

Получение, структура, свойства

УДК 621.315.592:621.91:620.181

А. М. Ковальченко (г. Киев)

Исследования пластичного режима резания хрупких материалов (обзор)

Рассмотрены теоретические и экспериментальные исследования пластичного режима резания хрупких материалов (полупроводников, керамики и стекла). Пластичный режим резания основан на осуществлении фазовых переходов под давлением в обрабатываемом материале с последующим срезом трансформированного аморфного слоя, что позволяет избежать образования трещин. Рассмотрены работы по изучению фазовых переходов в хрупких материалах при индентировании, царапании, трении и резании. Показано, что глубина резания, радиус округления кромки резца, толщина формируемой стружки, угол наклона режущей грани резца, кристаллографическая ориентация обрабатываемого материала и алмазного инструмента, тип смазочно-охлаждающей жидкости являются определяющими параметрами для реализации пластичного режима резания.

***Ключевые слова:** фазовые превращения под давлением, пластичный режим резания, полупроводники, керамика, стекло.*

ВВЕДЕНИЕ

Применение в современной промышленности хрупких материалов, таких как полупроводники, керамика и стекло, вызвало необходимость разработки технологических операций обработки этих материалов. Важным промышленно-значимым хрупким материалом является монокристаллический кремний, используемый для производства электронных приборов, однокристалльных микросхем и в качестве материала микроэлектромеханических устройств. Кремний также является основным сырьевым материалом для солнечной энергетики и имеет важное значение в производстве оптических элементов инфракрасной оптики благодаря прозрачности в инфракрасной области. Как материал подложки микросхем, кремниевые пластины должны обладать чрезвычайно малой шероховатостью поверхности. Кремниевые пластины для промышленного применения производят методом абразивного резания цилиндрических монокристаллических заготовок с последующим шлифованием и полированием поверхности. Применяемые в настоящее время методы резания вызывают значительные механические по-

вреждения поверхности с обилием трещин и абразивных сколов в поверхностном слое. Для достижения требуемой качественной поверхности изделий должен быть выполнен значительный объем трудоемких и дорогостоящих операций шлифования и химико-механического полирования.

Пластичный режим резания был предложен с целью уменьшения объема или даже, в некоторых случаях, устранения завершающей обработки шлифованием и полированием в результате формирования поверхности изделий из хрупких материалов с минимальным количеством дефектов непосредственно после резания. В процессе пластичного режима резания хрупких материалов происходит пластическое деформирование тонкого слоя удаляемого материала без хрупкого разрушения и возникновения трещин. При этом тонкий фазово-трансформированный пластичный слой материала формируется в результате определенного прилагаемого усилия в зоне контакта режущего инструмента и обрабатываемого материала. Схема пластичного режима резания хрупких материалов представлена на рис. 1 [1].

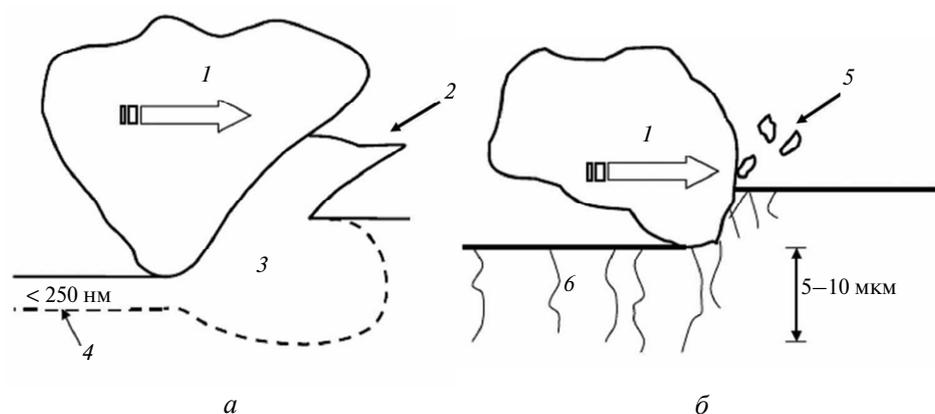


Рис. 1. Схема резания хрупких материалов [1]: а – пластичный режим съема материала путем удаления поверхностного, формируемого в результате высокого давления пластичного слоя в металлической фазе; б – хрупкое разрушение материала; 1 – абразивное зерно; 2 – пластичное удаление стружки; 3 – металлическая фаза; 4 – трансформированный аморфный слой; 5 – хрупкая стружка; 6 – микротрещины.

Принципиальная возможность шлифования хрупких материалов в пластичном режиме предложена Кингом и Тэйбором (King and Tabor) в 1954 году [2], когда было отмечено, что съем материала при абразивном износе каменной соли происходит в результате удаления пластически деформированного поверхностного слоя, а не вследствие хрупкого разрушения, хотя некоторое растрескивание и фрагментирование все же наблюдали. Позже, в 1976 году, Хуэрта и Малкин (Huerta and Malkin) впервые показали воспроизводимые результаты алмазного шлифования стекла в пластичном режиме, что значительно улучшало качество поверхности и точность обработки [3]. Как отмечено в [4, 5], изготовление высокоточных деталей из полупроводников, конструкционной керамики и стекла, обработанных в пластичном или частично пластичном режиме, является первоочередной задачей современной промышленности. Однако отмечается, что для широкого применения пластичного режима обработки хрупких материалов в промышленности необходимо обеспечение определенных условий. Несмотря на то, что обработка шлифованием керамических и полупроводниковых пластин постоянно совершенствуется [6–11], снижение затрат на доводочные операции обработки с целью получения бездефектных

поверхностей может быть достигнуто в основном применением пластичного режима обработки, как подчеркивается в [12].

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ МАТЕРИАЛАХ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ДАВЛЕНИЯ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ

Рассматривая пластичный режим обработки хрупких материалов, необходимо упомянуть исследования пластифицирования этих материалов при контактном нагружении. В работе Гридневой, Мильмана и Трефилова [13] впервые установлено формирование металлических фаз в кристаллах с решеткой алмаза (Si, Ge, InSb) при микроиндентировании. Хорошо известно, что для ковалентных кристаллов характерно высокое напряжение Пайерса-Набарро при движении дислокаций в потенциальном рельефе кристаллической решетки. Вследствие этого в ковалентных кристаллах, включая Si, Ge, InSb, наблюдается резкий рост предела текучести и твердости при снижении температуры. Однако авторы [13] обнаружили, что на температурной зависимости твердости этих кристаллов в довольно широком интервале температур, примаыкающем к нулевой температуре по Кельвину, наблюдается атермический участок, на котором величина твердости практически совпадает с критическим давлением фазового перехода полупроводник → металл. Это давало основание предположить, что на атермическом участке при индентировании происходит фазовый переход полупроводник → металл и твердость здесь не отражает величину напряжения течения, а соответствует критическому давлению фазового перехода. В частности, было показано, что кристаллическая алмазоподобная структура кремния трансформируется в металлическую структуру, подобную β-олову, при давлении около 12 ГПа. Наличие фазового перехода при индентировании Si подтвердили измерения электросопротивления, которые стали возможны в связи с тем, что электросопротивление металлического кремния примерно на восемь порядков меньше, чем высокоомного полупроводникового кристалла. В дальнейшем фазовый переход при микро- и наноиндентировании полупроводниковых кристаллов был подтвержден и подробно исследован в большом количестве работ [14–22 и др.].

В [1] проведен анализ фазовых переходов и аморфизации, которые имеют место в кремнии при контактных нагружениях, таких как индентирование, царапание, и различных видах механической обработки (точении, шлифовании, полировании). На рис. 2, а–в представлены электронно-микроскопические изображения отпечатков после индентирования кремния, обнаруживающие пластически экструдированный материал, что указывает на протекание процесса пластификации под нагружением типично хрупкого материала. Авторы [1] подчеркивают, что процесс фазового перехода изучен только для некоторых хрупких материалов и необходимы дальнейшие исследования. Одна из причин недостатка информации по данной тематике связана с тем, что эта проблема находится на стыке, по меньшей мере, трех научных областей: материаловедения, механики и физики твердого тела. Таким образом, для ее решения и понимания как и почему гидростатические напряжения и/или напряжения сдвига в двух контактирующих телах могут приводить к фазовым превращениям в материале необходим междисциплинарный подход.

ПЛАСТИЧНО-ХРУПКИЙ ПЕРЕХОД СЪЕМА МАТЕРИАЛА И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПОЛУПРОВОДНИКАХ ПРИ ЦАРАПАНИИ

Довольно значительное количество публикаций представляют исследования пластичного съема материала полупроводников при царапании (склеро-

метрировании) алмазным индентором. Модельные эксперименты царапания по определению моментов перехода от упругого деформирования к пластичному оттеснению материала и, в последующем, к хрупкому разрушению в зависимости от возрастающей нагрузки и глубины внедрения индентора описаны в [23–28]. В [25, 28] изучено также влияние типа индентора (были использованы индентор Виккерса, конический острый индентор и индентор Роквелла со сферической вершиной конуса) на характер перехода от пластичного к хрупкому разрушению. Показано, что инденторы с большим радиусом вершины создают меньшие тангенциальные напряжения и увеличивают критическую глубину перехода от пластичного сдвига материала к хрупкому разрушению по сравнению с более острыми инденторами. При этом сферические инденторы вызывают возникновение только поверхностных трещин, в то время как острые инденторы инициируют более глубокие трещины как в глубину материала, так и параллельно поверхности. Влияние кристаллографической ориентации кремния на пластично-хрупкий переход при увеличивающейся глубине царапания описано в [29]. Царапание поверхности кремния по плоскости с кристаллографической ориентацией $\{001\}$ выявило значительное растрескивание в отличие от пластического оттеснения материала, которое наблюдалось при царапании по $\{111\}$ кристаллографической плоскости кремния до глубины внедрения индентора более 1 мкм. Также подчеркнуто, что при одной определенной ориентации поверхности кристалла кремния хрупкое разрушение всегда преобладает при царапании в направлении с кристаллографической ориентации $\langle 100 \rangle$ по сравнению с царапанием в направлении $\langle 111 \rangle$.

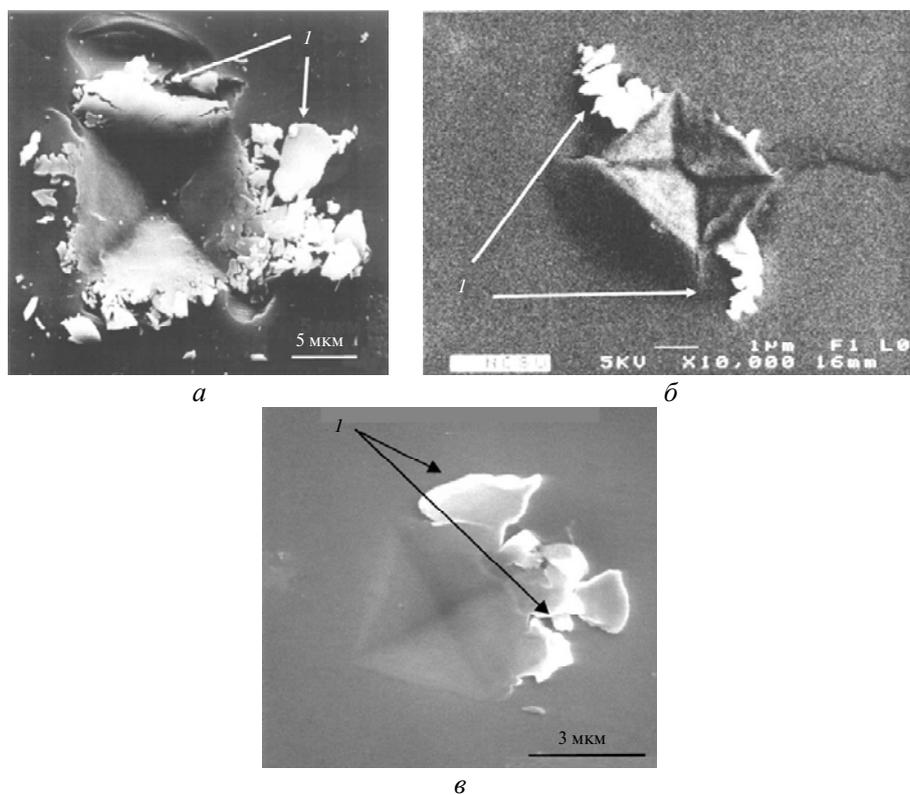


Рис. 2. Электронно-микроскопические снимки отпечатков на кремнии после индентирования с пластически экструдированным материалом (I) по краям отпечатка; a [1]; b [23]; v [24].

