

## АНАЛИЗ РИСКА ОБРАЗОВАНИЯ ГОРЯЧИХ ТРЕЩИН В СВАРНОПАЯНЫХ ТИТАН-АЛЮМИНИЕВЫХ СОЕДИНЕНИЯХ НА ОСНОВЕ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Академик НАН Украины **В. И. МАХНЕНКО**, **А. С. МИЛЕНИН**, инж.  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

На основе результатов математического моделирования термомеханических процессов при лазерной сваркопайке титан-алюминиевых соединений выполнен анализ риска образования горячих трещин в алюминиевой части неразъемных соединений.

*Ключевые слова:* математическое моделирование, сваркопайка, титан, алюминий, термомеханическое моделирование, риск образования горячих трещин

Использование разнородных материалов для изготовления сварных узлов в современных конструкциях позволяет достичь уникального сочетания таких полезных свойств, как минимальная масса изделия при его высокой прочности, коррозионная стойкость, долговечность. Поэтому разнородные материалы находят все большее применение в аэрокосмической, судостроительной и автомобильной промышленности, а также в других отраслях, чему способствует развитие сварочных технологий и прежде всего лучевых способов сварки [1–4].

В частности, в конструкции пассажирских авиалайнеров серии А380 производства концерна «Airbus» к применению предложены разнородные титан-алюминиевые направляющие кресел («seat track») [5]. Эта сварная конструкция представляет собой двутавровую балку сложного профиля и состоит из титановой (сплав Ti6Al4V) и алюминиевой (сплав AA6056) частей, которые соединяются между собой продольными швами посредством лазерной сварки [6]. Химический состав сплава Ti6Al4V следующий: 5,3...6,8 Al; 3,5...5,3 V; 0,05 N; 0,1 C; 0,0125 H; 0,3 Fe; а сплава AA6056: 0,7...1,3 Si; 0,5 Fe; 0,5...1,1 Cu; 0,4...1,0 Mn; 0,6...1,2 Mg; 0,25 Cr; 0,1...0,7 Zn.

Сварка титана с алюминием — это комплекс сложных и взаимосвязанных физико-химических и термомеханических процессов, которые могут оказывать значительное влияние на эксплуатационные свойства сварного узла. В частности, вследствие невысокой взаимной растворимости титана и алюминия при перемешивании их жидких фаз практически невозможно избежать образования хрупких интерметаллидных соединений [7], что может сделать сварное соединение непригодным для эффективного использования.

Используя существенное различие в температурах плавления рассматриваемых титанового и алюминиевого сплавов, процесс их соединения может быть успешно выполнен по схеме сваркопайки без расплавления титана при наличии жидкой ванны алюминия [8]. Однако при кристаллизации расплавленной алюминиевой кромки свариваемого узла возможно образование горячих трещин (что свойственно некоторым алюминиевым сплавам, в частности, системы Al–Mg–Si), и это должно быть учтено при оптимизации сварочного цикла [9].

С целью анализа риска образования горячих трещин в алюминиевой части разнородного (титан-алюминиевого) соединения в зависимости от технологических параметров сварочного процесса на примере лазерной сваркопайки направляющих кресел пассажирских авиалайнеров серии А380 разработана и реализована математическая модель.

В работе [6] приведена схема процесса получения сварнопаяных стыковых соединений титана-алюминия, разработанного в Институте прикладных лучевых технологий (BIAS), Бремен, Германия. Свариваемое изделие находится в силовой оснастке, обеспечивающей равномерное прижатие к опорному столу и действие осевого усилия. Сварка осуществляется двумя лазерными источниками нагрева одновременно с двух сторон изделия. Для этого по поверхности алюминиевой полки движется каретка с установленными на ней камерами, обеспечивающими наличие аргона в области высоких температур нагрева, к ней подведены световоды и установлена система фокусировки лазерного пучка. Кроме того, каретка создает дополнительное прижатие свариваемого изделия в области действия источника нагрева.

Геометрические параметры разнородной направляющей кресел следующие:



длина балки, мм	1000
толщина алюминиевой части стенки балки, мм	2,0
толщина титановой части стенки балки, мм	1,8
толщина алюминиевой полки балки, мм	3,2
высота алюминиевой части стенки балки, мм	8
высота титановой части стенки балки, мм	42,6

Некоторые технологические параметры сварочного процесса представлены ниже:

скорость перемещения источника вдоль соединения направляющей кресел, мм/с	4,33
мощность каждого из источников, кВт	1,75
диаметр сварочного пятна, мм	5
прижимающая сила на «каретке», Н	754
прижимающее распределенное усилие, Н/мм	4,41
осевая сила, Н	376
эффективность теплового воздействия лазера:	
на поверхность алюминия	0,17
на поверхность титана	0,30

Поскольку свариваемая направляющая кресел имеет протяженную форму, то целесообразно рассмотрение данного процесса в рамках двумерной математической модели.

