



FeSiB 非晶薄带激光焊接头组织及晶化行为

龚玉兵¹, 王善林¹, 李宏祥², 张子阳¹, 陈玉华¹

(1. 南昌航空大学 轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室, 南昌 330036;

2. 北京科技大学 新金属材料国家重点实验室, 北京 100083)

摘 要: 采用脉冲激光焊接技术成功实现 FeSiB 非晶带材的搭接, 并通过热处理方法分析接头晶化行为。利用扫描电子显微镜 SEM、X 射线衍射仪 XRD、差示扫描热仪 DSC 和透射电镜 TEM 等研究不同功率对激光焊缝成形、组织特征及晶化行为的影响。结果表明: 当功率低于 4.8 W 时, 焊缝表面粗糙、熔宽小; 当功率高于 9.6 W 时, 焊缝存在微裂纹; 当功率为 7.2 W 时, 焊缝成形良好, 未见焊接缺陷。随着功率的增加, 接头抗拉强度先升高后降低, 最高拉伸强度为 410 MPa, 断裂方式为解理断裂; 接头组织主要由非晶相、树枝晶、白色颗粒状的结晶相组成; 接头晶化过程中先析出 α -Fe(Si) 相, 再析出 Fe₂B 相。

关键词: FeSiB 非晶带材; 激光焊接; 晶化行为; 显微组织

文章编号: 1004-0609(2017)-05-0927-08

中图分类号: TG456.7

文献标志码: A

铁基非晶合金是一种新型结构功能材料, 被称为“金属玻璃”。因其原子排列呈短程有序而长程无序, 组织结构及成分均匀, 使得它具有独特的性能, 如高强度及硬度、优异的耐腐耐磨性能^[1-3]。非晶合金在热力学上处于亚稳态, 受热容易发生晶化, 其独特性能将随之消失^[4]。然而, 受非晶形成能力影响, 目前很难直接制备形状复杂的构件, 制约其工程应用, 焊接将是扩展其应用的有效途径之一。目前, 研究者们通过微电阻点焊^[5]、超声波焊^[6]、爆炸焊^[7]等焊接技术对铁基非晶薄带进行了研究及分析, 发现在 XRD 检测下接头表征为非晶态, 然而采用高能束焊接铁基非晶合金的相关研究报道较少。激光焊接(Laser welding)作为高能束的焊接方法具有许多优点, 如激光束能集中、速度快、热输入低、变形小、焊接精度高^[8-11], 适合非晶合金的焊接, 如李波等^[12]采用激光焊研究了 Zr₄₅Cu₄₈Al₇ 非晶合金的焊接性, 王刚等^[13]认为快速冷却使温度迅速进入过冷液相区是激光焊 Ti₄₀Zr₂₅Ni₃Cu₁₂Be₂₀ 非晶合金热影响区保持非晶态的重要条件。但非晶合金容易晶化^[14-17], 影响焊接接头性能, 因此研究其晶化过程具有重要意义。本文作者采用微脉冲激光对 FeSiB 非晶薄带进行焊接, 分析不同功率下焊缝成形及接头组织性能, 通过在不同温度

下热处理, 研究铁基非晶合金激光焊接接头在热循环过程中的晶化行为。

1 实验

实验材料为 Fe₇₈Si₉B₁₃ 非晶带材(牌号: 1k101), 试样尺寸为 40 mm×15 mm×25 μm。焊接前对试样表面进行打磨, 然后去油并干燥备用, 采用自制工装进行搭接焊, 激光设备为 SL-80 型 Nd:YAG 脉冲激光焊机, 平均功率为 80 W。焊接时采用氩气保护(流量为 8 L/min), 设定焊接速度 0.3 mm/s、光斑直径 0.3 mm、脉冲频率 1.5 Hz、脉冲宽度 1.7 ms, 改变脉冲功率 P 为 4.8、6.4、7.2 及 9.6 W。

采用 MR5000 倒置显微镜观察焊缝表面形貌; 沿焊缝垂直方向截取试样, 镶嵌、打磨、抛光, 5%(体积分数)硝酸酒精溶液腐蚀 6~8 s, 采用 SV3400 型环境扫描电镜 SEM 分析接头组织形貌; 采用 Empyrean 型 X 射线衍射仪 XRD 对焊缝进行微区物相分析(Cu 靶, 衍射范围 20°~90°); 采用 404F3 型差示扫描热仪 DSC 对焊缝进行热分析(升温速率 20 K/min, 氩气保护); 采用 TecnaiG2 F20 S-TWIN 型透射电镜 TEM 观

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51461031); 江西省教育厅基金资助项目(GJJ150733); 江西省科技厅科技合作项目(20161BBH80031); 北京市自然科学基金资助项目(2142022); 江西省教育厅科技落地计划资助项目(KJLD14055)

收稿日期: 2016-03-28; **修订日期:** 2016-08-03

通信作者: 王善林, 副教授, 博士; 电话: 0791-83863023; E-mail: slwang70518@nchu.edu.cn

察焊缝显微组织, TEM 前对试样进行离子减薄, 离子减薄的电压和角度为 3 keV 和 4°; 在 INSTRON5540 型电子精密拉伸实验机上进行抗拉试验(常温, 拉伸速率为 0.4 mm/min)。采用 Ar 气保护的 GSL-1600X 型真空管式炉对母材进行退火处理, 由母材 DSC 曲线确定热处理工艺, 将炉升至设定温度, 推入试样, 抽真空(真空度为 100 Pa), 保温 10 min, 然后取出试样, 空冷; 采用 XRD 对热处理后的试样进行物相分析(Cu 靶, 衍射范围 30°~90°)。

