

# 热处理对电子束粉末床熔融 TiAl-4822 合金组织和高温力学性能的影响

张学哲<sup>1</sup>, 王一帆<sup>2</sup>, 郑浩<sup>1</sup>, 牛京喆<sup>1</sup>, 刘海彦<sup>1</sup>, 贾亮<sup>1</sup>, 刘楠<sup>1</sup>, 袁新波<sup>2</sup>

(1 西北有色金属研究院 金属多孔材料全国重点实验室, 陕西 西安 710016)

(2 西安赛隆增材技术股份有限公司, 陕西 西安 710018)

**摘要:** 为探究不同热处理所形成的微观组织对 Ti-48Al-2Cr-2Nb (TiAl-4822, at%) 合金 750°C 高温力学性能的影响, 本研究采用电子束粉末床熔融 (Electron Beam Powder Bed Fusion, EB-PBF) 技术制备了 TiAl-4822 合金, 并通过热处理获得了不同组织类型的试样。结果表明, 沉积态试样呈现由粗大的  $\gamma$  相条带与细晶双态组织共同组成的非均匀组织特征。经 1330 °C/0.5 h-FC 热处理后, 合金获得了晶粒均匀、尺寸增大的双态组织; 而经 1380 °C/0.5 h-FC 热处理后, 晶粒显著长大, 组织转变为全片层结构。随着热处理温度的升高,  $\alpha_2$  相在层间或界面处富集, 并与  $\gamma$  相形成典型的 Blackburn 取向关系。力学性能测试结果表明, 试样的室温硬度随热处理温度升高而提高, 但其在 750 °C 下的抗拉强度和延伸率均较沉积态有所下降。沉积态样品表现出优异的高温综合力学性能 (抗拉强度  $654.67 \pm 17.01$  MPa, 断后伸长率  $42.5 \pm 2.29\%$ ), 这主要归因于快速凝固形成的细小  $\gamma$  晶粒及晶内细密片层组织。此外, 热处理过程中  $\alpha_2$  与  $\gamma$  两相通过择优取向生长以降低界面能, 促进片层化和粗化, 粗大的片层组织及在晶界/片间富集的脆性  $\alpha_2$  相成为裂纹萌生与扩展的优先通道, 从而导致塑性降低。本研究揭示了 EB-PBF 成形 TiAl-4822 合金中热处理-组织-性能的内在关联, 为通过热处理调控  $\gamma$ -TiAl 合金的组织结构及其高温性能提供了重要参考。

**关键词:** Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金; 热处理; 电子束粉末床熔融; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG166.5

文献标识码: A

文章编号:

研发轻质高温结构材料是实现航空发动机高推重比与高效率发展的关键方向。TiAl 基合金因其低密度、高比强度、优异的高温蠕变性能及良好的抗氧化性, 被认为是替代镍基高温合金的潜在轻质结构材料, 已在航空发动机叶片及汽车涡轮增压器等高温部件中展现出广阔的应用前景<sup>[1-2]</sup>。例如, 在 GEnx 发动机中, 低压涡轮叶片采用 TiAl 合金替代镍基高温合金后, 整机重量减轻约 200 磅, 显著提高了发动机的推重比<sup>[3]</sup>。

Ti-48Al-2Cr-2Nb (TiAl-4822, at%) 合金作为第二代表性 TiAl 合金, 其成分设计兼顾了强度、塑性与抗氧化性之间的平衡, 是目前应用最广、研究最深入的 TiAl 基材料之一<sup>[4]</sup>。然而, TiAl-4822 合金在室温下表现出一定脆性, 同时具有复杂的多相平衡特征, 使得传统铸造和锻造成形难以获得组织均匀、致密性良好的构件<sup>[5-6]</sup>。电子束粉末床熔融 (Electron Beam Powder Bed Fusion, EB-PBF) 技术凭借其高真空环境、约 1100°C 的粉末床预热温度和可控的热输入特性, 可有效降低 TiAl-4822 合金的裂纹敏感性, 实现高致密度复杂构件的近净成形。因此, EB-PBF 已成为制备 TiAl-4822 合金的重要途径之一。

已有研究表明, EB-PBF 能够制备出组织致密、力学性能优异的 TiAl-4822 合金。Sun 等<sup>[7]</sup>通过优化扫描速度、扫描间距和层厚等工艺参数, 成功制备了高致密、无裂纹的 TiAl-4822 构件, 其室温抗拉强度达 782 MPa, 伸长率约为 1%, 表现出良好的强塑性匹配与可加工性。然而, TiAl-4822 合金的主要服役环境为高温, 提高其高温力学行为更具工程意义。目前, 关于 EB-PBF 成形 TiAl-4822 合金的高温力学性能研究主要集中在 600–700°C<sup>[8-10]</sup>, 而针对更高温度 (如 750°C) 下的微观组织演化及其与力学性能关系的系统研究仍较为有限。

Mizuta 等<sup>[11]</sup>比较了热等静压前后 EB-PBF 制备 TiAl-4822 合金在 750°C 下的拉伸性能, 发现热等静压后试样的抗拉强度略低但塑性提高。Yue 等<sup>[12]</sup>通过在 TiAl-4822 合金中引入  $Y_2O_3$  颗粒实现了高温强度提升。唐等人<sup>[13]</sup>将碳纳米管作为碳源引入到 TiAl-4822 合金, 并发现 800°C 压缩强度随碳纳米管含量的增加先增加后减小。Tao 等<sup>[14]</sup>研究了锻造前后 EB-PBF 成形 TiAl-4822 合金在 750–850°C 的拉伸行为, 结果表明热机械处理能有效提高高温强度。

EB-PBF 过程中复杂的热循环与非平衡凝固行为,

收到初稿日期:

基金项目: 西安市秦创原建设两链融合重大专项项目 (项目号 23LLRHZDZX0015); 陕西省秦创原引用高层次创新创业人才项目 (项目号 QCYRCXM-2022-91); 西北有色金属研究院人才培养类项目 (No. 0601YK2520); 陕西省重点研发计划一般项目 (No. 25CY-YBXM-579)

作者简介: 张学哲, 女, 1989 年生, 博士, 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016, E-mail: xuezhe.zhang@c-nin.com

导致合金内部易形成具有明显成分和组织梯度的非均匀双态组织。热处理是调控 TiAl 合金微观组织的常用技术手段。通过控制热处理温度与冷却速率，可实现  $\gamma/\alpha_2$  相比例调整、片层组织形成与取向关系（如 Blackburn 关系）的演化，从而显著影响合金的力学性能<sup>[7]</sup>。TiAl-4822 合金在不同热处理条件下可形成四种典型组织，即等轴近  $\gamma$  组织、双态组织、近片层组织及全片层组织<sup>[15-17]</sup>，其中双态与全片层组织在强度与塑性之间表现出较好的综合性能<sup>[18]</sup>。

目前，关于热处理获得双态和全片层微观组织对 EB-PBF 制备 TiAl-4822 合金在 700-800°C 的研究少见报导。基于此，本文选用航空航天领域应用的 TiAl-4822 合金作为研究对象，通过热处理工艺调控 EB-PBF 制备的沉积态 TiAl-4822 合金的微观组织，获得非均匀双态、均匀双态和全片层微观组织。通过对比沉积态与热处理态试样在物相组成、成分分布、晶粒尺度、晶粒取向等微观组织方面存在的差异，深入探讨微观组织对 TiAl-4822 合金在 750°C 下拉伸性能的影响，进而为 TiAl-4822 合金的 EB-PBF 制备技术优化及其在航空航天领域的进一步工程化应用提供参考。

## 1 实验

### 1.1 原料与试样制备

本研究成形底板采用 316L 不锈钢板，粉末采用等离子旋转电极雾化法制备的名义成分为 Ti-48Al-2Cr-2Nb 的  $\gamma$ -TiAl 合金粉末，化学成分如表 1 所示。图 1 a 为 TiAl-4822 粉末的微观形貌，可观察粉末球形度较高。经统计粉末粒径在 40~180  $\mu\text{m}$  范围之间，平均粒径为 104  $\mu\text{m}$ ，如图 1 b 所示，粉末粒径尺寸满足 EB-PBF 技术使用要求。粉末的流动性为 34.9s/50g，松装密度为 2.21g/cm<sup>3</sup>，振实密度为 2.76g/cm<sup>3</sup>。粉末的流动性、松装密度和振实密度的物理性能及化学成分满足中华人民共和国有色金属行业关于“球形钛铝粉末”标准（YS/T 1296-2019）。

表 1 TiAl-4822 粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-48Al-2Cr-2Nb powder

	Al	Cr	Nb	O	Ti
wt.%	34.15	2.45	4.84	0.05	Bal.
at.%	48.91	1.82	2.01	0.12	Bal.

