

# 退火对激光熔覆 FeCrNiCoMn 高熵合金涂层 组织与性能的影响

翁子清<sup>1,2</sup> 董 刚<sup>1,2</sup> 张群莉<sup>1,2</sup> 郭士锐<sup>1,2</sup> 姚建华<sup>1,2</sup>

(<sup>1</sup> 浙江工业大学激光加工技术工程研究中心, 浙江 杭州 310014)

(<sup>2</sup> 浙江省高端激光装备协同创新中心, 浙江 杭州 310014)

**摘要** 采用激光熔覆的方法在 45# 钢基体上制备了表面形貌良好的 FeCrNiCoMn 高熵合金涂层,为了研究该高熵合金涂层的抗高温软化性能,分别在 550 °C、700 °C、900 °C、1000 °C、1160 °C 下对涂层进行了 2 h 的退火实验。用扫描电镜(SEM)、X 射线衍射仪(XRD)和显微硬度计分别研究了涂层退火前后的微观形貌、相结构及显微硬度的变化。结果表明,熔覆态涂层组织为柱状树枝晶结构,主要由面心立方固溶体(FCC)和少量体心立方固溶体(BCC)构成,其平均显微硬度为 540HV<sub>0.2</sub>。550 °C、700 °C、900 °C 退火后涂层的组织长大不明显,900 °C 退火后涂层 BCC 固溶体相衍射峰变得非常明显,1000 °C 和 1160 °C 退火后组织逐渐长大,相转变为单一的 FCC 结构。合金涂层经过不同温度退火后,显微硬度呈现先增大后减小的趋势,在 900 °C 退火后,涂层硬度最高为 665HV<sub>0.2</sub>,说明该合金涂层在低于 900 °C 时具有良好的抗高温软化性能。

**关键词** 激光技术; 激光熔覆; 高熵合金涂层; 退火; 显微硬度

**中图分类号** TG146.4; TG156.2 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL201441.0303002

## Effects of Annealing on Microstructure and Properties of FeCrNiCoMn High-Entropy Alloy Coating Prepared by Laser Cladding

Weng Ziqing<sup>1,2</sup> Dong Gang<sup>1,2</sup> Zhang Qunli<sup>1,2</sup> Guo Shirui<sup>1,2</sup> Yao Jianhua<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Research Center of Laser Processing Technology and Engineering, Zhejiang University of Technology, Hangzhou, Zhejiang 310014, China

<sup>2</sup> Zhejiang Provincial Collaborative Innovation Center of High-end Laser Manufacturing Equipment, Hangzhou, Zhejiang 310014, China

**Abstract** The FeCrNiCoMn high-entropy alloy coating with nice surface topography is prepared on 45# steel by laser cladding. In order to study the property of resistance to high temperature softening of the coating, the annealing experiments of coating are performed at 550 °C, 700 °C, 900 °C, 1000 °C, 1160 °C for 2 h, respectively. The microstructure, phase structure and microhardness of the coatings annealed at different temperatures are investigated by scanning electron microscope (SEM), X-ray diffraction (XRD) and microhardness tester, respectively. The results show that the coating after laser cladding is mainly composed of typical dendrites and exhibits simple face-centered cubic (FCC) and minor body-centered cubic (BCC) structure phases with average microhardness of 540HV<sub>0.2</sub>. The microstructure of the coating grows up slightly after being annealed at 550 °C, 700 °C and 900 °C. However, the coating forms relatively more BCC phase when anneals at 900 °C. While at 1000 °C and 1160 °C, the microstructure grows up gradually, and the phase structure transforms into single FCC structure. As the annealing temperature increases, the microhardness of the FeCrNiCoMn clad coating increases firstly, and then decreases, the highest microhardness is 665HV<sub>0.2</sub> after being annealed at 900 °C. It indicates that the FeCrNiCoMn high-entropy coating after laser cladding exhibits nice tempering resistance below 900 °C.

