

# 退火处理及沉积方向对激光沉积 TA15 钛合金组织和性能的影响

杨 光, 王文东, 钦兰云, 李长富, 任宇航, 王 维

(沈阳航空航天大学 航空制造工艺数字化国防重点学科实验室, 辽宁 沈阳 110136)

**摘 要:**以 TA15 钛合金粉末为原料,利用激光沉积制造方法制备 TA15 钛合金拉伸试样厚壁件。通过光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)和 X 射线衍射(XRD)等方法研究退火温度及沉积方向对 TA15 钛合金组织、拉伸性能的影响,以及  $\alpha$  相变形机制。结果表明:随着退火温度升高,显微组织中  $\alpha$  相长宽比呈上升趋势;激光沉积成形 TA15 钛合金厚壁件在沉积和垂直沉积方向上的力学性能存在差异,沉积方向上的抗拉强度明显均低于垂直沉积方向上的抗拉强度;柱状晶晶界对  $\alpha$  片层的受力变形有一定的阻碍作用; $\alpha$  片层通过挤压变形和滑移变形两种机制发生变形或断裂;2 种方向上拉伸断裂方式不同,沿沉积方向上断裂为韧性断裂,沿垂直沉积方向上断裂为半解理半韧性断裂。

**关键词:**激光沉积制造;TA15 钛合金;退火温度;显微组织;各向异性

**中图分类号:** TG146.2\*3

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2016)12-3295-07

TA15 钛合金是我国自主研发的一种可在 500 °C 长时间工作的高铝当量的典型近  $\alpha$  型钛合金,名义成分为 Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V。该合金为中等强度级别钛合金,具有良好的塑性,在高温下具有较高的抗蠕变强度和持久强度,具有优良的焊接和热稳定性能,且是一种热敏感型和速率敏感型材料,因而成为航空航天领域的重要结构材料之一<sup>[1-3]</sup>。激光沉积制造技术(Laser Deposition Manufacturing, LDM)是一种兴起于 20 世纪 80 年代新型的先进制造技术<sup>[4]</sup>。该技术具有可靠的应用前景。但相比锻造或铸造成形方法而言,激光沉积成形件的力学性能存在各向异性。钛合金的显微组织与其存在着密切联系,例如,条状组织通常具备良好的断裂韧性和抗蠕变性能;而等轴组织则具有优异的塑性变形及抗疲劳裂纹萌生能力<sup>[5,6]</sup>。热处理工艺是改善钛合金显微组织以提高其力学性能的常用方法,在热处理过程中,可能出现的合金相较多,常见的有初生  $\alpha$  相,次生  $\alpha$  相,以及  $\beta_T$  转变组织等;显微组织形貌也呈现出针状、板条状、等轴状等复杂的形貌<sup>[7]</sup>。在不同温度区间和不同冷却速度下热处理组织与性能差别很大<sup>[8-11]</sup>。

相比传统锻造和铸造工艺,采用激光沉积成形工艺生产的 TA15 钛合金组织与性能具有明显不同。TA15 钛合金的锻造和锻后热处理组织变化与再结晶有关,激光熔化沉积 TA15 钛合金退火时虽然不发生再结晶,但可通过  $\beta \rightarrow \alpha$  相变来调节  $\alpha$  和  $\beta$  相组成、数量和形态,

从而优化组织与性能<sup>[12]</sup>。席明哲<sup>[13]</sup>研究发现,激光快速成形 TA15 钛合金随着退火温度的升高,粗大  $\beta$  晶内的初生  $\alpha$  相板条体积分数减少,而  $\beta$  转变组织体积分数增加;张小红<sup>[14]</sup>研究表明,激光立体成形 TA15 合金退火态试样具有良好的综合拉伸性能,达到了锻件退火态的拉伸性能标准;Vrancken<sup>[15]</sup>研究指出,热处理能使选区激光熔化 Ti-6Al-4V 合金的机械性能得到明显优化。目前,TA15 钛合金激光沉积成形件的热处理制度仍不完善,热处理工艺参数并不完整,组织演化机制及力学性能的各向异性等问题仍需进一步研究。

TA15 钛合金激光沉积成形件力学性能各向异性的研究较少,且对显微组织变形机理和拉伸断裂机理分析不足,鲜有报道。因此,本研究重点研究了退火温度对激光沉积成形 TA15 钛合金显微组织及力学性能的影响,并对其断裂机理及  $\alpha$  相变形机理进行了深入分析和总结,以期完善热处理工艺,提高激光沉积制造 TA15 钛合金零件的综合性能提供参考。

