

## ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 10P6M5 В ПРОЦЕССЕ СЕЛЕКТИВНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ

*Гнюсов С.Ф., Федин Е.А.*

Томский политехнический университет, Томск, Россия

В работе методами оптической и растровой микроскопии, рентгеноструктурного анализа изучена структура быстрорежущей стали после процесса селективной электронно-лучевой наплавки исходного порошка стали 10P6M5 дисперсностью 50...350 мкм. Наплавку осуществляли в вакууме с контролем мощности электронного луча, его диаметра, длины развертки и скорости движения подложки. Установлено, что с увеличением числа проходов электронного луча (до 18 проходов) в ранее наплавленном материале формируется мультимодальное распределение карбидной фазы по размерам: первичный эвтектический карбид типа М6С, находящийся по границам первичных аустенитных зерен, дисперсный вторичный карбид М6С и карбид VC. Эвтектический карбид с увеличением числа проходов электронного луча меняет свою морфологию от скелетообразного до отдельных округлых выделений. Вторичный карбид выделяется внутри зерен матрицы и его размер не превышает 250 нм. Доля мартенсита от общего объема матрицы увеличивается с ростом числа проходов с 77 до 95 %, что приводит к постепенному росту средней величины микротвердости наплавляемого материала и более однородному ее распределению по толщине покрытия. Мартенситная фаза с увеличением числа проходов электронного луча становится все более грубой (от мелкодисперсного мартенсита до крупных игл, распространяющихся через все аустенитное зерно).

На границе сплавления встречаются отдельные крупные поры (а), в самом покрытии трещин и пор не фиксируется. При малом числе проходов (3 и 6) наблюдается различная травимость металла покрытия при переходе от слоя к слою, далее с увеличением проходов данные изменения не фиксируются.

Матрица по данным РСА представляет собой мартенситно-аустенитную смесь, аналогичные результаты были получены в работах [9, 10, 11]. В ходе анализа рассматривалось воздействие последующих проходов электронного луча на предыдущие наплавленные слои. При малом числе проходов формируется сетка эвтектических карбидов, которые с увеличением числа проходов электронного луча постепенно изменяют свою морфологию и коагулируют  $d_1 = 2.5 \pm 1.5$  мкм (в,г). Мартенситная фаза с увеличением числа проходов электронного луча становится все более грубой (от мелкодисперсного (бесструктурного) мартенсита (а) до крупных игл, распространяющихся через все аустенитное зерно).

Объемная доля мартенсита в металле третьего прохода увеличивается с ростом числа проходов с 77 до 95 % (рис. 4). Это связано с тем, что в условиях термоциклирования ранее наплавленные слои неоднократно прогреваются до температур выше 500°C и, следовательно, происходит релаксация термических напряжений, из аустенитной матрицы выделяется большое количество дисперсных ( $d_2 < 250$  нм) карбидов М6С и VC (рис. 5), которые согласно [12] выделяются в подобных покрытиях и оптической микроскопией не фиксируются. Необходимо отметить, что в непосредственной близости к первичным эвтектическим карбидам выделений вторичных карбидов типа М6С не происходит. Матрица в ходе дальнейшего охлаждения превращается в мартенсит.

Следовательно, в условиях многопроходной наплавки формируется мультимодальное ( $d_1$  и  $d_2$ ) распределение карбидной фазы по размерам. Это приводит к постепенному росту средней величины микротвердости от ~5950 до ~(7200...7700) МПа (рис. 6). При малом числе проходов (от 3 до 9) меньшая величина микротвердости обусловлена сохранением 15...25 об.% остаточного аустенита.

**Заключение.** Установлено, что в процессе селективной электронно-лучевой наплавки с увеличением числа проходов электронного луча формируется мультимодальное распределение карбидной фазы по размерам (первичный эвтектический карбид типа М6С,

находящийся по границам зерен, меняет свою морфологию от скелетообразного до отдельных округлых выделений; внутри зерен матрицы выделяются дисперсные вторичные карбиды М6С и VC).

