



УДК 669.018.25+621.373.8:621.78

DOI 10.17073/0368-0797-2025-4-357-365

Оригинальная статья
Original article

ПРЕДЕЛЬНЫЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКЕ ВОЛЬФРАМОКОБАЛЬТОВЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

С. И. Ярьско¹, С. Н. Балакиров¹, Т. Н. Осколкова²¹ Самарский филиал Физического института им. П.Н. Лебедева РАН (Россия, 443011, Самара, ул. Ново-Садовая, 221)² Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

✉ serg19541959@mail.ru

Аннотация. Рассматриваемый аналитический метод определения оптимального режима упрочняющей импульсной лазерной обработки (ЛЮ) вольфрамокобальтовых твердых сплавов основан на исследовании закономерностей формирования температурного поля при упрочнении твердых сплавов, определении термических напряжений, возникающих в зоне лазерного воздействия (ЗЛВ) при лазерной импульсной обработке, и сравнении их с напряжениями разрушения отдельных структурных элементов сплава. Оптимальными режимами упрочняющей ЛЮ сплавов группы ВК считаются режимы, удовлетворяющие двум критериям. Во-первых, температура на поверхности ЗЛВ должна находиться в интервале $1290\text{ }^{\circ}\text{C} < T < 1400\text{ }^{\circ}\text{C}$, когда в ЗЛВ не присутствуют разупрочняющие сплав фазы типов $\eta\text{-Co}_3\text{W}_3\text{C}$, $\theta\text{-Co}_3\text{W}_2\text{C}$, $\chi\text{-Co}_3\text{W}_9\text{C}_4$, а укрупнение зерен карбидной фазы незначительно. Во-вторых, в ЗЛВ недопустимо появление трещин произвольного масштаба, то есть термические напряжения, возникающие в результате ЛЮ, не должны превышать напряжений разрушения структурных элементов сплава. Расчет термических напряжений, возникающих в твердом сплаве при лазерной обработке в пределах одного карбидного зерна, выполняется в соответствии с законом Гука. Расчеты, выполненные как для однократной, так и для многократной обработки, позволяют установить, что для всех исследованных режимов при вариации плотности энергии лазерного излучения от 0,9 до 1,8 Дж/мм² и кратности обработки от 1 до 10, когда температура на поверхности находится в диапазоне 1290 – 1400 °С, термические напряжения в карбидной фазе меньше минимальных напряжений разрушения и не превосходят 80 МПа. Предложенный аналитический метод определения предельных энергетических характеристик позволяет установить режимы импульсной ЛЮ, которые обеспечивают дисперсионное упрочнение твердых сплавов вольфрамокобальтовой группы при отсутствии деструктивных изменений в ЗЛВ. Полученные данные о режимах бездефектной лазерной обработки хорошо согласуются с более ранними результатами измерений сигнала акустической эмиссии при обработке твердых сплавов (сплава ВК8).

Ключевые слова: лазерная импульсная обработка, вольфрамокобальтовый твердый сплав, трещиностойкость, температурное поле, термические напряжения, градиент температуры, карбидная фаза

Для цитирования: Ярьско С.И., Балакиров С.Н., Осколкова Т.Н. Предельные энергетические характеристики при лазерной импульсной обработке вольфрамокобальтовых твердых сплавов. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2025;68(4):357–365.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-4-357-365>

LIMITING ENERGY CHARACTERISTICS DURING LASER PULSE TREATMENT OF TUNGSTEN-COBALT HARD ALLOYS

S. I. Yaresko¹, S. N. Balakirov¹, T. N. Oskolkova²¹ Samara Branch of the Lebedev Institute of Physics, Russian Academy of Sciences (221 Novo-Sadovaya Str., Samara 443011, Russian Federation)² Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

✉ serg19541959@mail.ru

Abstract. The considered analytical method for determining the optimal mode of hardening pulsed laser treatment (LT) of tungsten-cobalt hard alloys is based on the study of the patterns of temperature field formation during hardening of hard alloys, determination of thermal stresses occurring in the laser exposure zone (LEZ) during laser pulse treatment, and their comparison with the stresses of fracture of the alloy individual structural

elements. The optimal modes of hardening LT of the alloys of WC group are considered to be modes that meet two criteria. First, the temperature on the LEZ surface should be in the range of $1290\text{ }^\circ\text{C} < T < 1400\text{ }^\circ\text{C}$, when the alloy does not contain weakening it phases of the $\eta\text{-Co}_3\text{W}_3\text{C}$, $\theta\text{-Co}_3\text{W}_2\text{C}$, or $\chi\text{-Co}_3\text{W}_9\text{C}_4$ types, and increase in grain size of the carbide phase is insignificant. Secondly, cracks of an arbitrary scale are unacceptable in the LEZ, that is, the thermal stresses resulting from the fracture should not exceed the stresses of fracture of the alloy structural elements. The calculation of thermal stresses occurring in a hard alloy during LT within a single carbide grain was carried out in accordance with the Hooke's law. Calculations performed for both single and multiple treatments allow us to establish that for all the studied modes, with variations in the laser energy density from 0.9 to 1.8 J/mm² and treatment multiplicity from 1 to 10, when the surface temperature is in the range of 1290 – 1400 °C, the thermal stresses in the carbide phase are lower than minimum fracture stresses and do not exceed 80 MPa. The proposed analytical method for determining the limiting energy characteristics makes it possible to establish pulsed LT modes that provide dispersion hardening of hard alloys of the WC group in the absence of destructive changes in the material. The data obtained on defect-free LT modes are in good agreement with the earlier results of measurements of acoustic emission signals during treatment of hard alloys (VK8 alloy).

