Модифицирование поверхности, в том числе пучками заряженных частиц, потоками фотонов и плазмы

УДК 671.762 **DOI** dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-2-76-84

Исследование влияния температурных полей нагрева при непрерывной лазерной обработке на эксплуатационные свойства пластин твердого сплава T15K6

© 2018 г. С.И. Богодухов, Е.С. Козик, Е.В. Свиденко

Оренбургский государственный университет (ОГУ)

Статья поступила в редакцию 17.10.17 г., доработана 16.01.18 г., подписана в печать 19.01.18 г.

Проведено исследование влияния температурных полей нагрева при непрерывной лазерной обработке на эксплуатационные свойства пластин твердого сплава T15K6. Процесс лазерной обработки инструмента с твердосплавными неперетачиваемыми пластинами марки T15K6 осуществлялся нагревом рабочей поверхности непрерывным лазерным излучением промышленного лазера ЛК 3015лс07 по программе KV_OSN по контуру пластин с расстоянием от края режущей кромки ~2 мм. Время лазерного воздействия составляло 2–3 с, защитная среда – азот. Для исследования использованы образцы в виде четырехгранных пластин размером 12,70×12,70×4,76 мм (ГОСТ 19052-80). Варьировались плотность мощности излучения в пределах $q = 300\pm100$ BT/см² и скорость перемещения лазерного излучения $V_L = 20\pm\pm10$ мм/с. После лазерного воздействия определена твердость зоны лазерной закалки, составившая $H_{\mu} = 15500+\pm21500$ H/мм². Проведены испытания на резание и абразивный износ, исследована микроструктура зоны лазерного воздействия. Износ при резании по передней и задней поверхностия твердосплавных пластин после лазерного воздействия образивный износ, исследована микроструктура зоны лазерного воздействия, что дальнейшее увеличение плотности мощности лазерного воздействия од q = 400 ВТ/см² не дает положительной тенденции. При алмазно-абразивном износе с увеличением величины q происходит уменьшение износа до 40 мас.%. Микроструктурный анализ показал уменьшение с 5,6 до 4,3 мкм размера зерна карбида в зоне непрерывной лазерной обработки.

Ключевые слова: твердый сплав марки T15K6, лазерное воздействие, температурные поля, износ при резании, алмазноабразивный износ, твердость, микроструктура.

Богодухов С.И. – докт. техн. наук, профессор, зав. кафедрой материаловедения и технологии материалов ОГУ (460018, г. Оренбург, пр-т Победы, 13). E-mail: ogu@mailgate.ru.

Козик Е.С. – канд. техн. наук, доцент кафедры материаловедения и технологии материалов ОГУ. E-mail: ele57670823@yandex.ru.

Свиденко Е.В. – канд. техн. наук, преподаватель кафедры материаловедения и технологии материалов ОГУ. E-mail: tzvetkova.katia2016@yandex.ru.

Для цитирования: *Богодухов С.И., Козик Е.С., Свиденко Е.В.* Исследование влияния температурных полей нагрева при непрерывной лазерной обработке на эксплуатационные свойства пластин твердого сплава T15K6 // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2018. No. 2. C. 76–84. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-2-76-84.

Bogodukhov S.I., Kozik E.S., Svidenko E.V.

Research into the effect of temperature fields of heating during continuous laser treatment on T15K6 carbide insert performance

The paper studies the effect of temperature fields of heating during continuous laser treatment on T15K6 carbide insert performance. A tool with T15K6 indexable carbide inserts was exposed to laser treatment by heating the working surface with continuous laser radiation using the LK 3015Is07 PM industrial laser according to the KV_OSN program along insert contours with the cutting edge distance ~2 mm. Laser exposure time was 2–3 s in nitrogen as a shielding gas. The study used samples in the form of 12,70×12,70×4,76 mm quadrangular plates (GOST 19052-80) with variable radiation power in the range of $q = 300\pm100$ W/cm², and laser radiation moving speed within $V_L = 20\pm10$ mm/s. Hardness measured in the laser-hardened zone after laser exposure was $H_{\mu} = 15500+21500$ N/mm². The laser impingement point was tested for cutting and abrasive wear with microstructure analysis. Cutting wear along the front and back surfaces of carbide inserts after laser treatment was up to 5 times reduced. It is shown that further laser power density increase to q = 400 W/cm² provides no positive trend. Diamond abrasive wear with an increased q value indicates wear reduction to 40 wt.%. Microstructural analysis showed a decrease in the tungsten carbide grain size from 5,6 to 4,3 µm in the continuous laser treatment area.

