

TiAl 合金冷却相变研究进展及细晶组织调控

杨劫人^{1,2} 张小干^{2,3} 曹 蓓² 高子彤² 胡 锐² 陈瑞润⁴

(1.四川大学材料科学与工程学院; 2.西北工业大学凝固技术国家重点实验室; 3.中航飞机股份有限公司;
4.哈尔滨工业大学金属精密热加工国防科技重点实验室)

摘 要 TiAl 合金是目前航空航天轻质高温结构的热点材料,其最终显微组织很大程度上决定于其冷却过程。由于 TiAl 合金相图和相变的复杂性,通过冷却过程控制,获得细晶组织结构成为关注的重要问题。综述了 TiAl 合金冷却相变的研究成果,并给出了关于 Ti-48Al-4Nb-2Cr 合金相关的进展:首先介绍了 TiAl 合金的凝固路径与相变行为,然后分别分析了连续冷却转变(CCT)和等温冷却转变(TTT)行为。进一步建立了 Ti-48Al-4Nb-2Cr 合金 CCT 图,并指导获得了一种细晶近片层组织。

关键词 TiAl 合金;冷却相变;CCT;TTT;细晶组织

中图分类号 TG146.23 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.02.003

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Research Progress in Cooling Phase Transformation of TiAl Alloy and Control of Fine-grained Microstructure

Yang Jieren^{1,2}, Zhang Xiaogan^{2,3}, Cao Bei², Gao Zitong², Hu Rui², Chen Ruirun⁴

(1.School of Materials Science and Engineering, Sichuan University; 2.State Key Laboratory of Solidification Technology, Northwestern Polytechnical University; 3.AVIC Aircraft Co., Ltd.;
4.National Key Laboratory for Precision Hot Processing of Metals, Harbin Institute of Technology)

Abstract: TiAl alloy is the current hot-spot material of lightweight high-temperature structure in aerospace engineering, of which the final microstructure is largely determined by its cooling process. Due to the complexity of the phase diagram and phase transition of TiAl alloys, it has become an important issue to obtain a fine-grained structure by controlling the cooling process for engineering research. The results of cooling transformation of TiAl alloy were reviewed, and the progress in Ti-48Al-4Nb-2Cr alloy was presented including expounding the solidification path and phase transformation behavior of TiAl alloy firstly, then the continuous cooling transformation (CCT) and isothermal cooling transformation (TTT) behaviors. Furthermore, a CCT diagram of Ti-48Al-4Nb-2Cr alloy was established and a fine-grained NL (FGNL) microstructure was obtained.

Key Words: TiAl Alloy, Cooling Phase Transformation, CCT, TTT, Fine-grained Microstructure

TiAl 合金作为轻质、高强、耐热的高温结构材料,在航空航天、汽车工业等领域有广阔的应用前景^[1~3],GE 公司率先在 GE-n90 发动机上应用了 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金,作为第 6、7 级低压涡轮叶片,实现了发动机的大幅减重^[4]。通常, TiAl 合金热处理过程中易发生连续冷却转变, Nb 等合金元素的加入使得冷却过程中铸锭和铸件易发生微观偏析,导致凝固组织不均匀且增大开裂倾向,降低材料的力学性能,同时还会增大 TiAl 合金后续的加工难度。

目前,在热处理调控显微组织时,通过各相区温度

控制、冷速控制可以获得不同的显微组织,改善其性能。热处理工艺如炉冷、空冷、水冷、恒温等,多是在连续冷却转变(Continuous-cooling-transformation, CCT)或等温转变(Time-temperature-transformation, TTT)过程中完成, TiAl 合金在冷却过程中经历不同转变温度区,会先后发生多种转变。而且,温度和冷却速率不同,可能发生的相变类型也不同,转变的相对程度也会有差异,最终获得不同的显微组织和合金性能。由于 TiAl 合金的冷却转变动力学与相变特征对实际热处理工艺制定、组织调控具有重要意义,所以对其进行深入讨论

收稿日期:2020-06-21
基金项目:国家自然科学基金资助项目(51774238);陕西省自然科学基金资助项目(2020JM-086);凝固技术国家重点实验室自主课题资助项目(2020-TS-05)
第一作者简介:杨劫人,男,1984 年出生,副教授,西安(710072),E-mail: yangjieren@nwpu.edu.cn
引用格式:杨劫人,张小干,曹蓓,等. TiAl 合金冷却相变研究进展及细晶组织调控[J]. 特种铸造及有色合金, 2021, 41(2):142-147.
YANG J R, ZHANG X G, CAO B, et al. Research progress in cooling phase transformation of TiAl alloy and control of fine-grained microstructure[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(2):142-147.