2 结果与分析

图 1 所示为不同功率下焊缝表面形貌。由图 1 可以看出, 焊接过程稳定, 无烧穿、未焊透现象。焊缝正面宽度变化不大, 约在 480 μm 至 500 μm 范围内; 而焊缝背面宽度有明显差别。功率为 4.8 W 时, 焊缝背面宽度较窄, 约为 280 μm , 且焊缝表面粗糙, 存在

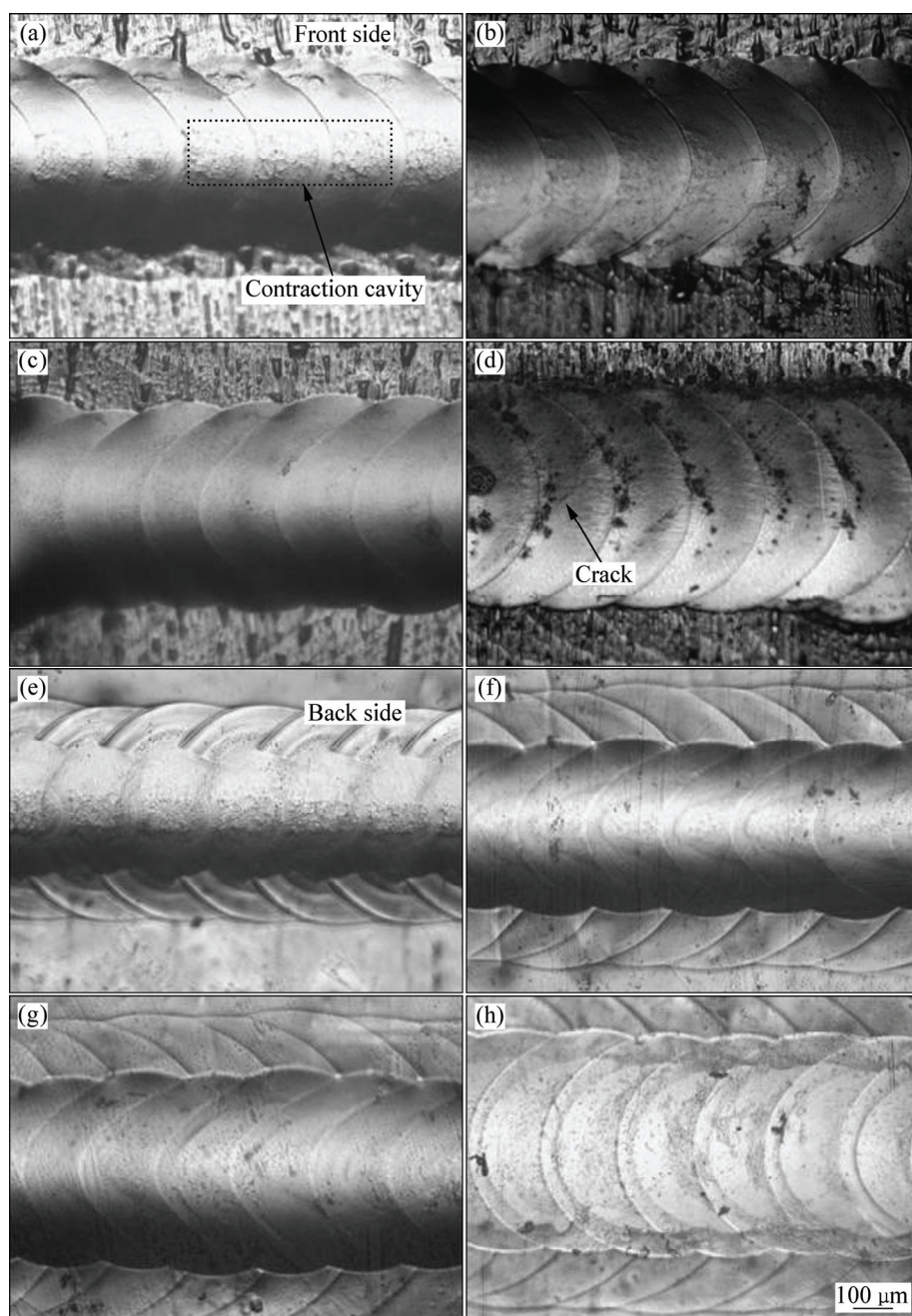


图 1 不同功率下焊缝表面和背面形貌

Fig. 1 Morphologies of surface ((a), (b), (c), (d)) and back side ((e), (f), (g), (h)) of welding at different pulse powers: (a), (e) $P=4.8$ W; (b), (f) $P=6.4$ W; (c), (g) $P=7.2$ W; (d), (h) $P=9.6$ W

凹坑; 功率为 6.4~7.2 W 时, 焊缝成形良好, 表面光滑, 未见裂纹缺陷; 当功率增加到 9.6 W, 焊缝背面明显变宽, 约为 500 μm , 且焊缝表面中心处出现微裂纹。

