

ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКЕ РАЗНОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ

В. В. КВАСНИЦКИЙ¹, В. Ф. КВАСНИЦКИЙ², Л. И. МАРКАШОВА³ М. В. МАТВИЕНКО²

¹ НТУУ «Киевский политехнический институт». 03056, г. Киев, просп. Победы, 37 E-mail: kvas69@ukr.net

² Нац. ун-т кораблестроения им. Адмирала Макарова. 54025, г. Николаев, просп. Героев Сталинграда, 9.
E-mail: welding@nuos.edu.ua

³ ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Компьютерным моделированием напряженно-деформированного состояния (НДС) с учетом изменения физико-механических свойств, структурных превращений, деформаций ползучести установлено, что при диффузионной сварке (ДС) разнородных материалов пластические деформации распределяются по стыку неравномерно. Результаты же механических испытаний сварных соединений дают интегральную оценку сварного соединения, а не по различным зонам стыка. Цель работы – установление влияния НДС на структуру и свойства соединений в различных зонах стыка при постоянной температуре ДС и с термоциклированием. Сваривали сталь 12Х18Н10Т с электротехнической сталью 10864 (армо-железо) при постоянной температуре 1050 °С и с двумя термоциклами 700...1000 °С. Сварные соединения подвергали микроструктурному и локальному рентгеноспектральному микроанализу, исследовали распределение микротвердости. Учитывая зависимость плотности дислокаций от величины и интенсивности пластической деформации, большое внимание уделено исследованию тонкой структуры металла в зоне стыка и оценке конкретного вклада различных структурных составляющих в общее значение предела текучести сварных соединений. Проведенные исследования подтвердили результаты компьютерного моделирования НДС и наличие значительной зоны деформационного застоя при ДС при постоянной температуре. Установлено, что ДС с термоциклированием позволяет управлять НДС, интенсифицировать процессы объемного взаимодействия и обеспечивать равнопрочность соединений со сталью 10864. Библиогр. 12, рис. 6.

Ключевые слова: диффузионная сварка, моделирование НДС, термоциклирование, структура, пластические деформации, механические свойства, диффузия

Развитие техники в различных отраслях промышленности требует применения разнородных материалов при изготовлении деталей и узлов для повышения эффективности их эксплуатации. Одним из перспективных способов соединения этих материалов является диффузионная сварка (ДС) в вакууме [1, 2]. К настоящему времени выполнены соединения более 800 видов пар различных материалов [3]. Основной проблемой ДС является нестабильность формирования соединений по площади стыка и при изменении геометрии сварных узлов, что объясняют масштабным фактором. При разработке режима сварки, оценивая пластические деформации, являющиеся главным фактором формирования соединений, обычно исходят из равномерного распределения усилия сжатия по площади стыка. В действительности, еще в работах [4, 5] Ю. Л. Красулин показал, что деформации распределяются по стыку неравномерно, образуя центральную зону без следов взаимодействия. В диссертации В. Н. Столярова (ЦКТИ) при сварке цилиндрических образцов жаропрочных сплавов ЭИ607А и ЭИ869 по характеру разрушения при испытании установлено, что наиболее слабые

участки соединения располагаются в центральной зоне вблизи оси. При сварке заготовок большого диаметра и испытаниях образцов такие зоны не наблюдали.

Для изучения закономерностей формирования соединений в различных зонах стыка в работах [5, 6] использовали аналитические методы моделирования, применявшиеся в теории обработки металлов давлением [7, 8], которые не позволяют учесть влияние многих переменных факторов на напряженно-деформированное состояние (НДС) в зоне стыка, в том числе изменения физико-механических свойств, структурных превращений, деформаций ползучести и других факторов, которые позволяют учесть компьютерное моделирование. Выполненные под руководством В. И. Махненко исследования [9, 10] позволили установить закономерности формирования НДС в условиях упругости, мгновенной пластичности и ползучести при ДС разнородных материалов с учетом их изменяющихся физико-механических свойств, геометрических и конструктивных факторов, а также возможность управлять НДС в зоне стыка при ДС при изменяющейся температуре (с термоциклиро-

ванием), в отличие от ДС при постоянной температуре по классической схеме.

Эффективность ДС с термоциклированием подтверждена результатами механических испытаний сварных соединений, которые дают интегральную оценку, а не по различным зонам стыка. Поэтому проведение данных исследований является актуальным.

Цель настоящей работы — установление влияния НДС на структуру и свойства соединений в различных зонах стыка при ДС с термоциклированием и при постоянной температуре. Идея проведения исследований, описанных ниже, принадлежала академику НАН Украины В. И. Махненко.

