

激光3D打印铁基块体非晶复合材料*

张月媛¹, 黄国坤², 吕云卓³

(1. 鞍山技师学院机械工程系, 鞍山 114016;
2. 沈阳铁路信号有限责任公司, 沈阳 110020;
3. 大连交通大学材料科学与工程学院, 大连 116028)

[摘要] Fe基非晶合金因强度高、硬度高、软磁性能优异等优势, 得到人们极大关注。然而, 目前实验室和工业领域利用铜模铸造法所能制备的Fe基非晶合金尺寸仍然较小, 这严重制约了Fe基非晶合金作为结构材料在工业领域的实际应用。激光3D打印技术的出现为解决上述问题提供了难得的契机。然而, 目前国内外的研究中, 利用激光3D打印技术制备Fe基非晶合金存在较为严重的裂纹, 所以无法利用该技术成型大尺寸的样品。在Fe基非晶合金中引入塑性较好的第二相来吸收热应力, 防止在激光3D打印过程中发生开裂, 能成功打印出大尺寸的Fe基非晶合金复合材料。通过上述方法成型的大尺寸Fe基非晶合金复合材料, 宏观上没有裂纹发生且成型性良好, 但微观上仍在局域发现微小裂纹。由于Cu将Fe基非晶合金包裹在中间, 所以这些局域的微裂纹没有扩展, 也没有贯穿整个材料, 打印的Fe基非晶合金复合材料成型性没有受到较大影响。

关键词: 非晶合金; 激光3D打印; 复合材料; 裂纹

Laser 3D Printing of Iron Based Bulk Amorphous Alloy Composite

ZHANG Yueyuan¹, HUANG Guokun², LÜ Yunzhuo³

(1. Department of Mechanical Engineering, Anshan Technician College, Anshan 114016, China;
2. Shenyang Railway Signal Co., Ltd., Shenyang 110020, China;
3. School of Materials Science and Engineering, Dalian Jiaotong University, Dalian 116028, China)

[ABSTRACT] Fe-based amorphous alloy has attracted great attention due to its excellent soft magnetic properties, high hardness, high strength and other advantages. However, the size of Fe-based amorphous alloys prepared by copper mold casting in laboratory and industrial fields are still small, which seriously restricts the practical application of Fe-based amorphous alloys as structural materials in industrial fields. The laser 3D printing method provides an opportunity to solve these problems. However, according to the current research reports at home and abroad, there are serious cracks in Fe-based amorphous alloy prepared by laser 3D printing technology, so it is impossible to use this technology to shape large size Fe-based amorphous alloy samples. In this paper, a second phase with better plasticity was introduced into Fe-based amorphous alloy to absorb thermal stress and prevent the cracking of Fe-based amorphous alloy in the process of laser 3D printing, and large size Fe-based amorphous alloy composites were successfully printed. It is found that the large-size Fe-based amorphous alloy composites formed by the above method have no macroscopic cracks and have good formability, but microcosmic cracks are still found in the local area of Fe-based amorphous alloy. Since Cu wrapped Fe-based amorphous alloy in the middle, these local microcracks did not expand, so it did not run through the whole material, so that the molding property of the printed Fe-based amorphous alloy composite material was not greatly affected.

Keywords: Amorphous alloy; Laser 3D printing; Composites; Crack

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2020.01/02.087

诞生于20世纪60年代的非晶合金在材料领域引发了一场新的革命^[1-3]。与传统的晶体金属不同, 非晶

合金具有像玻璃一样的无序原子结构, 所以非晶合金又被称为“金属玻璃”。这种特殊的无序原子结构使得非晶合金综合了许多优异性能于一身, 如较高的强度、较高的硬度、良好的耐磨性以及极佳的软磁性能等。20世

* 基金项目: 国家自然科学基金(51671042)。

纪 90 年代之后,非晶合金在成分设计方面取得了突破性的进展,一系列具有较好玻璃形成能力的非晶合金体系相继问世^[4-6],例如 Fe^[-7-8]、Ti^[-9]、Cu^[-10]、Zr^[-11]、Ni^[-12]、Ce^[-13]、La^[-14]、Nd^[-15]、Mg^[-16] 基等。在这些体系中,Fe 基非晶合金格外受大家关注,因为低廉的成本使 Fe 基非晶合金能很好地适应社会低碳节能的发展,优异的综合性能使 Fe 基非晶合金成为最具工业应用前景的非晶合金体系。然而,目前实验室和工业领域所能制备的 Fe 基非晶合金尺寸仍然较小,因为目前制备 Fe 基非晶合金通常使用铜模铸造法,该方法所能实现的熔体冷却速率有限。迄今为止,采用铜模铸造法所能成型的 Fe 基块体非晶合金最大尺寸也只有 10 几 mm,这严重制约了 Fe 基非晶合金作为结构材料在工业领域的实际应用^[17]。因此,亟需采用新的制备技术成型大尺寸 Fe 基非晶合金以突破其尺寸限制。

