



УДК 621.375.826

ПРИМЕНЕНИЕ ЛАЗЕРНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ СПЕКАНИЯ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Л. Ф. ГОЛОВКО, д-р техн. наук, Н. И. АНЯКИН, канд. техн. наук, О. ЭХСАН, инж. (НТУУ «Киевский политехнический институт»),

академик НАН Украины Н. В. НОВИКОВ, А. А. ШЕПЕЛЕВ, д-р техн. наук, В. Г. СОРОЧЕНКО, канд. техн. наук (Ин-т сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины)

Приведено обоснование актуальности решения проблемы получения высококачественных и эффективных инструментальных композитов, содержащих сверхтвердые материалы. Освещены вопросы влияния кратковременного высокотемпературного лазерного нагрева на физико-химические процессы, протекающие на поверхности алмазов и в зоне их контакта со связками. Представлены результаты изучения тепловых процессов, протекающих в композиционном материале при лазерном скоростном нагреве, и физико-механических свойств связок алмазосодержащих композитов. Предложен новый способ термомеханического лазерного спекания и различные схемы его реализации.

Ключевые слова: лазерное спекание, композиционные материалы, алмазы, связки, инструменты, моделирование, износостойкость

Характерным для развития современного машиностроительного производства является создание металлообрабатывающих технологических комплексов, которые позволяют с помощью одного или нескольких универсальных инструментов изготавливать детали разной формы и размеров, осуществляя при этом полный цикл механической обработки. Такие инструменты должны иметь высокую режущую способность и большой период стойкости. Кроме того, для реализации оптимальной кинематики резания они должны иметь достаточно сложную форму (шар, эллипсоид, гиперболоид, тор и др.) и определенную геометрию режущих элементов. Таким требованиям могут удовлетворять инструменты, изготовленные из специальных сверхтвердых композиционных материалов.

Основными задачами технологии изготовления инструментов из сверхтвердых материалов (СТМ), в том числе и алмазных, является получение необходимой формы и размеров, обеспечение прочного закрепления на рабочих поверхностях абразивных зерен, придание им режущей способности, которая должна непрерывно сохраняться в процессе работы.

К настоящему времени известны различные способы изготовления инструментов такого типа (рис. 1) [1–3]. Приведенные технологии различаются способами формообразования режущих поверхностей, способами закрепления абразивных зерен, видами материалов свя-

зок. Любой из перечисленных способов имеет свои преимущества и недостатки, области целесообразного применения.

Анализируя состояние технологий производства алмазосодержащих инструментов в целом, следует отметить, что они имеют весьма невысокую производительность. Спрос мирового рынка значительно превышает возможности самого современного производства алмазного инструмента, в частности, тонких отрезных кругов. При изготовлении алмазного инструмента применяют ограниченное количество связок, содержащих в качестве основы только легкоплавкие компоненты с температурой плавления не выше 700 °С. Это существенно ограничивает возможности его оптимального использования при обработке ши-



Рис. 1. Способы изготовления инструментальных композитов



рокой гаммы конструкционных материалов, ощутимо различающихся по твердости, химическому составу и другим характеристикам. Кроме того, такие связки недостаточно прочно удерживают зерна алмазов, что ограничивает производительность резания, стойкость инструментов, способствует повышению расхода алмазов, стоимости обработки. С уменьшением толщины алмазосодержащего слоя проблема усугубляется, поскольку при этом резко снижается его прочность. Существующие способы изготовления инструментальных композитов не позволяют управлять расположением зерен алмазов, тем более создавать однорядные, многослойные инструменты.

Наиболее перспективным и эффективным способом изготовления упомянутых выше универсальных инструментов является способ послойного лазерного спекания порошковых композитов.

Как источник нагрева лазерное излучение имеет ряд значительных преимуществ. Оно позволяет за счет высокой скорости бесконтактного введения энергии в материал и ее прецизионного дозирования осуществлять сверхскоростной нагрев локальных областей материалов в широком диапазоне температур. Это дает возможность, во-первых, использовать при спекании значительно более широкий спектр связок, в том числе и таких, которые требуют температур нагрева, значительно превышающих предельные, например, соответствующие началу окисления алмазов, во-вторых, обеспечить металлургическую связь между алма-

зоносным слоем и стальным корпусом инструмента, что обуславливает повышение его прочностных характеристик. Высокая локальность процесса позволяет послойно формировать одно- или многорядные алмазосодержащие рабочие элементы и таким образом получать инструменты практически любой конфигурации, достаточно легко управлять концентрацией составляющих композитов, осуществлять термическое упрочнение связки, получать структуры, имеющие высокую дисперсность.

Возможности применения лазерного излучения для спекания материалов изучал ряд авторов [1, 2, 4, 5]. В работах [4, 5] было экспериментально изучено лазерное спекание порошков из никеля, молибдена, карбидов, нитридов и боридов титана на стальной подложке. Лазерное спекание свободно насыпанных металлических и керамических порошков в твердой фазе [4] пока хороших результатов не дало. Существует чисто теоретическая возможность лазерного твердофазного спекания при использовании ультрадисперсных нанопорошков [1]. На сегодня наибольший интерес представляют два процесса лазерного жидкофазного спекания композитов, базирующихся на расплавлении легкоплавкой связки или на расплавлении периферийного слоя отдельных порошков [1, 5–9].

