

热处理工艺对电子束选区熔化 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金组织性能的影响

王一帆, 袁新波, 车倩颖, 李会霞, 贺卫卫, 向长淑

(西安赛隆增材技术股份有限公司, 陕西 西安 710018)

摘要: 对电子束选区熔化 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金热处理后的组织演变和力学性能进行研究。结果表明: 随着热处理温度的提高, Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的细小双态组织和等轴 γ 条带组织逐渐发生粗化, 并且向层片组织转变。当热处理工艺为 1290 °C/4 h、1315 °C/1.5 h 和 1335 °C/0.5 h 时, 合金的主要组织分别为双态组织、近层片组织和全层片组织。其中, 等轴 γ 条带的平均宽度由沉积态的 28.5 μm 分别增大至 115.5、291.4、332.5 μm 。组织粗化使得纵向试样的平均抗拉强度由沉积态的 698 MPa 分别下降至 541、461、390 MPa, 延伸率无明显变化。此外, 所有热处理工艺下横向试样的力学性能均优于纵向试样, 这是由于粗化的等轴 γ 条带与基体中双态组织的界面结合强度较弱。随着热处理温度的升高, 横向试样与纵向试样抗拉强度的差值逐渐增大, 在 1335 °C/0.5 h 时达到最大值 102 MPa。

关键词: Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金; 电子束选区熔化; 热处理; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG166.5; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2023)06-001-09

Effects of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb Alloy Produced by Selective Electron Beam Melting

Wang Yifan, Yuan Xinbo, Che Qianying, Li Huixia, He Weiwei, Xiang Changshu

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

Abstract: The microstructure evolution and mechanical properties of the heat treated Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy prepared by selective electron beam melting (SEBM) were investigated. The results indicate that as the heat treatment temperature increases, the fine duplex microstructure and equiaxed γ bands of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy gradually coarsen and transform into lamellar structure. When the heat treatment processes are 1290 °C/4 h, 1315 °C/1.5 h, and 1335 °C/0.5 h, the main microstructures of the alloy are duplex structure, near-lamellar structure, and fully lamellar structure, respectively. Compared with the as-deposited sample, the average widths of equiaxed γ bands under these heat treatments increase from 28.5 μm to 115.5, 291.4 and 332.5 μm , respectively. Meanwhile, the average tensile strength of the longitudinal specimens decreases from 698 MPa to 541, 461 and 390 MPa, respectively, with no obvious change in elongation. In addition, the mechanical properties of all the transverse specimens are better than the longitudinal specimens after heat treatments. This is because the weakened interface strength between the coarsened equiaxed γ bands and the duplex microstructures. As the heat treatment temperature increases, the difference in tensile strength between the transverse and longitudinal specimens gradually increases, reaching a maximum value of 102 MPa at 1335 °C/0.5 h.

Keywords: Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy; selective electron beam melting; heat treatment; microstructure; mechanical properties

收稿日期: 2023-10-09

基金项目: 西安市科技计划项目 (2021JH-QCY7-0028); 国家重点研发计划项目 (2021YFB3700503); 陕西省重点研发计划项目 (2023KXJ-071)

通信作者: 向长淑 (1979—), 男, 高级工程师。

TiAl 合金具有低密度、高比强度、耐蚀、抗氧化及优异的室温和高温力学性能, 是制造航空航天发动机的理想材料^[1-4]。Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金是由美国 GE 公司研制的一种 γ -TiAl 合金, 因其具有优异的综合力学性能, 目前已成功应用于 GEnx 航空发动机的低压涡轮叶片^[5-6]。

然而, TiAl 合金作为典型的金属间化合物材料, 其室温塑性低、高温变形能力差等, 利用传统工艺方法制造 TiAl 合金叶片存在技术壁垒高、成品率低等问题^[7-8]。电子束选区熔化技术 (selective electron beam melting, SEBM) 具有近净成形、预热温度高 (可达 1100 °C)、残余应力小、生产效率高优点, 成为 TiAl 合金复杂结构件的首选快速成形技术^[9-17]。

电子束选区熔化 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的组织主要由细小的双态组织 (α_2/γ 层片和等轴 γ 相) 和垂直于成形方向的等轴 γ 条带组成。这是由于增材制造过程中电子束会对下方的一层或多层已凝固组织进行重复热处理, 复杂的热处理过程往往会使得合金中的粗大层片组织发生退化, 最终形成细小双态组织和等轴 γ 条带组织循环往复的形貌^[18]。故电子束选区熔化 TiAl 合金组织存在明显的各向异性, 不同方向上力学性能也存在差异。Todai 等人^[18]研究了与成形方向呈 0°、45°和 90°试样的拉伸性能, 发现不同方向试样的屈服强度都能达到 550 MPa 以上, 但 45°试样的延伸率明显高于其他方向试样, 达到 2%以上, 这是由于其内部等轴 γ 条带发生了更剧烈的变形所导致的。Yue 等人^[19]研究发现, 热处理可有效减弱电子束选区熔化 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金组织的各向异性, 试样经过 1370 °C/2 h 热处理后, 纵截面上细长晶粒的生长被打断, 最终形成与横截面相似的等轴晶。

热处理是调控 TiAl 合金微观组织和力学性能的有效手段。相关研究表明^[20-22], 将 TiAl 合金加热到 T_α 以上 (α 相单相区) 保温时, 冷却后可以获得全层片组织, 由于 α 单相区没有第二相的阻碍, 层片晶团会快速长大, 因此需要对保温温度和保温时间精确控制。在 T_α 以下 20 °C 左右的 $\alpha+\gamma$ 两相区保温时, α 相边界处析出少量等轴 γ 相, 冷却后可得到近层片组织。全层片组织和近层片组织的 TiAl 合金通常具有优异的断裂韧性和高温抗蠕变性能, 但室温塑性相对较低。在 T_α 以下 40 °C 左右的 $\alpha+\gamma$ 两相区保温时, 冷却后可得到双态组织, 其中层片晶团和等轴 γ 相的含量相当, 温度越低, 双态组织中的层片晶团含量越少, γ 晶粒越多。双态组织的 TiAl 合金室温塑性较好, 但断裂韧性和抗蠕变性能低于全层片和近层片组织的 TiAl 合金。在稍高于共析转变温度 T_c 以上的双态区保温时, 可获得近 γ 组织。具有该组织的 TiAl 合金室温强度、塑性、断裂韧性和高温抗蠕变性能均不理想。综上, 通过热处理可实现沉积态组织向双态、近层片和全层片组织的转变, 从而提升 TiAl 合金的断裂韧性、蠕变性能以及疲劳性能^[23-24]。

