

Структура и свойства сварных соединений, выполненных лазерной и точечной сваркой

Л.Б. Зуев, С.Г. Псахье, А.М. Оришич¹, О.Б. Ковалев¹, Е.В. Юдина²,
Ю.В. Афонин¹, В.И. Данилов, Т.М. Полетика

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

¹ Институт теоретической и прикладной механики СО РАН, Новосибирск, 630090, Россия

² АО «НЗХК», Новосибирск, 630110, Россия

Исследованы структура и механические свойства соединений, выполненных лазерной и точечной контактной сваркой. Установлено, что при лазерной сварке листов алюминиевого сплава образуется пористое соединение с пониженной пластичностью. Чтобы повысить надежность таких сварных швов, рекомендовано производить ультразвуковую ударную обработку. В процессе точечной контактной сварки деталей из циркониевых сплавов соединение получается неоднородным по структуре и по механическим свойствам. Чтобы улучшить его характеристики, предложен диффузионный отжиг.

Structure and properties of laser and spot welds

L.B. Zuev, S.G. Psakhie, A.M. Orishich¹, O.B. Kovalev¹, E.V. Yudina²,
Yu.F. Afonin¹, V.I. Danilov, and T.M. Poletika

Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, 634021, Russia

¹ Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, Novosibirsk, 630090, Russia

² JSC Novosibirsk Chemical Concentrate Plant, Novosibirsk, 630110, Russia

The structure and mechanical properties of laser and spot welds are investigated. It is established that a porous weld with low plasticity is formed upon laser welding of aluminum alloy sheets. In order to increase the reliability of such welds, it is recommended to perform ultrasonic shock treatment. During spot welding of zirconium alloy parts the joint weld has heterogeneous structure and mechanical properties. In order to improve characteristics of the joint weld, we propose to use diffusion annealing.

1. Введение

Современные высокотехнологичные производства: приборостроение, атомная энергетика, авиастроение, электроника и др. предъявляют особые требования к технологии выполнения сварных соединений. Во многих случаях необходимы высокая производительность, высокая скорость тепловложения и теплоотвода, минимизация теплового воздействия, полная автоматизация технологического процесса. При всех этих противоречивых требованиях основным остается обеспечение высокой конструктивной прочности изделий со сварными швами. Во многих случаях обеспечить необходимые эксплуатационные требования сразу после сварки не удастся, нужны дополнительные операции. Основная цель настоящей работы — показать, что при использовании любых видов сварки задача оптимизации технологического процесса может быть решена только путем прецизионных исследований структуры и механических свойств сварных соединений.

В Институте теоретической и прикладной механики (ИТПМ) СО РАН разрабатывается технология сварки листовых, стержневых и профильных конструкций с использованием автоматизированного лазерного комплек-

са. Основой комплекса является созданный в ИТПМ СО РАН непрерывный технологический CO₂-лазер с многопроходным самофильтрующим резонатором. Такой резонатор позволил формировать излучение с расходимостью пучка, близкой к дифракционной при высокой (до 8 кВт) мощности. Размеры и форма фокального пятна стабильны, а осевая интенсивность излучения пропорциональна мощности и может регулироваться. Эти параметры позволяют использовать лазерный комплекс для сварки как черных, так и цветных сплавов в стык, внахлест, на воздухе, в защитной среде и под флюсом. Разрабатываемая технология эффективна для выполнения швов большой протяженности в изделиях сравнительно простой формы.

При изготовлении конструкций сложной формы, например, циркониевых дистанционирующих решеток тепловыделяющих сборок реакторов на Новосибирском заводе химических концентратов более предпочтительна точечная контактная сварка. Здесь используется стандартное оборудование, и задача исследования состояла в отработке оптимальных технологических решений.

В то же время, при всем различии лазерной и контактной сварки обеспечить необходимую конструктивную прочность изделий можно лишь на основе тщатель-

ного изучения структуры и механических свойств сварных соединений.

