

## **ВЛИЯНИЕ ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА НА ПРЕДОТВРАЩЕНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ ГОРЯЧИХ ТРЕЩИН ПРИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ**

Алюминиевые сплавы, благодаря своим хорошим прочностным характеристикам в сочетании с низким удельным весом, активно используются в различных отраслях машиностроения из-за возможности снижения удельного веса конструкции. Им также присуща высокая коррозионная стойкость. Применение ее сварных конструкций из алюминия существенно ограничено из-за их склонности к образованию трещин при сварке. Все чаще для сварки алюминиевых изделий используются современные лазеры, например волоконные или дисковые. Они позволяют получать относительно большое проплавление при небольшой погонной энергии [1]. Это, в свою очередь, уменьшает коробление и сводит к минимуму последующую обработку, сокращая этапы производства. При лазерной сварке алюминиевых сплавов также существуют проблемы, связанные с их предрасположенностью к трещинообразованию, поскольку быстрое охлаждение расплава во время сварочного процесса делает этот метод сварки особенно способствующим трещинообразованию.

Целью наших исследований было изучение влияния индукционного нагрева на предотвращение образования горячих трещин при лазерной сварке алюминиевых сплавов за счет уменьшения скорости охлаждения сварного шва и околосшовной зоны.

### **Исследование проблемы образования горячих трещин при лазерной сварке алюминиевых сплавов**

Трещины в алюминиевых материалах формируются преимущественно во время затвердевания шва, возникая при усадке и кристаллизации эвтектических фаз в середине сварного шва [2]. В. Пеллини, а потом и Т. Кляйн с Г. Дэвисом в своих исследованиях утверждают, что склонность к образованию горячих трещин в сплавах этих групп связана с «критическим интервалом».

Это расстояние между дендритами, растущими в противоположных друг другу направлениях, при кристаллизации шва [3]. У. Фойрер предположил, что трещины появляются в «мягкой» (квазиравновесной двухфазной) зоне, если скорость охлаждения междендритной жидкости меньше или равна скорости усадки [4]. Т.С. Пивонка и М.К. Флеминг в своем подходе к трещинообразованию основываются на уравнении Р. Пойссеуля, которое описывает градиент давления, вызывающий течение жидкости по «междендритному пути» [5]. Все эти теории связаны с методом кристаллизации сплавов, и склонность к горячим трещинам может быть определена путем получения кривых охлаждения при тепловой калориметрии. Для некоторых бинарных сплавов проверяются типичные С-образные кривые, когда склонность к трещинообразованию является функцией от содержания растворенных элементов [6]. Первое количественное описание образования трещин было предложено А.М. Прохоровым в середине XX-го века [7]. Прохоров считал механическую деформацию растяжения причиной образования трещин. Им не учитывались металлургические условия в «мягкой зоне», т. е. образование микроструктур при кристаллизации в двухфазной области не принималось во внимание. Прохоров не давал точного количественного критерия для прогнозирования склонности к трещинообразованию. Большинство работ по моделированию затвердевания трещин в сварных швах основаны на подходе Прохорова, т. е. без учета накопления деформаций и дефектов микроструктуры. Его критерии рассматривают лишь некоторые механические условия, например критические значения напряжения или скорости деформации. Совместный критерий М. Раппаца [6] и других авторов учитывает охлаждение междендритной жидкости и деформацию растяжения твердого тела перпендикулярно к направлению роста ден-

дритов. По их мнению, горячие трещины зарождаются при достижении кавитацией давления критического значения, которое может быть рассчитано по физико-химическим свойствам сплава и микроструктурным размерам материала. Склонность к образованию горячих трещин во время сварки традиционно оценивается для случая, когда напряжение или деформация изменяются во время процесса. Так, например, Н. Кониглио в своих исследованиях основывается на концепции улучшения свариваемости за счет увеличения содержания, полагая что в алюминиевых сплавах Si восприимчивость к образованию трещин определяется критической скоростью деформации, возникающей во время сварки [8].