**Key words** laser technique; laser cladding; high-entropy alloy coating; annealing; microhardness

**OCIS codes** 160.3900; 350.3390; 350.3850

收稿日期: 2013-08-14; 收到修改稿日期: 2013-09-13

基金项目: 浙江省自然科学基金青年基金(LQ13E050012)

作者简介: 翁子清(1989—),男,硕士研究生,主要从事激光熔覆方面的研究。E-mail: wengziqing128@163.com

导师简介: 姚建华(1965—),男,教授,博士生导师,主要从事激光加工技术方面的研究。

E-mail: laser@zjut.edu.cn(通信联系人)

## 1 引 言

2004年,台湾学者 Yeh 等<sup>[1]</sup>首先公开报道了“多组元高熵合金”材料设计思想,就是多种主要元素的合金,其中每个主要元素皆具有高的原子数分数,定义高熵合金的主要元素数  $n \geq 5$ ,但其原子数分数皆不超过 35%。高熵合金有许多独特的性能,通过适当的合金配方设计,可获得高硬度、耐高温软化、耐腐蚀、高加工硬化、耐高温氧化等各种特性,且许多性能优于传统合金<sup>[2]</sup>。迄今为止,高熵合金的制备主要采用真空电弧炉熔炼法,但该方法的冷却凝固速率不够快,不利于抑制高熵合金中第二相化合物的生成,另外通过该方法得到的高熵合金块材再通过其他方法也较难应用到材料的表面改性上。

由于激光具有快速加热和快速冷却的特点,激光熔覆层与基体呈现良好的冶金结合,致密性高,结合力大,且激光熔覆所得的高熵合金涂层具有允许局部成分在一定程度上存在不均匀,涂层厚度大等显著优势<sup>[3]</sup>。马明星等<sup>[4-5]</sup>采用激光熔覆的方法成功制备了  $\text{Al}_x\text{CoCrNiMo}$ ,  $\text{Al}_x\text{FeCoNiCuCr}$  高熵合金,并研究了不同 Al 含量对合金的组织 and 性能的影响。张晖等<sup>[6]</sup>在激光熔覆  $\text{FeCrNiCoCu}$  涂层加入少量 Si、Mn 和 Mo 元素后发现熔覆层的成形质量得到很大改善,且熔覆涂层的硬度比原先提升了 20%。这些研究为激光熔覆制备高熵合金提供了可行性。

就目前而言,高熵合金各元素的选择还没有非常科学的理论依据,就现在出现的一些高熵合金体系也只是通过所谓的“鸡尾酒”式的方法调配而成。但并非任意 5 种及以上元素组合便可以形成高熵合金,其配方的设计关键是避免脆性金属间化合物的产生,获得成分均匀的固溶体组织,再考虑原子尺寸、电负性、晶体结构等因素的综合作用。Cr、Fe、Ni、Co 四种元素处于第四周期,原子半径都非常的接近,可相互形成无限固溶体,使合金趋于稳定。Mn 的原子半径相对前四者略大,可在一定程度上起到固溶强化作用。另外,激光熔覆制备高熵合金涂层表面形貌的改善是一个瓶颈,文献<sup>[6]</sup>中,加入了微量的 Mn 元素,可改善熔覆层的表面形貌。因此,本文尝试激光熔覆制备表面形貌良好的  $\text{FeCrNiCoMn}$  高熵合金涂层,并研究其耐高温软化性能,讨论了不同退火温度对熔覆层组织和硬度的影响。

## 2 实验材料和方法

激光熔覆实验采用的基体材料是锻态的 45 #

钢板,厚度为 10 mm。 $\text{FeCrNiCoMn}$  涂层材料是采用纯度均高于 99.9% 的 Fe、Cr、Ni、Co、Mn 按等摩尔比并添加少量硼、硅元素混合而成的,各粉末平均粒度大小为  $75 \mu\text{m}$ 。用型号为 QM-3SP4 的球磨机,磨球质量与粉末质量按 4:1 进行配比,转速为 315 r/min,加入无水酒精球磨 1 h,让粉末混合均匀。球磨混合后的粉末用松香酒精作粘结剂预置在 45 # 钢基体上,预置的厚度为 1.2 mm,然后对其在 200 °C 下进行 1 h 的烘干处理。采用额定功率为 7 kW 的 LEO GFT-IVB 型横流  $\text{CO}_2$  激光器,进行激光熔覆实验,实验采用 Ar 气进行保护。

