

TiAl 合金强韧化研究现状与进展

黄 锋<sup>1,2</sup> 梁思诚<sup>1,2</sup> 胡尚兴<sup>1,2</sup> 王书杰<sup>3</sup> 邓映川<sup>1,2</sup> 胡志力<sup>1,2</sup>

(1.武汉理工大学汽车工程学院; 2.湖北隆中实验室; 3.中国电子科技集团公司第十三研究所)

**摘 要** TiAl 合金作为一种新型轻质高温结构材料,在航空航天领域具备广阔的应用前景。然而,其室温塑性差、延性低,且高温强度下降快,故对其进行强韧化处理是实现 TiAl 合金大规模应用的关键。从不同强韧化措施出发,综述了 TiAl 合金强韧化研究现状与进展,并对 TiAl 合金强韧化研究方向进行了展望。

**关键词** TiAl 合金;强韧化;热变形;微合金化及复合;定向凝固

**中图分类号** G353.11;TG146.23

**文献标志码** A

**DOI:**10.15980/j.tzzz.2023.011.001

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Status and Progress in Strengthening and Toughening of TiAl Alloy

Huang Feng<sup>1,2</sup>, Liang Sicheng<sup>1,2</sup>, Hu Shangxing<sup>1,2</sup>, Wang Shujie<sup>3</sup>, Deng Yingchuan<sup>1,2</sup>, Hu Zhili<sup>1,2</sup>

(1.School of Automotive Engineering, Wuhan University of Technology; 2.Hubei Longzhong Laboratory; 3.13th Research Institute, China Electronics Technology Group Corporation)

**Abstract:** As a new kind of lightweight high temperature structural material, TiAl alloy has a broad application prospect in the field of aerospace. However, the strengthening and toughening treatment is the key and research focus to realize large-scale application due to the poor plasticity, low ductility, and rapid reduction of high temperature strength. In view of different strengthening and toughening measures, the status and progress in the strengthening and toughening of TiAl alloy were reviewed, and future direction was prospected.

**Key Words:** TiAl Alloy, Strengthening and Toughening, Thermal Deformation, Microalloying and Compound, Directional Solidification

近年来, TiAl 合金由于低密度、高比强度和比刚度、优异的高温抗氧化性及抗蠕变等特点,在航空航天等领域被认为是一种可部分替代镍基高温合金及高温钛合金,提高航空航天器性能的高温结构材料。然而, TiAl 合金具有两大缺点<sup>[1]</sup>: 低室温塑性(室温拉伸塑性小于 2%)与高温强度快速下降(650 ℃左右强度开始快速下降),是限制其推广应用的主要因素,因而实现强韧化一直是 TiAl 合金研究的重点和亟待解决的问题。本研究围绕国内外 TiAl 合金强韧化方向,从微合金化与复合、热变形、热处理及定向凝固等不同强韧化措施出发,综述了 TiAl 合金强韧化研究的现状及进展,并展望了其发展方向。

1 微合金化与复合化

1.1 微合金化

对于 TiAl 合金,早期研究多侧重于研究其显微结

构,直到 20 世纪 70 年代,才逐步关注 TiAl 合金性能及其微合金化,使得 TiAl 合金在典型工程中得以应用。微合金化对 TiAl 合金进行强韧化处理的机制主要体现在两个方面:一是通过添加微合金元素 Y、Ta、B 等细化合金组织,利用晶粒细化实现强韧化;二是利用微合金元素固溶于 TiAl 合金  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al 相或  $\gamma$ -TiAl 相中,利用固溶强化实现强韧化,如添加 V、Mn、Cr 等元素通过占据 Al 的亚点阵,提升晶体结构对称性,进而降低点阵阻力,提升 TiAl 合金塑性。在微合金化研究的基础上,张冬冬<sup>[2]</sup>总结了添加不同元素对 TiAl 合金性能的影响,见表 1。

此外,微合金化还可通过改变 TiAl 合金凝固路径,进而改善合金力学性能。如对于 V、Cr、Mo、Nb 等  $\beta$  相稳定元素,适量微合金化可使 TiAl 合金凝固路径发生改变,避开包晶转变,进而降低产生成分偏析、晶粒粗大和铸造织构尖锐等风险<sup>[3-4]</sup>。同时,由于  $\beta$  相高温塑性好,适量添加  $\beta$  相稳定元素,扩大  $\beta$  相区,缩小  $\alpha$  相区,

收稿日期:2023-04-03  
基金项目:国家自然科学基金资助项目(52374399,52075400)  
第一作者简介:黄锋,男,1982 年出生,副教授,武汉(430070),E-mail:huangfeng@whut.edu.cn  
引用格式:黄锋,梁思诚,胡尚兴,等. TiAl 合金强韧化研究现状与进展[J]. 特种铸造及有色合金, 2023, 43(11): 1 441-1 446.  
HUANG F, LIANG S C, HU S X, et al. Status and progress in strengthening and toughening of TiAl alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(11): 1 441-1 446.

