

用的国家。(3)开展了航空钛合金框、梁、壁板、梯度结构梁、复杂结构典型结构件等关键结构件激光快速成形技术及工程应用基础研究,制造出飞行器 TC4 舱体框、飞机 TA15 支座等复杂或关键结构件样件,内部组织致密,无缺陷,力学性能超过锻件水平。

(4)发明了定向生长柱晶高温钛合金激光原位冶金约束熔铸材料制备与发动机叶片等复杂零件激光约束熔铸快速成形制造“原创性”技术,成功制造出定向生长柱晶高温钛合金及其发动机压气机叶片零件样件,与锻造等轴晶钛合金相比,高温持久寿命提高 10 倍以上。

北京有色金属研究总院张永忠等^[39]应用激光快速成形技术通过多道多层激光熔覆沉积成功制备出 316L 不锈钢-Stellite 31 合金梯度块体材料,沿成分梯度变化方向的组织及硬度呈连续变化,显示出该技术在制备梯度材料方面的独特优势。钢铁研究总院的吴剑涛和北京理工大学的施新、马朝臣等^[40]采用激光快速成形技术制造了 HIF 增压器涡轮叶轮,缩短了研制周期,降低了制造成本。

高士友^[41]等研究了激光快速成型 TC4 钛合金的力学性能,研究结果表明激光快速成型制造的 TC4 钛合金的力学性能高于铸造组织的力学性能,达到了锻造组织的力学性能。清华大学的钟敏霖^[42]等人用激光快速直接制造技术可以制造出高质量的传统方法难以制造的特殊材料和形状的金属零件, W/Ni 太空望远镜准直器。

金属快速成型 + 零件直接制造技术为航空复杂性能要求零件的设计实现实体化奠定了基础,它使用激光多层熔覆技术分层制造零件实体,可实现合金成分、性能的梯度变化,满足不同部位不同性能的特殊要求。对于缺损部位可用该系统局部再制以恢复(或改善)零件的性能,恢复零件的形状和尺寸。激光加工技术在钛合金构件损伤修复领域有非常广阔的开发应用前景^[43]。1998 年,通用航空器发动机公司利用激光器将材料 Ti-6242 熔覆到 Ti-17 基体上成功修 Ti-17XTC46 一级叶轮片的外部翼片面板^[44]。薛蕾^[45]等针对 TC4 钛合金锻件误加工造成的铣槽和面尺寸超差进行了激光快速修复研究。修复试样的室温静载拉伸性能测试结果表明,其抗拉强度达到 1000 MPa,屈服强度达到 925 MPa,延伸率为 8.0%,接近锻件本体性能。目前,激光快速成型技术广泛应用于航空航天、汽车、玩具制造等行业^[46]。

激光快速成形技术正在发生巨大的变化,主要体现在新技术、新工艺及信息化等方面,其未来发展方向包括:(1)研究新的成型工艺方法,在现有的基础上,拓宽激光快速成形技术的应用,开展新的成型工艺的探索。(2)开发新设备和开发新材料。激光快速成形技术设备研制向两个方向发展:自动化的桌面小型系统,主要用于原型制造;

工业化大型系统，用于制造高精度、高性能零件。成型材料的研发及应用是目前激光快速成型技术的研究重点之一。发展全新材料，特别是复合材料是当前的研究热点。激光快速成型技术是多学科交叉融合一体化的技术系统，与生物科学交叉的生物制造、与信息科学交叉的远程制造、与纳米科学交叉的微机电系统等为它集成制造提供了广阔的发展空间。随着科学技术和现代工业的发展，它对制造业的作用日益重要并趋向更高的综合。

1.6 研究目的和研究内容

1.6.1 研究目的

本课题来源于国家自然科学基金资助项目（50625413）的子项目。主要是对先进激光熔化沉积成形技术制备的 TA15 钛合金进行热处理制度的优化、显微组织和力学性能的分析。激光熔化沉积成形技术是利用快速原型制造技术在无需任何模具和工装条件下快速成形任意形状零件的基本原理，在金属零件 CAD 实体模型离散切片数据计算机数控系统驱动下，以快速凝固激光熔覆材料制备技术为手段，通过金属材料的激光熔化—快速凝固逐层沉积，直接制备并成形出具有快速凝固组织特征的高性能“近净形”金属零件。本文的研究目的是：通过光学金相组织分析、扫描电镜组织、扫描断口分析、透射电镜分析、力学性能测试等研究手段，结合热处理工艺，总结出不同的热处理温度对组织、性能的影响规律，并探讨热处理过程中组织形态变化的机理。通过研究初生 α 的体积分数、初生 α 形态和材料强度、塑性关系，并结合不同的工艺参数，找出适宜的热处理工艺得到综合性能最好的组织，这对激光熔化沉积 TA15 钛合金的进一步应用具有重大意义。

1.6.2 研究内容

本文将采用激光熔化沉积快速成形的方法制备 TA15 钛合金棒材和板材，对激光成形形态及热处理后的棒材和板材试样进行显微组织观察，并对板材进行力学性能的测试，主要内容如下：

- (1) 激光成形态 TA15 钛合金棒材和板材试样凝固组织和热处理后组织研究；
- (2) 在 $\alpha+\beta$ 两相区上部退火，形成特殊“双态”组织机理的研究；
- (3) 激光熔化沉积 TA15 钛合金板材进行热处理及力学性能研究。

第二章 实验方法

为了研究热处理对激光熔化沉积 TA15 钛合金显微组织和力学性能的影响,为激光熔化沉积钛合金的进一步生产应用提供理论依据,本文对钛合金的热处理进行了精心设计,并测试了室温力学性能,然后通过光镜、电镜对组织和断口形貌进行分析,以期获得有意义的结果。

2.1 实验材料

本实验以真空等离子旋转电极雾化 TA15 (Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V) 钛合金粉末为原料。

2.2 激光熔化沉积材料制备与成形

2.2.1 实验设备

1、激光器

激光熔化沉积材料制备与成形在北京航空航天大学激光材料加工制造技术实验室配有三轴联动四坐标数控加工机床、功率为 8kW 的 GS-TFL-8000 型横流连续 CO₂ 激光材料加工与快速成形成套系统进行的。该系统主要由激光器、数控工作台及数控软件系统、粉末输送系统及气氛保护室四部分组成,见图 7。

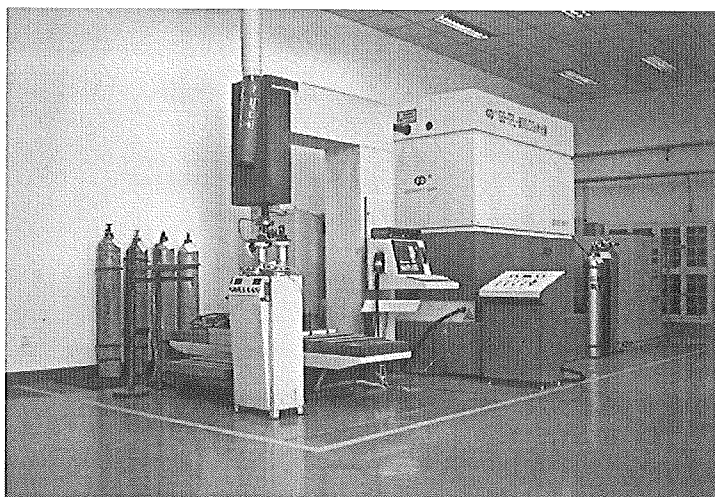


图 7 配备三坐标四轴联动数控激光加工机床的 8kW 横流连续 CO₂ 激光加工系统

2、送粉器 型号为 BSF-2 型,北京博方公司生产,如图 8 所示。

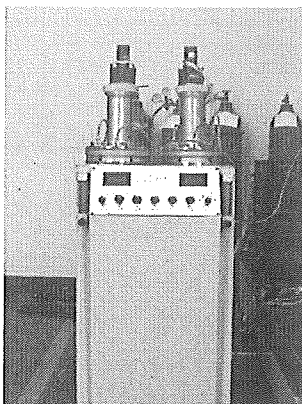


图 8 BSF-2 型送粉器

2.2.2 实验方法

TA15 钛合金激光熔化沉积制备与快速成形在配有三轴联动四坐标数控加工机床的 8kW 横流连续 CO₂ 激光快速成形成套系统上进行, 以真空等离子旋转电极雾化 TA15 (Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V) 钛合金粉末为原料。由于所成形钛合金在激光高能量密度的照射下, 极易与空气中的氧发生激烈的化学反应, 造成伤损, 同时试样还可能会与氮发生反应, 影响钛合金的组织性能。为了防止钛合金在激光熔化沉积过程中发生氧化及氮化, 整个实验在本实验室研制成功的动态密封高纯氩气惰性气氛保护室内进行, 室内气氛氧含量小于 50ppm。气氛保护室示意图如图 9 所示。最终激光熔化沉积制备了 $\Phi 16\text{mm} \times 400\text{mm}$ 的棒材和 $12\text{mm} \times 120\text{mm} \times 150\text{mm}$ 的板材。

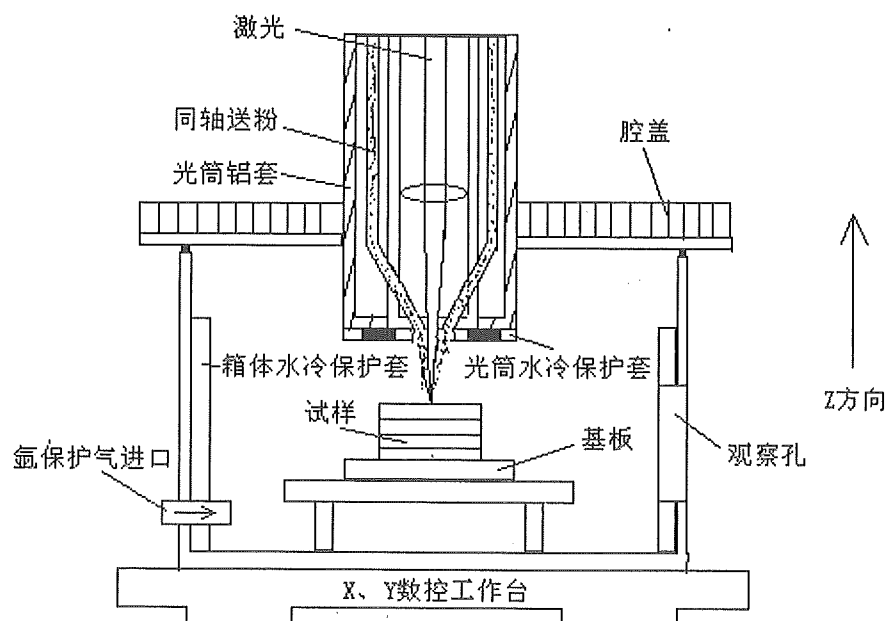


图 9 气氛保护室示意图

2.3 热处理实验

激光熔化沉积 TA15 钛合金退火时可以通过控制 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变来调节 α 和 β 相组成、数量和形态来优化组织与性能。因此,对激光熔化沉积 TA15 钛合金进行了不同温度下的退火热处理来获取更为优异的组织与性能。棒材先切成 $\Phi 10\text{mm}$ 的圆柱体,为避免在热处理过程中,试样发生氧化,将试样封石英管并通氩气保护,然后在 SX2-4-10 型箱式电阻炉中进行热处理。分别选取了 850°C 、 900°C 、 940°C 、 960°C 、 980°C 、 1000°C 、 1010°C 和 1020°C 八个温度,在各个温度下保温 2 小时,空冷。

板材沿纵向(激光熔化沉积增高方向)切成 $70\text{mm} \times 15\text{mm} \times 12\text{mm}$ 长条试样,将试样封石英管,然后在 GSL1600X 型硅钼棒电炉中热处理。分别在 850°C 、 940°C 、 980°C 和 1020°C 保温 2 小时,空冷。

2.4 微观显微组织观察与分析

为了研究热处理对组织的影响,进行了显微组织的观察和分析实验。

棒材试样热处理后采用线切割方法切取纵剖面,研究热处理前后的组织变化。截取的小块试样用 XQ-2B 型镶样机进行镶样,经 60#、150#、280#、500#、800#、1000#、1200#、1500# 及 2000# 水磨砂纸打磨,并在绒布上用 Fe_2O_3 、 Cr_2O_3 和 H_2O 的混合液抛光。抛光过程中应用混合液上层清液抛光,减少抛光液中的颗粒嵌入试样中而影响组织观察和分析。金相试样腐蚀采用 Kroll 腐蚀剂即体积比为 1:6:7 的 $\text{HF-HNO}_3\text{-H}_2\text{O}$ 溶液,时间为 1~4s,一般当试样表面呈暗灰色而无镜面反射时即可停止腐蚀。用 BX51M OLYMPUS 光学金相显微镜和 JSM-5800 型扫描电镜上进行组织分析。采用定量金相分析方法测定 β 晶粒平均直径、初生 α 相体积分数和 α 相片层厚度。