Данное исследование посвящено изучению влияния лазерного облучения на свойства составляющих алмазосодержащих инструментальных



Рис. 2. Схема причинно-следственных связей между основными факторами и параметрами процесса лазерного спекания инструментального композита



композитов, а также процессов их жидкофазного спекания в условиях сверхскоростного локального нагрева.

Моделирование процесса лазерного спекания. Структурные и фазовые изменения в исследуемых системах однозначно определяются температурным режимом лазерного нагрева и последующего охлаждения. Характеристики температурного поля (уровень температур, их распределение по нагреваемому объему, скорости нагрева и охлаждения) определяются рядом факторов, связанных с источником нагрева, характеристиками обрабатываемого материала, условиями их взаимодействия. Схема причинно-следственных связей между основными факторами и параметрами процесса лазерного спекания композитов приведена на рис. 2.

Для проведения экспериментальных исследований процесса лазерного спекания композитов из СТМ необходимы данные, отражающие связь характеристик теплового состояния системы «матрица — стальной корпус инструмента — алмазосодержащий композит» с основными технологическими параметрами обработки: мощностью излучения P (Вт) и ее распределением по облучаемой поверхности $P(x, y)$ (Вт/см²), диаметром пятна фокусирования $d_0 = 2r_0$ (мм), скоростью относительного движения лазерного луча v (м/мин), частотой f (Гц) и амплитудой сканирования B (мм).

Оценку характеристик теплового состояния материалов при действии лазерного излучения проводили на модели, основанной на использовании нестационарного нелинейного однородного уравнения теплопроводности в декартовой системе координат $X(x, y, z) \in R^3$:

$$c_{pi}(t)\rho_i(t)\frac{\partial t}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda_i(t)\frac{\partial t}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(\lambda_i(t)\frac{\partial t}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda_i(t)\frac{\partial t}{\partial z}\right), \tau > 0; i = \bar{1,3},$$

где c_{pi} — теплоемкость; ρ_i — плотность; λ_i — коэффициент теплопроводности; t — температура; τ — время.

Обобщенная постановка задачи Стефана имеет следующий вид:

для связки ($i = 1$):

$$\begin{cases} t < t_m - \frac{\Delta t}{2}, \lambda_1(t) = \lambda_s, [c_p(t)\rho(t)]_1 = c_{ps}\rho_s; \\ t_m - \frac{\Delta t}{2} \leq t \leq t_m + \frac{\Delta t}{2}, \lambda_1(t) = \lambda_s + \frac{\lambda_m - \lambda_s}{\Delta t}(t - t_m + \frac{\Delta t}{2}); \\ [c_p(t)\rho(t)] = c_{ps}\rho_s + \frac{c_{pm}\rho_m - c_{ps}\rho_s}{\Delta t}(t - t_m + \frac{\Delta t}{2}) + \frac{L_f}{\Delta t}; \\ t > t_m + \frac{\Delta t}{2}, \lambda_1(t) = \lambda_m, [c_p(t)\rho(t)]_1 = c_{pm}\rho_m; \end{cases}$$

для корпуса инструмента ($i = 2$):

$$\lambda_2(t) = \lambda_2; [c_p(t)\rho(t)]_2 = c_{p2}\rho_{p2};$$

для матрицы ($i = 3$):

$$\lambda_3(t) = \lambda_3; [c_p(t)\rho(t)]_3 = c_{p3}\rho_{p3},$$

где t_m — температура плавления; Δt — интервал сглаживания; $\lambda_s, c_{ps}, \rho_s$ — теплопроводность, удельная теплоемкость и плотность связки в твердом состоянии; $\lambda_m, c_{pm}, \rho_m$ — теплопроводность, удельная теплоемкость и плотность расплава связки; L_f — скрытая теплота фазового перехода 1-го рода связки; $\lambda_2, c_{p2}, \rho_2$ — удельная теплоемкость и плотность материала корпуса инструмента; $\lambda_3, c_{p3}, \rho_3$ — теплопроводность, удельная теплоемкость и плотность материала матрицы.

Примем следующие начальные условия:

$$T(x, y, z)|_{\tau=0} = F(x, y, z) = t_{\text{medium}}$$

где t_{medium} — температура окружающей среды; граничные условия на внешних поверхностях при $\tau > 0$

$$-\lambda \frac{\partial t}{\partial n} |_{\Gamma_1} = q_r; \frac{\partial t}{\partial n} |_{\Gamma_2} = 0; -\lambda \frac{\partial t}{\partial n} |_{\Gamma_3} = \alpha(t - t_{\text{medium}});$$

условия на границе контакта Γ_4 при $\tau > 0$

$$\begin{cases} t |_{\Gamma_4^-} = t |_{\Gamma_4^+}, \\ -\lambda_- \frac{\partial t}{\partial n} |_{\Gamma_4^-} + \lambda_+ \frac{\partial e}{\partial m} |_{\Gamma_4^+}, \end{cases}$$

где n — нормаль к поверхности; q_r — плотность мощности; α — коэффициент теплоотдачи; Γ_1 — облучаемая поверхность; Γ_2 — поверхность осевой симметрии; Γ_3 — поверхности, контактирующие с внешней средой; Γ_4 — граница контакта связки и матрицы.

Моделирование теплового процесса проводили с помощью программного обеспечения ANSYS 7.

Для выполнения расчетов была подготовлена параметрическая программа, в которой приводили все данные о модели: геометрические размеры, теплофизические свойства каждого материала, зона температурного влияния, время действия лазерного луча. При моделировании были выбраны следующие параметры облучения: мощность излучения 1500 Вт; диаметр пятна нагрева 0,7 мм; частота сканирования 200 Гц; амплитуда сканирования 7 мм; время действия излучения 0,2...1 с.

