

文章编号:1005-0523(2020)06-0106-05

激光熔凝原位 Al-Fe-Si 复合涂层残余应力有限元模拟

李德英,赵龙志,张 坚,刘德佳

(华东交通大学载运工具先进材料与激光增材制造南昌市重点实验室,江西 南昌 330013)

摘要:利用 ANSYS 软件模拟了激光熔凝过程,建立了该复合涂层的有限元模型,系统研究了原位合成 Al-Fe-Si 含量对激光熔覆铝基复合涂层温度场和残余应力的影响。结果表明:随着 Al-Fe-Si 化合物含量增大,沿 Z 轴方向温度逐渐增大,且越靠近基板,温度升高的幅度逐渐减小;而涂层表面 X 方向应力和 Von Mises 应力先减小后增大,涂层表面 Y 方向应力逐渐减小,而界面处剪切应力值变化不明显,因而当激光熔覆原位合成 Al-Fe-Si 化合物含量为 0.4 左右时,铝基复合涂层残余应力值最小。

关键词:Al-Fe-Si 化合物;激光熔覆;温度场;残余应力

中图分类号:TG178

文献标志码:A

本文引用格式:李德英,赵龙志,张坚,等.激光熔凝原位 Al-Fe-Si 复合涂层残余应力有限元模拟[J].华东交通大学学报,2020,37(6):106-110.

Citation format:LI D Y,ZHAO L Z,ZHANG J,et al. Finite element simulation of in-situ Al-Fe-Si composite coatings by laser melting[J]. Journal of East China Jiaotong University,2020,37(6):106-110.

DOI:10.16749/j.cnki.jecjtu.20201111.001

6061 铝合金由于其具有比强度高、密度小,且具备良好的导热性、耐腐蚀性和焊接性能等,在电子通讯、交通运输以及航空航天等领域应用广泛^[1]。通常制备铝基原位合成复合材料的方法主要包括反应铸造法^[2-3]、反应机械合金法^[4]、反应喷射沉积法^[5]和激光熔覆技术^[6]等。反应铸造法虽然技术简单,成本低廉,但铸态组织易产生气孔等缺陷,且易引起增强相分布不均匀^[7-8];反应机械合金化法和反应喷射沉积法普遍存在空隙率过大,且易产生不必要的有害杂质而影响材料性能^[9]。相比之下,激光熔覆技术有其独特的优势。作为一种新型材料表面技术,激光熔覆技术可在不改变工件性能的前提下,按照工件的实际工况需求,通过合理配比熔覆层的成分达到提高工件表面性能的目的,从而延长工件的使用寿命。

激光熔覆是一个快速熔凝过程,熔覆层中的残余应力分布直接影响着工件的性能及质量。对激光熔凝过程的残余应力分布进行研究,可有效减少熔覆层中的裂纹和变形等缺陷,大大提高涂层的性能,因而采用数值模拟技术研究分析激光熔凝过程中残余应力分布规律受到国内外学者的青睐^[10-12]。课题组前期对 Al-Fe-Si/Al 基复合材料已进行了大量研究^[13-14],在前期研究的基础上将激光熔覆技术引入到 Al-Fe-Si/Al 基复合材料的制备上,通过精确控制合金成分和优化加工工艺,从而获得性能优异的铝基复合材料。采用有限元法系统研究原位合成 Al-Fe-Si 含量对激光熔覆铝基复合涂层温度场和残余应力的影响,对激光熔覆铝基复合材料的实际工艺研究具有重要指导意义。

1 建立模型

在激光熔覆快速熔凝过程中,周围空气和熔覆层与熔池之间均有热量交换,可用下列方程^[15]来表示该热传导过程

$$k_m \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + q_1 + q_2 = \rho C \frac{\partial T}{\partial t} \quad (1)$$

收稿日期:2020-09-01

基金项目:国家自然科学基金(51761012,51965022);国家自然科学基金青年项目(51805171);江西省科技厅项目(20192BAB206028,20202BABL204046);江西省教育厅项目(GJJ180347)

