
**СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ**

УДК 669.14.018.25:620.181

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ПРИ ЛАЗЕРНОМ ОПЛАВЛЕНИИ ПОВЕРХНОСТИ

© 2019 г. А. С. Чаус^а, *, А. В. Максименко^б, Н. Н. Федосенко^б,
Л. Чаплович^а, В. Н. Мышковец^б

^аМатериало-технологический факультет Словацкого технического университета,
917 24 Словакия, Трнава, ул. Я. Ботту 24

^бГомельский государственный университет им. Франциска Скорины,
246019 Беларусь, Гомель, ул. Советская, 104

*e-mail: alexander.chaus@stuba.sk

Поступила в редакцию 04.05.2018 г.

После доработки 26.08.2018 г.

Принята к публикации 21.09.2018 г.

Изучено влияние временных и энергетических параметров импульсной лазерной обработки на формирование структуры и твердость быстрорежущей стали при оплавлении поверхности после полной термической обработки. Обсуждены результаты металлографического и микрорентгено-спектрального анализов стали, а также измерения микротвердости. Показано, что лазерное оплавление вызывает существенное измельчение как дендритной структуры твердого раствора, так и карбидной составляющей быстрорежущей стали. Строение зоны лазерного воздействия и морфология дендритов зависят от режимов лазерного облучения.

Ключевые слова: быстрорежущая сталь, лазерное оплавление, микроструктура, микротвердость

DOI: 10.1134/S0015323019030045

ВВЕДЕНИЕ

Быстрорежущие стали (БС) широко используются для металлорежущих инструментов [1], что обусловлено их более высокой вязкостью и прочностью по сравнению с другими инструментальными материалами [2]. Поскольку стойкость инструментального материала является интегральным свойством, зависящим не только от вязкости и прочности, но и от твердости, теплостойкости и износостойкости, предпринимались попытки упрочнения поверхностного слоя БС [3], используя следующие способы: химическое (CVD) [4, 5] и физическое (PVD) [6, 7] осаждение из паровой фазы, а также химико-термическую [8–11] и лазерную обработки (ЛО) поверхности [12–22]. Наибольший интерес вызывает ЛО, которая может быть использована не только для упрочнения, но и для локального восстановления изношенных поверхностей инструментов [23].

Известны следующие способы ЛО: термическая, обеспечивающая высокую скорость протекания фазовых превращений в твердом состоянии и формирование сильно пересыщенных твердых растворов [15]; оплавление поверхности с последующей ускоренной кристаллизацией расплава и формированием мелкокристаллических неравновесных фаз [14, 16–21]; поверхностное легирование, например, лазерное плакирование [12, 13] или

лазерный переплав [22]. Последним достижением в области лазерных технологий является селективное лазерное плавление [24, 25]. Однако этот метод еще не нашел широкого применения из-за высокой стоимости.

Учитывая реальное состояние развития лазерных технологий, а именно их специфику (локальность) термического воздействия на обрабатываемый материал, и природу БС, оптимальным решением является использование лазерного переплава. В результате, в инструменте может быть достигнута комбинация микроструктур, деформированной в сердцевине и литой в поверхностном слое. Последняя, как известно, обеспечивает более высокую износостойкость БС по сравнению с деформированным состоянием [26, 27].

Обычно исследовали влияние энергии лазерного излучения и скорости сканирования поверхности, прежде всего при непрерывной [16, 17, 19–21] и значительно реже при импульсной [18, 22] ЛО БС. Однако проведенные исследования не дали исчерпывающих ответов на некоторые весьма актуальные вопросы. Например, влияет ли на формирование микроструктуры временное распределение потока энергии в импульсах лазерного излучения и так далее.

В настоящей работе изучено влияние конкретных режимов импульсной ЛО на формирование

Таблица 1. Временные и энергетические параметры лазерного излучения

Образец	Форма импульса	Частота, Гц	Длительность $\times 10^{-3}$, с	Энергия, Дж
Ф1.1/Ф2.1	А/Б	3	3	10
Ф1.2/Ф2.2	А/Б	3	9	14
Ф1.3/Ф2.3	А/Б	3	18	19

структуры и твердость БС при оплавлении поверхности после полной термической обработки.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Лазерной обработке подвергали БС Р6М5 (ГОСТ 19265–73). Использовали отрезную фрезу диаметром 63 мм и толщиной 6 мм с твердостью в состоянии поставки 64 HRC. Оплавление поверхности осуществляли на лазерной установке, оснащенной блоком питания и управления, обеспечивающим изменение параметров импульсного излучения (энергии, частоты следования, формы и длительности импульсов) при следующих режимах: максимальная амплитуда выходного тока – 500 А; диапазон регулировки амплитуды выходного тока – (50–500) А; напряжение заряда накопительной батареи конденсаторов – до 650 В; максимальная суммарная средняя мощность источника питания при работе двух разрядных каналов – до 12 кВт; максимальная частота повторения импульсов – 200 Гц; диапазон изменения длительности импульсов – $(0.25–20) \times 10^{-3}$ с. Лазерное излучение в излучателе генерировали в кристаллах АИГ: Nd³⁺, расположенных последовательно по схеме генератор – усилитель, накачиваемых световым излучением импульсных ламп. Размер активных элементов составлял $(6.3 \times 130) \times 10^{-3}$ м. Использовали длину волны излучения 1.064 мкм и максимальное значение средней мощности 400 Вт. В зону действия лазерного луча подавали аргон. Перемещение и вращение образцов осуществляли на программно-управляемом координатном столе, входящим в состав установки. Использовали два варианта временного распределения потока энергии в импульсах лазерного излучения для треугольной формы импульса: с крутым передним фронтом и убывающим задним (А) и нарастающим передним фронтом и крутым задним (Б). Рабочие параметры лазерного излучения указаны в табл. 1.

Микроструктуру изучали с помощью растрового электронного микроскопа JEOL JSM-7600F с приставкой для энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Образцы для металлографических исследований подготавливали по

стандартной методике, используя оборудование и расходные материалы фирмы Buehler.