采用西安赛隆增材技术股份有限公司 T200 型电子束粉末床熔融设备进行 TiAl-4822 合金试样的制备。电子束扫描采用蛇形策略，每层打印结束后旋转 90°，如

图 2 a 所示。具体制备工艺参数为：电子束加速电压为 60 kv，束斑直径为 100  $\mu\text{m}$ ，电子束束流为 15 mA，功率为 900 W，扫描速度为 3000 mm/s，扫描间距为 100  $\mu\text{m}$ ，粉层厚度为 90  $\mu\text{m}$ 。最终得到如图 2 b 所示的尺寸为 20 mm×20 mm×400 mm（长×宽×高）的沉积态 TiAl-4822 合金试样。

为调控 TiAl-4822 合金试样的微观组织及力学性能，使用 KSL-1700X 箱式热处理炉对 TiAl-4822 合金试样进行热处理得到热处理态试样。通过前期的热处理工艺制度的优化，最终确定可获得均匀双态组织的具体热处理工艺参数为：升温速度为 10°C/min，保温温度为 1330°C，保温时长为 0.5 h，冷却方式为炉冷，简称为 1330°C/0.5h-FC；全片层组织的具体热处理工艺参数为：升温速度为 10°C/min，保温温度为 1380°C，保温时长为 0.5 h，冷却方式为炉冷，简称为 1380°C/0.5h-FC。

采用电火花线切割从沉积态及热处理态 TiAl-4822 合金试样中间位置切取组织表征及高温拉伸试样，取样位置如图 2 c 所示。

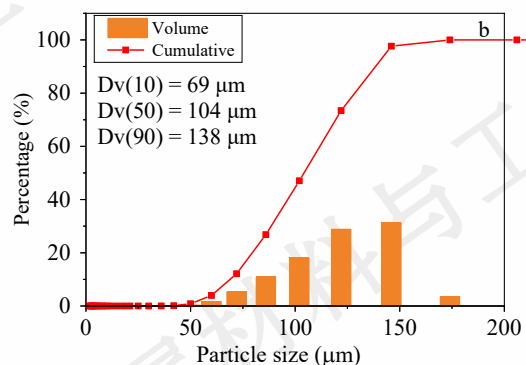
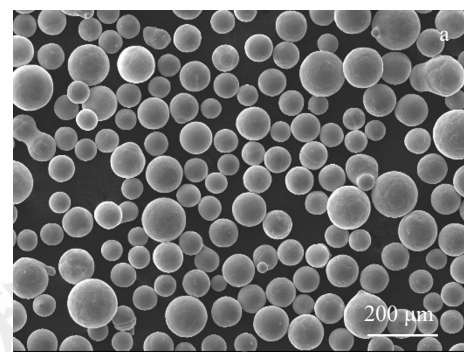


图 1 TiAl-4822 粉末形貌及粒径分布

Fig.1 (a) Morphology and (b) size distribution of TiAl-4822 powder





图 2 EB-PBF 成形 TiAl-4822 合金试样扫描路线、样品形貌及取样位置

Fig.2 (a) Scanning strategy, (b) sample morphology, and (c) sampling locations of the TiAl-4822 alloy fabricated by EB-PBF.

表明晶体取向发生了调整。

## 1.2 表征与测试方法

将组织表征试样平行于打印方向的截面在 SiC 砂纸上打磨后，采用 SiO<sub>2</sub> 悬浮液进行抛光处理。使用 HF+HNO<sub>3</sub>+H<sub>2</sub>O（体积比为 1:1:18）腐蚀液进行金相腐蚀。

采用 ZEISS Axio Observer 光学显微镜（OM）和 IT510 钨灯丝扫描电子显微镜（SEM）对金相试样的微观组织进行观察，并采用牛津能谱仪（EDS）明确元素分布。利用 Bruker D8 ADVANC X 射线衍射仪（XRD）表征试样的物相组成。利用电子背散射衍射技术（EBSD）明确物相分布及晶体学信息等。对沉积态试样的顶部、中部及底部分别取样，利用电感耦合等离子质谱仪（ICP）明确沉积态试样的平均元素含量。

显微维氏硬度测试采用蔚仪 HV100-TPTA 显微维氏硬度计进行测试，加载载荷为 196 g，加载时间为 15 s。随机测试十个点作为试样硬度的平均值。

高温拉伸实验根据 GB/T 228.2 《金属材料高温拉伸试验方法》，拉伸试样采用标距段直径 5 mm 的标准试样，采用 GNT100 电子式万能材料试验机进行拉伸试验，拉伸温度为 750°C，应变速率为 10<sup>-3</sup> s<sup>-1</sup>，相同条件试样测试 3 个取平均值。

## 2 结果与分析

### 2.1 热处理对 γ-TiAl 合金微观组织的影响

图 3 为 TiAl-4822 合金粉末、沉积态及热处理态试样的 XRD 衍射图谱。可以看出，各试样均出现了明显的 γ 相和 α<sub>2</sub> 相衍射峰。与合金粉末相比，沉积态和热处理态试样中均检测到了 B2 相的衍射峰。B2 相为 β 相的低温有序相，其形成可能源于 EB-PBF 成形过程中非平衡凝固导致的 β 相不完全转变以及下层已凝固组织受到的原位热循环引起的 α<sub>2</sub> 相分解，以及 Cr、Nb 元素扩散不足等因素<sup>[19-20]</sup>。总体来看，各试样的主要相仍为 γ 相和 α<sub>2</sub> 相，热处理过程主要改变了部分晶粒取向，而未显著改变相组成。与沉积态试样相比，1330°C/0.5 h-FC 热处理态试样的最强衍射峰由 (111) γ 转变为 (200) γ，

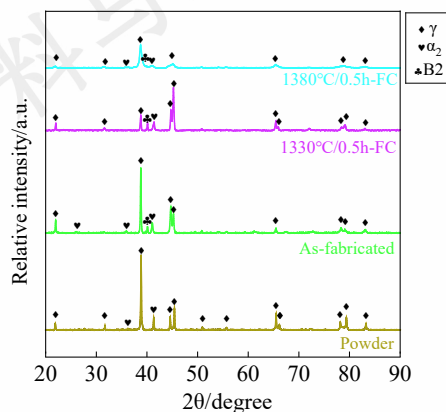


图 3 TiAl-4822 粉末及沉积态、热处理后试样的 XRD 图谱

Fig.3 XRD diffraction patterns of TiAl-4822 powder, as-fabricated, and heat-treated specimen.

图 4 a 为沉积态 TiAl-4822 合金的微观组织形貌。可以观察到，沉积态试样的微观组织整体呈现由粗大 γ 条带与带状细晶区域组成的非均匀双态组织。组织整体均匀性较差，带状细晶区域沿垂直打印方向呈不连续分布，其平均厚度约为 25 μm。进一步观察可发现，带状区域由大量细小 γ 晶粒及 α<sub>2</sub>/γ 片层组成，这表明沉积态试样在局部区域发生了选择性相变，形成了特征性的带状结构。Todai 等人<sup>[21]</sup>认为带状细晶组织是在逐层打印过程中，由初始层经历循环热处理演化形成的，其晶粒尺寸通过不连续长大过程得到细化。在带状区域附近可见少量熔合不良引起的缺陷。对带状区域的 γ 晶粒与 α<sub>2</sub>/γ 片层进行 EDS 元素分析，结果如表 2 所示。可以看出，带状区域中 γ 相的 Al 含量为 32.11 wt.%，而 α<sub>2</sub>/γ 片层的 Al 含量为 28.02 wt.%。此外，对沉积态试样的顶部、中部及底部进行化学成分元素分析（结果见表 3），结果显示样品整体的 Al 含量变化较小。

TiAl-4822 合金的凝固过程主要受凝固动力学控制，其典型凝固顺序为：L → L + β → β → β + α → α → α + γ

→  $\alpha_2 + \gamma$ <sup>[22]</sup>。与传统制备工艺相比，EB-PBF 打印过程中合金冷却速度显著提高（可达  $10^3\text{--}10^5\text{ K/s}$ ），从而导致组织的非平衡凝固行为。这种快速凝固使  $\alpha$  相在局部区域发生块状相变（Massive Transformation, MT），生成  $\gamma$  晶粒<sup>[23]</sup>。在合金成形过程中，高能电子束会引起一定程度的 Al 元素烧损。根据化学成分测试结果，与原始粉末相比，沉积态试样整体 Al 元素损失约 1.48 wt.%。同时，带状区域中  $\gamma$  相及  $\alpha_2/\gamma$  片层的 Al 含量比粉末低 6.15 wt.%，说明在成形过程中循环热输入导致局部热量积累，并伴随电子束重熔效应，造成该区域 Al 元素的烧损更为严重。Al 元素的减少会显著降低该区域的  $\alpha$  相相变起始温度（ $T_\alpha$ ），促进  $\alpha_2$  相的生成<sup>[23]</sup>，也会诱发带状细晶组织的形成。这也导致了试样中 Al 元素分布的不均匀性及组织差异性。

图 4 b 为 TiAl-4822 合金经 1330°C/0.5 h-FC 热处理后的微观组织。可以观察到，基体  $\gamma$  相中析出了大量  $\alpha_2$  相，局部区域形成了明显的  $\alpha_2/\gamma$  片层结构。与沉积态试样相比，经过 1330°C/0.5 h-FC 热处理后，试样的组织由原先的非均匀双态组织转变为均匀双态组织，原有的带状细晶区域消失，组织分布的均匀性得到显著改善。根

据文献报道，TiAl-4822 合金的  $\alpha$  相相变温度（ $T_\alpha$ ）约为 1360°C，共析温度（ $T_e$ ）约为 1120°C<sup>[24]</sup>。采用 Pandat 软件计算得到的 Ti-xAl-2Cr-2Nb 合金相图如图 5 所示<sup>[25]</sup>。结果表明，虽然 Al 元素的烧损会对合金的相变温度产生一定影响，但 1330°C 的热处理温度仍处于  $\alpha + \gamma$  双相区内。因此，在 1330°C/0.5 h-FC 热处理过程中，合金经历了  $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha_2 + \gamma$  的相变过程，最终形成了均匀的双态组织。

