

Cr12MoV 模具钢的激光熔覆

汤光平¹, 黄文荣², 杨家林¹

(1. 中国工程物理研究院 机械制造工艺研究所, 四川 绵阳 621900;

2. 四川大学 制造学院, 四川 成都 610064)

摘要: 利用不同的激光工艺参数对 Cr12MoV 模具钢表面进行熔覆试验, 探讨了熔覆层裂纹和气孔产生的趋势和工艺参数对熔覆层深度的影响, 研究了表面微观硬度的分布及其原因、熔覆层耐磨性能的提高幅度以及组织结构的变化。结果表明, 采取适当工艺措施, 可以完全消除熔覆层的气孔, 减少横向裂纹; 表面硬度在不同程度上都得到提高, 硬度峰值出现在次表层; 激光熔覆层的耐磨性能可以提高 47% ~ 76%; 微观结构是由平面晶和枝晶构成的共晶组织, 并有多种合金相分布在枝晶间。

关键词: 激光熔覆; 表面质量; 显微硬度; 枝晶; 耐磨性能

中图分类号: TG156.99 **文献标识码:** A **文章编号:** 0254-6051(2002)04-0013-07

Laser Cladding of Cr12MoV Mould Steel

TANG Guang-ping¹, HUANG Wen-rong², YANG Jian-lin¹

(1. Institute of Machinery Manufacturing Technology, CAEP, Mianyang Sichuan 621900, China;

2. Manufacturing College, Sichuan University, Chengdu Sichuan 610064, China)

Abstract: The laser cladding to Cr12MoV mould steel was carried out with various technological parameters, the trend of cracking and gas hole yielding in the cladding layer and the effects of laser parameters on the depth of melted layer were explored, while the distribution of surface microhardness and its cause were studied as well as the enhancement of the surface wear resistance and the variation of the microstructures. The results showed that the gas hole in the melted layer can be removed completely and the transverse cracks can be reduced by taking proper technical measures, the surface hardness can be increased to some extent with its peak occurring in the sub-surface, the wear resistance of the laser cladding layer can be enforced by 47% ~ 76%. The surface microstructures consist of eutectics with planars, dendrites and several metallic particles distributed in the interdendrites.

Key words: laser cladding; surface quality; microhardness; dendrite; wear resistance

1 引言

利用表面工程改善模具表面的耐磨性无疑是一条较好的途径, 激光熔覆则是其中较为先进并有效的方法之一, 是最近比较热门的研究方向^[1~3]。

激光表面熔覆是 20 世纪 70 年代材料科学中逐渐兴起的一项新技术, 在 80 年代得到很大发展并取得了研究成果。目前, 国内外在这方面的研究主要集中在新型熔覆材料的研究与开发^[4,5]、熔覆材料引入方式的分析与改进^[6,7]、热物理模型和数学理论模型的建立^[8~10]、工艺参数的智能优化^[11]、熔覆层组织和性能的研究^[12~14]及表面质量控制^[15~17]。近年来激光熔覆开始向快速原型 (Rapid Prototyping) 制造技术^[18]方面渗透, 使激光熔覆技术又有了更加丰富的研究内容和更加广阔的应用前景。

利用激光熔覆技术改变材料表面特性的研究较多, 在铝合金、铸铁、中低碳钢、高速钢等材料表面进行相变强化、合金化和重凝。与激光相变强化相比, 激光熔覆的冶金过程复杂得多, 包括熔化、对流、凝固和相变, 且熔化部分与基体材料成分不同; 同时, 由于激光处理时的能量密度高达 $10^5 \sim 10^8$

W/cm², 其加热和冷却过程实际上在很大的过热和过冷度下进行的非平衡过程。因此这方面的研究工作还不够深入和细致。模具钢的激光熔覆也有所报道^[19~22], 但基本上都处于试验研究阶段, 要大规模的应用于实际生产, 还需要进行大量的应用研究工作。

本文对产品加工常用模具材料进行激光熔覆, 以研究熔覆后表面质量特别是裂纹和气孔产生的原因和及其防止措施、熔覆层深度与工艺参数的关系、显微硬度在横截面上的变化、合金元素的存在形式与分布状态、试样耐磨性能的变化趋势等, 探讨激光熔覆技术提高模具性能、延长模具寿命的可行性。

2 试验方法

2.1 试验材料

选择应用较多的模具材料 Cr12MoV 钢作为研究对象。激光熔覆前经过整体热处理, 硬度为 47HRC (相当于 463HV0.2)。

熔覆合金粉末材料有两种, 一是自熔性镍基合金粉末 PHNi-60A, 其成分 (质量分数, %) 为 15 ~ 20Cr, 3.0 ~ 5.0B, 3.5 ~ 5.5Si, 0.5 ~ 1.1C, < 5Fe, 余下为 Ni。另一种是 PH-Ni25WC-60A, 其化学成分是在 PHNi-60A 的基础上加入占粉末总重量 25% 的碳化钨, 期望熔覆层内的碳化钨超硬质点大大提高模具的磨损性能, 进而延长模具的使用寿命。粉末的尺寸为 40 ~ 60μm, 采用热喷涂的方式预置于基体表面, 粉末厚度为 0.8 ~ 1.5mm。熔覆前, 在电阻加热炉内进行烘干, 以

