

# 激光金属直接成形 Ti6Al4V-CoCrMo 梯度材料开裂研究

解 航 张安峰 李涤尘 贺 斌 杨洪涛

(西安交通大学机械制造系统工程国家重点实验室, 陕西 西安 710049)

**摘要** 激光金属直接成形制备了 CoCrMo 体积分数分别为 10%、20%、30% 变化的 Ti6Al4V-CoCrMo 梯度材料实体件, CoCrMo 体积分数为 10% 的组分未开裂, 而 20%、30% 的组分开裂严重。从断口形貌、组织和残余应力三方面对开裂现象进行了深入研究。结果表明: CoCrMo 体积分数为 20%、30% 组分的开裂是冷裂, 断口呈现准解理特征, 裂纹穿晶扩展。开裂的原因主要是 Ti6Al4V 与 CoCrMo 形成了有限固溶体, 脆性倾向增加; 随着 CoCrMo 含量的增加, 梯度材料的组织结构发生了显著变化, 析出的 CoCrMo 呈网状包络 Ti6Al4V-CoCrMo 固溶体, 不仅容易出现应力集中, 形成裂纹源, 而且两者间热物性参数不匹配, 增大了内应力。

**关键词** 激光技术; 梯度材料; Ti6Al4V-CoCrMo; 激光金属直接成形; 开裂

**中图分类号** TG665 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL201340.1103003

## Research on the Cracking of Ti6Al4V-CoCrMo Gradient Material Fabricated by Laser Metal Direct Forming

Xie Hang Zhang Anfeng Li Dichen He Bin Yang Hongtao

(State Key Laboratory for Manufacturing Systems Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an, Shaanxi 710049, China)

**Abstract** Ti6Al4V-CoCrMo gradient multi-pass wall is fabricated by laser metal direct forming, with the CoCrMo volume fraction of 10%, 20%, 30%, respectively. The part of 10% CoCrMo volume fraction is crackles, while 20%, 30% parts crack seriously. Advanced investigations are made on the cracking of 20%, 30% CoCrMo volume fraction parts from three aspects: fracture morphology, microstructure and residual stress. The results show that the cracking of gradient material is a kind of cold cracking. The fracture displays the features of quasi-cleavage and transgranular. Reasons of the cracking mainly include of Ti6Al4V and CoCrMo form limited solid solution, increasing the brittle of the material. With the content of CoCrMo increasing, the microstructure of the Ti6Al4V-CoCrMo gradient material changes. Around the Ti6Al4V-CoCrMo limited solid solution network CoCrMo precipitated, not only the possibility of stress concentration improves, leading to crack source appearing in some cases, but also the stress due to the differences of thermal physical parameters of two materials increases.

**Key words** laser technique; gradient material; Ti6Al4V-CoCrMo; laser metal direct forming; cracking

**OCIS codes** 140.3590; 140.3390; 160.3380

## 1 引言

制约人工关节寿命的关键问题是关节面的磨损, 金属-金属人工关节由于具有韧性好、耐磨等优点, 因而成为人工关节的主要研究方向之一。

Ti6Al4V 合金和 CoCrMo 合金是应用最广泛的金属生物材料。Ti6Al4V 因其密度小、弹性模量低、比强度高且具有极佳的耐腐蚀性, 是作为人工关节最理想的金属材料<sup>[1]</sup>。但是 Ti6Al4V 人工关节耐

收稿日期: 2013-04-02; 收到修改稿日期: 2013-05-30

基金项目: 国家自然科学基金(51275392)

作者简介: 解 航(1989—), 男, 硕士研究生, 主要从事激光金属直接成形方面的研究。E-mail: xiehang1989@126.com

导师简介: 张安峰(1956—), 男, 副教授, 主要从事高能束束控形控性增材制造技术方面的研究。

E-mail: zhangaf@mail.xjtu.edu.cn(通信联系人)

磨性较差,在其长期服役过程中造成的磨损较为严重,由此会带来骨质溶解和植入体松动的严重后果<sup>[2]</sup>。因此,需要在 Ti6Al4V 基材上熔覆一层耐磨金属材料以提高人工关节的寿命。CoCrMo 合金的耐磨性、耐腐蚀性好,将其作为熔覆层材料不失为最好的选择<sup>[3-4]</sup>,但是直接将 CoCrMo 熔覆到 Ti6Al4V 的基体上会出现熔覆层剥离的现象<sup>[5]</sup>。

梯度材料为解决上述难题提出了新的思路。最近几十年迅速发展起来的激光金属直接成形<sup>[6]</sup>,成形过程采用同步送粉方式,通过控制金属粉末的组成就可以成形出组分任意变化的零件,是梯度材料理想的制造方式。