В работе исследовали сварку стали 12X18H10T и 10864 в вакууме 10^{-2} Па по классической схеме ДС при постоянной температуре $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, давлении 15 МПа с выдержкой 12 мин и с двумя термоциклами в интервале температур $750\text{...}1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ с выдержкой 2 мин при $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$. После второго цикла нагрев продолжали до $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ с выдержкой 6 мин и последующим охлаждением как и в первом случае. Использовали цилиндрические образцы диаметром 12 мм. Сталь 12X18H10T относится к немагнитным коррозионностойким жаропрочным сталям аустенитного класса и содержит не более 0,08...0,12 % углерода, 17...19 % хрома, 9...11 % никеля и до 0,8 % титана. При комнатной температуре условный предел текучести составляет не менее 200 МПа, предел прочности — не менее 500 МПа, относительное удлинение и сужение не менее 40...55 %. Сталь 10864 относится к магнитным сталям ферритного класса, которая применяется при изготовлении корпусов электромагнитов, и содержит до 0,035 % углерода, около 0,3 % кремния и марганца, до 0,1 % никеля и 0,03 % хрома. Предел текучести составляет не менее 215 МПа, предел прочности и относительное удлинение — не менее 320 МПа и 33 %.

После сварки образцы разрезали по диаметру и исследовали по линиям, параллельным оси и проходящим через зоны 0, А и Б, т. е. по оси, середине радиуса и вблизи боковой поверхности образца соответственно, как показано на рис. 1.

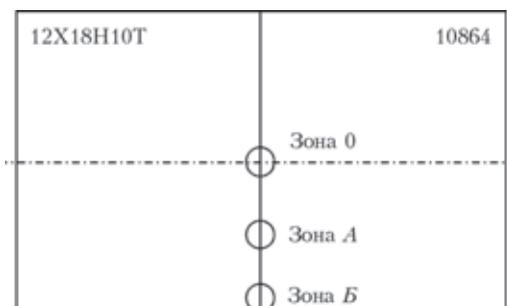


Рис. 1. Схема сварного цилиндрического образца из сталей 12X18H10T и 10864

Сварные соединения подвергали микроструктурному и локальному рентгеноспектральному микроанализу, а также исследовали распределение микротвердости.

ДС характеризуется низкими интенсивностями и значениями пластических деформаций. Деформирование происходит со скоростями $10^{-4}\text{...}10^{-3}\text{ c}^{-1}$ по дислокационному механизму, пластическая деформация рассматривается как процесс образования новых дислокаций и их движения по кристаллу [11]. Выход на соединяемые поверхности дислокаций и их скоплений сопровождается выносом атомов со свободными силами связей, образующих активный центр соединения. В пределах активных центров происходит разрыв старых связей с кислородом оксидной пленки и образование новых между поверхностными атомами соединяемых деталей. Таким образом, происходит деформационная активация поверхностей и их схватывание (установление межатомных связей). Частота выхода дислокаций определяется интенсивностью пластической деформации [11]. На первой стадии легкого скольжения плотность дислокаций почти не изменяется и составляет около 10^8 см^{-2} . На второй стадии возникает нерегулярная сетка дислокаций. Средняя плотность дислокаций в начале второй стадии повышается до 10^9 , в конце 10^{10} см^{-2} . Локальная плотность дислокаций достигает 10^{11} см^{-2} . На третьей стадии наблюдается появление широких полос скольжения, что обусловлено поперечным скольжением винтовых компонент дислокаций, промежутки между которыми заполняются тонкими, короткими линиями скольжения.

Учитывая четкую зависимость плотности дислокаций от значения и интенсивности пластической деформации, в работе большое внимание уделено исследованию тонкой структуры металла в зоне стыка. При этом применяли методы оптической металлографии, аналитической растровой (СЭМ-515 фирмы «Philips») и просвечивающей микродифракционной электронной микроскопии на установке JEM-515 фирмы «JEOL» с энергодисперсионными и волновыми спектрометрами, а также на установке Comebax марки SX-50. Метод просвечивающей электронной микроскопии позволяет выявлять также сегрегационные процессы, связанные с диффузией.

В работах [9, 10] установлено, что при постоянной температуре в центральной зоне цилиндрического образца, как и при сварке узла втулка-втулка, на некотором расстоянии от внутренней поверхности (между внутренней поверхностью и серединой толщины втулки) имеется зона с минимальными пластическими деформациями, в которой касательные напряжения равняются нулю. Эта зона названа зоной деформационного застоя.

