

# 热变形条件对激光增材制造 TC18 钛合金组织及变形行为的影响

王宏芳<sup>1,2</sup>, 田象军<sup>1,2</sup>, 程序<sup>1,2\*</sup>, 刘栋<sup>1,2</sup>, 王华明<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>北京航空航天大学大型金属构件增材制造国家工程实验室, 北京 100191;

<sup>2</sup>北京航空航天大学材料科学与工程学院, 北京 100191

**摘要** 通过单轴等温热压缩实验,研究了激光增材制造 TC18 钛合金在不同变形条件下的热变形行为,分析了其流变应力-应变规律和动态软化机制,建立了峰值应力本构方程。结果表明,激光增材制造 TC18 钛合金的流变应力-应变曲线表现为连续软化和稳态流变两种特征,其激活能为  $476.8 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ 。当热加工温度处于  $\alpha+\beta$  两相区时,软化机制为动态回复;而当热加工温度处于  $\beta$  单相区时,软化机制为动态再结晶。激光增材制造 TC18 钛合金较理想的热加工工艺参数:变形温度为  $830\sim 880 \text{ }^\circ\text{C}$ 、应变速率为  $0.001\sim 0.003 \text{ s}^{-1}$  和变形温度为  $750\sim 760 \text{ }^\circ\text{C}$ 、应变速率为  $0.001\sim 0.002 \text{ s}^{-1}$ 。

**关键词** 激光技术; 激光增材制造; TC18 钛合金; 热变形; 热加工图

中图分类号 TG146.2

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.0302008

## Effects of Thermal Deformation Conditions on Microstructures and Deformation Behaviors of Laser Additive Manufactured TC18 Titanium Alloys

Wang Hongfang<sup>1,2</sup>, Tian Xiangjun<sup>1,2</sup>, Cheng Xu<sup>1,2</sup>, Liu Dong<sup>1,2</sup>, Wang Huaming<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>National Engineering Laboratory of Additive Manufacturing for Large Metallic Components, Beihang University, Beijing 100191, China;

<sup>2</sup>School of Materials Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China

**Abstract** By means of the uniaxial isothermal compression test, the thermal deformation behaviors of laser additive manufactured TC18 titanium alloys are studied under different thermal deformation conditions. The regularity of flow stress-strain and softening mechanism are analyzed. The constitutive equation of peak stress is established. The results show that the flow stress-strain curves of laser additive manufactured TC18 titanium alloys can be characterized by two kinds of characteristics of the continuous softening and the steady rheology, and the activation energy is  $476.8 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ . When the thermal working temperature is in the  $\alpha+\beta$  two-phase region, the softening mechanism is mainly the dynamic recovery; when the thermal working temperature is in the  $\beta$  single phase region, the softening mechanism is the dynamic recrystallization. The ideal thermal process parameters for laser additive manufactured TC18 titanium alloys are the deformation temperature of  $830\sim 880 \text{ }^\circ\text{C}$  and the strain rate of  $0.001\sim 0.003 \text{ s}^{-1}$ , or the deformation temperature of  $750\sim 760 \text{ }^\circ\text{C}$  and the strain rate of  $0.001\sim 0.002 \text{ s}^{-1}$ .

**Key words** laser technique; laser additive manufacturing; TC18 titanium alloy; thermal deformation; thermal processing map

**OCIS codes** 140.3390; 350.3390; 160.3900

收稿日期: 2017-09-18; 收到修改稿日期: 2017-11-08

基金项目: 国家重点研发计划(2016YFB1100401)、北京市科技计划(Z151100003715010)

作者简介: 王宏芳(1989—),女,硕士研究生,主要从事激光材料加工制造方面的研究。E-mail: 244840659@qq.com

导师简介: 王华明(1962—),男,博士,教授,博士生导师,主要从事先进材料激光制备与成形制造方面的研究。

E-mail: wanghm@buaa.edu.cn

\* 通信联系人。E-mail: chengxu@buaa.edu.cn

# 1 引 言

TC18 钛合金的名义成分为 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe<sup>[1]</sup>, 是一种近  $\beta$  钛合金, 具有强度高、韧性高、塑性好、淬透性佳、可焊手段多, 焊接性能好等优点, 被广泛应用于军事战斗机、民用航空以及大型运输机等结构件上<sup>[2-5]</sup>。曲凤盛等<sup>[6]</sup>研究发现, 锻造 TC18 钛合金有动态回复和动态再结晶两种软化机制。Li 等<sup>[7]</sup>研究发现, 铸态 TC18 钛合金的软化机制主要为动态回复。陈缙颖等<sup>[8]</sup>研究了轧制态 TC18 钛合金的高温变形行为, 发现其在  $\beta$  单相区发生了  $\beta$  相动态再结晶, 在  $\alpha + \beta$  两相区的针状  $\alpha$  相发生了球化。Jones 等<sup>[9]</sup>发现, 动态回复在 Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr 合金的热变形中起主导性作用。因此, 不同制备工艺对 TC18 钛合金的热变形行为影响较大。

激光增材制造技术是一种利用“离散+堆积”原理实现大型复杂结构件快速近净成形的新型制造技术, 具有无模具、周期短、材料利用率高和成本低等优点<sup>[10-13]</sup>。Liu 等<sup>[14]</sup>研究发现, 激光增材制造 TC18 钛合金过程中产生的粗大柱状晶和连续晶界  $\alpha$  相是导致合金出现低塑性的主要原因。Donoghue 等<sup>[15]</sup>对增材制造 Ti-6Al-4V 进行了原位轧制, 发现很小的变形也能减小  $\beta$  晶粒的尺寸并提高合金的综合性能。Jackson 等<sup>[16]</sup>发现, 在 Ti-10V-2Fe-3Al 合金等温锻造过程中, 高宽比较大的板条状  $\alpha$  相在变形初期会阻碍位错运动, 这提高了合金的力学性能。因此, 引入热变形可以改善激光增材制造 TC18 钛合金综合性能。

