

УДК 533.951:548.33

**А. В. Курдюмов, В. Ф. Бритун, В. В. Ярош,
А. И. Даниленко, В. Б. Зелявский** (г. Киев)

Влияние условий ударного сжатия на превращения графита в лонсдейлит и алмаз

Исследованы фазовые превращения графита в плотные модификации углерода при ударном сжатии в цилиндрических ампулах сохранения ($p_{уд} = 20\text{--}36$ ГПа, $T_{уд} = 1800\text{--}3500$ К). Установлены зависимости выхода лонсдейлита и алмаза от условий сжатия. Полученные результаты проанализированы с учетом механизмов образования плотных фаз, а также особенностей их ударно-волнового синтеза.

Ключевые слова: ударное сжатие, графит, фазовые превращения, лонсдейлит, алмаз.

Фазовое превращение графита при ударном сжатии впервые было зафиксировано в [1] по излому на ударной адиабате. Детальные исследования ударных адиабат, проведенные в [2–5], показали, что превращение начинается при давлении около 20 ГПа и заканчивается (по разным данным) при 24–30 ГПа. Плотность образующейся фазы, определенная по ударным адиабатам, составляет $3,5$ г/см³, т. е. такая же, как у алмаза и лонсдейлита. Фазы высокого давления в [1–5], однако, не сохранялись и их структуру не исследовали.

Реальная структура образующихся фаз была установлена с помощью экспериментов, в которых превращение осуществляли в условиях, позволяющих сохранить фазы высокого давления [6–9]. Было показано, что при ударном сжатии графита с высокоупорядоченной структурой образуется обычно смесь алмаза с лонсдейлитом, хотя в некоторых случаях наблюдали только алмаз [7]. На основании структурных исследований продуктов ударного сжатия были предложены механизмы перестроек графита в плотные фазы [10–12]. Вместе с тем, влияние условий ударно-волнового синтеза на превращения графита практически не исследовано. Сообщалось лишь, что увеличение температуры ударного сжатия $T_{уд}$ ведет к снижению относительного количества лонсдейлита, что объяснялось его частичным превращением в графит при разгрузке [8].

В настоящей работе впервые проведено систематическое исследование влияния условий ударного сжатия в широком диапазоне давлений и температур на превращение высокоупорядоченного графита в лонсдейлит и алмаз. Для проведения такого исследования была усовершенствована методика количественного фазового анализа смесей лонсдейлит–алмаз [13] с учетом особенностей дифракционной картины продуктов ударного сжатия.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве исходного образца использовали порошок природного графита марки С-1, содержащий 30 % (по массе) ромбоэдрической модификации и

© А. В. КУРДЮМОВ, В. Ф. БРИТУН, В. В. ЯРОШ, А. И. ДАНИЛЕНКО, В. Б. ЗЕЛЯВСКИЙ, 2012

характеризуемый степенью трехмерной упорядоченности структуры обеих фаз (гексагональной и ромбоэдрической) $P_3 = 0,95$. Содержание модификации $3R$ определяли по соотношению интегральных интенсивностей линий 101_p и 100_r с учетом отражающих способностей соответствующих кристаллографических плоскостей [13]. Величину P_3 рассчитывали по уширению линий $112_r + 113_p$ и $110_{r,p}$ [14]. Фрагмент дифрактограммы исходного графита приведен на рис. 1. Порошковые частицы исходного графита имели пластинчатую форму, размеры в плоскости базиса до 10 мкм и толщину до 0,3 мкм.

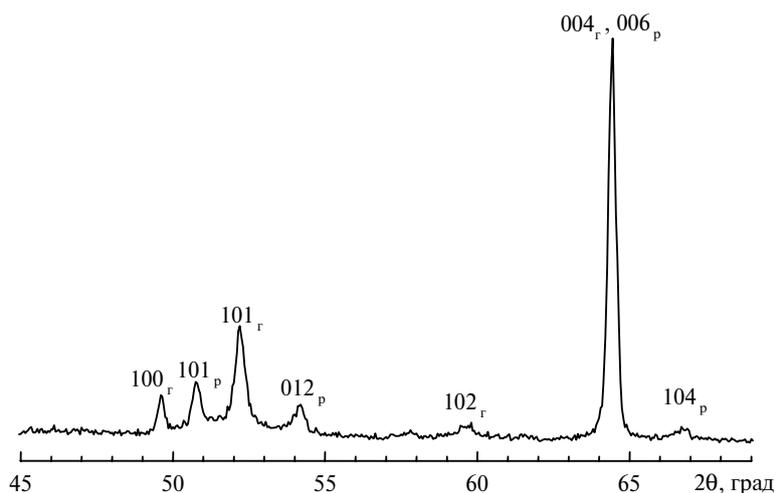


Рис. 1. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы исходного графита С-1, содержащего 70 % (по массе) гексагональной модификации и 30 % (по массе) ромбоэдрической.