1441

表 1 不同元素对 TiAl 合金性能的影响<sup>[2]</sup>

Tab.1 Effects of different elements on properties of TiAl alloy<sup>[2]</sup>

| 主要元素              | 作用      |
|-------------------|---------|
| Cr、V、Mn、B、Sn、N、Re | 提高塑性    |
| Si、Nb、W、Ta、C、O、Er | 提高抗蠕变性能 |
| Cr、C、N            | 提高断裂韧度  |
| Nb、Mo、B、W         | 提高合金强度  |
| W、Si、Nb           | 提高组织稳定性 |
| W、C、N             | 提高显微硬度  |

降低  $T_\beta$  和  $T_\alpha$  温度,可有效提高 TiAl 合金的热加工性能<sup>[5]</sup>。热加工后采用热处理消除残存  $\beta$  相,避免拉伸过程中  $\beta$  相部位产生裂纹。

TiAl 合金中元素间的作用是相互且极其复杂的,单一元素添加优化某些力学性能参数的同时可能会使其他性能恶化。因此,研究合金元素间的相互作用、复合添加对 TiAl 合金组织性能的影响规律与机制是 TiAl 合金微合金化发展的方向。

### 1.2 复合化

单一金属间化合物的高温强度、蠕变及组织稳定性等往往难以满足某些航空航天构件的要求。基于此,通过复合技术,利用增强相与 TiAl 合金基体间的“协同作用”,制备 TiAl 基复合材料成为了 TiAl 合金强韧化发展的另一重要方向。

增强相的选取是影响 TiAl 基复合材料性能的首要因素。在增强相的选取过程中,除高硬度与高强度外,还需特别考虑其与 TiAl 合金基体相在理化性能、热膨胀系数等方面的差异。如当热膨胀系数差异过大时,相应增强相的引入会在复合材料内形成较大的残余应力,进而降低其综合性能。表 2 为常见增强相的相关性能,可作为 TiAl 基复合材料增强相的选取依据<sup>[6-7]</sup>。

表 2 TiAl 基复合材料增强相的相关性能<sup>[6-7]</sup>

Tab.2 Related properties of reinforcement phase for TiAl

matrix composites<sup>[6-7]</sup>

| 增强相                             | 密度/<br>( $\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$ ) | 熔点/<br>K | 热膨胀系数/<br>( $\times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ) | 弹性模量/<br>GPa |
|---------------------------------|--------------------------------------------|----------|-------------------------------------------------------------|--------------|
| TiAl                            | 3.70~3.90                                  | -        | 12.0                                                        | 160~176      |
| ZrB <sub>2</sub>                | 6.09                                       | 3 373    | 5.7                                                         | 503          |
| TiB <sub>2</sub>                | 4.52                                       | 3 253    | 4.6~8.1                                                     | 500          |
| TiC                             | 4.99                                       | 3 433    | 7.4~8.8                                                     | 440          |
| TiB                             | 4.57                                       | 2 473    | 8.6                                                         | 550          |
| B <sub>4</sub> C                | 2.51                                       | 2 720    | 4.8                                                         | 445          |
| Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>  | 3.20                                       | 2 173    | 2.1                                                         | 360          |
| SiC                             | 3.19                                       | 2 970    | 4.6                                                         | 430          |
| Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>  | 3.97                                       | 2 323    | 8.1                                                         | 420          |
| Ti <sub>5</sub> Si <sub>3</sub> | 4.32                                       | 2 403    | 9.7                                                         | 225          |
| Ti <sub>2</sub> AlC             | 4.11                                       | -        | 8.2                                                         | 270          |
| Ti <sub>2</sub> AlN             | 4.31                                       | -        | 8.8                                                         | 286          |

除增强相种类外,其与 TiAl 基体间的结合是影响 TiAl 基复合材料性能的另一重要因素。依据增强相引

入方式的不同,可将 TiAl 基复合材料的制备方法分为添加法与原位自生法。添加法是将预先制备好的增强相直接加入 TiAl 合金熔体,该方法简单方便,但对增强相的尺寸要求严苛,同时增强相可能与 TiAl 基体界面不共格或存在反应物,进而影响所制备复合材料的性能。原位自生法是将元素或化合物加入 TiAl 合金熔体中,利用化学反应原位自生出相应增强相。该方式生成的增强相具有组织成分稳定、不易分解、性能优异及界面干净等特点,成为当前制备高性能 TiAl 基复合材料的重要方法<sup>[8]</sup>,如在合金中添加 N、C、Si 等元素,利用其与 TiAl 合金基体元素间的反应生成与基体具有良好冶金结合的  $\text{Ti}_2\text{AlN}$ 、 $\text{Ti}_2\text{AlC}$ 、 $\text{Ti}_5\text{Si}_3$  等增强相,进而通过阻碍晶粒长大、位错滑移等来提高合金的强度与抗蠕变性。

