

电子束熔化成形 Ti48Al2Cr2Nb 合金热处理后等温转变曲线及力学性能的研究

刘 凯, 李忠文, 高宇翔, 杨东野, 杨 琪

(上海工程技术大学 材料科学与工程学院, 上海 201620)

摘 要: 本实验以电子束熔化成形技术制备的 Ti48Al2Cr2Nb(Ti4822)合金为研究对象, 研究了合金在不同热处理工艺下微观结构及力学性能的变化, 并开展组织转变的动力学分析。结果表明 EBM 成形的 Ti4822 合金加热至 1360 °C 后在 1220~1280 °C 保温的过程中发生 $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变, 随着保温温度的降低, 转变速度逐渐升高, 平衡态 γ 组织的转变量从 20.01% 增加至 53.32%; 随着保温时间由 5 min 增加至 180 min, 转变速度先增加后降低。在 $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变过程动力学关系可用 Avrami 方程 $f = 1 - \exp(-kt^n)$ 预测, 其中 k 值在 $-1.94 \times 10^{-3} \sim -21 \times 10^{-3}$ 变化, n 在 0.38~0.53 间变化。对 1280 °C 保温不同时间合金的显微硬度进行测试, 保温 5 min 的合金试样显微硬度高达 506 HV_{0.1}, 随着保温时间增加, 硬度也随之降低。

关键词: 电子束熔化成形; 热处理; Ti48Al2Cr2Nb 合金

中图分类号: TG166.5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)06-1521-06

1 引言

TiAl 合金是一种以 γ -TiAl 金属间化合物为基体并含有少量 Ti₃Al 等金属间化合物的金属材料, 具有高熔点、高比强度、高比模量、密度低的特点, 尤其具有良好的高温性能, 工作温度可以达到 600~800 °C^[1-3], 是替代镍基高温合金的理想材料, 目前已成功应用于航空发动机领域, 实现了发动机大幅减重^[4-5]。然而, TiAl 合金兼具金属间化合物硬而脆的特点, 加工难度大。相比于传统加工技术, 激光选区熔化(SLM)和电子束熔化成形技术(EBM)都为较成熟的增材制造技术^[6]。但相对于激光选区熔化技术, 电子束熔化成形技术由于在真空环境下进行, 可防止试样氧化, 使用粉末粒径要求相对较低, 通过电子束扫描预热, 降低了温度梯度, 具有热应力低、成形件质量好等优点, 被认为是目前最适合 TiAl 合金成形的增材制造技术^[7-9]。

目前, 针对 EBM 加工的 TiAl 合金已有部分研究, 在 EBM 成形 TiAl 合金构件过程中, 由于较快的冷却速度和随后的循环热处理过程, 片层晶团发生不同程度的退化现象, 伴有 α 板条分解、 γ 晶粒的形成和 B2 相析出等过程, 最终得到的原始组织与传统的铸锻合金组织明显不同^[10-14]。 γ -TiAl 是一种金属间化合物, 具有较高的脆性, 在增材制造过程中也很难实现完全致密, 粉末粒径差异及设备原因都有可能产生内部缺陷进而影响性能^[15]。

Juechter^[16]和 Wimler 等^[17]通过对 Ti45Al4NbC 合金和 TNM 合金加工工艺优化, 使所生产的试样致密度大于 99.5%。Tang 等^[18]研究了 EBM 成形 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金的工艺参数, 发现当电子束束流为 8 mA 时, 成形态合金存在层间结合不良的问题, 许多区域并未连接, 呈长缝状, 这些未连接区域的内部存在一些并未熔化的颗粒。当合金的成分一定, 材料的性能取决于其微观组织, 通过热处理, 可以得到 4 种典型的 TiAl 合金组织: 全片层组织、近片层组织、双态组织及近 γ 组织^[19-20]。其中, 双态组织兼具强度与室温塑性, 综合力学性能最优。通过在两相区热处理, 可以获得双态组织, 其形成涉及 α 到 γ 的相变过程, 当前针对 EBM 成形 TiAl 合金的相变过程研究较少, 对 $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变开始的温度、转变起止时间、 γ 转变量与热处理温度的关系等尚缺乏系统的研究, 导致相关合金热处理工艺参数的准确确定和组织性能调控缺乏依据。为获得组织均匀且力学性能优异的零件, 有必要对 EBM 成形的 TiAl 合金试样进行热处理研究, 明确其热处理工艺。

