УДК 004.94; 621.762; 621.7.044

Сапрыкина Наталья Анатольевна, доцент, к.т.н. (ЮТИ ТПУ, г. Юрга)
Ибрагимов Егор Артурович, доцент, к.т.н. (ЮТИ ТПУ, г. Юрга)
Юркевич Александр Владимирович, студент (ЮТИ ТПУ, г. Юрга)
Saprykina Natalya Anatolyevna, Associate Professor, Candidate of Technical Sciences. (UTI TPU, Yurga)
Ibragimov Egor Arturovich, Associate Professor, Candidate of Technical Sciences. (UTI TPU, Yurga)
Yurkevich Alexander Vladimirovich, Student (UTI TPU, Yurga)

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ СЕЛЕКТИВНОМ ЛАЗЕРНОМ ПЛАВЛЕНИИ КОМПОЗИТА AL-SI8-MG1-TIC1

NUMERICAL SIMULATION OF THERMOPHYSICAL PROCESSES DURING SELECTIVE LASER MELTING OF THE AL-SI8-MG1-TIC1 COMPOSITE

Аннотация. Разработана теплофизическая 3D FEM-модель селективного лазерного сплавления композита Al-Si8-Mg1-TiC1. Учтены объемное поглощение излучения, фазовые переходы и кинетика сплавления слоя. Определены температурные поля и геометрия ванны расплава.

Annotation. A thermophysical 3D FEM model of selective laser melting of the Al-Si8-Mg1-TiC1 composite has been developed. Volume radiation absorption, phase transitions, and layer melting kinetics have been taken into account. Temperature fields and the geometry of the melt pool have been determined.

Для численного исследования процесса селективного лазерного сплавления (SLM) композита на основе алюминия была разработана трехмерная нестационарная многофизическая модель. Основным физическим интерфейсом модели выступил модуль «Теплопередача в твердых телах», предназначенный для расчета пространственно-временного распределения температурного поля в объеме подложки и наносимого слоя порошка. Данный подход позволяет распределить скрытую теплоту плавления в заданном температурном интервале между солидусом и ликвидусом с помощью сглаживающей функции, что обеспечивает численную стабильность и сходимость нелинейного решателя. На границах расчетной области были заданы соответствующие граничные условия: на нижней поверхности подложки – условие фиксированной температуры, имитирующее подогрев платформы

построения, а на верхней свободной поверхности – тепловой поток, учитывающий конвективный теплообмен с защитной газовой средой и радиационное охлаждение по закону Стефана-Больцмана [1,2]. В таблице 1 приведен состав порошковой смеси.

Таблица 1 – Состав порошковой смеси

Состав смеси, %	Навеска, г			
	Al	Si	Mg	TiC
Al-Si8-Mg1-TiC1	90	8	1	1

Данному соотношению компонентов соответствуют массовые доли: алюминиевая матрица $w_{\mathrm{Al}} = 90\%$, кремний $w_{\mathrm{Si}} = 8\%$, магний $w_{\mathrm{Mg}} = 1\%$ и карбид титана $w_{\mathrm{TiC}} = 1\%$.

Теоретическая плотность сплошного беспористого монолита определяется правилом смесей [3]:

$$\rho_{\text{монолита}} = \left(\sum_i \frac{w_i}{\rho_{i,\mathrm{ref}}}\right)^{-1} = \left(\frac{w_{\mathrm{Al}}}{\rho_{\mathrm{Al}}} + \frac{w_{\mathrm{Si}}}{\rho_{\mathrm{Si}}} + \frac{w_{\mathrm{Mg}}}{\rho_{\mathrm{Mg}}} + \frac{w_{\mathrm{TiC}}}{\rho_{\mathrm{TiC}}}\right)^{-1}.$$

Подстановка справочных физических плотностей чистых компонентов в формулу ($\rho_{\mathrm{Al}} = 2700$ кг/м^3, $\rho_{\mathrm{Si}} = 2330$ кг/м^3, $\rho_{\mathrm{Mg}} = 1740$ кг/м^3, $\rho_{\mathrm{TiC}} = 4930$ кг/м^3) даёт теоретическую плотность сформированного сплошного композита $\rho_{\text{монолита}} \approx 2683{,}1$ кг/м^3.

Поскольку исходный порошковый слой наносится ракелем, начальная пористость порошка составляет $\phi_0 = 0{,}40$. Соответственно, исходная эффективная плотность порошкового домена равна $\rho_{\mathrm{powder}} = \rho_{\text{монолита}}(1 - \phi_0) = 1598.1$ кг/м^3.

