

# 微锻造激光熔覆沉积高性能 TC4 组织与各向异性

张金智<sup>1</sup>, 张安峰<sup>1\*</sup>, 王宏<sup>1</sup>, 张晓星<sup>2</sup>, 王豫跃<sup>2</sup>

<sup>1</sup>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;

<sup>2</sup>西安交通大学金属材料强度国家重点实验室, 陕西 西安 710049

**摘要** 测量了微锻造处理后激光熔覆沉积 TC4 试样的残余应力、等轴晶晶粒尺寸和表面粗糙度, 并对沉积态、固溶时效态、微锻造-固溶时效态成形件的室温拉伸性能及各向异性进行了对比分析。结果表明: 微锻造-固溶时效后, 晶粒细化为等轴晶, 晶粒大小为 70~140  $\mu\text{m}$ ; 微锻造处理后, 成形件在水平方向的塑性显著提升, 各方向的拉伸性能均超过锻件, 且各向异性小于 10%。

**关键词** 激光技术; 微锻造; 残余应力; 晶粒大小; 各向异性

**中图分类号** TG665; TG113.25

**文献标识码** A

**doi:** 10.3788/CJL201946.0402009

## Microstructure and Anisotropy of High Performance TC4 Obtained by Micro Forging Laser Cladding Deposition

Zhang Jinzhi<sup>1</sup>, Zhang Anfeng<sup>1\*</sup>, Wang Hong<sup>1</sup>, Zhang Xiaoxing<sup>2</sup>, Wang Yuyue<sup>2</sup>

<sup>1</sup>State Key Laboratory for Manufacturing Systems Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an, Shaanxi 710049, China;

<sup>2</sup>State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an, Shaanxi 710049, China

**Abstract** The residual stress, equiaxed crystal grain size and surface roughness of laser cladding deposition TC4 samples after micro forging treatment are tested, and room-temperature tensile properties and anisotropy of samples in deposition state, solution state and micro forging-solution aging state are analyzed. The results show that the columnar crystal grains transform into equiaxed grain with size variation from 70  $\mu\text{m}$  to 140  $\mu\text{m}$  after micro forging treatment. After micro forging treatment, the plasticity of the formed parts in horizontal direction is significantly improved, the tensile properties in all directions are higher than those of the forging parts, and the anisotropy of the formed parts is less than 10%.

**Key words** laser technique; micro-forging; residual stress; grain size; anisotropy

**OCIS codes** 140.3390; 350.3390; 160.3900

## 1 引 言

钛合金具有比强度高、耐腐蚀性好和耐热性高等独特的性能优势, 是航空零件制造首选的优异材料。采用传统的减材加工方式对钛合金进行加工时, 钛合金的材料利用率只有不足 4.9%<sup>[1-2]</sup>, 而激光熔覆沉积(LCD)技术则能大大提高材料利用率。目前, 采用 LCD 技术制备的钛合金的强度和韧性已经达到甚至超过锻件的水平<sup>[3-7]</sup>, 但由于 LCD 技术成形的组织特点, 采用 LCD 技术制备的 TC4 钛合

金成形件具有显著的各向异性。

激光熔覆沉积 TC4(LCD-TC4)钛合金的显微组织表现为明暗交替的贯穿多个熔覆层的粗大  $\beta$  柱状晶, 并略向扫描方向倾斜<sup>[8-10]</sup>。所以, 在与柱状晶生长方向垂直的 XY 方向上, 由于连续的晶界阻碍了拉伸变形时滑移的传递, 其强度高, 塑性差, 也直接导致了柱状晶在垂直和平行于生长方向上的各向异性。因此, 要想解决 LCD-TC4 钛合金力学性能各向异性的问题, 必须首先解决柱状晶粗大的问题, 在一定程度上消除组织生长的方向性。

收稿日期: 2018-12-04; 修回日期: 2018-12-05; 录用日期: 2019-01-08

基金项目: 国家重点研发计划(2016YFB1100102)、国家自然科学基金(51775417)

\* E-mail: zhangaf@mail.xjtu.edu.cn

晶粒细化的方法主要有物理方法和化学方法两种,其中的物理方法主要包括有形变处理细化、物理场细化、快速冷却和机械振动法等<sup>[11]</sup>。西安交通大学的李丽君等<sup>[12]</sup>通过在 TC4 粉末中加入不同含量的 Si 粉末实现了 LCD-TC4 柱状晶的细化;西安交通大学的梁朝阳等<sup>[13]</sup>通过在 TC4 粉末中加入不同含量的变质剂实现了 LCD-TC4 柱状晶的显著细化。以上方法均属于晶粒细化的化学方法,本文重点研究的是形变处理细化 LCD-TC4 钛合金晶粒的方法。英国曼彻斯特大学材料科学中心的 Donoghue 等<sup>[14]</sup>应用超声冲击对 LCD-TC4 进行处理,使得粗大的柱状晶得以显著细化;乌克兰金属物理研究所的 Dekhtyar 等<sup>[15]</sup>应用超声冲击处理粉末冶金 TC4 钛合金,其疲劳强度显著提高;天津大学的王东坡等<sup>[16]</sup>对 BT20 钛合金钨极氩弧焊(TIG)的焊接接头进行超声冲击处理后发现,接头的疲劳强度得以提高,疲劳寿命得以延长;西北工业大学的杜伟卓等<sup>[17]</sup>应用超声冲击处理 TC4 板材后发现,近表面晶粒挤压成狭长的条状结构,表现为典型的冷变形组织,晶粒被细化;北京航星机器制造有限公司何智等<sup>[18]</sup>应用多次超声冲击处理电弧增材制造 TC4 钛合金零件,结果发现,该零件力学性能的各向异性得以改善;南京航空航天大学戚永爱等<sup>[19]</sup>应用超声冲击对镍基高温合金 FGH95 激光熔覆层进行强化处理,实现了晶粒的细化。在以上的研究中,晶粒虽在一定程度上得以细化,但力学性能的数据不多,各向异性的研究也较少,且断后伸长率和断