本试验以电子束熔化成形技术制备的 Ti48Al2Cr2Nb(Ti4822)合金为研究对象, 研究了合金在不同热处理工艺下的微观结构及力学性能变化, 并开展组织转变的动力学分析, 以期完善 EBM 成形 TiAl 合金的热处理制度、推广 TiAl 合金的应用提供一定的理论及数据参考。

收稿日期: 2024-06-09

基金项目: 上海市 III 类高峰学科-材料科学与工程(高能束智能加工与绿色制造)

作者简介: 刘 凯, 男, 1997 年生, 硕士生, 上海工程技术大学材料科学与工程学院, 上海 201620, E-mail: 05110001@sues.edu.cn

2 实验

本试验的加工原料为采用等离子旋转电极雾化法制备的 Ti4822 合金粉末, 粉末粒径为 45~150 μm , 流动性为 29.8 s/50 g, 其成分见表 1, 将其置于 GE 公司生产的 A2X 型电子束熔化成形设备内, 并抽真空, 利用电子束作为能量源将基板加热至 1080 $^{\circ}\text{C}$, 然后对其进行选区熔化, 加工成 $\Phi 12\text{ mm} \times 80\text{ mm}$ 的圆柱形试棒, 加工的主要参数为: 扫描速度 100 mm/s、电子束束流 12 mA, 离焦电流 0 mA, 试棒轴向与水平方向垂直。

将加工的试棒沿径向切割成 $\Phi 12\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ 的圆柱形试块, 并将其置于 KSL-1700X 型高温电阻炉中进行热处理, 热处理制度如表 2 所示。参考 Ti-Al 相图^[21](图 1), 将试棒加热至 1360 $^{\circ}\text{C}$, 到温后快速冷却至两相区 (1280、1260、1240 和 1220 $^{\circ}\text{C}$) 保温不同的时间 (5~180 min) 等温处理然后水冷至室温。

将热处理后的试样分别用 180#、400#、800#、

表 1 Ti4822 粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti4822 alloy powder (wt%)

Al	Cr	Nb	Fe	C	N	O	Ti
33.6	2.61	4.85	0.037	0.017	0.009	0.015	Bal.

表 2 EBM 成形 Ti4822 合金热处理制度

Table 2 Heat treatment protocol for the EBM-formed Ti4822 alloy

No.	Heating temperature/ $^{\circ}\text{C}$	Holding temperature/ $^{\circ}\text{C}$	Holding time/min	Type of cooling
1 [#] ~11 [#]		1280		
12 [#] ~22 [#]		1260	5, 10, 15, 30,	
23 [#] ~33 [#]	1360	1240	45, 60, 75, 90,	Water-cooling
34 [#] ~44 [#]		1220	120, 150, 180	

1000#、1500# 砂纸打磨并用金刚石研磨膏抛成镜面, 采用体积比 5% HF+3% HNO₃+92% H₂O 溶液腐蚀后, 用 VHK-600K 超景深显微镜和 S-3400 型扫描电子显微镜观察试样微观形貌, 采用 Image-Pro Plus 软件对金相照片中等轴 γ 和片层组织的体积分数进行定量表征; 采用 X-pert 型 X 射线衍射仪进行物相分析, 以铜靶的 K α 线作为 X 射线辐射光源, 波长 λ 为 0.154056 nm, 采用步进式扫描, 步长 0.02 $^{\circ}$, 扫描范围为 20 $^{\circ}$ ~90 $^{\circ}$; 采用数字显微硬度计测试试样热处理前后的硬度, 载荷 50 gf, 保持时间 15 s。

