

文章编号: 0258-7025(2008)09-1388-07

激光重熔镍基合金火焰喷焊层组织及性能

洪永昌

(安徽工业大学材料科学与工程学院, 安徽 马鞍山 243002)

摘要 利用金相显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)和 X 射线衍射仪(XRD)分析不同激光工艺参数重熔后的 Ni 基合金火焰喷焊层及其经不同温度回火处理的显微组织和相组成,并进行了显微硬度和耐磨性测定。试验结果表明,重熔喷焊层的组织主要由 γ -(Ni,Fe)固溶体和 Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , Cr_2B , CrB , Cr_5B_3 , Fe_3B , Fe_2B 等相组成,与火焰喷焊层相比,显微组织得到进一步细化,硬度和耐磨性都有较大幅度的提高。在相同工艺条件下,激光扫描速度愈快,显微组织愈致密、细小,硬度和耐磨性愈好,但重熔喷焊层的熔深较浅;不同激光工艺参数的重熔喷焊层,经不同温度回火后,硬度都得到了进一步的提高;扫描速度为 360 mm/min,经 600 °C × 3 h 回火后的重熔喷焊层硬度相比为最高。采用合适的激光重熔处理工艺及随后的热处理,可使 Ni 基合金火焰喷焊层进一步强化,使用性能得到进一步改善。

关键词 激光技术;激光重熔;镍基合金;喷焊层;显微组织

中图分类号 TN 249;TG 156.99

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL20083509.1388

Microstructure and Performance of Laser Remelting Ni-Based Alloy Sprayed-Welding Layers

Hong Yongchang

(School of Materials Science and Engineering, Anhui University of Technology, Ma'anshan, Anhui 243002, China)

Abstract Ni-based alloy flame sprayed-welding layers refused under different laser processing parameters, microstructure and phase identity in different temperature drawing temper were investigated using optical microscope (OM), scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffractometer (XRD). The hardness test and wear resistance were also performed. The experimental results show that the phases of the remelted flame sprayed-welding layers mainly consist of γ -(Ni,Fe), Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , Cr_2B , CrB , Cr_5B_3 , Fe_3B and Fe_2B . Compared with the flame sprayed-welding layers, microstructure of the remelted sprayed-welding layers are further refined, hardness and wear resistance are obviously enhanced. Under the same technological conditions, microstructure would be more compacted and finer, hardness and wear resistance would be higher with the quicker laser scanning speed, but the penetration of the remelted sprayed-welding layers is relatively shallower. The hardness of the remelted sprayed-welding layers after different temperature drawing temper is increased furtherly and the hardness of the remelted sprayed-welding layers after drawing temper of 600 °C × 3 h with the scanning speed of 360 mm/min is the highest. It indicates that adopting appropriate laser refusing treating technology and subsequently heat treatment, Ni-based alloy flame sprayed-welding layers would be further strengthened and service performance would be further improved.

Key words laser technique; laser remelting; Ni-based alloy; sprayed-welding layer; microstructure

1 引言

大量失效分析表明,各种结构材料在使用过程中均发生磨损、腐蚀和疲劳这三种基本形式的破坏,并且三者的破坏均起始于表面,因此材料的表面性

能如何显得至关重要。同时,为适应材料使用环境日益恶劣的情况,提高材料表面性能是工程各界普遍关注的问题。因此,近年来材料表面改性技术获得了迅速发展。目前,热喷涂(焊)、堆焊、激光熔覆、

收稿日期:2007-12-10;收到修改稿日期:2008-03-05

基金项目:安徽省教育厅自然科学基金项目(2005KJ036)资助课题。

作者简介:洪永昌(1952—),男,上海人,教授,主要从事金属焊接性、金属学及热处理等课程的教学与材料可焊性、表面改性技术及应用方面的研究。E-mail:hyc9303@ahut.edu.cn

激光重熔等表面改性技术在国内外得到广泛关注,从而成为材料表面工程学科研究的热点^[1~12]。表面喷焊技术广泛应用于各种耐磨耐蚀件的制造与修复,目前获得喷焊层的方法很多,但由于氧乙炔火焰喷焊具有设备简单、工艺灵活、操作简便以及适应性强等特点,使其在实际生产中获得了广泛应用。然而受到火焰热喷焊技术的限制,获得的喷焊层组织比较粗大,成分不均匀,喷焊层中易产生一些气孔和夹杂,对其获得的良好使用性能造成了一定的影响,不能使喷焊层发挥很好的作用。

