

REFERENCES

1. Grigor'ev A. V., Lepov V. V. Kontaktno-ustalostnye povrezhdeniya koles lokomotiva, éksploatiruемого v usloviyakh Severa [Contact fatigue damage of locomotive tire operated in the north environment] / Proc. of the V Ross. Sci.-Tech. Conf. "Resource and diagnostics of materials and structures." — Yekaterinburg: Izd. IMASH URO RAN, 2011 [in Russian].
2. Ibatullin I. D. Kinetika ustalostnoi povrezhdaemosti i razrusheniya poverkhnostnykh sloev [Kinetics of the Fatigue Damage and Fracture of Surface Layers]. — Samara: Izd. SGU, 2008. — 387 p. [in Russian].
3. Grigor'ev A. V., Lepov V. V. Mekhanizmy nakopleniya povrezhdenii i razrusheniya materiala oboda zheleznodorozhnogo kolesa pri éksploatatsii v usloviyakh Severa [The Mechanisms of Damage Accumulation and Fracture of Railroad Tire during the North Environment Operation] / Vestnik Sev.-Vost. Fed. Univ. 2012. Vol. 9. N 1. P. 79 – 85 [in Russian].
4. Ivanov V. V. Snizhenie udarnogo vozdeistviya na koleso gruzovogo vagona pri prokhozhenii rel'sovogo styka [Lowering of the strike loading at freight stock wheel during rail joint passing]. Candidate's Thesis. — Omsk, 2011 [in Russian].
5. Rabotnov Yu. N. Izbrannye trudy. Problemy mekhaniki deformiruемого tverdogo tela [Selected Works. The Problems of the Deformable Solid Mechanics]. — Moscow: Nauka, 1991 [in Russian].
6. Spravochnik po soprotivleniyu materialov [Handbook of resistance of materials] / G. Pisarenko (ed.). — Kiev: Naukova Dumka, 1988 [in Russian].
7. Girenko V. S., Kotenkov É. V. Zavisimosti mezhdudarnoi vyazkost'yu i kriteriyami mekhaniki razrusheniya konstruktivnykh staley i ikh svarnykh soedinenii [The dependences between the impact toughness and fracture mechanics criteria for structural steels and their weld joints] / Avtomat. Svarka. 1989. N 9. P. 13 – 20 [in Russian].
8. Arkhangel'skaya E., Lepov V., Larionov V. The connected model for delayed fracture of damaged media / Phys. Mesomech. 2001. Vol. 4. N 5. P. 75 – 80 [translation from Russian].
9. Lepov V. V. Structural evolution modeling of damage accumulation processes in modern metallic and polymer nanomaterials / World Journal of Engineering. 2012. Vol. 10(5). P. 205 – 212.
10. Chernov V., Ermolaev G., Leontieva-Smirnova M. Impact toughness of EK-181 ferritic-martensitic chromium (12 %) steel under loading by concentrated bending / Technical Physics. 2010. Vol. 55. N 7. P. 985 – 990 [translation from Russian].
11. Soprotivlenie materialov deformirovaniyu i razrusheniyu. Spravochnoe posobie [Deformation and Fracture Strength of Materials. Handbook]. Part 2 / V. Troshchenko (ed.). — Kiev: Naukova dumka, 1994. — 701 p.
12. Panasyuk V. V. Predel'noe ravновесие khrupkikh tel s treshchinami [The limit equilibrium of brittle cracked bodies]. — Kiev: Naukova dumka, 1968. — 246 p. [in Russian].
13. Hellan K. Vvedenie v mekhaniku razrusheniya [Elementary fracture mechanics]. — Moscow: Mir, 1988. — 364 p. [Russian translation].
14. Barakhtin B., Meshcheryakov Yu., Savenkov G. Statistical characteristics of the multiscale spallation of metal targets during dynamic loading and their relation to the mechanical properties of the materials / Technical Physics. 2010. Vol. 55. N 1. P. 79 – 84 [translation from Russian].

УДК 620.171:621.921.34

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ПОЛУЧЕНИЯ АЛМАЗНО-АБРАЗИВНЫХ КОМПОЗИТОВ С МАТРИЦЕЙ ИЗ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ НА ИХ СВОЙСТВА

© С. Н. Махарова, С. П. Яковлева, М. И. Васильева,
А. В. Сивцева, В. Г. Яковлев¹

Статья поступила 15 октября 2014 г.

Исследованы алмазометаллические порошковые смеси, полученные при взрывном прессовании с последующей термообработкой компактов. Показано, что энергия взрыва, используемая на стадии формования порошков, дает возможность получать высокоэффективные алмазосодержащие материалы, в том числе на широко распространенных железоуглеродистых связках. Это обусловлено спецификой взрывного воздействия, в результате которого происходит активация материала связки, проявляющаяся при дальнейшем высокотемпературном нагреве в ее интенсивном упрочнении. Выявлено, что ударные волны создают термобарические условия, позволяющие обеспечить лучшую сохранность алмазной компоненты, чем при традиционных методах спекания. Получены образцы абразивных алмазных композитов с износостойкостью, соответствующей уровню износостойкости промышленных алмазных карандашей, но при вдвое меньшем расходе алмазного сырья.

