

TiAl 合金铸锭的制备方法及其热成形研究

张照群, 田 竞, 周 丰, 王 鑫, 陈玉勇*, 姜思达*

(哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘 要: TiAl 合金密度低且在 600~900 °C 范围内具有较高的比强度, 已在航空发动机低压涡轮叶片等部件实现应用。但受室温塑性不足、热加工窗口窄及凝固偏析与缺陷敏感等因素影响, 大尺寸铸锭的稳定制备仍是工程化推广的关键瓶颈。文章综述了 TiAl 合金体系的成分设计演进, 并对 VAR、ISM、VIM 与 PAM 等典型铸锭制备工艺的特点、优势与局限进行了对比, 重点讨论大尺寸条件下的成分均匀性、夹杂与缺陷控制问题, 以及混合熔炼路线在质量稳定性提升方面的作用。同时总结了锻造、挤压与轧制等后续热加工在致密化、组织细化与性能提升中的关键意义, 为大尺寸 TiAl 铸锭的工艺优化与规模化制造提供参考。

关键词: TiAl 合金; 铸锭制备; 热变形

中图分类号: TF823

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2026)04-0009-12

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2026.04.002

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听
语
音
与
作
者
互
动
聊
科
研

Research progress on preparation methods and hot forming of TiAl alloy ingots

ZHANG Zhaoqun, TIAN Jing, ZHOU Feng, WANG Xin, CHEN Yuyong*, JIANG Sida*

(School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, Heilongjiang, China)

Abstract: TiAl alloys feature low density and high specific strength in the 600-900 °C temperature range and have been implemented in aero-engine components such as low pressure turbine blades. However, restricted by factors such as lacked room temperature ductility, a narrow hot working window, and strong sensitivity to solidification segregation and defects, the stable production of large scale ingots remains a key bottleneck for wider engineering application. This paper reviews the evolution of composition design in TiAl alloy systems and compares the characteristics, advantages, and limitations of typical ingot preparation routes including vacuum arc remelting, induction skull melting, vacuum induction melting, and plasma arc melting. Emphasis is placed on composition uniformity, inclusion and defect control at large ingot sizes, as well as the role of hybrid melting routes in improving quality stability. In addition, the critical roles of subsequent thermomechanical processing such as forging, extrusion, and rolling in densification, microstructure refinement, and property enhancement are summarized, providing references for process optimization and scalable manufacturing of large TiAl ingots.

Key words: TiAl alloy; ingot preparation; hot working

0 引言

γ -TiAl 合金因兼具低密度(3.7~3.9 g/cm³)和高温条件下优异的比强度, 在轻质高温结构材料领域

展现出显著优势, 其在 600~900 °C 温度范围内的比强度通常可达到约 200 MPa·cm³/g 量级^[1-3]。与传统镍基高温合金(密度 8.2~8.5 g/cm³)相比, TiAl 合金在相当力学性能水平下具备超过 50% 的减重潜力,

收稿日期: 2026-03-10; 修回日期: 2026-04-08; 接受日期: 2026-04-08

作者简介: 张照群, 2002 年出生, 河南新乡人, 男, 博士研究生, 研究方向为钛铝合金铸锭制备, E-mail: 25B309096@stu.hit.edu.cn; *通信作者: 陈玉勇, 1956 年出生, 男, 主要从事 TiAl 合金及钛合金研究, E-mail: yychen@hit.edu.cn;

*通信作者: 姜思达, 1988 年出生, 男, 主要从事亚稳态合金功能性、空间性材料研发等研究, E-mail: jiangsida@hit.edu.cn。

但其室温塑性不足及有限的热加工窗口显著增加了大尺寸构件的制备难度。得益于其综合性能优势, TiAl 合金已在新一代航空发动机中实现工程化应用。例如, 空客 A320neo 和波音 737 MAX 所搭载的 LEAP 发动机, 其低压涡轮叶片已批量采用 TiAl 合金, 实现单级叶片减重约 20%~30%; 此外, GE GEnx 发动机中第 6~7 级 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金叶片已实现大规模装机应用, 在满足高温持久性能要求的同时, 对发动机推重比和燃油效率的提升发挥了重要作用^[4]。

然而, 从实验室尺度向工程化应用转化过程中, 大尺寸 TiAl 合金铸锭(直径 ≥ 300 mm、单重 ≥ 200 kg)的稳定制备仍是制约其进一步推广的关键瓶颈。受高铝含量、低本征塑性及复杂凝固行为的共同影响, 大尺寸铸锭制备面临多重挑战。在成分控制方面, 铝元素在高温下的挥发损失以及合金元素在凝固过程中的偏析倾向, 易导致铸锭内部形成明显的成分梯度, 难以满足严格的成分公差要求; 在凝固组织方面, 粗大柱状晶、疏松缩孔以及 β 相的宏观或非均匀富集等缺陷普遍存在, 显著劣化铸锭的力学性能和后续热加工性能。此外, 大体积熔体在凝固过程中热应力高度集中, 宏观裂纹易于萌生和扩展, 导致铸锭报废率居高不下, 严重制约了工艺的稳定性与可重复性。

基于上述背景, 围绕大尺寸 TiAl 合金铸锭的制备与质量控制开展系统研究, 已成为推动该类材料工程化应用和产业化发展的核心科学与技术问题。现有熔炼与铸锭制备工艺在成分调控、偏析抑制及缺陷控制方面各具特点, 但单一技术路线仍难以同时满足大尺寸条件下对洁净度、组织均匀性和质量稳定性的综合要求。笔者系统综述了近年来典型 TiAl 合金铸锭制备技术的研究进展, 对不同工艺路线的优势与局限进行了对比分析, 并进一步讨论了与之相耦合的后续热加工关键问题及未来发展方向。

1 TiAl 合金现有体系及制备方法

自 Ti-48Al-2Cr-2Nb(4822)合金在商用航空发动机低压涡轮叶片上实现工程应用以来, TiAl 合金体系的成分设计始终围绕三个核心目标展开: 降低热加工温度、在保证或提升高温强度的同时改善室温塑性, 以及增强合金在服役环境中的抗氧化与耐腐蚀能力。大量研究表明, 这些目标并非相互独立, 而是可通过 β 相稳定化、多元合金化及凝固与相变路径的协同调控实现系统性贯通。

在这一发展脉络的早期阶段, 4822 合金奠定了以 γ/α_2 层片共存组织为核心的 TiAl 合金设计范式, 并成为后续高 Nb、多元 β 相凝固合金发展的重要原型。其中, Cr 与 Nb 元素通过稳定 γ/α_2 层片结构, 在提高高温强度与抗氧化性能方面发挥了关键作用, 使该合金在低压涡轮叶片中获得工程验证, 其典型服役温度区间约为 650~750 $^{\circ}\text{C}$ 。然而, 该体系仅在接近 1 250 $^{\circ}\text{C}$ 时才能表现出足够的热塑性, 显著限制了大尺寸构件的成形效率与组织均匀性, 从而暴露出传统 γ/α_2 型 TiAl 合金在加工窗口方面的固有不足^[5]。

为突破上述加工瓶颈, 引入高 Nb 含量并构建 β 相参与凝固的合金设计思路逐渐成为关键的阶段性方向。例如, 在 Ti-44Al-5Nb 基体中添加 Mo 等 β 相稳定元素后, 合金在 1 050~1 250 $^{\circ}\text{C}$ 、低应变速率条件下表现出明显的流动应力软化行为。显微组织分析表明, 该软化过程与连续动态再结晶以及 $\beta/\text{B2}$ 相的动态回复密切相关, 说明 β 相的引入能够有效拓宽 TiAl 合金的热加工温度窗口。进一步研究显示, 高 Nb TiAl 板材在中温长期蠕变条件下仍可保持稳定的近 γ 细晶组织, 并伴随 β 相中 B2/ ω 纳米析出, 体现出优异的高温组织稳定性^[6]。

在高 Nb 设计框架基础上, 通过引入 Mo、V 等多元 β 相稳定元素并辅以微量 B 元素, 可进一步调控 β 相体积分数及合金的应变速率敏感性, 使可加工温度区间显著下移至约 1 000 $^{\circ}\text{C}$, 甚至更低。B 元素在晶界处形成弥散 TiB 细化相, 不仅降低了热裂敏感性, 同时显著提升了室温屈服强度^[7]。与此同时, 采用高 V 含量替代部分 Nb 的合金体系, 通过更强的 β 相稳定效应可将可锻温度进一步降低至 750~900 $^{\circ}\text{C}$; 在适当的温度与应变速率条件下, β 相基体与双模 γ 晶粒可通过协同滑移与再结晶机制实现显著塑性提升, 使合金在保持一定室温延伸率的同时展现出优异的中温超塑变形能力^[8]。这一结果表明, 相较于传统 4822 合金, 多元 β 相凝固 TiAl 合金在中低温成形方面具有显著优势^[9]。