## 1 实 验

TA15 钛合金激光沉积成形实验通过激光沉积制造系统完成,该系统包括:半导体激光器、载气式送粉器、四路同轴送粉头、冷水机、惰性气氛保护箱、氧分析仪等。TA15 钛合金粉末化学成分见表 1,基材为 TA15 钛合金锻造厚板件。

收稿日期: 2015-12-20

基金项目: 国家自然科学基金(51505301, 51305280, 51375316); 辽宁省自然科学基金(2015020118)

作者简介: 杨 光,男,1978 年生,博士,副教授,沈阳航空航天大学航空制造工艺数字化国防重点学科实验室,辽宁 沈阳 110136,电话: 024-89723852, E-mail: yangguang@sau.edu.cn

采用短边单向往复扫描方式分别沉积出 2 个高度不同的厚壁件（见图 1）。为方便实验，采用同一沉积方向沉积成形，然后通过不同方向取样研究沉积方向对力学性能的影响。图 1a 为沿沉积方向（Z 方向）取样，此方向上拉伸试样受力方向为 Z 方向；图 1b 为垂直沉积方向（XY 方向）取样，此方向上拉伸试样受力方向为 XY 方向。每种厚壁件分别切取出 4 组热处理试验件，退火工艺（如图 2 所示）选取 800、850、900 和 950 °C 4 个温度，在各个温度下保温 2 h，空冷。

退火后从 TA15 钛合金不同方向厚壁件上切取并制备拉伸试样，每个热处理厚壁件取 3 个拉伸试样件，

研究退火温度对 TA15 钛合金拉伸性能各向异性的影响，拉伸试样尺寸示意图如图 3 所示。

金相试样包括退火金相试样和断口金相试样（图 4，剖面线面为金相制取面），试样经镶嵌、预磨和抛光后，金相试样采用 Kroll 腐蚀剂（HF-HNO<sub>3</sub>-H<sub>2</sub>O 体积比为 1:6:7）进行腐蚀。采用 GX51 OLYMPUS 光学金相显微镜（OM）和 ZEISS SIGMA 扫描电子显微镜对金相试样及断口进行组织分析；通过 Nano Measurer 软件对显微组织照片 α 相的长宽比进行尺寸测量；采用 INSTRON5982 电子万能试验机测试力学性能。

表 1 TA15 钛合金粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of TA15 Ti alloy powder (ω/%)

Al	Mo	Si	V	Zr	Fe	C	O	N	H	Ti
6.7	1.7	0.02	2.3	2.1	0.04	0.01	0.11	0.01	0.003	Bal.

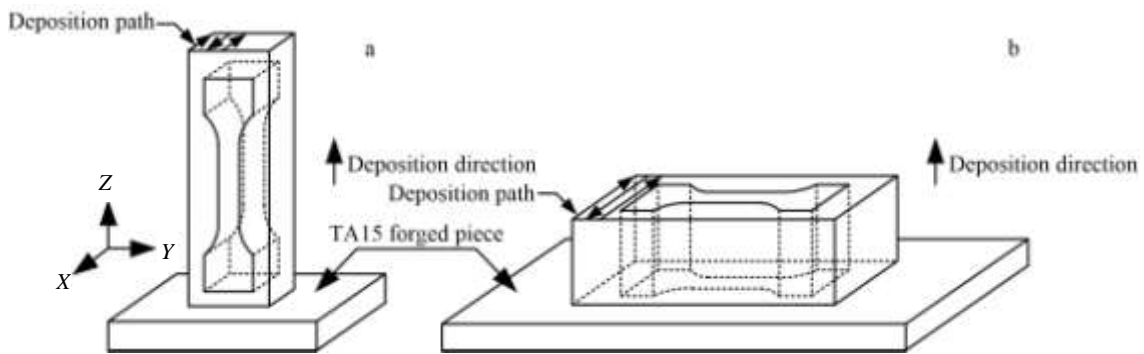


图 1 拉伸试样取样示意图

Fig.1 Schematic diagram of tensile specimen sampling: (a) deposition direction and (b) vertical deposition direction