激光熔覆实验完成后,沿着熔覆试样在垂直于扫描方向上切割 6 个大小一致的小试样(10 mm × 10 mm × 10 mm)。用 SRJX-4-13 型退火炉对其中 5 个小试样分别进行了 550 °C、700 °C、900 °C、1000 °C、1160 °C 的退火实验,时间为 2 h,试样随炉冷却。对试样进行打磨、抛光、用王水腐蚀制备金相试样,腐蚀之后用扫描电镜(型号为 JSM-5610,配有能谱分析仪)观察涂层退火前后的组织形貌。X 射线衍射仪(XRD)分析是采用荷兰帕纳科公司生产的 X'Pert PRO 型 X 射线衍射仪,Cu 靶,电压为 40 kV,电流为 40 mA,  $K\alpha$  射线( $\lambda = 0.154056 \text{ nm}$ ),X 射线扫描的速度为  $1^\circ/\text{min}$ 。用 HV-1000 型显微硬度计测试涂层退火前后的显微硬度,加载载荷为 200 g,加载和卸载时间均为 10 s。

## 3 结果与分析

### 3.1 表面宏观形貌和截面形貌

在激光熔覆过程中,激光、粉末材料及基体间相互作用形成熔覆层是一个较复杂的熔化-凝固冶金过程,这就导致熔覆层的成形质量很难得到准确控制<sup>[7]</sup>。熔覆层的成形质量与激光熔覆工艺参数有很大的关系,这些参数包括激光功率、扫描速度、材料的供给方式和预置涂覆层厚度等<sup>[8]</sup>。本实验的激光熔覆工艺参数为:激光功率  $P = 1700 \text{ W}$ ,扫描速度  $V = 250 \text{ mm/min}$ ,光斑直径  $D = 4 \text{ mm}$ ,搭接率 40%。熔覆层表面宏观形貌和截面光学显微形貌如图 1 所示,相对于  $\text{FeCrNiCoCu}$  高熵合金涂层<sup>[6]</sup>的宏观形貌有很大的改观,可见 Mn 元素的加入可以降低合金的熔点,提高合金的流动性,有利于熔覆层形貌的改善。

由图 1(a)可见, $\text{FeCrNiCoMn}$  涂层的表面形貌良好,较平整,没有出现明显的宏观裂纹,然而在局部区域存在较明显的断点,这主要与高熵合金的凝固区域

较宽、预置粉末成分不均匀、厚度不一等因素有关。图 1(b) 为 FeCrNiCoMn 涂层横截面的金相照片,可以看出,涂层内部无裂纹、气孔、夹杂等缺陷产生。结合区处涂层与基体形成了良好的熔合,熔合处比较平

整。另外,由于激光熔覆过程中涂层内部的温度场分布不同,所以各部位的组织形貌是不完全相同的。涂层中部的晶粒多为具有单一方向性的柱状晶,涂层顶部由于凝固速率较慢多为等轴晶<sup>[9]</sup>。

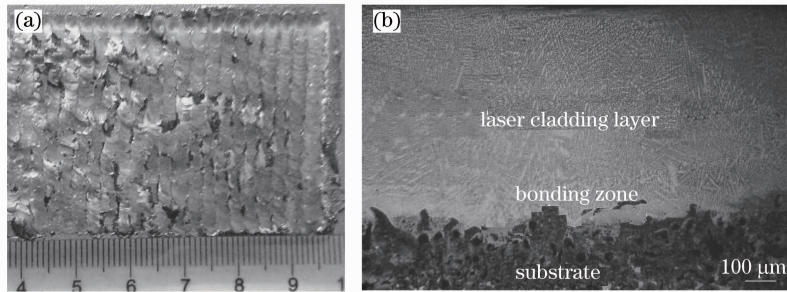


图 1 熔覆层(a)表面宏观形貌和(b)截面形貌

Fig. 1 (a) Surface topography and (b) cross-section of laser cladding coating

### 3.2 涂层相结构分析

图 2 为熔覆态涂层和经不同温度退火后的 XRD 图谱。由图 2 可知,熔覆态涂层主要由面心立方固溶体(FCC)和少量的体心立方固溶体(BCC)相构成,无金属间化合物形成,这可归结为合金涂层的高熵效应。Gibbs 自由能公式为<sup>[10]</sup>