## 2 热变形

塑性变形是消除铸造缺陷,提高铸件力学性能的重要手段。鉴于 TiAl 合金室温下的低塑性与低延性,故其塑性变形常在高温下进行,利用热变形改善 TiAl 合金铸造缺陷并细化凝固组织,进而达到强韧化的目的。目前,应用于 TiAl 合金强韧化的热变形工艺主要包括热锻、热挤压与热轧<sup>[9]</sup>。

热锻一般包括等温锻造<sup>[10-12]</sup>与包套锻造,前者具有模具与坯料温差小、精度高、残余应力低等特点<sup>[13]</sup>,但其对设备要求高;后者变形温度高,可采用较大的应变量和应变速率,使铸锭组织破碎并发生再结晶,从而得到细小均匀的组织<sup>[14]</sup>。然而,由于包套限制了坯料两端的变形,以及与模具接触后造成显著温降,因而坯料内部易形成变形死区<sup>[15-16]</sup>。对此,CHENG L 等<sup>[17-19]</sup>提出了双道次锻造+双道次退火的工艺,避免了变形死区,制备出了显微组织均匀细小的大尺寸( $\phi 400 \text{ mm} \times 40 \text{ mm}$ )TiAl 合金锻饼。

相较于热锻,热挤压具备更好的可控性。该工艺挤压温度和应变量的可允许范围较大,可使 TiAl 合金铸坯凝固组织彻底破碎并完全再结晶,以获得细小的全层片组织。目前,通过该工艺获得的全层片组织 TiAl 合金室温塑性可达 4.7%,且具有较高的断裂韧度<sup>[20-21]</sup>。需要指出的是,归因于温度与有效应力分布的不均及存在变形织构等,利用热挤压变形所制备 TiAl 合金的力学性能往往具有各向异性<sup>[22]</sup>。

不同于热锻与热挤压,热轧通常用于板材的制备。KOEPP E C 等<sup>[23]</sup>研究发现,利用热轧制备无缺陷 TiAl 合金板材应注意以下 3 个方面:①轧制温度控制在 $\alpha + \beta$ 两相区温度范围内;②控制道次压下量与轧制速度;③防止坯料氧化。目前,国内外研究者研究开发了粉末冶

金轧制、等温轧制、铸锭冶金轧制、铸孔轧制及包套轧制等 TiAl 合金板材制备技术。与此同时,KOEPE C 等<sup>[23]</sup>、CLEMENS H 等<sup>[24]</sup>、INKSON B J 等<sup>[25]</sup>还开发了一种先进的  $\gamma$ -TiAl 合金板材轧制工艺——ASRP (Plansee advanced sheet rolling process),利用该工艺制备出了显微组织均匀、力学性能优良的大尺寸 TiAl 合金板材。

无论是热锻、热挤压还是热轧,变形后能否获得预期的组织与性能,其相应热变形工艺参数(变形温度、应变速率、应变量、包套设计、模具类型等)的选择均起决定性作用<sup>[26-30]</sup>。相关研究表明,当温度较低且应变速率较高时,楔形裂纹在应变开始后不久便会萌生并进一步扩展,进而引起 TiAl 合金发生脆性沿晶断裂<sup>[27]</sup>;而当温度较高但应变速率较低时,则容易形成孔洞,孔洞的长大和聚集造成热变形的失效。表 3 为等温锻造、包套锻造与热挤压 TiAl 合金时的推荐工艺参数<sup>[31]</sup>。

表 3 TiAl 合金的常规热变形工艺参数<sup>[31]</sup>

Tab.3 Conventional thermal deformation process parameters

| of TiAl alloys <sup>[31]</sup> |              |             |                                       |
|--------------------------------|--------------|-------------|---------------------------------------|
| 热变形工艺                          | 应变量          | 变形温度/℃      | 应变速率                                  |
| 等温锻造                           | 4 : 1~6 : 1  | 1 065~1 175 | $10^{-2} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ |
| 包套锻造                           | -            | 1 100~1 360 | $1 \text{ s}^{-1}$                    |
| 热挤压                            | 4 : 1~12 : 1 | 1 050~1 450 | 15~50 mm/s                            |

3 热处理

除热变形外,热处理是改善合金晶粒大小与组织形态,调控合金力学性能的另一重要手段<sup>[32]</sup>。图 1 为典型 TiAl 合金组织<sup>[33]</sup>,室温下 TiAl 合金主要由  $\gamma$ -TiAl 与  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al 两相组成,并由此形成全层片(FL)、近层片(NL)、双态(D)和近  $\gamma$ (NG)4 种不同组织。研究表明,由  $\gamma$ -TiAl 与  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al 组成的 FL 组织同时具备良好的室温塑性和高温强度。因此,如何通过合金成分优化、热变形与热处理工艺调控,进而获得细小全层片组织是