Keywords: laser pulse treatment, tungsten-cobalt hard alloy, crack resistance, temperature field, thermal stresses, temperature gradient, carbide phase

For citation: Yaresko S.I., Balakirov S.N., Oskolkova T.N. Limiting energy characteristics during laser pulse treatment of tungsten-cobalt hard alloys. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(4):357–365. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-4-357-365>

ВВЕДЕНИЕ

В машиностроительном производстве основными инструментальными материалами являются твердые сплавы (сплавы системы WC–Co с содержанием кобальта 6 – 8 %). Современные условия развития промышленности требуют от твердосплавного режущего инструмента (РИ) повышенной стойкости. В первую очередь это обусловлено расширением номенклатуры обрабатываемых материалов: от жаростойких и жаропрочных сталей и сплавов до композиционных материалов. Для решения этой проблемы предлагаются разные подходы, направленные на изменение состава и структуры сплавов как во всем объеме, так и в поверхностном слое. Одним из таких методов является упрочняющая лазерная обработка (ЛО) передней поверхности режущего клина инструмента. Рассматриваемый метод позволяет повысить стойкость твердосплавного инструмента в несколько раз [1 – 3]. Тем не менее в условиях машиностроительного производства лазерное упрочнение твердосплавного РИ применяется значительно реже других методов, например, метода нанесения износостойких покрытий [4; 5]. Износостойкие покрытия, как и структуры поверхностного слоя зоны лазерной обработки, являются эффективным барьером для диффузионного взаимодействия обрабатываемого и инструментального материалов при больших скоростях резания. После ЛО рост сопротивления разрушению связующей Co-фазы, проявляющийся в снижении охрупчивания поверхностных слоев сплава в процессе эксплуатации инструмента, обусловлен наличием избыточного вольфрама, растворенного в кобальте, что затрудняет диффузию железа в кобальт и образование железовольфрамовых карбидов в процессе резания [6].

При всех достоинствах лазерного упрочнения твердых сплавов одной из основных проблем его применения для повышения эксплуатационных характеристик РИ является определение оптимальных режимов ЛО. Это связано с формированием сложного напряженного состояния в зоне ЛО, вызванного отличающимися теплофизическими характеристиками составляющих сплав фаз и ограниченностью области нагрева. Опти-

мальный режим ЛО должен обеспечивать упрочнение сплава при сохранении сплошности поверхностного слоя материала. При выборе режимов упрочняющей ЛО твердых сплавов необходимо тщательно проработать вопрос создания оперативной, надежной и обоснованной методики.

Целью настоящей работы является разработка метода определения оптимального режима упрочняющей импульсной лазерной обработки вольфрамокобальтовых твердых сплавов.

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

При импульсной ЛО твердых сплавов, когда в зоне лазерного воздействия (ЗЛВ) наблюдается образование износостойких структур, несомненным достоинством является возможность ее осуществления без нарушений сплошности поверхностного слоя материала. В этом случае не требуется дополнительного принудительного изменения геометрии режущих поверхностей инструмента, существенно расширяется область его применения, становится возможной обработка твердосплавных сменных многогранных пластин наряду с напайными пластинами.

Процесс лазерной термической обработки сплавов группы ВК является достаточно специфичным в силу неомогенности материала и особенностей его изготовления и часто приводит к деструктивным изменениям (росту карбидного зерна, пористости, трещинообразованию, образованию двойных карбидов) в ЗЛВ [2; 7 – 13].

Требования к параметрам лазерного излучения (ЛИ), обеспечивающим бездефектную обработку твердых сплавов, известны только для ряда частных случаев. В работе [2] упоминается об однократном облучении пятном с гауссовым распределением интенсивности, а с целью получения в поверхностном слое компактной переплавленной мелкозернистой структуры рекомендуется применение CO₂-лазера, работающего в частотном режиме [11]. Для наиболее эффективного способа ЛО, состоящего в многократном облучении сплава [2], вопрос о выборе режимов бездефектного лазерного воз-

действия, при котором наблюдается упрочнение сплава, остается открытым.

Сложность назначения режимов импульсной ЛО твердых сплавов заключается в том, что при недостаточной плотности энергии ЛПИ не происходит упрочнения сплава, а при слишком высокой плотности энергии наблюдается трещинообразование в зоне ЛО (рис. 1).

Наличие трещин, которые являются основным деструктивным элементом при ЛО сплавов, независимо от их природы, расположения и глубины, главным образом, определяет работоспособность твердых сплавов [7; 11 – 14]. Можно выделить несколько причин образования трещин в ЗЛВ. Неравномерность распределения энергии по сечению лазерного пучка приводит к возникновению трещин, охватывающих зону обработки. Эта причина устранима, например, при ЛО с использованием фокусирующего призмического растра [2; 6; 15], который обеспечивает неравномерность распределения интенсивности в зоне ЛО не более 5 %. Ограниченность области нагрева по глубине приводит к появлению трещин, образующих на поверхности мелкочаеистую сетку (рис. 1) и распространяющихся на глубину порядка толщины модифицированного слоя. Следующий тип трещин затрагивает элементы микроструктуры сплава. Эти трещины проходят через зерна исходного карбида α -WC или по границам WC–WC. Основной причиной их возникновения следует считать различие в термических коэффициентах линейного расширения WC и Co-фаз сплавов ($\alpha_{WC} = 4,4 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$; $\alpha_{Co} = 14,2 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ [1]), наклеп и изменение фазового состава сплава при ЛО (появление по границам карбидных зерен более хрупких двойных карбидов, уменьшающих содержание кобальта в сплаве) [2; 6; 15].