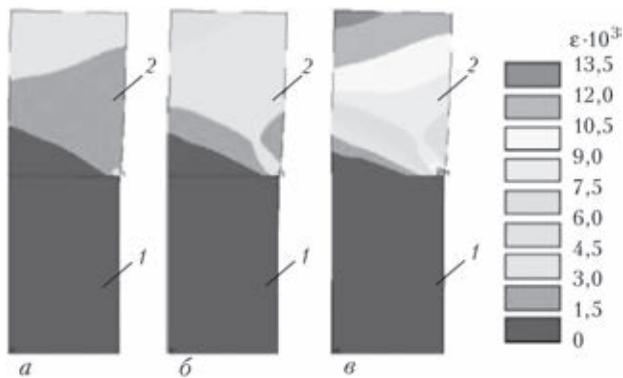


Рис. 2. Изменение эквивалентных пластических деформаций в сечении осесимметричной половины образца при ДС сталей 12Х18Н10Т (1) и 10864 (2) по классической схеме при времени сварки 90 (а), 120 (б), 300 с (в)

На рис. 2 показаны поля эквивалентных пластических деформаций с учетом деформаций ползучести при сжатии образцов давлением 15 МПа при постоянной температуре. Поля сдвиговых пластических деформаций не показаны, поскольку уровень их низкий.

Из рис. 2 видно, что пластические деформации при постоянной температуре сварки начинают развиваться из цилиндрической поверхности стали 10864, медленно расширяя свою область к центру образца и интенсивно развиваются вдали от стыка. Такое НДС приводит к развитию деформаций сварного узла за зоной стыка и является неблагоприятным для формирования соединения. Результаты моделирования показывают, что при ДС с термоциклированием формируется НДС, благоприятное для активации поверхностей и образования соединений по всей площади стыка (рис. 3).

Анализ полей пластических деформаций (рис. 3) показывает, что при термическом нагружении эквивалентные и сдвиговые деформации локализуются в зоне стыка, что близко к идеальному варианту обеспечения деформационного механизма активации соединяемых поверхностей. Поля распределения пластических деформаций в зоне стыка в конце каждого цикла изменяются мало, но в процессе нагрева положение зоны деформационного застоя несколько изменяется, что способствует более равномерному распределению деформаций по стыку. Этому способствует также проскальзывание поверхностей на первом этапе формирования соединения.

Результаты исследования тонкой структуры соединений сталей 12Х18Н10Т и 10864 при постоянной температуре ДС и сварке с термоциклированием показаны на рис. 4. Исследования строения металла соединения в зоне 0 на электронном микроскопе при увеличениях ($\times 15000 \dots 50000$) показали, что при постоянной температуре ДС в зоне стыка формируется протяженная полоса ши-

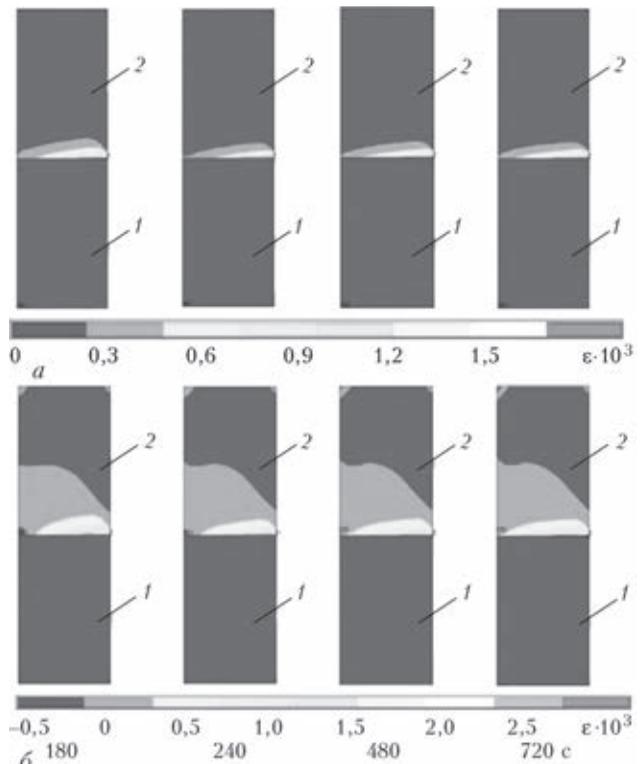


Рис. 3. Изменение полей эквивалентных (а) и сдвиговых (б) пластических деформаций в сечении осесимметричной половины образца при ДС с термоциклированием сталей 12Х18Н10Т (1) и 10864 (2) в течение первого цикла (180, 240 с), после второго (480 с) и после третьего (720 с)

риной 1,8...2,7 мкм смятия поверхностных слоев со стороны стали 10864 при сохранении поверхности со стороны стали 12Х18Н10Т. Инертность контактирующей поверхности со стороны аустенитной стали подтверждается стабильностью границы раздела и наличием на этой границе поверхностных оксидов (рис. 4, а), которые являются барьерами для установления связей между поверхностными атомами соединяемых металлов и рекристаллизации. Устранение этих барьеров возможно путем их диффузионного растворения, однако даже при ДС никеля для этого требуется длительное время [11]. Пластическая деформация металла в стыке способствует удалению оксидов по схеме механическое разрушение — диспергирование — диффузионное растворение оксидов, что интенсифицирует взаимодействие (схватывание) соединяемых материалов. При этом участки хрупкого скола, наблюдаемые в начальной стадии в зоне расположения оксидных пластин, сменяются участками вязкого разрушения.

