

Секция - **Машиностроение** (технологии, оборудование, автоматизация)

Подсекция - **Оборудование и технология сварочного производства**

Конференция будет проведена 27 апреля 2007 года в ауд 107 корп Г в 16⁴⁵

Руководитель конференции Иванайский Е.А. к.т.н. доцент

Секретарь конференции Филатов Ю.А. инженер

Содержание

№ п/п	Наименование доклада	Фамилия студента (аспиранта)	Научный руководитель
1	Подготовка исходных данных для разработки компьютерной программы по расчету тепловых процессов при сварке	Попов В.А.	Кровяков К.С. – к.т.н., доцент
2	Выбор материала контактного наконечника горелки при механизированной сварке в углекислом газе	Гергерт А.В.	Шабалин В.Н. – к.т.н., доцент
3	Оценка свариваемости низколегированных высокопрочных сталей	Коваленко К.В.	Иванайский Е.А.- к.т.н., доцент
4	Разработка технологии высокоскоростной электрошлаковой сварки барабана парового котла	Новичихин К.С.	Шевцов Ю.О. - к.т.н., проф.
5	Челночная наплавка под флюсом плоских поверхностей	Шабалин Н.В.	Шабалин В.Н. – к.т.н., доцент
6	Технология и оборудование для сверхзвуковой наплавки защитных покрытий	Берда Н.А.	Шевцов Ю.О. - к.т.н., проф.
7	Повышение ресурса работы долотообразных лемехов совершенствованием процесса наплавки и термообработки,	Кривов А.А. Шевцов П.О.	Тимошенко В.П.
8	Некоторые особенности формирования бейнита зернистой морфологии	Герман С.В. Барков Ю. Г. ,	Филатов Ю.А. инженер
9	Улучшающая обработка инструментальных сталей.	Иванов А.Г.	Чепрасов Д.П. - к.т.н., проф.
10	Подбор электродов для сварки паропроводов	Алимбаев П.К. Афонин М.Д.	Иванайский Е.А.- к.т.н., доцент
11	Особенности формирования карбида $M_{23}C_6$ в высокопрочных сталях бейнитного класса	Музыка А.Г. Моторин Е.Ю.	Чепрасов Д.П. - к.т.н., проф.

ПОДГОТОВКА ИСХОДНЫХ ДАННЫХ ДЛЯ РАЗРАБОТКИ КОМПЬЮТЕРНОЙ ПРОГРАММЫ ПО РАСЧЕТУ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ СВАРКЕ

Попов В.А. – студент, Кровяков К.С. – к.т.н., доцент
Алтайский государственный технический университет (г. Барнаул)

В настоящее время программирование является важным элементом практически во всех сферах деятельности. Общество и технологии постоянно развиваются, поэтому существует необходимость следовать за этим развитием и в сварке.

Расчет температурных полей при сварке требует больших затрат времени и привлечения сложного математического аппарата. Для интенсификации исследовательских работ, связанных с реализацией математических моделей, такие расчеты выполняют с использованием современных вычислительных средств.

Без учета теплового состояния металла нельзя достаточно глубоко объяснить большинство явлений, наблюдаемых при сварке. Чтобы изучить сварочные процессы и научиться управлять ими, необходимо иметь хотя бы приближенное представление о законах нагревания тела и распространения в нем тепла.

Почти все существующие виды сварки основаны на местном концентрированном нагреве участков изделия до температуры плавления или до пластического состояния. Неправильный режим нагрева и охлаждения изделия может явиться причиной появления таких серьезных дефектов сварки, как трещины, непровары, подрезы и др.

Итак, значение тепловых процессов при сварке достаточно велико. Проблемами в этой области заняты многие научные сотрудники различных университетов и институтов. В их числе МГТУ им. Н.Э. Баумана, ОТИ МИФИ (г. Озерск Челябинской области), Тульский государственный университет, Рейн-Вестфальская высшая техническая школа (г. Ахен, Германия), Южно-Уральский государственный университет, РГТУ им. К.Э. Циолковского, Тольяттинский политехнический институт, Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Нойе Материален Байройт ГмбХ (Германия), Алтайский государственный аграрный университет.

В основе методов расчета температурных полей, возникающих в свариваемых плоских изделиях, лежит интеграл Пуансона для мгновенного точечного источника теплоты, в центре которого температура стремится к бесконечности. При этом для определения температуры в нагреваемых телах используют модели как самих тел (полубесконечное тело, тонкий лист, толстая плита с фиктивными источниками теплоты на границах), так и разнообразные модели источников теплоты (точечных, линейных, и т.д.), представляющие собой системы мгновенных точечных источников теплоты.

В данной работе разрабатывается компьютерная программа по трем расчетным моделям: точечный непрерывно действующий подвижный источник тепла на поверхности полубесконечного тела (а), линейный непрерывно действующий подвижный источник тепла в пластине (б), линейный непрерывно действующий быстродвижущийся источник тепла в пластине (в).

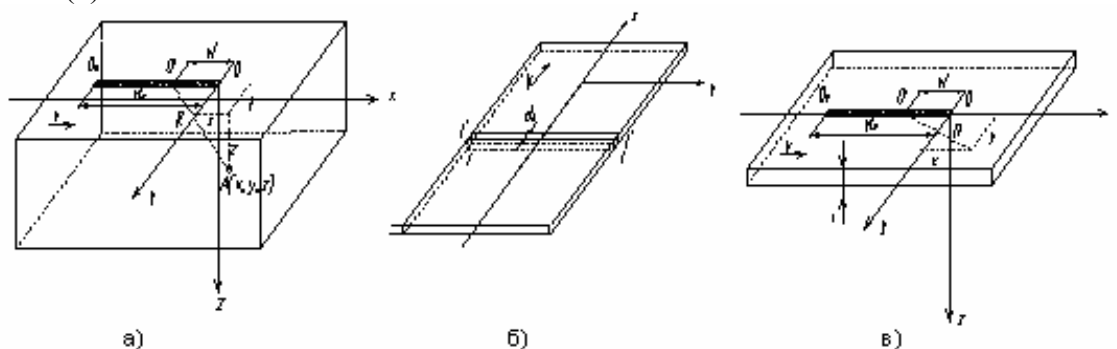


Рисунок 1 – Используемые расчетные модели

В процессе разработки была подготовлена блок-схема компьютерной программы (рисунок 2)

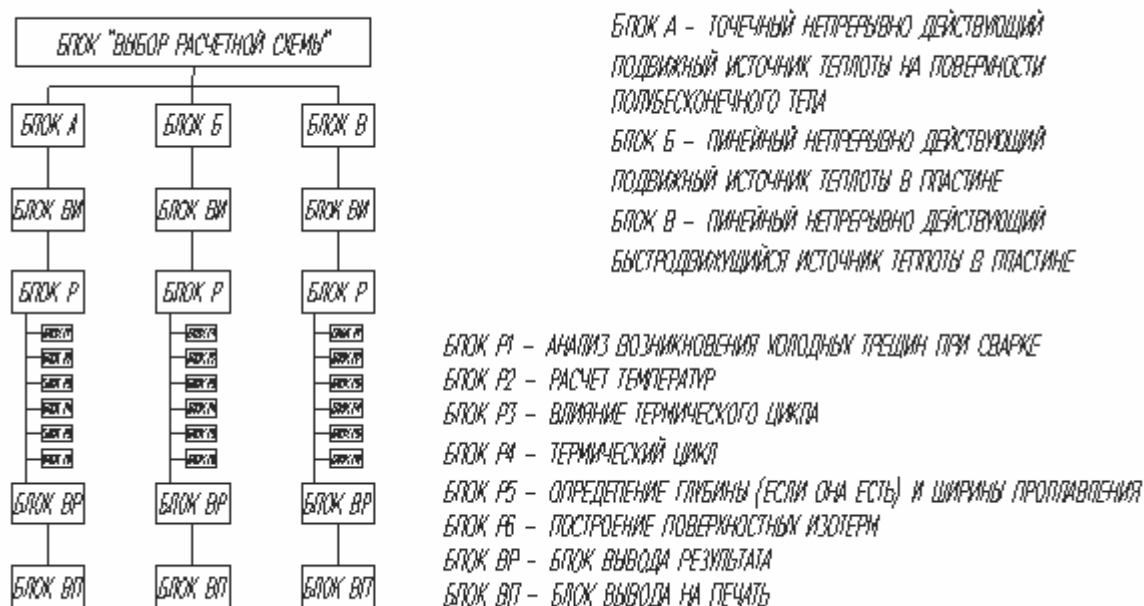


Рисунок 2 – Блок-схема компьютерной программы

Анализ возникновения холодных трещин при сварке. В зависимости от скорости охлаждения в сталях возможно образование различных структур: от феррито-перлитных до мартенситных. Термические циклы при сварке многих сталей характеризуются скоростью охлаждения, часто превышающей критическую для данной стали. В таких случаях в металле шва и зоны термического влияния возникают малопластичные закалочные структуры мартенситного типа. Стали, с такой структурой оказываются, малопластичными, запас их деформационной способности низок. Кроме того, в таком состоянии они оказываются: склонными к замедленному разрушению. Оба эти фактора создают предпосылки к возникновению холодных трещин. С учетом различных факторов (жесткости изделия и др.) опытным путем для многих сталей установлены допускаемые скорости охлаждения. В соответствии с этим необходимо оценить мгновенную скорость охлаждения при температуре 500°C в условиях предложенного режима сварки и сравнить ее с допускаемой скоростью охлаждения. Если расчетная скорость окажется больше допускаемой, то разрешив относительно T_0 уравнение для определения скорости охлаждения, определить начальную температуру T_0 , т.е. температуру предварительного подогрева.

