
**СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ**

УДК 669.14.018.25:620.181

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПРИ ЛАЗЕРНОМ ОПЛАВЛЕНИИ ПОВЕРХНОСТИ ОТОЖЖЕННОЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

© 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,
91724 Словакия, Трнава, ул. Я. Ботту, 25

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

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

Поступила в редакцию 28.08.2018 г.

После доработки 13.11.2018 г.

Принята к публикации 21.11.2018 г.

Изучено влияние временных и энергетических параметров импульсной лазерной обработки на формирование структуры и твердость быстрорежущей стали при оплавлении поверхности после отжига. Обсуждены результаты металлографического и микрорентгеноспектрального анализов стали, а также измерения микротвердости. Показано, что лазерное оплавление отожженной быстрорежущей стали вызывает сильное измельчение как твердого раствора, так и карбидной составляющей. Строение зоны лазерного воздействия и морфология дендритов зависят от режимов лазерного облечения.

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

DOI: 10.1134/S001532301904003X

ВВЕДЕНИЕ

Несмотря на усиливающуюся с каждым годом конкуренцию со стороны твердых сплавов, режущей керамики и сверхтвердых инструментальных материалов, быстрорежущие стали (БС) с более чем вековой историей широко используются в производстве определенного типа металлорежущих инструментов [1], что обусловлено их более высокой вязкостью и прочностью по сравнению с вышеупомянутыми инструментальными материалами [2, 3]. Разработаны и внедрены различные способы упрочнения поверхностного слоя БС. К наиболее распространенным относятся химическое (CVD) [4–7] и физическое (PVD) [8–11] осаждение из паровой фазы, а также химико-термическая [12–17] и лазерная обработка (ЛО) поверхности [18–30], в том числе и селективное лазерное плавление, позволяющее получать изделия сложной геометрической формы последовательным и избирательным послойным переплавлением исходного материала [31, 32], включая высоколегированные сплавы для инструментов сложной формы [31].

В опубликованных работах исследовано влияние энергии и скорости сканирования поверхности, как правило, при непрерывной [22, 23, 25–27] и значительно реже при импульсной [24, 28] ЛО БС, находящихся в термообработанном состоя-

нии. Однако выполненные исследования не содержат информацию о том, есть ли различия в формировании микроструктуры при ЛО БС, находящейся в отожженном или термообработанном состоянии, и влияет ли при этом временное распределение потока энергии в импульсах лазерного излучения.

С учетом вышеизложенного в нашей ранее выполненной работе [33] изучено влияние конкретных режимов импульсной ЛО на формирование структуры и твердость БС при оплавлении поверхности после полной термической обработки, а настоящая работа посвящена исследованию особенностей формирования структуры и изменения твердости при лазерном оплавлении поверхности отожженной БС аналогичного химического состава.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Лазерной обработке подвергали отожженную БС Р6М5, химический состав которой соответствовал ГОСТ 19265-73. Использовали образцы высотой 10 мм, полученные из отожженного катаного прутка диаметром 30 мм с твердостью 272 HV (образцы серии О). Образцы подвергали изотермическому отжигу при 850°C с выдержкой не ме-

нее 2 ч, после чего следовало охлаждение до 720°С и выдержка 4 ч. До 500°С охлаждение проводили в печи, а затем на воздухе. Оплавление поверхности образцов осуществляли на лазерной технологической установке с параметрами, подробно описанными в работе [33].

Использовали вариант временного распределения потока энергии в импульсах лазерного излучения для треугольной формы импульса с крутым передним фронтом и убывающим задним (рис. 1). Временные и энергетические параметры лазерного излучения указаны в табл. 1.

Микроструктуру изучали с помощью растрового электронного микроскопа JEOL JSM-7600F с приставкой Oxford Instruments для энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Образцы для металлографических исследований вырезали и подготавливали по стандартной методике с использованием оборудования и расходных материалов фирмы Buehler. Для растрового электронного микроскопа использовали непротравленные образцы.

Определение объемной доли остаточного аустенита в структуре стали проводили с использованием светового микроскопа и софтвера NIS-elements при стандартном 800 кратном увеличении. Образцы протравливали 4-х процентным раствором нитала. Для каждого образца проводили 5 измерений.