采用热喷焊和激光重熔相结合的表面改性技术是一种新的尝试。利用高能量密度激光束的热源集中,加热和冷却速度快的特点,不但处理的表面比较光洁,缺陷少,而且使热喷焊层显微组织得到良好的改善,可进一步提高它的硬度和耐磨性,从而得到更好的使用性能。

试验针对低合金钢表面获得的 Ni 基合金火焰喷焊层,进行不同扫描工艺参数的激光重熔,并对其进行不同温度的回火处理,较系统地研究不同激光重熔扫描速度和不同回火温度对重熔喷焊层的组织、硬度和耐磨性影响,为进一步提升 Ni 基合金火焰喷焊层的良好使用性能提供试验依据。

2 实验与方法

试验用的母材选用马鞍山钢铁公司生产的 Q345 钢,试板尺寸为 200 mm×30 mm×10 mm;喷焊材料选用上海生产的牌号为 F102 的 Ni 基自熔合金粉末,粉末粒度≤150 目;化学成分如表 1 所示。

表 1 F102 粉末的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of F102 powder
(mass fraction, %)

C	Cr	Si	Fe	B	Ni
0.6~1.0	14.0~18.0	3.5~5.5	≤5.0	3.0~4.5	Bal

将母材 Q345 钢试板表面打磨除锈并清洁,采用 QH-4/h 型氧乙炔火焰喷焊枪把 Ni 基自熔性合金粉末喷焊到基体上。热喷焊工艺参数氧气压力为 4.3 MPa,乙炔压力为 0.09 MPa。采用一步法中性火焰喷焊,获得喷焊层厚度为 1.2~1.8 mm。所用的设备为 TJ-HL-T5000 横流 CO₂ 激光器。激光重熔工艺参数如表 2 所示。为了提高喷焊层的表面对激光束的吸收率,在其表面均匀涂上墨汁进行黑化,然后烘干。扫描过程中熔池采用氩气保护。为了防止喷焊层试板产生微裂纹,将喷焊层试板激光重熔之

前进行 250 °C×1 h 预热,重熔后再进行 250 °C×2 h 去除应力处理。用线切割方法将激光重熔后试板截取尺寸为 10 mm×10 mm 的金相试样和 6.5 mm×6.5 mm×30 mm 的磨损试样。

表 2 喷焊层激光重熔工艺参数

Table 2 Technological parameters of laser-remelting spray-welding layer

Specimens	Laser power /kW	Lap rating /mm	Light beam diameter /mm	Laser scanning speed /(mm/min)
1-1	2	1	φ4	120
2-2	2	1	φ4	240
3-3	2	1	φ4	360

重熔喷焊层试样在 SXR-5-12 型箱式电阻炉中进行 300 °C, 400 °C, 500 °C, 550 °C, 600 °C, 650 °C 和 700 °C 不同温度回火 3 h,采用 DWT-702 型精密温度控制仪进行温度控制;将制备好的重熔喷焊层金相试样用 OLYMPUS-PME3 型光学金相显微镜(OM)进行组织观察、照相、分析并测出重熔层深度;在 PHILIPS-XL30 扫描电镜(SEM)下进行显微组织高倍观察和照相,并对微区组织的成分进行能谱测定;用日本理学 D/max-2000PC 型 X 射线衍射仪(XRD)对重熔喷焊层的试样进行物相分析;在 HV-2000 型显微硬度计上测定重熔喷焊层表面和断面的硬度值。

磨损试验在 MM-200 型磨损试验机上进行,采用纯滑动摩擦方式。对磨磨轮材料为外径 40 mm 的 9CrSi 钢(56~58HRC),试验载荷为 147 N,转速为 400 r/min。试样先经丙酮、乙醇清洗吹干,用感量为 0.1 mg 的 FA-2004N 型电子天平称重。每个磨损试样先在低速下预磨 5 min,然后转为高速对磨 15 min,对磨时在试样上每 10 s 滴一滴乳化液冷却。每个试样磨三次,每次磨损时间为 20 min,累计磨损时间为 60 min。每次磨损后试样同样进行清洗、吹干称重。利用试样失重法来评定耐磨性好坏。

