

• 轻质耐热TiAl合金 Lightweight Heat-resistant Titanium-aluminum Alloy •  
DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2026.6007

特邀专栏

## β 凝固钛铝合金相变行为研究进展

易小媚<sup>1</sup>, 王希凯<sup>1</sup>, 南茜<sup>2</sup>, 鲁园园<sup>1,2</sup>, 郑瑞晓<sup>1,2</sup>, 马朝利<sup>1,2</sup>

(1. 北京航空航天大学材料科学与工程学院, 北京 100191 2. 天目山实验室, 浙江 杭州 311100)

**摘要:** β 凝固钛铝合金是极富潜力的新型高温结构材料, 在航空、航天、汽车等领域具有广阔的应用前景。此类合金自熔融态凝固至室温过程中涉及复杂的相转变行为, 直接影响其可加工性和服役性能。本文介绍了 β 凝固钛铝合金的主要相变类型, 包括 β→α、β→β<sub>0</sub>、α→α+γ→α<sub>2</sub>+γ 及 β<sub>0</sub>/α<sub>2</sub>→ω<sub>0</sub> 等。基于合金元素、外加应力和冷却速率等因素作用机制的相关研究进展, 阐述了各相变类型对合金微观组织和力学性能的影响, 并对突破 β 凝固钛铝合金工业化应用所面临的挑战和基础问题进行了总结和展望。

**关键词:** 钛铝合金; 固态相变; 凝固路径; 微观组织

中图分类号: TG146.2+3

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)04-0333-11

### Research Progress in the Phase Transformation of β-solidifying TiAl Alloys

YI Xiaomei<sup>1</sup>, WANG Xikai<sup>1</sup>, NAN Xi<sup>2</sup>, LU Yuanyuan<sup>1,2</sup>, ZHENG Ruixiao<sup>1,2</sup>, MA Chaoli<sup>1,2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China; 2. Tianmushan Laboratory, Beihang University, Hangzhou 311100, China)

**Abstract:** β-solidifying titanium aluminium (TiAl) alloys are promising high-temperature structural materials and have great potentials in applications of the aviation, aerospace, and automobile industries. The phase transformation process of β-solidifying TiAl alloys from the molten state to room temperature is complex and directly affects their processability and performance. This article summarizes the major phase transformation types with respect to β-solidifying TiAl alloys, including β→α, β→β<sub>0</sub>, α→α+γ→α<sub>2</sub>+γ, and β<sub>0</sub>/α<sub>2</sub>→ω<sub>0</sub>. The effects of alloying elements, external stress and cooling rate on the microstructure and properties of β-solidifying TiAl alloys have been elaborated on the basis of the research progress of related mechanisms. The challenges and fundamental issues that need to be addressed for the industrial application of β-solidifying TiAl alloys are also discussed.

**Key words:** TiAl alloy; phase transformation; solidification path; microstructure

钛铝合金(γ-TiAl)具有低密度(~4.0 g/cm<sup>3</sup>)、高熔点(1 460 °C)、高比强度、高模量和良好的耐腐蚀性等特点, 可替代镍基合金制造高温零部件, 实现结构减重并降低能耗, 在航空、航天、汽车等领域具有广阔的应用市场, 目前已在 GENx™、LEAP 等航空涡扇发动机叶片及三菱涡轮增压器转子中获得应用<sup>[1-5]</sup>。

为进一步提高钛铝合金的热加工性和服役温度, 通过增加 β 稳定元素(如 Nb、Mo、Mn、Cr、V、W、Fe 等)含量而形成的“β 凝固钛铝合金”成为其重要发展方向之一<sup>[6-8]</sup>。此类合金的特点是初生凝固相仅

有 β 相, 可避免包晶凝固带来的成分偏析问题。同时, 由于 β 相拥有较多独立滑移体系, 更适宜于热变形加工。近些年备受关注的 TNM 合金(Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B, 原子分数, %, 下同)和高铌合金均是典型的 β 凝固钛铝合金<sup>[9-11]</sup>。

β 凝固钛铝合金自液相凝固到室温会经历复杂的相变过程, 而合金的性能与其组成相种类、分布及形貌紧密关联。本文阐述了 β 凝固钛铝合金的主要组成相、凝固过程中相转变行为特点及其对合金组织和性能的影响, 并对相关研究进展进行总结, 旨在为高性能钛铝合金的研制提供支撑, 也为增材制造、

收稿日期: 2026-01-10

基金项目: 国家自然科学基金(52303389); 浙江省重点研发计划(2024SSYS0078)

作者简介: 易小媚, 1998 年生, 博士生。研究方向为金属材料相变和表征。Email: yixiaomei@buaa.edu.cn

通信作者: 鲁园园, 1987 年生, 博士, 副教授。研究方向为先进金属结构材料研发和应用。Email: luyy87@buaa.edu.cn

引用格式: 易小媚, 王希凯, 南茜, 鲁园园, 郑瑞晓, 马朝利. β 凝固钛铝合金相变行为研究进展[J]. 铸造技术, 2026, 47(4): 333-343.

YI X M, WANG X K, NAN X, LU Y Y, ZHENG R X, MA C L. Research progress in the phase transformation of β-solidifying TiAl alloys[J]. Foundry Technology, 2026, 47(4): 333-343.

粉末冶金等新型制备工艺条件下钛铝合金的相变行为研究提供参考<sup>[12-15]</sup>。

### 1 组成相及结构特征

Ti-Al 二元相图是钛铝合金成分设计和组织调控的重要依据。图 1a 是由 Schuster 和 Palm<sup>[16]</sup>绘制的经典 Ti-Al 二元相图。在此基础上,考虑  $\beta$  相的有序化转变及  $\alpha$  相转变成  $\alpha_2$  相存在多种方式, Witusiewicz 等<sup>[17]</sup>对相图进行了修正。目前,工程应用的钛铝合金中 Al 含量普遍在 42%~48%, 并且包含一定量的  $\beta$  稳定元素(如 Ti4822、TNM 合金)。图 1b 是不同 Al 含量下钛铝合金的凝固路径,其中  $\beta$  凝固钛铝合金的凝固路径如图中路线 I 所示,在冷却过程中涉及多种相析出和转变<sup>[18]</sup>。

钛铝合金的常见组成相包括  $\beta$ -Ti、 $\alpha$ -Ti、 $\gamma$ -TiAl 及  $\beta_0$ 、 $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al 等。富含 Nb 元素的钛铝合金在中低温条件下还会出现  $\omega_0$  相和 O 相。表 1 和图 2 展示了  $\beta$  凝固钛铝合金组成相的晶体结构和晶体学数据<sup>[18-28]</sup>。

$\beta$  相具有体心立方结构(body-centered cubic, BCC),各原子无序占位。添加足量  $\beta$  稳定元素可以使  $\beta$  相保留到室温,并在低温下通过有序化转变成具有 B2 结构的  $\beta_0$  相。采用 Wyckoff 位置表示晶体结构中位点占据情况, $\beta_0$  相的 Ti 原子占据 1a 位置,Al 原子占据 1b 位置,而  $\beta$  稳定元素的原子占位

会依据种类不同存在差异。

$\alpha$  相具有密排六方结构(hexagonal close-packed, HCP),其  $c/a$  值略低于理想 HCP 晶格。常见的  $\alpha$  稳定元素有 Si、O、N、C 等。当温度降低到一定值, $\alpha$  相会转变为化学成分范围较宽的  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al 相, $c/a$  值约为 0.8。 $\alpha_2$  相具有 D0<sub>19</sub> 有序结构,Ti 原子占据 6h 位置,Al 原子占据 2d 位置。

$\gamma$  相具有 L1<sub>0</sub> 有序结构,其晶体结构可以描述为单个 Ti 和 Al 原子层沿[001]方向堆叠, $c/a$  值根据成分差异在 1.01~1.03 范围内变化<sup>[29]</sup>。在到达熔点温度(~1 480 °C)前, $\gamma$  相可一直保持长程有序结构,具有良好的热稳定性。

$\omega_0$  相(Ti<sub>4</sub>Al<sub>3</sub>Nb)具有 B8<sub>2</sub> 有序结构,其中 2c 位置完全由 Al 原子占据,2d 位置完全由 Ti 原子占据,2a 位置则由 Ti、Al、Nb 原子共用, $c/a$  值为 1.21。 $\omega_0$  相由  $\beta_0$  相切变和原子坍塌形成,而依据  $\beta_0$  相 {111} 晶面坍塌情况会出现结构不同的有序相,即  $\omega'$ 、 $\omega''$  和  $\omega_0$  相<sup>[25]</sup>。

O 相(Ti<sub>2</sub>AlNb)具有正交结构,Al 原子占据一个 4c 位点,另一个 4c 位点和 8g 位点由 Ti 和 Nb 原子共用,存在 6 种变体。Nb、Mo、Ta、V 元素均可诱导 O 相形成<sup>[30]</sup>。

