

МАШИНОСТРОЕНИЕ И АВТОМАТИЗАЦИЯ

УДК621.9

Ю.Г. Кабалдин, А.М. Кузьмишина

АТОМНЫЙ ПОДХОД К ПРОЦЕССАМ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СРЕЗАЕМОГО СЛОЯ ПРИ РЕЗАНИИ

Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева

Изложен атомный подход к процессам деформации и разрушения стружки при резании. Установлена связь сопротивления сдвигу вида стружки с параметрами, характеризующими энергетическое состояние кристаллической решетки, ее ЭДУ, теплоту плавления. Приведены результаты квантово-механических расчетов, показывающих роль примесей в процессах деформации и формирования вида стружки, а также изменение дислокационной структуры при сдвиге элемента стружки. Показано, что постоянство сдвигу при изменении режимов резания связано с достижением в кристаллической решетке в плоскости сдвига предельной плотности дислокаций. Указаны пути повышения эффективности процесса резания.

Ключевые слова: атомная структура металлов, дислокации, резание, деформация, сопротивление сдвигу, примеси, квантово-механические расчеты.

Проблема повышения эффективности процессов механообработки обуславливает необходимость углубленных исследований физических закономерностей, сопровождающих отделение срезаемого слоя от заготовки. При резании процесс пластической деформации реализуется по схеме сжатия и простого сдвига [1]. При этом многочисленными исследованиями показано, что на верхней границе зоны стружкообразования и в зоне вторичной деформации (рис. 1) отдельные зерна согласованно формоизменяются и выстраиваются в цепочку в плоскости сдвига, образуя так называемую текстуру.

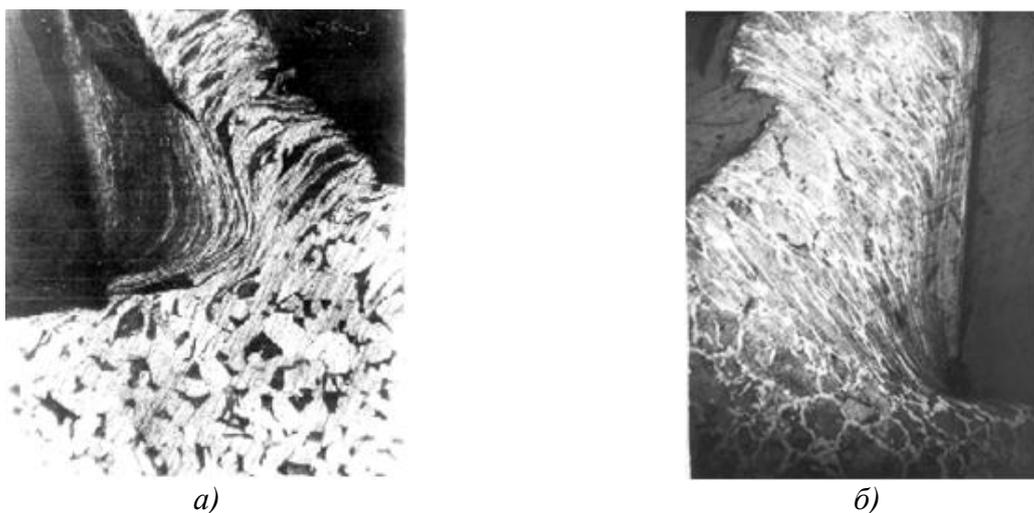


Рис. 1. Локализация деформации и текстура в корне стружки:

a - в зоне стружкообразования при резании стали 10 (видны зерна цементита, вытянутые вдоль плоскости сдвига) при $V = 30$ м/мин; *б* - при $V = 250$ м/мин (х 60)

Экспериментально установлено, что $\tau_{сдв}$ сопротивление пластическому деформированию в условной плоскости сдвига при обработке сталей оказывается постоянным, что связывается с деформационным насыщением, т.е. достижением предельного уровня деформации (упрочнения).

С ростом скорости при обработке сталей происходит последовательное изменение вида стружки – от элементной к сливной, а далее к сегментной (суставчатой). Следует отметить, что сегментная стружка образуется при обработке титановых и жаропрочных сплавов уже при низких скоростях резания. Причем при обработке титановых сплавов сегментная стружка может формироваться в широком диапазоне скоростей резания.

Одним из первых механизмов образования сегментной стружки при высоких скоростях резания изучал М.И. Клушин [1], который связал это с адиабатическими условиями деформаций, т.е. температурным разупрочнением. Иначе говоря, согласно [1], при высоких скоростях резания условия деформирования в зоне стружкообразования таковы, что теплота от деформации в зоне локализованного сдвига не успевает уйти, т.е. диффузионные процессы не могут реализоваться и $\tau_{сдв}$ снижается. Предполагают, что при резании [1] титанового сплава более низкие значения $\tau_{сдв}$ по сравнению с $\tau_{сдв}$ при резании сталей обусловлено именно этим обстоятельством. В работе [5] такой механизм формирования элемента стружки в зоне стружкообразования назван даже «разрушающим термопластическим сдвигом».

Возможность реализации адиабатического сдвига в работах [2-7] при резании также связывается, прежде всего, с низкими значениями теплопроводности и температуропроводности.