3 结果与分析

3.1 不同激光扫描速度对重熔喷焊层硬度的影响

3.1.1 对重熔喷焊层表面硬度的影响

图 1 为相同激光功率不同扫描速度与重熔喷焊层硬度的关系。经测定,未经激光重熔的火焰喷焊层的表面硬度为 931.7HV。经激光扫描后,重熔喷焊层的表面硬度均有所提高;随着激光扫描速度的提高,重熔喷焊层的硬度也不断增加;三种不同激光扫描速度的重熔喷焊层表面硬度值分别为

941.9HV, 966.3HV 和 982.7HV。当扫描速度为 360 mm/min 时, 其表面硬度值最高。比较可知, 经低速扫描重熔喷焊层表面硬度较火焰喷焊层约提高 10HV, 经高速扫描提高将近 50HV。由此说明火焰喷焊层经激光重熔后可以使硬度得到进一步提高, 而且经高速扫描的重熔喷焊层硬度值提高的幅度高于经低速扫描的。

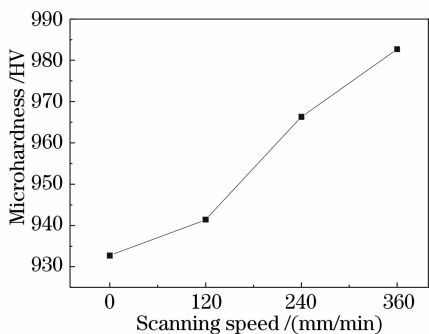


图 1 不同激光扫描速度与重熔喷焊层硬度的关系

Fig. 1 Hardness of remelting spray-welding layer with different laser scanning speeds

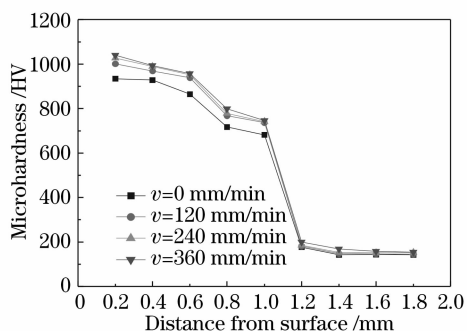


图 2 不同激光扫描速度下重熔喷焊层的断面硬度分布

Fig. 2 Hardness distribution of cross-section for remelting spray-welding layer with different laser scanning speeds

3.1.2 对重熔喷焊层断面硬度的影响

图 2 为相同激光功率经三种不同扫描速度重熔喷焊层断面硬度分布。分析可知, 重熔喷焊层断面硬度分布包括三个区域: 激光重熔区、喷焊层区和熔合区。经测定, 其中硬度最高的为重熔区, 喷焊层区的硬度居中, 硬度较低的为熔合区, 基体的硬度值最低。由分析比较可知, 三种不同扫描速度下重熔喷焊层侧面硬度分布曲线的趋势一致, 硬度分布都是随着距表面距离增大呈明显的阶梯状下降, 但下降的幅度有所不同。经高速扫描的重熔喷焊层的硬度下降的幅度快于低速扫描的, 显然是与经激光重熔后组织细化程度有关。

3.2 不同回火温度对重熔喷焊层硬度的影响

图 3 为相同激光功率不同扫描速度下重熔喷焊层表面硬度与不同回火温度的关系。分析比较可知, 随着回火温度的升高, 重熔喷焊层的表面硬度逐步升高, 经 $600\text{ }^{\circ}\text{C} \times 3\text{ h}$ 回火后硬度值达到最高; 经测定三种不同激光扫描速度的重熔喷焊层表面硬度值分别为 1034.8 HV, 1055.2 HV 和 1066.5 HV, 都比原始的得到较大幅度的提高; 随后随着回火温度的进一步升高, 开始呈快速下降趋势, 在 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时硬度降到最低; 三种不同激光扫描速度的重熔喷焊层表面硬度与不同回火温度的关系表现出类似的规律, 同样是经高速扫描重熔喷焊层的硬度最高, 低速扫描的重熔喷焊层的硬度最低。这主要与其经不同激光扫描速度重熔后喷焊层内部组织变化规律不同有关。试验结果表明, 重熔喷焊层经合适的后续热处理, 可使性能得到进一步改善。

