

铸铁件激光熔覆 NiCuFeBSi 合金组织及力学性能

董世运 闫世兴 徐滨士 王玉江 方金祥 任维彬

(装甲兵工程学院再制造技术国家重点实验室, 北京 100072)

摘要 针对灰铸铁激光熔覆的白口组织和开裂问题,研究了 NiCuFeBSi 合金材料及基体预热工艺对白口组织控制的影响,评价了合金力学性能。结果表明,NiCuFeBSi 合金熔覆层界面白口组织宽度较小,基体预热温度升高时,白口组织呈现分散、断续状分布。半熔化区由于白口组织存在,显微硬度在此区达到峰值,向界面两侧呈递减趋势;NiCuFeBSi 合金抗拉强度较高,横向抗拉强度大于纵向,其与 HT250 的对接试样抗拉强度受热影响区强度下降影响,强度小于 NiCuFeBSi 合金和 HT250。熔覆层拉伸断裂机制为解理断裂为主、解理与准解理混合型断裂。

关键词 激光技术;激光熔覆;灰铸铁;白口组织;预热温度

中图分类号 TN249 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL201239.1203004

Microstructure and Mechanical Property of NiCuFeBSi Alloy with Laser Cladding on Substrate of Gray Cast Irons

Dong Shiyun Yan Shixing Xu Binshi Wang Yujiang Fang Jinxiang Ren Weibin

(National Key Laboratory for Remanufacturing, Academy of Armored Forces Engineering, Beijing 100072, China)

Abstract Due to existence of chill microstructure and cracks, influence of flaw control with laser cladding NiCuFeBSi alloy and preheating are investigated. Mechanical property of alloy is estimated as well. Results show that chill microstructure width of NiCuFeBSi alloy is extremely low. With preheating temperature increasing, the chill microstructure become discontinuous. Because of the generation of chill microstructure in semi-molten zone, microhardness in this zone is highest while descending at two sides of interface. Tensile strength of alloy is higher than HT250, furthermore, tensile strength along cross direction is higher than longitudinal direction. However, tensile strength of butt samples is lowest because of heat affection. Failure type of claddings is mainly cleavage fracture mixing quasi-cleavage fracture.

Key words laser technique; laser cladding; gray cast iron; chill microstructure; preheating temperature

OCIS codes 160.3900; 140.3390; 350.3390

1 引言

灰铸铁以其较好的导热性、减震性、减磨性以及低廉的价格被广泛应用于发动机、机床、汽车制动毂等大型装备零件的制造领域^[1~3],然而灰铸铁因其韧性低、塑性差的力学特点,在零件的铸造和使用过程中常常由于局部出现缺陷而导致整体报废^[4]。近年来,激光熔覆技术以其良好的冶金结合、较低的基体热变形和优异的覆层性能使其在铸铁件修复上受到广泛青睐^[5~8],但也带来了熔覆层的开裂、气孔等问题,产生缺陷的原因是铸铁基体中含有大量石墨,

碳当量极高、焊接性极差,导致熔覆层结合界面组织白口化和开裂。研究表明,采用 NiCuFeBSi 类异质材料激光熔覆修复灰铸铁件可有效降低白口组织宽度,并提高抗开裂性能^[9]。同时,基体预热处理对于削弱界面组织白口化、提升熔覆层抗开裂性也具有较大作用。

本文以 HT250 为基体,采用成形性优异、抗开裂性突出的 NiCuFeBSi 合金,配合最优化激光熔覆工艺参数,研究不同预热温度条件下的 NiCuFeBSi 合金熔覆层组织变化规律,评价熔覆层显微硬度、抗

收稿日期: 2012-06-26; 收到修改稿日期: 2012-08-20

基金项目: 国家 973 计划(2011CB013403)、国家自然科学基金(50975287)和“十二五”预研(51327040401)资助课题。

作者简介: 董世运(1973—),男,研究员,主要从事激光熔覆再制造及其质量控制等方面的研究。

E-mail: syd422@sohu.com

拉强度等性能,为体积损伤类灰铸铁件的激光熔覆再制造提供材料与工艺参考。

2 试验过程

2.1 材料准备

实验所采用激光熔覆粉末为自行研制的

表 1 熔覆合金与基体材料元素成分

Table 1 Components of cladding alloy and substrate

Element	C	S	P	Mn	Si	B	Cu	Fe	Ni
HT250	3.3~3.5	<0.05	<0.05	0.5~0.7	1.5~1.9	—	0.4~0.6	bal	—
NiCuFeBSi	—	—	—	—	0.5~2	0.1~1	10~15	0.5~1	—

