

**Отработка методики лазерной сварки
многокомпонентного сплава
Nb—16Cr—16Al —16Ti—16Zr**

Н. П. Бродниковский, В. Д. Шелягин*, А. В. Бернадский*,
А. В. Сиора*, А. С. Кулаков, Ю. Е. Зубец, С. А. Фирстов

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН
Украины, Киев, e-mail: nbrodnik@gmail.com

*Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Исследовали влияние мощности лазерного излучения, скорости сварки, толщины материала, условий теплоотвода на структуру и механические свойства стыкового сварного соединения многокомпонентного сплава Zr—16Cr—16Al—16Ti—16Zr. Показано, что важным фактором разупрочнения материала после лазерной сварки является возникновение остаточных термических напряжений. Установлены закономерности распределения термических напряжений в зависимости от условий лазерной сварки и влияние особенностей их распределения на прочность сплава после сварки.

Ключевые слова: лазерная сварка, структура, механические свойства.

Введение

Получение жаропрочных и жаростойких сплавов с низкой плотностью — важная задача, которая обеспечивает повышение эффективности работы узлов авиационной и космической техники. В ходе модернизации газового привода крыла ракеты моделирование показало, что для достижения запланированных параметров работы узла необходимо заменить никелевый серийный суперсплав ХН62МВКЮ с плотностью 8,3 г/см³ и пределом текучести при 950 °С, равном 450 МПа, на сплав с плотностью не выше 7 г/см³, который при 1000 °С имеет предел текучести не ниже 500 МПа.

Для решения поставленной задачи перспективными являются сплавы на основе ниобия [1—5]. Авторами разработан сплав Nb—16Cr—16Ti—16Al—16Zr, который имеет плотность 6,54 г/см³, при 1000 °С обладает пределом текучести при сжатии порядка 1200 МПа и пластичными свойствами при 20 °С (рис. 1). В работе [6] показано, что сплав при плавлении ведет себя как эвтектический: плавление происходит при низкой температуре в узком интервале. Особенностью формирования структуры сплава является возможность образования дендритов, доля которых в структуре увеличивается с повышением скорости охлаждения. Наличие дендритов не изменяет характер плавления и кристаллизации на кривых ДТА при скорости нагрева и охлаждения 20 °С.

Для изготовления изделия из полученного сплава на основе ниобия необходимо разработать методику его сварки. Цель настоящей работы — определить закономерности формирования структуры и установить

© Н. П. Бродниковский, В. Д. Шелягин, А. В. Бернадский, А. В. Сиора,
А. С. Кулаков, Ю. Е. Зубец, С. А. Фирстов, 2017

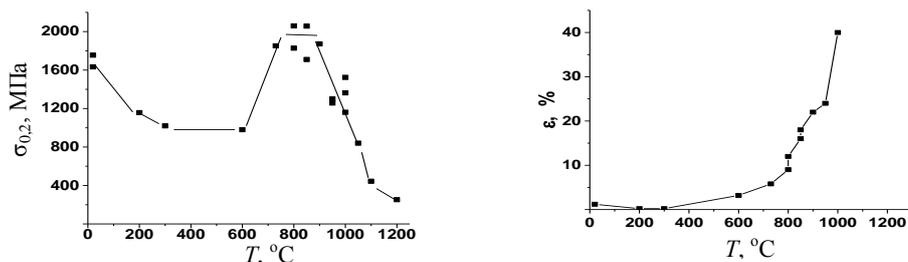


Рис. 1. Температурная зависимость механических свойств сплава системы Nb—Cr—Ti—Al—Zr после сварки.

особенности разрушения стыковых сварных соединений многокомпонентного сплава на основе системы Nb—Cr—Ti—Al—Zr в зависимости от режимов лазерной сварки.

