

# Технология и технологические машины

УДК 621.9

DOI 10.18698/0536-1044-2016-5-30-40

## Исследование процессов деформации и разрушения срезаемого слоя при резании на основе атомного подхода

**Ю.Г. Кабалдин, А.М. Кузьмишина**

Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева (НГТУ им. Р.Е. Алексеева),  
603950, Н. Новгород, Российская Федерация, ул. Минина, д. 24

## The Study of Deformation and Failure Processes in the Cut Layer of Material Based on the Atomic Approach

**Y.G. Kabaldin, A.M. Kuzmishina**

Nizhny Novgorod State Technical University (NNSTU) named after R.E. Alekseev, 603950, Nizhny Novgorod,  
Russian Federation, Minin St, Bldg. 24

e-mail: [uru.40@mail.ru](mailto:uru.40@mail.ru), [Foxi-16@mail.ru](mailto:Foxi-16@mail.ru)

Изложен атомный подход к процессам деформации и разрушению стружки при резании. Сопrotивление пластической деформации срезаемого слоя зависит от типа кристаллической решетки обрабатываемого материала, его энергии дефекта упаковки и наличия примесей на границах зерен. Влияние этих факторов проявляется через виды диссипативных структур, формирующихся в процессе деформации срезаемого слоя и определяющих ее локализацию. В углеродистых сталях основной примесью является углерод, который, располагаясь на границах зерен, может способствовать их охрупчиванию. С ростом температуры диффузионная подвижность углерода возрастает, что облегчает проскальзывание зерен, увеличивает и изменяет форму стружки. Приведены результаты квантово-механических расчетов, показывающие роль примесей в процессах деформации и формирования вида стружки, а также изменение дислокационной структуры при сдвиге элемента стружки. Установлено, что постоянство сопротивления сдвигу при изменении режимов резания связано с достижением в кристаллической решетке предельной плотности дислокаций, разрывом межатомных связей и аморфизацией деформируемых объемов. Указаны пути повышения эффективности процесса резания.

**Ключевые слова:** атомная структура металлов, дислокации, резание, деформация, сопротивление сдвигу, примеси, атомный подход.



The atomic approach to the processes of deformation and failure of chips is described in the article. The resistance of the cut layer to plastic deformation depends on the crystal lattice of the machined material, its stacking fault energy and the presence of additives at the grain boundaries. The effect of these variables is manifested through the kinds of dissipative structures formed in the process of cut layer deformation, and determining its location. Carbon is the main additive in carbon steels. Located at the grain boundaries, it can

promote grain embrittlement. With the increase of temperature, diffusion mobility of carbon increases too, which simplifies grain slippage, enlarges and changes the shape of the chips. This article presents the results of quantum-mechanical calculations on the role of additives in the processes of deformation and shape formation of the chips, as well as the change of the dislocation structure under chip element shear. It has been established that the consistency of shear resistance when the cutting conditions are changed is linked to the achievement of the dislocation density limit in the crystal lattice, breakage of the interatomic bonds, and amorphization of the deformed volumes. Ways of improving the cutting process efficiency are proposed.

**Keywords:** atomic structure of metals, dislocation, cutting, deformation, shear strength, impurity, atomic approach.

Повышение 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 (рис. 1) зоны стружкообразования и в зоне вторичной деформации отдельные зерна согласованно формоизменяются и выстраиваются в цепочку в плоскости сдвига, образуя так называемую текстуру (на рис. 1 видны зерна цементита вытянутые вдоль плоскости сдвига).

Экспериментально установлено, что сопротивление пластическому деформированию в условной плоскости сдвига  $\tau_{сдв}$  при обработке сталей остается постоянным, что связано с деформационным насыщением, т. е. с 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 при обработке титановых и жаропрочных сплавов сегментная стружка образуется уже при низких скоростях резания [2, 3]. При этом у титановых сплавов сегментная стружка может формироваться в широком диапазоне скоростей резания.

Одним из первых механизмов образования сегментной стружки при высоких скоростях резания исследовал М.И. Клушин [1], который связал это с адиабатическими условиями деформаций, т. е. с температурным разупрочнением. Согласно работе [1], при высоких скоростях резания условия деформирования в зоне стружкообразования таковы, что теплота от деформации в зоне локализованного сдвига не

успекает уйти, т. е. диффузионные процессы не могут реализоваться и сопротивление сдвигу  $\tau_{сдв}$  снижается.

Возможность реализации адиабатического сдвига [1] при резании связана, прежде всего, с низкими значениями тепло- и температуропроводности. Вследствие этого предполагают, что более низкие значения сопротивления сдвигу титанового сплава по сравнению с  $\tau_{сдв}$  сталей, получаемые при их резании, обусловлены этим обстоятельством.

Цель работы — 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 [4, 5] предполагает начало пластического течения при напряжении текучести  $\sigma_t$  и учитывает только деформационное упрочнение. Это ошибочное описание является следствием того, что в теории градиентов не учтены напряжения пластического течения.