3 结果与讨论

3.1 物相分析

图 2 为 EBM 成形态 Ti4822 合金试样及 1280 $^{\circ}\text{C}$ 保温不同时间后水冷试样的 XRD 图谱。试样的衍射曲线中出现了较强的 γ 相 (TiAl) 衍射峰和 α_2 相 (Ti₃Al) 衍射峰, 在 1280 $^{\circ}\text{C}$ 保温 60 min 的试样可观察到微弱的 B2 相衍射峰, 说明热处理前后的合金均以 γ 相和 α_2 相为主。与未热处理的试样相比, 在 1280 $^{\circ}\text{C}$ 保温 5 分钟后水冷的试样 α_2 相衍射峰强度和数量显著增加, 而 γ 相衍射峰强度相对减弱。这说明保温 5 min 后水冷试样的 α 相含量明显多于未处理试样。对比在 1280 $^{\circ}\text{C}$ 保温 15、30 和 60 min 合金试样的衍射图谱可知, 随保温时间的延长, α_2 相衍射峰强度呈逐渐下降趋势, 这表明相含量逐渐下降。由 Ti-Al 相图 (图 1) 可知, Ti4822 合金加热至 1360 $^{\circ}\text{C}$ 得到的全为单相 α 相, 在冷却至 1315 $^{\circ}\text{C}$ 以下开始析出等轴状的 γ 相, 继续冷却至 1120 $^{\circ}\text{C}$, 剩余的 α 相转变为共析的 ($\gamma+\alpha_2$) 片层组织。本试验在 1280 $^{\circ}\text{C}$ 保温, 随着保温时间的延长, 先共析的等轴 γ 相含量逐渐增加, 剩余的 α 相逐渐减少, 导致 α_2 相含量降低。保温 60 min 水冷的试样可检索到 B2 相衍射峰, 文献[22~23]介绍, B2 相为高温 β 相的低温有序相, 通常沿晶界分布, 其形成与 Cr、Nb 元素的不充分扩散有关。当保温时间至 120 min 时, B2 相衍射峰消失, γ 相含量稍多。

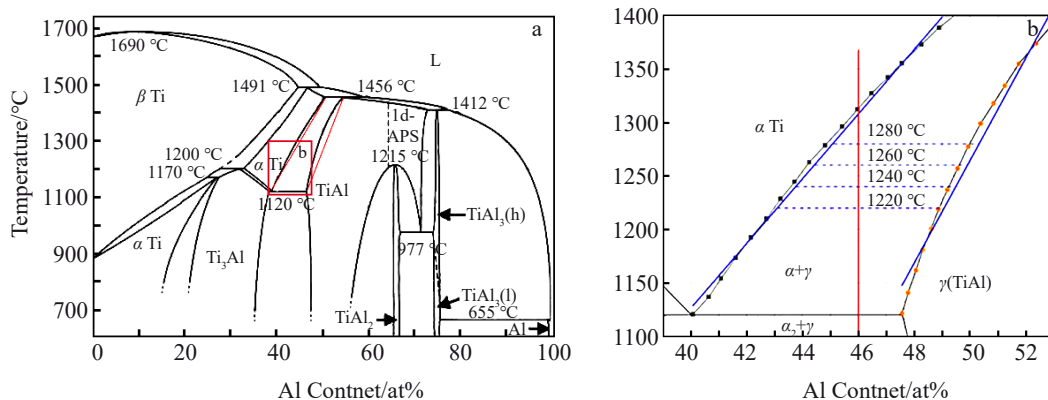


图 1 Ti-Al 合金相图

Fig.1 Phase diagram (a) and enlarged view (b) of the Ti-Al alloy^[21]

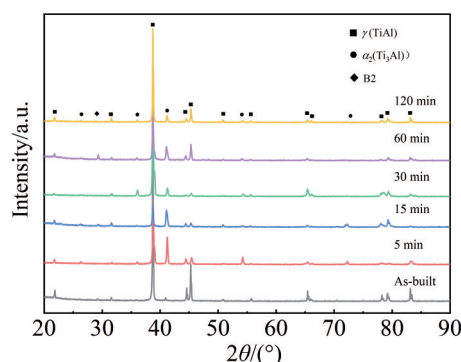


图2 EBM成形态 Ti4822 合金试样及 1280 °C 保温不同时间后水冷试样的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of the EBM-formed Ti4822 alloy specimens and water-cooled specimens after holding at 1280 °C for different holding times

3.2 显微组织分析

图3为EBM成形态 Ti4822 合金试样及 1280 °C 保温不同时间后水冷试样的显微组织。如图 3a、3b 所示,未处理合金试样由先共析的等轴 γ 组织和共析的片层组织 ($\gamma+\alpha_2$) 组成。对未处理试样的化学成分进行 EDS 测试,其中 Al 元素的质量分数为 32.12%,转换为原子分数约为 46%,Ti、Cr 和 Nb 的质量分数分别为 59.96%、2.21% 和 5.71%。

经过热处理后,合金组织的形貌及含量发生明显改变。由于经过 1360 °C 的高温加热过程,晶粒发生了明显的长大,导致先共析的 γ 组织和片层组织粗化,随着 1280 °C 保温时间的延长,等轴 γ 组织的体积分数逐渐增加,由 3.90% 增加至 20.01% (图 3c~3j),且在 120 min 左右接近于最大值,说明此时 $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变基本结束,这与 XRD 结果大致相同。

