

ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ПРОЦЕССА ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКИ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

В. Ф. КВАСНИЦКИЙ, д-р техн. наук (Нац. ун-т кораблестроения имени адмирала Макарова, г. Николаев),
Л. И. МАРКАШОВА, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Установлено, что при диффузионной сварке жаропрочных сплавов использование процессов ползучести на неустановившейся стадии сокращает время образования физического контакта соединяемых поверхностей. Сварка образцов жаропрочного сплава, находящихся в аустенизированном и состаренном состояниях, или применение промежуточных прокладок, находящихся в структурном состоянии, отличном от состояния основного металла, позволяет интенсифицировать процессы взаимодействия соединяемых поверхностей и обеспечить свойства соединения на уровне основного металла.

Ключевые слова: жаропрочные сплавы, диффузионная сварка, ползучесть, структурное состояние, дислокационная структура, механические свойства

Жаропрочные сплавы, предназначенные для работы при высоких температурах, имеют малую диффузионную подвижность атомов, высокое сопротивление ползучести и термодинамически прочные оксидные пленки. Эти свойства затрудняют установление физического контакта соединяемых поверхностей, образование межатомных связей между поверхностными атомами, а также существенно замедляют развитие объемных процессов диффузии и рекристаллизации, необходимых для формирования монолитного соединения. Поэтому интенсификация процессов диффузионной сварки является актуальной проблемой.

Целью настоящего исследования является разработка технологической схемы диффузионной сварки, позволяющей интенсифицировать образование качественного соединения на примере жаропрочных сплавов.

В классической схеме диффузионной сварки в вакууме однородных металлов условно выделяют три стадии формирования сварного соединения: образование физического контакта, активацию соединяемых поверхностей и объемное взаимодействие свариваемых металлов в зоне сварки [1]. Установлено, что механизмы формирования соединений существенно зависят от скорости сварочного нагружения и деформации [2, 3]. Если пластическая деформация в зоне сварки при скорости сварочного нагружения порядка 10^{-4} с^{-1} главным образом происходит по дислокационному механизму, то при высоких скоростях деформирования преобладающими в пластическом течении являются коллективные формы движения дефектов кристаллической решетки [2].

Диффузионная сварка жаропрочных сплавов обычно выполняется при малых скоростях пластической деформации, реализуемой по механизму ползучести на установившейся стадии [1]. Наши исследования показали, что при температурах сварки 1155...1195 °С и давлениях 25...30 МПа ско-

рость ползучести составляет $10^{-4} \dots 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Известно [4], что на установившейся стадии ползучести в результате достижения равновесия между процессами деформационного упрочнения и термически активируемого разупрочнения устанавливается минимальная скорость деформации, сохраняющаяся постоянной в течение всей второй стадии ползучести. На первой стадии ползучести превалирует процесс термического разупрочнения, что обеспечивает более высокие скорости деформаций. По мере возрастания значения деформации скорость упрочнения увеличивается, а скорость ползучести убывает до значения скорости ползучести на второй стадии. Поэтому нами исследована возможность использования при диффузионной сварке жаропрочных сплавов первой стадии ползучести с более высокими скоростями деформации. Однако вначале необходимо было установить наличие более высоких скоростей деформации, поскольку известно, что начало установившейся ползучести зависит от температуры и состава металла [4]. Часто высоколегированные сплавы не имеют стадии неустановившейся ползучести [4, 5].

Скорость ползучести сплавов определяли по методике, описанной в работе [6], на установке ИМАШ-5С. При анализе результатов исходили из непрерывности и единого механизма процесса ползучести для данных условий, а зависимость деформации от времени определялась уравнением [4]

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \varepsilon_n(1 - e^{-rt}) + \dot{\varepsilon}_y t,$$

где ε_0 — деформация после нагружения; ε_n — предельная деформация на неустановившейся стадии; r — отношение скорости неустановившейся ползучести ε_n к деформации на неустановившейся стадии; t — длительность процесса; $\dot{\varepsilon}_y$ — скорость ползучести на второй стадии.

При этом скорость ползучести ε для любого времени описывали уравнением

$$\varepsilon = r\varepsilon_n e^{-rt} + \dot{\varepsilon}_y.$$

Обработка экспериментальных данных для дисперсионно-упрочняемых и дисперсионно-неупрочня-

емых сплавов показала, что между скоростями ползучести на неустановившейся и установившейся стадиях при указанных выше температурах существует прямо пропорциональная зависимость типа

$$\varepsilon_n = k\dot{\varepsilon}_y,$$

где k — коэффициент пропорциональности, который для жаропрочных сплавов при температурах 1150... 1175 °С составлял 2,73... 3,29.