Методика эксперимента

Лазерную сварку стыковых соединений пластин размером 10 x 15 мм и толщиной 0,6—2 мм проводили по стороне 10 мм на лазерных установках твердотельной DУ044 (с максимальной мощностью лазерного излучения 4400 Вт) и волоконной YLR-4000-WC (с максимальной мощностью лазерного излучения 400 Вт). Мощность лазерного излучения изменяли в пределах 200—1000 Вт, скорость сварки — от 50 до 1000 мм/мин.

Из пластин размером $(0,6\text{—}2)\cdot 10 \times 30 \text{ мм}^3$, подвергнутых сварке, вырезали образцы в форме весел для проверки прочности материала после сварки. Механические испытания на растяжение проводили в вакууме 10^{-3} Па при температуре 1000 °C на установке типа 1246 производства НИКИМПИ.

После испытания на растяжение поверхности образца фотографировали с лицевой, с которой производили сварку, и обратной сторон. Вид шва с двух сторон характеризовал проплавление материала в зависимости от режима сварки и толщины пластин. Кроме того, на фотографиях фиксировалось место разрушения образца по отношению к сварочному шву.

Микроструктура материала в окрестности сварного соединения изучена на поперечных шлифах с помощью микроскопа МИМ-9 с цифровой приставкой для регистрации изображений. Особенности плавления сплава исследовали с помощью метода дифференциального термического анализа (ДТА).

Результаты эксперимента и их обсуждение

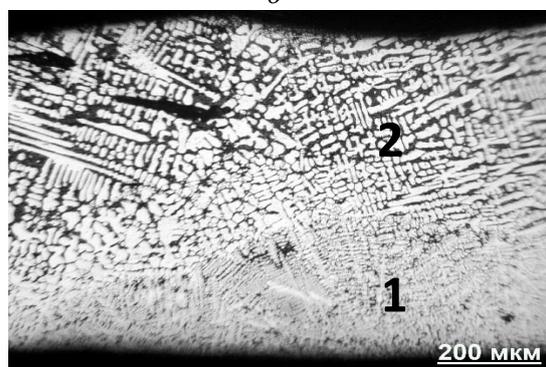
При малой мощности лазерного излучения и небольшой скорости сварки на стыковом соединении пластин толщиной 0,8 мм из ниобиевого сплава системы Nb—Cr—Ti—Al—Zr проплавленный металл виден с обеих сторон. Однако с лицевой стороны, на которую воздействовало излучение, шов шире (рис. 2, а), а с обратной — уже (рис. 2, б). Анализ микроструктуры металла шва сварного соединения на поперечном шлифе показал, что бездефектное соединение материала произошло по всей поверхности стыка пластин, но по высоте стыка наблюдается два слоя с разной микроструктурой (рис. 2, в). Слои отличаются по соотношению количества светлой и темной фаз, а также по величине зерна светлой фазы.



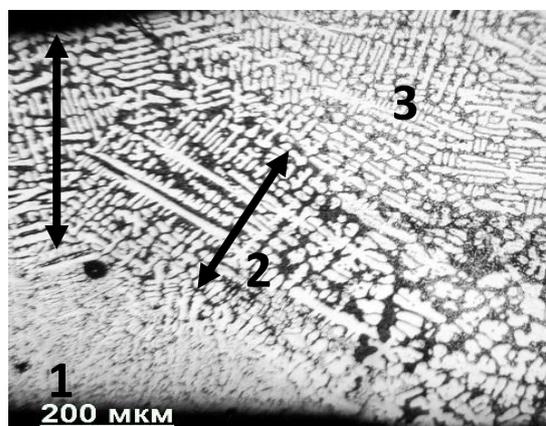
a



б



в



г

Рис. 2. Стыковое сварное соединение сплава на основе системы Nb—Cr—Ti—Al—Zr, полученное с помощью лазерного излучения мощностью 300 Вт при скорости сварки 100 мм/мин и толщине пластин 0,8 мм: *a* — вид лицевой стороны; *б* — вид с обратной стороны; *в, г* — микроструктура металла шва.