Hernandez 等^[24]的研究指出,EBM 过程中熔池的尺寸、温度、状态均会影响 Al 元素的分布,在富 Al 区, α_2 相会逐渐溶解,同时促进球形 γ 相生长;在贫 Al 区, α_2 相容易集中分布,并在 γ 晶界产生钉扎作用,从而形成 γ 相条带。有研究^[25]指出 TiAl 合金 B2 相中 Al 元素的含量略低于其理想成分,这表明 β 晶粒与 β - γ TiAl 合金成分相似。 γ 组织按照形成温度和形貌分为两种,一种是在 $\gamma+\alpha$ 两相区形成的先共析 γ 组织,其以等轴晶粒的形态集中分布于 α 相晶界处,如图 3f 所示。另一种 γ 组织形成于 1120 °C 以下,与 α_2 以片层的形态交替排布。将片层组织放大后发现,在每一条 α_2 片层的内部,均存在细小、弥散、沿着与 α_2 片层长轴呈一定角度平行排列的条状结构,如图 3k 所示,分析此过程如下:随冷却温度降低,片层组织内的 α_2 片层的溶解度下降,处于过饱和状态,在其内部析出 γ 条状结构,由于此时的析出温度相对较低, γ 条状结

构的尺寸很细,且无法长大,这也与 Lin^[26]的研究相符合。

图 4 为 EBM 成形态 Ti4822 合金试样水平截面的 TEM 图片,图中可以观察到尺寸稍大的 γ 晶粒。在 EBM 熔合金粉末的过程中,粉未经电子束熔化迅速液化又凝固,产生大量的位错。如图 4a 所示 γ 晶粒内部存在大量的位错。图 4b 能观察到片层厚度在 150~240 nm 之间的 γ 片层组织。图 4c 为 γ 相的电子衍射花样,主斑点为 γ 相的 $[\bar{1}10]$ 带轴衍射。

3.3 相变动力学研究

采用金相定量分析法并借助 Image-Pro Plus 软件,对 EBM 成形的 Ti4822 合金在 1220~1280 °C 保温 5~180 min 得到的金相照片中 等轴 γ 组织的体积分数进行测量统计,汇总的数据如图 5 所示:从图中可以看出,各温度下 γ 组织的转变量与时间的关系接近 S 型曲线,随着保温温度的降低, γ 组织的转变速度逐渐升高,平衡态转变量逐渐增加;随着保温时间的增加, γ 组织的转变速度先增加后降低,在保温 120 min 左右,转变接近平衡状态,先共析 γ 组织的体积分数变化很小或不再变化。

参考 Ti-Al 相图 (图 1b),根据杠杆定理,可以计算出 1220、1240、1260 和 1280 °C 平衡状态下等轴 γ 组织的体积分数分别为:49.1%、39.5%、28.9% 和 17.3%,本试验采用金相法统计的最终转变量分别是 53.32%、35.35%、24.30% 和 20.01%,两者比较符合。

在两相区, $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变可以参照扩散性脱溶相变的动力学模型进行分析,影响相变速度的因素主要有 Ti、Al 原子间的扩散速度和相变的驱动力大小,其中,随着转变温度降低,Ti、Al 原子间的扩散速度降低,由于等温温度较高,对扩散速度的影响较小,当等温温度越低,相变驱动力越大,因而 $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变速率越快。该过程中转变量与时间的关系可以用 Avrami 方程描述,其表达式为:

$$f = 1 - \exp(-kt^n) \quad (1)$$

式中, f 表示转变量, t 表示转变时间, k 为速率常数, n 表示 Avrami 指数。

将上述不同温度下的转变量与时间的关系曲线更改坐标系绘制,将 $f-t$ 坐标系更改为 $\lg[\ln(\frac{1}{1-f})] - \lg t$ 坐标,将曲线转换为直线,并进行拟合,得到的结果图 6 所示。

由拟合结果可知,1220~1280 °C 等温对应的直线拟合度 R_2 依次为 0.96208、0.98164、0.99801 和 0.98433,整体拟合度良好。将 Avrami 方程做适当变换,得到等式:

$$f = 1 - \exp(-2.06 \times 10^{-2} t^{0.38}) \quad (1220 \text{ °C}) \quad (2)$$

$$f = 1 - \exp(-8.92 \times 10^{-3} t^{0.43}) \quad (1240 \text{ °C}) \quad (3)$$

$$f = 1 - \exp(-9.09 \times 10^{-3} t^{0.38}) \quad (1260 \text{ °C}) \quad (4)$$

$$f = 1 - \exp(-1.94 \times 10^{-3} t^{0.53}) \quad (1280 \text{ °C}) \quad (5)$$