对激光成形态试样采用 Rigaku D/max 2200 PC 自动 X 射线衍射仪进行物相鉴定,采用 0.154056nm CuK_α 辐射,扫描速度为 $6^\circ/\text{min}$,管电压 40KV ,管电流 40mA 。

在 GEM2100F 型透射电镜下观察试样微观形貌,透射电镜试样的制备采用双喷电解减薄和离子减薄的方法。试样先线切割为 0.2mm 厚的薄片,然后在砂纸上人工磨至 0.05mm ,再进行双喷电解解薄。电解液为:25%甲醇+70%正丁醇+5%高氯酸,电压为 $20\sim 30\text{V}$,电流为 $50\sim 80\text{mA}$,电解温度为 $-10^\circ\text{C} \sim -20^\circ\text{C}$ 。电解液中不能含水,因为液氮冷却会使水结成冰,破坏仪器。容器用水洗后,要用酒精脱水。电解减薄的薄区不够薄时还可采用离子减薄法继续减薄。

2.5 硬度测试

为了分析不同的热处理温度对钛合金硬度的影响,对热处理前后的试样进行了维氏硬度测试。试样热处理前后的硬度在 HV-5 型小负荷维氏硬度计上进行,所加载荷为 2kgf, 保载时间为 15s。每个试样每隔一定间距测试一个硬度点,测试 3 个值,取此数值平均值作为每一试样平均硬度最终结果,据此绘制试样硬度随热处理温度分布曲线。

2.6 室温拉伸力学性能测试以及断口分析

为了分析不同的热处理温度对钛合金性能的影响,对热处理前后的试样进行了室温拉伸力学性能测试。沿纵向(拉伸方向与试件激光熔化沉积成形方向一致)切取了部分经线切割加工成非标准拉伸试样,其中拉伸试样几何尺寸见图 10 和图 11。所有试件(包括激光成型态与热处理态)的拉伸实验均在 SANS CMT5105 型微机控制电子万能实验机上进行;拉伸时采用位移控制方法,速度为 0.5mm/min。采用 JSM-5800 型扫描电镜分析断口形貌,断口需要保持新鲜清洁,可以先用软毛刷在丙酮溶液中清洗断口,然后将断口放置于丙酮溶液中用超声波清洗,最后用热风吹干并将断口保存在干燥器中。

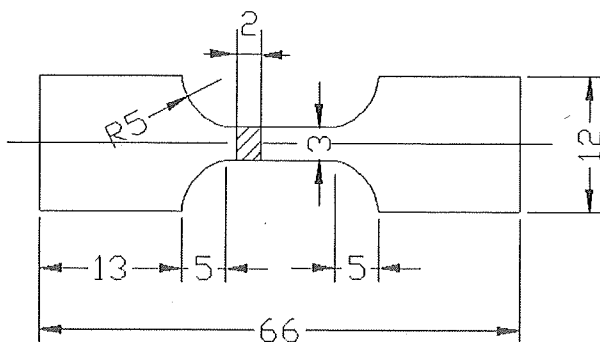


图 10 激光快速成形 TA15 钛合金板状拉伸试样尺寸图

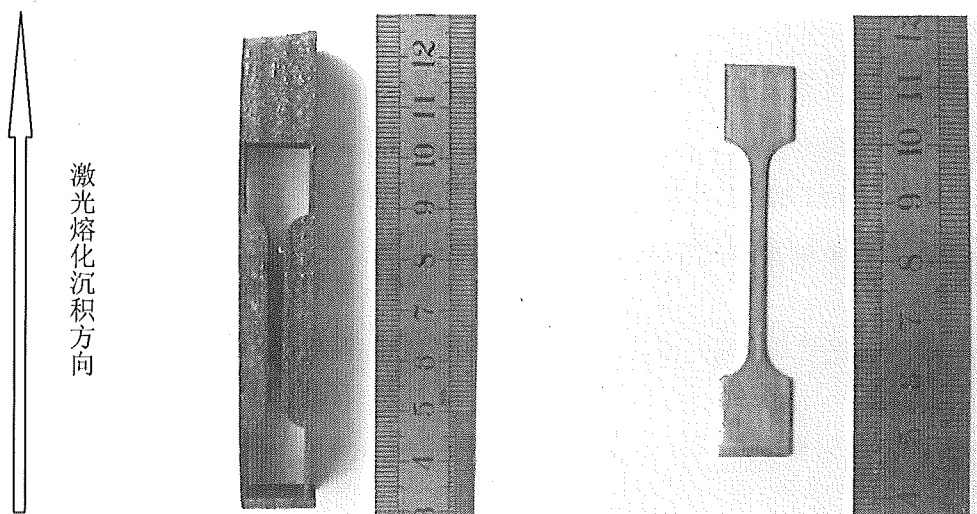


图 11 激光熔化沉积 TA15 钛合金板状拉伸试样实物图

第三章 激光熔化沉积 TA15 棒材原始组织及热处理后组织

3.1 激光熔化沉积态 TA15 钛合金棒材的制备

激光熔化沉积材料试验在配有三轴联动四坐标数控加工机床的 8kW 横流连续 CO₂ 激光快速成形成套系统上进行, 以真空等离子旋转电极雾化 TA15 钛合金粉末为原料, 为了防止钛合金在激光熔化沉积过程中发生氧化及氮化, 整个实验在本实验室研制成功的动态密封高纯氩气惰性气氛保护室内进行, 室内气氛氧含量小于 50ppm, 激光束功率为 1000~4000W, 送粉量为 1~3g/min。最终激光熔化沉积制备了 $\Phi 16\text{mm} \times 400\text{mm}$ 的棒材。激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材宏观形貌如图 12 所示, 激光熔化沉积制备的 TA15 钛合金棒状试样形状规则, 表面光洁无裂纹等缺陷。

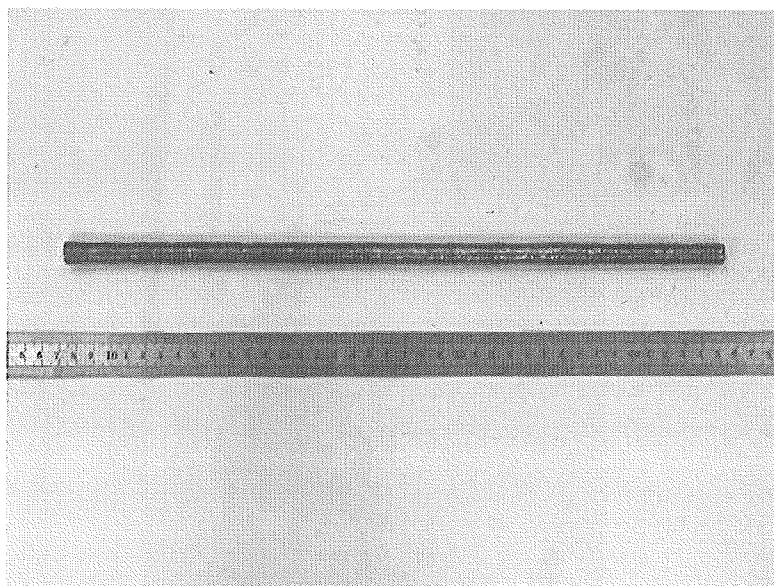


图 12 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材试样用料实物照片

3.2 激光熔化沉积态 TA15 钛合金棒材凝固组织分析

3.2.1 激光熔化沉积 TA15 钛合金原始粉末组织形态

激光熔化沉积过程中采用的是真空等离子旋转电极雾化 TA15 钛合金粉末, 名义化学成分为: Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V。粉末形貌如下图 13 所示, 粉末由大量的等轴晶构成, 由于冷却速度较快, 得到的晶内组织是细针状的马氏体组织。

