

激光熔覆高硬度铁基涂层枝晶间残余奥氏体相特征

李林起, 姚成武, 黄 坚, 冯 凯, 李铸国

上海交通大学焊接与激光制造研究所上海市激光制造与材料改性重点实验室, 上海 200240

摘要 激光熔覆制备了一种高硬度铁基涂层, 涂层平均硬度约为 775 HV, 未发现裂纹缺陷。对涂层显微组织进行表征, 结果显示, 涂层为均匀、细小的树枝晶组织形态, 初生枝晶内为马氏体相, 枝晶间为残余奥氏体相, 残余奥氏体基体上弥散分布着颗粒状碳化物。枝晶间有 Mo、Cr、W、Nb 等元素偏聚, 但涂层中的 C 元素分布均匀。枝晶间残余奥氏体存在大量层错, 并在层错密集区有马氏体相析出。

关键词 激光技术; 激光熔覆; 裂纹; 晶界韧化; 残余奥氏体

中图分类号 TG456.7; TN249

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201744.0302011

Characteristics of Interdendritic Residual Austenite in Laser Cladding of High Hardness Iron-Based Coating

Li Linqi, Yao Chengwu, Huang Jian, Feng Kai, Li Zhuguo

Shanghai Key Laboratory of Material Laser Processing and Modification, Welding and Laser Processing Institute, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China

Abstract The high hardness iron-based coating is prepared by using laser cladding, in which the average hardness is about 775 HV and no cracks are found. The results characterizing the coating microstructure show that the coating consists of uniform and tiny cellular dendrites, martensite distributes in primary dendrites, residual austenite is precipitated in the interdendritic region, and carbides distribute dispersively in the residual austenite substrate. The segregation of molybdenum, chromium, wolfram and niobium exists in the interdendritic region, but carbon distributes uniformly in the cladding layer. Many stacking faults are observed in the residual interdendritic austenite, and matensite separats out in the stacking faults intensive area.

Key words laser technique; laser cladding; crack; grain boundary toughening; retained austenite

OCIS codes 140.3390; 350.3390; 160.3900; 350.3850

1 引 言

传统高硬度涂层堆焊技术经历了埋弧焊、明弧焊、等离子弧堆焊、热喷焊、激光熔覆等发展历程, 但涂层开裂问题极大限制了其应用范围^[1-3], 例如, 至今仍不能采用堆焊技术进行冷轧工作辊、冷冲压模具的复合强化与再制造。高硬度涂层堆焊技术(包括激光熔覆)是一种包含物理、化学和冶金等复杂过程的加工工艺, 涂层材料与基体之间的热膨胀系数、导热系数、弹性模量、熔点等存在巨大的差异, 使得涂层中形成较大的内应力, 这是引起开裂的外部因素^[4]。堆焊过程中的温度梯度和热膨胀系数之差导致的膨胀和收缩不均匀引起了热应力, 这是内应力产生的主要原因。其中, 多层、多道的大面积堆焊过程中产生的热应力尤其显著^[5-8]。戴德平等^[9]使用非线性有限元计算方法模拟了 Inconel 718 合金激光熔覆过程中的温度场和应力场, 发现涂层中残余应力的峰值超过了材料常温时的屈服极限。

高硬度涂层需要采用硬质相强化(如碳氮化物、硼化物)^[10], 其硬质相的形态主要有三种^[11-13], 即网状、

收稿日期: 2016-10-20; **收到修改稿日期:** 2016-12-01

作者简介: 李林起(1992—), 男, 硕士研究生, 主要从事激光熔覆方面的研究。E-mail: lilingqi@sjtu.edu.cn

导师简介: 姚成武(1973—), 男, 博士, 讲师, 主要从事激光熔覆和表面工程方面的研究。

E-mail: yaochwu@sjtu.edu.cn(通信联系人)