Формирование шва (расплавление алюминиевой кромки, растекание жидкого алюминия по твердому титану, образование поверхностного физического контакта) непродолжительно по времени и несущественно влияет на его термомодифицированное состояние при остывании, поэтому для упрощения расчета в разработанной модели геометрию шва определяли экспериментально и она считалась изначально заданной.

Схема сварнопаяного соединения и его макрошлиф представлены на рис. 1.

Предварительные исследования по выбору оптимальных режимов сварочного процесса показали, что удовлетворительный сварнопаяный контакт (хорошее растекание жидкого алюминия, стабильная по длине изделия форма шва, отсутствие подплавления титановой кромки) имеет место при варьировании мощности каждого из лазерных ис-

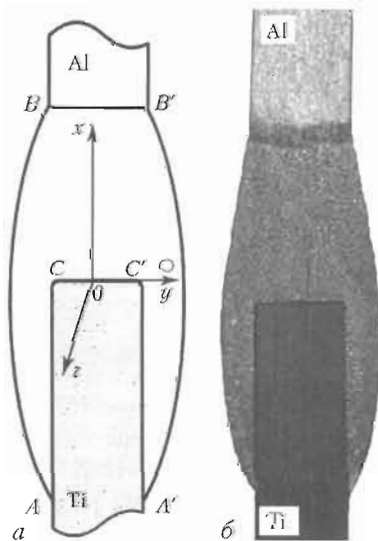


Рис. 1. Схема (а) и макрошлиф (б) сварнопаяного разнородного соединения; кружком показана область исследования степени риска горячего растрескивания

точников в диапазоне 1,5...2,0 кВт и скорости перемещения источника 2,33...5,66 мм/с. При этом регистрировались геометрические параметры шва (ширина и высота валика, длина линии смачивания), которые затем применялись в математической модели для корректного описания кинетики температурного и термомодифицированного состояния. На рис. 2 показана зависимость ширины сварного шва от подводимой к источникам сварочного нагрева энергии, полученная по результатам обработки соответствующих экспериментальных данных.

Первым этапом исследования было моделирование кинетики температурного поля в свариваемом образце. С этой целью численно решалось двумерное уравнение теплопроводности:

$$C(x, y, T) \frac{\partial T(x, y, t)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( \lambda(x, y, T) \frac{\partial T(x, y, t)}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( \lambda(x, y, T) \frac{\partial T(x, y, t)}{\partial y} \right), \quad (1)$$

где  $C(x, y, T)$  — объемная теплоемкость материала, Дж/(мм<sup>3</sup>·°C);  $T(x, y, t)$  — температура в момент времени  $t$  в точке  $(x, y)$  прямоугольной системы координат, °C;  $\lambda(x, y, T)$  — теплопроводность металла с температурой  $T$  в точке  $(x, y)$ , Дж/(мм·с·°C).

Начальные и граничные условия задачи теплопроводности (1) принимались следующими:

$$-\lambda(x, y, T) \frac{\partial T(x, y, t)}{\partial n} \Big|_{x, y \in J} = \alpha_r (T(x, y, t) - T_c), \quad (2)$$

$$T(x, y, 0) = \begin{cases} T_L^{Al}, & \text{если } (x, y) \in F, \\ T_c, & \text{если } (x, y) \notin F, \end{cases} \quad (3)$$

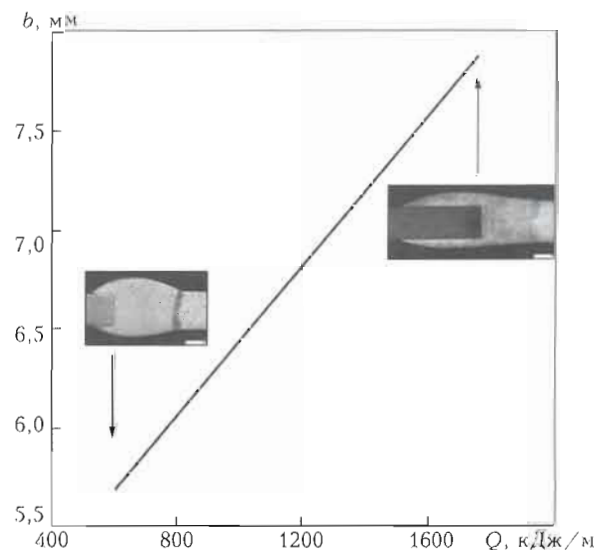


Рис. 2. Зависимость ширины  $b$  шва от погонной энергии  $Q$ , подводимой к лазерному источнику нагрева (макрошлифы сварнопаяных соединений получены при соответствующих значениях  $q$ )