Расчет температур. Температурное поле есть распределение температур в теле в конкретный момент времени, оно может выражаться как в абсолютной температуре (T), так и в приращении температур (ΔT) по отношению к начальной температуре тела T_0 . В общем случае температурное поле может быть функцией не только координат x, y, z отдельных точек, но и времени t . Для каждой расчетной схемы существует определенное уравнение теплопроводности, по которым и ведутся расчеты в программе.

Термический цикл. В процессе сварки источник тепла перемещается в теле и вместе с этим перемещается температурное поле. Изменение температуры во времени называется термическим циклом. Если нанести кривую охлаждения на диаграмму распада аустенита, появляется возможность оценки структурного состояния металла в любой точке.

Влияние термического цикла. Местный нагрев изделия сварочными источниками тепла по-разному влияет на изменение температуры в различных зонах свариваемого металла и зонах образующегося сварного соединения. В данном блоке происходит анализ структурных составляющих околошовной зоны. Существует возможность определения зоны термического влияния.

Определение глубины и ширины проплавления. Часто возникает необходимость определения глубины и ширины проплавления деталей для технологических целей.

Построение изотерм. Изотермической линией называется геометрическое место точек тела, имеющих одинаковую температуру. Изотермы необходимы для общей оценки распределения температуры на поверхности и внутри рассматриваемых тел (рисунок 3).

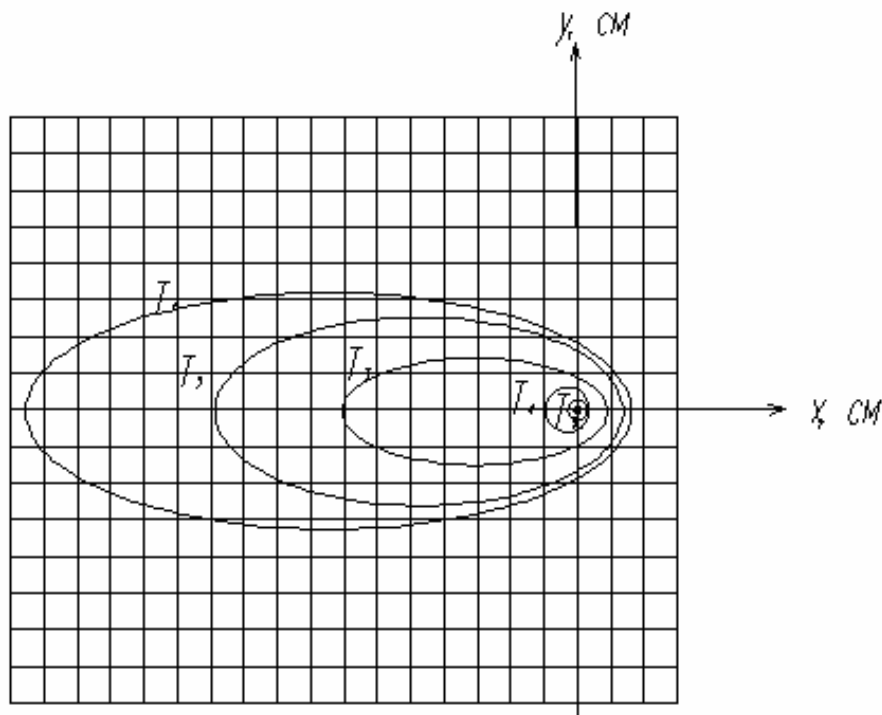


Рисунок 3 – Характер изотерм при нагреве пластины линейным быстро движущимся источником

Вывод. Данный программный продукт положительно повлияет на качество работы студентов в области тепловых расчетов. Хотя применение данной программы возможно не только в АлтГТУ, но и за его пределами.

ВЫБОР МАТЕРИАЛА КОНТАКТНОГО НАКОНЕЧНИКА ГОРЕЛКИ ПРИ МЕХАНИЗИРОВАННОЙ СВАРКЕ В УГЛЕКИСЛОМ ГАЗЕ

Гергерт А.В.- студент, Шабалин В.Н. –к.т.н., доцент
Алтайский государственный технический университет (г. Барнаул)

В связи широким применением механизированной сварки в углекислом газе плавящимся электродом возникает необходимость повышения надежности и эффективности работы всех узлов и механизмов сварочных аппаратов, подающих механизмов, а также деталям применяемых в сварочных горелках. Эксплуатационные свойства горелок, прежде всего, определяется износостойкостью контактного наконечника.

При прохождении электродной проволоки через контактный наконечник увеличивается внутренний диаметр наконечника, что вызывает нарушение стабильности процесса сварки, увеличение потерь электродного металла на разбрызгивание и угар. По данным машиностроительных предприятий затраты на приобретение контактных наконечников достигают 25тыс. рублей на один сварочный пост в год.

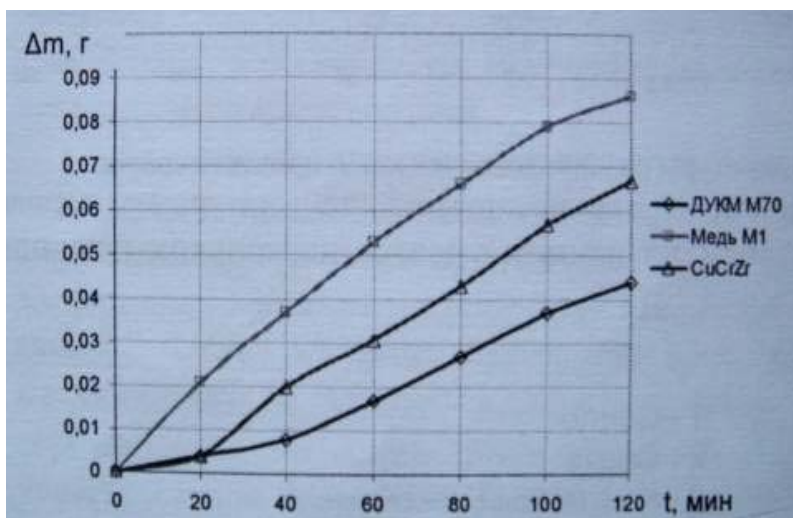


Рисунок 1-Зависимость износа от материала наконечника

на рисунке 1. Наибольшей механической износостойкостью обладают контактные наконечники, изготовленные из ДУКМ М70.

Скорость подачи электродной проволоки оказывает непосредственное влияние на механический износ контактного наконечника. Для проведения использовались контактные наконечники из композиционного материала ДУКМ М70. Влияние скорости подачи проволоки на механический износ представлено на рисунке 2.



Рисунок 2-Зависимость износа от скорости подачи

Для выбора наиболее износостойкого материала проведены исследования механической стойкости контактных наконечников изготовленных из различных материалов, наиболее широко применяемых в производстве: композиционного материала ДУКМ М70 (ОАО «Уралэлектромедь», г.Верхняя Пышма); меди М1 и меднохромоциркониевые контактные наконечники (CuCrZr), изготовленные в литом варианте с упрочненным электропроводящим каналом (ООО «Сварка», г. Санкт-Петербург). Результаты представлены

на рисунке 2. Наибольшей механической износостойкостью обладают контактные наконечники из композиционного материала ДУКМ М70. Влияние скорости подачи проволоки на механический износ представлено на рисунке 2.

В результате эксперимента было установлено, что увеличение скорости подачи существенно увеличивает износ контактного наконечника. Причем двукратное увеличение скорости приводит к четырехкратному увеличению износа наконечника.

Состояние поверхности электродной оказывает непосредственное влияние на механический износ контактного наконечника.



Рисунок 3- Зависимость износа от поверхности проволоки

Исследования проводились с использованием сварочной проволоки Св-08Г2С по ГОСТ 2246-70 диаметр 1,2мм без покрытия и с омедненным покрытием. В механизме подачи использовались ролики, как с насечкой, так и без насечки. Результаты приведены на рисунке 3. В результате анализа полученных

данных установлено, что состояние поверхности электродной проволоки существенно влияет на механический износ контактного наконечника. Установлено что проволока с омедненным покрытием в 1,5 раза меньше изнашивает контактный наконечник чем проволока без покрытия, причем независимого от того какие используются ролики. При использовании подающих роликов без насечки износ контактного наконечника в 15 раз меньше, чем при использовании роликов с насечкой.

Потери электродного металла на угар и разбрызгивание при сварке в среде углекислого газа весьма велики. В результате износа контактного наконечника увеличиваются потери на угар и разбрызгивания, ухудшается стабильность подачи электродной проволоки и процесс возбуждения дуги.