图 4 c 为 1380°C/0.5h-FC 热处理后 TiAl-4822 合金试样的微观组织，可以观察到，试样的晶粒尺寸显著长大，组织形貌由双态组织转变为典型的全片层组织。晶粒内部由规则分布的  $\alpha_2/\gamma$  片层组成，片层取向一致，界面清晰，表明在该温度下合金经历了充分的再结晶与片层化过程。由于 1380°C 已接近 TiAl-4822 合金的  $\alpha$  相相变温度（ $T_\alpha \approx 1360^\circ\text{C}$ ），结合图 5 的相图分析，合金在高温下处于单相  $\alpha$  区，随后在冷却过程中发生  $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$  的片层共析转变，形成粗大的  $\alpha_2/\gamma$  片层结构。与 1330°C 热处理态相比，该组织晶粒更大、片层更粗，组织内部取向差异明显减小，呈现出典型的全片层特征。

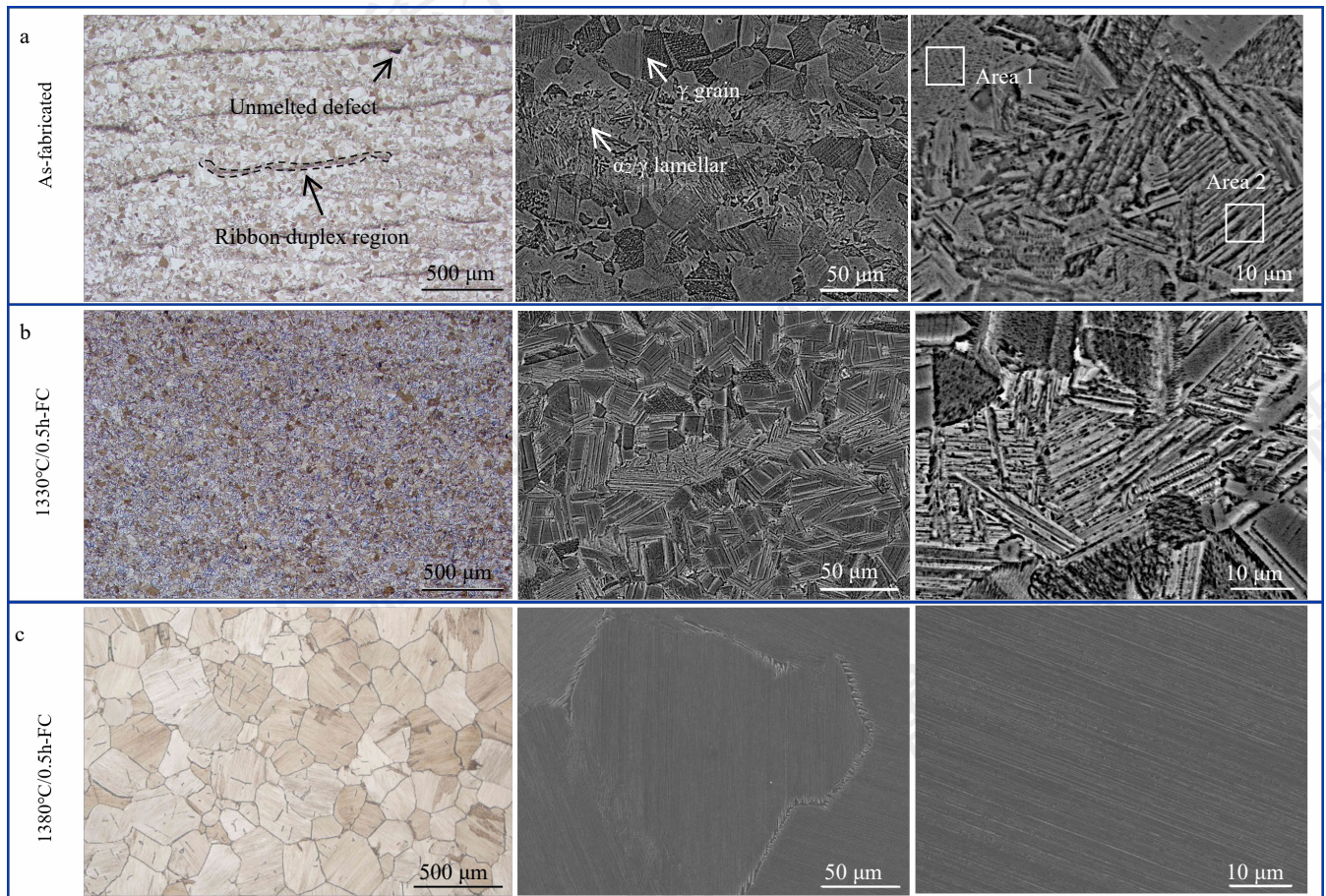


图 4 EB-PBF 成形 TiAl-4822 合金热处理前后微观组织形貌

Fig.4 Microstructure of the EB-PBF-fabricated TiAl-4822 alloy in (a) the as-fabricated state, (b) after heat treatment at 1330 °C/0.5 h-FC, and (c)

after heat treatment at 1380 °C/0.5 h-FC

表 2 沉积态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金带状区域不同位置元素含量  
(质量分数, %)

Table 2 Elements content at different positions in the strip  
region  
of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy in the as-fabricated  
state(wt.%)

Area	Ti	Al	Cr	Nb	O
1	61.06	32.11	2.78	4.01	0.04
2	64.89	28.02	2.26	4.78	0.05

表 3 沉积态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样元素含量(质量分数, %)

Table 3 Elements content of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy in the  
as-fabricated state (wt.%)

Region	Ti	Al	Cr	Nb	O
Top	59.70	32.87	2.45	4.94	0.04
Middle	60.41	32.36	2.49	4.67	0.07
Bottom	59.90	32.78	2.39	4.88	0.05

图 6 为 EB-PBF 成形 TiAl-4822 合金在热处理前后不同状态下的反极图、晶粒尺寸分布、相分布图及极图。结果显示, 沉积态试样的平均晶粒尺寸(以等效圆直径计算)为 21.18  $\mu\text{m}$ 。经 1330 °C/0.5 h-FC 热处理后, 试样的晶粒尺寸略有长大, 平均值为 22.23  $\mu\text{m}$ ; 而在 1380 °C/0.5 h-FC 热处理后, 晶粒显著长大, 平均尺寸达到 145.87  $\mu\text{m}$ 。晶粒尺寸随热处理温度升高而逐步长大的原因主要包括以下几点: 首先, 1330 °C 位于 TiAl-4822 合金的  $\alpha + \gamma$  双相区内,  $\alpha$  相与  $\gamma$  相共存抑制了晶界迁移, 因此晶粒长大较为有限<sup>[26]</sup>; 而当温度升高至 1380 °C 时, 已超过  $\alpha$  相相变温度 ( $T_{\alpha} \approx 1360$  °C), 此时合金在高温下经历单相  $\alpha$  区, 再结晶驱动力显著增强, 晶界迁移速率加快, 冷却过程中通过  $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$  的片层共析转变形成粗大的全片层组织。其次, 高温热处理导致合金中残余应力释放和界面能降低, 进一步促进晶粒的长大。综上所述, 1380 °C 热处理条件下, TiAl-4822 合金的晶粒显著粗化并呈现明显的片层化组织特征。

对不同状态 TiAl-4822 合金的相组成及其含量进行分析可知, 沉积态与热处理态试样均以  $\gamma$  相为主,  $\alpha_2$  相与 B2 相主要分布在  $\gamma$  相晶界或层片间隙处。沉积态试样中  $\gamma$  相体积分数为 98.6%, 略高于 1330 °C/0.5 h-FC 热处理后的 98.0%, 但低于 1380 °C/0.5 h-FC 热处理后的 99.5%。相应地,  $\alpha_2$  相与 B2 相在沉积态试样中所占比例分别为 0.3% 和 1.1%, 略低于 1330 °C/0.5 h-FC 热处理后的 0.6% 和 1.4%, 而显著高于 1380 °C/0.5 h-FC 热处理后

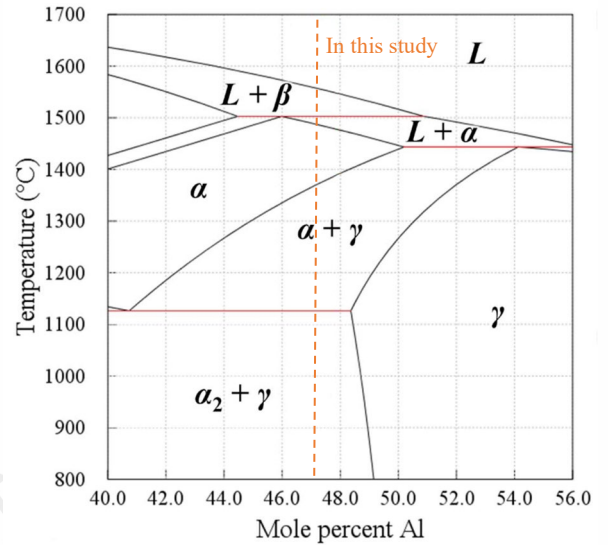


图 5 Ti-xAl-2Cr-2Nb 合金相图<sup>[25]</sup>

Fig.5 Phase diagram of Ti-xAl-2Cr-2Nb alloy

的 0.1% 和 0.4%。这种相含量变化趋势与热处理温度对合金相变行为的影响密切相关。1330 °C 热处理位于 TiAl-4822 合金的  $\alpha + \gamma$  双相区内, 部分  $\gamma$  相转变为  $\alpha$  相, 冷却过程中  $\alpha$  相再分解为  $\alpha_2 + \gamma$ , 从而使  $\alpha_2$  相和 B2 相的含量略有增加。而当热处理温度升高至 1380 °C 时, 试样处于近单相  $\alpha$  区, 高温下  $\alpha$  相充分长大并发生再结晶, 冷却过程中主要发生  $\alpha \rightarrow \gamma$  的转变,  $\alpha_2$  相的生成受到抑制, 同时高温促进 B2 相的溶解与消失, 最终导致  $\gamma$  相比例显著升高、 $\alpha_2$  与 B2 相含量显著降低。