片状和颗粒状。硬质相通过强化涂层来提高其硬度,但同时降低了涂层的韧性。当沿涂层树枝晶的枝晶间(或晶界)析出的硬质相呈网状分布(如 Fe_3C)时,涂层韧性急剧下降;当析出硬质相呈片状分布时,涂层韧性较好;当析出硬质相呈颗粒状分布时,涂层韧性更好,且颗粒越细小,韧性越好。然而,当枝晶间析出硬质相时,不论什么形态都会降低涂层晶界强度,使涂层的拉伸性能下降,这是涂层产生裂纹的内部因素。

目前,抑制高硬度涂层开裂的措施主要有:1)采用预热降低熔覆层和基体的热应力^[14-15],卞宏友等^[16]在经过预热的 GH4169 基体上熔覆了 Inconel 718 合金涂层,结果表明,预热基体可以显著降低试样内部的残余应力;2)加入过渡层以降低涂层和基体之间的性能梯度,从而减小涂层的内应力^[17-18];3)晶界强化,即通过抑制涂层晶界处低熔点相的产生^[19-20]、添加稀土等元素净化晶界^[21-23],以及在晶界处析出高熔点硬质相^[24-25]等来尽可能在晶界处形成颗粒状硬质相。然而,即使采取上述措施,析出脆性硬质相的晶界仍是导致涂层开裂的薄弱部位。

从材料组织设计角度考虑,采用硬质相强化涂层基体,如果在枝晶间(或晶界)析出颗粒状硬质相的同时,也析出韧性相,即枝晶间形成一种复合相组织,则会显著提升涂层的抗裂性和强韧性。基于这种设想,本课题组研发了一种枝晶间为韧性奥氏体相的高硬度铁基涂层,使得采用激光熔覆技术进行冷轧工作辊复合强化和再制造成为可能。本文表征了该涂层的枝晶间奥氏体相的组织形态、亚结构及其成分分布,为高硬度铁基涂层强韧化提供了参考。

2 实验材料与方法

激光熔覆粉末材料为真空熔炼、氩气雾化铁基合金粉末(粒度为 $48\sim 106\ \mu\text{m}$),其化学成分(质量分数)为:C(1.13%),Cr(5.03%),Ni(4.23%),Mo(6.18%),W(5.94%),Nb(0.58%),Co(4.71%),Fe(余量)。选用 45 钢为激光熔覆的基体材料,试样尺寸为 $150\ \text{mm}\times 55\ \text{mm}\times 13\ \text{mm}$ 。

激光熔覆实验设备包括德国 ROFIN 公司 DL035Q 型半导体激光器、FANUC 公司 M-710ic 型机器人控制系统以及同轴送粉系统等。激光熔覆主要工艺参数:激光功率为 3.2 kW,矩形光斑尺寸为 $6.4\ \text{mm}\times 2.5\ \text{mm}$,扫描速率为 $4.0\ \text{mm/s}$;激光熔覆送粉量为 $12\ \text{g/min}$,粉末输送气体和激光熔池保护气体均为氩气,送粉气体流量为 $8\ \text{L/min}$,尾吹气体流量为 $10\ \text{L/min}$,保护气流量为 $5\ \text{L/min}$ 。激光熔覆制备的试样为 2 层 5 道搭接熔覆涂层,进行第二层熔覆时,扫描路径与第一层的相同。2 层 5 道搭接熔覆涂层试样成形尺寸:长度为 $100\ \text{mm}$,搭接率为 30%,宽度为 $22.0\ \text{mm}$,厚度为 $0.9\ \text{mm}$ 。沿垂直于激光熔覆方向截取涂层试样,制备涂层横截面金相样品,金相腐蚀的分两步完成:首先使用 4%(体积分数)硝酸酒精对涂层进行预腐蚀,然后使用彩色金相试剂对预腐蚀过的试样进行化学蚀刻,彩色金相试剂的组成为 $24\ \text{g}$ 硫代硫酸钠、 $2.4\ \text{g}$ 氯化镉、 $3\ \text{g}$ 一水合柠檬酸和 $100\ \text{mL}$ 蒸馏水。采用德国 Zeiss 公司 axio imager A1m 型光学显微镜(OM)与美国 FEI 公司 NOVA NanoSEM 230 型扫描电子显微镜(SEM)分析涂层试样的显微组织,使用英国 OXFORD 公司 AZtec X-Max 80 能谱仪(EDS)表征元素的偏析情况。使用日本 RIGAKU 公司 Ultima IV 型 X 射线衍射(XRD)仪对样品进行相结构测试,扫描速率为 $2\ (^{\circ})/\text{min}$,扫描范围为 $10^{\circ}\sim 100^{\circ}$ 。使用日本 JEOL 公司 JEM-2100F 型透射电子显微镜(TEM)观察并鉴定样品的物相。涂层硬度测试采用德国 Zwick Roell 公司 Zwick zh μ 型全自动硬度计,载荷为 $1.0\ \text{kg}$,加载时间为 $15\ \text{s}$,沿涂层厚度方向采点间隔为 $0.1\ \text{mm}$ 。