При ведении сварки на форсированных режимах наблюдается увеличение потерь металла на разбрызгивание и угар, причем независимого от того какие используются ролики и какая проволока при этом используется. При использовании роликов с насечкой наблюдается увеличение потерь металла на разбрызгивание и угар, причем независимого от того какая проволока при этом используется. Наименьшие потери металла наблюдается при использовании контактных наконечников из меди М1 независимо от того на каком токе ведется сварка, какая используется проволока, и какие ролики имеет подающий механизм. Наименьшие потери (3,9-6%) наблюдаются при использовании контактных наконечников из меди М1 в сочетании с омедненной сварочной проволокой и подающими роликами без насечки. Поэтому использование контактных наконечников из меди М1 наиболее выгодно с точки зрения экономии присадочного материала, и последующих затратах на очистку свариваемых деталей от приваренных на нем брызг.

После износа контактных наконечников повторно они не используются, что ведет к нерациональному расходу дорогостоящих сплавов из цветного металла. Уже известны методы восстановления контактных наконечников, который позволяет увеличить ресурс работы в 2 раза. Суть метода заключается в том, что поверхность наконечника деформируют до сжатия внутреннего канала в пресс форме, а затем сверлят внутренний канал до первоначального диаметра электропроводящего канала. Можно перед деформацией в канал поместить стальной стержень круглого сечения, который после деформации выпрессовывается, исключая операцию сверления. Также можно повторно использовать изношенный наконечник, если использовать проволоку большего диаметра. Для этого необходимо лишь просверлить внутренний канал до нужного диаметра электропроводящего канала.

ОЦЕНКА СВАРИВАЕМОСТИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

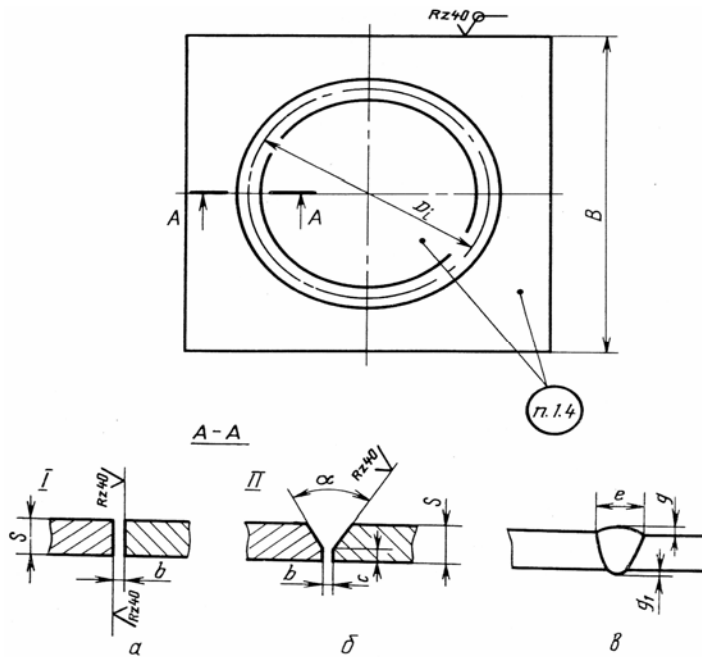
Коваленко К.В. АлтГТУ, М.Т.Ф., СП-22

Алтайский государственный технический университет (г. Барнаул)

Накопленный опыт изготовления сварных конструкций ответственного и особо ответственного назначений из высокопрочных сталей убедительно показал перспективность и эффективность их применения. Такие стали достигают предела прочности до 1000 – 1100 Н/мм² и являются достаточно технологичными при изготовлении сварных конструкций, по сравнению со сталями мартенситного класса. В настоящее время предложено большое число марок стали бейнитного класса, которые выпускаются по ГОСТ 19281-89 и по специальным техническим условиям. Вместе с тем совершенно очевидно, что комплекс необходимых технологических и эксплуатационных свойств сварных конструкций из сталей этого класса может быть обеспечен только при условии формирования наиболее благоприятной общей и тонкой структуры, как основного металла, так и сварного шва. В рассматриваемых сталях под воздействием термомодеформационного цикла сварки, насыщения диффузионным водородом и ряда других процессов достаточно часто возникают холодные трещины. Учитывая, тот факт, что оборудование эксплуатируется в условиях низких температур низкая пластичность и

вязкость металла приведет к значительному росту числа аварий, связанных с хрупким разрушением металла.

Для оценки влияния исходной структуры на свариваемости исследуемых сталей на основании анализа литературных источников, была выбрана технологическая проба «круглый вварыш».



Проба воспроизводит сварной узел, в котором цилиндрический элемент вваривается в сквозное отверстие в толстом листе. Сварку многослойного шва выполняют по производственной технологии. В пробе получает максимальное развитие радиальная компонента сварочных напряжений, и создаются условия для образования трещин типа «откол» и «отрыв». Критерием стойкости сварных соединений против трещин служит условие сварки пробы, при котором трещины не образуются. На рисунке 1 показан внешний вид технологической пробы.

Рисунок 1 – Технологическая

проба «круглый вварыш»

Для проведения испытания были выбраны плоский квадратный образец из стали 24Х2Н4ч толщиной 4 мм и дискообразный вварыш из той же стали толщиной 4 и диаметром 50 мм с V-образной разделкой кромок.

С целью выявления наиболее пригодной структуры при сварке сталей бейнитного класса, в жестких условиях, были сварены образцы с исходной структурой пластинчатый и зернистый перлит, зернистый и верхний бейнит, а так же мартенсит. Сварку образцов проводили ручной дуговой сваркой при комнатной температуре. Процесс сварки осуществлялся на постоянном токе прямой полярности сварочными электродами марки ТМЛ-3У. После сварки образец остывал на спокойном воздухе при комнатной температуре. Через сутки образец разрезается на темплеты, из которых изготавливались образцы для микроструктурных исследований.

Установлено, что образцы с исходной структурой зернистый перлит, пластинчатый перлит и зернистый бейнит оказывались не склонными к образованию трещин при заварке технологических проб.



В месте с тем в образцах со структурой верхнего бейнита и мартенсита после сварки образца была выявлена трещина, зарождавшаяся на поверхности вварыша в зоне термического влияния и довольно глубоко проникающая вглубь металла (рисунок 2).

Избежать образования холодных трещин удавалось за счет использования предварительного подогрева свариваемого металла до температуры 250...350°C.

На основании проведенных исследований можно сделать вывод о том, что зернистый

бейнит является допустимой микроструктурой в металлопрокате для сварных конструкций. Формирование зернистых структур в металлопрокате обеспечивает повышенные пластические и вязкие свойства металла, при высоком уровне прочности сварных соединений.

Рисунок 2 – Холодная трещина в ЗТВ при сварке технологической пробы из стали 24Х2Н4Ач. × 50

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ СВАРКИ БАРАБАНА ПАРОВОГО КОТЛА

Новичихин К.С. – АлтГТУ, М.Т.Ф., СП-22

Алтайский государственный технический университет (г. Барнаул)

Энергетика ставит сложные задачи по обеспечению надежности оборудования, улучшения его конструкторских решений, совершенствование технологии изготовления, повышение степени автоматизации управления рабочим процессом, выполнение возрастающих требований по охране окружающей среды. Работа посвящена разработке технологии изготовления барабана парового котла.

Барабан котла представляет собой полый цилиндр со сферическими днищами. Днища, так же как и полуобечайки выполняются штампованными. В средней части днища имеется отверстие (лаз), закрываемое во время работы специальным затвором. Данный барабан предназначен для режимов высокого давления, работает с естественной циркуляцией, имеет внутренний диаметр 1600 мм, толщину стенки 115 мм, длину 19500 мм.

Внутри корпуса барабана монтируется сепарационное устройство, предназначенное для разделения пара и влаги. Барабан в составе котла крепится на подвижных опорах, допускающих его перемещение во время нагрева.

Барабан изготавливается из стали 16ГНМА с толщиной листа 115 мм.

Вследствие этого изделие получается тяжеловесным, а изготовленные из этой стали детали тяжелыми.

В тяжелой промышленности в последнее время для соединения металлов больших толщин, свыше 40 мм, устойчивое применение нашла электрошлаковая сварка. Электрошлаковая сварка как способ неразъемного соединения металла неограниченной толщины за один проход является одним из ведущих процессов производства крупных сварных металлоконструкций. Объемы использования и рациональные области применения ЭШС могли бы быть более значительными, если бы в процессе образования сварного соединения на его отдельных участках не происходило снижения стойкости против хрупкого разрушения по сравнению с основным металлом.

Так, низколегированная сталь 16ГНМА, применяемая для изготовления барабана при обычной ЭШС не обеспечивает требуемой пластичности и ударной вязкости металла околосшовной зоны. Для улучшения структуры и свойств металла при обычной электрошлаковой сварке применяют термообработку - нормализацию, что отнимает много времени в технологическом процессе.