表面成形良好的接头横截面形貌如图 2 所示, 由图 2 可以发现, 焊缝横截面中未形成气孔、裂纹等缺陷, 熔宽随功率增加而增加, 其变化规律与图 1 一致。当功率为 4.8 W 时, 相应的脉冲能量偏低, 激光提供给焊缝的热输入偏低, 金属凝固效果较差; 热输入量低, 母材熔化量较少, 焊缝宽度较窄。功率增加, 相应的脉冲能量增加, 提高焊缝热输入, 焊缝成形良好。继续增加功率, 脉冲能量偏高, 焊缝热输入较高, 母材熔化量较多, 焊缝熔宽较宽。另外, 功率过大, 焊缝线能量过高, 金属凝固时产生内应力的几率增多, 凝固收缩受到约束, 导致焊缝中心萌生裂纹^[8]。

图 3 所示为不同功率下接头及母材(Base material,

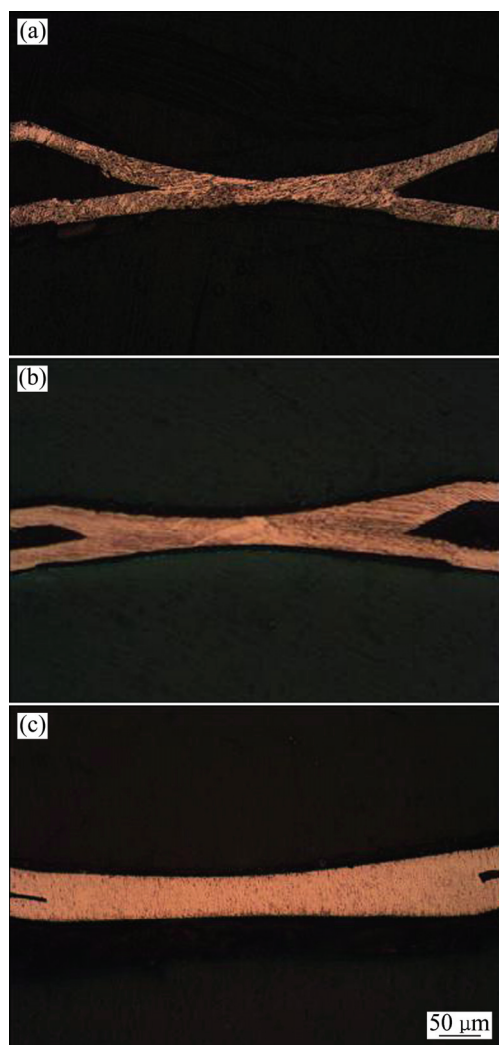


图 2 接头典型横截面形貌

Fig. 2 Typical cross-section morphologies of joints: (a) $P=4.8$ W; (b) $P=6.4$ W; (c) $P=7.2$ W

BM)的微区 XRD 谱。由图 3 可以看出, 不同功率下接头及母材的 XRD 谱均未有明显结晶峰出现, 且只出现一个漫散射峰, 说明在 XRD 分辨率下接头为非晶态。为了进一步考查接头, 对接头进行热分析。图 4 所示为不同功率下接头及母材的 DSC 曲线。从图 4 曲线上可以发现, 母材出现两次晶化所导致的放热峰, 即晶化峰, 玻璃转变温度 T_g 为 420 $^{\circ}\text{C}$, 开始晶化温度 (T_x) 为 493 $^{\circ}\text{C}$ 左右, 温度 (T_{P1}) 约为 520 $^{\circ}\text{C}$ 时出现一次放热峰, 温度 (T_{P2}) 约为 562 $^{\circ}\text{C}$ 时出现二次放热峰, 当温度 (T_e) 约为 595 $^{\circ}\text{C}$ 以后, 未有晶化放热峰出现。然而, 相比母材, 不同功率下接头的 DSC 曲线, 在 520 $^{\circ}\text{C}$ 、562 $^{\circ}\text{C}$ 左右只有微弱的晶化放热峰, 根据接头的晶化率 V_F 计算公式: $V_F = (\Delta H_{BM} - \Delta H) / \Delta H_{BM} \times 100\%$ ^[11] (其中 ΔH_{BM} 为母材完全晶化后释放的总热焓, ΔH 为接头的放热焓), 可得功率从 4.8~9.6 W 的 V_F 均高于 90%, 说明接头非晶态含量显剧降低, 晶化严重。

