

УДК. 621.9

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СТАЛЯХ НА РАЗРУШЕНИЕ ТВЕРДОГО СПЛАВА В ПРОЦЕССАХ ТРЕНИЯ И РЕЗАНИЯ

Башков А.А., аспирант, III курс

Научный руководитель: Кабалдин Ю.Г., д.т.н., профессор

Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева

г. Нижний Новгород

Аннотация: показано, что при трении в условиях резания в прирезцовых слоях стружки из углеродистых сталей, достигается предельное энергетическое состояние и они находятся в квазижидком (аморфном) состоянии с последующей быстрой кристаллизацией. Образующиеся в результате быстрой закалки неравновесные структуры, в условиях острой локализации деформации и градиентов температур, следует рассматривать как фазовый переход, с образованием новых диссипативных структур в углеродистых сталях с новыми каналами диссиpации энергии деформации.

Ключевые слова: трение, резание, углеродистые стали, структурные изменения, твердые сплавы, поверхностное разрушение,

При трении и резании широко используются различные марки твердых сплавов [1]. Однако процессы трения и резания сопровождаются их износом и разрушением. Физическая природа как поверхностного, так и хрупкого разрушения твердых сплавов при трении, изучена недостаточно. Поэтому, используя основные положения теорий деформационного и дисперсного упрочнения [2-7], можно изучить механизмы разрушения твердых сплавов. В частности, в работах [3-6] отмечается, что структуру твердых сплавов следует рассматривать как дисперсно-упрочненные материалы, где зерна карбидной фазы погружены в кобальт.

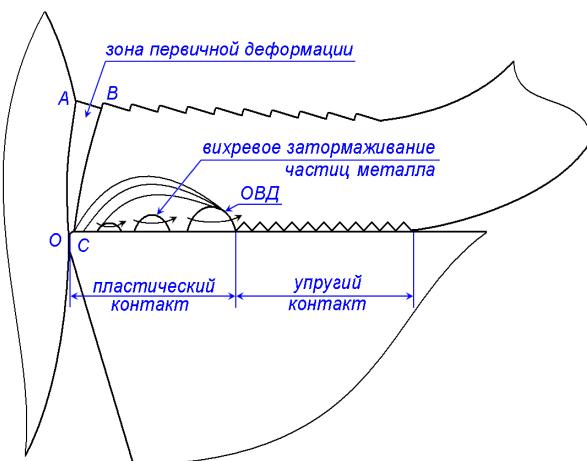


Рисунок 1. Схема, иллюстрирующая процесс трения при резании

На рис. 1 представлена схема, иллюстрирующая процесс трения стружки с передней поверхностью инструмента, сопровождающийся образованием заторможенных частиц (областей высокого давления-ОВД), вблизи режущего лезвия, которые в последствие способствуют образованию нароста (клиновидного твердого тела у режущего лезвия).