激光 3D 打印技术的出现为解决上述问题提供了难得的契机。激光 3D 打印技术将金属粉末直接送入激光束作用区,在激光束作用下基材发生熔化形成熔池,然后金属粉末在熔池内熔化与基材结合。由于这种以激光为热源的 3D 打印所形成熔池的冷却速率可以达到 $10^3 \sim 10^4 \text{K/s}$ ^[18-19],远大于大部分非晶合金形成非晶态的临界冷却速率。因此,理论上激光 3D 打印技术可以实现无尺寸限制的制备非晶合金^[20-26]。目前,已经有很多国内外的学者尝试采用该技术打印成型 Fe 基非晶合金,但是,从目前国内外的报道中可以明显看出,利用激光 3D 打印技术制备 Fe 基非晶合金存在较为严重的裂纹。这主要是因为,在激光 3D 打印过程中,熔池区域的急冷急热会导致十分严重的热应力,塑性较差的 Fe 基非晶合金样品在打印过程中会发生开裂,所以利用激光 3D 打印技术制备大尺寸的非晶合金样品十分困难。

在 Fe 基非晶合金中引入塑性较好的第二相来吸收热应力,是防止 Fe 基非晶合金发生开裂、制备大尺寸 Fe 基非晶合金材料的可行途径之一。基于此,本文以工业领域已经应用的一种 $\text{Fe}_{37.5}\text{Cr}_{27.5}\text{C}_{12}\text{B}_{13}\text{Mo}_{10}$ 非晶合金为研究对象,尝试向该合金中引入第二相 Cu,利用激光 3D 打印技术制备大尺寸的 Fe 基非晶合金复合材料。在打印过程中引入较软的、塑性较好的第二相 Cu,通过第二相 Cu 自身的塑性来吸收打印过程中不断产生的热应力,进而抑制裂纹的萌生。首先,通过单道多层打印试验,初步筛选出激光 3D 打印 Fe 基非晶合金复合材料较好成型工艺参数和 Cu 添加量的范围;然后,在上述工艺参数范围内,打印大尺寸的 Fe 基非晶合金复合材料,最终确定最佳工艺参数组合,并分析该工艺参数下打印的复合材料的微观组织和裂纹情况。

1 试验

激光 3D 打印非晶合金试验采用以 IPG-YLS-6000 光纤激光器为热源的激光 3D 打印机,试验系统如图 1 所示。激光 3D 打印试验在氧含量 $<10 \times 10^{-6}$ 的氩气氛围中完成,使用 $\text{Fe}_{37.5}\text{Cr}_{27.5}\text{C}_{12}\text{B}_{13}\text{Mo}_{10}$ 非晶合金粉末和纯 Cu 粉末为原料,在厚度为 5mm 的 45 号钢基板上进行打印。合金粉末的微观形貌如图 1 所示,合金粉末粒度范围大约在 $30 \sim 100 \mu\text{m}$ 之间,粉末粒度圆整度、均匀性较好,保证在激光 3D 打印过程中粉末被均匀地输送到激光所形成的熔池内。送粉器的送粉方式为双筒送粉,可以很好地解决混粉过程中因密度差而存在的分层现象。即将两种粉末分别放入两个送粉筒中,按照一定的质量比向 Fe 基非晶合金粉末复合铜粉,通过数控调节气流量的大小和送粉器转速,改变两个筒单位时间内所送粉末的质量比,从而实现成分的调控。打印过程中,每打印完成一层激光头垂直上移 0.5mm,同时保证足够