作者简介:李德英(1985—),女,实验师,硕士,研究方向为激光加工技术及宏微观数值模拟。E-mail:lideyingecjtu@163.com

式中: k_m 为粉末有效的导热系数; ρ 为粉末密度; C 为材料比热容; q_1 为激光功率密度; q_2 为粉末向空气中散失的热量。

为使熔覆模型简化,利用有限元软件 Ansys 建立如图 1 所示的有限元模型。涂层尺寸为 40 mm×20 mm×1 mm,其单元类型选用八节点六面体单元 Solid70,而基材则选用单元类型 Solid90,同时在网格划分时基材选用较粗的网格划分。为了能够在涂层表面同时施加加热流密度以及对流和辐射,在其表面建立热表面效应单元 Surf152 来施加热对流载荷,而对流和辐射则直接施加在涂层表面上。模拟单层单道激光熔覆同步送粉过程,该过程可采用“单元生死技术”来实现。同时在进行应力分析时,假定材料服从 Mises 屈服准则,将基板底面及其相邻的 2 个侧面进行约束处理,采用经典的双线性随动强化来模拟材料非线性的特性。

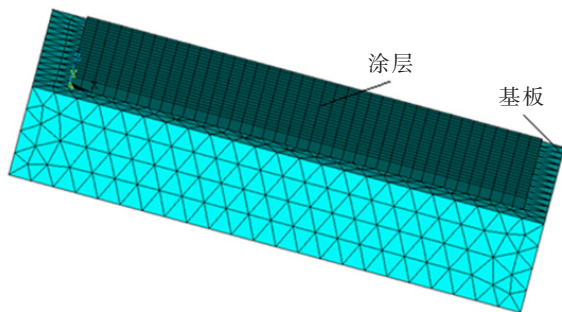


图 1 激光熔覆有限元模型

Fig.1 Finite element model in laser cladding

模拟单层单道激光熔覆同步送粉过程,该过程可采用“单元生死技术”来实现。同时在进行应力分析时,假定材料服从 Mises 屈服准则,将基板底面及其相邻的 2 个侧面进行约束处理,采用经典的双线性随动强化来模拟材料非线性的特性。

2 模拟结果与分析

模拟时的基体材料为 6061 铝合金,熔覆材料为铝粉、铁粉和硅粉按一定比例混合而成,其中 Fe:Si=1:1(原子比),且铝粉、铁粉和硅粉的混合比例是根据涂层中生成的 Al-Fe-Si 化合物的含量 k 值(k 分别取 0.1,0.2,0.3,0.4,0.5)来逆向确定的。模拟计算时采用的激光工艺参数分别为:激光功率为 1 000 W,扫描速度为 250 mm/min,送粉率为 15 g/min 以及离焦量为 5 mm 等。

2.1 温度场分析

在激光功率和扫描速度等工艺参数相同的条件下,熔覆层中 Al,Fe 和 Si 体积分数不一样,使得熔覆层中的热传导率等物性参数不同,因而复合涂层的温度分布也不相同。以激光功率为 1 000 W,扫描速度为 250 mm/min 为例,考察不同 k 值对激光熔覆原位合成 Al-Fe-Si 复合涂层温度的影响,其中 k 表示激光熔覆原位合成 Al-Fe-Si 化合物的含量(vol.%)。图 2 所示为不同 k 值下沿 Z 轴方向温度分布情况,由图可知,随着 k 值增大, Z 轴方向温度逐渐升高,且越靠近基板温度升高的幅度越小。这是因为材料温度场的分布受热传导率的影响,随着 k 值增大,Al 的体积分数逐渐减小,而 Fe 和 Si 的体积分数逐渐增大,此时涂层的热传导率逐渐减小,因而 Z 轴方向温度逐渐升高;而越靠近基板,受涂层热传导率的影响越小,因而温度升高的幅度越小。

