

# Ti<sub>47</sub>Cu<sub>38</sub>Zr<sub>7.5</sub>Fe<sub>2.5</sub>Sn<sub>2</sub>Si<sub>1</sub>Ag<sub>2</sub>合金激光重熔非晶化行为

姚建华<sup>1,2\*\*</sup>, 刘克元<sup>1,2</sup>, 叶正挺<sup>1,2</sup>, 方铮<sup>1,2</sup>, 张群莉<sup>1,2</sup>, 杨高林<sup>1,2\*</sup>

<sup>1</sup>浙江工业大学激光先进制造研究院, 浙江 杭州 310014;

<sup>2</sup>浙江省高端激光制造装备协同创新中心, 浙江 杭州 310014

**摘要** 利用功率为 500 W 的光纤激光器对晶态 Ti<sub>47</sub>Cu<sub>38</sub>Zr<sub>7.5</sub>Fe<sub>2.5</sub>Sn<sub>2</sub>Si<sub>1</sub>Ag<sub>2</sub>合金基底进行了激光重熔实验,研究了不同工艺对熔池形貌及晶化的影响。结果表明,单道重熔的熔池内易获得非晶组织,且随着扫描速度减小,熔池形貌逐渐由球冠状向漏斗状转变。搭接重熔下,扫描宽度较大时重熔区内出现熔道搭接造成的热影响区晶化带;扫描宽度较小时由于热累积效应显著,熔池展宽和扫描宽度接近,重熔区内基本为非晶态。面扫描过程中,由于热累积匙孔效应更突出,熔池熔深显著增大,熔池底部出现少量气孔。

**关键词** 激光技术; 激光重熔; 非晶合金; 形貌; 晶化

中图分类号 TN249

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.0802006

## Amorphization Behavior of Laser Remelted Ti<sub>47</sub>Cu<sub>38</sub>Zr<sub>7.5</sub>Fe<sub>2.5</sub>Sn<sub>2</sub>Si<sub>1</sub>Ag<sub>2</sub> Alloys

Yao Jianhua<sup>1,2\*\*</sup>, Liu Keyuan<sup>1,2</sup>, Ye Zhengting<sup>1,2</sup>, Fang Zheng<sup>1,2</sup>,

Zhang Qunli<sup>1,2</sup>, Yang Gaolin<sup>1,2\*</sup>

<sup>1</sup>Institute of Laser Advanced Manufacturing, Zhejiang University of Technology, Hangzhou, Zhejiang 310014, China;

<sup>2</sup>Zhejiang Provincial Collaborative Innovation Center of High-End Laser Manufacturing Equipment, Hangzhou, Zhejiang 310014, China

**Abstract** The experiment of laser remelting of crystalline Ti<sub>47</sub>Cu<sub>38</sub>Zr<sub>7.5</sub>Fe<sub>2.5</sub>Sn<sub>2</sub>Si<sub>1</sub>Ag<sub>2</sub> alloy matrix by a fiber laser with a power of 500 W is conducted, and the effects of different processes on the molten pool morphology and crystallization are investigated. The results show that, as for the single track remelting process, the amorphous microstructure occurs easily in the molten pool and the molten pool morphology is gradually transformed from the coronal shape to the funnel shape with the decrease of scanning speed. As for the overlap remelting process, the crystallization belt in the heat-affect zone induced by weld overlap is formed in the remelting zone when the scanning width is large, but when the scanning width is relatively small, the pool width is close to the scanning width and the remelting zone is basically amorphous due to the significant heat accumulation effect. In the surface scanning process, the keyhole effect is prominent due to thermal accumulation, the penetration depth of molten pool increases significantly, and there occurs a small amount of pores at the bottom of molten pool.

**Key words** laser technique; laser remelting; amorphous alloy; morphology; crystallization

**OCIS codes** 140.3390; 160.3380; 350.3850

## 1 引言

与传统的晶态金属材料相比,非晶合金是一种性能优异的新材料<sup>[1]</sup>,具有更好的物理、化学及力学等性能,如更高的弹性模量和屈服强度<sup>[2]</sup>、极好的耐磨性和耐腐蚀性<sup>[3]</sup>,故非晶合金在很多领域都有广泛的应用前景<sup>[4]</sup>。非晶合金通常由熔融合金在快速

冷却条件下凝固获得<sup>[5]</sup>。因此,将可以得到的非晶合金最低冷却速率称为该非晶合金的临界冷却速率<sup>[6]</sup>。目前最常用的块体非晶合金的制备方法是铜模铸造法,但是熔体自身传热能力有限,当熔体尺寸较大时,其中心冷却速率很难提高,故采用这种方法制备块体非晶合金时通常存在一个最大尺寸的限制,即非晶合金的临界直径<sup>[7]</sup>。由于激光加工过程

收稿日期: 2018-01-29; 修回日期: 2018-03-27; 录用日期: 2018-04-12

基金项目: 凝固技术国家重点实验室开放课题(SKLS201745)、浙江省自然科学基金(LY16E050014)

\* E-mail: ygaolin@163.com; \*\* E-mail: laser@zjut.edu.cn

中的高升降温速率,非晶合金经激光加工后仍有可能保留非晶态<sup>[8]</sup>,即使晶化了的非晶合金经过激光重熔也会转变为非晶态<sup>[9]</sup>,故激光加工成为拓展非晶合金应用范围的重要手段<sup>[10]</sup>。目前激光加工在非晶合金方面的应用主要有激光焊接<sup>[11]</sup>、激光熔覆制备非晶合金涂层<sup>[12]</sup>、激光重熔非晶合金表面改性<sup>[7]</sup>及激光立体成形块体非晶合金<sup>[13]</sup>等。激光加工技术在非晶合金领域的另一个重要应用为选区激光熔化制备块体非晶合金。激光重熔非晶化行为是非晶合金激光加工的基础。

