

激光与光电子学进展

激光重熔对浇铸及 CMT 堆焊巴氏合金组织的影响

邓德伟^{1,2*}, 汪峻宇¹, 孟凡民¹, 万泓明¹, 孙奇², 张勇²¹大连理工大学材料科学与工程学院辽宁省凝固控制与数字化制备技术重点实验室, 辽宁 大连 116024;²沈阳鼓风机集团股份有限公司, 辽宁 沈阳 110869

摘要 在工业领域中,通过铸造所制备的巴氏合金往往存在缺陷。为了探究如何减少巴氏合金在组织和性能上的缺陷,对比了通过传统浇铸和冷金属过渡焊接(CMT)两种方法在 20 钢基体上所制备巴氏合金层的组织和性能,并在其表面进行了激光重熔试验。利用金相显微镜、扫描电镜、能谱仪以及维氏硬度计等仪器检测了浇铸、堆焊巴氏合金和重熔巴氏合金层的组织和硬度,通过对比分析可知,CMT 堆焊层组织较浇铸层更细,与钢基体的冶金结合更强。激光重熔在细化晶粒、消除粗大组织的同时,未产生偏析、气孔等缺陷。不同激光功率对于巴氏合金层的组织和性能影响各不相同,激光功率分别为 300 W 和 500 W 时,堆焊、浇铸试样的重熔层硬度达到最大值 35.16 HV_{0.025} 和 36.92 HV_{0.025}。激光重熔对巴氏合金组织和性能的强化效果显著,对于滑动轴承的研究有着巨大的工程应用价值和前景。

关键词 激光技术; 巴氏合金; 激光重熔; 表面与界面; 硬度

中图分类号 TG665

文献标志码

DOI: 10.3788/LOP222034

Laser Remelting Effect on Casting and CMT Surfacing Babbitt Metal Microstructure

Deng Dewei^{1,2*}, Wang Junyu¹, Meng Fanmin¹, Wan Hongming¹, Sun Qi², Zhang Yong²¹Key Laboratory of Solidification Control and Digital Preparation Technology (Liaoning Province), School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, Liaoning, China;²Shenyang Blower Group Corporation, Shenyang 110869, Liaoning, China

Abstract In the industrial field, babbitt alloys prepared by casting often have defects. In order to reduce the defects in microstructure and properties of babbitt alloy, the microstructure and properties of Babbitt layer prepared on 20 steel substrate by traditional casting and cold metal transfer (CMT) surfacing are compared. In addition, laser remelting (LR) experiments were conducted on the Babbitt layer surface. The microstructure of casting, surfacing, and remelting Babbitt layers were, respectively, measured by metallographic microscope, scanning electron microscope, and energy dispersive spectrometer, while hardness was tested for all three using the Vickers hardness (HV). The results show that the CMT surfacing layer microstructure is finer than that of casting layers and metallurgical bonding with steel substrate is stronger. Meanwhile, LR can refine grain to eliminate coarse microstructure without segregation and porosity. Different laser powers have different effects on the microstructure and properties of Babbitt metal. At laser powers of 300 W and 500 W the hardness of remelting Babbitt layer surfacing and casting samples reach the maximum of 35.16 HV_{0.025} and 36.92 HV_{0.025}, respectively. This means that the LR effect on Babbitt metal microstructure and properties has great engineering application value and development prospect for plain bearing research.

Key words laser technique; Babbitt metal; laser remelting; surface and interface; hardness

1 引言

巴氏合金作为一种耐磨、减摩性能良好的轴承材料被人们广泛应用于各种工业设备之中,如大型船用

柴油机、涡轮机、交流发电机,以及其他矿山机械和大型旋转机械等^[1]。软基体使得巴氏合金具有很好的嵌入性、顺应性和防黏滞性,同时硬质点外凸使得滑动表面之间形成微小缝隙,成为储油空间和润滑油通道,有

收稿日期: 2022-06-12; 修回日期: 2022-07-11; 录用日期: 2022-08-05; 网络首发日期: 2022-08-17

基金项目: 辽宁重大装备制造协同创新中心基金(DUT2017031)、高端控制阀产业技术协同创新中心基金(2018WZ003)

通信作者: *cailiaoqingqibing@163.com

利于减少摩擦,上凸硬点起支撑作用,可以帮助承受荷载^[2]。

为了避免传统铸造产生晶粒粗大、气孔、夹渣、裂纹等缺陷,在巴氏合金百余年的发展史中,除了传统的浇铸方法以外,还演变出了多种制备方法。Song 等^[3]采用熔化极惰性气体(MIG)电弧钎焊和离心铸造两种方法在碳钢表面制备了锡基巴氏合金层,并对比了其组织和力学性能,结果表明,通过 MIG 焊制备的巴氏合金层组织细小且无偏析和裂纹,而离心铸造巴氏合金组织中观察到了明显的偏析现象,同时前者的界面结合强度约为后者的两倍。Tillmann 等^[4]通过低压冷喷涂(LPCS)的方法在钢基体上沉积了锡基巴氏合金层,并对比分析了不同喷气温度和钢基体温度对巴氏合金层的组织和性能的影响,结果表明,巴氏合金层的组织和性能与基体温度无关,当喷气温度高于 300 °C 时,合金层的硬度明显增大。Alcover 等^[5]对比了传统铸造、离心铸造、电弧喷涂和火焰喷涂四种方法所制备巴氏合金层的组织、力学性能和摩擦性能,结果表明,热喷涂所制备的巴氏合金层拥有更细的组织、更高的孔隙率和更低的磨损率。郝云波等^[6-7]采用了激光熔覆技术在 20 钢基体上进行了锡基巴氏合金的熔覆试验,并检测了其力学性能和摩擦性能,结果表明,所制备的巴氏合金层组织致密,且无裂纹和气孔等缺陷,巴氏合金与钢基体间存在良好的冶金结合,其磨损机制以磨粒磨损为主。此外,Zhao 等^[8-9]利用选择性激光熔化(SLM),通过合理控制激光扫描路径和扫描速度,制备了结构致密的巴氏合金。Ghasemi 等^[10]在锡粉中分别掺入 SiC 和 Zn 粉末,采用粉末冶金法进行烧结,并与锡基巴氏合金的组织、硬度和摩擦性能进行了对比,结果表明,掺入 Zn 粉后硬度虽然低于巴氏合金,但摩擦系数和磨损率均有所降低。Dong 等^[11]在 Sn-11Sb-6Cu 巴氏合金中添加微量 Ag 元素,探究了 Ag 含量对巴氏合金组织和性能的影响,结果表明,Ag 的加入在巴氏合金中形成了新的 Ag₃Sn 金属间化合物,硬度、强度和塑性均有所提高。然而,随着机械设备向着重载高速化的方向发展,目前的巴氏合金在组织和性能方面仍然存在诸多不足。

当今激光技术的发展日益进步,越来越多的学者投身于激光技术事业,激光抛光^[12]、激光焊接^[13]、激光重熔^[14]等各类激光技术在这些年来得以蓬勃发展。其中,激光表面重熔技术能利用激光对材料快速熔凝的特性,使材料的晶粒进一步细化,从而提高材料的组织

