

УДК 621.9.02

Ю.Г.Кабалдин¹, А.М. Кузьмишина¹, С.В. Серый²

АТОМНО-ДИСЛОКАЦИОННЫЙ ПОДХОД К ПРОЦЕССУ РЕЗАНИЯ МЕТАЛЛОВ

Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е.Алексеева¹,
Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет²

Изложены результаты исследований процесса резания на основе атомно-дислокационного подхода. Атомная и дислокационные моды деформации взаимосвязаны. При резании атомы обрабатываемого материала в окрестностях режущего лезвия (в зонах локализации деформации) изменяют квантовое состояние. Дислокации вызывают их начальное возбуждение в кристаллической решетке, что обуславливает рост амплитуды колебаний атомов, образование волн смещения и изменение квантового состояния атомов. Это обеспечивает дислокациям преодоление энергетического барьера Пайерсла-Набарро, происходят смещение атомов и деформация кристаллической решетки путем скольжения.

Ключевые слова: резание металлов, атомная и дислокационная моды деформации, аморфизация, структурные и фазовые изменения, адгезия, наростообразование.

Резание – динамический процесс упруго-пластической деформации [1, 2]. В последние годы в описании процессов деформирования металлов широко используется теория синергетики (самоорганизации) [3-6] как междисциплинарное направление. Исследования показывают, что самоорганизация системы резания обусловлена прежде всего эволюцией деформационных процессов в зоне стружкообразования и контактных слоях инструмента. Нелинейность зоны стружкообразования связана с тем, что в ней достигается предельная энергия деформации и ее эволюция уже не зависит от подводимой внешней энергии. Дальнейшее развитие деформационных процессов автономно реализуется на различных структурных уровнях. Следует констатировать, что разработка механизмов пластического деформирования срезаемого слоя и износа инструмента при резании тесно связано и обусловлено прогрессом знаний в смежных науках (физике, химии, теории твердого тела, квантовой механике, материаловедении и т.д.).

Согласно [1, 2], в зоне стружкообразования и зоне вторичной деформации ϵ степень деформации и $\dot{\epsilon}$ скорость деформации могут достигать критических значений. В процессе обработки система резания эволюционирует, отклоняется от термодинамического равновесия и самоорганизуется. Рост энтропии приводит к образованию в системе резания новых диссипативных структур, которые определяют механизм деформации срезаемого слоя, вид стружки, устойчивость процесса резания, износ инструмента, качество поверхности и точность обработки.

В работе [6] обоснован новый подход к описанию пластической деформации, основанный на термодинамически необратимых процессах и концепции сильновозбужденного состояния (СВС). Показана возможность возникновения в сильновозбужденном кристалле вихревой моды деформации. Дислокационная и вихревая (ротационная) моды деформации взаимосвязаны и действуют кооперативно. По мере увеличения степени деформации и плотности деформационных дефектов как элементов новой структуры, локальная сдвиговая устойчивость снижается, и происходит переход к микровихрям.

Проведенные нами исследования [11-12], а также анализ работ других авторов [7-10] позволяют указать некоторые выявленные виды диссипативных структур, а также механизмы реализации принципа самоорганизации (табл. 2) в системе резания. На рис. 1 приведена схема процесса резания, иллюстрирующая взаимодействие инструмента со стружкой.

Рассмотрим с позиций синергетического подхода роль СВС в системе резания (система заготовка – инструмент) при деформации срезаемого слоя и стружкообразования. Струк-

тура обрабатываемого материала – сложная система, состоящая из иерархий уровней [6]. Каждый структурный элемент верхнего уровня включает несколько структурных элементов нижнего уровня (табл. 1).

Таблица 1

Распределение структуры углеродистых сталей по уровням

Структурные уровни			
Макроструктура	Микроструктура	Субструктура	Атомная структура
Структурные элементы			
Зерна цементита и феррита, крупные включения, границы зерен и др.	Дисперсные включения, примеси, выделения	Дислокации субграницы, ячейки, петли дислокаций и др.	Ячейки атомно-кристаллической решетки, атомы, электронные оболочки

Для других материалов структура может быть иной. Атомная и дислокационная структуры являются структурами нижнего уровня – наноуровня. Результаты анализа физических процессов, протекающих в зоне стружкообразования, позволяют рассматривать формирование элемента стружки как процесс “упрочнение – диссипация” запасенной энергии деформации. Тогда условие динамического равновесия деформированных объемов на нижней границе ОА зоны стружкообразования (рис. 1) можно выразить в соответствии с уравнением

$$\frac{\sigma \cdot d\varepsilon}{dt} - \frac{dU_d}{dt} - \frac{dQ}{dt} = 0,$$

где σ - напряжение, t - время.