和研究很有价值。

1 凝固路径与相变行为

1.1 液-固相变行为

图 1 为 Ti-Al 二元相图^[5], γ -TiAl 合金呈现出典型的包晶凝固特征且包含了两个包晶反应: $L + \beta \rightarrow \alpha$ 和 $L + \alpha \rightarrow \gamma$ 。合金凝固路径对成分十分敏感。Al 含量在 44%~55% 内时, Ti-Al 合金有 3 种凝固路径: α 相凝固、 β 相凝固及 γ 相凝固。以初生 β 相的包晶凝固合金为例, 其平衡凝固路径为: $L \rightarrow L + \beta \rightarrow L + \alpha \rightarrow \alpha \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 。合金初生相为 $\langle 100 \rangle_\beta$ 相, 呈十字树枝晶状。由于凝固过程的溶质再分配, 组织中会出现枝晶偏析, 枝晶干区域为 α_2/γ 片层团组织, Nb、Cr 等元素会在枝晶干上富集; 枝晶间液相区域富集 Al, 最后凝固生成 γ 单相^[6], 这种偏析称为凝固偏析^[7]。在包晶过程中, $L + \beta + \alpha$ 三相共存, 此时 α 相一方面通过相变不断消耗 β 相, 且两者之间满足 Burgers 的位向关系^[8]: $\{110\}_\beta \parallel \{0001\}_\alpha$, $\langle 111 \rangle_\beta \parallel \langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha$ ^[9], 另一方面不断消耗液相, 直至包晶反应结束。残余液相依附在包晶 α 相上继续凝固析出 α 相, 至液相被消耗尽, 此时组织完全由 α 相组成。但是实际凝固过程中冷速较快, 溶质原子扩散受到抑制, 凝固过程通常为近/非平衡凝固。

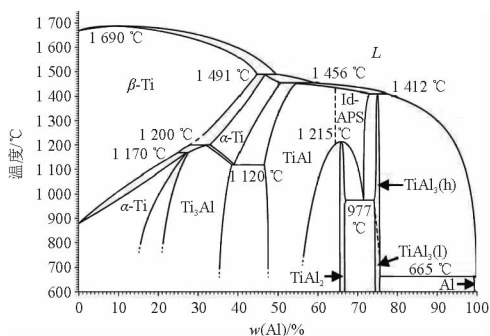


图 1 Ti-Al 二元相图^[5]

Fig.1 Ti-Al binary phase diagram^[5]

另一类低 Al 含量的 β 凝固 TiAl 合金不经历包晶相变过程, 其相变路径为: $L \rightarrow L + \beta \rightarrow \beta \rightarrow \alpha + \beta \rightarrow \alpha \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 。由于 TiAl 合金的凝固路径对成分极为敏感, 凝固过程中由于凝固偏析的存在可能会导致不同区域凝固路径不同。HUANG Z W^[10] 对 Ti-44Al-8Nb-1B 以及 Ti-44Al-5Nb-0.85W-0.85B 合金铸锭中的凝固偏析区域研究后发现, Al 的偏析导致枝晶间产生了包晶 α 相。YANG G 等^[11]、BLACKBURN M J 等^[12] 分别在 Ti-45Al-8.5Nb-(W, B, Y)、Ti-44Al-5Nb-1W-1B 合金以及 Ti-46Al-5Nb-1W-1B 合金中也发现了同样的现象, 即合金的凝固路径由单一的 β 凝固变为枝晶干的 β 凝固和枝晶间的包晶凝固。

1.2 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变特征

当 β 凝固合金不经历包晶凝固时, 单相 β 组织冷却后会进一步析出 α 相, 理论上存在十二种 α 变体, 且在较慢冷速下为非 Burgers 关系。 α 相生长伴随着 Al、Nb 的扩散, Al 向 α 相中扩散, 而 Nb 富集在残余 β 相中^[13], 起到稳定 β 相作用, 在随后冷却中发生 $\beta \rightarrow B2$ 有序化转变, 称为 $\beta/B2$ 偏析, 通常分布在片层团界面处。 $\beta/B2$ 相为 BCC 结构, 高温下具有较多可开动滑移系, 有利于 TiAl 合金的高温变形。然而, 室温下 B2 相脆性大, 在受载过程中会成为裂纹源及裂纹扩展通道。

当冷速较快时, α 相与 β 基体满足 Burgers 取向关系: $(0001)_\alpha \parallel \{110\}_\beta$, $(11\bar{2}0)_\alpha \parallel (111)_\beta$, α 相的 $(0001)_\alpha$ 由 6 个 β 相组成的 $\{110\}_\beta$ 面上析出 12 个变体, 其“多重形核作用”使枝晶干区域片层团发生细化^[14]。由于变体选择效应进一步使 α 相的取向不随机, 在后续的冷却过程中会形成具有择优取向的片层结构, 即相变织构, 这种相变织构多与 Burgers α 相有关。