В [30, 31] исследовали механизм съема монокристаллического и аморфного кремния при царапании на наноуровне и при ультранизкой нагрузке. Регистрация акустической эмиссии предложена в [32, 33] как средство определения пластично-хрупкого перехода при царапании кремния [32], карбида кремния и кварца [33]. Метод непосредственной инфракрасной оптической регистрации фазовых переходов при царапании описан в [34]. Метод основан на том, что в инфракрасном диапазоне монокристаллический кремний прозрачен, а аморфный и металлический кремний непрозрачны. В [35–37] рассмотрено царапание кремния на стандартном оборудовании как доступный метод формирования аморфных структур в виде образующихся продуктов износа. В [38, 39] исследовано царапание монокристаллического кремния сферическим алмазным индентором для изучения пластического оттеснения материала с учетом совместного влияния термических и механических эффектов. Непосредственное измерение электрического сопротивления позволило изучить пластическое поведение кремния, при этом температуру рассчитывали численным методом. На основании этих данных была оценена термическая проводимость материала. Результаты показали, что аморфная фаза имеет низкую термическую проводимость в отличие от ковалентного кремния, чья термическая проводимость примерно на порядок выше.

В [40, 41] описана природа износа и разрушения кремниевых инденторов в нано- и микроустройствах. Как показали экспериментальные результаты, контактная нагрузка должна быть $< 0,1$ нН для того, чтобы избежать значительных повреждений индентора. Примечательно, что износ аморфного слоя, формирующегося на вершине индентора, имеет место уже на начальной стадии его разрушения. В результате атомная структура поврежденного кремниевого индентора в зоне контакта, несомненно, влияет на дальнейшее поведение при индентировании, царапании и трении.

Завершая рассмотрение исследований по царапанию, следует отметить, что эти эксперименты в подавляющем большинстве случаев имитируют на нано- и микроуровне метод врезания (a plunge-cut approach) при исследованиях пластичного резания полупроводниковых и керамических материалов, предложенный Бринксмейером (Brinksmeier) [42]. Данный метод нашел широкое применение при изучении пластичного резания хрупких материалов. Схема четырех различных режимов воздействия на материал при увеличении нормальной нагрузки и глубины резания представлена на рис. 3 [42]. В нача-

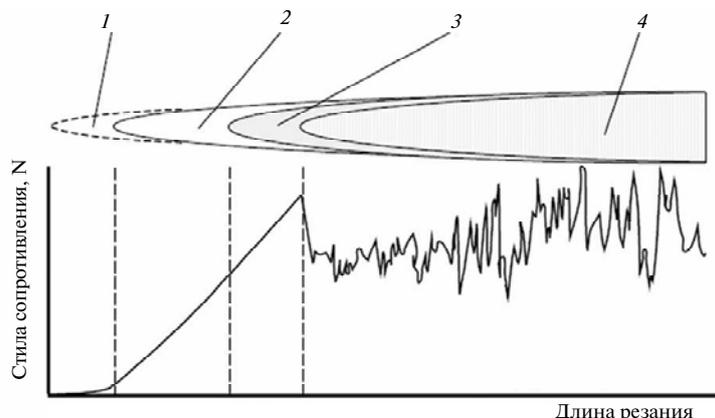


Рис. 3. Схема различных режимов съема хрупкого материала при увеличении нормальной нагрузки и глубины резания [42]: упругая (1) и упруго-пластичная (2) деформации; пластичный (3) и хрупкий (4) съема материала.

ле движения, в полностью упругом режиме, увеличение нагрузки не ведет ни к каким изменениям на поверхности материала. В упруго-пластичном режиме нормальная нагрузка продолжает возрастать, однако без видимых изменений в топографии поверхности. Дальнейшее увеличение нагрузки и глубины внедрения индентора вызывает пластичное оттеснение материала. И как только индентор с дальнейшим увеличением глубины резания приближается к зоне пластично-хрупкого перехода, нормальная нагрузка достигает локального максимума. И в завершение, в зоне хрупкого съема материала усилие на единицу объема удаляемого материала уменьшается со случайными вариациями вследствие процесса хрупкого разрушения.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ПЛАСТИЧНОЕ ПОВЕДЕНИЕ КРЕМНИЯ ПРИ ТРЕНИИ

В некоторых работах описаны фазовые переходы, имеющие место при трении кремния. Трибологическое поведение и фазовые переходы монокристаллического кремния при скольжении по нитриду кремния при комнатной температуре исследованы в [43, 44]. Электронно-микроскопические исследования и рамановский спектральный анализ показали, что фазовые переходы возникают на ранних стадиях скольжения при малых скоростях при трении без смазки. Однако пластически деформированный слой стирается при повышенных скоростях и продолжительном трении и в результате износ имеет хрупкий характер. Применение смазки, т. е. реализация трения в граничном режиме смазывания, позволяет постоянно поддерживать фазовые переходы и пластически деформированный слой постоянно присутствует на изнашиваемой поверхности трения. Пластическая деформация фазово-трансформированного аморфного поверхностного слоя кремния показана на рис. 4.

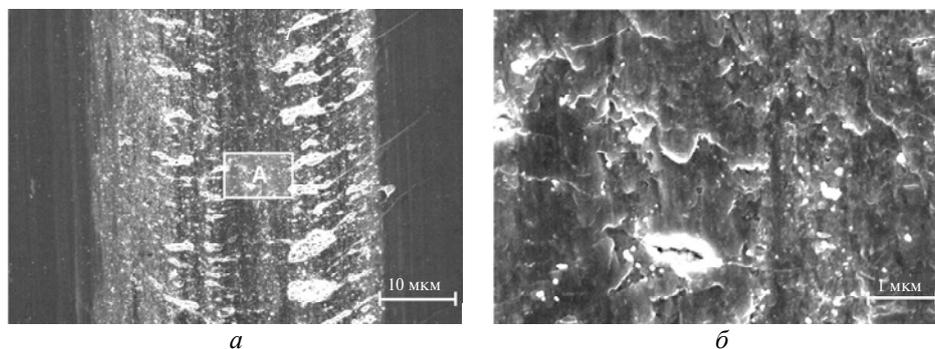


Рис. 4. Электронно-микроскопические изображения дорожки трения на кремнии после скольжения в контакте с нитридокремниевым контртелом на воздухе [43]: *а* – общий вид; *б* – фрагмент; А – область пластически-деформированного аморфного кремния.

Процесс фазовых переходов в кремнии при трении со смазкой различными жидкостями исследован в [45]. Анализ поверхности показал, что двумя важными факторами, влияющими на фазовые переходы в монокристаллическом кремнии, являются вязкость смазки и наличие водородных связей в ее молекулах. Сделан вывод, что смазка с повышенной вязкостью и обилием водородных связей способствует фазовым переходам при трении. Данные [46] показывают, что поверхность растрескивается при трении алмазного индентора по монокристаллическому кремнию и при смазывании водой. Однако, когда в качестве смазочной жидкости используется ацетон или этанол, основным механизмом износа кремния является пластическое оттеснение.

Трение кремния по нитриду кремния, рубину и стали исследовано в [47]. Установлено, что сильное химическое взаимодействие между кремнием и железом является основным определяющим фактором износа при трении кремния по стали. Как показал анализ поверхности, фазовые переходы в кремнии имеют место при использовании в качестве контртел Si_3N_4 и рубина. Указывается, что высокая твердость контртела и отсутствие химического взаимодействия кремния с контртелом способствуют облегчению фазовых переходов в кремнии.

ИССЛЕДОВАНИЯ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ И ПЛАСТИЧНОГО РЕЗАНИЯ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ РАСЧЕТНЫМИ МЕТОДАМИ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ И КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

В многочисленных исследованиях используется моделирование в рамках молекулярной динамики для понимания физической сущности процесса пластичного резания хрупких материалов. Результаты моделирования показывают [48–52], что высокое гидростатическое давление на локальной площади вызывает перестройку атомов кремния, в результате которой классическая алмазоподобная кубическая кристаллическая структура (α -кремний) переходит в металлоподобную шестикоординационную (β -кремний). В то же время распределение давления в зоне резания позволяет избежать высокой концентрации напряжений, при которой возникает растрескивание. Соблюдение этих двух факторов позволяет осуществить пластичный режим резания. В [53] предложена атомистическая динамическая модель, где распространение трещин при наноразмерном пластическом резании кремния экранируется большим сжимающим напряжением, что приводит к формированию стружки преимущественно путем эмиссии дислокаций, а не за счет распространения трещин. В [54, 55] обсуждена зависимость пластично-хрупкого перехода в полупроводниках от давления при точении алмазными резцами. Исследования при микроиндентировании и точении проведены с использованием трех различных полупроводников с $\langle 001 \rangle$ кристаллографической ориентацией: InSb, CaAs и Si. При этом показано, что величину давления пластично-хрупкого перехода можно рассматривать как полезный критерий для прогноза преобладания пластичного либо хрупкого режима обработки. Указано, что пластичность монокристаллов при резании обратно пропорциональна величине давления пластично-хрупкого перехода.

Для лучшего понимания базового механизма резания кремния в области пластично-хрупкого перехода съема материала в [56] проанализировано нанометрическое деформационное поведение монокристаллического кремния при трехточечном изгибе с помощью метода молекулярной динамики. Расчеты показали, что пластическая деформация происходит путем фазового перехода от алмазоподобной к аморфной структуре. Критические октаэдрические касательные напряжения для фазовых переходов, по оценкам данной работы, должны быть в пределах 14–16 ГПа. При дальнейшем повышении напряжений в зоне деформации зарождение трещин на атомном уровне может быть вызвано термически активированной вибрацией атомов. Развитие трещин происходит, когда касательные напряжения достигают определенной критической (~ 30 ГПа) величины в местах зарождения трещин. Критические значения напряжений для реализации пластической деформации или развития трещин зависят от кристаллической ориентации и гидростатического давления. Показано, что могут существовать критические значения напряжений, от которых зависит преобладание пластической деформации либо растрескива-

ния. Сделан вывод, что пластичный режим резания может быть реализован, когда пластическая деформация происходит до начала развития трещинообразования. Практически аналогичные выводы о необходимости создания определенного давления фазовых переходов в кремнии с целью реализации пластичного режима резания сформулированы в [57, 58], где также применен расчетный метод молекулярной динамики.

Основываясь на экспериментальных результатах изучения пластичного режима резания кремния, авторы [59] указывают, что при достижении глубины резания, сопоставимой с величиной радиуса округления режущей кромки алмазного резца, наблюдается ухудшение качества поверхности ввиду возникновения радиальных трещин в зоне трения резца и обрабатываемого кремния. Впоследствии с помощью метода молекулярной динамики в [60–64] рассмотрено влияние радиуса округления режущей кромки алмазного резца на реализацию пластичного режима резания и переход к хрупкому режиму. Расчеты показали, что существует верхний предел радиуса округления режущей кромки резца, при котором формирование и сьем кремниевой стружки происходит в пластичном режиме. Этот эффект объясняют наличием напряженного состояния в зоне резания. Указывается, что касательные напряжения в обрабатываемом кремнии уменьшаются с увеличением радиуса округления режущей кромки. Когда величина касательных напряжений становится недостаточной для движения дислокаций в зоне формирования стружки, начинает преобладать распространение трещин. Соответственно, режим пластичного формирования стружки изменяется на хрупкий. Как экспериментальные данные, так и данные расчетов показывают, что величина радиуса округления режущей кромки резца не должна превышать 800 нм для обеспечения пластичного режима резания.