Для осуществления фазовых превращений использовали метод высокотемпературного ударного сжатия (ВТУС), основанный на применении добавок, обеспечивающих дополнительный нагрев графита при сжатии и быстрое охлаждение образовавшихся фаз при разгрузке [15]. Эксперименты по ВТУС проводили в цилиндрических ампулах сохранения кольцевого типа, особенностью ударного сжатия в которых является ступенчатый подъем давлений и температур до некоторых значений $p_{уд}$ и $T_{уд}$, зависящих от вида используемого взрывчатого вещества, количества добавки и пористости исходной смеси графит + добавка в кольцевом зазоре ампулы (методика оценки $p_{уд}$ и $T_{уд}$ приведена в [15, 16]). В качестве добавки использовали порошок КСl, который смешивали с порошком графита в различных соотношениях. Было проведено две серии взрывных экспериментов. Эксперименты с различным количеством КСl проводили при давлении $p_{уд} = 32$ ГПа, содержание КСl изменяли от 60 до 95 % (по массе): зависимость $T_{уд}$ от содержания КСl, рассчитанная по методике [16] без учета плавления добавки, приведена на рис. 2 (по данным [17] при давлении 30 ГПа КСl плавится при 3500 К). Во второй серии экспериментов, проведенных при различных давлениях (от 20 до 35 ГПа), постоянным было содержание КСl в смеси; температура ударного сжатия при этом возрастала от 3000 до 3600 К. Во всех экспериментах исходная относительная плотность смеси составляла 35 % от теоретической.

Продукты ударного сжатия, отмытые от КСl, исследовали рентгенографически, а затем подвергали обогащению для удаления остаточной графитоподобной фазы (обработкой порошков в расплаве щелочей с нитратами). Рентгеновские съемки образцов проводили на дифрактометре HZG-4A в фильтро-

ванном излучении кобальта. Порошки без связки помещали в объектодержатель, который закрывали тонкой фторопластовой пленкой. Толщина порошковых образцов и плотность их упаковки в объектодержателе, а также режим съемок были одинаковыми для всех исследованных образцов и эталона, что позволяло определять фазовый состав продуктов ударного сжатия по отношению интенсивностей одной и той же дифракционной линии на различных рентгенограммах.

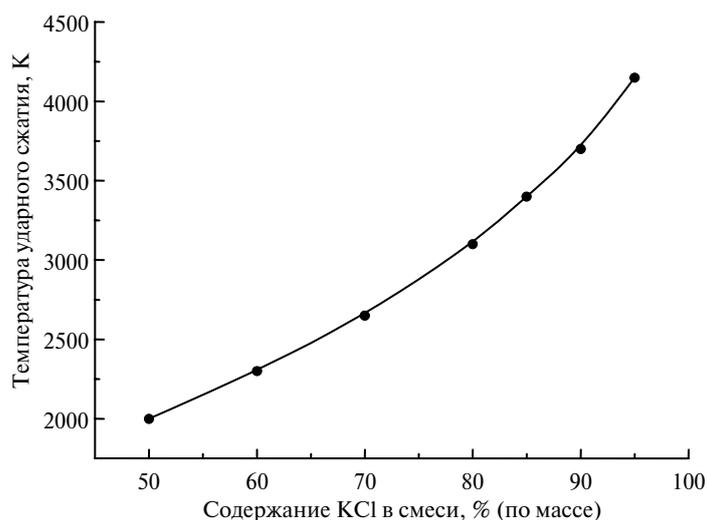


Рис. 2. Зависимость температуры ударного сжатия $T_{уд}$ при $p_{уд} = 32$ ГПа от содержания добавки KCl (оценка по ударной адиабате без учета плавления KCl).

Дифрактограммы образцов до и после обогащения приведены на рис. 3. Для количественного фазового анализа использовали достаточно обособленную общую линию лонсдейлита и алмаза $112_{л} + 311_{а}$ (рис. 3, *a*), интенсивность которой практически не зависит от текстуры образца. Суммарное содержание плотных фаз (лонсдейлита и алмаза) $M_{\Sigma} = M_{л} + M_{а}$, % (по массе) определяли по формуле

$$M_{\Sigma} = \frac{I_{обр}}{I_{эт}} \cdot 100 \%, \quad (1)$$

где $I_{обр}$ и $I_{эт}$ – интегральные интенсивности указанной линии на дифрактограммах образца и эталона, в качестве которого использовали тот же образец после обогащения (рис. 3, *b*).