作者简介: 汤光平 (1969 -), 男, 四川渠县人, 高级工程师, 四川大学在读硕士研究生, 现从事激光表面改性工作, 曾公开发表论文 20 篇。

联系电话: 0816-2483644 (办)

基金项目: 中国工程物理研究院预研基金资助项目 (990336)

收稿日期: 2001-09-20

去除粉末中因放置而吸收的水分,烘干工艺参数为 170 × 4h 空冷。

2.2 磨损试样

磨损试样分为上试样和下试样,分别如图 1 和图 2。Cr12MoV 钢经过激光熔覆后用线切割切上试样,下试样作为磨损试验过程中上试样熔覆层的对磨试件,材料为 GCr15 钢,其硬度为 58~62HRC。

2.3 试验设备

激光熔覆试验在 ROFIN SINAR 公司生产的 RS2000 型快速轴流 CO₂ 激光加工机上进行,额定输出功率为 2kW,光束为 TEM₁₀ 模,聚焦镜焦距为 175mm,光斑直径为 $\phi 0.40$ mm 左右。激光熔覆层的微观组织结构分析分别在 Hitach 公司的 X-650 扫描电镜和 H 700H 型透射电镜上进行。磨损试验在自制的往复式滑动摩擦磨损试验机上进行,用精度为 10^{-4} g 的分析天平测试试样的绝对磨损量。

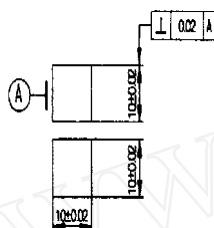


图 1 磨损上试样

Fig. 1 Upper sample for wear resistance test

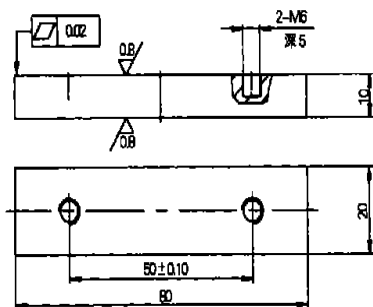


图 2 磨损下试样

Fig. 2 Lower sample for wear resistance test

2.4 耐磨性能试验

磨损性能测试示意图见图 3,滑块与下试件连接在一起并在导轨上往复运动,下试件的上表面与上试件的激光熔覆表面进行摩擦。试验时,在垂直与摩擦面的方向上加一个法向载荷以增加摩擦力,以此来加快熔覆层的磨损、减少试验时间。其中下试件的滑动频率为 150 次循环/min,行程 46mm,总循环次数为 1.5×10^4 次,法向载荷砝码为 12kg。以上参数通过试验来确定。

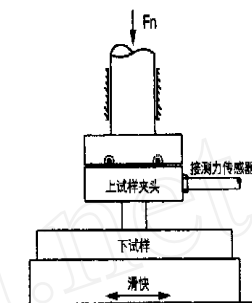


图 3 耐磨性能试验示意图

Fig. 3 Scheme of the wear-resistance experiment

3 试验结果及分析

3.1 表面裂纹和气孔

影响激光熔覆层表面质量的因素较多,主要有以下 6 个方面:基体材料,合金粉末,预涂层厚度,激光功率,扫描速度和光斑直径(或离焦量),而熔覆层质量的好坏主要表现在其宏观形态和有无裂纹、气孔等缺陷上。激光表面熔覆技术在过去 20 多年中取得了长足的进步,但在大尺寸和大面积上的工程应用时却受到了阻碍,其主要原因就是熔覆层总是产生大量的裂纹。对此本文进行了试验,结果见表 1。除激光功率外,其它工艺参数如下:波型为连续波,熔覆速度为 600mm/min,入焦量 0.2mm,0.55MPa 的氩气保护,熔覆长度为 165mm。

先用低功率进行熔覆的主要目的是对合金粉末预热,同时可以使粉末中的一些气体和低熔点元素挥发以减少最终熔覆层内的气孔。从表中可以看出,开始熔覆时,随着激光功率的增加,表面气孔数量和横向裂纹数量都增加;而用 1100W

表 1 激光工艺对表面裂纹和气孔的影响

Table 1 Influences of laser technology on cracking and gashole yielded in the cladding layer

序号	熔覆材料	激光工艺方案	表面气孔数量	表面裂纹数量及类型
1	PHNi-60A	400W 两次熔覆	2 处	15 条横向裂纹
		1100W 第 3 次熔覆	无	13 条横向裂纹
		1100W 第 4 次熔覆	无	6 条横向裂纹和 1 条纵向裂纹
2	PHNi-60A	700W 两次熔覆	3 处	17 条横向裂纹
		1100W 第 3 次熔覆	无	12 条横向裂纹
		1100W 第 4 次熔覆	无	9 条横向裂纹和 2 条纵向裂纹
3	PHNi-60A	1100W 两次熔覆	6 处	21 条横向裂纹
		1100W 第 3 次熔覆	无	16 条横向裂纹
		1100W 第 4 次熔覆	无	11 条横向裂纹和 2 条纵向裂纹

再次熔覆后,熔覆层气孔已经全部消除,横向裂纹数量也有减少的趋势;当用 1100W 再次熔覆后,横向裂纹进一步减少,但此时出现了纵向裂纹,其深度较大,几乎贯穿了整个熔覆道,