性能。近年来,为了在现有制备技术的基础上对巴氏合金进一步强化使其满足工业需求,对于在巴氏合金表面进行激光重熔的研究逐渐增多。张伟^[15]通过激光重熔技术在离心浇铸的巴氏合金表面进行激光处理,对比了激光重熔前后的巴氏合金组织和硬度,结果表明,激光重熔后巴氏合金熔凝层组织为固溶体 Sn 上分布着 Cu₆Sn₅ 超细粒子,平均硬度相比原始组织提高了 25%。Ni 等^[16]对巴氏合金表面进行了激光重熔处理,并在不同温度下对比了原始试样和重熔试样的硬度和耐磨性,结果表明,重熔后巴氏合金组织均匀,SnSb 组织得到了明显细化,在不同温度下的硬度和耐磨性能均高于原始巴氏合金组织。

虽然学者们对巴氏合金进行了诸多研究,但目前对于传统浇铸、冷金属过渡焊接(CMT)堆焊巴氏合金的组织 and 性能对比研究较少,而以上所提及的激光重熔对巴氏合金组织及性能影响的文献中,也并未探究不同的激光重熔参数对巴氏合金有何种不同的影响,未对激光重熔参数进一步优化。为了探究 CMT 法制备巴氏合金的优越性,以及激光重熔功率对巴氏合金表面组织和性能的影响,促进激光表面强化技术在滑动轴承材料中的工程应用,本研究主要对比了传统浇铸、CMT 堆焊巴氏合金表面和结合界面的组织和性能,同时探究了不同激光功率下的表面重熔对两种巴氏合金的影响。激光重熔是通过激光的热作用对合金表面进行重新熔化再凝固的过程,合金层在经过激光扫描后,熔池暴露于空气中快速凝固,使得原本粗大的化合物组织得以细化。

2 试验设备及材料

本试验所使用的巴氏合金牌号为 Sn-11Sb-6Cu,化学成分如表 1 所示。分别采用传统浇铸和 CMT 堆焊两种方法在 20 钢表面制备巴氏合金层,试样如图 1 所示。利用线切割机切取 20 mm × 20 mm × 10 mm 的试样,分别取得两种工艺所制备试样的表面和横截面样品,进行砂纸打磨(200#~1500#)和抛光,采用体积分数为 4% 的硝酸乙醇溶液进行腐蚀,腐蚀时间约为 5 s。通过 Nikon-MA100 型光学显微镜(OM)观察各试样的金相组织结构,采用 MVC-1000B 型维氏硬度计测量试样的硬度,载荷采用 25 gF(1 gF=0.0098 N),施压 15 s。利用 ZEISS EVO-18 型扫描电镜(SEM)对试样的表面形貌进行观察,利用能谱仪(EDS)检测了不同组织的成分以及元素分布。

表 1 Sn-11Sb-6Cu 的化学成分
Table 1 Chemical composition of Sn-11Sb-6Cu

Item	Mass fraction / %									
	Sn	Sb	Cu	Fe	Zn	Bi	As	Al	Pb	Cd
Standard values	Bal.	10.0-12.0	5.5-6.5	≤0.08	≤0.005	≤0.08	≤0.10	≤0.005	≤0.35	≤0.55
Actual values	Bal.	11.08	5.98	0.0130	0.0008	0.0089	0.027	0.0005	0.021	0.0140

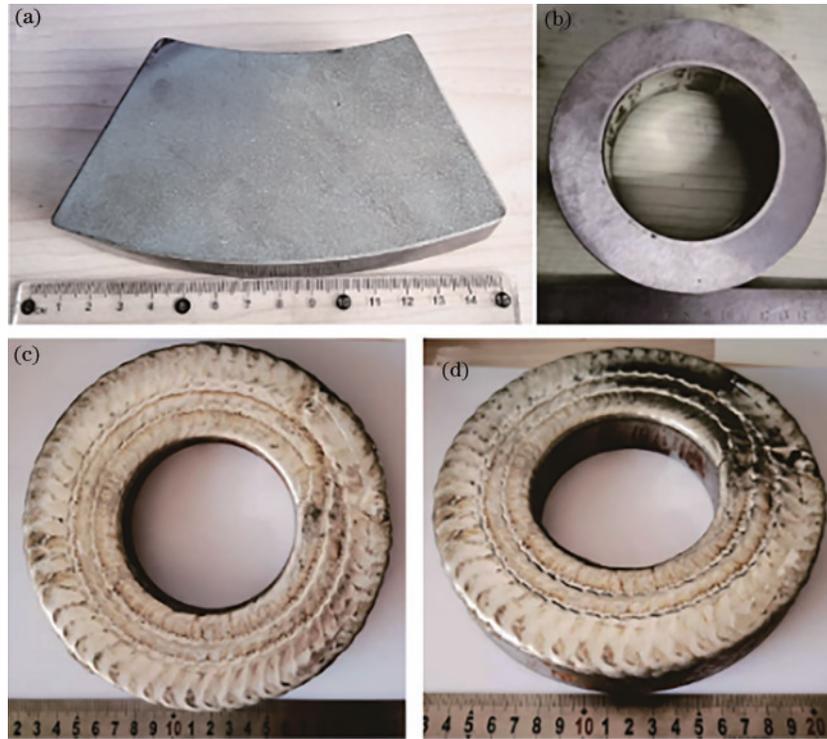


图 1 巴氏合金样品。(a)(b) 浇铸巴氏合金；(c)(d) CMT 堆焊巴氏合金

Fig. 1 Babbitt sample. (a)(b) Babbitt metal of casting; (c)(d) Babbitt metal of CMT surfacing

激光重熔试验所使用的激光设备如图 2 所示,全套设备包括激光发生器、KUKA 机器人、激光熔覆头,以及压力泵、水冷机、工业氩气瓶等辅助设备。激光发生器采用型号为 LDF4000-100 的半导体激光器,波长范围为 900~1070 nm,可使用最大激光输出功率为 4.4 kW,能使用连续和脉冲两种激光模式。KUKA 机器人由德国 KUKA 公司生产,型号为 ZH 30/60III 的六轴机器人。激光熔覆头为德国 Precitec 公司所生产的 YC52 同轴激

光熔覆头,激光焦距为 15 mm,聚焦光斑直径为 3.0 mm。试验采用连续激光 300~700 W,激光扫描速度为 6 mm/s,分别对浇铸和堆焊两种巴氏合金试样表面进行激光重熔,试样尺寸为 40 mm×15 mm×10 mm,试验过程中持续通入 99.9% 的氩气,以防止巴氏合金烧损氧化。试验流程如图 3 所示。试验完成后,切取试样横截面进行打磨抛光至镜面,利用体积分数 4% 硝酸乙醇腐蚀 10 s 后,进行金相组织的观察和硬度的测量。