由图 7 可知,随着保温温度的降低,先共析 γ 组织的转

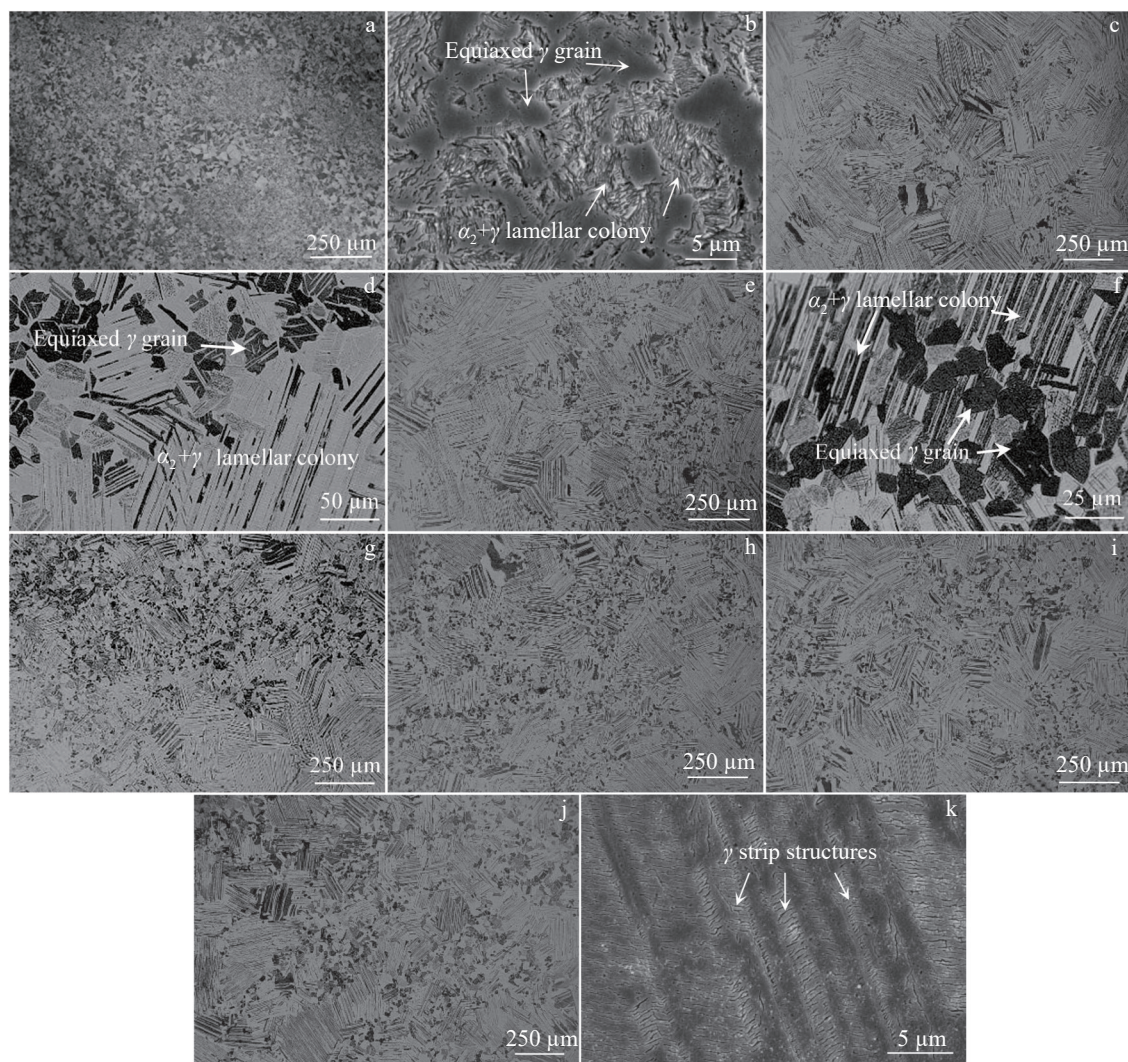


图3 EBM成形态 Ti4822 合金试样及 1280 °C 保温不同时间后水冷试样的显微组织

Fig.3 Microstructures of the EBM-formed Ti4822 alloy specimens and water-cooled specimens after holding at 1280 °C for different holding times: (a–b) as-built, (c–d) 1280 °C/5 min, (e–f) 1280 °C/30 min, (g) 1280 °C/60 min, (h) 1280 °C/120 min, (i) 1280 °C/150 min, (j) 1280 °C/180 min, and (k) magnification of the lamellar phase