2.2 激光熔覆工艺

采用 CO₂ 激光器在 HT250 基材上进行 NiCuFeBSi 合金的激光熔覆成形试验,考察同一激光熔覆工艺条件下铸铁预热温度对熔覆层组织性能的影响。加热设备为电磁感应加热器,对灰铸铁样板进行整体加热,温度分别为 30 ℃、200 ℃、300 ℃、

400 ℃和 500 ℃,采用气动侧向同步送粉方式,激光熔覆工艺参数如表 2 所示,熔覆后采用石棉毯包覆,缓冷至室温。NiCuFeBSi 合金拉伸试样在 45 钢基体上制备,熔覆层搭接率为 45%,堆积总厚度为 5 mm,其余工艺参数与表 2 相同。

表 2 NiCuFeBSi 合金激光熔覆层工艺参数

Table 2 Parameters of laser cladding NiCuFeBSi alloy

Parameter	Laser power /kW	Scanning speed /(mm/s)	Powder feed rate /(g/min)	Spot size /mm	Gas-flow rate /(L/h)	Substrate preheating temperature /℃
Value	5500	10	15.4	5	150	30/200/300/400/500

2.3 组织与成分分析

沿熔覆层横截面方向进行线切割,然后抛光、腐蚀,先采用体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液轻腐蚀熔覆层与基体 10 s,在金相显微镜下观察基体热影响区、半熔化区组织以及熔覆层晶间易腐蚀相特征,然后采用王水重腐蚀 20 min,观察熔覆层内部晶粒形态。采用 X 射线衍射仪(XRD)分析熔覆层的物相组成。采用扫描电子显微镜(SEM)观察熔覆层高倍显微组织和拉伸断口形貌,采用能谱仪(EDS)测量熔覆层内树枝晶晶干与晶间元素分布。

2.4 力学性能测试

采用维氏显微硬度计沿基体-热影响区-熔覆层直线方向测量其显微硬度值,相邻两点间距 150 μm。基体上测量点定位在金属基体上,避开软质石墨相。为评价 NiCuFeBSi 合金与 HT250 两种材料之间抗拉强度性能以及对接熔覆形成的热影响区对接结合强度的影响,进行拉伸试验。拉伸设备为 9INSTRON 型万能试验机。试样为板件,如图 1 所示。拉伸试样为 3 类,包括 HT250 试样、NiCuFeBSi 合金试样及二者的对接试样,对接试样制备过程为:在 HT250 板件上铣出截面为 4 mm×2 mm 的凹槽,然后堆积熔覆 NiCuFeBSi 合金填满

凹槽,按标准切割制样。NiCu 合金试样进行纵横两个方向的拉伸,制样形式如图 2 所示,拉伸时加载变形速度 0.5 mm/min。

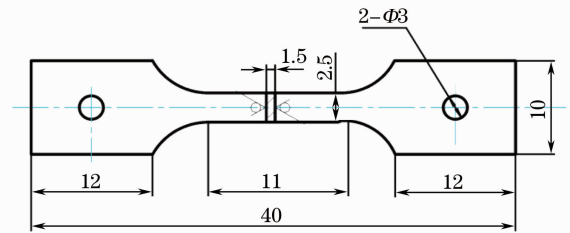


图 1 拉伸力学性能试样尺寸(单位:mm)

Fig. 1 Size of tensile samples (Unit: mm)

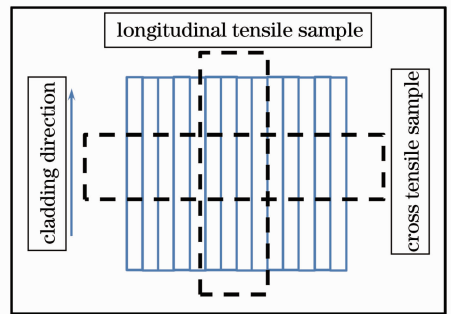


图 2 NiCuFeBSi 合金的纵向拉伸和横向拉伸制样示意图

Fig. 2 Sketch map of cross and longitudinal tensile samples of NiCuFeBSi alloy

3 结果与讨论

3.1 基体温度对熔覆层组织的影响

图 3、4 为基体温度 30 ℃ 和 500 ℃ 的熔覆层横截面组织,可见,在两种预热温度条件下的 NiCuFeBSi 合金熔覆层结合界面处均出现了白口组织,基体温度 30 ℃、500 ℃ 熔覆层白口组织宽度分别为 40 μm 和 50 μm。基体温度 30 ℃ 的熔覆层白口组织沿界面连续分布,而基体温度 500 ℃ 熔覆层白口组织则呈现断续分布状,可见,提高基体预热温度会避免出现连续白口组织,有利于降低界面脆性,抑制了熔覆层结合界面开裂倾向。

