УДК 666.3.548.53

Г.С.Олейник, Н.В.Даниленко, А.В.Котко, А.А.Бочечка

МЕХАНИЗМЫ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ КАРБИДА КРЕМНИЯ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ И ТЕМПЕРАТУРАХ

Институт проблем материаловедения НАН Украины
252142, г.Киев, ул.Кржижановского, 3

Статья поступила в редакцию 22 апреля 1996 года

На основе результатов электронно-микроскопического изучения микроструктуры рассмотрены особенности развития трех этапов динамической рекристаллизации, которая проходит в гетерофазных (6H + 3C + многослойные политипы) образцах SiC при P = = 8–9 ГПа; T = 1700–2400°C. Сделано заключение, что на стадии собирательной рекристаллизации наряду с внутризеренным кристаллоориентированным сдвиговым 3C→6H-переходом в SiC имеют место и диффузионные 3C→6H- и 6H→3C-превращения в мигрирующих межзеренных границах, составленных участками межфазных.

Процессы первичной рекристаллизации и механизмы их реализации в керамиках изучены к настоящему времени мало. Это вызвано главным образом широким распространением и использованием керамик гетерофазного состава, при спекании которых процессы рекристаллизации не являются определяющими. В [1] обобщены имеющиеся разрозненные сведения об условиях и механизмах развития первичной рекристаллизации в керамиках, включая группу сверхтвердых материалов на основе плотных фаз нитрида бора и углерода, получаемых при высоких давлениях и температурах [2–4].

В данной работе изложены результаты изучения механизмов динамической рекристаллизации карбида кремния в условиях формирования поликристаллических образцов на основе порошковых частиц исходной 6H-фазы SiC при высоких давлениях и температурах.

Для исследования использовали образцы, полученные при P = 8–9 ГПа при спекании в интервале температур 1500–2400°C через каждые 100°C в камере высокого давления типа "тороид" с выдержкой 60 с. При $T_{сп}$ = 1700°C пористость образцов составляла ~ 5%, при более высоких температурах образцы были беспористыми.

Размер частиц исходного порошка SiC составлял 20–30 мкм. Частицы имели полиэдрическую форму, были практически бездефектными, в большинстве случаев монокристаллическими. По данным рентгеновского анализа SiC содержал

~ 85% политипа 6H и ~ 14% политипа 15R; основные примеси в порошке Fe, Ca, Si, Al, их содержание не превышало 1,2 мас.%.

Структура образцов исследовалась методом просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг. Фазовый анализ образцов проводился по данным микродифракции. Утонение осуществлялось ионным распылением по методике [5].

Результаты исследования

На основе результатов электронно-микроскопического изучения указанных образцов можно выделить четыре типа структурных состояний, характерных для образцов, формирующихся в различных температурных интервалах. Опишем эти состояния и на их основе рассмотрим механизмы структурно-фазовых превращений в SiC, проходящих при P = 8–9 ГПа с ростом температуры спекания от 1500 до 2400°C.

$T_{сп}$ = 1500–1700°C. Как было показано в работах [6,7], в этом интервале температур пластическая деформация зерен 6H–SiC протекает по двум механизмам: пластическими сдвигами по базисным плоскостям с помощью расщепленных дислокаций и незакономерным поворотом (сбросообразование). Структурно-фазовые превращения в зернах, вызванные деформацией, хорошо выявляются по изменению геометрии микроэлектронограмм (МЭГ) от сечений типа $(11\bar{2}0)$ зерен и дифракционного контраста в этих сечениях.

Пластические сдвиги, приводящие к формированию базисных дефектов упаковки (ДУ), вызывают сильное разупорядочение структуры зерен 6H–SiC в направлении [0001], формирование в них многослойных политипов (МП), а также 3C-фазы. На МЭГ от зерен первого типа наблюдаются практически сплошные тяжи в узловых рядах $h0l$ и $00l$, от зерен второго типа – множество несистематических точечных отражений. От зерен третьего типа вначале наблюдается появление усилений на тяжах $h0l$ в местах расположения двойниковых рефлексов 3C-фазы и сильных узловых отражений ряда 111 (рис. 1,*б*,*в*), а затем и четких узловых отражений, характерных для сечений типа (110) кристаллов 3C–SiC. Последнее свидетельствует о развитии деформационного 6H→3C-превращения с ориентационным соотношением типа: $(111)_{3C} \parallel (001)_{6H}$; $[110]_{3C} \parallel [1120]_{6H}$. Для всех структурных состояний зерен SiC в их призматических сечениях типа $(11\bar{2}0)$ наблюдается микрополосчатость, обусловленная на первом этапе накоплением ДУ (рис. 1,*а*), а затем и гетерофазным состоянием, т.е. появлением границ раздела по сечению (0001) между слоями 6H и формирующимися за счет превращения слоями МП и 3C-фазы, имеющими вид пластин. Подобная геометрия структурных элементов образующихся фаз является закономерной при развитии деформационного перехода в SiC с указанным выше ориентационным соотношением, поскольку согласно [9] минимизация упругой энергии твердотельного перехода реализуется таким образом, что внутри кристалла исходной фазы образуется ансамбль закономерно расположенных пластин новой фазы.