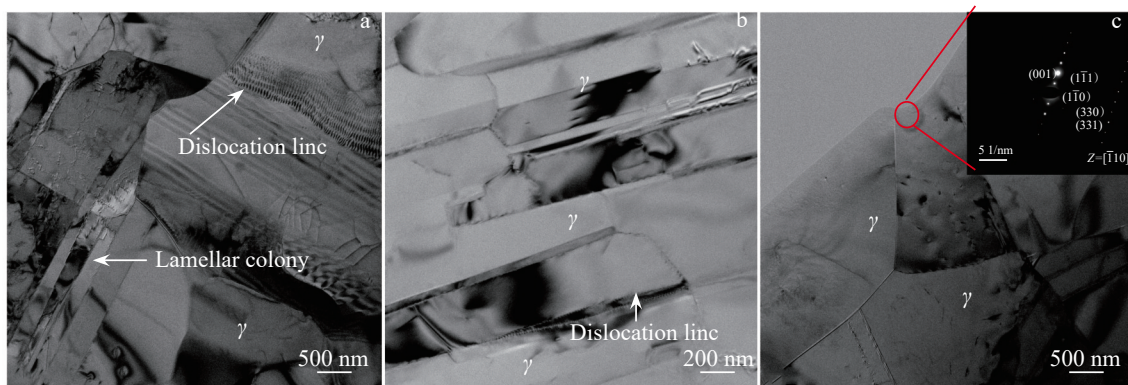


图4 EBM成形态 Ti4822 合金的 TEM 照片及电子衍射花样

Fig.4 TEM images (a–b) and electron diffraction pattern (c) of EBM-formed Ti4822 alloy

变速度逐渐加快。在两相区, $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变可以参照扩散型脱溶相变的动力学模型进行分析。影响相变速度的因素主要

有溶质原子的扩散速度和相变的驱动力。溶质原子扩散速度的大小取决于 Ti、Al 原子本身及其所处体系的温度和压

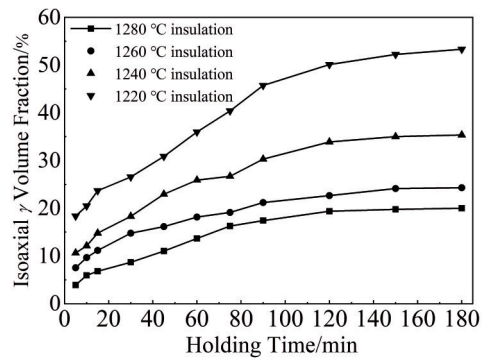


图5 不同温度保温先共析 γ 组织体积分数随时间的变化
Fig.5 Change in volume fraction of the first eutectic γ -phase with holding time

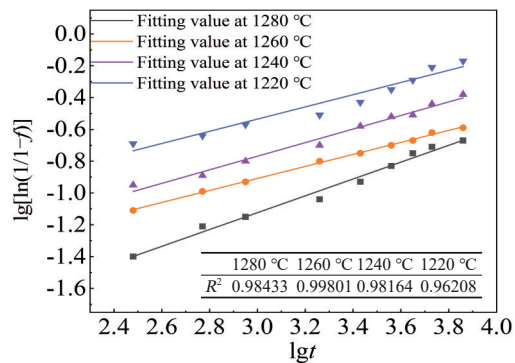


图6 不同保温温度下动力学方程的拟合值与试验值
Fig.6 Fitting values and experimental values of kinetic equations at different holding temperatures

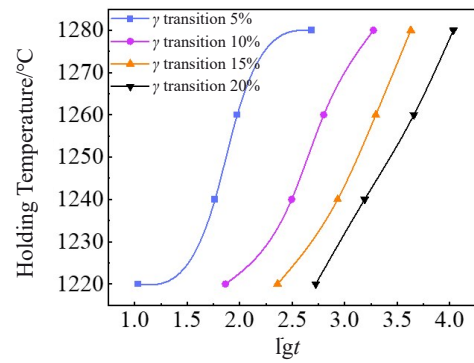


图7 EBM成形的 Ti4822 合金在两相区等温转变的 TTT 图
Fig.7 TTT diagram of isothermal transition in the two-phase region of the EBM-formed Ti4822 alloy