В качестве материалов модели применяли: корпус круга из стали 13X, корпус матрицы из стали 45; связка на основе стали 12X18Н10Т. Теплофизические характеристики материалов приведены в табл. 1.

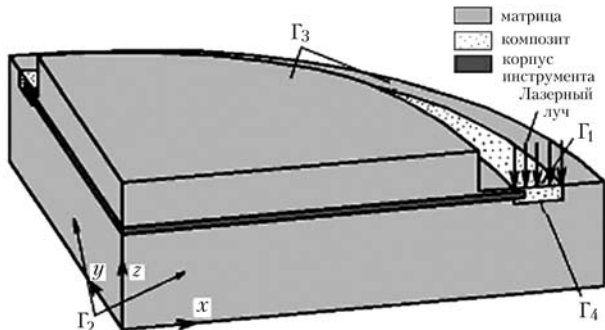


Рис. 3. Схема физической модели и учитываемые границы (обозначения см. в тексте)

В процессе моделирования принимали следующие упрощения:

учитывая большую скорость сканирования, небольшую амплитуду и относительно высокую инертность материала к термическому влиянию, считалось, что в каждой точке поверхности сканирования (7X0,7 мм) действует источник излучения с плотностью мощности 10^4 Вт/см²;

при моделировании для связки (12X18Н10Т) теплофизические характеристики принимали как для монолита;

поглощательная способность материала на протяжении облучения была постоянной;

наличие синтетических алмазов в композите не учитывалось.

При расчете теплового поля в программе ANSYS использован метод конечных элементов. На стадии деления целостной модели на отдельные части, имеющие определенные теплофизические свойства, модель разбивалась на элементарные тетраэдры. При этом каждому из них присваивался номер, соответствующий материалу с определенными свойствами. По мере приближения к области термического влияния для более точного отображения результатов расчетов шаг разбивки уменьшался.

Экспериментальное оборудование и методика проведения исследований. Экспериментальные исследования процессов лазерного спекания композитов из СТМ проводили на специальном технологическом комплексе. В состав комплекса входил мощный электроразрядный СО₂-лазер, устройство для транспортирования, фокусирования и контроля параметров излучения, пятикоординатный

стол с системой программного управления. Лазерное излучение с длиной волны $\lambda = 10,6$ мкм и мощностью излучения $P = 200...1500$ Вт фокусировалось плосковыпуклой сферической линзой из КСл с фокусным расстоянием $F = 300$ мм. При этом диаметр пятна фокусирования изменялся в пределах $d_0 = 0,7...8$ мм, скорость перемещения детали относительно луча $v = 0,2...4,8$ м/мин.

Одной из основных задач исследования являлось определение максимальных значений температур сверхскоростного лазерного нагрева различных искусственных и природных алмазов и соответствующих им условий облучения, при которых не наблюдается ухудшения их прочности.

Методически данная задача решалась двумя способами — прямым облучением зерен алмазов, расположенных на графитовой подложке (рис. 4, а), и косвенным нагревом алмазов при лазерном оплавлении различных порошковых материалов, которые окружают и контактируют с ними (рис. 4, б, в). После лазерной обработки алмазы подвергали испытаниям на статическую прочность по стандартной методике.

Изучение влияния лазерного облучения на характер структуры (твердость, дисперсность, однородность, распределение легирующих элементов) проводили на образцах связки композита системы: ПС-12НВК-01—Со—алмаз; ХТН—Со—алмаз. В качестве экспериментальных изучали порошковые материалы, которые принципиально различаются основами. ПС-12НВК-01 — материал на основе никеля, который представляет собой механическую смесь порошков: 65 % ПГ-10Н-01 и 35 % WC. ХТН — порошковая смесь на основе нержавеющей стали 12Х18Н10Т с упрочняющими фазами TiB₂ и CrB₂. Химический состав порошков ПГ-10Н-01 и ХТН-23 приведен в табл. 2.

Образцы материалов в виде уплотненных слоев порошкового композита устанавливали на столе комплекса и обрабатывали на воздухе лазерным излучением при разной плотности мощности в пределах $1,4 \cdot 10^3...1,4 \cdot 10^4$ Вт/см² и скоростях обработки 0,2...2,0 м/мин. После облучения образцы изучали с применением методов растровой электронной микроскопии и локального рентгеноспектрального элементного анализа.

Результаты исследований. Искусственные алмазы марок АС125 (500/400), АС125 (425/300) и АС160 (400/315), отобранные по 60 штук в партии и разделенные по цвету (желтые и зеленовато-желтые), подвергали лазерному облучению. Режимы лазерного нагрева отвечали расчетным, которые планировалось применить для улучшения структуры, а также спекания композитов с разными типами связей.