$$G_{\text{mix}} = H_{\text{mix}} - TS_{\text{mix}}, \quad (1)$$

式中  $G_{\text{mix}}$  为系统自由能,  $H_{\text{mix}}$  是混合焓,  $S_{\text{mix}}$  是混合熵,  $T$  是温度。由(1)式可知,高熵效应能明显地降低系统的自由能,因此降低了形成金属间化合物形成的趋势,合金系统具有的高熵效应抑制其他复杂相的形成<sup>[11]</sup>,从而促进元素间混合形成简单的固溶体结构。由于  $\gamma$ -Fe、Ni 和  $\alpha$ -Co 晶格类型相同,晶格常数相近,致使三者 X 射线衍射图谱十分相近,故

仅凭图谱是无法准确鉴别相的构成。但结合微观组织特征和微区成分分析可以断定,在衍射角分别为  $43.70^\circ$ 、 $50.75^\circ$ 、 $74.92^\circ$  和  $90.91^\circ$  位置处的衍射峰应是由  $g(\gamma\text{-Fe, Ni, Co})$  固溶体所构成。进一步采用外推法对其进行晶格常数计算表明,该固溶体的晶格常数为  $0.372 \text{ nm}$ ,较单纯的  $g\text{-Fe, Ni}$  和  $\alpha\text{-Co}$  晶格常数均有所增大(三者具体数值分别  $0.366$ 、 $0.353$  和  $0.354 \text{ nm}$ ),这意味着该固溶体为端际固溶体。而端际固溶体有着超级过饱和度,这势必会导致晶格产生严重畸变,进而增大晶格常数,使衍射峰向低角方向发生偏移。所以,FeCrNiCoMn 高熵合金中形成了超级过饱和的固溶体。同理分析可知,在衍射角  $2\theta = 44.60^\circ$  的衍射峰与体心立方结构的  $\alpha\text{-Fe}$  相似,在  $2\theta = 95.27^\circ$  处的衍射峰与 Cr 的相似。

由图 2 可知,涂层在  $500^\circ\text{C}$  退火后, XRD 曲线未发生明显的变化;随着退火温度升高,在  $700^\circ\text{C}$  退火后,发现涂层中的少量 BCC2(Cr 的固溶体)相消失;在  $900^\circ\text{C}$  退火后, BCC1 体心立方固溶体相的衍射峰变得明显,且在衍射角  $2\theta = 64.52^\circ$ 、 $82.21^\circ$  处出现了另外两个非常明显的衍射峰,由此可知在此温度退火后,涂层中有更多类似  $\alpha\text{-Fe}$  固溶体结构的相形成;在高于  $900^\circ\text{C}$  某一温度退火后 BCC1 相开始逐渐消失,在  $1000^\circ\text{C}$  以上退火之后涂层完全转变为单一的 FCC 结构。另外表 1 为不同温度退火后 FeCrNiCoMn 合金涂层的相结构和晶格常数,由表 1 可知,随着退火温度的升高,在高温时元素不断地扩散,使 FeCrNiCoMn 合金的固溶体过饱和度下降,表现为晶格常数变小,从而引起了 FCC 相衍射峰位置有逐渐右移的趋势。罗晓艳等<sup>[13]</sup>采用真空电弧熔铸制备的  $\text{AlFeCrNiCrTiV}_{0.5}$  合金进行退火