Ti<sub>47</sub>Cu<sub>38</sub>Zr<sub>7.5</sub>Fe<sub>2.5</sub>Sn<sub>2</sub>Si<sub>1</sub>Ag<sub>2</sub>(简称为 Ti47)是一种新开发的钛基非晶合金,其强度、耐腐蚀性和生物相容性均优于常见的医用钛合金材料 Ti-6Al-4V 的,其弹性模量低于 Ti-6Al-4V 合金的,更接近于人骨的弹性模量<sup>[14]</sup>,且该合金中含有少量的 Ag,具有广谱抗菌能力<sup>[15]</sup>。采用含银材料作为医学植入材料可以降低植入手术所引起的感染风险<sup>[16]</sup>。Ti47 非晶合金具有良好的医学应用前景,但其玻璃形成能力较差,目前此材料所成形的块体非晶合金的最大临界直径只有 7 mm<sup>[17]</sup>。采用选区激光熔化技术制备 Ti47 非晶合金或在钛合金件表面激光熔覆 Ti47 非晶合金是 Ti47 非晶合金应用的重要途径,这需要对激光重熔 Ti47 非晶合金的非晶化行为进行研究。

## 2 实验过程

### 2.1 实验材料

实验所用的 Ti47 基体材料是用纯单质金属原料电弧熔炼得到的 Ti47 合金纽扣锭,然后用线切割机将其切割成 2 mm 厚的板材。在激光重熔前,用 400 号砂纸打磨试样表面,然后用无水乙醇清洗 Ti47 板材表面,确保基材表面无其他杂质,以防止其他因素对实验结果造成干扰。Ti47 基材的显微组织如图 1 所示,可以看出,类似鱼刺状的粗大组织弥散在组织细密的共晶基体中。

### 2.2 激光重熔工艺

实验所使用的激光器为振镜控制的连续波光纤激光器(PS-YLR-500SM,IPG 公司,美国),额定功率为 500 W,激光波长为 1060~1090 nm,焦点直径为 120 μm,在氩气保护下进行 Ti47 基材的激光重熔实验。采用带有抽真空洗气装置的气氛保护箱,确保真空环境,除去保护箱内残余的氮气和氧气,然后用激光多次重熔放置在保护箱内的钛合金板。

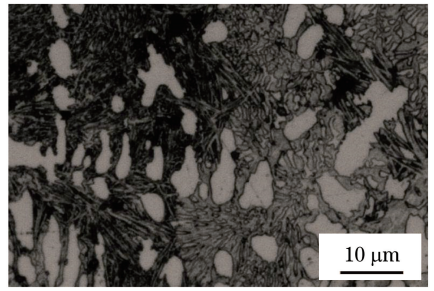


图 1 Ti47 基材的显微组织

Fig. 1 Microstructure of Ti47 matrix

激光重熔的工艺分为单道重熔和搭接重熔(面扫描),单道重熔分为重熔 1、2、3 次,单道重熔的长度为 6 mm,多次重熔时每次扫描之间没有时间间隔;搭接重熔的区别主要是扫描区域的大小,搭接重熔采用的“Z”型往复扫描工艺如图 2 所示,其中  $a$  为激光的扫描宽度, $d$  为道间距。搭接重熔的激光参数均为激光功率 500 W、扫描速度 200 mm/s。采用线切割机进行切割,所有试样均沿 X 方向进行切割并制样,用 H<sub>2</sub>O、HNO<sub>3</sub>、HF 体积比为 17:2:1 的溶液进行腐蚀,在金相显微镜(Axio Vert A1,卡尔蔡司公司,德国)下观察重熔区域的尺寸和形貌。

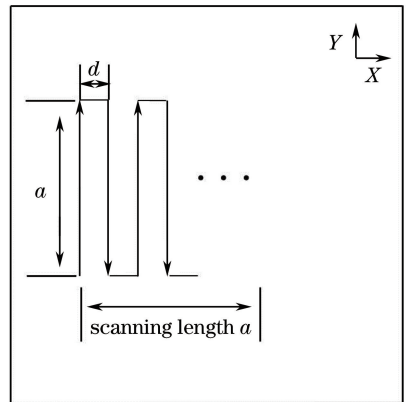


图 2 激光往复扫描示意图

Fig. 2 Schematic of laser reciprocating scanning

单道重熔 1 次的实验参数见表 1,其中激光功率均为 500 W。用金相显微镜自带的金相分析系统测量重熔区域的宽度和深度,多次测量取平均值。对重熔区域进行微区 X 射线衍射(XRD)测试,仪器产自日本理学电机株式会社,型号为 18KWD/MAX2500V+PC,测试直径为 50 μm,扫描速度为 8 (°)/min。用扫描电子显微镜(SEM,EVO18,卡尔蔡司公司,德国)拍摄照片,用二次电子成像观察横截面组织。表 1 同时列出了熔深和熔宽的测量结果。

