第30卷 第2期
2022年4月

材 料 科 学 与 工 艺
MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY

Vol. 30 No. 2
Apr. 2022

DOI:10.11951/j.issn.1005-0299.20210195

激光熔覆 Fe 基合金涂层强化 H13 热作模具钢

姜高强,崔承云,魏礼桢,崔熙贵

(江苏大学 机械工程学院,江苏 镇江 212013)

摘 要:为了解决 H13 热作模具钢在锻模和热挤压模等领域因发生脱模剂腐蚀而失效的问题,本文通过引入激光熔覆技术来探究 Fe 基合金粉末对 H13 钢综合性能的强化效果,并系统研究了扫描速度、搭接率和熔覆层数对涂层的相位组成和显微组织的影响,详细分析了涂层的截面显微硬度和耐腐蚀性能的变化规律。研究表明:涂层主要由 α-Fe、γ-Fe、$M_{23}C_6$ 和 M_7C_3 相组成;高的扫描速度下 γ-Fe 来不及完全转化为 α-Fe,但高搭接率的延迟凝固作用促进了γ-Fe的转化;第 2 涂层减弱的衍射峰是由于少量基体元素的扩散而导致碳化物减少;涂层中主要合金元素 Fe 与 Cr、Si、Mo、C 分别在晶粒和晶界中交替增减,归因于 Cr、Si、Mo 和 C 等元素向晶界处沉积。相较于基体,涂层的硬度明显提升,提升率分别为 197.7%、204.5%、68.2%和 145.5%。高的扫描速度对耐腐蚀性影响较小,高的搭接率和多层熔覆对耐腐蚀行为有积极意义。

关键词:激光熔覆;Fe 基;H13 钢;显微组织;显微硬度;耐腐蚀性

中图分类号:TN249 **文献标志码**:A **文章编号**:1005-0299(2022)02-0035-08

Laser cladding Fe-based alloy coating for strengthening H13 hot work die steel

JIANG Gaoqiang, CUI Chengyun, WEI Lizhen, CUI Xigui

(School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

Abstract: To solve the problem of H13 hot work die steel failure caused by the corrosion of mold release agent during forging and hot extrusion processes, laser cladding was introduced to investigate the comprehensive performance of Fe-based alloy powders for strengthening H13 steel. The effects of scanning speed, overlap rate, and the number of layers on the phase composition and microstructure of coating were studied, and the changes in the microhardness and corrosion resistance of coating were analyzed. Results showed that the coating was mainly composed of α-Fe, γ-Fe, $M_{23}C_6$, and M_7C_3. At high scanning speed, γ-Fe could not be completely converted into α-Fe, but the delayed solidification effect of high overlap rate promoted the conversion of γ-Fe. The weakened diffraction peaks of the second coating layer were due to the diffusion of a small number of matrix elements, leading to the reduction of carbides. The main alloy elements Fe and Cr, Si, Mo, C alternately increased and decreased in the grains and grain boundaries, attributed to the deposition of Cr, Si, Mo, and C to grain boundaries. Compared to the substrate, the microhardness of the coatings were obviously improved, and the improvement rates were 197.7%, 204.5%, 68.2%, and 145.5%. High scanning speed had less impact on the corrosion resistance behavior, while high overlap rate and multi-layer cladding had positive significance.

Keywords: laser cladding; Fe-based; H13 steel; microstructure; microhardness; corrosion resistance

收稿日期:2021-08-27. **网络出版日期**:2022-02-25.

基金项目:国家自然科学基金资助项目(51875267,51505198);江苏大学工业中心大学生创新实践基金资助项目(ZXJG2021035).

作者简介:姜高强(1994—),男,硕士研究生;
崔承云(1981—),女,教授,博士生导师;
崔熙贵(1980—),男,教授,博士生导师.

通信作者:崔承云,E-mail:ccyyy981206@163.com

期刊网址:http://hit.alljournals.cn/mst_cn/ch/index.aspx

H13 钢(4Cr5MoSiV1)是应用范围最广且代表性最强的热作模具钢种,常用于锻模和热挤压模的制造等领域[1-3]。然而在恶劣的工作环境下,其工作表面常因硬度低而产生龟裂、热疲劳以及磨损严重而失效的问题[4-6]。目前在常规强化方式中,激光表面强化技术制备的涂层具备结合强度高、质量稳定的优点,且成品率高、易实现自

动化生产[7-8],而其中的激光熔覆技术是通过外加强化材料对表面进行化学成分改性处理,强化效果明显[9]。在满足性能要求的前提下,利用Fe基合金粉末成本低,以及合金组织中包含马氏体、碳化物与高的Cr含量而具备良好的耐腐蚀性等优点,用以强化应用较广的H13钢和达到替代贵重金属和节约成本的目的,发展前景十分广阔[10]。另外,主要成分都是Fe的强化材料与基体材料具备良好的互溶性[11]。

