

ТЕРМОАКТИВИРОВАННАЯ ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ПЕРЕХОДНЫХ ЗОН В БИМЕТАЛЛАХ Ст3-12Х18Н10Т

В.Н. Воеводин, Ю.С. Диденко, Ю.Н. Ильченко, С.Ю. Диденко, Н.И. Ильченко, Н.Д. Рыбальченко

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», г. Харьков, Украина

Приведены результаты экспериментальных исследований влияния циклических отжигов на характер изменения строения и протяженности переходных зон в биметаллах Ст3-12Х18Н10Т с медной прослойкой и без нее. Показано позитивное влияние введения медной прослойки между основными слоями биметалла на его термическую стабильность.

ЗАДАЧА ИССЛЕДОВАНИЙ

Одной из острых проблем, существующих в практике изготовления и ремонта парогенераторов и другого оборудования АЭС, является получение дуговой сваркой надежного и термостабильного сварного соединения узлов и элементов, изготовленных из сталей различного состава - аустенитных и перлитных. При этом аустенитные стали, как таковые, обладают хорошей свариваемостью, а перлитные в зависимости от их состава – это стали с удовлетворительной или ограниченной свариваемостью. Но при сварке сочетаний этих сталей возникают затруднения, обусловленные образованием структурной и механической неоднородности в зоне сплавления разнородных сталей. Следствием этого является повышенная склонность швов к трещинообразованию в условиях длительной эксплуатации под нагрузкой. Для ее устранения к настоящему

времени разработаны различные технологические приемы (сварка с подогревом, отжиг швов, предварительная наплавка свариваемых кромок и др.) и сварочные материалы, позволяющие получать сварные соединения аустенитных и перлитных сталей удовлетворительного качества [1-3].

Однако практически все способы непосредственной сварки плавлением разнородных сталей не обеспечивают сварным соединениям нужного уровня их термической стабильности и эксплуатационной надежности. Это является следствием диффузионно-контролируемого перераспределения углерода между разнородными сталями в процессе высокотемпературной эксплуатации их сварного соединения (рис. 1) и соответствующего негативного изменения структурно-фазового состава сварного шва и околошовной зоны [1, 4].

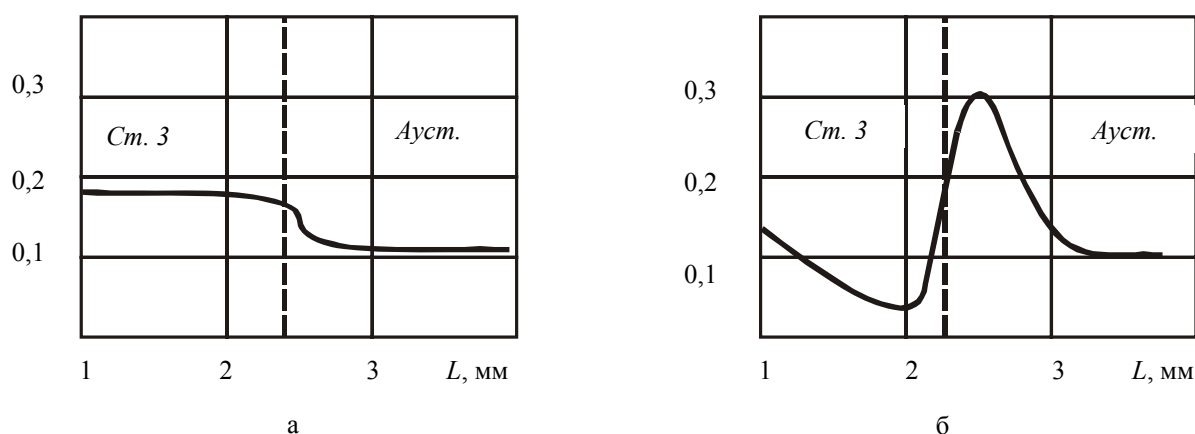


Рис. 1. Распределение углерода в зоне сплавления углеродистой (Ст3) и аустенитной (X19H11M3) сталей: а – после сварки; б – после выдержки в течение 300 ч при температуре 600 °С (штриховая линия – линия сплавления) [1]

Одним из наиболее эффективных и перспективных средств решения проблемы сварки аустенитной и перлитной сталей является применение в сварочных технологиях специальных биметаллических переходников, которые изготовлены с использова-

нием твердофазных методов сварки разнородных металлов [2]. Этот прием, не предусматривающий непосредственного сплавления разнородных сталей, позволяет исключить негативные эффекты, связанные с кристаллизацией сварного шва неконтроли-

руемого и переменного по его сечению состава. Однако он не устраняет последствий термоактивированного диффузионного переноса углерода в переходнике из его перлитного слоя в аустенитный. Следовательно, возникает необходимость введения в состав биметалла между его основными слоями дополнительной прослойки из металла, который являлся бы эффективным барьером на пути диффузионной миграции углерода между слоями из разных сталей.