Измерение микротвердости осуществляли на приборе Buehler IndentaMet 1105 при нагрузке 100 г (НЮ,1) и времени выдержки 10 с. Для каждого образца выполняли 10 измерений.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура БС Р6М5 после термической обработки представлена мартенситом со специфической безигольчатой морфологией, а также частицами раздробленных при горячей обработке и не растворившихся при закалке эвтектических карбидов. Визуально различимы два типа карбидных частиц, темные и светлые. Химический состав темных частиц соответствует карбиду МС, а светлых частиц – карбиду М₆С [28].

Обычно глубина зоны лазерного воздействия (ЗЛВ) пропорциональна мощности лазерного излучения [14, 29–31]. Однако в настоящем исследовании такая зависимость четко не подтверждена, как это видно из данных, приведенных в табл. 1 и 2.

Строение ЗЛВ образца Ф1.1 показано на рис. 1а, который свидетельствует об отсутствии поверхностных дефектов в зоне оплавления (ЗО) ЗЛВ, а именно трещин и кратеров, образование которых связывают с интенсивным испарением металла [32], что существенно ухудшает качество поверхности, обработанной лазерным лучом. Микроструктура ЗО состоит из двух типичных областей (рис. 1а). Первая, хорошо травящаяся область, находящаяся по краям ЗО, состоит из мелких и компактных дендритов твердого раствора, расстояние между вторичными осями которых, как правило, не превышает 1 мкм (рис. 1б). В междендритном пространстве присутствуют очень тонкие, около 100 нм в сечении сетевидные выделения карбидов, имеющие четко выраженную фазовую границу с пересыщенным твердым раствором. Поскольку в периферийных областях ЗО выделяется меньше тепла, чем в центральной части [33], это предполагает и более умеренный температурный градиент в направлении от поверхности ЗО к основному металлу (ОМ), что

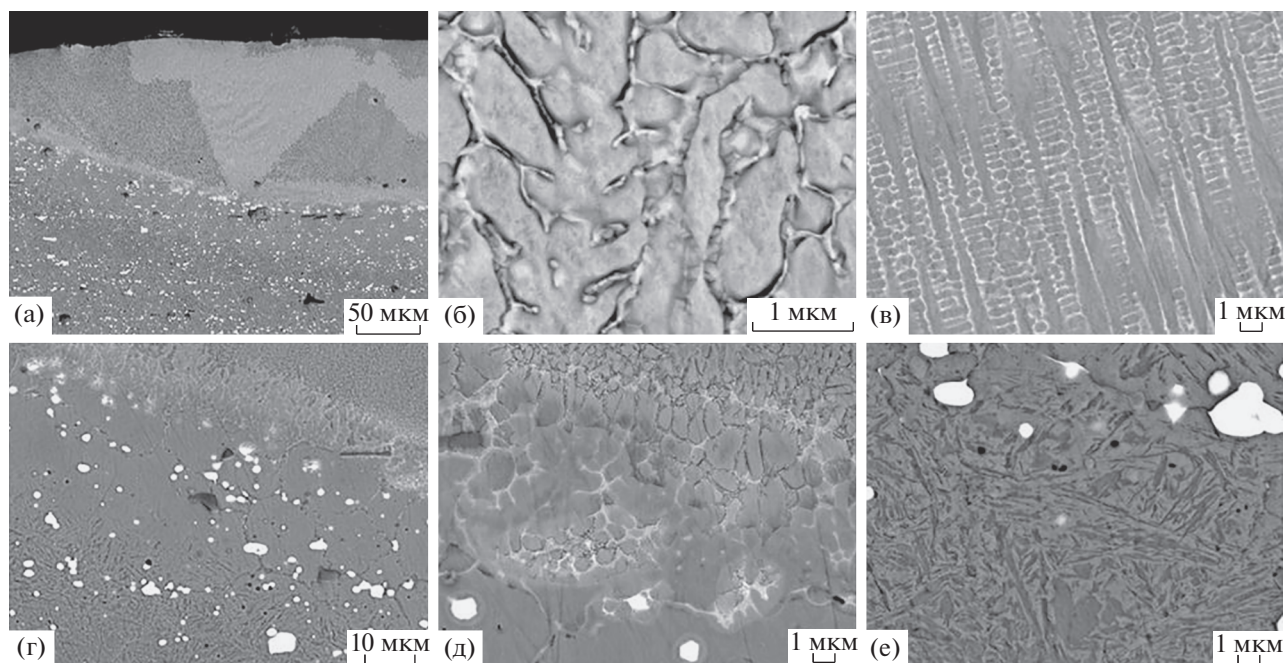


Рис. 1. Общий вид ЗЛВ (а) и микроструктура стали в ЗО (б, в), ПЗ (г, д — верхняя часть снимка) и ЗТВ (д — нижняя часть снимка, е) образца Ф1.1.

обычно приводит к усилению роли концентрационного переохлаждения, которое, по всей видимости, определяло формирование специфической дендритной структуры в периферийных областях ЗО данного образца.

Интересно, что в некоторых работах утверждалось, что хорошо травящиеся области ЗО БС, возникающие после лазерного переплава, образованы δ -эвтектоидом (продуктом распада δ -феррита) [17] или самим δ -ферритом [18]. Этот факт вызывает сомнение по ряду причин. Во-первых, образование такого большого количества первичного низкоуглеродистого δ -феррита не соответствует самой природе БС, содержащей около 1% углерода.

Более того, Фредрикссоном [34] было установлено, что при высокой скорости кристаллизации перераспределение ферритостабилизирующих элементов между жидкостью и твердой фазой не успевает произойти в полной мере (в соответствии с равновесными условиями), что уменьшает устойчивость менее легированного первичного δ -феррита и, как следствие, способствует образованию большего количества аустенита при перитектической реакции. Во-вторых, морфология микроструктуры БС, представленной в работе [17], даже отдаленно не соответствует морфологии механической смеси (феррита и карбидов), каковой является δ -эвтектоид, а присутствие при комнатной температуре δ -феррита [18] является еще более трудно объяснимым, особенно принимая во внимание значения твердости различных областей ЗО стали

М2 (типа Р6М5), которые находились в пределах 400–440 *HV*. Скорее всего, данная область образована так называемым бесструктурным мартенситом и небольшим количеством аустенита.