Измерение микротвердости осуществляли на приборе Buehler IndentaMet 1105 при нагрузке 100 г ($HV\ 0.1$) и времени выдержки 10 с. Для каждого образца выполняли 10 измерений и определяли микротвердость как среднее арифметическое 10 измерений.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура катаной БС Р6М5 в исходном отожженном состоянии представлена эвтектоидной смесью феррита и карбидов, а также частицами раздробленных при горячей пластической деформации более крупных эвтектических карбидов (рис. 2а). Визуально различимы два типа карбидных частиц, темные и светлые (рис. 2б), причем

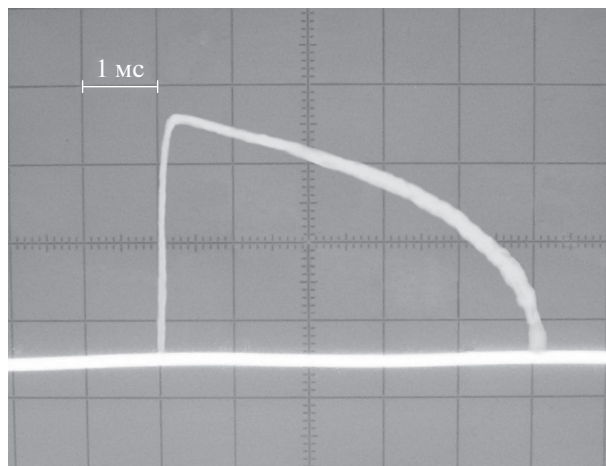


Рис. 1. Осциллограмма временного распределения потока энергии в импульсах лазерного излучения для треугольной формы импульса с крутым передним фронтом и убывающим задним.

химический состав темных частиц соответствует карбиду MC , а светлых частиц — карбиду M_6C [34].

Общее строение зоны лазерного воздействия (ЗЛВ) образцов серии О видно на рис. 3. Глубина и ширина ЗЛВ, как показывает табл. 2, находится в пределах 83–280 и 1196–1497 мкм, соответственно. Металлографический анализ образцов (рис. 3) показал, что микроструктура зоны оплавления (ЗО) во всех случаях имеет явные признаки направленной кристаллизации и образована преимущественно столбчатыми дендритами, отличающимися плохой травимостью, что подтверждает наличие больших температурных градиентов в зоне формирования структуры. Следует отметить, что подобная микроструктура ЗО была зафиксирована у термообработанной БС после лазерного оплавления поверхности с использованием минимальной длительности и энергии импульса с аналогичным вариантом временного распределения потока энергии [33]. Типичной особенностью такой микроструктуры являются дендриты с длинными первичными осями, а их вторичные оси в поперечном сечении имеют форму слегка вытянутых гексагональных ячеек, что подтверждено и в случае ЛО отожжен-

Таблица 1. Временные и энергетические параметры лазерного излучения

Образец	Частота, Гц	Длительность, $\times 10^{-3}$ с	Энергия, Дж
О1	3	3	10
О2	3	9	14
О3	3	18	19

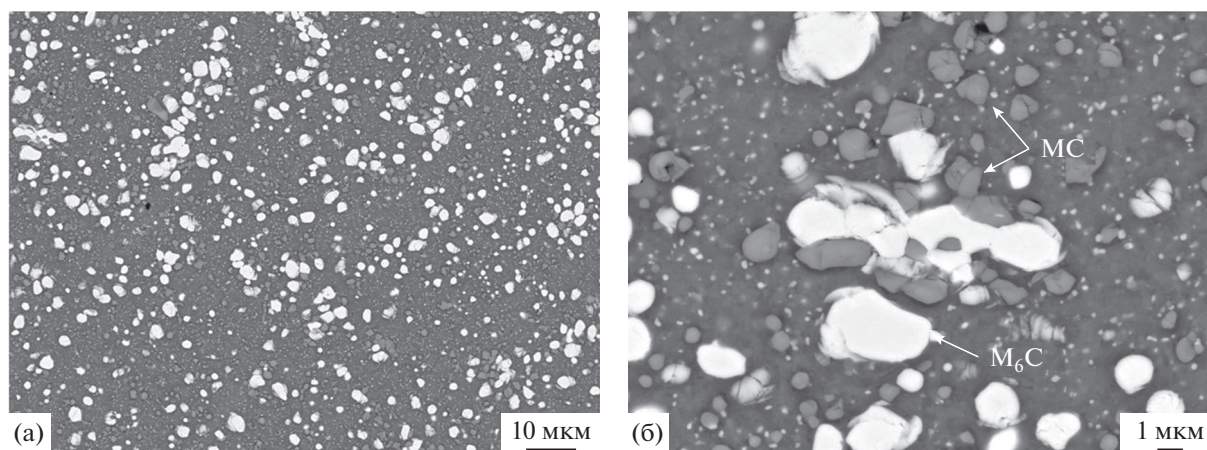


Рис. 2. Микроструктура отожженной быстрорежущей стали Р6М5 при меньшем (а) и большем (б) увеличении.