图 5 所示为不同功率下接头的抗拉强度曲线。由图 5 可以发现, 随功率增加, 接头的抗拉强度呈先升

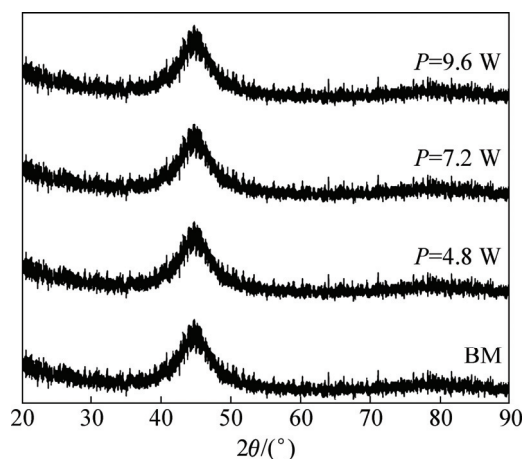


图 3 母材与不同功率下接头的 XRD 谱

Fig. 3 XRD patterns of BM and joint at different powers

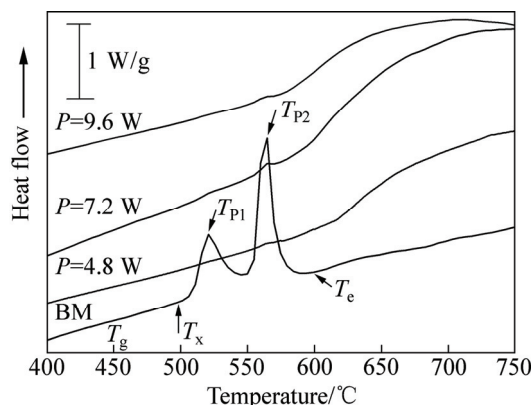


图 4 母材与不同功率下接头的 DSC 曲线

Fig. 4 DSC curves of BM and joint at different powers

高后降低的趋势; 功率 6.4 W 时, 接头强度最高, 为 410 MPa; 而功率增加到 7.2 W 时, 接头强度降低, 为 364 MPa; 功率继续增加到 9.6 W, 接头强度最低, 为 249 MPa。然而, 接头的抗拉强度比母材的 (1400 MPa) 低的多。

随功率的增加, 热输入量增加, 熔宽增大, 冷却速率降低, 可能析出纳米相, 因纳米相的强化作用^[2,5], 接头的拉伸强度相应增大; 功率超过 7.2 W, 晶化程度增大, 纳米相析出过多, 接头力学性能下降^[6], 另外, 热输入量过高, 因热应力产生微裂纹, 导致强度降低。

图 6 所示为母材与功率为 7.2 W 时接头拉伸断口的 SEM 像。由图 6 可看出, 与其他非晶合金一样, 该非晶带材在平衡态下呈现出致密、无序原子堆积, 硬度高, 脆性大, 拉伸过程中, 几乎无塑性变形就直接断裂。经激光热加工后, 非晶态晶化, 析出结晶相, 非晶量降低。另外, 拉伸引起剪切带扩展到结晶相界面, 产生应力集中, 出现裂纹, 故焊接接头抗拉强度低。

图 7 所示为功率为 7.2 W 下接头横截面组织形貌。从图 7 中可以发现, 接头未见气孔、裂纹等缺陷, 组织存在差异, 由母材(BM)过渡到热影响区(HAZ), 晶粒粗大, 靠近焊缝区(WZ)晶粒逐渐变小, 母材区为无明显组织特征的非晶相, 热影响区由粗大的树枝晶和少数非晶相组成, 焊缝区为细小的晶粒。

受激光热循环影响, 中心热量比周围高, 传递到接头各区域温度不同。热影响区温度梯度较低, 晶粒长大速度较快, 不利于固液界面的稳定, 晶粒为树枝状晶; 焊缝区温度梯度较高, 冷却速率较快, 不利于结晶相析出和长大, 若冷却速率达不到非晶临界冷却速率, 非晶向晶体转变, 析出结晶相^[18]; 另一方面, 热影响区温度较低, 该区金属处于未熔或半熔状态, 晶化相形核主要在固态金属中发生, 生长速度较快, 而焊缝区温度高, 晶化相形核在液相中进行, 受快速凝固影响, 晶核的长大受到抑制, 从而热影响区晶粒较粗, 焊缝区晶粒细小。

图 8 所示为该接头的 TEM 像及选区的电子衍射图($P=7.2$ W), 其中图 8(a)与(b)为母材的 TEM 像、选区电子衍射图及高分辨图, 图 8(c)、(d)分别为热影响区及焊缝区的选区电子衍射图及 TEM 像。从图 8 可以看出, 母材的 TEM 像为无缺陷的均匀灰白色薄区, 高分辨图为无序排列的结构, 其选区电子衍射花样是漫散射的光晕, 是典型的非晶特征。热影响区及焊缝区的 TEM 形貌基本一样, 由两种不同的组织组成, 为灰白色豆瓣状结晶相及黑色组织相, 热影响区晶粒的平均尺寸约为 300 nm, 而焊缝区约为 100 nm。电

