

УДК 621.91.01

DOI 10.18698/0536-1044-2017-7-72-80

Влияние типа кристаллической решетки на процесс стружкообразования при резании

Ю.Г. Кабалдин, А.М. Кузьмишина

ФГБОУ ВО «Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева», 603950, Нижний Новгород, Российская Федерация, ул. Минина, д. 24

The Influence of Crystal Lattice Type on the Process of Chip Formation During Cutting

Y.G. Kabaldin, A.M. Kuzmishina

Federal State Budgetary Educational Institution of Higher Education: Nizhny Novgorod State Technical University named after R.E. Alekseev, 603950, Nizhny Novgorod, Russian Federation, Minin St., Bldg. 24



e-mail: uru.40@mail.ru, Foxi-16@mail.ru



Рассмотрен механизм образования суставчатой (сегментной) стружки при высоких скоростях резания. Показано, что это явление связано с ростом предела текучести металла и снижением его пластичности при увеличении скорости резания, а следовательно, и скорости деформирования. Возрастание скорости деформирования с повышением скорости резания вызывает менее энергоемкий хрупкий механизм разрушения элемента стружки, что, в свою очередь, приводит к снижению степени деформации срезаемого слоя, сил резания и усадки стружки. Влияние типа кристаллической решетки обрабатываемого материала на вид стружки проявляется через энергию дефекта упаковки, оказывающую воздействие на формирование вида дислокационной структуры в зоне стружкообразования, определяющей выходные параметры процесса резания: сопротивление пластическому деформированию, силы резания, степень деформации и усадку срезаемого слоя.

Ключевые слова: кристаллическая решетка, энергия дефекта упаковки, хрупкое разрушение, зона стружкообразования, суставчатая стружка



The mechanism of jointed (segmented) chip formation at high cutting speeds is considered. It is shown that this phenomenon is associated with an increase in the yield strength of the metal and a reduction in its ductility with an increase in the cutting speed, and consequently in the rate of deformation. The increase in the rate of deformation with the increasing cutting speed creates a less energy-intensive brittle mechanism of chip element fracture. This, in turn, leads to a decrease in the degree of deformation of the cut layer, cutting forces and chip shrinkage. The effect of the type of crystal lattice of the machined material on the appearance of the chips is manifested through the stacking fault energy that affects the formation of the dislocation structure in the chip formation zone, which determines the output parameters of the cutting process, i.e. resistance to plastic deformation, cutting forces, degree of deformation and shrinkage of the cut layer.

Keywords: crystal lattice, stacking fault energy, brittle fracture, chip formation zone, segmented chips

Повышение эффективности процесса резания обуславливает необходимость дальнейшего углубленного изучения физических основ деформации срезаемого слоя и механизмов образования различных видов стружки. Этим вопросам посвящено много публикаций, в частности [1–7].

Анализ работ [1–7] показал, что тип кристаллической решетки обрабатываемых материалов оказывает большое влияние на такие параметры процесса резания, как сопротивление пластическому деформированию, степень деформации срезаемого слоя, силы резания и вид стружки. Однако особенности влияния типа кристаллической решетки обрабатываемых материалов на выходные показатели процесса резания изучены недостаточно.

Исследователи отмечают, что при обработке сталей с ростом скорости резания вид стружки изменяется от сливной к суставчатой (сегментной) стружки. В работах [1–7] указано, что основным фактором, обуславливающим переход сливной стружки к суставчатой, являются температурно-скоростные параметры процесса резания. При обработке нержавеющей сталей, жаропрочных сталей и сплавов, титановых сплавов суставчатая стружка образуется в широком диапазоне скоростей резания.

В работе [8] отмечено, что при высоких скоростях резания происходит запаздывание пластических деформаций, и деформированное состояние перестает соответствовать их напряженному состоянию. К тому же, чем выше скорость резания, тем больше это несоответствие. Иначе говоря, с ростом скорости резания в зоне стружкообразования будет изменяться как напряженное состояние, так и деформированное. В зоне вторичной деформации стружки разупрочняющие процессы будут протекать более активно. Во-первых, они будут способствовать запаздыванию пластических деформаций, торможению и уменьшению скорости движения стружки, а во-вторых, — снижать несущую способность стружки, и, следовательно, изменять напряженное состояние в зоне стружкообразования. В результате угол сдвига будет уменьшаться. 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 сталей вследствие увеличения температуры

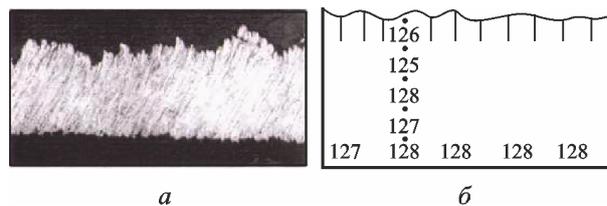


Рис. 1. Микроструктура шлифа сливной стружки при резании стали 20 (а) и распределение микротвердости в стружке, МПа ($H_{\mu \text{исх}} = 117 \text{ МПа}$) (б)

происходит в пограничных областях [6], что способствует ускорению зернограничного проскальзывания и повороту зерен. В результате толщина локализованного сдвига уменьшится, а стружка будет состоять из элементов с менее деформированными зернами внутри, чем в области локализованного сдвига.

