

# 激光熔覆 Ni-Ti-Si 合金的组织及微观力学性能

李明川<sup>1,2</sup>, 张培磊<sup>1,2</sup>, 于治水<sup>1,2</sup>, 闫华<sup>1,2</sup>, 叶欣<sup>1,2</sup>, 李绍伟<sup>1,2</sup>

(1. 上海工程技术大学, 上海 201620)

(2. 上海市激光先进制造技术协同创新中心, 上海 201620)

**摘要:** 采用激光熔覆技术在铜表面制备了 55Ni-35Ti-10Si (at%) 合金熔覆层, 熔覆层呈现上、下两层。利用光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)、X 射线衍射仪(XRD)、能谱仪(EDS)分析合金熔覆层的组织。结果表明, 熔覆层上层组织为树枝晶, 组成相为初生钛固溶体+枝晶间 Ni<sub>3</sub>Si; 下层组织为胞状晶, 组成相为初生钛固溶体+枝晶间铜固溶体, 胞状晶区高度约为 200 μm。利用 KGT 和 LKT 改进模型计算得出熔覆层熔池凝固过程枝晶尖端过冷度-凝固速度曲线, 从热力学角度分析熔覆层出现分层的机理。对熔覆层进行显微硬度试验, 得到上层树枝晶区域和下层胞状晶区域平均硬度 (HV) 分别为 8000 和 2200 MPa。下层胞状晶区域的存在有利于熔覆层与基体间性能过渡, 提高了熔覆层稳定性。

**关键词:** 激光熔覆; 镍基合金; 铜表面改性; 快速凝固

中图分类号: TG174.44

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)04-1225-06

近年来, 随着激光器不断更新, 激光熔覆技术得到快速发展。采用激光熔覆技术在不同基体材料表面制备 Ni 基高温合金涂层, 以实现材料表面改性目的成为热点。其中, 钛合金因独有的低密度、高强度、优异的耐蚀性和高温力学性能而受到关注。

Wang 等<sup>[1]</sup>在 BT9 钛合金表面制备 Laves 相 Ti<sub>2</sub>Ni<sub>3</sub>Si 为强化相的 Ni-Ti-Si 涂层, 平均硬度 (HV, 下同) 达到 5800 MPa, 具有杰出的抵抗磨粒磨损和粘着磨损能力。Wang 等<sup>[2]</sup>在 0.2%C 低碳钢表面采用激光熔覆技术制备 Ti<sub>2</sub>Ni<sub>3</sub>Si/NiTi 合金涂层, 硬度达到 10 000 MPa, 并得出与传统材料 GCr15 钢、AISI321 不锈钢、0.45%C 碳钢等相比, 熔覆层具有更高的耐磨性。王影等人<sup>[3]</sup>通过激光熔覆在钛合金 TB9 上制备初生树枝晶为 Ti<sub>2</sub>Ni<sub>3</sub>Si 和枝晶间为 Ti<sub>2</sub>Ni<sub>3</sub>Si/NiTi 共晶组织的耐磨涂层。另外, 庄乔乔等人<sup>[4]</sup>在纯铜板表面通过激光熔覆技术获得了以 TiSi 和 Ti<sub>2</sub>Ni<sub>3</sub>Si 为强化相的耐磨涂层。

激光熔覆层高的硬度和耐磨性由熔覆层独特的组织结构决定, 因此很多研究人员对于高温梯度熔池的凝固过程分别从模型分析和试验验证两方面进行研究。Kurz 等和 Lipton 等<sup>[5,6]</sup>先后提出了快速凝固条件下枝晶生长的 KGT 模型和 LKT 模型。Gäumann 等<sup>[7]</sup>利用 KGT 模型结合 Hunt 模型分析了激光加工条件下 CMSX-4 Ni 基高温合金凝固过程, 并提出在激光表面

处理条件下, 熔池温度梯度范围为 10<sup>5</sup>~10<sup>7</sup> K/m。Yue 等<sup>[8]</sup>利用 KGT 和 LKT 改进模型分析了高熵合金 AlCoCrCuFeNi 的凝固过程, 并给出试验验证。

