第10卷 第3期

2016年9月

Vol. 10, No. 3 Sept. 2016

文章编号:1673-9981(2016)03-0197-04

激光重熔对高硅 Si/Al 复合材料组织的影响

武宏发,乔春炜,夏明旷

合肥工业大学材料科学与工程学院,安徽合肥 230009

摘 要:对加压渗流铸造方法制备的高硅 Si/Al 复合材料进行激光重熔处理,以消除微小疏松缺陷,细化 Si 颗粒以及改善其与铝基体的结合.高硅 Si/Al 复合材料经激光重熔处理后,熔凝层 Si 颗粒细化均匀,疏松缺陷消失,但有气孔存在.在激光电流 120A、扫描速度 50mm/min 的重熔规范下,气孔较少,且 主要分布在熔凝区中下部.随激光电流增大、扫描速度的减小,Si 颗粒逐渐变小,硬度值逐渐增大.重熔 区的硬度远高于热影响区和基体,热影响区硬度略低于基体.

关键词:高硅 Si/Al 复合材料;激光重熔处理;硬度 中图分类号:TG178 文献标识码:A

加压渗流法制备高硅 Si/Al 复合材料工艺时间 比较短,铝液充型速度和冷却速度都比较快,导致铝 液与硅颗粒表面不能完全润湿,组织中易产生疏松 缺陷,导致复合材料的力学性能和气密性较差.激光 重熔处理相当于局部快速重熔过程,局部快速形成 熔池,快速冷却凝固^[1],因此起到改善局部表面组织 的作用,从而改善材料表层的强度、硬度、耐磨性,以 及改善颗粒增强金属基复合材料组织中基体与增强 相间的界面结合情况,对开发一种新型高硅 Si/Al 复合材料的制备工艺具有重要的意义^[2-3].

1 实验材料及制备方法

本实验所用的材料为加压渗流法(图 1)制备的 高硅 Si/Al 复合材料,其基体合金为 ZL101 (ZAlSi7Mg).合金的主要成分为 $w(Si) = 6.5\% \sim$ 7.5%, $w(Mg) = 0.25\% \sim 0.45\%$,其余为Al;增强 颗粒为高纯颗粒状的硅粉,直径约为100 μ m,其成 分含量 $w(Si) \ge 99.1\%$, $w(Al) \le 0.4\%$, $w(Fe) \le$ 0.4%, $w(Ca) \le 0.1\%$.

试验所使用激光重熔设备为 LWS-1000 型激光 系统,激光波长为 1.064 μm,额定输出功率为 1000

收稿日期:2016-05-12

W^[4-5].脉冲激光处理的工艺参数主要有激光电流、 激光扫描速度、脉冲宽度、脉冲频率和重合率等^[6]. 本试验选用焦距为 80 mm 的镜片,采用同轴保护方 式,纯氩为保护气,气体流量为 5 L/min,选定脉冲 宽度为 2 ms,脉冲频率为 30 Hz,激光扫描道数为 4 道,重合率 0.5,离焦量为+1.采用单一变量法分别 改变激光电流、扫描速度等参数,研究不同工艺参数 对重熔结果的影响.



图 1 加压渗流原理示意图 Fig. 1 Schematic of pressure infiltration method

作者简介:武宏发(1991-),男,安徽安庆人,硕士研究生.

2.1 激光重熔下的 Si/AI 复合材料微观组织

Si/Al 复合材料经激光重熔处理后,可大致分 为重熔区、热影响区和基体.热影响区是铝硅合金重 熔区与基底材料交界处的显微组织. 激光重熔前后 的高硅 Si/Al 复合材料的微观组织如图 2 和图 3 所 示. 从图 2 和图 3 可见,块状初晶硅颗粒和针状共晶 硅颗粒在激光瞬间高温作用下迅速熔化,在基底 Si/ Al复合材料激冷作用下,激光重熔熔池过冷度非常 大,结晶形核率也非常高,重熔区组织与重熔前基底 材料的相比明显细化. 重熔后 Si 颗粒比较均匀的分 布在基体中,其尺寸约为重熔前的1/50~1/100.



