

激光沉积 TA15 钛合金退火处理工艺 及网篮组织变形机制

杨 光, 王文东, 钦兰云, 任宇航, 李长富, 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 钛合金球形粉末为原料, 采用激光沉积制造技术制备 TA15 钛合金厚壁件。通过光学显微镜 (OM)、扫描电子显微镜 (SEM) 等方法研究了 $\alpha+\beta$ 两相区退火处理对 TA15 钛合金室温拉伸性能和显微组织的影响, 并对网篮组织在拉伸过程中的变形机制进行讨论。结果表明: 经 $\alpha+\beta$ 两相区不同温度退火后, 显微组织为网篮组织或近网篮组织, 退火温度对 α 相的形貌尺寸具有明显影响; 退火后力学性能仍表现出方向上的各向异性: 沉积方向上强度较低、塑性较好, 而垂直沉积方向上强度高、塑性较差; 粗大的层带区组织滑移变形具有“开路”作用, 而柱状晶晶界对 α 相的滑移产生一种“固定”作用; 显微硬度值随退火温度升高变化不大, 显微硬度值受 α 相含量影响; 网篮组织中的 α 片层组织在应力的作用下由原来近似正交方向逐渐向近似平行于应力方向变形, α 片层组织的交错排列导致滑移变形时互相产生阻力; $\alpha+\beta$ 两相区退火处理后的 2 种方向上断口形貌相似, 断裂方式相同, 均为韧性断裂。

关键词: 激光沉积制造; $\alpha+\beta$ 两相区; 退火处理; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.2⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)07-1935-08

TA15 钛合金是一种高 Al 当量的近 α 型钛合金, 具有中等室温和高温强度, 良好的热稳定性和焊接性能, 该合金的抗应力、抗腐蚀能力、强度、断裂韧性、疲劳极限均略高于 TC4 合金^[1-3]。TA15 钛合金既具有 α 型钛合金良好的热强性和可焊接性, 又具有 $\alpha+\beta$ 型钛合金的工艺塑性, 特别适合于制造各种焊接零部件^[4-6]。正是由于 TA15 钛合金具有良好的可焊接性以及优异的力学性能, 近年来许多专家学者通过激光沉积制造技术制造 TA15 钛合金。激光沉积制造技术(Laser Deposition Manufacturing, 简称 LDM)是一种兴起于 20 世纪 80 年代新型的先进制造技术^[7]。该技术具有材料利用率高、生产周期短和能够制造形状复杂零件等优点, 具有广阔的应用前景。由于激光沉积制造技术本身的特点, 导致激光沉积制造 TA15 钛合金的显微组织为外延生长的初生 β 柱状晶, 力学性能存在各向异性。

众所周知, 钛合金的显微组织决定了其力学性能, 除了要求显微组织的均匀性外, 对其组织参数(如 β 晶粒尺寸、 α 集束尺寸、 α 片层厚度和初生 α 相的比例及形貌)的合理匹配也有着较高的要求, 显微组织的控制对钛合金零件性能提升发挥着重要作用^[8,9]。由于近 α 型 TA15 钛合金对热处理制度不敏感, 热处理强化效

果不明显, 一般为退火态下使用^[10,11]。TA15 钛合金退火的目的是通过部分再结晶消除应力、稳定组织与性能, 而再结晶过程是软化过程, 即随退火温度提高, 强度呈下降趋势, 因此退火温度不宜太高^[12-15]。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 α 和 β 相组成、数量和形态来优化组织与性能^[16]。同时, 激光沉积制造 TA15 钛合金具有良好的金相组织热稳定性, 经退火后, 显微组织没有明显变化, 塑性在强度降低不多的情况下得到了提高, 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^[17,18]。综上所述, 在 $\alpha+\beta$ 两相区对激光沉积制造 TA15 钛合金进行退火, 研究其对组织和性能的影响, 以及应力下组织的变形机制十分必要。

本工作中研究了在 $\alpha+\beta$ 两相区内不同的退火温度对激光沉积 TA15 钛合金显微组织以及拉伸力学性能的影响, 以及应力条件下显微组织的变形机制, 及时完善 TA15 钛合金在 $\alpha+\beta$ 两相区内热处理工艺, 为提出适应因 TA15 钛合金成形方法改变的热处理制度奠定基础。同时, 为探索出激光沉积 TA15 钛合金成形件力学性能最佳的热处理方法提供参考。

收稿日期: 2016-07-05

基金项目: 国家自然科学基金项目 (51505301, 51305280, 51375316); 国家重点研发计划项目 (2016YFB1100500-04)

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: 0086-24-89723852, E-mail: yangguang@sau.edu.cn