В центре ЗО образца Ф1.1 наблюдается вторая область, обладающая пониженной травимостью и имеющая коническую форму, нижняя заостренная часть которой сопрягается с переходной зоной (ПЗ), см. рис. 1а. Характерной особенностью данной области является то, что она имеет очевидные признаки направленного затвердевания с явно выраженным доминирующим направлением роста дендритов из ПЗ в двух направлениях кристаллизационного фронта, которые исходят из ПЗ под углом 45° в сторону поверхности ЗЛВ. Образующие коническую область столбчатые дендриты отличаются длинными первичными осями, а их вторичные оси в поперечном сечении имеют форму слегка вытянутых гексагональных ячеек, по границам которых находится очень тонкая, чуть больше 100 нм, но почти сплошная сетка эвтектических карбидов (рис. 1в). Все это указывает на то, что при данных условиях лазерного переплава в центральной области ЗО достигается чрезвычайно высокая скорость передачи тепла из ЗО к основному металлу (ОМ), в результате чего обеспечивается направленная кристаллизация металла и сильное измельчение микроструктуры. Плохая травимость структуры в центральной части ЗО, обусловленная, по-видимому, образованием большого количества высоколегированного аустенита, косвенно подтверждает

Таблица 2. Глубина и ширина ЗЛВ, микротвердость основного металла и зоны оплавления в исследованных образцах

Образец	Глубина, мкм	Ширина, мкм	Микротвердость, <i>HV</i>	
			Основной металл	Зона оплавления
Ф1.1/Ф2.1	125/96	1103/1253	871 ± 84	795 ± 78/723 ± 71
Ф1.2/Ф2.2	125/212	1087/1608		508 ± 49/568 ± 59
Ф1.3/Ф2.3	240/200	1496/1440		538 ± 47/550 ± 52

более высокую скорость кристаллизации расплава в центральной части по сравнению с периферийной.

Общий вид ПЗ и находящейся под ней зоны термического воздействия (ЗТВ) образца Ф1.1 показан на рис. 1г. В ПЗ присутствуют участки локально переплавленных частиц эвтектических карбидов с образованием на их местах мелких равноосных зерен твердого раствора, окруженных развитой сеткой дисперсных эвтектических карбидов (рис. 1д). ПЗ имеет пониженную травимость, что обусловлено превалированием в ней аустенита.

В соседней, верхней части ЗТВ, также образованной высоколегированным аустенитом, находятся частично оплавленные зерна эвтектических карбидов, по периметру которых присутствуют тонкие концентрические слои металла высокой степени легирования (см. рис. 1д). В нижней части ЗТВ, образованной игольчатым мартенситом, присутствуют частицы раздробленных эвтектических карбидов, сохранившие первоначальную морфологию (рис. 1е), что свидетельствует о меньшем термическом воздействии в данной области.

ЗЛВ образца Ф1.2 по размерам не отличается от ЗЛВ образца Ф1.1, однако в середине ЗО наблюдается небольшой кратер, свидетельствующий об ухудшении качества поверхности ЗЛВ, рис. 2а. ЗО имеет почти однородную микроструктуру по всей площади, образованную, как и в случае периферийной области ЗО образца Ф1.1 (см. рис. 1б), мелкими, но более компактными дендритами твердого раствора с тонкими выделениями карбидов по границам дендритов (рис. 2б). В нижней части данной зоны наблюдаются малочисленные и небольшие островки плохо травящейся микроструктуры (рис. 2в), которая характерна и для верхней части ПЗ (рис. 2г). В нижней части ПЗ наблюдается относительно большое количество участков локально переплавленных частиц эвтектических карбидов (см. рис. 2г). Детальный фрагмент такого участка (рис. 2д) свидетельствует о высокой степени дисперсности вновь

образовавшейся эвтектики, карбиды которой в поперечном сечении имеют размеры в пределах 25–50 нм. В ЗТВ превалирует аустенитная структура (см. рис. 2г).

Очевидно, что повышение энергии и длительности импульса лазерного излучения сопровождается изменением условий распределения теплового потока в ЗЛВ, что ведет к изменению процесса оплавления и особенно механизма кристаллизации облученного металла. Вероятно, под влиянием более высокой энергии лазерного излучения происходит более интенсивное перемешивание расплава в ЗО, что приводит к последующему отламыванию и фрагментации первичных осей, образующихся и растущих в расплаве дендритов. Именно интенсивным перемешиванием расплава и фрагментацией первичных осей дендритов можно теоретически объяснить отсутствие зоны столбчатых дендритов в ЗО образца Ф1.2. Но при этом уже появляются хорошо видимые в центре ЗО признаки ухудшения качества поверхности ЗЛВ.

В образце Ф1.3 была получена ЗЛВ (рис. 3а) с самой большой шириной и глубиной среди образцов серии Ф1 (см. табл. 2). Это может быть объяснено наибольшей энергией и самым длительным импульсом лазерного излучения, что, однако, привело к растрескиванию и формированию пустот на поверхности ЗО по всей ее длине.

Микроструктура ЗО образца Ф1.3 (рис. 3б и 3в) в общих чертах весьма похожа на микроструктуру ЗО образца Ф1.2 (см. рис. 2б и 2в), хотя и отличается чуть большим размером хорошо травящихся дендритов и содержанием большего количества островков плохо травящихся дендритов. Эти два отличия могут косвенно свидетельствовать о менее качественном перемешивании расплава в процессе обработки.