3 实验结果及分析

图 1 为多道搭接激光熔覆涂层试样的宏观照片,可见涂层与基体形成了良好的冶金结合,无裂纹等缺陷。涂层与基体之间存在明显的热影响区(HAZ),靠近涂层的结合处为低速外延生长的平面晶,即通常所说的白亮带,涂层中下部的组织形貌为方向性明显的柱状树枝晶,上部的组织为等轴树枝晶。

3.1 硬 度

图 2 为两层多道搭接激光熔覆试样横截面沿厚度方向的显微硬度分布。由图 2 可知,涂层平均硬度为 $775\ \text{HV}$,厚度方向上硬度分布均匀。

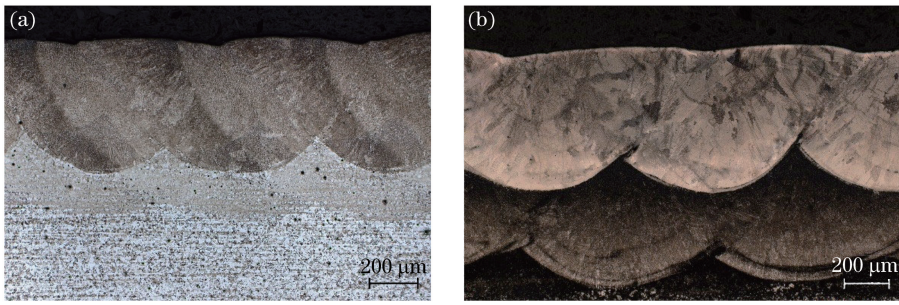


图 1 激光熔覆涂层试样宏观照片。(a)单层;(b)两层

Fig. 1 Macrograph of laser cladding layers. (a) Single layer; (b) two layers

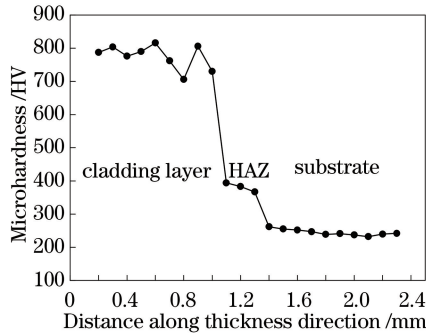


图 2 激光熔覆涂层横截面沿厚度方向的硬度值分布

Fig. 2 Microhardness distribution of cross section of laser cladding layer along thickness direction

3.2 涂层 XRD 物相分析

图 3 为单层单道激光熔覆涂层表面的 XRD 图谱。其中在衍射角 2θ 为 44.4° 处是马氏体相衍射峰,其衍射峰强度值最高,可见马氏体是涂层的基体相。在 2θ 为 43.5° 处是奥氏体相衍射峰,其衍射峰值强度值仅次于马氏体相的,表明奥氏体相也是涂层的主要组成相。其他 $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ 、 WC_{1-x} ($1-x$ 表示该化合物中 C 的化学计量比)、 Mo_2C 等碳化物衍射峰强度较弱,表明这些相的含量较少,为涂层基体相的强化相。