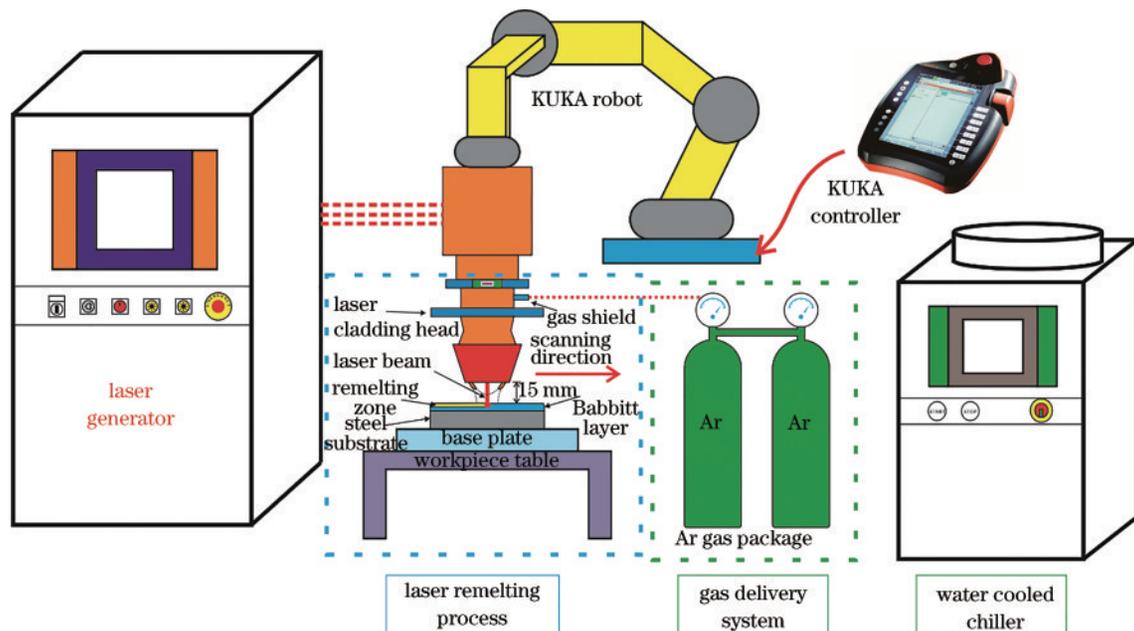


图 2 激光重熔设备

Fig. 2 Laser remelting equipment

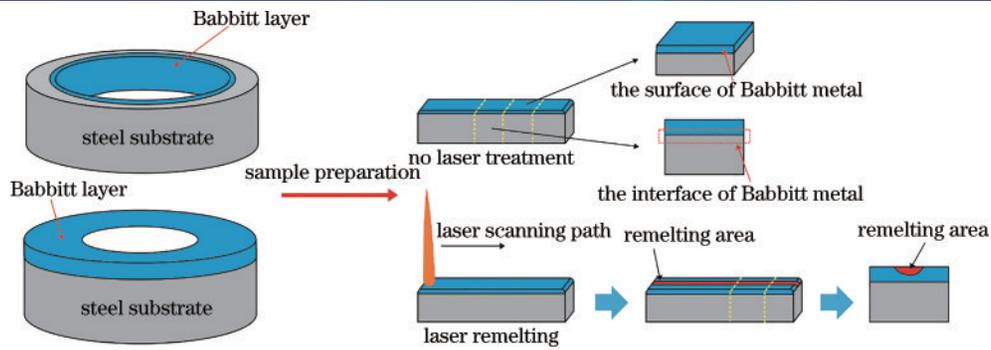


图 3 样品制备流程

Fig. 3 Sample preparation process

3 结果与讨论

3.1 显微组织观察

3.1.1 浇铸与堆焊试样组织对比

利用光学显微镜对浇铸和堆焊两种巴氏合金试样的表面与界面进行观察,如图 4 所示。根据 Sn-Sb-Cu 三元相图可知,当巴氏合金中含有质量分数 0.5%~8% 的 Cu 元素以及超过 8% 的 Sb 元素时,其中的主要组织包括 α -Sn 固溶体, SnSb 以及 Cu_6Sn_5 三种^[17]。如图 4(a) 所示,可以看出,通过传统浇铸所制备的巴氏合金层中,在软 α -Sn 相上镶嵌着粗大且形状规则的块状 SnSb 组织以及细小弥散的 Cu_6Sn_5 相。与浇铸试样相比,堆焊巴氏合金试样的晶粒更细小, SnSb 颗粒更

密集,均匀分布在 α -Sn 固溶体上,同时粒状的 Cu_6Sn_5 分布于 SnSb 颗粒与 α -Sn 固溶体之间,组织分布得更致密和均匀[图 4(c)]。目前研究表明,静态浇铸巴氏合金易产生晶粒粗大、成分偏析、裂纹、缩孔、渣孔和脱壳等缺陷,严重影响巴氏合金的使用性能^[1]。浇铸前在钢基体表面挂锡,降低了产生铸造缺陷的风险。在其结合界面处可以观察到,巴氏合金一侧晶粒沿着垂直于结合界面的方向生长,证明了其与钢基体之间有着良好的冶金结合^[18]。而堆焊巴氏合金由于在制备过程中熔池暴露在空气中快速凝固,冷却速度较快,晶粒来不及长大,因此形成了如图 4(c) 所示的细小密集组织。在堆焊试样的界面处也能看到白亮色条带以及垂直于界面处生长的巴氏合金晶粒。

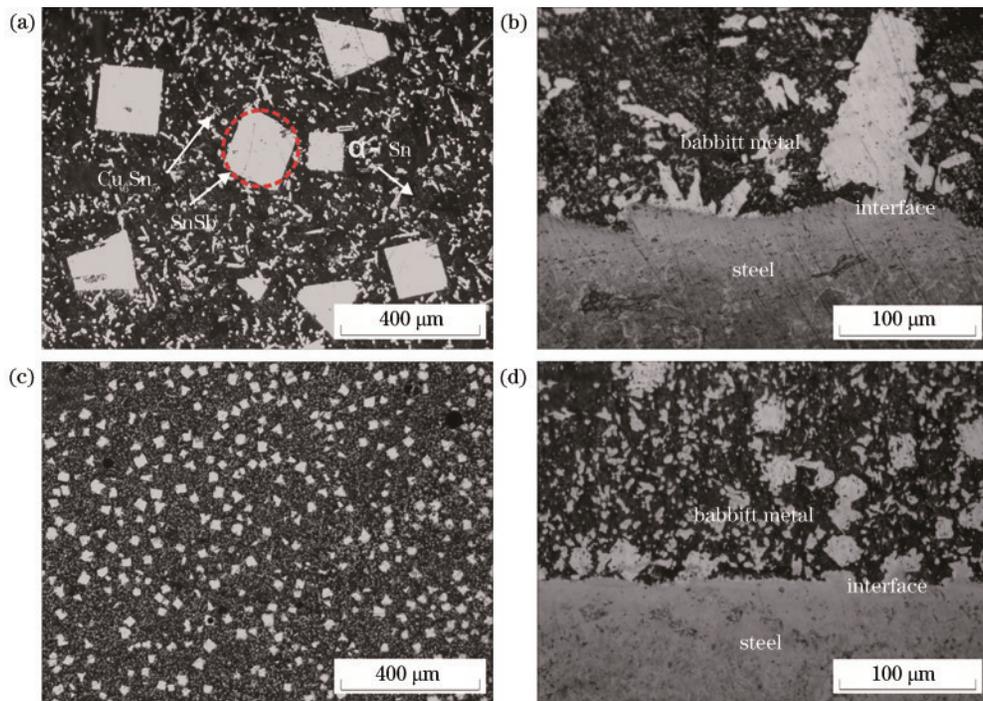


图 4 巴氏合金的表面及界面处组织。(a) (b) 浇铸巴氏合金;(c) (d) CMT 堆焊巴氏合金

Fig. 4 Surface and interface microstructure of Babbitt metal. (a) (b) Babbitt metal of casting; (c) (d) Babbitt metal of CMT surfacing

