



МОДИФИЦИРОВАНИЕ БОРОМ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ТИПА БЕЛОГО ЧУГУНА

С. Ю. КРИВЧИКОВ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрено влияние малых добавок бора на свойства наплавленного металла типа белого чугуна доэвтектического состава при широкослойной дуговой наплавке порошковой проволокой. Установлено, что бор в количестве 0,07...0,14 мас. % существенно повышает трещиностойкость наплавленного металла типа белого чугуна. Показано, что рост трещиностойкости обусловлен модифицирующим воздействием бора на размеры и строение структурных составляющих наплавленного чугуна и упрочнением межзеренных границ.

Ключевые слова: дуговая наплавка, наплавленный чугун, порошковая проволока, структура, модифицирование и микролегирование бором, трещиностойкость, твердость

При дуговой наплавке деталей, изготовленных из серых чугунов, главной проблемой является образование кристаллизационных и холодных трещин как в наплавленном металле, так и в зоне сплавления. При наплавке деталей, работающих в условиях циклического и знакопеременного нагружения (например, коленчатые валы двигателей автомобилей, компрессоров, дизель-генераторов и т. п.), подобные дефекты могут являться причиной их усталостного разрушения.

Предотвращение образования трещин достигается различными способами металлургического и технологического характера: применением высоколегированных наплавочных материалов аустенитного класса, предварительной наплавкой буферного подслоя для снижения содержания углерода в рабочем наплавленном слое, предварительного и сопутствующего подогрева наплавляемой детали и ее замедленного охлаждения после наплавки и др. Однако для получения тонкого слоя износостойкого наплавленного металла на деталях с относительно малым (0,5...1,5 мм) износом, отличающегося комплексом трудносочетаемых свойств (высокой твердостью, износостойкостью и трещиностойкостью), такие способы борьбы с трещинами оказываются либо малоэффективными, либо неприемлемыми.

Одним из направлений повышения физико-механических свойств железоуглеродистых сплавов является модифицирование и микролегирование их небольшими добавками поверхностно-активных элементов (ПАЭ), оказывающих влияние на процессы структурообразования кристаллизующихся сплавов [1]. Рафинирующее и упрочняющее воздействие ПАЭ на межкристаллитные сочленения (границы), представляющие собой сильно разветвленную сеть, которая пронизывает весь объем металла, приводит к межзеренному

армированию матрицы сплава [2]. В свою очередь границы зерен являются энергетическими барьерами на пути распространения трещины [3]. Таким образом, можно предположить, что использование ПАЭ может оказаться эффективным способом повышения трещиностойкости сплавов, кристаллизующихся в неравновесных условиях реального сварочного процесса.

К ПАЭ относится бор, отличительным свойством которого является его модифицирующая способность — воздействие на размер зерен и состояние межзеренных границ [1, 2, 4, 5]. Легирование бором также широко используется при сварке порошковыми проволоками и лентами для получения абразивностойкого наплавленного металла, при этом он выступает в роли основного легирующего элемента, принимающего участие в образовании твердых и износостойких карбидов и карбоборидов переходных металлов. Как правило, содержание бора в таком типе наплавленного металла составляет 1,5...3,5 мас. %. В то же время сведений о влиянии сравнительно малых добавок бора на свойства низколегированного чугуна, наплавленного порошковой проволокой, недостаточно.

Целью настоящей работы явилось экспериментальное исследование влияния малых добавок бора на свойства наплавленного металла типа белого чугуна при широкослойной наплавке порошковой проволокой деталей, изготовленных из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом. В качестве объекта исследования выбрали разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона состав наплавленного металла, стойкий в условиях трения-скольжения при высоких контактных нагрузках [6], но кристаллизующийся при наплавке с образованием трещин. Химический состав исследуемого наплавленного металла следующий, мас. %: 2,4...2,6 С; 1,0...1,2 Si; 1,2...1,4 Mn; 0,5...0,6 Cr. Для получения и исследования образцов наплавленного металла указанного химического состава изготовили опытные порошковые проволоки диаметром 2 мм с разным содержанием бора. Однослойную ши-



рокослойную наплавку цилиндрических образцов из чугуна с шаровидным графитом проводили на постоянном токе обратной полярности на режиме: ток наплавки 150...160 А, напряжение дуги 19...21 В, размах колебаний электрода 35 мм, скорость наплавки 5,5 м/ч, толщина наплавленного слоя 1,8...2,2 мм.