美国 GE 公司旗下的 AvioVero 公司早在 2012 年就通过粉末电子束选区熔化技术制造出大长径比 TiAl 合

金航空发动机叶片, 经过近 10 年的研究和发展, 该项技术已经成熟。目前美国 GE 公司利用粉末电子束选区熔化技术制备的 TiAl 合金低压涡轮叶片已成功应用在 GE9X 航空发动机上, 并且装有该发动机的波音宽体 777 飞机于 2020 年成功试飞。然而国内电子束选区熔化 TiAl 合金叶片的产业化进程较慢, 仍停留在技术开发阶段, 尚无成熟产线建成。TiAl 合金的后处理过程一般包括热等静压 (hot isostatic pressing, HIP) 和热处理 2 个环节, 由于 SEBM 制备的材料中存在微小的孔隙等缺陷, 热等静压能够闭合气孔和未熔合缺陷, 将沉积态试件的孔隙率由 2%降至 1%^[12], 从而获得具有较高致密度的试样。目前关于电子束选区熔化 TiAl 合金后处理工艺的研究较少, 对其相关机理的认识并不成熟。为此, 系统研究了电子束选区熔化 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金后处理过程中热处理环节对其微观组织演变及拉伸性能的影响, 以期为实现电子束选区熔化 TiAl 合金叶片的工程化提供理论指导和数据支撑。

1 实验

1.1 原料与试样制备

所采用的粉末原料为等离子旋转电极法制备的球形 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金粉末, 其化学成分如表 1 所示, 形貌如图 1a 所示。该粉末球形度达 95%, 基本无空心粉。粉末的名义粒径范围为 45~150 μm , 实测粒度分布如图 1b 所示, 其中 $D_{10}=68.3 \mu\text{m}$, $D_{50}=103.4 \mu\text{m}$, $D_{90}=157.0 \mu\text{m}$ 。所使用的 3D 打印装备为 Y150 型电子束选区熔化设备, 具体工艺参数如表 2 所示。电子束扫描路径使用蛇形扫描策略, 逐层旋转 90°, 示意图如图 2a 所示。本实验中选用同一炉次打印的 15 mm×15 mm×15 mm 试块进行热处理工艺研究, 使用 15 mm×15 mm×70 mm 和 15 mm×70 mm×100 mm 试块分别用于纵向和横向拉伸试样的制备, 示意图如图 2b、2c 所示。试样热处理前进行 1260 °C/4 h/150 MPa 的热等静压 (hot isostatic pressure, HIP) 处理, 使用 KSL-1700X 箱式热处理炉进行热处理。为了探索热处理过程中微观组织的变化规律, 在 1280~1360 °C 之间, 每隔 5 °C 或 10 °C 取一个温度点, 每个温度点保温 10 min 后取出空冷。根据试样热处理后的金相组织, 选定 1290 °C/4 h、1315 °C/1.5 h 和 1335 °C/0.5 h 3 组热处理工艺处理后的试样进行力学性能检测, 并进一步分析微观组织。

表 1 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金粉末的化学成分 (w/%)

Table 1 Chemical composition of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy powder								
Al	Cr	Nb	Fe	C	H	N	O	Ti
34.15	2.45	4.84	0.04	0.011	0.0012	<0.003	0.049	Bal.

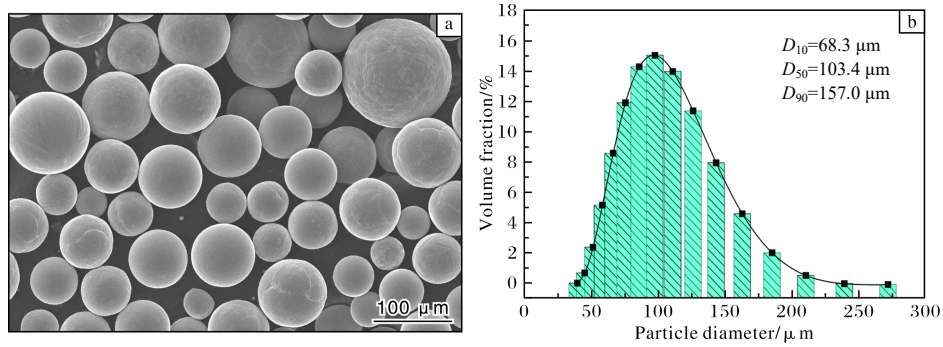


图 1 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金粉末的形貌和粒径分布图

Fig.1 Morphology (a) and particle size distribution (b) of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy powder

表 2 3D 打印工艺参数

Table 2 Process parameters of 3D printing

Current/mA	Scan speed/m·s ⁻¹	Layer thickness/μm	Line offset/μm
13.5	4	50	0.1

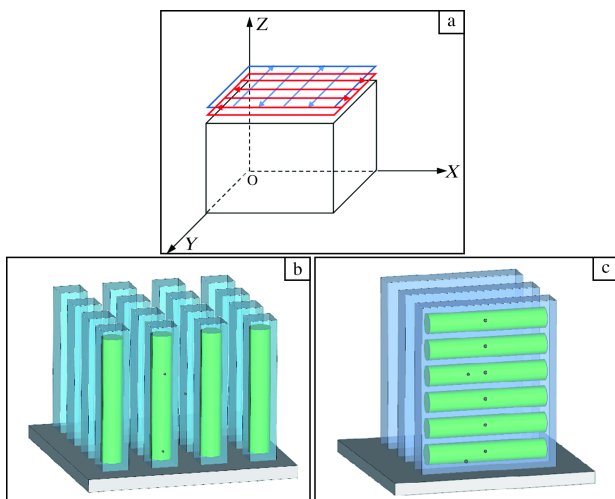


图 2 SEBM 成形示意图

Fig.2 Schematic diagrams of SEBM forming: (a) scanning strategy for SEBM; (b) model of longitudinal specimen; (c) model of transverse specimen