Указанные причины появления трещин различного масштаба являются следствием перераспределения микро- и макронапряжений в ЗЛВ твердых сплавов. При высокоскоростном нагреве в процессе лазерной обработки возникающие в ЗЛВ при определенных дозах

облучения термические напряжения могут превышать величину разрушающих напряжений для отдельных структурных элементов сплава [1]. Это может быть положено в основу методики определения оптимальных режимов ЛО твердых сплавов группы ВК.

В связи с вышесказанным целесообразно предельные энергетические характеристики при импульсной ЛО вольфрамокобальтовых твердых сплавов определять по началу появления микротрещин на поверхности ЗЛВ. В качестве режимов ЛО, обеспечивающих упрочнение твердого сплава, необходимо выбирать такие плотность энергии и кратность ЛО, при которых достигаются максимальные температура нагрева и глубина зоны упрочнения, но при этом гарантированно не происходит образования микротрещин в ЗЛВ.

Определить режимы ЛО, при которых начинается трещинообразование, можно экспериментально при последовательном увеличении плотности энергии ЛПИ, контролируя в этом случае сплошность поверхности ЗЛВ или визуально (при увеличении 50 – 60 крат), или по сигналу акустической эмиссии (АЭ) [2]. Рассматриваемая методика является достаточно трудоемкой и может быть использована только в лабораторных условиях.

В связи с этим становится актуальной разработка способа, позволяющего оперативно определять предельные энергетические характеристики упрочнения твердых сплавов группы ВК, не вызывающие их трещинообразования. В настоящей работе для этого использован аналитический метод, основанный на исследовании закономерностей формирования температурного поля при упрочнении твердых сплавов, определении термических напряжений, возникающих в ЗЛВ при лазерной импульсной обработке, и сравнении их с напряжениями разрушения отдельных структурных элементов сплава.

МАТЕРИАЛЫ И ОБОРУДОВАНИЕ

В качестве объекта исследования был выбран двухфазный твердый сплав ВК6 (WC – 6 % Co), основным назначением которого согласно ГОСТ 3882 – 74 является применение в качестве режущего и бурильного инструмента. Для рассматриваемого сплава была разработана и апробирована методика определения термических напряжений в ЗЛВ при импульсной ЛО, которая также может быть применена к другим сплавам этой группы.

Облучение сплавов осуществлялось на лазерной установке, собранной на основе импульсного твердотельного лазера на стекле с неодимом. Плотность энергии излучения ϵ варьировалась от 0,8 до 1,8 Дж/мм² при длительности импульса $\tau = (5 \div 11) \cdot 10^{-3}$ с, частота следования импульсов 1 Гц. Для создания в зоне ЛО на участке 4×4 мм равномерного распределения плотности энергии использовали фокусирующий призмиче-



Рис. 1. Трещины на поверхности зоны лазерной обработки (сплав ВК8) при плотности энергии 2,0 Дж/мм², кратности обработки 10

Fig. 1. Cracks on the surface of laser treatment zone (VK8 alloy) at energy density 2.0 J/mm², treatment multiplicity 10

ный растр [2; 6; 15]. В настоящей работе рассматривали несколько схем и режимов ЛО как с использованием фокусирующего призмного растра, так и без его применения при различной кратности обработки (N).

Изучение структуры сплавов после ЛО проводили на поперечных шлифах с использованием оптического микроскопа Neophot-30 и сканирующего электронного микроскопа Jeol JSM 6390A.

При вычислении температурного поля в ЗЛВ и значений градиента температуры был использован программный продукт Mathcad.

МЕТОДИКА РАСЧЕТА

В соответствии со «скелетной» моделью структуры вольфрамокобальтовых твердых сплавов [1; 16] структурными элементами в спеченных твердых сплавах являются Co-связка, зерно WC, граница WC–WC, граница зерна WC–Co-связка (рис. 2). Сплавы группы ВК – это композиционные инструментальные материалы, прочность которых с точки зрения контактного взаимодействия при резании определяется прочностью каждого структурного элемента [17]. Разрушающие напряжения σ_p для структурных элементов твердого сплава ВК8 принимают следующие значения: для Co-связки толщиной 1,5 мкм $\sigma_p = 5000$ МПа, для карбидного зерна размером 2 мкм $\sigma_p = 180$ МПа, на границе WC–WC $\sigma_p = 80$ МПа, на границе WC–Co-связка $\sigma_p = 100$ МПа [18]. Видно, что разрушение твердого сплава происходит, в первую очередь, в месте контакта зерен WC, то есть наиболее слабым структурным элементом в твердом сплаве являются межзеренные границы, а наиболее прочным – связующая фаза.

При анализе результатов конечно-элементного моделирования напряженного состояния сплава ВК8 констатируется [19], что места срастания зерен WC являются концентраторами напряжений (под воздействием термических напряжений и нагрузки), интенсивность которых в несколько раз превышает интенсивность прикладываемого напряжения. Эти данные подтверждены в работе [20], согласно которым микротрещины зарождаются преимущественно на контактных карбидных WC/WC и межфазных WC/Co поверхностях, а последовательность слабых звеньев при прохождении магистральной трещины имеет вид WC/WC, WC, WC/Co, Co.