面收缩率各向异性百分比均超过了 10%。本文重点研究微锻造工艺对 LCD-TC4 组织及力学性能各向异性的影响,对微锻造成形实体零件的残余应力、内部组织晶粒尺寸、拉伸性能及各向异性进行了研究及分析,为获得高性能、各向异性较小的 LCD-TC4 零件提供了一种先进的制造方法。

## 2 实验方法

微锻造辅助激光熔覆沉积成形系统示意图如图 1 所示。其中,IPC 为工业控制计算机,CNC 为计算机数字控制平台。实验在西安交通大学机械制造系统工程国家重点实验室自主研发的五轴激光增材制造系统(XJ-LADM-1000B)上进行,微锻造辅助激光熔覆沉积系统由微锻造系统和激光成形系统组成。其中,微锻造头经改造后安装于机床主轴刀具的卡头上,通过控制主轴运动实现激光沉积后的锻造。微锻造装置依靠换能器产生超声波,推动冲击针以高频率冲击金属物体表面,使金属发生塑性变形,之后再通过后续激光熔覆及热处理实现金属晶粒的细化。微锻造装置的电流连续可调,对应振幅可实现 0~50 μm 的连续可调,输入电压为 220 V,换能器的额定功率为 1000 W,工作频率为(20±2) kHz,微锻造冲击针的直径为 5 mm。在成形过程中,首先由激光熔覆喷头成形 4 层沉积层,高度约为 0.4 mm,然后通过控制机床主轴的运动,将微锻造头移至成形层上方进行微锻造,之后再移回原位,如此重复交替进行。

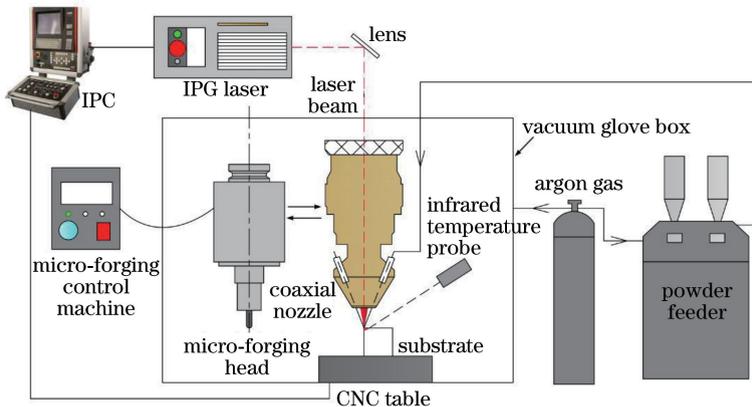


图 1 微锻造辅助 LCD 系统示意图

Fig. 1 Schematic of micro forging assisted LCD system

实验中采用的 TC4 球形粉末和 TC4 板材的化学成分见表 1,球形粉末的粒径范围为 50~100 μm,基板为 120 mm×60 mm×6 mm 的板材和 50 mm×15 mm×35.5 mm 的方块。实验前将

TC4 粉末置于真空干燥箱中,抽真空并加热到 150 °C,保温 24 h,以除去水分,增强粉末的流动性。用砂纸打磨基板表面以去除氧化层,然后用丙酮去除基板表面的油脂与污渍,再用乙醇清洗并干燥,最

后将其固定在工作台上。成形前,将手套箱抽真空并充入氩气,使箱内氧气的体积分数降至  $50 \times 10^{-6}$  以下,并以氩气作为载粉气体。激光熔覆沉积过程的工艺参数如下:光斑直径为 0.65 mm,激光功率为 210 W,扫描速率为 10 mm/s,扫描间距为 0.25 mm,单层提升量为 0.1 mm,送粉量为 2.5 g/min,成形样件尺寸为 30 mm×10 mm×6 mm。

分别针对不同的微锻造工艺参数进行实验,每个因素有三个水平,对得到的实验结果进行单因素不同水平的对比,微锻造的基本工艺参数及其取值范围如表 2 所示。成形结束后,使用 X-350A 型 X 射线应力测定仪测量试样的表面残余应力,使用 OLS4000 型激光共聚焦显微镜测量试样的表面粗

表 1 TC4 粉末和 TC4 基板的主要化学成分(质量分数,%)

Table 1 Main chemical composition of TC4 powder and TC4 substrate (mass fraction, %)

Element	Al	V	Fe	O	C	N	H	Ti
TC4 powder	6.03	4.19	0.1	0.12	0.02	0.01	0.001	Bal.
TC4 substrate	5.96	4.2	0.2	0.15	0.08	0.03	0.001	Bal.

