

Следует отметить, что наибольший рост стойкости отмечен у резцов с твердыми сплавами, имеющими пониженную прочность, но высокие потенциальные режущие свойства (Т15К6 и КНТ16). Для резцов из Т5К10 стойкость повышается незначительно. Это объясняется тем, что отказы резцов из Т15К6 и КНТ16 вызваны в первую очередь разрушением режущей части, а Т5К10 износом.

После проведения лабораторных испытаний резцов, полученных в условиях обработки наплавленной поверхности, можно сделать ряд выводов.

1. Износостойкость резцов, изготовленных на базе FeC-припоя находится на уровне или в 1,1-1,3 раза выше стандартных, паяных Cu-припоем.
2. Прочность режущей части твердосплавных резцов, паяных разработанным припоем в 1,4-2,2 раза выше стандартных. Данные результаты подтверждают предположение, что прочность режущей части инструмента в целом в значительной мере определяется жесткостью и прочностью соединения, образованного FeC-припоем.
3. Существенное повышение прочности режущей части и сохранение высокого уровня износостойкости позволит использовать для обработки наплавленных поверхностей резцы, оснащенные наиболее износостойкими твердыми сплавами Т15К6, КНТ16 при черновом и ТН20 и Т30К4 при чистовом точении.

Таким образом, обработка восстановленных наплавкой поверхностей твердосплавными резцами на базе FeC-припоя позволяет повысить производительность обработки, сократить расход режущих инструментов и обеспечивать заданные техническими условиями параметры качества обработанной поверхности, а в комбинации со способом адаптивного изменения геометрии значительно увеличить стойкость инструмента.

Литература.

1. Коноводов В.В. Повышение ресурса технических изделий агропромышленного комплекса технологическими методами: монография/ НГАУ.–Новосибирск, 2010. – 378с.
2. Валентов А.В., Ретюнский О.Ю. Патент на полезную модель № 42000 по заявке № 2004109359/22 29.03.2004 Опубликовано 20.11.2004 Бюллетень № 32
3. Коноводов В.В., Глазачев С. У. Малышко А.А. Припой для пайки инструмента. Патент РФ № 2076795, 1997.
4. Каленчян К.О. Структура и свойства соединений твердый сплав-сталь при контактной сварке твердосплавного инструмента. Авто-реф. Канд. Техн. Наук. – М., 1984. – 19 с.
5. Коноводов В.В., Малышко А.А., Глазачев С.У., Каллойда Ю.В, Совершенствование технологии изготовления паяного твердосплавного инструмента/Новые модели и технические решения в аграрном производстве.: Сб. науч. Тр. / НГАУ. – Новосибирск, 1995.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МОСТОВОЙ СТАЛИ 15ХСНД, ВЫПОЛНЕННЫХ НА СТЕКЛО-СТАЛЬНОЙ ПОДКЛАДКЕ

В.Н. Музалев¹, Б.С. Семухин, д.ф.-м.н., проф.^{1,2}, В.И. Данилов, д.ф.-м.н., проф.^{2,3}

*¹Томский государственный архитектурно-строительный университет
634003, г. Томск, пл. Соляная, 2*

*²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
634021, г. Томск, пр. Академический 2/4*

*³Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26
E-mail: bss@ispms.tsc.ru*

Введение

Большинство особо ответственных стальных конструкций и сооружений обладают целым набором неразъемных соединений, получающихся методом электродуговой сварки. Поэтому в России широкое распространение имеет «монтажная сварка конструкций автомобильно-дорожных, городских, совмещенных и пешеходных мостов (включая путепроводы, виадуки, эстакады), сооружаемых в любых климатических зонах» [СТП 005-97 «Технология монтажной сварки стальных конструкций мостов»]. При строительстве пролетных автодорожных мостов, чтобы обеспечить высокую производительность труда, в настоящее время сварку проката толщиной до 16 мм предпочитают производить на подкладке без разделки кромок. Наиболее широко распространены медные и стекло-медные под-