Из рис. 3г видно, что в нижней части ПЗ, как и в двух предыдущих образцах, видны следы как частичного растворения, так и полной перекристаллизации исходных частиц карбида M_6C , что, однако, не касается частиц гораздо более стабильного карбида MC [35, 36], которые сохраняют свою пер-

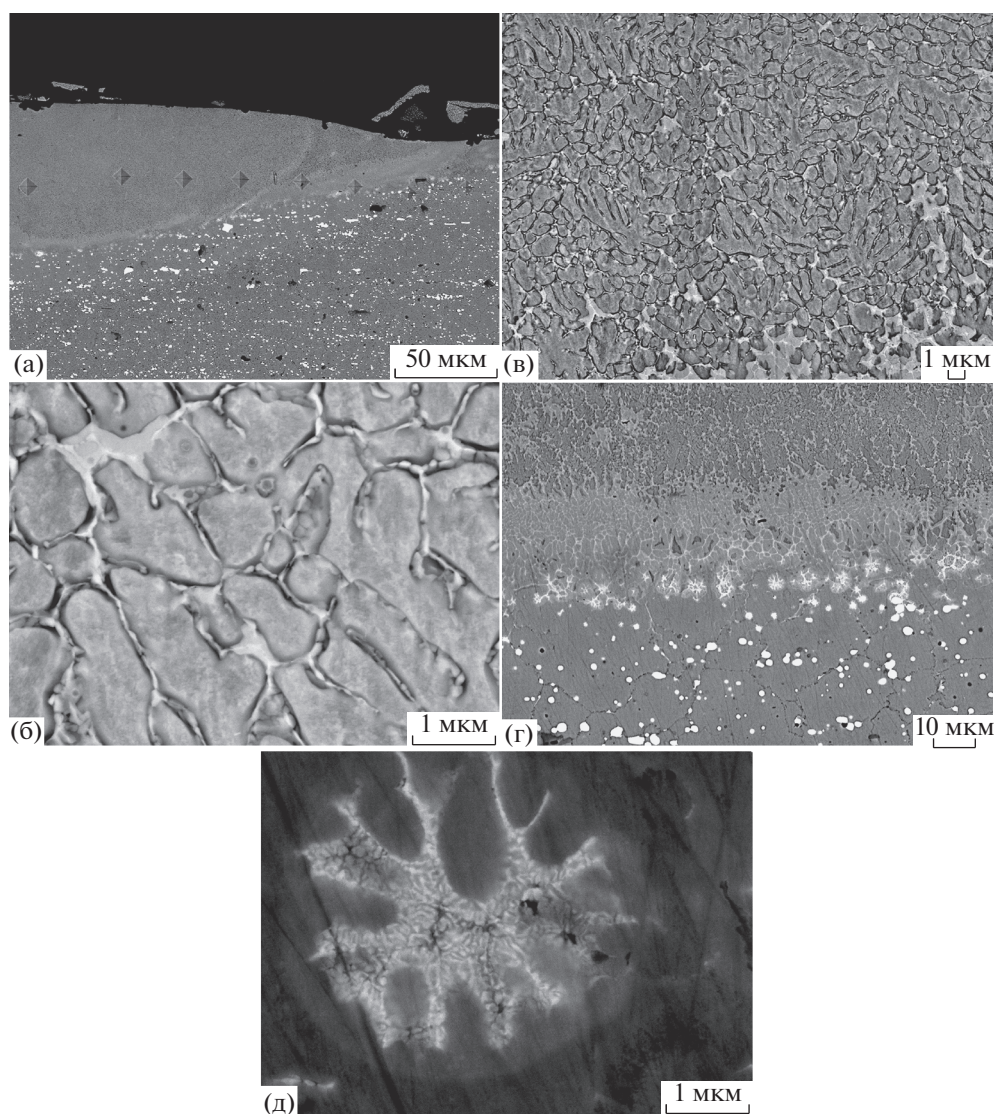


Рис. 2. Общий вид ЗЛВ (а), микроструктура стали в ЗО (б, в), ПЗ и ЗТВ (г), а также фрагмент эвтектики, образовавшейся при охлаждении полностью оплавленного карбида M_6C в ПЗ (д) образца Ф1.2.

воначальную морфологию в ПЗ. Типичная морфология дендритной, плохо травящейся микроструктуры верхней части ПЗ приведена на рис. 3д, который подтверждает высокую степень измельчения данных дендритов. Микроструктура ЗТВ образца Ф1.3 идентична микроструктуре ЗТВ образца Ф1.2.

Общий вид ЗЛВ образца Ф2.1 показан на рис. 4а. Микроструктура ЗО, как и в случае образца Ф1.1, состоит из двух типичных областей, сильно отличающихся травимостью и морфологией дендритов, но с иным взаимным расположением. Хорошо травящаяся область (рис. 4б, верхняя часть), образованная чрезвычайно мелкими (расстояние между вторичными осями, как правило, менее 500 нм) и очень компактными дендритами (рис. 4в), находится не по краям ЗО, а по всей ее длине над плохо травящейся областью столбча-

тых дендритов (см. рис. 4а и 4б). Как видно из рис. 4г, в ПЗ находится не только аустенит, но и мартенсит, который отсутствовал в ПЗ всех трех образцов серии Ф1. Следует отметить и тот факт, что в ЗТВ образца Ф2.1 отсутствует область полностью аустенитной структуры, которая наблюдалась между ПЗ и областью мартенсита в ЗТВ образцов серии Ф1. Из рис. 4д видно, что у образца Ф2.1 в ЗТВ над однофазной областью перегретого мартенсита находится двухфазная область, где преобладают зерна аустенита с немногочисленными очень крупными иглами мартенсита внутри них. В иглах мартенсита находится много кристаллических дефектов в виде полос скольжения (рис. 4е) и, вероятно, дислокаций, что может свидетельствовать о больших термических напряжениях в материале.

