

正火温度对激光 3D 打印钛合金组织及 拉伸性能的影响

马瑞鑫^{1**}, 徐国建^{1*}, 刘占起¹, 高飞¹, 王蔚², 苏允海¹

¹沈阳工业大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110870;

²沈阳工业大学机械工程学院, 辽宁 沈阳 110870

摘要 采用激光三维(3D)打印技术制备了 TC4 厚壁件,利用光学显微镜、扫描电子显微镜(SEM)、X 射线衍射仪(XRD)及电子万能试验机等研究了正火温度对激光 3D 打印 TC4 钛合金显微组织、相组成、室温拉伸性能的影响规律。结果表明:当在 α -Ti 相单相区内正火处理时, α -Ti 相再结晶生长,长、宽均增加;组织主要由 α -Ti 相组成,含有少量(或微量) β -Ti 相;合金的室温拉伸性能一般。当在 $\alpha+\beta$ 两相区内正火处理时,沉积态下的细长状初生 α -Ti 相由于 β -Ti 相析出而被截断,变成短棒状初生 α -Ti 相; β -Ti 相不仅与次生 α -Ti 相共存于短棒状初生 α -Ti 相之间,还会在短棒状初生 α -Ti 相内部呈网状析出。经 990 °C/2 h/AC 处理后,合金的室温抗拉强度为 960 MPa,屈服强度为 835 MPa,断后伸长率为 17%,达到了锻件国标要求。拉伸试样断口上均布满韧窝,均为延性断裂。

关键词 激光技术; 激光三维打印; TC4 钛合金; 正火温度; 显微组织; 力学性能

中图分类号 TG146.2

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201946.0702008

Effect of Normalizing Temperature on Microstructures and Tensile Properties of Laser Three-Dimensional-Printed Titanium Alloy

Ma Ruixin^{1**}, Xu Guojian^{1*}, Liu Zhanqi¹, Gao Fei¹, Wang Wei², Su Yunhai¹

¹School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang, Liaoning 110870, China;

²School of Mechanical Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang, Liaoning 110870, China

Abstract In this study, TC4 titanium alloy bulk specimens are prepared using the laser three-dimensional(3D) printing technology. The effect of normalizing temperature on the laser 3D-printed TC4 titanium alloy microstructure, phase composition, and tensile properties at room temperature is studied via an optical microscope, scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffractometer (XRD), and electronic universal testing machine. Experimental results reveal that the α -Ti phase recrystallizes and the length and width of the α -Ti phase increase after being normalized at the α -Ti phase zone. The microstructures mainly comprise α -Ti phase and a small amount (or trace amount) of the β -Ti phase. The tensile property at room temperature is general. After being normalized at the $\alpha+\beta$ phase zone, the slender primary α -Ti phase in the as-deposited state thrusts each other because of the β -Ti phase precipitation, transforming into a short rod-shaped primary α -Ti phase. The β -Ti phase not only coexists with the secondary α -Ti phase between the short rod-shaped primary α -Ti phases, but also precipitates and is distributed as networks inside the short rod-shaped primary α -Ti phase. After 990 °C/2 h/AC treatment, the room-temperature tensile strength, yield strength, and elongation are 960 MPa, 835 MPa, and 17%, which satisfy the national standard for forging. The fracture morphology of the tensile specimens is covered with dimples, all of which are ductile fractures.

Key words laser technique; laser three-dimensional printing; TC4 titanium alloy; normalizing temperature; microstructure; mechanical properties

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 350.3390

收稿日期: 2019-01-09; 修回日期: 2019-03-06; 录用日期: 2019-03-11

基金项目: 国家重点研发计划(2017YFB1103600)

* E-mail: xuguojian1959@qq.com; ** E-mail: 1131618758@qq.com

1 引言

钛合金具有抗拉强度和疲劳强度高、弹性模量和密度低以及良好的高温性能、较好的耐蚀性等特点,被广泛应用于航空航天和生物医学等领域^[1-2]。作为中等强度的 $\alpha+\beta$ 型钛合金,Ti-6Al-4V是在飞机和航空发动机中应用最广泛的钛合金,主要用于制造发动机叶片、飞机机身和机翼等^[3-4]。但由于Ti-6Al-4V的熔点高、熔融态活性高即变形抗力大,传统的制造方法存在时间长、成本高、材料利用率低、加工困难等问题。

激光三维(3D)打印(同步送粉增材制造)技术,是一种以材料逐层熔化和沉积为基础的快速凝固成形技术,其目的是制备致密的近净成形金属构件^[5-7]。与传统制造工艺相比,激光3D打印技术具有独特的技术和经济优势,特别适合用于制造钛合金航空航天部件。目前,激光3D打印成形钛合金的综合力学性能基本达到了锻件水平。激光3D打印成形得到的是快速熔凝组织,快速冷却凝固过程中会不可避免地在成形件中产生较大的残余应力,因此有必要通过热处理消除残余应力,并进一步细化组织,进而改善成形件的力学性能。