随着服役环境向更高温度和更复杂腐蚀条件发展, TiAl 合金的环境稳定性问题逐渐凸显, 并促使抗氧化与抗热腐蚀元素的协同设计重新受到关注。在高 Nb 合金体系中, 适量引入 Cr 与 Si 有助于在氧化过程中形成由富 Nb 与富 Al_2O_3 子层交替构成的多层致密氧化结构, 从而显著降低循环氧化速率并改善氧化膜的黏附性与稳定性。相关研究表明, Nb-Si 的协同作用可通过抑制 TiO_2 的快速生长及

减缓 Ti 外扩散行为,有效降低表层贫 Al 区的形成倾向。针对熔盐腐蚀环境,多元合金化设计(如 Cr、Mo、Si、B 等)通过细化层片组织并稳定有利相组成,已被证明能够显著降低热盐腐蚀损失。

在更进一步的性能精细化提升阶段,高 Nb 基体中引入微量贵金属或过渡金属元素(如 Ru、Co 等)被用于调控界面与晶界行为,这类元素可在层片界面或晶界处产生有益的偏聚效应,从而增强界面结合强度并改善综合力学性能。研究显示,少量 Ru 的加入有助于同时提高高温屈服强度与断裂挠度;而在粉末热等静压等工艺路径中,引入 Co 则可显著改善致密化行为并获得近全致密组织^[8,10-13]。

2 TiAl 合金铸锭制备方法

2.1 真空自耗电弧熔炼

真空自耗电弧重熔(VAR)长期以来一直是钛及钛基合金的核心熔炼技术,因此也被采用为 TiAl 合金的主要制备工艺之一^[14-16]。其工艺原理如图 1 所示,在 VAR 过程中,自耗电弧在高真空(通常为 0.133~1.33 Pa)或惰性气氛下通过直流电弧逐步熔化,熔滴在水冷铜坩埚中凝固形成铸锭^[14,17]。基于该工艺在气体污染控制和熔炼环境稳定性方面的优势,VAR 已被用于制备多种工程级 TiAl 合金铸锭,并逐步进入工业化应用阶段^[18]。然而,随着铸锭尺寸和合金复杂度的提升,其在化学均匀性、缺陷抑制能力及工艺可扩展性方面的内在限制也日益凸显,有必要对其能力边界进行系统评估。

2.1.1 VAR 工艺路线与重熔策略

TiAl 合金的常规 VAR 工艺路线始于合金元素的制备,通常以纯元素或中间合金形式按目标成分进行配料。由于 Al 具有较高的蒸气压,并在熔炼过程中易发生优先挥发,实际配料时通常会加入过量 Al 以补偿预期损失。混合后的原料经冷压成电极段,并在惰性气氛下焊接成完整的自耗电弧。在首次 VAR 熔炼过程中,电极被熔化并浇注于水冷铜模中,形成所谓的单熔或一次 VAR 铸锭。尽管该术语被广泛使用,但该铸锭仅经历了一次熔化凝固循环,因此通常表现出明显的化学和显微组织不均匀性。为提高成分均匀性,铸态锭常被重新用作自耗电弧进行二次或三次重熔,分别得到二次 VAR 或三次 VAR 铸锭。对于传统 TiAl 合金,重熔前通常会对铸锭进行上下翻转,以减轻熔池不对称和宏观偏析^[19]。

试验与工业研究一致表明,多次 VAR 熔炼并不显著改变 TiAl 合金的名义成分^[20],但可有效降低大

尺度成分波动,尤其是径向方向上的不均匀性^[21]。郭杰等^[22]的数值模拟进一步证实,经过三次 VAR 熔炼后,Al 和 Nb 的径向成分偏差显著减小。类似的趋势也在工业 TNM 合金铸锭中得到验证,其 VAR 制备铸锭在大尺寸条件下仍能保持相对稳定的整体成分水平^[18]。然而,当 VAR 次数超过三次后,其对化学均匀性的改善趋于饱和,尤其在大直径铸锭中更为明显,表明重复重熔本身难以突破 VAR 的热物理限制。

2.1.2 VAR 过程中的偏析与缺陷

VAR 在消除 TiAl 合金偏析方面的有限效果源于熔化和凝固过程中多种高度耦合的物理与化学过程^[21]。因此,在单熔 VAR 铸锭中常可观察到显著的宏观组织分区和化学偏析。例如,在 $\varnothing 120$ mm 的 Ti-46.5Al-4(Cr,Nb,Ta,B) 铸锭中曾报道存在大量富 Ti 夹杂,其形成原因被归因于压制电极中高熔点 Ti 颗粒在低熔点富 Al 区域内未能完全熔化^[21]。类似的初始成分不均问题在试验尺度 VAR 铸件中亦有报道^[23],表明该现象并非尺寸效应的简单结果,而与 TiAl 合金在 VAR 熔炼中的固有凝固特性密切相关。

2.1.3 VAR 工艺控制与规模化

熔炼速率、电弧电流、真空度及熔池深度等工艺参数对铸锭质量具有关键影响^[19]。通过降低熔炼速率并优化熔池形态,可在一定程度上减轻宏观偏析并改善凝固稳定性。对于常规钛合金,电磁搅拌已被广泛用于 VAR 炉中以增强熔体对流。然而,其在 TiAl 合金中的有效性尚无一致结论,这与金属间化合物熔体较高的黏度及较窄的凝固区间密切相关。

工业实践中,常在熔炼后期 25%~35% 阶段逐步降低电弧功率,以抑制缩孔和 α 稳定区(II 型缺陷)的形成。该策略已被证明有助于提高大尺寸 TiAl 铸锭的成材率^[24],并在一定程度上改善铸态组织的致密性。然而,这类参数层面的优化并不能从根本上改变水冷铜模所引入的陡峭径向温度梯度。因此,有限的熔体对流与强烈的径向热不均仍然是 VAR 的本质特征,并随着铸锭直径的增大而对偏析抑制形成根本制约。

从规模化角度看,VAR 已成功制备出直径达 300~355 mm、质量超过 250 kg 的 TiAl 铸锭^[20,25],并被用于后续锻造或精密铸造流程^[18]。然而,在如此尺度下,径向偏析和夹杂缺陷仍然普遍存在,表明 VAR 在大尺寸 TiAl 合金制备中已逐步逼近其工艺边界。

2.1.4 混合熔炼路线与热加工

鉴于 VAR 铸态 TiAl 合金普遍存在晶粒粗大、

枝晶偏析及相分布不均等问题,后续热加工几乎不可或缺。热等静压(HIP)、等温锻造及挤压等工艺被广泛用于组织细化和力学性能提升。例如,对于三次 VAR 的 Ti-44Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.5Y 铸锭进行 HIP 并结合两步等温锻造后,可获得细小的全层片组织,其室温拉伸强度由 538 MPa 提高至 820 MPa^[26];进一步研究表明,变形过程中发生的动态再结晶行为对工艺参数高度敏感,在优化条件下,高角度晶界比例可达约 89%^[27]。近年来,将 VAR 与感应坩埚熔炼(ISM)相结合的混合熔炼路线被提出,用以弥补单一 VAR 工艺在熔体搅拌和成分调控方面的不足^[28]。在该路线中,VAR 主要承担提纯与初步均匀化功能,而 ISM 通过增强熔体对流进一步改善化学均匀性。该策略已在 TNM 等工程合金中得到工业验证^[18,28]。

2.1.5 总结

进一步的研究表明,混合熔炼路线可显著改善铸锭高度方向上的成分稳定性,并有效降低 Al、Nb、Cr 等主要合金元素的偏析^[29]。最终铸件中检测到的氧含量波动主要来源于铸造过程中模具与金属反应,而非母锭成分不均,进一步证明了该混合路线在整体化学控制方面的优势。综合试验研究、数值模拟及工业实践结果可以得出结论:尽管 VAR 在制备高纯度、大尺寸 TiAl 铸锭方面不可替代,但当其作为单一工艺使用时,内在无法完全抑制宏观偏析和夹杂相关缺陷。因此,TiAl 铸锭质量的进一步提升更有可能依赖于工艺体系的重构,例如混合熔炼路线及与下游热加工的深度集成,而非单纯依靠 VAR 参数的渐进式优化。充分认识并明确界定 VAR 的内在能力与局限性,对于理性设计新一代 TiAl 合金工业化生产路线具有至关重要的意义。