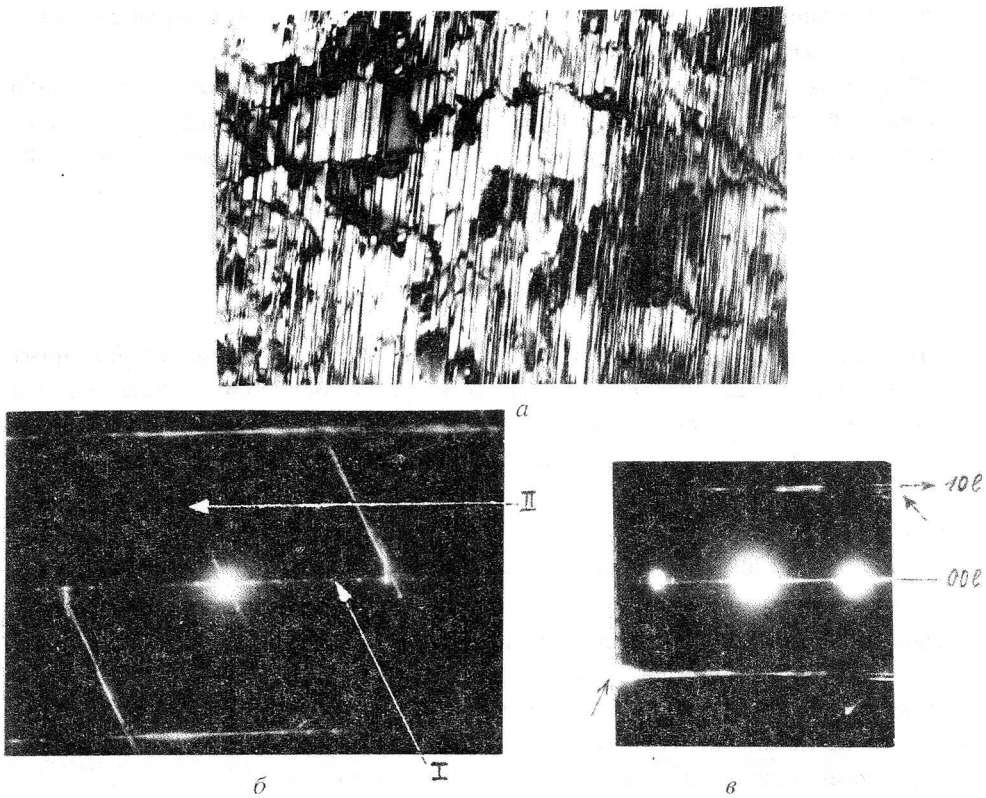


Рис. 1. Структура зерен 6H–SiC: *а* – базисные ДУ; *б* – типичные МЭГ от сечений типа $(11\bar{2}0)$ фрагментированных 6H-зерен (I – высокая концентрация ДУ, II – смесь МП); *в* – сдвойникованная фаза 3C в сочетании с МП (веерообразное расщепление рядов *10l* и *00l* связано с наличием в зерне разориентированных областей)

Сбрасообразование отчетливо выявляется по формоизменению линий ДУ в сечениях зерен типа $(11\bar{2}0)$ (рис. 2), а также геометрии МЭГ (имеет место пересечение рядов $00l$ и рядов $h0l$ в нулевом узле) (см. рис. 1,*в*). В случае исходных зерен-пластин с развитой поверхностью, ограненной плоскостью (0001), наблюдается формоизменение поверхности (рис. 2,*б*). Линии ДУ представляют собой следы базисных плоскостей, а следовательно, могут рассматриваться как реперы таких плоскостей. Из анализа морфологических особенностей полосчатости видно, что в зернах имеют место групповые (т.е. в отдельных участках) изломы, изгибы базисных слоев относительно осей, расположенных в плоскости (0001) (см. рис. 1,*а* и рис. 2,*а–в*), повороты со смещением вокруг оси [0001] (рис. 2,*в,г*). О последних свидетельствует как отсутствие (или слабое проявление) полосчатого контраста в отдельных участках зерен (рис. 2,*г*), так и появление на МЭГ от сечений типа $(11\bar{2}0)$ системы отражений, относящихся к разрезам типа $(10\bar{1}0)$ и $(14\bar{5}0)$. В случае изломов (рис, 2,*а,б*) величина разориентировки образующихся фрагментов может достигать десятков градусов, в остальных случаях изменяется от единиц до десятков градусов по образцу (т.е. между фрагментами, не являющимися ближайшими соседями). При этом размеры разориентированных фрагментов также сильно изменяются: от 0,1 до 1–5 мкм и более. Только редкие зерна не фрагментированы.