由图 3(b)和图 4(b)可见,半熔化区的组织为白色片状的 FeC₃、层片极细小致密的屈氏体组织和片状石墨(G)组织。其中,处于近熔池一端的石墨片已部分熔化,部分熔解的小片状石墨随熔池对流运动漂移至熔池内部[图 3(b)],图 4(b)中半熔化区呈现更清晰的熔解特征,近熔池一端呈现脱离基体状态,而熔池内部 Ni、Cu 等元素渗入基体分解的空

隙,形成石墨、FeC₃、基体淬硬组织、(Ni,Cu)固溶体等组织互相融合的组织特征。

由图 3(c)、图 4(c)可见,熔覆层底部组织为相对粗大的树枝晶,枝晶一次晶轴较长,有明显的二次晶轴,一次晶轴生长方向垂直于与底部界面,在二次晶轴间隙分布着最后凝固组织和黑色点状金属化合物。在熔覆层心部,组织则出现差异,由图 3(d)可见,熔覆层组织主要以细小密布的胞状晶为主,少量分布着细小树枝晶,枝晶一次晶轴与二次晶轴长度接近。而由图 4(d)可见,主要以框架状枝晶为主,枝晶一次晶轴短,二次晶轴不明显,枝晶排列无规则。当基体温度为 30 ℃ 时,熔覆层凝固过冷度较大,导致框架状枝晶骨架间隙较小,间隙内分布着后凝固的网状组织和黑色点状金属化合物[图 3(d)];而当基体温度为 500 ℃ 时,熔覆层凝固过冷度减小,框架状枝晶骨架间隙变大,间隙内组织为数量增多的白色片状后凝固组织和黑色细片状金属化合物[图 4(d)]。

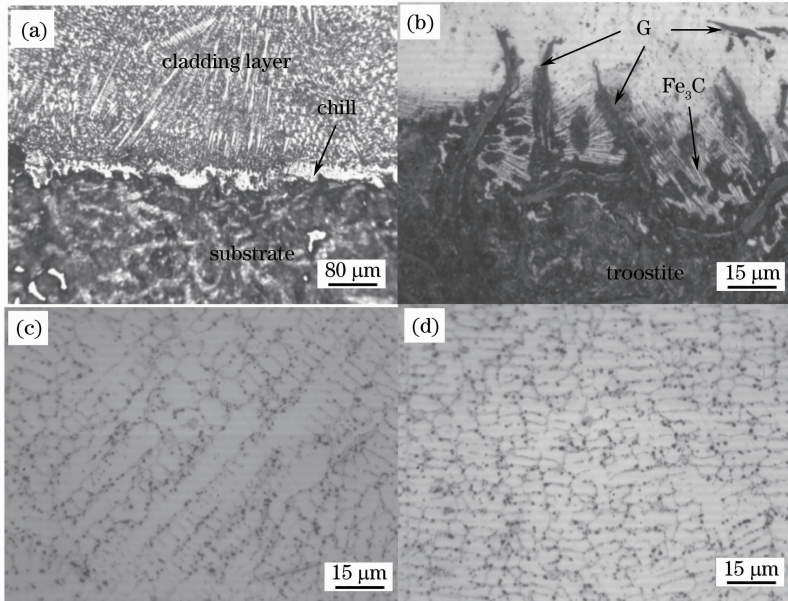


图 3 基体温度 30 ℃ 激光熔覆层显微组织。(a)横截面组织;(b)半熔化区;(c)熔覆层底部;(d)熔覆层心部

Fig. 3 Microstructures of laser cladding layer of 30 ℃ preheating. (a) Cross section of layers; (b) semi-molten zone; (c) layer bottom; (d) core of layer

