

激光熔化沉积 TC11 钛合金的组织与力学性能

周庆军*, 严振宇, 韩旭, 宋全, 刘京威, 王福德

首都航天机械有限公司, 北京 100076

摘要 再现大型结构件实际成形热过程,研究了激光熔化沉积 TC11 钛合金的组织特征与力学性能。结果表明,沉积态试样的粗大柱状晶内 $\alpha+\beta$ 网篮组织比等轴晶内的更均匀、细小,等轴晶内分布有大片 α 集束区,晶界处产生了大量连续 α 相;由于后续沉积层对已沉积层的表层重熔及热处理效应,层间过渡区产生了明显的 α 相粗化, α 相比例增加,因此沉积态试样的室温力学性能各向异性显著。经过 950 °C 保温 1 h 和 550 °C 保温 2 h 的双重退火后,退火态试样晶界处的连续 α 相几乎完全破碎, $\alpha+\beta$ 网篮组织分布更加均匀,室温力学性能各向异性完全消除,塑性大幅增强,综合力学性能基本与锻造态的一致。

关键词 激光技术; 激光熔化沉积; 钛合金; 组织特征; 力学性能

中图分类号 TN249

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.1102005

Microstructure and Mechanical Properties of Laser Melting Deposited TC11 Titanium Alloys

Zhou Qingjun*, Yan Zhenyu, Han Xu, Song Quan, Liu Jingwei, Wang Fude

Capital Aerospace Machinery Co., Ltd., Beijing 100076, China

Abstract The microstructural characteristics and mechanical properties of laser melting deposited TC11 titanium alloys are investigated by the reappearance of actual forming thermal process of large structural parts. The results show that, the $\alpha+\beta$ basket-weave microstructures in the coarse columnar grains of the as-deposited samples are more uniform and finer than those in the equiaxed grains. The large α colonies are found in the equiaxed grains and there are a lot of continuous α phases on the grain boundaries. Due to the interlayer surface remelting redeposition and annealing effects, the obvious coarsening of α phases occurs in the interlayer transition zone of as-deposited samples and the α phase proportion increases. As a result, the mechanical properties of as-deposited samples at room temperature exhibit an obvious anisotropy. After the double annealing under the schedules of 950 °C, heat preservation for 1 h and 550 °C, heat preservation for 2 h, the continuous α phases are nearly broken completely on the grain boundaries of the annealed samples, and the $\alpha+\beta$ basket-weave microstructures show a more uniform distribution. The anisotropy of the mechanical properties at room temperature is eliminated completely and the plasticity enhances considerably. The comprehensive mechanical properties are basically at the same level as those of the forged samples.

Key words laser technique; laser melting deposition; titanium alloy; microstructure characteristics; mechanical properties

OCIS codes 140.3390; 160.3900

1 引 言

Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si (TC11) 钛合金是一种综合力学性能优异的 $\alpha+\beta$ 型高温钛合金,具有良好的室温/高温强度、韧性、抗蠕变性、热稳定性等性能,被广泛应用于飞机、航空发动机、运载火箭等

航空航天飞行器上^[1-5]。通常采用传统 $\alpha+\beta$ 锻造工艺或近 β 锻造工艺制备结构件毛坯,以获得典型等轴组织或双态组织及优异的综合力学性能^[6-8]。

为了减小装备结构重量,提高装备性能、使用寿命及可靠性,航空航天飞行器越来越多地使用钛合金大型整体复杂结构件。然而,受钛合金自身加工

特性影响,采用“锻造+机械加工”等传统技术制造上述大型复杂钛合金关键结构件,均面临制造工序繁多、工艺复杂、制造设备庞大、零件机械加工余量大、材料利用率低(一般低于10%)等问题,严重制约了大型钛合金结构件在先进工业装备及国防装备中的广泛应用^[9]。

激光熔化沉积技术以合金粉末或丝材为原材料,通过高功率激光原位冶金熔化和快速凝固逐层堆积,利用零件计算机辅助设计(CAD)模型,一步完成全致密、高性能复杂金属结构件的直接近净成形制造。与传统制造技术相比,激光熔化沉积技术无需大型锻铸工业装备、大规格锻坯制备和大型锻造模具加工制造,激光原位冶金/快速凝固高性能金属材料制备与大型复杂构件成形制造一体化,制造流程短,后续机械加工余量小、材料利用率高^[9-12]。

