

# ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА, НАПЛАВЛЕННОГО ДРОБЬЮ В ТОКОПОДВОДЯЩЕМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ

Ю. М. Кусков, Ф. К. Биктагиров, Т. И. Грищенко, А. И. Евдокимов

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Выполнено металлографическое исследование металла, наплавленного дробью из высокохромистого чугуна в токоподводящем кристаллизаторе. Установлено, что несмотря на особые в этом случае условия формирования металлической ванны структура периферийных зон наплавленного металла существенно не отличается от структуры, образующейся при ЭШП в обычном водоохлаждаемом кристаллизаторе. Для получения однородной структуры наплавленного слоя без наличия в нем нерасплавившихся металлических включений необходимо выбирать электрические режимы наплавки с учетом массовой скорости подачи дроби и ее фракционного состава. Библиогр. 10, ил. 5.

**Ключевые слова:** электрошлаковая наплавка; токоподводящий кристаллизатор; наплавочная дробь; высокохромистый чугун; структура металла

В настоящее время высокохромистые чугуны (15...30 % Cr) являются наиболее распространенными высокоуглеродистыми износостойкими материалами, применяемыми в различных отраслях промышленности [1–3]. Это связано с особенностями их структуры. Главным признаком этой структуры является гетерогенность, т. е. одновременное присутствие в ней твердых включений (карбидов) и пластичной основы (матрицы), обладающей повышенными прочностными характеристиками. При оптимальном структурообразовании высокохромистые чугуны представляют собой естественные композиты, соответствующие по своей сопротивляемости абразивному изнашиванию принципу Шарпи [4].

Преимущество этих материалов, связанное с наличием в структуре большого количества (до 30 %) высокотвердых карбидов хрома ( $HV = 14,5...16,0$  ГПа), является в то же время и серьезным недостатком. Последнее связано с тем, что при ремонте изделий из высокохромистых чугунов применять сварочно-наплавочные способы практически невозможно по причине появления в наплавленном металле дефектов (главным образом трещин). Более благоприятные условия для формирования наплавленного металла создаются при электрошлаковой наплавке (ЭШП). Как показала практика, наплавлять детали высокохромистым чугуном хотя и сложно, но все же возможно [5–7].

Лучшие условия для выполнения качественной электрошлаковой наплавки появились в результате использования токоподводящего кристаллизатора

(ТПК) и дискретной наплавочной присадки, в частности, дроби из высокохромистого чугуна [8, 9]. Основным отличием секционного токоподводящего кристаллизатора от обычного является наличие минимум двух секций, расположенных одна над другой и электрически изолированных. Верхняя — это токоведущая секция, через которую в шлаковую ванну подводится электрический ток, а нижняя — формирующая, в которой кристаллизуется в процессе охлаждения наплавленный металл.

Цель настоящей работы — оценка особенностей формирования структуры слоя металла высокохромистого чугуна, наплавленного дробью в ТПК.

По сути формирующая секция ТПК является аналогом обычного кристаллизатора с отводом тепла от расплавленного металла через водоохлаждаемые стенки. Поэтому можно предположить, что никаких особых отличий от обычного структурообразования, характерного для слитка ЭШП, происходить не должно. Однако в данном случае следует учитывать влияние на процесс кристаллизации токоведущей секции, вследствие чего имеет место специфическое распределение тока в шлаковой ванне. Если при электрошлаковом процессе в обычном кристаллизаторе тепловой центр шлаковой ванны располагается по оси электрода под оплавленным его торцом, то при плавке в ТПК основная доля тока протекает в пристенной области его внутренней поверхности. Вследствие этого именно в этой зоне в шлаке выделяется наибольшее количество теплоты. Это подтверждается как данными, полученными на расчетных моделях

[10], так и результатами реальных наплавки. Поэтому в пристенной области формируется более глубокая часть металлической ванны по сравнению с ее центральной частью и форма ванны напоминает сомbrero (рис. 1).

