

Т. Н. Лоладзе

ПРОЧНОСТЬ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ режущего инструмента



МОСКВА « МАШИНОСТРОЕНИЕ » 1982

ББК 34.63-5
Л68
УДК 621.9.02

Рецензент канд. техн. наук **В. Б. Серебровский**

Лолодзе Т. Н.

Л68 Прочность и износостойкость режущего инструмента. — М.: Машиностроение, 1982. — 320 с., ил.

1 р. 50 к.

В книге рассмотрен механизм разрушения и износа режущего инструмента в различных условиях обработки, а также вопросы хрупкой и пластической прочности режущей части инструмента. Приведены методы расчета на прочность. Изложена теория адгезионно-усталостного и диффузионного износа инструментов. Даны рекомендации по повышению стойкости инструментов и повышению производительности обработки резанием.

Книга предназначена для инженерно-технических работников машиностроительных заводов.

Л 2703000000-126
038(01)-82 126-82.

ББК 34.63-5
6П4. 6.08

ИБ № 2187

Теймураз Николаевич Лолодзе

**ПРОЧНОСТЬ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ
РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА**

Редактор А. А. Степанова

Художественный редактор И. К. Капралова

Технические редакторы Н. В. Тимофеевко и Ф. П. Мельниченко

Корректоры В. А. Воробьева и А. М. Усачева

Переплет художника В. И. Столярова

Сдано в набор 23.09.81. Подписано в печать 28.05.82. Т-09318.
Формат 60×90¹/₁₆. Бумага типографская № 2. Гарнитура литературная.
Печать высокая. Усл. печ. л. 20,0. Уч.-изд. л. 22,22. Тираж 10 000 экз.
Заказ 698. Цена 1 р. 50 к.

Ордена Трудового Красного Знамени издательство «Машиностроение». 107076,
Москва Б-76, Стромынский пер. 4.

Ленинградская типография № 6 ордена Трудового Красного Знамени
Ленинградского объединения «Техническая книга» им. Евгении Соколовой
Союзполиграфпрома при Государственном комитете СССР
по делам издательств, полиграфии и книжной торговли.
193144, г. Ленинград, ул. Моисеенко, 10.

© Издательство «Машиностроение», 1982 г.

Решениями XXVI съезда КПСС предусматривается повышение технического уровня продукции машиностроения на основе программы широкого использования достижений науки и техники. По мере развития науки и техники конструктивно совершенствуются машины и приборы, повышаются требования к долговечности и надежности узлов и их деталей. В связи с этим непрерывно растут и требования, предъявляемые к точности изготовления и качеству поверхности деталей.

Детали на производстве изготавливают последовательной обработкой заготовок в результате осуществления технологических процессов. Методы обработки заготовок по своему целевому назначению можно классифицировать следующим образом: дозирование и разделение, соединение, формоизменение и изменение физико-механических свойств материалов. При выполнении процессов разделения, соединения, формообразования и формоизменения способами литья, давления, сварки и пайки, при изменении физико-механических свойств материалов способами термической обработки в заготовках деталей возникают технологически «наследственные» погрешности размеров, формы и дефекты качества поверхности. Эти погрешности и дефекты столь значительны, что для обеспечения заданного качества деталей во многих случаях необходимо применять уточняющие процессы, называемые процессами размерной и финишной обработки поверхности.

Современные способы литья и обработки давлением за некоторыми исключениями обеспечивают 5—10-й классы точности и шероховатость поверхности $Ra = 80 \div 5$ мкм; 2—4-й классы точности и шероховатость $Ra = 10 \div 0,08$ мкм достигаются в сравнительно редких случаях некоторыми способами: холодной штамповкой, объемной штамповкой, выдавливанием, литьем под давлением и т. д. Для достижения более высоких классов точности размеры детали и качества ее поверхности наиболее целесообразным оказывается оставление на заготовке определенного припуска, при удалении которого процессами размерной обработки и достигаются требуемые точность формы и качество поверхности. Именно поэтому 80 % заготовок деталей в машиностроении подвергаются размерной обработке.

Размерная обработка материалов в основном осуществляется процессами резания на станках, а также различными физическими, электрохимическими и химическими методами удаления припуска. В этих процессах высокая точность обработки деталей достигается обеспечением малой разности температур между обрабатываемой деталью и окружающей средой и сравнительно малыми действующими силами и деформациями системы станок—деталь—инструмент. При обработке деталей на токарных, фрезерных, расточных и других станках достигается 4-й, изредка 3-й класс точности обработки и шероховатость $Ra = 10 \div 0,63$ мкм. Обработка деталей по 3-му—1-му классам точности при шероховатости поверхности Ra от 1,25 до 0,08 мкм достигается еще большим уменьшением действующих сил и деформаций системы станок—деталь—инструмент на шлифовальных, координатно-расточных и других прецизионных станках.

Прогрессивные способы формообразования, например объемная прецизионная штамповка, ротационная ковка и выдавливание, прецизионная прокатка, накатка, литье по выплавляемым моделям и в оболочковые формы, а также применение порошковой металлургии для получения заготовок деталей позволяют уменьшить припуск на размерную обработку, а в ряде случаев исключить его. Несмотря на это имеется еще много случаев, когда припуск на заготовках деталей столь велики, что появляется необходимость разделения обработки резанием на первичную и окончательную.

Совершенствование заготовительных операций и получение возможно большего приближения формы заготовок к форме и размерам готовых изделий уменьшает удельный объем размерной обработки резанием в технологическом цикле изготовления деталей. Однако доля размерной обработки в общем объеме производства машин продолжает составлять основную часть (~40 %), а потребность в станочном оборудовании непрерывно возрастает.

Непрерывный рост объема размерной обработки резанием в машиностроении наряду с увеличением масштаба выпуска продукции обуславливается следующими обстоятельствами: 1) повышением точности и качества поверхности деталей, требующих увеличения объема точных способов размерной обработки; 2) усложнением формы деталей и увеличением трудоемкости размерной обработки; 3) применением новых жаропрочных, жаростойких, коррозионностойких, магнитных, антимангнитных и других конструкционных материалов, характеризующихся низкой обрабатываемостью и значительным повышением трудоемкости обработки резанием; 4) применением полупроводниковых, диэлектрических и других материалов (кремний, кварц, сапфир, рубин, германий, индий, керамика и др.) для изготовления деталей из монокристаллических слитков путем ориентированной резки на пластины и последующей тщательной обработки.

Все вышеизложенное позволяет заключить, что процессы размерной обработки материалов резанием еще долгое время будут

являться основными и эффективными способами финишной обработки деталей в технологии машинстроения.

Показательно, что развитие технической кибернетики нашло свое первое практическое применение среди всех рабочих процессов машиностроения, именно в процессах размерной обработки в виде создания станков с ЧПУ. Более того, создаются и развиваются обрабатывающие системы, управляемые с помощью микро- и мини-ЭВМ, находят применение групповое управление станками от мощных ЭВМ. В связи с этим остро стоит вопрос о необходимости повышения износостойкости и надежности работы режущего инструмента, разработки методов расчета его на прочность, определения стойкости и т. д.

Для решения этих задач важно раскрыть природу и механизм износа, изучить явления, происходящие в контактных слоях трущихся пар, выявить причины разрушения поверхностных слоев инструмента и разработать конкретные требования, предъявляемые к материалам режущих инструментов, что позволит материаловедам найти новые, еще более эффективные материалы, соответствующие этим требованиям.

В гл. I—V изложены вопросы трибологии резания материалов. Рассмотрены вопросы хрупкой и пластической прочности режущего инструмента, даны приближенные формулы для определения стойкости при адгезионно-усталостном и диффузионном видах износа. Описаны требования, предъявляемые к свойствам инструментальных материалов и критерии их качества.

Трибология — это наука, которая комплексно изучает физико-химические явления, происходящие в контактных слоях при относительном движении и взаимодействии поверхностей твердых тел. Ее название происходит от греческого слова «трибос», означающего «трение». Задачи трибологии состоят в исследовании трения смазки, износа, механического контакта, физики и химии обработанных поверхностей с целью получения подробного представления об их взаимодействии и последующего усовершенствования применительно к заданным условиям [93, 102].

Прикладное значение трибологии проявляется в правильном выборе материалов контактирующих поверхностей, среды, в которой происходит соприкосновение, а также конструкций узлов соприкасающихся пар. Это в равной степени относится к проектированию подшипников, тормозных пар, зубчатых и фрикционных передач, различных колесных пар, к правильному подбору инструмента при обработке материалов давлением и резанием, а также твердых, жидких и газообразных смазочных материалов с учетом среды, в которой взаимодействуют соприкасающиеся поверхности.

Таким образом, трибология как наука соединяет в себе познания, накопленные физикой, химией, прикладной математикой, механикой, материаловедением и рядом других инженерных дисциплин.

Прикладное значение трибологии для технологических процессов машиностроения заключается в повышении износостойкости и долговечности трущихся пар: обрабатываемый материал с режущим инструментом в процессе резания, с прокатными валками и прошивными пуансонами в процессах прокатки и прессования, со штампами и пресс-формами в процессах штамповки, с фильерами при волочении и др.

Процесс взаимодействия между инструментальным и обрабатываемым материалами существенно отличается от процесса взаимодействия между трущимися поверхностями деталей машин и механизмов вследствие наличия высоких контактных давлений, больших удельных сил трения и деформации, а также высоких контактных температур. Поэтому процесс формообразования методами давления и резания представляет собой самостоятельную часть трибологии.

Трибология резания материалов изучает процесс взаимодействия инструментального и обрабатываемого материалов, механизм износа, влияние физико-химических свойств обрабатываемых материалов и внешней среды на износ и стойкость инструмента и, обобщая все эти сведения, разрабатывает научные основы управления качеством обработанной поверхности, точностью и производительностью обработки, а также создания эффективных инструментальных материалов.

В гл. VI—IX освещен материал, имеющий в основном прикладное значение и содержащий предложения и рекомендации по повышению производительности обработки деталей резанием на основе правильного выбора материала режущего инструмента, способов и режимов обработки, применения подогрева срезаемого слоя, адаптивного управления на станках с ЧПУ и других методов.

В книге, наряду с материалами собственных исследований, обобщаются результаты, полученные за последние годы в лабораториях кафедры Технологии машиностроения Ордена Ленина и Ордена Трудового Красного Знамени Грузинского политехнического института им. В. И. Ленина.

Предполагается, что основными читателями книги будут специалисты по обработке материалов резанием, материаловеды, работающие над созданием инструментальных материалов.

В данной главе рассматриваются стружкообразование и нагружающие напряжения, действующие на контактных поверхностях инструмента, тепловые явления, характер контакта в различных условиях обработки и структурные превращения в обрабатываемом и инструментальном материалах.

НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ СТРУЖКООБРАЗОВАНИЯ

Изучение деформации срезаемого слоя являлось предметом многих исследований, в результате которых накоплен значительный экспериментальный материал, выявлены особенности процесса стружкообразования и созданы схемы стружкообразования.

Н. Н. Зорев [33], исходя из свойств линий характеристик при пластической деформации, представлял схему стружкообразования так, как это показано на рис. 1. Согласно этой схеме пластическая зона *ЛОМ* ограничивается линией сдвига *OL*, вдоль которой происходят первые пластические деформации, линией сдвига *ОМ*, вдоль которой происходят последние сдвиговые деформации, и линией *LM*, которая представляет собой деформированный участок наружной поверхности среза. Внутри пластической зоны расположено семейство линий скольжения, вдоль которых последовательно осуществляются нарастающие деформации снимаемого слоя. Величина зоны пластической деформации *ЛОМ* при прочих равных условиях меняется с изменением переднего угла

На рис. 2—6 представлены микрофотографии сечения корня стружки при резании стали в среде четыреххлористого углерода CCl_4 в широком диапазоне изменения переднего угла резца $\gamma = (-19) \div (+60)^\circ$. Величина заднего угла резца в экспериментах составляла $\alpha = 8^\circ$, скорость резания $v = 0,22$ м/с, толщина среза $a = 0,19 \div 0,5$ мм, ширина среза $b = 2,0$ мм. С уменьшением переднего угла деформация срезаемого слоя возрастает. Об этом можно судить по различной степени деформации зерен обрабатываемого металла. Например, на рис. 3—5 текстура металла в стружке явно выражена, тогда как на рис. 6 она почти незаметна. При отрицательных передних углах зона пластической деформации имеет большую ширину, чем при положительных передних углах.

Между стружкой и передней поверхностью инструмента имеют место два вида трения, различных по характеру. В первой зоне, примыкающей к режущей кромке инструмента, силы трения настолько значительны, что напряжения трения превышают предел текучести на сдвиг материала контактных слоев стружки. Поэтому перемещение стружки относительно передней поверхности инструмента осуществляется за счет внутренних сдвигов

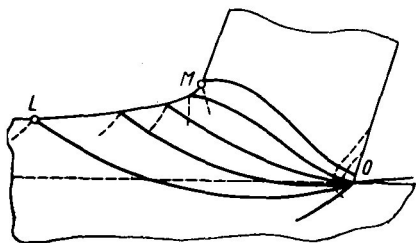


Рис. 1. Линии скольжения в зоне стружкообразования (по данным Н. Н. Зорева [33])

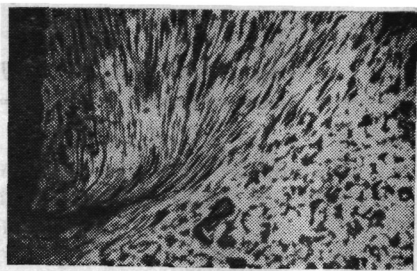


Рис. 2. Микрофотография сечения корня стружки. Свободное резание стали 20X в среде CCl_4 ($\gamma = -19^\circ$; толщина среза $a = 0,2$ мм), $\times 25$

в ее прирезцовых слоях с образованием продольной текстуры, т. е. за счет контактной пластической деформации (рис. 7). При наличии значительного трения на контактных поверхностях деформация срезаемого слоя не заканчивается в зоне стружкообразования. При движении вдоль поверхностей инструмента тонкие контактные слои стружки и обработанной поверхности получают весьма значительную дополнительную деформацию и упрочнение.

Путем графоаналитической обработки линий текстуры на микрофотографиях корней стружек было установлено, что контактные деформации стружки необычайно велики. Например, при точении сталей при скоростях резания выше зон наростообразования величина относительного сдвига (ϵ) на расстоянии сотых долей миллиметра от контактной поверхности стружки достигает 30—40, что в несколько десятков раз превосходит деформацию основной массы стружки. Контуры застойной зоны определяются путем

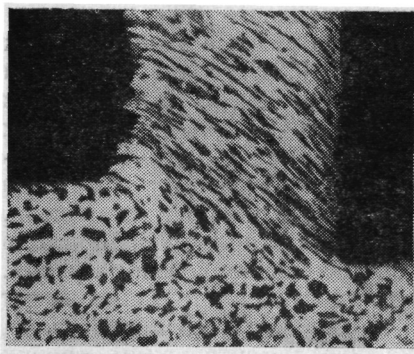


Рис. 3. Микрофотография сечения корня стружки. Свободное резание стали 20X в среде CCl_4 ($\gamma = 0^\circ$; $a = 0,2$ мм), $\times 36$

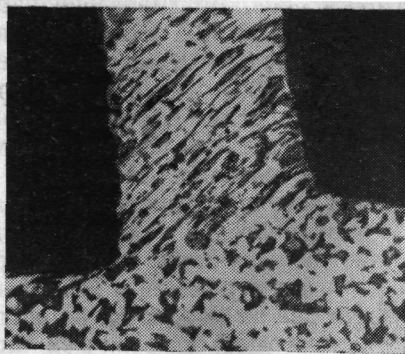


Рис. 4. Микрофотография сечения корня стружки. Свободное резание стали 20X в среде CCl_4 ($\gamma = 10^\circ$; $a = 0,17$ мм), $\times 36$

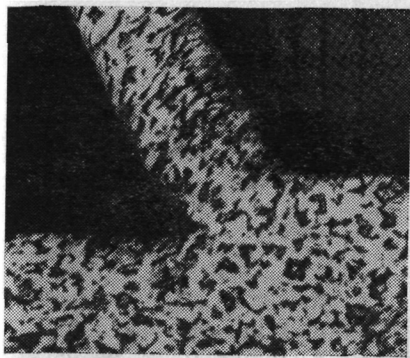


Рис. 5. Микрофотография сечения корня стружки. Свободное резание стали 20X в среде CCl_4 ($\gamma = 40^\circ$; $\alpha = 8^\circ$; $a = 0,19$ мм), $\times 36$

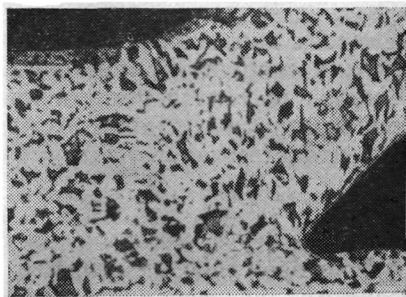


Рис. 6. Микрофотография сечения корня стружки. Свободное резание стали 20X в среде CCl_4 ($\gamma = 60^\circ$; $\alpha = 8^\circ$; $a = 0,5$ мм), $\times 36$. Текстура стружки едва заметна

сопоставления формирующихся участков линий текстуры с окончательно сформировавшимися типичными участками на стружке. Если известны форма и размеры застойной зоны, то по форме линий текстуры внутри нее можно определить скорости движения металла и скорости его деформации [33].

На рис. 8 приведены кривые изменения скорости движения обрабатываемого

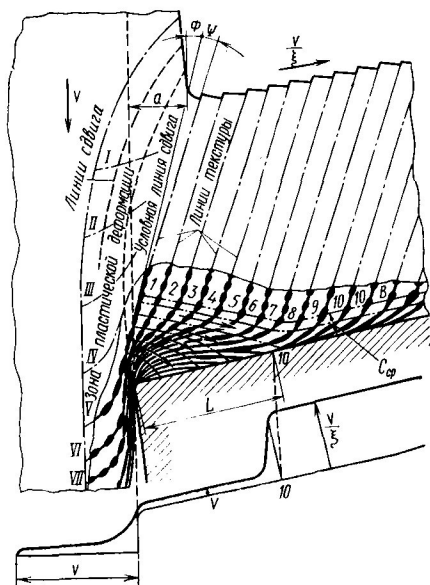


Рис. 7. Схема течения срезаемого слоя (Φ — угол сдвига, $\frac{v}{\sin \Phi}$ — средняя скорость перемещения стружки, где ξ — коэффициент усадки стружки). В нижней части рисунка — график распределения скоростей

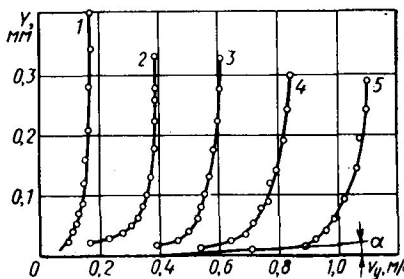


Рис. 8. Кривые изменения средних скоростей движения обрабатываемого материала по высоте застойной зоны при резании стали 50 с различными скоростями резания:

- 1 — $v = 0,33$ м/с; 2 — $v = 0,66$ м/с;
- 3 — $v = 1,0$ м/с; 4 — $v = 1,33$ м/с;
- 5 — $v = 1,66$ м/с ($\gamma = 10^\circ$, $t = 12$ мм, $s = 2,38$ мм/об)

материала v_y по высоте застойной зоны y . Анализ этих кривых показывает, что при практически применяемых скоростях резания градиент скорости перемещения контактных слоев стружки изменяется в широком диапазоне. При работе на высоких скоростях происходит увеличение градиента скорости и деформация локализуется в тонких слоях. Распределение скоростей в различных слоях стружки в зоне окончания пластического контакта стружки с инструментом можно выразить уравнением

$$v_y = (y/h)^n,$$

где h — высота деформированных контактных слоев стружки.

Во второй зоне, удаленной от режущей кромки, где нормальные давления меньше, перемещение стружки происходит за счет внешнего скольжения по передней поверхности инструмента, и здесь имеет место внешнее трение.

В общем случае деформацию срезаемого слоя можно разбить на две стадии: 1) деформацию срезаемого слоя в зоне стружкообразования, где деформируются весь срезаемый слой и часть обрабатываемой детали (на рис. 7 положение пластически деформированной зоны указано штрихпунктиром); 2) местную деформацию стружки в зоне трения, где деформируется только контактный, прирезцовый слой стружки. В результате второй стадии деформации получается искривление линий текстуры в прирезцовом слое стружки.

Описанная схема образования сливной стружки рассматривается в одном из сечений корня стружки плоскостью, перпендикулярной к режущей кромке инструмента. Изучение микрошлифов в других, параллельных этому, сечениях, показывает, что размеры зоны сдвига, характеризующие углом ψ , в сильной степени изменяются в зависимости от места продольного сечения корня стружки как для свободного, так и для несвободного резания (рис. 9).

Обычно при свободном резании начальная граница зоны стружкообразования становится более пологой от края среза к его центру, т. е. зона стружкообразования удлиняется. При несвободном резании зона стружкообразования вначале также удлиняется по мере удаления от свободного края среза, быстро достигает максимальной величины и у несвободного края плавно укорачивается; соответственно изменяется и толщина стружки. Описанные наблюдения приводят к выводу, что сдвиг срезаемого слоя нельзя представить происходящим по плоскости.

Что касается вопроса о том, допустимо ли в случае плоской задачи принимать линии сдвига за прямые линии, то многочисленные экспериментальные данные указывают на то, что линии скольжения являются кривыми, носят свойства характеристик, и схема стружкообразования, предложенная Н. Н. Зоревым, имеет реальную основу.

В общем случае начальная граница зоны стружкообразования не может быть представлена прямой линией. При резании в актив-

ных средах с относительно большим передним углом ($\gamma > 20^\circ$), когда трение на передней поверхности снижено, границы зоны стружкообразования приближаются к прямым линиям. При переходе от недеформированной или малодеформированной области к стружке градиент деформации мал и зона стружкообразования настолько узка, что ее можно условно принять за узкую полосу, в которой сосредотачивается вся деформация сдвига. В этом случае допустимо представить процесс стружкообразования, как

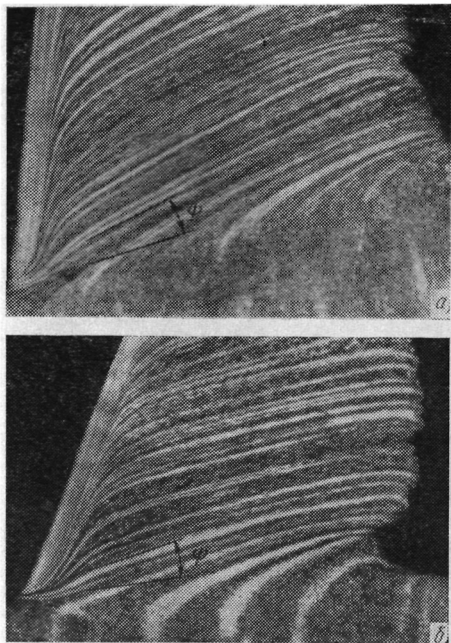


Рис. 9. Микрофотография сечения
корня стружки:

a — близ свободной поверхности; *b* — посередине сечения среза ($\gamma = -10^\circ$; $\alpha = 60^\circ$; $\phi = 60^\circ$; $v = 0,45$ м/с; $s = 0,54$ мм/об; $t = 2$ мм), $\times 20$

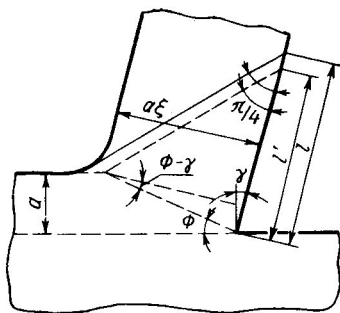


Рис. 10. Упрощенная схема стружкообразования [3]

последовательные сдвиги слоев малой толщины вдоль определенной плоскости — плоскости сдвига. Линия сдвига и плоскость сдвига являются условными, но подобная абстракция с целью получения расчетной (упрощенной) схемы допустима.

По упрощенной схеме (рис. 10) с помощью измеренных составляющих силы резания P_x , P_y и P_z , а также усадки ξ определяются углы сдвига Φ и трения η , относительный сдвиг ϵ , напряжение сдвига τ_Φ и другие характеристики напряженно-деформированного состояния процесса стружкообразования при образовании сливной стружки.

С помощью упрощенной схемы (штриховая линия на рис. 10) на основании закономерности, установленной Н. Г. Абуладзе [3], что контакт стружки с передней поверхностью инструмента кончается в точке пересечения передней поверхности и линии, проведен-

ной от сопряжения стружки и обрабатываемого материала под углом 45° к передней поверхности (для удобства изложения рассматривается сечение корня стружки), выведена формула длины контакта в случае образования сливной стружки

$$l' = a[\xi(1 - \operatorname{tg} \gamma) + \operatorname{sec} \gamma], \quad (1)$$

где γ — передний угол режущего инструмента; a — толщина среза; ξ — коэффициент усадки стружки по толщине.

Упрощенная схема стружкообразования не учитывает плавного сопряжения стружки и обрабатываемой поверхности, ввиду чего рассчитанная по формуле (1) длина контакта l' меньше действительной длины контакта l .

Установлено [3], что при образовании сливной стружки с достаточным приближением соблюдается равенство

$$\frac{l}{l'} = \xi^{0.1}. \quad (2)$$

Учитывая формулы (1) и (2), получим формулу для расчета длины контакта с учетом плавного сопряжения стружки и обрабатываемой поверхности

$$l = a\xi^{0.1}[\xi(1 - \operatorname{tg} \gamma) + \operatorname{sec} \gamma]. \quad (3)$$

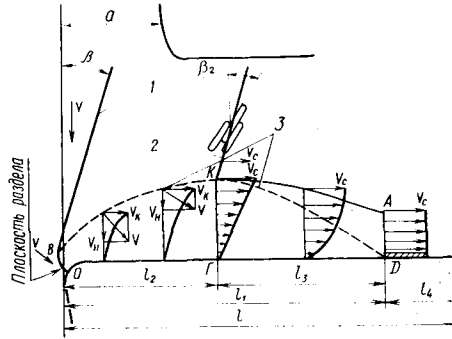
Рассчитанная по формуле (3) длина контакта отличается от длины контакта, определенной экспериментальным путем, на 5—8 %. Помимо формулы (3) для аналитического определения длины контакта имеются формулы, полученные Н. Н. Зоревым, М. И. Клушиным и другими исследователями. Для определения длины контакта по этим формулам помимо усадки необходимо экспериментально определить и коэффициент трения.

Н. В. Талантов [75], исследуя закономерности пластического деформирования при обработке упрочняемых материалов твердосплавным инструментом со скоростями резания выше зоны наростообразования ($v \geq v_{II}$), выдвигает ряд гипотез. Например, предполагается, что в процессе пластического деформирования в зоне стружкообразования и в зоне контактного взаимодействия на участке пластического контакта каждый элементарный объем срезанного материала перемещается по определенной траектории и имеет свои закономерности изменения степени и скорости деформации, а также температуры и сопротивления деформированию. В ходе пластического деформирования в зоне стружкообразования материал последовательно упрочняется, достигая на конечной границе условия равенства интенсивностей деформационного упрочнения и температурного разупрочнения. Начальная граница зоны стружкообразования сопрягается с поверхностью раздела, а конечная граница — с верхней границей зоны контактных пластических деформаций в конце участка упрочнения.

Зона пластического контакта (l_1) разделяется на участок упрочнения (l_2) и участок разупрочнения (l_3) с полем скоростей, представленным на рис. 11. Наличие участка разупрочнения связано с адиабатичностью пластической деформации. На участке l_2 интенсивность деформационного упрочнения выше интенсивности температурного разупрочнения, и материал по ходу перемещения и деформирования упрочняется. На участке упрочнения видом деформированного состояния является сдвиг, смешанный со сжатием. По мере перемещения рассматриваемого сечения от режущей

Рис. 11. Схема движения обрабатываемого материала в зоне резания [75]:

1 — начальная граница зоны стружкообразования; 2 — конечная граница зоны стружкообразования; 3 — верхняя граница зоны контактных пластических деформаций; l — длина контакта; l_1 — длина зоны пластического контакта; l_2 — длина участка упрочнения; l_3 — длина участка разупрочнения; l_4 — длина зоны упругого контакта; v_p — скорость резания; v_c — скорость стружки; v — скорость движения материальной точки верхней границы зоны контактных пластических деформаций на участке упрочнения; v_H и v_K — нормальные и касательные составляющие скорости v



кромки к концу участка упрочнения интенсивность деформации сжатия снижается, а деформации сдвига возрастают. При этом на поверхности раздела существует только сжатие, а в сечении на конце участка упрочнения — только сдвиг.

Изменение формы эпюры скоростей в зоне контактных пластических деформаций вызвано тем, что в начале участка упрочнения наиболее интенсивное сдвиговое деформирование протекает в верхних слоях. По мере перемещения от режущей кромки происходит последовательное выравнивание скорости деформации по толщине зоны и рост упрочненного состояния на всех уровнях. По мнению авторов, скорость перемещения частиц v на границе участка упрочнения изменяется по толщине зоны деформации от нуля до v_c по линейному закону. Далее наступает процесс разупрочнения деформируемого металла.

На этом участке (l_3) интенсивность деформационного упрочнения ниже интенсивности температурного разупрочнения, и материал разупрочняется. При этом сначала в разупрочненное состояние, равное состоянию стружки, возвращаются верхние слои. Это приводит к постепенному выравниванию скоростей в верхних слоях и локализации пластического сдвигаемого течения в нижней части зоны. В конце участка пластического контакта, где в значительной части зоны разупрочнения $v_K = v_c$, а скорость деформации в нижней локализуемой зоне достигает предельных

значений, происходит переход к качественно иному механизму взаимодействия стружки с передней поверхностью инструмента.

Существование такого процесса с переходом на конце пластического контакта к взаимодействию упругой стружки с передней поверхностью инструмента по принципу внешнего трения связано с определенной закономерностью роста температур по длине контакта (см. рис. 35). При такой интенсивности роста температур по длине контакта локализация контактных пластических деформаций на участке разупрочнения приводит к зарождению диффузионно-вязкого течения контактных микрообъемов стружки.

При скоростях резания, меньших $v_{н}$ (зона наростообразования), участок разупрочнения и участок внешнего трения не существуют, т. е. $l = l_1 = l_2$.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ СДВИГА В СРЕЗАЕМОМ СЛОЕ

Сопrotивление материала пластическому деформированию является функцией температуры, степени предварительного упрочнения и скорости деформации, т. е.

$$\tau = f(\theta, \varepsilon, \dot{\varepsilon}),$$

где τ — касательное напряжение, вызывающее сдвиг; θ — температура в рассматриваемой точке; ε — относительный сдвиг; $\dot{\varepsilon}$ — скорость относительного сдвига.

Рассмотрим отдельно влияние каждого из указанных факторов на напряжения, возникающие в зоне стружкообразования. В первом приближении сопротивление обрабатываемого материала пластической деформации в процессе резания может характеризоваться касательными напряжениями в трех различных зонах: в зоне стружкообразования, в контактных слоях стружки с передней поверхностью и обрабатываемого материала с задней поверхностью. Деление основано на различии в величинах деформации, скорости деформации и, что особенно важно, на различии температур. В зоне стружкообразования данного обрабатываемого материала температура при изменении условий резания изменяется мало, тогда как в контактных слоях в зависимости от скорости резания она может изменяться в широких пределах, вплоть до температуры плавления обрабатываемого материала.

Сопrotивление обрабатываемого материала пластической деформации в зоне стружкообразования приближенно характеризуется средней величиной напряжения сдвига по условной плоскости сдвига (τ_{ϕ}).

Подобным же образом сопротивление пластической деформации в контактных слоях можно характеризовать средней величиной напряжений сдвига пластически деформируемых слоев стружки вдоль передней поверхности ($\tau_{кп}$) и средней величиной напряжений сдвига пластически деформируемых слоев обрабатываемого мате-

риала вдоль задней поверхности (поверхности резания) $\tau_{кз}$. Следует отметить, что при малых толщинах среза ввиду относительно небольшого различия в температурах контакта $\tau_{кп}$ и $\tau_{кз}$, очевидно, по величине отличаются незначительно, и можно принять;

$$\tau_{кп} \approx A_0 \tau_{кз} \approx \tau_{кз}$$

где $A_0 \approx 1$.

Многочисленные экспериментальные исследования пластической деформации в зоне стружкообразования [12, 33 и др.] показывают, что величины деформации ϵ и скорости деформации $\dot{\epsilon}$ срезаемого материала в области условной плоскости сдвига необычно велики и намного превосходят деформацию материала при стандартных методах испытания. Например, величина относительной деформации ϵ в зоне условной плоскости сдвига при резании пластичных материалов колеблется в пределах $\epsilon = 2 \div 10$, тогда как в шейке при растяжении образцов $\epsilon < 1$.

Кроме того, очень велико различие и в скоростях деформации. Например, при обычных скоростях резания $\dot{\epsilon} = 10^3 \div 10^4 \text{ с}^{-1}$, при шлифовании $\dot{\epsilon} = 10^5 \div 10^6 \text{ с}^{-1}$, тогда как при стандартных методах испытания $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, т. е. скорость деформации материала в зоне стружкообразования в несколько миллионов раз превосходит скорость деформации при стандартных методах испытания. Ввиду этого напряжения сдвига, определенные по стандартным методам испытания при растяжении, сжатии, кручении, могут значительно отличаться от напряжений сдвига в условиях резания.

Рассмотрим влияние ϵ и $\dot{\epsilon}$ на τ_{ϕ} . Анализ кривых деформационного упрочнения металлических материалов позволяет заключить, что в начальный период с увеличением деформации материал интенсивно упрочняется и напряжения быстро возрастают. Дальнейшее увеличение деформации заметно снижает прирост напряжений и кривая деформационного упрочнения асимптотически стремится к определенному пределу. При достижении значения деформации сдвига $\epsilon \approx 1$ возможность упрочнения сталей и многих других материалов почти исчерпывается.

Во время последних сдвиговых деформаций в зоне стружкообразования (по условной плоскости сдвига) обрабатываемый материал находится в пределах насыщения упрочнения, т. е. приближается по свойствам к идеально пластичному телу. Поэтому значительное изменение относительной деформации ϵ при изменении режимов резания и формы режущей части инструмента сравнительно мало влияет на величину τ_{ϕ} .

Рассмотрим влияние скорости деформации на величину τ_{ϕ} . Изучение влияния скорости деформации на напряжения сдвига для различных материалов, а также данные теории упрочнения и разупрочнения материалов приводят к заключению, что при гомологических температурах поведение металлических материалов в отношении воздействия скорости деформации одинаково.

При этих температурах чистые металлы и однотипные сплавы имеют одинаковый порядок диффузионной подвижности и сопротивление деформации примерно одинаково зависит от скорости деформации.

Исходя из этих представлений, нельзя делить металлы на чувствительные и нечувствительные к скорости деформации; все металлы чувствительны к скорости деформации при температурах рекристаллизации и температурах, близких к температурам плавления, и нечувствительны при температурах, значительно меньших температур рекристаллизации:

$$\theta_{\text{рекp}} \approx 0,4\theta_{\text{пл}},$$

где $\theta_{\text{пл}}$ — температура плавления.

При точении и фрезеровании сталей температура в зоне условной плоскости сдвига в большинстве случаев меньше температуры рекристаллизации. Следовательно, τ_{Φ} мало чувствительна к изменению скорости деформации. Что же касается легкоплавких материалов (алюминий, свинец и др.), то при их обработке температура в зоне условной плоскости сдвига находится в области температуры рекристаллизации, поэтому у этих материалов заметно влияние скорости резания на величину τ_{Φ} .

Аналогично можно объяснить влияние скорости резания на τ_{Φ} при резании с предварительным подогревом тугоплавких материалов.

При резании сталей, титановых и никелевых сплавов и других тугоплавких материалов деформации столь велики, что материал находится за пределами насыщения упрочнения и изменение величины деформации ϵ также мало влияет на τ_{Φ} . В результате этого τ_{Φ} мало зависит от изменения условий резания и в основном является характеристикой обрабатываемого материала. Для указанных условий материал стружки настолько упрочнен, что при измерении твердости вдавливание наконечника не вызывает дополнительного упрочнения, а малая скорость деформации материала при вдавливании наконечника не влияет на сопротивление материала, когда он нечувствителен к скорости деформации.

То же можно сказать о температуре, если различие в температурах по условной плоскости сдвига и в условиях испытания твердости стружки не оказывает заметного влияния на механические характеристики. Поэтому появляется возможность определить величину τ_{Φ} по измеренной твердости стружки, используя известное в теории пластичности [78] соотношение между напряжением сдвига и твердостью по Виккерсу:

$$\tau_{\Phi} = \frac{1}{6} HV, \quad (4)$$

где HV — средняя твердость стружки по Виккерсу.

Если в зоне условной плоскости сдвига изменения температуры, величины и скорости деформации мало влияют на величину τ_{Φ} ,

и величина τ_{Φ} является характеристикой обрабатываемого материала, имеется возможность установить взаимосвязь между τ_{Φ} и стандартными механическими характеристиками путем нахождения соответствующего коэффициента [10, 48].

Для определения напряжений сдвига τ_{Φ} по стандартным механическим характеристикам обрабатываемого материала предложен ряд зависимостей [33, 65]. Н. Г. Абуладзе [2] предложил формулу

$$\tau_{\Phi} = 0,74\sigma_n \varepsilon^{0,66}, \quad (5)$$

где σ_n — предел прочности обрабатываемого материала при растяжении; δ_5 — относительное удлинение при растяжении.

Для практических расчетов предлагается формула

$$\tau_{\Phi} = 0,74\sigma_n \cdot 6^{0,66}. \quad (6)$$

Зная характеристики растяжения, по формуле (6) можно определить напряжение сдвига, исключив опыты на станке.

При больших толщинах среза напряжения в контактных слоях стружки $\tau_{кн}$ и на поверхности резания $\tau_{кз}$ будут значительно отличаться и не могут быть охарактеризованы одной какой-либо величиной.

Определение температурных зависимостей напряжений сдвига, соответствующих по ε и $\dot{\varepsilon}$ условиям резания, стандартными методами испытания при растяжении, сжатии или кручении весьма сложно, а имеющиеся данные дают лишь приближенное представление о значениях сдвигающих напряжений в контактных слоях ввиду резкого различия в величине и скорости деформации. Поэтому целесообразно определять эти напряжения непосредственно в процессе резания. При высоких степенях деформации, когда упрочнение достигает своего предела, можно допустить, что при равных температурах сдвигающие напряжения в зоне стружкообразования и в зоне контакта примерно равны, т. е.

$$\tau_{\Phi} \approx \tau_k.$$

Основываясь на этом допущении, нами был предложен метод определения контактных напряжений по температурной зависимости τ_{Φ} , устанавливаемой экспериментально путем резания обрабатываемого материала при различных температурах предварительного подогрева ($\theta_{п}$).

Как известно, по упрощенной схеме стружкообразования

$$\tau_{\Phi} = \frac{P_z \sin \Phi \cos (\Phi + \eta - \gamma)}{ab \cos (\eta - \gamma)}, \quad (7)$$

где Φ — условный угол сдвига, определяемый по усадке стружки ξ с помощью формулы

$$\operatorname{tg} \Phi = \frac{\cos \gamma}{\xi - \sin \gamma};$$

η — так называемый средний угол трения по передней поверхности, определяемый из выражения

$$\operatorname{tg}(\eta - \gamma) = \frac{P_y}{P_z}$$

Для установления зависимости $\tau_\Phi = f(\theta_{II})$ необходимо проводить эксперименты при свободном течении, либо строгании с предварительным подогревом заданного обрабатываемого мате-

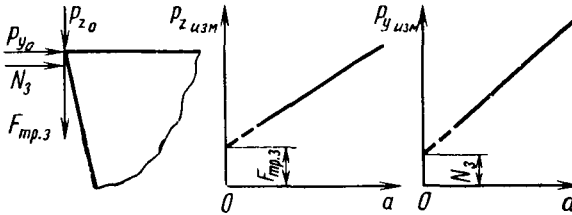


Рис. 12. Схема определения составляющих сил резания по задней поверхности при установлении зависимостей $\tau_\Phi = f(\theta_{II})$, a — толщина среза

риала на различные температуры, измеряя для каждого случая вертикальную P_z и радиальную P_y составляющие сил резания, а также усадку стружки ξ и определяя величину τ_Φ по формуле (7). При измерении динамометром составляющих сил резания всегда накладываются нормальные силы N_3 и силы трения $F_{тр.з}$, действующие на задней поверхности. Чтобы исключить их влияние, можно применить метод экстраполяции сил на нулевую толщину среза. Экстраполируя зависимости $P_{zизм} = f(a)$ и $P_{yизм} = f(a)$ на нулевую толщину среза, можно графически определить $F_{тр.з}$ и N_3 (рис. 12), что позволяет вычислить значения составляющих сил резания $P_{z0} = P_{zизм} - F_{тр.з}$ и $P_{y0} = P_{yизм} - N_3$, приближающиеся к их истинным значениям.

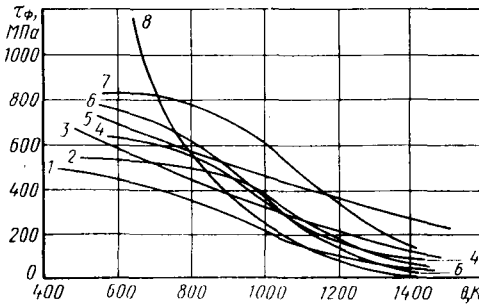


Рис. 13. Температурная зависимость условного напряжения сдвига $\tau_\Phi = f(\theta)$:

1 — Ст3; 2 — ВТ6С; 3 — 12Х18Н10Т; 4 — Сталь 40Х; 5 — ВМ-1; 6 — ШХ15; 7 — ХН77ТЮР; 8 — 110Г13Л

Зависимости $\tau_\Phi = f(\theta_{II})$, определенные по вышеописанной методике, приведены на рис. 13.

Несмотря на определенные достоинства, вышеизложенная методика определения температурных зависимостей τ_Φ требует проведения трудоемких экспериментов по резанию заданных материалов при различных температурах подогрева.

Большой интерес представляет возможность определения температурной зависимости τ_{Φ} и τ_k по стандартным методам испытания материалов (на растяжение, твердость и т. п.). Приблизительно этого можно достичь применением понятия модифицированной по скорости температуры. Макгрегор и Фишер [48] объединили влияние температуры и скорости деформации при испытании металла на растяжение путем использования понятия о температуре, модифицированной по скорости деформации. Как известно, скорость ползучести выражается уравнением

$$\frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_0} = A e^{-\frac{Q}{R\theta}}, \quad (8)$$

где $\dot{\varepsilon}$ — скорость деформации; ε_0 , A , R — постоянные; Q — функция приложенного напряжения; θ — абсолютная температура.

Уравнение (8) можно переписать так:

$$\theta \left(1 - \frac{\ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_0}}{\ln A} \right) = \frac{Q}{R \ln A}. \quad (9)$$

Обозначая $K_0 = \frac{1}{\ln A}$ и $B = \frac{Q}{R \ln A}$, получим

$$\theta \left(1 - K_0 \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_0} \right) = B, \quad (10)$$

где K_0 — постоянная; $B = f(\sigma)$.

Поэтому $\theta \left(1 - K_0 \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_0} \right) = f(\sigma)$, откуда определяется напряжение, характеризующее сопротивление материала пластической деформации.

$$\sigma = f \left[\theta \left(1 - K_0 \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_0} \right) \right]. \quad (11)$$

Экспериментальная проверка [102] уравнения (11) подтвердила, что напряжение при различных скоростях растяжения является функцией единственной переменной $\theta \left(1 - K_0 \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_0} \right)$, имеющей размерность температуры.

Постоянная K_0 может быть выбрана так, что изменение напряжения в образце при температуре θ_0 и скорости деформации $\dot{\varepsilon}_0$ будет таким же, как при скорости $\dot{\varepsilon}$ и температуре $\theta \left(1 - K_0 \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_0} \right)$.

При этом $\theta \left(1 - K_0 \ln \frac{\epsilon}{\epsilon_0} \right)$ является модифицированной по скорости температурой

$$\theta_M = \theta \left(1 - K_0 \ln \frac{\epsilon}{\epsilon_0} \right). \quad (12)$$

Температура, модифицированная по скорости, удовлетворительно выражает совокупное влияние действительной температуры и скорости деформации. Если известно K_0 , то по кривой зависимости напряжение — температура, полученной при постоянной

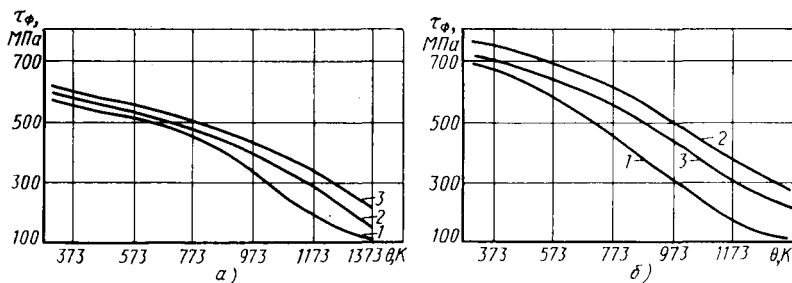


Рис. 14. Температурная зависимость $\tau_{\Phi} = f(\theta)$, определенная:

1 — измерением твердости стружки ($\tau_{\Phi} = \frac{1}{6} HV_{стр}$); 2 — измерением P_y , P_z и ξ при резании с подогревом; 3 — по модифицированной температуре; а — сталь 45; б — 12X18H9T

скорости деформации ϵ_0^0 , можно определить напряжение для любой скорости деформации и температуры, найдя модифицированную температуру.

Автор счел удобным воспользоваться понятием модифицированной температуры для приближенного определения истинных напряжений в контактных слоях при резании по кривым зависимостей напряжение — температура, полученным стандартными методами испытаний. Приняв за исходные данные результаты испытания при скорости деформирования $\epsilon_0^0 = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, находим, что уравнение (12) принимает вид соответственно для меди и железа

$$\theta_M \approx \theta [1 - 0,0275 (\ln \epsilon + 6,9)], \quad (13)$$

$$\theta_{ж} = \theta [1 - (0,017 \div 0,018) (\ln \epsilon + 6,9)]. \quad (14)$$

Диапазон изменения скорости деформации в опытах Макгрегора и Фишера был невелик. Подсчеты показали, что для меди и железа уравнения (13) и (14) удовлетворительно описывают изменение

напряжения в широком диапазоне температуры и скорости деформации. Это делает возможным применение принципа модифицированной по скорости температуры для приближенного определения истинных напряжений при резании, тем более, что процессы старения в случае резания не успевают завершаться, и поэтому уравнение (12) справедливо.

На рис. 14 приведены кривые изменения температурных зависимостей $\tau_{\Phi} = f(\theta)$ для углеродистых и коррозионностойких сталей. Значения τ_{Φ} определялись в одном случае — измерением твердости стружки и дальнейшего расчета по формуле (4), в другом — измерением составляющих сил резания и расчета по формуле (7) с использованием рис. 12 и в третьем — с использованием понятия модифицированной температуры. Сопоставление изменений температурных зависимостей $\tau_{\Phi} = f(\theta)$ для различных скоростей деформации показывает, как сильно повышается сопротивление деформации при высоких температурах и скоростях деформации.

НАГРУЖАЮЩИЕ НАПРЯЖЕНИЯ, ДЕЙСТВУЮЩИЕ НА КОНТАКТНЫХ ПОВЕРХНОСТЯХ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Изучение деформации срезаемого слоя при различных условиях резания показывает, что теоретическое определение напряжений, действующих на режущую кромку, представляет собой сложную задачу.

Для упрощения задачи рассмотрим сначала процесс свободного резания. Предположим, что передняя поверхность резца плоская, наружная поверхность обрабатываемой стружки параллельна этой поверхности и деформация срезаемого слоя происходит в одной плоскости сдвига (за исключением боковых поверхностей) и что действующие в главных секущих плоскостях силы и моменты незначительно изменяются по ширине среза. Тогда напряженное состояние срезаемого слоя может рассматриваться как плоское. В любой точке плосконапряженного тела имеются два взаимно перпендикулярных направления, по которым действуют только нормальные напряжения, называемые главными.

Переходя от точки к точке и находя направления главных нормальных напряжений, получим ортогональную сетку, состоящую из двух систем линий, которые совпадают с направлением главных нормальных напряжений. Эти линии называются траекториями главных нормальных напряжений. Под углом 45° к главным нормальным напряжениям действуют максимальные касательные напряжения, достигающие при пластической деформации величины K . Переходя непрерывно от точки к точке по направлению максимальных касательных напряжений, получим ортогональную сетку линий скольжения, или характеристик. Расположение траекторий нормальных напряжений 1 и 2 и линий скольжения 3 и 4 в окрестности точки M деформируемого тела показано на рис. 15. Компо-

ненты напряжений в функции угла α между касательной к линиям скольжения и осью OZ выражаются формулами:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_y &= \sigma + K \sin 2\alpha; \\ \sigma_z &= \sigma - K \sin 2\alpha; \\ \tau_{yz} &= -K \cos 2\alpha, \end{aligned} \right\} \quad (15)$$

где $\sigma = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2}$ — среднее нормальное напряжение; здесь σ_1, σ_2 — главные нормальные напряжения.

При решении практических задач часто удобно пользоваться графическим представлением

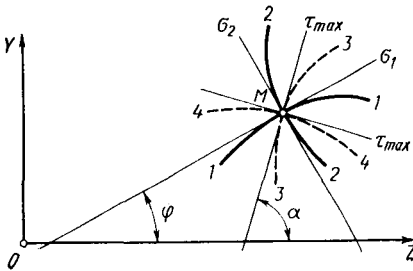


Рис. 15. Линии скольжения и траектории главных нормальных напряжений ($\alpha = \varphi + \frac{\pi}{4}$)

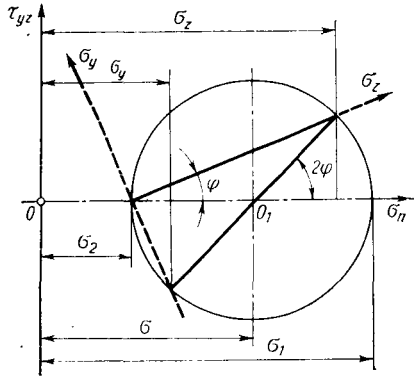


Рис. 16. Круг напряжений

напряженного состояния по способу Мора. Возводя уравнение (15) в квадрат и складывая почленно, получим зависимость между σ_y, σ_z и τ_{yz}

$$(\sigma_y - \sigma)^2 + \tau_{yz}^2 = K^2. \quad (16)$$

Уравнение (16) справедливо для углов $\frac{\pi}{2} \geq \varphi \geq 0$

$$(\sigma_z - \sigma)^2 + \tau_{yz}^2 = K^2. \quad (17)$$

Уравнение (17) справедливо для углов $\pi > \varphi_1 \geq \frac{\pi}{2}$.

Уравнения (16) и (17) можно заменить одним, обозначив σ_z и σ_y через σ_n :

$$(\sigma_n - \sigma)^2 + \tau_{yz}^2 = K^2. \quad (18)$$

Выражение (18) в системе координат σ_n, τ_{yz} представляет собой окружность с радиусом K , центр которой расположен по оси σ_n на расстоянии σ от начала координат (рис. 16).

Пользуясь кругом напряжений, можно определить напряжения на любой элементарной площадке. При решении плоской задачи, если известен характер линий течения в обрабатываемом материале, можно пользоваться так называемым методом характеристик.

Путем совмещения условия пластичности и уравнений пластического равновесия, можно показать, что уравнение характеристик является дифференциальным уравнением в частных производных второго порядка гиперболического типа. Уравнение имеет два вещественных решения, причем семейства характеристик совпадают с семействами линий скольжения и обладают свойством ортогональности. Таким образом, чтобы найти линии скольжения, достаточно определить характеристики дифференциальных уравнений пластического равновесия и наоборот.

Пользуясь свойством ортогональности линий скольжения, из уравнения равновесия можно получить следующие уравнения [78]:

$$\begin{aligned}\sigma + 2K\alpha &= \varphi_1(\eta); \\ \sigma - 2K\alpha &= \varphi_2(\xi),\end{aligned}\tag{19}$$

где $\varphi_1(\eta)$ и $\varphi_2(\xi)$ — произвольные функции, которые изменяются от одной характеристики к другой и не изменяются вдоль одной из характеристик. Приведенные формулы называются интегралом уравнений пластичности.

Если линии скольжения известны, то интегралы уравнений пластичности позволяют легко определить среднее нормальное напряжение в любой точке a по известному среднему напряжению в другой точке b :

$$\sigma_a \pm 2K\alpha_a = \sigma_b \pm 2K\alpha_b.\tag{20}$$

Из формул следует, что чем резче изменяется направление линий скольжения, тем сильнее изменяется среднее нормальное напряжение. Если линии скольжения являются прямыми, как это имеет место при равномерном растяжении или сжатии между смазанными плоскопараллельными абсолютно гладкими плитами, то среднее нормальное напряжение вдоль этих линий остается постоянным $\alpha_a - \alpha_b = \alpha_{ab} = 0$ и $\sigma_a = \sigma_b = \sigma = \text{const}$.

Сетка линий скольжения, отвечающая условиям равновесия и условию пластичности, должна удовлетворять следующим требованиям: 1) линии скольжения должны быть непрерывными; 2) ортогональными; 3) пересекать направление главных нормальных напряжений под углом $\pi/4$; 4) величина угла между касательными к двум линиям одной системы в точках их пересечения с линиями другой системы не изменяется на всем протяжении линий; 5) линии скольжения должны отвечать условию на контуре.

Согласно последнему, если касательные напряжения на контуре равны нулю, что имеет место при отсутствии трения на поверхности контакта или на свободной поверхности, то тогда $\cos 2\alpha = 0$, где $\alpha = \frac{\pi}{4}$, т. е. линии скольжения пересекают свободную поверхность или поверхность контакта при отсутствии трения под углом 45° .

Если трение на поверхности контакта достигает такой большой величины, что внешнее скольжение прекращается, то

$$\cos 2\alpha = \pm 1; \quad \alpha_1 = 0; \quad \alpha_2 = \frac{\pi}{2},$$

т. е. в этом случае одно семейство характеристик пересекает линию контакта под углом 90° , а для второго семейства линия контакта является общей касательной или огибающей.

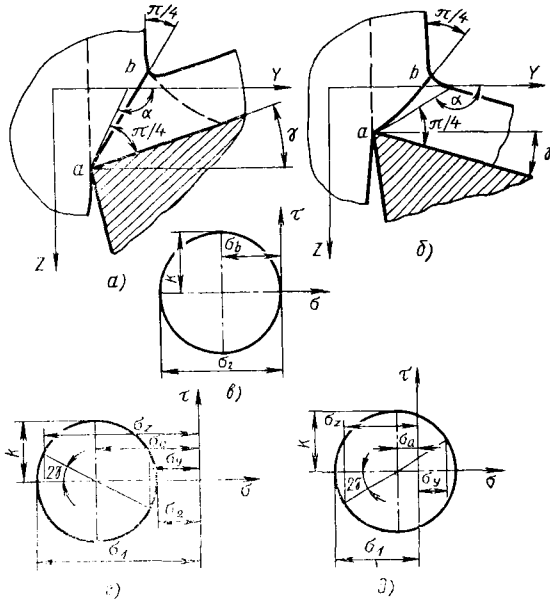


Рис. 17 Линии скольжения и круги напряжений в крайних точках a и b при отсутствии трения на контактных поверхностях

Рассмотренные случаи являются предельными. В промежуточных случаях, когда на поверхности контакта трение пропорционально нормальному напряжению ($0 < \tau < K$), линии скольжения пересекают линию контакта под углами, величина которых является промежуточной для двух ранее рассмотренных условий на линии контакта. Условия, определяющие линии скольжения, настолько ограничивают характер этих линий, что во многих случаях их можно построить геометрическим путем.

Допустим, что в одном случае резание производится резцом с отрицательным передним углом (рис. 17, а), во втором случае — с положительным передним углом (рис. 17, б); для упрощения вначале примем, что трение на контактной поверхности отсутствует. От режущей кромки a исходит одна из линий скольжения, которая выходит на свободную поверхность в точке b . На переднюю

поверхность, в том числе и на режущую кромку, действуют только нормальные напряжения, которые по мере удаления от режущей кромки будут уменьшаться. Линии скольжения пересекают свободную поверхность и поверхность контакта при отсутствии трения под углом $\pi/4$. Поэтому касательная к линии скольжения (ab) в точке a с передней поверхностью составляет угол $\pi/4$. Касательная к линии скольжения в точке b с обработанной поверхностью также составит угол $\pi/4$. Ввиду этого для отрицательного переднего угла линия скольжения должна быть выпуклой, а для положительного — вогнутой кривой. Касательное напряжение по всей линии скольжения максимально и равно K . Нормальные напряжения изменяются от точки a до точки b . Изменение среднего нормального напряжения пропорционально углу поворота характеристики. Угол поворота характеристики от точки a до точки b при отрицательном переднем угле

$$\alpha_a - \alpha_b = \left(\frac{\pi}{4} + \gamma \right) - \frac{\pi}{4} = \gamma,$$

а при положительном переднем угле

$$\alpha_a - \alpha_b = \left(\frac{\pi}{4} - \gamma \right) - \frac{\pi}{4} = -\gamma; \quad \text{т.е. } \alpha_{ab} = \pm \gamma.$$

В точках a и b имеем напряжения сжатия, так как они создаются давлением резца на обрабатываемый материал. Поэтому в формуле (20) следует принять знак минус

$$\sigma_a = \sigma_b - 2K | \pm \gamma |. \quad (21)$$

Построим круги напряжения Мора для точек a и b . В точке b (рис. 17, *в*) касательное напряжение равно K . Нормальное напряжение на свободной поверхности равно нулю, оно же является одним из главных напряжений. Поэтому для точки b можно написать: $\sigma_1 = 0$; $\sigma_2 = -2K$; $\sigma_b = -K$.

Нормальное напряжение σ_n на передней поверхности также является одним из главных напряжений.

Построив круг Мора для точки a , можем записать

$$\sigma_a = -\sigma_1 - (-K) = -\sigma_n + K.$$

Подставим эти значения в формулу (21) и определим нормальное напряжение на передней поверхности соответственно для отрицательных (рис. 17, *з*) и положительных (рис. 17, *д*) передних углов

$$\left. \begin{aligned} |\sigma_n| &= 2K (1 + \gamma); \\ |\sigma_n| &= 2K (1 - \gamma). \end{aligned} \right\} \quad (22)$$

Угол, составленный линиями скольжения и направлением оси Y для отрицательного переднего угла (см. рис. 17, *а*) равен $\alpha = \frac{3}{4} \pi - |\gamma|$. Тогда по формуле (15) нормальное напряжение

вдоль осей Z , Y и касательное напряжение для отрицательного переднего угла:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_y &= \sigma + K \sin 2\left(\frac{3}{4}\pi - |\gamma|\right) = \\ &= 2K(1 + |\gamma|) - K \cos 2\gamma; \\ \sigma_z &= \sigma - K \sin 2\left(\frac{3}{4}\pi - |\gamma|\right) = \\ &= 2K(1 + |\gamma|) + K \cos 2\gamma; \\ \tau &= -K \cos 2\left(\frac{3}{4}\pi - |\gamma|\right) - K \sin 2\gamma. \end{aligned} \right\} \quad (23)$$

Для положительных передних углов (рис. 17, б) $\alpha = \frac{3}{4}\pi + \gamma$, поэтому

$$\left. \begin{aligned} \sigma_y &= \sigma + K \sin 2\left(\frac{3}{4}\pi + \gamma\right) = 2K(1 - \gamma) - K \cos 2\gamma; \\ \sigma_z &= \sigma - K \sin 2\left(\frac{3}{4}\pi + \gamma\right) = 2K(1 - \gamma) + K \cos 2\gamma; \\ \tau &= -K \cos 2\left(\frac{3}{4}\pi + \gamma\right) = -K \sin 2\gamma. \end{aligned} \right\} \quad (24)$$

Из полученных выражений следует, что при резании материала с заданными механическими характеристиками напряжения, действующие на режущей кромке резца, в основном зависят от переднего угла резца.

В табл. 1 приведены значения безразмерных величин $\frac{\sigma_n}{K}$, $\frac{\sigma_z}{K}$, $\frac{\sigma_y}{K}$, $\frac{\sigma_{2a}}{\sigma_{2b}}$ и $\frac{\tau}{K}$ при различных передних углах. Из таблицы следует, что нормальное напряжение на режущей кромке при отрицательных передних углах имеет наибольшее значение. С увеличением переднего угла нормальное напряжение постепенно уменьшается и при $\gamma \approx 60^\circ$ становится равным нулю. Дальнейшее увеличение γ вызывает изменение знака и напряжения сжатия переходят в растягивающие напряжения. Таков же характер изменения нормальных напряжений в направлении осей Y и Z . Касательное напряжение по абсолютному значению имеет максимальное значение при $\gamma = -45^\circ$ и $\gamma = +45^\circ$ тогда, когда направления осей Y и Z совпадают с направлением характеристик.

Согласно принятым граничным условиям напряжения на свободной поверхности в точке b при изменении переднего угла не меняются: $\sigma_1 = \sigma_y = 0$, $\sigma_2 = \sigma_z = -2K$. Изменение переднего угла от нуля в ту или иную сторону увеличивает кривизну линий скольжения и тем самым повышает градиент нормальных напряжений вдоль характеристик. При отрицательных передних углах, когда линии скольжения имеют выпуклую кривизну, напряжения

Значения показателей $\frac{\sigma_n}{K}$, $\frac{\sigma_z}{K}$, $\frac{\sigma_y}{K}$, $\frac{\sigma_{2a}}{\sigma_{2b}}$ и $\frac{\tau}{K}$
в зависимости от переднего угла

Показатель	Передний угол реза γ						
	$-\frac{\pi}{2}$	$-\frac{\pi}{4}$	$-\frac{\pi}{8}$	0	$\frac{\pi}{8}$	$\frac{\pi}{4}$	$\frac{\pi}{2}$
$\frac{\sigma_n}{K}$	5,15	3,57	2,786	2	1,21	0,43	-1,04
$\frac{\sigma_z}{K}$	3,14	2,57	2,46	2	0,92	-0,57	-3,04
$\frac{\sigma_y}{K}$	5,15	2,57	1,07	0	-0,5	-0,57	-1,04
$\frac{\sigma_{2a}}{\sigma_{2b}}$	2,575	1,785	1,293	1	0,605	0,215	-0,52
$\frac{\tau}{K}$	0	1	0,71	0	-0,71	-1	0

сжатия при перемещении от точки b к точке a будут увеличиваться; наоборот, при вогнутой кривизне линии ab напряжения сжатия будут уменьшаться от точки b к точке a .

Рассмотрим случай, когда на контактных поверхностях существует трение. Решение конкретной задачи по определению напряжений упрощается, если принять, что трение на передней поверхности так велико, что внешнее скольжение отсутствует, т. е. $\tau = K$ (рис. 18). При этом характеристики на поверхности контакта повернутся на угол $\pi/4$ в таком направлении, что общий угол поворота характеристики α_{ab} увеличится на $\pi/4$, т. е. $\alpha_{ab} = \left| \frac{\pi}{4} \pm \gamma \right|$. Линия скольжения с передней поверхностью в данном случае составляет угол $\pi/2$ (рис. 18, $a, б$). Ввиду этого нормальное напряжение на передней поверхности равно среднему нормальному напряжению: $\sigma = \sigma_a = \sigma_n$. В точке b (рис. 18, $в$) у выхода на свободную поверхность по-прежнему $\sigma = \sigma_b = -K$. Подставляя найденные значения в интеграл уравнений пластичности, имеем

$$|\sigma_n| = K + 2K \left(\frac{\pi}{4} \pm \gamma \right). \quad (25)$$

Соответственно нормальное напряжение для отрицательных (рис. 18, $з$) передних и положительных (рис. 18, $д$) углов

$$\sigma_n \approx 2K (1,3 + \gamma), \quad (26)$$

$$\sigma_n \approx 2K (1,3 - \gamma). \quad (27)$$

Угол, составленный линией скольжения с осью Y , для отрицательных передних углов (см. рис. 18, a) равен $\alpha = \frac{\pi}{2} - |\gamma|$,

поэтому нормальные напряжения в направлении осей Y и Z выразятся так:

$$\sigma_y = \sigma + K \sin 2 \left(\frac{\pi}{2} - |\gamma| \right) \approx 2K (1,3 + \gamma) + K \sin 2\gamma,$$

$$\sigma_z = \sigma - K \sin 2 \left(\frac{\pi}{2} - |\gamma| \right) \approx 2K (1,3 + \gamma) - K \sin 2\gamma$$

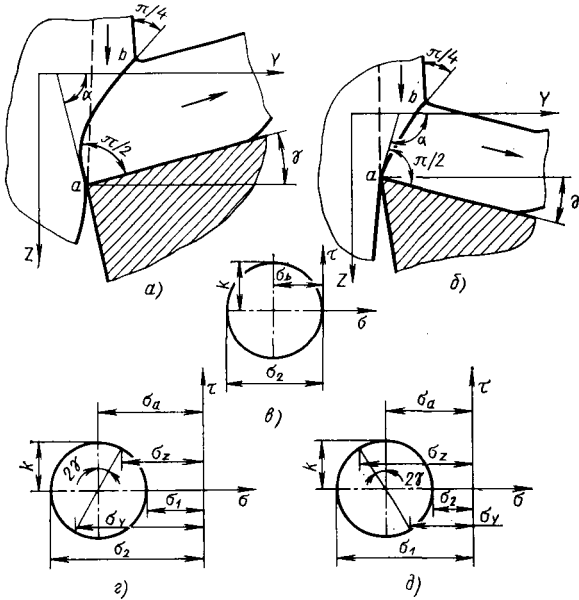


Рис. 18. Линии скольжения и круги напряжений в крайних точках a и b при максимальном трении на контактных поверхностях

и касательные напряжения

$$\tau = -K \cos 2 \left(\frac{\pi}{2} - |\gamma| \right) = K \cos 2\gamma.$$

Для положительных передних углов $\alpha = \frac{\pi}{2} + \gamma$, поэтому

$$\sigma_y = \sigma + K \sin 2 \left(\frac{\pi}{2} + \gamma \right) \approx 2K (1,3 - \gamma) - K \sin 2\gamma,$$

$$\sigma_z = \sigma - K \sin 2 \left(\frac{\pi}{2} + \gamma \right) \approx 2K (1,3 - \gamma) + K \sin 2\gamma,$$

$$\tau = -K \cos 2 \left(\frac{\pi}{2} + \gamma \right) = K \cos 2\gamma.$$

В табл. 2 показаны значения $\frac{\sigma_a}{K}$, $\frac{\sigma_z}{K}$, $\frac{\sigma_y}{K}$ и $\frac{\tau}{K}$ при различных передних углах для случая застойных явлений на контактных поверхностях.

Таблица 2

Значения показателей $\frac{\sigma_n}{K}$, $\frac{\sigma_z}{K}$, $\frac{\sigma_y}{K}$ и $\frac{\tau}{K}$

в зависимости от величины переднего угла

Показатель	Передний угол резца γ						
	$-\frac{\pi}{2}$	$-\frac{\pi}{4}$	$-\frac{\pi}{8}$	0	$\frac{\pi}{8}$	$\frac{\pi}{4}$	$\frac{\pi}{2}$
$\frac{\sigma_n}{K}$	5,74	4,17	3,385	2,6	1,815	1	-0,54
$\frac{\sigma_z}{K}$	5,74	3,17	2,675	2,6	2,525	2	-0,54
$\frac{\sigma_y}{K}$	5,74	5,17	4,09	2,6	1,105	0	-0,54
$\frac{\tau}{K}$	1	0	0,71	1	0,71	0	-1

Анализ данных таблицы показывает, что изменение переднего угла в сильной степени влияет на напряжения, действующие на режущей кромке. Нормальное напряжение при увеличении переднего угла постепенно уменьшается от $4,17K$ при $\gamma = -\frac{\pi}{4}$ до K при $\gamma = \frac{\pi}{4}$. Дальнейшее увеличение переднего угла уменьшает нормальное давление и при $\gamma \approx 75^\circ$ оно равно нулю, затем знак изменяется и напряжения сжатия переходят в растягивающие напряжения.

В диапазоне изменения переднего угла $(-\frac{\pi}{4} \div \frac{\pi}{4})$ радиальное напряжение σ_n подвергается более резкому изменению, чем σ_z . При отрицательных передних углах $|\sigma_y| \geq |\sigma_z|$, а при положительных передних углах, наоборот, $|\sigma_y| \leq |\sigma_z|$.

Если считать, что между напряжениями и составляющими сил резания существует корреляция, то полученные результаты близки к опытным данным, так как известно, что с уменьшением переднего угла наиболее резко увеличивается радиальная составляющая.

Коэффициент трения деформации μ_D у режущей кромки определится, как отношение касательного напряжения к нормальному:

$$\mu_D = \frac{K_1}{\sigma_n} = \frac{K_1}{2K(1,3 \pm \gamma)} \approx \frac{1}{2(1,3 \pm \gamma)}, \quad (28)$$

где K_1 — максимальное касательное напряжение в контактном слое стружки.

Согласно полученному выражению, коэффициент трения является функцией формы резца и с ростом переднего угла увеличивается.

Допустив, что средний коэффициент трения стружки с передней поверхностью μ в основном определяется отношением касательных

напряжений к нормальным на участке застойных явлений, получим следующие значения μ :

γ	$-\frac{\pi}{4}$	$-\frac{\pi}{8}$	0	$\frac{\pi}{8}$	$\frac{\pi}{4}$
$\mu = \mu_D$	0,238	0,296	0,39	0,55	1

Многочисленные эксперименты, проведенные различными авторами по определению среднего коэффициента трения по передней поверхности, также показывают непрерывное увеличение коэффициента трения с увеличением переднего угла.

При резании со смазкой коэффициент трения на передней поверхности имеет промежуточное значение между 0 и μ_D . В этих условиях напряжения на режущей кромке приблизительно можно определить методом линейной интерполяции [78], полагая, что при данном обрабатываемом материале напряжение на режущей кромке есть функция коэффициента трения и переднего угла. В первом приближении допустим, что напряжения изменяются пропорционально коэффициенту трения и переднему углу. Определим нормальное напряжение на передней поверхности. Примем

$$\sigma_n = f(\mu, \gamma) = C_1 + C_2\mu. \quad (29)$$

Уравнение должно удовлетворять граничным условиям: при $\mu_D = 0$ $\sigma_n = 2K(1 \pm \gamma) = C_1$,

при $\mu_D = \mu_{\max}$ $\sigma_n = 2K(1,3 \pm \gamma) = 2K(1 \pm \gamma) + C_2\mu_{\max}$.

$$\text{Отсюда } C_2 = \frac{0,6K}{\mu_{\max}} = \frac{0,6K}{\left[\frac{K_1}{2K(1,3 \pm \gamma)} \right]} 0,6 \cdot 2K(1,3 \pm \gamma),$$

и окончательно

$$\sigma_n = 2K [(1 \pm \gamma) + 0,6(1,3 \pm \gamma)\mu_D]. \quad (30)$$

Пользуясь тем же принципом, можно получить напряжения σ_y и σ_z .

В табл. 3 приведены значения $\frac{\sigma_n}{K}$, $\frac{\sigma_y}{K}$ и $\frac{\sigma_z}{K}$ для различных передних углов и различных значений коэффициента трения деформации, подсчитанные по вышеприведенной методике. Максимальное значение коэффициента трения для заданного переднего угла определялось по формуле (28).

Чтобы убедиться в достоверности выведенных теоретических зависимостей для определения напряжений на режущей кромке, необходима экспериментальная проверка расчета.

Проверим, насколько значения максимальных контактных нормальных напряжений, вычисленные теоретическим путем по формуле (27) соответствуют экспериментальным данным, в частности данным работ [21, 104]. В табл. 4 приведены значения максимальных контактных нормальных напряжений, полученные расчетным методом по формуле (27) и методом экстраполяции данных рис. 19.

Значения $\frac{\sigma_n}{K}$, $\frac{\sigma_y}{K}$, $\frac{\sigma_z}{K}$ в зависимости от величины
переднего угла γ и коэффициента трения μ_D

γ	μ_D	$\frac{\sigma_n}{K}$	$\frac{\sigma_y}{K}$	$\frac{\sigma_z}{K}$	γ	μ_D	$\frac{\sigma_n}{K}$	$\frac{\sigma_y}{K}$	$\frac{\sigma_z}{K}$
$-\frac{\pi}{4}$	0	3,57	2,57	2,57	$\frac{\pi}{18}$	0	1,65	-0,29	1,6
	0,05	3,67	3,11	2,695		0,1	1,785	0,205	1,85
	0,1	3,78	3,65	2,82		0,2	1,92	0,7	2,05
	0,15	3,88	4,19	2,945		0,3	2,05	1,19	2,27
	0,2	3,98	4,74	3,07		0,4	2,19	1,69	2,5
	0,238 *	4,17	5,17	3,17		0,45*	2,25	1,94	2,58
$-\frac{\pi}{8}$	0	2,786	1,07	2,46	$\frac{\pi}{8}$	0	1,21	-0,5	0,92
	0,1	2,989	2,09	2,52		0,2	1,428	-0,21	1,5
	0,15	3,09	2,6	2,55		0,3	1,537	0,08	1,79
	0,2	3,19	3,11	2,58		0,4	1,646	0,66	2,08
	0,25	3,29	3,62	2,61		0,5	1,755	0,95	2,37
	0,295 *	3,385	4,09	2,675		0,55 *	1,815	1,105	2,525
0	0	2	2	0	$\frac{\pi}{4}$	0	0,43	-0,57	-0,57
	0,1	2,156	2,156	0,675		0,2	0,55	-0,45	-0,33
	0,15	2,243	2,243	1,01		0,4	0,67	-0,33	0,47
	0,2	2,3	2,3	1,35		0,6	0,8	-0,21	1
	0,3	2,467	2,02	2,02		0,8	0,91	-0,09	1,51
	0,385 *	2,6	2,6	2,6		1 *	1	0	2

* $\mu_{D\max}$.

Как видно из таблицы, значения максимальных контактных нормальных напряжений σ_n , определенных по формуле (27), удовлетворительно совпадают с экспериментальными данными. Если в контактных слоях при резании происходит сильное упрочнение и величина K больше, чем в зоне стружкообразования, расчетные формулы будут давать несколько заниженное значение нормальных напряжений, что и наблюдается при сопоставлении экспериментальных и расчетных данных, приведенных в табл. 4. Соотношение экспериментальных и расчетных значений σ_m для свинца, латуни, меди и железа колеблется в пределах 1,07—1,17.

Учитывая неравномерность степени упрочнения срезаемого слоя в зоне стружкообразования

Таблица 4
Сопоставление расчетных и фактических значений σ_n

Обрабатываемый материал	Значения σ_n	
	расчетные	по данным рис. 19
Свинец	5,6	6
Латунь	83	95
Медь	60	70
Железо	112	120

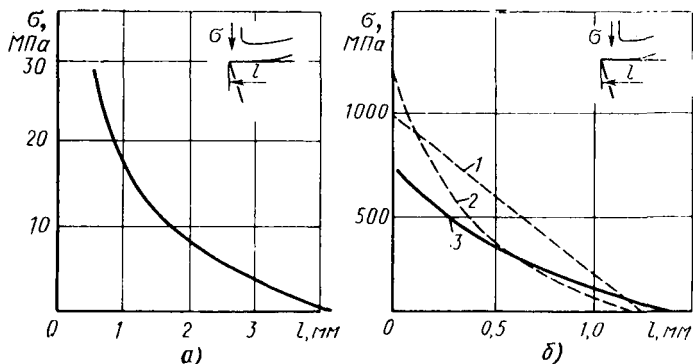


Рис. 19. Распределение контактных сжимающих напряжений по передней поверхности инструмента [104]:
 а — при обработке свинца ($s = 0,471$ мм/об; $t = 5,1$ мм); б — латуни (1), сплава Fe + 3 % Si (2) и меди (3) ($s = 0,125$ мм/об; $t = 9,5$ мм)

и в контактных слоях, для определения нормального давления у режущей кромки можно пользоваться формулой

$$\sigma_n \approx 2\tau_{\Phi} B_0 (1,3 - \gamma),$$

где B_0 — коэффициент, учитывающий неравномерность упрочнения и распределения температуры в процессе резания различных материалов.

ТЕПЛОВЫЕ ЯВЛЕНИЯ ПРИ РЕЗАНИИ МАТЕРИАЛОВ

При рассмотрении вопросов трения и износа режущих инструментов необходимо иметь представление о состоянии контактных слоев трущихся пар. Последнее в значительной степени зависит от температуры этих слоев. Поэтому прежде чем изложить основные вопросы прочности и износа режущего инструмента, нужно привести некоторые данные о температуре контактных слоев режущего и обрабатываемого материала — температуре резания. Температура резания определялась методом естественной термопары обрабатываемый материал — инструмент. По измеренной в процессе резания осредненной термоэлектродвижущей силе с помощью тарировочных графиков определялась средняя температура контакта инструмента со стружкой и изделием.

Следует отметить, что согласно появившимся в последнее время данным [22] в процессе резания происходит деформационное возбуждение электронов проводимости, искажающее показания естественной термопары. В наиболее ответственных случаях оценку возникающих искажений целесообразно осуществлять путем сопоставления данных, полученных методом естественной термопары и другими методами, например оптическими.

При тарировании в качестве одного из термоэлектродов термопары деталь — инструмент были использованы цельные твердосплавные стержни-резцы марок ВК8, Т5К10, Т15К6, Т30К4. Вторым электродом являлись прутки из обрабатываемых материалов. Размеры применяемых термоэлектродов составляли $420 \times 17 \times 10$ мм³.

Спай термопары осуществлялся сваркой встык в восстановительном пламени кислородной горелки. После сварки термопара покрывалась слоем противокислительной обмазки.

Для проверки тарирование термопар сталь—твердый сплав при высоких температурах производилось также в вакууме (5,0 МПа) и методом «малых образцов», где в качестве промежуточных проводников применялись серебро ($\theta_{пл} = 1234$ К) и никель ($\theta_{пл} = 1728$ К). На рис. 20—22 приведены тарировочные кривые термопар: сталь 40 — твердый сплав, сталь — Т15К6, титан — твердый сплав. При измерении термоэлектродвижущей силы E в процессе резания одним из электродов термопары явились цельные твердосплавные стержни-резцы, которые применялись при градуировании. Измерение производилось при полной изоляции детали и резца.

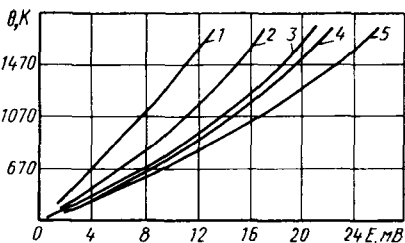


Рис. 20. Тарировочные кривые термопар сталь 40 — твердый сплав: 1 — Т30К4; 2 — Т15К6; 3 — Т5К10; 4 — ВК8; 5 — ВК6

На рис. 23 приведены кривые изменения температуры резания в зависимости от скорости резания при различных подачах для трех марок твердых сплавов, на рис. 24 — при резании различных сталей, а на рис. 25 — при резании титана марки ОТ4-0 твердостью 1,078 ГПа (110 кгс/мм²). На рис. 26—28 показаны зависимости температуры резания от скорости и подачи для различных жаропрочных сплавов на никелевой основе и титанового сплава ВТ14 [105]. На рис. 29 представлены кривые изменения температуры резания в широком диапазоне изменения переднего угла резца.

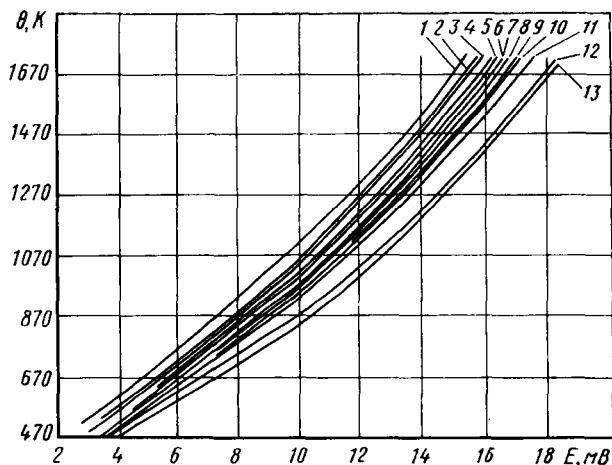


Рис 21. Тарировочные кривые термопар различные стали—твердый сплав Т15К6 [105]:

1 — 30ХГС; 2 — 20ХН; 3 — У10А; 4 — 65Г; 5 — У7; 6 — сталь 40; 7 — Ст5; 8 — Ст3; 9 — сталь 20; 10 — сталь 10; 11 — 40Х; 12 — ШХ15; 13 — 20Х

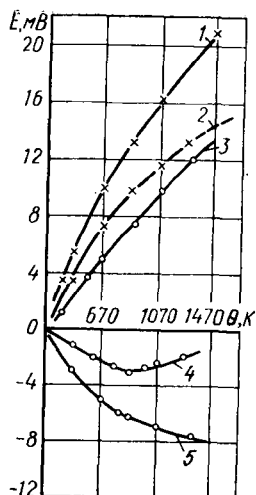


Рис. 22. Тарировочные кривые термопар титан—твердые сплавы и температурные зависимости температуры термоэлектродвижущей силы термопар:

1 — Ti — ВК8; 2 — Ti — Т15К6; 3 — Ti — Pt; 4 — Pt — Т15К6; 5 — Pt — ВК8

Наиболее сильное влияние на температуру оказывает скорость резания, при этом с увеличением скорости температура вначале быстро возрастает и далее асимптотически стремится к предельному значению, которое примерно равно температуре плавления обрабатываемого материала. Аналогичный характер зависимости температуры резания от скорости резания был получен также другими исследователями [56, 67, 82, 105] при точении, фрезеровании и шлифовании. Полученные результаты согласуются с опытными данными по сухому трению, где предельной температурой в зоне трения является температура плавления одного из наиболее легкоплавких металлов или сплавов трущихся пар.

Весьма существенно изменяется температура при изменении механических свойств обрабатываемого материала. При прочих равных условиях температура резания закаленных и весьма прочных сталей на 770—870 К выше, чем при обработке мягких сталей.

Особо высокие значения температур резания наблюдаются при обработке титана и жаропрочных сплавов. Несмотря на то что твердость титана ОТ4-0 ниже, чем твердость стали 10, при прочих равных условиях температура резания титана выше на 400—450 К в диапазоне скоростей резания 2—3 м/с. Твердость стружки титана и стали 40 примерно одинакова, однако температура резания при

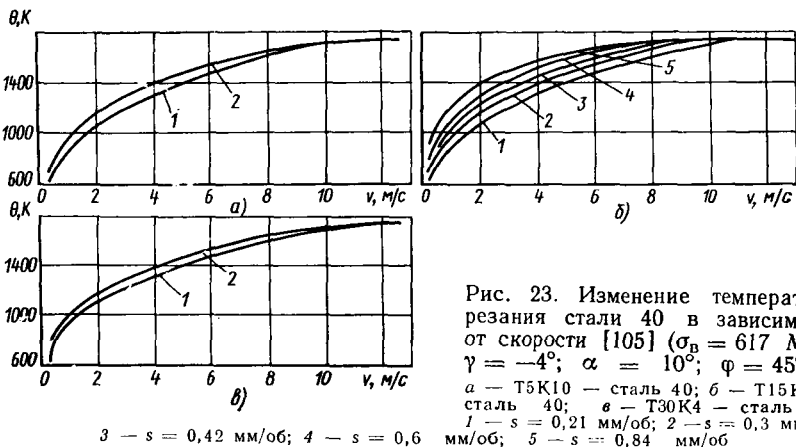


Рис. 23. Изменение температуры резания стали 40 в зависимости от скорости [105] ($\sigma_B = 617$ МПа; $\gamma = -4^\circ$; $\alpha = 10^\circ$; $\varphi = 45^\circ$):
 а — Т5К10 — сталь 40; б — Т15К6 — сталь 40; в — Т30К4 — сталь 40;
 1 — $s = 0,21$ мм/об; 2 — $s = 0,3$ мм/об;
 3 — $s = 0,42$ мм/об; 4 — $s = 0,6$ мм/об; 5 — $s = 0,84$ мм/об

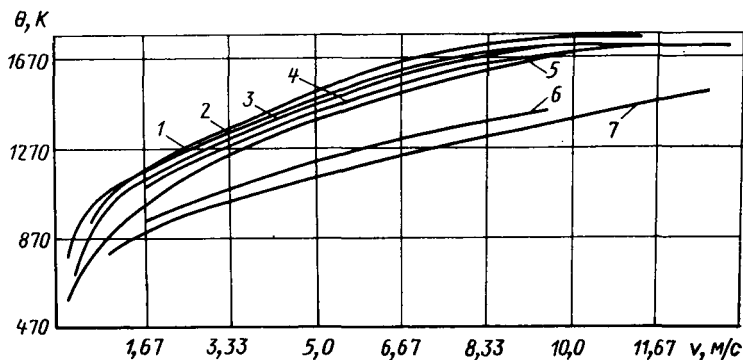


Рис. 24. Изменение температуры резания различных сталей в зависимости от скорости; резец Т15К6:

$\gamma = -4^\circ$; $\varphi = 45^\circ$; $\alpha = 10^\circ$; $t = 1$ мм; $s = 0,21$ мм/об. [105]; 1 — сталь ШХ15, $H_B = 3,92$ ГПа; 2 — 18Х2Н4ВА, $\sigma_B = 1,04$ ГПа; 3 — сталь 40Х, $\sigma_B = 813$ МПа; 4 — сталь 20ХН, $\sigma_B = 686$ МПа; 5 — сталь 40, $\sigma_B = 617$ МПа; 6 — сталь 20, $\sigma_B = 470$ МПа; 7 — сталь 10, $\sigma_B = 412$ МПа

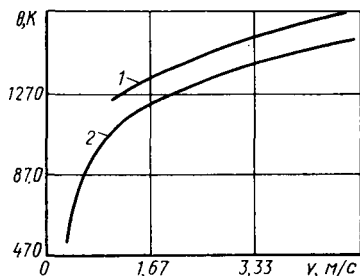


Рис. 25. Изменение температуры резания титана ОТ4-0 от скорости [105]; резец Т15К6: $\gamma = -3^\circ$; $\varphi = 45^\circ$; $\alpha = 10^\circ$:

1 — $s = 0,3$ мм/об; 2 — $s = 0,15$ мм/об

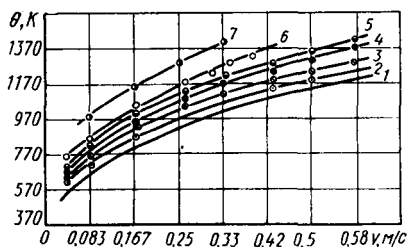
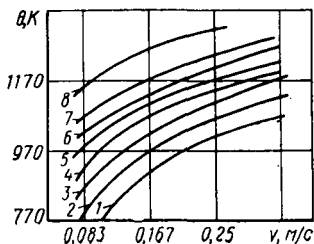


Рис. 26. Зависимость температуры от скорости резания при точении жаропрочного сплава ХН77ТЮР резцом ВК8 [105]:

1 — $s = 0,15$ мм/об; 2 — $s = 0,21$ мм/об;
3 — $s = 0,3$ мм/об; 4 — $s = 0,42$ мм/об;
5 — $s = 0,61$ мм/об; 6 — $s = 1,07$ мм/об;
7 — $s = 1,2$ мм/об

Рис. 27. Зависимость температуры от скорости резания при точении жаропрочного сплава ХН70ВМТЮ резцом Т15К6 [105]:

1 — $s = 0,06$ мм/об; 2 — $s = 0,12$ мм/об; 3 — $s = 0,21$ мм/об; 4 — $s = 0,3$ мм/об; 5 — $s = 0,42$ мм/об; 6 — $s = 0,6$ мм/об; 7 — $s = 0,84$ мм/об; 8 — $s = 1,07$ мм/об



обработке титана значительно выше, чем при обработке стали 40 и близка к температурам резания закаленных и жаропрочных сталей. Более сильный разогрев контактных слоев при обработке титана вызван его малой теплопроводностью и высокой вязкостью. Эти свойства титана обуславливают плохую обрабатываемость как чистого титана, так и его сплавов.

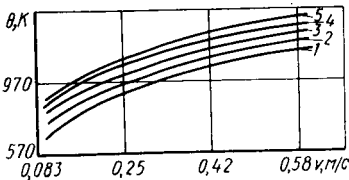


Рис. 28. Зависимость температуры от скорости резания при точении титанового сплава ВТ14 резцом Т15К6 [105]:

1 — $s = 0,15$ мм/об; 2 — $s = 0,21$ мм/об; 3 — $s = 0,3$ мм/об; 4 — $s = 0,42$ мм/об; 5 — $s = 0,6$ мм/об

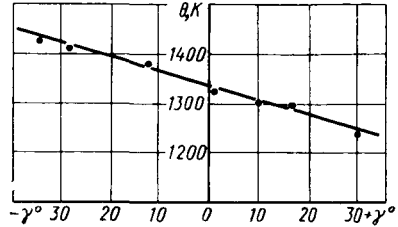


Рис. 29. Изменение температуры резания в зависимости от переднего угла резца (сталь 40 — Т15К6; $v = 3,3$ м/с; $t = 1$ мм; $s = 0,3$ мм/об)

На температуру контактных слоев оказывают также влияние и изменение формы резца, в частности переднего угла. Опыты показывают, что с изменением переднего угла температура изменяется примерно по линейному закону. Относительно малое влияние на температуру резания при точении оказывает изменение марки твердого сплава.

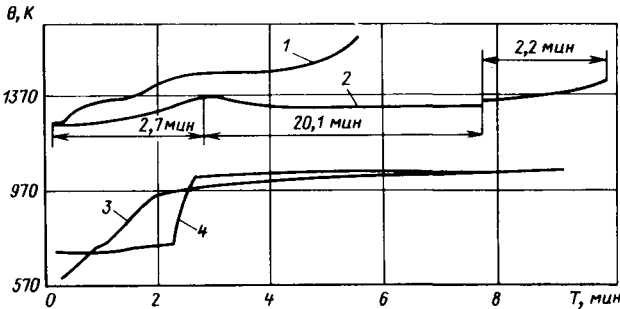


Рис. 30. Изменение температуры резания в зависимости от времени резания T стали 65Г ($HВ = 2,43$ ГПа); резец — Т15К6 [105]:

1 — $s = 0,06$ мм/об; $\gamma = 3^\circ$; 2 — $s = 0,12$ мм/об; $\gamma = -3^\circ$; 3 — $s = 0,06$ мм/об; $\gamma = 10^\circ$; 4 — $s = 0,06$ мм/об; $\gamma = 0^\circ$

Следует отметить, что значения температур на приведенных графиках являются начальными, т. е. измеренными при продолжительности периода резания не более 30 с.

По мере износа инструмента температура резания изменяется (рис. 30 и 31). На рис. 30 при подаче $s = 0,12$ мм/об начальная

температура резания равна 1260 К, через 162 с она повышается до 1370 К. Далее температура передней поверхности снижается в результате образования лунки и увеличения переднего угла, а температура задней поверхности возрастает вследствие увеличения ширины фаски износа и увеличения работы трения. В силу этого общая термоэлектродвижущая сила изменяется мало и средняя температура контакта возрастает лишь на 50—60 К. При малых подачах $s = 0,06$ мм/об (верхняя кривая на рис. 30) вследствие того, что износ происходит в основном по задней поверхности, температура резания постепенно возрастает почти на 200 К.

Выкрашивание режущей кромки, вызывая изменения ее формы, приводит также к скачкам температуры. Для объяснения различной интенсивности износа рабочих поверхностей инструмента знание осредненной температуры резания является недостаточным. Необходимо знать распределение температуры по длине контакта резца со стружкой и поверхностью резания. Для определения температуры на различных участках контакта целесообразно применять метод естественной термопары.

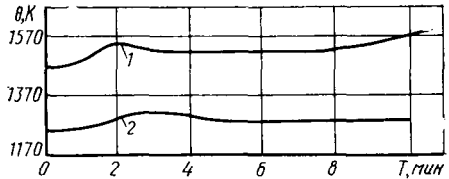


Рис. 31. Изменение температуры резания в зависимости от времени резания T стальной 40X ($HB = 2,16$ ГПа), У10А ($HB = 1,76$ ГПа) [105]:

1 — У10А; $v = c = 7,0$ м/с; $s = 0,12$ мм/об; $t = 1$ мм; 2 — 40X; $v = 3,67$ м/с; $s = 0,12$ мм/об; $t = 1$ мм

Ниже дается описание метода определения температуры на различных участках контакта стружки с передней поверхностью резца, разработанного автором совместно с В. В. Цодхадзе.

Когда температура измеряется естественной термопарой, площадь сляя которой имеет конечную величину, термоэлектродвижущую силу, регистрируемую прибором, можно представить как среднюю бесконечно большого числа элементарных термопар, соединенных параллельно (рис. 32). Согласно схеме имеем

$$E_{\theta_{CP}} = \frac{\sum_{i=1}^{\infty} E_{\theta_i} A_i}{\sum_{i=1}^{\infty} A_i}, \quad (31)$$

где E_{θ_i} — термоэлектродвижущая сила на i -ом участке; A_i — площадь i -го участка.

Приближенно

$$E_{\theta_{CP}} \approx \frac{E_{\theta_1} A_1 + E_{\theta_2} A_2 + \dots + E_{\theta_n} A_n}{A_1 + A_2 + \dots + A_n}. \quad (32)$$

Температуру различных участков передней поверхности можно определить резцом (рис. 33), режущая часть которого состоит из твердого сплава (участок I) и минералокерамики (участок II).

Когда участок I весьма мал (A_1), то термоэлектродвижущая сила E_{θ_1} , измеренная на этом участке, будет соответствовать температуре режущей кромки (здесь не принят во внимание контакт по задней поверхности, ширина которого в начальный период резания незначительна). Увеличивая площадь участка I на величину A_2 и измеряя среднюю термоэлектродвижущую силу $E_{\theta_{cp2}}$ на участке ($A_1 + A_2$), можно, пользуясь формулой (32), подсчитать среднюю термоэлектродвижущую силу E_{θ_2} на втором, приращенном, участке

$$E_{\theta} = \frac{E_{\theta_{cp2}} (A_1 + A_2) - E_{\theta_1} A_1}{A_2}.$$

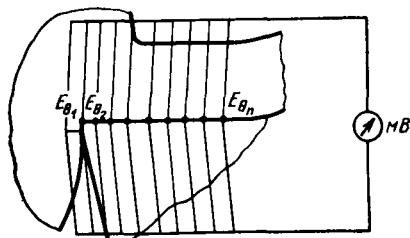


Рис. 32. Схема параллельно соединенных элементарных источников тока естественной термопары обрабатываемый материал — инструмент

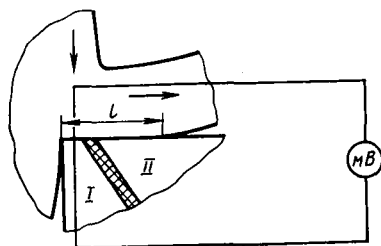


Рис. 33. Схема составного реза к определению термоэлектродвижущей силы на различных участках передней поверхности (l — длина контакта)

Увеличивая постепенно площадь участка I до величины площади контакта стружки с передней поверхностью, можно приближенно определить термоэлектродвижущую силу на n -ом участке:

$$E_{\theta_n} = \frac{E_{\theta_{cpn}} (A_1 + A_2 + \dots + A_n) - E_{\theta_1} A_1 - E_{\theta_2} A_2 - \dots - E_{\theta_{n-1}} A_{n-1}}{A_n}.$$
 (33)

При изготовлении реза принимались меры для уменьшения зазора (рис. 34) за счет радиуса округления кромки, образующегося при заточке минералокерамической пластинки. Максимальная величина зазора e не превышала 0,03 мм, что практически устраняло затекание металла. В табл. 5 приведены величины усадки стружки, полученные при резании цельным резцом и резцом описанной конструкции.

Из табл. видно, что усадка стружки при резании цельным и составным резами примерно одинакова. Это дает основание заключить, что при применении составного реза температура резания, по-видимому, изменяется мало.

Для изучения распределения температуры резания по длине контакта передней поверхности проводилось точение стали 40 на различных режимах резания ($\gamma = -10^\circ$; $\varphi = 70^\circ$; $\varphi_1 = 20^\circ$; $\lambda = 5^\circ$; $t = 1,5$ мм). Длина контакта с твердосплавной частью передней поверхности изменялась от 0,15 до 1,3 мм в среднем через каждую 0,1 мм. Перед этим экспериментально определялась общая длина контакта стружки с передней поверхностью. При различной длине контакта с твердосплавной частью передней поверхности измерялась термоэлектродвижущая сила, а далее для определения

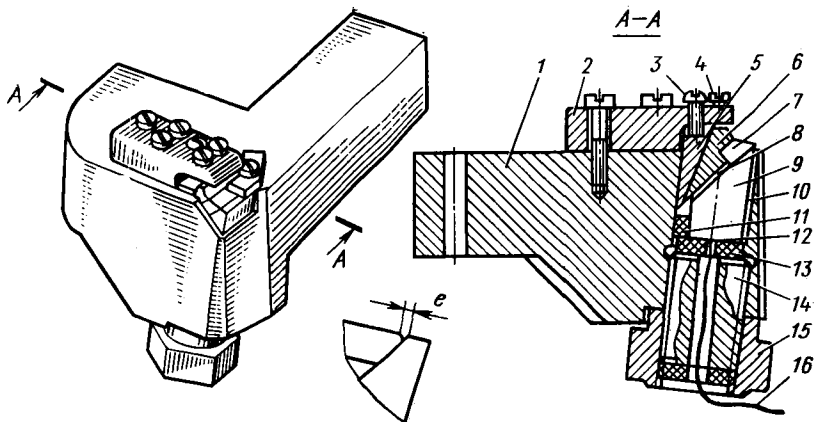


Рис. 34. Конструкция составного реза для определения термоэлектродвижущей силы на различных участках передней поверхности:

1 — тело реза; 2 — накладка регулирующих винтов 3 и 4; 5 и 6 — клинья, которые регулируются винтами 3 и 4; 7 — пластинка из минералокерамики ЦМ332; 8 — изоляция клина от столбика; 9 — твердосплавный столбик размером $33 \times 18 \times 18$ мм³, сточенный под углом 35°; 10 и 11 — изоляция столбика от тела державки; 12 — медная фольга, соединенная с проводником 16; 13 — текстолитовая прокладка; 14 — винт с контргайкой 15, на который опирается твердосплавный столбик

термоэлектродвижущей силы на приращенных участках производился расчет по формуле (33).

На рис. 35 приведены результаты этих расчетов, которые использованы для построения линий постоянных температур — изотерм. Эти кривые показывают, что температура контактных слоев, начиная от режущей кромки, быстро возрастает, достигает максимума и далее снижается. Такое распределение температуры вполне объяснимо. Как известно, температура контактных слоев есть результат превращения механической энергии деформирования в тепловую. Первые пластические деформации в срезаемом слое происходят до подхода материала к режущей кромке. В контактных слоях вдоль передней поверхности происходит дополнительная деформация стружки — формируется текущий слой или

Таблица 5

Величина усадки стружки для цельного и составного резцов

Параметр	Резец			
	составной	цельный	составной	цельный
Скорость, м/с	1,66		1,7	
Подача, мм/об	0,1		0,21	
Усадка стружки	2,32	2,37	2,17	2,13

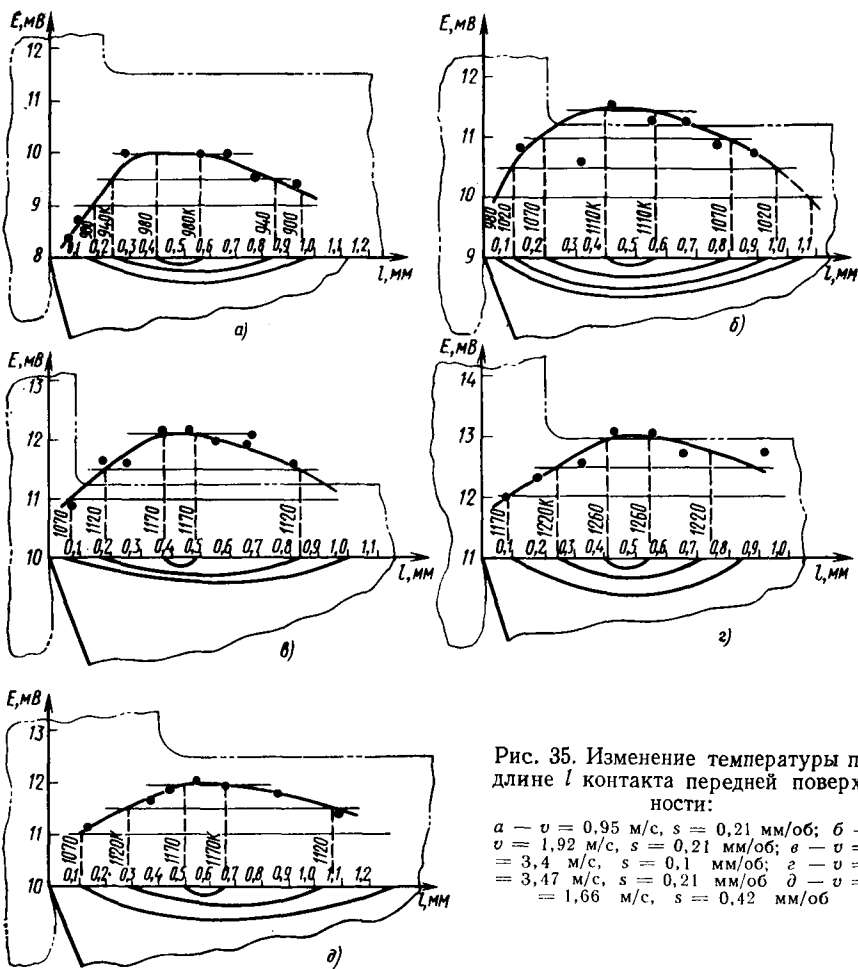


Рис. 35. Изменение температуры по длине l контакта передней поверхности:

$a - v = 0,95$ м/с, $s = 0,21$ мм/об; $б - v = 1,92$ м/с, $s = 0,21$ мм/об; $в - v = 3,4$ м/с, $s = 0,1$ мм/об; $г - v = 3,47$ м/с, $s = 0,21$ мм/об; $д - v = 1,66$ м/с, $s = 0,42$ мм/об

текстурованный слой стружки, в результате чего наблюдается дополнительное тепловыделение и температура повышается. Далее, там, где из-за снижения давления деформирование контактного слоя стружки прекращается и начинается внешнее трение, тепловыделение уменьшается и температура начинает понижаться.

Аналогичные результаты были получены А. Н. Резниковым [67] при исследовании закона распределения температур на поверхности соприкосновения стружки с резцом с применением бегущих термомпар (рис. 36, 37).

Анализ полученных данных показывает, что максимальная температура резания значительно отличается от средней, измеренной методом естественной термомпары. При относительно низких скоростях резания ($v = 0,8$ м/с) и подаче ($s = 0,2$ мм/об) разница

между максимальной и минимальной температурой резания может достигать 200 К. При более высоких скоростях перепад температур по длине контакта уменьшается. Например:

$v, \text{ м/с}$	0,95	1,95	3,47
$\text{grad } \theta, \text{ К}$	160	115	110

Соответственно уменьшается разница между средней температурой, измеренной методом естественной термопары, и максимальной температурой контакта:

$v, \text{ м/с}$	0,8	1,75	3,47
$\text{grad } \theta, \text{ К}$	150	90	50

Средняя температура резания, измеренная методом естественной термопары, для приведенного диапазона режимов примерно на

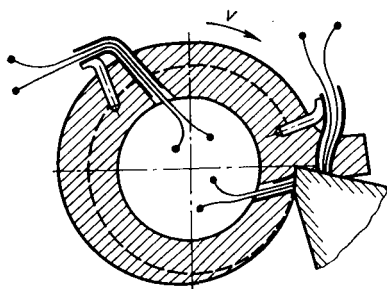


Рис. 36. Принципиальная схема бегущей термопары [67]

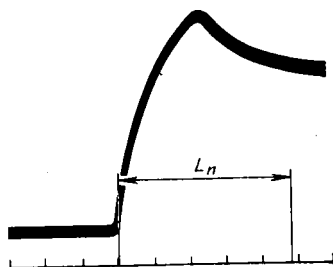


Рис. 37. Осциллограмма, характеризующая закон распределения температур на площадке контакта стружки с резцом (по данным И. П. Лимонова)

60—70 К больше температуры на задней поверхности у вершины резца. Поэтому, зная среднюю температуру резания, можно приближенно определить температуру и на задней поверхности. По мере износа температура на задней поверхности будет возрастать и в некоторых случаях может превышать среднюю температуру резания.