Таблица 2

Диссипативные структуры и механизмы самоорганизации в системе резания

Диссипативные структуры и механизмы диссипации	Механизмы и эффекты самоорганизации
Структуры 1. Скопление дислокаций в зернах и на границах 2. Фрагментированная дислокационная структура 3. Дефекты упаковки, двойники в зернах, устойчивые электронные конфигурации 4. Нарост	Механизмы 1. Фазовые переходы 2. Фрагментация дислокационной структуры 3. Аномальный массоперенос
Диссипативные структуры и механизмы диссипации	Механизмы и эффекты самоорганизации
Механизмы 1. Хрупкий и вязкий скол 2. Локализация деформации (полосы скольжения) 3. Адиабатические полосы скольжения 4. Пластическая неустойчивость (стружка скальвания) 5. Аморфизация 6. Деформационное старение 7. Динамический возврат	Эффекты 1. “Нормальный” период износа инструмента 2. Экстремальность зависимостей T-V, наличие Vopt 3. Упрочнение поверхностей трения мелкодисперсными частицами износа 4. Сливная стружка 5. Образование нароста 6. Устойчивость УСС в фазовом пространстве в виде аттракторов

Напряжения σ , приложенные к деформируемым объемам в зоне стружкообразования, совершают деформацию ε , а следовательно, работу A_p , необходимую для атомных и

дислокационных перестроек и запасания ΔU_δ упругой энергии деформации, которая должна полностью поглощаться или рассеиваться. Диссипация ΔU_δ в зависимости от условий резания может осуществляться путем образования хрупких или вязких трещин (табл. 1) либо аморфизацией локальных объемов и последующим динамическим возвратом. Поэтому образование различных типов стружек следует рассматривать как результат изменения механизмов деформирования и диссипации запасенной энергии с возрастанием скорости резания. Чем меньше структурный уровень диссипативной структуры, тем больше скорость диссипации энергии деформации.

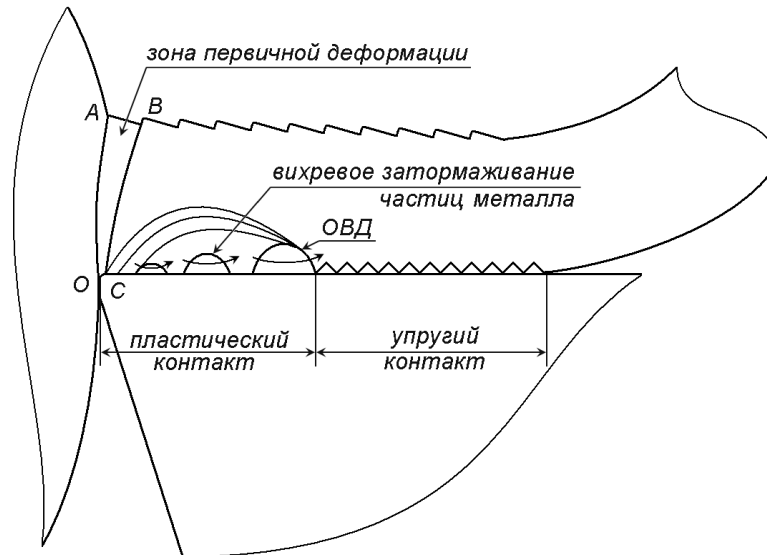
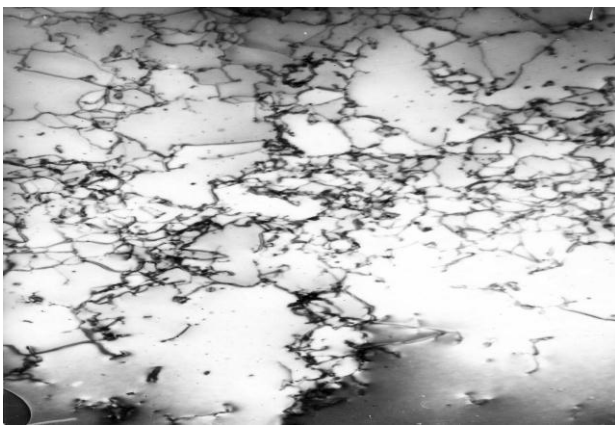
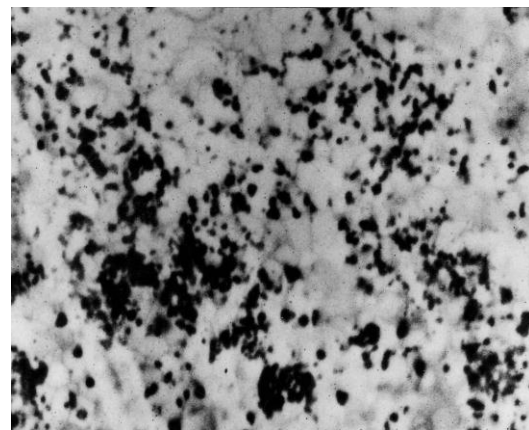