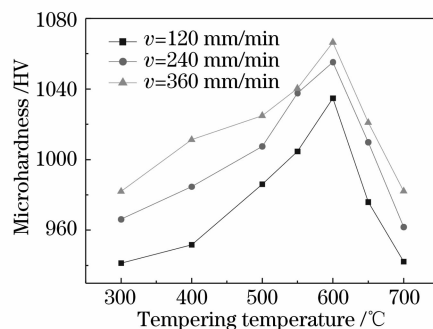


图 3 不同回火温度与重熔喷焊层表面硬度的关系

Fig. 3 Hardness of surface for remelting spray-welding layer with different tempering temperatures

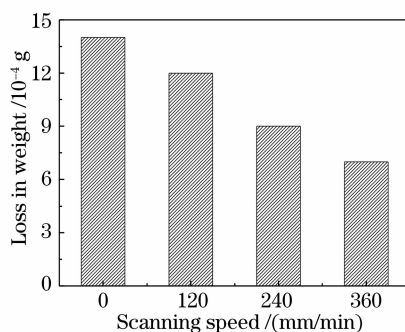


图 4 不同激光扫描速度下重熔喷焊层耐磨性的比较

Fig. 4 Comparison of wearing resistance for remelting spray-welding layer with different laser scanning speeds

3.3 不同激光扫描速度下重熔喷焊层的耐磨性比较

图 4 为相同激光功率不同扫描速度下重熔喷焊层耐磨性的比较。试验结果表明, 相同激光功率不同扫描速度时重熔喷焊层耐磨性都明显好于火焰喷焊层的耐磨性; 然而比较三种不同激光扫描速度的

重熔喷焊层的耐磨性,可知经360 mm/min的高速扫描重熔喷焊层的耐磨性最好;同样经高速扫描重熔喷焊层的耐磨性优于低速扫描重熔的。在相同磨损条件下进行比较,低速扫描重熔喷焊层较火焰喷焊层的耐磨性提高了约14%;而高速扫描重熔喷焊层较火焰喷焊层的耐磨性提高了约50%;这主要是因为火焰喷焊层经激光重熔后形成的组织细化、固溶强化以及共晶碳化物造成弥散强化共同作用的结果,起到阻止表面擦伤和减弱基体塑性变形的滑移作用,避免了分层现象。由此说明,火焰喷焊层经激光重熔后,可进一步提高其耐磨性。

3.4 火焰喷焊层与重熔喷焊层的金相显微组织分析

图5(a)为火焰喷焊层的表面显微组织。根据表1成分分析可知,形成组织主要由初生枝晶 γ 固溶体和枝晶间共晶组织组成;图5(b),(c),(d)分别

为相同激光功率不同扫描速度下的重熔喷焊层表面显微组织。经比较分析可以看出,火焰喷焊层的表面显微组织相对比较粗大,分布不均匀;而经激光重熔处理后的表面显微组织,不但获得细化,而且均匀致密,呈“烟花状”分布。组织细化、致密的程度与选择激光扫描速度有关。试验结果表明,扫描速度越快,组织愈细小,这是由高能量密度激光快速加热重熔、快速冷却凝固特点所决定的。正是激光重熔表面改性技术的特点,使得原始喷焊层组织不但得到进一步改善,而且其良好使用性能得到进一步提升,得到如图1,图4所示的试验结果;然而随着激光扫描速度的提高,喷焊层的重熔深度有所减小。表3为相同激光功率不同扫描速度下获得的重熔喷焊层的深度测定结果。比较可以看出,重熔喷焊层的深度和扫描速度成反比关系。