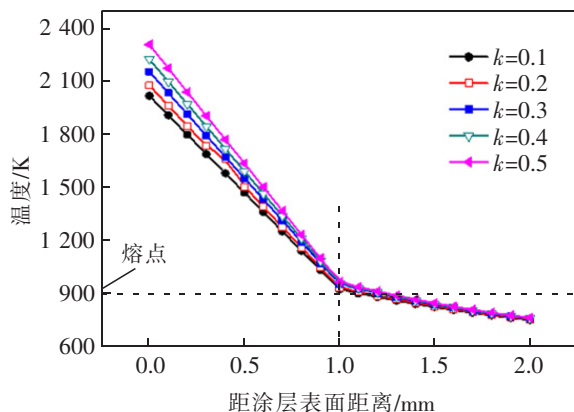


图 2 Al-Fe-Si 化合物含量(vol.%)对温度的影响

Fig.2 Influence of the Al-Fe-Si compound content on temperature

2.2 残余应力分析

不同的 Al-Fe-Si 化合物含量会导致复合涂层的热膨胀系数、弹性模量等物性参数有着不同的变化,从而引起涂层的残余应力有所改变。为分析不同 Al-Fe-Si 化合物含量对残余应力的影响,从而获得较为理想的 k 值范围,假定激光功率和扫描速度等工艺参数一定,从而得到残余应力与 Al-Fe-Si 化合物含量的关系,如图 3 所示。

考虑到不同 Al-Fe-Si 化合物含量作用下涂层两端的边缘效应引起的应力值起伏较为明显,因而分析残余应力时忽略涂层两端的边界。图 3 所示为 Al-Fe-Si 化合物含量(vol.%)对残余应力的影响,其中沿激光

扫描方向的涂层表面 X 方向和 Y 方向应力分别如图 3(a)和图 3(b)所示,且均表现为压应力,而沿激光扫描方向的界面处剪切应力如图 3(c)所示,表现为拉应力。从图中可以看出,随着 k 值增大,涂层表面 X 方向应力先减小后增大,当 $k=0.4$ 时,涂层应力值最小,如图 3(a)所示,这是因为随着 k 值增大,Al 的体积分数逐渐减小,而 Fe 和 Si 的体积分数逐渐增大,使得复合涂层的热传导率和热膨胀系数渐减小,弹性模量增大,而热传导率减小会使温差升高,残余应力因此增大,同时热膨胀系数减小和弹性模量增大又会促使残余应力降低,在这两者的综合作用下,残余应力最终呈现起伏变化。图 3(b)中,随着 k 值增大,涂层表面 Y 方向应力逐渐减小,这主要是因为 k 值增大使复合材料的热膨胀系数渐减小和弹性模量增大,从而降低涂层的残余应力。图 3(c)中,当 $k=0.1,0.2$ 和 0.3 时,界面处剪切应力值变化不明显,且 $k=0.4$ 和 0.5 时应力值差别也不大,且后者应力值较前者大。当 $k=0.1,0.2,0.3$ 时,沿激光扫描方向应力值波动较大,而 $k=0.4,0.5$ 时沿激光扫描方向应力值波动较小。

米塞斯(Von Mises)等效应力遵循材料力学第四强度理论,它可清晰描绘出材料处于各联合作用下的复杂应力水平,该应力值越小表示该区域危险系数越小^[6]。图 3(d)所示为沿激光扫描方向 Von Mises 残余应力分布情况。可以看出,随 k 值不断增大,沿激光扫描方向的 Von Mises 应力先减小后增大,当 $k=0.4$,即原位合成的 Al-Fe-Si 化合物含量(vol.%)为 0.4 时,此时复合涂层的 Von Mises 残余应力值最小。

为了定量分析不同原位合成 Al-Fe-Si 化合物的含量(vol.%)对复合涂层残余应力的影响,将其它方向的应力以最大值或最小值的形式进行对比,如表 1 所示。经对比发现,当 $k=0.4$,即原位合成的 Al-Fe-Si 化合物含量(vol.%)为 0.4 时,沿 Z 方向的最大应力、沿 YZ 平面方向和 XZ 平面方向的最大剪切应力以及 Von Mises 最小应力均有最小值,同时沿 Z 方向的最小应力绝对值、沿 YZ 平面方向和 XZ 平面方向的最小剪切应力绝对值也均呈现最小值。因此,对激光熔覆的粉末成分进行合理配比,可以有效减小复合涂层各方向的残余应力值。