Содержание лонсдейлита и алмаза определяли по дифрактограммам обогащенных двухфазных образцов и однофазного эталона – нанокристаллического алмаза, полученного методом ВТУС сажи [18]. Отметим особенности дифрактограмм обогащенных образцов, затрудняющие проведение количественного фазового анализа:

- все линии алмаза накладываются на линии лонсдейлита;
- “чистые” линии лонсдейлита типа $h0l$ настолько сильно размыты из-за одномерной разупорядоченности его структуры, что измерить их интенсивность практически невозможно;
- интенсивность самой сильной линии лонсдейлита 100 зависит не только от его содержания, но и от степени разупорядоченности структуры [19].

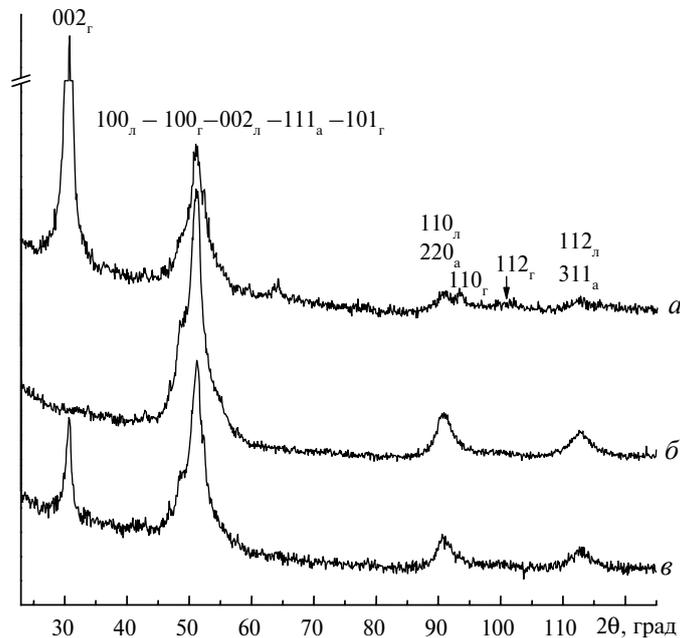


Рис. 3. Рентгеновские дифрактограммы образцов после ВТУС (32 ГПа, 3200 К): до (а) и после (б) их обогащения, после повторного сжатия обогащенного образца (в).

Все эти особенности характерны и для рентгенограмм образцов, полученных в условиях статического синтеза. Отличие состоит в том, что в случае ударно-волнового синтеза дифракционные линии размыты сильнее и в значительной степени перекрывают друг друга (рис. 4), что не позволяет определять отношение содержаний лонсдейлита и алмаза по отношению интенсивностей линии $100_{\text{л}}$ и “смешанной” линии от обеих фаз, как предложено в [13] для анализа продуктов статического синтеза.

Содержание лонсдейлита в смеси с алмазом можно, однако, определить по абсолютной интенсивности одной общей линии лонсдейлита и алмаза, учитывая то обстоятельство, что отражающие способности Q соответствующих плоскостей этих фаз существенно различны. Для этого также удобно использовать общую линию $112_{\text{л}} + 311_{\text{а}}$ (в излучении кобальта $Q_{\text{л}} = 82$, $Q_{\text{а}} = 170$). Очевидно, что с увеличением относительного содержания алмаза абсолютная интенсивность общей линии образца $I_{\text{обр}}$ будет возрастать, стремясь к интенсивности линии чистого алмаза $I_{\text{а}}$. Тогда, измеряя отношение интегральных интенсивностей линий на рентгенограммах алмазного эталона и исследуемого образца

$$x = \frac{I_{\text{а}}}{I_{\text{обр}}} = \frac{Q_{\text{а}}}{Q_{\text{л}}m_{\text{л}} + Q_{\text{а}}(1 - m_{\text{л}})},$$

можно определить относительное содержание лонсдейлита $m_{\text{л}}$ и алмаза $m_{\text{а}} = 100\% - m_{\text{л}}$:

$$m_{\text{л}} = \frac{Q_{\text{а}}(x - 1)}{x\Delta Q} 100\%, \quad (2)$$

где $\Delta Q = Q_a - Q_l$. В серии образцов, исследованных в настоящей работе, величина x изменялась от 1,1 ($m_l = 20$ % (по массе)) до 1,46 ($m_l = 60$ % (по массе)).