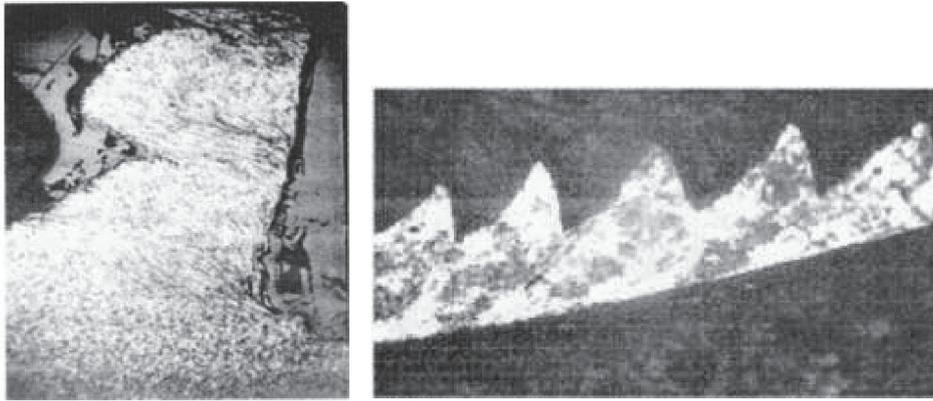
Цель работы — изучение влияния типа кристаллической решетки обрабатываемых материалов на вид образующейся стружки.

На рис. 1, а приведена микрофотография шлифа сливной стружки из стали 20 при скорости резания $v = 65 \text{ м/мин}$, толщине среза $a = 0,2 \text{ мм/об}$ и ширине среза $b = 2 \text{ мм}$, а на рис. 1, б — распределение микротвердости как в области локализованного сдвига, так и в приконтактном слое. Как видно на рис. 1, б, значения микротвердости в зоне локализованного сдвига и приконтактном слое практически одинаковы.

При обработке углеродистых сталей суставчатая стружка образуется только на высоких скоростях резания (рис. 2, а). Как отмечено ранее, особенностью процесса резания других материалов, в частности нержавеющей сталей и титановых сплавов [7], является то, что при их обработке формируется суставчатая стружка в широком диапазоне скоростей. Так, при резании титановых сплавов формируется пилообразная суставчатая стружка (рис. 2, б).

На рис. 3 показано распределение микротвердости на шлифах стружки из стали 20 при скорости резания $v = 350 \text{ м/мин}$ и из титанового сплава ВТ8 при $v = 35 \text{ м/мин}$.

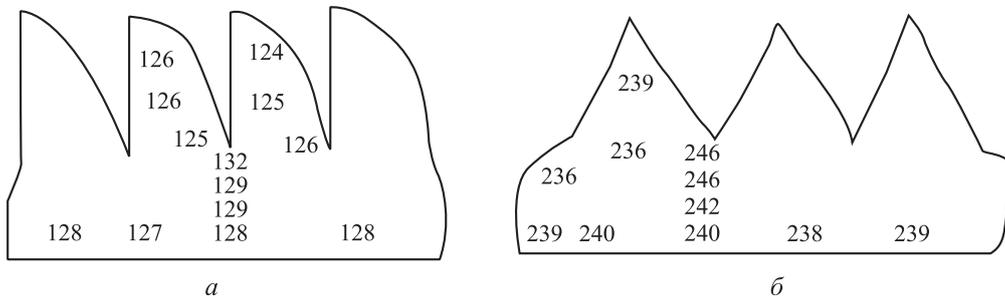
Из рис. 3 следует, что в области локализации деформации микротвердость выше, чем в толще стружки и превосходит исходное значение $H_{\mu \text{исх}}$ (для стали 20 $H_{\mu \text{исх}} = 117 \text{ МПа}$, для титанового сплава ВТ8 $H_{\mu \text{исх}} = 170 \text{ МПа}$). Таким образом, при резании микротвердость увеличивается относительно исходного значения, что свидетельствует о процессах деформационного



а

б

Рис. 2. Микроструктуры шлифов стружек из стали 20 при $v = 350$ м/мин ($H_{ц\text{исх}} = 117$ МПа (а) и титанового сплава ВТ8 при $v = 35$ м/мин ($H_{ц\text{исх}} = 170$ МПа) (б)



а

б

Рис. 3. Распределение микротвердости, МПа, на шлифах стружки из стали 20 при $v = 350$ м/мин (а) и из титанового сплава ВТ8 при $v = 35$ м/мин (б)

упрочнения обрабатываемых материалов. При этом следует отметить, что в зоне локализованного сдвига стружки микротвердость практически не зависит от скорости резания (см. рис. 1, а и рис. 3, а).