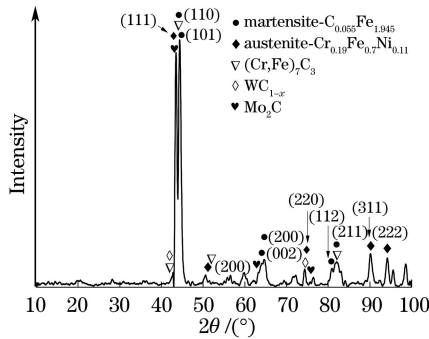


图 3 激光熔覆涂层的 XRD 图谱

Fig. 3 XRD spectra of laser cladding layer

3.3 显微组织

图 4 为激光熔覆涂层彩色金相照片,涂层呈等轴树枝晶形态。如图 4 中箭头所示,等轴树枝晶内呈蓝色的为马氏体(M);枝晶间呈褐色的为残余奥氏体(γ),其上分布的黄色亮点颗粒相为碳化物。由图 4 可见,制备的铁基涂层枝晶间大量分布着残余奥氏体相。

为了更清楚地揭示涂层枝晶间残余奥氏体的微观结构,采用 TEM 对多道搭接激光熔覆涂层进行观察。图 5(a)为涂层内三个等轴晶粒的晶界形貌,其中 B 区为晶粒交汇的三叉晶界。图 5(b)为图 5(a)中 A 区的放大图像,主要为 α' 马氏体相,由图 5(b)也可见马氏体板条形貌。图 5(c)为 B 区的放大图像,呈现层错形貌,主要为 γ 奥氏体和 α' 马氏体。图 5(c)中的衍射斑沿 γ 奥氏体 $\langle 100 \rangle_\gamma$ 方向有明显的芒线,说明奥氏体基

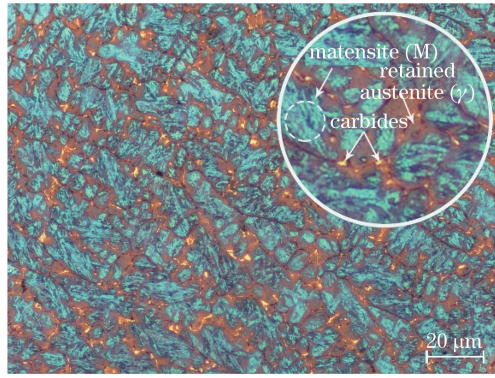


图 4 激光熔覆层的彩色金相照片

Fig. 4 Color metallograph of laser cladding layer

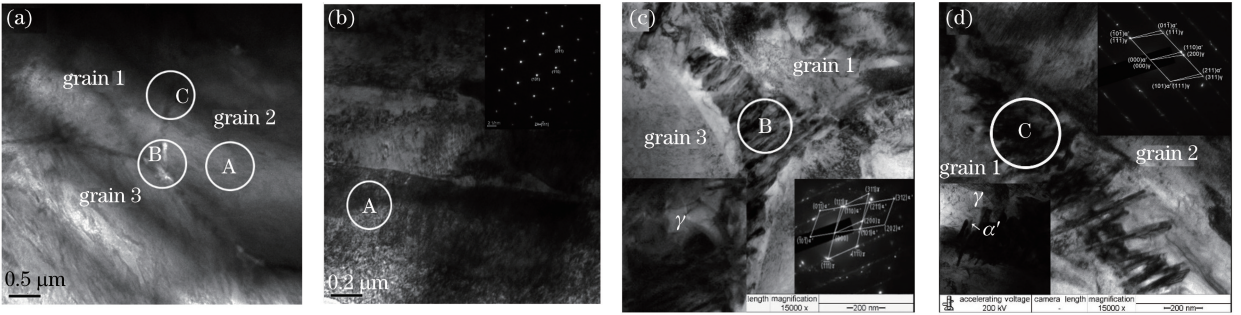


图 5 涂层的 TEM 图像。(a)等轴晶粒的晶界形貌；(b)图(a)中 A 区的放大图像；(c)图(a)中 B 区的放大图像；(d)图(a)中 C 区的放大图像