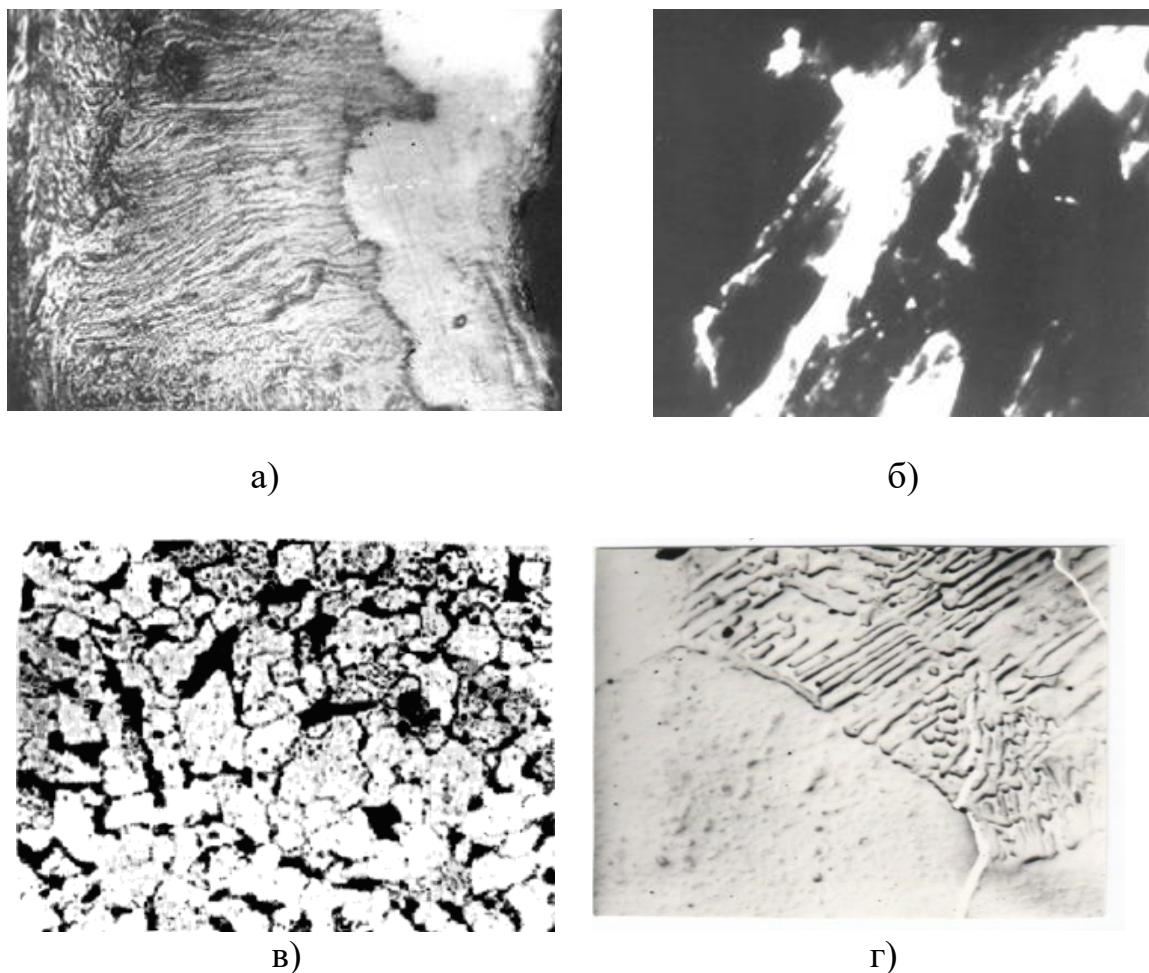


Рисунок 2. Микрофотография структуры стали 10: а) на подошве нароста ($\times 200$) $V = 40$ м/мин; б) дислокационная структура в зоне вторичной деформации ($\times 15000$) $V = 40$ м/мин; в) исходная микроструктура ($\times 300$); г) исходная микроструктура ($\times 300$)

При этом, в условиях трения твердых сплавов с углеродистыми стальюми при резании, следует различать (рис.1) участок пластического C_{pl} и упругого С контактов. Установлено, что формирование ОВД происходит за счет процессов адгезии с поверхностными слоями твердых сплавов, с последующим образованием динамической диссипативной структуры-устойчивого нароста.

На рис.2 а представлена микрофотография подошвы нароста, где видно, что по ее длине, структура деформированных объемов, по сравнению с ис-

ходной структурой (рис.2 в,г), изменяется. В начале подошвы нароста наблюдается структура отпущеного мартенсита–бейнит. Далее видна структура стали, где зерна перлита вытянуты вдоль пластического течения. В конце подошвы нароста, формируется область чистого феррита.

Анализ рис. 2б показывает, что в процессе вторичной деформации, в прирезцовом слое стружки, формируется ячеистая (фрагментированная) дислокационная структура, причем фрагменты дислокационной структуры подвергаются дальнейшему деформированию и вытягиваются по направлению пластического течения. При этом ее структура не выявляется. На рис.2в и 2г приведены исходные структуры стали 20 при различных увеличениях.