$\beta$  凝固钛铝合金的主要相变类型和相变温度如表 2 所示<sup>[31]</sup>。不同的  $\beta$  稳定元素种类和添加量会导

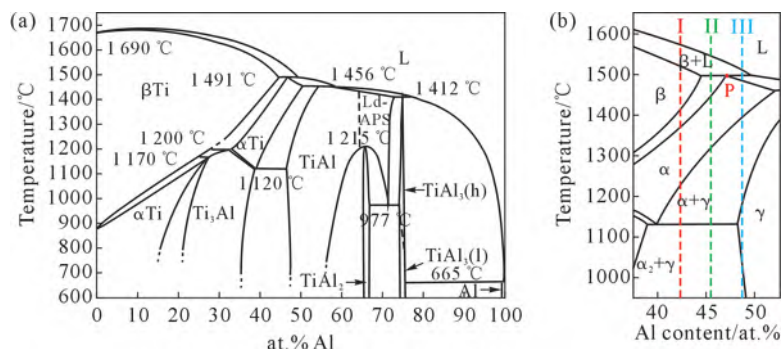


图 1 钛铝合金相图和凝固路径:(a) Ti-Al 二元相图;(b) 不同 Al 含量下合金的凝固路径,其中 I 为  $\beta$  凝固,II 为包晶凝固后通过  $\alpha+\beta$  相区冷却,III 为包晶凝固后通过  $\alpha+L$  相区冷却<sup>[16,18]</sup>

Fig.1 Phase diagram and solidification paths of TiAl alloys: (a) Ti-Al binary phase diagram; (b) three solidification paths for TiAl alloys with different Al contents, where I represents  $\beta$ -solidification, II represents peritectic solidification followed by cooling through the  $\alpha+\beta$  phase field region, and III represents peritectic solidification followed by cooling through the  $\alpha+L$  phase field region<sup>[16,18]</sup>

表 1  $\beta$  凝固钛铝合金常见组成相的晶体学参数<sup>[18-28]</sup>

Tab.1 Lattice parameters of major constituent phases in  $\beta$ -solidifying TiAl alloys<sup>[18-28]</sup>

Phase	Structural symbol	Space group	Wyckoff site	Lattice parameter/Å
$\beta$ -Ti(Al)	A2	$Im\bar{3}m$	1a(Ti, Al)	$a=3.32$
$\alpha$ -Ti(Al)	A3	$P6_3/mmc$	2d(Ti, Al)	$a=2.95; c=4.68$
$\gamma$ -TiAl	L1 <sub>0</sub>	$P4/mmm$	1a(Al); 1c(Al); 2c(Ti)	$a=4.016; c=4.068$
$\beta_0$	B2	$Pm\bar{3}m$	1a(Ti); 1b(Al)	$a=3.210$
$\alpha_2$ -Ti <sub>3</sub> Al	D0 <sub>19</sub>	$P6_3/mmc$	2d(Al); 6h(Ti)	$a=5.765; c=4.625$
$\omega_0$ -Ti <sub>4</sub> Al <sub>3</sub> Nb	B8 <sub>2</sub>	$P6_3/mmc$	$2a\left(\frac{1}{2}\text{Ti}, \frac{3}{8}\text{Nb}, \frac{1}{8}\text{Al}\right); 2c(\text{Al}); 2d(\text{Ti})$	$a=4.58; c=5.52$
O-Ti <sub>2</sub> AlNb	-	$Cmcm$	$4c_1(\text{Al}); 4c_2(\text{Ti, Nb}); 8g(\text{Ti, Nb})$	$a=6.09; b=9.57; c=4.67$

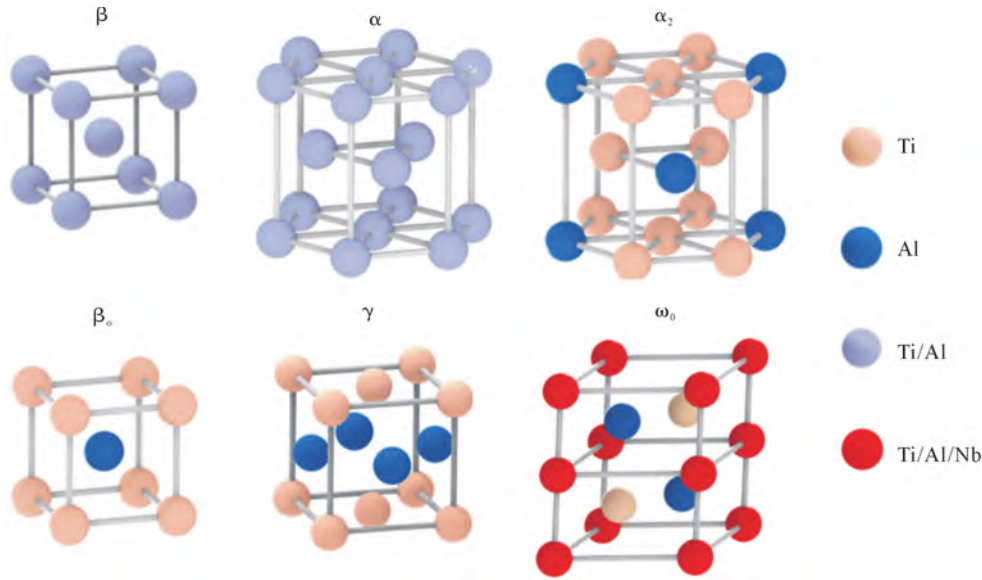


图 2 β 凝固钛铝合金常见组成相的晶体结构<sup>[18-28]</sup>  
Fig.2 Crystal structures of major constituent phases in β-solidifying TiAl alloys<sup>[18-28]</sup>

表 2 β 凝固钛铝合金的主要相变类型<sup>[31]</sup>  
Tab.2 Typical phase transformations of β-solidifying TiAl alloys<sup>[31]</sup>

Phase transformation type	Phase transformation temperature/°C
L→β	~1 600
β→α	1 405
α→α+γ	1 255
β→β₀	1 175~1 205
α→α₂	1 160~1 175
α→α₂+γ	1 160
β₀→ω₀ 或 α₂→ω₀	700~900
α₂→O	-

致相变温度出现差异。

## 2 液-固相变

合金在熔炼后随着温度下降首先经历液-固相变。如图 1 所示,依据 Al 含量的不同,钛铝合金的液-固相变可分为两种形式,即 L→β 或包晶反应 L+β→α,具体以何种形式发生受驱动力、传热、扩散等因素影响<sup>[4]</sup>。β 凝固钛铝合金一般仅发生 L→β 相

变,β 枝晶的生长方向 <100> 与热流平行。由于 β 稳定元素扩散速率较慢,合金中常存在明显的成分偏析,继而导致包晶反应。图 3 是 Ti-45Al-8.5Nb-(W, B, Y) 合金铸件的显微组织,可以观察到枝晶间存在包晶凝固组织特征<sup>[32]</sup>,该现象在其他合金中也有报道<sup>[33-34]</sup>。

β 凝固钛铝合金最终的微观组织是由 β 晶粒后续固态转变形成,因此 β 相的晶粒尺寸会影响 α₂+γ 片层团簇尺寸。在合金成分设计时,添加少量 B 或者稀土元素(如 Y、La、Ce 等)可以形成沿晶界分布的硼化物、Y₂O₃ 等陶瓷相,通过提供形核质点减小晶粒尺寸,从而有助于合金力学性能的提升<sup>[35-36]</sup>。

## 3 固态相变

受成分和温度的影响,β 凝固钛铝合金会发生多种固态相变,主要包括 β→α、β→β₀、α→α+γ、α→α₂、α→α₂+γ、β₀→ω₀、α₂→ω₀ 等。这些固态相变决定着合金的组织特征,并对其力学性能产生直接影响。

### 3.1 β→α 相变

在凝固完成后,随着温度的降低,β 相会转变为

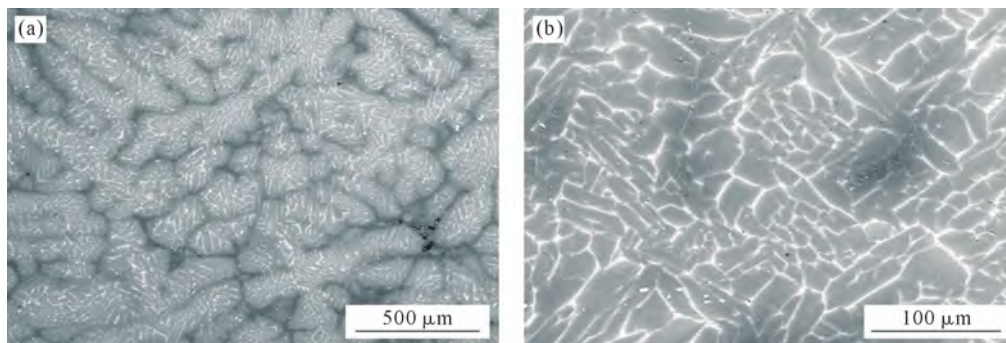


图 3 铸态 Ti-45Al-8.5Nb-(W, B, Y)合金背散射电子图像:(a) 树枝状偏析;(b) 高倍下树枝状结构<sup>[32]</sup>  
Fig.3 Back-scattered electron (BSE) images of the as-cast Ti-45Al-8.5Nb-(W, B, Y) alloy: (a) dendritic segregation; (b) dendritic structure at high magnification<sup>[32]</sup>