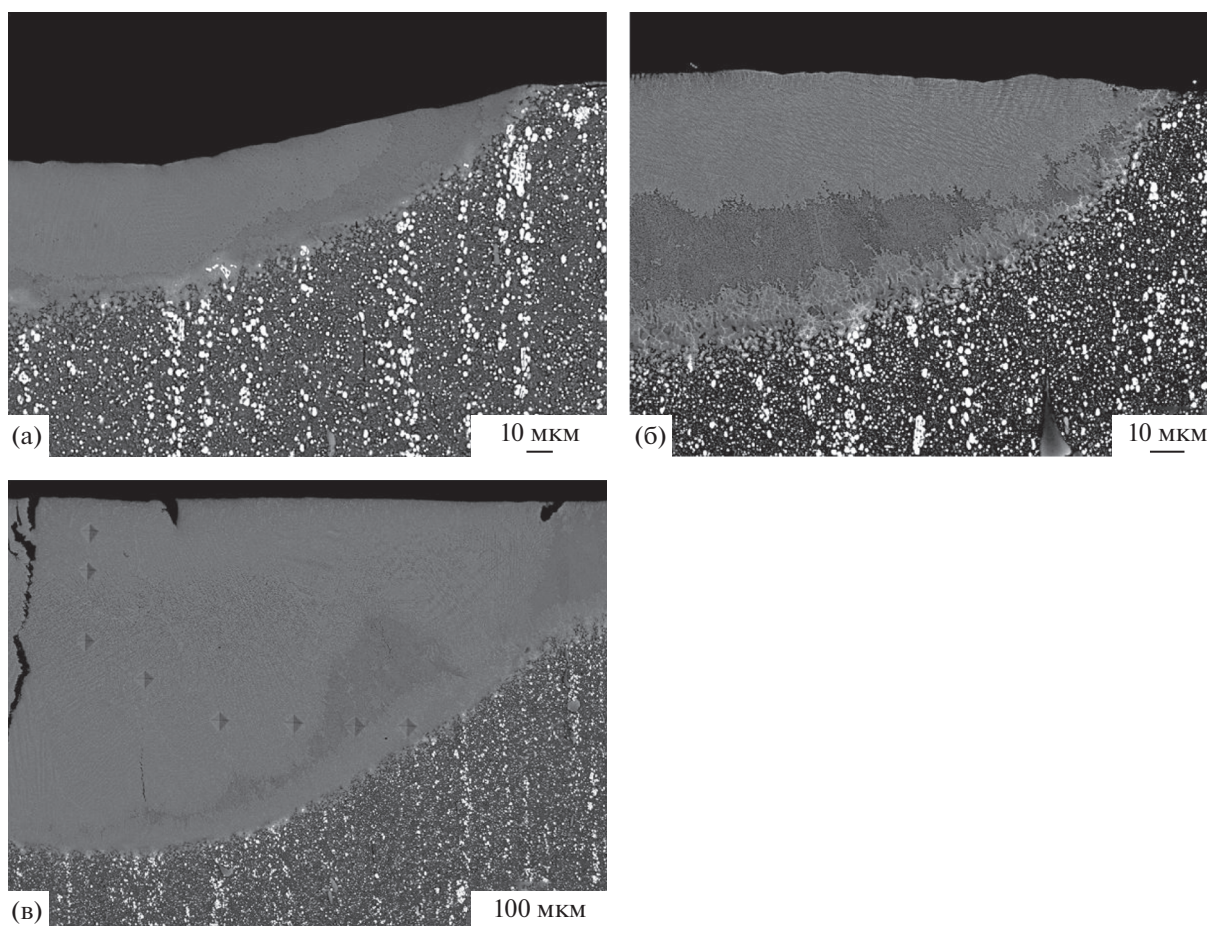


Рис. 3. Общий вид зон лазерного воздействия в образцах О1 (а), О2 (б) и О3 (в).

