

5. Заключение

Существенная разница в трактовке сложения комплексных чисел, с результатом – нуль заставляет усомниться, что в квантовой физике при наличии альтернативных путей и равенстве нулю волновой функции означает отсутствие чего-либо в данном месте. Целесообразнее говорить о том, что используемый детектор не фиксирует измеряемую величину возможно по причине компенсации действий на детектор разных явлений.

При зварюванні сталі 15X1M1ФЛ способом гірки без підігріву і термічної обробки в зоні термічного впливу і наплавленому металі формується структура бейніту з твердістю нижче за допустимі норми. Після відпуску твердість ЗТВ залишається вищим за твердість основного металу

Ключові слова: зварювання, твердість, структура, підігрів, відпуск

При сварке стали 15X1M1ФЛ способом горки без подогрева и термической обработки в зоне термического влияния и наплавленном металле формируется структура бейнита с твердостью ниже допустимых норм. После отпуска твердость ЗТВ остается выше твердости основного металла

Ключевые слова: сварка, твердость, структура, подогрев, отпуск

When very thick 15X1M1ФЛ (chrome-molybdenum-wolfram) method of hill without preheating or thermal treatment the bainite structure with the hardness below the allowable standard. After tempering the hardness (HAZ) remains higher than that of the parent metal

Key words: welding, hardness, structure, heating, tempering

1. Введение

При заварке дефектов литья или сварке крупногабаритных тонкостенных конструкций из теплоустойчивой стали 15X1M1ФЛ, предназначенной для

Литература

1. Р. Фейман, Р. Лейтон, М. Сэндс. Феймановские лекции по физике. 1976 – с.384.
2. Л.А. Бессонов. Теоретические основы электротехники, 1973 – с.114-138, 480.
3. Дирак П.А. Собрание научных трудов Т1. Квантовая теория, 2002 – с.17-34.

УДК 621.791:621.791.92:621.31

ТВЕРДОСТЬ И МИКРОСТРУКТУРА СТАЛИ 15X1M1ФЛ ПОСЛЕ СВАРКИ СПОСОБОМ ПОПЕРЕЧНОЙ ГОРКИ

Н. Г. Ефименко

Доктор технических наук, профессор
Кафедра интегрированных технологий и сварочного
производства*
Контактный тел.: (057) 733-79-21
E-mail: nola2202@rambler.ru

О. Ю. Атоженко

Инженер-технолог*
Контактный тел.: (057) 733-79-71
E-mail: nola2202@rambler.ru
Украинская инженерно-педагогическая академия
ул. Университетская, 16, г. Харьков, Украина, 61003

А. Г. Кантор

Инженер, заведующий лабораторией сварки
ОАО «Турбоатом»
пр. Московский, 199, г. Харьков, Украина, 61037
Контактный тел.: (057) 349-30-17
E-mail: nola2202@rambler.ru

изготовления корпусных деталей турбин, по нормативно установленной технологии требуется проведение предварительного и сопутствующего подогрева и послесварочного высокого отпуска с целью релаксации напряжений и стабилизации микроструктуры

сварных соединений. В связи с тем, что выполнение этих трудоемких и энергозатратных операций при сварке дефектов или ремонте оборудования часто бывает практически невозможным, является актуальным решение задачи создания технологии сварочных работ, направленной на отмену предварительного подогрева, а также на отмену последующего высокого отпуска, что позволит значительно снизить энергозатраты и улучшить условия труда сварщиков.

Известен способ многопроходной сварки металла больших толщин – сварка способом поперечной горки [1,2] без предварительного подогрева и последующей термообработки, обеспечивающий более благоприятный для структуры и свойств термический цикл, по сравнению с другими способами электродуговой сварки. Однако структурные изменения в сварных соединениях теплоустойчивых сталей, выполненных способом поперечной горки, изучены недостаточно.

Важной характеристикой структурного состояния металла после сварки является твердость, значения которой не должны превышать допустимых пределов, выше которых образуются закалочные структуры, приводящие его в хрупкое состояние.