Для моделирования и расчета термических напряжений в процессе лазерной обработки рассмотрим схему, содержащую все структурные элементы сплава (рис. 2). Выделим в этой системе отдельное зерно карбида вольфрама, взаимодействующее с соседними зёрнами и Co-прослойкой. При этом предполагается, что зерно карбида вольфрама WC пластически не деформируется, хотя возможно скольжение по базисным плоскостям при внешнем нагружении [21]. Термические напряжения, возникающие в твердом сплаве в пределах одного зерна, в соответствии с законом Гука можно определить следующим образом:

$$\sigma = \Delta T \alpha E, \quad (1)$$

где ΔT – разница температур при ЛО в пределах размера одного зерна в направлении в глубину материала; $\alpha = 4,9 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ – коэффициент линейного температурного расширения [2]; $E = 628$ ГПа – модуль упругости Юнга [2].

Размер зерен карбидной фазы в твердых сплавах меняется от 0,5 до 6,0 мкм [18]. Для отработки методики далее в расчетах принято среднее значение размера зерна карбидной фазы 4 мкм, что соответствует среднему размеру зерна WC крупнозернистых твердых сплавов ВК6-В, ВК8-В [2; 22].

Температурное поле при ЛО, с одной стороны, определяет протекание структурно-фазовых превращений в ЗЛВ [2; 6; 15], способствующих повышению межфазной прочности сплава, а, с другой стороны, распределение температуры оказывает решающее влияние на величину и распределение остаточных напряжений в ЗЛВ и трещиностойкость сплава при обработке. Выбор предельных энергетических характеристик импульсной ЛО твердых сплавов группы ВК должен обеспечивать дисперсионное упрочнение сплава при отсутствии нарушения сплошности поверхности ЗЛВ.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Распределение температуры в ЗЛВ при импульсной ЛО было получено в приближении одномерной линейной модели нагрева полубесконечного однородного

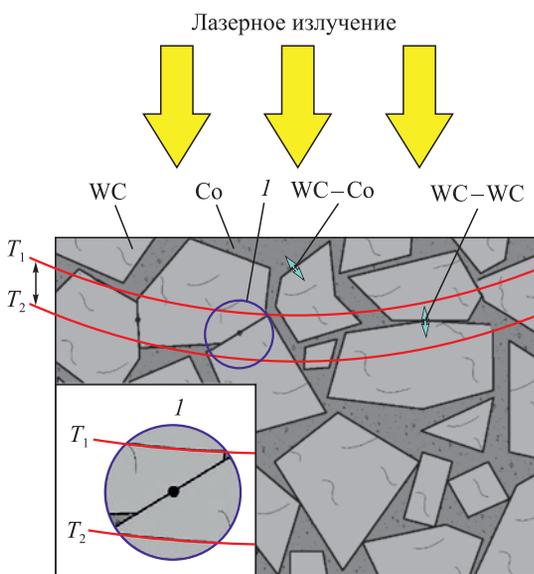


Рис. 2. Структурные элементы вольфрамокобальтового сплава и схема его лазерной обработки

Fig. 2. Structural elements of a tungsten-cobalt alloy and the scheme of its laser treatment

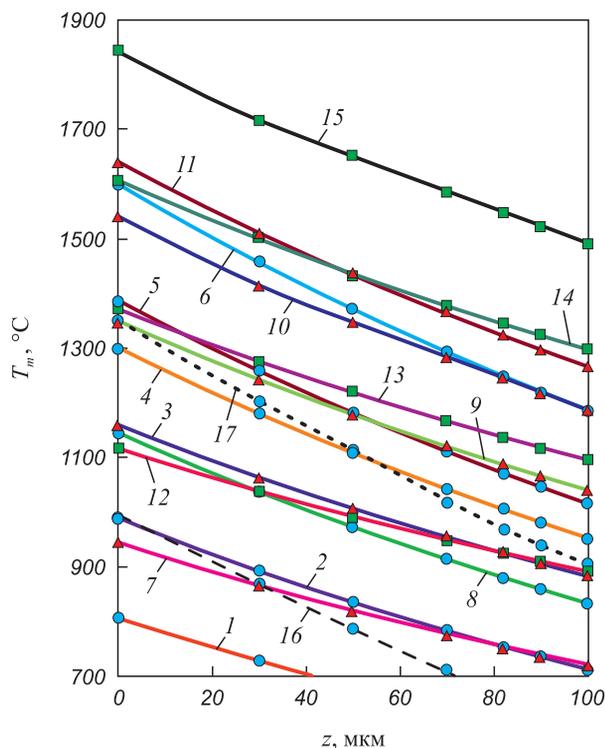


Рис. 3. Температура карбидной фазы сплава ВК6 в зависимости от глубины ЗЛВ при различных условиях облучения с использованием раstra:

● – $N = 1$; ▲ – $N = 5$; ■ – $N = 10$;
 1, 7, 12 – $\epsilon = 0,8$ Дж/мм²; 2, 3, 13 – $\epsilon = 1,0$ Дж/мм²;
 8, 9, 14 – $\epsilon = 1,2$ Дж/мм²; 4, 10, 15 – $\epsilon = 1,4$ Дж/мм²;
 5, 11 – $\epsilon = 1,5$ Дж/мм²; 6 – $\epsilon = 1,8$ Дж/мм²;

16, 17 – без применения раstra при $N = 1$ и $\epsilon 0,8$ и $1,2$ Дж/мм²

Fig. 3. Temperature of VK6 alloy carbide phase as a function of LEZ depth under various irradiation conditions using a raster:

● – $N = 1$; ▲ – $N = 5$; ■ – $N = 10$;
 1, 7, 12 – $\epsilon = 0.8$ J/mm²; 2, 3, 13 – $\epsilon = 1.0$ J/mm²;
 8, 9, 14 – $\epsilon = 1.2$ J/mm²; 4, 10, 15 – $\epsilon = 1.4$ J/mm²;
 5, 11 – $\epsilon = 1.5$ J/mm²; 6 – $\epsilon = 1.8$ J/mm²;

16, 17 – without raster at $N = 1$ and $\epsilon 0.8$ and 1.2 J/mm²

тела плоским однородным поверхностным источником [2]. На рис. 3 показаны зависимости температуры T_m карбидной фазы (WC) при различных значениях ϵ и N от глубины z .