表 1 单道重熔 1 次的参数及结果

Table 1 Parameters and results in single track remelting for 1 time

Serial number	Speed / (mm · s <sup>-1</sup> )	Remelting depth / μm	Depth deviation value / μm	Remelting width / μm	Width deviation value / μm
a	900	60	8.3	159	6.2
b	800	63	10.5	174	6.8
c	700	69	11.3	190	7.1
d	600	81	10.5	208	11.5
e	500	86	16.3	237	13.5
f	400	107	18.7	290	16.5
g	300	127	39.6	331	29.3
h	200	263	25.5	447	23.5
i	100	385	53.3	683	21.8

### 3 实验结果与分析

#### 3.1 单道重熔 1 次的尺寸和形貌

单道重熔 1 次的横截面经腐蚀后的显微组织形貌如图 3 所示,可以清晰地看到激光重熔产生的熔池,其中白亮区域为激光重熔区,看不到明显的金相组织;熔池两侧和底部的糊状区域是过渡区,如图 3(i)中红色线条之间的区域所示。重熔区的宽度和深度随着激光扫描速度的减小均增大,且重熔区宽度均大于 120 μm。在扫描速度较快时,熔池形貌基本呈现球冠状,如图 3(a)~(f)所示,随着扫描速度的减小,熔池底部开始向下凸出,熔池形貌逐渐变为漏斗状,如图 3(g)、(h)、(i)所示,此时重熔区的熔深和熔宽显著增大。

图 4 所示为图 3(g)中所示区域的 SEM 照片,其中图 4(a)所示为图 3(g)中数字 1 所示区域的 SEM 照片,图 4(b)所示为图 3(g)中数字 3 所示区域的 SEM 照片,图 4(c)、(d)所示为图 3(g)中数字 2 所示区域的 SEM 照片,其中图 4(c)所示为过渡区与重熔区交界处的 SEM 照片,图 4(d)所示为过渡区与基材交界处的 SEM 照片。从图 4 中可以观察到重熔区内无晶化组织,过渡区内有少量的晶化组织,但其晶化组织明显与基材的不同。图 5 所示为基材微观组织的 SEM 照片,可以看到初生相和共晶组织。对图 5 中的标示区域进行 X 射线能谱分析(EDS),结果见表 2。

XRD 测试结果如图 6 所示,可以看出,重熔区内为非晶合金特有的馒头峰加少量的晶化峰。在激

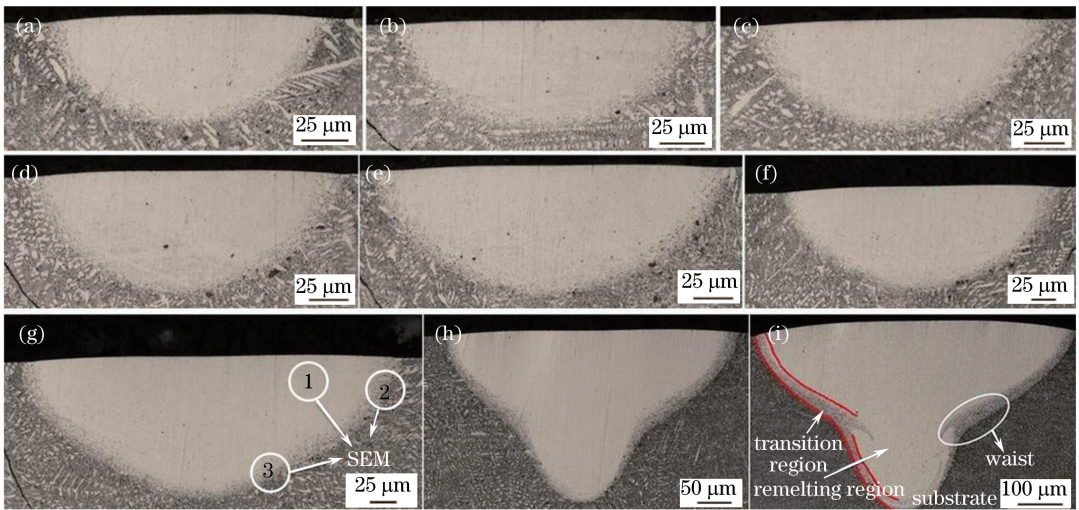


图 3 不同扫描速度下单道重熔 1 次的横截面形貌。(a) 900 mm/s;(b) 800 mm/s;(c) 700 mm/s;(d) 600 mm/s;(e) 500 mm/s;(f) 400 mm/s;(g) 300 mm/s;(h) 200 mm/s;(i)100 mm/s

Fig. 3 Cross sectional morphologies in single track remelting for 1 time under different scanning speeds.

(a) 900 mm·s<sup>-1</sup>; (b) 800 mm·s<sup>-1</sup>; (c) 700 mm·s<sup>-1</sup>; (d) 600 mm·s<sup>-1</sup>; (e) 500 mm·s<sup>-1</sup>; (f) 400 mm·s<sup>-1</sup>; (g) 300 mm·s<sup>-1</sup>; (h) 200 mm·s<sup>-1</sup>; (i) 100 mm·s<sup>-1</sup>



光重熔锆基非晶合金的非晶态熔池中也得到了类似的 XRD 测试结果<sup>[8,18]</sup>,其重熔区域主要为非晶态。综合熔池的 XRD 测试结果、SEM 照片及前人的工

作可知,激光单道重熔 Ti47 合金的重熔区域主要为非晶合金。图 6 中基材的 XRD 测试结果表明,基材主要由 Ti<sub>2</sub>Cu 相和 TiCu 相组成。