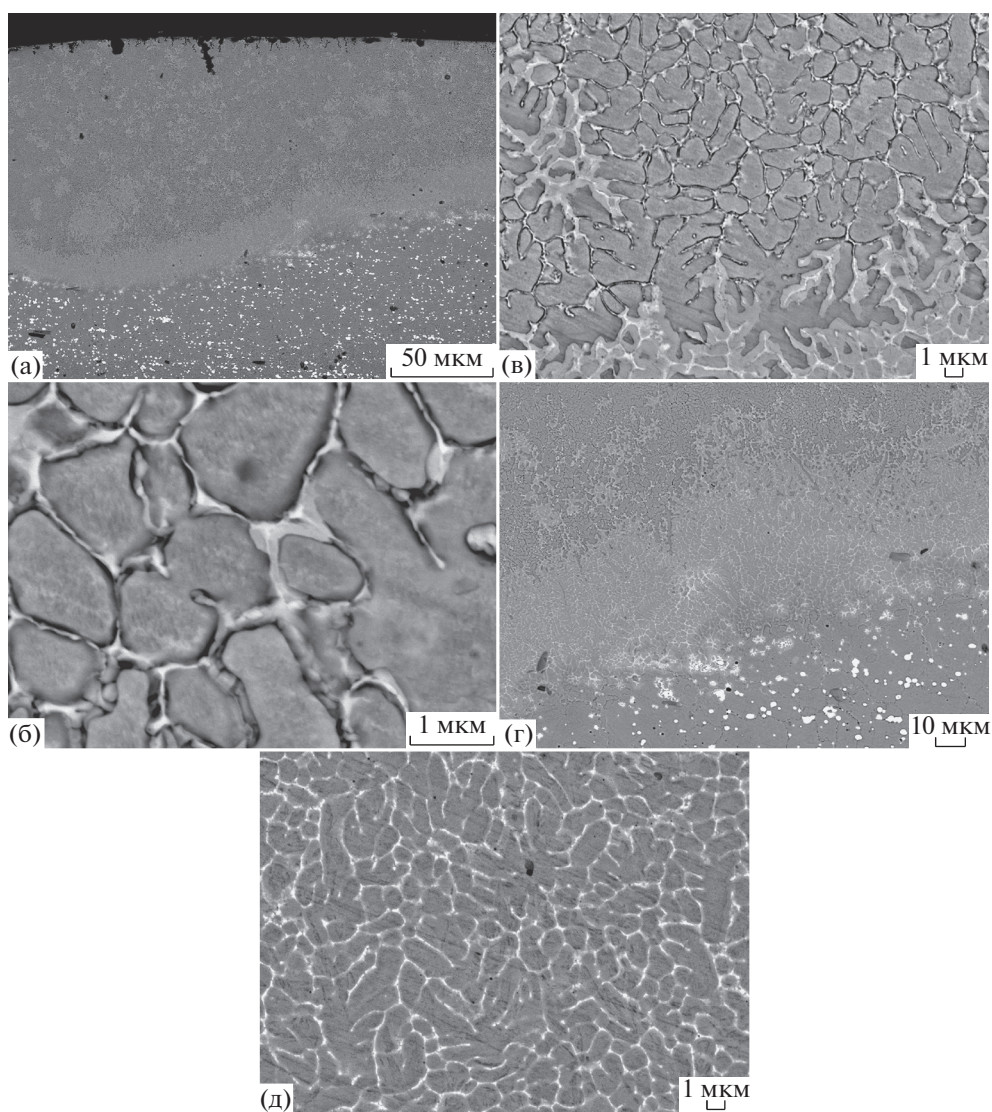


Рис. 3. Общий вид ЗЛВ (а), микроструктура стали в ЗО (б, в), ПЗ и ЗТВ (г), а также фрагмент дендритной микроструктуры в ПЗ (д) образца Ф1.3.

Согласно рис. 5а и 6а, демонстрирующим общий вид ЗЛВ образцов Ф2.2 и Ф2.3, соответственно, зоны оплавления данных образцов не имеют двух типичных областей, отличающихся по структурному признаку. Их микроструктура в обоих случаях образована хорошо травящимися дендритами в сочетании с островками плохо травящихся дендритов. Присутствие островков может быть связано, как и в случае образцов Ф1.2 и Ф1.3, с ухудшением перемешивания расплава при обработке с более высокими временными и энергетическими параметрами лазерного излучения (см. табл. 1). Морфология и размеры дендритов в зонах оплавления образцов Ф2.2 и Ф2.3 существенно не отличаются, но сетка эвтектических карбидов является более сплошной в случае об-

разца Ф2.3, как это видно при сравнении рис. 5б и 6б. Величина островков меньше у образца Ф2.2 (рис. 5в) по сравнению с образцом Ф2.3 (рис. 6в). Оба образца имеют весьма схожую микроструктуру ПЗ, что видно при сравнении рис. 5г и рис. 6г. Рис. 6д иллюстрирует сложный характер частичного растворения первоначальных карбидных частиц и вторичной кристаллизации по их периметру эвтектики в случае карбида M_6C (светлая частица) и отдельных частиц в случае карбида MC (темная частица). Очевидно, что в обоих случаях не растворившиеся частицы карбидов, видимые на рис. 6г, служили подложками при кристаллизации новых карбидов, включая эвтектические. Отличия установлены и в ЗТВ обоих образцов. В частности, у образца Ф2.2 микроструктура ЗТВ