Таблица 1. Расчетные значения температуры на поверхности ЗЛВ ($z = 0$) при различных режимах ЛО

Table 1. Calculated values of LEZ surface temperature ($z = 0$) under various heating conditions of LT

Показатель	Значение показателя									
	0,8			1,0			1,1	1,2		
ϵ , Дж/мм ²	0,8			1,0			1,1	1,2		
N	1	5	10	1	5	10	10	1	5	10
T , °C	806 (1)	945 (5)	1117 (12)	987 (2)	1159 (3)	1371 (10)	1486 (10)	1145 (8)	1349 (9)	1606 (14)
ϵ , Дж/мм ²	1,4			1,5		1,8	0,8	1,2		
N	1	5	10	1	5	1	без раstra $N = 1$			
T , °C	1300 (4)	1542 (10)	1844 (15)	1385 (5)	1641 (11)	1600 (6)	990 (16)		1350 (17)	

Примечание. В скобках указан номер кривой (режим) на рис. 3.

В табл. 1 приведены расчетные значения температуры на поверхности ЗЛВ, по которой можно оценить термические напряжения, возникающие в наиболее склонных к разрушению структурных элементах сплава.

Исследование структуры и состава ЗЛВ свидетельствует о том, что наиболее целесообразна ЛО твердых WC–Co сплавов, когда температура в зоне облучения достигает температуры плавления эвтектики 1298–1357 °C или незначительно отличается от нее (находится в пределах 1290 – 1400 °C), а длительность воздействия наибольшая [2]. При этом укрупнение зерен карбидной фазы незначительно, а степень растворимости карбида вольфрама в кобальте существенно увеличивается по сравнению с растворимостью в твердом состоянии.

Согласно полученным расчетным данным указанным значениям температурного интервала соответствуют режимы 4 ($\epsilon = 1,4$ Дж/мм², $N = 1$), 5 ($\epsilon = 1,5$ Дж/мм², $N = 1$), 9 ($\epsilon = 1,2$ Дж/мм², $N = 5$), 13 ($\epsilon = 1,0$ Дж/мм², $N = 10$) (табл. 1), что достаточно хорошо совпадает с данными стойкостных испытаний облученных твердосплавных резцов [2; 6; 15]. При этих режимах ЛО укрупнение зерен карбидной фазы незначительно, а образования способствующих разупрочнению обработанной зоны сложных карбидов типов η -Co₃W₃C, θ -Co₃W₂C, χ -Co₃W₉C₄ не наблюдается. Эти фазы уменьшают содержание металлического кобальта в прослойке, связывая его и ослабляя закрепление карбидного скелета в связке, что в итоге приводит к разрушению сплава.

Динамика нарастания температуры на поверхности ЗЛВ при многократной ЛО при $\epsilon = 0,9$ Дж/мм² представлена рис. 4 (штриховой линией обозначен диапазон температур 1290 – 1400 °C как наиболее благоприятный для ЛО). Только к 12-ому импульсу температура на поверхности ЗЛВ превышает 1290 °C. Последующее увеличение кратности обработки приводит к деструктивным изменениям в ЗЛВ.

Режимы упрочняющей ЛО и соответствующие им диапазоны температур на поверхности ЗЛВ приведены на рис. 5. При плотности энергии больше 0,9 Дж/мм²

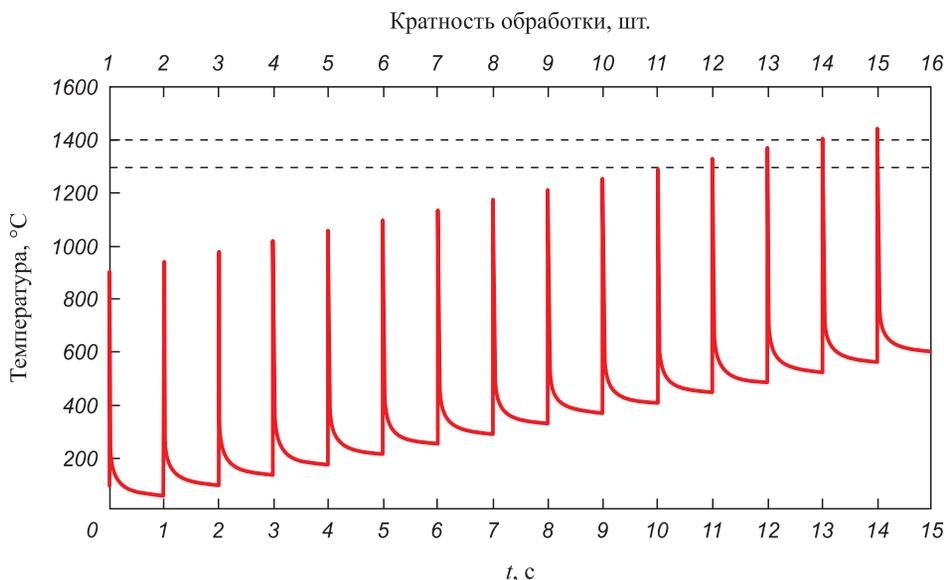


Рис. 4. Изменение температуры на поверхности сплава ВК6 при многократном облучении ($\epsilon = 0,9$ Дж/мм²)

Fig. 4. Change in temperature of VK6 alloy surface under repeated irradiation ($\epsilon = 0.9$ J/mm²)

заданный температурный интервал достигается раньше, например, для $\epsilon = 1,1$ Дж/мм² при N , равном 7 и 8, а для плотности энергии $\epsilon = 1,4$ Дж/мм² при N , равном 1 и 2.