1 实验

实验所采用的厚壁件是通过激光沉积制造系统完成。激光沉积制造成形系统是由 6000 W 半导体激光器、送粉器（载气式送粉器）、送粉嘴（四路同轴送粉嘴）、质量控制系统（惰性气氛保护箱）、环境控制系统（氧分析仪）、冷却系统（冷水机）、光路及聚焦系统和数控联动工作台等。选用粒度分布为 47~165 μm 的 TA15 粉末作为激光沉积材料，为保证激光沉积质量，实验之前对 TA15 粉末进行真空烘干处理。实验基材采用锻造 TA15 钛合金，实验前对基材沉积表面进行打磨，并使用丙酮进行擦洗，保证沉积表面清洁。采用短边单向往复扫描方式（如图 1 所示）沉积出实验厚壁件，并按取样方式将其分为沉积方向（Z 方向）和垂直沉积方向(XY 方向)两部分，采用图 1 分割方式将两部分各分为 4 组拉伸厚壁件。

将沉积方向和垂直沉积方向两部分的拉伸厚壁件分成 4 组，每组包括沉积方向和垂直沉积方向拉伸厚壁件各一个，然后进行退火处理实验。退火工艺为在 820、840、860 和 880 $^{\circ}\text{C}$ 4 个温度保温 2 h，空冷。退火处理后在每个拉伸厚壁件上切取并制备如图 2 所示的拉伸试样 3 个，对拉伸试样进行打磨，达到精度要求，使用丙酮进行擦洗，然后对试样进行编号和实验。

金相试样制备包括沉积态金相试样、退火态金相试样和断口金相试样(如图 3 所示，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-HNO₃-H₂O 体积比为 1:6:7）进行腐

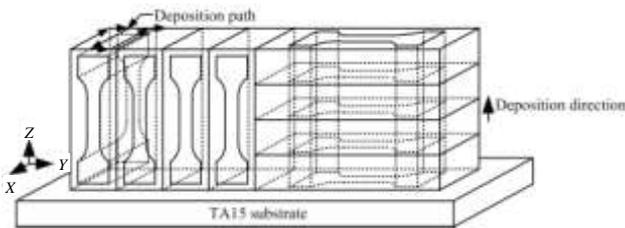


图 1 拉伸试样取样示意图

Fig.1 Schematic diagram of tensile specimen sampling

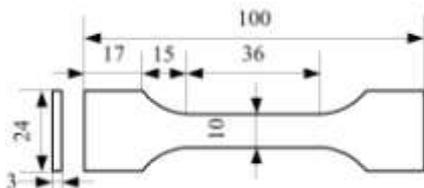


图 2 激光沉积制造 TA15 钛合金板状拉伸试样尺寸
Fig.2 Dimensions of tensile specimen of LDMed TA15 titanium alloy

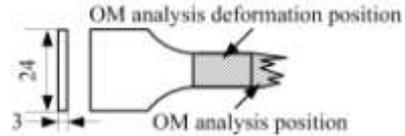


图 3 取样及显微组织分析位置示意图

Fig.3 Schematic diagram of sample cutting and OM analysis position

蚀。采用 GX51 OLYMPUS 光学金相显微镜(OM)对金相试样进行显微组织分析；通过 ZEISS SIGMA 扫描电子显微镜(SEM)对拉伸断口进行分析；利用 HVS-1000A 数显显微硬度计测试试样的显微硬度值，载荷为 200 g，保载时间为 10 s；通过朗杰 100 电液伺服材料试验机测试力学性能；采用金相组织分析系统软件测定 α 相的长宽比以及体积分数。

2 结果与分析

2.1 显微组织

激光沉积制造 TA15 钛合金沉积态 SEM 照片和退火态的 OM 照片如图 4 所示。如图 4a 可知，TA15 钛合金沉积态组织为典型的网篮组织，具有 α 片层组织，片层形貌明显，片层厚度约为 0.5 μm 。图 4b~4e 为经过退火处理的显微组织，随着退火温度的升高， α 相的片层形貌和含量发生了明显变化。当退火温度为 820 $^{\circ}\text{C}$ 时， α 相形貌细长且长宽比较大，尺寸较短的 α 片层组织宽度较小，整体上 α 相形貌为细长片状。当退火温度达到 840 $^{\circ}\text{C}$ 时， α 相形貌尺寸发生了明显变化，长度减小，宽度增大，由原来的细长片状逐渐变为近短棒状，这是因为随着退火温度的升高， α 相长大并发生互相截断，导致 α 相的长宽比减小(如图 5 所示)。随着退火温度的升高， α 相继续发生长大， α 相长宽比增大， α 片层厚度同样增大，但是局部仍存在细长 α 片层组织，说明 α 相随着温度升高的生长过程尚未进行完全。当退火温度达到 880 $^{\circ}\text{C}$ 时， α 相生长较充分， α 片层宽度较均匀，长宽比较大。从图 4b~4e 可见， α 相的生长过程是一种择优生长的方式：随着退火温度的升高， α 相由细长状逐渐生长，宽度开始增加，当生长一定程度时，相邻方向不同的 α 相相互接触，在有利生长条件下的 α 相将会对阻碍其生长的 α 相进行冲击并截断，这也是图 5 中长宽比下降的主要原因，随后被截断的 α 相依然会随着退火温度的升高而逐渐长大，宽度逐渐变大，这也是图 5 中长宽比逐渐上升的原因。随着温度的升高，细长状 α 相逐渐消失，最终在温度为 880 $^{\circ}\text{C}$ 时 α 相变为宽度逐渐稳定