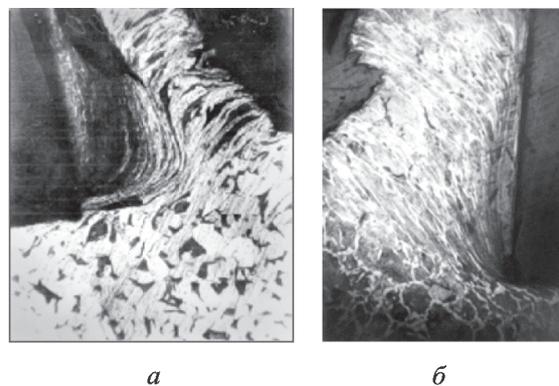


Рис. 1. Локализация деформации и текстура в зоне стружкообразования при резании стали 10 ( $\times 60$ ) на различных скоростях:  
а —  $v = 30$  м/мин; б —  $v = 250$  м/мин

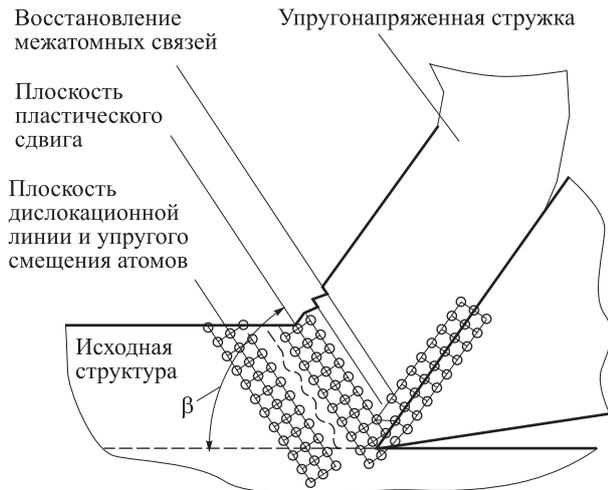


Рис. 2. Схема, иллюстрирующая атомную структуру обрабатываемого материала на нижней и верхней границах зоны стружкообразования, а также в зоне вторичной деформации прирезцового слоя стружки (пластического контакта) и передней поверхности инструмента

Неоднородность напряженного состояния в деформируемом кристалле обуславливает релаксационный характер пластического течения. Гидростатические давления способствуют релаксации упругих напряжений на границах зерен. В случае высокой энергии дефекта упаковки (ЭДУ) материала зерно при деформировании поворачивается как целое [4, 5]. В основе этого явления лежат относительно высокая подвижность зернограницных дислокаций и возникновение в нагруженном поликристалле моментных напряжений. Этот эффект зависит от обрабатываемого материала и состояния границ зерен. Поворотные моменты, обуславливающие поворот зерен (реализацию ротационной моды деформации), способствуют формированию цепочки зерен, вытянутых вдоль верхней границы стружкообразования с созданием текстуры (см. рис. 1). В работе [5] показано, что процессы, сдерживающие сдвиговую деформацию зерен, сдерживают и скольжение по границам зерен. В результате

происходит сдвиг 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 ( $\epsilon \sim 2 \dots 10$  [6]) и значительное внутризеренное упрочнение. Следовательно, в таких условиях работа источников деформации становится скоррелированной и самоорганизованной, что обуславливает самоустановление угла скольжения (сдвига)  $\beta$  [4] и минимум затрачиваемой энергии.

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 отличие от упругой, столь значительна, что вызывает разрыв связей между атомами, которые до деформации были соседями (рис. 2). Пластическая деформация происходит в том случае, когда к разрыву межатомных связей приводит увеличение напряжений во всем деформированном объеме до значения, равного теоретической прочности, т. е. порядка  $0,1B$  ( $B$  — модуль всестороннего сжатия). Однако в большинстве реальных материалов вследствие наличия в них дислокаций пластическая деформация имеет место при уровне напряжений более низком, чем теоретическая прочность.

Проведенные исследования показали, что на сопротивление пластической деформации срезаемого слоя значительно влияют: тип кристаллической решетки обрабатываемого материала, его ЭДУ, наличие примесей на границах зерен и способность материала к релаксации на границах зерен. Влияние этих факторов проявляется через виды диссипативных структур, формирующихся в процессе деформации срезаемого

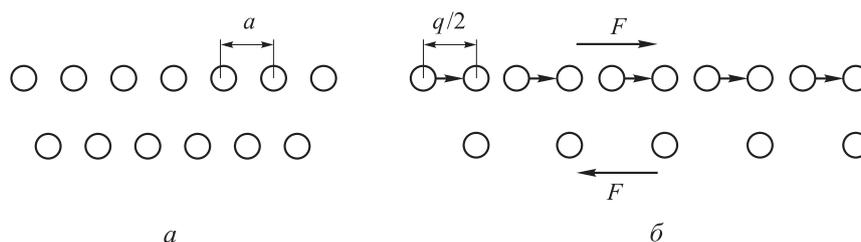


Рис. 3. Исходная атомная структура металла (а) и смещение атомов при приложении внешней силы  $F$  (б)

слоя и определяющих ее локализацию, поэтому вид стружки зависит от указанных факторов.

На рис. 3, *a* приведена исходная атомная структура металла, где  $a$  — расстояние между атомами. Существование дислокаций в кристалле приводит к появлению областей, где энергия, необходимая для разрыва группы атомных связей, получается за счет восстановления другой группы связей.