值得注意的是, 枝晶间和枝晶干成分的差异导致其凝固路径不同。富 Nb 枝晶干的相变路径为: $L \rightarrow L + \beta \rightarrow \beta \rightarrow \alpha + \beta \rightarrow \alpha \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha_2 + \gamma$, 而枝晶间富 Al 区域不经历 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变, 其相变路径为: $L \rightarrow L + \beta \rightarrow \alpha_p \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha_2 + \gamma$, 由包晶 α 相 (α_p) 直接形成片层结构, 并决定片层团尺寸。因此, 相变路径的差异导致了不均匀的显微组织, 枝晶间片层团较为粗大而枝晶干片层团尺寸细小。

1.3 α 相的分解

由图 1 可知, 随着温度降低, α 相在高温下会发生分解, 冷却速度的不同会影响合金中原子的扩散, 进而形成不同的显微组织。冷速较慢时, 发生片层化转变 $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha_2 + \gamma$; 中等冷速下, 发生 $\alpha \rightarrow \gamma_w$ (魏氏体组织) 和 $\alpha \rightarrow \gamma_F$ (羽毛状组织) 相变^[15]; 较快冷速下, 发生 $\alpha \rightarrow \gamma_F$ 、 $\alpha \rightarrow \gamma_m$ (块状转变) 相变^[16]。实际上, 共析反应 $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 很难发生, 这是由于 α_2 与 γ 两相形成热动力学的巨大差异: $\alpha \rightarrow \alpha_2$ 为有序化转变, 而 $\alpha \rightarrow \gamma$ 为扩散型的形核长大相变, 前者相较于后者更加容易, 因此实际上发生的是 $\alpha \rightarrow \gamma$ 。 α 相在缓慢冷却下发生的分解反应类型与合金成分 (Al 含量) 有关: Al 含量高时, α 会先分解成 γ 片层, 后有序化为 α_2 相, 即 $\alpha \rightarrow L (\alpha + \gamma) \rightarrow L (\alpha_2 + \gamma)$ 相变过程; 在低 Al 合金中, α 相会先有序化为 α_2 相, 再析出 γ 片层, 即 $\alpha \rightarrow \alpha_2 \rightarrow L (\alpha_2 + \gamma)$ 相变过程^[17]。

1.4 α_2/γ 片层结构的形成

DEY S R 等^[18] 研究了 $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 片层转变过程, 见图 2。图 2i 是 $\alpha \rightarrow \alpha_2$ 有序化转变, 鉴于有序相 α_2 、 γ 相

的低化学扩散率,所以一般认为有序化反应后即代表了片层转变的结束。片层形成过程首先经过晶体结构的转变(HCP→FCC),具体如下: α 相中的 Shockley 不全位错不断增殖使局部区域产生 FCC 层错堆垛,在六方晶系中每两个基面插入一个堆垛层错,致使晶型转变, γ 片层在此处形核,见图 2b。随后, γ 相的 6 种变体自由生长,随机相遇,不同 γ 变体互相交织形成 γ 片层,见图 2c,一个 γ 片层中包含了很多有序畴和反向畴。片层结构中 γ 片层与 α/α_2 片层保持着 Blackburn 的位向关系: $\{111\}_\gamma || [0001]_{\alpha/\alpha_2}, <110>_\gamma || <1120>_{\alpha/\alpha_2}$ ^[19]。因此,片层结构中 $\gamma/\alpha(\alpha_2)$ 之间呈共格界面,整齐平直,稳定性高。

图 2d~图 2f 给出了 γ 片层长大的 3 种机制:图 2d 为 γ/α 界面受界面原子迁移控制的生长模式,在低冷速及低过冷下发生,会导致片层结构粗化。图 2e 模式下新片层沿着 γ/α 界面形核,并和相邻 γ 片层保持孪生关系。这种孪生片层在低温下形成,界面运动占据主导地位,所以这些片层宽度较原生片层小。形核和生长过程伴随着片层粗化及有序化反应。KLEIN T 等^[20] 研究表明,片层的横、纵向加宽由“台阶扭转机制”控制,原子迁移至台阶处实现成分改变进而生长。图 2f 模式在快速冷却及高过冷度下普遍存在,由于较高的相变驱动力,新的 γ 相会连续形核并生长成新片层。