кладки. При автоматической сварке больших по протяженности швов мостовых конструкций использование дорогостоящей меди зачастую не рационально. Кроме того, быстрое отведение тепла при использовании медной подкладки не всегда оправдано в строительстве при экстремально низких температурах Крайнего Севера и Сибири. Поэтому поиск возможности замены медной подкладки на более дешевую и менее теплопроводную стекло-стальную являлось актуальной производственной задачей. Однако, как свидетельствуют литературные источники, даже применение стекло-медной подкладки не обеспечивает необходимого теплоотвода от сварочной ванны, чтобы сформировать однородную структуру наплавленного металла сварного соединения. Так в работе [1] утверждается, что из-за недостаточного теплоотвода в формирующую стекло-медную подкладку незначителен, поэтому в наплавленном металле формируются в основном кристаллиты, направленные перпендикулярно к стенкам сварочной ванны, а их длина достигает 10 мм. Кристаллиты, направленные нормально к подкладке имеют значительно меньшую длину и количество их несоизмеримо меньше. С этим несовершенством структуры сварных соединений связывается большое число дефектов в виде трещин, которые наиболее часто появляются в поперечных швах ортотропных плит вблизи их пересечения с продольными швами. Часто это происходит при продольной надвижке пролетных строений. Мостостроителям известен факт, что после надвижки трехпролетного путепровода длиной до 30 м в 50% мест пересечений швов были обнаружены трещины, хотя напряжения в листах при надвижке не превышали 150 МПа. Этот негативный опыт потребовал проведения комплексных исследований структуры и механических свойств сварных соединений, выполненных автоматической сваркой на стекло-стальной подкладке.

Материал и методика эксперимента

Для проведения исследований образцы модельных сварных швов на листах толщиной 12 мм стали 15ХСНД были выполнены автоматической сваркой в горизонтальном положении на стекло-стальной подкладке. Разделка кромок не проводилась. Зазор между листами составлял 8 мм. Вначале осуществлялись ручной дуговой сваркой электродами Э50 УОНИ-13/55 (ГОСТ 9467–75) прихватки длиной 50 мм. Расстояние между прихватами 200 мм. Затем зазор заполнялся металлической крупкой из проволоки Св-10НМА диаметром 2 мм. Химические присадки для инициирования кристаллизации наплавленного металла не использовались. Сварка проводилась сварочной проволокой Св-10НМА (ГОСТ 2246–70) диаметром 3 мм под флюсом АН-47, который предварительно прокаливается при температуре 350–400⁰С. Сварочный пост был укомплектован трактором АДФ-1202 и выпрямителем ВДУ-1202. Следует особо отметить, что сварка производилась в один проход. Параметры сварочного режима: сила тока 800 А, напряжение дуги 36 В, скорость сварки 18 м/ч., вылет электродной проволоки 12 мм.

Модельные пробы сварных соединений имели размеры 500×400 мм². Сварной шов располагался посередине параллельно длинной стороне. Из пробы согласно ГОСТ 6996–66 фрезерованием были изготовлены:

- а) плоские образцы для статического одноосного растяжения размерами 400×20×6 мм³ без головок, в которых сварной шов располагался посередине нормально к оси нагружения;
- б) образцы прямоугольного сечения для статического изгиба длиной 170 мм, толщиной равной толщине свариваемых листов и шириной = 1,5 толщины, с расположенным посередине сварным швом; валик сварного шва был удален;
- в) образцы типа 1 для испытания на ударную вязкость по ГОСТ 9454–08, где шов также был перпендикулярен продольной оси и располагался посередине образца; U-образный надрез был выполнен по оси сварного шва.

Испытания на растяжение и на статический трехточечный изгиб проводились на испытательной машине Instron 1185. Скорость перемещения подвижной траверсы при испытании на растяжение составляла 1 мм/мин. При расчетной рабочей длине образцов 300 мм это обеспечивало скорость деформации $5,5 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$.

При испытаниях на статический изгиб образцы располагались так, что корень шва находился снизу в растягиваемой области. Скорость перемещения оправки диаметром 25 мм составляла 5 мм/мин. Расстояние между опорами (рабочая длина образца была равна 110 мм). Испытание прекращалось либо после возникновения наружной трещины в растянутой области, либо после загиба на 90°.