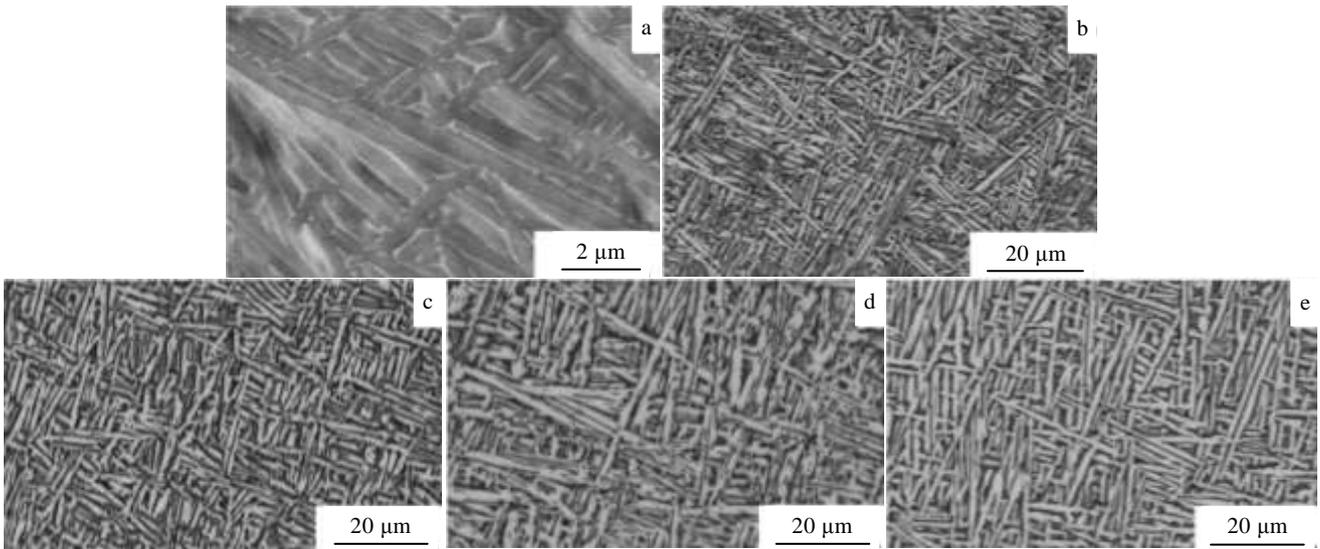


图 4 激光沉积制造 TA15 钛合金沉积态及退火态显微组织

Fig.4 Microstructures of LDMed TA15 titanium alloy: (a) as deposited (SEM); (b) 820 °C; (c) 840 °C; (d) 860 °C; (e) 880 °C

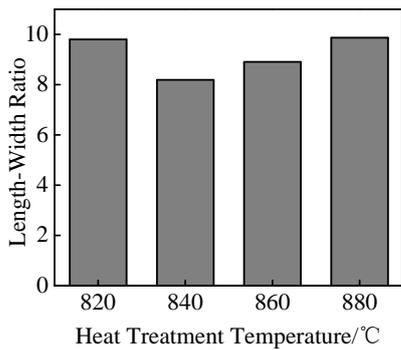


图 5 激光沉积制造 TA15 钛合金退火态 α 相长宽比

Fig.5 Length-width ratio of alpha phase of LDMed TA15 titanium alloy after annealing

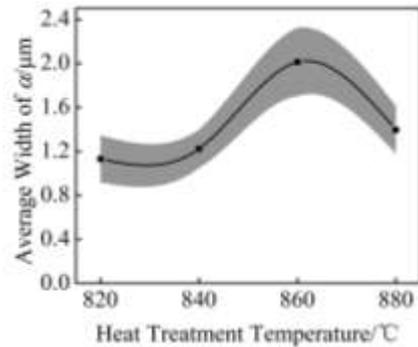


图 6 激光沉积制造 TA15 钛合金退火态 α 相宽度

Fig.6 Width of alpha phase of LDMed TA15 titanium alloy after annealing

的网篮组织。如图 6 所示， α 相平均宽度的增大也说明了 α 相随退火温度升高的生长过程。

2.2 室温拉伸性能

激光沉积制造 TA15 钛合金室温拉伸性能随温度变化曲线如图 7 所示。激光沉积制造 TA15 钛合金力学性能在不同方向上表现出较大的差异性，力学性能存在方向上的各向异性：在沉积方向上抗拉强度较稳定，在 980~1000 MPa 之间波动，抗拉强度较大，而在垂直沉积方向上，抗拉强度变化较大，且随着退火温度升高而逐渐下降，部分值高于沉积方向，部分值低于沉积方向，抗拉强度较不稳定，最大差值达 $\Delta \text{max}=140 \text{ MPa}$ ；2 种方向上的延伸率和断面收缩率变化趋势相似，均是随着退火温度升高而先降低后升高，