然而,现有的研究主要集中在基础的试块级宏观组织形成及演化规律方面,关于激光熔化沉积TC11钛合金的研究鲜有报道^[13-18]。激光熔化沉积是一种远离平衡状态的制造过程,多层多道的成形方式决定了其热循环历程极为复杂,因此,激光熔化沉积钛合金的内部组织状态及力学性能均敏感地依赖于成形热过程。在实际的工程应用中,受扫描策略、结构尺寸等的影响,结构件成形过程的热历程与小尺寸试样连续制备时的差异显著,相关基础研究结果难以指导实际工程应用。本文通过再现大型复杂结构件实际成形热过程,深入研究了激光熔化沉积制备TC11钛合金大型复杂结构件的组织特征与

力学性能,揭示了其宏观组织形貌及形成机理、力学性能及断裂机理,为实现大型复杂结构件组织性能调控、有效抑制成形过程中的严重开裂失效提供了实验依据。

2 实验方法

采用西安铂力特增材技术股份有限公司研制的C1000型激光熔化沉积系统开展成形实验,系统组成包括光纤激光器、四路同轴送粉系统、三轴数控运动系统、气氛净化系统、控制系统及软件系统等。采用等离子旋转电极法制备粒径为60~185 μm的TC11钛合金球形粉末,使用前进行120℃保温2h真空烘干处理,其粒径分布及扫描电子显微镜(SEM)形貌如图1所示,化学成分见表1。激光熔化沉积成形参数为:激光功率3000~3500 W,扫描速度600~1000 mm·min⁻¹,光斑尺寸3~6 mm,送粉速率15~30 g·min⁻¹,搭接率35%~60%。“Meander”型扫描策略如图2所示,层间相位角为90°。成形过程中采用氩气作为保护气体,舱内氧气的质量分数不大于0.005%,制备的TC11钛合金大型结构件的最大包络尺寸为1600 mm×40 mm×600 mm。单层成形平面内包络尺寸沿沉积方向由1600 mm×40 mm梯度式渐变至400 mm×40 mm,单层成形时间则由60 min过渡至20 min。随炉测试料与大型结构件在相同参数下同步逐层成形,随炉测试料单层成形平面内包络尺寸为90 mm×40 mm,单层成形时间约为5 min。金相及室温拉伸试样均取自随炉测试料。

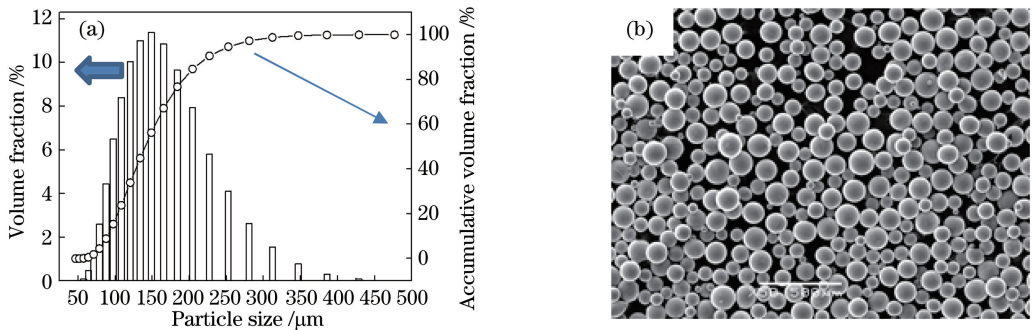


图1 TC11钛合金粉末。(a)粒径分布;(b)SEM形貌

Fig. 1 TC11 titanium alloy powder. (a) Particle size distribution; (b) SEM image

表1 TC11钛合金粉末的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of TC11 titanium alloy powder (mass fraction, %)

Element	Ti	Al	Zr	Mo	Si	Fe	C	N	H	O
Content	Bal.	6.38	1.68	3.46	0.246	0.017	0.008	0.007	0.006	0.12