本研究采用激光熔覆技术在铜表面制备了 Ni-Ti-Si 三元合金涂层, 利用 KGT 和 LKT 改进模型分析涂层的凝固行为, 并测试其微观力学性能。

## 1 实验

分别用 Ni、Ti、Si 粉末(纯度≥99.5%)按 55:35:10 (at%) 配比配制涂层原始材料, 粉末平均粒度为 50~75 μm, 在 100 °C 下烘干 2 h, 称取粉末在球磨机中混合 30 min。基体材料选用退火态 T2 纯铜, 试样尺寸为 50 mm×50 mm×8 mm, 用砂轮机将表面氧化皮、油污等打磨干净, 保留其粗糙表面形态, 超声波清洗 15 min。将混合好的 Ni-Ti-Si 粉末预置到铜基体表面约 1 mm 厚。采用 5 kW 光纤激光加工系统(IPG YLS-5000)进行激光熔覆试验, 光纤直径 200 μm, 激光光源波长为 1025~1080 nm, 光斑直径为 0.6 mm, 试验过程中氩气作为保护气。工艺参数为: 激光功率 3500 W, 扫描速度为 600 mm/min。

垂直于激光扫描方向切取单道涂层-基体试样, 制备金相试样。经 HF-HNO<sub>3</sub>-H<sub>2</sub>O 体积比为 1:3:5 的腐蚀液腐蚀 10 s, 在 VHX-600 超景深光学显微镜, TESCAN

收稿日期: 2018-04-28

基金项目: 国家自然科学基金(51375294, 51605276, 51405288); 上海汽车工业科技发展基金会(1604); 上海市“创新行动计划”基础研究领域项目(17JC1400600, 17JC1400601)

作者简介: 李明川, 男, 1992 年生, 硕士, 上海工程技术大学材料工程学院, 上海 201620, E-mail: 18317538065@163.com

LYRA3 扫描电镜 SEM 和 EDS 下观察分析组织。采用 Rigaku X 射线衍射仪鉴定涂层组成相, Cu 靶  $K\alpha$  射线 ( $\lambda=0.154\ 060\ \text{nm}$ ), 扫描速度  $4^\circ/\text{min}$ , 步长为  $0.02^\circ$ 。用 HXD-1000 维式硬度计测量从熔覆层顶部到基体纵向硬度分布, 压痕间隔  $100\ \mu\text{m}$ , 试验载荷  $1\ \text{N}$ , 保荷时间  $15\ \text{s}$ 。采用  $0.1\ \text{N}$ , 载荷分别测量胞状晶、树枝晶以及晶间相硬度, 并获取压痕图片, 分析涂层微观力学性能。

## 2 结果与分析

### 2.1 组织分析

图 1 为激光熔覆层在光学显微镜下低倍放大组织。可以看到熔覆层厚度约为  $0.5\ \text{mm}$ , 组织均匀, 无气孔、裂纹等缺陷。熔覆层分为上层树枝晶区和下层胞状晶区, 胞状晶区宽度约为  $0.2\ \text{mm}$ , 晶间相呈现黄色。

采用微区 XRD 技术分别对熔覆层上下 2 个区域进行分析, 结果如图 2 所示。两区域都检测到铜固溶体( $\text{Cu}_{\text{ss}}$ )、钛固溶体和  $\text{Ni}_3\text{Si}$  相。相比树枝晶区, 下层胞状晶区同时标定为钛固溶体和  $\text{Ni}_3\text{Si}$  的  $36^\circ$  峰的相对强度降低而标定为  $\text{Ni}_3\text{Si}$  的  $42^\circ$  峰相对强度增加, 因此判断胞状晶区的  $\text{Ni}_3\text{Si}$  相数量比树枝晶区少。同时标定为  $\text{Cu}_{\text{ss}}$  和  $\text{Ni}_3\text{Si}$  衍射峰的相对强度增加, 判断胞状晶区的  $\text{Cu}_{\text{ss}}$  相数量多。这是因为靠近铜基体的胞状晶区, 因为稀释作用, 大量 Cu 进入熔覆层, 形成  $\text{Cu}_{\text{ss}}$  相, 所以在光学显微镜下观察胞状晶区呈现黄色。