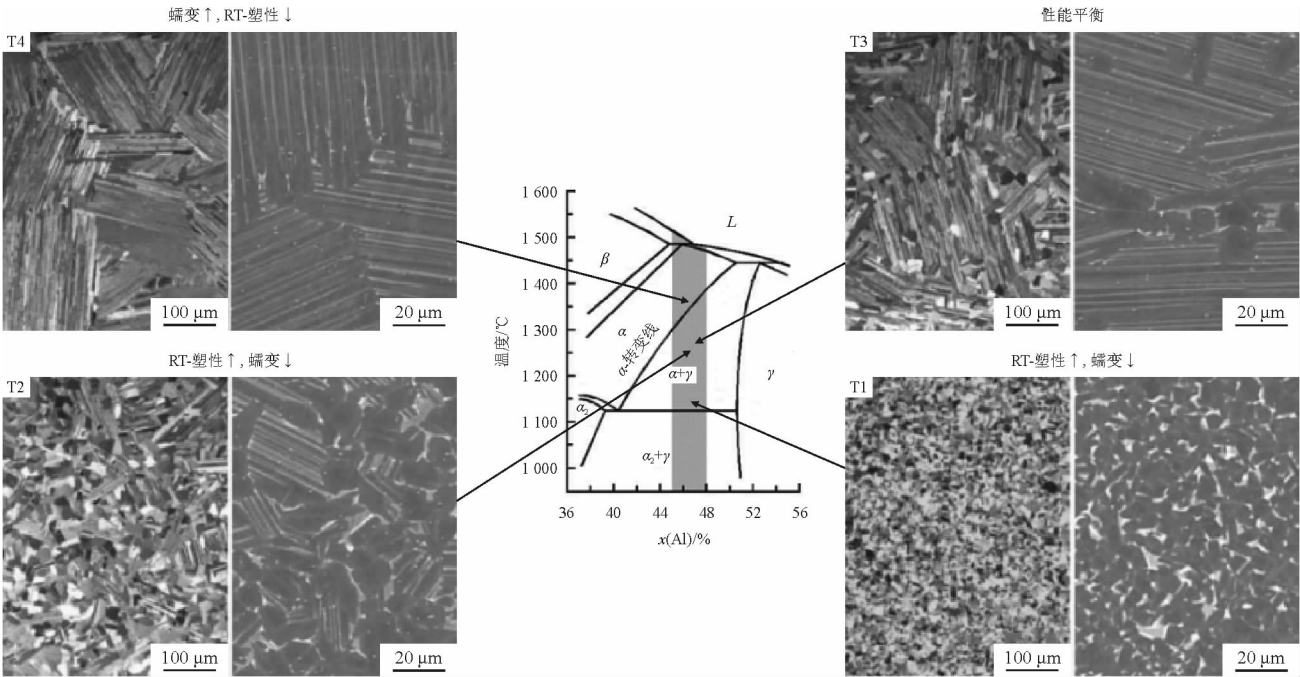


图 1 典型 TiAl 合金组织<sup>[33]</sup>

Fig.1 Typical structures of TiAl alloy<sup>[33]</sup>

制备优良综合性能 TiAl 合金的关键与研究重点。

当前,对于 TiAl 合金研究开发的热处理工艺主要有循环热处理和淬火-回火/时效处理,见图 2。循环热处理是将 TiAl 合金加热到  $T_a$  附近并保温一定时间,冷却后再按上述工艺循环进行,见图 2a<sup>[34-35]</sup>。HU D 等<sup>[36]</sup>将 TiAl 合金加热至  $T_a$  以上进行短时固溶处理,油冷,利用快速加热-冷却来破坏组织的遗传性,经 6 次循环热处理后,合金细化效果明显,组织由粗大晶团(500  $\mu\text{m}$ )转变为细小全层片组织(20  $\mu\text{m}$ )。

对 TiAl 合金进行淬火处理,为回火过程提供更多的形核位置。依据回火温度的不同,又可将该工艺分为 I 型、II 型与 III 型,见图 2b<sup>[35]</sup>。其中,I 型工艺在  $T_a$  以上回火,可获得细小层片组织;II 型工艺在  $\alpha + \gamma$  两相区回火,根据在两相区上部或中部回火位置的不同可获得近层片组织或双态组织;III 型工艺在  $\alpha_2 + \gamma$  两相区回火,也可获得层片组织<sup>[37]</sup>。王勇<sup>[38]</sup>、何双珍等<sup>[35]</sup>、SUZUKI Y 等<sup>[39]</sup>分别利用 I 型、II 型与 III 型工艺,均获得了均匀理想、晶粒细小的 TiAl 合金组织。

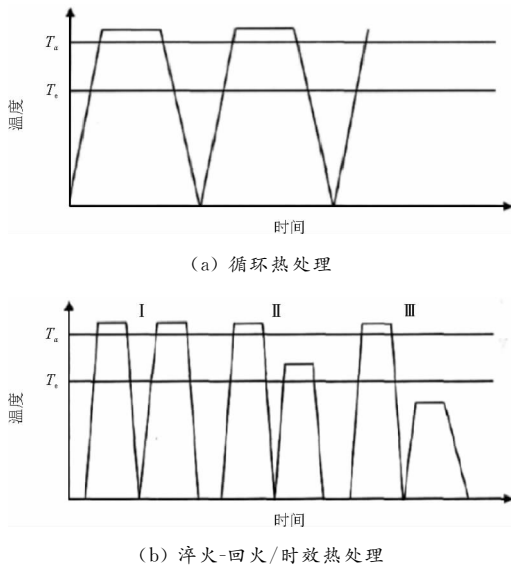
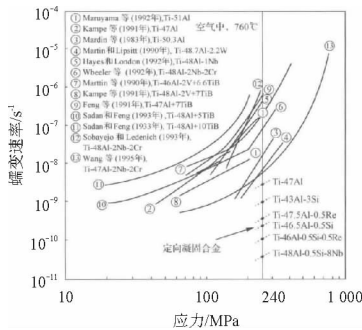