表 2 微锻造工艺参数

Table 2 Process parameters of micro forging

Parameter	Value
Forging speed / (mm·s <sup>-1</sup> )	3, 5, 7
Amplitude / μm	20, 30, 40
Forging times	1, 2, 3
Forging interval / mm	0.6

### 3 实验结果及讨论

#### 3.1 微锻造工艺对 LCD-TC4 成形件表面残余应力的影响

在激光熔覆沉积过程中,高能量的激光束使金属粉末快速熔化,形成熔池后快速凝固,发生组织相

变,当前熔覆层的高度和水平方向上会产生很大的温度梯度,在随后的冷却过程中,表层金属体积收缩受到里层金属的束缚与牵制,因而表层金属产生残余拉应力。弹塑性变形是微锻造表面残余压应力产生的主要原因,微锻造头的锻压作用使试样表层产生塑性变形,距离表层更远的区域产生弹性变形,加工后弹性区域要恢复变形,但会受表层的牵制,从而在表层产生残余压应力。

在力学实验部分,用于拉伸性能测试的  $xy$  方向成形件的尺寸为 45 mm×27 mm×8 mm, $z$  方向成形件的尺寸为 8 mm×24 mm×45 mm,在每个长方体上加工出 3 个标准棒状拉伸试样,拉伸试样的制备及测试均按照 GB/T 228.1—2010 标准进行,拉伸试样分为 3 组:第一组为沉积态 LCD-TC4,第二组为固溶时效态 LCD-TC4,第三组为微锻造-固溶时效态 LCD-TC4。热处理制度为:950 °C×1 h/空冷(固溶)+500 °C×4 h/空冷(时效),热处理在 NWTQ-14C 箱式气氛炉中进行,箱内充有氩气。

变,当前熔覆层的高度和水平方向上会产生很大的温度梯度,在随后的冷却过程中,表层金属体积收缩受到里层金属的束缚与牵制,因而表层金属产生残余拉应力。弹塑性变形是微锻造表面残余压应力产生的主要原因,微锻造头的锻压作用使试样表层产生塑性变形,距离表层更远的区域产生弹性变形,加工后弹性区域要恢复变形,但会受表层的牵制,从而在表层产生残余压应力。

图 2 中的  $\sigma_x$  为  $x$  方向的残余应力, $\sigma_y$  为  $y$  方向的残余应力。可见,当扫描速率为 3 mm/s,振幅为 30 μm,锻造次数为 2 次时,表面残余应力达到最大值。

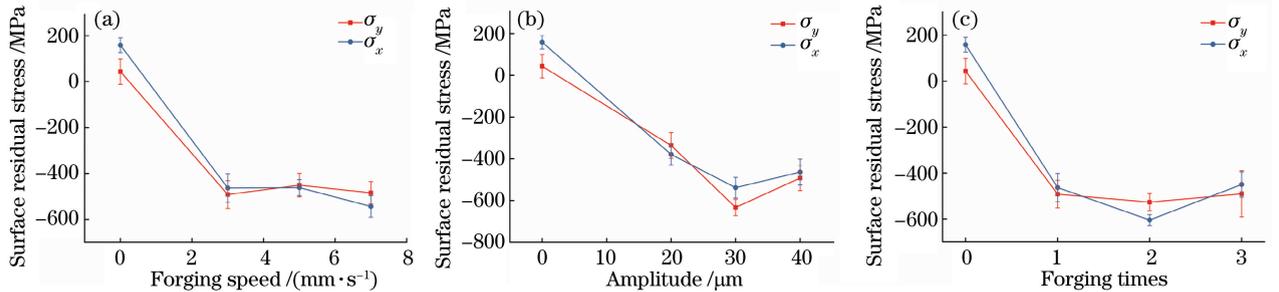


图 2 微锻造工艺参数与成形件残余应力的关系。(a)锻造速率-表面残余应力;  
(b)振幅-表面残余应力;(c)锻造次数-表面残余应力

Fig. 2 Relationships between micro-forging process parameters and surface residual stress of formed parts. (a) Forging speed and surface residual stress; (b) amplitude and surface residual stress; (c) forging times and surface residual stress

金属的塑性变形主要通过位错的运动来实现。试样经过微锻造作用后,位错不断增殖,并通过滑移

和攀移沿着不同的方向运动,位错密度在金属中的分布不均匀,异号位错相遇会相互抵消,同号位错则

按一定规律重排形成亚晶界。残余应力  $\sigma$  和位错密度  $\rho^{1/2}$  的关系符合 Kocks-Mecking 模型<sup>[20]</sup>：

$$\sigma = \sigma_0 + M\alpha G b \rho^{1/2}, \quad (1)$$

式中： $\sigma_0$  为应力常数； $M$  为平均 Taylor 因子； $\alpha$  为常数； $G$  为切变模量； $b$  为 Burgers 矢量的大小。残余应力  $\sigma$  与位错密度  $\rho^{1/2}$  具有较好的线性关系，位错密度越大，残余应力越大。对沉积态及微锻造试样的表面残余应力进行了测量（各试样对应的微锻造工艺不同），通过对各试样表面残余应力的大小进行对比并参考相关文献可以得出，微锻造工艺会直接影响塑性变形的程度。