采用标准金相试样制备方法制备XOZ截面金相试样,并用Kroll试剂进行腐蚀,利用德国卡尔蔡

司公司生产的Axio.observer.Z1m型金相显微镜检测分析宏、微观组织。室温拉伸力学试样尺寸如

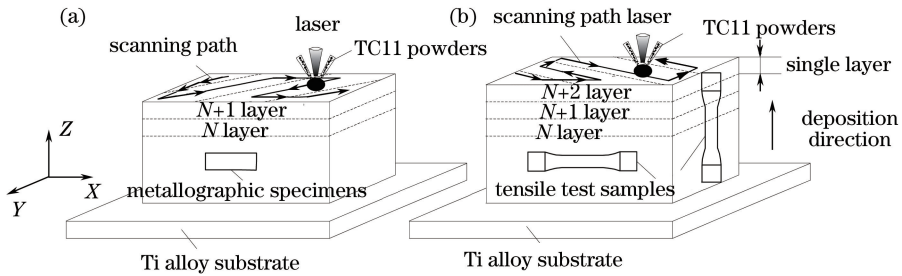


图 2 “Meander”型扫描策略。(a)第 N 层;(b)第 $N+1$ 层

Fig. 2 “Meander” type scanning strategy. (a) N th layer; (b) $(N+1)$ th layer

图 3 所示。采用深圳万测试验设备有限公司生产的 ETM105D 型微机控制电子万能试验机测试室温拉伸力学性能,拉伸速率为 $5 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ 。采用日本电子株式会社生产的 S-3700N 型 SEM 检测室温拉伸试样断面形貌。

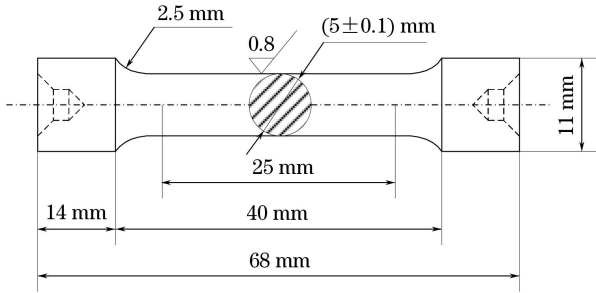


图 3 室温拉伸力学试样尺寸

Fig. 3 Size of tensile mechanical samples at room temperature

3 结果与讨论

3.1 宏观组织形貌

不同单层成形时间下的 TC11 钛合金宏观组织如图 4 所示。可以看到,TC11 钛合金的宏观组织是由贯穿多个熔覆层的粗大柱状晶和等轴晶粒组成,柱状晶主要集中在非搭接区,宽度为 $200 \sim 800 \mu\text{m}$,

长度为 $5 \sim 20 \text{ mm}$;粗大等轴晶粒主要集中在搭接区,尺寸为 $50 \sim 400 \mu\text{m}$ 。不同的结晶学取向使得 TC11 钛合金宏观组织呈明暗交替生长的现象。

在激光熔化沉积过程中,试样内部已沉积层温度场呈非稳态循环变化特征,热量由沉积层向已沉积层内不断传递,呈明显的沿沉积方向变化的温度场。在相同的成形工艺参数条件下,“Meander”型扫描策略非搭接区沿沉积方向的温度梯度更大,柱状晶沿热流方向的生长倾向更明显;而已沉积熔覆道对后续沉积熔覆道的预热作用使得搭接区中沿沉积方向的温度梯度减小,柱状晶沿热流方向的生长倾向不明显,产生了大量的等轴晶粒或拉伸晶粒。

从图 4 可以发现,柱状晶的生长方向与沉积方向成 $5^\circ \sim 20^\circ$ 的夹角,这主要是由熔池的几何形态及沉积层至基材的最佳散热方向决定的^[16,19]。另一方面,从图 4(b)还可以发现,搭接区每一沉积层上方均覆盖有较窄的薄层,这主要是由相邻熔覆道熔池相继凝固沉积形成的。激光束扫描某一点后凝固形成沉积层,此后相邻轨迹扫描时在该点相邻位置形成新的熔池,已沉积层和新熔池交界处会再次熔化。相邻两次扫描形成的沉积层在交界处重叠,新熔池的凝固伴随着已扫描沉积层相邻表面的重熔再凝固^[20]。