综上所述,当激光熔覆原位合成 Al-Fe-Si 化合物含量为 0.4 左右时,此时复合涂层残余应力值最小。

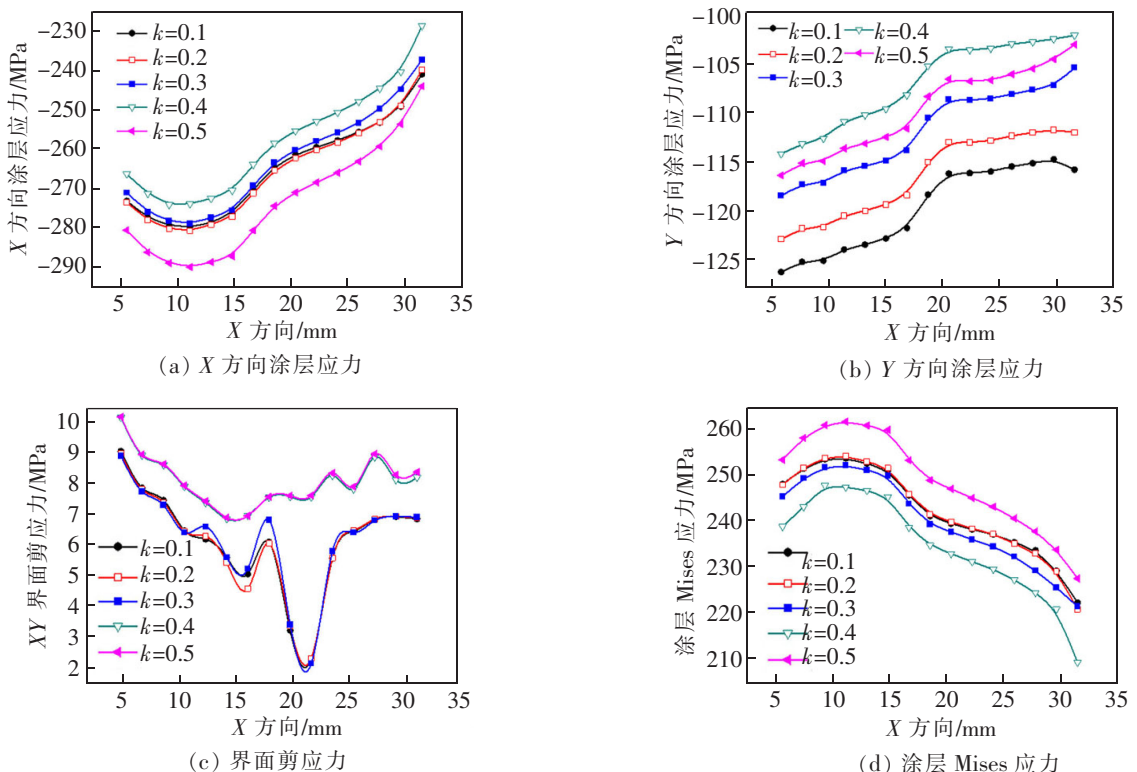


图 3 Al-Fe-Si 化合物含量对残余应力的影响

Fig.3 Influence of the Al-Fe-Si compound content on residual stress

表 1 不同 k 值下的残余应力
Tab.1 Residual stress with different k value

不同的 k 值	σ_z^{\max}	σ_z^{\min}	τ_{yz}^{\max}	τ_{yz}^{\min}	τ_{xz}^{\max}	τ_{xz}^{\min}	$\sigma_{\text{Mises}}^{\min}$
$k=0.1$	1 340	-3 030	120	-119	93.4	-83.6	1.15×10^{-10}
$k=0.2$	1 290	-3 000	120	-118	93.9	-83.0	1.10×10^{-10}
$k=0.3$	1 240	-2 980	118	-116	87.7	-81.6	1.06×10^{-10}
$k=0.4$	1 160	-2 920	116	-114	78.0	-79.4	1.02×10^{-10}
$k=0.5$	1 220	-3 100	125	-123	100.0	-83.4	1.05×10^{-10}

注: k 为激光熔覆原位合成 Al-Fe-Si 化合物的含量(vol.%).