### 3.2 微锻造工艺对 LCD-TC4 成形件等轴晶晶粒尺寸的影响

采用截点法测量晶粒的尺寸<sup>[21]</sup>；用给定长度的

横向和竖向直线组成的测量网格截取晶粒，直线与晶界的交点为截点，选取 3~5 个视场进行测量，晶粒的大小取所有视场的平均值：

$$\bar{l} = \frac{L}{M \cdot P}, \quad (2)$$

式中： $\bar{l}$  为测量视场内 ( $1 \times$ ) 晶粒大小的平均值； $L$  为所使用的网格的长度，单位为 mm； $M$  为放大倍数； $P$  为测量网格上的截点数。

观察试样  $yz$  平面的显微组织可知，经过微锻造及固溶时效热处理后，原沉积态中粗大的柱状晶组织破碎，在大部分区域形成了等轴晶，如图 3 所示。微锻造工艺参数与等轴晶晶粒尺寸的关系如图 4 所示，可知：当扫描速率为 5 mm/s，振幅为 30  $\mu\text{m}$ ，锻造次数为 2 次时，等轴晶的晶粒尺寸达到最小值。

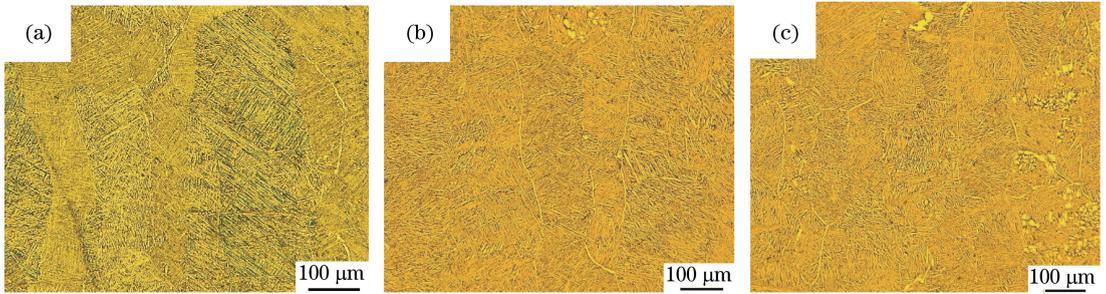


图 3 不同状态成形件的微观形貌。(a) 沉积态；(b) 固溶时效态；(c) 微锻造-固溶时效态

Fig. 3 Morphology of formed parts in different states. (a) Deposition state; (b) solution aging state; (c) micro forging-solution aging state

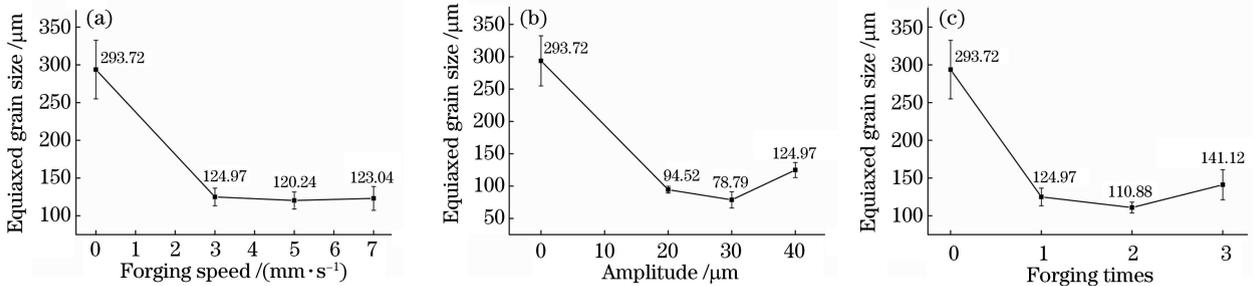


图 4 微锻造工艺参数与成形件等轴晶晶粒尺寸的关系。(a) 锻造速率-等轴晶尺寸；

(b) 振幅-等轴晶尺寸；(c) 锻造次数-等轴晶尺寸

Fig. 4 Relationships between micro forging process parameters and equiaxed grain size. (a) Forging speed and equiaxed grain size; (b) amplitude and equiaxed grain size; (c) forging times and equiaxed grain size

#### 1) 锻造速率的影响

由图 4(a) 可知：当锻造速率为 5 mm/s 时，等轴晶的晶粒尺寸达到最小值 (120.24  $\mu\text{m}$ )，但是在所选取的锻造速率范围内，等轴晶的晶粒尺寸差别不大。这主要是因为，金属的塑性变形程度主要与微锻造时输入熔覆层的能量有关。理论上，在振幅和预加载荷相同的情况下，锻造速率越小，单位时间内输入熔覆层的能量越大，所以塑性变形程度就越大。但

是，在实际加工过程中，激光熔覆层表面凹凸不平，锻造针头的磨损会严重影响预加载荷，且锻造速率越小，针头磨损越严重，在后续激光熔覆层的锻造中预加载荷就会减小，这些因素对塑性变形程度的影响较大，且不好监测与精确控制，从而削弱了锻造速率对塑性变形程度的影响。