ной стали на примере образцов О1 (рис. 4а, 4б) и О3 (рис. 4в, 4г). Следует отметить, что после ЛО микроструктура в БС с исходным отожженным состоянием отличается более высокой степенью дисперсности по сравнению с образцами термообра-

ботанной БС [33]. Во многих случаях размер ячеек в БС с исходным отожженным состоянием находится на уровне 500 нм, а размер карбидов, выделившихся по границам ячеек, составляет 20–30 нм (см. рис. 4б).

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

Образец	Глубина, мкм	Ширина, мкм	Микротвердость, HV	
			Основной металл	Зона оплавления
O1	83	1497	272 ± 31	699 ± 65
O2	235	1452		696 ± 63
O3	280	1196		763 ± 75

Области хорошо травящихся дендритов у этих образцов (рис. 4д, 4е соответственно) также отличаются более высокой степенью дисперсности как дендритных ячеек, так и карбидов по сравнению с аналогичными областями, зафиксированными у всех образцов термообработанной БС после одинаковой ЛО [33]. Все это свидетельствует о более высокой скорости кристаллизации в ЗО отожженной БС. С другой стороны, вероятно, по этой причине, в ЗО образцов серии O1 появилась микропористость, которая отсутствовала в микроструктуре термообработанной БС [33]. Микропористость проиллюстрирована на примере образцов O1 и O3 (см. рис. 4). Кроме того, как показывает рис. 3в, в центре ЗО образца O3 образовалась большая трещина, проходящая перпендикулярно от поверхности почти через всю эту зону, что также может быть следствием более высокой скорости кристаллизации расплава в ЗО этого образца.

Как и в случае термообработанной БС [33], микроструктура ЗО образцов серии O после ЛО представлена преимущественно высоколегированным аустенитом и меньшим количеством бесструктурного мартенсита. В частности, по данным металлографического анализа с использованием софтвера NIS-elements, объемная доля аустенита в матрице стали в ЗО после ЛО составляла в случае образцов O1 и O2 96–98%, а образца O3 около 60%. Данные особенности микроструктуры экспериментальных образцов также отражает рис. 4.

Полученные результаты хорошо согласуются с данными [35], согласно которым в микроструктуре стали после ЛО с использованием различных значений мощности лазерного излучения (0.8 и 1.2 кВт) и скорости сканирования (25, 65 и 85 мм/с) в структуре всех образцов наблюдали почти 100% остаточного аустенита. В работе [36] сообщали, что в микроструктуре инструментальной стали после ЛО объемная доля аустенита также достигала почти 100%. Важно, что авторы последней работы считают, что образование такого большого количества аустенита связано в первую очередь не с увеличением содержания углерода и повышением степени легирования твердого раствора, но с измельчением дендритной структуры матрицы стали под воздействием высокой скорости охлаждения. В этой связи следует отметить, что в нашем исследовании с помощью энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии установлено, что после ЛО содержание углерода и легирующих элементов в матрице стали в ЗО существенно выше по сравнению с матрицей стали Р6М5, подвергнутой стандартной термической обработке. Причем по мере увеличения энергии лазерного излучения и повышения длительности лазерного импульса содержание углерода и легирующих элементов в матрице незначительно увеличивалось, о чем свидетельствуют данные табл. 3. Таким образом, наименьшее количество остаточного аустенита обнаружено в образце O3, который отличается самой высокой степенью легирования твердого раствора. И этот результат подтверждает выводы, сделанные в работе [36] о второстепенной роли степени легирования твердого раствора при лазерной обработке с точки зрения влияния на стабилизацию аустенита.

Во всех образцах серии O наблюдаются переходные зоны (ПЗ), типичная микроструктура которых проиллюстрирована на рис. 5. В верхней части ПЗ находятся мелкие, слегка вытянутые зерна твердого раствора, окруженные развитой сеткой эвтектических карбидов (рис. 5а, 5б). Обращает внимание очень высокая степень дисперсности эвтектической составляющей, локально образованной на месте оплавленной частицы первоначального эвтектического карбида, предположительно M_6C , как это показано для образца