В работе [9], установлена связь микротвердости металла с сопротивлением сдвигу $\tau_{сдв}$ при резании в виде $\tau_{сдв} = 0,185H_{ц}$. Поэтому, анализируя микротвердость в зонах локализованного сдвига при различных скоростях резания, можно утверждать, что значения $\tau_{сдв}$ при резании не зависят от скорости резания, что и показано в работе [8].

В кристаллических твердых телах [10] в процессе деформации реализуются два основных вида пластической деформации: скольжение и двойникование. При деформации путем скольжения одна часть кристалла перемещается в определенном направлении относительно другой вдоль какой-либо кристаллографической плоскости. Плоскость и направление скольжения образуют систему скольжения.

Для каждой кристаллической решетки может существовать несколько плоскостей скольжения. Скольжение происходит так, что атом-

ные слои не отделяются друг от друга, т. е. атомы в плоскости скольжения перемещаются на целое число трансляций и атомная структура сохраняется.

Эксперименты показали, что процесс скольжения является анизотропным, т. е. смещение атомных слоев в кристалле происходит не в направлении действующей силы, а по кристаллографическим плоскостям и направлениям, определенным геометрией структуры. В плоскостях скольжения наблюдается, как правило, наиболее плотная упаковка атомов. Элементарные смещения при скольжении в плотноупакованных структурах требуют наименьшей силы, так как они являются меньшими из возможных смещений в кристалле. Именно по плотноупакованным плоскостям и происходит скольжение при деформации.

Двойникование наиболее часто имеет место в металлах с гексагональными плотноупакованными (ГПУ) и объемно-центрированными кубическими (ОЦК) решетками. При двойниковании происходит сдвиг определенных областей кристалла в положение, соответствующее зеркальному отражению несдвинутых областей.

Сдвиг происходит относительно какой-либо благоприятным образом ориентированной к положительному напряжению τ кристаллографической плоскости, которая называется плоскостью двойникования. При двойниковании в области сдвига перемещение большей части атомов происходит на расстояние, меньшее межатомного, но в каждом слое они сдвигаются на одно и то же расстояние относительно атомов нижележащего слоя.

В кристаллах с гранецентрированной кубической (ГЦК) структурой [10] существуют четыре плотноупакованные плоскости типа (111). В каждой из них лежит по три направления скольжения, следовательно, существуют 12 основных систем скольжения.

В кристаллах с ОЦК-структурой основными плоскостями возможного скольжения являются плоскости типа (110) и имеются два направления скольжения с индексами [111] в этих плоскостях. Общее число основных систем скольжения, как и в предыдущем случае, равно 12.

В кристаллах с ГПУ-структурой плоскостями скольжения служат плоскости базиса (0001), а преимущественными направлениями скольжения — направления [1120]. Таким образом, в ГПУ-кристаллах есть только одна плоскость и три направления скольжения, что в совокупности образует три основные системы скольжения.

Если в кристалле нет четкой направленности связей, то в них имеется большее число систем возможного скольжения, чем объясняется их значительная пластичность. Это справедливо для металлов с ГЦК-решеткой.

При нагружении поликристалла, обладающего несколькими системами возможного скольжения, пластическая деформация начнется в той из них, которая наиболее благоприятным образом ориентирована относительно направления действующих напряжений. Если известна ориентация кристалла относительно направления действующих напряжений, то можно вычислить касательную (скалывающую) составляющую напряжений, при которой начинается пластическая деформация.

Пластическая деформация возникает тогда, когда напряжение сдвигу превышает некоторое критическое значение, характерное для обрабатываемого материала и системы скольжения [11]. При деформации скольжением критические напряжения обычно значительно меньше, чем при деформации двойниковани-

ем, поэтому первая встречается значительно чаще второй.

В качестве исследуемых материалов были выбраны сталь 20 с ОЦК-решеткой, нержавеющая сталь с ГЦК-решеткой и титановый сплав с ГПУ-решеткой. Известно [10], что при комнатной температуре разрушение указанных материалов в случае их растяжения осуществляется по вязкому механизму с образованием ямочного рельефа, который выявляется при фратографических исследованиях поверхностей разрушения.