Таблица 1. Теплофизические характеристики материалов, составляющих композиты

Параметр	13X	45	12X18H10T
Теплопроводность, Вт/(см·К)	26	30	27,8
Удельная теплоемкость, Дж/(кг·К)	0,578	0,662	0,7
Температура плавления, °С	1535	1535	1400
Плотность, ·10 ³ кг/м ³	7,77...7,85	7,77...7,85	7,9...8,2
Теплота фазового перехода ·10 ⁵ , Дж/кг	0,90	1,00	0,80

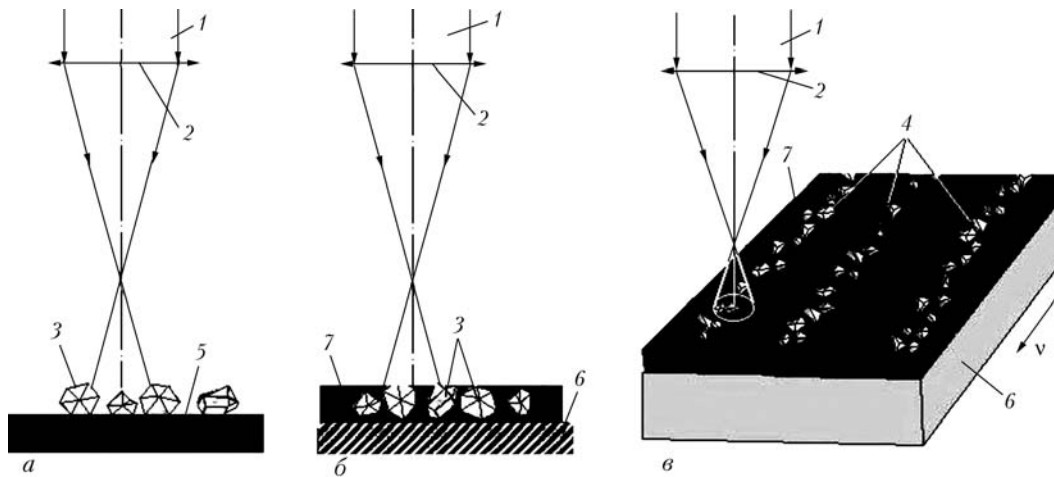


Рис. 4. Схемы облучения алмазов: *a* — прямое облучение; *б, в* — оплавление связки с алмазами соответственно при различном времени экспозиции и перемещающимися относительно лазерного луча: 1 — лазерный луч; 2 — линза; 3, 4 — соответственно алмазы и алмазы, погруженные в связку; 5, 6 — соответственно графитовая и стальная подложка; 7 — связка

Таблица 2. Химический состав порошковых материалов, мас. %

Материал	Fe	Ni	C	Cr	Ti	B	Al	Si
ПГ-10Н-01	3...7	Основа	0,6...1	14...20	—	2,8...4,2	0,8...1,2	4...4,5
ХТН-23	Основа	6...8	—	20...20,5	2,4...2,5	2,5...2,6	—	—

При прямом облучении искусственных алмазов (рис. 4, *a*), которые частично прозрачны для данной длины волны, прогнозировать количество поглощенной энергии излучения практически невозможно. Поэтому одновременно зерна алмазов подвергали косвенному скоростному нагреву за счет лазерного оплавления порошков кобальта, ПС-12НВК, ХТН-23, в которые предварительно были помещены искусственные и естественные алмазы (рис. 4, *б, в*). Результаты испытаний облученных алмазов на статическую прочность приведены на рис. 5, *a*. Анализ приведенных данных показывает, что лазерное облучение может в некоторой мере снижать прочность алмазных зерен. В первую очередь это обусловлено появлением трещин, которые возникают на поверхности зерен и распространяются вдоль ребер их огранки. Причиной появления трещин являются внутренние напряжения алмазов, их дефектность, режим облучения (в первую очередь, время). В общем случае можно констатировать, что зерна бездефектных и прочных искусственных алмазов при избранных режимах лазерного облучения своей прочности практически не теряют (рис. 5, *a*). На рис. 5, *б* представлены области режимов облучения для различных видов связок, в пределах которых после спекания обеспечивается исходное качество алмазов (рис. 6, *a*). За пределами этих областей или отсутствует спекание (с левой стороны), или наблюдается трещинообразование (рис. 6, *б*), окисление алмазов (с правой стороны).

Изучение алмазных зерен показало, что в процессе лазерного облучения они имели хороший

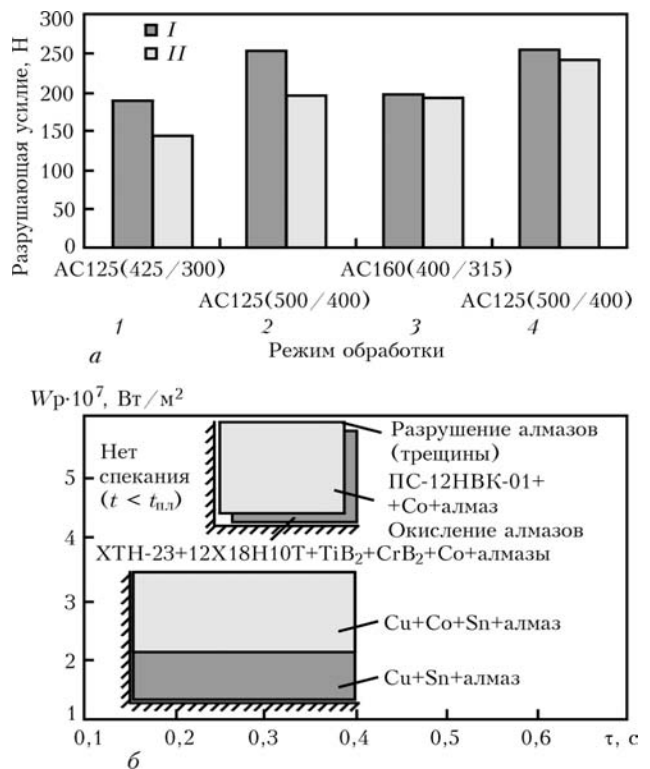


Рис. 5. Разрушающее усилие для исходных (I) и облученных (II) алмазов: 1 — $W_p = 1,7 \cdot 10^3$ Вт/см²; $\tau = 0,09$ с; 2 — $0,6 \cdot 10^3$, 0,15; 3 — $0,4 \cdot 10^3$, 0,18; 4 — $0,2 \cdot 10^3$, 0,24 (*a*); области оптимальных режимов лазерного спекания для различных типов связок (*б*)