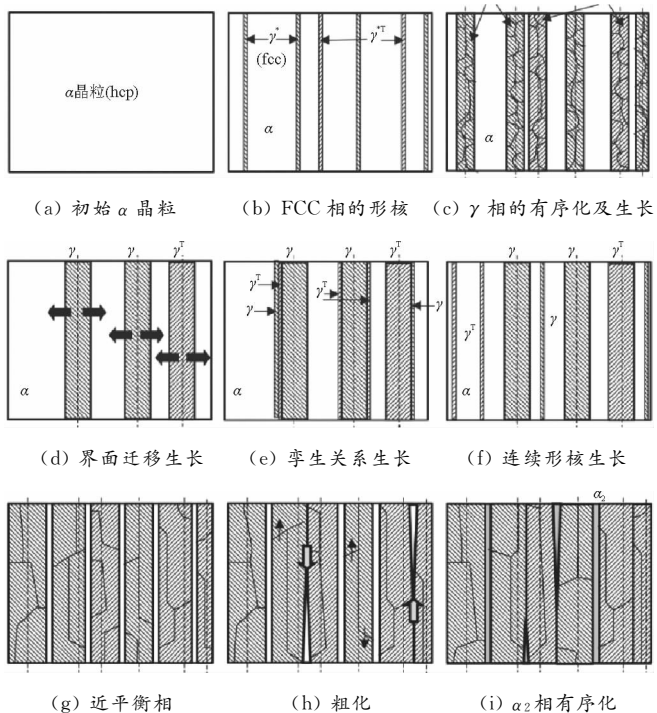


图 2 初始 $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 片层转变示意图

(为简易图形,有序畴并未在图 2d~图 2f 中表示)^[18]

Fig.2 Schematic diagram of initial $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ lamellar structure transformation (for simplicity, order domains are not shown in figure d to f)^[18]

2 连续冷却转变(CCT)

为研究连续冷却过程中相变,HU D 等^[21] 将 Ti-46Al-2Nb-2Cr-1B 合金加热至 1 450 °C (β 单相区)后采在 1~500 °C/s 冷速下冷却,发现在 1~5 °C/s 冷速下形成片层结构,且冷速越快片层越细,而在 10~500 °C/s 的冷速间会形成羽毛状组织或块状组织。图 3 为不同合金成分连续冷却转变后的室温组织。

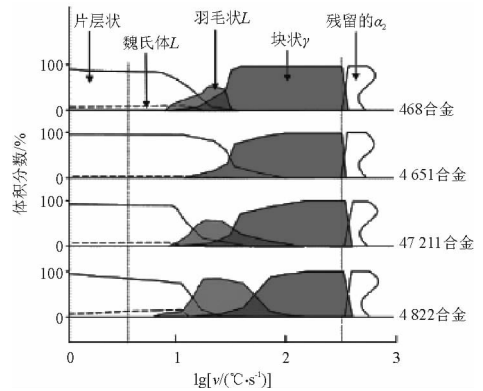


图 3 不同成分 TiAl 合金的显微组织与冷速之间的关系^[21]

Fig.3 The relationship between microstructure and cooling rate of various TiAl-based alloys of different compositions^[21]

ERDELY P 等^[22] 将 Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B (TNM)合金加热至 1 235 °C 后保温 10 min,以 35、300、500、900、1 200 K/min 的冷速冷至 600 °C 后淬火,发现 $\alpha \rightarrow \alpha_2$ 和 $\beta \rightarrow B2$ 的有序化转变温度随冷速增加而降低。同时,发现在冷却过程中 γ 相有 3 种不同的来源:从 α/α_2 相中析出 γ 片层,从 β 相中直接析出 γ 相,以及从已经存在的 γ 晶粒和粗化的 γ 片层中析出。YANG J R 等^[23] 研究了高 Nb-TiAl 合金的连续冷却转变过程,见图 4。

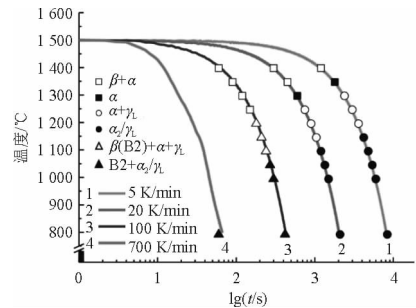


图 4 Ti-45Al-8.5Nb-(W, B, Y)合金连续冷却转变组织形成示意图^[23]

Fig.4 Schematic diagram of continuous cooling transformation structure formation of Ti-45Al-8.5Nb-(W, B, Y) alloy^[23]

在 5 K/min 冷速下,最终获得全片层组织结构。随着冷速增加,相变相比平衡状态有所滞后。20 K/min 冷速时, α 单相区和 $\alpha \rightarrow \gamma_L$ 相变开始温度降低约 50 K。研究发现, α 相的形核过冷度随着冷速增加而增