且这种变化与图 6 中 α 相平均宽度的曲线相似，说明微观组织中 α 相的形貌尺寸对宏观力学性能中的延伸率和断面收缩率有一定影响，若 α 相的形貌尺寸趋近于短棒状，反而会导致力学性能有所下降，但 2 种方向之间差异较大。在两相区经不同温度退火后的组织为网篮组织或近网篮组织，存在大量不同方向的 α 片层， α 片层可以使裂纹扩展沿不同方向的片层或板条束发生偏斜，导致裂纹前沿发生钝化，进而吸收额外的裂纹扩展能量，这也是层状组织韧性较高的原因^[19]。

在 2 种方向拉伸试样拉伸后的断口表面，沉积方向上断口颈缩明显，断口表面出现了鱼鳞纹花样，且断口两侧鱼鳞纹花样方向一致(如图 8a 所示)；而垂直沉积方向上断口颈缩不明显，试样表面出现了起伏的

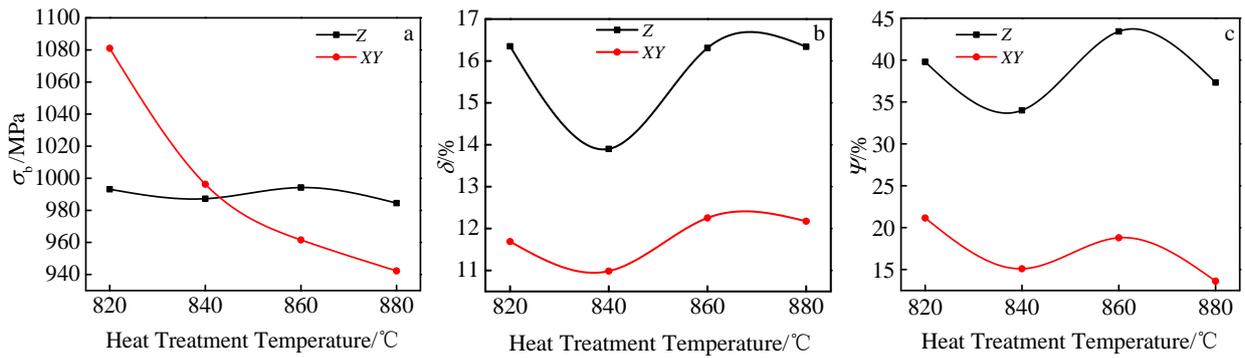


图 7 激光沉积制造 TA15 钛合金拉伸力学性能随退火温度变化曲线

Fig.7 Tensile properties of LDMed TA15 titanium alloy: (a) σ_b, (b) δ, and (c) ψ

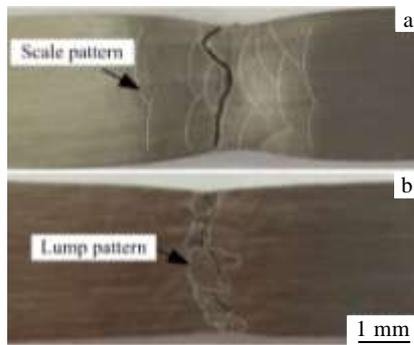


图 8 激光沉积制造 TA15 钛合金拉伸试样表面花样

Fig.8 Tensile specimen surface morphologies of LDMed TA15 titanium alloy

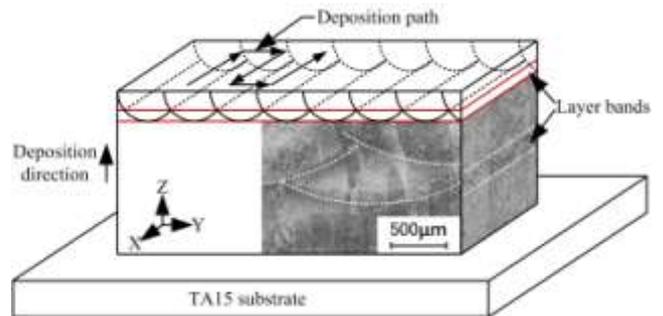


图 9 激光沉积制造 TA15 钛合金三维示意图

Fig.9 Three-dimensional schematic diagram of LDMed TA15 titanium alloy

块状纹花样(如图 8b 所示)。如图 9 所示,激光沉积制造过程中,每生长一层都会对上一层顶部进行重熔,因此会在层与层之间形成一个层带区,层带区组织因为激光的热累积效应而变得粗大^[20],由于扫描路径为短边单向往复扫描,因此层带区在 YZ 面上显示为弧形,而在 XZ 面上显示近似为直线。

结合图 8 和图 9 可知,沉积方向拉伸试样表面出现的鱼鳞纹为每层之间的层带区,而块状纹路为柱状晶的截面,造成 2 种方向上延伸率和断面收缩率出现较大差异的原因是:如图 10a 所示,在沉积方向上,当应力作用时,由于层带区组织较层内组织粗大,因此层带区首先发生滑移变形,粗大的 α 团束会对层内较小的 α 片层或 α 团束发生挤压,层带区发生变形后,每层层内的 α 也在应力的作用下发生变形。粗大的 α 团束对较小的 α 片层或 α 团束的挤压作用,形成对滑移的一种“开路”效果,对塑性变形产生一种持久作用,再加上 α 片层间存在的 β 转变组织存在大量的滑移系,在柱状晶方向上不存在阻碍变形的晶界,都使得塑性