тепловой контакт с расплавленным металлом. Подтверждением этому являются данные растровой электронной микроскопии (рис. 7, *a*), наличие

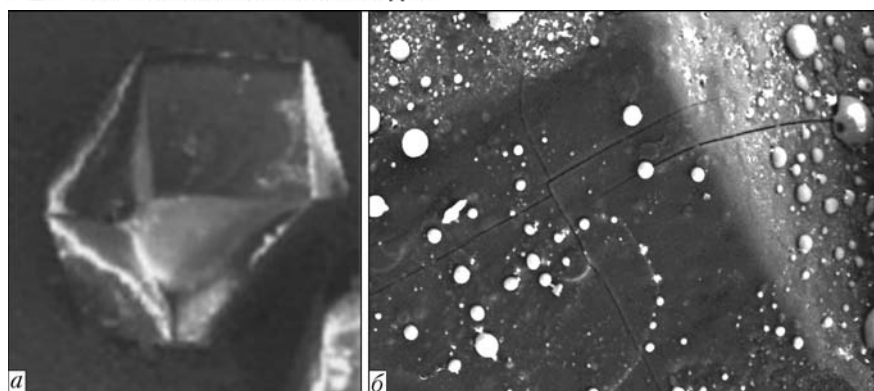


Рис. 6. Микроструктура ($\times 1000$) алмазного кристалла после лазерного спекания в оптимальной области режимов (а) и за ее пределами с трещинами (б)

на поверхности алмазных зерен слоя расплавленного кобальта толщиной от 18 до 400 нм, установленное с помощью качественного и количественного микроанализа (рис. 7, б).

Поскольку температура плавления кобальта составляет 1450 °С, можно утверждать, что и алмазные зерна нагревались до таких же температур. При этом заметного термического разрушения алмазов не наблюдалось. Наличие пленки металла свидетельствует также о хорошей смачиваемости алмазов кобальтом, что очень важно для повышения прочности механического защемления алмазных зерен связкой, а также процессов теплопередачи. Известно, что жидкий кобальт хорошо растворяет углерод, что может отрицательно сказываться на механических свойствах алмазов. Однако при таком небольшом времени существования жидкой фазы ($10^{-2} \dots 10^{-3}$ с) протекание заметных диффузионных процессов маловероятно. Тем не менее для исключения возможности этого взаимодействия целесообразно кобальт в связках применять вместе с карбидообразующими металлами или карбидами, например, карбидом вольфрама. С помощью лазерного оплавления порошков ХТН-23 и ПС-12НВК с алмазами, которые имеют более низкие температуры плавления (1220 и 1320 °С соответственно) также не обнаружено термического разрушения алмазов, потери их прочности. Отмечены единичные случаи образования трещин, которые следует считать результатом исходной дефектности алмазных зерен.

Ранее опытами по спеканию системы ПС-12НВК-01 (100 %) — алмаз при плотности мощности $5,1 \cdot 10^7 \dots 2,0 \cdot 10^8$ Вт/м², диаметре пучка 3...5 мм и скорости сканирования 0,8 м/мин было установлено растрескивание связки. Поэтому с целью увеличения пластичности композиции нами к порошку ПС-12НВК-С1 (10 %) был добавлен кобальт (90 %). При меньшем содержании кобальта в данной композиции практически не удавалось получить брикет композита удовлетворительной прочности. Технологические режимы лазерного спекания были следующими: плотность мощности излучения $5,1 \cdot 10^7 \dots 1,4 \cdot 10^8$ Вт/м², диаметр пучка 3...5 мм и скорость сканирования 0,8...1,2 м/мин.

Таким образом, приведенные выше результаты исследований показали, что для спекания композиции ПС-12НВК-01 (10 %) — Со (90 %) — алмаз плотность мощности излучения должна быть в пределах $5 \cdot 10^7$ Вт/м², диаметр пучка 5...6 мм и скорость сканирования 0,8...1,2 м/мин. Режим спекания с плотностью мощности излучения $1,4 \cdot 10^8$ Вт/м² является «жестким», при котором кобальт интенсивно плавится.

Спекание композита системы ХТН (10 %) — Со (90 %) — алмаз выполняли при плотности мощности $5,1 \cdot 10^7 \dots 1,4 \cdot 10^8$ Вт/м², диаметре пучка 3...8 мм и скорости передвижения теплового источника 0,8...1,2 м/мин. При обработке на верхних режимах ($W_p = 1,4 \cdot 10^8$ Вт/м², $d_0 = 3$ мм, $v = 0,8$ м/мин) порошок композиции расплавлял-