Вдоль границы раздела в зоне 0 деформация отмечается только со стороны стали 10864 с максимальной глубиной деформированного слоя 2,8 мкм. Со стороны аустенитной стали непосредственно в зоне контакта 0...2 мкм выявляется небольшое повышение плотности дислокаций, характерных для начальной стадии формирова-

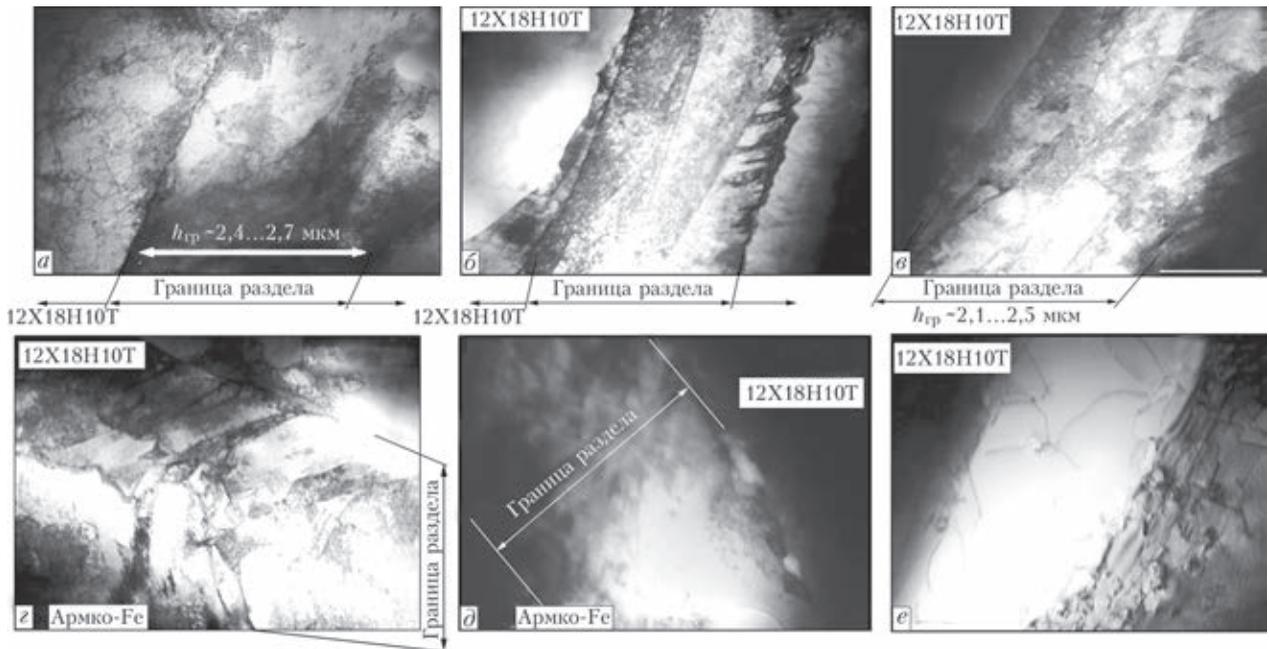


Рис. 4. Тонкая структура сварного соединения сталей 12X18H10T и 10864, полученного при постоянной температуре ДС в зоне стыка 0 (а), А (б), Б (в), а также полученного при ДС с термоциклированием в зоне стыка 0 (з), А (д) и Б (е) (а, в, з — $\times 20000$; б, д, е — $\times 30000$)

ния блочных структур, но с увеличением расстояния от стыка до 10..80 мкм выявляются только единичные, бессистемно расположенные дислокации при той же плотности, что и вдали от стыка. Там выявляются характерные для аустенитной стали отдельные двойники на фоне равномерного распределения дислокаций при их минимальной плотности 10^8 см^{-2} , что свидетельствует о незначительной деформации на поверхности стали 12X18H10T.

В зоне А стыка (рис. 4, б) вдоль контактирующих поверхностей наблюдаются протяженные полосовые структуры, в которых резко увеличивается плотность дислокаций, свидетельствующая о высокой интенсивности деформирования. Особенно важно то, что в указанной зоне происходит приповерхностная активация деформационных процессов со стороны аустенитной стали. Внутриверхностная плотность дислокаций возрастает до 10^{11} см^{-2} , увеличивается количество систем скольжения, а также наблюдаются процессы фазообразования. В зоне дислокационных скоплений и развития систем скольжения наблюдается формирование высокодисперсных фаз диаметром $d_{\text{фв}} = 0,03...0,05 \text{ мкм}$. Структурные изменения в аустенитной стали наблюдаются в слое глубиной до 100 мкм от стыка.