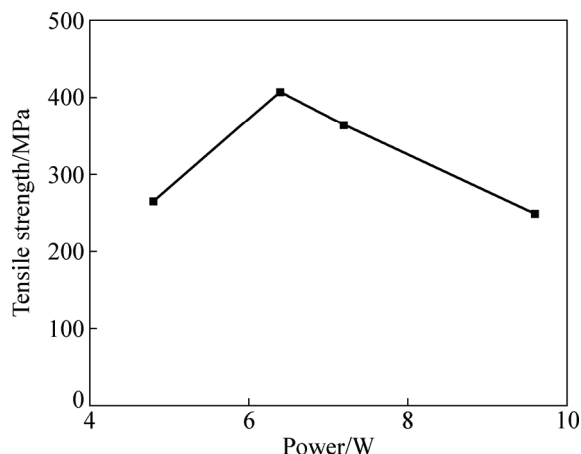


图 5 不同功率下接头抗拉强度

Fig. 5 Tensile strength of joint at different powers

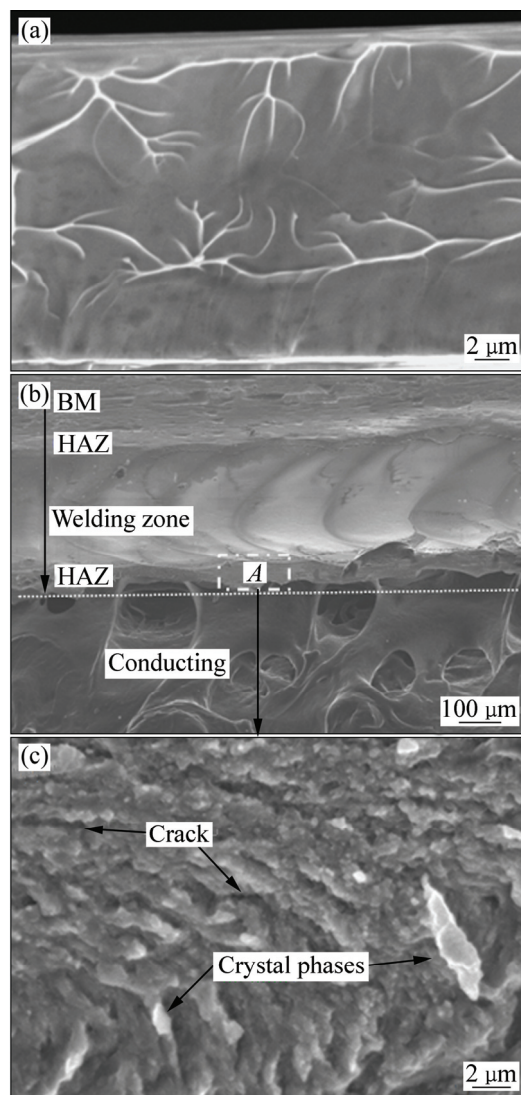


图 6 母材与功率为 7.2 W 时接头拉伸断口的 SEM 像

Fig. 6 SEM images of tensile fracture of BM (a) and joint at power of 7.2 W ((b), (c))

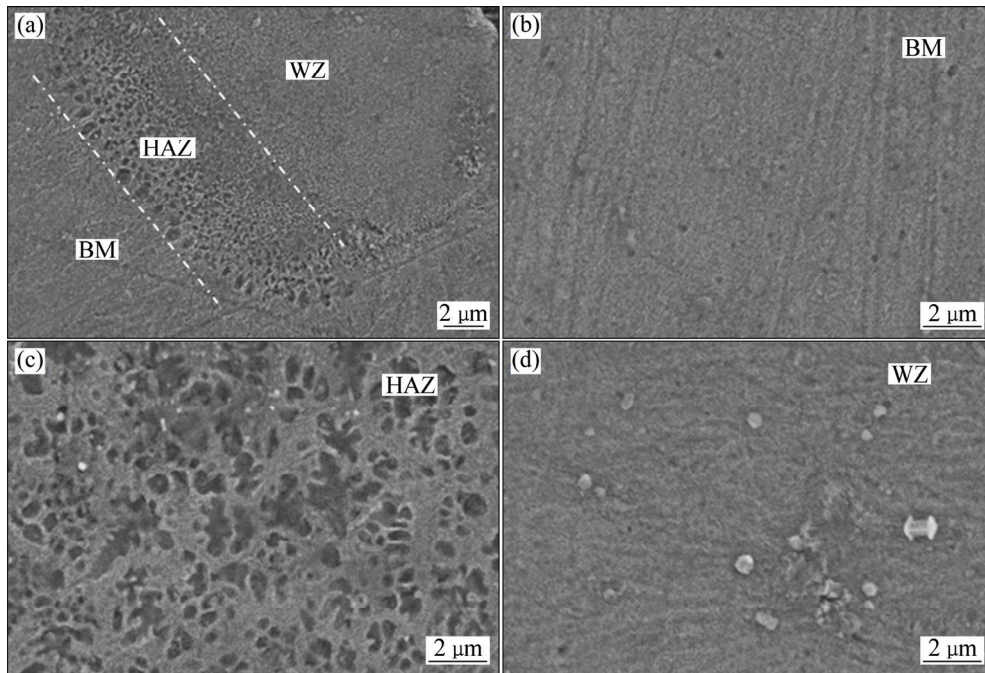


图 7 功率为 7.2 W 下接头横截面的显微组织

Fig. 7 Microstructures of cross-section at power of 7.2 W: (a) Joint; (b) BM; (c) HAZ; (d) Welding zone