Визуальным осмотром наплавленных образцов установлено, что на поверхности наплавленного слоя, не содержащего бор, имеются макротрещины, а в микрошлифах — микротрещины различной протяженности и степени раскрытия, расположенные как в наплавленном металле, так и в зоне сплавления. Микротрещины зарождаются, как правило, в зоне сплавления в местах залегания графитовых включений основного металла и прилегающих к ним участках ледебуритных колоний. В дальнейшем они беспрепятственно распространяются по объему наплавленного металла. В то же время наплавленный металл, содержащий 0,05...0,07 мас. % бора, кристаллизуется без образования макротрещин, а количество микротрещин существенно уменьшается. Увеличение содержания бора приводит к дальнейшему снижению количества микротрещин, при концентрации бора 0,18...0,20 % имеют место единичные микротрещины. Микрولةгирование бором более 0,2 мас. % не оказывает заметного влияния на трещиностойкость наплавленного металла. В ходе металлографических исследований установлено, что микроструктура наплавленного металла состоит из двух основных фаз: продуктов распада аустенита (ферритно-перлитная смесь) и карбидно-цементитной фазы. Присутствуют также участки ледебуритной эвтектики, расположенной в зоне сплавления и имеющей сотовое строение, что характерно для низколегированного литейного чугуна доэвтектического состава. При отсутствии бора карбидно-цементитная фаза образуется не во всех межосных пространствах дендритов твердого раствора, поэтому в плоскости шлифа она имеет вид разорванной (несплошной) сетки.

Микрولةгирование бором оказывает существенное влияние на все структурные составляющие наплавленного чугуна. Это влияние становится уже заметным при содержании бора 0,03 мас. %, а наиболее интенсивные изменения имеют место в интервале концентраций бора 0,07...0,15 мас. %. При содержании бора более 0,2 мас. % структура наплавленного чугуна меняется незначительно. Плотность дендритной структуры увеличивается, что проявляется в уменьшении размеров зерен твердого раствора со 100...112 (для наплавленного образца без бора) до 80...100, 64...80 и 32...48 мкм для образцов, содержащих 0,07, 0,13 и 0,21 мас. % бора соответственно (рис. 1). Карбидно-цементитная фаза, выделяющаяся по межосным пространствам дендритов, также претер-

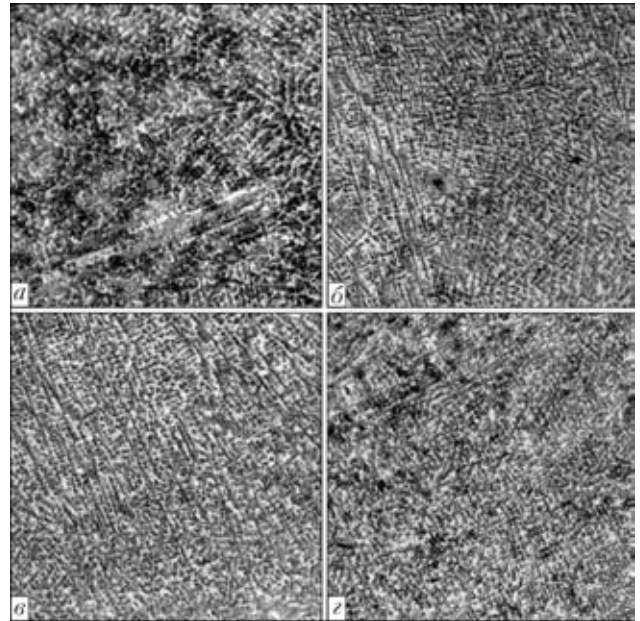


Рис. 1. Микроструктуры ($\times 80$) наплавленного металла с разным содержанием бора: *a* — без бора; *b* — 0,07; *v* — 0,13; *z* — 0,21 мас. %

