

引用格式:行海波,张国君,辛社伟,等. 激光近净成形 Ti-1300 合金的组织演变与力学性能[J]. 材料工程,2025,53(11):143-152.
XING Haibo,ZHANG Guojun,XIN Shewei,et al. Microstructural evolution and mechanical properties of Ti-1300 alloy fabricated by laser engineered net shaping[J]. Journal of Materials Engineering,2025,53(11):143-152.

激光近净成形 Ti-1300 合金的组织演变与力学性能

Microstructural evolution and mechanical properties of Ti-1300 alloy fabricated by laser engineered net shaping

行海波^{1,2},张国君¹,辛社伟^{2*},张思远²,耿海龙²,张云波^{1,2}

(1 西安理工大学 材料科学与工程学院,西安 710048;

2 西北有色金属研究院,西安 710016)

XING Haibo^{1,2},ZHANG Guojun¹,XIN Shewei^{2*},

ZHANG Siyuan²,GENG Hailong²,ZHANG Yunbo^{1,2}

(1 School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of

Technology, Xi'an 710048, China; 2 Northwest Institute for

Non-ferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

摘要:采用激光近净成形(LENS)技术制备了近 β 型 Ti-1300 合金,并系统地研究了合金在 LENS 过程中沿沉积方向的微观组织演变过程,同时揭示了合金力学性能和显微组织的内在联系。结果表明,LENS 中每个沉积层所经历的热循环对组织演变有很大影响。在沉积初期形成的是柱状晶,其厚度为 (15.6 ± 1.2) mm,约占总沉积厚度的 20%,之后晶粒则转变为等轴晶粒。沉积态晶粒内的微观组织由初始的细网篮组织逐渐转变为片状组织,且非连续晶界 α 相转变为连续晶界 α 相。此外,细网篮组织使合金具有优异的强度,而连续晶界 α 相易使合金发生沿晶断裂,导致塑性降低。

关键词:激光近净成形技术;Ti-1300 合金;微观组织演变;力学性能

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2024.000465

中图分类号: TG113 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2025)11-0143-10

Abstract: The β titanium alloy Ti-1300 is fabricated utilizing laser engineered net shaping (LENS) technology. This study systematically examine the microstructural evolution of the alloy along the deposition direction during the LENS process, and elucidate the intrinsic relationship between its mechanical properties and microstructure. The results indicate that the thermal cycling of each deposited layer in the LENS process has a profound impact on the microstructural evolution. Initially, columnar crystals are formed with a thickness of (15.6 ± 1.2) mm, comprising approximately 20% of the total deposited thickness. Subsequently, these grains transform into equiaxed grains. Within the as-deposited grains, the microstructure undergo a transition from a basket-weave structure to a lamellar structure, and the discontinuous grain boundary α phase changes to a continuous grain boundary α phase along the deposition direction. Notably, the basket-weave microstructure imparts exceptional strength to the alloy. However, the continuous grain boundary α phase tends to promote intergranular fracture, resulting in reduced ductility.

Key words: laser engineered net shaping technique; Ti-1300 alloy; microstructure evolution; mechanical property

钛合金因具有高比强度、优异的抗腐蚀性能和低密度等特点,已被广泛应用于航空航天、海洋工程、生

物医疗等领域^[1]。传统的钛合金成形方法例如铸造、焊接和粉末冶金等,存在材料利用率低、环境污染以

及对制造装备要求高等劣势,这使得基于传统工艺制备的大型复杂钛合金构件不但经济成本高,且与绿色制造的材料发展方向不符^[2]。增材制造(additive manufacture, AM)作为一种“自下而上”的材料累加制造方法,其不仅能够快速制备精密复杂构件,也可用于修复受损或退役构件,以延长零件的使用寿命并降低经济成本^[3-4]。例如, Qiu等^[5]利用激光直接沉积技术制备了一体成型的TC4大型翼梁结构,经后处理优化后可实现与传统制备相当的性能; Liu等^[6]使用激光熔覆沉积技术修复了TC17航空发动机压气机受损处,且分析后得出此修复的性能可达到原TC17变形材料的98%。其中,以激光作为能量源的定向能量沉积技术^[7]被称为激光近净成形(laser engineered net shaping, LENS)^[8],其可以实现大型近净全致密复杂钛合金构件的快速制造,是目前研究的热点^[9]。

然而,增材制造钛合金的力学性能与锻造合金相比往往处于劣势,故如何提升增材制造钛合金的强塑性匹配是亟待解决的关键问题。一般来说,等轴晶的形成被认为是钛合金能获得优异力学性能的关键^[10]。一些学者认为可在合金中加入适量的添加剂以及进行后续的热处理以促进合金中等轴晶的形成。例如, Xie等^[11]使用离散沉积和分离热处理的方法在激光熔化沉积钛合金TC11中成功获得了细等轴组织。而 Hao等^[12]通过对TC11进行双重退火处理也获得了类似的实验结果。此外, Bermingham等研究了Si^[13]、Be^[14]和LaB₆^[15]等添加剂对增材制造钛合金微观组织的影响,发现添加剂作为一种外来溶质能影响晶粒的形核过程,从而促进了晶粒细化。另外,值得注意的是在激光近净成形过程中,不同沉积层的微观组织也存在较大差异, Li等^[16]指出每一个沉积层都会经历一个相同的热循环过程,在反复加热-冷却过程中微观组织会发生显著变化。然而,在构建具有较大尺寸的合金时,若每一层都经历类似的热循环过程,那么只有处于沉积末期经历不完全热循环的沉积层会产生组织变化,但事实却并非如此。因此,目前对于增材制造钛合金的微观组织演变过程还不清晰,仍然需要更深入的研究。

本研究采用的对象是西北有色金属研究院研制的近 β 型钛合金Ti-1300。该合金与Ti-1023^[17]和Ti-5553^[18]合金相比具有更高的强度、韧性和塑性,这种优异的兼容特征使其适用于航空航天领域的精密构件^[19-20]。然而目前为止,对Ti-1300合金的研究主要集中于热加工技术^[21]、相变动力学^[22]、腐蚀行为和电化学特性^[23-24]。而对于增材制造Ti-1300合金的微观组织演变过程及其与力学性能的相互关系还鲜有研究。基于此,本工作采用激光近净成形技术制备了