При этом $\dot{\varepsilon}_y$ находили через постоянную ползучести A_n и энергию активации ползучести ΔH_n , которые определяли по методу малых скачков температур [6].

В результате проведенных экспериментов установлено, что скорость деформации при диффузионной сварке жаропрочных сплавов можно существенно увеличить, используя неустановившуюся стадию ползучести. При этом сварку образцов выполняли с нагружением и снятием нагрузки в несколько циклов по схеме, предложенной Э. С. Каракозовым для титановых сплавов [5]. При снижении нагрузки скорость деформации убывает, что обеспечивает релаксационные процессы и повышение скорости деформации в следующем цикле нагружения. Сварку выполняли при температурах 1155... 1195 °С, давлениях 25... 30 МПа с варьированием пауз между циклами, однако исследования показали, что несмотря на значительную деформацию и интенсивное развитие рекристаллизации и образования субструктуры, микроструктура сварного соединения сохраняет четкую границу по бывшему стыку (рис. 1).

Электронно-микроскопические исследования показали, что оксидные пленки являются барьерами для перемещения дислокаций. Наличие на поверхностях жаропрочных сплавов термодинамически прочных и устойчивых оксидных пленок значительно препятствует образованию внуткристаллитных межатомных связей в зоне контакта соединяемых материалов. Нагрев до температуры 1200 °С даже в вакууме 10^{-5} Па не обеспечивает активации соединяемых поверхностей за счет диссоциации и возгонки оксидных пленок [7].

Изучение поверхностей образцов по фрактограммам разрушения показало сокращение времени образования физического контакта. При анализе распределения деформаций в зоне нагрева установлено увеличение степени деформации в зоне стыка, однако образование общих зерен в стыке наблюдали только при сварке жаропрочного сплава ЭИ602 с низким содержанием алюминия и титана (0,35... 0,75 %). Поэтому в дальнейшем исследовали возможность локализации деформации в зоне стыка за счет развития деформации сдвига.

Обычная схема диффузионной сварки с равномерным нагревом в зоне соединения образцов не является благоприятной с точки зрения активации поверхностей [8], поскольку, как показано авторами, при нагреве цилиндрических образцов и образовании под действием усилия сжатия бочковатости с максимальным диаметром в зоне стыка касательные напряжения и деформации

сдвига по плоскости стыка равны нулю. Исходя из этого в работе [8] предложен способ диффузионной сварки жаропрочных сплавов с прокладкой, нагреваемой до более высокой температуры, чем основной металл, что создает более благоприятное напряженно-деформированное состояние с развитием деформации сдвига. Эффективность этого способа диффузионной сварки подтверждена экспериментально, однако использование более горячей прокладки усложняет технологию сварки. Поэтому нами исследован более простой способ диффузионной сварки жаропрочных сплавов, находящихся в различном структурном состоянии, а также соединяемых с применением прокладок, структурное состояние которых отличается от структурного состояния основного металла. Например, если дисперсионно-упрочняемый сплав свариваемого образца находился в аустенизированном состоянии, то применяли прокладку в состаренном состоянии, и наоборот. При этом собранные под сварку образцы сразу сжимали и нагревали вместе с прокладкой. Учитывая, что удельный объем металла в состаренном состоянии меньше, чем в аустенизированном, при температурах сварки (аустенизации) состаренный металл будет расширяться в результате растворения γ' -фазы. При этом деформации свариваемых образцов, связанные с выделением или растворением γ' -фазы, являются структурными. Следует отметить, что объем металла изменялся также при растворении или выделении и других избыточных фаз при термической обработке дисперсионно-твердеющих сплавов [9], а величина структурных деформаций во многом зависит от химического состава жаропрочных сплавов и режимов термической обработки. Структурные деформации свариваемых дисперсионно-упрочняемых сплавов определяли на dilatометре Шевенара и пластинчатых образцах деформометром с базой измерения 100 мм. Перед испытанием образцы подвергали закалке в воде от температуры нагрева 1200 °С.