为了验证巴氏合金试样中各组织的成分以及界面结合处的元素扩散情况,利用 SEM 以及 EDS 对浇铸和堆焊巴氏合金横截面试样进行观察与检测。样品界

面处形貌如图 5 所示,可以观察到两种样品中存在块状和粒状组织。对图中标记的 1~6 号点位进行 EDS 检测,所测得各点位中元素含量见表 2。由结果可知,

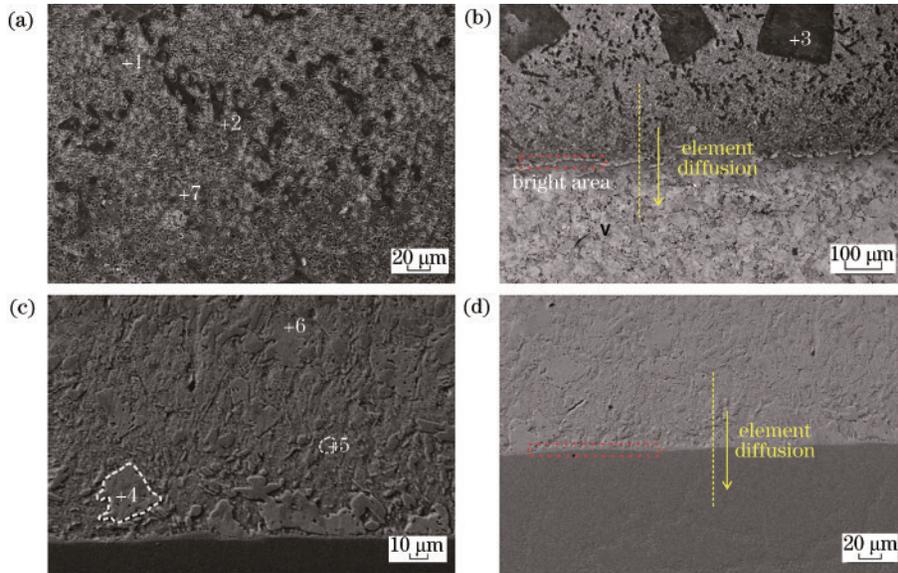


图 5 巴氏合金试样的横截面 SEM 形貌图。(a)(b) 浇铸巴氏合金试样；(c)(d) 堆焊巴氏合金试样
Fig. 5 SEM morphology of cross-section of Babbitt metal specimens. (a) (b) Babbitt metal of casting; (c) (d) Babbitt metal of CMT surfacing

表 2 EDS 点扫描元素成分

Table 2 Element composition of EDS point scanning

Number	Mass fraction / %			
	Sn	Sb	Cu	Fe
1	59.38	5.66	34.95	0
2	62.09	0	37.91	0
3	56.20	43.80	0	0
4	56.53	43.47	0	0
5	54.10	9.73	27.55	8.62
6	64.54	4.81	30.65	0
7	100.00	0	0	0

巴氏合金试样中的细小粒状和针状组织(1、2、5、6号点)主要成分为 Sn 和 Cu, 部分含有少量的 Sb 元素, 可验证该组织为 Cu_6Sn_5 。此外, 大型块状组织(图中 3、4号点)的主要成分只有 Sn 和 Sb, 很明显是巴氏合金中凸起的硬质相 SnSb 组织^[19], 而剩下没有明显晶粒和

晶界的部分为 α -Sn 固溶体基体相(7号点)。

在浇铸和堆焊试样界面处均可以看到微弱的白亮条带(图 5 矩形标记处), 堆焊试样中能观察到巴氏合金晶粒依附于界面位置垂直生长。利用 EDS 的线扫描功能在两试样界面处垂直作一条直线进行元素检测, 结果如图 6 所示。在界面元素分布曲线图中可以看到, 浇铸和堆焊两试样的界面处, 均存在 Sn、Sb、Cu 三种元素呈阶梯状的陡降以及 Fe 元素呈阶梯状的上升, 从巴氏合金与铁基体之间存在的元素扩散情况来看, 两者之间形成了良好的冶金结合, 同时浇铸巴氏合金试样界面处元素变化较快、坡度较陡, 说明通过传统浇铸所制备的巴氏合金层结合力较堆焊巴氏合金弱。除此之外, 还可以观察到堆焊试样的元素曲线中巴氏合金层一侧的 Fe 元素含量较高, 这也与图 5 中点 5 所测得的元素成分相对应, 很可能是在堆焊过程中熔化的 20 钢基体流入了巴氏合金层中, 因此在其中能检测到少量 Fe 元素。

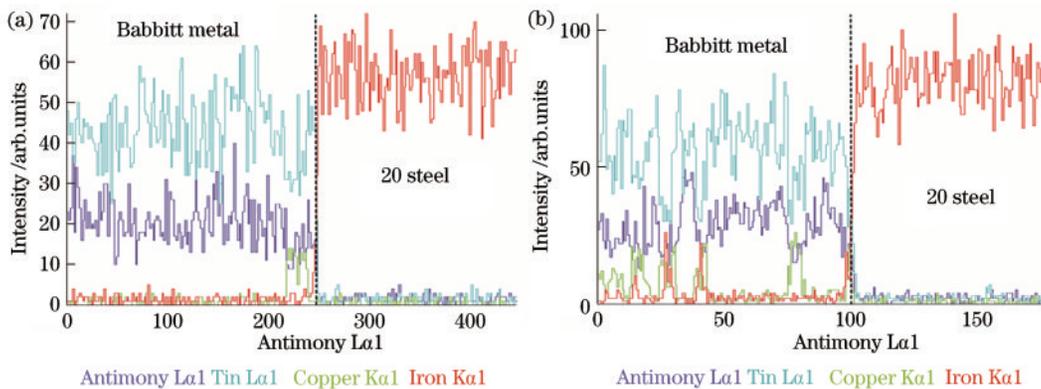


图 6 巴氏合金界面元素分布曲线。(a) 浇铸巴氏合金；(b) CMT 堆焊巴氏合金

Fig. 6 Curves of element diffusion in Babbitt metal interface. (a) Babbitt metal of casting; (b) Babbitt metal of CMT surfacing