В последнее время сформировались два подхода к моделированию появления трещин. Они основаны на учете аспекта локализации образования трещин. Первый из них предлагает М. Шихахара [9]. Он предложил взять за основу физический механизм образования трещин, принятый в механике разрушения твердых тел. В качестве критерия образования трещин выбран уровень напряжения в системе «жидкость — твердое тело». Для моделирования трещин он использовал специальную вычислительную технику и так называемый метод конечных элементов. Предположения о существовании металлургических условий в двухфазной области не учитываются. Значения напряжения в системе сравниваются с критическим значением, полученным заранее путем корреляции с поверхностной энергией расплава. Поверхностная энергия считается известной величиной и имеет уникальное значение для данной температуры, при этом рассматривается аспект локального образования трещин.

Второй подход к моделированию разработан Р.М. Хильбенгером [10]. В нем за основу взята теория В. Пеллини. Моделирование горячих трещин, как и в предыдущем подходе, реализуется с помощью метода конечных элементов. Локализация растягивающих напряжений в пленке жидкости в остальном расплаве учитывается путем введения «жидкого» элемента в середине сварного шва. Эти элементы имеют очень низкую текучесть в температурном диапазоне ликвидус — солидус. За критерий трещинообразования взята максимально допустимая деформация «жидкого» элемента в двухфазной области. Па-

раметры критической деформации устанавливаются экспериментально. Подход Хильбенгера подобно методу Шихахара позволяет получить визуальное представление о зарождении и распространении трещин.

Обобщая теоретические представления, можно предположить, что горячие трещины образуются при критическом сочетании значений следующих факторов:

- температурного интервала хрупкости (ТИХ) в период кристаллизации металла шва;
- минимальной пластичности  $\delta_{\min}$  в ТИХ;
- темпа  $\alpha$  высокотемпературной сварочной деформации [11].

В литературе указывается несколько способов предотвращения образования горячих трещин при лазерной сварке, такие, например, как введение присадочного материала, предварительный подогрев образцов в печи, использование защитного флюса во время сварки для предотвращения активного взаимодействия сварочной ванны с внешней средой, использование параллельного подогрева лазером меньшей мощности для компенсации растягивающих напряжений, возникающих в сварном шве. Сообщается и о том, что можно влиять на процесс лазерной сварки с помощью магнитного поля. Например, может быть увеличена глубина проплавления, изменено сечение, могут быть подавлены периодические дефекты шва под названием хампинг [12]. Лазерная сварка с применением индукционного нагрева значительно снижает градиенты температуры на границе шва и свариваемого металла, что благоприятно сказывается на технологической прочности сварного соединения [13].

#### **Моделирование технологического процесса индукционного нагрева пластин из алюминиевых сплавов**

Использование компьютерного моделирования процесса зачастую позволяет резко снизить затраты на разработку бездефектной технологии за счет уменьшения объема экспериментальных исследований. В ходе исследований был смоделирован технологический процесс в компьютерном программном пакете SYSWeld 2012, реализующем конечно-элементную схему расчета. Он применяется при статическом и динамическом анализе конструкций с учетом физической и гео-

метрической нелинейностей, а также при анализе усталостных характеристик, позволяет моделировать электромагнитные поля, гидрогазодинамические, акустические и другие процессы. Основной задачей проводимых исследований было изучение влияния индукционного нагрева на уменьшение или предотвращение образования горячих трещин при лазерной сварке алюминиевых сплавов. При помощи численной модели, созданной в SYSWeld, были исследованы поля температур и термических напряжений, возникающие в результате индукционного нагрева образцов. При построении модели учитывалось, что при индукционном нагреве металлических заготовок в переменном электромагнитном поле

КПД установки, как правило, не превышает 60 % [14]. Во время исследований моделировался процесс одностороннего индукционного нагрева пластины из алюминиевого сплава при ее перемещении. Подготовка файла для расчета включала в себя создание трехмерной геометрической модели образца с заданными характеристиками источника индукционного нагрева, задание условий охлаждения, фиксации образцов и параметров процесса нагрева. На выходе получали два файла с результатами изменения во времени полей температуры и напряжений. Пример результата расчета полей температуры и напряжений, возникающих в образце при индукционном нагреве, представлен на рис 1.