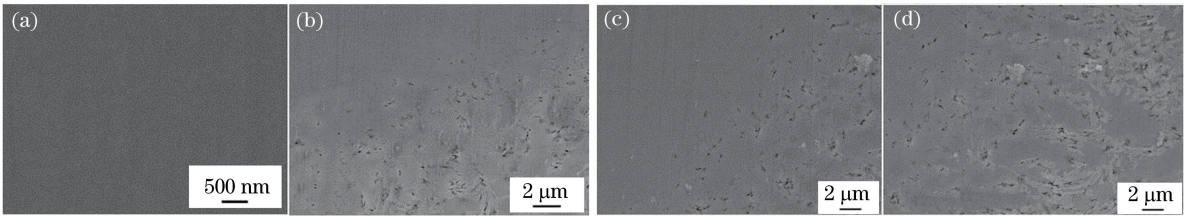


图 4 图 3(g)中所示区域的 SEM 照片。(a) 熔池中间部位;(b)熔池底部;(c)(d)熔池右上侧

Fig. 4 SEM photos of areas indicated in Fig. 3 (g). (a) Middle part of molten pool; (b) bottom of molten pool; (c)(d) upper right side of molten pool

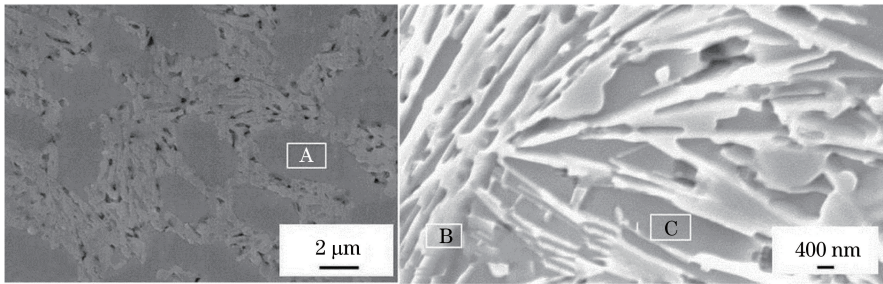


图 5 基材微观组织的 SEM 照片

Fig. 5 SEM photos of microstructures of matrix

表 2 图 5 中不同区域的 EDS 结果(原子数分数,%)  
Table 2 EDS results of different areas indicated in Fig. 5 (atomic fraction, %)

Test area	Ti	Cu
A	44.68	40.69
B	55.90	32.71
C	42.63	42.57

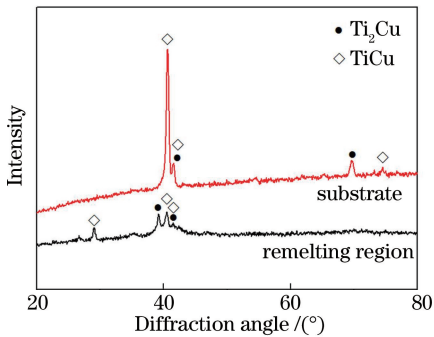


图 6 基材和单道重熔 1 次的重熔区的 XRD 测试结果  
Fig. 6 XRD test results of matrix and remelting region after single track remelting for 1 time

激光功率保持在 500 W,扫描速度为 700 mm/s 和 100 mm/s 时,单道重熔 1 次的过渡区的微观形貌分别如图 7、8 所示。可以看出,图 7 中熔池两侧和底

部的过渡区在总体上没有太大的差别,宽度约为 10 μm,过渡区中有粗大的未熔的白色颗粒和少量晶化的组织。在图 8 中,经测量腰身处过渡区的宽度为 40 μm,熔池两侧和底部的宽度只有 20 μm,熔池上部和底部的过渡区中有未熔的白色颗粒和一些晶化的组织,但熔池腰身处过渡区的白色未熔颗粒的位置靠近基材的。对比图 7、8 中可以看出,扫描速度较小时,熔池内过渡区的宽度显著增大,并且在较低的放大倍数下就能在 SEM 中观察到过渡区的形貌特征和微观组织;随着扫描速度逐渐减小,尤其是在熔池的形状由球冠状逐渐变为漏斗状的过程中,对比图 3 (g)、(h)、(i) 可以看出,熔池腰身处过渡区的宽度明显增大,即其面积显著增大(晶化组织大量增加)。

激光功率为 500 W、扫描速度为 500 mm/s 时,在基材的不同位置的激光单道重熔 1 次的金相照片如图 9 所示。经测量,图 9(a)所示的熔深和熔宽分别为 72 μm 和 228 μm,图 9(b)所示的熔深和熔宽分别为 92 μm 和 246 μm。可以看出,熔池的形貌为球冠状,熔池内观察不到晶化组织。对比图 9 和图 3(e),可以发现,基材组织的不均匀性对熔池形貌和熔池内晶化的影响较小。



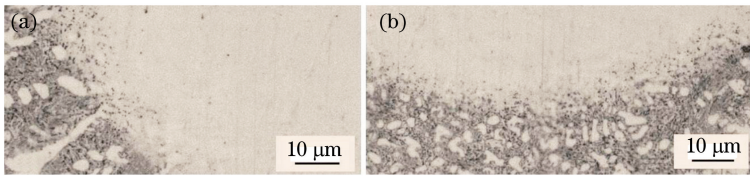


图 7 扫描速度为 700 mm/s 时,单道重熔 1 次时过渡区的金相照片。(a)熔池左上侧;(b)熔池底部  
Fig. 7 Metallographic photos of transition zone after single track remelting for 1 time at scanning speed of  $700 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ . (a) Upper left side of molten pool; (b) bottom of molten pool