加,表明相变温度不仅受化学成分影响,而且还受冷速影响。即使如此,在 20 K/min 下仍可获得没有 β /B2 相残余的全片层组织。当进一步提高冷速时, α 相的形核过冷度增加,大多数 α 晶粒在 β 晶界和硼化物上形核并沿择优方向生长,呈现出 Widmanstätten 板条形态。在冷速为 100 K/min 和 700 K/min 情况下, $\beta \rightarrow \alpha$ 相变被抑制,大量白色衬度的 β /B2 相残留在片层团边界,形成近片层组织。

3 等温冷却转变(TTT)

等温冷却转变时调控金属材料显微组织的重要手段,可利用淬火法、电阻法测定相转变量,建立其等温相变的 JMA 动力学方程^[24]。对于相变过程复杂的 TiAl 合金,POULY P 等^[25]将 Ti-45Al-2Nb-2Cr 和 Ti-48Al-2Nb-2Mn 加热至 1 380 ℃ 保温 1 h 后快冷至 1 250~1 000 ℃ 保温 0~24 h,发现全片层组织经长时间保温会完全转变为等轴组织,包含球化的 α 相和 γ 相。HU D 等^[26]利用热膨胀仪将 Ti-44Al-4Nb-4Zr-0.2Si-0.3B 合金加热至 1 450 ℃ 保温后快冷至一定温度保温,测定了其中的相含量变化,用百分数表示,见图 5。结果发现在不同温度下保温发生的相变不同,在 1 100 ℃ 以下发生 $\alpha \rightarrow \gamma_L$,1 200 ℃ 以上在 $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变的同时,一部分 β 相转变为 γ 颗粒,而更高温度的相变如 $\beta \rightarrow \alpha$ 限于试验条件无法观察到。

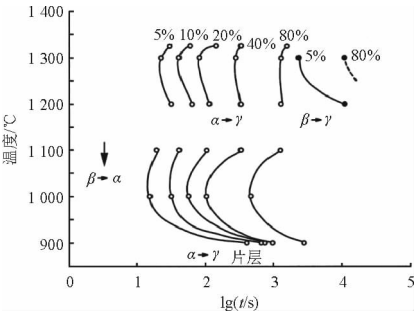


图 5 过冷 Ti-44Al-4Nb-4Zr-0.2Si-0.3B 合金 TTT 曲线^[26]
Fig.5 TTT curves of undercool Ti-44Al-4Nb-4Zr-0.2Si-0.3B alloy^[26]

此外,合金元素的添加对合金转变曲线有一定的影响。相比二元 TiAl 合金,Cr 元素的加入会使 TTT 曲线的“鼻尖”向温度更高、时间更短的方向移动,且 Cr 元素的影响效果会强于 Mn 元素^[25]。Mn 元素的添加会使块状转变速率提高,块状转变和 $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma$ 的 TTT 曲线向时间更短的方向移动,同时可以降低块状转变的敏感性。

4 Ti-48Al-4Nb-2Cr 合金高温组织调控

对于典型的钢铁材料,目前一些商用软件可以准确

地预测 CCT 和 TTT 图^[27],并用来指导组织调控。然而,关于 TiAl 合金 CCT 及 TTT 曲线的计算,目前尚无报道。Ti-48Al-4Nb-2Cr 合金是近年新开发的高温铸造用 TiAl 合金,呈现出典型包晶凝固特征,目标使用温度可达 800 ℃。为了对 Ti-48Al-4Nb-2Cr 合金进行热处理组织调控设计,获得细晶组织,需要掌握合金在冷却时的相变行为,特别是高温 α 单相区以下温度,根据当前工作初步建立了该合金的 CCT 图,见图 6。在此基础上,研究了连续冷却下的转变动力学,并且从 CCT 前等温预热过程的微观组织调控入手。一般认为,预热处理是 CCT 图控制组织的重要手段。

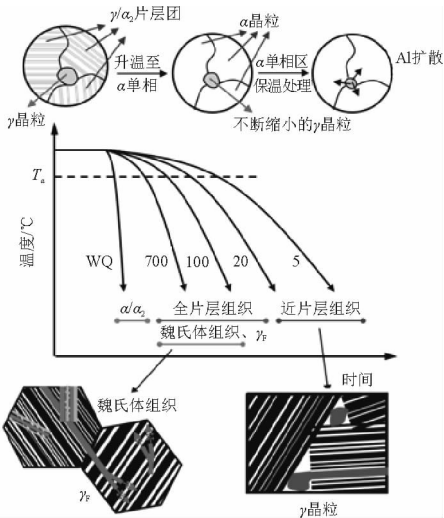
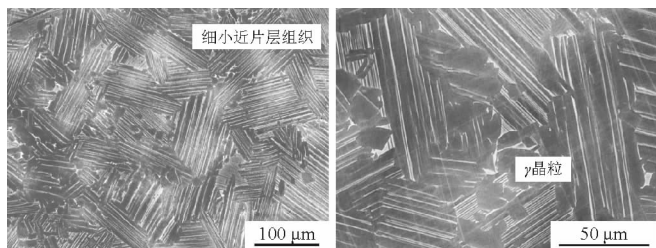