Для определения температурного интервала, в котором изменение объема образцов дисперсионно-твердеющих сплавов, обусловленное структурными изменениями, записывали dilatограммы при нагреве и охлаждении образцов из сплавов ЭП539ВД, ЭП539ЛМ и ЭП99 с различными скоростями на-

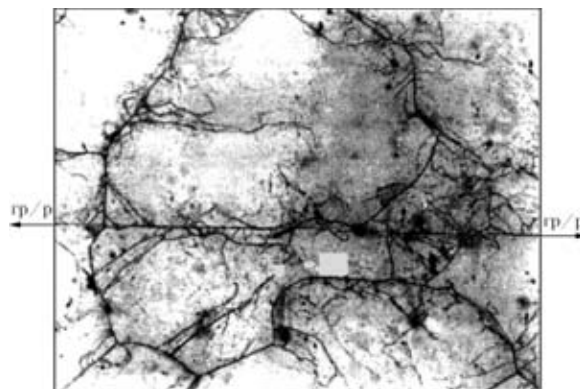


Рис. 1. Микроструктура сварного соединения сплава ЭП99 с сохраненной ориентацией границы раздела (гр/р) относительно плоскости первоначального контакта, $\times 200$

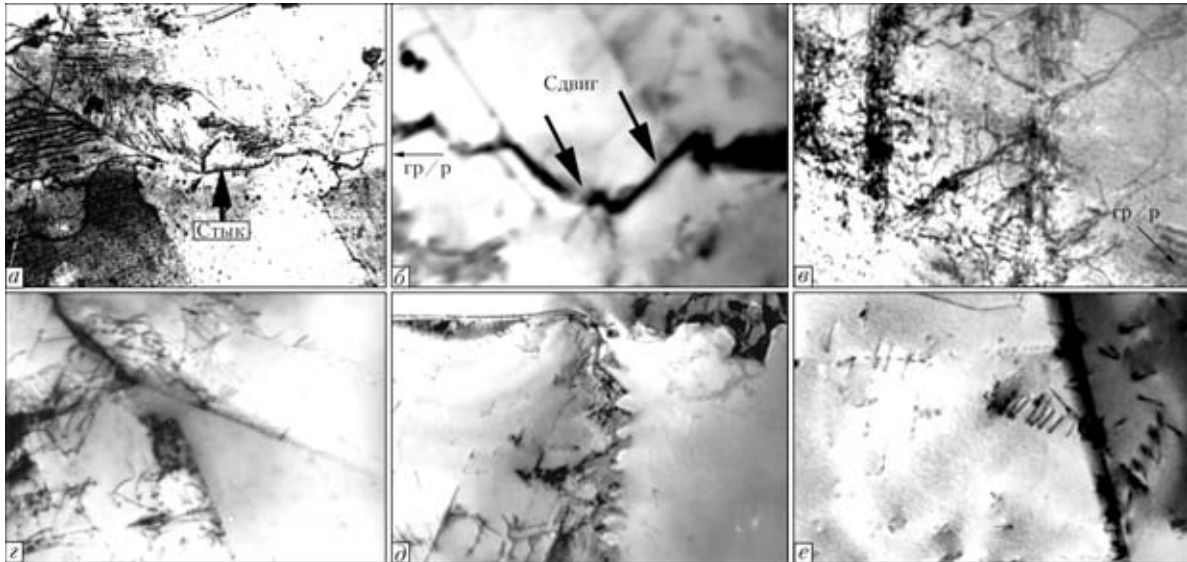


Рис. 2. Микроструктура сварного соединения жаропрочного сплава при различном структурном состоянии свариваемых образцов: *a* — общий вид зоны стыка металла (ЭП99) в аустенизированном и прокладки (ЭП539ЛМ) в состаренном состоянии, X300; *b* — разрушение и смещение участков границы раздела вместе с поверхностными оксидами (темный контраст) под действием локальных сдвиговых деформаций (стрелки), X15000; *c* — тонкая структура в области полного распада границы раздела, X17000; *d* — скопления дислокаций и систем скольжения на расстоянии ~0...5 мкм от границы раздела соответственно со стороны прокладки и основного металла, X15000; *e* — характер дислокационной структуры в основном металле на расстоянии ≥ 15 мкм от границы раздела, X15000

рева (от 5 до 20 °С/мин) и выдержке в течение 1 ч при температурах 650, 700, 750 и 850 °С. Характер дилатограмм качественно был одинаков для всех исследуемых сплавов. Количественно структурные деформации литейного сплава, т. е. с более высоким содержанием алюминия и титана, выше. Поэтому для сварки сплава ЭП99 использовали прокладки из сплава ЭП539, для сварки дисперсионно-неупрочняемых сплавов — прокладки из сплава ЭП99. При температуре около 650 °С наблюдали замедление роста длины образца при нагреве. Деформация укорочения образцов из сплава ЭП99 после нагрева и охлаждения до комнатной температуры с выдержкой в течение 1 ч при 850 °С составляла примерно $13 \cdot 10^{-4}$.