美国华盛顿州立大学用激光熔覆的办法在 Ti6Al4V 基板上制备了不同含量的 CoCrMo 梯度涂层,Krishna 等<sup>[2]</sup>研究了 CoCrMo 的含量与生物相容性、硬度的关系。Dittrick 等<sup>[4]</sup>研究了不同组分的 Ti6Al4V-CoCrMo 梯度材料的耐磨性。在上述文献中均提到了 Ti6Al4V-CoCrMo 梯度材料的开裂现象,但深入的研究鲜见报道。本文利用自主研发的激光直接成形实验平台,成形组分为按 CoCrMo 体积分数 10%、20%、30% 变化的 Ti6Al4V-CoCrMo 梯度材料,并对其开裂的机理及组织特征进行了深入的分析。

表 1 Ti6Al4V 粉末的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Main elements of Ti6Al4V powder (mass fraction, %)

Al	V	O	Fe	C	N	H	Ti
6.00	4.00	0.08	0.04	0.02	0.01	0.002	residual

表 2 CoCrMo 粉末的化学成分(质量分数,%)

Table 2 Main elements of CoCrMo powder (mass fraction, %)

Cr	Mo	Si	Fe	C	N	Ni	Mn	Ti	Co
28.09	5.79	0.59	0.33	0.29	<0.20	<0.10	<0.10	<0.10	residual

## 2.3 成形实验

### 2.3.1 CoCrMo 体积分数为 10%、20%、30% 变化的梯度材料实体件工艺实验

预先将体积比 1:9、2:8、3:7 的 CoCrMo 与 Ti6Al4V 粉末分别均匀混合。首先成形 CoCrMo 体积分数为 10% 的组分,激光功率为 300 W,送粉量为 9.3 mm<sup>3</sup>/s,扫描速度为 10 mm/s,扫描方式为单向扫描,每层 5 道,搭接率为 50%,每做完一层提升高度 0.1 mm,成形 30 层。然后将激光功率降低至 285 W,其他工艺参数不变,成形 30 层 CoCrMo 体积分数为 20% 的组分。最后成形 30 层 CoCrMo 体积分数为 30% 的组分,激光功率为 270 W,其他工艺参数不变。最终得到 20 mm×3 mm×9 mm

## 2 实验与结果

### 2.1 实验方案

在自制的 LMDF-1000A 型实验平台上,CoCrMo 体积分数按 10%、20%、30% 变化的 Ti6Al4V-CoCrMo 梯度材料成形实体件,对裂纹的扩展以及裂纹断面进行分析,并分析 CoCrMo 含量的增加对梯度材料组织的影响。对成形 CoCrMo 体积分数为 10% 的薄壁件以及 100% Ti6Al4V,测量薄壁件残余应力,分析激光金属直接成形(LMDF)梯度材料残余应力的变化规律。

### 2.2 实验设备和材料

实验在 LMDF 实验平台上进行。成形系统包括 1000 W Nd:YAG 激光器、数控机床、送粉器、气氛保护箱、同轴送粉喷嘴和冷却系统。实验用 Ti6Al4V 球形粉末的粒度为 100~150 μm,主要成分如表 1 所示,CoCrMo 球形粉末的粒度为 100~150 μm,主要成分如表 2 所示。成形在 Ar 气保护下进行,氧含量小于等于 5×10<sup>-5</sup>。实验选用 Ti6Al4V 基板,实验前打磨基板除去表面的氧化层,并用丙酮除去油污,酒精擦拭干净,金属粉末预先在 120 ℃真空中干燥 12 h。

的梯度材料实体件,如图 1(a)所示。

### 2.3.2 CoCrMo 体积分数为 10% 和 100% Ti6Al4V 单道薄壁件工艺实验

预先将体积比 1:9 的 CoCrMo 与 Ti6Al4V 粉末均匀混合,激光功率为 300 W,送粉量为 9.3 mm<sup>3</sup>/s,扫描速度为 10 mm/s,扫描方式为单向扫描,每层提升高度 0.1 mm,成形 50 层。最终得到 20 mm×0.6 mm×5 mm 的 CoCrMo 体积分数为 10% 的薄壁件,如图 1(c)所示。将粉末换成 Ti6Al4V,成形 50 层,不改变其他成形参数,成形 Ti6Al4V 薄壁件的最终尺寸为 20 mm×0.6 mm×5 mm,如图 1(e)所示。