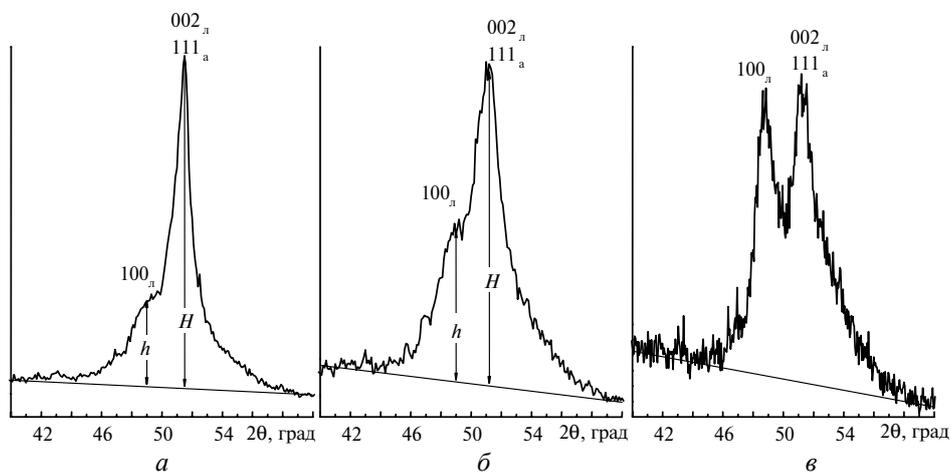


Рис. 4. Характерный участок дифрактограммы обогащенных образцов, содержащих вместе с алмазом различное количество лонсдейлита (20 (а), 60 (б), 80 (в) % (по массе)) в образцах после ударного (а, б) и статического (в) сжатия.

Приняв, что соотношение между содержаниями лонсдейлита и алмаза (k) не изменяется в процессе обогащения (в этом авторы убедились с помощью опытов по повторному обогащению), получим содержание каждой из плотных фаз в трехфазных образцах после ВТУС:

$$M_a = \frac{M_\Sigma}{1+k}; \quad m_l = kM_a. \quad (3)$$

Содержание плотных фаз можно также определить по отношению интенсивностей расположенных рядом линий $110_l + 220_a$ и 110_r (см. рис. 3, б) с учетом отражающих способностей Q [15]. Однако содержания плотных фаз, определенные этим способом, оказались несколько выше, чем при их определении по формуле (1). Это расхождение обусловлено, по-видимому, ослаблением линии 110_r из-за текстуры графита.

Наиболее наглядной характеристикой дифракционной картины, связанной с содержанием лонсдейлита в смеси с алмазом, является высота “ступеньки” h , образованной линией 100_l (см. рис. 4). Отношение $z = h/H$ хорошо коррелирует с содержанием лонсдейлита m_l , определенным по описанной выше методике (рис. 5). Зависимость, приведенную на рис. 5, удобно использовать для определения содержания лонсдейлита в обогащенных образцах.

При одинаковых условиях ВТУС было проведено по два-три взрывных эксперимента, что дало возможность оценить суммарную погрешность определения значений M_Σ и M_l . Проведенный анализ показал, что эти погрешности не превышали ± 10 % от средних значений определяемых величин.

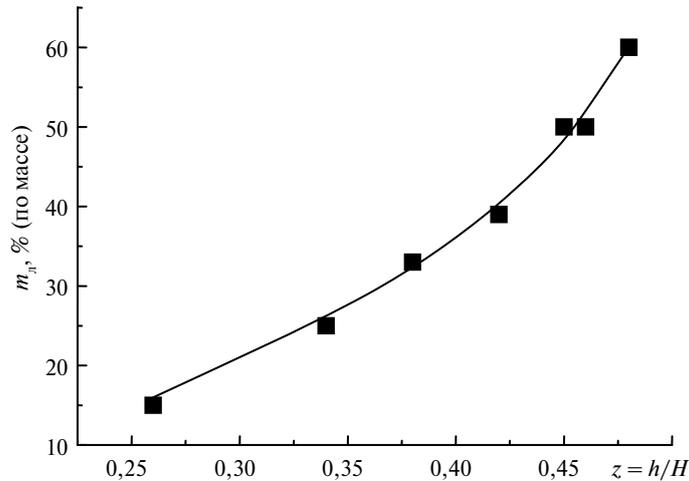


Рис. 5. Связь между характеристикой $z = h/H$ (см. рис. 4) и содержанием лонсдейлита в обогащенных образцах.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 6 представлены зависимости содержания плотных фаз в образцах после ВТУС при $p_{уд} = 32$ ГПа, а также содержания лонсдейлита в обогащенных образцах от количества введенной добавки KCl (т. е. по существу, от температуры ударного сжатия). Как видно из полученных данных, величины M_{Σ} и M_a возрастают с повышением $T_{уд}$, достигая соответственно 57 и 43 % (по массе) при $T_{уд} \geq 3500$ К ($M_{KCl} = 95$ % (по массе)). Минимальное значение $T_{уд}$, при котором фиксировали образование плотных фаз, составило 2200 К ($M_{KCl} = 60$ % (по массе)). Эксперименты, проведенные при различных давлениях и постоянном содержании KCl (92 % (по массе)), показали, что минимальная величина $p_{уд}$, необходимая для развития превращений, составляет 20 ГПа. Значения M_{Σ} , полученные при $p_{уд}$ от 30 до 36 ГПа, находились в пределах разброса экспериментальных данных и составили 55 ± 5 % (по массе).