певает значительные изменения: она становится менее разорванной и кристаллизуется в виде сплошной сетки с утонченными и уширенными участками (рис. 2). Ширина участков карбидно-цементитной сетки в наплавленном образце без бора составляет 48...96 мкм. При содержании бора 0,07; 0,13 и 0,21% ширина утонченных участков соответственно равна 16...32, 8...16 и 3,2...2,4 мкм, а уширенных — 64...82, 48...64 и 32...40 мкм.

Зона сплавления в исследуемых наплавках представляет собой структуру перекристаллизованного металла из твердожидкого состояния с

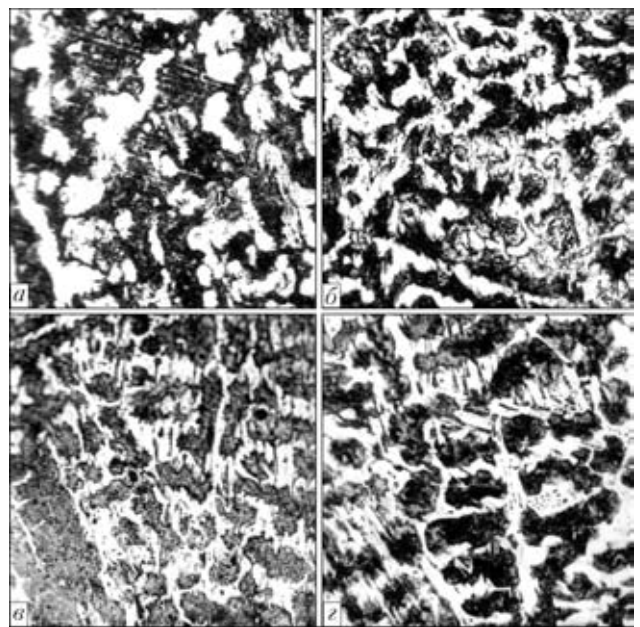


Рис. 2. Микроструктуры ($\times 640$), иллюстрирующие влияние бора на морфологию карбидно-цементитной фазы: *a* — без бора; *b* — 0,07; *v* — 0,13; *z* — 0,21 мас. %

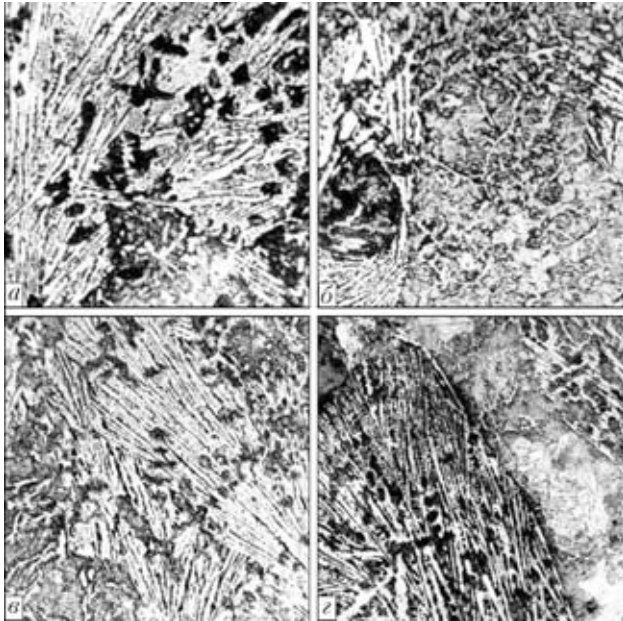


Рис. 3. Микроструктуры ($\times 200$) наплавленного металла с различными дисперсностью ледебуритных колоний и содержанием бора: *a* — без бора; *b* — 0,07; *v* — 0,13; *z* — 0,21 мас. %

характерным для дуговой наплавки чугуна наличием ледебуритных колоний. При отсутствии бора ледебуритные колонии в плоскости шлифа сливаются в сплошную полосу отбела. В отдельных местах зоны сплавления глубина участков ледебуритных областей достигает 600...800 мкм. С введением бора количество областей, занятых ледебуритом, уменьшается, а характер их распределения становится прерывистым. Максимальный эффект достигается при содержании бора 0,18...0,20 мас. %. При этом размеры ледебуритных колоний по глубине снижаются до 300 мкм, а степень их дисперсности возрастает (рис. 3).