1.2 表征与检测

从沉积态、HIP 态及不同温度热处理后的 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金上切取金相试样, 利用 800#、1200# 砂纸将试样 XOZ 平面打磨平整后, 使用 SiO₂ 悬浮液进行抛光, 再使用 HF+HNO₃+H₂O (体积比为 1:1:18) 腐蚀液浸蚀。采用 ZEISS Axio Observer 光学显微镜 (optical microscope, OM) 对金相试样的微观组织进行观察。室温拉伸试样为直径 5 mm 的标准拉伸试样, 采用 GNT100 电子式万能材料试验机进行拉伸试验, 拉伸速度为 0.1 mm/min。采用 JSM 6460 扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM) 观察拉伸试样的断口形貌。

2 结果与分析

2.1 沉积态和 HIP 态的微观组织和力学性能

图 3 为沉积态和 HIP 态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样的金相组织。沉积态试样的组织主要由细小的双态组织和少量垂直于成形方向的不连续等轴 γ 条带组成, 如图 3a 和 3b 所示。通过前期的工艺优化, 本研究中沉积态试样等轴 γ 条带的宽度和数量较 Todai 等人^[18]的研究结果有明显减少。由图 3e 可以看出, HIP 态组织仍由交替分布的等轴 γ 晶带和细小的双态组织组成, 这与 Seifi 等人^[25]的研究结果一致, 说明热等静压并不会改变沉积态组织的各向异性。此外, 其双态组织和 γ 条带较沉积态均有所粗化, 导致 HIP 态力学性能较沉积态有所下降。如图 3c、3f 所示, 沉积态试样中含有少量尺寸 20~30 μm 的缺陷, 而经过热等静压处理后未发现微小缺陷, 说明热等静压可以有效消除试样中的微小缺陷。图 4 为沉积态和 HIP 态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样的室温拉伸性能。从图 4a 可知, 沉积态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金纵向试样与横向试样的平均抗拉强度分别为 698、784 MPa, 相比 Todai 等人^[18]的研究结果 (600~650 MPa) 明显提升。有研究^[25]表明, 沉积态试样中粗大等轴 γ 条带与细晶区的界面处更容易产生微裂纹, 同时大部分未熔合缺陷垂直于成形方向形成, 这可能是横向试样强度普遍高于纵向试样的原因。热等静压后纵向和横向试样的平均抗拉强度分别下降了 46 MPa 和 147 MPa, 但延伸率变化不大。值得注意的是, 热等静压后纵向试样的抗拉强度下降幅度明显低于横向试样, 导致纵向试样的抗拉强度略高于横向试样, 这可能与热等静压过程中细缝状缺陷的消除有关。图 5 对比了不同研究工作中沉积态和 HIP 态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的抗拉强度和延伸率。从图 5 可以看出, 本研究采用 SEBM 成形的 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的抗拉强度和延伸率均高于其他同类研究。

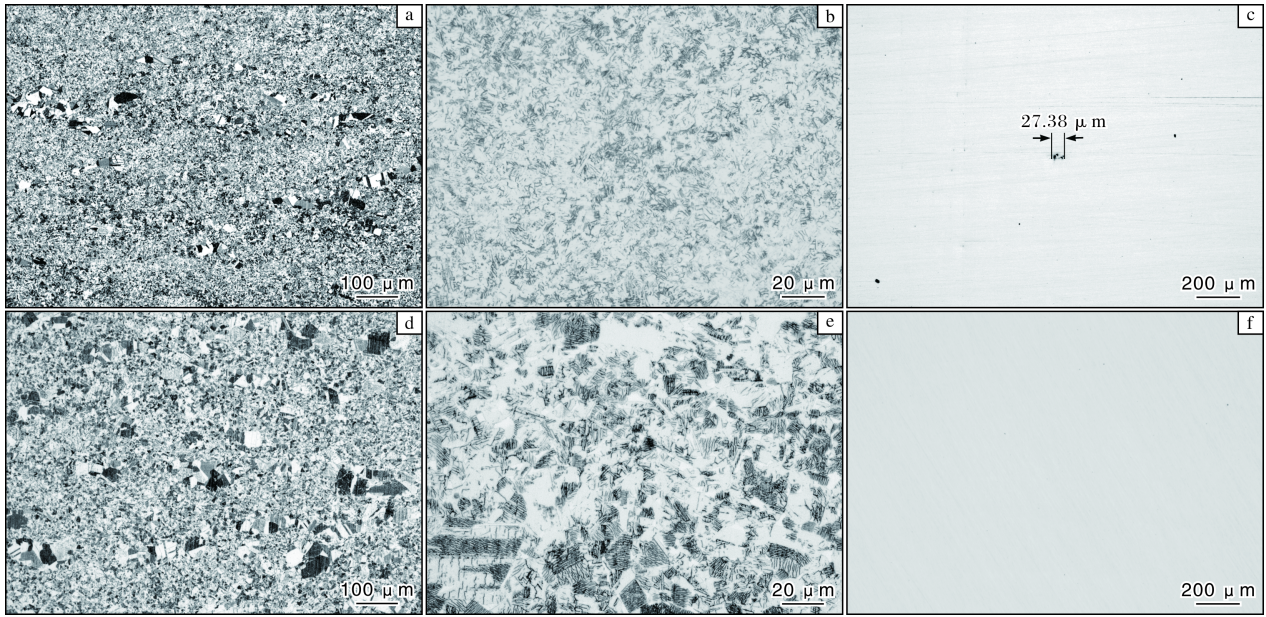


图3 沉积态和 HIP 态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样的金相照片

Fig.3 OM images of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy specimens: (a, b, c) as-deposited; (d, e, f) HIP state

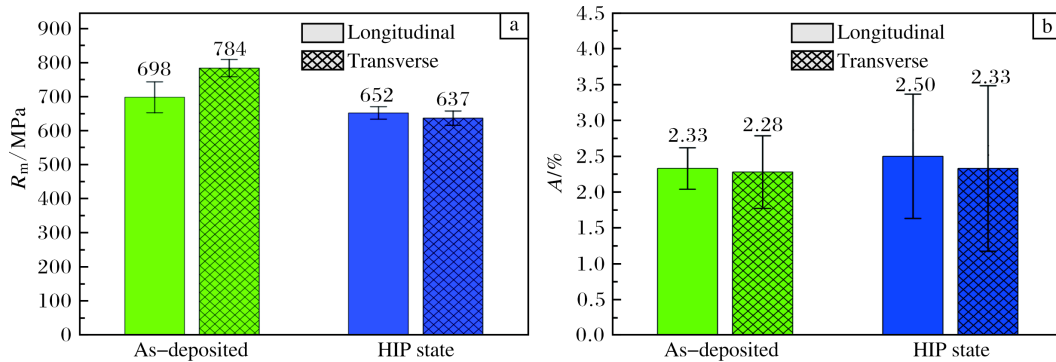


图4 沉积态和 HIP 态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样的室温拉伸性能

Fig.4 Room temperature tension properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy specimens in as-deposited and HIP state: (a) strength; (b) elongation