Содержание лонсдейлита M_l в продуктах ударного сжатия с повышением температуры до $T_{уд} \approx 3200$ К возрастает, а затем падает, стремясь к нулю при очень высоких температурах (см. рис. 6). В обогащенных образцах относительное содержание лонсдейлита m_l достигало 50 % (по массе), а минимальное значение составляло ~ 20 % (по массе) (остальное – алмаз).

Как следует из приведенных данных, скорость превращения графита в плотные фазы возрастает с повышением давления и температуры ударного сжатия, что представляется естественным, поскольку образующиеся фазы обладают значительно меньшим удельным объемом, чем исходная, и превращения являются термически активируемыми. Объяснения, однако, требует то, что превращение протекает не до конца, тогда как в экспериментах по изучению ударных адиабат [1–5] наблюдали полное превращение при существенно меньших давлениях и температурах.

Одной из причин такого несоответствия могут быть обратные превращения образовавшихся фаз под действием высоких остаточных температур. Это предположение было подтверждено путем повторной обработки обогащенного образца в условиях ВТУС. Образец содержал по 50 % (по массе) лонсдейлита и алмаза, повторное сжатие провели при $p_{уд} = 32$ ГПа и $T_{уд} = 3500$ К. После такой обработки образовалось ~ 10 % (по массе) графита (см. рис. 3, в), причем превращение испытал в основном лонсдейлит – его содержание

уменьшалось до $m_{л} = 40\%$ (по массе). Другой причиной неполного превращения является “текстурный фактор”: при построении ударных адиабат используемая схема нагружения позволяет производить сжатие вдоль направления наибольшей сжимаемости графита [0001], тогда как в наших экспериментах текстура графитного порошка, помещенного в кольцевой зазор ампулы в смеси с порошком KCl, по-видимому, отсутствовала (роль текстурной ориентировки графита при ударном сжатии рассмотрена в [3]). Важным фактором, влияющим на p , T -параметры превращения и его скорость, является также образование турбостратных дефектов упаковки в графите, препятствующих развитию мартенситных превращений [15]. Об их образовании свидетельствует размытие линии $112_{г}$, ширина которой возрастала от 0,5 (в исходном графите) до 2,50 перед началом превращения.

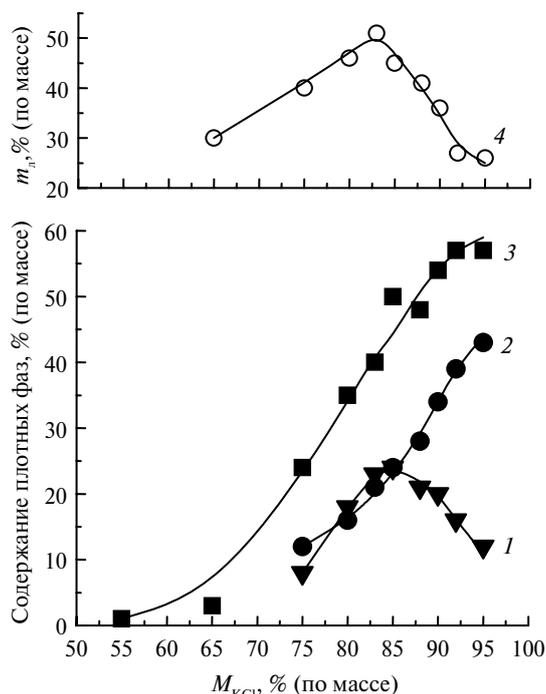


Рис. 6. Влияние количества добавки KCl при ударном сжатии графита ($p_{уд} = 32$ ГПа) на содержание лонсдейлита (1), алмаза (2) и их суммарное содержание (3) в образцах до обогащения; содержание лонсдейлита (4) в обогащенных образцах (остальное – алмаз).

Рассмотрим теперь возможные причины образования обеих плотных модификаций углерода при ударном сжатии. Алмаз является стабильной фазой высокого давления, тогда как лонсдейлит областей стабильности на фазовой диаграмме углерода не имеет. Причину его образования обсуждали в [11, 20, 21]. Было показано, что при мартенситных превращениях, свойственных высокоупорядоченным структурам графита, образование лонсдейлита энергетически значительно выгоднее, чем образование алмаза. Являясь, однако, метастабильной фазой, лонсдейлит при достаточно высоких температурах должен переходить в стабильные фазы – алмаз (при высоких давлениях) или графит (при разгрузке). Превращениями лонсдейлита в стабильные фазы можно объяснить наблюдаемое снижение содержания лонсдейлита с повышением $T_{уд}$ (см. рис. 6).