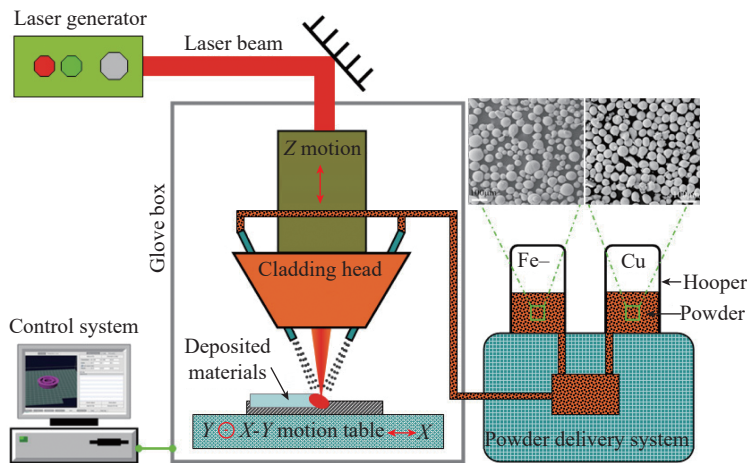


图1 激光3D打印装置示意图

Fig.1 Schematic diagram of laser 3D printing device

高的冷却速率,避免已打印成型的样品热量不断累积。在单道打印之间停留 10s,使样品中的热量能够有足够的时间传递出去,确保在每次打印过程中整个样品维持在较低的温度。激光 3D 打印合金试样微观组织的观察采用德国 Zeiss SUPRA 55 场发射扫描电子显微镜。

2 结果与讨论

2.1 激光功率对成型性的影响

为优化激光打印工艺参数,确保合金的良好成型,选择共打印 30 层的单道多层方案进行打印。首先,按照 1:1 的质量比向 Fe 基非晶合金粉末中添加铜粉,测试采用的打印工艺参数如表 1 所示。

图 2 给出了利用激光 3D 打印技术成型的多层单道非晶合金样品的宏观形貌。可以看到,随着激光功率的不断增大,打印的非晶合金样品的成型性逐渐提高,也就是,成型样品的宏观形貌与预先设计的模型逐渐接近,但当功率高于 2400W 之后,打印的样品成型性又开始变差。当激光功率大于 1600W 小于 2000W 时,成型的样品宏观形貌凹凸不平,这主要因为激光功率太低,粉末不能完全均匀融化,上下层之间粘合较差,因而不能得到所需的高度。当激光功率为 2200W 和 2400W 时,可以发现样品厚度均匀,宏观形貌良好且达到希望的高度,这是由于随着激光功率的增加,产生了高的热量使粉末充分地融化,并促进了层与层之间良好的冶金结合,每层逐渐累积,样品的高度也随之增加。当激光功率继续增加到 2600W 时,成型的非晶合金样品宏观

形貌出现坍塌,具有更大的横向厚度尺寸更低的高度,这是由于激光功率过高使累积的热量难以快速通过基板扩散出去,使已成型的样品熔化,不能承受其自身的重力而塌陷,成型性很差。因此,激光功率 2200W 和 2400W、扫描速度 600mm/min 被选择作为较为合适的工艺参数组合进行深入研究。

2.2 复合第二相铜粉加入量对成型性的影响

初步确定激光功率对激光 3D 打印 Fe 基非晶合金成型性的影响之后,接下来摸索 Cu 的添加量对激光 3D 打印 Fe 基非晶合金成型性的影响。同样,按照一定质量比向 $\text{Fe}_{37.5}\text{Cr}_{27.5}\text{C}_{12}\text{B}_{13}\text{Mo}_{10}$ 非晶合金粉末中复合 30%~50% 的铜粉,尝试采用的打印工艺参数如表 2 所示。

图 3 给出了打印成型后样品宏观形貌,图 3(a)~(f) 分别对应工艺参数序号 a、b、c、d、e、f。可以发现,当功率保持不变时,样品的成型性会随着铜含量的增加而逐渐得到改善,特别是当铜含量增加到 50% 时,成型的样品宏观形貌均匀平整。当 Cu 的含量保持不变时,利用激光功率 2400W 成型样品的宏观形貌要好于 2200W

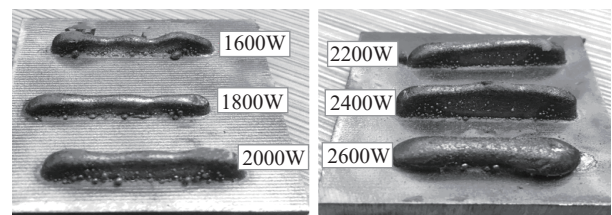


图2 不同激光功率打印样品的宏观形貌

Fig.2 Macroscopic morphology of printed samples with different laser power

表1 不同激光功率的单道多层打印工艺参数组合

Table 1 Combinations of single-channel multi-layer printing process parameters with different laser powers

序号	激光功率 P/W	扫描速度 $v/(mm \cdot \text{min}^{-1})$	光斑直径 d/mm	送粉量 / ($15\text{g} \cdot \text{min}^{-1}$)		Cu 粉加入量 /%
				Fe 粉	Cu 粉	
a	1600	600	3	7.5	7.5	50
b	1800	600	3	7.5	7.5	50
c	2000	600	3	7.5	7.5	50
d	2200	600	3	7.5	7.5	50
e	2400	600	3	7.5	7.5	50
f	2600	600	3	7.5	7.5	50