На рис. 3, *b* показано, что при упругой деформации под воздействием внешней силы  $F$  верхний атомный ряд смещается относительно нижнего на половину межатомного расстояния  $a$ .

Пластическая деформация может возникнуть, если через кристалл пройдут не только существующие 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. для разрыва межатомных связей, составляют около 10 % от модуля сдвига.

Например, для железа межатомное расстояние составляет 2,48 Å, энергия дислокации на это расстояние — ~6 эВ, а прочность межатомной связи Fe-Fe — 4,290 эВ. Энергия дислокации превышает прочность межатомных связей Fe-Fe, поэтому движение дислокаций будет сопровождаться деформацией кристалла, т. е. разрывом связей. Для разрыва большого числа атомных связей необходим механизм непрерывного генерирования дислокаций, например источник Франка-Рида [7], действие которого связано с образованием дислокационных петель диаметром в несколько межатомных расстояний. В кристалле энергия деформации составляет порядка 0,1В на одно межатомное расстояние  $a$  вдоль линии дислокации. Плоскость

скольжения для дислокации определяют как плоскость, в которой лежат и вектор Бюргера 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. Важной особенностью всех видов дислокаций является то, что сильные искажения кристаллической решетки сосредоточены в непосредственной близости от дислокационной линии и в ядре дислокации, имеющей свою атомную структуру [7].

Степень деформации при росте плотности дислокаций  $\rho$  определяется выражением [7]:

$$\epsilon \sim b\rho\bar{l},$$

где  $b$  — вектор Бюргера;  $\bar{l}$  — длина пробега дислокаций.

Степень деформации зависит от плотности дислокаций и длины их пробега, поэтому для образования даже одной петли потребуется энергия гораздо большая, чем энергия для разрыва межатомной связи. Рост температуры (термическая активация) в кристаллах с первичными связями не может быть источником этой энергии, а следовательно, влиять на сопротивление сдвигу  $\tau_{сдв}$  при резании, т. е. оно не зависит от температуры.

Дислокационные представления в резании металлов изложены в ряде работ, например, в [8]. Современные методы исследования дислокационной структуры выполняют с использованием высоковольтной электронной микроскопии тонких фольг.

На рис. 4 представлены микрофотографии дислокационной структуры с использованием

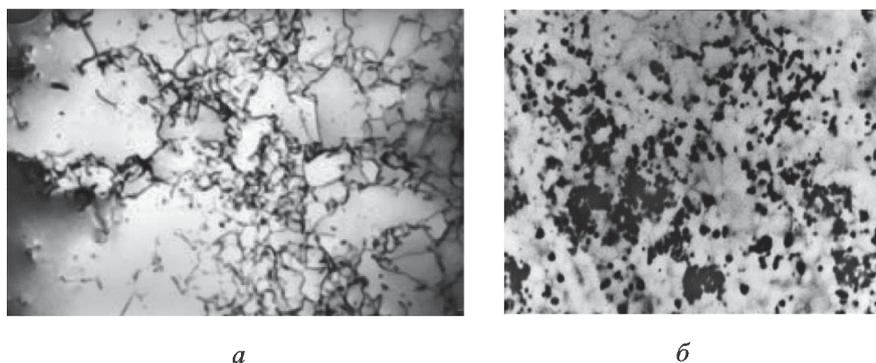


Рис. 4. Дислокационная структура стали 20 при резании вблизи нижней (*a*) и верхней (*b*) границ зоны стружкообразования ( $\times 15000$ )

микроскопии тонких фольг на просвет при резании стали 20 вблизи нижней и верхней границ зоны стружкообразования. На рис. 4, а видно хаотическое расположение дислокаций ( $\rho = 2 \cdot 10^6 \text{ см}^{-3}$ ), а на рис. 4, б — фрагментированная дислокационная структура ( $\rho = 2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-3}$ ). Следовательно, в процессе деформации срезаемого слоя при резании происходит изменение вида дислокационной структуры и деформационное упрочнение, что сопровождается ростом плотности дислокаций и напряжений сдвигу.

Исходя из теории дислокаций, при росте скорости резания скорость деформации  $\dot{\epsilon}$  можно определить по выражению [7, 9]:

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

где  $v$  — скорость движения дислокаций.

Вектор Бюргера указывает направление атомных плоскостей в кристалле, где возникает дефект, поэтому он характеризует меру искаженности кристаллической решетки.

Исследователи отмечают незначительное влияние скорости деформирования на сопротивление сдвигу  $\tau_{сдв}$  при обработке легкоплавких металлов, например, меди [1, 6]. Это в значительной степени связано со способностью дислокаций к фрагментации и различием их скорости движения  $v$ . В металлах с гранецентрированной кубической решеткой (медь) скорость  $v$  дислокаций на 5...8 порядков выше, чем в металлах с объемно центрированной кубической (ОЦК) решеткой (сталь). При высоких скоростях деформации, близких к скорости деформации при резании,  $v$  может достигать скорости звука [10].