Однако экспериментальные данные указывают на постоянство сопротивления сдвигу в широком диапазоне скоростей резания, а низкие значения $\tau_{сдв}$ при обработке титановых сплавов, как показывают наши исследования, связаны с их низкой ЭДУ и охрупчиванием границ зерен примесями [9].

Следует заметить, что при обработке жаропрочных сплавов [2] $\tau_{сдв}$ оказывается высоким. При обработке закаленных сталей скорости резания, при которых происходит переход сливной стружки к сегментной, снижаются. Кроме того, сегментная стружка образуется и при резании алюминиевых сплавов, а также чистых материалов, т.е. материалов, не подвергающихся сильному деформационному упрочнению. Известно, что температуропроводность алюминиевых сплавов является высокой, а после термообработки сталей она не изменяется.

В работе [2] показано, что $f_{стр}$ – частота сегментного стружкообразования, толщина элемента стружки (сегмента) зависит от фрикционных свойств инструментального материала, в частности, при резании инструментом с покрытием наблюдалось увеличение $f_{стр}$ частоты стружкообразования и толщины стружки. Данные исследования показывают также, что контактные процессы в зоне вторичных деформаций стружки оказывают большое влияние на напряженно-деформированное состояние в зоне стружкообразования, угол сдвига, а также и на вид стружки.

Современный уровень достижений области физики твердого тела [9-11], физики металлов, квантовой механики позволяет рассмотреть процессы деформации и разрушения срезаемого слоя на атомном уровне, в частности, путем моделированием прочности межатомной связи в различных материалах, определяющих сопротивление сдвигу элемента стружки при резании.

Целью работы явилось исследование механизмов пластической деформации на атомном уровне и определение связи параметров, характеризующих сопротивление сдвигу при резании, с параметрами, определяющими механизмы деформации различных типов кристаллической решетки.

Традиционное рассмотрение пластической деформации [9, 10] предполагает начало пластического течения при напряжении τ_r текучести и учитывает только деформационное упрочнение. Это ошибочное описание является следствием того, что не учитываются в теории градиентов напряжения пластического течения. Неоднородность напряженного состояния в деформируемом кристалле обуславливает релаксационный характер пластического те-

чения. Гидростатические давления способствуют релаксации упругих напряжений на границах зерен. В соответствие с [9, 10], в случае высокой энергии дефекта упаковки (ЭДУ) материала зерно при деформировании поворачивается как целое. В основе этого явления лежит относительно высокая подвижность зернограницных дислокаций (ЗГД) и возникновения в нагруженном поликристалле моментных напряжений. Это эффект зависит от обрабатываемого материала и состояния границ зерен. Поворотные М моменты, обуславливающие поворот зерен (реализацию ротационной моды деформации), способствуют формированию цепочки зерен, вытянутых вдоль верхней границы стружкообразования с образованием текстуры (рис. 2), т.е. согласованный поворот зерен без нарушения сплошности при этом сохраняется непрерывность действия напряжений и деформации. В ряде работ показано, что процессы, сдерживающие сдвиговую деформацию зерен, сдерживают и скольжение по границам зерен. В результате сдвиг будет происходить не в единственной плоскости скольжения, а путем сдвига большого числа атомных плоскостей скольжения.

Образование текстуры свидетельствует о том, что в условиях специфического напряженного состояния в зоне стружкообразования реализуется эффективная релаксация концентраторов напряжений в стыках поворачивающихся зерен. В результате достигаются высокие степени деформации ($\varepsilon \sim 2 \dots 10$ [6]) и значительное внутриверенное упрочнение. Следовательно, в таких условиях работа источников деформации становится скорелированной и самоорганизованной, что обуславливает самоустановление [8] угла скольжения (сдвига) β и минимум затрачиваемой энергии.

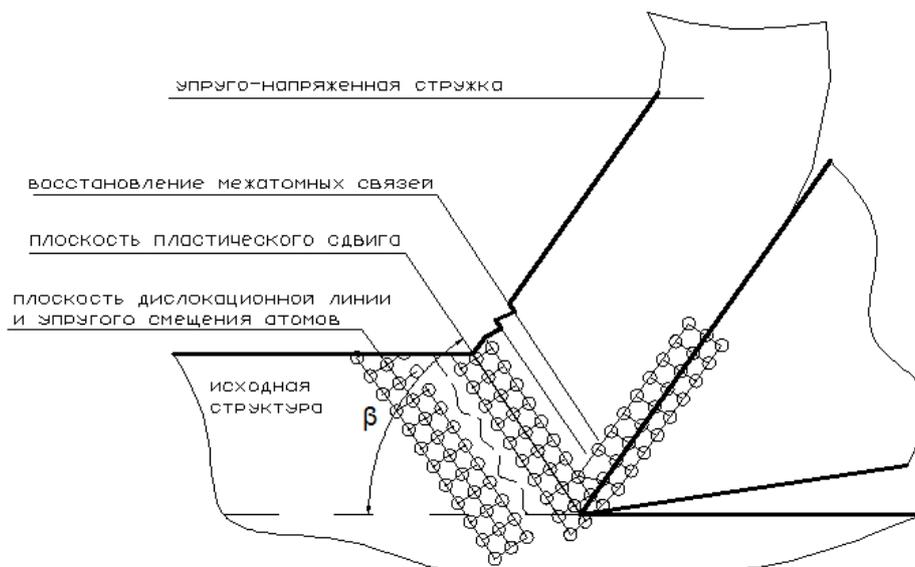


Рис. 2. Схема атомной структуры обрабатываемого материала на нижней и верхней границах зоны стружкообразования, а также в зоне вторичной деформации прирезцового слоя стружки (пластического контакта) и передней поверхности инструмента

