

选区激光熔化 TB6 钛合金 α 相析出和力学性能研究

靳文士¹, 刘奋成¹, 刘丰刚¹, 张传奎¹, 郑海忠¹, 胡晓安², 李智勇³, 张 磊³

(1. 南昌航空大学 材料科学与工程学院,江西 南昌 330063)

(2. 南昌航空大学 航空发动机学院,江西 南昌 330063)

(3. 江西昌河航空工业有限公司,江西 景德镇 333002)

摘要: 采用选区激光熔化技术制备了TB6钛合金试样,研究了时效温度对合金显微组织和力学性能的影响。结果表明,选区激光熔化成形沉积态TB6合金的显微组织主要由柱状 β 相和等轴 α 相组成,固溶时效后析出晶内层片状或颗粒状 α_p 相及晶界 α_{GB} 相。随着时效温度的升高, α 相尺寸逐渐减小,层片状 α 相体积分数降低,颗粒状 α_p 含量增加。拉伸性能测试结果显示,随时效温度提高,材料的抗拉强度降低而塑性明显提升。560 °C时效试样的抗拉强度由520 °C时效的1386.22 MPa降低到1129.00 MPa,而延伸率由520 °C时效下的7.1%增至10.5%。研究发现, α 相形貌和尺寸的变化影响了合金的强度与塑性,减少层片状 α_L 相的体积分数和增加颗粒状 α_p 相的体积分数有助于实现较好的强塑性匹配,提高时效温度可以降低层片状 α_L 相的体积分数,可改善材料的塑性。

关键词: 选区激光熔化; TB6钛合金; 时效处理; α 转变; 力学性能

中图法分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)01-0164-08

1 引言

以TB6钛合金为代表的近 β 钛合金具有优异的力学性能和良好的耐腐蚀性,被广泛应用于航空航天、医疗器械及其他高技术领域^[1-3]。由于切削加工性差,传统制造技术成形的TB6钛合金零件存在后处理成本高、制造周期长等问题,严重限制了 β 钛合金的使用和发展^[4]。针对TB6钛合金加工难的问题,许多研究者采用增材制造(additive manufacturing, AM)技术来实现合金的制造。AM技术可以显著减少材料消耗和制造成本^[5],其中选区激光熔化(selective laser melting, SLM)技术由于在复杂结构制备方面具有明显优势^[6],最近几年发展迅速,已经成为复杂钛合金结构高性能制备的重要方法之一。

大量研究表明,SLM成形过程中材料经过复杂的热循环,导致材料的组织复杂且不均匀,因此为了提高合金组织均匀性和改善力学性能,需要对SLM成形后的合金进行热处理,以实现组织和力学性能调控。固溶时效处理是TB6钛合金获得良好综合性能的有效途径^[7]。Terlinde等^[8]提出对锻造TB6钛合金进行固溶和时效处理以调控材料组织,改善力学性能。黄利军等^[9]发现热处理工艺对合金组织及性能的影响非常大,单相区热处理造成晶内 α 相分布不均匀和晶界 α 相的连续分布,TB6

钛合金经热处理后可以得到4%~10%延伸率和1100~1400 MPa的抗拉强度,试样在单相温度区间变形较双相温度区间热处理后断后延伸率降低了70%。Colombo-Pulgarín等^[10]研究发现通过控制近 β 钛合金中 α 相的体积分数、尺寸形态和晶界 α 相的连续性,可以调节TB6钛合金的力学性能,实现良好的强度与延展性的匹配。王晓燕等^[11]研究了初生及次生 α 相对Ti-1023钛合金拉伸性能和断裂韧性的影响,发现固溶时效处理后初生 α 相体积分数减少,材料的抗拉强度提高,降低初生和次生 α 相的含量和尺寸并降低连续晶界 α 相的连续性和含量,可以获得较高的强塑性匹配。伊浩等^[12]发现电弧增材制造钛合金经历的快速凝固和周期性热循环,导致 β 相沿温度梯度方向外延生长,形成粗大柱状晶,且不同区域(如沉积层中心与边缘)的冷却速率差异显著,引发 α/β 相比例及形貌的不均匀分布。垂直方向的组织以细针状 α 马氏体为主,水平方向保留更多的层片状 $\alpha+\beta$ 结构,垂直方向较水平方向抗拉强度高17%^[13]。以上论述表明,关于TB6钛合金组织性能调控的研究主要集中在传统锻件材料,而选区激光熔化成形TB6钛合金基体组织与传统锻件有明显区别,考虑到工艺因素导致的SLM材料显微组织不均匀性和残余应力的存在会给材料组织性能调控带来极大难度。因此,如何采用热处理方法实现选区激光

收稿日期:2025-03-08

基金项目:国家自然科学基金(52361010, 52265053);中国航空科学基金(2023Z049056001, 2022Z049056001);国家重点研发计划(2023YFB4605603);江西省重点研发计划(20223BBE51005, 20232BBE50001)

作者简介:靳文士,男,1999年生,硕士生,南昌航空大学材料科学与工程学院,江西 南昌 330063,E-mail:2704157707@qq.com

熔化技术成形TB6钛合金显微组织的均匀化和力学性能的提高意义重大。

本工作采用选区激光熔化技术制备了TB6钛合金试样,研究了时效温度对合金显微组织和力学性能的影响规律,特别是TB6钛合金中 α 相的形貌、尺寸、分布与合金拉伸性能的对应关系,分析了合金的强化机理和失效模式,为选区激光熔化成形技术在TB6钛合金中的应用提供了理论依据。

2 实验

试验采用的粉末材料为中航迈特增材科技有限公司生产的球形TB6合金粉末,粉末采用气雾法制备,球形度良好,粉末粒径范围为15~53 μm ,其化学成分如表1所示,符合《GB/T 3620.1-2016 钛及钛合金牌号和化学成分》中规定的质量标准。