Следует отметить, что участки структуры наплавленного металла, непосредственно прилегающие к зоне полного расплавления, имеют более

дифференцированное строение, чем центральные области наплавленного слоя. В этих участках кристаллизующиеся дендриты твердого раствора имеют оси третьего порядка, межосные расстояния которых находятся в следующей зависимости от содержания бора (средние значения): без бора — 80 мкм; 0,07 % В — 64; 0,13 % В — 48; 0,21 % В — 32 мкм.

Помимо структурных изменений, модифицирование бором оказывает влияние на твердость наплавленного металла HV^A и микротвердость зерен твердого раствора HV^K , в то время как микротвердость карбидной фазы HV остается практически без изменения (рис. 4). Увеличение твердости наплавленного металла при незначительном снижении твердости продуктов распада аустенита по всей видимости связано с повышением плотности и разветвленности упрочненных бором межзеренных границ, что не противоречит теории модифицирования чугуна с использованием ПАЭ [2, 4]. Снижается также анизотропность значений твердости Δ (разность между наибольшим и наименьшим значениями твердости): значения ΔHV и ΔHV^A с 640 и 700 (в наплавке без бора) снижаются соответственно до 140 и 210 МПа (в наплавке, содержащей 0,21 % бора). В то же время независимо от содержания бора ΔHV^K остается практически на одном уровне и составляет 140...158 МПа. В зоне сплавления микротвердость ледебуритных колоний возрастает с увеличением содержания бора с 6600...7300 (без бора) до 8500...9300 МПа (0,21 % бора), что обусловлено его влиянием на степень дисперсности ледебурита.

Таким образом, полученные данные свидетельствуют о том, что малые добавки бора оказывают значительное модифицирующее воздействие на все структурные составляющие наплавленного чугуна и однородность значений их твердости.

Установленное существенное воздействие бора на увеличение трещиностойкости наплавленного чугуна можно объяснить двойственным характером его влияния на процессы первичной кристаллизации. С одной стороны, наличие бора приводит к значительному уменьшению размеров зерен, увеличению плотности, однородности и разветвленности кристаллизующихся дендритов твердого раствора и карбидно-цементитной фазы, т. е. образованию тонкодифференцированной структуры с развитой сетью межзеренных границ, армирующих сплав высокопрочным замкнутым каркасом. С другой стороны, малые добавки ПАЭ, особенно бора, адсорбируются на границах или разделах кристаллитов, где наиболее высокая концентрация вакансий и искажений кристаллической решетки [2–4 и др.]. При этом после выхода микротрещины из зоны сплавления в прилегаю-

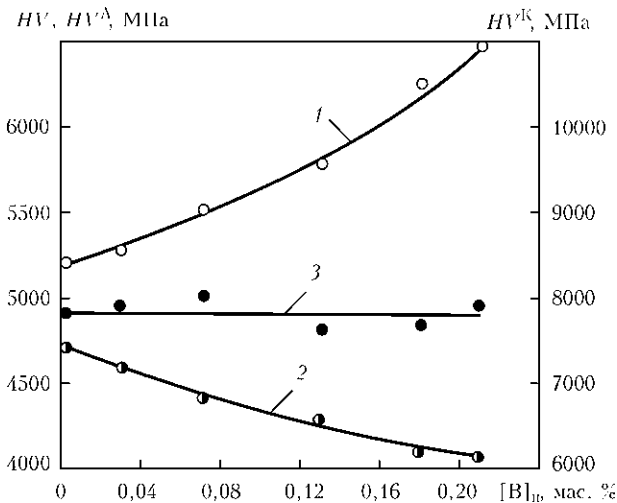


Рис. 4. Влияние содержания бора на макротвердость наплавленного металла HV (1), микротвердость зерен твердого раствора H^A (2) и карбидно-цементитной сетки H^K (3)



щие участки наплавленного металла с мелкозернистой, дифференцированной структурой и упорочненными бором межзеренными границами, дальнейший их рост прекращается.