本文对激光增材制造 TC18 钛合金进行了单轴等温热压缩实验, 分析了不同温度和应变速率对其流变应力的影响规律, 研究了合金的变形行为, 研究结论为激光增材制造 TC18 钛合金的热变形工艺提供了实验依据。

# 2 实验方法

选用等离子旋转电极雾化方法制备的 TC18 钛合金粉末为原料, 采用激光增材制造系统制备出尺寸为 100 mm×100 mm×30 mm 的试样。在质量分数大于 99.995% 的氩气保护气氛中进行试样制备, 激光功率为 6~8 kW, 扫描速度为 800~1200 mm·min<sup>-1</sup>, 送粉速率为 800~1000 g·h<sup>-1</sup>, 光斑直径为 5~7 mm。沉积结束后, 沿试样增高方向截取尺寸为 10 mm×15 mm 的圆柱体, 如图 1(a) 所示。在美国 Dynamic Systems Inc. 生产的 Gleeble-

3800 型热模拟机上以 10 °C·s<sup>-1</sup> 的升温速率将试样加热至变形温度, 保温 5 min 后进行单轴等温热压缩实验, 变形温度分别为 750, 800, 850, 900 °C, 应变速率分别为 0.001, 0.01, 0.1, 1 s<sup>-1</sup>, 变形量为 60%。热变形过程示意图如图 1(b) 所示, 其中 WQ 表示水冷, 热模拟实验方案见表 1。

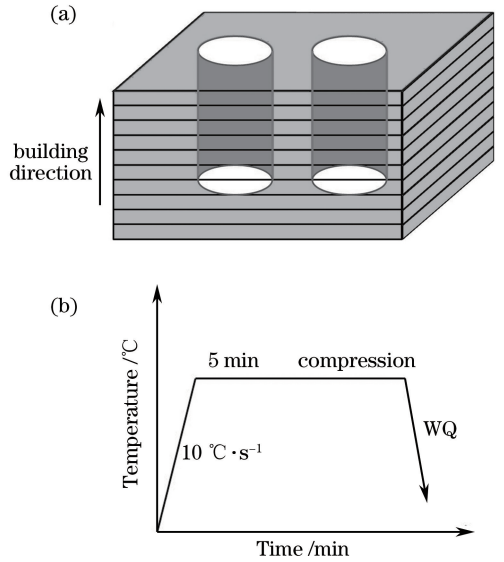


图 1 (a) 取样方向示意图; (b) 热变形过程示意图  
Fig. 1 (a) Schematic of sampling direction; (b) schematic of thermal deformation process

表 1 热模拟实验工艺方案

Table 1 Process scheme in thermal simulation experiment

Sample No.	Temperature / °C	Strain rate / s <sup>-1</sup>	Deformation degree / %
1-1	750	0.001	60
1-2	750	0.01	60
1-3	750	0.1	60
1-4	750	1	60
2-1	800	0.001	60
2-2	800	0.01	60
2-3	800	0.1	60
2-4	800	1	60
3-1	850	0.001	60
3-2	850	0.01	60
3-3	850	0.1	60
3-4	850	1	60
4-1	900	0.001	60
4-2	900	0.01	60
4-3	900	0.1	60
4-4	900	1	60

用金相法测得激光增材制造 TC18 钛合金试样的相变点为 890 °C。试样依次经打磨、抛光和腐蚀

后,采用德国 Leica 公司生产的 Leica-DM4000 型光学显微镜和日本电子公司生产的 JSM-6010LA 型扫描电子显微镜观察试样表面形貌,抛光剂是体积比为 3:1 的  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Cr}_2\text{O}_3$  悬浊液,腐蚀剂是体积比为 1:6:200 的  $\text{HF}$ 、 $\text{HNO}_3$ 、 $\text{H}_2\text{O}$  混合液。试样经电解抛光后,采用日本电子公司生产的 JSM-7100 型扫描电子显微镜进行电子背散射衍射(EBSD)测试,步长为  $4\ \mu\text{m}$ 。

钛合金塑性变形时的加工硬化效应可用峰值应力  $\sigma_p$  表征,动态软化程度用流变应力软化值  $\Delta\sigma$  表征<sup>[17]</sup>,且  $\Delta\sigma = \sigma_p - \sigma_{0.7}$ ,其中  $\sigma_{0.7}$  是钛合金真应变为 0.7 时所对应的应力。

### 3 实验结果

#### 3.1 流变应力-应变曲线

增材制造 TC18 钛合金的流变应力-应变曲线如图 2 所示。可以看出,在不同变形条件下,变形开

始时合金流变应力随着应变的增加而迅速增大,达到峰值以后随应变的增加而减小或趋于稳定。当变形温度为  $750\ \text{℃}$  和  $800\ \text{℃}$  时,合金流变应力达到峰值后持续减小,合金表现为连续动态软化特征。当变形温度为  $850\ \text{℃}$  和  $900\ \text{℃}$  时,合金流变应力在达到峰值后逐渐趋于稳定,合金表现为稳态流变特征。当变形温度和变形量一定时,合金流变应力随应变速率的增大而增大;当应变速率和变形量一定时,合金流变应力随温度的升高而减小。