Распределение температуры в ЗЛВ определяет не только протекание структурно-фазовых превращений при ЛО, но и формирует поле термических напряжений, тем самым оказывая влияние на прочность материала.

В предположении, что градиент температуры максимален в момент времени $t = 0,5\tau_n$, для расчета величины ΔT из выражения (1), необходимой для определения термических напряжений, использовали аналитическое

выражение для температуры $T(z, t)$ из работы [2]. Термические напряжения в карбидной фазе (как в одном из наиболее склонных к разрушению при нагружении структурных элементов), в зависимости от режимов ЛО получают простым дифференцированием температуры $T(z, t)$ и последующим пересчетом полученного значения на размер WC зерна.

Оптимальными следует считать режимы упрочняющей ЛО сплавов группы ВК, которые удовлетворяют двум критериям. Во-первых, температура на поверхности ЗЛВ находится в пределах $1290^\circ\text{C} < T < 1400^\circ\text{C}$, когда в ЗЛВ не присутствуют разупрочняющие сплав фазы, а укрупнение зерен карбидной фазы незначительно. Во-вторых, в ЗЛВ недопустимо появление трещин произвольного масштаба, то есть термические напряжения, возникающие в результате ЛО, не должны превышать напряжения разрушения структурных элементов сплава. Установлено, что для всех исследованных режимов, когда температура на поверхности находится в диапазоне $1290 - 1400^\circ\text{C}$ (рис. 5), термические напряжения в карбидной фазе меньше напряжений разрушения. Для таких режимов рассчитанные по формуле (1) напряжения приведены в табл. 2.

Выход за верхнюю границу указанного температурного интервала не приводит к разрушению карбидного зерна, но, как правило, увеличивает количество крупных зерен и приводит к появлению по границам зерен сложных карбидов, что ведет к нарушению работоспособности сплава как инструментального материала.

Полученные данные хорошо согласуются с результатами измерений сигнала АЭ при обработке сплава ВК8 (рис. 6) [2]. С увеличением общего количества зарегистрированных импульсов АЭ трещиностойкость падает. Согласно экспериментальным данным

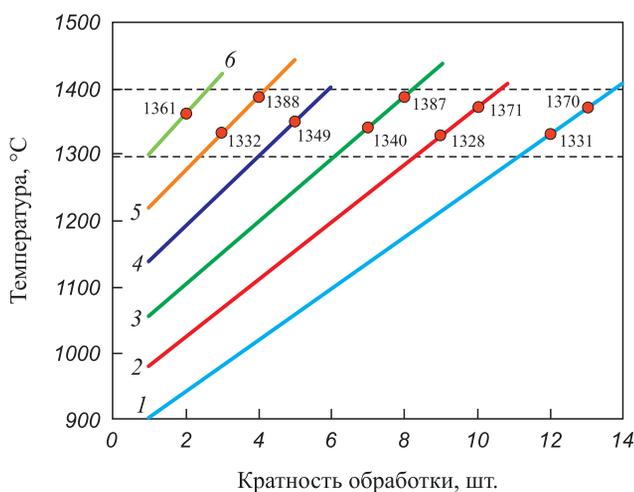


Рис. 5. Диапазон температур упрочнения сплава ВК6 при многократном облучении, Дж/мм²:

1 – 0,9; 2 – 1,0; 3 – 1,1; 4 – 1,2; 5 – 1,3; 6 – 1,4

Fig. 5. Temperature range of hardening of VK6 alloy under repeated irradiation at J/mm²:

1 – 0.9; 2 – 1.0; 3 – 1.1; 4 – 1.2; 5 – 1.3; 6 – 1.4

Таблица 2. Напряжения в карбидной фазе сплава ВК6 при различных режимах ЛО

Table 2. Stresses in VK6 alloy carbide phase under various heating conditions of LT

ϵ , Дж/мм ²	N	Максимальная температура, °С	σ , МПа
0,9	12	1331	58,2
1,0	10	1371	62,6
1,1	8	1387	66,7
1,2	5	1349	70,6
1,3	4	1388	74,2
1,4	2	1361	78,4

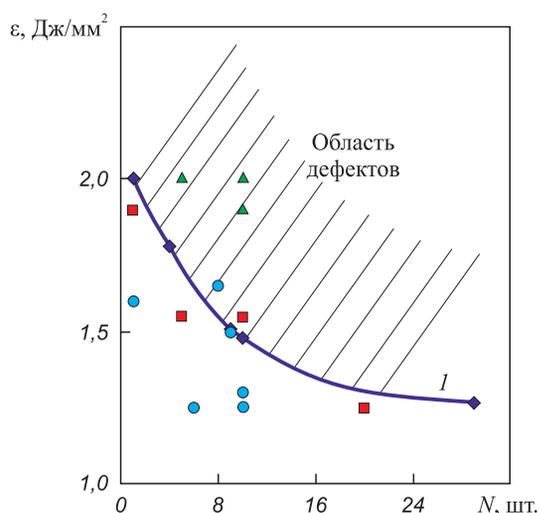


Рис. 6. Предельные значения ϵ , соответствующие появлению поверхностных визуально фиксируемых трещин, в зависимости от кратности облучения при обработке сплава ВК6 с растром (кривая 1), и данные, полученные методом АЭ:
 ● – $N_{\Sigma} = 0$; ■ – $N_{\Sigma} \leq 4 \div 6$; ▲ – $N_{\Sigma} > 4 \div 6$