1. *Сильман Г. И.* Термодинамика и термокинетика структурообразования в чугунах и сталях. — М.: Машиностроение, 2007. — 302 с.
2. *Гольдштейн Я. Е., Мизин В. Г.* Модифицирование и микрولةгирование чугуна и стали. — М.: Металлургия, 1986. — 270 с.

3. *Вейбулл В.* Усталостные испытания и анализ их результатов. — М.: Машиностроение, 1964. — 276 с.
4. *Архаров В. И.* Теория микрولةгирования сплавов. — М.: Машиностроение, 1975. — 61 с.
5. *Винаров С. М.* Бор, кальций, ниобий и цирконий в чугуне и стали. — М.: Металлургиздат, 1961. — 459 с.
6. *Кривчилов С. Ю.* Повышение треботехнических характеристик наплавленных чугунных коленчатых валов автомобилей // Автомат. сварка. — 2008. — № 12. — С. 41–45.

The paper considers the effect of minor additions of boron on properties of hypoeutectic composition deposited metal of the white cast iron type provided by wide-layer hardfacing using flux-cored wire. It has been established that boron in an amount of 0.07...0.14 wt. % leads to a substantial improvement of crack resistance of the deposited cast iron. It has been shown that growth of crack resistance is caused by the modifying effect of boron on sizes and structure of components of the deposited cast iron and strengthening of grain boundaries

Поступила в редакцию 01.03.2012

КОМПЛЕКСНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ В СОЕДИНЕНИЯХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКИ, И СПЛАВОВ СО СПЕЦИАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ И НИКЕЛЯ, ПОЛУЧЕННЫХ СОВРЕМЕННЫМИ МЕТОДАМИ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ, ПРИ ПРИМЕНЕНИИ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБОВ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ, УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЙ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ И РАЗРАБОТКА АЛГОРИТМОВ ОЦЕНКИ КАЧЕСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Научно-исследовательская работа по указанной теме была завершена в 2011 г. в Институте электросварки им. Е. О. Патона (руководитель темы — академик НАН Украины С. И. Кучук-Яценко).

В работе использован системный подход, который включал комплексное исследование объекта, а именно термодиформационных процессов прессовой сварки конструкционных материалов с имеющейся структурной неоднородностью с использованием экспериментального метода получения информации.

В работе приведены результаты исследований влияния структуры основного металла высокопрочных низколегированных сталей нового поколения и сплавов со специальными свойствами на основе алюминия и никеля на формирование структурной неоднородности и механические свойства соединений, которые получены разнообразными способами сварки давлением. Получены данные о природе образования квазиметаллических тонких структур в зоне соединения при сварке давлением, исследована связь между образованием таких структур с макро- и микроструктурой основного металла, термическим циклом и деформационным влиянием при различных способах сварки давлением.

Разработаны рекомендации по оптимизации термодиформационного цикла сварки давлением высокопрочных низколегированных сталей и специальных сплавов на основе алюминия и никеля. Результаты проведенных работ являются базой для создания научных основ разработки алгоритмов качества сварных соединений современных конструкционных материалов и технологий их сварки давлением.

Определены критерии дифференциальной оценки структурной неоднородности и дефектов сварки в соединениях, которые получены различными способами сварки давлением. Это позволяет создать перспективные методики применения неразрушающих методов контроля существующим автоматизированным оборудованием и обеспечит получение достоверной информации о качестве соединений, полученных способами сварки давлением.

Сделаны прогнозные предположения относительно дальнейшего развития технологий прессовой сварки современных и перспективных конструкционных материалов.