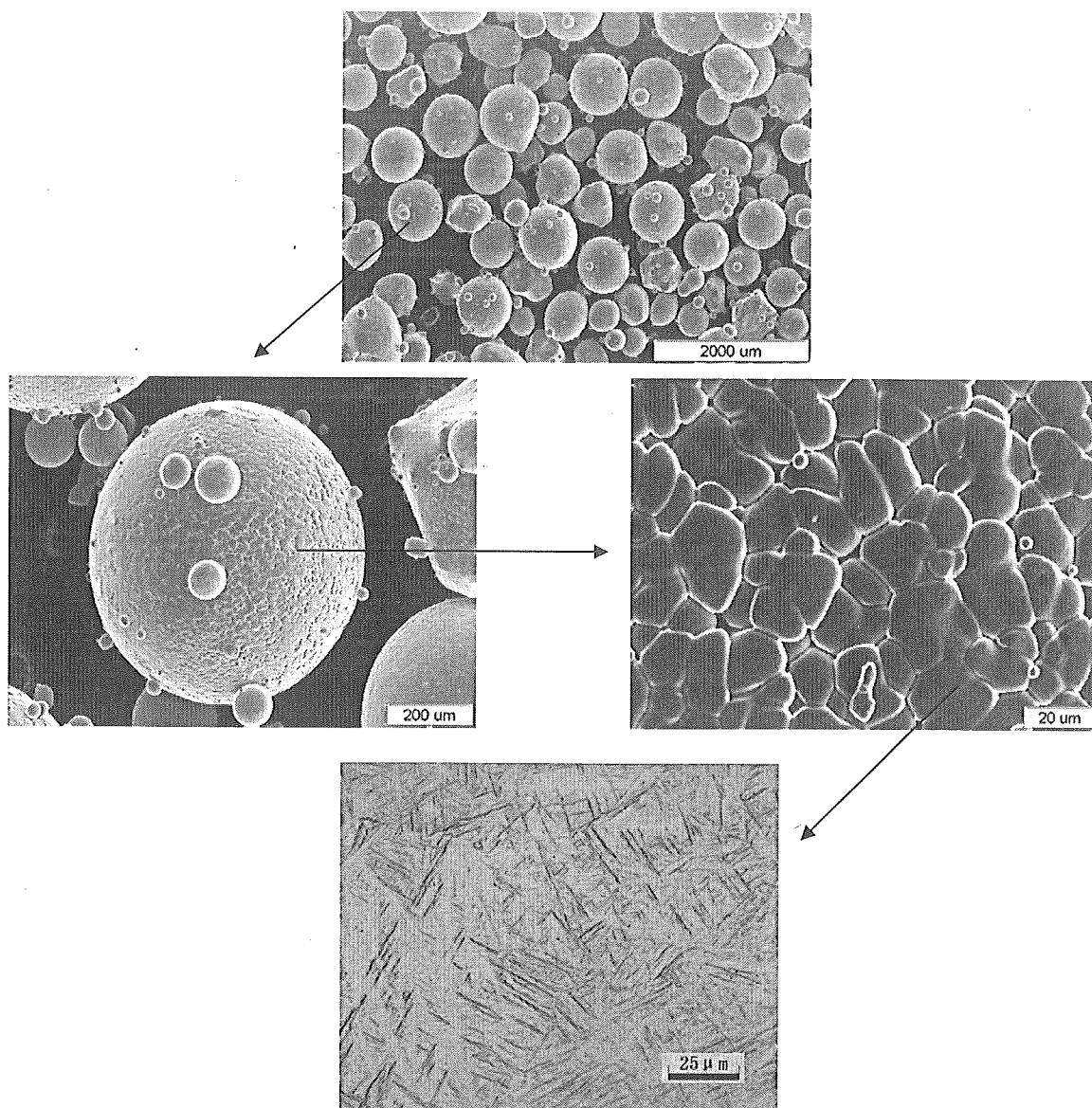


图 13 TA15 钛合金真空等离子旋转电极雾化粉末形貌

3.2.2 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材宏观形貌和原始 β 晶粒尺寸

由于棒材激光熔化沉积成形中凝固时冷却速度较低，其 β 晶粒粗大，晶粒平均直径约为 $1170\mu\text{m}$ ，如图 14、15 所示。

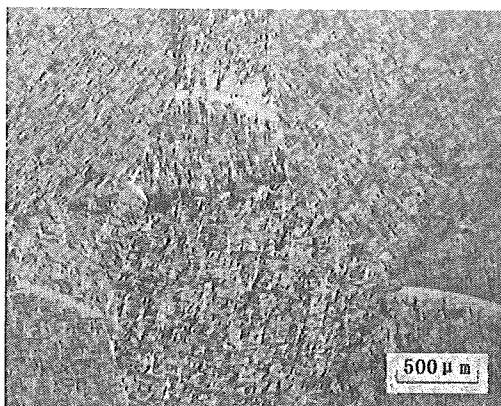


图 14 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒试样
横截面低倍组织 OM 照片

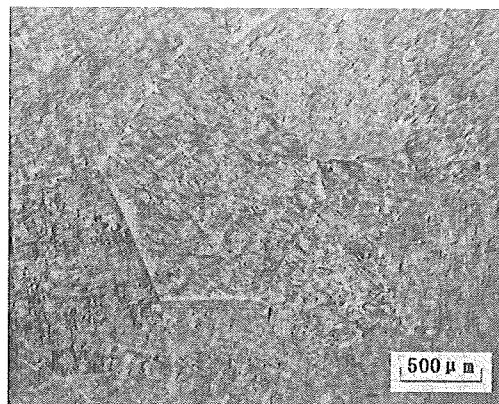


图 15 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒试样
纵剖面低倍组织 OM 照片

3.2.3 激光熔化沉积态组织及相组成和硬度

激光熔化沉积态 TA15 钛合金棒材横截面和纵剖面组织相同, 均具有典型的层片状 β 转变组织, 如图 16~17 所示。

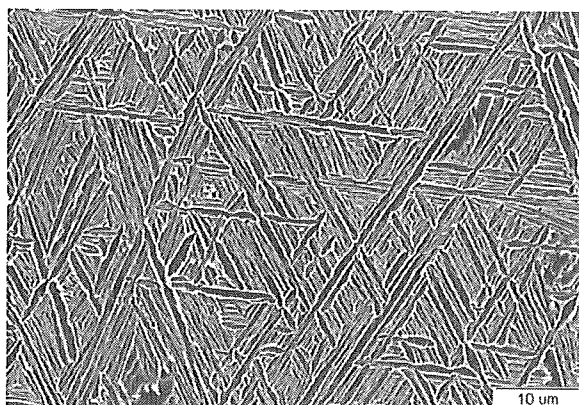
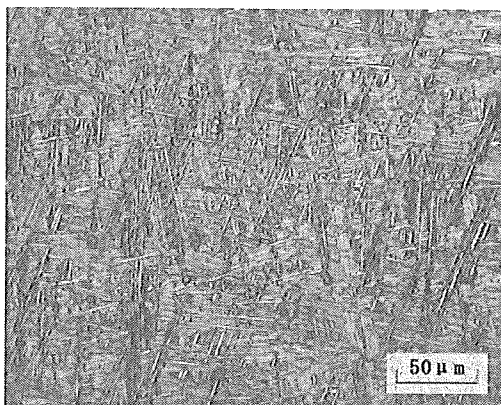


图 16 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材试样横截面 OM 与 SEM 照片

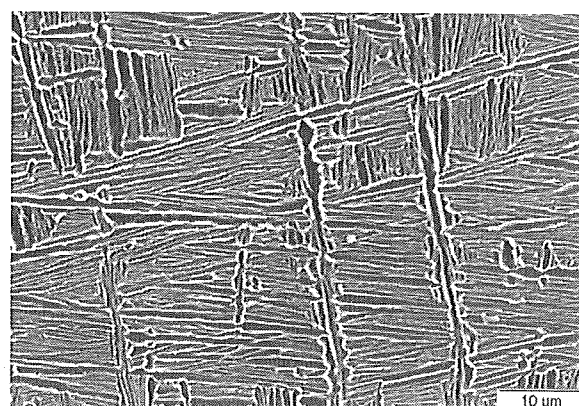
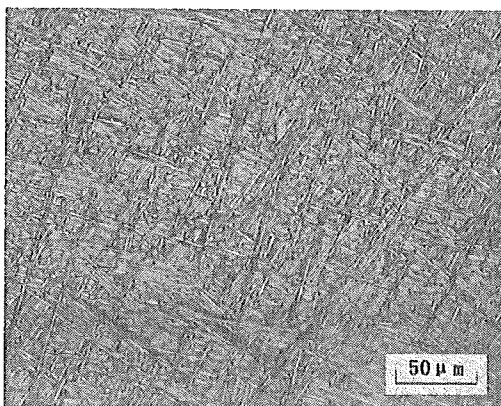


图 17 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材试样纵截面 OM 与 SEM 照片

由 X 射线衍射图 (图 18) 可知, 激光熔化沉积态 TA15 钛合金由 α 和 β 相组成。激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材的显微维氏硬度值为 HV320。

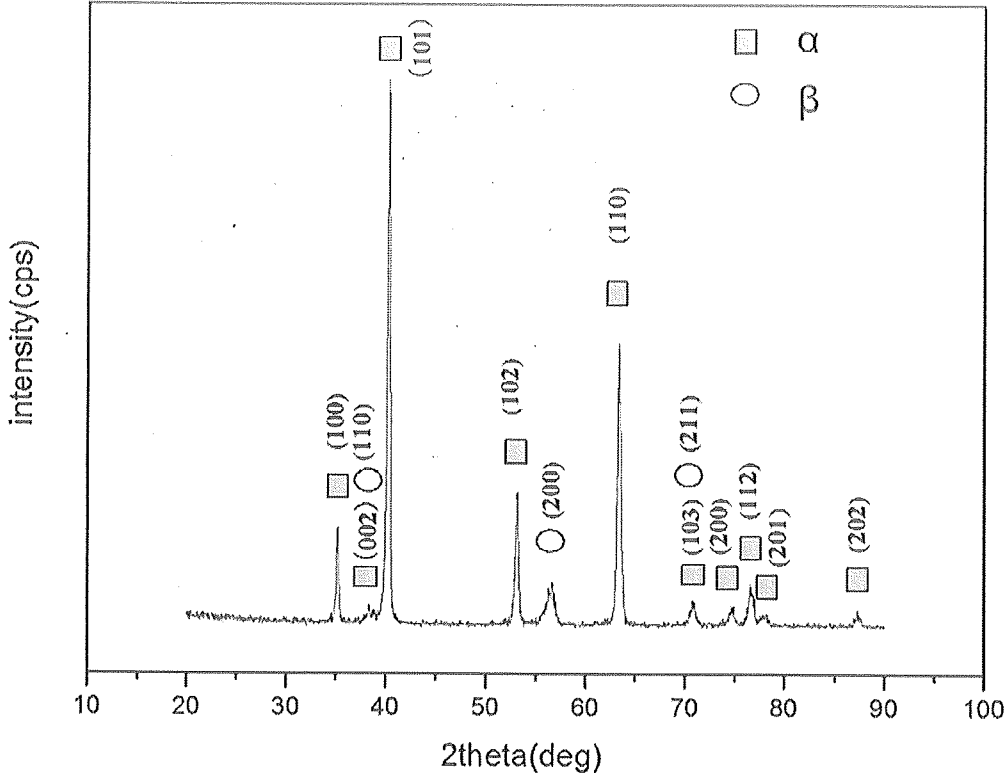


图 18 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材 X 射线衍射分析结果

3.3 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材空冷退火热处理后的组织

3.3.1 原始 β 晶粒具有极高的高温稳定性

激光熔化沉积成形 TA15 钛合金棒材分别经 850℃、900℃、940℃、960℃、980℃、1000℃、1010℃和 1020℃保温 2 小时，退火热处理后晶粒平均直径为 890μm~1270μm。热处理前后的晶粒尺寸变化很小，如图 19 所示。

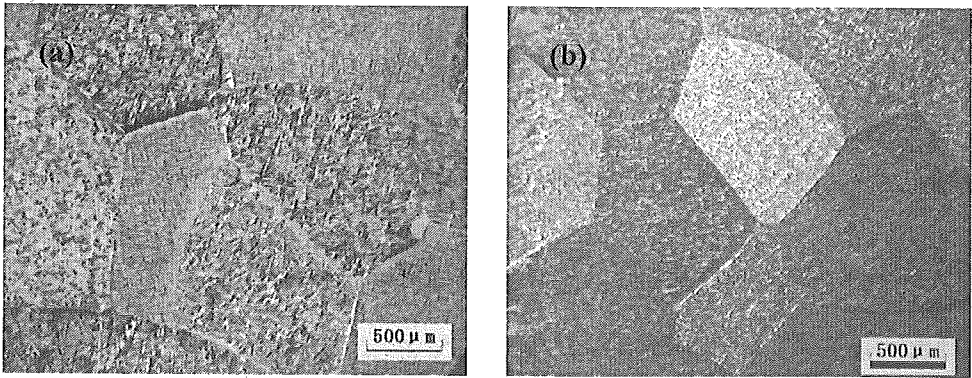


图 19 激光熔化沉积态 (a) 及 1020℃/2h 退火态 (b)

轧制 TA15 钛合金棒材原始 β 晶粒的晶界如图 20 所示，轧制过程中部分晶界被破碎而变得不连续。轧制态棒材晶粒较小，直径约为 24μm，而经过 1020℃/2h 空冷退火热处理后晶粒急剧长大，由 24μm 长大到 286μm，长大约 12 倍。因此，轧制棒材 β 晶粒

高温稳定性很差,而激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材 β 晶粒组织具有极高的高温稳定性,热处理温度对其 β 晶粒尺寸无影响。

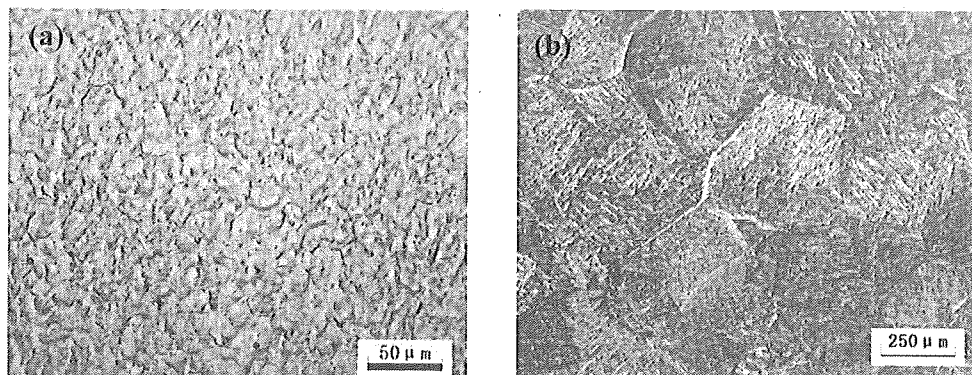


图 20 轧制 TA15 钛合金棒材横截面显微组织 OM 照片 (a) 原始组织 (b) 1020°C/2h, AC

3.3.2 组织形态随热处理温度的变化规律及特殊双态组织的形成

由图 21 可见,在 850°C/2h 空冷退火时, α 片层略有粗化, 850°C 处于 α 单相区, 所以无次生 α 产生。在 900°C/2h 空冷退火时, α 片层略有粗化, 由于已进入 $\alpha+\beta$ 两相区下部, 故出现了极少量的次生 α , 见图 22。

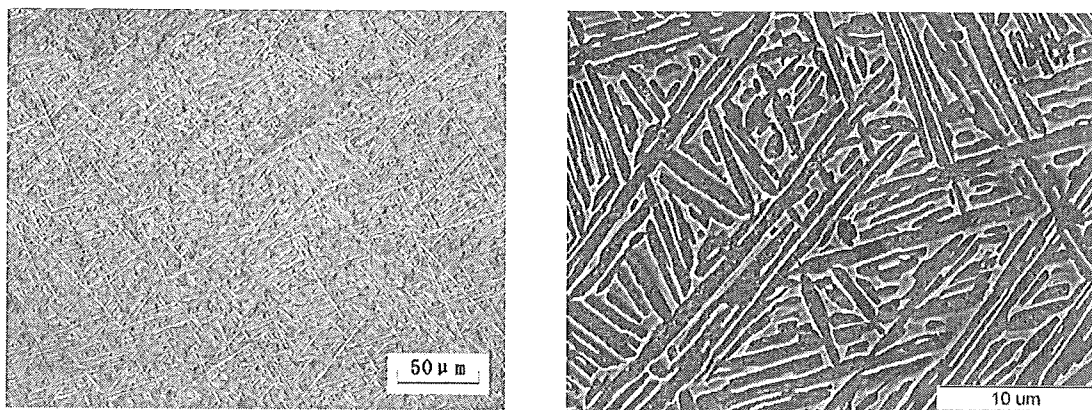


图 21 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材经 850°C/2h, 空冷退火后试样 OM 与 SEM 照片