Fig. 6. Limiting values of ϵ corresponding to appearance of surface visually fixed cracks depending on the number of laser pulses during VK6 alloy treatment with a raster (curve 1), and data obtained by the acoustic emission method:
 ● – $N_{\Sigma} = 0$; ■ – $N_{\Sigma} \leq 4 \div 6$; ▲ – $N_{\Sigma} > 4 \div 6$

ниже кривой (рис. 6) находится бездефектная область обработки ($N_{\Sigma} = 0$): $N = 10$, $\epsilon = 1,25$ и $1,30$ Дж/мм²; $N = 9$, $\epsilon = 1,5$ Дж/мм²; $N = 6$, $\epsilon = 1,25$ Дж/мм²; $N = 1$, $\epsilon = 1,6$ Дж/мм². Полагая [23], что сплавы ВК6 и ВК8 близки по своим теплофизическим характеристикам, можно сопоставить данные, приведенные на рис. 6, и расчетные режимы ЛО (табл. 2). Все приведенные в табл. 2 режимы ЛО попадают в область бездефектной обработки, когда напряжения в карбидной фазе меньше напряжений разрушения.

Предложенный аналитический метод определения предельных энергетических характеристик позволяет установить режимы импульсной ЛО, которые обеспе-

чивают дисперсионное упрочнение твердого сплава при отсутствии деструктивных изменений в ЗЛВ.

Выводы

Разработана и апробирована методика определения предельных энергетических характеристик лазерной импульсной упрочняющей обработки твердых сплавов вольфрамокобальтовой группы. Показано, что оптимальные режимы лазерной обработки должны удовлетворять двум критериям. Во-первых, температура на поверхности ЗЛВ должна находиться в интервале от 1290 до 1400 °С, когда в ЗЛВ не присутствуют разупрочняющие сплав фазы, а укрупнение зерен карбидной фазы незначительно. Во-вторых, термические напряжения, возникающие в результате ЛО, не должны превышать напряжений разрушения структурных элементов сплава.

Установлено, что для всех исследованных режимов, когда температура на поверхности находится в диапазоне 1290 – 1400 °С, термические напряжения в карбидной фазе меньше напряжений разрушения.

Полученные данные о режимах бездефектной лазерной обработки хорошо согласуются с результатами измерений сигнала АЭ при обработке твердого сплава ВК8.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Лошак М.Г. Прочность и долговечность твердых сплавов. Киев: Наукова думка; 1984:328.
2. Яреско С.И., Осколкова Т.Н., Балакиров С.Н. Модификация структуры и свойств вольфрамокобальтовых твердых сплавов. Москва; Вологда: Инфра-Инженерия; 2023:400.
3. Zimmermann M., Kirsch B., Kang Y., Herrmann T., Aurich J.C. Influence of the laser parameters on the cutting edge preparation and the performance of cemented carbide indexable inserts. *Journal of Manufacturing Processes*. 2000;58:845–856. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.09.003>
4. Табаков В.П. Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента. Москва: Машиностроение; 2008:311.
5. Григорьев С.Н., Волосова М.А. Нанесение покрытий на инструмент. Москва: ИТО; 2007:64.
6. Яреско С.И. Влияние состава кобальтовой фазы твердых сплавов на изнашивание инструмента после лазерного упрочнения. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2009;(2):54–61. Yares'ko S.I. The effect of cobalt phase composition in hard alloys on tool wear after laser hardening. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2009;(2):54–61. (In Russ.).
7. Karatas C., Yilbas B.S., Aleem A., Ahsan M. Laser treatment of cemented carbide cutting tool. *Journal of Materials Processing Technology*. 2007;183(2-3):234–240. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.10.012>