2.2 感应凝壳熔炼

水冷铜坩埚感应熔炼(Induction Skull Melting, ISM)是一种为解决 TiAl 合金铸锭制备过程中坩埚污染严重及熔池搅拌不足等问题而发展起来的先进熔炼技术。其工艺原理如图 2 所示。其基本特征在于采用分瓣式、强制水冷的铜坩埚,在高频交变电磁场作用下使金属炉料在坩埚内部通过感应涡流实现自加热熔化。由于坩埚内壁强制冷却,熔体与坩埚之间会形成一层未熔化的金属凝壳,该凝壳充当坩埚,从根本上避免了熔融金属与坩埚材料的直接接触,从而显著降低了非金属夹杂和异质污染风险,保证了较高的合金洁净度^[17]。除高洁净度外,ISM 工艺的另一核心优势在于其强烈的电磁搅拌效应。高频感应场在熔池内部产生显著的电磁力驱动,使熔体发生体积式对流和剧烈混合,其搅拌强度通常

高于 VAR 等重熔工艺。这种强搅拌有利于合金元素在熔炼阶段的快速均匀化,并可促进夹杂物的上浮和去除,从工艺原理上为改善铸锭化学成分均匀性提供了有利条件^[30]。因此,ISM 被认为在多元 TiAl 合金及成分敏感体系中具有较高的工艺灵活性。表 1 汇总了相关 TiAl 合金铸锭的制备工艺及典型规格。

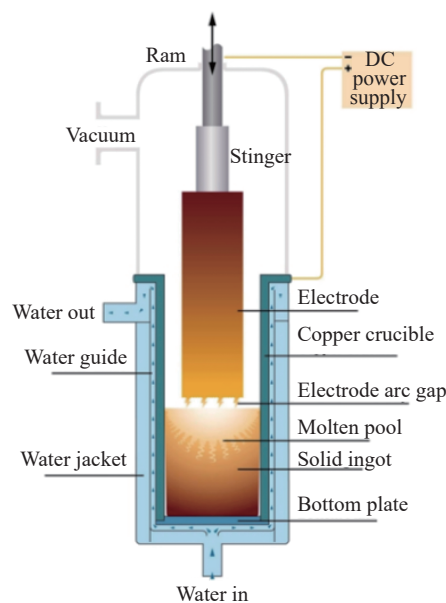


图 1 真空电弧熔炼工艺流程示意

Fig. 1 Schematic diagram of the Vacuum Arc Remelting (VAR) process flow

表 1 TiAl 合金现有铸锭制备方法总结

Table 1 Summary of existing ingot preparation methods for TiAl alloy

Alloy system	Melting process	Ingot specification/mm
Ti-43Al-9V-0.3Y ^[24]	VAR	Ø160
Ti-46Al-4Nb-1.8Cr-0.2Ta ^[18]	VAR	Ø220
Ti-47Al-2V-0.2Y ^[23]	VAR	Ø90
Ti-47Al-2Nb-2Cr ^[29]	VAR+ISM	Ø280
Ti-44Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.5Y ^[26]	VAR	Ø220
Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B ^[18]	VAR+ISM	Ø280
Ti-48Al-2Cr-2Nb-0.05Y ₂ O ₃ ^[31]	ISM	Ø90
Ti-43Al-9V-0.3Y ^[32]	ISM	Ø110
Ti-45Al-2W-xC ^[33]	VIM	Ø20
Ti-46Al-8Nb ^[16]	VIM	Ø85

在工程应用层面,ISM 已被用于 TiAl 合金的工业化熔炼与铸造,尤其在中小尺寸铸锭及精密铸件制备方面展现出一定成熟度。该工艺可实现成分控制精度较高的合金熔体制备,并已在航空发动机用 TiAl 合金构件的生产中得到应用。例如,ISM 结合离心铸造技术可实现 TiAl 合金薄壁复杂构件的近净成形,显著降低后续机加工量,并已成功用于低压

涡轮叶片等关键部件的工程制造^[4-5]。这些应用表明, ISM 在复杂构件和高成分均匀性需求场景下具备明确的工程价值。然而, 从铸锭冶金角度看, ISM 工艺亦存在不可忽视的局限性。其中最突出的问题在于熔体过热度较低。受限于凝壳的存在及感应加热方式, 常规 ISM 条件下熔体过热度通常较小, 难以实现稳定、可控的平稳浇注。在实际生产中, 往往需要采用倾倒式浇注方式将熔体直接注入铸型, 这种浇注方式易导致熔体流动不稳定, 产生液流破碎、气泡卷入等问题, 并在凝固过程中形成氧化膜夹杂或中心线缺陷。这类缺陷在一定程度上削弱了 ISM 在洁净度和组织均匀性方面的潜在优势。

为克服过热度不足的问题, 研究者提出了高功率 ISM 或电磁悬浮熔炼技术, 通过增强电磁力将熔体推离坩埚壁面, 从而减少凝壳生成并提高熔体过热度。该方法在试验和小型铸件制备中表现出一定效果, 但其熔体容量通常受限, 仅适用于公斤级规模, 难以满足大尺寸铸锭的工业化制备需求。因此, 从规模放大角度看, ISM 的应用范围仍明显受制于设备尺寸及感应场有效作用体积。近年来的研究更多

将 ISM 视为一种用于提升熔体洁净度和成分均匀性的辅助或前端工艺, 而非独立的大型铸锭制备手段。国内外学者通过 ISM 制备了多种 TiAl 合金铸锭, 并在组织细化、夹杂控制以及微合金化方面取得了一定进展。例如, 通过合理控制熔炼工艺参数, 可获得以 γ/α_2 层片组织为主、层片细小且分布均匀的铸态组织, 同时抑制 β_0 相的过度生成, 从而改善合金的综合力学性能^[32]。此外, 借助 ISM 强烈的电磁搅拌特性, 在熔炼过程中引入微量稀土或纳米颗粒, 有助于实现成分和第二相的均匀分布, 为 TiAl 合金组织调控提供了新的技术手段^[31]。

总体而言, ISM 工艺凭借其无坩埚污染的高洁净度和强电磁搅拌能力, 在制备高均匀性、小尺寸或近净成形 TiAl 合金构件方面具有不可替代的优势, 并已在航空发动机等高端领域获得成功应用。然而, 受限于熔体过热度及设备规模, 该工艺难以单独完成大尺寸 TiAl 铸锭的工业化制备任务。当前更具现实意义的做法是将 ISM 作为熔炼或均匀化环节与 VAR 等重熔工艺相结合, 形成优势互补的复合冶金路线^[18,28-29,34-35]。

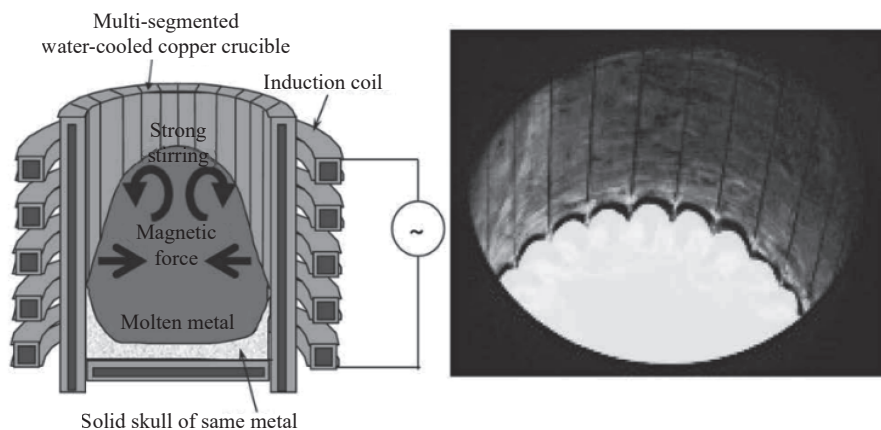


图 2 感应凝壳熔炼工艺流程示意^[36]

Fig. 2 Schematic diagram of cold crucible induction melting^[36]