$\alpha$  相。依据冷却速度不同,  $\beta \rightarrow \alpha$  转变可分为 3 种模式: ①当冷却速度较缓慢时, 扩散充分进行,  $\alpha$  相在  $\beta$  晶粒边界或内部形核, 随后通过扩散台阶机制 (diffusion ledge mechanism) 生长, 最终被残留的  $\beta$  相隔开, 得到魏氏组织 (图 4a); ②冷却速度升高会发生  $\beta \rightarrow \alpha$  块状转变 (图 4b), 此时块状  $\alpha$  晶粒的晶核成分与母相  $\beta$  相成分一致, 通过原子在界面的短程扩散与跃迁实现快速生长<sup>[18]</sup>; ③当冷却速度非常快时,  $\beta \rightarrow \alpha$  转变表现为马氏体相变 (图 4c)<sup>[37]</sup>。

$\alpha$  相和  $\beta$  相通常符合 Burgers 取向关系 ( $\{110\}_{\beta} \parallel (0001)_{\alpha}$ ,  $\langle 111 \rangle_{\beta} \parallel \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha}$ ), 从同一个  $\beta$  晶粒中析出的  $\alpha$  相可以有 12 种变体<sup>[38-40]</sup>。不同取向的  $\alpha$  晶粒相互阻碍生长, 从而实现本征晶粒细化。在  $(\alpha+\beta)$  两相区进行热加工, 分布在  $\alpha$  晶界的  $\beta$  相也可起到钉扎作用, 抑制  $\alpha$  晶粒异常长大, 产生细化晶粒的效果。

### 3.2 $\beta \rightarrow \beta_0$ 相变

在发生  $\beta \rightarrow \alpha$  相变后,  $\alpha$  相的生长伴随  $\alpha/\beta$  界面逐渐向  $\beta$  基体内迁移。若冷速较快, 元素不能完全扩散, 部分  $\beta$  相被残留。在随后的冷却过程中这些残余  $\beta$  相会通过有序化转变为  $\beta_0$  相。  $\beta/\beta_0$  相通常分布在片层团簇的界面处, 如图 5a 所示<sup>[41]</sup>。从结构而言,  $\beta$  相的有序化是由晶格体心原子和顶点原

子发生移位而形成<sup>[42]</sup>。不同的合金元素对  $\beta$  相有序化的影响不同。在添加量同为 2% 条件下, 仅添加 Ta 或 Nb 的合金中未观察到  $\beta_0$  相, 但在含 Cr、Mo、Fe 的合金中发现  $\beta_0$  相<sup>[43-44]</sup>。Das 等<sup>[45]</sup>在对 Ti-33Al-17Ta 合金的研究中发现,  $\beta$  相的有序化反应速率极快, 且  $\beta \rightarrow \beta_0$  相变属于二级相变, 相变温度几乎不受冷却速率影响。图 5b 是包含  $\beta \rightarrow \beta_0$  转变的 Ti-xAl-4Nb-1Mo-0.1B 合金垂直截面图, 比图 1a 更能准确地反映合金的相变过程<sup>[18]</sup>。

$\beta_0$  相被认为是损伤合金室温塑性的有害相。然而,  $\beta_0$  相的热稳定性较高, 通过常规的热处理方法难以消除<sup>[46]</sup>。因此, 充分评估  $\beta_0$  相对钛铝合金力学性能的影响及确立  $\beta_0$  相的调控机制对于高性能钛铝合金的开发十分重要。目前这方面的研究工作仍然不足。

### 3.3 $\alpha \rightarrow \alpha+\gamma$ 相变

根据图 1 可知, 随着温度进一步降低,  $\alpha$  相发生分解, 从中析出  $\gamma$  相。对于  $\beta$  凝固钛铝合金,  $\alpha$  相通常先分解出  $\gamma$  片层, 再经有序化形成  $\alpha_2$  相, 即  $\alpha \rightarrow \alpha+\gamma \rightarrow \alpha_2+\gamma$ 。在  $\alpha \rightarrow \alpha+\gamma$  过程中, 冷却速度会影响合金中原子的扩散, 从而改变组织形态。图 6 是典型的  $\beta$  凝固钛铝合金连续冷却转变曲线 (continuous cool-

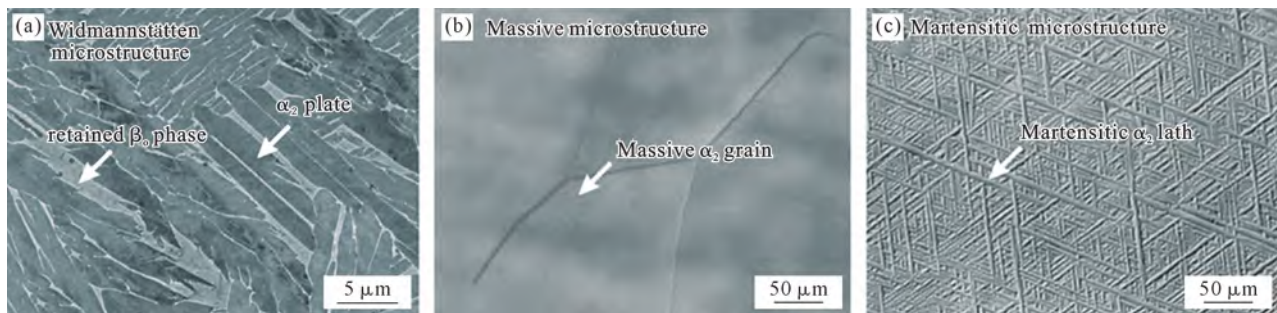


图 4 不同冷却速率下由  $\beta \rightarrow \alpha$  相变形成的微观组织: (a) 魏氏组织 (Ti-44Al-3Mo-0.1B 合金); (b) 块状组织 (Ti-42Al-5V 合金); (c) 马氏体组织 (Ti-42Al-10V 合金)<sup>[18,37]</sup>

Fig.4 Scanning electron microscopy (SEM) micrographs illustrating the microstructures obtained from the  $\beta \rightarrow \alpha$  phase transformation at different cooling rates: (a) Widmannstätten microstructure (Ti-44Al-3Mo-0.1B alloy); (b) massive microstructure (Ti-42Al-5V alloy); (c) martensitic microstructure (Ti-42Al-10V alloy)<sup>[18,37]</sup>

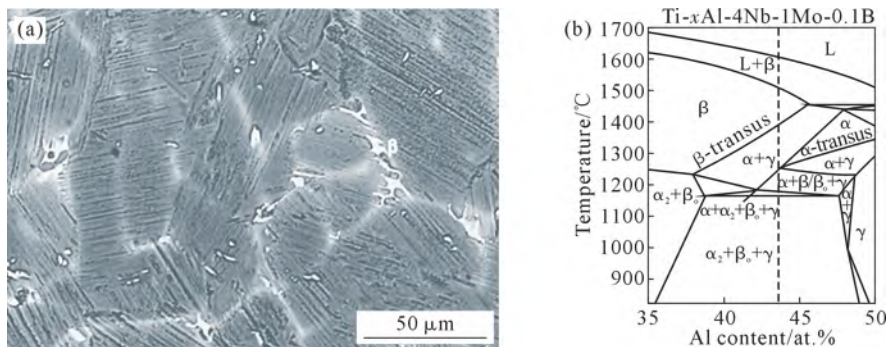


图 5 典型  $\beta$  凝固钛铝合金微观组织和相图: (a) 铸态 Ti-44Al-8Nb-1B 合金背散射电子图像; (b) Ti-xAl-4Nb-1Mo-0.1B 合金垂直截面图<sup>[18,41]</sup>

Fig.5 Representative microstructure features and pseudo-binary phase diagram of  $\beta$ -solidifying TiAl alloys: (a) back-scattered electron (BSE) image of the as-cast Ti-44Al-8Nb-1B alloy; (b) isoplethal section of the Ti-xAl-4Nb-1Mo-0.1B alloy<sup>[18,41]</sup>