#### 3.2 加工硬化与动态软化的分析

热变形过程是加工硬化效应与动态软化效应相互竞争的过程<sup>[18]</sup>。在变形开始阶段,位错随着应变增加不断增殖、塞积,位错密度快速增大,位错相互交割加剧,流变应力呈直线增大趋势,此时热变形表现为加工硬化起主导作用;随着应变量的增加,当流变应力达到峰值后,动态软化开始起主导作用,流变应力开始减小或者趋于稳定<sup>[19]</sup>。

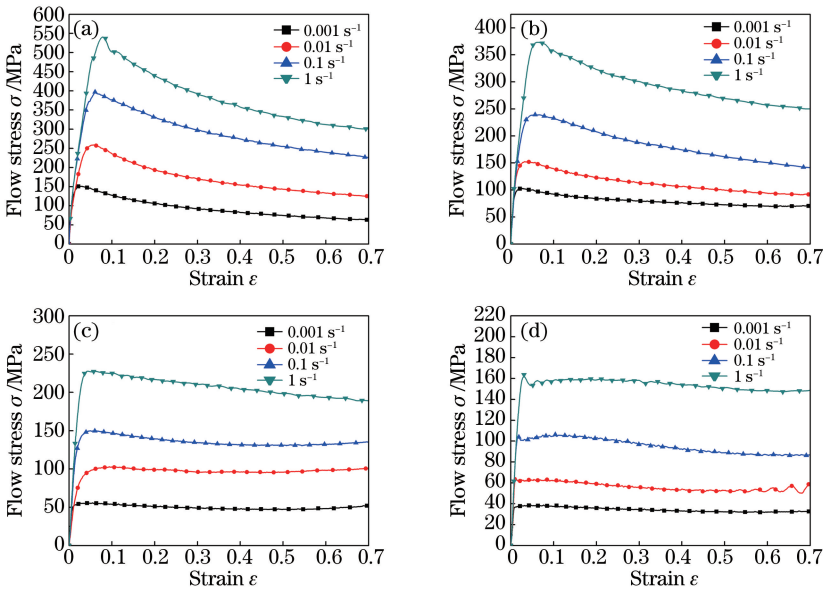


图 2 不同变形温度下的流变应力-应变曲线图。(a)  $750\ \text{℃}$ ; (b)  $800\ \text{℃}$ ; (c)  $850\ \text{℃}$ ; (d)  $900\ \text{℃}$

Fig. 2 Flow stress-strain curves under different deformation temperatures. (a)  $750\ \text{℃}$ ; (b)  $800\ \text{℃}$ ; (c)  $850\ \text{℃}$ ; (d)  $900\ \text{℃}$

不同热变形条件下的激光增材制造 TC18 钛合金的峰值流变应力  $\sigma_p$  和流变应力软化值  $\Delta\sigma$  如图 3 所示。由图 3(a) 可以发现,随着变形温度的增加或应变速率的减小,合金峰值流变应力减小。这是因为当应变速率一定时,温度升高使得位错移动能力增强,位错密度减小;当变形温度一定时,应变速率减小使得位错增值速率减小,位错密度减小<sup>[11]</sup>。因此,增加变形温度及减小应变速率会使加工硬化效率降低,最终表现为峰值流变应力降低。由图 3(b) 可以发现,当变形温度处于  $\alpha + \beta$  两相区时,合金的

软化值远大于变形温度处于  $\beta$  相区时的合金软化值。这主要是由于在  $\alpha + \beta$  两相区变形时,密排六方  $\alpha$  相能限制位错移动,使存储能增加;而在  $\beta$  相区变形时,体心立方  $\beta$  相比密排六方  $\alpha$  相具有更多的滑移系和更大的扩散系数,改变了激光增材制造 TC18 钛合金的动态软化机制<sup>[17]</sup>。

#### 3.3 本构方程的建立

采用 Arrhenius 双曲正弦函数<sup>[20]</sup> 表征激光增材制造 TC18 钛合金的本构关系,不同条件下的表达式为

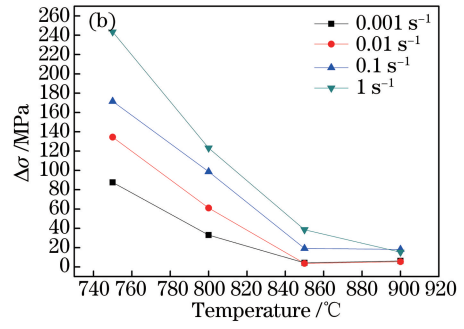
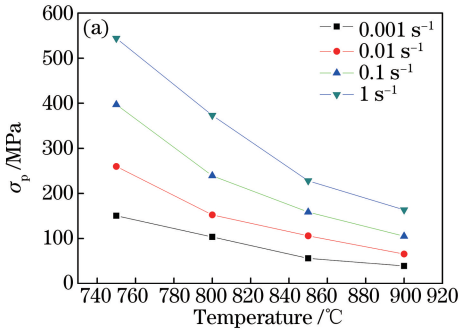


图 3 不同热变形条件下的(a)峰值流变应力和(b)流变应力软化值

Fig. 3 (a) Peak flow stress and (b) softness value of flow stress under different thermal deformation conditions

$$\dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A_1 \sinh(\alpha\sigma)^n, \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A_2 \sigma^{n_1} \quad (\alpha\sigma < 0.8), \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A_3 \exp(\beta\sigma) \quad (\alpha\sigma > 1.2), \quad (3)$$

式中  $\dot{\epsilon}$  为应变速率,  $Q$  为变形激活能,  $\sigma$  为流变应力,  $n, n_1$  为应力指数,  $T$  为变形温度,  $R$  为气体常数,  $A_1, A_2, A_3, \alpha, \beta$  为与材料有关的常数且  $\alpha = \beta/n_1$ .