Keywords: T15K6 carbide, laser treatment, temperature fields, cutting wear, diamond abrasive wear, hardness, microstructure.

Bogoduhov S.I. – Dr. Sci. (Tech.), Prof., Head of Department of materials science and technology materials, Orenburg State University (OSU) (460018, Russiz, Orenburg, Pobeda ave., 13). E-mail: ogu@mailgate.ru.

Kozik E.S. – Cand. Sci. (Tech.), Associate professor, Department of materials science and technology materials, OSU. E-mail: ele57670823@yandex.ru.

Shvidenko E.V. – Cand. Sci. (Tech.), Lecturer, Department of materials science and technology materials, OSU. E-mail: tzvetkova.katia2016@yandex.

Citation: *Bogodukhov S.I., Kozik E.S., Svidenko E.V.* Issledovanie vliyaniya temperaturnykh polei nagreva pri nepreryvnoi lazernoi obrabotke na ekspluatatsionnye svoistva plastin tverdogo splava T15K6. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya.* 2018. No. 2. P. 76–84. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-2-76-84.

Введение

Титановольфрамовые сплавы обладают рядом ценных свойств, таких как: высокие значения пределов прочности при сжатии и изгибе; повышенные твердость (от 80 до 92 HRA) и сопротивление изнашиванию; теплостойкость в интервале температур от 800 до 1000 °С; устойчивость к воздействию кислот и щелочей. Эксплуатационные свойства твердосплавных неперетачиваемых пластин зависят от технологии их производства. Повышение прочности и износостойкости твердосплавного инструмента может быть обеспечено различными видами обработки, например воздействием на материал движущимся по поверхности лазерным излучением. Решение данной тепловой задачи при использовании метода функций Грина (мгновенный тепловой источник) изложено в работах [1-3]. В ранее описанных моделях предполагается, что мощность лазерного источника не зависит от времени, материал однороден, а тело можно считать полубесконечным [4-29].

Цель данной работы состояла в эксперимен-

таолица т. характеристики лазера л

тальном подтверждении факта значительного повышения температуры при лазерной обработке твердых сплавов мощным быстродвижущимся источником (расчет температуры на стадии нагрева, оценка величины зоны термического влияния), определении технологического режима обработки, позволяющего получить максимальную глубину закалки без оплавления поверхности, изучении характера залегания зоны закалки в материале.

Методика исследований

Процесс лазерной обработки инструмента с твердосплавными неперетачиваемыми пластинами из сплава марки T15K6 осуществляли нагревом рабочей поверхности непрерывным излучением промышленного иттербиевого волоконного лазера ЛК 3015лс07. Его оптические характеристики, а также параметры выхода приведены в табл. 1.

Внешний вид и дисплей управления лазера ЛК 3015лс07 показаны на рис. 1.

Параметр	Условия измерения	Минимальные значения	Типичные значения	Максимальные значения
Режим работы		Непрерывный, модулируемый		
Номинальная выходная мощность, Вт	После выходного коннектора	700		
Диапазон перестройки выходной мощности при стабильном режиме генерации, %			10-100	
Поляризация		Случайная		
Длина волны излучения, нм	$P_{_{\rm HOM}}$	1065	1070	1075
Ширина линии излучения, нм	$P_{_{\rm HOM}}$		3	6
Время включения выходной мощности, мкс	$P_{_{\rm HOM}}$		80	100
Частота модуляции выходной мощности, кГц	$P_{_{\rm HOM}}$			3
Примечание. Время прогрева до начала работы не требуется; время до полной стабилизации – 15 мин; ресурс диодов накачки не менее 50000 ч.				

Izvestiya vuzov. Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya • 2 • 2018



Рис. 1. Внешний вид (а) и дисплей управления (б) иттербиевого волоконного лазера ЛК 3015лс07

Время лазерного воздействия составляет 2—3 с, защитная среда — азот. Для исследования были выбраны образцы в виде четырехгранных пластин размером 12,70×12,70×4,76 мм (ГОСТ 19052-80). На стол станка укладывали лист из нержавеющей стали 18Н9Т толщиной 2 мм и вырезали лазером контур пластины в среде O_2 , получая шаблон с зазорами примерно 0,05 мм, в который вставляли пластину для лазерной закалки по программе KV_OSN (прил.) с расстоянием от края режущей кромки ~1,5 мм.