图 3a 为熔覆层上下层分界区域的形貌, 更清晰地显示树枝晶区和胞状晶区组织形貌。图 3b 和 3c 分别为树枝晶组织和胞状晶组织, 点 1 至点 4 分别为初生晶和晶间相的能谱测试点, 其 EDS 结果如表 1 所示。结合 XRD 结果分析, 熔覆层下层暗黑胞状晶为钛固溶体, 亮白胞状晶为  $\text{Cu}_{\text{ss}}$  相, 上层树枝晶为钛固溶体, 枝晶间为  $\text{Ni}_3\text{Si}$  相。因为钛熔点比镍、硅高, 所以钛固溶体为先析出相。从图 4 下层胞状晶区域的 EDS 面扫描结果看, 硅元素的分布均匀, 无明显偏聚现象, 而

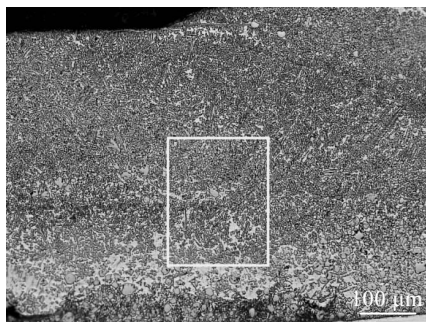


图 1 熔覆层截面 OM 组织

Fig.1 Cross-sectional OM microstructure of coating

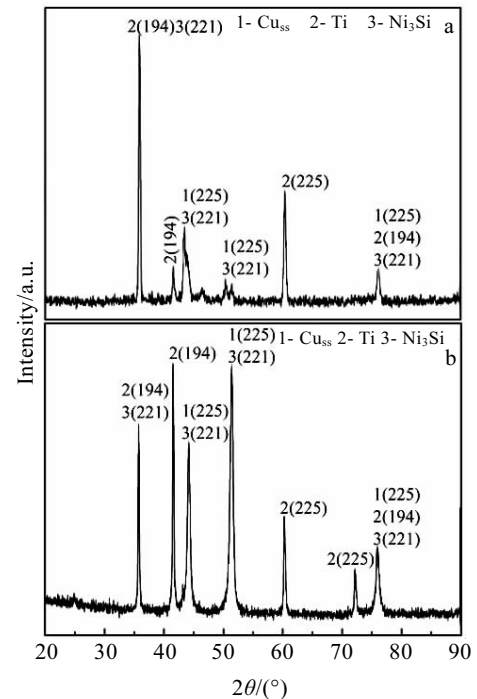


图 2 熔覆层的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of coating: (a) dendrite region and (b) cellular crystal region

钛主要集中在钛固溶体中, 镍、铜主要分布在  $\text{Cu}_{\text{ss}}$  相中。涂层中没有合成钛硅化物, 硅元素主要以固溶元素形式存在于其他相中。

### 2.2 过冷度计算与分析

激光熔覆过程中, 熔池凝固时, 液相中的温度梯度较大, 在靠近铜基体界面处, 温度梯度更大。等轴晶凝固时, 生长释放的潜热是沿液相中的负温度梯度导出<sup>[9]</sup>, 因此, 液相中温度梯度大, 有利于等轴晶或胞状晶生长。远离基体界面, 温度梯度降低, 有利于正温度梯度释放结晶潜热的柱状树枝晶生长。通常用温度梯度与凝固速度比值( $G/V$ )大小来描述枝晶生长形貌。从铜基体界面到涂层顶端, 随着  $G/V$  值减小, 晶体形貌由平面晶向树枝晶转变, 而  $G/V$  减小时, 枝晶尖端过冷度( $\Delta T$ )增大<sup>[10]</sup>。快速凝固条件下, 依据 Kurz-Giovanola-Trivedi (KGT) 模型和 Lipton-Kurz-Trivedi (LKT) 模型,  $\Delta T = \Delta T_i + \Delta T_c + \Delta T_r + \Delta T_k$ ,  $\Delta T_i$  为热过冷,  $\Delta T_c$  为成分过冷,  $\Delta T_r$  枝晶尖端曲率过冷,  $\Delta T_k$  为动力学过冷。对于金属材料, 热过冷相对于其他 3 项过冷度值较小<sup>[7]</sup>, 本研究中忽略。因此  $\Delta T$  表达为:

$$\Delta T = \sum_{i=1}^{n-1} (m_i c_{0i} - m_{vi} c_i^*) + \frac{2\Gamma}{R} + \frac{V}{\mu_k} \quad (1)$$