Последняя — это выделения дендритов, образовавшихся до кристаллизации двухфазной междендритной области темного цвета [6] (рис. 2, в). Проплавленный металл на лицевой стороне (рис. 2, а) состоит из зон 1 и 2, которые выходят на нижний край структуры на рис. 2, в, а проплавленный металл на обратной стороне (рис. 2, б) соответствует только зоне 2, которая выходит на верхний край рис. 2, в.

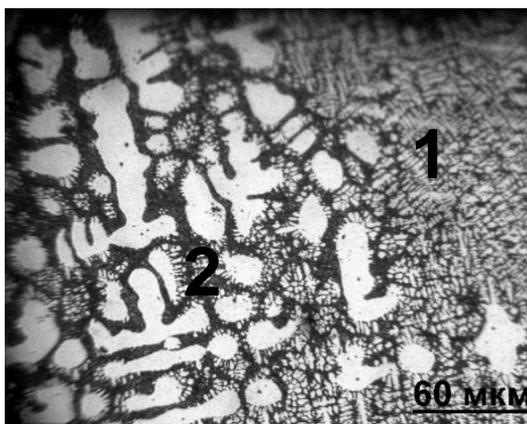
Сопоставление рис. 2, в и з (на рис. 2, з показана структура при сдвиге от оси шва к его периферии влево) проясняет форму зоны 1. Ее описывает изотерма теплового поля от нагрева лазерным излучением, на которой изменяется характер кристаллизации сплава. В зоне 1, имеющей форму лунки плавления, формируется структура с пониженным содержанием темной фазы, являющаяся результатом закалки полностью расплавленной жидкой ванны. Первая зона окружена слоем 2, в котором содержание темной фазы повышено (рис. 2, з). Структура в зоне 2 образуется в результате плавления только более легкоплавкой темной фазы и частичного растворения в ней дендритов. Некоторое количество белой фазы выделяется обратно при кристаллизации темной фазы в зоне 2 (рис. 3).

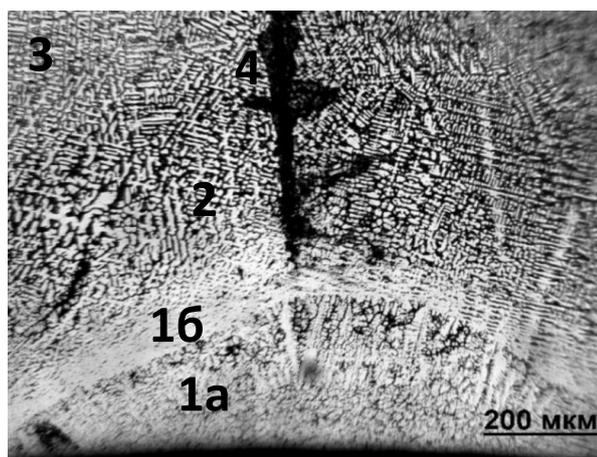
Структурные зоны 1 и 2 занимают все сечение в области центра сварного шва (рис. 2, в). Таким образом, неполностью расплавленный металл в зоне 2 обеспечивает соединение пластин. Указанная стрелкой ширина боковой части зоны 2 составляет ~260 мкм, а ширина центральной части зоны 2 достигает 390 мкм. Это может быть за счет как стекания расплавленной фазы вниз, так и вследствие меньшей скорости охлаждения. Боковая часть зоны 2 контактирует с нерасплавленным металлом, который способствует большему отводу тепла.

В исходной структуре сплава (зона 3) количество темной фазы имеет промежуточное значение по сравнению с зонами 1 и 2 (рис. 2, з).