Поскольку решетки лонсдейлита и алмаза отличаются друг от друга порядком укладки идентичных атомных плоскостей, превращение лонсдейлит \rightarrow алмаз можно представить как бездиффузионную перестройку, при которой плоскости $(001)_L$, упорядоченно смещаясь в направлениях $\langle 10\bar{1}0 \rangle$, становятся плоскостями $(111)_A$. Заметим, что в нитриде бора подобному превращению препятствуют дефекты в призматических плоскостях вюрцитной модификации (BN_v), образующиеся при его ударно-волновом синтезе и препятствующие дальнейшему бездиффузионному переходу BN_v в сфалеритную фазу [22]. В лонсдейлите – кристаллическом аналоге BN_v – такие дефекты не образуются. Это различие родственных структур обуславливает тот факт, что при ударном сжатии графитоподобного BN образуется только вюрцитная модификация, а при ударном сжатии графита – смесь лонсдейлита и алмаза. Образование алмаза непосредственно из графита принципиально, однако, не исключено [20, 21], но, по-видимому, менее вероятно, чем из предварительно образовавшегося лонсдейлита.

При ударном сжатии графита превращения протекают при значительно более высоких давлениях, чем при его статическом сжатии ($p_{ст} \geq 8-10$ ГПа [23]), а образующиеся фазы характеризуются существенно более дисперсной структурой. Так, по данным просвечивающей электронной микроскопии (рис. 7) размеры зерен плотных фаз в порошковых частицах статического сжатия могут достигать 200 нм и более, тогда как в продуктах ударного сжатия размеры зерен не превышают 25 нм. О большей дисперсности плотных

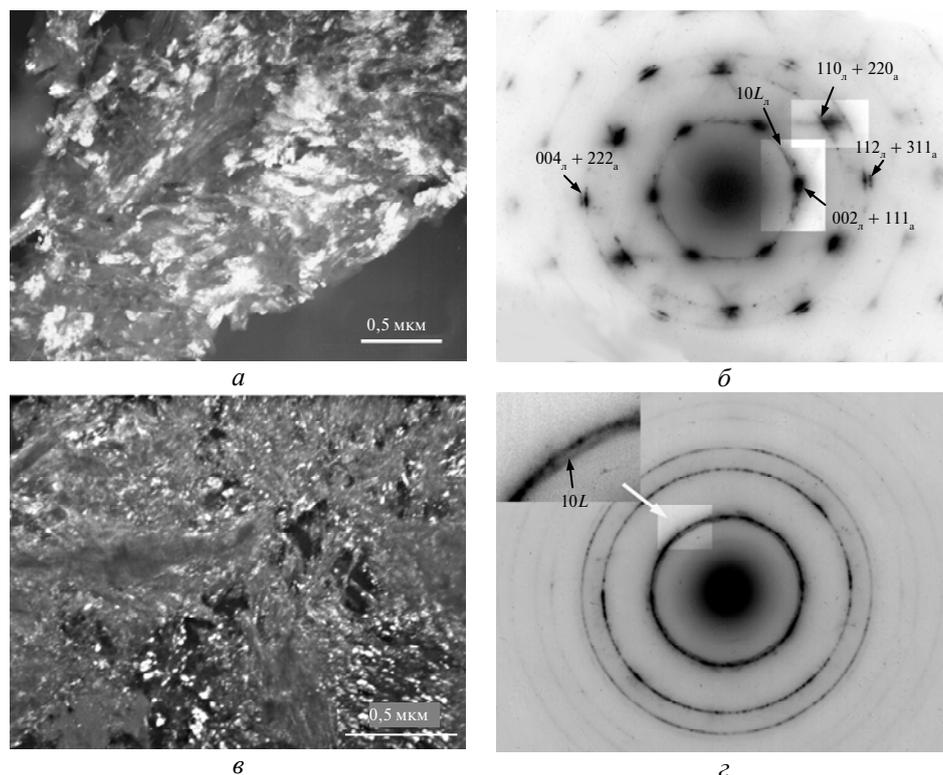


Рис. 7. Темнопольные электронно-микроскопические изображения (а, в) и электронограммы (б, г) частиц обогащенных порошков плотных фаз, синтезированных в условиях статического сжатия (а, б) и ВТУС (в, г); на выделенном участке электронограммы (г) показан непрерывный тяж $10L$ лонсдейлита.

фаз, образующихся в условиях ВТУС, свидетельствует и вид микроэлектроннограмм, приведенных на рис. 7. Наблюдаемое различие в дисперсности плотных фаз объясняется как большей неравновесностью условий, при которых протекают превращения при ударном сжатии, так и более интенсивным образованием структурных дефектов под действием ударных волн.