将(2)式和(3)式两边取对数, 整理后得到

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 - \frac{Q}{RT} + n_1 \ln \sigma, \quad (4)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_3 - \frac{Q}{RT} + \beta\sigma. \quad (5)$$

取不同变形条件下的峰值应力, 峰值流变应力和应变速率之间的关系如图 4 所示。图 4(a)、(b)中的直线斜率平均值分别近似表示  $n_1$  和  $\beta$ , 计算斜率的平均值可得  $n_1 = 5.246155, \beta = 0.0352575$ , 故  $\alpha = 0.00672036$ 。

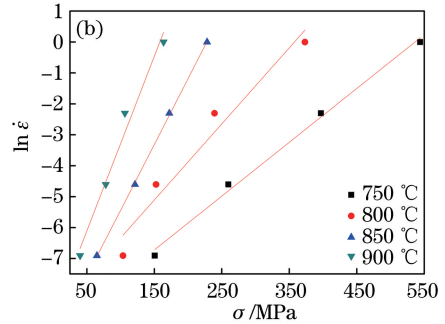
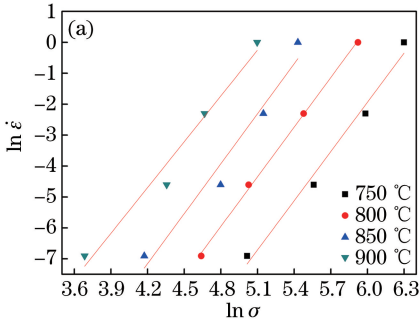


图 4 峰值流变应力和应变速率之间的关系。(a)  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ ; (b)  $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$

Fig. 4 Relationship between peak flow stress and strain rate. (a)  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ ; (b)  $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$

对(1)式两边取对数, 假设热激活能在很小的温度变化范围内保持不变, 可得

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 - \frac{Q}{RT} + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)], \quad (6)$$

对(6)式两边求偏导数, 得

$$Q = R \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \bigg|_T \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \bigg|_\epsilon. \quad (7)$$

将求得的  $\alpha = 0.00672036$  带入(6)式, 再用最小二乘法进行线性回归, 绘制出  $\ln \dot{\epsilon}$  与  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  以及  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  与  $1000/T$  的关系曲线, 如图 5 所示。计算斜率平均值  $\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \bigg|_T = 3.61625$  和  $\frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \bigg|_\epsilon = 15.875$ , 带入(7)式得  $Q =$

$476.8 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ 。  $\ln \dot{\epsilon}$  与  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  的关系曲线的截距为  $\ln A_1 - \frac{Q}{RT}$ , 计算可得  $A_1 = 7.07115 \times 10^{20}$ 。因此, 计算激光增材制造 TC18 钛合金峰值应力时的 Arrhenius 本构方程为

$$\dot{\epsilon} \exp\left(\frac{476.8}{RT}\right) = 7.07115 \times 10^{20} \sinh(0.00672036\sigma)^{3.61625}. \quad (8)$$

Arrhenius 方程是一种唯象型本构关系, 可应用于宏观变形的有限元模拟和工程应用中<sup>[20]</sup>。由于实验选取的变形条件与实验重复次数有限, 因此, 由 Arrhenius 模型预测流变应力的精确度有限。

在(6)、(7)式的推导中, 假定了激活能在很小的

温度范围内不变。实际上,材料变形激活能在不同温度和应变条件下是不同的。因此,实验中求得的激光增材制造 TC18 钛合金的激活能为不同温度峰值应力所对应应变条件下的激活能平均值。实验求得激光增材制造 TC18 钛合金的激活能为

$476.8 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ , 与锻态合金的激活能  $468.904 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ [6] 相近,和轧制态合金的激活能  $288 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ [8] 相差较大。因此,制造工艺不同,其变形激活能有差异,这会导致热加工难易程度不同[21-24]。

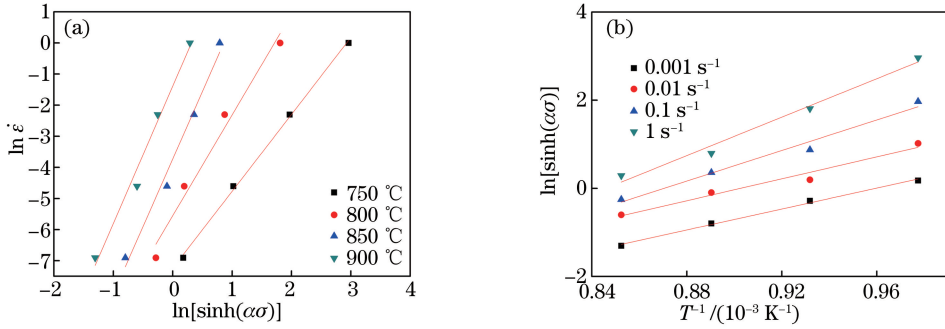


图 5 关系曲线。(a)  $\ln \dot{\epsilon}$  与  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ ; (b)  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  与  $T^{-1}$

Fig. 5 Relationship curves. (a)  $\ln \dot{\epsilon}$ - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ ; (b)  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ - $T^{-1}$

### 3.4 热加工图的构建

热加工图是以热压缩变形实验研究结果为基础,结合动态材料模型,将绘制的塑性变形能量耗散率图、塑性流动失稳图进行叠加而构建的塑性变形加工图[17]。激光增材制造 TC18 钛合金在不同应变条件下基于 Prasad 准则[25]的热加工图如图 6 所示,其中蓝色区域表示失稳区,等高线表示功率耗散因子  $\eta$  随变形温度和应变速率的变化情况。可以看到,随着应变的增加,失稳区将变大。图 6 中有两个