表2 不同铜粉加入量的单道多层打印工艺参数组合

Table 2 Combinations of single-channel multi-layer printing process parameters with different amounts of copper powder

序号	激光功率 P/W	扫描速度 $v/(mm \cdot \text{min}^{-1})$	光斑直径 d/mm	送粉量 / ($15\text{g} \cdot \text{min}^{-1}$)		Cu 粉加入量 /%
				Fe 粉	Cu 粉	
a	2400W	600	3	7.5	7.5	30
b	2400W	600	3	9	6	40
c	2400W	600	3	10.5	4.5	50
d	2200W	600	3	7.5	7.5	30
e	2200W	600	3	9	6	40
f	2200W	600	3	10.5	4.5	50

时成型样品的宏观形貌。这主要是因为短时间内热输入量较高,使粉末原料熔化比较充分,并且热量可以迅速通过已成型的样品和基板扩散掉,可以获得较好的宏观形貌。通过对上述工艺参数优化的摸索,利用激光3D打印技术制备Fe基非晶合金复合材料的较好工艺参数组合如表3所示。

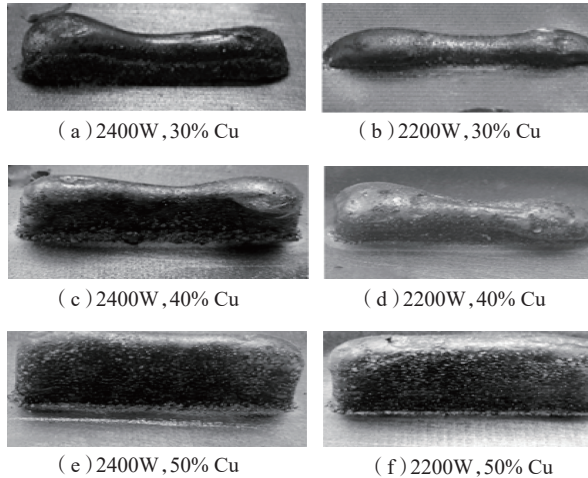


图3 不同铜含量成型样品的宏观形貌

Fig.3 Macroscopic morphology of sample containing different copper contents

表3 最优激光3D打印工艺参数组合

Table 3 Optimal combination of laser 3D printing process parameters

激光功率	扫描速率	搭接率	总送粉量	停留时间	光斑直径
2200W (50% Cu), 2400W (40% Cu, 50% Cu)	600 mm/min	30%	15 g/min	10s	3mm

2.3 激光3D打印大尺寸Fe基非晶合金复合材料

使用单道多层打印方法获得激光3D打印非晶合金复合材料的较好工艺参数,进行大尺寸块体的激光打印,最终确定打印大尺寸非晶合金复合材料的工艺组合。所使用的工艺参数如表4所示,打印方法与上文提及的单道多层打印方法相同,打印过程中,每进行一层打印后均将激光头水平上移0.5mm,保证激光光斑聚焦在每一层上,同时每进行单道后暂停激光10s,留出足够时间散热以保证较快的冷却速率。

图4给出了在不同工艺参数下成型的复合材料样品的宏观形貌,可以发现,上述工艺参数组合都可以实现较好的成型。除此之外,激光3D打印成型的样品宏观上没有发现明显的宏观裂纹缺陷。为进一步确认在

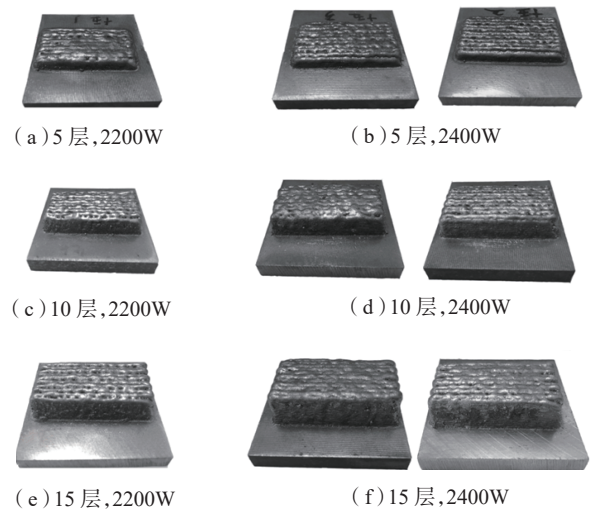


图4 不同工艺参数样品的宏观形貌

Fig.4 Macroscopic morphology of samples with different process parameters

表4 激光3D打印大尺寸非晶合金工艺参数组合

Table 4 Process parameters combinations for laser 3D printing of large-size metallic glasses