综上所述,通过 CMT 堆焊制备的巴氏合金层与传统浇铸巴氏合金对比,拥有更细的组织 and 更好的冶金结合效果。

3.1.2 激光重熔对巴氏合金组织的影响

图 7 为激光重熔后的巴氏合金试样表面形貌,1#~5#为浇铸巴氏合金试样,6#~10#为堆焊巴氏合金试样,激光参数如表 3 所示。能观察到随着激光功率的增大,试样表面的激光重熔区域变宽,同时堆焊试样在大功率下重熔后表面烧损,表面粗糙度明显降低。

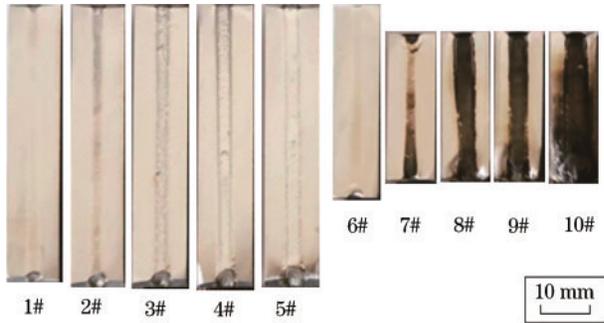


图 7 激光重熔后巴氏合金表面形貌

Fig. 7 Surface morphology of Babbitt metal after laser remelting

为了探究连续激光对巴氏合金层表面组织的影响,

观察了在不同激光功率下进行激光重熔后的巴氏合金相组织,结果如图 8 和图 9 所示。根据巴氏合金重熔的相关研究可以了解到,锡基巴氏合金经过激光重熔后,熔凝层组织为锡基固溶体以及在此基体上弥散分布的 SnSb 、 Cu_6Sn_5 化合物超细粒子,且重熔层组织致密、无裂纹等缺陷^[15]。从图中结果可以看出,无论是浇铸还是堆焊的巴氏合金,经过激光重熔后除了出现上述超细粒子的现象以外还有着其他规律。从浇铸试样的(a)~(e)图中可以观察到,相比于未经激光处理的浇铸巴氏合金组织, SnSb 块状晶粒出现了类似于分解的现象(如图 8 中红色虚线处所示),形成了聚集的小颗粒团簇。此外 α -Sn 固溶体基体上还弥散分布着超细颗粒和针状 Cu_6Sn_5 组织,且随着激光功率的增大,重熔层中的针状组织变粗大。同样地,在堆焊巴氏合金层重熔后的组织中也能观察到,随着激光功率的增大, SnSb 晶粒逐渐长大,细小的 SnSb 和 Cu_6Sn_5 混合晶粒逐渐分离。根据激光重熔的相关研究,重熔熔池中晶粒的生长与结晶形态取决于温度梯度与凝固速度^[20]。在激光的热作用下,晶粒重新熔解后迅速凝固,晶粒来不及长大,同时 SnSb 组织重熔后形成的小粒子来不及扩散,便在原 SnSb 组织处形成了细小颗粒的团簇。激光功率的增大也意味着热输入的增加,这势必会减缓熔凝层的凝固速度,在较大激光功率下会出现组织变粗大的现象。

表 3 1#~10#巴氏合金试样激光重熔参数

Table 3 Laser remelting parameters of 1#~10# Babbitt alloy samples

Sample	Babbitt metal of casting					Babbitt metal of CMT surfacing				
Number	1#	2#	3#	4#	5#	6#	7#	8#	9#	10#
Laser power /W	300	400	500	600	700	300	400	500	600	700

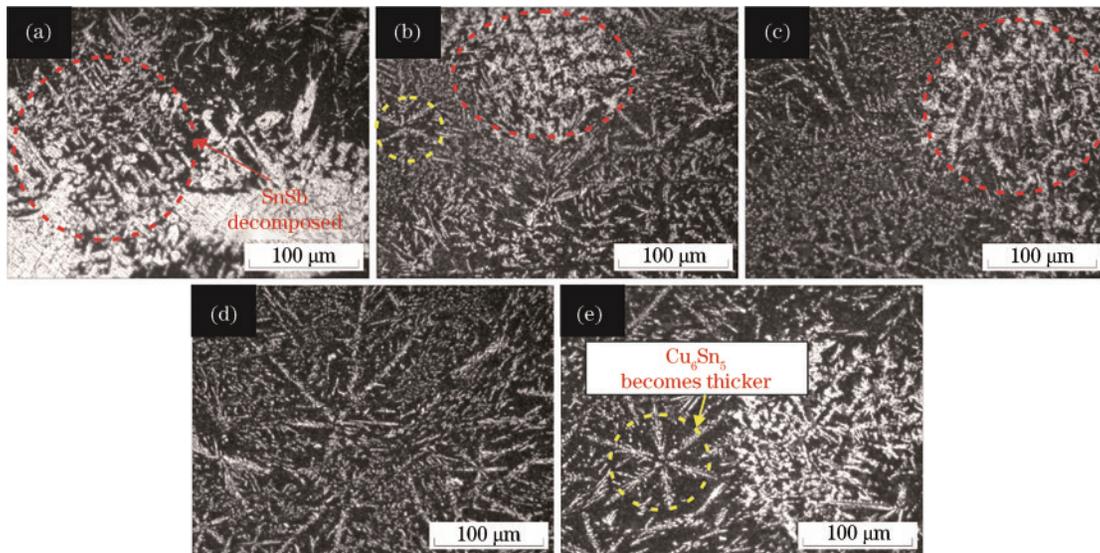


图 8 浇铸巴氏合金激光重熔组织。(a)~(e) 1#~5#试样

Fig. 8 Microstructure of Babbitt metal of casting after laser remelting. (a)~(e) Sample 1#~5#

图 10 为浇铸和堆焊试样重熔前后的 SEM 形貌图,可以明显观察到浇铸试样在激光重熔后 SnSb 颗粒的消失,取而代之的是细长的 Cu_6Sn_5 针状组织以

及小块状的 SnSb 组织,而堆焊试样在低功率重熔 [图 10(e)] 下也可以观察到, SnSb 颗粒的细化程度较高,难以与细小的针状 Cu_6Sn_5 组织相区分。如图 10(f)

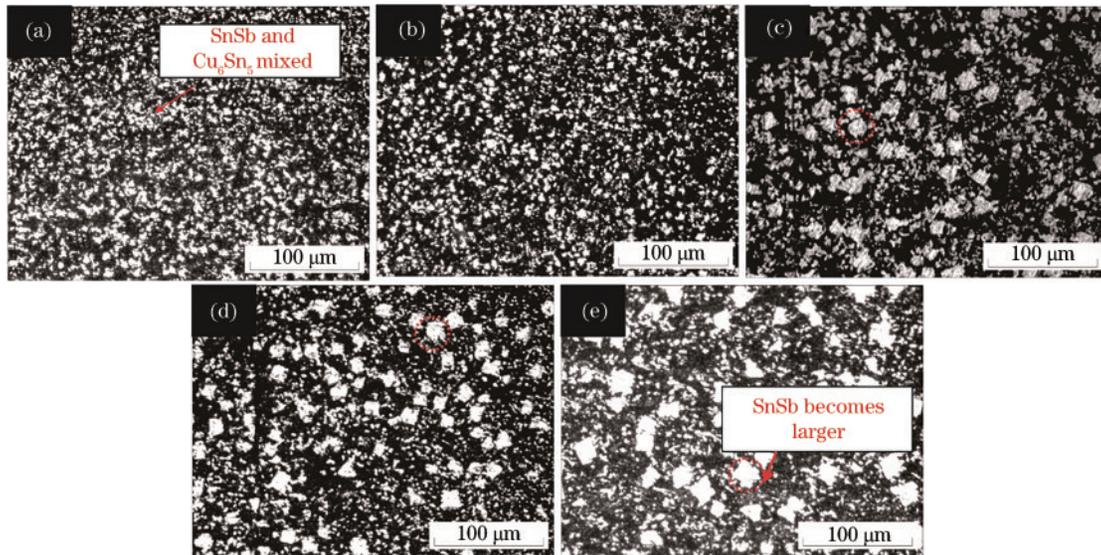


图 9 CMT 堆焊巴氏合金激光重熔组织。(a)~(e) 6#~10# 试样

Fig. 9 Microstructure of Babbitt metal of CMT surfacing after laser remelting. (a)~(e) Sample 6#~10#