邓成旭等人[12]在H13钢表面制备了Ni/WC梯度熔覆层,并测试了各因素对其耐磨性的影响,研究发现500 ℃以下时,熔覆层耐磨性优于基体。Telasang等人[13]研究了熔覆后激光热处理对涂层显微硬度的影响,研究表明激光辅助回火导致硬度提高了约45%。唐淑君等人[14]在H13钢表面制备了单道Ni-Al熔覆层,并总结了激光工艺参数对涂层的热震热疲劳性能的影响,涂层在室温到650 ℃循环热震至第一条宏观裂纹出现的循环次数门槛值也有明显提升。曹俊[15]针对H13钢因硬度低、耐磨性差而产生塑性变形、表面磨损的两种失效形式,使用Fe104合金粉末制备了显微硬度和耐磨损性能得到较大提升的纯Fe基合金涂层。然而,H13热作模具钢在锻模和热挤压模等领域因发生脱模剂腐蚀而失效等问题较多,而利用激光熔覆技术进行Fe基合金涂层探究可以有效解决这一问题,并同时增强了其表层显微硬度,但目前针对这方面的研究尚鲜有报道。微观组织决定宏观特性,为了探究激光熔覆工艺参数对耐腐蚀性能的影响,有必要先从微观分析并揭示其组织生长规律,以便更好地表征其耐腐蚀性。

本文利用激光熔覆技术,采用同步式送粉法在H13钢表面沉积了Fe基合金涂层,系统地研究了激光工艺参数(扫描速度、搭接率和熔覆层数)对涂层的相位组成和显微组织的影响,详细地探讨了其对涂层的显微硬度和耐腐蚀性能的作用机理,以期为提高H13热作模具钢的使用寿命提供有效的实验依据。

1 试验

1.1 试验材料

试验基材是尺寸为150 mm×150 mm×10 mm的H13模具钢,其化学成分为C0.4、Cr5.2、V1.0、Si1.0、Mn0.4、Mo1.5,其余为Fe(质量分数,%)。先后对H13钢进行打磨、抛光和超声波清洗。强化层材料是粒径约为100 μm的JG-8 Fe基自熔性合金粉末,其化学成分为C0.1、Cr16.72、Ni4.39、Si1.0、Mn0.41、Mo1.73,其余为Fe(质量分数,%)。将粉末置于烘干箱中,在50 ℃下干燥2 h。

1.2 试验方法

试验采用同步送粉法,在H13钢表面熔覆一层Fe基合金粉末。激光由配备RC-PGF-D-2送粉器的IPGYLS-4000钇光纤激光器提供,最大输出功率为4 kW,激光波长为980 nm,光斑直径为1 mm。试验选择侧面吹氩作为保护气,防止涂层氧化,流量为2 L/min,送粉率为0.2 r/min,激光功率为300 W。涂层制备的激光工艺参数(熔覆层数、扫描速度(mm/s)和搭接率(%))分别为1层+10 mm/s+25%,1层+15 mm/s+25%,1层+15 mm/s+50%和2层+15 mm/s+50%。

熔覆实验结束后利用型号为DK7732的线切割机床对样品进行切割。采用不同型号的砂纸(180、600、1 200和2 000目)在P-1型磨抛机下依次对样品进行打磨后抛光。其次利用王水(V_{HCl}:V_{HNO_3}=3:1)对样品进行腐蚀。然后使用型号为D8 ADVANCE的铜Kα辐射的X射线衍射仪(XRD)鉴定相组成,扫描范围为20°~120°,扫描速度为5(°)/min。最后,利用Leica DMI3000-M光学显微镜(OM)与带有能谱仪(EDS)的Hitachi S-3400N扫描电子显微镜(SEM)对样品的显微组织进行观察。

利用HVS-1000型显微硬度仪,对样品的截面从表面到基体每隔0.2 mm进行显微硬度测试。施加载荷为0.5 N,保压时间为15 s,各处平行位置各测试3次,取平均值以保证数据的准确性。电化学腐蚀试验是在室温下利用CHI 660电化学工作站的三电极体系方式进行的。参比电极为饱和甘汞电极,辅助电极为Pt电极,工作电极为H13钢基体和4种涂层。工作面为10 mm×10 mm的抛光表面,其余表面用环氧树脂密封,电解液为3.5%的NaCl溶液。为了获得稳定的开路电位,试验之前将样品浸入NaCl溶液中20 min。在频率为10^5~10^{-2} Hz范围内,用5 mV的rms的备用电流信号进行电化学阻抗谱测量。

2 结果与分析

2.1 熔覆薄层的微观表征

2.1.1 涂层的相组成

图1显示了涂层的XRD衍射谱图。在与标准衍射卡比对以及参考相关文献后,确定1层+10 mm/s+25%涂层是以α-Fe、γ-Fe、$M_{23}C_6$及M_7C_3等为主的物相组成(M表示Fe和Cr),生成

了主要的合金碳化物硬质相。1 层 +15 mm/s +25% 涂层在 2θ 角 44°和 51°的弱衍射峰增强，但其余衍射峰的强度轻微减弱，表明涂层的微观结构产生了变化。而熔覆 Fe 粉的初生相主要为奥氏体（γ-Fe），在高的扫描速度下冷却速度加快，使得奥氏体来不及完全转化为马氏体（α-Fe）而保留下来，起到抑制 γ-Fe 向 α-Fe 转化的作用[15]，并吸收了一些合金元素形成置换固溶体，导致合金碳化物的减少[16]。1 层 +15 mm/s +50% 涂层的衍射峰相比于 1 层 +15 mm/s +25% 涂层的强度有了显著的加强，而在 2θ 角 44°和 50°的弱衍射峰却有所减弱。当搭接率提高时，后一熔道对前一熔道的搭接区产生热作用而造成重熔区扩大，起到延迟凝固和促进 γ-Fe 继续向 α-Fe转化的作用。另外，合金碳化物也会因搭接率的提高使得强化材料中 Fe、Cr 等合金元素增多，进而相应地合成增多。2 层 +15 mm/s +50% 涂层的衍射峰均有所减弱，包括 2θ 角 44°和 51°的弱衍射峰。同样，后一熔覆层也会对前一熔覆层产生重熔作用，然而后一熔覆层熔覆时的散热条件好，熔池凝固时间缩短，故未来得及形成更多的合金碳化物。