Испытания, проведенные при деформации в условиях растяжения на различных скоростях нагружения, показали, что при ее высоких значениях число плоскостей скольжения уменьшается, и при фратографических исследованиях на поверхностях разрушения образцов обнаруживается скольжение двойникованием и реализуется хрупкий механизм разрушения с наличием в изломах межзеренного разрушения. Этому способствует увеличение предела текучести и снижение относительного удлинения δ .

В зависимости от состава сплава, типа кристаллической решетки, ее энергии дефекта упаковки (ЭДУ), степени деформации и температуры при деформации образцов формируются различные типы дислокационных субструктур [10]. Анализ наблюдаемых дислокационных структур при резании [12] показал, что при умеренных деформациях возникают разориентированные субструктуры, а при больших — разориентированные. Среди последних присутствуют структуры как с непрерывными разориентировками, так и с дискретными, вводимыми непрерывными и оборванными границами различной степени совершенства. В зависимости от условий деформации, ЭДУ, фазового состава и других факторов, определяющих характер дислокационной структуры, роль и температурно-временная протяженность каждого из этих этапов (от хаотичного распределения дислокаций до ее фрагментации) может быть различной.

Сталь 20 имеет сравнительно высокую ЭДУ (около 80 кДж/м²), ЭДУ нержавеющей стали составляет около 30 кДж/м², а титанового сплава — 50 кДж/м².

Если в металлах с ГЦК-решеткой [10] понижение ЭДУ приводит к затруднению процессов поперечного скольжения и переползанию дислокаций, то в ОЦК-металлах помимо этого снижается подвижность винтовых дислокаций

в плоскости первичного скольжения. Таким образом, влияние структуры на параметры процесса резания проявляется через ее зависимость от ЭДУ. Понижение ЭДУ, затрудняя поперечное скольжение, уменьшает критическую степень деформации, необходимую для начала динамической рекристаллизации и возврата дислокационных субструктур.

Известно [10], что увеличение ЭДУ также затрудняет расщепление дислокаций, уменьшает ширину полосы дефекта упаковки между частичными дислокациями. Это, в свою очередь, облегчает поперечное скольжение винтовых дислокаций: чем больше ЭДУ, тем легче образуется перетяжка перед переходом в новую плоскость, тем раньше (по уровню напряжений и значению деформации) начинается интенсивное поперечное скольжение, дислокации легче обходят барьеры. В результате укорачиваются стадии легкого и множественного скольжения, и пластическое течение в основном осуществляется в условиях интенсивно развитого поперечного скольжения дислокаций. Поэтому при резании металлов с ОЦК-решеткой с увеличением ЭДУ сопротивление пластическому деформированию возрастает [12].

В нержавеющей стали с ГЦК-решеткой, имеющих низкое значение ЭДУ, деформация завершается преимущественно вязким механизмом разрушения [13] в широком диапазоне температур. Процесс резания этой стали сопровождается сильным деформационным упрочнением, высокой адгезией с инструментальным материалом и затормаживанием стружки в зоне вторичной деформации.

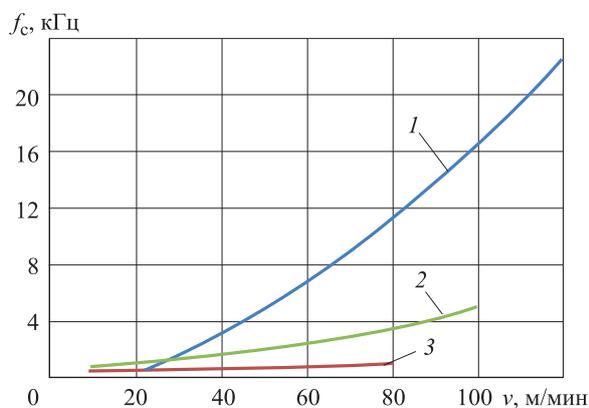


Рис. 4. Зависимость частоты стружкообразования f_c от скорости резания v для различных материалов: 1 — сталь 35; 2 — титановый сплав ВТ8; 3 — нержавеющая сталь 12Х18Н10Т

Как указано в работе [13], механизмы вязкого или хрупкого разрушения элемента стружки при его сдвиге в процессе резания следует изучать на основе кинематических параметров процесса стружкообразования, в частности, по изменению толщины элемента и его частоты в зависимости от скорости резания или подачи. Связь толщины элемента стружки h с частотой стружкообразования f_c определяется выражением

$$f_c = 1000v/(K_a h),$$

где K_a — усадка стружки.

На рис. 4 приведены зависимости частоты стружкообразования от скорости резания (резец из сплава ВК8, $a = 0,15$ мм/об) для различных материалов.