При лазерной закалке уменьшали давление газа N₂ до 0,2—0,3 атм. Диаметр сопла d = 2 мм, а диаметр пятна определяется фокусирующей системой. В начальной стадии при плотности мощности q = 300 Вт/см² и скорости перемещения $V_L = 2$, 4 и 8 мм/с имело место оплавление, после чего скорость увеличивали до 20±10 мм/с. Внешний вид четырехгранной неперетачиваемой пластины из твердого сплава T15K6 после лазерного воздействия представлен на рис. 2.



Рис. 2. Внешний вид четырехгранной неперетачиваемой пластины после лазерного воздействия на установке ЛК 3015 по режиму: q = 300 Вт/см², $V_L = 30$ мм/с

В ходе исследования варьировали плотность мощности излучения в пределах $q = 100 \div 400$ Вт/см² и скорость перемещения лазерного излучения $V_L = 10 \div 100$ мм/с. Для экспериментального определения температуры нагрева твердосплавных пластин были применены термокарандаши с маркировкой от 100 до 1000 ± 10 °C фирмы «Tempilstik», которыми наносили метки. Изменение их цвета означало, что при лазерной обработке в образцах были достигнуты отмеченные температуры.

Для подтверждения достоверности полученных экспериментально результатов требуется использование адекватных методик определения зависимости температуры на поверхности пластины от мощности лазерного излучения и скорости перемещения лазерного луча. По выбранным теплофизическим характеристикам твердого сплава T15K6 и заданным параметрам лазерной обработки были проведены теплофизические оценки для выбора расчетной модели.

Физическая модель процесса обработки концентрированными потоками энергии (КПЭ) определяется целым рядом параметров:

 r_{Π} — радиус пятна КПЭ, м;

*v*_{обр} — скорость обработки детали, м/с;

q — плотность мощности воздействия КПЭ, Вт/см²;

 $t_{\rm of}$ — время воздействия в зоне облучения при непрерывной обработке КПЭ, с;

D, *W* и *H* – размеры детали (длина, ширина и высота), м;

 $h_{\rm obp}$ — предполагаемая глубина зоны обработки, мм;

V_L — скорость перемещения лазерного луча по поверхности, мм/с.

Основные теплофизические свойства твердого сплава марки T15K6 следующие:

 $\lambda_{\rm T}$ — теплопроводность, BT/(м·K);

 $c_{\rm p}$ — теплоемкость, Дж/(кг·°С);

 ρ_m — плотность, кг/м³;

a — температуропроводность, м/с², которая связана с предыдущими параметрами формулой $a = \lambda_{\rm T}/(c_{\rm p}\rho_m)$.

Были определены расстояние (h_t) , на которое распространяется тепловой фронт в глубь твердого сплава Т15К6, и его скорость распространения (v_t) в материале за время действия КПЭ.

При расчете технологических режимов лазерной обработки определяли следующие величины:

T(0,t) — температуру на поверхности детали;

T(x,t) — температуру на необходимой глубине обработки *x* (или *z*);

 $Z_{\rm зак}$ — глубину закалки;

 $v_{\rm Har} = dT/dt$ — скорость нагрева материала в зоне обработки;

 $v_{\text{охл}} = dT/dt$ — скорость охлаждения материала зоны обработки;

 $v_{\rm obp}$ — скорость обработки;

grad(T) = dT/dz — градиент температур;

В — функцию ошибок, необходимую мощность или энергию излучения для достижения требуемых результатов обработки;

*Т*00 — температуру в центре пятна;

 $T3_{ij}$ — распределение температуры по осям *z* и *y* в момент окончания лазерного воздействия (декартова система координат);

*H*_{*аz*} — величину зоны термического влияния (3TB);

 $T4_{jk}$ — распределение температуры [1—3] по осям *z* и *r* в момент окончания лазерного воздействия (цилиндрическая система координат) при гауссовом пучке, опысываемое уравнением

$$T4_{jk} = B1_k \int_{0}^{t_w} \exp\left\{\frac{(z_0^2/x) + [r_{jk}^2/(t_0+x)]}{-4a}\right\} \frac{1}{\sqrt{x}(t_0+x)}.$$

По результатам расчетов по этому уравнению были построены графики распределения температуры на стадии нагрева быстродвижущимся лазерным пучком (рис. 3, *a*) и по осям *x* и *y* в момент окончания лазерного воздействия (цилиндрическая система координат) при гауссовом пучке (рис. 3, δ). На рис. 4 показано распределение температуры по поверхности сплава T15K6 в виде контурных линий.