力。在等温过程中,温度是影响扩散速度的主要因素,本试验在 1220~1280 °C 的高温下进行,且等温温度差仅为 20 °C,溶质原子扩散速度变化不大,故 $\alpha\rightarrow\gamma$ 转变速度主要由相变驱动力决定。随着等温温度降低,过冷度增大,相变驱动力增加,因而 $\alpha\rightarrow\gamma$ 转变速度加快。

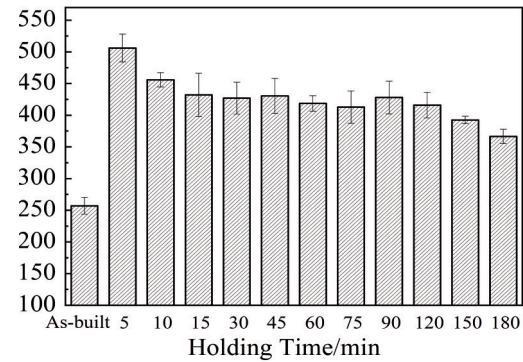


图8 EBM成形态 Ti4822 合金试样及 1280 °C 保温不同时间后水冷试样的显微硬度
Fig.8 Microhardness of the EBM-formed Ti4822 alloy specimens and water-cooled specimens after holding at 1280 °C for different holding times

3.4 力学性能

图8为EBM成形态 Ti4822 合金试样及 1280 °C 保温不同时间后水冷试样的显微硬度。EBM 成形态合金的显微硬度为 257 HV_{0.1},经过热处理,所有试样的显微硬度均有显著提升,保温 5 min 的试样显微硬度最高,为 506 HV_{0.1}。结合 XRD 衍射图谱可知,保温 5 min 的试样 α_2 相含量最多。相对于 γ 相, α_2 是一种硬度和脆性较高的相^[27],能够起到第二相强化的效果。同时由于保温时间较短,片层组织晶粒尺寸细小,起到细晶强化的效果,两种强化机制共同作用,提高了试样的显微硬度。随着保温时间的延长,先共析等轴 γ 相逐渐增多,但是变化较为缓慢,而且此时晶粒粗化并不明显,试样的显微硬度总体呈缓慢下降趋势,但是变化不大。保温 120 min,各相成分基本稳定。继续延长保温时间,试样的显微硬度下降明显,保温 180 min 的试样显微硬度为 366 HV_{0.1}。这是由于随保温时间增加,片层组织持续生长,晶粒尺寸增大,其内部片层粗化,晶界密度降低,晶界原子扩散的阻力减小,使得试样显微硬度下降。

4 结 论

- 1)EBM 成形的 Ti4822 合金加热至 1360 °C 后在 1280 °C 保温的过程中发生 $\alpha\rightarrow\gamma$ 转变,随着保温时间增加, γ 相含量逐渐增加,等轴 γ 组织的体积分数由 3.90% 增加至 20.01%,保温 120 min 后,等轴 γ 组织的体积分数接近平衡状态,此时 $\alpha\rightarrow\gamma$ 转变基本结束,各相成分趋于稳定。
- 2)在 $\alpha\rightarrow\gamma$ 转变过程中,随着保温时间增加,转变速度先增加后降低。随着保温温度由 1280 °C 降低至 1220 °C,转变速度逐渐升高,平衡态 γ 组织的转变量从 20.01% 增加至 53.32%。 $\alpha\rightarrow\gamma$ 转变过程动力学关系可用 Avrami 方程预测,其中 k 值在 $-1.94\times 10^{-3}\sim -21\times 10^{-3}$ 变化, n 在 0.38~0.53 间变化。

3)对 1280 °C 保温不同时间后合金的显微硬度进行测试。保温 5 min 的合金试样显微硬度最高为 506 HV_{0.1},随着保温时间的延长,合金的显微硬度逐渐下降,保温 180 min 试样的显微硬度为 366 HV_{0.1}。