Влияние радиуса округления кромки резца на силу резания, напряжения и температуру в зоне резания, на механизм образования стружки, изучено с применением метода конечных элементов в [65] для точения кремния. Расчеты показали, что увеличение радиуса округления режущей кромки ведет к возрастанию усилия резания и уменьшению толщины образующейся стружки. Объем материала под высокой нагрузкой, которая необходима для фазовых превращений в кремнии (~ 15 ГПа), растет с увеличением радиуса округления режущей кромки.

ВЛИЯНИЕ ГЛУБИНЫ РЕЗАНИЯ, ТОЛЩИНЫ СТРУЖКИ И РАДИУСА ОКРУГЛЕНИЯ РЕЖУЩЕЙ КРОМКИ ИНСТРУМЕНТА НА РЕАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧНОГО РЕЗАНИЯ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ

Еще в 1990 году Блэйк и Скаттэргуд (Blake and Scattergood) указали на важность глубины резания при обработке германия и кремния в пластичном режиме и предложили рассматривать ее как критический параметр, определяющий переход от пластичного течения материала к растрескиванию вблизи режущей кромки резца [66]. При этом было показано, что глубина резания может быть использована для понимания физической сущности влияния различных геометрических параметров резания, в частности переднего и заднего углов инструмента. Важность глубины резания при точении нитрида кремния, карбида кремния и кремния алмазным инструментом установлена в [27, 67–69]. Когда глубина резания очень маленькая, давление в обрабатываемом материале приближается к значению его твердости в зоне контакта с резцом, что указывает на переход материала в пластичное состояние. В [27] описано численное моделирование определения глубины резания при точении крем-

ния и карбида кремния. Расчетные эксперименты показали, что при уменьшении глубины резания от 250 до 100 нм и далее до 50 нм происходит смена механизма съема материала от хрупкого к пластичному, а при глубине 50 нм пластичное резание преобладает. Важность соблюдения глубины резания, меньшей определенной критической величины для реализации шлифования кремния в пластичном режиме, подчеркивается в работах [59, 70–72]. Результаты сверления монокристаллического кремния показали [73], что растрескивания можно избежать и пластичный режим резания может быть реализован, если глубина резания $< 0,1$ мкм.

Глубина резания при обработке материалов определяет толщину образующейся стружки, величина которой в ряде исследований рассматривается как один из важнейших параметров, влияющих на режим съема материала при резании. В зарубежных публикациях в настоящее время применяют термин “недеформированная толщина стружки” (undeformed chip thickness), определяющий толщину стружки в момент отделения от обрабатываемого материала, которая отличается от толщины деформированной стружки (после отделения от материала)

Лазерная микро-рамановская спектроскопия была применена в [74] для изучения обработанной поверхности кремния при точении с глубиной резания от 10 до 1000 нм. Результаты показали, что поверхностный слой частично трансформируется в аморфную фазу и отношение интенсивностей регистрируемых аморфной и кристаллической фаз находится в обратной зависимости от толщины стружки. Интенсивность аморфной фазы резко снижается по мере уменьшения толщины стружки, а ее максимальная величина достигается вблизи границы пластично-хрупкого перехода, когда толщина стружки увеличивается. В [64, 75, 76] также определяли критическую толщину стружки как необходимый параметр для достижения пластичного режима обработки полупроводников. При этом подчеркнуто, что эта величина должна быть меньше радиуса округления режущей кромки резца. В некоторых работах [59, 77–80] конкретно указана критическая толщина стружки, при превышении которой начинается хрупкое разрушение. По данным [48], максимальная толщина стружки не должна быть больше 0,5 мкм при точении кремния в направлении $\langle 110 \rangle$ кристаллической решетки. Критическая толщина стружки при обработке монокристаллического фторида кальция CaF_2 равна 85 нм [77]. Результаты [78] показывают, что критическая толщина стружки при обработке кремния в пластичном режиме достигает максимума (120 нм) в направлении $\langle 100 \rangle$ кристаллической решетки и минимума (40 нм) – в направлении $\langle 110 \rangle$. Минимальная критическая толщина стружки составляет ~ 60 нм у монокристаллического германия [79] и 80 нм – у поликристаллического [79].

В ранее упомянутых работах [62, 63] использован метод молекулярной динамики для оценки влияния толщины стружки на пластичный режим резания монокристаллического кремния. В [62] отмечено, что при увеличении толщины стружки происходит уменьшение сжимающих напряжений в зоне резания, что, в свою очередь, способствует распространению трещин в зоне формирования стружки. В [52] на основе анализа напряженного состояния в зоне резания установлено существование зоны трещинообразования в обрабатываемом кремнии, если толщина стружки больше радиуса округления режущей кромки инструмента. Когда толщина стружки меньше радиуса округления режущей кромки, деформационного пика в зоне стружкообразования нет и, соответственно, зона трещинообразования не образуется.

В [81, 82] предложена модель для определения толщины стружки при обработке монокристаллических хрупких материалов в пластичном режиме, в которой использованы величины нагрузок и напряжений в зоне резания с учетом влияния радиуса округления режущей кромки резца. При этом наличие пластической деформации основывается на условии, при котором касательные напряжения в зоне формирования стружки должны быть больше критических, а фактор интенсивности напряжений должен быть меньше вязкости разрушения. Точка перехода имеет место, когда вязкость разрушения становится равной фактору интенсивности напряжений.

В [53, 60–63, 83] указано на необходимость одновременного выполнения двух основных условий для обеспечения пластичного режима резания хрупких материалов: радиус округления режущей кромки не должен превышать некоторую определенную величину и толщина стружки должна быть меньше радиуса округления режущей кромки. Экспериментально влияние геометрических параметров режущей кромки резца, глубины резания и толщины стружки на качество обработанной поверхности изучено для кремния [26, 76, 84], германия [80], CaF_2 [75]. На рис. 5 показана схема механизма поверхностного разрушения в кремнии при пластичном резании [84]. Обобщенные результаты упомянутых работ свидетельствуют о том, что можно получить обработанную поверхность без трещин и сколов при формировании аморфной стружки при пластичном режиме резания, используя предельно малую толщину стружки (порядка 50–250 нм) при отрицательном переднем угле наклона режущей кромки резца.

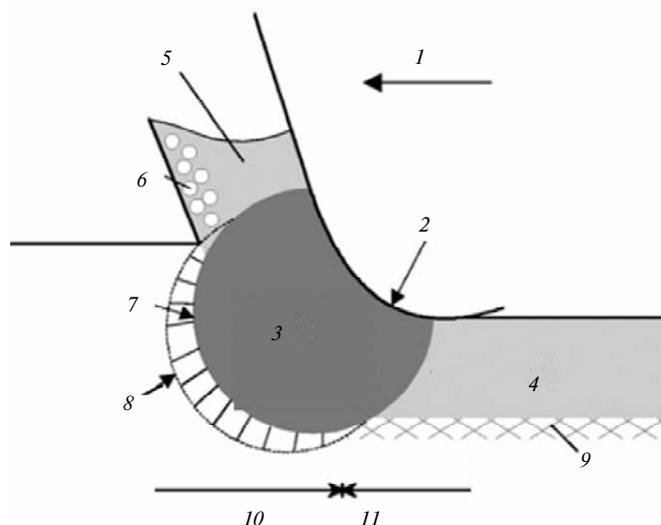


Рис. 5. Модель механизма поверхностного разрушения хрупких материалов во время обработки в пластичном режиме резания [84]: 1 – алмазный резец; 2 – радиус округления режущей кромки; 3 – металлическая фаза; 4 – аморфный слой; 5 – аморфная стружка; 6 – микрокристаллические зерна; 7 – пороговое давление фазового перехода; 8 – пороговое давление возникновения дислокаций; 9 – дислокации; 10 – нагрузка; 11 – разгрузка.

ФОРМИРОВАНИЕ И СТРУКТУРА СТРУЖКИ ПРИ ПЛАСТИЧНОМ РЕЖИМЕ РЕЗАНИЯ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ

Характерным признаком осуществления пластичного режима резания хрупких материалов является формирование специфической аморфной стружки. Собственно отличие пластичного режима съема материала от хруп-

кого и заключается в том, в каком фазовом виде – первоначальном хрупком или трансформированном пластичном, стружка отделяется от обрабатываемого материала. В этой связи значительное количество публикаций посвящено изучению механизма формирования и структуры образующейся в пластичном режиме резания стружки. В [85] изучен механизм формирования стружки при фрезеровании монокристаллического кремния. Экспериментальные результаты показали прямую зависимость силы резания в пластичном режиме от толщины стружки. Эта зависимость может быть описана полиномиальной функцией. По мере того как процесс становится более хрупким, сила резания описывается более сложными функциями. Детальные исследования процесса образования при точении кремниевой стружки и ее структуры представлены в [86]. Исследования проводили с помощью сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, а также микрорамановской спектроскопии. С использованием анализа электронной дифракции исследованы три различные структуры стружки: полностью пластинчатая аморфная структура, аморфная структура со следами кристаллов и частично аморфная с остатками кристаллического материала. Более того, отмечается, что в одной частице стружки можно обнаружить до пяти структурных фаз кремния. На основании данного анализа сформулировано предположение о том, что механизм удаления материала может изменяться от сдвига до экструзии в зависимости от положения контактирующего кремния вдоль режущей кромки резца. Это, в свою очередь, обусловлено различной комбинацией сдвиговых и сжимающих напряжений в зоне контакта. В [76] обнаружено, что стружка, удаленная в процессе точения монокристаллического кремния алмазным инструментом, состоит из наноигл, нанолент и нановолокон. Форма и размер данных трех типов стружки зависят от глубины резания и геометрических параметров режущей кромки. Схема модели формирования игло-, ленто- и волоконподобной стружки приведена на рис. 6 [76]. Исследо-

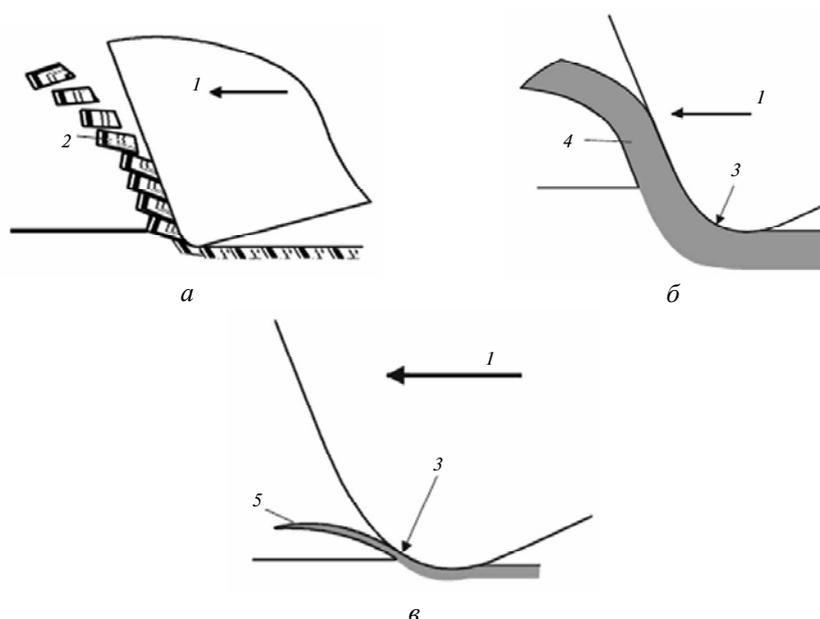


Рис. 6. Схематическая модель формирования иглоподобной (а), лентоподобной (б) и волоконподобной стружки (в) при точении кремния алмазным резцом [76]: 1 – алмазный резец; 2 – кремниевые иглы (микросталлические и аморфные); 3 – радиус округления режущей кромки; 4 – кремниевая лента (аморфная); 5 – кремниевое волокно (аморфное).