目前,研究人员对激光3D打印成形钛合金的热处理工艺进行了大量研究:Vrancken等^[8]的研究表明,退火热处理温度选区激光3D打印成形TC4的组织 and 力学性能具有很大影响,当热处理温度高于 β 转变温度时,热处理后的组织普遍长大, β 柱状晶球化,转变为等轴晶;Sercombe等^[9]指出,选区激光熔化Ti-6Al-7Nb热处理的冷却方式与组织密切相关,炉冷后的组织比空冷后的更粗大;杨光等^[10]的研究表明,对于激光沉积制造的TA15,退火保温时间影响着 α 相的生长方向和形貌,保温时间越长, α 相越能充分生长, α 相宽度越大;周庆军等^[11]的研究表明,激光熔化沉积的TC11经950℃保温1h和550℃保温2h的双重退火后,连续的晶界 α 相几乎完全破碎,室温力学性能各向异性完全消除,塑性大幅提升。

近年来,许多学者研究了退火、固溶及时效等热处理工艺对激光3D打印钛合金组织及性能的影响^[12],但研究正火对钛合金影响的报道还很少,因此有必要对此进行系统的研究。本文对激光3D打印成形的Ti-6Al-4V进行不同温度的正火处理,通过研究其显微组织和力学性能优化正火处理工艺,为提高激光3D打印成形TC4钛合金的性能提供理论支撑。

2 试验材料及方法

试验采用的合金粉末为飞而康公司生产的Ti-6Al-4V球形粉末,该合金粉末的制备方法为雾化技术,粉末粒度为75~150 μm ,其化学成分(质量分数)为:5.5%~6.75%Al,3.5%~4.5%V, $\leq 0.25\%$ Fe, $\leq 0.08\%$ C,0.12%~0.16%O, $\leq 0.01\%$ N, $\leq 0.01\%$ H,其余为Ti。试验前,将粉末置于真空干燥箱中,在150℃下烘干2h;基板采用尺寸为150mm \times 150mm \times 20mm的TC4钛合金板,试验前采用打磨机对基板表面进行打磨,以去除基板表面的氧化膜和缺陷,再用无水乙醇和丙酮依次清洗,以去除油污等。

激光3D打印成形试验在RAYCHAM生产的LDM8060系统上进行,该系统由LDF-4000半导体激光器、四路送粉3D打印头、气载式送粉器、水冷机、三轴数控工作台及稀有气体舱室等组成。稀有气体舱室内为氩气(体积分数为99.99%),舱室的水氧体积分数均小于 50×10^{-6} 。激光3D打印成形试验参数如下:激光功率为2200W,扫描速度为800mm \cdot s⁻¹,送粉速度为6.37g \cdot min⁻¹,送粉气体(氩气)流量为8L \cdot min⁻¹,光斑搭接率为50%,激光光斑直径为3mm,离焦量为-1mm。在上述条件下,3D打印成形的层厚约为0.6mm。针对激光3D打印成形技术制备的样件进行正火热处理,加热区域分别为 α 单相区和 $\alpha+\beta$ 两相区。热处理制度为:810℃/2h/空冷(AC);870℃/2h/空冷(AC);930℃/2h/空冷(AC);990℃/2h/空冷(AC)。

在成形件上,采用线切割机沿着垂直激光扫描方向加工出金相试样和室温拉伸试样,金相试样的尺寸为10mm \times 10mm \times 10mm。试样经镶嵌、研磨、抛光、腐蚀(腐蚀液由HF、HNO₃、H₂O组成,它们的体积分数比为2:3:10)后,采用ZX-10型蔡司金相显微镜、SU8010型场发射扫描电子显微镜(SEM)和S-3400SEM进行组织和拉伸断口的观察;采用XRD-7000型X射线衍射仪(XRD)分析相组成,扫描速度为8℃ \cdot min⁻¹,扫描范围为20~80℃;采用WDW-100型电子万能试验机进行拉伸试验,加载速率为2mm \cdot min⁻¹;通过Nano Measurer软件和Image-Pro Plus软件测量显微组织中初生 α 相的长宽比和体积分数。

Ti-Al二元合金相图如图1所示^[13],图中L表示液相。由图1可知,TC4钛合金(5.5%~6.75%Al)从高温到低温依次经历了 β -Ti单相区、 $\alpha+\beta$ 两