В работе [36] сообщали, что в микроструктуре инструментальной стали после ЛО объемная доля аустенита также достигала почти 100%. Важно, что авторы последней работы считают, что образование такого большого количества аустенита связано в первую очередь не с увеличением содержания углерода и повышением степени легирования твердого раствора, но с измельчением дендритной структуры матрицы стали под воздействием высокой скорости охлаждения. В этой связи следует отметить, что в нашем исследовании с помощью энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии установлено, что после ЛО содержание углерода и легирующих элементов в матрице стали в ЗО существенно выше по сравнению с матрицей стали Р6М5, подвергнутой стандартной термической обработке. Причем по мере увеличения энергии лазерного излучения и повышения длительности лазерного импульса содержание углерода и легирующих элементов в матрице незначительно увеличивалось, о чем свидетельствуют данные табл. 3. Таким образом, наименьшее количество остаточного аустенита обнаружено в образце O3, который отличается самой высокой степенью легирования твердого раствора. И этот результат подтверждает выводы, сделанные в работе [36] о второстепенной роли степени легирования твердого раствора при лазерной обработке с точки зрения влияния на стабилизацию аустенита.

Таблица 3. Содержание углерода и легирующих элементов в матрице образцов в ЗО после ЛО по сравнению с матрицей стали Р6М5, подвергнутой стандартной термической обработке

Образец	Содержание элементов, мас. %					
	C ¹	V	Cr	Fe	Mo	W
Р6М5 без ЛО	2.09	1.19	3.48	85.72	3.23	4.29
O1	2.67	1.23	4.00	82.63	3.80	5.67
O2	3.10	1.22	4.08	81.60	4.03	5.97
O3	3.56	1.32	4.29	80.38	4.24	6.21

¹Полуколичественный анализ.