成形试验在西安铂力特增材技术股份有限公司生产的BLT-S210型选区激光熔化设备上完成,该设备最大成形尺寸为105 mm×105 mm×200 mm。成形参数包括:激光功率为190 W,光斑直径为60 μm ,扫描速度为1000 mm/min,扫描间距为0.08 mm,层厚为0.03 mm,并采用67°层间旋转角度,基板的预热温度为100 °C。打印策略如图1a所示;成形试样包括尺寸为10 mm×10 mm×10 mm的组织分析用试样和尺寸为Φ6 mm×40 mm的拉伸试样,拉伸试样测试方向为沉积方向,如图1b所示。对成形后的TB6钛合金试样进行固溶时效处理,固溶温度为760 °C,保温2 h并水冷至室温后进行时效处理,时效温度分别为520、540和560 °C,保温8 h后空冷至室温,比较时效温度对合金组织和力学性能的影响。

组织分析用试样经机械磨抛后使用Keller试剂(体积配比为V(HF):V(HNO₃):V(H₂O)=1:3:7)进行表面腐蚀^[14],采用BX53MRF-S型正置光学显微镜和FEI Nova nano SEM450型场发射扫描电子显微镜对样品的显微组织进行表征。使用WT-401MVD型维氏硬度计对沉积态和热处理后的TB6合金试样进行硬度测定,载荷保持时间

表1 TB6钛合金粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of TB6 titanium alloy powder (wt%)

Element	Standard value	Measured value
Al	2.60~3.40	3.09
V	9~11	10.36
Fe	1.60~2.20	1.98
C	≤0.05	0.008
O	≤0.13	0.099
N	≤0.05	0.006
H	≤0.0125	0.003
Ti	Bal.	Bal.

15 s,加载载荷200 g,每个样品至少测试10个点,取平均硬度作为最终显微硬度。使用Image Pro软件对不同热处理状态试样晶粒尺寸进行统计,选取至少5张100倍的金相照片进行晶粒尺寸测量。采用背散射电子衍射EBSD技术对 α 相平均尺寸进行统计,扫描步长为0.2 μm 。拉伸试样尺寸如图1c所示,在W9W-30型电子万能试验机上进行室温拉伸性能测试,设置拉伸速率为1 mm/min。拉伸试验结束后采用扫描电子显微镜对失效试样进行断口分析。

3 结果与讨论

3.1 选区激光熔化TB6钛合金显微组织

图2a和2b为选区激光熔化成形TB6钛合金沉积态试样显微组织。SLMed TB6钛合金沉积态试样主要为沿沉积方向生长的柱状晶组织,晶粒平均宽度为90 μm ,高度方向贯穿多个熔覆层,层间结合良好,无未熔粉和微裂纹等缺陷存在。高倍组织观察发现在 β 基体中均匀分布着细小的等轴 α_p 相,如图2b所示,且 α_p 相分布随机。图2c和2d所示为760 °C固溶保温2 h后的显微组织。从图2c中可以看出,在760 °C固溶处理2 h后柱状晶组织转变为不规则等轴晶组织,平均晶粒宽度降至64 μm ,从相邻晶粒结构分布来看,各晶粒间仍呈现一定位向关系,即各晶粒的长轴方向仍然平行于原来柱状晶长轴方向。 α_p 相仍多数以颗粒状形式存在,部分等轴 α_p 相在时效过程中长大形成层片状 α_L 组织,如图2d所示。同时,在晶界处出现了网状连续分布且宽度为2 μm 长条状的 α_{GB} 相。

图3为520、540和560 °C时效后SLMed TB6钛合金试样的XRD图谱。分析表明,不同温度时效处理后材料的相组成为 α 相和 β 相两相组织,在所选时效温度没有新的物相产生,但是从结果看各物相对应衍射峰峰值有所

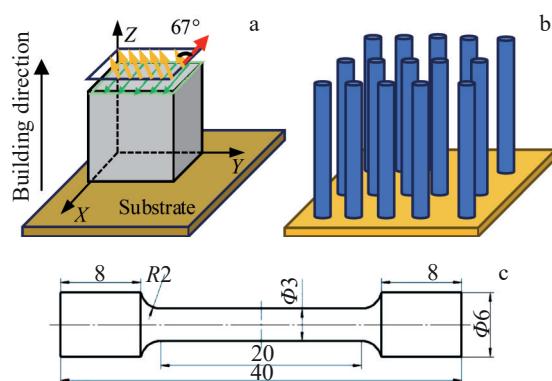


图1 选区激光熔化成形TB6钛合金成形策略及拉伸试样成形方向和试样尺寸

Fig.1 SLM forming strategy of SLMed TB6 titanium alloy (a); forming direction (b) and size (c) of tensile specimen

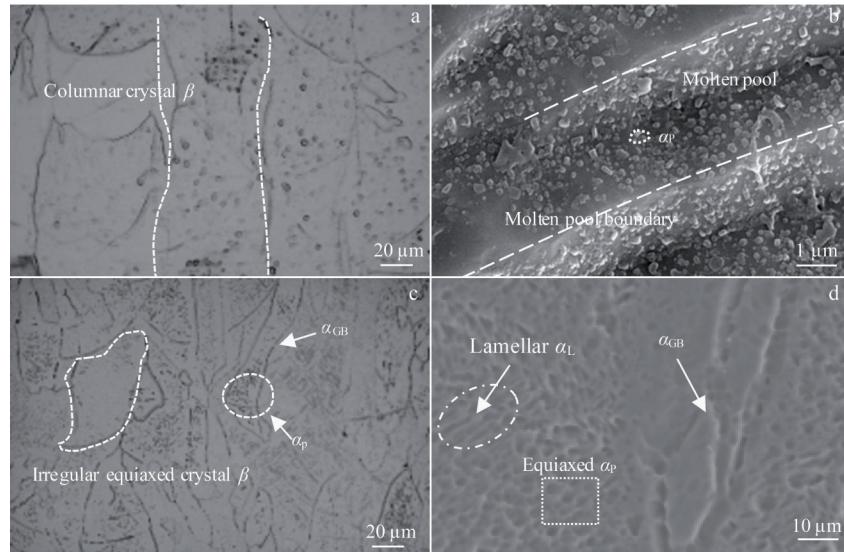


图2 SLMed TB6钛合金显微组织

Fig.2 OM (a, c) and SEM (b, d) images of SLMed TB6 titanium alloy: (a–b) as-built sample and (c–d) 760 °C solution treated sample