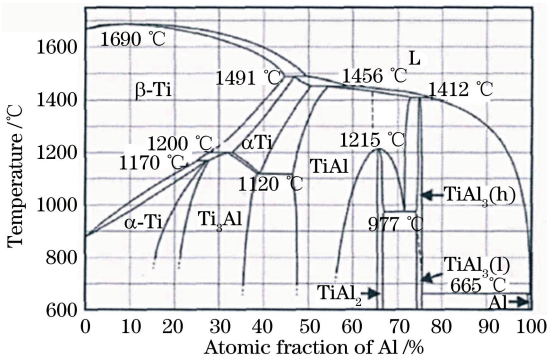


图 1 Ti-Al 二元合金相图

Fig. 1 Phase diagram of Ti-Al binary alloy

相区及 α -Ti 单相区。将 TC4 钛合金加热到 1100 °C (β -Ti 转变温度以上) 时, 由于钛具有较大的自扩散系数 ($D = 10^{-10} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$), 加之此时没有初生 α -Ti 相阻碍晶界的迁移, 晶界以较快的速度迁移, 使得 TC4 钛合金在相变点 (990 °C) 附近时, 晶粒开始迅速长大; 对该类组织进行空冷后, 获得的初生 α -Ti 相比较粗大; 该类组织具有较高的持久性能和抗蠕变性能, 但其冲击韧性较低。将 TC4 加热到 $\alpha + \beta$ 两相区时, 在不同的冷却速率下将形成不同形态的 $\alpha + \beta$ 两相组织, 晶界和晶粒内部会呈现出不同的组织状态。将 TC4 加热到 α -Ti 单相区时, α -Ti 相可

发生再结晶; 当加热温度较高时, 也有可能使残留的 β -Ti 相转变为 α -Ti 相。

3 试验结果及分析

3.1 组织形貌

沉积层在熔合线附近的组织由外延生长的粗大柱状晶组成, 柱状晶生长方向与沉积方向基本同向, 与激光束扫描方向基本垂直, 并略向扫描方向倾斜, 如图 2(a) 所示; 沉积层顶部组织由比较细小的等轴晶组成, 如图 2(b) 所示。由于在激光 3D 打印成形过程中, 熔合线附近的温度梯度 (G) 大、晶体生长速度 (R) 慢, 故产生的成分过冷小, 所以在熔合线附近易形成柱状晶; 熔池顶部的温度梯度 (G) 小、晶体生长速度 (R) 快, 故产生的成分过冷大, 所以在熔池顶部易形成等轴晶。如果熔池顶部等轴晶生长区的厚度很薄, 沉积下一层时的重熔深度大于等轴晶生长区的厚度, 则等轴晶生长区将被熔掉, 新的沉积层将在前一沉积层柱状晶的基础上继续沿沉积方向外延生长, 并具有定向凝固特征。

原始 β -Ti 相晶界主要由晶界 α -Ti 相组成, 原始 β -Ti 相晶内的亚结构由板条状初生 α -Ti 相及板条状初生 α -Ti 相之间的组织构成。

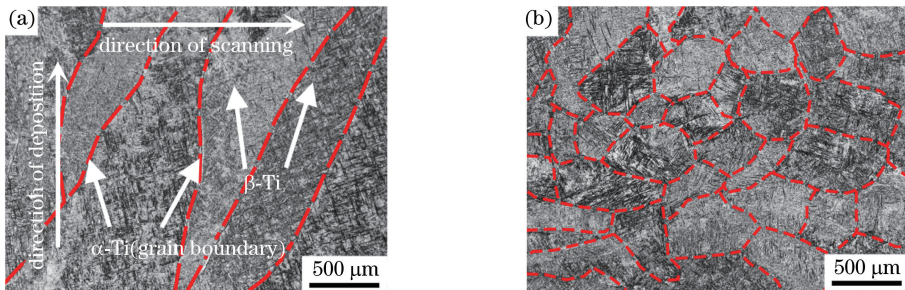


图 2 沉积层的显微组织。(a) 沉积层底部; (b) 沉积层顶部

Fig. 2 Microstructures of deposited layer. (a) Bottom area of deposited layer; (b) top area of deposited layer

在激光 3D 打印成形过程中, 激光束与粉末流相互作用形成的熔池经历快速加热熔化和快速冷却凝固的变化过程, 容易形成粗大的柱状晶, 综合性能不佳。另外, 由于激光 3D 打印过程为非整体加热, 势必会产生残余应力。为了改善沉积态的组织状态及消除残余应力, 应对激光 3D 打印成形件进行正火处理。正火处理后样品的显微组织如图 3 所示。沉积态试样的微观组织由大量细长状初生 α -Ti 相和微量 β -Ti 相组成。当正火温度为 810 °C 时, 初生 α -Ti 相与沉积态相比略微粗化, 但板条状初生 α -Ti 相仍均匀细小。当正火温度达到 870 °C 时, 初生 α -Ti 相与沉积态相比粗化明显, 沿长度和宽度方向均