Рис. 1. Схема процесса резания в условиях течения заготовки



а)



б)

Рис. 2. Дислокационная структура стали 20 при резании:
а - на границе OA (рис. 1); б - на границе BC (x15000)

При низкой скорости резания по мере врезания инструмента в заготовку происходит накопление ρ плотности дислокаций в окрестности режущего лезвия и при достижении плотности ρ , близкой к критической, вызывает увеличение ΔU_δ , σ_ϵ внутренних напряжений, локализацию деформации и рост $\epsilon \rightarrow \epsilon_{np}$ до предельной величины и разрыву межатомных связей. Поэтому образование стружек скалывания при низких скоростях резания следует рассматривать как эффективный механизм диссипации запасенной энергии деформации и внутренних напряжений в зоне стружкообразования. Ротации зерен способствуют росту тре-

щин и образованию элемента стружки. Отделение элемента стружки происходит под действием скалывающей силы, создающей изгибающий момент.

Образование сливной стружки с ростом скорости резания v происходит в условиях активной пластической деформации (высоких скоростей деформирования обрабатываемого материала и температур). Возрастает диффузионная подвижность примесей. Это увеличивает скорость движения и плотность дислокаций, в результате повышается их способность к перестройке с образованием фрагментированных (ячеистых) структур (рис. 2, б), ограничивающих L длину пробега дислокаций (L - равного размеру фрагмента), а скорость деформационного упрочнения и ε уменьшаются. Зона стружкообразования самоорганизуется и переходит в состояние термодинамического равновесия с минимумом ΔU_0 запасенной энергии деформации и энтропии. Диссипация запасенной упругой энергии происходит путем аморфизации локальных объемов на границе ВС (рис. 1) с последующим динамическим возвратом и образованием вязкого скола.