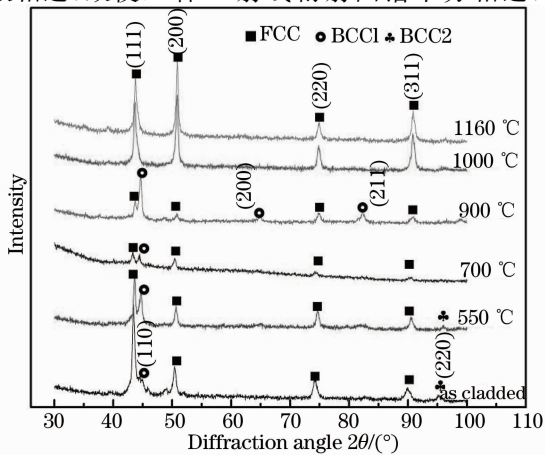


图 2 退火前和经不同温度退火 2 h 后 FeCrNiCoMn 高熵合金涂层 XRD 图谱

Fig. 2 XRD patterns of FeCrNiCoMn high-entropy alloy coating as cladding before and after being annealed at different temperatures for 2 h

实验也出现了类似的现象,这是因为 FCC 相结构较 BCC 相致密、能量低、更稳定。涂层在不同温度退火后能保持固溶体相不变,其原因可归结为:一方面,高温下高熵效应更加明显,合金内体系的混乱度

加大,高熵合金涂层中固溶体相结构具有较高的热力学稳定性;另一方面,激光熔覆过程的快速凝固可以进一步增加涂层中固溶体的固溶度极限,因此提高了在高温下的固溶强化效果。

表 1 不同温度退火后 FeCrNiCoMn 合金涂层的相结构和晶格常数

Table 1 Phases structures and lattice constants of FeCrNiCoMn alloy coating after being annealed at different temperatures

Condition	Phase structure	Lattice parameter of FCC /nm	Lattice parameter of BCC /nm
As cladde	FCC+BCC1+BCC2	0.372	BCC1:0.287; BCC2:0.295
Annealed at 550 °C	FCC+BCC1+BCC2	0.370	BCC1:0.287; BCC2:0.295
Annealed at 700 °C	FCC+BCC1	0.363	BCC1:0.287
Annealed at 900 °C	FCC+BCC1	0.361	BCC1:0.287
Annealed at 1000 °C	FCC	0.358	—
Annealed at 1160 °C	FCC	0.358	—

### 3.3 退火对合金涂层显微组织的影响

图 3 为 FeCrNiCoMn 高熵合金涂层退火前后的 SEM 照片。从图 3(a)可以看出熔覆层的凝固组

织为典型的柱状树枝晶和枝晶间形貌。不同温度退火后涂层枝晶(DR)和枝晶间(ID)区域的能谱分析仪(EDS)分析数据如表 2 所示。

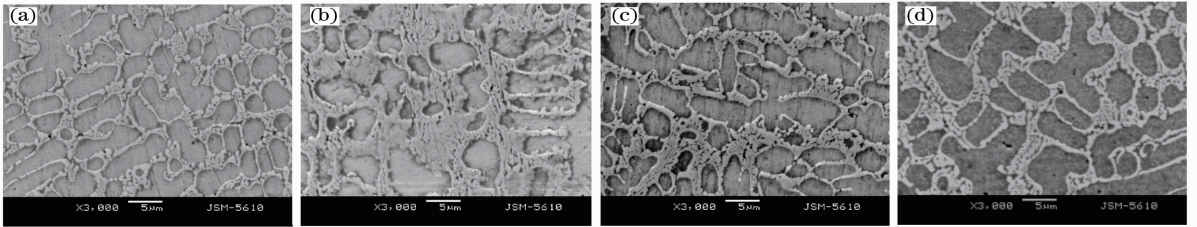


图 3 FeCrNiCoMn 高熵合金涂层中部退火前后的 SEM 照片。(a) 退火前; (b) 550 °C 退火; (c) 700 °C 退火; (d) 900 °C 退火

Fig. 3 SEM images of FeCrNiCoMn high-entropy alloy coating. (a) Before being annealed and (b) after being annealed at 550 °C; (c) 700 °C, and (d) 900 °C

表 2 高熵合金涂层枝晶和枝晶间区域的 EDS 结果(质量分数,%)

Table 2 Energy dispersive spectrometer result of dendritic and interdendritic regions of high-entropy alloy coating (mass fraction, %)