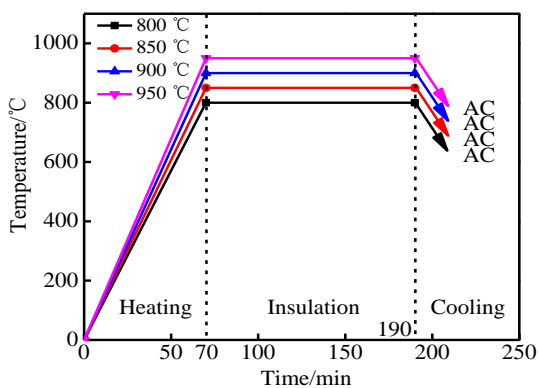


图 2 退火处理工艺路线

Fig.2 Annealing route

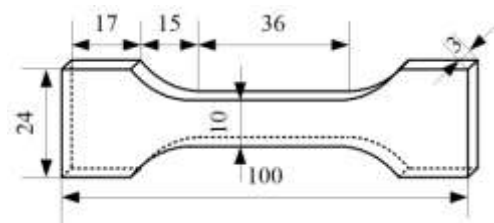


图 3 激光沉积制造 TA15 钛合金板状拉伸试样尺寸

Fig.3 Dimensions of tensile specimen of LD Med TA15 titanium alloy

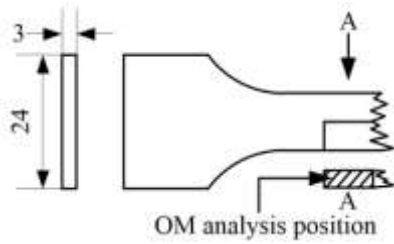


图 4 取样及显微组织分析位置示意图

Fig.4 Schematic diagram of sample cutting and OM analysis position

## 2 结果及讨论

### 2.1 组织分析

激光沉积制造 TA15 钛合金沉积态和退火态的显微组织如图 5 所示。如图 5a 所示，沉积态 TA15 钛合金具有典型的  $\alpha$  片层组织，在初生  $\beta$  柱状晶晶界处存在晶界  $\alpha$  丛。图 5b~5e 为经过退火处理试样的显微组织，由于 Mo、V 等对  $(\alpha+\beta)/\beta$  相变点具有强烈的降低作用，造成  $\alpha+\beta$  两相区较窄，使得随着退火温度的升高显微组织发生明显变化。退火温度为 800 °C 时，大部分  $\alpha$  相以  $\alpha$  片层或  $\alpha$  丛形式存在， $\alpha$  片层组织具有较大的长宽比，局部区域  $\alpha$  相长宽比较小。当退火温度达到 850 °C 时，此时的  $\alpha$  相和  $\beta$  转

变组织因生长的各向异性而被破碎，被长宽比较大、生长速度较快的  $\alpha$  相所截断，由原来的层片状变为短棒状，整体呈网篮组织特征。如图 5c 所示，在  $\alpha$  片层间可明显发现  $\beta$  转变组织增多。退火温度为 900 °C 时， $\beta$  转变组织总体呈增多趋势，由于  $\alpha$  相的各向异性生长，大部分  $\alpha$  相被截断，部分出现  $\alpha$  相短粗片丛。退火温度为 950 °C 时，形成针状  $\alpha'$  片层组织，长宽比较大，说明当温度为 950 °C 时达到  $\beta$  单相区，冷却时  $\beta$  相全部转变为针状  $\alpha'$  片层组织。

图 6 为不同退火温度下 TA15 钛合金的 XRD 图谱。退火温度为 800 °C 时，存在大量  $\alpha$  相衍射峰 ( $\alpha$  (002),  $\alpha$  (101),  $\alpha$  (103) 等)，存在少量  $\beta$  相衍射峰 ( $\beta$  (211))。当退火温度达到 850 °C 时， $\alpha$  相和  $\beta$  相衍射峰均开始增强，除了  $\beta$  相 (211) 之外，还出现了  $\beta$  相 (110) 衍射峰， $\alpha$  (101) 衍射峰增强，且出现了  $\alpha$  (100) 衍射峰。退火温度为 900 °C 时， $\alpha$  (002) 衍射峰增强， $\beta$  相衍射峰增多，出现  $\beta$  相 (220) 衍射峰。当退火温度为 950 °C 时，仅剩  $\beta$  (211) 衍射峰。这与图 5 中各退火温度显微组织变化一致。

### 2.2 室温拉伸力学性能

沉积成形的两种方向上 TA15 厚壁件，其经不同温度退火处理后，力学性能如图 7 所示，由于激光沉积成形造成力学性能各向异性，导致沿 Z 方向和 XY 方向上的力学性能均存在差异：XY 方向的抗拉强度均明显高于 Z 方向，最大差值达 70 MPa。XY 方向的  $\sigma_b$  曲线呈倒“V”型，随着退火温度的升高， $\sigma_b$  先升高，后降低；Z 方向的  $\sigma_b$  曲线整体呈现上升趋势，而 Z