见图 4。

激光熔覆时由于加热和冷却都极快,最高速度可达到 10^{12} /s,熔池存在的时间极短,其中的少量的氧化物、硫化



图4 熔覆道中的纵向裂纹 ×16

Fig. 4 Longitudinal crack in the cladding pass ×16

物、水分和其它杂质迅速释放出来,而周围的金属液在凝固前又没有来得及补充,从而在表层产生气孔。激光功率越大,熔化的合金量越多,产生气孔的几率也越大,所以,首先用1100W熔覆时就产生了6处气孔。当用大功率进行再次熔覆时,周围的金属液体流向气孔而使气孔得以消除。因此在宏观上看,经激光再次熔覆后表面光滑平整。

表层的开裂始终阻碍着激光熔覆技术在实际中的应用,为此,有许多学者进行了大量的研究以防止裂纹的产生,并提出了一些技术途径,但是每种途径都有不足之处。主要有:

(1) 熔覆层与基体材料热膨胀系数满足同一性原则,即二者应尽可能接近^[23,24],并在一定范围内确定了匹配原则:

$$\frac{\sigma_2(1-\mu_2)}{E_2 \times T} < \frac{\sigma_1(1-\mu_1)}{E_1 \times T}$$

式中 σ_1 和 σ_2 分别为涂层与基材的抗拉强度, μ_1 和 μ_2 分别为泊松比, T 为温差, E_1 和 E_2 为弹性模量, α_1 和 α_2 为二者热膨胀系数之差。

这种方式的缺陷在于经过特殊设计的合金粉末的热膨胀系数和抗拉强度是很难确定的,特别是在熔覆过程中温度在不断变化,热膨胀系数和抗拉强度也随着变化。因此,要准确地进行计算是不可能的。

(2) 在熔覆层和基材之间设置一层高塑性的中间层,使其通过塑性变形松弛由于组织转变、物理性能等不一致所产生的拉应力。但有关试验表明^[20]:无论设置一层或是两层过渡层,熔覆层的拉应力状态并未改变,并且最大拉应力的大小和位置都没有明显的变化,所以这种方法不能消除表面的残余应力,对防止裂纹无效。

(3) 采用大面积熔覆时,避免各熔覆带间相互搭接,保留一定宽度的未熔区,可有效控制裂纹的产生和传递^[16]。但这种方法使表面性能不连续,且有的研究结果显示^[26]搭接率越高,裂纹越不易产生。

(4) 熔覆前进行预热、熔覆后进行回火,甚至在两道熔覆之间进行回火处理,以减小应力的叠加,使局部区域的残余拉应力小于涂层自身的抗拉强度。这种方法只能降低因温度梯度产生的热应力,无法解决组织转变产生的应力,而且工艺成本大大增加。

激光熔覆层的开裂敏感性取决于两方面:熔覆层的抗开裂能力(韧塑性)及其与基材间物理性能的差异,主要是高温热膨胀系数之差;熔覆层热应力的分布,其值可用以下公式^[27]估算:

$$\sigma_{th} = E \times \alpha \times T(1 - \mu)$$

式中 σ_{th} 为熔覆层热应力, E 为杨氏弹性模量, μ 为泊松比, α 为二者热膨胀系数之差, T 为熔覆层温度与室温之差。

在本试验中,经过1100W再次熔覆时,一方面由于前面的小功率预先处理而降低了温度梯度;另一方面由于熔覆深度增加,熔池中Ni(强烈扩大奥氏体相区元素)含量明显提高,使熔覆层的韧塑性提高,同时降低了熔覆层的热膨胀系数。熔池中少量的B和Si不仅提高了界面的润湿作用,还降低了合金元素的熔点。根据以上公式可得出,熔覆层的残余拉应力得到降低,因此1100W再次熔覆可以使熔覆层裂纹减少。但也不能因此多次熔覆,当用1100W又一次进行熔覆时,尽管裂纹数量进一步减少,由于基体的部分合金元素进入熔池中而使涂层的成分得到稀释,熔覆过程中残余应力的反复叠加,后道熔覆降低前道熔覆层的硬度等原因而产生了与扫描方向一致的纵向裂纹。

3.2 熔覆层深度

3.2.1 单道熔覆层深度 熔覆层深度与激光工艺参数密切相关,单道激光熔覆深度见图5。

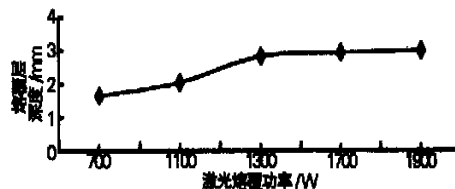


图5 单道熔覆层深度与激光功率的关系

Fig. 5 Relationship between the depth of single cladding pass and the laser power