根据 NiCuFeBSi 合金的 3 个主要元素 Ni、Cu、Si,查阅其平衡态的三元合金相图如图 5 所示^[10],处于凝固后期 450 ℃ 的 Ni-Cu-Si 三元合金物相为 (Ni,Cu)+Cu₃Ni₅Si₂+Cu₅Si,而对于非平衡凝固的 NiCuFeBSi 合金激光熔覆层,熔覆层 XRD 图谱如图 6 所示,可见其组成相主要为(Ni,Cu)固溶体和 Cu_{2.76}Ni_{1.84}Si_{0.4}金属间化合物,以及少量的(Cu_{0.2}Ni_{0.8})O 氧化物和 Ni_{0.2}Cu_{0.2}Fe_{1.6}P 金属间化合物,

XRD 结果与合金三元相图物相比较为接近。

对熔覆层枝晶及其间隙成分进行 EDS 分析,如图 7 所示,熔覆层内树枝晶枝干成分主要为 Ni、Cu 和 Fe,而树枝晶晶间成分主要为 Ni、Cu、Fe、Si 和 P。可见基体扩散进入的 P、Si 等杂质元素汇聚在晶间,形成了最后凝固组织,而熔覆层主要物相仍为 Ni、Cu 和 Fe 构成相。根据 XRD 结果和熔覆层金相组织,可以判断熔覆层内树枝晶为(Ni,Cu)固溶

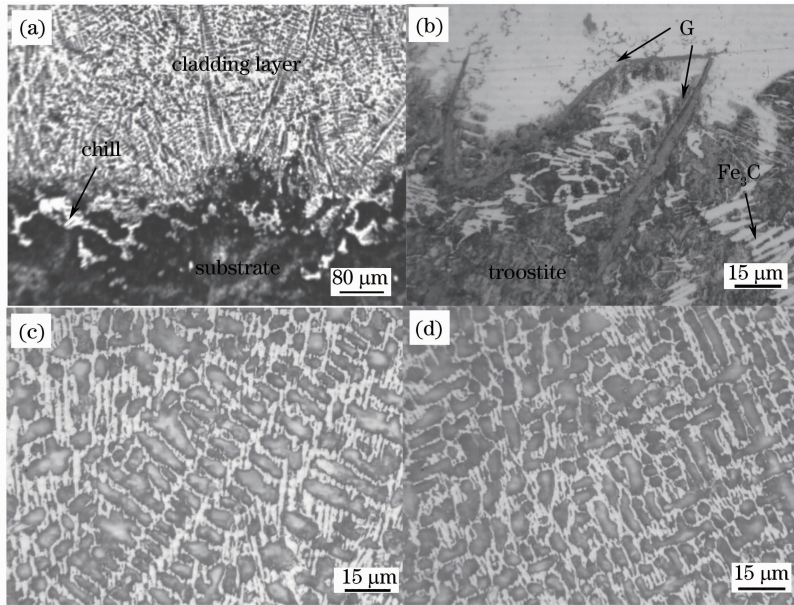


图 4 基体温度 500 °C 时激光熔覆层显微组织。(a)横截面组织;(b)半熔化区;(c)熔覆层底部;(d)熔覆层心部
Fig. 4 Microstructures of laser cladding layer at 500 °C preheating. (a) Cross section of layers;
(b) semi-molten zone; (c) layer bottom; (d) core of layer

