

УДК 541.124.2:666.233

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.261218.54.566

ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССОВ, ПРОИСХОДЯЩИХ В УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩЕЙ СРЕДЕ НА ТВЕРДОФАЗНУЮ АВТОЭПИТАКСИЮ АЛМАЗА

СОБОЛЕВ В. В.¹, *д. т. н, проф.*,
ГУБЕНКО С. И.^{2*}, *д. т. н, проф.*

¹ Кафедра строительства, геотехники и геомеханики, Национальный технический университет «Днепропетровская политехника», пр. Яворницкого, 10, 49600, Днепро, Украина, тел. +38 (050) 342-61-98, e-mail: velo1947@ukr.net, ORCID ID: 0000-0003-1351-6674

^{2*} Кафедра материаловедения, Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина, 4, 49600, Днепро, Украина, тел. +38 (076) 630-01-65, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5427-1154

Аннотация. *Целью* данной работы – анализ влияния структурных перестроек в металлической матрице чугунов вблизи графитных включений, происходящих на мезоуровне при комплексном воздействии физических полей, на особенности образования и роста алмаза динамического синтеза. **Методика.** Материалами для исследований служили синтетические чугуны с различной матрицей и формой графита. Динамические нагружения осуществляются путем удара металлической пластиной, разогнанной продуктами детонации взрывчатого вещества. Некоторые образцы подвергали ковке при температуре 950 °С, а также термоциклированию со скоростью нагрева 150 °С/мин до 900 °С, выдержка 20...30 мин, охлаждение с печью (5 циклов). Применяли методы исследования: металлографический («Neophot-21»), микрорентгеноспектральный, растровая электронная микроскопия («MS-46» и «Nanolab-7»), рентгеноструктурный (ДРОН-УМ1). **Результаты.** Обсуждается влияние деформационных и тепловых обработок на перераспределение дефектов кристаллического строения в условиях комплексного воздействия физических полей, способствующих зарождению и росту частиц при твердофазной автоэпитаксии алмаза. Показано, что для реализации роста взрывных алмазов наиболее благоприятным является аустенитный серый чугун с пластинчатым графитом. **Научная новизна.** Указанный процесс является результатом благоприятного сочетания ряда факторов: состав и структура ростовой среды (матрица чугуна), источник углерода (графит), температура и деформационные поля, обеспечивающие прохождение полиморфного превращения графит → алмаз и возникновение градиентных полей напряжений, а также перераспределение дефектов кристаллического строения на мезоуровне на стадияхковки, взрыва и термоциклирования, что способствует ускорению доставки атомов углерода к растущим частицам алмаза и преимущественному росту алмаза в кинетическом режиме в условиях его термодинамической метастабильности. **Практическая значимость.** Использование полученных результатов позволит разработать методы и режимы получения ультрадисперсных алмазов для нужд современной техники.

Ключевые слова: алмаз; твердофазная автоэпитаксия; чугун; физические поля; ростовая среда

ВПЛИВ ПРОЦЕСІВ, ЩО ВІДБУВАЮТЬСЯ У ВУГЛЕЦЕВМІСНОМУ СЕРЕДОВИЩІ, НА ТВЕРДОФАЗНУ АВТОЕПІТАКСІЮ АЛМАЗА

СОБОЛЄВ В. В.¹, *д. т. н, проф.*,
ГУБЕНКО С. І.^{2*}, *д. т. н, проф.*

¹ Кафедра будівництва, геотехніки і геомеханіки, Національний технічний університет «Дніпровська політехніка», пр. Яворницького, 19, 49600, Дніпро, Україна, тел. +38 (050) 342-61-98, e-mail: velo1947@ukr.net, ORCID ID: 0000-0003-1351-6674

^{2*} Кафедра металознавства, Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, 49600, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 374-83-57, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5427-1154