Перед нижней границей зоны стружкообразования (см. рис. 2) обрабатываемый материал имеет как исходную (начальную) плотность

дислокаций, так и электронную структуру. На нижней границе электронная структура обрабатываемого материала деформируется упруго (без разрыва межатомных связей). По мере деформации срезаемого слоя происходит рост плотности дислокаций и разрыв межатомных связей, т. е. обрабатываемый материал испытывает деформационное упрочнение. Таким образом, размер ячеистой структуры оказывается запрограммированным уже на пределе упругости. В связи с этим при резании обнаруживается и зависимость  $\tau_{сдв}$  от предела упругости.

Склонность обрабатываемых материалов к деформационному упрочнению зависит 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 основной примесью является углерод, который, располагаясь на границах зерен, может способствовать их охрупчиванию. С ростом температуры диффузионная подвижность углерода возрастает, что облегчает проскальзывание зерен, увеличивает и изменяет форму стружки. Как уже отмечалось, дислокации не подтверждены термической активации, поэтому степень деформации срезаемого слоя и силы резания снижаются.

Степень деформационного упрочнения и сопротивление сдвигу при низких температурах вследствие роста плотности дислокаций в зернах поликристалла зависят от их подвижности, которую определяется ЭДУ обрабатываемого материала, а также охрупчиванием границ зерен. Последнее будет определять и вид стружки, не влияя на  $\tau_{сдв}$  при резании. Это объясняется тем, что межзеренная деформация составляет не более 20 % от внутризеренной [5]. На рис. 5 приведена зависимость сопротивления сдвигу  $\tau_{сдв}$  от ЭДУ меди и сталей марок 10, 20, 40, У8, У12.

Установлено, что чем выше ЭДУ металла, тем больше  $\tau_{сдв}$  и степень деформационного упрочнения  $\epsilon$ . Такая зависимость обусловлена влиянием ЭДУ на расщепление дислокаций и на их способность к фрагментации зерен [9], т. е. к росту межзеренной деформации. 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

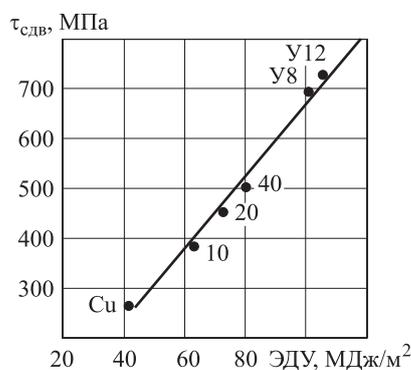


Рис. 5. Зависимость сопротивления сдвигу от ЭДУ металла

дислокации склонны к поперечному скольжению. Примеси, сегрегируя на субграницы дислокационной структуры, повышают ее устойчивость и сопротивление скольжению дислокации. В результате сопротивление сдвигу  $\tau_{сдв}$  при резании высокоуглеродистых сталей увеличивается (см. рис. 5). Низкие значения  $\tau_{сдв}$  при резании титановых сплавов следует связать с наличием примесей (водорода и т. д.) на границах зерен и с низкой ЭДУ вследствие закрепления дислокаций примесями.

Как уже указывалось, сопротивление сдвигу  $\tau_{сдв}$  зависит от степени деформации  $\epsilon$ . Это обусловлено тем, что металлы с низкой ЭДУ по сравнению с металлами с высокой ЭДУ имеют большую продолжительность в уровне упрочнения, достигаемом при деформации. Чем ниже ЭДУ, тем позже наступает динамический возврат и тем до более высоких значений может быть упрочнен металл или сплав при пластической деформации [7]. Поэтому при обработке низкоуглеродистых сталей наблюдаются наибольшие значения степени деформации  $\epsilon$  и наименьшие углы сдвига  $\beta$  [1, 6]. С ростом скорости резания степень деформации срезаемого слоя уменьшается.

В работе [10] отмечено, что при высокой плотности дислокаций возможно возникновение нового типа субструктуры — полос скольжения, т. е. процесс пластической деформации становится локализованным. 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 характерны [9] для различных видов механических испытаний (при сжатии, растяжении, усталостных испытаниях и т. д.).

В работе [10] показано, 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.

В связи с этим скопление дислокаций с высокой плотностью  $\rho$ , перестроившихся в полосу скольжения (см. рис. 6), следует рассматривать как локализованный источник, т. е. как солитон. В работе [10] приведены решения эволюционных уравнений гидродинамического типа уединенной волны.

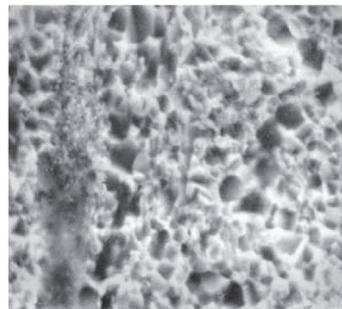


Рис. 6. Локализованный сдвиг в толще стружки стали 10 ( $\times 3000$ )

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 [11].