Иными словами, в пристенной области формирующей секции в металлической ванне происходят два противоположных процесса. С одной стороны, наблюдается наибольшее выделение теплоты и соответственно это снижает скорость кристаллизации расплавленного металла, а с другой, сохраняется обычное воздействие водоохлаждаемых стенок формирующей секции.

Исследования влияния особенностей электрошлакового процесса в ТПК на кристаллизацию наплавленного металла проводили по следующей методике. В ТПК диаметром 180 мм на металлической заправке, установленной ниже верхнего уровня формирующей секции, с помощью нерасходуемого электрода наводили шлаковую ванну (флюс АНФ-29). После касания шлаковой ванны токоведущей секции кристаллизатора электрод извлекали, а электрошлаковый процесс продолжался за счет прохождения тока через токоведущую секцию ТПК. После прогрева шлаковой ванны в нее дозатором подавали дробь высокохромистого чугуна диаметром 2,5...3,5 мм (2,4 % С, 27 % Cr).

Вследствие использования дроби с повышенной долей фракций большого диаметра (3,0...3,5 мм) и относительно невысоких температурных режимов наплавки сплавление основного и наплавленного металлов было исключено. Тем самым, металлографические исследования выполняли только на наплавленном металле, не подвергнутом влиянию основного металла.

Микроструктуру высокохромистого чугуна выявляли электролитическим травлением в 20 %-ном водном растворе хромового ангидрида при напряжении 15 В в течение 5 с. Анализ микроструктуры проводили с использованием оптического микроскопа. Для измерения микротвердости использовали прибор ПМТ-3 с нагрузкой 100 г, а твердости — прибор ТК-2М (метод Роквелла).

Металлографические исследования показали, что структура металла центральной (осевой) зоны наплавленного слоя соответствует структуре доэвтектического высокохромистого чугуна. Выделения первичного аустенита приближаются к ячеистой форме. Эвтектические колонии, имеющие равноосную (в виде розеток) и продолговатую (вытянутую) формы карбидов, располагаются в промежутках между аустенитными фазами (рис. 2). Микротвердость первичного аустенита составляет 5605 МПа, эвтектических колоний — 6291 МПа.

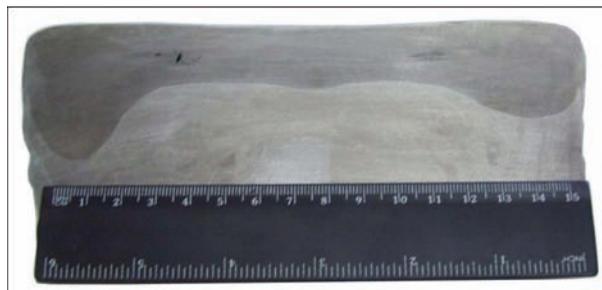


Рис. 1. Форма металлической ванны при ЭШН дробью высокохромистого чугуна в ТПК

В ряде мест наблюдаются локальные участки со структурой зерен аустенита, по границам которых располагаются мелкие пластинки карбидов (рис. 3, а). Размер этих участков составляет примерно 20...60 мкм. Встречаются также участки структуры, состоящие из матрицы и большого количества выделений карбидных кристаллов. Карбиды имеют форму мелких пластин, кристаллов гексагональной формы и располагаются в матрице хаотично (рис. 3, б). Микротвердость этих участков составляет 5605 МПа при макротвердости металла образца 42...46 HRC. Появление таких специфических участков как первого, так и второго типа обусловлено особенностями плавления гранул разного фракционного состава при имеющих место в опытах массовой скорости подачи дроби и электрических режимах наплавки. Это также подтверждает высказанные предположения о более низких температурных условиях плавления дроби и формирования металла в центральной части слоя.