вание методом дифракции электронов показало, что иглоподобная стружка имеет слегка аморфизированную кристаллическую структуру, тогда как структура наноленточной и нановолокнистой стружек почти полностью трансформирована в аморфную. В [76] показана возможность применения эффективного и недорогого метода производства механически гибких нанолент и волокон для нано- и микромеханических и электронных устройств. В [24, 53, 80, 81, 84, 87–92] также проведен анализ формирования стружки при изучении пластичного режима резания. Типичные электронно-микроскопические изображения аморфной стружки кремния [76, 81, 88] и CaF_2 [90] представлены на рис. 7. Следует отметить, что при исследовании фазового состава стружки, как и обработанной поверхности полупроводников [1, 23, 24, 74, 86, 88, 89, 92, 93], широко применяют рамановскую спектроскопию, а не методы просвечивающей электронной микроскопии, которые широко использовали в более ранних работах [94, 95] по изучению пластичного режима резания полупроводников. Рамановская спектроскопия позволяет диагностировать практически все существующие фазы полупроводников, не требует трудоемкой процедуры подготовки образцов для исследований, которые проводят в обычных условиях без использования вакуумных камер.

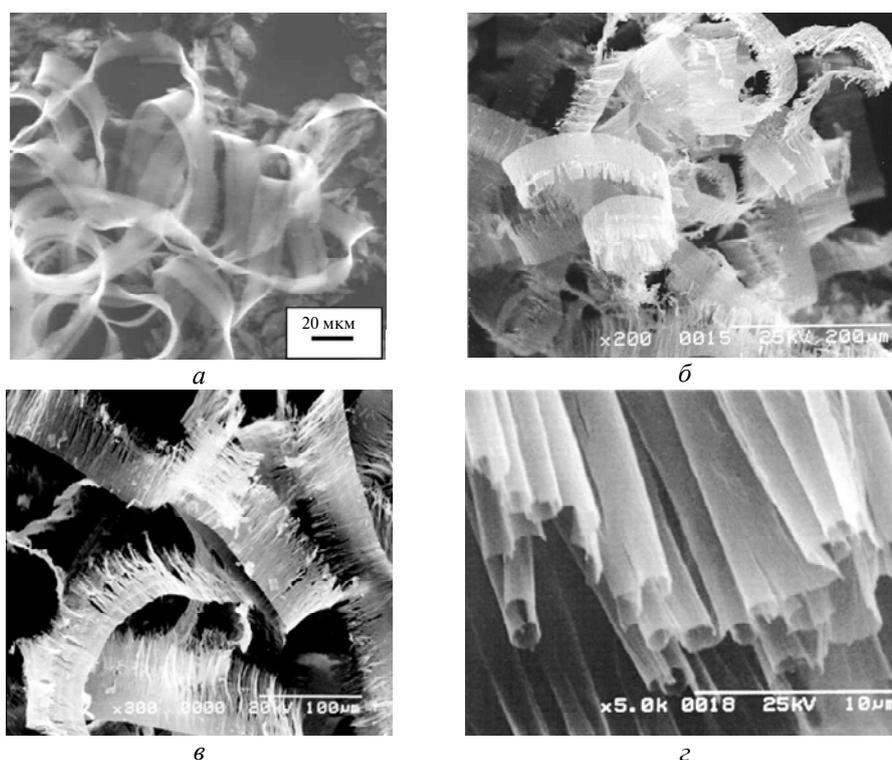


Рис. 7. Типичные электронно-микроскопические изображения аморфной стружки кремния (а–в) [76, 81, 88] и CaF_2 (г) [90], образовавшейся в результате пластичного режима резания.

ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ ОБРАБАТЫВАЕМОГО МАТЕРИАЛА НА ПЛАСТИЧНЫЙ РЕЖИМ РЕЗАНИЯ

Анизотропия механических свойств полупроводников и керамики при их резании в пластичном режиме ведет к различному формированию текстуры

поверхности, топографии микрорастрескивания и граничных условий перехода от пластичного к хрупкому режиму резания в зависимости от кристаллографической ориентации по отношению к режущему инструменту. Ранее [78] была отмечена зависимость критической толщины стружки от кристаллографической ориентации обрабатываемой керамики. В [59] указано, что пластичный режим может быть достигнут при максимальной толщине стружки до 0,5 мкм, только если резание кремния осуществляется в направлении $\langle 110 \rangle$ кристаллической решетки. Влияние кристаллографической ориентации и режимов резания на качество обработанной поверхности полупроводников и керамики исследовано в большом количестве публикаций [65, 67, 75, 79, 96–99]. Влияние кристаллографической ориентации кремния по отношению к резу на переход от пластичного оттеснения материала к хрупкому разрушению можно ясно наблюдать на рис. 8 [99] при постепенном увеличении глубины резания двух кристаллов с различной кристаллографической ориентацией.

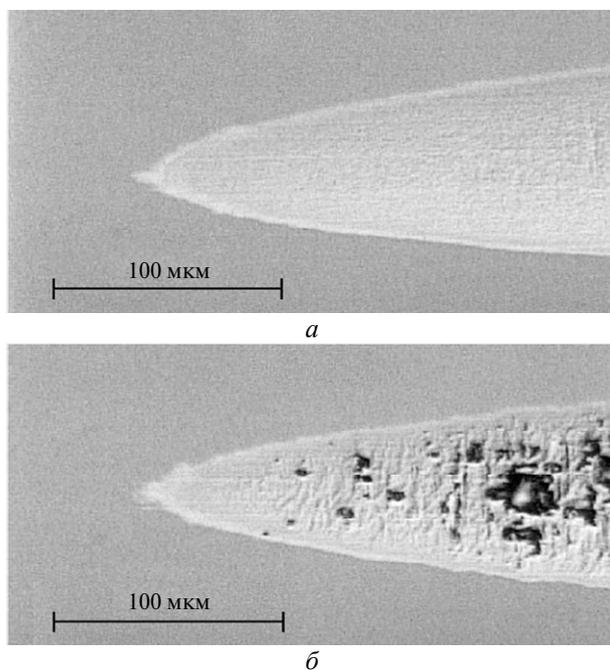


Рис. 8. Фотоснимки следов резания кремния с плавным увеличением глубины [99]: резание в направлении кристаллографической ориентации $\langle 100 \rangle$ (сколы вообще отсутствуют) (а) и $\langle 110 \rangle$ (возрастающее откалывание кремния отчетливо различимо с увеличением длины и глубины резания) (б).

ПАРАМЕТРЫ ПЛАСТИЧНОГО РЕЖИМА РЕЗАНИЯ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ

Как указано в одной из ранних работ по данной тематике [100], успех реализации пластичного режима точения кремния зависит от оптимизации всех параметров обработки: подачи, глубины резания, угла наклона режущей кромки резца, скорости резания, типа применяемой смазочно-охлаждающей жидкости, кристаллографической ориентации обрабатываемого кристалла по отношению к резу и некоторых других параметров. В качестве характерного примера на рис. 9 [101] четко показана критичность величины подачи резца

(слева направо) на наблюдаемое растрескивание обрабатываемой поверхности кремния. Для определения влияния параметров обработки кремния при точении и шлифовании на осуществление пластичного резания в [102] проведено моделирование данного процесса методом молекулярной динамики. Согласно моделированию, наблюдаемый процесс съема материала может быть разделен на четыре компонента: сжатие материала перед резцом; формирование стружки, схожее с экструзией; боковое оттеснение материала; подповерхностная деформация. Также указывается на изменение объема и результирующее уплотнение вследствие фазовой трансформации из алмазоподобной кубической (α -кремний) в оловянноподобную структуру (β -кремний). Степень структурных изменений в кремнии и их вклад в каждый из четырех компонентов съема материала зависят от угла наклона режущей кромки резца и ширины резания. Отношение ширины к глубине резания является главным фактором, влияющим на степень бокового течения материала и сжатия поверхностного слоя. Угол наклона режущей кромки резца и отношение ширины к глубине резания определяются как доминирующие факторы, влияющие на сьем стружки и формирование сдвиговой зоны сжатия впереди резца. Подобный подход путем моделирования в [65, 81, 82] успешно объясняет экспериментальные явления, способствует определению параметров резания и может быть полезным при оптимизации геометрических параметров проектируемого режущего инструмента, исключая “метод проб и ошибок”. Однако для достижения реального практического результата проведено множество экспериментов [55, 75, 89, 96, 103] с целью оптимизации конструкции инструмента и нахождения оптимальных условий резания.

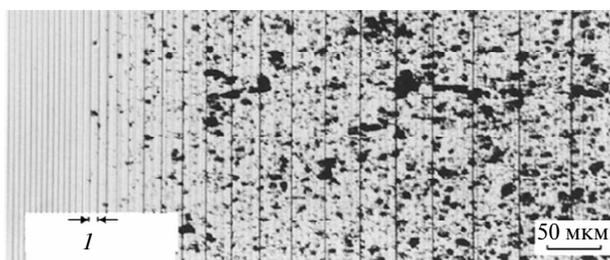


Рис. 9. Фотоснимок обработанной поверхности кремния [101] (подача увеличивается слева направо); l – критическая подача.

Несколько исследований [65, 67, 75] обращают внимание на термические явления при пластичном режиме резания. В частности, расчетные результаты [67] указывают на то, что при увеличении скорости резания термические явления становятся доминирующими и пластическая деформация нитрида кремния происходит благодаря термическому размягчению. В [75] показано, что термические явления, которые вызывают растрескивание в CaF_2 , могут быть полностью устранены применением инструмента с определенными геометрическими параметрами и соответствующими условиями резания.

Реализации пластичного режима обработки хрупких материалов и формированию образующихся под повышенным давлением фаз материала способствует выборочный нагрев и сопутствующее размягчение путем применения лазерного облучения в качестве концентрированного источника энергии [104–106]. Изучению одновременного влияния давления и локального нагрева лазером при микрообработке кремния и карбида кремния в пластичном режиме посвящены работы [107–109].

Влияние смазочных жидкостей при трении кремния на фазовые переходы и смазочно-охлаждающих жидкостей на пластичный режим резания полупроводников затронуто в [35, 43, 45, 75, 110]. Данные исследований [35, 43, 45] однозначно свидетельствуют о том, что применение смазки способствует реализации пластичного отеснения материала, а отсутствие смазывания в аналогичных нагрузочно-скоростных условиях ведет к хрупкому разрушению. Критические условия микрорастрескивания при точении CaF_2 алмазным резцом однозначно зависят от типа смазочно-охлаждающей жидкости, как показано в [75]. Результаты натурных испытаний [110] указывают на то, что возможно значительно увеличить длину рабочего хода инструмента в режиме пластичного резания кремния применением подходящей смазочно-охлаждающей жидкости.