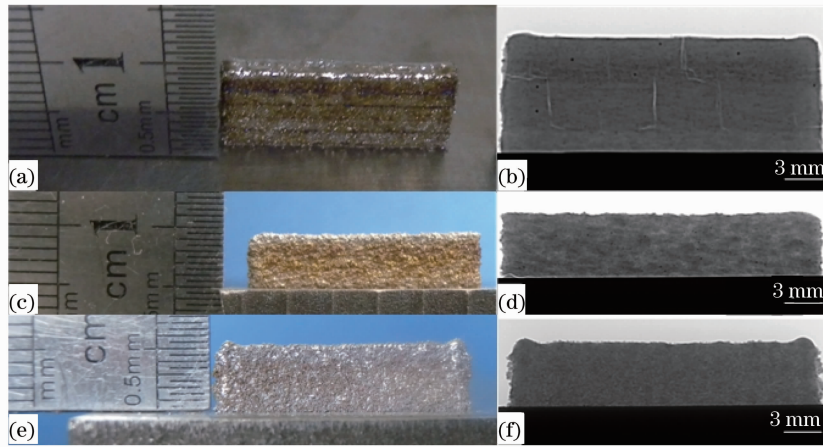


图 1 (a) Ti6Al4V-CoCrMo 梯度材料实体件; (b) Ti6Al4V-CoCrMo 梯度材料实体件 CT 图; (c) CoCrMo 体积分数为 10% 的薄壁件; (d) CoCrMo 体积分数为 10% 的薄壁件 CT 图; (e) Ti6Al4V 薄壁件; (f) Ti6Al4V 薄壁件 CT 图  
Fig. 1 (a) Ti6Al4V-CoCrMo gradient multi-pass wall; (b) CT image of Ti6Al4V-CoCrMo gradient multi-pass wall; (c) CoCrMo with 10% volume fraction single pass wall; (d) CT image of CoCrMo with 10% volume fraction single pass wall; (e) Ti6Al4V single pass wall; (f) CT image of Ti6Al4V single pass wall

用 Y. Cheetah 型号的微米 X 射线三维成像系统检测梯度材料成形件以及薄壁件开裂情况。分别将梯度材料实体件沿横截面和纵截面进行线切割得到试样,然后采用标准金相方法制备金相试样,选用 Kroll's 试剂 (5 mL HF + 10 mL HNO<sub>3</sub> + 85 mL H<sub>2</sub>O) 金相腐蚀。使用共聚焦显微镜 (OLS4000) 观察宏观裂纹扩展,利用扫描电子显微镜 (SEM)、发射扫描电镜 (BSE) (SU-8010) 分析微观裂纹扩展以及组织结构。

分别把体积分数为 10% 的 CoCrMo 和 Ti6Al4V 单道薄壁件连同基板切割下来,打磨、电化学腐蚀之后,在薄壁件中间沿高度方向从基板向上间隔 1 mm 取 4 个测量点,使用 X 射线应力测定仪 (X-350A) 对残余应力  $\sigma_x$  进行测量。测试开始前,要通过测试标准铝块的残余应力 (残余应力为 0) 进行校准,调节参数,使得三次测量均在  $\pm 14$  MPa 之内,才能开始测量,以保证测量结果的准确性。

### 3 实验结果

#### 3.1 裂纹统计

图 1(b) 为 CoCrMo 体积分数为 10%、20%、30% 变化的梯度材料实体件在微米 X 射线三维成像系统下拍摄的计算机断层扫描 (CT) 图,可以看到 CoCrMo 体积分数为 20% 和 30% 部分开裂比较严重,不同组分中单位长度上的裂纹条数,如图 2 所示。CoCrMo 体积分数为 10% 的组分内完全没有裂纹,20% 的组分内有 4 条裂纹,30% 的组分内观察到 6 条裂纹。图 1(d) 为 CoCrMo 体积分数为 10%

的薄壁件 CT 图,由于第一层与基板没有充分的熔合,造成左下角有轻微的开裂。图 1(f) 是 Ti6Al4V 薄壁件的 CT 图,没有观察到任何裂纹。

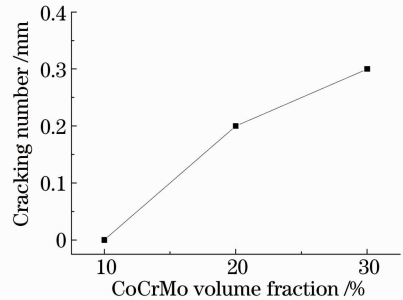


图 2 Ti6Al4V-CoCrMo 梯度材料实体件单位长度裂纹条数折线图

Fig. 2 Cracking number per unit length line graph of Ti6Al4V-CoCrMo gradient multi-pass wall

