

СТРУКТУРА МЕТАЛЛА СВАРНОГО ШВА ДЕТАЛЕЙ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ ЧУГУНА

*Дашков В.Н., д.т.н., профессор; Антонишин Ю.Т., к.т.н., доцент;
Лабушев Н.А., соискатель; Сокол В.А., студент*

*УО «Белорусский государственный аграрный технический университет»,
г. Минск*

Восстановление изношенных деталей сельхозтехники является эффективным мероприятием в подготовке и поддержании ее в исправном состоянии. Ремонт чугунных деталей представляет проблему и актуален для получения заданной твердости на обрабатываемых поверхностях.

Металл шва – это часть сварного соединения, которая в процессе сварки находилась в жидком состоянии. Структура такого металла зависит не только от химического состава, но и от условий кристаллизации и скорости охлаждения. Влияние многослойности сварного шва на структуру определяется соответствующим термическим влиянием, что следует учитывать при анализе структуры многослойного шва.

Структура металла шва. Пластины размером 250×200×15 мм после отливки подвергали высокому отпуску (нагрев 720–750 °С в течение часа с последующим охлаждением на воздухе для выравнивания структуры). После отпуска структура чугуна состояла из ферритоперлитной матрицы с крупными включениями графита.

Сверху в средней части пластины простругивали канавку шириной 9 мм и глубиной 5 мм, предназначенную для заварки, что моделировало сварку стыкового шва. Заварку производили электродом БЧ диаметром 4 мм, при силе тока 120–140 А на прямой полярности при скорости сварки 1–3–5 мм/с. Для изменения скорости охлаждения пластин, кроме изменения скорости сварки, применяли подогрев до 100–200 и 500 °С. Замер температуры производили погруженной в расплав термопарой. По полученным данным рассчитывали скорости охлаждения металла для характерных семи различных интервалов температур, представляющих наибольший интерес при исследовании структуры металла:

в интервале 1200–1100 °С при затвердевании жидкого металла происходит образование первичного графита;

в интервале 1200–700 °С металл находится в модификации γ -Fe, а скорость охлаждения оказывает влияние на процессы, происходящие в аустените;

в интервале 900–700 °С происходят эвтектоидные превращения и скорость охлаждения определяет тип образующейся структуры;

в интервале 1200–300 °С происходят практически все структурные превращения и скорость является средней;

в интервале 700–300 °С происходят послеперлитные превращения;

в интервале 700–5100 °С происходит образование и формирование перлитной структуры и верхнего бейнита;

в интервале 500–300 °С образуются нижний бейнит и игольчатые троостомартенситные структуры.

Установлено, что скорость охлаждения металла шва зависит от скорости сварки и температуры пластин. При этом изменение скорости сварки оказывает большее влияние, чем температура подогрева пластин.

Структура металла зоны термического влияния. Зона термического влияния представляет собой часть основного свариваемого чугуна, которая в процессе сварки нагревается теплом сварочного пламени. Отдельные участки этой зоны нагреваются до разных температур – от окружающей температуры до максимальной, но ни один участок зоны не нагревается до расплавления. Непосредственным источником тепла для нагрева металла зоны термического влияния является сварочная ванна – нагретый металл сварного шва. Поэтому температура металла зоны термического влияния неодинакова в направлении, перпендикулярном шву. Максимальную температуру нагрева имеют участки непосредственно соприкасающиеся со сварным швом (ванной), а температура других участков снижается по мере удаления от шва. В связи с этим структура металла зоны термического влияния – это структура свариваемого чугуна, подвергавшегося определенному тепловому воздействию.

Зная распределение температуры в зоне термического влияния и связав его с диаграммой состояния сплава Fe-C-Si, можно выделить характерные участки этой зоны [1]. Анализ структурных превращений участков зоны термического влияния показал, что наибольшее значение имеют участки, образующие при нагреве структуру аустенита, а также участок графитизации и сфероидизации карбидов и частичной сфероидизации первичного графита.

На структуру ферритоперлитных чугунов в зоне термического влияния влияет скорость охлаждения. При малых скоростях охлаждения – около десятка °С/с – структура представляет ферритоперлит, иногда перлитоферрит с пластинчатым графитом. При наличии в исходном чугуне малого количества более мелкого графита структура почти перлитная и графит частично сфероидизируется. При больших скоростях охлаждения может появиться мартенсит, который заметен на фоне крупных пластин графита. Подобные структуры и при торцовой пробе чугуна, только без сфероидизации графита. Это связано с воздействием на чугун при сварке высокотемпературного источника тепла, а при торцовой пробе нагрев производится в печи.