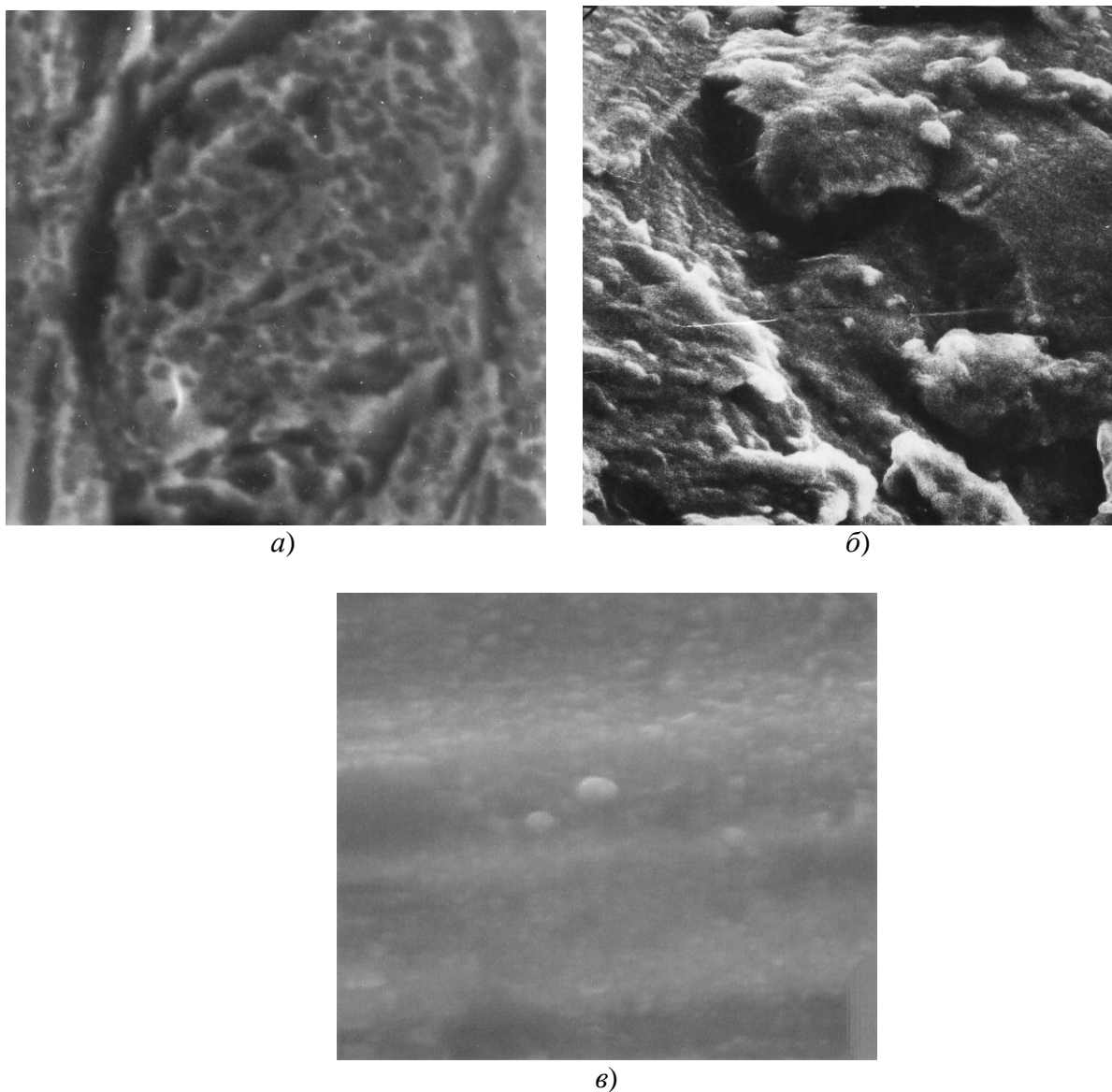


Рис. 3. Микрофотографии, иллюстрирующие:
 а - вихревое движение частиц обрабатываемого материала в толще стружки (x1000);
 б - на прирезцовой поверхности стружки (x120);
 в - наночастицы на прирезцовой поверхности стружки (x20000)

Фрагментация (рис. 2, б) зерен (ротационная мода деформации на низшем уровне) резко повышает пластичность материала в зоне стружкообразования, так как рост степени деформации без разрушения объемов происходит за счет разориентации границ фрагментов дислокационной структуры. Повышение пластичности металла в результате этого обеспечивает формирование более плотной стружки и ее перемещение по передней поверхности инструмента, что ведет к возникновению системы сил, в частности, силы сжатия $P_{сж}$, создающей $\sigma_{гид}$ гидростатическое давление в деформируемой зоне стружкообразования ОАВС (рис. 1).

На рис. 3 приведены микрофотографии, иллюстрирующие ротационное (вихревое) движение частиц обрабатываемого материала в толще стружки (рис. 3, а) и на прирезцовой ее поверхности (рис. 3, б). При электронно-микроскопическом изучении прирезцовой поверхности стружки обнаруживаются наночастицы шаровидной формы (рис. 3, в). Это свидетельствует о достижении в них локальных температур, достигающих температуры плавления, и последующего резкого охлаждения.

Изменяется также характер контакта стружки с инструментом; формируется упруго-пластический контакт (рис. 1).

При высоких скоростях резания создаются условия для адиабатического сдвига элемента стружки [10]. В локальных объемах температура также может достигать температуры плавления, а процесс динамического возврата сопровождается образованием белого слоя между малодеформированными объемами стружки (рис. 1).

Согласованное (кооперативное) изменение выходных параметров процесса резания (износа инструмента, Ra высоты неровностей, остаточных напряжений) при v_{opt} отмечается и в работе [10]. Образование нароста (рис. 4, а), оказывающего большое влияние на износ инструмента, является результатом высоких удельных q_N нормальных напряжений, а также температуры T^0 и сопровождается формированием (рис. 4, б) характерного нетравящегося “белого слоя” в его теле нароста. На подошве нароста фиксируются вихревые структуры (рис. 4, в), а также закалки и последующего мгновенного отпуска (троостит, сорбит) как результат неравновесных фазовых переходов (рис. 4в) из жидкого состояния в кристаллическое. Экспериментальные данные (рис. 4, а-г) также следует рассматривать как результат самоорганизации системы резания.

Таким образом, высокие значения q_N и τ_F в прирезцовых слоях стружки (рис. 1) вызывают плавление и локальных объемов и формирование здесь наноструктур (рис. 3, в). Согласно [6, 13], аморфная фаза является термодинамически неустойчивой и в процессе сдвиговой деформации испытывает динамический возврат и переходит в кристаллическую фазу. В связи с этим “белый слой” между элементами стружки (адиабатическое резание) - результат структурных и фазовых превращений в зоне ОАВС (рис. 1) при высоких скоростях резания. Движение и пересечение дислокаций сопровождаются образованием вакансий, объединением их в поры, переходящие в вязкие микротрещины (вязкий скол) и разрывом межатомных связей. Оно сопоставимо с теплотами плавления и испарения [9]. В связи с этим, установлена линейная связь между силами резания и $T_{пл}$ температурой плавления ряда обрабатываемых материалов. Высокая шероховатость обработанной поверхности подтверждает рассмотренное предположение. Кроме того, на ней также обнаруживаются вихревые структуры, подобные структурам, приведенным на рис. 4, б.