Б. И. Костецкий, а затем Е. М. Трент [65, 103, 104 и др.] исследовали распределение температур в рабочей зоне быстрорежущего резца при резании различных материалов путем изучения необратимых фазовых и микроструктурных изменений в быстрорежущих сталях при режимах обработки, когда температура превышает 820—870 К. В этих условиях быстрорежущие стали быстро разупрочняются и их структура претерпевает ряд изменений, которые обнаруживаются после полирования и травления сечения режущей части инструмента. На рис. 38 приведены линии изотерм, полученные на основе металлографических исследований структурных изменений в режущей части инструмента из быстрорежущей стали при резании малоуглеродистой стали, никеля и титана.

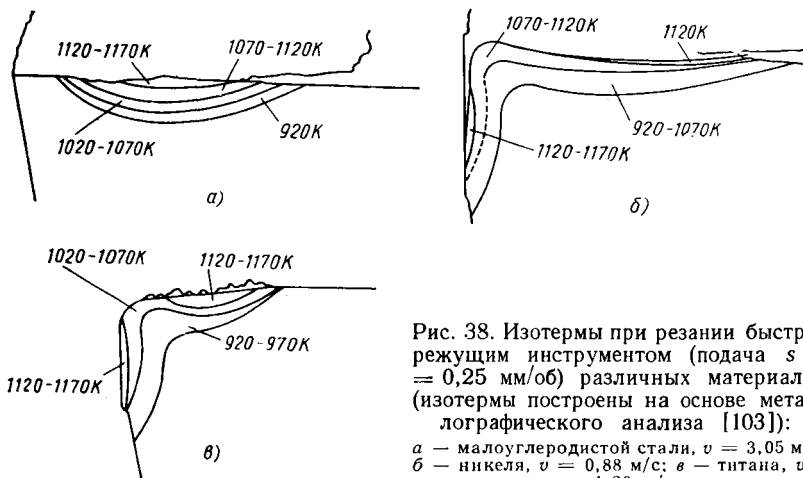


Рис. 38. Изотермы при резании быстрорежущим инструментом (подача $s = 0,25$ мм/об) различных материалов (изотермы построены на основе металлографического анализа [103]):

a — малоуглеродистой стали, $v = 3,05$ м/с;
б — никеля, $v = 0,88$ м/с; *в* — титана, $v = 1,26$ м/с

На рис. 39 показаны линии изотерм при резании железа на различных скоростях в течение 30 с. Эти данные указывают на наличие высоких температур и температурных градиентов на передней поверхности.

В условиях прерывистого резания, резания с переменной режущей кромкой, кратковременного и периодического резания, величины тепловых потоков и температура резания изменяются во времени, т. е. и имеет место неустановившийся теплообмен. В результате этого температура резания зависит не только от режимов резания и физико-механических свойств обрабатываемого материала, но и от условий охлаждения во время холостого пробега. На рис. 40 и 41 представлены кривые изменения температуры резания при симметричном торцовом фрезеровании сталей 18Х2Н4ВА и Ст5 для различных скоростей резания в зависимости от

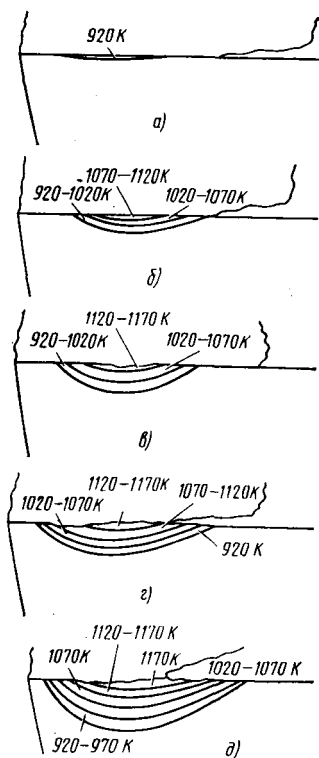


Рис. 39. Линии изотерм в быстрорежущем резце при резании железа на различных скоростях резания в течение 30 с $s = 0,25$ мм/об [104]:

a — $v = 1,5$ м/с; *б* — $v = 2,06$ м/с; *в* — $v = 2,53$ м/с;
г — $v = 3,05$ м/с; *д* — $v = 3,55$ м/с

мгновенного положения зуба фрезы по дуге контакта (по данным Г. И. Размадзе).

Приведенные кривые показывают, что температура резания постепенно повышается по мере увеличения толщины среза, достигая максимума в середине дуги контакта, т. е. при максимальной толщине среза. Затем, по мере уменьшения толщины среза температура резания снижается, но в меньшей степени по сравнению с первоначальным ее повышением. Такой характер изменения температуры резания по дуге контакта зуба фрезы с деталью

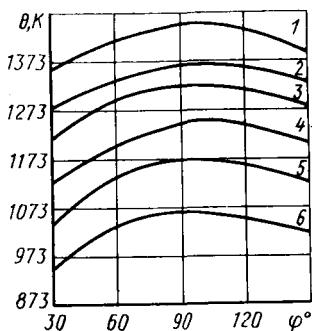


Рис. 40. Зависимость температуры резания от мгновенного положения зуба фрезы по углу контакта φ инструмента с деталью (Т15К6 — сталь 18Х2Н4ВА):
 1 — $v = 0,72$ м/с; 2 — $v = 5,58$ м/с; 3 —
 $v = 4,18$ м/с; 4 — $v = 2,75$ м/с; 5 — $v =$
 $= 2,03$ м/с; 6 — $v = 1,32$ м/с

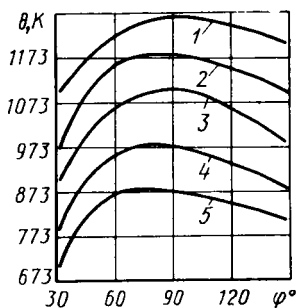


Рис. 41. Зависимость температуры резания от мгновенного положения зуба фрезы по углу контакта φ инструмента с деталью (Т15К6 — Ст5):
 1 — $v = 7,72$ м/с; 2 — $v = 5,58$ м/с; 3 —
 $v = 4,18$ м/с; 4 — $v = 2,75$ м/с; 5 — $v =$
 $= 2,03$ м/с

объясняется изменением состояния поверхности режущего инструмента и изменением мгновенной толщины среза. В начальный момент при входе зуба в контакт с обрабатываемым материалом поверхность его загрязнена и покрыта оксидной пленкой, так как разогретый зуб после выхода из контакта всегда окисляется. Окисленная поверхность зуба снижает схватывание между обрабатываемым материалом и инструментом, уменьшает силу трения и величину пластической деформации контактных слоев и поэтому в начале контакта температура резания меньше, чем перед выходом зуба из контакта при одинаковой толщине среза. В начале контакта более интенсивный рост температуры резания объясняется увеличением толщины среза и разрушением окисленной поверхности, что вызывает увеличение сил трения и величины пластической деформации. Дальнейшее повышение температуры резания по мере увеличения дуги контакта нивелируется снижением температуры, вызванной уменьшением толщины среза.

Зависимость средней по дуге контакта температуры резания от скорости фрезерования при обработке различных сталей фрезой, оснащенной пластинками твердого сплава Т15К6, показана на

рис. 42 [66]. Все кривые имеют одинаковый характер: с ростом скорости температура резания увеличивается вначале резко, затем замедляется. В этих же исследованиях установлено, что с увеличением подачи на зуб температура резания растет. Сближение кривых в диапазоне изменения подачи от 0,01 до 0,16 мм/зуб не наблюдается даже при высоких скоростях резания (10—10,8 м/с). Дальнейшее увеличение скорости фрезерования до 50—52 м/с вызывает повышение температуры резания до температуры, близкой к температуре плавления обрабатываемого материала. Кривые

на рис. 43 показывают, что в пределах погрешности эксперимента стабилизация температуры резания близка к точке плавления

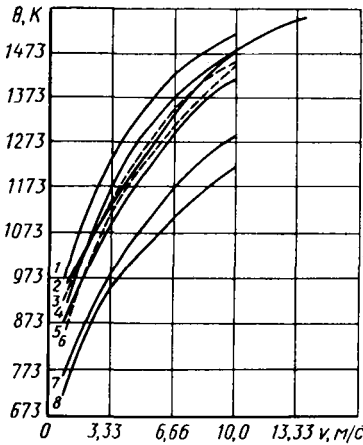


Рис. 42. Зависимость температуры резания от скорости фрезерования для различных сталей ($s_z = 0,16$ мм/зуб):
 1 — 18X2H4BA; 2 — 20XH; 3 — ШХ15; 4 — 65Г; 5 — У10А; 6 — 30ХГС; 7 — Ст5; 8 — 20Х

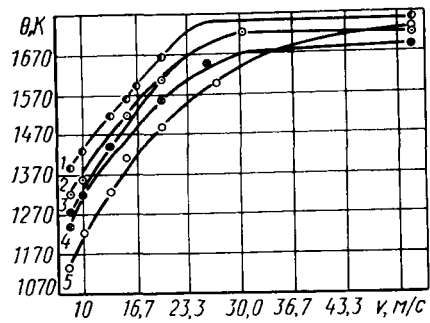


Рис. 43. Зависимость температуры резания от скорости фрезерования для различных сталей $s_z = 0,12$ мм/зуб:
 1 — 18X2H4BA; 2 — 65Г; 3 — 20XH; 4 — У10А; 5 — Ст10

обрабатываемого материала. Эти данные по прерывистому резанию подтвердили известное положение, что при малом времени контакта температура в зоне сухого трения успевает достичь своего предельного значения — температуры плавления.

Определенный интерес представляет измерение температуры резания при обработке материалов с предварительным подогревом. При измерении термоэлектродвижущей силы во время точения с подогревом твердосплавный стержень полностью изолировался от резцедержателя и холодный конец его охлаждался проточной водой. Обрабатываемая деталь предварительно нагревалась в печи до температуры 1470 К. Исследования показали, что температура резания в этих условиях выше, чем обычно, и наибольшее влияние на нее оказывает скорость резания. Важным является установление того факта, что при высоких температурах подогрева изменение толщины среза оказывает малое влияние [105].

В. В. Цоцхадзе [84, 105 и др.] исследовал влияние режимов резания, марки обрабатываемого материала, условий теплоотвода и температуры предварительного подогрева обрабатываемого материала на температуру резания при точении и в результате обработки большого количества экспериментальных данных и на основании теоретического анализа тепловых потоков вывел формулу для расчета температуры резания при высокотемпературном подогреве обрабатываемого материала в условиях установившегося теплообмена

$$\theta = (\theta_{\text{пл}} - \theta_n)(1 - e^{-kv}) + \theta_n, \quad (34)$$

где $\theta_{\text{пл}}$ — температура плавления обрабатываемого материала; $k = \frac{2,12 \cdot 10^6}{\tau_{\Phi}}$; v — скорость резания, м/с; θ_n — температура предварительного нагрева заготовки.

Для определения температуры в зоне стружкообразования — температуры деформации — можно воспользоваться формулой М. В. Сванадзе:

$$\theta_{\text{деф}} = \frac{\tau_{\Phi} \varepsilon \cdot 10^3}{C_p \left(1 + 0,975 \sqrt{\frac{\sin \Phi \omega_0}{va}} \right)}, \quad (35)$$

где τ_{Φ} — напряжение сдвига; ε — относительный сдвиг; C_p — объемная теплоемкость, Дж/(м³·К); Φ — угол сдвига; ω_0 — температуропроводность обрабатываемого материала, м²/с; v — скорость резания, м/с; a — толщина среза.

Эта зависимость дает удовлетворительные результаты как для обычного резания, так и для резания с подогревом.

По результатам исследований процесса точения нагретого металла резцами с внутренним охлаждением В. В. Цоцхадзе установил зависимость между температурой резания, теплофизическими характеристиками инструментального и обрабатываемого материалов и температурой охлаждающей жидкости в виде уравнения [105]:

$$\theta' = 4,55 \cdot 10^{-4} \eta (\theta - \theta_b) C_p \omega^{0,5} e^{75v} \left(\frac{1}{\alpha} + \frac{\delta}{\lambda} \right) + \theta_w, \quad (36)$$

где η — коэффициент, учитывающий теплоотвод в осевых направлениях пластины; θ' — температура резания при резании без охлаждения; θ_b — температура нижней поверхности пластины, омываемой охлаждающей средой с температурой θ_w ; ω — коэффициент температуропроводности инструментального материала, м²/с; $1/\alpha$ — тепловое сопротивление теплоотдачи, м²·К/Вт; δ/λ — термическое сопротивление режущей пластины, м²·К/Вт.

Из этой зависимости следует, что изменением параметров, определяющих передачу тепла с контактных поверхностей в охлаждающий канал, можно понизить температуру резания до такой величины, которая обеспечит повышение прочности и износостойкости стандартных инструментальных материалов. Одним из путей

регулирования контактной температуры является прерывистое резание и резание с переменной режущей кромкой. Результаты исследования температур и режимов резания в условиях термофрезерования, терморотационного строгания и термострогания различных обрабатываемых материалов отражены в работах Р. И. Церетели, О. Б. Мгалоблишвили, М. Г. Швангирадзе и Г. Д. Чая [56, 82 и др.].

На рис. 44 приведены зависимости температуры резания от скорости термофрезерования нагретых заготовок по данным

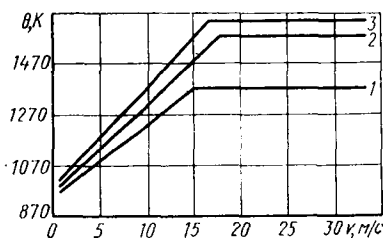


Рис. 44. Зависимость температуры резания от скорости термофрезерования [82]:

1 — модифицированный чугун, $\theta_{\text{п}} = 1170$ К; 2 — хромистый чугун, $\theta_{\text{п}} = 1270$ К; 3 — никелевый чугун, $\theta_{\text{п}} = 1270$ К

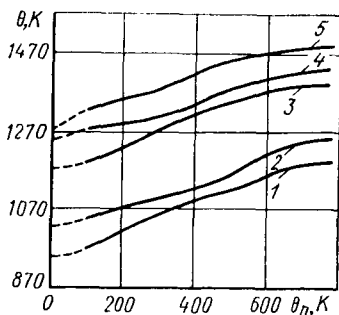


Рис. 45. Зависимость температуры резания от температуры предварительного нагрева образцов из стали ШХ15 при различных скоростях резания [15]:

1 — $v = 0,5$ м/с; 2 — $v = 1,05$ м/с; 3 — $v = 1,5$ м/с; 4 — $v = 1,9$ м/с; 5 — $v = 2,51$ м/с

Р. И. Церетели [82], а на рис. 45 — по данным Б. Я. Борисова [15]. Как видно из рисунков, температура резания увеличивается с повышением температуры предварительного нагрева обрабатываемой заготовки и скорости резания. При этом с повышением скорости резания температура растет монотонно, приближаясь к температуре плавления обрабатываемого материала. На рис. 44 в определенном диапазоне скоростей фрезерования температура резания ниже температуры нагрева заготовки.

В исследованиях О. Б. Мгалоблишвили (рис. 46—55) измерения температуры резания при термофрезеровании проводились методом «двух резцов» в диапазоне изменения скорости резания от 4 до 33 м/с и подач от 0,1 до 0,8 мм/зуб. Температура нагрева заготовок составляла 1270—1320 К.

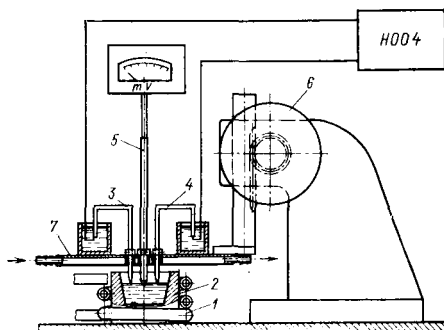
Как известно, достоинством метода двух резцов является отсутствие на нагретой обрабатываемой заготовке холодного спая, необходимого для метода естественной термопары. Кроме того, пользуясь методом двух резцов, достаточно иметь одну тарировочную зависимость для различных обрабатываемых материалов.

Зубья фрезы армировались пластинками твердого сплава ВК8 и Т30К4 с размерами $45 \times 14 \times 5$ мм³. Значения термоэлектродвижущей силы регистрировались светолучевым осциллографом Н004 и гальванометрами М001-1 и М001-2. Для передачи термоэлектродвижущей силы с вращающейся фрезы применялся многоканальный ртутный токосъемник. Расшифровка осциллограмм производи-

лась по градуировочным зависимостям, полученным в результате тарировки пластин ВК8 и Т30К4 в паре с материалом обрабатываемой заготовки на специальном стенде (рис. 46), где промежуточным проводником является расплавленный металл, температура которого плавно изменяется. В процессе тарировки температура по мере охлаждения металла определялась посредством контрольной

Рис. 46. Схема устройства для градуировки пластин термопары:

1 — индентор; 2 — графитовый тигель; 3 и 4 — исследуемые образцы инструментального и обрабатываемого материалов; 5 — контрольная термопара; 6 — механизм подъема и опускания устройства; 7 — водоохлаждаемая плита



термопары и милливольтметра, а величины термоэлектродвижущей силы, соответствующие различным значениям температур, фиксировались с помощью светолучевого осциллографа Н004.

На рис. 47 показаны градуировочные зависимости отклонения луча двух типов гальванометра от температуры, полученные при тарировке пластин ВК8 и Т30К4 в расплавленном металле в паре с пластиной из стали 40.

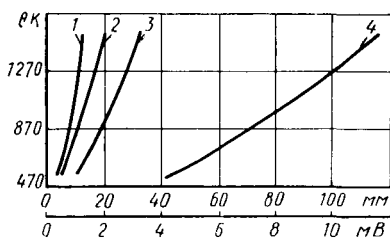
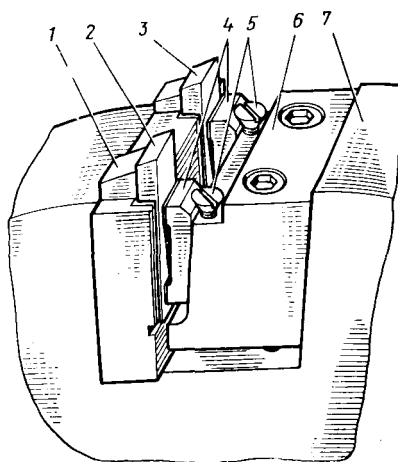


Рис. 47. Градуировочные зависимости значения термоэлектродвижущей силы от температуры по отклонению луча, мм, и по показаниям милливольтметра, мВ: 1 — ВК8—Т30К4 (гальванометр М001-2); 2 — Т30К4 — сталь 40 (гальванометр М001-2); 3 — ВК8 — сталь 40 (гальванометр М001-2); 4 — ВК8—Т30К4 (гальванометр М001-1)

Рис. 48. Схема двухрезцовой головки для измерения температуры резания



Для надежного крепления пластин твердого сплава при измерениях ими температур резания и их изоляции от корпуса фрезы и друг от друга была изготовлена специальная двухрезцовая головка (рис. 48). Гнезда в державке 1, предусмотренные для крепления пластин 2 и 3 твердого сплава, обклеены тонким листовым гетинаксом. Крепление державки 1 в пазу корпуса фрезы 7 осуществляется клином 6, а для крепления пластин 2 и 3 предусмотрены клинья 4, положение которых фиксируется винтами 5. Прилегающие к твердоплавным пластинкам поверхности клиньев 4 также изолированы тонким листовым гетинаксом.

наком. Вся головка, за исключением рабочей части твердосплавных пластин, покрывалась эпоксидной смолой, что гарантировало полную изоляцию термоэлектродов.

При измерении температуры резания методом двух резов могут иметь место определенные погрешности из-за разницы в теплофизических свойствах твердосплавных пластин ВК8 и ТЗ0К4. Поэтому температура резания определялась также методом естественной термопары с помощью двухрезцовой головки. Эксперименты проводились для трех скоростей резания 4,2; 8,8 и 13,1 м/с при термозерезовании стали 40, нагретой до 1270—1320 К.

Измерения термоэлектродвижущей силы проводились согласно схеме, показанной на рис. 49. Токоведущие провода от пластин твердого сплава ВК8 (1) и ТЗ0К4 (2) и обрабатываемой детали (3) подключаются к контактам 1, 2, 3 многополюсного переключателя П, посредством которого сигналы подаются на вход осциллографа Н004.

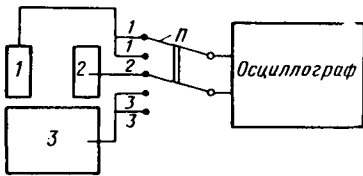


Рис. 49. Схема переключения термопар для измерения температур методом двух резов и методом естественной термопары

Для трех последовательных положений переключателя имеется возможность в условиях одного эксперимента измерить термоэлектродвижущую силу двух резов (ВК8 — ТЗ0К4) и методом естественных термопар: ВК8 — обрабатываемая заготовка и ТЗ0К4 — обрабатываемая заготовка.

Результаты экспериментов представлены на рис. 50 в виде гистограммы температур. На основании этих данных получено, что в условиях экспериментов погрешность измерения температуры резания методом двух резов по сравнению с методом естественной термопары ВК8 — сталь 40 составляет около 7%, а для пары ТЗ0К4 — сталь 40 — около 11%. Таким образом, метод двух резов в условиях высокоскоростного термозерезования обеспечивает достаточную для экспериментов точность измерения температур резания. Вместе с этим нужно отметить, что для более точных измерений необходимо пользоваться методом естественной термопары.

Применение высокочувствительных гальванометров М001-1 и М001-2 дает возможность записывать сигналы термоэлектродвижущих сил без их усиления. Однако из-за инерционности гальванометров при записи импульсных термоэлектродвижущих сил в измерительной системе могут быть динамические погрешности, которые характеризуются коэффициентом динамичности. Последний показывает, во сколько раз амплитуда вынужденных колебаний превышает статическое смещение.

При записи отдельных импульсов в измерительной системе возникает переходный процесс, длительность которого зависит от коэффициента демпфирования и параметров колебательной системы: колебания на выходе связаны с амплитудно-частотной

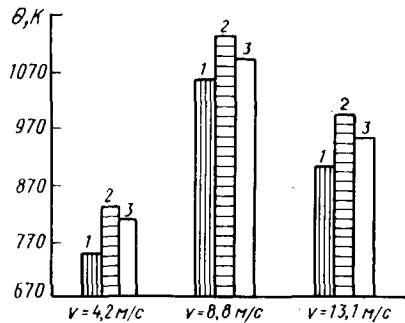


Рис. 50. Влияние метода измерений, материала инструмента и скорости на температуру резания при термозерезовании стали 40, нагретой до 1270—1320 К ($D_{фр} = 800$ мм; $t = 8$ мм; $s_z = 0,5$ мм/зуб; охлаждение водой): 1 — ВК8—ТЗ0К4; 2—ТЗ0К4 — сталь 40; 3 — ВК8 — сталь 40

характеристикой измерительной системы. Анализ погрешностей измерения сил и температур в условиях прерывистого резания проведен О. Б. Мгалоблишвили. Им же разработана методика корректировки результатов измерений.

С учетом возникновения динамической погрешности введена коррекция в результаты экспериментов. На рис. 51 представлены зависимости изменения температуры резания от скорости термофрезерования для трех характерных марок обрабатываемых материалов: сталь 40, 12Х18Н10Т и жаропрочный сплав ХН55ВМТКЮ

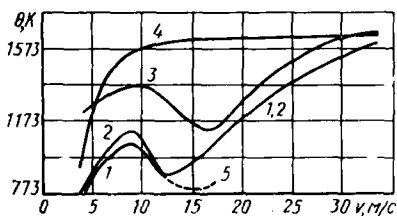


Рис. 51. Влияние скорости термофрезерования на температуру резания ($\theta_{п} = 1270 \div 1320$ К; $D_{фр} = 800$ мм; $t = 8$ мм; $s_z = 0,35 \div 0,5$ мм/зуб):

1 — сталь 40, охлаждение водой; 2 — 12Х18Н10Т, охлаждение водой; 3 — ХН55ВМТКЮ, охлаждение водой; 4 — 12Х18Н10Т, охлаждение на воздухе; 5 — 12Х18Н10Т, интенсивное охлаждение водой

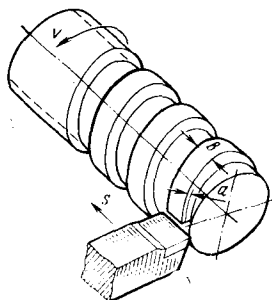


Рис. 52. Схема свободного точения с постоянной толщиной a и шириной s среза

при различных условиях охлаждения зубьев фрезы. При охлаждении зубьев фрезы водой (кривые 1, 2, 3, 5) изменение температуры от скорости резания носит горбообразный характер, причем в определенном диапазоне изменения скорости фрезерования температура резания значительно ниже температуры предварительного подогрева обрабатываемых заготовок. На этих кривых можно выделить три характерные зоны. В первой зоне температура резания с увеличением скорости возрастает, достигая некоторого максимума, после чего во второй зоне происходит уменьшение температуры резания. В третьей зоне с повышением скорости фрезерования температура резания снова возрастает, приближаясь к температуре плавления обрабатываемого материала.

Для выяснения причин немоного изменения температуры от скорости резания во всех трех зонах были проведены специальные эксперименты. Опыты проводились при свободном точении заготовки из стали 40, нагретой до 1270—1320 К. Для исключения влияния изменения толщины среза при врезании инструмента на характер переходного процесса на заготовке предварительно была нарезана ленточная резьба и резание началось с полной толщины среза при постоянной ширине (рис. 52). Экспериментальные данные в виде осциллограммы записи термозлектродвижущих сил, полученных при точении на различных скоростях резания

заготовки из стали 40, нагретой до 1270—1320 К, а также в виде условных кривых, которые качественно соответствуют полученным осциллограммам, представлены на рис. 53 (для наглядности кривые нанесены без соблюдения масштаба).

Из этих данных видно, что температура резания монотонно растет во времени, достигая вполне определенной величины в условиях установившегося процесса теплообмена. Каждой скорости резания соответствует определенный фронт нарастания температуры за период неустановившегося процесса теплообмена,

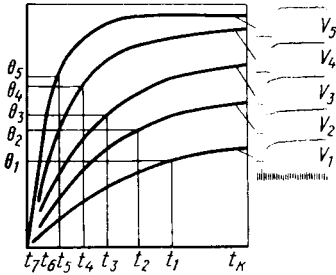


Рис. 53. Влияние скорости резания v на величину и характер нарастания температуры резания θ (t_K — время контакта)

причем с повышением скорости длительность переходного процесса выравнивания температуры сокращается. Следовательно, если время контакта зуба фрезы с заготовкой меньше продолжительности переходного процесса, то в этом случае температура резания определяется не только скоростью резания, но и временем контакта. Увеличение скорости при неизменной глубине резания и постоянном диаметре фрезы вызывает уменьшение времени контакта, повышение температуры при установившемся теплообмене и сокращение длительности переходного процесса.

Из всего сказанного следует, что в условиях прерывистого резания температура резания является сложной функцией скорости резания.

В процессе фрезерования (см. рис. 53) каждой скорости резания соответствует вполне определенное значение времени контакта и температуры резания. Однако при таких скоростях резания, когда интенсивность нарастания фронта переходного процесса и его длительность уже мало зависят от изменения скорости (в нашем случае v_5), температура резания начинает уменьшаться вследствие сокращения времени контакта, вызванного увеличением скорости фрезерования. Таким образом, следует полагать, что с увеличением скорости резания интенсивность тепловыделения, а следовательно, и температура резания в первой зоне растут в большей мере, чем происходит уменьшение температуры за счет сокращения длительности теплового воздействия на зуб. Во второй зоне функции скорости резания как кинематического фактора возрастают, т. е. с дальнейшим увеличением скорости температура резания ввиду сокращения времени контакта падает в большей мере, чем происходит ее повышение вследствие интенсивности тепловыделения.

По-видимому, эти обстоятельства и являются причиной горбообразного характера изменения кривых зависимости температуры

резания от скорости фрезерования в первой и второй зонах (см. рис. 51). Возрастание температуры резания в третьей зоне при повышении скорости фрезерования должно быть связано с аккумуляцией тепла в режущем клине, когда интенсивность и время охлаждения за период холостого пробега недостаточны для полного отбора тепла, т. е. зуб не охлаждается до температуры окружающей среды. Нарастание температуры, вызванное аккумуляцией, является более интенсивным, чем уменьшение ее вследствие сокращения времени контакта.

Подтверждением факта о решающем влиянии аккумуляции тепла в режущей части зуба фрезы на температуру резания в третьей зоне является зависимость δ (см. рис. 51), полученная при более интенсивном охлаждении зуба фрезы за время холостого пробега. В результате интенсивного охлаждения увеличение температуры резания, вызванное аккумуляцией, начинается при более высокой скорости фрезерования ($v \geq 15$ м/с). Кривая 4 на рис. 51 соответствует обработке коррозионностойкой стали 12X18H10T без охлаждения зуба фрезы водой во время холостого пробега. Температура резания с увеличением скорости монотонно растет, приближаясь к максимальному ее значению. В этих условиях, когда зуб фрезы охлаждается на воздухе во время холостого пробега, аккумуляция тепла в режущей части зуба, очевидно, имеет место во всем диапазоне исследуемых скоростей резания.



Рис. 54. Схема биметаллического резца

Для непосредственного обнаружения аккумуляции тепла в режущей части зуба фрезы температуру резания измеряли биметаллическим резцом (рис. 54). Измерение температуры биметаллическим резцом представляет собой разновидность метода двух резцов, с той лишь разницей, что две пластины из различных инструментальных материалов изолированы друг от друга не по всей поверхности. У вершины режущей части пластины припаяны или плотно прижаты полированными поверхностями, площадь которых не более 1,5—2 мм². Такое выполнение пластин позволяет измерять среднюю температуру по площади их соприкосновения как при резании, так и при холостом пробеге.

На рис. 55 приведена осциллограмма, полученная при термофрезеровании специальным биметаллическим резцом. Осциллограмма подтверждает наличие аккумуляции тепла в режущей части инструмента при высоких скоростях резания, когда за время холостого пробега зуб фрезы не успевает охладиться до температуры окружающей среды и при каждом последующем рабочем ходе температура его контактных поверхностей выше, чем в предыдущем. С каждым последующим резом средняя температура на площадке контакта двух пластин в конце холостого хода выше, чем в предыдущих и после 2,5—3 с с момента начала резания температура стабилизируется и в дальнейшем остается неизменной. Наряду с этим увеличивается и температура резания в конце каждого рабочего хода. Это продолжается до установления процесса теплообмена за время рабочего и холостого ходов, после чего температура резания к концу каждого рабочего хода также стабилизируется и остается постоянной.

Влияние интенсивности охлаждения вне контакта с нагретой заготовкой на аккумуляцию тепла в теле зуба фрезы при термофрезеровании хромистого

чугуна (по данным работы [82]) показано на рис. 56. Температура внутри зуба определялась с помощью хромель-алюмелевой термопары, встроенной в зуб фрезы на расстоянии 0,7 мм от задней и 1,5 мм от передней поверхностей. В начале резания охлаждающее устройство было отключено. Зуб во время холостого пробега охлаждался на воздухе. Температура внутри зуба постепенно росла, указывая на наличие аккумуляции, и затем стабилизировалась. Как видно из графика, включение водяного охлаждения (интервал *AB*) резко снижает температуру зуба фрезы.

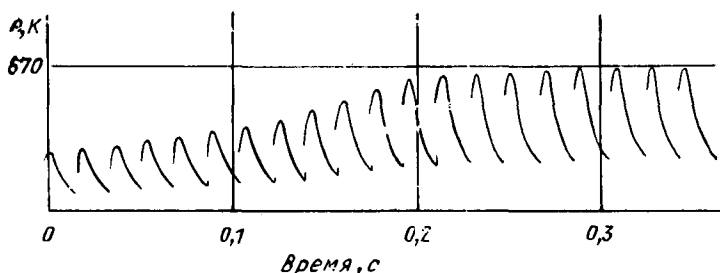


Рис. 55. Осциллограмма термoeлектродвижущей силы при термофрезеровании стали 40 биметаллическим резцом ($\theta_{\text{п}} = 1270 \text{ K}$, $v = 15 \text{ м/с}$; $s_z = 1 \text{ мм/зуб}$; $t = 10 \text{ мм}$)

На рис. 57 приведены зависимости температуры резания от подачи (толщины среза) при термофрезеровании коррозионнстойкой стали 12Х18Н10Т и жаропрочного сплава ХН55ВМТКЮ. Эти зависимости показывают, что при термофрезеровании жаропрочного

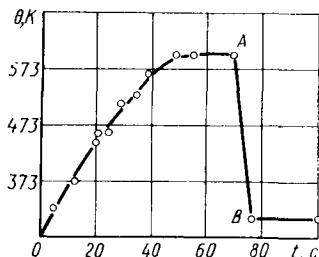


Рис. 56. Зависимость температуры θ внутри зуба от времени t фрезерования хромистого чугуна [82] ($\theta_{\text{п}} = 1170 \text{ K}$; $v = 5,56 \text{ м/с}$; $D_{\text{фр}} = 500 \text{ мм}$)

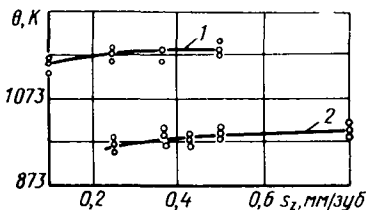


Рис. 57. Влияние подачи (толщины среза) на температуру резания при термофрезеровании ($\theta_{\text{п}} = 1270 \div 1320 \text{ K}$; $v = 15 \text{ м/с}$; $t = 8 \text{ мм}$; $D_{\text{фр}} = 800 \text{ мм}$; охлаждение водой):
1 — ХН55ВМТКЮ; 2 — 12Х18Н10Т

сплава ХН55ВМТКЮ, нагретого до 1270—1370 К, изменение подачи на зуб в 5 раз вызывает повышение температуры резания всего на 7,3 %, а для коррозионнстойкой стали 12Х18Н10Т изменение толщины среза в 3,2 раза повышает температуру резания на 6,5 %.

Аналогичные результаты получены при точении различных сталей и сплавов в нагретом состоянии [84], а также при термофрезеровании чугунов [82]. Таким образом, при высокотемпературном нагреве обрабатываемых заготовок, когда их предел прочности понижается (150—200 МПа и менее), увеличение подачи (толщины среза) не оказывает существенного влияния на температуру резания.

Из данных по резанию материалов в нагретом состоянии следует, что подогрев срезаемого слоя увеличивает тепловую нагрузку на режущий инструмент. Для обеспечения рациональной контактной температуры на рабочих поверхностях режущего инструмента в процессе резания необходимо управлять процессом теплообмена путем применения внутреннего охлаждения реза циркулирующей охлаждающей жидкостью. Эффективным средством является переход от схем непрерывного резания к прерывистому, кратковременному и периодическому резанию и резанию с переменной режущей кромкой.

Самостоятельный интерес представляет определение температуры резания при сверхвысоких скоростях (100—500 м/с и выше), когда пластические свойства материала в зоне обработки могут изменяться. Такие исследования были проведены Д. Касрадзе [40].

Исследование показало, что в определенном диапазоне скоростей температура резания сохраняет максимальное значение, близкое к температуре плавления обрабатываемого материала. При дальнейшем увеличении скорости резания температура резания начинает снижаться. Для стали Ст3 снижение температуры наблюдается при скоростях выше 500 м/с, для алюминия и цинка — выше 150 м/с. Предполагается, что при таких высоких скоростях резания и деформации уменьшение температуры связано с частичным переходом обрабатываемого материала из пластического состояния в хрупкое, чем, вероятно, и вызвано уменьшение теплоты деформации и температуры резания.

ХАРАКТЕР КОНТАКТА РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА С ОБРАБАТЫВАЕМЫМ МАТЕРИАЛОМ

Характер контакта обрабатываемого материала с инструментом в различных условиях обработки позволяет судить о механизме процесса трения и действии смазочно-охлаждающих жидкостей, а также об условиях формирования поверхностного слоя обрабатываемой детали и их влиянии на чистоту и качество поверхности.

Изучение характера контакта при низких скоростях резания показало, что между трущимися поверхностями происходит местная адгезия — возникают пятна схватывания. В процессе резания по всей площади контакта непрерывно образуются и срезаются пятна схватывания. Срез происходит в наиболее слабом

месте, чаще всего в толще обрабатываемого материала. Срезанные частицы прилипают к более твердой поверхности инструмента и в дальнейшем сами являются основой новых очагов схватывания, так как когезия между частицами обрабатываемого материала проявляется сильнее, чем адгезия между материалами детали и инструмента. В процессе периодического схватывания

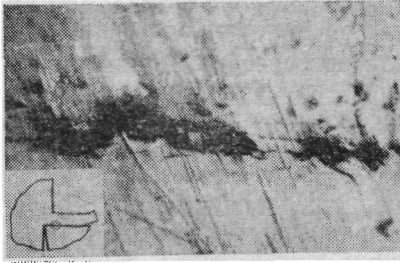


Рис. 58. Точечный контакт передней поверхности со стружкой на низкой скорости резания (никель — Р18; $v = 0,008$ м/с; $a = 0,1$ мм; $b = 1,5$ мм; $\gamma = 10^\circ$; $\alpha = 10^\circ$), $\times 530$

и активно влиять на процесс трения и износа. При высоких скоростях резания характер контакта резко изменяется.

На рис. 59—61 приведены микрофотографии, полученные при работе резцами из быстрорежущей стали и оснащенными твердым сплавом.

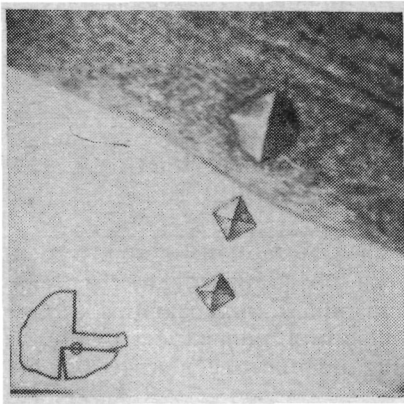


Рис. 59. Сплошной контакт передней поверхности со стружкой при резании стали быстрорежущим резцом (сталь 40 — Р18; $v = 0,58$ м/с; $t = 1,2$ мм; $s = 1$ мм/об; $\gamma = 0^\circ$), $\times 570$

и среза отдельных частиц между стружкой и передней поверхностью, а также обрабатываемым материалом и задней поверхностью режущего инструмента образуются поры — контакт не является сплошным.

На рис. 58 приведен один из характерных снимков зоны контакта по передней поверхности при обработке никеля резцом из стали Р18. Наличие несплошного контакта при низких скоростях резания позволяет жидкости и различным газам проникать в зону трения

и активно влиять на процесс трения и износа. При высоких скоростях резания характер контакта резко изменяется. На рис. 59—61 приведены микрофотографии, полученные при работе резцами из быстрорежущей стали и оснащенными твердым сплавом.

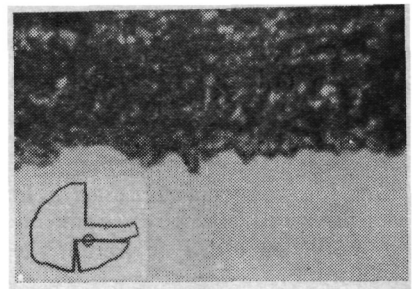


Рис. 60. Зона контакта по передней поверхности при резании стали твердым сплавом (сталь 40—Т5К10; $v = 2,45$ м/с; $t = 1,3$ мм; $s = 0,5$ мм/об; $\theta \approx 1360\text{K}$), $\times 1500$

обрабатываемый материал (см. рис. 59—60), в других — материал инструмента (см. рис. 61—63). Микрофотографии показывают, что при высоких скоростях резания существует сплошной контакт по передней и задней поверхностям вследствие того, что микронеровности инструмента заполнены обрабатываемым материалом.

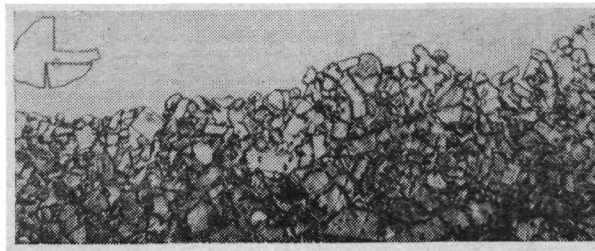


Рис. 61. Зона контакта по передней поверхности при резании стали твердым сплавом на высокой скорости (сталь 40—Т15К6; $v = 3,87$ м/с; $t = 1,2$ мм; $s = 2,17$ мм/об; $\gamma_1 = 2^\circ$; $\gamma = 15^\circ$; $f = 0,2$ мм; $\varphi = 60^\circ$; $\varphi_1 = 15^\circ$), $\times 780$

Более отчетливо характер контакта по передней и задней поверхностям корней стружек виден на микрофотографиях, которые получены на стереомикроскопе «CAMBRIDGE STEREOSCAN 600»



Рис. 62. Зона контакта у режущей кромки при резании стали твердым сплавом на высокой скорости (сталь 40—ВК8; $v = 3,87$ м/с; $t = 1,2$ мм; $s = 2,17$ мм/об; $\gamma = 0^\circ$; $\varphi = 45^\circ$; $\varphi_1 = 20^\circ$), $\times 750$

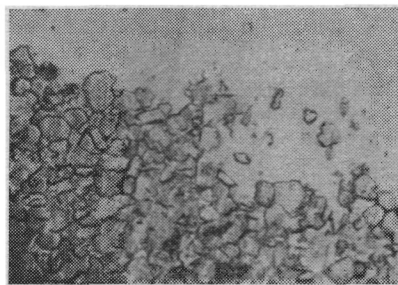


Рис. 63. Зона раздела по передней поверхности при резании стали на высокой скорости (косой срез $\alpha \approx 5^\circ$) (сталь 40—Т15К6; $v = 4,2$ м/с; $t = 1$ мм; $s = 0,3$ мм/об; $\gamma = -20^\circ$; $\varphi = 45^\circ$; $\varphi_1 = 15^\circ$; $\alpha = \alpha_1 = 10^\circ$), $\times 720$

и представлены на рис. 64—65 (по данным О. Б. Мгалоблишвили). Микронеровности твердого сплава заполнены обрабатываемым материалом. На рис. 64, б видна застойная зона толщиной 10—12 мкм и отчетливые линии текстуры вдоль передней поверхности.

Аналогичная картина наблюдается и на микрофотографии корня стружки, показанная на рис. 65, *а* и *б*. Видны застойная зона и течение обрабатываемого материала в приконтактном слое;

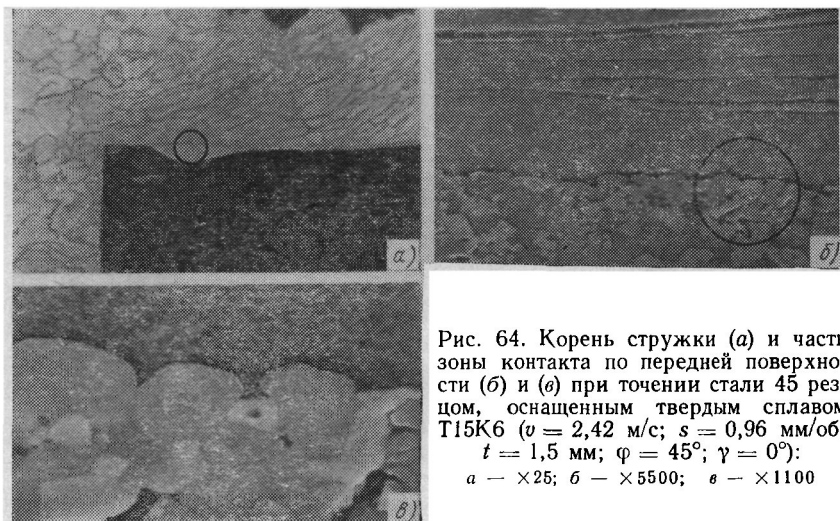


Рис. 64. Корень стружки (*а*) и часть зоны контакта по передней поверхности (*б*) и (*в*) при точении стали 45 резцом, оснащенным твердым сплавом Т15К6 ($v = 2,42$ м/с; $s = 0,96$ мм/об; $t = 1,5$ мм; $\varphi = 45^\circ$; $\gamma = 0^\circ$):
а — $\times 25$; *б* — $\times 5500$; *в* — $\times 1100$

линии текстуры огибают режущую кромку. Следует отметить, что в момент мгновенной фиксации процесса резания для получения совместного корня задняя поверхность резца несколько отделилась

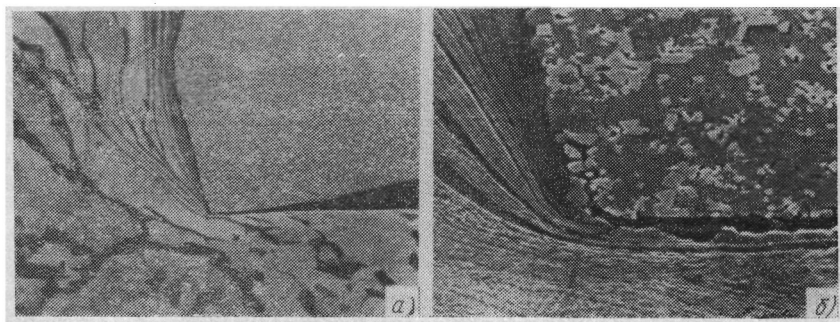


Рис. 65. Совместный корень стружки при точении стали 45 резцом оснащенным твердым сплавом Т15К6 ($v = 3,2$ м/с; $s = 1,7$ мм/об; $t = 2,8$ мм; $\varphi = 80^\circ$):
а — $\times 120$; *б* — $\times 1200$

от поверхности резания, в результате чего некоторые карбиды твердого сплава, оторвались от режущей части. Если мысленно совместить профили задней поверхности резца и поверхности

резания, то можно убедиться в существовании сплошного контакта и по задней поверхности.

На рис. 66 представлены микрофотографии совместного корня стружки при различных увеличениях. Отчетливо виден сплошной контакт по передней и задней поверхностям, а также видна выкрошенная режущая кромка (рис. 66, б).

Аналогичная картина наблюдается и при точении жаропрочного сплава ХН70ВМТЮ с предварительным нагревом обрабаты-

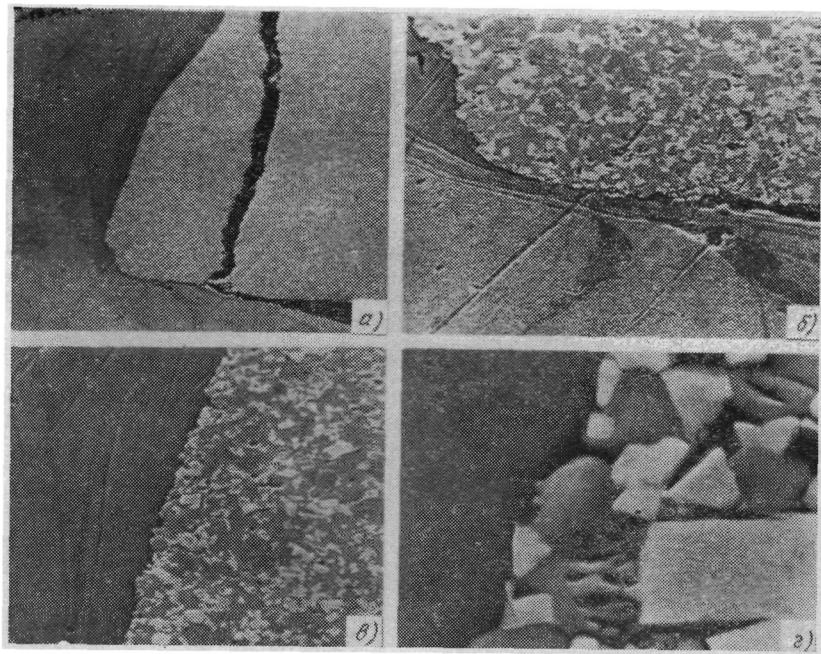


Рис. 66. Совместный корень стружки (а) и часть зоны контакта по передней (б), (в) и задней (г) поверхностям при точении стали 45 резцом, оснащенным твердым сплавом Т15К6 ($v = 6,25$ м/с; $s = 1,07$ мм/об; $t = 2,5$ мм; $\varphi = 85^\circ$; $\gamma = +6^\circ$):

а — $\times 130$; б — $\times 660$; в — $\times 660$; г — $\times 6200$

ваемой заготовки (рис. 67). На микрофотографии виден сплошной контакт по передней и точечный контакт по задней поверхностям. В зонах деформации обрабатываемого материала видны структурные изменения. На рис. 67, а наблюдается закругление режущей кромки под действием нагружающих контактных напряжений и высоких температур на рабочих поверхностях инструмента. В данном случае температура в зоне стружкообразования достигает 1370 К, а средняя температура по передней поверхности

равна 1300 К. Под действием высоких температур и больших значений $\tau_{\text{ф}}$ и $\tau_{\text{к}}$ для ХН70МВТЮ при температурах 1270 К и выше происходят пластические деформации тонких приконтактных слоев сплава ВК8, а также имеет место химическое взаимо-

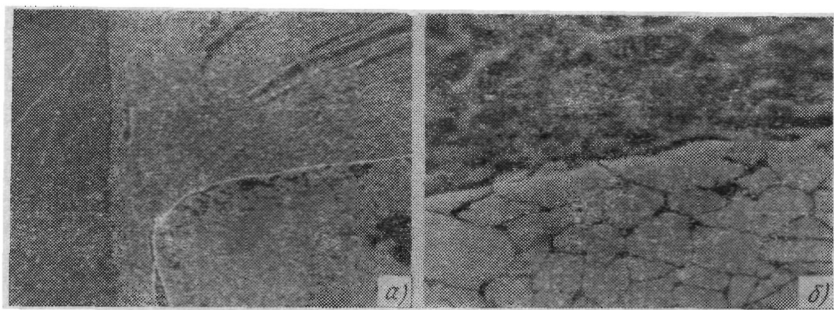


Рис. 67. Совместный корень стружки (а) и часть зоны контакта по передней поверхности (б) при точении с подогревом жаропрочного сплава ХН70МВТЮ резцом, оснащенным твердым сплавом ВК8 ($v = 0,15$ м/с; $s = 1,07$ мм/об; $t = 2$ мм; $\theta_{\text{п}} = 1070$ К; $\gamma = 0^\circ$; $\alpha = \alpha_1 = 8^\circ$; $\lambda = 0^\circ$; $\varphi = 90^\circ$; $\varphi_1 = 7^\circ$; продолжительность резания 15 с);
а — $\times 300$; б — $\times 3000$

действие инструментального и обрабатываемого материалов. Поэтому при больших увеличениях (см. рис. 67, б) видны сглаженные зерна карбидов твердого сплава ВК8.



Рис. 68. Передняя и задняя поверхности зуба из Р18 после фрезерования с нагревом 12Х18Н10Т ($v = 4,6$ м/с; $s = 0,5$ мм/зуб; $t = 7$ мм; $D_{\text{фр}} = 800$ мм, работа с охлаждением зуба водой во время холостого пробега, $\theta_{\text{п}} = 1270$ К; $\gamma = 0^\circ$; $\alpha = 3^\circ$), $\times 150$

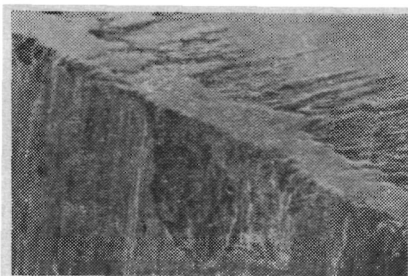


Рис. 69. Передняя и задняя поверхности зуба из 6ХВ2С после фрезерования с нагревом 12Х18Н10Т (условия резания см. рис. 68), $\times 150$

В условиях фрезерования нагретого металла наличие сплошного контакта на передней поверхности, который в конце длины контакта стружки с инструментом переходит в точечный, подтвер-

ждается микрофотографиями налипов на рабочих поверхностях зубьев фрезы после резания коррозионностойкой стали 12Х18Н10Т, нагретой до 1270 К (рис. 68—70).

На этих фотографиях по плотности налипшего слоя обрабатываемого металла можно судить о характере контакта. Условно

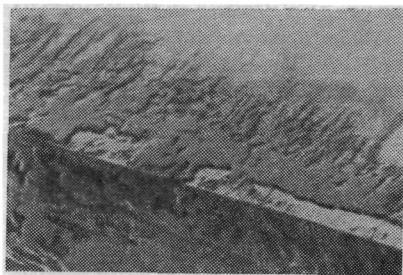


Рис. 70. Передняя и задняя поверхности зуба из ВК8 после фрезерования с нагревом 12Х18Н10Т (условия резания см. рис. 68), $\times 35$

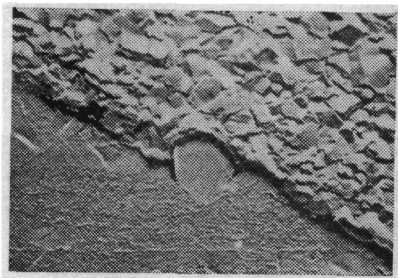


Рис. 71. Зона контакта передней поверхности быстрорежущего резца и стружки при резании мягкой стали на высокой скорости резания [103] $\times 1300$

следует различать две зоны: зона заторможенного слоя, где, по-видимому, существует сплошной контакт, и зона точечного контакта. Аналогичная картина наблюдается и по задней поверхности. На рис. 70 налипы вблизи режущей кромки были специально удалены с целью обнаружения наличия термических трещин, перпендикулярных к режущей кромке твердосплавного зуба фрезы.

Если в условиях резания с подогревом обрабатываемый материал сильно разупрочняется, то нормальные напряжения, действующие на передней поверхности, уже будут недостаточны для получения сплошного контакта и вдоль всей длины контакта по передней поверхности может иметь место точечный контакт.

Е. М. Трент [104] отмечает наличие почти сплошного контакта между поверхностями быстрорежущего инструмента и обрабатываемой заготовки из мягкой стали вдоль большей части всей площади взаимодействия (рис. 71). Согласно данным Е. М. Трента сплошной контакт также имеет место при резании чугуна и спла-

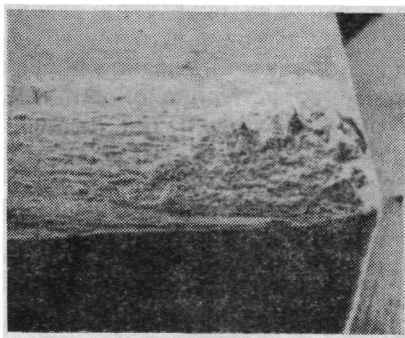


Рис. 72. Налипший металл на передней поверхности резца после быстрой остановки процесса [104] $\times 16$

вов на никелевой основе. Здесь же отмечается, что обрабатываемый материал настолько сильно прилипает к передней поверхности инструмента, что после прекращения резания или быстрого вывода резца из зоны резания отрыв обрабатываемого материала происходит в пределах толщи стружки близко от поверхности резца (рис. 72). Эта поверхность отрыва видна на рис. 73, на котором при большом увеличении показана часть слоя поверхности, приведенной на рис. 72.

Ясно, что проникновение жидкости в зону трения при сплошном контакте невозможно. Различные реагенты могут проникать только путем диффузии сквозь металл, поэтому действие смазывающих жидкостей при высоких скоростях резания весьма огра-

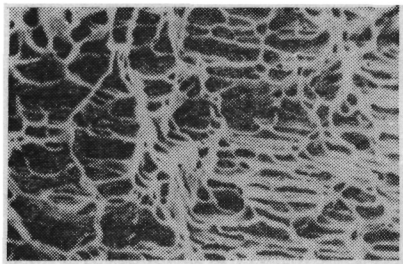


Рис. 73. Поверхность разрыва (отрыва) налипшего металла, показанного на рис. 72 [104] $\times 800$



Рис. 74. Схема точечного (а) и сплошного (б) контакта

ничено. Наблюдения за характером контакта показывают, что при высоких скоростях резания на большей части зоны трения контакт сплошной, а около выхода стружки с передней поверхности и также на задней поверхности имеются участки с точечным контактом. Это происходит там, где нормальное давление недостаточно для заполнения неровностей инструмента обрабатываемым материалом. Схема контакта при низких и высоких скоростях резания представлена на рис. 74.

Появление точечного или сплошного контакта связано с величиной нормального давления и с состоянием контактных слоев инструментального и обрабатываемого материалов. Если давление достаточно для заполнения всех неровностей твердого металла мягким, контакт получается сплошным, и наоборот. Как уже говорилось, нормальное давление на режущей кромке соответственно при максимальном трении и при отсутствии трения приближенно определяется формулами

$$\sigma_n \approx 2\tau_{\Phi} (1,3 - \gamma),$$

$$\sigma_n = 2\tau_{\Phi} (1 - \gamma).$$

Принимая наименьший практически применяемый передний угол $\gamma = -30^\circ$, получаем соответственно: $\sigma_n \approx 3,68\tau_{\Phi}$ и $\sigma_n \approx 3,05\tau_{\Phi}$.

Проанализируем, достаточно ли такое давление для заполнения неровностей на поверхностях инструмента. Даже полированная поверхность, как показывают электронно-оптические исследования, имеет неровности в виде впадин и выступов. Впадины и выступы поверхности контакта можно приближенно привести к элементарным геометрическим формам: к сферической выемке, к конусной выемке и т. д. Для обеспечения сплошного контакта необходимо заполнить все впадины различных форм менее твердым обрабатываемым материалом.

В теории пластичности даны решения задачи определения сил при внедрении пуансонов различной формы в пластичное тело [78]. Расчеты по этим формулам показывают, что среднее давление колеблется в пределах от $2,576\sigma_T$ до $4,96\sigma_T$ в зависимости от формы пуансона (σ_T — предел текучести обрабатываемого материала). Так как $\sigma_T \cong \sqrt{3\tau_{\Phi}}$, то среднее давление изменяется в пределах от $4,38\tau_{\Phi}$ до $8,3\tau_{\Phi}$. Величины этих давлений больше тех, которые действуют на режущую кромку. Следовательно, в обычных условиях резания, когда срезаемый слой имеет одинаковую твердость и механические свойства в зоне деформации и в контактных слоях, должен наблюдаться сплошной контакт. В зоне контакта тонкий слой обрабатываемого материала получает максимальную деформацию и при низких скоростях резания сильно упрочняется. Ввиду этого для заполнения неровностей поверхности инструмента требуется еще большее давление, чем для наклепанного материала. Поэтому при резании на низких скоростях давление недостаточно для заполнения всех неровностей и сплошной контакт не может быть обеспечен.

Иное наблюдается при высоких скоростях резания, когда высокая температура контактных слоев в сильной степени снижает их твердость. При этом давление на передней поверхности не уменьшается, так как оно определяется сопротивлением пластической деформации в зоне стружкообразования, где влияние температуры незначительно. Поэтому при высоких режимах резания создаются благоприятные условия для заполнения микронеровностей инструмента, т. е. для обеспечения сплошного контакта.

Представим себе, что температура контакта 1070—1270 К. Тогда для сталей предел текучести будет примерно в 10 и даже более раз меньше, чем при комнатной температуре. Давление на поверхности контакта соответственно будет в 10 и более раз превышать предел текучести контактных слоев обрабатываемого материала. Под таким давлением вероятно заполнение неровностей любой формы и получение сплошного контакта, что и наблюдается в действительности.

Наличие сплошного контакта приводит к ряду специфических особенностей при резании металлов. При сухом и полусухом трении металлов вследствие адгезии образуются площадки схватывания, которые периодически срезаются и возобновляются.

Сила трения есть сумма элементарных сил, необходимых для срезания этих площадок и пропахивания неровностей на пути скольжения. Чем больше суммарная площадь схватывания, т. е. чем больше истинная площадь соприкосновения, тем больше сила трения. Можно считать, что сила трения пропорциональна истинной площади соприкосновения, величина которой зависит от нормальной нагрузки. Для несплошного контакта наиболее вероятно, что истинная площадь контакта пропорциональна нормальной нагрузке. Поэтому сила трения пропорциональна нормальной нагрузке и не зависит от номинальной площади соприкосновения, т. е. справедлив закон Кулона — Амонтона $F \cong \mu N$. В случае сплошного контакта сила трения представляет собой сопротивление пластическому сдвигу менее твердого материала.

Абсолютное значение силы трения пропорционально площади контакта и пределу текучести материала на сдвиг:

$$F = A_K \tau_K,$$

где A_K — площадь контакта; τ_K — напряжение сдвига.

Если площадь контакта постоянна, то сила трения зависит от нормальной нагрузки лишь постольку, поскольку нормальное напряжение влияет на сопротивление пластическому сдвигу, т. е. будет зависеть от коэффициента внутреннего трения. Так как коэффициент внутреннего трения для пластичных материалов мал, то эта зависимость слаба и можно считать, что сила трения при наличии сплошного контакта не зависит от нормальной нагрузки и закон Кулона — Амонтона для случая резания на высоких скоростях неприменим.

Характер контакта может указывать на другие особенности процесса резания. При сплошном контакте уменьшается скорость относительного скольжения. Во впадинах неровностей, заполненных обрабатываемым материалом, движение будет прекращено. Материал может перемещаться только над выступающими точками. При наличии сплошного контакта и схватывания появляется возможность химической реакции и диффузии между трущимися материалами, так как адсорбированные на поверхности защитные пленки окислов солей и газов отсутствуют.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В КОНТАКТНЫХ СЛОЯХ ОБРАБАТЫВАЕМОГО И ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО МАТЕРИАЛОВ

При резании нагрев обрабатываемого материала происходит в короткие промежутки времени и осуществляется с большой скоростью, в особенности в контактных слоях. Из элементарных расчетов следует, что при высоких скоростях резания, когда температура контактных слоев стали обычно превышает точку A_c , время контакта материала стружки с инструментом измеряется тысячными долями секунды, а скорость нагрева составляет $\sim 10^6$ К/с. Это обстоятельство может привести к мнению, что сталь

короткий промежуток времени недостаточен для структурных превращений, материал в контактных слоях сохраняет исходное фазовое состояние и претерпевает изменение только вследствие пластического деформирования.

Однако металлографический анализ зоны трения в различных условиях обработки показывает, что в ряде случаев фазовые превращения в контактных слоях успевают происходить. Это подтверждается наличием закаленных контактных слоев стружки и обработанной поверхности.

Зоны контакта при различных условиях резания приведены на рис. 75—78. На рис. 75 показана зона контакта стружки с передней поверхностью инструмента при обработке стали 40. В верхних слоях зоны контакта структура феррито-перлитная с явно выраженной текстурой. Линии текстуры параллельны передней поверхности. Деформация значительна и составляет несколько сот процентов. По мере приближения к передней поверхности деформация постепенно возрастает. Это видно по уменьшению толщины ферритных и перлитных линий. На расстоянии 25—15 мкм от передней поверхности ферритно-перлитная структура исчезает и появляется структура, схожая с троостосорбитной. Это подтверждается и измерением микротвердости. Микротвердость прирезцового слоя вблизи передней поверхности равна 6,86—5,39 ГПа и по мере удаления от передней поверхности уменьшается в следующей последовательности:

Расстояние от передней поверхности, мкм	5	10	20	25	50	90
Микротвердость, ГПа	6,30	5,68	5,19	4,16	2,77	2,77

Такое резкое изменение микротвердости подтверждает наличие различных структур в прирезцовом слое. У самой передней поверхности, очевидно, имеется структура бейнита и мелкоигольчатого мартенсита, затем идет структура тростита и сорбита. На расстоянии 50 мкм и дальше структурных изменений не наблюдается. Измерение микротвердости стружки этой же самой стали на ма-

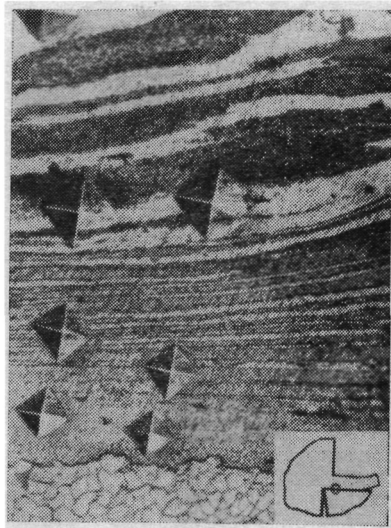


Рис. 75. Зона контакта по передней поверхности при резании стали на высокой скорости (сталь 40—Т15К6; $v = 3,83$ м/с; $t = 1$ мм; $s = 2,17$ мм/об; $\gamma = 15^\circ$; $\gamma_1 = -2^\circ$; $f = 0,2$ мм; $\varphi = 60^\circ$; $\varphi_1 = 15^\circ$), $\times 535$

лых скоростях ($v = 0,0017 \div 0,17$ м/с), когда упрочнение (наклеп) от пластической деформации должно быть больше и термические превращения невозможны, показывает, что микротвердость колеблется в пределах 2,74—3,92 ГПа.

Этот эксперимент подтверждает, что на больших скоростях резания высокая твердость прирезцового слоя стружки обусловлена закалкой контактных слоев при быстром охлаждении в момент прекращения резания. Следовательно, в части прирезцового слоя успело произойти

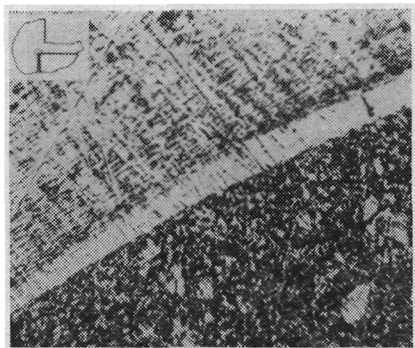


Рис. 76. Сплошной контакт у вершины реза по радиусу округления (сталь 40 закаленная ($HV = 4,6$ ГПа) — ВК8; $v = 1,07$ м/с; $t = 1$ мм; $s = 0,5$ мм/об; $\gamma = 0^\circ$; $\theta_p \approx 1220$ К), $\times 910$

аллотропическое превращение α -Fe в γ -Fe и в γ -Fe частично растворились карбиды перлита. Можно полагать, что на расстоянии 5—10 мкм от передней поверхности карбиды успели раствориться и частично завершилась фаза гомогенизации аустенита. Что касается верхних слоев, где на микрошлифе еще замечаются прожилки тонких слоев феррита, то там гомогенизация аустенита не успела произойти и после закалки получена неоднородная структура.

При обработке стали 10 на высоких режимах в контактном слое не замечается такого резкого изменения твердости, хотя ферритно-перлитная структура исчезает. Этого и нужно было ожидать, так как закалка стали 10 не дает значительного повышения твердости.

Микрорентгеноспектральный и электронно-оптические исследования прирезцового слоя [44, 48, 104] указывают, что по всей толщине закаленного слоя имеется смесь тонкоиглочатого мартенсита, цементита, остаточного аустенита и феррита, с уменьшением концентрации мартенсита вглубь стружки. Достоверным является то, что аллотропическое превращение α -Fe в γ -Fe в самом процессе резания успевает произойти, и карбиды перлита частично растворяются в аустените, несмотря на малый промежуток времени нагрева. Наглядное представление о структурных превращениях дает обработка закаленных сталей (см. рис. 76—78).

На рис. 76 приведена микрофотография контакта по радиусу округления режущей кромки. Отчетливо виден белый слой аустенита-мартенсита вторичной закалки, толщина которого от режущей кромки вдоль передней поверхности постепенно возрастает. На рис. 77 и 78 показан контакт в лунке, отчетливо виден слой аустенита-мартенсита вторичной закалки, переходящий в структуру бейнита и троостита. Изменение микротвердости в этой зоне

происходит в такой последовательности: твердый сплав — 12,7 ГПа; в стружке на расстоянии от передней поверхности 6 мкм — 7,64 ГПа; 22 мкм — 5,19 ГПа; 30 мкм — 4,06 ГПа и 55 мкм — 4,06 ГПа.

В среднем микротвердость в нетравящемся белом слое составляет 6,86—7,64 ГПа. Резкое повышение твердости белого слоя и его инертность к травлению азотной кислотой наводят на мысль, что это слой вторичной закалки, полученной в момент фиксации процесса резания.

Структурным превращениям в контактных слоях при резании в частности, быстрому превращению перлита в аустенит

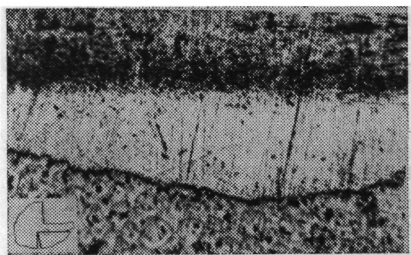


Рис. 77. Сплошной контакт в лунке (сталь 40 закаленная ($HB = 4,6$ ГПа) — ВК8; $v = 0,83$ м/с; $t = 1$ мм; $s = 0,5$ мм/об; $\gamma = 0^\circ$), $\times 740$

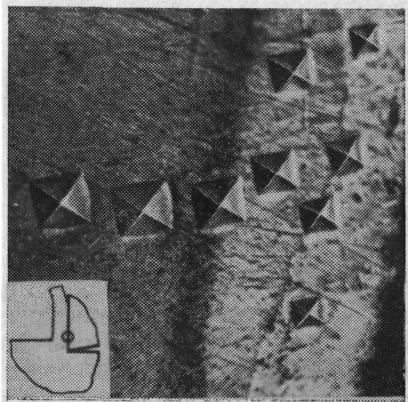


Рис. 78. Изменение микротвердости в зоне контакта (образец тот же, что и на рис. 77), $\times 630$

благоприятствует значительная пластическая деформация. Когда пластическая деформация настолько велика, что перлит смешивается с ферритом, происходит коагуляция цементита и получается структура сплошного феррита с точечным распределением цементита, входящего в исходный перлит. Это обстоятельство должно способствовать увеличению центров кристаллизации и их равномерному распределению при превращении перлита в аустенит.

Еще в большей степени увеличивает скорость превращения непрерывное пластическое течение контактных слоев. Представим себе, что в пластической массе феррита вкраплены карбиды. Когда температура достигает точки аллотропического превращения, α -Fe переходит в γ -Fe; этот процесс протекает спонтанно, зерна аустенита образуются очагами в отдельных местах и после образования аустенитных зерен наступает диффузионное растворение карбидов в аустените. В первый момент карбиды растворяются быстро, затем по мере насыщения аустенита, окаймляющего карбид углеродом, градиент концентрации углерода на границе раздела фаз уменьшается и скорость растворения

падает. Причем установлено, что скорость растворения со временем изменяется по закону параболы. Таков процесс перлитного превращения в обычных условиях.

Когда в период превращения происходит одновременно и пластическая деформация металла, процесс растворения изменяется. Во-первых, пластическая деформация, вызывая дислокацию кристаллической решетки, активизирует металл и, очевидно, ускоряет превращение феррита в аустенит, т. е. уменьшает время завершения первой фазы перлитного превращения. Во-вторых, при течении контактных слоев растворителя в соприкосновение с карбидом приходят все новые и новые ненасыщенные слои обрабатываемого материала, градиент концентрации на границе раздела фаз во всем промежутке растворения карбида остается высоким и средняя скорость растворения увеличивается. Ввиду этого уменьшается и вторая фаза перлитного превращения.

Закон диффузии можно выразить интегральным уравнением

$$C_{\min} = C_{\max} \left[1 - \Phi \left(\frac{x}{\sqrt{2D_c t}} \right) \right],$$

где C_{\max} — максимальная концентрация углерода в аустените, имеющая место на границе с карбидной частицей; C_{\min} — минимальная концентрация при данной температуре, определяемая линией GOS диаграммы состояния Fe — Fe₃C; x — расстояние от граничной аустенитно-цементитной поверхности; D_c — коэффициент диффузии углерода в аустенит; t — время процесса диффузии.

Концентрация C_{\max} равна наибольшей концентрации углерода в аустените при данной температуре и определяется линией SE диаграммы состояния Fe — Fe₃C.

Если в процессе диффузии имеется течение, то к карбиду будут подходить свежие слои аустенита, а это равносильно резкому увеличению градиента концентрации на границе раздела фаз цементит — феррит:

$$\frac{dc}{dx} \approx \frac{C_{\max} - C_{\min}}{\Delta},$$

где Δ — величина межпластинчатого расстояния в перлите.

В данном случае будет аналогия между процессом диффузии углерода в железе и конвективным теплообменом.

Делая приближенные подсчеты скорости растворения карбидов при течении, получаем, что она увеличивается в несколько десятков раз по сравнению с обычным диффузионным процессом. Таким образом, течение контактных слоев, являясь специфической особенностью процесса стружкообразования, резко интенсифицирует процесс диффузии и тем самым снижает время структурных превращений. Скорость образования аустенита будет тем больше, чем выше значение скоростей элементарных процессов зарождения и роста зерен, т. е. увеличивается с повышением температуры.

Скорость роста аустенита (увеличенная в 10^6), м/с

Расстояние между пластинками перлита, мкм	Температура, К						
	1008	1013	1033	1053	1073	1123	1173
0,1	1,26	2,42	13,89	54,9	88,6	277	1129
0,2	0,63	1,21	6,95	27,5	44,3	138,5	564,5
0,3	0,42	0,81	4,63	18,3	29,5	92,3	376,3
0,4	0,315	0,605	3,47	13,7	22,2	69,1	382,2
0,6	0,21	0,403	2,32	9,15	14,8	46,1	188,1

В табл. 6 приведены значения скорости роста аустенита (по данным М. Е. Блантера [48]).

Если расстояние между пластинками перлита 0,1 мкм, тогда скорость при 1173 К равна $1,129 \cdot 10^{-3}$ м/с, т. е. время превращения перлита в аустенит будет исчисляться временем $t \approx \approx 100$ мкс; при расстоянии 0,6 мкм для этого понадобится ~ 3200 мкс.

Учитывая течение, можно полагать, что для первого случая время превращения будет менее 50 мкс, а для второго случая — 350 мкс.

Время контакта частиц инструментального и обрабатываемого материалов при резании исчисляется тысячными долями секунды, температура резания может составлять 1273 К и выше, поэтому вполне достоверно утверждение о наличии структурных превращений при обработке как закаленных, так и незакаленных сталей.

Когда в обрабатываемый материал входят крупные карбиды, для их растворения в процессе резания время будет недостаточным и превращение не успеет завершиться. По-видимому, это является главной причиной резкого повышения интенсивности износа инструмента при наличии

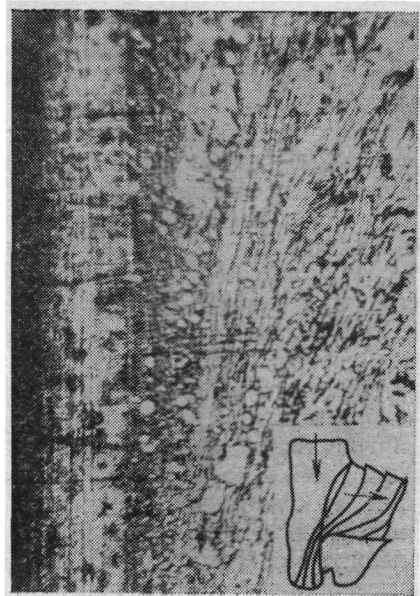


Рис. 79. Зона контакта по задней поверхности в момент пластического разрушения инструмента (сталь 40—P18; $v = 0,58$ м/с; $t = 1$ мм; $s = 1$ мм/об; $\gamma = 0^\circ$; $\alpha = 45^\circ$; $\theta \approx 1070 \div 1120$ К), $\times 870$

в обрабатываемом материале крупных карбидов и других твердых составляющих (см. гл. III).

Подобно сталям, структурным превращениям при резании могут подвергаться и другие сплавы на основе титана, никеля и др. Возможные структурные превращения можно определять в том случае, когда известна диаграмма состояния реагирующих элементов, температура контактных слоев, скорость и время растворения.

Поскольку в процессе резания на рабочих поверхностях режущего инструмента температура достигает значений, близких к температурам плавления, то структурные изменения должны происходить и в самом материале инструмента, так как режущий инструмент подвергается длительному температурному воздействию. В более выгодных условиях находится инструмент при прерывистом резании, но и здесь время разогрева инструмента достаточно для протекания структурных превращений, однако они будут происходить в более тонких контактных слоях.

Наличие структурных превращений в материале режущего инструмента впервые отметил Б. И. Костецкий [48], важные исследования проведены Е. Трентом [103, 104]. На рис. 79 приведена зона контакта задней поверхности в момент катастрофического износа инструмента. В контакте с обрабатываемым материалом видна структура отпущенной стали P18. Отпуск в процессе резания размягчает контактные слои и способствует их пластической деформации.

Структурные превращения происходят и в поверхностных слоях твердого сплава при резании сталей и других материалов на высоких скоростях. Поскольку эти структурные изменения связаны с диффузионными явлениями при резании, то вопрос этот подробно рассматривается в гл. IV.

В заключение следует отметить, что при резании сталей на высоких скоростях, когда температура контакта превышает $A_{с_2}$, в контактных слоях обрабатываемого материала частично или полностью происходят структурные и фазовые превращения. Кроме того, возможны структурные превращения в контактных слоях инструментального материала. Эти явления, происходящие в тончайших поверхностных слоях трущихся тел, в частности, при трении стружки об инструмент, имеют очень большое значение, так как свойства именно этих непосредственно вступающих в контакт слоев отличаются от свойств основного металла и определяют механизм износа, стойкость режущего инструмента и качество обработанной поверхности деталей.

ГЛАВА II

ПРОЧНОСТЬ РЕЖУЩЕЙ ЧАСТИ ИНСТРУМЕНТА

При недостаточной прочности режущей части инструмента ее разрушение происходит путем хрупкого скалывания и выкрашивания или в результате пластической деформации и последующего среза.

На практике при обработке многих материалов во избежание разрушения инструмента снижают режимы резания. Поэтому повышение прочности режущей части инструмента является весьма важной для производства проблемой. Изучение механизма разрушения, установление его закономерностей, создание инженерных методов расчета прочности режущей части инструмента являются актуальными вопросами теории резания материалов.

В области прочности тела и режущей части инструмента в СССР проведены исследования А. А. Аваковым [4], И. П. Третьяковым [65], А. И. Кашириным [65], Н. Н. Зоревым и Н. П. Вирко [35], Т. Н. Лоладзе [48], Л. Г. Куклиным, В. И. Сагаловым, В. Б. Серебровским и С. П. Шабашовым [65], А. И. Бетанели [10, 11], А. Н. Резниковым, М. Д. Смирновым и Г. Г. Яшиным [67], Б. П. Прибыловым [65], В. А. Остафьевым [60], Н. В. Алексеевым [65], Б. Л. Дзамоевым [10], Г. Н. Ткемаладзе, Ф. В. Тотчиевым [51, 98, 99], М. П. Вадачкория [11, 20], Г. Л. Хаеом [81] и др.

В данной главе рассматриваются вопросы механизма хрупкого и пластического разрушения режущей части инструмента в зависимости от условий нагружения, режимов резания, свойств обрабатываемого и инструментального материалов, а также комплексный критерий прочности режущей части инструмента.

ХРУПКОЕ РАЗРУШЕНИЕ РЕЖУЩЕЙ ЧАСТИ ИНСТРУМЕНТА

По современным представлениям макроскопическое разрушение является результатом постепенного развития и накопления микротрещин, которые с увеличением внешней нагрузки сливаются в макротрещину. Процесс зарождения и развития трещин развивается во времени, т. е. зависит от продолжительности приложения нагрузки.

На практике встречаются два вида хрупкого разрушения режущего инструмента: выкрашивание режущих кромок и сколы режущей части. Выкрашивание проявляется в отделении малых частиц режущей кромки и в некоторых случаях связано с поверхностными дефектами инструментального материала, неоднородностью структуры, остаточными напряжениями и т. п. Наряду с этим выкрашивание связано с изменением напряженного состояния в переходных процессах резания — при входе и выходе инструмента из контакта [92, 98, 99].

Сколы проявляются в отделении относительно большого объема режущей части инструмента (рис. 80). Исследования [10,

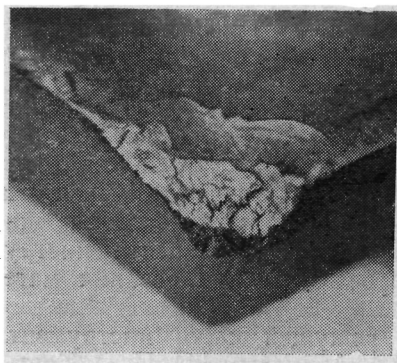


Рис. 80. Внешний вид режущей части ножей торцовой фрезы ВК8 при несимметричном торцовом фрезеровании титанового сплава BT9 (резание всухую, $\gamma = 0^\circ$; $\alpha = 8^\circ$; $\varphi = 72^\circ$; $\varphi_1 = 6^\circ$; $s_z = 0,1$ мм/зуб; $v = 1,46$ м/с), $\times 6,5$

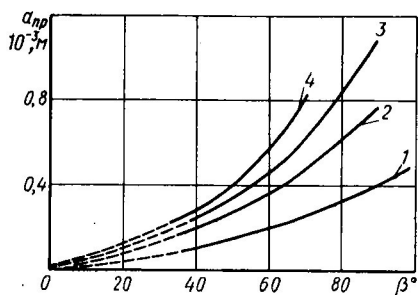


Рис. 81. Влияние угла заострения на предельные толщины среза ($a_{пр}$) при обработке резцов, оснащенным сплавом ВК8, следующих материалов: 1 — 110Г13Л; 2 — ХН60ВТ; 3 — 12Х18Н10Т; 4 — ШХ15 (среда СС1; $v = 0,026$ м/с)

51, 81, 91, 98] показали, что поверхности скалывания имеют характерный для хрупкого разрушения кристаллический излом. Отделение объемов разрушения от режущей части тела инструмента характеризуется отделением части передней поверхности, соизмеримой с длиной контакта стружки с передней поверхностью, а по ширине соизмеримой с шириной среза.

При исследовании механизма хрупкого разрушения режущей части инструмента важно определить положение опасных точек и форму поверхности разрушения, установить влияние формы режущей части, размеров сечения среза, свойств обрабатываемого и инструментального материалов, окружающей среды.

Опыты показали, что для заданного обрабатываемого материала скалывание режущей части инструмента в сильной степени зависит от ее формы и главным образом определяется углом заострения β , передним углом γ и главным углом в плане φ . Из

режимов резания толщина среза a оказывает наибольшее влияние на скалывание. Ширина среза действует в значительно меньшей степени. Скорость резания и среда не оказывают столь существенного влияния, как толщина среза.

На рис. 81 показано влияние угла заострения режущей части на предельные толщины среза (по данным А. И. Бетанели [10]). Чем меньше угол заострения, тем меньше предельная толщина среза, при которой наступает скалывание. Изменение β в пределах $40-80^\circ$ изменяет $a_{пр}$ более чем в 2 раза. Установлено, что при одном и том же угле заострения (в пределах изменения $\beta = 40 \div \div 80^\circ$) большому переднему углу и малому заднему углу соответствует более высокая предельная толщина среза. Это объясняется тем, что с увеличением переднего угла силы резания и соответственно напряжения уменьшаются, а прочность режущей части в основном определяется не отдельными величинами α и γ , а углом β . При несвободном резании увеличение главного угла в плане вызывает уменьшение предельных толщин среза, что связано с увеличением напряжений в режущей части.

Опыты показали, что в пределах размеров стандартных пластин твердых сплавов и минералокерамики изменение ширины и длины пластин существенно не влияет на величины предельных толщин среза, тогда как толщина пластин оказывает заметное влияние на $a_{пр}$.

Спротивление обрабатываемого материала пластической деформации при резании, характеризуемое касательным напряжением по условной плоскости сдвига τ_ϕ , определяет величину нагружающих напряжений по передней поверхности и величину $a_{пр}$. Повышение τ_ϕ вызывает уменьшение $a_{пр}$.

В качестве характеристики сопротивления хрупкому разрушению инструментального материала может служить предел прочности при одноосном растяжении σ_b . При увеличении σ_b предельные толщины среза возрастают и наоборот. Например, при обработке одного и того же материала минералокерамика ЦМ332, имеющая сравнительно малый σ_b , характеризуется малыми $a_{пр}$; для твердых сплавов предельные толщины среза существенно выше, причем $a_{пр}$ для ВК8 и ТТ7К12 больше, чем $a_{пр}$ для Т15К6. При резании того же материала инструментом из быстрорежущей стали имеем наибольшие величины предельных толщин среза.

Таким образом, основными факторами, определяющими скалывание, являются свойства обрабатываемого и инструментального материалов, форма режущей части и толщина среза.

Выше было отмечено влияние времени резания на процесс развития трещин в режущей части инструмента. Поэтому необходимо уточнить понятие предельной толщины среза с учетом фактора времени.

Важную информацию о характере напряженного состояния в режущей части инструмента дают поляризационно-оптические

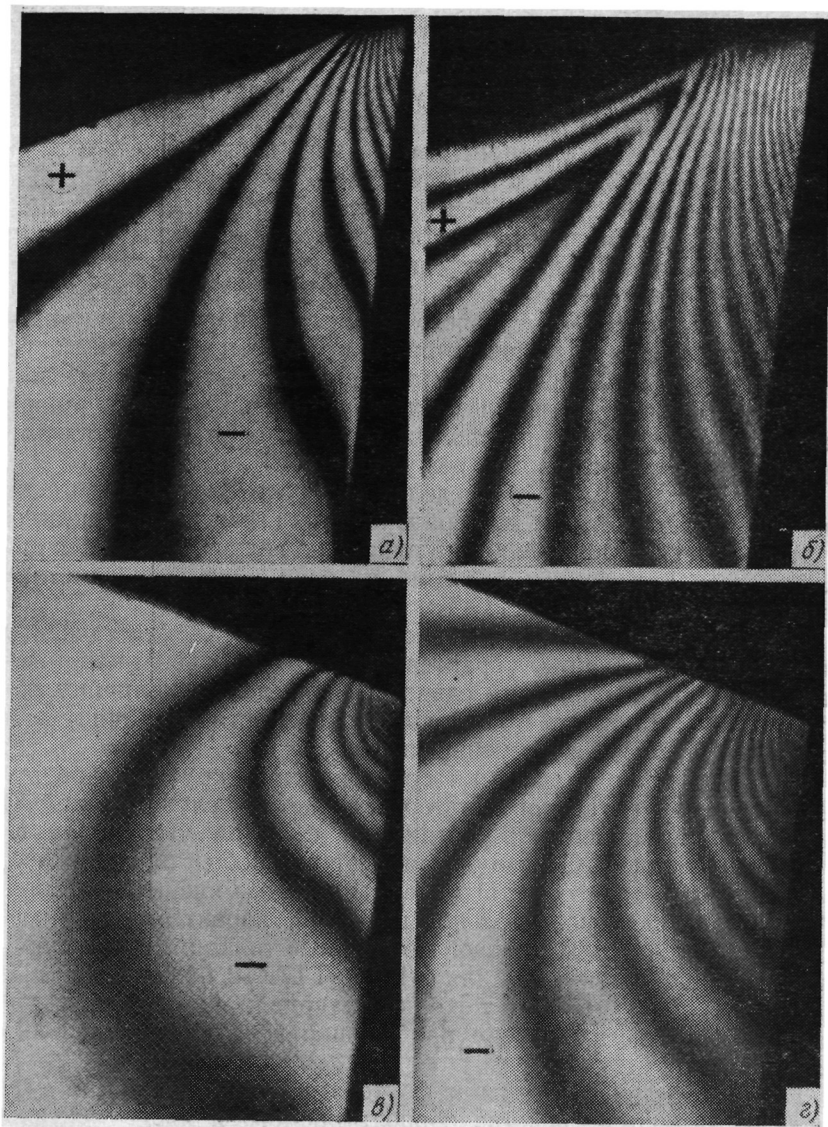


Рис. 82. Линии изохром в резце при различных условиях резания («+» — зона растяжения; «-» — зона сжатия; $\times 9,2$; эпоксидная смола ЭД6 — свинец; среда — воздух; $v = 0,014$ м/с; $\times 6,5$)
 $a - \gamma = +20^\circ$; $\alpha = 10^\circ$; $a = 0,2$ мм; $б - \gamma = +20^\circ$; $\alpha = 10^\circ$; $a = 1$ мм; $в - \gamma = -20^\circ$; $\alpha = 10^\circ$; $a = 0,2$ мм; $г - \gamma = -20^\circ$; $\alpha = 10^\circ$; $a = 1$ мм)

исследования. Поляризационно-оптические эксперименты [49, 64] показывают, что в режущей части могут быть области растягивающих и сжимающих или только сжимающих напряжений. При этом зона растягивающих напряжений в большинстве случаев начинается в конце контакта стружки с передней поверхностью. На рис. 82 показаны линии изохром, образовавшиеся в процессе резания свинца эпоксидным резцом при различной толщине среза и форме передней грани. Резание проводилось на микроскоростях. Картины полос (изохром) показывают наличие

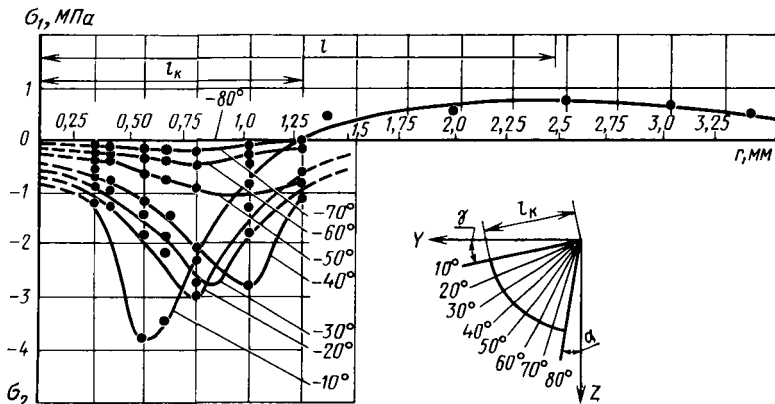


Рис. 83. Распределение главных напряжений σ_1 и σ_2 (в полярных координатах r и ψ) в эпоксидном резце при обработке свинца ($\gamma = 10^\circ$; $\alpha = 10^\circ$; $v = 0,014$ м/с; $a = 0,2$ мм)

областей растягивающих и сжимающих напряжений. При этом в случае малых толщин среза преобладают сжимающие напряжения, а при больших толщинах среза существенную роль играют также и растягивающие напряжения. Значительное влияние на характер напряженного состояния оказывает также форма передней поверхности. С уменьшением переднего угла зона сжатия увеличивается и зона растяжения сужается либо вовсе исчезает (рис. 82). Исследование напряженного состояния методом фотоупругости показало, что наиболее напряженный участок в зоне растяжения расположен на передней поверхности инструмента на расстоянии, равном 2—2,5 длины контакта стружки с передней поверхностью инструмента (рис. 83).

Из параметров режима резания наибольшее влияние на величину растягивающих напряжений оказывает толщина среза a , с увеличением которой увеличивается, главным образом, зона растягивающих напряжений σ_1 и их абсолютная величина (рис. 84). Для заданных инструментального и обрабатываемого материалов и геометрии инструмента существует предельная (ломающая) толщина среза $a_{лр}$, при которой напряжения в опас-

ных точках σ_{1max} достигают предела прочности σ_B и начинается хрупкое разрушение. Следует предполагать, что скалывание режущей части инструмента происходит в тот момент, когда растягивающие напряжения в опасной зоне передней поверхности на расстоянии $l \cong (2 \div 2,5) l_k$ от режущей кромки достигают предела прочности. Образуется микротрещина, которая, развиваясь, преобразуется в макротрещину и в результате происходит скол. Такого характера разрушение сопровождается сколами относительно больших объемов инструментального материала.

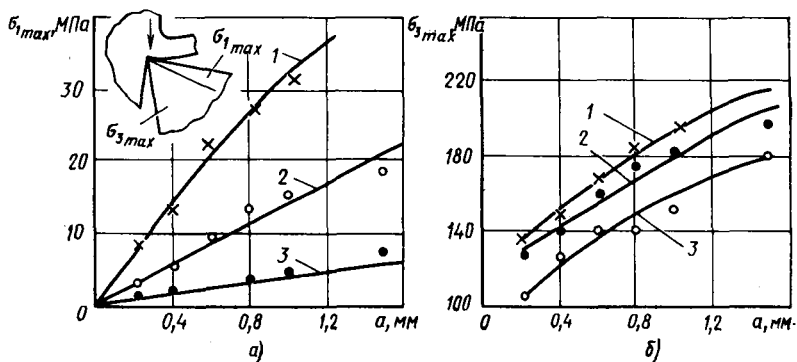


Рис. 84. Зависимость главных напряжений от толщины среза:

a — σ_{1max} на передней поверхности; b — σ_{3max} на задней поверхности (оба в крайних условиях); 1 — $\gamma = +20^\circ$; 2 — $\gamma = 0^\circ$; 3 — $\gamma = -20^\circ$ (остальные условия, как на рис. 82)

Экспериментально установлена приблизительно линейная зависимость между σ_B и $a_{пр}$. Если σ_B для быстрорежущей стали составляет 1800—2000 МПа, для стандартных твердых сплавов 500—800 МПа, минералокерамики ЦМ332 150—200 МПа и для алмаза 100—150 МПа, то при прочих равных условиях величина $a_{пр}$ для быстрорежущего инструмента будет примерно втрое больше, чем для ВК8, в 8—10 раз больше, чем для минералокерамики и в 15—20 раз больше, чем для алмаза. Поэтому алмазные и минералокерамические инструменты применяются лишь для чистовых операций, когда толщины среза малы и в режущей части инструмента действуют напряжения сжатия.

С уменьшением толщины среза зона действия растягивающих напряжений уменьшается и после определенной ее величины в режущей части инструмента действуют только сжимающие напряжения. В этом случае характеристикой хрупкой прочности режущей части инструмента должен являться предел прочности на сжатие σ_{-B} . Абсолютная величина действующих в режущей части растягивающих и сжимающих напряжений обусловлена величиной нагружающих напряжений и коррелируется при прочих равных условиях с напряжением сдвига по условной плоскости сдвига τ_Φ .

Нормальные напряжения, действующие у режущей кромки, зависят от формы режущей части и сопротивления обрабатываемого материала деформации в зоне стружкообразования. Рассматривая процесс сжатия клина, и предполагая, что максимальные сжимающие напряжения развиваются на передней поверхности вблизи режущей кромки (при допущении $\alpha \approx 0$, $\gamma \approx 0$), необходимую величину хрупкой прочности в зоне сжатия режущей части инструмента можно определить из выражения

$$|\sigma_{-в}| \geq \sigma_n \approx 2\tau_{\Phi} B_0 (1,3 - \gamma). \quad (37)$$

Величина σ_n для различных металлов при $\gamma = 0^\circ$ имеет следующие приближенные значения: при резании свинца — порядка 28—30 МПа; меди — 600—700 МПа; железа и сталей — 800—1400 МПа; жаропрочных сплавов на никелевой основе — 1600—2200 МПа и т. д. Учитывая, что пределы прочности на сжатие металлокерамических твердых сплавов и быстрорежущих сталей находятся в пределах $\sigma_{-в} = 4500 \div 3500$ МПа, очевидно, они не должны претерпевать хрупкого разрушения под действием сжимающих напряжений при обработке указанных материалов. Инструмент же из минералокерамики, алмаза, эльбора и даже гексанида-Р при резании ими жаропрочных сплавов и других твердых материалов может подвергаться хрупкому разрушению под действием сжимающих напряжений, так как для этих инструментальных материалов $\sigma_{-в} \leq 2500 \div 2000$ МПа.

В процессах абразивной обработки из-за весьма малых толщин среза растягивающие напряжения в режущей части инструмента либо незначительны, либо вовсе отсутствуют. Именно поэтому в качестве режущих элементов при абразивной обработке применяются твердые материалы с относительно высоким пределом прочности на сжатие (корунд, карбид кремния, алмаз и др.), несмотря на их низкий предел прочности на растяжение.

Одним из путей дальнейшего повышения производительности абразивной обработки является создание абразивных материалов с повышенным пределом прочности на сжатие и растяжение, так как это дает возможность работать с большими толщинами среза, чем применяемые в настоящее время. Такая тенденция наблюдается как у нас, так и за рубежом. Уже созданы инструменты для обдирочного шлифования, где в качестве режущих элементов применяются столбики из высокопрочного спекленного поликристаллического электрокорунда, получаемые экструзией при высоких температурах. Допускаемая предельная толщина среза для этих абразивных инструментов возрастает в несколько раз и соответственно увеличивается скорость съема обрабатываемого материала и производительность обработки.

В зависимости от схемы обработки (точения, фрезерования, строгания и т. д.), имеющих различный характер нагружающих сил, напряженное состояние и величина напряжений в режущей части инструмента должны меняться. Во время токарной обработки

и сверления инструмент подвергается циклической нагрузке постоянного знака, тогда как при фрезеровании частота циклов имеет иной порядок и, кроме того, инструмент подвергается знакопеременной нагрузке вследствие его периодического нагрева при резании и охлаждении при холостом ходе. Поэтому при прерывистом резании предел выносливости инструментального материала σ_w представляется более объективным критерием хрупкой прочности. Отношение предела прочности к пределу выносливости для фрезерования исходя из среднего числа циклов должно составлять $\sigma_b/\sigma_w \approx 1,4 \div 1,6$. Если ограничиться только этой особенностью, то предельные толщины среза при точении и фрезеровании должны отличаться в 1,4—1,6 раз. Что же касается точения и строгания, то разница в предельных толщинах среза для этих видов обработки не должна иметь сколько-нибудь существенного значения.

Однако анализ практических данных и специальные эксперименты указывают на существенную разницу в допускаемых предельных толщинах среза для фрезерования, строгания и точения. При обработке сталей твердосплавным инструментом на токарных станках толщину среза можно довести до нескольких миллиметров, в то время как при цилиндрическом фрезеровании того же материала предельная толщина среза составляет доли миллиметра. Известно и то, что при строгании предельная толщина среза не в такой мере, но также заметно меньше. Например, в работах Андреева Г. С. [6 и др.] указывается, что эта разница достигает 30 % и более.

Поэтому под руководством автора Г. Н. Ткемаладзе и Ф. Г. Тотчиев [51, 98, 99] провели исследования схемы напряженного состояния при различных видах обработки.

Изменение эпюры нагружающих напряжений во время входа и выхода режущего инструмента из контакта с обрабатываемой деталью, т. е. при так называемых переходных процессах резания, оказалось другим важным фактором, изменяющим напряженное состояние, абсолютную величину и местоположение действующих опасных напряжений. Изучение напряженного состояния методом фотоупругости с помощью киносъемки показало, что при строгании наибольшие растягивающие напряжения ($\sigma_{1_{\max}}$) развиваются на передней поверхности в момент выхода инструмента и примерно в 1,3—1,4 раза превышают величину $\sigma_{1_{\max}}$ для установившегося резания, когда $a \approx \text{const}$ (рис. 85, а, б, в). (Представленные графики дают качественную картину изменения главных напряжений σ_1 и σ_2 , определенных по числу линий изохром n .) Из рисунков следует, что при строгании величина главных растягивающих напряжений (σ_1) в момент врезания резца и в последующем изменяется несущественно (см. рис. 85, а). Однако это изменение становится заметным в фазе выхода (см. рис. 85, б). Наряду с этим было обнаружено, что при выходе инструмента из

контакта с деталью из-за уменьшения длины контакта стружки с передней поверхностью опасные точки смещаются к режущей кромке. Например: если в условиях установившегося резания опасная точка находилась на расстоянии 6,4 мм, то в момент выхода она сместилась на расстояние 2,4 мм от режущей кромки (см. рис. 85, а).

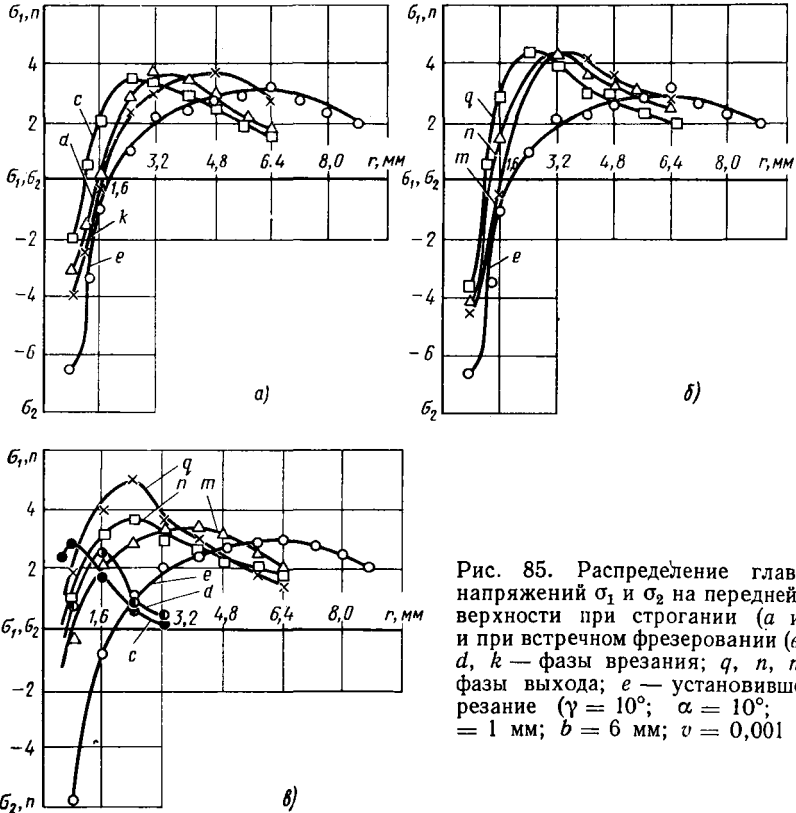


Рис. 85. Распределение главных напряжений σ_1 и σ_2 на передней поверхности при строгании (а и б) и при встречном фрезеровании (в); с, d, k — фазы врезания; q, n, m — фазы выхода; e — установившееся резание ($\gamma = 10^\circ$; $\alpha = 10^\circ$; $a = 1$ мм; $b = 6$ мм; $v = 0,001$ м/с)

При встречном фрезеровании величина $\sigma_{1\max}$ для фрезы выхода приблизительно в 1,7 раз больше, чем при точении при одинаковых максимальных толщинах среза (см. рис. 85, в). Этими исследованиями было установлено, что наиболее благоприятные условия нагружения режущей части инструмента имеют место при точении, так как при входе и выходе инструмента толщина среза плавно изменяется от нуля до заданной величины за один оборот детали, а $\sigma_{1\max}$ в соответствии с изменением толщины среза достигает наибольшей абсолютной величины при установившемся резании (когда $a = a_{\max}$).

Таким образом, судя по хрупкой прочности, предельная толщина среза при строгании при прочих равных условиях должна

быть примерно в 1,3—1,4 раза меньше, чем для точения, а для фрезерования — в 2,4—2,7 раз меньше, так как σ_{max} возрастает в 1,7 раза, а предел прочности вследствие знакопеременности циклической нагрузки должен быть занижен в 1,4—1,6 раз.