Исследования структуры подошв наростов (рис.2а) показывают также, что при низких скоростях резания ($V = V_h$), зона пластического контакта может состоять из трех зон. Кроме того, зона с наибольшей твердостью, находится в начале пластического контакта. Зона разупрочнения (зона с меньшей твердостью) располагаются только в конце подошвы нароста, т.е. там, где температура достигает максимального значения по длине контакта стружки с твердым сплавом [8].

Следовательно, в процессе трения в тонких приконтактных слоях стальной стружки, интенсивно протекает деформация цементитных пластин, их распад и диффузия углерода в направление к режущему лезвию. При этом цементитные пластины поворачиваются, дробятся и вытягиваются в направление сдвиговых напряжений, образуются также области чистого феррита (рис.2а).

Анализ рис.2 позволяет заключить, что в прирезцовых слоях стружки из углеродистых сталей, достигается предельное энергетическое состояние и они находятся в квазижидком состоянии с последующей быстрой кристаллизацией.

Наличие структур закалки углеродистых сталей и их последующего отпуска, свидетельствует. также о том, что температура в локальных объемах на подошве нароста может превышать температуру фазовых превращений сталей, согласно диаграмме железо-углерод [2,3].

Плотность дислокаций (рис.2б) в ферритных зернах достигает критических значений ($\rho = 2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-3}$), формируется ячеистая структура, которая подвергается дальнейшей деформации (рис.2б) и вытягивается вблизи режущего лезвия под воздействием высоких удельных давлений.

Образующиеся в результате быстрой закалки неравновесные структуры (рис.2а) в условиях острой локализации деформации и градиентов температур, следует рассматривать как фазовый переход, с образованием новых диссипативных структур в углеродистых сталях, с новыми каналами диссипации энергии деформации.

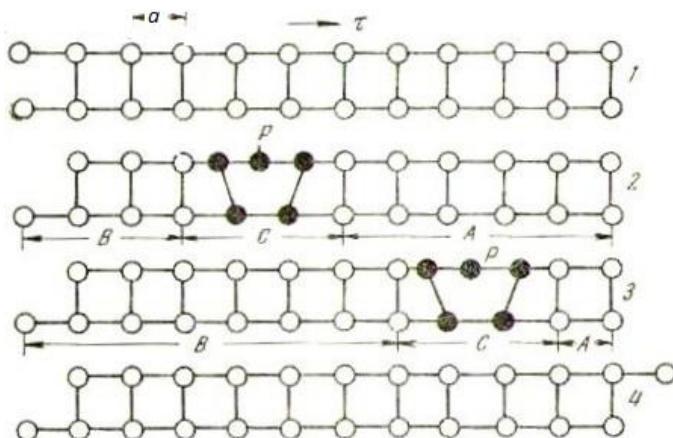


Рисунок 3. Схема развития пластического сдвига: - τ : при касательной нагрузки при трении 1 - исходное состояние; 2 и 3- различные стадии сдвига; 4 - состояние после сдвига; А - участок, не претерпевший скольжения; В - участок на котором сдвиг уже прошел; С - участок максимальных искажений, создаваемый и перемещаемый при последовательном развитии сдвига

Известно [2], что пластическая деформация происходит в том случае, когда к разрыву межатомных связей, приводит возрастание напряжений во всем деформированном объеме до величины, равной теоретической прочности, т.е. порядка 0,1В (В - модуль всестороннего сжатия). Однако в большинстве реальных материалах пластическая деформация имеет место при уровне напряжений более низком, чем теоретическая прочность, вследствие наличия в материалах дислокаций.