2.3 真空感应熔炼

真空感应熔炼(Vacuum Induction Melting, VIM)是一种在真空环境下, 利用中频感应电流加热并熔化炉料的工艺, 常用于 TiAl 母合金的制备及熔模铸造^[34,37]。如图 3 所示, 其方法是在真空感应炉内, 将金属炉料置于耐火材料坩埚(如 Y_2O_3 、 ZrO_2 或石墨坩埚)中, 通过感应线圈产生的高频交变磁场使炉料自发热熔化^[23]。整个过程在真空(通常 $\leq 10^{-2}$ Pa)下进行, 有效抑制了钛的氧化和氮化。同时, 感应电流在熔体中产生强烈的电磁搅拌作用, 有助于加速熔化、均匀成分和温度^[32]。

在 TiAl 合金熔炼中, VIM 面临两大核心挑战:

一是熔融态 TiAl 与耐火材料坩埚的界面反应。研究表明^[37], 即便是化学稳定性较好的 Y_2O_3 坩埚, 在高温下仍会与 TiAl 熔体发生反应, 导致熔体增氧(O 含量通常 $>10^{-3}$), 从而损害合金的塑性和高温性能。二是 Al 的挥发损失。由于 Al 的饱和蒸气压较高, 在真空和高温下会发生选择性挥发, 导致最终成分难以精确控制, 通常需要预先过量添加 1.0% ~ 2.5% 的 Al 进行补偿^[30,34]。尽管存在上述局限, VIM 工艺凭借其设备成熟、操作灵活、可提供较高熔体过热度的优势, 在某些领域仍有应用。它主要被用于制备后续工艺所需的母合金铸锭, 或用于生产对洁净度要求不极度严苛的 TiAl 铸件。

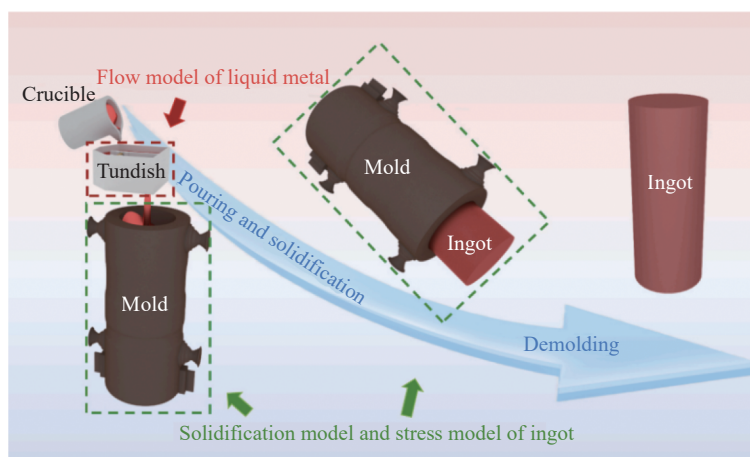


图3 真空感应熔炼工艺流程示意^[38]
Fig. 3 Schematic diagram of the VIM process^[38]

在TiAl合金的真空感应熔炼(VIM)研究中,研究更多聚焦于小尺寸铸锭。Duan等^[16]针对Ti-46Al-8Nb合金,用VIM制备了 $\varnothing 85\text{ mm} \times 430\text{ mm}$ 的铸锭。研究表明,通过严格控制熔炼温度和真空度,可有效抑制Al挥发和氧氮污染,同时实现钕元素均匀分布。显微组织观察显示,铸锭沿轴向呈现较为均匀的 γ/α_2 混合层片结构,晶粒未出现明显偏析。力学测试显示,铸锭横向拉伸强度约700 MPa,显示出良好的高温性能和可控性。作者指出,BaZrO₃坩埚在高钕TiAl合金工业化放大制备中,能够提供优良的化学均匀性和铸锭完整性,为大尺寸铸锭制备提供可行方案。Čegan等^[33]针对Ti-45Al-2W-xC系列合金,采用VIM并借助离心铸造将熔体浇注入石墨模具中。在严格控制的真空-氩气保护环境及1700℃熔炼温度条件下,他们制备出了典型的柱状铸锭,其尺寸约为 $\varnothing 20\text{ mm} \times 200\text{ mm}$ 。

综上所述,VIM依然是实验室及中小尺度TiAl合金铸锭制备的常用工艺。近年来的研究主要围绕坩埚材料与衬里优化、Al挥发及成分稳定性控制,以及工艺放大与后续铸造过程的耦合展开。

2.4 等离子弧熔炼

等离子弧熔炼(Plasma Arc Melting, PAM)是为生产传统钛合金而开发的一种工艺,作为真空自耗电弧重熔(Vacuum Arc Remelting, VAR)工艺的替代方案。该工艺中,原料通过等离子体炬加热并熔化,熔融金属首先汇集在水平布置的水冷铜炉床上,随后流入一个可升降以及回缩的结晶器中,其工艺原理如图4所示^[2]。等离子弧熔炼通常采用由目标成分元素及中间合金混合压制而成的“冰球状”原料,后续重熔亦可使用预熔铸锭。与VAR工艺相比,PAM在保护性气氛下运行,可显著降低铝等易挥发元素的烧损,从而提高成分控制精度。原料在

可编程等离子体炬作用下于水冷铜炉床上熔化,在炉床表面形成冷壳层以避免熔体污染,熔融金属随后流入水冷铜结晶器并在连续铸造条件下凝固。通过采用多炉床结构可有效延长熔体停留时间并增强成分均匀化效果,已有报道利用PAM技术成功制备出直径达660 mm、质量约1690 kg的 γ -TiAl合金铸锭^[2,39],表明该工艺具备制备大尺寸TiAl合金铸锭的工程可行性。近年来的研究和工业实践表明,随着等离子体功率提升、炉体结构优化及过程控制能力的增强,PAM技术在600 mm级、吨级TiAl合金铸锭制备方面已表现出良好的工艺可行性和重复性,可满足后续热加工与构件成形对初始铸锭尺寸的需求^[40-43]。

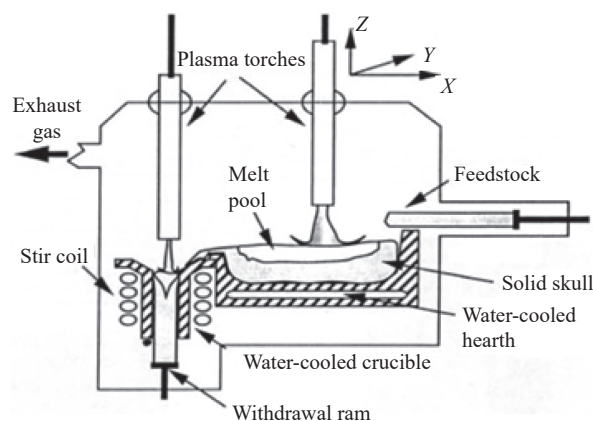


图4 等离子弧熔炼工艺流程示意^[2]
Fig. 4 Schematic diagram of a PAM facility^[2]

等离子体电弧熔炼(PAM)相较于真空自耗电弧重熔(VAR),在避免熔体污染、去除高密度夹杂、降低元素烧损及提高工艺灵活性等方面具有显著优势,其浅熔池特征亦使缩孔和 α 稳定区等缺陷较少出现,从而有望提高铸锭成材率^[42,44-45]。然而,大量

研究表明,单次 PAM 熔炼铸锭普遍存在显著的化学不均匀性、宏观偏析及未熔高熔点颗粒,其形成与原料压块中元素分布不均、中间合金粒度、熔体停留时间不足及熔池体积和形貌密切相关^[10-11,46-47],且这些初始缺陷在后续热挤压和等温锻造过程中难以完全消除^[39,41]。多次熔炼已被证实可显著改善成分均匀性并消除特征性偏析,其作用机理与熔池加深、停留时间延长及热场均匀化密切相关;此外,减小中间合金颗粒尺寸并降低熔化速率有助于减少未熔夹杂^[11,46]。总体而言,PAM 铸锭质量高度依赖于压块制备质量及熔炼参数控制,通过优化原料物理特性并结合多次熔炼工艺,可充分发挥 PAM 在制备大尺寸、高质量 TiAl 合金铸锭方面的潜力^[40-43]。