В зоне А стыка со стороны стали 10864 формируется ячеистая и субзеренная структура с размерами $d_c = 0,13...0,3 \text{ мкм}$. В приконтактной зоне деформационная активация металла интенсифицируется, о чем свидетельствует увеличение общей плотности дислокаций и формирование протяженных дисперсных полосовых структур с четкими межзеренными границами.

Характер структур металла свидетельствует о накоплении энергии в зоне А, но релаксационные процессы находятся на начальной стадии.

Структура металла в зоне Б (рис. 4, в) стыка свидетельствует о том, что активно протекающие процессы пластической деформации переходят в стадию развития релаксации: наблюдается перераспределение общей плотности дислокаций с увеличением размеров и равноосности структуры (зерен и субзерен), формирование более равновесных высокоугловых границ и областей с общими зернами, т. е. с установленными внутрикритическими межатомными связями соединяемых металлов.

Активно протекают процессы релаксации (перераспределение дислокаций, увеличение размеров зеренной и субзеренной структуры), перестройка дефектов кристаллической структуры (уменьшение плотности дислокаций в теле зерна и совершенствование границ). Интенсивность релаксационных процессов со стороны стали 12X18H10T прослеживается на расстоянии до 150 мкм от стыка. В этой области происходит увеличение размеров формирующихся фаз $d_{\text{фв}}$ до 0,3 мкм, что также подтверждает активационную роль термомеханических процессов в зоне Б сварных соединений.

Результаты исследования структуры соединений сталей 12X18H10T и 10864 при ДС с термоциклированием приведены на рис. 4, з-е.

В зоне 0 область взаимодействия сталей имеет ширину около 2,1 мкм с четко выраженной блочной структурой протяженной формы и размерами блоков около $0,25 \times 2,0 \text{ мкм}$ (рис. 4, з). Протяжен-

ность и форма блоков, а также слоистый характер их распределения в зоне стыка свидетельствуют о направленности и высокой интенсивности локальной пластической деформации под действием нагружения внешним сжатием и термического нагружения, обусловленным различающимися физико-механическими свойствами соединяемых материалов.

Дисперсность структуры, высокая плотность дислокаций с максимальным значением до 10^{11} см⁻², блочная морфология с четкими межблочными границами подтверждают высокий уровень деформаций.

На некоторых участках стыка наблюдаются области сегрегационных высокодисперсных скоплений с размером частиц 0,05...0,12 мкм, что является свидетельством активного протекания процессов массопереноса.

Непосредственно у стыка со стороны аустенитной стали в области глубиной до 70 мкм наблюдаются процессы интенсивного перераспределения дислокаций с множественными следами скольжения, а также декорирование дислокаций легирующими элементами и формирование фазовых образований с размерами $d_{\text{фв}} = 0,1...0,15$ мкм. Равновесное состояние структуры металла отмечено на расстоянии около 300 мкм от стыка.

Со стороны стали 10864 в области контактного взаимодействия наблюдается плотность дислокаций $10^9...10^{10}$ см⁻² с формированием дислокационных скоплений, ячеек и дисперсных блоков. При удалении от стыка плотность дислокаций падает до 10^8 см⁻², что свидетельствует об активации релаксационных процессов. Непосредственно в зоне контакта и на некотором расстоянии от стыка кроме сегрегаций на отдельных дислокациях происходит формирование фазовых выделений как мелкодисперсных, так и более крупных. Особенно активно формируются новые фазы вдоль межзеренных границ.

В зоне *A* (рис. 4, *д*) формируются новые дисперсные более равноосные структуры релаксационного характера. Со стороны стали 12X18H10T на расстоянии 5...10 мкм от стыка для структуры характерны следы активного протекания пластической деформации при значительном уровне дислокационной плотности с четким двойникованием микрообъемов зерен. Наблюдаются также процессы, связанные с сегрегацией элементов и примесей (диффузия), а также зарождением новых фаз на дислокационных скоплениях как на начальной стадии, так и фаз, имеющих четкую морфологию и размерность.

По всей ширине полосы пластических деформаций стали в зоне стыка наблюдаются следы скольжения, формирование сегрегаций и новых дисперсных фаз.