В данной работе проведены исследования влияния сварки способом поперечной горки и последующей термообработки на твердость и микроструктуру различных зон сварных соединений из стали 15X1M1ФЛ.

2. Материалы и методика исследований

Материалом для исследования служили заготовки, отлитые в заводских условиях и прошедшие до сварки полный цикл термической обработки (нормализацию при 970-1000°C и высокий отпуск при 720-750°C). Размеры заготовок: $\varnothing 120$ мм, L=300 мм. Вдоль длины в средней части заготовок механическим способом протачивалось углубление шириной 40 мм, высотой 60 мм и длиной ≈ 300 мм, которое имитировало разделку дефекта отливки корпусной детали под сварку. Разделку заполняли многослойной ручной дуговой сваркой способом поперечной горки без предварительного и сопутствующего подогрева. При этом использовались электроды $\varnothing 4$ мм марки ТМЛ-3У типа Э-09X1M1Ф. Режим сварки: $I_{св}=160-180$ А; $U_d=26$ В. Угол наклона свариваемого образца с разделкой обеспечивался в пределах 25-30°. Стабильность температурного режима контролировалась контактными термомпарами на протяжении всего цикла сварки. Одна из заготовок после сварки подвергалась высокому отпуску при 720-750° (согласно существующей штатной технологии). Макроанализ и замер твердости (HV₅) производились на вырезанных поперек шва темплетях (рис. 1). Установлено, что ширина зоны термического влияния (ЗТВ) составляет 2,5-3,8 мм.

Твердость измерялась с двух сторон шва на трех уровнях – на высоте согласно схеме рис. 1: в основном металле – на расстояниях 5, 15 и 25 мм от границы сплавления; в ЗТВ – вблизи основного металла, посередине и вблизи границы сплавления; в наплавленном

металле (шве) – вблизи границы сплавления на расстоянии 5 мм от границы и в центре.

3. Результаты исследований

Поскольку характер изменения твердости на всех уровнях по высоте шва одинаковый, графики изменения средних значений твердости представлены на одном уровне – 25 мм от поверхности шва двух темплетов: I- без термической обработки после сварки и II- с высоким отпуском после сварки (рис. 2).

В темплете I твердость всех участков ЗТВ и наплавленного металла выше, чем основного металла.

В наплавленном металле вблизи границы сплавления ее значение ~ 310 HV₅, а в центре ~ 320 HV₅. На расстоянии 5 мм от границы твердость наплавленного металла несколько снижается по сравнению с центром наплавки. В ЗТВ твердость вблизи границы сплавления повышается до 281 HV₅. Значительное повышение твердости с двух сторон границы сплавления можно объяснить наличием подзакалки и, соответственно, образованием твердых неравновесных структур (типа бейнита и мартенсита). После высокого отпуска в темплете II (по сравнению с темплетом I) твердость всех зон снижается, но (вблизи зоны сплавления с двух сторон) остается более высокой, чем у основного металла.

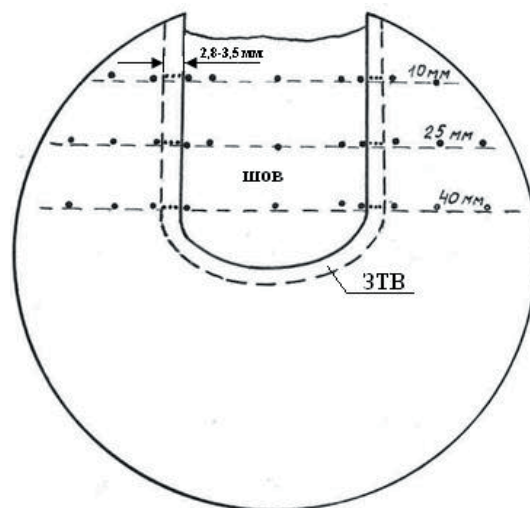


Рис. 1. Схема измерения твердости HV₅ сварных соединений стали, выполненных сваркой способом поперечной горки

Объяснение повышенной твердости в ЗТВ после отпуска можно найти, если принять во внимание, что в условиях термомеханического цикла многослойной сварки (ТДЦ) под действием деформации и напряжений, возникающих при усадке кристаллизующегося металла, вблизи «жесткой» границы металл ЗТВ испытывает значительную пластическую деформацию, т.е. подвергается термомеханической обработке в широком диапазоне постоянно изменяющихся температур нагрева и охлаждения. В результате такой обработки при сварке в ЗТВ проходят (частично или до конца) процессы динамической полигонизации и рекристаллизации, создающие устойчивую дислока-

ционную субструктуру зерен твердого раствора, которая не изменяется после высокого отпуска, а наследуется образующимися при отпуске более равновесными структурами [3,4].