На рис. 2 приведена упрощенная схема процесса резания, где условно показаны межатомные связи как на нижней границе сдвига стружки, так и на верхней, т.е. на плоскости сдвига. Следует отметить, что пластическая деформация, в противоположность упругой, столь значительна, что вызывает разрыв межатомных связей, которые до деформации были соседями. 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 $0,1B$ (B -модуль всестороннего сжатия). Однако в большинстве реальных материалов пластическая деформация имеет место при уровне напряжений более низком, чем теоретическая прочность, вследствие наличия в материалах дислокаций.

Наши исследования показывают, что на сопротивление пластической деформации срезаемого слоя большое влияние оказывает тип кристаллической решетки обрабатываемого материала, его ЭДУ, наличие примесей на границах зерен и способность материала релаксировать на границах зерен. Влияние этих параметров проявляется через виды диссипативных структур, формирующихся в процессе деформации срезаемого слоя и определяющих ее локализацию. В этой связи вид стружки будет существенно определяться указанными факторами.

На рис. 3, *а* представлена схема межатомной связи в кристаллической решетке с учетом приложения внешней силы F , где a параметр решетки. Существование дислокаций в кристалле приводит к появлению областей, где энергия, необходимая для разрыва группы атомных связей, получается за счет восстановления другой группы связей.

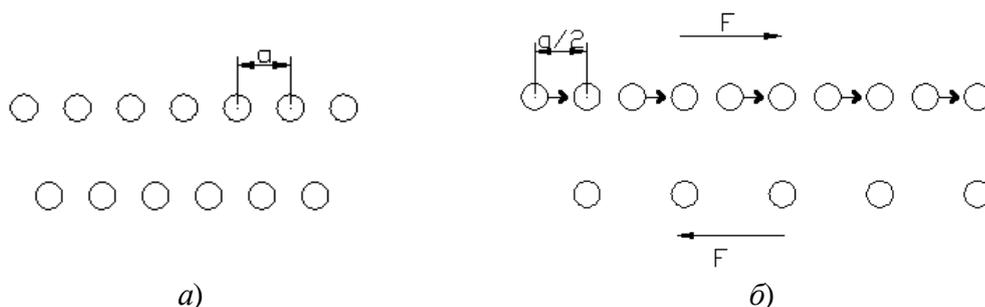


Рис. 3. Исходная атомная структура металла с межатомным расстоянием a (*а*) и смещение атомов при приложении внешней силы F (*б*)

На рис. 3, *б* показано, что при упругой деформации под воздействием внешней силы F верхний атомный ряд относительно нижнего атомного ряда смещается на величину половины межатомного расстояния a .

Пластическая деформация может возникнуть, если через кристалл пройдут не только имеющиеся в нем дислокации (исходная структура уже имеет определенное количество дислокаций), но и вновь образованные. Напряжения, необходимые для начала пластической деформации (в отсутствие дислокаций), т.е. путем разрыва межатомных связей, составляет около 10% от модуля сдвига G . Например, для железа межатомное расстояние равно $2,48 \text{ \AA}$. Энергия дислокации на это расстояние составит примерно 6 эВ, а прочность межатомной связи Fe-Fe равна 4,290 эВ. Иначе говоря, энергия дислокации превышает прочность межатомных связей Fe-Fe. Следовательно, движение дислокаций будет сопровождаться деформацией кристалла, т.е. разрывом связей. Поэтому для разрыва большого числа атомных связей нужен какой-то механизм непрерывного генерирования дислокаций, например, источник Франка-Рида, действие которого связано с образованием дислокационных петель диаметром в несколько межатомных расстояний. В кристалле энергия деформации составляет порядка $0,1Va$ на одно межатомное расстояние вдоль линии дислокации. Плоскость скольжения для дислокации определяется как плоскость, в которой лежат и вектор Бюргера самой дислокации, и линия дислокации.

При движении краевой дислокации по плоскости скольжения от одного узла решетки к другому, атомы ядра дислокации совершают перемещения. В результате дислокация перемещается на одно межатомное расстояние a . Винтовая дислокация может перемещаться из одной плоскости в другую. Важнейшая особенность всех видов дислокаций состоит в том, что сильные искажения кристаллической решетки сосредоточены в непосредственной близости дислокационной линии и ядре дислокации, имеющем свою атомную структуру.

Деформация при росте плотности ρ дислокаций определяется [15] $\epsilon \sim b\rho\bar{l}$, где \bar{l} длина пробега дислокаций. Иначе говоря, степень деформации зависит от ρ (плотности дислокаций) и \bar{l} (длины их пробега). Следовательно, для образования даже одной петли требуется энергия гораздо большая, чем энергия для разрыва межатомной связи. Рост темпера-

туры (термическая активация) в кристаллах с первичными связями не может быть источником этой энергии, а следовательно, оказывать влияние на сопротивление сдвигу $\tau_{сдв}$ при резании. Таким образом, она не зависит от температуры.