Анотація. *Мета* роботи – аналіз впливу структурних перебудов у металевій матриці чавунів поблизу графітних включень, що відбуваються на мезорівні за комплексної дії фізичних полів, на особливості утворення і росту алмазу динамічного синтезу. **Методика.** Матеріалами для досліджень були синтетичні чавуни з різною матрицею і формою графіту. Динамічні навантаження здійснювали шляхом удару металевою пластиною, розігнаною продуктами детонації вибухової речовини. Деякі зразки піддавали куванню за температури 950 °С, а також термоциклованню зі швидкістю нагріву 150 °С/хв до 900 °С, витримка 20...30 хв, охолодження з піччю (5 циклів). Застосовували методи дослідження: металографічний («Neophot-21»), микрорентгеноспектральний, растрова електронна мікроскопія («MS-46» і «Nanolab-7»), рентгеноструктурний (ДРОН-УМ1). **Результати.** Обговорюється вплив деформаційних і теплових обробок на перерозподіл дефектів кристалічної будови в умовах комплексного впливу фізичних полів, що сприяють зародженню і росту частинок з

твердофазної автоепітаксії алмаза. Показано, що для реалізації росту вибухових алмазів найбільш сприятливий аустенітний сірий чавун із пластинчастим графітом. **Наукова новизна.** Вказаний процес – це результат сприятливого поєднання низки факторів: склад і структура ростового середовища (матриця чавуну), джерело вуглецю (графіт), температура і деформаційні поля, щоб забезпечити проходження поліморфного перетворення графіт → алмаз і виникнення градієнтних полів напружень, а також перерозподіл дефектів кристалічної будови на мезорівні на стадіях кування, вибуху і термоциклування, що сприяє прискоренню доставки атомів вуглецю до зростаючих частинок алмазу і переважному росту алмаза в кінетичному режимі в умовах його термодинамічної метастабільності. **Практична значимість.** Використання отриманих результатів дозволить розробити методи і режими одержання ультрадисперсних алмазів для потреб сучасної техніки.

Ключові слова: алмаз; твердофазна автоепітаксія; чавун; фізичні поля; ростове середовище

INFLUENCE OF PROCESSES OCCURRING IN CARBON-CONTAINING ENVIRONMENT ON A SOLID PHASE AUTOPIITAXY OF DIAMOND

SOBOLIEV V.V.¹, *Dr. Sc. (Tech.), Prof.*
HUBENKO S.I.^{2*}, *Dr. Sc. (Tech.), Prof.*

¹ Department of Construction, Geotechnics and Geomechanics, National Technical University “Dnipro Polytechnic”, 10, Yavornitskoho Av., 49600, Dnipro, Ukraine, tel. +38 (050) 342-61-98, e-mail: velo1947@ukr.net, ORCID ID: 0000-0003-1351-6674

^{2*} Material Science Department, National Metallurgical Academy of Ukraine, 4, Haharina Av., 49600, Dnipro, Ukraine, tel. +38 (056) 374-83-57, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5427-1154

Abstract. Purpose. The purpose of this work was to analyze the effect of structural rearrangements in the metal matrix of cast iron near graphite inclusions occurring at the meso-level with the complex effect of physical fields on the formation and growth characteristics of dynamic synthesis diamond. **Methodology.** Synthetic cast irons with different matrix and graphite form served as materials for research. Dynamic loading is carried out by striking a metal plate accelerated by the detonation products of an explosive. Some samples were subjected to forging at a temperature of 950 °C, as well as thermal cycling at a heating rate of 150 °C/min to 900 °C, holding 20...30 min, cooling with a furnace (5 cycles). The following research methods were used: metallographic (“Neophot-21”), X-ray microscopy, scanning electron microscopy (“MS-46” and “Nanolab-7”), X-ray diffraction (DRON-UM1). **Findings.** The influence of deformation and heat treatments on the redistribution of defects of the crystal structure under conditions of complex action of physical fields that promote the nucleation and growth of particles during solid-phase auto-epitaxy of diamond is discussed. It is shown that austenitic gray iron with lamellar graphite is the most favorable for realization of blast diamond growth. **Originality.** It is shown that this process is the result of a favorable combination of a number of factors: the composition and structure of the growth medium (cast iron matrix), the carbon source (graphite), temperature and deformation fields ensuring the passage of polymorphic transformation of graphite → diamond and the appearance of gradient stress fields, as well as the redistribution of defects of crystalline structure at the mesolevel in the stages of forging, explosion and thermal cycling, which facilitates the acceleration of the delivery of carbon atoms to the growing particles of diamond and predominantly growth of diamond in the kinetic regime under conditions of its thermodynamic metastability. **Practical value.** Using the obtained results will allow to develop methods and modes of obtaining ultradispersed diamonds for the needs of modern technology.