Геометрия расчетной области и конечно-элементная сетка.

Расчетная трехмерная область включает два геометрических домена:

1. Сплошную подложку из сплава Al-Si-Mg-TiC габаритами $L_x \times L_y \times H_{\mathrm{sub}} = 1.5$ мм $\times$ 0.6 мм $\times$ 0.4 мм;

2. Насыпной порошковый слой Al-Si-Mg-TiC толщиной $H_{\mathrm{powder}} = 25$ мкм (0.025 мм).

Согласно аналитической модели Гусарова – Ковалева [4], эффективная теплопроводность монодисперсной или квазимонодисперсной порошковой засыпки сферических частиц выражается формулой:

$$k_p = k_s \cdot \frac{n \cdot x_c}{\pi} \cdot \left(\frac{1-\varepsilon}{1-\varepsilon_0}\right) + k_g.$$

где: $k_s = 160.0$ Вт/(м $\cdot$ К) – теплопроводность монолитного сплава частиц;

ε – пористость насыпного слоя = 0,4;

ε_0 – плотность плотной случайной упаковки сфер ≈ 0.36;

n – среднее координационное число (число контактов одной частицы с соседями), для случайной насыпной упаковки $n \approx 6.0–7.0$;

x_c– безразмерный радиус контактной шейки, для свободной засыпки под действием сил тяжести и межмолекулярных сил Ван-дер-Ваальса $x_c \approx 0.015–0.025$;

k_g – эффективная теплопроводность межчастичной газовой среды (для чистого аргона при атмосферном давлении $k_{Ar} \approx 0.018$ Вт/(м · К)).

При подстановке характерных параметров порошка:

$$k_p = 160.0 \cdot 0.025 + 0{,}018 = 4.018 \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)}$$

В жидких металлах доминирующим механизмом теплопереноса остается электронный перенос тепла. Согласно закону Видемана – Франца, коэффициент теплопроводности пропорционален электропроводности расплава. При этом вводится безразмерный коэффициент интенсификации теплообмена конвекцией Марангони [5]:

$$k_l = L \cdot \sigma_l \cdot T = \frac{L \cdot T}{\rho_l};$$

где: $L = 2.443 \cdot 10^{-8}$ Вт $\cdot\, \Omega/\text{К}^2$ – стандартное теоретическое число Лоренца;

$T_{liq} = 888$ К – температура ликвидуса сплава;

$\rho_l = 3.20 \cdot 10^{-7}\ \Omega \cdot$ м –удельное электрическое сопротивление жидкого расплава Al-Si при температуре ликвидуса;

$\chi = 2$ – безразмерный коэффициент интенсификации теплообмена конвекцией Марангони.

$$k_{mol} = \frac{L \cdot T}{\rho_l} = \frac{2.443 \cdot 10^{-8} \cdot 888}{3.20 \cdot 10^{-7}} = 67.8 \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)};$$

$$k_l = k_{eff} = \chi \cdot k_{mol} = 2 \times 67.8 = 135.6 \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)}.$$

Расчет теплоемкости твердой фазы.

Для многокомпонентных смесей, твердых растворов и гетерогенных композитов изобарная удельная теплоемкость подчиняется правилам смесей:

$$C_{p,\text{base}} = \sum w_i \cdot C_{p,i};$$

где w_i – массовая доля i-го компонента,

$C_{p,i}$ – удельная теплоемкость i-го компонента при стандартной температуре $T = 293.15$ К (20 °C).

Термодинамические свойства индивидуальных веществ составляют:

$$C_{p,\text{Al}} = 902.5 \text{ Дж/(кг} \cdot \text{К)}; \; C_{p,\text{Si}} = 704.3 \text{ Дж/(кг} \cdot \text{К)};$$

$$C_{p,\text{Mg}} = 1023.2 \text{ Дж/(кг} \cdot \text{К)}; \; C_{p,\text{TiC}} = 564.5 \text{ Дж/(кг} \cdot \text{К)}.$$

Подставляем массовые доли и удельные теплоемкости:

$$C_{p,\text{base}}^{\text{solid}} = w_{\text{Al}} C_{p,\text{Al}} + w_{\text{Si}} C_{p,\text{Si}} + w_{\text{Mg}} C_{p,\text{Mg}} + w_{\text{TiC}} C_{p,\text{TiC}}$$

$$C_{p,\text{base}}^{\text{solid}} = 0.90 \times 902.5 + 0.08 \times 704.3 + 0.01 \times 1023.2 + 0.01 \times 564.5 = 884.47 \approx 885.0 \text{ Дж/(кг} \cdot \text{К)}.$$

Расчетная область дискретизирована неоднородной сеткой. В зоне термического влияния порошкового слоя размер гексаэдральных элементов составляет $h_{\min} = 4 \ldots 8$ мкм. В верхней зоне подложки (100мкм от границы порошкового слоя) сетка сгущена до 10…12 мкм, а в глубоких слоях подложки плавно укрупняется до 40…50 мкм. Общее число степеней свободы (DOFs) составляет ~350 000 при линейной дискретизации Лагранжа[6].