Ti-1300合金,并系统地研究了激光近净成形过程中合金的微观组织演变和室温力学性能。

1 实验材料与方法

采用等离子旋转电极法制备了用于LENS的原始Ti-1300粉末,其粒径分布为150~200 μm ,如图1所示。从图中可以看出,粉末表现出了良好的球形度,卫星颗粒较少,其相应的化学成分列于表1中。在进行LENS之前,需要将粉末放置在温度为(120 \pm 5) $^{\circ}\text{C}$ 的真空烘箱中干燥2 h以消除湿气。本研究选用TA0纯钛板材作为基板,在成形前用SiC砂纸打磨基板表面并使用丙酮和乙醇进行清洁。利用北京航空航天大学激光近净成形设备对Ti-1300合金进行了制备,该设备主要由一个最大激光功率为10 kW的光纤耦合二极管激光器、氩气沉积室、同轴送粉器、过程监控单元和计算机数控(CNC)四轴工作台组成。扫描策略采用单层内往复扫描(相邻轨道的扫描方向相反),并且相邻层级之间扫描方向旋转90 $^{\circ}$,如图2所示,具体LENS工艺参数见表2。为了方便研究,将沉积方向定义为Z方向,将扫描方向定义为X和Y方向(X和Y无本质区别)。

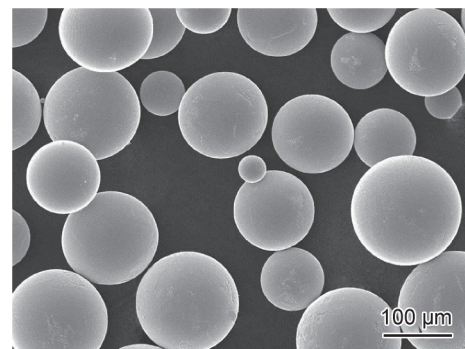


图1 Ti-1300合金球形粉末的形态

Fig. 1 Morphology of Ti-1300 alloy spherical powder

表1 Ti-1300合金球形粉末的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of Ti-1300 alloy spherical powder (mass fraction/%)

Al	V	Cr	Zr	Mo	Ti
5.41	3.70	4.02	3.89	5.51	Bal.

制备后沉积态试样的尺寸为140 mm \times 30 mm \times 80 mm(长 \times 宽 \times 高),如图3(a)所示。从LENS沉积块中提取的金相试样尺寸为 Φ 10 mm \times 5 mm。按照标准金相实验方法制样,在溶液(HF:HNO₃:H₂O=1:5:10)中侵蚀10 s后用酒精冲洗并烘干。通过Axio-

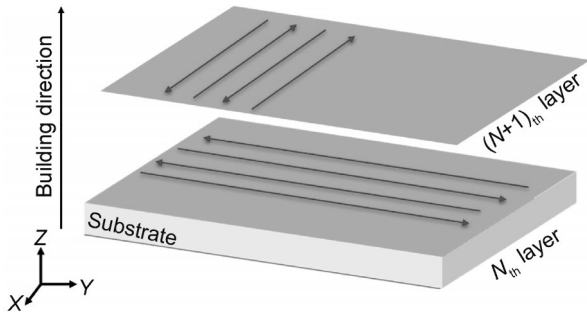


图2 扫描策略
Fig. 2 Scanning strategy

vert A1 Stemi2000的光学显微镜(OM)观察试样的金相组织,使用JSM-6460的扫描电子显微镜观察LENS下Ti-1300合金的背散射组织形貌,利用Image-pro Plus软件测试了图像中晶粒的尺寸。将金相试样在混合液(CH₃OH:H₂SO₄=7:1)中进行电解抛光(电压:14 V;时间:5~8 s),然后通过装有EBSD探头的扫描电子显微镜(SEM)进行电子背散射衍射(EBSD)分析,工作电压设置为70 V,曝光时间为3 ms,步长设置为10.22 μm,采集时间为19 min。利用AZtecCrystal软件对EBSD数据进行处理和取向分布分析。

表2 LENS工艺参数

Table 2 LENS process parameters

Laser power/kW	Scanning speed/(mm·min ⁻¹)	Powder feeding rate/(kg·h ⁻¹)	Spot diameter/mm	Overlap rate/%	Layer thickness/mm
6-8	300-500	0.65-0.75	5	40	0.5-0.8

本实验的室温拉伸实验在AG-100KNG型万能拉伸试验机上进行,样品的主轴平行于沉积方向,如图3(a)所示。试样尺寸为Φ10 mm×71 mm,标距长度为35 mm,标距直径为5 mm拉伸试样,如图3(b)所示。最终得到的力学性能通过对3组拉伸试样的测试结果取平均值来确定。

大的初生柱状β晶粒,且在平面上有层层之间的重熔层带。在沉积过程中,热量通过基底或先前构建的层向下传导,越靠近基底,温度梯度越大,从而过冷度越大,这些柱状晶外延生长贯穿数个沉积层并且与沉积方向大致平行。

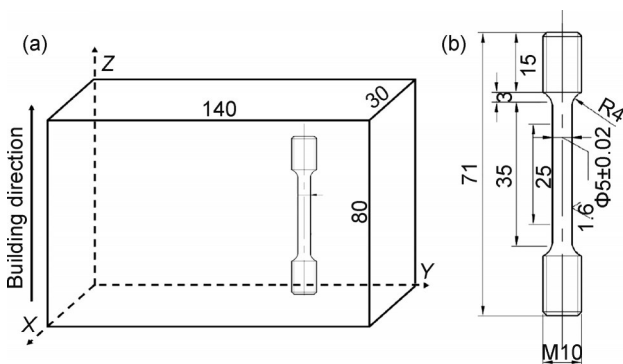


图3 样品尺寸示意图
(a)拉伸试样在试块中的位置;(b)拉伸试样的几何尺寸

Fig. 3 Specimen size diagram

(a)position of tensile coupons in the as-built block;
(b)geometric size of tensile specimen