序号	激光功率 P/W	扫描速度 v/(mm·min ⁻¹)	搭接率 /%	送粉量/(15g·min ⁻¹)		Cu粉加入量 /%	光斑直径 d/mm	层数
				Cu粉	Fe粉			
a	2200	600	30	7.5	7.5	50	3	5
b	2400	600	30	6	9	40	3	5
c	2400	600	30	7.5	7.5	50	3	5
d	2200	600	30	7.5	7.5	50	3	10
e	2400	600	30	6	9	40	3	10
f	2400	600	30	7.5	7.5	50	3	10
g	2200	600	30	7.5	7.5	50	3	15
h	2400	600	30	6	9	40	3	15
i	2400	600	30	7.5	7.5	50	3	15

打印的块体非晶合金复合材料内部也没有微裂纹缺陷,需要观察打印材料内部的微观形貌。

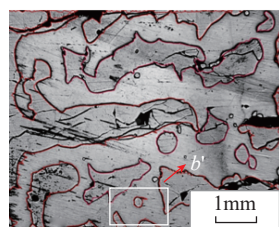
2.4 大尺寸Fe基非晶合金复合材料微观形貌

为确认在打印的块体非晶合金复合材料内部是否有裂纹缺陷,选取一组最优性能参数成型样品进行微观分析。图5(a)为在徕卡金相显微镜下观察的样品形貌,图5(b)~(d)均为SEM电镜下观察的样品形貌,可以看到,激光打印的块体非晶合金复合材料的截面微观形貌基本符合预先设定的理想状态下的两相网状分布。图5(b)为图5(a)中**b'**区域放大50倍后的SEM形貌图,图5(c)为图5(b)中**c'**区域放大1000倍的SEM形貌图,图5(d)为图5(b)中**d'**区域放大1000倍的SEM形貌图。图5(b)中的**c'**区域中的EDS面扫描可以得到表5中各元素的原子比,发现**c'**区域中主要为铁基非晶合金中元素的偏聚,而通过EDS面扫描发现**d'**区域主要为铜元素的偏聚。另外,图5(d)中未发现明显的晶体相组织,说明该区域为非晶态结构。这说明图5(a)中深色区域为Fe基非晶合金,浅色区域

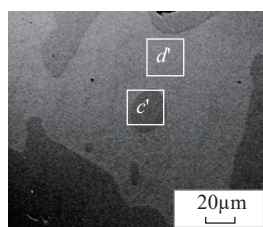
表5 非晶材料面扫描原子数比

Table 5 Atomic number ratio of amorphous materials %

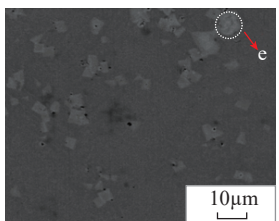
区域/元素	Fe	Cr	C	Mo	Cu
<i>c'</i>	37.28	20	28.52	10.26	3.94
<i>d'</i>	3.65	1.49	22.08	—	72.78
<i>e</i>	32.82	19.49	28.05	18.95	0.69



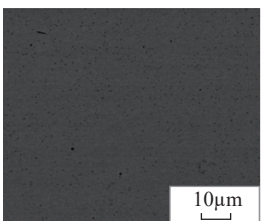
(a) 金相显微形貌



(b) 图5(a)中**b'**区域放大50倍后的SEM形貌图



(c) (b)中**c'**区域放大1000倍后的SEM形貌图



(d) 图5(b)中**d'**区域放大1000倍的SEM形貌图

图5 块体非晶合金复合材料微观组织图

Fig.5 Microstructures of bulk amorphous alloy composite material

为Cu区域。而在图5(c)中发现白色组织,EDS面扫描表明该区域的成分接近Fe基非晶合金,但是Mo元素的含量偏高。除此之外,发现裂纹孔洞等微观缺陷仍然在打印的Fe基非晶合金复合材料的局域区域出现,而且主要在铁基非晶区域,如图5(a)所示。但是由于Cu将非晶合金包裹在中间,导致这些局域的微裂纹没有发生扩展,所以没有贯穿整个材料,使得打印的Fe基非晶合金复合材料成型性良好。