Матрица представляет собой мартенситно-аустенитную смесь. Мартенситная фаза с увеличением числа проходов электронного луча изменяется от мелкодисперсного (бесструктурного) до крупноигольчатого. Объемная доля мартенсита увеличивается с ростом числа проходов с 77 до 95 %, что приводит к постепенному росту средней величины микротвердости исследуемых покрытий от ~5950 до ~(7200...7700) МПа и более однородному ее распределению. Некоторое уменьшение твердости у границы наплавки – основной металл и в верхней ее части при числе проходов (от 3 до 9) связано с подплавлением основы и сохранением до 15...25 % остаточного аустенита соответственно.

### Список литературы

1. Schmidt M., Merklein M., Bourell D., Dimitrov D., Hausotte T., Wegener K., Overmeyer L., Vollertsen F., Levy G.N. Laser based additive manufacturing in industry and academia / CIRP Annals - Manufacturing Technology, 2017, T.66, pp. 561–583.
2. Satish Prakasha K., Nancharaihb T., Subba Rao V.V. Additive Manufacturing Techniques in Manufacturing -An Overview / Materials Today: Proceedings, 2018, no. 5, pp. 3873–3882.
3. Heintl P., Muller L., Korner C., Singer R.F., Muller F.A. Cellular Ti–6Al–4V structures with interconnected macro porosity for bone implants fabricated by selective electron beam melting / Acta Biomaterialia, 2008, no. 4, pp. 1536–1544.
4. Lawrence E. Murr, Sara M. Gaytan, Diana A. Ramirez, Edwin Martinez, Jennifer Hernandez, Krista N. Amato, Patrick W. Shindo, Francisco R. Medina, and Ryan B. Wicker Metal Fabrication by Additive Manufacturing Using Laser and Electron Beam Melting Technologies / J. Mater. Sci. Technol., 2012, V. 28, no. 1, pp. 1–14.
5. Zhong Y., Rännar Lars-Erik, Wikman S., Koptyug A., Liu L., Cui D., Shen Z. Additive manufacturing of ITER first wall panel parts by two approaches: Selective laser melting and electron beam melting / Fusion Engineering and Design, 2017, V. 116, pp. 24–33.
6. Chengcheng Wang, Xipeng Tan, Erjia Liu, Shu Beng Tor Process parameter optimization and mechanical properties for additively manufactured stainless steel 316L parts by selective electron beam melting / Materials and Design, 2018, V. 147, pp. 157–166.
7. Jon Olsén, Zhijian Shen, Leifeng Liu, Andrey Koptyug, Lars-Erik Rännar Micro- and macro-structural heterogeneities in 316L stainless steel prepared by electron-beam melting / Materials Characterization, 2018, no. 141, pp. 1–7.
8. Guilemany J.M., Dosta S., Miguel J.R. The enhancement of the properties of WC-Co HVOF coatings through the use of nanostructured and microstructured feedstock powders. – Surface & Coatings Technology, 2006, V. 201, pp. 1180–1190.
9. Sander J., Hufenbach J., Giebelier L., Wendrock H., Kühn U., Eckert J. Microstructure and properties of FeCrMoVC tool steel produced by selective laser melting / Materials and Design, 2016, V. 89, pp. 335–341.
10. 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 / Materials characterization, 2013 V. 84, pp. 72 – 80.
11. Hongyu Chen, Dongdong Gu, Donghua Dai, Chenglong Ma, Mujian Xia Microstructure and composition homogeneity, tensile property, and underlying thermal physical mechanism of selective laser melting tool steel parts / Materials Science & Engineering A, 2017, V. 682, pp. 279–289.
12. Gnyusov S.F., Ignatov A.A., Durakov V.G., Tarasov S.Yu. The effect of thermal cycling by electron-beam surfacing on structure and wear resistance of deposited M2 steel. // Applied Surface Science, 2012, V. 263, pp. 215-222.