图5是合金沿沉积方向的宏观显微组织形貌。可以看到,沉积初期形成的是粗大柱状晶,其平均长度和宽度分别为(2.12±0.36) mm和(0.54±0.15) mm,且柱状晶区(A区)厚度为(15.6±1.2) mm,约占总沉积厚度的20%。随着沉积的进行,在B区形成了平均晶粒尺寸约为(0.27±0.05) mm的细等轴组织,该区厚度为(33.2±2.7) mm,约占总厚度的41%。在沉积后期,如C区所示,形成了平均晶粒尺寸约为(0.52±0.11) mm的粗等轴组织,其厚度为(31.1±1.6) mm,约占总厚度的39%。因此,沉积过程中发生了由柱状晶到等轴晶的转变,且沉积后期所形成的等轴晶粒发生了明显的粗化现象,这与沉积过程中的温度梯度和凝固速率等有关。

2 结果与分析

2.1 微观组织特征

图4为LENS制备Ti-1300合金的三维光学图像,见图4(a)。图4(b)表明合金在XY平面上(即垂直于沉积方向)存在大的初生等轴β晶粒。图4(c)和图4(d)分别为平行于沉积方向上XZ平面和YZ平面的微观组织特征。可以明显看出,图中均存在着粗

图6(a)~(d)为沉积态Ti-1300合金XZ平面的SEM图像。可以看到,随着沉积过程的进行,微观组织发生了明显的转变。如图6(a)所示,在沉积态合金底部观察到了明显的网篮组织。此外,由于在β→α转变初期,晶格缺陷较多且畸变能较高,因此α相优先沿β晶界成核和生长,导致了非连续晶界α相(α_{GB})的形成。随着沉积的进行,如图6(b)虚线下方区域所示,样品中部的微观组织发生了明显的转变,初始的网篮组织逐渐转变为了片状组织,且非连续的α_{GB}转变为粗大的连续α_{GB}。随着沉积的继续进行,如图6(b)虚线上方区域和图6(c)所示,片层组织又转变为网篮组

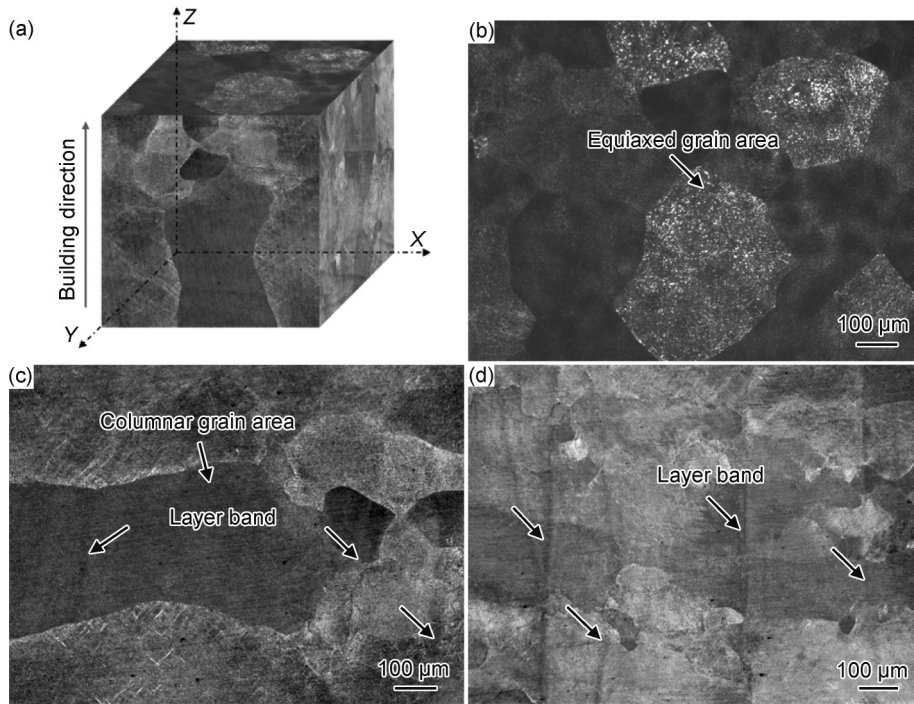


图4 LENS-Ti-1300合金的OM图

(a)三维全景图;(b)XY平面等轴晶粒;(c)XZ平面柱状晶粒;(d)YZ平面柱状晶粒

Fig. 4 OM images of LENS-Ti-1300 alloy

(a)3D panorama;(b)XY-plane equiaxed grains;(c)XZ-plane columnar grains;(d)YZ-plane columnar grains

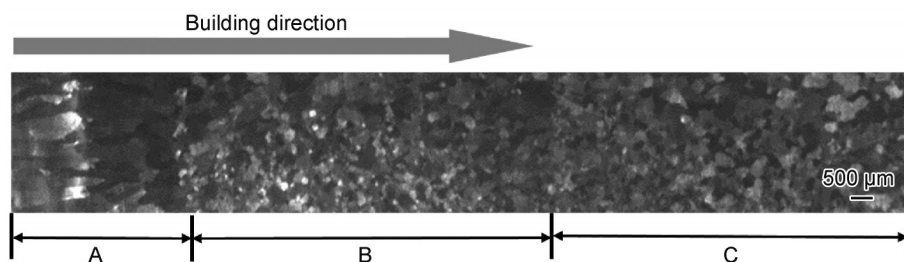


图5 LENS-Ti-1300合金XZ面宏观显微组织

Fig. 5 Macroscopic microstructure of LENS-Ti-1300 alloy in XZ-plane

织,还能看到一些初生 α 相(α_p)均匀分布于基体中,并且晶界处存在尺寸较大的连续晶界 α 相。在沉积后期,如图6(d)所示,显微组织仍然是典型的网篮组织,且在晶界处存在大量非连续 α_{GB} 。上述的组织演变过程与沉积层所经历的复杂热循环有关。

2.2 晶粒分布和取向

为了进一步研究Ti-1300合金沉积态的晶粒形态和结构特征,采用EBSD分析了平行于沉积方向的XZ面和垂直于沉积方向的XY面的取向形貌图和极图,如图7所示。

从图7(a-1)可以直观地看出,Ti-1300合金的晶粒取向并不服从于多晶晶粒取向的随机分布,而是在沿着沉积方向上柱状晶存在 $\{0001\}$ 晶面取向择优。值得注意的是,从图中可以看到这些柱状晶的生长方