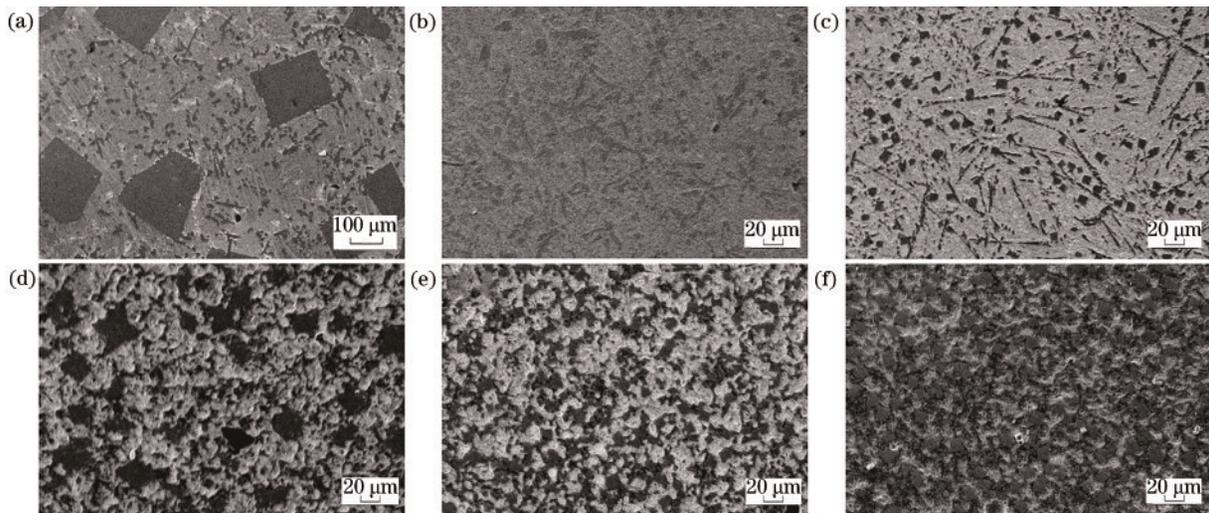


图 10 巴氏合金 SEM 形貌图。(a) 浇铸巴氏合金; (b)(c) 重熔浇铸巴氏合金(激光功率 500 W); (d) CMT 堆焊巴氏合金; (e)(f) 重熔堆焊巴氏合金(激光功率 300 W, 500 W)

Fig. 10 SEM morphology of Babbitt metal. (a) Babbitt metal of casting; (b) (c) Babbitt metal of casting after laser remelting (laser power is 500 W); (d) Babbitt metal of CMT surfacing; (e) (f) Babbitt metal of CMT surfacing after laser remelting (laser power is 300 W and 500 W)

所示,随着激光功率的增大,激光热输入增强,巴氏合金表面与激光接触,熔池暴露于空气中迅速凝固,而巴氏合金层与 20 钢基体相接触,内部散热缓慢,晶粒有充分的时间生长,降低了熔凝层整体的凝固速度,从而导致了 SnSb 晶粒的进一步长大。

3.2 显微硬度测量

3.2.1 浇铸及堆焊试样表面和界面的硬度对比

对浇铸和堆焊制备的巴氏合金层表面随机五处位置(避开 SnSb 硬质相)进行硬度检测并取平均值,结果如图 11 所示。所测得浇铸及堆焊试样的表面硬度平均值分别为 24.89 HV_{0.025} 和 30.49 HV_{0.025},可见堆焊试样表面的 α-Sn 固溶体相硬度高出浇铸试样约 18.4%。金属复合材料的强化机制包括直接强化和间接强化两

种:直接强化作用表现为复合材料中出现硬度较高的增强颗粒,材料所承受的载荷由较软的基体转移到硬质颗粒上;间接强化则表现为增强相的加入引起软基体的组织性能发生变化^[21-22]。有研究表明,通过粉末冶金所制备的 Sn/Zn 复合材料能保持锡基柔软的同时拥有较低的摩擦系数及磨损率^[10],其中 Zn 作为主要的承载颗粒,减缓了 Sn 基体在摩擦过程中的表面疲劳。巴氏合金 Sn 基体上弥散分布的 SnSb 和 Cu₆Sn₅ 组织增加了承受载荷的支撑点,使软相 Sn 保留良好浸润性的同时能够承受住更大的载荷。结果表明,两种不同制备方法所得的巴氏合金在硬度上存在明显差异,堆焊巴氏合金拥有更大的硬度值,且 SnSb 块状相和 Cu₆Sn₅ 针状相分布密集,由此可推测其承载能力更强。

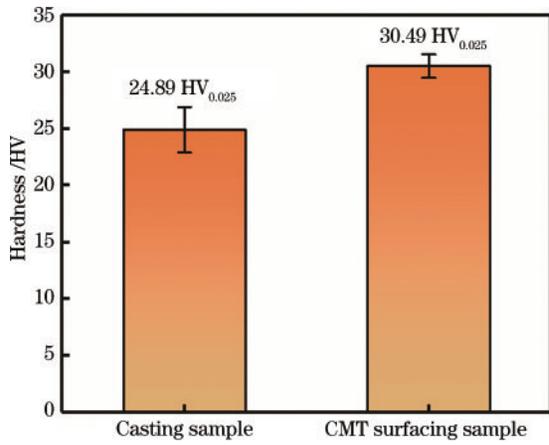


图 11 巴氏合金硬度直方图
Fig. 11 Histogram of Babbitt hardness

图 12 为浇铸和堆焊两试样由表面直至界面、基体的硬度曲线。从基体侧硬度可以看出,堆焊试样基体在界面处存在明显的硬度突增现象,而浇铸试样中并未发现这种现象,这是由于堆焊过程中 20 钢表面形成