改变,这说明各物相的比例有变化。560 °C时效后,(100) _{α} 衍射峰强度降低而(110) _{β} 相衍射峰强度增加,表明在560 °C时效后 α 相尺寸减小, α 相转变为 β 相,导致 β 相衍射峰强度提高。

不同温度时效后SLMed TB6钛合金的显微组织形貌如图4所示。时效处理后各试样内部 α 相明显增多,主要分布在固溶处理过程中再结晶形成的等轴晶晶界处和晶粒内部。由于大量 α 相的析出,等轴晶粒特征更加明显,统计得到的各状态试样晶粒尺寸在60 μm左右,晶界处存在大量的沿晶界分布的条状 α_{GB} 相和晶粒内部颗粒状 α_p 相。与固溶态组织相比,520 °C时效后组织中颗粒状 α_p 相尺寸增大,部分等轴 α_p 相进一步长大形成长宽比约为4的层片状 α_L 相,晶界 α_{GB} 相由固溶状态下宽度2 μm提升至3.5 μm,但 α_{GB} 相的连续程度有所降低,沿 β 晶粒边界呈网状分布。540 °C时效下晶粒内部主要以长宽比为5的层片状 α_L 相构成,部分颗粒状 α_p 相弥散分布在层

片状 α_L 相周围, α_{GB} 相宽度降低至约1.5 μm且 α_{GB} 相连续性降低,但依旧沿晶界呈网状分布。560 °C时效下, α_{GB} 相较固溶状态下的连续程度和宽度显著下降,晶内层片状 α_L 含量降低,颗粒状 α_p 占据晶粒内部呈弥散分布,这与时效温度的提高造成的溶质原子扩散速率增加有关。

比较图2中所示的沉积态试样和760 °C固溶试样显微组织发现,沉积态试样中并无晶界 α_{GB} 相存在,而在760 °C固溶处理后,产生大量连续的呈网状分布的晶界 α_{GB} 相,其形貌和分布在后续时效处理中发生改变。随时效温度的提高,晶界 α_{GB} 相的含量显著降低。520 °C时效时因为温度较低,晶界 α_{GB} 相连续程度与固溶处理后 α_{GB} 相相比无明显差异,沿晶界呈现出连续的网状分布;540 °C时效时晶界 α_{GB} 相的宽度由520 °C的3 μm降低至1.5 μm, α_{GB} 相连续程度降低,部分 α_{GB} 相以等轴状形式存在 β 晶粒边界处;560 °C时效后 α_{GB} 宽度和连续性进一步降低,部分 α_{GB} 相以等轴状分布在晶界,但依旧呈网状分布。

图4d和4e分别为不同温度时效试样晶内 α 相和 β 晶粒尺寸统计图。随时效温度的提高,晶粒内部的 α 相尺寸减小,由520 °C时效的1.9 μm降低至560 °C的1.7 μm,即时效温度提高加快了 $\alpha \rightarrow \beta$ 相转变, α 相尺寸有所降低。时效温度对 β 晶粒尺寸的影响较小,平均晶粒尺寸约为59 μm。晶粒内部的层片状 α_L 相和颗粒状的 α_p 相与 α_{GB} 相相互作用,阻碍了位错的滑移和攀移,加大晶界迁移的阻力,从而限制晶粒长大^[15]。