图 6 不同冷速下 Ti-48Al-4Nb-2Cr 合金显微组织演化示意图
Fig.6 Schematic diagram of microstructure evolution of Ti-48Al-4Nb-2Cr alloy at different cooling rates

基于 Ti-48Al-4Nb-2Cr 合金的 CCT 图,认为细晶组织控制应考虑以下几个方面:①室温 α_2/γ 片层团尺寸决定于高温 α 相晶粒尺寸,且难以通过后续热处理改变。为了获得细晶组织,应控制凝固过程或者添加适量细化剂;②虽然在 α 单相区保温可以有效降低偏析,但是也会同时造成 α 相晶粒粗化并形成大尺寸 α_2/γ 片层团,因此不建议进行长时间的 α 单相区保温;③相比于低 Al 含量合金,由于较高的 Al 含量和 γ 相体积分数,Ti-48Al-4Nb-2Cr 合金 α_2/γ 片层间距较宽,因此片层间距的细化需要更高的冷速,同时还要避免形成羽毛状或魏氏体组织;④球状 γ 晶粒的形成依赖于较慢的冷速,形成机制为 γ 片层的不连续粗化。因此,包含细片层结构和球状 γ 晶粒的近片层组织可以通过连续冷却控制获得;⑤此外,在韧脆转变温度范围内(700~800 ℃)降低冷速,可以尽量释放内应力,有效抑制合金的开裂趋势。

根据以上控制原则,通过工艺设计,获得了含细小 γ 相晶粒的 Ti-48Al-4Nb-2Cr 合金细晶近片层结构组织,见图 7。此组织的平均片层团尺寸约为 90 μm 。 γ

相晶粒尺寸范围是 $10\sim 20\ \mu\text{m}$, 体积分数为 10% 左右。其热调控参数为: $1\ 420\ ^\circ\text{C}\times 5\ \text{min}\rightarrow 20\ ^\circ\text{C}/\text{min}\rightarrow$ 室温。在 $1\ 420\ ^\circ\text{C}$ 保温 5 min 是为了减轻显微偏析且不产生严重的 α 晶粒粗化, 采用 $20\ ^\circ\text{C}/\text{min}$ 的冷速是为了缓冷以发生不连续粗化而形成细小的球状 γ 晶粒。同时, α_2/γ 片层间距在可接受的细化范围内 ($<1\ \mu\text{m}$)。图 7 中的细晶近片层组织有望拥有良好的室温塑性和高温强度, 呈现出优异、均衡的力学性能^[28,29]。



(a) BSE 图, 低倍

(b) BSE 图, 高倍

图 7 Ti-48Al-4Nb-2Cr 合金细晶近片层组织

Fig.7 Fine-grained near-lamellar (FGNL) microstructure of Ti-48Al-4Nb-2Cr alloy

5 结 语

理解 TiAl 合金凝固及冷却过程中的相变行为, 对阐明 TiAl 合金组织演化规律有重要价值。同时, 类似于钢铁材料, 通过研究合金的连续冷却转变和过冷组织的等温转变特征, 可以很好地指导 TiAl 合金组织调控, 获得期望的高性能细晶结构。针对 Ti-48Al-4Nb-2Cr, 建立了其连续冷却转变图, 获得了一种细晶近片层组织, 有望呈现出良好的力学性能。在此基础上, 将进一步开展该合金的等温转变研究, 采用 CCT 和 TTT 相结合方式, 获得更为优异的合金组织及性能。

参 考 文 献

- [1] KIM Y W. Intermetallic alloys based on gamma titanium aluminide[J]. Journal of Metals, 1989, 41(7): 24-30.
- [2] KIM Y W. Ordered intermetallic alloys, Part III: Gamma titanium aluminide[J]. Journal of Metals, 1994, 46: 30-39.
- [3] CLEMENS H, KESTLER H. Processing and applications of intermetallic γ -TiAl-based alloys[J]. Advanced Engineering Materials, 2000, 2(9): 551-570.
- [4] 杨锐. 钛铝金属间化合物的进展与挑战[J]. 金属学报, 2015, 51(2): 129-147.
- [5] SCHUSTER J C, PALM M. Reassessment of the binary aluminum-titanium phase diagram[J]. Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 2006, 27(3): 255-277.
- [6] DALOZ D, HECHT U, ZOLLINGER J, et al. Microsegregation, macrosegregation and related phase transformations in TiAl alloys[J]. Intermetallics, 2011, 19(6): 749-756.
- [7] XU Z F, XU X J, LIN J P, et al. Homogenization treatment of high Nb containing TiAl alloys with as-cast and as-forged microstructures[J]. Rare Metals, 2008, 27(2): 181-186.