了一层薄薄的热影响区,硬度增大到了 358.2 HV_{0.2}。

如图 12 所示,在巴氏合金层一侧的放大图中可以看到两试样均存在一处相同的变化:在靠近巴氏合金层表面的一定区域内,随着硬度检测深度的增大,硬度逐渐降低。产生这种现象的原因是,无论是浇铸还是堆焊的方法制备巴氏合金层,靠近表面的凝固速度要大于合金层内部的凝固速度,较快的冷却速度使得表面晶粒变细,从而造成了硬度的降低。此外,在堆焊试样中还能观察到硬度值降低后逐渐呈现上升的趋势,这可能是因为后一层的熔覆作用对前一层的热影响作用,使前一堆焊层的晶粒得到强化,从而出现越往合金层深处硬度越大的现象。最后在靠近界面处,浇铸巴氏合金层的硬度降低,而堆焊巴氏合金层硬度仍然增大,表明了两者与 20 钢基体结合性能的差异。由图 7 的界面线扫描结果可知,堆焊试样界面的元素扩散更明显,而浇铸试样界面处元素扩散趋势较陡,证明了堆焊试样中巴氏合金层与 20 钢基体的冶金结合更好。由界面硬度的结果也证明了这一点。

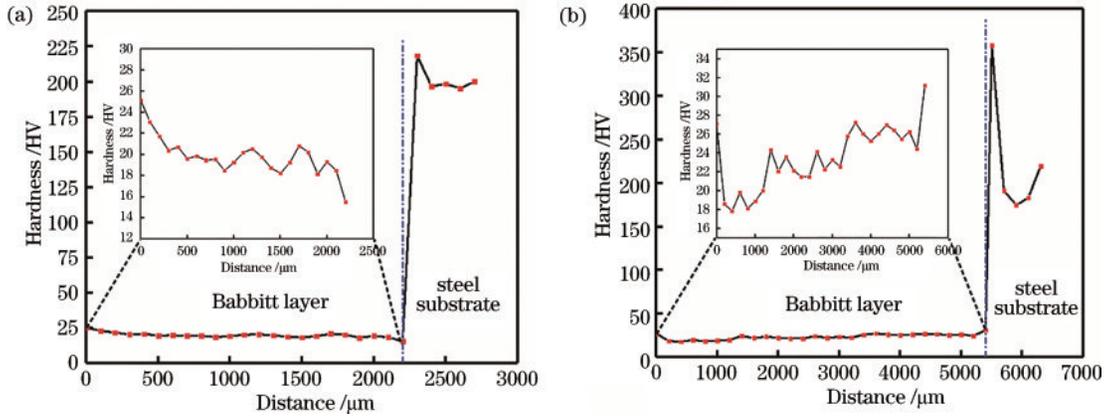


图 12 结合界面硬度变化曲线。(a) 浇铸巴氏合金;(b) CMT 堆焊巴氏合金
Fig. 12 Hardness change curves of interface. (a) Babbitt metal of casting; (b) Babbitt metal of CMT surfacing

3.2.2 激光重熔功率对巴氏合金层硬度的影响

对 1#~10# 激光重熔试样进行硬度检测,结果如图 13 所示。随着激光功率的上升,浇铸和堆焊两种试样的硬度变化趋势呈现出不同:前者硬度先增后减,在激光功率为 500 W 时达到最大平均硬度 36.92 HV_{0.025},相比于未经过激光重熔的浇铸试样表面硬度提高了约 32.6%;后者的硬度值随着激光功率的上升,几乎趋于持续下降的状态,在激光功率大于 500 W 后,其重熔区域的硬度值均低于未经过重熔的堆焊试样表面硬度值。结合图 8 的金相组织可知,对于浇铸巴氏合金层,经过激光重熔后 SnSb 颗粒逐渐分解为细小颗粒,弥散分布于 α-Sn 固溶体中,达到了晶粒细化的作用,提升了重熔区域的硬度值。

随着激光功率的持续增大,针状的 Cu₆Sn₅ 组织长大,粗大的针状颗粒又会阻碍 SnSb 颗粒在 Sn 基体中的扩散,从而导致硬度值呈现下降趋势。堆焊巴氏合金组织随着激光功率的增大,各相组织呈现逐渐变粗

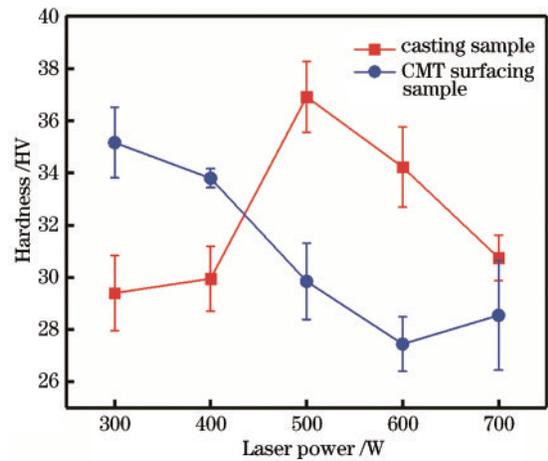


图 13 激光重熔巴氏合金试样硬度曲线
Fig. 13 Hardness curves of Babbitt metal after laser remelting
的趋势。此外,较大的层厚和较弱的散热性能也导致了其在较高激光功率作用下表面出现了烧损,表面质

量明显降低。

两种巴氏合金随着激光功率的增大,组织和硬度的变化出现了不同趋势,究其原因,在于其不同的制备工艺。传统浇铸制备巴氏合金时,其与基材的熔合面积大,因此冷却速度慢,SnSb晶粒更加粗大。在激光重熔过程中,由于SnSb相的熔点较低,随着激光功率的增大,热输入增加,SnSb晶粒逐渐熔化,从而形成了图8中类似于分解的现象,最终SnSb晶粒熔化后再结晶,在激光重熔后的快速冷却下形成了细小的SnSb晶粒,于500 W时硬度最高。若继续增大激光功率,则高热量下巴氏合金表面冷却速度变慢,针状组织得以生长,硬度下降。而利用CMT堆焊技术制备巴氏合金时,焊道与基材之间的熔合面积小,冷却速度快,焊后便形成了细小的SnSb组织,再进行激光重熔后,低功率下热输入小,快速熔凝使其组织进一步细化(图9),因此在激光功率为300 W和400 W时,CMT堆焊巴氏合金的硬度处于较高的水平。随着热输入的增大,同样地,其冷却速度会减慢,SnSb晶粒生长,硬度降低,宏观上则直观地体现在表面烧损发黑。综上分析可知,影响两种巴氏合金硬度变化的主要因素是其制备工艺以及激光重熔后的熔凝速度。

4 结 论

本研究对比了传统浇铸和CMT堆焊巴氏合金表面与界面的组织及硬度,并采用激光表面重熔技术对两种巴氏合金表面进行了处理,探究了不同激光功率对巴氏合金组织和硬度的影响作用,得出以下结论:浇铸巴氏合金组织粗大,其中SnSb颗粒尺寸最大,硬度最高,在实际工况下作为主要承载颗粒;堆焊巴氏合金组织较细小,SnSb与Cu₆Sn₅弥散分布于Sn基体上,承载支点较多,整体硬度较浇铸巴氏合金高。堆焊巴氏合金与20钢基体所接触的结合界面处各元素扩散距离较远,说明堆焊巴氏合金与钢基体的界面结合强度高于浇铸巴氏合金。