失稳区域、两个功率耗散因子极大值区域和三个功率耗散因子极小值区域。其中,失稳区域:1)变形温度为  $750\sim 810 \text{ }^\circ\text{C}$ 、应变速率为  $0.05\sim 1 \text{ s}^{-1}$ , 2) 变形温度为  $830\sim 880 \text{ }^\circ\text{C}$ 、应变速率为  $0.003\sim 0.056 \text{ s}^{-1}$ ; 功率耗散因子极大值区域:1)变形温度为  $750\sim 760 \text{ }^\circ\text{C}$ 、应变速率为  $0.001\sim 0.002 \text{ s}^{-1}$ , 2) 变形温度为  $830\sim 880 \text{ }^\circ\text{C}$ 、应变速率为  $0.001\sim 0.003 \text{ s}^{-1}$ ; 功率耗散因子极小值区域:1)变形温度为  $750\sim 780 \text{ }^\circ\text{C}$ 、应变速率为  $0.1\sim 1 \text{ s}^{-1}$ , 2) 变形温度为  $780\sim$

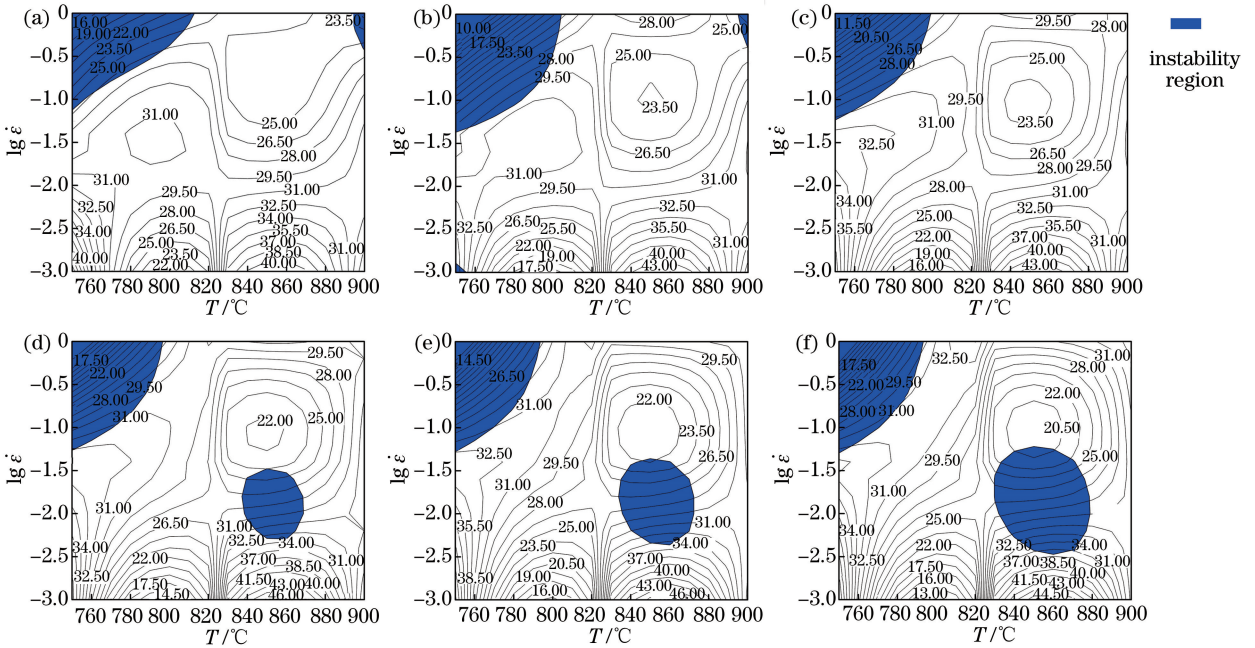


图 6 基于 Prasad 准则的热加工图。(a)  $\epsilon=0.1$ ; (b)  $\epsilon=0.2$ ; (c)  $\epsilon=0.3$ ; (d)  $\epsilon=0.4$ ; (e)  $\epsilon=0.5$ ; (f)  $\epsilon=0.6$

Fig. 6 Thermal working maps based on Prasad criterion. (a)  $\epsilon=0.1$ ; (b)  $\epsilon=0.2$ ;

(c)  $\epsilon=0.3$ ; (d)  $\epsilon=0.4$ ; (e)  $\epsilon=0.5$ ; (6)  $\epsilon=0.6$

820 °C、应变速率为 0.00~0.003 s<sup>-1</sup>, 3) 变形温度为 840~870 °C、应变速率为 0.03~0.3 s<sup>-1</sup>。

## 4 讨 论

### 4.1 软化机制

激光增材制造 TC18 钛合金热变形前后的显微组织如图 7 所示。在热变形前,  $\beta$  晶粒呈柱状或等轴状, 柱状晶与等轴晶交替排列, 晶内为片层状  $\alpha$  相。当温度为 750 °C、应变速率为 0.001 s<sup>-1</sup> 时,  $\beta$  晶粒沿变形方向被拉长, 呈纤维状, 晶界变模糊, 晶内  $\alpha$  相发生较大程度的变形, 由片层状变为杆状和不规则形状, 表现出动态回复特征。这种现象也在 750~850 °C 热变形后的其他试样中被观察到。当应变速率不变, 热变形温度为 800 °C 时,  $\beta$  晶粒呈纤