Определение ударной вязкости КСУ⁶⁰ проводилось на маятниковом копре МК-30А с максимальной энергией удара 300 Дж.

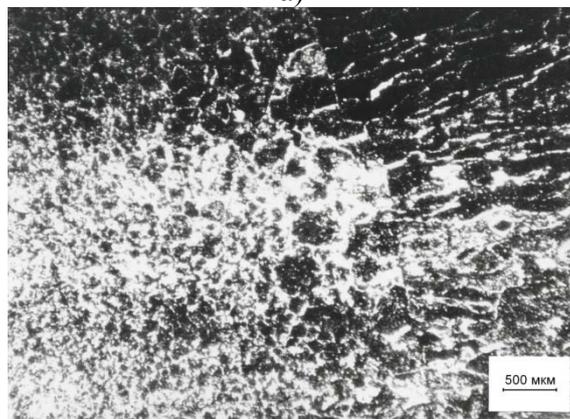
Макроструктура сварного соединения выявлялась методом глубокого травления реактивом, состоящим из равных частей азотной и плавиковой кислот. Микроструктуру наплавленного металла и окружающих зон исследовали на полированных и травленных в 4% спиртовом растворе азотной кислоты микрошлифах с использованием микроскопа Neophot-21.

Результаты эксперимента и их обсуждение

На образцах для статического изгиба были приготовлены поперечные шлифы для исследования макроструктуры сварного соединения. На этих шлифах можно рассмотреть шов по всей толщине за исключением облицовочных валиков (рис. 1а). Видно, что ширина зоны наплавленного металла велика и превышает толщину свариваемых листов. Данный факт свидетельствует о том, что объем сварочной ванны был велик, а скорость охлаждения, наоборот, низкая.



а)



б)

Рис. 1. Макроструктура сварного соединения, выполненного на стекло-стальной подкладке

Наплавленный металл имеет грубую литую структуру. Расположение крупных дендритов преимущественно горизонтальное от основного металла к оси шва. Это означает, что теплоотвод происходил в основном через свариваемый металл. Из-за незначительного теплоотвода рост кристаллитов со стороны стеклянной подкладки был небольшим. То есть, все признаки неблагоприятной макроструктуры, отмеченные в [1], наблюдались и в исследованных сварных соединениях. Следовало выяснить, обеспечивает ли технология сварки на стекло-стальной подкладке необходимую по используемым в практике мостостроения техническим условиям конструктивную прочность.

Основные механические свойства сварных соединений определялись в ходе испытаний на растяжение. Деформационные кривые растяжения были характерными для стали 15ХСНД в состоянии поставки, имели зуб и площадку текучести. Были определены физический предел текучести $\sigma_T = 368,9 \pm 6,8$ МПа и временное сопротивление разрушению $\sigma_B = 537,3 \pm 2,9$ МПа. Эти значения превышают требования ГОСТ 19282–73 для стали 15ХСНД в состоянии поставки ($\sigma_{0,2} \geq 345$ МПа, $\sigma_B \geq 490$ МПа) [2]. Пластичность металла оказалась заметно ниже. По ГОСТ 19282–73 $\delta \geq 21$ %, а испытанные

образцы сварных соединений показали лишь $\delta = 17,6 \pm 1$ %. Возможно это обусловлено тем, что поперечный сварной шов в середине образца и околошовная зона не деформировались совершенно, а разрушение происходило по основному металлу. В то же время эти участки входили в расчетную длину.

Все образцы прошли испытание на статический изгиб, так как трещины в растянутой области при загибе до 90° не образовывались ни в наплавленном металле, ни в зоне термического влияния, ни тем более, в основном металле.