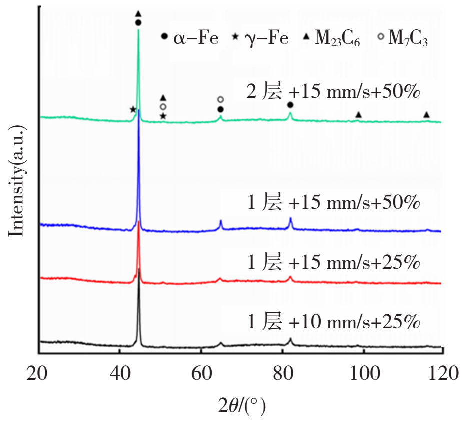
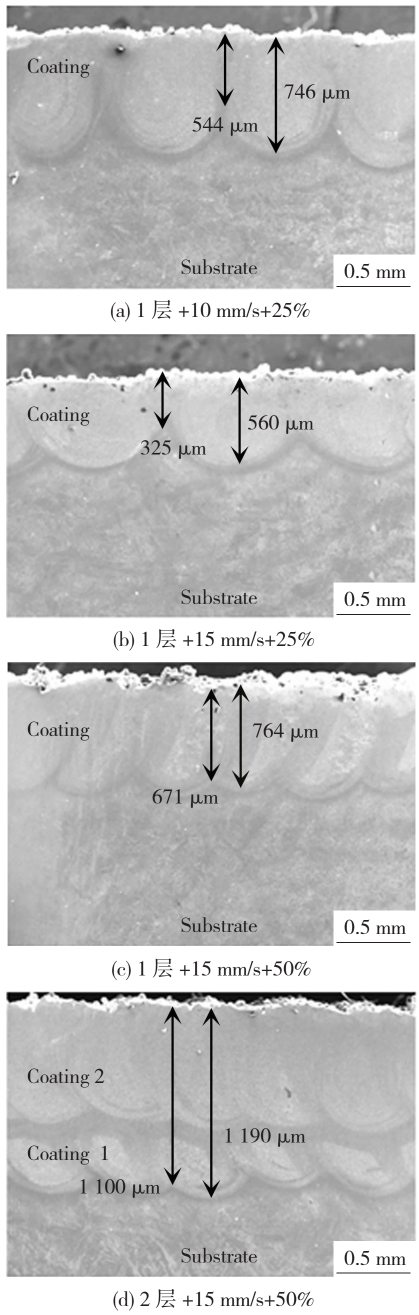


图 1　涂层的 XRD 衍射谱图

Fig. 1　XRD pattern of coating

2.1.2　涂层截面的宏观形貌

图 2 为涂层截面的宏观形貌 SEM 图，可以清晰地看出，涂层与基体之间都呈现良好的冶金结合，未见明显裂纹和气孔等缺陷的存在。1 层 +10 mm/s +25% 涂层的熔深较大（746 μm），且熔深和搭接处深度差较大（202 μm）。当扫描速度提高时，1 层 +15 mm/s +25% 涂层的熔深降低（560 μm）。另外，单道铺展增宽，导致熔深和搭接处深度差增大（235 μm）。当搭接率提高时，1 层 +15 mm/s +50% 涂层的熔深提高（764 μm）。导致熔深和搭接处深度差减小到 93 μm，结合界面更加平整，有利于提升涂层的平均厚度。进一步进行 2 层熔覆，2 层 +15 mm/s +50% 涂层的熔深达到 1 190 μm。涂层的熔深和搭接处深度差约为 90 μm，与 1 层 +15 mm/s +50% 涂层近似。可见，多层熔覆不影响第 1 层结合界面的平整度。



(a) 1 层 +10 mm/s+25%

(b) 1 层 +15 mm/s+25%

(c) 1 层 +15 mm/s+50%

(d) 2 层 +15 mm/s+50%

图 2　截面宏观形貌 SEM 图

Fig. 2　SEM image of macro-topography of cross-section: (a) 1 layer +10 mm/s +25%; (b) 1 layer +15 mm/s +25%; (c) 1 layer +15 mm/s +50%; (d) 2 layer +15 mm/s +50%

2.1.3　基体和涂层的显微组织分析

由基体的显微组织形貌（图 3）可以明显看出，基体组织主要为针状马氏体和少量碳化物。涂层截面的显微组织形貌如图 4 所示，可以看到，涂层组织发生了明显的变化。熔池底部主要由树枝晶和胞状晶组成，中部为细小的胞状晶。因为