发生了生长, 并且, 沿长度方向的生长速度较快。当正火温度达到 930 °C 时, 初生 α -Ti 相与沉积态比较粗化更加明显, 长度与宽度方向的成长速度几乎相当, 故长宽比基本不变 (如图 4 所示); 在 930 °C 正火处理时, 该温度处于 $\alpha + \beta$ 两相区, 加热温度高, 初生 α -Ti 相在长度方向的生长过程中, 容易与其他初生 α -Ti 相交而终止生长, 即发生截断现象, 故而导致细长状初生 α -Ti 相数量减少, 并逐渐变为短棒状; 930 °C 的正火温度处于 $\alpha + \beta$ 两相区, β -Ti 相开始在初生 α -Ti 板条之间析出, 导致初生 α -Ti 相含量呈下降的趋势 (如图 4 所示)。当正火温度为 990 °C 时, 温度处于 $\alpha + \beta$ 两相区, 初生 α -Ti 相再次发生相

互截断,短棒状初生 α -Ti 相向等轴晶转化,同时, β -Ti 相含量增加,初生 α -Ti 相含量与 930 °C 相比降低;初生 α -Ti 相之间的组织(黑灰颜色)是由 $\alpha+\beta$ 两相组成的,这一点可由下文的 SEM 及 XRD 分析结果证明;显微组织呈均匀的网篮状,说明随着正火温度升高,室温下将会增加 β -Ti 相的残留量(后面的 XRD 分析结果证实了这点)。

图 4 为正火温度对初生 α -Ti 相的长度、宽度、长宽比及含量的影响规律。由图 4 可知:随着正火

温度升高,板条状组织的长度先增加后降低,最大值出现在 945 °C 左右;随着正火温度升高,板条状组织的宽度随之增加,且在 930 °C 以下时的增加速率比较缓慢,在 930 °C 以上的增加速率较快;随着温度升高,板条状组织的长宽比降低,但是在 870~930 °C 温度范围,其长宽比的下降幅度较小;随着温度升高,初生 α -Ti 相含量逐渐降低,但在 810~870 °C 温度范围,初生 α -Ti 相含量的变化幅度较小;初步推断 870 °C 接近了 $\alpha+\beta$ 两相区。

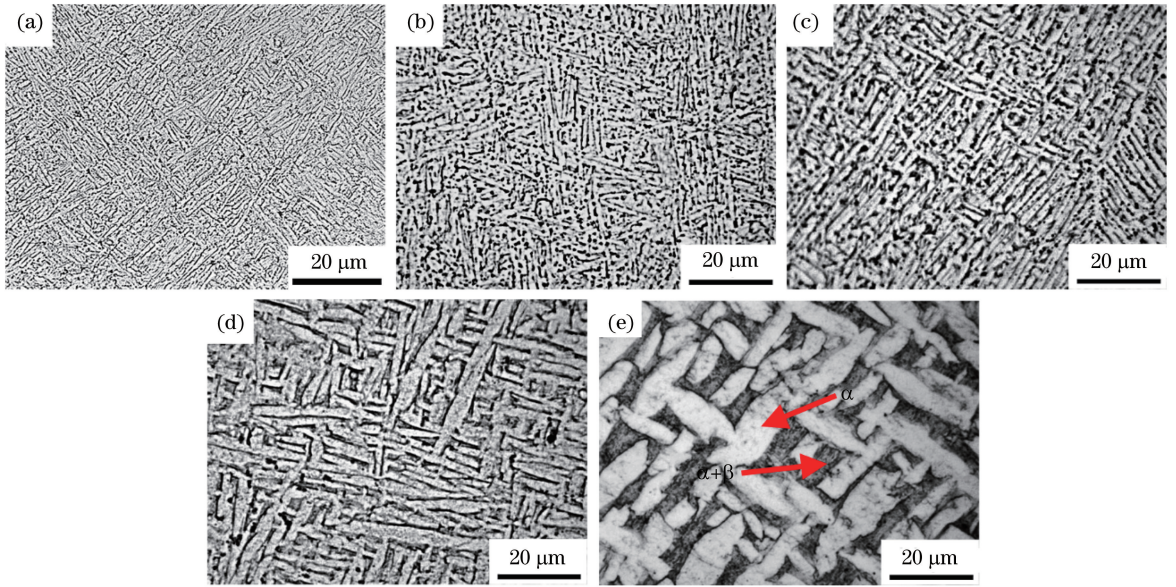


图 3 正火处理前后 TC4 钛合金的显微组织。(a)沉积态(正火处理前);

(b) 810 °C / 2 h / AC; (c) 870 °C / 2 h / AC; (d) 930 °C / 2 h / AC; (e) 990 °C / 2 h / AC

Fig. 3 Microstructures of TC4 titanium alloy under different normalizing heat treatments. (a) As-deposited (before normalizing); (b) 810 °C / 2 h / AC; (c) 870 °C / 2 h / AC; (d) 930 °C / 2 h / AC; (e) 990 °C / 2 h / AC