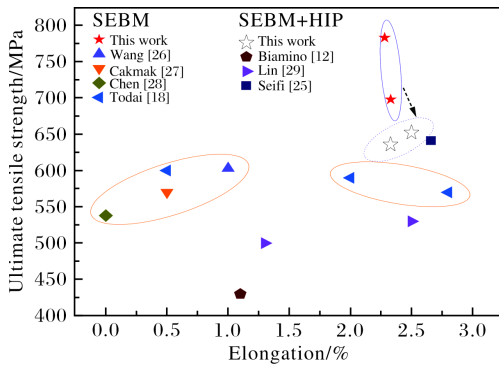


图5 不同研究制备的 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金
抗拉强度-延伸率的对比图

Fig.5 Tensile strength-elongation comparison diagram of
Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy by different research works

2.2 热处理对微观组织演变的影响

图6为Ti-48Al-2Cr-2Nb合金试样在不同温度下保温10 min后的金相照片。可以看出,1280~1300℃热处理的试样组织为双态组织,与沉积态组织形态差别不大(图6a~6c);1310℃热处理后试样组织中出现了少量层片晶团,沉积态组织中原始 γ 条带组织优先发生了层片化转变(图6d);1320℃热处理后试样组织中层片逐渐增多(图6e);1325℃热处理后试样为近层片组织(图6f);热处理温度升高至1330℃时,组织转变为全层片(图6g);继续升高温度至1340~1360℃,显微组织仍呈现出全层片特征,且层片晶团进一步长大(图6h~6i)。岳航宇等人^[30]研究发现,Ti-47Al-2Cr-2Nb合金在1280℃时显微组织为双态组织,1310℃时形成细小的近层片组织,而温度升高至1340℃时,显微组织为

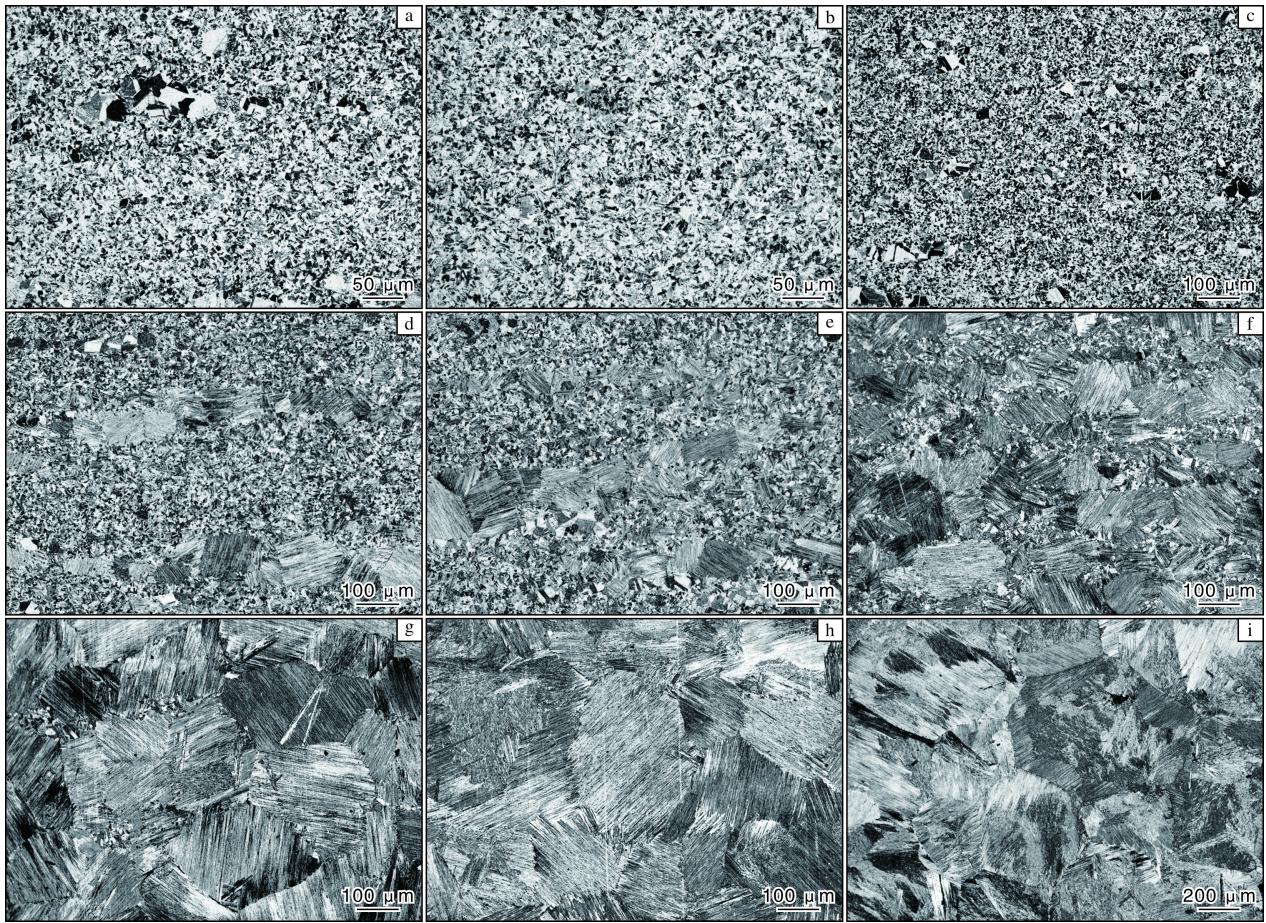


图 6 在不同温度下保温 10 min 后 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样的金相照片

Fig.6 OM images of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy specimens after heat treatment at different temperatures for 10 min: (a) 1280 °C; (b) 1290 °C; (c) 1300 °C; (d) 1310 °C; (e) 1320 °C; (f) 1325 °C; (g) 1330 °C; (h) 1340 °C; (i) 1360 °C