激光工艺参数对熔覆层深度的影响比较复杂,需要考虑激光功率、光斑直径、扫描速度、涂层厚度、保护气体压力、基体材料的热导率、基材的比热、表面张力、粘度、密度和传热系数共11个因素。而其中很多参数如熔覆合金粉末的热扩散系数和密度不容易确定,难于在实践中得到具体应用。为了使试验具有很强的可操作性,将大部分影响激光熔覆层深度的因素通过试验加以固定,只改变激光功率并考查其对激光熔覆深度的影响,以获得较简单实用的关系。从图5中可以看出,在其它工艺参数不变的情况下,随着激光功率的增加,熔覆层深度增加较快,但功率达到1300W后,深度增加较少,基本上达到了本试验条件下的所谓的极限深度^[28]。经过数据回归处理可得到曲线拟合方程为: $D = -0.0929P^2 + 0.9091P + 0.776$, P (700, 1300), D 为熔覆层深度, mm; P 为激光功率, W。

3.2.2 多道搭接时熔覆层深度 多道搭接时熔覆层深度见表2。除表中工艺外,熔覆时的其它工艺参数如下:波型为连续波,熔覆速度为600mm/min,入焦量0.2mm,0.55MPa的氩气保护,搭接率为10%,熔覆长度为165mm。表中的深度范围 D = 熔覆层最大深度 - 最小深度。

从表2中可以看出,无论哪种熔覆材料,不经过激光预热,熔覆层深度不均匀,熔覆层深度差分别达到了0.39mm和0.71mm(RW32和RW62),且熔覆材料中加入WC后,熔覆层的不均匀性更加严重,即WC加剧了熔覆层深度的不均匀性。而经过较大激光功率(700W)预热时,熔覆层深度要均匀

得多,RW21 和 RW51 的熔覆层差只有 0.09mm 和 0.10mm。这表明先经过预热,而且预热的功率越高(从而使预热的温度升高)效果越明显。经过预热后,整个基体材料的温度升高,缩小了在熔覆过程中的温度梯度,使两条熔覆道之间有更多的合金元素进入熔池,从而减小了熔覆层的深度差。WC 加入后,由于 WC 熔点较高,需要较多的能量进行熔解,使熔覆道之间只有较少的合金元素熔入到熔池中,从而增加了熔覆层深度的不均匀性。

表 2 多道搭接熔覆层深度
Table 2 Cladding layer depth of multiple lapping passes

编号	熔覆材料	工 艺	熔覆层深度/ mm		
			最大深度	最小深度	深度差 D
RW11	PHNf-60A	400W 两次预热,1100W 熔覆	2.28	1.98	0.30
RW12		400W 两次预热,1100W 熔覆 + 200	2.21	2.02	0.19
RW21		700W 两次预热,1100W 熔覆	2.16	2.07	0.09
RW22		700W 两次预热,1100W 熔覆 + 200	2.15	2.02	0.13
RW31		1100W 熔覆	2.08	1.94	0.14
RW32		1100W 熔覆 ×200 ×2h, 空冷回火	2.04	1.65	0.39
RW41	PHNi25 WC-60A	400W 两次预热,1100W 熔覆	2.14	1.80	0.34
RW42		400W 两次预热,1100W 熔覆 + 200	2.24	1.90	0.34
RW51		700W 两次预热,1100W 熔覆	2.20	2.10	0.10
RW52		700W 两次预热,1100W 熔覆 + 200	2.36	2.01	0.35
RW61		1100W 熔覆	2.26	1.81	0.45
RW62		1100W 熔覆 + 200 ×2h, 空冷回火	2.62	1.91	0.71

表 3 激光熔覆层显微硬度(HV0.2)

Table 3 Microhardness of the laser cladding layer

编号	表层			次表层		
RW11	584	557	571	807	741	686
RW12	518	536	509	813	784	821
RW21	588	590	576	899	916	923
RW22	573	584	593	793	721	797
RW31	559	570	533	861	872	893
RW32	502	506	521	705	701	672
RW41	589	593	585	733	713	749
RW42	615	593	579	721	758	798
RW51	576	588	588	945	910	872
RW52	658	615	596	789	856	753
RW61	634	593	579	737	651	618
RW62	590	612	601	725	675	701

样外部和通过次表层向基体传热并开始进行凝固,直到完全冷却。此时,与熔覆表层直接接触的次表层凝固组织由于受热而重新经历组织转变,相当于进行了淬火。这样,激光熔覆后,熔覆层的组织形态的不均匀,表层为铸造组织形态,而次表层及靠近基体的熔池底部则为淬火组织,基体仍然保持原来的回火组织。所以,硬度峰值不是出现在表面,而是在次表层,这和文献[29,30]中的硬度趋势相符。

激光熔覆后表面硬度的提高主要在于以下几个方面:固溶强化。虽然硼和硅在镍和铁中的溶解度几乎为零,但熔覆合金中加入的碳在镍和铁中的溶解度较大,可以形成间隙固溶体,而熔覆合金中的铬和铁可以置换部分 -Ni 形成置换固溶体。无论是间隙固溶体还是置换固溶体,都将使晶格产生畸变,从而使表面得到固溶强化。 细晶强化。激光熔覆是一种快速加热和冷却的过程,晶粒生长的时间极为短暂,即晶粒没有足够的时间长大。同时,熔覆合金以细小粉末的形式喷涂于表面,众多的界面为非均匀形核提供了有利条件,首先析出的第二相也成为非均匀形核的核心。这两方面的原因使表面的最终晶粒非常细小,从而在熔覆表层起到了细晶强