Обнаружение изменения схемы напряженного состояния в режущей части инструмента при врезании и выходе инструмента из контакта с заготовкой методом фотоупругости вызвало интерес к изучению стружкообразования в переходных процессах при

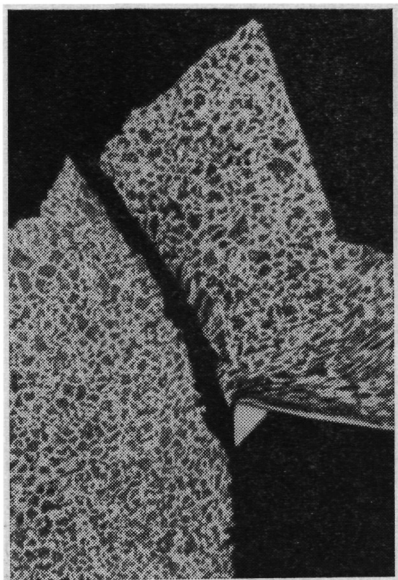


Рис. 86. Момент выхода инструмента из контакта с заготовкой при строгании [101]

различных схемах обработки в реальных условиях, т. е. для тех случаев, когда обрабатываемым материалом являются стали, а инструмент изготовлен из быстрорежущей стали или твердых сплавов. В. Ш. Хомамуридзе при строгании стали кольцевым или широким резцом обнаружил следующее явление. В момент выхода инструмента из контакта возникает трещина и срезаемый слой мгновенно отрывается от обрабатываемой заготовки. При больших сечениях среза это явление сопровождается значительным шумом в момент разрыва материала. Аналогичное явление обнаружено при прерывистом резании [101]. На рис. 86 представлен микрошлиф корня стружки и обрабатываемой заготовки в момент выхода инструмента из контакта при строгании стали. На снимке виден отрыв срезаемого слоя от обрабатываемой заготовки. Отрыв

срезаемого слоя происходит в результате образования трещины, проходящей под определенным углом к направлению резания. Наблюдается также деформация (консольный изгиб) опорной поверхности заготовки под действием сил резания. В момент отрыва стружкообразование прекращается и нагружающие напряжения с передней поверхности снимаются. Если появление опережающей трещины при выходе режущего инструмента из контакта является закономерным явлением, то очевидно, что в этот момент резко изменяется эпюра нагружающих напряжений. Следовательно, в процессе стационарного резания режущая кромка находится под действием нагружающих нормальных и касательных напряжений, действующих со стороны как перед-

ней, так и задней поверхности. При этом инструмент в области режущей кромки находится в условиях неравномерного всестороннего сжатия. При выходе инструмента из контакта с заготовкой в момент образования трещины и отрыва срезаемого слоя от обрабатываемой заготовки нагружающие напряжения со стороны передней поверхности снимаются и действуют лишь со стороны задней поверхности. В этом случае кромка уже не находится в состоянии всестороннего неравномерного сжатия, а подвергается одностороннему консольному нагружению со стороны задней поверхности. Соответственно изменяется схема напряженного состояния зоны сжатия и растяжения и опасные точки появляются уже на задней поверхности. Поскольку действие нагружающих напряжений происходит на малой площадке контакта задней поверхности с обработанной поверхностью, напряжения возрастают и вероятность хрупкого разрушения значительно увеличивается. По-видимому, существенное возрастание главных напряжений в момент выхода из контакта и микровыкрашивание, которое играет важную роль в суммарном износе инструмента при прерывистом процессах резания, связаны именно с этим явлением.

В момент выхода режущей части инструмента из контакта с заготовкой при строгании и встречном фрезеровании, когда нагружающие напряжения со стороны передней поверхности мгновенно снимаются и кромка подвергается одностороннему сжатию, вероятность хрупкого разрушения сильно возрастает и с этой точки зрения наиболее благоприятные условия нагружения при входе и выходе инструмента из контакта с обрабатываемой заготовкой имеют место при точении и растачивании. В этих схемах резания толщина среза и протяженность контактных площадок по передней и задней поверхностям меняются плавно, режущая кромка все время находится под действием всестороннего сжатия, характер нагружения режущей кромки резко не изменяется и вероятность хрупкого разрушения минимальна.

Обнаруженное явление отрыва срезаемого слоя от обрабатываемой детали при резании сталей в обычных условиях указывает на то, что резание свинца резцом из эпоксидной смолы в переходных процессах, по-видимому, не вполне можно уподоблять обычному резанию.

Следует полагать, что в обычных условиях резания сталей, жаропрочных сплавов и других машиноподелочных материалов в момент выхода инструмента из контакта будет наблюдаться резкое изменение в напряжениях (σ_1), что существенно повлияет на процесс разрушения.

Не менее важным фактором, вызывающим хрупкое разрушение режущего инструмента, являются возникающие в процессе резания термические напряжения (σ_0). Это особенно проявляется при фрезеровании.

Как известно, для хрупких тел величина термических напряжений в рассматриваемой точке x определяется уравнением [77]

$$\sigma_{\theta} \approx E\alpha (1 - \nu)^{-1} \int_0^x \text{grad } \theta \, dx, \quad (38)$$

где E — модуль упругости; α — коэффициент линейного расширения; $\text{grad } \theta$ — градиент температур; ν — коэффициент Пуассона; x — координата рассматриваемой точки.

Температуру в любой точке упругого тела для одномерного теплового потока, в том числе для режущей части инструмента при свободном резании, можно приближенно определить по формуле [53]:

$$\frac{\theta_k - \theta(x, t)}{\theta_k - \theta_0} = \text{erf} \left(\frac{1}{2\sqrt{Fo_x}} \right), \quad (39)$$

где θ_k — температура на контактных поверхностях; $\theta(x, t)$ — температура в точке, отстоящей от поверхности реза на расстоянии x за время t действия процесса нагрева или охлаждения; θ_0 — температура окружающей среды; $Fo_x = \frac{\lambda t}{C_p x^2}$ — число Фурье для координаты x ; λ — теплопроводность; C_p — объемная теплоемкость.

Поскольку температурный градиент в любой точке упругого тела в любой момент времени представляет собой производную функции (39), то уравнение (38) можно записать в виде:

$$\sigma_{\theta} \approx E\alpha (1 - \nu)^{-1} \left[\theta_k - (\theta_k - \theta_0) \text{erf} \left(\frac{1}{2\sqrt{Fo_x}} \right) \right]. \quad (40)$$

По этому уравнению можно определить температурные напряжения в точке x в любой момент времени t , когда резец или зуб фрезы находятся в контакте с обрабатываемым материалом, т. е. определить температуру в процессе нагрева режущего инструмента.

Вследствие неравномерного температурного поля в теле инструмента со свободными краями возникают как сжимающие, так и растягивающие термические напряжения, причем положение нейтральной линии зависит от формы кривой закона распределения температур в теле инструмента, а величины сжимающих и растягивающих термических напряжений обратно пропорциональны значениям жесткости тела инструмента как выше, так и ниже нейтральной линии. Сумма максимальных значений сжимающих и растягивающих напряжений равна $E\alpha (1 - \nu)^{-1} (\theta_k - \theta_0)$.

Следует также отметить, что статический момент площади эпюры распределения температуры относительно нейтральной линии равен нулю и, кроме того, при температурном поле, изменяющемся по закону функции ошибок Гаусса, нейтральная линия

проходит через точку тела инструмента, в которой градиент температур принимает максимальное значение. Поэтому имеем:

$$\frac{\sigma_{сж}^{\max}}{\sigma_{раст}^{\max}} = \frac{h-l}{l},$$

где h — высота тела инструмента; l — расстояние режущей кромки инструмента до нейтральной линии.

Известно [53], что температурный градиент имеет максимальное значение при $Fo_x = \frac{\omega_l t}{x^2} = 0,5$, откуда можно определить

$$l = \sqrt{2\omega_l t}.$$

Таким образом, в процессе нагрева режущего инструмента зона сжимающих напряжений находится в области $0 \leq x \leq l$, а зона растягивающих напряжений находится в пределах $l \leq x \leq h-l$.

Поскольку опасными с точки зрения хрупкой прочности режущей части инструмента являются растягивающие напряжения, возникающие в процессе охлаждения режущей части при холостом пробеге, то температуру в любой точке режущей части инструмента приближенно следует определять по формуле, полученной из граничного условия третьего рода, предполагая, что теплообмен между окружающей средой и инструментом происходит по закону Ньютона [53], т. е.

$$\frac{\theta_k - \theta_{(x,t)}}{\theta_k - \theta_0} = \operatorname{erfc} \frac{1}{2\sqrt{Fo_x}} - e^{Bi_x + Bi_x^2 Fo_x} \operatorname{erfc} \left(\frac{1}{2\sqrt{Fo_x}} + Bi_x \sqrt{Fo_x} \right), \quad (41)$$

где $Bi_x = Hx$ — критерий Био.

И тогда уравнение (38) для случая нагрева и охлаждения раздельно запишется в следующем виде:

$$\sigma_\theta \cong E\alpha (1 - \nu)^{-1} \left(1 - \frac{l}{h} \right) \left[\theta_k - (\theta_k - \theta_0) \operatorname{erf} \frac{1}{2\sqrt{Fo_x}} \right], \quad (42)$$

$$\sigma_\theta \cong E\alpha (1 - \nu)^{-1} \left(1 - \frac{l}{h} \right) \left\{ \theta_k - (\theta_k - \theta_0) \left[\operatorname{erfc} \frac{1}{2\sqrt{Fo_x}} - e^{Bi_x + Bi_x^2 Fo_x} \operatorname{erfc} \left(\frac{1}{2\sqrt{Fo_x}} + Bi_x \sqrt{Fo_x} \right) \right] \right\}. \quad (43)$$

Согласно уравнениям (42) и (43), термические напряжения для заданного момента времени зависят от температуры на контакте, температуры охлаждающей жидкости, теплопроводности, удельной теплоемкости, коэффициента теплоотдачи охлаждающей среды, коэффициента линейного расширения, модуля упругости и коэффициента Пуассона, т. е. зависят от комплекса физических характеристик материала инструмента и охлаждающей среды.

Если с определенным приближением считать приемлемой для резания схему одномерного теплового потока, допуская, что те-

пловой поток в теле инструмента направлен по нормали к поверхности, то тогда вышеприведенные функциональные зависимости могут быть использованы для установления величины и порядка термических напряжений σ_θ при различных способах обработки.

Термические напряжения в рассматриваемой точке в каждый данный момент могут быть растягивающими и сжимающими. При тчении нагрев режущей части инструмента происходит от контактных поверхностей, вызывая развитие напряжений сжатия, так как поверхностные слои от нагрева расширяются, и нижележащие слои препятствуют расширению. В процессе резания в зоне контакта происходит суммирование сжимающих механических и термических напряжений, а вне контактной зоны термические и механические напряжения могут иметь разный знак. Расчеты показывают, что абсолютная величина термических напряжений сжатия по сравнению с механическими нагружающими напряжениями имеет относительно малую величину.

В период остывания режущей части инструмента механические напряжения отсутствуют, а термические напряжения в поверхностных слоях переходят в растягивающие. Быстрый нагрев и охлаждение во время прерывистого резания вызывают термические «удары», температурное поле в поверхностных слоях характеризуется высокими градиентами температур и σ_θ при высоких контактных температурах достигает значительных величин. Если величина σ_θ превысит предел прочности, то образуются трещины и начинается хрупкое разрушение. Этот процесс трещинообразования наблюдается во многих случаях при фрезеровании (рис. 87).

Подсчет термических напряжений при фрезеровании углеродистой стали и жаропрочных сплавов на никелевой основе в нагретом состоянии показал, что их величина может достичь предела прочности инструментального материала. Например, для твердого сплава ВК8 ($E = 540$ ГПа; $\alpha = 5 \cdot 10^{-6}$ К $^{-1}$; $\nu = 0,22$; $\lambda = 104,75$ Дж/(м·с); $\omega_t = 4 \cdot 10^{-5}$ м 2 /с) при $t = 0,01$ с и температуре 1273 К сжимающие напряжения на глубине 0,5 мм от режущей кромки равны соответственно 3,25 и 1,95 ГПа. При тех же условиях растягивающие термические напряжения в процессе охлаждения на воздухе в течение 1 с равны 0,406 и 0,325 ГПа, а при охлаждении водой — 1,138 и 1,04 ГПа соответственно. Полученные значения термических напряжений на поверхности инструмента превосходят предел прочности сплава ВК8 при одноосном растяжении и они могут быть причиной разрушения инструмента.

Для предотвращения образования термических трещин и последующего разрушения режущей части инструмента при фрезеровании следует снижать температурный градиент, а следовательно, скорость охлаждения, используя для этого различные способы, вплоть до предварительного подогрева инструмента на определенную температуру, или подбирая инструментальный материал

с низким модулем упругости, коэффициентом линейного расширения, с высокой теплопроводностью и др.

С учетом особенностей явлений, развивающихся при выходе инструмента из контакта, можно объяснить тот факт, что при заданном критерии износа по задней поверхности и при прочих равных условиях обработки стойкость инструмента и путь резания при фрезеровании на один или два порядка ниже по сравнению

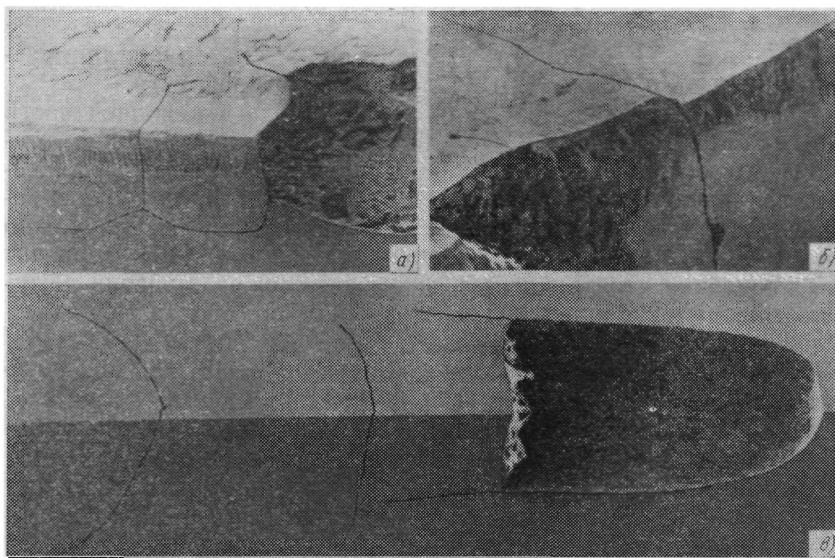


Рис. 87. Термические трещины появившиеся на режущей части твердого сплава ВК8 при термофрезеровании ($\theta = 1270$ К):

a — сплава ХН55ВМТКЮ ($v = 15,4$ м/с; $t = 7$ мм; $s_z = 0,4$ мм/зуб; $l_{рез} = 0,56$ мм), $\times 52$; *б* — стали 12Х18Н9Т ($v = 4,6$ м/с; $s_z = 0,4$ мм/зуб; $t = 7$ мм; $l_{рез} = 1,61$ мм) с охлаждением, $\times 75$; *в* — стали 12Х18Н9Т (режимы те же) без охлаждения, $\times 75$

с точением. Суммарное действие высоких нагружающих и термических напряжений в момент выхода инструмента из контакта при фрезеровании вызывает периодическое выкрашивание или срез тонких слоев материала режущего инструмента, тогда как при точении это явление не наблюдается вследствие плавного уменьшения толщины и, следовательно, нагружающих напряжений в момент выхода инструмента из контакта.

ПРЕДПОСЫЛКИ К РАСЧЕТУ ХРУПКОЙ ПРОЧНОСТИ РЕЖУЩЕЙ ЧАСТИ ИНСТРУМЕНТА

Расчет прочности режущей части инструмента производится по допускаемым напряжениям первого рода [65] аналогично расчету деталей машин и элементов сооружений на прочность.

Согласно этому методу по действующим нагрузкам определяются главные напряжения $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ ($\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$). Далее по теории предельных напряженных состояний определяются эквивалентные напряжения $\sigma_{\text{ЭКВ}}$, т. е. одноосные растягивающие напряжения, равноопасные заданному сложному напряженному состоянию. Максимальное эквивалентное напряжение сопоставляется с допускаемым напряжением $[\sigma]$:

$$\sigma_{\text{ЭКВ max}} \leq [\sigma] = \frac{\sigma_{\text{в}}}{n_{\text{в}}}, \quad (44)$$

где $\sigma_{\text{в}}$ — предел прочности инструментального материала при растяжении; $n_{\text{в}}$ — коэффициент запаса хрупкой прочности.

В общем случае напряжения первого рода в режущей части определяются как сумма напряжений, возникающих под действием сил резания и температурного поля, и остаточных напряжений, возникающих при изготовлении инструмента, напайке и заточке. Для упрощения действием остаточных напряжений можно пренебречь. Анализ экспериментальных данных [10] приводит к заключению, что при непрерывном резании разрушение режущего инструмента происходит главным образом под действием силовой нагрузки.

Эквивалентное напряжение $\sigma_{\text{ЭКВ}}$ определено [10, 65] по критериальному уравнению согласно принятой теории прочности. В качестве критерия прочности было принято условие предельного напряженного состояния Мора (III теория прочности), выражаемое формулой

$$\sigma_{\text{ЭКВ}} = \sigma_1 - \frac{\sigma_{\text{в}}}{\sigma_{-\text{в}}} \sigma_3, \quad (45)$$

где $\sigma_{-\text{в}}$ — предел прочности материала при сжатии; σ_1, σ_2 и σ_3 — главные напряжения, вычисляемые по формулам

$$\sigma_{1,2} = \frac{\sigma_r + \sigma_{\psi}}{2} + \sqrt{\left(\frac{\sigma_r - \sigma_{\psi}}{2}\right)^2 + \tau_{r\psi}^2}, \quad (46)$$

$$\sigma_3 = \frac{\sigma_r + \sigma_{\psi}}{2} - \sqrt{\left(\frac{\sigma_r - \sigma_{\psi}}{2}\right)^2 + \tau_{r\psi}^2}; \quad (47)$$

$\sigma_r, \sigma_{\psi}, \tau_{r\psi}$ — радиальные, тангенциальные и касательные напряжения.

При расчетах по формуле (46) имеем σ_1 при положительной величине и σ_2 при нулевой и отрицательной.

Условие Мора не учитывает явлений, происходящих в микрообъемах материала в процессе разрушения, и факторов, влияющих на этот процесс.

Проблема определения критериев прочности может быть рационально решена путем количественной оценки прочностных свойств материала, с соответствующей коррекцией статистическими методами влияния характерных для данного материала опасных дефектов [23, 61]. Соответственно этой точке зрения

в работах [11, 60] использован критерий предельного состояния, предложенный Г. С. Писаренко и А. А. Лебедевым в виде двух слагаемых: первое слагаемое определяется величиной пластической деформации и характеризует условие зарождения трещин, а второе слагаемое — их развитие. В соответствии с этой теорией

$$\sigma_{\text{эвб}} = \chi \sigma_i + (1 - \chi) \sigma_1 A^{1-\chi} \leq J \sigma_B, \quad (48)$$

где A — константа, определяющая статическую сущность процесса разрушения, зависящая от характера имеющихся в материале дефектов и размеров тела; $\chi = \frac{\sigma_B}{\sigma_{-B}}$ — параметр, определяющий долю сдвиговой деформации в разрушении, для реальных материалов $0 < \chi < 1$; σ_i — интенсивность напряжения, определяемая формулой

$$\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2},$$

J — параметр, характеризующий жесткость нагружения,

$$J = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{\sigma_i}.$$

С достаточной степенью точности для твердых сплавов WC — TiC — Co можно принять $A = 0,7$; для сплавов WC — Co и WC — TiC — TaC — Co — принять $A = 0,8$, а для инструментальных сталей $A = 0,9$. В связи с тем, что свойства инструментальных материалов изменяются с ростом температуры, при определении χ следует учитывать температуру резания. При $\theta \approx 970$ К для сплавов WC — TiC — Co $\chi = 0,18 \div 0,2$; для сплавов WC — Co и WC — TiC — TaC — Co $\chi = 0,24 \div 0,3$; для инструментальных сталей P18 и P9 $\chi = 0,5$ [11]. При дальнейшем увеличении температуры величина χ увеличивается и формоустойчивость режущей части все больше характеризуется ее сопротивлением пластической деформации.

Высокая достоверность ($\sim 92\%$) критерия Писаренко — Лебедева дает возможность определять максимальные напряжения в опасных точках и оценить прочность режущей части инструмента с достаточной точностью с учетом как сложного напряженного состояния, так и особенностей анизотропии инструментальных материалов.

Для решения задачи расчета прочности режущего инструмента необходимо иметь картину распределения напряжений в его режущей части. А. И. Бетанели [10] предложил метод определения напряжений в режущей части инструмента, принимая эпюру распределения контактных нормальных напряжений в форме параболы. Этот метод является развитием работы Ф. Р. Арчибалда [86], который при решении аналогичной задачи ограничился треугольной эпюрой контактных напряжений на режущем клине с передним углом $\gamma = 0$. Однако, хотя предложенный метод

и позволяет определить напряжения в контактной зоне, он не дает возможности определить напряжения за пределами контактной зоны и находить опасные точки. Таким образом, задача расчета прочности режущей части инструмента этим методом не была решена.

После проведения поляризационно-оптических экспериментов [65], которые показали, что опасные точки расположены далеко за пределами контактной зоны, появилась возможность считать правомерной замену контактных напряжений равнодействующей сосредоточенной силой в соответствии с принципом Сен-Венана.

А. И. Бетанели [10] предложил метод расчета хрупкой прочности режущей части инструмента по равнодействующей сосредоточенной силе резания F , приложенной к вершине режущего клина. При этом распределение напряжений принимается как простое радиальное и выражается формулой

$$\sigma_r = -\frac{2F}{rb} \left\{ \frac{\cos \left[\nu_0 - \left(\frac{\beta}{2} + \gamma \right) \right] \cos \left[\psi - \left(\frac{\beta}{2} + \gamma \right) \right]}{\beta + \sin \beta} + \frac{\sin \left[\nu_0 - \left(\frac{\beta}{2} + \gamma \right) \right] \sin \left[\psi - \left(\frac{\beta}{2} + \gamma \right) \right]}{\beta - \sin \beta} \right\},$$

$$\sigma_\psi = \tau_{r\psi} = 0,$$

где r и ψ — полярные координаты с центром на режущей кромке; b — ширина срезаемого слоя; β — угол заострения; γ — передний угол режущего инструмента; $\nu_0 \arctg \frac{F_z}{\sqrt{F_y^2 + F_x^2}}$ — угол, определяющий направление силы резания.

Расчетная схема, основанная на замене контактных нагрузок сосредоточенной силой, приложенной к вершине режущего клина, не позволяет определить местоположение опасных точек, так как в принятом допущении на режущей кромке (когда $r = 0$) всегда имеем $\sigma_r = \infty$. Поэтому полученное выражение не отражает реальной картины распределения напряжений в режущей части инструмента и не пригодно для решения поставленной задачи.

В общем случае напряжения в режущей части инструмента определяются нагрузками на передней и задней поверхностях, а также по округленному контуру режущей кромки. На основании принципа суперпозиции допустимо раздельное изучение действия этих нагрузок. Складывая результаты, можно получить общее решение задачи. Случай действия сил только на переднюю поверхность или только на заднюю имеет самостоятельный интерес, в частности, для изучения переходных процессов резания.

Дальнейшим развитием теоретических работ в этом направлении явилось исследование, проведенное М. П. Вадачкория [11,

20], в котором задача о напряженном состоянии режущей части инструмента решается по сосредоточенной силе произвольного направления, приложенной на некотором расстоянии от вершины режущего инструмента, что более соответствует реальным условиям резания хотя бы потому, что на режущей кромке напряжения уже не являются бесконечными. Для решения поставленной задачи было использовано общее решение плоской задачи теории упругости для областей с угловыми точками, данное С. М. Белоносовым [9] по методу Н. И. Мусхелишвили, основанному на использовании теории функций комплексных переменных.

В большинстве практических случаев упругое напряженное состояние режущей части инструмента можно рассматривать как обобщенное плоское напряженное состояние. Это предположение наиболее применимо для свободного резания, однако с определенным приближением его можно применять и для несвободного резания.

В работе М. П. Вадачкория выведены формулы для определения радиальных σ_r , тангенциальных σ_ψ и касательных $\tau_{r\psi}$ напряжений в режущей части инструмента за пределами контактной зоны. Напряжения на границах режущего клина при нагружении только по передней поверхности определяются по формулам

$$\sigma_r = -\frac{2F}{r_0 b \beta} \zeta^{1-\beta/\pi} q (\pm \zeta); \quad \sigma_\psi = \tau_{r\psi} = 0, \quad (49)$$

где

$$q(\zeta) = \left(M_1 + \frac{1}{\zeta - 1} \right) \cos(\nu_0 - \gamma) + N_1 \cos(\beta - \nu_0 + \gamma) + \frac{\pi}{\zeta^2} M_3 \times \\ \times \sin(\nu_0 - \gamma); \quad (50)$$

$$q(-\zeta) = \left(M_2 + \frac{1}{\zeta + 1} \right) \cos(\beta - \nu_0 + \gamma) + N_2 \cos(\nu_0 - \gamma) + \\ + \frac{\pi}{\zeta^2} N_3 \sin(\nu_0 - \gamma); \quad (51)$$

$F = \sqrt{F_z^2 + F_y^2 + F_x^2}$ — равнодействующая сил, действующих на переднюю поверхность; r_0 — расстояние от вершины клина до точки приложения силы F ; $\zeta = \left(\frac{r}{r_0} \right)^{\pi/\beta}$ — безразмерная величина, зависящая от полярного радиуса r , ($\zeta > 1$);

$$M_q = \sum_{p=2, 4, 6, 8} \left(\frac{\sin \beta}{\beta} \right)^p M_{qp};$$

$$N_q = - \sum_{p=1, 3, 5, 7} \left(\frac{\sin \beta}{\beta} \right)^p N_{qp}; \quad (q = 1, 2, 3);$$

$$M_{qp}, N_{qp} = \frac{1,836 - 0,502q}{p^{0,67-0,195q} \cdot \zeta^{(0,987-0,024q)} p^{0,056q-0,128}}; \quad (q = 1, 2);$$

$$M_{3p}, N_{3p} = \frac{c_p}{\pi^2 + (\ln \zeta)^2} + b_p \frac{\pi^2 - (\ln \zeta)^2}{[\pi^2 + (\ln \zeta)^2]^2} + 2a_p \pi^2 \frac{\pi^2 - 3(\ln \zeta)^2}{[\pi^2 + (\ln \zeta)^2]^3};$$

a_p, b_p, c_p — постоянные коэффициенты, значения которых сведены в табл. 7

Т а б л и ц а 7

Значения коэффициентов

p	1	2	3	4
a_p	-0,1900	-0,3015	-0,3664	-0,3204
b_p	1,0941	1,2598	0,9828	0,6290
c_p	1,0265	0,9969	1,0372	1,0964
p	5	6	7	8
a_p	-0,2519	-0,2133	-0,1252	-0,0701
b_p	0,3115	0,1200	0,1587	-0,3360
c_p	1,1489	1,1636	1,1966	1,2127

При расчете напряжений на передней поверхности инструмента в формулу (49) нужно подставить выражение (50), а при расчете напряжений на задней поверхности — выражение (51).

При действии сил на задней поверхности или по фаске износа радиальные напряжения по передней ($\sigma_{r(n)}$) и задней ($\sigma_{r(z)}$) поверхностям определяют по формулам

$$\sigma_{r(n)} = \frac{-2R_3}{r'_0 b (\alpha + \beta)} \zeta^{1 - \frac{\alpha + \beta}{\pi}} \left[\left(M_1 + \frac{1}{\zeta - 1} \right) \cos \nu'_0 + N_1 \sin (\nu'_0 + \gamma) + \frac{\pi}{\zeta^2} M_3 \sin \nu'_0 \right], \quad (52)$$

$$\sigma_{r(z)} = \frac{-2R_3}{r'_0 b (\alpha + \beta)} \zeta^{1 - \frac{\alpha + \beta}{\pi}} \left[\left(M_2 + \frac{1}{\zeta + 1} \right) \sin (\nu'_0 + \gamma) + N_2 \cos \nu'_0 + \frac{\pi}{\zeta^2} N_3 \sin \nu'_0 \right], \quad (53)$$

где α — задний угол инструмента; $R^2 = \sqrt{R_N^2 + R_F^2}$ — равнодействующая сил, действующих на заднюю поверхность или на фаску износа; r'_0 — расстояние от вершины клина до точки приложения силы R_3 , которое приблизительно берется равным $1/3$ длины контакта по задней поверхности или фаски износа; $\nu'_0 = \arctg R_N/R_F$ — угол, определяющий направление силы R_3 ; R_N и R_F — соответственно нормальная сила и сила трения на задней поверхности.

Проверка выведенных теоретических формул показала удовлетворительное совпадение с результатами экспериментов, проведенных методом фотоупругости.

На рис. 88 представлены расчетные кривые распределения главных напряжений в режущей части инструмента, полученные

согласно вышеприведенным формулам для случая течения жаропрочного сплава ХН60ВТ. Как следует из полученных кривых, картина распределения напряжений подобна кривым, полученным методом поляризационно-оптического исследования (см., например, рис. 82).

Теоретические исследования [11] с учетом сил только по передней поверхности показали, что за пределами контактной зоны должны образоваться области растягивающих ($\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq 0 \geq \sigma_3$; $\sigma_2 = 0$) и сжимающих напряжений ($\sigma_1 = 0$; $\sigma_3 \leq \sigma_2 \leq 0$). При этом нейтральная линия для больших значений толщины среза начинается в зоне контакта, а для малых — за зоной контакта. С увеличением толщины среза область растягивающих напряжений и их абсолютное значение увеличиваются. Напряжения σ_1 максимальны на передней поверхности на расстоянии 1,5—2,5 длины контакта стружки от режущей кромки. Величина σ_{1max} возрастает с уменьшением переднего угла γ и угла заострения β . Возрастание σ_{1max} по мере увеличения толщины среза объясняется не только увеличением значений сил резания, но и возрастанием угла φ_0 , т. е. изменением направления равнодействующей силы резания, вследствие чего увеличивается ее изгибающее действие. Расчеты показывают, что максимальные по величине сжимающие напряжения σ_3 возникают на задней поверхности на расстоянии от вершины, приблизительно равном длине контакта стружки с передней поверхностью.

На передней поверхности вне контактной зоны $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$, $\sigma_t = \sigma_1$ и условие прочности [формула (48)] принимает вид $\sigma_{\sigma_{\text{РВ}}} = \sigma_1 \leq \sigma_{\text{В}}$. По задней поверхности $\sigma_1 = \sigma_2 = 0$; $\sigma_t = |\sigma_3|$ и

$$\sigma_{\text{ЭКВ}} = \chi |\sigma_3| = \frac{\sigma_{\text{В}}}{\sigma_{-\text{В}}} |\sigma_3| \leq \sigma_{\text{В}}.$$

Отсюда $|\sigma_3| \leq \sigma_{-\text{В}}$.

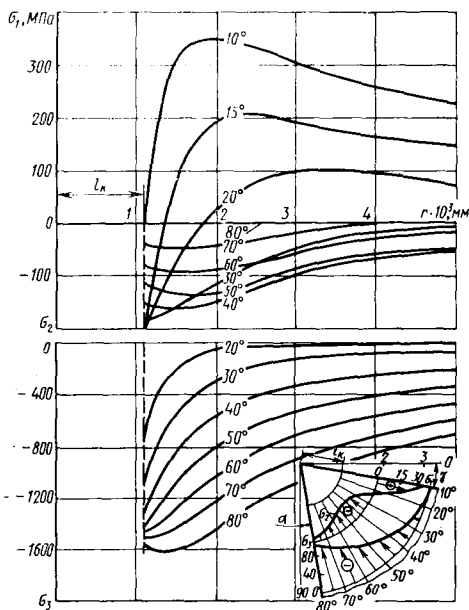


Рис. 88. Распределение главных напряжений в режущей части инструмента за пределами контактной зоны при свободном тчении (ВК8—ХН60ВТ; $\gamma = 10^\circ$; $\beta = 70^\circ$; $a = 0,4$ мм, $b = 4,5$ мм)

На рис. 89 представлены кривые распределения $\sigma_{\text{ЭКВ}}$ в режущей части инструмента вне контактной зоны, подсчитанные по формуле (48) для тех же условий, что и на рис. 88. $\sigma_{\text{ЭКВ}}$ имеет ма-

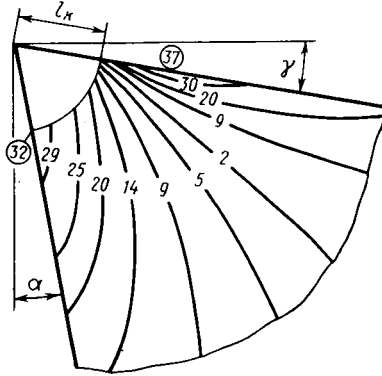


Рис. 89. Кривые распределения эквивалентных напряжений в режущей части инструмента за пределами контактной зоны (ВК8—ХН60ВТ, $\alpha = 0,4$ мм; $\gamma = 10^\circ$, $\beta = 70^\circ$) [11]

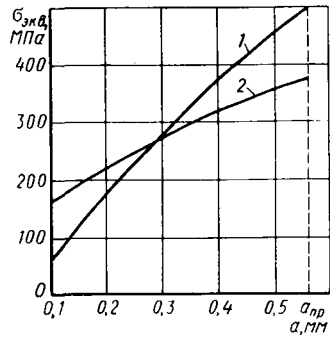


Рис. 90. Изменение $\sigma_{\text{ЭКВ}}$ на передней (1) и задней (2) поверхностях в зависимости от толщины среза (ВК8—ХН60ВТ; $\gamma = 10^\circ$; $\beta = 70^\circ$)

ксимальное значение на передней поверхности, однако и на задней поверхности ее значение достаточно велико. Расчеты, проведенные М. П. Вадачкоря, показали, что при больших толщинах среза $\sigma_{\text{ЭКВ}}$ больше на передней поверхности, а при малых толщинах среза — на задней поверхности (рис. 90).

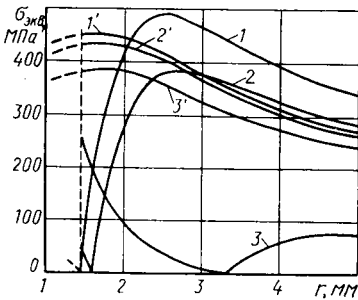


Рис. 91. Изменение эквивалентных напряжений $\sigma_{\text{ЭКВ}}$ на передней (1, 2, 3) и задней (1', 2', 3') поверхностях в зависимости от износа r по задней поверхности: 1 и 1' — $h_3 = 0$; 2 и 2' — $h_3 = 0,1$ мм; 3 и 3' — $h_3 = 0,56$ мм

Таким образом, опасной в смысле хрупкой прочности является область передней поверхности, где $\sigma_{\text{ЭКВ}} = \sigma_{1\text{max}}$. Однако при практических расчетах прочности режущего инструмента целесообразно произвести проверку и по максимальным по значению сжимающим напряжениям по заданной поверхности.

Исследование влияния износа инструмента на величину $\sigma_{\text{ЭКВ}}$ показало, что при небольших ширинах фаски износа (h_3) по задней поверхности $\sigma_{\text{ЭКВ}}$ уменьшается (рис. 91)

и прочность режущего инструмента возрастает до достижения определенного значения h_3 . Такие, как их называют, оптимальные значения лежат в пределах 0,05—0,15 мм. Дальнейшее увеличение h_3 приводит к резкому увеличению $\sigma_{\text{ЭКВ}}$ в контактной зоне и понижению прочности инструмента.

Наблюдаемое на практике понижение хрупкой прочности режущего инструмента при значительном износе задней поверхности не следует объяснять только действием силовых факторов. Очевидно, существенное влияние оказывает также действие высокой температуры на контактных поверхностях и появление термических напряжений.

Хрупкая прочность режущего инструмента и коэффициент ее запаса рассматривались выше без учета влияния термических напряжений. При одновременном действии механических и термических напряжений по закону аддитивности эти напряжения могут складываться или вычитаться в зависимости от их знака действия в рассматриваемой точке. Поэтому коэффициент запаса хрупкой прочности в обобщенном виде (n_s) соответственно для зон растяжения и сжатия по передней поверхности запишется следующим образом

$$n_s = \frac{\sigma_B}{\sigma_1 \pm E\alpha (1 - \nu)^{-1} \left[\theta_K - (\theta_K - \theta_0) \operatorname{erf} \left(\frac{1}{2\sqrt{F\sigma_x}} \right) \right]}, \quad (54)$$

$$n_{-s} = \frac{\sigma_{-B}}{\sigma_2 \pm E\alpha (1 - \nu)^{-1} \left(1 - \frac{l}{h} \right) \left\{ \theta_K - (\theta_K - \theta_0) \left[\operatorname{erfc} \frac{1}{2\sqrt{F\sigma_x}} - e^{Bi_x + Bi_x^2 F\sigma_x} \operatorname{erfc} \left(\frac{1}{2\sqrt{F\sigma_x}} + Bi_x \sqrt{F\sigma_x} \right) \right] \right\}}. \quad (55)$$

Определение коэффициента запаса хрупкой прочности в виде отношения предела прочности к сумме главных нормальных напряжений, возникающих под действием силовых нагрузок и термических воздействий, очевидно, изменяет местоположение опасных точек. Опасные точки возникают там, где сумма главных нормальных напряжений и абсолютное значение суммы сжимающих напряжений имеют максимум. При холостом ходе инструмента, когда механические напряжения отсутствуют, а термические напряжения растягивающие, в опасной точке имеем

$$n_s = n_\theta \cong \frac{\sigma_B}{\sigma_{B\max}^{\text{раст}}} = \frac{\sigma_B}{E\alpha (1 - \nu)^{-1} \left(1 - \frac{l}{h} \right) \times \left\{ \theta_K (\theta_K - \theta_0) \left[\operatorname{erfc} \frac{1}{2\sqrt{F\sigma_x}} - e^{Bi_x + Bi_x^2 F\sigma_x} \operatorname{erfc} \left(\frac{1}{2\sqrt{F\sigma_x}} + Bi_x \sqrt{F\sigma_x} \right) \right] \right\}}. \quad (56)$$

Отношение (56) можно считать критерием сопротивления материала термическим напряжением, т. е. коэффициентом запаса термической прочности. При $n_\theta \geq 1$ разрушение отсутствует, а при $n_\theta \leq 1$ наступает трещинообразование и термическое разрушение.

Суммируя все вышесказанное, можно сделать вывод, что характеристики сопротивления инструментального материала хрупкому разрушению являются пределы прочности σ_B и σ_{-B} , коэффициент теплопроводности, модуль упругости, коэффициент Пуассона, коэффициент линейного расширения, т. е. не один, а совокупность многих физико-механических параметров инструментального материала.

Стохастический характер процессов, приводящих к разрушению инструмента, вызывает необходимость применения вероятностного анализа при оценке прочности инструмента. Основные количественные показатели прочностной надежности инструмента необходимо определять с учетом разброса прочностных характеристик инструментальных материалов, изменчивости напряжений в опасных точках и соотношения основных параметров вероятностных законов их распределения.

Исследованиями [45, 46] установлено, что распределение предела прочности при изгибе σ_H и при растяжении σ_B подчиняется нормальному закону распределения. Результаты статистической обработки результатов испытаний некоторых твердых сплавов на изгиб приведены в табл. 8.

Т а б л и ц а 8

Результаты статистической обработки данных испытаний твердых сплавов на изгиб [45, 46]

Марка твердого сплава	σ_H , МПа	Коэффициент вариации ω_R	Среднеквадратическое отклонение D_R , %
ВК8	1450	0,28	28,4
ВК20	2020	0,20	27,3
Т5К10	1333	0,23	21,8
Т15К6	1156	0,16	12,1

Предполагая, что характеристика прочности R (или σ_R) и параметр нагрузки σ (или $\sigma_{\text{окв max}}$) подчиняются нормальному закону распределения с дисперсией D^2 и D_σ^2 и применяя метод В. В. Болотина, М. П. Вадачкории предлагает для определения коэффициента запаса прочности n формулу

$$n = \frac{1 + \gamma_{R\sigma} \sqrt{\omega_R^2 + \omega_\sigma^2 - \gamma_{R\sigma} \omega_R \omega_\sigma^2}}{1 - \gamma_{R\sigma} \omega_R^2}, \quad (57)$$

где $\gamma_{R\sigma}$ — характеристика безопасности, так называемый гауссовский уровень надежности, определяемый из условия $\Phi(\gamma_{R\sigma}) = P(W)$; $\Phi(\gamma_{R\sigma})$ — интеграл Лапласа, значения которого табулируются в справочниках и специальной литературе; $P(W)$ — вероятность неразрушаемости инструмента; $\omega_R = D_R/R$ и $\omega_\sigma = D_\sigma/\sigma$ — коэффициенты вариации параметров прочности и напряжений в опасных точках.

Зависимость характеристики безопасности $\gamma_{R\sigma}$ от надежности $P(W)$ показана на рис. 92.

Прочность режущего инструмента тесно связана с продолжительностью эксплуатации и поэтому его надежность является функцией срока службы. Разрушение режущего инструмента не произойдет, пока изменяющееся в процессе резания напряжение в опасной точке не достигнет его некоторого предельного уровня, который сам является случайной величиной.

Коэффициент запаса прочности n с учетом срока службы T режущего инструмента можно вычислить по формуле (57), считая

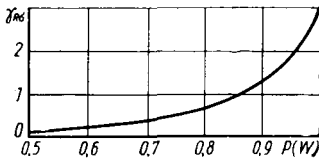


Рис. 92. Зависимость характеристики безопасности $\gamma_{R\sigma}$ от вероятности безотказной работы $P(W)$ [11]

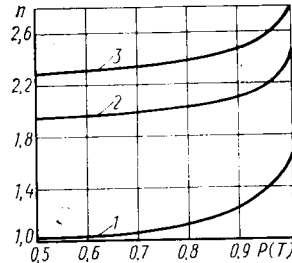


Рис. 93. Зависимость коэффициента запаса прочности от надежности:

1 — $T = 0$; 2 — $T = 1$ мин;
3 — $T = 30$ мин

ω_σ функцией времени и заменяя величину $\gamma_{R\sigma}$ и $\gamma_{R\sigma}(\tau)$, которая определяется по формуле

$$\gamma_{R\sigma}(\tau) = \sqrt{-2 \ln \left[-\frac{\ln P(W)}{TKK_{\sigma}(\tau)} \right]},$$

где T — продолжительность работы (стойкость) режущего инструмента; $K_{\sigma}(\tau)$ — частота колебаний при резании металлов;

$$Q = \sqrt{\frac{D_{\sigma}^2(\tau)}{[D_{\sigma}^2(\tau) + D_{\sigma}^2]}},$$

$D_{\sigma}^2(\tau)$ — дисперсия параметра σ , содержащая динамические воздействия.

Частоту и амплитуду колебаний сил резания, которые необходимы для определения параметров $K_{\sigma}(\tau)$ и $D_{\sigma}^2(\tau)$, можно установить измерениями с помощью динамометра или по волнистости поверхности, предварительно протарировав ее на основании жесткости системы СПИД. При отсутствии данных об амплитуде колебаний приблизительно можно допустить, что $D_{\sigma}(\tau) = D_{\sigma}$. Если нет возможности определить параметры $K_{\sigma}(\tau)$ и $D_{\sigma}(\tau)$, то вероятностную оценку коэффициента запаса прочности можно производить без учета срока службы режущего инструмента.

На рис. 93 показана зависимость коэффициента запаса прочности от надежности. Расчеты напряжений в опасных точках при

предельных толщинах среза показали, что действительности больше соответствуют кривые 2 и 3, полученные с учетом времени работы инструмента.

Если фактический коэффициент запаса хрупкой прочности, рассчитанный как отношение $\sigma_{\text{в}}/\sigma_{\text{эжв макс}}$, меньше, чем n , определенный по формуле (57), то выбранные условия резания являются недопустимыми с заданной вероятностью $P(W)$ и их следует корректировать.

ПЛАСТИЧЕСКОЕ РАЗРУШЕНИЕ РЕЖУЩЕЙ ЧАСТИ ИНСТРУМЕНТА

Для многих заданных обрабатываемых и инструментальных материалов существует область режимов резания, в пределах которой инструмент может срезать стружку, а также область, в пределах которой инструмент не в состоянии срезать стружку, так как сам подвергается пластической деформации и срезу. Особенностью этого вида разрушения режущей части инструмента является пластическое течение поверхностных контактных слоев и их последующий срез, преимущественно вдоль задней или, в некоторых случаях, вдоль передней поверхности инструмента. В результате инструмент претерпевает пластическое разрушение и катастрофически быстро выходит из строя.

Развитию процесса пластического течения контактных слоев режущей части инструмента способствуют интенсивный разогрев и размягчение инструментального материала при высоких режимах резания, а также неравномерное всестороннее сжатие режущей кромки, в результате которого пластичность инструментальных материалов повышается.

В зависимости от свойств инструментального материала и условий обработки пластическое разрушение инструмента наступает при различных режимах обработки. Так, пластическое разрушение инструмента из углеродистой стали при точении обычных сталей со средними толщинами среза ($a \approx 0,3-0,4$ мм) наступает при скоростях резания порядка $0,17-0,25$ м/с, когда температура разогрева режущей кромки превысит 570 К; инструмента из быстрорежущей стали — при скоростях $0,60-1,0$ м/с, когда нагрев режущей кромки превышает 970 К; твердосплавного инструмента — при $5,8-8,3$ м/с, когда разогрев режущей кромки достигает $1370-1470$ К и выше. При точении жаропрочных сталей и сплавов из-за увеличения нагружающих напряжений и малой теплопроводности эти скорости и температуры разогрева значительно ниже.

Пластическое разрушение режущей части инструмента в условиях отсутствия эффекта разогрева на малых скоростях резания. Для изучения механизма пластического разрушения инструмента при низких скоростях, когда исключаются температурные влияния, было проведено специальное исследование [48], в котором в качестве обрабатываемого и инструментального материалов были взяты различные металлы и сплавы, отличные от обычных инструментальных материалов, — свинец, олово, цинк, кадмий, серебро,

магний, медь, железо, сталь. Резание проводилось методом свободного строгания на горизонтально-фрезерном станке ($a = 0,2$ мм, $b = 3 \div 8$ мм, $v = 8,3 \cdot 10^{-3}$ м/с, $\gamma = 10^\circ$, $\alpha = 10^\circ$).

Критерием потери формоустойчивости режущей части считалась такая ее значительная пластическая деформация, при которой нарушалось нормальное стружкообразование. Способность обрабатываемого материала к упрочнению определялась сопоставлением твердости исходного материала и стружки. Например, у свинца и олова разницы между твердостями исходного материала и стружки нет, а у кадмия и цинка она незначительна. Эти материалы относились к категории неупрочняющихся материалов, что же касается меди, железа, стали и др., то это, наоборот, упрочняемые материалы. Скорость деформации срезаемого слоя в этих экспериментах была порядка $\dot{\epsilon} \geq 10$ с⁻¹, что на три-четыре порядка превосходит скорость деформации при определении твердости и пределов прочности в стандартных способах исследования. Поэтому для легкоплавких материалов, когда они использовались в качестве обрабатываемого материала, учитывалось влияние скорости деформации и брались значения твердости и предела прочности для соответствующих скоростей деформации.

Совершенно иное положение для инструмента. В зависимости от нагружающих напряжений, создаваемых обрабатываемым материалом, инструмент может деформироваться с высокой либо малой скоростью, подчиняясь закону наименьшего сопротивления. Ввиду того что при малой скорости деформации сопротивление деформированию меньше, режущая кромка в определенных условиях будет деформироваться и с малой скоростью. Однако, если инструмент деформируется со скоростями деформации, характерными для обычных способов механических испытаний ($\dot{\epsilon} \approx 10^{-3}$ с⁻¹) и ниже, он все же очень быстро выходит из строя, и нормальное резание нарушается. Поэтому можно сказать, что в смысле формоустойчивости инструмент находится в гораздо худших условиях, так как сопротивление инструмента пластическим деформациям при малых скоростях в «статическом» состоянии должно превышать сопротивление пластической деформации обрабатываемого материала при высоких «динамических» условиях испытания.

Поэтому при определении формоустойчивости механические характеристики инструментального материала должны устанавливаться при малой скорости деформации, и для этого с определенным приближением можно считать пригодными данные стандартных методов испытания.

Резец из олова не смог резать свинец, получив деформацию по задней поверхности, несмотря на то, что отношение твердости при стандартных методах испытания было равно 1,5. Однако, если принять скорость деформации свинца, равной $\dot{\epsilon} \approx 10$ с⁻¹, предел текучести в условиях резания возрастает по крайней мере в 2 раза (см. табл. 9) и фактическое отношение твердостей будет меньше

Сдвигающее напряжение τ_{Φ} , с МПа, при резании различных металлов ($a = 147$ мкм)

γ , град	v , мм/с	Обрабатываемый материал				
		Свинец	Медь	Железо	Сталь 10	Сталь 20Х
20	0,03	12,7	255	392	402	490
	0,17	20,6	255	402	402	490
	0,83	24,5	265	402	392	460
	3,3	28,4	265	412	382	451
40	0,03	8,8	186	372	372	451
	0,17	16,7	196	363	372	470
	0,83	23,5	206	353	402	451
	3,3	25,5	225	353	412	441

единицы. В таких условиях формоустойчивость режущей кромки не обеспечивается.

Кадмиевый резец при резании свинца получил округление кромки, после чего срезал стружку с различными толщинами среза ($a = 0,5 \div 0,02$ мм). Наблюдалось сильное налипание свинца на поверхность кадмиевого инструмента, что указывало на значительное трение. Усадка колебалась в пределах 4—7,5. В этом опыте отношение статических твердостей равно 3,6; фактическое отношение — 1,4 (при переводном коэффициенте 2,5). Режущая кромка того же кадмиевого резца теряла формоустойчивость при резании олова. Наблюдалось сильное налипание олова на поверхность резца. Отношение «статических» твердостей было 2,2, а в условиях резания — меньше 1.

Режущая кромка из цинка не теряла устойчивости формы при резании свинца (отношение статических твердостей 7,75, а в условиях резания 2,6—3) и при резании олова (отношение статических твердостей 5,2 а в условиях резания 1,7—2). При обработке кадмия кромка сильно деформировалась и наблюдалась такая же картина, как при резании олова кадмиевым резцом. Только после сильной деформации кромки и образования наплыва кадмия происходило снятие стружки. В этих условиях кромку нельзя считать формоустойчивой (отношение статических твердостей 2,2; в условиях опыта — близко к 1).

Для таких материалов, как наклепанная медь, закаленная сталь 40, сталь ШХ15, получены следующие результаты. Режущая пластина из меди не могла снимать стружку с цинка. В отличие от описанных случаев при внедрении режущей кромки происходило выпучивание инструментального материала в направлении передней поверхности. Очевидно, давление по задней поверхности было настолько большим, что медь деформировалась в направлении от задней к передней поверхности. Отношение статических твердостей при этом составляло 1,98, а в условиях резания $\sim 1,1$ (при переводном коэффициенте $\sim 1,8$). Закаленная сталь 40 получила

деформацию при резании стали 65Г (отношение твердостей 1,4—1,45) и ШХ15 (отношение твердостей 1,35).

На основании проведенных опытов можно сделать заключение, что для неупрочняющихся обрабатываемых материалов номинальное отношение пределов прочности или твердостей материала инструмента и обрабатываемого материала (при $\gamma = 10^\circ$) для сохранения режущей кромки в устойчивом состоянии должно быть больше 1,4.

При проведении опытов наблюдалось, что острая кромка сохраняет свою форму в том случае, когда отношение пределов прочности и твердостей в условиях опыта больше 3—4. Если отношение меньше, то кромка получает округление тем большее, чем меньше это отношение. Например, при резании свинца и олова резцом из меди, стали и т. д. пластина сохраняет острую кромку.

Объясняется это тем, что на острую кромку при прочих равных условиях приходится большая нагрузка, напряжение достигает предела текучести и она деформируется. Обрабатываемый материал, обволакивая кромку передней и задней поверхностей, вызывает всестороннее сжатие кромки. При всестороннем сжатии интенсивность напряжений уменьшается и вероятность деформации режущей кромки снижается. И действительно, шар, находящийся под действием всестороннего равномерного сжатия, не будет подвергаться пластической деформации при сколь угодно больших давлениях. Округление кромки вызывает так называемое естественное формоупрочнение. В наших опытах, если в начальный момент кромка получала округление $r = 0,1 \div 0,2$ мм и в дальнейшем изменения не наблюдалось, она условно считалась формоустойчивой.

Увеличение переднего угла уменьшает сопротивление режущего элемента изгибу, и чрезмерное увеличение переднего угла может привести к изгибу кромки. Например, при резании цинка резцом из стали 65Г с передним углом 45° резец не смог резать цинк ввиду изгиба режущей кромки, хотя отношение твердостей достигало 6,6. То же самое наблюдалось при резании стали 20Х резцом из незакаленной быстрорежущей стали Р18 ($\gamma = 65^\circ$, отношение твердостей 2,5). Кромка изгибалась, а затем скалывалась.

На практике редко применяются углы $\gamma > 30^\circ$, поэтому деформация изгиба обычно не определяет формоустойчивость кромки.

Резание со смазкой несколько повышает формоустойчивость режущей кромки. Это вызвано тем, что смазка уменьшает силу трения и касательные напряжения в контакте, а также нормальные напряжения, действующие на режущую кромку.

При обработке упрочняющихся материалов напряжения, действующие на режущую кромку, зависят от степени упрочнения обрабатываемого материала. В этом случае формоустойчивость режущей кромки, как уже отмечалось, правильнее характеризовать отношением твердости материала инструмента к твердости стружки обрабатываемого материала.

Примеры формоустойчивых кромок при малых скоростях резания

Испытываемая пара	$\frac{\sigma_{B1}}{\sigma_{B2}}$	$\frac{HV_1}{HV_2}$	$\frac{\sigma_{ист1}}{\sigma_{ист2} K_v}$	$\frac{HV_{стр1}}{HV_{стр2} K_v}$
	Никель—свинец	30	31	22,5
Медь—свинец	20	14,3	10,7	10,22
Латунь—свинец	17	22,2	—	13,1
Алюминий—свинец	13,8	9,3	9,0	8,85
Цинк—свинец	6,67	7,3	4,0	3,81
Кадмий—свинец	3,55	3,3	1,6	1,78
Никель—олово	13,7	20,8	8,18	13,18
Медь—олово	9,25	9,7	3,63	6,4
Латунь—олово	8,0	14,9	—	8,9
Алюминий—олово	6,25	6,25	3,27	5,4
Цинк—олово	3,0	4,9	1,45	2,22
Никель—цинк	4,58	4,26	2,81	2,88
Латунь—цинк	2,66	3,02	—	1,94
Никель—алюминий	2,2	3,34	1,88	1,91
Латунь—алюминий	—	2,48	—	1,25
Никель—медь	1,53	3,82	2,10	2,01
Армко—кадмий	4,6	6,7	5,92	5,68
Медь—кадмий	5,55	4,62	3,75	2,96
Алюминий—кадмий	3,95	2,9	2,76	2,48
Магний—кадмий	4,5	3,53	2,92	2,43
Никель—магний	1,93	2,76	2,36	2,12
Сталь 40 закаленная—титан BT1-0	—	—	—	1,71
Сталь У8—магний	2,0	2,8	1,98	1,79
Сталь У8—медь	1,54	2,2	2,1	1,69
Сталь 40 закаленная—никель	2,9	2,3	1,78	1,74
Сталь 40 закаленная—Армко	4,2	3,32	2,0	1,90
Сталь 40 закаленная—латунь	4,57	3,2	2,58	2,58
Сталь 40 закаленная—сталь У8	2,81	2,6	1,78	2,04
Сталь 40 закаленная—сталь 40X	1,98	2,11	1,51	1,63
Сталь 40 закаленная—18X2H4BA	1,59	1,94	1,33	1,36
Сталь 40 закаленная—сталь 65Г	1,88	1,62	1,60	1,63
P18—18X2H4BA	2,1	2,87	1,69	1,34
P18—ШХ15	1,88	1,75	1,56	1,50
P18—сталь 40 закаленная	1,4	1,73	1,51	1,42
T15K6—ШХ15	0,417	2,86	—	2,78
T15K6—сталь 40 закаленная	0,31	2,82	—	2,76
Никель—цинк	3,66	4,25	2,81	2,88
Железо Армко—цинк	2,52	2,94	2,50	2,62
Сталь У8—медь	1,63	1,91	2,10	1,0
Сталь 40X—медь	2,19	2,43	2,45	2,14
T5K10—сталь У8 закаленная	—	2,16	—	1,94
P18—BT1-0	1,83	1,9	—	1,8
T5K10—ШХ15	0,417	2,86	—	2,7

В табл. 10 и 11 соответственно приводятся случаи формоустойчивой и формонеустойчивой режущей кромки. В этих таблицах даются отношения пределов прочности (σ_{B1}/σ_{B2}), истинных пределов прочности ($\sigma_{ист1}$, $\sigma_{ист2}$) *, с учетом коррекции по скорости де-

* Истинный предел прочности — это напряжение, подсчитанное как отношение силы к сечению шейки в момент разрыва образца.

Примеры формонеустойчивых кромок при низких скоростях резания

Испытываемая пара	$\frac{HB_1}{HB_2}$	$\frac{HV_1}{HV_2}$	$\frac{\sigma_{ист1}}{\sigma_{ист2}K_v}$	$\frac{HV_{стр1}}{HV_{стр2}K_v}$
	Олово—свинец	2,0	1,49	1,25
Кадмий—олово	1,6	2,11	0,58	1,08
Медь—цинк	—	1,98	1,25	1,36
Алюминий—цинк	2,0	1,27	1,13	1,16
Медь—алюминий	1,48	1,55	0,87	0,88
Никель—латунь	1,57	1,4	1,43	1,4
Цинк—кадмий	1,9	1,95	1,23	1,02
Армко—алюминий	1,52	1,83	1,56	1,69
Магний—алюминий	1,17	1,8	0,79	0,74
Армко—магний	1,34	1,9	1,69	1,91
Сталь У8—железо Армко	1,5	1,47	1,17	0,93
Сталь 40X—железо Армко	2,1	1,8	1,43	1,18
Сталь 40 закаленная—сталь 18X2H4BA	1,59	1,6	1,26	1,24
Сталь 40 закаленная—сталь 65Г	1,88	1,615	1,52	1,52
Сталь 40 закаленная—сталь ШХ15	1,33	1,01	1,1	1,00
Сталь 40 закаленная—сталь 40 закаленная	1,0	1,0	1,06	1,00
Серебро 875—медь	—	1,7	1,43	1,25
Серебро 875—железо Армко	—	1,14	0,78	0,69
Сталь 40—никель	1,47	1,13	1,11	1,11
Сталь 40X—латунь	—	1,58	1,7	1,52
Сталь У8—латунь	—	1,42	1,43	1,91
Сталь 40 закаленная—сталь 12X18H9T	—	—	1,06	1,12
Сталь У8—титан ВТ1-0	—	1,69	1	0,87

формации $\frac{\sigma_{ист1}}{\sigma_{ист2}K_v}$, твердостей в исходном состоянии, а также отношения твердостей стружек обрабатываемого и режущего материалов с учетом коррекции по скорости деформации $\frac{HV_{стр1}}{HV_{стр2}K_v}$.

Эти же данные представлены на рис. 94—95. По оси ординат отложены соответственно отношения истинных пределов прочности и отношения твердостей стружки, а по оси абсцисс — пределы прочности и твердости стружки. Потеря устойчивости формы режущей части происходит в случаях, когда отношение истинных пределов прочности выражается как $\frac{\sigma_{ист1}}{\sigma_{ист2}K_v} \leq 1,4 \div 1,5$, а отношение твердостей стружек $\frac{HV_{стр1}}{HV_{стр2}K_v} \leq 1,35 \div 1,52$.

Как следует из проведенного исследования, на малых скоростях резания отношение истинных твердостей и пределов прочности в условиях резания хорошо характеризует формоустойчивость режущего лезвия из пластичных материалов. Что же касается хрупких материалов, то отношение пределов прочности не может быть

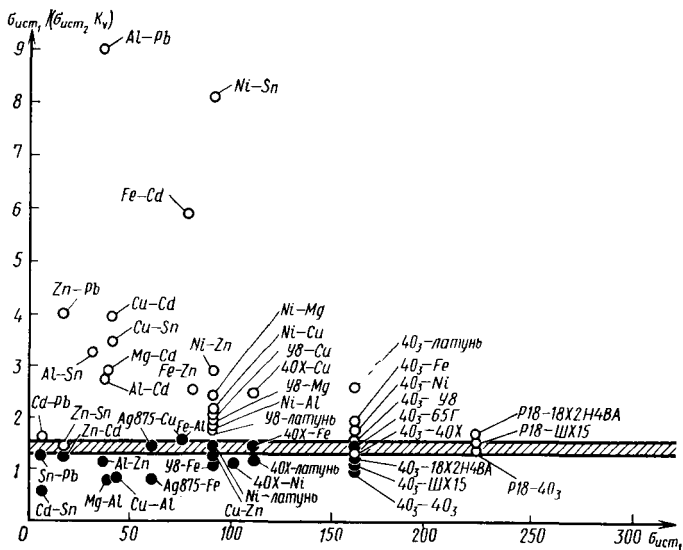


Рис. 94. Изменение формоустойчивости режущей кромки в зависимости от отношения истинных пределов прочности инструментального и обрабатываемого материалов при их различных сочетаниях

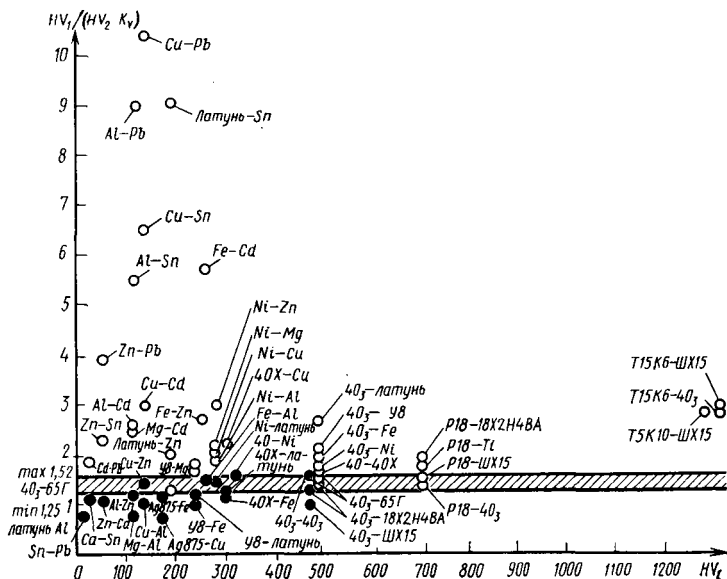


Рис. 95. Изменение формоустойчивости режущей кромки в зависимости от отношения твердостей стружек инструментального и обрабатываемого материалов при их различных сочетаниях

критерием формоустойчивости. Например, для твердых сплавов в паре со сталями отношение истинных пределов прочности может быть меньше 1, но при этом лезвие формоустойчиво. В этих случаях формоустойчивость целесообразнее характеризовать отношением твердостей. Это объясняется тем, что схемы напряженного состояния в условиях испытания материала на твердость и при резании более близки, чем при резании и одноосном растяжении образцов. Поэтому отношение твердостей инструментального и обрабатываемого материалов следует считать более универсальным критерием пластической прочности режущей части инструмента.

Однако важно отметить, что можно подобрать такие пары инструментального и обрабатываемых материалов, когда отношение твердостей больше предельного значения, однако нормального стружкообразования не происходит. Например, резец, изготовленный из феррито-графитового чугуна, не смог резать цинк

$\left(\frac{HV_1}{HV_2} \approx 3,4 \text{ и } \frac{HV_{стр1}}{HV_{стр2}} \approx 3,2 \right)$, чугун перлитный — латунь

$\left(\frac{HV_1}{HV_2} \approx 2,47; \frac{HV_{стр1}}{HV_{стр2}} \approx 1,85 \right)$ и т. д. Эти примеры относятся к

таким случаям, когда инструментальный материал не имеет достаточной прочности и хрупкое разрушение режущей части происходит раньше, чем пластическое.

Когда в процессе резания образуется нарост, формоустойчивость лезвия характеризуется меньшим числовым отношением твердостей. Например, при резании алюминия медным резцом, когда отношение твердостей стружек составляет примерно 1,18, кромка не срезалась и некоторое время инструмент был в состоянии срезать стружку. На совместном микрошлифе был обнаружен нарост алюминия, у которого твердость колебалась в пределах $HV \approx 1,4 \div 1,5$ ГПа, т. е. в условиях резания отношение твердости нароста к твердости обрабатываемого материала составляет 2,3, а к твердости стружки — больше 1,4. Аналогично при резании стали твердость нароста значительно превосходит твердость обрабатываемого материала.

Повышение формоустойчивости режущей кромки в условиях наростообразования кажущееся. Нарост охватывает лезвие со всех сторон (рис. 96) и, принимая нагрузку на себя, понижает на-

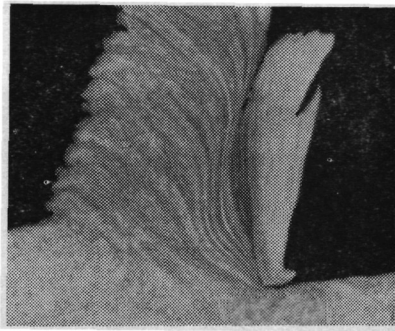


Рис. 96. Нарост на резце, $\times 19$

пряжения, действующие на режущей кромке, и предохраняет ее от пластической деформации.

В заключение приходим к выводу, что для предотвращения пластического разрушения режущей части инструмента (при $\gamma = 0 \div 10^\circ$) одним из необходимых условий является требование, чтобы твердость инструмента превосходила твердость срезаемого слоя в зоне стружкообразования примерно в 1,4 раза и более.

Пластическое разрушение режущей части инструмента в обычных условиях резания. В процессе резания различных материалов

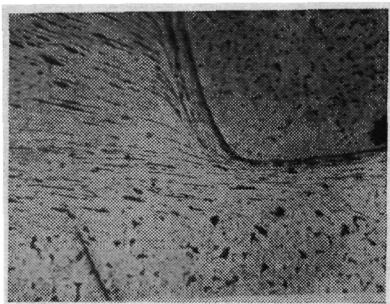


Рис. 97. Момент пластического разрушения режущей части резца из Р18 (сталь 10—Р18; $v = 2,76$ м/с; $t = 1,5$ мм; $s = 0,4$ мм/об; $\gamma = 0^\circ$; $\phi = 48^\circ$; $\phi_1 = 42^\circ$), $\times 32$

происходит неравномерный разогрев срезаемого слоя и режущей части инструмента. Характерной особенностью является то, что с повышением режимов резания (скорости и толщины среза) происходит интенсивный разогрев контактных слоев стружки, обрабатываемой поверхности и контактных поверхностей режущей части инструмента. Это явление закономерно потому, что с повышением скорости резания тепло, возникшее в результате деформации контактных слоев срезаемого слоя, не успевает переходить в стружку и в обрабатываемый материал и аккумулируется в тонких контактных слоях, тогда как в зоне стружкообразования температура резания изменяется несущественно. Например, при резании углеродистых сталей инструментом из быстрорежущих сталей и твердых сплавов температура в зоне стружкообразования, как это отмечалось выше, колеблется в пределах 370—570 К, в то время как температура резания на контактных поверхностях в зависимости от скорости резания может изменяться в широком диапазоне до 1670 К. Поэтому характерным для процесса резания является то, что при изменении режимов резания сопротивление материала в зоне стружкообразования (τ_Φ) остается одинаково высоким и соответственно мало изменяются нормальные нагружающие напряжения, действующие на инструмент. Кроме того, в контактных слоях обрабатываемого материала при высоких скоростях и температурах скорости деформации необычайно высокие и поэтому сопротивление деформации и касательные напряжения, действующие на инструмент, оказываются также довольно высокими. В то же время предел текучести контактных слоев инструментального материала из-за сильного разогрева на высоких скоростях резания значительно падает и действующие нагружающие напряжения оказываются достаточными для их пластической деформации.

Поэтому, если контактные слои инструмента будут деформироваться даже с малой скоростью ($\dot{\epsilon} \approx 10^{-3} \text{ с}^{-1}$), то он тем не менее за секунды теряет исходную форму и выходит из строя. Эта особенность еще больше повышает требования к пластической прочности инструментального материала.

На рис. 97—100 представлены микрофотографии зоны контакта реза из быстрорежущей стали Р18 при обработке стали 10 в условиях пластического разрушения режущей части инструмента. На снимках отчетливо видно пластическое течение поверхност-



Рис. 98. Момент образования трещины в деформирующемся материале инструмента (условия резания см. подпись к рис. 97), $\times 710$

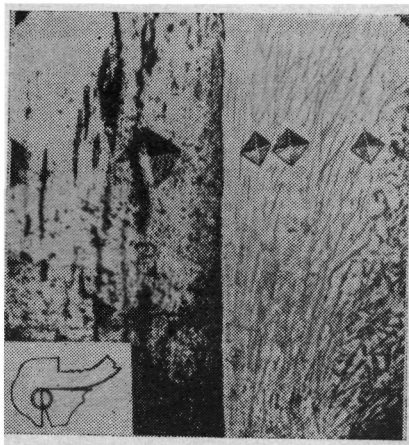


Рис. 99. Пластическая деформация контактных слоев инструмента по задней поверхности, $\times 450$ (условия резания см. подпись к рис. 97)

ных слоев инструмента. Измерения показали, что толщина текущего слоя инструментального материала по задней поверхности составляет 40—60 мкм. На рис. 98 зафиксирован момент течения слоя материала инструмента и начальный момент отделения частиц инструментального материала от его тела. Обработанная поверхность, схватившись с материалом инструмента, при выходе из контакта с заданной поверхностью, увлекает за собой частицу материала инструмента. Таким образом, течение контактных слоев инструмента создает условия для периодического среза материала инструмента, в результате чего сам инструмент теряет способность снимать стружку. Частицы реза в результате течения контактных слоев постепенно отделяются от тела инструмента и остаются прилипшими к обработанной поверхности. На рис. 101 дана характерная микрофотография косого среза обработанной поверх-

ности стали 40 в условиях пластического разрушения инструмента из стали Р18. На этой микрофотографии видны слои быстрорежущей стали, приставшие к обрабатываемому материалу в результате указанного процесса, т. е. тонкие слои инструментального материала размазываются по обработанной поверхности детали. Температура резания, замеренная методом естественной термопары, в приведенных примерах составляла примерно 1070 К. Очевидно, такая высокая температура вызвала сильное размягчение и действующие нагружающие напряжения оказались достаточными для пластического разрушения инструмента.

На рис. 102 представлена аналогичная картина пластического разрушения быстрорежущей стали при обработке жаро-



Рис. 100. Зона контакта по передней поверхности, $\times 750$ (условия резания см. подпись к рис. 97)



Рис. 101. Косой срез обработанной поверхности стали ($\alpha = 5^\circ$) (сталь 40—Р18; $v = 0,46$ м/с; $t = 1,5$ мм; $s = 2,15$ мм/об; $\gamma = 5^\circ$; $\varphi = 47^\circ$; $\varphi_1 = 43^\circ$, $\times 60$)

прочного сплава на никелевой основе при скорости 0,15 м/с и температуре резания порядка 973 К [103]. Пластическое разрушение при столь малой скорости резания и меньшей температуре обусловлено высоким сопротивлением пластической деформации жаропрочного сплава и его низкой теплопроводностью, в результате чего разогрев контактных слоев происходит более интенсивно, а нагружающие напряжения выше, чем при резании углеродистых сталей. Течение поверхностных слоев не является свойством, присущим только быстрорежущей и углеродистым сталям. Подобный характер деформации и пластического разрушения наблюдается и для твердых сплавов (рис. 103). В условиях катастрофического износа твердосплавного инструмента замечается изменение цвета поверхности резания. На ней появляются пятна, имеющие цвет твердого

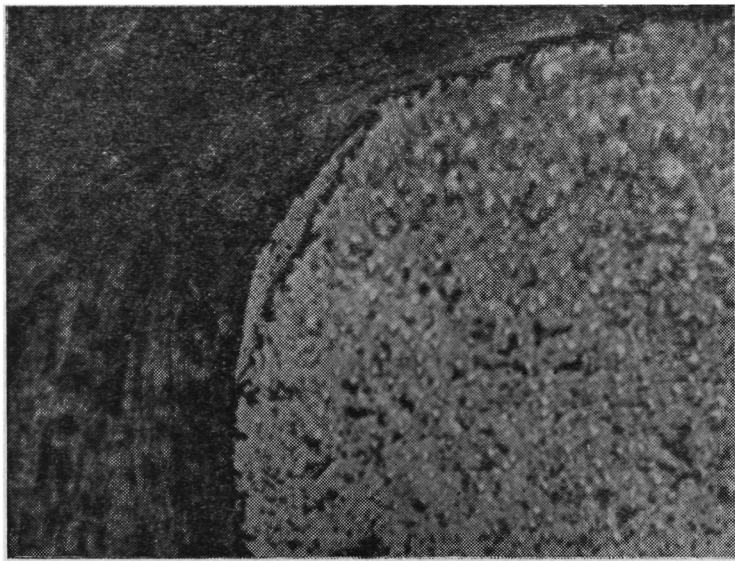


Рис. 102. Срез тонкого слоя инструментального материала (P18) у вершины резца, $\times 840$ [103]

сплава. Это можно видеть на фотографиях поверхности резания (рис. 104) и обработанной поверхности (рис. 105). В процессе фрезерования указанные явления обусловлены пластическим разрушением поверхностных слоев инструмента. Продукты износа размазываются на поверхности и меняют ее вид. На рис. 106 показана обработанная поверхность при большем увеличении. Изме-

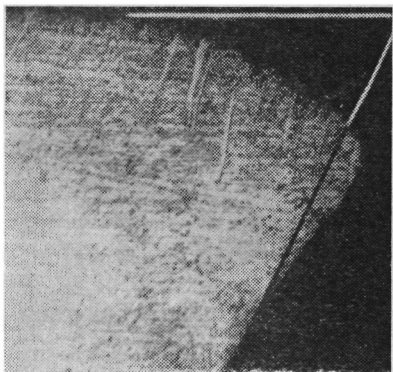


Рис. 103. Пластическая деформация режущей кромки резца из сплава ВК8 при резании титана с подогревом ($\theta_{\text{под}} \approx 1470$ К; $v = 0,3$ м/с; $a = 0,25$ мм; $b = 2,5$ мм), $\times 47$

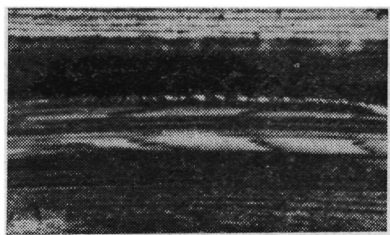


Рис. 104. Поверхность резания при торцовом фрезеровании однозубой фрезой в условиях пластического разрушения фрезы (сталь 20Х — Т15К6; $v = 50$ м/с; $b = 50$ мм; $s_z = 0,05$ мм/зуб; $\gamma = -10^\circ$; $\alpha = 12^\circ$; $\varphi = 55^\circ$; $\varphi_1 = 15^\circ$), $\times 1,56$

рение микротвердости налипших частиц твердого сплава показало, что их твердость несколько занижена (9,604—10,780 ГПа). С целью исключения значительных погрешностей твердость измеряли при различных нагрузках на индентор и строили зависимость твердости от нагрузки. При больших нагрузках микротвердость оказалась наименьшей и постепенно увеличивалась по мере снижения нагрузки. Это было вызвано продавливанием индентором тонкого слоя налипшего сплава, вследствие чего твердость твердого сплава и стали осреднялись (в данных условиях изменения твердости не

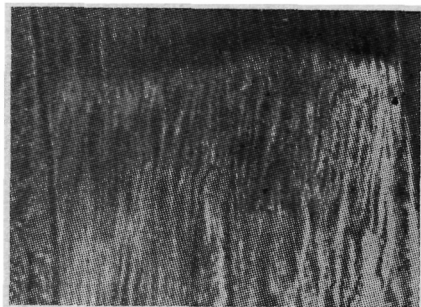


Рис. 105. Обработанная поверхность при фрезеровании железа однозубой фрезой (Армко — Т15К6; $v = 50$ м/с; $b = 30$ мм; $s_z = 0,005$ мм/зуб), $\times 22$



Рис. 106. Косой срез ($\alpha = 2 \div 3^\circ$) поверхности резания стали после фрезерования однозубой фрезой; шлиф травлен азотной кислотой, $\times 40$ (сталь 20Х—Т15К6; режим резания см. подпись к рис. 104)

наблюдалось при нагрузке менее 9,8 мН). Методом подбора груза была определена и примерная толщина размазанного слоя, равная 1—2 мкм. Сравнивая толщину срезанных слоев при фрезеровании и точении, видим, что толщина срезанных слоев при фрезеровании значительно меньше. Это отличие естественно, так как при прерывистом резании ввиду малого времени контакта, нагреву и срезу подвергаются значительно более тонкие слои инструментального материала, чем при точении.

Подобные снимки продуктов износа твердого сплава на обработанной поверхности получены с помощью радиофотограмм. Радиофотограммы и снимки микрошлифов дают один и тот же характер пятнистого расположения продуктов износа.

Характер распределения продуктов износа и изменение формы режущей части твердосплавного и быстрорежущего инструмента аналогичны, поэтому можно полагать, что механизм пластического разрушения твердого сплава, быстрорежущей стали и других инструментальных материалов один и тот же.

На основании изучения характера пластического разрушения режущей части инструмента, схема разрушения может быть пред-

ставлена следующим образом (рис. 107). В начальный момент режущая кромка получает округление. Это происходит в результате недостаточной прочности острой режущей кромки. Дальнейшее течение контактных слоев по задней поверхности приводит к изменению действительного заднего угла, который на некотором участке становится равным нулю. Площадь контакта по задней поверхности увеличивается и материал инструмента течет к месту выхода задней поверхности из контакта. От текущего материала отрываются частицы и уносятся обработанной поверхностью.

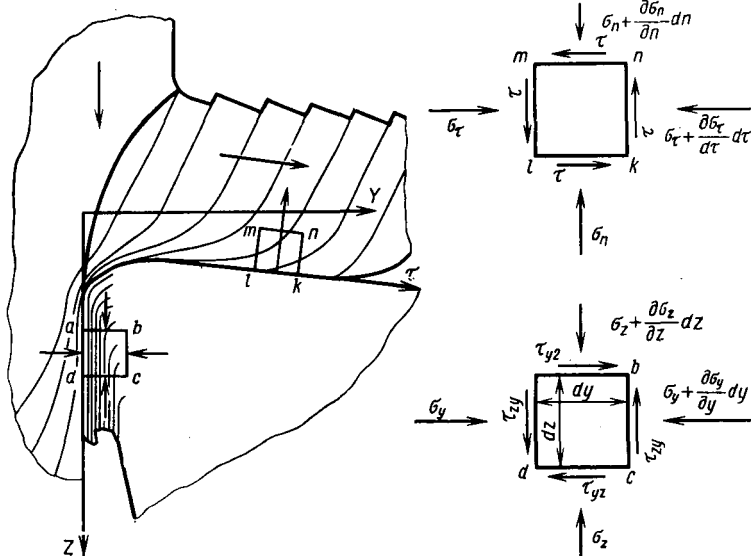


Рис. 107. Схема напряженного состояния в точках контактных слоев режущей части инструмента по передней и задней поверхностям

Приведенную схему вязкого разрушения следует считать достоверной и для таких хрупких материалов, как твердые сплавы. Этому способствуют те условия, в которых работает режущая кромка в процессе резания. Как известно, понятие хрупкость и пластичность относительны. Хрупкое тело можно привести в пластическое состояние (например, созданием всестороннего сжатия) и любое пластичное тело в хрупкое (например, созданием всестороннего растяжения [17]). Известно, что такие хрупкие материалы, как мрамор, чугун, корунд, твердый сплав и др., при испытаниях в условиях гидростатического давления проявляют пластические свойства и становятся значительно прочнее. Существенно увеличивается при гидростатическом давлении прочность особо хрупких металлов, закаленные стали упрочняются в меньшей степени, чем твердые сплавы, а пластичные материалы не дают заметного изменения свойств.

В опытах П. Бриджмена [17] у карболая (карбида вольфрама, цементованного 0,02 % кобальта) при гидростатическом давлении 3,0 ГПа наблюдалось укорочение при простом сжатии, доходившее до 10 %; при этом предел прочности на сжатие составлял 14,4 ГПа. Это почти в 3 раза превосходит предел прочности ВК6 (4,9 ГПа) и в 4 раза — ВК8 (3,2 ГПа), Т15К6 (3,9 ГПа) и быстрорежущую сталь Р18 (3,7 ГПа). При трении без смазки твердых тел материал контактных слоев находится также в условиях всестороннего сжатия. Как показали исследования Ф. П. Боудена и Д. Тейбора [16], такие хрупкие материалы, как каменная соль и алмаз, при трении получают значительные пластические деформации.

При внедрении режущей кромки в обрабатываемый материал она обволакивается обрабатываемым материалом и находится в условиях всестороннего неравномерного сжатия. Поэтому предел прочности твердого сплава возрастает, а вероятность его хрупкого разрушения уменьшается. Два обстоятельства — всестороннее сжатие и подогрев способствуют переходу материала инструмента в пластическое состояние в процессе резания.

Чтобы оценить прочность режущей части инструмента с помощью механических характеристик, испытания должны вестись в условиях, подобных условиям при резании. Для этого необходимо соблюдать геометрическое подобие и подобие напряженного состояния. Оба эти условия не соблюдаются, если пытаться оценивать прочность режущей кромки с помощью стандартных методов испытания инструментального материала на растяжение, сжатие, изгиб, кручение и др.

При измерении твердости испытываемый материал находится в условиях всестороннего неравномерного сжатия. Между измерением твердости и нагружением режущей кромки в процессе резания существует некоторое подобие. Поэтому твердость широкого класса материалов в большей мере, чем другие механические свойства, должна характеризовать пластическую прочность режущей части инструмента.

Соотношение твердостей, необходимое для осуществления резания без заметной пластической деформации режущей части, полученное при низких скоростях резания, должно быть сохранено в любых условиях резания, т. е. и в состоянии разогрева инструментального материала, однако в этом случае твердость инструмента следует брать равной твердости при температуре резания.

Исследования показывают, что в определенных условиях пластическому разрушению подвергаются и абразивные зерна шлифовальных кругов [50]. Однако в процессах прерывистого резания из-за малого времени контакта инструмента с деталью нагреву и пластической деформации подвергаются очень тонкие контактные слои. Кроме того, при прерывистом резании температура резания значительно меньше, чем в тех же условиях непрерывного резания, поэтому пластическое разрушение происходит при

более высоких скоростях. Так как в условиях пластического разрушения инструмент очень быстро выходит из строя, что ограничивает применение высоких режимов резания, определение критерия пластического разрушения режущей части инструмента, предельных режимов резания и температуры имеет важное значение.

К РАСЧЕТУ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ РЕЖУЩЕЙ ЧАСТИ ИНСТРУМЕНТА

Предпосылки к расчету пластической прочности режущей части инструмента основываются на том факте, что течение инструментального материала, предшествующее срезу, происходит в контактных слоях преимущественно по задней поверхности, т. е. местоположение опасных точек, по которым необходимо проводить расчет, заранее известно. Изложим решение этой задачи в первом приближении, принимая ряд допущений.

Допустим, что материал инструмента является идеально пластичным, т. е. не обладает свойством упрочнения, а деформация режущей части инструмента происходит в одной плоскости. Как известно, эквивалентные напряжения при пластическом течении для плоского напряженного состояния определяются по теории предельных напряжений Губера—Мизеса—Генки и выражается формулой

$$\sigma_{\text{экр}} = \sqrt{\sigma_y^2 + \sigma_z^2 - \sigma_y \sigma_z + 3\tau_{yz}^2}, \quad (58)$$

где σ_y , σ_z , τ_{yz} — соответствующие нормальные и касательные напряжения.

Рассматривая случай ортогонального свободного резания, условие пластического течения можно записать в виде $\sigma_{\text{экр max}} = \sigma_T$, где σ_T — предел текучести. Тогда коэффициент запаса пластической прочности n_T будет определяться выражением

$$n_T = \frac{\sigma_T}{\sigma_{\text{экр max}}}.$$

Чем больше предел текучести по отношению к $\sigma_{\text{экр max}}$, тем выше запас пластической прочности и меньше вероятность пластического течения.

Изучение механизма деформации контактных слоев режущего инструмента приводит к заключению, что деформированное состояние контактных слоев вдоль задней поверхности приближается к состоянию простого сдвига [48]. Основанием для этого заключения служит то обстоятельство, что при деформации контактных слоев задней поверхности происходит интенсивная деформация материала режущего инструмента и линии скольжения становятся параллельными задней поверхности, причем у самой задней поверхности можно допустить, что линии скольжения являются прямыми. Из теории пластичности известно, что нормальные на-

пряжения вдоль прямых линий скольжения постоянны и равны среднему нормальному напряжению

$$\sigma = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2},$$

где σ_1 и σ_2 — соответственно главные нормальные напряжения.

Рассматривая опасные точки на задней поверхности и принимая, что имеем дело с идеально пластичным телом (т. е. деформации происходят без упрочнения), в случае, когда одна из координатных осей параллельна задней поверхности и совпадает с линией скольжения, имеем $\sigma_y = \sigma_z = \sigma$. Ввиду того, что в точке контакта имеет место условие равновесия, можно допустить, что $\sigma = \sigma_{N_1}$, где σ_{N_1} — нормальное напряжение, действующее на задней поверхности. Касательное напряжение вдоль задней поверхности может быть представлено в виде суммы

$$\tau_{yz} = \tau_1 + \tau_x,$$

где τ_1 — касательное напряжение, возникающее в результате трения обработанной и задней поверхностей; τ_x — касательное напряжение, возникающее вдоль задней поверхности от нормальных контактных напряжений, действующих на передней поверхности.

Преобразуя соответственно сказанному выражение (58), получим

$$\sigma_{\text{эKB}} = \sqrt{\sigma_{N_1}^2 + 3\tau_{yz}^2} = \sqrt{\sigma_{N_1}^2 + 3(\tau_1 + \tau_x)^2}. \quad (59)$$

Принимая затухающий характер напряжений, можно допустить, что величина τ_x уменьшается по мере удаления от режущей кромки. Для точек, расположенных близко от кромки, можно принять, что

$$\tau_x = C\sigma_{N_2},$$

где σ_{N_2} — нормальное контактное напряжение на передней поверхности, действующее вдоль оси OZ ; C — коэффициент, определяемый экспериментально ($C \leq 1$).

В связи с вышеуказанным, коэффициент запаса пластической прочности можно записать уже в следующем виде

$$n_\tau = \frac{\sigma_\tau}{\sqrt{\sigma_{N_1}^2 + 3(\tau_1 + C\sigma_{N_2})^2}}. \quad (60)$$

На основе теории линий скольжения или характеристик величина σ_{N_1} нормальных напряжений по задней поверхности может быть определена по формуле

$$\sigma_{N_1} \cong 2\tau_\Phi \left(0,5 + \frac{5}{4} \pi\right) = B\tau_\Phi, \quad (61)$$

а величина нормальных напряжений у режущей кромки по передней поверхности σ_{N_z} определяется выражением

$$\sigma_{N_z} \cong 2\tau_{\Phi} \left(0,5 + \frac{\pi}{4} - \gamma \right) - \tau_{\Phi} \sin 2\gamma, \quad (62)$$

где τ_{Φ} — касательное напряжение по условной плоскости сдвига.

При малом изменении переднего угла $\gamma = 0 \div 10^\circ$ можно допустить

$$\sigma_{N_z} \approx A\tau_{\Phi}. \quad (63)$$

В случае максимального трения напряжение τ_1 равно сопротивлению сдвига в контактных слоях обрабатываемого материала, т. е.

$$\tau_1 = \tau_k. \quad (64)$$

Подставляя выражения (61), (63) и (64) в формулу (60), получим:

$$n_T = \frac{\sigma_T}{\sqrt{D\tau_{\Phi}^2 + M\tau_{\Phi}\tau_k + 3\tau_k^2}}, \quad (65)$$

где $D = B^2 + 3C^2A^2$ и $M = 6CA$.

Коэффициент запаса пластической прочности n_T можно выразить через твердость инструментального и обрабатываемого материалов, подставив в выражение (65) известные из теории пластичности соотношения

$$\sigma_T = \frac{1}{2\sqrt{3}} HV_{\text{и}}, \quad \tau_{\Phi} = \frac{1}{6} HV_{\Phi}, \quad \tau_k = \frac{1}{6} HV_k,$$

где $HV_{\text{и}}$ — твердость инструментального материала в контактных слоях при температуре резания; HV_{Φ} — твердость обрабатываемого материала в зоне условной плоскости сдвига; τ_k и HV_k — соответственно средняя величина напряжений сдвига и твердость пластически деформируемых контактных слоев обрабатываемого материала вдоль задней поверхности при температуре, развиваемой у режущей кромки.

Обозначая $\frac{D}{3} = D_0$ и $\frac{M}{3} = M_0$, получим

$$n_T = \frac{HV_{\text{и}}}{\sqrt{D_0 HV_{\Phi}^2 + M_0 HV_{\Phi} HV_k + HV_k^2}}. \quad (66)$$

По зависимостям (65) и (66) n_T определяется отношением механических характеристик инструментального и обрабатываемого материалов в условиях резания и, в частности, отношением твердостей контактных слоев инструмента и обрабатываемого материала, а также твердостью обрабатываемого материала в зоне стружкообразования.

Для определения коэффициентов D и M в формуле (65) можно воспользоваться результатами приведенных выше исследований.

Как было установлено, в случае малых скоростей резания и максимального трения на контакте (при $\gamma = 0 \div 10^\circ$) режущая кромка не подвергается срезу, когда соблюдается условие

$$\frac{HV_{\text{и}}}{6\tau_{\Phi}} = \frac{HV_{\text{и}}}{HV_{\text{стр}}} \geq \sqrt{2}. \quad (67)$$

При резании в активных средах, понижающих трение на контакте, отношение $\frac{HV_{\text{и}}}{HV_{\text{стр}}}$ несколько уменьшается и с определенным приближением можно допустить, что при отсутствии трения на контакте режущая часть инструмента не будет подвергаться пластической деформации, когда соотношение

$$\frac{HV_{\text{и}}}{6\tau_{\Phi}} = \frac{HV_{\text{и}}}{HV_{\text{стр}}} \geq 1. \quad (68)$$

Таким образом, граничные условия пластической прочности режущей части инструмента ($n_{\text{т}} = 1$) при максимальном трении и при отсутствии трения на контакте имеют вид: 1) при $\tau_{\text{к}} = 0$ $HV_{\text{и}} \approx HV_{\text{стр}}$ и 2) при $HV_{\text{стр}} \approx 6\tau_{\text{к}}$ $\frac{HV_{\text{и}}}{HV_{\text{стр}}} \geq \sqrt{2}$.

При этих граничных условиях из уравнения (66) следует, что $D_0 = 1$ и $M_0 = 0$. Подставляя эти значения D_0 и M_0 в уравнение (66), получим:

$$n_{\text{т}} \approx \frac{HV_{\text{и}}}{6\sqrt{\tau_{\Phi}^2 + \tau_{\text{к}}^2}} \approx \frac{HV_{\text{и}}}{\sqrt{HV_{\text{стр}}^2 + HV_{\text{к}}^2}}. \quad (69)$$

Следует заметить, что при больших скоростях резания, когда температура в контактных слоях значительно выше, чем в зоне сдвига ($HV_{\text{стр}} \gg 6\tau_{\text{к}}$), величиной $HV_{\text{к}}$ можно пренебречь, тогда коэффициент запаса пластической прочности $n_{\text{т}}$ определится отношением

$$n_{\text{т}} \geq \frac{HV_{\text{и}}}{HV_{\text{стр}}} = \frac{HV_{\text{и}}}{6\tau_{\Phi}}. \quad (70)$$

Это отношение можно считать справедливым, например, для процессов шлифования, так как температура на контактных поверхностях абразива при высоких скоростях шлифования приближается к температуре плавления шлифуемого материала.

В процессах обработки с повышением режимов, особенно скорости, как было сказано, возрастает температура резания и понижается твердость контактных слоев инструментального и обрабатываемого материалов, тогда как τ_{Φ} изменяется незначительно. Поэтому из выражений (69) и (70) следует, что пластическая прочность инструментального материала определяется, главным образом, температурной зависимостью твердости инструментального материала и твердостью обрабатываемого материала в зоне стружкообразования,

Зависимости (69) и (70) дают возможность определять коэффициент запаса пластической прочности и начало пластического разрушения, если известны температурная зависимость твердости инструментального материала $HV_{и}$, сдвигающие напряжения в зоне стружкообразования τ_{Φ} и в контактных слоях обрабатываемого материала $\tau_{к}$. Как указывалось выше, по зависимостям $\tau_{\Phi} = f(\theta_{к})$, полученным специальными экспериментами по резанию, можно определять τ_{Φ} и $\tau_{к}$. Величина τ_{Φ} берется из зависимо-

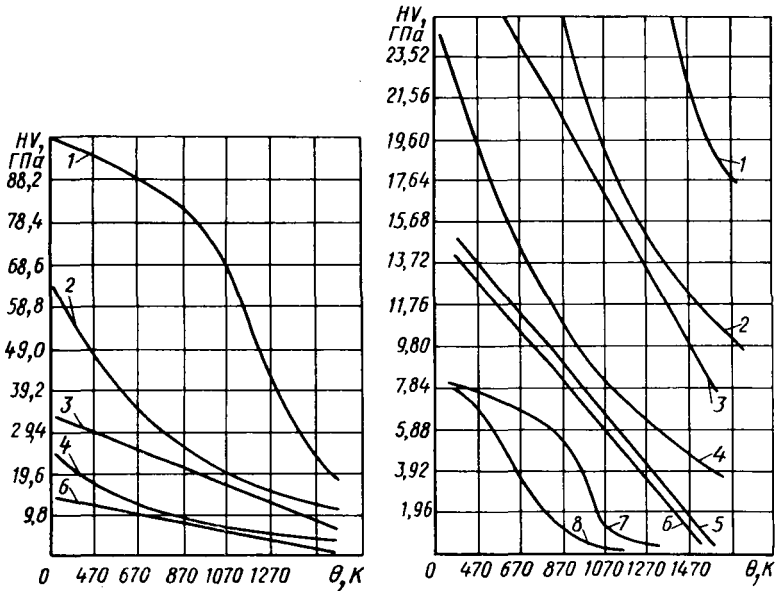


Рис. 108. Температурные зависимости твердости различных инструментальных материалов (в разных масштабах по оси HV):
 1 — алмаз; 2 — эльбор; 3 — карбид кремния; 4 — электрокорунд; 5 — Т15К6;
 6 — ВК8; 7 — Р18; 8 — У12

сти $\tau_{\Phi} = f(\theta)$ при температуре, равной температуре в зоне стружкообразования, а $\tau_{к}$ — при температуре резания (см. рис. 13). На рис. 108 даны температурные зависимости твердости различных инструментальных материалов [95].

С целью ускорения расчета значений n_T по формуле (69) при различных условиях резания, а также определения оптимальных условий резания при заданных значениях n_T , ниже приводятся номограммы для расчета значений коэффициента запаса пластической прочности (рис. 109). Логарифмируя уравнение (69), имеем:

$$\lg n_T = \lg HV_{и} - \lg 6 - \lg \sqrt{\tau_{\Phi}^2 + \tau_{к}^2},$$

что в логарифмической сетке представляет линейное уравнение. Для определения значения $\sqrt{\tau_{\Phi}^2 + \tau_{к}^2}$ пользуемся номограммой I, где на оси ординат отложены значения τ_{Φ} , а на оси абсцисс — значения $\tau_{к}$. На нижней оси абсцисс

получаем значения путем графического сложения векторов τ_{Φ} и τ_K . Для перевода значений $\sqrt{\tau_{\Phi}^2 + \tau_K^2}$ в логарифмическую систему координат на номограмме II используется переводная кривая 4. Таким образом, на номограмме II ось ординат представляет собой значения $\sqrt{\tau_{\Phi}^2 + \tau_K^2}$, а на оси абсцисс отложены значения HV_{II} и n_T (нижняя ось абсцисс).

Правила пользования номограммой рассмотрим на следующем примере. Допустим, что касательное напряжение в условной плоскости сдвига $\tau_{\Phi} = 530$ МПа, а в контактных слоях при температуре резания контактное касательное напряжение $\tau_K = 170$ МПа. Твердость HV_{II} материала режущего инструмента при температуре резания равна 5800 МПа. Требуется по номограммам I и II найти соответствующее значение n_T .

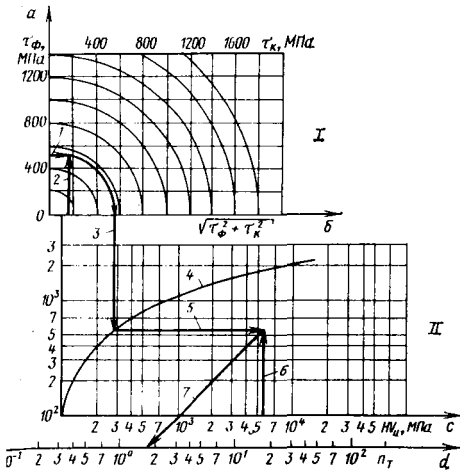


Рис. 109. Номограмма для расчета значений коэффициента запаса пластической

$$\text{прочности } n_T = \frac{HV_{II}}{6 \sqrt{\tau_{\Phi}^2 + \tau_K^2}}$$

Для этого из точек, соответствующих значениям $\tau_{\Phi} = 530$ и $\tau_K = 170$, на осях ординат a и абсцисс b проводим горизонталь 1 и вертикаль 2 до их пересечения (рис. 109). Точку пересечения переносим по радиусу из точки O на ось абсцисс b до пересечения с ней и из полученной точки опускаем вертикаль 3 до кривой 4. Из точки пересечения вертикали 3 с кривой 4 проводим горизонталь 5 до пересечения с вертикалью 6, которая восстановлена из точки, соответствующей значению твердости материала режущего инструмента на оси абсцисс HV_{II} (c). Из точки пересечения горизонтали 5 и вертикали 6 под углом 45° проводим прямую 7 до пересечения с осью d . Полученная точка соответствует значению $n_T = 1,7$.

На рис. 110 представлены температурные зависимости коэффициента запаса пластической прочности различных твердых сплавов и быстрорежущей стали при обработке стали 40X. Наибольший коэффициент запаса пластической прочности имеет минералокерамический твердый сплав ЦМ-332 (кривая 1). Далее следуют маловольфрамовые твердые сплавы на основе карбида и нитрида титана с высокотемпературной никель-молибден-вольфрамовой связкой (кривые 2 и 3), стандартные сплавы ВК8 и Т5К10 (кривые 4 и 5), безвольфрамовый твердый сплав на основе карбида титана с железо-никель-медной связкой и, наконец, быстрорежущая сталь Р18. Как следует из представленного семейства кривых, потеря формоустойчивости режущей части инструмента из твердых сплавов происходит при различных температурах. Например, для маловольфрамовых сплавов инструмент формоустойчив соответственно до температуры 1620 К и 1500 К, для сплава ВК8 эта температура составляет 1250 К, для

безвольфрамового сплава 1030 К и для быстрорежущей стали Р18 ~ 870 К и т. д.

Измерение температуры резания показывает среднюю величину температуры контакта по передней и задней поверхностям. Однако следует иметь в виду, что, говоря о предельной температуре пластической прочности, подразумеваем температуру у режущей кромки. Поэтому при суждении о предельной по n_T температуре резания необходимо учесть разность между температурой у режущей кромки и средней температурой контакта — температурой резания.

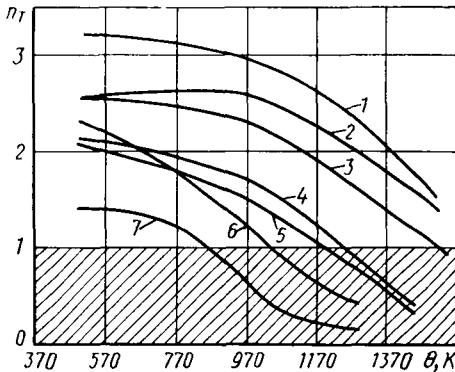


Рис. 110. Температурные зависимости коэффициента запаса пластической прочности n_T различных инструментальных материалов при обработке стали 40Х: 1 — ЦМ-332; 2 и 3 — маловольфрамовые сплавы; 4 — ВК8; 5 — Т5К10; 6 — безвольфрамовый твердый сплав; 7 — Р18

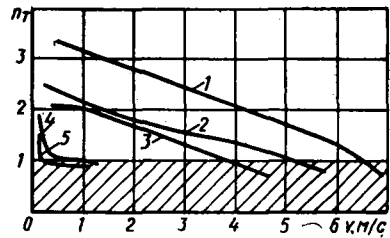


Рис. 111. Зависимость коэффициента запаса пластической прочности n_T от скорости резания при обработке резцом из сплава Т15К6 различных материалов:

1 — сталь 40; 2 — 12Х18Н9Т; 3 — ШХ15; 4 — ХН70ВМТЮ; 5 — ХН55ВМТКЮ

Исследования распределения температуры на контактных поверхностях с помощью составных резцов и на основе структурных превращений в режущей части инструмента [44, 48, 104], как уже указывалось выше, показали, что при резании сталей участок с максимальной температурой нагрева инструмента находится на передней поверхности в конце пластического контакта, т. е. в удалении от режущей кромки. Температура у режущей кромки и вдоль задней поверхности в начальный период резания ниже. Разность между температурой резания и температурой у режущей кромки для средних толщин среза составляет 80—100 К и она тем больше, чем больше толщина среза и усадка стружки. С течением времени и нарастанием износа по задней поверхности температура резания возрастает и указанная разность температур несколько уменьшается. Поэтому предельные температуры резания для различных сплавов будут выше, а именно в рассматриваемом случае для маловольфрамовых твердых сплавов они составят ~1720 К и 1600 К, для ВК8 ~1350 К, для безвольфрамового твердого сплава ~1130 К и для Р18 ~970 К. Следует заметить, что проведенные подсчеты основывались на измерении твердости инструменталь-

ного материала и определении τ_{Φ} и τ_{κ} по измерениям усадки и составляющих сил резания. Несмотря на наличие экспериментальных ошибок и допущений, принятых при выводе формул для n_T , полученные результаты близки к практическим данным. При обработке титана и сплавов на его основе (по сравнению с обработкой сталей) при прочих равных условиях длина контакта стружки по передней поверхности меньше и максимальный нагрев инструмента имеет место вблизи режущей кромки. При обработке никеля и никелевых сплавов [104], несмотря на большую длину пластического контакта стружки с передней поверхностью, перепад температуры от режущей кромки вдоль передней поверхности незначителен, т. е. при обработке титановых и никелевых сплавов разность между температурой резания и температурой, предельной по пластической прочности, будет меньше, чем при обработке сталей.

На рис. 111 представлены зависимости коэффициента запаса пластической прочности (n_T) сплава Т15К6 от скорости резания при обработке различных материалов. Эти кривые были построены по имеющимся для указанных материалов зависимостям $n_T = f(\theta)$ и $\theta = f(v)$. Как следует из рисунка, различные по n_T скорости резания значительно отличаются для различных сталей и сплавов: для стали 40 $v_{пр} \approx 6$ м/с, для ШХ15 $v_{пр} \approx 4$ м/с, а для жаропрочных сплавов на никелевой основе $v_{пр} \approx 0,2 \div 0,4$ м/с. При этом важно заметить, что предельные по n_T температуры для приведенных материалов отличаются гораздо меньше, чем скорости резания. Например, для жаропрочных сплавов предельная температура резания составляет 1070—1170 К, а для сталей эта температура колеблется в пределах 1520—1420 К. Такое существенное отличие в предельных по пластической прочности скоростях резания связано, главным образом, со свойствами обрабатываемого материала, т. е. сопротивлением этого материала пластической деформации в зоне стружкообразования и в контактных слоях, с его теплопроводностью и др. Немаловажной особенностью обработки никеля [104] и сплавов на его основе является то, что значение температуры резания при прочих равных условиях выше, чем при обработке железа и сталей, несмотря на то, что величина τ_{Φ} у железа и никеля отличается несущественно. По-видимому, это связано с характером деформаций в контактных слоях и распределением тепловых потоков. Сплавы на основе железа, титана и никеля характеризуются различными температурами резания и различными по пластической прочности предельными режимами [103, 105].