Испытания на ударную вязкость проводились при температуре -60°C . Полученное значение $KCU^{-60} = 101,1 \pm 19,2$ Дж/см², что значительно выше требуемого по ГОСТ 19282–73 для стали 15ХСНД (не менее 34 Дж/см²). Излом вязко-хрупкий, волокнистый с крупными фасетками сколов. Так как надрез был сделан в наплавленном металле, а эта зона превышает толщину свариваемых листов, то указанное различие неудивительно, потому что химический состав присадочной проволоки не идентичен химическому составу основного металла. Таким образом, судя по механическим испытаниям, сварные швы, полученные на стекло-стальной подкладке, удовлетворяют требованиям ГОСТ и ТУ, но макроструктура их далека от идеальной. Все это предопределило необходимость подробного исследования микроструктуры сварного соединения во всех зонах традиционно выделяемых в металловедении сварки [3].

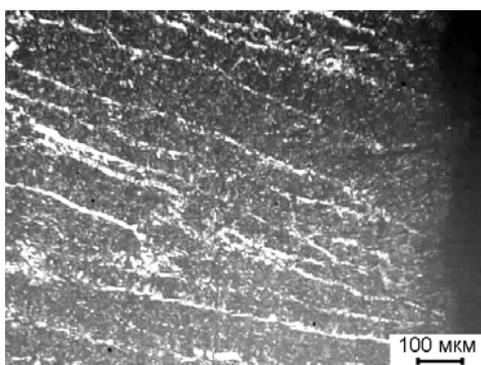
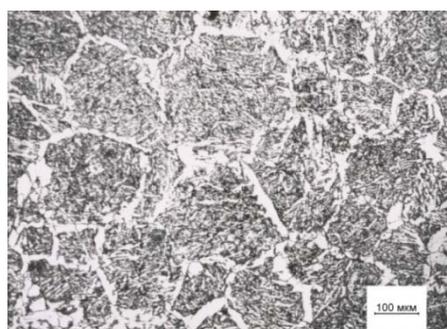


Рис. 2. Микроструктура наплавленного металла (зона I)

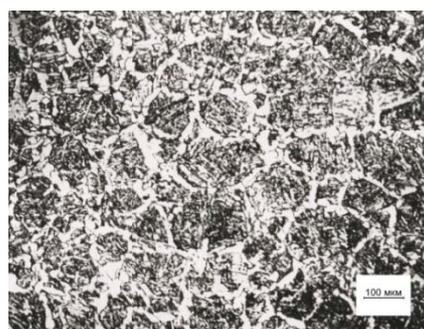
На макрошлифе ясно выделяется линия сплавления, которая отделяет закристаллизовавшийся металл сварочной ванны от основного металла свариваемого листа. На рис. 1 б изображен участок макрошлифа, где хорошо видны, как различия в структуре наплавленного (справа) и основного (слева) металла, так и переход по мере удаления от линии сплавления к неискаженной

структуре основного металла. Исследование микроструктуры наплавленного металла (зона I по классификации [3]) показало, что видимые на макрошлифе столбчатые кристаллиты представляют собой длинные ферритные пластины (рис. 2). Пространство между этими пластинами заполнено мелкодисперсной феррито-цементитной смесью. По-видимому, в процессе кристаллизации имело место сильное расслоение по углероду.

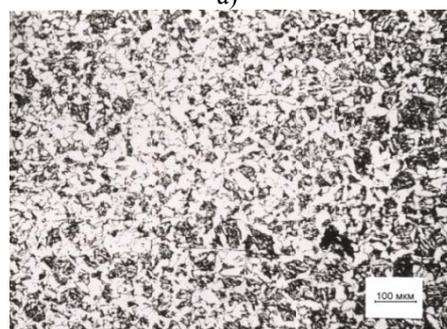
На макрошлифе ясно выделяется линия сплавления, которая отделяет закристаллизовавшийся металл сварочной ванны от основного металла свариваемого листа. На рис. 1 б изображен участок макрошлифа, где хорошо видны, как различия в структуре наплавленного (справа) и основного (слева) металла, так и переход по мере удаления от линии сплавления к неискаженной



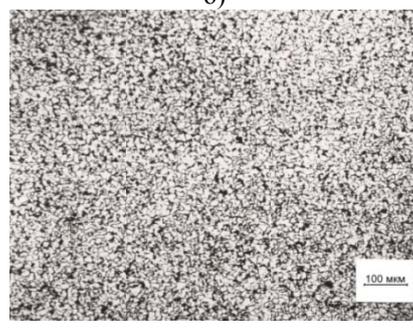
а)