Keywords: diamond; solid-phase auto-epitaxy; cast iron; physical fields; growth medium

Введение

В целях создания высокоэффективных композиционных материалов интенсивно ведутся работы по получению, изучению свойств и применению ультрадисперсных алмазов [1–3]. В этих работах развиваются представления о зарождении и росте алмаза в области его термодинамической нестабильности, в том числе при атмосферном давлении [4]. Одним из направлений, связанных с получением алмаза динамического синтеза, явились исследования условий его образования и роста в углеродсодержащей среде при комплексном воздействии физических полей [5–8]. В этих работах изучено влияние исходной среды на зарождение алмаза и особенности его роста, а также предложены последовательные обработки для реализации указанных процессов. Целью данной работы был анализ влияния структурных перестроек в

металлической матрице чугунов вблизи графитных включений, происходящих на мезоуровне при комплексном воздействии физических полей, на особенности образования и роста алмаза динамического синтеза.

Материалы и методики исследования

Для исследований применяли синтетические серые чугуны с пластинчатым и шаровидным графитом, химический состав которых приведен в таблице. Динамическое нагружение осуществляется путем удара металлической пластиной, разогнанной продуктами детонации взрывчатого вещества [5–8]. При этом давление достигало 90 ГПа, скорость деформации 100 с^{-1} , время действия давления $10^{-6} \dots 10^{-7} \text{ с}$. Некоторые образцы подвергали ковке при температуре 950 °C, а также термоциклированию со скоростью нагрева 150 °C/мин до 900 °C, выдержка 20...30 мин,

охлаждение с печью (5 циклов). Применяли методы исследования: металлографический («Neophot-21»), микрорентгеноспектральный, растровая электронная

микроскопия («MS-46» и «Nanolab-7»), рентгеноструктурный (ДРОН-УМ1).

Таблица

Химический состав чугунов / The chemical composition of cast iron

Микроструктура чугуна	Содержание элементов, %							
	C	M	Si	S	P	Ni	Ti	Ce
Феррит + графит пластинчатый	3,75	0,22	4	0,039	0,045	0,233	—	—
Аустенит + графит пластинчатый	4	1,18	—	0,029	0,053	12,5	—	—
Аустенит + графит шаровидный	4	1,18	0,418	0,032	0,019	12,5	0,21	0,05

Результаты исследований и их обсуждение

Исследовали влияние обработки давлением на структуру чугунов с разной формой графита и металлической матрицей. Под действием ударной волны в матрице чугуна происходят пластические сдвиги и микроповороты кристаллической решетки, т. е. пластическая деформация матрицы осуществляется путем скольжения и вихревого течения, которое локализовано вблизи графитных включений (рис. 1 а, б). При этом увеличивается плотность дислокаций: в исходном литом состоянии она составляла $\sim 10^{-8}$ см⁻², после взрывного воздействия – увеличилась до $(1,48...7,2) \cdot 10^{12}$ см⁻². Величина микроискажений $\Delta a/a$ в решетке чугунов возросла на порядок.

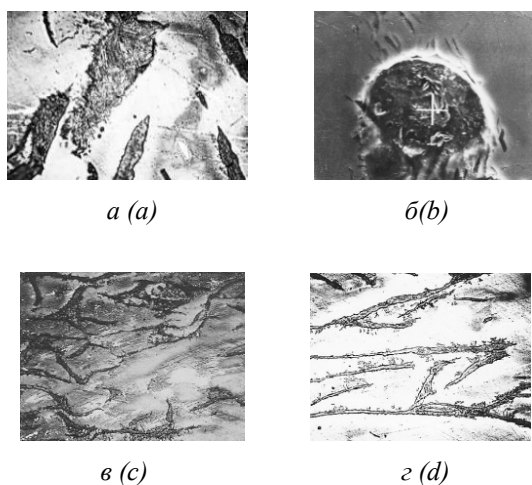


Рис. 1. Структура чугунов 1 (а, з), 2 (в) и 3 (б) после взрывного воздействия (а, б) и ковки (в, з); а – $\times 300$, б – $\times 2500$, в, з – $\times 400$ / Fig. 1 The structure of cast iron 1 (а, d), 2 (c) and 3 (b) after the explosive effects (а, b) and forging (c, d); а – $\times 300$, b – $\times 2500$, c, d – $\times 400$

Следует отметить, что при высокоскоростном движении дислокаций развито неконсервативное перемещение дислокационных порогов, что вызывает появление большого количества точечных дефектов. По-видимому, температурное поле, возникающее за счет тепловой энергии процесса адиабатического сжатия, в чугунных образцах неоднородно, что обусловлено различием волновых импедансов графита и металлической матрицы.