Дислокационные представления в резании металлов изложены в ряде работ. Современные методы исследования дислокационной структуры выполняют с использованием высоковольтной электронной микроскопии тонких фольг. На рис. 4 представлены микрофотографии дислокационной структуры с использованием микроскопии тонких фольг при резании стали 20 вблизи нижней и верхней границ зоны стружкообразования.

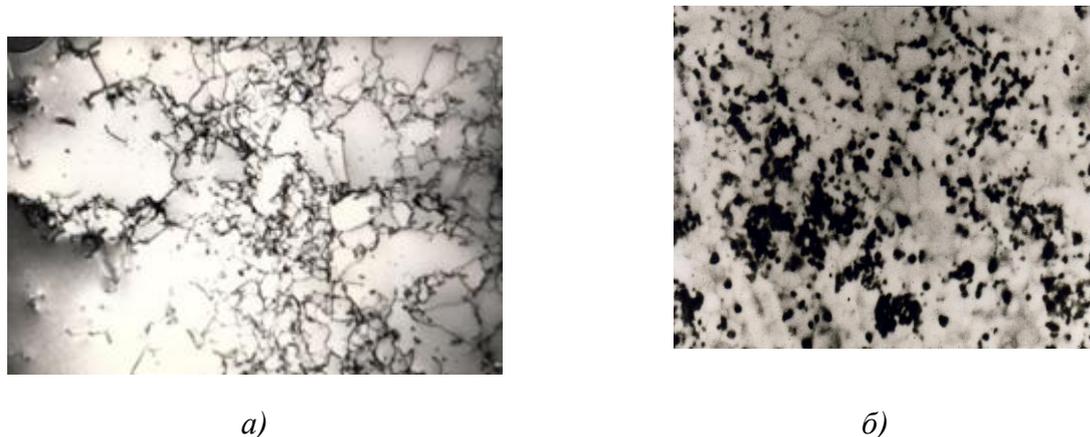


Рис. 4. Дислокационная структура стали 20 при резании:

a - на нижней границе (рис. 3); *б* - на верхней границе зоны стружкообразования (x15000)

На рис. 4, *a* видно хаотическое расположение дислокаций с плотностью $\rho = 2 \cdot 10^6 \text{ см}^{-3}$, на рис. 4, *б* - фрагментированная дислокационная структура с плотностью $\rho = 2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-3}$. Следовательно, в процессе деформации срезаемого слоя при резании происходит изменение вида дислокационной структуры и деформационное упрочнение, что сопровождается ростом плотности дислокаций и напряжений сдвигу.

Из теорий дислокаций можно записать, что при росте скорости резания, она связана с плотностью дислокаций зависимостью [15]

$$\dot{\epsilon} = \rho b \bar{v},$$

где b - вектор Бюргерса; ρ - плотность дислокаций; \bar{v} - скорость движения дислокаций.

Вектор Бюргерса указывает направление атомных плоскостей в кристалле, где возникает этот дефект. Поэтому вектор Бюргерса характеризует меру искаженности кристаллической решетки.

Исследователи отмечают слабое влияние скорости деформирования на $\tau_{сдв}$ при обработке легкоплавких металлов, например меди [1,6]. Это в значительной степени связано со способностью дислокаций к фрагментации и различием их скорости движения. В металлах с ГЦК решеткой (меди) \bar{v} дислокаций на 5...8 порядков выше, чем в металлах с ОЦК решеткой (сталей). При высоких скоростях деформации, близких к скорости деформации при резании, \bar{v} может достигать скорости звука.

Перед нижней границей зоны стружкообразования (рис. 2) обрабатываемый материал имеет как исходную (начальную) плотность дислокаций, так и электронную структуру. На нижней границе электронная структура обрабатываемого материала (рис.2) деформируется упруго (т.е. без разрыва межатомных связей). По мере деформации срезаемого слоя происходит разрыв межатомных связей и рост плотности дислокаций, т.е. обрабатываемый материал испытывает деформационное упрочнение. В работе указывается, что размер ячеистой структуры оказывается запрограммированным уже на пределе упругости. В этой связи обнаруживается и зависимость $\tau_{сдв}$ при резании от предела упругости.

В целом, склонность обрабатываемых материалов к деформационному упрочнению будет зависеть от их электронной и дислокационной структуры, ЭДУ, наличия примесей, скорости деформирования, температуры, типа кристаллической решетки и т.д., а также от скорости протекания процессов разупрочнения.

В углеродистых сталях основная примесь - это углерод, который, располагаясь на границах зерен, может способствовать их охрупчиванию. С ростом температуры диффузионная подвижность углерода возрастает, что облегчает проскальзывание зерен и изменяет форму стружки. Как уже отмечалось, дислокации не подтверждены термической активации, в результате степень деформации срезаемого слоя и силы резания снижаются

Степень деформационного упрочнения и $\tau_{сдв}$ при низких температурах в связи с ростом плотности дислокаций в зернах поликристалла зависят от их подвижности, которая определяется ЭДУ обрабатываемого материала, а также охрупчиванием границ зерен. Последнее будет определять и вид стружки, не сказываясь на $\tau_{сдв}$ при резании. Дело в том, что межзеренная деформация составляет не более 20% от внутривзеренной.