На Рисунке 1 показана созданная расчетная сетка в аксонометрической проекции с заметным адаптивным измельчением элементов.

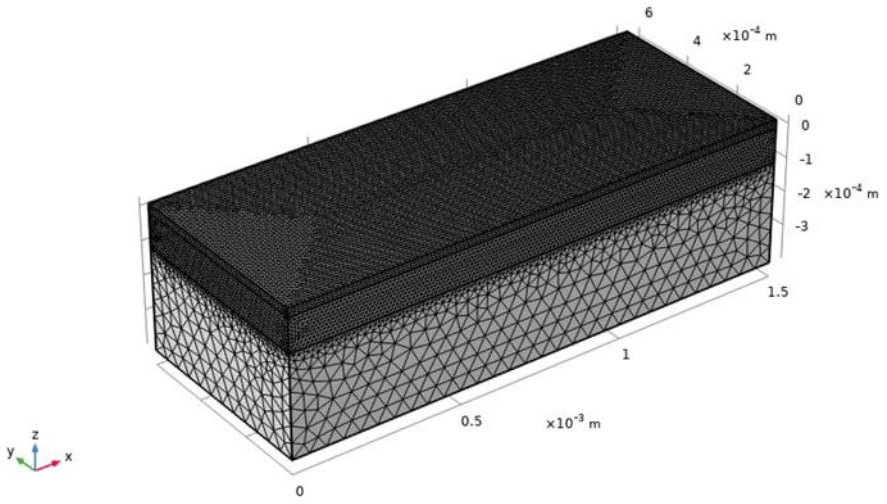

Рисунок 1 – Конечно-элементная сетка расчетной области LPBF с адаптивным сгущением элементов в зоне порошкового слоя

Таблица 2 – Технологические параметры процесса LPBF

Технологический параметр	Обозначение	Единица измерения	Значение
Номинальная мощность лазера	P_{laser}	Вт	90
Скорость сканирования	v_{scan}	м/с	0.225
Радиус лазерного пучка (по $1/e^2$)	r_{beam}	мкм	70
Толщина порошкового слоя	H_{powder}	мкм	25
Шаг штриховки (междорожечное расстояние)	h_{hatch}	мкм	80
Температура предварительного подогрева	T_{init}	K	473.15

Температура защитной среды (Ar)	T_{amb}	K	293.15
Коэффициент конвективной теплоотдачи	h	Вт/(м²·К)	15
Коэффициент излучения поверхности	ϵ_r	1	0.20

Распространение тепловой энергии в расчетной области подчиняется нестационарному трехмерному дифференциальному уравнению теплопроводности:

$$\rho C_{p,\text{eff}}(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot (k_{\text{eff}}\nabla T) + Q_{\text{laser}};$$

где ρ – плотность материала соответствующего домена,

$C_{p,\text{eff}}(T)$ – кажущаяся (эквивалентная) теплоемкость, учитывающая скрытую теплоту фазового перехода,

k_{eff} – эффективный коэффициент теплопроводности,

Q_{laser} – объемная мощность внутренних тепловых источников.

Фазовый переход $L_f = 433$ кДж/кг моделируется методом кажущейся теплоемкости [7].

$$C_{p,\text{eff}}(T) = C_{p,\text{base}} + L_f \frac{df_l}{dT}.$$

Для дисперсного порошкового слоя поверхностная модель неприменима из-за проникновения фотонов вглубь пор и переотражений, поэтому принята объемная модель поглощения по закону Бугера – Ламберта – Бера [8]:

$$Q_{\text{laser}}(x,y,z,t) = q_{\text{beam}}(x,y,t) \cdot \frac{\exp\left(-\frac{H_{\text{powder}}-z}{\delta_{\text{abs}}}\right)}{\delta_{\text{abs}}\left[1-\exp\left(-\frac{H_{\text{powder}}}{\delta_{\text{abs}}}\right)\right]}.$$