Микроструктура металла в пристенной части наплавки также соответствует структуре доэвтектического высокохромистого чугуна (рис. 4). Однако все структурные составляющие в данном случае имеют меньшие размеры, чем в металле центральной части. Это означает, что, несмотря на более высокие температуры металлической ванны в пристенной области формирующей секции, скорость кристал-

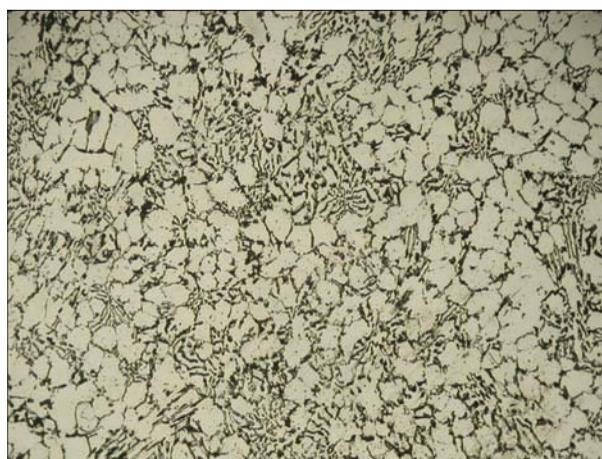


Рис. 2. Микроструктура ( $\times 100$ ) высокохромистого чугуна в центральной части наплавленного слоя

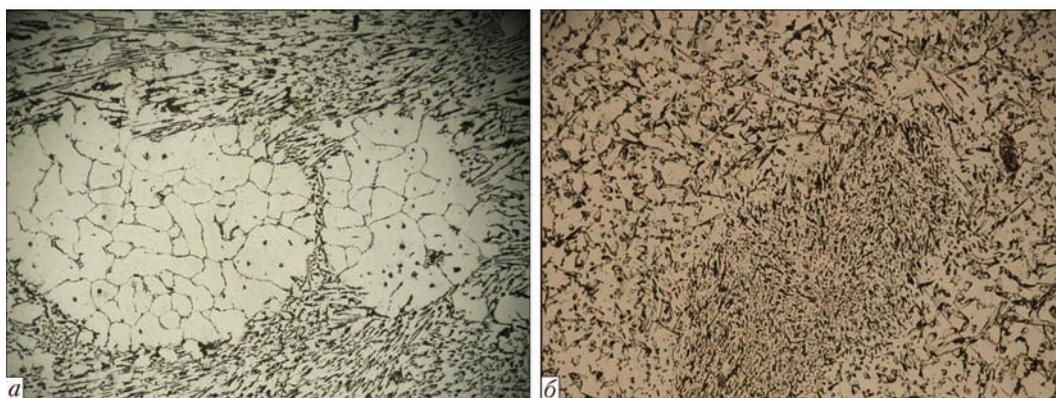


Рис. 3. Микроструктура ( $\times 100$ ) локальных зон высокохромистого чугуна с крупнокристаллическим строением (а) и с мелкокристаллическим (б)

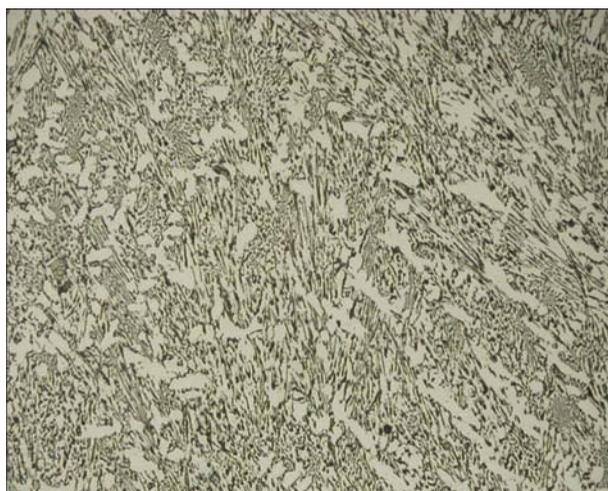


Рис. 4. Микроструктура ( $\times 100$ ) высокохромистого чугуна в пристенной части наплавленного слоя

лизации здесь за счет охлаждающего влияния кристаллизатора выше по сравнению с осевой зоной. Никаких локально отличающихся участков с особой структурой в данном случае не отмечено.