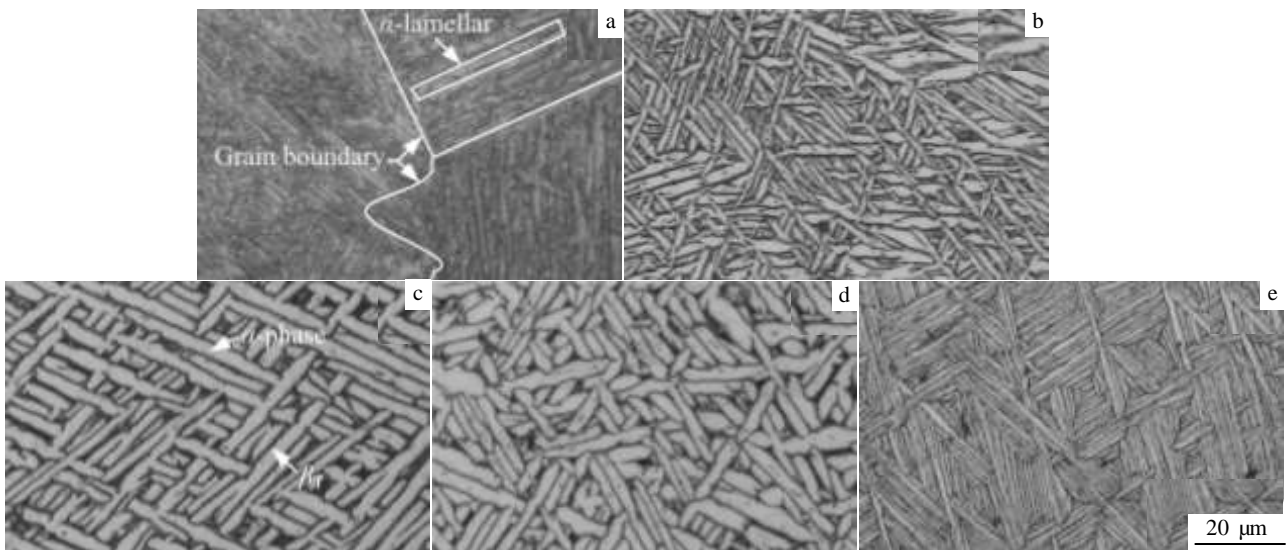


图 5 激光沉积制造 TA15 钛合金沉积态及退火态显微组织

Fig.5 OM micrographs of LDMed TA15 titanium alloy: (a) no annealing, (b) 800 °C, (c) 850 °C, (d) 900 °C, and (e) 950 °C

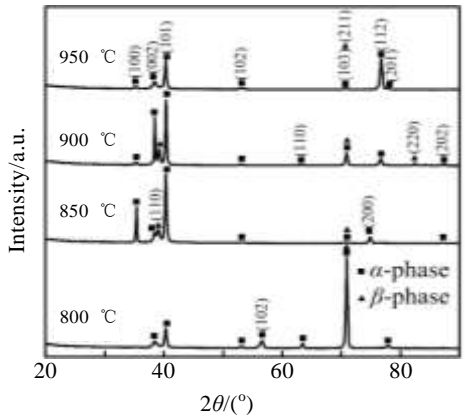


图 6 激光沉积制造 TA15 钛合金不同退火温度下的 XRD 图谱  
Fig.6 XRD patterns of LDMed TA15 titanium alloy at different annealing temperatures

方向的断面收缩率和延伸率均比 XY 方向的较高, 且延伸率相差较大。在 950 °C 时,  $\alpha$  相和  $\beta$  相比比例失衡, 这也是导致在该温度条件下延伸率降低的主要原因之一<sup>[16]</sup>。

图 8 为拉伸断口截面显微组织照片, 可以看出, 两种方向上施加载荷,  $\alpha$  片层组织均被不同程度拉长, 且越靠近拉伸断口表面现象越明显, 在断口断面附近,  $\alpha$  片层组织与试样的断口表面近乎垂直, 试样在断裂前发生严重的塑性变形。Z 方向上  $\alpha$  相的变形程度较 XY 方向严重,  $\alpha$  片层的长宽比发生明显变化, 部分  $\alpha$  片层已发生断裂,  $\alpha$  丛整体受力伸长,  $\alpha$  相整体由近正交向伸长合拢转变; 而 XY 方向上  $\alpha$  相变形相对较小, 部分  $\alpha$  丛或  $\alpha$  片层直接被拉断。由于大部分  $\alpha$  片层或  $\alpha$  丛交错排列,  $\alpha$  片层或  $\alpha$  丛在受力发生变形