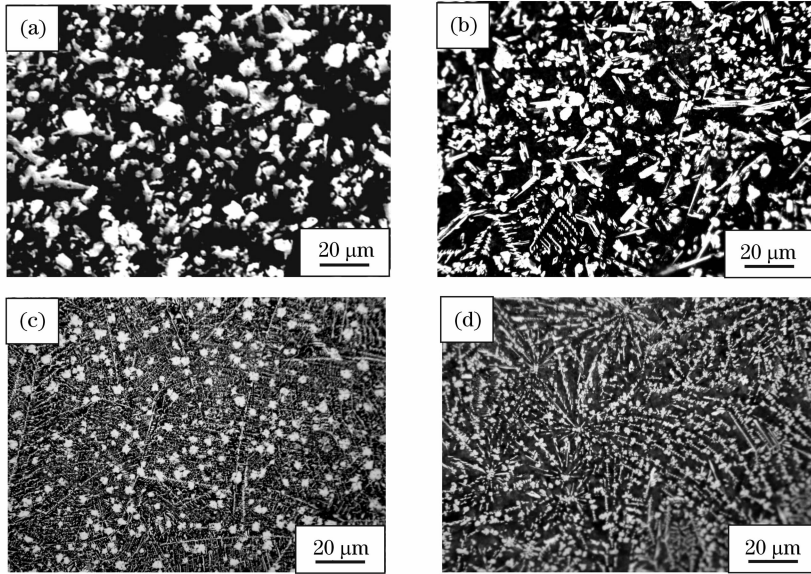


图5 火焰喷焊层与不同激光扫描速度重熔喷焊层的显微组织

Fig. 5 Microstructure of flame spray-welding layer and remelting spray-welding layer with different laser scanning speeds.

(a) 0 mm/min; (b) 120 mm/min; (c) 240 mm/min; (d) 360 mm/min

表3 不同激光扫描速度下重熔喷焊层深度的测定结果

Table 3 Penetration depth in remelting spray-welding layer of different laser scanning speeds

Scanning speed / (mm/min)	120	240	360
Depth of penetration / mm	0.78	0.40	0.22

3.5 重熔喷焊层组织 X 射线衍射物相分析及扫描电镜分析

图6为重熔喷焊层 X 射线衍射物相分析结果。分析可知,重熔喷焊层组织主要由 γ -(Ni,Fe)固溶体和 Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , Cr_2B , CrB , Cr_5B_3 , Fe_3B 和 Fe_2B 等各种硬质相组成。正是由于这些硬质相的存在,才使得

重熔喷焊层能保持较高的硬度和良好的耐磨性。

图7为相同激光功率不同扫描速度下重熔喷焊层的扫描电镜显微组织。分析比较可知,由于扫描速度不同,细化程度不同,表现出组织形态也不同。根据 Hoadley 等提出的模型^[13],在凝固区内凝固速度 R 与激光扫描速度 v 之间有如下关系: $R = v \cos \theta$,其中 θ 为 R 和 v 之间的夹角,定义为凝固方向角,它沿凝固区方向上的变化决定了熔池内不同深度处晶体的凝固速度和凝固方向。在熔池底部 θ 趋向 90° , R 趋向为0;在凝固区中靠近熔池表面的位置 θ 最小, R 最大。因此,当扫描速度 v 一定的情况下,

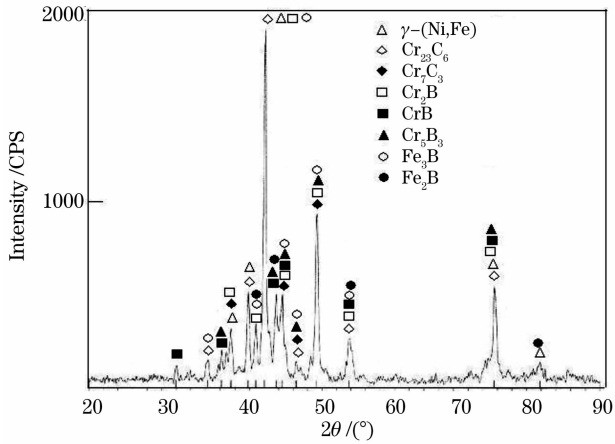


图 6 重熔喷焊层 X 射线衍射物相分析图谱

Fig. 6 XRD patterns of phase analysis for remelting spray-welding layer

由熔池底部到顶部, R 从最小逐渐增大。由于激光重熔的特性, 激光束连续对熔池的加热和喷焊层的反向快速热传导, 使得熔池底部温度梯度 G 很大, 从熔池底部到顶部, G 由最大逐渐减小。结合成分过冷理论, 在快速凝固过程中, 由于在熔池底部与喷焊层的结合界面处固液界面稳定因子 G/R 值很大, 形成了垂直于结合界面的细长树枝晶; 随着结晶过程向熔池内部推进, 固液界面前沿 G 的减小, R 的增大, 使得 G/R 进一步减小, 枝晶逐渐变细而短, 枝晶的生长方向由热流方向和结晶学各向异性共同决定, 形成了与开始形成的细长树枝晶偏离一定角度的细小树枝晶; 而在熔池上部, 固液界面前沿 G 更小, R 进一步增大, 使得 G/R 很小, 并且由于激光束的搅拌所形成的对流作用, 有一些杂质上浮作为杂质形核核心, 形成了以胞状树枝晶为主的组织; 然而