Condition	Region	Fe	Cr	Ni	Co	Mn
As cladde	Dendrit	55.59	10.58	11.60	14.05	8.17
	Interdendrit	49.14	21.59	8.93	10.10	10.24
Annealed at 500 °C	Dendrit	54.24	9.57	12.07	13.45	10.67
	Interdendrit	50.46	20.45	9.64	8.56	10.89
Annealed at 700 °C	Dendrit	52.81	15.10	11.66	12.28	8.15
	Interdendrit	50.56	17.42	9.32	10.63	12.07
Annealed at 900 °C	Dendrit	51.19	14.37	11.96	11.85	10.63
	Interdendrit	49.90	16.22	10.83	10.51	12.54

由表 2 可知,FeCrNiCoMn 涂层中 Fe 的含量超过了 50%,但涂层仍然是由简单的立方结构固溶体相构成,而无金属间化合物形成。因此仍具有高熵合金的特性,也可称之为“高熵合金”,因为合金系统的混合熵仍然很大,高于二元合金系统的混合熵。张晖等<sup>[14]</sup>在研究 6FeNiCoSiCrAlTi 时也出现了 Fe 含量超过了 50% 的现象。出现这种情况是由于各元素在激光熔覆过程中存在不同程度的烧损现象及

基体对涂层具有稀释的作用。结合图 2 的 XRD 相分析可知,含 Cr 量较多的固溶体及 BCC2 固溶体相主要分布在 ID 区域,其余元素在枝晶和枝晶间的分布都比较均匀。这是因为 Cr 元素的熔点较其余合金元素高而容易在枝晶间先析出,另外 FeCrNiCoMn 合金中原子对间混合焓如表 3 所示,由表 3 可知,各元素之间的混合焓相差不大,这反映了各元素之间的相容性较好,从而保证了各元素在

枝晶和枝晶间相对含量差异不大。

表 3 FeCrNiCoMn 合金中原子对间的混合焓(kJ/mol)  
Table 3 Mixing enthalpies of atom-pairs between each element for FeCrNiCoMn alloy (kJ/mol)

Co	Cr	Fe	Mn	Ni
Co	-4	-1	-5	0
	Cr	-1	2	-7
		Fe	0	-2
			Mn	-8

由图 3 可知, FeCrNiCoMn 合金涂层经 550 °C 退火 2 h 后, 涂层的枝晶间区域有明显的长大现象, 结合图 2 与表 2 分析可知, 该过程无相变发生, 各元素在枝晶与枝晶间的相对含量相对于熔覆态也无明显的变化, 可以推测此时涂层中的过饱和相发生了长大现象。涂层经过 700 °C 退火 2 h 后, BCC2 相消失, 而此时涂层枝晶间区域的 Cr 含量与枝晶中的相对含量差缩小, 枝晶间组织相对于 500 °C 退火后的变小。涂层在 900 °C 退火 2 h 后, BCC1 相变得明显, 由于都是固溶体组织, 所以在图 3(d) 中难以辨别出新的固溶体组织, 而此时各元素在涂层枝晶与枝晶间的相对含量接近。由以上分析可知, 由于 Cr 元素在枝晶与枝晶间的相对含量的差异, FeCrNiCoMn 高熵合金涂层在不同温度退火, 实际上发生的是一个各元素趋于均匀化的过程, 在该过程伴有组织的长大, 元素的扩散、置换等现象发生。从而引起了涂层中枝晶与枝晶间形貌发生变化, 另外根据特征衍射线的强度与样品中相应物相参与衍射的晶胞数目成正比<sup>[15]</sup>, 在退火过程中枝晶与枝晶间形貌变化可以反映涂层中相的变化。

### 3.4 退火对涂层显微硬度的影响

图 4 显示出了熔覆态和经不同温度退火后 FeCrNiCoMn 高熵合金涂层截面显微硬度的分布曲线。由图 4 可见, 激光熔覆得到的涂层平均硬度为 540 HV<sub>0.2</sub>。经过不同温度退火后, 涂层的平均硬度呈现先增加后减小的趋势。大多数合金钢在温度达到 550 °C 就开始发生回火软化, 硬度大幅度下降, 而该合金涂层 550 °C 退火 2 h 后, 平均硬度为 521.7 HV<sub>0.2</sub>, 仅比熔覆态下降了 3%。主要是由于高熵合金涂层在该温度退火后无相变发生, 组织有略微的长大。当退火温度到达 700 °C 时, 虽然组织有略微的长大, 但涂层中 BCC1 相的衍射峰强度有所增加, 导致涂层的硬度与退火前差别不大。值得注意的是, 涂层在 900 °C 退火后, 硬度没有下降, 反而上升, 这时的平均硬度为 665 HV<sub>0.2</sub>, 相比熔覆态