Fig. 5 TEM image of laser cladding layer. (a) Morphology of grain boundary of equiaxed grain; (b) enlarged image of area of A in Fig. (a); (c) enlarged image of area of B in Fig. (a); (d) enlarged image of area of C in Fig. (a)

体的 $\{100\}$ 面上存在大量的层错。图 5(d)为图 5(a)中 C 区的放大图像,主要为 γ 奥氏体相。在晶界 C 区 γ 奥氏体相层错密集区,主要为 α' 马氏体和 γ 奥氏体相,并在奥氏体晶面 $\{111\}$ 、马氏体晶面 $\{101\}$ 上存在大量的层错亚结构。由图可知,晶界处奥氏体存在层错,并在层错位置发生奥氏体到马氏体的转变。

图 6(a)为激光熔覆合金涂层显微组织的 SEM 照片,涂层为等轴树枝晶形态,可见在枝晶间残余奥氏体上弥散分布着颗粒相,枝晶内马氏体板条上也弥散分布着大量颗粒相。图 6(b)为涂层微区的 SEM-EDS 图,横跨两个晶粒,直线方向上成分检测的位置点共有 500 个,内插图显示扫描的位置和路径。由图 6(b)可见,涂层树枝晶的枝晶间与枝晶内的化学成分(质量比)存在差异,存在成分偏聚现象,Mo(1.5:1)、Cr(1.3:1)、W(1.7:1)、Nb(1.6:1)元素在枝晶间富集明显,C(1.01:1)、Co(0.92:1)、Ni(0.95:1)元素在枝晶内、枝晶间均无明显偏析。其中,枝晶间未出现 C 元素富集,有利于抑制涂层枝晶间网状碳化物的生成。

在铁基合金中,C 是强烈的正偏析元素,试样涂层枝晶间没有出现 C 元素的富集有两方面原因:一是激

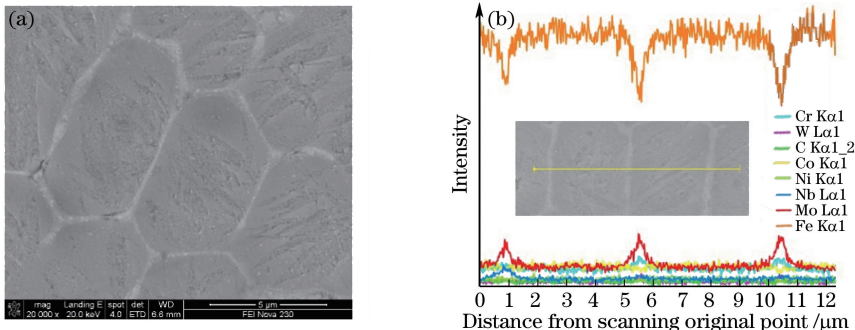


图 6 激光熔覆涂层的(a)SEM 图及(b)EDS 图

Fig. 6 (a) SEM and (b) EDS images of laser cladding layer

光熔覆快速凝固减轻了偏析;二是本次实验不仅添加了强碳化物元素 Mo、Cr、W、Nb,还添加了弱碳化物元素 Ni 和 Co。相对于 C 与 Fe 的相互作用能,Co、Ni 与 C 的相互作用能均较小^[26-27],Co、Ni 的加入使 C 在涂层熔体中受到的相互作用力减小,降低了 C 在涂层中的溶解度,有效碳浓度增大,进而导致 C 活度系数增大,有利于其与涂层中的强碳化物元素 Mo、Cr、W、Nb 发生作用生成更多的碳化物。图 5(b)中涂层枝晶干马氏体基体上大量弥散分布着碳化物颗粒相,表明熔池凝固过程的枝晶干生成阶段已大量析出碳化物,减少了枝晶间的 C 元素富集。