Использование высокотемпературной обработки (ВТО) после сварки позволяет достигать равнопрочности сварного соединения, однако, резко повышает стоимость изготовления изделия, что не всегда приемлемо, а для особо крупных изделий ВТО иногда вообще невозможно. Особенно это проявляется при сварке на монтаже.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины проведены исследования по совершенствованию техники и технологии ЭШС с целью улучшения температурно-временных условий образования сварного соединения на основе оптимизации режимов сварки, обеспечивающих наиболее благоприятные термические циклы путем принудительного программного изменения характера плавления электродов и кристаллизации сварного шва. В результате исследований условий стабилизации процессов ЭШС установлено, что повысить

качество сварного соединения без ВТО можно, если существенно увеличить скорость сварки: повысить скорость охлаждения металла сварного соединения в области температур наименьшей устойчивости аустенита; снизить погонную энергию сварки, до уровня автоматической дуговой.

В данной работе предлагается применить скоростную электрошлаковую сварку, которая позволяет не проводить высокотемпературную обработку, при этом качество сварного соединения не теряет своих свойств.

Применение разработанного технологического процесса при изготовлении конструкций из низколегированных сталей толщиной 40... 150 мм позволяет получать сварные соединения в состоянии после сварки, удовлетворяющие требованиям стандартов, отличается высокой производительностью (скорость сварки 3...8 м/ч), более низкой удельной погонной энергией (снижена в 3...6 раз) при уменьшении расхода электроэнергии в 3...4 раза по сравнению с обычными режимами ЭШС для указанных толщин. Данную технологию можно использовать в судостроении – и реакторостроении, котельном, конверторном производстве, гидротехническом строительстве, машиностроении, криогенной технике.

При новом способе скоростной ЭШС с коммутацией токоподводов резко меняется характер движения расплава шлак-металл и соответственно баланс температур в сварочной ванне. Большая часть энергии идет на плавление электродов, меньшая – передается основному металлу через оплаваемые кромки выше уровня начала кристаллизации. В результате скорость плавления электродов возрастает в 3...4 раза, а степень отвода тепла в кромки основного металла снижена до минимума, гарантированного проплавлением, что способствует улучшению термического цикла ЗТВ (он становится близким к термическому циклу дуговой сварки под флюсом). Разработанный способ скоростной ЭШС с автоматической коммутацией токоподводов к группам электродов кромкам сварного соединения, также оборудование для его выполнения позволяют реализовать сформулированные условия получения качественного сварного соединения без последующей ВТО.

В качестве оборудования выбран подвесной трех электродный автомат АШ-105 для ЭШС вертикальных и кольцевых швов углеродистых и легированных сталей толщиной 30...450 мм. Питание сварочным током каждой электродной проволоки производится от отдельного источника постоянного тока типа ВДУ-1201.

Для приварки штуцеров применим автомат А-1165 представляющий собой сварочную головку, подвешиваемую на велосипедную тележку ВТ 1 (Т62). Привод подачи проволоки и сварочного перемещения - от одного электродвигателя. Сварка осуществляется за один или несколько оборотов мундштука вокруг изделия. Скорость подачи подбирается перестановкой сменных подающих роликов, а изменение скорости сварки - переключением коробки передач. Засыпку флюса, удаление шлаковой корки, пуск и остановку сварки осуществляет оператор.

В качестве источника питания используется универсальный сварочный выпрямитель с полого падающей характеристикой ВДУ-504.

Приварка отдельных патрубков осуществляется при помощи полуавтоматической сварки в среде CO₂. Выбранное сварочное оборудование - выпрямитель ВДУ-504, полуавтомат - ПДГ-502.

Приняты меры по снижению концентрации вредных веществ, выбрано дополнительное оборудование для обеспечения охраны труда, что позволит снизить риск заболеваемости профессиональными болезнями, сделать труд рабочих более комфортным и в первую очередь безопасным.

Из всех существующих способов сварки толстостенных металлоконструкций ЭШС наиболее распространена. У данного способа сварки существуют большие перспективы дальнейшего развития, одной из них является скоростная ЭШС, предложенная в данной работе.

Применение скоростной ЭШС с коммутацией токоподводов позволяет избежать применения ВТО. Использование индуктивного датчика уровня металлической ванны позволяет контролировать процесс сварки и получать более качественные сварные швы.

С точки зрения охраны окружающей среды этот способ более экологичен, так как выделение вредных примесей в процессе сварки незначительны.

В результате разработанных мероприятий за счет механизации сварочных работ и внедрения новых технологий:

- рентабельность к годовой себестоимости возросла на 27 %;
- число рабочих сократилось на 10 человек;
- расчетный годовой эффект от внедрения проекта составляет 93050,21 руб.

ЧЕЛНОЧНАЯ НАПЛАВКА ПОД ФЛЮСОМ ПЛОСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

Шабалин Н.В. АлтГТУ, М.Т.Ф., СП-21

Алтайский государственный технический университет (г. Барнаул)

Автоматизация производственных процессов и, в частности, наплавочных работ является приоритетным направлением развития машиностроения. Автоматизация обеспечивает объективность технологии, исключение субъективного фактора-квалификации рабочего из производственного процесса.

Несмотря на появление в последние десятилетия многочисленных новых способов нанесения покрытий дуговой наплавке принадлежит 75-85% объема работ выполняемых при ремонте железнодорожной техники (подвижного состава). При этом там, где это возможно, целесообразно применять наплавку под флюсом, так как она обладает такими положительными свойствами как высокая производительность, отсутствие ограничений по току, высокое качество наплавленного металла, благоприятная форма наплавленных валиков (плавный переход от металла шва к наплавленному металлу), возможность эффективного управления свойствами наплавленного металла, отсутствие разбрызгивания.

Однако перечисленные преимущества реализуются при больших габаритных размерах изделий и протяженности наплавленных слоев.

Большинство деталей подвижного состава железных дорог, автотракторной техники, сельхозмашин не отвечает этим требованиям, что ограничивает применение автоматической наплавки, в частности наплавки под флюсом. Специфика восстановления неисправностей деталей подвижного состава железных дорог состоит в следующем:

- это детали сравнительно небольших размеров;
- большой диапазон толщин наносимых слоев от 0,1 до 10 мм;
- необходимость восстановления деталей из средне и высокоуглеродистых сталей ($C > 0,45\%$). Такое содержание углерода соответствует плохой свариваемости;
- проблема совмещения восстановления и упрочнения деталей;
- возможная кратность восстановления наплавкой одной и той же детали;

Отмеченная специфика восстановления деталей подвижного состава определяет проблемы этого технологического процесса:

- сложность механизации и автоматизации процесса из-за малых размеров деталей и наплавляемых площадей;
- желаемая универсальность в нанесении слоев различной толщины;
- разделение процессов наплавки (плавление электрода) и проплавления изделий (термическое воздействие на основной металл);
- проблема эффективного легирования наносимого слоя, увеличение коэффициентов перехода легирующих элементов в наплавленный металл и его надежная защита от кислорода и азота воздуха;

Основными трудностями, препятствующими применению автоматической наплавки под флюсом, являются необходимость удаления шлаковой корки с поверхности наплавляемого валика перед его перекрытием последующим, а главное - большое вспомогательное время, связанное с установкой автомата на начало каждого валика, необходимостью манипулирования

электродом, засыпкой флюса, то есть проблемой начала шва. Определенные трудности представляет также зажигание дуги, которое для электродных проволок диаметром более 3,0 мм является немеханизированной операцией. Надежность зажигания дуги для систем с постоянной скоростью подачи электрода составляет 65%.

Указанные выше обстоятельства часто приводят к нецелесообразности применения автоматической наплавки.

Рассматриваемые проблемы могут быть решены применением челночного способа наплавки под флюсом с использованием копировальных систем перемещения наплавочной головки, в частности, с магнитным копированием.

В связи с этим весьма актуальным является решение научной и технической проблемы автоматизации наплавки поверхностей небольших размеров.

Наиболее актуальным является решение задачи повышения производительности путем автоматизации наплавки поверхностей небольших размеров, включающая разработку способа наплавки, технологии, необходимого оборудования и практическое его осуществление, в частности, для восстановления подвижного состава железных дорог.

Для решения этой задачи необходимо рассмотрение следующих вопросов:

- исследование шлаковой проводимости межэлектродного промежутка;
- анализ тепловых процессов при челночной наплавке и определение условий переплавляемости шлаковой корки при перекрытии валиков;
- разработка технологии наплавки под флюсом деталей подвижного состава железных дорог;
- разработка оборудования (автоматических установок и копировальных систем) для челночной наплавки;

В ходе исследований была решена актуальная задача автоматизации наплавки поверхностей небольшого размера с помощью применения челночной наплавки, осуществляемой копировальными системами направления движения электрода.

Установлено, что качественная наплавка (переплавляемость шлаковой корки и отсутствие дефектов в начальных и конечных участках наплавляемых валиков) выполняется в том случае, когда при смещении наплавочной головки на шаг наплавки температура в предыдущей точке должна быть не ниже значения, определяемого и соизмеримого с температурой наплавки флюса.