其中,  $\Gamma$  为 Gibbs-Thomson 系数,  $\mu_k$  为线性动力学系

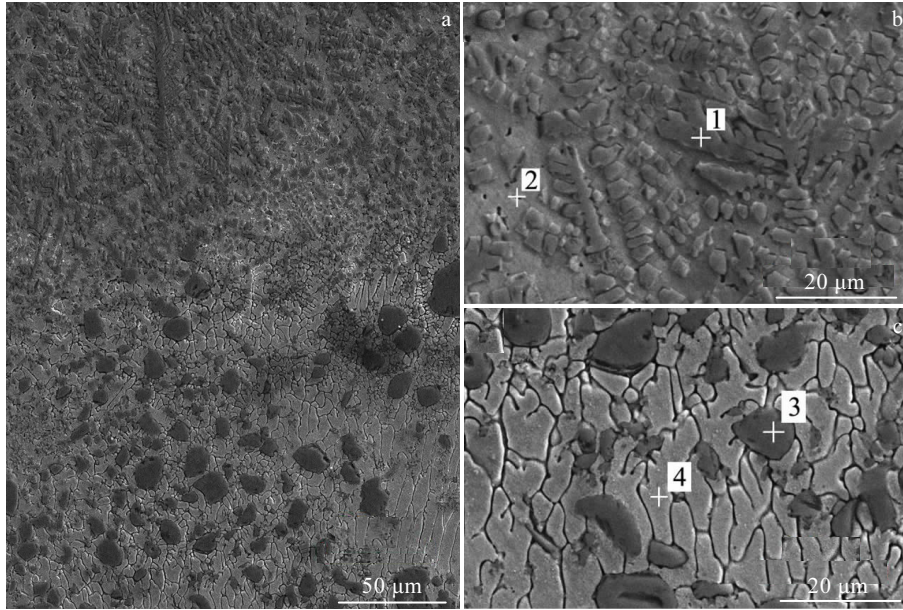


图 3 熔覆层横截面 SEM 形貌

Fig.3 SEM images of the cladding layer: (a) cross section, (b) dendrite region, and (c) cellular crystal region

表 1 图 3 中涂层测试点的 EDS 分析结果

Table 1 EDS analyses results of test points in coating in Fig.3

Point	Element composition/at%			
	Ni	Ti	Si	Cu
1	6.69	91.85	1.56	-
2	63.42	23.76	10.25	2.57
3	-	98.70	-	1.30
4	34.05	1.16	2.15	62.64
Area-scan	23.40	17.20	3.70	55.70

数,  $m_i$  为组分  $i$  的液相线斜率,  $c_{0i}$  为组分  $i$  浓度,  $m_{vi}$  为组分  $i$  与凝固速度相关的液相线斜率,  $c_i^*$  为枝晶尖端组分  $i$  浓度,  $R$  为枝晶尖端半径, 由以下公式计算得到:

$$R = 2\pi \left[ \frac{\Gamma}{\sum_{i=1}^{n-1} m_{vi} G_{ci} \xi_{ci} - G} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (2)$$

$$m_{vi} = m_i \left\{ 1 + \frac{k_{ei} - k_{vi} [1 - \ln(k_{vi} / k_{ei})]}{1 - k_{ei}} \right\} \quad (3)$$

$$G_{ci} = - \frac{Vc_i^* (1 - k_{vi})}{D_i} \quad (4)$$

$$\xi_{ci} = 1 - \frac{2k_{vi}}{\left[ 1 + 1 / \left( \frac{Pe_i^2}{4\pi^2} \right) \right]^{\frac{1}{2}} - 1 + 2k_{vi}} \quad (5)$$