В зоне *B* стыка структура металла характеризуется нечетко выраженными равноосными зернами размером d_c порядка 1,3...3,0 мкм с суб- и межзеренными границами (рис. 4, *е*). Для этой зоны характерны активное фазообразование, дисперсность которых составляет $d_{\text{фв}} = 0,01...0,04$ мкм, а также скопление дислокаций как по телу, так и по границам структурных элементов. В микрообъемах аустенитной стали на расстоянии 5...10 мкм от стыка структура идентична той, что формируется непосредственно у стыка, по виду, распределению и размерам фазовых выделений ($d_{\text{фв}} = 0,03...0,08$ мкм). Плотность дислокаций составляет около 10^{10} см⁻². Однако уже на расстоянии около 20 мкм от стыка происходит резкое увеличение зеренной структуры и снижение плотности дислокаций до $6 \cdot 10^8$ см⁻². Фазовые выделения укрупняются примерно на порядок ($d_{\text{фв}} = 0,3...0,7$ мкм), а их количество уменьшается. С увеличением расстояния от стыка до 250...400 мкм структура стали 12X18H10T не отличается от структуры основного металла.

Структуры сталей в зонах *B*, *A* при ДС с термоциклированием и *B* при постоянной температуре сварки идентичны, что свидетельствует об интенсивном развитии релаксационных процессов. Это подтверждает также микротвердость сталей. В сечении по зоне *B* микротвердость обеих сталей ниже, чем в зонах *A* и *0*, где релаксационные процессы не развиваются при постоянной температуре ДС.

Глубина взаимной диффузии в зонах *A* и *B* соединяемых сталей составляла 8...14 мкм по различным элементам. При ДС с термоциклированием даже в зоне *0* ширина диффузионной зоны (рис. 5, *а*) существенно превышает принятый в литературе критерий прочности по ширине диффузионной зоны 3...5 мкм [1]. Формирование переходного слоя между сталями 12X18H10T и 10864 показано на рис. 5, *б*.

Анализ полученных результатов исследования тонкой структуры и химического состава металла в зоне стыка показывает, что ДС с термоциклированием обеспечивает формирование соединений без дефектов и хрупких фаз по всей площадке стыка. Диффузионная пористость в зоне диффузии отсутствует. Механические испытания показали, что разрушение сварных соединений имеет вязкий характер и происходит по стали 10864 вне зоны соединения.

Результаты исследований тонкой структуры и формирования соединений подтверждают результаты компьютерного моделирования НДС при ДС сталей 12X18H10T и 10864, полученные в работе [6], а также приведенные на рис. 2 и 3. В отличие от ДС при постоянной температуре при ДС с термоциклированием пластические деформации про-

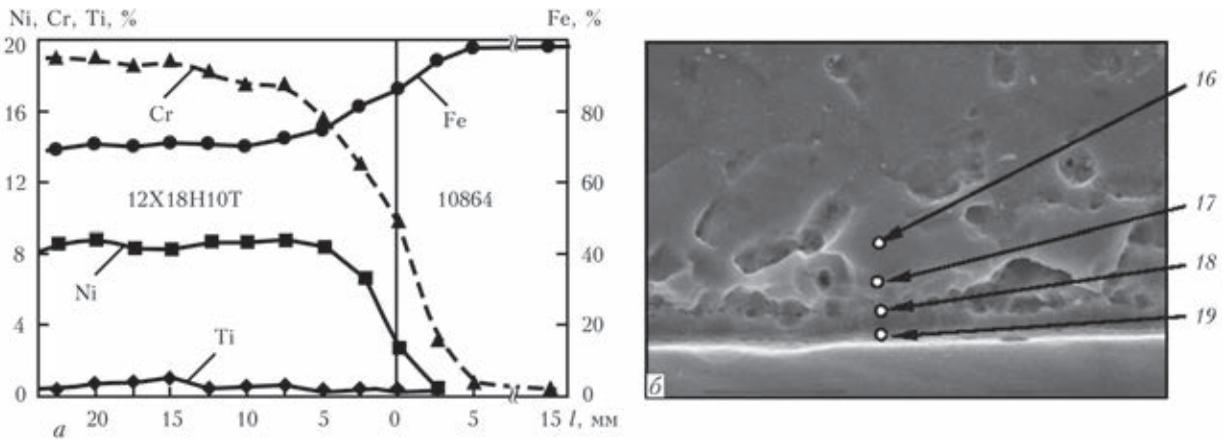


Рис. 5. Распределение элементов (а) и микроструктура (б, $\times 4020$) металла в зоне стыка соединения сталей 12X18H10T и 10864 (химический состав, мас. %) в точках: 16 — 78,7 Fe, 5,36 Ni, 14,3 Cr, 0,56 Ti; 17 — 79,9 Fe, 5,36 Ni, 12,27 Cr, 0,53 Ti; 18 — 86,4 Fe, 3,2 Ni, 9,8 Cr; 19 — 92,47 Fe; 1,3 Ni; 6,2 Cr

ходят по всей площади стыка, что гарантирует качество сварных соединений.