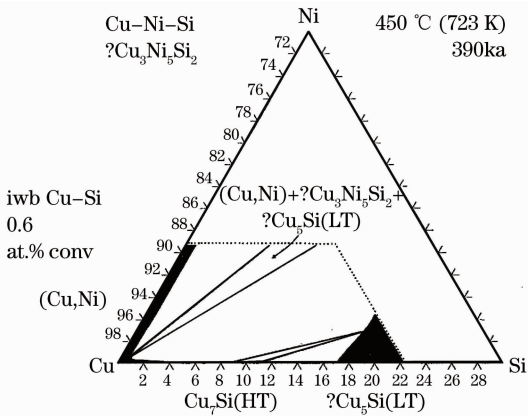


图 5 Ni-Cu-Si 三元合金平衡相图

Fig. 5 Equilibrium phase diagram of Ni-Cu-Si alloy

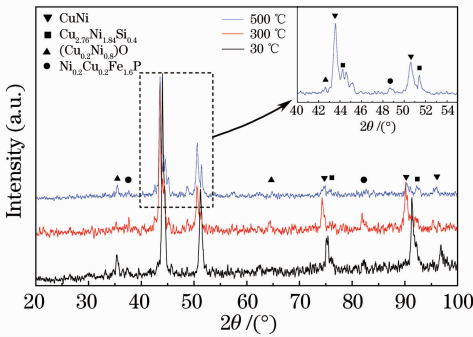


图 6 不同基体预热温度熔覆层 XRD 图谱

Fig. 6 XRD patterns of different preheating temperatures for cladding

体,晶间断续分布的网状或片状组织为 $\text{Cu}_{2.76}\text{Ni}_{1.84}\text{Si}_{0.4}$ 和 $\text{Ni}_{0.2}\text{Cu}_{0.2}\text{Fe}_{1.6}\text{P}$ 金属间化合物,而弥散分布

于晶间的黑色点状物为 $(\text{Cu}_{0.2}\text{Ni}_{0.8})\text{O}$ 金属氧化物。

分析不同预热温度对熔覆层物相组成的影响,选择预热温度为 30 °C、300 °C 和 500 °C 三种熔覆层。由图 6 可见,随着预热温度升高,主要物相(Ni, Cu)固溶体衍射峰强度降低,表明其含量呈减少趋势,而由于熔覆层稀释率增大,大量的 Si、P 扩散进入熔覆层,在(Ni,Cu)固溶体间隙伴随出现了 $\text{Cu}_{2.76}\text{Ni}_{1.84}\text{Si}_{0.4}$ 和 $\text{Ni}_{0.2}\text{Cu}_{0.2}\text{Fe}_{1.6}\text{P}$ 金属间化合物,温度越高,该相越多。而 $(\text{Cu}_{0.2}\text{Ni}_{0.8})\text{O}$ 金属氧化物在熔覆层内含量则受基体预热温度变化影响不大。

3.3 显微硬度分布

采用维氏显微硬度计从基体向熔覆层内部测量熔覆层显微硬度,获得预热温度 30 °C、300 °C 和 500 °C 三种熔覆层的硬度分布如图 8 所示。可见,从基体至熔覆层显微硬度呈现先递增、再减小的变化趋势,在结合界面处达到峰值 $\text{HV}_{0.1} 670$,基体硬度范围 $\text{HV}_{0.1} 360 \sim 520$,热影响区硬度为 $\text{HV}_{0.1} 520 \sim 670$,界面半熔化区硬度 $\text{HV}_{0.1} 630 \sim 670$,熔覆层底部硬度 $\text{HV}_{0.1} 480 \sim 560$,熔覆层心部硬度为 $\text{HV}_{0.1} 360 \sim 480$ 。以上硬度变化与组织相变密切相关:半熔化区由于硬脆白口组织的存在其显微硬度最大,基体热影响区由于出现了马氏体、细晶屈氏体等淬硬组织,显微硬度值也偏高;而熔覆层主要为(Ni,Cu)固溶体软质相,其硬度较低,与 HT250 基体中珠光体显微硬度较为接近,平均硬度略低于基体硬度,说明 NiCuFeBSi 合金在硬度方面与 HT250