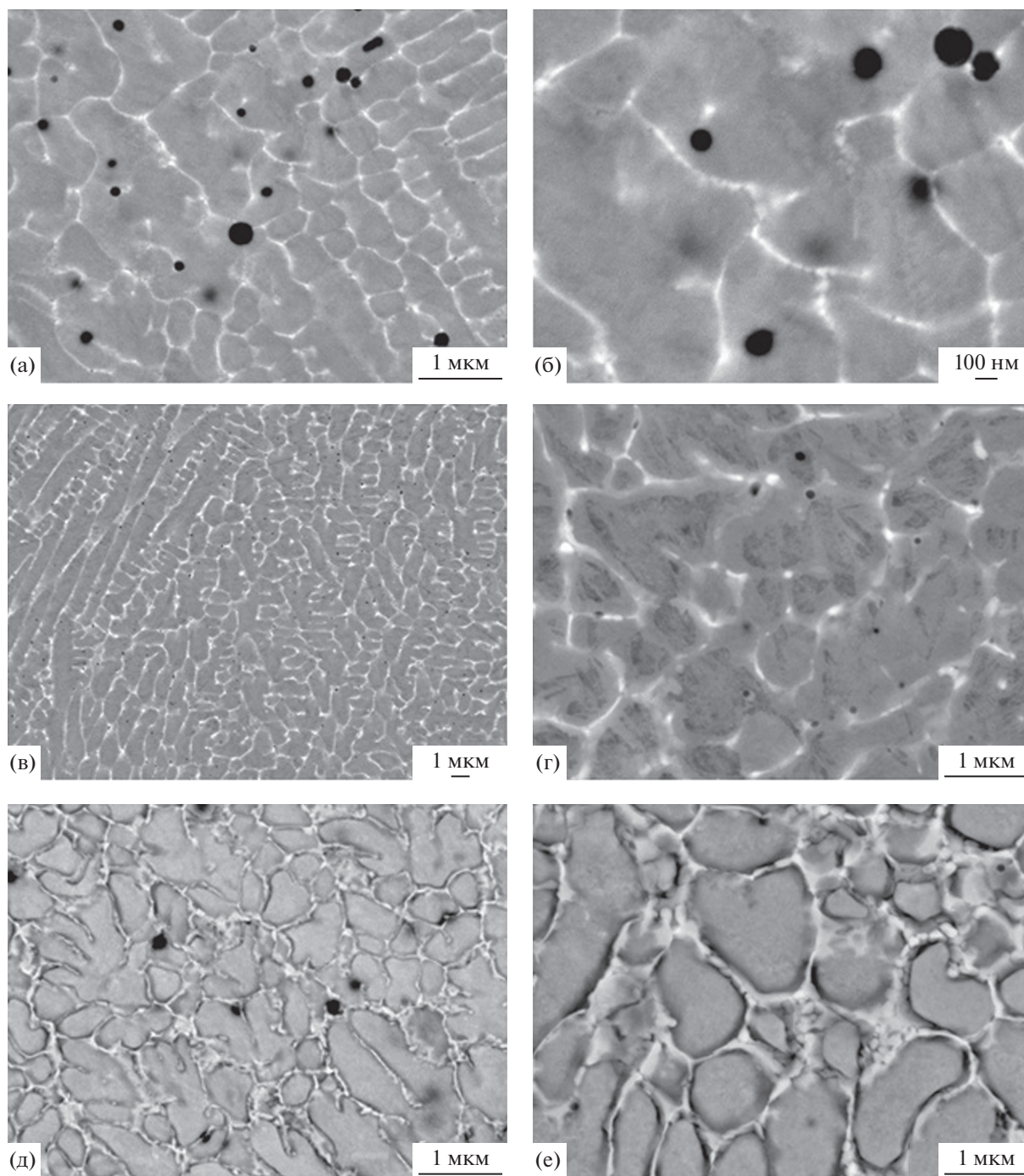


Рис. 4. Микроструктура быстрорежущей стали в зоне оплавления образцов О1 (а, б, д) и О3 (в, г, е).

О2 на рис. 5г. В нижней части ПЗ находятся частично оплавленные зерна исходных эвтектических карбидов, по периметру которых присутствуют тонкие concentрические слои металла высокой степени легированности (рис. 5а, 5б).

В отличие от термообработанной БС [33], зоны термического воздействия в образцах стали с исходным отожженным состоянием отсутствуют

(рис. 5а–5в). Возможно, отсутствие зоны термического воздействия в отожженном основном металле (ОМ) следует связывать с существенно более высокой (в 1.5–2 раза) теплопроводностью БС, находящейся в отожженном состоянии, по сравнению с закаленным, в результате чего выделившееся в ЗЛВ тепло быстрее отводится вглубь ОМ и там рассеивается.

