



К ВОПРОСУ ВЫБОРА БОРСОДЕРЖАЩИХ ШИХТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ СЕРДЕЧНИКА ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ

А. П. ЖУДРА, С. Ю. КРИВЧИКОВ, кандидаты техн. наук, В. В. ПЕТРОВ, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены результаты экспериментальных исследований влияния различных порошкообразных борсодержащих материалов (аморфного бора, нитрида бора, триоксида бора, карбида бора и лигатуры железо-хром-бор) в составе самозащитной порошковой проволоки на структуру, твердость и трещиностойкость высокоуглеродистого наплавленного металла. Показано, что наиболее благоприятными физико-механическими свойствами обладает наплавленный металл, легированный бором при использовании лигатуры железо-хром-бор.

Ключевые слова: дуговая наплавка, порошковая проволока, наплавленный металл, микроструктура, микролегирование бором, твердость наплавленного металла

Известно, что микролегирование бором литейных чугунов и углеродистых сталей может оказывать положительное воздействие на некоторые основные физико-механические свойства сплавов [1]. В работе [2] показано, что при электродуговой наплавке порошковой проволокой низколегированных сплавов типа доэвтектического белого чугуна (2,2...2,5 % С) микролегирование бором в количестве 0,1...0,2 % способствует росту стойкости наплавленного металла против образования холодных трещин, его микро- и макротвердости, а также существенно изменяет морфологию структурных составляющих наплавленного белого чугуна.

Целью настоящей работы является определение эффективности влияния микролегирования бором на перечисленные выше свойства наплавленного чугуна при введении его в состав сердечника самозащитных порошковых проволок в виде различных борсодержащих материалов. Наплавку порошковыми проволоками диаметром 1,8 мм производили на образцы из стали марки Ст3 одиночными валиками в четыре слоя на постоянном токе обратной полярности в следующем режиме: $I_{св} = 160...170$ А; $U_{д} = 20...21$ В; $v_{п.л} = 160$ м/ч; $v_{св} = 7,7$ м/ч. В качестве источника питания использовали сварочный выпрямитель ВДУ-506 с жесткой внешней характеристикой. Наплавку очередного валика производили после полного остывания предыдущего.

С целью оптимизации типа легирующей борсодержащей добавки произведены наплавки опытными самозащитными порошковыми проволоками, в которые бор вводили в виде порошка аморфного бора (В) (99,9 % В), карбида бора V_4C (78,8 % В), нитрида бора BN (44 % В), триоксида бора V_2O_3 (31,4 % В) или лигатуры Fe-Cr-B (ФХБ), содержащей 19,7 % В и 41,2 % Сг. Для сравнительного металлографического анализа использовали образцы наплавленного металла примерно одинакового состава, мас. %: 0,12...0,15 В; 2,12...2,30 С; 0,40...0,50 Сг; 0,84...1,02 Si; 1,12...1,42 Mn; 0,22...0,28 Al; 0,08...0,18 Ti. Указанная концентрация бора в наплавленном металле (0,12...0,15 %) обеспечивалась при его расчетном содержании в сердечнике порошковых проволок 0,60...0,75 мас. %.

Установлено, что трещиностойкость (определяли наличием микротрещин при металлографических исследованиях) наплавленного металла при прочих равных условиях зависит от типа борсодержащей добавки в сердечнике порошковой проволоки. Так, при использовании BN и V_2O_3 в наплавленном валике образуются макротрещины, ви-

димые невооруженным глазом. В то же время в случае применения порошков лигатуры Fe-Cr-B, V_4C и аморфного В зафиксировано их отсутствие. Наибольшее количество микротрещин обнаруживается в зоне плавления и наплавленном металле, легированном аморфным В, BN и V_2O_3 . При использовании лигатуры ФХБ и V_4C наблюдаются единичные микротрещины.