При обработке различных материалов режущая часть инструмента из быстрорежущей стали подвергается пластической деформации при разных температурах резания: для меди при ~ 1070 К ($a = 0,15$ мм, $v > 16,7$ м/с); для железа при ~ 1020 К ($a = 0,15$ мм, $v \approx 3,3$ м/с); для титана при ~ 590 К ($a = 0,15$ мм, $v = 1,2$ м/с); для стали 12Х18Н9Т при 870 К ($a = 0,15$ мм, $v \approx 0,58$ м/с).

Если определять формоустойчивость твердого сплава Т15К6 для тех же обрабатываемых материалов, получим, что режущая часть инструмента формоустойчива до температуры плавления меди, т. е. режимы резания меди не ограничены по пластической прочности. Для остальных тугоплавких материалов предельные температуры резания колеблются в интервале 1570—1470 К. Возможность пластической деформации инструмента из углеродистой и легированной инструментальных сталей практически исключается при резании свинца, олова, кадмия и других легкоплавких металлов с любой скоростью. То же можно сказать о резании алюминия быстрорежущим резцом, а также о резании латуни и бронзы твердосплавным инструментом.

Температура резания в значительной степени зависит от вида обработки. Например, температура резания при точении выше, чем при строгании и долблении, при торцовом фрезеровании — в большинстве случаев выше, чем при цилиндрическом и т. д. Поэтому разогрев режущей части инструмента при различных схемах обработки существенно отличается, и для прерывистых процессов резания предельные по пластической прочности скорости резания имеют более высокие значения.

Повысить запас пластической прочности, очевидно, можно путем предварительного подогрева срезаемого слоя. При этом уменьшаются напряжения сдвига по условной плоскости сдвига и понижаются нормальные нагружающие напряжения на инструменте. Влияние предварительного нагрева различных обрабатываемых материалов на зависимость n_T от контактной температуры и скорости резания при точении и фрезеровании показано на рис. 112. Для стали 40, коррозионностойкой стали 12Х18Н9Т и жаропрочного сплава ХН55ВМТКЮ (рис. 112, а) коэффициент запаса пластической прочности n_T твердого сплава Т15К6 увеличивается с повышением температуры предварительного нагрева. При высоких температурах нагрева максимальные значения n_T лежат в диапазоне температур резания 1170—1370 К. Таким образом, с точки зрения повышения коэффициента запаса пластической прочности, эффективность резания с подогревом определяется температурой нагрева обрабатываемого материала и температурой резания.

Как отмечалось в гл. 1 с изменением режимов обработки нагретых заготовок температура резания при точении и фрезеровании в значительной степени зависит от условий отвода тепла с рабочих поверхностей режущего инструмента в процессе резания и их охлаждения во время холостого пробега. Поэтому зависимости на рис. 112, а и б отличаются по своему характеру. Для точения и фрезерования без нагрева (кривые 1 и 2, рис. 112, б) и с нагревом обрабатываемого материала на 1270 К (кривые 3 и 4), с увеличением скорости резания n_T принимает различные значения, которые при прочих равных условиях определяются температурой резания. При фрезеровании (кривые 2 и 4, рис. 112, б) максимально допускаемые пластической прочностью режущего инструмента

скорости резания выше, чем для точения (кривые 1 и 3), причем для цилиндрического термофрезерования (кривая 4) эти скорости на порядок и более выше, чем для точения горячей заготовки (кривая 3).

В реальных условиях резания металла, нагретого до 1270 К, катастрофический износ режущего инструмента наступает при более низких скоростях резания, чем допускаемые пластической прочностью режущего инструмента скорости обработки, что при

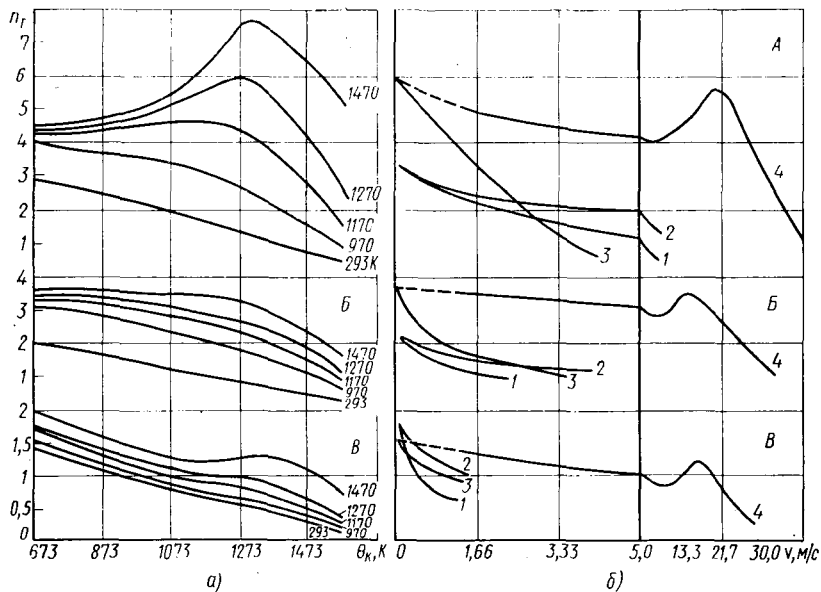


Рис. 112. Зависимость коэффициента запаса пластической прочности n_T твердого сплава Т15К6:

а — от контактной температуры при различных температурах предварительного подогрева; б — от скорости резания; 1 и 2 — точение и фрезерование без предварительного подогрева; 3 и 4 — точение и фрезерование с предварительным подогревом на 1270 К (А — сталь 40; Б — 12Х18Н10Т; В — ХН55ВМТКЮ)

точении должно быть связано с интенсивным диффузионным износом твердых сплавов при температурах в контакте порядка 1520—1620 К. При фрезеровании же образуются термические трещины и происходит быстрый износ.

На рис. 113 представлены кривые изменения n_T твердого сплава Т15К6 в зависимости от температуры резания θ для различных температур предварительного подогрева θ_{II} при точении марганцовистой стали Г13Л. Как следует из рис. 113, при температуре подогрева 870 К и 1070 К n_T существенно возрастает.

Опыты показывают, что при резании материалов с подогревом ширина среза почти не оказывает влияния на температуру резания, а толщина влияет значительно меньше, чем скорость резания [105]. Поэтому при увеличении сечения среза коэффициент запаса проч-

ности в условиях высокотемпературного подогрева не будет существенно изменяться. Другой результат получается при увеличении скорости резания. При этом температура резания существенно возрастает и n_T снижается. Поэтому для повышения производительности обработки при резании с подогревом целесообразнее увеличивать сечение среза (см гл. VIII).

Значительное влияние на n_T оказывает форма режущей части инструмента. В смысле пластической прочности рациональной будет та форма инструмента, которая обеспечивает минимальную температуру у режущей кромки. Увеличение переднего угла снижает тем-

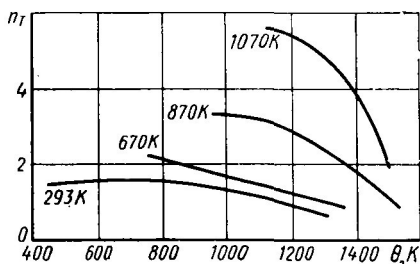


Рис. 113. Зависимость коэффициента запаса пластической прочности n_T от температуры предварительного подогрева при резании стали 110Г13Л резцом из сплава Т15К6

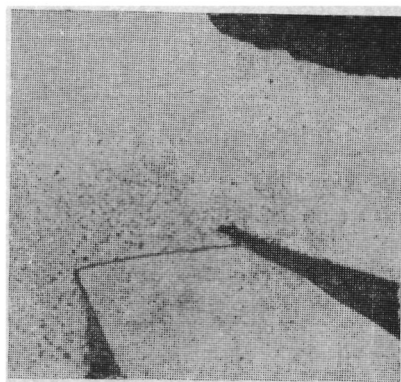


Рис. 114. Характер контакта стружки с резцом при наличии двойной передней поверхности, $\times 36$ (сталь 10—Р18; $v = 1,33$ м/с; $t = 1,7$ мм; $s = 1$ мм/об; $\gamma_1 = -3^\circ$; $\varphi = 45$; $\varphi_1 = 30^\circ$)

пературу резания, однако чрезмерное его увеличение так ослабляет режущую часть инструмента, что может вызвать либо хрупкое разрушение, либо пластический изгиб. Поэтому целесообразно применение двойной передней поверхности или поверхности с переменным увеличивающимся передним углом. При такой форме резко изменяется направление схода стружки и уменьшается площадь контакта стружки с передней поверхностью. Ввиду сокращения площади контакта стружки с передней поверхностью уменьшается работа трения деформации и температура резания понижается. Соответственно возрастает коэффициент запаса пластической прочности. Применение двойной передней поверхности особенно эффективно для инструментов из быстрорежущей стали, так как при температурах выше 870 К быстрорежущая сталь размягчается и малейшее повышение температуры существенно снижает ее режущие свойства. Примером может служить обработка стали 40 резцом из быстрорежущей стали Р18 с плоской и двойной передней поверхностью при следующих режимах резания: $v = 1,33$ м/с, $s = 1$ мм/об, $t = 1,7$ мм, $\varphi = 45^\circ$. При обработке резцом с плоской передней поверхностью ($\gamma = 0^\circ$) режущая кромка пла-

стически деформировалась и обработка становилась невозможной (см. рис. 97). Достаточно было сделать выкружку на передней поверхности резца, как при прочих равных условиях температура резания уменьшилась, коэффициент запаса пластической прочности повысился, резец был в состоянии срезать стружку (рис. 114).

Все сказанное выше дает основание заключить, что производительность обработки сталей, жаропрочных и титановых сплавов и других тугоплавких материалов регламентируется пределом пластической прочности инструментальных материалов. Поэтому для повышения производительности обработки необходимо повысить предел пластической прочности (твердость при нагреве и температуропроводность) инструментального материала.

ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО МАТЕРИАЛА

Хрупкое и пластическое разрушение инструмента при обработке сталей и труднообрабатываемых сплавов ограничивает применение высоких режимов резания и соответственно регламентирует производительность обработки. Исходя из этого, повышение прочности режущей части инструмента является фактором увеличения производительности. Рассматривая характеристики прочности инструментального материала, убеждаемся, что качество инструментального материала определяется не одним физико-механическим параметром, а их комплексом. К ним относятся: 1) предел прочности при одноосном растяжении $\sigma_{\text{в}}$ и сжатии $\sigma_{\text{сж}}$; 2) температурная зависимость твердости $[HV_{\text{т}} = f(\theta)]$; 3) температурная зависимость предела выносливости $[\sigma_{\text{в}} = f(\theta)]$; 4) модуль упругости E и коэффициент линейного расширения α , коэффициент Пуассона ν ; 5) коэффициенты тепло- и температуропроводности λ и ω .

Для заданных условий резания требуется, чтобы инструментальный материал имел определенный предел прочности при растяжении во избежание хрупкого разрушения инструмента вне контактной зоны, где действуют максимальные растягивающие напряжения. Наряду с этим инструментальный материал должен иметь определенный предел прочности на сжатие $\sigma_{\text{сж}}$ во избежание хрупкого разрушения в зоне сжатия в области режущей кромки, где действуют максимальные сжимающие напряжения. Абсолютная величина $\sigma_{\text{в}}$ в основном определяется сопротивлением обрабатываемого материала резанию, характеризуемого величиной $\tau_{\text{ф}}$, а также толщиной среза a . Чем больше $\tau_{\text{ф}}$ и a , тем выше должна быть прочность инструментального материала на растяжение.

Требуемые величины $\sigma_{\text{в}}$ и $\sigma_{\text{сж}}$ зависят не только от свойств обрабатываемого материала, но и от вида операции. Это вызвано тем, что величина главных растягивающих напряжений вне контактной зоны зависит от характера нагружения режущей части инструмента при входе и выходе из контакта. Наибольшие растягивающие напряжения развиваются в фазе выхода инструмента из кон-

такта при встречном фрезеровании. Поэтому целесообразно, чтобы для фрезерных операций предел прочности инструментального материала на растяжение во много раз превосходил предел прочности материала, предназначенного для точения.

Абсолютная величина предела прочности на сжатие $\sigma_{-в}$ зависит от τ_{Φ} и γ . При $\gamma = 0$ предел прочности $\sigma_{-в} \geq 2,6\tau_{\Phi}$. Соответственно предельные значения $\sigma_{-в}$ для обработки незакаленных сталей ($\tau_{\Phi} = 490 \div 735$ МПа) должны быть выше 1,27 ГПа, для жаропрочных сплавов на никелевой основе ($\tau_{\Phi} \approx 780 \div 980$ МПа) — в пределах 2,35—2,55 ГПа, для закаленных легированных сталей ($\tau_{\Phi} \approx 1,00—1,37$ ГПа) — в пределах 2,55—3,53 ГПа и т. д.

Частые нагрев и охлаждение режущей части инструмента при прерывистом резании вызывают термические удары и возникновение термических напряжений значительной величины. Для предотвращения появления термических трещин и последующего разрушения инструментальный материал, предназначенный для прерывистого резания, должен иметь более высокий предел прочности на растяжение, малые предел упругости и коэффициент линейного расширения и более высокую теплопроводность, чем, например, для токарных и сверлильных операций.

Сопротивление инструментального материала пластическому разрушению определяется температурной зависимостью твердости. Абсолютная величина необходимой твердости определяется свойствами обрабатываемого материала, величинами τ_{Φ} и τ_{κ} и его температурой плавления.

Если твердость инструментального материала во всем диапазоне до температуры плавления обрабатываемого материала выше твердости стружки, то пластическое разрушение инструмента при любых режимах резания будет отсутствовать. Например, при обработке отожженной либо нормализованной углеродистой стали инструментальный материал во избежание пластического разрушения должен обладать твердостью, превышающей твердость стружки в $\sqrt{2}$ раза и при температуре 1770—1820 К $HV_{и}$ должно быть $\geq 2,94$ ГПа. При обработке закаленной стали $HV_{и} \geq 6,86$ ГПа, а при обработке жаропрочных сплавов на никелевой основе $HV_{и} \geq 5,39—5,49$ ГПа при 1670 К. Для молибденовых сплавов $HV_{и} \geq 2,45$ ГПа при температурах порядка 2870 К.

Если инструментальный материал имеет высокую хрупкую прочность и низкую пластическую прочность при повышенных температурах, то для полноты использования потенциальной режущей способности данного материала целесообразно применять большие толщины среза и малые скорости резания. Примером служат инструментальные и быстрорежущие стали, имеющие высокий предел прочности на растяжение и низкий предел пластической прочности при повышенных температурах. Если инструментальный материал имеет среднюю хрупкую прочность и повышенную пластическую прочность, то его целесообразно использовать при средних толщинах среза и повышенных скоростях резания. Примером слу-

жат стандартные металлокерамические твердые сплавы. Если инструментальный материал имеет низкую хрупкую прочность и большую пластическую прочность при высоких температурах (корунд, карборунд, поликристаллический алмаз и другие материалы), то целесообразно работать с малыми толщинами среза и высокими скоростями резания. Примером являются керамические и сверхтвердые лезвийные и абразивные инструменты. Комплексным критерием прочности инструментального материала при резании заданных материалов может служить произведение предельной толщины среза $a_{пр}$, допускаемой по хрупкой прочности, и предельной скорости резания $v_{пр}$, допускаемой при этой толщине по пластической прочности. Произведение $P = a_{пр}v_{пр}$ выражает максимально допускаемый по прочности инструмента объем срезаемого слоя в единицу времени при ширине среза $b = 1$ мм. Произведение P пропорционально также площади поверхности, обработанной в единицу времени, т. е. P характеризует потенциально возможную производительность обработки заданного обрабатываемого материала заданным инструментальным материалом. Режимы резания с меньшими значениями P соответствуют неполному использованию прочностных свойств данного инструментального материала.

Если быстрорежущим инструментом работать на повышенных скоростях резания при малых толщинах среза, то коэффициент запаса хрупкой прочности будет большим, ресурс хрупкой прочности материала не будет полностью использован и, наоборот, коэффициент запаса пластической прочности будет находиться на пределе. Следовательно, P при данных условиях невелико. При работе твердыми сплавами на пониженных скоростях при средних толщинах среза производительность также будет низкая, ибо пластическая прочность недоиспользуется. Предельно допускаемая толщина среза по хрупкой прочности и предельная скорость резания по пластической прочности существенно зависят и от схемы резания. Например, сравнивая процессы непрерывного и прерывистого резания, следует констатировать, что при непрерывном резании допускаемая по хрупкой прочности предельная толщина среза намного больше, чем при прерывистом резании, а предельная по пластической прочности скорость резания, наоборот, при прерывистом и периодическом резании выше. Поэтому при выборе схемы резания следует обращать внимание на величину P . Целесообразно применять схему обработки, обеспечивающую максимальное ее значение.

Предварительный подогрев обрабатываемого материала дает возможность значительно увеличить предельно допустимые толщины среза и во многих случаях понижает предельно допустимую по пластической прочности скорость резания. Очевидно, резание с подогревом выгодно применять в том случае, если произведение $a_{пр} v_{пр}$ увеличивается. Это достигается соответствующим регулированием охлаждения режущей части инструмента и подбором схемы резания (см. гл. VIII).

ГЛАВА III

АДГЕЗИОННО-УСТАЛОСТНЫЙ И АБРАЗИВНЫЙ ИЗНОС РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

В процессе резания в результате взаимодействия обрабатываемого материала с инструментальными контактными площадками на передней и задних поверхностях инструмента изнашиваются. Износ контактных площадок инструмента происходит непрерывно, на протяжении всего процесса резания, практически при всех возможных условиях резания и физико-механических свойствах как инструментального, так и обрабатываемого материалов.

Износ режущего инструмента принято классифицировать по следующим видам: адгезионно-усталостный, абразивный, химико-абразивный, диффузионный и окислительный износ. В определенных условиях может преобладать один из этих видов износа, а в других — действовать одновременно несколько видов.

МОРФОЛОГИЯ И КРИТЕРИЙ ИЗНОСА РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

В зависимости от условий резания и свойств инструментального и обрабатываемого материалов преобладающий износ наблюдается либо на задних поверхностях (рис. 115, а), либо на передней поверхности (рис. 115, в). Иногда износ передней и задних поверхностей происходит одновременно (рис. 115, б).

Преобладающий износ задних поверхностей инструмента наблюдается чаще всего при малой толщине среза, особенно при обработке хрупких материалов, таких как чугун, кремний и др. Преобладающий износ передней поверхности имеет место сравнительно редко, когда задняя поверхность предохраняется от износа наростом, или в том случае, когда температура передней поверхности значительно превышает температуру задней поверхности.

Особенностью износа передней поверхности является образование лунки на некотором расстоянии от режущей кромки. По мере износа длина b_0 и глубина лунки e увеличиваются, а радиус ее кривизны уменьшается. Обычно длина лунки растет в сторону режущей кромки медленнее, чем в противоположную сторону. При одновременном износе передней и задней поверхностей инструмента участок передней поверхности f , находящийся между лункой износа и режущей кромкой, постепенно уменьшается с двух сторон, уменьшается также угол заострения β и в результате проч-

ность режущей кромки снижается, что в ряде случаев сопровождается разрушением режущей части инструмента.

При резании сталей без охлаждения износ реза из быстрорежущей стали характеризуется кривыми, представленными на рис. 116, а.

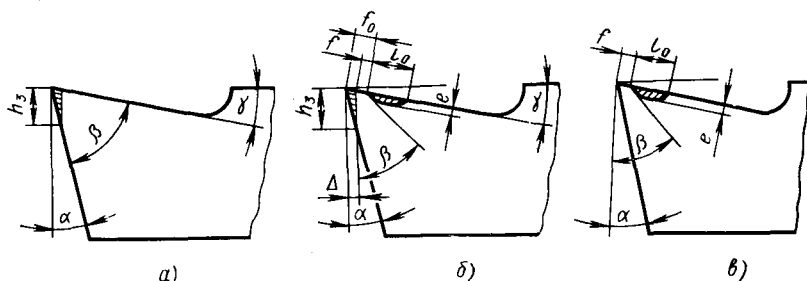


Рис. 115. Геометрия износа режущего инструмента по поверхностям (e — глубина лунки; b_0 — ширина лунки; l_0 — длина лунки; h_3 — ширина площадки износа по задней поверхности; f — ширина фаски):

а — по главной задней; б — по задней и передней; в — по передней

Влияние времени работы на износ реза, оснащенного твердым сплавом, при обработке стали показано на рис. 116, б. Износ минералокерамических резцов, поликристаллического алмаза, эльбора и гексанита-Р происходит в основном по задним поверхностям.

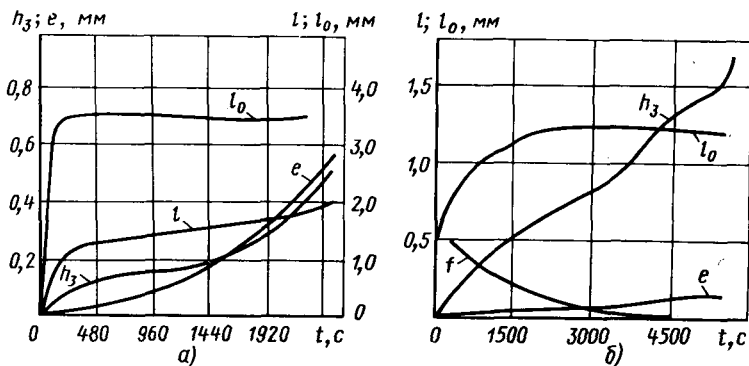


Рис. 116. Изменение параметров износа по времени при обработке сталей: а — быстрорежущего реза; б — твердосплавного реза

Исследования показали, что при износе задней поверхности скорость увеличения площади износа с течением времени уменьшается, однако скорость объемного износа почти не изменяется. Зависимость ширины фаски износа h_3 от времени t может быть описана формулой

$$h_3 \cong ct^x,$$

где x — показатель степени, который в зависимости от условий обработки колеблется в пределах 0,5—1,5.

В определенных условиях резания происходит образование проточин по главной или вспомогательной задней поверхности. В ряде случаев образование проточин является превалирующим в износе инструмента (рис. 117).

Необходимость замены инструмента может быть вызвана различными причинами: резким возрастанием интенсивности износа,

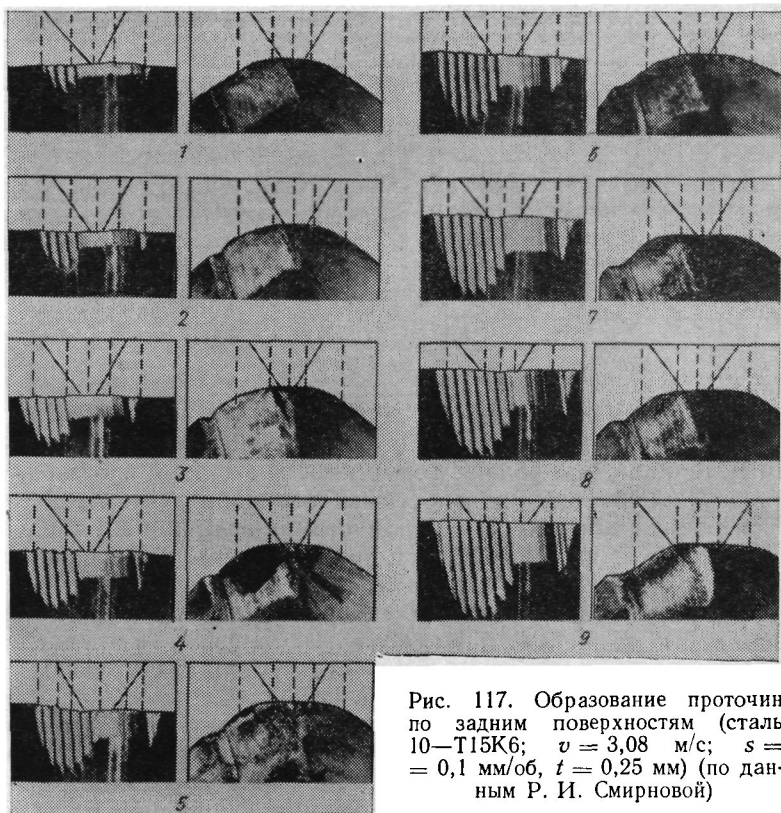


Рис. 117. Образование проточин по задним поверхностям (сталь 10—Т15К6; $v = 3,08$ м/с; $s = 0,1$ мм/об, $t = 0,25$ мм) (по данным Р. И. Смирновой)

увеличением шероховатости обработанной поверхности, изменением размера обрабатываемой детали, увеличением силы и температуры резания за пределы допустимого и т. д. Критерий износа инструмента, при котором дальнейшая работа инструмента должна быть прекращена, зависит от характера выполняемой операции, инструментального и обрабатываемого материалов и т. д.

Для твердосплавных резцов при черновой обработке сталей критерием износа задней поверхности принимается $h_3 = 0,8 \div 1,0$ мм, а при обработке чугунов $h_3 = 0,8 \div 1,7$ мм, при этом обеспечивается наибольшее число переточек инструмента. При отде-

лочных операциях величина допустимого износа составляет $h_3 = 0,2 \div 0,25$ мм.

Когда преобладающее значение имеет износ передней поверхности, вводится понятие относительного износа передней поверхности, выражаемое отношением

$$K' = \frac{e}{\frac{l_0}{2} + f},$$

где e — глубина лунки; $\frac{l_0}{2} + f$ — расстояние до центра лунки от режущей кромки (см. рис. 115).

Допустимый относительный износ передней поверхности твердосплавных инструментов $K' \approx 0,4$. Для быстрорежущих инстру-

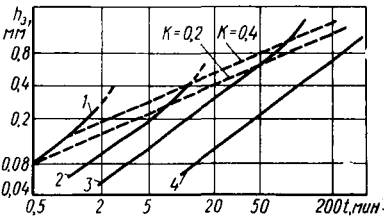


Рис. 118. Определение критерия затупления инструмента сопоставлением кривых износа задней поверхности с относительным износом передней поверхности ($t \times s = 2 \times 0,56$ мм²; $\varphi = 45^\circ$):

1 — $v = 2,5$ м/с; 2 — $v = 1,66$ м/с; 3 — $v = 1,25$ м/с; 4 — $v = 0,833$ м/с

ментов допустимое значение K' больше, а для керамических инструментов, меньше, т. е. чем больше прочность инструментального материала, тем больше допустимое значение K' . В зависимости от условий резания допустимая величина K' может достигаться раньше или позже, чем допустимая величина h_3 .

Как следует из рис. 118, при точении стали твердосплавными резцами со скоростью $v = 0,833$ м/с износ задней поверхности $h_3 = 1,0$ мм достигается раньше, чем допустимый износ передней поверхности ($K' = 0,4$). При скорости $v = 1,25$ м/с это происходит почти одновременно, а для $v = 1,66$ м/с преобладающим становится износ передней поверхности.

При фрезеровании в качестве критерия затупления режущего инструмента принимается определенная величина фаски износа по задней поверхности зуба фрезы h_3 . Величина допустимого износа h_3 в зависимости от типа фрезы и характера обработки колеблется в пределах 0,15—2,0 мм.

Износ протяжек аналогичен износу резцов. Режущие элементы сверла изнашиваются по задней и передней поверхностям, «по уголкам», «по ленточке», а также по перемычке. Наиболее характерным и важным для работы сверла является затупление «по уголкам» и «по ленточке». Фаска износа по задней h_3 и передней $h_п$ поверхностям сверла вдоль главной режущей кромки увеличивается по мере приближения к периферии сверла.

При отделочных операциях критерий затупления устанавливается согласно требованиям, предъявляемым к точности и шероховатости поверхности. В этом случае целесообразнее опери-

ровать радиальным износом Δ , измеряемым в направлении, нормальном к обработанной поверхности, так называемым размерным износом (см. рис. 115). Изучение размерного износа показало, что в большинстве случаев изменение Δ по времени не подчиняется линейному закону [54, 55].

Первый период работы режущего инструмента сопровождается повышенным размерным износом. Относительное время работы инструмента на этом участке непродолжительно, а путь резания составляет десятые доли от общего пути резания. Второй период соответствует нормальному износу инструмента. Кривая износа прямолинейна и проходит под относительно небольшим углом наклона к оси абсцисс. Подобный характер кривой износа дал возможность ввести понятие относительного износа, т. е. износа, отнесенного к определенному пути резания [70]. Третий период характеризуется повышенной интенсивностью износа инструмента. Величина относительного размерного износа зависит от ряда факторов: вида инструмента, метода обработки, обрабатываемого и инструментального материалов, режимов резания, геометрии режущего инструмента, среды и т. д.

АДГЕЗИЯ НА КОНТАКТНЫХ ПОВЕРХНОСТЯХ

Изучение влияния адгезии на процессы трения и износа является объектом исследования многих ученых как в СССР, так и за рубежом [5, 16, 24, 32, 44, 65, 70, 71, 80]. Адгезии — схватыванию металлов — посвящена монография А. П. Семенова [70], в которой основным признаком схватывания считается образование металлических связей и, следовательно, прочих соединений в результате совместного пластического деформирования.

Даже самые гладкие металлические поверхности являются шероховатыми в субмикроскопическом масштабе и при соприкосновении контактируют своими выступающими участками. На этих участках локальные давления становятся достаточными для обеспечения пластического течения. Вследствие пластической деформации обнажаются новые поверхности, металлы приходят в непосредственный контакт химически чистыми поверхностями и между ними устанавливаются адгезионные связи.

Авторадиофотограммы неподвижных поверхностей под нагрузкой, направленной нормально к плоскости раздела, показывают, что в том случае, когда металлические поверхности прижимаются друг к другу, а затем разъединяются, с одной поверхности на другую переносятся металлические частицы, величина которых велика по сравнению с размерами атомов (рис. 119). Подобные эксперименты говорят о том, что в области контакта всегда образуются сильные связи, которые разрываются при разделении поверхностей. В случае твердых металлов и смазки перенос металла уменьшается, но не устраняется.

Высокие давления в зоне контакта при резании увеличивают истинную площадь контакта. Сам процесс непрерывного перемещения стружки и обрабатываемого металла вдоль поверхностей инструмента способствует образованию сильных металлических связей, разрушая слои поверхностных окислов и других адсорбированных пленок. Поэтому явления адгезии при резании проявляются наиболее отчетливо. Результаты адгезии можно обнаружить при изучении контактных поверхностей инструмента после резания. Предварительная доводка и полирование этих поверхностей дают возможность выявить их изменения и повреждения.

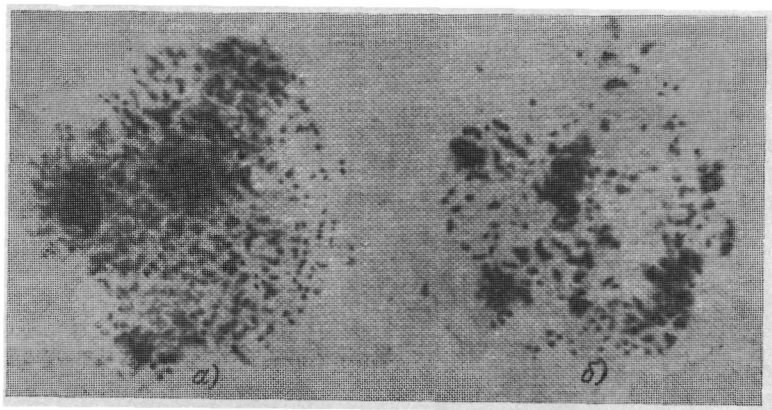


Рис. 119. Авторадиофотограмма переноса металла на неподвижную поверхность (медь по меди; нагрузка 39,2 Н):

а — без смазки — перенос 50 мкг; б — смазка цетаном — перенос 6 мкг

На рис. 120—124 приведены микрофотографии передней и задней поверхностей инструмента после кратковременного резания на малой скорости. Эти микрофотографии показывают, что в результате адгезии частицы, а иногда и целые слои более мягкого обрабатываемого материала отделяются и остаются прилипшими на поверхностях инструмента. Интенсивность схватывания в различных участках контакта неравномерна. Вблизи режущей кромки схватывание проявляется в меньшей мере, чем на остальной площади контакта (рис. 120). Очевидно, это происходит потому, что застой обрабатываемого материала резко снижает или устраняет скорость его движения относительно инструмента и тем самым — интенсивность адгезии. На рис. 121 различаются три зоны. Первая зона у режущей кромки (темная полоса) представляет собой нарост, а вторая зона — зона адгезионного износа, постепенно переходящая в третью зону — в поверхность с исходными рисками полирования.

На рис. 122 видны линии «пропахивания» и адгезия меди с серебром.

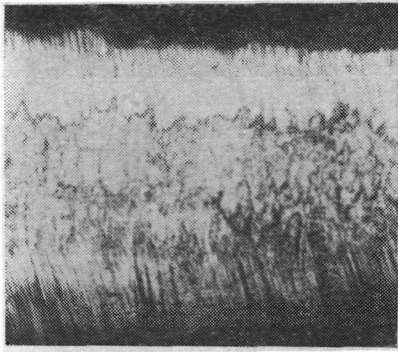


Рис. 120 Передняя поверхность реза после кратковременного резания цинка (цинк—железо Армко; $v = 8,3$ мм/с; $a = 0,2$ мм; $b = 7$ мм; $\gamma = 10^\circ$; $\alpha = 10^\circ$), $\times 47$



Рис. 121. Передняя поверхность реза после кратковременного резания меди (медь—латунь, $v = 8,3$ мм/с; $a = 0,2$ мм; $b = 5,5$ мм; $\gamma = 10^\circ$; $\alpha = 10^\circ$), $\times 50$

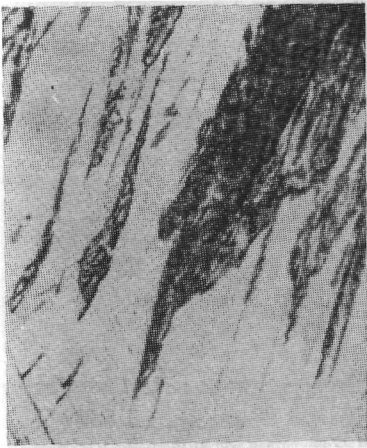


Рис. 122. Передняя поверхность реза в месте выхода стружки из контакта после кратковременного резания меди (медь—серебро; $v = 8,3$ мм/с; $a = 0,2$ мм; $b = 5,8$ мм; $\gamma = 10^\circ$; $\alpha = 10^\circ$), $\times 46$



Рис. 123. Передняя поверхность реза после кратковременного резания никеля (никель — P18; $v = 8,3$ мм/с; $a = 0,1$ мм; $b = 2,6$ мм; $\gamma = 10^\circ$; $\alpha = 10^\circ$), $\times 54$

Значительное влияние на процесс схватывания оказывает применение смазывающих жидкостей. При резании в среде воды, масел, четыреххлористого углерода, различных спиртов и т. д. в зависимости от свойств инструментального и обрабатываемого материалов адгезия может уменьшаться или увеличиваться. На

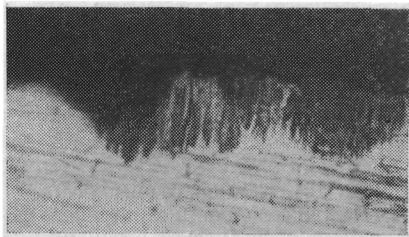


Рис. 124. Задняя поверхность реза после кратковременного резания закаленной стали (сталь 40 закаленная — P18; $v = 8,3$ мм/с; $a = 0,1$ мм; $b = 2,75$ мм; $\gamma = 10^\circ$; $\alpha = 10^\circ$), $\times 102$



Рис. 125. Передняя поверхность реза после кратковременного резания стали 18X2H4BA (сталь 18X2H4BA — сталь 40 закаленная; $v = 8,3$ мм/с; $a = 0,07$ мм; $b = 4$ мм; $\gamma = 10^\circ$; $\alpha = 10^\circ$), $\times 74$

рис. 125, 126 показаны передние поверхности резцов после кратковременного резания стали 18X2H4BA в среде воздуха и четыреххлористого углерода. На рис. 125 темная полоса у режущей кромки представляет собой нарост. Затем видны прилипшие в результате адгезии к передней поверх-

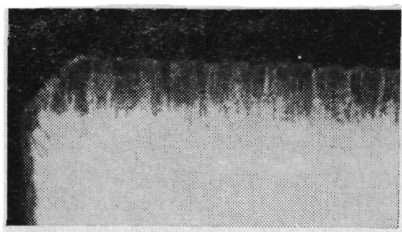


Рис. 126. Передняя поверхность реза после кратковременного резания стали 18X2H4BA в среде CCl_4 , $\times 54$ (условия резания см. подпись к рис. 125)



Рис. 127. Корень стружки при резании стали 20X в среде бензола. Момент образования элемента стружки (сталь 20X—P18; $v = 0,22$ мм/с; $a = 0,1$ мм; $b = 2$ мм; $\gamma = 10^\circ$; $\alpha = 10^\circ$), $\times 44$

ности частицы обрабатываемой стали. На рис. 126 наблюдаются признаки схватывания инструмента с обрабатываемым материалом на узкой полоске вблизи режущей кромки. На рис. 127 наблюдается

интенсивная пластическая деформация контактных слоев; линии текстуры огибают режущую кромку. Как видно из приведенных рисунков, площадь контакта в среде CCl_4 уменьшается в несколько раз. Схватывание на большей части площади контакта вообще устраняется. Поверхность инструмента чиста и лишь только узкая полоска вблизи режущей кромки покрыта частицами обрабатываемого материала, причем нарост, имеющий значительные размеры при резании всухую, отсутствует при резании в среде CCl_4 . Все это отражается на процессе стружкообразования. На рис. 127, 128 представлены снимки корня стружки при резании всухую и в среде CCl_4 .

Когда резание ведется всухую, линии текстуры контактных слоев стружки искривляются и становятся почти параллельными передней поверхности. При резании в среде CCl_4 линии текстуры в контактных слоях стружки не искривляются, что указывает на резкое снижение трения.

Подобное влияние на процесс адгезии и трения оказывают и другие смазывающие жидкости. Однако в области высоких давлений вблизи режущей кромки на площади, несколько большей сечения срезаемого слоя, смазка не в состоянии полностью устранить адгезию.

Существуют различные точки зрения на то, каким образом жидкость проникает в зону контакта. Наиболее достоверным можно считать, что жидкость проникает между контактными поверхностями вследствие неплотного контакта и наличия пор. Об этом свидетельствует следующий опыт. Плексигласовый резец с полированными поверхностями может резать олово, свинец и другие мягкие материалы. Нанеся каплю окрашенной воды или четыреххлористого углерода на боковую поверхность резания (при малых скоростях), можно заметить, как жидкость, быстро всасываясь, проникает в контакт и смачивает его поверхность. Этот опыт наглядно показывает, что мельчайшие поры на поверхности контакта вполне достаточны для проникновения жидкости. Чем менее вязка жидкость, тем быстрее она проникает в контакт. Например, четыреххлористый углерод и вода быстрее проникают в контакт, чем масло.

На рис. 129 приведены результаты исследования резания стали 20X в различных жидкостях и газообразных средах, которые показывают, что одинаковый и наиболее сильный эффект по умень-

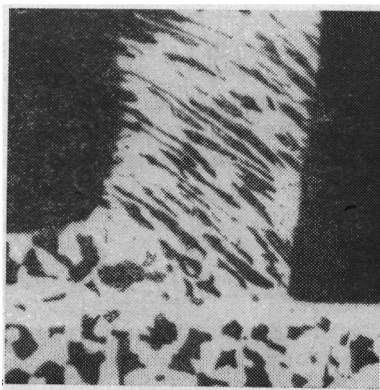


Рис. 128. Корень стружки при резании стали 20X в среде CCl_4 (сталь 20X—P18; режим см. подпись к рис. 127), $\times 54$

шению длины контакта, усадки и сил резания дает применение четыреххлористого углерода и чистого хлора, обладающих наибольшей химической активностью. Одинаковый эффект применения жидкости и газа указывает на то, что главным является создание защитной пленки тем или иным реагентом вследствие химической реакции на контактных поверхностях. Наиболее интенсивная адгезия наблюдается при резании в вакууме. Все это показывает, что уменьшение адгезии стружки с инструментом является

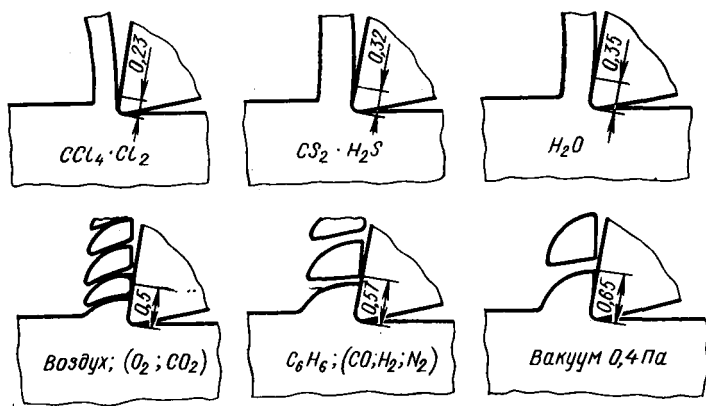


Рис. 129. Зарисовки с микрошлифов зоны контакта при резании в различных средах [1] (сталь 20X—P18; $v = 0,2$ мм/с; $a = 0,1$ мм; $\gamma = 10^\circ$)

результатом химического взаимодействия среды с ювенильной поверхностью металла. Продукты химического взаимодействия в виде солей, окислов и др., находясь в процессе резания между обрабатываемым металлом и инструментом, уменьшают адгезию.

Следует подчеркнуть, что не всякая жидкость уменьшает адгезию. Например, бензол, проникая в контакт, интенсифицирует адгезию при резании стали, потому что, являясь инертным по отношению к стали, он исключает проникновение химически активного кислорода воздуха в зону контакта.

Адсорбция инертных газов пренебрежимо мала, поэтому опыты в среде этих газов (гелия, аргона и др.) равноценны опытам в вакууме. Те газы, которые интенсивно реагируют с обрабатываемым материалом и режущим инструментом и образуют защитные пленки из окислов или солей, снижают адгезию, уменьшают надрост и улучшают чистоту обработки (сероводород, хлор, кислород и некоторые другие).

Высокие контактные давления, возникающие при резании, исключают гидродинамической режим смазки при обычных смазочных материалах. Смазка выдавливается и на поверхностях контакта сохраняется только тонкая пленка из нескольких молекулярных слоев. Жирные кислоты, реагируя с металлическими по-

верхностями, образуют защитную пленку мылоподобных соединений, обладающих большей температурой плавления, чем жирные кислоты (порядка 470 К). Способностью образовывать на контакте твердые смазочные пленки объясняется преимущество жирных кислот перед парафинами и спиртами. Для достижения эффективной смазки при более высокой температуре в смазку вводятся добавки, содержащие серу, хлор или то и другое вместе. Эти добавки, взаимодействуя с металлической поверхностью, образуют сульфиды или хлориды, и состоящие из них пленки предохраняют нижележащие слои металла от адгезии. Для железных сплавов сульфиды сохраняют свою эффективность до 1070 К, а хлориды — только до 670 К [16]. Там, где температура трения не очень велика, лучше проявляют себя хлорированные добавки.

Большое влияние на смазывающий эффект оказывает скорость резания. С увеличением скорости резания адсорбированные на поверхности пленки не успевают возобновляться в контактной зоне и условия резания постепенно приближаются к условиям трения в вакууме или в среде инертных газов и интенсивность адгезии увеличивается. Кроме того, в точках контакта возникают температурные всплески, средняя температура в зоне трения повышается, контактные слои размягчаются, поры в контакте уменьшаются или вовсе исчезают, и с появлением сплошного контакта смазка и воздух не проникают в контакт. Поэтому с повышением скорости эффективность смазки и вообще влияние различных сред на процесс трения снижаются.

Методы изучения механизма трения предусматривают изучение адгезии исследуемых пар материалов при различных температурах в вакууме, при трении под давлением или статическим контактированием под давлением поверхностей, предварительно очищенных от адсорбированных и окисных пленок механически или прокаливанием. Степень адгезии при определенных температурах оценивается силами сцепления. Многие методы основаны на определении тангенциальной составляющей контактных напряжений (тангенциальной силы) при трении двух материалов или на определении нормальной силы отрыва (удельной силы отрыва) адгезионной связи исследуемых пар материалов при данной температуре.

На сегодняшний день существуют ряд приборов и установок по определению тангенциальной составляющей адгезионной силы схватывания на поверхностях трения двух материалов при различных давлениях и разных скоростях относительного перемещения [5, 16, 70, 80 и др.]. Для стабильности результатов при проведении испытаний на силу адгезии необходимо осуществить сплошной контакт между испытываемыми образцами. При плоском контакте всегда существует вероятность того, что адсорбированные и окисные пленки или их остатки после отжига остаются между контактирующими поверхностями. Кроме того, при таком методе испытаний с малыми контактными давлениями практически невозможно осуществить сплошной контакт.

Известно, что после снятия силы, необходимой для совместного пластического деформирования, адгезионные связи частично разрушаются, так как в зоне контакта, кроме пластических деформаций, способствующих наиболее полному сцеплению, возникают и упругие деформации, которые разрывают мостики связи после снятия нагрузки [70].

Учитывая изложенное, для измерения сил адгезии был разработан метод, примененный в исследованиях Г. Е. Давыдовой и А. М. Сирадзе [39], основанный также на измерении силы отрыва двух образцов исследуемых материалов после их контактирования при заданной температуре под определенным давлением. Однако контактирование образцов осуществлялось путем внедрения конического образца одного материала в плоскую поверхность другого при заданной температуре в вакууме, с предварительным нагревом образцов для удаления адсорбированных и окисных пленок. Благодаря пластической деформации в процессе внедрения конуса и развивающимся при этом высоким давлениям обеспечивается почти сплошной контакт чистых (ювенильных) поверхностей, что позволяет получать стабильные результаты.

Для каждой температуры испытаний определялась нагрузка контактирования, при которой происходит наиболее полный адгезионный контакт. С этой целью для каждой температуры испытаний строили зависимости силы контактирования от удельной величины отрыва адгезионной связи. Так как при наличии упругих деформаций в зоне контакта после снятия нагрузки часть мостиков связи разрушается, площадь соединений уменьшается и значения силы отрыва получаются заниженными. Заниженными получаются и результаты измерений, если приложенная сила не будет достаточной для осуществления сплошного контакта. Поэтому максимум силы отрыва будет соответствовать той силе контактирования, при которой происходит наиболее полный адгезионный контакт при данной температуре испытаний для каждой пары материалов.

Особенность метода заключается в том, что измеряется сила отрыва разгруженного и предварительно уравновешенного конического образца с оправкой от неподвижного второго образца. Это дает возможность применить чувствительную измерительную систему.

Для определения сил адгезии по описанному методу было сконструировано и изготовлено специальное устройство, схема которого приведена на рис. 130. Устройство смонтировано под охлаждаемым вакуумным коллаком на плите вакуумной камеры установки УВН-2М-1.

В основу измерения положен принцип весов. Коромысло 17 опирается на шариковый подшипник (чувствительность весов с подшипниковой опорой составляет 0,002 м), регулируемый по высоте гайкой стойки 20 таким образом, чтобы высота центра оси вокруг которой вращается коромысло, совпадала бы с высотой поверхности контактирования образца 7 (это необходимо для точности измерения сил адгезии). Зазор между конусом и плоскостью образцов должен быть минимальным (около 0,1—0,2 мм). На левом плече коромысла с нижней стороны закреплен молибденовый наконечник 8 с коническим образцом, а с верхней — левая тарелка 15 для нагружения. На правом конце плеча с нижней стороны

шарнирно подвешен сердечник 18 соленоида 21, а в верхней закреплена тарелка для уравновешивающих разновесок. До начала эксперимента коромысло уравновешивается.

Объем узла установки образца 7, молибденового нагревателя 16 и наконечника 8 с зачеканенным в нем коническим образцом для предотвращения перегрева излучением других частей устройства перед каждым опытом экранировался молибденовым кожухом 4. От рукоятки, выведенной на переднюю панель вакуумной установки вращается валик 11 и гайка 12, удерживаемая от проворачивания коромыслом 13, поднимается или опускается и соответственно опускаются

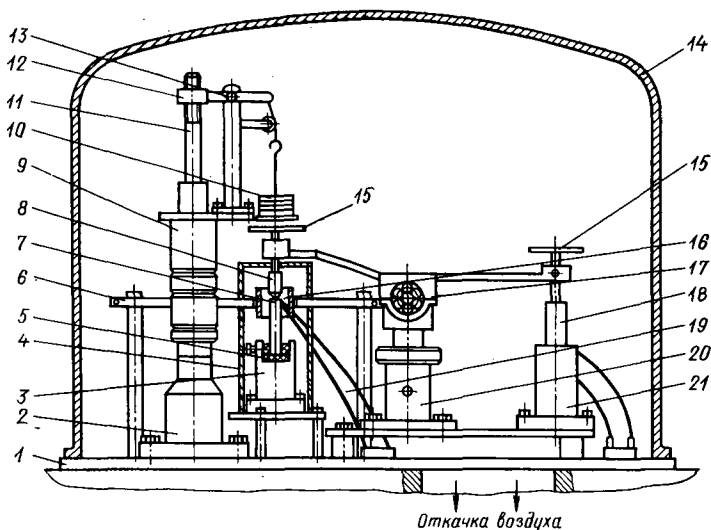


Рис. 130. Схема устройства для измерения сил адгезии:

1 — опорная плита; 2 — неподвижная стойка; 3 — узел установки образца; 4 — молибденовый кожух; 5 — изолирующие прокладки; 6 — экран; 7 — образец; 8 — наконечник; 9 — регулируемая по высоте стойка; 10 — разновески; 11 — валик; 12 — гайка; 13 — коромысло; 14 — вакуумный колпак; 15 — тарелка нагружения; 16 — нагреватель; 17 — коромысло; 18 — сердечник соленоида; 19 — термопара; 20 — стойка; 21 — соленоид

или поднимаются разновески нагружения 10, которые ложатся на левую тарелку 15 и конический образец вдавливается в образец 7. Отрыв конуса от плоского образца после того, как произошло их схватывание, осуществляется подачей тока в катушку соленоида через регулировочный трансформатор. В момент отрыва конуса сила тока резко падает со своего максимального значения. Сила адгезии определяется с помощью тарировочного графика по величине силы тока, необходимой для втягивания сердечника 18 в соленоид 21. Температура нагрева образца 7 измеряется с помощью платино-платинородиевой термпары 19, горячий спай которой зачеканен вблизи контактной поверхности образца.

Последовательность и методика проведения экспериментов следующая. В вакуумной камере при разрежении 1,33—0,133 МПа образцы отжигались при температуре 1270—1370 К в течение 120 с для испарения адсорбированных и окисных пленок с поверхностей контакта. После этого температуру снижали до выбранной начальной температуры (минимальной температуры адгезионного взаимодействия) и конический образец инструментального материала под определенной нагрузкой вдавливался в плоскую поверхность испытуемого образца обрабатываемого материала. После выдержки в течение 60 с нагрузка снималась

и с помощью соленоида проводился отрыв конического образца от плоского. Выдержка контактирования 60 с является оптимальной, так как предварительные эксперименты показали, что изменение длительности выдержки в пределах 50—200 с почти не оказывает влияния на величину силы отрыва, а в интервале 5—40 с значения измеряемой силы изменялись существенно. Охлаждение происходило также в вакууме. После каждого эксперимента производилась контрольная тарировка силы тока.

С помощью описанного устройства исследовалось адгезионное взаимодействие ряда инструментальных и абразивных материалов — монокристаллов алмаза, поликристаллического кубического нитрида бора, корунда и твердых сплавов с железом Армко, титановым сплавом ВТ1-0 и коррозионностойкую сталью 12Х18Н9Т.

Для возможности сопоставления материалов с различной твердостью были построены графики удельной силы адгезии $F_{уд}$, представляющей собой отношение F_a/S (где F_a — абсолютная сила отрыва; S — площадь поверхности отпечатка).

Однако удельная сила адгезии не характеризует истинный процесс возрастания или убывания интенсивности адгезионных связей, так как при различных температурах истинная площадь адгезионного контакта различна, изменяется также и предел прочности материалов.

При низких температурах истинные адгезионные связи на единицу площади могут быть значительно меньше, чем при высоких температурах. При изменении температуры изменяется истинный предел прочности контактирующих материалов. Поэтому при высоких температурах вся площадь контакта может быть охвачена истинными адгезионными связями, однако удельная сила адгезии окажется значительно меньше, чем при более низкой температуре. Следовательно, если удельную силу адгезии, приходящуюся на единицу площади, отнести к пределу прочности испытываемого материала при той же температуре, то это отношение, называемое в дальнейшем коэффициентом интенсивности адгезии,

$$K_a = \frac{F_{уд}}{\sigma_B}$$

будет характеризовать изменение интенсивности адгезионных связей на единице номинальной площади.

На рис. 131 представлены кривые изменения коэффициента интенсивности адгезии K_a в зависимости от изменения температуры [167]. Из полученных кривых следует, что для всех пар наблюдается одинаковый характер изменения интенсивности адгезии. С увеличением температуры идет рост интенсивности адгезии и после температуры фазовых превращений наблюдается спад кривых (исключением являются пары с металлокерамическими твердыми сплавами). Фактически спада после достижения $K_a = 1$ не должно наблюдаться в том случае, если нет диффузионного взаимодействия контактирующих пар. Однако при контакте алмаза и карбида кремния с железом при температуре выше 1180 К происходит диффузия и образование на границе раздела слоя с измененной структурой, предел прочности которой

имеет большие значения. Поэтому значения K_a могут быть правомерно определены до температуры фазовых превращений. Что же касается кубического нитрида бора и корунда, то в связи с отсутствием диффузионного взаимодействия с этими материалами должно наблюдаться сохранение значения $K_a = 1$. Равенство единице этого отношения естественно, так как если при сплошном контакте

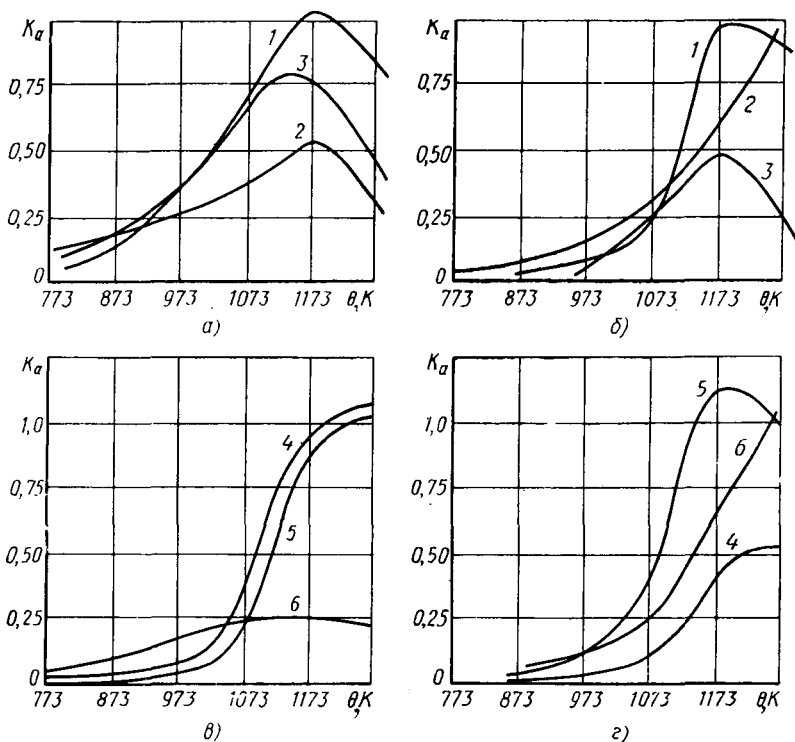


Рис. 131. Температурные зависимости коэффициента интенсивности адгезии корунда (кривая 1), кубического нитрида бора (кривая 2) и алмаза (кривая 3) к железу Армко (а) и титану (б); твердых сплавов Т15К6 (в) и ВК8 (г) к стали 12Х18Н9Т (кривая 4), титану (кривая 5) и железу Армко (кривая 6)

вся номинальная площадь охвачена адгезионными связями, то удельная сила адгезии должна быть равна пределу прочности обрабатываемого материала при данной температуре. Следует заметить, что достоверным на приведенных семействах кривых является то, что начиная с температуры 770 К наблюдается тенденция к росту K_a до температуры фазовых превращений $\alpha \rightarrow \beta$ титана.

Судить о качественной разнице в величинах K_a для различных пар не представляется возможным, так как эти расхождения находятся в интервале поля рассеяния ошибок. Результаты прове-

денного экспериментального исследования показывают, что интенсивность адгезионного взаимодействия исследованных материалов с увеличением температуры существенно изменяется, что уточняет представления о природе адгезионных связей в зависимости от температуры. Эти данные также дают определенное объяснение явлениям адгезионного износа режущих инструментов. Малая интенсивность адгезионных связей в паре железо Армко—сплав Т15К6 по сравнению с парой железо Армко—сплав ВК8 указывает на то, что карбид титана в сплаве Т15К6 является ингибитором адгезионных связей и поэтому титано-вольфрамовые сплавы имеют большую разностойкость по сравнению с вольфрамокарбидными сплавами. Тут же можно отметить, что сплавы на основе титано-вольфрамовых карбидов не должны иметь особых преимуществ с точки зрения адгезионно-усталостного износа при обработке сплавов на основе титана.

АДГЕЗИОННЫЙ ИЗНОС

При скольжении одной поверхности по другой происходит непрерывный процесс срезания и возникновения адгезионных соединений. Непрерывные схватывание и срез в отдельных точках контакта наиболее интенсивно происходят при резании металлов. Поверхность инструмента в каждой точке контакта находится под действием срезающих напряжений. В результате этого процесса частицы металла местами вырываются с поверхности. Обычно такое вырывание значительно больше со стороны мягкого металла при его скольжении по более твердому, однако одновременно имеет место некоторый перенос частиц более твердого металла на более мягкий. Если материал инструмента абсолютно изотропен, более тверд и прочен, чем обрабатываемый материал, то срез и отрыв произойдут только от обрабатываемого материала. В действительности же, инструментальные материалы ввиду неоднородности структуры, наличия пор, трещин, неравномерного распределения внутренних напряжений, неоднородности химического состава и других причин являются анизотропными телами. Прочность в различных микроучастках поверхности инструмента может отличаться в сильной степени. Ввиду этого появляется вероятность отрыва и среза от основной своей массы не только более мягкого в макрообъеме обрабатываемого материала, но и более твердого и прочного инструментального материала.

На рис. 132 показана поверхность резания магния, к которой прилипли частицы инструментального материала (железо Армко), оторванные от задней поверхности резца в процессе резания. Аналогичная картина наблюдается на поверхности цинка при резании резцом из латуни, чугуна, меди и т. д. На рис. 133 виден тонкий слой латуни на поверхности меди, обработанной латунным резцом. В момент срыва нароста задняя поверхность трется о медь, контактные слои латуни приходят в состояние течения и раз-

мазываются на обработанной поверхности. В период наростообразования нарост предохраняет заднюю поверхность от соприкосновения с медью. Несмотря на то, что цинк менее прочен и тверд, чем медь и латунь, он в процессе резания отрывает частицы более прочных и твердых материалов — меди и латуни. Такое же явление имеет место при резании магния резцом из железа Армко и резании меди латунным резцом. Для указанных случаев отношение механических характеристик у резца и обрабатываемого материала близко к единице.

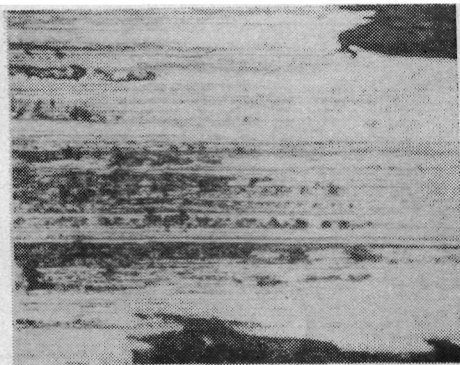
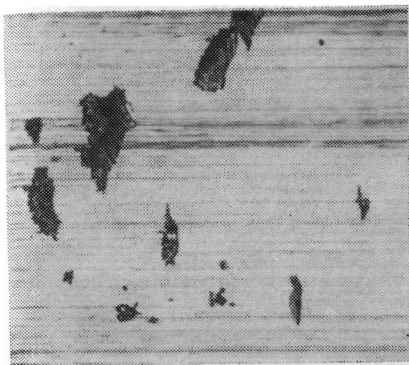


Рис. 132. Частицы железа на обработанной поверхности магния (магний—железо Армко; $v = 8,3$ мм/с; $b = 4,15$ мм; $a = 0,1$ мм; $\gamma = 10^\circ$; $\alpha = 10^\circ$), $\times 60$

Рис. 133. Обработанная поверхность меди после резания латунным резцом (медь—латунь; $v = 8,3$ мм/с; $b = 5,5$ мм; $a = 0,2$ мм; $\gamma = 10^\circ$; $\alpha = 10^\circ$), $\times 60$

Подобным же образом будут отрываться частицы с закаленной быстрорежущей стали при обработке свинца или олова, при обработке твердым сплавом кадмия и т. д. Какие бы пары ни были взяты, отрыв от более прочного материала будет иметь место, но в меньшей мере. Такие частицы были обнаружены с помощью микрорентгеноспектрального анализа [28]. Каждый отрыв частиц материала фиксируется на малой контактной поверхности инструмента, следы отрыва накапливаются с течением времени резания, поэтому наблюдение за происходящими изменениями на поверхности инструмента является чувствительным методом определения характера износа.

После кратковременного резания с поверхности инструмента удаляются налипшие частицы обрабатываемого материала и обнажается поверхность инструмента. Удалять налипшие частицы можно путем стравливания реактивом, который действует только на обрабатываемый материал (например, азотная кислота разъедает только сталь, а твердый сплав остается нетронутым), или снятием обрабатываемого материала шлифованием.

На рис. 134 представлены микрофотографии передней поверхности резца из закаленной стали 40, подвергнутой многократному полированию после резания стали 18Х2Н4ВА. До полирования на передней поверхности наблюдается прилипший нарост. По мере полирования на передней поверхности обнаруживаются неравномерно распределенные изъяны, имеющие значительную глубину. Наличие изъянов является результатом отрыва и среза материала инструмента и уноса его стружкой. Характерно то, что изъяны почти не наблюдаются в области нароста. Это объясняется

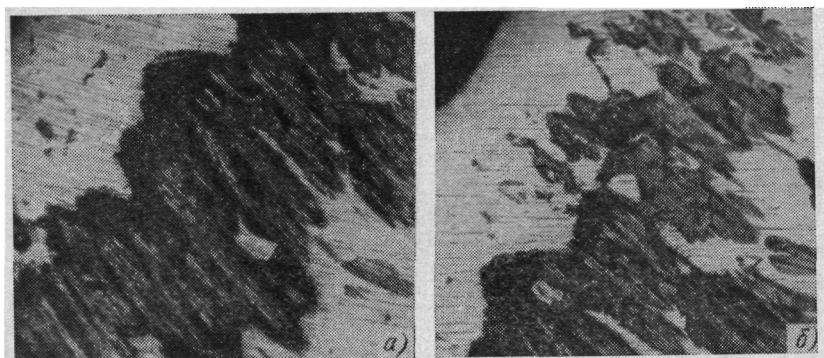


Рис. 134. Вид передней поверхности после полирования (а) и повторного полирования (б) (сталь 18Х2Н4ВА — сталь 40 закаленная; $v = 8,3$ мм/с; $b = 4$ мм; $a = 0,07$ мм; $\gamma = 10^\circ$; $\alpha = 10^\circ$), $\times 52$

тем, что в зоне образования нароста имеет место застой и нет относительного скольжения между наростом и резцом, а если оно и есть в момент разрушения нароста, то путь относительного перемещения контактных поверхностей в этой зоне значительно меньше, чем путь относительного перемещения стружки и обработанной поверхности. Ввиду этого в зоне нароста в значительно меньшей степени происходят адгезионные срезы и отрывы.

С другой стороны, при своем разрушении нарост, являясь весьма твердым, наряду с адгезией может оказывать и абразивное действие, срезая значительные объемы материала инструмента. На рис. 135 представлена микрофотография задней поверхности. На передней поверхности виден нарост и под ним на задней поверхности штрихи абразивного действия нароста. На рис. 136 видны риски, появившиеся в результате абразивного действия частиц обрабатываемого материала на переднюю поверхность резца.

Неоспоримым является то, что абразивное действие по задней поверхности вызвано не твердыми включениями (карбиды или окислы), находящимися в обрабатываемом материале, так как размер рисок превосходит величину последних, а частицами нароста,

непрерывно срывающимися в процессе резания. Частицы нароста, имея твердость, близкую к твердости инструмента, производят «пропахивание» передней и задней поверхностей.

На рис. 137—139 представлены микрофотографии полированной передней поверхности резца из стали Р18 после резания закаленной стали 40 и отбеленного чугуна. Из рисунков видно, что при резании хрупких материалов — закаленной стали и чугуна — адгезионный износ аналогичен тому, который наблюдается при резании пластичных металлов.

Образованные углубления дискретно расположены на пе-

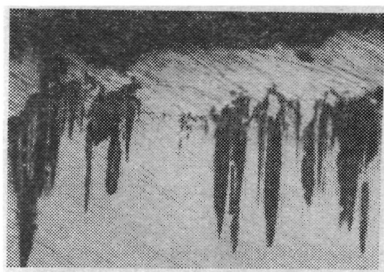


Рис. 135. Задняя поверхность резца после кратковременного полирования (сталь 40X — сталь 40 закаленная; $v = 8,3$ мм/с; $b = 3,25$ мм; $a = 0,1$ мм), $\times 42$



Рис. 136. Штрихи износа на передней поверхности после резания железа (железо Армо—сталь 40X; $v = 8,3$ мм/с; $b = 5,5$ мм; $a = 0,1$ мм; $\gamma = 10^\circ$; $\alpha = 10^\circ$), $\times 62$

редней поверхности и по своим размерам в несколько раз превосходят размеры карбидов как в стали, так и в чугуне. Эти углубления не могли образоваться в результате абразивного действия карбидов и являются, очевидно, результатом адгезионного среза либо отрыва. Против абразивного характера износа свидетельствует и то, что абразивные углубления не имеют формы рисок, расположенных параллельно движению стружки.

Еще менее вероятен абразивный износ твердых сплавов, твердость которых превосходит твердость цементита, входящего в сталь и чугун. Роль карбидов в обрабатываемом материале, по мнению автора, заключается не столько в абразивном действии, сколько в увеличении твердости обрабатываемого материала и нагружающих напряжений в контактных слоях, в результате чего возрастает вероятность среза и отрыва частиц инструментального материала. По-видимому, этим объясняется увеличение износа инструмента с возрастанием процентного содержания углерода в стали и в чу-

гуне. Бесспорно, абразивное действие имеет место и будет влиять на износ, когда карбидные включения имеют большие размеры, расположены в виде сетки и т. д.

Измерение углублений на поверхности инструмента дает возможность определить порядок величины удаленных частиц. Масса

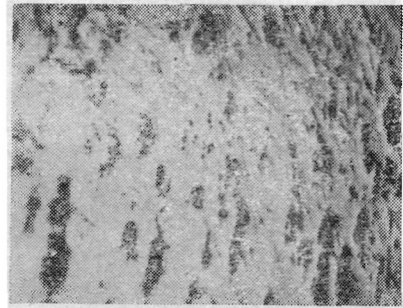
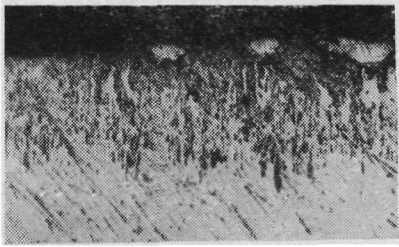


Рис. 137. Передняя поверхность быстрорежущего резца после кратковременного полирования (сталь 40 закаленная — P18; $v = 8,3$ мм/с $b = = 2,75$ мм; $a = 0,1$ мм; $\gamma = 10^\circ$; $\alpha = = 10^\circ$) $\times 54$

Рис. 138. Передняя поверхность быстрорежущего резца (рис. 137) после повторного полирования, $\times 248$

вырванных частиц закаленной углеродистой стали при резании стали 18Х2Н4ВА, определенная с помощью микроскопа по площади пятен и их глубин, составляет от 10^{-5} до 10^{-8} г; быстрорежущей стали при резании закаленной стали 40 — от 10^{-8} до 10^{-10} г,

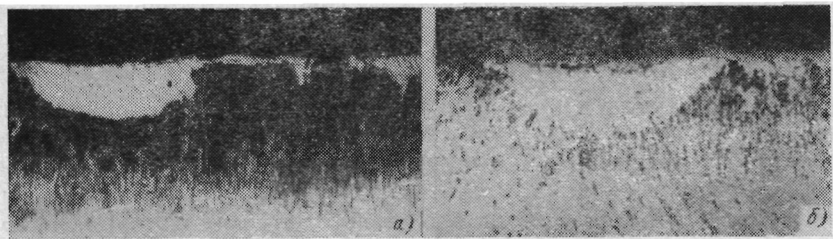


Рис. 139. Кратковременное резание чугуна (вид передней поверхности после полирования). Схватывание чугуна с передней поверхностью (а) и изъяны, образовавшиеся в результате адгезионного отрыва материала инструмента (б) (чугун ($HV = 3,72$ ГПа) — сталь P18; $v = 8,3$ мм/с; $b = 3,3$ мм; $a = 0,1$ мм; $\gamma = 10^\circ$; $\alpha = 10^\circ$), $\times 48$

а при резании чугуна — от 10^{-7} до 10^{-10} г. Ввиду такого сильного колебания массы вырванных частиц можно прийти к заключению, что основное количество изношенного вещества сосредоточивается в небольшом числе вырванных частиц, так как один акт отрыва

большой частицы уносимого материала эквивалентен стократному и более отрыву малых частиц.

Анализ показывает, что размеры вырванных частиц зависят, главным образом, не от твердости или прочности инструментального или обрабатываемого материала, а от их отношения в контакте. При резании стали 18Х2Н4ВА резцом из закаленной стали 40 при отношении твердостей в контакте $\frac{5,49}{3,72} = 1,47$ масса вырванных частиц достигает 10^{-5} г. При резании меди отношение твердостей составляет $\frac{5,49}{1,27} = 4,3$; масса же срезанных частиц уменьшается на два порядка.

При резании резцом из стали Р18 закаленной стали 40 и отбеленного чугуна отношения твердостей соответственно равны $\frac{7,84}{4,60} = 1,7$ и $\frac{7,84}{3,72} = 2,1$ средняя масса срезанных частиц составит 10^{-7} г. При резании тем же резцом никеля отношение твердостей возрастает до $\frac{7,84}{2,55} = 3,1$, масса срезанных частиц приближается к массе в случае резания меди закаленной сталью 40. Важно отметить, что уменьшение интенсивности износа с повышением твердости инструмента обусловлено, главным образом, не уменьшением точек схватывания и количеством срезанных частиц, а уменьшением размеров частиц. При этом изменение интенсивности износа пропорционально третьей степени их линейных размеров. Это означает, что малое изменение в размерах вырванных частиц вызовет значительное изменение темпа износа.

Из-за отсутствия застойных явлений при резании стали быстрорежущим резцом в среде CCl_4 износ передней поверхности идет почти от самой режущей кромки и задняя поверхность также не предохраняется от износа. Наблюдается уменьшение вырванных частиц по сравнению с резанием в среде воздуха.

Аналогичные опыты с другими парами материалов приводят к выводу, что на низких скоростях резания, когда разогрев контактных слоев незначителен и температура не оказывает влияния на адгезию, износ инструмента обусловлен главным образом адгезионным срезом и отрывом материала инструмента. Лишь в отдельных случаях проявляется абразивное действие обрабатываемого материала (нароста) на поверхности инструмента.

Изучение зоны контакта на повышенных скоростях резания показало, что и в этом случае износ инструмента из быстрорежущей стали и твердого сплава в значительной степени связан с адгезией. На рис. 140, 141 представлены микрофотографии зоны контакта различных участков передней поверхности в условиях катастрофического износа инструмента. При этом режиме режущая часть инструмента формонеустойчива и инструмент выходит из строя за несколько секунд. Температура резания достигает 1070 К. Для выявления продуктов износа сталь перетравлена,

На рис. 140 видно отделение от режущей кромки слоя быстрорежущей стали, масса которого ~ 70 пН. На рис. 141 наблюдается отделение частиц инструментального материала от передней поверхности и внедрение отделившихся частиц в стружку. Проникновение отделившихся частиц инструментального материала в глубь стружки происходит вследствие течения контактных слоев стружки в процессе резания. По мере удаления от режущей кромки количество отделившихся частиц и их размеры увеличиваются.



Рис. 140. Отделение слоя быстрорежущей стали от кромки; обрабатываемый материал перетравлен (сталь 40—P18; $v = 0,58$ м/с; $s = 1$ мм/об; $t = 1,2$ мм; $\theta \approx 1070 \div 1120$ К), $\times 700$



Рис. 141. Зона трения на передней поверхности при резании стали; обрабатываемый материал перетравлен (сталь 40—P18; режим резания см. подпись к рис. 140), $\times 700$

Масса их достигает порядка 250 пН. Увеличение скорости резания, вызывающее возрастание температуры свыше 920 К, приводит к увеличению размеров срезанных частиц вследствие отпуска быстрорежущей стали и сильного размягчения контактных слоев инструмента. Следует подчеркнуть, что износ быстрорежущей стали при высоких температурах резания происходит вследствие пластической деформации контактных слоев и последующего их среза, в то время как при низких скоростях и температурах резания образование изъязнов на контактных поверхностях происходит в результате отрыва частичек быстрорежущей стали (рис. 139, б). Таким образом адгезионный износ быстрорежущей стали имеет механизм либо хрупкого, либо пластического разрушения.

На рис. 142 представлены микрофотографии передней поверхности резца, оснащенного твердым сплавом Т15К6, после кратковременного резания стали 40. Вид передней поверхности указывает на адгезионный характер отрыва частиц как при резании всухую, так и при резании в среде воды, CCl_4 и бензола. Размеры вырванных частиц имеют такой же порядок, как и при резании резцом из быстрорежущей стали в описанных выше опытах.

Наряду с адгезионным срезом и отрывом у резцов, оснащенных твердым сплавом, часто наблюдается выкрашивание блоков режущей кромки, что интенсифицирует износ инструмента.

Исследованиями [56, 65] установлено, что стойкость инструмента из быстрорежущей стали мало зависит от прерывистости резания. Иная картина наблюдается при работе инструментом из твердого сплава, для которого стойкость при прерывистом резании меньше, чем при непрерывном. Установлено [36, 98, 99], что основной причиной снижения стойкости твердосплавного инструмента при прерывистом резании является выкрашивание режущих кромок, которое возникает с самого же начала процесса резания.

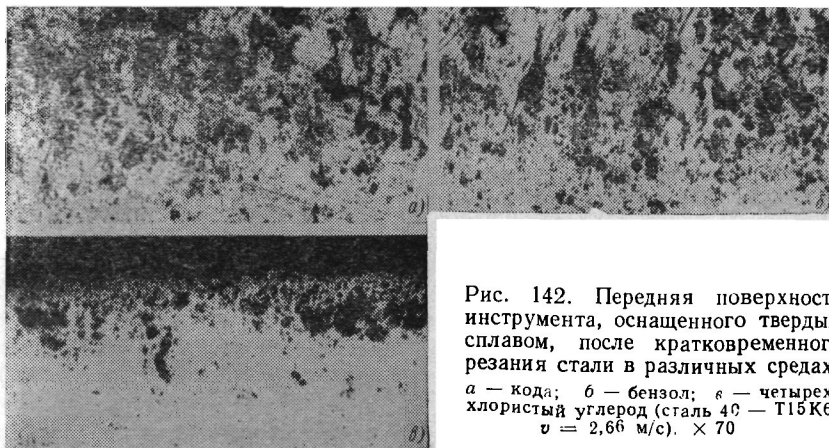


Рис. 142. Передняя поверхность инструмента, оснащенного твердым сплавом, после кратковременного резания стали в различных средах: *a* — вода; *б* — бензол; *в* — четыреххлористый углерод (сталь 40 — Т15К6; $v = 2,66$ м/с). $\times 70$

На рис. 143, 144 приведены микрофотографии предварительно отполированных многогранных пластин твердого сплава ВК8 после кратковременного торцового фрезерования и точения титанового сплава ВТ9. На микрофотографиях рис. 143, *a* и *б* видно выкрашивание крупных блоков инструментального материала, происшедшее в начале процесса резания, причем размеры блоков превосходят размеры изъянов, характерных для адгезионного износа. Другая картина наблюдается при точении этого сплава такой же неперетачиваемой пластинкой. В этом случае выкрашивание отсутствует и идет равномерный износ с образованием лунки на передней поверхности (см. рис. 144, *a*, *б* и *в*).

Исследования [31] показали, что при скорости резания, ниже соответствующей экстремуму пути, пройденному до заданного критерия износа, когда на передней поверхности образуется нарост, износ сплавов группы ТК, так же как и сплавов группы ВК, характеризуется отрывом крупных блоков зерен карбидов со связкой. При скорости резания выше соответствующей экстремуму пути, когда наростообразование отсутствует, механизм износа твердого сплава изменяется: размеры срезанных и вырванных блоков становятся меньше и появляются площадки износа на от-

дельных зернах, что может быть объяснено диффузионными процессами, протекающими в контактной зоне. При дальнейшем увеличении скорости начинает все больше проявляться износ, свя-

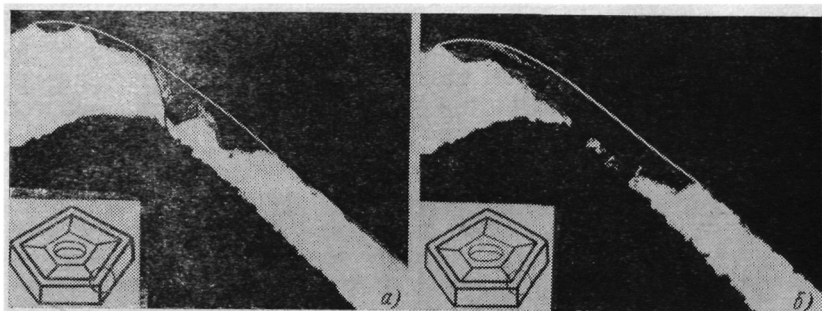


Рис. 143. Передние поверхности неперетачиваемых пластин из твердого сплава ВК8 после кратковременного фрезерования титанового сплава ВТ9 ($\gamma = 0^\circ$; $\alpha = 8^\circ$; $s = 0,2$ мм/зуб; $v = 1,29$ м/с), $\times 35$:

a — 1-я стадия ($L_{\text{Рез}} = 4$ м); *б* — 2-я стадия ($L_{\text{Рез}} = 40$ м)

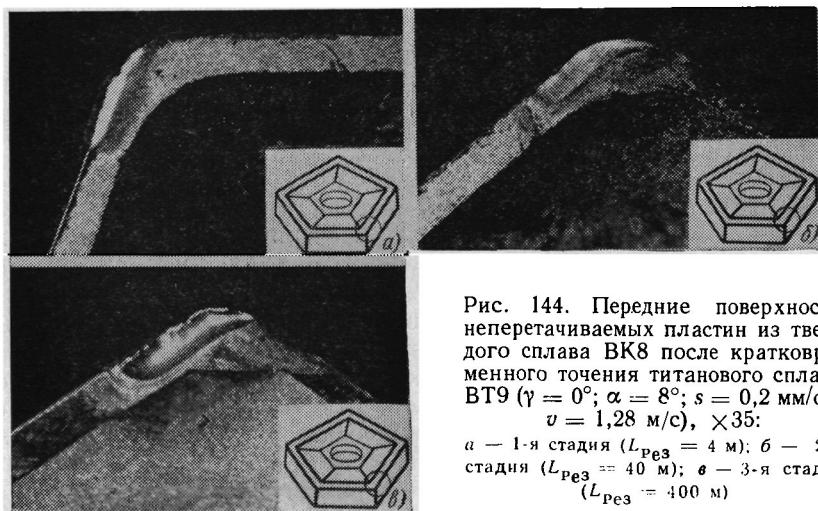


Рис. 144. Передние поверхности неперетачиваемых пластин из твердого сплава ВК8 после кратковременного точения титанового сплава ВТ9 ($\gamma = 0^\circ$; $\alpha = 8^\circ$; $s = 0,2$ мм/об; $v = 1,28$ м/с), $\times 35$:

a — 1-я стадия ($L_{\text{Рез}} = 4$ м); *б* — 2-я стадия ($L_{\text{Рез}} = 40$ м); *в* — 3-я стадия ($L_{\text{Рез}} = 400$ м)

занный с взаимным диффузионным растворением инструментального и обрабатываемого материалов.

Аналогичное сравнение для других условий показывает, что в процессе точения и фрезерования механизм износа оказывается различным. При точении доминирующим фактором в износе является срез микрочастиц в результате адгезионного взаимодей-

вия, а при фрезеровании доминирующим в износе является выкрашивание блоков режущей кромки в результате хрупкого разрушения преимущественно при выходе инструмента из контакта. Выкошенные частицы при фрезеровании по объему значительно больше, чем срезанные или оторванные частицы при точении. Если учесть, что частота выкрашивания частиц при фрезеровании высока, то интенсивность износа при фрезеровании на несколько порядков выше, чем при точении, что и наблюдается в действительности.

Между интенсивностью износа и отношением механических характеристик контактных слоев должна существовать корреляция, однако отношение твердостей в некоторых случаях не может являться чувствительной мерой износа. Дело в том, что при измерении твердости не выявляется сопротивление материала срезу или отрыву, а выявляется сопротивление пластической деформации при вдавливании наконечника в условиях всестороннего неравномерного (близкого к равномерному) сжатия. Поэтому отношение твердостей в контакте инструментального и обрабатываемого материалов будет в большей степени характеризовать пластический адгезионный износ. Что же касается хрупкого адгезионного износа, то лучшей характеристикой будет отношение пределов прочности контактируемых пар материалов. Строго говоря, стандартные методы измерения твердости и прочности материалов не имеют полного подобия с условиями нагружения в процессе резания. Это наводит на мысль о необходимости создания метода исследования микропрочности металлов на срез и отрыв в объемах, соизмеримых с величиной микрон захватывания на контактных поверхностях режущего инструмента. Разработка таких методов испытаний даст возможность устанавливать функциональную связь между количественными показателями адгезионного износа режущего инструмента и его механическими характеристиками для заданного обрабатываемого материала.

Быстрое перемещение обрабатываемого материала относительно поверхностей инструмента при высоких скоростях резания, повышение температуры и размягчение контактирующих материалов увеличивает количество микрон адгезии. С этой точки зрения увеличение скорости резания должно повысить интенсивность адгезионного износа. Однако, если с увеличением температуры резания размягчение обрабатываемого материала больше, чем инструментального, интенсивность адгезионного износа может понизиться. Если в процессе резания в инструменте происходят структурные превращения, приводящие к скачкообразному падению прочности и твердости, интенсивность адгезионно-усталостного износа резко возрастает. Например, распад мартенсита и отпуск быстрорежущей стали при температуре свыше 870 К облегчает срез контактных слоев быстрорежущей стали и интенсивность износа сильно возрастает.

Важную роль в адгезионном износе играют границы зерен. В поликристаллическом материале на границах зерен кристаллическая решетка искажена. Границы зерен в металле ведут себя так, как если бы они являлись областями большого сопротивления деформации при низких температурах и больших скоростях деформации и областями малого сопротивления при высокой температуре. В этих условиях вероятен случай отслаивания блоков материала инструмента по границам зерен (рис. 145).

На основании сказанного следует, что между скоростью резания и интенсивностью износа должна существовать сложная экстремальная зависимость.

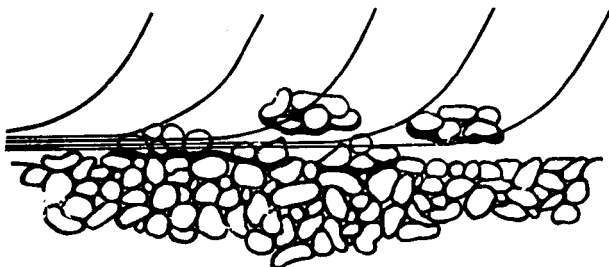


Рис. 145. Схема отделения частиц инструментального материала по границам зерен

В обычных условиях резания скорость деформации контактных слоев обрабатываемого материала, как это уже отмечалось в гл. I, колеблется в пределах $\epsilon_{о.м}^0 \geq (10^3 \div 10^5) \text{ с}^{-1}$. Для ведения процесса резания в нормальных условиях с достаточной его стойкостью, пластическая деформация инструмента должна отсутствовать или протекать со скоростью деформации меньше $\epsilon_{и.м}^0 \leq (10^{-6} \div 10^{-5}) \text{ с}^{-1}$. Следовательно, одной из особенностей обработки материалов резанием является то, что для достижения высокой производительности необходимо, чтобы стружкообразование происходило при скоростях деформации контактных слоев обрабатываемого материала, $\epsilon_{о.м}^0 \geq (10^3 \div 10^5) \text{ с}^{-1}$. Одновременно при этом для обеспечения необходимой стойкости инструмента скорость пластической деформации материала инструмента не должна превышать $\epsilon_{и.м}^0 \leq 10^{-6} \text{ с}^{-1}$. При скоростях деформации, протекающих на 8—10 порядков выше, и при повышенных температурах ($\theta > 670 \text{ K}$) железо, сталь, никель и другие обрабатываемые материалы, имеющие в обычных условиях испытания значительно меньший предел текучести, чем быстрорежущая сталь, в силу отмеченных особенностей оказывают такое воздействие на контактные слои, например, быстрорежущей стали, что приводят их в состояние течения. Например, при 1070 K и скорости деформации $\epsilon_{о.м}^0 \approx 10^4 \text{ с}^{-1}$ сопротивление углеродистой стали оказывается таким же, как сопротивление стали P18 при скорости деформации

$\varepsilon \approx 10^{-9} \text{ с}^{-1}$ (рис. 146). В этих условиях контакта слои инструмента приходят в состояние течения интенсивность износа чрезвычайно высока, как по передней, так и по задней поверхности. Для коррозионностойкой стали это происходит при более низких температурах. Например, для жаропрочных сплавов на никелевой основе при резании быстрорезом при температурах 670 К и выше.

Аналогично при высоких температурах (порядка 1270 К и выше) контактные слои стали могут вызывать пластическую деформацию и увлечь за собой



Рис. 146. Конец лунки после резания коррозионностойкой стали быстрорежущим резцом, $\times 940$ [104]



Рис. 147. Сечение поперек режущей кромки быстрорежущего инструмента после резания стали при относительно низких скоростях резания, $\times 186$ [104]

контактные слои твердого сплава, сцементированные кобальтом в виду сильного размягчения кобальтовой связки.

В зависимости от условий обработки срез контактных слоев инструмента может происходить с малой скоростью, свойственной ползучести (в этом случае интенсивность износа мала) и с высокой интенсивностью износа при повышенных скоростях и температурах резания.

Таким образом, на основании изложенного, адгезионно-усталостный износ режущего инструмента в зависимости от условий обработки и состояния инструментального материала может происходить путем отрыва, либо пластического среза, соответственно механизм износа имеет хрупкую или пластическую природу.

Исследования проф. Е. М. Трента [104] подтвердили выводы и заключения советских исследователей [48, 50, 65]. Е. М. Трент правильно описывает механизм пластического адгезионного износа. При низких скоростях резания, когда не может происходить ни пластического среза, ни диффузионного износа быстрорежущей

стали, имеет место отделение больших фрагментов быстрорежущей стали под действием нароста (рис. 147). Этот механизм износа объясняется Е. М. Трентом, как процесс нащупывания слабых узлов по контактной поверхности обрабатываемого материала и хрупкого отрыва или среза отдельных блоков в результате адгезионно-усталостных явлений, что вполне соответствует нашим представлениям.

ТЕОРИЯ АДГЕЗИОННО-УСТАЛОСТНОГО ИЗНОСА

Адгезионно-усталостный износ режущего инструмента может протекать в результате хрупкого разрушения контактных слоев, и характеристикой износостойкости инструментального материала в этих условиях будет являться его предел выносливости σ_w . В других условиях адгезионно-усталостный износ может протекать в результате пластического среза контактных слоев инструментального материала и характеристикой износостойкости инструментального материала будет являться предел текучести σ_n и твердость HV_n .

Срез соединений контактных поверхностей в адгезионных участках может происходить различными способами. Если прочность соединения в адгезионных участках меньше прочности самих контактирующих материалов, то срез происходит по поверхности соединения. При этом количество металла, удаленного с обеих поверхностей, и износ незначительны. Если соединение прочнее, чем один из металлов, срез чаще всего происходит в толще менее прочного металла. Когда соединение прочнее обоих металлов, срез, как правило, происходит в толще менее прочного металла, но в отдельных случаях есть вероятность среза и более прочного металла в его ослабленных участках. При этом вероятность отрыва от более прочного металла возрастает в результате усталостных явлений в процессе трения. Если в процессе деформации поверхностей материал в контактных слоях упрочняется, то тогда происходит глубинное вырывание. При этом повреждение поверхностей и износ весьма значительны [16]. Прочность материала режущего инструмента в контактных слоях зоны трения должна быть выше, чем прочность обрабатываемого материала и поэтому срез адгезионных пятен либо участков, как правило, будет происходить по обрабатываемому материалу и в отдельных случаях — по ослабленным различным причинам участкам инструмента.

Приведем некоторые предпосылки к количественному определению адгезионно-усталостного износа.

При трении одинаковых металлов количество перенесенного материала M зависит от: 1) потенциально максимально возможного количества металла M^* , которое может быть перенесено на сопряженную поверхность путем среза либо отрыва с каждого контактирующего участка поверхности; 2) вероятности переноса металла вследствие адгезии X_a . Окружающая среда оказывает

влияние на величину X_a , зависящую от природы и толщины поверхностной пленки, а также от величины пластической деформации контактных слоев. При адгезии двух абсолютно чистых поверхностей химически родственных материалов в вакууме или в среде инертных газов величина $X_a \approx 1$; 3) механического фактора вероятности переноса металла φ_m , зависящего от жесткости механического зацепления неровностей контактной поверхности ($\varphi_m < 1$).

Таким образом, для однородных материалов

$$M = M^* \varphi_m X_a.$$

При трении образцов из различных материалов, имеющих неодинаковые механические характеристики, вероятность переноса с более прочного и твердого материала уменьшается и поэтому следует ввести дополнительную функцию ξ_m , учитывающую отношение микропрочностей контактных слоев трущихся материалов и склонность к адгезии рассматриваемой пары. Итак, количество металла, перенесенного с одной поверхности на другую, для разнородных материалов может быть выражено в виде функции

$$M = M^* X_a \varphi_m \xi_m.$$

Потенциально возможный перенос металла с поверхности единичной ширины при контакте однородных материалов можно выразить в виде формулы

$$M^* \approx C \rho A_p d_p L,$$

где C — постоянная; ρ — плотность; A_p — площадь областей адгезионного схватывания, по которым происходят срез или отрыв; d_p — средняя глубина срезанных или вырванных частиц; L — путь трения.

Площадь адгезионных участков (A_p) в условиях точечного или открытого контакта, как известно, пропорциональна нормальной силе.

Одной из главных особенностей процесса резания является наличие застойных зон на контактных площадках передней и задней поверхности режущего инструмента. На участке передней поверхности инструмента l_x (рис. 148, а) прикрытом застойной зоной, нет относительного перемещения на границе раздела инструмент — обрабатываемый материал и вероятность среза и отрыва частиц инструментального материала и резко уменьшается. В результате интенсивность износа существенно снижается. Чем пластичнее обрабатываемый материал и больше толщина среза, тем больше длина застойной зоны l_x и тем дальше от режущей кромки начинается область интенсивного износа и лункообразование на передней поверхности. У относительно хрупких обрабатываемых материалов длина застойной зоны мала и лункообразование концентрируется в узкой зоне близ режущей кромки

(рис. 148, б). После того, как стружка проходит зону застоя, скорость относительного перемещения становится равной скорости перемещения стружки по передней поверхности. Поэтому сильно возрастает мощность трения и интенсивность износа. Далее сказывается уменьшение контактных нагружающих напряжений, поэтому интенсивность адгезионно-усталостного износа снова уменьшается и падает до нуля в точке отрыва стружки от передней поверхности.

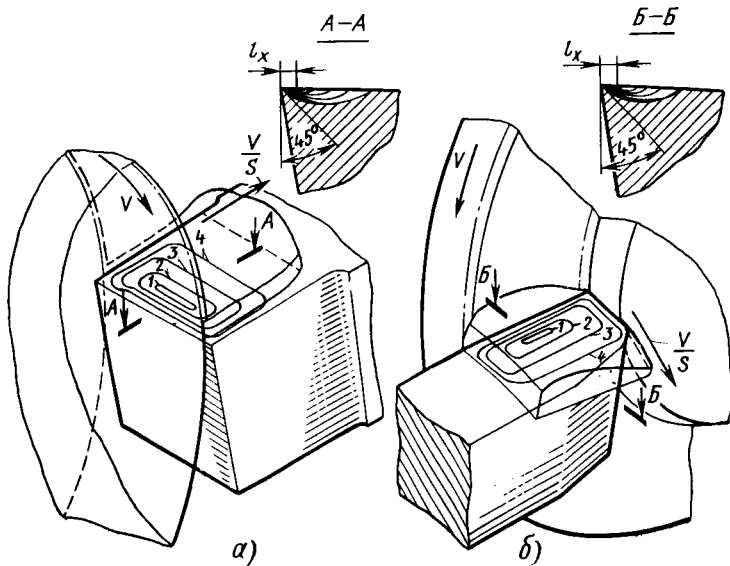


Рис. 148. Схема износа реза; l_x — застойная зона:

1 — начало лункообразования; 2 и 3 — промежуточные стадии лункообразования; 4 — угол заострения режущей кромки приближается к 45° ; а — свободное резание; б — несвободное резание

Аналогичное явление имеет место вдоль задних поверхностей режущего инструмента. Здесь также имеются зона застоя и точечный контакт. Однако обычно протяженность застойной зоны вдоль задней поверхности значительно меньше. Исследование контактных явлений по задней поверхности, проведенное З. С. Таварткиладзе, Г. Н. Ткемаладзе и др. показало, что протяженность контакта в начальный период резания существенно зависит от толщины среза и возрастает с ее увеличением.

Следует полагать, что A_p будет пропорциональна нормальной силе, действующей на площади контакта в зоне интенсивного износа, а также твердости контактных слоев стружки, т. е.

$$A_p \approx C' \frac{N^x}{\tau_k^y}$$

Нормальная сила на поверхности износа единичной ширины

$$N^x = \sigma_{ncp} l_{кА},$$

где σ_{ncp} — некоторое среднее нормальное давление на участке интенсивного адгезионно-усталостного износа; $l_{кА}$ — длина участка.

Можно предполагать, что σ_{ncp} является функцией сопротивления деформации обрабатываемого материала в зоне стружкообразования τ_{Φ} и геометрии инструмента γ и при постоянном γ $\sigma_{ncp} \approx \approx A' \tau_{\Phi}$. Можно предполагать также, что $l_{кА}$ пропорциональна толщине среза и усадке стружки, аналогично тому, как это имеет место для полной длины контакта. На основании сказанного

$$N \approx C'' \tau_{\Phi}' a^{\epsilon} \text{ и } A_p = C'' \frac{\tau_{\Phi}' a^{\epsilon}}{\tau_{к}^{\gamma}}.$$

Вероятность среза или отрыва частиц инструмента, очевидно, будет пропорциональна A_p как площади активной адгезии, и действующим контактными напряжениям $\tau_{к}$ и обратно пропорциональна пределу прочности или твердости инструментального материала. Тогда

$$M = C_{10} \rho \frac{\tau_{\Phi}'' a^{\epsilon} \tau_{к}^x}{\tau_{к}^{\gamma} \sigma^m} L X_a \Phi_m \xi_m. \quad (71)$$

Отношение $\frac{M}{\rho}$ выражает объем износа контактной поверхности единичной ширины. При заданном критерии износа по передней поверхности эта величина заведомо известна и постоянна. Тогда путь резания до заданного критерия износа передней поверхности выразится формулой

$$L \cong \text{const} \frac{\sigma^m}{X_a \Phi_m \xi_m \tau_{к}^{x-\gamma} \tau_{\Phi}'' a^{\epsilon}}. \quad (72)$$

Рассмотрев аналогичный случай износа по задней поверхности можно допустить, что $N_{cp} \approx A \tau_{\Phi}'' a^n$. Тогда получим

$$L = C_0 \frac{\sigma^m}{X_a \Phi_m \xi_m \tau_{к}^{x_1} \tau_{\Phi}'' a^{z_1}}. \quad (73)$$

Если при заданном инструментальном материале и среде обрабатываются однородные материалы и условия на контакте одинаковы, то тогда можно допустить, что $\xi_m X_a \Phi_m \approx \text{const}$ и путь резания определится формулой

$$L = vT \approx \text{const} \frac{\sigma^m}{a^{z_1} \tau_{к}^{x_1} \tau_{\Phi}''}. \quad (74)$$

Показатели степени для параметров σ , a , τ_k и τ_Φ будут разными для передней и задней поверхностей и могут уточняться экспериментально.

Для установления наличия корреляции между экспериментальной величиной пути резания и функцией $\frac{\sigma^m}{a^{z_1} \tau_k^{x_1} \tau_\Phi^{y''}}$ для инструментального материала ВК8, Т15К6, Т5К10 путем подбора было принято $x_1 = 1$; $y'' = 0,5$; $z = 0,5$ и $m = 1,5$; т. е.

$$vT = \text{const} \frac{\sigma^{1,5}}{a^{0,5} \tau_k^{0,5} \tau_\Phi^{0,5}}. \quad (75)$$

В выражении (75) σ представляет собой предел прочности контактных слоев инструмента, однако, как указывалось выше, до настоящего времени нет достоверных методов определения предела прочности в условиях нагружения, подобных процессу резания. Можно лишь предпологать, что существует определенная корреляция между пределом прочности контактных слоев инструмента σ и пределом выносливости инструментального материала σ_w , так как определяющим фактором для σ_w является прочность контактных слоев испытываемого материала. Поэтому σ в первом приближении можно характеризовать температурной зависимостью предела выносливости, допуская соотношение

$$\sigma \approx A'_0 \sigma_w.$$

Известно, что между пределом выносливости σ_w и пределом прочности на растяжение σ_b для многих материалов также существует корреляция, поэтому в более грубом приближении

$$\sigma \approx A''_0 \sigma_b.$$

Эти допущения относятся к хрупкому адгезионно-усталостному износу.

Для определенной группы материалов в условиях пластического адгезионно-усталостного износа должна существовать корреляция между твердостью и σ в этих условиях, т. е.

$$\sigma \approx A'''_0 HV_n.$$

Таким образом характеристикой инструментального материала будет температурная зависимость твердости.

На рис. 149 представлены кривые изменения $vT = f(\sigma_w, \tau_\Phi, \tau_k)$ при $a = \text{const}$ для сплава ВК8 в паре с различными обрабатываемыми материалами. Предел выносливости сплава ВК8 взят по данным В. И. Третьякова [79], а величины τ_Φ и τ_k — по температурным зависимостям τ_Φ обрабатываемых материалов. Из полученных кривых видно, что путь резания до затупления инструмента при обработке мягкой стали (Ст3) значительно больше,

чем при обработке жаропрочных сплавов, так как τ_{Φ} и τ_K в первом случае значительно меньше, чем во втором. Ряд кривых имеет явно выраженные максимумы в области температур 900—1000 К, что качественно согласуется с экспериментальными данными.

Как известно, характер и интенсивность износа в большей степени зависят от схемы нагружения режущей части инструмента. Так, вероятность хрупкого разрушения режущей кромки при цилиндрическом встречном фрезеровании сильно возрастает в момент выхода режущего инструмента из контакта и количественные показатели износа при фрезеровании резко отличаются от процесса точения.

В структурной формуле пути резания для процесса фрезерования, очевидно, самостоятельным параметром должна являться частота импульсов воздействия, которая может быть выражена числом оборотов шпинделя станка при фрезеровании ($n_{\text{фр}}$). Это правомерно потому, что предел прочности при циклических нагрузках зависит от частоты приложения нагрузок и σ_{ω} определяется при условно принятых числах импульсов.

Хрупкому разрушению и выкрашиванию режущей кромки способствуют возникающие при фрезеровании термические напряжения. Действие термических напряжений может оказывать двойное влияние на хрупкое разрушение режущей кромки, способствовать возникновению термических трещин, которые оказываются очагом разрушения при действии механических напряжений в процессе резания, а также увеличивать вероятность разрушения за счет суммарного действия механических и термических напряжений.

Величина термических напряжений, как известно, зависит от модуля упругости E , коэффициента Пуассона ν , коэффициента линейного расширения α и температуропроводности $\left(\frac{\lambda}{c\rho}\right)^{1/2}$ инструментального материала.

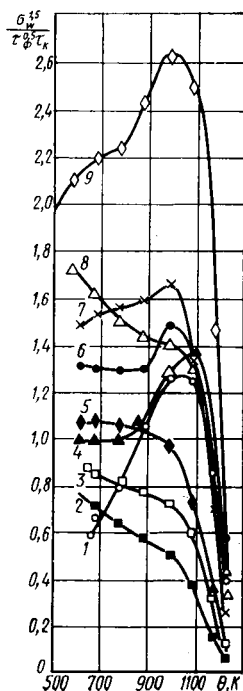
Структурная форма для фрезерования может быть записана в виде

$$(\nu T)_{\text{фр}} \cong \text{const} \frac{\sigma_{\omega}^{m_{\text{фр}}} \left(\frac{\lambda}{c\rho}\right)^{\psi_{\text{фр}}} (1-\nu)^{\varepsilon_{\text{фр}}}}{\alpha^z \tau_{\text{фр}}^x \tau_K^y n_{\text{фр}}^y E^B \tau_{\text{фр}}^y \alpha^y} \cdot (76)$$

Рис. 149. Кривые изменения $\frac{\sigma_{\omega}^{1,5}}{\tau_{\Phi}^{0,5} \tau_K}$ в зависимости

от температуры для различных обрабатываемых материалов в паре со сплавом ВК8:

1 — 110Г13Л; 2 — ХН56ВМКЮ; 3 — ХН77ТЮР; 4 — ИЛХ15; 5 — ВМ1; 6 — 12Х18Н9Т2; 7 — 40Х; 8 — ВТ6; 9 — С73



Формула (76) будет справедливой для всех случаев прерывистого резания, когда имеет место хрупкое разрушение. Когда же вероятность хрупкого разрушения низка, тогда прерывистость процесса резания не будет оказывать заметного влияния на суммарный износ и структурная формула примет вид (73). Так, при резании стали фрезой из быстрорежущей стали напряжения в опасных точках настолько отличаются от предела выносливости быстрорежущей стали, что вероятность хрупкого разрушения чрезвычайно низка и прерывистость не оказывает решающего влияния на стойкость и путь резания. Если быстрорежущей сталью фрезеровать жаропрочный сплав на никелевой основе, то возникающие в опасных точках главные растягивающие напряжения уже приближаются к пределу выносливости, вероятность хрупкого разрушения инструментального материала увеличивается и прерывистость резания оказывает существенное влияние на путь резания. В этом случае структурная формула пути резания принимает вид формулы (76).

АБРАЗИВНЫЙ И АБРАЗИВНО-ХИМИЧЕСКИЙ ИЗНОС

Механизм абразивного износа состоит в том, что твердые включения обрабатываемого материала, внедряясь в контактные поверхности инструмента, царапают эти поверхности, действуя как микроскопические резцы. Наиболее сильно абразивный износ проявляется в том случае, когда твердость режущей части инструмента в процессе резания падает, а срезаемый материал упрочняется. На рис. 150 представлены микрофотографии задней поверхности резцов из закаленной стали 40 при резании стали 40X в среде воздуха и четыреххлористого углерода. При резании в воздухе на передней поверхности образуется нарост, а наблюдаемые на задней поверхности углубления в виде канавок, перпендикулярных к режущей кромке, являются результатом абразивного действия отделяющихся частиц нароста. Очевидно, твердость частиц нароста превосходит твердость разогретых поверхностных слоев инструмента. Аналогичное действие на поверхность инструмента могут оказывать карбиды, окислы и другие абразивные включения обрабатываемого материала. В зависимости от качества абразивных включений, их размера и характера распределения, интенсивность абразивного износа может значительно изменяться.