Ключевые слова: алмазный порошок; алмазометаллический композит; взрывное прессование; структура; упрочнение; износостойкость.

Одной из самых прогрессивных технологий механической обработки является обработка алмазными инструментами, рабочие элементы которых чаще всего

выполнены из композиционных материалов. Несмотря на успехи в разработке алмазосодержащих композитов проблема создания достаточно универсальных высокотехнологичных абразивов с улучшенными эксплуатационными свойствами остается актуальной. Другой аспект проблемы — использование в ка-

¹ Институт физико-технических проблем Севера им. В. П. Ларионова СО РАН, г. Якутск, Россия;
e-mail: spyakovleva@yandex.ru, snmachar@yandex.ru

честве связки порошков относительно дешевых и распространенных материалов, в частности, сплавов на основе железа. Однако инструмент на металлических связках изготавливается в основном при высоких температурах, отрицательно влияющих на прочностные свойства алмаза. Поэтому требуется разработка новых технологий, позволяющих изготавливать алмазо-металлические композиты (АМК) на форсированных режимах для лучшего сохранения алмазной компоненты.

Принципиально новые перспективы для создания АМК открывает использование энергии взрыва [1]. Возможности взрывного прессования (ВП) связаны с экстремальностью процессов, когда в результате практически мгновенного высокоинтенсивного воздействия на порошки происходят их уплотнение, нагрев и деформирование. Кроме того, ударные волны позволяют создать термобарические условия для упругопластического деформирования алмаза [2], что способствует лучшей сохранности алмазной компоненты.

В настоящее время фундаментальные основы получения порошковых материалов из-за действия целого ряда трудно учитываемых факторов недостаточно разработаны даже для традиционных методов порошковой металлургии; большинство практических задач решается эмпирически. В связи с этим необходимо дальнейшее изучение явлений и процессов, происходящих при синтезе порошковых композитов. Цель данной работы — комплексное исследование воздействия ударных волн и последующей термообработки на компоненты и свойства АМК, получаемых ВП смесей порошков железоуглеродистых сплавов и природного алмаза.

При разработке АМК можно выделить три основные группы задач: 1) выявление процессов формирования, взаимосвязи состава, структуры и свойств матрицы; 2) изучение влияния формирующих технологических воздействий на алмазные частицы (их сохранность); 3) анализ характера деструкции композитов при эксплуатационных нагрузках.

Известно, что износостойкие структуры должны обладать повышенной прочностью, твердостью, а также иметь некоторый запас пластичности. Высокая степень уплотнения при получении порошковых материалов достигается за счет пластической деформации частиц. Пластическое уплотнение является одним из условий их хорошей консолидации, а в алмазосодержащих смесях обеспечивает механическое закрепление алмазных зерен. Вместе с тем пластическая деформация должна быть ограниченной с целью минимизации образования внутренних напряжений и исчерпания пластичности. Это противоречивое требование к пластичности композита должно удовлетворяться и в процессе его контактного взаимодействия с обрабатываемой поверхностью: хорошее сопротивление износу обеспечивается высокой прочностью, а сопро-

тивление образованию микротрещин и их залечивание — пластичностью. Компромиссное решение, очевидно, может быть достигнуто сочетанием в составе матрицы порошков двух типов: с высокой и низкой твердостью. Исходя из этого, в работе использовали смесь порошков, относящихся к разным классам сплавов на основе железа: ПХ18Н9Т (относительно мягкий порошок нержавеющей стали) и ПР-ФБХ6 (износостойкий порошок повышенной твердости).

Для взрывного прессования была использована цилиндрическая схема нагружения; наружный диаметр ампулы для засыпки шихты 15 мм. Взрывчатое вещество — аммонит 6ЖВ. Применяли три режима прессования, различающиеся по мощности воздействия, для чего варьировали диаметр $D_{\text{вв}}$ засыпки взрывчатого вещества, который составил 40, 45, 50 мм.

В начальных экспериментах по предварительной отработке режимов получения достаточно монолитных компактов было проведено ВП двухкомпонентных смесей порошков связующего материала без добавления алмаза. В смесях меняли процентное соотношение компонент: содержание более мягкого порошка в них составляло 20, 30 и 40 %. Далее образцы подвергали кратковременной (10 мин) термической обработке при 600, 800 и 900 °С. Серия таких исследований позволила выбрать в качестве наиболее перспективных для получения АМК режимы прессования при $D_{\text{вв}}$, равном 45 и 50 мм. Алмазный порошок А7К80 500/400 вводили в шихту из расчета получения 100 % их содержания в беспористом компакте.