组织的生长形态取决于形状控制因子(温度梯度/界面运动速度)。熔池底部相较于结合界面的液相侧的界面运动速度增大,温度梯度减小,导致形状控制因子减小,成分过冷程度增加,破坏了凝固组织的平面生长,造成一些凸起部分形成胞状晶。而温度起伏的存在使过冷度更大的部位的胞状晶不断延伸成树枝晶。熔池中部的散热条件发生变化,成分过冷的支配性作用促进了结晶速率,抑制了晶粒的生长速率,形成细小的胞状晶。1 层 + 10 mm/s + 25% 涂层底部和中部的柱状晶生长的较为粗长,胞状晶也较大。1 层 + 15 mm/s + 25% 涂层底部仅有少量生长短小的柱状晶位于熔池最底部,中部胞状晶较小。这是因为高的扫描速度下凝固速度加快,晶粒来不及长大。1 层 + 15 mm/s + 50% 涂层底部的柱状晶和胞状晶较大,晶界变宽,且出现更多的沉积物。另外,晶粒内分散出现少许颗粒状白色相。这是由于多道搭接时,后一熔道会对前一熔道的搭接区产生热影响而造成重熔作用, 且搭接率越高, 重熔区域越大。重熔热作用提高的界面能为晶粒以相互吞并和晶界推移的方式生长提供了更大的动力。另外,熔化更多的添料而具有更高含量的合金元素不断向晶界析出, 未析出的则以白色颗粒相的形式留存在晶粒内。2 层 + 15 mm/s + 50% 涂层底部的柱状晶则进一步减小,组织主要呈现为细小的胞状晶,中部组织却生长较大。晶界进一步增宽, 沉积进一步加剧, 颗粒状白色相进一步增多。

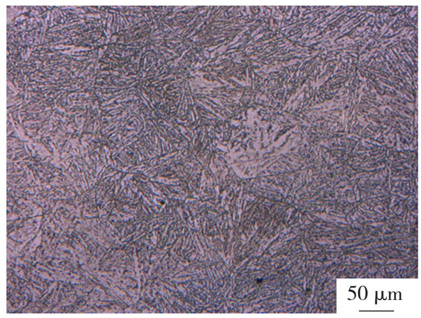
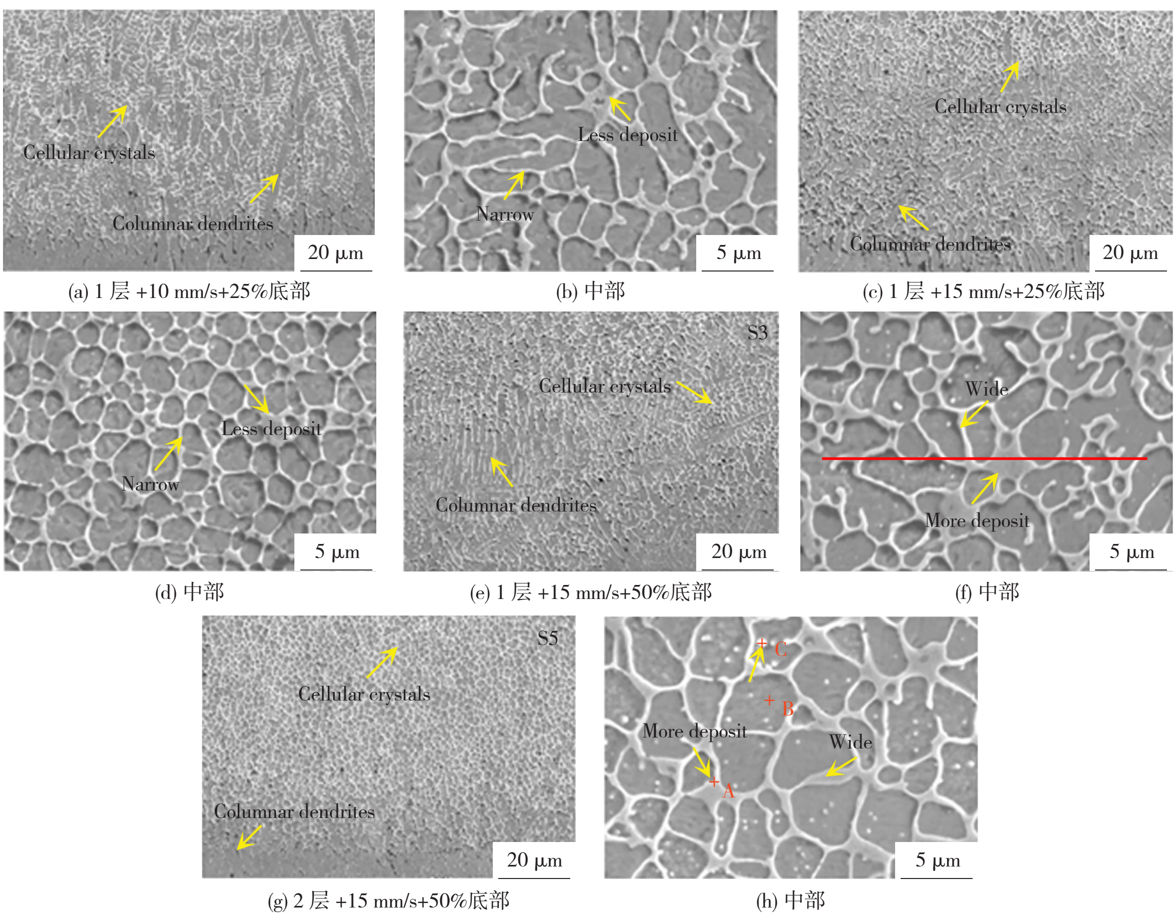