Из рис. 4 следует, что у нержавеющей стали 12Х18Н10Т и титанового сплава ВТ8 наблюдаются наименьшие значения частоты стружкообразования. При резании стали 35 частота стружкообразования сначала растет, а затем при высоких скоростях резания ($v = 250$ м/мин) стабилизируется.

Как показано в работе [13], стабилизация частоты стружкообразования связана с изменением механизма разрушения элемента стружки при его сдвиге от вязкого к хрупкому. Следовательно, при обработке стали 20 с ОЦК-решеткой вязкохрупкий переход наблюдается при больших скоростях резания. Исследования показали, что изменение механизма разрушения элемента стружки в зависимости от скорости резания при обработке сталей сопровождается изменением вида стружки: от сливной к суставчатой (см. рис. 2, а).

Как указывалось ранее, существует ряд гипотез [1–7], объясняющих переход стружки от сливной к суставчатой с увеличением скорости резания при обработке сталей. Все они связывают это явление с температурным фактором, т. е. с температурным разупрочнением. Однако эта теория не может объяснить ряд экспериментальных фактов [12], поэтому нами выдвинуто положение, что переход стружки от сливной к суставчатой обусловлен, прежде всего, структурой обрабатываемых материалов, типом их кристаллической решетки и ее ЭДУ.

Согласно работе [10], на переход металлов от вязкого разрушения к хрупкому большое влияние оказывает скорость деформации. Это связано с ростом предела текучести сталей и снижением пластичности, что сопровождается

изменением механизма деформации от скольжения к двойникованию и хрупким разрушением металла.

Для определения влияния скорости деформации на характеристики процесса деформации и разрушения стали 20 проведены ее испытания при растяжении на установке Tinius Olsen H10 KU (Великобритания). Скорость нагружения изменяли в диапазоне 5...100 мм/мин. На рис. 5 представлены результаты исследований.

Следует отметить, что поскольку предел текучести при резании принято связывать с его значением при растяжении [1, 2, 8, 12, 13], использование процесса деформации при растяжении является правомерным.

Как видно из рис. 5, с ростом скорости нагружения v_n стали 20 пределы прочности и текучести увеличиваются, а относительное удлинение уменьшается. Таким образом, влияние высоких скоростей деформации на ее характеристики заключается, прежде всего, в увеличении предела текучести, и этот факт не зависит от температуры испытаний, так как уменьшается время для термически активируемых процессов, понижающих напряжение скольжения дислокаций.

Из рис. 5 следует, что имеется предел снижения пластичности, за которым теряется чувствительность напряжения течения к скорости деформации. Этот предел связан с наступлением двойникования как менее энергоемкого механизма деформации.

С ростом скорости деформирования увеличивается предел текучести, поэтому при данной температуре, т. е. скорости резания, требуется меньшая пластическая зона локализованной деформации у режущего лезвия для появления растягивающего напряжения, достаточного для роста зародыша трещины скола в плоскости

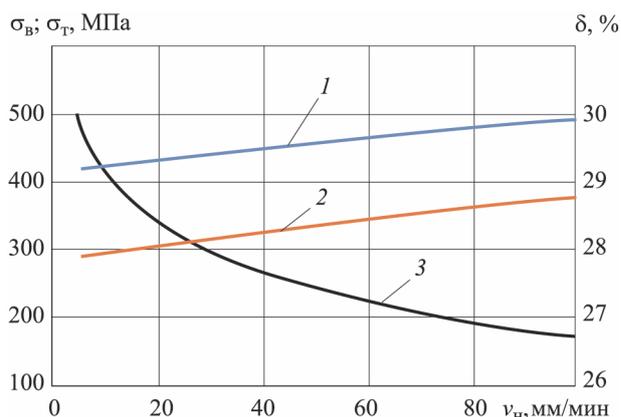


Рис. 5. Зависимость пределов прочности σ_B (1), текучести σ_T (2) и относительного удлинения δ (3) стали 20 от скорости нагружения v_n

сдвига и образования элемента суставчатой стружки, толщина которого оказывается менее деформированной (рис. 6, а), что связано с изменением напряженно-деформированного состояния и запаздыванием пластической деформации.

Проведенные фрактографические исследования поверхностей разрушения (изломов) испытуемых материалов с использованием растрового электронного микроскопа JSM-3U, показали, что при низких скоростях деформирования стали 20 в изломах наблюдается вязкий (ямочный) механизм разрушения (см. рис. 6, а). При высоких скоростях резания v образцов в изломе обнаруживается преимущественно межзеренное разрушение (рис. 6, б) как низкоэнергетический вид хрупкого разрушения. Размер ямок и доля вязкого разрушения уменьшаются.