Существенное влияние на характер износа оказывает среда. При резании стали 40X в среде четыреххлористого углерода, в воде и эмульсии нарост не замечается. Однако штрихи износа на задней поверхности отчетливо видны (см. рис. 150). Н. Н. Зорев [36] полагал, что такие штрихи износа появляются в результате многократно повторяющегося царапания поверхностных пленок инструментального материала, ослабленных действием химически активной среды. Такой вид износа правильнее назвать абразивно-химическим.

Исследования показали, что при резании в химически активных средах абразивно-химический износ инструмента из быстрорежущей стали при обработке сталей, молибдена и других материалов приобретает доминирующее значение. Подтверждением этого служат микрофотографии со следами абразивного износа на поверхности быстрорежущего инструмента при обработке в различных средах (рис. 151), где на контактных поверхностях после кратковременного резания отчетливо видны следы химико-абразивного износа.

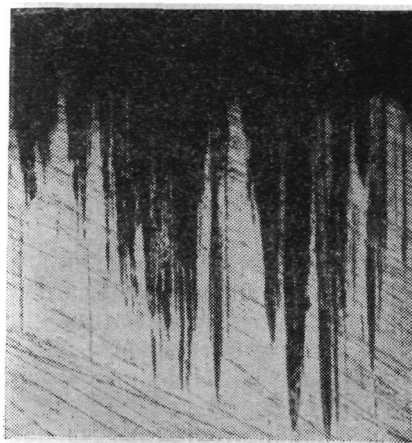


Рис. 150. Задняя поверхность реза после кратковременного резания стали без охлаждения (сталь 40X—сталь 40 закаленная; $HV = 4,61$ ГПа; $v = 8,3$ мм/с; $b = 3,25$ мм; $a = 0,1$ мм; $L_{рез} = 66$ мм), $\times 60$

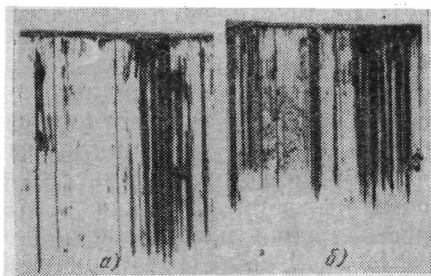


Рис. 151. Передняя поверхность реза после резания стали в разных средах (сталь 40X—P18; $v = 8,3$ мм/с; $b = 3,5$ мм; $a = 0,08$ мм; $L_{рез} = 100$ мм; $\gamma = 0^\circ$; $\alpha = 10^\circ$), $\times 78$:
а — в среде воды; б — в среде эмульсии

При резании в сульфореоле ввиду его пониженной химической активности абразивно-химический износ быстрорежущей стали проявляется в меньшей мере. В связи с тем, что при резании в химически-активных средах увеличивается абразивно-химический износ быстрорежущей стали, стойкость инструмента может оказаться ниже, чем при обработке на воздухе. Например, при точении молибдена в среде четыреххлористого углерода стойкость быстрорежущего реза может быть в 10 раз ниже, чем на воздухе [36, 58].

При резании сталей и молибдена твердыми сплавами в химически активных средах абразивно-химический износ проявляется слабо. По-видимому, химически активные среды создают поверхностные пленки, сильно уменьшающие силы адгезии, однако при этом существенно не ослабляющие поверхности инструмента. Ввиду пониженной интенсивности адгезионного износа стойкость твердосплавного инструмента в химически активных средах возрастает. На основании изложенного следует, что подбор смазочно-

охлаждающих жидкостей должен производиться исходя из возможного действия среды на поверхности обрабатываемого и инструментального материалов. Среда эффективна в том случае, когда снижение адгезионного износа не перекрывается усилением абразивно-химического износа. При работе инструментами из быстрорежущих сталей химически активные среды усиливают абразивно-химический износ и в результате стойкость инструмента может существенно понижаться. При обработке твердыми сплавами, наоборот, химически-активные среды повышают стойкость инструмента, так как адгезионно-усталостный износ понижается, а абразивно-химический износ проявляется слабо. Из результатов проведенных исследований следует, что режущие инструменты, работающие при относительно низких скоростях и температурах резания (протяжки, плашки, метчики, долбянки и др.), подвергаются адгезионно-усталостному, абразивному и абразивно-химическому износу.

Появление проточин износа в обычных условиях резания в среде воздуха также относится к химико-абразивному износу. Образование твердых окислов либо нитридов создает предпосылки для абразивного действия стружки на поверхность инструмента вне зоны застоя, где скорость относительного перемещения и мощность трения имеет максимальное значение.

Е. М. Трент [104] причиной образования проточин считает абразивное действие краев стружки и обработанной поверхности на инструмент, при котором решающее влияние на развитие такого износа оказывает химическое действие окружающей среды. Проточкины образуются и при работе твердыми сплавами (см. рис. 117) как результат относительно быстрого перемещения трущихся поверхностей по краям стружки и обработанной поверхности ввиду отсутствия застоя, абразивного действия, окисления либо других процессов, при которых образуются твердые абразивные частицы, действующие как микрорезцы. Это фактически химико-абразивный износ [65].

ГЛАВА IV

ДИФфуЗИОННЫЙ ИЗНОС РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

В книге [48] впервые были описаны результаты исследования механизма и теории диффузионного износа режущего инструмента. Впервые мы попытались рассчитать величину износа режущего инструмента при наличии атомарной диффузии и растворения компонентов инструментального материала (углерода, вольфрама и т. д.) в обрабатываемом материале, пользуясь данными работы [18] и др. Расчеты показали, что при высоких скоростях и температурах резания масса инструментального материала, растворенного в стружке за период резания, близка к массе материала, фактически удаленного с передней поверхности инструмента. Те же расчеты показали, что толщина диффузионных слоев на поверхности резания и в стружке в зависимости от диффундирующего элемента в условиях предполагаемого интенсивного диффузионного износа должна исчисляться десятками и сотнями атомных плоскостей. Стало ясным, что обнаружить экспериментально диффузионный слой в стружке и в обработанной поверхности способами оптической металлографии чрезвычайно затруднительно. Предварительные расчеты дали основания предполагать, что процессы диффузионного растворения компонентов инструментального и обрабатываемого материала могут существенно влиять на суммарный износ режущего инструмента в определенных условиях [48].

Высокая температура, интенсивная адгезия, большие пластические деформации и высокие давления в зоне контакта при высоких скоростях резания должны в сильной степени способствовать взаимному диффузионному растворению компонентов инструментального и обрабатываемого материалов. За счет перепада концентраций этих компонентов процесс взаимного растворения должен протекать в период резания, и стружка и обрабатываемая деталь, очевидно, уносят материал инструмента в виде раствора. Поэтому суммарный износ режущего инструмента будет включать в себя и износ, вызываемый растворением материала режущего инструмента в обрабатываемом материале, т. е. износ, вызванный процессом диффузии.

Диффузия в металлах считается весьма медленным процессом, поэтому можно предположить, что диффузионное растворение

инструментального материала вряд ли может быть существенным фактором в износе инструмента. И действительно, чтобы получить заметную диффузию атомов при взаимном контактировании двух металлов при комнатной температуре, необходимо несколько месяцев. Если подогреть контактирующие металлы до высокой температуры, то скорость диффузии может увеличиться в несколько сот, тысяч и даже миллионов раз, но и в этом случае масса продиффундировавшего металла ничтожно мала по сравнению с массой материала, удаленного за то же время с поверхностей инструмента в результате износа.

Однако следует обратить внимание на то, что основным законом диффузии является так называемый параболический закон роста диффузионного слоя. Начальный период диффузии характеризуется весьма высокой скоростью растворения, с течением времени скорость уменьшается по закону параболы.

Стружка и обрабатываемая поверхность непрерывно с большой скоростью перемещаются относительно поверхностей инструмента. При этом в контакт входят все новые и новые участки поверхности обрабатываемого материала и поэтому скорость взаимного растворения трущихся материалов высока. Именно эта особенность процесса резания существенно увеличивает скорость взаимного растворения и, следовательно, интенсивность износа режущего инструмента.

Можно провести аналогию между конвективным теплообменом и диффузионным растворением в условиях относительного перемещения контактирующих элементов, как это имеет место в процессе резания материалов. Известно, что скорость теплопередачи при конвективном теплообмене более высокого порядка, чем в случае теплопроводности.

Следует отметить, что ввиду малого времени контакта инструмента с обрабатываемым материалом диффузионные слои в обычных условиях резания должны иметь весьма малую толщину в надрезово́й стороне стружки и на обработанной поверхности. Поэтому микроструктурный, рентгеноструктурный или химический анализ диффузионных слоев, образованных в обычных условиях процесса резания, затруднителен и требует применения методов весьма тонкого анализа.

НЕКОТОРЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ ТЕОРИИ ДИФФУЗИИ

На границе соприкосновения реагирующих пар металлов возможны два вида диффузии: гетеродиффузия и реактивная диффузия. В первом случае образуется твердый раствор с решеткой растворителя. Максимальная концентрация диффундирующего вещества в металле-растворителе не может превышать предельной концентрации, определяемой диаграммой состояния. Во втором случае может произойти, независимо от явления взаимной растворимости, химическая реакция с образованием интерметалличе-

ского соединения непосредственно на границе раздела реагирующих металлов. Условие для образования новых фаз при диффузии заключается в том, что участвующие в этом процессе вещества по своей природе могли бы образовать интерметаллические соединения. Последнее также определяется диаграммой состояния диффундирующих металлов.

Интенсивность износа при гетеродиффузии определяется предельной растворимостью материала режущего инструмента в обрабатываемом материале, его концентрацией и скоростью растворения.

При реактивной диффузии интенсивность износа определяется содержанием элементов режущего материала в образованной интерметаллической фазе и скоростью химической реакции на границе раздела. Диффузия молекулы химического соединения в решетку металла невозможна. В металл диффундируют атомы, получившиеся в результате диссоциации этих соединений. Поэтому при диффузионном растворении инструментального материала в обрабатываемом материале необходимо рассматривать диффузию входящих в сплав элементов — углерода, вольфрама, титана, кобальта и др. — раздельно.

В многокомпонентных системах в процессе диффузии имеет место взаимовлияние отдельных компонентов на растворимость и скорость диффузии.

Количество вещества компонента B , выраженное в молях массы вещества, продиффундировавшее в компонент A , выражается уравнением

$$dM = -D \frac{dc}{dx} dS dt, \quad (77)$$

где D — коэффициент диффузии; $\frac{dc}{dx}$ — градиент концентрации в какой-либо точке; dS — элементарная площадь, через которую происходит диффузия; dt — время диффузии.

Выражение (77) является уравнением переноса вещества. Оно применимо к диффузии в любой среде — твердой, жидкой и газообразной. Как следует из уравнения (77), коэффициент диффузии D равен выраженному в молях количеству вещества, диффундирующему за 1 с сквозь площадь в 1 м^2 при градиенте концентрации, равном молю на 1 м, и имеет размерность $\text{м}^2/\text{с}$.

В большинстве случаев для практических расчетов закон диффузии выражается следующим уравнением:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial c}{\partial x} \right), \quad (78)$$

где $\frac{\partial c}{\partial t}$ — скорость изменения концентрации во времени.

Уравнение это называется вторым законом диффузии.

В простейшем частном случае, когда коэффициент диффузии не зависит от концентрации диффундирующего элемента, двумя

основными дифференциальными формами так называемого закона диффузии Фика являются

$$\left. \begin{aligned} q &= -D \frac{\partial c}{\partial x}; \\ \frac{\partial c}{\partial t} &= D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}, \end{aligned} \right\} \quad (79)$$

где q — скорость диффузии.

Уравнение (77) определяет скорость проникновения вещества через единицу поверхности некоторой среды при стационарном состоянии потока, т. е. когда концентрация в любой взятой точке с течением времени не изменяется. Скорость проникновения выражается через градиент концентрации и коэффициент диффузии. Уравнение (78) определяет накопление вещества в определенной точке среды как функцию времени. Это уравнение относится к нестационарному состоянию потока.

Теория интегрирования уравнений, подобных второму уравнению диффузии, разработана детально [19]. Решения уравнения Фика для диффузии в направлении оси x могут быть разделены на решения для бесконечного, полубесконечного и конечного размеров твердых тел.

В рассматриваемых случаях растворителем является обрабатываемый материал (стружка или деталь), а поверхность трения — граничной поверхностью. Толщина детали и стружки намного больше, чем толщина диффузионного слоя, и всегда можно предположить, что концентрация раствора на наружной поверхности стружки равна нулю, т. е. в процессе резания применима схема полубесконечного твердого тела. Если принять, что $c = f(x, t)$, когда $t > 0$ и $c = f(x)$, когда $t = 0$, где $f(x)$ — дифференцируемая функция, то уравнение (79) для полубесконечного тела примет вид

$$c(x, t) = \frac{1}{\sqrt{\pi Dt}} \int_0^{\infty} f(x') \exp \left[-\frac{(x-x')^2}{4Dt} \right] dx'. \quad (80)$$

При допущении, что поступление вещества на границу раздела фаз ($x = 0$) неизменно во времени и равно предельной растворимости компонента A в компоненте B , граничными условиями будут

$$c = c_0 \text{ при } x = 0 \text{ для всех } t;$$

$$c = 0 \text{ при } x > 0 \text{ и } t = 0;$$

$$c = c(x, t) \text{ при } x > 0 \text{ и } t > 0.$$

Уравнение, определяющее концентрацию c в точке x в момент времени t , имеет вид

$$c(x, t) = \frac{c_0}{\sqrt{\pi Dt}} \int_0^{\infty} \exp\left[-\frac{(x-x')^2}{4Dt}\right] dx' =$$

$$= c_0 \left[1 - \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^{\frac{x}{2\sqrt{Dt}}} e^{-y^2} dy \right], \quad (81)$$

где $y = \frac{x-x'}{2\sqrt{Dt}}$.

Уравнение (81) может быть преобразовано

$$\frac{c(x, t)}{c_0} = 1 - \Phi\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right), \quad (82)$$

где $\Phi\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$ — трансцендентная функция Крампа, выражаемая интегралом для функции распределения ошибок по Гауссу; значения этой функции табулируются и могут быть определены по математическим таблицам.

Для вычисления отношения $\frac{c(x, t)}{c_0}$ в табл. 12 указаны значения $\left[1 - \Phi\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) \right]$ для различных величин $\frac{x}{2\sqrt{Dt}}$.

Т а б л и ц а 12

Значения $\frac{c}{c_0} = 1 - \Phi\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$ для разных значений $\frac{x}{2\sqrt{Dt}}$

$\frac{c}{c_0}$	$\frac{x}{2\sqrt{Dt}}$	$\frac{c}{c_0}$	$\frac{x}{2\sqrt{Dt}}$	$\frac{c}{c_0}$	$\frac{x}{2\sqrt{Dt}}$
1,00	0,000	0,30	0,733	0,016	1,70
0,90	0,090	0,28	0,764	0,012	1,78
0,85	0,135	0,26	0,796	0,010	1,82
0,80	0,179	0,24	0,831	0,008	1,88
0,75	0,235	0,22	0,867	0,006	1,94
0,70	0,272	0,20	0,906	0,005	1,99
0,65	0,321	0,18	0,948	0,004	2,04
0,60	0,371	0,16	0,994	0,003	2,10
0,55	0,423	0,14	1,044	0,002	2,19
0,50	0,477	0,12	1,099	0,0016	2,23
0,48	0,500	0,10	1,16	0,0012	2,29
0,46	0,522	0,09	1,20	0,0010	2,33
0,44	0,546	0,08	1,24	0,0008	2,37
0,42	0,570	0,07	1,28	0,0006	2,43
0,40	0,595	0,06	1,33	0,0005	2,46
0,38	0,621	0,05	1,39	0,0004	2,51
0,36	0,647	0,04	1,45	0,0003	2,56
0,34	0,675	0,03	1,53	0,0002	2,63
0,32	0,703	0,02	1,65	0,0001	2,75

Из уравнения (77) можно найти, что скорость диффузии

$$q = \frac{dM}{dt} = -D \frac{dc}{dx}. \quad (83)$$

Из уравнения (81) получаем [19]

$$\frac{1}{c_0} \frac{\partial c(x, t)}{\partial x} = -\frac{\partial}{\partial x} \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right).$$

Из работы [53] известно, что

$$\frac{\partial}{\partial x} \left[\operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \right] = \frac{1}{\sqrt{\pi Dt}} \exp \left(-\frac{x^2}{4Dt} \right),$$

поэтому

$$\frac{\partial c(x, t)}{\partial x} = -\frac{c_0}{\sqrt{\pi Dt}} e^{-\frac{x^2}{4Dt}}.$$

Подставляя найденное значение градиента концентрации в уравнение (83), получим

$$q = -D \left(-\frac{c_0}{\sqrt{\pi Dt}} e^{-\frac{x^2}{4Dt}} \right).$$

Количество вещества, продиффундировавшее через границу раздела фаз ($x = 0$) в единицу времени,

$$q_0 = \frac{Dc_0}{\sqrt{\pi Dt}} = \frac{c_0 \sqrt{D}}{\sqrt{\pi t}}.$$

На рис. 152 приведены кривые изменения скорости диффузии по времени при диффузии вольфрама в сталь при температурах 1273 и 1523 К.

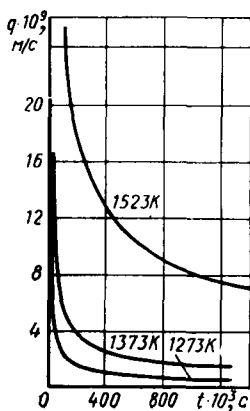


Рис. 152. Изменение скорости q растворения вольфрама в стали в зависимости от времени диффузии [29]

Особо высокая скорость растворения наблюдается при малом времени диффузии, что соответствует длительности контакта при резании. Например, если сравнить средние скорости диффузии при резании, когда $t = 10^{-3}$ с и при диффузионных отжигах, когда $t = 36 \cdot 10^3$ с, то их отношение равно $\sim 6 \cdot 10^3$. Следовательно, по законам диффузии скорость диффузионного растворения при резании на несколько порядков выше, чем при обычных условиях отжига.

Многочисленными исследованиями [18, 19] установлено, что рост диффузионной прослойки как при гетеродиффузии, так и реактивной диффузии, в зависимости от времени при постоянной температуре протекает приближенно по параболическому закону

$$x^2 = 4 ADt, \quad (84)$$

где x — толщина диффузионного слоя в момент времени t ; A — постоянная, зависящая от концентрации диффундирующего элемента на глубине x и на поверхности; приближенно $A \approx \frac{4}{\pi}$.

Уравнение (84) называется параболическим законом диффузии и может быть получено теоретическим путем из закона диффузии Фика.

Важным параметром процесса диффузии является коэффициент диффузии. Наиболее сильное влияние на коэффициент диффузии оказывает температура. Температурная зависимость коэффициента диффузии

$$D = D_0 e^{-\frac{Q}{R\theta}}, \quad (85)$$

где D_0 — предэкспоненциальный множитель, который формально равен коэффициенту диффузии при температуре, равной бесконечности, $\text{м}^2/\text{с}$; Q — энергия активации при диффузии, отнесенная к молю твердого раствора; с величиной Q связывается понятие о разрыхлении кристаллической решетки, заключающееся в ослаблении межатомных связей и в увеличении ввиду этого возможности отрыва и миграции атомов от своих положений равновесия, $\text{Дж}/\text{моль}$; R — газовая постоянная, равная $8,314 \text{ Дж}/(\text{моль} \cdot \text{К})$.

Факторы, влияющие на коэффициент диффузии, многочисленны. Величина коэффициента диффузии в значительной степени зависит от следующих факторов.

1. Энергии активации, которая заметно снижается по мере удаления диффундирующего элемента от группы периодической системы, к которой принадлежит растворитель. Этот факт объясняется тем, что искажение силовых полей в кристалле вблизи атома растворенного металла должно облегчить процесс диффузии. Искажение же силовых полей должно быть тем сильнее, чем резче отличается природа растворенного элемента от природы растворителя, а это различие и определяется взаимным расположением обоих элементов в периодической системе.

2. Типа твердого раствора. Диффузия в твердых растворах внедрения осуществляется проще, чем в растворах замещения. Атомы диффундирующего элемента находятся в междоузлиях, и в процессе диффузии работа на их вырывание из узлов не затрачивается. В соответствии с этим энергия активации Q при диффузии при образовании твердого раствора внедрения меньше, чем при образовании раствора замещения в том же растворителе. В твердых растворах вычитание диффузии этого компонента, часть узлов которого в кристаллической решетке вакантна, осуществляется тем легче, чем больше вакансий в решетке.

3. Состава твердого раствора. Например, увеличение содержания углерода вызывает ускорение самодиффузии железа.

4. Концентрации диффундирующего элемента в растворителе. Эта зависимость выражается тем сильнее, чем больше диффунди-

рующий металл отличается (по температуре плавления, теплоте испарения и др.) от растворителя.

5. Кристаллической структуры твердого раствора. Чем компактнее решетка, тем меньше величина коэффициента диффузии. Например, в γ -железе скорость диффузии меньше, чем в α -железе.

6. Величины зерна. Обычно диффузия в поликристалле протекает быстрее, чем в монокристалле. Это обусловлено тем, что диффузия по границам зерен — граничная диффузия — протекает быстрее, чем сквозь толщину кристалла — объемная диффузия. Ввиду чрезвычайно сильной искаженности кристаллической решетки у границ зерен снижается энергия активации. Искаженность всей кристаллической решетки также влияет на коэффициент диффузии.

7. Неоднородности напряженного состояния, которое в сложных системах создает различные потоки диффузии и появление химической неоднородности.

8. Кристаллографического направления. В этом случае говорят, что диффузия обладает структурной чувствительностью.

Коэффициент диффузии углерода в γ -железе, по формуле М. Е. Блантера [48],

$$D_{C_{\gamma-Fe}} = (4 \div 8) 10^{-6} C e^{-\frac{131\,566}{R\theta}}, \quad (86)$$

где C — массовая доля углерода, %.

В формуле (86) предэкспоненциальный множитель в значительной мере зависит от концентрации углерода в железе.

Ввиду того что углерод имеет очень малую растворимость в α -железе, определение коэффициента диффузии требует применения весьма чувствительного метода, каковым является метод радиоактивных изотопов. П. Л. Грузин, В. Г. Костоногов и П. А. Платонов [30] определяли коэффициент диффузии углерода в α -железе с помощью искусственно радиоактивного изотопа углерода ^{14}C .

Температурная зависимость коэффициента диффузии углерода соответственно в α -железе и γ -железе определяется [30] выражением

$$D_{C_{\alpha-Fe}} = 6,2 \cdot 10^{-7} e^{-\frac{80\,448}{R\theta}}, \quad (87)$$

$$D_{C_{\gamma-Fe}} = 10^{-5} e^{-\frac{135\,756}{R\theta}}. \quad (88)$$

Диффузия кобальта, хрома и вольфрама в α - и γ -фазах технического железа и углеродистой стали эвтектоидного состава (0,8 % C) изучена П. Л. Грузиным [29]. Измерения проведены в области температур 970—1520 К методом послыонного анализа с применением искусственно радиоактивных изотопов хрома (^{61}Cr), вольфрама (^{185}W) и кобальта (^{60}Co).

Значения коэффициента диффузии при различных температурах

Температура θ , К	Коэффициент диффузии $D \cdot 10^6$, м ² /с					
	в железе			в стали		
	Со	Сг	W	Со	Сг	W
970	2,9	—	0,7	0,8	—	0,4
1020	5,4	0,5	2,0	2,7	1,4	0,9
1045	—	—	—	—	—	2
1070	10	4,9	7,8	10	2	3,8
1120	37	19	34	17	—	6,0
1145	20	—	16	—	5,7	—
1170	24	14	10	17	—	13
1220	25	24	19	15	13	7,5
1270	47	44	14	17	18	15
1320	24	58	12	24	33	17
1370	16	23	18	27	39	44
1420	43	90	69	120	67	190
1470	170	130	210	340	190	230
1520	490	870	460	640	370	560

Значения коэффициента диффузии при различных температурах приведены в табл. 13, а температурные зависимости этих коэффициентов — на рис. 153. При диффузии всех исследуемых элементов в техническом железе и стали наблюдается перелом в температурном ходе коэффициента диффузии в области температур 1270—1370 К, т. е. в области γ -железа. Нижний предел этой области начинается приблизительно при температуре фазового перехода. Верхний предел несколько изменен в зависимости от того, какой элемент диффундирует. Отклонение в γ -области температурного хода коэффициентов диффузии от экспоненциальной зависимости типа $D =$

$D_0 e^{-\frac{Q}{R\theta}}$ П. Л. Грузиным объясняется фазовым превращением, совершающимся в железе и стали при нагреве до температуры диффузионного отжига.

После превращения феррита, перлита или феррито-перлитной смеси в аустенит зерно аустенита имеет сложную структуру, характеризующуюся наличием внутренних поверхностей раздела. Такая структура сохраняется в нижней температурной зоне аустенитной области и исчезает лишь при температуре 1270—1370 К. Образовавшиеся поверхности раздела могут быть причиной наблюдаемой повышенной скорости диффузии в аустените в области

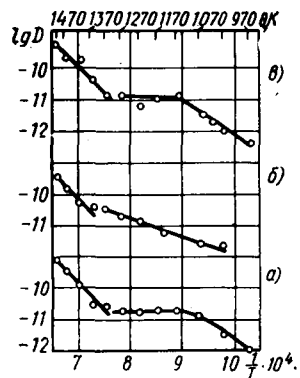


Рис. 153. Температурные зависимости коэффициентов диффузии:

а — кобальта; б — хрома; в — вольфрама в железе и стали с 0,82% С [29]

температур ниже 1270—1370 К. Выше этих температур структурные превращения феррита в аустенит при нагреве не оказывают существенного влияния на скорость диффузии.

ЭКСПЕРИМЕНТЫ ПО ОБНАРУЖЕНИЮ ДИФФУЗИОННОГО ИЗНОСА РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ИЗ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

Если очищенную пластинку твердого сплава, например, марки Т15К6, прижать к стальной пластинке, поместить в индуктор ТВЧ и нагреть до температуры ≥ 1570 К в течение нескольких се-

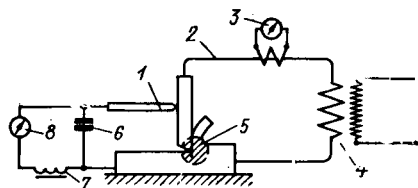


Рис. 154. Схема подогрева срезаемого слоя при резании и измерение термоэлектродвижущей силы с помощью Г-образного фильтра:

1 — стержень из твердого сплава; 2 — кабель; 3 — амперметр с трансформатором тока; 4 — понижающий трансформатор; 5 — зона подогрева; 6 — конденсатор; 7 — дроссель; 8 — милливольтметр

кунд, то пластинка твердого сплава приварится к стальной пластине и на шлифе в зоне раздела обнаружится диффузионная прослойка значительной толщины. Причем дендритная структура диффузионного слоя указывает на то, что температура была достаточной для образования жидкого раствора, и что диффузия протекала весьма интенсивно и толщина диффузионной прослойки за несколько секунд достигает десятых долей миллиметра.

В процессе резания из-за малой продолжительности контакта стружки и обработанной поверхности с инструментом не успевает образоваться диффузионный слой достаточной толщины, доступной разрешающей способности металлографического микроскопа. Поэтому для обнаружения диффузионных слоев, возникающих при резании в контактных зонах, в стружке и в обработанной поверхности с помощью оптического микроскопа необходимо резко увеличить время контакта и для этого снизить скорость резания по сравнению с обычно применяемыми скоростями. С этой целью в наших первых экспериментах [48] производилось строгание образцов на горизонтально-фрезерном станке при скоростях резания порядка десятков и сотен миллиметра в минуту. Высокие температуры в зоне контакта достигались искусственным подогревом срезаемого слоя путем ввода тока большой силы (до 600—1000 А) через тело резца от трансформатора (рис. 154).

Изменением скорости резания и толщины среза можно добиться различного нагрева срезаемого слоя и инструмента. При очень низких скоростях резания происходит нагрев всего срезаемого слоя, при увеличении скорости — части объема срезаемого слоя. При высоких скоростях резания нагреваются только инструмент и контактные слои обрабатываемого материала (рис. 155). В этом можно убедиться при визуальном наблюдении за боковой

поверхностью резания, а также при рассмотрении металлографических шлифов зоны резания, на которых область, подвергаемая нагреву до высокой температуры, имеет травимость, отличную от исходной структуры обрабатываемого металла.

Температуру контакта измеряли методом естественной термопары и в некоторых случаях контролировали оптическим пирометром.

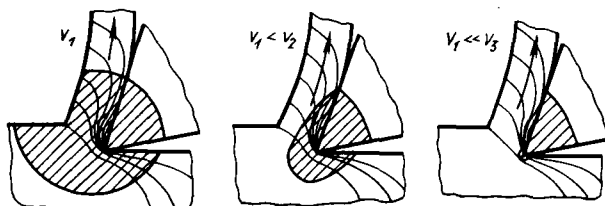


Рис. 155. Схема изменения зоны нагрева в зависимости от скорости резания v

При измерении термоэлектродвижущей силы был применен Г-образный фильтр, состоящий из конденсатора большой емкости (больше 700 мф) и дросселя с большой индуктивностью. Для исключения влияния паразитных термоэлектродвижущих сил к пластине твердого сплава при замыкании цепи прижимали цельный твердосплавный стержень длиной 300—400 мм. Деталь закрепляли в тиски, которые изолировали от стола станка (см. рис. 154). Для определения температуры были построены градуировочные кривые (рис. 156).

С целью защиты образцов от окисления при нагреве применяли порошки борнокислого натрия и хлористого аммония. Образец перед опытом посыпали порошком, который при нагреве расплавлялся и образовывал пленку, защищающую от окисления. Хлористый аммоний следует применять при температурах подогрева до 1070 К, а при более высоких температурах — буру.

Принятый метод испытания отличается рядом преимуществ от обычного диффузионного отжига, при котором два образца прижимают друг к другу и нагревают в инертной среде или в вакууме. Поверхности образцов очень трудно очистить от пленок окислов и поверхностно-активных веществ, поэтому в начальный период взаимодействия происходит растворение окислов и других пленок — проявляется так называемый инкубационный период диффузии.

В принятом методе в контакт с инструментом входят ювенильные поверхности — адгезия и диффузия наступают с самого начала опыта и этим уменьшается инкубационный период. Высокие

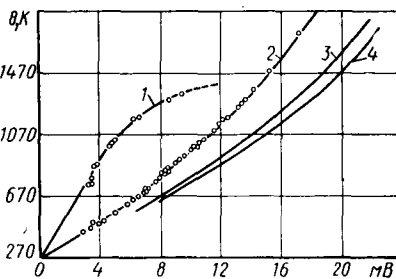


Рис. 156. Градуировочные кривые исследованных материалов:

1 — Т15К6 — никель; 2 — Т15К6 — железо Армко; 3 — Т5К10 — железо Армко; 4 — ВК8 — железо Армко

давления при резании увеличивают истинную площадь соприкосновения и диффузия протекает по всей площади соприкосновения. Кроме того, время нагрева и изменения температуры в период нагрева и охлаждения в печах трудно учитывать в расчетах при определении параметров диффузии. Поэтому это обстоятельство вносит погрешности в опытные данные. В принятой схеме подогрева этот недостаток устранен. Наконец, изучение диффузионного растворения при пластической деформации срезаемого слоя приближает условия испытания к реальным условиям работы режущего инструмента.

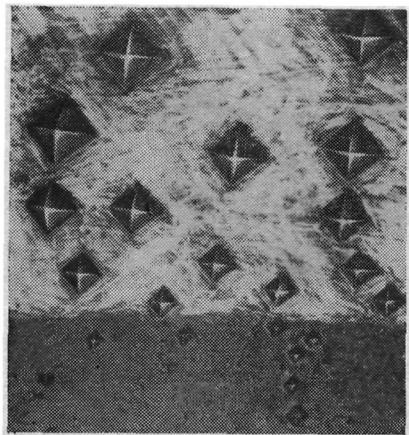


Рис. 157. Изменение микротвердости в контактных слоях при резании с подогревом (железо Армко—ВК8; $a = 0,15$ мм; $b = 1,5$ мм; $v = 0,22$ мм/с; $L_{\text{рез}} = 2$ мм; $\theta \approx 1450$ К; $T = 9$ с; $P = 0,1$ Н), $\times 600$

При резании стали Ст.3 сплавом ВК6 ($a = 0,3$ мм, $b = 2$ мм, $v = 3 \cdot 10^{-4}$ м/с) и температуре подогрева 470 К прилипание стружки к рецу отсутствует; стружка — элементная. Нарост также отсутствует. После 15 мин работы износ как по передней, так и по задней поверхности не замечается.

При температуре подогрева ~ 670 К прилипание стружки к рецу также отсутствует; стружка по характеру близка к сливной. Нарост отсутствует. Наблюдается окисление поверхности инструмента. После 16 мин работы износ инструмента не замечается.

Обычно, когда резание ведется без подогрева, при этих скоростях наблюдается наростообразование. Подогрев устраняет наростообразование, потому что кислород воздуха, проникая в зону контакта, окисляет поверхность и уменьшает адгезию. Кроме того, уменьшается упрочнение контактных слоев.

При температуре подогрева 1270—1470 К наблюдается приваривание стружки к поверхности реза. После 6 мин работы инструмент получил значительный износ как по передней, так и по задней поверхностям.

На микрошлифах корней стружек при подогреве до 1070 К в обычном микроскопе не обнаруживался какой-либо диффузионный слой. При температуре подогрева 1370—1470 К обнаружен диффузионный слой толщиной 2—3 мкм в виде тонкой нетравящейся азотной кислотой белой прослойки. Для выяснения структуры диффузионных слоев основные опыты проводились при резании железа Армко однокарбидным и двухкарбидными твердыми сплавами.

На рис. 157 показана зона контакта по передней поверхности; температура подогрева срезаемого слоя несколько выше 1370 К. Как видно из рисунка, твердость срезаемого слоя в зоне контакта сильно увеличилась и постепенно от границы раздела в глубину стружки уменьшалась.

Микротвердость контактных слоев железа на расстоянии x от поверхности раздела изменяется следующим образом:

x , мкм	3,65	4,9	9,8	23	34	36,6	41,5	57,7	61
Микротвердость, ГПа	8,0	4,5	2,9	1,5	1,2	1,0	0,9	1,0	1,0

Если принять твердость железа в исходном состоянии 980—1080 МПа, то в зоне контакта твердость на глубине 4 мкм увеличивается почти в 8 раз. Температура 1370 К значительно превышает температуру рекристаллизации и отжига железа. Ввиду этого увеличение твердости не может быть результатом наклепа и является следствием термохимических процессов, происходящих между твердым сплавом и железом в период резания и последующего охлаждения. Травление шлифа подтверждает это предположение.

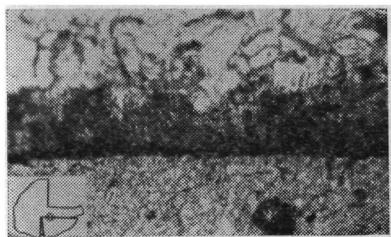


Рис. 158. Зона контакта после травления шлифа (условия обработки см. подпись к рис. 157), $\times 410$

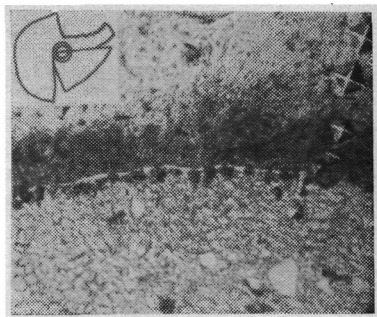


Рис. 159. Зона контакта у вершины при резании с подогревом (железо Армко—ВК8; $v = 0,22$ мм/с; $b = 1,5$ мм; $a = 0,2$ мм; $\theta = 1370$ К; $T = 16$ с), $\times 40,3$

На рисунках отчетливо выявляется наличие цементированного углеродом слоя железа. Несмотря на малое время резания (9 с), толщина науглероженного слоя как у самой режущей кромки (рис. 158), так и в месте выхода стружки из контакта, а также и на самой стружке составляет 20—30 мкм. Очевидно, цементация железа произошла вследствие диффузии углерода из твердого сплава в γ -железо.

На рис. 159 представлен снимок зоны контакта после 26 с резания. Кроме науглероженного слоя у самой границы раздела видна тонкая белая прослойка. Под этим слоем на поверхности инструмента наблюдаются отдельные темные участки. Появления нескольких диффузионных прослоек следовало ожидать при реакти-

ровании таких многокомпонентных систем, как система твердый сплав—железо.

Применение косо́го среза под малым углом ($\alpha = 2 \div 5^\circ$) дает возможность выявить картину взаимодействия на границе раздела реагирующих пар. На рис. 160 отчетливо видно растворение карбидов твердого сплава в железе. Зафиксированы стадии растворения карбидов: некоторые карбиды успели раствориться и видны на микрошлифе отдельными точками, некоторые растворились

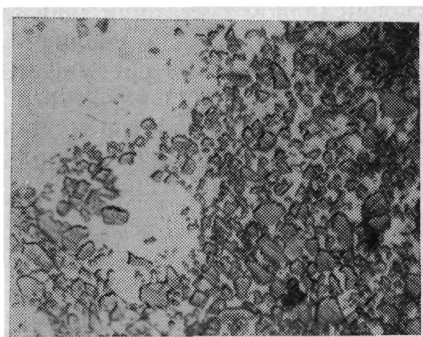


Рис. 160. Зона контакта передней поверхности при резании с подогревом (косой срез под углом $\alpha \approx 2^\circ$; травлен твердый сплав), $\times 410$

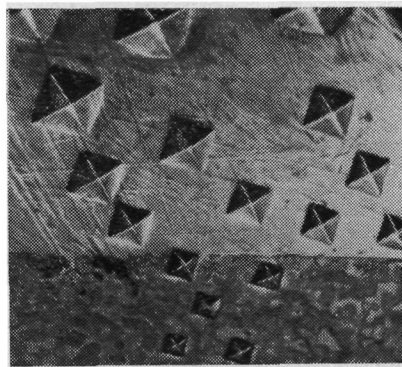


Рис. 161. Изменение микротвердости железа и твердого сплава в зоне контакта передней поверхности при резании с подогревом (железо Армко—Т15К6; $v = 2,2$ мм/с; $b = 1,5$ мм; $a = 0,25$ мм; $L = 3$ мм; $\theta_{\text{п}} \approx 1250$ К; $T = 7$ с; $P = 0,5$ Н), $\times 520$

частично или находятся в начальной стадии растворения. Аналогичные явления наблюдаются при резании железа двухкарбидным твердым сплавом Т15К6.

На рис. 161 представлен шлиф зоны контакта между твердым сплавом и железом по передней поверхности. Температура подогрева 1520 К. Как и на прежних рисунках, твердость обрабатываемого материала по мере удаления от поверхности контакта уменьшается. Изменение микротвердости контактных слоев железа:

x , мкм	6	9,8	24,4	29,8	34
Микротвердость, ГПа	7,0	6,1	2,1	2,0	1,7

На травленном шлифе (рис. 162) виден науглероженный слой железа 1 толщиной 55—60 мкм и под ним другой тонкий белый диффузионный слой 2, который по мере удаления от режущей кромки вдоль контакта постепенно увеличивается. На поверхности твердого сплава наблюдаются темные участки 3. На рис. 163 приведена микрофотография зоны контакта передней поверхности (~ 1470 К). Измерение микротвердости в зоне контакта на

разном расстоянии от передней поверхности x дало следующие результаты:

x , мкм	7,3	24,4	26,8	58
Микротвердость, ГПа	7,8	4,8	3,6	1,5

Травление шлифа отчетливо выявляет наличие структуры науглероженного слоя 1. Здесь также отчетливо выявляется белый диффузионный слой 2, также потемневшие участки твердого сплава 3. Толщина науглероженного слоя (рис. 164) в стружке составляет около 60—85 мкм; толщина белого слоя — около 8—10 мкм.

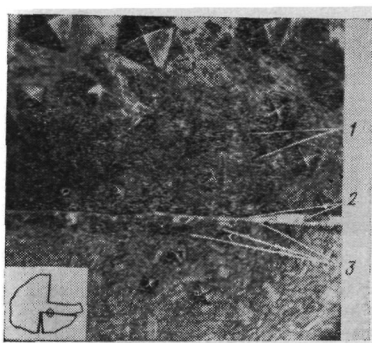


Рис. 162. Зона контакта передней поверхности при резании железа с подогревом (железо Армо — Т15К6; режим см. подпись рис. 161), $\times 410$:

1 — науглероженный слой железа; 2 — белая диффузионная прослойка; 3 — потемневшие участки структурных превращений



Рис. 163. Зона контакта передней грани при резании железа с подогревом (железо Армо—Т15К6; $v = 0,22$ мм/с; $b = 1,5$ мм; $a = 0,25$ мм; $L = 3,5$ мм; $T = 16$ с; $\theta \approx 1445$ К; $P = 0,5$ Н), $\times 645$:

1 — науглероженный слой железа; 2 — белая диффузионная прослойка; 3 — потемневшие участки структурных превращений

На рис. 165 показано сечение обработанной поверхности: виден науглероженный слой железа и белый слой довольно значительной толщины, структура которого отлична как от твердого сплава, так и от железа. Этот слой плохо травится реактивом Мураками и не травится азотной кислотой; его твердость (7,840—8,820 ГПа) меньше, чем у твердого сплава. Указанный слой является продуктом разрушения поверхностных слоев по задней поверхности инструмента. Наличие пятен износа на обработанной поверхности при этих режимах замечается даже визуально. Очевидно, износу инструмента предшествовала химическая реакция, в результате которой изменились прочностные характеристики

поверхностных слоев инструмента, в частности, произошло охрупчивание и они легко разрушились.

На рис. 166 показано сечение обработанной поверхности, на которой виден науглероженный слой железа и белая нетравящаяся прослойка. Там же видна задняя поверхность инструмента с исходной структурой твердого сплава. Резкое отличие в травимости и твердости этих двух структур указывает на то, что продукты износа материала инструмента на обработанной поверхности не



Рис. 164. Темный науглероженный слой и белая диффузионная прослойка на стружке, $\times 545$

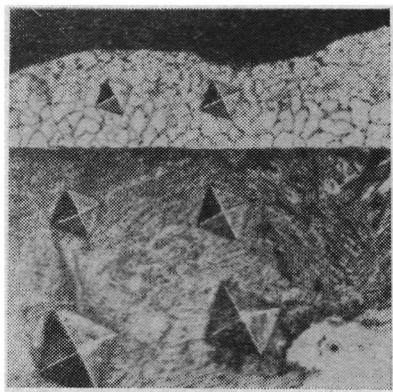


Рис. 165. Сечение обработанной поверхности при резании с подогревом (железо Армко—Т15К6; режим см. подпись к рис. 161), $\times 545$

являются частицами твердого сплава, а представляют собой новые структурные соединения, образовавшиеся в зоне контакта.

М. Г. Окнов и Л. С. Мороз [48] определили, что при цементации железа карбидом вольфрама заметная диффузия начиналась после 1220 К и при цементации карбидом титана после 1320 К. При температуре 1173 К и выдержке 50 ч они не обнаружили диффузии компонентов карбида вольфрама в железо.

Для уточнения нами были проведены специальные опыты. Образцы в виде корней стружек с твердым сплавом, на которых под микроскопом не обнаруживалось заметной диффузии, помещали в вакуумную печь и производили отжиг. Температура отжига 1140—1180 К, время отжига 40 мин.

В результате отжига и рекристаллизации пары сталь 40—Т15К6 (рис. 167) завершилась стадия перлитного превращения и стружка получила ферритно-перлитовую структуру, типичную для стали. У границы раздела наличие темной полосы и мелких раздробленных карбидов указывает на диффузионное взаимодействие между твердым сплавом и сталью.

Иной результат получился у пары железо Армко — сплав ВК8 (рис. 168). На границе раздела наблюдалась белая зона и под ней темная прослойка в самом твердом сплаве. Характерно, что науглерожженный слой не замечается. По-видимому, температура была ниже превращения α -железа в γ -железо. Нужно полагать, что из твердого сплава диффундировали вольфрам и кобальт, образовав сначала твердый раствор вольфрама и кобальта, а затем интерметаллид. В поверхностных слоях твердого сплава концентрация углерода увеличилась, что повлекло за собой структурное превращение. Про-



Рис. 166. Сечение обработанной поверхности и задней грани резца при резании железа с подогревом (железо Армко—Т15К6; режим см. подпись к рис. 163), $\times 490$

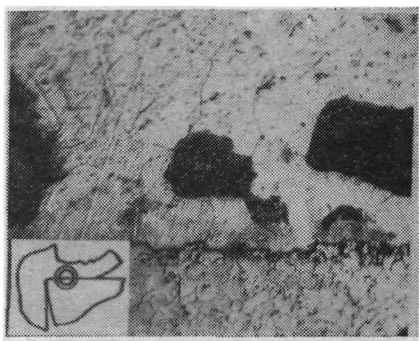


Рис. 167. Зона контакта между передней поверхностью и стружкой после диффузионного отжига в вакууме (сталь 40—Т15К6; $\theta = 1150 \div 1180$ К; время отжига 40 мин), $\times 545$

веденные опыты показывают, что при температуре 1173 К между твердым сплавом ВК8 и железом имеет место взаимное диффузионное растворение.

При изучении диффузионных процессов ценные результаты дает непосредственное наблюдение за нагреваемым в вакууме образцом в виде корня стружки с твердым сплавом.

Первый нагрев образца до 970 К с выдержкой 5—10 мин резко выявил границу между твердым сплавом ВК8 и железом. Повышение температуры до 1100 К и последующая выдержка в течение 5 мин вызвали появление темной каймы у поверхности твердого сплава. При температуре 1170 К и выдержке 5 мин на границе раздела наблюдалось образование двух слоев — тонкой темной каймы в самом твердом сплаве и более толстой диффузионной прослойки, имеющей столбчатые кристаллы. Близ этой прослойки резко выявлялись зерна аустенита в железном образце, которые с повышением температуры увеличивались в размере. Дальнейшее повышение температуры до 1370 К (выдержка 3—4 мин), до 1470 К

и до 1523 К способствовало дальнейшему увеличению размеров диффузионных слоев.

Вакуумное травление не давало возможности наблюдать за диффузией углерода из твердого сплава в железо, так как углерод в аустените находится в состоянии твердого раствора. Для полноты картины металлографическое исследование образца проводилось также после извлечения его из вакуумной камеры и полирования.

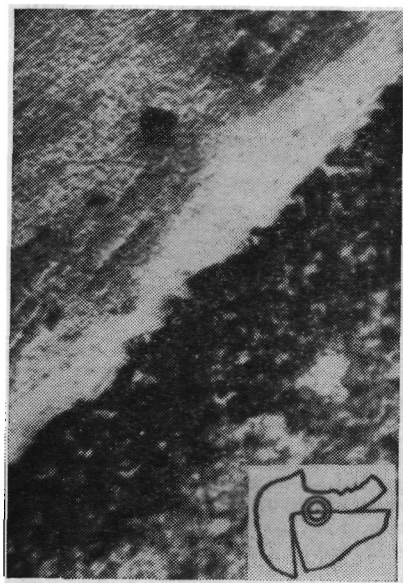


Рис. 168. Зона контакта между передней поверхностью и стружкой после диффузионного отжига в вакууме (железо Армко—ВК8; $\theta = 1150 \div 1180$ К; время отжига 40 мин), $\times 970$

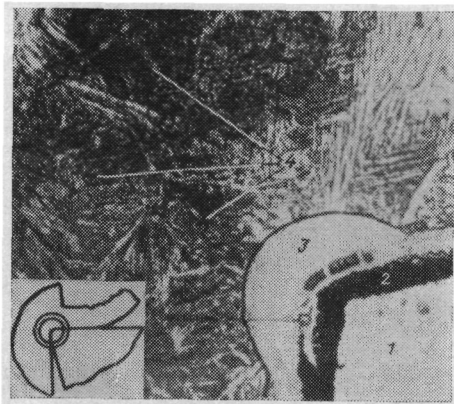


Рис. 169. Диффузионные слои, образовавшиеся между твердым сплавом и железом после отжига в вакууме (железо Армко—ВК8; максимальная температура отжига 1520 К; разрежение в рабочей камере 13,3 мПа), $\times 104$: 1 — твердый сплав в исходном состоянии; 2 — слой твердого сплава после структурных превращений; 3 — слой железотунгстеновых карбидов; 4 — науглероженная область железа

На рис. 169 показана исходная структура твердого сплава, не подвергшаяся заметному травлению 1, темная кайма вокруг твердого сплава 2, которая перетравлена реактивом Мураками, за ней белый диффузионный слой 3 и далее науглероженная область в начальной стадии выделения перлитной фазы (4).

Измерение микротвердости в отдельных слоях дало следующие результаты: твердый сплав в исходном состоянии 13,7—14,7 ГПа, в темном слое твердость изменялась в пределах 8,8—10,8 ГПа. По характеру отпечатков пирамиды в этой зоне замечалось, что этот слой находится в весьма хрупком состоянии, так как при нанесении отпечатка появлялась трещина. В белой диффузионной прослойке от границы раздела в железо твердость постепенно

понижалась, имея значения 2,55; 2,16; 2,06 ГПа. Аналогичная картина наблюдалась в обогащенной углеродом зоне. Ввиду понижения концентрации углерода к исходному металлу, твердость уменьшалась последовательно, имея значения 1,86; 1,72; 1,47; 1,27 ГПа до исходной твердости железа (980—940 МПа).

Данные металлографического исследования и измерения твердости дают основание полагать, что белая диффузионная прослойка появляется в результате проникновения вольфрама, кобальта и углерода в железо. Темный слой вокруг твердого сплава появляется в результате диффузии железа в твердый сплав и отдельных компонентов из твердого сплава, что вызывает структурные превращения в самом твердом сплаве.

На рис. 170 представлена зона контакта между сплавом Т30К4 и железом после диффузионного отжига в вакууме в течение 15 мин при температуре 1270 К. Несмотря на то что в сплаве Т30К4 большое процентное содержание титано-вольфрамовых карбидов, реакция между карбидами и железом протекала довольно интенсивно. Толщина белого нетравящегося диффузионного слоя достигает ~ 37 мкм.

Измерение микротвердости дает следующие результаты.

В исходном твердом сплаве $HV \approx 14,70$ ГПа. В поверхностных слоях твердого сплава твердость несколько падает до $HV \approx 10,78 \div 11,76$ ГПа. В белой диффузионной прослойке $HV \approx 5,98 \div 6,08$ ГПа. В железе на границе с белой прослойкой $HV \approx 1,72 \div 1,76$ ГПа и далее твердость постепенно понижается до исходной твердости железа. Резкая разница в твердостях белых диффузионных слоев при температурах отжига $\theta_0 \approx 1130$ К и $\theta_0 \leq 1270$ К дает основание полагать, что при $\theta_0 \approx 1130$ К реакция идет между железом и вольфрамом. Малая твердость этого слоя обусловлена отсутствием углерода в феррите.

Описанные выше опыты показали, что диффузионные процессы между карбидом вольфрама и железом начинаются при сравнительно низких температурах: 1070—1120 К и, возможно, еще ниже.

Расхождение в температурах начала диффузии с данными М. Г. Окнова и Л. С. Мороза объясняется, по-видимому, тем, что

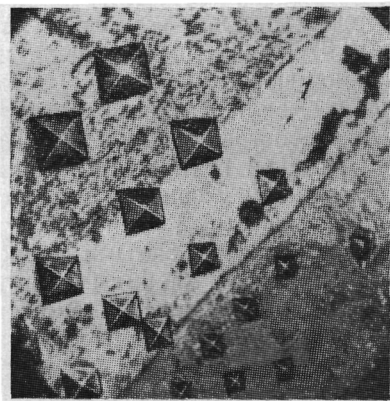


Рис. 170. Микрофотография зоны контакта между твердым сплавом и железом после диффузионного отжига в вакууме 26,6 МПа (железо Армико—Т30К4; температура отжига ~ 1270 К; время отжига 15 мин; нагрузка на индентор 1 Н), $\times 420$:
1 — слой интерметаллидов

в этих сплавах поверхности карбидов и железа были загрязнены окислами и не было плотного контакта. Наличие окислов задерживает диффузию вольфрама и углерода в железо до тех пор, пока сами окисные и другие адсорбированные на поверхности пленки не будут растворены в железе. Окислы инертны, растворение их протекает при высокой температуре. Поэтому при наличии окислов температура начала диффузионного взаимодействия между карбидом и железом повышается.

Эксперименты, проведенные в последнее время О. В. Кочиашвили в ГПИ, показали, что диффузионное взаимодействие между твердым сплавом и железом Армко протекает при температурах 870—970 К, если обеспечен плотный контакт. Это достигалось с помощью специального устройства, вмонтированного в вакуумную камеру. Эти эксперименты показали также, что скорость взаимодействия сплавов группы ВК с железом Армко более высока, чем сплавов группы ТК. Наименьшая скорость взаимодействия наблюдается у сплавов на основе карбида титана.

Из известных типов химических соединений, растворяющихся в железе, самыми стойкими являются окислы и нитриды, затем следуют карбиды и интерметаллические соединения.

Температура диссоциации карбидов в вакууме в зависимости от химического состава колеблется в весьма широких пределах. Наибольшую температуру диссоциации имеют карбиды тугоплавких металлов TiC, TaC, ZrC, NbC и т. д. В плотной среде и в контакте с металлами диссоциация химического соединения и растворение его элементов могут совершаться при более низкой температуре. В среде железа температура диссоциации карбидов значительно снижается. Вся практика термической обработки стали является иллюстрацией этого явления. Например, карбид железа в среде железа диссоциирует и растворяется уже при температуре ~970 К, тогда как его диссоциация в вакууме происходит при температуре не ниже 1770 К.

Очевидно, установление силового взаимодействия между атомами одного вещества с другим на границе раздела фаз изменяет силовое взаимодействие между атомами молекулы химического соединения, изменяются энергетические уровни и работа выхода атома.

Приведем данные о термической прочности некоторых карбидов [42, 48]. Термическая стойкость карбидов элементов четвертого периода периодической системы понижается от титана к цинку по мере возрастания порядкового номера элемента.

Карбид титана TiC, содержащий 20,05% связанного углерода, химически устойчив, кристаллизуется в кубической гранцентрированной решетке (типа NaCl). Плотность карбида титана 4,93—4,96 г/см³; твердость по шкале Мооса 9—10; микротвердость 31,36 ГПа; температура плавления ~3520 К.

Карбид титана — прочное соединение, трудно растворимое даже в жидкой стали и расплавленном чугуне. Карбид титана, будучи впрессован в мягкую сталь (0,06 % C) и нагрет до оплавления, не образует эвтектического сплава в контакте со сталью и медленно растворяется. При температуре ниже 1530—1570 К карбид титана обычно не принимает участия в процессах термической

обработки стали, даже если закалка ведется с температуры 1570 К. Еще более стойкими соединениями являются карбонитрид и нитрид титана.

Карбид и нитрид титана, а также карбонитрид титана стали важнейшими материалами в производстве твердых сплавов.

Карбид ванадия. Монокарбид ванадия VC, содержащий 19,08% C, химически устойчив. Кристаллизуется по типу решетки NaCl в виде гранецентрированного куба; плотность 5,36 г/см³; царапает корунд; микротвердость 27,44 ГПа; температура плавления 3080—3100 К.

Карбид ванадия растворяется в стали при сравнительно невысокой температуре (~1170 К). Из твердого раствора карбид ванадия выделяется в дисперсной форме. Несмотря на высокую твердость, отсутствие затруднений в получении и относительно низкую стоимость, карбид ванадия не нашел широкого применения в производстве твердых сплавов, очевидно, из-за значительной хрупкости и малой инертности по отношению к железу.

Карбид хрома. Можно считать надежным существование трех карбидов:

- а) Cr₂₃C₆ (5,33 % C) с кубической гранецентрированной решеткой; температура плавления 1790—1820 К;
- б) Cr₇C₃ (9,0 % C) с гексагональной решеткой; температура плавления 1800—2050 К;
- в) Cr₃C₂ (13,33 % C) с орторомбической решеткой; температура плавления 1100—2170 К.

Для производства твердых сплавов представляют интерес карбиды Cr₃C₂ и CrC. В связи с высокой твердостью и температурой плавления более бедные углеродом карбиды хрома, легко растворяющиеся в связывающем металле, приводят к высокой хрупкости твердого сплава.

Карбид Cr₃C₂ устойчив против кислот; плотность его равна 6,683 г/см³; микротвердость порядка 12,74 ГПа. В стали карбиды хрома могут растворяться сравнительно легко. Например, при термической обработке растворение железохромовых карбидов заметно при 1070 К. По-видимому, в виду малой инертности к растворению в железе карбиды хрома не нашли широкого применения при производстве твердых сплавов для режущего инструмента.

Карбид марганца. Марганец с железом и углеродом образует карбид типа (FeMn)₃C. Температура растворения его в стали низка (~1020 К). Термическая стойкость карбида железа еще ниже, чем железомарганцевого карбида. Карбиды кобальта и никеля очень непрочны.

Аналогично четвертому периоду наблюдается понижение термической стойкости карбидов в пятом периоде от циркония к молибдену.

Карбид циркония. Карбид циркония ZrC (11,64% C). Кристаллизуется по типу решетки NaCl в виде гранецентрированного куба; плотность 6,9 г/см³; микротвердость ~25,5 ГПа; температура плавления по данным ряда исследователей колеблется в пределах 3300—3800 К. В настоящее время карбид циркония находит применение в производстве твердых сплавов.

Карбид ниобия. Монокарбид ниобия NbC (11,45% C) устойчив против кислот; легко образует нитриды. Кристаллизуется в кубической гранецентрированной решетке; плотность равна 7,5 г/см³; микротвердость его 33,8 ГПа; температура плавления ~3770 ± 125 К.

Карбид ниобия получил применение при производстве твердых сплавов. Высокопрочные твердые растворы карбида ниобия с рядом других карбидов используют как основу или как присадку для безвольфрамовых (или с низким содержанием карбида вольфрама) твердых сплавов.

Карбид молибдена. Достоверным считается существование двух карбидов.

1. Карбид молибдена Mo₂C (5,89 % C). Кристаллизуется в гексагональной компактной упаковке; существует также карбид Mo₂C с кубической гранецентрированной решеткой; плотность 9,18 г/см³; микротвердость 17,64 ГПа; плавится с разложением при температуре 2500—2600 К.

2. Монокарбид MoC (11,13 % C). Кристаллизуется в гексагональной упаковке; плотность 8,4 г/см³; температура плавления 2800 К.

Производство карбида молибдена дешевле и проще, чем карбида вольфрама, однако он хрупок и менее тверд. Карбид молибдена легко растворяется в стали, что ограничивает его применение в производстве твердых сплавов.

Так же как и в четвертом и в пятом периодах, наблюдается понижение термической стойкости карбидов в шестом периоде от гафния и тантала к вольфраму.

Карбид гафния. Высокая цена технически чистой исходной двуокиси гафния ограничивает пока широкое промышленное применение высокопрочного и тугоплавкого карбида и нитрида гафния. В системе гафний—углерод имеется одно соединение монокарбида HfC (6,3 % C) с весьма высокой температурой плавления $\sim 4160 \pm 150$ К. Этот карбид кристаллизуется по типу NaCl в виде гранецентрированного куба; плотность 12,2 г/см³. Возможность его использования особенно интересна в связи с вероятным образованием высокопрочных твердых растворов с карбидами других металлов и инертностью HfC , HfN по отношению к растворению в стали.

Карбид тантала. Известны два соединения Ta_2C (3,21% C, температура плавления ~ 3670 К) и TaC (6,23 % C, температура плавления ~ 4070 К).

Карбид TaC трудно растворяется в кислотах; кристаллизуется по типу NaCl в кубической гранецентрированной решетке; плотность ~ 14 г/см³. Карбид тантала, так же как и карбид титана, трудно растворим в стали.

Твердые сплавы для обработки стали содержат наряду с основным компонентом (WC), карбид титана или карбид тантала или оба эти карбида. Карбид тантала снижает склонность твердого сплава к свариванию со стальной стружкой, уменьшая, таким образом, адгезионный износ, добавление TaC повышает прочность сплавов (WC—TiC), что также является его важным преимуществом.

Карбид вольфрама. Вольфрам с углеродом образуют два карбида: W_2C и WC.

1. Карбид W_2C (3,15 % C) кристаллизуется в гексагональной компактной решетке; плотность $\sim 17,2$ г/см³; царапает корунд; микротвердость $\sim 29,4$ ГПа; температура плавления 2970 ± 50 К.

2. Монокарбид WC (6,12 % C) кристаллизуется в простой гексагональной решетке; плотность 15,5—15,7 г/см³; микротвердость WC равна 23,5—24,5 ГПа; горячепрессованный беспористый карбид WC имеет твердость по Виккерсу 15,88 ГПа. Предел прочности при растяжении штабиков WC, спеченных при высоких температурах, достигает 340 МПа; предел прочности при изгибе 490—590 МПа.

Карбиды вольфрама трудно растворимы в стали и занимают промежуточное положение между карбидами тантала и карбидами хрома, ванадия и др. Важным отличительным свойством карбида вольфрама является его высокая теплопроводность, столь необходимая для твердых сплавов, предназначенных для режущего инструмента. Монокарбид вольфрама — важнейший компонент металллокерамических твердых сплавов.

Из рассмотрения свойств гаммы карбидов в свете их пригодности для производства твердых сплавов, предназначенных для обработки стали, наряду с прочностью, твердостью, смачиваемостью и малой растворимостью в связке, важным требованием является их инертность по отношению к обрабатываемому материалу.

Карбиды отдельных металлов IV, V и VI групп периодической системы элементов представляют интерес не только сами по себе, но и в их сочетании, в частности, в виде двойных и более сложных сплавов, включающих твердые растворы карбидов. Образование твердых растворов карбидов приводит к увеличению твердости и, частично, к саморафинированию карбидов от графитов, окислов и нитридов.

Создание твердых сплавов не ограничивается только применением карбидов тугоплавких металлов, значительный интерес представляют бориды и окислы [42]. Бориды металлов III, IV, V и VI групп периодической системы элементов характеризуются металлическими свойствами, высокой твердостью и химической стойкостью.

Диборид титана TiB_2 (31,13% B); плотность 4,5 г/см³; царапает корунд и карборунд; твердость $\sim 33,3$ —41,2 ГПа; температура плавления 3170 ± 80 К. Высокие твердость и температура плавления позволяют предполагать, что у диборида титана снижение твердости с повышением температуры будет происходить медленно.

Важным свойством диборида титана в паре со сталью является малая склонность к адгезии, высокая теплопроводность, превышающая даже теплопровод-

ность карбида вольфрама. Низкая смачиваемость TiB_2 различными металлами, по-видимому, является причиной ограниченного применения этого материала в производстве твердых сплавов. Аналогичными свойствами обладают бориды циркония, алюминия, ниобия, гафния и тантала. Например, борид ZrB_2 имеет твердость $\sim 35,3$ ГПа, температуру плавления 3150 К; твердость борида AlB_2 примерно 37,2 ГПа.

Большая твердость, инертность, высокие температуропроводность и температура плавления дают возможность считать перспективным применение тугоплавких боридов в качестве компонентов твердых сплавов для режущего инструмента.

Оксид алюминия. Оксид алюминия Al_2O_3 встречается в природе в виде корунда. Естественный и искусственный корунд благодаря значительной твердости (9 по Моосу) и высокой температуре плавления (2320 К) находят большое применение в абразивной технике. При изготовлении износостойких деталей и режущих инструментов к оксиду алюминия добавляют немного SiO_2 . Полученный твердый раствор с красно-фиолетовой окраской (рубин) несколько тверже, чем сапфир, малопорист, обладает полукристаллической структурой.

Важным свойством спеченного корунда является его высокая твердость при нагреве, значительно превосходящая твердость металлокерамических твердых сплавов в интервале температур 970—1570 К. Не менее важным свойством этого материала является его инертность по отношению к стали. После диффузионного отжига взаимодействие между корундом и железом не обнаруживается вплоть до температуры плавления железа. Химическая инертность корунда по отношению к стали исключает диффузионный износ этого режущего материала.

Ведутся работы по совершенствованию минералокерамики для режущего инструмента, направленные на повышение ее прочностных характеристик. Одним из путей повышения предела прочности является введение в минералокерамику металлических добавок, т. е. создание металло-минералокерамических композиций, называемых керметами.

СТРУКТУРА ДИФФУЗИОННЫХ СЛОЕВ

Между природой фаз, образующихся при диффузии чистых элементов в металл, и бинарной диаграммой состояния их сплавов существует закономерная связь. Если сплавы двух металлов образуют непрерывный ряд твердых растворов или же имеют ограниченную растворимость в твердом состоянии без образования интерметаллических соединений, при диффузии одного из этих металлов в другой происходит постепенное обогащение поверхности образца диффундирующим элементом, повышение концентрации совершается до насыщения твердого раствора при температуре опыта.

В тех случаях, когда в двойной системе образуются интерметаллические фазы, при взаимной диффузии этих компонентов образуется, по крайней мере, одно интерметаллическое соединение, устойчивое при температуре диффузии. Образование интерметаллической фазы характеризуется наличием скачка на концентрационной кривой диффундирующего элемента. Если диффундирующий элемент может растворяться в насыщаемом металле, то существует инкубационный период до начала образования химического соединения, и реактивной диффузии предшествует гетеродиффузия. Когда диффундирующий элемент не растворяется в насыщаемом металле, с самого начала происходит реактивная диффузия с образованием интерметаллического соединения. Природа

ные выше исследования и выводы должны быть достоверными для объяснения природы диффузионных слоев, образованных при резании железа твердыми сплавами.

Ценные сведения о химическом составе и структуре диффузионных слоев дает применение рентгеноспектрального метода исследования локального химического состава. С помощью этого метода были записаны концентрационные кривые вольфрама, железа и кобальта для некоторых образцов после диффузионного

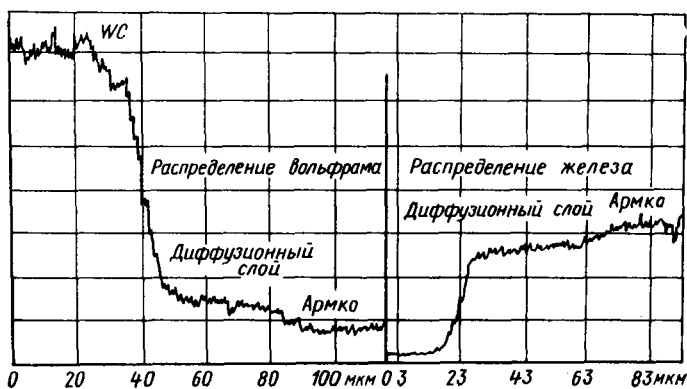


Рис. 172. Концентрационные кривые вольфрама и железа в диффузионном слое

отжига. Запись концентрационных кривых производили в направлении нормали к диффузионным слоям. На рис. 172 представлены характерные концентрационные кривые вольфрама и железа при переходе от твердого сплава к железу. В твердом сплаве концентрация вольфрама максимальна. При переходе к белому диффузионному слою концентрация его понижается скачкообразно, в диффузионном слое (примерно на расстоянии 35 мкм) изменяется незначительно и затем резко понижается (на расстоянии 10 мкм) до нуля. При переходе к диффузионному слою концентрация железа возрастает скачкообразно, в пределах белого диффузионного слоя так же, как и концентрация вольфрама, остается постоянной (на расстоянии 35 мкм) и далее (на расстоянии 10 мкм) вновь повышается до исходного состояния. Незначительное изменение концентрации вольфрама и железа в пределах диффузионного слоя свидетельствует о том, что наблюдаемая фаза является интерметаллидом.

Анализ концентрационных кривых образцов, в которых наблюдаются структурные превращения в поверхностных слоях твердого сплава (см. рис. 169), показывает, что концентрация вольфрама в темном слое 2 примерно постоянна и несколько меньше, чем в исходном материале; в белом диффузионном слое 3 она понижается и (на расстоянии 85 мкм) остается постоянной.

В темном слое 2 концентрация железа резко повышается от нуля до некоторого постоянного значения. При переходе в белый диффузионный слой концентрация железа опять возрастает скачкообразно и в пределах гомогенности фазы остается постоянной.

Из данных анализа концентрационных кривых следует, что железо проникает в твердый сплав на глубину не менее 25 мкм. Из твердого сплава углерод, вольфрам и кобальт диффундируют в железо, а железо проникает в твердый сплав, причем проникновение вольфрама в железо больше, чем железа в твердый сплав (для образца на рис. 169 отношение глубины проникновения вольфрама и железа примерно равно 3,5).

Из вышесказанного следует заключить, что, по-видимому, белый диффузионный слой представляет собой интерметаллидную фазу. Рост диффузионных слоев при отжиге главным образом идет за счет реактивной диффузии и образования интерметаллидов и карбидов. Очевидно, такой процесс энергетически является более выгодным.

Постоянство концентрации вольфрама и железа в темном диффузионном слое 2 указывает на то, что этот слой состоит из одной или нескольких обособленных фаз. Значительная концентрация железа в этом слое является признаком того, что диффузия железа в твердый сплав играет существенную роль в структурных превращениях поверхностных слоев твердого сплава.

На основании металлографического исследования диффузионных слоев, измерения их твердости и рентгеноструктурного анализа обработанной поверхности можно полагать, что на вышеприведенных снимках темный слой в железе является науглероженным слоем, который в состоянии опыта представляет собой твердый раствор углерода в γ -железе. Значительно большая толщина этого слоя по сравнению с другими диффузионными слоями объясняется подвижностью атомов углерода, которые быстрее вольфрама, кобальта и титана диффундируют в железо, и за один и тот же промежуток времени проникают на значительно большую глубину. Высокая твердость диффузионных слоев вызвана закалкой при быстром охлаждении зоны контакта в момент прекращения резания. Структура в зависимости от условий охлаждения состоит из мартенсита и остаточного аустенита, а при более медленном охлаждении — из бейнита, троостита, троосто-сорбита и т. д.

Белый нетравящийся слой, образованный при цементации железа однокарбидным твердым сплавом типа ВК, является железовольфрамовым карбидом. Между белым слоем и железом имеется слой твердого раствора вольфрама, углерода и частью кобальта в γ -Fe— γ -фаза. При цементации железа двухкарбидным твердым сплавом типа ТК этот слой является сложным железовольфрамтитановым карбидом и над ним находится слой твердого раствора.

Характер износа инструмента, оснащенного твердым сплавом, в процессе резания сталей с подогревом до высоких температур

аналогичен характеру износа при резании железа с подогревом. Опыты проводились с образцами сталей 10, Ст.3, 40, У7, 18Х2Н4ВА и др. При температурах подогрева выше 1170—1220 К происходит заметная диффузия компонентов твердого сплава в сталь. Образуется науглерожженный слой стали и под ним диффузионный слой твердого раствора вольфрама и углерода в γ -Fe. Происходит также обезуглероживание и структурные превращения в твердом сплаве.

Химический состав стали оказывает влияние на скорость растворения компонентов твердого сплава и на обезуглероживание. Увеличение углерода в стали, например, до 0,8—1,2 % снижает скорость обезуглероживания твердого сплава и несколько увеличивает скорость растворения вольфрама. Все исследованные марки сталей при высоких температурах резания порядка 1370—1470 К на микроскоростях вызывают катастрофический износ инструмента. Наблюдается разрушение слоев инструмента по задней поверхности. Стойкость инструмента не более 2—6 мин. Резкое падение стойкости при повышении температуры от 1220 К до 1520 К и более объясняется интенсификацией диффузионного растворения и структурными превращениями в твердом сплаве.

Представляет интерес исследование резания с подогревом карбидообразующих металлов (цинка, меди, отчасти никеля, кобальта), а также тугоплавких карбидообразующих металлов (хрома, ванадия, молибдена, титана, циркония и др.). Опыты, проведенные при резании никеля, титана и циркония, показали, что диффузия компонентов стандартных твердых сплавов в эти обрабатываемые материалы имеет меньшую скорость, чем при резании стали. Измерение твердости в контактных зонах и травление шлифов не выявили диффузии компонентов твердого сплава в никель до температуры 1370 К. Надо полагать, что значение коэффициента диффузии вольфрама в никель меньше, чем для железа, и в наших опытах температура и время были недостаточны для появления диффузионных прослоек.

Несмотря на высокую температуру подогрева, доходящую до 1370—1470 К, обнаружить растворение компонентов твердого сплава в титане при резании на микроскоростях не удалось. Измерение микротвердости и травление шлифа не привели к обнаружению диффузионных прослоек. По данным Д. М. Мейката, Г. Огдена и Р. Джаффи [48], максимальная растворимость углерода в α -Ti в перитектоидной точке составляет 0,47 %. При понижении температуры растворимость углерода уменьшается. Растворимость углерода в β -Ti составляет при температуре 1190 К около 0,15 % и возрастает с увеличением температуры, достигая 0,8 % при перитектической температуре (2020 ± 20 К).

Согласно диаграмме состояния TiC при температуре 1470 К растворимость углерода в β -Ti составляет около 0,2 %. Если бы в стружке и на обработанной поверхности после резания титана было такое количество углерода, то на микрошлифах вполне отчетливо выявилось бы его присутствие. Опыты по диффузионному

отжигу в вакууме пары титан — твердый сплав, показали, что при 1270—1470 К титан реагирует с твердым сплавом и имеет место взаимное диффузионное растворение. Протеканию диффузионных процессов при резании титана на микроскоростях с подогревом, очевидно, значительно препятствует интенсивное окисление контактных слоев и образованные окислы являются ингибитором диффузии. Известно, что окислы титана в отличие от окислов вольфрама нелегко превратить в карбид путем восстановления

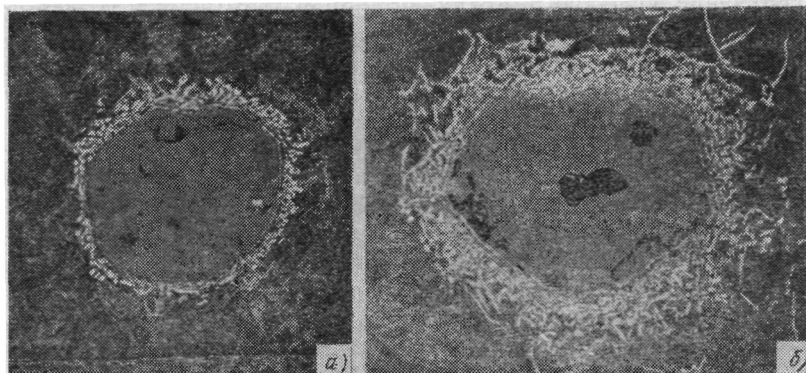


Рис. 173. Взаимодействие с титановым сплавом ВТЗ-1 при температуре 1270 К, $\times 78$:
 а — монокорунд, время выдержки 10 мин; б — белого электрокорунда, время выдержки 30 мин

в среде водорода. Для этого необходима значительно более высокая температура, порядка 2170—2570 К, тогда как карбид вольфрама начинает образовываться при 1270 К. Это свидетельствует о сильной связи титана с кислородом.

Подтверждением сказанному является и то, что титан при температуре 1270 К реагирует с корундом Al_2O_3 (рис. 173). Толщина слоя взаимодействия монокорунда с титановым сплавом ВТЗ-1 составляет при температуре 1270 К около 30 мкм при выдержке 10 мин и 80—120 мкм при взаимодействии белого электрокорунда с ВТЗ-1 при той же температуре и выдержке 30 мин. На микрофотографии отчетливо виден слой выделившихся крупных зерен α -фазы титана. Вне зоны взаимодействия можно видеть характерную мелкоигольчатую структуру ВТЗ-1.

Измерение микротвердости (табл. 14) показало ее значительное изменение примерно на таком же расстоянии от границы взаимодействия (в таблице даны результаты измерения микротвердости в трех направлениях), причем по мере удаления от границы взаимодействия микротвердость постепенно уменьшается.

Микрорентгеноспектральный анализ того же образца (рис. 174) показал, что максимальное содержание алюминия в диффузионном

Изменение микротвердости титана при взаимодействии с белым электрокорундом

Микротвердость, ГПа	Расстояние от границы взаимодействия, мкм							
	10	40	70	100	130	160	190	250
I	6,7	5,4	4,6	4,0	4,1	3,9	3,9	3,8
II	5,5	4,8	4,4	4,3	4,1	4,1	3,8	3,8
III	6,8	4,7	3,9	3,9	—	—	—	—

слое 17,6 % (эталон — чистый алюминий), вне слоя взаимодействия — 5 %, что соответствует химическому составу сплава ВТЗ-1.

Проведенный опыт показывает, что корунд со сплавами на основе титана в отличие от сплавов железа, химически активен и поэтому не может являться эффективным материалом для режущих инструментов при резании титановых сплавов.

Диффузионный износ стандартных твердых сплавов типа ВК и ТК при обработке никеля, титана, циркония и, очевидно, других тугоплавких металлов в интервале температуры 1270—1470 К на микроскоростях с подогревом протекает с меньшей интенсивностью, чем при обработке сталей. Если же никель будет обрабатываться сплавом, состоящим из карбида бора, тогда ощутимый диффузионный износ начнет проявляться при температуре резания свыше 1270 К. Причем никель не образует твердого раствора с бором и углеродом, поэтому в зоне контакта будет протекать реактивная диффузия с образованием интерметаллического соединения NiB. Интенсивность износа в данном случае обусловлена скоростью образования интерметаллического соединения.

Можно предполагать, что кинетика распада фаз твердого сплава и механизм диффузии компонентов в железе качественно не зависят от скорости резания. При больших скоростях резания быстрое перемещение обрабатываемого материала относительно поверхностей инструмента, не меняя качественной картины, уменьшит лишь толщину диффузионных слоев. Чтобы убедиться в этом, в опытах с подогревом скорость резания была повышена до $(4,15—8,3) \cdot 10^{-3}$ м/с.

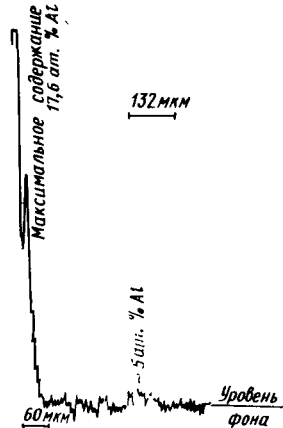


Рис. 174. Концентрационная кривая алюминия, проникшего в ВТЗ-1 из белого электрокорунда при температуре 1270 К и времени выдержки 30 мин

Изучение микрошлифов показало, что на границе раздела наблюдается растворение карбидов. Отдельные зерна твердого сплава, не успевшие раствориться, внедряются в обрабатываемый материал и уносятся им. Это указывает на то, что интенсивность износа на микроскоростях с подогревом срезаемого слоя не определяется только процессами растворения, а зависит также от

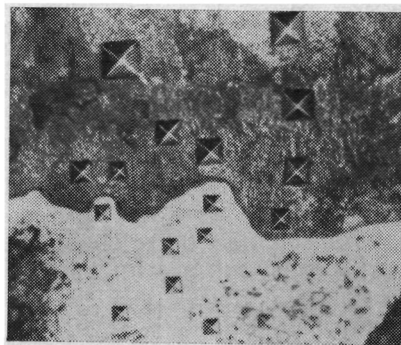


Рис. 175. Обработанная поверхность при резании железа с подогревом (косой срез $\alpha = 3 \div 5^\circ$; железо Армко—ВК8; $v = 4,33$ м/с; $b = 1,5$ мм; $a = 0,2$ мм; $\theta \approx 1320 \div 1370$ К), $\times 500$

прочности поверхностных слоев твердого сплава. После потери связи между отдельными блоками твердого сплава они быстро уносятся обрабатываемым материалом аналогично тому, как это имеет место при пластическом адгезионном износе быстрорежущей стали при высоких температурах. Толщина науглероженного слоя железа при температуре около 1520 К и скорости $v = 4 \cdot 10^{-5}$ м/с равна 5—8 мкм. Уменьшение толщины науглероженного слоя при этом объясняется кратковременностью контакта, в связи с чем трудно выявить белый диффузионный слой.

Для обнаружения структуры контактных слоев инструмента при этих скоростях были изготовлены косые шлифы обработанной поверхности. Микрофотографии этих шлифов приведены на рис. 175 и 176. В поле зрения находятся обработанная поверхность и продукт износа твердого сплава. Виден темного цвета цементированный углеродом слой на обработанной поверхности и белый диффузионный слой. Над диффузионным слоем отчетливо

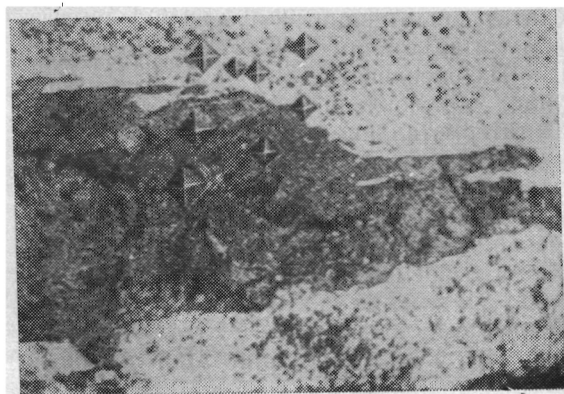


Рис. 176. Обработанная поверхность при резании железа с подогревом (косой срез $\alpha = 3 \div 5^\circ$; железо Армко — ВК8; $v = 0,3$ мм/с; $b = 1,7$ мм; $a = 0,15$ мм; $\theta = 1400 \div 1430$ К; $T = 13$ с), $\times 700$

виден тонкий белый слой железо-вольфрамового карбида, переходящий в продукт разрушения твердого сплава, который имеет структуру эвтектики, резко отличающуюся от исходной структуры твердого сплава. Твердость продуктов износа твердого сплава колеблется в пределах 7,8—8,8 ГПа, что значительно ниже его исходной твердости. Толщина белого слоя примерно равна 0,6—0,3 мкм (см. рис. 175).

Структурные превращения и разупрочнение поверхностных слоев и в этих условиях решающим образом влияют на интенсивность износа твердого сплава. Разупрочненные слои охрупчиваются и отдельными блоками отрываются либо срезаются под действием нагружающих напряжений, и инструмент быстро выходит из строя. Срез и разрушение отдельных блоков материала инструмента происходят периодически. Сначала идет диффузия компонентов твердого сплава в железе, а также диффузия железа в твердый сплав, затем наступают структурные изменения в поверхностных слоях, их разупрочнение и разрушение. Такой процесс периодически повторяется. Продукты износа на обработанной поверхности распределяются дискретно.

МЕХАНИЗМ ИЗНОСА ТВЕРДОСПЛАВНОГО ИНСТРУМЕНТА НА БОЛЬШИХ СКОРОСТЯХ РЕЗАНИЯ

Все предыдущие опыты по изучению диффузионных процессов при резании на малых скоростях с искусственным подогревом представляли имитацию реального процесса. При резании материалов на высоких скоростях без предварительного подогрева нагружающие напряжения и температурное поле отличаются от резания на микроскоростях с искусственным подогревом. Однако можно считать, что эти отличия не вызовут качественного изменения процесса взаимодействия реагирующих пар, если температуры на контакте будут близкими. Количественные изменения, связанные с уменьшением времени контакта, будут проявляться в изменении толщины и, очевидно, в характере диффузионных слоев. Насыщение растворителя на границе раздела диффундирующим элементом, по-видимому, не успеет произойти полностью, не успеют образоваться и интерметаллические соединения.

На рис. 177 представлена зона контакта стружки с передней поверхностью при обработке стали 40 сплавом ВК8. При этом режиме инструмент интенсивно изнашивается. На границе раздела видны растворение карбидов и науглероженный слой *1* стали в виде темной полосы. Характерно, что белый слой обнаружить не удастся. По-видимому, для насыщения диффузионного слоя вольфрамом в количестве, соответствующем стехиометрическому составу фазы Fe_2W_2C , времени слишком мало. Диффузионный слой раствора вольфрама в железе, несмотря на косой срез шлифа не выявляется.

На рис. 178 видно растворение карбидов и разрушение поверхности твердого сплава. Некоторые карбиды находятся в стружке в нерастворенном виде недалеко от границы раздела. Вокруг карбидов после травления образовалась темная кайма. Это, очевидно, науглероженный слой, образованный в результате диффузии углерода из твердого сплава. На рис. 179—182 в зоне передней поверхности видно растворение карбидов в стали и отделение зерен твердого сплава от основной его массы.

Представленные микрофотографии указывают на то, что продукты износа в струж-



Рис. 177. Зона контакта передней поверхности при резании стали (косой срез $\alpha = 5 \div 6^\circ$; сталь 40 — ВК8; $v = 3,83$ м/с; $t = 1,2$ мм; $s = 2,17$ мм/об; $L = 9,5$ м; $\theta \approx 1520$ К; $\gamma = 0^\circ$; $\varphi = 45^\circ$; $\varphi_1 = 20^\circ$; $\lambda = 0^\circ$), $\times 1000$: I — тонкая темная полоса науглероженного слоя стали

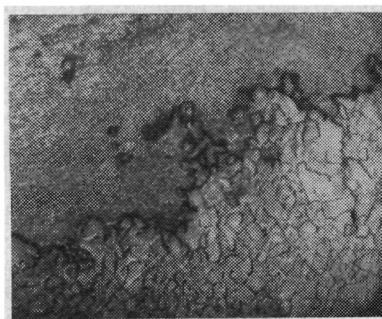


Рис. 178. Зона контакта передней грани при резании стали (косой срез $\alpha = 5 \div 6^\circ$; сталь 40—Т15К6; $v = 3,83$ м/с; $t = 1$ мм; $s = 1,07$ мм/об; $\gamma = 15^\circ$; $\varphi = 60^\circ$; $\varphi_1 = 20^\circ$), $\times 530$

ке и на обработанной поверхности должны находиться в виде диффузионных слоев, а также в виде отдельных блоков карбидов, неполностью растворившихся в обрабатываемом материале. Эти блоки находятся внутри стружки и наблюдение ее поверхности часто не дает возможности их обнаружить. Поэтому при диффузионном износе радиофотограммы, снятые со стружки или обработанной поверхности, аналогично адгезионному износу могут иметь пятнистый характер и указывать на неравномерное распределение массы изношенного вещества.

Структурно-чувствительная диффузия существенно влияет на интенсивность износа твердосплавного инструмента. Железо, быстро внедряясь в каком-либо направлении, например, по границам зерен, ослабляет связь между отдельными боками твердого сплава и их срез возможен до окончательной потери этих связей.

Масса изношенного вещества в единицу времени при этом определяется скоростью не объемной, а поверхностной диффузии, если последняя значительно превышает первую. При диффузии элементов, образующих в результате диффузии решетку внедрения, объемная и поверхностная диффузии обычно имеют один и тот же порядок, поэтому науглероживание стали не будет обладать значительной структурной чувствительностью, но диффузия вольфрама в железо или железа в твердый сплав выявит структурную чувствительность. Особенно существенно структурно-

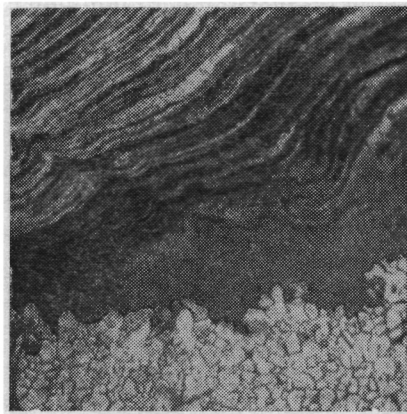
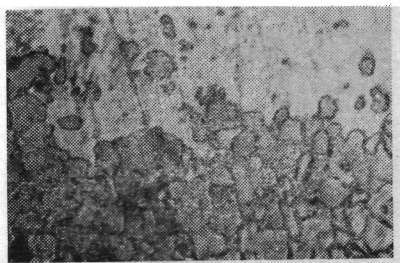


Рис. 179. Зона контакта передней поверхности (косой срез $\alpha = 3 \div 5^\circ$); сталь перетравлена; сталь 40—Т15К6; $v = 8,75$ м/с; $t = 1$ мм; $s = 0,3$ мм/об; $L = 1570$ м; $\gamma = -20^\circ$; $\varphi = 45^\circ$; $\varphi_1 = 15^\circ$; $\alpha = 10^\circ$; $\lambda = 0^\circ$, $\times 860$

Рис. 180. Зона контакта передней поверхности (косой срез $\alpha = 3 \div 5^\circ$), (режим см. подпись к рис. 179) $\times 490$

чувствительная диффузия проявится в двухкарбидных твердых сплавах типа ТК.

В сплаве, состоящем из твердого раствора карбида вольфрама в карбиде титана и избыточных карбидов вольфрама (Т5К10, Т14К8, Т15К6, Т30К4), карбид вольфрама диссоциирует при более низкой температуре и быстрее растворяется в железе, чем карбид титана. Титано-вольфрамовые карбиды, медленно растворяясь в стали, выступают над поверхностью контакта и создают шероховатость. Очевидно, этим объясняется то, что характер контакта на высоких скоростях и температурах при резании сталей двухкарбидным твердым сплавом более бугристый, чем у однокарбидного твердого сплава.

В отличие от обычного диффузионного отжига, при резании контактные слои обрабатываемого материала, пластически деформируясь, перемещаются друг относительно друга. Дислокации кристаллической решетки при пластической деформации и высокие давления в зоне застоя увеличивают потенциальную энергию решетки, что может снизить энергию активации диффузии и изме-

нить величину коэффициента диффузии. В связи с этим важно выявить влияние пластической деформации и давления на величину коэффициента диффузии в условиях резания.

Зная толщину науглероженного слоя и толщину белого диффузионного слоя в зоне контакта или стружке, а также время контакта, по формуле $D \approx \frac{\pi x^2}{16t}$ определили коэффициенты диффузии углерода и коэффициент диффузии вольфрама в сталь. Для выявления влияния пластической деформации на величину D

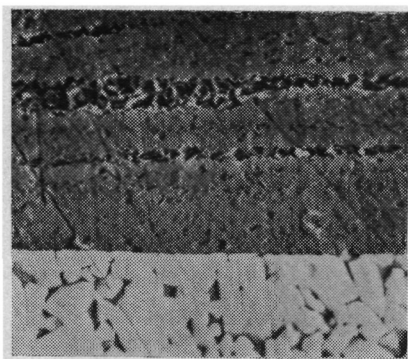


Рис. 181. Контактное взаимодействие на лунке [74] (ВК8 — сталь 45; $v = 1,7$ м/с; $s = 0,3$ мм/об; $t = 1,5$ мм; $T = 60$ с), $\times 2400$

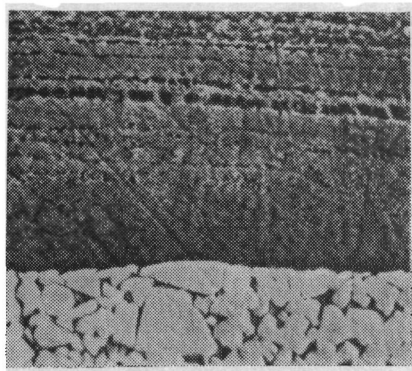


Рис. 182. Контактное взаимодействие в месте перехода от участка пластического контакта (слева) к участку лунки (справа) [74] (условия обработки см. подпись к рис. 181) $\times 2400$

эти данные сопоставили с коэффициентами диффузии, полученными при обычном диффузионном отжиге. Обработывали данные, полученные при резании при низких скоростях с подогревом; при высоких скоростях резания без подогрева имели возможность определить лишь коэффициент диффузии углерода. Подсчеты показали, что величины коэффициентов диффузии углерода и вольфрама при резании на низких скоростях с подогревом и в условиях обычных диффузионных отжигов имеют один и тот же порядок [48]. Глубина проникновения углерода в стружку при скорости резания 3—5 м/с составляет 2—4 мкм. Аналогичные результаты получены в работе [74].

При высоких скоростях резания, когда в контактных зонах происходит интенсивная пластическая деформация и быстрое перемещение стружки относительно тонких контактных заторможенных слоев, градиент концентрации диффундирующего элемента всегда выше, чем в обычных условиях отжига, и поэтому скорость диффузии вольфрама, углерода существенно возрастает.

Приведенный выше экспериментальный материал, доказывающий наличие диффузионного растворения реагирующих пар при

определенных условиях резания, относится к процессам непрерывного резания. В прерывистых процессах режущий инструмент каждый раз входит в контакт с поверхностями, покрытыми адсорбированными или окисными пленками, которые мешают протеканию взаимной диффузии элементов контактирующих материалов и способствуют образованию инкубационного периода диффузии. В результате диффузионный износ может стать несущественным в суммарном износе. Например, при фрезеровании, в зависимости от глубины фрезерования и диаметра фрезы диффузионный износ может проявиться при значительно более высоких температурах и в меньшей степени влиять на суммарный износ.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ТВЕРДОСПЛАВНОГО ИНСТРУМЕНТА

При взаимной диффузии компонентов твердого сплава и железа структурные превращения в поверхностных слоях инструмента могут являться результатом: а) диффузии атомов железа в твердый сплав из обрабатываемого материала; б) частичного обезуглероживания поверхностных слоев инструмента.

Вследствие высокого градиента концентрации углерода на границе раздела инструмент — обрабатываемый материал, малого радиуса атомов углерода и их большой подвижности и проницаемости по сравнению с атомами железа нарушение стехиометрического состава элементов в карбидах должно повлечь за собой возникновение новых фаз и изменение свойств контактных слоев инструмента. Согласно диаграмме состояния $W-C$ (рис. 183) понижение массовой доли углерода в поверхностных слоях твердого сплава приводит к образованию смеси карбидов $W_2C + WC$, а дальнейшее ее уменьшение — к образованию смеси $W_2C + W$.

Приведенные рассуждения справедливы в том случае, когда происходит только обезуглероживание карбида вольфрама, а другие элементы отсутствуют.

Если наряду с обезуглероживанием в поверхностные слои твердого сплава диффундирует железо, для объяснения возможных структурных превращений следует рассмотреть систему железо — вольфрам — углерод. Согласно диаграмме состояния $Fe-W-C$ по мере насыщения карбидов вольфрама железом и понижения массовой доли углерода должен образовываться железовольфрамовый карбид. Следовательно, в процессе взаимной диффузии в поверхностных слоях твердого сплава должна возникнуть смесь карбидов. Это предположение подтверждается при реагировании чистого карбида вольфрама с железом. Например, когда кусочек спеченного карбида вольфрама был запрессован в пластину железа, после отжига в железе наблюдалось появление диффузионной прослойки, а в твердом сплаве — темная кайма, представляющая собой мелкозернистую эвтектику кар-

бидов ($W_2C + WC$). Наличие смеси карбидов $W_2C + WC$ в контактных слоях твердого сплава вызывает их охрупчивание и разрушение. Подобного рода структурные превращения должны иметь место в твердых сплавах с малым содержанием кобальта.

Для выяснения возможных структурных превращений в твердых сплавах с повышенным содержанием кобальта необходимо рассмотреть четырехкомпонентную систему вольфрам — железо — кобальт — углерод. Ввиду отсутствия данных об этой системе,

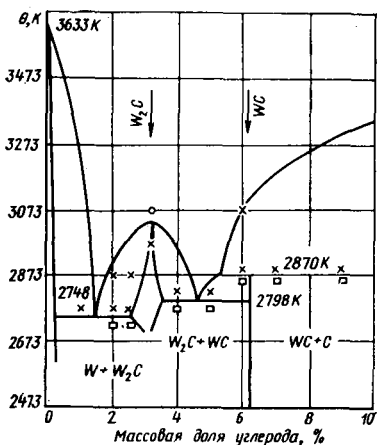


Рис. 183. Диаграмма состояния W—C: ○ — полное плавление; × — частичное плавление; □ — твердая фаза

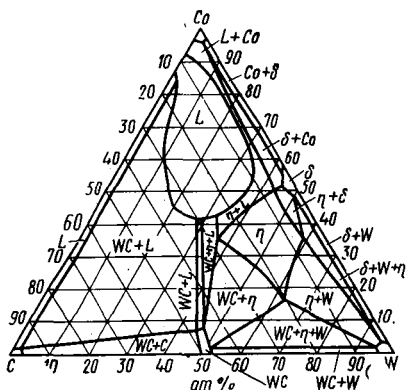


Рис. 184. Тройная система W—Co—C; разрез при 1620 К

рассмотрим систему вольфрам — кобальт — углерод. На рис. 184 приведен разрез диаграммы W — Co — C при температуре 1623 К по данным [42]. Область существования монокарбида вольфрама находится между 50 и 52 % W, и он в состоянии растворять некоторое количество кобальта при температурах, превышающих 1620 К.

Растворимость углерода в γ -кобальте составляет при температуре 1073 К около 0,3 %, при 1273 К около 0,5 %, соответствующая растворимость WC в кобальте составляет при температуре 1073 К менее 1 %, при 1273 К около 2 % (рис. 185).

В случае не слишком резкого охлаждения растворенный кобальт вновь быстро выпадает из твердого раствора в присутствии свободного углерода. При недостатке углерода появление насыщенных твердых растворов WC и Co практически подавляется в результате либо выпадения графита, либо появления фазы η , представляющей собой стехиометрически неточно определенный двойной карбид $Co_xW_yC_z$. Карбид вольфрама W_2C у спеченных сплавов в присутствии кобальта не образуется, так как при температуре 1623 К он быстро превращается в WC + W или WC + W + η .

По мнению Р. Киффера и П. Шварцкопфа [42], при спекании пластинок с недостаточным содержанием углерода в науглероживающей среде получаются сплавы, у которых карбидная фаза содержит стехиометрическое количество углерода, в то время как при вакуумном спекании вследствие раскисления обычно происходит слабое обезуглероживание и возникает фаза η . Обычно фаза η усиливает хрупкость твердых сплавов и очень нежелательна в промышленных твердых сплавах. Металлографически она обнаруживается благодаря быстрой протравливанию щелочным железосинеродистым калием, окрашиваясь в темный цвет [42]. Темный слой на микрошлифах менее тверд и более хрупок, чем исходный твердый сплав, быстро протравливается и имеет дисперсное строение. При травлении насыщенным раствором хлорного железа кобальт не выявляется.

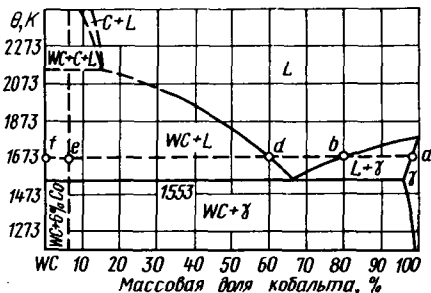


Рис. 185. Диаграмма состояния W—Co—C; разрез WC—C

На основании изложенного надо полагать, что в процессе резания темные пятна и слои на микрошлифах твердого сплава, очевидно, появляются в результате образования фаз Fe_2W_2C и η , которые входят в состав эвтектики карбидов WC + Fe_2W_2C + η .

Можно полагать, что механизмы структурных превращений в сплавах типа ТК и ВК отличаются мало.

Появление смеси разных карбидов и устранение пластичной связки (кобальта) между зёрнами карбидов приводит к охрупчиванию и разупрочнению исходного материала. В поверхностных слоях инструмента возникает дефектный слой, который легко разрушается. Именно этот процесс разрушения столь наглядно наблюдается при резании железа и стали твердосплавным инструментом на микроскоростях с подогревом срезаемого слоя на высоких температурах.

СХЕМА ДИФфуЗИОННОГО ИЗНОСА ТВЕРДОСПЛАВНОГО РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Механизм износа твердых сплавов, а также алмаза, кубического нитрида бора минералокерамики при высоких температурах и скоростях резания представляет сложный физико-химический процесс разрушения поверхностных слоев инструмента, при котором в определенных условиях главными являются контактные диффузионные процессы.

Наблюдения не показали, что при очень низких скоростях резания с подогревом ($v = 0,3 \div 16,6$ мм/с) в интервале температур

резания 1270—1520 К износ твердосплавных инструментов при обработке сплавов на основе железа и никеля в основном протекает вследствие разрушения разупрочненных диффузионными процессами поверхностей инструмента, в то время как при высоких скоростях резания ($v > 0,3$ м/с) этого не наблюдается ни при обычном резании, ни при резании с подогревом срезаемого слоя. Стойкость инструмента и путь резания при низких скоростях с предварительным подогревом срезаемого слоя при вышеуказанных температурах значительно меньше, чем при резании на высоких скоростях без подогрева и равных температурах резания, хотя должно было бы быть наоборот — из-за малого времени контакта и параболического закона скорости растворения диффундирующих элементов при высоких скоростях.

Частицы твердого сплава в виде продуктов износа при высоких скоростях имеют малые размеры, тогда как при низких скоростях отрываются конгломераты зерен карбидов и связки. Это приводит к заключению, что при низких скоростях резания с подогревом наряду с диффузионным растворением определяющим фактором в износе является разупрочнение и разрушение поверхностных дефектных слоев, тогда как при высоких скоростях резания доминирующим в определенных условиях является диффузионное растворение. Появление хрупкого разупрочненного (дефектного) слоя в поверхностных слоях инструмента является причиной отрыва и среза блоков материала инструмента вдоль задней поверхности и повышения интенсивности износа.

При высоких скоростях резания дефектный слой на микрошлифах не замечается. Это, очевидно, вызвано тем, что скорость роста дефектного слоя на поверхности твердого сплава обусловлена скоростью диффузии железа в твердый сплав и скоростью обезуглероживания его поверхности. Когда скорость растворения компонентов материала инструмента (С, W, Со, Ti) в обрабатываемом материале больше, чем скорость проникновения железа в твердый сплав, железо не успевает проникнуть в поверхностные слои инструмента и дефектный слой на поверхности твердого сплава отсутствует. С увеличением скорости резания уменьшается время контакта и в силу параболического закона возрастает средняя скорость диффузионного растворения. Что же касается скорости роста дефектного слоя, она мало зависит от скорости резания и определяется температурой и скоростью обезуглероживания.

Схема изменения скорости роста дефектного слоя в твердом сплаве и скорости диффузии вольфрама в железо при изменении скорости резания представлена на рис. 186. В точке пересечения А, соответствующей скорости резания v_A , скорость диффузионного растворения становится больше скорости роста дефектного слоя. Поэтому с повышением скорости при прочих равных условиях роль диффузионного растворения в суммарном износе повышается. Существует такая область скоростей резания, при которых

диффузионное растворение и поверхностное разрушение играют одинаковую роль в износе твердого сплава. Дальнейшее повышение скорости приводит к тому, что преобладающим фактором в износе является диффузионное растворение.

В. Давиль [48] исследовал износ однокарбидных и двухкарбидных твердых сплавов состава 95 % WC, 5 % Co и 80 % WC, 15 % TiC и 5 % Co и показал, что сплав типа ТК при резании стали значительно превосходит сплав типа ВК в области высоких скоростей резания, а при низких скоростях, наоборот, твердый

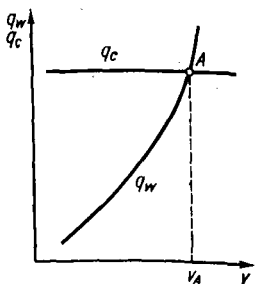


Рис. 186. Скорость обезуглероживания q_c и скорость растворения вольфрама q_w при изменении скорости резания

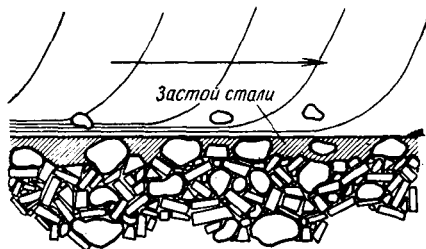


Рис. 187. Схема износа двухкарбидного твердого сплава при высоких скоростях резания

сплав ВК дает лучшие результаты. Аналогичные результаты наблюдались при обработке серых чугунов. Увеличение процентного содержания карбида вольфрама в твердом сплаве постепенно увеличивает допускаемые скорости резания, однако одновременно с этим понижается прочность сплава. Поэтому сплавы типа ВК, имеющие более высокую прочность, показывают более высокую стойкость в диапазоне низких скоростей в условиях адгезионно-усталостного износа.