В работе использовали порошки природного алмаза, в связи с чем были рассмотрены некоторые характеристики алмазных частиц, способные повлиять на изменение их прочности при технологических воздействиях. С этой целью проведен ИК-спектральный анализ нескольких кристаллов из исходного алмазного сырья. Съемку спектров поглощения осуществляли с помощью инфракрасного Фурье-спектрометра ФТ-801 в диапазоне частот от 800 до 4000 см^{-1} с разрешением 4 см^{-1} .

Оценку пористости точечным методом А. А. Глаголева и анализ структуры проводили с помощью оптического микроскопа «Неофот-21». Микротвердость определяли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 0,5 Н (измеряли микротвердость частиц каждой из компонент матрицы).

Для гранулометрического анализа и исследования статической прочности алмазных частиц в исходном состоянии и после рекуперации из АМК применяли стандартные методики по ГОСТ 9206–80. В этих экспериментах использовали однокомпонентные связки различной прочности. Кроме того, в рекуперированных алмазных частицах исследовали наличие неалмазного углерода (спектры поглощения сняты на ИК-микроскопе Centaurus, совмещенном с ИК-Фурье спектрометром Avatar-370, ThermoElectron).

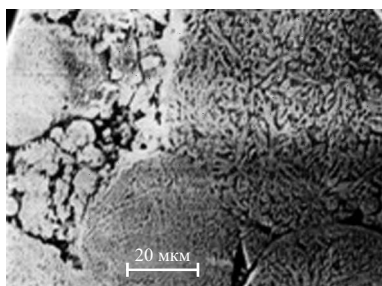


Рис. 1. Микроструктура спрессованной взрывом при $D_{\text{вв}} = 50$ мм двухкомпонентной матрицы состава 40 % ПХ18Н9Т + 60 % ПГ-ФБХ

Износостойкость АМК определяли на машине трения СМЦ-2. Для сравнения были испытаны алмазные правящие карандаши аналогичного диаметра, изготовленные промышленным способом по ГОСТ 607–80: тип 04, исполнение А, весовая группа алмазов 500/400 кар, объемная доля алмазного сырья 5 % (в ~2,5 раза выше, чем у экспериментальных АМК).

Торцевые части испытываемых образцов и карандашей истирались плоской поверхностью равномерно вращающегося круга из электрокорунда при постоянной осевой нагрузке. После прохождения равных промежутков пути трения определяли их весовой износ. Скорости скольжения в условиях испытаний составляли 0,61 и 0,87 м/с, постоянная осевая нагрузка — 5 Н.

Структуру и поверхности износа композитов исследовали методом растровой электронной микроскопии (прибор JSM-6480 LV, JEOL).

Структура и характеристики образцов из связующих материалов. Микроструктура прессовок с двухкомпонентной матрицей представляет собой конгломерат из твердых недеформированных частиц порошка ПГ-ФБХ6 и деформированных частиц мягкой составляющей ПХ18Н9Т (рис. 1). Образцы различаются содержанием пор. Сплошность образцов улучшается с повышением мощности прессования и с увеличением содержания мягкой компоненты. Повышение мощности заряда взрывчатого вещества оказывает меньшее влияние на пористость, чем содержание легкодеформируемой компоненты: наибольшее

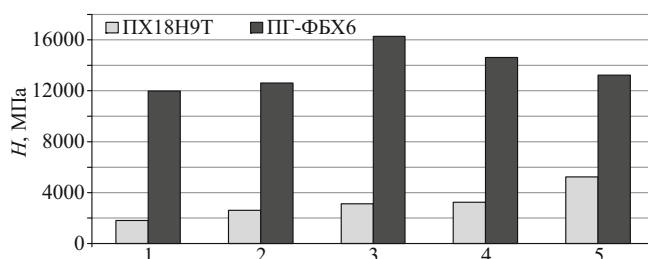


Рис. 2. Влияние режимов обработки на микротвердость порошковых компонент: 1 — исходное состояние; 2 — после взрывного прессования (ВП); 3 — ВП + 600 °С; 4 — ВП + 800 °С; 5 — ВП + 900 °С

шее значение пористости 49 % получено для образца с 20 % ПХ18Н9Т при $D_{\text{вв}} = 50$ мм; наименьшее значение пористости 11 % у образца с 40 % ПХ18Н9Т при том же $D_{\text{вв}}$.