При аморфном состоянии металла дислокации беспрепятственно пронизывают его кристаллическую решетку, испуская при этом точечные дефекты, потоки которых в полях градиентов напряжений и температур осуществляют также массоперенос, скорость которого намного превышает скорость диффузии в жидком металле, вызывая структурные и фазовые превращения. Жидкоподобное состояние материала, находящееся в СВС, характеризуется аномально высокой скоростью массопереноса. По-видимому, атомы в этих условиях находятся в ридберговском (ионизированном) состоянии, т.е. в

высоком реакционном состоянии, вызывая адгезионное взаимодействие при трении стружки с передней поверхностью инструмента (рис. 1), механизм которого рассмотрен далее. В результате этих процессов прочность адгезионного взаимодействия инструментального и обрабатываемого материалов возрастает и вызывает последующее наростообразование.

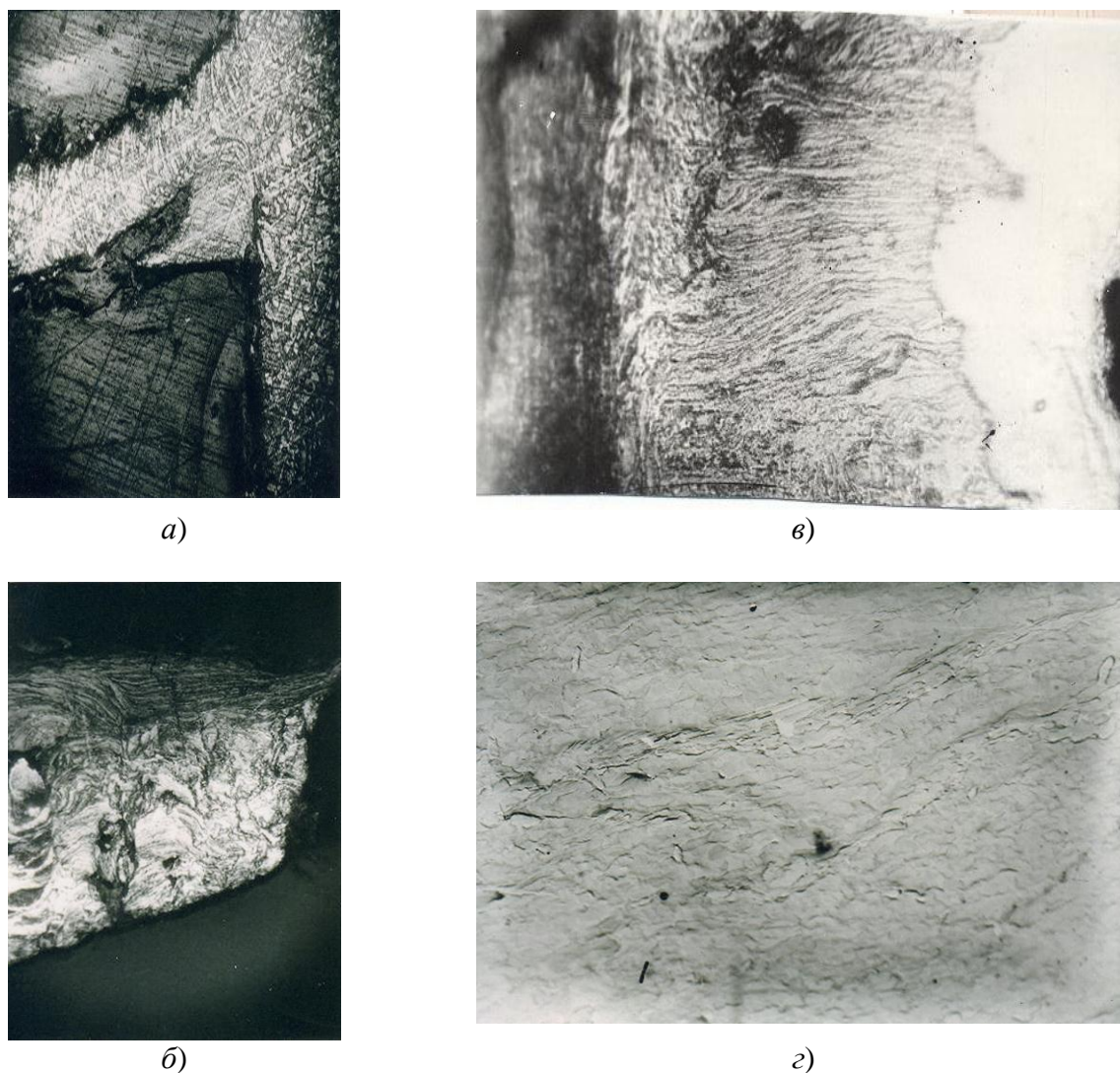


Рис. 4. Микрофотографии, иллюстрирующие:

a - шлиф корня стружки с наростом (x60); *б* - подошву нароста из стали 20 (x120) при $V = 15$ м/мин; *в* - подошву нароста при $V = 35$ м/мин (x120); *г* - тело нароста (x15000)

Описанные процессы существенно определяются типом кристаллической решетки обрабатываемого материала, системами в ней скольжения и т.д. В связи с этим, процессы деформации при резании и образование типов стружек необходимо рассмотреть также на атомном уровне. Сильные атомные связи возникают в результате перекрытия внешних валентных d и s оболочек между ближайшими соседями в плотно упакованных рядах, поэтому упругие модули в металлах должны быть максимальны именно в этих направлениях. Действительно, изучение анизотропии упругих модулей в ГЦК-металлах [14] показывает, что модуль E вдоль плотно упакованных рядов (110), где перекрытие d орбиталей соседних атомов максимально, имеет наибольшее значение, а модуль E , отвечающий направлению (100), минимален.

Атомная и дислокационная моды деформации взаимосвязаны и взаимообусловлены. В частности, дислокации как дефекты кристаллического строения сами имеют атомную (элек-

тронную) структуру. Имеется также связь плотности электронного состояния на уровне Ферми с энергией дефекта упаковки (э.д.у.) [6]. Как известно, э.д.у., наряду вектором Бюргера, определяет подвижность дислокаций и способность их фрагментироваться [10]. Можно полагать, что атомы, находящиеся в локальных зонах деформирования в окрестности режущего лезвия (рис.1), где реализуются структурные переходы, разрыв и возникновение новых атомных связей, образуют единую квантовую систему, которую можно рассматривать как нанокластер.

Когерентное поведение атомов с образованием нового электронно-энергетического состояния в этой квантовой системе (кластере) следует изучать на основе принципов квантовой механики [15]. В связи с этим, при внешнем воздействии в ней происходит смещение атомов, возрастание их амплитуды колебаний и рост энергии электронов, а следовательно, изменение степени перекрытия электронных орбиталей и изменение (увеличение) атомного объема и образование новой электронной конфигурации у атомов.

В результате изменяется энергетическое состояние этой квантовой системы, которое следует рассматривать как новое разрешенное структурное (энергетическое) состояние [6] в кристаллической решетке. Таким образом, можно предположить, что при внешнем механическом нагружении (резании) атомы обрабатываемого материала в окрестностях режущего лезвия (в зонах локализации деформации) изменяют квантовое состояние. Дислокации вызывают начальное «возбуждение» состояния атомов в кристаллической решетке. В электронной подсистеме возбуждение атомов обуславливают рост амплитуды их колебаний, образование волн смещения и увеличение объема атомов за счёт их изменения их квантового состояния. Это обеспечивает дислокациям преодоление энергетического барьера Пайерс-Набарро, смещение атомов и деформацию кристаллической решетки путем скольжения. Поэтому при внешнем нагружении (резании) структурные переходы в кристалле реализуются как в дефектной подсистеме, так и в электронной.

С ростом скорости резания в окрестности режущего лезвия (в квантовой системе) будет увеличиваться и число атомов, вовлекаемых в кластер, устойчивость которого будет уменьшаться вследствие снижения прочности межатомного взаимодействия (перекрытия волновых функций). Снижаются силы резания и степень пластической деформации срезаемого слоя (рис. 1), формируется ячеистая дислокационная структура (рис. 2, б), ограничивающая длину свободного пробега дислокаций [8]. Формирование микротрещин происходит путём разрыва межатомных связей и образования хрупкого скола, в результате шероховатость обработанной поверхности уменьшается.

Как указывалось ранее дислокации являются линейными дефектами на наноуровне. Коллективное взаимодействие дислокаций, образование субграниц и ячеек (рис. 2, б) – результат наноструктурирования. Поэтому группу дислокаций также можно рассматривать как нанокластер, т.е. как квантовую систему. В связи с этим, существующий дислокационный механизм деформации материалов [5, 6] при внешнем воздействии путем образования субграниц, ячеек (рис. 2, б), при резании будет не полным, поскольку в нём не учтён атомный механизм деформации твердых тел, взаимодействие дефектной и электронной подсистем.