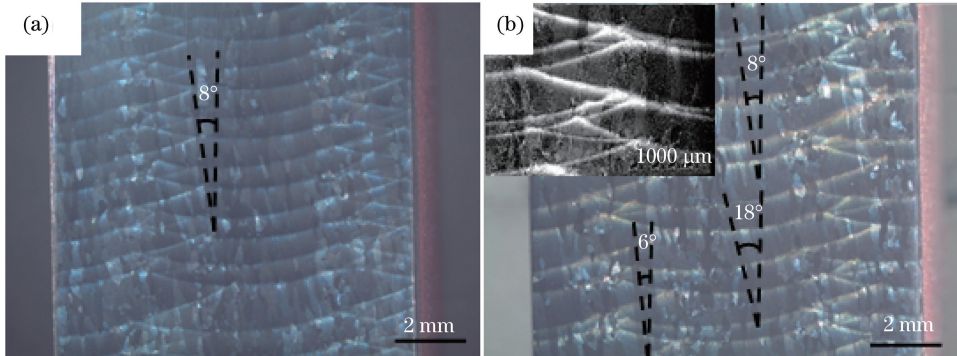


图 4 不同单层成形时间下的 TC11 钛合金宏观组织。(a) 45 min; (b) 30 min

Fig. 4 Macrostructures of TC11 titanium alloy under different deposition time. (a) 45 min; (b) 30 min

3.2 微观组织特征及形成机理

TC11 钛合金的等轴晶区及柱状晶区不同放大倍数下的微观组织如图 5 所示。可以看到,柱状晶及等轴晶内部均为极细的 α 板条及由 β 转变基体组成的网篮组织^[21], α 板条宽度为 $0.3 \sim 1.5 \mu\text{m}$ 。然而,等轴晶内出现了大片不均匀的 α 集束区及大量连续的晶界 α 相,且晶界处 α 相宽度略大于晶内 α 相;而柱状晶内 α 板条错综交织,分布极为均匀,其尺寸比等轴晶内 α 板条细小,相邻柱状晶中几乎无连续晶界 α 相存在。

进一步分析可知,由于等轴晶粒区冷却速率

慢、过冷度较小,相邻等轴晶位向差较大,溶质原子密度相对较大,晶界处能量高,因此, α 相首先从晶界处形核,形成连续的晶界 α 相,晶内 α 相从晶界 α 相处形核生长,最终等轴晶粒区形成了大片 α 集束区及晶内极细网篮组织, α 板条宽度为 $0.5 \sim 1.5 \mu\text{m}$ 。此外,由于柱状晶区温度梯度大、冷却速率快、过冷度大,且相邻柱状晶位向差和溶质原子密度很小,晶界处 α 相优先形核的难度大^[16,22],因此, α 相在晶粒内部及晶界处同时形核生长,最终柱状晶区形成了极细网篮组织, α 板条宽度为 $0.3 \sim 0.8 \mu\text{m}$ 。

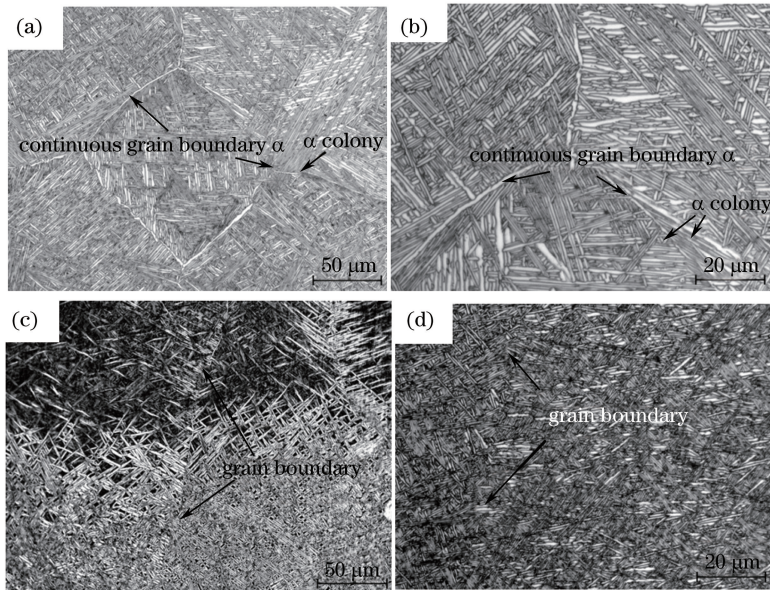


图 5 等轴晶区及柱状晶区不同放大倍数下的微观组织。(a)等轴晶区,放大 500 倍; (b)等轴晶区,放大 1250 倍;(c)柱状晶区,放大 500 倍;(d)柱状晶区,放大 1250 倍