В табл. 1 приведены результаты измерения микротвердости H_{50} частиц связующего материала в исходном состоянии и после ВП, а также значения ее среднеквадратичного отклонения (в числителе — абсолютное значение, в знаменателе — процент от общего значения). По представленным данным можно судить об однородности получающихся структур. В целом происходит упрочнение обеих составляющих связующего материала. Большее упрочнение мягкой компоненты обусловлено ее большей деформацией. Уровень $\sigma_{\text{ск}}$ микротвердости твердой фазы свидетельствует о некоторой стабилизации процесса прессования при увеличении содержания мягкой фазы до 40 %. Очевидно, в этом случае повышается ее передающая и демпфирующая роль при прохождении ударных волн. Интересно также снижение уровня $\sigma_{\text{ск}}$ микротвердости ПГ-ФБХ6 в результате взрывного упрочнения, из чего следует вывод об улучшении однородности тонкой структуры, что благоприятно влияет на сопротивление материала разрушению.

Последующая термообработка в целом приводит к росту микротвердости (рис. 2). Вследствие высокой энергетической активности деформированного ударными волнами металла, способствующей ускорению диффузионных процессов, и сильного взаимодействия атомов углерода с дефектами кристаллической решет-

Таблица 1. Микротвердость компонент матрицы и ее среднеквадратичное отклонение

Состав матрицы (содержание ПХ18Н9Т), %	$D_{\text{вв}}$, мм	ПХ18Н9Т		ПГ-ФБХ6	
		H_{50} , МПа	$\sigma_{\text{ск}}$, МПа/%	H_{50} , МПа	$\sigma_{\text{ск}}$, МПа/%
—	0 (исх)	1820	19/1,0	11980	185/1,5
20	45	2690	54/2,0	12920	123/1,0
20	50	2020	50/2,5	11370	142/1,2
30	40	2170	31/1,4	11870	144/1,2
30	45	2720	52/1,9	11110	82/0,7
30	50	3090	49/1,6	12780	195/1,5
40	40	2810	54/1,9	12720	160/1,3
40	45	2610	39/1,5	12610	164/1,3
40	50	3070	50/1,6	13330	157/1,2

ки при нагреве происходит процесс его перераспределения с образованием мелкодисперсных карбидов; при этом интенсивно формируется субзеренная структура. Взрывотермическое упрочнение металлов подробно рассмотрено в монографии [3]. В ней показана высокая интенсивность процессов полигонизации структуры и распада карбидной фазы при нагреве сталей после деформации ударными волнами. Особенно заметно специфика взрывотермического упрочнения выявлена для пластичной компоненты; значительные изменения микротвердости свидетельствуют о существенных изменениях структуры, начинающихся уже с 600 °С. Некоторое разупрочнение частиц порошка ПГ-ФБХ6 при термической обработке образцов связано с коагуляцией карбидов, а также свидетельствует о начале рекристаллизационных процессов. Для последующих экспериментов по получению алмазо-содержащих компактов наиболее целесообразным был признан режим прессования при $D_{\text{вв}} = 50$ мм (по сочетанию уровней упрочнения обеих компонент).

Исследование алмазной составляющей композитов. Как уже отмечалось, одним из факторов, которые могут повлиять на изменение прочности алмазной компоненты при технологических воздействиях, является ее структурно-примесный состав. Рассмотрена случайная выборка пяти кристаллов порошка природного алмаза, представленная полупрозрачными и непрозрачными зернами октаэдрического габитуса с обликом, близким к изометричному. Цвет кристаллов соответствует цвету большинства промышленных алмазов: их окраска имеет разные оттенки серого и коричневого цветов. Рельеф граней четырех кристаллов — ступенчатый, весьма выраженный. Пятый кристалл, черно-коричневый, окатан и имеет слабо выраженный ступенчатый рельеф.

Считается, что черный и серый цвета определяются присутствием графита, карбида кремния, содержание и распределение которых является фактором, влияющим на эксплуатационные характеристики изготавливаемых из них инструментальных материалов.

В частицах алмаза серого цвета могут быть участки лонгсдейлита, влияющего на анизотропию физико-механических свойств. Коричневую окраску кристаллов алмаза обычно связывают с их пластической деформацией [4]. В обоих случаях результат технологических воздействий на алмаз при синтезе алмазосодержащего композита будет зависеть от этих свойств.

Особое внимание следует уделить наиболее распространенной примеси в алмазе — азоту (агрегатным комплексам азота), так как его концентрация и форма присутствия в кристаллической решетке влияют на прочность и термостойкость алмазного зерна [5]. По современным представлениям азотные центры А содержат два атома азота в соседних узлах решетки, дефект В является агрегатом четырех атомов азота, расположенных вокруг вакансии. Проведен анализ состояния агрегированности азотной примеси

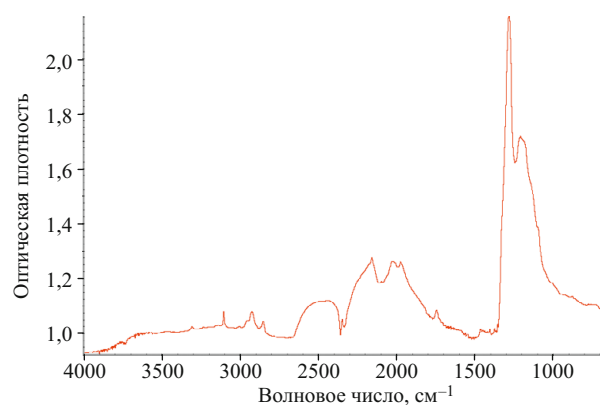


Рис. 3. Основной тип ИК-спектров рекуперированных алмазных частиц

(табл. 2). Коэффициенты поглощения для азотных центров агрегации А, В1, В2 рассчитывали относительно коэффициента поглощения решетки ($\nu = 2160 \text{ см}^{-1}$) $\alpha = 12,8 \text{ см}^{-1}$.