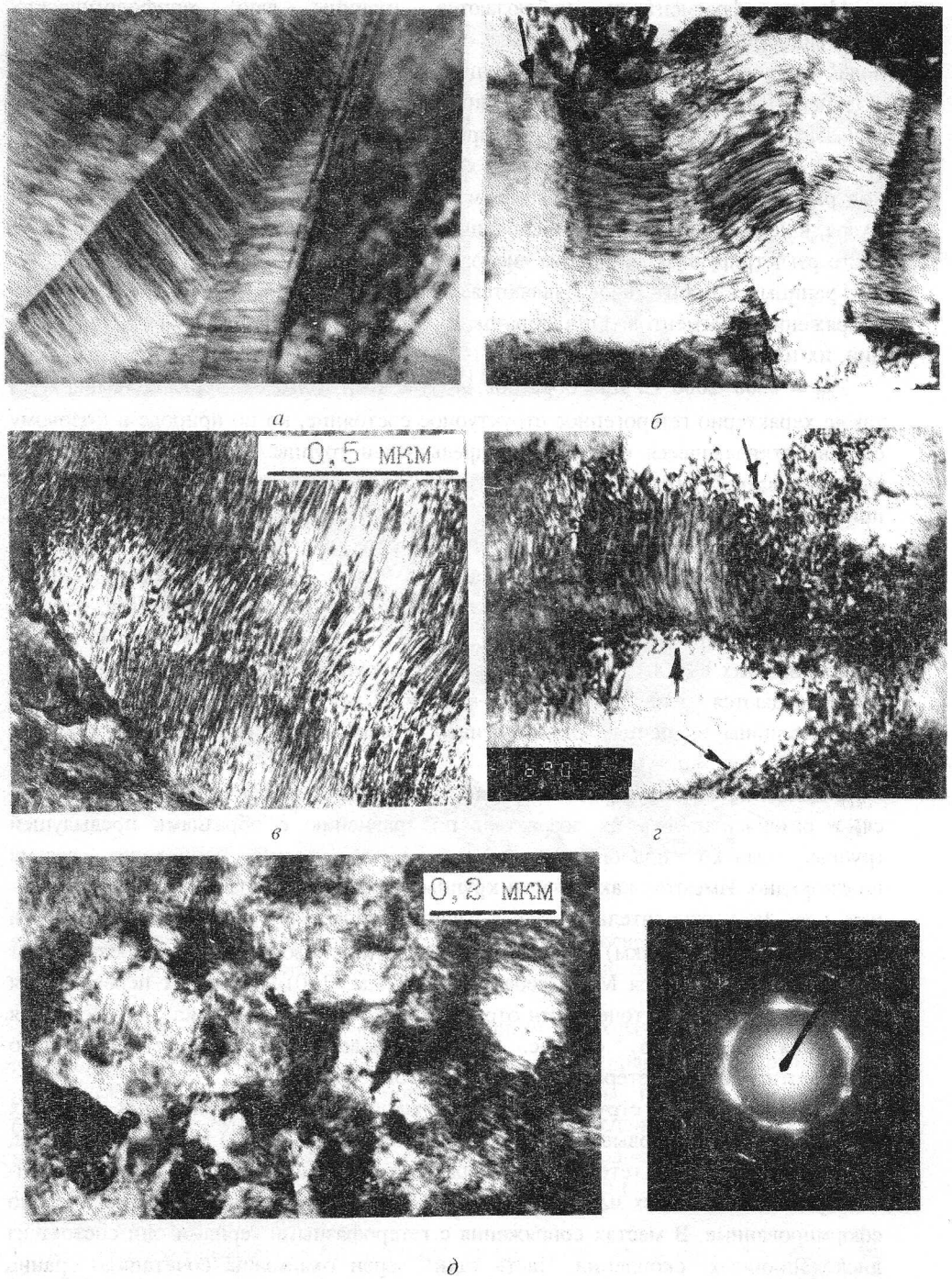


Рис. 2. Различные виды фрагментированной субструктуры зерен SiC, деформированных базисным сдвигом и незакономерным поворотом – *а,б,в,г,д*. Стрелками отмечены следы базисных поверхностей зерна (*б*) и нагромождения дислокаций между фрагментами (*г*)

Между фрагментами наблюдаются границы двух морфологических разновидностей, отличающиеся также структурным состоянием и количественной долей в общей протяженности. Границы первого вида в большинстве строго прямолинейны, ограничивают области клиновидной формы. (Заметим, что подобные области являются диагностическим признаком развития пластической деформации сбрососообразованием [9]). На таких границах иногда наблюдается полосчатый контраст, характерный для границ межзеренного типа (рис. 2,*а*), и картины муара, в которых выявляются дислокации. В областях, примыкающих к границам, часто регистрируются скопления дислокаций.

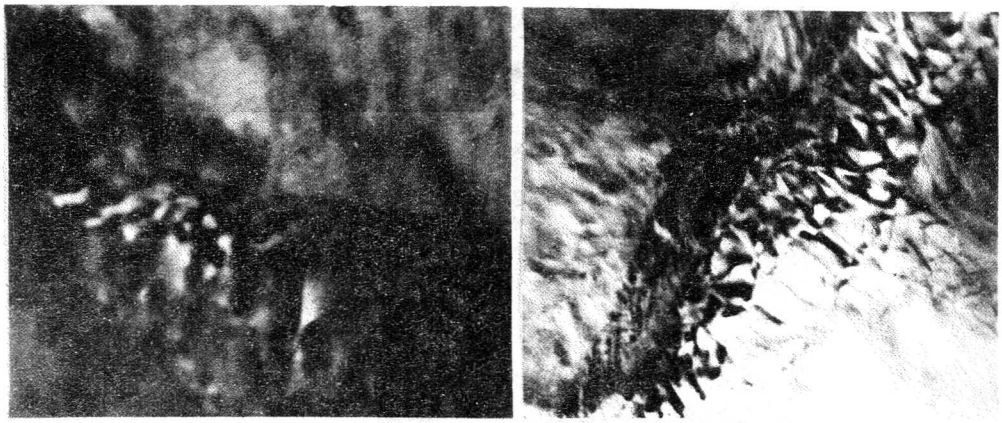
Границы второго вида являются основной составляющей поверхностей сопряжения фрагментов. Они образованы протяженными скоплениями дислокаций, их плотность может достигать > 10^{10} $см^{-2}$ (рис. 2,*г*).