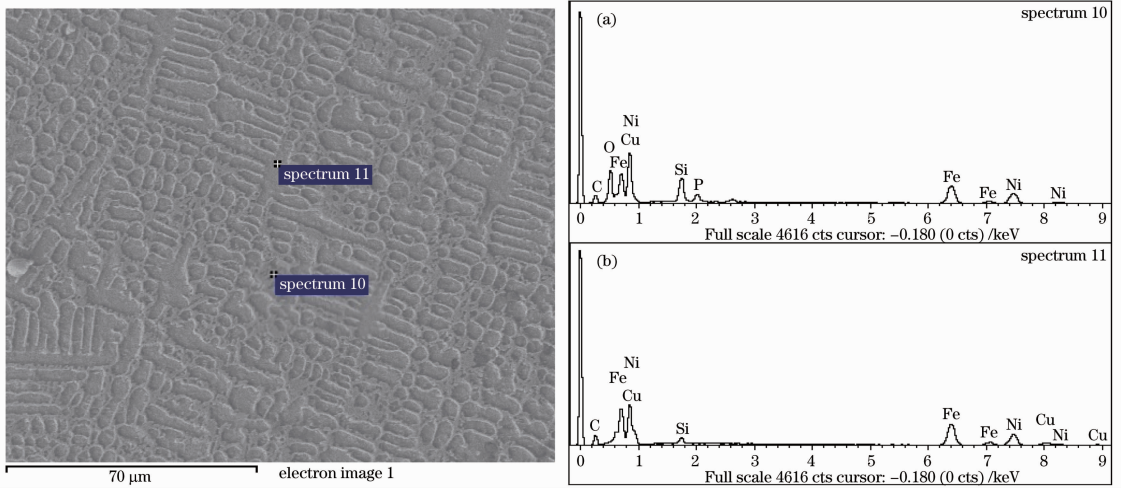


图 7 熔覆层(基体 300 °C)枝晶及其间隙成分分布。(a)树枝晶晶间(spectrum10);(b)树枝晶枝干(spectrum 11)
Fig. 7 Element distributions in both dendritic and gaps. (a) Grain boundary (spectrum10); (b) crystallographic axis (spectrum 11)

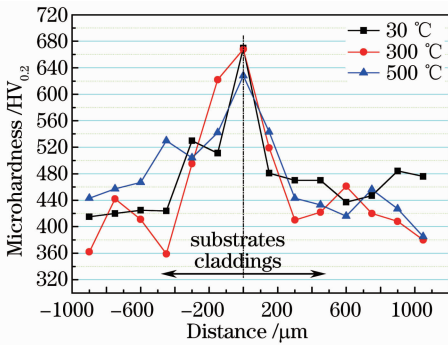


图 8 不同预热温度的熔覆层显微硬度分布
Fig. 8 Microhardness of cladding layers with different preheating temperatures

基体具有较好的匹配性。对比分析预热温度对熔覆层显微硬度影响,以 30 °C 和 500 °C 为例,可见提高基体预热温度,熔覆层内部和界面结合区的硬度均略下降,而在热影响区硬度略升高,这是由于提高预热温度使高温熔池的热扩散范围增大,扩大了热影响区,热影响区内马氏体等淬硬组织提高了硬度。

3.4 拉伸性能

图 9 为 NiCuFeBSi 合金激光熔覆层、HT250 及二者对接试样拉伸曲线,可见 NiCuFeBSi 合金的抗拉强度最大,为 648 MPa, NiCuFeBSi 合金与 HT250 对接样抗拉强度最小,仅为 165.1 MPa。对接试样抗拉强度相对于 HT250 基体强度 221.89 MPa,强度降低了 1/4,可见激光的热影响显著。由图 9、10 可见,HT250 试样与对接试样拉伸曲线均无屈服点,试样延伸率小于 3%,呈现典型的脆性断裂特征,而 NiCuFeBSi 合金试样拉伸曲线则表现为断裂前发生少量的塑性变形,延伸率为 4.2%,其断裂形式为脆

性断裂为主,伴随着较小的塑性变形。

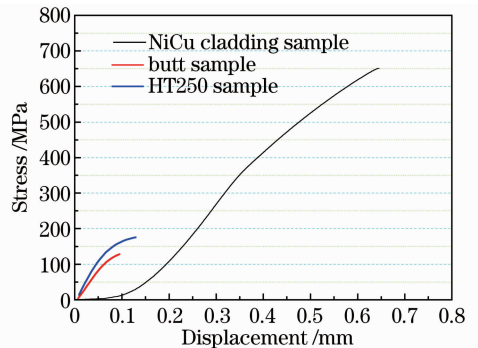


图 9 NiCuFeBSi 合金、HT250 及二者对接试样拉伸曲线
Fig. 9 Tensile curves of NiCuFeBSi alloy, HT250 and their butt samples

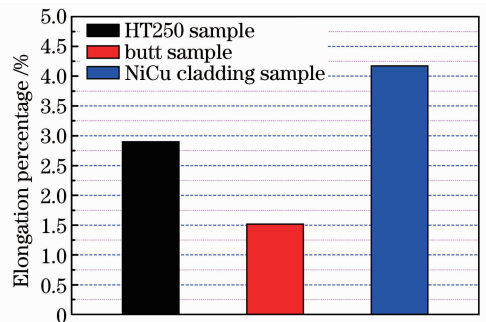


图 10 三类拉伸试样延伸率

Fig. 10 Elongation percentages of three kind of materials
观察发现, NiCuFeBSi 合金激光熔覆层与 HT250 试样的断口位置在试样中部,而二者对接试样的断口则出现在基体热影响区处。对接试样的强度下降是由激光能量对基体热影响所致,堆积过程中反复的加热冷却扩大了基体的热影响区范围,同时使热影响区部位出现马氏体等淬硬组织,导致基