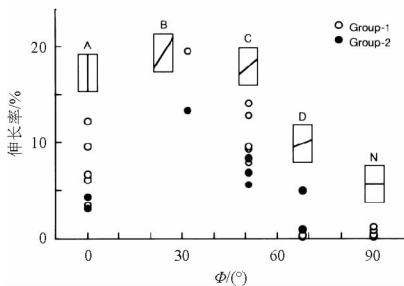
图 2 TiAl 合金强韧化热处理工艺 [34-35]

Fig.2 Hardening and toughening heat treatment of

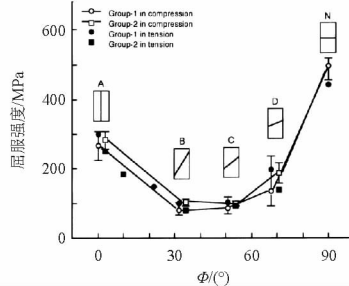
TiAl alloy [34-35]



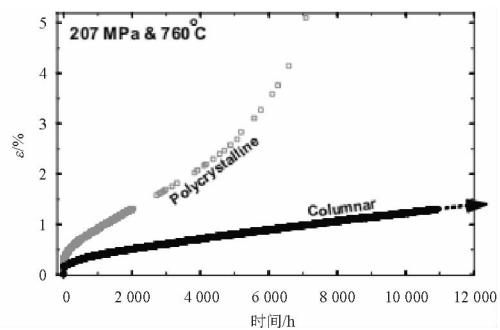
(a) 常规制备和定向凝固 TiAl 金属间化合物抗高温蠕变性能对比总结



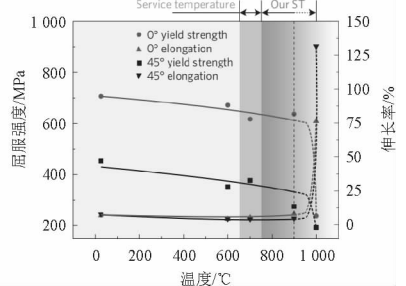
(c) 室温下 PST 晶体的屈服应力随加载轴与片层边界夹角  $\Phi$  的变化规律



(d) 室温下 PST 晶体的伸长率随加载轴与片层边界夹角  $\Phi$  的变化规律



(b) 多晶和硬柱状晶粒的蠕变曲线



(e) Ti-45Al-8Nb PST 单晶力学性能随温度的变化

图 3 典型 TiAl 合金性能 [40-43]

Fig.3 Typical properties of TiAl alloy [40-43]

大,生产效率低。樊江磊等[45]对籽晶法调控 TiAl 合金层片取向研究进展进行了总结,归纳了常用籽晶材料,见表 4。

在 TiAl 合金定向凝固过程中,当以  $\beta$  为初生相,并以  $\langle 001 \rangle_{\beta}$  择优取向生长时,依据  $\beta$  与  $\alpha$  间对应取向关系,最终形成  $\alpha_2/\gamma$  层片取向有 1/3 的概率满足设计要求(平行于晶粒生长方向)。凝固路径法的关键在于确保初生相全部为  $\beta$  相,且随后的  $\alpha$  相在  $\beta$  相上形核长大,进而控制层片取向。该方法操作简单,但需要向

## 4 定向凝固

图 3 为典型 TiAl 合金性能。对于在服役过程中主要受单向拉应力的构件,若能消除 TiAl 合金横向晶界,获得与轴向受力方向平行的柱状晶或单晶组织,可提高合金的力学性能,尤其是高温抗蠕变性,见图 3a 和图 3b [40-41]。当前,定向凝固是获取定向生长柱状晶与单晶最常见与最成熟的技术,见图 3c~图 3e [42-43],若能调控  $\alpha_2/\gamma$  层片取向,使其与晶粒生长方向一致,则可进一步大幅提高 TiAl 合金的力学性能。

当前,研究开发的利用定向凝固控制 TiAl 合金  $\alpha_2/\gamma$  层片取向的方法主要有籽晶法和凝固路径法。其中,籽晶法 [44] 是应用籽晶材料控制高温  $\alpha$  相的生长方向,进而控制  $\alpha_2/\gamma$  层片取向。该方法需在凝固过程中获得  $\alpha$  相的平界面生长,其对籽晶和母料的成分要求严苛,且晶粒生长过程中要求温度梯度与抽拉速度比值