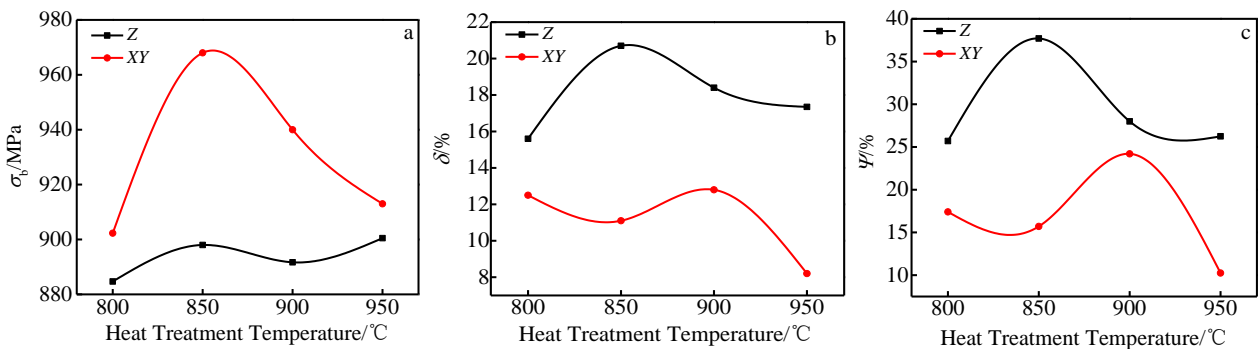


图 7 激光沉积制造 TA15 钛合金拉伸力学性能随退火温度变化曲线

Fig.7 Variation curves of tensile strength (a), elongation (b), and reduction in area (c) for LDMed TA15 titanium alloy

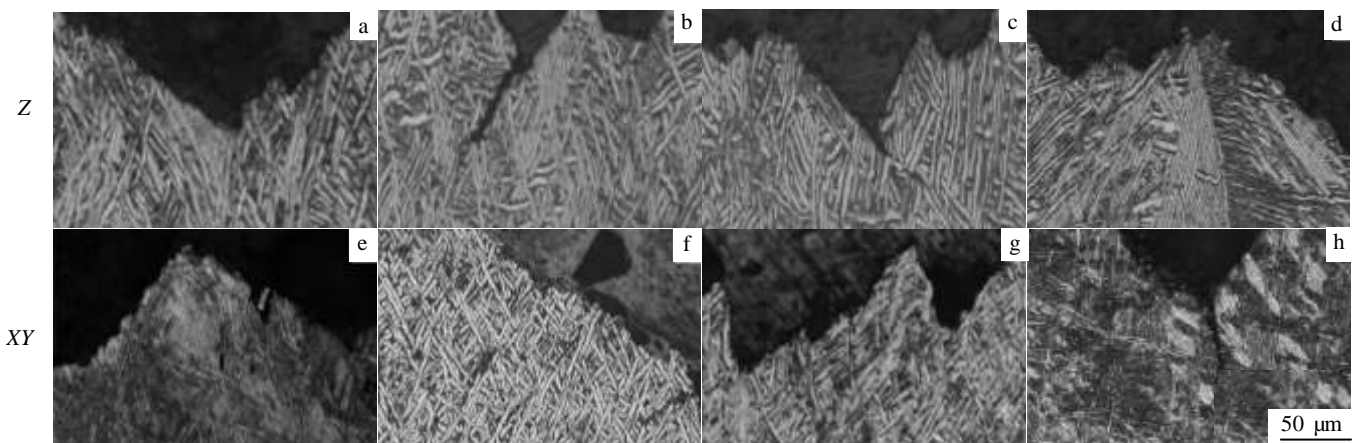


图 8 激光沉积制造 TA15 钛合金拉伸断口组织

Fig.8 Microstructures near tensile fracture of LDMed TA15 titanium alloy at different annealing temperatures: (a, e) 800 °C, (b, f) 850 °C, (c, g) 900 °C, and (d, h) 950 °C

时,会受到与拉伸力方向近似垂直的  $\alpha$  片层或  $\alpha$  丛的阻力,这也是  $\alpha$  片层或  $\alpha$  丛的变形方向与拉伸力产生一定角度的原因,部分  $\alpha$  片层由于接近垂直于拉伸力方向,因此受力变宽,受到其他  $\alpha$  片层或  $\alpha$  丛挤压容易发生断裂,长宽比减小。

2.2.1  $\alpha$  相变形机制

通过观察拉伸断口截面附近的显微组织 (图 8) 可以发现,  $\alpha$  丛的受力变形机制可大致总结为两种: 挤压变形机制 (图 9) 和滑移变形机制 (图 10)。

$\alpha$  丛的挤压变形过程可大致分为 3 个阶段: 伸长阶段、挤压变形阶段和断裂阶段 (如图 9 所示)。伸长阶段是受力沿着  $\alpha$  丛的整体方向开始滑移伸长; 挤压变形阶段是指受到其他方向不同  $\alpha$  丛自身受力伸长的同时,开始对阻止其变形的  $\alpha$  丛进行挤压,此时产生变形; 当其他方向的  $\alpha$  丛挤压变形达到韧性极限时,此时被挤压变形的  $\alpha$  丛发生断裂。从图 8 中可以观察到大量弯曲的  $\alpha$  丛或  $\alpha$  片层组织可得到证明。