В результате графитные включения нагреваются до более высоких температур, чем матрица. Перед взрывной обработкой часть образцов подвергали ковке, в результате которой включения графита и зоны ликвации в матрице вытянулись в направлении течения последней (рис. 1, в (с), з (d)).

Следует отметить, что в процессе обработки давлением (взрыв, ковка) в объеме деформируемого чугуна формируется мезоскопическая субструктура, которая связана с формированием в различных зернах металлической матрицы мезополос локализованной деформации вдоль направлений максимальных касательных напряжений [9; 10]. Нагружение гетерофазного материала (чугуна с графитными включениями) характеризуется резко неоднородным распределением напряжений и деформаций [9; 10]. Вблизи графитных включений при нагружении возникают далекодействующие моментные и асимметричные напряжения, связанные с их взаимодействием с металлической матрицей. Это предполагает появление поля тензор-спина (вихревого движения), который связан с тензором моментов напряжений. Мощность диссипации энергии вращательного движения графитного включения составляет несколько процентов от мощности диссипации энергии вязко-пластического течения в матрице вблизи включения [9; 10]. В чугунной матрице в процессе деформации напряжения релаксируют и передаются графитным включениям.

С точки зрения мезомеханики пластической деформации наряду с локализацией пластического течения в зонах стесненной деформации вблизи графитных включений проявляется скольжение по границам графит – матрица, которое сопровождается возникновением вблизи графита периодических аккомодационных сдвигов. Такое поведение границ графит – матрица, в отличие от высокотемпературного проскальзывания, связано с кластерным механизмом массопереноса в этих границах [11; 12], который обусловлен определенным («шахматным») распределением растягивающих и сжимающих напряжений и деформаций на границах графит – матрица [13; 14]. Вблизи графитных включений появляются мезополосы локализованной деформации, которые распространяются в зерна вдоль направлений максимальных касательных

напряжений, что способствует формированию мезоскопической субструктуры чугуновой матрицы.

Кроме того, деформационное воздействие способствует повышению коэффициентов граничной диффузии благодаря перестройкам дефектной структуры в границах графит – матрица, подобно перестройкам в границах включение – матрица [12], которые изменяют структурное состояние этих границ и увеличивают степень их неравновесности. Это ускоряет диффузионные процессы, играющие заметную роль в развитии трансформации графита в алмаз при последующей термоциклической обработке.

Такие сложные процессы перераспределения граничных дефектов и примесей при нагружении могут привести к нестационарному распределению примесей как в границах графит – матрица, так и в чугуновой матрице вблизи включений графита, что, из-за градиента концентраций, вызывает осмотическое давление, связанное с отсосом атомов различных элементов из межфазной границы в матрицу либо во включение графита. Таким образом, проявляется важная функциональная роль графитных включений и межфазных границ графит – матрица в зарождении деформационных дефектов при деформации чугунов, что оказывает влияние на процессы зарождения и роста алмазных включений.

Исследовали алмазные включения в чугунах после взрывной и термоциклической обработки. В структуре чугунов после взрывной обработки обнаружены алмазные включения (рис. 2, а (а), б (б)). Тонкие пластинчатые и мелкие шаровидные включения графита полностью превращаются в алмаз, более крупные включения претерпевают частичное превращение, в результате которого образуются алмазографитные агрегаты.

Следует полагать, что превращение графита в алмаз происходит сдвиговым путем (в связи с кратковременностью взрывного воздействия), исключая или сводящим к минимуму диффузионное перемещение атомов углерода и примесей. Этот процесс про в результате сжимающих и сдвиговых деформаций решетки, приводящих к смещению атомов на расстояния, не превышающие межатомные. Промежуточной стадией может быть образование ромбоэдрического графита. Очевидно, определенную роль играют аномальное ускорение массопереноса, которое наблюдается при импульсном нагружении, а также градиентные дальнедействующие поля напряжений, что способствует превращению графит → алмаз. Алмазы образуются не во всех графитных включениях. В случае пластинчатого графита алмазы возникают преимущественно во включениях, ориентированных перпендикулярно к направлению распространения фронта ударной волны. Следовательно, чтобы повысить выход алмаза, необходимо ориентировать графит в определенном направлении. С помощью рентгеноструктурного анализа установлено, что после пластической

деформации возрастает доля ромбоэдрического графита с 6...7,5 % до 50...60 %.