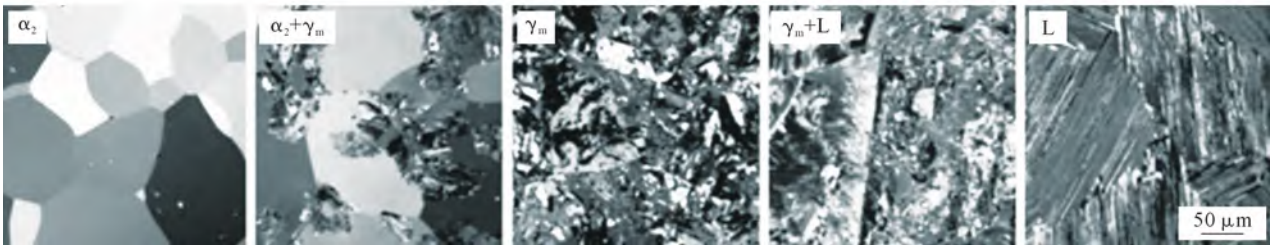
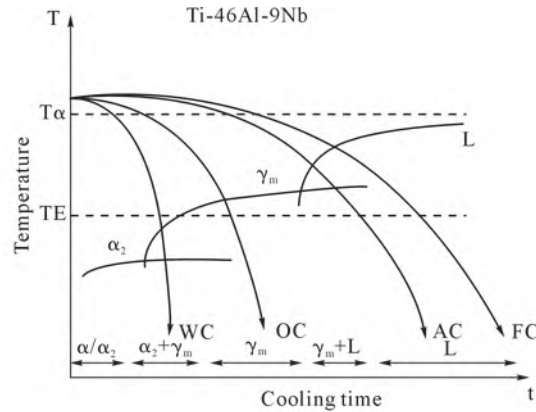


图 6 Ti-46Al-9Nb 合金的 CCT 图 and 不同冷却速率下形成的微观组织<sup>[47]</sup>

Fig.6 CCT diagram of the Ti-46Al-9Nb alloy and microstructures formed at different cooling rates. FC: furnace cooling; AC: air cooling; OC: oil cooling; WC: water cooling<sup>[47]</sup>

ing transformation, CCT 图)<sup>[47]</sup>。从图中可以看出,当冷却速度较慢(炉冷)时,发生长程扩散控制的片层转变,最终形成  $\alpha_2+\gamma$  片层组织;当冷却速度中等(油冷)时, $\alpha$  相完全转变为块状  $\gamma$  相;当冷却速度超过临界冷却速率(水淬),短程扩散无法进行,块状转变被完全抑制,仅发生  $\alpha\rightarrow\alpha_2$  相变。

$\gamma$  片层通常在晶界处形核,但在低于  $\alpha$  有序化温度时, $\gamma$  片层也能够  $\alpha$  晶粒内部均匀形核<sup>[48]</sup>。 $\gamma$  片层的生长需要发生晶格变化,同时平衡  $\alpha/\alpha_2$  相和  $\gamma$  相之间的成分差异,即发生不全位错运动和原子扩散<sup>[4]</sup>。根据冷速不同, $\gamma$  片层的长大机制可分为界面迁移生长、孪生生长和连续形核生长,如图 7 所示<sup>[49]</sup>。

早期钛铝合金组织和性能研究工作对  $\alpha\rightarrow\alpha+\gamma$  相变的报道较多,基本明确了具有“全片层结构”的合金往往展现出优越的高温强度,但室温塑性较低;具有一定数量块状  $\gamma$  相的“近片层组织”展现出强韧性匹配优势;块状  $\gamma$  相较多的“近  $\gamma$  组织”室温塑性较好,但蠕变抗性不足<sup>[47]</sup>。由于  $\alpha_2+\gamma$  片层团簇完全由  $\alpha$  晶粒演变而来,通过改变热处理温度和冷却速度调节初生  $\gamma$  相的占比可以获取特定的组织形貌,从而满足不同的力学性能需求。

### 3.4 $\alpha\rightarrow\alpha_2+\gamma$ 相变

尽管 Ti-Al 二元平衡相图标明了  $\alpha\rightarrow\alpha_2+\gamma$  共析反应(图 1a),但由于  $\alpha_2$  相和  $\gamma$  相的形成热力学具有很大差异,共析反应实际上难以发生。当温度降低至共析温度以下,残余的  $\alpha$  相经短程扩散有序化转变

成  $\alpha_2$  相,最终得到  $\alpha_2+\gamma$  片层结构。

$\alpha_2+\gamma$  片层间距被认为是钛铝合金强化的关键因素,可以通过控制冷却速度、合金成分进行调节。例如,提高冷却速度会使  $\alpha_2+\gamma$  片层平均间距减小<sup>[4]</sup>。Cha 等<sup>[50]</sup>对 Ti-45Al-7.5Nb-(0, 0.5)C 合金的过饱和  $\alpha_2$  组织进行二次退火热处理(1 335 °C/10 min/油淬+以 20 °C/min 速率加热到 850 °C 后立刻油淬),成功获得纳米片层组织,将合金硬度提高到 494 HV。值得注意的是, $\alpha_2/\gamma$  片层界面能较高 (~0.143 J/m<sup>2</sup>),在热暴露或热循环下可能会发生失稳,导致片层粗化<sup>[51-52]</sup>。非平衡条件下得到的亚稳  $\alpha_2$  相在热暴露或蠕变时也会发生分解,即  $\alpha_2\rightarrow\gamma$  和  $\alpha_2\rightarrow\beta_0/\omega_0$  相变<sup>[53]</sup>。Cao 等<sup>[54]</sup>甚至在  $\alpha_2\rightarrow\gamma$  相变过程中辨别出  $Ti_3Al(L1_2)$  过渡相。

如上所述, $\alpha\rightarrow\alpha+\gamma\rightarrow\alpha_2+\gamma$  相变直接决定了  $\alpha_2+\gamma$  片层间距,而细密的片层结构是提高钛铝合金强度、断裂韧性和抗疲劳性的有效途径<sup>[55]</sup>。研究者往往通过缩短热处理时长或提高冷却速率来获取细密的片层组织。

### 3.5 $\beta_0\rightarrow\omega_0$ 和 $\alpha_2\rightarrow\omega_0$ 相变

在含有 Nb 的钛铝合金中常常可以观察到  $\omega_0$  相。Witusiewicz 等<sup>[56]</sup>结合热力学计算和实验证明了  $\omega_0$  是 Ti-Al-Nb 体系中的平衡相,如图 8 所示。对于  $\beta$  凝固钛铝合金, $\omega_0$  相一般在中温区(700~900 °C)通过  $\beta_0\rightarrow\omega_0$  或  $\alpha_2\rightarrow\omega_0$  转变形成<sup>[28,57-59]</sup>。