#### 2) 振幅的影响

由图 4(b) 可知，随着振幅增大，等轴晶的晶粒

平均尺寸先减小后增大。在扫描速率等其他参数不变的情况,振幅并不是越大越好,分析原因如下:设振幅为  $A$ ,熔覆层的总变形量为  $H$ ,总加工时间  $T$  相同,柱状针针头与熔覆层表面接触为一次有效作用,在  $T$  时间内的有效作用次数为  $N$ ,单次作用的变形量为  $h$ ,则有  $H = N \times h$ 。当振幅越大时,接触熔覆层表面的反弹也就越大,至下次再接触熔覆层表面的时间间隔就越长,故有效作用次数  $N$  就会减少,所以,单次作用下的变形量  $h$  与振幅  $A$  成正比,加工时间内有效作用次数  $N$  与振幅  $A$  成反比,如图 5 所示。故存在某一振幅值,使  $N \times h$  的值最大,即熔覆层总变形量  $H$  最大。在选取的振幅范围内,当振幅为  $30 \mu\text{m}$  时,熔覆层的总变形量最大,等轴晶晶粒的平均尺寸可减小到  $78.79 \mu\text{m}$ 。

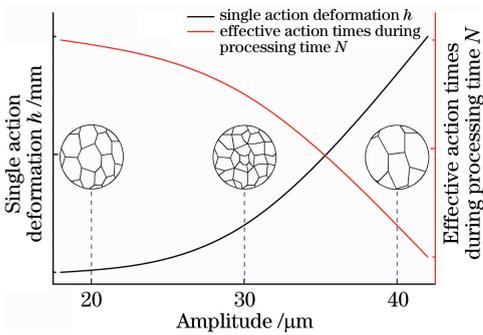


图 5 振幅对等轴晶尺寸的影响

Fig. 5 Effect of amplitude on equiaxed grain size

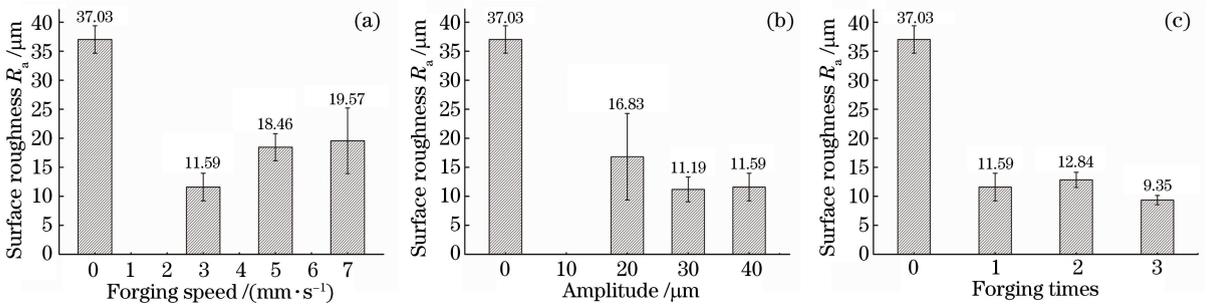


图 6 微锻造工艺参数与成形件表面粗糙度  $R_a$  的关系。(a) 锻造速率-表面粗糙度; (b) 振幅-表面粗糙度; (c) 锻造次数-表面粗糙度

Fig. 6 Relationships between micro forging process parameters and surface roughness  $R_a$  of formed parts.

(a) Forging speed and surface roughness; (b) amplitude and surface roughness; (c) forging times and surface roughness

### 3.4 微锻造对 LCD-TC4 成形件拉伸性能及各向异性的影响

经微锻造-固溶时效处理后,不同方向成形件的断口形貌如图 7 所示,可以看出:  $xy$  方向和  $z$  方向的拉伸断口均为典型的韧性断裂形貌,具有很深的韧窝。

### 3) 锻造次数的影响

当扫描速率、振幅等参数相同时,随锻造次数增加,等轴晶的平均尺寸先减小后增加,如图 4(c) 所示,锻造次数并不是越多越好。金属发生塑性变形后,位错密度增加,增殖后的位错纠缠在一起,原始晶粒被拉长、破碎,当塑性变形量足够大时,形成纤维状组织。当位错密度足够大时,就会阻碍滑移,阻碍进一步发生塑性变形,即出现加工硬化。当加工硬化现象发生后,金属表面的强度和硬度均显著提高,从而很难发生进一步变形,所以,当锻造次数达到一定值时,等轴晶的晶粒尺寸并不会随着锻造次数的增加而进一步减小。

### 3.3 微锻造对 LCD-TC4 成形件表面粗糙度的影响

由于 LCD-TC4 的成形特点,在成形件表面存在微凸起,导致成形件的表面粗糙度远高于传统粗加工试样的表面粗糙度。利用微锻造处理后,LCD-TC4 成形件表面的微凸起变得更加平整,粗糙度明显降低,从而提高了成形件的尺寸精度。