Сама структура представляет собой дендриты первичного аустенита и прилегающие к ним колонии хромисто-карбидной эвтектики. В свою очередь эвтектика состоит из аустенитной матрицы, проросшей кристаллами карбидной фазы, имеющей вид веерообразно расположенных пластинок или розеток. Микротвердость дендритов аустенита составляет 5037...5605 МПа, т. е. примерно такая же, как у аустенита в структуре металла центральной части наплавленного слоя. То же можно сказать и относительно микротвердости эвтектических колоний (6291 МПа). Однако макротвердость этой части наплавленного слоя существенно превышает показатели для центральной части и составляет 48...49 HRC.

Так как толщина этой пристенной зоны относительно небольшая (менее 10 мм), то она либо не окажет значительного влияния на общую износостойкость наплавленного слоя, либо более высокая

твердость периферийной зоны может стать определяющим фактором в случае изнашивания только поверхностного слоя (боковой поверхности), особенно при незначительных величинах износа.

Результаты выполненных исследований показывают, что близость условий формирования структуры при плавке высокохромистого чугуна в ТПК и ЭШП принципиально позволяет использовать при разработке процесса наплавки в токоподводящем кристаллизаторе технологические и практические наработки, которые получены при ЭШН в обычном кристаллизаторе.

Также можно отметить, что выявленное при плавке в ТПК различие в макротвердости чугуна по центру и периферии наплавленного металла можно рассматривать как положительный фактор с точки зрения эксплуатации изделий, работающих в условиях торцевых ударных нагрузок и боковых изгибающих моментов, например, при наплавке рабочего инструмента (так называемых пик) гидромолотов различной формы и размеров.

#### Список литературы

1. Гарбер М. Е. (1972) *Отливки из износостойких белых чугунов*. Москва, Машиностроение.
2. Цыпин И. И. (1983) *Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства*. Москва, Металлургия.
3. Гаврилюк В. П., Тихонович В. И., Шалевская И. А., Гутько Ю. И. (2010) *Абразивостойкие высокохромистые чугуны*. Луганск, Ноулидж.
4. Жуков А. А., Сильман Г. И., Фрольцов М. С. (1984) *Износостойкие отливки из комплексно-легированных белых чугунов*. Москва, Машиностроение.
5. Валиц К. А., Стойко В. П., Пономаренко В. П., Пасечник С. Ю. (1988) *Электрошлаковая наплавка молотков роторных дробилок коксохимического производства. Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавка в металлургической и горнорудной промышленности*. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона, сс. 24–25.
6. Киселева И. В., Дорохов В. В., Шварцер А. Я., Герасимов Е. А. (1989) *Использование электрошлакового обогрева при упрочнительно-восстановительной наплавке зубьев ковшей экскаваторов. Пробл. спец. электрометаллургии*, 3, 28–30.