Выполненный комплекс экспериментальных исследований структурных составляющих (размеров зерен и субзерен, плотности дислокаций, размеров и распределения фазовых выделений), формирующихся в металле в различных термомеханических условиях, позволяет провести аналитические оценки конкретного вклада различных структурных составляющих в общее значение механической характеристики сварных соединений сталей 12X18H10T и 10864 в различных зонах стыка при постоянной температуре ДС (традиционная схема) и ДС с термоциклированием. Такой характеристикой принят предел текучести металла в зоне соединения [12]. При этом принимали, что значение $\sigma_{0,2}$, согласно уравнению Арчарда, включающему известные зависимости Холла–Петча, Орована, Эшби, Армстронга, Пайерса–Набарро, Конрада и др. записывается формулой

$$\Sigma\sigma_{0,2} = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{тр.} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{д.у.},$$

где $\Delta\sigma_0$ — сопротивление решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерса–Набарро); $\Delta\sigma_{тр.}$ — упрочнение твердого раствора легирующими элементами и примесями (твердорастворное упрочнение); $\Delta\sigma_3$, $\Delta\sigma_c$ — упрочнение за счет изменения величины зерна и субзерна (зависимости Холла–Петча, зернограничное и субструктурное упрочнение); $\Delta\sigma_d$ — дислокационное упрочнение, обусловленное междислокационным взаимодействием; $\Delta\sigma_{д.у.}$ — упрочнение за счет дисперсных частиц по Орованну (дисперсионное упрочнение).

Полученные результаты исследования тонкой структуры металла в зоне стыка использовали для количественной оценки влияния различных структурных факторов на предел текучести металла в зонах 0, А, Б при традиционной схеме ДС и ДС с термоциклированием. Составляющие компоненты напряжений в уравнении Арчарда определяли со-

гласно работе [12]. Результаты расчетов приведены на рис. 6.

Аналитические оценки конкретного (дифференцированного) вклада различных структурно-фазовых параметров в изменение прочностных характеристик ($\Sigma\sigma_{0,2}$) показали, что наибольшее повышение общего (интегрального) значения предела текучести $\Sigma\sigma_{0,2}$ наблюдается в зоне Б при постоянной температуре ДС и в зоне А при ДС с термоциклированием. При ДС с термоциклированием в зоне А наблюдаются, согласно аналитическим оценкам, более высокие значения предела текучести по сравнению с зоной Б без термоциклирования за счет большего субзеренного упрочнения как со стороны стали 10864, так и со стороны стали 12X18H10T, а также за счет увеличения плотности дислокаций и фазовых выделений со стороны стали 12X18H10T.

В зоне Б образца, полученного при ДС с термоциклированием, аналитическая оценка не проводилась, так как высокое качество формирования соединения в этой зоне не вызывает сомнения ни по одному из параметров.

Наихудшие условия формирования соединения при традиционной схеме сварки наблюдаются в зоне 0, в которой деформации сдвига отсутствуют и сохраняются оксидные пленки. В этой зоне начинается разрушение образцов, особо четко проявляющееся при испытаниях на длительную прочность.

Результаты аналитической оценки прочности соединений в различных зонах стыка хорошо согласуются с результатами моделирования НДС при ДС и подтверждают эффективность ДС с термоциклированием разнородных материалов.

Разработанная технология использована для производства промышленных изделий со сваркой пяти деталей по четырем стыкам одновременно.