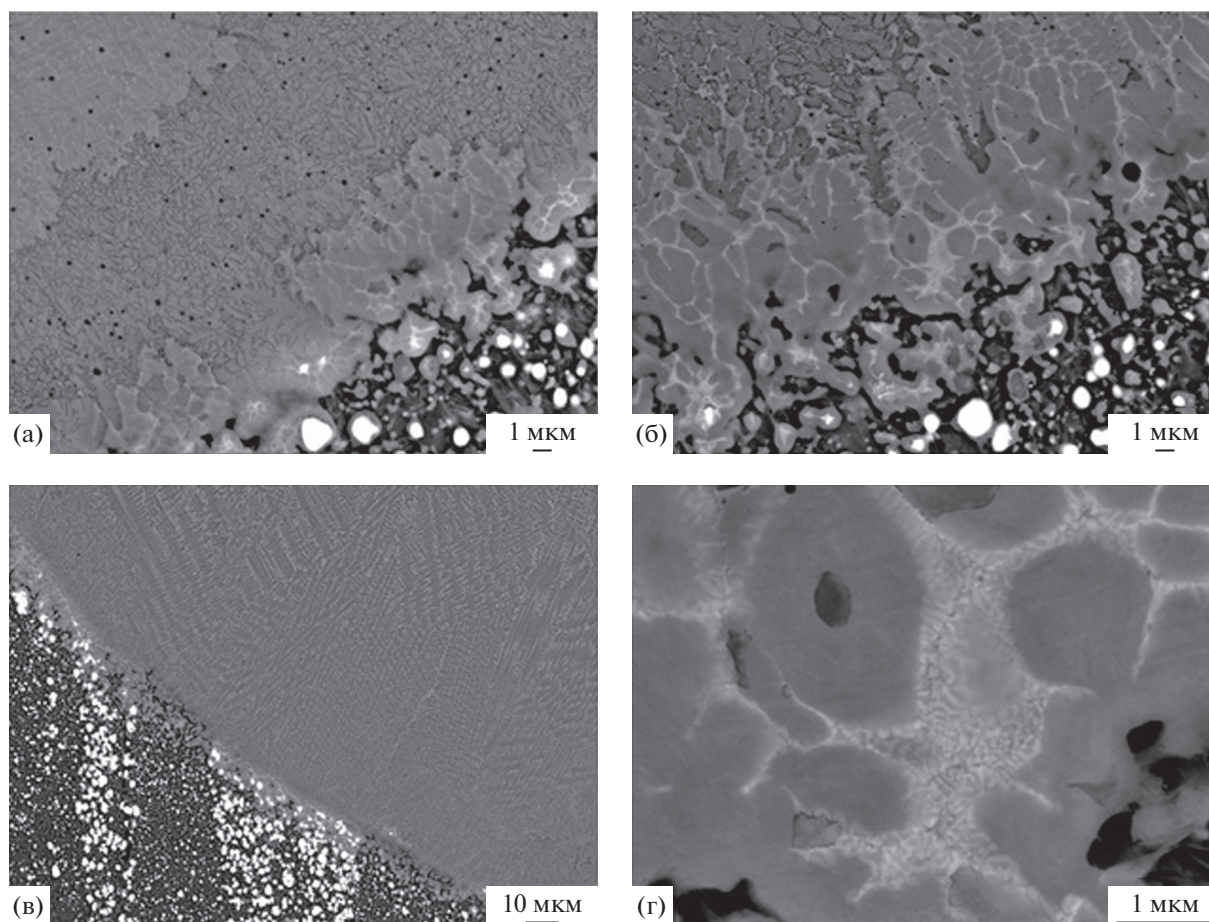


Рис. 5. Общий вид микроструктура быстрорежущей стали на границе переходная зона — основной металл в образцах О1 (а), О2 (б) и О3 (в) и фрагмент эвтектики тонкого строения, образованной в переходной зоне образца О2 (г).

Результаты измерения микротвердости в ОМ и в верхней части ЗО образцов серии О приведены в табл. 2, из которой видно, что после ЛО микротвердость ОМ находится на уровне 272 ± 31 НВ, в то время как в ЗО показатели микротвердости значительно выше у всех исследованных образцов (см. табл. 2). Однако самая высокая твердость была зафиксирована в случае образца О3, который поэтому показателю значительно превосходил образцы О1 и О2, что хорошо согласуется с данными металлографического анализа. Повышенная твердость образца О3 может быть объяснена присутствием значительной меньшей объемной доли остаточного аустенита в его микроструктуре.

В случае образцов с исходным отожженным состоянием обращает на себя внимание значительно меньшая разница в микротвердости ЗО в зависимости от режимов лазерного облучения, которая не превышает 67 НВ (см. табл. 2) в отличие от 287 НВ для образцов термообработанной БС [33]. Это свидетельствует о меньшем влиянии режимов ЛО на формирование микроструктуры

ЗЛВ в случае отожженной БС по сравнению с термообработанной, что может быть связано с различной теплопроводностью БС в отожженном и термообработанном состояниях.

ВЫВОДЫ

Изучено влияние временных и энергетических параметров импульсной ЛО на формирование структуры и твердость БС Р6М5 при оплавлении поверхности после отжига. В результате проведенных исследований установлены следующие закономерности.

1. Лазерное оплавление вызывает существенное измельчение зерен матрицы и карбидной составляющей отожженной БС. При этом в отожженной стали достигается более высокая степень дисперсности микроструктуры по сравнению с образцами термообработанной БС, что может быть связано с более высокой скоростью кристаллизации оплавленного металла, обусловленной лучшей теплопроводностью стали в отожженном состоянии.

2. В 3О отожженной БС доминируют плохо травящиеся столбчатые дендриты с признаками направленной кристаллизации. Доля компактных, произвольно ориентированных и хорошо травящихся дендритов значительно меньше во всех исследованных образцах, что также свидетельствует о более высокой скорости кристаллизации оплавленного металла в случае отожженной БС по сравнению с термообработанным аналогом. Микроструктура 3О исследованных образцов образована преимущественно высоколегированным аустенитом и бесструктурным мартенситом.

4. В верхней части ПЗ присутствуют участки локально переплавленных исходных частиц эвтектических карбидов с образованием на их местах мелких равноосных зерен твердого раствора, окруженных развитой сеткой дисперсных эвтектических карбидов. Частично оплавленные зерна исходных эвтектических карбидов, по периметру которых присутствуют тонкие концентрические слои металла высокой степени легированности, находятся в нижней части ПЗ.

5. В отличие от термообработанной БС [33], зоны термического воздействия в образцах стали с исходным отожженным состоянием отсутствуют, что может быть связано с существенно более высокой (в 1.5–2 раза) теплопроводностью БС, находящейся в отожженном состоянии по сравнению с закаленным.

6. ЛО образцов серии О сопровождается значительным повышением микротвердости металла 3О (от 684 до 762 HV) по сравнению с ОМ (272 HV) в отожженном состоянии. Разница в микротвердости 3О в зависимости от режимов лазерного облучения не превышала 67 HV.