表 4 籽晶法中常用的籽晶材料 [45]

Tab.4 Seed crystal materials commonly used in seed crystal method [45]

| 合金          | 籽晶材料                                     |
|-------------|------------------------------------------|
| Ti-Al-Si    | Ti-43Al-3Si                              |
| Ti-Al-Mo    | Ti-47.5Al-1.5Mo<br>Ti-48Al-1.5Mo         |
| Ti-Al-Mo-Si | Ti-46Al-1.5Mo-1Si<br>Ti-46Al-1.5Mo-1.5Si |
| Ti-Al-Mo-C  | Ti-46Al-1.5Mo-0.2C<br>Ti-46Al-1.5Mo-0.3C |

TiAl 合金中添加 Re、W、Mo 等  $\beta$  相稳定元素,才能满足上述关键要素。同时,由于 TiAl 合金中  $\beta$  相稳定元素多为难熔成分,会给合金熔炼及凝固过程组织控制带来较大挑战。

受限于 TiAl 合金熔体的高活性,其在定向凝固过程中与型壳生长时接触反应,会严重污染,进而恶化合金力学性能。为此,研究者开发了光学浮区法与电磁冷坩埚定向凝固等非接触或软接触 TiAl 合金定向凝固技术。然而,受限于熔体表面张力,利用光学浮区法定向凝固制备 TiAl 合金试样一般为圆棒,且直径不超过 10 mm;利用电磁冷坩埚定向凝固制备 TiAl 合金试样尺寸与形状虽基本不受限制,但由于高功率电磁场的引入,熔体中产生的电磁搅拌会破坏柱状晶的连续生长,且冷坩埚壁的激冷会造成试样表层向柱状晶生长方向的倾斜。

除定向凝固外,定向退火是另一种生长柱状晶乃至单晶的有效方法,其已被成功应用于纯 Cu<sup>[46]</sup>、纯 Ni<sup>[47]</sup>、纯 Fe<sup>[48]</sup>、氧化物强化(ODS)Ni 基合金<sup>[49]</sup>、氧化物强化(ODS)Fe 基合金<sup>[50]</sup>和 MA754<sup>[51]</sup>等金属与合金柱状晶或单晶的生长。不同于定向凝固,定向退火不经历液固相变,而是利用热处理过程中合金晶粒的定向生长与定向固态相变实现柱状晶或单晶的生长,其不受 TiAl 合金熔体高活性的限制,有望实现 TiAl 合金柱状晶的无污染生长制备;同时,由于不经历液固相变中的溶质分凝,定向退火还有望减轻乃至消除铸态 TiAl 合金中的元素偏析。王建成<sup>[52]</sup>、陈光等<sup>[53]</sup>、CHEN R R 等<sup>[54]</sup>、LIU Y L 等<sup>[55-56]</sup>在定向退火制备柱状晶 TiAl 合金方面做了探索性研究,取得了阶段性进展。然而,基于加热与冷却过程中复杂的固态相变,关于 TiAl 合金定向退火过程中的组织演变规律及组织性能调控方法与机制还有待系统研究,尤其是关于合金初始显微组织形态对定向退火组织演变的影响目前尚未见报道。此外,CHEN R R 等<sup>[57]</sup>、LIU Y L 等<sup>[58]</sup>研究发现,利用定向退火难以消除初始 TiAl 合金铸锭中的微孔等铸造缺陷,这些缺陷会阻碍定向退火过程 TiAl 合金晶粒的连续定向生长。基于此,若能将热变形与定向退火有机结合,先利用热变形消除合金铸态缺陷,获取所需初始显微组织,而后利用定向退火生长柱状晶,有望制备出高性能定向组织 TiAl 合金。

## 5 结论与展望

TiAl 合金的强韧化已开展了大量研究,取得了一系列成果,开发了微合金化与复合、热变形、热处理及定向凝固等多种强韧化措施。如何解决 TiAl 合金熔体的反应污染问题,实现大尺寸及变截面合金试样的洁净制

备,同时实现晶粒生长方向与  $\alpha_2/\gamma$  层片取向控制,是定向 TiAl 合金走向实际工程化应用的方向。热变形结合定向退火为解决以上问题提供了新思路,有望成为未来定向 TiAl 合金强韧化研究的重要发展方向。