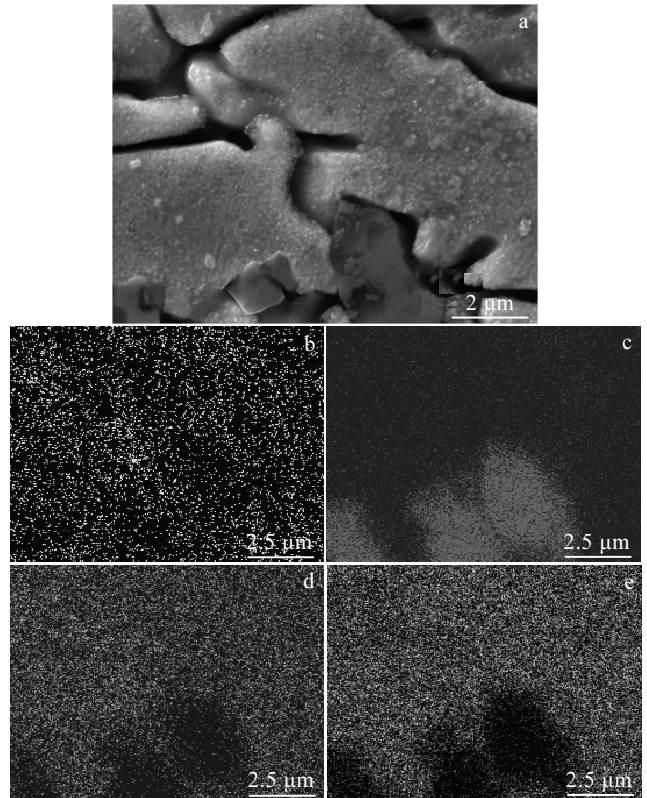


图 4 胞状晶区形貌及 EDS 面扫描结果

Fig.4 SEM morphology (a) and EDS area-scan results of cellular crystal region: (b) Si, (c) Ti, (d) Ni, and (e) Cu

$$c_i^* = \frac{c_{0i}}{1 - (1 - k_{vi})Iv(Pe_i)} \quad (6)$$

$$k_{vi} = \frac{a_0V/D_i + k_{ei}}{a_0V/D_i + 1} \quad (7)$$

其中,  $G_{ci}$  为枝晶尖端液相中组分  $i$  的浓度梯度,  $k_{ei}$  为组分  $i$  平衡分配系数,  $k_{vi}$  为快速凝固条件下修正后分配系数,  $\xi_{ci}$  为稳定性参数,  $D_i = D_{i0} \exp(-Q_i/R_g T_m)$  为扩散系数,  $Pe_i$  为组分  $i$  溶质 Peclet 数,  $G$  为界面平均温度梯度,  $Iv(Pe_i)$  可以简化为:  $Iv(Pe_i) = 2Pe_i/(2Pe_i + 1)^{[11,12]}$ 。

由公式(1)至公式(7)参考表 2 中相关参数, 计算出  $\Delta T$  随凝固速度( $V$ )变化曲线如图 5 所示, 下层胞状晶区因为稀释作用, 铜元素进入涂层, 凝固过程晶粒前端过冷度低, 该区域温度梯度高, 有利于平界面胞状晶生长。上层树枝晶区由于铜含量低, 枝晶尖端过冷度高, 大的浓度梯度不利于凝固界面稳定, 晶粒生长过程中侧向将出现锯齿萌芽, 萌芽随着过冷度增加充分生长, 最终形成树枝晶形貌。图 5 中虚线圈出的过渡区的枝晶尖端过冷度存在突变现象, 很好地解释了图 3a 中胞状晶与树枝晶的分界区。凝固过程中从熔覆层底部至顶端, 随着温度梯度降低, 铜含量减小, 枝

晶尖端过冷度不断增加, 存在突变区, 该突变区是胞状晶向树枝晶转变区域, 并且突变区过冷度斜率越大, 过渡区越窄, 但是该突变区出现的位置仍需探索。因为上层组织凝固时枝晶尖端过冷度大, 凝固速度快, 所以初生钛固溶体中“捕捉”的固溶元素量比下层钛固溶体多, 如图 3 中点 1、3 的 EDS 结果。