Размер кластера обеспечивал необходимую точность воспроизведения явления сегрегации. В качестве рассчитываемых характеристик выбраны общая энергия связи в кластере  $E_{tot}$  и межатомные расстояния  $a$ . Общая энергия связи кластера, взятая с обратным знаком, представляет собой энергию, которую необходимо затратить на разрыв всех межатомных связей в кластере, т. е. разделить его на отдельные атомы. Энергия связи, приходящаяся на один атом,  $E_a = E_{tot}/n$ , где  $n$  — число атомов в кластере.

При этом расстояния между атомами должны стремиться к значениям, характерным для кристаллической решетки железа, определенной экспериментально. У железа с ОЦК решеткой и  $a = 2,87 \text{ \AA}$  расстояние между атомными слоями должно быть равно  $a/2$ . Исходя из изложенного, размер кластера составлял 30 атомов железа. При моделировании условий, при которых происходит сегрегация, предполагали, что ширина границ между зернами равна  $a$ .

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 не учитывает все факторы, происходящие на границах зерен, в том числе и наличие дислокаций. Однако она все же моделирует адсорбцию на свободную поверхность железа и сегрегацию углерода на межкристаллитные границы. В таблице приведены результаты расчета по оценке прочности межатомных связей и меж-

## Результаты расчета

| Вид кластера | Число атомов | Энергия связи кластера, эВ | Энергия связи, приходящаяся на один атом, эВ | Расстояние между атомами, $a$ | Энергия дислокации, эВ |
|--------------|--------------|----------------------------|--|-------------------------------|------------------------|
| Fe-Fe        | 30           | -138,4                     | -4,61  | 1,56                          | 6                      |
| Fe-C         | 30           | -142,2                     | -4,74  | 1,54                          | 6                      |

атомного расстояния связей Fe-Fe и Fe-C в кластерах.

Из таблицы видно, что у системы Fe-C по сравнению с системой Fe-Fe прочность связей межатомного взаимодействия выше, а длина связи ниже. Следовательно, границы зерен при наличии примесей препятствуют 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, повышает сопротивление сдвигу  $\tau_{сдв}$  и охрупчивает границы зерен в сталях, тем самым влияя на образование элементной стружки при низких скоростях резания. При этом степень пластической деформации  $\epsilon$  стружки с ростом содержания углерода в сталях снижается.

На рис. 7 приведены зависимости сопротивления сдвигу  $\tau_{сдв}$  и общей энергии в кластерах  $E_{tot}$  от содержания углерода в сталях, а на рис. 8 — кластер при расчете общей энергии в системах Fe-C при содержании в стали 0,56 % углерода.

На рис. 7 видно, что с ростом содержания углерода в сталях увеличивается общая энергия в кластерах  $E_{tot}$  и сопротивление сдвигу  $\tau_{сдв}$ . Следовательно, рост содержания углерода в сталях приводит к увеличению сопротивления

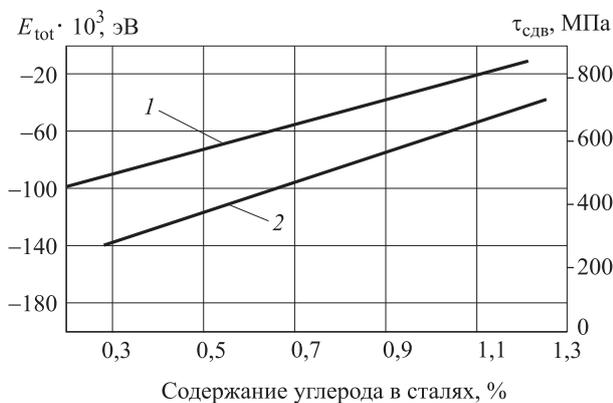


Рис. 7. Зависимость сопротивления сдвигу  $\tau_{сдв}$  (1) и общей энергии  $E_{tot}$  (2) от содержания углерода в сталях

сдвигу  $\tau_{сдв}$  вследствие повышения прочности связей в системах Fe-C.

С увеличением скорости, а следовательно, и температуры формируется сливная стружка. Этому способствуют диффузионные процессы на границах зерен, облегчающие поворот зерен и межзеренную деформацию. При этом степень пластической деформации стружки снижается.

При дальнейшем росте скорости резания формирование элементной стружки связано с запаздыванием пластических деформаций. При обработке титановых сплавов, нержавеющей стали и сплавов формирование элементной стружки также обусловлено охрупчиванием границ зерен примесями, и вид стружки с ростом скорости резания не изменяется.

Как уже отмечалось, при высоких скоростях резания происходит запаздывание пластических деформаций и деформированное состояние перестает соответствовать их напряженному состоянию [6]. Причем чем выше скорость резания, тем больше это несоответствие. Таким образом, с ростом скорости резания в зоне стружкообразования будут изменяться как напряженное состояние, так и деформированное. В зоне вторичной дефор-