ИЗНАШИВАНИЕ АЛМАЗНОГО РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ПРИ ПЛАСТИЧНОМ РЕЗАНИИ ПОЛУПРОВОДНИКОВ

Фундаментальным препятствием для промышленного использования пластичного режима обработки хрупких материалов является износ алмазного инструмента, влияющий на формирование стружки и качество получаемой поверхности. В [110] установлено, что износ алмазного инструмента, в общем, может быть двух основных типов: микрорастрескивание и непрерывный износ. Износ в основном зависит от глубины резания и толщины стружки. Преобладающим видом износа алмазного резца при пластичном режиме резания кремния является износ задней поверхности, при этом на изношенной поверхности формируются микроканавки и менее глубокие ступенчатые структуры. При хрупком режиме резания основным видом износа инструмента является микроскалывание. Износ алмазного резца с увеличением пути резания ведет к смене режима резания от пластичного к хрупкому, при этом происходят изменения в механизме формирования стружки, а сила резания значительно увеличивается. Главная режущая кромка неизношенного алмазного резца, а также резцов после хрупкого и пластичного режимов резания кремния показана на рис. 10 [110]. Экспериментальные результаты [111, 112] также указывают на то, что износ алмазного резца в основном имеет место на задней поверхности, а вид износа может быть классифицирован как абразивный износ, адгезионный износ и, возможно, химический. При большей длине резания наблюдается кратерный износ на передней поверхности с небольшими канавками вблизи режущей кромки. В [113] исследовано и проанализировано влияние формы алмазного резца и радиуса округления режущей кромки на пластичное резание кремния. Установлено, что режущая кромка резца подвергается одновременно двум процессам: износу по передней поверхности, который увеличивает радиус округления режущей кромки резца (однако при этом основная форма режущей кромки остается неизменной и это улучшает условия формирования кремниевой стружки в пластичном режиме), и генерированию нано- и микроборозд на задней поверхности, что способствует образованию дополнительных, более мелких, режущих кромок на главной режущей кромке. По мере того, как бороздки становятся все глубже, появляющиеся микрорежущие грани распространяются в направлении основной режущей кромки, в конечном итоге становясь доминирующей режущей кромкой со значительно меньшим радиусом округления. Таким образом, формирование этих новых микрорежущих граней ведет к смене режима резания от пластичного к хрупкому. Моделирование методом конечных

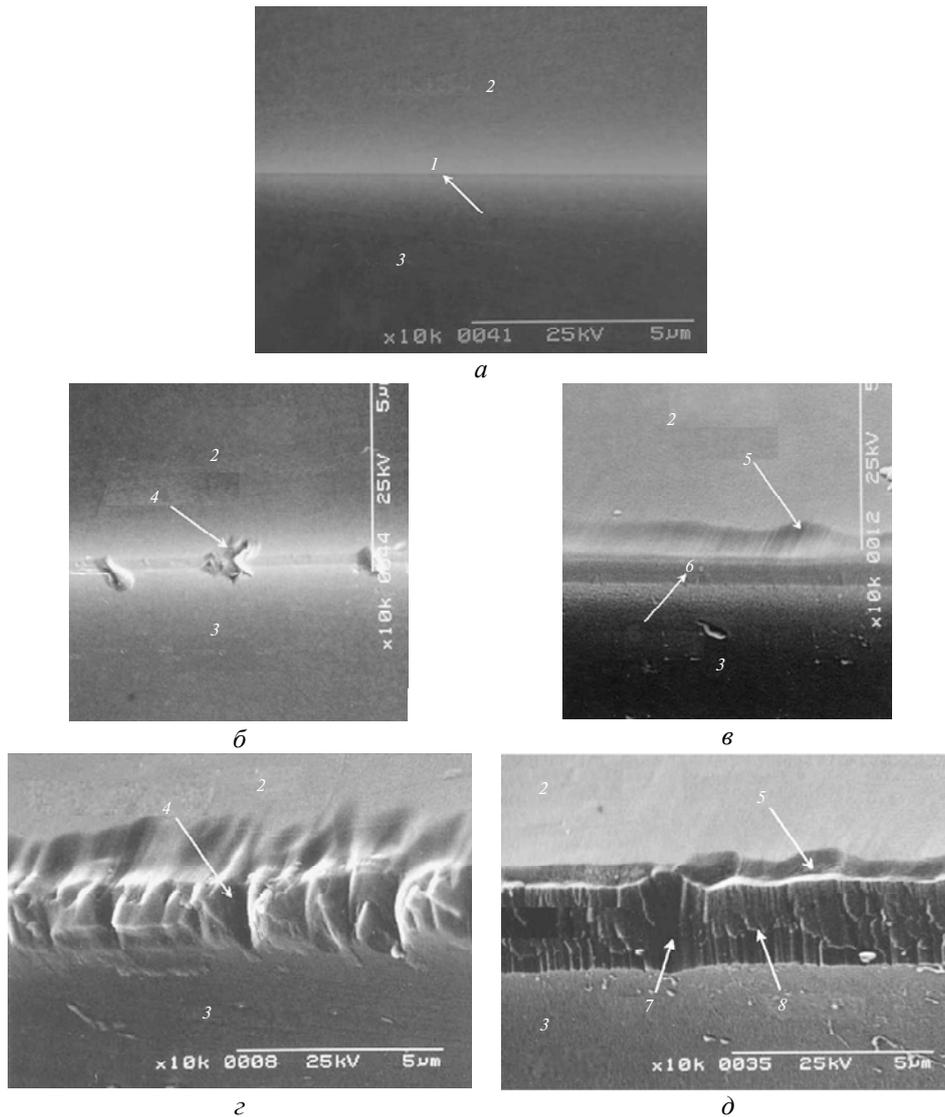


Рис. 10. Электронно-микроскопические изображения [110] главной режущей кромки неизношенного монокристаллического алмазного резца (*а*), изношенного резца после хрупкого режима резания со следами микрорастрескивания (*б*, *в*) и после пластичного режима резания со следами формирования кратеров на передней поверхности, микроканалов и ступенчатых структур на задней поверхности (*в*, *д*); путь резания – 1,27 км (*б*, *в*) и 7,62 км (*г*, *д*): 1 – главная режущая кромка; 2 – передняя поверхность; 3 – задняя поверхность; 4 – микро-скалывание; 5 – кратерный износ; 6 – износ задней поверхности; 7 – микробороздки; 8 – ступенчатая структура.

элементов в [65] показало, что по мере увеличения радиуса округления режущей кромки резца выше критического значения, равного ~ 200 нм, основная высокотемпературная зона смещается с его передней поверхности к задней, являясь причиной перехода кратерного износа на передней поверхности к износу по задней поверхности. Серия экспериментов, имеющих целью наблюдение влияния параметров течения кремния на износ алмазного инструмента, описана в [114]. Изучаемыми параметрами обработки были глубина резания, величина подачи, скорость резания, радиус округления режущей

кромки резца, передний и задний углы наклона инструмента, а также тип смазочно-охлаждающей жидкости. Установлено, что в изученных пределах параметров обработки длина резания, толщина стружки, передний угол инструмента и скорость резания существенно влияют на износ резца, в то время как тип смазочно-охлаждающей жидкости и задний угол инструмента влияют незначительно. Подчеркнуто, что путь резания – наиболее влиятельный параметр, определяющий износ резца. Наиболее значительным выводом [115] является утверждение, что износ алмазного инструмента при обработке кремния сильно отличается в зависимости от марки и зернистости применяемых алмазов. Другой примечательный результат [115] – существенное влияние типа применяемой смазочно-охлаждающей жидкости на износ резца; величина износа может отличаться в три раза при применении разных жидкостей. Как отмечено в [101], проблему износа алмазного инструмента очень трудно решить существующими методами точения, применяя резцы с округлой режущей кромкой из-за ограничений, связанных с подачей. Исходя из этого, в [101] предложен пластичный режим точения с применением особо острой режущей кромки инструмента. Этот метод позволяет уменьшать толщину стружки до наноуровня и в то же время обеспечивать существенную ширину резания и гарантировать равномерные условия нагружения.

Как известно, монокристаллический алмаз обладает сильной анизотропией механических и физических свойств в зависимости от кристаллографической ориентации. В [111, 112, 116] представлено изучение характеристик износа монокристаллических алмазных резцов в зависимости от кристаллографической ориентации по отношению к обрабатываемому кремнию при пластичном режиме резания. Данные испытаний [111] показали, что износостойкость алмазного резца выше при кристаллографической ориентации $\langle 110 \rangle$ передней поверхности по сравнению с ориентациями $\langle 100 \rangle$ или $\langle 111 \rangle$, а сила резания ниже при ориентации $\langle 110 \rangle$ передней поверхности в сравнении с другими ориентациями. Однако в [112] обнаружено, что износ задней поверхности резца имел максимальное значение, когда кристалл алмаза был ориентирован в направлении $\langle 100 \rangle$ по передней поверхности и $\langle 110 \rangle$ – по задней. Как замечено в [116], более качественная поверхность кремния после резания формировалась, когда ориентация передней поверхности алмазного резца была $\langle 110 \rangle$ или $\langle 100 \rangle$, однако, когда передняя грань была ориентирована в направлении $\langle 111 \rangle$, наблюдалось растрескивание поверхности. Этот феномен объясняется тем, что происходила смена режима резания от пластичного к хрупкому, когда кристаллографическая ориентация передней поверхности резца менялась с $\langle 110 \rangle$ или $\langle 100 \rangle$ на $\langle 111 \rangle$. Причиной такого изменения, как установлено в [116], является разное значение модуля Юнга в различных кристаллографических направлениях.

В [117, 118] механизм износа алмазного резца по задней поверхности, приводящий к формированию бороздок, при пластичном резании кремния изучен с помощью метода молекулярной динамики. Результаты расчетов показали, что рост температуры в зоне формирования стружки может размягчать материал алмаза на задней поверхности резца. Также высокое гидростатическое давление в зоне формирования стружки ведет к фазовым переходам в обрабатываемом кремнии от монокристаллической к аморфной фазе, в которой межатомные расстояния могут быть различными. В некоторых группах атомов в аморфной фазе межатомные расстояния могут быть даже меньше, чем в кристаллическом кремнии. Эти дискретные группы атомов могут быть во много раз тверже, чем исходный кристаллический кремний, и могут слу-

жить как “динамические твердые частицы” в аморфной фазе. В результате, как объясняют авторы [117, 118], наблюдаемое на практике формирование микробороздок на задней поверхности алмазного резца может быть следствием пропахивающего действия “динамических твердых частиц” по термически размягченной задней поверхности алмазного резца.

ПРИМЕРЫ ПРАКТИЧЕСКОГО ПРОМЫШЛЕННОГО ПРИМЕНЕНИЯ ПЛАСТИЧНОГО РЕЖИМА ОБРАБОТКИ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ

Рассмотренные ранее исследовательские лабораторные работы в конечном итоге направлены на реализацию пластичного режима съема материала при промышленной обработке хрупких материалов. В [87, 119] описана установка с числовым программным управлением для обработки сферических поверхностей твердых хрупких материалов. Установка позволяет поддерживать наноразмерную толщину снимаемой стружки, что обеспечивает пластичное резание. Применение пластичного режима при шлифовании карбида кремния кругами, оснащенными алмазами, как показано в [120, 121], позволяет получить поверхность оптического качества. В [122] представлено разработанное устройство, позволяющее осуществлять высокоточную обработку материалов при внешнем гидростатическом давлении. Шлифованию подвергали стеклянные, кремниевые и кварцевые пластины. Показано, что внешнее гидростатическое давление способствует снижению трещинообразования всех исследованных материалов. Механизм улучшения пластично-хрупкого перехода под влиянием внешнего гидростатического давления также объясняется с помощью теоретической модели.

В [95, 123, 124] рассмотрено влияние смазочно-охлаждающих жидкостей и типа закрепления абразивных зерен при частично-пластичном режиме шлифования кремния и стекла. Показано, что использование каучукодержательной связки для закрепления алмазов имеет преимущества по сравнению с металлической для обеспечения более гладкой поверхности. Влияние шлифования на прочность при изгибе нитрида кремния при непосредственной электролитической правке шлифовальных кругов (ELID, electrolytic in-process dressing) с применением алмазных кругов с различной зернистостью алмазов изучено в [125, 126]. Отмечено значительное увеличение изгибной прочности нитридокремниевых образцов, как и получение зеркальной поверхности после обработки. Этот результат обусловлен тем, что материал снимался преимущественно в пластичном режиме, как показали электронно-микроскопические и атомно-силовые микроскопические исследования. Новый метод полирования кремниевых пластин предложен в [127, 128], где наноабразивы были связаны замерзшей деионизированной водой, т. е. ледяной притир состоял из льда с фиксированными абразивными наноразмерными частицами Al_2O_3 и SeO_2 . Полирование производили в криогенных условиях. Была получена супергладкая поверхность. Как утверждают авторы, преобладающим механизмом удаления материала с поверхности было совместное действие пластичного съема и химической коррозии.