向与沉积方向并不完全一致,形成了一个小角度的偏移。这是因为在沉积态柱状晶区域,热流向基板移动而形成了与沉积方向一致的温度梯度,但是在沉积过程中热流除了向基板移动外,还通过样品四周散热,温度梯度相对于沉积方向产生了微小的偏移,同时在凝固过程中,溶质的不均匀分布会导致晶格常数的改变,从而产生的内应力使晶粒发生取向偏离,造成柱状晶呈现出倾斜生长的特征。图7(b-1),(b-2)中绿色线与黑色线显示了小角度晶界($2^\circ\sim 10^\circ$)与大角度晶界的分布($>10^\circ$),大角度晶界主要集中在晶粒的晶界处,而小角度晶界则主要集中在晶粒内部。经统计,在XZ面的小角度晶界分布(46.9%)要比XY面小角度晶界分布(18.9%)高。这种现象是由于小角度晶界通常在金属的凝固过程中形成,最早的柱状晶以非

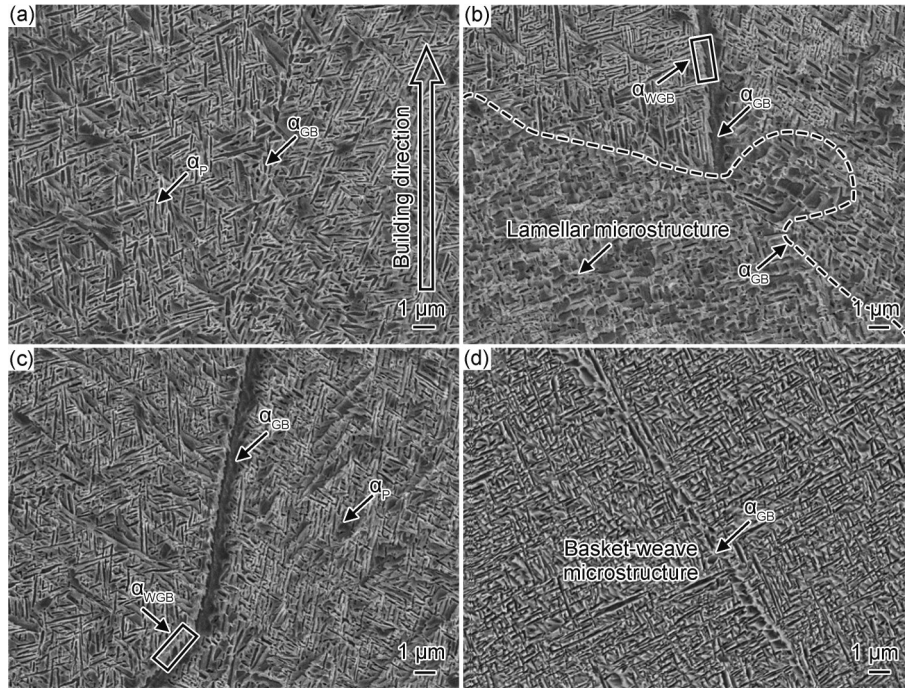


图6 LENS-Ti-1300合金XZ面SEM图

(a)XZ面底部;(b)XZ面底部和中部过渡区;(c)XZ面中部;(d)XZ面顶部

Fig. 6 SEM images of LENS-Ti-1300 alloy in XZ-plane

(a)bottom in XZ-plane;(b)bottom and middle transition zone in XZ-plane;(c)middle in XZ-plane;(d)top in XZ-plane

均匀形核的方式快速生长,随后凝固的晶粒在先前晶粒的基础上表现出沿着热梯度外延生长特性,同时前文提到柱状晶在生长过程中发生了取向偏离,最终在凝固时导致了小角度晶界的形成^[25-26]。两个面的极图如图7(c-1),(c-2)所示。经分析计算,XZ面主要存在 $\langle 001 \rangle // X0$ 的丝织构,织构强度约为21.0;而XY面存在 $\langle 001 \rangle // Z0$ 的丝织构,织构强度为12.0。这表明Ti-1300合金在沉积过程中存在择优生长现象。

2.3 力学性能

对沉积态 Ti-1300 合金的室温力学性能进行了测试。结果表明,LENS下 Ti-1300 合金的强度及塑性表现适中,其抗拉强度为 (1161 ± 7.5) MPa,屈服强度为 (1106 ± 3) MPa,伸长率为 $(9 \pm 0.25)\%$,断面收缩率为 $(23 \pm 0.5)\%$ 。

通常情况下,LENS下的钛合金大多具有不错的强度,因为快速冷却总会导致精细组织的形成,这与网篮状 α 相的弥散强化效应有关。大量交错排列的 α_p 均匀分布在 β 基体中,使得 α - β 的相界面增多,同时细针状的 α_p 会增加位错的阻碍效果,位错在界面处形成位错塞积,只有在更大的外应力下才能使位错开动,故而导致合金的强度升高。而材料的塑性通常受到多种因素的影响,为了探究 Ti-1300 合金塑性表现的内在诱因,对沉积态试样的断口形貌进行了观察,如图8所示。从宏观断口可以观察到明显的纤维区、剪

切层分布、内置孔洞以及颈缩现象,断裂模式表现出沿晶断裂和穿晶断裂的混合特征,见图8(a)。沿晶断裂主要与 α_{GB} 有关。不连续的 α_{GB} 会被晶界分为更多的晶粒,因此变形会分散在更多的晶粒内进行,位错更易开动,不易因应力集中而引起开裂,可承受更大的变形量,使得塑性提高。相反,连续的 α_{GB} 在同一体积内的晶粒数较少,容易引起位错塞积和应力集中,导致裂纹沿着连续的晶界 α 相扩展,使伸长率降低。所以在LENS过程中应该避免连续 α_{GB} 的形成^[27]。图8(b)主要表现为穿晶断裂,在图像中可以观察到大量韧窝,表明试样在破坏前经历了较大的塑性变形。穿晶断裂是由 α_{WGB} 引起的,它的生长方向会使得裂纹扩展路径更加曲折,使得裂纹扩展能量增大,塑性提高。但由于 α_{WGB} 是在连续 α_{GB} 的界面上形成的,因此对材料塑性影响的优先级要低于 α_{GB} ,在非连续 α_{GB} 转变为连续 α_{GB} 时,即使有 α_{WGB} 存在,材料的塑性也会降低^[28]。在图8(c)所示的高倍图像中可以观察到冰糖状的断口,这是沿晶断裂的典型特征。同时,还可以观察到有二次裂纹源沿着晶间扩展。