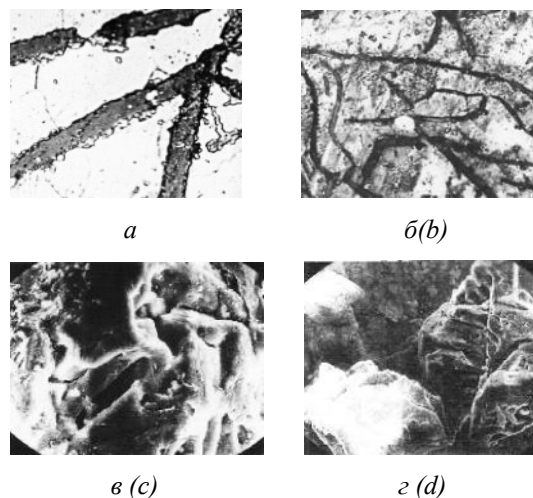


Рис. 2. Алмазы в структуре чугуна после обработки взрывом (а, в) и ковка + взрыв (б, г); $\times 1\ 000$ / Fig. 2. Diamonds in the cast iron structure after the explosion treatment (a, c) and forging + explosion (b, d); $\times 1\ 000$

Размер алмазных частиц, образующихся в результате взрывной обработки, составлял от 1 до 3 мкм (основная фракция), встречались частицы размером ~10 мкм. Наибольшие (до 200 мкм) частицы наблюдались в чугунах, предварительно подвергнутых ковке. Как известно, для алмазных включений характерно наличие малых блоков мозаики (~140 А) и высокой плотности дислокаций (~ 10^{12} см⁻²) [4–8]. Это совпадает с результатами настоящих исследований по определению плотности дислокаций в чугуновых образцах после взрыва.

Алмазные частицы представляют собой поликристаллические агрегаты с высокоразвитой (несингулярной) поверхностью (рис. 2 в, г). Полученные при взрыве алмазы дисперсны и являются затравочными для последующего их наращивания в процессе термоциклирования чугуна (рис. 3 а, б). В результате чередующихся процессов нагрева и охлаждения в ферритной или аустенитной матрице чугунов происходит массовое движение и перераспределение дефектов кристаллического строения, способствующее ускорению диффузии атомов углерода и примесей и росту затравочных алмазных частиц. Взрывное активирование матрицы чугуна, характеризующееся внесением большого количества дефектов кристаллического строения, способствует увеличению скорости диффузии углерода в матрице при прохождении фронта ударной волны до $10^{-2} \dots 10^{-3}$ см²/с при последующих ковке и термоциклировании до $10^{-5} \dots 10^{-6}$ см²/с.

Эти результаты были получены с помощью определения глубины проникания углерода из чугуна в стальную подложку с учетом длительности соответствующей обработки [4–7]. Металлофизические исследования зоны контакта чугун –

сталь доказали, что наибольшие диффузионные изменения происходят при использовании аустенитного чугуна-2 с пластинчатым графитом. Рост кристаллов алмаза может осуществляться как в кинетическом, так и в диффузионном режимах [4–8]. Для заданных условий стационарности процесса роста и непересекаемости диффузионных потоков к различным центрам роста были получены зависимости, описывающие скорости роста кристаллов в различных режимах [4–8].