$T_{сп}$ = 1800–2000°С. Для образцов, полученных в этом интервале температур, также характерно гетерогенное структурное состояние, но по природе и фазовому составу отличающееся от образцов предыдущей группы. Прежде всего зерна в рассматриваемых образцах являются главным образом двухфазными (6Н + 3С) с примесью МП.

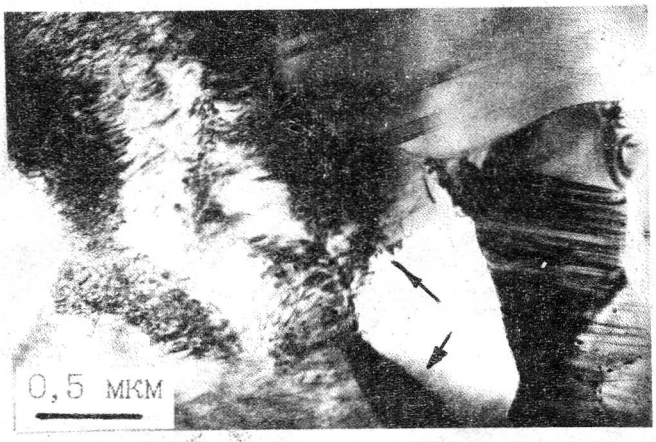
Имеются, однако, и участки, содержащие разупорядоченные в направлении [0001] зерна, а также МП. Зерна этих двух составов являются сильно фрагментированными. В них содержится значительная доля фрагментов, разориентировка которых связана не только с наклоном относительно осей, расположенных в (0001), но и с поворотом вокруг оси [0001]. Между фрагментами наблюдаются наряду с границами, характерными для первой группы образцов, также границы на основе упорядоченных дислокаций в виде сеток и плоских скоплений (рис. 3,*а*,*б*).

В целом по объему образцов средний размер фрагментов в зернах уменьшается, а разориентировка их возрастает по сравнению с образцами предыдущей группы. Однако подобная перестройка по объему происходит весьма неоднородно. Имеются как области крупных фрагментов, слабо разориентированных (до 10°) относительно осей, расположенных в (0001), так и участки субдисперсных (0,1 мкм) фрагментов с высокоугловой разориентировкой. От последних наблюдаются МЭГ, дебаевские кольца $(100)_{6H}$ которых пересекаются отрезками рядов *h*0*l* с точечными отражениями и тяжами (см. рис. 2,*д*). Подобная геометрия МЭГ (ср. с рис. 1,*б*,*в*) подтверждает присутствие сильно разориентированных гетерофазных фрагментов.

Кроме описанных структурных составляющих, в рассматриваемых образцах содержатся еще две новые. 1. Дисперсные (0,1 мкм и менее) монофазные зерна, расположенные среди гетерофазных фрагментов главным образом в местах контактирования исходных частиц. Границы между такими зернами тонкие, хорошо сформированные. В местах сопряжения с гетерофазными зернами они состоят из дислокационных скоплений. Часть таких зерен окаймлена сочетанием границ обеих описанных выше разновидностей: морфологически прямолинейных и произвольной формы, появляющихся на основе нагромождений дислокаций (рис. 3,*б*).