3 TiAl 合金铸锭的热加工方法

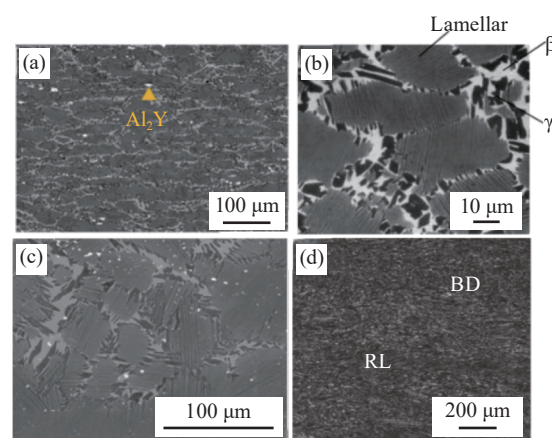
TiAl 合金在室温下塑性差、热加工窗口窄且易热裂,给成形与零件可靠性带来挑战^[2,34,48]。虽然 VIM、ISM 与 VAR 等熔炼技术可制备高纯或可控成分铸锭,但各有局限,这些缺陷在服役或加工中会放大,限制铸锭断裂韧性与塑性,使其难以直接用于结构件。因此,热加工及热等静压等后续工艺是实现 TiAl 合金组织可控与性能提升的必经之路。合理设计的热加工路径可消除孔隙、均匀化成分、细化结构、降低残余应力并提升韧性与塑性。仅靠铸态铸锭难满足高可靠性结构件需求^[1,9,27,49-51]。

3.1 TiAl 合金锻造

TiAl 合金因热塑性差、变形抗力大且热加工窗口窄,锻造成形难度明显高于传统钛合金和镍基合金。目前公认的可加工性提升路径主要有等温锻造与包套锻造:前者要求坯料与模具全程等温并严格控制变形速率,工艺复杂、成本高,且常伴随微裂纹乃至宏裂纹,产品合格率较低^[17,52];后者流程相对简单、成本较低、效率较高,已成为 TiAl 铸锭开坯的常用手段^[53-54]。但在较高变形速率条件下,包套与保温材料需具备更高的耐受与协调变形能力,以确保合金实现均匀一致的塑性流动。

近年来,TiAl 合金锻造工艺的开发及优化取得诸多成果。Seetharaman^[54]的研究表明,通过等温锻造工艺制备的 Ti-45.5Al-2Cr-2Nb 合金坯料,在 1 175 °C 条件下经 6:1 变形比可获得组织均匀的预制坯,其经不同热处理后可形成由等轴 α_2 + γ 区域与层片状 α_2 + γ 区域组成的双态组织,为后续包套轧制提供了具备良好热加工性能的基材。Tetsui 等^[55]通过开发新型 Ti-42Al-5Mn 合金并系统研究其热加工与机加工性能,该合金在 1 300 °C 的 α + β 相区进

行热锻可避免传统 TiAl 合金的开裂问题,并获得晶粒尺寸小于 100 μm 的细小组织,如图 5(b) 所示,锻后经 1 200 °C×2 h 热处理可将硬度(HV)降至 330 以下,以满足机加工要求。Yuan 等^[50]针对 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金提出了一种中间保温两步锻造工艺,其工艺流程基于铸锭出炉后经初步锻造成形保温,再次锻造,使组织由传统单一层片结构演化为复合多级层片+块状 γ 相+ β_0 相共同分布的混合微观结构,如图 5(a) 所示。力学测试显示,该合金经此工艺后室温抗拉强度高达 920 MPa,伸长率达 2.15%。作者指出,通过将铸锭制备与锻造-保温-再锻结合,并借助 Y 元素净化和氧化物弥散强化机制,可显著提升 TiAl 合金在热加工工艺下的组织稳定性与力学性能。Su 等^[51]通过包套锻造与热处理制备出直径 480 mm、厚度 46 mm 的 Ti-43Al-9V-0.2Y 合金饼块。其铸锻态组织为 B2/ α_2 / γ 三相层片结构,如图 5(c) 所示,层片厚度均匀,沿层片和晶界形成较为稳定的组织分布。经过 1 350 °C/8 h 的热处理后,可获得完全层片组织,层片厚度约为 1.0~1.5 μm 。力学测试显示,该合金在室温下具有良好的强度和韧性;在 800 °C 高温拉伸中,层片组织合金的伸长率可达 29.6%。研究认为,合理的锻造与热处理工艺能够稳定细层片组织,显著提升高温塑性。Zhang^[56]对高 Nb 近层片 TiAl 合金进行研究,工艺流程为 VAR→HIP→等温锻,并比较炉冷与空冷。锻后组织呈残余层片(RL)与破碎再结晶区(BD)并存,如图 5(d) 所示,局部层片取向与厚度决定破碎和再结晶程度。研究表明,通过调控 BD 比例及冷却条件,可优化 RL/BD 结构,实现室温及高温力学性能的协同提升。



(a) Ti-43Al-9V-0.3Y^[50]; (b) Ti-42Al-5Mn^[55]; (c) Ti-43Al-9V-0.2Y^[51]; (d) Ti-44Al-8Nb-0.2W-0.2B-Y^[56]

图 5 典型 TiAl 合金的锻态组织

Fig. 5 Forged microstructures of typical TiAl alloys

然而, 尽管上述研究显著改善了 TiAl 合金的热加工性能, 高温变形仍存在热塑性有限、局部应力集中易致裂纹的问题。等温锻造和包套锻造对工艺参数高度敏感, 不同成分合金对温度、应变速率及变形路径的响应差异显著, 导致通用加工路线难以建立。综上, 锻造仍是 TiAl 构件工程化制造中不可替代的核心工艺, 对其加工机制与工艺路径的深入研究, 是持续提升服役性能与一致性的关键。

3.2 TiAl 合金挤压

TiAl 合金挤压是在高温下通过连续大塑性变形实现致密化与组织调控的重要成形方法, 常用于棒材和型材制备。与传统锻造相比, 挤压具有总变形量大和变形连续的特点, 更有利于组织均匀化和层片细化, 从而改善室温与中温力学性能。工艺上通常将坯料加热至 γ 加 α_2 双相区, 温度约为 1 100~1 250 $^{\circ}\text{C}$, 并适当保温以提高塑性, 同时匹配挤压比与挤压速度以降低开裂风险并减轻偏析。工程上也常采用包套与玻璃润滑来降低摩擦与氧化, 改善温度分布并提升挤压稳定性^[1,52,57]。从组织演变机理看, 挤压过程中会发生动态再结晶与动态回复, 并与相变过程耦合, 促使层片细化与晶粒等轴化, 同时织构逐步形成。对于含 β 相的 TiAl 合金, β 相能够提高变形协调性, 使材料在更宽的温度与应变速率范围内获得较均匀的塑性流动, 有利于提高挤压组织的一致性。

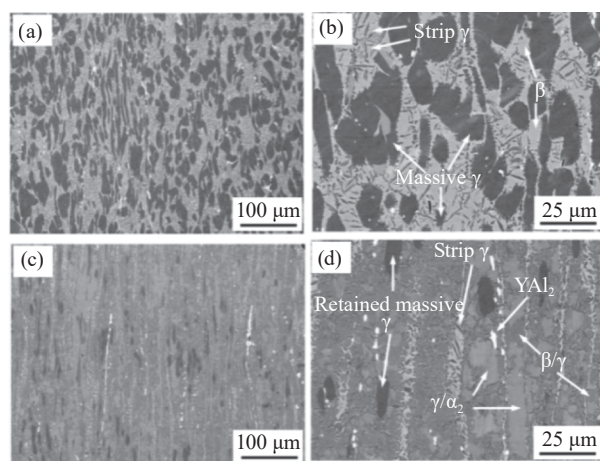
Xu 等^[58]系统研究了 β 相 TiAl 合金 Ti-42Al-9V-0.3Y 在不同挤压温度下的组织与性能变化, 揭示挤压温度对组织演变具有决定性影响。在 1 200~1 325 $^{\circ}\text{C}$ 范围内, 随温度升高, 挤压态组织依次表现为含较多块状 γ 相与 β 相的双相组织, 随后转变为含残留 γ 相的双层片组织, 并在 1 275~1 325 $^{\circ}\text{C}$ 形成以 α_2 和 γ 层片及 β 和 γ 层片为主的双层片组织。这说明通过温度窗口选择与相区控制, 可以在挤压态直接获得不同类型的层片或双相组织, 为后续热处理与服役性能优化提供基础^[58]。图 6 进一步给出了 1 200 $^{\circ}\text{C}$ 和 1 225 $^{\circ}\text{C}$ 下的典型挤压组织。为满足复杂截面与近净成形需求, 向后挤压、反挤压与组合挤压等多路径方案得到应用, 并与有限元模拟结合以优化温度场与速度场, 进而扩展加工窗口并提高尺寸与组织一致性^[1,52,57]。

近年来的一个重要进展是利用跨越 α 转变温度的挤压实现母相织构调控, 从而实现层片取向的可设计化, 并提升强度与高温承载能力。Jia 等^[59]在 TNM 类合金上采用高于 α 转变温度的挤压, 获得具有明显层片取向的近全层片组织。研究表明挤压过