При фрактографических исследованиях нержавеющей стали установлено, что с повышением скорости деформирования размер ямок на поверхности изломов становится существ-

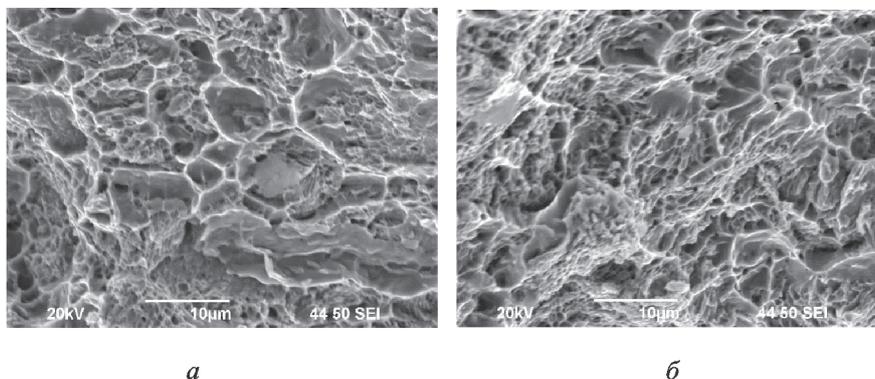


Рис. 6. Фрактограммы изломов при растяжении стали 20: а — $v = 5$ мм/мин; б — $v = 100$ мм/мин

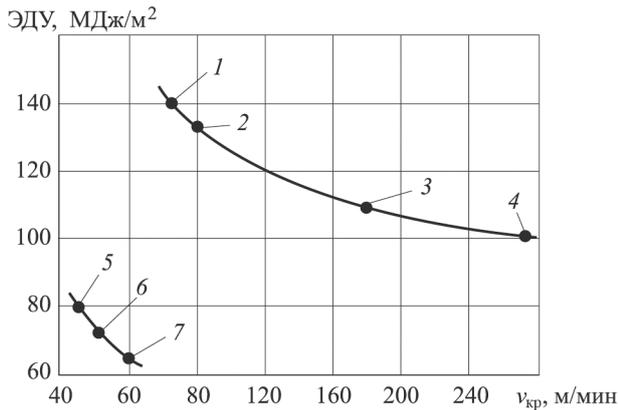


Рис. 7. Влияние ЭДУ обрабатываемых материалов на критическую скорость резания $v_{кр}$:
 1 — сталь У12; 2 — сталь У8; 3 — сталь 40; 4 — сталь 20;
 5 — титановые стали; 6 — нержавеющие стали;
 7 — хромоникелевые жаропрочные сплавы

венно меньшим. При анализе изломов титанового сплава ямочный характер разрушения сопровождается наличием двойников деформации. Все это также свидетельствует о снижении пластичности нержавеющей стали и титанового сплава, а также энергоёмкости разрушения при повышении скорости деформирования.

Таким образом, с увеличением скорости деформирования, а следовательно, и скорости резания, происходит переход механизма разрушения элемента стружки при его сдвиге от вязкого к хрупкому как к менее энергоёмкому.

Важно отметить, что до настоящего времени нет убедительного ответа на вопрос, почему при резании с ростом скорости резания уменьшаются силы резания и усадка стружки. В книге [8] это явление в основном связано с уменьшением степени деформации срезаемого слоя.

Выявленные особенности механизма разрушения металлов с повышением скорости деформирования при растяжении металлов с различной кристаллической решеткой (см. рис. 5) и анализ изломов (см. рис. 6) позволяют связать этот факт с хрупким разрушением элемента стружки как менее энергоёмким механизмом разрушения. Это обусловлено увеличением скорости деформирования и предела текучести материала, а также уменьшением зоны локализации деформации.

Поэтому переход стружки от сливной к суставчатой при обработке нержавеющей стали и титанового сплава может наблюдаться и при очень низких скоростях резания, т. е. в их широком диапазоне, хотя с повышением v толщи-

на элементов стружки и частота их образования увеличиваются. Это связано, прежде всего, с видом кристаллической решетки, а также с числом плоскостей скольжения и ЭДУ, влияние которой на особенности формирования дислокационной структуры рассмотрено ранее. В частности, как уже указывалось, у металлов с ГПУ-решеткой (титановые сплавы) число плоскостей скольжения меньше, чем у металлов с ОЦК- и ГЦК-решеткой.

Следует также отметить, что при обработке титановых сплавов на шлифах стружки при измерении микротвердости во впадинах обнаруживается ее повышение между элементами. Это можно объяснить взаимодействием полос скольжения, вышедших на наружную поверхность, с кислородом воздуха, что дополнительно охрупчивает плоскость скольжения при сдвиге элемента стружки.