为了测试添加Cu之后的样品是否存在非晶相,对样品进行了XRD测试,但在测试XRD时,无法观测到明显的非晶漫散射峰,这是因为Cu的添加含量较高,导致Cu的晶化峰较强掩盖住了非晶漫散射峰,所以无法衡量非晶相是否存在。为此,利用DSC测试添加Cu之后的样品。图6为在不同工艺参数和不同Cu添加量下激光3D打印出的Fe-Cr-C-B-Mo大块非晶合金的差热分析曲线,升温速率为10K/min。按照固相凝固晶化理论,非晶结构是一种亚稳态,在连续受热后有向稳态转变的趋势。从图6中可以看出,温度在600°C左右时不同的工艺参数下均出现了非晶态向晶态转变的放热峰,可以说明合金内均存在着一定含量的非晶相。

2.5 大尺寸Fe基非晶合金复合材料力学性能

为了评价激光打印Fe-Cr-C-B-Mo大块非晶合金的力学性能,对不同激光工艺参数下打印的大块非晶合金进行压缩性能分析,如图7所示,可以看到当铜含量一定时,大块非晶合金在激光功率 $P=2400\text{W}$ 时表现出了较好的塑性及较高的强度。这是因为,单位时间内块体内部热输入较高,使复合的第二相铜粉和铁粉达到较好的融合,两相成网状均匀分布,提高了大块非晶合金的强度。而当激光功率一定时,可以发现铜的加入量为50%时,大块非晶合金表现出的强度及塑性要好于铜含

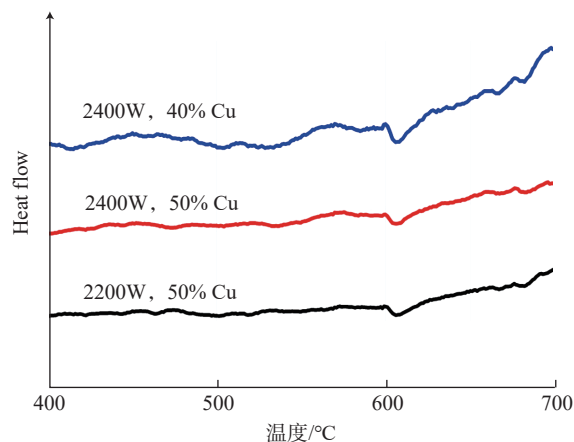


图6 不同工艺参数下大块非晶合金的DSC曲线

Fig.6 DSC curves of bulk amorphous alloys under different process parameters

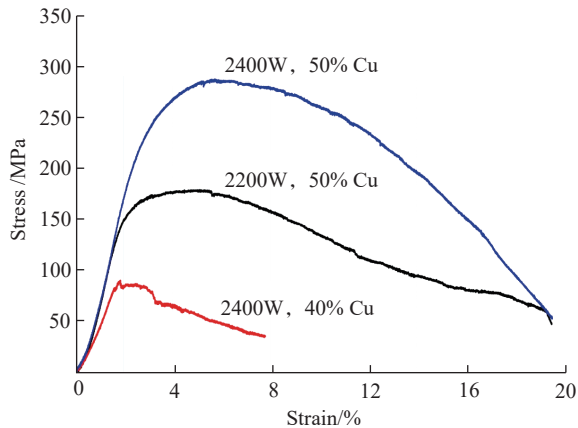


图7 不同工艺参数下大块非晶合金的压缩曲线

Fig.7 Compression curves of bulk amorphous alloys under different process parameters

量为40%时,因为铜的加入量越大,铜对铁基的包裹性越好。由于非晶合金自身脆性的特点,在铁基相内存在着孔洞裂纹等微观缺陷,因此高的铜含量可以吸收块体非晶合金打印过程中释放的热应力而减少铁基合金内部的裂纹。通过整体观察发现激光功率 $P=2400W$,铜粉加入量为50%时的工艺参数下打印出的块体非晶合金的力学性能相对最优。从图7的分析中可以看到,尽管激光3D打印成型的Fe基非晶合金复合材料有一定的力学性能,但是强度较低,这是添加较多的Cu所致。但是,如果不添加Cu来复合Fe基非晶合金,激光3D打印的Fe基非晶合金会有十分严重的裂纹,完全没有力学性能,目前该方面的研究还在继续。

3 结论

(1)通过单道多层打印试验,初步筛选出激光3D打印Fe基非晶合金复合材料较好成型工艺参数和Cu的添加量范围为:激光功率 P 为2200W(50%Cu)和2400W(40%Cu,50%Cu),扫描速率 v 为600mm/min,搭接率为30%,总送粉量为15g/min,停留时间为10s,光斑直径 d 为3mm。