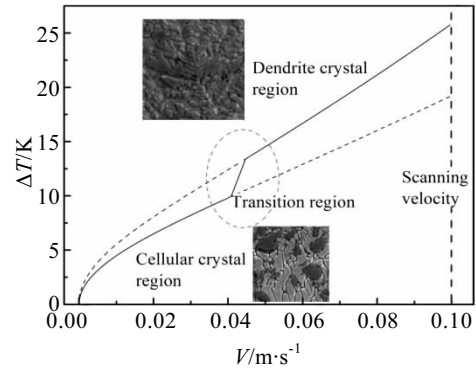


图 5 凝固前沿过冷度与凝固速度的关系

Fig.5 Crystal tip undercooling degree vs solidification velocity

表 2 Ni-Ti-Si 合金凝固过程物理参数

Table 2 Physical parameters of Ni-Ti-Si alloy used for the calculation of solidification process

Parameter	Value	Ref.
Liquidus temperature of coating, $T_m/K$	1900	Obtained using CALPHAD
Pre-exponential diffusion coefficient for chromium, $D_{Ti0}/\times 10^{-7} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$	3.52	[13]
Pre-exponential diffusion coefficient for nickel, $D_{Ni0}/\times 10^{-7} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$	4.92	[13]
Pre-exponential diffusion coefficient for copper, $D_{Cu0}/\times 10^{-7} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$	4.66	[13]
Activation energy for diffusion for chromium, $Q_{Ti}/\times 10^4 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$	6.35	[13]
Activation energy for diffusion for nickel, $Q_{Ni}/\times 10^4 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$	6.77	[13]
Activation energy for diffusion for copper, $Q_{Cu}/\times 10^4 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$	6.57	[13]
Length scale for solute trapping, $a_0/\times 10^{-9} \text{ m}$	5	[13]
Gibbs-Thomson coefficient, $\Gamma/\times 10^{-7} \text{ K} \cdot \text{m}$	2.47	[8]
Linear kinetic coefficient, $\mu_k/\text{m} \cdot \text{s}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$	4.696	[8]
Dendrite crystal region		
Slope of liquidus surface with respect to titanium concentration, $m_{Ti1}/\text{K} \cdot \text{at}\%^{-1}$	-16.47	Obtained using CALPHAD
Slope of liquidus surface with respect to nickel concentration, $m_{Ni1}/\text{K} \cdot \text{at}\%^{-1}$	-2.57	Obtained using CALPHAD
Equilibrium partition coefficient for titanium, $k_{Ti1}$	0.42	Obtained using CALPHAD
Equilibrium partition coefficient for nickel, $k_{Ni1}$	1.69	Obtained using CALPHAD
Cellular crystal region		
Slope of liquidus surface with respect to titanium concentration, $m_{Ti2}/\text{K} \cdot \text{at}\%^{-1}$	-6.3	Obtained using CALPHAD
Slope of liquidus surface with respect to nickel concentration, $m_{Ni2}/\text{K} \cdot \text{at}\%^{-1}$	-8.7	Obtained using CALPHAD
Slope of liquidus surface with respect to copper concentration, $m_{Cu2}/\text{K} \cdot \text{at}\%^{-1}$	-9.5	Obtained using CALPHAD
Equilibrium partition coefficient for titanium, $k_{Ti2}$	0.56	Obtained using CALPHAD
Equilibrium partition coefficient for nickel, $k_{Ni2}$	0.1	Obtained using CALPHAD
Equilibrium partition coefficient for copper, $k_{Cu2}$	0.4	Obtained using CALPHAD

### 2.3 微观力学性能

0.1 N 载荷下，取多点测试，熔覆层下层组织初生钛固溶体、Cu 固溶体的平均硬度（HV，下同）分别为 16 050 和 2200 MPa，如图 6a 所示，钛固溶体硬度高，断裂韧性值低，压痕四周出现可视裂纹，裂纹终止于晶粒边缘。初生钛固溶体数量较少，因此下层胞状晶区域综合平均硬度为 4000 MPa 左右(见图 6c)。如图 6b 所示，熔覆层上层组织初生钛固溶体枝晶、枝晶间相的平均硬

度分别为 10 440 和 7120 MPa，树枝晶区域平均硬度为 8000 MPa 左右(见图 6c)。熔覆层中存在约 200 μm 厚的胞晶区，该区域平均硬度 2200 MPa，韧性好，为上层高性能树枝晶熔覆层与铜基体结合提供良好的过渡作用。