В наплавленном металле после отпуска наибольшее снижение твердости происходит в центре шва, а вблизи границы сплавления сохраняется твердость выше, чем в центре шва и ЗТВ. Это может быть обусловлено микрохимической неоднородностью, образующейся вследствие протекающих диффузионных процессов на границе сплавления, где металл в процессе сварки находится в двух фазах: твердой и жидкой. Объемы наплавленного металла вблизи границы сплавления более насыщены легирующими элементами, углеродом и примесями, что способствует задержке распада твердого раствора при отпуске. И, наоборот, в центре наплавленного металла жидкий раствор и структура при первичной кристаллизации гомогенизируется, и их химический состав соответствует среднему составу наплавляемого металла. Образующиеся при охлаждении структуры бейнита с мартенситом легко превращаются при отпуске в более равновесную ферритно-карбидную смесь с низкой твердостью 236-237 HV₅.

Следует обратить внимание еще на одну особенность, обнаруженную при изучении графиков измерения твердости HV₅ на всех уровнях по высоте шва.

Было замечено, что в ЗТВ происходит неравномерное повышение твердости при переходе от границы с основным металлом к границе сплавления: в середине ЗТВ значение твердости выше, чем вблизи границы сплавления. На рис. 2 это отмечается для темплета I – справа от границы сплавления, а для темплета II – слева от границы сплавления. Поскольку такое явление имеет место в обоих темплетах, то можно предположить, что оно связано с процессами, обусловленными автоподогревом при многослойной сварке способом поперечной горки.

Чтобы проверить замеченную особенность изменения твердости в ЗТВ и иметь более полное представление о формировании структуры при сварке стали 15X1M1ФЛ способом поперечной горки, на образцах, вырезанных из темплета I, не подвергавшегося после сварки термической обработке, были изготовлены микрошлифы, на которых изучалась микроструктура и измерялась микротвердость на приборе ПМТ-3 при нагрузке 50 г.

В ЗТВ и наплавленном металле микротвердость определялась непосредственно у границы сплавления и на участках с различными расстояниями от границы. Диапазон их был довольно велик: в ЗТВ – от 0,02 до 3,5 мм; в наплавленном металле – от 0,05 до 5 мм и в центре шва.

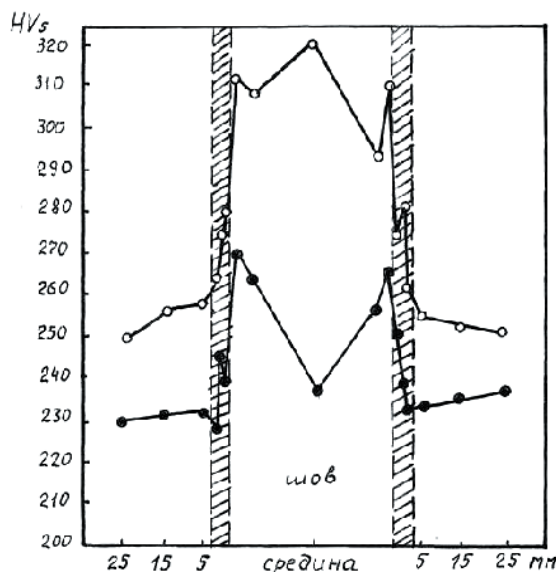
При этом, применяя метод точечного анализа, на каждом участке в один ряд через равные промежутки наносилось алмазной пирамидой от 50 до 100 измерений. Затем, исходя из анализа полученных значений твердости, диаграмм анизотермического распада аустенита для данной стали, изучения микроструктуры, было обозначено семь интервалов значений микротвердости, и для каждого участка подсчитывалось количество значений микротвердости, входящих в эти интервалы. Относительное ко-

личество значений микротвердостей в интервалах определялось в %.