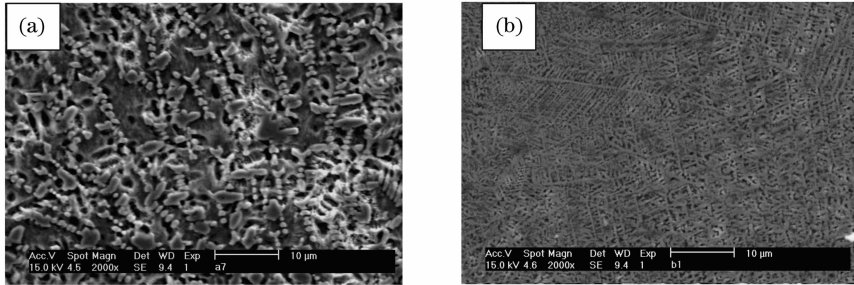


图 7 不同激光扫描速度下重熔喷焊层的显微组织

Fig. 7 Microstructure of remelting spray-welding layer with different laser scanning speeds.

(a) 120 mm/min; (b) 360 mm/min

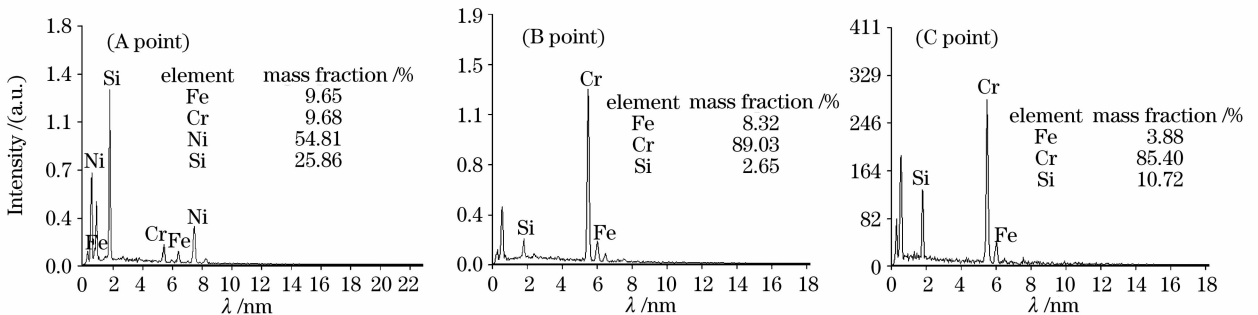
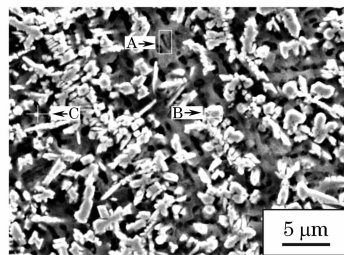


图 8 重熔喷焊层扫描电镜组织微区能谱分析图

Fig. 8 SEM energy spectrum analysis of micro-area for remelting spray-welding layer (240 mm/min)

当扫描速度较高时(360 mm/min),激光与熔池的交互作用短,形成的熔池相对较小,使得熔池底部温度梯度 G 更大。此时,由于 G/R 的变化趋势不同,导致凝固组织各区生长形态也随之有所不同,形成了图 7(a),(b)所示的重熔喷焊层组织形貌。

图 8 为重熔喷焊层(240 mm/min)扫描电镜组织微区能谱分析(EDS)图。通过对微区的能谱图分析,可以得知,图 8 组织中 A 区点主要是含有 Fe, Cr, Si 的 γ -(Ni, Fe) 固溶体; B 区点较大的颗粒是一些 Cr 的碳化物,根据 X 衍射物相分析可知主要是 $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 相; C 区点较细小的颗粒是一些 Cr 和 Fe 的硼化物,同样根据 X 衍射物相分析结果,可知主要是一些 Cr_2B , CrB , Cr_5B_3 , Fe_3B 和 Fe_2B 硬质相。

3.6 不同回火温度下重熔喷焊层的金相显微组织分析

图 9 为相同激光功率三种不同扫描速度下重熔喷焊层经 $600\text{ }^\circ\text{C} \times 3\text{ h}$ 回火处理后获得的最高硬度值的显微组织。经观察比较分析可知,由于激光重