$\alpha$  丛的滑移变形机制如图 10 所示,其变形过程为: 拉伸力作用时,垂直于拉伸力方向走向的  $\alpha$  组织或  $\alpha$  丛整体阻碍拉伸进行,而在  $\alpha$  组织或  $\alpha$  丛内部中各层片之间受拉伸力影响,  $\alpha$  丛内的各个  $\alpha$  片层受力

逐渐变宽并相互脱离; 与拉伸力成一定角度的  $\alpha$  片层或  $\alpha$  丛在拉伸力的作用下被拉长,  $\alpha$  片层相互脱离,长宽比逐渐变大,对垂直的  $\alpha$  片层进行挤压,导致最后变形或断裂,其自身达到韧性极限时也发生断裂。

2.2.2 力学性能各向异性分析

图 7 表明,沿 Z 方向和 XY 方向上的抗拉强度、延伸率和断面收缩率均存在一定的差异,即力学性能的各向异性,造成这种现象的原因在于: Z 方向和 XY 方向上的晶界数量的不同,造成晶界强化的效果不同。短边单向往复扫描方式激光沉积成形的 TA15 钛合金厚壁件,由于采用单向扫描,因此各沉积层扫描路径相同。在连续的激光沉积过程中,上一沉积层的柱状晶顶部熔化并形成熔池,使得柱状晶得以外延凝固生长,最终形成如图 11a 所示的贯穿多个沉积层的柱状晶组织<sup>[17]</sup>。在退火处理过程中,激光沉积成形的 TA15 钛合金不会发生再结晶,因此初生柱状晶依然存在。Z 方向和 XY 方向断口处,以及退火处理静态的  $\alpha$  相长宽比如图 11b 所示。可以看出,当在 Z 方向施加拉伸力  $F$  时,由于此方向上基本不存在晶界,且柱状晶内部  $\alpha$  相的变形阻力主要来源于其他方向的  $\alpha$  相,因此  $\alpha$  相较退火处理静态的长宽比明显增

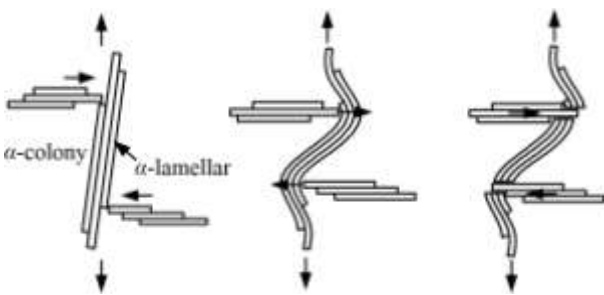


图 9 挤压变形机制示意图

Fig.9 Schematic diagram of extrusion deformation mechanism

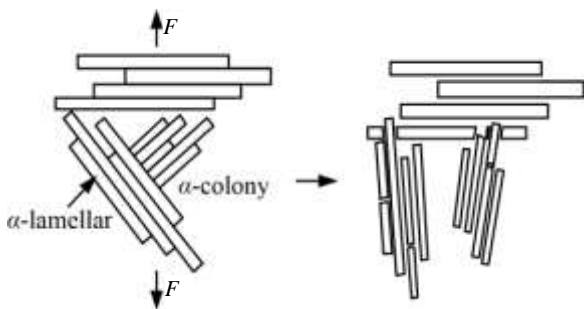


图 10 滑移变形机制示意图

Fig.10 Schematic diagram of slip deformation mechanism

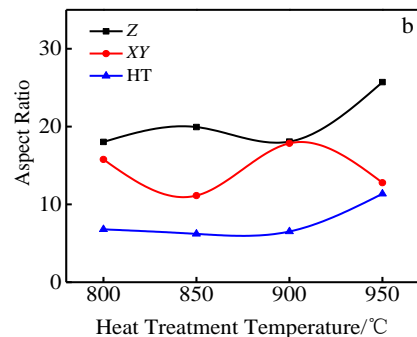
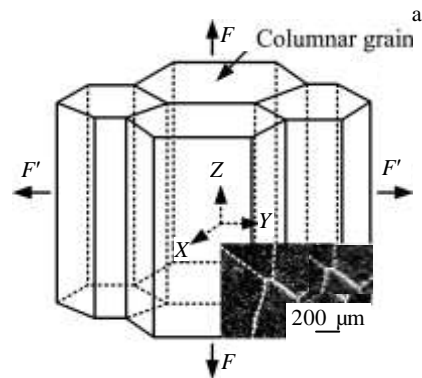