ПЛАСТИЧНЫЙ СЪЕМ МАТЕРИАЛА ПРИ РЕЗАНИИ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКОЙ

Кремниевые пластины для микроэлектроники и солнечных батарей производятся резанием стальной проволокой в абразивной суспензии либо резанием стальной проволокой с закрепленными алмазными частицами на поверхности. Стоимость такого резания составляет значительную часть общей стоимости изготовления пластин. В этой связи исследования методов резания

стальной проволокой, которые сочетали бы высокую производительность и высокое качество поверхности, достигаемое при пластичном сьеме материала, являются актуальной задачей [129–135]. К настоящему времени, согласно опубликованным работам, методы резания проволокой хрупких материалов, которые полностью реализовали бы пластичный режим резания, пока не разработаны. Однако отмечается, что механизм сьема кремния при резании проволокой может быть полностью хрупким, частично хрупким и почти пластичным (near ductile – терминология авторов) [129–131, 134]. Полностью пластичный режим сьема кремния алмазной проволокой описан только в теоретической модели [130]. Как показано в [132, 133], пластичный режим сьема алюмооксидной керамики осуществляется при трансзеренном разрушении, а хрупкий режим – при межзеренном. Оба режима практически сосуществуют одновременно в различной пропорции в зависимости от параметров резания, что влияет на качество обработанной поверхности.

ВЫВОДЫ

Основным условием реализации пластичного режима резания хрупких материалов является создание в зоне режущей кромки резца локального давления фазового перехода, при котором в обрабатываемом материале происходит переход из кристаллической фазы в металлическую, а затем в аморфную. В частности, для кремния величина давления фазового перехода, по данным различных публикаций, находится в диапазоне 10–16 ГПа.

Главным критическим параметром резания хрупких материалов в пластичном режиме является глубина резания, величина которой не должна превышать определенной предельной критической величины. Критическая глубина резания при пластичном режиме зависит от типа обрабатываемого материала и его кристаллографической ориентации по отношению к резцу. В большинстве рассмотренных публикаций глубина резания в пластичном режиме указывается в пределах 50–250 нм. Критическая глубина резания хрупких материалов в пластичном режиме также зависит от радиуса округления режущей кромки резца, который не должен превышать некоторую определенную величину, а толщина формируемой стружки должна быть меньше радиуса округления режущей кромки резца. При этом угол наклона режущей кромки резца для реализации пластичного режима должен быть отрицательным, как отмечено в большинстве рассмотренных экспериментальных и теоретических исследований.

На осуществление пластичного режима резания влияют также ширина резания, подача, скорость резания, тип смазочно-охлаждающей жидкости и другие параметры, влияющие на нагрузку и тепловое состояние в зоне резания. Соблюдение всего комплекса параметров резания в определенном диапазоне является необходимым условием пластичного режима резания хрупких материалов.

Кристаллографическая ориентация алмаза в инструменте по отношению к обрабатываемому материалу влияет на износ резца и, соответственно, на пластичный режим сьема материала.

Розглянуто теоретичні та експериментальні дослідження пластичного режиму різання крихких матеріалів (напівпровідників, кераміки та скла). Пластичний режим різання базується на здійсненні фазових переходів під тиском в оброблюваному матеріалі з подальшим зрізанням трансформованого аморфного шару, що дозволяє уникнути утворення тріщин. Розглянуто роботи з вивчення фазових переходів у крихких матеріалах при ідентуванні, дряпанні, терті і різанні. Показано, що глибина різання, радіус округлення різальної кромки різця, товщина стружки, кут нахилу різучої грані різця,

кристалографічна орієнтація оброблюваного матеріалу і алмазного інструменту, тип мастильно-охолоджувальної рідини і деякі інші параметри є визначальними для реалізації пластичного режиму різання.

Ключеві слова: фазові перетворення під тиском, пластичний режим різання, напівпровідники, кераміка, скло.

Theoretical and experimental studies of ductile regime cutting of brittle materials (semiconductors, ceramics and glass) were considered. The ductile mode cutting is connected with implementation high-pressure phase transformations that occur in the machined brittle materials with following removal of the transformed amorphous layer, which permits to avoid cracking. The investigations of phase transformation in brittle materials at indentation, scratching, friction and cutting were reviewed. It is shown that the cutting depth, the tool cutting edge radius, the undeformed chip thickness, the tool rake angle, crystallographic orientation of the machined material and the diamond tool, the cutting lubricants and some others parameters are critical for maintaining the ductile mode.

Keywords: high-pressure phase transformation, ductile regime cutting, semiconductors, ceramics, glass.

1. *Domnich V., Gogotsi Y.* Phase transformations in silicon under contact loading // *Rev. Adv. Mater. Sci.* – 2002. – **3**. – P. 1–36.
2. *King R. F., Tabor D.* The strength properties and frictional behavior of brittle solids // *Proc. Royal Soc. London, Series A: Math. Phys. Sci.* – 1954. – **223**. – P. 225–238.
3. *Huerta M., Malkin S.* Grinding of glass: the mechanics of the process // *ASME Trans., J. Eng. Industry.* – 1976. – **98**. – P. 459–467.
4. *Ngoi B. K. A., Sreejith P. S.* Ductile regime finish machining – a review // *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* – 2000. – **16**, N 8. – P. 547–550.
5. *Zhong Z. W.* Ductile or partial ductile mode machining of brittle materials // *Ibid.* – 2003. – **21**, N 8. – P. 579–585.
6. *Pei Z. J., Billingsley S. R., Miura S.* Grinding induced subsurface cracks in silicon wafers // *Int. J. Mach. Tools & Manufact.* – 1999. – **39**, N 7. – P. 1103–1116.
7. *Pei Z. J., Strasbaugh A.* Fine grinding of silicon wafers // *Ibid.* – 2001. – **41**, N 5. – P. 659–672.
8. *Stephenson D. J.* Surface integrity control during the precision machining of brittle materials // *Adv. Tech. Mater. Mater. Proc.* – 2006. – **8**, N 1. – P. 13–22.
9. *Gogotsi Y., Baek C., Kirscht F.* Raman microspectroscopy study of processing-induced phase transformations and residual stress in silicon // *Semicond. Sci. Technol.* – 1999. – **14**, N 10. – P. 936–944.
10. *Koinkar V. N., Bhushan B.* Scanning and transmission electron microcopies of single-crystal silicon microworn/machined using atomic force microscopy // *J. Mater. Research.* – 1997. – **12**, N 12. – P. 3219–3224.
11. *Kunz R. R., Clark H. R., Nitishin M. et al.* High resolution studies of crystalline damage induced by lapping and single-point diamond machining of Si(100) // *Ibid.* – 1996. – **11**, N 5. – P. 1228–1237.
12. *Young H. T., Liao H.-T., Huang H.-Y.* Surface integrity of silicon wafers in ultra precision machining // *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* – 2006. – **29**. – P. 372–378.
13. *Gridneva I. V., Milman Y. V., Trefilov V. I.* Phase transition in diamond-structure crystals during hardness measurements // *Phys. Stat. Sol.* – 1972. – **14**, N 1. – P. 177–182
14. *Evans T., Sykes J.* Indentation hardness of two types of diamond in the temperature range 1500°C to 1850°C // *Phil. Mag.* – 1974. – **29**, N 1. – P. 135–147.
15. *Григорьев О. Н., Мильман Ю. В., Трефилов В. И.* Особенности механизма деформации и параметры термически активационного движения дислокаций в алмазе и нитриде бора // *Элементарные процессы пластической деформации кристаллов.* – Киев: Наук. думка, 1978. – С. 44–159.
16. *Clarke D. R., Kroll M. C., Kirchner P. D. et al.* Amorphization and conductivity of silicon and germanium induced by indentation // *Phys. Rev. Lett.* – 1988. – **60**, N 21. – P. 2156–2159.
17. *Pharr G. M., Oliver W. C., Clarke D. R.* The mechanical behavior of silicon during small-scale indentation // *J. Electronic Mater.* – 1990. – **19**, N 9. – P. 881–887.

18. Новиков Н. В., Дуб С. Н., Мильман Ю. В. и др. Применение метода индентирования для изучения фазового превращения полупроводник–металл в кремнии // Сверхтв. материалы. – 1996. – № 3. – С. 36–45.
19. Kailer A., Nickel K. G., Gogotsi Y. G. Raman microspectroscopy of nanocrystalline and amorphous phases in hardness indentations // J. Raman Spectroscopy. – 1999. – **30**, N 10. – P. 939–946.
20. Milman Yu. V., Chugunova S. I., Goncharova I. V. et al. Physics of deformation and fracture at impact loading and penetration // Int. J. Impact Eng. – 2006. – **33**, N 1–12. – P. 452–462.
21. Khayyat M. M. O., Hasko D. G., Chaudhri M. M. Effect of sample temperature on the indentation-induced phase transitions in crystalline silicon // J. Appl. Phys. – 2007. – **101**, N 8. – P. 083515–083515.
22. Мильман Ю.В. Фазовые превращения под давлением при индентировании // Физика и техника высоких давлений. – 2011. – **21**, № 1. – С. 7–13.
23. Tanikella B. V., Somasekhar A. H., Sowers A. T. et al. Phase transformations during micro-cutting tests on silicon // Appl. Phys. Lett. – 1996. – **69**, N 19. – P. 2870–2872.
24. Jasinevicius R. G., Porto A. J. V., Duduch J. G. et al. Multiple phase silicon in submicrometer chips removed by diamond turning // J. Braz. Soc. Mech. Sci. & Eng. – 2005. – XXVII, N 4. – P. 440–448.
25. Gogotsi Y., Zhou G. H., Ku S.-S. et al. Raman microspectroscopy analysis of pressure-induced metallization in scratching of silicon // Semicond. Sci. Technol. – 2001. – **16**, N 5. – P. 345–352.
26. Zhou M., Ngoi B. K. A., Zhong Z. W., Chin C. S. Brittle-ductile transition in diamond cutting of silicon single crystals // Mater. Manufact. Processes. – 2001. – **16**, N 4. – P. 447–460.
27. Patten J. A., Jacob J., Bhattacharya B. et al. Numerical simulations and cutting experiments on single point diamond machining of semiconductors and ceramics // Semiconductor Machining at the Micro-Nano Scale / Eds. Jiawang Yan and John Patten. – Kerala, India: Transworld Research Network, 2007. – P. 1–36.
28. Wu H., Melkote S. N. Study of ductile-to-brittle transition in single grit diamond scribing of silicon: Application to wire sawing of silicon wafers // J. Eng. Mater. Technol. – 2012. – **134**, N 4. – Paper 041011 (8 pages).
29. Wu H., Melkote S. N. Effect of crystallographic orientation on ductile scribing of crystalline silicon: Role of phase transformation and slip // Mater. Sci. Eng. A. – 2012. – **549**. – P. 200–205.
30. Zhao X. Z., Bhushan B. Material removal mechanisms of single-crystal silicon on nanoscale and at ultralow loads // Wear. – 1998. – **223**, № 1–2. – P. 66–78.
31. Youn S. W., Kang C. G. A study of nanoscratch experiments of the silicon and borosilicate in air // Mater. Sci. Eng. A. Struct. Mater. Proper. Microstruct. Process. – 2004. – **384**, N 1–2. – P. 275–283.
32. Koshimizu S., Otsuka J. Detection of ductile to brittle transition in microindentation and microscratching of single crystal silicon using acoustic emission // Mach. Sci. Technol. – 2001. – **5**, N 1. – P. 101–114.
33. Bhattacharya B., Patten J., Jacob J. Ductile to brittle transition depths for CVD silicon carbide and quartz // Int. J. Mach. Machinability Mater. – 2007. – **2**, N 1. – P. 17–36.
34. Dong L., Patten J. A., Miller J. A. In-situ infrared detection and heating of metallic phase of silicon during scratching test // Int. J. Manufact. Technol. Management. – 2005. – **7**, N 5–6. – P. 530–539.
35. Li X. C., Lu J. J., Wan Z. et al. A simple approach to fabricate amorphous silicon pattern on single crystal silicon // Tribology Int. – 2007. – **40**, N 2. – P. 360–364.
36. Park J. W., Lee S. S., So B. S. et al. Characteristics of mask layer on (100) silicon induced by tribo-nanolithography with diamond tip cantilevers based on AFM // J. Mater. Process. Technol. – 2007. – **187**. – P. 321–325.
37. Yu B., Dong H., Qian L. et al. Friction-induced nanofabrication on monocrystalline silicon // Nanotechnology. – 2009. – **20**, N 46, art. 465303.
38. Abdel-Aal H. A., Patten J. A., Dong L. On the thermal aspects of ductile regime micro-scratching of single crystal silicon for NEMS/MEMS applications // Wear. – 2005. – **259**, N 7–12. – P. 1343–1351.
39. Abdel-Aal H. A., Reyes Y., Patten J. A. et al. Extending electrical resistivity measurements in micro-scratching of silicon to determine thermal conductivity of the metallic phase Si-II // Mater. Characterization. – 2006. – **57**, N 4–5. – P. 281–289.