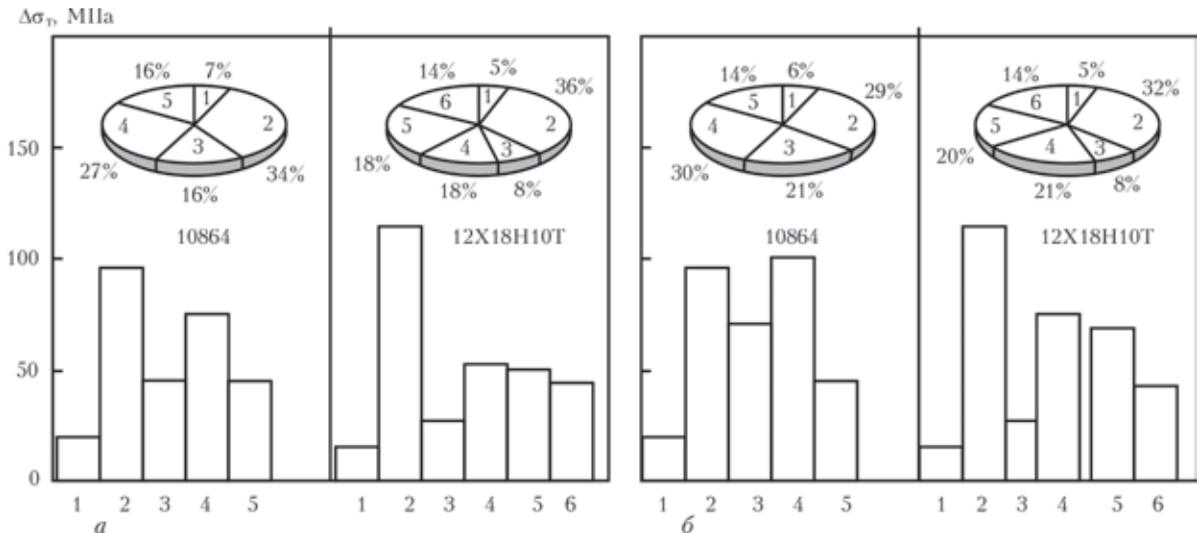


Рис. 6. Влияние структурных факторов на предел текучести металла и долю составляющих в пределе текучести в стыке при ДС по традиционной схеме при постоянной температуре (а) и ДС с термоциклированием (б) в зоне 0: 1 — $\Delta\sigma_0$; 2 — $\Delta\sigma_{т.р}$; 3 — $\Delta\sigma_3$; 4 — $\Delta\sigma_c$; 5 — $\Delta\sigma_d$; 6 — $\Delta\sigma_{д.у}$

Выводы

1. Экспериментальные исследования структуры, распределения микротвердости в соединениях металлов, обусловленных пластической деформацией, аналитическая оценка прочности соединений в различных зонах подтверждают результаты компьютерного моделирования НДС, показавшие неравномерное распределение пластических деформаций по площади стыка при ДС разнородных материалов и неодинаковые условия формирования соединений, в том числе наличие зоны деформационного застоя.

2. Аналитическая оценка влияния различных структурных факторов на прочностные характеристики металла показала, что при ДС сталей 12X18H10T и 10864 по традиционной схеме в центральной зоне стыка (зона 0) предел текучести имеет самое низкое значение как со стороны стали 10864, так и со стороны стали 12X18H10T.

3. При ДС с термоциклированием в повышении предела текучести металла в этой же зоне наибольший вклад вносят субзеренное, зеренное и дислокационное упрочнение.

4. Диффузионная сварка разнородных металлов с термоциклированием позволяет управлять НДС, интенсифицировать пластические деформации по стыку, процессы рекристаллизации, диффузии и равнопрочность соединений со сталью 10864.

1. Казаков Н. Ф. Диффузионная сварка материалов. — М.: Машиностроение, 1976. — 312 с.
2. Derby B. Solid state diffusion bonding: A joining and materials fabrication process // Hart- und Hoch-temperaturloten und Diffusionsschweissen: Vorträge und Posterbeiträge des 5. Intern. Kolloquium in Aachen vom 16. bis 18. Juni 1998 // DVS-Berichte, 1998, Bd. 192/— S. 100–103.
3. Люшинский А. В. Диффузионная сварка разнородных материалов. — М.: Академия, 2006. — 208 с.
4. Красулин Ю. Л. Взаимодействие металлов с полупроводниками в твердой фазе. — М.: Наука, 1971. — 119 с.
5. Красулин Ю. Л., Назаров Г. В. Микросварка давлением. — М.: Металлургия, 1976. — 274 с.
6. Диффузионная сварка в вакууме дисперсионно-твердеющих жаропрочных сплавов с прокладками / Г. В. Ермолаев, Н. П. Житников, В. М. Заболотский и др. // Судостроительная пром-сть. Сер. Сварка. — 1988. — Вып. 6. — С. 13–23.
7. Унсов Е. П. Инженерные методы расчета усилий при обработке металлов давлением. — М.: Машгиз, 1955. — 280 с.
8. Тарновский И. Я., Леванов А. Н., Поксваткин М. И. Контактные напряжения при пластической деформации. — М.: Металлургия, 1966. — 279 с.
9. Махненко В. И., Квасницкий В. В. Напряженно-деформированное состояние узла цилиндрической формы при диффузионной сварке // Автомат. сварка. — 2009. — № 2. — С. 5–10.
10. Махненко В. И., Квасницкий В. В. Особенности формирования напряженно-деформированного состояния соединений разнородных материалов, полученных диффузионной сваркой // Там же. — 2009. — № 8. — С. 11–16.
11. Бокиштейн С. З. Строения и свойства металлических сплавов. — М.: Металлургия, 1971. — 496 с.
12. Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. Металлофизика высокопрочных сплавов. — М.: Металлургия, 1986. — 312 с.

Поступила в редакцию 30.05.2014