程中在 α 与 β 两相区形成强烈的 α 相织构, 冷却时 γ 层片沿特定取向关系从 α 相析出, 使层片取向继承母相织构, 从而沿挤压方向的强度与塑性可以实现同步改善。进一步的研究指出层片取向对高温强度与延性平衡具有显著影响, 其差异来源于滑移与层片界面阻碍等机制的协同作用^[60]。此外, 也有工作提出两步热挤压与多道次变形策略, 在高温下累积足够应变的同时抑制异常长大, 并通过提高挤压比强化 α 相织构, 从而进一步提升强度并保持组织均匀性^[61]。

挤压工艺还常与后续精密成形路线结合, 用挤压态细晶与流线组织作为优质坯料, 实现从棒材到复杂构件的高效转化。例如, 对挤压态 Ti-45Al-4Nb-0.6Mo-0.1B 开展真空等温超塑锻造的研究表明, 随锻造进行, 挤压流线组织逐步弱化, 织构强度下降, 晶粒进一步细化。研究据此给出变形量控制建议, 以在成形能力与力学性能之间取得更稳定的平衡, 为挤压与等温精密成形的一体化制造提供了组织控制依据^[62]。

在材料体系方面, 挤压也用于高 Nb TiAl 及其复合化体系的强韧化设计, 尤其是通过增强体取向与基体层片取向的协同调控实现综合性能提升。针对 TiB 晶须增强的高 Nb TiAl 合金, 有研究采用 α 与 β 两相区热挤压并配合后续热处理。挤压使 TiB 晶须长轴趋向与挤压方向一致, 同时通过动态再结晶与异质形核作用形成显著织构, 随后在相变过程中获得高度择优的层片取向。与热等静压态相比, 该路线可实现室温塑性与高温强度的协同提高^[19]。这表明挤压不仅是致密化与成形方法, 也是一种能够与合金设计相结合的组织与性能调控手段。



(a)(b) 1 200 $^{\circ}\text{C}$; (c)(d) 1 225 $^{\circ}\text{C}$

图 6 Ti-42Al-9V-0.3Y 合金挤压组织^[58]

Fig. 6 Microstructures of Ti-42Al-9V-0.3Y alloy extruded^[58]

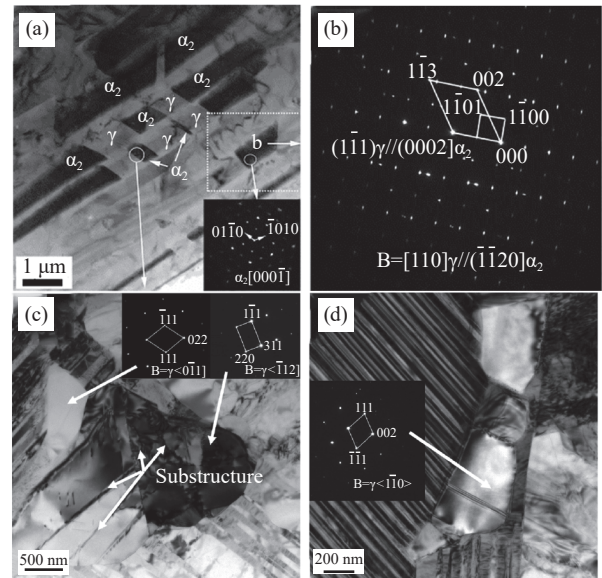
3.3 TiAl 合金轧制

TiAl 合金轧制是制备板材、带材与箔材的关键热变形手段^[63-65]。轧制是制备高性能 TiAl 合金板材的关键方法之一,通过该工艺可获得组织均匀、晶粒细小且力学性能优异的板材。按照轧制坯料的获得途径不同, TiAl 合金板材的制备方法主要包括铸锭冶金轧制与铸锭直接轧制两类。前者通过铸锭-锻造-轧制的多步热加工可获得组织均匀、性能优异的板材;而后者则直接对铸锭进行高温包套轧制,具有工艺简化的优势,但易发生裂纹及组织不均,目前仍处于探索阶段。轧制工艺变量通常是通过控制轧制温度、轧制变形量和轧制速率等控制策略。

在铸锭冶金方面,奥地利 Plansee 公司^[3]在 TiAl 合金板材工业化生产上取得重要进展。该公司使用包套轧制和常规轧制设备生产尺寸达 1 800 mm×500 mm×1 mm 的板材,板材轧制在 ($\alpha+\gamma$) 相场中部附近的温度下进行,即在 1 250~1 300 °C。哈尔滨工业大学的周海涛团队等^[66]针对 Ti-44Al-8Nb-0.2W-0.2B-Y 合金,采用 1 250 °C 在 $\alpha+\gamma$ 两相区进行近等温包套轧制,施加总压下量为 85%。所获得的板材呈现均匀且细小的双态组织,如图 7(c)(d) 所示,平均晶粒尺寸约为 5 μm ,且仅残留少量层片结构。性能测试结果显示,该板材在室温下屈服强度和抗拉强度分别约为 962 MPa 和 1 174 MPa,而在 800 °C 时屈服强度和抗拉强度分别为 681 MPa 和 777 MPa,塑性提高至约 37%。制备的最大板材尺寸为 410 mm×70 mm×2.1 mm,其性能达到了国内报道的较高水平。研究表明,道次变形量增大促进了微裂纹的形成,从而使得裂纹扩展速度显著增大,导致试样拉伸过程过早开裂,即延伸率显著降低而抗拉强度无明显变化。哈尔滨工业大学陈玉勇团队^[67]采用铸锭冶金+近等温包套轧制路线,制备出尺寸为 875 mm×70 mm×(2~3)mm 的 Ti-43Al-9V-0.2Y 板材,板材热轧态的微观结构如图 7(a)(b) 所示。该材料在室温与高温下均表现出较优的力学性能,但室温组织仍含一定量脆性 B2 相,制约了综合性能发挥。

近年国内针对铸锭直接热轧制 TiAl 板材的工作主要聚焦于工艺可行性与包套体系优化。陈林等^[68]在 2021 年以 Ti-45Al-8.5Nb-0.2W-0.2B-0.2Y 为对象,于 α 相区 1 350 °C 实施软包套直接热轧,成功获得 300 mm×80 mm×3 mm 板材。该材料室温抗拉强度达 858 MPa、伸长率 0.26%;在 800 °C 时

屈服强度与抗拉强度分别为 573 MPa 与 744 MPa,伸长率提升至 6.0%。研究首次将石棉 Zr 陶瓷纤维毯引入 TiAl 软包套体系,从源头抑制了传统金属包套的元素互扩散,并简化了工序,但同时也暴露出软包套散热过快对成形与表面质量的不利影响,尚需针对热场与界面条件开展系统优化。与之对照,东北大学 Li 等^[69]在 2019 年采用铸锭直接热轧,于 $\alpha+\gamma$ 两相区 1 200 °C 制得尺寸为 330 mm×115 mm×3 mm 的 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 板材,总变形量 78.8%。所得组织为双态,平均晶粒约 15~20 μm ;在 800 °C 下,抗拉强度为 523 MPa,塑性达 32%。尽管较大变形量带来显著细化效应,但仍可见少量粗大层片造成的组织不均,进而限制综合强韧性。上述 TiAl 合金板材的加工路径及典型尺寸汇总于表 2。



(a) (b) Ti-43Al-9V-0.2Y 典型 TiAl 合金板材热轧态的微观结构^[67]; (c)(d) 轧态 Ti-44Al-8Nb-0.2W-0.2B-Y 合金的 TEM 组织^[66]

图 7 典型 TiAl 合金板材的轧态微观组织

Fig. 7 As-rolled microstructure of typical TiAl alloy sheet.