根据图 2~6 的涂层微观组织表征,本试验的激光熔覆铁基涂层特征及其成因分析如下:

1) 涂层树枝晶的枝晶间主要为奥氏体和少量碳化物,其中碳化物析出较少,这可能与 C 元素无明显偏聚有关。激光熔覆铁基涂层的主要初生相为奥氏体,在温度连续冷却至马氏体相变开始的温度时,涂层枝晶内发生马氏体相变,枝晶间析出颗粒状碳化物,并在枝晶间保留有奥氏体相。由于没有 C 元素偏聚,枝晶间合金碳化物的析出量减少,因而可避免大块状碳化物在枝晶间析出,这也与本次表征的枝晶间显微组织特征相符合(图 4、6)。由于合金碳化物析出量的减少,枝晶间富集的 Mo、Cr、W、Nb 等溶质元素将更多以置换固溶形式强化枝晶间残余奥氏体基体。

2) 涂层树枝晶的枝晶间奥氏体内生成的大量层错以及合金元素固溶强化的综合作用,增加了枝晶间奥氏体的稳定性。激光熔覆快速凝固过程中会产生较大的内应力,多层多道激光熔覆的内应力更高,这种内应力使得枝晶间奥氏体发生塑性变形,产生枝晶间奥氏体层错现象。由于枝晶间富集 Mo、Cr、W、Nb 等溶质元素,溶质原子易在层错处偏聚,更可能占据大量的空位或间隙位置,进而降低枝晶间奥氏体相的层错能,更易产生铃木效应,增加位错的扩展阻力,进一步强化枝晶间奥氏体强度。合金元素偏聚、奥氏体层错等的综合作用,提高了枝晶间奥氏体的马氏体相变阻力,使其相变点 M_s 降低,从而提高了枝晶间奥氏体的稳定性。

3) 涂层树枝晶的枝晶间残余奥氏体层错密集区有马氏体相析出,其马氏体相变机制可能是层错直接形核。尽管涂层枝晶间残余奥氏体稳定性增加,但是仍发现有马氏体相析出,奥氏体的层错密集区存在马氏体相。按形核机制可将马氏体相变分为近似局域软模形核相变和层错形核相变^[28-29]。近似局域软模形核机制为受母相强化阻碍作用的切变相变,其马氏体形核所需驱动力大。而层错形核机制是母相强化,不影响 M_s ,即马氏体相变模式为 $\gamma \rightarrow \epsilon\text{-Fe} \rightarrow \alpha'\text{-Fe}$,其马氏体形核驱动力显著降低。因此,涂层枝晶间残余奥氏体层错密集区的马氏体相变可能由层错直接形核。

4 结 论

采用多道搭接激光熔覆方法制备了一种枝晶间残余奥氏体特征的铁基涂层,对涂层的枝晶间奥氏体相的组织形态、亚结构及其成分分布进行了研究,得到以下结论:

- 1) 2 层 5 道涂层厚度为 0.9 mm,平均硬度为 775 HV,涂层内未发现裂纹缺陷。
- 2) 涂层显微组织呈树枝晶形态,其枝晶内为马氏体相。涂层树枝晶的枝晶间为残余奥氏体相,在残余奥氏体相基体上均弥散分布着颗粒状碳化物。残余奥氏体相存在大量层错,在层错密集区有马氏体相析出。
- 3) 铁基激光熔覆涂层中添加强碳化物元素 Mo、Cr、W、Nb,并以弱碳化物 Co、Ni 元素提高 C 元素的活度系数,促进涂层枝晶干生成阶段析出大量碳化物增强相,稳定了涂层熔池凝固过程中的 C 浓度,避免了枝晶间产生 C 富集,抑制了枝晶间析出网状或大块状碳化物。由于枝晶间没有 C 富集,涂层枝晶间富集溶质元素更多以置换固溶方式强化枝晶间奥氏体,从而增加了枝晶间奥氏体的稳定性。