Особенностью износа сплавов типа ТК является то, что в стали титано-вольфрамовые карбиды растворяются медленнее, чем карбиды вольфрама. Присутствие титано-вольфрамовых карбидов уменьшает среднюю скорость растворения на границе раздела фаз и они, прикрывая карбиды вольфрама, являются ингибитором диффузии.

Когда застой стали в углублениях на поверхности контакта длится продолжительное время, концентрация постепенно выравнивается, а градиент концентрации снижается, что уменьшает скорость растворения. Застой стали в углублениях длится до тех пор, пока сталь не растворит основание титано-вольфрамовых карбидов и не произойдет его отделение от основной массы твердого сплава, далее вновь происходит образование углубления и процесс повторяется (рис. 187). Очевидно, время застоя при прочих равных условиях будет зависеть от величины титано-

вольфрамовых карбидов. Средняя скорость растворения поверхности инструмента в стали, очевидно, зависит также и от количества титано-вольфрамовых карбидов и т. д.

При резании железоуглеродистых сплавов металлокерамическими твердыми сплавами типа ВК и ТК наиболее быстро диффундирует в обрабатываемый материал углерод. Медленнее диф-

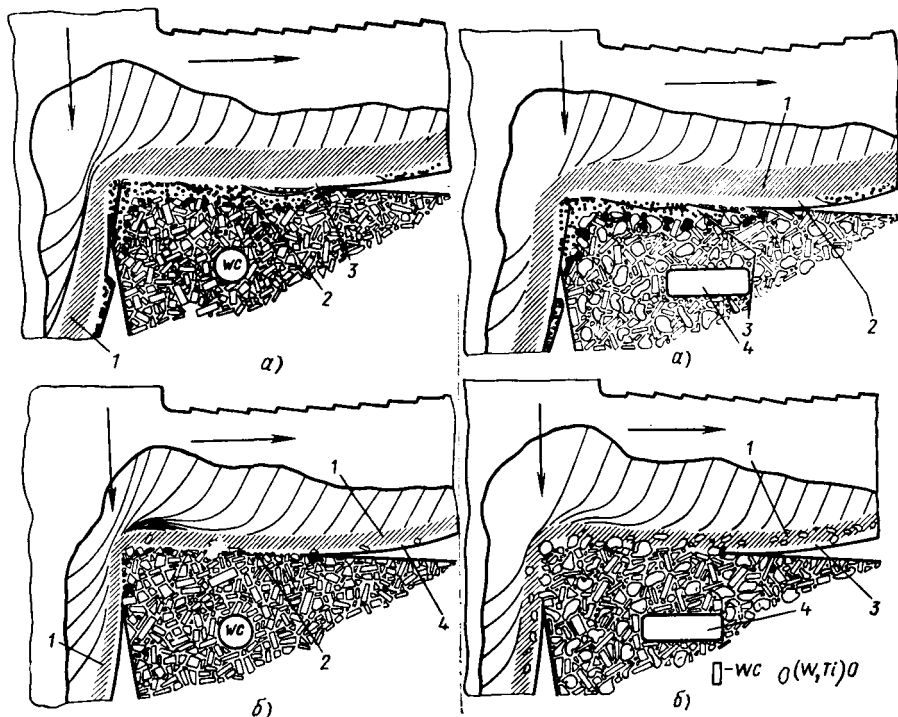


Рис. 188. Схема диффузионного износа однокарбидных твердых сплавов: а — разрушением разупрочненной поверхности; б — диффузионным растворением; 1 — γ -Fe(C); 2 — WC + $\text{Co}_x\text{W}_y\text{C}_z$ + $\text{Fe}_2\text{W}_6\text{C}$; 3 — γ -Fe(W, C), $\text{Fe}_2\text{W}_6\text{C}$; 4 — γ -Fe(W, C)

Рис. 189. Схема диффузионного износа двухкарбидного твердого сплава: а — разрушением разупрочненной поверхности; б — диффузионным растворением; 1 — γ -Fe(C); 2 — γ -Fe(W, Ti, C), (Fe, W, Ti)C; 3 — WC + (Fe, W, Ti)C + $\text{Co}_x\text{W}_y\text{C}_z$; 4 — WC + (W₁Ti)C; 5 — γ -Fe(W, Ti, C)

фундируют вольфрам, кобальт и титан. В результате диффузии в застойной зоне обрабатываемого материала и на границе раздела образуются несколько диффузионных слоев: науглероженный слой, под ним раствор углерода, вольфрама и кобальта или углерода, вольфрама, титана и кобальта в γ -железе и далее возможен интерметаллид в виде железовольфрамового или более сложного карбида. При низких скоростях резания ввиду быстрой диффузии углерода, поверхность твердого сплава обедняется углеродом,

одновременно с этим в твердый сплав успевают проникать железó. В результате перераспределения концентрации реагирующих элементов происходят структурные превращения и в поверхностных слоях образуется смесь карбидов $WC + Fe_2W_2C + Co_xW_yC_z$ (рис. 188). Вследствие структурных превращений происходит охрупчивание и разупрочнение поверхности инструмента до такой степени, что его отдельные слои разрушаются и уносятся обрабатываемым материалом и стружкой. Момент среза определяется степенью разупрочнения и величиной действующих напряжений.

Два процесса — диффузионное растворение и унос материала в виде раствора и разрушение разупрочненной поверхности инструмента — конкурируют в износе инструмента. В одних случаях структурные превращения в контактной зоне твердого сплава и разрушение образованного дефектного слоя являются преобладающими в износе (см. рис. 188, *a* и 189, *a* — резание на низких скоростях с подогревом), в других — преобладает диффузионное растворение и вследствие этого износ поверхностей инструмента (см. рис. 188, *б* и 189, *б* — резание на высоких скоростях).

В однокарбидных твердых сплавах типа ВК при резании сплавов на основе железа диффузионный износ наступает в результате непосредственной диффузии углерода и вольфрама в γ -железо на высоких скоростях, а также в результате среза обезуглероженных и разупрочненных поверхностных слоев на низких скоростях резания.

Продукты износа по своей структуре разнообразны. Материал инструмента в стружке и на обработанной поверхности находится в виде растворившегося углерода в γ -железе, растворившихся вольфрама и кобальта, а также отдельных оторвавшихся блоков карбидов исходной структуры или претерпевших структурные изменения. Процесс износа двухкарбидных твердых сплавов отличается от процесса износа однокарбидных твердых сплавов (см. рис. 189) тем, что проявляется структурно-чувствительная диффузия.

Титано-вольфрамовые карбиды растворяются в стали медленнее, чем карбиды вольфрама. Аналогично железо быстрее диффундирует в карбид вольфрама, нежели в карбид титана. Не полностью растворенные титано-вольфрамовые карбиды выступают над поверхностью контакта. Создается шероховатая поверхность; материал стружки течет над вершинами выступающих зерен, пространство между которыми заполнено сталью, растворяющей в себе карбиды. Застой стали в углублениях продолжается до тех пор, пока сталь не растворит основание и не произойдет срез титано-вольфрамового карбида стружкой или поверхностью резания (рис. 189, *б*). После среза вновь происходит преимущественное растворение карбидов вольфрама и заново образуются углубления. Так периодически процесс повторяется. Застой в углублениях увеличивает время диффузии, поэтому среднее

значение градиента концентрации по истинной границе раздела фаз уменьшается, что снижает скорость растворения и уменьшает интенсивность износа. Таким образом, в двухкарбидных твердых сплавах титано-вольфрамовые карбиды являются замедлителем диффузии. Кроме того, титано-вольфрамовые карбиды препятствуют срезку обезуглероженных слоев карбидов вольфрама и вообще разрушению поверхности.

Материал режущего инструмента должен быть по возможности химически инертным по отношению к обрабатываемому материалу, вплоть до температуры плавления последнего. В зависимости от свойств обрабатываемого материала различные марки инструментального материала могут по-разному проявить себя. Например, при обработке стали на высоких скоростях инструментальный материал на основе карбида титана, тантала или титано-вольфрамовых карбидов по диффузионной износостойкости даст результаты лучше, чем сплав, содержащий карбид вольфрама.

Однокарбидные сплавы типа ВК не будут уступать двухкарбидным твердым сплавам типа ТК при обработке стали до начала интенсивного диффузионного износа. То же самое можно сказать относительно обработки закаленных и других труднообрабатываемых сталей, если их обработка ведется в условиях, когда температура резания не превышает 1070 К. В этих условиях более прочные сплавы ВК должны давать результаты не хуже, чем сплавы ТК.

Удовлетворительные результаты применения вольфрамокобальтовых твердых сплавов при обработке чугуна объясняются тем, что температура резания при обработке чугуна обычно ниже температуры начала интенсивной диффузии между сталью и карбидом вольфрама, а также ввиду повышенной концентрации углерода, в связи с чем обезуглероживание твердого сплава происходит с меньшей скоростью. Успех применения вольфрамокобальтовых твердых сплавов для обработки многих цветных металлов (латунь, бронза, алюминиевые сплавы, магниевые сплавы) обусловлен тем, что они или не образуют с карбидом вольфрама сплавов, или скорость растворения вплоть до температуры плавления этих материалов остается незначительной, т. е. химическое действие на карбиды вольфрама всех этих металлов даже при температуре плавления последних оказывается слабым.

Обработка титана и его сплавов титановыми или титано-вольфрамовыми твердыми сплавами дает худшие результаты по сравнению с их обработкой вольфрамокобальтовым твердым сплавом. Химическое действие титана на карбид вольфрама является более слабым, чем на карбид титана.

В процессе резания износу подвергается одновременно передняя и задняя поверхности инструмента. В зависимости от условий обработки, преобладающий износ наблюдается на задней или передней поверхности. Если по принятым критериям износа ($h_3 = 1$ мм, $e = 0,2 \div 0,3$ мм) сравнить время формирования лунки

по глубине с радиальным износом по задней поверхности ($\Delta = h_s \operatorname{tg} \alpha = 1 \cdot \operatorname{tg} 10^\circ = 0,1763$ мм), то при равной интенсивности износа по задней и передней поверхностям (так как $\Delta < e$) время достижения критерия износа по задней поверхности будет меньше.

Образование лунки есть следствие неравномерного износа передней поверхности. Нарост при низких скоростях резания либо заторможенный слой при повышенных скоростях резания прикрывает переднюю поверхность от износа, и адгезионно-усталостный износ наиболее интенсивен на некотором расстоянии от режущей кромки. Лункообразование при высоких скоростях и температурах резания связано с неравномерностью диффузионного износа передней поверхности, определяемой, главным образом, неравномерностью распределения температуры и градиента концентрации диффундирующих элементов.

Таким образом, теория диффузионного износа объясняет лункообразование и превалирующий износ по задней поверхности режущего инструмента.

О ДИФФУЗИОННОМ ИЗНОСЕ ИНСТРУМЕНТА ИЗ АЛМАЗА И КУБИЧЕСКОГО НИТРИДА БОРА

Диффузионный износ алмаза наступает после того, как произойдет диссоциация его кристаллической решетки и атомы углерода будут диффундировать в обрабатываемый материал. Расчеты показывают, что при высоких скоростях резания, когда время диффузии на контактных поверхностях исчисляется микросекундами, глубина диффузионного слоя, например, для пары алмаз — железо, составляет сотые либо десятые доли микрометра. Обнаружить и изучить диффузионные слои столь малой толщины довольно трудно.

Для изучения твердофазного диффузионного взаимодействия различных пар [50, 96] была применена следующая методика: в вакуумной камере (разрежение порядка 6,66 мПа) одновременно нагревали зачеканенный в оправке образец инструментального материала (алмаза), имеющий форму конуса, и образец испытываемого материала (между образцами имеется зазор). При нагреве в вакууме адсорбированные пленки с поверхностей удаляются. Когда заданная температура достигнута и стабилизирована, конический образец опускается и под действием груза внедряется в исследуемый образец. После заданной выдержки образцы выводятся из контакта и охлаждаются в вакууме во избежание образования окисных пленок. Пластическая деформация контактных слоев при внедрении конического образца резко сокращает инкубационный период начала диффузии и поэтому уже при малом времени испытания (порядка секунд) можно получить достоверный результат. Вдавливание образцов можно производить в вакууме или в инертной среде. Таким образом, предложен-

ная методика обеспечивает сплошной контакт, сокращение инкубационного периода и протекание процесса диффузии только при заданной температуре и в течение только заданного времени. Достоинством методики является также возможность проводить весьма кратковременные диффузионные отжиги.

После проведения экспериментов образцы исследуемых металлов и сплавов подвергали полированию и травлению для выявления зоны твердофазного взаимодействия. Исследование зоны взаимодействия велось по плоскости, проходящей через ось конического углубления (что давало возможность получить картину взаимодействия около вершины вдавливаемого конуса), либо послойным полированием с последующим травлением плоскости образца, перпендикулярной к оси конического углубления.

Образцы полировали на самшитовом круге с помощью алмазных паст АСМЗ, АСМ2 и АСМ1. Такой метод обеспечивает получение зеркальной поверхности образца без завала по краю. Зона взаимодействия изучалась с помощью металлографического микроскопа, измерением микротвердости, и с применением лазерного локального микроспектрального и микрорентгеноспектрального анализа.

На рис. 190—192 показаны зоны взаимодействия алмаза с железом Армко при различных температурах и различном времени выдержки [96]. Эксперименты показали, что при температурах 1113 К и 1153 К и времени контакта 60 с (см. рис. 190, а) на металлографических шлифах не наблюдается следов взаимодействия, что и следовало ожидать, так как предельная растворимость углерода в α -железе не превышает 0,03 %.

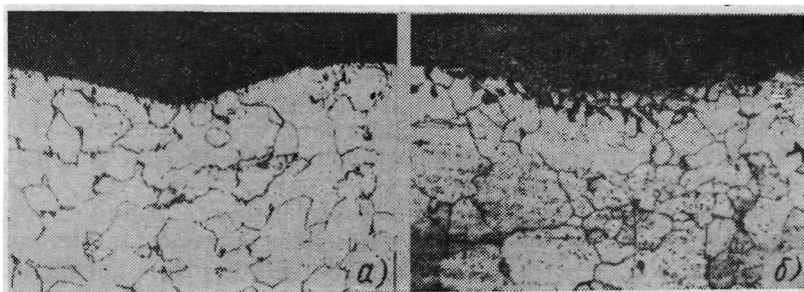


Рис. 190. Зона взаимодействия алмаза с железом Армко, $\times 180$:
а — при температуре 1153 К и времени контакта 1 мин; б — при температуре 1183 К и времени контакта 10 с

После фазового превращения ($\alpha - \gamma$) растворимость углерода резко возрастает и картина меняется. На рис. 190, б видно, что при температуре 1183 К и времени контакта 10 с произошло твердофазное диффузионное растворение алмаза в железе Армко с образованием феррито-перлитной структуры. Сравнивая эту микроструктуру с эталонами типичных структур стали, можно предположить, что в контактных слоях образовалась сталь со средним содержанием 0,3—0,35 % углерода.

На рис. 191 приведены зоны взаимодействия алмаза с железом Армко при температуре 1273 К и времени контакта 120 и 60 с. Как видно из рис. 191, *а*, даже за 1 с образовалась заметная диффузионная зона, структура которой соответствует структуре

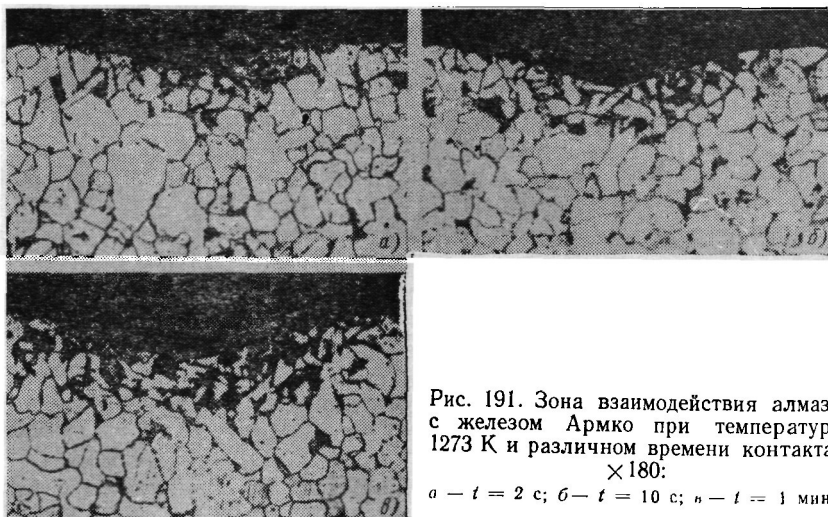


Рис. 191. Зона взаимодействия алмаза с железом Армко при температуре 1273 К и различном времени контакта, $\times 180$:
а — $t = 2$ с; *б* — $t = 10$ с; *в* — $t = 1$ мин.

стали с содержанием $\sim 0,2\%$ углерода. Аналогичные результаты получены в работе [29].

На рис. 192 показана микрофотография взаимодействия алмаза с железом Армко при температуре 1573 К; видна дендритная структура, характерная для расплавленного металла, переходный слой выделившихся карбидов переменной концентрации и далее неизменная структура железа Армко (этот образец был ранее подвергнут многократному полированию с травлением и разрезан после того, как углубление от алмазного зерна было сошлифовано). Таким образом, взаимодействие алмаза с железом Армко при этой температуре настолько интенсивно, что даже за доли секунды образовалась жидкая фаза.

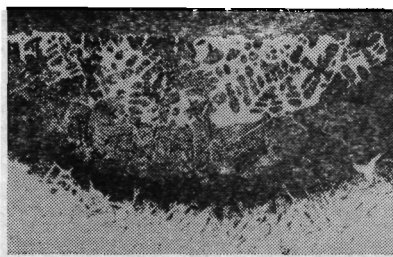


Рис. 192. Зона взаимодействия алмаза с железом Армко при температуре 1573 К и времени контакта 0,5 с, $\times 60$

Температура плавления железоуглеродистых сплавов меняется в зависимости от процентного содержания углерода в железе. Из диаграммы железо — углерод следует, что сплав, температура плавления которого ниже 1573 К, должен содержать не менее

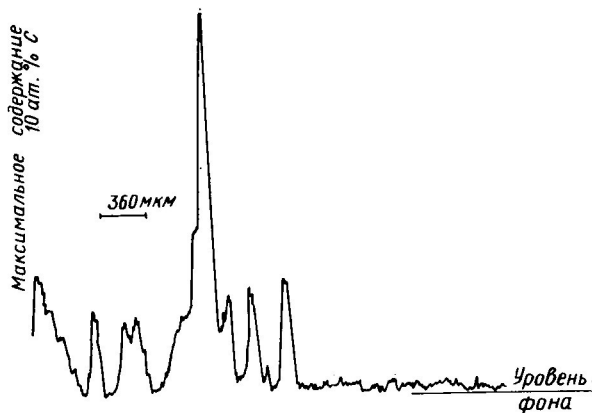


Рис. 193. Концентрационная кривая углерода, проникшего из алмаза в железо Армко при температуре 1573 К и времени контакта 15 с

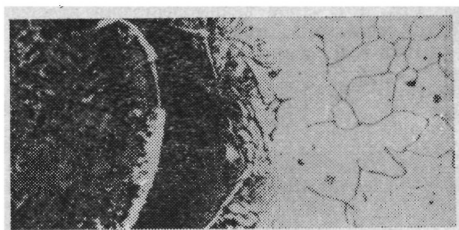


Рис. 194. Взаимодействие зеленого карбида кремния с железом Армко при температуре 1573 К и времени контакта 1 с
×170

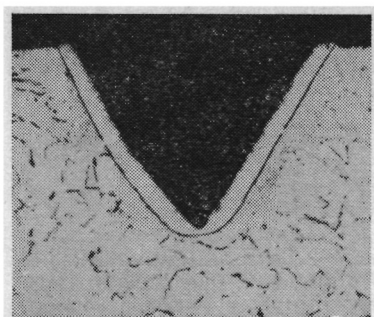


Рис. 195. Взаимодействие поликристаллического кубического нитрида бора (эльбор-Р) с железом Армко при температуре 1573 К и времени контакта 20 мин, ×170

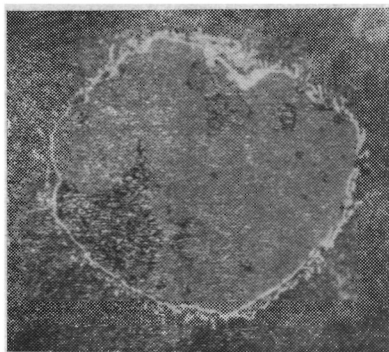


Рис. 196. Взаимодействие монокристалла кубического нитрида бора с титановым сплавом ВТ3-1 при температуре 1273 К и времени выдержки 10 мин, ×80

1,2 % углерода. Наличие зоны расплава с дендритной структурой при температуре 1573 К подтверждается также концентрационной кривой углерода, полученной с помощью микрозонда MS-46 Сатеса (рис. 193).

Картина взаимодействия синтетического монокристалла алмаза марки САМ100 с железом Армко при температуре 1573 К и времени выдержки 10 с оказалась идентичной микрофотографии, приведенной на рис. 192.

Интересно отметить, что карбид кремния также интенсивно взаимодействует с железом Армко (рис. 194). Сродство карбида кремния с железом и интенсивное растворение его в железоуглеродистых сплавах, очевидно, является причиной того, что карбид кремния не применяется в шлифовальных кругах для обработки стали. Одновременно с этим важно отметить, что исследование зоны контакта между электрокорундом и железом Армко при температурах 1473 и 1573 К даже за продолжительный период времени (30—40 мин) не выявило следов взаимодействия, тогда как это взаимодействие с титаном проявляется достаточно интенсивно.

Синтетические режущие сверхтвердые материалы на основе кубического нитрида бора получили за последнее время широкое распространение вследствие своей высокой твердости (80—100 ГПа), теплостойкости (1670—1770 К) и химической инертности к железу и его сплавам. Исследование, проведенное по вышеописанному методу, показало, что кубический нитрид бора обладает значительно меньшей химической активностью к железу Армко, чем алмаз. При контакте в течение 20 мин при температуре 1573 К образовался диффузионный слой толщиной 13 мкм (рис. 195).

Взаимодействие кубического нитрида бора с титановым сплавом ВТЗ-1 происходит более интенсивно: толщина диффузионного слоя при 1273 К и времени взаимодействия 10 мин составляет 15—30 мкм (рис. 196). На микрофотографии отчетливо виден тонкий белый слой на границе контакта и слой выделившихся крупных зерен α -фазы. Далее идет обычная мелкоигльчатая структура ВТЗ-1. При более высоких температурах интенсивность взаимодействия выше, например при температуре 1570 К уже в течение 60 с успевает образоваться слой толщиной около 10 мкм.

Анализ результатов исследования показывает, что по интенсивности взаимодействия с титаном инструментальные материалы располагаются в такой последовательности: электрокорунд, кубический нитрид бора, карбид кремния и алмаз. Что же касается интенсивности взаимодействия с железом, то инструментальные материалы располагаются в следующей последовательности: алмаз, карбид кремния, кубический нитрид бора, электрокорунд.

ГЛАВА V

ВОПРОСЫ ТЕОРИИ ДИФФУЗИОННОГО ИЗНОСА РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Диффузионные процессы, присходящие на контактных поверхностях, настолько сложны, что приходится делать сравнительно грубые допущения, а полученные выражения, как и прежде, имеют приближенный характер.

ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ ДИФФУЗИОННОГО ИЗНОСА РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Диффузионный износ инструментальных материалов в процессе резания может происходить вследствие: 1) взаимного диффузионного растворения компонентов инструментального и обрабатываемого материалов; 2) разрушения поверхностных слоев инструмента в результате их структурных превращений и разупрочнения, вызванных диффузионными процессами.

Допустим, что износ инструмента происходит только вследствие диффузионного растворения компонентов инструментального материала в обрабатываемом материале и попытаемся определить количественные показатели износа. При резании контактные поверхности перемещаются относительно друг друга и пластически деформируются. Скорость диффузионного растворения при одновременной пластической деформации растворителя из-за дислокаций кристаллической решетки должна увеличиться. Кроме того, при резании в контакте находятся многофазные системы и имеет место диффузия многих компонентов, вследствие чего скорость растворения каждого отдельного компонента обусловлена взаимовлиянием. В силу отмеченных обстоятельств процесс диффузии при резании чрезвычайно сложен.

Для упрощения задачи допустим, что инструмент состоит из одного химического элемента, диффузионный поток линейный и направлен по нормали к контактной поверхности. Представим, что в точке A начинается растворение однокомпонентного инструментального материала по передней поверхности и непрерывно продолжается до точки B (рис. 197). Слои надрезцовой стороны стружки перемещаются от точки A к точке B и проходят это расстояние за время t_0 . В точке A начинается также растворение материала инструмента по задней поверхности, которое продолжается до точки C . Слои материала обработанной поверхности проходят это расстояние в течение времени t'_0 . Толщина диффузионного слоя в стружке и в обработанной поверхности по мере отступления от режущей кромки увеличивается и после выхода из контакта на стружке равна x_0 , а на обработанной поверхности x'_0 .

Масса изношенного инструментального материала будет растворена на всей длине надрезочной стороны стружки и в поверхности резания, причем износ передней поверхности определится количеством материала, растворенного в стружке, а износ задней поверхности — количеством материала, растворенного в поверхности резания.

Движение слоев обрабатываемого материала и стружки при их пластической деформации можно уподобить движению вязкой жидкости. Количество растворившегося материала принимается как сумма диффузионного растворения и переноса. Такая схема растворения аналогична вынужденному конвективному теплообмену и соответствует процессу резания пластичных материалов.

Исходя из закона сохранения энергии по аналогии с конвективным теплообменом и считая коэффициент диффузии и плотность постоянными, можно прийти к уравнению

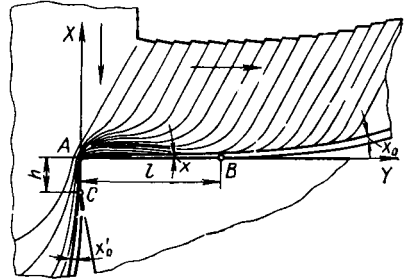


Рис. 197. Упрощенная схема диффузионного износа режущих поверхностей инструмента

$$\frac{\partial c}{\partial t} + v_x \frac{\partial c}{\partial x} + v_y \frac{\partial c}{\partial y} + v_z \frac{\partial c}{\partial z} = D \left(\frac{\partial^2 c}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 c}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 c}{\partial z^2} \right), \quad (89)$$

где v_x, v_y, v_z — компоненты скорости переноса вещества.

В первом приближении можно считать, что в случае резания концентрация по ширине среза не меняется, диффузионный поток линейный, и поэтому уравнение (89) примет вид

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} - v_x \frac{\partial c}{\partial x}. \quad (90)$$

Для решения уравнения диффузии надо знать уравнение движения и иметь начальные и граничные условия.

В работе [37] распределение скоростей в контактной зоне стружки на передней поверхности инструмента в зоне лункообразования представляется соотношением

$$v_x = \frac{v}{\xi} \left(\frac{y}{h(x)} \right)^{n(x)}. \quad (91)$$

В этой зависимости величины $h(x), n(x)$ определены по координате x и являются константами; ξ — коэффициент усадки стружки; $h(x)$ — высота заторможенного слоя стружки.

С помощью формулы (91) уравнение диффузии можно преобразовать следующим образом:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} - \frac{v}{\xi} \left(\frac{y}{h(x)} \right)^{n(x)} \frac{\partial c}{\partial x}. \quad (92)$$

Если рассмотреть установившийся процесс резания, тогда $\frac{\partial c}{\partial t} = 0$ и уравнение диффузии примет вид

$$D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} = \frac{v}{\xi} \left(\frac{y}{h(x)} \right)^{n(x)} \frac{\partial c}{\partial x}. \quad (93)$$

Количество вещества, продиффундировавшего с контактных поверхностей за период резания, можно подсчитать или объемной интеграцией продиффундировавшего инструментального материала в стружке и в поверхности резания, или интеграцией вещества, продиффундировавшего с передней и задней поверхностями за время резания. Количество материала в молях, продиффундировавшее через некоторую элементарную площадку ds за время dt , согласно (77) составляет

$$dM = -D \left(\frac{dc}{dx} \right)_{x=0} dt dS,$$

а через всю поверхность за весь промежуток времени T

$$M = \int_0^T \int_0^S -D \left(\frac{dc}{dx} \right)_{x=0} dt dS.$$

Когда D и $\left(\frac{dc}{dx} \right)_{x=0}$ не зависят от времени резания T ,

$$M = T \int_0^S -D \left(\frac{dc}{dx} \right)_{x=0} dS.$$

Для решения интеграла необходимо знать концентрацию, градиент концентрации и коэффициент диффузии в каждой точке рассматриваемой поверхности.

Концентрация. Диффузионный слой на границе раздела может быть: а) твердым раствором реагирующих элементов; б) химическим соединением (интерметаллиды, карбиды и т. п.); в) твердым раствором и химическим соединением.

При образовании химического соединения в виде обособленной новой фазы концентрации элемента в диффузионном слое постоянна и определяется по его стехиометрическому составу. В этом случае определение концентрации диффундирующего элемента не представляет затруднений. Например, если диффузионный слой является карбидом Fe_2W_2C , содержание вольфрама и железа равно 40 % (атомных) и содержание углерода — 20 % (атомных).

Когда диффузионный слой находится в состоянии твердого раствора, концентрация диффундирующего элемента переменна (на границе раздела максимальна и далее уменьшается).

При выводе уравнений диффузии обычно принимается плоская граница раздела и концентрация на этой границе берется равной пределу насыщения c_0 , определяемому из диаграммы состояния реагирующих пар. Поверхность контакта, образующаяся в процессе диффузионного растворения, имеет неровности, так как реальный кристалл обладает анизотропией диффузии, и скорость

растворения в зависимости от кристаллографического направления изменяется. Наличие плоской границы допустимо, когда величина неровностей на истинной границе раздела значительно меньше, чем толщина диффузионного слоя, а время диффузии столь велико, что перепад концентрации в пределах неровностей становится незначительным. При резании время контакта и время диффузии настолько мало, что средняя концентрация на условной границе раздела c'_0 может оказаться меньше предела насыщения c_0 . В начальный момент резания это расхождение максимально и в последующем быстро стабилизируется. Важно определить, на какую величину снижена концентрация на поверхности стружки и обработанной поверхности по сравнению с пределом насыщения c_0 . Очевидно, это будет зависеть от условий резания. При непрерывном резании на контактных поверхностях произойдет насыщение диффундирующего элемента в поверхностных неровностях и концентрация на поверхности стружки и обработанной поверхности будет приближаться к пределу насыщения. При прерывистом резании, когда продолжительность контакта сравнительно мала, концентрация диффундирующего вещества на контактной поверхности будет иметь меньшую величину, чем при точении. Из-за окисления поверхности инструмента при холостом пробеге (во время фрезерования), окислы будут ингибитором диффузии, т. е. интенсивность диффузионного растворения при прерывистом резании будет меньше. Если известна диаграмма состояния реагирующих элементов и температура в рассматриваемой точке контакта, из диаграммы состояния можно определить содержание элемента

$$c'_0 = Ac_0,$$

где A — коэффициент, зависящий от температуры, продолжительности контакта и других факторов; для непрерывного резания $A \approx 1$.

Градиент концентрации. При гетеродиффузии градиент концентрации на поверхности раздела является функцией концентрации, коэффициента диффузии, времени диффузии, скорости переноса и т. д.

$$\left(\frac{dc}{dx}\right)_{x=0} = f(c, D, t, v_x).$$

По мере скольжения стружки вдоль контакта ее надрезцовая сторона насыщается диффундирующими элементами и градиент концентрации снижается. При диффузии и одновременной пластической деформации обрабатываемого материала, как уже говорилось, происходит перенос вещества в направлении движения стружки и градиент концентрации диффундирующего вещества остается высоким, свойственным начальному периоду диффузии. Кроме того, дислокации кристаллической решетки и увеличение числа вакансий уменьшают энергию активации и увеличивают скорость диффузионного растворения.

В процессе резания пределы изменения времени диффузии t по длине контакта стружки следующие:

$t = 0$ при $l = 0$ (точка у режущей кромки):

$t = x_x$ при $l = l_x$ (промежуточные точки);

$t = t_0$ при $l = l_0$ (точка в конце сплошного контакта).

Если не принимать во внимание влияние деформации и относительного перемещения на процесс диффузии, то эффект, когда точка неподвижна и находится в контакте в течение времени t , будет одинаков с тем случаем, когда точка перемещается вдоль контакта в течение того же времени.

При этом в любой точке контакта градиент концентрации и скорость растворения соответствуют времени отжига t для случая неподвижного контакта и остаются постоянными в течение всего промежутка резания.

ЗАВИСИМОСТИ ДИФФУЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ИНСТРУМЕНТА ПО ПЕРЕДНЕЙ ПОВЕРХНОСТИ

Для получения упрощенных теоретических зависимостей диффузионной стойкости инструмента по передней и задней поверхностям можно допустить, что:

1) растворение происходит только за счет диффузии и градиент скорости перемещения частиц материала в направлении нормали в надрезочной стороне стружки и детали равен нулю;

2) инструмент состоит из одного химического элемента, который диффундирует в обрабатываемый материал;

3) на передней и задней поверхностях в области, где протекают диффузионные процессы, контакт сплошной;

4) длина контакта стружки с передней поверхностью постоянна во времени;

5) скорость перемещения стружки относительно передней поверхности инструмента постоянна во времени;

6) скорость перемещения поверхности резания относительно задней поверхности инструмента постоянна во времени;

7) температуры на передней и задней поверхностях постоянны во времени в каждой точке контакта;

8) диффузионный поток линейный и направлен нормально к передней и задней поверхностям;

9) износ инструмента происходит только вследствие диффузионного растворения, другие виды износа отсутствуют.

В силу принятых допущений толщина диффузионного слоя в стружке x_0 и концентрация на поверхности стружки, которая близка к пределу насыщения c_0 , постоянны.

Количество вещества, продиффундировавшее за время контакта в стружку в столбике высотой x_0 с площадью основания, равной единице, выраженное в молях, определится уравнением

$$M = \int_0^{x_0} c(x, t) dx.$$

Количество вещества, находящееся в стружке, образованной за период резания T (когда $T \gg t$), выразится

$$M_n \approx bL_{\text{СТР}} \int_0^{x_0} c(x, t) dx = bT \frac{v}{\xi} \int_0^{x_0} c(x, t) dx,$$

где $bL_{\text{СТР}} = bT \frac{v}{\xi}$ — площадь надрезочной стороны стружки.

При малых скоростях резания, когда успевает образоваться химическое соединение и появившаяся новая фаза по объему значительно превосходит слой твердого раствора (в диффузионном слое $c(x, t) = \text{const} = c'_0$) количество вещества, продиффундировавшее в стружку, составит

$$M_n \approx bT \frac{v}{\xi} c'_0 x_0, \quad (94)$$

где c'_0 — атомная концентрация диффундирующего элемента в интерметаллиде, равная числу атомов продиффундировавшего элемента в единице объема диффузионного слоя.

Рост диффузионного слоя, как при гетеро-, так и при реактивной диффузии подчиняется параболическому закону и приближенно описывается формулой (84), поэтому

$$M_n \approx \frac{4}{\sqrt{\pi}} bT \frac{v}{\xi} c'_0 \sqrt{Dt_0} = \frac{4}{\sqrt{\pi}} bTD^{1/2} l_k^{1/2} v^{1/2} \xi^{-1/2} c'_0, \quad (95)$$

где l_k — длина контакта по передней поверхности, определяемая из соотношения (1).

Переводя в единицы массы *, получим:

$$m_n \approx \frac{4}{\sqrt{\pi}} bTD^{1/2} l_k^{1/2} v^{1/2} \xi^{-1/2} c_1 \rho, \quad (96)$$

где ρ — плотность диффузионного слоя; c_1 — массовая доля продиффундировавшего элемента.

Уравнение Фика внутри полубесконечного тела имеет вид

$$\frac{c}{c_0} = 1 - \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^{\frac{x}{2\sqrt{Dt}}} e^{-y^2} dy. \quad (97)$$

Если диффузионный слой является твердым раствором и время диффузии мало, для решения интеграла (97) удобно воспользоваться методом Ван-Лимпта [19], с заменой реальной кривой концентрации прямой.

* Перевод моль в г: $m_n = M_n m_{N_1} = K c_0 m_{N_1} = K \frac{N_1}{V} m_{N_1} = K \frac{m_1}{V} \frac{m}{m} = K \frac{m_1}{m} \frac{m}{V} = K c_1 \rho$, где $K = \frac{4}{\sqrt{\pi}} bT \frac{v}{\xi} \sqrt{Dt_0}$; m_{N_1} , N_1 и m_1 — соответственно атомная масса, число атомов и масса продиффундировавшего элемента; m и V — масса и объем диффузионного слоя.

Зависимость $\frac{c}{c_0} = f\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$ дает кривую (рис. 198), ограничивающую площадь, по величине равную $\frac{c}{\sqrt{\pi}}$. Строим равнобедренный треугольник, гипотенуза которого пересекает ось $\frac{x}{2\sqrt{Dt}}$ в точке $\frac{2}{\sqrt{\pi}} = 1,13$, которой соответствует $\frac{c}{c_0} = 0,11$ (см. табл. 12). Значение $\frac{x}{2\sqrt{Dt}} = \frac{2}{\sqrt{\pi}}$ называется «кажущейся» глубиной проникновения. Схема изменения толщины диффузионного слоя на контакте приведена на рис. 199. Толщина диффузионного слоя в каждой точке контакта (x_1, x_2, \dots, x_0) по передней поверхности от режущей кромки до выхода стружки

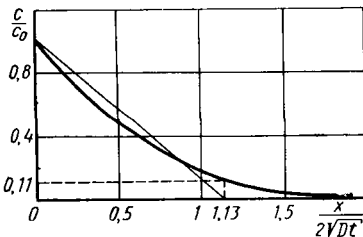


Рис. 198. Графическое определение «кажущейся» глубины проникновения диффундирующего элемента

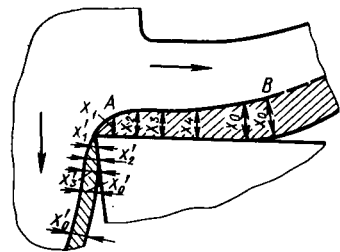


Рис. 199. Схема изменения толщины диффузионного слоя

из контакта ограничивается поверхностью контакта ($\frac{c}{c_0} = 1$) и поверхностью AB ($\frac{c}{c_0} = 0$); это не истинные значения, а усредненные по Ван-Лимпту. Фактические нулевые точки $\frac{c}{c_0}$ находятся выше точек x_1, x_2, x_3, \dots , но ввиду кратковременности контакта концентрационная кривая за пределом поверхности AB имеет резкий спад, и значения $\frac{c}{c_0}$ очень малы, поэтому допущение не изменит значения M и при интегрировании.

Согласно допущению, распределение концентрации

$$c(x, t_0) = c_0 \left(1 - \frac{x}{1,13 \cdot 2 \cdot \sqrt{Dt_0}}\right).$$

Количество вещества

$$M = \int_0^{x_0} c_0 \left(1 - \frac{x}{1,13 \cdot 2 \cdot \sqrt{Dt_0}}\right) dx = c_0 x \left(1 - \frac{x_0}{2 \cdot 1,13 \cdot 2 \cdot \sqrt{Dt_0}}\right),$$

так как $\frac{x}{2\sqrt{Dt_0}} = 1,13$, то $M = \frac{1}{2} c_0 x_0$.

Приняв во внимание выражение (84), получим

$$M = \frac{2}{\sqrt{\pi}} c_0 \sqrt{Dt_0} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} c_0 D^{1/2} l_k^{1/2} \xi^{1/2} \nu^{-1/2}.$$

Количество продиффундировавшего вещества в стружке

$$M_n = \frac{2}{\sqrt{\pi}} b T c_0 D^{1/2} l_k^{1/2} \nu^{1/2} \xi^{-1/2} \quad (98)$$

или в единицах массы

$$m_n = \frac{2}{\sqrt{\pi}} b T D^{1/2} l_k^{1/2} \nu^{1/2} \xi^{-1/2} c_1 \rho. \quad (99)$$

Если массовая доля диффундирующего элемента мала, плотность диффузионного слоя можно приравнять к плотности растворителя, например, к плотности железа при резании сталей и к плотности титана при резании титановых сплавов и т. д. С другой стороны, масса удаленного с передней поверхности вещества равна массе вещества в объеме лунки w_n , образованной за период резания T . Тогда

$$m_n = w_n \rho_1,$$

где ρ_1 — плотность инструментального материала.

Если допустить, что лунка на передней поверхности имеет очертание, близкое к окружности и по ширине b_0 не меняется, то объем лунки можно подсчитать как часть цилиндра

$$w_n \approx f b,$$

где f — площадь сегмента окружности радиуса R (рис. 200)

$$f \approx \frac{R^2 \alpha - (R - e) l_0}{2},$$

здесь $R = \frac{e}{2} + \frac{l_0^2}{8e}$,

$$\sin \frac{\alpha}{2} = \frac{l_0}{2R},$$

l_0 — протяженность лунки; e — глубина лунки.

Тогда уравнение (99) можно записать в виде

$$b f \rho_1 = \frac{2}{\sqrt{\pi}} b T D^{1/2} l_k^{1/2} \nu^{1/2} \xi^{-1/2} c_1 \rho. \quad (100)$$

Инструментальный материал обычно является сплавом и состоит из нескольких элементов. Для определения массы каждого элемента в единице изношенного объема необходимо массовую долю рассматриваемого элемента умножить на плотность сплава. Например, определим массу W , S и Co в единице объема твердого

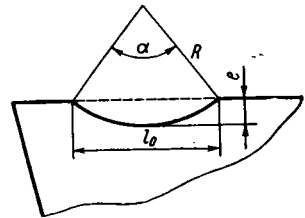


Рис. 200. Схема лунки износа на передней поверхности

сплава для марки ВК6; плотность сплава ВК6 — $14,52 \text{ г/см}^3$; массовая доля соответственно карбида и кобальта равна $0,94\text{WC}$ и $0,06\text{Co}$. Соответственно масса карбида и кобальта в 1 см^3 составляет $13,65 \text{ г WC}$ и $0,87 \text{ г Co}$. В карбиде вольфрама WC на 1 атом вольфрама приходится 1 атом углерода. Поэтому массовая доля вольфрама будет $0,939$ и углерода $0,061$.

Масса отдельных элементов в единице объема в рассматриваемом твердом сплаве равна $12,82 \text{ г W}$; $0,87 \text{ г Co}$; $0,83 \text{ г C}$. Значения ρ_1 для диффузии W, Co и C будут соответственно $\rho_w = 12,82 \text{ г/см}^3$, $\rho_{Co} = 0,87 \text{ г/см}^3$; $\rho_C = 0,83 \text{ г/см}^3$.

В твердых сплавах типа ВК наибольшее количество атомов вольфрама и углерода. Очевидно, диффузией этих элементов определяются количественные показатели диффузионного износа. Если диффузия углерода не будет иметь каких-либо ограничений, углерод, проникая в аустенит быстрее вольфрама, вызовет обезуглероживание поверхностных слоев твердого сплава и определит износ постольку, поскольку обезуглероживание явится причиной разрушения разупрочненных поверхностных слоев инструмента, т. е. диффузия углерода может лишь косвенно влиять на износ. В таком случае количественные показатели износа будут выражаться другими закономерностями и зависимость (99) не будет отражать реальную закономерность износа инструмента по передней поверхности. Допустим, что доминирующим в износе инструмента является диффузионное растворение вольфрама. Тогда численные значения левой и правой стороны в уравнении (100) должны иметь одинаковый порядок. Это значит, что масса продиффундировавшего в стружку вольфрама, которая определена по закономерностям диффузии, должна совпасть со значением массы изношенной лунки. Допустим, температура на контакте равна 1220 К . При резании стали 40 ($\sigma_b = 588 \text{ МПа}$) сплавом марки ВК6, по данным Т. Г. Саромотиной [48], стойкость инструмента равна $T = 800 \text{ с}$. При этом, по данным В. В. Цоцхадзе [105], температуре 1220 К соответствует $s = 0,21 \text{ мм/об}$, $v = 3,27 \text{ м/с}$. Из диаграммы состояния Fe — W (см. рис. 176) $c_{1w} = 0,092$, а из табл. 13 $D_w = 7,5 \cdot 10^{-16} \text{ м}^2/\text{с}$, $\rho_1 = \rho_w = 12,82 \text{ г/см}^3 = 12\,820 \text{ кг/м}^3$. Для стали $\rho = 7,8 \text{ г/см}^3 = 7800 \text{ кг/м}^3$. Длина контакта стружки с передней поверхностью зависит от толщины среза, переднего угла, скорости резания и др. Для рассматриваемого случая можно принять $l_k \approx 1,2 \text{ мм} = 1,2 \cdot 10^{-3} \text{ м}$ и $\xi = 2$. При малой толщине среза примем $e = 0,3 \text{ мм}$, $R = 0,75 \text{ мм}$, $\alpha \approx 1,85$; тогда $f \approx 0,25 \text{ мм}^2 = 0,25 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2$. Подставив значения параметров в выражение (100), получим довольно близкое совпадение левой и правой частей тождества: $3,2$ и $0,8$.

При температуре резания 1273 К по тем же данным, $T = 1200 \text{ с}$, $v = 4,0 \text{ м/с}$, $c_{1w} = 0,107$, $D_w = 15 \cdot 10^{-16} \text{ м}^2/\text{с}$, соответственно получим результаты $3,2$ и $2,1$.

Как видно, полученные цифры левой и правой стороны выражения (100) примерно одинакового порядка. Подобные подсчеты

для других условий резания дают аналогичные результаты. Следовательно, несмотря на грубые допущения, которые были сделаны при выводе выражения (100), с его помощью по коэффициентам диффузии и концентрационным кривым, можно определить порядок стойкости инструмента по износу передней поверхности. Из уравнения (100) следует, что стойкость инструмента по износу передней поверхности может определяться по формуле

$$T_{\text{п}} \approx \frac{\sqrt{\pi} f \xi^{1/2} \rho_1}{2D^{1/2} l_{\text{к}}^{1/2} v^{1/2} c_1 \rho}. \quad (101)$$

Для интерметаллидов

$$T_{\text{п}} \approx \frac{\sqrt{\pi} f \rho_1 \xi^{1/2}}{4\rho c_1 D^{1/2} l_{\text{к}}^{1/2} v^{1/2}}.$$

Приняв выражение для $l_{\text{к}}$, выведенное Н. Г. Абуладзе [3], получим

$$T_{\text{п}} \approx \frac{\sqrt{\pi} f \rho_1 \xi^{1/2}}{2\rho c_1 D^{1/2} v^{1/2} a^{1/2} [\xi (1 - \operatorname{tg} \gamma) + \sec \gamma]^{1/2}}. \quad (102)$$

Для условий резания, соответствующих диффузионному износу, выражение $\frac{\xi^{1/2}}{[\xi (1 - \operatorname{tg} \gamma) + \sec \gamma]^{1/2}}$ — сравнительно мало изменяющийся параметр, поэтому стойкость по передней поверхности можно представить как

$$T_{\text{п}} \approx \frac{A'_0}{c_1 D^{1/2} v^{1/2} a^{1/2}}. \quad (103)$$

Полученное выражение правильно отражает влияние отдельных параметров на стойкость, а именно, наибольшее влияние оказывает скорость резания, так как скорость наиболее чувствительна к изменению температуры резания. При изменении v резко изменяются D и c_1 . Наряду с этим практически подтверждается и самостоятельное влияние a на $l_{\text{к}}$ и стойкость, как фактора в меньшей степени, чем v , но влияющего на изменение D и c_1 .

Диффузия при одновременном протекании пластической деформации, как указывалось выше, должна происходить с большей скоростью. Объясняется это тем, что в процессе диффузии атомов инструментального материала в верхние слои стружки они будут уноситься течением слоев стружки и в каждый данный момент времени в рассматриваемой точке градиент концентрации будет выше, чем в том случае, когда течение отсутствует.

Н. В. Талантов [37, 74] определял значения коэффициентов диффузии компонентов инструментального материала, исходя из предположения, что износ по передней поверхности инструмента в конце пластического контакта при высоких температурах полностью определяется диффузионными процессами.

Для выяснения природы износа на участке «лунки» были проведены фрактографические исследования поверхности износа про-

филографированием, а также методами оптической и электронной микроскопии. Результаты исследований показали, что поверхность «лунки» износа идеально гладкая. Последнее обстоятельство дало основание авторам утверждать, что процесс износа происходит без адгезионно-усталостных явлений и определяется диффузионными процессами.

Величина коэффициента диффузии для каждого конкретного случая определялась по объему изношенной массы, решением уравнения диффузии (93) для стационарного потока с учетом переноса вещества при следующих краевых условиях

$$c(0, y) = 0; \quad c(x, \infty) = 0; \quad c(x, 0) = c_m, \quad (104)$$

где c_m — массовая концентрация диффундирующего элемента на границе раздела

$$c_m = c_1 \rho.$$

В случае однокомпонентной диффузии масса вещества, продиффундировавшего в контактные объемы стружки (за время резания T), для стационарного процесса

$$m = -DT \int_0^{l_0} \left. \frac{\partial c}{\partial y} \right|_{y=0} dS,$$

где m — масса продиффундировавшего вещества; dS — элемент площади; l_0 — длина лунки.

Для нашего случая $dS = b dx$ (b — ширина среза), тогда

$$m = -DbT \int_0^{l_0} \left. \frac{\partial c}{\partial y} \right|_{y=0} dx. \quad (105)$$

В процессе резания при образовании «лунки» удаляется некоторая масса инструментального материала m_n . Величина может быть определена экспериментально для каждого случая резания. Масса отдельного продиффундировавшего элемента (например, вольфрама) будет

$$m_{nW} = m_n c_{1W},$$

где c_{1W} — массовая доля содержания вольфрама в инструментальном материале.

Учитывая (105), получим выражение для коэффициента диффузии

$$D = - \frac{m_{nW}}{bT \int_0^{l_0} \left. \frac{\partial c}{\partial y} \right|_{y=0} dx}, \quad (106)$$

Согласно (106) для определения коэффициента диффузии нужно знать градиент концентрации $\left. \frac{\partial c}{\partial y} \right|_{y=0}$ при $y = 0$. Для этого было

решено [37] уравнение (93) с краевыми условиями (104) при помощи преобразования Лапласа:

$$D \frac{d^2 c^*}{dy^2} = \frac{v}{\xi} \left(\frac{y}{h} \right)^n c^*, \quad (107)$$

$$c^*(0, y) = 0; \quad c^*(p, \infty) = 0, \quad c^*(p, 0) = \frac{c_m}{p}, \quad (108)$$

где p — комплексный параметр; c^* — изображение функции $c(x, y)$, равное

$$c^* = \int_0^{\infty} c(x, y) e^{-px} dx.$$

Решение уравнения (107) известно и имеет следующий вид

$$c^* = A V \bar{y} J_{\nu} (2V \bar{a}' p y^{1/2\nu}) + B V \bar{y} K_{\nu} (2V \bar{a}' p y^{1/2\nu}), \quad (109)$$

где A, B — произвольные постоянные; $J_{\nu} (2V \bar{a}' p y^{1/2\nu})$ — модифицированная функция Бесселя; $K_{\nu} (2V \bar{a}' p y^{1/2\nu})$ — функция Макдональда

$$\nu = \frac{1}{n+2}; \quad a' = \frac{v}{\xi D h^n}.$$

Используя граничные условия (108), можно определить произвольные постоянные A, B , тогда соотношение (109) примет вид:

$$c^* = \alpha p^{\frac{\nu}{2}-1} K_{\nu} (\beta p^{1/2}),$$

где $\alpha = \frac{2V \bar{y}}{\Gamma(\nu)} c_m (a')^{\nu/2\nu}$; $\beta = 2V \bar{a}' y^{1/2\nu}$; $\Gamma(\nu)$ — гамма-функция, равная

$$\Gamma(\nu) = \int_0^{\infty} e^{-t} t^{\nu-1} dt.$$

Принимая теорему обращения по изображению $c^*(p, y)$, найдем оригинал [53]:

$$c(x, y) = c_m \frac{\Gamma(\nu, z)}{\Gamma(\nu)}, \quad (110)$$

где $\Gamma(\nu, z)$ — неполная гамма-функция, равная:

$$\Gamma(\nu, z) = \int_z^{\infty} e^{-t} t^{\nu-1} dt,$$

$$z = \frac{v}{\xi} v^2 h^{\frac{2\nu-1}{\nu}} y^{1/\nu} (D_x)^{-1}.$$

Затем вводится функция

$$j(\nu, z) = \int_0^z e^{-t} t^{\nu-1} dt.$$

Очевидно

$$j(\nu, z) + \Gamma(\nu, z) = \Gamma(\nu). \quad (111)$$

Учитывая (111), получим выражение для соотношения (110)

$$c(x, y) = c_m \left[1 - \frac{j(\nu, z)}{\Gamma(\nu)} \right]. \quad (112)$$

Функция $j(\nu, z)$ имеет хорошее представление в ряд

$$j(\nu, z) = z^\nu \sum_{m=0}^{\infty} (-1)^m \frac{z^m}{m! (\nu + m)}. \quad (113)$$

Из соотношения (112) следует:

$$\frac{\partial c}{\partial y} = - \frac{1}{\Gamma(\nu)} \frac{\partial j(\nu, z)}{\partial y}. \quad (114)$$

Поэтому очевидно, что

$$\left. \frac{\partial c}{\partial y} \right|_{y=0} = - \frac{1}{\Gamma(\nu)} \left. \frac{\partial j(\nu, z)}{\partial y} \right|_{y=0}. \quad (115)$$

Используя формулы (113), (115) получим

$$\left. \frac{\partial c}{\partial y} \right|_{y=0} = \left(\frac{\nu}{\xi} \right)^\nu \nu^{2\nu} h^{2\nu-1} \frac{1}{D^\nu z^\nu \Gamma(\nu + 1)}. \quad (116)$$

Подставляя выражение (116) в формулу (106), получим выражение для коэффициента диффузии

$$D = \left[\frac{m_{nW} l_0^{\nu-1} (1-\nu) \Gamma(\nu + 1)}{c_m b T \left(\frac{\nu}{\xi} \right)^\nu \nu^{2\nu} h^{2\nu-1}} \right]^{\frac{1}{1-\nu}}. \quad (117)$$

Если не учитывать пластическую деформацию и торможение, следует принять $n = 0$, тогда $\nu = \frac{1}{n+2} = \frac{1}{2}$; $\frac{1}{1-\nu} = 2$; $h^{2\nu-1} = 1$; $\nu^{2\nu} = \frac{1}{2}$; $1 - \nu = \frac{1}{2}$; $\Gamma(\nu + 1) = \Gamma(3/2) = \frac{\sqrt{\pi}}{2}$.

При этом соотношение (117) примет вид

$$D = \frac{\pi m_{nW}^2}{4 (c_1 \rho)^2 b^2 T^2 \frac{\nu}{\xi} l_K}. \quad (118)$$

Полученное выражение полностью адекватно выражению (99). Величину m_{nW} можно определить, исходя из соотношения размеров лунки.

Получив выражение (117), А. А. Козлов [37] определил величины коэффициентов диффузии вольфрама при резании стали 45 резцом из твердого сплава ВК8 (вариант 1—3 табл. 15); $\gamma = 0^\circ$, $\varphi = 45^\circ$, $\varphi_1 = 25^\circ$, $\alpha = 10^\circ$, $t = 2$ мм.

Вариант 4 табл. 15 рассчитан по данным нашей работы [48]. Параметры e , l_0 определялись по профилограмме передней поверхности инструмента после определенного периода резания T . Режимы резания и результаты расчетов коэффициентов диффузии даны в табл. 15. Значения D рассчитаны для двух случаев. В первом случае принималось, что граничные слои обрабатываемого материала на участке диффузии движутся со скоростью v/ξ без торможения. При этом в уравнении $n = 0$, $\nu = \frac{1}{2}$. Во втором случае принималось, что скорость диффузионного слоя по координате y меняется по линейному закону ($n = 1$, $\nu = 1/3$), т. е. имеет место торможение. При $n = 1$, когда учитывалось торможение, величины коэффициентов диффузии D имеют большие значения по сравнению с расчетными без учета торможения ($n = 0$). Отличие в коэффициентах диффузии не превышает одного порядка (см. табл. 15).

Т а б л и ц а 15

Результаты расчета коэффициентов диффузии
($c_M = 700 \text{ кг/м}^3$; $h = 3 \cdot 10^{-6} \text{ м}$)

Вариант	Пара	v , м/с	s , мм/об	T , с	ξ	$\frac{v}{c} \cdot \frac{1}{\xi}$, м/с	$10^{-3} e$, м
1	Сталь 45—ВК8	1,33	0,6	240	3	0,44	40
2	Сталь 45—ВК8	1,08	0,4	420	3,3	0,33	60
3	Сталь 45—ВК8	1,25	0,3	510	3,1	0,4	60
4	Сталь 40—ВК6	4,0	0,21	1200	2	2	300

Вариант	Пара	$l_0 \cdot 10^{-3}$, м	n , 10^{-6} , кг	n	ν	Γ ($\nu+1$)	D , м ² /с
1	Сталь 45—ВК8	5,5	3,19	0	1/2	0,85	$2,1 \cdot 10^{-14}$
				1	1/3	0,89	$2,9 \cdot 10^{-13}$
2	Сталь 45—ВК8	3	3,78	0	1/2	0,85	$1 \cdot 10^{-14}$
				1	1/3	0,89	$2 \cdot 10^{-13}$
3	Сталь 45—ВК8	2,25	2,8	0	1/2	0,85	$6 \cdot 10^{-15}$
				1	1/3	0,89	$1,5 \cdot 10^{-13}$
4	Сталь 40—ВК6	1,2	4,6	0	1/2	0,85	$3,5 \cdot 10^{-15}$
				1	1/3	0,89	$8 \cdot 10^{-14}$

Высокая интенсивность диффузионных процессов на участке «упругого» контакта объясняется [37] реализацией вязких механизмов деформации в граничных слоях обрабатываемого материала. Согласно представлениям Френкеля, коэффициенты диффузии в такой среде можно найти из соотношения Аррениуса при температуре, близкой к плавлению.

Отсутствие методики для определения коэффициентов диффузии при одновременной пластической деформации затрудняет использование выражения (115) для определения диффузионной

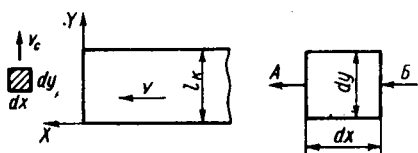


Рис. 201. Модель процесса диффузии по поверхности твердосплавного инструмента [7]

стойкости режущего инструмента. Если попытаться определить не коэффициент диффузии, а стойкость инструмента по данным табл. 15, принимая значение D_w , полученное при обычных диффузионных отжигах, то значение стойкости будет отличаться в меньшей мере, так как значение D_w возводится в степень $n = 1/2$.

Из проведенных сравнений следует, что определение стойкости зависимостей без учета переноса дает лишь правильный порядок стойкости.

В работе [7] предложена следующая модель диффузионного износа режущего инструмента (рис. 201). При скольжении стружки по инструменту со скоростью v_c принимается, что диффузия материала инструмента в стружку происходит со скоростью v . Длина контакта стружки с инструментом равна l_k . Принимая, что D — постоянная величина и диффузия в направлении оси Y пренебрежимо мала по сравнению с диффузией в направлении оси X , пользуясь первым и вторым законом Фика, получено следующее отношение скоростей

$$\frac{v_{с\text{ТР}}}{v_c} = \sqrt{\frac{D}{\pi v_c l_k}} = \sqrt{\frac{D}{\pi v_c l_k}} e^{-\frac{Q}{2R\theta}}. \quad (119)$$

Рассмотрен также механизм диффузии в условиях пластической деформации [7], при которой дислокации непрерывно перемещаются к поверхности более мягкого материала (к надрезочной стороне стружки) и скорость износа v_c описана уравнением

$$v_c = \frac{D_0}{a} e^{-\frac{Q}{R\theta}} \left(e^{\frac{U_p}{R\theta}} - 1 \right), \quad (120)$$

где $1/a^2$ — число дислокаций на см^2 ; U_p — работа пластической деформации на единицу массы стружки (приблизительно эквивалентная ее твердости).

В последней модели принимается, что при движении стружки по поверхности инструмента образуется избыточное количество дислокаций. При этом скорость износа не зависит от скорости скольжения стружки и длины контакта, за исключением влияния абсолютной температуры T . Как следует из уравнений (119) и (120), в них не фигурирует концентрация диффундирующего элемента в растворителе, что, полагаем, является существенным недостатком предлагаемых уравнений. Ведь существуют пары, взаимонерастворяющиеся при любых температурах скольжения, у которых диффузионный износ всегда пренебрежимо мал, независимо от величины D .

ЗАВИСИМОСТИ ДИФФУЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ИНСТРУМЕНТА ПО ЗАДНЕЙ ПОВЕРХНОСТИ

Площадь контакта по мере износа по задней поверхности изменяется от минимально до максимально допустимого значения, что вызывает изменение времени контакта t' и толщины диффузионного слоя x'_0 . Количество вещества M_3 , продиффундировавшего в поверхность резания за весь промежуток времени резания, определим, решив интеграл

$$M_3 = b \int_0^L dL \int_0^{x'_0} c(x, t') dx, \quad (121)$$

где L — длина обработанной поверхности; x'_0 — толщина диффузионного слоя на обработанной поверхности в какой-либо точке.

Выражение (121) можно записать в виде

$$M_3 = b \int_0^L M dL = b L M_{\text{CP}}, \quad (122)$$

где M_{CP} — среднеинтегральное значение продиффундировавшего вещества через единицу поверхности за весь промежуток резания.

С другой стороны, $L = vT$. Подставив в интеграл (122) это выражение, получим

$$M_{\text{CP}} = \frac{\int_0^L M dL}{L} = \frac{\int_0^T M dT}{T}. \quad (123)$$

При неизменности температуры $D = \text{const}$

$$M_{\text{CP}} = \frac{2c_0 \int_0^T \sqrt{D t'_0} dt}{T} = 2c_0 D^{1/2} v^{-1/2} \frac{\int_0^T h_3^{1/2} dT}{T}, \quad (124)$$

заменяя $t'_0 \frac{h_3}{v}$.

Для решения этого интеграла следует найти зависимость $T = f(h_3)$. Анализ экспериментальных данных показывает, что износ задней поверхности во времени при высоких режимах резания при $a = \text{const}$ описывается степенной зависимостью типа

$$T \approx A_1 h_3^n, \quad (125)$$

где показатель степени n колеблется в пределах 1—2.

В более общем случае $T \approx A_1 h_3^n a^m$. Имеются случаи, когда экспериментальные кривые износа на конечных участках имеют загиб вверх, что связано с отколом режущей кромки и скачкообразным повышением температуры. Разумеется, это явление не учитывается в уравнении (125).

Примем достоверной зависимость

$$T' = A_1 h^n = A_1 v^n (t')^n.$$

Тогда

$$dt = A_1 n v^n (t')^{n-1} dt'.$$

Подставив полученные значения в выражение (124) и заменив пределы интегрирования, получим

$$M_{\text{ср}} = \frac{\frac{2c_0 D^{1/2}}{\sqrt{\pi}} \int_0^{t'_0} (t')^{1/2} A_1 v^n n (t')^{n-1} dt'}{A_1 v^n (t'_0)^n} = \frac{2c_0 n (t'_0)^{1/2} D^{1/2}}{\sqrt{\pi} \left(n + \frac{1}{2}\right)}. \quad (126)$$

Из выражения (126) следует, что при любом значении показателя степени n , $M_{\text{ср}}$ будет отличаться лишь постоянным множителем $k' = \frac{n}{n+1/2}$, причем $M_{\text{ср}}$ слабо зависит от n ; так, при $n = 1$ $k' = 0,7$; при $n = \frac{3}{2}$ $k' = 0,75$; при $n = 2$ $k' = 0,8$. Подставив значение $M_{\text{ср}}$ в уравнение (122), получим

$$M_s = \frac{2n}{\sqrt{\pi} (n + 1/2)} c_0 b L D^{1/2} (t'_0)^{1/2} = \frac{2n}{\sqrt{\pi} (n + 1/2)} c_0 b v T D^{1/2} (t'_0)^{1/2}.$$

Выражая M_s в граммах, получим

$$m_s = \frac{2n \rho c_1}{\sqrt{\pi} (n + 1/2)} b v T D^{1/2} (t'_0)^{1/2}.$$

Приняв в среднем $n \approx \frac{3}{2}$, имеем

$$m_s = \frac{3}{2\sqrt{\pi}} \rho c_1 b v T D^{1/2} (t'_0)^{1/2}. \quad (127)$$

Для интерметаллидов

$$m_s = \frac{3}{\sqrt{\pi}} \rho c_1 b v T D^{1/2} (t'_0)^{1/2}. \quad (128)$$

С другой стороны (рис. 202), масса удаленного с задней поверхности вещества за период резания T может выразиться как

$$m_3 = w_3 \rho_1 \approx \frac{h_3^2 \operatorname{tg} \alpha}{2(1 - \operatorname{tg} \gamma \operatorname{tg} \alpha)} b \rho_1,$$

где h_3 — ширина фаски изнашивания; α — задний угол; γ — передний угол.

Тогда уравнение (127) можно записать в виде

$$\frac{h_3^{3/2} \operatorname{tg} \alpha}{(1 - \operatorname{tg} \gamma \operatorname{tg} \alpha)} \rho_1 = \frac{3\rho c_1}{\sqrt{\pi}} v^{1/2} T D^{1/2}. \quad (129)$$

В случае справедливости выражения (129) численные значения левой и правой сторон в условиях диффузионного износа должны иметь по крайней мере одинаковый порядок. Проверим это на предыдущем примере резания стали 40 сплавом марки ВК6 при температурах резания 1220 и 1270 К. Задний угол резцов берется равным $\alpha = 8 \div 10^\circ$; $\gamma = -5 \div 5^\circ$ и при $h_3 = 1$ мм; подставляя соответствующее значение параметров в выражение (129), имеем для левой и правой частей 7 и 4,8 для 1220 К и 7 и 9,2 для 1270 К. Следовательно, и в этом случае полученные цифры одинакового порядка.

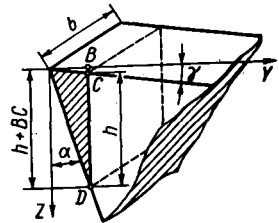


Рис. 202. Упрощенная схема для определения объема материала, изношенного по задней поверхности инструмента

Определив период резания из выражения (129), стойкость инструмента по износу задней поверхности выразится уравнением

$$T_3 = \frac{\sqrt{\pi} \operatorname{tg} \alpha h_3^{3/2} \rho_1}{3(1 - \operatorname{tg} \gamma \operatorname{tg} \alpha) \rho c_1 v^{1/2} D^{1/2}}. \quad (130)$$

Для интерметаллидов

$$T_3 = \frac{\sqrt{\pi} \operatorname{tg} \alpha h_3^{3/2} \rho_1}{6(1 - \operatorname{tg} \gamma \operatorname{tg} \alpha) \rho c_1 D^{1/2} v^{1/2}} \quad (131)$$

В полученных зависимостях стойкости не учтено изменение температуры по мере износа задней поверхности и соответствующее изменение c_1 и D . Эта задача решаема и необходимо найти изменение температуры на задней поверхности по мере износа. В предлагаемых выражениях следует брать некоторое среднее значение температуры, соответствующее не начальному периоду резания, а величине износа $\frac{1}{2} h_3$. Это примерно соответствует температуре резания для начального периода, так как в начальный период температура резания выше температуры по задней поверхности.

Приведенные формулы диффузионного износа не могут объяснить того наблюдаемого на практике факта, что при равных температурах контакта с увеличением толщины среза стойкость по задней поверхности уменьшается, хотя скорость резания при больших толщинах среза имеет меньшее значение. По-видимому, это связано с изменением напряженного состояния в контактных слоях и протяженности сплошного контакта, с повышенной средней температурой по задней поверхности и другими особенностями, не учтенными при выводе уравнения стойкости.

Замечено, что длина контакта по задней поверхности с самого начала резания зависит от толщины среза. Наряду с этим, толщина среза оказывает самостоятельное влияние на скорость износа задней поверхности и стойкость инструмента. Причем показатель степени толщины среза для зависимости стойкости несколько меньше, чем для скорости резания.

Обобщая экспериментальные данные, можно предложить более общую формулу

$$T_3 \approx \frac{A'' \sqrt{\pi} \operatorname{tg} \alpha \rho_1 h_3^{3/2}}{3(1 - \operatorname{tg} \gamma \operatorname{tg} \alpha) \rho c_1 D^{1/2} v^{0,35} a^{0,4}} \quad (132)$$

Приведем отдельные примеры диффузионного износа различных инструментальных материалов.

РАСЧЕТ СТОЙКОСТИ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ПРИ ДИФфуЗИОННОМ ИЗНОСЕ

При износе твердого сплава типа ВК наряду с диффузионным растворением в стали происходит срез и отрыв ослабленных, но еще не полностью растворившихся карбидов вольфрама. Ввиду этого износ определяется количеством растворенного материала и величиной срезанных с поверхности карбидных частиц. Уравнения (101) и (130) учитывают только количество растворившегося материала, поэтому эти уравнения при подсчете должны дать завышенное значение стойкости. С учетом деформации контактных слоев коэффициент диффузии и скорость растворения должны увеличиваться. С этой точки зрения полученные по формулам (101) и (130) значения стойкости будут также завышенными.

Наряду с этим вполне вероятно, что концентрация продифундировавшего вещества на поверхности стружки и обработанной поверхности будет меньше предела насыщения, поэтому уравнения (101) и (130) дадут заниженное значение стойкости.

Напишем уравнения (101) и (130) для сплавов ВК8, ВК6 и ВК3, считая, что толщина среза постоянная и мало влияет на стойкость. Масса вольфрама в единице объема сплава соответственно 12,6; 12,82 и 13,5 г, т. е. $\rho_{ВК8} = 12,6 \text{ г/см}^3 = 12\,600 \text{ кг/м}^3$, $\rho_{ВК6} = 12,82 \text{ г/см}^3 = 12\,820 \text{ кг/м}^3$, $\rho_{ВК3} = 13,5 \text{ г/см}^3 = 13\,500 \text{ кг/м}^3$.

Принимая $\rho = 7800$ кг/м³, $\xi = 2$, $\alpha = 10^\circ$, $\gamma = 0^\circ$ и $h_3 = 1 \times 10^{-3}$ м, получим:
для сплава ВК8

$$T_{II} \approx \frac{2,01f}{c_1 D_W^{1/2} v^{1/2} l_k^{1/2}}, \quad (133)$$

$$T_3 \approx \frac{5,3 \cdot 10^{-6}}{c_1 D_W^{1/2} v^{1/2}}; \quad (134)$$

для сплава ВК6

$$T_{II} \approx \frac{2,05f}{c_1 D_W^{1/2} v^{1/2} l_k^{1/2}}, \quad (135)$$

$$T_3 \approx \frac{5,4 \cdot 10^{-6}}{c_1 D_W^{1/2} v^{1/2}}; \quad (136)$$

для сплава ВК3

$$T_{II} \approx \frac{2,16f}{c_1 D_W^{1/2} v^{1/2} l_k^{1/2}}, \quad (137)$$

$$T_3 \approx \frac{5,7 \cdot 10^{-6}}{c_1 D_W^{1/2} v^{1/2}}. \quad (138)$$

В табл. 16 сведены расчетные значения стойкости T_3 при резании стали 40 сплавом ВК6 для различных сочетаний v , s . Коэффициенты диффузии D_W взяты из табл. 13, величины c_1 — из диа-

Таблица 16

Расчетные значения стойкости резца при резании стали 40 сплавом ВК6 ($\sigma_B \approx 630$ МПа, $t = 1$ мм, $\gamma = 0^\circ$, $\phi = 45^\circ$, $\alpha = 10^\circ$, $h_3 = 1$ мм)

Показатели	Подача s , мм/об	Температура, К				
		1170	1220	1270	1320	1370
v , м/с T_3 , с	0,21	4,53	5,37	6,11	6,97	7,95
		18,15	20,0	11,5	8,15	4,33
v , м/с T_3 , с	0,3	4,03	4,45	5,23	5,98	7,00
		19,25	21,85	12,5	8,8	4,6
v , м/с T_3 , с	0,42	3,40	4,00	4,53	5,20	6,27
		21,0	23,0	13,45	9,4	4,85
v , м/с T_3 , с	0,6	2,68	3,06	3,61	4,30	5,17
		23,6	26,25	15,0	10,35	5,35
v , м/с T_3 , с	0,84	2,06	2,5	2,97	3,61	4,31
		27,0	28,2	16,25	11,25	5,85

граммы состояния Fe — W (см. рис. 171), температура резания и режимы обработки — на основании рис. 23—24.

Зависимости стойкости от скорости резания $T - v$ после достижения экстремального значения стойкости в логарифмической сетке координат обычно представляют собой параллельные прямые и математически описываются уравнением

$$T = \frac{A}{v^z},$$

где z — показатель относительной стойкости. Величина его, определяющая наклон прямых, различна для разных инструмен-

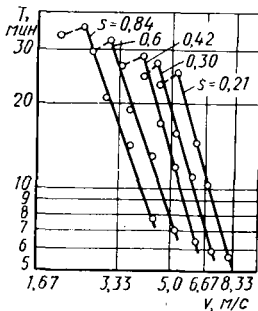


Рис. 203. Расчетные зависимости $T - v$ при резании стали 40 сплавом ВК6 ($\sigma_B = 627$ МПа; $t = 1$ мм)

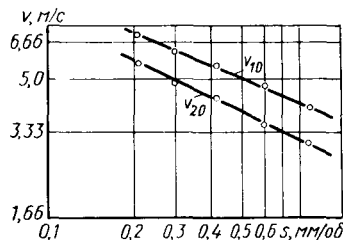


Рис. 204. Расчетные кривые $v_{10} = f(s)$ и $v_{20} = f(s)$, при резании стали 40 сплавом ВК6 ($\sigma_B = 627$ МПа; $t = 1$ мм)

тальных и обрабатываемых материалов и для твердых сплавов при резании сталей и колеблется в пределах 3—5.

На рис. 203 представлены расчетные зависимости $T - v$ в двойной логарифмической сетке для различных подач (см. табл. 16). Если не учитывать перелома кривых при температуре 1170—1220 К, связанного с переломом кривой температурной зависимости коэффициента диффузии [29], то зависимости $T - v$ в диапазоне изменения температуры 1220—1370 К спрямляются и показатель относительной стойкости z для различных подач получает соответственно значения 3,3; 3,22; 2,83; 2,9. Эти значения z и порядок значения стойкостей (см. табл. 16) согласуются с практическими данными.

Кривые $v_T = f(s)$ в двойной логарифмической сетке также спрямляются и выражаются уравнением типа

$$v_T = \frac{B}{s^{y_v}}.$$

По экспериментальным данным, для твердых сплавов $y_v = 2,5 \div 4$.

На рис. 204 представлены зависимости $v_{10} = f(s)$ и $v_{20} = f(s)$ в двойной логарифмической сетке. И в этом случае кривые спрям-

ляются, а показатель степени $y_v = 3$, что также несущественно расходится с опытными данными. Изложенное свидетельствует о том, что расчетные зависимости $T - v$, $T - s$ по характеру изменения однотипны и подобны экспериментальным зависимостям.

Представляло интерес сопоставление непосредственных данных по износу с их расчетными значениями. Были проведены опыты при резании стали Ст5 ($\sigma_B = 540$ МПа) сплавом ВК8 в ВК3.

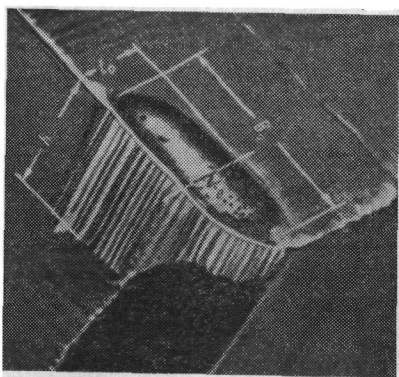


Рис. 205. Снимок изношенного резца:

b_0 — ширина лунки; h — ширина площадки износа по задней поверхности; e — глубина лунки; l_0 — длина лунки

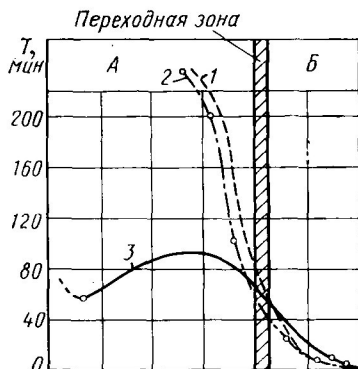


Рис. 206. Изменение стойкости твердосплавного резца ВК8 в зависимости от температуры при резании различных сталей:

1 — сталь 40; $HV = 1,8$ ГПа; 2 — Ст5; $HV = 1,6$ ГПа; $\gamma = -10$; $s = 0,1$ мм/об; 3 — сталь хромоникельмолибденовая; $HV = 4,9 \div 5,4$ ГПа

А — зона адгезионного износа;
Б — зона диффузионного износа

Снимок характерного износа твердосплавного резца с обозначением основных параметров износа приведен на рис. 205.

Для сравнения с опытными значениями определялась глубина лунки и ширина штрихов износа по задней поверхности по формулам (135)—(138), результаты которых приведены в табл. 17. Проводя подсчеты стойкости по задней поверхности согласно формуле (136) получили аналогичные результаты.

Следует учитывать, что в расчетные формулы стойкости не входит ни один экспериментальный коэффициент, полученный из опытов при резании. Зная температуру контакта, температурную зависимость коэффициента диффузии, диаграмму состояния Fe — W, плотность обрабатываемого материала и инструмента, режимы обработки и геометрию резца, можно определить стойкость. Важным является то, что общий характер изменения стойкости в зависимости от температуры по расчету и опытам в диапазоне предполагаемого диффузионного износа один и тот же, и уравнение стойкости дает возможность в первом приближении производить количественное определение износа.

Экспериментальные и расчетные значения
стойкости (глубина резания $t = 1$ мм)

Экспериментальные данные							Принятая температура в зоне лунки θ_p , К	Расчетная стойкость T_p , мин
Марка твердых сплавов	Скорость v , м/с	Подача s , мм/об	Температура резания θ , К	Глубина лунки e , мм	Ширина штрихов износа B , мм	Стойкость T_p , мин		
BK3	2,46	0,6	1320	0,25	0,35	1—8	1420	7,5
	3,68	0,3	1320	0,16	2,4	3—4	1420	3,3
	5,10	0,15	1320	0,15	1,2	6,3	1370	5,5
BK6	2,92	0,3	1070	0,3	3,6	80	1150	25

С точки зрения теории диффузионного износа стойкость инструмента не зависит от механических характеристик обрабатываемого материала и определяется химическим составом контактирующих материалов, температурой контакта и скоростью резания.

На рис. 206 показаны кривые зависимости стойкости — температура резания при обработке незакаленной стали 40 (1,76 ГПа), при обработке стали Ст5 (1,57 ГПа) и при обработке закаленной стали HRC 51—53. Стойкостные данные для закаленной стали приведены к $h_3 = 0,9$ мм. Как следует из графиков, в зонах преимущественного диффузионного износа (при температурах на контактных поверхностях выше 1070—1170 К) кривые сближаются, что же касается зоны адгезионно-усталостного износа, то там расхождение кривых велико. Например, для закаленной хромоникельмолибденовой стали максимальная стойкость имеет место при температуре 970 К и равна ~ 90 мин, тогда как максимальная стойкость при обработке незакаленной стали может достигать 300—500 мин. Однако в зоне диффузионного износа эта разница незначительна.

Теория диффузионного износа позволяет оценить качество инструментального материала по отношению к заданному обрабатываемому материалу. Рассмотрим, например, пригодность хромокобальтового твердого сплава для обработки стали. Допустим, что твердый сплав состоит из насыщенного карбида хрома Cr_3C_2 , цементованного кобальтом. Учитывая сродство хрома со сталью, можно предвидеть, что при резании стали этим сплавом из-за интенсивной адгезии температура резания будет значительной. Вследствие низкой температуры плавления карбида хрома и его высокой растворимости в кобальтовой связке хромокобальтовый твердый сплав будет иметь низкую твердость при нагреве и, как следствие, малый пластический предел прочности.

С другой стороны известно, что карбид хрома — соединение менее устойчивое, чем карбид вольфрама, поэтому обезуглероживание хромовых карбидов в контакте с железом и сталью и свя-

занное с этим разупрочнение и разрушение поверхности инструмента произойдут довольно интенсивно. Все это говорит не в пользу сплава на основе карбида хрома. Наконец, если принять, что при высоких скоростях резания определяющим фактором является скорость диффузионного растворения хрома в стали, то износ инструмента (при $\rho = 7800 \text{ кг/м}^3$, $\rho_1 = 6300 \text{ кг/м}^3$, $\alpha = 10^\circ$, $\gamma = 0^\circ$, $h_3 = 10^{-3} \text{ м}$) на основании формулы (130) определится так:

$$T_3 = \frac{2,6 \cdot 10^{-6}}{c_1 D_{Cr}^{1/2} v^{1/2}}, \quad (139)$$

где c_1 — массовая доля хрома в γ -Fe, определяемая по диаграмме состояния Fe—Cr (рис. 207) (при расчетах % следует перевести в доли единицы); D_{Cr} — коэффициент диффузии хрома в аустените (см. табл. 13).

При всех концентрациях хром с железом дает твердые растворы, имеющие решетку α -железа. Хром принадлежит к группе элементов, суживающих область γ -фазы. Точка A_{c3} с увеличением содержания хрома вначале (до 0,07) понижается и повышается лишь при более высоких содержаниях хрома. Предельное содержание хрома, при котором возможно существование γ -фазы, равно 0,14. При одинаковых температурах и прочих равных условиях отношение стойкости вольфрамокобальтового сплава к хромокобальтовому сплаву по уравнению (127) составит

$$\frac{T_{3W}}{T_{3Cr}} \approx \frac{c_{1Cr} D_{Cr}^{1/2}}{c_{1W} D_W^{1/2}}.$$

Величины этих отношений при различных температурах приведены в табл. 18, из которой следует, что ввиду большой растворимости хрома в аустените диффузионная стойкость хромокобальтового твердого сплава меньше, чем вольфрамокобальтового твердого сплава.

Практика показала, что твердые сплавы на основе карбида хрома действительно малоэффективны для обработки стали.

Теория диффузионного износа помогает оценивать обрабатываемость металлов и сплавов и подбирать эффективный инструментальный материал. Рассмотрим это на примере титана и его сплавов. Углерод медленнее диффундирует в титан, чем в сталь. Что же касается скорости растворения вольфрама в титане, то она такого же порядка, как в железе. Подобно железу, титан

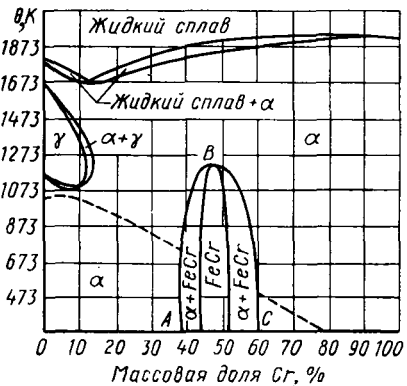


Рис. 207. Диаграмма состояния системы Fe—Cr

Температурная зависимость отношения значений стойкостей вольфрамкобальтового и хромокобальтового твердых сплавов

Показатели	Температура, К			
	1073	1223	1273	1373
$D_{Cr} \cdot 10^6, \text{ м}^3/\text{с}$	2	13	18	39
$D_W \cdot 10^6, \text{ м}^2/\text{с}$	3,8	7,5	15	44
c_{1Cr}	0,07	0,121	0,11	0,093
c_{1W}	0,053	0,092	0,106	0,145
$\frac{T_{3W}}{T_{3Cr}}$	1,94	3,51	2,32	1,22

имеет различную кристаллическую решетку при комнатной и высокой температурах: α -титан имеет гексагональную решетку, стабильную до температуры 1158 К; β -титан имеет объемноцентрированную решетку, стабильную при температурах свыше 1158 К. Растворимость вольфрама в α -титане понижается приблизительно от 50 % при перитектической температуре 2120—2170 К до 28 % при 988 К, когда β -фаза распадается, претерпевая эвтектоидное превращение. Максимальная растворимость вольфрама в α -титане составляет около 0,8 % при температуре 988 К. Диаграмма состояния показывает, что на основе титана можно получить три типа сплавов: α , β и смешанного типа $\alpha + \beta$.

На основе диаграммы состояния Ti — W можно прийти к заключению, что при высоких температурах резания вольфрам растворяется в титане и образует твердый раствор. При равных температурах растворимость вольфрама в титане больше, чем в железе, и это отрицательно влияет на стойкость инструмента.

Однокарбидные твердые сплавы на основе карбида вольфрама с титаном имеют меньшее сродство, чем сплавы на основе карбида титана. Поэтому применение однокарбидных твердых сплавов типа ВК при обработке титана нужно считать более целесообразным. Это предположение подтверждается исследованиями последних лет, например, в трудах [104] указано, что карбиды TiC, содержащиеся в твердом сплаве, быстрее растворяются в титане, чем карбиды WC. Поэтому сопротивление диффузионному износу при резании титановых сплавов у сплавов типа ВК выше, чем у сплавов ТК, и тем более у сплавов на основе карбида титана.

Исходя из принятой схемы износа, можно полагать, что уравнения стойкости для однокарбидных и двухкарбидных твердых сплавов структурно могут выражаться однотипно. Тогда стой-

кость по задней поверхности для двухкарбидных твердых сплавов можно записать в виде

$$T_3 \approx \frac{A_1 A_2 h^{3/2}}{c_1 v^{1/2} D^{1/2} a^y}, \quad (140)$$

где A_1 — коэффициент, зависящий от химического состава твердого сплава и обрабатываемого материала; A_2 — коэффициент, зависящий от структуры сплава.

По опытным данным [48], для сплава Т15К6 при резании углеродистых сталей для толщины среза $a = 0,15 \div 0,3$ мм стойкостную зависимость при $h_3 = 1,0$ мм можно выразить следующим образом:

$$T_3 = \frac{(2,01 \div 2,6) 10^{-5}}{c_1 v^{1/2} D^{1/2}}. \quad (141)$$

Сравнивая формулу (141) с формулой стойкости для ВК сплавов (136), видим, что при прочих равных условиях стойкость двухкарбидного твердого сплава марки Т15К6 при обработке углеродистых сталей имеет в 4—5 раз большее значение диффузионной стойкости, чем однокарбидные твердые сплавы.

ДИФФУЗИОННЫЙ ИЗНОС АЛМАЗНОГО РЕЗЦА

Для алмазных резцов допустимое сечение снимаемого слоя мало. Это дает право считать температуру по передней и задней поверхностям одинаковой. В таком случае, очевидно, преобладающий износ будет наблюдаться по задней поверхности. Допустим, $\alpha = 10^\circ$, $\gamma = 0^\circ$. За критерий примем износ по задней поверхности $h_3 = 1,0$ мм; плотность алмаза 3500 кг/м^3 . Растворимость на границе раздела определим из диаграммы состояния Fe — Fe₃C. Найдем стойкостную зависимость для резания γ - и α -железа. Используя температурную зависимость (86) коэффициента диффузии углерода в γ -железе, подставляя значения вышеприведенных параметров в формулу (130) и пренебрегая влиянием толщины среза, получим стойкость алмазного резца при резании аустенита, выраженную уравнением

$$T_3 = \frac{5,11 \cdot 10^{-3} e^{\frac{32840}{\theta}}}{c_1 v^{1/2}}. \quad (142)$$

Не имея точных данных зависимости температуры от скорости резания, примем приближенно зависимость, приведенную в табл. 19. В этой таблице приведены значения c_1 и стойкости, подсчитанные с помощью уравнения (142).

Как следует из расчетных данных, стойкость алмазного резца уже при температуре 1200 К весьма мала.

Для определения стойкости при резании α -железа необходимо знать коэффициент диффузии углерода в феррите и предельную растворимость при различных температурах. Приняв во внимание

**Температурная зависимость стойкости алмазного резца
при резании аустенита**

Показатели	Температура, К			
	1200	1273	1373	1473
v , м/с	10,0	13,35	18,35	12,0
c_1	0,013	0,0142	0,015	0,016
T_3 , с	86	48	24,8	13,2

выражения (130) и (87), стойкость алмазного резца по задней грани при резании феррита выразим уравнением

$$T_3 \approx \frac{1,34 \cdot 10^{-2} e^{\frac{20110}{\theta}}}{c_1 v^{1/2}}.$$

Используя данные М. П. Арбузова и Е. Г. Айзенсона [48], по растворимости углерода в α -железе подсчитали стойкость алмазных резцов при различных температурах (табл. 20).

Анализ данных табл. 20 показывает, что расчетная стойкость алмазного резца при резании феррита возрастает с 36 мин до 173 ч при понижении температуры от 1120 до 520 К.

Приведенные подсчеты показывают, что если в процессе резания происходит диффузия углерода в железо, то стойкость алмаза невелика. При температуре резания свыше 873 К интенсивность износа алмазного резца при одинаковых режимах резания приближается к интенсивности износа твердосплавного резца, а при равных температурах контакта интенсивность износа алмазного резца гораздо выше, чем оснащенного твердым сплавом. При резании стали 40 с глубиной резания $t = 0,3$ мм, подачей $s = 0,15$ мм/об и скоростью резания 9,5 м/с кончик алмазного резца раскалялся; температура резания при этом, очевидно, была выше 1070—1170 К и через 30 с работы задняя поверхность алмазного резца получила

Т а б л и ц а 20

**Температурная зависимость стойкости алмазного
резца при резании феррита**

Показатели	Температура, К				
	1120	920	770	620	520
v^4 , м/с	8,35	5,0	3,3	2,5	2,0
$c_1 \cdot 10_1$	1,5	1,9	1,5	1,5	1,5
T , с	2160	5000	24 300	130 000	625 000

значительный износ (рис. 208). Опыты по резанию стали алмазным инструментом с увеличением скорости резания показывают, что процесс диффузионного растворения значительно интенсифицируется и начинает решающим образом влиять на износ алмаза.

Углерод в титане растворяется значительно медленнее, чем в железе. По данным работы [85], при температуре 1250—1270 К коэффициент D для титана примерно равен $0,9 \cdot 10^{-16}$ м²/с. Согласно диаграмме состояния Ti—C растворимость углерода в α -титане значительно выше, чем в аустените.

Для случая резания титана алмазным резцом, приняв $\gamma = 0^\circ$, $\alpha = 10^\circ$, $h_3 = 10^{-3}$ м, $\rho_1 = 3500$ кг/м³, $\rho = 4500$ кг/м³, согласно уравнению (130) лучшим стойкость

$$T = \frac{2,52 \cdot 10^{-6}}{c_1 D^{1/2} v^{1/2}}.$$

При $\theta = 1250$ К и $v \approx 0,5$ м/с, приняв $D = 0,935 \times 10^{-6}$ м²/с, получим $T \approx 2,47 \cdot 10^5$ с. Следовательно, при равных температурах контакта диффузионный износ алмаза при резании титана должен быть меньше, чем при резании железа.

При резании меди, цинка, алюминия и их сплавов, не растворяющих в себе углерод, диффузионный износ алмазного резца не будет происходить, т. е. при резании металлов и сплавов, не растворяющих углерод, применение алмазного инструмента исключительно эффективно.

Резюмируя сказанное о диффузионном износе режущего инструмента, необходимо отметить следующее. При резании сталей, титановых сплавов, никелевых сплавов и тугоплавких металлов на высоких скоростях резания, наряду с адгезионно-усталостным износом, проявляется и диффузионный износ режущего инструмента, который с увеличением скорости резания становится преобладающим. Этот вид износа ограничивает производительность процесса резания.

Количественные показатели диффузионного износа могут быть ориентировочно определены при условии, если известны диаграммы состояния между компонентами инструментального и обрабатываемого материалов, температурные зависимости коэффициента диффузии, режимы обработки и соответствующие контактные температуры.

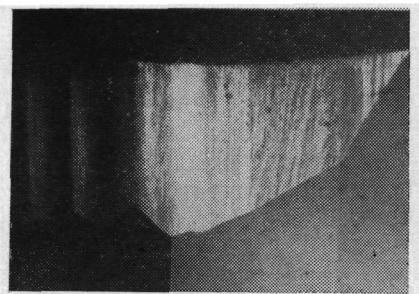


Рис. 208. Износ задних поверхностей алмазного резца после кратковременного резания (сталь 40—алмаз; $v = 9,5$ м/с; $t = 0,3$ мм; $s = 0,15$ мм/об), $\times 50$

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КАЧЕСТВА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Из всего изложенного выше по проблемам прочности и износостойкости режущей части инструмента следует, что качество инструментального материала нужно оценивать комплексом физико-механических свойств:

1) пределом прочности при одноосном растяжении и сжатии σ_v , σ_{-v} ;

2) пределом текучести и твердостью при различных температурах $HV_n = f(\theta)$;

3) пределом выносливости при различных температурах $\sigma_w = f(\theta)$;

4) коэффициентом интенсивности адгезии с обрабатываемым материалом при различных температурах, характеризующим средство инструментального и обрабатываемого материалов K_a ;

5) скоростью взаимного растворения с обрабатываемым материалом при различных температурах, определяемой величиной атомной концентрации предельного растворения реагирующих элементов по диаграмме состояния c_1 и коэффициентами диффузии

$$D = D_0 e^{-\frac{Q}{R\theta}};$$

6) модулем упругости E , коэффициентом линейного расширения α , коэффициентом Пуассона ν ;

7) коэффициентом тепло- и температуропроводности λ , ω_t ;

8) температурной зависимостью скоростей окисления.

В природе не существует материалов, обладающих одинаково высокой прочностью, твердостью и проявляющих одинаковую степень инертности ко всем обрабатываемым материалам. Поэтому понятие — оптимальный (эффективный) инструментальный материал — является относительным, зависит от свойств обрабатываемого материала, условий обработки и определяется конкретными характеристиками обрабатываемого материала и видом заданной операции.

Характеристикой пластичных обрабатываемых материалов, определяющей требуемую величину предела прочности инструментального материала на сжатие и растяжение, является величина касательного напряжения по условной плоскости сдвига τ_{ϕ} или твердость стружки $HV_{стр}$. Величина τ_{ϕ} решающим образом влияет на величину сжимающих напряжений в режущей части инструмента в зоне сжатия и нормальных растягивающих напряжений вне контактной зоны. Тем самым τ_{ϕ} при прочих равных условиях предопределяет необходимую величину предела прочности инструментального материала на сжатие и растяжение.

Напряжения сдвига в контактных зонах τ_k определяют касательные напряжения, действующие на поверхностях инструмента при различных температурах контакта и в совокупности с τ_{ϕ} определяют необходимую хрупкую и пластическую прочность режущей части инструмента. Напряжения τ_{ϕ} и τ_k при заданной

температуре резания определяют величину твердости инструментального материала $HV_{и} \geq \sigma \sqrt{\tau_{\Phi}^2 + \tau_{к}^2}$.

Произведение $\tau_{\Phi}\epsilon$, выражая работу сдвига в зоне деформации, определяет количество выделяемого тепла в зоне стружкообразования и наряду со скоростью резания и температуропроводностью обрабатываемого материала определяет величину температуры деформации в зоне сдвига (см. формулу (35)).

Удельная работа трения деформации ($\tau_{к}\epsilon$) и мощность работы трения деформации ($\tau_{к}\dot{\epsilon}$) в большой мере влияют на температуру трения деформации в зоне контакта и в соответствии с этим предопределяют степень размягчения инструментального материала в зоне контакта и интенсивность адгезионного, а также диффузионного износа режущего инструмента.

Коэффициенты теплопроводности и температуропроводности обрабатываемого материала также сильно влияют на температуру резания, характер температурных полей и оказывают существенное влияние на необходимые прочностные характеристики инструментального материала. Коэффициент интенсивности адгезии в паре с обрабатываемым материалом K_a существенно влияет на интенсивность адгезионного износа. Величины D и c_1 определяют интенсивность диффузионного износа. Важная характеристика обрабатываемого материала — это его микроструктура, характер распределения твердых составляющих: карбидов, интерметаллидов, окислов и других соединений, влияющих на интенсивность абразивного износа.

Таким образом, работоспособность инструментального материала определяется следующими физико-механическими характеристиками обрабатываемого материала $\omega = F [\tau_{\Phi}, \tau_{к}, \epsilon, \epsilon^{\circ}, K_a, \lambda, c_p, c_1, L]$.

Мы еще не можем точно выражать понятие сродства инструментального и обрабатываемого материалов, представляя его в виде отдельных параметров (K_a, c_1, D). В дальнейшем необходимо вести работу в этом направлении. Важно отметить, что у двух различных инструментальных материалов могут быть одинаковые показатели физико-механических свойств, однако режущие свойства могут отличаться существенно. Например, алмаз при резании графита очень быстро выходит из строя. Минералокерамика и твердые сплавы имеют стойкость гораздо более высокую. Нецелесообразно обрабатывать титановые сплавы твердыми сплавами на основе титана, они также быстро выходят из строя; примером может служить безвольфрамовый твердый сплав на основе карбида титана на железо—никель—медной связке. Этот сплав имеет высокий предел прочности и твердость. Например, при составе TiC — 96 % (объемных) и 4 % связки, твердость сплава HRA 92, а предел прочности при изгибе $\sigma_{и} = 1,5$ ГПа. Стойкость этого сплава при обработке углеродистой стали в несколько раз меньше, чем сплава T15K6. По-видимому, причиной является присутствие

железа в связке и сродство связывающего материала с обрабатываемым материалом. Таких примеров очень много.

При определении характеристик качества инструментального материала решающее значение имеет вид выполняемой операции. При фрезеровании нужно, чтобы предел прочности инструментального материала и коэффициент температуропроводности имели относительно большую величину, а коэффициент линейного расширения, коэффициент Пуассона и модуль упругости, наоборот, — малую величину. Это обусловлено тем, что в процессах фрезерования одним из главных факторов интенсивности износа является микроразрушение режущей кромки, возникающее при переходных процессах — выходе и входе режущей кромки в контакт с обрабатываемым материалом. При прерывистом резании на процесс микровыкрашивания большое влияние оказывает интенсивность адгезионного взаимодействия, а также возникновение термических напряжений. Таким образом, главными характеристиками качества инструментального материала при фрезеровании являются $\omega = f(\sigma_{\text{в}}, \sigma_{\text{вн}}, E, \nu, \omega_t, \alpha, K_a)$ при одновременном наличии необходимой твердости.

Если сравнивать различные виды фрезерования, то для цилиндрического встречного фрезерования предел прочности инструментального материала должен иметь большее значение, чем для торцового, так как максимальные нормальные напряжения в опасных точках при торцовом фрезеровании меньше.

Температура резания в процессе точения при прочих равных условиях значительно выше, чем при прерывистом резании, поэтому для инструмента, предназначенного для токарных и расточных операций, важное значение приобретает сохранение твердости при повышенных температурах.

Комплексным критерием качества инструментального материала может служить произведение предельной толщины $a_{\text{пр}}$, допускаемой по хрупкой прочности, и предельной скорости $v_{\text{пр}}$, допускаемой по пластической прочности, так как это произведение характеризует уровень производительности обработки для заданной пары.

Инструменты, работающие при относительно низких скоростях и температурах резания, подвергаются адгезионно-усталостному, абразивному или химико-абразивному виду износа, и инструментальный материал будет высококачественным, если у него высокий предел выносливости σ_{ω} и твердость $HV_{\text{ц}}$. Инструменты, работающие при высоких температурах резания, подвергаются диффузионному износу, поэтому инструментальный материал будет высококачественным, если он инертен к диффузионному взаимодействию с обрабатываемым материалом.

Качественный инструментальный материал также понятие относительное. Выбор материала инструмента при заданном обрабатываемом материале необходимо производить с учетом возможного взаимодействия между инструментальным и обрабатываемым

материалами в процессе резания. Износостойкость инструментального материала при различных скоростях и температурах резания определяется комплексом физико-механических характеристик: пределом прочности и твердостью при адгезионно-усталостном износе, обратной величиной скорости взаимного растворения при диффузионном износе и др.

Износостойкой основой инструментальных материалов, наряду с различными карбидами, могут быть нитриды, силициды, бориды, окислы, синтетические сверхтвердые материалы. Для каждой группы обрабатываемых материалов и заданных условий обработки целесообразно создавать специальные инструментальные материалы, расширяя их номенклатуру. Это позволит подбирать инструментальные материалы по характеру выполняемой работы и применять более высокие режимы резания.

ГЛАВА VI

РАЗВИТИЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ И ОБЛАСТИ ИХ ПРИМЕНЕНИЯ

В настоящей главе кратко описаны свойства и области применения существующих инструментальных материалов, затронуты вопросы их дальнейшего совершенствования.

ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ И БЫСТРОРЕЖУЩИЕ СТАЛИ

В углеродистых инструментальных сталях содержание углерода в зависимости от марки стали колеблется в пределах 0,7—1,4 %. Высокие предел прочности, ударная вязкость и износостойкость при работе в условиях низких температур контакта и скоростей резания, а также низкая стоимость являются причиной того, что некоторые режущие инструменты до настоящего времени изготавливают из этих сталей. К ним относятся инструменты для обработки дерева, слесарно-монтажный инструмент и напильники. Твердость сталей после закалки находится в пределах $HRC\ 62—64$, а предел прочности на изгиб $\sigma_{и} \approx 2,0 \div 2,7$ ГПа. Углеродистые инструментальные стали сохраняют твердость и прочность до температуры 470—520 К, после чего происходит распад мартенсита закалки. Поэтому низкая пластическая прочность является главным недостатком этих сталей.

Добавление малых количеств легирующих элементов Cr, W, V, Si к углеродистым сталям улучшает их свойства. Наибольшее распространение получили легированные инструментальные стали 9ХС, 9ХФ, ХВСГ, 6ХВ2С и др. Твердость и предел прочности этих сталей несколько выше, чем для углеродистых инструментальных сталей. Легирующие элементы повышают температуру распада мартенсита закалки и стали сохраняют высокую твердость температуры до 570 К; поэтому допускаемая скорость резания и соответственно производительность обработки по сравнению с углеродистыми сталями увеличивается.

Как известно, высокая твердость инструментальной стали связана с образованием мартенсита закалки и присутствием дисперсных карбидов. В структуре мартенсита атомы железа дислоцированы в результате внедрения между этими атомами атомов углерода. Структура мартенсита метастабильна, однако мартенситная структура быстрорежущих сталей не претерпевает изменения и распада до температуры 870 К, и в этом ее главное преимущество. Во время отпуска быстрорежущей стали при температуре нагрева выше 670 К начинает расти твердость и этот рост продолжается до температуры 870 К. При дальнейшем повышении температуры твердость начинает падать.

Электронно-оптическими исследованиями установлено, что повышение твердости быстрорежущей стали при отпуске вызвано выделением в матрице-мартенсите чрезвычайно мелких дисперсных частиц карбидов вольфрама, ванадия и других легирующих элементов. Легирующие элементы вольфрам и ванадий в комбинации с углеродом формируют прочно связанные карбиды. Эти карбиды в структуре быстрорежущей стали во время термообработки растворяются не полностью и во время закалки предотвращают рост зерна и тем самым охрупчивание.