相对较大的近层片组织, 与本研究结果相近。由于 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金中的 Al 含量与本研究存在差异, 其组织中无粗大等轴 γ 条带, 因此热处理过程中没有粗化的 γ 条带, 微观组织更加均匀。

分别在 1290、1315、1335 °C 对 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金进行不同时间热处理后, 可以得到 3 种典型组织: 双态组织、近层片组织和全层片组织, 如图 7 所示。合金经过 1290 °C/4 h 热处理后组织与沉积态相似, 主要由双态

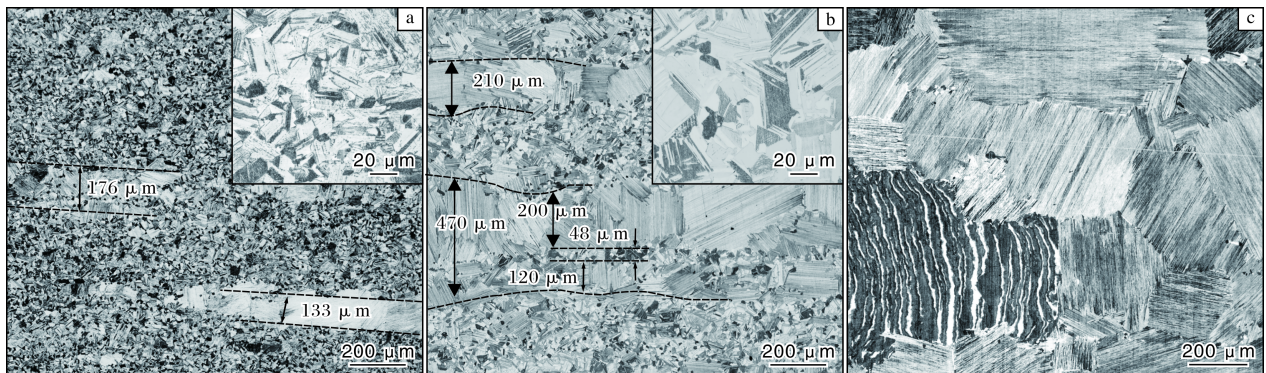


图 7 不同工艺热处理后 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样的金相组织

Fig.7 OM images of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy specimens after different heat treatments: (a) 1290 °C/4 h; (b) 1315 °C/1.5 h; (c) 1335 °C/0.5 h

组织和少量等轴 γ 条带组成, 其中等轴 γ 条带的宽度约为 133~176 μm (图 7a)。当合金热处理工艺为 1315 $^{\circ}\text{C}/1.5\text{h}$ 时, γ 条带显著粗化, 宽度增大至 210~470 μm , 且 γ 条带内部呈现明显的层片状形貌 (图 7b)。图 7a、7b 右上角为细小双态组织的高倍形貌, 通过对比可以发现热处理温度增大后细小双态组织也发生了明显粗化, 晶粒数量明显减少, 晶粒尺寸逐渐增大。当合金热处理工艺为 1335 $^{\circ}\text{C}/0.5\text{h}$ 时, 晶粒全部转变为粗大的层片状 (图 7c)。此外, 图 7b 中 γ 条带内部存在宽度约 48 μm 的细小双态组织区。由此推断, 该区域原本由距离接近的 2 个等轴 γ 条带组成, 在热处理过程中逐渐粗化变宽, 最终接触重合。其上半部分的层片组织宽度约为 200 μm , 下半部分宽度约为 120 μm , 且上半部分的晶粒尺寸明显大于下半部分。这说明热处理过程中, 等轴 γ 条带越宽, 晶粒粗化越迅速。因此, 沉积态中尽可能得到尺寸细小的等轴 γ 条带, 热处理过程中可以抑制层片组织的快速长大粗化, 有利于得到细小的层片组织。

图 8 为电子束选区熔化 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金不同状态下等轴 γ 条带的宽度。从图 8 可以看出, 热处理后等轴 γ 条带的平均宽度发生了显著粗化, 由沉积态的 28.5 μm 增大至 115.5 μm 。同时, 随着热处理温度从 1290 $^{\circ}\text{C}$ 提升至 1335 $^{\circ}\text{C}$, 等轴 γ 条带进一步粗化, 平均宽度最终增大至 332.5 μm , 此时合金中的双态组织消失, 全部转变为粗大层片组织。

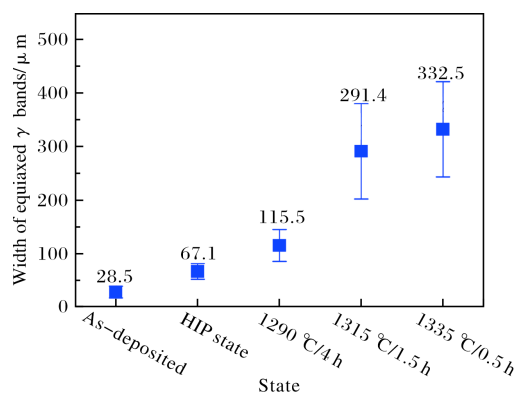


图 8 不同状态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金中等轴 γ 条带的宽度
Fig.8 Widths of equiaxed γ bands in Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy specimens under different states

SEBM 成形 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金在热等静压和热处理过程中的组织演变示意图如图 9 所示。沉积态组织中含有少量等轴 γ 条带和双态组织, 热等静压后 γ 条带和双态组织发生轻微粗化, 在 1290~1315 $^{\circ}\text{C}$ 进行热处理时 γ 条带逐渐向层片化转变, 同时双态组织继续粗化, 最后在 1335 $^{\circ}\text{C}$ 热处理后微观组织全部转变为粗大的层片组织。

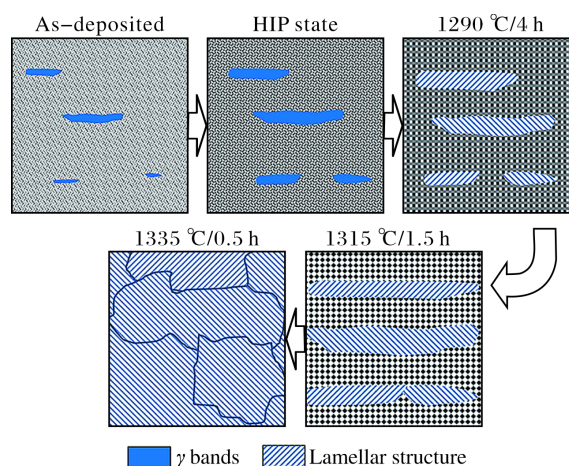


图 9 SEBM 成形 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金热处理过程中的组织演变示意图

Fig.9 Microstructure evolution diagrams of SEBM Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy during heat treatment