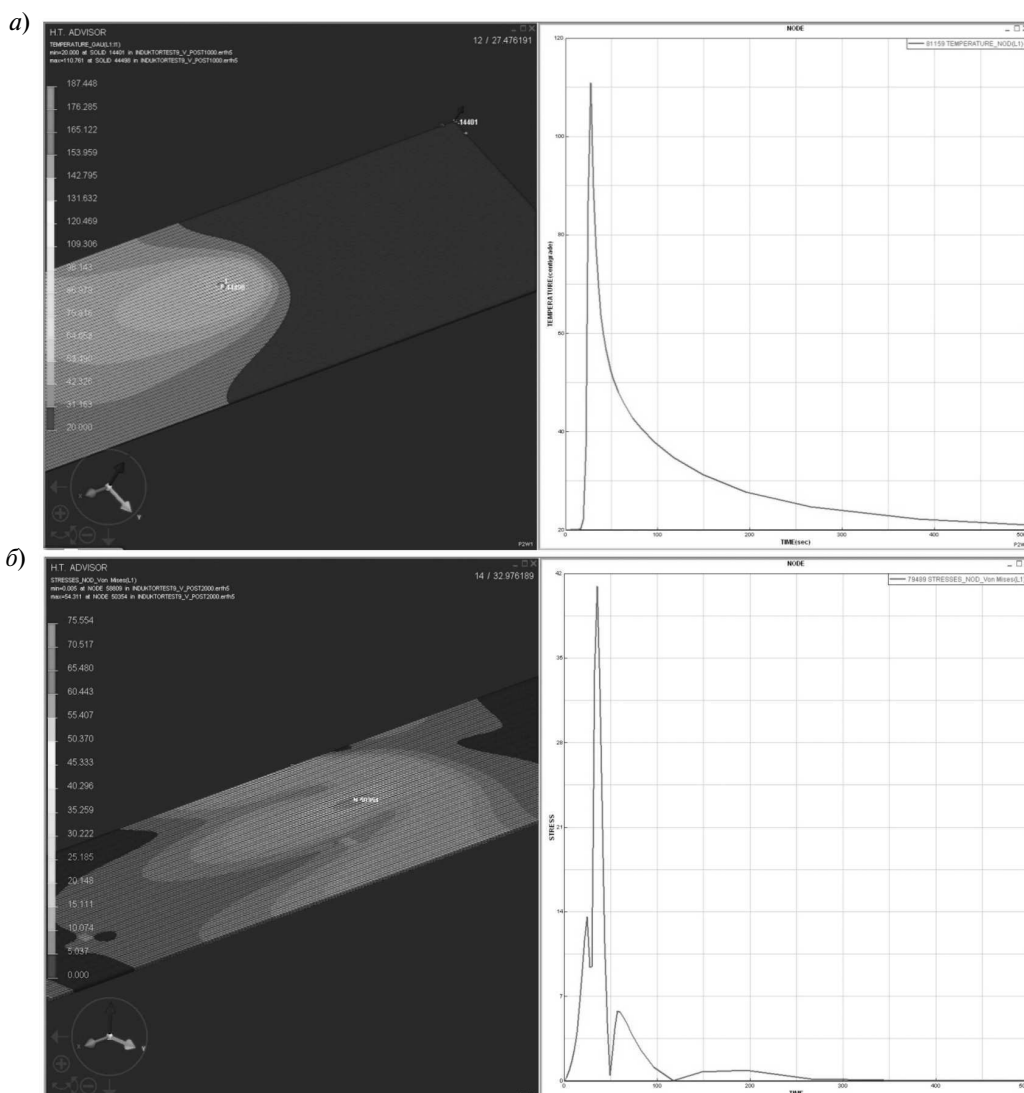


Рис. 1. Пример результата расчета полей: температуры (а) и напряжений (б)