а

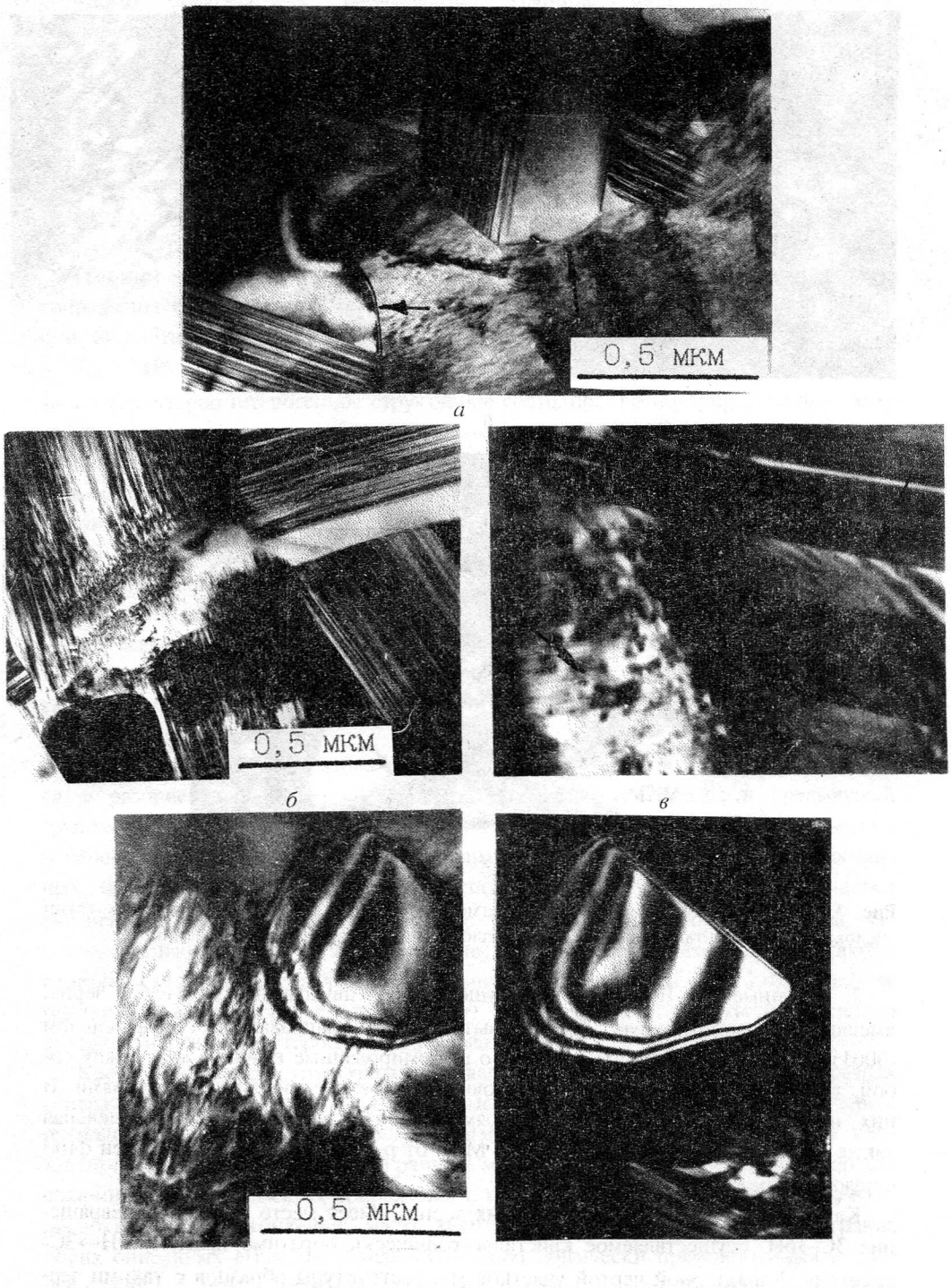


б

Рис. 3. Границы разориентированных фрагментов: *а* - на основе упорядоченных групп дислокаций; *б* - сочетание тонких границ излома и дислокационных скоплений

2. Крупные (5–10 мкм) преимущественно двухфазные (6H+3C) зерна, имеющие анизометричную форму (вытянутые в направлении, параллельном $(0001)_{6H} \parallel (111)_{3C}$). Они имеют хорошо сформированные границы как между собой, так и между гетерофазными (основной составляющей образцов) зернами. В них наблюдается морфологически прямолинейная полосчатость, параллельная также $(0001)_{6H} \parallel (111)_{3C}$ (рис. 4,*а*). На МЭГ от разрезов (110) 3C–SiC зерен фиксируются отражения 6H-фазы.

Как было установлено в [6], в таких зернах имеет место обратное превращение 3C→6H, осуществляемое кристаллографически обратимо прямому 6H→3C-переходу. Характерной чертой участков микроструктуры образцов с такими зернами является то, что мигрируют обычно границы, окаймляющие зерна 3C–SiC, или те, в которых частично прошло превращение 3C→6H (рис. 4,*а*).



а *б* *в* *г*

Рис. 4. Типичные группы зерен в образцах, формирующихся на стадии собирательной рекристаллизации: *а* – сочетание зерен различного фазового состава (стрелками отмечены мигрирующие границы и экстинкционный контур); *б* – зерна состава 6Н+3С анизометричной формы; *в* – увеличенный фрагмент сопряжения двух зерен; *г* – дисперсный зародыш нового зерна у межзеренной границы

$T_{сп}$ = 2100–2200°C. Основной составляющей этих образцов, в отличие от образцов предыдущей группы, являются двухфазные зерна с высоким содержанием 6H-модификации. Средний размер таких зерен составляет 3–5 мкм. В тройных стыках зерен и приграничных зонах наблюдались экстинкционные контуры в виде линий округлой формы на фоне полосчатого контраста (рис. 4,*а*). В образцах встречались в локальных участках фрагментированные гетерофазные зерна с высокой долей 3C-фазы и МП. Для них была типична сильная искаженность полосчатого контраста (см. рис. 2,*д*).

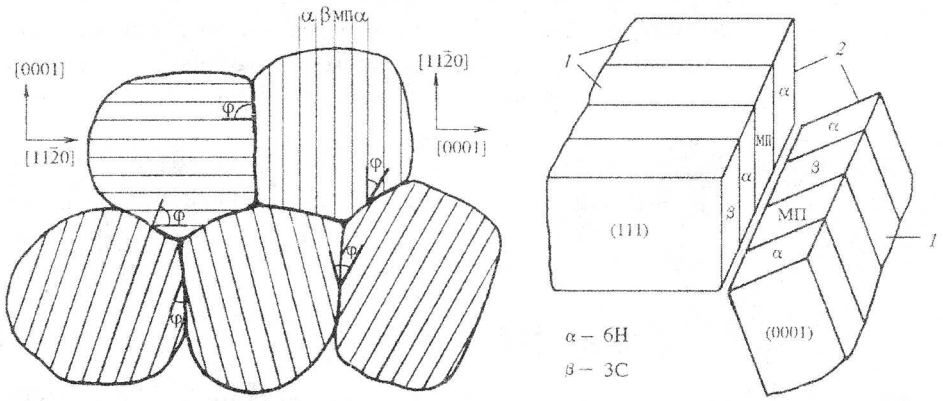
$T_{сп}$ = 2300–2400°C. Образцы, полученные при этих температурах, состоят из крупных двухфазных (6H + 3C) зерен с хорошо сформированными между собой границами (рис. 4,*б*). Особенностью структуры образцов является наличие в них множества экстинкционных контуров в приграничных зонах (рис. 4,*в*), а также разориентированных областей, ограниченных такими контурами. Часто встречаются моно (6H)- и гетеро (6H + 3C)-фазные дисперсные (0,3–0,6 мкм) зерна с высокоугловой разориентировкой, образованные на основе таких областей (рис. 4,*г*). Судя по морфологии (выпуклая форма), границы таких зерен являются подвижными.