图 11 柱状晶受力分析和显微组织及  $\alpha$  相长宽比

Fig.11 Stress analysis and OM image of columnar crystals (a) and aspect ratio of  $\alpha$  phase (b)

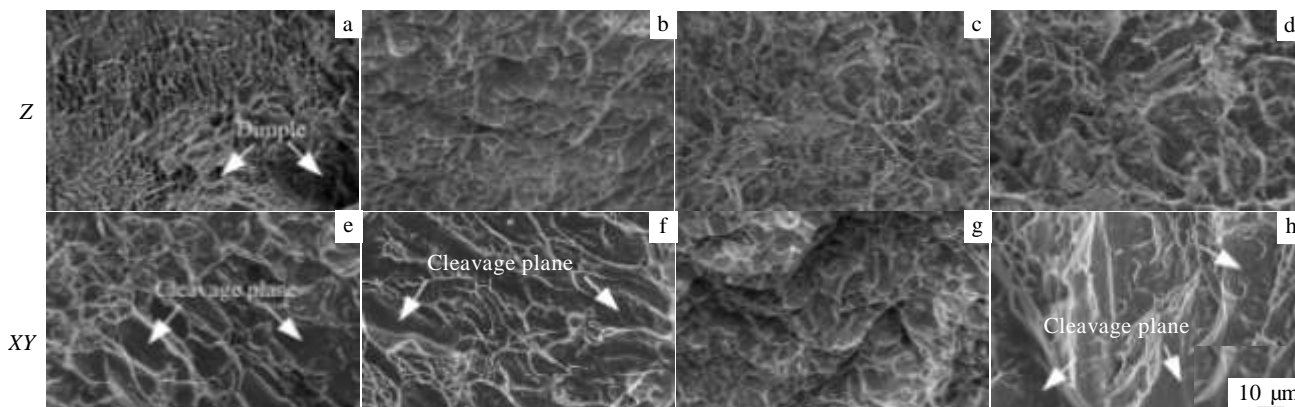


图 12 激光沉积制造 TA15 钛合金拉伸断口形貌

Fig.12 SEM images of the tensile fractographs of LDMed TA15 titanium alloy at different annealing temperatures: (a, e) 800 °C, (b, f) 850 °C, (c, g) 900 °C, and (d, h) 950 °C

大。当在 XY 方向施加拉伸力  $F$  时，此方向与柱状晶生长方向垂直，因此存在大量柱状晶晶界， $\alpha$  相的变形阻力除了来源于其他方向的  $\alpha$  相外，还包括柱状晶的晶界。通过图 11b 发现，XY 方向上  $\alpha$  相的长宽比低于 Z 方向的  $\alpha$  相长宽比，说明柱状晶晶界对  $\alpha$  相的变形产生一定的阻碍作用，并且引起柱状晶内部  $\alpha$  相塞集，最终导致 XY 方向上  $\alpha$  相的长宽比变化较小。退火处理静态的  $\alpha$  相长宽比曲线（HT 曲线）随着退火温度的升高而增大，而 Z 方向和 XY 方向上断口处的  $\alpha$  相长宽比曲线（Z 曲线和 XY 曲线）走势与伸长率曲线（图 7b）走势相同，说明宏观的塑性性能与微观的  $\alpha$  相塑性有关。同时可知，退火处理的温度对两种方向上  $\alpha$  相的长宽比均有不同程度影响。

### 2.3 拉伸断口

图 12 为激光沉积 TA15 钛合金拉伸断口形貌的扫描照片。其中，图 12a~12d 为 Z 方向不同退火温度下拉伸断口；图 12e~12h 为 XY 方向不同退火温度下拉伸断口。可以看出，两种方向上存在不同断裂机制：Z 方向的拉伸断口上布满韧窝，说明在 Z 方向上拉伸断裂机制为韧性断裂；而 XY 方向的断口上同时存在台阶式花样和解理面，台阶上同时存在韧窝，说明断裂机制为半解理半韧性断裂。如图 12a~12d 所示，随着退火温度的升高，Z 方向的拉伸断口上的韧窝变得粗大，较低退火温度的韧窝反而致密，并且韧窝形态发生明显变化，韧窝起伏程度变得更大，说明韧性变大，这与图 7 中拉伸力学性能测试结果所吻合。如图 12e~12h 所示，XY 方向上拉伸试样的断口上同样布满韧窝，但是同时存在台阶式花样和解理面（如箭头所示），台阶上同时存在韧窝，随着退火温