Улучшение структуры металла зоны сплавления. В зоне сплавления часто образуется структура чугуна (главным образом большое количество выделений цементита), из-за которой металл обладает низкими механическими свойствами. Так как цементит – твердая и хрупкая составляющая, то наличие его в сварном шве ухудшает качество сварного соединения. Наличие цементита обусловлено присутствием большого количества углерода. Если металл зоны сплавления – сталь, то наличие цементита вызвано повышенным содержанием углерода: образуется высокоуглеродистая заэвтектоидная сталь, а цементит выделяется в виде грубой сетки вокруг зерен перлита [2]. Если металл зоны сплавления – чугун, то наличие цементита вызвано пониженным содержанием в нем углерода: образуется низкоуглеродистый чугун, цементит которого не успел графитизироваться из-за низкой графитизирующей способности такого чугуна. В этом случае избыточный цементит образует структуру ледобурита (отбел). Именно такая форма выделения избыточного цементита чаще всего и наблюдается в зоне сплавления. Поэтому улучшение структуры металла зоны сплавления сводится к устранению в ней ледобурита.

В таблице 1 показано, что наиболее неблагоприятная форма выделений ледобурита наблюдается при больших скоростях охлаждения металла в интервале температур графитизации 1200–1000 °С. В доэвтектическом чугуне (скорость охлаждения 7,1–8 град/с) появляется игольчатый ледобурит, пронизанный иголками цементита. При этом колонии точечного графита вкраплены в ледобурит отдельными островками. При дальнейшем росте скорости охлаждения до 12 град/с ледобурит полностью исчезает и все поле шлифа заполняется точечным и частично завихренным графитом.

Таблица 1 – Характеристика структуры различных участков чугунных образцов

Тип структуры	Графитные выделения, их количество (% от исходного)	Металлическая основа
Исходный	Грубые, пластинчатые выделения, крупные	Мелкий перлит, местные выделения феррита преимущественно около пластин графита
1	Крупные пластины, около 60	Мягкозернистый, сорбитообразный перлит, местные скопления феррита
2	Тонкие, иногда мелкие скопления точечного графита, около 40	Мартенсит, местами мелкие скопления сорбитообразного перлита
3	Мелкие, разбросанные, иногда точечные, около 20	Аустенит (зерна и дендриты), местные вкрапления троостомартенсита
4	Очень мелкие, точечные, разбросанные, не более 2-3	Мелкие густые дендриты аустенита, троостомартенсит в междендритных областях

При непрерывном охлаждении заэвтектического чугуна не обнаружены образования ледобурита в широком диапазоне скоростей охлаждения. Основными структурными составляющими были дендриты аустенита и

графит различной формы. Это подтверждает, что образование ледебурита связано как со скоростью охлаждения, так и с химическим составом чугуна. Определено, что ледебурит появляется в части, которая при сварке находится в жидком состоянии, а в зоне термического влияния ледебурит не образуется. Его образование отмечено в части шва, нагреваемой до расплавления.

Скорость растворения графитовых пластин составляет около 20 мк/с. При скоростях сварки, когда сварочная ванна существует более 5 с, графит успевает полностью раствориться в металле, из-за чего в зонах термического влияния, расположенных на границе с жидким металлом, образуется аустенит, пересыщенный углеродом. Эти участки склонны к интенсивной графитизации, особенно при многослойной сварке, когда зона термического влияния подвергается повторному нагреву. На границе с жидким металлом углерод диффундирует в жидкость, что приводит к снижению концентрации углерода.

Таким образом, определено, что ферритная основа чугуна позволяет получать металл шва эвтектоидного типа. В нижней части шва образуется эвтектоидная сталь с сеткой избыточного цементита. Перлитная основа чугуна увеличивает выделение цементита в металле шва, что резко повышает его твердость. Подогрев металла при сварке почти не снижает твердость. Металл в нижней части шва можно улучшить, применяя большую скорость сварки (6–7 мм/с), избежав тем самым образования сетки избыточного цементита, получив металл шва с сорбитообразным перлитом эвтектоидной стали.

Список использованных источников

1. Антонишин Ю.Т. Пластическая деформация чугуна. – Минск: Наука и техника, 1990. – 158 с.
2. Гиршович, Н.Г. Справочник по чугунному литью. – Л.: Машиностроение, 1998. – 758 с.

УДК 631.158

ОСОБЕННОСТИ ПОДГОТОВКИ ИНЖЕНЕРНЫХ КАДРОВ ДЛЯ АПК УО «ГОМЕЛЬСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ ИМ. П.О. СУХОГО»

Попов В.Б., к.т.н., доцент

*УО «Гомельский государственный технический университет
им. П.О. Сухого», г. Гомель*

Преобразования в агропромышленном комплексе требуют нового подхода к подготовке инженеров для проектирования и эксплуатации сельскохозяйственной техники. Активное внедрение инновационных техноло-