На рис. 3 показаны кривые распределения микротвердостей в ЗТВ на участках, расположенных на различных расстояниях от границы сплавления. Неравномерное и неодинаковое распределение микротвердостей на различных участках ЗТВ показывает, что микроструктура в ЗТВ неоднородная. Диапазон микротвердостей велик (от 223 до 346 ед.), и для разных участков максимумы интервальных значений микротвердости не совпадают.

Так, у границы сплавления и до 0,075 мм вглубь ЗТВ (кривая 1 с острым максимумом) более 50% значений соответствует интервалу микротвердостей 250-269 ед. Характер кривой 2 изменения микротвердости на расстоянии 0,1-0,5 мм от границы меняется. Она смещается в сторону более высоких интервальных значений микротвердости и становится более пологой, максимумы как бы распределяются между двумя интервалами 270-289 ед. (36%) и 290-309 ед. (28%).

Это указывает на повышение микротвердости в ЗТВ при удалении от границы сплавления на 0,1-0,5 мм и свидетельствует о неоднородности микроструктуры.



I – ○—○ без термической обработки после сварки.
II – ●—● с высоким отпуском после сварки

Рис. 2. Изменение твердости HV₅ в сварных соединениях стали 15X1M1ФЛ на расстоянии 25 мм от поверхности шва

Кривая 3, построенная для значений микротвердости на расстоянии 1-2 мм от границы сплавления, имеет острый максимум (~48%) для интервала значений 270- 289 Н, а минимальное количество значений имеет интервал 250-269 Н, которому соответствует максимум на кривой 1. Это еще раз убеждает, что в ЗТВ вдали от границы сплавления микротвердость повышается.

На участке с расстоянием от границы сплавления ~2,5-3,5 мм (кривая 4) микротвердость снижается, и острый максимум (60%) снова соответствует интервалу 250-269 ед., как на кривой 1.

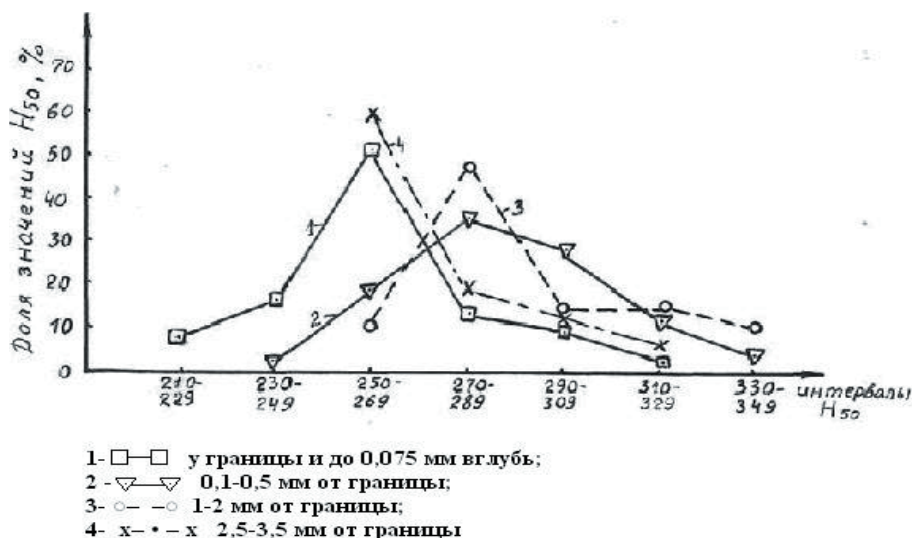


Рис. 3. Распределение микротвердости в ЗТВ на различных расстояниях от границы сплавления образцов сварного соединения из стали 15Х1М1ФЛ, не подвергавшегося после сварки термической обработке

талла, кроме зернистого бейнита, присутствуют участки феррита, расположенные по границам бывшего аустенита (рис. 4в). Сероватый фон микроструктур (рис. 4) указывает на то, что все они находятся в отпущенном состоянии. Повышение твердости в ЗТВ на некотором расстоянии от границы сплавления (~ от 0,1 до 2 мм), очевидно, объясняется тем, что сварка поперечной горкой с автоподогревом приводит на определенном этапе к самоотпуску образовавшейся ранее неравновесной структуры металла околошовной зоны. Температура такого отпуска в ЗТВ уменьшается по мере удаления от границы сплавления.