Работа выполнена благодаря финансовой поддержке по проектам VEGA № 1/0520/15 и APVV-16-0057, а также реализации проекта APRODINET, ITMS:26220120048, supported by the Research & Development Operational Programme funded by the ERDF. В работе принимал участие инженер Ю. Видличка (J. Vidlička).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Bobzin K. High-performance coatings for cutting tools // CIRP J. Manufacturing Science and Technology. 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: P.J. Davim (Ed.). Tribology in Manufacturing Technology. 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. Technol. 2015. V. 261. P. 331–336.
5. Gowri M., Enckevort W.J.P., Schermer J.J., Celis J.P., ter Meulen J.J., Buijnsters J.G. Growth and adhesion of hot filament chemical vapor deposited diamond coatings on surface modified high speed steel // Diam. Relat. Mater. 2009. V. 18. P. 1450–1458.
6. Polini R., Pighetti Mantini F., Braic M., Amar M., Ahmed W., Taylor H. Effects of Ti- and Zr-based interlayer coatings on the hot filament chemical vapour deposition of diamond on high speed steel // Thin Solid Films. 2006. V. 494. P. 116–122.
7. 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.
8. 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.
9. Cho I.S., Amanov A., Kim J.D. The effects of AlCrN coating, surface modification and their combination on the tribological properties of high speed steel under dry conditions // Tribol. Int. 2015. V. 81. P. 61–72.
10. 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.
11. Gerth J., Wiklund U. The influence of metallic interlayers on the adhesion of PVD TiN coatings on high-speed steel // Wear. 2008. V. 264. P. 885–892.
12. Chaus 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.
13. Krukovich M.G., Prusakov B.A., Sizov I.G. Plasticity of boronized layers / Springer Series in Materials Science 237. Springer, 2016. 364 p.
14. Edenhofer B., Joritz D., Rink M., Voges K. Carburizing of steels / In: E.J. Mittemeijer and M.A.J. Somers (Eds.). Thermochemical Surface Engineering of Steels. Woodhead Publishing, 2015. P. 485–553.
15. Doyle E.D., Pagon A.M., Hubbard P., Dowey S.J., Pilkington A., McCulloch D.G. Nitriding of high speed steel // Int. Heat Treat. Surf. Eng. 2011. V. 5. P. 69–72.
16. Chaus A.S., Murgas M., Latyshev I.V., Toth R. Heat Treatment of cast carburising high-speed steel alloyed with Ti, Nb and V // Met. Sci. Heat Treat. 2001. V. 43. P. 220–223.
17. Геллер Ю.А. Инструментальные стали (5-е изд.). М.: Металлургия, 1983. 527 с.
18. 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. 519–529.
19. 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.
20. Огин П.А., Мерсон Д.Л., Кондрашина Л.А., Васюкин К.Я. Влияние режимов лазерной модификации на структуру, свойства и износостойкость мелко-

- мерного инструмента из быстрорежущей стали Р6М5 // Вектор науки ТГУ. 2015. № 4(34). С. 83–88.
21. 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.
 22. 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. 1–8.
 23. 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. Pt. 3. P. 184–193.
 24. 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.
 25. 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.
 26. 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.
 27. Kqc 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.
 28. 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.
 29. Григорьянц А.Г. Основы лазерной обработки материалов. М.: Машиностроение, 1989. 304 с.
 30. Soriano C., Leunda J., Lambarri J., García Navas V., Sanz C. Effect of laser surface hardening on the microstructure, hardness and residual stresses of austempered ductile iron grades // Appl. Surf. Sci. 2011. V. 257. P. 7101–7106.
 31. Sander J., Hufenbach J., Giebler 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.
 32. 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.
 33. Чаус А.С., Максименко А.В., Федосенко Н.Н., Чаплович Л., Мышковец В.Н. Формирование структуры быстрорежущей стали при лазерном оплавлении поверхности // ФММ. 2018. Т. 120. № 3. С. 291–300.
 34. Chaús 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.
 35. Kwok C.T., Lo K.H., Cheng F.T., Man H.C. Effect of processing conditions on the corrosion performance of laser surface-melted AISI 440C martensitic stainless steel // Surf. Coat. Technol. 2003. V. 166. P. 221–230.
 36. Colaço R., Vilar R. Stabilisation of retained austenite in laser surface melted tool steels // Mater. Sci. Eng. A. 2004. V. 385. P. 123–127.