Разработанный способ автоматической челночной наплавки под флюсом имеет следующие преимущества:

- возможность наплавки практически любой формы;
- непрерывность наплавки слоя;
- резкое сокращение вспомогательного времени, в связи с отсутствием необходимости установки автомата на наплавку каждого валика;
- отсутствие дефектов в начале и конце валиков;
- высокая производительность процесса;
- постоянство толщины наносимого слоя, обусловленное постоянством линейной скорости перемещения наплавочной головки по копиру;
- отсутствие необходимости очистки от шлака каждого наплавленного валика, шлаковая корка отделяется целиком со всего наплавленного слоя;
- уменьшение припусков на последующую механическую обработку наплавленного слоя;

Эти преимущества обеспечивают экономичность процесса челночной наплавки под флюсом.

ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ СВЕРХЗВУКОВОЙ НАПЛАВКИ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ

Берда Н.А. АлтГТУ, М.Т.Ф., СП-21

Актуальность создания защитных покрытий путем газопламенной сверхзвуковой наплавки заключается в решении проблемы ресурсо- и энергосбережения путем увеличения срока службы деталей, работающих в тяжелых условиях, при создании на их поверхностях, работающих в условиях высокотемпературного абразивного износа, износостойких защитных покрытий. Данная разработка позволит увеличить ресурс отопления жилых кварталов и производственных помещений в зимний период, позволит увеличить пробег ж/д транспорта до ремонта, повысить срок эксплуатации и снизить затраты на последующий ремонт.

Разрабатываемая технология и оборудование позволят не только вести ремонт, восстановление изношенных деталей, но и сразу производить элементы конструкций с защитным покрытием, для увеличения ресурса использования детали.

При решении этих проблем изначально ставится вопрос о выборе способа наплавки. Поэтому здесь важен обоснованный инженерный выбор способа восстановления поверхности. Так как качество покрытия и прочность сцепления покрытия с основой, которая является одним из главных факторов, характеризующих надежность защитного покрытия, напрямую зависит от выбранного способа нанесения покрытия и от его параметров.

Как показали предварительные экономический и технологический анализы для увеличения ресурса рабочих поверхностей деталей теплоэнергетики наиболее целесообразными являются газодинамические способы нанесения защитных покрытий.

На основе анализа способов нанесения защитных покрытий наиболее приемлемыми и экономически выгодными представляются газотермические способы, в частности сверхзвуковая газопорошковая наплавка. Поскольку данные способы наиболее прогрессивны, универсальны и эффективны.

В настоящее время на кафедре МБиСП, Алт.ГТУ ведутся разработки по созданию оборудования и технологии для сверхзвуковой наплавки, под руководством М.В.Радченко.

Мы использовали метод газопорошковой износостойкой наплавки. Из всех известных способов нанесения защитных и упрочняющих покрытий способ газопорошковой наплавки для данного случая по технико-экономическим показателям является одним из наиболее выгодных.

Его преимущества заключаются в относительной простоте реализации процесса нанесения покрытий, минимальной опасности возникновения трещин (процесс наплавки включает подогрев и последующее замедленное охлаждение), универсальности применения, мобильности, позволяющий наплавлять покрытия на крупногабаритные, протяженные детали, и обеспечивает возможность наплавки покрытий в локальных, труднодоступных местах, при относительно хорошем качестве защитных покрытий. В серийном производстве технология газопорошковой наплавки достаточно проста, а стоимость оборудования и затраты на эксплуатацию невысоки (в 3-5 раз ниже, чем при плазменном способе наплавки аналогичных покрытий).

К недостаткам данного способа можно отнести недостаточную степень механизации и автоматизации, что при необходимости получения больших площадей покрытий ограничивает возможность получения покрытий со стабильно одинаковыми эксплуатационными показателями по всей площади наплавки. В настоящее время мы занимаемся решением этой технической проблемы.

В качестве наплавочных материалов использовались промышленно выпускаемые в России гранулированные порошки самофлюсующихся сплавов определенных фракций. А именно износостойкий высоколегированный сплав ПГ-СРЗ с химическим составом: Cr =13,5-16,5%, В= 2,0-2,8%, Si= 2,5-3,5, Fe~5%, остальное – Ni (с твердостью HRC 44-48). Покрытия из этих сплавов обладают высокой износостойкостью, коррозионной стойкостью и стойкостью к окислению в воздушной среде при высоких температурах. Стоимость данного сплава в несколько раз ниже по сравнению с зарубежными аналогами. При толщине покрытий от 0,1 до 5 мм пористость покрытий, как правило, не превышает 5%.

Таблица 1 – Количество и фракции карбидной составляющей на снимке

Размер карбидной составляющей, мкм	1,25	1,5	2	2,5	3	3,5	5
Количество карбидной составляющей	244	94	83	58	49	28	24
Всего карбидной составляющей	580						

Данная структура является благоприятной с точки зрения механических свойств покрытия (карбиды правильной формы, небольшого размера - 1,25-2мкм., равномерно распределены в покрытии).

В настоящий момент продолжают вестись работы по совершенствованию оборудования и технологии наплавки.

ПОВЫШЕНИЕ РЕСУРСА РАБОТЫ ДОЛОТООБРАЗНЫХ ЛЕМЕХОВ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕМ ПРОЦЕССА НАПЛАВКИ И ТЕРМООБРАБОТКИ

Кривов А.А.- студент, Шевцов П.О.- студент, АлтГТУ, М.Т.Ф., СП-21
Алтайский государственный технический университет (г. Барнаул)

Индукционную наплавку долотообразных лемехов осуществляют в петлевых индукторах вручную с настройкой генератора на максимальную мощность. Процесс контролируют визуально. Поскольку лезвие лемеха имеет меньшую толщину, чем его долотная часть, то наплавляемая поверхность нагревается неравномерно (разность температур на отдельных участках превышает 200 °С). В результате шихта оплавляется также неравномерно. При чрезмерном нагреве возможно оплавление обратной стороны заготовки. Из-за неравномерного нагрева на отдельных участках шихта либо расплавляется не полностью, либо время нахождения ее в расплавленном состоянии оказывается мало (4...6 с), поэтому в наплавленном слое возникают поры и шлаковые включения, он имеет сравнительно низкую твердость (32...42 HRC₃). В наплавленном металле присутствует большое количество (до 60...70% по занимаемой площади) нерасплавившихся частиц феррохрома остроугольной формы, которые служат очагами зарождения трещин. Так как для обеспечения равномерного нагрева по достижении на поверхности заготовки температуры плавления мощность генератора следует снижать, было разработано программирующее устройство, обеспечивающее ступенчатое регулирование выходной мощности генератора путем изменения анодного напряжения на генераторной лампе.

Лемеха наплавляли в индукторе, имеющем параллельные ветви с различным индуктивным сопротивлением. Длина ветвей и воздушный зазор между ними и наплавляемой поверхностью были выбраны с учетом обеспечения равномерного нагрева всей упрочняемой поверхности.

Применение индуктора с параллельными ветвями и снижение интенсивности нагрева на стадии плавления шихты позволили наплавлять слои стабильной толщины и ширины. При этом перегрева и подплавления заготовки не происходило.

Структура металла, наплавленного на лезвие и долото, идентична, а его твердость возросла до 50...60 HRC₃. Нерасплавленные частицы феррохрома имеют глобулярную форму, а их количество не превышает 30...50% площади наплавки.

Структура наплавленного металла по высоте неоднородна, что связано с разбавлением его основным металлом и различием в скоростях охлаждения. Вблизи границы сплавления наблюдается узкий участок с доэвтектической структурой, затем расположен участок, имеющий эвтектическое строение. Основная же часть слоя имеет заэвтектическую структуру, для которой характерно наличие первичных карбидов, нерасплавившихся частиц феррохрома и карбидной эвтектики. Такая структура наплавленного слоя обеспечивает его достаточно высокую износостойкость.

Благодаря относительно длительному существованию металла в расплавленном состоянии (8...10 с) и электромагнитному перемешиванию из расплава удаляются неметаллические и газовые включения, небольшое количество которых наблюдается лишь в поверхностном слое наплавки. Трещин в основном и наплавленном металле нет.

Процесс наплавки (с применением индуктора с параллельными ветвями и уменьшением интенсивности нагрева на стадии плавления) может быть автоматизирован. При этом повышается качество наплавленных изделий и на 18% снижается расход электроэнергии. Время наплавки лемеха при стабильном качестве составляет 37...40 с.

Долговечность лемехов определяется не только износостойкостью наплавленного металла, но и прочностью его основного металла, особенно на долоте. Наиболее активно изнашивается носовая часть лемеха, в результате чего постепенно исчезает долотообразный выступ. Поэтому, чтобы повысить ресурс работы лемеха долото кроме износостойкой наплавки подвергают закалке.

Согласно существующему технологическому процессу лемех после наплавки (температура наплавки 1280...1320 °С) подстуживается до температуры 810...830 °С и после закалки специальным образом укладывается в стопку, где отпускается за счет теплопередачи от лезвия лемеха, которое закалке не подвергается.

Установлено, что при термообработке по такой методике закаленный слой получается только под наплавленным слоем. При этом не выдерживается величина протяженности зоны закалки (120...135 мм) по полевому обрезу, что не отвечает требованию чертежа.