Расчетное распределение температур на поверхности твердого сплава T15K6 при нагреве мощным быстродвижущимся лазерным источником подтверждает данные, полученные экспериментальным путем с помощью термокарандашей.

На следующем этапе исследования был проведен анализ сравнительных испытаний пластин после различных режимов лазерного воздействия на токарном станке 16К20 методами торцевого точения заготовки размерами $D_{\text{нар}} = 160 \text{ мм и } d_{\text{внут}} =$ $= 20 \text{ мм по следующему режиму резания: частота$ $вращения заготовки <math>\omega = 355 \text{ об/мин};$ глубина резания t = 1 мм; подача S = 0,1 мм/об. Влияние лазерной обработки на износостойкость твердых спла-



Рис. 3. Распределение температуры $T_{3ak}(z, x)$ на стадии нагрева быстродвижущимся лазерным пучком (*a*) и по поверхности T4(x, y) (*б*)



Рис. 4. Распределение температуры по поверхности сплава T15K6 в виде контурных линий

вов оценивали также при алмазно-абразивном испытании по чашке AC4 100×80 4 B2-01 (согласно ГОСТ 17367-71 — с нагрузкой 1 H на площади образца 1 мм² в течение 9 мин с последующим измерением массы образца через 3 мин на электронных весах BM 510Д с погрешностью $\pm 0,01$ г).

Согласно полученным результатам (табл. 2)

износ при резании по передней и задней поверх-

ностям твердосплавных пластин после лазерной

обработки уменьшился до 5 раз, и дальнейшее увеличение плотности мощности лазерного воз-

действия до 400 Вт/см² не дает положительной

тенденции. При алмазно-абразивном износе с по-

вышением величины q происходит снижение из-

Результаты и их обсуждение

носа по массе до 40 %.

Таблица 2. Износ твердосплавных пластин при резании и алмазно-абразивной обработке при различных режимах лазерного воздействия

Реж	Режим Износ при резании, мм		Алмазно-		
<i>q</i> , Вт/см ²	<i>V_L</i> , мм/с	по передней поверхности (<i>h</i> _п)	по задней поверхности (<i>h</i> ₃)	абразивный износ по массе, г (т _{исп} = 9 мин)	
Исход	цный	0,1	0,12	0,322	
100	30	0,02	0,04	0,238	
200	20	0,02	0,04	0,214	
300	10	0,02	0,08	0,201	
400	100	0,06	0,04	0,241	

Следующим этапом стало исследование микроструктуры поверхностного слоя твердого сплава T15K6 после лазерного воздействия на микроскопе JEOL JSM-6000.

На рис. 5 показаны результаты определения влияния скорости перемещения лазерного луча на глубину зоны закалки. Выявлено, что с увеличением V_L от 10 до 100 мм/с она уменьшается в 2 раза. Для изучения характера залегания зоны закалки были проведены измерения твердости по ее глубине и поверхности (рис. 6).

При мощности нагрева 100 Вт/см² имеет место повышение твердости примерно на 5000 Н/мм² по сравнению с исходными пластинами — 15500 Н/мм². Значения твердости несколько больше по глубине зоны закалки, чем по горизонтали. По-видимому, в местах максимального воздействия температуры по глубине зоны закалки имеет место образование WC_x, TiC, Co — мелкозернистых фаз с повышенным

 a
 б

 High-vac, SEI PC-high 5 kV x 100
 1/26/2016 003038

Рис. 5. Микроструктура зоны закалки твердого сплава T15K6 после различных режимов лазерного воздействия $a - q = 100 \text{ Bt/cm}^2$, $V_L = 30 \text{ мм/c}$ и 3TB – 300 мкм; $\delta - 400 \text{ Bt/cm}^2$, $V_L = 100 \text{ мм/c}$ и 3TB – 220 мкм