3.3 熔覆层硬度

不同的工艺处理后熔覆层的微观硬度见表 3。

由表 3 可以看出,无论那种合金粉末和激光工艺,熔覆处理后表层硬度高,次表层的硬度最高,可以达到 923HV0.2,基体硬度较低。这一方面与表面部分合金元素的烧损和挥发有关,另一方面与熔池的冷却过程有关。当激光束移动后,熔池次表层由于与温度低的基体接触,温度梯度和过冷度都很大,因此该部位首先开始凝固。随后,熔池表层的热量向试

化的作用。 第二相的弥散强化。熔覆过程中,由于各元素的相互结合形成许多第二相分布在镍基固溶体上,从而产生弥散强化作用。

还可看到熔覆合金粉末中加入 25 %的 WC 后,硬度并没有明显的提高,即使表层硬度也与不加 WC 时相差不大,这种趋势必将在表面耐磨性能上得到反映。这说明熔覆合金中加入 WC 并不能确保熔覆表面硬度一定能提高,这与熔覆层的组织结构有关。

3.4 耐磨性能

测得的耐磨损性能如表 4。表 4 中 STAN 为基体材料制成的磨损试样,其表面未经过激光熔覆处理相对耐磨性是以 STAN 绝对磨损量为 1 计算出来的,是一个用来表示耐磨性能好坏的参数,其数值越大,则熔覆层相对于基体的耐磨损性能提高越多,模具的使用寿命会越长,激光熔覆的效果越好。计算公式为:

相对耐磨性 = $\frac{\text{STAN 绝对磨损量}}{\text{熔覆试样绝对磨损量}}$

表 4 熔覆层的磨损性能

Table 4 Wear resistance properties of cladding layers

编号	绝对磨损量/ mg	相对耐磨性
RW11	11.2	3.52
RW12	13.6	2.90
RW21	13.1	3.01
RW22	11.9	3.31
RW31	11.4	3.46
RW32	9.8	4.02
RW41	10.6	3.72
RW42	17.5	2.25
RW51	16.5	2.39
RW52	9.3	4.24
RW61	10.5	3.75
RW62	20.6	1.91
STAN	39.4	1

从表中可以看出,基体试样的磨损量最大,达到了39.4mg,而激光熔覆表面的耐磨损性能大大提高,RW52的绝对磨损量只有9.3mg,相对耐磨性最高的可以达到4.24倍,表明激光熔覆可以显著改善表面的耐磨损性能。表中数据还显示熔覆合金中加入WC粉末前后表面的耐磨性能并没有明显变化。

磨损试验后发现在上试样熔覆表面上有许多小平面,这是典型的粘着磨损特征。但磨损表面除了小平面外,还有与滑动方向一致的细长的划痕,显然已经不是粘着磨损的结果。随着粘着磨损的不断进行,被剪断的磨屑越来越多,其中很大一部分就停留在摩擦面上。这部分磨屑与摩擦面相互作用,使摩擦表面受到剪切、犁皱或切削^[31,32],由此形成一些沟槽。由于激光熔覆表面硬度较高,沟槽是由裂纹的扩展和随后表面材料成碎片脱落或者反复应力作用而产生疲劳所致,在宏观上看就出现了细长的划痕。这说明在摩擦试验过程中,激光熔覆表面不仅受到了粘着磨损,还受到了磨粒磨损,试验测得的磨损量是这两种磨损综合作用的结果。

一般认为,影响金属材料磨损的力学性能主要有塑性、硬度和抗拉强度,而表面的耐磨性能与其硬度呈大致的线性关系。日本润滑学会磨损研究会各种条件下的磨损率进行的分析表明:硬度的提高使磨损率下降的趋势十分明显,即材料硬度越高,磨损率越低^[33]。激光熔覆后与基体相比,试样表面的硬度在不同程度上都有所提高,特别是表层下的次表层的硬度提高更加明显,这种表面硬度高、心部硬度较低(只是相对而言,实际上,心部即基体的硬度也较高,达到了46HRC)的趋势非常有利于试样的耐磨损。表层和次表层较高的硬度使其具有很高的强度,在磨损过程中原子不容易发生转移,而硬度较低的心部为表层提供了相对较好的韧性,在表层受力特别是受到冲击力时能够在一定范围内以弹性变形的形式减小表层损坏的几率,宏观上表现为绝对磨损量较少。因此,激光熔覆后,表面的耐磨性能得到了显著的改善。

从表3可以看出,在PHNi-60A合金粉末中加入25%的WC后,熔覆层的微观硬度并没有显著提高,因此其耐磨性能也没有明显变化。表面的耐磨性能不仅与熔覆的合金成分有关,在很大程度上还与加工工艺和最终的组织结构有关。

3.5 组织结构

激光熔覆区的组织见图6,无论合金粉末中是否加入WC,熔覆层组织都十分相近,都分为两种:一种靠近熔池底部为以镍铬硅固溶体和低熔点镍基共晶基体上分布粒状、短棒状的混合组织,是比较典型的平面处延生成组织;另一种是熔池中部和表面大致沿热流方向生长的枝晶组织。激光熔覆时,枝晶的形态和尺寸主要取决于界面形态因子,还与冷却速度和温度梯度有关。在熔池底部,冷却速度和温度梯度都很大,晶体的形核速度远远大于其生长速度,致使组织细小,甚至没有了枝晶的形态特征。而在熔池中部和表面,冷却速度较小,晶粒有足够的时间沿热流方向生长,由于同时受到结晶各向异性的影响,最终形成明显的枝晶组织。因此,整个熔覆层组织为平面晶和枝晶的混合结构。