б)



в)



г)

Рис. 3. Микроструктура зон V – VIII сварного соединения

Ширина зоны термического влияния достигает 4,5 мм, а сама зона имеет сложное и крайне неоднородное строение. Вблизи линии сплавления, где температура превышала точку A_4 (рис. 1 а), сформировался узкий участок где старые зерна аустенита имеют сравнительно небольшие размеры и вытянутую в направлении градиента температур форму. Эта область соответствует зонам II, III и IV по классификации [3]. Известно, что в этих зонах в результате высокотемпературного нагрева происходит превращение аустенита в δ -феррит, и частичное подплавление. Причем, подплавляются границы зерен аустенита, участки сегрегаций легирующих элементов и сульфидные неметаллические включения. При охлаждении расплавленные участки кристаллизуются самостоятельно, образуя, первичные границы, а при дальнейшем охлаждении возникают вторичные границы. В настоящем случае наблюдаются выделения феррита по границам старого аустенитного зерна и карбидные частицы внутри зерен. Хотя авторы [3] считают, что этот участок может существенно снижать служебные свойства сварного соединения, в нем каких-либо несовершенств в рассматриваемом случае не обнаружено.

Следующий участок имеет грубую крупнозернистую структуру. По классификации металлостроения сварки это зона V или зона перегрева, где происходит интенсивный рост зерна аустенита (рис. 3 а). Основными деталями этой структуры являются выделения пластинчатого видманштеттова феррита, которые окаймляют старые аустенитные зерна. Средний размер аустенитного зерна достигает 300 мкм, а ширина пластин феррита ~ 20 мкм. Внутри старого аустенитного зерна феррит тоже имеет пластинчатое строение, пластины более тонкие и произвольно ориентированные. Ширина этой зоны достигает 1,25 мм. В ней в незначительном количестве присутствуют газовые микропоры, размер которых составляет 20...30 мкм.

По мере продвижения от линии сплавления вглубь основного металла на расстоянии $\approx 1,9$ мм (рис. 3 б) находится зона, где температура превышала A_3 , но была ниже температуры интенсивного роста зерна аустенита (зона VI). Здесь тоже происходила аустенизация основного металла, но зерно аустенита относительно небольшое. Оно также окаймлено видманштеттовым ферритом. Но средний размер аустенитного зерна не превышал 150 мкм, а пластины феррита на границах часто разорваны и представляют собой совокупность полиэдрических зерен. Структура внутри старого аустенитного зерна подобна описанной выше, но более дисперсна. В отдельных местах, по-видимому, произошло нормальное диффузионное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение с выделением перлитного эвтектоида. В данной зоне тоже встречаются поры, но более мелкие.

Описанная зона плавно переходит в зону, где температуры не превышали A_1 , и поэтому аустенизация не происходила (зона VIII, рис. 3 в). Участок неполной перекристаллизации (зона VII) не выделяется. Зона VIII находится на среднем расстоянии 4,5 мм от линии сплавления и имеет феррито-перлитную структуру, подобную структуре основного металла (рис. 3 г). Соотношение феррита и перлита в зоне VIII такое же как и в основном металле, но размеры ферритного зерна в два раза больше. По-видимому, в зоне VIII, развивалась интенсивная рекристаллизация, и возникали максимальные термические напряжения. Поэтому здесь обнаружены длинные и тонкие микротрещины, расположенные в основном нормально к линии сплавления.