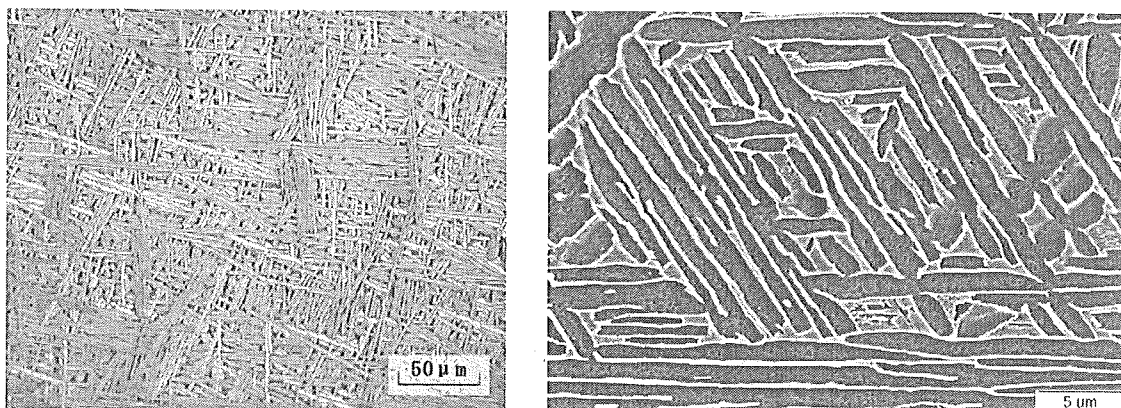


图 22 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材经 900°C/2h, 空冷退火后试样 OM 与 SEM 照片

由图 23 和图 24 可以发现在两相区中部 940°C/2h 和 960°C/2h 空冷退火后, 得到初

生 α +次生 α + β 。从单相区到两相区中部这一温度区间，空冷退火热处理形成“近双相”组织，随着温度的升高，初生 α 片层粗化，其体积分数随着退火温度升高而降低。在图 23 和图 24 的 SEM 图中可以看到有弥散分布的小点，而由图 24 中 960℃退火热处理后的 TEM 相片可知，只有初生 α 、次生 α 和 β 组织，未发现有小点，说明小点并非二次析出相，而是点蚀坑。

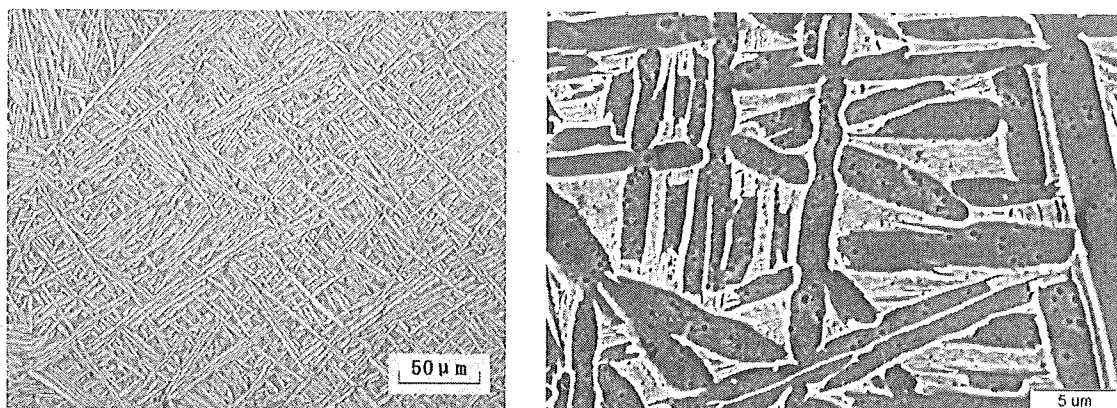


图 23 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材经 940℃/2h，空冷退火后试样 OM 与 SEM 照片

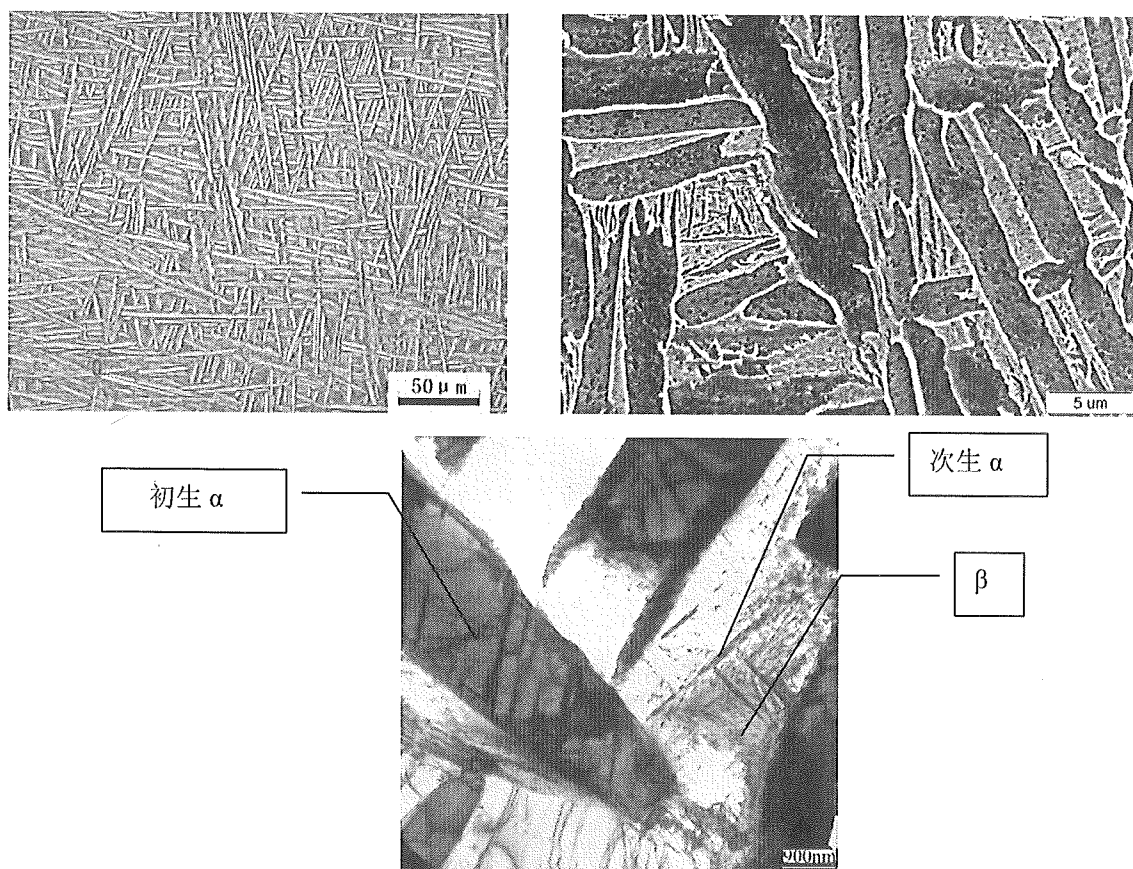


图 24 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材经 960℃/2h，空冷退火后 OM、SEM 和 TEM 照片

在两相区上部 980℃/2h 和 1000℃/2h 空冷退火后形成了一种特殊的“双态”组织，初生 α 呈规则长条块状，其体积分数随温度的升高而减少，见图 25 和图 26。与钛合金在

两相区锻造所获双态组织形态不同,在两相区上部退火热处理后得到一种“特殊”的双态组织,该双态组织中初生 α 形态呈规则长条块状,激光熔化沉积成形过程中没有产生较大的储存能,因此初生 α 为长条块状,而在 $\alpha+\beta$ 两相区锻造,由于有较大的变形,产生了较大畸变能,随后的热处理中初生 α 发生了球化,得到的双态组织中初生 α 呈等轴状。

当激光熔化沉积 TA15 钛合金自低温加热到 $\alpha+\beta$ 两相区时,会发生 $\alpha\rightarrow\beta$ 转变。 β 相首先会在界面能高的地方形成,即在 α 片的端部以残余 β 相为核向 α 片内生长,于是使得初生 α 片的片端形成了“叉状”形貌。

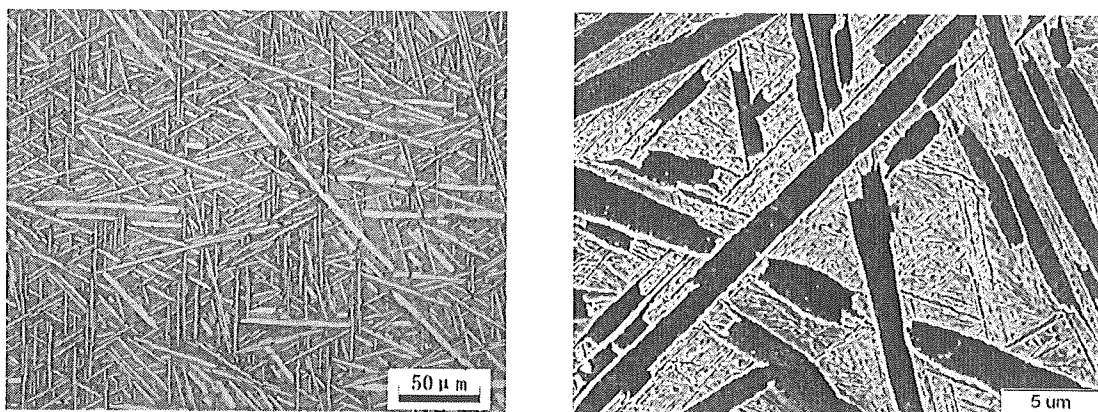


图 25 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材经 980°C/2h, 空冷退火后试样 OM 与 SEM 照片

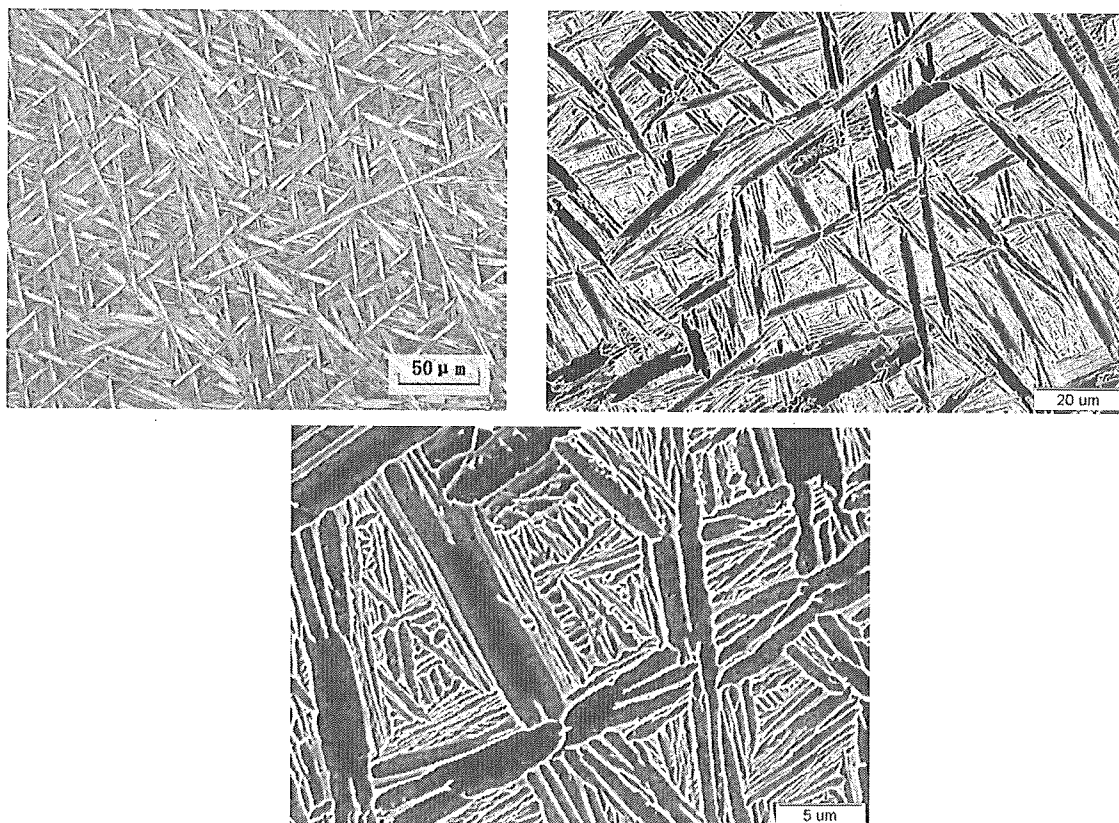


图 26 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材经 1000°C/2h, 空冷退火后试样 OM 与 SEM 照片

在 β 相区 $1010^{\circ}\text{C}/2\text{h}$ 和 $1020^{\circ}\text{C}/2\text{h}$ 退火热处理后得到的是与原始组织类似的细小层片状魏氏组织，见图 27、28。