- [8] YAMAGUCHI M, JOHANSON D R, LEE H N, et al. Directional solidification of TiAl-base alloys[J]. Intermetallics, 2000(8): 511-517.
- [9] JUNG I S, JANG H S, Oh M H, et al. Microstructure control of TiAl alloys containing β stabilizers by directional solidification[J]. Materials Science & Engineering, 2002, A329: 13-18.
- [10] HUANG Z W. Inhomogeneous microstructure in highly alloyed cast TiAl-based alloys, caused by microsegregation[J]. Scripta Materialia, 2005, 52(10): 1 021-1 025.
- [11] YANG G, KOU H, LIU Y, et al. Response of the solidification microstructure of a high Nb containing TiAl alloy to an isothermal high-temperature heat treatment[J]. Intermetallics, 2015, 63: 1-6.
- [12] BLACKBURN M J, SMITH M P. Titanium alloys of the TiAl type: U.S. Patent 4,294,615[P]. 1981-10-13.
- [13] SUN H L, HUANG Z W, ZHU D G, et al. Dendrite core grain refining and interdendritic coarsening behaviour in W-containing γ -TiAl based alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 552: 213-218.
- [14] JIN Y, WANG J N, YANG J, et al. Microstructure refinement of cast TiAl alloys by β solidification[J]. Scripta Materialia, 2004, 51(2): 113-117.
- [15] HU D, WU X, LORETTO M H. Advances in optimisation of mechanical properties in cast TiAl alloys [J]. Intermetallics, 2005, 13(9): 914-919.
- [16] JIANG H, ZHANG K, HAO X J, et al. Nucleation of massive gamma during air cooling of Ti46Al8Ta[J]. Intermetallics, 2010, 18(5): 938-944.
- [17] 张永刚, 韩雅芳, 陈国良, 等. 金属间化合物结构材料[M]. 北京: 国防工业出版社, 2001.
- [18] DEY S R, HAZOTTE A, BOUZY E. Multiscale γ variant selection in a quaternary near- γ -Ti-Al alloy[J]. Philosophical Magazine, 2006, 86(20): 3 089-3 112.
- [19] DING X F, LIN J P, ZHANG L Q, et al. Microstructural control of TiAl-Nb alloys by directional solidification[J]. Acta Materialia, 2012, 60(2): 498-506.
- [20] KLEIN T, USATEGUI L, RASHKOVA B, et al. Mechanical behavior and related microstructural aspects of a nano-lamellar TiAl alloy at elevated temperatures[J]. Acta Materialia, 2017, 128: 440-450.
- [21] HU D, HUANG A J, WU X. On the massive phase transformation regime in TiAl alloys: The alloying effect on massive/lamellar competition[J]. Intermetallics, 2007, 15(3): 327-332.
- [22] ERDELY P, WERNER R, SCHWAUGHOFER E, et al. In-situ study of the time-temperature-transformation behavior of a multiphase intermetallic β -stabilised TiAl alloy[J]. Intermetallics, 2015 (57): 17-24.
- [23] YANG J R, CAO B, WU Y L. Continuous cooling transformation (CCT) behavior of a high Nb-containing TiAl alloy[J]. Materialia, 2019(5): 100 169.
- [24] 常辉, GAUTIER E, BRUNESSEAU F, 等. Ti-B19 钛合金的 $\beta\rightarrow\alpha+\beta$ 等温相变动力学[J]. 稀有金属材料与工程, 2006, 35(11): 1 695-1 699.
- [25] POULY P, HUA M L, GAREIA C I, et al. Isothermal transformation behavior of near-gamma TiAl alloys[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1993, 29(12): 1 529-1 534.