图 3　基体的显微结构组织形貌 OM 图

Fig. 3　OM imageof microstructure of matrix



(a) 1 层 +10 mm/s+25%底部　(b) 中部　(c) 1 层 +15 mm/s+25%底部

(d) 中部　(e) 1 层 +15 mm/s+50%底部　(f) 中部

(g) 2 层 +15 mm/s+50%底部　(h) 中部

图 4　截面显微组织形貌 SEM 图

Fig. 4　SEM image of microstructure of cross-section: (a) bottom of (1 layer + 10 mm/s + 25%); (b) middle of (1 layer + 10 mm/s + 25%); (c) bottom of (1 layer + 15 mm/s + 25%); (d) middle of (1 layer + 15 mm/s + 25%); (e) bottom of (1 layer + 15 mm/s + 50%); (f) middle of(1 layer + 15 mm/s + 50%); (g) bottom of (2 layer + 15 mm/s + 50%); (h) middle of (2 layer + 15 mm/s + 50%)

同样，中部组织受 2 次熔覆层的热影响较大，相当于热处理作用，促使晶粒相互吞并生长。2 次熔覆的表层稀释率较低，有更多白色颗粒相生成，随着晶界推移而不断析出和留存在晶粒中。

为了探究晶界和晶粒的成分变化，分别对 1 层 +15 mm/s +50% 和 2 层 +15 mm/s +50% 涂层进行了线扫描和点扫描，结果如图 5 和表 1 所示。图 5 显示，主要的合金元素 Fe 与 Cr、Si、Mo、C 有规律的分布在整个涂层中，其含量在晶粒和晶界中交替增减。其中，晶粒中 Fe 含量较多。而晶界处 Cr、Si、Mo 和 C 等元素的沉积导致晶界变宽。表 1 中，*A* 点和 *B* 点的元素浓度与线扫描分析结果相吻合。另外，相对于 *B* 点，*C* 点的颗粒状白色相的 Fe 的强度较低，Cr、Si、Mo 和 C 的强度提高，甚至是高于晶界 *A* 处的强度。可见未来得及向晶界处析出的 Cr、Si、Mo 和 C 元素在晶粒内部弥散分布。

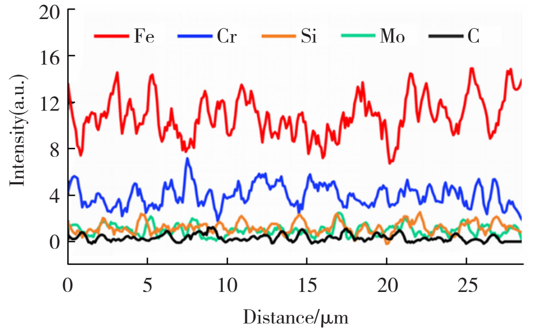


图 5　图 4(f) 中沿红线的线扫描

Fig. 5　Line scanning along the red line in fig. 4(f)

表 1　图 4(h) 中区域的元素含量(质量分数/%)

Table 1　Elemental concentration at the regionin fig. 4(h) (wt. %)

Area	Fe K	Cr K	C K	Mo L	Si K
A	79.88	16.37	2.22	0.74	0.78
B	83.04	13.90	2.06	0.33	0.67
C	74.96	18.14	4.47	1.56	0.87

2.2　显微硬度测试

图 6 显示了涂层截面的显微硬度分布，可以看到，扫描速度高的 1 层 +15 mm/s +25% 涂层的显微硬度（670HV$_{0.5}$）略高于 1 层 +10 mm/s +25% 涂层（655HV$_{0.5}$）。说明晶粒细化有利于抵抗塑性变形以提高涂层的硬度。而搭接率大的 1 层 +15 mm/s +50% 涂层的显微硬度减小（370HV$_{0.5}$）的原因是显微组织整体更加粗大和不均匀[17-18]。2 层 +15 mm/s +50% 涂层的两层涂层硬度均远高于 1 层 +15 mm/s +50% 涂层，然而第 2 层却比第 1 层的硬度有微弱降低。这归因于在多道多层熔覆过程中，第 1 层会受到第 2 层熔覆时激光热量的作用。在第 2 层熔池凝固过程中，扩散至第 1 层的基体元素继续与第 2 层元素相互扩散，导致总的稀释率降低，使得总体硬度值仍高于 1 层 +15 mm/s +50% 涂层。然而第 2 层对第 1 层的重熔作用，使得第 1 层中还没来得及向晶界析出的上述白色相继续浓集，产生内吸附现象，强化晶界结构，阻碍位错运动，硬度相对提高（540HV$_{0.5}$）。而第 2 层熔覆时的散热条件好，熔池凝固时间短，很多白色相未来得及析出而留在晶粒内。再者，空气来不及逃逸形成微裂纹，造成硬度有微弱降低（500HV$_{0.5}$）。综上，4 种涂层的显微硬度相较于基体（220HV$_{0.5}$）均有明显提升，提升率分别为 197.7%、204.5%、68.2% 和 145.5%。Cr、C、Mo、Si 等元素在晶界偏析形成了高硬度的共晶产物 $M_{23}C_6$ 和 M_7C_3 等，枝晶内固溶了大量的 Cr 起到了固溶强化作用[15]。