(2)通过第二相Cu的复合成功打印出大尺寸的Fe基非晶合金复合材料,其宏观上没有裂纹发生,并且成型性良好。

(3)在微观上Fe基非晶合金的局域区域发现微小裂纹,由于Cu将Fe基非晶合金包裹在中间,这些局域的微裂纹没有发生扩展,也没有贯穿整个材料,打印的Fe基非晶合金复合材料成型性没有受到较大的影响。

参考文献

- [1] TELFORD M. The case for bulk metallic glass[J]. Materials Today, 2004, 7(3): 36–43.
- [2] SCHROERS J. Processing of bulk metallic glass[J]. Advanced Materials, 2010, 22(14): 1566–1597.
- [3] 吕云卓,覃作祥,陆兴.高通量开发非晶合金的研究进展[J].材料导报,2018,31(17):112–115.
LÜ Yunzhuo, QIN Zuoxiang, LU Xing. Current research status of high-throughput development of amorphous alloys[J]. Materials Reports, 2018, 31(17): 112–115.
- [4] INOUE A, WANG X M. Bulk amorphous FC20 (Fe–C–Si) alloys with small amounts of B and their crystallized structure and mechanical properties[J]. Acta Materialia, 2000, 48(6): 1383–1395.
- [5] JOHNSON W L. Bulk glass-forming metallic alloys: Science and technology[J]. MRS Bulletin, 1999, 24(10): 42–56.
- [6] WANG W H, DONG C, SHEK C H. Bulk metallic glasses[J]. Materials Science and Engineering: R: Reports, 2004, 44(2–3): 45–89.
- [7] LU Z P, LIU C T, THOMPSON J R, et al. Structural amorphous steels[J]. Physical Review Letters, 2004, 92(24): 245503.
- [8] CHEN Q, ZHANG D, SHEN J, et al. Effect of yttrium on the glass-forming ability of Fe–Cr–Mo–C–B bulk amorphous alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 427(1–2): 190–193.
- [9] GUO F, WANG H J, Poon S J, et al. Ductile titanium-based glassy alloy ingots[J]. Applied Physics Letters, 2005, 86(9): 091907.
- [10] ZHANG Y, CHEN J, CHEN G L, et al. Glass formation mechanism of minor yttrium addition in CuZrAl alloys[J]. Applied Physics Letters, 2006, 89(13): 131904.
- [11] PEKER A, JOHNSON W L. A highly processable metallic glass: Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10.0}Be_{22.5}[J]. Applied Physics Letters, 1993, 63(17): 2342–2344.
- [12] LIANG W Z, SHEN J, SUN J F. Effect of Si addition on the glass-forming ability of a NiTiZrAlCu alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2006, 420(1–2): 94–97.
- [13] ZHANG B, ZHAO D Q, PAN M X, et al. Formation of cerium-based bulk metallic glasses[J]. Acta Materialia, 2006, 54(11): 3025–3032.
- [14] JIANG Q K, ZHANG G Q, CHEN L Y, et al. Centimeter-sized (La_{0.5}Ce_{0.5})-based bulk metallic glasses[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2006, 424(1–2): 179–182.
- [15] QIU K Q, ZHANG H F, WANG A M, et al. Glass-forming

ability and thermal stability of Nd70-xFe20Al10Yx alloys[J]. Acta Materialia, 2002, 50(14): 3567–3578.

[16] MA H, XU J, MA E. Mg-based bulk metallic glass composites with plasticity and high strength[J]. Applied Physics Letters, 2003, 83(14): 2793–2795.

[17] SHEN J, CHEN Q, SUN J, et al. Exceptionally high glass-forming ability of an FeCoCrMoCBY alloy[J]. Applied Physics Letters, 2005, 86(15): 151907.

[18] WANG L, FELICELLI S, GOOROOCHURN Y, et al. Optimization of the LENS process for steady molten pool size[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 474(1–2): 148–156.

[19] CHANDE T, MAZUMDER J. Estimating effects of processing conditions and variable properties upon pool shape, cooling rates, and absorption coefficient in laser welding[J]. Journal of Applied Physics, 1984, 56(7): 1981–1986.

[20] LI X P, KANG C W, HUANG H, et al. Selective laser melting of an Al86Ni6Y4.5Co2La1.5 metallic glass: Processing, microstructure evolution and mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 606: 370–379.

[21] SUN H, FLORES K M. Spherulitic crystallization mechanism of a Zr-based bulk metallic glass during laser processing[J]. Intermetallics, 2013, 43: 53–59.