Установлено, чем выше ЭДУ металла, тем больше $\tau_{сдв}$ и степень деформационного упрочнения. Такая зависимость обусловлена влиянием ЭДУ на расщепление дислокаций и на их способность к фрагментации зерен. Чем выше ЭДУ, тем больше склонность дислокаций к расщеплению и фрагментации, что способствует повышению $\tau_{сдв}$. В металлах с ОЦК решеткой взаимодействие дислокаций с примесями (углеродом) очень сильное, а винтовые дислокации склонны к поперечному скольжению. Примеси, сегрегируя на субграницы дислокационной структуры, повышают их устойчивость и сопротивление скольжению дислокации. В результате $\tau_{сдв}$ при резании высокоуглеродистых сталей увеличивается (рис. 5). В этой связи низкие $\tau_{сдв}$ при резании титановых сплавов следует связать с наличием примесей (водорода и т.д.) на границах зерен и, прежде всего, с его низкой ЭДУ вследствие закрепления дислокаций примесями.

Сопротивление сдвигу $\tau_{сдв}$ зависит и от степени деформации ϵ . Это обусловлено тем, что металлы с низкой ЭДУ, по сравнению с металлами с высокой, имеют большую продолжительность в уровне упрочнения, достигаемом при деформации: чем ниже ЭДУ, тем позже наступает динамический возврат, тем при прочих равных условиях до более высоких значений может быть упрочнен металл или сплав при пластической деформации [14]. Поэтому при обработке низкоуглеродистых сталей наблюдаются наибольшие значения ϵ и наименьшие β углы сдвига [6]. С ростом скорости резания степень деформации срезаемого слоя снижается.

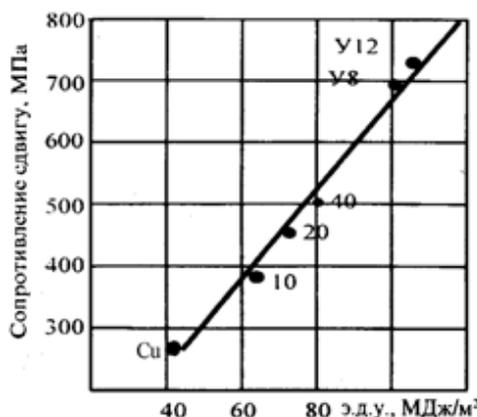


Рис. 5. Зависимость $\tau_{сдв}$ от ЭДУ материалов

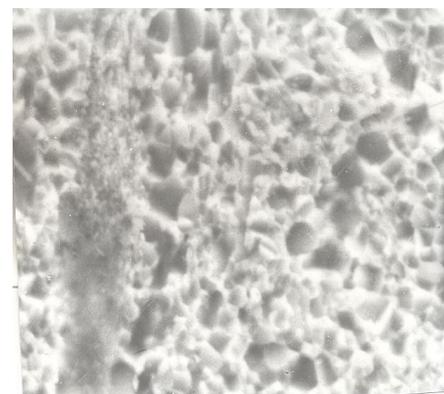


Рис. 6. Локализованный сдвиг в толще стружки (3000). Сталь 10

В работе [13] отмечается, что при высокой плотности дислокаций становится возможным возникновение нового типа субструктуры – полос скольжения, т.е. процесс пласти-

ческой деформации становится локализованным. На рис. 5 представлена зависимость $\tau_{сдв}$ от ЭДУ металлов.

Локализованные полосы скольжения экспериментально обнаруживаются в толще стружки (рис. 6).

Подобная эволюция дислокационной структуры от исходной к хаотической, далее к фрагментированной и последующее образование полос скольжения характерно для различных видов механических испытаний (при сжатии, растяжении, усталостных испытаниях и т.д.).

Показано [13], что за время действия нагрузки менее 10^{-3} с формируется дислокационный ансамбль, поведение которого при последующем нагружении уже нельзя прогнозировать лишь с учетом свойств, входящих в него индивидуальных дислокаций, так как он приобретает свойства солитона. Поэтому скопление дислокации с высокой плотностью ρ , перестроившихся в полосу скольжения (рис. 6), следует рассматривать как локализованный источник, т.е. солитон. В работе [13] даны решения эволюционных уравнений гидродинамического типа уединенной волны. Дополнительный анализ показал, что волновые решения, удовлетворяющие этим условиям, оказываются устойчивыми. Таким образом, следствием этих перестроек является локализованные пространственно-временные структуры (ЛПВС), которые имеют волновую природу. Скорость движения такого дислокационного образования оказывается высокой [13].

Ряд исследователей полагают [1, 6], что за время сдвига элемента стружки в деформированных объемах могут протекать разупрочняющие процессы, так как температура в зоне стружкообразования может превышать 300°C . Расчеты показывают, что времени t_d пребывания деформированных объемов в зоне вторичной деформации ($t_d = 10^{-3} \dots 10^{-5}$ с) достаточно для реализации разупрочняющих процессов за счет диффузии углерода, перехода его в жидкое состояние, затем происходит закалка и отпуск мартенсита. Образование аустенита резко интенсифицирует процессы диффузии углерода в железо. Причем они (структурные и фазовые превращения) могут протекать и в зоне первичной деформации материала при обработке жаропрочных сплавов на низких скоростях резания [2].