Обсуждение результатов

Как видно из изложенного, при обработке 6H–SiC в интервале 1500–2400°C при P = 8–9 ГПа реализуются три вида такой твердотельной перестройки, как рекристаллизация. 1. Первичная рекристаллизация, протекающая на стадии 6H → 3C-превращения. Она осуществляется за счет образования центров роста новых зерен из сильно разориентированных моно (3C)- и гетеро (6H + 3C + МП)-фазных фрагментов. 2. Собирательная рекристаллизация в системе моно (3C)- и гетерофазных зерен. 3. Повторная первичная рекристаллизация на стадии 3C→ 6H-превращения; зародышами роста в этом случае могут быть как моно (6H)-, так и гетерофазные разориентированные объемы. Эта рекристаллизация проходит как процесс, сопутствующий собирательной рекристаллизации в системе гетерофазных зерен.

Первичной рекристаллизации SiC на стадии 6H→3C-перехода предшествует процесс фрагментации, т.е. формирование в зернах границ разориентации. Появление центров роста новых зерен связано с образованием высокоугловых границ между фрагментами. Из наших экспериментальных результатов следует, что в зернах SiC образующиеся морфологически прямолинейные границы уже на этапе их появления (1500°C) могут быть высокоугловыми (см. рис. 2,*а*). Однако доля таких границ незначительна и они, как было отмечено выше, могут окаймлять только отдельные участки зерен (см. рис. 3,*б*). Основная доля внутренних границ раздела в зернах SiC может формироваться на основе дислокационных скоплений. На это указывает наличие границ в виде как плотных нагромождений дислокаций, так и упорядоченных групп (рис. 2,*г*; 3,*а*). Появление названных скоплений в границах сопряжения фрагментов можно объяснить действием трех факторов.

1. Прежде всего, образование изгибов, изломов и поворотов в деформированных базисным сдвигом зернах 6H–SiC, вызывающих появление границ, приводит к тому, что в дальнейшем каждый разориентированный фрагмент деформируется автономно. Плоскости скольжения (0001) фрагментов стыкуются на границе их сопряжения (см. рис. 2,*а*; 5,*а*). При незначительной разориентировке возможен переход дислокаций из фрагмента в фрагмент. На границе при этом будут неизбежно образовываться дислокации несоответствия [10]. При увеличении разориентировки фрагментов дислокации будут останавливаться у границы, образуя нагромождения.



а *б*

Рис. 5. Группы гетерофазных зерен с различным углом рассогласования φ базисных слоев SiC: *а* – схематическое изображение; *б* – сечение границы сопряжения двух гетерофазных зерен (пластины отдельных фазовых составляющих – *1*, выходы в границу поверхностей сопряжения пластин различных фаз – *2*)

2. Генерированиие дислокаций за счет релаксации сдвиговых напряжений, возникающих в связи с реализацией эффектов анизотропии сжатия I и II рода [11]. Первые генерируются в кристаллах с некубической решеткой на различных границах разориентации. Вторые появляются на участках межфазных границ, где сопрягаются пластины 6H-, 3C-фаз и МП, содержащиеся в гетерофазных фрагментах (рис. 5,*б*).

3. Учитывая различные типы разориентации пластин фазовых составляющих стыкующихся фрагментов, в границах возможно также возникновение напряжений за счет анизотропии упругих модулей в 6H- и 3C-фазах. Для примера укажем: для 6H SiC $E_{[0001]} = 510$, $E_{[11\bar{2}0]} = 410$ ГПа [12].

Таким образом, в границах фрагментов будут скапливаться дислокации различного происхождения. По мере деформации при высоких P и T такие скопления дислокаций будут неизбежно эволюционировать в результате протекания процессов взаимодействия, скольжения, переползания. Это способствует тому, что в границах будут сосредотачиваться дислокации с определенной разностной плотностью ρ_D, в том числе и необходимой по условию [13] $\rho_D \geq \theta/bD$ (где θ – угол разориентации, b – вектор Бюргерса, D – диаметр зерна) для формирования высокоугловых границ. То, что в нашем случае это проходит, свидетельствует появление границ между фрагментами вначале в виде плотных

нагромождений дислокаций, а затем и упорядоченных их образований в форме сеток, плоских скоплений и линейных границ, в том числе и высокоугловых. Появление линейных подвижных границ означает образование зародышей роста новых зерен гетерофазного состава. По мере развития дислокационных перестроек в границах и дальнейшего базисного скольжения в фрагментах последние становятся монофазными (3С). Этот процесс реализуется за счет расщепления базисных дислокаций, проходящего прежде всего в границах фрагментов. Учитывая рассмотрение [14], расщепление должно проходить весьма неоднородно, так как в границах сопряжения фрагментов могут создаваться не только условия неограниченного расщепления (образование ДУ), но и снятие расщепления (сближение дислокаций и их объединение).