На основе экспериментальных данных (рис. 3, а и рис. 4, в) и изложенного атомного и дислокационного механизмов деформации металлов, образование адгезионных связей при трении также следует рассматривать как результат перекрытия электронных облаков (внешних электронов) атомов взаимодействующих систем (например, $Co-Fe$, $WC-Fe$ и т.д.). Уже было отмечено, что дислокации имеют свою атомную (электронную) структуру. При внешнем трении в зоне вторичной деформации стружки (рис. 1) выход дислокаций на контактных поверхностях стружки и инструмента приводит к перекрытию внешних валентных d и s электронов в ядрах дислокаций и образованию прочных металлических связей. Поэтому

именно дислокации выполняют роль активных центров адгезии. Влияние d -электронов на трение чистых металлов показано в работе [12], где представлена зависимость μ коэффициента трения от вклада d -орбиталей в металлическую связь.

В связи с этим, появляется возможность [13, 14] расчета адгезионной связи на атомном уровне из первых принципов, используя программные продукты (Abinit, GAMESS и др.) теории функционала электронной плотности с определением полной энергии электронов либо энергии связи электронов.

В работе [12] изложен также механизм электронного взаимодействия атомов реагентов, являющихся активными компонентами СОТС (O, Cl, S) с металлами с образованием химических соединений. Валентные электроны оболочек $2s$, $2p$ атомов реагентов перекрываются с внешними оболочками окружающих их металлических атомов, образуя металлические связи.

На рис. 4, *а* приведена микрофотография иллюстрирующая корень стружки с наростом, образованию которого предшествует формирование “налипов” на передней поверхности инструмента (рис. 1). “Налипы” в наибольшей мере наблюдаются на некотором удалении от режущего лезвия и имеют форму конусов. На рис. 4, *б* представлена микрофотография шлифа подошвы нароста после его сдвига относительно передней поверхности. Вначале подошвы нароста видна зона с сильно деформированными зёрнами, а далее обнаруживаются вихревые области деформированного материала.

Следовательно, “налипы” (рис. 1) - результат адгезии (затормаживания) частиц металла и последующего вихревого движения материала (рис. 3, *а*) вглубь стружки, вызывающего области высокого давления (ОВД) на передней поверхности инструмента, формирующих пластический контакт стружки с инструментом (рис. 1).

В связи с этим, наростообразование (рис. 4, *а*) следует рассматривать как результат адгезии в областях ОВД (рис. 1), последующего затормаживания частиц деформированного металла, развития “налипов” по вихревому механизму в виде конусов и последующим увеличением объема тела нароста за счет когезии послойных частиц из обрабатываемого материала (рис. 4, *а*).

На рис. 4, *з* приведена электронная микрофотография тела нароста. Как видно на рис. 4, *з*, структура нароста не выявляется, однако при микрорентгеноспектральном анализе обнаружено, что в нём присутствуют наноразмерные сложные карбиды, наряду с цементитом Fe_3C . Следовательно, процесс упрочнения нароста и возможность выполнения им функции режущего лезвия следует связать прежде всего с деформационным старением обрабатываемого материала, заторможенного вследствие сил когезии и упрочнения наночастицами сложных карбидов.

При старении железоуглеродистых сталей при низких температурах в определенных условиях имеет место метастабильное равновесие зонной структуры. Образование зон при распаде твердого раствора можно рассматривать не как подготовительную стадию процесса выделения, а как альтернативу выделению фазы с новой структурой путем образования зародышей. После образования атмосфер примесей вблизи дислокаций начинается образование сложных карбидов и цементита. Существует мнение, что локальное зарождение фазы на дислокациях связано с тем, что эти области вблизи дислокаций оказываются более выгодными в силу концентрационного или структурного фактора. Поверхностная энергия на границе твердого раствора и фаз, выделяющихся при старении, мала, и при малом размере частиц ею можно пренебречь. Фактор упругой деформации будет наибольшим при образовании сложных карбидов и наименьшим при образовании цементита. Упрочненный, таким образом, нарост, увеличивая γ передний угол инструмента, снижает силу резания P_z , S энтропию и

\dot{S} производство энтропии в системе. В связи с этим, нарост является диссипативной структурой, обладающей определенной кинетической устойчивостью (временем жизни).

Термодинамическое равновесие системы резания обеспечивают оптимальные характеристики выходных параметров. В связи с этим, минимальные значения запасенной ΔU_{ϕ} энергии деформации в системе резания, A_p работы резания и устойчивость процесса резания достигаются при $dQ \rightarrow \min$, $dS \rightarrow \max$ [11, 12].