Отличительной характеристикой лонсдейлита, синтезированного как при статическом, так и при ударном сжатии, является высокая степень одномерной разупорядоченности его структуры (высокая концентрация базисных дефектов упаковки), приводящая к сильному уширению линий $10l$ на рентгенограммах (см. рис. 4) и размытию рефлексов $10l$ в направлениях $[10L]$ на электронограммах (рис. 7). Образование этих дефектов связано с деформацией решетки графита неоднородным сдвигом, сопровождающим мартенситный переход графит \rightarrow лонсдейлит по механизму продольного изгиба слоев [24].

На рис. 8 приведена зависимость ширины общих линий лонсдейлита и алмаза $110_l + 220_a$ и $112_l + 311_a$ от содержания m_a алмаза в обогащенных образцах после ВТУС. Наблюдаемое уменьшение ширины этих линий с возрастанием m_a может быть обусловлено превращением в алмаз наиболее совершенных зерен лонсдейлита, а также образованием алмаза непосредственно из графита. Первый из этих вариантов легко объяснить и является, по-видимому, преобладающим, поскольку метастабильная фаза лонсдейлита с увеличением температуры должна с возрастающей скоростью превращаться в стабильную алмазную фазу, а образование алмаза из графита является менее энергетически выгодным, чем образование лонсдейлита [19].

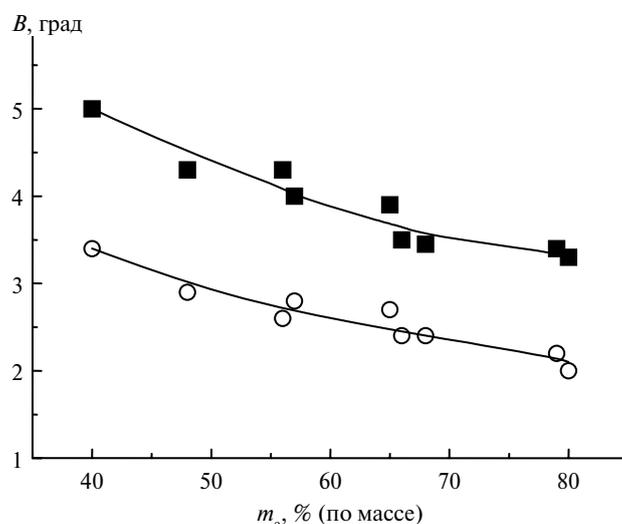


Рис. 8. Зависимость ширины линий $110_l + 220_a$ (1) и $112_l + 311_a$ (2) на рентгенограммах обогащенных образцов от содержания в них алмаза.

В заключение отметим, что применение метода ВТУС для реализации превращений графита в плотные фазы углерода – лонсдейлит и алмаз, позволило существенно повысить выход этих фаз (по отношению к количеству исходного графита). Так, в результате ударного сжатия графита ($p_{уд} = 35$ ГПа) без добавок выход плотных фаз, по данным [25], не превышал 2,5 % (по массе), а в присутствии 95 %-ной добавки порошка кобальта (играющего роль холодильника) составил 14 % (по массе); использование же в качестве добав-

ки порошка KCl позволило, как видно из приведенных выше данных (см. рис. 6), довести выход плотных фаз при таком же давлении до 57 % (по массе).

Досліджено фазові перетворення графіту в цільні модифікації вуглецю при ударному стисненні в циліндричних ампулах збереження ($p_{yo} = 20\text{--}36$ ГПа, $T_{yo} = 1800\text{--}3500$ К). Встановлено залежності виходу лонсдейліту і алмазу від умов стиснення. Отримані результати проаналізовано з урахуванням механізмів утворення цільних фаз, а також особливостей їхнього ударно-хвильового синтезу.

Ключові слова: ударне стиснення, графіт, фазові перетворення, лонсдейліт, алмаз.

Shock compression-induced phase transformations of graphite into carbon dense modifications in cylindrical recovery containers ($p_{shc} = 20\text{--}36$ GPa, $T_{shc} = 1800\text{--}3500$ K) have been studied. The dependences of the lonsdaleite and diamond yields on the compression conditions have been established. The results obtained have been analyzed taking into account the formation mechanisms of the dense phases and special features of their shock-wave synthesis.

Keywords: shock compression, graphite, phase transformations, lonsdaleite, diamond.