Таблица 1. Теплофизические и механические свойства титанового сплава Ti6Al4V, используемые в математической модели [10]

T, °C	$\lambda, \text{ Дж}/(\text{см}^3 \cdot \text{°C})$	$C_p, \text{ Дж}/(\text{см}^3 \cdot \text{°C})$	$\sigma_b, \text{ МПа}$	E, ГПа	$\alpha \cdot 10^{-5}, \text{ °C}^{-1}$
20	0,059	2,48	1060	119	0,71
100	0,072	2,50	870	115	0,80
200	0,086	2,57	720	110	0,89
300	0,100	2,70	630	104	0,92
400	0,114	2,83	570	97	0,94
500	0,128	3,01	460	91	0,96
600	0,142	3,23	350	85	0,97
700	0,156	3,54	230	80	0,98

Примечание. Здесь и в табл. 2 используются следующие обозначения:  $\sigma_b$  — предел текучести; E — модуль Юнга;  $\alpha$  — коэффициент линейного расширения; остальные см. в тексте.

где  $n$  — нормаль к поверхности;  $\alpha_T \cong 2 \cdot 10^{-5} \text{ Вт}/(\text{мм}^2 \cdot \text{°C})$  — коэффициент теплоотдачи при контакте металла изделия с окружающей атмосферой;  $T_L^{Al} = 640 \text{ °C}$  — температура плавления используемого алюминиевого сплава;  $T_c$  — температура окружающей среды, °C; F — область шва, ограниченная кривой  $ABB'A'C'C$  (см. рис. 1); J — граница контакта металла сварного соединения с окружающей атмосферой.

Температурные зависимости свойств рассматриваемых сплавов, которые применяются в математической модели, приведены в табл. 1, 2.

Полученная таким образом кинетика двумерного температурного поля позволила произвести расчет изменения термомодеформированного состояния образца (на всем технологическом пути).

В основу математической модели развития напряженно-деформированного состояния положен принцип представления приращений компонент тензора деформаций  $\epsilon_{ij}$  в виде суммы приращений упругих  $\epsilon_{ij}^e$  и пластических  $\epsilon_{ij}^p$  деформаций:

$$d\epsilon_{ij} = d\epsilon_{ij}^e + d\epsilon_{ij}^p. \quad (4)$$

Исходя из (4) на основе закона Гука и закона пластического течения, связь между деформациями и напряжениями может быть выражена следующим образом [11, 12]:

$$\begin{cases} d\epsilon_{xx} = d\left(\frac{\sigma_{xx} - \sigma}{2G} + K\sigma + \varphi\right) + (\sigma_{xx} - \sigma)d\Lambda, \\ d\epsilon_{yy} = d\left(\frac{\sigma_{yy} - \sigma}{2G} + K\sigma + \varphi\right) + (\sigma_{yy} - \sigma)d\Lambda, \\ d\epsilon_{xy} = d\left(\frac{\sigma_{xy}}{2G}\right) + \sigma_{xy}d\Lambda, \end{cases} \quad (5)$$

Таблица 2. Теплофизические и механические свойства алюминиевого сплава АА6056, используемые в математической модели [13]

T, °C	$\lambda, \text{ Дж}/(\text{см}^3 \cdot \text{°C})$	$C_p, \text{ Дж}/(\text{см}^3 \cdot \text{°C})$	$\sigma_b, \text{ МПа}$	E, ГПа	$\alpha \cdot 10^{-4}, \text{ °C}^{-1}$
20	1,1	2,50	220	98	0,23
100	1,2	2,60	213	95	0,23
200	1,4	2,70	200	90	0,24
300	1,5	2,80	188	80	0,25
400	1,6	2,90	140	70	0,26
500	1,8	2,95	100	60	0,27
600	2,0	3,00	20	50	0,28
700	5,0	3,00	20	40	0,28

где  $\sigma_{xx}$ ,  $\sigma_{yy}$  и  $\sigma_{xy}$  — компоненты тензора напряжений;  $\sigma = 1/3(\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz})$ ; G — модуль сдвига; K — коэффициент объемного сжатия;  $\varphi$  — функция относительного удлинения;  $\Lambda$  — скалярная функция, значения которой зависят от напряженно-деформированного состояния в каждой точке изделия.