Fig. 5 Microstructures of equiaxed and columnar grain regions under different magnifications. (a) Equiaxed grain region, magnification of 500 times; (b) equiaxed grain region, magnification of 1250 times; (c) columnar grain region, magnification of 500 times; (d) columnar grain region, magnification of 1250 times

TC11 钛合金的层带处的宏/微观组织如图 6 所示。可以看到,图 6(d)所示的灰色区域组织更为细密;图 6(b)所示的白色区域组织更为粗大,内部所含 α 相的比例较灰色区域更多。这是因为在激光熔化沉积过程中,新沉积层会对已沉积层有一个表层重熔再沉积过程和热处理效应。当激光束扫描至当前沉积层某点时,其能量快速向下传递至已沉积层,导致已沉积层温度快速升高至 β 相转变温度之上,甚至引起已沉积层表面重熔;当激光束扫描离开后,该点熔池在已沉积基体的冷却作用下快速凝固,该点及已沉积层温度快速降低。激光熔化沉积过程中每一点都将经历如此复杂的多次热循环。熔池凝固过程中的冷速极大,组织内 β 相比例较大,在后续

的多次热循环作用下,逐渐发生了 β 相向 α 相的相变转化及初生 α 相长大,导致 α 相体积分数明显增大。由图 6(c)可以看到,过渡区域出现了明显的蟹状 α 相,这对于提高激光熔化沉积 TC11 钛合金的综合力学性能是十分有益的^[13-14,23]。

3.3 拉伸力学性能与断裂机制

TC11 钛合金的室温拉伸力学性能参数见表 2。可以看到,与 β 锻造态和 $\alpha + \beta$ 锻造态相比,沉积态 TC11 钛合金的力学性能呈高强低塑的特点。强度高主要是由于极细的 $\alpha + \beta$ 网篮组织包含了更多的 α/β 界面,位错运动的阻力增大;塑性差是由连续晶界 α 相、大片 α 集束作用导致的。同时,沉积态 TC11 钛合金表现出明显的各向异性,尤其是延伸

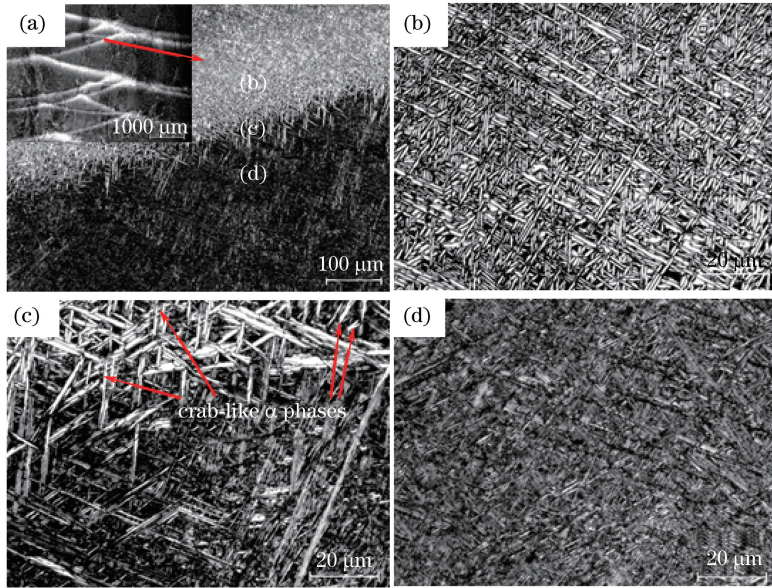


图 6 TC11 钛合金层带处的宏/微观组织。(a)宏观组织;(b)(c)(d)微观组织
Fig. 6 Macrostructure and microstructures of layer band of TC11 titanium alloy.