1. Alder B. J., Christian R. H. Behavior of strongly shocked carbon // Phys. Rev. Lett. – 1961. – 7. – P. 367–369.
2. Gust W. H. Phase transition and shock-compression parameters to 120 GPa for three types of graphite and for amorphous carbon // Phys. Rev. B. – 1980. – 22, N 10. – P. 4744–4756.
3. Erskine D. I., Nellis W. J. Shock-induced martensitic transformation of highly oriented graphite to diamond // J. Appl. Phys. – 1992. – 71, N 10. – P. 4882–4886.
4. Безручко Г. С., Канель Г. И., Разоренов С. В. и др. Влияние ориентации на параметры полиморфного превращения графита при ударном сжатии // Письма в ЖЭТФ. – 2008. – 88, № 3. – С. 254–257.
5. Савиных А. С., Канель Г. И., Разоренов С. В. Влияние структурного состояния графита на параметры и кинетику превращения в алмаз при ударном сжатии // Физика твердого тела. – 2007. – 49, № 11. – С. 2084–2087.
6. Trueb L. F. Electron-microscope study of shock-synthesized diamond // J. Appl. Phys. – 1968. – 39, N 4. – P. 4707–4716.
7. Wheeler E. J., Lewis D. The structure of shock-quenched diamond // Mater. Res. Bull. – 1975. – 10, N 7. – P. 687–694.
8. Балан Т. Р., Боримчук Н. И., Бочко А. В. и др. Структурный аспект образования алмаза и лонсдейлита при ударном сжатии различных углеграфитовых материалов // Детонация и ударные волны: Материалы VIII Всесоюз. симп. по горению и взрыву, Ташкент, 1986. – Черноголовка, 1986. – С. 80–82.
9. Курдюмов А. В., Островская Н. Ф., Пилянкевич А. Н. Реальная структура алмазов динамического синтеза // Порошк. металлургия. – 1988. – № 1. – С. 34–40.
10. Курдюмов А. В. О механизме прямых фазовых превращений углерода и нитрида бора при высоких давлениях // ДАН СССР. – 1975. – 221, № 2. – С. 322–324.
11. Курдюмов А. В., Боримчук Н. И. Механизм превращения ромбоэдрического графита в алмаз // Там же. – 1987. – 297, № 3. – С. 602–604.
12. Курдюмов А. В., Островская Н. Ф. Механизмы образования сверхтвердых фаз углерода и нитрида бора при высоких давлениях // Физика и техника высоких давлений. – 1992. – 2, № 3. – С. 5–18.
13. Кочержинский Ю. А., Курдюмов А. В., Островская Н. Ф. Рентгенографическое определение содержания лонсдейлита в смеси с алмазом // Там же. – 1982. – Вып. 10. – С. 78–81.
14. Курдюмов А. В. Рентгенографическое исследование дефектов упаковки слоев в графитовых структурах // Кристаллография. – 1972. – XVII, вып. 3. – С. 620–625.
15. Курдюмов А. В., Бритун В. Ф., Боримчук Н. И., Ярош В. В. Мартенситные и диффузионные превращения в углероде и нитриде бора при ударном сжатии. – Киев: Изд-во “Куприянова О.О.”, 2005. – 192 с.

16. Бритун В. Ф., Курдюмов А. В., Боримчук Н. И., Ярош В. В. Оценка p , T -условий, реализуемых при высокотемпературном ударном сжатии нитрида бора в цилиндрической ампуле сохранения // Физика и техника высоких давлений. – 2005. – **15**, № 3. – С. 71–83.
17. Кормер С. Б., Сеницын М. В., Кириллов Г. А., Урлин В. Д. Экспериментальное определение температур ударно сжатых NaCl и KCl и их кривых плавления до давлений 700 кбар // Журн. эксп. и теор. физики. – 1965. – **48**, № 4. – С. 1033–1048.
18. Курдюмов А. В., Бритун В. Ф., Ярош В. В. и др. Фазовые превращения сажи при высокотемпературном ударном сжатии // Сверхтв. материалы. – 2009. – № 5. – С. 36–43.
19. Даниленко В. М., Курдюмов А. В. Интенсивность линий на рентгенограммах лонсдейлита с одномерно разупорядоченной структурой // Там же. – 1983. – № 2. – С. 6–11.
20. Бритун В. Ф., Курдюмов А. В., Петруша И. А. Дислокационная модель бездиффузионного зарождения гексагонального и кубического алмаза // Доп. НАН України. – 2003. – № 9. – С. 102–107.
21. Бритун В. Ф., Курдюмов А. В. Анализ влияния условий сжатия на мартенситные превращения графита в лонсдейлит и алмаз // Физика и техника высоких давлений. – 2001. – **11**, № 3. – С. 34–42.
22. Britun V. F., Kurdyumov A. V. Crystal defect generation during diffusionless transformations of boron nitride by puckering mechanism // J. Mater. Sci. – 1999. – **34**. – P. 5677–5680.
23. Курдюмов А. В., Островская Н. Ф., Голубев А. С. Механизм образования, стабильность и реальная структура лонсдейлита (обзор) // Сверхтв. материалы. – 1984. – № 4. – С. 17–25.
24. Бритун В. Ф., Курдюмов А. В. Мартенситные превращения в углероде и нитриде бора // Там же. – 2001. – № 2. – С. 3–14.
25. Morris D. C. An investigation of shock-induced transformation of graphite to diamond // J. Appl. Phys. – 1980. – **51**, N 4. – P. 2059–2065.

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

Поступила 08.06.11