硬度上升了 23.2%。这是由于合金涂层中形成了相对较多的 BCC1 相, 从而导致了硬度上升。在 1000 °C 和 1160 °C 退火后涂层只有单一的 FCC 简单固溶体, 且随着退火温度的升高, 涂层组织不断长大, 因此硬度呈现下降的趋势。由于高温下合金内体系的混乱度加大, 高熵效应更加明显, 因此高熵合金表现出优异的抗回火软化性<sup>[16]</sup>。以上结果说明了 FeCrNiCoMn 高熵合金涂层在 900 °C 以下具有较好的抗高温软化性。

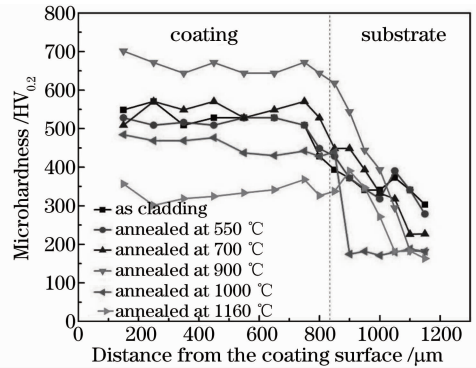


图 4 不同状态下涂层显微硬度曲线  
Fig. 4 Microhardness curves of coating surface under different conditions

## 4 结 论

- 1) 采用激光熔覆方法制备了表面质量较好的 FeCrNiCoMn 高熵合金涂层, 涂层组织为典型的树枝晶结构, 主要由 FCC 和少量 BCC 相构成。
- 2) FeCrNiCoMn 高熵合金涂层在 550 °C 和 700 °C 退火 2 h 后, 涂层保持 FCC 和少量 BCC 相结构不变; 涂层在 900 °C 退火 2 h 后, BCC 相结构变得明显, 且组织仍无明显长大现象; 涂层在 1000 °C 和 1160 °C 退火 2 h 后, 相转变为单一的 FCC 固溶体, 组织不断长大。
- 3) FeCrNiCoMn 高熵合金涂层经过不同温度退火后, 显微硬度呈现先增大后减小的趋势。涂层在 900 °C 退火 2 h 后, 平均硬度达到最大, 为 665 HV<sub>0.2</sub>。
- 4) FeCrNiCoMn 高熵合金涂层在低于 900 °C 具有良好的抗高温软化性。激光熔覆得到的 FeCrNiCoMn 高熵合金涂层可以通过后续的退火处理来提高合金涂层的硬度, 涂层仍保持固溶体相结构不变。