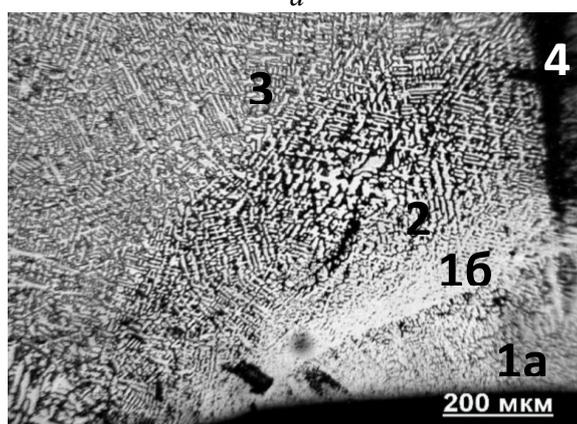
При увеличении толщины листов до 1,8 мм невозможно получить полное проплавление материала по всей толщине стыка пластин при максимальной мощности излучения волоконного лазера YLR-400-АС, равной 400 Вт, и уменьшении скорости сварки до 50 мм/мин. Стыковое соединение проплавляется частично и пластины соединяются не по всей толщине стыка (рис. 4). Увеличение массы нерасплавленного металла приводит к повышению скорости отвода тепла, что обуславливает появление нескольких изотерм теплового поля при кристаллизации, которые соответствуют критическим температурам формирования зон с

Рис. 3. Микроструктура зон 1 и 2 стыкового сварного соединения пластин из сплава на основе системы Nb—Cr—Ti—Al—Zr, полученного с помощью лазерного излучения мощностью 500 Вт, при скорости сварки 1000 мм/мин и толщине пластин 0,6 мм.





a

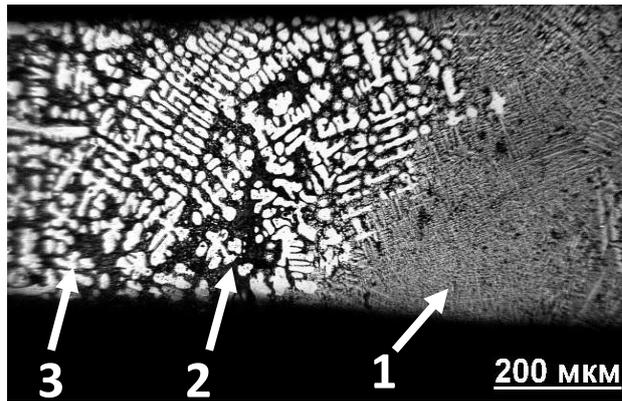


б

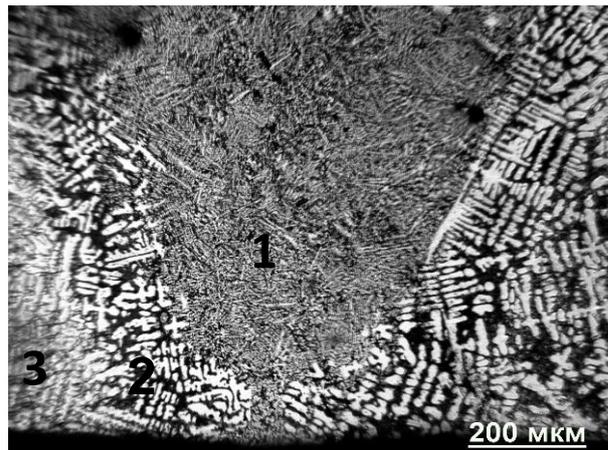
Рис. 4. Микроструктура стыкового сварного соединения сплава на основе системы Nb—Cr—Ti—Al—Zr, полученного с помощью лазерного излучения мощностью 400 Вт при скорости сварки 50 мм/мин и толщине пластин 1,8 мм: *a* — центр шва; *б* — край шва.

различной структурой. Первая, полностью проплавленная зона, состоит из двух подзон с разной плотностью светлой фазы (зоны 1а и 1б на рис. 4). Соединения пластин по зоне 2, в которой наблюдается частичное расплавление, не происходит (рис. 3). Структура в зоне 3 соответствует исходной структуре материала. Зона 4 — непроплавленный стык пластин (рис. 4). Первая зона на рис. 4 по величине соизмерима с размером первой зоны на рис. 2. Несмотря на более высокую мощность излучения и меньшую скорость сварки, повышение скорости теплоотвода из-за увеличения толщины материала не позволяет сильно увеличиться этой зоне на рис. 4 по сравнению с рис. 2.