Компонента  $d\epsilon_{zz}$  определялась с позиций балочной теории как линейная функция  $x$  и  $y$  с учетом кривизны оси свариваемой балки и моментов приложенных внешних сил.

Численное исследование кинетики термомодеформированного состояния свариваемого изделия проводили методом конечных элементов.

Горячие трещины возникают в температурном интервале хрупкости (ТХХ) и вызваны термомодеформационными процессами, происходящими в области металла шва и зоны термического влияния.

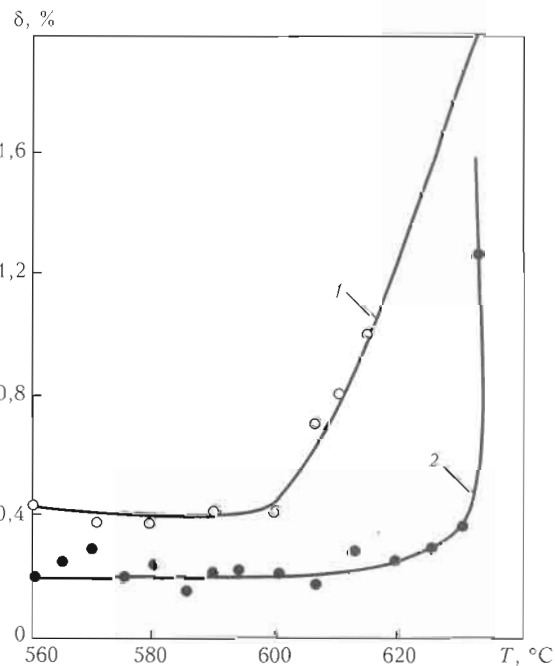


Рис. 3. Изменение деформаций  $\delta$  при разрушении в ТХХ алюминиевого сплава системы Al-Mg-Si равностойкой (1) и столбчатой (2) структуры кристаллизации [10]

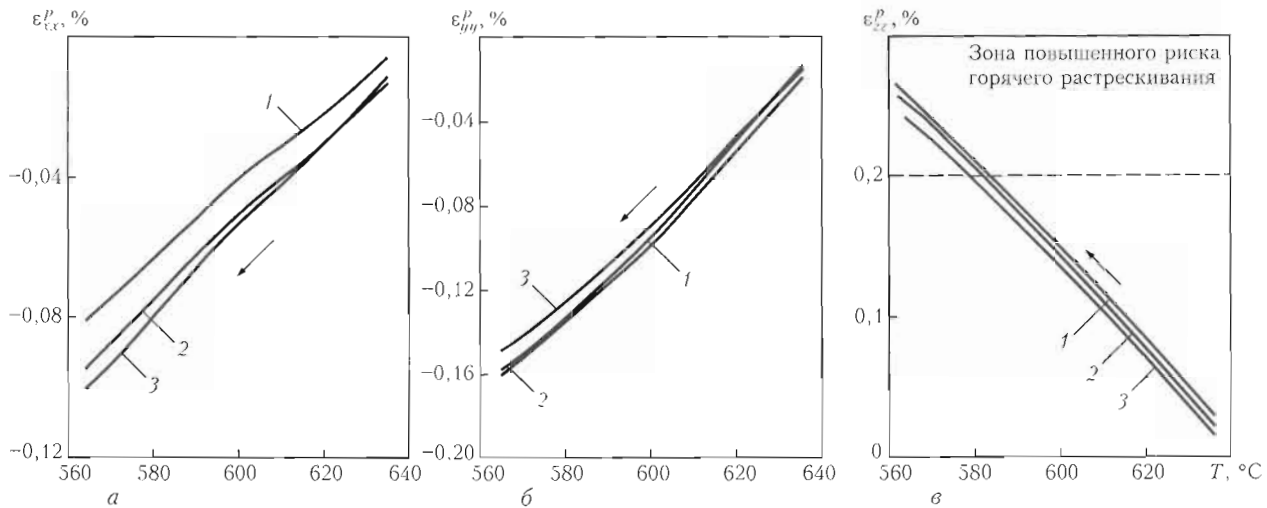


Рис. 4. Кинетика накопления пластических деформаций  $\epsilon'_{xx}$  (а),  $\epsilon'_{yy}$  (б),  $\epsilon'_{zz}$  (в) в ТИХ при скорости движения источника  $v = 4,33$  мм/с и различных значениях мощности  $q$  каждого лазерного источника нагрева: 1 —  $q = 2,0$ ; 2 — 1,75; 3 — 1,5 кВт