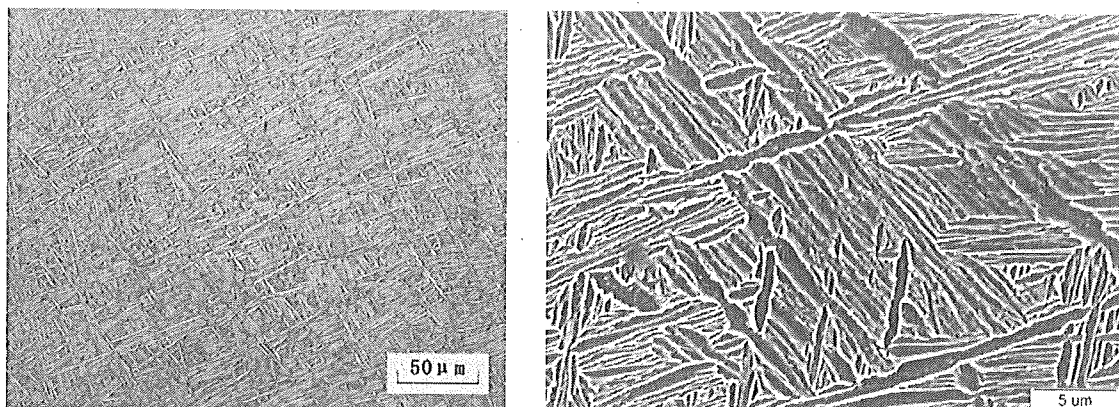


图 27 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材经 $1010^{\circ}\text{C}/2\text{h}$ ，空冷退火后试样 OM 与 SEM 照片

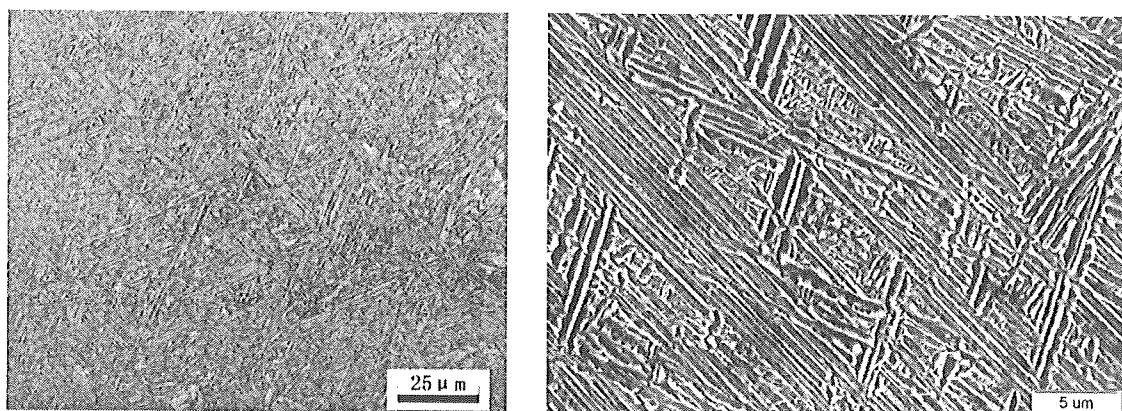
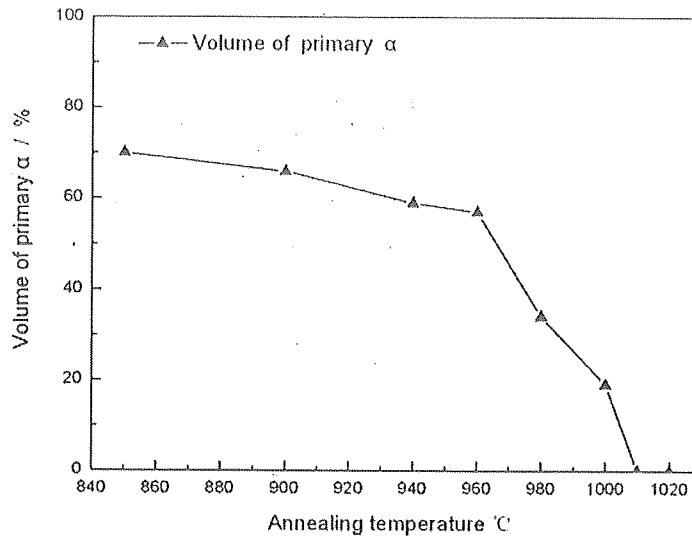


图 28 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材经 $1020^{\circ}\text{C}/2\text{h}$ ，空冷退火后试样 OM 与 SEM 照片

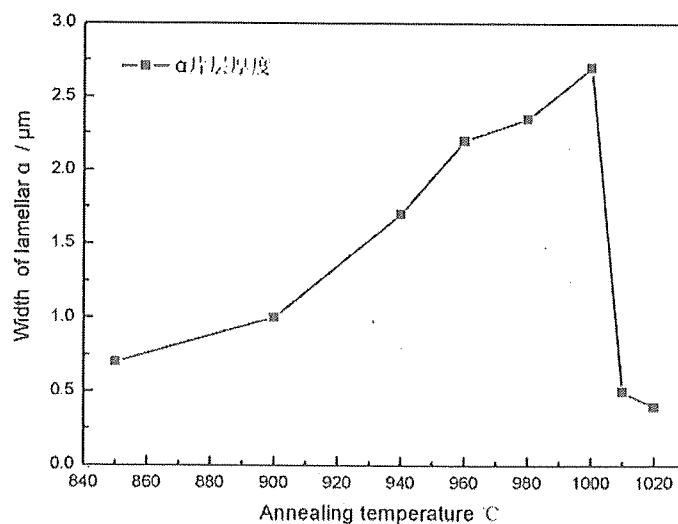
综合图 21 至图 28 的组织特点，可以得到以下规律，在 α 单相区退火，组织略有粗化，在 $\alpha+\beta$ 两相区退火，随着温度的升高，初生 α 相体积含量逐渐减小，初生 α 相和次生 α 相尺寸均增大。在两相区上部退火，形成特殊的“双态”组织，初生 α 相呈长条块状。

3.3.3 初生 α 体积分数及 α 片层厚度随热处理温度的变化规律及产生原因

初生 α 体积分数随退火温度的变化规律如图 29 所示。随着热处理温度降低，初生 α 相体积分数逐渐减小，到 1010°C 时，无初生 α 相，说明已经达到 β 相转变温度以上。激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材 $\alpha+\beta/\beta$ 转变温度为 $1000^{\circ}\text{C}\sim 1010^{\circ}\text{C}$ 。

图 29 退火温度对 α 片层体积分数的影响

α 片层厚度随退火温度的变化规律如图 30 所示。激光熔化沉积态层片状组织中 α 片层厚度约为 0.5 μm ，在 β 转变温度以上退火，得到组织的 α 相片层厚度与原始组织相近。850 $^{\circ}\text{C}$ 处于单相区，在炉中保温过程中，组织略有粗化。在两相区（900 $^{\circ}\text{C}$ ~1000 $^{\circ}\text{C}$ ）内退火，初生 α 相片层厚度随温度升高而增大。室温组织中初生 α 相是由冷却前的初生 α 相在空冷中连续长大形成，室温组织中初生 α 相片层厚度与冷却前初生 α 相尺寸以及空冷时 α 相的长大速率有关。在 900 $^{\circ}\text{C}$ ~1000 $^{\circ}\text{C}$ 空冷退火热处理中，由于冷却前初生 α 相尺寸均较小，室温组织中初生 α 相片层厚度主要与空冷过程中的 α 相长大速率有关。温度越高初生 α 相长大速率越大，室温组织中初生 α 相片层厚度随退火温度的升高而增大。

图 30 退火温度对 α 片层厚度的影响

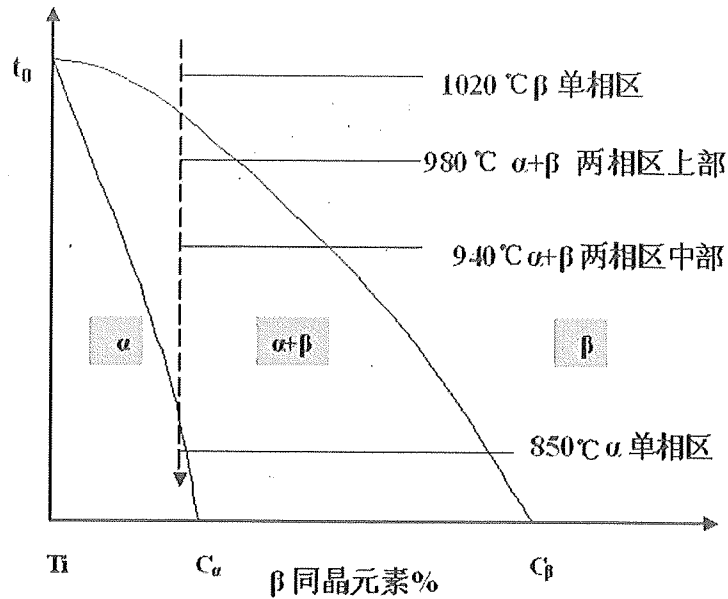

 图 31 钛-β 同晶元素相图^[5]

图 31 示意地表示了是钛-β 同晶元素相图，相图中的 t_0 点为纯钛的同素异构转变温度。若相图的原点不是纯钛而是钛合金，则 t_0 点扩展为一个温区^[5]。图中 t_0C_β 表示 $\beta \rightarrow \alpha$ 的开始温度线， t_0C_α 表示 $\beta \rightarrow \alpha$ 的终止温度线。成分位于 $C_\alpha \sim C_\beta$ 两相区的合金自温度的降低，析出的 α 相的数量不断增加， β 相的数量不断减少，两相成分分别沿着 t_0C_α 与 t_0C_β 变化。从 β 单相区退火热处理后，形成层片状组织。由此可以解释图 29 中，初生 α 体积分数的变化规律。

3.3.4 维氏硬度随热处理温度的变化规律

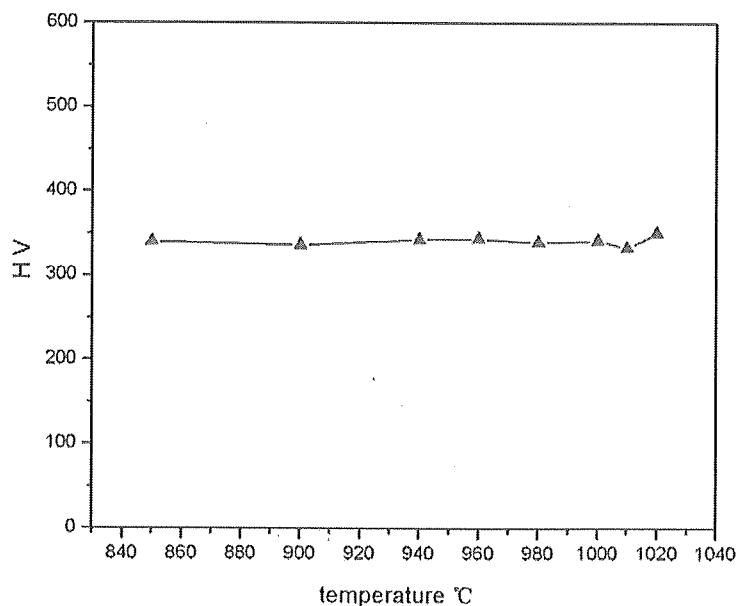


图 32 小负荷维氏硬度与热处理温度的关系

表 8 激光熔化沉积 TA15 钛合金硬度与相组成和退火温度的关系

空冷退火温度	相组成	硬度(HV)
未热处理	$\alpha+\beta$	320
850	$\alpha+\beta$	340
900	初生 α +次生 β	336
940	初生 α +次生 β	343
960	初生 α +次生 β	343
980	初生 α +次生 β	340
1000	初生 α +次生 β	342
1010	$\alpha+\beta$	331
1020	$\alpha+\beta$	350

由图 32 和表 8 可见, 小负荷维氏硬度值基本不随热处理温度的升高而变化, 硬度值较稳定, 稍高于未热处理的激光熔化沉积态 TA15 钛合金的硬度。

第四章 激光熔化沉积 TA15 板材热处理前后组织和性能

4.1 激光熔化沉积 TA15 钛合金板材的制备

激光熔化沉积材料试验在配有三轴联动四坐标数控加工机床的 8kW 横流连续 CO₂ 激光快速成形成套系统上进行，激光束功率为 1000~4000W，单向沉积生长高度为 1~3mm。最终成形出来的为 12mm×120mm×150mm 的板材。