## 参 考 文 献

- [1] SEMIATIN S L, SEETHARAMAN V, WEISS I. Hot workability of titanium and titanium aluminide alloys-an overview[J]. Materials Science and Engineering, 1998, A243(1-2): 1-24.
- [2] 张冬冬. Y 对铸造 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金组织和室温性能的影响[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016.
- [3] KIM Y M, DIMIDUK D M, WOODWARD C. Development of beta-gamma TiAl alloys: Opening robust processing and greater application potential for TiAl based alloys[A]. The 11th World Conference on Titanium[C]. Kyoto, Japan, 2007.
- [4] CHEN Y Y, FEI Y, KONG F T, et al. Microstructure, mechanical properties, hot deformation and oxidation behavior of Ti-45Al-5.4V-3.6Nb-0.3Y alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 498(1): 95-101.
- [5] 陈玉勇, 张树志, 孔凡涛, 等. 新型  $\beta$ - $\gamma$ TiAl 合金的研究进展[J]. 稀有金属, 2012, 36(1): 154-160.
- [6] SRIVATSANT S, IBRAHIMI A, MOHAMEDF A, et al. Processing techniques for particulate-reinforced metal aluminum matrix composites[J]. Journal of Materials Science, 1991, 26(22): 5 965-5 978.
- [7] RANGANATH S. A review on particulate-reinforced titanium matrix composites[J]. Journal of Materials Science, 1997, 32(1): 1-16.
- [8] 倪丁瑞, 耿林, 郑镇洙. 原位混杂增强钛基复合材料的制备与组织分析[J]. 北京科技大学学报, 2007, 29(2): 107-111.
- [9] SEMIATIN S L, CHESNUTT J C, AUSTIN C M, et al. Structural Intermetallics 1997[M]. Warrendale, TMS, 1997.
- [10] 曾敏. 粉末冶金 TiAl 合金的包套轧制工艺及其热处理研究[D]. 长沙: 中南大学, 2012.
- [11] 寇宏超, 程亮, 唐斌, 等. 高温 TiAl 合金热成形技术研究进展[J]. 航空制造技术, 2016(21): 24-31.
- [12] 刘先锋.  $\beta$  凝固 TiAl 合金挤压变形组织和力学性能研究[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2020.
- [13] 张泽磊, 李海荣, 杨刚, 等. 温锻造研究现状[J]. 热加工工艺, 2014, 43(1): 12-15.
- [14] SEMIATIN S L, SEETHARAMAN V, JAIN V K. Microstructure development during conventional and isothermal hot forging of a near-gamma titanium aluminide[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 1994, A25(12): 2 753-2 768.
- [15] CHENG L, CHANG H, TANG B, et al. Simulation of microstructure for hot pack-forging of a high Nb containing TiAl alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(1): 36-41.
- [16] TANG B, CHENG L, KOU H, et al. Hot forging design and microstructure evolution of a high Nb containing TiAl alloy[J]. Intermetallics, 2015, 58: 7-14.
- [17] CHENG L, CHANG H, TANG B, et al. Deformation and dynamic recrystallization behavior of a high Nb containing TiAl alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 552: 363-369.
- [18] CHENG L, XUE X, TANG B, et al. Flow characteristics and constitutive modeling for elevated temperature deformation of a high