2. Экспериментальные результаты и обсуждение

В настоящей работе проводились исследования сварных соединений листов сплава 1410Т (система Al–Li), выполненных с помощью автоматизированного лазерного комплекса. Прочностные и пластические характеристики определялись в условиях одноосного растяжения плоских образцов с размером рабочей части $1.2 \times 5.5 \times 35$ мм³. Сварной шов располагался посередине рабочей части нормально к продольной оси образца. Испытания проводились при скорости деформирования $5 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹. Температура испытания комнатная. На деформационных кривых перед разрывом наблюдались спады напряжений. Разрушение происходило либо непосредственно по шву, либо по зоне термического влияния. Средние значения механических свойств серии из 10 образцов приведены в табл. 1. Здесь же представлены результаты испытаний основного материала в аналогичных условиях. Видно, что условный предел текучести $\sigma_{0.2}$ и временное сопротивление разрушению σ_B обоих случаев неразличимы в пределах ошибок измерений. Однако пластичность δ образцов со сварными швами почти в два раза ниже. На диаграммах деформации основного металла скачки напряжения отсутствовали. Отметим, что прочностные свойства образцов вполне соответствуют требованиям, предъявляемым к сплаву 1420 в закаленном и состаренном состоянии $\sigma_{0.2} \geq 270$ МПа, $\sigma_B \geq 440$ МПа [1]. Но пластичность должна быть значительно выше $\delta \geq 10$ %, что не обеспечивается даже в основном металле. Возможно, повышенная хрупкость исследуемых образцов связана с присутствием в сплаве 1420Т титана, который в прототипе, сплаве 1420, отсутствует.

Изучение структуры сварных соединений проводилось на поперечных металлографических шлифах. Пористость и газовые включения исследовались на нетравленных образцах, а зеренная структура и фазовый состав переплавленного металла, зоны термического влияния и основного металла — на них же после поверхностного травления. Было установлено, что ширина перекристаллизованного металла составляет ≈ 1.75 мм. Незначительное число пор размерами ≤ 12 мкм обнаружено в основном металле. В металле шва поры значительно более крупные и обычно эллипсообразной формы

(рис. 1). Максимальный размер поры достигает 70 мкм. Средний размер — 28.1 ± 17.5 мкм. Средняя плотность пор на плоскости шлифа в зоне сварного шва составила 3.5 мм⁻². Уверенно отличить поры от газовых включений не представляется возможным. В зонах термического влияния крупные поры не наблюдались, однако по обе стороны шва от противоположных поверхностей образца выявлено присутствие термических трещин длиной до 50 мкм. Под нагрузкой крупные поры и термические трещины становятся концентраторами напряжения. Поэтому, очевидно, на деформационной кривой возникают спады напряжений.

Исследования протравленного поперечного шлифа позволили определить размер зерна основного металла, который составил 4.85 ± 2.35 мкм. Зерна почти равноосные, слегка вытянутые вдоль направления прокатки. При увеличении в $\times 500$ интерметаллидные выделения не видны, что согласуется с литературными данными И.Н. Фридляндера [1].

Зоны термического влияния составили по ширине в среднем 150 мкм. Материал в зонах термического влияния травился значительно хуже, и они оставались светлыми. Переплавленный металл имеет более грубую, чем основной металл, литую структуру (рис. 1). Зерна в нем преимущественно вытянутые, разнонаправленные. Значительная часть их имеет продольный размер, превышающий 15 мкм.

Несовершенная структура сварных соединений приводит к снижению пластичности и усталостной прочности. Традиционные пути преодоления этого недостатка путем термической обработки в случае алюминий-литиевых сплавов неприменимы. Но качество сварных соединений можно улучшить посредством местной ультразвуковой ударной обработки [2]. В Институте физики прочности и материаловедения СО РАН разработан метод и изготовлена серия опытно-промышленных ультразвуковых установок для повышения качества сварки и ремонта сварных конструкций [3]. В настоящей работе использован портативный прибор УЗГ-1/2.7 для ультразвуковой ударной обработки плоских поверхностей с выходной мощностью до 400 Вт. Были подготовлены листовые заготовки размерами 200×250 мм со сварным швом посередине. Ультразву-