参考文献

References

- [1] Xu Runrun, Li Miaoquan, Zhao Yonghao. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 932: 167611
- [2] Wu Junqin(吴军琴), Li Siying(李思颖), Wang Yupeng(王玉鹏) *et al. Titanium*(钛工业进展)[J], 2024, 41(1): 25
- [3] Duan Baohua, Yang Yuchen, He Shiyu *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 909: 164811
- [4] Kumar L J, Krishnadas Nair C G. *Advances in 3D Printing & Additive Manufacturing Technologies*[M]. Singapore: Springer, 2017
- [5] Sinha A, Swain B, Behera A *et al. Journal of Manufacturing and Materials Processing*[J], 2022, 6(1): 16
- [6] Emiralioğlu A, Ünal R. *Journal of Materials Science*[J], 2022, 57(7): 4441
- [7] Chen Y, Yue H, Wang X *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 142: 584
- [8] Biamino S, Penna A, Ackelid U *et al. Intermetallics*[J], 2011, 19(6): 776
- [9] Tang Huiping(汤慧萍), Li Huixia(李会霞), Che Qianying(车倩颖) *et al. Precision Forming Engineering*(精密成形工程)[J], 2022, 14(11): 30
- [10] Fang Xingchen(方星辰), Li Zhongwen(李忠文), Yu Zhishui(于治水). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(3): 1011
- [11] Schwerdtfeger J, Körner C. *Intermetallics*[J], 2014, 49: 29
- [12] Todai M, Nakano T, Liu T *et al. Additive Manufacturing*[J], 2017, 13: 61
- [13] Yue Hangyu, Peng Hui, Li Ruifeng *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 803: 140473
- [14] Yue Hangyu, Liang Zhenquan, Zhang Feng *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 859: 144224
- [15] Li Wei, Liu Jie, Zhou Yan *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 688: 626
- [16] Juechter V, Franke M M, Merenda T *et al. Additive Manufacturing*[J], 2018, 22: 118
- [17] Wimler D, Lindemann J, Reith M *et al. Intermetallics*[J], 2021, 131: 107109
- [18] Tang H P, Yang G Y, Jia W P *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 636: 103
- [19] Yang Guangyu, Jia Wenpeng, Zhao Pei *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2016, 45(7): 1683
- [20] Yan Mengjie, Yang Fang, Zhang Hongtao *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 942: 169058
- [21] Witusiewicz V T, Bondar A A, Hecht U *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 465(1): 64
- [22] Tebaldo V, Faga M G. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2017, 244: 289
- [23] Yue Hangyu, Chen Yuyong, Wang Xiaopeng *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 750: 617
- [24] Hernandez J, Murr L E, Gaytan S M *et al. Metallography, Microstructure, and Analysis*[J], 2012, 1(1): 14
- [25] Gussone J, Hagedorn Y C, Gherekhloo H *et al. Intermetallics*[J], 2015, 66: 133
- [26] Lin Bochao, Chen Wei, Yang Yang *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 830: 154684
- [27] Li Wei, Li Ming, Yang Yi *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 731: 209

Isothermal Transformation Curve and Mechanical Properties of Ti48Al2Cr2Nb Alloy Prepared by Electron Beam Melting after Heat Treatment

Liu Kai, Li Zhongwen, Gao Yuxiang, Yang Dongye, Yang Qi

(School of Materials Science and Engineering, Shanghai University of Engineering Science, Shanghai 201620, China)

Abstract: The Ti48Al2Cr2Nb(Ti4822) alloy specimens were processed by electron beam melting (EBM) technique and heat-treated. The microstructure and mechanical properties of the alloy were investigated by ultra-depth microscope, scanning electron microscope, X-ray diffractometer and microhardness tester. The kinetics of microstructure transformation was also analyzed. The EBM-formed Ti4822 alloy undergoes an $\alpha \rightarrow \gamma$ transition after heating to 1360 °C and holding at 1220–1280 °C. With the decrease in holding temperature, the transformation rate gradually increases, and the transformation of equiaxed γ phase increases from 20.01% to 53.32%. As the holding time increases from 5 min to 180 min, the transition rate first increases and then decreases. The kinetic relationship of the $\alpha \rightarrow \gamma$ transition could be predicted using the Avrami equation: $f = 1 - \exp(-kt^n)$, for which k varies from -1.94×10^{-3} to -21×10^{-3} and n varies from 0.38 to 0.53. The microhardness of alloys held at 1280 °C is tested for different times, and that of alloy specimen held for 5 min reaches 506 HV_{0.1}.

Key words: electron beam melting; heat treatment; Ti48Al2Cr2Nb alloy

Corresponding author: Li Zhongwen, Ph. D., School of Materials Science and Engineering, Shanghai University of Engineering Science, Shanghai 201620, P. R. China, E-mail: lizw@sues.edu.cn