В табл. 2 $C[A + B1]$ — концентрация азотного агрегированного комплекса с учетом вклада вакансий; $C[A]$ — концентрация А-составляющей; $C[B1]$ — концентрация В1-составляющей. Видно, что в рассматриваемых кристаллах технического алмаза азот пребывает в трех агрегированных состояниях — А, В1, В2. Показатель степени его агрегированности $B1 = B1/(A + B1)$ варьирует в пределах от 36 до 60 %.

Обработка высокими температурами и давлениями может изменять концентрацию азота, форму его присутствия в решетке, приводить к появлению изолированных примесей азота (С-центров), что оказывает влияние на свойства алмаза. В1-составляющая предопределяет склонность к образованию линейных, плоскостных или винтовых дислокаций, что напрямую сказывается на физико-механических свойствах алмаза.

На рис. 3 показан типичный спектр поглощения алмазов, рекуперированных из полученных АМК (для рекуперации алмазных частиц прессовки опускали в царскую водку, которая растворяла металлический связующий материал). Видно, что имеются полосы поглощения при 1010, 1100, 1175, 1215, 1282, 1378 см^{-1} . Азотные центры А вызывают в однофоновой области ИК-спектров поглощения систему полос 480, 1100, 1215 и 1282 см^{-1} ; дефект В1 — систему

Таблица 2. Концентрация азотного агрегированного комплекса А + В1

Номер кристалла	$C[A]$, at. ppm	$C[B1]$, at. ppm	$C[A + B1]$, at. ppm	B1, %
1	148,5	122,0	270,5	45
2	167,4	176,5	343,9	51
3	66,0	97,7	163,7	60
4	162,5	92,0	254,5	36
5	169,0	108,6	277,6	39

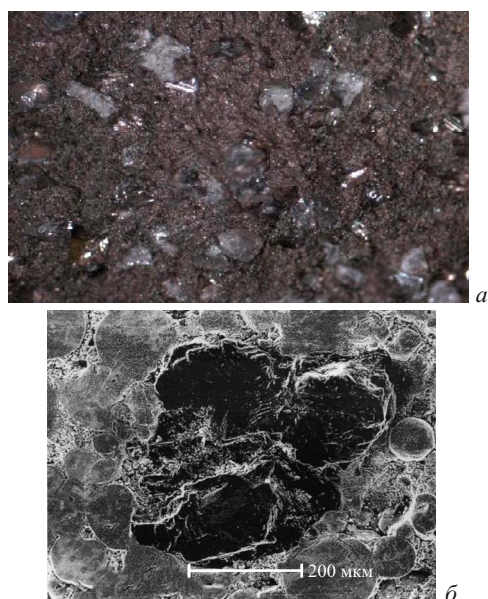


Рис. 4. Макроповерхность излома АМК (а, $\times 15$) и участок излома с алмазной частицей (б, $\times 157$)

полос поглощения 1010, 1100, 1175, 1332 см^{-1} . Центры В2 имеют интенсивность пика на 1359 – 1378 см^{-1} .

Судя по наличию полос поглощения при указанных волновых числах в исследованных кристаллах алмазов преобладает центр А (1100, 1215, 1282 см^{-1}), но имеются также центры В1 (1010, 1100, 1175 см^{-1}) и В2 (1378 см^{-1}).

Важным является то, что в нагруженных ударной волной алмазных частицах не были выявлены характерные для графита полосы поглощения при 1580 см^{-1} и характерные для аморфного углерода полосы поглощения при 1500 – 1550 см^{-1} . Отсутствие неалмазного углерода (графитизации) свидетельствует о хорошей сохранности алмазной компоненты при термобарических условиях выбранных режимов получения АМК.

При ВП неизбежно изменение зернового состава и прочности алмазной компоненты. Проведен анализ влияния твердости связующего материала на уровень сохранности частиц алмаза. Для этого получены две группы образцов с однокомпонентной матрицей из порошков различной твердости: ПХ18Н9Т (микротвердость 1800 – 2200 МПа) и ПР-М6Ф3 (микротвердость 5900 – 7100 МПа). Для ВП в случае связки ПХ18Н9Т использовали аммонит 6ЖВ, а в случае связки ПР-М6Ф3 — более мощный гранулотол.