7. Пономаренко В. П., Пасечник С. Ю., Стойко В. П., Шварцер А. Я. (1990) Прочность и износостойкость наплавленного высокохромистого чугуна, легированного титаном и марганцем. *Оборудование и материалы для наплавки*. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона, сс. 86–89.
8. Кусков Ю. М., Гордань Г. Н., Богайчук И. Л., Кайда Т. В. (2015) Электрошлаковая наплавка дискретным материалом различного способа изготовления. *Автоматическая сварка*, 5–6, 34–37.
9. Кусков Ю. М., Сарычев И. С. (2004) Восстановительная электрошлаковая наплавка чугуновых валков стана 2000. *Сварочное производство*, 2, 39–43.
10. Томиленко С. В., Кусков Ю. М. (1999) Энергетические особенности электрошлакового процесса в токоподводящем кристаллизаторе. *Автоматическая сварка*, 2, 51–53.
4. Zhukov, A.A., Silman, G.I., Froltsov, M.S. (1984) *Wear-resistant castings from complexly-alloyed white cast irons*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
5. Valits, K.A., Stojko, V.P., Ponomarenko, V.P., Pasechnik, S.Yu. (1988) Electroslag surfacing of rotary hammer crushers of by-product coke production. In: *Theoretical and technological principles of surfacing. Surfacing in metallurgical and mining industry*. Kiev, PWI, 24–25 [in Russian].
6. Kiseleva, I.V., Dorokhov, V.V., Shvartser, A.Ya., Gerasimov, E.A. (1989) Application of electroslag heating in hardening-restoration surfacing of excavator bucket teeth. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, 3, 28–30 [in Russian].
7. Ponomarenko, V.P., Pasechnik, S.Yu., Stojko, V.P., Shvartser, A.Ya. (1990) Strength and wear resistance of deposited high-chromium cast iron alloyed with titanium and manganese. In: *Equipment and materials for surfacing*. Kiev, PWI, 86–89 [in Russian].
8. Kuskov Yu.M., Gordan G.N., Bogajchuk I.L. and Kajda T.V. (2015) Electroslag surfacing using discrete materials of different methods of manufacture. *The Paton Welding J.*, 5–6, 34–36.
9. Kuskov, Yu.M., Sarychev, I.S. (2004) Restoration electroslag surfacing of mill rollers 2000. *Svarochn. Proizvodstvo*, 2, 39–43 [in Russian].
10. Tomilenko, S.V., Kuskov, Yu.M. (1999) Energy specifics of electroslag process in current-supplying mould. *Avtomatich. Svarka*, 2, 51–53 [in Russian].

## References

1. Garber, M.E. (1972) *Castings of wear-resistant white cast irons*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
2. Tsyplin, I.I. (1983) *Wear-resistant white cast irons. Structure and properties*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
3. Gavrilyuk, V.P., Tikhonovich, V.I., Shalevskaya, I.A., Gutko, Yu.I. (2010) *Abrasion-resistant high-chromium cast irons*. Lugansk, Knowledge [in Russian].

## ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ВИСОКОХРОМИСТОГО ЧАВУНУ, НАПЛАВЛЕНОГО ДРОБОМ В СТРУМОПІВДІДНОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ

Ю. М. Кусков, Ф. К. Біктагіров, Т. І. Грищенко, А. І. Євдокимов

Інститут електросварювання ім. Є. О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Виконано металографічне дослідження металу, наплавленого дробом з высокохромистого чавуну в струмопідвідному кристалізаторі. Встановлено, що не дивлячись на особливі в цьому випадку умови формування металеві ванни структура периферійних зон наплавленого металу істотно не відрізняється від структури, що утворюється при ЕШП в звичайному водоохолоджуваному кристалізаторі. Для здобуття однорідної структури наплавленого шару без наявності в ньому металевих включень, що не розплавлялися, необхідно вибирати електричні режими наплавлення з врахуванням масової швидкості подачі дробу і її фракційного складу. Бібліограф. 10, іл. 5.

**Ключові слова:** електрошлакове наплавлення; струмопідвідний кристалізатор; наплавка; дріб; высокохромистий чавун; структура металу

## FORMATION OF STRUCTURE OF HIGH-CHROMIUM CAST IRON, SURFACED BY SHOTS IN CURRENT-CARRYING MOULD

Yu. M. Kuskov, F. K. Biktairov, T. I. Grishchenko, A. I. Evdokimov

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Metallographic examination of metal, surfaced by shots of high-chromium cast iron in current-carrying mould, was carried out. It was established, that in spite of peculiar conditions of formation of metal pool in this case, the structure of periphery zones of deposited metal are not greatly differed from the structure, formed at ESR in conventional water-cooled mould. To produce the homogeneous structure of the deposited layer without the presence of non-melted metal inclusions in it, it is necessary to select the surfacing electric modes with account for a mass speed of shot feeding and its fractional composition. Ref. 10, Fig. 5.

**Key words:** electroslag surfacing; current-carrying mould; surfacing shot; high-chromium cast iron; metal structure

Поступила 05.03.2018