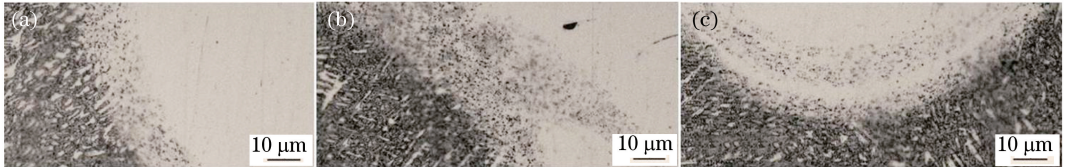


图 8 扫描速度为 100 mm/s 时,单道重熔 1 次时的过渡区金相照片。(a)熔池左上侧;(b)熔池腰身处;(c)熔池底部  
Fig. 8 Metallographic photos of transition zone after single track remelting for 1 time at scanning speed of  $100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ . (a) Upper left side of molten pool; (b) waist of molten pool; (c) bottom of molten pool

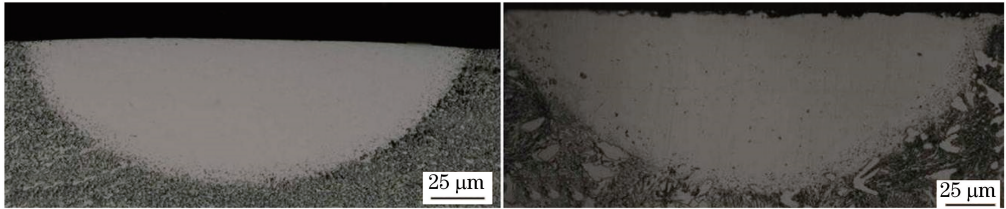


图 9 扫描速度为 500 mm/s 时在基材不同位置单道重熔 1 次的金相照片  
Fig. 9 Metallographic photos at different positions of matrix after single track remelting for 1 time at scanning speed of  $500 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

### 3.2 单道多次重熔的形貌

图 10、11 所示为激光单道多次重熔的横截面形貌,其中激光功率均为 500 W,图 10(a)、(b)、(c)所示为激光重熔 2 次,扫描速度分别为 1000, 900, 700 mm/s 的情况,图 10(d)、(e)、(f)所示为激光重熔

3 次,扫描速度分别为 1000, 900, 700 mm/s 的情况。可以看出,在 700~1000 mm/s 这个扫描速度区间,熔池的形貌均为球冠状,在较高的扫描速度下,重熔 2 次时熔池中观察到对流现象,如图 10(a)、(b)所示,由于表面张力的大小和温度有关,在激光辐照下,熔

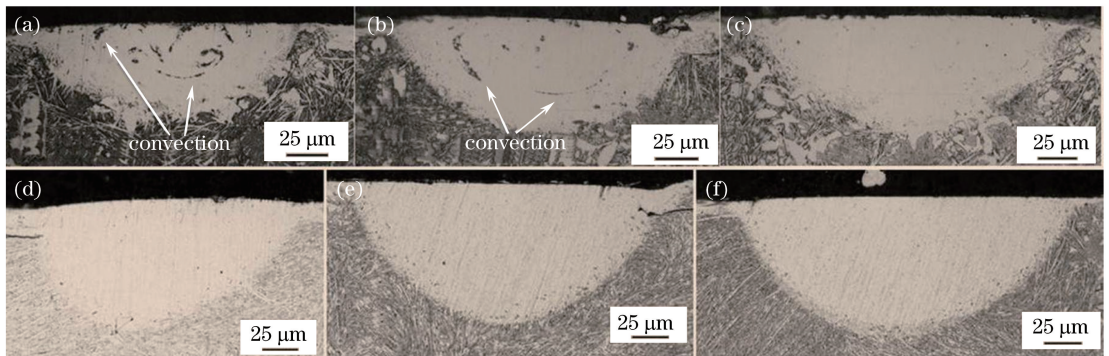


图 10 不同重熔次数和扫描速度下单道重熔时的横截面形貌。(a) 2 次, 1000 mm/s;  
(b) 2 次, 900 mm/s;(c) 2 次, 700 mm/s;(d) 3 次, 1000 mm/s;(e) 3 次, 900 mm/s;(f) 3 次, 700 mm/s  
Fig. 10 Cross sectional morphologies after single track remelting under different scanning speeds and remelting times.  
(a) 2 times,  $1000 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (b) 2 times,  $900 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (c) 2 times,  $700 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (d) 3 times,  $1000 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ;  
(e) 3 times,  $900 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (f) 3 times,  $700 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

池表面的高温梯度造成了熔池表面的张力梯度。这种表面张力梯度驱使液体流动,形成对流<sup>[19-20]</sup>。重熔3次后观察不到对流产生的晶化相。图11(a)、(b)所示为激光重熔2次,扫描速度分别为500 mm/s和300 mm/s的情况,图11(c)、(d)为激光重熔3次,扫

描速度分别为500 mm/s和300 mm/s的情况。可以看出,在300~500 mm/s这个扫描速度区间,激光重熔2次时熔池形貌仍为球冠状;但激光重熔3次时,熔池形貌已经由球冠状变为漏斗状,且在图11中均没有观察到对流的现象。