Для доэвтектоидных сталей из которой изготавливается лемех, к которым относится сталь Л53, температура закалки должна быть на 30...50 °С выше точки A_{C3} – 810...830 °С. При превышении этой температуры до величины 1280...1320 °С и достаточно длительной выдержкой наплаваемой части лемеха при этой температуре (15...20 с) происходит рост зерна аустенита. В стадии поставки периодический прокат имеет балл зерна аустенита 8...9, а после наплавки соответственно 3...4 и даже 1...2, в результате чего снижается ударная вязкость, увеличивается возможность возникновения больших закалочных напряжений.

Экспериментально, в лабораторных условиях, установлено, что время остывания лемеха после наплавки до температуры закалки лежит в пределах от 65 до 75 с. Фактическое время остывания под закалку при обследовании партии из 50 лемехов в производственных условиях колеблется от 15 до 45 с. Это объясняется тем, что после наплавки на поверхности металла образуется окалина, которая при остывании вспучивается и вносит существенную погрешность при измерении температуры фотопирометром.

В результате, в большинстве случаев закалка производится с температур 1000...1150 °С, что способствует образованию трещин, и, как следствие, облому долота и выбраковке лемеха.

Для выявления структуры и свойств основного металла после термообработки были проведены исследования по трем вариантам.

1) Нагрев до 1300 °С, подстуживание до 810 °С, закалка в воде, отпуск при 340...360 °С. Образовавшаяся структура – сорбит с областями бейнита. Балл зерна 1...2. Твердость HRC₃, 47...49.

2) Нагрев до 1300 °С, подстуживание до 810 °С, закалка в воде без отпуска.

3) Нагрев до 1300 °С и охлаждение на воздухе. Нормализация при 830 °С. Повторный нагрев всей закаливаемой зоны и закалка в воде. Отпуск при 360 °С.

Образовавшаяся структура – троостит с областями бейнита. Балл зерна 8...9. Твердость HRC₃, 49...50.

За критерий оценки качества закалки были приняты испытания на ударную вязкость.

1 и 2 вариант - имитация существующего технологического процесса.

В результате проведенного комплекса исследований установлено, что наилучшие результаты показали образцы, нормализованные после наплавки и отпущенные после закалки. Ударная вязкость образцов, термообработанных по 3 варианту, соответственно в 1,45 и 1,55 раза выше, чем по вариантам 1 и 2.

Введение нормализации, как отдельной операции, позволяет значительно улучшить эксплуатационные качества долотообразных лемехов. При этом оказывается возможным обеспечить размеры зоны закалки в соответствии с требованиями чертежа.

В результате проведенных исследований было установлено, что:

1) Уменьшение интенсивности нагрева основного металла на стадии плавления твердого сплава при использовании индуктора с параллельными ветвями позволяет получить структуру, соответствующую стадии полного расплавления. При этом на 15...20% увеличивается протяженность наиболее износостойкой заэвтектической зоны

2) Введение операции нормализации в процесс термообработки позволяет измельчить зерно основного металла и существенно повысить его ударную вязкость.

3) Увеличение износостойкости наплавленного слоя и увеличение ударной вязкости основного металла в совокупности повышают ресурс работы долотообразного лемеха на 30%.

НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ БЕЙНИТА ЗЕРНИСТОЙ МОРФОЛОГИИ

Герман С.В. СП-31. Барков Ю. Г. СП-21 АлтГТУ, М.Т.Ф.,
Филатов Ю.А. инженер

Алтайский государственный технический университет (г. Барнаул)

На кафедре сварки под руководством профессора Д. П. Чепрасова разработаны новые составы сталей бейнитного класса, способствующие получению в прокате и сварном соединении зернистых структур, которые обеспечивают более высокую пластичность и вязкость металлопроката и сварных соединений при повышенной прочности. Это даёт возможность снизить металлоёмкость, за счёт снижения толщины стенки свариваемого металла. Эти стали внедрены в производство на Донцеком, Магнитогорском, Ижевском металлургических комбинатах для изготовления металлопроката для сварных конструкций в северном исполнении.

Кинетика и механизм образования промежуточных структур зернистой морфологии низкоуглеродистых низколегированных сталей состоит в следующем. При изотермическом распаде аустенита в сталях марок 16X2HAc и 28X2HAc в диапазоне температур 550 – 450°C формируется своеобразная структура зернистой морфологии, на фоне которой наблюдаются игольчатые структуры. Из имеющихся зарубежных и отечественных публикаций следует, что структуры зернистой морфологии могут формироваться в верхней части промежуточной области низкоуглеродистых малолегированных сталях. Авторы публикаций при обозначении зернистых структур, сформировавшихся в промежуточной области, используют термины - «зернистый бейнит» [1, 2], «бейнит без видимых выделений карбидной фазы» [3], «овражный бейнит» [4] и др. Известно, что промежуточное (бейнитное) превращение протекает в температурной области между перлитным и мартенситным превращениями. Механизм бейнитного превращения, своеобразие его кинетики, близость к перлитному и мартенситному превращениям определяются следующим: бейнитное превращение происходит при температурах 600-400°C. Это означает, что в бейнитном интервале практически полностью подавлено диффузионное перемещение атомов основного металла – железа. В большинстве литературных источников [5,6,7] говорится о том, что превращение γ - α в промежуточной области происходит по мартенситному типу, что является его характерной особенностью и

подтверждается тем, что образование бейнита сопровождается появлением микрорельефа на полированной поверхности шлифа. Строение и механизм образования данных структур изучены недостаточно, в частности до сих пор не известен механизм образования добейнитной α -фазы названной мезоферритом.

Для уточнения строения и механизма образования промежуточных структур низкоуглеродистых малолегированных сталей была проведена ступенчато-изотермическая закалка образцов, фиксирующая структуру после определённого времени распада γ -фазы в промежуточной области.

Целью данной работы являлось исследование строения и механизма образования промежуточных структур в сталях марок 16X2HAc и 28X2HAc. Для изготовления опытных образцов использовали низкоуглеродистые стали марок 16X2HAc и 28X2HAc.

Для исследований применяли установку ИМАШ АЛА-ТОО 20-75, которая позволяет проводить нагрев и охлаждение образцов в вакууме и жидком азоте соответственно. Установка даёт возможность визуально наблюдать характер и степень распада аустенита в промежуточной области в результате вакуумного травления.

Для проведения эксперимента было необходимо модифицировать вакуумную камеру установки из следующих соображений:

1. при высокой скорости охлаждения ($W_{\text{охл}}$), порядка $100^\circ\text{C}/\text{сек}$ необходимо создать высокотемпературный градиент (скорость наибольшего возрастания или убывания температуры). С этой целью необходимо коммутировать токоподводящие шины непосредственно к стержням хладагента, а шины хладагента коммутировать к исследуемому объекту, данная модификация возможна вследствие отсутствия гальванической связи стержней хладагента и общей шины (корпуса) установки. Коммутация токоподводов шин осуществлена непосредственно на каждом из двух стержней, гальванически не связанных между собой. Предварительные эксперименты по измерению скорости охлаждения исследуемого объекта, позволяют сделать вывод, что заданную температуру охлаждения, возможно, достигнуть с заданной скоростью.

2. как выяснилось, вследствие проведённых предварительных испытаний, при закреплении исследуемого образца на тягах на растяжение, происходят неизбежные необратимые деформации при нагреве до 870°C вследствие невозможности поддержания статической нулевой нагрузки. Так как образец по форме не соответствует образцам по проведению механических испытаний, то нагрев по сечению распределяется не равномерно, что приводит к значительному его деформированию при нагреве до высоких температур.

Чтобы избежать данного негативного эффекта была изготовлена специальная оснастка из высокотемпературного диэлектрического материала (тефлона) на которую жёстко установили образец с закреплёнными к нему шинами хладагента. Тем самым было обеспечено отсутствие лишних степеней свободы для системы: образец, держатель образца, шины охлаждения и оснастки. Оснастка с образцом крепятся на токоподводящие электроды, так чтобы исследуемая поверхность образца находилась в фокальной плоскости объектива высокотемпературного микроскопа.

3. при высоко температурных исследованиях (до температуры 870°C) образец не претерпевает дополнительных нагрузок и деформаций за счёт действия системы нагружения и отсутствия дополнительных степеней свободы при использовании разработанной оснастки. Поэтому результаты исследования не будут связаны с перечисленными выше отрицательными факторами.

Исследуемые образцы нагревались в установке проходящим током промышленной частоты низкого напряжения. Для измерения температуры образца использовались платинородие-платиновые термомпары диаметром 0.3 мм, спаи которых прикреплялись точечной электросваркой к поверхности образца в «горячей» зоне, то есть в зоне максимальной температуры его нагрева. Запись кривых охлаждения осуществляли при помощи самопишущего потенциометра КСП-4.