维状, 中心晶粒变形区域变大,  $\alpha$  相完全变为不规则形状; 当热变形温度为 850 °C 时,  $\beta$  晶粒较清晰, 晶界较易辨认, 晶内  $\alpha$  相等轴化。当温度为 900 °C、应变速率为 0.001 s<sup>-1</sup> 时, 晶界呈锯齿状,  $\beta$  晶粒内部或晶界处出现等轴状小晶粒, 晶内  $\alpha$  相消失, 表现出动态再结晶特征。在  $\dot{\epsilon}=0.001$  s<sup>-1</sup>,  $T=900$  °C 条件下变形后的试样 EBSD 测试结果如图 8 所示, 其中, 蓝色表示已发生动态再结晶的晶粒, 绿色表示变形晶粒。由图可知, 再结晶晶粒的体积分数为 76.7%, 试样在变形过程中发生了明显的动态再结晶。在 900 °C 变形后的其他试样中也观察到明显动态再结晶现象。因此, 当热变形温度位于  $\alpha+\beta$  两相区时, 主要软化机制为动态回复; 当热变形温度位于  $\beta$  单相区时, 主要软化机制为动态再结晶。

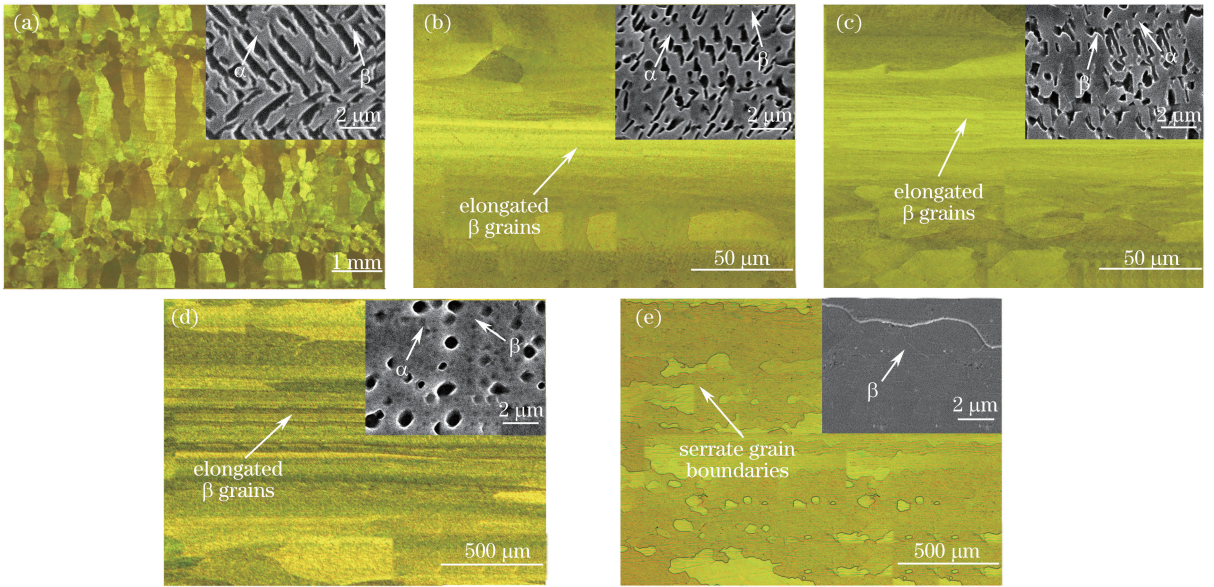


图 7 不同热变形条件下的显微组织。(a) 沉积态; (b)  $\dot{\epsilon}=0.001$  s<sup>-1</sup>,  $T=750$  °C;

(c)  $\dot{\epsilon}=0.001$  s<sup>-1</sup>,  $T=800$  °C; (d)  $\dot{\epsilon}=0.001$  s<sup>-1</sup>,  $T=850$  °C; (e)  $\dot{\epsilon}=0.001$  s<sup>-1</sup>,  $T=900$  °C

Fig. 7 Microstructures under different thermal deformation conditions. (a) As-deposited state; (b)  $\dot{\epsilon}=0.001$  s<sup>-1</sup>,  $T=750$  °C; (c)  $\dot{\epsilon}=0.001$  s<sup>-1</sup>,  $T=800$  °C; (d)  $\dot{\epsilon}=0.001$  s<sup>-1</sup>,  $T=850$  °C; (e)  $\dot{\epsilon}=0.001$  s<sup>-1</sup>,  $T=900$  °C

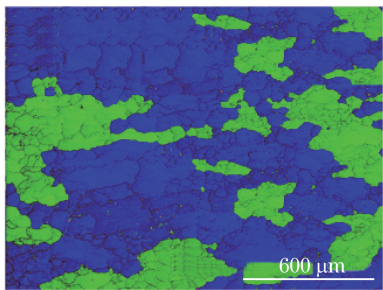


图 8 在  $\dot{\epsilon}=0.001$  s<sup>-1</sup>,  $T=900$  °C 条件下变形后的试样 EBSD 测试结果

Fig. 8 EBSD test results of deformed specimen under condition of  $\dot{\epsilon}=0.001$  s<sup>-1</sup> and  $T=900$  °C

### 4.2 热加工图

热加工图中功率耗散因子的极大值和极小值与不同变形条件下的试样组织有关<sup>[21]</sup>。图 9(a) 所示为激光增材制造 TC18 钛合金变形前的显微组织,  $\alpha$  为片状网篮组织。图 9(b) 所示为功率耗散因子极小值区的显微组织, 片状  $\alpha$  相经过变形呈不规则形状, 这主要是由于螺型位错攀移和刃型位错交滑移, 从而使位错不断相消、重排、多边形化<sup>[18,26]</sup>, 这种从混杂高能态排列向规则低能态排列的转变造成内应力减小, 对外功率耗散减小, 功率耗散因子降减小<sup>[22]</sup>。图 9(c) 所示为功率耗散因子极大值区的显微组织图, 片状  $\alpha$