Таблица 1

Механические свойства сварных соединений сплава 1420Т

Состояние материала	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Сварной шов	390 ± 20	490 ± 30	1.7 ± 0.2
Основной металл	340 ± 25	495 ± 40	3.4 ± 0.9
Сварной шов после ультразвуковой ударной обработки	380 ± 10	460 ± 30	2.1 ± 0.4

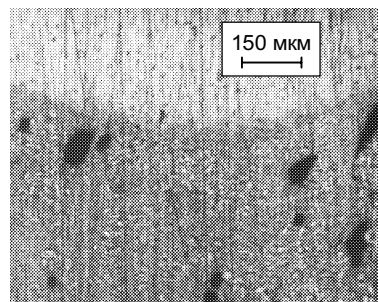


Рис. 1. Микроструктура переплавленного металла и зоны термического влияния

ковому воздействию подвергались обе зоны термического влияния и валик наплавленного металла сварного соединения. Выходная мощность воздействия составляла 180 Вт. Затем из заготовок были изготовлены образцы для испытаний на растяжение, аналогичные описанным выше. Результаты испытаний образцов, подвергнутых ультразвуковой ударной обработке, также представлены в табл. 1. Видно, что как предел текучести, так и временное сопротивление разрушению после ультразвуковой обработки значимо не изменились, но более чем на 20 % возросла пластичность. И хотя доверительные интервалы средних значений относительных удлинений при разрыве перекрываются, расчет по двойному t -критерию [4] показывает, что различие самих средних значений значимо с 90 % доверительной вероятностью. Снижение хрупкости после ультразвуковой ударной обработки обусловлено улучшением структуры сварного соединения.

В результате ультразвукового воздействия полностью закрываются все трещины в зоне термического влияния и большинство пор, что хорошо видно на рис. 2. В основном поры имеют шаровидную форму и сосредоточены у поверхности. Максимальный размер их изменился незначительно и составляет 50 мкм. Однако средняя плотность пор в плоскости шлифа уменьшилась до $<1 \text{ мм}^{-2}$. Остальные структурные характеристики (форма и размеры зерен, состояние границ) заметных изменений не обнаружили.

Контактные сварные соединения, исследованные в данной работе, были выполнены на технологическом сварочном комплексе PMC IPSON. В этот комплекс входят несколько машин для точечной контактной сварки и ряд роботизированных модулей для проведения сварочных операций. При производстве дистанционирующих решеток тепловыделяющих сборок выполняются два типа сварных соединений: ячейка – ячейка и ячейка – канал. В первом случае свариваются две тонкостенные детали из одного материала, а во втором тонкостенная ячейка из сплава $\text{Zr} - 1\% \text{ Nb}$ (Э110) приваривается к каналной трубе из сплава $\text{Zr} - 1.3\% \text{ Sn}, 1\% \text{ Nb}, 0.4\% \text{ Fe}$ (Э635). Наибольшие сложности возникают при получении второго типа соединений.

Металлографический анализ шва ячейка – канал позволил выделить внутри него три области: централь-

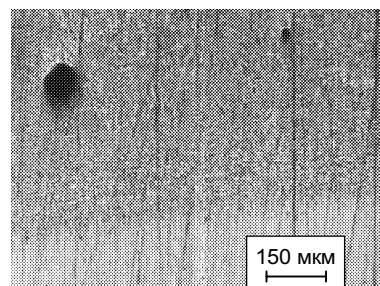


Рис. 2. Микроструктура сварного соединения после ультразвуковой ударной обработки

ная зона, зона перегрева (рис. 3), переходная зона. Центральная зона со стороны ячейки характеризуется крупными (до 60 мкм) зернами превращенной α' мартенситной фазы Zr . Внутри зерен наблюдаются пластины мартенситной α' -фазы разного размера и морфологии. Ближе к краям сварного соединения находится зона перегрева. В этой зоне наблюдается неоднородная структура, которая образовалась в результате выплеска расплавленного материала канала в сплав ячейки с последующим их перемешиванием (рис. 3). Внутри зоны перегрева материалы канала и ячейки имеют разную структуру. Со стороны ячейки наблюдаются более крупные, чем в центральной зоне, зерна, внутри которых видны тонкие мартенситные пластины. В области перемешивания сплавов канала и ячейки преобладает крупнопластинчатая мартенситная структура. За зоной перегрева следует зона с рекристаллизованным зерном, переходящая в основной материал. Это — переходная зона.