#### 3.2 裂纹断面形貌及裂纹扩展

在 SEM 下观察梯度材料裂纹断面形貌,如图 3 所示,可以观察到明显的准解理断裂特征<sup>[11-12]</sup>,裂纹断面分布有细密的撕裂棱,裂纹边缘尖锐,断面有二次裂纹,证明梯度材料的开裂是凝固之后的开裂,属于冷裂纹。将梯度材料横截面试样在共聚焦显微镜下观察裂纹的宏观扩展,如图 4(a)、(b) 所示,裂纹的分布没有明显的规律性,横向裂纹只在 CoCrMo 体积分数为 20%、30% 组分开始的几层内出现,纵向裂纹随着成形的进行有的会逐渐弥合,有的一直扩展到顶端。微观裂纹扩展 SEM 图、BSE 图,如图 4(c)、(d) 所示,发现裂纹并没有沿着晶界扩展,而是穿过了晶粒,属于穿晶裂纹。

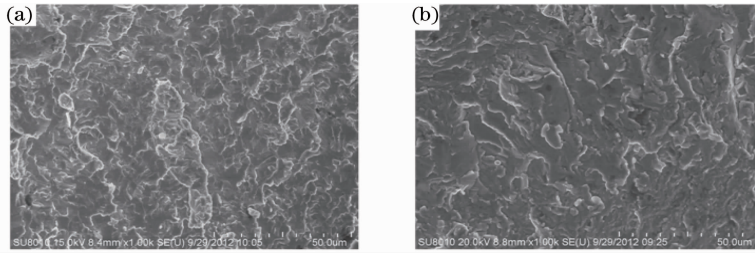


图 3 裂纹断面 SEM 图。(a) 纵向裂纹断面；(b) 横向裂纹断面

Fig. 3 SEM images of cracking section. (a) Vertical cracking section; (b) transverse cracking section

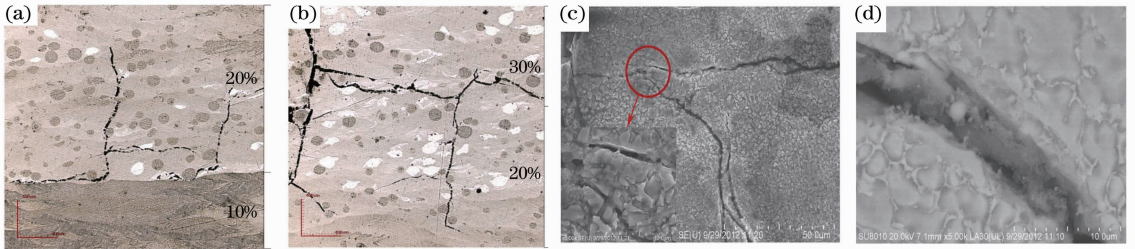


图 4 (a) CoCrMo 体积分数为 10%、20% 组分裂纹扩展共聚焦显微镜图；(b) CoCrMo 体积分数为 20%、30% 组分裂纹扩展共聚焦显微镜图；(c) 裂纹扩展微观 SEM 图；(d) 裂纹扩展 BSE 图

Fig. 4 (a) Confocal microscope image of CoCrMo with 10%, 20% volume fraction cracking growth; (b) confocal microscope image of CoCrMo with 20%, 30% volume fraction cracking growth; (c) SEM image of cracking growth; (d) BSE image of cracking growth

### 3.3 不同 CoCrMo 含量的组织

图 5 是梯度材料实体件横断面 SEM 图,从图中可以看到成形件内部有未熔化的颗粒,这些未熔颗粒大部分处在实体件的两侧和不同组分间的过渡

部分;CoCrMo 体积分数为 10% 的组织与体积分数为 20% 及 30% 的组织存在明显的差异,随着 CoCrMo 含量的增加,组织发生了明显的转变;不同组分间过渡时有明显的裂纹。

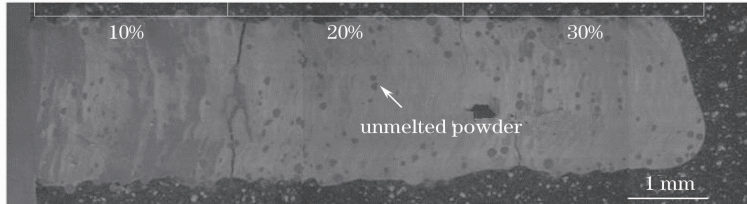


图 5 梯度材料组分变化 SEM 图

Fig. 5 SEM image of gradient material composition variation

### 3.4 CoCrMo 体积分数为 10% 的薄壁件残余应力变化规律

图 6 是 CoCrMo 体积分数为 10% 的薄壁件和

Ti6Al4V 薄壁件沿水平方向  $h$  的残余应力变化曲线,从曲线可以看到,CoCrMo 体积分数为 10% 的薄壁件的残余应力  $\sigma_x$  最大可达到 420 MPa,发生在