Приняты следующие обозначения исследованных до и после воздействия ударных волн парамет-

ров алмазных частиц (по ГОСТ 9206–80): $d_{\text{ср}}$, мкм — средний размер зерна; u , % — доля изометричных зерен; $O_{\text{ф}}$, % — доля основной фракции; σ , Н — показатель прочности алмазного шлифпорошка.

В результате ВП подготовленных смесей порошков были получены более или менее монолитные прессовки. При больших значениях $D_{\text{вв}}$ слоя взрывчатого вещества зерна алмаза в прессовках распределены достаточно равномерно. Рекуперированные частицы не овализованы и имеют хорошо развитые режущие грани, что благоприятно влияет на их абразивные свойства.

Как следует из данных табл. 3, дробление алмазного порошка менее значительно в случае использования связки с большей твердостью; изменение среднего размера частиц алмаза колеблется в пределах от 4 до 18 %. Однозначной зависимости между геометрическими параметрами образовавшихся при дроблении осколков и мощностью заряда не наблюдается. При использовании «мягкой» связки ПХ18Н9Т увеличение мощности прессования не привело к уменьшению среднего размера и количества изометричных зерен, но сократило долю основной фракции с 43 до 29 %. Это означает, что при $D_{\text{вв}} = 40$ мм разрушаются преимущественно зерна мелкой фракции, образующие осколки с меньшей, чем исходная, прочностью, а в более крупных зернах могут зарождаться микротрещины, также понижающие прочность. Повышение мощности заряда приводит к дроблению больших частиц с образованием относительно крупных осколков. Поэтому показатель прочности в этом случае несколько выше. Снижение дробимости мелких фракций при $D_{\text{вв}} = 50$ мм может быть объяснено изменением процессов консолидации частиц матричного материала и их взаимодействия с алмазными зернами, что требует отдельного изучения.

Особый интерес представляет факт незначительного изменения характеристик алмазного порошка после ВП со связкой ПРМ6Ф3. Средний размер зерна уменьшается на 4 %, показатель прочности — на 10 %, а доля основной фракции сохраняется почти неизменной, в то время как при традиционных способах спекания снижение этих характеристик достигает 30 % и более.

Износостойкость и контактное разрушение АМК при абразивном износе. Важной характеристикой алмазосодержащих абразивов является алмазодержание, так как быстрое удаление алмазных частиц приводит к быстрому изнашиванию матрицы и снижению износостойкости. На рис. 4 показан макроизлом

Таблица 3. Характеристики алмазного порошка А7К80 500/400 до и после воздействия ударных волн

Материал	Исходное состояние				$D_{\text{вв}} = 40$ мм				$D_{\text{вв}} = 50$ мм			
	$d_{\text{ср}}$, мкм	u , %	$O_{\text{ф}}$, %	σ , Н	$d_{\text{ср}}$, мкм	u , %	$O_{\text{ф}}$, %	σ , Н	$d_{\text{ср}}$, мкм	u , %	$O_{\text{ф}}$, %	σ , Н
А7К80	490	81	53	118	—	—	—	—	—	—	—	—
А7К80 + ПХ18Н9Т	—	—	—	—	400	63	43	82	405	65	29	85
А7К80 + ПРМ6Ф3	—	—	—	—	410	73	40	89	470	68	52	106

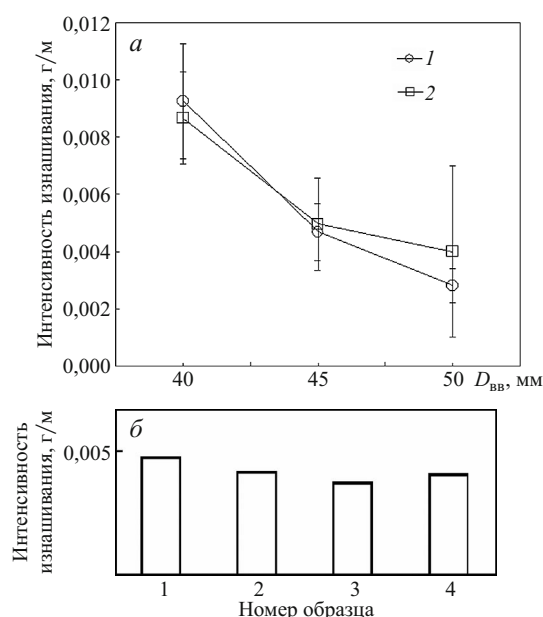


Рис. 5. Зависимость интенсивности изнашивания АМК от мощности заряда (*а*: 1 — матрица 20 % ПХ18Н9Т + 80 % ПГ-ФБХ6; 2 — матрица 40 % ПХ18Н9Т + 60 % ПГ-ФБХ6) и результаты сравнительных испытаний АМК и промышленных алмазных карандашей (*б*: 1 — матрица 20 % ПХ18Н9Т + 80 % ПГ-ФБХ6, $D_{vb} = 45$ мм; 2 — матрица 30 % ПХ18Н9Т + 70 % ПГ-ФБХ6, $D_{vb} = 50$ мм; 3, 4 — алмазные карандаши)