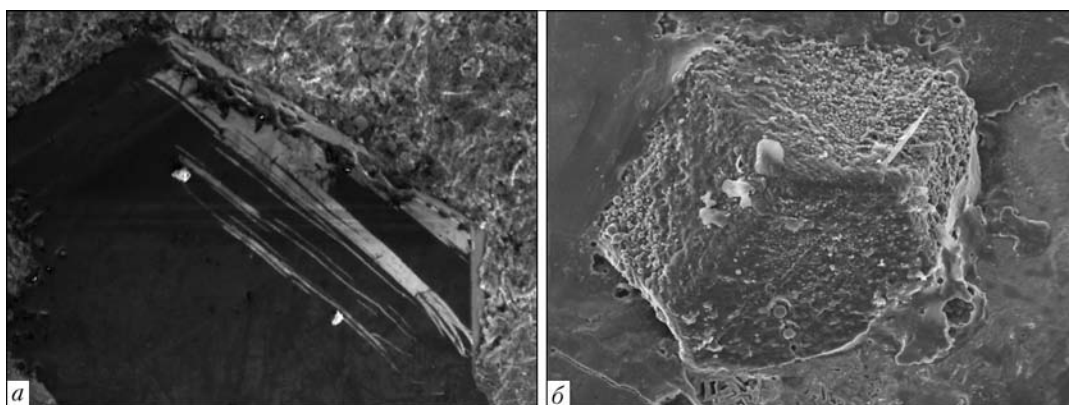


Рис. 7. Микроструктура ($\times 520$) алмазных зерен в зоне контакта со связкой (а) и покрытых пленкой кобальта (б)

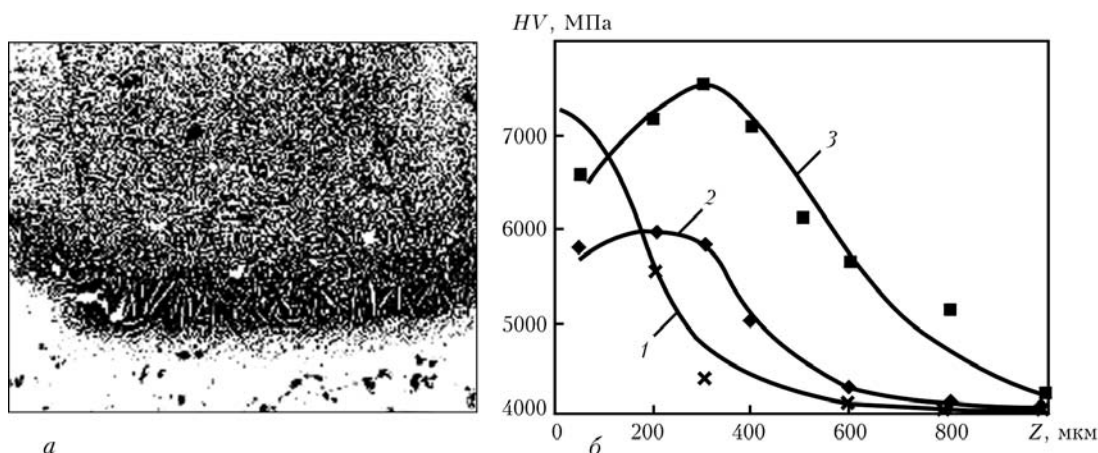


Рис. 8. Микроструктура связки, $\times 400$ (а) и распределение твердости по глубине композита на основе ХТН, полученного лазерным спеканием при $v = 0,2$ м/мин и различных условиях облучения (б): 1 — $W_p = 6$; 2 — 11; 3 — 25 кВт/см²

ся. Это внешне проявлялось в значительной пористости, которая возникала на границе алмаз – связка. Структура расплавленного материала состоит из зерен кобальта, окруженного со всех сторон фазой кобальт–никель, с вкраплениями фазы кобальт–карбид вольфрама.

Размеры зерен кобальта изменялись от 5 до 8 мкм. При лазерной обработке содержание карбида вольфрама в 2,0...2,5 раза меньше, чем в исходном порошке. По нашему мнению, для указанного выше технологического режима (достаточно жесткого) температура в зоне облучения значительно превышала температуру плавления кобальта. Как следствие, при таких температурах происходило образование трещин на поверхности алмазов. В устье некоторых трещин шириной не менее 1,3 мкм наблюдаются капельки металла. Для того чтобы установить природу этих капель (это исходный расплавленный порошок связки или металл-растворитель алмаза) был выполнен качественный анализ их материала. Установлено, что соотношение железа к кобальту в композите составляет 4,3, а в устье трещины — 1,4 %. Это свидетельствует о том, что в устье трещины находятся металлы-растворители, которые выходят на внешнюю поверхность после образования трещины вследствие термического действия на алмаз лазерного излучения.

В целом изложенные выше результаты исследований свидетельствуют о том, что и в этом случае, как и при спекании композиции ПС-12НВК (10 %) — кобальт (90 %) — алмаз, плотность мощности излучения должна быть в пределах $5 \cdot 10^7$ Вт/м², диаметр луча 5...6 мм и скорость сканирования 0,8...1,2 м/мин.

Таким образом, лазерное облучение позволяет спекать изученные композиты при отсутствии отрицательного термического влияния на монокристаллы алмазов.

Металлографические исследования показали, что после лазерного спекания связка композита

из порошковой смеси ХТН имеет высокодисперсную структуру (рис. 8, а). Измельченность избыточных кристаллов упрочняющих фаз (TiB_2 , CrB_2) и эвтектики значительно выше, чем у связок, полученных плазменным напылением. В оплавленных слоях наблюдаются участки повышенной травимости, подобные мартенситным иглам. Они представляют собой эвтектические локальные участки с дисперсной структурой. Упрочняющие фазы и γ -фаза ориентированы в направлении теплоотвода. Скорость охлаждения в приповерхностных слоях, рассчитанная по толщине кристаллов упрочняющей фазы, составляла примерно $5 \cdot 10^4 \dots 10^5$ °С/с. С увеличением расстояния от поверхности дисперсность структуры снижается, увеличиваются размеры кристаллов упрочняющих фаз. Микротвердость структуры по глубине наплавленного слоя изменяется плавно, зависит от режимов обработки и составляет 7000...7500 МПа (рис. 8, б). Твердость наплавленных слоев повышается с увеличением степени дисперсности их структурных составляющих, возрастанием доли более твердой эвтектики и твердости матрицы.