根据 Blackburn 关系<sup>[27]</sup>:  $(0001) \alpha_2 \parallel \{111\} \gamma$ ,  $\langle 11-20 \rangle \alpha_2 \parallel \langle 1-10 \rangle \gamma$ 。由 EBSD 极图分析结果可知, 沉积态 TiAl-4822 合金试样中  $\alpha_2$  相与  $\gamma$  相之间并未严格遵循该取向关系。经过 1330 °C/0.5 h-FC 和 1380 °C/0.5 h-FC 热处理后,  $\alpha_2$  相与  $\gamma$  相之间建立起明显的 Blackburn 取向关系。这一现象表明, 在 EB-PBF 成形过程中, 由于快速凝固和强烈的热梯度导致的非平衡组织形成, 使得  $\alpha_2$  与  $\gamma$  相在沉积态下的形核与生长不受取向关系约束, 形成取向随机的非协调组织。而经后续热处理, 试样在  $\alpha + \gamma$  或近单相  $\alpha$  区内经历充分的相变与原子扩散, 体系向热力学平衡结构转变。随着  $\alpha \rightarrow \gamma$  相变及  $\alpha_2/\gamma$  片层组织的形成, 晶体学取向关系得以重新建立, 促使  $\alpha_2$  与  $\gamma$  相逐步满足 Blackburn 取向关系, 从而使组织趋于有序化与平衡化。



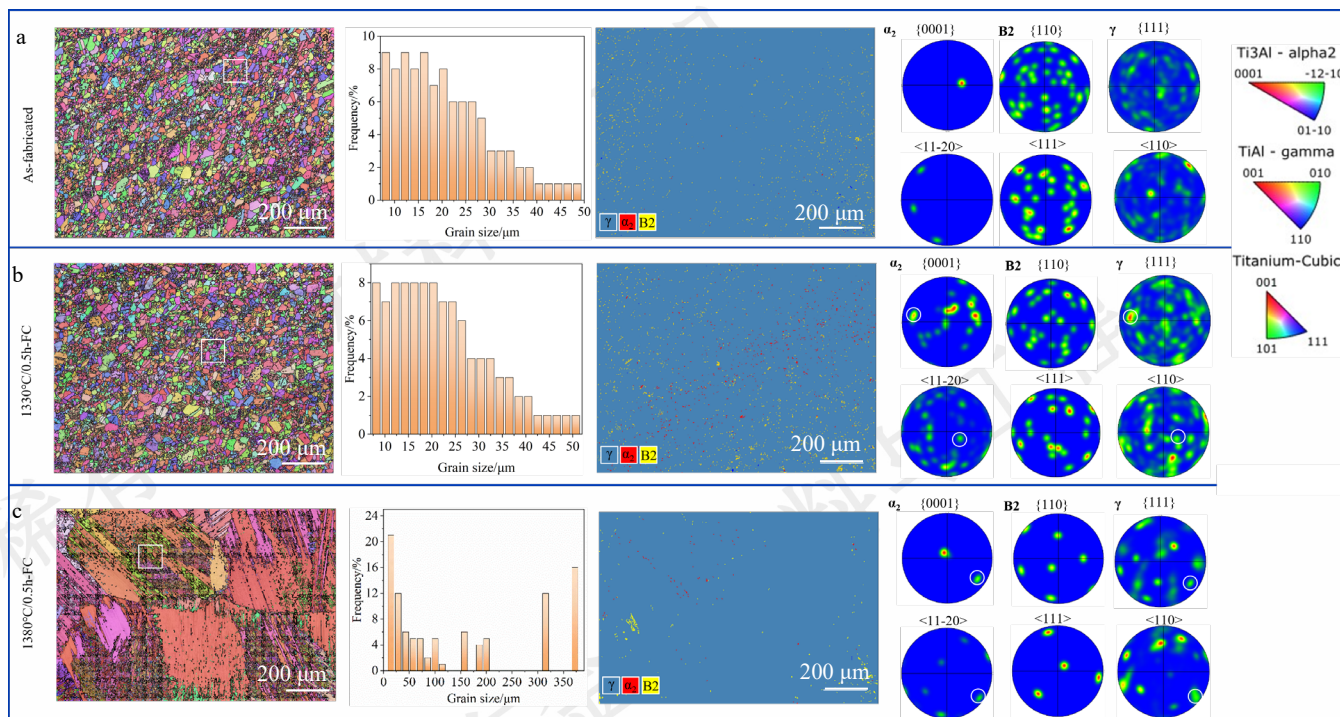


图 6 EB-PBF 成形 TiAl-4822 合金热处理前后的反极图、晶粒尺寸、相分布及极图对比

Fig.6 IPF, grain size distribution, phase distribution and PF of EB-PBF-fabricated Ti-Al4822 alloy in (a) the as-fabricated state, (b) after heat treatment at 1330 °C/0.5 h-FC, and (c) after heat treatment at 1380 °C/0.5 h-FC

图 7 a、b、c 分别为沉积态、1330 °C/0.5 h-FC 及 1380 °C/0.5 h-FC 热处理后 TiAl-4822 合金试样的晶粒取向分布 (GOS) 图。图中蓝色、黄色和红色分别代表再结晶晶粒、回复晶粒和变形晶粒。在 EBSD 分析中，通常采用 GOS 表征晶粒内部取向分布及储存能水平。GOS 值反映晶粒内部晶格畸变程度，与位错密度及变形累积密切相关。需要指出的是，GOS 的临界值并非固定常数，而与材料体系及热-力历史有关。根据已有研究报道<sup>[28-30]</sup>，再结晶晶粒通常具有较低的内部取向差，其 GOS 值一般小于或等于 1°。因此，本研究将 GOS ≤ 1° 的晶粒定义为再结晶晶粒。通常小角度晶界的定义范围为 2°–10°，对应回复及亚晶结构形成阶段。基于该物理背景，选取 7.5° 作为回复晶粒与明显变形晶粒的分界值。由此，将晶粒划分为三类：再结晶晶粒 (GOS ≤ 1°)、回复晶粒 (1° < GOS ≤ 7.5°) 以及变形晶粒 (GOS > 7.5°)。

各状态下晶粒比例如图 7 d 所示。统计结果表明，沉积态试样中再结晶晶粒、回复晶粒和变形晶粒的比例分别为 48.3%、49.2%和 2.5%，组织主要由再结晶晶粒与部分回复晶粒组成，且再结晶晶粒分布较为均匀。经 1330 °C/0.5 h-FC 热处理后，三者比例分别为 18.2%、78.9%和 2.9%，组织以回复晶粒为主。这表明在较高温度

下，部分再结晶晶粒发生取向调整和亚结构重排，形成稳定的回复晶粒结构。进一步提高热处理温度至 1380 °C，再结晶晶粒、回复晶粒和变形晶粒的比例分别为 21.8%、32.8%和 45.4%，此时组织中变形晶粒显著增多。这种变化主要源于高温热处理导致的晶粒显著长大与片层化组织的形成：晶粒长大造成晶界迁移活跃，而层片组织内部取向梯度增加，使得局部区域表现出较高的 GOS 值，表现为“变形晶粒”比例的上升。整体而言，随着热处理温度的升高，试样由均匀的再结晶/回复组织逐渐转变为片层化、取向差异增大的粗晶组织，表明晶体取向与组织稳定性显著受热处理温度调控。

需要指出的是，沉积态样品中存在一定比例的小角度晶界和再结晶晶粒，这一现象与增材制造过程中复杂的热历史密切相关。首先，在电子束选区熔化过程中，材料经历快速熔化-凝固及多层反复热循环作用。由于温度梯度大、冷却速率高，凝固过程中易形成具有明显取向梯度的胞状/枝晶亚结构，晶粒内部存在较高密度位错和亚晶界，从而导致小角度晶界比例升高。这类小角度晶界主要来源于：(1) 凝固过程中形成的胞状亚结构；(2) 快速热应力作用下产生的塑性协调变形；(3) 多道次热循环引起的位错重排和亚晶结构演化。因此，沉积态组织中较高比例的小角度晶界本质上反映了晶粒内

部较强的取向梯度和位错累积特征，而并非传统意义上的大塑性变形组织。

其次，关于沉积态中出现再结晶晶粒的问题，并不意味着材料经历了宏观塑性变形后再结晶。实际上，在增材制造过程中，材料长时间处于高温区间（尤其是层间重复加热区域），晶粒内部储存能在多次热循环作用下发生释放，可能通过以下机制形成再结晶晶粒：（1）