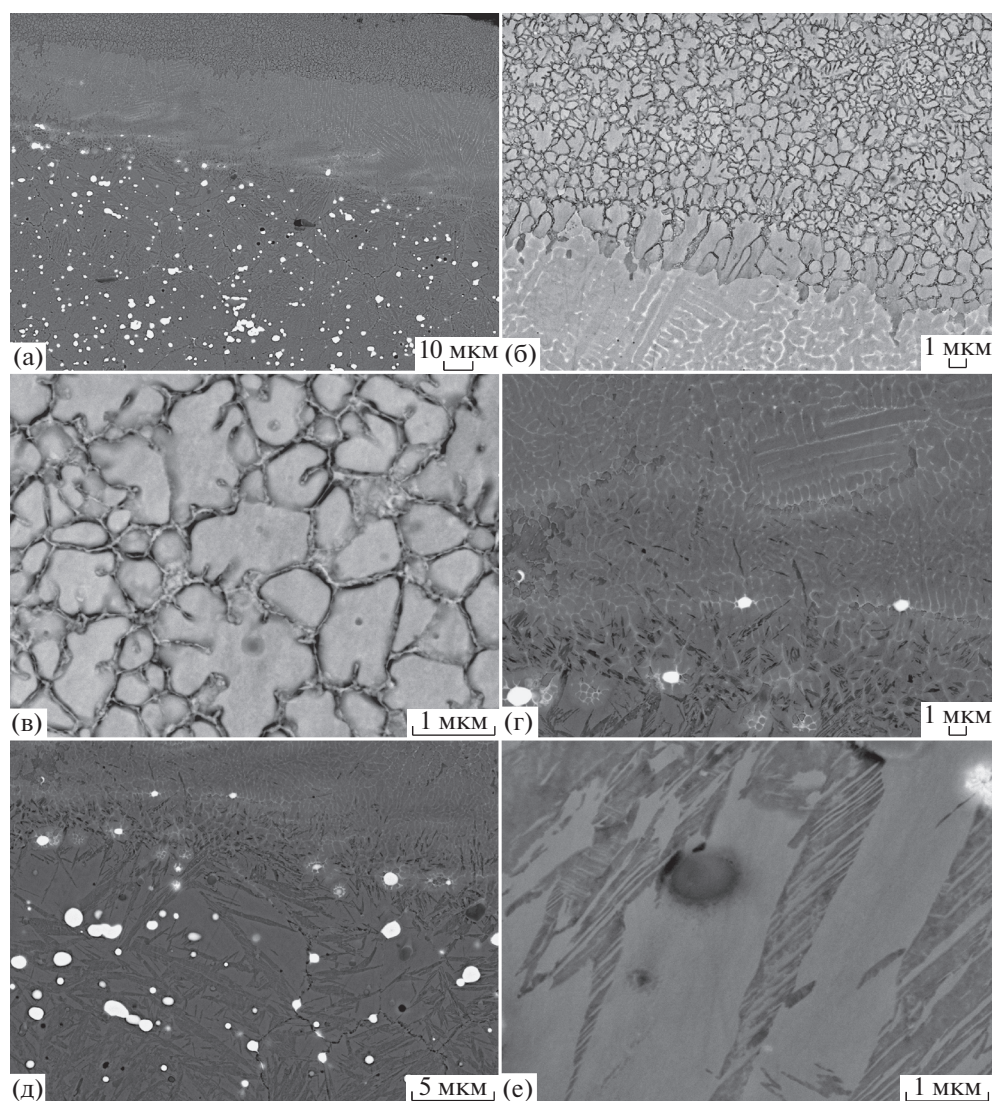


Рис. 4. Общий вид ЗЛВ (а) и микроструктура стали в ЗО (б, в), ПЗ (г) и ЗТВ (д, е) образца Ф2.1.

отличается от всех предыдущих образцов сильно выраженной игольчатостью мартенсита, при этом бесструктурный мартенсит практически отсутствует (см. рис. 5а), а у образца Ф2.3 ЗТВ вообще отсутствует как таковая (рис. 6е). Данные отличия указывают на существенные изменения тепловых условий формирования микроструктуры в образцах серии Ф2 по сравнению с образцами серии Ф1, а именно на выделение меньшего количества тепла в ЗЛВ и, как следствие, возникновение меньших температурных градиентов в направлении от поверхности ЗО к ОМ. Объяснить это можно тем, что использование формы импульсов лазерного излучения Б взамен А привело к уменьшению мощности, поглощаемой БС в процессе лазерного облучения и идущей на получение тепла в ЗТВ.

Микротвердость ОМ образцов находилась на уровне 871 ± 84 , а микротвердость в ЗО изменялась в широком интервале, от 508 ± 49 до 795 ± 78 HV в зависимости от режимов обработки, уступая микротвердости термообработанного ОМ. Наименьшее падение микротвердости зафиксировано в случае образцов Ф1.1 и Ф2.1. Общее снижение микротвердости может быть связано с присутствием определенного количества аустенита в микроструктуре ЗО после лазерной обработки, что хорошо согласуется с данными, полученными в других исследованиях [16, 18]. С точки зрения повышения износостойкости, такая микроструктура не является оптимальной, поэтому с целью превращения аустенита в мартенсит и последующего повышения твердости БС, авторы выше упомянутых

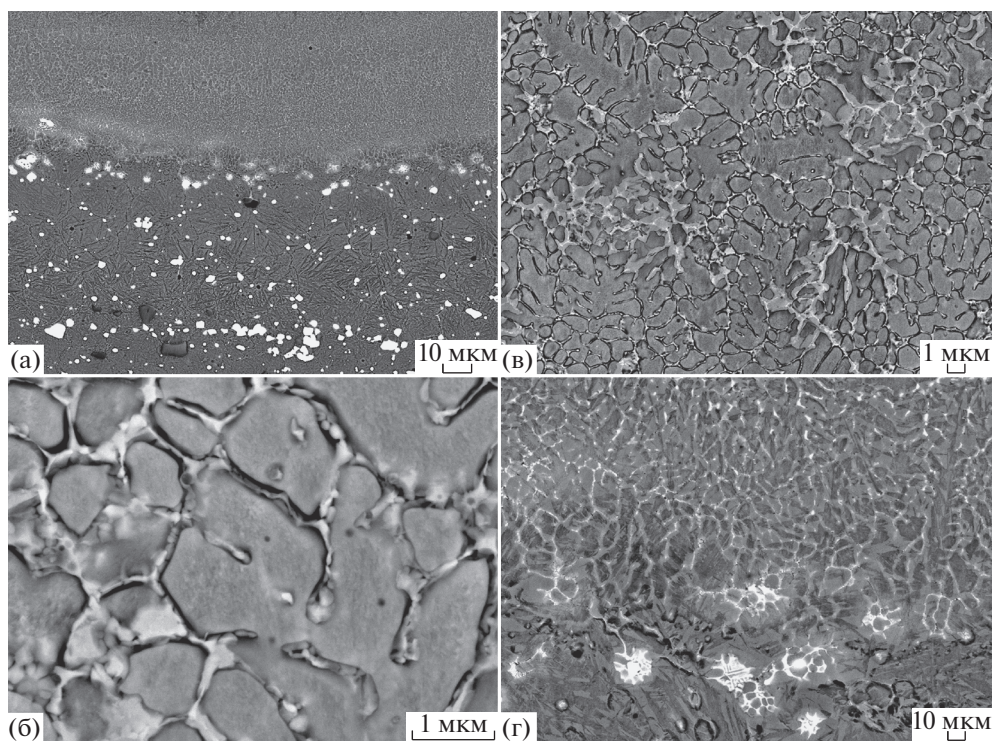


Рис. 5. Общий вид ЗЛВ (а) и микроструктура стали в ЗО (б, в) и ПЗ (г) образца Ф2.2.