Для исследования влияния температуры и времени выдержки сплавов при температуре старения на величину структурных деформаций использовали образцы размером 150×60×1,5 мм, которые после закалки нагревали до температур 620, 650, 680, 740, 850 и 900 °С, выдерживали в течение 5, 15, и 30 мин, 1,5, 10 и 15 ч, а затем определяли их укорочение и твердость металла. Установлено, что укорочение образцов из сплава ЭП99 начинается уже с температуры 680 °С, причем в течение 15...30 мин. При температурах 850...900 °С наблюдали наибольшее укорочение и наибольшую твердость металла, причем укорочение происходило даже после выдержки 5 мин. Нагрев при температуре 620...650 °С, хотя и приводил к некоторому укорочению образцов, на твердость металла не влиял. Следует отметить, что и при более высоких температурах старения эффект укорочения проявлялся раньше, чем повышение твердости. Это позволяет предположить, что уменьшение объема металла происходит на первой стадии старения, когда в кристаллах пересыщенного твердого раствора начинается восходящая диффузия атомов

алюминия и титана. Подобного уменьшения объема не наблюдали при нагреве предварительно состаренных образцов.

Качественно аналогичные результаты получены авторами работы [9] применительно к условиям горячей деформации и последующей термической обработки. Изменения размеров закаленного образца (особенно заметные для сплава ЭИ828) наблюдали при нагреве уже при температуре 600 °С. В работе также установлено, что распад твердого раствора при температурах старения начинается уже с минутной выдержки закаленных образцов.

Полученные значения структурных деформаций согласуются с данными рентгеноструктурного анализа по параметрам γ -фазы и перенасыщенного γ -раствора. Например, при содержании в сплаве ЭП539ВД 30 % γ -фазы несоответствие параметров решеток составляет около 0,001 нм, т. е. примерно 0,3 %, а деформация сплава — около 10^{-3} .

Диффузионная сварка жаропрочных сплавов ЭП99 и ЭИ602, находящихся в состоянии закалки, через прослойки (сплав ЭП539ЛМ и ЭП99 соответственно) в состаренном состоянии подтвердила интенсификацию процесса по сравнению с классической схемой. Микроструктура сварного соединения показана на рис. 2.

Электронно-микроскопические исследования тонких фольг на просвет проводили на различном удалении от стыка (0...15,2 мкм), по стыку и в прокладке, причем на образцах, охлажденных сразу после сжатия и после выдержки 6 мин, при температуре 1150 °С. Исследования тонкой структуры на просвет как со стороны прокладки (рис. 2, *z*), так и со стороны основного металла (рис. 2, *d*) позволили выявить ряд особенностей в распределении дефектов кристаллической решетки в зоне сварки. Для центральной части прокладки и основного металла на глубине более 50 мкм характер-

на относительно невысокая плотность дислокаций ($\rho = 1,5...4,6 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$, рис. 2, *e*). Ближе к границе раздела плотность систем скольжения растет, возрастает и уровень внутренних напряжений, о чем свидетельствует скопление дефектов кристаллической решетки в местах взаимодействия систем скольжения. С уменьшением расстояния до границы раздела плотность дислокаций увеличивается, достигая значения $(2,0...3,5) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ в зоне глубины до 5 мкм (рис. 2, *z*). Поскольку плотность дислокаций пропорциональна деформации, то это свидетельствует об интенсификации деформационных процессов за счет возрастающих напряжений сдвига в зоне стыка с прокладкой по сравнению с традиционной схемой. Вдоль зоны контактирования обнаруживаются области полного распада и миграции границ зерен (рис. 2, *в*), как результат развития рекристаллизационных процессов.

Интенсивное развитие деформаций сдвига в зоне стыка четко подтверждается оптическим изображением структуры на рис. 2, *a*, отличающейся от структуры, приведенной на рис. 1.

Эксперименты подтвердили эффективность влияния предложенной схемы на формирование и механические свойства сварных соединений жаропрочных сплавов. При сварке сплава ЭП99, находящегося в аустенизированном состоянии, через прокладку ЭП539ЛМ в состаренном состоянии в процессе как кратковременных, так и длительных испытаний при температуре 900 °С образцы разрушались вне стыка. Сварку образцов выполняли при нагреве в сжатом состоянии при давлении 15 МПа.