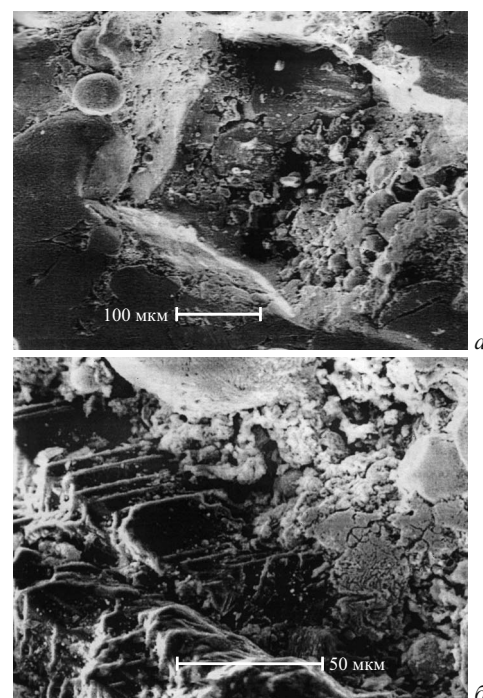


Рис. 6. Микромеханизмы удаления алмазных частиц с поверхности изнашивания АМК: *а* — вырыв (АМК, полученный ВП), ×689; *б* — транскристаллитный скол (АМК, полученный комбинированием ВП и ТО), ×661

одного из полученных АМК и увеличенное изображение участка с алмазным зерном. Видно, что при ВП между частицами порошков на контактных границах образуются достаточно прочные связи: матричный материал плотно прилегает к алмазу, на контакте алмаз — матрица отсутствуют поры, микропустоты и зазоры. Алмазоудержание в матрице осуществляется за счет механического и адгезионного закрепления.

Для определения износостойкости экспериментальных АМК, полученных ВП и термообработкой, проведены испытания на износ. Износостойкость сравнивали по интенсивности весового изнашивания усреднением результатов 7 – 8 испытаний. Для оценки погрешности вычисляли доверительные интервалы для уровней вероятности 0,8 и 0,9. Как видно на рис. 5, *а*, увеличение диаметра заряда взрывчатого вещества приводит к снижению интенсивности изнашивания АМК. Очевидно, это связано с ростом твердости матрицы, а также указывает на хорошую сохранность алмазной компоненты даже при достаточно мощном ударно-волновом воздействии.

Рис. 6 показывает важную роль термообработки для улучшения алмазоудержания, что проявляется в благоприятном изменении механизма разрушения и удалении алмазных частиц при износе: превалирование микротрещин по границе алмаз — матрица уступает место транскристаллитному раскалыванию алмазных зерен (соответственно, их удаление по механизму вырыва сменяется на выкрашивание). Это способствует повышению эксплуатационных характеристик АМК благодаря улучшению алмазоудержания

и вследствие образования новых режущих граней в алмазных частицах.

Наилучшие результаты по износостойкости получены для образцов, спрессованных при максимальном диаметре засыпки взрывчатого вещества, равном 50 мм [6]. Проведенные сравнительные испытания показали (рис. 5, *б*), что износостойкость этих образцов соответствует износостойкости промышленно выпускаемых алмазных карандашей, но при расходе алмазного порошка, вдвое меньшем (объемная доля алмазов в АМК — 2 %, в карандашах — 5 %). Повышением содержания твердой компоненты ПГ-ФБХ6 в связующем материале и более плотным прессованием композита можно достигнуть лучшей износостойкости при меньшем содержании алмазного сырья.

На основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы.

1. Высокоскоростная деформация в процессе формовки порошков железоуглеродистых сплавов взрывным прессованием создает условия для интенсивного упрочнения полученного материала при последующей термообработке (твердость повышается в 2 – 3 раза), причем использование двухкомпонентных матриц из порошков с различной твердостью (легкодеформируемого и прочного) может обеспечить выполнение одного из наиболее труднодостижимых требований к абразивным материалам — одновременное сочетание твердости и пластичности.

2. Термообработка повышает алмазоудержание и износостойкость АМК, что проявляется в благоприятном изменении механизмов разрушения и удаления

алмазных частиц: превалирование микротрещин по границе алмаз-матрица уступает место транскристаллитному раскалыванию алмазных зерен (соответственно, их удаление вырывом сменяется на выкрашивание).

3. Термобарические условия при выбранных режимах ВП не привели к оваллизации алмазных частиц и их графитизации (в ИК-спектрах отсутствуют полосы поглощения, свойственные неалмазному углероду). Использование в составе матрицы порошков повышенной твердости дает возможность обеспечить лучшую сохранность алмазной составляющей, чем при традиционных способах спекания.