3.2 晶内 α 相形貌

对不同温度时效处理的SLMed TB6合金的晶内 α 相形貌进行比较,如图5所示,图片下方为当前状态晶粒形

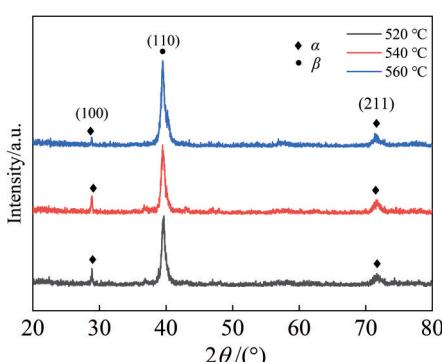


图3 不同温度时效 SLMed TB6钛合金试样的XRD图谱

Fig.3 XRD patterns of SLMed TB6 titanium alloy aged at different temperatures

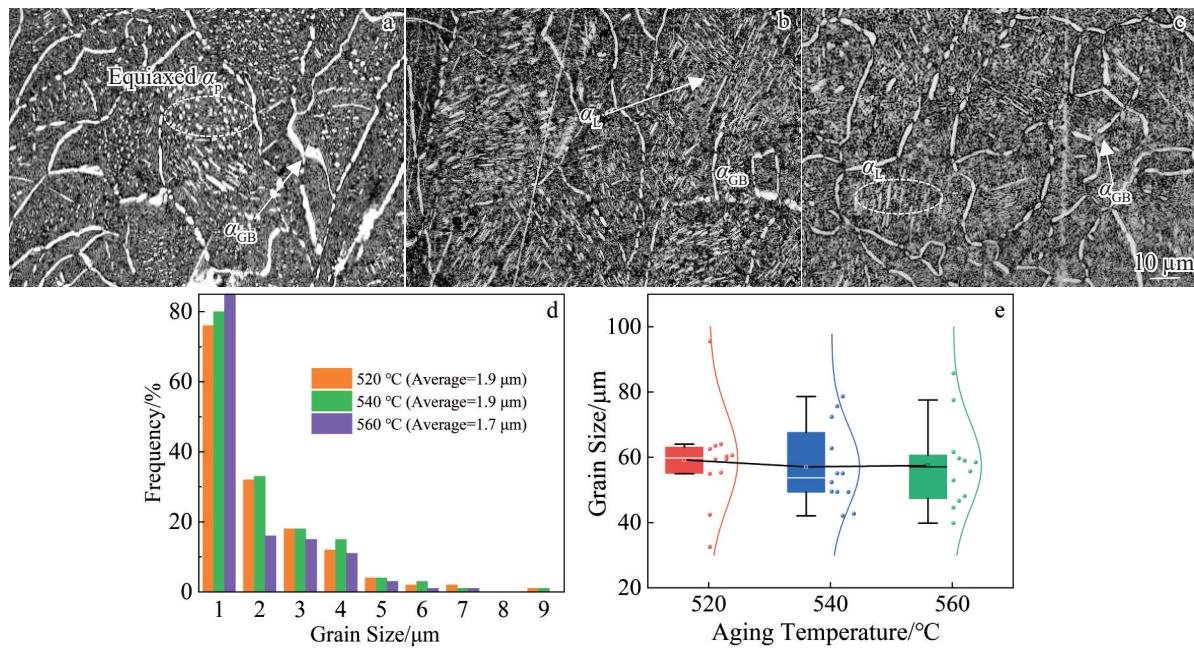


图4 时效处理后SLMed TB6钛合金显微组织及晶粒尺寸统计结果

Fig.4 Microstructures (a–c) and grain size statistics (d–e) of age-treated SLMed TB6 titanium alloy: (a) aged at 520 °C; (b) aged at 540 °C; (c) aged at 560 °C; grain size distribution of α phase (d) and β phase (e)

貌示意图。可见不同温度时效处理后晶内 α 相的形貌差别较大。在520 °C时效后,固溶后晶内形成大量层片状 α_L 相结构;当时效温度达到540 °C时,晶粒内部层片状 α_L 相含量进一步升高,在 α_L 相层片内部位错等缺陷处形成规则排列的亚晶界,并导致层片状 α_L 相界出现大量的褶皱形态。560 °C时效时位错运动更加剧烈,同时造成了 α 相界附近形成元素的浓度梯度,进而在浓度梯度下使相界面发生横向迁移^[16], α 相宽度增加,最终获得颗粒状 α_p 相。图6为不同温度时效处理试样EBSD分析获得的 α 相的晶界取向差分布图及晶粒取向分布图,其中图6a~6c中黑线代表大角度晶界(hight angle grain boundaries, HAGBs, $\theta>15^\circ$),绿线表示小角度晶界(low angle grain boundaries, LAGBs, $2^\circ<\theta<15^\circ$)。EBSD测试表明,时效温度由520 °C升至540 °C后,LAGBs占比从35.1%增至36.1%,而当时效温度为560 °C时骤降至28.0%(图6a~6c)。张雪等^[17]在 β 钛合金中 α 相的形核机制研究中发现,时效过程中大角度晶界含量的提升主要是由于晶界能差异导致的。小角度界面上原子排列相对整齐,与大角度界面相比降低了界面能和扩散系数,使得 α 相在小角度界面上难以形核和生长。亚晶和小角度界面的存在使得晶界处点阵畸变较大,晶界能提高,并且随小角度晶界持续不断地吸收位错,在位错聚集处形成位错墙,温度提高位错运动加剧, α 相逐渐球化。560 °C高温时效比低温时效下的原子扩散速率高,大量颗粒状的 α_p 相在大角度界面处形核长大,形成弥散分布的等轴 α_p 相,此时晶粒

内部的层片状 α_L 相基本消失。在TB6钛合金再结晶过程中,晶粒形态发生变化,晶粒会变为不规则的等轴 β 晶粒,晶界处作为 α 相的优先形核位置产生大量的条状的 α_{GB} 相。再结晶过程进行的越充分,晶界数量越多,在晶界处形核长大的 α_{GB} 相就越多。

3.3 晶界 α_{GB} 相形貌

晶界 α_{GB} 相在形成过程中受各种因素的影响,在界面能和弹性应变能的共同作用下,晶界出现连续分布的 α_{GB} 相和不连续分布的 α_{GB} 相。不连续分布的晶界 α_{GB} 相主要有2种典型机制:边界分离机制和终端迁移机制^[18]。边界分离机制与连续 α_{GB} 相内部亚结构的迁移有关。760 °C固溶后存在着大量连续条状的 α_{GB} 相,在 α_{GB} 相内存在亚结构等降低边界稳定性的界面,如图7a和7b所示,在固溶时产生的连续三叉晶界的内部存在许多的亚结构贯穿连续 α_{GB} 相。为了降低界面张力达到稳定状态,在时效过程中连续条状的 α_{GB} 相中的亚结构从组织内部迁移至表面形成新的 α_{GB}/α_{GB} 界面,如图7c所示。在时效过程中,因钛合金发生回复,运动的位错在条状 α_{GB} 相中的亚结构聚集,最终结果如图7d所示,560 °C时效后产生不连续的等轴状 α_{GB} 相。在热处理初期,主要的球化机制为边界分离机制^[19]。随着热处理时间的延长,边界分离机制逐渐减弱,终端物质迁移机制变得更为重要。张瑞雪等^[20]研究发现,在升温过程的 $\alpha\rightarrow\beta$ 相变发生时,元素在 α 相和 β 相之间的再分配行为显著。随着温度的升高, α 相的边缘溶解,Al元素向 α 相扩散,而V元素向 β 相扩散。这种元素再分配行为影响了