Рис. 6. Изменение твердости по глубине (●) и поверхности (□) зоны закалки $a - q = 100 \text{ Br/cm}^2$ и $V_L = 30 \text{ мм/c}; 6 - 400 \text{ Br/cm}^2$ и 100 мм/с



Рис. 7. Микроструктура зоны закалки твердого сплава T15K6 после лазерной обработки (×500) *a* – исходный; $\boldsymbol{6} - q = 200 \text{ BT/cm}^2$ и $V_L = 20 \text{ мм/c}$; $\boldsymbol{e} - 200 \text{ BT/cm}^2$ и 30 мм/c; $\boldsymbol{e} - 300 \text{ BT/cm}^2$ и 30 мм/c

содержанием вольфрама в кобальтовой связке. При мощности нагрева 400 Вт/см² твердость по глубине зоны закалки возрастает на 6000 Н/мм², а по ее поверхности на 4500 Н/мм². При нагреве мощным быстродвижущимся лазерным источником более высокие температуры зафиксированы по поверхности зоны закалки.

На рис. 7 представлена микроструктура зоны закалки твердого сплава T15K6 после лазерной обработки. Установлено уменьшение с 5,6 до 4,3 мкм размера зерна карбида вольфрама.

На рис. 8 приведены данные рентгеноспектрального анализа твердого сплава T15K6 до и после лазерной закалки. Изучение изменений напряженного состояния в поверхностных слоях твердосплавных изделий проводили рентгеноструктурным методом аналогично определению термических напряжений. Было показано наличие микронапряжений значительной величины. Также обнаружены изменения тонкой структуры карбидов вольфрама и титана (областей когерентного рассеяния рентгеновских лучей и микроис-



Рис. 8. Фрагмент дифрактограммы T15K6

Цифры у пиков – межплоскостные расстояния I – до лазерной закалки, 2 – после нее (q = 400 Вт/см², $V_I = 100$ мм/с)

Таблица 3. Параметры тонкой структуры WC и TiC фазы сплава T15K6 после лазерной закалки

Режим			Индекс кристал- лографического		
$\begin{array}{c} q, \\ \mathrm{Bt/cm}^2 \end{array} \begin{array}{c} V_L, \\ \mathrm{mm/c} \end{array}$	Фазовый состав	направления			
	<i>v_L</i> , мм/с	Fusional Coordin	001	001, 002	
	,		<i>D</i> , нм	$\Delta d/d$, 10^{-3}	
Исход	цный	WC (ГПУ) TiC, Co (ГЦК)	7,50	4,12	
100	30	ТіС, Со (ГЦК) WC, W ₂ C (ГПУ)	5,2	5,63	
400	100	ТіС, Со (ГЦК) WC, W ₂ C, WC _x , ТіС, Со (ГПУ)	11,0	7,12	

кажений), а также фазового состава связующей фазы — увеличение доли гексагональной модификации (табл. 3).

В месте максимального воздействия температуры в зоне закалки зафиксировано образование фаз WC_x, TiC и Co с повышенным содержанием кобальта.

Заключение

По результатам расчетов построены графики распределения температур $T_{3ak}(z, x)$ на стадии нагрева быстродвижущимся лазерным пучком, а также на поверхности T4(x, y) в момент окончания лазерного воздействия (цилиндрическая система координат) при гауссовом пучке.

Установлено, что износ при резании по передней и задней поверхностям твердосплавных пластин после лазерной обработки уменьшился до 5 раз. При мощности нагрева 100 Вт/см² имеет место повышение твердости примерно на 5000 H/мм² по сравнению с твердостью исходных образцов — 15500 Н/мм². Значения твердости оказались несколько больше по глубине, чем по горизонтали. По-видимому, в месте максимального воздействия температуры формируются мелкозернистые фазы WC_x, TiC и Co с повышенным содержанием кобальта. При мощности нагрева 400 Вт/см² наблюдается повышение твердости по глубине на 6000 H/мм², а по поверхности на 4500 Н/мм². При нагреве мощным быстродвижущимся лазерным источником более высокие температуры определяются по вертикали.

Микроструктурный анализ в зоне закалки показал уменьшение почти на 20 % размера зерна карбида вольфрама (с 5,6 до 4,3 мкм) в результате непрерывной лазерной обработки.