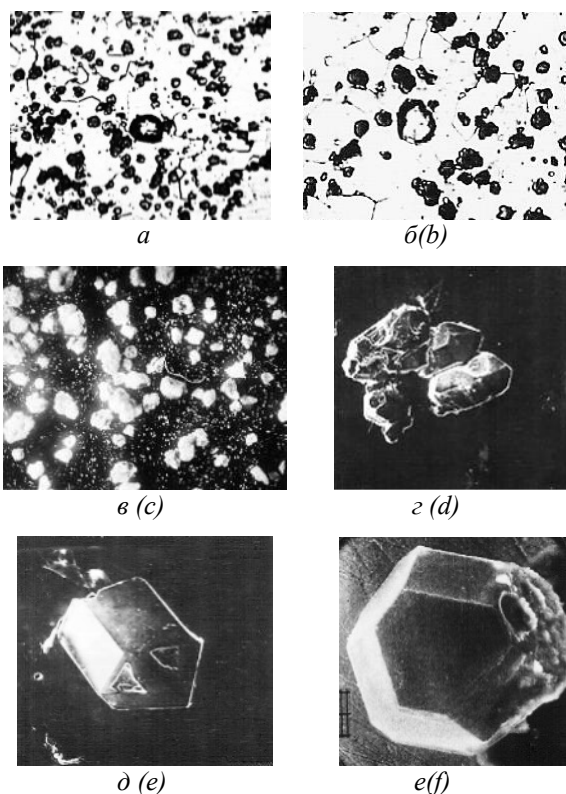


Рис. 3. Алмазы в структуре чугуна после обработки взрыв + термоциклирование; $\times 1\ 000$ /

Fig. 3. Diamonds in the structure of cast iron after processing explosion + thermal cycling; $\times 1\ 000$

В диффузионном режиме скорость роста кристаллов алмаза ниже, чем скорость роста графита. Это связано с тем, что процесс контролируется скоростью диффузии углерода в объеме матрицы чугуна и особенности кристаллохимической природы конкурирующих фаз не оказывают существенного влияния. Термодинамические факторы превалируют над кинетическими, и образование метастабильной фазы замедляется. Кинетический режим роста алмаза возможен благодаря реализации высоких скоростей диффузии атомов углерода и вакансий, что достигается предварительной взрывной обработкой, вносящей в матрицу чугунов множество линейных и точечных дефектов кристаллического строения, а также способствующей появлению градиентных дальнедействующих полей напряжений вблизи графитных включений. При градиенте напряжений в металлической матрице чугуна появляются

градиенты концентрации вакансий, а значит, и комплексов вакансия – атом углерода, и может быть их перемещение из сжатых областей решетки в растянутые через зерна либо вдоль зеренных границ.

Скорость таких потоков определяется суммарной скоростью зернограницной и решеточной диффузии. В условиях термоциклирования происходят сложные процессы перераспределения напряжений в градиентных дальнедействующих полях напряжений. Комплексы вакансия – атом углерода движутся к дислокациям, что способствует переползанию последних и локальным пластическим сдвигам, вызывающим релаксацию напряжений.

В результате последовательных обработок серых чугунов ковкой и взрывом, взрывом и термоциклированием были получены кристаллы алмаза, которые по своим свойствам отличаются от кристаллов, возникающих при динамическом синтезе, но близки к природным алмазам по показателю светопреломления 2,4171. Кристаллы характеризуются широким диапазоном форм роста (рис. 3 в–е). Лауэграммы исследованных частиц алмаза позволили выявить наличие у монокристаллов четко выраженной поликристаллической затравки – генетического центра. Это бывшая частица алмаза, полученная при взрывной обработке.

Основная фракция выращенных алмазов содержала частицы размером 100...150 мкм. В аустенитном чугуне 2 были выращены более крупные частицы, достигающие 400 мкм. Оптимальное количество циклов при термоциклической обработке составляло 3...5, дальнейшее увеличение числа циклов не приводило к увеличению размеров кристаллов.

Таким образом, твердофазная автоэпитаксия алмаза в углеродсодержащей среде является результатом благоприятного сочетания ряда факторов, таких как состав и структура ростовой среды (матрица чугуна), источник углерода (графит), температура и деформационные поля, обеспечивающие прохождение полиморфного превращения графит \rightarrow алмаз, возникновение градиентных полей напряжений, а также перераспределение дефектов кристаллического строения на мезоуровне на стадияхковки, взрыва и термоциклирования, что способствует преимущественному росту алмаза в кинетическом режиме в условиях его термодинамической метастабильности.