где плотность теплового потока на поверхности $q_{\text{beam}}(x,y,t)$ определяется как поверхностный гауссов источник тепла:

$$q_{\text{beam}}(x,y,t) = \text{gate}(t) \cdot \frac{2\eta_{\text{abs}}P_{\text{laser}}}{\pi r_{\text{beam}}^2}\exp\left(-2\frac{\left(x-x_L(t)\right)^2+(y-y_L)^2}{r_{\text{beam}}^2}\right).$$

где $x_L(t) = x_{\text{start}} + v_{\text{scan}}t$,

$y_L = L_y/2$,

$P_{\text{laser}} = 90$ Вт,

$v_{\text{scan}} = 0.225$ м/с,

$r_{\text{beam}} = 70$ мкм,

$\eta_{\text{abs}} = 0{,}4$ (коэффициент поглощения),

$\delta_{\text{abs}} = 25$ мкм (оптическая глубина проникновения излучения).

Для математического описания необратимости процессов спекания и сплавления в порошковый домен введено дополнительное дифференциальное уравнение кинетики консолидации:

$$\tau_{\text{cons}} \frac{\partial a_{\text{cons}}}{\partial t} = (1 - a_{\text{cons}}) \cdot f_l(T), \qquad a_{\text{cons}}(t = 0) = 0.$$

Эффективная теплопроводность порошкового слоя строится на базе текущего фазового состава и предыстории консолидации:

$$k_{\text{layer,eff}} = (1 - f_l)\left[\left(1 - a_{\text{clip}}\right)k_{\text{powder}} + a_{\text{clip}} k_{\text{layer,solid}}\right] + f_l k_{\text{layer,liquid}} \cdot$$

где $a_{\text{clip}} = \min\left(1, \max(0, a_{\text{cons}})\right)$.

До лазерного воздействия теплопроводность слоя равна $k_{\text{powder}} = 4$ Вт/(м · К). В жидкой ванне расплава она переключается на $k_{\text{layer,liquid}} = 135{,}6$ Вт/(м · К), а после кристаллизации $k_{\text{layer,solid}} = 160$ Вт/(м · К).

На Рисунке 2 показано распределение температурного поля на поверхности порошкового слоя при перемещении лазерного источника.

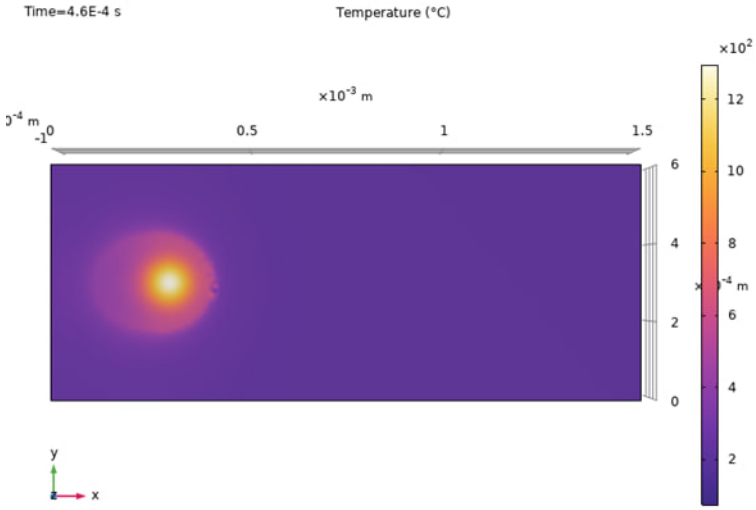

Рисунок 2 – Распределение температурного поля на поверхности порошкового слоя (движение лазера слева направо)

Распределение параметра консолидации a_{cons} при $t = 20$ мс на рисунке 6 подтверждает формирование монолитного сплошного трека ($a = 1.0$) с изменением теплопроводности до 160 Вт/(м · К).