另外，热影响区的显微硬度相较于涂层更大，表现出突然地增减。靠近涂层的热影响区组织形成马氏体而表现出高硬度，而后距离的增加减少了传热量，产生类似回火现象而形成回火马氏体，导致硬度的降低[19]。其中 1 层 +10 mm/s +25% 涂层和 1 层 +15 mm/s +25% 涂层的减小幅度最小，分别从 710HV$_{0.5}$、720HV$_{0.5}$ 降低至 655HV$_{0.5}$、670HV$_{0.5}$，降低了 7.7% 和 6.9%。1 层 +15 mm/s +50% 涂层的减小幅度最大，从 630HV$_{0.5}$ 降低至 370HV$_{0.5}$，降低了 41.3%。然而，对于 2 层 +15 mm/s +50% 涂层，热影响区的显微硬度为 700HV$_{0.5}$，涂层的显微硬度降低到 540HV$_{0.5}$ 后又有微弱的下降（500HV$_{0.5}$），仅降低了 28.6%。这是因为 2 次熔覆的热处理作用有利于降低缺陷浓度，释放残余拉应力和使得涂层元素均匀化，导致硬度变化平缓[20-21]。

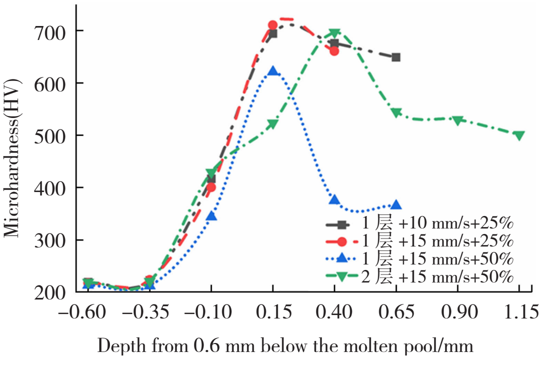


图 6　截面显微硬度值

Fig. 6　Microhardness value of cross-section

2.3　电化学腐蚀测试

H13 钢基体和 4 种涂层的电位动态极化曲线如图 7 所示，表 2 为电位动力学极化试验结果。1 层 +10 mm/s +25% 和 1 层 +15 mm/s +25% 涂层自腐蚀电位虽然高于 H13 钢基体，但电流密度却较高。可见涂层的耐腐蚀性并没有得到增强。而 1 层 +15 mm/s + 50% 和 2 层 +15 mm/s + 50% 涂层的自腐蚀电位和电流密度均分别高于和低于 H13 钢基体，表明涂层的耐腐蚀性得到有效提升。有研究表明，涂层组织中存在的 Cr 易在表面形成氧化膜而不易发生腐蚀，且有利于涂层在低电位时进入钝化状态和维持钝化[20]。对比 1 层 +10 mm/s +25% 和 1 层 +15 mm/s +25% 涂层的自腐蚀电位和电流密度，高的扫描速度对涂层的耐腐蚀性略有提高，主要归结于细晶强化的作用。而 1 层 +15 mm/s +50% 涂层显示电流密度降低了一个数量级，达到 6.818×10^{-6} A/cm^2。可见，提高搭接率可以提高涂层的耐腐蚀性。当进行 2 层熔覆时，在自腐蚀电位变化不大的情况下，2 层 +15 mm/s +50% 涂层的电流密度又降低了。表明耐腐蚀性得到了进一步的加强，这归因于 2 次熔覆使表层组织存在更多的 Cr。

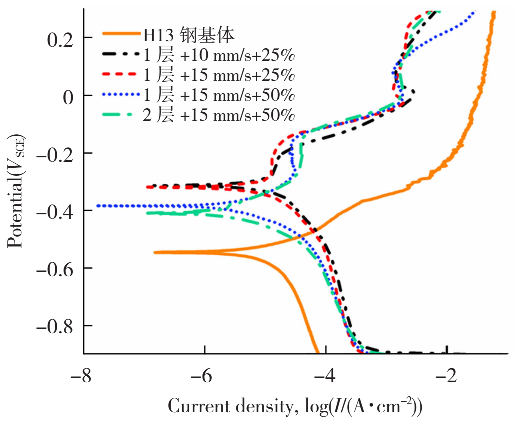


图 7　电位动力学极化曲线

Fig. 7　Potential kinetic polarization curves

表 2　电位动力学极化试验结果

Table 2　Results of potential kinetic polarization test

样品	E_{corr}/V	log (I_p/(A · cm^{-2}))
H13 钢基体	−0.548 0	1.367×10^{-5}
1 层 +10 mm/s +25%	−0.319 4	2.751×10^{-5}
1 层 +15 mm/s +25%	−0.315 0	2.655×10^{-5}
1 层 +15 mm/s +50%	−0.385 3	6.818×10^{-6}
2 层 +15 mm/s +50%	−0.410 5	3.358×10^{-6}

图 8 显示了 H13 钢基体和 4 种涂层的奈奎斯特图，可以看到，1 层 +10 mm/s +25% 涂层的弧半径明显小于 H13 钢基体，涂层的耐腐蚀性并未得到增强，但与表 2 电位动态极化曲线的结果符合的很好。另外，虽然 1 层 +15 mm/s +25% 涂层的电弧半径最大，但是电流密度却相对较大，可见其耐腐蚀性同样没有提升。1 层 +15 mm/s + 50% 和 2 层 +15 mm/s +50% 涂层的电弧半径相对较大，说明适当提高搭接率和熔覆层数对涂层耐腐蚀性的提升是有作用的。