На рис. 7 показано влияние ЭДУ обрабатываемых материалов на критическую скорость резания $v_{кр}$, при которой наблюдается переход от сливной стружки к суставчатой. При этом чем меньше ЭДУ, тем ниже $v_{кр}$. Титановые, нержавеющие стали и хромоникелевые жаропрочные сплавы имеют низкие ЭДУ и, соответственно, невысокие $v_{кр}$. Согласно выдвинутой гипотезе о влиянии типа кристаллической решетки на вид стружки, причиной невысокой критической скорости при обработке нержавеющих сталей и титановых сплавов является низкая ЭДУ.

Выводы

1. Образование суставчатой (сегментной) стружки при резании обусловлено ростом предела текучести металла и снижением его пластичности при повышении скорости резания, а следовательно, и скорости деформирования. Возрастание скорости деформирования с увеличением скорости резания вызывает менее энергоёмкий хрупкий механизм разрушения элемента стружки. Это, в свою очередь, приводит к снижению степени деформации срезаемого слоя, сил резания и усадки стружки.

2. Пластическая деформация при сдвиге элемента стружки на высоких скоростях резания протекает неоднородно вследствие затормаживания прирезцовых слоев, адгезии обрабатываемого и инструментального материалов. Поэтому в толще стружки микротвердость деформированных зерен материала, а следова-

тельно, и степень деформационного упрочнения меньше, чем в области локализованного сдвига.

3. Влияние типа кристаллической решетки обрабатываемого материала на вид стружки проявляется через ее ЭДУ, оказывающую воз-

действие на формирование вида дислокационной структуры в зоне стружкообразования, определяющей выходные параметры процесса резания, т. е. сопротивление пластическому деформированию, силы резания, степень деформации и усадку срезаемого слоя.

Литература

- [1] Бобров В.Ф., Сидельников А.И. Особенности образования суставчатой и элементной стружек при высокой скорости резания. *Вестник машиностроения*, 1976, № 7, с. 61–66.
- [2] Подураев В.Н. *Обработка резанием жаропрочных и нержавеющей материалов*. Москва, Высшая школа, 1965. 518 с.
- [3] Иванов О.И. К вопросу моделирования процесса стружкообразования при резании металлов. *Вектор науки ТГУ*, 2014, № 3(29), с. 51–61.
- [4] Ефимович И.А. Циклический характер напряженно-деформированного состояния режущей части инструмента в процессе резания. *Вестник машиностроения*, 2003, № 7, с. 48–52.
- [5] Воронцов А.Л., Султан-Задэ Н.М., Албагачиев А.Ю. Разработка новой теории резания. *Вестник машиностроения*, 2008, № 4, с. 69–74.
- [6] Вейц В.Л., Максаров В.В. Модель формирования локальных полос сдвига в зоне пластической деформации срезаемого слоя. *Машиностроение и автоматизация производства. Межвуз. сб. науч. тр.*, Санкт-Петербург, СЗПИ, 1999, вып. 14, с. 32–34.
- [7] Komanduri R., Von Turkovich B.F. New observations on the mechanism of chip formation when machining titanium alloys. *Wear*, 1981, vol. 69, no. 2, pp. 179–188.
- [8] Зорев Н.Н. *Вопросы механики процесса резания*. Москва, Машгиз, 1956. 365 с.
- [9] Кабалдин Ю.Г., Кузьмишина А.М. Атомный подход к процессам деформации и разрушения срезаемого слоя при резании. *Труды НГТУ им. Р.Е. Алексеева*, 2014, № 2(104), с. 78–88.
- [10] Гольдштейн М.И., Литвина В.С., Бронфин Б.М. *Металлофизика высокопрочных сплавов*. Москва, Металлургия, 1988. 312 с.
- [11] Вейц В.Л., Максаров В.В., Козлова Е.Б. Математическое моделирование процесса стружкообразования при лезвийной обработке. *Машиностроение и автоматизация производства. Межвуз. сб. науч. тр.*, Санкт-Петербург, СЗПИ, 1999, вып. 14, с. 139–145.
- [12] Розенберг А.М., Розенберг Ю.А. *Механика пластического деформирования в процессах резания и деформирующего протягивания*. Киев, Наукова думка, 1990. 320 с.
- [13] Резников Н.И., ред. *Обработка резанием жаропрочных, высокопрочных и титановых сплавов*. Москва, Машиностроение, 1972. 200 с.