Литература

 Zhang Li., Wang Yuan-Jie., Yu Xian-Wang., Chen Shu., Xiong Xiang-Jin. Crack propagation characteristic and toughness of functionally graded WC—CO cemented carbide // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 2008. Vol. 26. No. 4. P. 295–300.

- Шишковский И.В. Расчет тепловых полей при обработке материалов КПЭ в среде МАТНСАD: Метод. указания к лаб. работам. Самара: СГУ, 2003. С. 28—35.
- Colovcan V.T. Some analytical consequences of experiment data on properties of WC—Co hard metals // Int J. Refract. Met. Hard Mater. 2008. Vol.26. No. 4. P. 301—305.
- Guo Zhixing., Xiong Ji., Yang Mei., Jiang Cijin. WC—TiC— Ni cemented carbide with enhanced properties // J. Alloys and Compnd. 2008. Vol. 465. No. 1-2. P. 157–162.
- Lakhotkin Yu.V. Chemical deposition of nanostructured tungsten and tungsten-alloy coatings from gas phase // Prot. Met. Phys. Chem. 2008. Vol. 44. P. 319–332.
- Berov Z.Zh., Karamurzov B.S., Tlibekov A.Kh., Yakhutlov M.M. Selection of a coating material for diamond grits and optimization of its thickness // J. Superhard Mater. 1998. Vol. 5. P. 55–61.
- Endler I., Leonhardt A., Scheibe H.-J., Born R. Interlayers for diamond deposition on tool materials // Diamond Relat. Mater. 1996. Vol. 5. P. 299–303.
- De Oliveira L.J., Cabral S.C., Filgueira M. Study hot pressed Fe-diamond composites graphitization // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 2012. Vol. 35. P. 228–234.
- Hell J., Chirtoc M., Eisenmenger-Sittner C., Hutter H., Kornfeind N., Kijamnajsuk P., Kitzmantel M., Neubauer E., Zellhofer K. Characterisation of sputter deposited niobium and boron interlayer in the copper—diamond system // Surf. Coat. Technol. 2012. Vol. 208. P. 24—31.
- Qiu W.Q., Liu Z.W., He L.X., Zeng D.C., Mai Y.-W. Improved interfacial adhesion between diamond film and copper substrate using a Cu(Cr)—diamond composite interlayer // Mater. Lett. 2012. Vol. 81. P. 155–157.
- Ma Zh., Wang J., Wu Q., Wang Ch. Preparation of flat adherent diamond films on thin copper substrates using a nickel interlayer // Surf. Coat. Technol. 2002. Vol. 155. P. 96–101.
- Huang Y., Xiao H., Ma Zh, Wang J., Pengzhao Gao. Effects of Cu and Cu/Ti interlayer on adhesion of diamond film // Surf. Coat. Technol. 2007. Vol. 202. P. 180–184.
- Zhang Z., Chen D.L. Contribution of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites // Mater. Sci. Eng. A. 2008. Vol. 483. P. 148–152.
- Zaitsev A.A., Kurbatkina V.V., Levashov E.A. Features of the effect of nanodispersed additives on the sintering process and properties of powdered cobalt alloys // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2008. Vol. 49. No. 2. P. 120–126.
- 15. Zaitsev A.A., Kurbatkina V.V., Levashov E.A. Features of the influence of nanodispersed additions on the process

of and properties of the Fe-Co-Cu-Sn sintered alloy // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2008. Vol. 49. No. 5. P. 414-419.