2.3 热处理对力学性能的影响

图 10 为 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样经不同工艺热处理后的力学性能。如图 10a 所示, 双态组织、近层片组织和全层片组织试样的抗拉强度递减, 纵向试样的平均抗拉强度由 541 MPa 分别减至 461 MPa 和 390 MPa, 横向

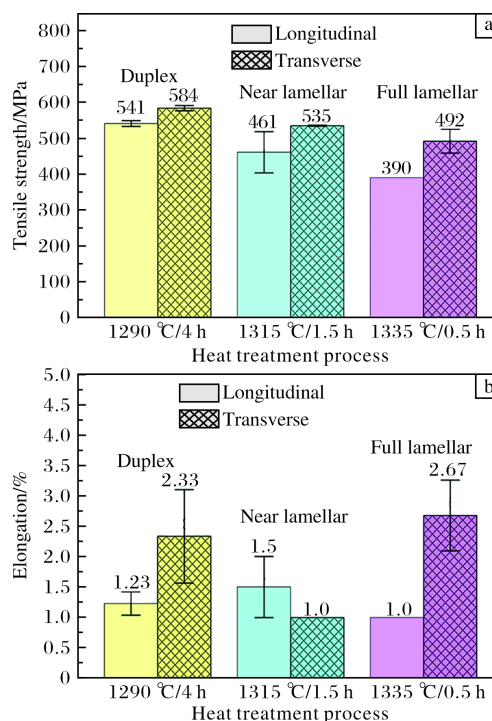


图 10 经不同工艺热处理后 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样的室温力学性能

Fig.10 Room temperature mechanical properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy specimens under different heat treatment processes: (a) tensile strength; (b) elongation

试样的平均抗拉强度由 584 MPa 分别减至 535 MPa 和 492 MPa。不同方向试样的抗拉强度呈现出明显的各向异性,横向试样的强度普遍高出纵向试样约 40~100 MPa。由图 10b 可知,纵向试样的延伸率差异不大,总体在 1%~2% 范围内波动;横向试样的延伸率在 1%~3% 范围内波动。

经不同工艺热处理后,得到的双态组织、近层片组织和全层片组织的横向试样与纵向试样抗拉强度的差值分别为 43、74、102 MPa,几乎呈线性增大的趋势;横向试样与纵向试样延伸率的差值分别为 1.1%、-0.52%、1.67%,无明显规律性,但是全层片组织下横向试样和纵向试样的差值仍然最大。全层片组织下纵向试样的强度和延伸率相比横向试样下降幅度更大,各向异性明显。Yuc^[19]和 Wang^[31]等人认为,热处理会导致 TiAl 合金各向异性逐渐减弱,当微观组织为全层片时各向异性最弱,然而该研究中并无相关力学性能的报道。本研究中 1335 °C/0.5 h 热处理工艺下横向试样与纵向试样的微

观形貌十分接近,均为全层片组织,组织形貌的各向异性减弱,但是拉伸强度差异较大,其内在机理仍需进一步探索。

2.3 断口形貌分析

经不同工艺热处理后纵向试样的断口形貌如图 11 所示。由图 11a、11d 可以看出,纵向试样经 1290 °C/4 h 热处理后,断口中有大量撕裂棱和解理小平面。这是由于 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金组织为 α_2/γ 层片和细小等轴 γ 相组成的双态组织,等轴 γ 相在受到应力时容易变形并形成微裂纹,最终开裂形成撕裂棱,而 α_2/γ 层片组织则沿层片界面开裂形成小平面状形貌,试样断口整体呈现准解理断裂特征。当热处理工艺为 1315 °C/1.5 h 时,断口中出现了双态组织和层片组织混合共存的形貌,如图 11b、11e 所示,这与图 7b 中的微观组织相符。当热处理工艺为 1335 °C/0.5 h 时,断口全部由粗大的层片状形貌组成,方向性明显,如图 11c、11f 所示,说明 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金主要为沿晶断裂,整体呈现解理断裂特征。

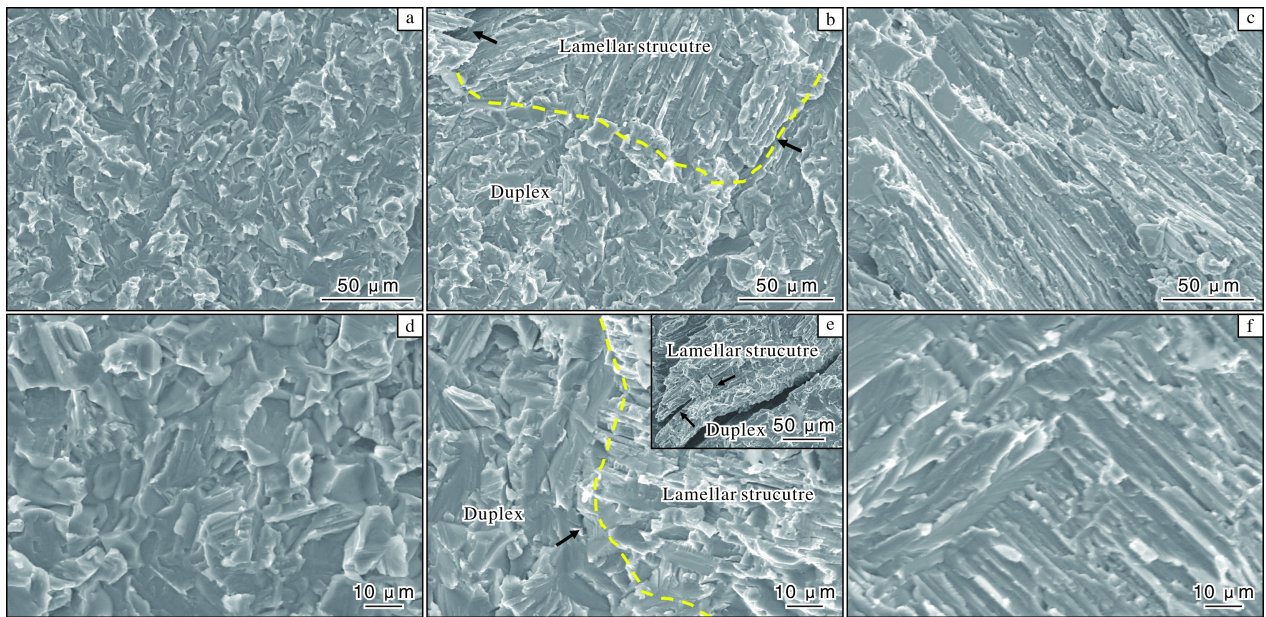


图 11 经不同工艺热处理后纵向试样的断口形貌

Fig.11 Fracture morphologies of longitudinal specimens after heat treated with different processes:

(a, d) 1290 °C/4 h; (b, e) 1315 °C/1.5 h; (c, f) 1335 °C/0.5 h

热处理后纵向试样的断口中可以观察到层片状组织和双态组织的界面处发生明显的开裂现象,进一步证明二者的界面强度弱,容易成为裂纹源。同时,在图 11c 中黑色箭头处发现了不同程度的微裂纹,其中与层片方向平行的裂纹明显大于与层片方向垂直的裂纹,进一步说明层片组织更倾向于沿层片的晶界处开裂。

经不同热处理后横向试样的断口形貌如图 12 所示。经 1290 °C/4 h 热处理后,横向试样的断口形貌与

纵向试样无明显差异,主要由大量撕裂棱和小平面状形貌组成,如图 12a、12b 所示。经 1315 °C/1.5 h 热处理后,横向试样的断口形貌和纵向试样相近,但存在差异,大部分形貌为双态组织断裂形成的撕裂棱和小平面状形貌,层片结构断口形貌显著减少且无明显界面开裂现象,如图 12c、12d 所示。当热处理工艺为 1335 °C/0.5 h 时,横向试样的断口形貌与纵向试样基本一致,均为粗大层片状结构,呈现明显的解理断裂特征,如图 12e、12f 所示。

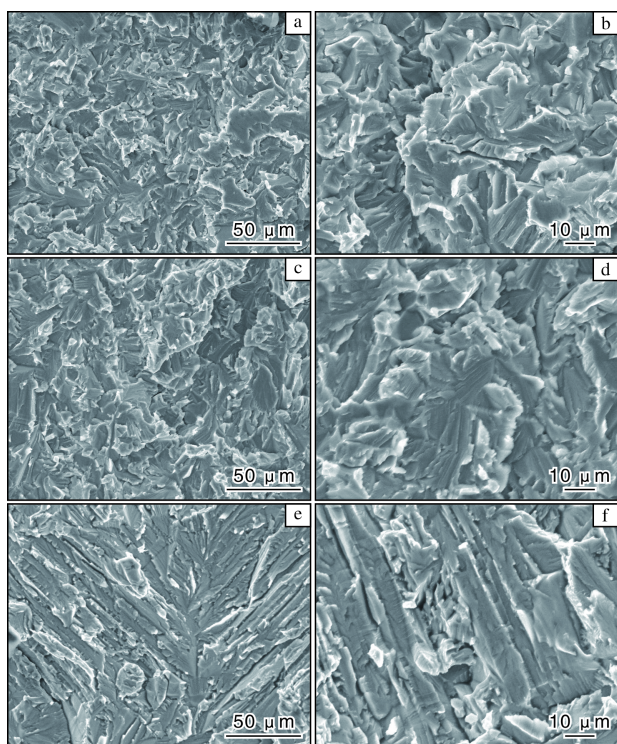


图 12 经不同工艺热处理后横向试样的断口形貌

Fig.12 Fracture morphologies of transverse specimens after heat treated with different processes: (a, b) 1290 °C/4 h; (c, d) 1315 °C/1.5 h; (e, f) 1335 °C/0.5 h

由以上分析可知,纵向试样中的等轴 γ 条带在热处理过程中逐渐转变为粗大的层片组织,且与基体中细小双态组织的界面结合强度较差,变形过程中容易成为裂纹源,导致试样断裂,造成纵向试样力学性能明显下降。尽管在1335 °C/0.5 h热处理工艺下横向试样和纵向试样的微观组织均为粗大层片组织,无明显差异,但二者的抗拉强度差值约为102 MPa,延伸率差值约为1.67%,明显高于其它热处理工艺。由此可以推断,等轴 γ 条带转变形成的层片组织和双态组织界面结合强度较差的特性很可能在后续组织转变中保留下来,造成力学性能上的各向异性。

3 结论

(1) 采用SEBM制备的Ti-48Al-2Cr-2Nb合金,其沉积态组织主要由细小的双态组织和少量等轴 γ 条带组成,经过1260 °C/4 h/150 MPa热等静压后内部残留的少量细小空洞缺陷得到消除,双态组织和等轴 γ 条带均发生粗化,等轴 γ 条带平均宽度由28.5 μm 增大至67.1 μm 。组织粗化导致Ti-48Al-2Cr-2Nb合金的平均抗拉强度下降,延伸率无明显变化。

(2) HIP态Ti-48Al-2Cr-2Nb合金经1290 °C/4 h热处

理后,仍以双态组织为主,等轴 γ 条带的平均宽度增大至115.5 μm ,且内部呈现明显层片组织特征;经1315 °C/1.5 h热处理后,等轴 γ 条带演变为平均宽度为291.4 μm 的粗大层片状组织,双态组织进一步粗化,微观组织整体呈现近层片状;经1335 °C/0.5 h热处理后,双态组织完全消失,全部转变为全层片组织,层片平均宽度增加至332.5 μm 。

(3) 热处理态Ti-48Al-2Cr-2Nb合金由双态组织向近层片和全层片组织转变时,纵向试样的平均抗拉强度由541 MPa分别减至461 MPa和390 MPa,横向试样的平均抗拉强度由584 MPa分别减至535 MPa和492 MPa。横向试样整体的力学性能高于纵向试样,这是由于等轴 γ 条带垂直于试样成形方向形成,在热处理过程中转变为粗大的层片状结构,与基体中双态组织的界面结合强度较弱,在承受纵向拉应力时容易开裂形成裂纹源,降低了合金沿成形方向的抗拉强度。