动态回复：位错在高温下发生攀移与重排，降低内部取向梯度；（2）热循环诱导的连续动态再结晶：在未发生明显宏观变形的情况下，通过位错累积与亚结构演化形成再结晶晶粒。因此，沉积态中出现再结晶晶粒，可理解为在高温热循环作用下通过回复或连续动态再结晶机制形成的再结晶晶粒，而非传统冷加工后静态再结晶的产物。

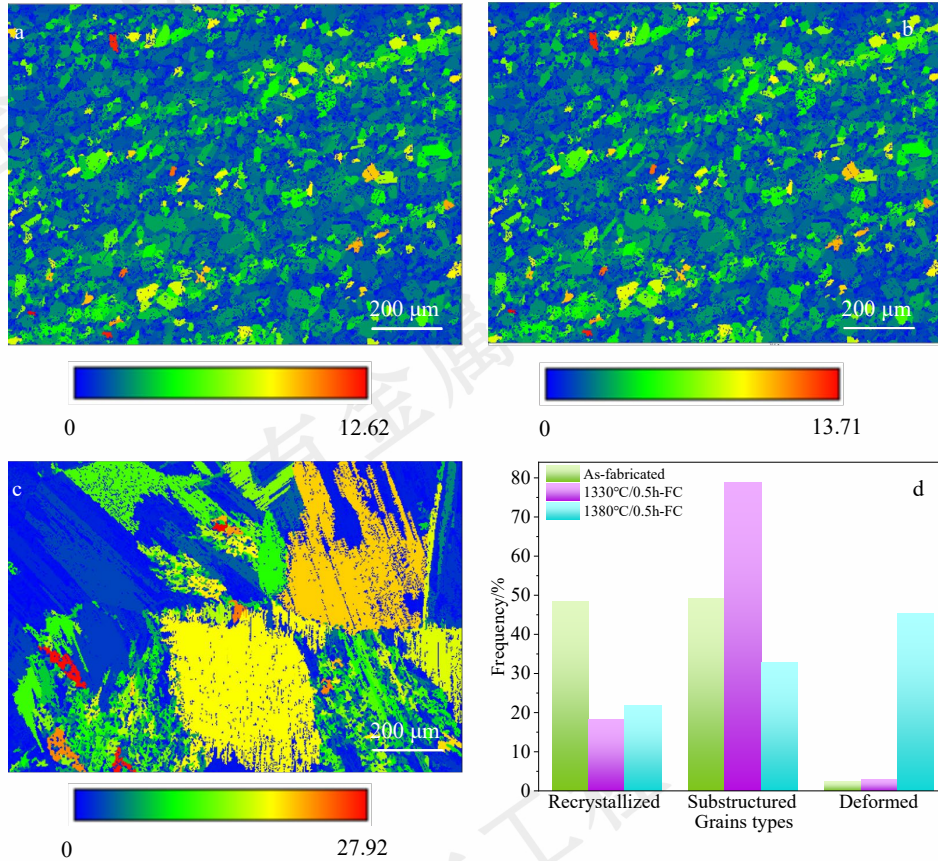


图7 EB-PBF成形TiAl-4822合金热处理前后晶粒取向分布图及各类晶粒占比图

Fig.7 (a, b, c) Grain orientation distribution maps and (d) the corresponding fractions of different grain types in the EB-PBF-fabricated TiAl-4822 alloy in (a) the as-fabricated state, (b) after heat treatment at 1330 °C/0.5 h-FC, and (c) after heat treatment at 1380 °C/0.5 h-FC

## 2.2 热处理对 $\gamma$ -TiAl合金显微硬度的影响

图8展示了沉积态及不同热处理态TiAl-4822合金试样的显微硬度对比结果。沉积态、1330 °C/0.5 h-FC及1380 °C/0.5 h-FC热处理态试样的显微硬度分别为 $285.4 \pm 4.9 \text{ HV}_{0.2}$ 、 $332.4 \pm 5.6 \text{ HV}_{0.2}$ 和 $468.8 \pm 7.6 \text{ HV}_{0.2}$ 。随着热处理温度的升高，试样显微硬度呈持续上升趋势。

硬度提升的原因主要包括以下几点：首先，1330 °C/0.5 h-FC热处理后， $\alpha$ 相分解形成了 $\alpha_2/\gamma$ 片层结构，片层组织内的界面数量显著增加，界面强化效应抑制了位错运动，从而提高了显微硬度。其次，当热处理温度升高至1380 °C时，组织进一步转变为全片层结构，层片间界面密度更高且排列更加规整，导致材料变形过程中位错滑移受限，使硬度显著提高。此外，高温热处

理过程中，B2相含量减少而 $\alpha_2$ 相更加稳定，也在一定程度上增强了基体强度。综上，TiAl-4822合金的显微硬度随热处理温度升高而显著增加，这主要归因于组织由非均匀双态结构逐步向高密度片层化结构转变所带来的界面强化与相稳定性提升。

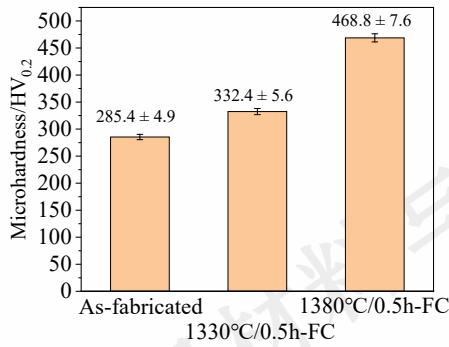


图 8 EB-PBF 成形 TiAl-4822 合金热处理前后维氏硬度对比  
Fig.8 Comparison of Vickers hardness of the EB-PBF-fabricated TiAl-4822 alloy in the as-fabricated state, after heat treatment at 1330 °C/0.5 h-FC, and after heat treatment at 1380 °C/0.5 h-FC

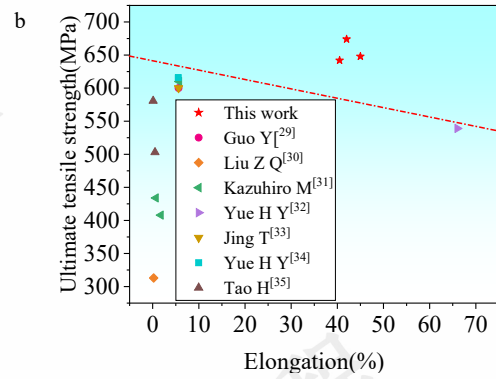


图 9 EB-PBF 成形 TiAl-4822 合金热处理前后拉伸应力-应变曲线及性能对比

Fig.9 (a) Tensile stress-strain curves of the EB-PBF-fabricated TiAl-4822 alloy before and after heat treatment and (b)

comparison of tensile properties 表 4 不同制备条件下 TiAl-4822 合金 750°C 拉伸性能

### 2.3 热处理对 $\gamma$ -TiAl 合金高温拉伸性能的影响

图 9 a 为沉积态及热处理态 TiAl-4822 合金在 750 °C 下的拉伸应力-应变曲线。沉积态试样的抗拉强度为  $654.7 \pm 13.9$  MPa, 屈服强度为  $565.7 \pm 12.5$  MPa, 断后延伸率为  $42.5 \pm 2.3\%$ , 表现出良好的强塑性匹配。经 1330 °C/0.5 h-FC 热处理后, 试样未出现明显的屈服阶段, 呈典型脆性断裂特征, 抗拉强度为  $580.7 \pm 42.6$  MPa。进一步升温至 1380 °C/0.5 h-FC 热处理后, 试样同样发生脆性断裂, 抗拉强度为  $620.3 \pm 22.9$  MPa, 屈服强度为  $435.0 \pm 6.2$  MPa。可见, 热处理后 TiAl-4822 合金的抗拉强度整体降低, 同时断裂模式由韧性断裂转变为脆性断裂。结果表明, 沉积态试样的强度及塑性均优于热处理态试样。图 9 b 及表 4 对比了不同制备工艺获得的 TiAl-4822 合金在 750 °C 下的拉伸性能<sup>[10-12,27-28,31-32]</sup>。结果显示, 与传统及其他增材制造制备方法相比, 本研究中 EB-PBF 制备的沉积态 TiAl-4822 合金表现出更优异的强度-塑性匹配。

Table 4 Tensile properties of TiAl-4822 alloy fabricated by different techniques at 750 °C

Method	$\sigma_{UTS}$ (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\varepsilon$ (%)	Reference
EB-PBF	$654.7 \pm 17.0$	$565.7 \pm 15.3$	$42.5 \pm 2.3$	This work
EB-PBF-1330	$580.7 \pm 42.6$	N.A.	N.A.	This work
EB-PBF-1380	$620.3 \pm 22.9$	$435.0 \pm 6.2$	N.A.	This work
ISM+HT	600		5.6	[31]
L-PBF	313		0.2	[32]
L-PBF	610		5.8	[11]
EB-PBF	434		0.7	[11]
EB-PBF+HIP	408		1.8	[11]
EB-PBF	539		66	[12]
Cast	600		5.6	[33]
DED	615		5.6	[34]
EB-PBF	503		0.5	[14]
EB-PBF+Forge	561.4		2.5	[14]

注:ISM:感应凝壳熔炼技术(Induction Skull Melting); L-PBF:激光粉末床熔融(Laser powder bed fusion); DED:定向能量沉积(Directed energy deposition)