Различное влияние исследованных легирующих борсодержащих компонентов порошковых проволок на трещиностойкость высокоуглеродистого наплавленного металла взаимосвязано с возможностью образования мартенситной фазы и ее морфологией. Легирование наплавленного металла аморфным В, BN и V_2O_3 (рис. 1, а-в) приводит к образованию мартенситной фазы, тогда как использование порошков V_4C и ФХБ препятствует протеканию мартенситного превращения в на-

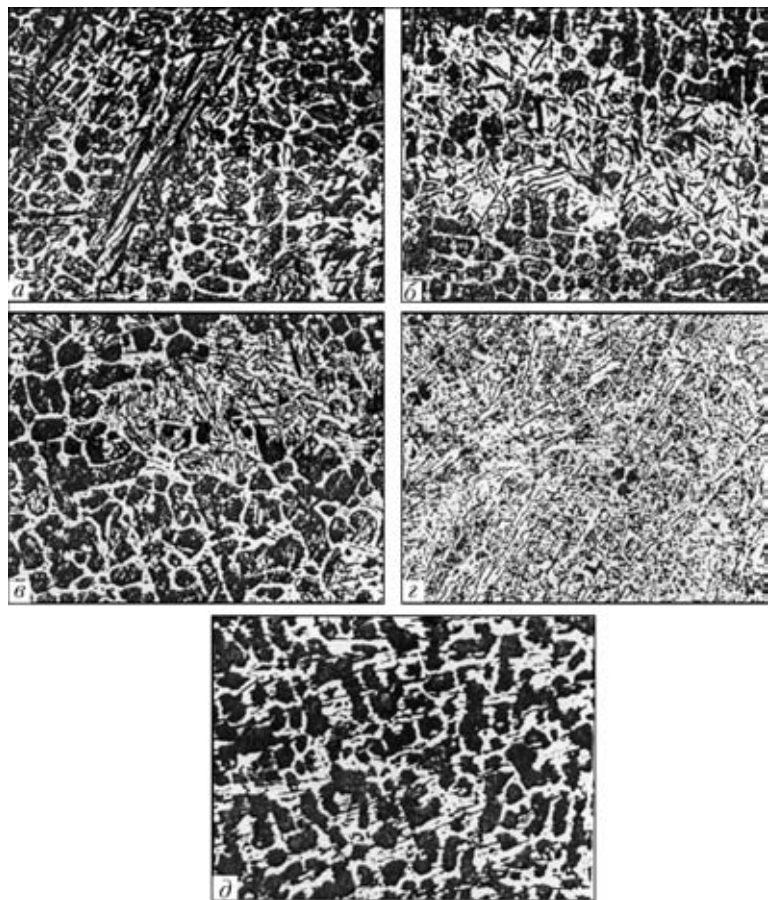


Рис. 1. Микроструктура борсодержащего (0,12...0,15 %) наплавленного металла, $\times 320$, микролегированного бором посредством введения в порошковую проволоку: а — BN; б — V_2O_3 ; в — аморфный В; г — V_4C ; д — лигатура Fe-Cr-B

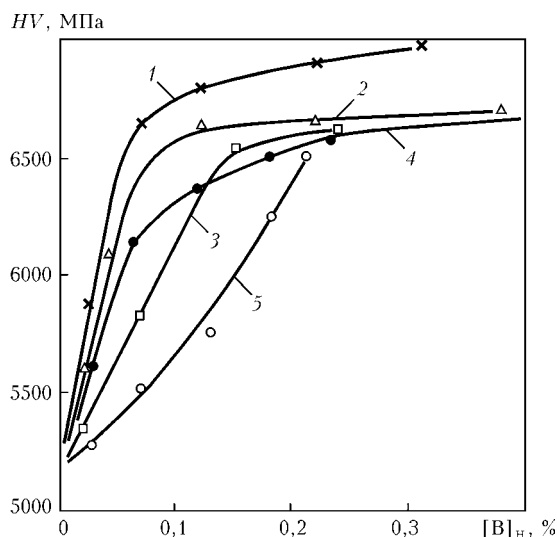


Рис. 2. Влияние различных борсодержащих компонентов в порошковой проволоке на микротвердость наплавленного чугуна: 1 — B_4C ; 2 — B ; 3 — BN ; 4 — B_2O_3 ; 5 — $Fe-Cr-B$

лавленном металле (рис. 1, з, д). На основании проведенного металлографического анализа можно утверждать, что по степени влияния на полноту протекания мартенситного превращения легирующие борсодержащие добавки могут быть расположены в следующем порядке: ФХБ— B_4C —аморфный B — B_2O_3 — BN . В зоне сплавления исследованных наплавленных образцов имеются участки мартенсита игольчатого строения. Однако в случае использования B_4C и лигатуры ФХБ образуется не крупноигольчатый мартенсит, а дисперсный, с отдельными

Results are given of experimental investigations of the influence of various powder-like boron-containing materials (amorphous boron, boron nitride, boron trioxide, boron carbide and iron-chromium-boron master alloy) in the composition of self-shielding flux-cored wire on the structure, hardness and crack resistance of high-carbon deposited metal. It is shown that the deposited metal alloyed with boron, using iron-chromium-boron maser alloy, has the most favourable physico-mechanical properties.