Поскольку зародышами роста новых зерен являются моно (3С)- и гетеро (6Н+3С+МП)-фазные сильно разориентированные фрагменты, то собирательная рекристаллизация проходит в системе зерен такого же состава. При этом монофазные (3С) зерна в процессе роста испытывают обратное 3С→6Н-превращение. При росте гетерофазных зерен их субструктура в виде микрополосчатости, связанная с наличием границ раздела (3С–6Н)-фаз, сохраняется от границы до границы зерна, вплоть до формирования монофазного состояния. Фазовый состав в сечении, параллельном поверхности сопряжения фаз ($(111)_{3C} \parallel (0001)_{6H}$), также не изменяется от границы до границы зерен. Это свидетельствует о том, что в процессе рекристаллизационного укрупнения фазовые превращения неизбежно будут проходить по двум механизмам: при миграции границы удлинение пластин 6Н-фазы осуществляется за счет диффузионного поатомного механизма, а их утолщение в пределах зерна проходит в результате сдвигового механизма 3С→6Н-превращения. Аналогичный рост в направлении развития плоскостей (111) испытывают и пластины 3С-фазы, когерентно сопряженные с пластинами 6Н-фазы. Это означает, что при сопряжении в межзеренной границе пластин 3С- и 6Н-фаз проходит также диффузионное 6Н→3С-превращение. Таким образом, собирательный рост гетерофазных зерен SiC имеет место при реализации в мигрирующей границе локально осуществляемых 6Н→3С- и 3С→6Н-переходов и внутризеренного сдвигового перехода 3С→6Н.

Рост зерен SiC на этапе 3С→6Н-перехода осуществляется главным образом в направлении <*hk*0>, т.е. они приобретают форму пластин (см. рис. 4,*б*). Это можно объяснить особым структурным состоянием границ раздела, определяющих рост в таком направлении. Действительно, в таких границах сосредоточены выходы поверхностей когерентного сопряжения 3С- и 6Н-фаз между собой и с МП от двух зерен (см. рис. 5,*б*). Названные поверхности содержат напряжения из-за несоответствия в параметрах стыкующихся фаз в плоскости их сопряжения. Например, при $a_{3C} = 0{,}3083$ и $a_{6H} = 0{,}3080$ нм величина напряжения сопряжения по $(111)_{3C} \parallel (0001)_{6H}$ имеет порядок 10^8 Н/м$^{-2}$ [15]. Распределение подобных напряжений в межзеренной границе, обусловленных наличием в ней выходов межфазных границ раздела, будет иметь сложный характер, ввиду разнообразного рассогласования плоскостей сопряжения и стыковки пластин различных составляющих (см. рис. 5), а также возможности взаимодействия самих полей напряжений между собой в границе. Наряду с этим в границах будут возникать напряжения, вызванные контактированием в них сечений пластин различных фаз

(эффекты анизотропии сжатия второго рода), а также напряжения упругой анизотропии. Экспериментальным подтверждением наличия напряжений в границах гетерофазных зерен является наблюдение дифракционного контраста в виде петелек высокой плотности и контуров экстинкции (см. рис. 4,*в*). По [16] названные особенности структурного состояния границ будут повышать их неравновесность, а, значит, и величину их энергии F и подвижности M. Это и будет способствовать увеличению скорости миграции $V = FM$ участков границ, содержащих выходы поверхностей сопряжения различных фаз по плотноупакованным плоскостям.

В целом в системе укрупняющихся анизометричных зерен, находящихся под действием внешней нагрузки, будут возникать значительные напряжения, которые обычно локализуются в приграничных зонах. О наличии таких напряжений в SiC образцах, формирующихся при T = 2200–2400°C, свидетельствует наблюдение в приграничных областях контуров экстинкции (см. рис. 4,*а*,*в*). (По [17] диагностическим признаком действия дальнодействующих напряжений вблизи границ, включений, дефектов являются экстинкционные контуры). Участки зерен, ограниченные такими контурами, обычно разориентированы по отношению к остальному объему. Это и определяет появление центров роста новых зерен (см. рис. 4,*д*), а значит, и развитие первичной рекристаллизации SiC на стадии 3C→6H-превращения. Образование зародышей первичной рекристаллизации в процессе собирательного роста зерен по такому механизму наблюдали в [18] на примере $BN_{сф}$, формирующегося при P = 7–8 ГПа, T = 2600°C.

Заключение

Экспериментально установлено, что при P = 8–9 ГПа, T = 1500–1700°C частицы 6H–SiC в пористой прессовке претерпевают пластическую деформацию сдвигом и незакономерным поворотом. Деформация первого типа осуществляется расщепленными дислокациями в базисных слоях и способствует кристаллоориентированному 6H→3C-превращению, образованию МП и формированию вследствие этого гетерофазного состояния в частицах; особенность субструктуры таких частиц – микропластинчатое строение. Деформация второго вида приводит к фрагментации частиц, т.е. образованию в них разориентированных областей без нарушения сплошности. Структура и фазовый состав таких фрагментов и структурное состояние границ их сопряжения эволюционируют с ростом температуры спекания. На основе таких фрагментов при T = 2000°C возникают центры роста (зародыши рекристаллизации) новых зерен. При этом они могут быть как моно (3C)-, так и гетеро (6H + 3C + МП)-фазными. Собирательная рекристаллизация при T = 2100–2200°C проходит в системе, где имеются оба вида таких зерен, и сопровождается обратным 3C→6H-превращением в зернах. При 2300–2400°C в системе зерен, составленных 3C- и 6H-фазами, имеет место повторная первичная рекристаллизация. Как и на стадии 6H→3C-превращения зародышами новых зерен являются как монофазные (в этом случае 6H), так и гетерофазные (6H + 3C + МП) разориентированные фрагменты. Особенность структурного состояния гетерофазных зерен позволяет заключить, что на стадии собирательной рекристаллизации наряду с внутризеренным сдвиговым 3C→6H-переходом в SiC

имеют место и диффузионные 3C→6H- и 6H→3C-превращения в мигрирующих межзеренных границах, составленных участками межфазных.