(a) Macrostructure; (b)(c)(d) microstructures

表 2 TC11 钛合金的室温拉伸力学性能

Table 2 Tensile mechanical properties of TC11 titanium alloy at room temperature

Sample	Tensile strength /MPa	Yield strength /MPa	Elongation /%
As-deposited (parallel to deposition direction)	1106-1260	1032-1172	6-9
As-deposited (perpendicular to deposition direction)	1176-1268	1118-1216	3.5-5.5
Double annealed (parallel to deposition direction)	1082-1107	962-1014	12-15.5
Double annealed (perpendicular to deposition direction)	1074-1094	968-991	12-16
β forged ^[16]	1083	990	12.8
α+β forged ^[16]	1061	1018	14.8

率,平行于沉积方向试样的延伸率明显大于垂直于沉积方向试样的,前者约为后者 2 倍。这主要是新的沉积层对已沉积层的热处理效应导致纵向拉伸试样中蟹状 α 相显著多于横向拉伸试样,而此类 α 相有助于提高 TC11 钛合金的塑性及延伸率。双重退火后 TC11 钛合金的室温力学性能各向异性得到完

全消除,塑性增强,延伸率大幅增大,综合力学性能基本与锻造态一致。不同放大倍数下双重退火态 TC11 钛合金的微观组织如图 7 所示。可以看出,经双重退火后,沉积态试样微观组织中晶界处的连续 α 相几乎完全发生破碎,双重退火后各方向 α+β 网篮组织分布更加均匀。但宏观晶粒形态几乎未发

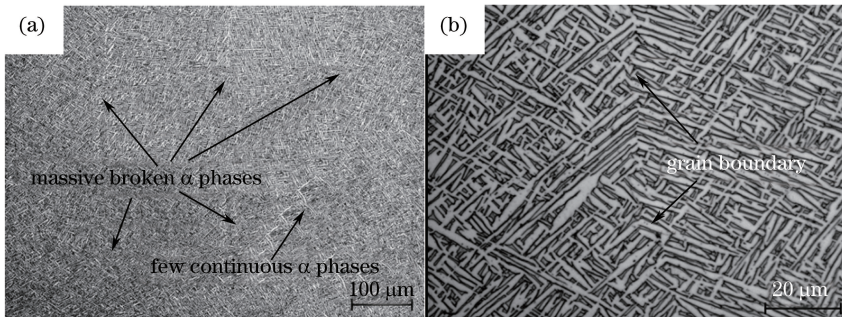


图 7 双重退火态 TC11 钛合金的微观组织。(a)放大 200 倍;(b)放大 1250 倍
Fig. 7 Microstructure of double annealed TC11 titanium alloy. (a) Magnification of 200 times;
(b) magnification of 1250 times

生变化,因此可以判断,各项异性消除、塑性大幅提升的主要原因在于双重退火后组织粗化、各方向 $\alpha+\beta$ 网篮组织更加均匀。

沉积态 TC11 钛合金室温拉伸断口形貌如图 8(a)、(b)、(e)、(f)所示。可以看出,Z 向拉伸断口呈沿晶韧性断裂^[24-27],晶界附近有大量撕裂纤维及韧窝,断口表面存在许多位向不同的棱面或平面,其尺寸与晶粒尺寸相当,在 SEM 下可观察到这些棱面或平面上存在大量韧窝;X-Y 向拉伸断口呈沿晶断裂及

准解理断裂,断口可见明显的柱状晶形貌及大量不同形态解理台阶。沉积态 TC11 钛合金沿不同方向断裂机制的差异性与室温力学性能的各向异性相一致。

由图 8(c)~(d)可知,经双重退火后,TC11 钛合金 Z 向拉伸断裂机制由沿晶韧性断裂转变为韧性断裂,沿晶特征完全消失,且室温拉伸断口形貌中的韧窝几乎全为等轴韧窝,韧窝更加细密且深,分布更为广泛。这与沉积态 TC11 钛合金经双重退火后其塑性增强及延伸率大幅提升的特征一致。