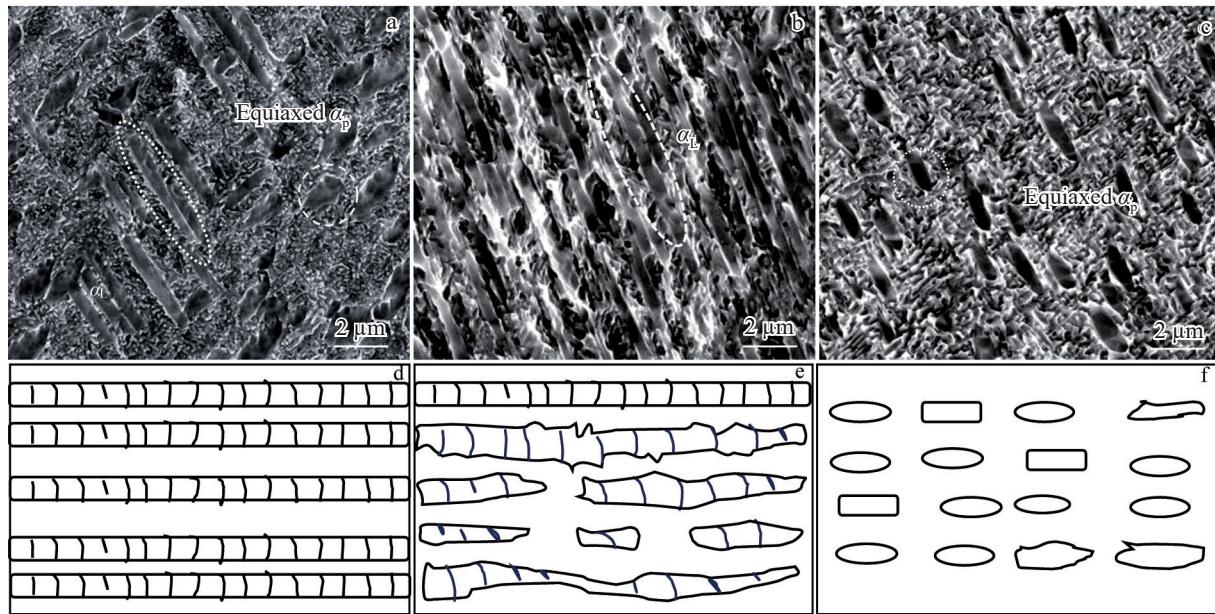
图 5 不同温度时效处理后 SLMed TB6 钛合金晶内 α 相形貌和晶粒示意图

Fig.5 Morphologies (a–c) and schematic diagrams (d–f) of intragranular α phase in SLMed TB6 titanium alloy aged at different temperatures: (a, d) 520 °C; (b, e) 540 °C; (c, f) 560 °C

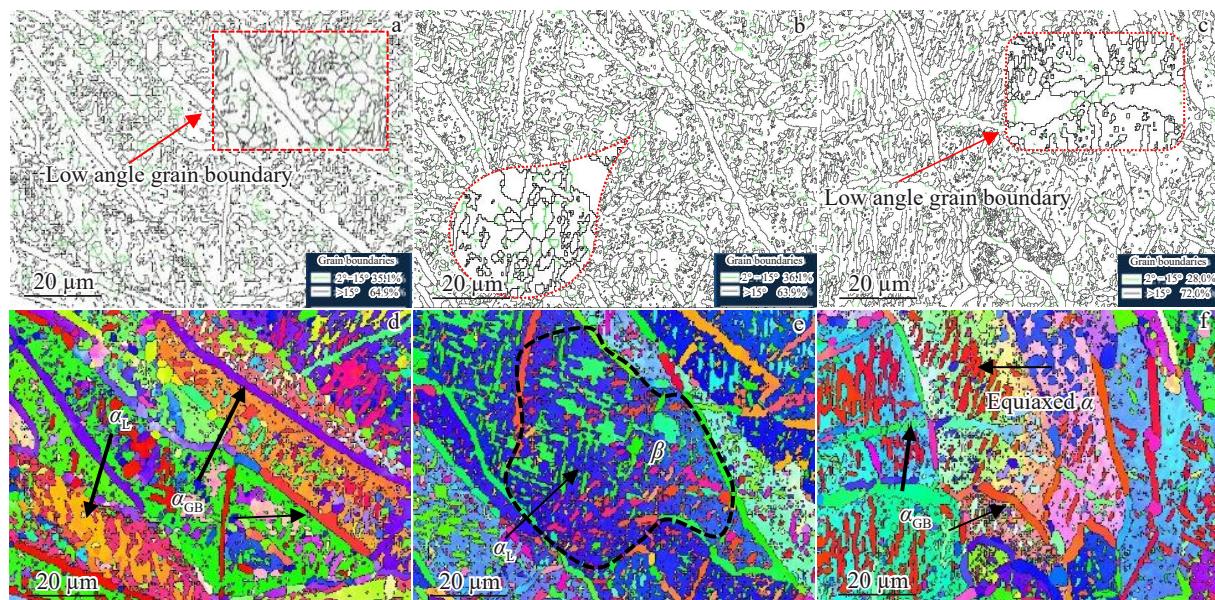
图 6 SLMed TB6 钛合金试样经 520、540 和 560 °C 时效后 α 取向差角度分布图和 IPF 图

Fig.6 Grain boundary misorientation angle distributions (a–c) and IPF maps (d–f) of SLMed TB6 titanium alloy aged at 520 °C (a, d), 540 °C (b, e) and 560 °C (c, f)