На рис.3 приведена упрощенная схема разрыва межатомной связи в кристаллической решетке с учетом приложения сдвиговой (касательной) силы τ с межатомным расстоянием - a в результате движения дислокации с образованием оборванных атомных связей, выполняющих роль активных центров адгезии. Существование дислокаций в кристалле, приводит к появлению областей, где энергия, необходимая для разрыва группы атомных связей, получается за счет восстановления другой группы связей. При скольжении в кристалле, дислокации перемещаются в направлении скольжения и дислокационной линии (на схеме она перпендикулярна плоскости чертежа, ее проекция точка - p); смещение является одинаковым по всему участку плоскости скольжения, где произошел сдвиг, и падает до нуля, при переходе через дислокационную линию.

Нарушение геометрически правильного расположения атомов в кристаллической решетке, вблизи дислокационной линии при сдвиговых напряжениях (рис. 3), определяется размещением в этом месте слоя материала такой толщины, которая равна толщине сдвига. На рис.3 плоскость скольжения, перпендикулярна плоскости схемы.

Когда процесс скольжения завершен (позиция 4, рис.3), то в кристалле произошел единичный сдвиг на одно межатомное расстояние – a , выходящий на свободную поверхность, образуя петлю. Таким образом, *сдвиг в кристаллической решетке завершается образованием оборванной межатомной связи и выходом дислокации на поверхность, т.е. образованию активных центров для адгезии., способ-*

ствующим поверхностному разрушению твердого сплава путем вырыва зерен карбидов.

Поверхностное разрушение — процесс постепенного удаления с твердого сплава частиц, соизмеримых с размером одного или нескольких зерен карбидов. В ходе поверхностного разрушения твердого сплава, первичные очаги вырыва отдельных зерен обусловлены, прежде всего, их раскачкой под действием вихревого движения крупных объемов частиц стали в прирезцовых слоях стружки. Вырыв группы зерен происходит по другому механизму.