40. Chung K. H., Lee Y. H., Kim D. E. Characteristics of fracture during the approach process and wear mechanism of a silicon AFM tip // *Ultramicroscopy*. – 2005. – **102**, N 2. – P. 161–171.
41. Kim H. J., Oh T. S., Kim D. E. Comparison of indentation and scribing behaviors of crystalline and initially deformed silicon tips by molecular dynamics simulation // *IEEE Trans. Magnetics*. – 2009. – **45**, N 5. – P. 2328–2331.
42. Brinksmeier E., Preub W., Riemer O., Malz R. Ductile to brittle transition investigated by plunge-cut experiments in monocrystalline silicon // *Proc. ASPE 1998 Spring Topical Meeting*. – 1998. – **17**. – P. 55–58.
43. Kovalchenko A., Gogotsi Y., Domnich V., Erdemir A. Phase transformation in silicon under dry and lubricated sliding // *Tribology Trans.* – 2002. – **45**, N 3. – P. 372–380.
44. Li X. C., Lu J. J., Liu B., Yang S. Tribological behavior and phase transformation of single-crystal silicon in air // *Tribology Int.* – 2008. – **41**, N 3. – P. 189–194.
45. Li X., Lu J., Yang S. Effect of lubricant on tribo-induced phase transformation of Si // *Tribology Lett.* – 2006. – **24**, N 1. – P. 61–66.
46. Danyluk S., Reaves R. Influence of fluids on the abrasion of silicon by diamond // *Wear*. – 1982. – **77**, N 1. – P. 81–87.
47. Li X. C., Lu J. J., Yang S., et al. Effect of counterpart on the tribological behavior and tribo-induced phase transformation of Si // *Tribology Int.* – 2009. – **42**, N 5. – P. 628–633.
48. Cai M. B., Li X. P., Rahman M. High-pressure phase transformation as the mechanism of ductile chip formation in nanoscale cutting of silicon wafer // *Proc. Inst. Mech. Eng. B. – J. Eng. Manufact.* – 2007. – **221**. – P. 1511–1519.
49. Han X. S., Hu Y. Z., Yu S. Molecular dynamics analysis micro-mechanism of ductile machining single crystal silicon by means of nanometric cutting technology // *Eur. Phys. J. – Appl. Phys.* – 2008. – **42**, N 3. – P. 255–262.
50. Tang Q. H., Chen F. H. MD simulation of phase transformations due to nanoscale cutting on silicon monocrystals with diamond tip // *J. Phys. D. – Appl. Phys.* – 2006. – **39**, N 16. – P. 3674–3679.
51. Tang Y. L., Liang Y. C., Huo D. H. et al. Study on nanometric machining process of monocrystalline Si // *Adv. Mach. Manufacturing Technol. VIII*. – 2006. – **315–316**. – P. 792–795.
52. Wu H., Lin B., Yu S. Y. et al. Molecular dynamics simulation on the mechanism of nanometric machining of single-crystal silicon // *Adv. Mater. Manufacturing Sci. Technol.* – 2004. – **471–472**. – P. 144–148.
53. Liu K., Liu X. D. Ductile-mode cutting of brittle materials for wafer fabrication // *Technical Report*. – Singapore: Singapore Institute of Manufacturing Technology, 2004. – P. 101–106.
54. Jasinevicius R. G. Influence of cutting conditions scaling in the machining of semiconductor crystals with single point diamond tool // *J. Mater. Process. Technol.* – 2006. – **179**, N 1–3. – P. 111–116.
55. Jasinevicius R. G., dos Santos F. J., Pizani P. S. et al. Surface amorphization in diamond turning of silicon crystal investigated by transmission electron microscopy // *J. Non-Cryst. Solids*. – 2000. – **272**, N 2–3. – P. 174–178.
56. Tanaka H., Shimada S., Ikawa N. Brittle-ductile transition in monocrystalline silicon analysed by molecular dynamics simulation // *Proc. Inst. Mech. Eng. C: J. Mech. Eng. Sci.* – 2004. – **218**, N 6. – P. 582–590.
57. Tanaka H., Shimada S. et al. Requirements for ductile-mode machining based on deformation analysis of mono-crystalline silicon by molecular dynamics simulation // *Cirp Annals – Manufacturing Technol.* – 2007. – **56**, N 1. – P. 53–56.
58. Cai M., Li X., Rahman M. Molecular dynamics modelling and simulation of nanoscale ductile cutting of silicon // *Int. J. Computer Appl. Technol.* – 2007. – **28**, N 1. – P. 2–8.
59. Hung N. P., Fu Y. Q. Effect of crystalline orientation in the ductile-regime machining of silicon // *Int. J. Adv. Manufact. Technol.* – 2000. – **16**, N 12. – P. 871–876.
60. Arefin S., Li X. P., Cai M. B. et al. The effect of the cutting edge radius on a machined surface in the nanoscale ductile mode cutting of silicon wafer // *Proc. Inst. Mech. Eng., B. – J. Eng. Manufact.* – 2007. – **221**, N 2. – P. 213–220.
61. Arefin S., Li X. P., Rahman M. et al. The upper bound of tool edge radius for nanoscale ductile mode cutting of silicon wafer // *Int. J. Adv. Manufacturing Technol.* – 2007. – **31**, N 7–8. – P. 655–662.

62. Cai M. B., Li X. P., Rahman M. Study of the mechanism of nanoscale ductile mode cutting of silicon using molecular dynamics simulation // *Int. J. Mach. Tools & Manufacture*. – 2007. – **47**, N 1. – P. 75–80.
63. Cai M. B., Li X. P., Rahman M. et al. Crack initiation in relation to the tool edge radius and cutting conditions in nanoscale cutting of silicon // *Ibid.* – 2007. – **47**, N 3–4. – P. 562–569.
64. Li X. P., Cai M. B., Rahman M. et al. Study of the upper bound of tool edge radius in nanoscale ductile mode cutting of silicon wafer // *Int. J. Adv. Manufacturing Technol.* – 2010. – **48**, N 9–12. – P. 993–999.
65. Yan J. W., Zhao H. W., Kuriyagawa T. Effects of tool edge radius on ductile machining of silicon: an investigation by FEM // *Semicond. Sci. Technol.* – 2009. – **24**, N 7. – Article number 075018.
66. Blake P. N., Scattergood R. O. Ductile-regime machining of germanium and silicon // *J. Am. Ceramic Soc.* – 1990. – **73**, N 4. – P. 949–957.
67. Ajjarapu S. K., Patten J. A., Cherukuri H. et al. Numerical simulations of ductile regime machining of silicon nitride using the Drucker–Prager material model // *Proc. Inst. Mech. Eng. C – J. Mech. Eng. Sci.* – 2004. – **218**, N 6. – P. 577–582.
68. Patten J., Gao W. I., Yasuto K. Ductile regime nanomachining of single-crystal silicon carbide // *J. Manufacturing Sci. Eng. – Trans. ASME*. – 2005. – **127**, N 3. – P. 522–532.
69. Bhattacharya B., Patten J. A., Jacob J. Single point diamond turning of CVD coated silicon carbide // *Proc. MSEC 2006, ASME Int. Conf. Manufacturing Science and Engineering*, Ypsilanti, MI, USA, 8–11 Oct., 2006.
70. Young H. T., Huang H. Y., Yang Y. J. A fundamental modeling approach for nano-grinding of silicon wafers // *Progress on Advanced Manufacture for Micro/Nano Technology 2005, Part 1 and 2*. – 2006. – **505–507**. – P. 253–258.
71. Young H. T., Liao H. T., Huang H. Y. Novel method to investigate the critical depth of cut of ground silicon wafer // *J. Mater. Proc. Technol.* – 2007. – **182**, N 1–3. – P. 157–162.
72. Yan J. W., Asami T., Harada H. et al. Fundamental investigation of subsurface damage in single crystalline silicon caused by diamond machining // *Precision Eng. – J. Int. Soc. Precision Eng. Nanotechnol.* – 2009. – **33**, N 4. – P. 378–386.
73. Egashira K., Mizutani K. Micro-drilling of monocrystalline silicon using a cutting tool // *Ibid.* – 2002. – **26**, N 3. – P. 263–268.
74. Yan J. W. Laser micro-Raman spectroscopy of single-point diamond machined silicon substrates // *J. Appl. Phys.* – 2004. – **95**, N 4. – P. 2094–2101.
75. Yan J. W., Tamaki J., Syoji K. et al. Single-point diamond turning of CaF₂ for nanometric surface // *Int. J. Adv. Manufacturing Technol.* – 2004. – **24**, N 9–10. – P. 640–646.
76. Yan J. W., Gai X. H., Kuriyagawa T. Fabricating nano ribbons and nano fibers of semiconductor materials by diamond turning // *J. Nanosci. Nanotechnol.* – 2009. – **9**, N 2. – P. 1423–1427.
77. Yan J. W., Syoji K., Tamaki J. Crystallographic effects in micro/nanomachining // *J. Vacuum Sci. & Technol. B*. – 2004. – **22**, N 1. – P. 46–51.
78. O'Connor B. P., Marsh E. R., Couey J. A. On the effect of crystallographic orientation on ductile material removal in silicon // *Precision Eng. – J. Int. Soc. Precision Eng. Nanotechnol.* – 2005. – **29**, N 1. – P. 124–132.
79. Yan J. W., Maekawa K., Tamaki J. et al. Experimental study on the ultraprecision ductile machinability of single-crystal germanium // *JSME Int. J. C. – Mech. Syst. Mach. Elements Manufacturing*. – 2004. – **47**, N 1. – P. 29–36.
80. Yan J. W., Takahashi Y., Tamaki J. et al. Ultraprecision machining characteristics of polycrystalline germanium // *Ibid.* – 2006. – **49**, N 1. – P. 63–69.
81. Venkatachalam S. Predictive modeling for ductile machining of brittle materials: PhD Dissertation. – The George W. Woodruff School of Mechanical Engineering, Georgia Institute of Technology, Atlanta, GA, USA, 2007.
82. Venkatachalam S., Li X. P., Liang S. Y. et al. Predictive modeling of transition undeformed chip thickness in ductile-regime micro-machining of single crystal brittle materials // *J. Mater. Proc. Technol.* – 2009. – **209**, N 7. – P. 3306–3319.
83. Liu K., Li X. P. Modeling of ductile cutting of tungsten carbide // *Trans. NAMRI/SME*. – 2001. – **29**. – P. 251–258.
84. Yan J. W., Asami T., Harada H. et al. Fundamental investigation of subsurface damage in single crystalline silicon caused by diamond machining // *Precision Eng. – J. Int. Soc. Precision Eng. Nanotechnol.* – 2009. – **33**, N 4. – P. 378–386.