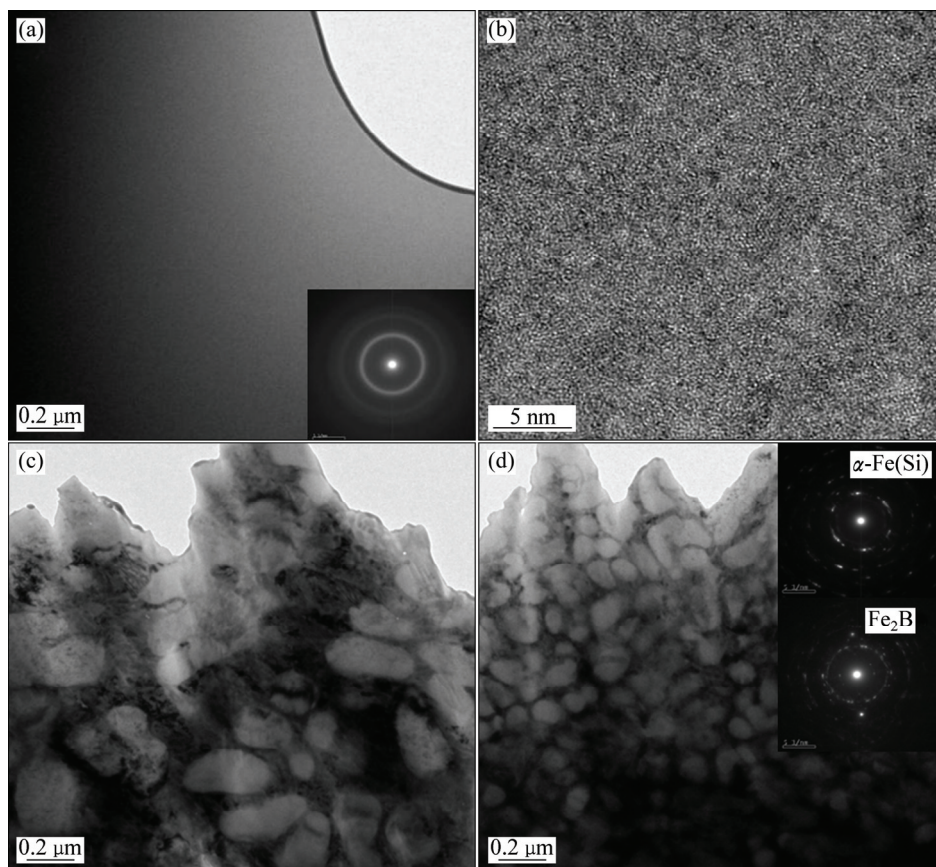


图 8 母材与功率为 7.2 W 时接头的 TEM 像及选区电子衍射谱

Fig. 8 TEM images and SADP patterns at power of 7.2 W: (a) SADP of BM; (b) HRTEM of BM; (c) TEM of HAZ zone; (d) TEM of welding zone

子衍射花样环上分布着多晶衍射斑点,通过与PDF卡片对比,标定为BCC结构的 α -Fe(Si)相以及 Fe_2B 结晶相。

为了探讨焊接接头在热循环过程中所发生的晶化行为,对 $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ 非晶带材分别在 T_g 、 T_x 、 T_{P1} 、 T_{P2} 及 T_c 温度下进行退火处理,经不同温度退火后的XRD谱如图9所示。由图9可以看到,退火温度为420℃时,试样XRD谱呈现出与母材相似的“馒头状”非晶漫散射峰,表明在该温度以下退火,试样未发生晶化;经493℃(T_x)热处理后,在上述漫散射峰相应位置,存在较弱的晶化衍射峰,经标定为 α -Fe(Si)相;当退火温度为520℃(T_{P1})时, α -Fe(Si)相析出量增多;经562℃(T_{P2})热处理后,结晶相峰值增加,且数量增加,标定出结晶相为 α -Fe(Si)、 Fe_2B ;退火温度升高到595℃(T_c),合金已完全晶化。

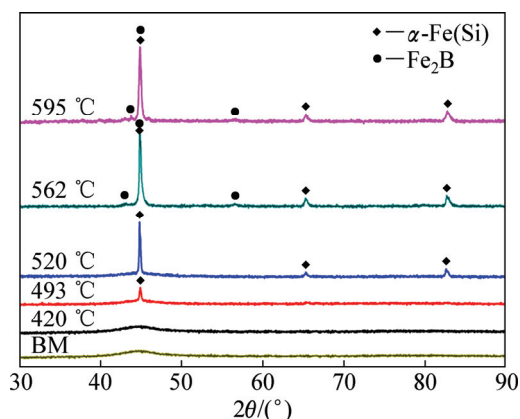


图9 母材及其退火后接头的XRD谱

Fig. 9 XRD patterns of BM and joints after annealing

激光焊接过程中,接头经历多次热循环,引起瞬间热处理,导致激光加热区由非晶态向晶态转变。此外,接头受热,原子发生扩散和重排,晶化前,非晶相分离,结构弛豫中自由体积比增加,Fe-Fe原子形核并长大为晶粒,由于Si固溶到了体心立方的 α -Fe中,生成 α -Fe(Si)相,自由体积比减小;随激光束继续加热,试样温度升高, α -Fe(Si)相继续析出,衍射峰增强;随温度升高,发生B偏聚,自由体积比增大,随后 Fe_2B 从非晶基体相中析出,自由体积比恢复^[19-21]。得出 $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ 晶化过程为:非晶相 $\rightarrow$ 非晶相+ α -Fe(Si)相 $\rightarrow\text{Fe}_2\text{B}$ + α -Fe(Si)相。