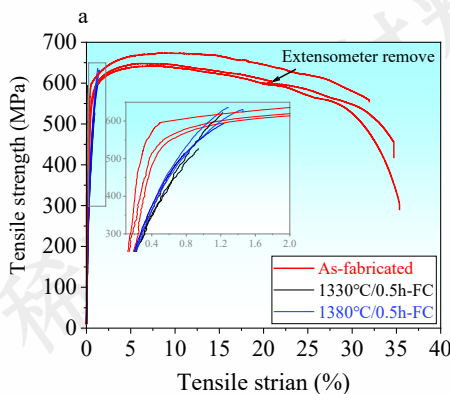


图 10 为 TiAl-4822 合金在沉积态及不同热处理态下于 750 °C 拉伸后的典型断口形貌。沉积态试样(图 10 a-a<sub>2</sub>)的断口整体呈现明显的塑性断裂特征。断口表面粗糙, 分布有大量等轴状韧窝 (dimples), 局部可见韧窝聚集形成的撕裂棱脊, 表明在拉伸过程中发生了充分的塑性形变。图 10 a<sub>2</sub> 的侧视断口形貌显示塑性变形层较厚, 未见明显的层片解理特征, 进一步观察可发现晶粒被显著拉长, 说明晶粒在拉伸过程中抵御了大量变形, 以上说明材料具有良好的塑性。然而, 由于 EB-PBF 过程中存在周期性热循环, 沉积态试样的显微组织沿成形方向存在一定的不均匀性, 局部区域组织较粗或存在残余应力集中, 这种

组织不均会导致不同区域的变形协调性略有差异,从而使断口形貌表现出一定的局部不连续性。

经 1330 °C/0.5 h-FC 热处理后的试样 (图 10b-b<sub>2</sub>) 断口形貌发生显著变化。整体断口以层片状解理面为主,局部可见沿层片界面撕裂形成的脆性断面,显示出典型的脆-韧混合断裂特征。与沉积态相比,断口的塑性变形迹象明显减少,侧视图中可见相对平整的层片断裂面。该变化主要与热处理后层片组织的形成及 α<sub>2</sub>相在晶界和层片界面析出有关,这些组织特征削弱了层片间的变形协调性,促进裂纹在层片界面萌生并扩展。

经 1380 °C/0.5 h-FC 热处理后的试样 (图 10 c-c<sub>2</sub>) 断口表现出更典型的脆性解理断裂特征。断口表面由大片平整的层片解理面组成,几乎未观察到韧窝或塑性撕裂迹象。侧视断口平整且裂纹沿层片界面快速扩展,缺乏显著的塑性变形区。结合显微组织结果可知,此状态下晶粒明显长大、层片显著粗化,且 α<sub>2</sub>相在晶界处富集,形成裂纹源,促使裂纹沿层片界面快速扩展,导致合金高温塑性大幅降低。综上,随热处理温度的升高, TiAl-4822 合金的断裂机制由以韧窝形核为主的塑性断裂逐渐转变为层片解理控制的脆性断裂。

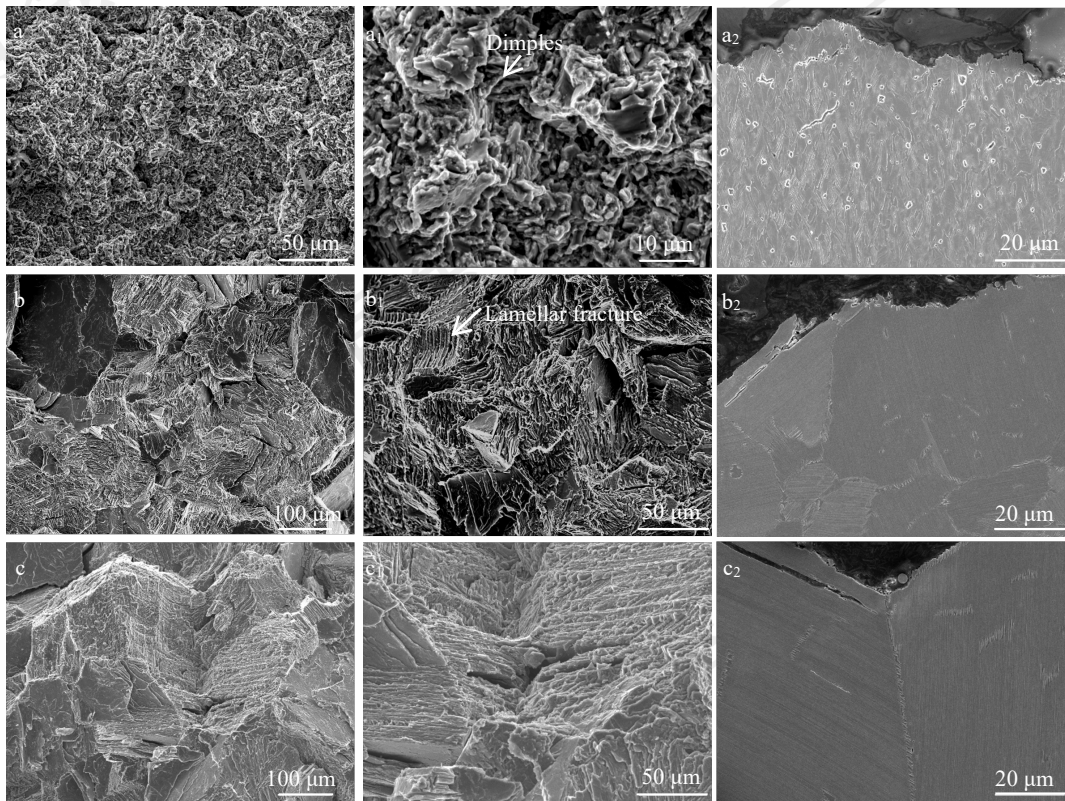


图 10 EB-PBF 成形 TiAl-4822 合金热处理前后试样拉伸断口形貌

Fig.10 Fracture morphology of EB-PBF-fabricated TiAl-4822 alloy: (a, a<sub>1</sub>, a<sub>2</sub>) as-fabricated, (b, b<sub>1</sub>, b<sub>2</sub>) 1330 °C/0.5 h-FC, and (c, c<sub>1</sub>, c<sub>2</sub>) 1380 °C/0.5 h-FC

图 11 为 EB-PBF 成形 TiAl-4822 合金在沉积态及不同热处理态试样拉伸断口附近的几何必需位错 (GND) 分布图及 γ 相中 GND 密度对比。由图可见,不同状态试样中 GND 密度分布存在显著差异。沉积态试样 (图 11 a) 中, GND 密度整体较高,呈现出细密而连续的分布特征,局部区域达到约  $1.1 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ 。高密度位错主要集中在晶界、γ/α<sub>2</sub>相界以及细晶带状组织区域。表明在拉伸变形过程中,沉积态试样内部存在显著的应变梯度和较强的位错累积能力。由于沉积态组织中 γ 相细小

且分布不均,晶界及相界能够有效阻碍位错运动并促进位错堆积,从而实现较好的应变协调性。这与其表现出较高的塑性相一致。

经 1330 °C/0.5 h-FC 热处理后的试样 (图 11 b) 中, GND 密度明显降低,主要分布在晶界附近,晶内较为均匀,说明热处理后组织均匀化、残余位错减少,但在拉伸过程中变形集中于晶界附近,塑性变形能力下降。

经 1380 °C/0.5 h-FC 热处理后的试样 (图 11c) 中,仅在层片界面处出现少量位错富集区。高温热处理导致

晶粒及层片明显粗化,变形过程中位错运动受限、应变局部化严重,导致材料主要通过脆性断裂方式失效。

从  $\gamma$  相中 GND 密度的统计结果(图 11 d)可见,沉积态试样的 GND 密度(约  $5.29 \pm 2.37 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ )显著高于两种热处理态(分别约为  $0.86 \pm 0.69 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$  和

$0.98 \pm 0.68 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ )。可见,随热处理温度的升高,组织均匀性增强但变形能力减弱。总体上,沉积态试样在拉伸过程中表现出更强的位错累积与应变协调能力,是其兼具高强度与良好塑性的基础。