яния. В рассматриваемом случае критерием образования подобного рода дефектов может служить одновременное выполнение следующих условий:

пластические деформации, накопленные при остывании алюминиевой части образца в ТИХ, превышают некоторые характерные критические значения, при которых риск горячего растрескивания достаточно высок;

нормальные компоненты тензора напряжений в исследуемой области положительные;

геометрическая область выполнения первых двух условий достаточно велика для развития макродефекта (соответствующий линейный размер области должен превышать 1 мм).

На рис. 3 показана зависимость деформаций от температуры, при которой происходило разрушение алюминиевого сплава, что позволяет определить их критические значения в ТИХ. Для консервативной оценки таковым принято значение 0,2 % во всем ТИХ 560...640 °С.

Как показали результаты численного исследования термдеформационных процессов, риск образования горячих трещин наиболее высок в областях, близких к разнородному контакту титана и алюминия. Поэтому для анализа влияния технологических параметров на риск горячего растрескивания выбрана характерная область  $T$ , расположенная около титановой кромки (см. рис. 1, а). В этой области исследовалось нарастание пластических деформаций при остывании в ТИХ свариваемого изделия при различных значениях мощности лазерного источника сварочного нагрева и скорости перемещения фокального пятна вдоль сварного стыка.

Из рис. 4, 5 видно, что пластические деформации  $\epsilon'_{zz}$ , накопленные в ТИХ, превышают допустимое критическое значение. Поскольку нормальные напряжения  $\sigma_{zz}$  в рассматриваемой области положительные, то можно заключить, что существует определенный риск образования по-

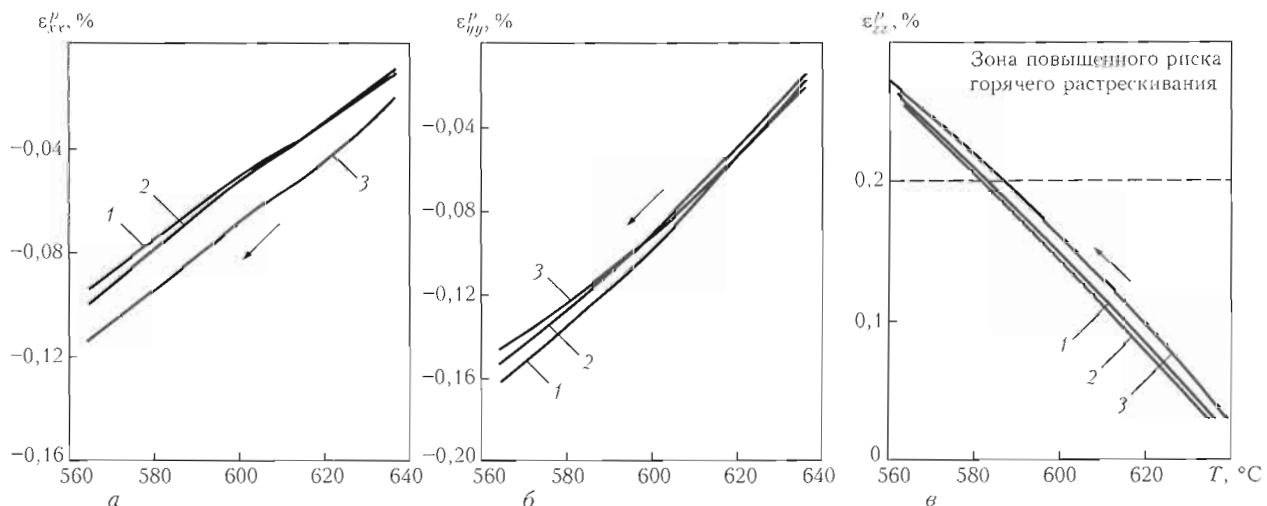


Рис. 5. Кинетика накопления пластических деформаций  $\epsilon'_{xx}$  (а),  $\epsilon'_{yy}$  (б),  $\epsilon'_{zz}$  (в) в ТИХ при мощности каждого лазерного источника нагрева  $q = 1,75$  кВт и различных значениях скорости его движения: 1 —  $v = 4,33$ ; 2 — 5,00; 3 — 2,33 мм/с

перечных горячих трещин. Появление продольных горячих трещин маловероятно.