References

- [1] Bobrov V.F., Sidel'nikov A.I. Osobennosti obrazovaniia sustavchatoi i elementnoi struzhek pri vysokoi skorosti rezaniia [The formation of jointed and elemental chips at high cutting speeds]. *Vestnik mashinostroeniia* [Russian Engineering Research]. 1976, no. 7, pp. 61–66.
- [2] Poduraev V.N. *Obrabotka rezaniem zharoprochnykh i nerzhaveiushchikh materialov* [Machining heat-resistant and stainless material]. Moscow, Vysshiaia shkola publ., 1965. 518 p.
- [3] Ivanov O.I. K voprosu modelirovaniia protsesssa struzhkoobrazovaniia pri rezanii metallov [On the simulation of chip formation process by metal-cutting]. *Vektor nauki TGU* [Vector of sciences. Togliatti State University]. 2014, no. 3(29), pp. 57–61.
- [4] Efimovich I.A. Tsiklicheski kharakter napriazhenno-deformirovannogo sostoianiia rezhushchei chasti instrumenta v protsesse rezaniia [The cyclical nature of stress-strain state of the cutting tool during the cutting process]. *Vestnik mashinostroeniia* [Russian Engineering Research]. 2003, no. 7, pp. 48–52.
- [5] Vorontsov A.L., Sultan-Zade N.M., Albagachiev A.Yu. Development of a new theory of cutting: 4. General principles of a new theory of cutting. *Russian Engineering Research*, 2008, vol. 28, no. 4, pp. 346–351.

- [6] Veits V.L., Maksarov V.V. Model' formirovaniia lokal'nykh polos sdviga v zone plasticheskoi deformatsii srezaemogo sloia [The model of formation of local shear bands in the plastic-deformation zone shear layer]. *Mashinostroenie i avtomatizatsiia proizvodstva: Mezhvuz. Sb.* [Mechanical engineering and automation of production. Interuniversity collection]. Sankt-Petersburg, SZPI publ., 1999, is. 14, pp. 32–34.
- [7] Komanduri R., Von Turkovich B.F. New observations on the mechanism of chip formation when machining titanium alloys. *Wear*, 1981, vol. 69, no. 2, pp. 179–188.
- [8] Zorev N.N. *Voprosy mekhaniki protsessa rezaniia* [Problems of mechanics of cutting process]. Moscow, Mashgiz publ., 1956. 365 p.
- [9] Kabaldin Iu.G., Kuz'mishina A.M. Atomnyi podkhod k protsessam deformatsii i razrusheniia srezaemogo sloia pri rezanii [Approach to nuclear and destruction deformation process of cutting layer cutting]. *Trudy NGTU im. R.E. Alekseeva* [Works of NSTU named after R.E. Alekseev]. 2014, no. 2(104), pp. 78–88.
- [10] Gol'dshtein M.I., Litvina V.S., Bronfin B.M. *Metallofizika vysokoprochnykh splavov* [Metallophysics of high-strength alloys]. Moscow, Metallurgiiia publ., 1988. 312 p.
- [11] Veits V.L., Maksarov V.V., Kozlova E.B. Matematicheskoe modelirovanie protsessa struzhkoobrazovaniia pri lezviinoi obrabotke [Mathematical modeling of process of chip formation with processing blade]. *Mashinostroenie i avtomatizatsiia proizvodstva: Mezhvuz. Sb.* [Mechanical engineering and automation of production. Interuniversity collection]. Sankt-Petersburg, SZPI publ., 1999, is. 14, pp. 139–145.
- [12] Rozenberg A.M., Rozenberg Iu.A. *Mekhanika plasticheskogo deformirovaniia v protsessakh rezaniia i deformiruiushchego protigivaniia* [Mechanics of plastic deformation in the process of cutting and deforming broaching]. Kiev, Naukova dumka publ., 1990. 320 p.
- [13] *Obrabotka rezaniem zharoprochnykh, vysokoprochnykh i titanovykh splavov* [Machining of high-temperature, high-strength titanium alloys]. Ed. Reznikov N.I. Moscow, Mashinostroenie publ., 1972. 200 p.

Статья поступила в редакцию 03.04.2017

Информация об авторах

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

КУЗЬМИШИНА Анастасия Михайловна (Нижний Новгород) — ст. преподаватель кафедры «Технология и оборудование машиностроения». ФГБОУ ВО «Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева» (603950, Нижний 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. Federal State Budgetary Educational Institution of Higher Education: Nizhny Novgorod State Technical University 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) — Senior Lecturer, Department of Machine Building Technology and Equipment. Federal State Budgetary Educational Institution of Higher Education: Nizhny Novgorod State Technical University named after R.E. Alekseev (603950, Nizhny Novgorod, Russian Federation, Minin St., Bldg. 24, e-mail: Foxi-16@mail.ru).