3 讨论

3.1 β 晶粒形成-演变机制

在激光近净成形的过程中, β 晶粒的形成与合金

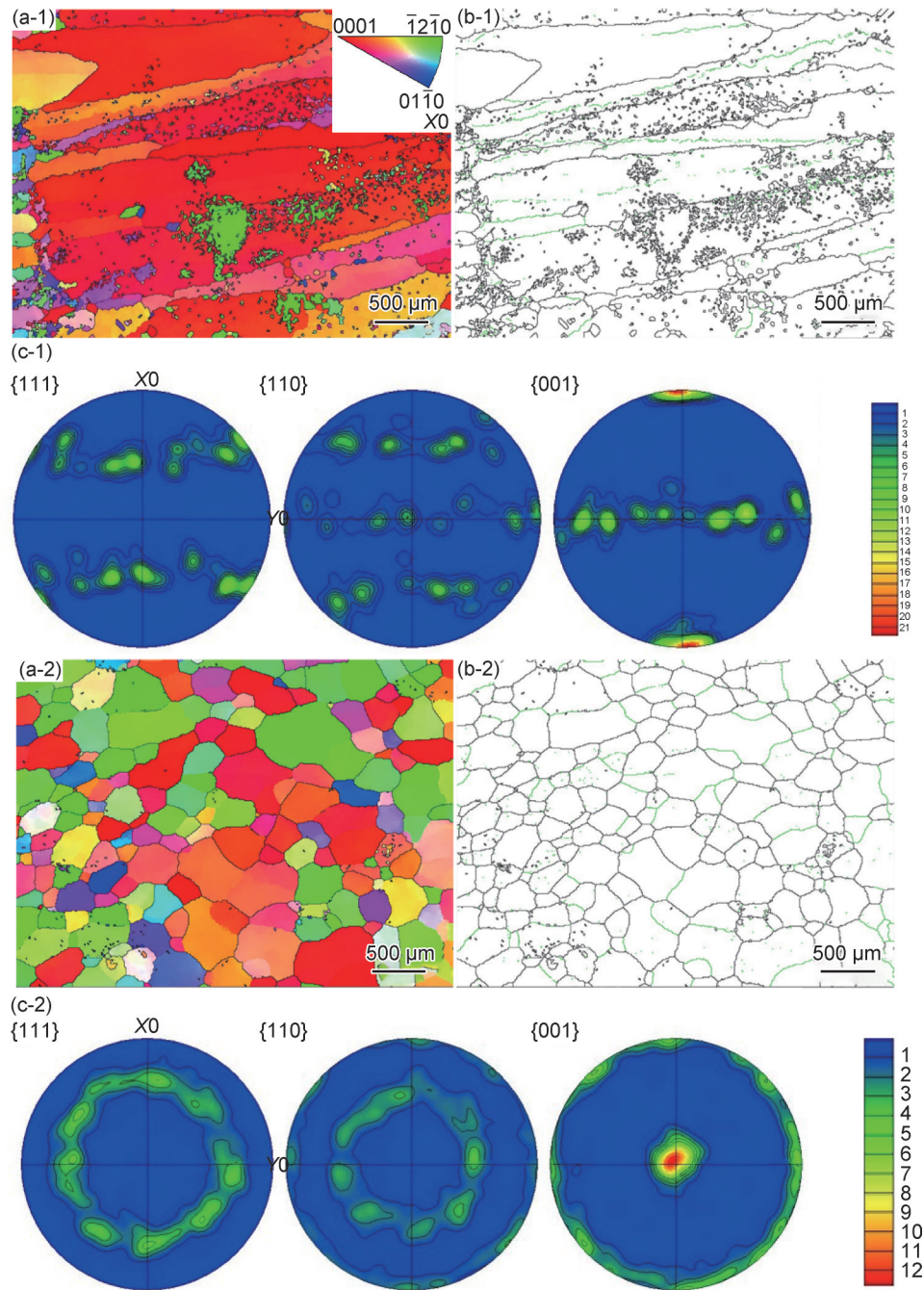


图7 LENS-Ti-1300合金EBSD图像

(a)反极图;(b)晶界分布图;(c)极图;(1)XZ面;(2)XY面

Fig. 7 EBSD images of LENS-Ti-1300 alloy

(a)IPF map;(b)grain boundary distribution;(c)PF map;(1)XZ-plane;(2)XY-plane

的非平衡凝固过程相关。在凝固起始阶段,处于室温下的基板和熔化的金属液形成了非常大的温度梯度,同时固溶体合金在结晶时,由于溶质组元的重新分布,会在固液界面处形成溶质的浓度梯度,从而形成了成分过冷区。当固液界面上的偶然凸起进入成分过冷区时,会加速向前生长,同时侧面也会生长,但由于凸出部分前端的溶质原子优先向远离界面的液体中扩散,使得溶质原子在两侧的“沟槽”中聚集,导致

此处的平衡结晶温度降低,过冷度减小,进而使侧面生长被抑制,凸起保持在一定的范围内,如图9所示。随着沉积层的增加,晶体就以这种方式沿着 $\langle 100 \rangle$ 方向外延生长,形成柱状 β 晶粒,见图4(b),(c)。在钛合金增材制造领域,柱状晶的形成是一个不可避免的现象,它会导致力学性能的各向异性和弱化。