组织形态是合金成分、凝固速度和结晶前沿的温度梯度综合作用的结果。在熔池中对流传质和扩散下,合金元素之

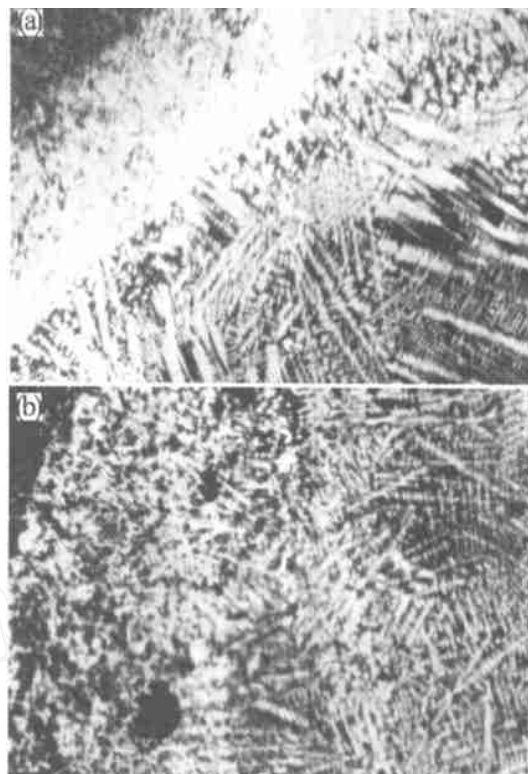


图6 激光熔覆区组织 ×400

Fig. 6 Microstructures of the laser cladding areas ×400
间存在交互的作用使微区成分不均匀,并且各处的温度梯度和凝固速度也很不相同,导致最终晶体结构的多样性。

在扫描电镜下,熔覆层的共晶组织形态更加明显,呈现出排列相当整齐的细小树枝晶,即使熔覆后进行回火处理(其主要目的是去除熔覆过程中产生的残余应力),但由于回火温度(200℃)较低,不足以改变熔覆层的组织形态,因此回火后其微观组织基本上没有变化(如图7),在宏观上熔覆层的耐磨性能相差不大。碳化钨的加入并没有使组织发生变化,没有观测到期望的碳化钨超硬质点(见图8),这与文献的研究结果一致^[34]。这是由于激光熔覆时能量密度很大,熔池中存在剧烈搅拌,熔覆区温度很高,瞬间温度可以达到3000℃以上,这足以熔化全部碳化钨颗粒。由于有大量的铬元素存在,而在铬的各种碳化物中碳化钨是最不稳定的碳化物相,因此在冷却过程中,一部分钨与铬、硼等形成复合相,还有少部分固溶于共晶的基体中。对RW41的枝杆区和枝晶间进行波谱分析表明,枝杆区为镍基固溶体,并含有一定的铬,而含钨量较低,但在枝晶间含钨量较高,如图9所示,表明碳化钨在高温下被熔化并冷却后,碳化钨消失,并以其它第二相的形式分布于枝晶间,透射电镜观测结果也证明了这一点,如图10所示。这也说明,在熔覆表层,由于枝晶的大量存在而含钨的第二相又处于枝晶间,必然表现出表层硬度比次表层硬底低的趋势,这 and 实际测试的硬度相符合。对熔覆层进行X射线衍射分析(如图11)表明在枝晶间钨在熔覆层中与硼和铬结合形成 $W_{3.2}Cr_{1.8}B_3$,除此之外还有合金相 $Fe_{4.5}Ni_{18.5}B_6$ 。由于本项目中的磨损时间较短,首先磨损的是枝杆区部分,而枝杆区的组织为 $\gamma-Ni$,基本上与未加入碳化钨时相近,因此在相同的磨损条件下加入碳化钨后耐磨性能变化不大,其更加耐磨

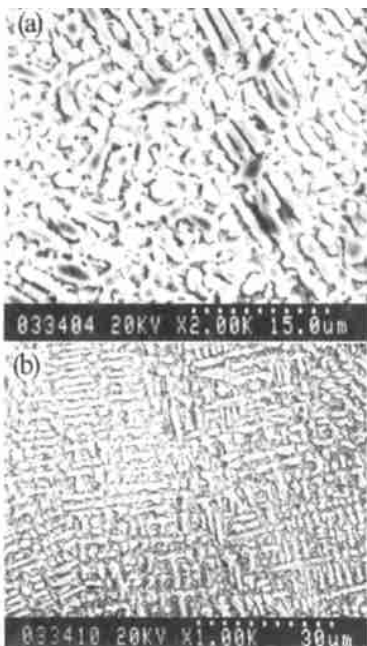


图 7 熔覆层的组织 (SEM)

Fig. 7 SEM microstructures of cladding layers



图 8 RW22 试样熔覆层的组织 (SEM)