Увеличение мощности лазерного излучения (при сварке с использованием лазерной установки DY044) позволяет проплавить стыковое соединение требуемой толщины. На листах толщиной 0,6 мм после сварки образуется на всю глубину структуры зона 1, соответствующая полностью расплавленному металлу, при мощности лазерного излучения 500 Вт и



a



б

Рис. 5. Микроструктура стыковых сварных соединений сплава на основе системы Nb—Cr—Ti—Al—Zr, полученных при различных режимах сварки: *a* — мощность лазерного излучения — 500 Вт, скорость сварки — 1000 мм/мин при толщине пластин 0,6 мм; *б* — мощность лазерного излучения 1000 Вт, скорость сварки — 1000 мм/мин при толщине пластин 1,8 мм.

скорости сварки 1000 мм/мин (рис. 5, *a*). При скорости сварки 1000 мм/мин и увеличении мощности лазерного излучения до 1000 Вт зона 1 занимает всю глубину стыка листов толщиной 1,8 мм (рис. 5, *б*). На обратной стороне сварного соединения зона 1 значительно сужается (рис. 5, *б*).

Проплавление зоны стыка насквозь приводит к снижению скорости охлаждения расплавленной ванны, поскольку уменьшается площадь контакта ванны с нерасплавленным металлом. При кристаллизации формируется мелкозернистая дендритная структура (зона 1 на рис. 3 и 4). При большей скорости охлаждения, когда проплавления насквозь не наблюдается, обеспечивается режим, близкий к закалке расплавленной ванны. Образуются крупные кристаллы, в которых ликвация не успевает происходить (зона 1 на рис. 2 и 4). Междендритная фаза может практически полностью отсутствовать (зона 1б на рис. 4).

Основным критерием качества сварного соединения изделия является его прочность при рабочей температуре. Прочность может уменьшаться вследствие разупрочнения металла шва в случае изменения состава сплава в нем при испарении компонентов из жидкой ванны при сварке, в результате появления дефектов в переплавленном при сварке материале, а также возникновения значительных остаточных термических напряжений или растрескивания материала под воздействием.

В таблице представлены фотографии образцов, испытанных при 1000 °С в вакууме на растяжение, в которых стыковое сварное соединение получали при различных режимах лазерной сварки. Для каждого случая указаны режимы сварки. Разрушение первого образца (таблица) произошло по шву, потому что провар стыка был не сквозной. Микроструктура стыкового соединения в поперечном шлифе этого образца представлена на рис. 4. В образце 2 разрушение выходит за пределы шва — в этом случае

Место разрушения при испытании на растяжение образцов со стыковым сварным соединением на рабочей части с указанием режима сварки

Образец	Поверхность образцов после испытания	Толщина образца, мм	Режим сварки	
			Мощность излучения, Вт	Скорость сварки, мм/мин
1		1,8	400	50
2		1,8	1000	1000
3		0,6	200	550
4		0,6	200	500
5		0,6	500	1000

провар был по всей толщине стыка (рис. 5, б). Выход места разрушения за пределы зоны расплава в стыковом сварном соединении свидетельствует о том, что причиной разрушения являются не дефекты, полученные в зоне плавившегося при сварке сплава.

Прочность образцов была тем ниже, чем дальше от зоны шва расположено место разрушения. Прочность при растяжении исходного материала при 1000 °С составляла 620 МПа. Образцы, в которых разрушение происходило далеко от зоны шва, имели прочность 150—200 МПа. Если разрушение образца с бездефектным стыковым соединением имело место вблизи шва, прочность достигала 480 МПа.