细晶强化是唯一可以同时提高材料的强度和塑性的方式,具体可以用Hall-Petch公式来解释。

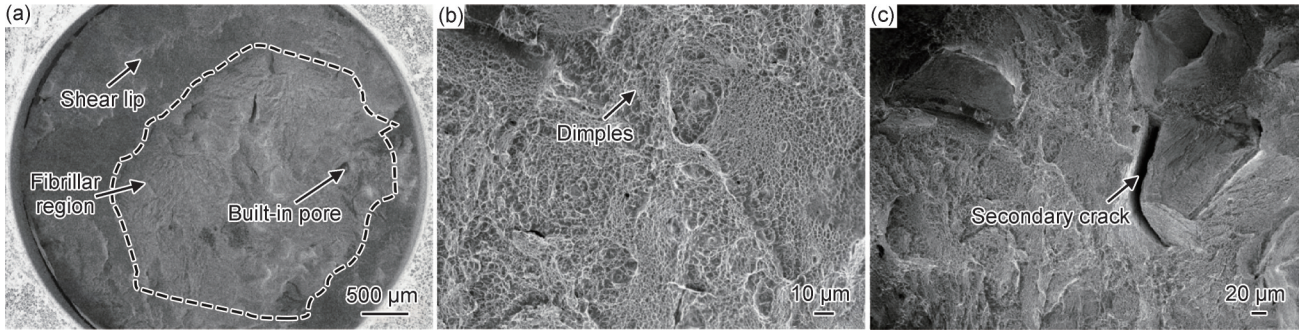


图 8 LENS-Ti-1300 合金的断面 SEM 图

(a)低倍;(b),(c)高倍

Fig. 8 Cross-section SEM images of LENS-Ti-1300 alloy

(a)low magnification; (b), (c)high magnification

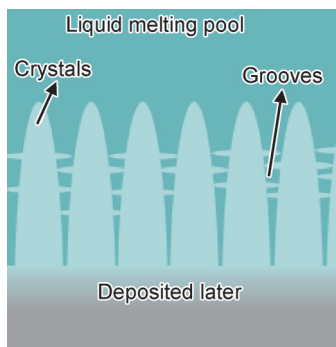


图 9 树枝晶界面形成示意图

Fig. 9 Schematic diagram of dendrite interface formation

$$\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{-\frac{1}{2}} \quad (1)$$

式中： σ_s 表示屈服强度； σ_0 表示晶内对变形的阻力； K 反映晶界对变形的影响系数； d 表示晶粒平均直径。显然，晶粒尺寸越细小，材料的强度越高，同时细小的晶粒有着更多的晶界，不利于裂纹的扩展，使材料的塑性变形抗力提高。所以在激光近净成形过程中，如何获得更多的细等轴晶粒是目前研究的热点。

在 LENS 过程中，等轴 β 晶的形成主要是由熔池表面的异质形核而引起柱状晶向等轴晶的转变 (columnar to equiaxed transition, CET)。CET 过程受凝固前沿的成分过冷控制，而成分过冷取决于液固界面的温度梯度 G 和凝固速度 V 的比值。当液相过冷度超过形核所需的过冷度时，等轴晶的体积分数 φ 大于 0.66%，它就能先于柱状晶形核生长，发生 CET 过程^[29]。然而，对于大多数钛合金来说，由于起始就存在着高温梯度，成分过冷不会显著到引起等轴晶在基板上直接成核。根据 Kurz 等^[30]的快速定向凝固理论，随着沉积的进行，温度梯度逐渐减小，凝固速度逐渐增大，界面会经历“平界面→枝晶界面→等轴晶界面”的形态变化，由 Hunt^[29]建立的模型可知，等轴生长的临界梯度条为：

$$G < 0.617N_0^{\frac{1}{3}} \left\{ 1 - \frac{(\Delta T_N)^3}{(\Delta T_c)^3} \right\} \Delta T_c \quad (2)$$

式中：其中 ΔT_N 是异质形核温度下的过冷度； ΔT_c 是柱状生长前沿温度； N_0 为液相形核密度。显然，在高温梯度条件下，液相形核密度 N_0 越大，越容易形成等轴晶界面。综上所述，等轴晶的形成与温度梯度 G 、凝固速率 V 以及液相形核密度 N_0 密切相关。所以 Gäumann 等^[31]在结合了快速定向凝固理论后，建立了一个基于温度梯度 G 和凝固速率 V 的 CET 判据，即：

$$\frac{G^n}{V} = a \left[\sqrt[3]{\frac{-4\pi N_0}{3\ln(1-\varphi)}} \cdot \frac{1}{n+1} \right]^n \quad (3)$$

式中： a 和 n 是材料自身相关常数； φ 为等轴晶粒的体积分数； N_0 为液相形核密度，主要取决于合金成分。因此，对于给定成分的合金，CET 的发生取决于 G^n/V 的大小，将 $\varphi < 0.66\%$ 代入式 (3) 中，就可以得到一个临界值 K_{CET} ， $G^n/V < K_{CET}$ 时，柱状晶保持定向生长，反之，则会有等轴晶生成。

综上所述，成分过冷控制着 CET 过程的发生，液相形核密度 N_0 对它的影响可以用合金元素来代替，两者之间的关系可以通过生长限制因子 Q 来表达^[13-14]，即：

$$Q = m_1 c_0 (k - 1) \quad (4)$$

式中： m_1 为液相线的斜率； c_0 为溶质浓度； k 是溶质分配系数。生长限制因子越高的合金元素会在固液界面前沿强烈分配，使成分过冷区快速形成，进而使不断推进的固液界面更早发生进一步的形核^[32]。本研究中主要合金元素的 m_1, k 以及利用二元相图计算得到的数值列于表 3 中。通过计算，本研究中 Ti-1300 合金的生长限制因子 $Q \approx 41.8$ ，其中 Mo、Cr 具有显著的生长限制因素，表明本研究中所用的 Ti-1300 合金具有较好的等轴晶形核能力，如图 5 所示。

表3 Ti-1300合金中元素的生长限制因子

Table 3 growth restriction factor for elements in Ti-1300 alloys

Element	m_i	k	$m_i(k-1)$
Al	-1.7	-1	-0
Mo	6.5	2	6.5
Zr	-2.3	-1	-0
Cr	-8.1	0.81	1.5
V	-2	-1	-0