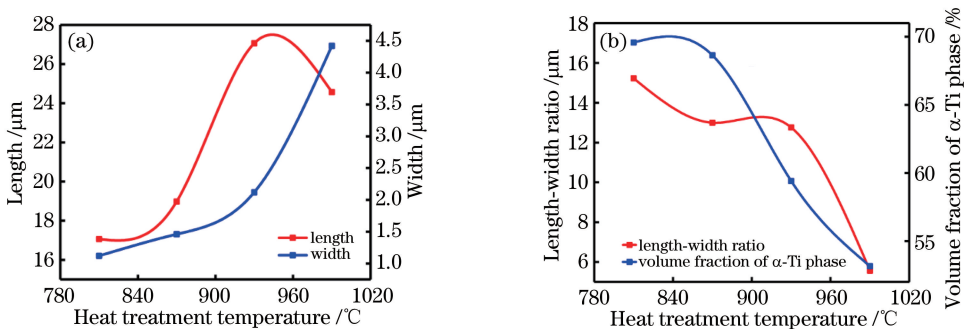


图 4 正火温度对初生 α -Ti 相的影响。(a)对长度、宽度的影响;(b)对长宽比、 α -Ti 相体积分数的影响

Fig. 4 Effect of normalizing temperature on primary α -Ti phase. (a) Effect on length and width;

(b) effect on aspect ratio and volume fraction of α -Ti phase

930 °C / 2 h / AC 正火条件下 $\alpha+\beta$ 相区的 SEM 照片如图 5(a)~(b)所示,图 5(b)是图 5(a)中白色线框内组织的放大图,该加热温度位于 $\alpha+\beta$ 两相区的下方。由图 3(d)可知,板条状组织为初生 α -Ti

相,如图 5(a)中的灰色区域,初生 α -Ti 相之间的组织为 β -Ti 相或 $\alpha+\beta$ 两相,如图 5(a)中灰白色区域,初生 α -Ti 相内部存在白色网状组织,初步推断该组织为 β -Ti 相。由于加热温度为 930 °C,并位于 $\alpha+\beta$

两相区的下方的温度区间,初生 α -Ti 相之间的原始 β -Ti 相在加热保温过程中会有一定的长大,并有部分初生 α -Ti 相转变为 β -Ti 相;同样,在初生 α -Ti 相的板条内部也会析出 β -Ti 相。在随后的冷却过程中,在初生 α -Ti 相之间的较大尺寸的 β -Ti 相中析出次生 α -Ti 相,该区域为 $\alpha+\beta$ 两相共存区;在板条状 α -Ti 相之间的细长的 β -Ti 相中析出次生 α -Ti 相,由于为非平衡状态结晶, β -Ti 相转变不完全,故以细长状残留于板条状初生 α -Ti 相之间。由于为非平衡状态下的相变,高温加热保温条件下在初生 α -Ti 相内部析出 β -Ti 相,在随后的冷却过程中, β -Ti 相会有残留,并以白色网状分布于初生 α -Ti 相内部。

990 °C/2 h/AC 正火条件下 $\alpha+\beta$ 相区的 SEM

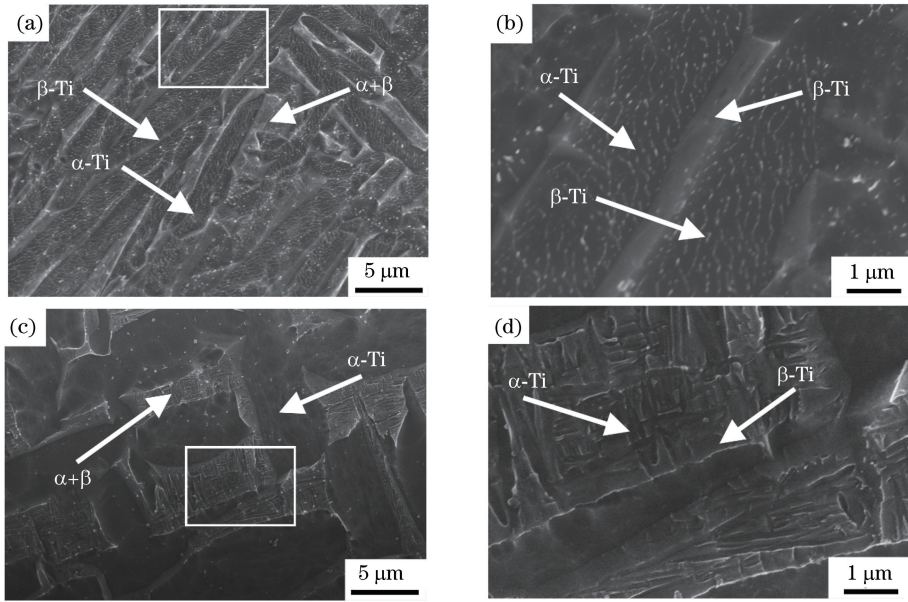


图 5 不同温度正火后 $\alpha+\beta$ 相区的 SEM 照片。(a) 930 °C/2 h/AC;(b)图 5(a)方框部分放大图;
(c) 990 °C/2 h/AC;(d)图 5(c)方框部分放大图