Место разрушения невозможно спрогнозировать, опираясь только на особенности формирования структуры в области сварного стыкового соединения. Возникновение разрушения не было однозначно связано с какой-либо установленной структурной зоной (зоны 1—3 на рис. 2—5). Зависимость места разрушения от режима сварки объясняется влиянием на него остаточных термических напряжений, которые определяются режимом подвода и отвода тепла в процессе сварки. Высокие остаточные напряжения приводят к зарождению разрушения и в материале с исходной структурой сплава.

Термические напряжения возникают в материале в области высокого градиента температуры и релаксируют путем образования трещины или протекания пластической деформации. Растрескивание материала происходит в местах, где термические напряжения достигают величины напряжения разрушения, которое оказывается ниже напряжения течения. Напряжение разрушения, которое меньше напряжения пластического течения, может быть характеристикой материала при низких температурах, когда при нагружении не наблюдается пластического течения материала образца перед разрушением. На рис. 1 показано, что низкая пластичность даже при сжатии в разработанном сплаве на основе системы Nb—Cr—Ti—Al—Zr сохраняется до 400 °С.

В первом приближении модель создания градиента температуры при остывании материала после сварки можно представить следующим образом. Мощность излучения лазера и скорость сварки обуславливают скорость подвода к материалу тепла. Скорость отвода тепла будет определять возникающий градиент температуры. Зависит скорость отвода тепла от теплопроводности материала и соотношения масс расплавленного и нерасплавленного металла. Если скорость подвода тепла больше скорости отвода, будет достигаться максимально возможный градиент температур. С увеличением массы расплавленного металла и уменьшением площади контакта жидкой ванны с нерасплавленным материалом место максимального градиента температуры будет отдаляться от расплавленного металла.

Действительно, уменьшение толщины пластин и увеличение мощности излучения лазера, приводящие к проплавлению по всей толщине стыка, сопровождается увеличением расстояния между местом разрушения и швом. Это свидетельствует о том, что в этих случаях скорость подвода тепла была больше скорости его отвода.

Согласовать скорости отвода и подвода тепла попытались при сварке образцов 3, 4 и 5 (таблица). В случае образца 3 разрушение произошло в зоне шва. Прочность была максимальной и составила 480 МПа. Это

свидетельствует о малом разупрочнении образца остаточными напряжениями. Максимальный градиент температур достигнут не был. Скорость отвода тепла была больше скорости подвода. Увеличение скорости подвода тепла за счет уменьшения скорости сварки в образце 4 приводит к выходу места разрушения за пределы шва (таблица). Повышение мощности излучения лазера в 2,5 раза при увеличении скорости сварки в 2 раза обуславливает еще большее удаление места разрушения от шва в образце 5. Выход места разрушения за зону шва свидетельствует о достижении максимального градиента температур за пределами шва. Напряжение разрушения образцов 4 и 5 составило 310 и 250 МПа соответственно.

На практике необходимо либо экспериментально установить влияние мощности лазерного излучения, скорости сварки и условий отвода тепла на сварку конкретных деталей, либо выполнить моделирование температурного поля и возникающих термических напряжений.

Выводы

Установлены закономерности формирования структуры в стыковых соединениях жаропрочных сплавов на основе системы Nb—Ti—Al—Cr—Zr в зависимости от режима лазерной сварки.

Место разрушения невозможно спрогнозировать, опираясь только на особенности формирования структуры в области сварного стыкового соединения.

Выход места разрушения за пределы зоны расплава в стыковом сварном соединении свидетельствует о том, что причиной разрушения являются не дефекты, полученные в зоне переплавленного при сварке сплава.

Уменьшение толщины пластин и повышение мощности излучения лазера, приводящее к проплавлению по всей толщине стыка, вызывают увеличение расстояния места разрушения от шва.