3.2 微观组织演变机制

微观组织的演化主要是由LENS过程中复杂的热循环所引起的。在沉积过程中,除顶部沉积层外,每一层都要经历数个加热-冷却过程,当第 $N+1$ 、 $N+2$ 、 \dots 层熔覆后,相当于对第 N 层做了数个简单热处理。随着熔覆的进行,第 N 层的峰值温度从相变温度以上连续降低^[33]。图10是第 N 层的热循环示意图。在图中,每出现一个峰值,即说明有一个沉积层熔覆上来,根据温度的变化,第 N 层的热循环过程理论上可以分为两个区域。在I区,当峰值温度高于相变温度时,原先的 α 相(α_{GB} 、 α_P)将完全转变为 β 相,然后在冷却时再次转变为 α 相。此时由于 α 相在 β 晶界处的激活能较低, α_{GB} 优先在相变过程中出现。对于 α_P ,由于高过冷度会导致高的成核速率,因此,网篮状的 α_P 在 β 基体中的含量很高。在II区,当经历数个沉积层后,峰值温度不足以引发相变, α 相向 β 相的转变不充分,残余 α 相在冷却过程中粗化为片状,一些 α_s 相在冷却过程中从 β 相中析出。随着沉积的进行,初始沉积层的峰值温度逐渐降低,不足以引发显著的微观组织变化,网篮状组织最终被保留下来。同时,在沉积过程中,还可以观察到的 α_{GB} 的演变(见图6)。在沉积起始与终止阶段, α_{GB} 表现为非连续状态,而在沉积中部表现为连续态。引起沉积中部出现连续 α_{GB} 的原因主要为热循环过程中的形核及生长。大量的非连续 α_{GB} 核容易

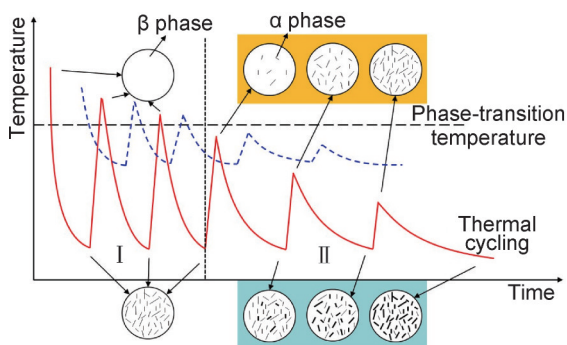


图10 沉积层热循环示意图

Fig. 10 Schematic diagram of the thermal cycle of the sedimentary layer

生长并连接起来形成连续 α_{GB} ,所以主要讨论 α_{GB} 的生长过程。

综上所述,每个沉积层都会经历一个理想的热循环过程,然而,由于实际温度梯度和凝固速率的不断变化,实际中每一层所经历的热循环不是完全相同的。沉积初期,室温下的基板和熔池构成了较高的温度梯度,但随沉积进行到中部,温度梯度减小且此刻沉积层散热困难,所以在实际凝固中温度不会降低到与初始层相同。随后,在温度还没有完全冷却时,下一层沉积上来又重新加热该层,如此往复经历了一个温度相对较高的热循环过程,(如图10中蓝色虚线所示)。在这种条件下,孤立的 α_{GB} 在晶界表面能的驱动下充分生长并相互连接形成连续 α_{GB} ^[34]。而沉积的后几层由于没有经历完整的热循环过程,未能形成连续 α_{GB} 。此外,在连续 α_{GB} 上还存在 α_{WGB} ,它的形成主要是界面失稳机制^[35]。 α_{GB} 的表面发生凸起,此时界面形态发生变化, α_{WGB} 依附于这些凸起成核生长,它的生长方向取决于传热条件和晶体学取向。通常树枝状的生长被认为具有良好的传热条件,且 α_{WGB} 没有独立完整的表面,其晶体学取向与 α_{GB} 相同,最终形成如图6(c)所示的组织形貌。

4 结论

(1)激光近净成形Ti-1300合金在沉积过程中会发生组织演变,具体表现为柱状晶转变为等轴晶,网篮组织和非连续 α_{GB} 相转变为片层组织和连续 α_{GB} 相。

(2)当连续沉积时,成分过冷会引起柱状晶向等轴晶的转变。经计算,Ti-1300合金具有较高的生长限制因子 $Q \approx 41.8$,表明其具有较好的等轴晶形核能力。

(3)沉积层所经历的热循环过程会导致网篮组织和非连续 α_{GB} 相转变为片层组织和连续 α_{GB} 相。网篮状组织会使Ti-1300合金具有较高的强度,而连续 α_{GB} 相会使材料的塑性降低。断裂模式表现为沿晶断裂和穿晶断裂的混合特征。

参考文献

- [1] 杨俊伟,汤海波,田象军,等. 增材制造钛合金凝固晶粒调控研究进展[J]. 稀有金属材料与工程, 2023, 52(9): 3316-3331.
YANG J W, TANG H B, TIAN X J, et al. Advances in obtaining refined equiaxed grains for additively manufactured titanium alloys [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2023, 52(9): 3316-3331.
- [2] HUANG M T, ZHAI P M. Achieving Paris agreement temperature goals requires carbon neutrality by middle century with far-