Stark 等<sup>[60]</sup>指出, $\beta_0\rightarrow\omega_0$  相变由扩散控制,且  $\omega_0$

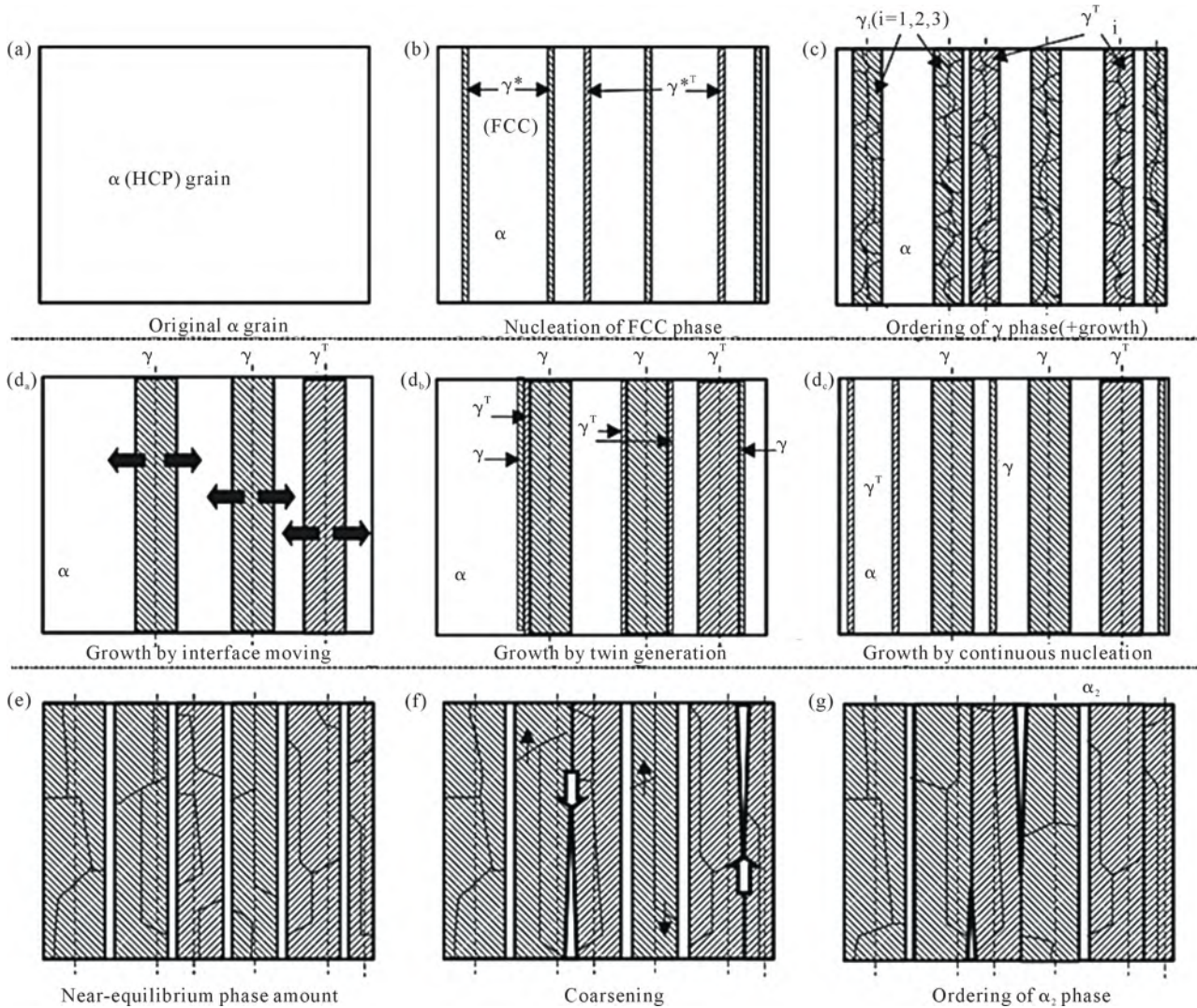


图 7  $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha_2 + \gamma$  相变过程中组织演变示意图: (a) 初始  $\alpha$  晶粒; (b) 面心立方相形核; (c)  $\gamma$  相有序化; (d<sub>1</sub>~d<sub>3</sub>)  $\gamma$  相长大机制界面迁移生长、孪晶关系生长、连续形核生长; (e) 近平衡相量; (f) 粗化; (g)  $\alpha_2$  相有序化<sup>[49]</sup>

Fig.7 Schematic illustration of microstructure evolution during  $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha_2 + \gamma$  phase transformation: (a) initial  $\alpha$  grain; (b) nucleation of the face-centered cubic (FCC) phase; (c) ordering of the  $\gamma$  phase; (d<sub>1</sub>~d<sub>3</sub>) grain growth mechanism of  $\gamma$  phase growth by interface movement, twin generation, and continuous nucleation, respectively; (e) near-equilibrium phase amount; (f) coarsening; (g) ordering of the  $\alpha_2$  phase<sup>[49]</sup>

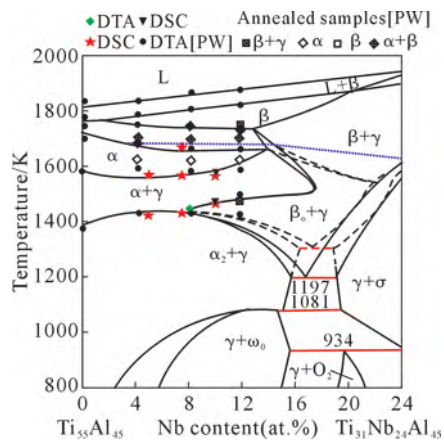


图 8 Ti-Al-Nb 三元体系中 45% (原子分数) Al 的垂直截面图<sup>[56]</sup>

Fig.8 Isolethal section at 45 at.% Al in the Ti-Al-Nb ternary system<sup>[56]</sup>

相的形成机制与冷却速度有关。以 Ti-45Al-10Nb 合金为例,缓冷条件下(10 °C/min)只析出  $\omega_0$  相,需要 Ti、Al、Nb 原子扩散来完成;较快冷速条件下(100~1 000 °C/min)先析出  $\omega''$  相,在温度升高后亚稳态  $\omega''$  相会转变为  $\omega_0$  相。其还发现在热压缩条件下 Ti-45Al-(5~10)Nb 合金的  $\beta_0 \rightarrow \omega_0$  转变比时效条件下更完全,即外加应力会促进该转变<sup>[61]</sup>。Song 等<sup>[28]</sup>在经 850 °C/500 h 热处理后的 Ti-45Al-9Nb 合金中发现  $\alpha_2 \rightarrow \omega_0$  转变,没有其他中间相。变形诱导孪晶也会促进  $\alpha_2 \rightarrow \omega_0$  转变, $\omega_0$  相优先在孪晶界处异质成核<sup>[62-63]</sup>。在高温变形条件下, $\alpha_2$ 、 $\beta_0$ 、 $\omega_0$  相会出现连锁转变。如图 9 所示,在 800 °C/200 MPa 蠕变测试后,TNM 合金的  $\alpha_2$  片层析出了  $\beta_0$  相,即发生  $\alpha_2 \rightarrow \beta_0$  转变,由此产生的元素偏析和微应变也会促进  $\omega_0$  相形成<sup>[57]</sup>。

$\omega_0$  相是典型的硬脆相,会显著降低合金的塑

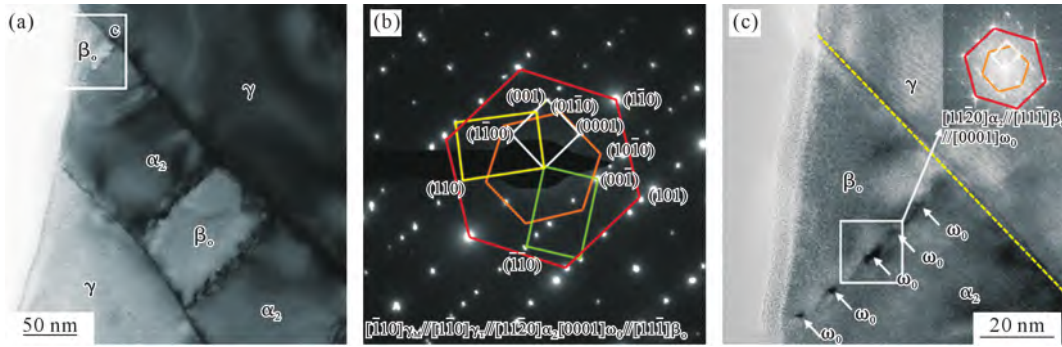


图9 800 °C/200 MPa蠕变测试后TNM合金中 $\omega_0$ 在 $\alpha_2/\beta_0$ 界面的析出行为:(a)  $\alpha_2/\gamma$ 片层的明场相;(b)图(a)的选区衍射斑点分析;(c)  $\alpha_2/\beta_0$ 界面的高分辨透射电子图像<sup>[57]</sup>

Fig.9  $\omega_0$  phase precipitation behavior at the  $\alpha_2/\beta_0$  interface in the TNM alloy after creep testing at 800 °C/200 MPa: (a) bright-field transmission electron microscopy (BF-TEM) image of  $\alpha_2/\gamma$  lamellae; (b) selected-area electron diffraction pattern of (a); (c) high-resolution TEM image of the  $\alpha_2/\beta_0$  interface<sup>[57]</sup>

性。Stark等<sup>[61]</sup>也指出 $\omega_0$ 相的析出会对合金的高温强度和蠕变抗性产生不利影响。其他研究表明 $\omega_0$ 相的形成对合金成分存在依赖性;Nb、Zr元素会促进 $\omega_0$ 相的形成,但Mo、W、Mn元素对其具有抑制作用<sup>[64]</sup>。因此,合理的成分设计可以避免 $\beta_0/\alpha_2 \rightarrow \omega_0$ 相变的发生。

除上述固态相变外,在Nb含量较高的钛铝合金中还会出现其他相变<sup>[65]</sup>。Liu等<sup>[66]</sup>观察到Ti-38Al-10Nb合金在550 °C时发生 $\alpha_2 \rightarrow O$ 相变,但O相在750 °C由于稳定性不足溶解回 $\alpha_2$ 相中。在外应力下,O相在800~900 °C也可以从 $\alpha_2$ 相析出。此外,含Mn的β凝固钛铝合金在800 °C等温退火过程中会发生 $\beta_0 \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 相变<sup>[67]</sup>。 $\alpha_2 \rightarrow O$ 和 $\beta_0 \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 仅在特定的钛铝合金中有所报道,并非普遍存在于β凝固钛铝合金,但仍表明β凝固钛铝合金相转变行为的复杂性。

### 3.6 相变影响因素

从上文可以看出,影响β凝固钛铝合金相变的因素主要包括合金元素、外加应力、热处理条件等,不同类型的相变之间也会存在相互作用。这也造成了合金的组织性能迄今都难以完全掌控。