Fig. 8 SEM microstructures of RW22 sample cladding layers

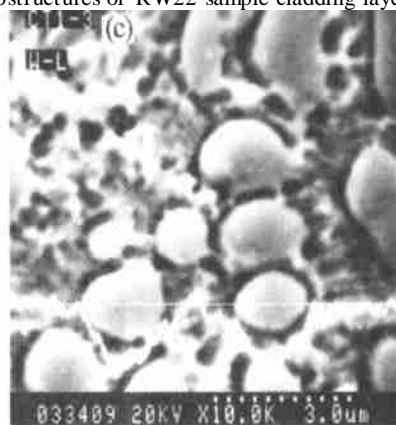
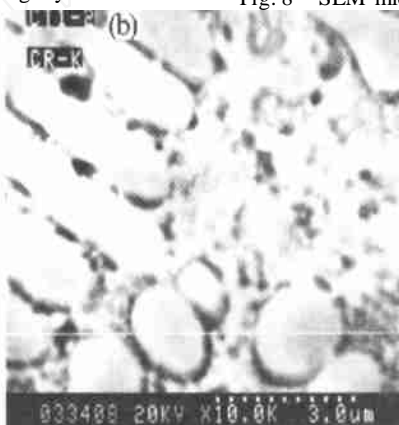
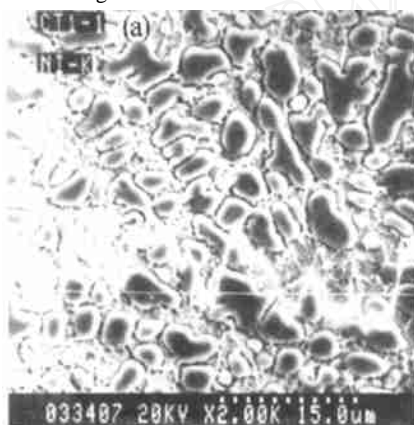


图 9 RW42 试样的波谱分析

Fig. 9 Spectrum analysis of RW42 sample



图 10 RW51 试样枝晶间的含钨第二相质点 $\times 1000$

Fig. 10 Second particles with tungsten in interdendrite of RW51 sample $\times 1000$

这样,不仅让具有最高硬度的次表层显露出来,还可以使枝杆区大量含钨的第二相质点处于工作表面,进而使熔覆层具有最好的耐磨性能并由此提高产品的寿命。

的特性还未表现出来。可以预言,随着磨损时间的延长,磨损循环次数的增加,表面枝杆区磨损后在枝晶与下试样的摩擦面接触时,由于第二相质点 $W_{3.2}Cr_{1.8}B_3$ 的存在和次表层具有最高的硬度,熔覆粉末中加入碳化钨会表现出更好的耐磨性能。

激光熔覆会导致表面的粗糙度的增加,所以在实际应用时,熔覆后可以对表面进行一次机械加工以提高表面的光洁度。

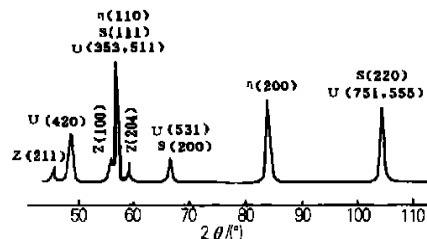


图 11 RW51 试样熔覆层 X 射线衍射谱

Fig. 11 XRD spectrum of RW51 sample cladding layer

Z: $W_{3.2}Cr_{1.8}B_3$; U: $Fe_{4.5}Ni_{18.5}B_6$; S: -Ni; : -Fe

4 结论

(1) 用小功率预热并用较大功率进行熔覆,可以消除熔覆层中的气孔和部分横向裂纹;当再次用较大功率进行熔覆时,尽管横向裂纹有进一步减少的趋势,但会出现纵向裂纹。

(2) 单道熔覆时,在其它参数不变的情况下,随着激光功率的增加,熔覆层深度增加较快,但功率达到 1300W 后,深度

钢铁渗硫技术及其发展趋势

江静华,涂益友,方 峰,马爱斌,蒋建清

(东南大学 材料科学与工程系,南京 210018)

摘要:简要介绍了钢铁表面渗硫的基本原理,渗硫层特殊结构和耐磨、减摩性能,以及当前几种典型的渗硫工艺、应用特点及其未来发展趋势。

关键词:减摩;固体渗硫;液体渗硫;气体渗硫

中图分类号:TG156.8⁺4

文献标识码:A

文章编号:0254-6051(2002)04-0019-03

增加十分缓慢,几乎达到极限深度;多道搭接熔覆时,对熔覆表面进行预热可以改善熔覆层深度的均匀性,而熔覆粉末中加入 WC 则会加剧熔覆层深度的不均匀性。

(3) 在本试验条件下,激光熔覆后,表层硬度得到提高,硬度峰值出现在次表层,最高达到 923HV0.2,主要通过固溶强化、细晶强化和第二相质点强化等方式使熔覆层硬度提高。由于 WC 充分溶解,没有以 WC 质点相的形式出现,因此对熔覆层硬度的影响不明显。

(4) 与基体材料相比,激光熔覆后表面的耐磨损性能有较大改善,提高幅度可以达到 47%~76%,这与熔覆后的组织结构和表面的硬度状态有直接的联系,其磨损特性为粘着磨粒磨损。