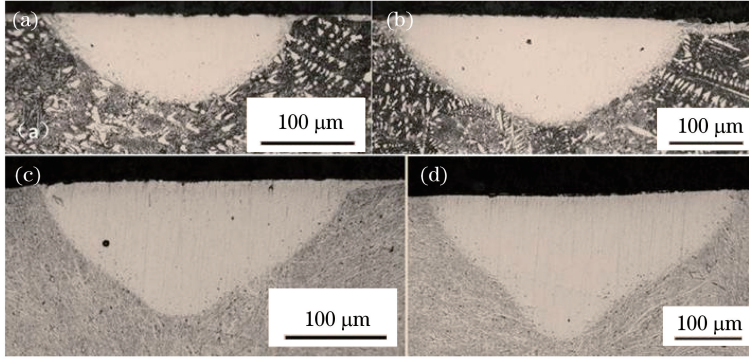


图11 不同重熔次数和扫描速度下单道重熔时的横截面形貌。

(a) 2次, 500 mm/s; (b) 2次, 300 mm/s; (c) 3次, 500 mm/s; (d) 3次, 300 mm/s

Fig. 11 Cross sectional morphologies after single track remelting under different scanning speeds and remelting times.

(a) 2 times, 500 mm·s<sup>-1</sup>; (b) 2 times, 300 mm·s<sup>-1</sup>; (c) 3 times, 500 mm·s<sup>-1</sup>; (d) 3 times, 300 mm·s<sup>-1</sup>

### 3.3 搭接重熔的形貌

图12所示为激光搭接重熔下横截面腐蚀后的形貌,激光功率为500 W,扫描速度为200 mm/s,道间距为0.06 mm,其中图12(a)所示为2 mm×2 mm扫描面的情况,图12(b)所示为14 mm×14 mm扫描面的部分横截面形貌。可以看出,扫描面为2 mm×2 mm时,重熔区中没有观察到明显的晶化组织,且在熔池底部发现有少量气孔,熔

池两侧底部为圆弧状,熔池底部的中间部分较为平缓;而当扫描面为14 mm×14 mm时,重熔区存在带状晶化组织,晶化的带状形态和单道熔池侧边的相似,在熔池的底部也发现了少量气孔。经测量,图12(a)、(b)的最大熔深分别为545 μm和280 μm,图3(h)的熔深为263 μm,故在激光面扫描时,熔池的熔深相比于激光单道扫描时的显著增大。

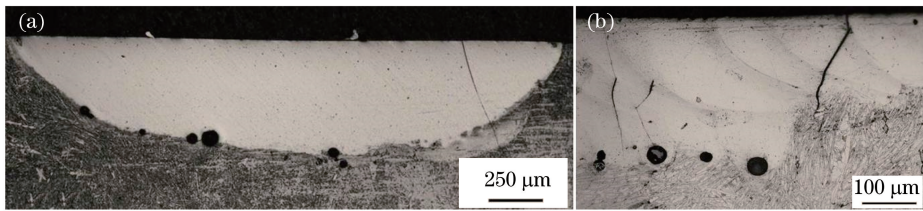


图12 搭接重熔的横截面形貌。(a) 2 mm×2 mm扫描区域;(b) 14 mm×14 mm扫描区域

Fig. 12 Cross sectional morphologies after overlap remelting. (a) Scanning area of 2 mm×2 mm;

(b) scanning area of 14 mm×14 mm

### 3.4 分析和讨论

#### 3.4.1 单道重熔的熔池形貌与晶化分析

激光重熔基材时,晶态的Ti47合金被激光熔化后,熔融的液态金属快速凝固。由于熔池的冷却速度较快,熔池中的液体容易凝固为非晶态。随着扫描速度的减小,熔池获得的能量增大,熔池逐渐展宽、变深。激光能量过高时,熔池的剧烈气化产生匙孔效应<sup>[21]</sup>,导致熔池底部向基材凸起,熔池的形貌由球冠状向漏斗状转变,如图3(g)、(h)、(i)所示。

漏斗状的熔池形貌对选区激光熔化制备非晶合金是不利的,这是由于出现匙孔效应时,熔池内的大量蒸汽会造成熔池表面的飞溅,飞溅的液滴会对后续的激光加工产生一定的不利影响<sup>[22]</sup>。适当减小激光功率、增大扫描速度可以有效避免漏斗状熔池的产生。从实验结果来看,扫描速度较小出现明显匙孔时,熔池内仍为白亮组织,说明Ti47非晶合金激光重熔非晶化的工艺窗口较宽。

由图5、6及表2可知,晶化的Ti47合金基材由



TiCu 和  $Ti_2Cu$  相组成。由相图<sup>[23]</sup>可知,合金在熔炼凝固时,先出现 TiCu 初生相,然后在 TiCu 和  $Ti_2Cu$  的共晶温度点析出共晶组织;而在激光重熔时,共晶组织在共晶温度先熔化,然后初生相熔化。初生相和共晶组织熔化凝固的温度不同可能是过渡区产生的重要原因。重熔区的温度大于初生相的熔化温度,故重熔区的熔化比较完全;而在过渡区,初生相熔化不够完全,而共晶组织有可能由于结构遗传而更易晶化。故过渡区的晶化相可能是未熔的晶化相,也可能是熔化后在凝固过程中产生的晶化。若过渡区的晶化相是未熔的晶化相,扫描速率越小,熔池存在的时间越长,过渡区熔化得越充分;若过渡区的晶化相是凝固过程中产生的晶化,扫描速率越小,晶化越多。实验结果表明,扫描速率越小,过渡区晶化越多,故过渡区中的晶化应该是冷却过程造成的晶化。