В качестве материала такой промежуточной прослойки может быть использована медь, что было продемонстрировано на примере переходниковых биметаллов титан-сталь и ниобий-сталь [5, 6]. С целью экспериментального подтверждения эффективности и целесообразности использования этого технического решения в биметаллах из перлитной и аустенитной сталей нами выполнены исследования термоактивированной эволюции переходных зон вблизи границ раздела металлов различного состава в биметаллах Ст3-12X18H10T с медной прослойкой и без нее.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Обычно для такого рода исследований используют так называемые диффузионные пары – небольшие фрагменты биметалла из тех металлов, взаимная диффузия которых изучается. Следуя традиционной методике структурных исследований диффузионных пар, для решения задачи наших исследований пришлось бы изготовить, а затем термообработать и отдельно изучить три различных биметалла: Ст3-медь, Ст3-12X18H10T и медь-12X18H10T. Надлежит подчеркнуть, что для получения корректных результатов сравнительных структурных исследований образцов различного состава нужно добиться того, чтобы все сравниваемые образцы прошли идентичную термообработку, т.е. длительность и температура их нагрева были одинаковы.

С целью обеспечения полной идентичности параметров термообработки для всех сравниваемых переходных зон и уменьшения трудоемкости и длительности структурных исследований было принято решение объединить биметаллы с прослойкой и без нее в одном модельном многослойном биметалле (рис. 2). Такой тип внутренней архитектуры биметалла позволяет на одном образце исследовать все три интересующие переходные зоны.

Сталь Ст 3
Медь М0
Сталь 12X18H10T
Сталь Ст 3

Рис. 2. Последовательность чередования слоев из разнородных металлов в модельном биметалле

Для получения биметалла использовали метод горячей прокатки в вакууме [5]. Прокатка была проведена в один проход при температуре 950 °С. Из полученной плиты с размерами 15x90x200 мм были изготовлены образцы 15x15x20 мм (рис. 3) для термообработок и последующих металлографических исследований. Толщина слоев биметалла составила: Ст3 – примерно по 5,3 мм, медь – 0,8 мм, 12X18H10T – 3,6 мм.



Рис. 3. Внешний вид образца модельного биметалла

Образцы биметалла отжигали в воздушной муфельной печи при температуре 500 °С (серия А) и 600 °С (серия Б) в циклическом режиме: после каждого 5 ч пребывания образцов в печи при соответствующей температуре они извлекались из печи и остывали до комнатной температуры. Избранный нами режим отжига образцов качественно имитирует реальный температурный режим эксплуатации сварных соединений аустенитной стали с перлитной, который характеризуется периодическими изменениями температуры, и позволил проводить металлографические исследования после различной суммарной длительности отжига.

Суммарная длительность термического воздействия на образцы серии А составила 60 ч, а на образцы серии Б – 100 ч.

Исследования структуры переходных зон в биметаллических образцах проводили по методикам световой микроскопии. Для уточнения толщины обезуглероженных и науглероженных зон использовали также результаты измерения микротвердости сталей на различном удалении от границы их раздела.

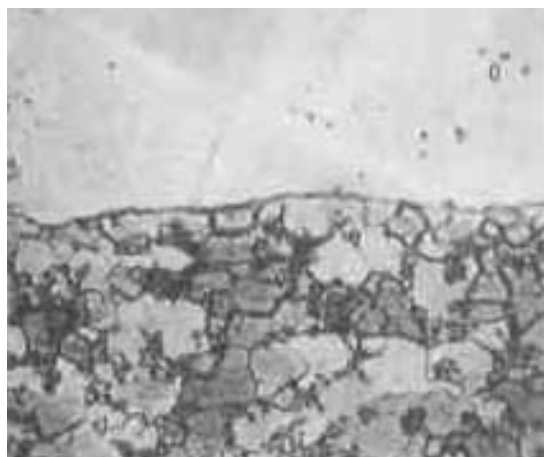
В образцах после прокатки границы раздела разнородных металлов четкие и тонкие, поры и неметаллические включения отсутствуют. Это свидетельствует о сплошности и высоком качестве сварного соединения составляющих биметалла, полученного вакуумной прокаткой.