Mar-M247 高温合金 900 °C 下的氧化行为研究

高振桓^{1,2} 杨乐馨^{1,2} 巩秀芳^{1,2} 聂丽萍^{1,2} 潘苗苗^{1,3} 隆彬^{1,2} 宋小龙³
(1.长寿命高温材料国家重点实验室; 2.东方电气集团东方汽轮机有限公司;
3.西安交通大学金属材料强度国家重点实验室)

摘 要 为探究燃气轮机用高温合金在服役环境中组织结构变化及其对合金氧化性能的影响,利用扫描电镜和能谱表征了 Mar-M247 镍基高温合金在 900 °C 长时效后的显微组织,研究其在 1 000、3 000、5 000、8 000 h 时效后的氧化性能。结果表明,时效 1 000 h 的氧化初期合金表面氧化物相变化较快,Al₂O₃ 氧化膜不完整,氧化膜增厚较快;随着氧化时间增加,富 W 氧化膜内生成大量孔洞和岛状不连续 WO₂,导致内层 Al₂O₃ 膜界面发生剥落,外层氧化膜结构得到简化,内层 Al₂O₃ 膜增厚且变得均匀;时效 8 000 h 后氧化层总厚度和内层 Al₂O₃ 膜变化幅度明显减小,整个氧化膜结构趋于稳定。由于内层保护性 Al₂O₃ 膜的增厚和结构均匀连续,使得合金的氧化性能提高。

关键词 镍基高温合金;长期时效;微观组织;氧化膜;氧化层剥落

中图分类号 TG146.1⁺5; TG115.25; TG156.92 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.02.004 **开放科学(资源服务)标识码(OSID):**



Oxidation Behaviour of Mar-M247 Super Alloy at 900 °C
Gao Zhenhuan^{1,2}, Yang Lexin^{1,2}, Gong Xiufang^{1,2}, Nie Liping^{1,2},
Pan Miaomiao^{1,3}, Long Bin^{1,2}, Song Xiaolong³

(1.State Key Laboratory of Long-Life High Temperature Materials; 2.Dongfang Electric Corporation of Dongfang Turbine Co., Ltd.; 3.State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University)

Abstract: In order to explore the structural transformation of superalloys for gas turbines in the service environment and their effects on the oxidation performance of the alloys, the microstructure of the Mar-M247 nickel-based superalloy after long-term aging at 900 °C was characterized by scanning electron microscope and energy dispersive spectroscopy, and the oxidation performances were investigated after different aging time. The results reveal that surface oxide phases of the alloy is changed fast and the oxide structure is complex at the initial stage of aging 1 000 h. The Al₂O₃ film is incomplete with thickness increasing obviously. As the oxidation time increases, a large number of holes and discontinuous island-like WO₂ are generated in the W-rich film, Leading to the peeling of the inner Al₂O₃ film interface. The structure of outer oxidation film is simplified and the inner Al₂O₃ film grows and becomes uniform. After aging for 8 000 h, the thickness of whole oxidation film and rangeability of the inner Al₂O₃ film are decreased significantly. The whole oxidation structure tends to be stable. Due to the thickening of the protective Al₂O₃ film and homogeneous continuous structure, the oxidation performance of Mar-M247 superalloy is optimized.

Key Words: Ni-based Superalloys, Long-term Aging, Microstructure, Oxidation Film, Oxidation Layer Peeling

收稿日期:2020-10-19;修改稿收到日期:2020-11-18
基金项目:四川省科技计划资助项目(2018JY0391)
第一作者简介:高振桓,男,1986 年出生,高级工程师,四川德阳(618000),E-mail: gaozhenhuan@dongfang.com
通信作者:巩秀芳,女,1980 年出生,教授级高级工程师,四川德阳(618000),E-mail: gongxiufang@dongfang.com
引用格式:高振桓,杨乐馨,巩秀芳,等. Mar-M247 高温合金 900 °C 下的氧化行为研究[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(2):147-152.
GAO Z H, YANG L X, GONG X F, et al. Oxidation behaviour of Mar-M247 super alloy at 900 °C[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(2):147-152.

[26] HU D, BOTTEN R R. Phase transformations in some TiAl-based alloys[J]. Intermetallics, 2002(10): 701-715.

[27] CHAKRABORTY S, CHATTOPADHYAY P P, GHOSH S K, et al. Incorporation of prior knowledge in neural network model for continuous cooling of steel using genetic algorithm[J]. Applied Soft Computing, 2017, 58: 297-306.

[28] SCHWAIGHOFER E, CLEMENS H, MAYER S, et al. Micro-

structural design and mechanical properties of a cast and heat-treated intermetallic multi-phase γ-TiAl based alloy[J]. Intermetallics, 2014, 44: 128-140.

[29] GAO S, XU X, SHEN Z, et al. Microstructure and properties of forged plasma arc melted pilot ingot of Ti-45Al-8.5Nb-(W, B, Y) alloy[J]. Materials Science & Engineering, 2016, A677: 89-96.

(编辑:彭瑾)