Триботехнические характеристики связок композитов, полученных лазерным оплавлением (величина и характер износа, коэффициент трения), изучали в условиях сухого трения. Исследовали связки из ХТН и ПС-12НВК-С1. Испытания проводили при различных удельных давлениях 1...9 МПа. Скорость скольжения составляла 0,1 м/с. Для сравнения параллельно испытывали на изнашивание покрытие ХТН, полученное плазменным напылением.

Наибольшая износостойкость характерна для покрытия ХТН, имеющего меньшую твердость из сравниваемых наплавов. Оно лучше работает как при малых удельных нагрузках, так и при больших — до 9 МПа (в последнем случае отличие очень существенное). Профилограммы поверхностей трения после испытаний на изнашивание показывают, что наплавленные слои в общем случае изнашиваются равномерно, без видимого

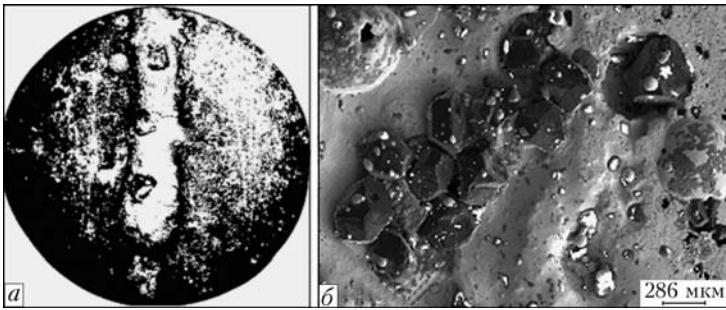


Рис. 9. Особенности лазерного спекания свободно насыпанных порошков системы ПС-12НВК-01 (10 % — Со (90 %) — алмаз (а) с образованием регулярных групп алмазов (б)

хрупкого разрушения. Это обусловлено высокой дисперсностью структуры, равномерным распределением твердых упрочняющих фаз и пластичной γ -фазой. Лазерное оплавление по сравнению с плазменным напылением существенно повышает износостойкость сплавов заэвтектического состава, содержащих избыточные кристаллы диборидов. При лазерном оплавлении в силу больших скоростей кристаллизации, образования сильно пересыщенных растворов уменьшается количество избыточных кристаллов и их размеры. Связка по своей структуре смещается в сторону эвтектической и имеет твердость несколько ниже по сравнению с твердостью связок, получаемых плазменным напылением [9], однако при этом они не имеют характерного хрупкого износа.

Результаты испытаний на изнашивание показывают, что порошковые материалы на основе стали после лазерной наплавки не уступают, а превосходят самофлюсующиеся сплавы на основе никеля. Такой эффект можно объяснить влиянием на процесс трения окислительных процессов, образованием вторичных структур, способных к самоорганизации.

При спекании алмазосодержащих композитов, изготовленных из шихты, которая находилась в свободном состоянии, формировались валики (рис. 9, а), размерами и формой которых трудно управлять, тем более получить с заданной точностью. Изучение «дорожек» композитов с зёрнами алмазов, полученных методом лазерного

жидкофазного спекания (рис. 9, а), показало, что алмазы в композите перемещались к поверхности расплава и перестраивались в цепочки или регулярные группы (рис. 9, б). Образование таких групп обусловлено всплытием алмазов в расплаве ввиду различия в плотностях алмазов и связки. Такие особенности наложили свой отпечаток на технологию формирования алмазосодержащих слоев реальных инструментов, которые должны иметь конкретные размеры и точность.

В связи с этим был предложен новый способ лазерного термомодеформационного спекания, сущность которого заключается в том, что процесс формообразования алмазосодержащего рабочего слоя осуществляется в специальных матрицах с помощью лазерного нагрева и последующего уплотнения закристаллизовавшегося композита пластическим деформированием.

Полученные результаты явились основой разработки способов изготовления алмазосодержащих инструментов и соответствующего технологического оборудования.

Предлагаются две основные технологические схемы спекания алмазосодержащего композита на конкретных инструментах, в частности, на тонких отрезных кругах, представленные на рис. 10.

Схема осевого послыстного наращивания алмазосодержащего композита (рис. 10, а) предусматривает реализацию процесса спекания путем подачи в специальную полупресс-форму с размещенным в ней корпусом отрезного круга и порошковой связки с алмазами. Одновременно лазерный луч, сканирующий в радиальном направлении, с амплитудой, равной ширине алмазосодержащего слоя, оплавляет кромку корпуса круга и металлическую связку. При этом частота сканирования обеспечивает квазинепрерывность теплового потока, интенсивность которого достаточна для расплавления связки. Закристаллизовавшаяся, но еще пластичная связка с алмазами по мере перемещения пресс-формы уплотняется деформирующим роликом, формируя требуемые размеры и профиль. Данная схема позволяет реализовать и другие варианты организации процесса спекания.