(5) 激光熔覆层为平面晶和枝晶的混合共晶组织,其中枝杆区为 γ -Ni,枝晶间分布着 $W_{3.2}Cr_{1.8}B_3$ 和 $Fe_{4.5}Ni_{18.5}B_6$ 等第二相质点,正是这些第二相质点对表面硬度和耐磨性起了很大作用。

参考文献:

- [1] 刘永长,等.激光熔覆技术的研究现状[J].粉末冶金技术,1998,(3):209-212.
- [2] Picasso M,et al. A Simple but Realistic Model for Laser Cladding[J]. Metal Trans.,1994,25B(4):281.
- [3] Pei Y T. Microstructure of Bonding Zone in Laser-clad Ni-Alloy Based Composite Coatings Reinforced with Various Ceramic Powders[J]. Metal Material Trans.,1996,27A:391-400.
- [4] 苗柏和,等.激光表面熔凝 CuCr50 粉末冶金材料[J].应用激光,1999,(5):253-255.
- [5] 曹 庆,等.激光熔覆 Stellite 和 WFLC 系列钴基粉末研究[J].材料保护,2000,(12):41-43.
- [6] 张 迪,等.高能束熔覆技术的研究现状及发展趋势[J].激光技术,2001,(1):39-42.
- [7] 张庆茂,等.宽带激光熔覆 F305 粉热有效利用率的分析[J].金属热处理,2000,25(8):1-3.
- [8] Bamberger M,et al. Calculation of process parameters for laser alloying and cladding[J]. Journal of Laser Applications,1998,10(1):29-33.
- [9] 左都罗,等.激光加工熔池自由表面形貌的理论研究[J].激光技术,1999,(4):204-208.
- [10] 曾大文,等.复合涂层激光熔池凝固过程的数值模拟[J].激光技术,2001,(1):18-22.
- [11] 潘清跃,等.基于人工神经网络-遗传算法的奥氏体不锈钢激光表面熔凝工艺优化研究[C].中国工程物理研究院科学基金论文集(第3辑),1999:252-253.
- [12] 杨 森,等.激光快速凝固 Al-Mn 合金的组织选择规律研究[J].材料科学与工艺,2000,(2):82-86.
- [13] 王忠柯.激光表面熔覆层凝固组织特征形成过程[J].激光技术,2000,(1):64-65.
- [14] 周建忠,等.应用激光强化技术提高覆盖件模具寿命[J].模具工业,2000,(4):50-52.
- [15] 赵海鸥.激光熔覆工艺特性及裂纹敏感性研究[J].金属热处理,2001,26(1):18-21.
- [16] 宋武林,等.铁基合金中心 Cr_{eq}/Ni_{eq} 对激光熔覆层组织开裂敏感性的影响[J].激光技术,1999,(3):142-144.
- [17] 胡木林,等.激光熔覆材料相容性研究进展[J].金属热处理,2001,26(1):1-7.
- [18] 张人佑,等.基于激光快速成型的电铸模具制造[C].第四届全国激光加工学术会议论文集,1997:3-7.
- [19] Mukherjee K. Development of a new laser cladding process for manufacturing cutting and stamping dies[J]. Journal of Material Science,1998,33(5):1287-1289.
- [20] Zhang Yu,et al. Wear and impact resistance of laser cladding steel for die cutting application[J]. Laser Institute of America, Proceedings,1997,83(2):138-147.
- [21] 叶 宏.玻璃模具的激光合金化处理[J].模具工业,2000,(4):48-49.
- [22] 肖福仁,等.50CrMoV 钢激光表面熔融强化[J].金属热处理,2000,25(5):13-14.
- [23] 陈学定.表面涂层技术[M].北京:机械工业出版社,1994.
- [24] 李恒德,肖纪美.材料表面与界面[M].北京:清华大学出版社,1990.
- [25] Frenk A,etc. Influence of an intermediate layer on the residual stress field in a laser clad[J]. Surface and Coatings Technology,1991,(45):435-441.
- [26] 陶锡麟,等.工艺参数对钴基合金激光熔覆层显微组织及开裂性的影响[J].应用激光,1999,(10):206-208.
- [27] Bull S J. Effect of expansion coefficient of laser cladding layer on cracking sensitivity[J]. Surface and Coatings Technology,1992,(54):173.
- [28] 关振中.激光加工工艺手册[M].北京:中国计量出版社,1998.
- [29] 唐守春,等.铝合金表面激光熔覆 SiC/金属基复合涂层的组织和性能研究[J].应用激光,1999,(5):201-205.
- [30] 李 刚,夏元良,等.42CrMo 钢宽带激光熔覆 NiCrBSi 组织和性能[J].金属热处理,2001,26(3):18-18.
- [31] 束德林.金属力学性能[M].北京:机械工业出版社,1987.
- [32] 邵荷生,等.摩擦与磨损[M].北京:煤炭工业出版社,1992.
- [33] 刘永镇,等.激光表面熔覆层的耐磨性和耐冲蚀性实例[C].第四届全国激光加工学术会议论文集,1997:53-56.
- [34] 贾俊红,等. Fe-C 合金表面激光熔覆制备颗粒增强复合材料涂层的研究[J].应用激光,1999,(5):198-200.