变形过程变得持久,宏观上表现为良好的延伸率和断面收缩率,同时观察图 10b 和图 10c 可发现,变形前层内区向层带区方向组织逐渐变大,变形后层内区组织和层带区组织均发生明显变形,层内区组织由原来细长状变为短棒状,而层带区组织变为细长针状,说明层带区组织的滑移变形程度远大于层内区组织。而在垂直沉积方向上,由于和柱状晶生长方向垂直,导致在此方向上存在大量柱状晶晶界,当晶界内部的 α 片层组织,包括层带区内的 α 团束在应力作用下发生变形时,柱状晶晶界会对变形产生阻碍作用,导致变形大量发生在柱状晶内部,柱状晶晶界对晶内部的 α 变形起到一个“固定”作用,导致在垂直沉积方向上塑性较差,宏观表现为延伸率和断面收缩率较低。由于激光沉积制造本身的特点造成了这种力学性能的各向异性:沉积方向上优异的延伸率和断面收缩率;垂直沉积方向上优异的抗拉强度。

2.3 显微硬度

图 11 为激光沉积制造 TA15 钛合金在不同退火温

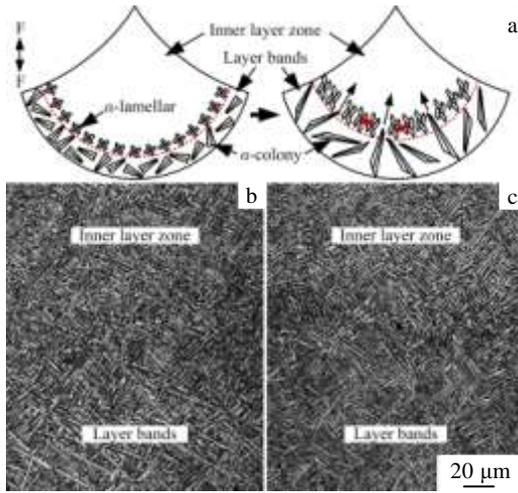


图 10 激光沉积制造 TA15 钛合金层带区组织

Fig.10 Layer bands of LDMed TA15 titanium alloy: (a) schematic diagram of deformation, (b) before deformation, and (c) after deformation

度下的显微硬度值。图 12 为激光沉积制造 TA15 钛合金不同退火温度下 α 相体积分数。可见，随着退火温度的升高，显微硬度值 HV 整体上变化不大，均在 3500~4000 MPa 之间，说明在 $\alpha+\beta$ 两相区退火处理对显微硬度影响不大，显微硬度值比较稳定。当退火温度为 880 °C 时，显微硬度值略微下降，这是因为 880 °C 退火后的显微组织粗化更为明显，相界面减少，造成合金强度降低，相应的硬度值亦有所下降；同时退火温度不同也造成 α 相的含量发生变化，且 α 相与 β 相晶体结构不同，造成滑移变形能力不同。如图 13 所示，hcp 结构的 α 相存在 1 个 {0001} 滑移面(六方底面)，3 个滑移方向(底面对角线)，因此 α 相滑移系的总数为 $1 \times 3 = 3$ 个；而 bcc 结构的 β 相存在 6 个 {110}

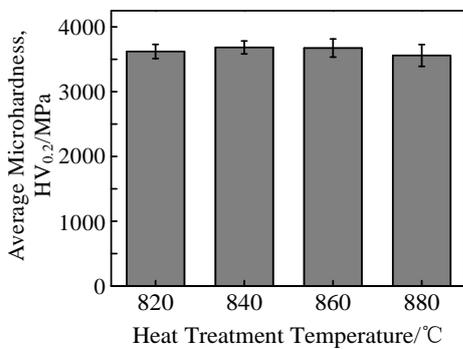


图 11 激光沉积制造 TA15 钛合金退火态显微硬度

Fig.11 Microhardness of LDMed TA15 titanium alloy after annealing

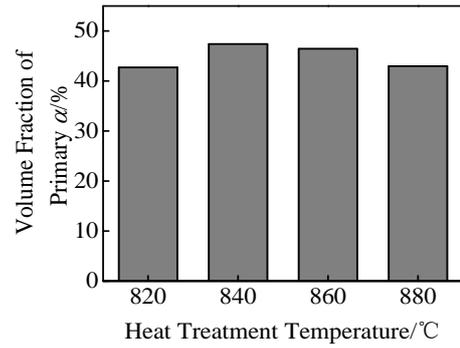


图 12 激光沉积制造 TA15 钛合金退火态 α 相体积分数

Fig.12 Volume percentage of α phase of LDMed TA15 titanium alloy after annealing

滑移面，2 个 $\langle 111 \rangle$ 滑移方向，滑移系的总数为 12 个，这些原子高度密排的晶面和晶向最有利于塑性变形。此外，塑性变形所需的能量直接取决于最小滑移距离，hcp 结构的最小滑移距离 $b_{\min} = 1a_{\text{hcp}}$ ， a_{hcp} 为 hcp 结构的点阵常数；而 bcc 结构的最小滑移距离为 $b_{\min} = 0.87a_{\text{bcc}}$ ， a_{bcc} 为 bcc 结构的点阵常数。不难看出，hcp 结构的 α 相的塑性变形能力不如 bcc 结构的 β 相。因此，无论是从结构方面还是能量方面来看， β 相的塑性能力强于 α 相， α 相含量越多，显微硬度值越大。从图 11 和图 12 中也可看出， α 相含量随退火温度变化与显微硬度值变化相似，当 α 相含量增多时，显微硬度值有所上升，当 α 相含量降低时，显微硬度值也出现下降，说明激光沉积制造 TA15 钛合金的显微硬度值与 α 相含量有关。