高硅 Si/Al 复合材料表面微观组织 图 2 Fig. 2 Microstructure of Si/Al composites



图 3 激光重熔后 Si/Al 复合材料表面微观组织

Fig. 3 Microstructure of Si/Al composites after treated by laser remelting process

2.2 激光扫描速度对 Si/AI 复合材料组织和硬度 的影响

在保持其他激光重熔参数不变(激光电流为90 A)的情况下,依次提高扫描速度,分别为 50,100, 200 和 300 mm/min. 不同激光扫描速度下微观组织 变化如图 4 所示. 从图 4 可见:在不同的激光扫描速 度下,重熔区块状初晶硅颗粒和细针状共晶硅颗粒 都经历了快速熔化、凝固和析出的过程,与重熔前相 比都得到明显地细化;随着激光扫描速度的增加,Si 颗粒变大;重熔区均有未来得及逸出的气孔,气孔多 呈现规则圆球形,少数呈不规则多边形;当扫描速度 为 50 mm/min 时,熔凝区的气泡较小、数量较少,扫 描速度为 300 mm/min 时,熔凝区的气泡较大、数量 较多.



不同激光扫描速度下的微观组织 图 4 (a) 50mm/min; (b)100mm/min; (c) 200mm/min; (d) 300mm/min Fig. 4 Microstructure of Si/Al composites in different scanning speed of laser

图 5 为熔凝层硬度与激光扫描速度的关系曲 线,从图 5 可以看出:随着扫描速度的降低,熔凝层 硬度越来越大.这是因为当激光的扫描速度减小 时,激光束作用在 Si/Al 复合材料熔池的时间增多,

形核率增加且占主导地位,获得比较细小的组织, 从而使熔凝层显微硬度提高;同时温度的升高也使 温度梯度随之增加,Si颗粒重熔析出时,位错密度 也就升高,这也使熔凝层显微硬度提高.

2016







2.3 激光电流对 Si/AI 微观组织及显微硬度的 影响

不同激光电流下熔凝层微观组织的变化如图 6 所示.从图 6 可见,随着激光电流的增大,熔凝层厚 度越来越大,Si 颗粒尺寸越来越小.这是由于激光 电流越大,作用在被重熔试样表面的功率密度也越 大,重熔试样吸收的能量越多,温度梯度越大,形核 率越大.随着激光束的电流提高会导致晶粒生长速 度的降低,熔凝层组织趋于更加细小.根据熔池气体 逸出理论可知,激光电流越大,重熔试样吸收的能量 越多,试样熔凝层温度越高,迅速冷却时温度梯度 大,气泡临界逸出尺寸减小,气泡逸出速度变快,熔 池上部的气泡大多已逸出,因此气泡较少.熔池中下



图 6 不同激光电流下重熔截面的微观组织 (a)100 A;(b)110 A;(c)120 A Fig. 6 Microstructure of remelted layer in different laser current

部的气泡在逸出到中部时,上部温度已经较低,气泡 上升所受到的阻力增大,因此气泡多停留在中下部. 激光电流为 120A 时,只有熔凝层中下部阻留有少 量气泡(图 6(c)),微观组织相对较为良好.

随着激光电流的增大材料的显微硬度呈现增大 的趋势(图 7).这是由于激光电流增大时,激光功率 密度也随之增大,在相同的状态下材料瞬间吸收的 光能转化为热能就越多,激光作用区内的温度急剧 上升,形核率增加且占主导地位,得到比较细小的组 织,从而使材料的显微硬度提高.