Таким образом, результаты измерения микротвердости в ЗТВ сварного соединения подтверждают данные измерения твердости HV₅ рис. 2, на более высокую твердость в середине ЗТВ, чем вблизи границы сплавления. В связи с этим следует заметить, что статистическое определение микротвердости позволило в пределах одного и того же исследования провести более подробное и объективное изучение твердости и микроструктуры сварного соединения.

Микроструктура ЗТВ вблизи границы сплавления состоит из верхнего бейнита (рис. 4а) при отсутствии выделений доэктоидного феррита. Не исключается присутствие отпущенного мартенсита и остаточного аустенита, которые всегда сопутствуют превращению аустенита в верхний бейнит [4]. В середине ЗТВ микроструктура состоит из зернистого бейнита (рис. 4б), а вблизи основного ме-

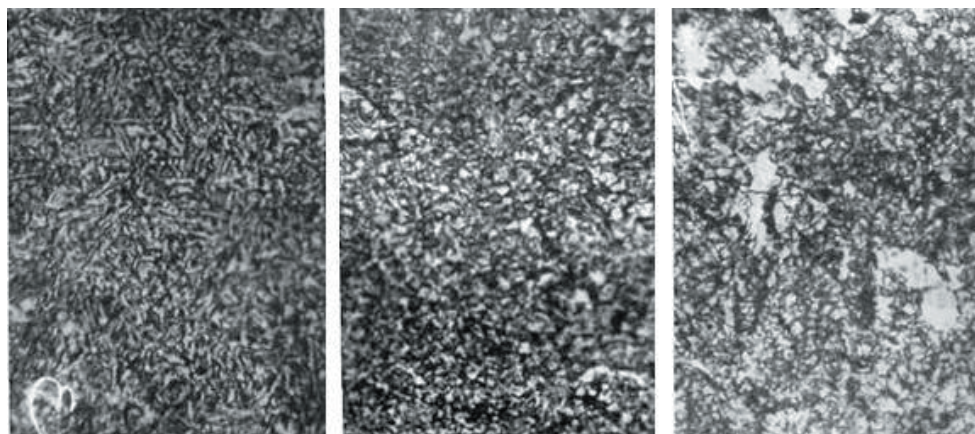


Рис. 4. Микроструктура ЗТВ после сварки стали 15Х1М1ФЛ без подогрева и последующей термической обработки (x 300): а - вблизи границы сплавления; б - в середине ЗТВ; в - вблизи основного металла

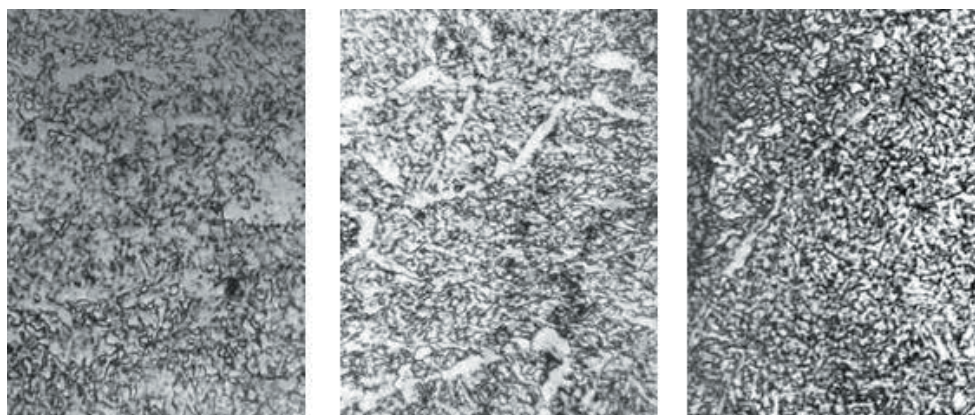


Рис. 5. Микроструктура наплавленного металла после сварки стали 15Х1М1ФЛ без подогрева и последующей термической обработки (x 300): а - вблизи границы сплавления; б - на расстоянии от 0,2 до 5 мм от границы сплавления; в - в глубине наплавленного металла