熔技术的特点,重熔后的喷焊层产生细晶强化和固溶强化作用,同时基体的合金固溶度很高,并且内部存在大量晶体缺陷,使得重熔喷焊层在随后回火处理过程中,有利于大量硬质相在原来细化的过饱和合金基体上弥散析出,呈均匀分布,又增加了第二相弥散强化作用。这种本身硬度极高的强化相在具有一定强度及良好韧性的基体上呈均匀、细小弥散的分布,是使得重熔喷焊层的硬度得到较大幅度提高的主要原因。试验结果表明,三种不同扫描速度下的重熔喷焊层经 $600\text{ }^\circ\text{C} \times 3\text{ h}$ 回火后的硬度都表现为最高,随后随着回火温度的升高重熔喷焊层硬度呈下降趋势。这主要与基体发生了回复再结晶,细小的第二相碳化物和硼化物颗粒发生了聚集、长大,使得强化作用减弱有关,得到图 3 所示的试验结果。由此说明,选择合适的激光重熔工艺参数及随后合适的热处理工艺配合,可使具有良好使用性能的 Ni 基合金火焰喷焊层得到进一步改善和提高,满足实际工程上的需要。

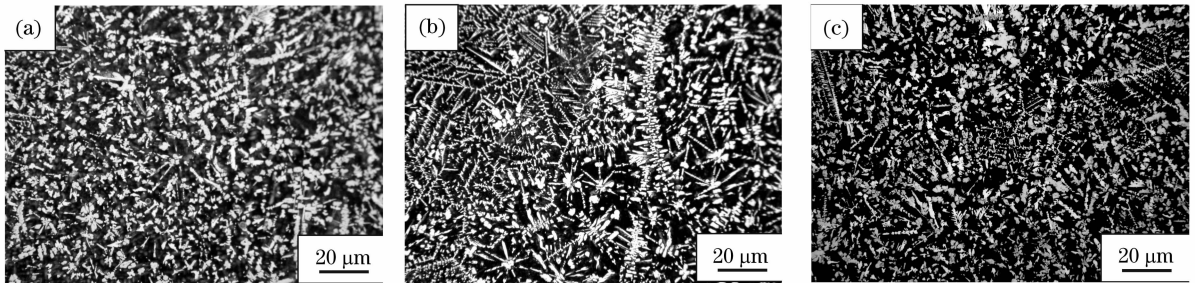


图 9 不同激光扫描速度下重熔喷焊层经 $600\text{ }^\circ\text{C} \times 3\text{ h}$ 回火处理后的显微组织

Fig. 9 Microstructure of remelting spray-welding layer with different laser scanning speeds after tempering at $600\text{ }^\circ\text{C}$ for 3 h. (a) 120 mm/min; (b) 240 mm/min; (c) 360 mm/min

4 结 论

1) 重熔喷焊层的组织主要由 γ -(Ni, Fe) 固溶体及各种硬质相 $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 , Cr_2B , CrB , Cr_5B_3 , Fe_3B 和 Fe_2B 等组成。

2) 与火焰喷焊层相比,重熔喷焊层的组织得到明显细化;激光功率相同时,随着扫描速度的提高,重熔喷焊层获得的组织不但更细小,而且硬度、耐磨性得到进一步提升。相比而言,当扫描速度为 360 mm/min 时,获得的重熔喷焊层的硬度最高,耐磨性最好。

3) 相同激光功率不同扫描速度的重熔喷焊层,随着回火温度的升高,硬度逐渐升高,在 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 回火时硬度达到最高,随后随着回火温度的升高呈下降趋势;相比而言,扫描速度为 360 mm/min,经 $600\text{ }^\circ\text{C}$