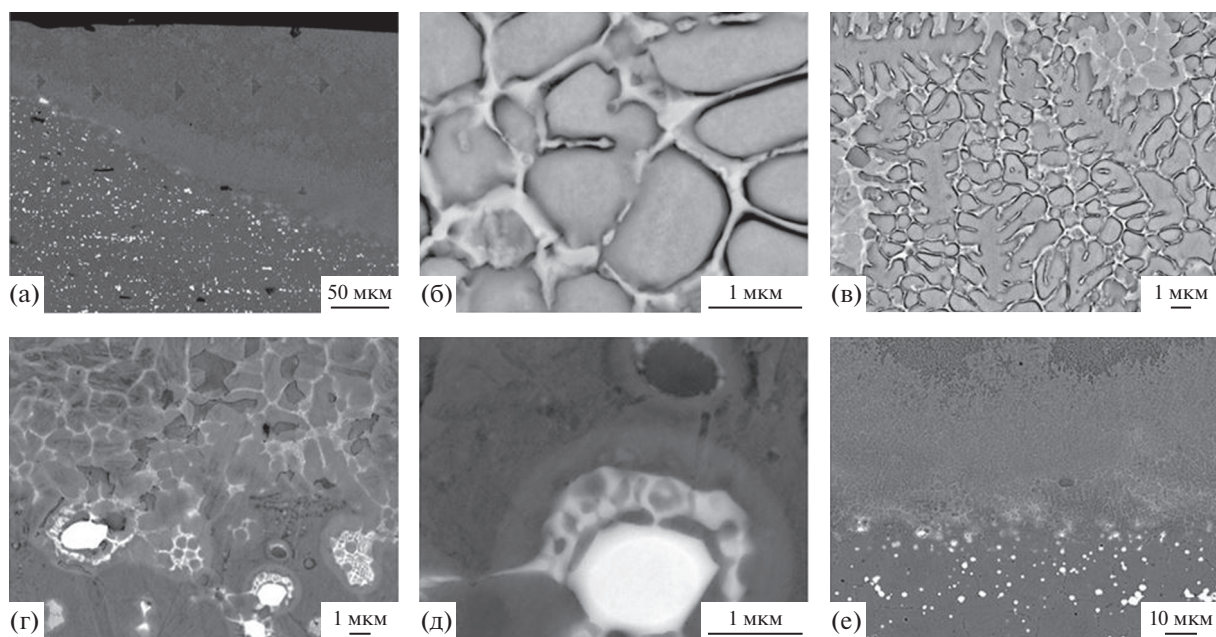


Рис. 6. Общий вид ЗЛВ (а) и микроструктура стали в ЗО (б, в), ПЗ (г, д) и на границе ПЗ—ОМ (е) образца Ф2.3.

работ рекомендуют дополнительный отпуск образцов, подвергнутых лазерному переплаву.

ВЫВОДЫ

Изучено влияние временных и энергетических параметров импульсной ЛО на формирование структуры и твердость БС Р6М5 при оплавлении поверхности после полной термической обработки. Установлены следующие закономерности.

1. Лазерное оплавление вызывает существенное измельчение дендритной структуры твердого раствора и карбидной составляющей термообработанной БС.

2. Строение ЗЛВ и морфология дендритов зависят от режимов лазерного облучения. Для ЗО характерно формирование 2 типов дендритной структуры, а именно зоны столбчатых плохо травящихся кристаллов с признаками направленной кристаллизации и зоны компактных, произвольно ориентированных хорошо травящихся дендритов. Формирование столбчатых дендритов в ЗО наблюдалось лишь у двух образцов (Ф1.1 и Ф2.1), в то время как в ЗО остальных образцов преобладали компактные дендриты.

3. Микроструктура ЗО исследованных образцов образована преимущественно высоколегированным аустенитом и бесструктурным мартенситом. Присутствие δ -эвтектоида или δ -феррита в микроструктуре ЗО не обнаружено.

4. В ПЗ присутствуют участки локально переплавленных частиц эвтектических карбидов с образованием на их местах мелких равноосных зерен твердого раствора, окруженных развитой сеткой дисперсных эвтектических карбидов. Частично оплавленные зерна эвтектических карбидов, по периметру которых присутствуют тонкие концентрические слои металла высокой степени легирования, находятся в ЗТВ. Микроструктура и толщина ПЗ и ЗТВ существенно зависят от режимов лазерного облучения поверхности. В частности, ЗТВ отсутствует у образца Ф2.3

5. Микротвердость БС в ЗО изменялась в широком интервале, от 508 до 795 HV в зависимости от режимов обработки, уступая микротвердости термообработанного ОМ (871 HV). Общее снижение микротвердости предположительно связано с присутствием определенного количества аустенита в микроструктуре ЗО после ЛО.