Влияние технологических параметров сварки в допустимом диапазоне варьирования на накопление пластических деформаций в ТИХ невелико, что объясняется достаточно узким ТИХ и высокой скоростью охлаждения алюминия вследствие его высокой теплопроводности.

Ввиду выполнения двух условий критерия горячего растрескивания важной характеристикой является размер области значительных пластических деформаций в ТИХ при различных технологических параметрах процесса. Как показал расчет в рамках математической модели, характерный линейный размер области риска не превышает 0,4...0,6 мм и незначительно меняется при изменении режима сварки. Из этого следует, что при выбранном диапазоне допустимых значений скорости источников сварочного нагрева и их мощности, а также с учетом соответствующих этим технологическим параметрам геометрических размеров свариваемой конструкции (указаны выше), формирование горячих трещин в алюминиевой части изделия маловероятно, что подтверждено результатами исследований. Однако даже относительно небольшое изменение геометрии шва (например, увеличение длины линии смачивания или высоты сварного шва) может повлечь за собой значительный рост пластических деформаций, накопленных в ТИХ, и привести к появлению горячих трещин в области разнородного контакта.

*Авторы признательны доктору Томасу Преториусу и его коллегам из BIAS за сотрудничество при выполнении экспериментальных работ.*

Analysis of the risk of hot cracking in the aluminium part of permanent joints was conducted on the basis of the results of mathematical simulation of thermodeformational processes in laser braze-welding of titanium-aluminium joints.

Поступила в редакцию 03.05.2007

1. *Characterization and properties of dissimilar metal combinations of Fe/Al and Ti/Al-sheet materials* / P. Wagner, I. Zerner, M. Kreimeyer et al. // Proc. ICALEO, Orlando, Florida, USA. Sept., 2001. — Orlando, 2001. — P. 365–374.
2. *Darwish S. M. Analysis of weld-bonded dissimilar materials* // Intern. J. of Adhesion & Adhesives. — 2004. — № 24. — P. 347–354.
3. *Mishra R. S., Ma Z. Y. Friction stir welding and processing* // Mater. Sci. and Eng. — 2005. — № 50. — P. 1–78.
4. *Sepold G., Grupp M. Laser materials processing — Quo Vadis?* // Laser Assisted Net Shape Eng. — 2001. — № 3. — P. 133–144.
5. *Kreimer M., Vollertsen F. Processing titanium-aluminum hybrid joints for aircraft applications* // Proc. of the Third Intern. WLT-conf. on lasers in manufacturing, Munich, June, 2005. — Munich, 2005. — P. 238–243.
6. *Махненко В. И., Миленин А. С., Семенов А. П. Математическое моделирование термомодеформационных процессов при сваркопайке стыковых соединений типа титан-алюминий* // Автомат. сварка. — 2007. — № 11. — С. 5–9.
7. *Рябов В. П. Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами.* — Киев: Наук. думка, 1983. — 264 с.
8. *Сабокарь В. К., Замков В. Н., Куреев Л. С. Особенности аргодуговой и диффузионной сварки титана с алюминием* // Автомат. сварка. — 1998. — № 1. — С. 14–17.
9. *Hot cracking in Al-Mg-Si alloy laser welding — operating parameters and their effects* / E. Cicala, G. Duffet, H. Andrzejewski et al. // Mat. Sci. and Eng. — 2005. — A 395. — P. 1–9.
10. *Прохоров Н. Н. Физические процессы в металлах при сварке: В 2 т.* — М.: Металлургия, 1976. — Т. 2. — 600 с.
11. *Numerical methods of the predictions of welding stresses and distortions* / V. I. Makhnenko, E. A. Velikoivanenko, V. E. Pochinok et al. — Amsterdam: Harwood Acad. Publ., 1999. — 146 p. — (Welding and Surfacing Rev.; Vol. 13, pt 1).
12. *Makhnenko V. I., Pochinok V. E. Strength calculation of welded joints with crack-like imperfections.* — Kiev: E. O. Paton Electric Welding Institute, NASU, 2006. — 266 p.
13. *Boyer R., Welsch G., Collings E. W. Materials properties handbook. Titanium alloys.* — Miami: ASM International, 1994. — 1169 p.
14. *Wischhusen B.-M., Kreimeyer M. Second progress report of laser joining development for aluminium-titanium seat tracks at BIAS.* — Bremen: BIAS-Verl., 2006. — 44 p.