В качестве нижней границы значений температурных напряжений был взят предел упругости. При достижении данного предела в металле начинают возникать пластические деформации. Для алюминиевых сплавов он составляет более 30 МПа. Конечной задачей было получить параметры индукционного нагрева, при которых в околошовной зоне возникают термические напряжения, компенсирующие растягивающие напряжения в сварном шве. Затем результаты моделирования проверялись экспериментально. Оптимальный диапазон растягивающих напряжений, полученный в результате моделирования, составляет 40–60 МПа.

Был смоделирован процесс лазерной стыковой сварки с целью определения его параметров, а также оптимальных параметров режима сквозного проплавления пластин. При расчете были приняты необходимая мощность лазерного излучения 2 кВт, диаметр луча 0,4 мм, фокусное расстояние 200 мм, длина волны излучения примерно 1 мкм, скорость сварки 50 мм/с.

В результате глубина проплавления составила 2,1 мм, ширина шва — 3 мм. Наблюдался эффект кинжального проплавления, характерный для лазерной сварки. В дальнейшем планируется моделирование процесса лазерной стыковой сварки совместно с индукционным нагревом двумя равноудаленными от места стыка индукторами. С целью уменьшения требуемой компьютерной мощности и времени расчета процесс моделировался только для половины сварочного стыка. Изображение трехмерной геометрической модели представлено на рис. 2.

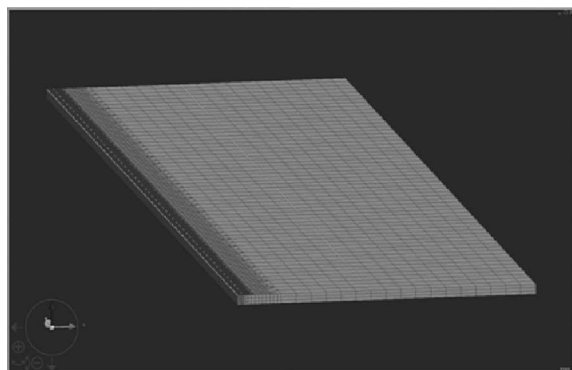


Рис. 2. Изображение построенной в SYSWeld 2012 трехмерной геометрической модели лазерной стыковой сварки с индукционным нагревом околошовной зоны в образце толщиной 2 мм из сплава 6082 T4

## Экспериментальные исследования и результаты

**Материалы.** При проведении экспериментов использовались плоские образцы размером 600S150S2 мм двух марок алюминиевых сплавов — 6082T4 (сплав системы Al–Si–Mg–Mn, российский аналог АД35) и 5754H22 (сплав системы Al–Mg, российский аналог АМГ3). Перед экспериментом поверхности пластин очищались от жира и грязи при помощи ацетона.

Для исследований использовался специально разработанный экспериментальный стенд, оснащенный коаксиальным индуктором КИ–112–U–30° фирмы IFF GmbH (Германия) (рис 3).

Составные части экспериментального стенда для исследования влияния индукционного нагрева на генерацию сжимающих напряжений в алюминиевых сплавах имеют следующие характеристики:

Составные части	Интервал изменения параметров
1. <i>Линейный привод</i> фирмы Festo EGC-80–800-TB-KF-0H-GK (плюс корпус стенда, собранный из алюминиевых профилей): максимальная скорость перемещения, мм/с, .....	2000
2. <i>Оборудование для индукционного нагрева</i> производства IFF GmbH: Генератор импульсов EW100W: максимальная мощность, кВт, .....	10,0
мощность импульса, %, .....	0–750
частота импульсов, кГц, .....	8–20
Чиллер: температура эксплуатации, °С.....	18–30
Коаксиальный индуктор КИ-112-U-30°: максимальное время процесса при использовании максимальной мощности импульса, с, .....	0–100
допустимый зазор для использования, мм, .....	0,2–0,5
температура нагрева, °С.....	0–300