激光熔化沉积 TA15 钛合金板材宏观形貌如下图 33 所示。由图 33 可见，表面非常平整，没有裂纹存在，具有良好的宏观表面质量。

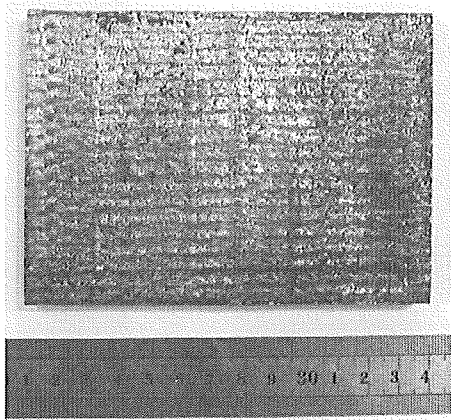


图 33 激光熔化沉积 TA15 钛合金板材试样用料实物照片

4.2 激光熔化沉积 TA15 钛合金板材凝固组织分析

图 34 为激光熔化沉积 TA15 钛合金板材试样示意图。OX 为激光扫描方向，OZ 为激光熔化沉积方向，采用的熔化沉积方式是多道搭接方式。

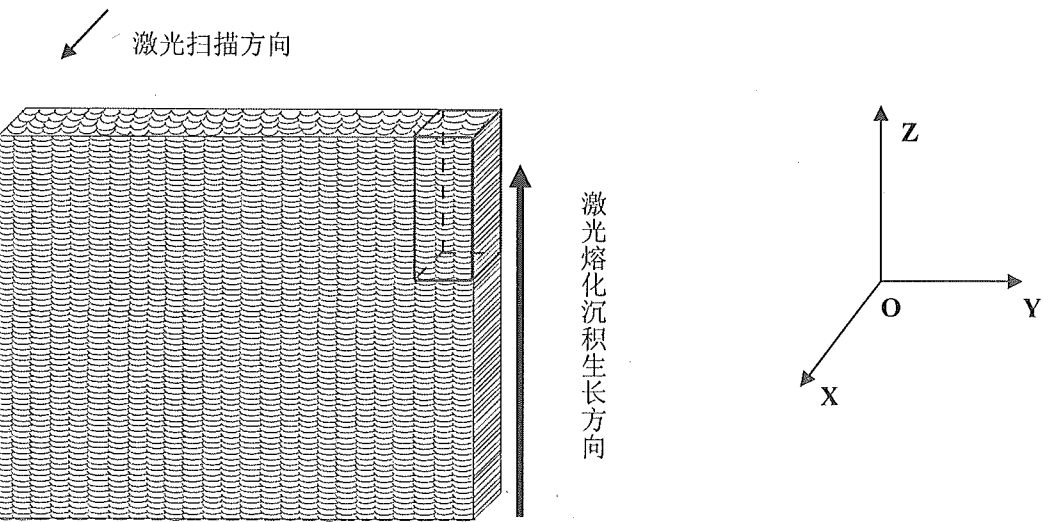


图 34 激光熔化沉积 TA15 钛合金板材试样示意图

图 35 为图 34 中右上角部位所取试样的各截面方向的宏观组织形貌图。

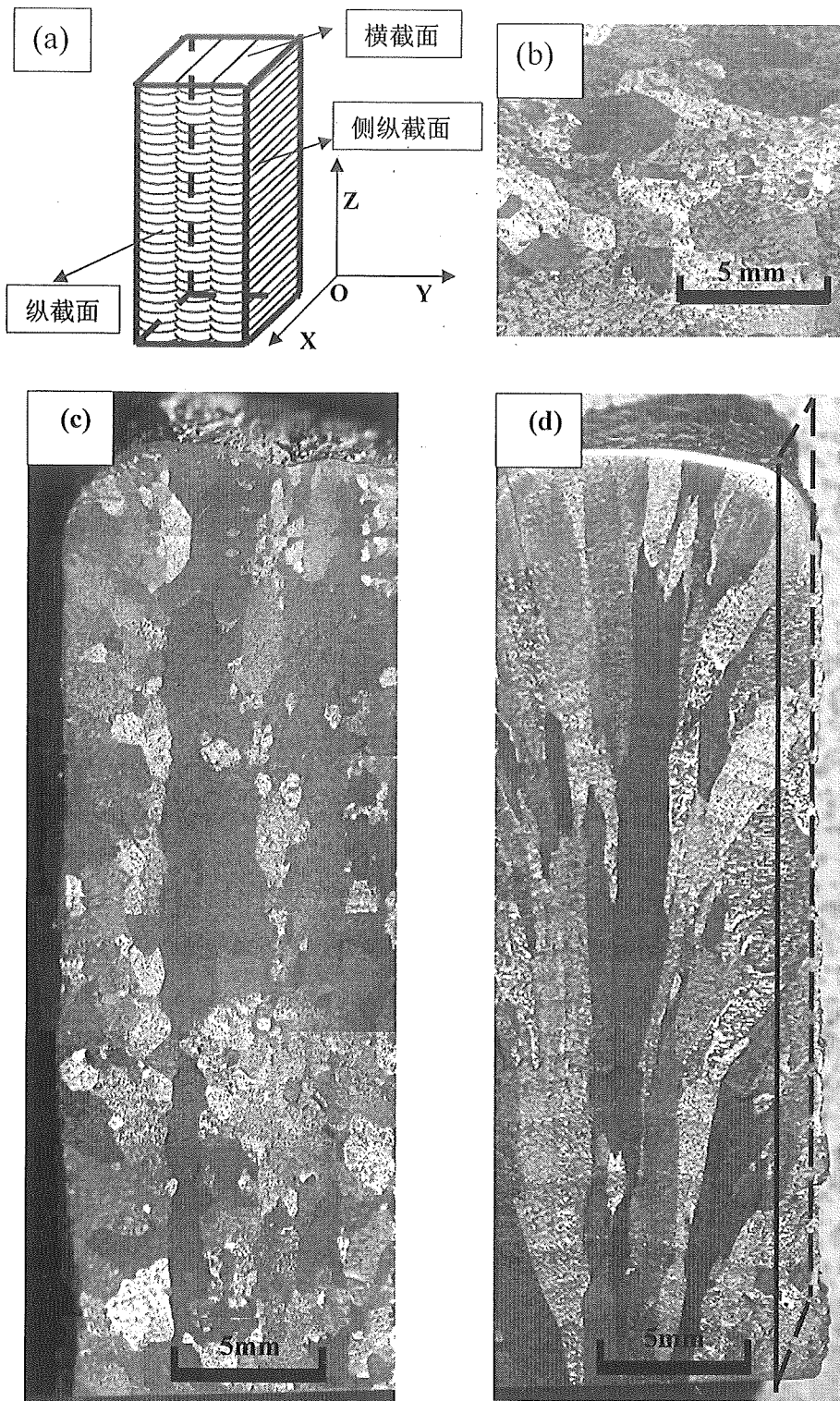


图 35 激光熔化沉积 TA15 板材宏观组织形貌(a) 试样各个方向截面的名称的确定；
(b)横截面 (XOY 方向)；(c) 靠近表面的纵截面 (YOZ 方向)；(d)侧纵截面 (XOZ 方向)

从图中可以看出，离表面较远的侧纵截面即图 35(a)中 XOZ 平面方向，宏观组织是由贯穿多个沉积层呈外延生长的粗大 β 柱状晶组成，柱状晶的主轴垂直于激光束扫描方

向,而在靠近表面的纵截面组织的柱状晶方向发生偏移。图 35 中, (c)图为(d) 图中方框所标的平面方向截取, 获得的宏观组织形貌。

获得单向凝固柱状晶的基本条件是^[47], 合金凝固时, 热流方向必须是定向的, 在固-液界面前沿应有足够高的温度梯度, 避免在凝固界面的前沿出现成分过冷或外来核心, 使柱晶横向生长受到限制, 还应保证单向散热, 避免侧向型壁生核长大, 长出横向晶体。在激光熔化沉积过程中, 靠近板材表面的柱状晶出现倾斜现象, 有一定的发散度, 倾斜角为 0~30 度。出现这种现象的原因是: 当激光束扫描到边缘时, 如图 36(a)和(c)所示, 热量除朝基体方向散失外, 通过表层空气散失也占较大比例, 导致温度梯度及其沿高度方向的分量都减小, 因而柱状晶偏离轴向生长方向, 如图中箭头所示方向。当激光束扫描至中间位置时, 如图 36(b)所示, 热量主要朝基体方向散失, 由于表层空气与中间的柱状晶位置相隔较远, 所以, 通过表层空气散失可以忽略不计, 柱状晶的生长方向未发生偏离。

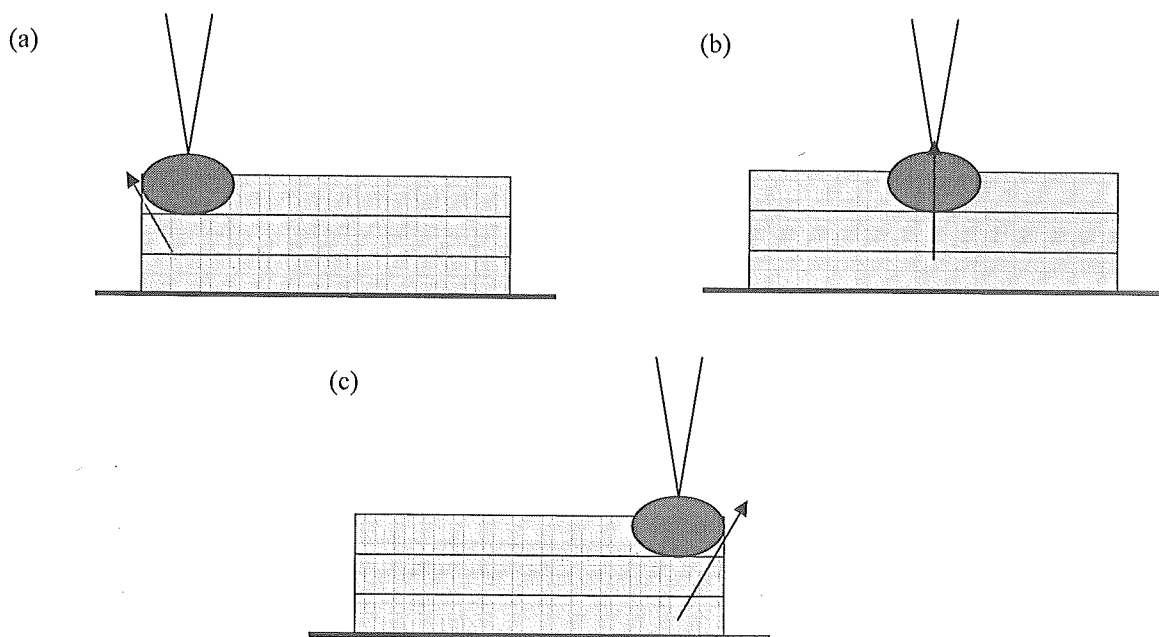


图 36 激光束扫描位置对柱状晶生长方向的影响

离表面较近的纵截面宏观组织为大量等轴晶和少量的粗大 β 柱状晶构成, 见图 35(c)。这是因为离表面较近的纵截面切取了大部分偏离轴向生长的柱状晶, 得到的类似于柱状晶横截面的等轴晶粒形态。纵截面还纵向切取了极少量的轴向生长柱状晶, 得到了少量的柱状晶粒形态。

由于激光熔化沉积制备板材的过程中, 冷却速度快, 从而沿着熔化沉积方向形成了柱状晶的组织。咎林^[48]等对这一现象也进行了研究, 发现激光快速成形高强高韧损伤容