2.4 网篮组织变形机制

激光沉积制造 TA15 钛合金经不同温度 $\alpha+\beta$ 两相区退火后拉伸断口亚表面显微组织如图 14 所示。在应力方向上，Z 方向上 α 相的长宽比发生明显变化，由于应力的作用，造成 α 相的变形伸长方向趋近于应力方向，随着退火温度的升高，网篮组织由原来近正交逐渐伸长合拢于应力方向。XY 方向上 α 相的长宽比

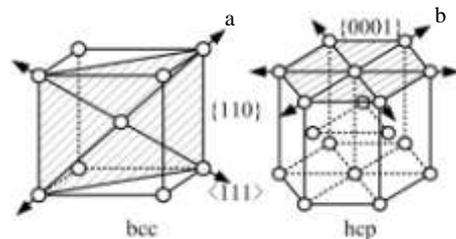


图 13 体心立方晶体结构和密排六方晶体结构的滑移系

Fig.13 Slip system of body-centered cubic (a) and hexagonal close-packed (b)

变化程度较 Z 方向较小，由于应力方向垂直于柱状晶生长方向，并且晶界强度大于晶内强度，导致拉伸时，柱状晶晶界对晶内组织产生“固定”作用，晶内 α 相和 β 相的变形程度小，同时，XY 方向上拉伸断裂多发生在柱状晶内部，也进一步说明了柱状晶晶界强度高于晶内强度。 α 相中 α 片层组织的受力变形不仅与 α 片层本身的形貌尺寸有关系，还与 β_T 相的含量有关系。 α 片层在受力变形时，互相之间会发生截断，因此 α 片层的长宽比以及互相位置关系都会对变形产生影响。另外由于 α 相和 β 相的晶体结构不同(如图 12 所示)， β 相更加容易开动滑移系，因此 α 片层间含有 β 相的 β_T 越多， α 片层之间越容易产生相对滑移。

图 15 为网篮组织或近网篮组织在受力情况下的变形示意图。网篮组织由于 α 片层的交错排列，在受力初期先发生 α 片层的滑移变形，由原来 α 片层近正交错逐渐向近菱形交错变形，由于应力的作用， α 片

层本身同时发生伸长变形。随着拉伸过程的进行，逐渐向应力方向滑移，伸长变形的 α 片层组织达到其变形极限时， α 片层组织开始发生断裂，同时，与应力方向垂直走向的 α 片层组织在向应力方向滑移的同时，其宽度受到力的作用而逐渐增加。拉伸过程末期，已经发生断裂的 α 片层组织继续沿着拉伸力的方向滑移，未发生断裂的 α 片层组织则已经被拉长，发生严重变形，网篮组织在应力的作用下 α 片层组织已由原来近似正交变成近似平行于应力方向。网篮组织中存在大量交错排列的 α 片层组织， α 片层在受到应力产生滑移时，会受到与应力方向近垂直的 α 片层的阻力，同时 α 片层间存在 β_T ，导致 α 片层组织拉伸变形后与应力存在一定角度。由于退火温度不同造成各温度下网篮组织的形貌不同，当 α 片层长宽比较大时，导致网篮组织滑移不易开动，塑性较差，相反则塑性较好，这与力学性能测试结果一致。