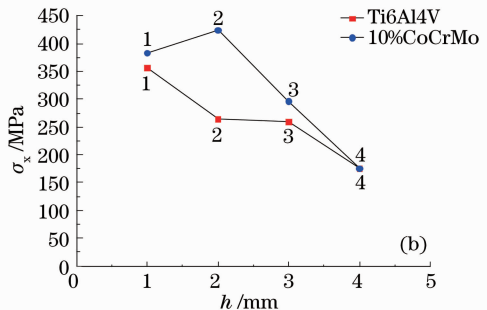
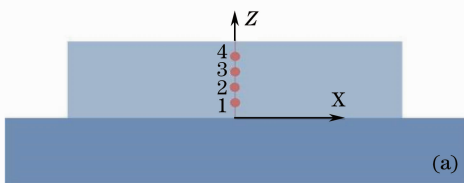


图 6 CoCrMo 体积分数为 10% 的薄壁件和 Ti6Al4V 薄壁件沿水平方向残余应力变化曲线

Fig. 6 Horizontal residual stress variation line graph of CoCrMo with 10% volume fraction and Ti6Al4V single pass wall

距基板高度 1.5 mm 左右处;Ti6Al4V 薄壁件残余应力最大值为 350 MPa 左右,发生在距基板高度 0.5 mm 左右处。体积分数为 10% CoCrMo 与 Ti6Al4V 薄壁的残余应力在同一高度差值最大为 150 MPa。随着成形高度的增加,两者的残余应力总体都逐渐降低,同一高度的应力差逐渐减小。

## 4 分析与讨论

引起 Ti6Al4V-CoCrMo 梯度材料开裂的根本原因是组织结构和内应力。组织结构影响材料的强度、韧性,是开裂的内因,内应力作用在材料上起到破坏作用,是开裂的外因。因此从组织和内应力两方面对 Ti6Al4V-CoCrMo 梯度材料开裂的机理进行深入的分析。

### 4.1 CoCrMo 含量增加对 Ti6Al4V-CoCrMo 梯度材料组织的影响

熔融的 CoCrMo 和 Ti6Al4V 由于熔池内部强烈的搅拌作用,使得其在熔池内均匀混合,不会因为密度的不同而出现分层或团聚现象<sup>[16]</sup>。但是由于 LMDF 成形过程中,熔覆不同的位置时熔池的散热条件存在差异,造成熔池温度和温度梯度的波动,反应在组织上就出现了组织不均现象。材料内部出现

未熔化的 Ti6Al4V 颗粒主要是因为 Ti6Al4V 的熔点高,一些大颗粒的粉末未被完全熔化。

CoCrMo 体积分数为 10% 的组织,CoCrMo 以弥散相的形式完全固溶到 Ti6Al4V 基体中,形成了均匀的有限固溶体,如图 7(a)所示。图中白色的是 CoCrMo,灰色的是 Ti6Al4V,并没有生成新的金属间化合物<sup>[1]</sup>,这是因为 LMDF 是一个快速凝固的过程,冷却速度可达到  $10^5$  K/s<sup>[7]</sup>,较高的凝固速度使得 CoCrMo 相在 Ti6Al4V-CoCrMo 固溶体中的饱和度扩大,没有析出新相,在梯度材料中 Ti6Al4V 和 CoCrMo 是单独存在的。随着 CoCrMo 含量的增加,作为基体的 Ti6Al4V 所能固溶的 CoCrMo 的最大量是有限的,当 CoCrMo 含量超过最大固溶度之后,就会在晶界大量地析出形成第二相,如图 7(b)、(c)所示。CoCrMo 体积分数为 20%、30% 的组织在 Ti6Al4V 基体的晶界汇聚处析出连续的网状 CoCrMo,将 Ti6Al4V-CoCrMo 固溶体分割包络,如图 7(d)所示,形成与 CoCrMo 体积分数为 10% 的组分截然不同的组织形态。这种网状包络的组织破坏了 Ti6Al4V-CoCrMo 固溶体的连续性,在应力的作用下更容易开裂。