Выводы

Взрывная обработка чугунов привела к образованию дисперсных алмазов с высокоразвитой поверхностью, способных к дальнейшему росту при термоциклической обработке. Алмаз динамического синтеза может расти в кинетическом режиме при дальнейшем термоциклировании, что связано с влиянием большого количества дефектов в матрице чугуна, внесенных взрывной обработкой и ковкой, а также с их перераспределением на мезоуровне в

условиях градиентных полей напряжений, что способствует ускорению доставки атомов углерода к растущим частицам алмаза. Применениековки перед взрывным воздействием приводит к ориентированию графитных включений и способствует увеличению

количества алмазных частиц динамического синтеза. Для реализации роста взрывных алмазов наиболее благоприятным является аустенитный серый чугун с пластинчатым графитом.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Даниленко В. В. Синтез и спекание алмаза взрывом: монография / В. В. Даниленко. – Москва : Энергоатомиздат, 2003. – 271 с.
2. Верещагин А. Л. Свойства детонационных наноалмазов : монография / А. Л. Верещагин. – Бийск : Изд-во Алт. гос. техн. ун-та, БТИ, 2005. – 134 с
3. Долматов В. Ю. Ультрадисперсные алмазы детонационного синтеза: получение, свойства, применение : монография / В. Ю. Долматов. – Санкт-Петербург : изд-во СПбГПУ, 2003. – 344 с.
4. Соболев В. В. К вопросу о кристаллизации алмаза в природе. Физика горения и взрыва / В. В. Соболев. – Новосибирск, 1987. – № 1. – С. 91–95.
5. Таран Ю. Н. Образование алмазных включений в сером чугуне при сочетании ударно-волновой обработки и термоциклирования / Ю. Н. Таран, В. В. Соболев, С. И. Губенко, В. Я. Слободской // *Металл.* – 1991. – № 3. – С. 140–147.
6. Слободской В. Я. Исследование свойств исходной среды для кристаллизации алмаза / В. Я. Слободской, В. В. Соболев, С. И. Губенко, Удоев А. А. // *Металлы.* – 1989. – № 6. – С. 183–185.
7. Таран Ю. Н. Алмаз динамического синтеза в сером чугуне, выращенный термоциклированием / Ю. Н. Таран, В. В. Соболев, С. И. Губенко, В. Я. Слободской // *Доклады АН СССР.* – 1991. – Т. 319. – № 6. – С. 1374–1377.
8. Соболев В. В. Синтез алмаза в чугуне. / В. В. Соболев, Ю. Н. Таран, С. И. Губенко // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1993. – № 1. – С. 2–6.
9. Бельченко Г. И. Микронеоднородная деформация стали, содержащей неметаллические включения / Г. И. Бельченко, С. И. Губенко // *Известия АН СССР. Металлы.* – 1981. – № 4. – С. 94–97.
10. Ушеренко С. М. Изменение структуры железа и стали при сверхглубоком внедрении высокоскоростных частиц / С. М. Ушеренко, С. И. Губенко, В. Ф. Ноздрин // *Известия Академии наук СССР. Металлы.* – 1991. – № 1. – С. 124–125.
11. Панин В. Е. Волновая природа пластической деформации твердых тел / В. Е. Панин // *Известия вузов. Физика.* – 1990. – № 2. – С. 4–18.
12. Губенко С. И. Возможности трансформации неметаллических включений и межфазных границ включение – матрица при высокоэнергетических обработках сталей / С. И. Губенко // *Металлофизика, новейшие технологии.* – 2014. – Т. 36. – № 3. – С. 287–315
13. Гриняев Ю. В. Расчет напряженного состояния в упруго нагруженном поликристалле / Ю. В. Гриняев, В. Е. Панин // *Известия вузов. Физика.* – 1978. – № 12. – С. 95–101.
14. Панин В. Е. Некристаллографические структурные уровни деформации в сильновозбужденных системах / В. Е. Панин, Ю. И. Мещеряков, Т. Ф. Елсукова, А. К. Диваков // *Известия вузов. Физика.* – 1990. – № 2. – С. 107–120.