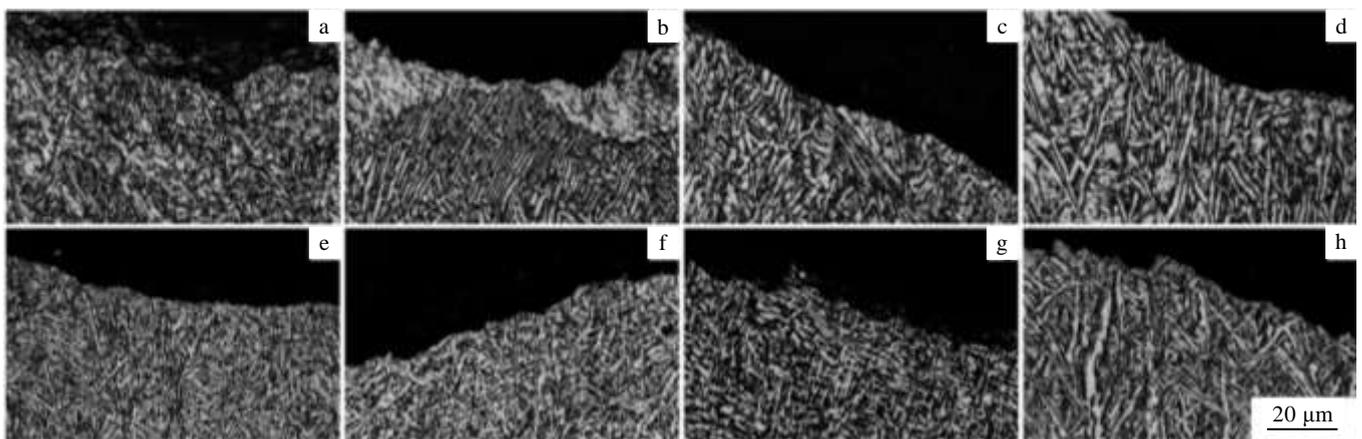


图 14 激光沉积制造 TA15 钛合金拉伸断口组织

Fig.14 Microstructures near to tensile fracture of LDMed TA15 titanium alloy: (a~d) Z direction; (e~h) XY direction; (a, e) 820 °C; (b, f) 840 °C; (c, g) 860 °C; (d, h) 880 °C

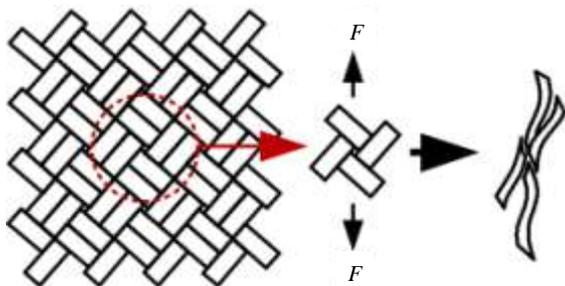


图 15 网篮组织变形机制示意图

Fig.15 Schematic diagram of basketweave structure deformation mechanism

2.5 拉伸断口

激光沉积制造 TA15 钛合金经不同温度退火处理后的不同方向上的拉伸断口如图 16 所示，其中图 16a~16d 为 Z 方向上不同退火温度下的拉伸断口，图 16e~16h 为 XY 方向上不同退火温度下的拉伸断口。可以看出，经过退火处理后，2 种方向上拉伸断口的微观形貌相似，为以韧窝为主和以解理为辅的混合断口，韧窝随着退火温度的升高有变粗大的趋势，并且韧窝逐渐变浅，部分区域出现尺寸大而浅的韧窝，类似于解理小平面，导致塑性相对较差。激光沉积制造 TA15 钛合金在 820~880 °C 两相区进行退火处理对 Z 向与 XY 向断裂机制影响不大，断裂机制均为韧性断裂。

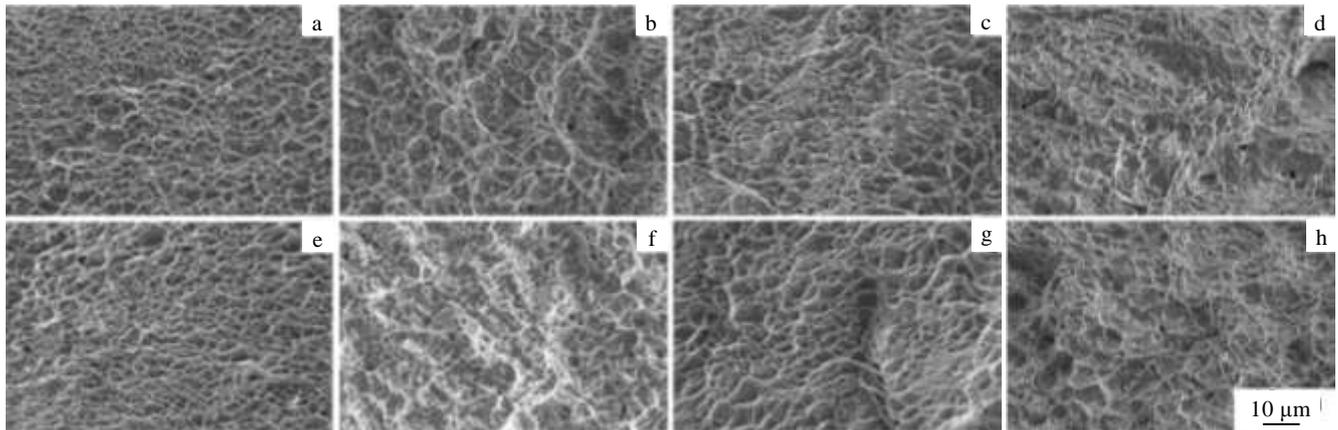


图 16 激光沉积制造 TA15 钛合金拉伸断口形貌

Fig.16 SEM morphologies of tensile fracture of LDMed TA15 titanium alloy: (a~d) Z direction; (e~h) XY direction; (a, e) 820 °C; (b, f) 840 °C; (c, g) 860 °C; (d, h) 880 °C