Электронно-микроскопический анализ тонких фольг, вырезанных из объема сварного соединения параллельно сварному шву, позволил выявить особенности тонкой структуры материалов канала и ячейки в различных зонах сварного соединения. Так, материал ячейки (Э110) в центральной части сварной точки характеризуется мартенситной структурой сложной морфологии, главным образом реечной. Зона перегрева имеет грубую неоднородную структуру, в которой преобладает крупнопластинчатый внутренне двойникованный мартенсит. В переходной зоне наблюдается преимущественная зеренная структура α - Zr .

Микроструктура материала канала (Э635) во внутренней части сварного соединения характеризуется как

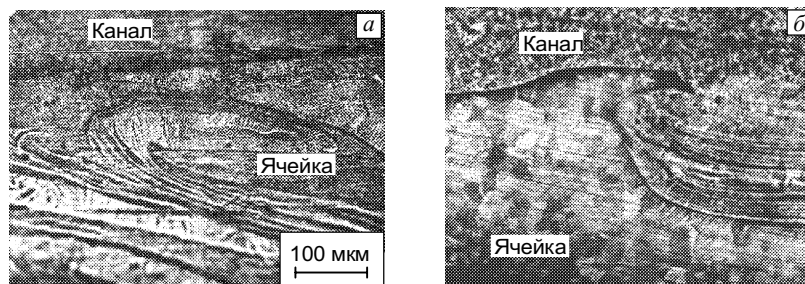


Рис. 3. Микроструктура контактного сварного соединения в зоне перегрева: исходное состояние (а); после отжига (б)

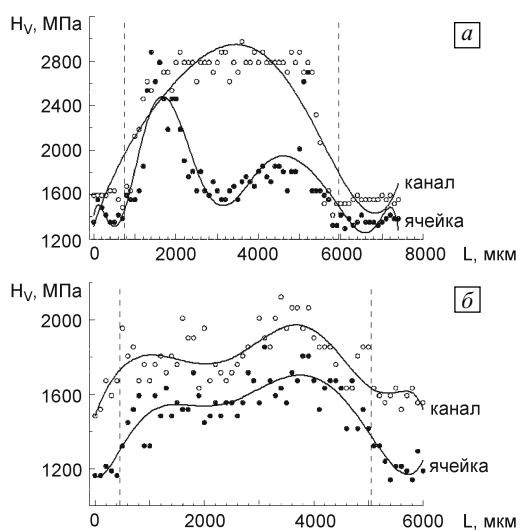


Рис. 4. Профили микротвердости в сварной точке ячейка – канал: после сварки (а); после термообработки (б)

мартенситной, так и зеренной структурой. Зеренная структура образуется в результате динамической рекристаллизации, как при горячей обработке давлением. Мартенситная структура наблюдается только в области перехода от канала к ячейке. Зона перегрева со стороны канала отличается более грубой, чем со стороны ячейки, превращенной мартенситной структурой различной морфологии. В переходной зоне со стороны канала преобладает зеренная структура α -Zr, типичная для рекристаллизованного сплава Э635, состоящая из равноосных зерен размером 3÷5 μm с мелкодисперсными выделениями интерметаллидов внутри зерен.