α 相和 β 相的形成和分布。

3.4 SLMed TB6 钛合金的力学性能

不同温度时效处理 SLMed TB6 钛合金试样的室温拉伸应力-应变曲线和性能数据如图 8 所示。随着时效温度的升高, 合金的抗拉强度降低, 从 1386.22 MPa 降至 1129.00 MPa, 延伸率从 7.1% 升至 10.5%。抗拉强度在 520 °C 时效时达到峰值, 为 1386.22 MPa; 而延伸率在

560 °C 时效时达到峰值, 为 10.5%。沉淀强化是 TB6 钛合金的主要强化方式, 随着时效温度的升高, 从 β 相中析出的 α 相的宽度增加, 由层片状最终变为颗粒状。大量的颗粒状 α_p 相有利于促进位错的长程滑移^[21], 提高合金的塑性。此外, α 相形貌随时效温度提高由层片状向颗粒状转变(图 5)可降低层片 α_L 相尖端的应力集中, 有利于抑制裂纹扩展。拉伸断裂过程中, 位错在 α_{GB} 相附近聚

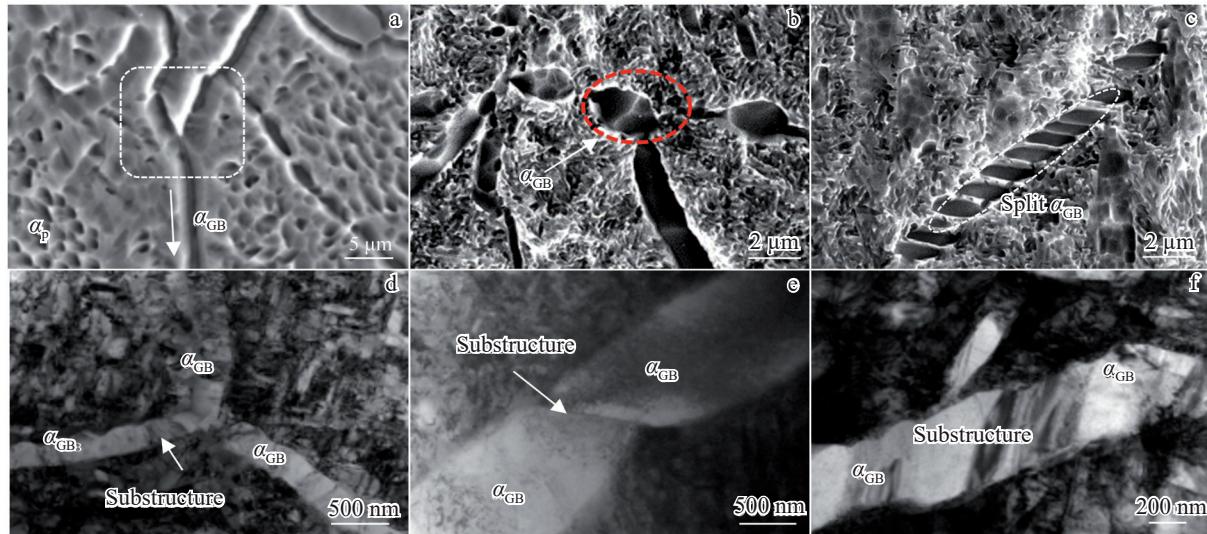
图7 不同状态下 α_{GB} 相形貌

Fig.7 Morphology and fracture mode of α_{GB} phase: (a) solid solution at 760 °C; (b) aged at 540 °C; (c) aged at 560 °C; (d–e) bright field images of α away from α_{GB} ; (f) dark field image of α away from α_{GB}

集,形成位错墙,应力裂纹沿着连续的 α_{GB} 相开裂和增殖,在变形过程中积累了大量的变形,沿着晶界扩展,图8d所示为560 °C组织中离散的晶界 α_{GB} 相会阻碍裂纹沿晶界扩展,位错的运动路径增加导致阻力增大,提高材料的延展性。

图8c为不同温度时效SLMed TB6钛合金试样的硬

度分布测试结果。从图中可以看出,随着时效温度的升高,材料的硬度逐渐下降,这也与不同温度时效处理试样中 α 相的形貌和含量有关。时效温度在520 °C时材料内部存在较多层片状的 α_l 相,交错排列,相界面增多严重阻碍位错移动,尖端易产生应力集中,因此此时合金具有较高的抗拉强度和硬度,但塑性较差。经过560 °C时效

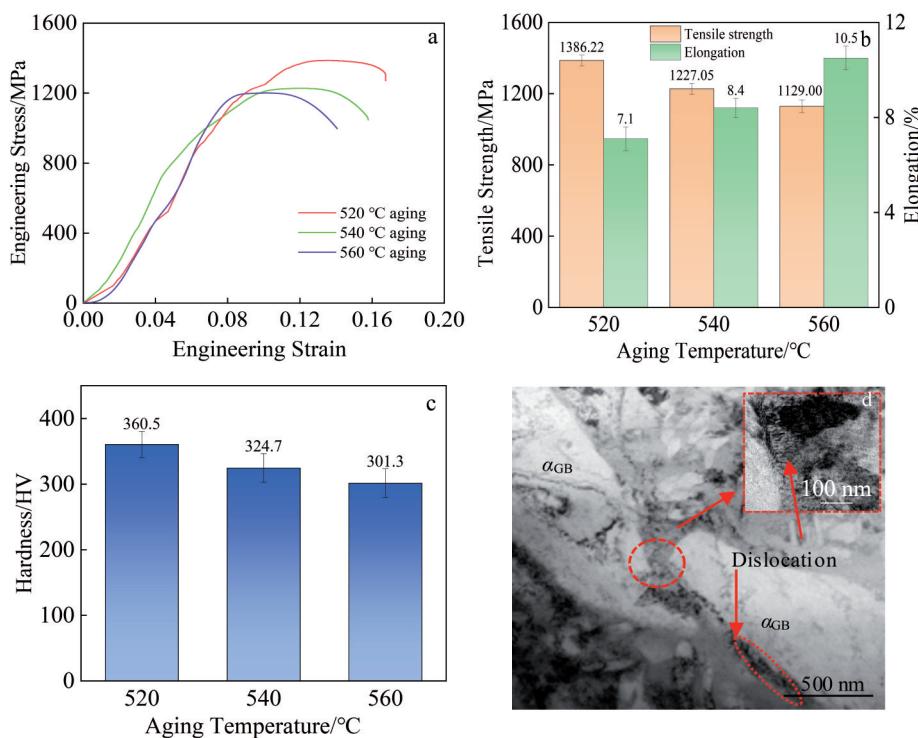
图8 不同温度时效SLMed TB6钛合金试样的力学性能及不连续 α_{GB} 相间的位错形貌