3 结 论

1) 在 $\alpha+\beta$ 两相区对激光沉积制造 TA15 进行退火处理, 经不同温度退火后其显微组织为网篮组织或近网篮组织, 但随着退火温度的变化 α 片层组织的形貌和尺寸发生变化。 α 相的生长过程是一种择优生长的方式, 有利生长条件下的 α 相将会对阻碍其生长的 α 相进行冲击并截断。

2) 沉积方向上层带区中的粗大的 α 团束对较小的 α 片层或 α 团束的挤压作用, 形成对滑移的一种“开路”效果, 对塑性变形产生一种持久作用; 垂直沉积方向上柱状晶晶界会对晶界内部的 α 变形起到一个“固定”作用, 导致在垂直沉积方向上塑性较差。

3) 网篮组织会在应力的作用下 α 片层组织由原来近正交错逐渐向近似平行于应力方向变形, 交错排列的 α 片层组织会互相产生滑移变形阻力。

4) $\alpha+\beta$ 两相区退火处理后的 2 种方向上断裂形貌相似, 断裂机制相同, 均为韧性断裂, 说明在 $\alpha+\beta$ 两相区进行退火处理对 2 种方向上断裂机制影响不大。

参考文献 References

- [1] Lu Jing(鹿靖), Wang Yuhui(王玉会), Zhang Wangfeng(张旺峰) et al. *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2011, 36(6): 25
- [2] Xue Song(薛松). *Study on the Forming Features and Process of Large Scale TA15 Titanium Alloy Aviation Structural Parts*(TA15 合金大型航空结构件成形特性与工艺研究)[D]. Chongqing: Chongqing University, 2011
- [3] 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(S): 106

- [4] Li Shikai(李士凯), Hui Songxiao(惠松骁), 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
- [5] Lu Gang(路纲), Zhang Zhu(张翥), Hui Songxiao(惠松骁) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2002, 26(4): 271
- [6] Liu Yong, Zhou Jingchuan. *Mechanics of Materials*[J], 2008, 40(10): 792
- [7] Nobuki M, Hashimoto K, Tsujimoto K et al. *J Jpn Inst Met*[J], 1986, 50(9): 840
- [8] Wang Yang(王洋), You Fenghai(尤逢海), Zhu Jingchuan(朱景川) et al. *Materials for Mechanical Engineering*(机械材料)[J], 2006, 30(11): 63
- [9] Li Miaoquan(李淼泉), Li Xiaoli(李晓丽), Long Li(龙丽) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(9): 1354
- [10] Xi Mingzhe(席明哲), Gao Shiyu(高士友). *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2012, 39(1): 0103 007
- [11] Li Ping(李萍), Xue Kemin(薛克敏), Yao Pengpeng(姚彭彭) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2016, 45(6): 1495
- [12] Борисова ЕА(鲍利索娃) et al. Translated by Chen Shiqin(陈石卿). *Metallography of Titanium Alloys*(钛合金金相学)[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 1986
- [13] Wang Jinyou(王金友), Ge Zhiming(葛志明), Zhou Yanbang(周彦邦). *Aeronautical Titanium Alloys*(航空用钛合金)[M]. Shanghai: Shanghai Science and Technology Press, 1985

- [14] Zhang Wangfeng, Wang Yuhui, Ma Jimin *et al. Mechanics of Materials*[J], 2010, 34(1): 1
- [15] Zeng L, Bieler T R. *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 392: 403
- [16] 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
- [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
- [18] 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): 142
- [19] Leyens C, Peters M. *Titanium and Titanium Alloys*[M]. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co., 2003: 1
- [20] Zhang Shuangyin(张霜银), 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], 2007, 36(10): 1839

Annealing Treatment and Basketweave Structure Deformation Mechanism of Laser Deposition Manufactured TA15 Titanium Alloy

Yang Guang, Wang Wendong, Qin Lanyun, Ren Yuhang, Li Changfu, 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 manufacturing with spherical TA15 powder as starting material. The effects of $\alpha+\beta$ phase zone annealing treatment on microstructure and mechanical properties of laser deposition manufactured TA15 titanium alloy were studied by optical microstructure (OM) and scanning electron microscopy (SEM). Furthermore, the lamellar deformation mechanism was also discussed. The results indicate that microstructure is basketweave structure or near basketweave structure after $\alpha+\beta$ phase zone annealing treatment; pattern and size of α phase is affected effectively by annealing temperature. The mechanical properties after annealing still show the anisotropy in different directions: the strength is low and the plasticity is high in deposition direction while the strength is high and the plasticity is low in vertical deposition direction. The interlayer binding zone slip deformation plays a vanguard role and the columnar crystal grain boundary has a bound effect on α phase slip deformation. Microhardness is affected by the amount of α phase while it changes little with the increase of annealing temperature. α lamellar in basketweave structure under the stress changes from near orthogonal to near parallel to the direction of stress, and staggered arrangement of α lamellar generates resistance between each other when it is in the state of slip deformation. Both deposition direction and vertical deposition direction have same tensile fracture modes which is ductile fracture after $\alpha+\beta$ phase zone annealing treatment.

Key words: laser deposition manufacturing; $\alpha+\beta$ phase zone; annealing treatment; microstructure; mechanical properties

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