## 参 考 文 献

1 J W Yeh, S K Chen, S J Lin, et al.. Nanostructured high

- entropy alloys with multiple principal elements: novel alloys design concepts and outcomes[J]. *Advanced Engineering Mater.*, 2004, 6(5): 299-303.
- 2 Ye Junwei, Chen Ruikai. High entropy alloys [J]. *Science Development*, 2004, 377(5): 16-21.  
叶均蔚, 陈瑞凯. 高熵合金[J]. *科学发展*, 2004, 377(5): 16-21.
- 3 Zhang Hui, Pan Ye, He Yizhu. Laser cladding FeCoNiCrAl<sub>2</sub>iSi high-entropy alloy coating[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2011, 47(8): 1075-1079.  
张 晖, 潘 冶, 何宜柱. 激光熔覆 FeCoNiCrAl<sub>2</sub>iSi 高熵合金涂层[J]. *金属学报*, 2011, 47(8): 1075-1079.
- 4 Ma Mingxing, Liu Yuanxun, Gu Yu, *et al.*. Synthesis of Al<sub>3</sub>CoCrNiMo high entropy alloy coatings by laser cladding[J]. *Applied Laser*, 2010, 30(6): 433-437.  
马明星, 柳沅汛, 谷 雨, 等. 激光制备 Al<sub>3</sub>CoCrNiMo 高熵合金涂层的研究[J]. *应用激光*, 2010, 30(6): 433-437.
- 5 X Y Ye, M X Ma, W J Liu, *et al.*. Synthesis and characterization of high-entropy alloy Al<sub>2</sub>FeCoNiCuCr by laser cladding[J]. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2011, 10(1115): 1-7.
- 6 H Zhang, P Ye, Y Z He. Synthesis and characterization of FeCoNiCrCu high-entropy alloy coating by laser cladding [J]. *Materials and Design*, 2011, 32(4): 1910-1915.
- 7 Zhu Gangxian, Zhang Anfeng, Li Dichen. Effect of process parameters on surface smoothness in laser cladding[J]. *Chinese J Lasers*, 2010, 37(1): 296-301.  
朱刚贤, 张安峰, 李涤尘. 激光熔覆工艺参数对熔覆层表面平整度的影响[J]. *中国激光*, 2010, 37(1): 296-301.
- 8 Yang Ning, Yang Fan. Effect of laser cladding parameters on the quality of cladding layer[J]. *Heat Treatment Technology and Equipment*, 2010, 31(4): 17-19.  
杨 宁, 杨 帆. 激光熔覆工艺参数对熔覆层质量的影响[J]. *热处理技术与装备*, 2010, 31(4): 17-19.
- 9 Song Jianli, Deng Qilin, Hu Dejin, *et al.*. Microstructure characterization and properties of laser cladding forming 316L stainless steel[J]. *Chinese J Lasers*, 2005, 32(10):1441-1444.  
宋建丽, 邓琦林, 胡德金, 等. 激光熔覆成形 316L 不锈钢组织的特征与性能[J]. *中国激光*, 2005, 32(10): 1441-1444.
- 10 F J Wang, Y Zhang, G L Chen. Atomic packing efficiency and phase transition in a high entropy alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 478(1): 321-324.
- 11 K B Zhang, Z Y Fu, J Y Zhang, *et al.*. Annealing on the structure and properties evolution of the CoCrFeNiCuAl high-entropy alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, 502(2): 295-299.
- 12 Chang Tiejun, Liu Xijun. *Modern Methods of Materials Testing* [M]. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 2005. 64-72.  
常铁军, 刘喜军. *材料近代分析测试方法*[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 2005. 64-72.
- 13 Luo Xiaoyan, Liu Guizhong, Gao Yuan. Hardness and electrochemical property of as annealed multi-component AlFeCoNiCrTiV<sub>0.5</sub> high-entropy alloy [J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2011, 35(4): 87-90.  
罗晓艳, 刘贵仲, 高 原. 多主元 AlFeCoNiCrTiV<sub>0.5</sub> 高熵合金退火态的硬度及电化学性能[J]. *机械工程材料*, 2011, 35(4): 87-90.
- 14 H Zhang, P Ye, Y ZH He, *et al.*. Microstructure and properties of 6FeNiCoSiCrAlTi high-entropy alloy coating prepared by laser cladding[J]. *Applied Surface Science*, 2011, 257(6): 2259-2263.
- 15 Tang Qunhua, Zhao Yaguang, Cai Jianbin, *et al.*. Effect of aging treatment on microstructures and mechanical properties of Al<sub>0.5</sub>CoCrFeNi high-entropy alloy[J]. *Nonferrous Metals*, 2011, (4): 47-50.  
唐群华, 赵亚光, 蔡建宾, 等. 时效处理对 Al<sub>0.5</sub>CoCrFeNi 高熵合金微观组织和力学性能的影响[J]. *有色金属*, 2011, (4): 47-50.
- 16 Gao Jiacheng, Li Rui. The development of studies in high-entropy alloy[J]. *Journal of Functional Materials*, 2008, 39(7): 1059-1061.  
高家诚, 李 锐. 高熵合金研究的新进展[J]. *功能材料*, 2008, 39(7): 1059-1061.

栏目编辑: 宋梅梅