由图 6 可见:随着锻造速率增大,成型件的表面粗糙度先减小后增大,当锻造速率为  $3 \text{ mm/s}$  时,表面粗糙度  $R_a$  达到最小值,比未锻造试样的表面粗糙度降低了  $68.7\%$ ;随振幅增大,表面粗糙度逐渐减小,当振幅为  $30 \mu\text{m}$  时,表面粗糙度达到最小值,比未锻造试样的表面粗糙度降低了  $69.8\%$ ;随着微锻造次数增多,成形件的表面粗糙度逐渐减小,当锻造次数为 3 时,表面粗糙度为  $9.35 \mu\text{m}$ ,比未锻造试样的降低了  $74.75\%$ 。

不同状态成形件的室温拉伸性能测试结果如表 3 所示。对比固溶时效态和微锻造-固溶时效态两种状态下相同方向的拉伸性能可知,经微锻造处理后,成形件在  $xy$  方向的断后伸长率和断面收缩率分别提高了  $31\%$  和  $41.2\%$ , $z$  方向的断后伸长率和断面收缩率分别提高了  $27.4\%$  和  $15.9\%$ 。

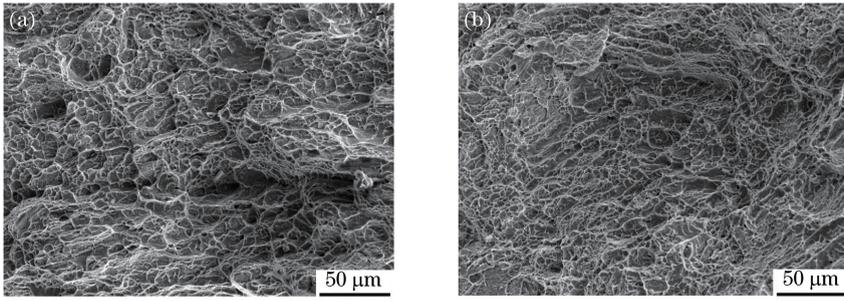


图 7 微锻造-固溶时效处理后不同方向成形件的断口形貌。(a)  $xy$  方向;(b)  $z$  方向

Fig. 7 Fracture morphology of formed parts in different directions after micro forging solution aging treatment.

(a)  $xy$  direction; (b)  $z$  direction

表 3 不同状态成形件的室温拉伸性能

Table 3 Room-temperature tensile properties of formed parts in different states

State	Direction	Tensile strength /MPa	Yield strength /MPa	Elongation /%	Reduction of area /%
Deposition	$xy$	1149	1050	4.3	13.5
	$z$	1063	960	12	31.7
Solution aging	$xy$	1003	910.3	10	20.3
	$z$	1080.7	988.3	9.8	29.7
Micro forging-solution aging	$xy$	1059.5	971.5	14.5	34.5
	$z$	1105.7	1004.7	13.5	35.3
HB 5432—1989		895.0	825.0	$\geq 8$	$\geq 20$

对沉积态、固溶时效态、微锻造-固溶时效态成形件  $xy$  方向和  $z$  方向室温拉伸性能的各向异性百分比进行计算,结果如图 8 所示。各向异性百分比的计算公式为

$$\xi = \frac{\chi_{\max} - \chi_{\min}}{\chi_{\max}} \times 100\%, \quad (3)$$

式中: $\xi$  为各向异性百分比; $\chi_{\max}$  为某一性能的最大值; $\chi_{\min}$  为某一性能的最小值。通过对比可以看出,经微锻造处理后,LCD-TC4 成形件各向异性值显著减小,在保证  $xy$  方向和  $z$  方向拉伸性能均高于锻件的情况下,各向异性控制在 10% 以内。

对沉积态、固溶时效态及微锻造-固溶时效态成形件的显微组织进行对比,结果如图 9 所示,可见:

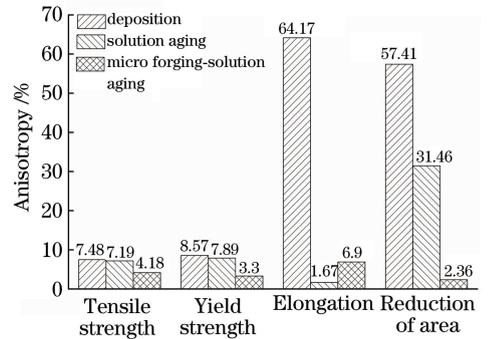


图 8 不同状态试样拉伸性能的各向异性

Fig. 8 Anisotropy of tensile properties of samples in different states

沉积态试样晶内的显微组织由大量垂直交叉的针状

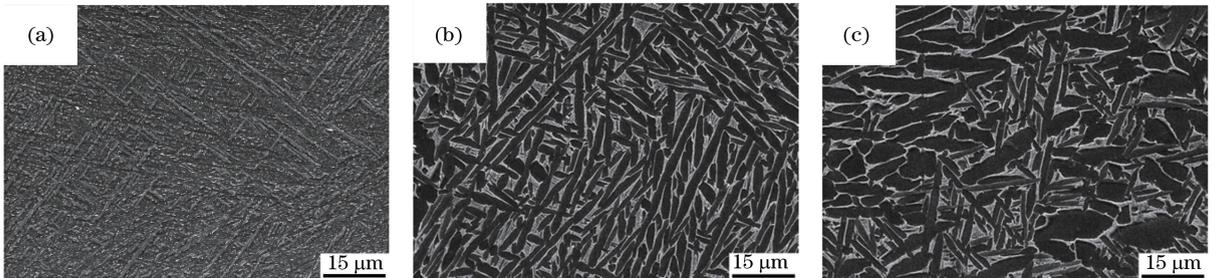


图 9 不同状态成形件的显微组织。(a) 沉积态;(b) 固溶时效态;(c) 微锻造-固溶时效态

Fig. 9 Microstructures of formed parts in different states. (a) Deposition state; (b) solution aging; (c) micro forging-solution aging