Fig. 5 SEM images of normalizing at different temperatures in $\alpha+\beta$ phase zone. (a) 930 °C/2 h/AC;
(b) enlarged view of box in Fig. 5(a); (c) 990 °C/2 h/AC; (d) enlarged view of box in Fig. 5(c)

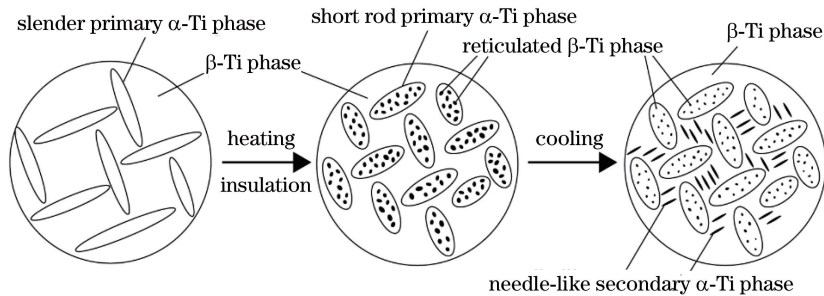


图 6 990 °C/2 h/AC 正火热处理组织转变示意图

Fig. 6 Schematic of microstructure transformation under 990 °C/2 h/AC normalizing heat treatment

照片如图 5(c)~(d)所示,图 5(d)是图 5(c)中白色线框内组织的放大图。图 6 为 990 °C/2 h/AC 正火组织转变示意图,990 °C 的加热温度位于 $\alpha+\beta$ 两相区的上方。由图 5(d)可知,由于加热温度较高(990 °C),在高温保温过程中,初生 α -Ti 相之间的组织将全部变为 β -Ti 相,同时在初生 α -Ti 相内部也有 β -Ti 相析出。在随后的冷却过程中,亚晶界 β -Ti 相中将析出次生 α -Ti 相(针状或短板条状);由于为非平衡状态下的相变,室温下有残余亚晶界 β -Ti 相存在,故室温下初生 α -Ti 相之间的组织为 $\alpha+\beta$ 两相共存。初生 α -Ti 相内部析出 β -Ti 相的过程与上述分析结果相同, β -Ti 相以较粗的网状分布于板条状初生 α -Ti 相内。

3.2 相组成

激光 3D 打印成形 TC4 沉积态及经过不同温度正火处理后试样的 XRD 分析结果如图 7 所示。在沉积态及经 840 °C 和 870 °C 正火处理的试样中存在大量 α -Ti 相衍射峰,分别为 $(100)_\alpha$ 、 $(002)_\alpha$ 、 $(101)_\alpha$ 、 $(102)_\alpha$ 、 $(110)_\alpha$ 、 $(103)_\alpha$,且随着正火温度升高,衍射峰强度变化不大,但 β -Ti 相衍射峰强度微弱。这是因为此时的正火温度在 α -Ti 相单相区内,还没有进入到 $\alpha+\beta$ 两相区,故不会有 α -Ti 相转变为 β -Ti 相,在该温度区间加热保温,会使残留 β -Ti 相转变为 α -Ti 相。正火温度为 930 °C 时, $(100)_\alpha$ 、 $(002)_\alpha$ 衍射峰消失, $(101)_\alpha$ 、 $(102)_\alpha$ 、 $(110)_\alpha$ 、 $(103)_\alpha$ 衍射峰强度明显增加,在 $2\theta \approx 57^\circ$ 处出现 $(200)_\beta$ 衍射峰;当正火温度达到 990 °C 时, $(101)_\alpha$ 、 $(102)_\alpha$ 、 $(103)_\alpha$ 衍射峰强度减弱, $(110)_\alpha$ 衍射峰强度增加, $(200)_\beta$ 衍射峰强度与 930 °C 的基本相当。

3.3 室温拉伸性能

正火热处理前后样品的 X、Y 方向拉伸性能如表 1 所示。当正火温度(810 °C 和 870 °C)在 α -Ti 单相区内时,抗拉强度(σ_b)、屈服强度($\sigma_{0.2}$)和断后伸长率(δ)与沉积态相比基本相当,这是由于在该温度区间正火处理时, α -Ti 相的长度和宽度均增加,存在大量细长的板条状初生 α -Ti 相,容易拉断并阻碍位错的运动,导致试样的变形协调能力下降,强度和塑性均下降。当正火温度(930 °C 和 990 °C)在 $\alpha+\beta$ 两相区时,抗拉强度、屈服强度及伸长率均高于沉积态,且有较大幅度提升,这是由于高温时 β -Ti 相从