度的升高，韧窝形态变化不大，韧窝起伏程度变小，解理面变大，韧性降低。两种不同的断裂机制导致力学性能出现差异，这与图 7 中力学性能测试结果一致。

## 3 结 论

1) 激光沉积成形的 TA15 钛合金厚壁件，热处理后的拉伸力学性能具有各向异性，垂直沉积方向上的抗拉强度均明显高于沉积方向上的抗拉强度，而沉积方向上的断面收缩率和延伸率明显高于垂直沉积方向。

2)  $\alpha$  相中  $\alpha$  丛的受力变形机制可大致总结为挤压变形机制和滑移变形机制，两种机制导致  $\alpha$  相的变形和断裂。

3) 柱状晶晶间与晶内强度存在一定差异，柱状晶晶界对  $\alpha$  相的受力变形有一定的阻碍作用，退火处理对初生柱状晶影响较小。

4) 激光沉积 TA15 钛合金 2 种方向上拉伸断裂机制不同，沉积方向上断裂机制为韧性断裂，而垂直沉积方向上断裂机制为半解理半韧性断裂。

### 参考文献 References

[1] Ouyang Delai(欧阳德来), Lu Shiqiang(鲁世强), Huang Xu(黄旭) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(8): 1539

[2] Yao Pengpeng(姚彭彭), Li Ping(李萍), Li Chengming(李成铭) *et al. Rare Metals and Cemented Carbides*(稀有金属与硬质合金)[J], 2015, 43(1): 46

[3] Li Xingwu(李兴无), Sha Aixue(沙爱学), Zhang Wangfeng(张旺峰) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2003,

- 20(4-5): 90
- [4] Nobuki M, Hashimoto K, Tsujimoto K *et al. J Jpn I Met*[J], 1986, 50(9): 840
- [5] Leyens C, Peters M. *Titanium and Titanium Alloys*[M]. Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co, 2003: 1
- [6] Donachie M J. *Titanium: A Technical Guide* (2nd Edition)[M]. USA: ASM International, 2000: 1
- [7] Zhu Jingchuan(朱景川), He Dong(何 东), Yang Xiawei(杨夏炜) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(2): 382
- [8] Li Shikai(李士凯), Hui Songxiao(惠松晓), Ye Wenjun(叶文君) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(5): 786
- [9] Filip R, Kubiak K, Ziaja W *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2003, 133(1-2): 84
- [10] Zhu Jingchuan(朱景川), Wang Yang(王 洋), You Fenghai(尤逢海) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2007, 28(S1): 106
- [11] Liu Yong(刘 勇), Zhu Jingchuan(朱景川) *et al. Mechanics of Materials*(材料力学)[J], 2008, 40(10): 792
- [12] Xie Xuxia(谢旭霞), Zhang Shuquan(张述泉), Tang Haibo(汤海波) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(9): 1510
- [13] Xi Mingzhe(席明哲), Gao Shiyu(高士友). *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2012, 39(1): 92
- [14] Zhang Xiaohong(张小红), Lin Xin(林 鑫), Chen Jing(陈 静) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(1): 141
- [15] Vrancken Bey, Thijs Lore, Kruth Jean-Pierre *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2012, 541: 177
- [16] Sun Qianjiang(孙前江), Wang Gaochao(王高潮). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(7): 1708
- [17] Xi Mingzhe(席明哲), Gao Shiyu(高士友), Liu Bo(刘 博) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(2): 445

## Effect of Annealing Treatment and Deposition Direction on Microstructures and Mechanical Properties of Laser Deposition Manufactured TA15 Titanium Alloy

Yang Guang, Wang Wendong, Qin Lanyun, Li Changfu, Ren Yuhang, Wang Wei

(Key Laboratory of Fundamental Science for National Defence of Aeronautical Digital Manufacturing Process, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

**Abstract:** TA15 titanium alloy bulk specimens were prepared by laser deposition. The effect of annealing treatment and deposition direction on the microstructure characteristics, the tensile properties and alpha phase deformation mechanism has been studied by OM, SEM and XRD. The results show that the aspect ratio of alpha phase rises with the increase of annealing temperature. The mechanical properties in the deposition direction are different from those in the vertical deposition direction. The tensile strength in the deposition direction is obviously lower than that in the vertical direction. Columnar grain boundary hinders alpha lamellar distortion. Alpha lamellar along the deposition direction deforms or fractures by extrusion and slippage. Different directions have their unique tensile fracture modes, which are ductile fracture along the deposition direction and semi-cleavage-ductile fracture along the vertical deposition direction.

**Key words:** laser deposition manufacturing; TA15 titanium alloy; annealing temperature; microstructure; anisotropy

---

Corresponding author: Yang Guang, Ph. D., Associate Professor, Key Laboratory of Fundamental Science for National Defence of Aeronautical Digital Manufacturing Process, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, P. R. China, Tel: 0086-24-89723852, E-mail: yangguang@sau.edu.cn