Функция легирующих элементов в быстрорежущих сталях может быть представлена следующим образом. Определенное количество углерода необходимо для образования карбидов (ванадия, вольфрама, молибдена), а также для образования матрицы-мартенсита. Наибольшее количество углерода содержится в ванадиевых сплавах. Присутствие ванадия (до 1 %) необходимо для дисперсионного твердения во время отпуска и возможности управлять ростом зерен. При более высоком содержании ванадия образуются карбиды V_3C_4 , способствующие повышению стойкости против абразивного износа. Основная функция хрома заключается в уменьшении скорости охлаждения во время закалки. Кобальт содержится в быстрорежущих сталях в пределах 5—12 %. Этот элемент повышает теплостойкость мартенсита, однако при этом снижается предел прочности и существенно возрастает стоимость.

Главным технологическим преимуществом быстрорежущих сталей является то, что незакаленные заготовки для инструмента легко обрабатываются обычными методами давления и резания, а затем подвергают термообработке для придания нужных свойств.

По спецификации быстрорежущие стали делятся на вольфрамовые (P18, P12, P9), вольфрамомолибденовые (P6M5, P6M3), ванадиевые (P9Ф5, P14Ф4), кобальтовые (P9К5, P9К10) и др. Вольфрамомолибденовые быстрорежущие стали хуже шлифуются, а при термообработке обезуглероживаются, что является их недостатком.

На рис. 209 видно, как влияют различные легирующие элементы на увеличение твердости при повышенных температурах.

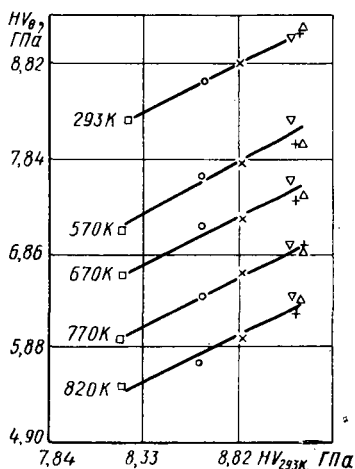


Рис. 209. Твердость при нагреве HV_0 различных быстрорежущих сталей в зависимости от их твердости при комнатной температуре

HV_{293K} [104]:

□ — 14 % W, ○ — BM2, × — BT1 — 0, ▽ — OT4 + — BT5, △ — BT14

Испытания показывают, что закаленная быстрорежущая сталь при сжатии претерпевает пластическую деформацию (3—5 %), которая сопровождается упрочнением. Предел текучести закаленной быстрорежущей стали составляет 2,16—2,26 ГПа. При повторном сжатии в результате упрочнения предел текучести повышается до 2,9 ГПа.

По данным работы [104], предел прочности на сжатие 7,6—7,9 ГПа, соответствующий 5 % деформации, для углеродистой стали имеет место при температуре 750 К, для быстрорежущей стали — при 1010 К и для твердого сплава — при 1270 К. Предел прочности на изгиб различных марок быстрорежущих сталей составляет 3,5—4,5 ГПа, что указывает на высокий предел хрупкой прочности этих сталей.

Широкий диапазон хрупкой прочности и ударной вязкости одного и того же состава быстрорежущей стали может быть достигнут с помощью различной термообработки. Наивысшая ударная вязкость наблюдается в образцах, в которых карбиды дисперсны и распределены равномерно. Вязкость сталей, содержащих кобальт, заметно ниже.

Создание новых быстрорежущих сталей идет путем увеличения содержания легирующих элементов и углерода (Р6М5К5, Р10К5Ф5 и др.). Эти стали имеют достаточную прочность и пластичность, а по износостойкости превосходят Р9К5 и Р9К10. Другое направление совершенствования качества быстрорежущих сталей — это производство их методами порошковой технологии. Для таких сталей характерны мелкозернистость и равномерное распределение карбидов, что обеспечивает их высокие износостойкость, прочность и вязкость. Быстрорежущие стали, полученные методами порошковой технологии, хорошо шлифуются. Способами порошковой технологии особенно выгодно изготавливать крупногабаритные и сложные инструменты.

Развитие порошковой технологии, применение упрочнения поверхностей, создание биметаллического режущего инструмента — это те направления, которые необходимо развивать для улучшения конструкций и качества инструментов из быстрорежущих сталей.

СПЕЧЕННЫЕ ТВЕРДЫЕ СПЛАВЫ

Разработка способов получения твердых металлоподобных веществ: карбидов, силицидов, боридов, нитридов и др. и развитие порошковой технологии способствовали широкому применению спеченных твердых сплавов в качестве инструментальных материалов.

Порошковая технология имеет ряд преимуществ перед методами литья: снижение температуры процесса получения сплава, возможность изготовления сплавов из компонентов, не сплавляющихся между собой или значительно отличающихся по температу-

рам плавления и плотности, возможность получения изделий сложной формы и более точных размеров, путем прессования порошка в желаемые формы при обычной температуре или в горячем состоянии, а также изделий с особой структурой и т. д.

Спеченные твердые сплавы для режущего инструмента представляют собой композиции, состоящие из твердых тугоплавких соединений в сочетании с более легкоплавкими и пластичными металлами. Поэтому структура спеченных твердых сплавов гетерогенна: она состоит из частиц твердых соединений и участков цементирующего вещества. Размеры частиц твердой составляющей и связующей фаз составляют примерно 0,5—10 мкм. Известны также спеченные твердые сплавы, состоящие только из твердых соединений с весьма мелкозернистой структурой.

Высокий предел пластической прочности, значительный предел хрупкой прочности, высокая стойкость против адгезионно-усталостного, химико-абразивного и абразивного износа, а также достаточно высокая стойкость против диффузионного износа обусловили повышение скорости резания в несколько раз при обработке сталей, чугунов, титановых и других тугоплавких материалов по сравнению со скоростями, применявшимися при использовании быстрорежущей стали и тем самым существенно повысили производительность обработки материалов резанием. Кроме того, применение твердых сплавов дало возможность обрабатывать лезвийным инструментом на станках детали из твердых и абразивных неметаллических материалов (стекла, фарфора и др.).

Если сравнить быстрорежущие стали с твердыми сплавами при резании сталей на жестких токарных станках, исходя из предельных толщин среза, допускаемых по хрупкой прочности ($n_b = 1$), и предельных скоростей резания, допускаемых по пластической прочности ($n_t = 1$), то комплексные критерии прочности инструментальных материалов P соответственно имеют следующие значения. Для быстрорежущих сталей P18 и P6M5 $a_{пр} \approx 4 \div 5$ мм, при этом $v_{пр} \approx 0,17 \div 0,25$ м/с и $P \approx 8 \cdot 10^{-4}$ м²/с. Для твердых сплавов T15K6 и BK8 $a_{пр} \approx 2$ мм и $v_{пр} \approx 1,2 \div 1,5$ м/с и, следовательно, $P \approx 26 \cdot 10^{-4}$ м²/с. Если принять, что комплексный критерий прочности коррелируется с производительностью обработки, сопоставление полученных величин показывает, что при обдирочном точении сталей твердыми сплавами производительность должна существенно возрастать. Аналогичное сопоставление для полустогового и чистогового точения, где толщина среза определяется заданной шероховатостью, показывает, что это соотношение имеет еще более высокое значение.

Широкое практическое применение при изготовлении спеченных твердых сплавов нашли монокарбид вольфрама WC, карбид титана TiC и карбид тантала TaC. В последние годы промышленное применение получают также бориды циркония, титана и силициды молибдена.

Твердые сплавы характеризуются большой твердостью ($HRA\ 86-92$), сочетающейся с высоким сопротивлением износу при трении. В обычных способах испытания они не подвергаются заметной пластической деформации при низких температурах и мало подвержены упругой деформации (величина модуля упругости составляет $500-700$ ГПа). Твердые сплавы имеют также высокий предел прочности при сжатии ($3,9-5,9$ ГПа). Однако (см. гл. II) значения предела прочности при изгибе и ударная вязкость этих сплавов относительно невелики: $\sigma_{и} = 1,0-2,4$ ГПа; $\sigma_{в} \approx 0,6\sigma_{и}$; $a_{и} = 20-60$ кДж/м². Твердые сплавы обладают относительно высокой электропроводностью и теплопроводностью, в химическом отношении устойчивы против действия кислот и щелочей, некоторые сплавы медленно окисляются на воздухе при температуре $870-1070$ К. Важным свойством твердых сплавов является их способность сохранять сопротивление пластической деформации при высоких температурах.

Сравнение свойств быстрорежущих сталей и твердых сплавов (табл. 21) показывает, что предел прочности на изгиб твердых сплавов в $1,5-2,0$ раза ниже, чем у быстрорежущих сталей, соответственно ниже и предел прочности на растяжение, что является одним из главных недостатков спеченных твердых сплавов. Однако твердые сплавы характеризуются высоким пределом прочности на сжатие, который в $1,3-1,5$ раза выше, чем у быстрорежущих сталей. Значение предела прочности твердых сплавов зависит от их состава, свойств входящих компонентов и технологии получения. Например, увеличение содержания кобальта в однокарбидных сплавах до $22-25\%$ повышает предел прочности на изгиб, но уменьшает прочность при сжатии и твердость. Предел прочности однокарбидных твердых сплавов типа ВК выше, чем у двухкарбидных сплавов типа ТК. Это вызвано худшей спекаемостью кобальта с карбидом титана по сравнению с карбидом вольфрама. Увеличение размера карбидных зерен повышает предел прочности, но при этом уменьшается твердость.

Теплопроводность твердых сплавов мало изменяется в зависимости от содержания кобальта; отмечается тенденция к понижению коэффициента теплопроводности с увеличением содержания кобальта. Теплопроводность сплавов WC — Co в $2-3$ раза выше теплопроводности быстрорежущей стали. Теплопроводность двухкарбидных твердых сплавов существенно ниже, чем однокарбидных, и она уменьшается при увеличении содержания карбида титана, имеющего малую теплопроводность.

Удельная теплоемкость твердых сплавов в $2-2,5$ раза ниже, чем у быстрорежущих сталей. Удельная теплоемкость сплавов ТК выше, чем у сплавов группы ВК. Увеличение содержания карбида титана в сплавах ТК приводит к увеличению удельной теплоемкости.

Коэффициент линейного термического расширения сплавов

Физико-механические свойства твердых сплавов [42, 79 и др.]

Марка сплава	Физические свойства				Механические свойства			
	Плотность ρ , кг/м ³	Коэффициент линейного тер- мического рас- ширения $\alpha \cdot 10^6$, К ⁻¹	Коэффициент теплопровод- ности λ , Вт/(м·К)	Удельная теплоемкость c_p , Дж/(кг·К)	Твердость <i>HRA</i>	Предел проч- ности при изгибе σ_H , МПа	Предел проч- ности при сжатии σ_B , МПа	Модуль упругости <i>E</i> , ГПа
ВК4	14 900—15 200	3,4—4,7	50,3	—	89,5	1270—1370	4030—4270	635
ВК6	14 600—15 100	3,6—5,0	37,7—79,6	175,9	87,5—90,6	1320—1660	4300—4900	590—630
ВК8	14 400—14 800	4,8—5,5	46,1—75,4	167,6	87,5	1370—1810	3235—4380	530—605
ВК10	14 200—14 600	3,8—6,0	54,5—71,2	—	87,0	1470—1910	4040—4605	530—600
ВК15	13 800—14 100	4,7—6,0	68,7—67,0	175,9	86,0	1615—2155	3575—3820	495—560
ВК20	13 100—13 700	4,7—6,0	41,2—66,2	171,8	84,5—85,5	1860—2350	3330—3430	450—490
ВК25	12 500—13 200	3,8—6,7	37,7	—	82—84,5	1765—2255	2970—3235	460—470
T30K4	9 500—9 800	6,6—7,0	12,6—23,9	335,2	92,0—92,5	882—931	3230—3980	480—590
T15K6	11 100—11 600	5,6—6,0	12,6—37,7	251,4	90,0—90,5	1127—1180	4120—4210	490—520
T14K8	11 100—11 800	6,0—6,2	16,8—33,5	222,1	89,5—91,0	1130—1370	2940—4120	510—590
T5K10	12 300—13 200	5,5	21—62,8	209,5	88,5—89,0	1270—1370	4410—4500	510—590
T5K12	13 100—13 500	5,9	21	—	87,0—87,5	1620—1760	3140	550
TT8K6	12 800—13 300	—	—	—	90,5	1225	—	—
TT7K12	13 000—13 300	—	—	—	87,0	1372—1617	—	—
TT10K8Б	13 500—13 800	—	—	—	89,0	1421	—	—
TT20K9	12 000—13 000	—	—	—	89,0	1274	—	—

зависит от содержания кобальта и возрастает с его повышением. Этот коэффициент у сплавов ТК несколько выше, чем у сплавов ВК. Коэффициент линейного расширения однокарбидных твердых сплавов в 2—3 раза меньше, чем у быстрорежущих сталей.

Трехкарбидные твердые сплавы (ТТК) по своим свойствам являются промежуточными между ВК и ТК и имеют свою область эффективного применения, например, при строгании, фрезеровании и других операциях.

Сплав ТТ8К6 характеризуется мелкозернистой структурой и повышенным сопротивлением абразивному износу, предназначен для обработки чугуна с высокими скоростями резания.

Для высокопроизводительного фрезерования разработаны сплавы ТТ8К7, ТТ21К9 и ТТ39К9. Легирование сплавов карбидом тантала и карбидом ванадия позволяет получить плотную мелкозернистую структуру и улучшить свойства при повышенных температурах.

Из-за дефицитности вольфрама и кобальта ведутся работы по созданию безвольфрамовых твердых сплавов. Из большого числа соединений, на основе которых возможна разработка безвольфрамовых твердых сплавов, были выбраны карбид и карбонитрид титана, как наиболее технологичные и недефицитные материалы. Промышленностью освоено выпуск безвольфрамовых твердых сплавов трех групп: $(\text{TiNb})\text{C}-\text{Ni}-\text{Mo}$ (сплавы ТМ); $\text{TiC}-\text{Ni}-\text{Mo}$ (сплавы ТН) и $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})-\text{Ni}-\text{Mo}$ (сплавы КНТ). Очевидно, безвольфрамовые сплавы будут заменителями сплавов ВК и ТК.

Безвольфрамовые твердые сплавы на основе карбидов хрома очень хрупки, поэтому область их применения ограничена, а сплавы на основе карбида вольфрама с ферроникелевой связкой, несмотря на высокие прочностные характеристики, непригодны для обработки резанием сталей и сплавов. Область их применения пока ограничивается буровым инструментом и технологической оснасткой.

В связи с развитием производства твердых сплавов, дальнейшим увеличением числа их марок и разнообразием обозначений Международная организация по стандартизации (ИСО) ввела новые обозначения твердых сплавов в зависимости от обрабатываемых материалов, которые, в свою очередь, подразделяются на подгруппы в зависимости от конкретных условий применения. Сплавы для обработки резанием материалов, дающих сливную стружку (стальной прокат, стальное литье, ковкий чугун), обозначаются буквой Р, а материалов, дающих дробленую стружку (серый чугун, цветные металлы и их сплавы, неметаллические материалы) — буквой К. В отдельную группу выделены так называемые универсальные сплавы, пригодные для обработки как чугуна, так и стали; их обозначают буквой М. Подгруппы сплавов внутри каждой из таких групп, предназначающиеся для определенных условий эксплуатации, обозначаются двузначной цифрой,

которую прибавляют к обозначению основной группы, например, P01, M20, K30. Возрастание цифр указывает на повышение прочности и снижение твердости, износостойкости и скоростей резания для сплавов внутри данной группы. Подгруппа может состоять из нескольких марок в зависимости от рекомендуемых режимов резания, для этого в обозначении прибавляют еще цифру, например, P01.2; P01.3; P01.4 и т. д.

МИНЕРАЛОКЕРАМИЧЕСКИЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЙ МАТЕРИАЛ

Среди многих веществ, имеющих высокую твердость и температуру плавления, в том числе и окислов, окись алюминия оказалась наиболее пригодной для режущего инструмента.

Пластины, состоящие из мелкозернистой окиси алюминия (менее 5 мкм), с высокой плотностью, пористостью менее 2 % (так называемая минералокерамика), для режущего инструмента производят двумя способами: 1) раздельное прессование и последующее спекание каждой пластины по технологическому процессу, аналогичному процессу производства твердых сплавов; 2) горячее прессование из порошка относительно больших цилиндрических заготовок в графитовых формах с последующей их разрезкой на отдельные пластины алмазными кругами.

Для обеспечения высокой плотности и сохранения мелкозернистой структуры к минералокерамике добавляют в некоторых количествах окиси магния и титана, а в ряде случаев — малое количество вольфрама, молибдена, хрома, тантала или их карбиды. Композиции, в которых взяты поровну карбиды и окись алюминия, называются керметами.

Несмотря на то что основной сырьевой материал — технический глинозем, получаемый из гидрата глинозема прокаливанием при температуре 1370—1470 К — дешевый материал, изготовление керамических пластин, включающее высокотемпературное спекание (при $\theta \geq 2170$ К) и последующее шлифование, обходится довольно дорого.

Отличительными свойствами спеченных минералокерамических пластин на основе окиси алюминия являются: высокая твердость (HRA 92—94), достаточный предел прочности на сжатие (2,45—2,94 ГПа), малая теплопроводность и высокое электросопротивление. Недостатками минералокерамики является высокая хрупкость, низкая ударная вязкость и плохая сопротивляемость циклическим изменениям тепловой нагрузки. Предел прочности на изгиб составляет 400—750 МПа, что примерно в 3 раза меньше, чем у металлокерамических твердых сплавов.

Важным достоинством минералокерамики наряду с высоким пластическим пределом прочности является ее инертность к железу и стали. Минералокерамический инструмент дает возможность значительно повысить скорость резания при обработке сталей и чугунов ($v \approx 5 \div 10$ м/с при $s = 0,25$ мм/об) по сравнению с метал-

Рекомендуемые режимы резания для режущих инструментов из сверхтвердых материалов

Обрабатываемый материал		Инструментальный материал	Режим резания			Средняя стойкость реза T , мин	Шероховатость обработанной поверхности Ra , мкм
Группа	Марка, твердость		Скорость v , 10^{-3} м/с	Подача s , мм/об	Глубина t , мкм		
Инструментальные углеродистые стали	Сталь У10А <i>HRC</i> 54—56	Исмит	1,3—1,7	0,02—0,12	10—500	100—50	0,16—1,25
	<i>HRC</i> 40—65	Эльбор-Р	1,3—2,0	0,02—0,08	50—300	—	0,63—1,25
	<i>HRC</i> 50—62	Гексанит-Р	1,25—2,0	0,02—0,15	100—500	40—100	0,32—1,25
	<i>HRC</i> 40—50		1,25—1,7			120—200	1,25
Высоколегированные коррозионностойкие стали	Сталь ШХ15 <i>HRC</i> 62—64	Исмит	1,0—1,5	0,02—0,12	100—500	90—50	0,16—1,25
	Сталь ХВСГ	Композит	1,5—2,0	0,03—0,04	400	120—200	1,25
	<i>HRC</i> 60—62	Исмит	1,2—1,7	0,02—0,12	100—500	180—70	0,16—1,25
Конструкционные стали	Сталь 45 <i>HRC</i> 55	Эльбор-Р	1,7—2,2	0,04—0,16	100—500	150—70	0,63—2,5
		Исмит	—	—		—	
	Сталь 35Л <i>HRA</i> 50—60	Гексанит-Р	2,0—2,7	0,07—0,16	—	100—50	—

Обрабатываемый материал		Инструментальный материал	Режим резания			Средняя стойкость резца T , мин	Шероховатость обработанной поверхности R_a , мкм
Группа	Марка, твердость		Скорость v , 10^{-3} м/с	Подача s , мм/об	Глубина t , мкм		
Чугун 200	СЧ15	Исмит	3,3—8,3	0,02—0,2	100—500	360—150	0,32—2,5
	СЧ25	Эльбор-Р	3,3—10,0	0,08—0,2	50—200	—	1,25
	СЧ30	Гексанит-Р	2,5—5,0	0,02—0,15	До 700	60—100	2,5
	СЧ20	Композит	6,6—10,0	0,03—0,04	400	—	—
Чугун высокопрочный 600	КЧ35	Исмит	5,0—8,3	0,02—0,15	100—500	120—50	0,63—2,5
Твердые сплавы группы ВК		Гексанит-Р АСПК; АСБ	0,4—0,8	0,02—0,15	50—200	10—20	0,16—1,25
			0,2—0,5	0,02—0,07	100—150	—	—
Титановые сплавы		АСПК; АСБ	1,3—1,7	0,02—0,07	100—400	—	—
Керамика		АСПК; АСБ	3,3—5,0	0,04—0,07	300—500	—	—
Стеклопластики и пластмассы		АСПК; АСБ	5,0—10,0	0,02—0,07	100—1000	—	—
Высококремнистые цветные сплавы		АСПК АСБ	5,0—11,7	0,02—0,07	50—500	—	—
			2,5—5,0				

локерамическими твердыми сплавами. Шероховатость обработанной поверхности при этом мала. При обработке стали на высоких скоростях резания минералокерамикой отвод стружки и дробление сливной стружки являются довольно сложными проблемами. Эта проблема не возникает при обработке чугуна, что способствует успешному использованию керамического инструмента для обработки чугунов.

Для режущего инструмента серийно выпускается керамика марок ВЗ и В0К60. Неперетачиваемые многогранные пластины из режущей керамики изготавливают нормальной и высокой степени точности.

Преимущества минералокерамики, как износостойкого и инертного материала, могут быть реализованы путем нанесения этого материала на твердый сплав в виде тонких поверхностных покрытий толщиной несколько микрометров. Инструментальные материалы на основе корунда являются перспективными материалами и будут находить все более широкое применение, как заменители металлокерамических твердых сплавов для чистовых и получистовых операций при обработке сталей, чугунов, графита и других материалов.

АЛМАЗ И КУБИЧЕСКИЙ НИТРИД БОРА

Алмазный режущий инструмент изготавливается как из природных монокристаллов, так и из синтетических поликристаллов.

Синтетические алмазы марки АС5 выпускают для изготовления лезвийного инструмента. Алмазы марки АСПК выпускаются для изготовления инструментов из поликристаллического алмаза типа карбонадо и инструмента из дробленого карбонадо.

Природные и синтетические алмазы, обладая самой высокой твердостью (HV 100,0 ГПа), высокой теплопроводностью [$\lambda \approx \approx 142,5$ Вт/(м·К)], исключительно малыми коэффициентами линейного ($\alpha = 1,32 \cdot 10^{-6}$ К⁻¹) и объемного расширения, малым коэффициентом адгезии ко многим металлам, небольшим коэффициентом трения, высокой износостойкостью, уже долгое время находят эффективное применение в виде режущего инструмента. Низкий коэффициент линейного расширения, высокая теплопроводность и размерная стойкость алмаза при обработке резанием обеспечивают высокую точность размеров и формы обрабатываемых деталей.

Недостатком монокристаллических и синтетических поликристаллических алмазов является высокая хрупкость и недостаточная прочность. Предел прочности алмаза при изгибе $\sigma_{и} \approx 300$ МПа, а при сжатии $\sigma_{в} \approx 20$ ГПа. Алмазные монокристаллы обладают большой анизотропией, твердость и прочность их в различных направлениях могут значительно изменяться. Ввиду низкой прочности и анизотропии свойств, алмазный инструмент легко подвергается выкрашиванию режущей кромки при прерывистом резании и вибрациях. Другим недостатком алмаза, как инструментального

материала, является способность интенсивно растворяться в железе и его сплавах с углеродом при относительно низких температурах. Это ограничивает его применение для обработки железистоуглеродистых сплавов при температуре резания выше 970 К.

Наблюдение за контактной поверхностью алмазного резаца показывает, что в процессе резания происходит точечная адгезия со сталью, однако интенсивность адгезии значительно ниже, чем у инструментальных сталей и твердых сплавов. В отличие от инструментальных сталей и твердых сплавов, при резании алмазом зона наростообразования сдвинута к более высоким скоростям резания. Например, при резании стали 20 алмазным резцом ($t = 0,3$ мм, $s = 0,15$ мм/об) наростообразование наблюдалось при 3—5 м/с, тогда как при резании твердосплавными резацами на этих режимах нарост отсутствует. При резании алмазным резцом обработанная поверхность имеет наименьшую глубину вырывов и зазубрин; усадка стружки также мала. Температура стружки значительно ниже, чем при обработке другими инструментальными материалами. Например, при резании стали 40 алмазным резцом при $v = 5$ м/с; $t = 0,3$ мм; $s = 0,15$ мм/об стружка едва приобретает цвета побежалости и лишь при $v = 9,5$ м/с стружка становится синей, а кончик алмазного резаца от разогрева краснеет.

Из-за высокой твердости алмаз мало подвержен абразивному износу при резании многих материалов, кроме тех случаев, когда в особо тугоплавких сплавах имеются твердые абразивные включения. Вероятность же пластического среза исключается при обработке большинства материалов, за исключением вольфрама, тантала и других особо тугоплавких сплавов на высоких скоростях.

Алмазный инструмент отличается высокой производительностью и длительным сроком службы, обеспечивая высокую точность обработки при финишной обработке цветных металлов, титана и их сплавов, а также пластмасс на высоких скоростях резания. Вследствие отмеченных свойств алмаза, несмотря на то, что алмазный инструмент значительно дороже других инструментов, экономически он во многих случаях более выгоден. Например, алмазным резцом в промежутке между двумя переточками обрабатывают десятки тысяч букс из фосфористой бронзы. При обработке алюминия с большим содержанием кремния алмазный инструмент может обработать в тысячу раз больше деталей, чем твердосплавный инструмент и т. д. На рис. 210 представлены зависимости $T - v$ при обтачивании высококремниевоего алюминиевого сплава твердым сплавом С-2 и поликристаллическим алмазом с СОЖ и без нее [90]. Из представленных на рисунке кривых следует явное преимущество алмаза по сравнению с твердыми сплавами. Возникшая в настоящее время проблема уменьшения массы автомобилей с целью экономии топлива делает перспективным применение высококремниевых алюминиевых сплавов для изготовления блоков цилиндров и других корпусных деталей автомобилей. Поэтому обрабатываемость резанием этих

сплавов и создание эффективного режущего инструмента является весьма важной задачей.

Значительным успехом в инструментальном производстве следует считать изготовление композиционных пластин, состоящих из твердого сплава и поверхностного алмазного слоя толщиной 0,5—1 мм. Высокая плотность слоев и прочная связь алмаза с твердым сплавом, в которых достигается совместным синтезированием твердого сплава и порошка алмаза в камерах высокого давления, обычно применяемых при производстве синтетического алмаза.

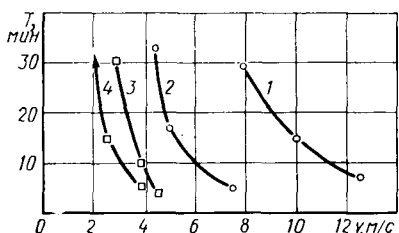


Рис. 210. Зависимость стойкости от скорости резания при точении силикоалюминиевого сплава [90]:
1 — поликристаллическим алмазом с охлаждением; 2 — то же без охлаждения; 3 — твердым сплавом с охлаждением; 4 — то же без охлаждения

Алмазные композиционные инструменты, изготовленные этим способом, имеют высокую прочность, экономичны и имеют большие перспективы применения.

Второй сверхтвердый материал, который был синтезирован по технологии, аналогичной производству синтетического алмаза, — это кубический нитрид бора. Сверхтвердые материалы на основе кубического нитрида бора получили широкое распространение как материалы для абразивного и лезвийного режущего инструмента. Поликристаллы кубического нитрида бора по твердости (HV 6,9—7,8 ГПа) приближаются к алмазу, значительно превосходят его по теплостойкости (устойчивы на воздухе до 1470 К), устойчивы в агрессивных средах, химически более инертны к железу и его соединениям с углеродом, чем алмаз.

Всесоюзным научно-исследовательским институтом абразивов и шлифования и Ленинградским абразивным заводом «Ильич» была впервые освоена промышленная технология производства сверхтвердого синтетического материала на основе кубического нитрида бора — эльбор-Р (композит 01). Дальнейшее развитие работ в этом направлении привело к созданию гаммы различных композиционных материалов.

Институт проблем материаловедения АН УССР разработал способ получения новой, более прочной модификации эльбора, которая выпускается промышленностью под маркой гексанит-Р (композит 10). Институтом физики твердого тела и полупроводников АН БССР разработан сверхтвердый материал на основе кубического нитрида бора «Белбор» (композит 02). Институтом сверхтвердых материалов АН УССР разработаны поликристаллические материалы, получившие марку «Исмит» и «Кубонит». Институтом физической химии АН СССР разработан материал «Композит 09».

Спеканием можно получить поликристаллы большого размера. Спеченные материалы занимают по твердости среднее положение между композитом 01 и 10, а по прочности — на уровне композита 01. Материалы, полученные спеканием, имеют название «Композит 05». Композиты 01 и 02, исмит-1 и исмит-2 изготавливают в виде цилиндрических столбиков диаметром 4—5 и высотой 4—5 мм; их рекомендуют для чистового точения закаленных сталей (*HRC* 50—70), чугунов и твердых сплавов. Композит 05 и его модификация (05и) изготавливают в виде столбиков диаметром 6—9 и высотой 6—8 мм и рекомендуют для обработки сталей (*HRC* 20—50) и чугунов (*HB* 200—400). Композит 10 изготавливают в виде столбиков диаметром 4—6 и высотой 4—5 мм.

Особенностью инструмента, армированного композитом 10, является способность работать в условиях ударных нагрузок, вследствие его сравнительно высокой прочности и вязкости.

Резцы и фрезы из гексаниа-Р рекомендуются для чистовой и получистовой обработки закаленных сталей и чугунов, твердых сплавов группы ВК, износостойких наплавочных и других твердых труднообрабатываемых материалов.

Для дальнейшего улучшения эксплуатационных свойств режущего инструмента на основе гексаниа-Р разработан гексаниа-РЛ, представляющий собой гексаниа-Р, армированный волокнами «сапфировых усов». Испытание опытной партии резцов из гексаниа-РЛ диаметром 3—4 мм показало заметное увеличение стойкости при работе на удар по сравнению с гексаниа-Р.

Экспериментальные исследования и опыт применения резцов и фрез из композита позволили определить эффективные области их применения. К ним относятся: точение наружных поверхностей многоступенчатых деталей типа валиков; тонкое чистовое точение осей, шпинделей, калибров-пробок и растачивание деталей из чугуна высокой твердости; растачивание отверстий с подрезанием торцов, координатное растачивание отверстий в деталях из закаленных сталей и чугуна; чистовое фрезерование плоскостей деталей из закаленных сталей и чугуна на фрезерных, расточных и плоскошлифовальных станках; точение и растачивание деталей из твердых сплавов типа ВК.

Результаты внедрения лезвийного инструмента из композита на рекомендуемых операциях показали высокую технико-экономическую эффективность их применения взамен обработки инструментом из твердых сплавов, керамики или взамен шлифования абразивными и эльборовыми кругами. Высокая эффективность достигается, главным образом, за счет повышения производительности обработки. Весьма эффективным и экономичным оказалось применение фрез, сверл и другого инструмента при обработке древесностружечных плит [14]. В табл. 22 приведены рекомендуемые режимы резания для резцов из сверхтвердых материалов.

В табл. 23 представлены укрупненные величины некоторых параметров физико-механических свойств инструментальных мате-

Физико-механические свойства инструментальных материалов

Материал	Предел прочности при сжатии $\sigma_{\text{в}}$, ГПа	Предел прочности при изгибе $\sigma_{\text{и}}$, ГПа	Твердость по Виккерсу, ГПа, при температуре				Теплопроводность λ , $\frac{\text{Вт}}{\text{м} \cdot \text{К}}$	Модуль Юнга E , ГПа	Коэффициент линейного расширения α , 10^{-6} К^{-1}	Удельная теплоемкость c_p , $\frac{\text{Дж}}{\text{кг} \cdot \text{К}}$	Коэффициент Пуассона ν
			290 К	670 К	870 К	1270 К					
Инструментальные стали	4,0	1,5—3,5	8,0—9,0	2,0—5,5	0,7—2,7	—	32—38	190—220	12,2—14,0	480	0,25—0,33
Быстрорежущие стали	2,5—4,0	2,5—3,0	8,5—9,0	6—7	4,5—5,5	0,3—0,5	20—25	220	11,0	390	0,25—0,33
Твердые сплавы	3,0—5,0	1,0—2,0	14,0—18,0	11—12	8—10	3—5	12—84	450—600	3,4—8,2	160—200	0,22—0,24
Минералокерамика	2,5—5,0	0,4—0,7	20,0—23,0	16,0	13,0	9,0	4,0	4,0	6,3—8,2	800	—
Сверхтвердые материалы	2,0—6,5	0,3—0,5	60,0—100	30—90	20—60	15—45	20—140	300—900	0,9—7,5	480—720	—

риалов. Анализ данных таблицы показывает, что главным направлением в совершенствовании качества инструментальных материалов (начиная с инструментальных сталей до сверхтвердых материалов) является повышение твердости при высоких температурах и увеличение пластического предела прочности.

О СОВЕРШЕНСТВОВАНИИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

В современной промышленности используются многие разновидности обрабатываемых материалов, среди них наиболее распространенными являются железоуглеродистые сплавы (стали и чугуны), медные сплавы (латунь, бронза), легкие сплавы (магниевые, алюминиевые), титановые сплавы и жаропрочные сплавы на никелевой основе; расширяется применение циркония и его сплавов.

Обрабатываемость магниевых, алюминиевых и медных сплавов ввиду низкой температуры плавления, относительно малой твердости и высокой теплопроводности не является проблемой и существующие инструментальные материалы обеспечивают их высокопроизводительную обработку. Исключение составляют алюминий-кремниевые сплавы с содержанием кремния 17—23 %. В этих сплавах количество кремния выше эвтектического состава (11—14 %), поэтому структура таких сплавов состоит из эвтектики и крупных кремниевых зерен (более 70 мкм). Наличие крупных кристаллов кремния, имеющих высокую температуру плавления и твердость, существенно увеличивает интенсивность износа, в том числе металлокерамических твердых сплавов, и при обработке этих сплавов хорошие результаты дает применение поликристаллического алмазного инструмента.

Особенностью резания титановых сплавов является локализация тепла в застойной зоне из-за низкой теплопроводности титана, в связи с чем при повышении скорости резания температура быстро возрастает. При прочих равных условиях температура при резании титана на 200—300 К выше, чем при резании среднеуглеродистой стали. При этом высокие температуры развиваются вблизи режущей кромки и пластическое разрушение инструмента происходит при значительно более низких скоростях резания, чем это имеет место, например, при обработке сталей. Для обработки титановых сплавов непригодны твердые сплавы на основе титана, а для сплавов типа ВК диффузионный износ инструмента представляет серьезную проблему.

Из всех перечисленных выше сплавов самую низкую обрабатываемость по стойкости инструмента имеют жаропрочные сплавы на никелевой основе. Например, допускаемая по хрупкой прочности предельная толщина среза при точении сплавов типа ХН55ВМТКЮ, ХН70ВМТЮ и подобных им сплавов резцами с $\gamma = 0 \div (-3^\circ)$ и $\alpha = 10-8^\circ$, по экспериментальным данным, а также рекомендациям производства, при работе на слиткообди-

рочных станках составляет: для сталей Р18 и Р6М5 $a_{пр} \leq 0,6 \div \div 0,7$ мм, для сплавов ВК8, ВК15 $a_{пр} \leq 0,4 \div 0,45$ мм, а для сплава Т15К6 $a_{пр} \leq 0,3 \div 0,35$ мм. Очевидно, величины $a_{пр}$ зависят от жесткости системы станок—деталь—инструмент.

Учитывая, что на операциях зачистки слитков перед их прокаткой толщина среза исходя из требований к шероховатости и точности обрабатываемой поверхности может быть взята больше ($a_{пр} \geq 0,7$ мм), чем это допускает ресурс инструментальных материалов по хрупкой прочности, приходим к заключению, что даже быстрорежущие стали не имеют достаточного предела хрупкой прочности и предела выносливости для высокопроизводительной обработки жаропрочных сплавов на никелевой основе.

Существенное повышение производительности может быть достигнуто, если у твердых сплавов, например типа ВК8, предел прочности на изгиб будет повышен до 2,0—3,0 ГПа без снижения имеющейся твердости и температуропроводности. Тогда, увеличив толщину среза до $a_{пр} \approx 1$ мм, можно сократить машинное время обтачивания на 30—40 %.

Сравнивая производительность обработки жаропрочных сплавов и сталей быстрорежущим и твердосплавным инструментами по комплексному критерию прочности, получим, что производительность обработки жаропрочных сплавов быстрорежущим инструментом по машинному времени будет примерно в 20 раз, а твердосплавным инструментом в 70 раз ниже производительности обработки сталей.

Рассмотрим теперь на примере обработки сплава ХН55ВМТКЮ ($\theta_{пл} \approx 1620$ К), какой предел пластической прочности инструментального материала необходим для обеспечения его высокопроизводительной обработки. Твердость стружки этого сплава $HV \approx \approx 4,9$ —5,4 ГПа, поэтому твердость инструментального материала ($HV_{ин}$) при относительно низких температурах (и скоростях резания), когда $\tau_{\phi} \approx \tau_{к}$, должна быть $\geq \sqrt{2} \cdot 4,9 \approx 6,9$ ГПа. При высоких скоростях резания, когда контактная температура близка к температуре плавления и вызывает размягчение обрабатываемого материала, $\tau_{к} \ll \tau_{\phi}$ и $HV_{ин} \geq 5,9$ ГПа. Если инструментальный материал при температуре 1620 К будет иметь твердость больше 5,9 ГПа, то инструмент не будет подвергаться пластическому разрушению при любых скоростях резания.

Аналогично, как уже говорилось для случая обработки сталей, твердость стружки в среднем составляет $\sim 2,94$ ГПа, поэтому твердость инструментального материала при повышенных температурах резания, когда $\tau_{\phi} \approx \tau_{к}$, должна быть выше 4,9 ГПа, а при температурах плавления сталей ($\theta_{пл} \approx 1820$ К) $HV_{ин} \geq 3,4$ ГПа.

Если пересмотреть всю номенклатуру инструментальных материалов, то такую твердость при высоких температурах не имеет ни один материал, за исключением поликристаллических алмаза и кубического нитрида бора. Однако углерод алмаза при высоких температурах ($\theta > 1370$ К) интенсивно растворяется в никеле, и

поэтому диффузионная стойкость алмаза мала. Таким образом, алмаз, хотя и имеет высокий предел пластической прочности, по диффузионной стойкости и хрупкой прочности для обработки этих сплавов непригоден; непригодны для этой цели также кубический нитрид бора и минералокерамические материалы.

Дальнейшее совершенствование материала режущего инструмента для высокопроизводительной и экономичной обработки сталей и чугунов является одной из главных задач инструментальной промышленности. Для этого необходимы дальнейшие работы в направлении повышения хрупкой и пластической прочности инструментальных материалов, а также их адгезионно-усталостной, диффузионной и абразивной износостойкости. Развитие инструментальных материалов для высокопроизводительной обработки высокопрочных сталей, титановых сплавов, жаропрочных сплавов на никелевой основе должно идти в направлении совершенствования существующих твердых сплавов и применения новых композиций твердых составляющих, которые, наряду с высокой твердостью, должны быть инертны к адгезии и диффузионному растворению в обрабатываемом материале.

Следует также совершенствовать связывающие материалы. Кобальт в стандартных твердых сплавах, а также никель и никель-молибденовый сплав в безвольфрамовых твердых сплавах типа КНТ, МНТ, КТС и др. из-за их относительно низкой температуры плавления являются слабым звеном твердых сплавов, обуславливающим их низкую пластическую прочность.

Наглядным подтверждением решающего влияния материала связки на количественные показатели износа явились эксперименты, проведенные А. И. Миканадзе. Были специально изготовлены спеченные твердые сплавы на основе карбида титана, в которых связывающим материалом является композиция, состоящая из железа, никеля и меди. Эти сплавы сопоставлялись по интенсивности износа при одинаковых режимах обработки со сплавом на основе карбида титана с более тугоплавкой связкой на основе никеля, вольфрама и молибдена, а также со стандартными сплавами на кобальтовой связке. Сравнение этих сплавов выявило разительно отличающиеся режущие свойства. При одинаковых режимах обработки сплав, имеющий железо—никель—медную связку, имеет стойкость, на несколько порядков ниже, чем сплав с более тугоплавкой связкой. Сплав с железо—никель—медной связкой имеет более низкую стойкость, чем сплав с высокотемпературной связкой, несмотря на то, что предел прочности при комнатной температуре у него выше. Очевидно, чтобы повысить предел пластической прочности и износостойкость против адгезионного износа твердых сплавов на основе карбида вольфрама, карбида титана, карбонитрида титана и т. д., необходимо в качестве связывающего материала применять более тугоплавкие материалы (например, хром, цирконий, молибден, ниобий, вольфрам и их сплавы). При этом для обеспечения достаточной проч-

ности сплавов необходимо, чтобы эти материалы обеспечивали хорошую смачиваемость твердых составляющих.

Следует иметь в виду, что стандартные быстрорежущие стали и твердые сплавы содержат в качестве основных компонентов такие остродефицитные элементы, как вольфрам и кобальт. Поэтому исключение или снижение содержания вольфрама и кобальта представляет собой самостоятельную экономическую задачу. Карбиды, нитриды и бориды титана, диборид циркония и др. имеют достаточную твердость, хорошую теплопроводность, невысокий коэффициент линейного расширения, удовлетворительную смачиваемость с металлическими сплавами и поэтому их следует считать перспективными материалами для производства твердых сплавов.

В лаборатории ГПИ получено несколько композиций маловольфрамовых спеченных твердых спла-

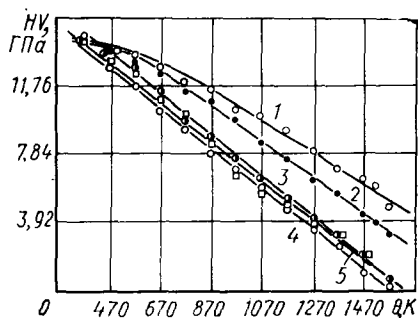


Рис. 211. Зависимость твердости различных твердых сплавов от температуры:

1 и 2 — маловольфрамовые сплавы; 3 — Т15К6; 4 — ВК8; 5 — КНТ16

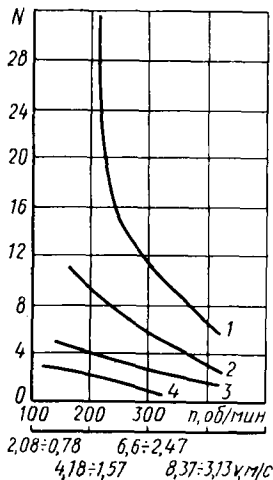


Рис. 212. Количество N обточенных торцов дисков из легированного чугуна за период стойкости различных твердых сплавов:

1 — маловольфрамовый сплав; 2 — ТН20; 3 — КНТ16; 4 — ВК8

вов на основе карбида и нитрида титана. В этих сплавах отсутствует кобальт, а содержание вольфрама по сравнению со стандартными твердыми сплавами уменьшено в 4—8 раз. Эти сплавы имеют предел прочности на уровне стандартных твердых сплавов Т15К6 и ВК8, но в отличие от них характеризуются высокой твердостью при нагреве (рис. 211) и удовлетворительной теплопроводностью. Твердые составляющие сплавов [TiC либо Ti(C, N)] взаимодействуют со сталью и никелем сравнительно медленно (при температуре выше 1220 К) и поэтому мало подвержены интенсивному диффузионному износу при относительно высоких температурах и скоростях резания.

Комплексный критерий прочности сплавов выше, чем у Т15К6,

Т14К8, ВК8, ВК6 и других сплавов, так как величина $v_{пр}$ выше, чем у стандартных сплавов, а величина $a_{пр}$ сравниваемых сплавов примерно одинакова.

Стойкостные испытания маловольфрамового сплава и стандартных сплавов Т15К6, ВК8 при точении стали 45, ШХ15, 12Х18Н10Т, легированного и отбеленного чугунов (рис. 212—216) *, проведенные А. И. Миканадзе ($h_3 = 0,9$ мкм), показали, что маловольфрамовый сплав превосходит стандартные сплавы в среднем в 1,5—

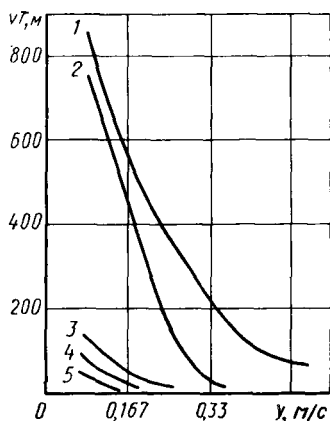


Рис. 213. Кривые зависимостей $vT-v$ при точении отбеленного чугуна различными твердыми сплавами ($\gamma = 0^\circ$; $\varphi = 45^\circ$; $\varphi_1 = 25^\circ$; $\alpha = \alpha_1 = 9^\circ$; $t = 1$ мм; $s = 0,21$ мм/об):

1 — маловольфрамовый сплав; 2 — ВК8; 3 — ТН20; 4 — КНТ16; 5 — КНТ30

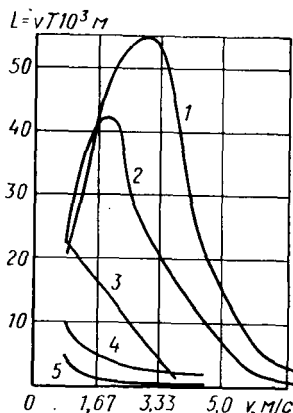


Рис. 214. Кривые зависимостей $vT-v$ при точении стали 45 различными твердыми сплавами ($\gamma = 0^\circ$; $\varphi = 45^\circ$; $\varphi_1 = 35^\circ$; $\alpha = \alpha_1 = 9^\circ$; $t = 1$ мм; $s = 0,21$ мм/об):

1 — маловольфрамовый сплав; 2 — Т15К6; 3 — ТН20; 4 — КНТ16; 5 — ВК8

3 раза, а при сохранении одной и той же стойкости появляется возможность повышения производительности примерно на 15—20 %.

При фрезеровании стали 45 сплавы дают результаты на уровне стандартных сплавов Т5К10, Т15К6 и сплава КНТ16 (см. рис. 232). Однако при фрезеровании коррозионностойкой стали показатели меняются и лучшие результаты дают сплавы ВК8 и Т5К10, так как при фрезеровании решающее влияние на стойкость режущего инструмента оказывает величина предела выносливости и интенсивность адгезии с обрабатываемым материалом.

Ввиду высокого пластического предела прочности и повышенной диффузионной стойкости можно было предполагать, что маловольфрамовые сплавы будут иметь преимущества при обработке сталей в нагретом состоянии. Подтверждением этого предполо-

* Образцы сплавов КНТ и ТН202 — выпуска 1976 г.

жения явились сравнительные испытания различных твердых сплавов на операциях снятия наружного и внутреннего грата при производстве сварных труб. Инструмент при снятии грата располагается на некотором расстоянии от сварочной головки, так что резец удаляет слой грата при температуре 870—1070 К. При скорости об-

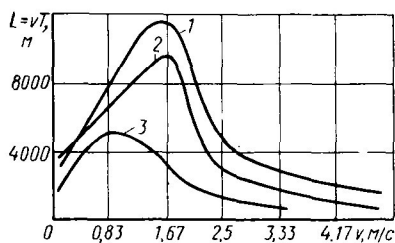


Рис. 215. Кривые зависимостей $vT-v$ при точении коррозионностойкой стали 12Х18Н10Т различными твердыми сплавами ($\gamma = 0^\circ$; $\varphi = 45^\circ$; $\varphi_1 = 35^\circ$; $\alpha = \alpha_1 = 9^\circ$; $t = 1$ мм; $s = 0,21$ мм/об): 1 — маловольфрамовый; 2 — ВК8; 3 — КНТ16

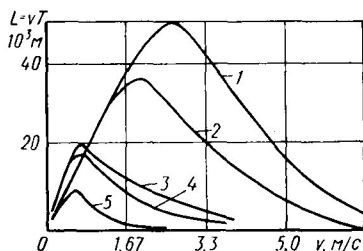


Рис. 216. Кривые зависимостей $vT-v$ при точении стали ШХ15 различными твердыми сплавами ($\gamma = 0^\circ$; $\varphi = 45^\circ$; $\varphi_1 = 35^\circ$; $\alpha = \alpha_1 = 9^\circ$; $t = 2$ мм; $s = 0,26$ мм/об): 1 — маловольфрамовый сплав; 2 — Т14К8; 3 — ТН20; 4 — КНТ16; 5 — ВК8

работки $v=0,7$ м/с (ширина грата 7—8 мм, толщина сварного шва до 4 мм), когда температура резания примерно 1170—1220 К, при работе постоянным участком режущей кромки стойкость сплава Т15К6 составляет 20—30 мин, а стойкость маловольфрамового сплава — более 3 ч; при работе же резцом с широкой режущей кромкой, с перестановкой, суммарная стойкость инструмента, армированного твердым сплавом Т15К6, не превышает 2—3 ч, а стойкость маловольфрамового сплава составила около 8 ч. Еще большая разница в стойкости получалась при сравнении этого сплава с Т5К10 и ВК8.

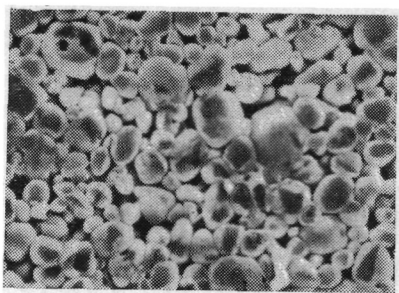


Рис. 217. Структура маловольфрамовых твердых сплавов $\times 1480$

Разработаны также сплавы, в которых содержание вольфрама по сравнению со стандартными твердыми сплавами снижено в 10 и более раз, а кобальт отсутствует. Механические свойства сплавов можно изменять в довольно широком диапазоне, изменяя процентное содержание связки. Например, сплав, содержащий 20 % связки, имеет предел прочности на изгиб $\sigma_{и} = 1,35 \div 1,5$ ГПа

и твердость HRA 91—92. Сплав, содержащий 40 % связки, имеет $\sigma_{и} \approx 2,0 \div 2,2$ ГПа и твердость HRA 85—87. Вследствие повыше-

ния предела прочности на изгиб эти сплавы показывают лучшие результаты при фрезеровании сталей по сравнению с маловольфрамовым сплавом.

Высокая прочность и ударная вязкость сплавов позволяют применять их для изготовления ударного инструмента, пуансонов, деталей пресс-форм и др. Микроструктура этого сплава показана на рис. 217.

Исследования по трибологии резания материалов и установлению требований, предъявляемых к физико-механическим свойствам режущих материалов, дают возможность разрабатывать новые композиции инструментальных материалов.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ ПРЕЦИЗИОННЫЙ СПОСОБ ШЛИФОВАНИЯ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Процессы шлифования и заточки инструментальных материалов характеризуются высокими контактными температурами. Это приводит к возникновению внутренних напряжений, термических трещин, ожогов т. е. к образованию поверхностных дефектных слоев, что сильно отражается на работоспособности инструмента [59]. Особенно трудным является шлифование некоторых марок высокованадиевых быстрорежущих сталей, вольфрамовых и безвольфрамовых твердых сплавов.

Шлифование поверхностей керамических пластин обычными способами вызывает брак. Большие трудности представляет шлифование и доводка сверхтвердых композитов и т. д. Процессы доводки свободным абразивом обеспечивают высокое качество поверхности, но имеют низкую производительность. Финишная обработка поверхностей режущих инструментов является наиболее ответственной операцией в цикле технологии их производства и во время переточки. Недостаточно исследован диапазон скоростей резания между доводкой и шлифованием. Между тем рациональное использование указанного диапазона скоростей может способствовать плавному переходу от доводки к шлифованию и созданию новых способов обработки.

На кафедре технологии машиностроения ГПИ в результате исследований износа алмаза и алмазных кругов и других абразивных материалов было установлено, что при шлифовании большинства материалов алмазом и эльбором оптимальные по износостойкости скорости резания значительно ниже скоростей, применяемых на обычных шлифовальных и заточных станках [50]. Исследования Б. И. Батишвили, Д. С. Буцхрикидзе и других позволили установить рациональную кинематику движения шлифовального круга и детали, оптимальные режимы и условия обработки и разработать новый способ шлифования и доводки связанным абразивом, названный низкотемпературным прецизионным шлифованием (НПШ). Этот способ позволяет создать благоприятные условия резания (изменение режущей поверхности

зерна в процессе шлифования, подвод СОЖ, вынос продуктов резания и др.), в основном определяемые кинематикой процесса, повысить производительность обработки и улучшить качество обработанной поверхности. Обработанная поверхность характеризуется высокой плоскостностью и отсутствием температурных дефектов, так как благодаря низкой скорости резания средняя температура не превышает 370 К. Износ кругов при шлифовании твердых хрупких материалов примерно в 5—7 раз ниже, чем при обычном шлифовании.

Опорная поверхность достигает 70—90 % (при обычном плоском шлифовании — 30 %).

Результаты исследования, проведенного на экспериментальном макете станка в лаборатории ГПИ, положены в основу создания специального плоскошлифовального станка мод. ТШ-8805.

В табл. 24 приведены данные по производительности и классу шероховатости шлифования некоторых твердых хрупких материалов методом НПШ.

Т а б л и ц а 24

Производительность, обеспечиваемая низкотемпературным прецизионным шлифованием различных материалов

Материал	Средний линейный съем, мкм/с	Среднее арифметическое отклонение профиля R_a , мкм
Твердые сплавы различных марок: ВК, ТК, безвольфрамовые, маловольфрамовые и др.	2,5—3,4	0,08—0,04
Композит 10	1,3—1,7	0,04—0,01
Композит 05	1,7—2,5	0,16—0,02
Минералокерамика ВОК-60	1,7—2,5	0,32—0,08
Монокорунд	1,3—1,7	0,08—0,02
Пьезокварц	1,7—2,5	0,16—0,04
Пьезокерамика	25,0—33,4	0,32—0,08
Монокристаллический кремний	8,4—16,7	0,16—0,04

Производительность обработки твердосплавных неперетачиваемых пластин различных сверхтвердых композитов, монокристаллического кремния и корунда, пьезокерамики и пьезокварца, естественных строительных, цветных и ювелирных каменных пород и др. на станках мод. ТШ-8805, оснащенных алмазными шлифовальными кругами, в 5—15 раз выше, чем при обработке на плоскошлифовальных станках; шероховатость по сравнению с исходной уменьшается на 3—4 класса. В зависимости от твердости материала и производительности обработки получаемые поверхности соответствуют 10—13 классам шероховатости.

Анализ данных по микрогеометрии поверхностей образцов из различных твердых хрупких материалов, обработанных обычным шлифованием, доводкой и свободным абразивом и НПШ позволяет утверждать, что при одинаковом классе шероховатости преиму-

щества НПШ бесспорны. Например: длина опорной кривой на уровне 0,3 составляет для обычного шлифования $t_{p_{0,3}} \approx 20 \div 35 \%$, для доводки свободным абразивом $t_{p_{0,3}} \approx 40 \div 60 \%$, для НПШ — 50—90 %. При этом если при доводке свободным абразивом средние радиусы выступов неровностей находятся в пределах 5—30 мкм, то при НПШ они составляют 200—2000 мкм.

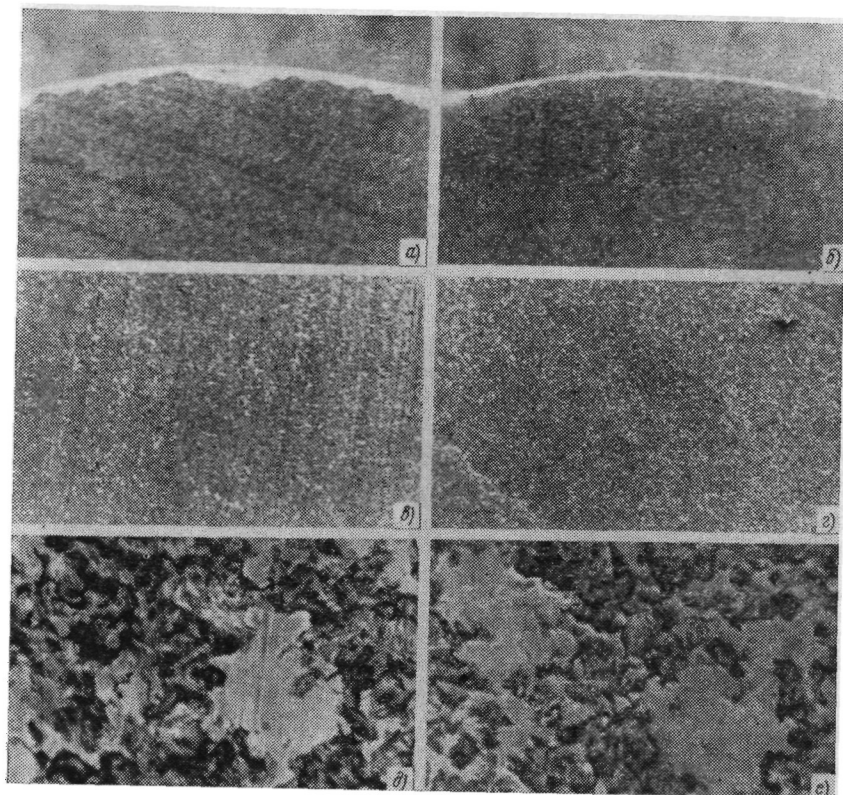


Рис. 218. Поверхность образца из композита 05, обработанная обычным шлифованием (а, в, д) и способом низкотемпературного прецизионного шлифования (б, г, е); $\times 45$ (а, б), $\times 50$ (в, г), $\times 1250$ (д, е)

На рис. 218—220 приведены микрофотографии поверхностей образцов из композитов 05 и 10 и пьезокерамики, обработанных обычным шлифованием и методом НПШ. При обработке обычным шлифованием наблюдаются направленные риски, а при шлифовании НПШ — сетка, образованная траекторией режущих зерен.

Низкая температура резания позволяет эффективно применять алмазные шлифовальные круги и для шлифования тех материалов, которые рекомендуется обрабатывать более дорогим эльборовым

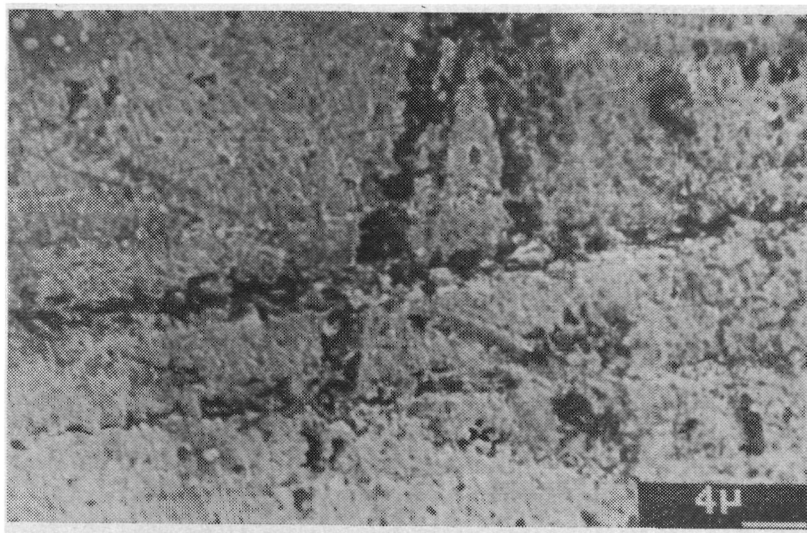


Рис. 219. Поверхность образца из композита 10, обработанная способом низкотемпературного прецизионного шлифования, $\times 2500$

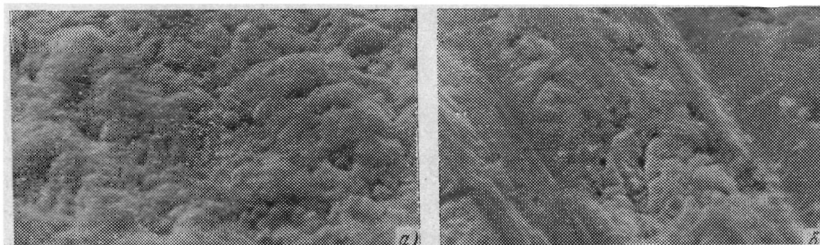


Рис. 220. Поверхность образца из пьезокерамики, обработанная обычным шлифованием (а) и способом низкотемпературного прецизионного шлифования (б), $\times 2500$

инструментом. Незаменимым является процесс НПШ для обработки эльбора-Р, гексанита-Р и др. Применяя специальные приспособления, на станках мод. ТШ-8805 можно осуществлять точную размерную обработку контура непереключаемых твердосплавных пластин. Станки технологичны, удобны в эксплуатации и настройке, не требуют квалифицированной рабочей силы; процесс шлифования автоматизируется.

О ВЫБОРЕ МАРКИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО МАТЕРИАЛА

В распоряжении производителей имеется большое число марок быстрорежущих сталей и твердых сплавов, ряд марок бевольфрамowych твердых сплавов и минералокерамики, сверхтвер-

дые композиты и др. Широкая номенклатура инструментальных материалов требует разработки методики выбора наиболее рациональной марки, в зависимости от заданного обрабатываемого материала, вида выполняемой операции и других условий обработки.

Главными характеристиками обрабатываемого материала, определяющими требуемую прочность и износостойкость инструмента, являются следующие параметры: τ_{Φ} , τ_k , λ , C_p , D , K_a . Эти параметры, характеризующие физико-механические свойства обрабатываемого материала, должны быть известны при определении оптимальной марки инструмента. Кроме того, должны быть заданы характеристики инструментального материала: $\sigma_{в}$, $\sigma_{-в}$, σ_{ω} , HV_{10} , C_p , ν , E , α .

Пока нет точных методов расчета режущего инструмента на прочность, целесообразно пользоваться опытными данными. Например, для токарных и расточных операций при обработке сталей (при $\tau_{\Phi} \approx 390 \div 440$ МПа) с большими сечениями среза ($a \approx 2$ мм) во избежание поломок инструмента нужно принимать $\sigma_{в} \geq \geq 1,3 \div 1,7$ ГПа. При обработке тех же сталей на фрезерных станках, если предел прочности инструментального материала имеет ту же величину, максимальная толщина среза должна быть соответственно уменьшена более чем в 4 раза. Эти данные можно распространить на пластичные материалы: установив зависимость $a_{пр} \approx f(\tau_{\Phi})$ для различных обрабатываемых материалов и при различных способах обработки, можно считать эти зависимости общими и определять необходимую прочность инструментального материала по заданному τ_{Φ} .

Предельные значения ($\sigma_{-в \max}$) можно определять в соответствии с формулой (37). Например при обработке сталей ($\tau_{\Phi} = 440 \div \div 740$ МПа, $\gamma = 0^\circ$) и коэффициенте запаса $n_{т} = 1,5$ должно быть $\sigma_{-в \max} > 2,3 \div 3,0$ ГПа. При обработке материалов с меньшим τ_{Φ} величина ($\sigma_{-в \max}$) соответственно понижается.

Частые нагрев и охлаждение режущей части инструмента при прерывистом резании вызывают термические удары, появление термических напряжений и образование трещин. Во избежание появления термических трещин при фрезеровании инструментальный материал должен иметь более высокий по сравнению с точением предел прочности, меньшие предел упругости и коэффициент линейного расширения и большую температуропроводность.

Сравнивая применяемые инструментальные материалы, можно прийти к выводу, что каждая группа их имеет свои специфические свойства. Быстрорежущие стали значительно более прочны, чем твердые сплавы, минералокерамика и поликристаллические сверхтвердые материалы; однако по пластической прочности наблюдается обратная картина. Особенностью минералокерамики является высокая диффузионная стойкость по отношению к железу, высокий пластический, но низкий хрупкий пределы прочности и низкая диффузионная стойкость по отношению к титану. Поэтому целесообразно применять минералокерамику, алмаз и эльбор для

предварительной обработки сталей и жаропрочных сплавов. Аналогично можно заключить, что применять быстрорежущие стали для обработки закаленных сталей нецелесообразно.

Предлагается следующая методика выбора инструментального материала. На первом этапе устанавливается максимально допустимая подача (толщина среза), определяемая требуемым качеством обрабатываемой поверхности, и выбираются те марки инструментальных материалов, пределы прочности которых допускают ее применение.

Второй этап — оценка выбранных марок инструментальных материалов с точки зрения их пластической прочности. Для этого по температурным зависимостям твердости инструментального материала и температурным зависимостям условного напряжения сдвига обрабатываемого материала определяется температурная зависимость коэффициента запаса пластической прочности и по ней — предельная температура резания, при которой коэффициент запаса близок к единице (см. гл. II). Далее по предельным температурам определяется предельная скорость резания для каждой марки инструментального материала и отбираются те материалы, для которых произведение $v_{пр}a_{пр}$ имеет максимальное значение. Тем самым определяются наиболее высокопроизводительные, с точки зрения прочности, марки инструментального материала.

Третий этап — оценка износостойкости выбранных марок инструментальных материалов по адгезионно-усталостному, диффузионному и другим возможным видам износа режущего инструмента. Здесь следует выбирать тот инструментальный материал, который имеет минимальную адгезию и химическое сродство к обрабатываемому материалу и не вступает с ним в интенсивное диффузионное взаимодействие при повышенных температурах.

Так постепенно можно исключить из рассмотрения неподходящие марки и определить оптимальные.

При назначении инструментального материала необходимо учитывать также его стоимость. Следует также отдавать предпочтение инструментальным материалам, не содержащим остродефицитные материалы (вольфрам, тантал, кобальт и др.).

Приведем некоторые примеры подбора рациональной марки инструментального материала.

Точение легированных конструкционных сталей. Допустим, что нужно выполнить проходным резцом получистовое точение углеродистой стали 40Х, для которой $HV_{стр} \approx 3,0$ ГПа и $\tau_{\Phi} \approx 490 \div 510$ МПа, глубина резания $t = 1,5$ мм. Допустим, что для заданного обрабатываемого материала имеется зависимость $\tau_{\Phi} = f(\theta)$ (см. рис. 13) и в нашем распоряжении следующие марки инструментальных материалов: Р6М5, Р9Ф5, Р9К10, ВК3, ВК8, ВК15, Т30К4, Т15К6, Т14К8, ТТ7К12, КНТ16, ТН20, маловольфрамовый сплав, силинит-Р, композиты 01, 10, композит 05, В3, В0К60. Если радиус округления инструмента $r = 1 \div 2$ мм, то максимально допустимая подача, обеспечивающая заданную

шероховатость Rz 40 при высоких скоростях резания, приближенно определяется по формуле $s \approx \sqrt[3]{8R_z r} \approx 0,6$ мм/об. При $\gamma = 5 \div 10^\circ$, $\alpha = \alpha_1 = 8^\circ$, $\varphi = 60 \div 70^\circ$, $a_{\text{нр}} = s \sin \varphi = 0,4$ мм.

Эксперименты по точению стали 40Х показывают, что когда $a = 0,4$, мм условие хрупкой прочности инструментального материала будет выдержано, если предел прочности на изгиб инструментального материала $\sigma_{\text{н}} \geq 0,9 \div 1,0$ ГПа. Быстрорежущие стали и большинство марок твердых сплавов удовлетворяют этим требованиям, кроме Т30К4, Т60К6, ВК3, минералокерамики и сверхтвердых композитов, которые далее не рассматриваются.

Инструментальный материал при $n_{\text{в}} = 1,5$ в соответствии с формулой (26) должен иметь в зоне сжатия $|\sigma_{\text{в}}| \geq 2,0$ ГПа. Этому условию удовлетворяют все оставшиеся для рассмотрения инструментальные материалы.

Определим наиболее подходящие марки инструментальных материалов по пластической прочности. Прежде всего определим предельную температуру резания для каждой марки инструментального материала ($\theta_{\text{нр}}$) из условия $n_{\text{т}} \approx 1$. Для быстрорежущих сталей $\theta_{\text{нр}} \approx 920 \div 970$ К, для твердых сплавов ВК8 и Т15К6 и безвольфрамового КНТ16 $\theta_{\text{нр}} \approx 1370$ К, для маловольфрамового сплава $\theta_{\text{нр}} = 1510$ К, для твердых сплавов Т14К8, ТТ7К12, ТН20 $\theta_{\text{нр}}$ значительно ниже, чем для вышеуказанных твердых сплавов. Поэтому для этих сплавов $v_{\text{нр}}$ будут малы и их можно снять с рассмотрения.

Таким образом, остаются следующие твердые сплавы: маловольфрамовый сплав, Т15К6, КНТ16, ВК8 и ВК6. По заданным режимам резания ($s = 0,6$ мм/об, $t = 1,5$ мм) для этих сплавов по зависимостям температура — скорость определяем $v_{\text{нр}}$ и выбираем сплавы с максимальным значением $v_{\text{нр}}$. При прочих равных условиях температура резания зависит от интенсивности адгезии пары — инструментальный и обрабатываемый материал и температуропроводности инструментального материала. Так как Т15К6 и маловольфрамовый сплав имеют примерно одинаковую температуропроводность, то из указанных сплавов более высокие допускаемые скорости резания имеет маловольфрамовый сплав. Сплав ВК8, хотя и имеет высокую температуропроводность, но допускаемая предельная скорость для этого сплава все же оказывается ниже, чем для маловольфрамового сплава, и примерно равна скорости Т15К6.

С точки зрения сопротивления адгезионному износу, судя по σ_{ω} , $\sigma_{\text{в}}$ и $\sigma_{\text{н}}$, твердые сплавы, маловольфрамовый сплав, Т15К6, КНТ16, ТН20 более или менее одинаковы при низких температурах. Разница возникает при высоких температурах и скоростях резания. С этой точки зрения маловольфрамовый сплав, очевидно, должен иметь преимущества (см. рис. 214).

Удельная сила адгезии больше для вольфрамовых и титановольфрамовых твердых сплавов и с этой точки зрения безвольфра-

мовые и маловольфрамовые твердые сплавы имеют преимущество. То же самое касается диффузионного износа. Наибольшую диффузионную стойкость имеют сплавы на основе карбида титана и карбонитрида титана. Следовательно, наиболее подходящими сплавами по порядку будут маловольфрамовый сплав, ТН20, КНТ16 и Т15К6.

Точение закаленных сталей. Допустим, нужно выполнить чистовое точение закаленной стали $\tau_{\phi} \approx 1,0$ ГПа. Для обеспечения шероховатости поверхности 6—7 класса ($Ra \approx 1,25$ мкм) при $r = 1$ мм, $s = \sqrt{8 \cdot 1,25 \cdot 10^{-3} \cdot 1} \leq 0,1$ мм/об; максимальная толщина среза составит $a_{np} = s \cdot \sin \varphi = 0,08$ мм.

По условиям хрупкой прочности экспериментально определено, что $\sigma_{н} \geq 700 \div 800$ МПа. Для этих же условий предел прочности на сжатие при $\gamma = 0^\circ$ [по формуле (26)] при $n_{в} = 1,5$; $\sigma_{-н} \geq 3,8$ ГПа. Этим требованиям удовлетворяют твердые сплавы ВК2, ВК4, ВК6, Т15К6, Т5К10, ТН20, маловольфрамовый сплав, композиты 01 и 10, остальные марки исключаются.

Из условий пластической прочности для твердых сплавов ВК6, Т15К6 $\theta_{np} \approx 1170$ К, для маловольфрамового сплава $\theta_{np} = 1270$ К.

Учитывая, что у приведенных твердых сплавов небольшая разница в температуропроводности и коэффициентах интенсивности адгезии, можно полагать, что предельно допускаемые скорости резания будут коррелироваться с предельной температурой резания и поэтому приходим к заключению, что малозольфрамовый сплав даст возможность производить обработку более производительно.

Конкурентоспособным инструментальным материалом маловольфрамовому сплаву являются композиты 10 и 01, имеющие предел прочности выше 780 МПа.

В данном случае трудно судить, какой из этих двух материалов более целесообразно применить. Это следует определять экспериментально, сравнивая лишь два материала в одинаковых условиях обработки. При этом следует иметь в виду, что сплав Т1 более дешевый.

Фрезерование. Необходимо произвести обработку нержавеющей стали 12Х18Н9Т методом встречного фрезерования цилиндрической фрезой при следующих режимах: $t = 2$ мм, $s = 0,4$ мм/зуб при $D_{фр} = 280$ мм.

Из условий хрупкой прочности мы должны выбрать твердый сплав с максимальным пределом хрупкой прочности и пределом выносливости. Эти сплавы по порядку следующие: ВК8, ТТ7К12, Т5К10, Т15К6, маловольфрамовый сплав и КНТ16. Остальные сплавы можно не рассматривать, так как у одних сплавов малые $\sigma_{н}$ и σ_{ω} , а у других — малая пластическая прочность.

Судя по пластической прочности и допуская, что предельная температура резания должна быть выше 1070 К, $v \geq 4,2 \div 5,0$ м/с, получим, что твердость инструментального материала при температуре 1070 К должна быть $HV_{н} \geq 390$ МПа.

Из полученных данных приходим к заключению, что по пластической прочности рассматриваемые твердые сплавы удовлетворяют предъявляемым требованиям. С точки зрения сопротивления адгезионному износу, судя по σ_w , σ_b и коэффициенту интенсивности адгезионного взаимодействия, твердые сплавы ВК8, ТТ7К12, Т5К10, ТН20, КНТ16 и маловольфрамовый сплав в интервале температур 470—1070 К одинаково применимы, но преимущество следует отдать сплавам ВК8, ТТ7К12 и Т5К10, имеющим высокие пределы прочности и выносливости.

Таким образом, на основе имеющихся данных о физико-механических свойствах инструментальных и обрабатываемых материалов можно в первом приближении выбрать подходящую марку инструментального материала. Правильный подбор материала инструмента может заметно сэкономить расход режущего инструмента, а в ряде случаев повысить производительность обработки.

ГЛАВА VII

СТОЙКОСТЬ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

В данной главе описываются характерные зависимости стойкости инструмента от параметров режимов резания. Излагаются понятия стойкости наибольшей производительности, экономической стойкости и стойкости минимального расхода инструмента. Предпринята попытка предложить ускоренный способ определения поля режимов резания для заданного обрабатываемого и инструментального материалов.

СТОЙКОСТНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ

Исследованию стойкости режущего инструмента посвящено большое количество работ, в которых установлены стойкостные зависимости для инструментов из быстрорежущей стали, твердых сплавов, керамики, сверхтвердых материалов при точении, фрезеровании, строгании и других операциях резания железоуглеродистых жаропрочных сплавов на никелевой основе, сплавов на основе меди, никеля и др.

В подавляющем большинстве случаев обработки различных материалов инструментом из спеченных твердых сплавов, минералокерамики и сверхтвердых композитов превалирующий износ происходит по задней поверхности.

При работе быстрорежущим инструментом во многих случаях также имеет место превалирующий износ по задней поверхности. Исключение составляет обработка пластичных материалов большими толщинами среза, когда из-за интенсивного лункообразования ослабляется режущая часть инструмента и инструмент выходит из строя.

Экспериментальными исследованиями установлено, что во многих случаях зависимости стойкости инструмента от скорости резания и толщины среза описываются кривыми с явно выраженным экстремумом.

Существуют различные гипотезы, касающиеся причин немонотонности функций $T-v$ и $T-a$ [4, 27, 34, 36, 43, 47, 54, 55, 65, 73, 104]. В зависимости от условий резания и, главным образом, от характера и интенсивности взаимодействия обрабатываемого и инструментального материалов экстремумы кривых стойкости смещаются в сторону больших или меньших значений скорости резания и толщины среза, а абсолютное значение стойкости имеет различное значение. На рис. 221 приведены кривые стойкости твердосплавных резцов ВК8 при точении стали 40Х и молибденового сплава ВМ1 [65]. Эти кривые однотипны, разница заключается в том, что горбообразный участок кривой для сплава ВМ1 соответствует стойкостям 7—20 мин, а для стали 40Х — стойкостям 60—200 мин.

На рис. 222 приведены кривые зависимости относительного износа Δ от температуры резания для сплавов ВК8 и Р18 для тех же условий резания, при которых была получена зависимость на рис. 221. Там же для сопоставления нанесена кривая зависимости

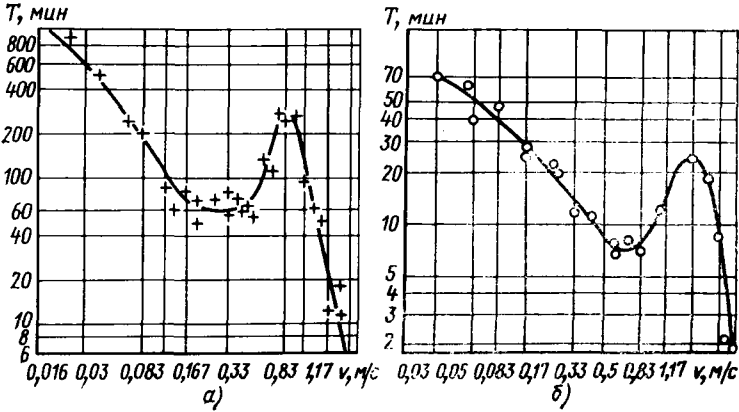


Рис. 221. Зависимость стойкости реза из твердого сплава ВК8 при точении ($t = 1$ мм; $s = 0,1$ мм/об) [65]:
а — стали 40X; б — молибдена

твердости сплава ВК8 от температуры. Когда с увеличением скорости относительный износ не меняется или увеличивается, стойкость уменьшается. Когда же относительный износ уменьшается — стойкость увеличивается.

Начальный участок уменьшения стойкости (см. рис. 222) при $\theta < 770$ К ($v < 0,67$ м/с) соответствует постоянному относительному износу.

Отсутствие влияния скорости резания на относительный износ Н. Н. Зорев объяснял тем, что повышение температуры резания до 770 К мало влияет на микрочечность и твердость сплава ВК8. В этих условиях главную роль играет адгезионно-усталостный износ. При малых температурах (< 770 К) интенсивность износа

твердосплавного инструмента выше, чем быстрорежущего (см. рис. 222). Этот факт объясняется более высокой прочностью быстрорежущей стали в этом диапазоне температур.

При увеличении скорости выше 0,67 м/с и температуры выше 773 К, хотя и происходит снижение твердости сплава ВК8, но при

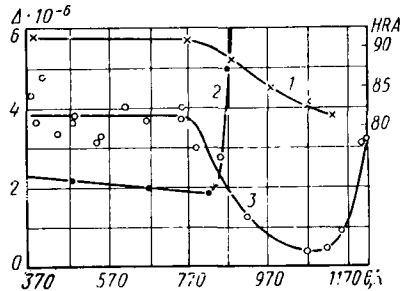


Рис. 222. Влияние температуры на твердость сплава ВК8 (1), и относительный износ Р18 (2) и ВК8 (3) при точении молибденового сплава ВМ1 ($t = 1$ мм; $s = 0,1$ мм/об)

этом повышается пластичность сплава ВК8 и его сопротивление циклическим микроконтактным нагрузкам. В этих условиях сопротивление сплава ВК8 адгезионному износу возрастает. Адгезионные вырывы становятся более мелкими, интенсивность износа уменьшается, а стойкость инструмента увеличивается. Снижение интенсивности износа и возрастание стойкости продолжается до скорости резания 1,6 м/с, при которой температура достигает 1070 К, а стойкость — максимума. При более высокой скорости и температуре отношение микропрочности твердого сплава к контактным напряжениям, очевидно, начинает

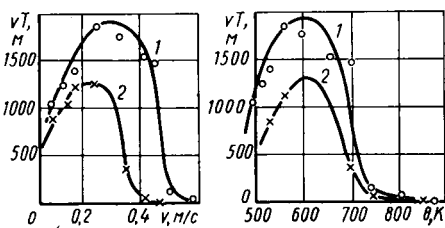


Рис. 223. Кривые зависимости vT — v (а) и vT — θ (б) при точении стали 40Х быстрорежущим резцом из стали Р18 с различными толщинами среза ($t = 1$ мм; $\gamma = 0^\circ$; $\alpha = 10^\circ$; $\alpha_1 = 12^\circ$; $\varphi = 90^\circ$; $\varphi_1 = 15^\circ$; $\lambda = 0$; $h_3 = 0,6$ мм):

1 — $a = 0,1$ мм; 2 — $a = 0,3$ мм

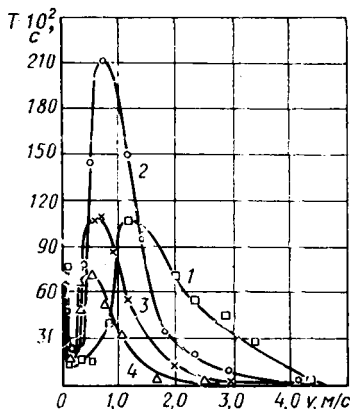


Рис. 224. Кривые зависимости T — v при точении стали 40Х резцом из сплава Т15К6 с различными толщинами среза ($\gamma = 0^\circ$; $\alpha = 10^\circ$; $\alpha_1 = 12^\circ$; $\varphi = 90^\circ$; $\lambda = 0$; $h_3 = 0,6$ мм):

1 — $a = 0,037$ мм/об; 2 — $a = 0,1$ мм/об; 3 — $a = 0,3$ мм/об; 4 — $a = 0,5$ мм/об

уменьшаться и интенсивность адгезионного износа растет. С дальнейшим увеличением температуры проявляется диффузионный износ и в результате суммарный износ возрастает. Аналогично объясняется характер и наличие экстремумов на кривых зависимостей T — v для сталей и других материалов.

При анализе интенсивности износа режущего инструмента и определения рациональных условий обработки, кроме стойкостных зависимостей, целесообразно иметь зависимости пройденного инструментом пути (Tv) и площади обработанной поверхности (vTs) от скорости резания при различных толщинах среза, так как площадь обработанной поверхности при точении vTs при $\varphi = \text{const}$ пропорциональна vTa . Ниже приведены зависимости $T = f(vTa)$.

На рис. 223—231 представлены кривые изменения стойкости, пути резания и площади обработанной поверхности в зависимости от изменения скорости и температуры резания при обработке сталей и жаропрочных сплавов с различными толщинами среза

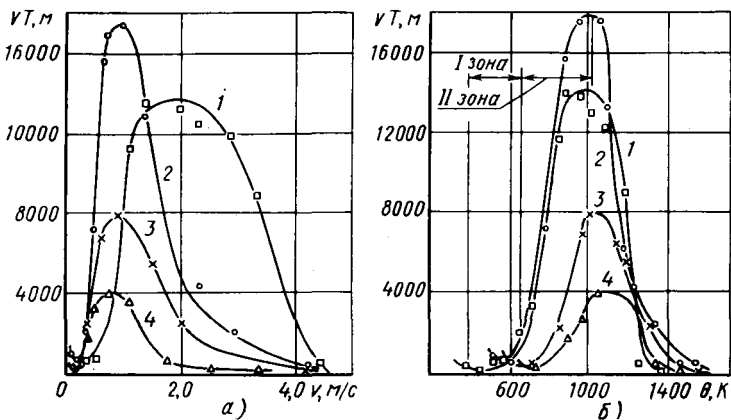


Рис. 225. Кривые зависимостей $vT-v$ (а) и $vT-\theta$ (б) при точении стали 40X резцом из сплава Т15К6 с различными толщинами среза (геометрические параметры резца и толщины среза те же, что и на рис. 224)

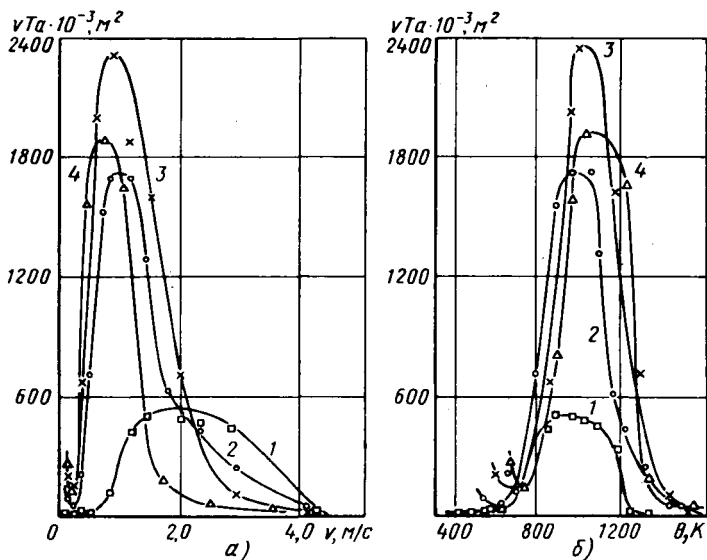


Рис. 226. Кривые зависимостей $vTa-v$ (а) и $vTa-\theta$ (б) при точении стали 40X резцом из сплава Т15К6 с различными толщинами среза (геометрические параметры резца и толщины среза те же, что и на рис. 224)

для быстрорежущего и твердосплавного инструментов, полученные в лаборатории ГПИ [73].

Представленные зависимости имеют явно выраженные экстремумы. При прочих равных условиях путь резания vT зависит от

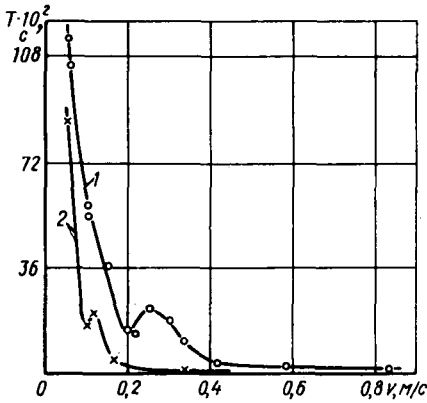


Рис. 227. Кривые зависимости $T-v$ при точении сплава ХН70МВТЮБ резцом из сплава ВК8 с различными толщинами среза (глубина резания и геометрия резца те же, что и на рис. 223):

1 - $a = 0,1$ мм; 2 - $a = 0,3$ мм

толщины среза и эта зависимость также имеет экстремальный характер. Например, при точении стали 40X максимальный путь резания (при $h_z = 0,9$ мм) наблюдается при толщине среза $0,1$ мм, а при $a = 0,5$ мм он почти в 4 раза меньше. При резании стали ШХ15 максимальный путь резания наблюдается при $a = 0,15$ мм и в этом случае увеличение толщины среза до $0,6$ мм во столько же раз уменьшает путь резания.

Построение зависимостей $vT = f(\theta)$ показывает, что максимум пройденного пути для различных толщин среза наблюдается при примерно одинаковых температурах резания, соответствующих минимальной

интенсивности износа. При резании стали 40X резцом из быстрорежущей стали Р18 максимальный путь резания соответствует температуре $570-600$ К (см. рис. 223, б), а при реза-

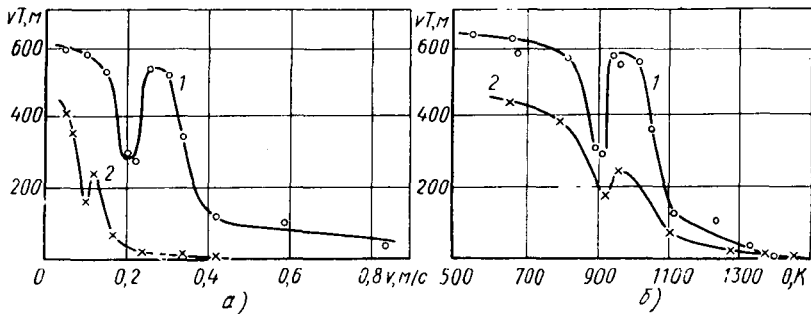


Рис. 228. Кривые зависимости $vT-v$ (а) и $vT-\theta$ (б) при точении сплава ХН70МВТЮБ резцом из сплава ВК8 с различными толщинами среза (геометрические параметры резца и толщина среза те же, что и на рис. 227)

нии твердосплавным резцом Т15К6 — температуре $1000-1030$ К (см. рис. 225, б). При обработке жаропрочного сплава ХН70МВТЮБ резцом из сплава ВК8 эта температура находится в пределах $950-990$ К (см. рис. 228, б), при резании стали

ХН55ВМТКЮ — в пределах 990—1030 К (см. рис. 230, б). Существенное уменьшение стойкости в области низких скоростей резания при точении твердосплавным инструментом вызвано нестабильностью процесса наростообразования. В этих условиях на инструмент действуют пульсирующие нагружающие напряжения. Ввиду высокой твердости нароста, малой прочности твердого сплава и пульсирующего характера напряжений в условиях низких скоростей происходит выкрашивание относительно крупных фрагментов твердого сплава и увеличение интенсивности износа. Малые стойкость и путь резания в области низких скоростей резания указывают на нерациональность применения твердых сплавов ниже определенных скоростей резания и температур контакта.

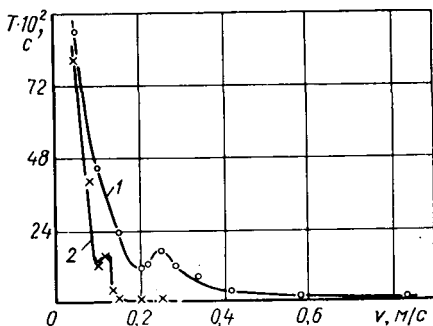


Рис. 229. Кривые зависимости $T-v$ при точении сплава ХН55ВМТКЮ резцом из сплава ВК8 с различными толщинами среза (глубина резания и геометрия реза те же, что и на рис. 223):

1 — $a = 0,1$ мм; 2 — $a = 0,3$ мм

Путь резания при точении сталей значительно больше, чем при обработке жаропрочных сплавов (см. рис. 225, 228, а и 230, а), а при резании алюминиевых и медных сплавов — во много раз больше, чем при обработке сталей и т. д. Наблюдается корреляция пути резания и механических характеристик обрабатываемого материала (τ_{Φ} , τ_c).

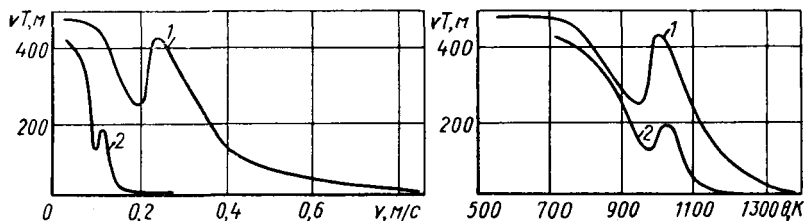


Рис. 230. Кривые зависимости $vT-v$ (а) и $vT-\theta$ (б) при точении сплава ХН55ВМТКЮ резцом из сплава ВК8 с различными толщинами среза (геометрические параметры реза и толщины среза те же, то и на рис. 229)

Однако обнаруживается и несоответствие между стойкостью инструмента и механическими характеристиками обрабатываемого материала. Например, при резании стали 12Х18Н9Т сплавом ВК8 путь до затупления инструмента в несколько раз больше, чем при обработке стали 40Х, несмотря на то, что у коррозионностойкой стали механические характеристики выше, чем у стали 40Х.

Однако при резании этих же материалов сплавом Т15К6 соотношение меняется. Очевидно, наряду с механическими характеристиками обрабатываемого материала в износе инструмента важную роль играют химическое сродство трущихся материалов (определяющее интенсивность процесса адгезии), застойные явления, температура резания, процессы диффузии и т. д., т. е. стойкость инструмента определяется не только механическими характеристиками, а комплексом физико-химических и механических свойств обрабатываемого и инструментального материалов.

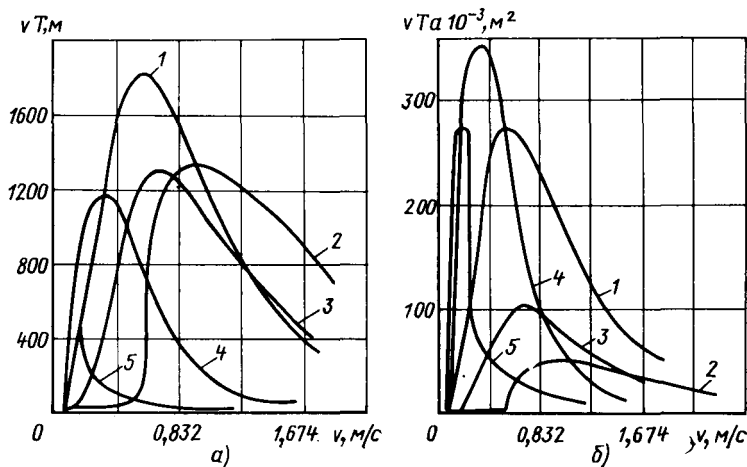


Рис. 231. Кривые зависимостей $vT-v$ (а) и $vTa-v$ (б) при точении стали ШХ15 разцом из сплава ВК8 с различными толщинами среза ($\gamma = 13^\circ$; $\alpha = 13^\circ$; $\varphi = 90^\circ$; $\varphi_1 = 16^\circ$; $h_3 = 0,8$ мм):

1 - $a = 0,15$ мм; 2 - $a = 0,037$ мм; 3 - $a = 0,075$ мм; 4 - $a = 0,5$ мм; 5 - $a = 0,6$ мм

На рис. 226, а и 231, б представлены кривые изменения площади обработанной поверхности от скорости резания $vTa = f(v)$ при различных толщинах среза для стали 40X при резании сплавом Т15К6 и стали ШХ15 при обработке сплавом ВК8. Эти кривые имеют экстремумы, значения которых также зависят от толщины среза. Максимальная площадь обработанной поверхности $(vTa)_{\max}$ достигается при некоторых средних толщинах среза и, что важно подчеркнуть, не соответствует режимам максимального пути резания.

Поскольку произведение vTa для токарных операций пропорционально площади обработанной поверхности, максимальная величина этого произведения будет соответствовать тому режиму резания, который обеспечивает максимальное количество обработанных деталей за период стойкости и вместе с этим соответствует минимуму расхода режущего инструмента.

При одинаковых температурах контакта по задней поверхности стойкость инструмента, путь резания и площадь обработанной

поверхности для различных толщин среза существенно отличаются. Это указывает на влияние толщины среза на интенсивность износа и стойкости инструмента, а также на то, что температурный критерий определения обрабатываемости не подтверждается. Влияние толщины среза на интенсивность износа по задней поверхности и стойкость проявляется сложной зависимостью, так как изменение толщины среза влияет на температуру резания и на напряжения, действующие в контактных слоях задней поверхности.

При очень малых толщинах среза уменьшение протяженности застойной зоны вдоль задней и передней поверхностей приближает участки интенсивного износа к режущей кромке. В результате кромка ослабляется и периодически скалывается, что повышает интенсивность износа по задней поверхности.

Важно отметить, что максимальный путь резания и максимальная площадь обработанной поверхности при различных толщинах среза соответствует примерно одной и той же температуре резания. Эту закономерность в дальнейшем следует проверить на более широком ассортименте обрабатываемых материалов. Построение кривых $T = f(v)$, $Tv = f(v)$, $Tva = f(v)$ для различных толщин среза дало возможность установить, что максимумы стойкости инструмента, пути резания и площади обработанной поверхности при точении не соответствуют одним и тем же толщинам среза.

Процессы прерывистого резания (фрезерование, строгание, долбление) (см. гл. II и III) характеризуются специфическими особенностями износа режущего инструмента. Эти особенности проявляются при работе относительно хрупкими инструментальными материалами (твердые сплавы, гексанит, керамика и т. д.).

Установлено, что перерывы в работе быстрорежущего инструмента способствуют в ряде случаев повышению стойкости [65]. Это выражается в том, что с увеличением коэффициента прерывистости резания (отношения времени резания и холостого хода инструмента) значение показателя относительной стойкости m увеличивается. При тяжелых режимах резания стойкость инструмента из быстрорежущего материала мало зависит от прерывистости резания. Опытные точки при точении и строгании укладываются на одну и ту же кривую зависимости $T = f(v)$.

На рис. 232 представлены кривые зависимости $L = vT = f(v)$ при фрезеровании однозубой цилиндрической фрезой стали 45 и стали 12X18H10T однозубой цилиндрической фрезой, оснащенной различными марками твердых сплавов. Из представленных зависимостей следует, что характер кривых $vT = f(v)$ отличается от аналогичных зависимостей при точении. На этих кривых в рассмотренном диапазоне изменения скоростей резания не обнаруживаются экстремумы пройденного пути. При фрезеровании стали 45 наибольшей стойкостью и пройденным путем характеризуются сплавы Т15К6 и маловольфрамовый сплав, наименьшей стойкостью — сплав ВК8. При обработке коррозионностойкой стали лучшие результаты показывает сплав

ВК8. Механизм износа при фрезеровании характеризуется микровыкрашиванием частиц твердого сплава с режущей кромки инструмента; интенсивность износа в этом случае определяется в основном условным напряжением сдвига обрабатываемого материала τ_{ϕ} , коэффициентом интенсивности адгезии K_a и пределом прочности — пределом выносливости инструментального материала. При обработке стали 45 адгезия между сталью и сплавом ВК8 максимальна и выкрашивание происходит интенсивно, что снижает стойкость инструмента. При обработке коррозионно-стойкой стали картина, по-видимому, меняется и сплав ВК8

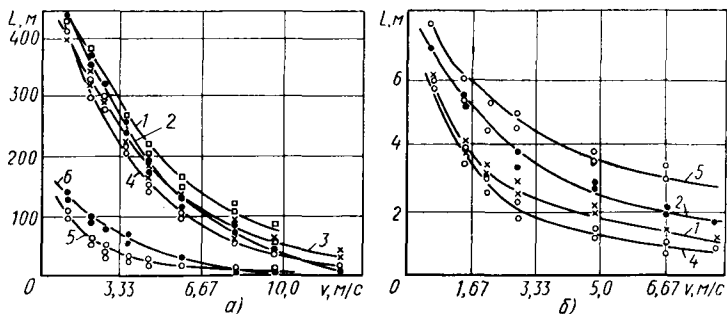


Рис. 232. Кривые зависимости $vT-v$ при фрезеровании однозубой цилиндрической фрезой, армированной различными твердыми сплавами ($s_z = 0,4$ мм/зуб; $t = 2$ мм; $D_{фр} = 280$ мм; $\alpha = 8^\circ$; $\gamma = 0^\circ$); L — путь резания:

a — стали 15; b — стали 12X18H10T; 1 — безвольфрамовый сплав; 2 — Т5К10; 3 — маловольфрамовый сплав; 4 — КНТ16; 5 — ВК8; 6 — ВК15

имеет лучшие показатели. На рис. 233 сопоставлены диаграммы пути резания для точения и фрезерования стали 45 сплавом ВК8. Оказалось, что путь, пройденный режущим инструментом при точении, на 2 порядка выше, чем путь при фрезеровании. Аналогично при обработке коррозионно-стойкой стали путь, пройденный при точении, на 2—3 порядка выше, чем при фрезеровании. Следовательно, при прочих равных условиях изменение схемы резания решающим образом влияет на интенсивность износа и стойкость режущего инструмента.

Существенное влияние на стойкость инструмента оказывает применение СОЖ. При резании сталей и молибденовых сплавов твердосплавным инструментом применение химически активных жидкостей во многих случаях повышает стойкость инструмента, а при заданной стойкости инструмента позволяет увеличивать скорость резания. Применение химически активных жидкостей при резании быстрорежущим инструментом во многих случаях понижает стойкость инструмента вследствие увеличения абразивно-химического износа и уменьшения защитного действия нароста и застойной зоны на контактных поверхностях.

На рис. 234 сопоставлены кривые зависимости $vT-v$ при обработке стали 40X быстрорежущим резцом Р18 в различных средах. При низких скоростях путь, пройденный до затупления реза при резании всухую (кривые 1, 3) больше, чем при резании с эмульсией (кривые 2 и 4) и лишь при скоростях выше 0,3 м/с, когда в основном проявляется охлаждающее действие СОЖ, путь резания с эмульсией превышает путь резания всухую. Таким образом, выбор СОЖ необходимо производить, исходя из конкретных условий резания, принимая во внимание преобладающий вид

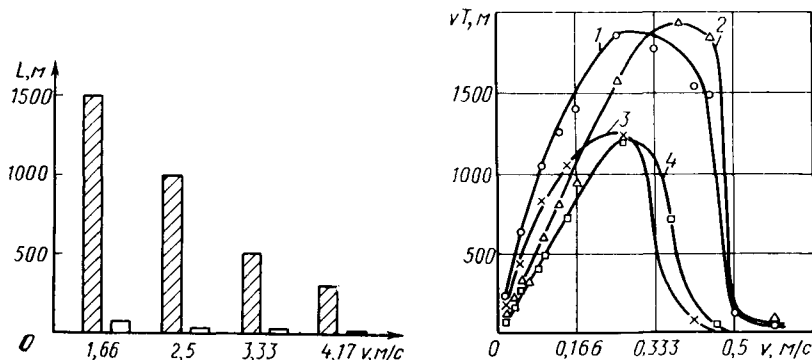


Рис. 233. Диаграмма сопоставления пути резания при точении (заштриховано) и фрезеровании

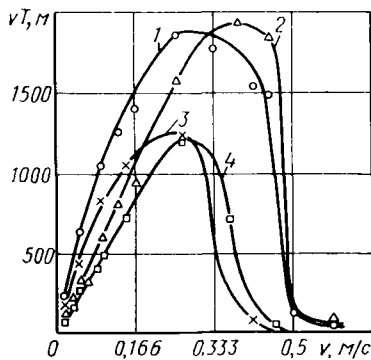


Рис. 234. Зависимость $vT-v$ при точении стали 40X быстрорежущим резцом из стали Р18 [73]:

$t \times s = 0,1 \text{ мм}^2$: 1 — без охлаждения; 2 — охлаждение эмульсией; $t \times s = 0,3 \text{ мм}^2$: 3 — без охлаждения; 4 — охлаждение эмульсией

износа инструмента и влияние СОЖ на наиболее важные для данной операции характеристики процесса резания.

СОЖ выполняет смазочную, охлаждающую, диспергирующую и мощущую функции. Наибольшее значение во всех процессах обработки особенно лезвийным инструментом, имеет смазочная функция [38], которая состоит в способности внешней среды или продуктов ее распада проникать на контактные поверхности, вступать с ними в физико-химическое взаимодействие и образовывать там новые соединения (пленки), ограничивающие или ликвидирющие адгезию и диффузию между трущимися поверхностями. Особую роль при этом выполняют активные присадки, хотя и основная жидкость (вода, масло) также влияет на результат применения СОЖ [25, 26].

В ряде случаев высокий эффект дают расплавы — жидкие металлы. Современные СОЖ представляют собой сложные химические соединения, включающие свыше десяти компонентов: технологических, антикоррозийных, бактерицидных и др. Типаж современных СОЖ, области рационального их применения даны в работе [76].

До сих пор наибольшее применение имеют СОЖ на масляной основе. Однако в последнее время существенно возрастает роль водных СОЖ и прежде всего синтетических. Выпускаемые серийно составы СОЖ имеют в основном в качестве активных присадок серу, хлор, фосфор, соединения, содержащие йод. Механизм смазочного действия их состоит, главным образом, в образовании на контактных поверхностях сульфидов, хлоридов, фосфидов и йодидов.

При высоких скоростях резания твердосплавными и другими инструментами эффект от применения СОЖ с присадками данного класса снижается. Уменьшение и даже прекращение смазочного действия стандартных составов СОЖ за зоной наростообразования является результатом низких термомеханических свойств сульфидов, хлоридов и фосфатов.

В настоящее время разработаны жидкости с новым классом присадок, имеющие высокие термомеханические свойства. Исследования этих составов [25, 26] показали, что они снижают шероховатость и существенно повышают стойкость твердосплавного режущего инструмента при точении сталей на скоростях резания до 5 м/с. Имея в виду полученные экспериментальные данные и их теоретическое обоснование, следует считать перспективными исследования в этом направлении.

ЗАВИСИМОСТЬ СТОЙКОСТИ ОТ РАЗЛИЧНЫХ ПАРАМЕТРОВ

Стойкость режущего инструмента является весьма чувствительной характеристикой, зависящей от многих параметров. Различают стойкость и скорость резания, обеспечивающие: 1) максимальную площадь обработанной поверхности (максимальное количество обработанных деталей) и минимальный расход инструмента (T_0, v_0); 2) максимальную производительность станка ($T_{п}, v_{п}$); 3) минимальную стоимость операции на станке — экономическую стойкость и скорость резания ($T_э, v_э$).