合金元素对相变行为的影响除了在于引入一些新生相,还在于改变相变温度。例如,Mo、Nb、V、Fe、Co、Cr等β稳定元素可以降低 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变温度<sup>[18,68-69]</sup>;添加Nb元素还会提高 $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 转变温度,在扩大β相区的同时缩小α相区;Cr原子因倾向于占据γ相中的Al原子点位,削弱Ti-Al共价键,导致 $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma$ 转变温度降低<sup>[68]</sup>;添加Si、C、O、N等α稳定元素能够提高 $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 转变温度<sup>[69]</sup>。利用上述合金元素的影响规律可以对合金的组成相及组织形貌进行适当调控,从而优化力学性能。

外加应力对相变的影响在热加工时尤为明显,通常会促进相转变发生。Qiang等<sup>[70]</sup>报道了在(α+β)相区对TNM合金进行热挤压会诱导 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变。

Keita等<sup>[71]</sup>在(α+β)相区对TNM合金进行等温压缩实验发现变形还会诱发 $\alpha \rightarrow \gamma$ 连续动态相变;在(α+γ)相区进行热等静压处理后得到等轴γ相,由此推断热应力可以促进 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变。Zhao等<sup>[72]</sup>在(α+β+γ)相区对Ti-46Al-2Nb-2V-1Mo-Y合金进行等温热锻,在α+γ片层处观察到 $\alpha + \gamma \rightarrow \alpha + \gamma + \beta \rightarrow \gamma + \beta$ 相变。Wei等<sup>[73]</sup>在1170 °C对TNM合金进行热轧,当应变量为67.5%时观察到Z型层状结构的扭折带发生 $\alpha_2 + \gamma \rightarrow \beta_0$ 相变。由于热加工过程会产生位错塞积、局部应力、晶界移动,并伴随动态回复、动态再结晶等热激活过程,其组织演变往往偏离平衡状态,与平衡相图存在较大区别。此外,钛铝合金构件一般长期在高温条件下工作,因此也应考虑蠕变的影响。例如,Lapin等<sup>[74]</sup>发现Ti-44.4Al-8.1Ta合金经700 °C/200 MPa/30 000 h蠕变测试后发生了 $\alpha_2 \rightarrow Ti_3Al(L1_2) \rightarrow \gamma$ 转变;Liu等<sup>[75]</sup>报道Ti-45Al-9Nb-0.5B合金在800 °C/260 MPa蠕变条件下发生 $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ 和 $\alpha_2 \rightarrow \omega_0$ 转变。

热处理是获得稳定的组织结构和满足性能需求的必要手段。依据特定温度条件下相平衡情况选择合适的热处理温度和时长,配以合理的冷却速率,可以实现对力学性能的调控。前文围绕各相变类型阐述了热处理的具体影响,在此不做赘述。

相变的发生会带来元素的重新分配,从而激发其他相变。例如,在 $\beta_0 \rightarrow \omega_0$ 转变过程中Nb元素通常在 $\omega_0$ 相富集, $\beta_0$ 相的Al元素会向周围扩散,导致 $\omega_0/\beta_0$ 相界面“贫Nb富Al”,在热力学上有利于γ相形成,因而 $\beta_0 \rightarrow \gamma$ 和 $\beta_0 \rightarrow \omega_0$ 转变往往相伴而生<sup>[53]</sup>。除此之外,相变的交互作用还体现在提供异质形核点上<sup>[42]</sup>。

## 4 总结与展望

β凝固钛铝合金因具有良好的热加工性和更高的服役温度而备受关注。然而,高合金化成分体系、

热变形加工成型等特点让  $\beta$  凝固钛铝合金比传统的铸造钛铝合金拥有更为复杂的相变行为。这也导致  $\beta$  凝固钛铝合金的组织性能调控具有更大的挑战性,理清其相变过程和变化规律是实现工业化应用的重要前提。 $\beta$  凝固钛铝合金在其制备过程中和服役温度条件下主要的固态相变类型已基本明晰,包括  $\beta \rightarrow \alpha$ 、 $\beta \rightarrow \beta_0$ 、 $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 、 $\beta_0/\alpha_2 \rightarrow \omega_0$  等,但仍有许多方面亟需系统研究。

(1) 大多数  $\beta$  凝固钛铝合金均存在  $\beta \rightarrow \beta_0$  相变,  $\beta_0$  相常被保留在室温组织且难以消除。目前关于该相对力学性能的影响机制研究并不全面,仅在少数合金体系中有所报道。通过改变  $\beta_0$  相分布形态或者抑制  $\beta_0 \rightarrow \omega_0$  等有害相变发生是否可以更好地发挥该相的作用,有待深入研究。

(2) 多元合金化是  $\beta$  凝固钛铝合金发展的必然方向。各合金元素之间的交互作用及其对相变行为的影响尚有待完善,基于此可以建立更为准确的钛铝合金热力学数据库。

(3) 目前  $\beta$  凝固钛铝合金的热机械加工工艺仍不成熟,热变形条件下合金的相变行为也需要更为深入的分析和探究。

#### 参考文献:

- [1] XU R R, LI M Q, ZHAO Y H. A review of microstructure control and mechanical performance optimization of  $\gamma$ -TiAl alloys [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 932: 167611.
- [2] 张可人,李劲光,安俊亭,张乐乐. 铸造  $\gamma$ -TiAl 合金晶粒细化方法研究进展[J]. *铸造技术*, 2024, 45(3): 249-258.  
ZHANG K R, LI J G, AN J T, ZHANG L L. Research progress on the grain refinement method of cast  $\gamma$ -TiAl alloys [J]. *Foundry Technology*, 2024, 45(3): 249-258.
- [3] GENCO, UNAL R. Development of gamma titanium aluminide ( $\gamma$ -TiAl) alloys: A review [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 929: 167262.
- [4] APPEL F, PAUL J D H, OEHRING M. Gamma titanium aluminide alloys: science and technology [M]. Weinheim: Wiley-VCH, 2011.
- [5] 刘焯,王增全,程江华,闫瑞乾,何洪,朱春雷. TiAl 合金涡轮的设计及工程化应用研究进展[J]. *重型机械*, 2022(5): 1-6.  
LIU Y, WANG Z Q, CHEN J H, YAN R Q, HE H, ZHU C L. Research progress on design and engineering application of TiAl alloy turbine [J]. *Heavy Machinery*, 2022(5): 1-6.
- [6] BOLZ S, OEHRING M, LINDEMANN J, PYCZAK F, PAUL J, STARKA, LIPPMANN T, SCHRÜFFERS, ROTH-FAGARASEANU D, SCHREYER A, WEIB S. Microstructure and mechanical properties of a forged  $\beta$ -solidifying  $\gamma$  TiAl alloy in different heat treatment conditions [J]. *Intermetallics*, 2015, 58: 71-83.
- [7] 佟健博,王向东,聂晶晶,黄毅,白伟民,程军. Ti-Al-Fe 体系 bcc 相扩散系数及原子移动性[J]. *铸造技术*, 2024, 45(7): 672-680.  
TONG J B, WANG X D, NIE J J, HUANG Y, BAI W M, CHENG J. Diffusivities and atomic mobilities in the bcc phase of the Ti-Al-Fe system [J]. *Foundry Technology*, 2024, 45(7): 672-680.
- [8] LU Y, YAMADA J, MIYATA R, KATO H, YOSHIMI K. High-temperature mechanical behavior of B2-ordered Ti-Mo-Al alloys [J]. *Intermetallics*, 2020, 117: 106675.
- [9] DUAN B H, YANG Y C, HE S Y, FENG Q S, MAO L, ZHANG X X, JIAO L N, LU X G, CHEN G Y, LI C H. History and development of  $\gamma$ -TiAl alloys and the effect of alloying elements on their phase transformations [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 909: 164811.
- [10] 油如月,王强,赵春玲,杨刚,梁永锋,刘辰,季显坤,林均品. TNM 变形钛铝合金研究进展 [J]. *中国材料进展*, 2023, 42(8): 669-680.  
YOU R Y, WANG Q, ZHAO C L, YANG G, LIANG Y F, LIU C, JI X K, LIN J P. Progress of TNM deformed TiAl alloys [J]. *Materials China*, 2023, 42(8): 669-680.
- [11] 陈玉勇,吴敬玺.  $\beta$  相凝固 TiAl 合金的制备、加工、组织、性能及工业应用研究进展 [J]. *钢铁钒钛*, 2021, 42(6): 1-16.  
CHEN Y Y, WU J X. Research and advances in processing, working, microstructure, properties and industrial application of  $\beta$ -solidifying TiAl alloy [J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2021, 42(6): 1-16.
- [12] 张国庆,刘娜,李周. 高性能金属材料雾化与成形技术研究进展 [J]. *航空材料学报*, 2020, 40(3): 95-109.  
ZHANG G Q, LIU N, LI Z. Research progress in atomization and forming technology of high-performance metallic materials [J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2020, 40(3): 95-109.
- [13] 董福宇,刘峰,申向阳,刘超,田雨,苏欣,任广涛,周桂申,张悦,程军. 高熵合金粉体制备及应用的发展现状 [J]. *中国粉体技术*, 2025, 31(6): 92-106.  
DONG F Y, LIU F, SHEN X Y, LIU C, TIAN Y, SU X, REN G T, ZHOU G S, ZHANG Y, CHENG J. Development status of high-entropy alloy powder preparation techniques and applications [J]. *China Powder Science and Technology*, 2025, 31(6): 92-106.
- [14] 王虎,赵琳,彭云,王艳杰,田志凌. 增材制造 TiAl 基合金的研究进展 [J]. *粉末冶金技术*, 2022, 40(2): 110-117.  
WANG H, ZHAO L, PENG Y, WANG Y J, TIAN Z L. Research progress of TiAl-based alloys fabricated by additive manufacturing [J]. *Powder Metallurgy Technology*, 2022, 40(2): 110-117.
- [15] 周潼,程军,王克鲁,鲁世强,李鑫,刘杰.  $Ti_2AlNb$  基合金热变形行为及加工图研究 [J]. *中国机械工程*, 2025, 36(11): 2757-2765.  
ZHOU T, CHENG J, WANG K L, LU S Q, LI X, LIU J. Hot deformation behavior and processing maps of  $Ti_2AlNb$ -based alloys [J]. *China Mechanical Engineering*, 2025, 36(11): 2757-2765.
- [16] 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.
- [17] WITUSIEWICZ V T, BONDAR A A, HECHT U, REX S, VELIKANOVA T Y. The Al-B-Nb-Ti system: III. Thermodynamic re-evaluation of the constituent binary system Al-Ti [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, 465(1): 64-77.
- [18] MUSI M, GRAF G, CLEMENS H, SPOERK-ERDELY P. Alloying elements in intermetallic  $\gamma$ -TiAl based alloys - a review on their