1. *Г.С.Олейник, Ю.И.Лежненко.* Материалы с мелкозернистой структурой. – Киев: ИПМ АН Украины, 1992. – 196 с.
2. *В.И.Трефилов, С.А.Ночевкин, Г.С.Олейник и др.*, Доклады АН СССР **284**, N4, 860 (1985).
3. *В.И.Трефилов, С.А.Ночевкин, Г.И.Саввакин и др.*, там же **283**, N6, 1379 (1985).
4. *С.А.Ночевкин, Г.С.Олейник*, Изменение свойств материалов под действием высоких давлений. – Киев: ИПМ АН УССР, 1986. – 159 с.
5. *А.Н.Пилянкевич, В.Ф.Бритун*, Порошковая металлургия N11, 97 (1981).
6. *В.Ф.Бритун, Г.С.Олейник, А.Н.Пилянкевич*, Украинский физический журнал **33**, N5, 791 (1988).
7. *Г.С.Олейник, Ю.И.Лежненко*, Сверхтвердые материалы N1, 26 (1992).
8. *А.Л.Ройтбурд*, Физика твердого тела **11**, N6, 1465 (1969).
9. *М.В.Классен-Неклюдова.* Механическое двойникование кристаллов. – М.: Изд-во АН СССР, 1960. – 261 с.
10. *В.И.Орлов, В.Н.Перевезенцев, В.В.Рыбин.* Границы зерен в металлах. – М.: Металлургия, 1980. – 156 с.
11. *В.И.Зайцев.* Физика пластичности гидравлически сжатых кристаллов. – К.: Наукова думка, 1983. – 185 с.
12. *Z.Li, R.C.Bradt*, J. Amer. Ceram. Soc. **72**, N3, 459 (1989).
13. *И.Н.Кидин, М.А.Штремель*, Кристаллография **6**, N7, 899 (1962).
14. *В.Т.Плахотник, В.А.Соловьев*, Металлофизика **5**, N4, 81 (1983).
15. *Г.К.Суханек*, Известия ЛЭТИ Вып. 302, 19 (1982).
16. *О.А.Кайбышев, Р.З.Валиев.* Границы зерен и свойства металлов. – М.: Металлургия, 1987. – 211 с.
17. *С.М.Ущеренко, С.И.Губенко, В.Ф.Козурин*, Металлофизика N7, 57 (1991).
18. *Г.С.Олейник, И.А.Петруша, Ю.И.Лежненко, Н.В.Даниленко*, Сверхтвердые материалы N2, 24 (1995).

G.S.Oleinik, N.V.Danilenko, A.V.Kotko, A.A.Bochechka

MECHANISMS OF THE SILICON CARBIDE RECRYSTALLIZATION AT HIGH PRESSURE AND TEMPERATURE

Features of dynamic recrystallization development are considered on the basis of results of electron microscopic study on the SiC heterophase samples (6H+3C+multilayer polytypes) produced at P = 8–9 GPa, T = 1700–2400°C. On the basis of analysis of the structure state of grains and their boundaries we may conclude that during the grain growth deformational transformations 3C→6H take place and at the same time the diffusional 3C→6H and 6H→3C transformations occur in the migrating grain boundaries composed of fragments of interphase boundaries.

Fig. 1. Structure of grains 6H–SiC: *а* – basal stacking faults; *б* – typical electron diffraction patterns from sections (1120) of fragmentated 6H-grains (I – high stacking fault density, II – mixtures of multilayer polytypes); *в* – twinned 3C-phase in combination with multilayer polytypes (fan-like splitting of 101 and 001 rows is due to presence of misoriented regions in the grain)

Fig. 2. Different types of fragmentated substructure of SiC-grains deformed by basal shift and irregular rotation – *а*, *б*, *в*, *г*. Traces of basal surfaces of the grain are arrowed at (*б*) and dislocation clusters between fragments at (*г*)

Fig. 3. Misorientation boundaries between fragments: *а* – based on the ordered dislocation groups; *б* – combination of thin boundaries of fracture and dislocation structures

Fig. 4. Typical group of grains in samples formed at the stage of grain growth: *а* – combination of grains with different phase composition (migrating boundaries and extinction contour are arrowed); *б* – (6H+3C)-grains of anisometric form; *в* – enlarged part of the conjunction of two grains; *г* – disperse nucleus at the grain boundary

Fig. 5. Group of heterophase grains with different misorientation angle φ of SiC: *а* – schematic; *б* – section of the boundary of conjunction of two heterophase grains (platelets of individual phase components – *1*, exits of different phase platelets in the boundary of conjunction surface – *2*)