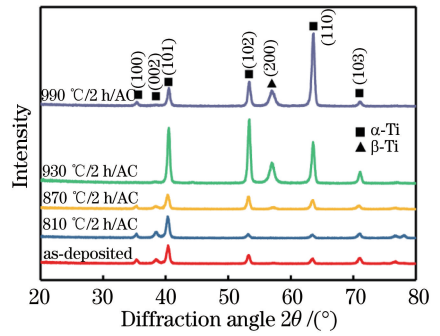


图 7 正火处理前后 TC4 钛合金的 XRD 谱
Fig. 7 XRD patterns of TC4 titanium alloy under different normalizing heat treatments

初生 α -Ti 相中析出, β -Ti 相析出过程中会截断细长的初生 α -Ti 相,使初生 α -Ti 相转变为短棒状或趋向等轴晶状。在 $\alpha+\beta$ 两相区正火处理获得的样件的力学性能较好。

表 1 正火处理前后 TC4 钛合金的室温拉伸性能

Table 1 Room-temperature tensile properties of TC4 titanium alloy under different normalizing heat treatments

Status of materials	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
As-deposited	907	814	8
810 °C/2 h/AC	863	802	7.67
870 °C/2 h/AC	847	791	7.66
930 °C/2 h/AC	945	846	15
990 °C/2 h/AC	960	835	17

在不同温度进行正火处理后的试样的拉伸断口形貌如图 8 所示,可知:拉伸断口上均存在着大量韧窝,均属于延性断裂;与在 810 °C 和 870 °C (单相区)

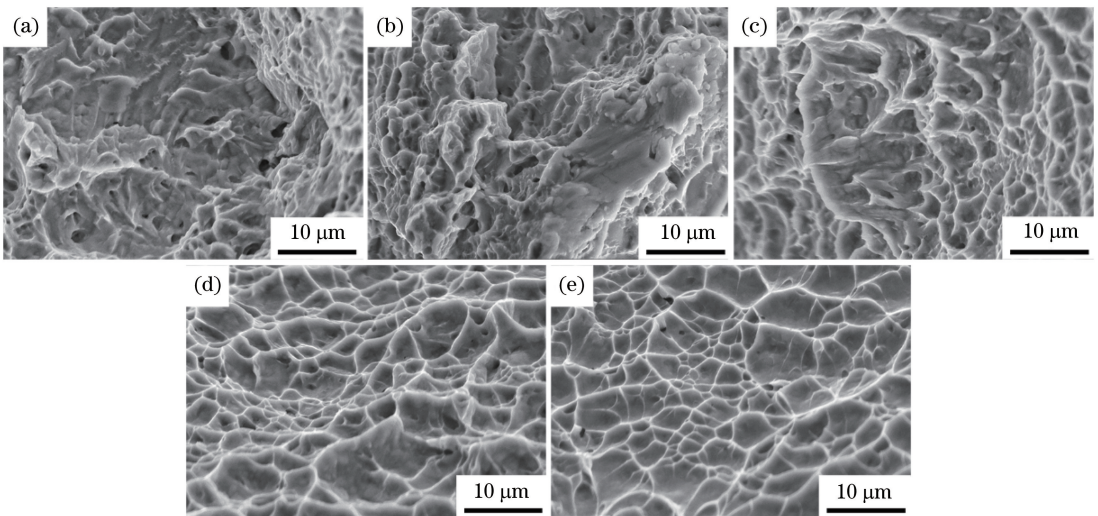


图 8 正火处理前后 TC4 钛合金的室温拉伸断口形貌。(a)沉积态(正火处理前);
(b) 810 °C/2 h/AC;(c) 870 °C/2 h/AC;(d) 930 °C/2 h/AC;(e) 990 °C/2 h/AC

Fig. 8 Tensile fracture morphologies at room temperature of TC4 titanium alloy under different normalizing heat treatments. (a) As-deposited (before normalizing); (b) 810 °C/2 h/AC; (c) 870 °C/2 h/AC; (d) 930 °C/2 h/AC; (e) 990 °C/2 h/AC