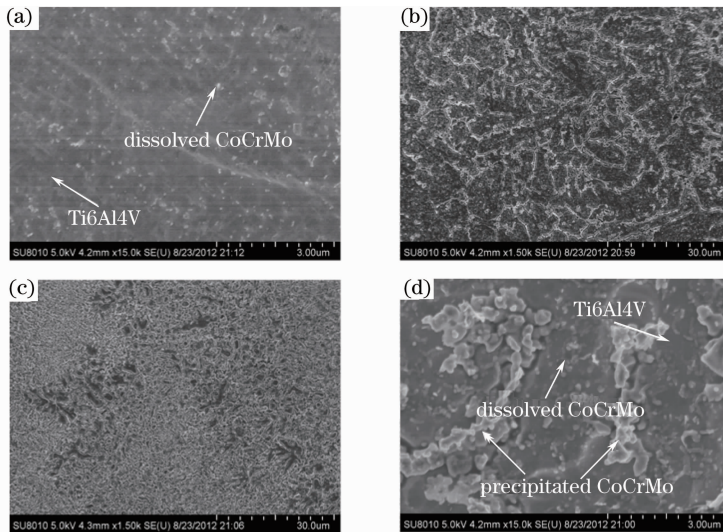


图 7 梯度材料不同组分的组织 SEM 图。(a) CoCrMo 体积分数为 10% 的组织; (b) CoCrMo 体积分数为 20% 的组织; (c) CoCrMo 体积分数为 30% 的组织; (d) CoCrMo 体积分数为 20%、30% 的局部放大组织

Fig.7 SEM images of various composition in gradient material. (a) Microstructure of CoCrMo with 10% volume fraction; (b) microstructure of CoCrMo with 20% volume fraction; (c) microstructure of CoCrMo with 30% volume fraction; (d) local enlargement microstructure of CoCrMo with 20%, 30% volume fractions

### 4.2 CoCrMo 含量增加对 Ti6Al4V-CoCrMo 梯度材料应力的影响

在激光金属直接成形 Ti6Al4V-CoCrMo 梯度材料的过程中,由于两种材料热物性的差异,以及形

成了网状包络的组织结构,使得其内应力要大于单一材料的成形。激光金属直接成形梯度材料的成形过程中内应力主要来自三方面。

1) LMDF 快速熔化和凝固带来的热应力<sup>[13]</sup>。

LMDf 以高能束激光作为移动热源,熔覆层局部熔化形成熔池后迅速凝固,熔池及其热影响区受热膨胀,其余部分温度变化幅度不大,因此热膨胀区的金属受到周围金属的束缚,不能自由膨胀而产生压应力,超过其屈服极限后发生部分塑性变形。当熔池及其热影响区冷却收缩时,由于成形件的整体性,周围温度低的部分会限制其收缩变形,产生拉应力。

表 3 Ti6Al4V、CoCrMo 热物性参数

Table 3 Ti6Al4V, CoCrMo thermalphysical parameters

Material	Density / (g/cm <sup>3</sup> )	Elastic modulus /GPa	Melting point /℃	Coefficient of heat transfer / [W/(m·℃)]	Specific heat capacity / [J/(kg·℃)]	Coefficient of thermal expansion / (10 <sup>-6</sup> /℃)
Ti6Al4V	4.5	100	1604~1660	5.44	678	7.89
CoCrMo	8.5	210	1260~1265	12.66	473	13.18

3) 由于 CoCrMo 含量的增加引起组织结构的转变而带来的应力。随着 CoCrMo 含量的增加,CoCrMo 体积分数为 20%、30%的组织析出了连续的网状 CoCrMo。在熔池凝固的过程中,由于 Ti6Al4V 的熔点比 CoCrMo 的熔点高 300℃,Ti6Al4V 的饱和固溶体凝固,析出的 CoCrMo 以液态存在于 Ti6Al4V 的晶界,当温度降低到 CoCrMo 的熔点时,凝固收缩,此时由于 Ti6Al4V 固溶体已经凝固,使得晶界处两者存在很大的内应力。在熔池进一步冷却至室温时,网状的 CoCrMo 收缩系数和固溶体的收缩系数不匹配,CoCrMo 的收缩量比固溶体大,进一步增大了两相之间的内应力。