В первом приближении критериям оценки интенсивности протекания разупрочняющих процессов в зоне стружкообразования может служить фактор упрочнения как отношение $\tau_{сдв}/\tau_T$, где τ_T - предел текучести. Согласно [1], для титанового сплава $\tau_{сдв}/\tau_T \approx 1,26$, для сталей колеблется от 3,5 до 3,8, в закаленной стали (HRC 30...35) $\approx 1,07$, а жаропрочного сплава ЭИ 961-0,91 [3].

Как уже отмечалось, перестройка исходной дислокационной структуры из исходной в фрагментированную, совершается с запаздыванием ($\tau_p \sim 10^{-3}$). Время запаздывания τ_3 пластических деформаций будет определяться видом обрабатываемого материала и режимами резания. С ростом скорости резания, а следовательно, $\dot{\epsilon}$ скорости деформации перестройка дислокационной структуры будет существенно определяться диффузией точечных дефектов (вакансий) и реализуется путем переползания дислокаций [14]. В результате время запаздывания τ_3 будет возрастать. Поэтому отношение $\tau_{сдв}/\tau_T$ будет также характеризовать запаздывание пластических деформаций при резании вследствие протекания разупрочняющих процессов, а следовательно, и вид стружки при обработке углеродистых сталей.

Анализ показывает, что как $\tau_{сдв}$, так и q_F находятся в линейной зависимости от теплоты образования обрабатываемого материала. Теплота образования характеризует количество тепла, которое необходимо сообщить веществу, чтобы перевести его из кристаллического состояния в жидкое путем разрыва межатомных связей. Экспериментальные данные подтверждают высказанное положение. Подобно $\tau_{сдв}$, удельная q_F сила трения также является константой при варьировании условий резания [6].

Влияние охрупчивания границ зерен при сегрегации на них примесей, в частности углерода, в сталях на вид стружки изучалось путем моделирования на основе квантово-механических расчетов. Размер кластера обеспечивал необходимую точность воспроизведения

явления сегрегации и достаточное время расчетов. В качестве рассчитываемых характеристик были выбраны E_0 (общая энергия связи в кластере) и межатомные расстояния (табл. 1).

Таблица 1

Общая энергия, энергия на атом и межатомные расстояния в кластерах

Вид кластера	Число атомов	Энергия кластера, эВ	Энергия на один атом, эВ	Расстояние A между атомами	Энергия дислокации, эВ
атомы железа	30	-138,4	-4,61	1,56	6
железо-углерод	30	-142,2	-4,74	1,54	

Энергия связи кластера, взятая с обратным знаком, представляет собой энергию, которую нужно затратить на разрыв всех межатомных связей в кластер, т.е. разделить его на отдельные атомы. Энергия связи, приходящаяся на один атом, равна $E_a = E_0/n$, где n – число атомов в кластере. При этом расстояния между атомами должно стремиться к значениям, характерным для кристаллической решетки железа, определенной экспериментально. Железо с ОЦК решеткой и постоянной $a=2,87A$, расстояние между атомными слоями должно быть равно $a/2$. Таким образом, размер кластера составлял 30 атомов железа. При моделировании условий, при которых происходит сегрегация, полагали, что ширина граница между зернами равна постоянной решетке a .

Таким образом, рассматривалась кластерная модель из шести слоев с 30 атомами, где атомы железа в слоях замещены атомами углерода в несколько большем по размеру кластере, чем кластер только из Fe. Такая модель, безусловно, не учитывает все факторы, происходящие на границах зерен, в том числе и наличие здесь дислокаций. Однако она все же моделирует адсорбцию на свободную поверхность железа и сегрегацию углерода на межкристаллитные границы. В табл. 1 приведены результаты расчетов по оценке прочности межатомных связей и межатомного расстояния связей Fe-Fe и Fe-C в кластерах.

Из табл. 1 видно, что прочность связей межатомного взаимодействия Fe-C выше, чем у системы Fe-Fe, а длина связи в системе Fe-C также ниже по сравнению с длиной связи в системе Fe-Fe. Следовательно, границы зерен при наличии примесей припятствуют эстафетной передаче деформации из зерна в зерно. Деформация локализуется в микрообъемах, а сопротивление деформации возрастает. При этом атомы примеси закрепляют дислокации, повышая сопротивление пластическому течению по границам зерен, а следовательно, создают трудности поворота зерен. Таким образом, углерод уменьшает подвижность дислокаций и охрупчивает границы зерен в сталях, тем самым влияет на образование элементной стружки при низких скоростях резания.

С увеличением скорости, а следовательно, с ростом температуры, формируется сливная стружка. Этому способствуют диффузионные процессы на границах зерен, облегчающие поворот зерен и межзеренную деформацию. При дальнейшем росте скорости резания формирование элементной стружки связано с запаздыванием пластических деформаций. При обработке титановых сплавов и нержавеющей сталей и сплавов формирование элементной стружки обусловлено охрупчиванием границ зерен примесями, вид стружки с ростом скорости резания не изменяется.