Аналогичные результаты получены при сварке сплавов ЭП99 и ЭИ602, причем давление сжатия при температуре сварки уменьшено в 1,65 раза по сравнению со сваркой без прокладки (15 и 25 МПа соответственно). При сварке сплава ЭП99 в состоянии поставки по традиционной схеме при давлении 15 МПа предел прочности сварных соединений при температуре 900 °С равнялся 66...133/92 МПа. При сварке на том же режиме образцов, один из которых был в аустенизированном состоянии, а другой — в состаренном предел прочности соединений равнялся 550...630/583 МПа. При сварке аустенизированных образцов из сплава ЭП99 через прокладку из этого же сплава в состаренном состоянии предел прочности соединений равнялся 540...652/592 МПа. Сварные образцы из сплава ЭИ602 с прослойкой из сплава ЭП99 в состаренном состоянии всегда разрушались по сплаву ЭИ602, а образцы, сваренные на том же режиме без прокладки, всегда разрушались по стыку. Таким образом, исследования структуры и свойств сварных соединений свидетельствуют о существенном влиянии рассмотренной технологической схемы сварки на интенсивность развития образования и качество сварных соединений.

It is established that in diffusion bonding of high-temperature alloys use of the creep processes at the unsteady creep stage shortens the time to establishment of physical contact of the surfaces being joined. Welding of blanks of a high-temperature alloy which are in the austenitized and aged conditions or application of intermediate gaskets, being in the structural state different from that of the base metal, allows intensifying the processes of interaction of the surfaces being joined and providing joint properties on the level of those of base metal.

Выводы

1. Использование неустановившейся стадии ползучести жаропрочных сплавов позволяет увеличить скорость пластической деформации и сократить время образования физического контакта соединяемых поверхностей при диффузионной сварке, однако микроструктура сварных соединений дисперсионно-упрочняемых сплавов сохраняет четкую границу зерен по бывшему стыку.

2. Активация соединяемых поверхностей, локализация деформации в зоне стыка и интенсивное развитие объемных процессов при диффузионной сварке жаропрочных сплавов обеспечиваются применением прокладок, находящихся в структурном состоянии, отличном от структурного состояния основного металла.

3. Растворение упрочняющей фазы жаропрочных сплавов и соответственно увеличение удельного объема материала прослойки способствует повышению уровня касательных напряжений и развитию сдвиговой деформации в зоне контакта свариваемой пары, что позволяет интенсифицировать процессы взаимодействия соединяемых поверхностей и обеспечить свойства соединений на уровне свойств основного металла.

4. Использование заготовок жаропрочных сплавов, находящихся в различном структурном состоянии, позволяет снизить удельные давления сжатия при диффузионной сварке и обеспечить высокое качество соединений.

1. *Теория, технология и оборудование диффузионной сварки: Учеб. для вузов / В. А. Бачин, В. Ф. Квасницкий, Д. И. Котельников и др. — М.: Машиностроение, 1991. — 352 с.*
2. *Маркашова Л. И., Арсенюк В. В., Григоренко Г. М. Особенности пластической деформации разнородных материалов при сварке давлением // Автомат. сварка. — 2002. — № 5. — С. 12–16.*
3. *Процессы массопереноса в условиях сварки давлением разнородных металлов / Л. И. Маркашова, В. В. Арсенюк, Г. М. Григоренко и др. // Там же. — 2002. — № 7. — С. 43–49.*
4. *Гарофало Ф. Законы ползучести и длительной прочности металлов. — М.: Металлургия, 1968. — 304 с.*
5. *Каракозов Э. С. Сварка металлов давлением. — М.: Машиностроение, 1986. — 280 с.*
6. *Квасницкий В. Ф. Сварка и пайка жаропрочных сплавов в судостроении. — Л.: Судостроение, 1985. — 224 с.*
7. *Мусин Р. А., Анциферов В. Н., Квасницкий В. Ф. Диффузионная сварка жаропрочных сплавов. — М.: Металлургия, 1979. — 208 с.*
8. *Диффузионная сварка в вакууме дисперсионно-твердеющих жаропрочных сплавов с прокладками / Г. В. Ермолаев, Н. П. Житников, В. Ф. Квасницкий и др. // Судостроительная пром-сть. Сер. Сварка. — 1988. — Вып. 6. — С. 13–23.*
9. *Изучение кинетики упрочнения и разупрочнения жаропрочных сплавов с целью выбора температурного интервала горячей пластической деформации и термической обработки / Н. П. Жетвин, Я. Л. Фрид, Е. М. Концевая и др. // Свойства и применение жаропрочных сплавов. — М.: Наука, 1966. — С. 213–218.*

Поступила в редакцию 17.05.2004,
в окончательном варианте 17.06.2004