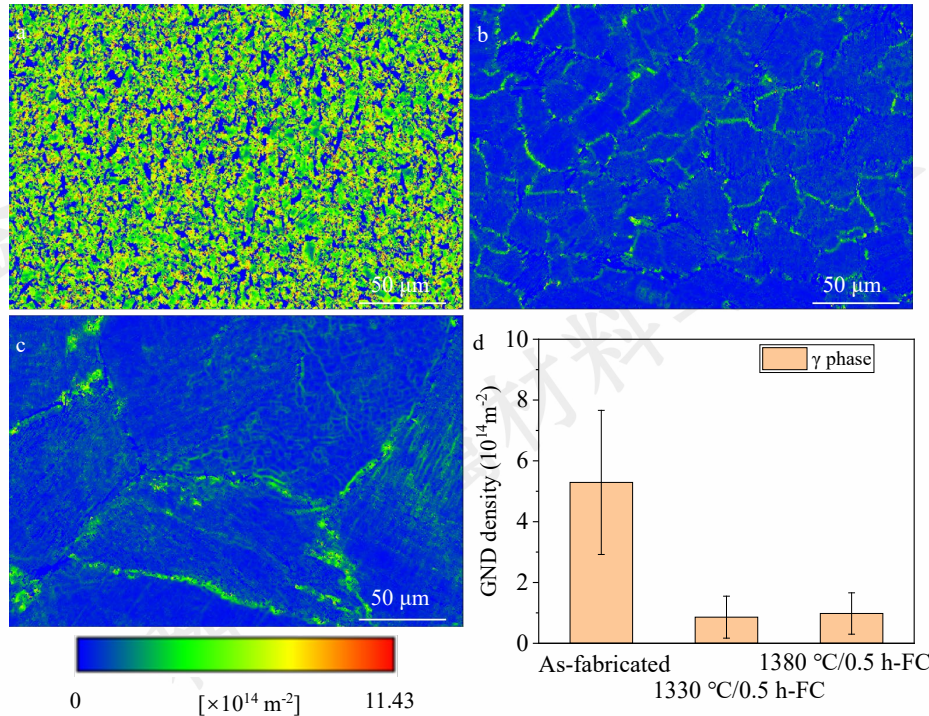


图 11 EB-PBF 成形 TiAl-4822 合金热处理前后试样拉伸断口的几何必需位错图及  $\gamma$  相中几何必需位错对比

Fig.11 Geometrically necessary dislocations (GND) density maps of the  $\gamma$  phases in the EB-PBF-fabricated TiAl-4822 alloy: (a) as-fabricated, (b) 1330 °C/0.5 h-FC, (c) 1380 °C/0.5 h-FC and (d) comparison of the corresponding GND density values

### 3 讨论

#### 3.1 晶粒尺寸与晶粒取向对变形机制的影响

沉积态 TiAl-4822 合金的晶粒尺寸为  $21.18 \mu\text{m}$ , 晶粒尺寸细小且分布均匀。由 GOS 结果可知, 沉积态 TiAl-4822 合金中再结晶晶粒比例高达 48.3%。高比例的再结晶晶粒有利于塑性变形过程中晶界滑移与应变协调<sup>[28]</sup>, 同时细小晶粒能够有效抑制裂纹萌生与扩展, 因此沉积态试样在  $750 \text{ °C}$  下表现出优异的强塑性匹配。

在  $1330 \text{ °C}/0.5 \text{ h-FC}$  热处理后, 晶粒尺寸略有长大, 为  $22.23 \mu\text{m}$ , 组织中回复晶粒比例显著上升至 78.9%, 再结晶晶粒比例下降。这表明高温下部分应变能释放但晶界迁移受限, 组织趋于稳定化, 导致材料的塑性下降而硬度升高。

当热处理温度升至  $1380 \text{ °C}$  时, 晶粒显著粗化(平均晶粒尺寸约  $145.87 \mu\text{m}$ ), 并伴随较高比例(45.4%)的变形晶粒。粗大晶粒使应变局部化, 易产生位错塞积和沿晶界裂纹扩展, 降低了应变均匀性。这也是热处理态试样

在高温拉伸中表现出脆性断裂的重要原因。

与热处理试样的晶粒尺寸相比, 沉积态试样的晶粒尺寸保持在相对较低的尺度同时带状区域具有更细小的晶粒尺寸, 根据 Hall-Petch 关系<sup>[35]</sup>, 材料的强度与晶粒尺寸呈反平方根关系, 因此较小的晶粒尺寸令沉积态试样表现出较好的强度。

#### 3.2 $\alpha_2$ 相偏聚对高温拉伸性能的影响

在 EB-PBF 成形 TiAl-4822 合金中,  $\alpha_2$  相作为一种富 Ti 相, 具有较高的弹性模量和较低的滑移能力, 其在晶界或片层界面上的偏聚会显著影响合金的变形行为<sup>[36]</sup>。沉积态试样中, 由于快速凝固与热循环效应导致非平衡结构形成,  $\alpha_2$  相主要弥散分布于  $\gamma$  相晶粒内或界面处, 尺寸细小且数量有限。这种分布特征在一定程度上能阻碍位错运动, 起到细晶强化与弥散强化的作用, 同时不会在晶界形成连续脆性相, 有利于维持较高的塑性。

经  $1330 \text{ °C}/0.5 \text{ h-FC}$  热处理后,  $\alpha_2$  相在晶界及层间富集, 部分区域形成连续或半连续的  $\alpha_2$  相。该现象一方面增强了相界强度, 但另一方面削弱了界面间的塑性协调能

力,使得在高温拉伸过程中裂纹易于在  $\alpha_2$ 相富集区域萌生并沿界面扩展。随着热处理温度进一步升高至 1380 °C,  $\alpha_2$ 相数量减少但在片层界面处富集更为显著,导致片层间结合强度降低、滑移受阻,表现为典型的脆性断裂模式。因此,  $\alpha_2$ 相的空间分布和偏聚特征是导致热处理态试样塑性下降的主要原因之一。

### 3.3 Blackburn 取向关系对组织稳定性与变形行为的影响

EBSD 分析表明,沉积态试样中  $\alpha_2$ 相与  $\gamma$ 相之间未呈现明显的 Blackburn 取向关系,而经 1330 °C/0.5 h-FC 和 1380 °C/0.5 h-FC 热处理后,  $\alpha_2/\gamma$ 相之间均建立了典型的 Blackburn 取向关系  $(0001)\alpha_2 \parallel \{111\}\gamma$ ,  $\langle 11-20 \rangle\alpha_2 \parallel \langle 1-10 \rangle\gamma$ 。该取向关系表明两相具有明确的晶体学配位关系,降低了界面能,从而促进了片层组织的形核与长大。然而, Blackburn 关系的形成也使  $\alpha_2/\gamma$ 片层间结合更为致密,界面滑移受限,导致层片内位错累积与应变协调性下降。因此,沉积态合金中缺乏 Blackburn 取向关系的随机取向界面有助于在高温拉伸时实现多向滑移与晶界转动,从而获得更高的延展性;而在热处理态组织中,强取向片层结构虽然提高了热稳定性,但削弱了应变分布的均匀性,使材料更容易发生沿片层的脆性断裂。

综合分析可知,沉积态 TiAl-4822 合金的优异高温力学性能主要源于其细小  $\gamma$ 晶粒、弥散分布的  $\alpha_2$ 相以及缺乏严格取向关系的界面结构,这些特征共同促进了位错的累积与均匀塑性变形。随热处理温度升高,晶粒粗化、 $\alpha_2$ 相偏聚以及 Blackburn 关系的形成均导致界面滑移受限和变形协调性下降,从而使试样强度与塑性同步降低。因此,针对 EB-PBF 成形 TiAl-4822 合金的组织调控,需在组织均匀性与片层细化之间取得平衡,以避免  $\alpha_2$ 相偏聚和片层过度粗化导致的脆性化,为实现高温结构应用提供组织设计依据。

### 3.4 750 °C条件下微观组织稳定性的热力学-动力学机制分析

从 Ti-Al 二元相图及 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的多元相平衡关系来看,750 °C位于  $\gamma + \alpha_2$ 两相稳定区,且远低于  $\alpha$ 相转变温度(约 1250-1350 °C),如图 5 所示。因此,在 750 °C拉伸过程中不会发生新的相变行为,材料的相组成在热力学上与室温状态保持一致。换言之,沉积态与热处理态在 750 °C下均维持  $\gamma + \alpha_2$ 两相结构,其组织差异并非源于相类型改变,而是来源于初始组织尺度及界面分布特征的不同。

从扩散动力学角度分析,  $\gamma$ -TiAl 中 Ti 和 Al 在 700-800 °C温区扩散速率较低,扩散过程受较高活化能控制<sup>[37]</sup>。在拉伸试验持续时间尺度内,长程扩散不足以驱动显著的晶粒长大或层片粗化,仅可能发生有限的位错回复及局部界面调整。因此,750 °C条件下组织演化

处于扩散受限状态,其微观组织本质上延续了室温初始组织特征。

对于沉积态而言,电子束粉末床熔融过程中快速凝固形成细小  $\gamma$ 晶粒、细小  $\alpha_2/\gamma$ 片层以及高密度  $\gamma/\alpha_2$ 界面结构,该组织属于高储能亚稳态结构。750 °C下虽然存在降低界面能的热力学驱动力,但受限于扩散速率,层片界面迁移和粗化动力学受到显著抑制。密集的  $\gamma/\alpha_2$ 界面仍然能够有效阻碍位错滑移与界面剪切,从而维持较高的高温强度。

相比之下,热处理态在 1330-1380 °C长时间扩散条件下已发生充分的晶粒长大与层片粗化,界面能显著降低,组织趋于热力学近平衡状态。粗大的片层结构界面数量减少,位错运动所受阻碍降低。同时,  $\alpha_2$ 相在层片界面处的偏聚可能形成局部应力集中区,在高温变形过程中促进裂纹萌生与扩展。由于 750 °C下扩散能力不足以重新细化或重构粗化组织,因此热处理态无法恢复细化强化结构,其高温强度相对较低。综上所述,750 °C条件下沉积态与热处理态微观组织类型与室温基本一致。

## 4 结 论

本文以 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金作为研究对象,研究了热处理工艺对其微观组织及 750 °C高温力学性能的影响,得到以下主要结论:

1) 通过 EB-PBF 技术成功制备了致密的 TiAl-4822 合金,所得沉积态样品表现出细小、取向随机的再结晶晶粒结构。经 1330 °C和 1380 °C热处理后,合金的晶粒明显长大,组织由细小等轴晶逐渐转变为粗大的层片状组织。随热处理温度升高,显微硬度逐步提高,但拉伸塑性显著下降。