Заключение

Исследования механических свойств сварных соединений из стали 15ХСНД, выполненных на стеклянной подложке, показали, что в целом требования ГОСТ и отраслевых технических условий выполняются. Однако наплавленный металл имеет неоптимальную макроструктуру, а зона термического влияния слишком большую ширину, что может отрицательно сказаться и, как видно из литературных источников, сказывается на поведении изделий в процессе монтажа и эксплуатации. Указанные структурные несовершенства, по-видимому, являются следствием плохого теплоотвода в стекло-стальную подложку, когда основной отток энергии происходит через свариваемый металл. Улучшить ситуацию может снижение погонной энергии сватки и ужесточение требований технологической дисциплины, строгое соблюдение режимов сварки. Кроме того, методика испытаний по СТП 005-97 недостаточно хорошо аттестует сварное соединение. В частности ударные испытания с надрезом по оси сварного шва дают информацию о вязкости разрушения наплавленного металла, а по результатам настоящих исследований микроструктуры наиболее опасной является зона термического влияния.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке и гранта РФФИ № 14-08-00299 с использованием оборудования ЦКП «Нанотех».

Литература.

1. Агеев В.С., Морозов С.В., Шурыгин М.П., Никонов Г.И., Щелкунов С.А. О причинах возникновения трещин в сварных швах листа настила ортотропных плит // Транспортное строительство. 2002. № 11. С. 18-20.
2. Сталь и сплавы. Марочник: Справ. изд. / В.Г. Сорокин и др.; Науч. ред. В.Г. Сорокин, М.А. Геврасьев. М.: «Интермет Инжиниринг», 2001, 608 с.
3. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. М.: Машиностроение. 1989, 336 с.

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКИ

С.А. Солодский, к.т.н., доцент, И.С. Борисов, студент гр. 10600

Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 777-64

E-mail: Serdgio80@inbox.ru

Исключительно большие технологические возможности плазменных устройств привели к ним огромное внимание исследователей и производителей. В связи с этим в технической литературе с каждым годом увеличивается количество публикаций по различным теоретическим и практическим вопросам плазменной обработки.

Независимое регулирование общего потока энергии и его плотности открывает новые возможности в технологии плазменной сварки и резки металлов. Способность плазмотронов строго локализовать область интенсивного тепловыделения и повысить в ней значение удельных тепловых потоков до величины $10^2 - 10^3$ кВт/см² явилась основной предпосылкой при использовании их для резки металлов [1].

В настоящее время отечественная практика обогатилась опытом использования воздушно - плазменной резки малоуглеродистых сталей.

Тепловое воздействие плазменной резки на металл у кромок и вызванные им изменения свойств металла в зоне термического влияния могут быть уменьшены применением рациональных режимов резки. Так, глубина литого участка зоны влияния может быть уменьшена повышением напряжения режущей дуги, а глубина участка с измененной структурой - увеличением скорости резки. В то же время увеличение скорости сопровождается увеличением глубины литого участка [2].

Главным показателем производительности труда при плазменной резке является скорость резки. Для того чтобы осуществить плазменную разделительную резку металла, необходимо расплавить определенный объем материала вдоль предполагаемой линии реза и удалить его из полости реза скоростным потоком плазмы.

Для выплавления зоны металла вдоль линии реза нужно подвести определенное количество теплоты. Это количество поступает в металл из столба сжатой дуги и носит название тепловой мощности дуги q_u . Требуемая величина q_u , Вт, зависит от многих параметров и определяется по формуле [1]:

$$q_u = V_p \cdot F \cdot \gamma \cdot c \cdot [(T_{пл} - T_0) + q] \cdot 4,19$$

где V_p - скорость резки, см/с; F - площадь поперечного сечения зоны выплавляемого металла, см²; γ - удельный вес разрезаемого металла, г/см³; c - теплоемкость металла, Дж/(г*°C); $T_{пл}$ - температура плавления металла, °C; T_0 - температура металла до начала реза, °C, q - скрытая теплота плавления металла, °C.

Здесь произведение $V_p * F * \gamma$ определяет массу выплавляемого металла за единицу времени и имеет размерность г/с.

Эффективная тепловая мощность q_u для заданной толщины металла имеет определенное числовое значение, ниже которого процесс резки невозможен.

Во всех известных работах указывается влияние на скорость резки таких известных параметров как ток дуги, диаметр сопла, тип и давление плазмообразующего газа [1-3]. Поэтому в работе проведено исследование влияния напряжения дуги на скорость резки для стали Ст3. Для этого были