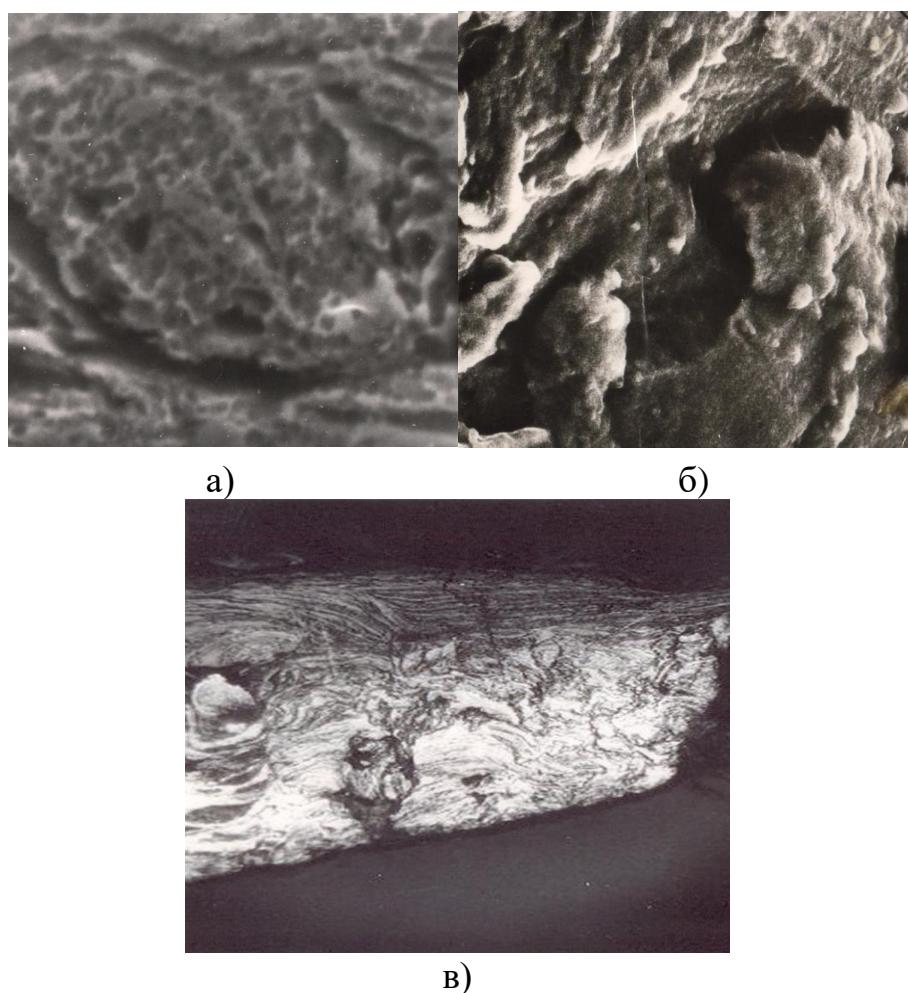


Рисунок 4. Картины вихревого движения частиц ОМ в прирезцовых слоях стружки после резания стали 20 (при увеличении $\times 200$):
а - в толще стружки; б - на прирезцовой поверхности; в - на подошве нароста

Вихревые структуры (рис.4в) возникают как на подошвах нароста, так и на прирезцовой поверхности стружки (рис.1 а,б), что приводит к раскачке и вырыву зерен карбидной фазы (рис. 5).



Рисунок 5. Поверхностное разрушение сплава ВК8 после резания стали 45 ($\times 5000$)

Следует отметить, что на процессы поверхностного разрушения твердых сплавов при трении, большое влияние оказывает как вид обрабатываемого материала, так и марка твердого сплава, ее структура.

В этой связи, особый интерес представляет оценка прочности как зерен карбидной фазы, так и прочности связующей фазы в твердых сплавах, влияющих на их поверхностное разрушение, в частности, вырыв зерен карбидной фазы. Как известно, в твердых сплавах группы ВК [1], в качестве твердой фазы используются карбиды вольфрама (WC), а связующей фазы-кобальт (Co).

Прочность кобальтовой фазы в твердых сплавах, определяли по формуле, связывающей K_{Ic} вязкость разрушения и σ_{pCo} разрушающие напряжения прослойки, с ее толщиной λ [1]:

$$K_{Ic} = \sigma_p \sqrt{3\pi\lambda} \quad (1)$$

Значения K_{Ic} сплавов WC-Co по данным [1] с различным размером зерна и процентным содержанием связующей кобальтовой фазы при $T=293$ К и 1073 К, приведены на рис.6.

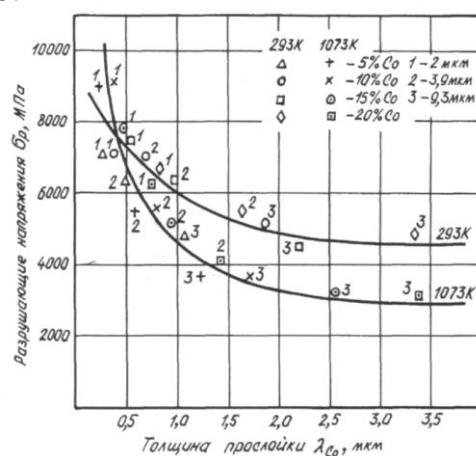


Рисунок 6. Зависимости разрушающих напряжений от толщины прослойки- λ_{Co} ,

Как видно из рис.6, зависимость разрушающих напряжений от λ толщины прослойки, носит гиперболический характер. Наибольшей прочностью кобальтовые прослойки, обладают в мелкозернистых твердых сплавах с низким содержанием кобальта.

С увеличением размера WC зерна карбидной фазы, σ_{PCo} прослоек снижается и их максимальное значение смещается в область низкого содержания кобальта. С увеличением температуры испытаний σ_{PCo} прослоек уменьшается.

Анализ результатов расчета показывает, что значения σ_{PCo} на порядок выше σ_p карбидных фаз. В результате структурной неоднородности, σ_{PCo} в сплавах WC-Co колеблются от - 3000 МПа до 90000 МПа. В отличие от параметра K_{lc} , который увеличивается в сплавах WC-Co по мере возрастания в них процентного содержания кобальта [1], зависимость σ_{PCo} от процентного содержания кобальта носит немонотонный характер.