由图 7、8 可知,在较小的扫描速度下,熔池内过渡区的晶化组织显著增多,同时熔池腰身处过渡区的晶化组织又明显比其他部位过渡区的多。在漏斗状的熔池中,由于熔池向下凸出到基材中即熔池底部,冷却速率较高,故这部分过渡区的晶化组织较少;熔池腰部向内凹进,冷却速率较低,故这部分过渡区的晶化组织显著增多。因此在漏斗状熔池的腰身处出现了大量的晶化组织。

图 10(a)、(b)所示熔池内的由对流产生的晶化相形貌为圆弧状,和过渡区与基材的不同,其产生的原因可能是:1)熔池中的对流将熔池侧边的晶化相卷入熔池内,而熔池的冷却速度过快,晶化相未来得及熔化就被凝固在熔池中;2)熔池中的对流将熔池侧边的晶化相卷入熔池内并将其熔化,但是由于结构遗传其在凝固的过程中更容易晶化。

#### 3.4.2 搭接重熔时的熔池晶化

扫描面积为  $14\text{ mm} \times 14\text{ mm}$  时,熔池内会出现带状的晶化区,这是因为激光重熔时,熔池快速冷却成为非晶。而在下一道重熔时,由于热影响区的最高温度高于玻璃转变温度而低于熔点,熔池的热影响区会在非晶中产生晶化。非晶升温到玻璃转变温度以上后开始晶化,而这个区域的温度低于熔点,故这部分升降温产生的晶化和生成非晶时冷却过程产生的晶化累积在一起,使得热影响区更容易产生晶化。

扫描面积只有  $2\text{ mm} \times 2\text{ mm}$  时,熔池中没有了热影响区产生的晶化带。这是因为扫描面积较小时,热影响区的热累积效应严重,熔池出现较大展宽,使得熔池的宽度和扫描宽度接近,相当于一个宽

熔池沿图 2 中的 X 方向推进,未在已获得的非晶中出现热影响区。多道搭接时热累积严重,熔池会出现匙孔效应。有匙孔时,熔池底部为大量蒸汽,其凝固过程和无匙孔时的过程不同,故熔池底部过渡区没有明显增多。

激光加工非晶时,常见的做法是通过减小热累积效应来提高冷却速率,以减少晶化。激光面扫描重熔时,也可以通过减小扫描宽度、提高热累积效应来提高熔池展宽,通过降低下一道激光扫描对已经激光处理过区域的影响,减少道间搭接产生的热影响区晶化。这为选区激光熔化制备非晶合金的工艺优化提供了新的思路。

#### 3.4.3 气孔的产生机理

在激光面扫描时,熔池的熔深显著增大,这是由于熔池的热累积效应更严重,导致了更严重的匙孔效应,熔池底部的气孔和匙孔效应有一定的关系。

激光重熔 Ti47 合金时,激光能量过高或热累积效应会导致熔池温度过高,出现比较强烈的气化。金属蒸气和等离子体推开熔体产生匙孔,匙孔根部直径较小,金属蒸气和等离子体不易喷出,导致匙孔不稳定。匙孔较深时,匙孔周围的液体金属在重力和表面张力的作用下塌陷,导致匙孔根部失稳,形成气泡。由匙孔引发的气孔具有一定的随机性,匙孔越深,越容易产生气孔<sup>[24-25]</sup>。

## 4 结 论

激光单道重熔晶态的 Ti47 合金时,熔池内会成为非晶态。扫描速度较小时,熔池内会产生匙孔效应,而熔池依然保持非晶态。激光对晶态的 Ti47 合金进行面扫描时,若扫描面单道激光的扫描长度较小,熔池展宽使得熔池内保持了非晶态;若扫描面单道激光的扫描宽度较大时,下一道扫描时热影响区会在已有非晶区域产生晶化带。较大的热累积效应使匙孔效应较明显,从而使熔池的熔深显著增大,同时在熔池底部造成少量气孔。

## 参 考 文 献

- [1] Inoue A, Takeuchi A. Recent development and application products of bulk glassy alloys [J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(6): 2243-2267.
- [2] Klement W, Willens R H, Duwe P Z. Non-crystalline structure in solidified gold-silicon alloys [J]. *Nature*, 1960, 187(3): 869-870.
- [3] Inoue A, Murakami A, Zhang T, *et al.* Thermal stability and magnetic properties of bulk amorphous