- Levashov E.A., Kurbatkina V.V., Zaytsev A.A. Improved mechanical and tribological properties of metal-matrix composites dispersion-strengthened by nanoparticles // Materials. 2010. No. 3. P. 97–109.
- Zaitsev A.A., Sidorenko D.A., Levashov E.A., Kurbatkina V.V., Andreev V.A., Rupasov S.I., Sevast'yanov P.V. Diamond tolls in metal bonds dispersion-strengthened with nanosized particles for cutting highly reinforced concrete // J. Superhard Mater. 2010. Vol. 34. No. 6. P. 423-431.
- Zaitsev A.A., Sidorenko D.A., Levashov E.A., Kurbatkina V.V., Rupasov S.I., Andreev V.A., Sevast'yanov P.V. Designing and application of a dispersion-reinforced binder based on Cu—Ni—Fe—Sn alloy for cutting tools made of ultrahard materials // J. Superhard Mater. 2012. Vol. 34. No. 4. P. 270–280.
- Tokova L.V., Zaitsev A.A., Kurbatkina V.V., Levashov E.A., Sidorenko D.A., Andreev V.A. Features of the influence of ZrO₂ and WC nanodispersed additives on the properties of metal matrix composite // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2014. Vol. 55. No. 2. P. 186–190.
- 20. Богодухов С.И. Материаловедение. Старый Оскол: ТНТ, 2012.
- 21. Бондаренко В.А. Обеспечение качества и улучшение характеристик режущих инструментов. М.: Машиностроение, 2000.
- 22. Либенсон Г.А. Процессы порошковой металлургии. М.: Изд-во МИСиС, 2001. Т. 1.
- 23. *Реченко Д.С., Попов А.Ю*. Способ обработки сверхтвердых материалов: Пат. 2440229 (РФ). 2012.
- 24. Соколов А.Г. Способ обработки твердосплавного инструмента: Пат. 2509173 (РФ). 2014.
- Чеховой А.Н., Бельков О.В., Прокопова Т.И. Способ химико-термической обработки изделий из твердого сплава и стали: Пат. 2231573 (РФ). 2004.
- Осколкова Т.Н., Будовских Е.А. Способ поверхностного упрочнения вольфрамокобальтового твердосплавного инструмента: Пат. 2398046 (РФ). 2010.
- Хиндрик Э. Пластина с покрытием для режущего инструмента для обточки сталей: Пат. 2536014 (РФ). 2014.
- Кабанов А.В., Федоров С.В., Вислагузов А.А., Павлов М.Д. Способ упрочнения изделий из твердых сплавов: Пат. 2501865 (РФ). 2013.
- Савостиков В.М., Сергеев С.М., Пинжин Ю.П. Способ комбинированной ионно-плазменной обработки изделий из сталей и твердых сплавов: Пат. 2370570 (РФ). 2009.

References

- Zhang Li., Wang Yuan-Jie., Yu Xian-Wang., Chen Shu., Xiong Xiang-Jin. Crack propagation characteristic and toughness of functionally graded WC—CO cemented carbide. Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 2008. Vol. 26. No. 4. P. 295–300.
- Chichkovskii I.V. Raschet teplovyx poleii pri obrabotki materialov KP³ v srede MATHCAD [Calculation of heat fields during processing of KPI materials in the MATHCAD environment]. Samara: SGY, 2003. P. 28–35.
- Colovcan V.T. Some analytical consequences of experiment data on properties of WC—Co hard metals. Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 2008. Vol.26. No. 4. P. 301–305.
- Guo Zhixing., Xiong Ji., Yang Mei., Jiang Cijin. WC—TiC— Ni cemented carbide with enhanced properties. J. Alloys and Compnd. 2008. Vol. 465. No. 1-2. P. 157–162.
- Lakhotkin Yu.V. Chemical deposition of nanostructured tungsten and tungsten-alloy coatings from gas phase. *Prot. Met. Phys. Chem.* 2008. Vol. 44. P. 319–332.
- Berov Z.Zh., Karamurzov B.S., Tlibekov A.Kh., Yakhutlov M.M. Selection of a coating material for diamond grits and optimization of its thickness. J. Superhard Mater. 1998. Vol. 5. P. 55–61.
- Endler I., Leonhardt A., Scheibe H.-J., Born R. Interlayers for diamond deposition on tool materials. *Diamond Relat. Mater.* 1996. Vol. 5. P. 299–303.
- De Oliveira L.J., Cabral S.C., Filgueira M. Study hot pressed Fe-diamond composites graphitization. Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 2012. Vol. 35. P. 228–234.
- Hell J., Chirtoc M., Eisenmenger-Sittner C., Hutter H., Kornfeind N., Kijamnajsuk P., Kitzmantel M., Neubauer E., Zellhofer K. Characterisation of sputter deposited niobium and boron interlayer in the copper—diamond system. Surf. Coat. Technol. 2012. Vol. 208. P. 24—31.
- Qiu W.Q., Liu Z.W., He L.X., Zeng D.C., Mai Y.-W. Improved interfacial adhesion between diamond film and copper substrate using a Cu(Cr)—diamond composite interlayer. Mater. Lett. 2012. Vol. 81. P. 155–157.
- Ma Zh., Wang J., Wu Q., Wang Ch. Preparation of flat adherent diamond films on thin copper substrates using a nickel interlayer. Surf. Coat. Technol. 2002. Vol. 155. P. 96–101.
- Huang Y., Xiao H., Ma Zh, Wang J., Pengzhao Gao. Effects of Cu and Cu. Ti interlayer on adhesion of diamond film. Surf. Coat. Technol. 2007. Vol. 202. P. 180–184.
- Zhang Z., Chen D.L. Contribution of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites. *Mater. Sci. Eng. A.* 2008. Vol. 483. P. 148– 152.
- Zaitsev A.A., Kurbatkina V.V., Levashov E.A. Features of the effect of nanodispersed additives on the sintering process and properties of powdered cobalt alloys. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2008. Vol. 49. P. 120–126.
- 15. Zaitsev A.A., Kurbatkina V.V., Levashov E.A. Features of the influence of nanodispersed additions on the process