После проведения термообработки образцов, в области перлитного превращения поверхность исследуемого металла состояла из мелких зёрен без рельефа, что доказывает отсутствие пластической деформации и перегрева, а в области мартенситного во всех зёрнах был рельеф. В промежуточной области термообработку проводили на следующих режимах: от комнатной температуры в течение 5 мин исследуемая область металла нагревалась до 870°C, выдерживалась при этой температуре 120 сек и охлаждалась до 520°C с последующей изотермической выдержкой 10, 30, 60, 120 сек, время охлаждения с 870 до 520°C составило 3 – 4 секунды. После выдержки образец охлаждался до комнатной температуры для перевода не распавшегося, в бейнитной области, аустенита в мартенсит.

В исследуемых низкоуглеродистых легированных сталях марок 16X2HAc и 28X2HAc в результате ступенчато-изотермической закалки в вакууме были изучены строение и механизм образования продуктов распада аустенита в промежуточной области.

С помощью высокотемпературного микроскопа, которым оснащена установка ИМАШ АЛА-ТОО 20-75, представилось возможным наблюдать образование и характер распада аустенита, вследствие вакуумного травления. При нагреве образцов до 870°C с последующей изотермической выдержкой через 40 сек на полированной поверхности шлифа, стали появляться едва различимые границы зёрен аустенита. В течении следующих 80-ти секунд их ширина и количество увеличилось. Начало изотермической (первые 3-5 сек) выдержки при охлаждении до 520°C сопровождалось появлением новых границ зёрен с образованием рельефа в некоторых зёрнах с увеличением длительности изотермической выдержки, в бейнитной области, наблюдался вялый рост количества зёрен с рельефом. В процессе охлаждения, при охлаждении ниже линии M_n , наблюдался некоторый рост количества зёрен с рельефом. При 20°C структура исследуемой области образца состояла из зёрен с рельефом и зёрен в которых рельеф отсутствовал, что свидетельствует о наличии диффузионного механизма при распаде аустенита в начале верхней части промежуточной области, где и происходит образование мезоферрита.

Список литературы

1. Металлография железа: В 3-х т. Пер. с англ. / Под ред. Ф.Н. Тавадзе. М.: Металлургия, 1972. Т.1, 2. 246 с.
2. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. М.: Металлургия, 1985. 408 с.
3. Малышевский В.А., Семичева Т.Г., Хлусова Е.И. Влияние легирующих элементов и структуры на свойства низкоуглеродистой улучшаемой стали // МиТОМ. 2001, №9. С. 5-9.
4. Теплухин Г.Н. Условия, механизм образования и морфология бейнитных структур // Изв. РАН Металлы. 1994. №6. С. 98-104.
5. Новиков И.И. Теория термической обработки. М.: Металлургия, 1986. 480 с.
6. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. М.: Машиностроение, 1990. 528 с.
7. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 442 с.

УЛУЧШАЮЩАЯ ОБРАБОТКА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ.

Иванов А.Г. АлтГТУ, М.Т.Ф., СП-22

Алтайский государственный технический университет (г. Барнаул)

Принцип термоциклической обработки (ТЦО) заключается в том, что изделие подвергается многократным циклическим тепловым воздействиям, в результате чего коренным образом улучшается качество изделий, и придаются свойства, недостижимые при одноразовой термической обработке. Разработаны и в настоящее время широко применяются следующие разновидности ТЦО:

1) Маятниковая ТЦО, так как температурный интервал термоциклирования лежит вблизи температур фазовых превращений. Суть ее заключается в печном нагреве до температуры на 30–50°C выше температуры A_{c1} с последующим охлаждением на воздухе до температуры на

50–80°C ниже температуры A_{r1} . Используют для измельчения зерна сталей преимущественно феррито-перлитного класса.

2) Среднетемпературная ТЦО. Суть данного метода заключается в более быстром нагреве до температуры на 30–50°C выше температуры A_{c1} с последующим охлаждением на воздухе до температуры на 30–50°C ниже точки A_{r1} и далее в воде или масле. Применяется для получения сорбитообразной структуры конструкционных углеродистых сталей.

3) Высокотемпературная ТЦО. Заключается в нагреве со скоростью 30–50°C/с до температуры полной аустенизации, охлаждении с такой же скоростью до температуры наименьшей устойчивости аустенита. По истечении времени выдержки циклы повторяют, в последнем цикле осуществляют закалку из аустенитного состояния. Производят для получения максимальной прочности при удовлетворительной пластичности.

4) Низкотемпературная ТЦО. Используется чаще всего как метод термообработки чугуна. Состоит в нагреве до температуры на 30–50°C ниже температуры A_{c1} с последующей закалкой в воде или масле.

Относительно количества термоциклов можно заметить, что для углеродистых сталей достаточно четырех, так как при большем их количестве прироста эффекта практически не наблюдается. Большее количество циклов требуется чаще всего при необходимости измельчения зерна и ликвидации цементитной сетки в эвтектоидных и заэвтектоидных, а также легированных сталях.

Однако, как уже говорилось выше, выбор конкретного режима ТЦО – непростая задача, так как за недостатком сведений, его выбирают эмпирически, что является далеко не лучшим вариантом да расходы на проведение такой обработки иногда бывают даже выше, чем на изотермическую.

В данной работе планируется выяснить зависимость комплекса свойств инструментальных сталей от важнейших параметров ТЦО, таких, как количество циклов, максимальная и минимальная температура в цикле, время выдержки при соответствующих температурах и выработать рекомендации по подбору наиболее оптимального режима исходя из параметров цена – свойства.

Также известно положительное влияние ТЦО на структуру и свойства литых сталей. Так, например, термоциклический отжиг занимает в несколько раз меньше времени при аналогичных или даже лучших результатах по сравнению с традиционным изотермическим. ТЦО способствует более равномерному распределению карбидов, уменьшению их размеров и увеличению их количества, что положительно сказывается на таких свойствах как вязкость, пластичность и износостойкость.

Данный вид термической обработки рекомендуется применять при производстве литого инструмента из быстрорежущих сталей, так как он гарантированно в разы повышает стойкость литого инструмента по сравнению с традиционным.

ПОДБОР ЭЛЕКТРОДОВ ДЛЯ СВАРКИ ПАРОПРОВОДОВ

Алимбаев П.К. Афонин М.Д. АлтГТУ, М.Т.Ф., СП-31

Алтайский государственный технический университет (г. Барнаул)

При изготовлении трубопроводов пара и горячей воды широкое применение находят стали марок 17ГС, 17Г1С, 14ХГС. С целью подбора сварочных электродов, обеспечивающих высокое качество сварных соединений ЗАО «ДСК» были представлены контрольные образцы труб \varnothing 820 мм, толщиной стенки 9 мм. Сварные соединения выполнялись электродами марки МР-3; ОК-46; УОНИ-13/55.

Испытания на растяжение сварных соединений, проводились на образцах типа ХШ, в соответствии с требованиями ГОСТ 6996-66. Механические свойства сварных соединений приведены в таблице 2.

Таблица 2

Результаты механических испытаний сварных соединений

№ образца	Марка электрода	$F_0, \text{мм}^2$	$\sigma_T, * \text{Нмм}^2$	$\sigma_B, \text{Нмм}^2$	$\delta_5, \%$	$\Psi, \%$	Примечание
8_1	MP-3	116,9		486	17	39	
8_2		116,4	404	505	22	30	
8_3		116,6		479	22	35	Пора в изломе образца
7_1	OK-46	120,5	390	487	20	34	Поры в изломе образца
7_2		122	386	498	10	27	Поры в изломе образца
7_3		118,6	347	463	16	35	
5_1	УОНИ 13/55	120,5	449	518	37	70	
5_2		122	426	491	37	66	
5_3		118,6	469	541	30	62	

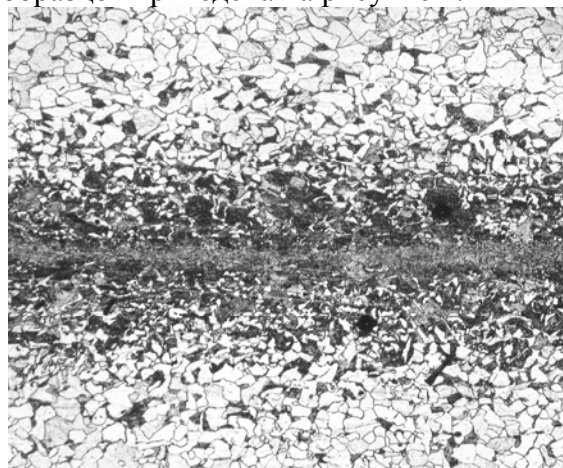
*Примечание Предел текучести определялся как справочное значение при наличии площадки текучести на диаграмме растяжения.

Как показано в таблице 2, прочностные свойства всех сварных соединений примерно одинаковы для электродов всех марок. Временное сопротивление разрушению составляет 483..516 Н/мм². Сварные соединения, выполненные электродами марки ОК-46, не обеспечивают требуемого ГОСТ 20259-85 относительного удлинения.