限型 TC21 钛合金的沉积态组织有着粗大的沿沉积高度方向外延生长的原始 β 柱状晶，仅最后一层熔覆层顶部为较细小的 β 等轴晶。

图 37 为激光熔化沉积 TA15 钛合金板材各截显微组织的高倍金相照片，可知其显微组织非常细小，具有典型的快速凝固特征。

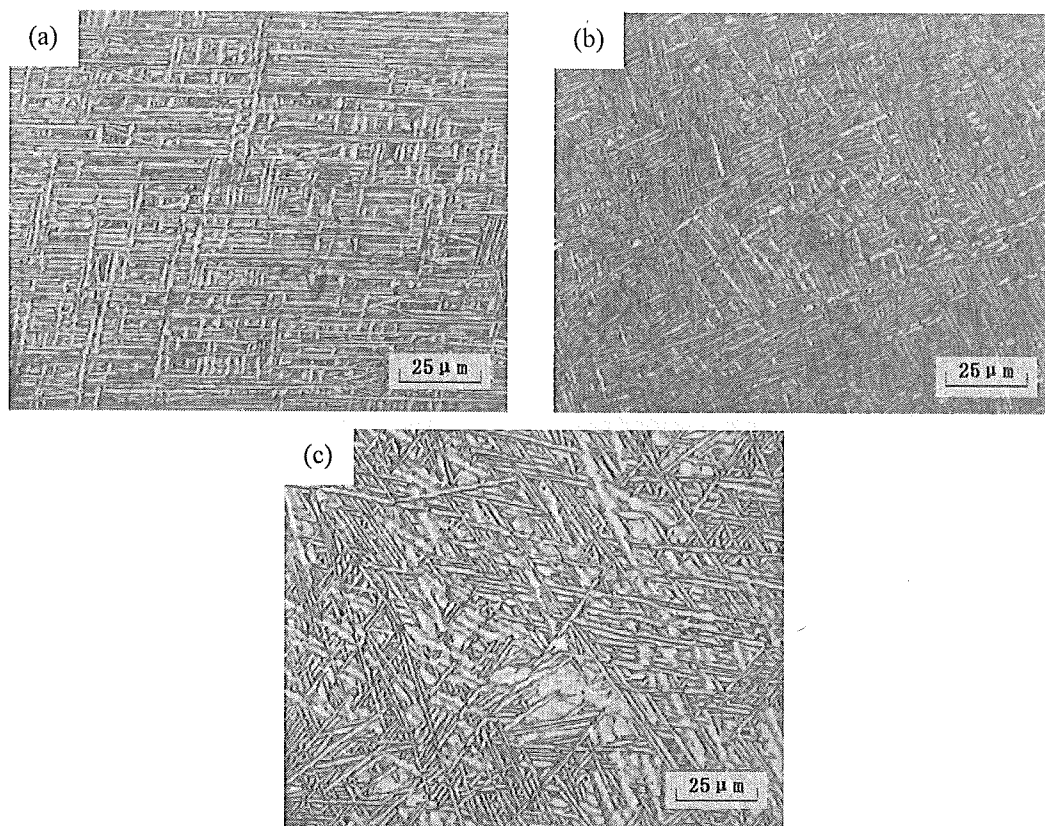


图 37 激光熔化沉积 TA15 板材各个方向截面的显微组织高倍光镜照片

(a)横截面组织；(b)纵截面组织；(c)侧纵截面组织

4.3 热处理对激光熔化沉积 TA15 钛合金板材组织的影响

激光熔化沉积 TA15 钛合金经空冷退火热处理后，晶粒大小和形状基本不发生变化。仍然是较粗大的柱状晶，见图 38 和图 39。同棒材类似，晶粒大小基本不随退火温度升高而变化，具有优异的高温稳定性。

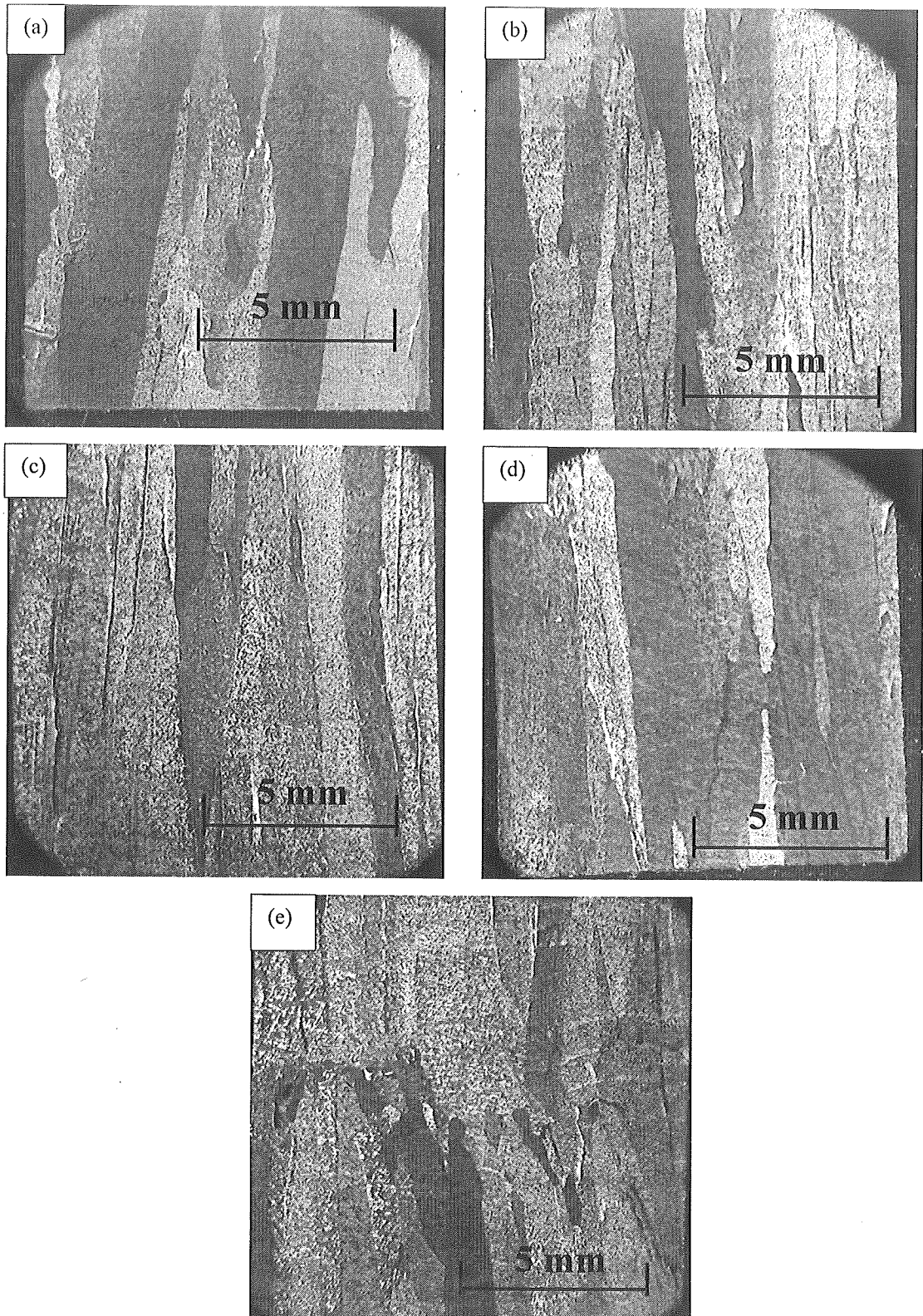


图 38 激光熔化沉积 TA15 板材纵剖面宏观形貌 (a) 激光成形态; (b) 850°C, 2h/AC; (c) 940°C, 2h/AC; (d) 980°C, 2h/AC; (e) 1020°C, 2h/AC

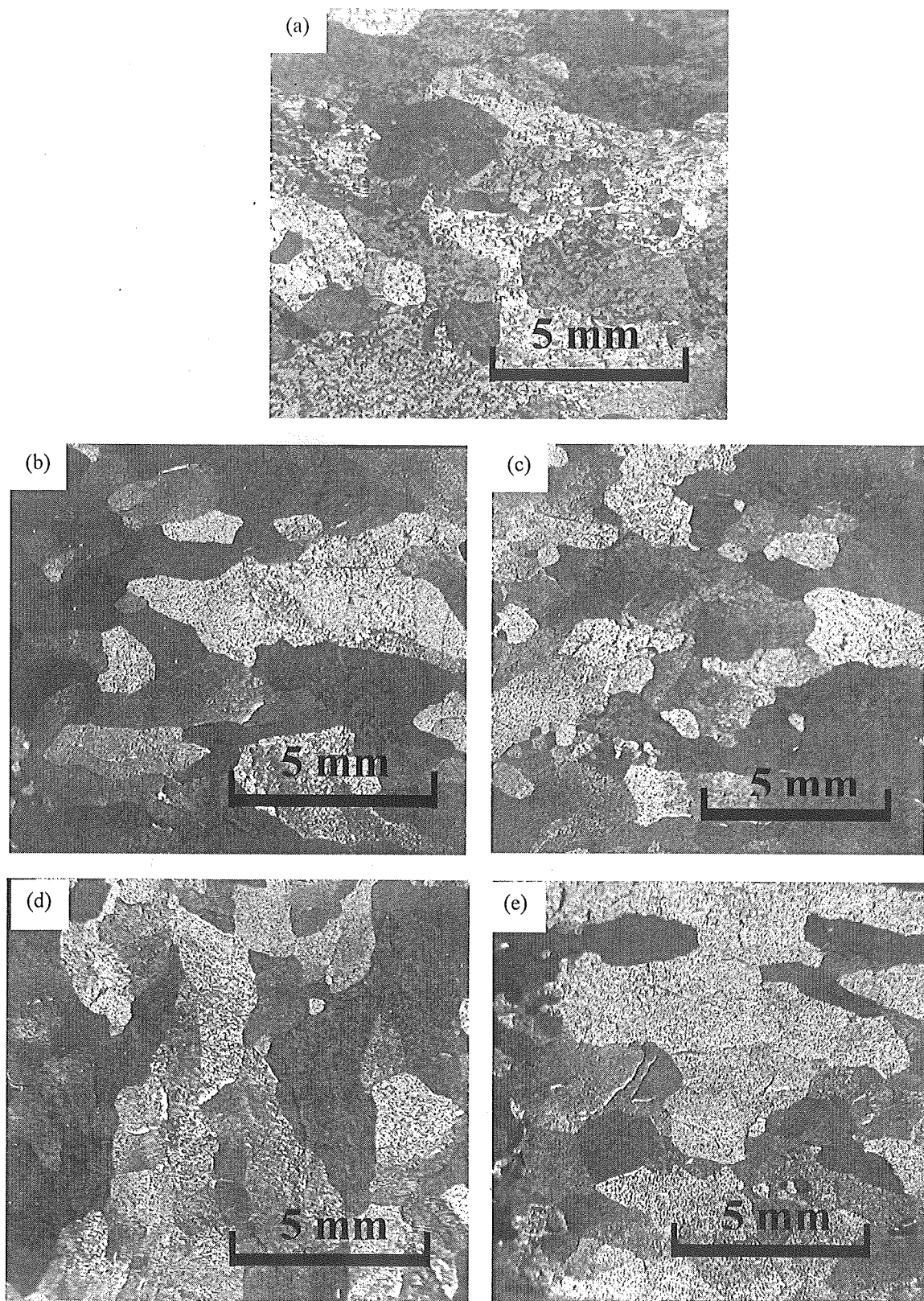


图 39 激光熔化沉积 TA15 板材横截面宏观形貌

(a) 激光成型态; (b)850°C,2h/AC; (c)940°C,2h/AC; (d)980°C,2h/AC; (e)1020°C,2h/AC

由于激光熔化沉积 TA15 钛合金板材的各个截面方向的组织均相同, 因此, 选取其

中一个截面方向的组织来对比热处理前后组织变化。图 40 为激光熔化沉积 TA15 钛合金板材纵截面的 OM 和 SEM 照片，由图可以看出，激光熔化沉积态组织为典型的细小片层状的 β 转变组织。

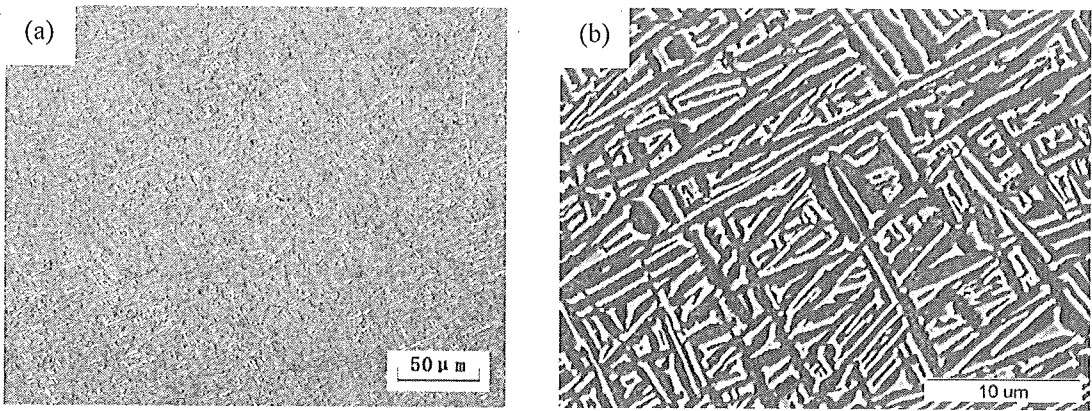


图 40 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材试样横截面 OM 与 SEM 照片

图 41 为激光熔化沉积 TA15 钛合金板材经 850℃ 下退火后纵截面的 OM 和 SEM 照片，由图可以看出，经 850℃ 保温 2 小时后空冷后，层片状组织稍有粗化，但仍然非常细小。