$\alpha$ 相和相间 $\beta$ 相组成,这种组织的强度很高,塑性较差,在与柱状晶垂直的 $xy$ 方向拉伸时,由于初生 $\beta$ 晶界对位错滑移传递具有极大阻碍,所以 $xy$ 方向的塑性很差,且与 $z$ 方向有很大的各向异性。经过固溶时效处理后,组织主要由板条 $\alpha$ 相和晶间 $\beta$ 相组成,为典型的网篮组织,此类组织的塑性较好。由于初生 $\beta$ 晶界的连续性被破坏,故 $xy$ 方向的强度降低,塑性明显提高,各向异性减小。经微锻造及固溶时效热处理后,初生 $\alpha$ 相长大形成大量片层 $\alpha$ 相及部分等轴 $\alpha$ 相。由于少量等轴 $\alpha$ 相同基体没有固定的位向关系,位错容易找到可开动的滑移面,固而对变形起协调作用<sup>[22]</sup>,力学性能指标的各向异性均减小到较低水平。钛合金中等轴 $\alpha$ 相出现的两个必要条件为在两相区进行热处理及预变形<sup>[23-24]</sup>,在激光熔覆沉积过程中,微锻造后产生的变形、大量内应力和增殖的位错有利于合金的再结晶,促使初生 $\alpha$ 相转变为等轴 $\alpha$ 相。

## 4 结 论

利用微锻造辅助激光熔覆沉积 TC4 钛合金,研究了不同微锻造工艺条件下 TC4 熔覆层显微组织的变化,并在最优工艺下进行室温拉伸实验,得到以下结论:

1) 与沉积态 LCD-TC4 相比,经微锻造处理后,熔覆层发生塑性变形,在熔覆层表面形成了较大的残余压应力;微锻造技术能够改变沉积态 LCD-TC4 的晶粒形态,改善粗大的柱状晶形貌,形成许多等轴晶晶粒,达到了细化晶粒的效果。

2) 激光熔覆沉积成形试样的表面凹凸不平,微锻造对熔覆层作用的均匀性不一致,造成不同区域晶粒的细化效果不一致;而且,微锻造工艺不同,形成的等轴晶的晶粒尺寸也不同,这主要与微锻造后试样发生的塑性变形程度有关。

3) 微锻造技术可以有效提高 LCD-TC4 成形件各方向的塑性,使 $xy$ 方向和 $z$ 方向的拉伸性能均超过锻件,且与传统的 LCD-TC4 成形相比,有效地减小拉伸性能的各向异性。

## 参 考 文 献

[1] Wang H M, Zhang S Q, Tang H B, *et al.* Research progress of laser rapid prototyping technology for large titanium alloy structures[J]. Aviation Precision Manufacturing Technology, 2008, 44(6): 28-30.  
王华明, 张述泉, 汤海波, 等. 大型钛合金结构激光快速成形技术研究进展[J]. 航空精密制造技术,

2008, 44(6): 28-30.

[2] Bai L, Zhao Z G, Gong H B, *et al.* Special processing: development of laser forming technology for titanium alloy aircraft structure[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2013(11): 38-44.  
柏林, 赵志国, 龚海波, 等. 特种加工: 航空用钛合金结构件激光成形技术研究进展[J]. 航空制造技术, 2013(11): 38-44.

[3] Li J, Lin X, Qian Y H, *et al.* Study on microstructure and property of laser solid forming TC4 titanium alloy[J]. Chinese Journal of Lasers, 2014, 41(11): 1103010.  
李静, 林鑫, 钱远宏, 等. 激光立体成形 TC4 钛合金组织和力学性能研究[J]. 中国激光, 2014, 41(11): 1103010.

[4] Shi B F, Zhang A F, Qi B L, *et al.* Influence of heat accumulation on microstructure and property of Ti-6Al-4V in laser direct forming [J]. Laser Technology, 2016, 40(1): 29-32.  
师傅飞, 张安峰, 齐宝路, 等. 热积累对激光直接成形 Ti-6Al-4V 组织和性能的影响[J]. 激光技术, 2016, 40(1): 29-32.

[5] Chen J, Zhang S Y, Xue L, *et al.* Mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy by laser rapid forming [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(3): 475-479.  
陈静, 张霜银, 薛蕾, 等. 激光快速成形 Ti-6Al-4V 合金力学性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(3): 475-479.

[6] Froes F H, Dutta B. The additive manufacturing (AM) of titanium alloys [J]. Advanced Materials Research, 2014, 1019: 19-25.

[7] Kobryn P A, Ontko N R, Perkins L P, *et al.* Additive manufacturing of aerospace alloys for aircraft structures[J]. NATO/OTAN, 2006(3): 1-14.