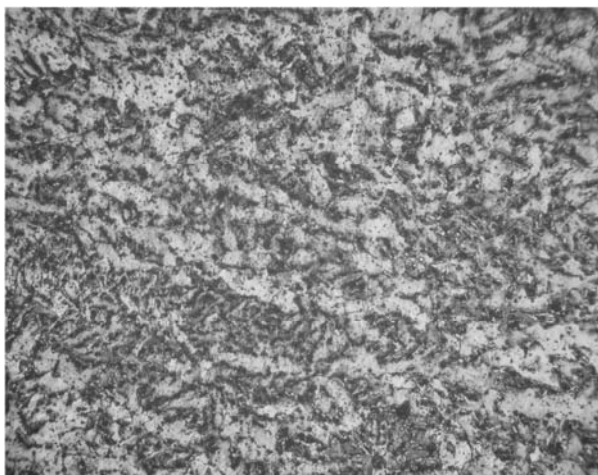
Фактографические исследования поверхности излома показали наличие пор в сварных соединениях выполненных электродами марки MP-3 и ОК-46. Исследования макро и микроструктуры сварных соединений показало наличие темнотравящейся полосы в центре металлопроката, обладающей повышенной твердостью (рисунок 1б). Структура основного металла феррито-перлитная. Твердость основного металла составляет 130...140НВ. Твердость металла шва 150..180 НВ. Твердость темной полосы составляет примерно 300..340 НВ, что соответствует 350НВ. Микроструктура контрольных образцов приведена на рисунке 1.



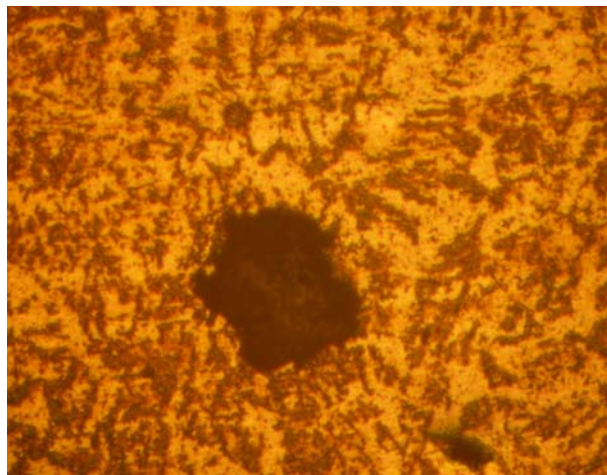
а)



б)



в)



г)

Рисунок 1. Микроструктура сварных соединений контрольных образцов. а) Основной металл *200; б) Темная полоска в металлопрокате*200; в) Металл шва (электроды УОНИ-13/55)*200 г) Пора в металле шва (электроды МР-3)*200

На основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы

1. По механическим свойствам сварные соединения выполненные ручной дуговой сваркой электродами марок ОК-46, МР-3, УОНИ-13/55 соответствуют классу прочности 345-355.

2. Сварное соединение имеет недопустимые непровар, подрезы и поры. Наилучшее качество сварного соединения и наиболее высокие механические свойства обеспечиваются электродами марки УОНИ-13/55.

Электроды марки ОК-46 не обеспечивают требуемых пластических свойств сварных соединений. Согласно требованиям РД 153-34.1-003-01 электроды марки МР-3 рекомендованы для сварки сталей марок 08; 10; 20; Ст2; Ст3; Ст3Г. При изготовлении трубопроводов пара и горячей воды из стали 17ГС рекомендуется использовать электроды марки УОНИ-13/55.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ КАРБИДА $M_{23}C_6$ В ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЯХ БЕЙНИТНОГО КЛАССА

Музыка А.Г. Моторин Е.Ю. АлтГТУ, М.Т.Ф., СП-31

Алтайский государственный технический университет (г. Барнаул)

Возросшие требования к изготовлению ответственных сварных конструкций, работающих в условиях низких температур, выдвинули на первый план проблемы повышения ударной вязкости и сопротивления хрупкому разрушению металла. Эти характеристики при отрицательных температурах существенно изменяются в зависимости от структуры металла и формы карбидной фазы.

Был исследован ряд образцов стали 28Х2НАч и 30ХН4А, полученных при термокинетическом охлаждении в скоростном диапазоне 0,04...17,2 °С/с со структурой от феррито-перлитной до мартенситной. Особый интерес представляют образцы, охлажденные с мгновенной скоростью 1...7 °С/с, так как в них сформировалась бейнитная структура зернистой морфологии. Формирование бейнита зернистой морфологии происходит по следующему механизму. На границах аустенитных зерен, где зарождение центров кристаллизации облегчено, диффузионным путем образуется доэфектоидная α -фаза. В оставшемся еще не превращенным аустените концентрация углерода повышается, устойчивость его при этом увеличивается. Так как процесс формирования зернистого бейнита идет в высокотемпературной области промежуточного превращения, то скорость диффузии углерода в еще не превратившийся аустенит повышенная. Предположительно, часть обогащенного углеродом аустенита в дальнейшем претерпевает распад на бейнитную α -фазу и карбиды, а

часть после охлаждения остается непревращенной с сохранением высокой концентрации углерода.

Установлено, что структура бейнита зернистой морфологии состоит из зерен доэфектоидного феррита, бейнитной α -фазы и карбидов. Остаточный аустенит с высокой концентрацией углерода присутствует в виде включений. С целью уточнения тонкой структуры были произведены рентгеноструктурный анализ и электронная микроскопия исследуемых образцов, которые кроме всего прочего выявили в промежуточной структуре наряду с цементитом наличие специального карбида $M_{23}C_6$ (Таблица 1).

Таблица 1.

Объемные доли фаз в образцах стали 28X2HAc и 30XH3A охлажденных с мгновенной скоростью $3^{\circ}C/c$ (%)

Фаза	30XH3A			28X2HAc		
	1	2	3	1	2	3
α -фаза	88,9	75 - 81	85,0	91	84 - 87	88,03
γ -фаза	9	19 - 25	14	6,7	9 - 12	8,5
$M_{23}C_6$	2,0			0,64		
Fe_3C	~0,1			2,83		

Примечание: 1 - объемные доли фаз, измеренные по методу электронной микроскопии; 2 - объемные доли фаз, измеренные по методу рентгеноструктурного анализа; 3 – средние значения между методами электронной микроскопии и методом рентгеноструктурного анализа.

Электронная микроскопия также показала, что карбидная фаза, представлена двумя

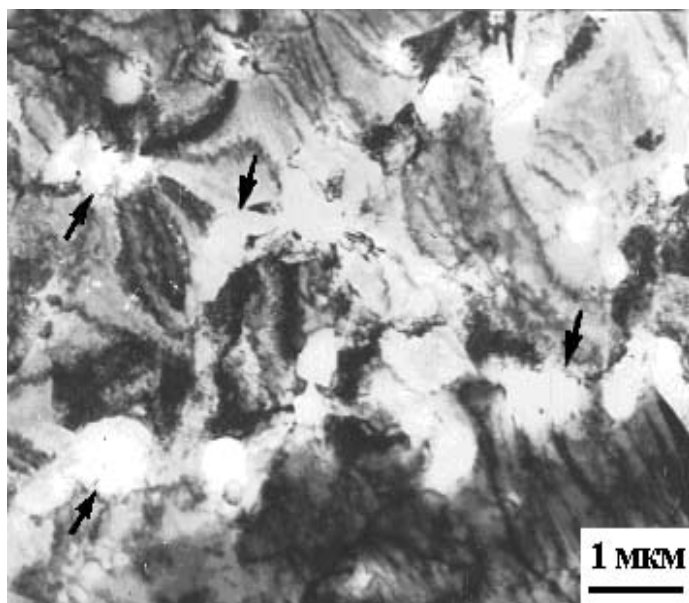


Рисунок 1. Фрагменты феррито-карбидной смеси в стали 28X2HAc. Стрелками отмечены места выделения карбидов типа $M_{23}C_6$ ($FeCr$) $_{23}C_6$ не должны образовываться в исследуемой стали.

типами карбидов: $Me_{23}C_6$ – карбиды хрома ($FeCr$) $_{23}C_6$ и карбиды Me_3C – карбиды железа ($FeCrMn$) $_3C$. Карбиды хрома – это частицы округлой формы, резко отличающиеся по размеру (рисунок 1). Крупные частицы (~ 0,2 мкм) расположены, в основном, в стыках и на границах фрагментов фрагментированного феррита. Мелкие карбиды ($d \approx 10-20$ нм) глобулярной формы расположены преимущественно на дислокациях внутри всех структурных составляющих α -фазы. Однако их объемная доля не велика и в материале не превышает 0,1 %. В отличие от карбидов хрома карбиды железа типа Me_3C имеют вытянутую пластинчатую форму и располагаются внутри рек и пластин бейнитной α -фазы.

Анализ диаграммы состояния Fe-Cr-C показывает, что карбиды хрома

Предположительно присутствие карбида ($FeCr$) $_{23}C_6$ в исследуемой структуре можно объяснить тем, что на начальных стадиях промежуточного превращения наряду с перераспределением углерода происходит и перераспределение хрома. Углерод перераспределяется от фронта фазовой γ - α перекристаллизации, а хром, наоборот, перераспределяется к фронту. В результате на фронте перекристаллизации аустенит

оказывается обеднен углеродом и обогащен хромом. Из аустенита такого состава и происходит выделение глобулярных карбидов хрома.