[22] YE X, BAE H, SHIN Y C, et al. In situ synthesis and characterization of Zr-based amorphous composite by laser direct deposition[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2015, 46(9): 4316–4325.

[23] PAULY S, LÖBER L, PETERS R, et al. Processing metallic glasses by selective laser melting[J]. Materials Today, 2013, 16(1–2): 37–41.

[24] LU Y, HUANG Y, WU J. Laser additive manufacturing of structural-graded bulk metallic glass[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 766: 506–510.

[25] OUYANG D, LI N, LIU L. Structural heterogeneity in 3D printed Zr-based bulk metallic glass by selective laser melting[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 740: 603–609.

[26] 张媛媛, 林鑫, 魏雷, 等. 激光立体成形退火态 Zr55Cu30Al10Ni5 粉末的晶化行为 [J]. 金属学报, 2017, 53(7): 824–832.

ZHANG Yuanyuan, LIN Xin, WEI Lei, et al. Crystallization behavior of laser solid forming of annealed Zr55Cu30Al10Ni5 powder[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2017, (7): 824–832.

通讯作者: 吕云卓, 副教授, 研究方向为激光 3D 打印非晶态合金, E-mail: luyz@djtu.edu.cn.

(责编 思齐)

(上接第72页)

[5] ZHU L L, LI Z X, FANG F Z, et al. Review on fast tool servo machining of optical freeform surfaces[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2018, 95: 2071–2092.

[6] TO S, ZHU Z W, WANG H T. Virtual spindle based tool servo diamond turning of discontinuously structured microoptics arrays[J]. CIRP Annals—Manufacturing Technology, 2016, 65(1): 475–478.

[7] WANG G L, LI W X. Manufacturing of lens arrays using fast tool servo system based on error correcting algorithm[J]. Optik, 2019, 178: 698–703.

[8] ZHANG J G, CUI T, GE C, et al. Review of micro/nano machining by utilizing elliptical vibration[J]. International Journal of Machine Tool & Manufacture, 2016, 106: 109–126.

[9] ZHANG J G, SUZUKI N, WANG Y L, et al. Ultra-precision nano-structure fabrication by amplitude control sculpturing method in elliptical vibration cutting[J]. Precision Engineering, 2015, 39: 86–99.

[10] ZHANG C, SHI G L, EHMANN K F. Investigation of hybrid micro-texture fabrication in elliptical vibration assisted cutting[J]. International Journal of Machine Tool & Manufacture, 2017, 120: 72–84.

[11] ZHANG C, GUO P, EHMANN K F, et al. Effects of ultrasonic vibrations in micro-groove turning[J]. Ultrasonics, 2016, 67: 30–40.

[12] YU D P, GAN S W, WONG Y S, et al. An optimization approach for tool path generation of micro-structured surfaces in FTS-based diamond turning[C]//Asian Symposium for Precision Engineering and Nanotechnology, 2009.

[13] YU D P, GAN S W, WONG Y S, et al. Optimized tool path generation for fast tool servo diamond turning of micro-structured surfaces[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2012, 63: 1137–1152.

[14] 李海民. 基于压电陶瓷的快刀伺服车削加工研究 [D]. 广州: 广东工业大学, 2016.

LI Haimin. Research on turning of fast tool servo based on piezoelectric ceramic[D]. Guangzhou: Guangdong University of Technology, 2016.

[15] 王晓慧, 孙涛. UMAC 时基控制原理及其在非轴对称微结构表面切削中的应用 [J]. 机床与液压, 2012, 40(1): 23–25.

WANG Xiaohui, SUN Tao. The principle of UMAC time-base control and its application in diamond turning of non-symmetric micro-structured surfaces[J]. Machine Tool & Hydraulics, 2012, 40(1): 23–25.

[16] 王晓慧. 基于 FTS 的微结构表面超精密车削控制系统及实验研究 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2011.

WANG Xiaohui. Research on the control system and experimental study of ultra-precision diamond turning of microstructured surface based on FTS[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2011.

[17] 刘强. 利用快速刀具伺服车削光学自由曲面的研究 [D]. 长春: 吉林大学, 2012.

LIU Qiang. Study on freeform optical surfaces diamond turning assisted by fast tool servo[D]. Changchun: Jilin University, 2012.

[18] LU X D, TRUMPER D L. Spindle rotary position estimation for fast tool servo trajectory generation[J]. International Journal of Machine Tool & Manufacture, 2007, 47: 1362–1367.

通讯作者: 张臣, 教授, 博士生导师, 研究方向为数字化设计与制造、超声振动辅助智能加工技术等, E-mail: meechang@nuaa.edu.cn.

(责编 思齐)