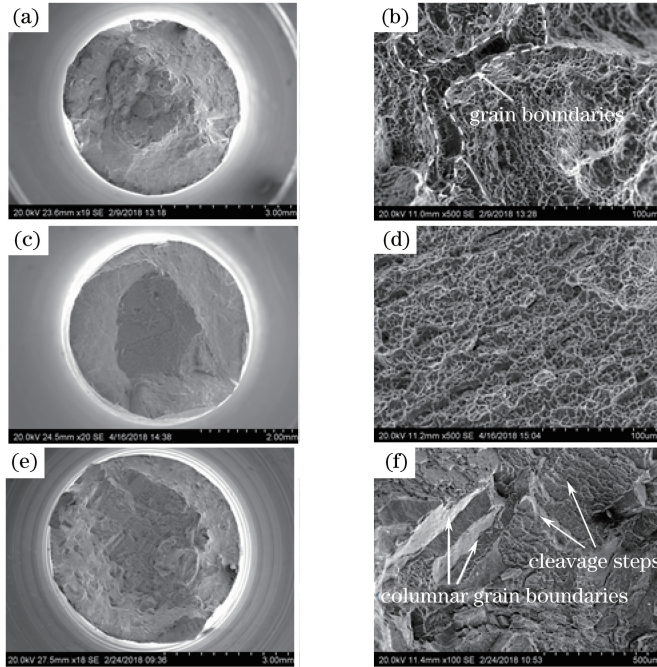


图 8 TC11 钛合金室温拉伸断口形貌。(a)(b) Z 向沉积态;(c)(d) Z 向双重退火态;(e)(f) X-Y 向沉积态
Fig. 8 Fracture morphology of TC11 titanium alloy at room temperature. (a)(b) as-deposited in Z direction;
(c)(d) double annealed in Z direction; (e)(f) as-deposited in X-Y direction

4 结 论

通过真实再现大型结构件激光熔化沉积的实际成形热过程,研究了激光熔化沉积 TC11 钛合金的组织特征与力学性能,得到以下结论。

1) 沉积态 TC11 钛合金的宏观组织由与沉积方向成 $5^{\circ}\sim 20^{\circ}$ 夹角、贯穿多个熔覆层的粗大柱状晶和等轴晶粒组成,晶粒内部微观组织为极细 $\alpha+\beta$ 网篮组织。柱状晶内 $\alpha+\beta$ 网篮组织较等轴晶内的更为均匀细小,等轴晶内分布有大片 α 集束区,晶界处则产生了大量连续 α 相。

2) 沉积态 TC11 钛合金的室温力学性能尤其是延伸率各向异性显著,主要原因在于后续沉积层对已沉积层表层重熔和热处理效应导致 α 相粗化、层间过渡区 α 相比例明显增加,不同方向拉伸试

样断裂机制的差异性也解释了该现象。

3) 经双重退火后,沉积态 TC11 钛合金微观组织中晶界处连续 α 相几乎完全破碎,各向 $\alpha+\beta$ 网篮组织的分布更加均匀,室温力学性能各向异性完全消除,塑性增强,延伸率大幅提升。

参 考 文 献

[1] 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 and 力学性能[J]. 金属学报, 2017, 53(9): 1065-1074.

[2] Banerjee D, Williams J C. Perspectives on titanium science and technology [J]. Acta Materialia, 2013,