8. Осколкова Т.Н., Глезер А.М. Современное состояние научной проблемы поверхностного упрочнения карбидо-вольфрамовых твердых сплавов (обзор). *Известия вузов. Черная металлургия*. 2017;60(12):980–991. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-12-980-991>
Oskolkova T.N., Glezer A.M. Current state of the scientific problem of WC–Co hard alloys surface hardening (Review). *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017; 60(12):980–991. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-12-980-991>
9. Li T., Lou Q., Dong J., Wei Y., Liu J. Phase transformation during surface ablation of cobalt-cemented tungsten carbide with pulsed UV laser. *Applied Physics A*. 2001;73(3):391–397. <https://doi.org/10.1007/s003390100745>
10. Kolodziejczak P., Wilkowski J., Barlak M. Modification of the surfaces of wood cutting tools using CO₂ laser – SEM analysis. *Annals of Warsaw University of Life Sciences – SGGW. Forestry and Wood Technology*. 2017;98:48–52.
11. Yilbas B.S., Shuja S.Z., Khan S.M.A. Laser repetitive pulse heating of tool surface. *Optics & Laser Technology*. 2011;43(4):754–761. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2010.12.013>
12. Hazzan K.E., Pacella M., See T.L. Understanding the surface integrity of laser surface engineered tungsten carbide. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2022;118:1141–1163. <https://doi.org/10.1007/s00170-021-07885-8>
13. Schwaneckamp T., Gussone J., Reuber M. Impact of laser irradiation on microstructure and phase development of tungsten carbide-cobalt. *Procedia CIRP*. 2020;94:239–242. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2020.09.045>
14. Yilbas B.S., Arif A.F.M., Karatas C., Ahsan M. Cemented carbide cutting tool: Laser processing and thermal stress analysis. *Applied Surface Science*. 2007;253(12):5544–5552. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2006.12.123>
15. Ярьско С.И. Анализ стойкости и изнашивания твердосплавного инструмента после лазерной термообработки. *Известия СамНЦ РАН*. 2001;3(1):27–37.
Yares'ko S.I. Wear and wear resistance analysis of hard alloy tools after laser treatment. *Izvestiya SamNTs RAN*. 2001;3(1):27–37. (In Russ.).
16. Kresse T., Meinhard D., Bernthaler T., Schneider G. Hardness of WC–Co hard metals: Preparation, quantitative microstructure analysis, structure-property relationship and modeling. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2018;75:287–293. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.05.003>
17. Кабалдин Ю.Г., Серый С.В., Кретинин О.В., Лаптев И.Л. Самоорганизация и наноструктурные процессы при резании металлов. Нижний Новгород: НГТУ им. Р.Е. Алексеева; 2014:173.
18. Кабалдин Ю.Г., Кретинин О.В., Серый С.В., Шатагин Д.А. Наноструктурирование контактных поверхностей твердосплавного инструмента при резании. *Труды НГТУ им. Р.Е. Алексеева*. 2012;(4(97)):123–132.
Kabaldin Yu.G., Kretinin O.V., Seryi S.V., Shatagin D.A. Nanostructuring contact surface carbide tools in cutting. *Trudy NGTU im. R.E. Alekseeva*. 2012;(4(97)):123–132. (In Russ.).
19. Дворник М.И., Михайленко Е.А. Исследование прочности твердого сплава ВК8 методом конечных элементов. *Химическая физика и мезоскопия*. 2009;11(4):433–440.
Dvornik M.I., Mikhailenko E.A. Research of WC-8%Co hard alloy strength by finite elements method. *Chemical Physics and Mesoscopics*. 2009;11(4):433–440. (In Russ.).
20. Brackmann L., Röttger A., Weber S., Theisen W. Subcritical crack growth in hard alloys under cyclic loading. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*. 2021;44(2):349–365. <https://doi.org/10.1111/ffe.13363>
21. Lantsev E.A., Nokhrin A.V., Chuvil'deev V.N., Boldin M.S., Blagoveshchenskiy Yu.V., Andreev P.V., Murashov A.A., Smetanina K.E., Isaeva N.V., Terentev A.V. Study of high-temperature deformation features of ceramics of binderless tungsten carbide with various particle sizes. *Inorganic Materials: Applied Research*. 2022;13:1324–1332. <https://doi.org/10.1134/S2075113322050240>
22. Монтик С.В. Влияние технологии механотермического формирования на износостойкость твердого сплава. *Вестник Брестского государственного технического университета*. 2000;(4):32–35.
Montik S.V. Influence of the mechano-thermal formation technology of on wear resistance of a hard alloy. *Vestnik Brestskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2000;(4):32–35. (In Russ.).
23. Туманов В.И. Свойства сплавов системы карбид вольфрама-кобальт. Москва: Металлургия; 1971:95.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Сергей Игоревич Ярьско, д.т.н., заведующий лабораторией лазерно-индуцированных процессов, Самарский филиал Физического института им. П.Н. Лебедева РАН

ORCID: 0000-0001-5299-886X

E-mail: serg19541959@mail.ru

Сергей Николаевич Балакиров, инженер лаборатории лазерно-индуцированных процессов, Самарский филиал Физического института им. П.Н. Лебедева РАН

E-mail: s.balakirov@yandex.ru

Татьяна Николаевна Осколкова, д.т.н., профессор кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0003-1310-1284

E-mail: oskolkova@kuz.ru

Sergei I. Yaresko, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of Laser-Induced Processes, Samara Branch of the Lebedev Institute of Physics, Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-5299-886X

E-mail: serg19541959@mail.ru

Sergei N. Balakirov, Engineer of the Laboratory of Laser-Induced Processes, Samara Branch of the Lebedev Institute of Physics, Russian Academy of Sciences

E-mail: s.balakirov@yandex.ru

Tat'yana N. Oskolkova, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0003-1310-1284

E-mail: oskolkova@kuz.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

С. И. Яреско – разработка концепции исследования, планирование исследований, обобщение и интерпретация результатов исследования, формулирование выводов, подготовка рукописи статьи, лазерная обработка.

С. Н. Балакиров – разработка методики расчета, выполнение расчета, интерпретация полученных результатов, работа с графическим материалом.

Т. Н. Осолкова – проведение металлофизических исследований и интерпретация полученных результатов.

S. I. Yaresko – conceptualization, research planning, generalization and interpretation of results, formulation of conclusions, preparation of the manuscript, laser treatment.

S. N. Balakirov – development of the calculation methodology, calculation, interpretation of results, work with graphic material.

T. N. Oskolkova – metallophysical studies, interpretation of results.

Поступила в редакцию 26.12.2024
После доработки 03.02.2025
Принята к публикации 10.02.2025

Received 26.12.2024
Revised 03.02.2025
Accepted 10.02.2025