В целом структурное состояние участков сваренных металлов вблизи границ их раздела характеризуется отсутствием каких-либо структурных составляющих, отличных от структуры этих металлов. Таким образом, в биметаллических образцах до

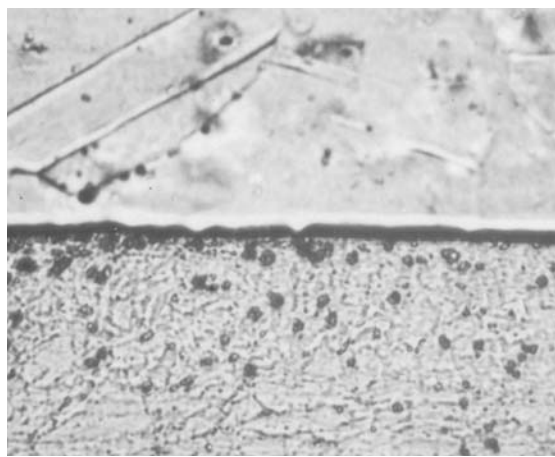
термического воздействия на них переходные зоны переменного состава не выявлены.

Описанное исходное структурное состояние приграничных участков у границ раздела Ст3-медь и медь-12Х18Н10Т оставалось практически неизменным на всем протяжении отжигов в образцах обеих серий (рис. 4). Микротвердость этих участков существенно не изменялась, что свидетельствует об от-

сутствии интенсивного диффузионного взаимодействия контактирующих металлов, обуславливающего их твердорастворное упрочнение. Это можно связать с тем, что растворимость углерода в меди крайне незначительна, а для развития заметных эффектов взаимной диффузии металлов температурно-временные параметры примененного нами термического воздействия явно недостаточно высоки.



а



б

Рис. 4. Микроструктура приграничных участков у границ раздела медь-Ст3 (а) и медь-12Х18Н10Т (б) в образцах, термообработанных при 600 °С в течение 100 ч (на фото слой меди сверху, х 500)

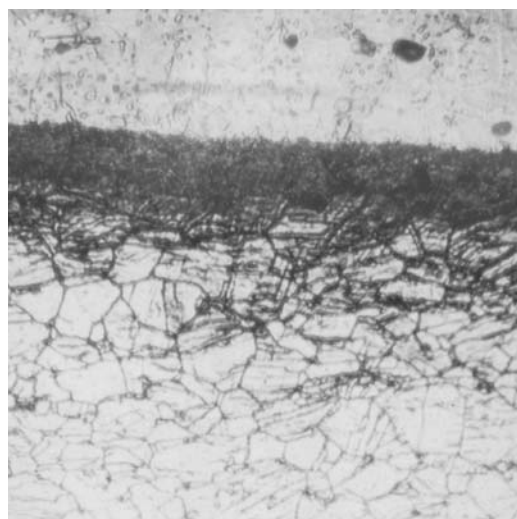
Совсем иная картина наблюдалась у границы раздела Ст3-12Х18Н10Т: по мере увеличения суммарной продолжительности отжигов все более обширные приграничные участки этих сталей приобретали характеристики, отличные от областей, удаленных от границы раздела. Этот эффект, т.е. образование и развитие переходных зон между слоями разнородных сталей, качественно объясняется миграцией, главным образом, углерода из слоя Ст3 в слой 12Х18Н10Т. При этом общая ширина этих зон

в образцах серии А меньше по сравнению с образцами серии Б при одинаковой длительности термического воздействия.

В переходных зонах образцов обеих серий по мере возрастания длительности их термообработки четко фиксируются 4 структурных составляющих, которые разнятся травимостью и микротвердостью (рис. 5).



а



б

Рис. 5. Микроструктура приграничных участков у границ раздела Ст3 - 12Х18Н10Т в образцах, термообработанных при 500 °С в течение 60 ч (а) и при 600 °С в течение 100 ч (б) (на фото слой Ст3 сверху, х 500)

В направлении от перлитной стали к аустенитной такими составляющими являются:

- разупрочненный участок ферритной прослойки;
- упрочненный участок ферритной прослойки;
- темнотравящаяся прослойка со стороны аустенитной стали;

– зона деформированных зерен аустенита.

Данные о протяженности этих структурных составляющих, которые были зафиксированы после максимально продолжительного термического воздействия на образцы серий А и Б, приведены в таблице.