通过激光表面重熔后,浇铸巴氏合金中尺寸最大的SnSb在激光热作用下呈现出类似于分解的现象,重熔后的浇铸巴氏合金中SnSb大颗粒消失,取而代之的是针状组织和细小粒子,堆焊巴氏合金重熔后组织也得到了明显细化。

激光表面重熔处理能够得到硬度更高、承载能力更强的巴氏合金组织。随着激光功率的增大:浇铸巴氏合金的硬度呈现先增大后减小的趋势,在激光功率为500 W时,硬度达到最大值36.92 HV_{0.025};堆焊巴氏合金的硬度随功率的增大而降低,晶粒逐渐变粗,表面烧损严重,当激光功率为300 W时,硬度达到最大值35.16 HV_{0.025}。此外,影响两种巴氏合金在激光重熔后硬度的变化趋势的主要因素是巴氏合金的制备工艺、激光功率和激光热输入,三者通过影响巴氏合金的熔凝速度,使得巴氏合金的组织发生变化,最终影响了

硬度的变化。

参 考 文 献

- [1] 秦卓, 赵子文, 魏海东, 等. 巴氏合金的研究进展及制备技术[J]. 热加工工艺, 2016, 45(18): 10-14.
Qin Z, Zhao Z W, Wei H D, et al. Research progress and preparation techniques of Babbitt metal[J]. Hot Working Technology, 2016, 45(18): 10-14.
- [2] Gao Y P, Wang J M, Liu Y Y. Interfacial fracture toughness measurement of welded Babbitt alloy SnSb₁₁Cu₆/20 steel[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2021, 44(7): 1837-1849.
- [3] Song Z Y, Zhang L C, Liu Y, et al. Improved microstructure and bonding strength via MIG arc brazing in Sn-based Babbitt layer for bearing fabrication[J]. Materials Research Express, 2019, 6(11): 116558.
- [4] Tillmann W, Hagen L, Abdulgader M, et al. Microstructural characteristics in Babbitt coatings deposited by LPCS[J]. Coatings, 2020, 10(7): 689.
- [5] Alcover P R C, Jr, Pukasiewicz A G M. Evaluation of microstructure, mechanical and tribological properties of a Babbitt alloy deposited by arc and flame spray processes [J]. Tribology International, 2019, 131: 148-157.
- [6] 郝云波, 王江, 杨萍, 等. 激光熔覆锡基巴氏合金的微观组织及性能[J]. 中国激光, 2020, 47(8): 0802009.
Hao Y B, Wang J, Yang P, et al. Microstructures and properties of tin-based Babbitt metal prepared by laser cladding deposition[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(8): 0802009.
- [7] 郝云波, 赵凯, 杨萍, 等. 激光熔覆锡基巴氏合金微观组织和力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2018, 28(10): 2016-2023.
Hao Y B, Zhao K, Yang P, et al. Microstructure and mechanical properties of tin-based Babbitt alloy made by laser cladding deposition[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2018, 28(10): 2016-2023.
- [8] Zhao X K, Hai X S. Microstructure and tribological behavior of the nickel-coated-graphite-reinforced Babbitt metal composite fabricated via selective laser melting[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2022, 29(2): 320-326.
- [9] Zhao X K, Lai R, Hai X S. A study on the microstructures and properties of selective laser melted Babbitt metals[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2019, 28(9): 5433-5440.
- [10] Ghasemi F, Moazami-Goudarzi M, Najafi H. Microstructures, hardening and tribological behaviors of tin matrix composites reinforced with SiC and Zn particles [J]. Rare Metals, 2021, 40(9): 2584-2592.
- [11] Dong Q, Yin Z W, Li H L, et al. Effects of Ag micro-addition on structure and mechanical properties of Sn-11Sb-6Cu Babbitt[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 722: 225-230.
- [12] 姚建华, 黄锦榜, 王光浩, 等. 线切割高粗糙度表面的脉冲激光抛光机制研究[J]. 中国激光, 2021, 48(14): 1402003.

- Yao J H, Huang J B, Wang G H, et al. Pulsed laser polishing mechanism on high roughness surface cut by wire electrical discharge machining[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(14): 1402003.
- [13] 朱志勇, 陈辉, 马彦龙, 等. 脉冲激光对 B950CF 高强钢复合焊接头组织及疲劳性能的影响[J]. 中国激光, 2021, 48(14): 1402006.
- Zhu Z Y, Chen H, Ma Y L, et al. Effects of pulsed laser on the microstructure and fatigue properties of B950CF high-strength steel hybrid welding joint[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(14): 1402006.
- [14] 卞玉超, 彭英博, 宋凌峰, 等. 基于激光重熔优化工艺的激光选区熔化 316L/IN718 异质异构研究[J]. 中国激光, 2021, 48(18): 1802009.
- Bian Y C, Peng Y B, Song L F, et al. Heterogeneity of 316L/IN718 formed via selective laser melting based on laser remelting optimization process[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(18): 1802009.
- [15] 张伟. 锡基巴氏合金减摩材料激光重熔组织与硬度的研究[J]. 热加工工艺, 2015, 44(8): 32-34.
- Zhang W. Research on microstructure and hardness of tin-base Babbitt alloy made by laser remelting[J]. Hot Working Technology, 2015, 44(8): 32-34.
- [16] Ni Y Q, Dong G N, Tong Z, et al. Effect of laser remelting on tribological properties of Babbitt alloy[J]. Materials Research Express, 2019, 6(9): 096570.
- [17] Goudarzi M M, Jahromi S A J, Nazarboland A. Investigation of characteristics of tin-based white metals as a bearing material[J]. Materials & Design, 2009, 30(6): 2283-2288.
- [18] 吴俊辉, 杜学铭, 田金华, 等. SnSb₈Cu₅ 巴氏合金脉冲 MIG 堆焊层与基体界面组织及性能分析[J]. 焊接技术, 2020, 49(6): 5, 26-30.
- Wu J H, Du X M, Tian J H, et al. Microstructure and properties of interface between Sn Sb₈Cu₅ Babbitt pulsed MIG surfacing layer and substrate[J]. Welding Technology, 2020, 49(6): 5, 26-30.
- [19] Wei M Z, Sun K, Zhang X L, et al. Microstructure and bonding strength of tin-based Babbitt alloy on ASTM 1045 steel by MIG arc brazing[J]. Journal of Adhesion Science and Technology, 2018, 32(19): 2150-2161.
- [20] 柴晓徽, 孙志平, 张矗. 激光重熔调控合金组织和性能研究进展[J]. 特种铸造及有色合金, 2019, 39(6): 608-612.
- Chai X H, Sun Z P, Zhang C. Progress in microstructure and properties of laser remelting alloys[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2019, 39(6): 608-612.
- [21] Chawla N, Shen Y L. Mechanical behavior of particle reinforced metal matrix composites[J]. Advanced Engineering Materials, 2001, 3(6): 357-370.
- [22] Dai L H, Ling Z, Bai Y L. Size-dependent inelastic behavior of particle-reinforced metal-matrix composites [J]. Composites Science and Technology, 2001, 61(8): 1057-1063.