图 8 为激光重熔处理 Si/Al 复合材料熔凝层截 面深度方向的硬度分布曲线. 从图 8 可以看出,熔凝 最外层的显微硬度值最大,平均显微硬度 HV_{0.05} 约 为 220,热影响区的硬度值最小,平均显微硬度 HV_{0.05} 约为 60,且低于基体组织的平均显微硬 HV_{0.05}度 80.这是因为热影响区只受金属液导热而 温度升高,并没有瞬间接收大量激光能量,温度梯度 较小,冷却速度较慢,造成晶粒生长的速度缓慢,晶



粒粗化,导致硬度值比基体低. 总之,经过激光重熔 处理的 Si/Al 复合材料表面硬度较高,熔凝层截面 的硬度随着距离表面越远硬度越低,呈现重熔区硬 度远高于基体硬度的趋势.





3 结 论

200

(1)激光重熔处理使高硅 Si/Al 复合材料中的 Si 颗粒能得到均匀地细化、疏松缺陷消失,但熔凝 层中存在未能完全逸出的气泡.

(2)在 50~300 mm/min 激光扫描速度下,随扫 描速度降低,Si 颗粒越来越小,在 50 mm/min 时熔凝 区的气泡较少,主要分布于熔凝层下部,扫描速度超 过 200 mm/min 时,熔凝区的气泡较大且数量较多. (3)在100~120 A 激光电流下,随电流增加,复 合材料的 Si 颗粒尺寸越来越细,气孔有所减少,主 要分布于熔凝层中下部.当激光电流为120 A 时,只 有在熔凝层中下部阻留有少量气泡,材料微观组织 较为良好.

(4)激光重熔工艺参数对硬度有着重要的影响, 重熔区的硬度远高于基体和热影响区的.沿熔池深 度方向,不同工艺参数条件下所形成的熔凝层的硬 度数值差别不大,沿熔凝层深度方向硬度的分布规 律基本相同,随着距表面的距离增加,硬度逐渐下降, 到达基体内部趋于稳定,热影响区硬度略低于基体.

参考文献:

- [1] 曹晓明,温鸣,杜安.现代金属表面合金化技术[M].北 京:化学工业出版社,2007:329-330.
- [2] 曹晓明,温鸣,杜安.现代金属表面合金化技术[M].北 京:化学工业出版社,2007:329-330.
- [3] 喻学斌,吴人洁,张国定.金属基电子封装复合材料的研 究现状及发展[J].材料导报,1994,8(3):64-66.
- [4] 应小东,李午申,冯灵之.激光表面改性技术及国内外发 展现状[J].焊接,2003 (1):5-8.
- [5] 夏明旷,程和法,黄笑梅,等.加压渗流法制备 SiP/Al 复 合材料的研究[J]. 特种铸造及有色合金,2015,35(2): 191-194.
- [6] 张华顺. 激光表面熔凝处理对铸造 Al-Si 合金的表层组 织及疲劳裂纹扩展行为的影响[D]. 郑州:郑州大 学,2007.

Influence of laser remelting process on microstructure of Si/Al composites with high fraction of Si

WU Hongfa, QIAO Chunwei, XIA Mingkuang

School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China

Abstract: In this article, Si/Al composites with high fraction of Si was prepared by pressure infiltration casting process. Then laser remelting process were conducted on Si/Al composites by a pulsed laser to remove small osteoporosis defects, thin Si particles and improve interfacial binding between Si particles and the aluminum matrix. After treated by laser remelting process, melted layer of Si particles is fine and uniform. Loose porosity defects disappeared, but there are some holes stayed in the samples. Under optimal melting criterion of Laser current of 120A, the scanning speed of 50 mm/min, porosity defects was less and mainly exist in the lower melting zone. With the laser current increasing, the scanning speed and the coincidence rate decreasing, Si particles is finer and the hardness increases. The hardness of melted layer is much higher than that of heat-affected zone and the substrate, hardness of heat-affected zone was slightly lower than that of the substrate.

Key words: Si/Al composites with high fraction of Si; laser remelting process; hardness

•