体热影响区强度降低,承受拉伸载荷时极易在此部位发生断裂。

研究拉伸方向差异时,NiCuFeBSi 合金熔覆层强度的变化规律,图 11 为纵向与横向的拉伸曲线,可见,沿熔覆层横向拉伸时强度为 800 MPa,大于沿熔覆层纵向拉伸时强度 650 MPa,同时,延伸率达到 8.5%,也大于纵向拉伸时延伸率 4.5%(图 12 所示)。以上现象反应出立体堆积成形的 NiCuFeBSi 合金激光熔覆层沿其成形方向的纵向和横向的强度存在着差异,横向抵抗材料变形的能力大于纵向。

图 13 为熔覆层断口形貌,可见两种试样的断口均为以解理断裂为主、解理与准解理混合断口形貌,断口特征包括两部分:一是白色条纹带上的少量韧窝,是韧性断裂的特征;二是白色条纹带两侧的晶面有河流花样,是脆性断裂。由于堆积熔覆层内部以交叉树枝晶和框架状树枝晶(图 3、4),裂纹扩展是以撕裂枝晶某一晶轴进行的,因此,拉伸件的断裂形式为穿晶断裂。

结合上述分析,可解释熔覆层横向的强度大于纵向的原因:熔池凝固时,枝晶垂直于底部弧面向熔池内部生长,研究表明,在横向上枝晶的一次晶轴呈交叉生长,而在纵向上一次晶轴则呈现互相平行生长^[11]。因此,由熔覆层的穿晶断裂形式可知,裂纹沿横向断裂时要穿越的一次晶轴及二次晶轴的数量

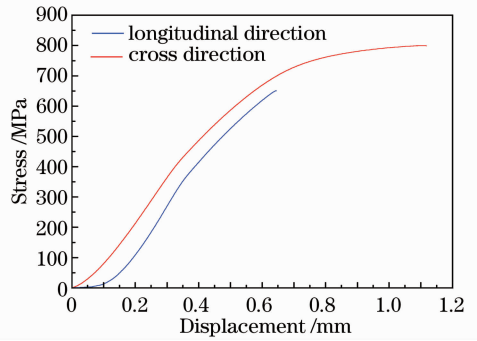


图 11 NiCuFeBSi 合金纵向与横向拉伸曲线
Fig. 11 Cross and longitudinal drawing tensile curves of NiCuFeBSi alloy

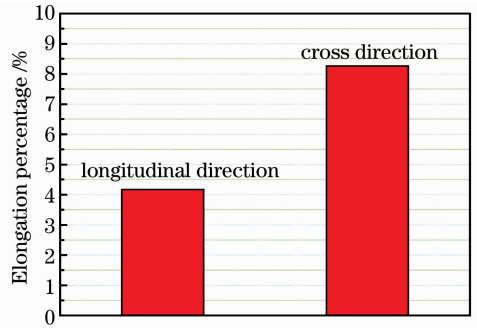


图 12 NiCuFeBSi 合金纵向与横向拉伸延伸率
Fig. 12 Elongation percentages of NiCuFeBSi alloy in longitudinal and cross direction

量要多于纵向断裂,变形的难度增加,使熔覆层强度增大。

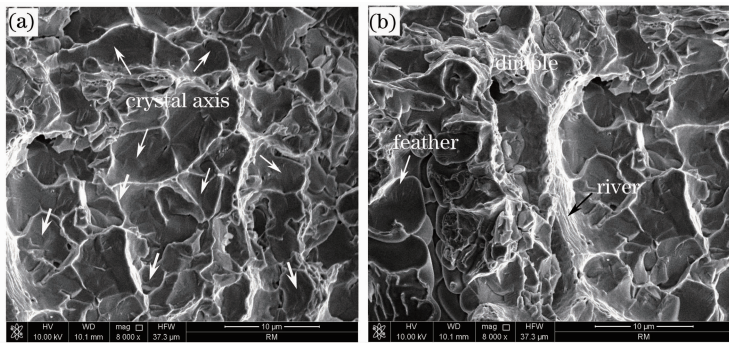


图 13 熔覆层断口形貌。(a)横向拉伸;(b)纵向拉伸

Fig. 13 Fracture textures of cladding. (a) Cross tension; (b) longitudinal tension