参考文献 References

- [1] Liu N, Niu J Z, Chen Y, et al. Effect of in-situ post-heating on the microstructure and tensile performance of TiAl alloys produced via selective electron beam melting[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2023, 885: 145585.
- [2] Yue H Y, Peng H, Li R F, et al. High-temperature microstructure stability and fracture toughness of TiAl alloy prepared via electron beam smelting and selective electron beam melting[J]. *Intermetallics*, 2021, 136: 107259.
- [3] Tao H, Li H Z, Wang L, et al. Improvement on high-temperature tensile strength and ductility of selective electron beam melting TiAl alloys via small-strain forging[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2023, 873: 145009.
- [4] Yue H Y, Liang Z Q, Zhang F, et al. Effect of heat treatment on the microstructure and creep properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy produced by selective electron beam melting[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2022, 859: 144224.
- [5] Bewlay B P, Nag S, Suzuki A, et al. TiAl alloys in commercial aircraft engines[J]. *Materials at High Temperatures*, 2016, 33 (4/5): 549-559.
- [6] Bewlay B P, Weimer M, Kelly T, et al. The science, technology, and implementation of TiAl alloys in commercial aircraft engines[J]. *MRS Online Proceedings Library*, 2013, 1516: 49-58.
- [7] Genç O, Unal R. Development of gamma titanium aluminide (γ -TiAl) alloys: a review[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 929: 167262.
- [8] Xu R R, Li M Q, Zhao Y H. A review of microstructure control and mechanical performance optimization of γ -TiAl alloys[J].

- Journal of Alloys and Compounds, 2023, 932: 167611.
- [9] Yue H Y, Chen Y Y, Wang X P, et al. Microstructure, texture and tensile properties of Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy produced by selective electron beam melting[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 766: 450-459.
- [10] Yue H Y, Peng H, Fan G H, et al. Microstructure and mechanical properties of Y₂O₃-bearing Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy prepared by selective electron beam melting[J]. Materials Science and Engineering A, 2022, 840: 142960.
- [11] Yue H Y, Peng H, Miao K S, et al. Significant enhancement in high-temperature tensile strength of trace nano-Y₂O₃-reinforced TiAl alloy prepared by selective electron beam melting[J]. Materials Science and Engineering A, 2023, 875: 145086.
- [12] Biamino S, Penna A, Ackelid U, et al. Electron beam melting of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy: microstructure and mechanical properties investigation[J]. Intermetallics, 2011, 19(6): 776-781.
- [13] Juechter V, Franke M M, Merenda T, et al. Additive manufacturing of Ti-45Al-4Nb-C by selective electron beam melting for automotive applications[J]. Additive Manufacturing, 2018, 22: 118-126.
- [14] Tang H P, Yang G Y, Jia W P, et al. Additive manufacturing of a high niobium-containing titanium aluminide alloy by selective electron beam melting[J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 636: 103-107.
- [15] Li W, Liu J, Wen S, et al. Crystal orientation, crystallographic texture and phase evolution in the Ti-45Al-2Cr-5Nb alloy processed by selective laser melting[J]. Materials Characterization, 2016, 113: 125-133.
- [16] Gao R, Peng H, Guo H, et al. An innovative way to fabricate γ -TiAl blades and their failure mechanisms under thermal shock[J]. Scripta Materialia, 2021, 203: 114092.
- [17] Shi Y L, Gong S L, Xu H Y, et al. Electron beam metal additive manufacturing: defects formation and in-process control[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2023, 101: 386-431.
- [18] Todai M, Nakano T, Liu T, et al. Effect of building direction on the microstructure and tensile properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy additively manufactured by electron beam melting[J]. Additive Manufacturing, 2017, 13: 61-70.
- [19] Yue H Y, Peng H, Li R F, et al. Effect of heat treatment on the microstructure and anisotropy of tensile properties of TiAl alloy produced via selective electron beam melting[J]. Materials Science and Engineering A, 2021, 803: 140473.
- [20] Li J, Zhao Z, Bai P, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of IN718 alloy fabricated by selective laser melting following different heat treatments[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 772: 861-870.
- [21] Chen L, Zhu L, Guan Y, et al. Tougher TiAl alloy via integration of hot isostatic pressing and heat treatment[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 688: 371-377.
- [22] Chlebus E, Gruber K, Kuznicka B, et al. Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Inconel 718 processed by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 639: 647-655.
- [23] Kim Y K, Youn S J, Kim S W, et al. High-temperature creep behavior of gamma Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy additively manufactured by electron beam melting[J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 763: 138138.
- [24] Kim Y K, Hong J K, Lee K A. Enhancing the creep resistance of electron beam melted gamma Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy by using two-step heat treatment[J]. Intermetallics, 2020, 121: 106771.
- [25] Seifi M, Salem A A, Satko D P, et al. Effects of HIP on microstructural heterogeneity, defect distribution and mechanical properties of additively manufactured EBM Ti-48Al-2Cr-2Nb[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 729: 1118-1135.
- [26] Wang J, Yang K, Liu N, et al. Microstructure and tensile properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb rods additively manufactured by selective electron beam melting[J]. JOM, 2017, 69: 2751-2755.
- [27] Cakmak E, Nandwana P, Shin D, et al. A comprehensive study on the fabrication and characterization of Ti-48Al-2Cr-2Nb preforms manufactured using electron beam melting[J]. Materialia, 2019, 6: 100284.
- [28] 陈玮, 杨洋, 刘亮亮, 等. 电子束增材制造 γ -TiAl 显微组织调控与拉伸性能研究[J]. 航空制造技术, 2017, 60(1): 37-41.
- [29] Lin B C, Chen W, Yang Y, et al. Anisotropy of microstructure and tensile properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb fabricated by electron beam melting[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 830: 154684.
- [30] 岳航宇, 尧有行, 杨济邦, 等. 热处理工艺对电子束选区熔化成形 TiAl 合金显微组织和硬度的影响[J]. 江苏科技大学学报, 2022, 36(2): 22-26.
- [31] Wang L, Shen C, Zhang Y L, et al. Investigation on heat treatment strategy eliminating heterogeneity and anisotropy of TiAl alloy fabricated using twin-wire directed energy deposition-arc[J]. Materials Characterization, 2022, 193: 112321.