Fig.8 Mechanical properties of SLMed TB6 titanium alloy under different aging temperatures: (a) engineering stress-engineering strain curves; (b) tensile strength and elongation after breaking; (c) hardness distribution; (d) dislocation entanglement in discontinuous α_{GB} phase

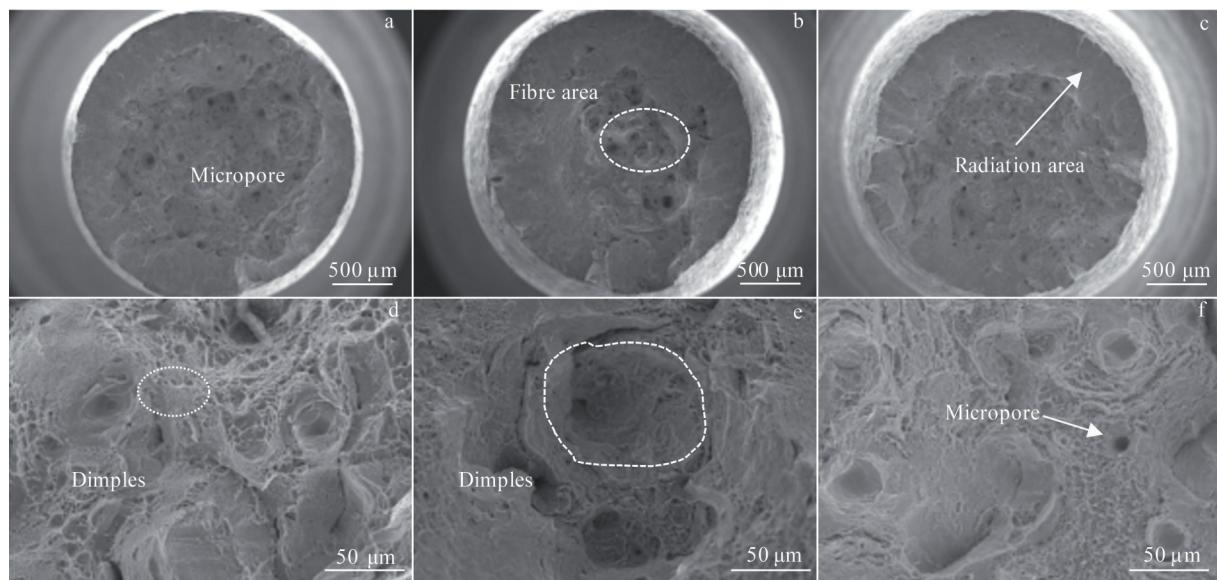


图9 不同温度时效SLMed TB6钛合金试样的室温拉伸断口形貌

Fig.9 Macromorphology (a–c) and micromorphology (d–e) of tensile fracture of SLMed TB6 samples aged at 520 °C (a, d), 540 °C (b, e), and 560 °C (c, f)

处理后,材料内部存在较多的颗粒状 α_p 相和不连续的晶界 α_{GB} 相,硬度降低,塑性提高。TB6钛合金已经在波音A380飞机起落架、直升机桨毂中央件等领域被广泛用,参照文献数据,其使用性能要求在抗拉强度1105 MPa及以上,断后延伸率达到8%以上^[22],综合本试验时效温度对力学性能的变化规律,540 °C时效处理后合金的抗拉强度为1227.05 MPa,断后延伸率达到了8.4%,满足材料使用要求。

各拉伸断裂试样的断口形貌如图9所示。3个不同时效温度热处理试样断口的宏观形貌均呈现出典型的韧性断裂特征,为微孔聚集型韧性断裂且具有明显的颈缩现象。在低放大倍数图下,可以清晰地看出断口处有明显的起伏和凹坑,表明在拉伸断裂过程中失效路径存在较大的偏转和较长的路径。在拉伸过程中,多晶试样的变形过程分为弹性变形阶段和塑性变形阶段。在弹性变形过程中,应力和应变均匀分布在整个试样中,当外加载荷不断增大,超过弹性极限,同时由于各个晶粒间取向不同,聚集在晶界处的位错发生滑移来协调不同晶粒的变形,应力集中发生在晶界区域。由于晶粒内部分布着较多细小的 α_p 相产生弥散强化效果,导致在晶粒内部难以发生大规模的位错运动。位错在 α_{GB} 相附近聚集从而形成位错墙,应力裂纹沿着连续的 α_{GB} 相开裂和增殖,在拉伸过程累积大量形变导致断裂^[23]。

4 结 论

1)选区激光熔化成形TB6钛合金的沉积态试样由粗大的柱状晶和细小颗粒状 α 相组成;760 °C固溶处理后晶

粒由柱状变为不规则等轴状,平均晶粒宽度由90 μm降低至64 μm,大量片状连续 α_{GB} 相在再结晶晶粒晶界处析出,组织内部由层片状 α_L 相和等轴状 α 相构成。