Как известно [4], при наличии в стали 15X1M1ФЛ ванадия и других элементов твердость околошовной зоны в результате отпуска с определенной температурой нагрева может возрастать, что связано с эффектом распада твердого раствора и выпадением дисперсных карбидов. Особенно четко эффект старения проявляется в стали 15X1M1ФЛ при бейнитно-ферритной структуре, когда температура нагрева при отпуске достигает 600-700°C [5,6].

В наплавленном металле микротвердость вблизи границы сплавления выше, чем в ЗТВ, что соответствует данным измерений твердости по HV₅ (рис. 2). При удалении от границы на 0,1-0,5 мм микротвердость несколько уменьшается, а при более значительном удалении от границы наблюдается большой разброс значений микротвердости (от 260 до 346 ед.).

Это указывает на неоднородность микроструктуры наплавленного металла. При микроанализе было выявлено, что микроструктура вблизи границы сплавления состоит из зернистого бейнита; на расстоянии 0,2-5 мм от границы сплавления, кроме зернистого бейнита, появляется много доэвтектоидного феррита; выделившегося по границам бывшего аустенитного зерна; при дальнейшем углублении в наплавленный металл количество феррита уменьшается и образуется в основном зернистый бейнит (рис. 5а,б,в).

Выводы

На основании результатов исследования можно сделать следующие выводы:

1. В сварных соединениях стали 15X1M1ФЛ при сварке способом поперечной горки без предварительного подогрева и последующей термообработки преимущественно формируется структура верхнего зернистого бейнита с умеренной твердостью, не превышающей допустимые нормы для этой стали, свариваемой по существующей технологии.

2. В середине зоны термического влияния твердость бывает выше, чем вблизи границы сплавления. Это объясняется спецификой сварки с автоподогревом, когда в результате самоотпуска при определенной температуре происходит дисперсионное твердение стали.

3. После проведения высокого отпуска твердость HV₅ значительно снижается, как в зоне термического влияния, так и в наплавленном металле, но остается выше твердости основного металла, что указывает на большую устойчивость бейнита в этих зонах при отпуске и повышение его прочности. Это очевидно связано с тем, что при сварке способом поперечной горки в зоне сплавления происходит деформационное упрочнение металла, подобное упрочнению при термомеханической обработке.

Литература

1. Баженов В.В., Синадский С.Е., Панов В.И. Влияние сварки способом поперечной горки на свойства сварных соединений из термоупрочненных сталей // Сварочное производство. - 1982. - №12. - С. 14-17.
2. Синадский С.Е., Панов В.И. Автоподогрев и автотермообработка при сварке поперечной горкой // Сварочное производство. -1985.-№11.-С. 3-5.
3. Бернштейн М.Л. Прочность стали.-М: Металлургия, 1974.-200 с.
4. Земзин В.Н., Шрон Р.З. Термическая обработка и свойства сварных соединений. - Л: Машиностроение, 1978. –367 с.
5. Влияние термического цикла сварки и последующего отпуска на пластичность сталей 15X1M1ФЛ (Н.Е. Левенберг, С.И. Герман, О.П. Фомина, А.Г. Селезнев)//Автоматическая сварка.–1973. - №5. – С.63-70.
6. Влияние отпуска на свойства металла зоны термического влияния стали 15X1M1ФЛ, 15X3M1ФЛ и 25X2НМФЛ (Н.Е. Левенберг, С.И. Герман, О.П. Фомина, Е.М. Нетеса) // Технология и организация производства. – 1983. -№2. – С. 42-44.