[8] Bermingham M J, Kent D, Zhan H, *et al.* Controlling the microstructure and properties of wire arc additive manufactured Ti-6Al-4V with trace boron additions[J]. Acta Materialia, 2015, 91: 289-303.

[9] Brandl E, Schoberth A, Leyens C. Morphology, microstructure, and hardness of titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by wire-feed additive layer manufacturing (ALM) [J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 532: 295-307.

[10] Kobryn P A, Semiatin S L. The laser additive manufacture of Ti-6Al-4V [J]. JOM, 2001, 53(9): 40-42.

[11] Gao X L, Xia T D, Wang X J, *et al.* Present research status for metals refinement methods [J]. Metallic Functional Materials, 2009, 16(6): 60-65.

- 高晓龙, 夏天东, 王晓军, 等. 金属晶粒细化方法的研究现状[J]. 金属功能材料, 2009, 16(6): 60-65.
- [12] Li L J, Wang Y Y, Zhang A F, *et al.* Silicon refinement of TC4 grains by induction heating assisted laser cladding deposition[J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(6): 83-88.  
李丽君, 王豫跃, 张安峰, 等. 感应加热辅助 Si 细化激光熔覆沉积 TC4 晶粒的研究[J]. 中国激光, 2018, 45(6): 83-88.
- [13] Liang Z Y, Zhang A F, Li L J, *et al.* Induction heating assisted modifier boron refining of TC4 grains by laser cladding deposition[J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(7): 0702001.  
梁朝阳, 张安峰, 李丽君, 等. 感应加热辅助变质剂硼细化激光熔覆沉积 TC4 晶粒的研究[J]. 中国激光, 2018, 45(7): 0702001.
- [14] Donoghue J, Sidhu J, Wescott A, *et al.* Integration of deformation processing with additive manufacture of Ti-6Al-4V components for improved  $\beta$  grain structure and texture[M]// TMS 2015 144th Annual Meeting & Exhibition. Cham: Springer International Publishing, 2015: 437-444.
- [15] Dekhtyar A I, Mordyuk B N, Savvakina D G, *et al.* Enhanced fatigue behavior of powder metallurgy Ti-6Al-4V alloy by applying ultrasonic impact treatment [J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 641: 348-359.
- [16] Wang D P, Huo L X, Zhang Y F, *et al.* Improvement of fatigue properties of welded joints for titanium alloy by ultrasonic peening method[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(6): 137-141.  
王东坡, 霍立兴, 张玉凤, 等. 超声冲击法对钛合金焊接接头疲劳性能的改善[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(6): 137-141.
- [17] Du W Z, Du S G, Wang Z B, *et al.* The study of ultrasonic instrument and grain refinement experiment[J]. Science Technology and Engineering, 2010, 10(11): 2736-2740.  
杜伟卓, 杜随更, 汪志斌, 等. 超声冲击设备及晶粒细化实验研究[J]. 科学技术与工程, 2010, 10(11): 2736-2740.
- [18] He Z, Hu Y, Qu H T, *et al.* Research on anisotropy of titanium alloy manufactured by ultrasonic impact treatment and wire and arc additive manufacture[J]. Aerospace Manufacturing Technology, 2016(6): 11-16.  
何智, 胡洋, 曲宏韬, 等. 超声冲击电弧增材制造钛合金零件的各向异性研究[J]. 航天制造技术, 2016(6): 11-16.
- [19] Qi Y A, Zhao J F, Xie D Q, *et al.* Fining grain of FGH95 nickel-based superalloy laser cladding layer by ultrasonic impact treatment [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2015, 36(3): 59-62.  
戚永爱, 赵剑峰, 谢德巧, 等. 超声冲击细化 FGH95 镍基高温合金激光熔覆层组织[J]. 焊接学报, 2015, 36(3): 59-62.
- [20] Pan L, He W, Gu B P. Effects of electric current pulse on dislocation density and residual stresses of 45 carbon steel workpieces [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2015, 36(S1): 134-138.  
潘龙, 何闻, 顾邦平. 电流脉冲对 45 碳钢试样位错密度和残余应力的影响[J]. 材料热处理学报, 2015, 36(S1): 134-138.
- [21] Wang K Y. Introduction to GB/T—2002《metal-methods for estimating the average grain size》[J]. Machinery Industry Standardization & Quality, 2004(5): 5-8.  
王开远. GB/T 6394—2002《金属平均晶粒度测定方法》介绍[J]. 机械工业标准化与质量, 2004(5): 5-8.
- [22] Zhou Y G, Cao C X. An investigation of high-temperature deformation strengthening and toughening mechanism of titanium alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica, 1999, 35(1): 45-48.  
周义刚, 曹春晓. 钛合金高温形变强化机理[J]. 金属学报, 1999, 35(1): 45-48.
- [23] Stefansson N, Semiatin S L. Mechanisms of globularization of Ti-6Al-4V during static heat treatment [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34(3): 691-698.
- [24] Zeng L, Bieler T R. Effects of working, heat treatment, and aging on microstructural evolution and crystallographic texture of  $\alpha$ ,  $\alpha'$ ,  $\alpha''$  and  $\beta$  phases in Ti-6Al-4V wire [J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 392(1/2): 403-414.