参 考 文 献

- [1] Chen C R, Wang Y, Ou H G, *et al.* A review on remanufacture of dies and moulds[J]. Journal of Cleaner Production, 2014, 64: 13-23.
- [2] Wang Huaming. Materials' fundamental issues of laser additive manufacturing for high-performance large metallic components[J]. Acta Aeronautica ET Astronautica Sinica, 2014(10): 2690-2698.
王华明. 高性能大型金属构件激光增材制造:若干材料基础问题[J]. 航空学报, 2014(10): 2690-2698.
- [3] Zhou Shengfeng, Zeng Xiaoyan. Microstructure characteristics of Fe-based WC composite coatings prepared by laser induction hybrid rapid cladding[J]. Chinese J Lasers, 2010, 37(4): 1143-1146.

- 周圣丰, 曾晓雁. 激光感应复合快速熔覆 Fe 基 WC 涂层的显微组织特征[J]. 中国激光, 2010, 37(4): 1143-1146.
- [4] Jendrzewski R, Sliwiński G, Krawczuk M, *et al.* Temperature and stress fields induced during laser cladding[J]. Computers and Structures, 2004, 82(7-8): 653-658.
- [5] Fan Z J, Dong Xia, Wang K, *et al.* Effect of drilling allowance on TBC delamination, spatter and re-melted cracks characteristics in laser drilling of TBC coated superalloys[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2016, 106: 1-10.
- [6] Krzyzanowski M, Bajda S, Liu Y J, *et al.* 3D analysis of thermal and stress evolution during laser cladding of bioactive glass coatings[J]. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2016, 59: 404-417.
- [7] Luo K Y, Jing X, Sheng J, *et al.* Characterization and analyses on micro-hardness, residual stress and microstructure in laser cladding coating of 316L stainless steel subjected to massive LSP treatment[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 673: 158-169.
- [8] Liu B, Dong S Y. Stress evaluation of laser cladding coating with critically refracted longitudinal wave based on cross correlation function[J]. Applied Acoustics, 2016, 101: 98-103.
- [9] Dai Deping, Jiang Xiaohua, Cai Jianpeng, *et al.* Numerical simulation of temperature field and stress distribution in Inconel 718 Ni base alloy induced by laser cladding[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(9): 0903005.
戴德平, 蒋小华, 蔡建鹏, 等. 激光熔覆 Inconel 718 镍基合金温度场与应力场模拟[J]. 中国激光, 2015, 42(9): 0903005.
- [10] Chew Y X, Pang J H L, Bi G J, *et al.* Thermo-mechanical model for simulating laser cladding induced residual stresses with single and multiple clad beads[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 224: 89-101.
- [11] Zhang Yuanbin, Ren Dengyi. Study on carbides in surfacing layer[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2002, 23(5): 38-40.
张元彬, 任登义. 堆焊层中钛的碳化物[J]. 焊接学报, 2002, 23(5): 38-40.
- [12] Wang X H, Song S L, Qu S Y, *et al.* Characterization of in situ synthesized TiC particle reinforced Fe-based composite coatings produced by multi-pass overlapping GTAW melting process[J]. Surface and Coating Technology, 2007, 201(12): 5899-5905.
- [13] Liu J B, Wang L M, Huang J H. PTA clad (Cr, Fe)₇C₃/γ-Fe in situ ceramal composite coating[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2006, 13(6): 538-541.
- [14] Fallah V, Alimardani M, Corbin S F, *et al.* Impact of localized surface preheating on the microstructure and crack formation in laser direct deposition of Stellite 1 on AISI 4340 steel[J]. Applied Surface Science, 2010, 257(5): 1716-1723.
- [15] Šturm R, Štefanikova M, Petrović D S. Influence of pre-heating on the surface modification of powder-metallurgy processed cold-work tool steel during laser surface melting[J]. Applied Surface Science, 2015, 325: 203-210.
- [16] Bian Hongyou, Zhao Xiangpeng, Qu Shen, *et al.* Effect of substrate preheating on property of GH4169 alloys repaired by laser deposition[J]. Chinese J Lasers, 2016, 43(7): 0702003.
卞宏友, 赵翔鹏, 曲 伸, 等. 基体预热对激光沉积修复 GH4169 合金性能的影响[J]. 中国激光, 2016, 43(7): 0702003.
- [17] Wang F J, Mao H D, Zhang D W, *et al.* The crack control during laser cladding by adding the stainless steel net in the coating[J]. Applied Surface Science, 2009, 255(21): 8846-8854.
- [18] Wang F J, Mao H D, Zhang D W, *et al.* Online study of cracks during laser cladding process based on acoustic emission technique and finite element analysis[J]. Applied Surface Science, 2008, 255(5): 3267-3275.
- [19] Wu Chaofeng, Ma Mingxing, Wu Aiping, *et al.* Morphologic characteristics of *in situ* synthesized carbide particles in laser clad Fe-based composite coatings[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2009, 45(9): 1091-1098.
吴朝锋, 马明星, 吴爱平, 等. 激光原位制备颗粒增强铁基复合涂层中碳化物相的形貌分析[J]. 金属学报, 2009, 45(9): 1091-1098.
- [20] Yu Ting, Deng Qilin, Dong Gang, *et al.* Influence of Ta on crack susceptibility and mechanical properties of laser clad Ni-based coating[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2011, 47(22): 25-30.
余 廷, 邓琦林, 董 刚, 等. 钽对激光熔覆镍基涂层的裂纹敏感性及其力学性能的影响[J]. 机械工程学报, 2011, 47(22): 25-30.
- [21] Farahmand P, Liu S, Zhang Z, *et al.* Laser cladding assisted by induction heating of Ni-WC composite enhanced by nano-WC and La₂O₃[J]. Ceramics International, 2014, 40(10): 15421-15438.
- [22] Jin G, Lu B W, Hou D D, *et al.* Influence of rare earths addition on residual stress of Fe-based coating prepared by