Протяженность различных структурных составляющих переходной зоны между слоями перлитной и аустенитной сталей в термообработанных образцах модельного биметалла

Режим термообработки	Ширина структурной составляющей, мкм			
	Разупрочненный участок ферритной прослойки	Упрочненный участок ферритной прослойки	Темнотравящаяся прослойка	Зона деформированных зерен аустенита
500 °С, 60 ч	100...130	5...10	3...5	30...40
600 °С, 100 ч	450...480	10...20	15...20	60...80

Диффузионное перераспределение углерода обуславливает образование в приграничных объемах Ст3 ферритной прослойки. Микротвердость этой прослойки в направлении от границы раздела сталей к удаленным участкам Ст3 изменяется немонотонно: непосредственно у границы на протяжении первых 10...20 мкм прослойки она находится на уровне $H_u = 180...190 \text{ кг/мм}^2$ (упрочненный участок ферритной прослойки), затем снижается до значений $H_u = 130...140 \text{ кг/мм}^2$ (разупрочненный участок). Вдали от границы раздела участки Ст3 со структурой отожженного перлита имеют микротвердость $H_u = 160...170 \text{ кг/мм}^2$.

Такой характер изменения микротвердости по ширине ферритной прослойки можно объяснить проявлением двух конкурирующих эффектов, обусловленных наличием встречнонаправленных потоков: углерода – из Ст3, а хрома и никеля – в Ст3. Первый поток приводит к разупрочнению и образованию ферритной структуры в приграничных участках Ст3, изначально имевших структуру перлита, а второй – наоборот, к их твердорастворному упрочнению. Это подтверждается тем, что на начальных стадиях термообработок, имевших небольшую продолжительность, наблюдается только разупрочнение, а второй эффект удалось зафиксировать на более поздних стадиях отжига. Ширина упрочненного участка значительно меньше ширины разупрочненного, что вполне можно связать с большим отличием диффузионной подвижности в стали диффузантах различного вида: для углерода она на 3-4 порядка выше, чем для хрома и никеля – основных легирующих элементов стали 12Х18Н10Т.

В пользу приведенного объяснения эффектов, наблюдаемых в процессе эволюции структурного состояния перлитной стали, свидетельствует и столбчатая ориентация зерен феррита, непосредственно примыкающих к границе раздела. Это указывает на то, что эти зерна сформировались в условиях воздействия на них диффузионного потока компонентов аустенитной стали, перпендикулярного границе раздела, а следовательно, их химический со-

став отличается от равноосных зерен разупрочненного участка ферритной прослойки.

За участком упрочненной ферритной прослойки следует темнотравящаяся структурная составляющая переходной зоны. Эта прослойка фиксируется после довольно интенсивного термического воздействия на биметалл. Она представляет собой тонкий приграничный слой аустенитной стали, претерпевший изменения изначального структурно-фазового состояния под воздействием, главным образом, взаимодиффузии компонентов разнородных сталей.

Тот факт, что эта прослойка и прилегающие к ней участки переходной зоны по травимости различны, указывает на различия и в их химическом составе. Разумно предположить, что содержание в прослойке углерода выше, а никеля и хрома – ниже марочного состава аустенитной стали. В пользу этого свидетельствует и значительная разница в микротвердости прослойки и удаленных от нее участков аустенитной стали: соответственно, $H_u = 650...850$ и $270...320 \text{ кг/мм}^2$. Можно также предположить, что структура прослойки – перлит, легированный никелем и содержащий железохромовые карбиды.

Между темнотравящейся прослойкой и удаленными участками аустенитной стали располагается зона измельченных и немного продеформированных зерен аустенита (см. рис. 5). Во многих из них фиксируются линии скольжения, их границы довольно грубые, что указывает на присутствие здесь мелкодисперсных карбидных выделений. Эта зона образуется в процессе циклической термообработки как результат релаксации механических напряжений, обусловленных существенным различием коэффициентов термического расширения перлитной и аустенитной сталей. Подобный эффект был отмечен в исследованиях термоциклической устойчивости биметалла ниобий-сталь с медной прослойкой [6].

Структура участков аустенитной стали, следующая за зоной деформированных зерен, характерна для стали 12Х18Н10Т – отожженный аустенит с включениями остаточной α -фазы (феррита).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

В целом эволюция структурно-фазового состояния биметалла Ст3-12Х18Н10Т (без медной прослойки) может быть описана следующим образом. Основным отличительным признаком этого состояния после сварки разнородных сталей горячей прокаткой в вакууме – отсутствие каких-либо структурных образований, отличных от тех, которые присущи сваренным металлам, т.е. отсутствие переходных зон между этими металлами.