- 61(3): 844-879.
- [3] Li M Q, Liu X M, Xiong A M. Prediction of the mechanical properties of forged TC11 titanium alloy by ANN[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, 121(1): 1-4.
- [4] Zong Y Y, Shan D B, Xu M, *et al.* Flow softening and microstructural evolution of TC11 titanium alloy during hot deformation[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, 209(4): 1988-1994.
- [5] Li A B, Huang L J, Meng Q Y, *et al.* Hot working of Ti-6Al-3Mo-2Zr-0.3Si alloy with lamellar $\alpha + \beta$ starting structure using processing map [J]. *Materials & Design*, 2009, 30(5): 1625-1631.
- [6] Zhou L. Review of titanium industry progress in America, Japan and China [J]. *Rare Metal Materials & Engineering*, 2003, 32(8): 577-584.
- [7] Cui C X, Hu B M, Zhao L C, *et al.* Titanium alloy production technology, market prospects and industry development[J]. *Materials & Design*, 2011, 32(3): 1684-1691.
- [8] Zhou Y G, Zeng W D, Yu H Q. An investigation of a new near-beta forging process for titanium alloys and its application in aviation components[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 393(1/2): 204-212.
- [9] Wang H M, Zhang S Q, Tang H B, *et al.* Research progress of laser rapid forming technology of large titanium structural components[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.
- [10] Wang H M. Materials' fundamental issues of laser additive manufacturing for high-performance large metallic components[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2014, 35(10): 2690-2698.
王华明. 高性能大型金属构件激光增材制造: 若干材料基础问题 [J]. *航空学报*, 2014, 35(10): 2690-2698.
- [11] Wang H M. Research progress of laser rapid forming of aviation high-performance metal structural components[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2005(12): 26-28.
王华明. 航空高性能金属结构件激光快速成形研究进展[J]. *航空制造技术*, 2005(12): 26-28.
- [12] 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.
- [13] Zhu Y Y, Tian X J, Li J, *et al.* Microstructure evolution and layer bands of laser melting deposition Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si titanium alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 616: 468-474.
- [14] Ren H S, Tian X J, Liu D, *et al.* Microstructural evolution and mechanical properties of laser melting deposited Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si titanium alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, 25(6): 1856-1864.
- [15] Lu S S, Bao R, Wang K, *et al.* Fatigue crack growth behaviour in laser melting deposited Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 690: 378-386.
- [16] Zhu Y Y, Liu D, Tian X J, *et al.* Characterization of microstructure and mechanical properties of laser melting deposited Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si titanium alloy [J]. *Materials & Design*, 2014, 56: 445-453.
- [17] Wang T, Zhu Y Y, Zhang S Q, *et al.* Grain morphology evolution behavior of titanium alloy components during laser melting deposition additive manufacturing[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 632: 505-513.
- [18] Zhu Y Y, Li J, Tian X J, *et al.* Microstructure and mechanical properties of hybrid fabricated Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si titanium alloy by laser additive manufacturing[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 607: 427-434.
- [19] Wang Y D, Tang H B, Fang Y L, *et al.* Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of laser melting deposited 1Cr12Ni2WMoV Nb steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 528(1): 474-479.
- [20] He R J, Wang H M. Microstructure features of laser deposited Ti-6Al-2Zr-Mo-V alloy[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2009, 29(6): 18-22.
贺瑞军, 王华明. 激光熔化沉积 Ti-6Al-2Zr-Mo-V 钛合金组织特征研究 [J]. *航空材料学报*, 2009, 29(6): 18-22.
- [21] He B W, Ran X Z, Tian X J, *et al.* Corrosion resistance research of laser additive manufactured TC11 titanium alloy[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(4): 0403004.
何博文, 冉先喆, 田象军, 等. 激光增材制造 TC11 钛合金的耐蚀性研究 [J]. *中国激光*, 2016, 43(4): 0403004.
- [22] van Bohemen S M C, Kamp A, Petrov R H, *et al.* Nucleation and variant selection of secondary α plates

- in a β Ti alloy[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(20): 5907-5914.
- [23] Huang Y, Chen J, Zhang F Y, *et al.* Influence of heat treatment on microstructure of laser solid forming Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.25Si alloys [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2009, 38(12): 2146-2150.
黄瑜, 陈静, 张凤英, 等. 热处理对激光立体成形 TC11 钛合金组织的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2009, 38(12): 2146-2150.
- [24] Liu C M, Wang H M, Tian X J, *et al.* Development of a pre-heat treatment for obtaining discontinuous grain boundary α in laser melting deposited Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 604: 176-182.
- [25] Liu C M, Lu Y, Tian X J, *et al.* Influence of continuous grain boundary α on ductility of laser melting deposited titanium alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 661: 145-151.
- [26] Liu C M, Lu Y, Zhang A L, *et al.* Beta heat treatment of laser melting deposited high strength near β titanium alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 673: 185-192.
- [27] Yang G, Wang W D, Qin L Y, *et al.* Effect of annealing temperature on microstructure and mechanical properties of laser deposited TA15 titanium alloys[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(12): 1202007.
杨光, 王文东, 钦兰云, 等. 退火温度对激光沉积 TA15 合金组织及性能的影响[J]. *中国激光*, 2016, 43(12): 1202007.