Как отмечалось, при высоких скоростях резания происходит запаздывание пластических деформаций и деформированное состояние перестает соответствовать ее напряженному состоянию [5, 8]. Причем чем больше скорость резания, тем больше это несоответствие. Иначе говоря, с ростом скорости резания в зоне стружкообразования будут изменяться как напряженное состояние, так и деформированное. В зоне вторичной деформации стружки

разупрочняющие процессы будут протекать более активно, которые, во-первых, будут способствовать запаздыванию здесь пластических деформаций, торможению и уменьшению скорости движения стружки. Во-вторых, разупрочняющие процессы будут также снижать несущую способность стружки, длину контакта стружки с инструментом, а следовательно, изменять напряженное состояние в зоне стружкообразования. В результате угол сдвига β будет уменьшаться. Установлена линейная связь отношения C/a с углом сдвига, где C – длина контакта стружки с инструментом, a – толщина среза.

Поэтому с ростом скорости резания, а следовательно, температуры, механизм деформации и напряженное состояние в зоне стружкообразования изменяется. Локализация деформации в зоне стружкообразования при высоких скоростях резания в связи с увеличением температуры облегченно происходит в пограничных областях, что будет способствовать ускорению зернограничного проскальзывания и повороту зерен как целого. В результате размеры (длина и толщина) локализованного сдвига будут уменьшаться, а стружка будет состоять из элементов с менее деформированными зёрнами внутри, чем в области локализованного сдвига, что подтверждают измерения микротвердости шлифов стружки. На шлифах стружки установлено, что наибольшая микротвердость наблюдается во впадинах между элементами стружки, что свидетельствует об охрупчивании этих зон вследствие хемосорбции в ядро дислокаций (вышедшей полосы скольжения на свободную поверхность) кислорода воздуха и увеличением прочности связи Fe-O. Радиус дислокационной трубки в полосе скольжения равен примерно $r_d = a$ и он больше, чем атомный радиус кислорода $r_k = 0,30\text{Å}$. Это приводит, как показали квантово-механические расчеты, к формированию более прочных межатомных связей, чем между атомами железа, и к уменьшению длины связей между атомами железа и кислорода, следовательно, закреплению дислокаций и резкому уменьшению межзеренной деформации вследствие охрупчивания границ зерен кислородом. Обнаружено, что при обработке ряда титановых сплавов наблюдается даже самовозгорание стружки.

Таким образом, гипотеза [1] о механизме образования суставчатой стружки, связанная с адиабатическим нагревом, не подтверждается. Установленная зависимость $\tau_{сдв}$ от теплоты плавления и электронно-микроскопические исследования, показывающие высокую плотность дислокаций вблизи верхней границы стружкообразования (рис. 2), позволяют утверждать, что в плоскости сдвига кристаллическая решетка предельно искажена и испытывает фазовый переход с разрывом атомных связей и образованием жидкостно-аморфной фазы с последующим формированием мелкодисперсной структуры, обладающей высокой микротвердостью. Вследствие этого такая структура плохо травится и не выявляется на шлифах.

Это обстоятельство объясняет причины постоянства $\tau_{сдв}$ в широком диапазоне скоростей резания. Однако особенностью процессов деформации и разрушения срезаемого слоя при высоких скоростях резания является тот факт, что зона стружкообразования резко уменьшается и изменение вида дислокационной структуры (субструктуры) протекают более быстро. Но завершающий этап сдвига стружки, сопровождающийся локализацией деформации и образованием полос скольжения (рис. 6) с переходом в аморфное состояние вследствие высокой плотности дислокаций, а затем вновь в мелкозернистое кристаллическое, сохраняется.

Следовательно, причиной образования суставчатой стружки, как показывают наши исследования, являются разупрочняющие процессы типа динамического возврата, так как, во-первых, температура в зоне стружкообразования превосходит температуру динамического возврата, а интенсивность разупрочнения (отношения $\tau_{сдв} / \tau_{дТ}$), сопротивление сдвигу, а также скорость $V_{кр}$ (перехода сливной стружки к суставчатой) зависят от ЭДУ обрабатываемого материала. Во-вторых, время запаздывания пластических деформаций растёт.

Установлено, чем меньше ЭДУ, тем меньше $V_{кр}$. Титановые и жаропрочные сплавы, а также нержавеющие стали имеют низкие значения ЭДУ и соответственно низкие $V_{кр}$. Следовательно, степень деформационного упрочнения, а поэтому и $\tau_{сдв}$ (рис. 5), определяется ЭДУ обрабатываемых материалов. Многочисленными исследованиями установлено, что в аустенитных сталях с ростом температуры происходит увеличение ЭДУ, что приводит к

взаимодействию дислокаций с примесями и, как следствие, изменению прочностных и пластических свойств.

В соответствии с выдвинутой гипотезой, причиной снижения $V_{кр}$ при обработке закаленной стали, а также легированных сталей и сплавов является изменение при этом ЭДУ материала, а не температуропроводности. Следовательно, появляется возможность управлять формой (видом) стружки, что важно для повышения эффективности механообработки. При этом отметим, что основной путь управления производительностью процесса резания – это увеличение скорости резания. Применение режущего инструмента с покрытием позволяет значительно повысить скорость резания, уменьшить силы резания и повысить эффективность механообработки. Полученные зависимости $\tau_{сдв}$, а также контактных характеристик (q_F) от параметров атомной структуры материалов (ЭДУ, теплоты плавления) позволяют уже на стадии лабораторных испытаний прогнозировать тип стружки и другие характеристики их обрабатываемости при резании.