Термическое воздействие на этот биметалл приводит к образованию и постепенному развитию многокомпонентной переходной зоны между слоями перлитной и аустенитной сталей. Качественно изменение концентрации углерода в нашем биметалле полностью совпадает с тем (см. рис. 1), которое наблюдают в таких же биметаллических соединениях, полученных дуговой сваркой [1, 3-4]. Вместе с тем, отсутствие в наших образцах зоны сплавления разнородных сталей обуславливает определенные различия в кинетике протекания диффузионных процессов под воздействием термообработок. Это отражается на ширине переходных зон после сопоставимого термического воздействия на биметаллические соединения, сваренные различными способами, – протяженность этих зон в твердофазных соединениях значительно меньше.

Однако изменение только технологии изготовления переходников не может устранить главную причину их неудовлетворительной термической стабильности и эксплуатационной надежности – структурную и механическую неоднородность переходной зоны.

Рассмотрим причины и виды негативного влияния каждой из составляющих переходной зоны в отдельности на функциональные характеристики биметалла в условиях длительного механического и теплового воздействия. По мере увеличения толщины мягкой и малопрочной ферритной прослойки, даже с учетом эффекта контактного упрочнения [6] прослоек такого типа, прочность сварного соединения перлитной и аустенитной сталей снижается. Этот процесс является трудно контролируемым и слабо прогнозируемым из-за одновременного дей-

ствия множества факторов, которые могут активизировать возрастание толщины ферритной прослойки.

Темнотравящаяся высокотвердая прослойка является весьма хрупкой и играет роль своеобразного концентратора механических напряжений, что негативно влияет на усталостную прочность сварного соединения в целом. Наличие огрубленных границ в зоне деформированных зерен аустенитной стали указывает на снижение устойчивости этой зоны к межкристаллитной коррозии по сравнению с тем уровнем, который установлен для стали 12Х18Н10Т.

Как свидетельствуют описанные результаты наших исследований, устранить возможность образования и развития переходных зон между слоями разнородных сталей можно блокированием диффузионного перераспределения компонентов сталей (в первую очередь углерода) путем введения между слоями перлитной и аустенитной сталей тонкой промежуточной прослойки из меди. Отметим, что получить биметалл типа Ст3-медь-12Х18Н10Т можно только методами твердофазной сварки, например, горячей прокаткой в вакууме.

Таким образом, нами экспериментально показана эффективность и обоснована целесообразность использования в биметаллах типа Ст3-12Х18Н10Т промежуточной прослойки из меди.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Технологическая прочность сварных соединений и свариваемость металлов*: Конспект лекций /Сост. В.А. Серенко. Мариуполь: ПГТУ, 2006, 77 с.
2. Н.С. Киселев, Г.Н. Шевелев, В.В. Рошин и др. *Соединение труб из разнородных металлов*. М.: «Машиностроение», 1981, 176 с.
3. О.Г. Касаткин, А.К. Царюк, В.Ю. Скульский и др. Причины локальных повреждений сварных соединений трубопроводов АЭС // *Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин*. Киев: ИЭС им. Патона, 2006, с. 192–195.
4. Прокатка металлов и сплавов в вакууме // *50 лет Харьковскому физико-техническому институту АН УССР*. Киев: «Наукова думка», 1978, с. 63–68.
5. А.С. Тронь, Л.А. Забашта, С.Ю. Диденко. Влияние циклических нагревов на структуру биметаллов // *ФизХОМ*. 1977, № 4, с. 112–116.

ТЕРМОАКТИВОВАНА ЕВОЛЮЦІЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СТАНУ ПЕРЕХІДНИХ ЗОН В БІМЕТАЛАХ Ст3-12Х18Н10Т

В.М. Воєводін, Ю.С. Діденко, Ю.М. Ільченко, С.Ю. Діденко, М.І. Ільченко, Н.Д. Рибальченко

Наведено результати експериментальних досліджень циклічних відпалів на характер змінення будови та протяжності перехідних зон в биметалах Ст3-12Х18Н10Т з мідним прошарком та без нього. Показано позитивний вплив введення мідного прошарку між основними шарами біметала на його термічну стабільність.

THERMOACTIVATED EVOLUTION OF THE STRUCTURALLY-PHASE STATUS OF TRANSITIVE ZONES IN BIMETALS Ст3-12Х18Н10Т

V.N. Voyevodin, Yu.S. Dihdenko, Yu.N. Ilchenko, S.Yu. Dihdenko, N.I. Ilchenko, N.D. Rybal'chenko

The results of experimental researches of influence cyclic treatment on the character of change of a structure and extent of transitive zones in bimetal St3-12Х18Н10Т with a copper layer and without it are described. Positive influence of introduction of a copper layer between the basic layers of bimetal on its thermal stability is shown.