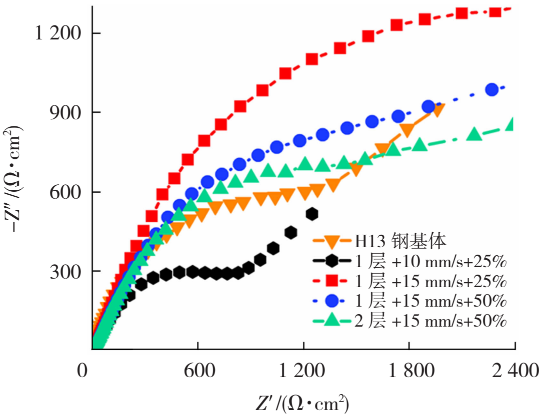


图 8　奈奎斯特图

Fig. 8　Nyquist diagram

3　结　论

1) 涂层由 α-Fe、γ-Fe、$M_{23}C_6$ 和 M_7C_3 组成 (M 表示 Fe 和 Cr)。高的扫描速度可以抑制γ-Fe 向 α-Fe 的转化，高的搭接率和多层熔覆则起促进作用。

2) 熔池底部由树枝晶和胞状晶组成，中部为细小的胞状晶。高的搭接率相当于扩大重熔区作用，2 次熔覆具有热处理作用。Fe 与 Cr、Si、Mo、C 有规律地在晶粒和晶界中交替增减。

3) 扫描速度高的 1 层 +15 mm/s +25% 涂层的硬度略高于 1 层 +10 mm/s +25% 涂层，搭接率大的 1 层 +15 mm/s + 50% 涂层的硬度小。2 层 +15 mm/s +50% 涂层的两层涂层硬度均远高于 1 层 +15 mm/s +50% 涂层，然而第 2 层却比第 1 层的硬度有微弱降低。另外，热影响区的硬度更大，表现出突然地增减。

4) 高的扫描速度对耐腐蚀性的影响较小，高的搭接率和多层熔覆对耐腐蚀性则有提升作用。

参考文献：

[1]　MENG C, ZHOU H, ZHANG H F, et al. The comparative study of thermal fatigue behavior of H13 die steel with biomimetic non-smooth surface processed by laser surface melting and laser cladding [J].

Materials & Design,2013,51:886-893.
DOI:10.1016/j. matdes. 2013. 05. 005

[2] LEI Y W, SUN R L, TANG Y, et al. Microstructure and phase transformations in laser clad Cr_xS_y/Ni coating on H13 steel [J]. Optics and Lasers in Engineering,2015,66:181-186.
DOI:10.1016/j. optlaseng. 2014. 09. 006

[3] CHEN H, LU YY, SUN Y S, et al. Coarse TiC particles reinforced H13 steel matrix composites produced by laser cladding[J]. Surface & Coatings Technology,2020,395:125867.
DOI:10.1016/j. surfcoat. 2020. 125867

[4] 杨晓红,杭文先,秦绍刚,等. H13 钢激光熔覆钴基复合涂层的组织及耐磨性[J]. 吉林大学学报(工学版), 2017,47(3):891-899.
YANG Xiaohong, HANG Wenxian, QIN Shaogang, et al. Microstructure and wear resistance of laser cladding cobalt-based composite coating on H13 steel [J]. Journal of Jilin University(Engineering and Technology Edition), 2017, 47(3):891-899.
DOI:10.13229/j. cnki. jdxbgxb201703028

[5] LU J Z, CAO J, LU H F, et al,Wear properties and microstructural analyses of Fe-based coatings with various WC contents on H13 die steel by laser cladding[J]. Surface and Coatings Technology, 2019,369:228-237.
DOI:10.1016/j. surfcoat. 2019. 04. 063

[6] LIZZUL L, SORGATO M, BERTOLINI R, et al. On the influence of laser cladding parameters and number of deposited layers on as-built and machined AISI H13 tool steel multilayered claddings[J]. CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, 2021, 35: 361-370.
DOI:10.1016/J. CIRPJ. 2021. 07. 003

[7] 王希靖,吴红林,刘骁,等. H13 钢表面熔覆工艺的研究[J]. 热加工工艺,2011,40(20):131-134.
WANG Xijing, WU Honglin, LIU Xiao, et al. Research on the surface cladding process of H13 steel [J]. Hot Working Technology, 2011, 40(20):131-134.
DOI:10.14158/j. cnki. 1001-3814. 2011. 20. 041

[8] GU S T, CHAI G Z, WU H P,et al,Characterization of local mechanical properties of laser-cladding H13-TiC composite coatings using nanoindentation and finite element analysis[J]. Materials & Design,2012,39: 0261-3069.
DOI:10.1016/j. matdes. 2012. 02. 028

[9] KARMAKAR D P, GOPINATH M, NATH A K. High-temperature abrasive wear characteristics of H13 steel modified by laser remelting and cladded with stellite 6 and stellite 6/30% WC[J]. Surface & Coatings Technology, 2021, 422:127498.
DOI:10.1016/J. SURFCOAT. 2021. 127498

[10] 钱星月,童和强,张丹莉,等. H13 模具钢表面激光熔覆 Co 基合金涂层的组织和性能[J]. 冶金丛刊, 2011(5):1-3.
QIAN Xingyue, TONG Heqiang, ZHANG Danli, et al. Microstructure and properties of laser cladding Co-based alloy coating on the surface of H13 die steel [J]. Metallurgical Series, 2011(5):1-3.
DOI:10.19537/j. cnki. 2096-2789. 2011. 05. 016

[11] TRANV N,杨森. H13 热作模具钢表面激光熔覆原位合成 Cu/TiB_2 复合涂层组织与性能研究[J]. 科技创新导报,2018,15(5):95,97.
TRAN V N, YANG Sen. Study on the microstructure and properties of in-situ synthesized Cu/TiB_2 composite coating by laser cladding on the surface of H13 hot work die steel [J]. Science and Technology Innovation Herald, 2018, 15(5):95-97.
DOI:10.16660/j. cnki. 1674-098X. 2018. 05. 095

[12] 邓成旭. H13 钢表面梯度熔覆层耐磨性研究及寿命预测[D]. 秦皇岛:燕山大学,2019.
DENG Chengxu. Wear resistance and life prediction of gradient cladding layer on H13 steel surface [D]. Qinhuangdao:Yanshan University, 2019.