为了进一步完善优化结果的正确性, 对各工艺参数下熔覆层整个区域的 Von Mises 等效残余应力进行分析。图 4 为在激光功率 1 000 W, 扫描速度 250 mm/min 时, 不同 Al-Fe-Si 化合物含量下的等效残余应力分布云图。从图中可以看出, 当 $k=0.4$ 时, 在熔覆层的整个区域内最大等效残余应力值为 277 MPa, 而在 $k=0.2, 0.3$ 和 0.5 时, 熔覆层的整个区域内最大等效残余应力值分别为 282, 279 MPa 和 287 MPa。由此可见, 当 $k=0.4$ 时, 在熔覆层的整个区域内最大等效残余应力值也是最小。

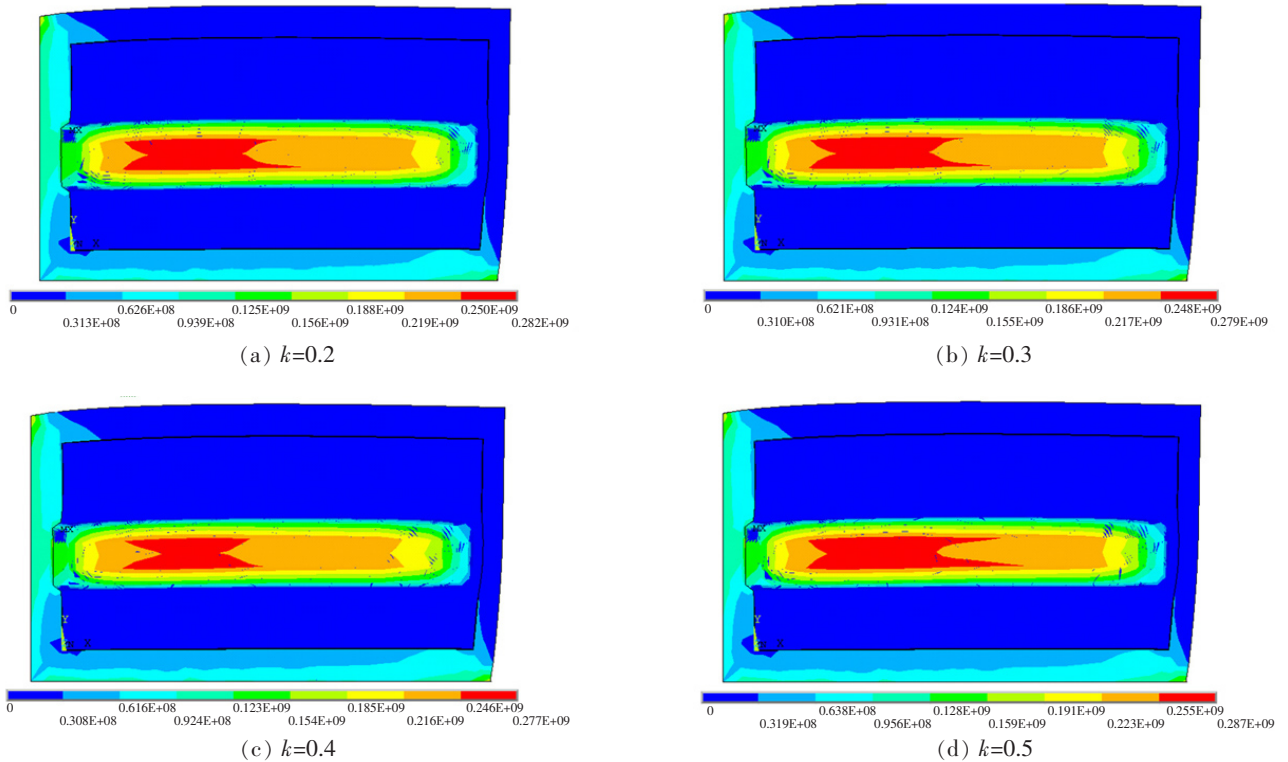


图 4 等效残余应力分布云图

Fig.4 Equivalent residual stress distribution

3 结论

- 1) 随着 Al-Fe-Si 化合物含量增大, 沿 Z 轴方向温度逐渐增大, 且越靠近基板, 温度升高的幅度逐渐减小。
- 2) 随着 Al-Fe-Si 化合物含量增大, 涂层表面 X 轴方向应力和 Von Mises 应力先减小后增大, 涂层表面 Y 方向应力逐渐减小, 而界面处剪切应力值变化不明显, 因而当激光熔覆原位合成 Al-Fe-Si 化合物含量为

0.4左右时,此时激光熔覆原位复合涂层的残余应力具有最小值。

3) 为完善优化结果的正确性,经对比发现,当激光熔覆原位合成 Al-Fe-Si 化合物含量为 0.4 时,在熔覆层的整个区域内最大等效残余应力值也是最小。

参考文献:

- [1] 邱楚,郭世杰,纪艳丽. 6061 铝合金均匀化过程中 AlMnSi 弥散颗粒的析出尺寸对再结晶行为的影响[J]. 金属热处理,2020,45(8):27-33.
- [2] 姜羨,江其阳,熊光耀,等. Fe 含量对 Al-Fe-Si/Al 原位复合材料的影响[J]. 兵器材料科学与工程,2015,38(6):12-15.
- [3] AMIRKHANLOU S, NIROUMAND B. Synthesis and characterization of 356-SiCp composites by stir casting and compocasting methods[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20: 788-793.
- [4] 尹衍升,李嘉,谭训彦,等. 机械合金化-加压烧结制备 Fe₃Al 金属间化合物[J]. 粉末冶金技术,2004,22(3):151-155.
- [5] YU L, CAO F, HOU L, et al. The study of preparation process of spray formed 7075/Al-Si bimetallic gradient composite plate[J]. Journal of Materials Research, 2017, 32(16): 3109-3116.
- [6] 肖健. 激光熔覆原位合成 Ni/Al 基复合涂层研究[D]. 南昌:华东交通大学,2015.
- [7] 胡勇,闫洪,陈国香,等. Si 对原位自生 Mg₂Si/AM60 复合材料组织及性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程,2009,38(2):343-347.
- [8] 付高峰,姜澜,刘吉,等. 反应自生氧化铝颗粒增强铝基复合材料[J]. 中国有色金属学报,2006,26(5):853-857.
- [9] DURAI T G, DAS K, DAS S. Synthesis and characterization of Al matrix composites reinforced by in situ alumina particulates[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 445: 100-105.
- [10] GUO L F, YUE T M, MAN H C. A finite element method approach for thermal analysis of laser cladding of magnesium alloy with preplaced Al-Si powder[J]. Journal of Laser Applications, 2004, 16(4): 229-235.
- [11] 程广萍,李明喜,何宜柱,等. 激光熔覆层温度场和应力场的数值模拟[J]. 热处理,2009,24(4):49-54.
- [12] 马浩,左敦稳,王珉,等. 基于 ANSYS 的压片预置式激光熔覆温度场仿真[J]. 机械制造与自动化,2009,38(4):92-94.
- [13] 赵龙志,焦宇. Al 含量对 Al-Fe-Si/Al 原位复合材料的影响[J]. 材料工程,2014(4):7-12.
- [14] 赵龙志,焦宇,赵明娟,等. 保温时间对 Al-Fe-Si/Al 原位复合材料力学性能的影响[J]. 材料工程,2014(1):35-40.
- [15] 章文献,史玉升,李佳桂,等. 选区激光熔化成形温度场模拟与工艺优化[J]. 应用激光,2008,28(3):185-189.
- [16] 龚伟,周黎明,王恩泽. Y-TZP/PLZAS 微晶玻璃功能梯度涂层残余应力的有限元分析[J]. 材料研究学报,2014,28(10):787-793.

Finite Element Simulation of In-situ Al-Fe-Si Composite Coatings by Laser Melting

Li Deying, Zhao Longzhi, Zhang Jian, Liu Dejia

(Key Laboratory of Advanced Materials for Vehicles & Laser Additive Manufacturing of Nanchang City, East China Jiaotong University, Nanchang 330013, China)

Abstract: The residual stress of aluminium-based composite coating by laser cladding was simulated by the finite element method with ANSYS. The finite element model of composite coating was established. The effects of the in-situ Al-Fe-Si content in the Al matrix coatings by laser cladding on the temperature field and residual stress was discussed systematically. The results show that the temperature along Z-axis increases gradually with the increase of the in-situ Al-Fe-Si content, and the amplitude of temperature rising gradually decreases with its being closer to substrate. However, the X-direction stress and Von Mises stress on the coating surface first decreases and then increases, and the Y-direction stress on the coating surface gradually decreases, while, the shear stress at the interface changes little. Therefore, when the in-situ Al-Fe-Si content by laser cladding is about 0.4, the residual stress of aluminium-based composite coating is the minimum.

Key words: Al-Fe-Si compounds; laser cladding; temperature field; residual stress