Это условие реализуется при оптимальной скорости резания $v_{\text{опт}}$ в зависимости T - V . При оптимальных скоростях резания происходит повышение стойкости инструмента, устойчивости процесса резания, обеспечиваются минимальные значения высоты неровностей и степени наклепа поверхностного слоя деталей [10].

Повышение износостойкости режущего инструмента достигается целенаправленным формированием в его поверхностных слоях энергетических устойчивых структур, например, за счет осаждения наноструктурных покрытий. Разработаны методы, обеспечивающие повышение устойчивости упругой системы станка [12].

Исследования показывают, что перспективным решением проблемы управления процессами механообработки является разработка автоматизированных систем технической диагностики станочных систем [11].

Наиболее информативными диагностирующими признаками, несущими информацию об эволюции деформационных процессов в системе резания и состоянии УСС, вибраций при резании, качестве обработанной поверхности, а также износа инструмента, являются аттракторы динамических систем [11] при анализе мгновенного спектра ВЭ, при этом можно надежно диагностировать и оптимизировать выходные параметры резания.

Библиографический список

1. **Зорев, Н.Н.** Вопросы механики процесса резания металлов / Н.Н. Зорев. – М: Машгиз, 1956. – 257 с.
2. **Клушин, М.М.** Теория резания – вводные главы / М.М. Клушин; ГПИ. – Горький, 1975. – 55 с.
3. **Хакен, Г.** Синергетика / Г. Хакен. – М: Мир, 1980. – 406 с.
4. **Николис, Е.** Самоорганизация в неравновесных процессах / Е. Николис, И. Пригожин. – М: Мир, 1979. – 512 с.
5. **Иванова, В.С.** Синергетика, Прочность и разрушение металлических материалов / В.С. Иванова. – М.: Наука, 1992. – 159 с.
6. **Панин, В.Е.** Структурные уровни деформации твердых тел / В.Е. Панин, В.А. Лихачев, Ю.В.Гриняев. – Новосибирск: Наука, 1985. – 229 с.
7. **Мохель, А.Н.** Теоретическое описание запаздывания пластического деформирования сталей / А.Н. Мохель, Р.Л. С. 145–157.
8. **Рыбин, В.В.** Большие пластические деформации и разрушение металлов / В.В. Рыбин. – М.: Металлургия, 1986. – 184 с.
9. **Григорович, В.К.** Металлическая связь и структура металлов / В.К. Григорович. – М.: Наука, 1988. – 296 с.
10. **Макаров, А.Д.** Оптимизация процессов резания / А.Д. Макаров. – М.: Машиностроение, 1976. – 279 с.
11. **Кабалдин, Ю.Г.** Управление динамическим качеством металлорежущих станков на основе искусственного интеллекта / Ю.Г. Кабалдин, С.В. Биленко, С.В. Серый. – Комсомольск-на-Амуре: КнАГТУ, 2004. – 240 с.
12. **Кабалдин, Ю.Г.** Самоорганизация и нелинейная динамика в процессах трения и изнашивания инструмента при резании / Ю.Г. Кабалдин. – Комсомольск-на-Амуре: КнАГТУ, 2003. – 175 с.
13. **Павлов, В.А.** Аморфизация структуры металлов и сплавов с предельно высокой степенью деформации // Физика металлов и материаловедение. 1985. Т. 59. Вып. 4. С. 629–649.

14. **Заводинский В.Г.** Компьютерное моделирование атомной и электронной структуры наносистем: учеб. пособие / В.Г. Заводинский. – Хабаровск: ХГПУ, 2003. – 72 с.
15. **Цирельсон, В.Г.** Химическая связь и межэлектронное взаимодействие / В.Г. Цирельсон. – М.: РХТУ, 2004. – 131 с.

*Дата поступления
в редакцию 15.10.2013*

Yu.G. Kabaldin¹, A.M. Kuzmishina¹, S.V. Sery²

ATOMIC- DISLOCATION APPROACH TO THE PROCESS OF METAL CUTTING

Nizhny Novgorod state technical university n.a. R.E. Alekseev¹,
Komsomolsk-on-Amur state technical university²

Purpose: Develop atomic dislocation model of deformation process of the shear layer and the contact processes that determine the output parameters of the machining.

Methodology: In the study used electron microscopy of thin foils, scanning electron microscopes and power, quantum-mechanical calculations to estimate the deformation and contact processes in cutting.

Findings: Developed atomic dislocation model describing the deformation and contact processes accompanying the external friction during cutting, the formation of different types of chips and tool wear

Key words: cutting metals, nuclear dislocation and deformation mode, amorfnzatsiya, structural and phase changes, adhesion build-up.