[13] TELASANG G, MAJUMDAR JD, PADMANABHAM G, et al. Effect of laser parameters on microstructure and hardness of laser clad and tempered AISI H13 tool steel[J]. Surface and Coatings Technology, 2014, 258:1108-1118.
DOI:10.1016/j. surfcoat. 2014. 07. 023

[14] 唐淑君. 激光熔覆对 H13 钢热疲劳及耐磨性能的影响[D]. 昆明:昆明理工大学,2013.
TANG Shuajun. Effect of laser cladding on thermal fatigue and wear resistance of H13 steel [D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2013.

[15] 曹俊. H13 模具钢表面激光再制造 Fe 基合金熔覆层组织和性能的研究[D]. 江苏:江苏大学,2019.
CAO Jun. Research on the structure and properties of Fe-based alloy cladding layer laser remanufactured on the surface of H13 die steel [D]. Jiangsu: Jiangsu University, 2019.

[16] XUE K N,LU H F,LUO K Y, et al. Effects of Ni25 transitional layer on microstructural evolution and wear property of laser cladcomposite coating on H13 tool steel[J]. Surface and CoatingsTechnology, 2020, 402:126488.
DOI:10.1016/j. surfcoat. 2020. 126488

[17] 方振兴,祁文军,李志勤. 304 不锈钢激光熔覆搭接率对 CoCrW 涂层组织与耐磨及耐腐蚀性能的影响[J]. 材料导报,2021,35(12):12123-12129.
FANG Zhenxing, QI Wenjun, LI Zhiqin. Effect of lap ratio of 304 stainless steel laser cladding on

microstructure and wear resistance and corrosion resistance of CoCrWcoating [J]. Materials Review, 2021, 35(12): 12123-12129.
DOI:CNKI:SUN:CLDB.0.2021-12-023

[18] ZHAO Y, CHEN L Y, SUN J Y, et al. Mechanical property of YCF101 coating under different overlap modes by laser cladding [J]. Optik, 2020, 212:164714.
DOI:10.1016/j.ijleo.2020.164714

[19] 王强,李洋洋,杨洪波,等.激光功率对17-4PH丝材激光熔覆组织及硬度的影响[J].表面技术,2021,50(3):191-197.
WANG Qiang, LI Yangyang, YANG Hongbo, et al. The effect of laser power on the structure and hardness of 17-4PH wire laser cladding [J]. Surface Technology, 2021, 50(3):191-197.
DOI:10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2021.03.017

[20] 于希辰,王志文,刘海青,等.后热处理对激光熔覆涂层应用的研究进展[J].金属热处理,2019,44(3):114-119.
YU Xichen, WANG Zhiwen, LIU Haiqing, et al. Research progress in the application of post heat treatment to laser cladding coatings [J]. Heat Treatment of Metals, 2019, 44(3):114-119.
DOI:10.13251/j.issn.0254-6051.2019.03.024

[21] LIZZUL L, SORGATO M, BERTOLINI R, et al. On the influence of laser cladding parameters and number of deposited layers on as-built and machined AISI H13 tool steel multilayered claddings [J]. CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, 2021, 35: 361-370.
DOI:10.1016/J.CIRPJ.2021.07.003

(编辑 吕雪梅)

本文引用格式:
姜高强,崔承云,魏礼桢,等.激光熔覆Fe基合金涂层强化H13热作模具钢[J].材料科学与工艺,2022,30(2):35-42. DOI:10.11951/j.issn.1005-0299.20210195
JIANG Gaoqiang, CUI Chengyun, WEI Lizhen, et al. Laser cladding Fe-based alloy coating for strengthening H13 hot work die steel [J]. Materials Science and Technology, 2022, 30(2):35-42. DOI:10.11951/j.issn.1005-0299.20210195

封面图片说明

本期的封面图片出自文章"光丝同轴激光增材制造研究进展",是由哈尔滨工业大学先进焊接与连接国家重点实验室的陈彦宾教授、姜梦讲师、陈曦讲师等人对光丝同轴激光熔丝增材制造技术研究现状的总结。增材制造作为实现三维结构快速成形的技术,广泛用于航空航天、汽车交通等领域。当前,激光熔丝增材制造多依托于传统的激光焊接设备,采用旁轴送丝方式,在增材过程中,需调整激光头方向保证送丝和焊接头行进的相对方位,增大了复杂构件增材制造系统的控制难度,损失加工自由度。随着激光加工设备和技术的发展,近年来出现了一种可以解决上述问题的光丝同轴激光熔丝增材制造技术(coaxial LMWD)。本文从技术分类及原理、加工制造特性、成形精度控制以及增材件的组织性能等方面全面总结了光丝同轴激光熔丝增材技术的现状。

(图文提供:陈源,姜梦,陈曦,马生翀,姜楠,雷正龙,陈彦宾.哈尔滨工业大学先进焊接与连接国家重点实验室)