我国 TiAl 合金板材制备目前仍处于实验室探索阶段,与国际先进水平相比存在显著差距。尤其在大尺寸薄板制备领域,仍面临多项关键技术瓶颈:轧制工艺尚需系统性优化,其对变形过程中软化机制的调控作用及多相组织的协调演变规律尚未明晰;同时,轧制工艺对板材蠕变性能、超塑性能的关联影响机制也有待完善。现有研究中,针对轧制温度(T)或应变(ϵ)对拉伸性能的影响已积累较多成果,但对道次变形量、轧制速率等核心工艺参数的调控效应研究相对薄弱。此外,轧制过程中软化机制与多相协调机制的交互作用机理仍需深化探索,这是突破大尺寸薄板制备难题、提升工艺稳定性的关键方向。

表 2 TiAl 合金板材的加工路径及板材尺寸
Table 2 Processing routes and dimensions of TiAl alloy sheets

Alloying component	Preparation technology	Sheet size/mm
TiAl alloy ^[3]	Sintering metallurgy + Rolling	1 800×500×1
Ti-44Al-8Nb-0.2W-0.2B-Y ^[67]	Sintered metal casting + near-isothermal encapsulation rolling	410×70×2.1
Ti-43Al-9V-0.2Y ^[66]	Sintered metal casting + near-isothermal encapsulation rolling	875×70×(2~3)
Ti-45Al-8.5Nb-0.2W-0.2B-0.2Y ^[68]	Soft cover with hot-rolled material	300×80×3
Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B ^[69]	Soft cover with hot-rolled material	330×115×3

4 结论

综上所述, TiAl 合金的大尺寸铸锭制备与后续热加工工艺已形成较为成熟的技术体系, 但仍面临成分稳定性、组织均匀化及复杂构件近净成形等关键挑战。未来的研究需要在高纯度铸锭制备、精确组织调控、高温服役性能提升及可控工业化流程方面实现进一步突破。同时, 应加强

多尺度模拟与过程参数的耦合优化, 以实现组织演变的可预测性和加工窗口的可扩大化。随着制备技术、加工装备与表征手段的不断进步, TiAl 合金在航空航天高温结构件中的应用将更加广泛, 其性能潜力也将得到更充分的发挥。总结与分析旨在为后续工艺改进和工程化应用提供基础参考, 并为 TiAl 合金的高性能化与产业化发展提供思路支撑。

参考文献

- [1] 陈玉勇, 吴敬玺. β 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 Yuyong, Wu Jingxi. Research progress on preparation, processing, microstructure, properties and industrial application of β -solidifying TiAl alloys[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2021, 42(6): 1-16.
- [2] Appel H F, Paul J D H, Oehring M. Gamma titanium aluminide alloys: science and technology[M]. Weinheim: Wiley-VCH, 2011.
- [3] Clemens H, Kestler H. Processing and applications of intermetallic γ - TiAl - based alloys[J]. Adv. Eng. Mater., 2000, 2: 551.
- [4] Bewlay B P, Weimer M, Kelly T, et al. The science, technology, and implementation of TiAl alloys in commercial aircraft engines[J]. MRS Online Proceedings Library Archive, 2013, 1516: 49-58.
- [5] Bartolotta P, Barrett J, Kelly T, et al. The use of cast Ti-48Al-2Cr-2Nb in jet engines[J]. JOM, 1997, 49(5): 48-50.
- [6] Bystrzanowski S, Bartels A, Clemens H, et al. Creep behaviour and high temperature microstructural stability of Ti-46Al-9Nb sheet material[J]. Intermetallics, 2005, 13(5-6): 515-524.
- [7] Xiao Shulong, Chen Yuyong, Li Minggang, et al. The improved properties and microstructure of β -solidify Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr-0.6B alloy[J]. Scientific Reports, 2019, 9: 12393.
- [8] Zhang Yu, Chang Shuai, Chen Yuyong, et al. Low temperature superplasticity of β stabilized Ti-43Al-9V-Y alloy sheet with bimodal γ grain size distribution[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 95: 225-236.
- [9] Li Tianrui, Liu Guohui, Xu Ming, et al. Flow stress prediction and hot deformation mechanisms in Ti-44Al-5Nb (Mo, V, B) alloy[J]. Materials, 2018, 11(10): 2044.
- [10] Dowson A L, Loretto M H, Gogfrey A. Plasma arc melting of gamma titanium aluminides[J]. Intermetallics, 1999, 7(1): 1-9.
- [11] Clemens H. Processing of γ -TiAl-based alloys[J]. Advanced Engineering Materials, 2001, 3(8): 551-570.
- [12] Lütjering G. Influence of melting techniques on titanium alloy quality[J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 243(1-2): 32-45.
- [13] Loretto M H, Godfrey A. Microstructural development of titanium aluminides[M]. London: The Institute of Materials, 1994.
- [14] 刘欣欣. 真空自耗电弧熔炼制备钛合金技术的研究进展[J]. 工业加热, 2019, 48(3): 67-69.
Liu Xinxin. Research progress on titanium alloy preparation by vacuum consumable arc melting[J]. Industrial Heating, 2019, 48(3): 67-69.
- [15] Zhu S X, Wang Q J, Liu J R, et al. Zr and Mo macrosegregation in Ti6246 titanium alloy industrial-scale ingot by vacuum arc remelting[EB/OL]. (2021-05-08)[2026-03-10]. <https://www.alphaxiv.org/abs/2105.03555>.
- [16] Duan Baohua, Mao Lu, Yang Yuchen, et al. Preparation of Ti-46Al-8Nb alloy ingots beyond laboratory scale based on BaZrO3 refractory crucible[J]. Metals, 2022, 12(3): 524.

- [17] Kothari K, Radhakrishnan R, Wereley N M. Advances in gamma titanium aluminides and their manufacturing techniques[J]. Progress in Aerospace Sciences, 2012, 55(11): 1-16.
- [18] AMG GfE Advanced Alloys GmbH. TNM™ alloy product handbook: Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B[R]. Nürnberg: AMG GfE Advanced Alloys GmbH, 2017.
- [19] Yang Guang, Li Ruobing, Park J, et al. Synergistic enhancement of strength and ductility in TiB whisker-reinforced high Nb-containing TiAl alloys via hot extrusion and subsequent heat treatment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 945: 149008.
- [20] Güther V, Chatterjee A, Kettner H. Processing of gamma titanium aluminides[C]//KIM Y W, CLEMENS H, ROSENBERGER A H, eds. Gamma Titanium Aluminides 2003. Warrendale, PA: TMS, 2003: 241.
- [21] Güther V, Joos R, Clemens H. Plasma arc melting of γ -TiAl alloys[C]//HEMKER K J, DIMIDUK D M, CLEMENS H, et al, eds. Structural Intermetallics 2001. Warrendale, PA: TMS, 2001: 167.
- [22] 郭杰, 黄立清, 吴静阳, 等. 钛合金三次真空自耗电弧熔炼过程中的宏观偏析传递行为[J]. 金属学报, 2024, 60(11): 1531-1544.
- Guo Jie, Huang Liqing, Wu Jingyang, et al. Evolution of macrosegregation during three-stage vacuum arc remelting of titanium alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2024, 60(11): 1531-1544.
- [23] Nath P, Bar H N, Bhattacharjee, et al. Designing of novel microstructure and its impact on the improved service-temperature mechanical performance of 2nd and 3rd generation advanced intermetallic TiAl alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2024, 893: 146108.
- [24] Kong Fantao, Xu Xingchen, Chen Yuyong, et al. Microstructure and mechanical properties of large-size as-cast Ti-43Al-9V-0.3Y alloy ingot from brim to centre[J]. Materials & Design, 2012, 33: 485-490.
- [25] Martin P L, Hardwick D A, Clemens D R, et al. Large-scale processing of titanium aluminides[C]//Nathal M V, Darolia R, Liu C T, et al. Structural Intermetallics 1997. Warrendale, PA: TMS, 1997: 387.
- [26] Wang Xiaopeng, Kong Fantao, Cao Xiaoping, et al. Effect of heat treatment and thermomechanical processing on microstructure and tensile property of Ti 44Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.5Y alloy[J]. China Foundry, 2020, 17(6): 447-454.
- [27] Xiang Lin, Tang Bin, Xue Xiangyi, et al. Characteristics of the dynamic recrystallization behavior of Ti-45Al-8.5Nb-0.2W-0.2B-0.3Y alloy during high temperature deformation[J]. Metals, 2017, 7(7): 261.
- [28] Bartscher M, Klein T, Lindemann J, et al. An advanced TiAl alloy for high performance racing applications[J]. Materials, 2020, 13(21): 4720.
- [29] Ding Xianfei, Zhao Yiqun, Zuo Jiabin, et al. Chemical composition analysis on industrial scale ingots and castings of TiAl alloys[J]. China Foundry, 2020, 17: 441-446.
- [30] Lochbichler C, Friedrich B, Jarczyk G, et al. Cost reduction of TiAl by alternative production and integration of TiAl scrap recycling—concepts and vacuum-metallurgical equipment[J]. Advances in Materials Sciences, 2008, 8(1): 72-79.
- [31] Guo Yue, Xiao Shulong, Chen Yuyong, et al. High temperature tensile properties and fracture behavior of Y_2O_3 -bearing Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy[J]. Intermetallics, 2020, 126: 106933.
- [32] Li B H, Chen Y Y, Hou Z Q, et al. Microstructure and mechanical properties of as-cast Ti-43Al-9V-0.3Y alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 473(1-2): 123-126.
- [33] Čegan T, Kamysnykova K, Lapin J, et al. Processing and microstructure of as-cast Ti-45Al-2W-xC alloys[J]. Materials, 2022, 15(14): 5049.
- [34] 刘彬. TiAl 基合金的制备及高温变形行为研究[D]. 长沙: 中南大学, 2008.
- Liu Bin. Preparation and high-temperature deformation behavior of TiAl-based alloys[D]. Changsha: Central South University, 2008.
- [35] Shagñay S, Cornide J, Ruiz-Navas E M. Sliding wear behavior of intermetallic Ti-45Al-2Nb-2Mn-0.8 vol% TiB_2 processed by centrifugal casting and hot isostatic pressing[J]. Materials, 2022, 15(22): 8052.
- [36] Matsuoka D, Nishimura T, Kudo F, et al. Melting and casting technologies for titanium aluminide intermetallics[J]. Kobe Steel Technology Review, 2021, 39: 65-69.
- [37] 刘翔鹏. 氧化钇材料与钛合金的界面反应[D]. 沈阳: 东北大学, 2009.
- Liu Xiangpeng. Interfacial reactions between yttria materials and titanium alloys[D]. Shenyang: Northeastern University, 2009.
- [38] Li Shu, Zhao Zhankui, Zhang Tao, et al. Integrated simulation method and experimental validation for the vacuum induction melting process[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 33: 1764-1775.