Схема радиального послыстного наращивания (рис. 10, б) позволяет реализовать процесс спекания однорядных и многослойных алмазосодержащих композитов. Она реализуется путем подачи в зону действия лазерного луча на перемещающийся между неподвижными формирующими матрицами корпус круга порошковой связки и алмазов. Расплавленная и закристаллизовавшаяся связка уплотняется деформирующим элементом. Формирующая матрица, состоящая из

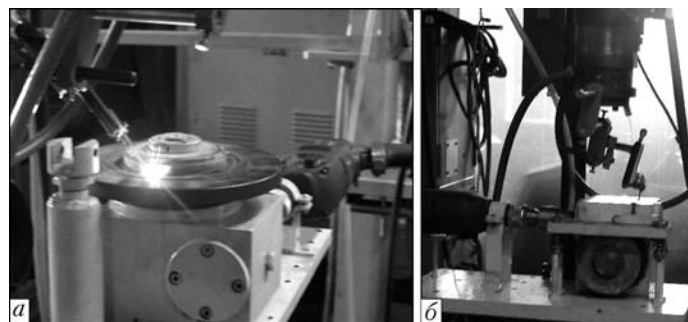


Рис. 10. Осевое (а) и радиальное (б) послыстное термомодеформационное лазерное спекание алмазосодержащего композита на отрезных кругах



двух полуматриц, имеющих сложные профили, обеспечивает возможность при своем повороте регулировать высоту спекаемого слоя.

Каждая из приведенных схем предназначена для решения определенного круга технологических задач. Они не исключают друг друга, а взаимно дополняют, расширяя технологические возможности метода.

Предложенные схемы были апробированы при лазерном спекании алмазосодержащих композитов на реальных инструментах. Полученные результаты подтвердили высокую эффективность разрабатываемой технологии.

В заключение следует отметить, что лазерный кратковременный нагрев алмазов АС125 (400/315), АС160 (400/315) на воздухе при времени воздействия 0,2...0,4 с до температур 1200...1500 °С не приводит к их термическому разрушению и ошугутизации. Исключение составляют алмазы, имеющие исходную дефектную структуру.

С помощью математического моделирования выявлен характер распределения температур в спекаемом слое, корпусе круга и прилегающей полуматрице, что позволяет регулированием процесса их рационального принудительного охлаждения управлять качеством процесса лазерного спекания.

Доказана принципиальная возможность использования в качестве связок износостойких и прочных порошковых сплавов на основе никеля и железа с добавками кобальта, что может быть применено при изготовлении однорядного многослойного алмазного инструмента. Этому способствует установленный факт плотного охвата алмазных зерен связкой с образованием на их поверхностях металлических пленок, а также эффект образования в условиях лазерного оплавления четких упорядоченных однослойных групп или цепочек алмазных зерен.

Для устранения остаточных термических деформаций, которые возникают при лазерном спекании, получения необходимой геометрии и качества поверхности алмазного инструмента целесообразно процесс лазерного облучения объединить с локальным деформированием алмазосодержащего слоя в нагретом состоянии.

Разработанные способы и технологические схемы термодформационного спекания алмазосодержащих композитов на примере отрезных кругов с применением сканирующего лазерного пучка и методом послыонного наращивания показали их высокую эффективность.

1. *Скорород В. В.* Спекание порошковых материалов при электротермическом, плазменном и лазерном нагреве // *Сучасне матеріалознавство XXI сторіччя.* — К.: Наук. думка, 1998. — С. 228–248.
2. *Pat. 4938816 USA.* Selective laser sintering with assisted powder handling / J. J. Beaman, C. R. Dekard. — Publ. 1989.
3. *Райченко А. И.* Основы процесса спекания порошков пропусканием электрического тока. — М.: Металлургия, 1984. — 128 с.
4. *Измерение* поглощательной способности свободно насыпанных однокомпонентных металлических порошков и ее изменение в процессе лазерной обработки / Н. К. Толочко, Ю. В. Хлорков и др. // *Порош. металлургия.* — 1997. — № 7/8. — С. 89–94.
5. *Рагуля А. В.* Селективное лазерное спекание. 1. Принципы. Континуальная модель // Там же. — 1998.
6. *Коваленко В. С., Головко Л. Ф., Черненко В. С.* Упрочнение и легирование деталей машин лучом лазера. — Киев: Техніка, 1991. — 128 с.
7. *On the possibility of using laser technology for diamond tool manufacturing / V. S. Kovalenko, L. F. Golovko, N. V. Novikov et al. // J. of Eng. Manufacture.* — 2004. — **218**, Pt B. — P. 1029–1036.
8. *Features of application of laser technology for a sintering diamond of composite materials / V. S. Kovalenko, L. F. Golovko, N. V. Novikov et al. // Intern. conf. on laser technologies in welding and materials processing.* — Katsieveli, Crimea, 21–28 May, Kiev, 2005. — P. 121–125.
9. *Research of direct laser sintering of metal powders / Yu. A. Chivel, K. E. Beliavin, V. K. Pavlenko et al. // Ibid.* — P. 113–115.

The paper gives a substantiation of the urgency of solving the problem of producing high-quality and effective tool composites, containing superhard materials. Issues of the influence of short-term high-temperature laser heating on the physico-chemical processes running on diamond surface and in the zone of their contact with the binders are described. Results of studying the thermal processes running in a composite material at high-speed laser heating and physico-mechanical properties of binders of diamond-containing composites are given. A new method of thermodeformational laser sintering and different schematics of its implementation are proposed.

Поступила в редакцию 11.04.2008