4. Получены опытные образцы АМК с износостойкостью, соответствующей уровню износостойкости промышленных алмазных карандашей, но при более чем двойной экономии алмазного сырья.

ЛИТЕРАТУРА

1. Крупин А. В., Соловьев В. Я. и др. Обработка металлов взрывом. — М.: Металлургия, 1991. — 495 с.
2. Павловский И. Н. Ударное сжатие алмаза / ФТТ. 1971. Т. 13. № 3. С. 893 – 895.
3. Слепцов О. И., Михайлов В. Е., Петушков В. Г., Яковлев Г. П., Яковлева С. П. Повышение прочности сварных конструкций для Севера. — Новосибирск: Наука, 1989. — 223 с.

4. Зайцева Т. М., Гуркина Г. А. Природа серо-дымчатой и коричневой окраски кристаллов алмаза / Минералогический журнал. 1986. № 3. С. 48 – 52.
5. Гаргин В. Г. Влияние включений в алмазах на их прочность / Сверхтвердые материалы. 1983. № 4. С. 27 – 30.
6. Пат. 2484940 Российская Федерация. Способ изготовления алмазо-металлического композита методом взрывного прессования / Яковлева С. П., Махарова С. Н., Васильева М. И., Винокуров Г. Г.; Заявл. 31.05.11; Оpubл. 20.06.13.

REFERENCES

1. Krupin A. V., Solov'ev V. Ya. i dr. Obrabotka metallov vzryvom [Treatment of metals by explosion]. Moscow: Metallurgiya, 1991. — 495 p. [in Russian].
2. Pavlovskii I. N. Udarnoe szhatie almaza [Shock compression of diamond] / Fiz. Tverdogo Tela. 1971. Vol. 13. N 3. P. 893 – 895 [in Russian].
3. Sleptsov O. I., Mikhailov V. E., Petushkov V. G., Yakovlev G. P., Yakovleva S. P. Povyshenie prochnosti svarnykh konstruktssii dlya Severa [The increasing durability of welded structures for the North]. — Novosibirsk: Nauka, 1989. — 223 p. [in Russian].
4. Zaitseva T. M., Gurkina G. A. Priroda sero-dymchatoi i korichnevoi okraski kristallov almaza [Nature of the gray-smoky and brown colouring of diamond crystals] / Mineral. Zh. 1986. N 3. P. 48 – 52 [in Russian].
5. Gargin V. G. Vliyanie vklyuchenii v almazakh na ikh prochnost' [Influence of inclusions in diamonds on their strength] / Sverkhtrv. Mater. 1983. N 4. P. 27 – 30 [in Russian].
6. RF Pat. No. 2484940. Sposob izgotovleniya almazometallichesкого kompozita metodom vzryvnogo pressovaniya [Method of making of diamond-metallic composite by explosive pressing] / Yakovleva S. P., Makharova S. N., Vasil'eva M. I., Vinokurov G. G. Appl. 20.06.2013 [in Russian].

УДК 620.17:669.15:620.186.8

СВЯЗЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА И СВОЙСТВ ФЕРРИТНО-ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ С НАНОСУБМИКРОННОЙ СТРУКТУРОЙ¹

© С. П. Яковлева, С. Н. Махарова²

Статья поступила 15 октября 2014 г.

Исследованы микростроение и прочность низколегированной стали после объемного наноструктурирования с применением режима «теплого» (при 300 – 500 °С) равноканального углового прессования (РКУП). Выявлена связь наносубмикронной структуры, обеспечивающей высокопрочное состояние ферритно-перлитных сталей, с эволюцией шероховатости деформационного рельефа и его микростроением. Установлено, что измельчение структурных составляющих стали создает условия для самоорганизации структуры при последующем растяжении, в результате которой локализация деформации происходит на более поздних стадиях, чем в материале в крупнозернистом состоянии.

Ключевые слова: низколегированная сталь; наноструктурирование; равноканальное угловое прессование; механические свойства; деформационный рельеф; шероховатость.

Структурированию металлов методами интенсивной пластической деформации, в частности равноканаль-

ным угловым прессованием (РКУП) [1 – 4], в последние годы уделяется достаточно большое внимание. Однако несмотря на многочисленные исследования недостаточно ясными остаются поведение таких материалов при различных внешних нагрузках, а также роль нано- и субмикронных частиц в формировании их свойств. Обычно основное внимание уделяется процессам трансформации структуры при РКУП и

¹ Работа выполнена при финансовой поддержке программы фундаментальных исследований Президиума РАН «Разработка методов получения химических веществ и создание новых материалов», проект 8.22.

² Институт физико-технических проблем Севера им. В. П. Ларионова СО РАН, г. Якутск, Россия;
e-mail: spyakovleva@yandex.ru, snmachar@yandex.ru