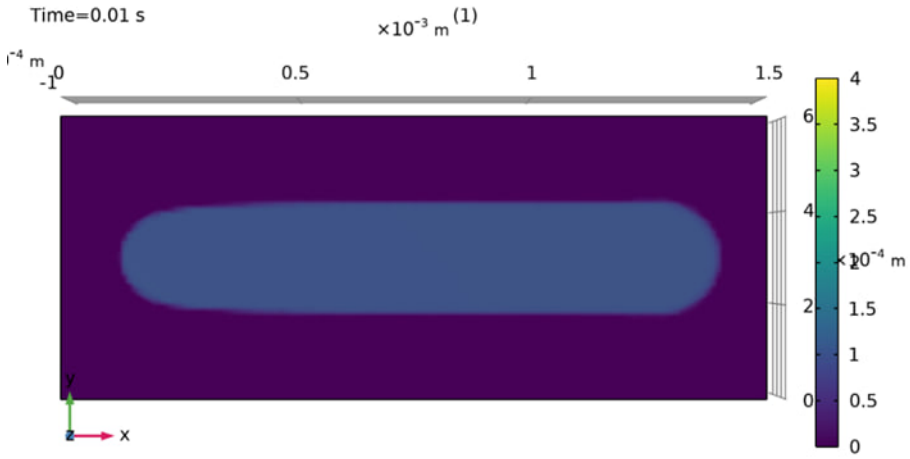

Рисунок 3 – Распределение сформированного трека консолидации на поверхности слоя после остывания

Разработанная трехмерная нестационарная теплофизическая модель процесса LPBF композита Al–Si–Mg–TiC, учитывающая объемное поглощение излучения по закону Бугера–Ламберта–Бера, кинетику сплавления и конвекцию Марангони, позволила обосновать оптимальный технологический комплекс (P = 90 Вт, v = 225 мм/с, шаг сканирования 80 мкм, толщина порошкового слоя 25 мкм, предварительный нагрев 200 °C), обеспечивающий формирование стабильной ванны расплава шириной 192 мкм и полной глубиной 59,5 мкм с проплавлением подложки на 34,5 мкм и перекрытием треков 83 мкм при рациональном объемном энерговкладе, что исключает кипение металла.

Список литературы

1. Liu S., Zhu H., Peng G., Yin J., Zeng X. Прогнозирование микроструктуры при селективном лазерном плавлении сплава AlSi10Mg методом конечных элементов. [Электронный ресурс] Материалы и дизайн. 2018. Т. 142. С. 319–328. DOI 10.1016/j.matdes.2018.01.022 URL: https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0264127518300297.

2. Li Y., Gu D. Параметрический анализ теплового поведения при селективном лазерном плавлении порошка алюминиевого сплава. [Электронный ресурс] Материалы и дизайн. 2014. Т. 63. С. 856–867. DOI 10.1016/j.matdes.2014.07.006. URL: https://www.researchgate.net/publication/270699314_Parametric_analysis_of_thermal_behavior_during_selective_laser_melting_additive_manufacturing_of_aluminum_alloy_powder.

3. DebRoy T., Wei H. L., Zuback J. S., Mukherjee T., Elmer J. W., Milewski J. O., Beese A. M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Аддитивное производство металлических компонентов – процесс, структура и свойства. [Электронный ресурс] Прогресс в материаловедении. 2018. Т. 92. DOI

10.1016/j.pmatsci.2017.11.017. URL: https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0079642517301172?via=ihub.

4. Gusarov A. V., Kovalev E. P. Модель теплопроводности в слоях порошка. [Электронный ресурс] Физическое обозрение B. 2009. Т. 80, № 2. С. 024202. DOI 10.1103/PhysRevB.80.024202. URL: https://www.researchgate.net/publication/235569302_Model_of_thermal_conductivity_in_powder_beds.

5. Liu B., Li B.-Q., Li Z., Bai P., Wang Y., Kuai Z. Численное исследование теплопередачи при многолазерной обработке методом селективного лазерного плавления сплава AlSi10Mg. [Электронный ресурс] Результаты в физике. 2019. Т. 12. С. 454–459. DOI 10.1016/j.rinp.2018.11.075. URL: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2211379718327657.

6. Zou F., Yao S., Dong Y., Zheng X. Исследование метода многомасштабного численного моделирования процесса плавления при селективном лазерном плавлении. [Электронный ресурс] Металлы. 2024. Т. 14, № 7. С. 825. DOI 10.3390/met14070825. URL: https://www.mdpi.com/2075-4701-14-7/825.

7. Itamura M., Yamamoto N. Влияние содержания кремния на скрытую теплоту алюминиевых сплавов. [Электронный ресурс] Журнал Японского общества литейщиков. 1996. Т. 68, № 6. С. 493–498. URL: https://www.jstage.jst.go.jp/article/jfes/68/6/68_6_493/_article.

8. Gusarov A. V., Kruth J.-P. Моделирование переноса излучения в металлических порошках при лазерной обработке. [Электронный ресурс] Международный журнал тепло- и массопереноса. 2005. Т. 48, № 16. С. 3423–3434. DOI 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2005.01.044. URL: https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0017931005002012.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда 25-29-01431, https://rscf.ru/project/25-29-01431.