- brush plating technology[J]. *Journal of Rare Earths*, 2016, 34(3): 336-340.
- [23] Cui Aiyong, Hu Fangyou, Hui Li. Microstructure and wear-resisting property of (Ti+Al/Ni)/(Cr₂O₃+CeO₂) laser cladding on titanium alloy[J]. *Chinese J Lasers*, 2007, 34(3): 438-441.
崔爱永, 胡芳友, 回 丽. 钛合金表面激光熔覆(Ti+Al/Ni)/(Cr₂O₃+CeO₂)复合涂层组织与耐磨性能[J]. *中国激光*. 2007, 34(3): 438-441.
- [24] Su H J, Zhang J, Cui C J, *et al.* Rapid solidification behaviour of Al₂O₃/Y₃Al₅O₁₂ (YAG) binary eutectic ceramic *in situ* composites[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 479(1-2): 380-388.
- [25] Cao Y B, Ren H T, Hu C H, *et al.* *In-situ* formation behavior of NbC-reinforced Fe-based laser cladding coatings[J]. *Materials Letters*, 2015, 147: 61-63.
- [26] Robert W C, Peter H. *Physical metallurgy*[M]. Amsterdam: Elsevier, 1996.
- [27] Huang Xiku. *Ferrous metallurgy theory*[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1981.
黄希枯. *钢铁冶金原理*[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1981.
- [28] Seol J B, Jung J E, Jang Y W, *et al.* Influence of carbon content on the microstructure, martensitic transformation and mechanical properties in austenite/ ϵ -martensite dual-phase Fe-Mn-C steels[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(2): 558-578.
- [29] Xu Zuyao. *Martensitic transformation*[M]. Beijing: Academic Press, 1999.
徐祖耀. *马氏体相变与马氏体*[M]. 北京: 科技出版社, 1999.