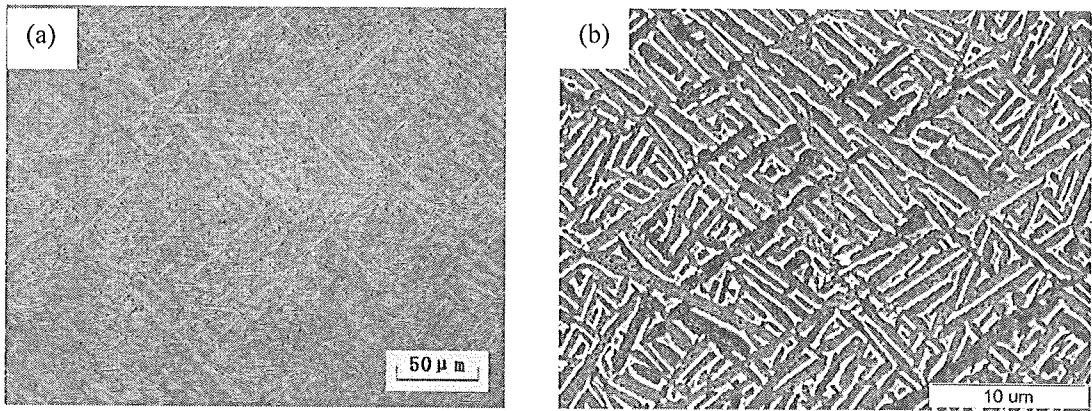


图 41 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材经 850℃/2h，空冷退火后试样 OM 与 SEM 照片

图 42 为激光熔化沉积 TA15 钛合金板材经 940℃ 退火后纵截面的 OM 和 SEM 照片，由图可以看出，经 940℃ 保温 2 小时后空冷后，片层组织有所粗化，而且出现了极少量的细小次生 α 。

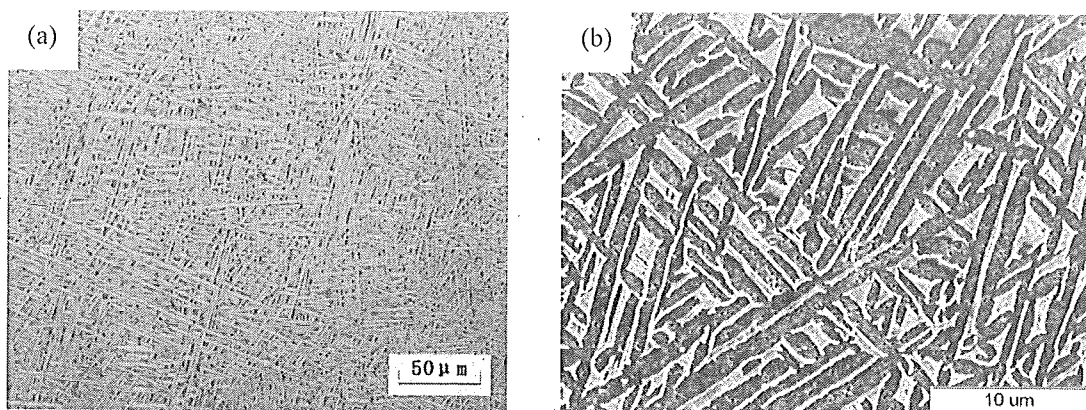


图 42 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材经 940℃/2h，空冷退火后试样 OM 与 SEM 照片

图 43 为激光熔化沉积 TA15 钛合金板材经 980℃退火后纵截面的 OM 和 SEM 照片，由图可以看出，经 840℃保温 2 小时后空冷后，片层组织粗化程度增大，次生 α 的尺寸增大，同时含量增多。

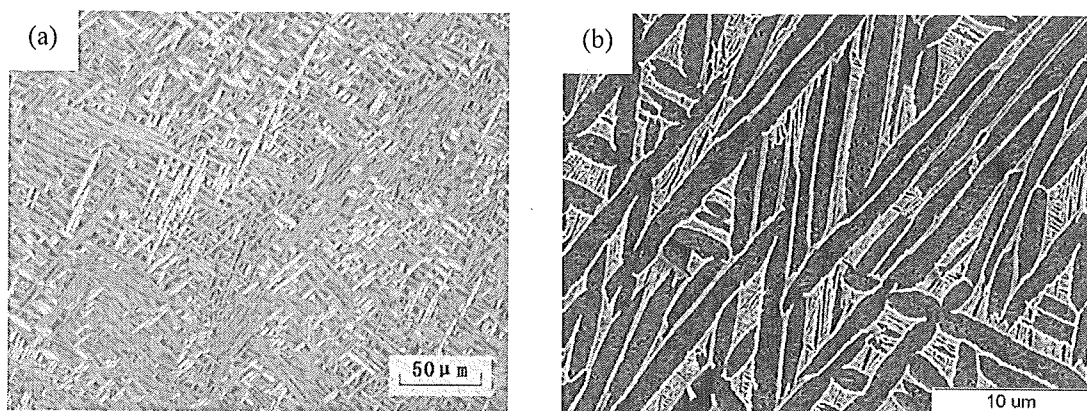
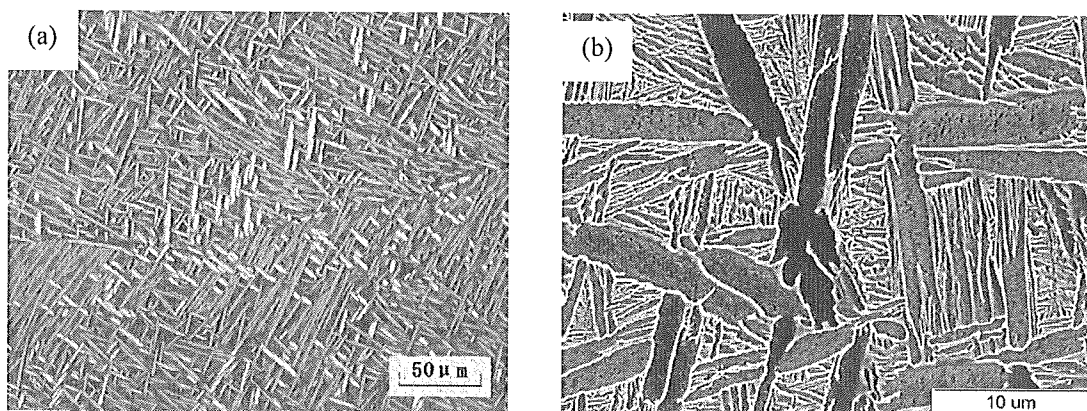


图 43 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材经 980℃/2h，空冷退火后试样 OM 与 SEM 照片

图 44 为激光熔化沉积 TA15 钛合金板材经 1020℃退火后纵截面的 OM 和 SEM 照片。



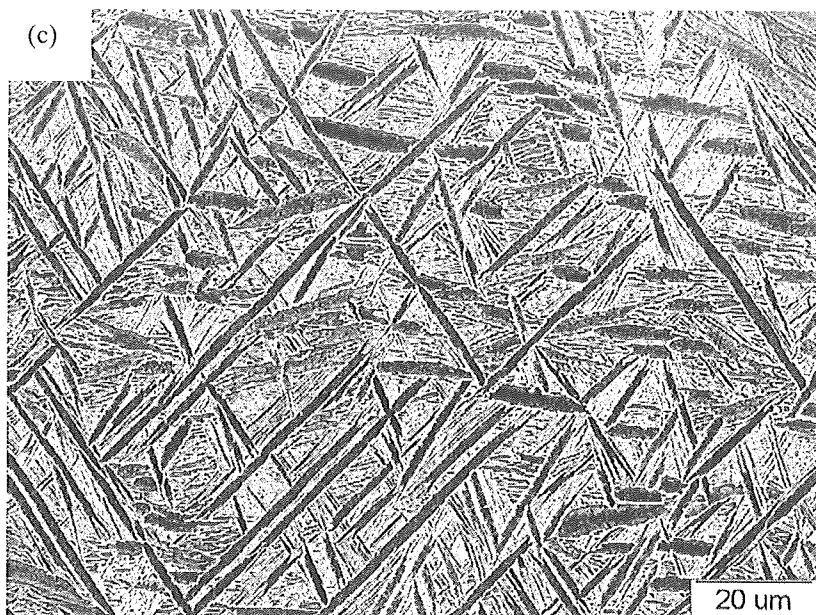


图 44 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材经 1020℃/2h，空冷退火后试样 OM 与 SEM 照片

1020℃未达到板材的 β 相区，可能由于板材内氧含量较低， $\alpha \rightarrow \beta$ 相变温度较高。由图 44 可以看到，在板材的 $\alpha + \beta$ 两相区上部 1020℃下退火，同样也得到了一种特殊的双态组织，该组织中的初生 α 呈长条块状，并且在初生 α 的片端出现了叉形形貌，并不是十分规整的矩形状。出现此现象的原因将在讨论部分进行深入阐述。

由图 40—图 44 可以发现退火温度对激光熔化沉积 TA15 钛合金板材显微组织的影响规律：随着退火温度的升高，初生 α 片层厚度逐渐增大，体积分数减小，次生 α 片层厚度也随着退火温度的升高而增大，在两相区上部退火时得到一种初生 α 呈长条块状的特殊“双态组织”。这与棒材组织变化规律类似，只是在 1020℃时板材处于两相上部，而棒材已处于 β 相区。可见本文中板材的 β 相变点略高于棒材。

4.4 热处理对激光熔化沉积 TA15 钛合金力学性能的影响

4.4.1 激光熔化沉积态 TA15 钛合金板材力学性能

激光熔化沉积 TA15 钛合金板材纵向室温拉伸力学性能试验结果如表 9、表 10 和图 45 所示。

结果表明，在单相区内 850℃下退火，抗拉强度和塑性均下降。在两相区中部 940℃下退火，抗拉强度有所提高，强度和塑性匹配较好，这是由于初生 α 片层厚度较小，而弥散分布的细针状 β 转变组织较多，起了一定的强化作用。在两相区上部 980℃和 1020℃下退火，初生 α 片层厚度较大，塑性下降，强度略有降低。可以得出退火温度对板材室温力学拉伸性能的规律：在 $\alpha + \beta$ 两相区退火，随温度的升高，强度有下降趋势，塑性显

著下降。由此可见，晶内组织较细小的情况下，组织参数的较小变化也会导致性能的急剧变化。

表 9 激光快速成形 TA15 钛合金纵向(沉积增高方向)室温拉伸性能测试结果

试样材料状态	抗拉强度 σ_b ,	屈服强度 $\sigma_{0.2}$,	弹性模量 E,	延伸率 δ , %
	MPa	MPa	GPa	
激光成形态	958	870	112.9	15.8
	905	805	105.7	20.6
850℃/2h AC	905	745	93.4	12.8
	865	765	96	17
940℃/2h AC	970	835	105.7	17
	935	765	94.3	20.2
	935	800	103.5	15
	945	795	92	22
980℃/2h AC	925	795	73.31	14.8
	865	690	90.59	16
1020℃/2h AC	940	795	100	14
	935	810	96.8	17
	921	755	93.5	10

表 10 激光快速成形 TA15 钛合金纵向(沉积增高方向)室温拉伸性能测试结果平均值

试样材料状态	抗拉强度 σ_b ,	屈服强度 $\sigma_{0.2}$,	弹性模量 E,	延伸率 δ , %
	MPa	MPa	GPa	
激光成形态	931	838	109.3	18.2
850℃/2h AC	885	755	94.7	14.9
940℃/2h AC	946	799	98.9	18.6
980℃/2h AC	895	742	82	15.4
1020℃/2h AC	932	787	96.8	13.7

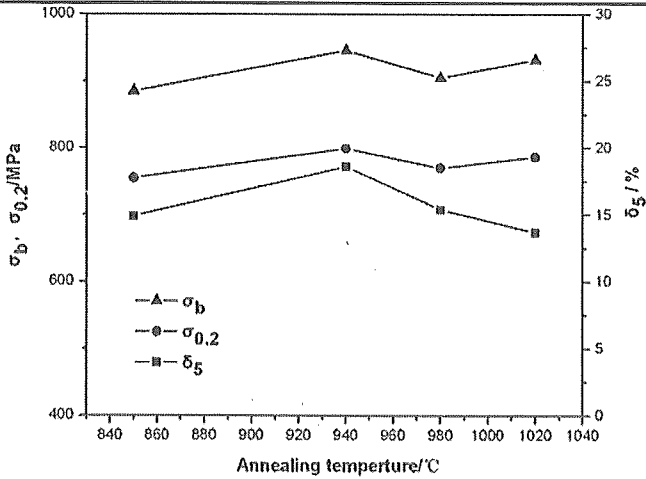


图 45 退火温度对力学性能的影响