- Nb containing TiAl alloy[J]. Intermetallics, 2014, 49: 23-28.
- [19] CHENG L, CHANG H, TANG B, et al. Characteristics of meta-dynamic recrystallization of a high Nb containing TiAl alloy[J]. Materials Letters, 2013, 92: 430-432.
- [20] LIU C T, SCHNEIBEL J H, MAZIASZ P J, et al. Tensile properties and fracture toughness of TiAl alloys with controlled microstructures[J]. Intermetallics, 1996, 4(6): 429-430.
- [21] FUCHS G E. Multi-step wrought processing of TiAl-based alloys[J]. Materials Science and Engineering, 1997, A(239-240): 584-591.
- [22] 谢建新, 刘静安. 金属挤压理论与技术[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2001.
- [23] KOEPPE C, BARTELS A, CLEMENS H, et al. Optimizing the properties of TiAl sheet material for application in heat protection shields or propulsion systems[J]. Materials Science and Engineering, 1995, A201(1-2): 182-193.
- [24] CLEMENS H, SCHRETTTER P, KOCK W, et al. Rolling of intermetallic  $\gamma$ -titanaluminide based alloys[J]. Metall, 1993, 47(6): 547-550.
- [25] INKSON B J, CLEMENS H. Microstructure of rolled Ti-46.5Al-4(Cr, Nb, Ta, B)[J]. Materials Research Society Symposium, 1999, 522: 3 121-3 126.
- [26] 罗媛媛.  $\beta$  型  $\gamma$ -TiAl 基金属热变形行为及组织性能研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2015.
- [27] 刘冬.  $\gamma$ -TiAl 热挤压成型工艺、组织控制及性能研究[D]. 沈阳: 中国科学院金属研究所, 2007.
- [28] 刘仁慈. Ti-47Al-2Cr-2Nb-0.15B 合金挤压变形组织演变及其力学性能研究[D]. 沈阳: 中国科学院金属研究所, 2013.
- [29] 张继. 变形钛铝合金的关键技术和研究进展[J]. 航空材料学报, 2014, 34(4): 119-125.
- [30] LIU D, BAIC G, CUI Y Y, et al. Temperature distribution for controlled-dwell extrusion of  $\gamma$ -TiAl[J]. J. Cent. South. Univ. Technol., 2005, 12(3): 276-279.
- [31] SEMIATIN S L. Wrought processing of ingot-metallurgy gamma titanium aluminide alloys[R]. Minerals, Metals and Materials Society, Warrendale, PA, USA, 1995.
- [32] 吕炎. 锻压成形理论与工艺[M]. 北京: 机械工业出版社, 1991.
- [33] HELMUT C, SVEA M. Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys[J]. Advanced Engineering Materials, 2013, 15(4): 191-215.
- [34] 谢颢, 王健农. 循环热处理细化 TiAl 晶粒[J]. 稀有金属材料科学与工程, 1999, 28(4): 248-251.
- [35] 何双珍, 贺跃辉, 黄伯云, 等. 淬火/回火热处理对 TiAl 基金属晶粒细化的影响[J]. 航空材料学报, 2003, 23(3): 5-10.
- [36] HU D, BOTTEN R R. Phase transformations in some TiAl-based alloys[J]. Intermetallics, 2002, 10(7): 701-715.
- [37] 王淑云, 李惠曲, 黄朝晖, 等. 等温锻造 Ti-47Al-2Cr-1 Nb 合金显微组织细化机理[J]. 航空材料学报, 2002(1): 51-53.
- [38] 王勇. TiAl 基金属显微组织的热处理细化研究[D]. 长沙: 中南大学, 2001.
- [39] SUZUKI Y, SUZUKI T, TSUJIMOTO T. Grain size control of TiAl alloy with fully lamellar microstructure using discontinuous coarsening reaction[J]. Journal of the Japan Institute of Metals, 1997, 61: 678-683.
- [40] 傅恒志. 航空航天材料定向凝固[M]. 北京: 科学出版社, 2015.
- [41] BEDDOE S J, SEOD Y, SAARIH. Long term creep of TiAl+W+Si with Polycrystalline and columnar grain structures[J]. Scripta Materialia, 2005, 52(8): 745-750.
- [42] YAMAGUCHI M, JOHNSON R, LEEH N, et al. Directional solidification of TiAl-base alloys[J]. Intermetallics, 2000, 8(5-6): 511-517.
- [43] CHEN G, PENG Y, ZHENG G, et al. Polysynthetic twinned TiAl single crystals for high-temperature applications[J]. Nature Mater., 2016, 15: 876-881.
- [44] 于延洲, 李永胜, 程晓玲, 等. 高温 TiAl 基金属定向凝固的研究现状[J]. 材料导报, 2012, 26(7): 102-107.
- [45] 樊江磊, 吴深, 高红霞, 等. TiAl 合金片层取向控制研究进展[J]. 材料导报, 2016, 30(23): 74-80, 95.
- [46] BAKER I, LI J. Directional annealing of cold-rolled copper single crystals[J]. Acta Materialia, 2002, 50: 805-813.
- [47] CHAO Y, IAN B. Elevated temperature directional recrystallization of high-purity nickel[J]. Philosophical Magazine, 2019, 99: 1 057-1 078.
- [48] ZHANG Z W, CHEN G, CHENG L. Dynamics and mechanism of columnar grain growth of pure iron under directional annealing[J]. Acta Materialia, 2007, 55: 5 988-5 998.
- [49] UKAI S, TAYA K, NAKAMURA K, et al. Directional recrystallization by zone annealing in a Ni-based ODS superalloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 744: 204-210.
- [50] YOSHITO S, SHIGEHARU U, SHIGENARI H, et al. Directional recrystallization of ODS alloys by means of zone annealing[J]. Journal of Nuclear Materials, 2011, 417: 171-175.
- [51] BAKER I, ILIESCU B, LI J, et al. Experiments and simulations of directionally annealed ODS MA 754[J]. Materials Science and Engineering, 2008, A492(1-2): 353-363.
- [52] 王建成. 区域加热处理对 TiAl 合金组织演化的影响[D]. 南京: 南京理工大学, 2015.
- [53] 陈光, 郑功, 祁志祥, 等. 受控凝固及其应用研究进展[J]. 金属学报, 2018, 54(5): 669-681.
- [54] CHEN R R, LIU Y L, XUE X, et al. Optimizing microstructure and mechanical properties of directionally solidified Ti44Al6Nb1Cr2V alloy by directional heat treatment[J]. Materials Characterization, 2021, 179: 111 354.
- [55] LIU Y L, XUE X, FANG H Z, et al. Columnar grains formation and mechanical properties improvement of Ti44Al alloy by cyclic directional heat treatment[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(6): 16 355-16 366.
- [56] LIU Y L, XUE X, FANG H Z, et al. Microstructure evolution of Ti44Al alloy during directional induction heat treatment and its effect on mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering, 2020, A772: 138 701.
- [57] CHEN R R, LIU Y L, XUE X, et al. Study on improving microstructure and mechanical properties of directionally solidified Ti44Al6Nb1Cr alloy by cyclic DHT[J]. Materials Science and Engineering, 2021, A809: 140 912.
- [58] LIU Y L, XUE X, FANG H Z, et al. Study on improving directional microstructure of Ti44Al6Nb1Cr alloy by continuous regional phase transformation[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 861: 158 441.

(编辑: 彭瑾)