- reaching transitions in the whole society[J]. *Advances in Climate Change Research*, 2021, 12(2): 281-286.
- [3] 徐荣,王文军,祝弘滨,等. 激光定向能量沉积 Al-Mg-Sc-Zr 修复 5083-H112 铝合金的组织性能[J]. *材料工程*, 2024, 52(2): 40-49.
- XU R, WANG W J, ZHU H B, et al. Microstructure and properties of repaired 5083-H112 aluminum alloy by laser direct energy deposited Al-Mg-Sc-Zr [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2024, 52(2): 40-49.
- [4] ZHANG C, ZOU D, MAZUR M, et al. The state of the art in machining additively manufactured titanium alloy Ti-6Al-4V [J]. *Materials*, 2023, 16(7): 2583.
- [5] QIU C, RAVI G A, CHRIS D, et al. Fabrication of large Ti-6Al-4V structures by direct laser deposition [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 629: 351-361.
- [6] LIU Q, WANG Y D, ZHENG H, et al. TC17 titanium alloy laser melting deposition repair process and properties [J]. *Optics and Laser Technology*, 2016, 82: 1-9.
- [7] ARMSTRONG M, MEHRABI H, NAVEED N. An overview of modern metal additive manufacturing technology [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, 84: 1001-1029.
- [8] 牛方勇,吴东江,闫帅,等. $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2$ 复相陶瓷结构直接激光近净成形研究 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2018, 47(增刊 1): 388-392.
- NIU F Y, WU D J, YAN S, et al. Direct laser engineered net shaping of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2$ multiphase ceramic structures [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2018, 47(Suppl 1): 388-392.
- [9] ZHANG A L, LIU D, WANG H M. Effect of thermal exposure on microstructure and tensile properties of laser deposited Ti60A alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 562: 61-68.
- [10] DENG M C, SUI S, YAO B, et al. Microstructure and room-temperature tensile property of Ti-5.7Al-4.0Sn-3.5Zr-0.4Mo-0.4Si-0.4Nb-1.0Ta-0.05C with near equiaxed β grain fabricated by laser directed energy deposition technique [J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2022, 101: 308-320.
- [11] XIE Y, ZHOU Q J, YAN Z Y, et al. Effect of discrete deposition and segregated heat-treatment on the macro- and microstructure, and tensile properties of large-scale titanium alloy components by laser melting deposition [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 70: 427-437.
- [12] HAO Y B, HUANG Y L, ZHAO K, et al. Research on the microstructure and mechanical properties of doubled annealed laser melting deposition TC11 titanium alloy [J]. *Optics and Laser Technology*, 2022, 150: 107983.
- [13] BERMINGHAM M J, McDONALD S D, DARGUSCH M S, et al. The mechanism of grain refinement of titanium by silicon [J]. *Scripta Materialia*, 2008, 58(12): 1050-1053.
- [14] BERMINGHAM M J, McDONALD S D, STJOHN D H, et al. Beryllium as a grain refiner in titanium alloys [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 481(1): L20-L23.
- [15] BERMINGHAM M J, McDONALD S D, DARGUSCH M S. Effect of trace lanthanum hexaboride and boron additions on microstructure, tensile properties and anisotropy of Ti-6Al-4V produced by additive manufacturing [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 719: 1-11.
- [16] LI G C, LI J, TIAN X J, et al. Microstructure and properties of a novel titanium alloy Ti-6Al-2V-1.5Mo-0.5Zr-0.3Si manufactured by laser additive manufacturing [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 684: 233-238.
- [17] RASTOGI A, KALYAN D, MAKINENI S K, et al. Elucidating the role of stress-induced martensite on the tensile behaviour of metastable β Ti-10V-2Fe-3Al alloy [J]. *Materials Characterization*, 2024, 207: 113507.
- [18] SANGALI M, OPINI V C, FATICHI A Z, et al. Nb modified Ti-5553 alloy: effects of heating rate on mechanical properties, corrosion behavior, and crystallographic texture [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 23: 5310-5317.
- [19] QI Y L, ZENG L Y, LIU W, et al. Effect of extrusion temperature and thermal treatment on microstructure and mechanical properties of Ti-1300 alloy tube [J]. *Materials Science Forum*, 2021, 1016: 1181-1187.
- [20] ZHAO Q Y, SUN Q Y, XIN S W, et al. High-strength titanium alloys for aerospace engineering applications: a review on melting-forging process [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 845: 143260.
- [21] WAN M P, ZHAO Y Q, ZENG W D, et al. Effects of cold pre-deformation on aging behavior and mechanical properties of Ti-1300 alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 619: 383-388.
- [22] ZHANG Z Y, LIU D R, PU Z P. Effect of microstructure on high-speed tensile mechanical properties of Ti-1300 alloy [J]. *Materials*, 2023, 16: 4725.
- [23] LU J W, GE P, LI Q, et al. Effect of microstructure characteristic on mechanical properties and corrosion behavior of new high strength Ti-1300 beta titanium alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 727: 1126-1135.
- [24] LU J W, YANG X R, ZHAO Y Q, et al. Influence of α s precipitates on electrochemical performance and mechanical degradation of Ti-1300 alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 803: 88-101.
- [25] AVESON J W, TENNANT P A, FOSS B J, et al. On the origin of sliver defects in single crystal investment castings [J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(14): 5162-5171.
- [26] BOGDANOWICZ W, ALBRECHT R, SIENIAWSKI J, et al. The subgrain structure in turbine blade roots of CMSX-4 superalloy [J]. *Journal of Crystal Growth*, 2014, 401: 418-422.
- [27] LIU J W, ZHANG K, GAO X, et al. Effects of the morphology of grain boundary α -phase on the anisotropic deformation behaviors of additive manufactured Ti-6Al-4V [J]. *Materials & Design*, 2022, 223: 111150.
- [28] LIU C M, YU L, 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.
- [29] HUNT J D. Steady state columnar and equiaxed growth of dendrites and eutectic [J]. *Materials Science and Engineering*, 1984,

- 65(1): 75-83.
- [30] KURZ W, GIOVANOLA B, TRIVEDI R. Theory of microstructural development during rapid solidification[J]. *Acta Metallurgica*, 1986, 34(5): 823-830.
- [31] GÄUMANN M, BEZENCON C, CANALIS P, et al. Single-crystal laser deposition of superalloys: processing-microstructure maps[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(6): 1051-1062.
- [32] EASTON M A, STJOHN D H. A model of grain refinement incorporating alloy constitution and potency of heterogeneous nucleant particles[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(10): 1867-1878.
- [33] LIU C M, WANG H M, TIAN X J, et al. Microstructure and tensile properties of laser melting deposited Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe near β titanium alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 586: 323-329.
- [34] 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.
- [35] SUN Z C, GUO S S, YANG H. Nucleation and growth mechanism of α -lamellae of Ti alloy TA15 cooling from an $\alpha+\beta$ phase field[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(6): 2057-2064.
-
- 基金项目:**国家重点研发计划资助(2021YFC2801901)
收稿日期:2024-06-25;**修订日期:**2024-08-12
通讯作者:辛社伟(1978—),男,教授级高级工程师,博士,主要从事新型钛合金的设计与开发以及钛合金的基础理论研究,联系地址:陕西省西安市未央区未央路96号西北有色金属研究院(710016), E-mail: nwpu_xsw@126.com
- (本文责编:解 宏)