of and properties of the Fe–Co–Cu–Sn sintered alloy. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2008. Vol. 49. P. 414–419.

- Levashov E.A., Kurbatkina V.V., Zaytsev A.A. Improved mechanical and tribological properties of metal-matrix composites dispersion-strengthened by nanoparticles. *Materials*. 2010. No. 3. P. 97–109.
- Zaitsev A.A., Sidorenko D.A., Levashov E.A., Kurbatkina V.V., Andreev V.A., Rupasov S.I., Sevast'yanov P.V. Diamond tolls in metal bonds dispersion-strengthened with nanosized particles for cutting highly reinforced concrete. J. Superhard Mater. 2010. Vol. 34. No. 6. P. 423–431.
- Zaitsev A.A., Sidorenko D.A., Levashov E.A., Kurbatkina V.V., Rupasov S.I., Andreev V.A., Sevast'yanov P.V. Designing and application of a dispersion-reinforced binder based on Cu-Ni-Fe-Sn alloy for cutting tools made of ultrahard materials. J. Superhard Mater. 2012. Vol. 34. No. 4. P. 270-280.
- Tokova L.V., Zaitsev A.A., Kurbatkina V.V., Levashov E.A., Sidorenko D.A., Andreev V.A. Features of the influence of ZrO₂ and WC nanodispersed additives on the properties of metal matrix composite. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2014. Vol. 55. No. 2. P. 186–190.
- 20. *Bohodukhiv S.I.* Materialovedenie [Materials Science]. Staryi Oskol: TNT, 2012.
- Bondarenko V.A. Obespechenie kachestva i yluchenie charakteristik rezhushchikh instrumentov [Quality assurance and improvement of characteristics of cutting tools]. Moscow: Masinostroenie, 2000.
- 22. *Libenson G.A.* Protsey poroskovoi metallyrgii [Powder metallurgy processes]. Moscow: MISIS, 2001. Vol. 1.
- 23. *Redchenko D.S., Popov A.Yu.* Sposob obrabotki sverkhtverdykh vfterialov [Method for processing superhard materials]: Pat. 2440229 (RF). 2012.
- Sokolov A.G. Sposob obrabotki tverdosplavnogo instrumenta [Method for machining carbide tools]: Pat. 2509173 (RF). 2014.
- Chexovoi A.N., Belkov O.V., Prokopova T.I. Sposob khimiko-termickoi obrabotki isdelii is tverdogo splava i stali [Method of chemical-thermal treatment of products from hard alloy and steel] : Pat. 2231573 (RF). 2004.
- Oskolkova T.N., Budovskikh E.A. Способ поверхностного упрочнения вольфрамокобальтового твердосплавного инструмента: Pat. 2398046 (RF). 2010.
- 27. *Hindrik E.* Plaqstina s pokrytiem dlya rezyshchego instrymenta dlya obtocki stalei [Plate with a coating for cutting tools for turning steels]: Pat. 2536014 (RF). 2014.
- Kabanov A.V., Fedotov S.V., Vislagysov A.A., Pavlov M.D. Sposob yprochnenia usdelii is tverdykh splavov[Method of hardening of products from hard alloys]: Pat. 2501865 (RF). 2013.
- Savostikov V.M, Sergeyev SM, Pingzhin Yu.P. Sposob kombenirovaniya ionno-plasmennoi obrabotki isdelii is staliei i tverdy splavov [The method of combined ion-plasma treatment of products from steels and hard alloys]: Pat. 2370570 (RF). 2009.