2) 沉积态试样在 750 °C下具有优异的强塑性匹配,其抗拉强度和延伸率分别达到 654.7±13.9 MPa 和 42.5±2.3%,明显优于热处理态试样。其优异的高温塑性主要归因于细小晶粒、取向随机的晶粒结构以及均匀的  $\gamma$ 相分布,这些特征有效促进了多向滑移与应变均匀分配。

3) 热处理后  $\alpha_2$ 相沿晶界及层片界面发生偏聚,形成连续结构,显著削弱了相界的变形协调性并诱发脆性断裂。沉积态中  $\alpha_2$ 相弥散分布于  $\gamma$ 基体内,可在维持较高强度的同时避免界面脆化,实现较好的强塑平衡。

4) Blackburn 取向关系的形成使  $\gamma/\alpha_2$ 界面能降低并促进层片稳定化,但同时限制了滑移系的激活,导致界面滑移受阻与塑性流动受限。相比之下,沉积态中取向随机、界面关系弱化的微观组织更有利于多向滑移的协同变形。

5) 综合分析表明, TiAl-4822 合金的高温拉伸性能受多尺度组织因素共同调控:晶粒尺寸与取向特征决定了应

变分布的均匀性,  $\alpha_2$ 相的分布与偏聚状态主导了相界的变形协调性, 而 Blackburn 取向关系进一步影响界面滑移行为。细小晶粒结构、弥散  $\alpha_2$ 相分布及弱取向相关界面是实现 TiAl 基合金高温强塑性的关键组织特征。

#### 参考文献 References

- [1] Wang Hao(王昊), Xie Guangming(谢广明), Jia Yan(贾焱) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(06): 2316-2322
- [2] Liu Kai(刘凯), Li Zhongwen(李忠文), Gao Xiangyu(高宇翔), et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(6): 1521-1526.
- [3] Xu R R, Li M Q, Zhao Y H et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 932
- [4] Wang Hu(王虎), Zhao Lin(赵琳), Xiang Yong(香勇) et al. *Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业)[J], 2025, 35(4): 157-163.
- [5] Usta M, Wolfe H, Duquette D et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2003, 359(1): 168-177
- [6] Yao J, Fan S, Liu X et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2023, 865
- [7] Sun Yulin, Chen Yang, Qi Zhixiang et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2005, 23(4): 47-59.
- [8] Cho K, Kawabata H, Hayashi T et al. *Additive Manufacturing* [J], 2021, 46
- [9] Lin B, Chen W, Yang Y et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 830: 154684-154684
- [10] Cao R X, Liu R C, Yang C et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2023, 888
- [11] Kazuhiro M, Yuta H, Tatsuya F et al. *Scripta Materialia*[J], 2021, 203
- [12] Yue H Y, Peng H, Miao K S et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2023, 875
- [13] Tang Fuhao(唐傅浩), Zhu Dongdong(朱冬冬), Wang Xiaohong(王晓红) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* 稀有金属材料与工程[J], 2024, 53(7): 1917-1927.
- [14] Tao H, Li H Z, Wang L et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2023, 873
- [15] Kim J, Kim J, Kim J et al. *Intermetallics*[J], 2020, 120: 106728-106728
- [16] Clemens H, Mayer S. *Advanced Engineering Materials*[J], 2013, 15(4): 191-215
- [17] Chen Lin(陈林), Liang Yongfeng(梁永锋), Lin Junpin(林均品) et al. *Materials China*(中国材料进展)[J], 2020, 39(09): 627-633
- [18] Zhang Zhu(张翥), Wang Qunjiao(王群骄), Mo Wei(莫畏). *Metallurgy and Heat Treatment of Titanium*(钛的金属学和热处理)[M]. Metallurgical Industry Press, 2014: 162
- [19] Chen Y, Yue H, Wang X et al. *Materials Characterization*[J], 2018, 142: 584-592
- [20] Tebaldo V, Faga M G. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2017, 244: 289-303
- [21] Todai M, Nakano T, Liu T et al. *Additive Manufacturing*[J], 2017, 13: 61-70
- [22] Yang G Y, Jia W P, Zhao P et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2016, 45(7): 1683-1686
- [23] Doubenskaia M, Domashenkov A, Smurov I et al. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2018, 129: 1-14.
- [24] Seong-June Y, Young-Kyun K, Seop H K et al. *Intermetallics* [J], 2023, 153
- [25] Yim S, Aoyagi K, Bian H et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2023, 320: 118104
- [26] Zhou Shudong(周树东). Investigation on microstructure evolution and mechanical properties of heat-treated Ti-47.5Al-3Nb-1.5/3.5Cr alloy(热处理后 Ti-47.5Al-3Nb-1.5/3.5Cr 合金微观组织演化与力学性能研究)[D]. Lanzhou: Lanzhou University, 2022
- [27] Blackburn MJ. *The Science, Technology and Application of Titanium*[J] 1970: 633-43
- [28] Lin Yao(林瑶). Effect of grain in boundary modification by thermomechanical process on microstructure and plasticity of metals and the plasticizing mechanism(形变热处理晶界调控对金属微观组织与塑性的影响及增塑机理研究)[D]. Jinan: Shandong University, 2023
- [29] Ye X, Suo Z, Heng Z H et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2024, 12: 1419-1430
- [30] Barrett C D, Imandoust A, Oppedal A L et al. *Acta Materialia* 2017, 128: 270-283
- [31] Guo Y, Xiao S, Chen Y et al. *Intermetallics*[J], 2020, 126
- [32] Liu Z Q, Wang C Y, Wang W B et al. *Materials Characterization*[J], 2021, 179
- [33] Jing T, Zhang D D, Chen Y Y et al. *Vacuum*[J], 2019, 170(C): 108779-108779
- [34] Yue H Y, Yang J B, Miao K S et al. *Materials Characterization*[J], 2024, 207
- [35] Tang Jiancheng(唐建成), Huang Boyun(黄伯云), He Yuehui(贺跃辉) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, (4): 365-368
- [36] Fritz Appel, Jonathan D. H. Paul, Michael Oehring. *Gamma Titanium Aluminide Alloys*[M]. Wiley-VCH Verlag & Co. KGaA, 2011: 106.

[37] Mishin Y, Herzig Chr. *Acta Materialia*[J].2000,48(3): 589-623

## Influence of Heat Treatment on the Microstructural Evolution and High-Temperature Mechanical Behavior of TiAl-4822 Alloy Produced by Electron Beam Powder Bed Fusion

Zhang Xuezhe<sup>1</sup>, Wang Yifan<sup>2</sup>, Zheng Hao<sup>1</sup>, Niu Jingzhe<sup>1</sup>, Liu Haiyan<sup>1</sup>, Jia Liang<sup>1</sup>, Liu Nan<sup>1</sup>, Yuan Xinbo<sup>2</sup>

(1. State Key Laboratory of Porous Metal Materials, Northwest Institute for Non-ferrous Metal Research, Shan Xi Xi'an 710016, China)

(2. Xi'an Sailong AM Technologies Co., Ltd., Shan Xi Xi'an 710018, China)

**Abstract:** To investigate the influence of heat treatment-induced microstructural evolution on the high-temperature mechanical behavior of Ti-48Al-2Cr-2Nb (TiAl-4822, at.%) alloy at 750 °C, specimens were fabricated via electron beam powder bed fusion (EB-PBF) and subsequently subjected to various heat treatment conditions to obtain distinct microstructures. The as-fabricated sample exhibited a heterogeneous bimodal structure composed of coarse  $\gamma$  bands and fine-grained duplex regions. After heat treatment at 1330 °C for 0.5 h followed by furnace cooling (FC), the alloy developed a homogeneous duplex microstructure with slightly coarsened grains. Increasing the heat treatment temperature to 1380 °C resulted in pronounced grain growth and the formation of a fully lamellar structure. With rising temperature,  $\alpha_2$  phases tended to segregate along interlamellar or intergranular regions, establishing the typical Blackburn orientation relationship with the  $\gamma$  phase. Mechanical testing revealed that hardness increased with heat treatment temperature, whereas both tensile strength and ductility at 750 °C decreased compared with the as-fabricated condition. The as-fabricated sample demonstrated superior high-temperature mechanical performance, achieving a tensile strength of  $654.67 \pm 17.01$  MPa and an elongation of  $42.5 \pm 2.29\%$ , primarily due to the fine  $\gamma$  grains and dense intragranular lamellae formed during rapid solidification. During heat treatment, the  $\alpha_2$  and  $\gamma$  phases coarsened through orientation-dependent growth to minimize interfacial energy, leading to lamellar thickening. The resulting coarsened lamellae and  $\alpha_2$  phase enrichment at grain boundaries and interlamellar interfaces served as preferential sites for crack initiation and propagation, thereby reducing ductility. This study elucidates the intrinsic correlations among heat treatment, microstructure, and mechanical behavior in EB-PBF TiAl-4822 alloy, providing valuable insights into tailoring the microstructure and optimizing the high-temperature performance of  $\gamma$ -TiAl alloys through thermal processing

**Key words:** Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy; Heat treatment; Electron beam powder bed fusion; Microstructure; Mechanical properties

Corresponding author: Zhang Xuezhe, Ph. D., Senior Engineer, State Key Laboratory of Porous Metal Materials, Northwest Institute for Non-ferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86231095, E-mail: xuezhe.zhang@c-nin.com