В ходе экспериментов производился индукционный нагрев пластин, при этом пластины перемещались со скоростью сварки, полученной в результате моделирования. Осуществлялось онлайн-измерение температуры в трех разных зонах и линейного изменения размеров во время индукционного нагрева. Повышение температуры фиксировалось с помощью двухканального измерителя температуры GМН 3250 фирмы Greisinger electronic GmbH (Герма-

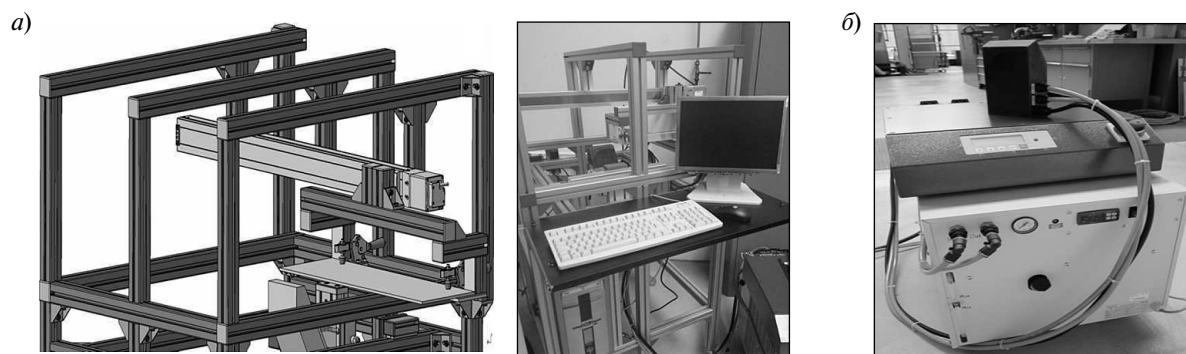


Рис. 3. Изображение экспериментального стенда (а) и коаксиального индуктора КИ–112–У–30° вместе с генератором импульсов EW100W и чиллером (б)

ния) и потенциометра IAS838 фирмы Mastech с функцией измерения температуры. Перемещение температурного поля регистрировалось с помощью инфракрасной камеры i60 фирмы Flir Systems GmbH (Германия). Линейное изменение ширины образца и его искривление в ходе нагрева измерялось при помощи лазерного триангуляционного датчика ScanControl 2700–50(500) фирмы Micro-Epsilon. Некоторые из результатов измерения температуры представлены в таблице.

Процесс индукционного нагрева описывают параметры на двух его стадиях:

параметры процесса разогрева индуктора (шаг 1);

параметры процесса индукционного нагрева пластины в движении (шаг 2).

По результатам моделирования и экспериментов на данном этапе исследований были выбраны следующие параметры индукционного нагрева:

*на шаге 1*

частота импульсов в индукторе  $f_1 = 12,5$  кГц;

мощность импульсов в процентах от максимально вырабатываемой генератором  $PWM_1 = 750$  %;

время нагрева  $t_1 = 5$  с;

установленная максимальная температура нагрева индуктора  $T_{уст} = 300$  °С.

*на шаге 2*

частота импульсов в индукторе  $f_2 = 13$  кГц;

мощность импульсов в процентах от максимально вырабатываемой генератором  $PWM_2 = 700$  %;

время нагрева  $t_2 = 10,5$  с;

длина перемещения 483 мм;

скорость перемещения 50 мм/с;

зазор между индуктором и пластиной перед нагревом 0,25 мм.