- influence on phase equilibria and phase transformations[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2024, 26(4): 2300610.
- [19] LEYENS C, PETERS M. Titanium and titanium alloys: Fundamentals and applications[M]. Weinheim: Wiley-VCH, 2003.
- [20] 程军. 基于加工图理论与 Prasad 塑性失稳准则的 Ti<sub>2</sub>AlNb 基金热变形行为研究[D]. 昆明: 云南大学, 2013.  
CHENG J. Study on hot deformation behavior of Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloy based on processing map theory and prasad plastic instability criterion[D]. Kunming: Yunnan University, 2013.
- [21] BUMPS E S, KESSLER H D, HANSEN M. Titanium-Aluminum system[J]. *JOM*, 1952, 4(6): 609-614.
- [22] PFULLMANN T, BEAVEN P A. On the relationship between lattice parameters and composition of the γ-TiAl phase[J]. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1993, 28(3): 275-280.
- [23] LI Y G, LORETTO M H. Microstructure and fracture behaviour of Ti-44Al-xM derivatives[J]. *Acta Metallurgica Et Materialia*, 1994, 42(9): 2913-2919.
- [24] BRAUN J, ELLNER M. On the partial atomic volume of aluminum in the titanium-rich phases of the binary system Ti-Al[J]. *International Journal of Materials Research*, 2000, 91(5): 389-392.
- [25] BENDERSKY L A, BOETTINGER W J, BURTON B P, BIANCANIELLO F S, SHOEMAKER C B. The formation of ordered ω-related phases in alloys of composition Ti<sub>4</sub>Al<sub>3</sub>Nb[J]. *Acta Metallurgica Et Materialia*, 1990, 38(6): 931-943.
- [26] MOZER B, BENDERSKY L A, BOETTINGER W J, ROWE R G. Neutron powder diffraction study of the orthorhombic Ti<sub>2</sub>AlNb phase[J]. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1990, 24(12): 2363-2368.
- [27] 宋霖. 高 Nb-TiAl 合金中有序 ω 相相变规律的研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2015.  
SONG L. Study on the phase transformation mechanisms of the ordered ω phases in high Nb containing TiAl alloys[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2015.
- [28] SONG L, XU X J, YOU L, LIANG Y F, WANG Y L, LIN J P. Ordered α<sub>2</sub> to ω<sub>0</sub> phase transformations in high Nb-containing TiAl alloys[J]. *Acta Materialia*, 2015, 91: 330-339.
- [29] 王子特, 郑功, 祁志祥, 陈阳, 许昊, 相恒高, 陈光. TiAl 合金结构、组织、性能与应用[J]. *科学通报*, 2023, 68(25): 3259-3274.  
WANG Z T, ZHENG G, QI Z X, CHEN Y, XU H, XIANG H G, CHEN G. Structures, microstructures, properties, and applications of TiAl alloys[J]. *Chinese Science Bulletin*, 2023, 68(25): 3259-3274.
- [30] RACKEL M W, STARK A, GABRISCH H, PYCZAK F. Screening for O phase in advanced γ-TiAl alloys[J]. *Intermetallics*, 2021, 131: 107086.
- [31] SCHWAIGHOFER E, CLEMENS H, MAYER S, LINDEMANN J, KLOSE J, SMARSLY W, GÜTHER V. Microstructural design and mechanical properties of a cast and heat-treated intermetallic multi-phase γ-TiAl based alloy[J]. *Intermetallics*, 2014, 44: 128-140.
- [32] YANG G, KOU H C, LIU Y, YANG J R, WANG J, ZHANG S Y, LI J S, FU H Z. 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.
- [33] HUANG Z W. Inhomogeneous microstructure in highly alloyed cast TiAl-based alloys, caused by microsegregation[J]. *Scripta Materialia*, 2005, 52(10): 1021-1025.
- [34] MA G Y, DI T D, SONG C C, NIU F Y, LU J Z, WU D J. Phase transformation mechanism and mechanical properties of Ti-45Al-8Nb alloy prepared by directed laser deposition[J]. *Materials Characterization*, 2022, 193: 112256.
- [35] 陈仕奇, 曲选辉, 雷长明, 黄伯云. 添加稀土元素对铸态 TiAl 基金合金微观组织和力学性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 1995, 5(1): 63-67.  
CHEN S Q, QU X H, LEI C M, HUANG B Y. Effect of rare earth element addition on microstructure and mechanical properties of as-cast TiAl-based alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 1995, 5(1): 63-67.
- [36] 郑立静, 杨莉莉, 张虎. 微量元素 B 在 γ-TiAl 基合金的应用研究进展[J]. *稀有金属材料与工程*, 2010, 39(10): 1875-1880.  
ZHENG L J, YANG L L, ZHANG H. Research progress of minor boron addition in γ-TiAl based alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2010, 39(10): 1875-1880.
- [37] TAKEYAMA M, KOBAYASHI S. Physical metallurgy for wrought gamma titanium aluminides: Microstructure control through phase transformations[J]. *Intermetallics*, 2005, 13(9): 993-999.
- [38] KLEIN T, NIKNAFS S, DIPPENAAR R, CLEMENS H, MAYER S. Grain growth and β to α transformation behavior of a β-solidifying TiAl alloy[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2015, 17(6): 786-790.
- [39] CHENG T T, LORETTO M H. The decomposition of the beta phase in Ti-44Al-8Nb and Ti-44Al-4Nb-4Zr-0.2Si alloys[J]. *Acta Materialia*, 1998, 46(13): 4801-4819.
- [40] MCCULLOUGH C, VALENCIA J J, LEVI C G, MEHRABIAN R. Phase equilibria and solidification in Ti-Al alloys[J]. *Acta Metallurgica*, 1989, 37(5): 1321-1336.
- [41] HUANG Z W, ZHU D G. Thermal stability of Ti-44Al-8Nb-1B alloy[J]. *Intermetallics*, 2008, 16(2): 156-167.
- [42] 杨劫人. β凝固 TiAl 合金 β/B2 相演变行为及控制研究进展[J]. *铸造技术*, 2022, 43(4): 237-244.  
YANG J R. Research progress on evolution behavior and control of β/B2 phase in β-solidified TiAl alloy[J]. *Foundry Technology*, 2022, 43(4): 237-244.
- [43] ZHU L, XUE H C, YAO S X, LI L. Transition behaviors of γ-β/β in V-, Cr-, Mn-doped TiAl alloys[J]. *Scientific Reports*, 2021, 11(1): 9689.
- [44] PYCZAK F, KONONIKHINA V, STARK A. Stability of ordered B2-β<sub>0</sub> and disordered BCC-β phases in TiAl - a first principles study[J]. *Materials Science Forum*, 2021, 1016: 1159-1165.
- [45] DAS K, DAS S. Order-disorder transformation of the body centered cubic phase in the Ti-Al-X (X=Ta, Nb, or Mo) system[J]. *Journal of Materials Science*, 2003, 38(19): 3995-4002.
- [46] 李建波, 刘咏, 王岩, 刘彬, 卢斌, 梁霄鹏, 刘延斌. 热处理消除铸态 TiAl 基金合金组织中的 β(B2)相[J]. *粉末冶金材料科学与工程*, 2012, 17(6): 687-693.  
LI J B, LIU Y, WANG Y, LIU B, LU B, LIANG X P, LIU Y B. Eliminating of β(B2) phase of as-cast TiAl based alloy by heat treatment[J]. *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*, 2012, 17(6): 687-693.