另外,对比可见,NiCuFeBSi 合金熔覆层硬度低于 HT250,但强度却远大于 HT250。这是由于熔池凝固过程中冷却速度极大,形成的晶粒尺寸极细小致密,远小于 HT250,合金塑性变形时,大量晶界阻碍了位错的滑移,从而大幅提高了熔覆层的抗拉强度,但由于熔覆层主要由 CuNi 固溶体软质相组成,故显微硬度较低。

4 结 论

1) 灰铸铁激光熔覆时,基体的预热温度对熔覆层组织影响显著。基体预热温度升高至 500 ℃时,熔覆层半熔化区白口组织,且呈现断续状分布。

2) 半熔化区由于白口组织存在,显微硬度在此区达到峰值,向界面两侧呈递减趋势,硬度分布受基体温度影响较小,NiCuFeBSi 合金熔覆层硬度略低

于 HT250 基体。

3) NiCuFeBSi 合金抗拉强度高于 HT250,且合金横向抗拉强度大于纵向。熔覆层拉伸断裂机制为解理断裂为主、解理与准解理混合型断裂。

参 考 文 献

- 1 X. Tong, H. Zhou, W. Jiang *et al.*. Study on preheating and annealing treatments to biomimetic non-smooth cast iron sample with high thermal fatigue resistance[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, **513-514**(0): 294~301
- 2 A. Liu, B. Previtali. Laser surface treatment of grey cast iron by high power diode laser[J]. *Physics Procedia*, 2010, **5**: 439~448
- 3 Wang Hongying, Yao Yuan, Hu Jiandong. Parameter optimizing and microstructure analysis of laser treated gray cast iron for ca141 engine body[J]. *Hot Working Process*, 2004, **33**(5): 339~343
- 4 Ju Yi, Guo Shaoyi, Li Zhongquan. Status and development of laser surface alloying and laser cladding in China[J]. *Materials Science & Engineering*, 2002, **20**(1): 143~145
- 5 Zhou Zhenfeng. *Welding Metallurgy and Technology of Cast Irons*[M]. Beijing: China Machine Press, 2001. 163~205
周振峰. 铸铁焊接冶金与工艺[M]. 北京: 机械工业出版社, 2001. 163~205
- 6 Xu Binshi. *Theory and Technology of Remanufactured Equipments Engineering*[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2007. 292~301
徐滨士. 装备再制造工程的理论与技术[M]. 北京: 国防工业出版社, 2007. 292~301
- 7 Gu Shengting, Chai Guozhong, Yao Jianhua *et al.*. Laser cladding of elasto plastical properties of particle reinforced H13-TiC composite coatings[J]. *Chinese J. Lasers*, 2011, **38**(6): 0603019
顾盛挺, 柴国钟, 姚建华 等. 激光熔覆 H13-TiC 颗粒增强复合涂层的弹塑性性能[J]. 中国激光, 2011, **38**(6): 0603019
- 8 Wang Yanfang, Li Li, Lu Qinglong *et al.*. Laser cladding Fe based amorphous coatings on stainless substrate[J]. *Chinese J. Lasers*, 2011, **38**(6): 0603017
王彦芳, 栗 荔, 鲁青龙 等. 不锈钢表面激光熔覆铁基非晶涂层研究[J]. 中国激光, 2011, **38**(6): 0603017
- 9 Zhou Zhenfeng. *Welding Metallurgy* [M]. Beijing: China Machine Press, 1993. 105~106
周振峰. 焊接冶金学[M]. 北京: 机械工业出版社, 1993. 105~106
- 10 Pierce Villars, Alan Princee, Hiroaki Okamoto. *Handbook of Ternary Alloy Phase Diagram*[M]. Materials Park OH: ASM International, 1995. 648
- 11 Wen Peng, Shinozaki Kenji, Yamamoto Motomich. Evaluation of solidification cracking susceptibility during laser welding by in-situ observation method[J]. *Chinese J. Lasers*, 2011, **38**(6): 0603005
温 鹏, 荻崎贤二, 山本元道. 基于在线观察的激光焊接凝固热裂纹敏感性研究[J]. 中国激光, 2011, **38**(6): 0603005

栏目编辑: 宋梅梅