对于同为钛固溶体的初生强化相，树枝晶的断裂韧性比块状胞晶高，相同载荷下，树枝晶压痕周围没有明显裂纹，这与树枝晶独特的枝晶结构有关。如图 7a 所示，胞晶钛固溶体晶粒受压产生裂纹向边缘

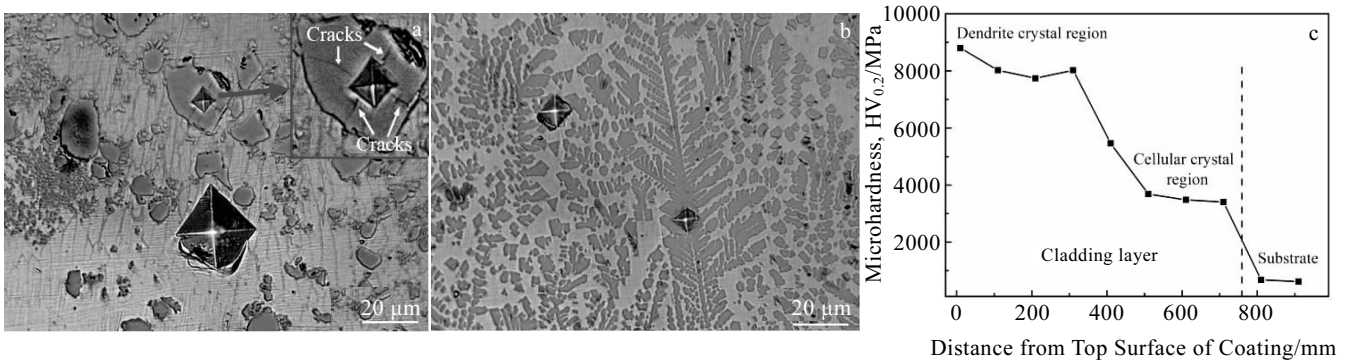


图 6 熔覆层压痕和硬度分布

Fig.6 Indentations (a, b) and microhardness (c) of the cladding layer: (a) cellular crystal region and (b) dendrite crystal region

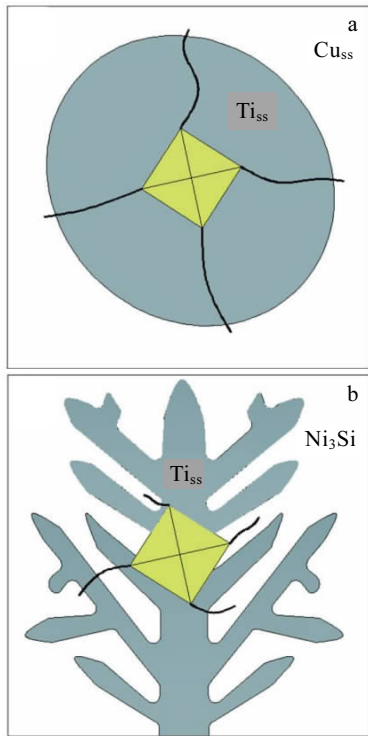


图 7 胞状晶和树枝晶压痕裂纹扩展示意图

Fig.7 Schematic diagrams of crack propagation in cellular crystal (a) and dendrite crystal (b)

扩展，延伸到铜固溶体中，扩展能释放，停止扩展。裂纹几乎贯穿整个晶粒，容易发生脱落，失效。对于树枝晶，如图 7b 所示，一次枝晶干上会长出二次枝晶，而二次枝晶之间存在晶间相，这样的强韧配合作用下，当树枝晶受到外界压力时，枝晶间韧性相会释放部分能量，阻碍裂纹扩展。由于枝晶间韧性相的存在，测得树枝晶区域初生相钛固溶体硬度值比胞状晶区的低。

### 3 结 论

1) 以 Ni-Ti-Si 粉末为原料，采用激光熔覆方法在铜表面制备熔覆层，得到分层组织形貌的熔覆层。计算熔池凝固过程中晶粒尖端过冷度，从热力学角度分析胞状晶和树枝晶形成原因。