85. *Rusnaldy T., Ko J., Kim H. S.* Micro-end-milling of single-crystal silicon // *Int. J. Mach. Tools & Manufacture.* – 2007. – **47** – P. 2111–2119.
86. *Jasinevicius R. G., Duduch J. G., Pizani P. S.* Structure evaluation of submicrometre silicon chips removed by diamond turning // *Semicond. Sci. Technol.* – 2007. – **22**, N 5. – P. 561–573.
87. *Yan J. W., Maekawa K., Tamaki J. et al.* Micro grooving on single-crystal germanium for infrared Fresnel lenses // *J. Micromech. Microeng.* – 2005. – **15**, N 10. – P. 1925–1931.
88. *Jasinevicius R. G., Duduch J. G., Pizani P. S.* In-situ raman spectroscopy analysis of re-crystallization annealing of diamond turned silicon crystal // *J. Braz. Soc. Mech. Sci. & Eng.* – 2007. – **XXIX**, N 1. – P. 49–54.
89. *Jasinevicius R. G., Duduch J. G., Montanari L. et al.* Phase transformation and residual stress probed by Raman spectroscopy in diamond-turned single crystal silicon // *Proc. Inst. Mech. Eng. B. – J. Eng. Manufacture.* – 2008. – **222**, N 9. – P. 1065–1073.
90. *Yan J. W., Syoji K., Tamaki J.* Crystallographic effects in micro/nanomachining // *J. Vacuum Sci. & Technol. B.* – 2004. – **22**, N 1. – P. 46–51.
91. *Fang F. Z., Wu H., Zhou W. et al.* A study on mechanism of nano-cutting single crystal silicon // *J. Mater. Proc. Technol.* – 2007. – **184**, N 1–3. – P. 407–410.
92. *Pizani P. S., Lanciotti F., Jasinevicius R. G. et al.* Raman characterization of structural disorder and residual strains in micromachined GaAs // *J. Appl. Phys.* – 2000. – **87**, N 3. – P. 1280–1283.
93. *Jasinevicius R. G., Pizani P. S.* Annealing treatment of amorphous silicon generated by single point diamond turning // *Int. J. Adv. Manufacturing Technol.* – 2007. – **34**. – P. 680–688.
94. *Morris J. C., Callahan D. L., Kulik J. et al.* Origins of the ductile regime in single-point diamond turning of semiconductors // *J. Am. Ceramic Soc.* – 1995. – **78**, N 8. – P. 2015–2020.
95. *Puttic K. E., Whitmore L. C., Zhdan P. et al.* Energy scaling transitions in machining of silicon by diamond // *Tribology Int.* – 1995. – **28**, N 6. – P. 349–355.
96. *Cheung C. F., To S., Lee W. B.* Anisotropy of surface roughness in diamond turning of brittle single crystals // *Mater. Manufacturing Proc.* – 2002. – **17**, N 2. – P. 251–267.
97. *Young H. T., Huang H. Y., Lee W. B.* A fundamental modeling approach for nano-grinding of silicon wafers // *Progress on Advanced Manufacture for Micro/Nano Technology 2005, Part 1 and 2.* – 2006. – **505–507**. – P. 253–258.
98. *Young H. T., Liao H. T., Huang H.-Y.* Novel method to investigate the critical depth of cut of ground silicon wafer // *J. Mater. Proc. Technol.* – 2007. – **182**, N 1–3. – P. 157–162.
99. *O'Connor B. P.* The effect of crystallographic orientation on ductile material removal in silicon // *A Thesis of Master of Science.* – The Pennsylvania State University, The Graduate School, College of Engineering, University Park, PA, USA, 2002.
100. *Leung T. P., Lee W. B., Lu X. M.* Diamond turning of silicon substrates in ductile-regime // *J. Mater. Process. Technol.* – 1998. – **73**, N 1–3. – P. 42–48.
101. *Yan J. W., Syoji K., Kuriyagawa T. et al.* Ductile regime turning at large tool feed // *Ibid.* – 2002. – **121**, N 2–3. – P. 363–372.
102. *Komanduri R., Chandrasekaran N., Raff L. M. et al.* Molecular dynamics simulation of the nanometric cutting of silicon // *Phil. Mag. B. – Phys. Condensed Matter Statistical Mech. Electronic Optical Magnetic Properties.* – 2001. – **81**, N 12. – P. 1989–2019.
103. *Rusnaldy T., Ko J., Kim H. S.* An experimental study on microcutting of silicon using a micromilling machine // *Int. J. Adv. Manufacturing Technol.* – 2008. – **39**, N 1–2. – P. 85–91.
104. *Yan J., Asami T., Kuriyagawa T.* Response of machining–damaged single–crystalline silicon wafers to nanosecond pulsed laser irradiation // *Semicond. Sci. Technol.* – 2007. – **22**, N 4. – P. 392–395.
105. *Dong L.* In-situ detection and heating of high pressure metallic phase of silicon during scratching: PhD dissertation. – University of North Carolina at Charlotte, NC, USA, 2006.
106. *Dong L., Patten J. A.* Real time infrared (IR) thermal imaging of laser–heated high pressure phase of silicon // *Proc. Adv. Laser Appl. Conf. & Expo (ALAC 2007), Boston, 24–25 Sept., 2007.*
107. *Amer M. S., Dosser L., LeClair S. et al.* Induced stresses and structural changes in silicon wafers as a result of laser micro-machining // *Appl. Surface Sci.* – 2002. – **187**, N 3–4. – P. 291–296.
108. *Amer M. S., El-Ashry M. A., Dosser L. R. et al.* Femtosecond versus nanosecond laser machining: comparison of induced stresses and structural changes in silicon wafers // *Ibid.* – 2005. – **242**. – P. 162–167.

109. *Shayan A. R., Poyraz H. B., Ravindra D., Patten J. A.* Pressure and temperature effects in micro-laser assisted machining (μ -lam) of silicon carbide // *Trans. NAMRI/SME.* – 2009. – **37.** – P. 75–80.
110. *Yan J. W., Syoji K., Tamaki J.* Some observations on the wear of diamond tools in ultra-precision cutting of single-crystal silicon // *Wear.* – 2003. – **255,** N 7–12. – P. 1380–1387.
111. *Uddin M. S., Seah K. H. W., Li X. P. et al.* Effect of crystallographic orientation on wear of diamond tools for nano-scale ductile cutting of silicon // *Ibid.* – 2004. – **257,** N 7–8. – P. 751–759.
112. *Uddin M. S., Seah K. H. W., Rahman M. et al.* Performance of single crystal diamond tools in ductile mode cutting of silicon // *J. Mater. Proc. Technol.* – 2007. – **185,** N 1–3. – P. 24–30.
113. *Li X. P., He T., Rahman M.* Tool wear characteristics and their effects on nanoscale ductile mode cutting of silicon wafer // *Wear.* – 2005. – **259,** N 7–12. – P. 1207–1214.
114. *Born D. K., Goodman W. A.* An empirical survey on the influence of machining parameters on tool wear in diamond turning of large single-crystal silicon optics // *Precision Eng. – J. Int. Soc. Precision Eng. Nanotechnol.* – 2001. – **25,** N 4. – P. 247–257.
115. *Durazo-Cardenas I., Shore P., Luo X. et al.* 3D characterization of tool wear whilst diamond turning silicon // *Wear.* – 2007. – **262,** N 3–4. – P. 340–349.
116. *Li X. P., Cai M. B., Neo W. C. L. et al.* Effect of crystalline orientation of a diamond tool on the machined surface in ductile mode cutting of silicon // *Proc. Inst. Mech. Eng. B. – J. Eng. Manufacture.* – 2008. – **222,** N 12. – P. 1597–1603.
117. *Cai M. B., Li X. P., Rahman M.* Characteristics of “dynamic hard particles” in nanoscale ductile mode cutting of monocrystalline silicon with diamond tools in relation to tool groove wear // *Wear.* – 2007. – **263,** N 7–12. – P. 1459–1466.
118. *Cai M. B., Li X. P., Rahman M.* Study of the mechanism of groove wear of the diamond tool in nanoscale ductile mode cutting of monocrystalline silicon // *J. Manufacturing Sci. Eng. – Trans. ASME.* – 2007. – **129,** N 2. – P. 281–286.
119. *Yan J., Tamaki J., Syoji K. et al.* Development of a novel ductile-machining system for fabricating axisymmetric aspheric surfaces on brittle materials // *Adv. Abrasive Technol.* – 2003. – **238,** N 2. – C. 43–48.
120. *Yin L., Vancoille E. Y. J., Lee, L. C. et al.* High-precision low-damage grinding of polycrystalline SiC // *Ibid.* – 2003. – **238,** N 2. – P. 59–64.
121. *Bifano T., Yi Y., Kahl K.* Fixed abrasive grinding of CVD SiC Mirrors // *Precision Eng. – J. Am. Soc. Precision Eng.* – 1994. – **16,** N 2. – P. 109–116.
122. *Yoshino M., Ogawa Y., Aravindan S.* Machining of hard–brittle materials by a single point tool under external hydrostatic pressure // *J. Manufacturing Sci. Eng. – Trans. ASME.* – 2005. – **127,** N 4. – P. 837–845.
123. *Venkatesh V. C.* Precision manufacture of spherical and aspheric surfaces on plastics, glass, silicon and germanium // *Current Sci.* – 2003. – **84,** N 9. – P. 1211–1219.
124. *Demirci I., Mezghani S., Mkaddem A. et al.* Effects of abrasive tools on surface finishing under brittle-ductile grinding regimes when manufacturing glass // *J. Mater. Proc. Technol.* – 2010. – **210,** N 3. – P. 466–473.
125. *Bandyopadhyay B. P., Ohmori H., Takahashi I.* Ductile regime mirror finish grinding of ceramics with electrolytic in-process dressing (ELID) grinding // *Mater. Manufacturing Proc.* – 1996. – **11,** N 5. – P. 789–801.
126. *Bandyopadhyay B. P., Ohmori H.* The effect of ELID grinding on the flexural strength of silicon nitride // *Int. J. Mach. Tools & Manufacture.* – 1999. – **39,** N 5. – P. 839–853.
127. *Sun Y. L., Zuo D. W., Zhu Y. W. et al.* Surface formation of single silicon wafer polished with nano-sized Al₂O₃ powders // *Chinese J. Chem. Phys.* – 2007. – **20,** N 6. – P. 643–648.
128. *Zuo D. W., Sun Y. L., Zhao Y. et al.* Basic research on polishing with ice bonded nanoabrasive pad // *J. Vacuum Sci. & Technol. B.* – 2009. – **27,** N 3. – P. 1514–1519.
129. *Hou Z., Ge P., Zhang J. et al.* Experiment research to cut crystal silicon using diamond wire saw // *Diamond Abrasives Eng.* – 2007. – **5.** – P. 14–16.
130. *Gao Y., Ge P., Hou Z.* Study on removal mechanism of fixed-abrasive diamond wire saw slicing monocrystalline silicon // *Key Eng. Mater.* – 2008. – **359–360.** – P. 450–454.
131. *Gao Y., Ge P.* Experimental investigation on brittle-ductile transition in electroplated diamond wire saw machining single crystal silicon // *Ibid.* – 2010. – **431–432.** – P. 265–268.
132. *Teomete E.* Roughness damage evolution due to wire saw process // *Int. J. Precision Eng. Manufacturing.* – 2011. – **12,** N 6. – P. 941–947.
133. *Teomete E.* Effect of process parameters on surface quality for wire saw cutting of alumina ceramic // *Gazi University J. Sci.* – 2011. – **24,** N 2. – P. 291–297.

134. *Huang B., Gao Y., Ge P.* Study on surface defect and wire wear mechanism during single crystal silicon slicing with electroplated diamond wire saw // *Diamond Abrasives Eng.* – 2011. – **30**, N 1. – P. 53–57.
135. *Wu H., Melkote S. N., Danyluk S.* Mechanical strength of silicon wafers cut by loose abrasive slurry and fixed abrasive diamond wire sawing // *Adv. Eng. Mater.* – 2012. – **14**, N 5. – P. 342–348.

Ин-т проблем материаловедения
НАН Украины им. И. Н. Францевича

Поступила 25.12.12