3 结论

1) 采用脉冲激光焊接了FeSiB非晶薄带,接头组

织由母材无明显组织特征的非晶相、热影响区树枝晶及焊缝区白色颗粒状的结晶相组成。

2) 功率偏低,焊缝表面粗糙、熔宽小,功率偏高,焊缝存在微裂纹,随功率的增加,接头抗拉强度先升高后降低;功率为7.2 W时,焊缝成形良好,表面光滑;拉伸强度最高,为410 MPa,断裂发生在热影响区,断口形貌显河流花样纹络,为解理断裂。

3) 经DSC及TEM测试,接头出现严重晶化, $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ 晶化过程为非晶相 $\rightarrow$ 非晶相+ α -Fe(Si)相 $\rightarrow\text{Fe}_2\text{B}$ + α -Fe(Si)相。

REFERENCES

- [1] PILARCZYK W. The study of glass forming ability of Fe-based alloy for welding processes[J]. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2012, 52(2): 83-91.
- [2] 陈庆军, 蒋薇, 高霁雯. 涂层与块体致密度差值对铁基非晶合金耐蚀性的影响[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(9): 2414-2420.
CHEN Qing-jun, JIANG Wei, GAO Ji-wen. Effect of relative density difference between coating and bulk on Fe-based amorphous alloys corrosion resistance[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(9): 2414-2420.
- [3] WANG An-ding, ZHAO Cheng-liang, MEN He, HE Ai-na, CHANG Chun-tao, WANG Xin-min, LI Run-Wei. Fe-based amorphous alloys for wide ribbon production with high Bs and outstanding amorphous forming ability[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 630: 209-213.
- [4] 王一禾, 杨膺善. 非晶态合金[M]. 北京: 冶金出版社, 1989: 11-46.
WANG Yi-he, YANG Ying-shan. Amorphous alloys[M]. Beijing: Metallurgical Press, 1989: 11-46.
- [5] 凌世全, 伍晓宇, 徐斌, 罗烽. $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ 非晶箔快速微细电阻焊接[J]. 焊接学报, 2013, 34(2): 45-50.
LING Shi-quan, WU Xiao-yu, XU Bin, LUO Feng. Rapidly tiny resistance welding of $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ amorphous foils[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2013, 34(2): 45-50.
- [6] 王小龙, 朱政强. 多层非晶合金薄带超声波焊接温度场数值模拟[J]. 热加工工艺, 2013, 42(23): 187-190.
WANG Xiao-long, ZHU Zhen-qiang. Numerical simulation on thermal field in ultrasonic welding of multi-layer amorphous alloy foils[J]. Hot Working Technology, 2013, 42(23): 187-190.
- [7] 闫鸿浩. 非晶态合金薄带的爆炸焊接研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2003: 20-40.
YAN Hong-hao. Research of explosive welding for amorphous alloys ribbons[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2003: 20-40.
- [8] 陆巍巍, 陈玉华, 谢吉林, 王善林, 封小松. NiTiNb箔片激光焊接工艺及其接头的组织与性能[J]. 中国有色金属学报, 2017, 27(5): 932-938.