Зарегистрированные значения температуры колебались в пределах от 100 до 140 °С. При этом температурные напряжения в околосшовной зоне изменялись в пределах от 38 до 68 МПа, что совпадает с результатами моделирования. Скорость нагрева до высокой температуры зависела от количества повторных нагревов. Это объясняется изменением внутренней структуры материала и его восприимчивости к индукционному нагреву после нагрева до температуры более 140 °С. Существует также зависимость и от положения индуктора по отношению к краю пластины: чем ближе к краю, тем меньшая мощность необходима для нагрева и генерации необходимого уровня напряжений. Однако близко к краю располагать индуктор нельзя из-за быстрой деформации пластины в этом случае. Невозможно было поддерживать параметры нагрева пластины в процессе ее движения на постоянном уровне.

В дальнейшем планируется осуществить экспериментальную проверку результатов моделирования процесса лазерной стыковой сварки, используя излучение, генерируемое с помощью иттербиевого волоконного лазера YLS 10000 с максимальной выходной мощностью в 10 кВт фирмы IPG. Перемещение луча будет осуществляться при помощи робота REIS RV60–60 фирмы Reis Robotics (Германия).

На проведенном этапе исследований было выяснено, что в результате индукционного нагрева пластин из алюминиевых сплавов

## Результаты измерения температуры

Номер измерения	Перемещение, мм	$T_{уст}$ , °С	Время регул. $T$ , с	На шаг 1			На шаг 2				Направление перемещения при нагреве; расстояние между центром индуктора и краем пластины	Зазор $З$ между индуктором и пластиной перед нагревом			Температура $T$ , °С					
				$f_1$ , кГц	РВМ <sub>1</sub> , %	Время, $t_1$ , с	$f_2$ , кГц	РВМ <sub>2</sub> , %	Время, $t_2$ , с	$V$ , мм/с		перед нагревом			во время нагрева					
												$З_1$ , м	$З_2$ , м	$З_3$ , м	$T_1$	$T_2$	$T_3$	$T_1$	$T_2$	$T_3$
1	500	300	1	12,5	750	10	13	600	10	50	Справа налево; 60 мм	1,0	0,9	0,25	21,4	21,5	22	237,4	86,7	40
2	500	300	1	13,5	750	10	15	700	10	50	Справа налево; 60 мм	1,5	1,0	0,7	35,2	28	25	246,2	93,9	53
4	500	300	1	12,5	750	10	13	600	10	50	Слева направо; 60 мм	0,5	0,5	0,5	23,1	24,4	26	297,8	86,6	52
5	500	300	1	12,5	750	10	15	600	10	50	Слева направо; 60 мм	1,0	0,3	0,25	21,4	21,4	21	266,8	96,4	42
11	483	300	1	12,5	750	5	15	700	10,5	50	Справа налево; 40 мм	0,25	0,25	0,25	24	23,3	22,9	146	122,7	83
12	483	300	1	12,5	750	5	13	700	10,5	50	Справа налево; 40 мм	0,25	0,25	0,25	26	24,9	23,7	143	141,3	97,4
13	483	300	1	12,5	750	5	13	700	10,5	50	Справа налево; 40 мм	0,25	0,25	0,25	28	27,1	25,4	144	142,7	97,8

6082Т4 и 5754Н22 толщиной 2 мм в них возникают температурные поля, генерирующие поля растягивающих термонапряжений. Выяснено, что возможно достигнуть уровня генерируемых термонапряжений, при котором они способны компенсировать нежелательные внутренние напряжения в сварном шве, приводящие к образованию горячих трещин при лазерной сварке. Подобраны режимы индукционного нагрева, дающие необходимый дополнительный подогрев.