1. Определение стойкости и скорости минимального расхода инструмента (T_0, v_0) возможно по кривым зависимости площади обработанной поверхности — скорость резания [$vaT = f(v)$], максимумы значений которых соответствуют T_0, v_0 . Если толщина среза (подача) ограничена требованиями шероховатости обработанной поверхности или мощностью станка, то величины T_0 и v_0 определяются из зависимостей $(vTa)_{\max}$ в допустимых пределах изменения a (см. рис. 230).

2. Производительность станка на данной операции определяют количеством деталей, обработанных в единицу времени, т. е. обратной величиной штучного времени, по формуле

$$Q \approx \frac{1}{t_{шт}} = \frac{1}{t_{м} \left(1 + \frac{t_{i\lambda}}{T}\right) + t_{б} + \Delta t}, \quad (143)$$

где $t_{шт}$ — штучное время на выполнение операции; $t_{м}$ — машинное или основное технологическое время обработки одной детали;

T — время работы инструмента до его затупления (стойкость инструмента); t_b — вспомогательное время; t_t — время простоя станка, связанное с заменой затупившегося инструмента; Δt — время на обслуживание станка и отдых, приходящееся на одну деталь; λ — коэффициент, учитывающий, что время резания инструментом в виду наличия пути врезания и перебега не равно машинному времени, а меньше его в λ раз.

Для любой операции обработки материалов резанием на станках машинное время можно выразить в виде

$$t_m = \frac{A_0}{va}, \quad (144)$$

где A_0 — коэффициент, зависящий от длины обрабатываемой детали, числа проходов и других параметров.

В соответствии с формулами (143) и (144) интенсивность режима резания определяет машинное время, а машинное время и величина стойкости инструмента в совокупности определяют производительность обработки на станке.

За счет уменьшения стойкости во многих случаях можно увеличить режимы резания и несколько снизить машинное время, однако при этом увеличиваются простои станка, связанные с частой сменой инструмента и настройкой системы СПИД на размер, одновременно возрастает расход инструмента. Потери времени, вызванные многократной сменой инструмента, могут превзойти выгоды от повышения режимов резания, в результате чего производительность станка будет снижаться. Следовательно, стойкость инструмента влияет на производительность и экономические показатели выполняемой операции. Правильный подбор стойкости режущего инструмента оказывает особенно большое влияние на эффективность работы автоматизированных станков и станочных линий, а также других систем обработки, где смена затупившегося инструмента и поднастройка системы занимают большое время.

Стойкость и скорость максимальной производительности станка определяют нахождением максимума функции Q , приравняв $\frac{dQ}{dT} = 0$. Не обращая внимания на левую часть «горбообразной» кривой зависимости $T = f(v)$ и приняв справедливыми степенные зависимости $v = \frac{\text{const}}{T^n}$, получим:

$$T_n = (n - 1) \lambda t_t; \quad (145)$$

$$v_n = \sqrt[n]{\frac{\text{const}}{(n - 1) \lambda t_t}}. \quad (146)$$

Выражения (145) и (146) справедливы при условии $T_n \geq t_m$, так как если период стойкости меньше времени обработки заготовки, возникают дополнительные трудности, связанные с установкой инструмента после его переточки, а в ряде случаев — брак.

Из этих выражений следует, что стойкость и скорость резания, соответствующие максимальной производительности, являются функциями показателя относительной скорости резания n и времени, необходимого для смены инструмента. Уменьшение n путем подбора наилучшего инструментального материала и сокращения времени установки и регулировки инструмента (t_i) способствует увеличению v_n , а следовательно, и производительности станка. Формулы (145) и (146) справедливы в том случае, когда значение толщины среза ограничено, например, по хрупкой прочности и по шероховатости поверхности. Однако в том случае, когда по прочности инструмента и по шероховатости поверхности нет ограничений, условия максимальной производительности станка должны определяться не только по скорости, но и по толщине среза (подаче). Строго говоря, следует оперировать не скоростью резания, а наибольшей минутной подачей (ns), которая при $\varphi = \text{const}$ и $D = \text{const}$ пропорциональна (v , a). В этом случае по зависимости (143) необходимо определить

$$\frac{dQ}{d(va)} = 0.$$

Решение этой задачи важно для обдирочной обработки.

Условия максимальной производительности обеспечивают минимальное время, затрачиваемое на выполнение данной операции на станке. При этом не учитываются расходы режущего инструмента, абразивных материалов, электроэнергии, заработная плата заточника и т. д. Поэтому режимы максимальной производительности обычно оказываются неэкономичными.

3. Экономические условия обработки для каждой операции должны основываться на минимальной себестоимости выполняемой операции, что соответствует условию максимальной производительности общественного труда.

Себестоимость промышленной продукции образуется из стоимости израсходованных сырья, материалов, топлива, энергии, амортизационных отчислений, заработной платы и других расходов, связанных с производством и реализацией продукции.

Элементы заводской себестоимости можно в первом приближении подразделить на две группы: 1) элементы себестоимости, величина которых на единицу изделия меняется в зависимости от скорости резания и стойкости инструмента (основная и дополнительная производственные заработные платы с начислениями; расходы, связанные с работой оборудования и со стоимостью инструмента, с его эксплуатацией и т. д.); 2) элементы себестоимости, величина которых не зависит от применяемых режимов резания и может быть принята постоянной на единицу изделия (материалы, полуфабрикаты, топливо, услуги других организаций, внутризаводской транспорт, расходы по охране труда и др.).

При рассмотрении вопроса экономической стойкости и режимов резания, очевидно, достаточно проанализировать первую группу

элементов себестоимости. Сумма переменных элементов себестоимости выполняемой операции определяется выражением [65]:

$$A_{\text{пер}} = \frac{1}{A_0 v a} \left(S_{\text{ст}} + \frac{S_{\text{ст}} t_t \lambda}{T} + \frac{J \lambda}{T} \right), \quad (147)$$

где $S_{\text{ст}}$ — «станкоминута» — сумма заработной платы рабочего станочника и себестоимости эксплуатации станка, отнесенная к одной минуте работы станка, коп. ($S_{\text{ст}} = a_{\text{раб}} + a_{\text{ст}}$); J — затраты, связанные с изготовлением и эксплуатацией режущего инструмента, отнесенные к одному периоду его стойкости, коп.

Приняв справедливой зависимость (147), а также допуская $a = \text{const}$, экономическую стойкость и скорость резания можно определить путем нахождения минимума функции (147):

$$T_3 = (n - 1) \lambda \left(t_t + \frac{J}{S_{\text{ст}}} \right); \quad (148)$$

$$v_3 = \sqrt[n]{\frac{\text{const}}{(n-1)\lambda \left(t_t + \frac{J}{S_{\text{ст}}} \right)}}. \quad (149)$$

Выражения (148) и (149) справедливы при $T_3 \geq t_m$.

Согласно выражениям (148) и (149), величины экономической стойкости и скорости резания определяются показателем относительной скорости резания и накладными расходами (J , $S_{\text{ст}}$), связанными с выполнением операции на станке. С удорожанием инструмента и с увеличением времени, необходимого на его замену, T_3 возрастает, а v_3 уменьшается. Поэтому экономическая стойкость резцов меньше, чем у сверл, фрез, протяжек и т. д.

Экономическая стойкость значительно больше при работе на многорезцовых станках, автоматах и полуавтоматах, автоматических линиях станков — во всех тех случаях, когда смена инструмента и настройка системы на размер связаны с большими затратами времени и средств. Экономическая стойкость зависит и от габаритов детали и свойств обрабатываемого материала, когда на обработку детали требуется большое время и деталь необходимо обработать без замены инструмента.

Если в прошлом экономическая стойкость при работе на токарных станках быстрорежущим инструментом считалась равной 60 мин, а при работе твердосплавным резцом — 90 мин, то в настоящее время в виду увеличения $S_{\text{ст}}$ и снижения t_t экономическая стойкость равна примерно 20—30 мин. Экономическая стойкость в значительной степени зависит от стоимости станка. Например, увеличение $S_{\text{ст}}$ приближает T_3 и v к стойкости и скорости максимальной производительности. Создание станков с ЧПУ и обрабатывающих систем с ЭВМ или микропроцессорами, снабженных механизмами автоматизированной смены инструмента, резко снизило в этих системах t_t и соответственно T_3 . С другой стороны, увеличилась стоимость станков и обрабатывающих систем $S_{\text{ст}}$. Это также привело к снижению T_3 . Дальнейшее удешевление си-

стемы управления станков с ЧПУ, возможно, вновь вызовет увеличение экономической стойкости.

При обработке материалов с низкой обрабатываемостью, например, жаропрочных сплавов на никелевой основе, легированных хромистых чугунов расчетные значения экономической стойкости, определяемые по выражениям (148) и (149), не учитывающим экстремальный характер кривых $T = f(v)$, выходит за пределы реально существующей максимальной стойкости. В таком случае экономическим поневоле оказывается значение максимальной стойкости, определяемое из зависимости $T - v$ и для этих случаев $T_3 v_3$ совпадает с $T_0 v_0$. Следовательно, экономические режимы резания — понятие относительное, они изменяются с течением времени, так как изменяются определяющие их параметры.

УСКОРЕННЫЙ МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПОЛЯ РЕЖИМОВ РЕЗАНИЯ

Применение новых металлов и сплавов, инструментальных материалов, конструкций инструмента и способов обработки в машиностроении создает необходимость проведения большого объема трудоемких работ по определению для каждого отдельного случая рациональных условий обработки резанием, по выбору рациональной марки инструментального материала и геометрии режущей части инструмента, подбору СОЖ и установлению рациональных режимов резания. Поэтому разработка ускоренных методов определения рациональных условий обработки материалов резанием и особенно рациональных режимов обработки представляет важную производственную задачу.

Понятия предельной толщины среза по хрупкой прочности, предельной температуры и скорости резания по пластической прочности инструмента, температуры максимальной площади обработанной поверхности облегчают задачу определения рациональных режимов резания путем установления поля возможных режимов резания (v, a) *, которое включает в себя режимы максимальной производительности обработки, экономические режимы и режимы минимального расхода материала режущего инструмента.

Построив это поле режимов резания и пользуясь методами планирования эксперимента, уже стойкостными опытами, выбирая отдельные уровни режимов резания внутри заданного поля, можно найти числовые значения показателей и коэффициент c_v

$$T = \frac{c_v}{v_s^{n_s} v_t^{x_v}} \quad \text{или} \quad v = \frac{c_v}{T^m t^{x_v} v_s^{y_v}}$$

* Изменение ширины среза оказывает малое влияние на температуру резания и стойкость инструмента, поэтому важно определить поле изменения v, a .

и по этим зависимостям соответственно экономические режимы резания, режимы максимальной производительности и минимального расхода инструмента. Таким образом, в соответствии с поставленной задачей следует определить поле изменения параметров v , a для заданной пары обрабатываемого и инструментального материалов. Для этого попытаемся установить пределы изменения толщины среза и скорости резания отдельно.

Толщина среза может изменяться от $a_{\max} = a_{\text{пр}}$ до a_{\min} , $a_{\text{пр}}$ и является предельной толщиной среза по хрупкой прочности, которая, как указывалось выше (см. гл. II), определяется величиной τ_{Φ} обрабатываемого материала и пределом прочности инструментального материала $\sigma_{\text{н}}$ по зависимостям $a_{\text{пр}} = f(\tau_{\Phi}, \sigma_{\text{н}})$. Величина a_{\min} , очевидно, будет обусловлена наименьшими значениями подачи на станке либо другими условиями.

По известным температурным зависимостям твердости инструментального материала и условного напряжения сдвига обрабатываемого материала, пользуясь уравнением (69) можно определить предельную температуру, допускаемую по пластической прочности режущего инструмента. Однако стойкость инструмента при режимах резания, соответствующих этой предельной температуре, составит всего секунды из-за пластического разрушения режущей части инструмента, и поэтому в качестве предельной температуры по работоспособности инструмента целесообразно принять меньшее, по крайней мере на 50—80 К, значение. В этих условиях стойкость инструмента будет исчисляться минутами. Следовательно, за верхнюю границу поля режимов резания можно принять такое сочетание v , a , которое соответствует этой температуре.

Таким образом, контролируя температуру по соответствующему показанию милливольтметра при различных сочетаниях v , a (от a_{\max} до a_{\min}), можно определить верхнюю границу режимов резания, не проводя стойкостных испытаний.

Определение температуры и ЭДС, соответствующих нижнему пределу режимов резания, можно проводить из следующих соображений.

Нижняя граница режимов резания для твердых сплавов и других хрупких материалов должна находиться выше зон наростообразования. Это диктуется тем, что у твердых сплавов, керамики и сверхтвердых материалов в области наростообразования наблюдается малая стойкость и работать в этом диапазоне режимов резания нецелесообразно как с точки зрения расхода инструмента, так и с точки зрения производительности обработки и качества обработанной поверхности. Наростообразование легко обнаруживается по наличию специфических зазубрин и надрывов на поверхности резания, обработанной поверхности и на надрезцовой стороне стружки. Подбирая сочетания режимов резания, соответствующие исчезновению нароста и началу образования «текущего» или заторможенного, слоя, находим нижнюю границу режимов

резания. Найдя режим исчезновения нароста для одного сочетания (v , a) и зафиксировав ЭДС, можно определить другие сочетания v , a , соответствующие нижнему пределу поля режимов резания. Для сталей температура исчезновения нароста находится в пределах 820—870 К, а температура, соответствующая максимуму пройденного пути и обработанной поверхности, для сплава ВК8 составляет 900—920 К, а для сплава Т15К6 990—1020 К. Для других инструментальных материалов эта температура может

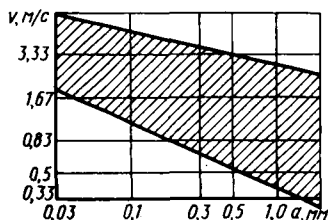


Рис. 235. Поле режимов резания (заштриховано) для пары сталь 40X—Т15К6

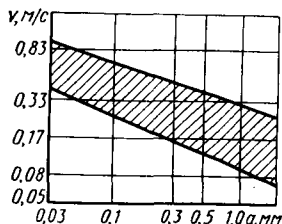


Рис. 236. Поле режимов резания (заштриховано) для пары сталь 40X—P18

отличаться в ту или другую сторону. Следует полагать, что режим и температура, соответствующие максимуму площади обработанной поверхности (T_0 , v_0), не связаны с температурой исчезновения нароста и этот режим для каждой пары может быть установлен стойкостными опытами.

Зная значение ЭДС, соответствующие верхнему и нижнему пределу режима резания, измерением ЭДС на станке можно определить поле режимов резания.

В качестве примера рассмотрим случай точения стали 40X сплавом Т15К6 (рис. 235). Отложим по оси абсцисс логарифмы толщины среза, а по ординате логарифмы скорости резания. Предельная толщина среза для заданной пары сталь 40X — сплав Т15К6 ($\tau_{\Phi} \approx 450 \div 490$ МПа, $\sigma_{\text{н}} \approx 1,27 \div 1,37$ ГПа), по опытным данным, при точении на токарных станках в зависимости от жесткости станка составляет $a_{\text{пр}} \approx 3 \div 4$ мм. В большинстве случаев на практике ограничиваются $a_{\text{пр}} \approx 2$ мм.

Предельная температура резания по пластической прочности для рассматриваемой пары $\theta_{\text{пр}} \approx 1470$ К (см. гл. II); искомая температура резания для верхней границы поля режимов резания составит $\theta_{\text{нсн}} \approx \theta_{\text{пр}} - 50 \approx 1420$ К. Определяя различные сочетания скорости резания и толщины среза, соответствующие температуре ~ 1420 К, получаем верхнюю граничную линию для поля v , a .

Нижнюю предельную линию можно найти по температуре исчезновения нароста ($\theta_{\text{мин}} \approx 880$ К). Однако в данном случае известна температура резания, соответствующая максимальной

площади обработанной поверхности ($\theta \approx 1000$ К), поэтому по ЭДС, соответствующей этой температуре, проводим сплошную линию, которая будет соответствовать нижнему пределу режимов резания. Полученное поле режимов резания (заштрихованная часть на рис. 235), очевидно, охватывает режимы максимальной производительности, расположенные ближе к верхней предельной линии, режимы максимальной площади обработанной поверхности, которые находятся ближе к нижней предельной линии и экономические режимы, занимающие промежуточное положение.

Аналогично построено поле режимов резания для быстрорежущего инструмента Р18 (рис. 236) и сплава ВК8 (рис. 237). Для пары сталь 40Х — сплав Р18 $\theta_{пр} \approx 1070$ К; верхняя предельная линия режимов резания соответствует $\theta \approx 1000$ К, а нижняя предельная линия — $\theta \approx 600$ К. Эта температура взята потому, что ниже этой температуры происходит уменьшение пути резания и площади обработанной поверхности (см. рис. 223, б). В случае отсутствия стойкостных опытов нижняя предельная температура

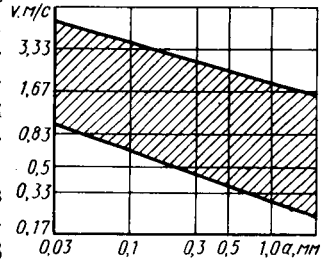


Рис. 237. Поле режимов резания (заштриховано) для пары сталь 40Х—ВК8

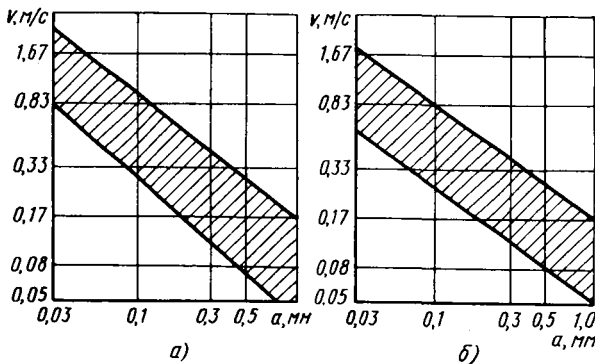


Рис. 238. Поле режимов резания (заштриховано) для пары:
а — ХН70МВТЮБ — ВК8; б — ХН55ВМТКЮ — ВК8

может быть установлена по максимальному значению пластического предела прочности n_T либо по другим технологическим признакам.

Сравнение рис. 235—237 наглядно показывает, что точение стали 40Х сплавом Т15К6 характеризуется более высокими режимами, а следовательно, и производительностью обработки, чем точение быстрорежущей сталью Р18. Наглядно также преимущество сплава Т15К6 по сравнению с ВК8.

Графики поля режимов резания для жаропрочных сплавов на никелевой основе, например в паре с ВК8, очевидно, будут иметь более узкое поле. Причиной этого является интенсивное тепло-выделение, малая температуропроводность, высокие температуры при резании этих материалов на низких режимах и смещение верхнего предела режимов резания в сторону более низких скоростей резания. На рис. 238 представлено поле режимов резания для сплавов ХН70ВМТЮБ и ХН55ВМТКЮ в паре с ВК8.

Для некоторых случаев может оказаться, что пластический предел прочности не ограничивает выбор режима резания, например, как было показано в гл. II, при обработке многих алюминиевых сплавов быстрорежущим и твердосплавным инструментом и т. д. В этом случае скорости резания не ограничиваются стойкостью инструмента и обрабатываемость материала характеризуется уже другими критериями (качеством обработанной поверхности, условиями дробления стружки, мощностью станка и др.).

При построении поля режимов резания для операций фрезерования диапазон изменения толщины среза сместится к малым их значениям, так как предельная по хрупкой прочности толщина среза имеет меньшее значение, а уровень скоростей резания переместится в область более высоких значений в соответствии с понижением температуры резания при фрезеровании. Поле режимов резания, построенное по указанной методике для неизвестных обрабатываемого и инструментального материалов, позволяет без проведения стойкостных опытов по уровню расположения верхней и нижней границ поля режимов резания приближенно судить об обрабатываемости резанием заданного материала. Можно также выявить влияние различных марок инструментальных материалов, геометрии инструмента, СОЖ на производительность обработки к др.

ГЛАВА VIII

РЕЗАНИЕ МАТЕРИАЛОВ С ПОДОГРЕВОМ СРЕЗАЕМОГО СЛОЯ

Предварительный подогрев срезаемого слоя в определенных условиях повышает стойкость режущего инструмента и производительность обработки при точении, фрезеровании, строгании и т. д. [48, 57, 65, 83]. При подогреве срезаемого слоя уменьшается сопротивление обрабатываемого материала пластической деформации в зоне стружкообразования и понижаются контактные напряжения, действующие на инструмент. В связи с этим обычно повышается коэффициент запаса хрупкой прочности инструментального материала и, как следствие, предельно допускаемые толщина и сечение среза. Одновременно может снижаться интенсивность адгезионно-усталостного износа. В результате в условиях обработки с подогревом появляется возможность повысить режимы резания и производительность обработки.

Для эффективного применения резания с высокотемпературным подогревом важное значение приобретает повышение температурного предела пластической прочности (твердости) инструментального материала, а также повышение его диффузионной стойкости. Если инструментальный материал имеет достаточный пластический предел прочности при температурах плавления обрабатываемого материала, а также достаточную устойчивость против диффузионного износа, то такой инструментальный материал не будет ограничивать режимы обработки и температуру подогрева и даст наибольший эффект.

Необходимую горячую твердость инструментального материала для резания заданного обрабатываемого материала в условиях высокотемпературного подогрева можно приближенно определить, принимая, что при предельной температуре резания, равной температуре плавления обрабатываемого материала $\theta_{пл}$, коэффициент запаса пластической прочности должен быть больше единицы ($n_{\tau} \geq 1$). Тогда из условий пластической прочности

$$HV_{\theta_{пл}} \geq 6n_{\tau} \sqrt{\tau_{\Phi\theta_{под}}^2 + \tau_{\kappa\theta_{пл}}^2} \approx 6\tau_{\theta_{под}} n_{\tau}.$$

Принимая для стали $\theta_{пл} = 1770$ К и $n_{\tau} = 1$, при $\theta_{под} = 870$ К имеем

$$HV_{\theta_{1770\text{К}}} \geq 6\tau_{\Phi 870\text{К}} \geq 1,25 \div 1,5 \text{ ГПа}.$$

При увеличении температуры подогрева требуемая твердость инструментального материала HV_n снижается. В этих условиях для обеспечения необходимой устойчивости инструмента против адгезионно-усталостного износа следует принять $n_t \geq 1,5 \div 2,0$, тогда твердость инструмента при температуре плавления обрабатываемого материала

$$HV_{n1770K} \geq 2,5 \div 3,0 \text{ ГПа.}$$

Аналогично для обработки титановых сплавов инструментальный материал при температуре плавления титана (1920 К) должен иметь твердость выше 2,5—3,0 ГПа.

В условиях высокотемпературного подогрева дополнительным условием является обеспечение достаточной диффузионной стойкости. Инструмент при температуре плавления обрабатываемого материала должен иметь стойкость, превышающую по величине стойкость наибольшей производительности или экономическую стойкость. Пользуясь уравнением (140), это условие для стали можно запастать следующим образом:

$$T_3 = \frac{A}{c_{10_{пл}} D_{\theta_{пл}}^{1/2} v^{1/2} a^{0,37}} \geq T_{II} \text{ или } T_3.$$

В соответствии с этим условием значение диффузионной стойкости при температуре плавления обрабатываемого материала является минимальным. Кроме того, чем выше температура предварительного подогрева, тем выше температура резания, и для повышения диффузионной стойкости в большинстве случаев появляется необходимость ограничивать температуру резания.

Существующие инструментальные материалы (быстрорежущие стали, твердые сплавы, сверхтвердые материалы) не удовлетворяют вышеизложенным требованиям. Например, сверхтвердые материалы — поликристаллический алмаз и эльбор, — хотя и имеют предел прочности, достаточный для обработки железоуглеродистых и титановых сплавов, не удовлетворяют условию диффузионной стойкости и термостойкости и не пригодны для резания сталей и титановых сплавов с высокотемпературным подогревом. Минералокерамические материалы на основе корунда показывают несколько лучшие результаты при резании сталей на высоких скоростях с высокотемпературным подогревом, однако эти материалы имеют недостаточную термостойкость и подвержены трещинообразованию. Для создания твердых сплавов с необходимыми свойствами необходимо подбирать твердые составляющие сплава, инертные при высоких температурах по отношению к обрабатываемому материалу, и тугоплавкие связки.

РАЦИОНАЛЬНАЯ ТЕМПЕРАТУРА РЕЗАНИЯ И ТЕМПЕРАТУРА ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ПОДОГРЕВА

Температуру предварительного подогрева для заданных условий обработки обрабатываемого и инструментального материалов необходимо выбирать с учетом рациональной температуры реза-

ния, которой соответствуют необходимая стойкость инструмента (стойкость наибольшей производительности или экономическая стойкость).

Рациональная температура резания определяется путем трудоемких стойкостных опытов. Поэтому, чтобы судить о рациональности подогрева и оптимальной температуре подогрева, важно, хотя бы приближенно, установить для заданного случая рациональную температуру резания, не проводя стойкостных испытаний.

Так как для заданной пары обрабатываемого и инструментального материалов износ обусловлен, главным образом, температурой контакта (резания), то рациональную температуру в случае резания с подогревом срезаемого слоя приближенно можно определить по рациональной температуре резания без подогрева, завышая ее значение на 5—10 % с учетом снижения адгезионно-усталостного износа. Рациональную температуру с некоторым приближением можно определить и по температурным зависимостям отношения контактных твердостей инструментального и обрабатываемого материалов, коэффициента запаса пластической прочности и диффузионной стойкости.

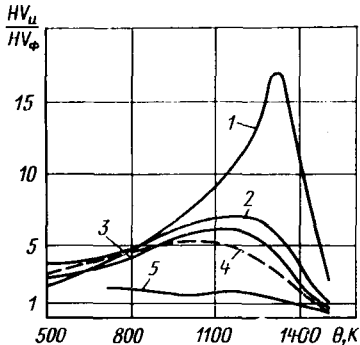


Рис. 239. Зависимость отношения $\frac{HV_{и}}{HV_{Ф}}$ от температуры для ВК8 в паре с различными обрабатываемыми материалами: 1 — 110Г13Л; 2 — сталь 40; 3 — ШХ15; 4 — 12Х18Н9Т; 5 — ХН55ВМТКЮ

Из приведенных на рис. 239 температурных зависимостей видно, что для сталей 40, ШХ15, 12Х18Н10Т и др. отношение $\frac{HV_{и}}{HV_{Ф}}$ растет до температур 1220—1320 К, поэтому для указанных материалов следует ожидать уменьшения интенсивности адгезионно-усталостного износа по передней поверхности до температуры интенсивного диффузионного износа. На рис. 112 приведены значения n_T для твердосплавного инструмента из Т15К6 в зависимости от температуры резания и температуры предварительного нагрева заготовки из стали 40, 12Х18Н10Т и жаропрочного сплава ХН55ВМТКЮ.

С точки зрения адгезионно-усталостного износа рациональная температура резания сталей должна быть ~1070—1300 К. Однако при температуре свыше 1070—1120 К имеет место интенсивный диффузионный износ (см. гл. IV) и, следовательно, с точки зрения диффузионного износа предварительный подогрев нецелесообразен. Поэтому рациональной температурой будет 1070—1220 К. При обработке жаропрочных сплавов на никелевой основе эта температура будет выше и может колебаться в пределах 1270—

1320 К. Однако в этом случае HV_n/HV_Φ и n_r имеют низкие значения, т. е. с точки зрения адгезионно-усталостной стойкости в этом случае целесообразно увеличить температуру подогрева, о чем подробнее будет сказано ниже.

Особенностью резания с подогревом срезаемого слоя является то, что температура резания выше, чем при резании без подогрева [84]. Это накладывает значительные ограничения на режим резания и температуру подогрева. Другой особенностью резания с подогревом срезаемого слоя является то, что увеличение толщины (и сечения) среза меньше влияет на изменение температуры резания, чем при обычном резании. Поэтому в условиях резания с подогревом появляется возможность в 5—10 раз и более увеличить толщину среза (подачу) без существенного изменения температуры резания.

Применяя большие подачи и малые скорости при резании с подогревом, во многих случаях можно подобрать такое сочетание температуры подогрева и режима резания, когда при достаточной стойкости инструмента производительность обработки увеличивается. Именно в этом заключается положительный эффект резания материалов с подогревом. Если режим резания фиксирован и известна рациональная температура резания, необходимо подобрать соответствующую температуру подогрева. Если же задана температура предварительного подогрева, то, наоборот, следует подобрать такой режим резания, при котором температура резания является рациональной.

РЕГУЛИРОВАНИЕ КОНТАКТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ РЕЗАНИЯ

Нередко, например, при обработке жаропрочных сплавов, рациональная температура резания, определенная по диффузионной стойкости, оказывается недостаточной для уменьшения сопротивления обрабатываемого материала пластической деформации в зоне стружкообразования. Следовательно, установленные по этой температуре режим резания и температура подогрева не обеспечат требуемой стойкости инструмента и производительности обработки.

Рациональную температуру резания при обработке жаропрочных и других труднообрабатываемых сплавов следует определять по коэффициенту запаса пластической прочности ($n_r \geq 2$), а чтобы избежать интенсивного диффузионного износа, необходимо добиться уменьшения температуры резания до температуры, соответствующей пределу диффузионной стойкости. Регулирование контактной температуры при высокотемпературном подогреве срезаемого слоя позволяет обрабатывать резанием жаропрочные и труднообрабатываемые сплавы, а конструкционные стали — обрабатывать с большей производительностью.

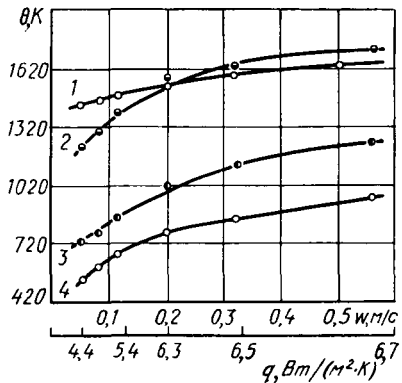
При регулировании контактной температуры для различных способов обработки следует предусмотреть особенности непрерывного, периодического и прерывистого резания.

Непрерывное резание. Непрерывное резание (точение) характеризуется установившимся теплообменом. Уменьшения контактной температуры (температуры резания) в этом случае можно достигнуть применением более теплопроводного инструментального материала и интенсивным внутренним охлаждением.

Исследования [83, 84, 105] показали, что при интенсивном внутреннем охлаждении резца проточной водой появляется возможность понизить температуру резания на умеренных скоростях резания на 150 К и более. Очевидно, что в этом случае можно

Рис. 240. Изменение температуры резания в зависимости от скорости и тепловой нагрузки при точении жаропрочного сплава ХН55ВМТКЮ и при различной теплопроводности инструментального материала:

1 — без охлаждения; 2 — $\delta = 12$ мм; $\lambda = 58$ Вт/(м·К); 3 — $\delta = 12$ мм; $\lambda = 116$ Вт/(м·К); 4 — $\delta = 7$ мм; $\lambda = 116$ Вт/(м·К)



повысить в такой же мере и температуру подогрева, это окажется достаточным для разупрочнения многих труднообрабатываемых материалов. Задача регулирования контактной температуры при принудительном внутреннем водяном охлаждении решается, как задача теплопередачи с конвективным теплообменом [84].

На рис. 240 приведены зависимости температуры резания от скорости резания, полученные расчетным путем. Кривая 1 показывает зависимость температуры от скорости без охлаждения, а кривая 2 — с охлаждением при большом термическом сопротивлении пластины. Поэтому уже при скорости резания $v = 0,25$ м/с кривые сливаются. Для понижения температуры резания на более высоких скоростях резания с охлаждением было уменьшено термическое сопротивление пластины за счет увеличения теплопроводности инструментального материала (кривая 3), а также за счет одновременного понижения толщины стенки (кривая 4). Следовательно, принудительное интенсивное охлаждение инструмента циркулирующим потоком жидкости и подбор теплового сопротивления системы ($1/\alpha$), а также термического сопротивления (δ/λ) могут дать возможность обеспечить рациональную температуру контакта при высокотемпературном подогреве.

Имеется достаточно много примеров эффективного применения обработки деталей с подогревом при точении. Например, при обдирке заготовок валков из сплава 30ХГСН2А длиной 3 м и диаметром 500 мм на станке РТ-503 при скорости $v = 0,25$ м/с

и подачах $s = 11 \div 15$ мм/об резцом с внутренним охлаждением, производительность обтачивания была увеличена примерно в 10 раз по сравнению с точением без подогрева.

Эффективен подогрев низкотемпературной плазмой при обработке цилиндрических деталей с абразивной поверхностной коркой. Температура подогрева срезаемого слоя составляет примерно 620—670 К. Размягчение поверхностного слоя снижает абразивное действие корки на инструмент и его стойкость существенно повышается. Скорости резания при этом относительно велики

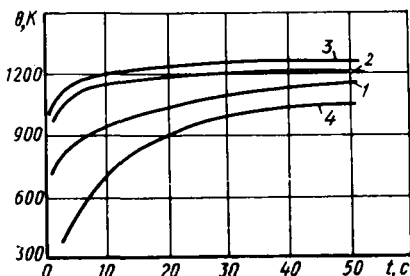


Рис. 241. Изменение контактной температуры в зависимости от времени ее выравнивания при различных скоростях обработки ($\theta_{\text{п}} = 1220 \div 1270$ К; ХН77ТЮР—ВК8):

1 — $v = 0,12$ м/с; 2 — $v = 0,2$ м/с; 3 — $v = 0,4$ м/с; 4 — $v = 0,05$ м/с

($v \approx 1,16$ м/с), температура резания поддерживается в области рациональных величин и производительность по сравнению с работой без подогрева повышается в 2 и более раз.

При точении заготовок с подогревом срезаемого слоя особую проблему представляет стружколомание и стружкодробление. При точении сталей с температурой подогрева срезаемого слоя в интервале 570—720 К в ряде случаев происходит ломание стружки. Однако с увеличением температуры нагрева срезаемого слоя до 870—1270 К в большинстве случаев образуется сливная стружка, которую необходимо дробить. Были испытаны различные способы дробления стружки — нанесение канавок на обрабатываемую поверхность, плазменная резка стружки после ее выхода из зоны обработки, резка стружки ротационными ножами, применение самовращающихся круглых резцов с канавками на режущей кромке и т. д. Наиболее надежным оказался кинематический способ дробления стружки, который заключается в дискретном поперечном перемещении резца во время продольной подачи суппорта с помощью специального приспособления.

Периодическое и прерывистое резание. Регулирование температуры контакта для процессов периодического резания (строгания, долбления, протягивания) помимо интенсивного охлаждения может быть основано на особенностях нагрева инструмента в начальной стадии (переходного процесса), когда изменение температуры резания характеризуется возрастающей по времени кривой, стремящейся к пределу (рис. 241) [84].

При малых скоростях резания (0,03—0,083 м/с) время выравнивания температуры при переходном процессе довольно велико

(25—40 с). Поэтому в случае периодического резания при высокотемпературном подогреве контактную температуру можно регулировать путем изменения скорости и продолжительности (времени контакта) резания.

Заслуживает внимания точение круглыми вращающимися резцами (самовращающимися или с принудительным вращением), при котором за счет регулирования продолжительности контакта режущей кромки с нагретой заготовкой и интенсивного охлаждения кромки вне контакта можно создать условия неустановившегося теплообмена и обеспечить рациональную температуру контакта при высокотемпературном подогреве (этот способ можно применять для небольших глубин резания).

При прерывистых процессах резания скорость резания, время и длина контакта зуба фрезы с нагретой заготовкой, длительность переходного процесса — выравнивания температуры на рабочих поверхностях режущего инструмента, условия охлаждения режущей части инструмента вне контакта с заготовкой и аккумуляция тепла в ней комплексно влияют на величину температуры резания, стойкость и работоспособность режущего инструмента. Регулирование контактной температуры при фрезеровании с высокотемпературным подогревом достигается подбором времени и длины контакта зуба фрезы с нагретой заготовкой, а также устранением аккумуляции тепла в режущей части зуба фрезы в период фрезерования.

Из графиков зависимости изменения температуры резания от скорости фрезерования (см. рис. 51) видно, что при охлаждении зубьев фрезы водой (кривые 1, 2, 3 и 5) изменение температуры от скорости резания носит горбообразный характер, причем в определенном диапазоне изменения скорости температура резания значительно ниже температуры предварительного подогрева обрабатываемой заготовки. На этих кривых можно выделить три характерные зоны. В первой зоне температура резания с увеличением скорости возрастает, достигая некоторого максимума, после чего во второй зоне происходит уменьшение температуры резания. В третьей зоне температура резания снова возрастает, приближаясь к температуре плавления инструментального или обрабатываемого материала. Возрастание температуры связано с аккумуляцией тепла в режущей части, когда интенсивность и время охлаждения недостаточны для полного отбора тепла. В результате с увеличением скорости фрезерования нарастание температуры, вызванное аккумуляцией тепла в режущей части инструмента, является более интенсивным, чем уменьшение ее при холостом пробеге.

При фрезеровании с охлаждением зуба фрезы во время холостого пробега на воздухе (кривая 4) температура резания с увеличением скорости растет, приближаясь к максимальному ее значению. В этих условиях аккумуляция тепла имеет место во всем диапазоне исследуемых скоростей резания. Следовательно, фре-

зерование деталей с высокотемпературным подогревом необходимо проводить при интенсивном охлаждении фрезы.

Преимущество фрезерования с подогревом срезаемого слоя по сравнению с точением заключается в том, что рациональной температуре резания соответствуют значительно более высокие скорости резания. Например, при высокотемпературном подогреве срезаемого слоя ($\theta_{\text{под}} \approx 1070 \div 1270 \text{ K}$) рациональной температуре резания соответствует скорость резания в диапазоне 4,16—6,66 м/с, что более чем на порядок выше, чем при точении. Наряду с этим при фрезеровании отсутствует проблема дробления стружки.

Фрезерование с подогревом срезаемого слоя успешно применяют для зачистки слитков и слябов перед прокаткой на многих металлургических заводах и этот процесс имеет значительные преимущества по сравнению с кислородной зачисткой.

СПОСОБЫ ПОДОГРЕВА

Большой объем обдирочных работ, выполняемых на машиностроительных и металлургических заводах, дает основание считать, что повышение производительности путем обработки материалов с подогревом срезаемого слоя имеет важное значение. Решение этого вопроса облегчается тем, что в энергомашиностроении, тяжелом машиностроении, металлургии большое количество заготовок, таких, как поковки валков, слитки, слябы, заготовки, полученные центробежным литьем и др., могут поступать на механическую обработку уже в нагретом состоянии, с запасом технологического тепла от предшествующих операций.

Использование технологического тепла представляет собой экономически наиболее выгодный вариант резания материалов с подогревом срезаемого слоя и его целесообразно широко применять, совмещая операции и создавая для этой цели в заготовительных цехах специальные участки.

В качестве искусственного подогрева срезаемого слоя получили распространение подогрев токами высокой и промышленной частоты, электроконтактный подогрев, подогрев низкотемпературной плазмой, многофакельными ацетиленовыми горелками; исследуется возможность подогрева лазерным лучом, абразивно-лезвийной обработкой и др. При выполнении токарных операций наибольшее распространение получили способы подогрева токами высокой и промышленной частоты и подогрев плазменной струей.

Подогрев срезаемого слоя токами высокой и промышленной частоты эффективно применять на токарных станках при сравнительно малых диаметрах заготовок (до 300 мм). При больших диаметрах заготовок подогрев срезаемого слоя энергетически невыгоден из-за большой требуемой мощности (0,5—1 МВт). Преимуществами способа подогрева токами высокой и промышленной частоты являются возможность более точного регулиро-

вания температуры подогрева срезаемого слоя и удовлетворительные санитарно-гигиенические условия труда.

Для выполнения фрезерных операций и строгания способ подогрева срезаемого слоя токами высокой и промышленной частоты требует больших мощностей, сложных индукторов и редко применяется. В некоторых случаях более удобным является применение сквозного нагрева заготовок в печах; начинает применяться также плазменный подогрев. При подогреве низкотемпературной плазмой или многофакельными ацетиленовыми горелками струя плазмы, образующаяся в рабочей части плазмотрона (или пламя горелок) направляется на обрабатываемую поверхность на некотором расстоянии от режущей кромки инструмента. В месте контакта струи плазмы (или пламени горелок) с обрабатываемой поверхностью возникает высококонцентрированный источник тепла и поверхностный слой обрабатываемой детали быстро нагревается. В зависимости от мощности и расстояния от режущей кромки инструмента плазменного источника (или ацетиленовых горелок), скорости резания и других параметров, можно управлять процессом подогрева, изменяя как среднюю температуру, так и температурное поле срезаемого слоя.

В заключение следует заметить, что для широкого применения обработки материалов с подогревом необходимо расширять работы по созданию новых (и по модернизации существующих) станков специально для обработки заготовок в нагретом состоянии, оснащая станки и инструменты специальными экранами и теплоизолирующими устройствами. Необходимо разрабатывать конструкции режущих инструментов с учетом специфики обработки материалов в нагретом состоянии.

ГЛАВА IX

НОВЫЕ ВЫСОКОПРОИЗВОДИТЕЛЬНЫЕ СПОСОБЫ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ РЕЗАНИЕМ

Удаление поверхностного дефектного слоя со слитков и других заготовок из специальных высоколегированных сталей, титановых и жаропрочных сплавов на никелевой основе и других материалов на металлургических предприятиях осуществляется в основном методами резания на токарных, фрезерных, шлифовальных и других станках. Из-за плохой обрабатываемости этих материалов производительность обработки крайне низка и поэтому зачистку производят, как правило, вне потока прокатки и непрерывной разливки, т. е. вне основного технологического цикла, создавая для этой цели специальные цеха и участки. В этих цехах сосредоточено большое количество дорогостоящего оборудования и квалифицированной рабочей силы.

Кафедра технологии машиностроения ГПИ совместно с рядом заводов предложила высокопроизводительные способы зачистки слитков, слябов, проката и других заготовок в холодном и нагретом состояниях.

Как известно, производительность процесса обработки материалов резанием для заданных условий определяется скоростью резания, шириной и толщиной среза. Эти параметры в равной степени влияют на производительность обработки, однако совершенно по-разному влияют на разрушение, интенсивность износа и стойкость режущего инструмента.

Увеличение скорости и толщины среза ограничено свойствами инструментального материала, так как вызывает резкое повышение температуры на контактных поверхностях и изменение характера нагружающих напряжений, влияющих на интенсивность износа, а также на хрупкий и пластический пределы прочности. Увеличение же ширины среза не оказывает существенного влияния на хрупкое и пластическое разрушение, а также на стойкость режущего инструмента [105]. Поэтому, увеличивая ширину среза, можно повысить производительность обработки и стойкость инструмента без ущерба для надежности его работы. Этот путь повышения стойкости инструмента и производительности обработки наиболее эффективен при применении в автоматизированном производстве.

ОБРАБОТКА ПЛОСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ШИРОКИМИ СРЕЗАМИ И СТРОГАЛЬНЫЕ СТАНКИ

Исследованиями, проведенными в ГПИ, доказана возможность строгания плоских заготовок широкими срезами порядка 300—800 мм (рис. 242).

Используя стандартные гидроцилиндры и гидроаппаратуру, создан строгальный станок с максимальным усилием 60 т. Станок вместе с гидростанцией имеет массу около 3 т и занимает площадь не более 16 м². На станке обрабатывались твердосплавным инструментом заготовки из жаропрочных сплавов по всей их ширине (300 мм) при температуре подогрева до 1270 К. Время зачистки двух сторон с учетом времени кантовки вручную составило 15—20 с. Это соответствует повышению производительности зачистки более чем в 50 раз по сравнению с обработкой на фрезерном станке ГФ-1112 без подогрева.

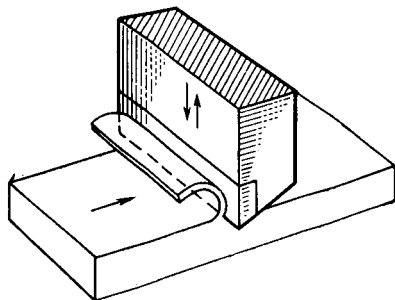


Рис. 242. Схема строгания по всей ширине заготовки

При строгании быстрорежущим инструментом алюминиевых и титановых сплавов с подогревом срезаемого слоя до температуры 570 К удается повысить производительность обработки в 60 раз, а без подогрева снимаемого слоя — до 20 раз с одновременным улучшением качества обработанной поверхности. Скорость резания при строгании изменялась в пределах $v = 0,03 \div 0,1$ м/с [А. с. № 570460 (СССР)].

Опыты по строганию прямоугольных заготовок позволяют утверждать, что строгание широкими срезами по сравнению с фрезерованием обладает следующими преимуществами: 1) простотой конструкции строгального станка и снижением стоимости проектирования и изготовления станка в несколько раз; 2) простотой и надежностью строгального резца по сравнению с фрезой и уменьшением эксплуатационных расходов на инструмент; 3) снижением потребляемой мощности на обработку до 2,5 раз; 4) уменьшением необходимой производственной площади более чем в 4 раза.

СПОСОБ РОТАЦИОННОГО СТРОГАНИЯ И РОТОСТРОГАЛЬНЫЕ СТАНКИ

Применение принципа обработки широкими срезами дало возможность разработать высокопроизводительный способ зачистки цилиндрических и конических заготовок, названный ротационным строганием [А. с. № 766749 (СССР)]. В процессе ротационного строгания ширина среза примерно в 8—12 раз больше,

чем глубина снимаемого слоя. В контакте с заготовкой находятся одновременно несколько строгальных резцов в зависимости от длины заготовки, диаметра инструмента и шага между резацми-ножами.

Ротационное строгание осуществляется при одновременном вращении заготовки и ротострогальной головки, на торце которой радиально расположены широкие строгальные ножи, производящие периодическое строгание по поверхности заготовки при ее вращении (рис. 243). Ротострогальная головка полностью перекрывает заготовку и поэтому каждый нож срезает припуск с за-

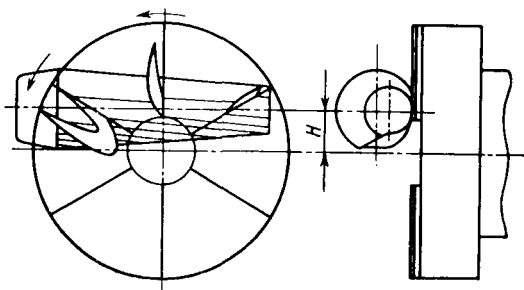


Рис. 243. Схема ротационного строгания (H — межосевое расстояние)

готовки по всей ее длине. Обработка заготовки может производиться врезанием строгальной головки на необходимую глубину как при вращении, так и без вращения заготовки.

Процесс ротационного строгания характеризуется следующей особенностью. На периферийных участках инструмента скорость резания имеет максимальное значение, однако длительность контакта с заготовкой минимальна, и наоборот, на участках, близких к центру инструмента, скорость резания минимальна, а время контакта с заготовкой максимально. Такое сочетание скоростей резания и времени контакта способствует равномерному распределению величин контактной температуры по всей длине режущей кромки строгального ножа и, как следствие, ее равномерному износу.

Особенностью процесса является зависимость скорости резания и времени контакта отдельных участков лезвия с заготовкой от длины заготовки и межосевого расстояния заготовки и инструмента. Поэтому вопрос оптимизации межосевого расстояния H для определенного диапазона длин заготовок неразрывно связан с выбором оптимального сочетания скоростей резания и времени контакта.

На рис. 244 приведены кривые распределения температуры резания по режущей кромке строгального ножа для различных значений H при обработке литых заготовок из стали X12 с абразивными включениями на поверхности. Как видно из рисунка, наиболее благоприятные с точки зрения равномерного распределения температуры условия для оптимальных чисел оборотов

инструмента 5—15 об/мин (на данных оборотах обеспечивается высокая стойкость) создаются при межосевом расстоянии $H = 140 \div 160$ мм. На основании этих результатов и динамических характеристик схемы резания, для ротострогального станка по обработке заготовок размерами $D = 140 \div 200$ мм; $l = 400 \div 750$ мм было установлено межосевое расстояние $H = 150$ мм.

Достоинствами процесса ротострогания являются: 1) обеспечение свободного резания с большой шириной среза, при котором отсутствует наиболее напряженный участок режущей кромки—вершина резца; 2) переменность режущего участка кромки и увеличение фактической длины режущей кромки и, как следствие, малый нагрев режущей части инструмента; 3) возможность одновременного участия в обработке заготовки нескольких ножей, что увеличивает равномерность резания и производительность обработки; 4) высокая жесткость системы СПИД, обусловленная удачной ориентацией составляющих сил резания. Ротационное строгание особенно эффективно при обработке заготовок в нагретом состоянии.

Таким образом, работа широкими срезами, переменность режущего участка кромки, свободное резание, одновременная работа нескольких ножей, дробление стружки, высокая жесткость системы СПИД создают благоприятные условия для работы инструмента и позволяют повысить производительность обработки при ротострогании.

В ротострогальном станке, созданном в ГПИ (рис. 245), использованы станина и коробка скоростей резьбонарезного станка. Станок оснащён специальным столом, на котором для вращения и зажима заготовки были смонтированы коробка скоростей токарного станка мод. 163 и специальная задняя бабка с гидроцилин-

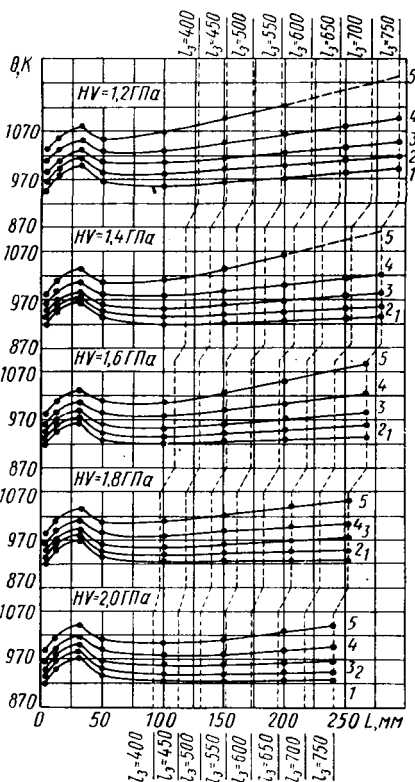


Рис. 244. Распределение контактной температуры по режущей кромке строгального ножа при ротационном строгании заготовки из стали X12 ($D = 160$ мм; $L_3 = 400 \div 750$ мм; $\theta = 1090 \div 1120$ К):

1 — $n = 5$ об/мин; 2 — $n = 9$ об/мин; 3 — $n = 15$ об/мин; 4 — $n = 23$ об/мин; 5 — $n = 36$ об/мин

дром. Поступательное перемещение стола с деталью осуществляется гидроприводом. Мощность привода ротострогальной головки составляет 28 кВт, а механизма вращения заготовки 4 кВт. Допускаемый максимальный момент на шпинделе 9,8 кН·м. Площадь, занимаемая станком вместе с нагревательной печью

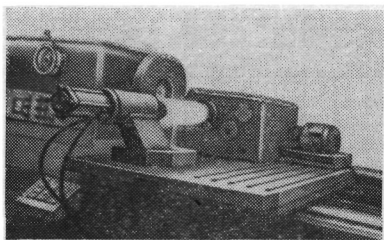


Рис. 245. Рабочая зона ротострогального станка

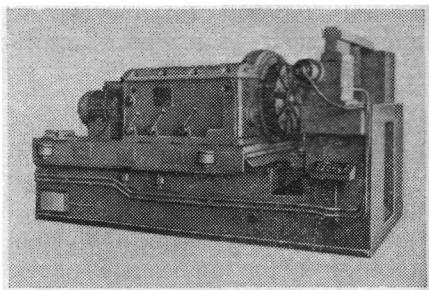


Рис. 246. Ротострогальный станок

и манипулятором для установки и съема заготовки, составляет около 30 м², масса — в пределах 15 т.

Слитки из коррозионностойкой стали 12Х18Н10Т длиной 450 и диаметром 250 мм, нагретые до температуры 1270 К, обрабатывались ротострогальной головкой диаметром 550 мм, оснащенной двумя ножами, в течение 3—5 мин. С такой же производительностью зачищаются слитки из жаропрочных сплавов, нагретые до температуры 1470 К.

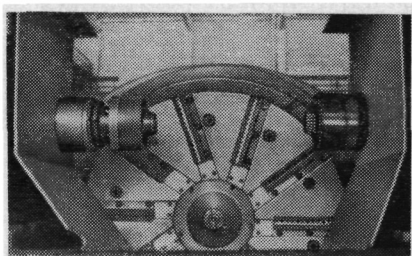


Рис. 247. Ротострогальная головка (заготовка снята)

На основании исследований, проведенных на этом станке, создан промышленный образец ротострогального станка (рис. 246). Станок имеет коробку скоростей главного привода повышенной мощности, обеспечивающей крутящий момент до 60 кН·м. Ротострогальная головка диаметром 800 мм оснащена 10 ножами (рис. 247). На станке могут обрабатываться заготовки диаметром 140—400 мм и длиной до 1 м.

Время обработки биметаллических заготовок (полученных центробежным литьем) пальцев гусениц тракторов диаметром 140 и длиной 450 мм при температуре подогрева 870—1070 К составляет менее одной минуты, что соответствует повышению производительности обработки по сравнению с точением в холод-

ном состоянии более чем в 10 раз, при значительной экономии режущего инструмента.

Метод ротационного строгания может быть эффективно применен для обработки валков из отбеленных чугунов, зачистки заготовок из титановых сплавов и т. д.

ОБРАБОТКА ПРУТКОВОГО МАТЕРИАЛА КОНТУРНЫМ ИНСТРУМЕНТОМ НА ПРОТЯЖНЫХ И ПРОШИВНЫХ СТАНКАХ

Способ обработки пруткового материала и труб контурным (кольцевым, круглым либо многогранным) инструментом предназначен для калибровки либо удаления дефектного слоя с по-

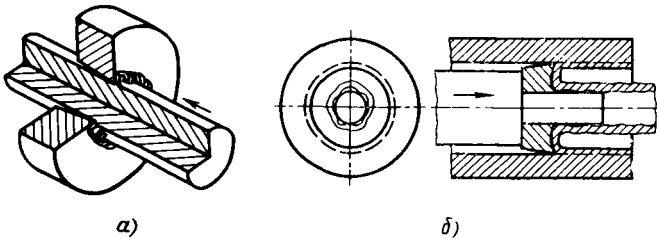


Рис. 248. Схема обработки кольцевым инструментом:
а — обработка наружной поверхности; б — обработка внутренней поверхности

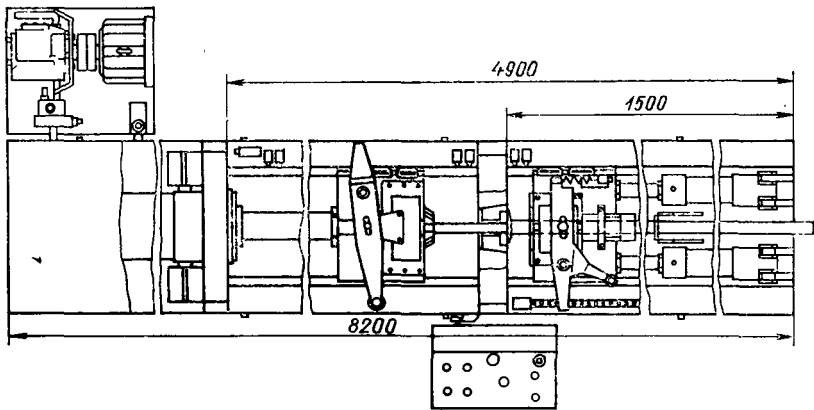


Рис. 249. Схема волочильно-протяжного станка

верхности прутка или трубы из сталей, жаропрочных и титановых сплавов и других материалов. Зачистка производится по всему периметру поперечного сечения заготовки одновременно путем проталкивания заготовки через контурный инструмент (рис. 248) либо протягиванием на протяжно-волочильном станке (рис. 249).

В предлагаемых схемах обработки путь инструмента при выполнении операции минимален, ширина среза максимально возможная, надежность работы, стойкость и коэффициент запаса хрупкой прочности инструмента высокие. Исследования в этом направлении проведены В. Ш. Хомасуридзе.

Опытный стенд работает по принципу проталкивания заготовки через кольцевой инструмент, изготовленный из быстрорежущей или инструментальной стали. Установка развивает тяговое усилие до 800 кН, максимальный ход штока гидроцилиндра 450 мм (рис. 250), обработке подвергались заготовки диаметром 30—60 мм; масса установки около 2 т; занимаемая площадь вместе с гидростанцией 16 м². Экспериментами установлено, что при схеме работы проталкиванием предельное отношение длины к диаметру заготовки для прутков диаметром до 60 мм составляет 17. Поэтому схема проталкивания заготовки применима для корот-

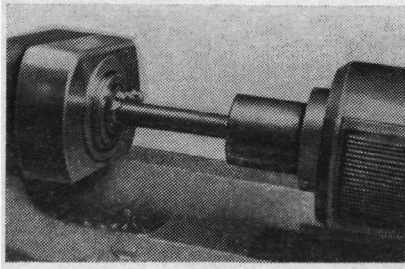


Рис. 250. Процесс обработки кольцевым инструментом

ких заготовок ($l/D \leq 17$), а протягивание — для длинных ($l/D \geq 17$).

Зачистка пруткового материала кольцевым инструментом особенно эффективна при обработке труднообрабатываемых материалов. Производительность зачистки пруткового материала по сравнению с токарной обработкой увеличивается в десятки раз.

Применяя прошивку отверстий одним либо группой кольцевых инструментов взамен растачивания, можно обеспечить безотказность в работе, достичь высокой стойкости инструмента за счет малого пути резания и увеличить производительность за счет большой ширины среза.

Для определения эффективности протяжно-волоочильной схемы обработки контурным инструментом (см. рис. 249) в ГПИ изготовлен экспериментальный волоочильно-протяжной станок с тяговым усилием 200 кН и максимальной длиной обрабатываемой заготовки 2800 мм. В суппорте станка в конусной разрезной оправке закреплен контурный инструмент, например кольцевой, шестигранный, или фильера любого профиля. В процессе резания и волочения инструмент находится в условиях всестороннего неравномерного сжатия, так как растягивающие напряжения уменьшают вероятность хрупкого разрушения инструмента.

Подача заготовки осуществляется специальными синхронно работающими зажимными приспособлениями. В начале обработки первое приспособление, зажимая заготовку, вталкивает ее в инструмент, а после того, как заготовка пройдет сквозь инструмент,

второе устройство, обжимая, начинает ее вытягивать, первое же зажимное устройство автоматически раскрывается и возвращается в исходное положение. Созданные зажимные устройства позволяют исключить обтачивание шеек на заготовках, что необходимо для обычных волочильных станков, и ограничиться только одной фаской и тем самым существенно сэкономить материал.

Применяя контурный режущий инструмент и фильеры различного профиля, на этом станке можно производить зачистку пруткового материала с целью удаления дефектного слоя с поверх-

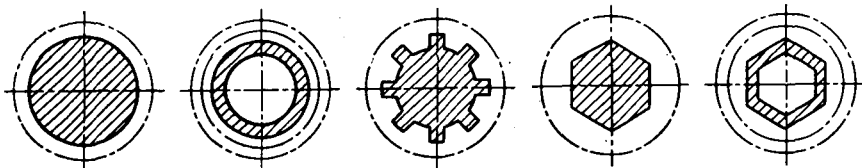


Рис. 251. Профили заготовок, получаемых на волочильно-протяжном станке (штрихпунктирной линией обозначен исходный профиль)

ности и калибровать (волочением) прутковый материал из различных материалов диаметром до 40 мм.

На этом же станке волочением можно уменьшить диаметр прутка или трубы, а также получить полый шестигранник из трубы. Кроме того, волочильным или режущим инструментом соответствующего профиля из круглого проката можно получить профильный пруток, например шестигранный, шлицевой и др. (см. рис. 251).

Зачистка, а затем калибровка пруткового материала на волочильно-протяжных станках даст возможность значительно сэкономить металл, применяя калиброванные прутки с минимальным припуском.

ВЫБОР СПОСОБОВ ФРЕЗЕРОВАНИЯ

Путь, пройденный режущим инструментом до затупления, при точении на 1—3 порядка больше, чем при цилиндрическом фрезеровании, и на 1—2 порядка больше, чем при торцовом фрезеровании. Если считать, что при фрезеровании в работе участвует не один, а несколько зубьев ($z = 6 \div 10$), то и в этом случае один резец в условиях точения снимает больше материала, чем все ножи фрезы вместе взятые. Это очень важная технологическая особенность токарной и фрезерной операций.

Особенно важен правильный выбор способа обработки труднообрабатываемых материалов, в том числе жаропрочных сплавов на никелевой основе, где стойкость режущего инструмента современных инструментальных материалов недостаточна даже для токарных операций. Следует уделить особое внимание выбору способа обработки также в условиях автоматизированного производства, наличия автоматических линий станков, обрабатыва-

ющих систем, снабженных управляющими машинами, где преимущества обработки тел вращения точением по стойкости инструмента и площади обработанной поверхности значительны.

Наряду с этим имеет место существенная разница по стойкости инструмента для различных схем фрезерования, поэтому важно уметь правильно выбирать схему фрезерования, взаимное расположение деталей и фрезы относительно друг друга.

При сравнении торцового фрезерования с цилиндрическим приходим к заключению, что при торцовом фрезеровании можно

управлять условиями нагружения режущего инструмента и создавать наиболее выгодную схему обработки, в то время как при цилиндрическом фрезеровании толщина среза и для попутного, и для встречного фрезерования должна изменяться от 0 до ша.

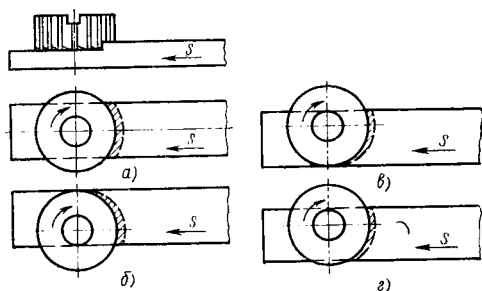


Рис. 252. Различные способы торцового фрезерования:

а — симметричное; б, в, г — несимметричное

исходя из условий хрупкой прочности, более выгодной схемой является торцовое фрезерование, так как изменение толщины среза может происходить в меньшем диапазоне. Это обстоятельство дает возможность работать большими средними толщинами среза и увеличить производительность.

Рассматривая попутное и встречное фрезерование (см. гл. II), более выгодной схемой в смысле хрупкой прочности является попутное фрезерование, так как при встречной схеме главные растягивающие напряжения в опасных точках имеют большое значение. По-видимому, для твердосплавного инструмента это и есть одна из главных причин повышения стойкости при попутном фрезеровании, когда отсутствует люфт в винте и не проявляются какие-либо побочные факторы.

Наиболее благоприятной в смысле хрупкой прочности инструмента должна быть схема торцового фрезерования, приведенная на рис. 252, г, когда толщина среза при выходе зуба фрезы из контакта имеет малое значение. Наихудшая схема торцового фрезерования — когда толщина среза максимальна при выходе фрезы из контакта с заготовкой (рис. 252, б). Промежуточное положение занимает схема симметричного фрезерования (рис. 252, а). Кроме того, благоприятные условия для фрезерования возникают, когда диаметр фрезы и ширина фрезерования близки по величине (рис. 252, в). В этом случае толщина среза при входе и выходе из контакта также мала. Меняя схему фрезе-

рования путем смещения оси фрезы относительно детали или изменяя диаметр фрезы, можно в каждом случае достигать оптимальных условий обработки и повышать стойкость фрезы.

АДАПТИВНОЕ УПРАВЛЕНИЕ ПРОЦЕССОМ ФРЕЗЕРОВАНИЯ НА СТАНКАХ С ЧПУ ПО ЭФФЕКТИВНОЙ МОЩНОСТИ РЕЗАНИЯ

Повышению производительности труда и улучшению качества выпускаемой продукции в металлообрабатывающей промышленности способствует все более широкое использование станков с числовым программным управлением (ЧПУ), важное место среди которых занимают фрезерные станки. Обработка деталей на фрезерных станках с ЧПУ, где основным инструментом является маложесткая концевая фреза, снижающая суммарную жесткость системы СПИД, сопровождается значительными упругими деформациями системы под влиянием нестабильных сил резания. Для уменьшения упругих деформаций необходимо уменьшить толщину среза, что приводит к снижению производительности. Это обстоятельство, а также высокая стоимость станков с ЧПУ и трудоемкость подготовки производства для этих станков вызывают необходимость поиска путей эффективного использования этого оборудования.

Опыт работы станков с ЧПУ в машиностроительном производстве показывает, что в структуре штучного времени превалирует доля основного технологического времени. Для деталей сложной конфигурации доля основного технологического времени во многих случаях составляет 80—90 % штучного времени. Поэтому режим максимальной производительности для системы управления, где в качестве регулируемого параметра принята минутная подача, будет обеспечен максимальной скоростью перемещения инструмента, т. е. цель оптимизации в данном случае выражается условием $s_M \rightarrow \max$. Соответственно ограничения, определяющие область поиска экстремума целевой функции, будут связаны с максимально допустимым значением толщины среза — подачи на один зуб фрезы и скоростью резания, величины которых для случая черногого фрезерования концевой фрезы могут быть ограничены эффективной мощностью станка, прочностью слабого звена механизма подачи, прочностью и стойкостью режущего инструмента.

При контурной обработке деталей существенное изменение сечения среза в процессе обработки (рис. 253) приводит к переменности силовых параметров, эффективной мощности резания и деформаций системы СПИД. Поэтому сложность обработки криволинейных контуров на фрезерных станках с ЧПУ связана прежде всего с правильным назначением величины подачи на зуб по всему контуру, сохраняя при этом $s_M \rightarrow \max$.

В литературе, посвященной вопросам программирования обработки контура, одной из главных рекомендаций является уменьшение подачи на участках, близких к «переходному», где резко меняется направление движения фрезы. Эта рекомендация направлена на предотвращение возможности поломки и уменьшения упругих деформаций и отжатия фрезы. Уменьшение подачи, с одной стороны, приводит к уменьшению толщины среза и понижению вероятности хрупкого разрушения режущей части

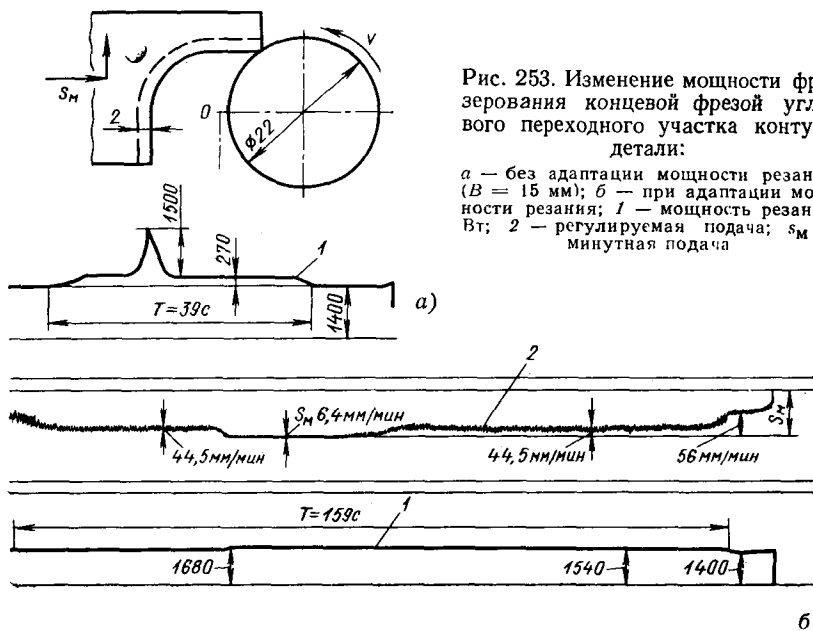


Рис. 253. Изменение мощности фрезерования концевой фрезой углового переходного участка контура детали:

a — без адаптации мощности резания ($B = 15$ мм); *б* — при адаптации мощности резания; *1* — мощность резания Вт; *2* — регулируемая подача; s_m — минутная подача

инструмента, а с другой — к уменьшению силы резания, упругих отжатий и, как следствие, к повышению точности обработки. Однако на основе таких общих рекомендаций программист может определить закономерность изменения подачи на переходных участках только по своему опыту, интуитивно, т. е. фактически методом проб и ошибок. В этом случае программируются заведомо заниженные подачи, так как у технолога-программиста нет возможности производить сложные вычисления, связанные с определением толщины среза на отдельных малых отрезках переходного участка.

Следует заметить, что вышесказанное относилось к идеальному случаю, когда заготовки не имеют отклонений по размеру. Однако наличие отклонений размеров припуска на реальных деталях вносит свои погрешности.

Для обеспечения условия $s_m \rightarrow \max$ при контурной обработке наиболее целесообразно применить адаптивное управление процессом фрезерования, при котором путем установления обратной

связи обеспечивается достижение принятого критерия оптимальности.

Минутная подача является функцией двух параметров s_z и v . Скорость резания определяет стойкость и не может быть параметром, регулируемым в широком диапазоне. Регулировать же s_z нужно таким образом, чтобы обеспечить условие $s_z < s_{z\text{пред}}$ по хрупкой прочности.

Для чистового фрезерования условие $s_M \rightarrow \max$ усложняется дополнительным ограничением по величине допустимого упругого отжатия, появляется новый контролируемый параметр — вектор силы резания.

Ниже описывается разработанная в ГПИ совместно с Тбилиским научно-исследовательским институтом приборостроения и средств автоматизации и внедренная на ряде заводов программная адаптивная система предельного регулирования подачи по мощности резания для фрезерных станков с ЧПУ [8, 88].

Для черновой обработки в качестве управляющего параметра принято значение подачи на зуб фрезы, возмущающим действием является переменная глубина фрезерования, конструктивные параметры — диаметр фрезы и ширина фрезерования. На основе анализа существующих измерительных средств и задач, решаемых данной системой управления, в качестве регулируемого параметра принята эффективная мощность фрезерования, представляющая измеряемую величину.

Система управления, поддерживающая на предельном уровне какой-либо параметр, например эффективную мощность и, как следствие, почти постоянное сечение среза, относится к так называемым системам предельного, или граничного, регулирования, или к системам стабилизации (АСС).

На рис. 254 показана блок-схема системы граничного регулирования, работающая по принципу поддержания эффективной мощности фрезерования на предельном уровне путем изменения минутной подачи. В блоке задания мощности хранится значение поддерживаемой мощности (уставка), значение которой в процессе обработки сравнивается с аналоговым сигналом, пропорциональным эффективной мощности резания и поступающим в блок сравнения с датчика мощности. Из блока сравнения сигнал рассогласования через интегростатический регулятор подач поступает в управляемый генератор импульсов, где формируется необходимая частота сигнала рассогласования. Частота импульсов пропорциональна значению подачи.

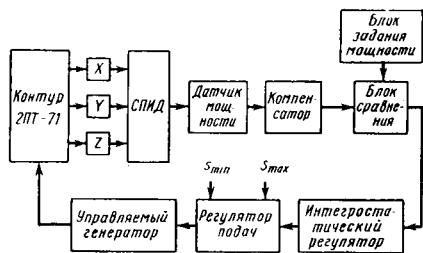


Рис. 254. Блок-схема системы граничного регулирования

Методика назначения уставок и режимов обработки при использовании систем типа АСС заключается в следующем. На конкретной детали обозначаются участки контура, для каждого из которых устанавливается зависимость между элементами режима обработки и эффективной мощностью для данного обрабатываемого материала. Эта зависимость имеет известную структурную формулу:

$$N = c_N t^{x_N} s^{y_N} B^M N_z z^N D_{\text{фр}}^{F_{N_0} P_N}. \quad (150)$$

Значения коэффициента c_N и показателей степени зависят от физико-механических характеристик обрабатываемого материала, схемы фрезерования, наличия СОЖ и др.

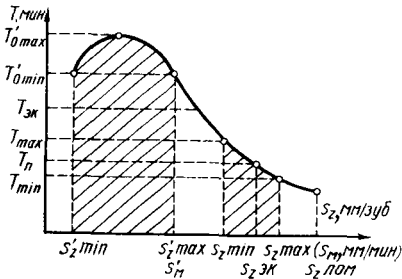


Рис. 255. Кривая зависимости стойкости от подачи на зуб фрезы

На участках контура выбираются прямолинейные отрезки, где колебания случайных факторов имеют наименьшую вероятность. На этих отрезках контура детали определяется максимально вероятная глубина резания и устанавливается предельная, так называемая ломающая подача на зуб. Эта подача для фрезы данной конструкции определяется экспериментально или выби-

рается по таблице и корректируется с помощью поправочных коэффициентов по прочности, жесткости и стойкости режущего инструмента. Что же касается поправочного коэффициента по сложности конфигурации детали, то он существенно снижает значение выбранной подачи и соответственно производительности.

По нормативам находят соответствующие ломающей подаче скорость резания и число оборотов шпинделя. По зависимости (150) рассчитывается мощность резания на данном отрезке. Таким образом назначаются режимы производительной обработки отрезка контура детали. Этим режимам и соответствует уставочное значение мощности резания N адаптивной системы, которое кодируется и вводится в программу обработки. При перегрузках на этом участке вследствие изменения случайных и неслучайных факторов (глубины резания, твердости, увеличения угла контакта на сопряжениях участках и др.), адаптивная система будет регулировать скорость подачи таким образом, что мощность резания, а следовательно, в определенной степени силы резания и точность обработки будут примерно одинаковыми по всему контуру. При этом из-за отсутствия перегрузок инструмент будет гарантирован от поломок.

Анализ ожидаемых результатов по производительности обработки и стойкости режущего инструмента при назначении режимов

резания по вышеизложенной методике с применением адаптивной системы можно провести по кривой зависимости стойкость — подача.

На рис. 255 представлена характерная немонотонная зависимость $T = f(s)$, где различают значения стойкости (соответственно и режимы) — максимальной производительности (T_{II}), максимальной площади обработанной поверхности (T_{θ}) и экономической стойкости ($T_{\text{э.к}}$). Если обрабатываемая деталь несложная и на контуре этой детали преобладают прямолинейные отрезки, то

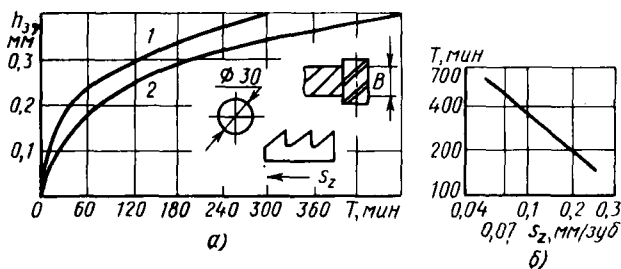


Рис. 256. Экспериментальные зависимости износ—время (а) и стойкость—подача на зуб фрезы (б):

1 — без САУ, $s_2 = 0,1$ мм/зуб; 2 — с САУ, $s_{2 \text{ оп}} = 0,1$ мм/зуб

резание будет осуществляться с максимальной производительностью. Известно, что при обработке на станках с ЧПУ экономические режимы близки к режимам максимальной производительности в связи с высокой стоимостью как самих станков, так и их эксплуатации. В условиях адаптивного управления при преобладании на контуре детали прямолинейных отрезков он будет обрабатываться приблизительно экономическими режимами резания. В случае преобладания на детали сложных криволинейных участков режимы резания будут ниже экономических [88].

Экономическая эффективность применения адаптивного управления фрезерными станками с ЧПУ по мощности резания обусловлена: 1) повышением срока службы инструмента; 2) возможностью достижения более высокой точности обработки и исключения или сокращения трудоемкости последующих операций (получистовых и доводочных); 3) значительным упрощением и сокращением трудоемкости программирования.

Эти предположения были проверены специальными экспериментами. На рис. 256 представлена экспериментальная зависимость износ — время при фрезеровании цилиндрической частью концевой фрезы контура, имитирующего значительные колебания припуска. Как видно из рис. 256, стойкость инструмента после применения адаптивной системы повысилась в 1,4—2 раза при

существенном улучшении точности обработки. Выяснилось, что в определенных условиях обработки существует зависимость

$$T_{0,2} = \frac{c_1}{s_z^x} = \frac{72,6}{s_z^{0,8195}}.$$

Следовательно, при одинаковой стойкости фрезы с помощью адаптивной системы можно регулировать подачу в диапазоне от 0,08 до 0,2 мм/зуб, что дает повышение производительности обработки в среднем на 60 %.

В производственных условиях при обработке конкретных деталей применение адаптивной системы управления позволило повысить производительность обработки примерно на 50—80 % и более, а стойкость инструмента до 100 %. Кроме того, повышается точность обработки, и в ряде случаев возможно исключить получистовую операцию. Трудоемкость программирования для типовых деталей сокращается почти на 1/3. Описанная система внедрена на многих предприятиях.

Использование несложной и надежной программной адаптивной системы граничного регулирования с применением разработанной методики оптимизации режимов резания на фрезерных станках с ЧПУ эффективно почти во всех случаях обработки деталей сложной конфигурации.

При резании материалов режущая часть инструмента может претерпевать хрупкое и пластическое разрушение. Когда действующие на инструмент напряжения превосходят в опасных точках предел прочности на растяжение или сжатие, имеет место хрупкое разрушение: режущая часть скалывается либо выкрашивается. Когда напряжения, действующие в режущей части инструмента, превосходят предел текучести, происходит пластическое течение и разрушение инструмента. Этому виду разрушения в определенных условиях подвергаются инструментальные стали, быстрорежущие стали и твердые сплавы при обработке сталей, жаропрочных сплавов, титановых сплавов и ряда других материалов. Пределы прочности и выносливости инструментальных материалов определяют предельно допускаемые толщины среза и подачи для заданного обрабатываемого материала.

С помощью температурных зависимостей твердости инструментального материала, значений условного напряжения сдвига по поверхности сдвига в зоне стружкообразования и сдвигающих напряжений в контактных слоях можно определить температуру начала пластического разрушения режущего инструмента. По этой предельной температуре резания для заданной пары могут устанавливаться максимально допустимые режимы резания (скорость резания и толщина среза).

При низких скоростях резания, когда температура в контактных слоях инструмента сравнительно мала, износ определяется, главным образом, адгезионно-усталостными и абразивными явлениями. Интенсивность адгезионно-усталостного износа обусловлена отношением контактных прочностей инструментального и обрабатываемого материалов и интенсивностью самой адгезии. Решающее влияние на интенсивность износа оказывают переходные процессы, условия входа и выхода инструмента из контакта. В условиях прерывистого резания сталей и других тугоплавких материалов в момент выхода инструмента из контакта возрастают главные растягивающие напряжения в опасных точках и происходит периодическое выкрашивание частиц режущей кромки инструментального материала. В этих условиях интенсивность износа возрастает на 2—3 порядка по сравнению с непрерывным резанием (точение, растачивание).

Инструменты из быстрорежущих сталей, работающие при относительно низких скоростях резания (резцы, протяжки, сверла, зенкера, развертки, фрезы и др.), в основном подвергаются адгезионно-усталостному и абразивному износу. При обработке железоуглеродистых, титановых и никелевых сплавов на высоких скоростях резания, когда температура контакта превышает 1070—1170 К, износ спеченных твердых сплавов определяется взаимным диффузионным растворением инструментального и обрабатываемого материалов. Повышенная интенсивность диффузионного износа при высоких скоростях резания обусловлена непрерывным обновлением обрабатываемого материала в зоне контакта с инструментом, высоким градиентом концентрации диффундирующего элемента, а также пластической деформацией и переносом вещества. Знание механизма износа в различных условиях обработки позволяет управлять процессом, переводить один вид износа в другой и снижать интенсивность износа.

Увеличение предела прочности и предела выносливости, повышение температуропроводности, уменьшение коэффициента линейного расширения, модуля Юнга и коэффициента Пуассона расширяют технологические возможности инструментального материала, повышают надежность работы режущего инструмента, особенно в условиях прерывистого резания.

Выбор материала инструмента при заданном обрабатываемом материале необходимо производить с учетом физико-механических свойств обрабатываемого материала и возможного взаимодействия между инструментом и обрабатываемым материалом в процессе резания. Необходимые хрупкий и пластический пределы прочности инструментального материала определяются в основном по температурной зависимости условного напряжения сдвига обрабатываемого материала.

Склонность инструментального материала к адгезии с обрабатываемым материалом и его температуропроводность определяют интенсивность разогрева инструмента в процессе резания. Уменьшение взаимной адгезии понижает интенсивность адгезионно-усталостного износа.

Наряду с карбидами в качестве твердых составляющих инструментального сплава могут быть использованы силициды, бориды, нитриды и окислы металлов. Для инструментальных материалов, предназначенных для обработки сталей, эффективно вводить в сплав карбид и нитрид титана, так как наряду с высокой твердостью эти материалы более инертны к диффузионному растворению по отношению к стали. В смысле диффузионной стойкости при обработке сталей наиболее целесообразно применение минералокерамических материалов на основе корунда и нитрида кремния, так как они не входят во взаимодействие со сталью до температуры ее плавления. С точки зрения достижения минимальной адгезии при обработке стали целесообразно применять инструмен-

тальный материал на основе бориды титана, алюминия, а также нитрида силиция.

Для обработки титана и его сплавов целесообразно применять сплавы на основе твердых составляющих, инертных по отношению к титану; твердые сплавы на основе карбида вольфрама более эффективны по сравнению с карбидами и нитридами титана и окисью алюминия.

Для каждой группы обрабатываемых материалов необходимо создавать инструментальный материал, расширяя существующую номенклатуру этих материалов, что позволит подбирать сплавы по характеру выполняемой работы и применять более высокие режимы обработки.

Результаты настоящего исследования иллюстрируют возможность ближе и глубже подойти к решению вопросов обрабатываемости по стойкости инструмента, методике составления нормативов по режимам резания и другим практическим вопросам.

Настоящие исследования показывают, что имеется много резервов для создания безвольфрамовых и безкобальтовых инструментальных материалов для высокопроизводительной обработки сталей, чугунов и жаропрочных сплавов. Особо перспективным и экономичным следует считать разработку конструкций и освоение технологии массового производства инструментов из композиционных материалов, придавая при этом износостойкость тонким поверхностным слоям и используя в виде подложки более дешевый и недефицитный материал.

Выбор оптимальной марки инструментального материала, схемы и режимов обработки, применение адаптированного управления процессом резания на станках с ЧПУ, резание с подогревом срезаемого слоя — все это способствует повышению производительности и экономичности обработки материалов резанием.

Согласно прогнозу развития технологии машиностроительного производства процесс обработки деталей резанием сохранит ведущее технико-экономическое значение на ближайшие 20—30 лет. Найдут широкое применение комбинированные процессы в виде сочетания процесса резания с физико-химическими способами размерной обработки. Предвидится применение новых режущих инструментальных материалов, позволяющих повысить скорость резания примерно до 30 м/с при обработке сталей, а также создание точных методов определения основных параметров размерной обработки, повышение стойкости инструмента, точности обработки, качества обработанной поверхности и производительности.

- 1 Абуладзе Н. Г. Влияние среды на адгезию при резании металлов. — Труды Грузинского политехнического института, 1958, № 3, с. 3—17.
- 2 Абуладзе Н. Г. О напряжении сдвига и связи между углами сдвига и трения при образовании сливной стружки. — В кн.: Обрабатываемость жаропрочных и титановых сплавов. Куйбышев: Куйбышевское областное книжное издательство, 1962, с. 306—317.
- 3 Абуладзе Н. Г. Определение длины контакта сливной стружки с передней поверхностью инструмента. — Труды Грузинского политехнического института, 1969, № 3, с. 131—137.
- 4 Аваков А. А. Физические основы теории стойкости режущих инструментов. М.: Машгиз, 1960. 308 с.
- 5 Адгезионное взаимодействие образцов алмаза с металлами. — Доклады АН СССР/А. П. Семенов, В. В. Поздняков, В. А. Лапшина, М. М. Иоффе, т. 181, № 5, 1968, с. 1107—1110.
- 6 Андреев Г. С. Повышение производительности обработки деталей в условиях периодического прерывистого резания. — Вестник машиностроения, 1978, № 12, с. 48—52.
- 7 Армарего И. Дж. А., Браун Р. Х. Обработка металлов резанием. Пер. с англ. М.: Машиностроение, 1977. 329 с.
- 8 Асатиани М. Д., Таварткиладзе З. С., Церетели Р. И. Возможности оптимизации режимов резания на фрезерных станках с числовым программным управлением. — Сообщения Академии наук Грузинской ССР, 1978, т. 91, № 3, с. 669—672.
- 9 Белоносов С. М. Основные плоские статические задачи теории упругости для односвязных и двусвязных областей. Новосибирск: СО АН СССР, 1962. 231 с.
- 10 Бетанели А. И. Прочность и надежность режущего инструмента. Тбилиси: Сабчота Сакартвело, 1973. 302 с.
- 11 Бетанели А. И., Вадачкория М. П. Вероятностная оценка хрупкой прочности режущего инструмента. — В кн.: Автоматизация процессов точной отделочной обработки и транспортно-складских операций в машиностроении. М.: Наука, 1979, с. 135—141.
- 12 Бобров В. Ф. Основы теории резания металлов. М.: Машиностроение, 1975. 344 с.
- 13 Бобров В. Ф., Еремина А. М. К вопросу о физической природе слоя, расположенного под контактной поверхностью стружки. — Вестник машиностроения, 1980, № 2, с. 25—27.
- 14 Бокучава Г. В., Читидзе З. Д., Мгалоблишвили Б. Л. Исследование износостойкости эльбора-Р, карбонадо и природного алмаза при обработке древесностружечных плит. — Алмазы и сверхтвердые материалы, 1975, № 2, с. 14—16.
- 15 Борисов Б. Я., Кульбака Ю. С. Фрезерование нагретых труднообрабатываемых сплавов. — В кн.: Фрезы (Сборник докладов Всесоюзного совещания по фрезам). М.: ВНИИ, 1968, с. 366—370.
- 16 Боуден Ф. П., Тейбор Д. Трение и смазка твердых тел, М.: Машиностроение, 1968. 542 с.

17. Бриджмен П. Исследование больших пластических деформаций и разрыва. М.: ИЛ, 1955. 394 с.
18. Бугаков В. З. Диффузия в металлах и сплавах. М.: Гостехиздат, 1949. 212 с.
19. Бэррер Р. М. Диффузия в твердых телах. М: ИЛ, 1948, 504 с.
20. Вадачгория М. П. К расчету напряжений в плоском упругом клине. — Труды Грузинского политехнического института, 1973, № 7, с. 147—151.
21. Васильев Д. Т. Силы на режущих поверхностях инструмента. — Станки и инструмент, 1954, № 4, с. 1—5.
22. Васильев С. В. ЭДС и температура резания. — Станки и инструмент, 1980, № 10, с. 20—22.
23. Волков С. Д. Статистическая теория прочности. Свердловск: Машгиз, 1960. 176 с.
24. Гегузин Я. Е., Крагельский И. В., Парицкая Л. Н. О взаимном схватывании при высоких температурах под давлением. — В кн.: О природе схватывания, М.: Наука, 1968, с. 5—8.
25. Гордон М. Б. Влияние смазочно-охлаждающей жидкости на процесс трения и износ инструмента. — Станки и инструмент, 1966, № 8, с. 14—16.
26. Гордон М. Б. Трение, смазка и износ инструмента при резании металлов. Чебоксары: Чувашский университет, 1978. 126 с.
27. Грановский Г. И. О стойкости инструмента как исходном параметре для расчета режимов резания. — Вестник машиностроения, 1965, № 8, с. 59—64.
28. Грановский Г. И., Шмаков Н. А. О природе износа резцов из быстрорежущих сталей дисперсионного твердения. — Вестник машиностроения, 1971, № 11, с. 65—70.
29. Грузин П. Л. О диффузии кобальта, хрома и вольфрама в железе и стали. — В кн.: Проблемы металловедения и физики металлов. М.: Металлургиздат, 1955, с. 475—485.
30. Грузин П. Л., Костоногов, В. Г., Платонов П. А. О применении искусственно-радиоактивного изотопа C^{14} для изучения диффузии углерода в стали. — В кн.: Проблемы металловедения и физики металлов. М.: Металлургиздат, 1955, с. 517—523.
31. Гуревич Д. М. Механизм изнашивания титановольфрамового твердого сплава. — Вестник машиностроения, 1980, № 11, с. 41—43.
32. Дерягин Б. В., Кротова Н. А., Смилга В. П. Адгезия твердых тел. М.: Наука, 1973. 279 с.
33. Зорев Н. Н. Вопросы механики процесса резания металлов. М.: Машгиз, 1956. 367 с.
34. Зорев Н. Н. Влияние природы износа режущего инструмента на зависимость его стойкости от скорости резания. — Вестник машиностроения, 1965, № 2, с. 68—76.
35. Зорев Н. Н., Вирко Н. П. Стойкость и производительность торцевых фрез при смещении заготовки относительно фрезы. — Труды ЦНИИТМАШ. Кн. 82 М.: 1957, с. 57—81.
36. Зорев Н. Н., Фетисова З. М. Обработка резанием тугоплавких сплавов. М.: Машиностроение, 1966. 227 с.
37. Исследование механизма диффузионного износа передней поверхности инструмента /В. М. Волчков, А. А. Козлов, А. И. Курченко, Н. В. Талантов. — В кн.: Технология и автоматизация машиностроения., Вып. VII. Волгоград: Волгоградский политехнический институт, 1977, с. 28—33.
38. Исследование смазочного действия внешней среды/И. А. Борисов, Ю. М. Ватагин, М. Б. Гордон, М. И. Клушин и др. — В кн.: Вопросы теории действия смазочно-охлаждающих технологических средств в процессах обработки металлов резанием. Сб. 3. Горький: Горьковский политехнический институт, 1975, с. 13—35.
39. Исследование температурных зависимостей адгезионного взаимодействия алмаза, кубического нитрида бора и металлокерамических твердых сплавов с железом, титаном и нержавеющей сталью/Т. Н. Лоладзе Г. В. Бокучава, А. М. Сирадзе, Г. Е. Давыдова — Труды Грузинского политехнического института (Машиностроение), № 7, 1973, с. 109—114.

40. **Қасрадзе Д. Х.** Температура при сверхскоростном резании металлов. — Известия вузов. Машиностроение, 1977, № 1, с. 185—189.
41. **Кацев П. Г.** Статистические методы исследования режущего инструмента. М.: Машиностроение, 1974. 240 с.
42. **Киффер Р., Бенезовский Ф.** Твердые сплавы. М.: Металлургия, 1971. 390 с.
43. **Клушин М. И.** Резание металлов. М., Машгиз, 1958. 543 с.
44. **Костецкий Б. И.** Трение, смазка и износ в машинах. Киев: Техника, 1970. 395 с.
45. **Кочиашвили О. В., Миканадзе А. И., Джалабадзе Н. В.** Эффективность влияния гидростатического прессования порошков твердых сплавов типа ВК, ТК и КНТ на их прочность. — Труды Грузинского политехнического института (Машиностроение), 1977, № 4, с. 124—125.
46. **Креймер Г. С.** Прочность твердых сплавов. М.: Металлургия, 1971. 248 с.
47. **Кривоухов В. А., Чубаров А. Д.** Обработка резанием титановых сплавов. М.: Машиностроение, 1970. 180 с.
48. **Лоладзе Т. Н.** Износ режущего инструмента. М.: Машгиз, 1958. 354 с.
49. **Лоладзе Т. Н., Бетанели А. И., Чандрашекеран Х.** Исследование распределения напряжений в режущей части инструмента. — Труды Грузинского политехнического института, 1967, № 1, с. 167—183.
50. **Лоладзе Т. Н., Бокучава Г. В.** Износ алмазов и алмазных кругов. М.: Машиностроение, 1967. 113 с.
51. **Лоладзе Т. Н., Ткемаладзе Г. Н., Тотчиев Ф. Г.** Исследование напряжений в режущей части инструмента при переходных процессах методом фотоупругости. — Сообщения АН ГССР, 1975, 77, № 3, с. 657—660.
52. **Лоладзе Т. Н.** Совершенствование процессов размерной обработки путем повышения качества режущего инструмента. — В кн.: Автоматизация процессов точной отделочной обработки и транспортно-складских операций в машиностроении. М.: Наука, 1979, с. 25—31.
53. **Лыков А. В.** Теория теплопроводности. М.: Высшая школа, 1967. 599 с.
54. **Макаров А. Д.** Износ и стойкость режущих инструментов. М.: Машиностроение, 1966. 264 с.
55. **Макаров А. Д.** Оптимизация процессов резания. М.: Машиностроение, 1967. 278 с.
56. **Мгалоблишвили О. Б., Хомасуридзе В. Ш.** К вопросу повышения точности измерения сил и температур в условиях прерывистого термофрезерования. — Труды Грузинского политехнического института (Машиностроение), 1972, № 4, с. 123—127.
57. **Обработка** резанием труднообрабатываемых материалов с нагревом/А. Н. Стрешков, Ш. А. Теслер, С. Н. Шабашов, Д. С. Эллисон, М.: Машиностроение, 1977. 140 с.
58. **О** процессе износа твердосплавного инструмента/Н. Н. Зорев, Д. И. Клауч, В. А. Батырев и др. — Вестник машиностроения, 1971, № 11, с. 70—73.
59. **Основы алмазного шлифования**/М. Ф. Семко, А. И. Грабченко, А. Ф. Раб и др. Киев: Техника, 1978. 192 с.
60. **Остафьев В. А.** Расчет динамической прочности режущего инструмента. М.: Машиностроение, 1979. 168 с.
61. **Писаренко Г. С., Лебедев А. А.** Деформирование и прочность материалов при сложном напряженном состоянии. Киев: Наукова думка, 1976. 415 с.
62. **Подураев В. Н.** Резание труднообрабатываемых материалов. М.: Высшая школа, 1974. 587 с.
63. **Полетика М. Ф.** Контактные нагрузки на режущих поверхностях инструмента. М.: Машиностроение, 1969. 150 с.
64. **Полетика М. Ф.** Теория резания металлов. Томск: Томский политехнический институт, 1980. 94 с.
65. **Развитие науки о резании металлов**/В. Ф. Бобров, Г. И. Грановский, Н. Н. Зорин и др. М.: Машиностроение, 1967. 416 с.

66. Размадзе Г. И. Методика определения температуры резания при прерывистом резании, — Изв. вузов. Сер. Машиностроение, 1959, № 2, с. 128—135.
67. Резников А. Н. Теплофизика резания. М.: Машиностроение, 1969. 288 с.
68. Родин П. Р. Основы формообразования поверхностей резанием. Киев: Вища школа, 1977. 192 с.
69. Родин П. Р. Металлорежущие инструменты. Киев: Вища школа, 1979. 431 с.
70. Семенов А. П. Схватывание металлов. М.: Машгиз, 1958. 280 с.
71. Семенов А. П. Трение и адгезионное взаимодействие тугоплавких материалов при высоких температурах. М.: Наука, 1972. 156 с.
72. Силин С. С. Метод подобия при резании металлов. М.: Машиностроение, 1979. 152 с.
73. Таварткиладзе З. С. Влияние среды на характер износа и стойкость быстрорежущего инструмента. — Труды Грузинского политехнического института, 1967, № 1, с. 185—197.
74. Талантов Н. В., Дудкин М. Е. Исследование диффузионных процессов при обработке сталей твердосплавным инструментом. — В кн.: Технология машиностроения и автоматизация производственных процессов. Волгоград: Волгоградский политехнический институт, 1978, с. 79—91.
75. Талантов Н. В., Черемушников Н. П. Закономерности пластического деформирования при обработке упрочняемых материалов со скоростями резания выше зоны наростообразования. — В кн.: Технология машиностроения и автоматизация производственных процессов. Труды Волгоградского политехнического института. 1978, с. 3—29.
76. Технологические свойства новых СОЖ для обработки резанием. Под ред. М. И. Клушина. М.: Машиностроение, 1979. 192 с.
77. Тимошенко С. П. Сопrotивление материалов. Т. 1. М.: Наука, 1965. 363 с.
78. Томленов А. Д. Теория пластического деформирования металлов. М.: Металлургия, 1972. 408 с.
79. Третьяков В. И. Основы металловедения и технологии производства спеченных твердых сплавов. М.: Металлургия, 1976. 528 с.
80. Трение и износ в вакууме/И. В. Крагельский, И. М. Любарский, А. А. Гусляков и др. М.: Машиностроение, 1973. 215 с.
81. Хаег Г. Л. Прочность режущего инструмента. М.: Машиностроение, 1975. 168 с.
82. Церетели Р. И. Температура фрезерования предварительно нагретого легированного чугуна. — Труды Грузинского политехнического института, 1968, № 5, с. 196—197.
83. Цоцхадзе В. В. Производительная обработка предварительно нагретых жаропрочных сплавов. — В кн.: Высокопроизводительное резание в машиностроении. М.: Изд-во АН СССР, 1966, с. 71—75.
84. Цоцхадзе В. В. Оптимизация условий резания труднообрабатываемых материалов интенсификацией отвода тепла с контактных поверхностей режущего инструмента. — Известия вузов. Машиностроение, 1971, № 5, с. 61—69.
85. Эверхарт Д. Л. Титан и его сплавы. М.: Металлургиядат, 1956. 140 с.
86. Archibald F. R. Analysis of the Stresses in a Cutting Edge. «Trans. of the ASME», 1956, vol. 78, N 6, pp. 1149—1154.
87. Bhattacharyya A., Nam I. Analysis of Tool Wear. Part 1: Theoretical Models of Flank Wear. — «Trans. of the ASME», 1969, August, pp. 790—798.
88. Ein ACC-System für Scharfpräsen/Zereteli R. I., Tavartkiladse S. S., Asatiani M. D., Jacobs N. J. — Technische Universität Dresden, Infotmationen, N 14—4—78, 10 S.
89. Ikawa N., Tanaka T. Thermal Aspects f of Wear of Diamond Grain in Grinding.—Annals of the CIRP, 1971, vol. 19/1, pp. 153—157.
90. Kahles J. F., Field M., Harvey S. M. High Speed Machining Possibilities and Needs — Annals of the CIRP, 1978, vol. 27/21, pp. 551—560.
91. Loladze T. N. Requirements of Tool Material. — In: Proc. of the 8th International M. T. D. R. Conferency. Manchester, 1967, pp. 821—843.

92. **Loladze T. N.** Nature of Brittle Failure of Cutting Tool. — Annals of the CIRP, 1975, vol. 24/1, pp. 13—16.
93. **Loladze T. N.** Tribology of Metal Cutting and Creation of New Tool Materials. — Annals of the CIRP, 1976, vol. 25/1 pp. 83—88.
94. **Loladze T. N.** The Scientific Background of Cutting Tool Materials Selection. — Annals of the CIRP, 1978, vol. 27/1, pp. 535—539.
95. **Loladze T. N., Bocuchava G. V., Davidova G. E.** Temperature Dependencies of the Microhardness of Common Abrasive Materials in the Range of 20 to 1300 C. — In The Science of Hardness Testing and its Research Applications, Amer. Society for Metals, Ohio, 1973, pp. 251—257.
96. **Loladze T. N., Bocuchava G. V., Davidova G. E.** Interaction Between Abrasives and the Work-Piece in Machining Materials «The Science of Hardness Testing and its Research Application». Amer. Society for Metals, Ohio, 1973, pp. 495—502.
97. **Loladze T. N., Bokuchava G. V., Siradze A. M.,** The Problems of grinding Process Tribology and the Abrasive Tools Improvement. — In: Proc. of the Intern. Conf. on Prod. Eng.. Tokio, 1974, pp. 713—720.
98. **Loladze T. N., Tkemaladze G. N., Totchiev E. G.** Tool Requirements for Interrupted Cutting. — In: Proc. of the 17th International M. T. D. R. Conference. Birminham, 1976, pp. 149—154.
99. **Loladze T. N., Totchiev F. G., Tkemaladze G. N.** Some Features of Brittle Failure of Cutting Tools During Interrupted Cutting. — In: Proc. of the International M. T. D. R. Conference. Swancea, 1980, pp. 297—303.
100. **Mathew P., Oxley P. L. B.** Predicting the Cutting Conditions at which Built — Up Edge Disappears when Machining Plain Carbon Steels. — Annals of the CIRP. Manufacturing Technology, 1980, vol. 29/1, pp. 4—6.
101. **Pekelharing A. J.** The Exit Failure in Interrupted Cutting. — Annals of the CIRP. Manufacturing Technology, 1978, vol. 27/1, pp. 5—10.
102. **Principles of Tribology.** Edited by J. Halling, Professor of Engineering Tribology University of Salford. London and Basingstoke, The MacMillan Press LTD., 1975. 401 p.
103. **Smart E. F., Trent E. M.** Temperature Distribution in Tools Used for Cutting Iron, Titanium and Nickel. Int. J. Prod. Res., 1975, vol. 13, N 3, pp. 265—290.
104. **Trent E. M.** Metal Cutting. Butterworths & Ltd. London—Boston, 1977, p. 203.
105. **Tsotskhadze V. V.** Cutting Tool Interface Temperature while Machining pre—heated Jobs. Fourth All India Machine Tool Design and Research Conference, Indian Institute of Technology, Madras, 1970, pp. 99—103.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение	3
Глава I. Контактные явления при резании	7
Некоторые особенности стружкообразования	7
Определение напряжений сдвига в срезаемом слое	14
Нагружающие напряжения, действующие на контактных поверхностях режущего инструмента	21
Тепловые явления при резании материалов	32
Характер контакта режущего инструмента с обрабаты- ваемым материалом	53
Структурные превращения в контактных слоях обрабаты- ваемого и инструментального материалов	62
Глава II. Прочность режущей части инструмента	69
Хрупкое разрушение режущей части инструмента	69
Предпосылки к расчету хрупкой прочности режущей части инструмента	83
Пластическое разрушение режущей части инструмента	94
К расчету пластической прочности режущей части инстру- мента	109
Оценка прочности инструментального материала	120
Глава III. Адгезионно-усталостный и абразивный износ режущего инструмента	123
Морфология и критерий износа режущего инструмента	123
Адгезия на контактных поверхностях	127
Адгезионный износ	138
Теория адгезионно-усталостного износа	150
Абразивный и абразивно-химический износ	156
Глава IV. Диффузионный износ режущего инструмента	159
Некоторые положения теории диффузии	160
Эксперименты по обнаружению диффузионного износа ре- жущего инструмента из твердых сплавов	168
Структура диффузионных слоев	181
Механизм износа твердосплавного инструмента на боль- ших скоростях резания	189
Структурные превращения в поверхностных слоях твердо- сплавного инструмента	193
Схема диффузионного износа твердосплавного режущего инструмента	195
О диффузионном износе инструмента из алмаза и кубиче- ского нитрида бора	201
	319

Глава	V. Вопросы теории диффузионного износа режущего инструмента	206
	Основные положения диффузионного износа режущего инструмента	206
	Зависимости диффузионной стойкости инструмента по передней поверхности	210
	Зависимости диффузионной стойкости инструмента по задней поверхности	221
	Расчет стойкости режущего инструмента при диффузионном износе	224
	Диффузионный износ алмазного резца	231
	Физико-механические характеристики качества инструментальных материалов	234
Глава	VI. Развитие инструментальных материалов и области их применения	238
	Инструментальные и быстрорежущие стали	238
	Спеченные твердые сплавы	240
	Минералокерамический инструментальный материал	245
	Алмаз и кубический нитрид бора	248
	О совершенствовании инструментальных материалов	253
	Низкотемпературный прецизионный способ шлифования инструментальных материалов	259
	О выборе марки инструментального материала	262
Глава	VII. Стойкость режущего инструмента	268
	Стойкостные зависимости	268
	Зависимость стойкости от различных параметров	278
	Ускоренный метод определения поля режимов резания	282
Глава	VIII. Резание материалов с подогревом срезаемого слоя	287
	Рациональная температура резания и температура предварительного подогрева	288
	Регулирование контактной температуры резания	290
	Способы подогрева	294
Глава	IX. Новые высокопроизводительные способы обработки материалов резанием	296
	Обработка плоских поверхностей широкими срезами и строгальными станки	297
	Способ ротационного строгания и ротострогальные станки	297
	Обработка пруткового материала контурным инструментом на протяжных и прошивных станках	301
	Выбор способов фрезерования	303
	Адаптивное управление процессом фрезерования на станках с ЧПУ по эффективной мощности резания	305
	Заключение	311
	Список литературы	314