Работа выполнена благодаря финансовой поддержке по проектам VEGA № 1/0520/15 и APVV-16-0057, а также реализации проекта APRODIMET, ITMS:26220120048. В работе принимал участие инженер Ю. Видличка (J. Vidlička).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Bobzin K. High-performance coatings for cutting tools // CIRP J. Manufact. Sci. Techn. 2017. V. 18. P. 1–9.
2. Гелин Ф.Д., Чаус А.С. Металлические материалы. Минск: Вышэйшая школа, 2007. 396 с.
3. Astakhov V.P. Tribology of Cutting Tools/ in: Tribology in Manufacturing Technology by ed. Davim P.J. Springer, N.Y., 2013. P. 1–66.
4. Chang S.-H., Tang T.-C., Huang K.-T., Liu C.-M. Investigation of the characteristics of DLC films on oxynitriding-treated ASP23 high speed steel by DC-pulsed PECVD process // Surf. Coat. Techn. 2015. V. 261. P. 331–336.
5. Schäfer L., Fryda M., Stolley T., Xiang L., Klages C.-P. Chemical vapour deposition of polycrystalline diamond films on high-speed steel // Surf. Coat. Technol. 1999. V. 116–119. P. 447–451.
6. Wu W., Chen W., Yang S., Lin Y., Zhang S., Cho T.-Y., Lee G.H., Kwon S.-Ch. Design of AlCrSiN multilayers and nanocomposite coating for HSS cutting tools // Appl. Surf. Sci. 2015. V. 351. P. 803–810.
7. Kottfer D., Ferdinandy M., Kaczmarek L., Maňková I., Beňo J. Investigation of Ti and Cr based PVD coatings deposited onto HSS Co 5 twist drills // Appl. Surf. Sci. 2013. V. 282. P. 770–776.
8. Čaus A.S., Pokorný P., Čaplovič L., Sitkevich M.V., Peterka J. Complex fine-scale diffusion coating formed at low temperature on high-speed steel substrate // Appl. Surf. Sci. 2018. V. 437. P. 257–270.
9. Krukovich M.G., Prusakov B.A., Sizov I.G. Plasticity of boronized layers // Springer Series in Mater. Sci. 237. Springer, 2016. 364 p.
10. Edenhofer B., Joritz D., Rink M., Voges K. Carburizing of steels/ in: Thermochemical Surface Engineering of Steels by eds. Mittemeijer E.J. and Somers M.A.J. Woodhead Publishing, 2015. P. 485–553.
11. Геллер Ю.А. Инструментальные стали (5-е изд.). М: Металлургия, 1983. 527 с.
12. Hashemi N., Mertens A., Montrieux H.-M., Tchuindjang J.T., Dedry O., Carrus R., Lecomte-Beckers J. Oxidative wear behaviour of laser clad high speed steel thick deposits: Influence of sliding speed, carbide type and morphology // Surf. Coat. Technol. 2017. V. 315. P. 519–52
13. Sun G.F., Wang K., Zhou R., Feng A.X., Zhang W. Effect of different heat-treatment temperatures on the laser clad M3:2 high-speed steel // Mater. Des. 2015. V. 65. P. 606–616.
14. Огин П.А., Мерсон Д.Л., Кондрашина Л.А., Васкин К.Я. Влияние режимов лазерной модификации на структуру, свойства и износостойкость мелкозернистого инструмента из быстрорежущей стали Р6М5 // Вектор науки ТГУ. 2015. № 4(34). С. 83–88.
15. Афанасьева Л.Е., Барабонова И.А., Ботянов Е.В., Раткевич Г.В., Гречишкин Р.М. Структурные фазовые превращения в быстрорежущей стали при лазерной закалке с оплавлением поверхности многоканальным CO₂ лазером // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 8(104). С. 10–13.

16. Jurči P., Cejp J., Brajer J. Metallurgical aspects of laser surface processing of PM Cr-V ledeburitic steel // Adv. Mater. Sci. Eng. 2011. V. 2011. P. 563410(8).
17. Arias J., Cabeza M., Castro G., Feijoo I., Merino P., Pena G. Microstructural characterization of laser surface melted AISI M2 tool steel // J. Microscopy. 2010. V. 239. № 3. P. 184–193.
18. Benyounis K.Y., Fakron O.M., Abboud J.H. Rapid solidification of M₂ high-speed steel by laser melting // Mater. Des. 2009. V. 30. P. 674–678.
19. Darmawan W., Quesada J., Marchal R. Characteristics of laser melted AISI-T1 high speed steel and its wear resistance // Surf. Eng. 2007. V. 23. № 2. P. 112–119.
20. Colaço R., Gordo E., Ruiz-Navas E.M., Otasevic M., Vilar R. A comparative study of the wear behaviour of sintered and laser surface melted AISI M42 high speed steel diluted with iron // Wear. 2006. V. 260. P. 949–956.
21. Kac S., Kusiński J. SEM and TEM microstructural investigation of high-speed tool steel after laser melting // Mater. Chem. Phys. 2003. V. 81. P. 510–512.
22. Shehata G.H., Moussa A.M.A., Molian P. A Nd:YAG laser alloying of high-speed steel tools with BN and Ti/BN and the effects on turning performance // Wear. 1993. V. 179. P. 199–210.
23. Григорьянц А.Г. Основы лазерной обработки материалов. М.: Машиностроение, 1989. 304 с.
24. Sander J., Hufenbach J., Giebeler L., Wendrock H., Kühn U., Eckert J. Microstructure and properties of FeCrMoVC tool steel produced by selective laser melting // Mater. Des. 2016. V. 89. P. 335–341.
25. Liu Z.H., Zhang D.Q., Chua C.K., Leong K.F. Crystal structure analysis of M2 high speed steel parts produced by selective laser melting // Mater. Charact. 2013. V. 84. P. 72–80.
26. Chaus A.S., Hudáková M. Wear resistance of high-speed steels and cutting performance of tool related to structural factors // Wear. 2009. V. 267. № 5–8. P. 1051–1055.
27. Chaus A. Cast metal-cutting tools made of high-speed steels. Forschungszentrum Dresden–Rossendorf, 2010. 116 p.
28. Chaus A.S. Structural and phase changes in carbides of the high-speed steel upon heat treatment // Phys. Met. Metallogr. 2016. V. 117. № 7. P. 684–692.
29. Leech P.W. Laser surface melting of a complex high alloy steel // Mater. Des. 2014. V. 54. P. 539–543.
30. Zhang Z., Lin P., Cong D., Kong Sh., Zhou H., Ren L. The characteristics of treated zone processed by pulsed Nd-YAG laser surface remelting on hot work steel // Optics Laser Technol. 2014. V. 64. P. 227–234.
31. Yasavol N., Abdollah-zadeh A., Ganjali M., Alidokht S.A. Microstructure and mechanical behavior of pulsed laser surface melted AISI D2 cold work tool steel // Appl. Surf. Sci. 2013. V. 265. P. 653–662.
32. Огин П.А., Мерсон Д.Л., Ярьско С.И. Влияние мощности лазерного излучения и скорости движения луча на геометрию зоны оплавления при лазерной закалке стали 40X // Вектор науки ТГУ. 2016. № 2(36). С. 46–51.
33. Li M.Y., Wang Y., Han B., Zhao W., Han T. Microstructure and properties of high chrome steel roller after laser surface melting // Appl. Surf. Sci. 2009. V. 255. P. 7574–7579.
34. Fredriksson H. The mechanism of the peritectic reaction in iron-base alloys // Metal Sci. 1976. V. 10. № 3. P. 77–86.
35. Chaus A.S. Microstructural and properties evaluation of M2 high speed steel after inoculating addition of powder W and WC // Mater. Sci. Technol. 2014. V. 30. № 9. P. 1105–1115.
36. Chaus A.S., Bogachik M., Uradnik P. Structural transformations during heat treatment of W–Mo cast high-speed steel modified using titanium diboride // Phys. Met. Metal. 2011. V. 112. № 5. P. 470–479.