Зависимость места разрушения от режима сварки объясняется влиянием на него остаточных термических напряжений, которые определяются режимом подвода и отвода тепла в процессе сварки. Важным фактором разупрочнения материала после лазерной сварки является возникновение остаточных термических напряжений

Предложено модельное представление о влиянии скоростей подвода и отвода тепла при лазерной сварке на место возникновения максимальных остаточных термических напряжений. Модель качественно согласуется с полученными данными о месте разрушения и величине прочности материала со стыковым сварным соединением.

Полученные результаты позволили сформировать рекомендации по выбору параметров технологических режимов лазерной сварки, которые использовались для изготовления изделия для газового привода крыла ракеты.

1. *Захарова Г. В.* Ниобий и его сплавы / [Г. В. Захарова, И. А. Попов, Л. П. Жоров, Б. В. Федин]. — М. : Металлургия, 1961. — 380 с.
2. *Арзамасов Б. Н.* Справочник по конструкционным материалам / [Б. Н. Арзамасов, Т. В. Соловьева, С. А. Герасимов и др.]. — М. : Изд. МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2005. — 640 с.

3. Bewlay B. P. A review of very-high-temperature Nb-silicide-based composites / [B. P. Bewlay, M. R. Jackson, J.-C. Zhao and P. R. Subramanian] // Metallurgical and Mater. Trans. A. — October 2003. — **34A**. — P. 2043—2052.
4. Senkov O. N. Mechanical properties of low-density, refractory multi-principal element alloys of the Cr—Nb—Ti—V—Zr system / [O. N. Senkov, S. V. Senkova, D. B. Miracle, C. Woodward] // Mater. Sci. & Engineering: A. — 2013. — **565**. — P. 51—62.
5. Бродниковский Н. П. Многокомпонентные жаропрочные сплавы с ниобием / [Н. П. Бродниковский, А. С. Кулаков, Н. А. Крапивка и др.] // Электронная микроскопия и прочность материалов. — К. : Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. — 2016. — Вып. 22. — С. 20—30.
6. Бродниковский Н. П. Эвтектический сплав в системе Nb—Ti—Al—Cr—Zr / [Н. П. Бродниковский, Е. А. Рокицкая, Н. В. Минаков и др.] // Там же. — 2017. — № 23. — С. 75—85.

Відпрацювання методики лазерного зварювання багатоконпонентного сплаву Nb—16Cr—16Al—16Ti—16Zr

М. П. Бродніковський, В. Д. Шелягін, А. В. Бернадський,
А. В. Сіора, А. С. Кулаков, Ю. Ю. Зубець, С. О. Фірстов

Досліджували вплив потужності лазерного випромінювання, швидкості зварювання, товщини зварюваного матеріалу, умов тепловідводу на структуру і механічні властивості стикового зварного з'єднання багатоконпонентного сплаву Zr—16Cr—16Al—16Ti—16Zr. Показано, що важливим фактором знеміцнення матеріалу після лазерного зварювання є виникнення залишкових термічних напружень. Встановлено закономірності розподілу термічних напружень в залежності від умов лазерного зварювання та вплив особливостей розподілу залишкових напружень на міцність звареного сплаву.

Ключові слова: лазерне зварювання, структура, механічні властивості.

Development of the laser welding technique for the multicomponent Nb—16Cr—16Al—16Ti—16Zr alloy

M. P. Brodnikovsky, V. D. Shelyagin, A. V. Bernadsky,
A. V. Siora, A. S. Kulakov, Yu. E. Zubets, S. O. Firstov

The effect of laser radiation power, welding speed, thickness of the welded material, heat removal conditions on the structure and mechanical properties of the butt-welded joint of a multicomponent Zr—16Cr—16Al—16Ti—16Zr alloy was studied. It is shown that the emergence of residual thermal stresses is an important factor in the softening of the material after laser welding. The regularities of distribution of thermal stresses are determined depending on the conditions of laser welding and the influence of their features distribution on the strength of the alloy after welding.

Keywords: laser welding, structure, mechanical properties.