участками бейнита, что возможно также препятствует зарождению и развитию микротрещин.

Столь существенные различия во влиянии борсодержащих шихтовых материалов в порошковой проволоке на трещиностойкость и микроструктуру при одной и той же концентрации бора в наплавленном металле возможно связано с воздействием на условия кристаллизации металла сварочной ванны других химических элементов, входящих в состав исследованных легирующих добавок.

Установлено (рис. 2), что изменение твердости наплавленного металла происходит в относительно узком (0,05... 0,15 %) интервале концентрации бора и мало зависит от типа борсодержащего материала сердечника порошковой проволоки за исключением лигатуры ФХБ. В последнем случае с увеличением содержания лигатуры ФХБ в порошковой проволоке (а следовательно, рост концентрации бора в наплавленном металле) изменение твердости происходит более плавно по сравнению с вариантами использования других исследованных борсодержащих материалов. При этом положительным фактором является то, что колебания значений коэффициента заполнения порошковой проволоки, имеющие место при ее изготовлении, не будут оказывать существенного влияния на твердость наплавленного металла. С этой точки зрения, а также учитывая благоприятное воздействие лигатуры ФХБ на структуру и трещиностойкость наплавленного металла, ее использование в качестве источника микролегирования бором следует считать более предпочтительным по отношению к другим исследованным борсодержащим компонентам.

1. Бор, кальций, ниобий и цирконий в чугунах и сталях / Под ред. С. М. Винарова. — М.: Металлургиздат, 1961. — 460 с.
2. Кривчиков С. Ю. Разработка технологии износостойкой наплавки чугунных коленчатых валов двигателей внутреннего сгорания самозащитной порошковой проволокой: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1990. — 16 с.

Поступила в редакцию 08.01.2004

ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины



Г. В. Жук (ИЭС) 25 февраля 2004 г. защитил докторскую диссертацию на тему «Основные закономерности влияния теплофизических условий кристаллизации металла при электронно-лучевой плавке на структуру и свойства слитков».

Диссертация посвящена определению теплофизических закономерностей формирования

структуры слитка при электронно-лучевой плавке с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) в условиях высоких скоростей охлаждения при кристаллизации расплава и разработке на этой основе оптимизированных режимов выплавки слитков.

Установлены закономерности формирования кристаллического строения слитков титановых и никелевых сплавов при ЭЛПЕ с учетом скоростей охлаждения и кристаллизации расплава в кристаллизаторе, градиента температуры на фронте затвердевания.

Методами математического моделирования определены зависимости теплофизических условий затвердевания металла слитков титановых сплавов в кристаллизаторе от технологических параметров ЭЛПЕ: производительности процесса, час-

тоты технологического цикла, мощности и распределения электронно-лучевого нагрева. Установлено, что снижение мощности электронно-лучевого нагрева и смещение его максимума на периферию слитка позволяет повысить скорость охлаждения расплава более чем в 10 раз, скорость кристаллизации — в 30 раз. Определены технологические режимы ЭЛПЕ титановых сплавов с удельной мощностью нагрева металла в кристаллизаторе $(1,5... 2) \cdot 10^5$ Вт/м², обеспечивающие твердое состояние поверхности слитка в кристаллизаторе и максимальные скорости охлаждения расплава.

Экспериментально установлено, что рассчитанные технологические условия позволяют получать в слитках титанового сплава $Ti-6Al-4V$ как круглого, так и прямоугольного сечений равноосную структуру по всему сечению слитка при гомогенном распределении легирующих элементов, структурных и фазовых составляющих. Установлено также, что гомогенная структура в слитках-слябах титанового сплава обеспечивает высокий уровень и изотропность механических свойств.

Определены пути дальнейшего повышения скорости охлаждения металла в процессе ЭЛПЕ — кристаллизация расплава в микрообъемах. Предложен новый метод диспергирования расплава из промежуточной емкости с помощью вращающегося с частотой до 2500 об/мин барабана-диспергатора (ЭЛДРЕ). Разработана математическая модель формирования слитка из диспергированного расплава с использованием принудительного охлаждения слитка. Установлено, что в процессе