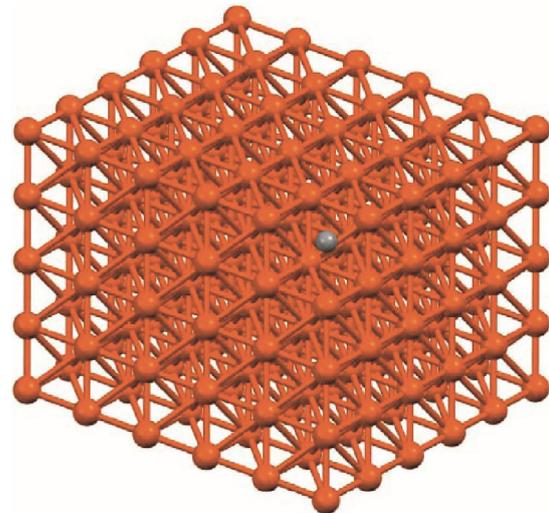


Рис. 8. Модельный кластер при 0,56%-ном содержании углерода в стали

мации стружки разупрочняющие процессы будут протекать более активно. Они будут способствовать запаздыванию пластических деформаций, торможению и уменьшению скорости движения стружки, а также снижать несущую способность стружки, длину контакта стружки с инструментом и, следовательно, изменять напряженное состояние в зоне стружкообразования. В результате угол сдвига  $\beta$  будет уменьшаться. Установлена линейная связь отношения  $C/b$  с углом сдвига, где  $C$  — длина контакта стружки с инструментом,  $b$  — толщина среза.

Поэтому с ростом скорости резания, а следовательно, и температуры механизм деформации и напряженное состояние в зоне стружкообразования изменяются. Локализация деформации в зоне стружкообразования при высоких скоростях резания вследствие увеличения температуры происходит в пограничных областях, что способствует ускорению зернограничного проскальзывания и повороту зерен как целого. В результате размеры (длина и толщина) локализованного сдвига уменьшаются, а стружка будет состоять из элементов с менее деформированными зернами внутри, чем в области локализованного сдвига, что подтверждают измерения микротвердости шлифов стружки. Наибольшая микротвердость шлифов наблюдается во впадинах между элементами стружки, что свидетельствует об охрупчивании этих зон вследствие хемосорбции в ядра дислокаций (вышедших из полосы скольжения на свободную поверхность) кислорода и увеличении прочности связи Fe-O. Радиус дислокационной трубки в полосе скольжения  $r_d \approx a$ , он больше, чем атомный радиус кислорода  $r_k = 0,30 \text{ \AA}$ . Как показали квантово-механические расчеты, это приводит к формированию межатомных связей более прочных, чем между атомами железа, и уменьшению длины связей между атомами железа и кислорода, а следовательно, закреплению дислокаций и резкому уменьшению межзеренной деформации вследствие охрупчивания границ зерен кислородом. Установлено, что при обработке ряда титановых сплавов происходит самовозгорание стружки.

Таким образом, гипотеза о механизме образования суставчатой стружки [1], связанная с адиабатическим нагревом, не подтвердилась. Установленная зависимость  $\tau_{сдв}$  от теплоты плавления и электронно-микроскопические исследования, показавшие высокую плотность

дислокаций вблизи верхней границы стружкообразования (см. 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 сопротивления сдвигу  $\tau_{сдв}$  в широком диапазоне скоростей резания. Однако особенностью процессов деформации и разрушения срезаемого слоя при высоких скоростях резания является то, что зона стружкообразования резко уменьшается и изменение вида дислокационной структуры (субструктуры) происходит очень быстро. Но завершающий этап сдвига стружки, сопровождающийся локализацией деформации и образованием полос скольжения (см. рис. 6) с переходом в аморфное состояние вследствие высокой плотности дислокаций, а затем вновь в мелкозернистое кристаллическое, сохраняется.

Как показали проведенные исследования, причиной образования суставчатой стружки являются разупрочняющие процессы типа динамического возврата. Это объясняется тем, что, во-первых, температура в зоне стружкообразования превосходит температуру динамического возврата, а интенсивность разупрочнения (отношения  $\tau_{сдв}/\tau_r$ ), сопротивление сдвигу и скорость  $v_{кр}$  перехода сливной стружки к суставчатой зависят от ЭДУ обрабатываемого материала. Во-вторых, время запаздывания пластических деформаций растет.

Установлено, что чем меньше ЭДУ, тем меньше скорость  $v_{кр}$ . Титановые и жаропрочные сплавы, а также нержавеющие стали имеют низкие значения ЭДУ и скорости  $v_{кр}$ . Следовательно, ЭДУ обрабатываемых материалов определяет степень деформационного упрочнения, и соответственно сопротивление сдвигу  $\tau_{сдв}$  (см. рис. 5). Многочисленными исследованиями установлено, что в аустенитных сталях с ростом температуры происходит увеличение ЭДУ, что приводит к взаимодействию дислокаций с примесями и, как следствие, изменение прочностных и пластических свойств.

Рассматривая влияние атомной структуры обрабатываемых материалов на процессы де-

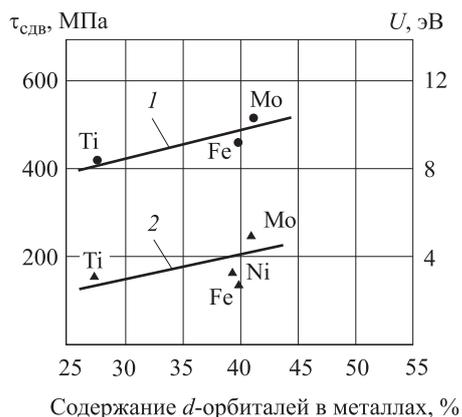


Рис. 9. Зависимость сопротивления сдвигу (1) и прочности межатомной связи в металлах (2) от содержания в них  $d$ -орбиталей

формации и разрушение срезаемого слоя при механообработке, следует иметь в виду, что прочность межатомных связей определяет электронная структура элементов. В частности, на прочность межатомной связи  $U$  (рис. 9) в переходных металлах [7] 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. Вследствие этого сопротивление сдвигу, коэффициент трения и удельная сила трения связаны с количеством  $d$ -электронов в металлах.