Структурные отличия в соответствующих зонах сварного соединения канала и ячейки возникают, с одной стороны, из-за разной степени их прогрева, обусловленной различием в толщине свариваемых деталей, а с другой стороны, из-за перераспределения легирующих элементов [5]. Последнее обстоятельство подтверждается результатами микрорентгеноспектрального анализа. Обнаружено дополнительное легирование материала ячейки Fe и Sn. Наибольшая степень легирования достигается в зонах перегрева и составляет в среднем 1.3 % для Sn, 1.1 % для Nb и 0.4 % для Fe. В центральной части сварной точки содержание легирующих элементов следующее: 0.8 % Nb, 0.3 % Fe и 1 % Sn. В целом, распределение легирующих элементов Nb, Fe и Sn в объеме сварного шва ячейка – канал весьма неоднородно.

Чувствительным методом контроля механических свойств материалов, тонко реагирующим на микроскопические изменения структуры сплавов, является микротвердость. Характер изменения микротвердости в сварной точке представлен на рис. 4, а. Возрастание микротвердости внутри сварного соединения со стороны канала обусловлено повышенной степенью легированности мартенситной фазы Fe и Sn. Поэтому микро-

твердость материала канала в точке сварки существенно выше, чем микротвердость материала ячейки. Образование максимумов на зависимости микротвердости в зонах перегрева обусловлено тем, что зона перегрева максимально обогащена Sn, Nb и Fe. Это приводит к образованию в ней крупнопластинчатого внутренне двойникового мартенсита, который обладает высокой твердостью и значительной хрупкостью.

Приведенные данные свидетельствуют, что в сварном соединении ячейка – канал, полученном по стандартной технологии, формируются зоны ликвации легирующих элементов, возникает существенная структурная неоднородность и, как следствие, неоднородность механических свойств. Последующий отжиг сварного соединения приводит к плавному распределению легирующих элементов и выравниванию микротвердости в области сварного соединения (рис. 4, б). Таким образом, термообработка контактных сварных соединений повышает однородность структурного состояния и свойств в объеме сварной точки и является необходимой операцией в технологическом цикле изготовления тепловыделяющих сборок. Механические испытания на отрыв показали, что прочностные свойства сварных соединений ячейка – канал и ячейка – ячейка удовлетворяют необходимым требованиям и обеспечивают эксплуатационную надежность дистанционирующих решеток.

3. Заключение

На основе исследований структурных и механических характеристик сварных соединений, полученных как лазерной, так и импульсной контактной сваркой, показано, что требуемая конструктивная прочность не может быть гарантирована без дополнительных операций, повышающих надежность сварных соединений. В случае лазерной сварки это может быть ультразвуковая ударная обработка, а в случае контактной сварки — диффузионный отжиг. Использованные режимы ультразвуковой ударной обработки и диффузионного отжига не позволили, однако, полностью обеспечить равнопрочность конструкций, поэтому необходима оптимизация этих операций на базе дальнейших исследований.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов СО РАН (интеграционный проект № 30), РФФИ № 05-08-18248 и № 05-01-00311.

Литература

1. Промышленные деформируемые, спеченные и литейные алюминиевые сплавы / Под ред. Ф.И. Квасова, И.Н. Фридляндера. – М.: Металлургия, 1984. – 528 с.
2. Михеев П.П., Недосека А.Я., Статников Е.Ш. и др. Эффективность применения ультразвуковой обработки для повышения сопротивления усталости сварных соединений // Автоматическая сварка. – 1984. – № 3. – С. 4–7.
3. Nekhoroshev O., Klimenov V., Kaminskiy P., Semukhin B. Ultrasonic impact treatment as a way of increase of welded joints strength // Proceedings the 8th Korea-Russia International Symposium on Science and Technology, Tomsk, Russia, June 26 – July 3, 2004. – Vol. 3. – P. 125–127.
4. Зажигаев Л.С., Кишьян А.А., Романиков Ю.И. Методы планирования и обработки результатов физического эксперимента. – М.: Атомиздат, 1978. – 232 с.
5. Добромислов А.В., Талуц Н.И. Структура циркония и его сплавов. – Екатеринбург: Институт машиноведения УрО РАН, 1997. – 215 с.