REFERENCES

1. Danilenko V.V. *Sintez i spekanie almaza vzrivom* [Synthesis and sintering of diamond by explosion]. Moscow : Energyatom Publ., 2003, 271 p. (in Russian).
2. Verechagin A.L. *Svoistva detonatsionnih almazov* [Properties of detonation nanodiamonds]. Biysk : Alty University Publ., 2005, 134 p. (in Russian).
3. Dolmatov V.Yu. *Ultradispersnie almazi detonatsionnogo sinteza* [Ultradispersed diamonds of detonation synthesis]. Saint-Petersburg : Politechnic University Publ., 2003, 344 p. (in Russian).
4. Soboliev V.V. *K voprosu o crystallizatsii almaza v pripode* [On the issue of crystallization of diamond in nature]. *Phizika gorenia i vzriva* [Physics of combustion and explosion]. Novosibirsk, 1987, no. 1, pp. 91–95. (in Russian).
5. Taran Yu.N., Sobolev V.V., Gubenko S.I. and Slobodskoy V.Yu. *Obrazovanie almaznih vklucheni v serom chugune pri sochetanii udarno-volnoy obrabotki i termotsiklirovaniya* [Diamond inclusions formation in gray cast iron with a combination of shock-wave processing and thermal cycling]. *Metalli* [Metals]. 1991, no. 3, pp. 140–147. (in Russian).
6. Slobodskoy V.Yu, Soboliev V.V., Hubenko S.I. and Udoiev A.A. *Issledovanie svoistv ishodnoy sredi dlia crystallizatsii almaza* [The study of the properties of the initial medium for the crystallization of diamond]. *Metalli* [Metals]. 1989, no. 6, pp.183–185. (in Russian).
7. Taran Yu.N., Soboliev V.V., Hubenko S.I. and Slobodskoy V.Yu. *Almaz dinamicheskogo sinteza v serom chugune, virashchenny termotsiklirovaniem* [Diamond of dynamic synthesis in gray cast iron grown by thermal cycling]. *Dokladi akademii nauk SSSR* [Reports of the USSR Academy of Sciences]. 1991, vol. 319, no. 6, pp. 1374–1377. (in Russian).
8. Soboliev V.V., Taran Yu.N. and Hubenko S.I. *Sintez almaza v chugune* [Synthesis of diamond in cast iron]. *Metallovedenie i termicheskaija obrabotka metallov* [Metal science and heat treatment of metals]. 1993, no. 1, pp. 2–6. (in Russian).
9. Belchenko G.I. and Hubenko S.I. *Microneodnorodnaja deformatsia stali, sodержashchei nemetallicheskie vkluchenia* [Microheterogeneous deformation of steel containing non-metallic inclusions]. *Izvestija AN SSSR. Metall* [News of the USSR Academy of Sciences. Metals]. 1981, no. 4, pp. 94–97. (in Russian).
10. Usherenko S.M., Hubenko S.I. and Nozdrin V.F. *Izmenenie strukturi zheleza i stali pri sverhglubokom vnedrenii visokoskorostnih chastiit* [Changes in the structure of iron and steel with ultra-deep introduction of high-speed particles]. *Metalli* [Metals]. 1991, no. 1, pp. 124–125. (in Russian).
11. Panin V.E. *Volnovaya pripoda plashtichekoj deformatsii tverdih tel* [The wave nature of plastic deformation of solids]. *Izvestija vuzov. Fizika* [Izv. universities. Physics]. 1990, no. 2, pp.4–18. (in Russian).

12. Hubenko S.I. *Vozmozhnosti transformatsii nemetallicheskih vkluchenij I mizhphasnih granits vcluchenie-matritsa pri visokoenergeticheskikh obrabotkah* [Possibilities of transformation of non-metallic inclusions and interphase inclusion-matrix boundaries under high-energy treatments]. *Metallofizika, noveishie tehnologii* [Metal Physics, New Technologies]. 2014, vol. 36, no. 3, pp. 287–315. (in Russian).
13. Griniaev Yu.V. and Panin V.E. *Raschet napriazchennogo sostoiania v uprugom nagruzhennom polikristalle* [Calculation of the stress state in an elastically loaded polycrystal]. *Izvestija vuzov. Fizika* [Izv. universities. Physics]. 1978, no. 12, pp. 95–101. (in Russian).
14. Panin V.Ye., Meshcherjakov Yu.I., Yelsukova T.F. and Divakov A.K. *Necrystallograficheskie structurnie urovni deformatsii v silnovozbuzhdennykh sistemah* [Non-crystallographic structural levels of deformation in highly excited systems]. *Izvestija vuzov. Fizika* [Izv. universities. Physics]. 1990, no. 2, pp.107–120. (in Russian).

Поступила в редакцию 03.10.2018