## Выводы

1. Предложена модель сдвига элемента стружки, учитывающая атомный механизм пластической деформации срезаемого слоя. Установлена связь между сопротивлением сдвигу элемента стружки и энергией дефекта упаковки обрабатываемых материалов, влияющих на подвижность дислокаций и степень деформационного упрочнения материалов.

2. Показано, что постоянство сопротивления пластическому деформированию при сдвиге элемента стружки обусловлено достижением в плоскости сдвига предельной плотности дислокаций, вызывающих аморфизацию деформируемых объемов.

3. При обработке углеродистых сталей с увеличением содержания в них углерода рост сопротивления пластическому деформированию в плоскости сдвига элемента стружки связан с увеличением прочности связей атомов железа с атомами углерода.

4. Образование элементной стружки с ростом скорости резания связано с уменьшением коэффициента трения и длины контакта стружки с передней поверхностью инструмента, устранением текстуры в зоне вторичной деформации стружки и снижением ее несущей способности, что уменьшает зону стружкообразования и вызывает локализацию пластической деформации.

## Литература

- [1] Васин С.А., Верещака А.С., Кушнер В.С. *Резание материалов: Термомеханический подход к системе взаимосвязей при резании*. Москва, Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. 448 с.
- [2] Кабалдин Ю.Г. Резание металлов в условиях адиабатического сдвига элемента стружки, *Вестник машиностроения*, 1995, № 7, с. 19–25.
- [3] Кабалдин Ю.Г., Олейников А.И., Шпилев А.М., Бурков А.А. *Математическое моделирование самоорганизующихся процессов в технологических системах обработки резанием*. Владивосток, Дальнаука, 2000. 194 с.
- [4] Панин В.Е. Новая область физики твердого тела. *Известия вузов. Физика*, 1987, № 1, с. 3–8.
- [5] Панин В.Е. Структурные уровни локализации деформации. *Сб. Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации*, Киев, Наукова думка, 1989, с. 38–57.
- [6] Полетика М.Ф. Влияние свойств обрабатываемого материала на процесс стружкообразования. *Вестник машиностроения*, 2001, № 1, с. 45–48.
- [7] Колбасников Н.Г. *Теория обработки металлов давлением. Сопротивление деформации и пластичность*. Санкт-Петербург, Изд-во СПбГТУ, 2000. 314 с.
- [8] Старков В.К. *Физика и оптимизация резания материалов*. Москва, Машиностроение, 2009. 640 с.

- [9] Николаева Е.А. *Сдвиговые механизмы пластической деформации монокристаллов*. Пермь, Изд-во Пермского государственного университета, 2011. 96 с.
- [10] Максимов И.Л., Сарафанов Г.Ф., Нагорных С.Н. Кинетический механизм формирования полосы скольжения в деформируемых кристаллах. *Физика твердого тела*, 1995, № 10, с. 3169–3178.
- [11] Кабалдин Ю.Г., Серый С.В., Кретинин О.В., Лаптев И.Л., Власов Е.Е., Кузьмишина А.М. *Компьютерное моделирование и исследование наноструктур в процессах обработки резанием на основе квантово-механических расчетов*. Н. Новгород, НГТУ им. Р.Е. Алексеева, 2014. 119 с.