CoCrMo 体积分数为 10% 的组分由于形成了 Ti6Al4V-CoCrMo 有限固溶体,强度提高,所以 Ti6Al4V 薄壁的内应力在较低的水平达到材料的屈服极限,发生塑性变形从而松弛内应力;而 10% 体积分数 CoCrMo 的应力在初始几层还未达到其屈服极限,应力在初始阶段是增大的,直到达到其屈服极限之后应力才会由于塑性变形而降低。10% 体积分数 CoCrMo 与其基体的 Ti6Al4V 是互相连通的,CoCrMo 在其中相当于杂质,体现的还是 Ti6Al4V 的材料性质,所以在 40 层之后两者的应力降低到相同的水平。

### 4.3 CoCrMo 体积分数为 20%、30%组分开裂过程分析

熔池凝固时,Ti6Al4V 熔点高,先凝固,超过最大固溶度的 CoCrMo 在晶界析出并且处于液态。由于析出的液态 CoCrMo 量大,并且呈网状互相连通,并未被先凝固的 Ti6Al4V-CoCrMo 固溶体禁锢在狭小的空间,Ti6Al4V-CoCrMo 固溶体凝固收缩

2) 梯度材料两种材料膨胀系数的不同带来的应力。在 Ti6Al4V-CoCrMo 有限固溶体中,CoCrMo 以弥散相形式存在于 Ti6Al4V 基体中,当熔池凝固收缩时,由于两者膨胀系数不同,如表 3 所示,Ti6Al4V 收缩量小,CoCrMo 收缩量大,弥散相 CoCrMo 的收缩受到限制,进一步增大了拉应力。

带来的微小缝隙会被液态 CoCrMo 填充而不会被拉开<sup>[8-10,14]</sup>。温度继续降低,当 CoCrMo 凝固时,由于其具有比较高的塑性,应力过大时会发生塑性变形以松弛应力而不会开裂,因此,梯度材料并未发生热裂。另一方面,CoCrMo 与 Ti6Al4V 在晶界的结合力要强于 Ti6Al4V-CoCrMo 固溶体的强度,所以开裂时没有沿晶开裂而是穿晶开裂<sup>[15]</sup>。

当熔池完全凝固以后,由于形成了网状包络的组织结构,破坏了基体的连续性,晶界网状分布的 CoCrMo 与 Ti6Al4V-CoCrMo 的固溶体收缩系数不匹配,两者之间互相牵扯、倾轧,在某些位置应力集中甚至产生微裂纹,构成裂纹源。而且梯度材料成形过程中内应力比单一材料的成形大,当应力增大到超过固溶体的断裂强度时,固溶体沿固溶体的解理面呈开裂状,而晶界的 CoCrMo 塑性好,被韧性撕裂而呈现出细密的撕裂棱,故而总体断口呈现准解理开裂特征<sup>[12]</sup>。随着成形高度的增加,温度场逐渐稳定,温度梯度会有一定程度的降低,内应力逐渐降低<sup>[13]</sup>,而且晶界的 CoCrMo 延展性好,对于裂纹扩展来说起到阻碍的作用,纵向裂纹有的会逐渐弥合。

## 5 消除裂纹的措施

由于随着 CoCrMo 含量的增加,Ti6Al4V-CoCrMo 梯度材料的组织形成了脆性的网状组织,因此减小成形过程中的应力是消除开裂的可行的办法。可以采取以下措施降低应力:1) 加热去应力。加热基板,使成形件保持一定的温度,降低快速凝固造成的极大的温度梯度以降低应力。2) 超声去应力。利用高频超声振动消除成形过程中的应力。

## 6 结 论

1) LMDF 成形 Ti6Al4V-CoCrMo 梯度材料实体件, 组分 CoCrMo 含量按体积分数 10%、20%、30% 逐渐变化。其中 CoCrMo 体积分数为 10% 的组分没有裂纹, CoCrMo 体积分数为 20%、30% 的组分开裂严重, 断口呈现准解理特征, 属于冷裂范畴, 裂纹穿晶扩展。

2) CoCrMo 含量低时, Ti6Al4V 和 CoCrMo 形成有限固溶体; 随着 CoCrMo 含量的增加, CoCrMo 在晶界大量析出, 形成网状包络的组织结构。

3) 在 Ti6Al4V 基体的晶界汇聚处析出连续的网状 CoCrMo, 破坏了 Ti6Al4V 基体的连续性, 脆性倾向增加。由于网状包络的组织结构以及 Ti6Al4V、CoCrMo 两种材料热物性的差异, 增大了 Ti6Al4V-CoCrMo 梯度材料成形过程中的内应力, 当内应力超过 Ti6Al4V-CoCrMo 固溶体屈服极限后, 便会产生裂纹。