相转变为弥散分布的等轴状  $\alpha$  相引起了高耗散功率因子<sup>[19,27]</sup>。耗散功率因子越高,表明组织演变耗散的能量所占比例越大,即组织形态变化越大<sup>[21]</sup>。

为了保证工件各部分均能稳定变形,在热变形过程中要避免不同应变下的所有失稳变形区,选择

耗散因子较大区域。因此,激光增材制造 TC18 钛合金高温塑性变形所对应的最佳变形区域有两个,一个区域的变形温度为 830~880 °C、应变速率为 0.001~0.003 s<sup>-1</sup>,另一个区域的变形温度为 750~760 °C、应变速率为 0.001~0.002 s<sup>-1</sup>。

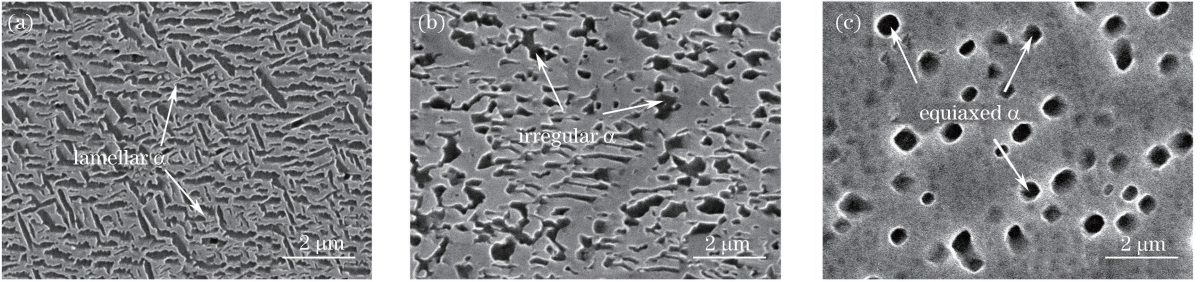


图 9 在不同条件下处理后的试样显微组织。(a)沉积态;(b)  $T=750\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon}=1\text{ s}^{-1}$ ;(c)  $T=850\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon}=0.001\text{ s}^{-1}$

Fig. 9 Microstructures of treated specimen under different conditions. (a) As-deposited state;

(b)  $T=750\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon}=1\text{ s}^{-1}$ ; (c)  $T=850\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon}=0.001\text{ s}^{-1}$

### 4.3 对比分析

激光增材制造 TC18 钛合金与锻态合金<sup>[6]</sup>相比,在相同的变形温度和应变速率下,两者的流变应力-应变曲线变化趋势一致,但激光增材制造 TC18 钛合金具有更大的峰值应力。两种工艺制备的 TC18 钛合金均较容易在低温、高应变速率区域出现失稳变形,失稳范围随应变的增大而增大,且有一个共同的较理想热加工温度区间,为 830~880 °C。但激光增材制造 TC18 钛合金在热加工过程中所需的应变速率较小,区间范围较窄。因此,在实际热加工过程中,激光增材制造 TC18 钛合金需要吨位更大且应变速率控制更加准确的锻压机。

## 5 结 论

通过单轴等温热压缩实验,研究了激光增材制造 TC18 钛合金在不同变形条件下的热变形行为,得到以下结论。

1) 激光增材制造 TC18 钛合金在 750 °C 和 800 °C 变形时表现出连续动态软化特征,在 850 °C 和 900 °C 变形时表现出稳态流变特征。

2) 激光增材制造 TC18 钛合金的激活能为 476.8 kJ·mol<sup>-1</sup>,与锻态合金的激活能接近,大于轧制态合金。

3) 激光增材制造 TC18 钛合金存在动态回复和动态再结晶两种软化机制。

4) 激光增材制造 TC18 钛合金高温塑性变形所对应的最佳变形区域是变形温度为 830~880 °C、应变速率为 0.001~0.003 s<sup>-1</sup>和变形温度为 750~

760 °C、应变速率为 0.001~0.002 s<sup>-1</sup>。

## 参 考 文 献

- [1] Guan J, Liu J R, Lei J F, *et al.* The relationship of heat treatment-microstructures-mechanical properties of the TC18 titanium alloy[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2009, 23(1): 77-82.  
官杰, 刘建荣, 雷家峰, 等. TC18 钛合金的组织 and 性能与热处理制度的关系[J]. 材料研究学报, 2009, 23(1): 77-82.
- [2] Ivasishin O M, Markovsky P E, Matviychuk Y V, *et al.* A comparative study of the mechanical properties of high-strength  $\beta$ -titanium alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 457(1/2): 296-309.
- [3] Sha A X, Wang Q R, Li X W. Research and application of high-strength titanium alloys used in airplane structure[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2004, 28(1): 239-242.  
沙爱学, 王庆如, 李兴无. 航空用高强度结构钛合金的研究及应用[J]. 稀有金属, 2004, 28(1): 239-242.
- [4] Cao C X. Applications of titanium alloys on large transporter[J]. Rare Metals Letters, 2006, 25(1): 17-21.  
曹春晓. 钛合金在大型运输机上的应用[J]. 稀有金属快报, 2006, 25(1): 17-21.
- [5] Wang K, Meng M, Wang H M. Effect of heat treatment and laser multi-track overlapping on microstructure of a laser melting deposition TC18 titanium alloy[J]. Infrared and Laser Engineering, 2010, 39(3): 521-525.  
王堃, 孟牧, 王华明. 热处理及激光多道搭接对激光