- Fe-Al-Ga-P-C-B-Si alloys[J]. *Materials Transactions Jim*, 1997, 38(3): 189-196.
- [4] Pilarczyk W. The study of glass forming ability of Fe-based alloy for welding processes[J]. *Journal of Achievement in Materials and Manufacturing Engineering*, 2012, 52(2): 83-91.
- [5] Chen H S. Thermodynamic considerations on the formation and stability of metallic glasses[J]. *Acta Metallurgica*, 1974, 22(12): 1505-1511.
- [6] Yokoyama Y, Mund E, Inoue A, *et al.* Production of  $Zr_{55}Cu_{30}Ni_5Al_{10}$  glassy alloy rod of 30 mm in diameter by a cap-cast technique [J]. *Materials Transactions*, 2007, 48(12): 3190-3192.
- [7] Inoue A, Kita K, Zhang T, *et al.* Amorphous  $La_{55}Al_{25}Ni_{20}$  alloy prepared by water quenching[J]. *Materials Transactions Jim*, 1989, 30(9): 722-725.
- [8] Yang G L, Lin X, Hu Q, *et al.* Crystallization behavior of annealed  $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$  bulk metallic glass during pulsed laser remelting [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2013, 49(6): 649-657.  
杨高林, 林鑫, 胡桥, 等.  $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$  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.
- [9] Li J, Wang S L, Gong Y B. Processing optimization and microstructure of FeSiB amorphous coating by laser cladding[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(1): 0103006.  
李娟, 王善林, 龚玉兵. 激光熔覆 FeSiB 非晶涂层工艺及组织[J]. *中国激光*, 2016, 43(1): 0103006.
- [10] Hou J X, Zhang S H, Zhou W, *et al.* Investigation on fabrication and properties of N-doped Fe-based amorphous composite coating on high strength steel [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2015, 42(11): 1103009.  
侯纪新, 章顺虎, 周巍, 等. 新型 Fe 基非晶复合涂层的制备及性能研究[J]. *中国激光*, 2015, 42(11): 1103009.
- [11] Kumar G, Rector D, Conner R D, *et al.* Embrittlement of Zr-based bulk metallic glasses[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(12): 3572-3583.
- [12] Gong Y B, Wang S L, Chen Y H, *et al.* Forming and mechanical projects of FeSiB amorphous ribbon joint by laser welding[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(3): 0303001.  
龚玉兵, 王善林, 陈玉华, 等. FeSiB 非晶薄带激光焊接焊缝成形及接头力学性能[J]. *中国激光*, 2016, 43(3): 0303001.
- [13] Peker A, Johnson W L. A highly processable metallic glass  $Zr_{41.2}Cu_{12.5}Ni_{10}Ti_{3.8}Be_{22.5}$  [J]. *Applied Physics Letters*, 1993, 63(17): 2342-2344.
- [14] Inoue A, Takeuchi A. Recent progress in bulk glassy, nanoquasicrystalline and nanocrystalline alloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 375/376/377(1/2): 16-30.
- [15] Sahoo P, Debroy T, Mcnallan M J. Surface tension of binary metal-surface active solute systems under conditions relevant to welding metallurgy [J]. *Metallurgical & Materials Transactions B*, 1988, 19(3): 483-491.
- [16] Wang G, Huang Y J, Shagiev M, *et al.* Laser welding of  $Ti_{40}Zr_{25}Ni_3Cu_{12}Be_{20}$  bulk metallic glass [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 541: 33-37.
- [17] Pang S J, Liu Y, Li H F, *et al.* New Ti-based Ti-Cu-Zr-Fe-Sn-Si-Ag bulk metallic glass for biomedical applications[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 625: 323-327.
- [18] Liu W W, Lin X, Yang G L, *et al.* Influence of glass forming ability of alloy on crystallization in heat-affected zone by laser remelting Zr based bulk metallic glasses[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2010, 37(11): 2931-2936.  
刘伟伟, 林鑫, 杨高林, 等. 合金的玻璃形成能力对激光重熔 Zr 基非晶热影响区晶化的影响[J]. *中国激光*, 2010, 37(11): 2391-2396.
- [19] Zhang K, Liu K Y, Ye Z T, *et al.* Effect of protective atmosphere on pores in the remelted zone during laser remelting gray cast iron [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(1): 0102005.  
张坤, 刘克元, 叶正挺, 等. 气氛保护对灰铸铁激光重熔区域气孔的影响[J]. *中国激光*, 2018, 45(1): 0102005.
- [20] Yang X C, Zheng T X, Zhang N K, *et al.* Convection and mass transfer in laser cladding on FeCrSiB alloy [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 1992, 5(2): 315-319.  
杨洗陈, 郑天禧, 张乃坤, 等. FeCrSiB 合金激光熔敷中对流传质研究[J]. *金属学报*, 1992, 5(2): 315-319.
- [21] Shao D, Hu B, Zheng Q G. Laser advanced manufacturing technology and equipment integration [M]. Beijing: Science Press, 2009: 41-44.  
邵丹, 胡兵, 郑启光. 激光先进制造技术与设备集成 [M]. 北京: 科学出版社, 2009: 41-44.
- [22] Peng J, Hu S M, Wang X X, *et al.* Effect of filler metal on three-dimensional transient behavior of keyholes and molten pools in laser welding [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(1): 0102003.  
彭进, 胡素梦, 王星星, 等. 填充对激光焊接匙孔与熔池三维瞬态行为的影响[J]. *中国激光*, 2018, 45(1): 0102003.
- [23] Wang Q, Qiang J B, Wang Y M, *et al.* Formation

- and composition optimization of Cu-based bulk metallic glasses in Cu-Si-Ti ternary system[J]. Acta Physica Sinica, 2006, 55(1): 378-385.
- 王清, 羌建兵, 王英敏, 等. Cu-Si-Ti 系 Cu 基块体非晶合金的形成和成分优化 [J]. 物理学报, 2006, 55(1): 378-385.
- [24] Matsunawa A, Kim J D, Seto N, *et al.* Dynamics of keyhole and molten pool in laser welding[J]. Journal of Laser Applications, 2000, 10(6): 247-254.
- [25] Gong S L, Yao W, Shi S. Formation mechanism and control technology of aluminum alloy laser deep fusion welding[J]. Journal of Welding, 2009, 30(1): 60-63.
- 巩水利, 姚伟, Shi Steve. 铝合金激光深熔焊气孔形成机理与控制技术 [J]. 焊接学报, 2009, 30(1): 60-63.