## References

- [1] Vasin S.A., Vereshchaka A.S., Kushner V.S. Vasin S.A., Vereshchaka A.S., Kushner V.S. *Re-zanie materialov: Termomekhanicheskiy podkhod k sisteme vzaimosviazei pri rezanii* [Cutting materials: Thermomechanical approach to interconnect system with cutting]. Moscow, Publishing house MSTU N.E. Bauman, 2001. 448 p.
- [2] Kabaldin Iu.G. Re-zanie metallov v usloviakh adiabaticheskogo sdviga elementa struzhki [Cutting of metals under conditions of adiabatic shear element chips]. *Vestnik mashinostroeniia* [Russian Engineering Research]. 1995, no. 7, pp. 19–25.
- [3] Kabaldin Iu.G., Oleinikov A.I., Shpilev A.M., Burkov A.A. *Matematicheskoe modelirovanie samoorganizuiushchikhsia protsessov v tekhnologicheskikh sistemakh obrabotki rezaniem* [Mathematical modeling of self-organizing processes in technological systems of processing by cutting]. Vladivostok, Dal'nauka publ., 2000. 194 p.
- [4] Panin V.E. Novaia oblast' fiziki tverdogo tela [A new area of solid state physics]. *Izvestiia vuzov. Fizika* [Russian Physics Journal]. 1987, no. 1, pp. 3–8.
- [5] Panin V.E. Strukturnye urovni lokalizatsii deformatsii [Structural levels of strain localization]. *Sb. Kooperativnye deformatsionnye protsessy i lokalizatsiia deformatsii* [A collection of Cooperative deformation processes and localization of deformation]. Kiev, Naukova dumka publ., 1989, pp. 38–57.
- [6] Poletika M.F. Impact properties of the processed material chip process [Vliianie svoistv obrabatyvaemogo materiala na protsess struzhkoobrazovaniia]. *Vestnik mashinostroeniia* [Russian Engineering Research]. 2001, no. 1, pp. 45–48.
- [7] Kolbasnikov N.G. *Teoriia obrabotki metallov davleniem. Soprotivlenie deformatsii i plastichnost'* [Theory of metal forming. Resistance to deformation and ductility]. St. Petersburg, Publishing house of the St. Petersburg State University, 2000. 314 p.
- [8] Starkov V.K. *Fizika i optimizatsiia rezaniia materialov* [Physics and optimization of cutting materials]. Moscow, Mashinostroenie publ., 2009. 640 p.
- [9] Nikolaeva E.A. *Sdvigovye mekhanizmy plasticheskoi deformatsii monokristallov* [Shear mechanisms of plastic deformation of single crystals]. Perm', PSU publ., 2011. 96 p.
- [10] Maksimov I.L., Sarafanov G.F., Nagornykh S.N. Kineticheskiy mekhanizm formirovaniia polosy skol'zheniia v deformiruemykh kristallakh [Kinetic mechanism of formation of the slip strips in deformed crystals]. *Fizika tverdogo tela* [Physics of the Solid State]. 1995, no. 10, pp. 3169–3178.
- [11] Kabaldin Iu.G., Seryi S.V., Kretinin O.V., Laptev I.L., Vlasov E.E., Kuz'mishina A.M. *Komp'yuternoe modelirovanie i issledovanie nanostruktur v protsessakh obrabotki rezaniem na osnove kvantovo-mekhanicheskikh raschetov* [Computer modeling and study of nanostructures in machining processes on the basis of quantum mechanical calculations]. N.Novgorod, NNSTU n.a. R.E. Alekseev publ., 2014. 119 p.

Статья поступила в редакцию 28.01.2016

## Информация об авторах

**КАБАЛДИН Юрий Георгиевич** (Нижний Новгород) — заслуженный деятель науки и техники РФ, доктор технических наук, профессор кафедры «Технология и оборудование машиностроения». Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева (НГТУ им. Р.Е. Алексеева) (603950, Н. Новгород, Российская Федерация, ул. Минина, д. 24, e-mail: uru.40@mail.ru).

**КУЗЬМИШИНА Анастасия Михайловна** (Нижний Новгород) — аспирант, кафедра «Технология и оборудование машиностроения». Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева (НГТУ им. Р.Е. Алексеева) (603950, Н. Новгород, Российская Федерация, ул. Минина, д. 24, e-mail: Foxi-16@mail.ru).

## Information about the authors

**KABALDIN Yuriy Georgievich** (Nizhny Novgorod) — Honored Scientist of the Russian Federation, Doctor of Science (Eng.), Professor, Department of Machine Building Technology and Equipment. Nizhny Novgorod State Technical University (NNSTU) named after R.E. Alekseev (603950, Nizhny Novgorod, Russian Federation, Minin St., Bldg. 24, e-mail: uru.40@mail.ru).

**KUZMISHINA Anastasia Mikhailovna** (Nizhny Novgorod) — Postgraduate, Department of Engineering Technology and Equipment. Nizhny Novgorod State Technical University (NNSTU) named after R.E. Alekseev (603950, Nizhny Novgorod, Russian Federation, Minin St, Bldg. 24, e-mail: Foxi-16@mail.ru).



В Издательстве МГТУ им. Н.Э. Баумана  
вышел в свет учебник  
**Р.З. Кавтарадзе**

### «Теория поршневых двигателей. Специальные главы»

Изложены основы создания высокоэффективных и высокоэкологических двигателей, проанализированы термодинамические циклы поршневых и комбинированных двигателей, особенности и теплофизические свойства используемых топлив и рабочего тела. Описаны нульмерные и трехмерные модели рабочего процесса и способы его организации в двигателях с внешним и внутренним смесеобразованием, а также формы камеры сгорания. Значительное внимание уделено процессам впрыскивания, распыливания, испарения топлива, задержки воспламенения и тепловыделения в бензиновых двигателях и в дизелях. Рассмотрены процессы сгорания топлива, образования вредных выбросов, проанализированы методы снижения их концентрации, а также проблемы совершенствования и перспективы развития двигателей с непосредственным впрыскиванием бензина и дизельного топлива. Приведены математические модели основных внутрицилиндровых процессов и методы их экспериментального исследования.

Содержание учебника соответствует курсу лекций, читаемых автором в МГТУ им. Н.Э. Баумана.

**По вопросам приобретения обращайтесь:**

105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1.  
Тел.: +7 499 263-60-45, факс: +7 499 261-45-97;  
press@bmstu.ru; www.baumanpress.ru