В ходе исследований установлено, что уровень термических полей сильно зависит от первоначальной мощности источника нагрева и постоянства зазора между поверхностью индуктора и алюминиевой пластины. На скорость

нагрева пластины влияет и первоначальная структура сплава. Были проведены опыты по многократному индукционному нагреву пластины с последующим охлаждением на воздухе после каждого нагрева. Зафиксировано, что после каждого нагрева средняя регистрируемая температура увеличивается на несколько градусов. Запланировано проведение в дальнейшем проверочных экспериментов по лазерной сварке совместно с индукционным нагревом для подтверждения результатов моделирования. Также будут проведены механические испытания сварных швов и металлографические исследования структуры шва. Ввиду задержек, вызванных поставкой необходимого оборудования, эксперименты по сварке перенесены на 2013 год.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Thomy, C.** Schweißen mit Hochleistungsfaserlasern [Текст] / C. Thomy, T. Seefeld, F. Vollertsen // *Werkstattstechnik*.— 2005. № 10.— P. 815–820.
2. **Ploshikhin, V.** Integrated Mechanical-Metallurgical Approach to Modeling Solidification Cracking in Welds [Текст] / V. Ploshikhin [et al.] // [Buchverf.] T. Böllinghaus, H. Herold.— *Hot Cracking Phenomena in Welds*. S. 1.— Springer Verlag.— 2005.
3. **Clyne, T.W.** The influence of composition on solidification cracking susceptibility in binary alloy systems [Текст] / T.W. Clyne, G.J. Davies // *British Foundry*.— 1981. Vol. 74.— P. 65.
4. **Feurer, U.** Influence of alloy composition and solidification conditions on dendrite arm spacing, feeding and hot tearing properties of aluminum alloys [Текст] / U. Feuerer // *Proceedings International Symposium on Engineering Alloys*.— Delft. The Netherlands. —1977.— S. 131–145.
5. **Piwonka, T.S.** Pore Formation in Solidification [Текст] / T.S. Piwonka, M.C. Flemings // *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*.— 1966. Vol. 236.— P. 1157.
6. **Rappaz, M.** A new hot-tearing criterion [Текст] / M. Rappaz, J.-M. Drezet, M. Gremaud // *Metallurgical and Materials Transactions*.— 1999. Vol. 30A.— S. 449–455.
7. **Prokhorov, N.N.** The Technological Strength of Metals While Crystallising During Welding [Текст] / N.N. Prokhorov // *Welding Production* 4.— 1962.— P. 1–8.
8. **Coniglio, N.** Aluminum Alloy Weldability: Identification of Weld Solidification Cracking Mechanisms through Novel Experimental Technique and Model Development [Текст] / N. Coniglio // *BAM-Dissertationssreihe Band*. Berlin.— 2008. Vol. 40.— P. 208.
9. **Shibahara, M.** Finite Element Method for Hot Cracking Analysis under Welding Using Temperature Dependent Interface Element [Текст] / M. Shibahara, H. Serizawa, H. Murakawa // *Modelling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes IX Ed*. P.R. Sahn [et al.]. Aachen: Shaker-Verlag, 2000.— P. 844–851.
10. **Hilbinger, R.M.** Considering of Dynamic Mechanical Boundary Conditions in the Characterisation of a Hot Cracking Test by Means of Numerical Simulation [Текст] / R.M. Hilbinger, H.W. Bergmann, W. Köhler, F. Palm // *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* / Ed. Cerjak [et al.].— IOM Communications Ltd, London.— 2001. Vol. 5.— P. 847–862.
11. **Abbaschian, L.** Cracking susceptibility of aluminum alloys during laser welding [Текст] / L. Abbaschian, Milton Sergio Fernandes de Lima // *Materials Research*. S-Carlos.— 2003. Vol. 6, № 2.
12. **Васильев, В.И.** Введение в основы сварки [Текст] / В.И. Васильев, Д.П. Ильященко, Н.В. Павлов.— Томск, 2010.— 338 с.
13. **Lindenau, D.** «Magnetisch beeinflusstes laserstrahlschweißen [Текст]: Dissertation / D. Lindenau / Universität Stuttgart.— Herbert Utz Verlag Wissenschaft.— München, 2007.— P. 188.
14. **Рапопорт, Э.Я.** Оптимизация процессов индукционного нагрева металла [Текст] / Э.Я. Рапопорт.— М.: Металлургия, 1993.— 279 с.