Проведенные исследования позволили предложить механизм отделения стружки от заготовки. Дело в том, что по мере увеличения степени пластической деформации плотность дислокаций возрастает (рис. 4, б) и число их пересечения увеличивается, вызывая быстрое размножение вакансий [15]. Затем вакансии сливаются и образуют поры, сначала субмикроскопические, а затем и крупные поры, переходящие в начальные микротрещины, вызывая вязкое разрушение. При обработке таких материалов, как титановые сплавы, высокоуглеродистые стали и т.д. стадия доразрушения происходит хрупко.

Кристаллическое строение металлов определяет анизотропию ряда свойств металлов в связи с различной плотностью упаковки атомов по плоскостям и направлением решетки и с различным расстоянием между плоскостями. Например, текстуры железа после пластической деформации устанавливаются в направлении $\{110\}$ и $\{011\}$. Образование текстуры повышает несущую способность стружки при обработке углеродистых сталей. При резании титановых сплавов текстуры, как правило, не наблюдается. Следовательно, как фактор упрочнения стружки, так $\tau_{сдв}$ при их обработке оказываются ниже, чем при обработке углеродистой стали.

В заключение следует отметить, что говоря о влиянии атомной структуры обрабатываемых материалов на процессы деформации и разрушение срезаемого слоя при механообработке, следует иметь в виду, что прочность межатомных связей определяет электронная структура элементов. В частности, на прочность межатомных связей в переходных металлах большое влияние оказывают d - и s -электроны. Прочные металлические связи устанавливаются за счет перекрытия валентных электронов d - и s -оболочек, в результате ядра атомов стягиваются. Таким образом, имеется связь, сопротивление $\tau_{сдв}$ сдвигу, коэффициента трения и удельной q_F силы трения с количеством d -электронов в металлах.

Библиографический список

1. **Клушин, М.И.** О физических основах сверхскоростного резания // Труды ГПИ, 1961. Т. XVII. Вып. 4. С. 15–22.
2. **Бобров, В.Ф.** Особенности образования суставчатой и элементной стружек при высокой скорости резания / В.Ф. Бобров, А.И. Сидельников // Вестник машиностроения. 1976. №7. С. 61–66.
3. **Филимонов, Л.Н.** Особенности стружкообразования в условиях локального термопластического сдвига при высокоскоростном резании / Л.Н. Филимонов, Л.Н. Петрашина // Вестник машиностроения. 1993. № 5–6. С. 23–25.
4. **Макаров, В.Н.** Термодинамика высокоскоростной лезвийной обработки / В.Н. Макаров, С.Л. Проскуряков // Вестник машиностроения. 1993. № 5–6. С. 28–29.
5. **Рехт, Р.Ф.** Разрушающий термопластический сдвиг // Тр. Америк. общества инж.-механиков: [пер. с англ.]. Т. 31. Сер. Е. № 2. – М.: МИД, 1964. С. 189–193.
6. **Зорев, Н.Н.** Вопросы механики процесса резания / Н.Н. Зорев. – М.: Машгиз, 1956. – 365 с.
7. **Клушин, М.И.** Резание металлов / М.И. Клушин. – М.: Машгиз, 1956. – 363 с.

8. **Кабалдин, Ю.Г.** Резание металлов в условиях адиабатического сдвига элемента стружки // Вестник машиностроения. 1995. № 7. С. 19–25.
9. **Панин, В.Е.** Структурные уровни локализации деформации / Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации: сб. ст. – Киев: Наукова думка, 1989. С. 38–57.
10. **Панин, В.Е.** Новая область физики твердого тела // Изв. вузов. Физика. 1987. № 1. С. 3–8.
11. **Пригожин, И.Р.** Термодинамическая теория структур, устойчивости и флуктуации / И.Р. Пригожин, Л. Гленсдорф. – М.: Мир, 1973. – 280 с.
12. **Хакен, Г.** Синергетика / Г. Хакен. – М.: Мир, 1980. – 406 с.
13. **Максимов, И.Л.** Кинетический механизм формирования полосы скольжения в деформируемых кристаллах / И.Л. Максимов, Г.Ф. Сарафанов, С.Н. Нагорных / Физика твердого тела. 2010. № 37. С. 3169–3178.
14. **Трефилов, В.И.** Физические основы прочности тугоплавких металлов / В.И. Трефилов, Ю.В. Мильман, С.А. Фирстов. – Киев: Наукова думка, 1975. – 315 с.

*Дата поступления
в редакцию: 08.04.2014*

Yu.G. Kabaldin, A.M. Kuzmishina

APPROACH TO NUCLEAR AND DESTRUCTION DEFORMATION PROCESS OF CUTTING LAYER CUTTING

Nizhny Novgorod state technical university n.a. R.E. Alexeev

Purpose: Develop mechanisms of deformation and fracture of the shear layer in cutting at the atomic level.

Methodology: The electron-microscopic study of the dislocation structure of materials and quantum-mechanical calculations of the interatomic bond iron alloy grain boundaries, assess their strength.

Findings: New results causes constant shear resistance during cutting due to advances in the shear plane dislocation density limit and move volumes of material in the amorphous state.

Key words: atomic structure of metals, dislocations, cuts, deformation, shear strength, impurities, quantum-mechanical calculations.