## 参 考 文 献

- 1 G D Janaki Ram, B E Stuker. A feasibility study of LENS deposition of CoCrMo coating on a titanium substrate [J]. *J Manufacturing Science and Engineering*, 2008, 130(2): 024503.
- 2 B Vamsi Krishna, Weichang Xue, Susmita Bose, *et al.*. Functionally graded CoCrMo Coating on Ti6Al4V alloy structures [J]. *Acta Biomaterialia*, 2008, 4(3): 697-706.
- 3 Viswanathan Swaminathan, Jeremy L Gilbert. Fretting corrosion of CoCrMo and Ti6Al4V interfaces [J]. *Biomaterials*, 2012, 33(22): 5487-5503.
- 4 Stanley Dittrick, Vamsi Krishna Balla, Neal M Davies, *et al.*. In vitro wear rate and Co ion release of compositionally and structurally graded CoCrMo-Ti6Al4V structures [J]. *Materials Science and Engineering*, 2011, 31(4): 809-814.
- 5 Brian C Langelier, Shahrzad Esmaceli. In-situ laser-fabrication and characterization of TiC-containing Ti-Co composite on pure Ti substrate [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 482(1-2): 246-252.
- 6 Zhang Anfeng, Li Dichen, Lu Bingheng. Research progress in laser directional rapid prototyping technology [J]. *Ordnance Material Science and Engineering*, 2007, 30(5): 68-72.  
张安峰, 李涤尘, 卢秉恒. 激光直接金属快速成形技术的研究进展 [J]. *兵器材料科学与工程*, 2007, 30(5): 68-72.
- 7 Li Yanmin, Liu Zhenxia, Yang Haiou, *et al.*. Measurement and simulation of temperature field during multi-layer laser cladding

- [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2003, 39(5): 521-525.  
李延民, 刘振侠, 杨海欧, 等. 激光多层涂覆过程中的温度场测量与数值模拟 [J]. *金属学报*, 2003, 39(5): 521-525.
- 8 Zhao Xiaoming, Chen Jing, He Fei, *et al.*. The cracking mechanism of Rene88DT superalloy by laser rapid forming [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2007, 36(2): 216-220.  
赵晓明, 陈静, 何飞, 等. 激光快速成形 Rene88DT 高温合金开裂机理研究 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2007, 36(2): 216-220.
- 9 Chen Jing, Lin Xin, Wang Tao, *et al.*. The hot cracking mechanism of 316L stainless steel cladding in rapid laser forming process [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2003, 32(3): 183-186.  
陈静, 林鑫, 王涛, 等. 316L 不锈钢激光快速成形过程中熔覆层的热裂机理 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2003, 32(3): 183-186.
- 10 Chen Jing, Yang Haiou, Li Yanmin, *et al.*. The research on two kinds of cracking behavior and mechanism of cladding in rapid laser forming process [J]. *Applied Laser*, 2002, 22(3): 300-304.  
陈静, 杨海欧, 李延民, 等. 激光快速成形过程中熔覆层的两种开裂行为及其机理研究 [J]. *应用激光*, 2002, 22(3): 300-304.
- 11 Zhong Qunpeng, Zhao Zihua. *Fractography* [M]. Beijing: Higher Education Press, 2005. 179-201.  
钟群鹏, 赵子华. *断口学* [M]. 北京: 高等教育出版社, 2005. 179-201.
- 12 Cui Yuexian, Wang Changli. *Analysis of Metal Fracture Surface* [M]. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 1998. 73-76.  
崔约贤, 王长利. *金属断口分析* [M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1998. 73-76.
- 13 Huang Weidong, Lin Xin, Chen Jing, *et al.*. *Laser Solid Forming* [M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2007. 274-276.  
黄卫东, 林鑫, 陈静, 等. *激光立体成形* [M]. 西安: 西北工业大学出版社, 2007. 274-276.
- 14 Zhang Wenyue. *Weiding Metallurgy* [M]. Beijing: China Machine Press, 1993. 221-225.  
张文钺. *焊接冶金学* [M]. 北京: 机械工业出版社, 1993. 221-225.
- 15 Lin Zhiming. Intergranular fracture of steel caused by second phase [J]. *Ordnance Material Science and Engineering*, 1982, (4): 60-66.  
林治明. 第二相引起钢的沿晶断裂 [J]. *兵器材料科学与工程*, 1982, 4: 60-66.
- 16 Zhao Yuzhen. *Simulation of Fluid Dynamics Behavior and Solidified Structure in Welding Pool* [D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2004. 4-8.  
赵玉珍. *焊接熔池的流体动力学行为及凝固组织模拟* [D]. 北京: 北京工业大学, 2004. 4-8.

栏目编辑: 宋梅梅