- 熔化沉积 TC18 钛合金组织的影响[J]. 红外与激光工程, 2010, 39(3): 521-525.
- [6] Qu F S, Zhou J, Liu X G, *et al.* Constitutive equation and processing map of thermal deformation for TC18 titanium alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2014, 43(1): 120-124.  
曲凤盛, 周杰, 刘旭光, 等. TC18 钛合金热压缩本构方程及热加工图[J]. *稀有金属材料与工程*, 2014, 43(1): 120-124.
- [7] Li C W, Xie H, Mao X N, *et al.* High temperature deformation of TC18 titanium alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2017, 46(2): 326-332.
- [8] Chen T Y, Nie X A, Yi D Q, *et al.* High temperature deformation behavior and processing map of TC18 titanium alloy[J]. *Hot Working Technology*, 2012, 41(21): 24-28.  
陈缙萦, 聂西安, 易丹青, 等. TC18 钛合金高温变形行为与加工图[J]. *热加工工艺*, 2012, 41(21): 24-28.
- [9] Jones N G, Dashwood R J, Dye D, *et al.* Thermomechanical processing of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 490(1/2): 369-377.
- [10] Yang Q, Lu Z L, Huang F X, *et al.* Research on status and development trend of laser additive manufacturing[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2016(12): 26-31.  
杨强, 鲁中良, 黄福享, 等. 激光增材制造技术的研究现状及发展趋势[J]. *航空制造技术*, 2016(12): 26-31.
- [11] Wang H M, Zhang S Q, Wang X M. Progress and challenges of laser direct manufacturing of large titanium structural components[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2009, 36(12): 3204-3209.  
王华明, 张述泉, 王向明. 大型钛合金结构件激光直接制造的进展与挑战[J]. *中国激光*, 2009, 36(12): 3204-3209.
- [12] Liu X X, Cheng X, Wang H M, *et al.* Influence of processing conditions on formation of stray grains in DD5 single-crystal superalloys by laser melting multi-traced deposition[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2017, 44(6): 0602009.  
刘小欣, 程序, 王华明, 等. 不同工艺条件对激光熔化多道沉积 DD5 单晶高温合金杂晶的影响[J]. *中国激光*, 2017, 44(6): 0602009.
- [13] Liu Z W, Cheng X, Li J, *et al.* Heat-processing technology for laser additive manufacturing of 05Cr15Ni5Cu4Nb precipitation-hardening stainless steels[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2017, 44(6): 0602010.  
刘正武, 程序, 李佳, 等. 激光增材制造 05Cr15Ni5Cu4Nb 沉淀硬化不锈钢的热处理工艺[J]. *中国激光*, 2017, 44(6): 0602010.
- [14] Liu C M, Tian X J, Tang H B, *et al.* Microstructural characterization of laser melting deposited Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe near  $\beta$  titanium alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 572: 17-24.
- [15] Donoghue J, Antonysamy A A, Martina F, *et al.* The effectiveness of combining rolling deformation with wire-arc additive manufacture on  $\beta$ -grain refinement and texture modification in Ti-6Al-4V[J]. *Materials Characterization*, 2016, 114: 103-114.
- [16] Jackson M, Jones N G, Dye D, *et al.* Effect of initial microstructure on plastic flow behaviour during isothermal forging of Ti-10V-2Fe-3Al[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 501(1/2): 248-254.
- [17] 李森泉, 李宏, 罗皎. 钛合金精密锻造[M]. 北京: 科学出版社, 2016: 43-53.
- [18] Zhao J, Zhong J, Yan F, *et al.* Deformation behaviour and mechanisms during hot compression at supertransus temperatures in Ti-10V-2Fe-3Al [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 710: 616-627.
- [19] Li X. Research on hot deformation behavior and optimization of forging process of titanium alloy TC11 [D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2008: 29-31.  
李鑫. TC11 钛合金的热态变形行为及其锻造工艺优化研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2008: 29-31.
- [20] Sellars C M, McTegart W J. On mechanism of hot deformation[J]. *Acta Metallurgica*, 1966, 14(9): 1136-1138.
- [21] Prasad Y V R K, Gegel H L, Doraivelu S M, *et al.* Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: Forging of Ti-6242 [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1984, 15(10): 1883-1892.
- [22] Zu L G. Hot deformation behavior and processing map of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy[D]. Changsha: Central South University, 2012: 38-51.  
祖利国. Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 近  $\beta$  钛合金的热变形行为及加工图研究[D]. 长沙: 中南大学, 2012: 38-51.
- [23] Prasad Y V R K. Author's reply: Dynamic materials model: Basis and principles[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1996, 27(1): 235-236.
- [24] Prasad Y V R K, Sastry D H, Deevi S C. Processing maps for hot working of a P/M iron aluminide alloy [J]. *Intermetallics*, 2000, 8(9/10/11): 1067-1074.
- [25] Prasad Y V R K. Recent advances in the science of mechanical processing[J]. *Indian Journal of*



- Technology, 1990, 28(6/7/8): 435-451.
- [26] Hu G X, Cai X, Rong Y H. Fundamentals of materials science[M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2010: 191-216.  
胡庚祥, 蔡珣, 戎咏华. 材料科学基础[M]. 上海: 上海交通大学出版社, 2010: 191-216.
- [27] Chen H Q, Cao C X. Characterization of hot deformation microstructures of alpha-beta titanium alloy with equiaxed structure[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(3): 503-509.