- 2014, 24(10): 2490–2496.
- LU Wei-wei, CHEN Yu-hua, XIE Ji-lin, WANG Shan-lin, FENG Xiao-song. Laser welding process of NiTiNb foil and microstructure and properties of welding joint[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(10): 2490–2496.
- [9] 叶 斌, 熊建钢, 李 波, 李志远. Zr 基大块非晶合金的激光焊接[J]. 中国激光, 2006, 33(3): 423–428.
- YE Bin, XIONG Jian-gang, LI Bo, LI Zhi-yuan. Laser welding of Zr-Base bulk amorphous alloy[J]. Chinese Journal of Lasers, 2006, 33(3): 423–428.
- [10] 俞照辉, 严红革, 陈 琼, 苏 斌. ZK40 高强镁合金 CO₂ 激光焊接接头的组织与力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(6): 701–707.
- YU Zhao-hui, YAN Hong-ge, CHEN Qiong, SU Bin. Microstructures and mechanical properties of ZK40 high strength magnesium alloy joints by CO₂ laser beam welding[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(6): 701–707.
- [11] YE X Y, SHIN Y C. Synthesis and characterization of Fe-based amorphous composite by laser direct deposition[J]. Surface & Coatings Technology, 2014, 239: 34–40.
- [12] 李 波, 李志远, 熊建钢, 邢 丽. 激光焊接对块体非晶合金 Zr₄₅Cu₄₈Al₇ 晶化行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(9): 1338–1348.
- LI Bo, LI Zhi-yuan, XIONG Jian-gang, XING Li. Influence of laser welding on crystallization behaviour of Zr₄₅Cu₄₈Al₇ bulk metallic glass[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(9): 1338–1343.
- [13] 王 刚, 黄永江, 沈 军, 黄仲佳. TiZrNiCuBe 块体非晶合金激光焊接行为及温度场数值模拟研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(11): 2713–2719.
- WANG Gang, HUANG Yong-jiang, SHEN Jun, HUANG Zhong-jia. Laser welding behavior of TiZrNiCuBe bulk metallic glass and numerical simulation of temperature fields[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(11): 2713–2719.
- [14] 闫红红, 胡 勇, 李永堂, 闫志杰, 赵达文, 郭一娜. 不同微观结构 Zr₅₅Al₁₀Ni₅Cu₃₀ 块体非晶合金的晶化过程[J]. 材料研究学报, 2014, 28(6): 427–432.
- YAN Hong-hong, HU Yong, LI Yong-tang, YAN Zhi-jie, ZHAO Da-wen, GUO Yi-na. Crystallization process of Zr₅₅Al₁₀Ni₅Cu₃₀ bulk metallic glasses with different microstructure[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2014, 28(6): 427–432.
- [15] 杨高林, 林 鑫, 胡 桥, 张 莹, 汪志太, 李 鹏, 黄卫东. Zr₅₅Cu₃₀Al₁₀Ni₅ 块体非晶合金退火处理后脉冲激光重熔晶化行为[J]. 金属学报, 2013, 49(6): 649–657.
- YANG Gao-lin, LIN Xing, HU Qiao, ZHANG Ying, WANG Zhi-tai, LI Peng, HUANG Wei-dong. Crystallization behavior of annealed Zr₅₅Cu₃₀Al₁₀Ni₅ bulk metallic glass during pulsed laser remelting[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2013, 49(6): 649–657.
- [16] HUANG Y J, CHENG X, FAN H B, GUAN S S, NING Z L, SUN J F. Crystallization of a Ti based bulk metallic glass induced by electropulsing treatment[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2016, 23(1): 69–73.
- [17] IGOR M K, EMILIA I K, PETER S S, PETER S, DUSAN J K, VLASTIMIL V. Microstructural study of the crystallization of amorphous Fe-Sn-B ribbons[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 615: S462–S466.
- [18] 唐翠勇, 肖志瑜, 罗 飞, 庄哲峰, 陈学永, 张 翔. 退火温度对非晶合金组织及软磁性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2014, 35(7): 27–31.
- TANG Cui-yong, XIAO Zhi-yu, LUO Fei, ZHUANG Zhe-feng, CHEN Xue-yong, ZHANG Xiang. Effect of annealing temperature on microstructure and soft magnetic properties of melt-spun Fe-Co-(Nb,V)-B-Cu amorphous alloys[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2014, 35(7): 27–31.
- [19] 潘念侨, 杜忠华, 朱正旺, 雷晓云, 徐立志. ZrTiNiCuBe 块体非晶合金剪切带内温升与断裂温升[J]. 中国有色金属学报, 2016, 26(5): 973–979.
- PAN Nian-qiao, DU Zhong-hua, ZHU Zheng-wang, LEI Xiao-yun, XU Li-zhi. Temperature rise in shear bands and fracture temperature rise of ZrTiNiCuBe bulk amorphous alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2016, 26(5): 973–979.
- [20] 李 红, 孙 克, 李艳萍, 石 毅, 郭金花, 卢志超. Fe₈₀Si₉B₁₁ 非晶合金薄带热膨胀特性和结构弛豫分析[J]. 金属功能材料, 2010, 17(1): 4–9.
- LI Hong, SUN Ke, LI Yan-ping, SHI Yi, GUO Jin-hua, LU Zhi-chao. Thermal expansion properties and relaxation of Fe₈₀Si₉B₁₁ amorphous alloy ribbon[J]. Metallic Functional Materials, 2010, 17(1): 4–9.
- [21] ABROSIMOVA G, ARONIN A, MATVEEV D, PERSHINA E. Nanocrystal formation structure and magnetic properties of Fe-Si-B amorphous alloy after deformation[J]. Materials Letters, 2013, 97: 15–17.

Microstructure and crystallization behaviour of laser welding FeSiB amorphous ribbon joint

GONG Yu-bing¹, WANG Shan-lin¹, LI Hong-xiang², ZHANG Zi-yang¹, CHEN Yu-hua¹

(1. National Defence Key Disciplines Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology,

Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China;

2. State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials,

University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: FeSiB amorphous ribbons were successfully pulse laser lap welded, and the crystallization behavior in the weld was investigated in heat treatment. The effects of pulse power on weld formation, microstructure and tensile properties were studied, and the crystallization process of amorphous ribbon was analyzed by testing technologies. The results show that the weld surface is rough and the weld width is narrow when the power is below 4.8 W. However, some microcracks are formed on the weld surface with power exceeding 9.6 W. When the power is 7.2 W, the weld quality is best without welding defects. With the increase of pulse power, the tensile strength of the joint first increases and then decreases, the highest tensile strength reaches to 410 MPa. The failure of the joints is a cleavage fracture. Moreover, the microstructure in the joint is mainly composed of amorphous phase, dendrites, crystalline phase with white particle shape. An obvious crystallization process occurs during welding, where the α -Fe(Si) phase is firstly precipitated, and then the Fe₂B phase is formed.

Key words: FeSiB amorphous ribbon; laser welding; crystallization behaviour; microstructure

Foundation item: Project(51461031) supported by the National Natural Science of Foundation of China; Project (GJJ150733) supported by the Foundation of Jiangxi Provincial Education Department, China; Project (20161BBH80031) supported by the Science and Technology Cooperation Program of Jiangxi Provincial Department of Science and Technology, China; Project(2142022) supported by the Beijing Natural Science Foundation, China; Project(KJLD14055) supported by the Science and Technology Landing Plan of Jiangxi Provincial Education Department, China

Received date: 2016-03-28; **Accepted date:** 2016-08-03

Corresponding author: WANG Shan-lin; Tel: +86-791-83863023; E-mail: slwang70518@nchu.edu.cn

(编辑 李艳红)