进行正火处理的试样相比,在 930 °C 和 990 °C ($\alpha+\beta$ 两相区)进行正火处理的试样的拉伸断口上,韧窝分布得更加均匀和明显。

4 结 论

沉积态试样熔合线附近的显微组织为粗大的 β -Ti 相柱状晶,顶部组织为等轴晶,晶粒内部的亚结构由板条状初生 α -Ti 相以及板条状初生 α -Ti 相之间的组织构成。当在 α -Ti 相单相区内正火处理时,随着正火温度升高,初生 α -Ti 相的长度和宽度均增加,初生 α -Ti 相的长宽比和含量逐渐减少;当在 $\alpha+\beta$ 两相区内正火处理时,细长状的初生 α -Ti 相被析出的 β -Ti 相截断,变为短棒状或趋向等轴晶 α -Ti 相,初生 α -Ti 相的长度减小,宽度增加,导致初生 α -Ti 相的长宽比和体积分数均减少;在 α -Ti 单相区 (810 °C 和 870 °C) 正火处理时, β -Ti 相主要存在于板条状初生 α -Ti 相之间;在 $\alpha+\beta$ 两相区内 (930 °C 和 990 °C) 正火处理时, β -Ti 相除了存在于板条状初生 α -Ti 相之间外,还会在板条状初生 α -Ti 相内部呈网状析出。正火温度对激光 3D 打印成形 TC4 室温的拉伸性能具有显著影响,当正火条件为 990 °C / 2 h/AC 时,室温的拉伸性能最优,其抗拉强度、屈服强度及断后伸长率分别为 960 MPa、835 MPa 及 17%,达到了国家标准中锻件的水平: $\sigma_b \geq 895$ MPa, $\sigma_{0.2} \geq 830$ MPa, $\delta \geq 10\%$ 。

参 考 文 献

- [1] Kiel-Jamrozik M, Jamrozik W, Witkowska I. The heat treatment influence on the structure and mechanical properties of Ti6Al4V alloy manufactured by SLM technology [M] // Gzik M, Tkacz E, Paszenda Z, *et al.* Innovations in biomedical engineering. Cham: Springer, 2017: 319-327.
- [2] Zhao Z, Chen J, Guo S, *et al.* Influence of α/β interface phase on the tensile properties of laser cladding deposited Ti-6Al-4V titanium alloy [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2017, 33 (7): 675-681.
- [3] Sun Y Y, Gulizia S, Fraser D, *et al.* Layer additive production or manufacturing of thick sections of Ti-6Al-4V by selective electron beam melting (SEBM) [J]. JOM, 2017, 69(10): 1836-1843.
- [4] 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.

- [5] Xi M Z, Lü C, Wu Z H, *et al.* Microstructures and mechanical properties of TC11 titanium alloy formed by laser rapid forming and its combination with consecutive point-mode forging [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2017, 53(9): 1065-1074.
席明哲, 吕超, 吴贞号, 等. 连续点式锻压激光快速成形 TC11 钛合金的组织与力学性能 [J]. 金属学报, 2017, 53(9): 1065-1074.
- [6] Du B R, Zhang X J, Guo S Q, *et al.* Microstructure and mechanical properties of laser melting deposited GH4169 superalloy [J]. Journal of Materials Engineering, 2017, 45(1): 27-32.
杜博睿, 张学军, 郭绍庆, 等. 激光快速成形 GH4169 合金显微组织与力学性能 [J]. 材料工程, 2017, 45(1): 27-32.
- [7] Liu Z Q, Xu G J, Ma R X, *et al.* Properties TiAl alloy prepared by additive manufacturing with laser coaxial powder feeding [J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(3): 0302016.
刘占起, 徐国建, 马瑞鑫, 等. 激光同轴送粉激光增材制造 TiAl 合金的性能 [J]. 中国激光, 2019, 46 (3): 0302016.
- [8] Vrancken B, Thijs L, Kruth J P, *et al.* Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: microstructure and mechanical properties [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2012, 541: 177-185.
- [9] Sercombe T, Jones N, Day R, *et al.* Heat treatment of Ti-6Al-7Nb components produced by selective laser melting [J]. Rapid Prototyping Journal, 2008, 14(5): 300-304.
- [10] Yang G, Liu J P, Qin L Y, *et al.* Study on microstructure and high cycle fatigue property of laser deposited TA15 titanium alloy [J]. Infrared and Laser Engineering, 2018, 47(11): 37-42.
杨光, 刘佳蓬, 钦兰云, 等. 激光沉积 TA15 钛合金显微组织及高周疲劳性能研究 [J]. 红外与激光工程, 2018, 47(11): 37-42.
- [11] Zhou Q J, Yan Z Y, Han X, *et al.* Microstructure and mechanical properties of laser melting deposited TC11 titanium alloys [J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(11): 1102005.
周庆军, 严振宇, 韩旭, 等. 激光熔化沉积 TC11 钛合金的组织与力学性能 [J]. 中国激光, 2018, 45 (11): 1102005.
- [12] Yang G, Ma Y, Wang C, *et al.* Effects of additive repair on microstructure and mechanical properties of laser additive manufactured TC4 titanium [J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(12): 1202002.

杨光, 马玥, 王超, 等. 增材修复对激光沉积制造 TC4 组织与力学性能的影响 [J]. 中国激光, 2018, 45(12): 1202002.

- [13] Zhang T G, Sun R L, An T D, *et al.* Comparative study on microstructure of single-pass and multitrack

TC4 laser cladding layer on Ti811 surface [J]. Materials Review, 2018, 32(12): 1983-1987.

张天刚, 孙荣禄, 安通达, 等. Ti811 表面单道与多道 TC4 激光熔覆层微观组织对比 [J]. 材料导报, 2018, 32(12): 1983-1987.