Повышение прочности кобальтовых прослойек с уменьшением их толщины, дает основания полагать, что очень тонкие кобальтовые прослойки в твердых сплавах, после их спекания, находятся [9] в наноструктурном состоянии.

Разрушающие σ_{PCo} напряжения прослоек, зависят также от размера зерна d_{wc} . В мелкозернистых ($d_{wc}=1\ldots2\text{мкм}$) твердых сплавах они максимальны при $\sim 12\%$ Co, а крупнозернистых ($d_{wc}=4\ldots10\text{мкм}$) максимальны при 8... 10 % Co (рис.6).

На машиностроительных предприятиях РФ в настоящее время используются как твердые сплавы, так и твердые сплавы с покрытием [1,10]. Тугоплавкие соединения TiC и TiN, были первыми видами покрытий [10], которые использовались для осаждения на различные детали с целью повышения поверхностной прочности твердых сплавов.

Оценка E_{3TiN} запасенной энергии упругой деформации и σ_{PTiN} разрушающих напряжений показала, что она находится в пределах $E_{3TiN} = 1,55$ эВ и $\sigma_{PTiN} = 98,2$ Мпа, соответственно. Полученные значения указанных параметров оказываются ниже, чем у карбида титана в твердых сплавах. Это связано с тем, что G модуль сдвига TiC, выше, чем у нитрида титана. В этой связи, возникает необходимость выбора более прочных тугоплавких соединений в качестве покрытий.

Проведенные расчетные и экспериментальные исследования, позволили предложить рекомендации по выбору как твердого сплава, так и состава и структуры наноструктурного покрытия, обладающие высокой сопротивляемостью сдвиговым нагрузкам [13,14].

Список литературы:

1. Твердосплавные инструменты и процессы механообработки. Под ред. Н.В.Новикова, Киев, Институт сверхтврдых материалов им. В.И.Бакуля, 2015 - 368с.
2. Гольштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. М.: Металлургия, 1986 - 312с.
3. Трефилов В.И., В.Ф.Моисеев Дисперсные частицы в тугоплавких материалах. Киев, Наукова думка, 1978 - 240с.
4. Креймер Г.С. Прочность твердых сплавов. М.: Металлургия, 1971, 247с.
5. Чапорова И.Н., Чернавский К.С. Структура твердых сплавов. М.:Металлургия, 1975 - 248с.
6. Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С.А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. Киев, Наукова думка., 1975 - 315с.
7. Макклинток Ф., Аргон А. Деформация и разрушение материалов. М.: Мир, 1970 - 443с.
8. Кабалдин Ю.Г. Структура, прочность и износостойкость композиционных инструментальных материалов. - Владивосток: Дальнаука, 1996. - 183с.
9. Компьютерное моделирование и исследование наноструктур в процессах обработки резанием на основе квантово-механических расчетов: учеб. пособие / Ю.Г. Кабалдин [и др.]; НГТУ им. Р.Е. Алексеева. – Н.Новгород, 2014 - 119с.
10. Верещака А.С., Третьяков Ц.П. Режущий инструмент с износостойким покрытием. М.:Машиностроение. 1986 - с.192.
11. Кабалдин Ю.Г. Структурно-энергетический подход к процессу изнашивания твердых сплавов // Известия Вузов. Машиностроение, 1986, N4, с.127-131.
12. Кабалдин Ю.Г. Структурно-энергетический подход к процессам трения,изнашивания и смазки при резании // Трение и износ. 1989, N5, т.10, с.800-808.
13. Кабалдин Ю.Г., Серый С.В. Оптимизация составов и функциональных свойств наноструктурных покрытий для режущего инструмента методом функционала электронной плотности // Вестник машиностроения, № 5, 2011, с.32-36.
14. Кабалдин Ю.Г., Кретинин О.В., Шатагин Д.А. и др. Выбор состава и структуры износостойких наноструктурных покрытий для твердосплавного режущего инструмента на основе квантово-механического моделирования.М.: Инновационное машиностроение, 2017 - 127с.