$\times 3\text{ h}$ 回火处理后的重熔喷焊层的硬度最高。

参 考 文 献

- Lui Shuofeng, Si Songhua. Microstructure and properties of flame spray-welding Fe-based and Ni-based alloy layers [J]. *Journal of Anhui University of Technology*, 2003, **20**(2):109~112
刘朔峰,斯松华. 火焰喷焊铁基和镍基合金层的组织与性能 [J]. *安徽工业大学学报*, 2003, **20**(2):109~112
- Wang Hongyu, Xu Xiaojing, Chen Kangmin *et al.*. Microstructure and tribological behavior of Ni-based spray-welding coating on titanium alloys substrate [J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2005, **25**(6):38~42
王宏宇,许晓静,陈康敏等. 钛合金表面镍基喷焊涂层的组织和耐磨行为 [J]. *航空材料学报*, 2005, **25**(6):38~42
- Shan Jiguo, Dong Zujue, Xu Binshi. Development of surfacing technology and status of its application in basic industries [J]. *China Surface Engineering*, 2002, **4**:19~22
单际国,董祖珏,徐滨士. 我国堆焊技术的发展及其在基础工业中的应用现状 [J]. *中国表面工程*, 2002, **4**:19~22

- 4 Wu Ping, Zhou Changchi, Tang Xinan. Wear characteristics of Ni-base alloy and Ni/WC coatings by laser cladding [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2002, **38**(12):1257~1260
吴萍,周昌炽,唐西南. 激光熔覆镍基合金和 Ni/WC 涂层的磨损特性[J]. *金属学报*, 2002, **38**(12):1257~1260
- 5 Wu Qihong, Tao Zengyi, Cui Kun *et al.*. Effect of laser surface remelting processing parameters on corrosion resistance of plasma sprayed alumina coatings [J]. *Heat Treatment of Metals*, 1995, **7**:7~10
吴秋红,陶曾毅,崔昆等. 激光重熔工艺对热喷涂陶瓷层微观结构的影响[J]. *金属热处理*, 1995, **7**:7~10
- 6 Li Shuhua, Liu Guangsheng, Shao Dechun *et al.*. Effect of laser surface remelting processing parameters on corrosion resistance of plasma sprayed alumina coatings [J]. *Materials Science and Technology*, 1997, **5**(4):95~99
李淑华,刘广生,邵德春等. 激光表面重熔工艺参数对 Al₂O₃ 涂层耐腐蚀性的影响[J]. *材料科学与工艺*, 1997, **5**(4):95~99
- 7 Hong Yongchang, Liu Kaisheng. Effect of nano-Y₂O₃ on microstructure and wear-resistance of Ni-WC alloy spray welding layer [J]. *Journal of the Chinese Rare Earth Society*, 2004, **22**(4):488~492
洪永昌,刘开升. 纳米 Y₂O₃ 对 Ni-WC 合金喷焊层组织和耐磨性的影响[J]. *中国稀土学报*, 2004, **22**(4):488~492
- 8 Lu Yijun, Zhang Jingxian, Wang Ping *et al.*. Process optimization of laser remelting plasma-sprayed NiCr-Cr₃C₂ coatings [J]. *Applied Laser*, 2006, **26**(5):329~332
陆益军,张京贤,王萍等. 激光重熔等离子喷涂 NiCr-Cr₃C₂ 涂层的工艺优化[J]. *应用激光*, 2006, **26**(5):329~332
- 9 Lu Xiaofeng, Wang Huaming. Microstructure and wear resistance of a laser melting-deposited γ /NiMo near-eutectic alloy [J]. *Chinese J. Lasers*, 2007, **34**(4):559~563
陆晓峰,王华明. 激光熔化沉积 γ /NiMo 近共晶合金的组织与耐磨性[J]. *中国激光*, 2007, **34**(4):559~563
- 10 Gao Yali, Wang Cunshan, Liu Hongbin *et al.*. Microstructure and properties of AZ91HP magnesium alloy treated by high power laser melting [J]. *Chinese J. Lasers*, 2007, **34**(7):1019~1024
高亚丽,王存山,刘红宾等. 高功率激光熔凝 AZ91HP 镁合金组织和性能[J]. *中国激光*, 2007, **34**(7):1019~1024
- 11 G. Dehm, B. Mednes, L. Shepeleva *et al.*. Microstructure and tribological properties of Ni-based claddings on Cu substrates [J]. *Science Direct*, 1999, **225-229**:18~26
- 12 Y. P. Zhang, Z. R. Zhou, J. M. Cheng *et al.*. Laser remelting of NiCoCrAlY clad coating on superalloy [J]. *Surface and Coating Technology*, 1996, **79**:131~134
- 13 A. F. A. Hoadley, M. A. Rappaz. Thermal model of laser cladding by power injection [J]. *Metall. Trans. B*, 1992, **23**(10):631~642