- [47] CLEMENS H, MAYER S. Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2013, 15(4): 191-215.
- [48] ZGHAL S, THOMAS M, COURET A. Structural transformations activated during the formation of the lamellar microstructure of TiAl alloys[J]. *Intermetallics*, 2005, 13(9): 1008-1013.
- [49] DEY S R, HAZOTTE A, BOUZY E. Multiscale  $\gamma$  variant selection in a quaternary near- $\gamma$  Ti-Al alloy [J]. *Philosophical Magazine*, 2006, 86(20): 3089-3112.
- [50] CHA L M, SCHEU C, CLEMENS H, CHLADIL H F, DEHM G, GERLING R, BARTELS A. Nanometer-scaled lamellar microstructures in Ti-45Al-7.5Nb-(0; 0.5)C alloys and their influence on hardness[J]. *Intermetallics*, 2008, 16(7): 868-875.
- [51] 尹志康. 层状 TiAl 结构及脆性性能的第一性原理研究[D]. 上海: 上海工程技术大学, 2021.  
YIN Z K. First-Principles study on the structure and brittleness of lamellar TiAl[D]. Shanghai: Shanghai University of Engineering Science, 2021.
- [52] 罗军, 王曦, 丁贤飞, 南海, 刘昌奎, 李楠. TiAl 基合金片层结构不连续粗化行为的研究进展[J]. *稀有金属材料与工程*, 2025, 54(12): 3210-3217.  
LUO J, WANG X, DING X F, NAN H, LIU C K, LI N. Research progress of lamellar structure discontinuous coarsening behavior in TiAl based alloy [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2025, 54(12): 3210-3217.
- [53] 李小兵, 郝俊杰, 陈波, 薛鹏, 刘奎.  $\gamma$ -TiAl 合金显微组织高温演变行为研究进展[J]. *中国材料进展*, 2025, 44(2): 154-168.  
LI X B, HAO J J, CHEN B, XUE P, LIU K. Research progress on the evolution behavior of  $\gamma$ -TiAl alloys microstructure at elevated temperature[J]. *Materials China*, 2025, 44(2): 154-168.
- [54] CAO S Z, XIAO S L, CHEN Y Y, XU L J, WANG X P, HAN J C, JIA Y. Phase transformations of the  $L1_2$ -Ti<sub>3</sub>Al phase in  $\gamma$ -TiAl alloy[J]. *Materials and Design*, 2017, 121: 61-68.
- [55] 李晓鹏, 张秉刚. 全片层 TiAl 合金的片层取向和片层间距控制的研究现状[J]. *航空材料学报*, 2015, 35(5): 90-98.  
LI X P, ZHANG B G. Research status of lamellar orientation and lamellar spacing control of full lamellar TiAl alloy[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2015, 35(5): 90-98.
- [56] WITUSIEWICZ V T, BONDAR A A, HECHT U, VELIKANOVA T Y. The Al-B-Nb-Ti system: IV. Experimental study and thermodynamic re-evaluation of the binary Al-Nb and ternary Al-Nb-Ti systems [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 472(1): 133-161.
- [57] LIU Y, LI J S, TANG B, SONG L, WANG W Y, LIU D, YANG R, KOU H C. Decomposition and phase transformation mechanisms of  $\alpha_2$  lamellae in  $\beta$ -solidified  $\gamma$ -TiAl alloys [J]. *Acta Materialia*, 2023, 242: 118492.
- [58] HUANG Z W. Ordered  $\omega$  phases in a 4Zr-4Nb-containing TiAl-based alloy[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(8): 1689-1700.
- [59] SCHLOFFER M, RASHKOVA B, SCHÖBERL T, SCHWAIGHOFER E, ZHANG Z L, CLEMENS H, MAYER S. Evolution of the  $\omega_0$  phase in a  $\beta$ -stabilized multi-phase TiAl alloy and its effect on hardness[J]. *Acta Materialia*, 2014, 64: 241-252.
- [60] STARK A, OEHRING M, PYCZAK F, SCHREYER A. In situ observation of various phase transformation paths in Nb-rich TiAl alloys during quenching with different rates[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2011, 13(8): 700-704.
- [61] STARK A, BARTELS A, CLEMENS H, SCHIMANSKY F P. On the formation of ordered  $\omega$ -phase in high Nb containing  $\gamma$ -TiAl based alloys[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2008, 10(10): 929-934.
- [62] SONG L, APPEL F, WANG L, OEHRING M, HU X G, STARK A, HE J Y, LORENZ U, ZHANG T B, LIN J P, PYCZAK F. New insights into high-temperature deformation and phase transformation mechanisms of lamellar structures in high Nb-containing TiAl alloys[J]. *Acta Materialia*, 2020, 186: 575-586.
- [63] SONG L, APPEL F, STARK A, LORENZ U, HE J Y, HE Z B, LIN J P, ZHANG T B, PYCZAK F. On the reversibility of the  $\alpha_3/\omega_0$  phase transformation in a high Nb containing TiAl alloy during high temperature deformation[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 93: 96-102.
- [64] 宋霖, 张铁邦, 林均品. TiAl 合金有序  $\omega$  相和正交相相变规律研究进展[J]. *中国材料进展*, 2020, 39(9): 634-641, 652.  
SONG L, ZHANG T B, LIN J P. Progress in the phase transformation mechanisms of ordered  $\omega$  and orthorhombic phases in TiAl alloys[J]. *Materials China*, 2020, 39(9): 634-641, 652.
- [65] REN G D, DAI C R, MEI W, SUN J, LU S, VITOS L. Formation and temporal evolution of modulated structure in high Nb-containing lamellar  $\gamma$ -TiAl alloy[J]. *Acta Materialia*, 2019, 165: 215-227.
- [66] LIU X, SONG L, PYCZAK F, STARK A, WANG L, GUO X, ZHANG T B. Stress-induced orthorhombic O phase in TiAl alloys [J]. *Acta Materialia*, 2025, 286: 120751.
- [67] TANG H J, LI X B, MA Y C, CHEN B, XING W W, ZHAO P X, SHU L, ZHANG M S, LIU K. Multistep evolution of  $\beta_0$  phase during isothermal annealing of Ti-42Al-5Mn alloy: Formation of Laves phase[J]. *Intermetallics*, 2020, 126: 106932.
- [68] 王向杰, 张孟祥, 薛鹏, 郝俊杰, 陈波, 李小兵, 刘奎. Cr 和 Nb 含量对含锰  $\gamma$ -TiAl 合金相变路径的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2025, 35(6): 2005-2021.  
WANG X J, ZHANG M X, XUE B, HAO J J, CHEN B, LI X B, LIU K. Effect of Cr and Nb contents on phase transformation path of Mn-containing  $\gamma$ -TiAl alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2025, 35(6): 2005-2021.
- [69] CHLADIL H F, CLEMENS H, LEITNER H, BARTELS A, GERLING R, SCHIMANSKY F P, KREMMER S. Phase transformations in high niobium and carbon containing  $\gamma$ -TiAl based alloys [J]. *Intermetallics*, 2006, 14(10): 1194-1198.
- [70] QIANG F M, KOU H C, ZHANG Y D, JIA M Y, CHEN N N, LI J S, BOUZY E. Thermally-induced  $\alpha \rightarrow \beta$  phase transformation interweaving with abnormal  $\alpha$  grain growth in hot extruded TNM alloy[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 15: 2036-2044.
- [71] KEITA M, SOLÍS C, GAN W M, SIREDEY-SCHWALLER N, MOULIN J-F, ZHANG Y D, BOUZY E. High-temperature compression induced  $\alpha$  to  $\gamma$  phase transformation and related phase morphology transition in TiAl alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, 1042: 184044.
- [72] ZHAO E T, NIU H Z, ZHANG S Z, FENG L, YANG S Y. Mi-

- crostructural control and mechanical properties of a  $\beta$ -solidified  $\gamma$ -TiAl alloy Ti-46Al-2Nb-1.5V-1Mo-Y[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 701: 1-6.
- [73] WEI B B, TANG B, CHU Y D, DU L H, CHEN X F, ZHU L, LI J S. The microstructure evolution and tensile properties of Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.2B alloy during hot rolling[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 861: 144347.
- [74] LAPIN J, PELACHOVÁ T, DOMÁNKOVÁ M. Long-term creep behaviour of cast TiAl-Ta alloy[J]. Intermetallics, 2018, 95: 24-32.
- [75] LIU X, SONG L, STARK A, LAZURENKO D, PYCZAK F, ZHANG T B. Creep-induced  $\omega_0$  phase precipitation and cavity formation in a cast 45.5Ti-45Al-9Nb-0.5B alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 875: 160106.

(责任编辑:李亚敏)