2) 对于强化相钛固溶体，当受到载荷时胞晶易产生裂纹并扩展至 Cu<sub>ss</sub> 相中，容易发生脱落，失效，而树枝晶则表现出更好的综合力学性能。

3) 铜及铜合金表面激光熔覆合金表面改性，存在基体与熔覆层力学性能差异大而容易使熔覆层脱落失效问题。本实验制备 Ni-Ti-Si 合金激光熔覆层时发现适当的稀释率，Cu 进入熔覆层中，降低凝固时枝晶尖端过冷度，形成胞状晶区有利于熔覆层与基体间性能过渡，提高熔覆层稳定性。

## 参考文献 References

- [1] Wang Y, Wang H M. *Applied Surface Science*[J], 2004, 229(1-4): 81
- [2] Wang H M, Cao F, Cai L X *et al. Acta Materialia*[J], 2003, 51(20): 6319
- [3] Wang Ying(王影), Zhang Lingyun(张凌云), Yu Rongli(于荣莉) *et al. Rare Metal Materials & Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(1): 62
- [4] Zhuang Qiaoqiao(庄乔乔), Zhang Peilei(张培磊), Li Mingchuan(李明川) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2017, 44(11): 1 102 002
- [5] Kurz W, Giovanola B, Trivedi R. *Acta Metall*[J], 1986, 34(5): 823
- [6] Lipton J, Kurz W, Trivedi R. *Acta Metall*[J], 1987, 35(4): 957
- [7] Gäumann M, Bezencon C, Canalis P *et al. Acta Materialia*[J], 2001, 49(6): 1051
- [8] Yue T M, Xie H, Lin X *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 587: 588
- [9] Kurz W, Fisher D J. *Fundamentals of Solidification*(凝固原理)[M]. Beijing: Higher Education Press, 2010: 41
- [10] Hu Hanqi(胡汉起). *Metal Solidification Principle*(金属凝固原理)[M]. Beijing: China Machine Press, 2012: 127
- [11] Eckler K, Cochrane R F, Herlach D *et al. Physical Review B, Condensed Matter*[J], 1992, 45(9): 5019
- [12] Liu F C, Lin X, Leng H *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2013, 45: 330
- [13] Rappaz M, David S A, Vitek J M *et al. Metallurgical Transactions A*[J], 1990, 21(6): 1767

## Microstructure and Micromechanical Properties of Ni-Ti-Si Coating Deposited by Laser Cladding

Li Mingchuan<sup>1,2</sup>, Zhang Peilei<sup>1,2</sup>, Yu Zhishui<sup>1,2</sup>, Yan Hua<sup>1,2</sup>, Ye Xin<sup>1,2</sup>, Li Shaowei<sup>1,2</sup>

(1. Shanghai University of Engineering Science, Shanghai 201620, China)

(2. Shanghai Collaborative Innovation Center of Laser Advanced Manufacturing Technology, Shanghai 201620, China)

**Abstract:** A cladding layer 55Ni-35Ti-10Si (at%) was synthesized on copper using laser cladding, which was composed of two kinds of microstructures. The microstructures of the cladding layer were characterized by optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), X-ray diffraction (XRD) and energy dispersive spectrometer (EDS). The results show that the phases in upper layer are Ti solid solution+Ni<sub>3</sub>Si and the morphology is dendritic. The under layer is composed of Ti solid solution+Cu solid solution and the morphology is cellulate. The crystal growth in solidification process was analysed using a modification model which is combined Kurz-Giovanola-Trivedi (KGT) model with Lipton-Kurz-Trivedi (LKT) model. The mechanism of cladding layer stratification was studied by thermodynamics. The microhardness of cladding layer was tested. The average hardness (HV) of upper layer and under layer are 8000 and 2200 MPa, respectively. The synthesis of under layer is beneficial to the performance transition between the cladding layer and substrate, increasing the stability of cladding layer.

**Key words:** laser cladding; Ni-based alloy; surface modification of Cu; rapid solidification

---

Corresponding author: Zhang Peilei, Ph. D., Professor, School of Materials Engineering, Shanghai University of Engineering Science, Shanghai 201620, P. R. China, Tel: 0086-21-67791142, E-mail: peilei@sues.edu.cn