2)520 °C时效处理后材料组织以等轴状 α_p 相、部分层片状 α_L 相以及在晶界呈网状分布的 α_{GB} 相组成,540 °C时效后层片状 α_L 数量增多,继续升高到560 °C时 α 相主要以颗粒状分布于晶内,晶界 α_{GB} 相连续程度降低。

3)固溶处理后选区激光熔化增材成形TB6钛合金的抗拉强度随时效温度提高由1386.22 MPa降低至1129.00 MPa,断后延伸率由520 °C时效时的7.1%提升至10.5%。抗拉强度在520 °C时效时达到峰值,为1386.22 MPa;而延伸率在560 °C时效时达到峰值,为10.5%。

参考文献

References

- [1] Boyer R R, Briggs R D. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2005, 14(6): 681
- [2] Boyer R R, Kuhlman G W. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1987, 18(12): 2095
- [3] Lin Yuan(林媛), Yang Qi(杨奇), Huang Tuo(黄拓) et al. *Nonferrous Metals Science and Engineering(有色金属科学与工程)*[J], 2022, 13(2): 93
- [4] Li Haitao(李海涛), Qi Min(齐敏), Chen Dongmei(陈冬梅) et al. *Development and Application of Materials(材料开发与应用)*[J], 2024, 39(1): 30
- [5] Yang Y F, Luo S D, Schaffer G B et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(22–23): 6719
- [6] Qiu Yingkun(邱应堃), Wang Linzhi(王林志), Zhang Qi(张祺). *Titanium Industry Progress(钛工业进展)*[J], 2024, 41(1): 8

- [7] Ying Junlong(应俊龙), Jia Mengmeng(贾梦梦), Li Zhiyong(李智勇). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2024, 41(1): 33
- [8] Terlinde G T, Duerig T W, Williams J C. *Metallurgical Transactions A*[J], 1983, 14: 2101
- [9] Huang Lijun(黄利军), Bao Ruqiang(鲍如强), Huang Xu(黄旭) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2004, 28(1): 54
- [10] Colombo-Pulgarín J C, Biffi C A, Vedani M et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2021, 30: 6365
- [11] Wang Xiaoyan(王晓燕), Liu Jianrong(刘建荣), Lei Jiafeng(雷家峰). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2007, 43(11): 1129
- [12] Yi Hao(伊浩), Huang Rufeng(黄如峰), Cao Huajun(曹华军) et al. *China Surface Engineering*(中国表面工程)[J], 2021, 34(3): 1
- [13] Fan Peng(樊鹏), Pan Jiateng(潘家腾), Ge Yiming(葛一铭) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2021, 48(18): 110
- [14] Rastogi Abhishek, Neelakantan Suresh. *Scripta Materialia*[J], 2023, 226: 115222
- [15] Shi Rongpei, Li Dian, Antonov Stoichko et al. *Scripta Materialia*[J], 2002, 214, 114651
- [16] Chen Huiqin(陈慧琴), Cao Chunxiao(曹春晓), Guo Ling(郭灵) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工
- 程)[J], 2009, 38(3): 421
- [17] Zhang Xue(张雪), Kou Hongchao(寇宏超), Lai Yunjin(赖运金) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(z1): 57
- [18] Stefansson N, Semiatin S L. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2003, 34A: 691
- [19] Jia Zhiqiang(贾志强), Zeng Weidong(曾卫东), Wang Kaixuan(王凯旋). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(10): 2895
- [20] Zhang Ruixue(张瑞雪), Ma Yingjie(马英杰), Jia Yandi(贾焱迪) et al. *Chinese Journal of Materials Research*(中国研究学报)[J], 2023, 37(3): 161
- [21] Yang Z W, Fu L Q, Wang S L et al. *Additive Manufacturing*[J], 2021, 39: 101883
- [22] Jin Hexi(金和喜), Wei Kexiang(魏克湘), Li Jianming(李建明) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(2): 280
- [23] Zhang Yi, Jiao Zongge, Cheng Xu et al. *JOM*[J], 2024, 76(4): 1913

Precipitation of α Phase and Mechanical Properties of TB6 Titanium Alloy Prepared by Selective Laser Melting

Jin Wenshi¹, Liu Fencheng¹, Liu Fenggang¹, Zhang Chuankui¹, Zheng Haizhong¹, Hu Xiaoan², Li Zhiyong³, Zhang Luo³

(1. School of Materials Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

(2. School of Aerocraft Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

(3. AVIC Changhe Aircraft Industry (Group) Co., Ltd, Jingdezhen 333002, China)

Abstract: The influence of aging temperature on the microstructure and mechanical properties of TB6 titanium alloy fabricated via selective laser melting (SLM) was investigated. The results show that the microstructure of SLMed TB6 titanium alloy predominantly consists of columnar β phase and equiaxed α phase, and the precipitation of lamellar or granular α_p phase and grain boundary α_{GB} phase occurs after solution treatment and aging. With the increase in aging temperature, the α phase is gradually diminished in size, the volume fraction of lamellar α phase is decreased, and the amount of granular α_p phase is increased. The tensile test results indicate that as the aging temperature increases, the tensile strength of the material decreases while its plasticity is significantly improved. The tensile strength of samples decreases from 1386.22 MPa (aged at 520 °C) to 1129.00 MPa (aged at 560 °C), whereas its elongation increases from 7.1% to 10.5%. It is concluded that changes in the morphology and size of the α phase significantly impact the strength and plasticity of the alloy. Reducing the volume fraction of lamellar α_L phase and increasing that of granular α_p phase improve the strong-plasticity matching. Elevating the aging temperature can decrease the volume fraction of lamellar α_L phase and enhance the plasticity of the material.

Key words: selective laser melting; TB6 titanium alloy; aging treatment; α transformation; mechanical property

Corresponding author: Liu Fencheng, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, Tel: 0086-791-83863028, E-mail: fencheng.liu@nchu.edu.cn; fencheng999@163.com