- [39] Dowson A L, Godfrey A, Loretto M H. Production of large γ -TiAl ingots by plasma arc melting[C]// Proceedings of the International Symposium on Gamma Titanium Aluminides. Warrendale, PA: TMS, 1999: 215-224.
- [40] Clemens H, Kestens L, Mayer S. Design, processing, microstructure, and properties of advanced intermetallic TiAl alloys[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2016, 18(4): 551-570.
- [41] Appenzeller J, Schwaiger R, Clemens H. Industrial processing of TiAl alloys—Status and perspectives[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 708: 184-191.
- [42] Güther V, Allen M, Klose J, et al. Metallurgical processing of titanium aluminides on industrial scale[J]. *Intermetallics*, 2018, 103: 12-22.
- [43] Mayers S, Erdely P, Fischer F D, et al. Intermetallic β -solidifying γ -TiAl based alloys—From fundamental research to application[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2017, 19(4): 1600735.
- [44] Lütjering G, Williams J C. *Titanium*[M]. 2nd ed. Berlin: Springer, 2007.
- [45] Blackburn M J, Malley R J. Plasma arc melting of titanium alloys[J]. *Metallurgical Transactions B*, 1981, 12(2): 273-280.
- [46] Godfrey A, Loretto M H. Chemical homogeneity in plasma arc melted TiAl ingots[J]. *Intermetallics*, 1998, 6(7-8): 641-649.
- [47] Wu X, Huang Z, Lin J. Processing and microstructural control of TiAl alloys for aero-engine applications[J]. *Progress in Materials Science*, 2020, 113: 100675.
- [48] 杨锐. TiAl 金属间化合物的进展与挑战[J]. *金属学报*, 2015, 51(2): 129-147.
Yang Rui. Progress and challenges of TiAl intermetallic compounds[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, 51(2): 129-147.
- [49] 孔凡涛, 崔宁, 陈玉勇, 等. Ti-43Al-9V-Y 合金的高温变形行为研究[J]. *金属学报*, 2013, 49(5): 513-518.
Kong Fantao, Cui Ning, Chen Yuyong, et al. The hot deformation behavior of Ti-43Al-9V-Y alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2013, 49(5): 513-518.
- [50] Yuan Yuan, Zhang Yu, Chen Yuyong, et al. Designing a hybrid microstructure of Ti-43Al-9V-0.3Y alloy via two-step forging[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2024, 192: 251-264.
- [51] Su Yongjun, Kong Fantao, Chen Yuyong, et al. Microstructure and mechanical properties of large-size Ti-43Al-9V-0.2Y alloy pancake produced by pack-forging[J]. *Intermetallics*, 2013, 34: 29-34.
- [52] 谢华生, 刘时兵, 赵军, 等. TiAl 合金精密成形技术发展现状及展望[J]. *精密成形工程*, 2022, 14(1): 44-54.
Xie Huasheng, Liu Shibing, Zhao Jun, et al. Development status and prospects of precision forming technology for TiAl alloys[J]. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2022, 14(1): 44-54.
- [53] 陈玉勇, 叶园, 孙剑飞. TiAl 合金板材轧制研究现状[J]. *金属学报*, 2022, 58(8): 965-978.
Chen Yuyong, Ye Yuan, Sun Jianfei. Research status of rolling of TiAl alloy sheets[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2022, 58(8): 965-978.
- [54] Seetharaman V, Semiatin S L. Deformation and microstructure development during hot-pack rolling of a near-gamma titanium aluminide alloy[J]. *Scripta Materialia*, 1995, 32(8): 1133-1138.
- [55] Tetsui T, Shindo K, Kaji S, et al. Fabrication of TiAl components by means of hot forging and machining[J]. *Intermetallics*, 2005, 13(9): 971-978.
- [56] Zhang S Z, Zhang C J, Du Z X, et al. Microstructure and tensile properties of hot forged high Nb-containing TiAl-based alloy with initial near-lamellar microstructure[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 642: 16-21.
- [57] 刘先锋. β 凝固 TiAl 合金挤压变形组织与力学性能研究[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2020.
Liu Xianfeng. Microstructure and mechanical properties of β -solidifying TiAl alloy during extrusion deformation[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2020.
- [58] Xu W C, Shan D B, Zhang H, et al. Effects of extrusion deformation on microstructure, mechanical properties and hot workability of β containing TiAl alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 571: 199-206.
- [59] Jia Mengyu, Qiang Fengming, Yu Yonghao, et al. Tailoring lamellar orientation and tensile properties of TNM alloy via extrusion[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 28: 363-370.
- [60] Jia Mengyu, Wang Yarong, Xu Xiaoxuan, et al. Mechanistic origins of lamellar orientation-dependent strength-ductility duality in polycrystalline γ -TiAl alloys at elevated temperatures[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2025, 948: 149319.
- [61] Jia Mengyu, Wang Yarong, Xu Xiaoxuan, et al. Tailoring strong basal texture and enhanced strength in a β -solidifying TNM alloy via two-step hot extrusion[J]. *Materials Letters*, 2026, 405: 139814.

(下转第 42 页)

- with bioinspired architectures[J]. Nature Communications, 2022, 13(1): 3247.
- [9] Liu Yanyan, Yu Qin, Tan Guoqi, et al. Bioinspired fish-scale-like magnesium composites strengthened by textures of continuous titanium fibers: Lessons from nature[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2023, 11(3): 869-881.
- [10] Zhou Yunxuan, Lu Hao, Chen Tao, et al. Probing the effect of alloying elements on the interfacial segregation behavior and electronic properties of Mg/Ti interface via first-principles calculations[J]. Molecules, 2024, 29(17): 4138.
- [11] Zhu Xiaodong, Cheng Kaiming, Wang Jin, et al. Effect of inherent Mg/Ti interface structure on element segregation and bonding behavior: An Ab initio study[J]. Materials, 2025, 18(2): 409.
- [12] 宋玉强, 李世春, 杜光辉, 等. Ti/Cu 固相相界面扩散溶解层形成机制的研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2026, 38(7): 1188-1192.
- Song Yuqiang, Li Shichun, Du Guanghui, et al. Forming rule of Ti/Cu interphase diffusion solution zone[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(7): 1188-1192.
- [13] 杨晓敏, 侯华, 赵宇宏, 等. $Mg_{17}Al_{12}$ 、 Al_2Y 及 Al_2Ca 相稳定性与弹性性能第一原理研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(4): 875-880.
- Yang Xiaomin, Hou Hua, Zhao Yuhong, et al. First-principles study of structural stabilities and elastic properties of $Mg_{17}Al_{12}$, Al_2Y and Al_2Ca phases[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(4): 875-880.
- [14] Peng Z, Shao X, Guo X W, et al. Atomic-scale insight into structure and interface of Al_2Y phase in an Mg-Al-Y alloy[J]. Advanced Engineering Materials, 2018, 20(4): 1701015.
- [15] 谢湘中, 蔡伟通, 高鹏飞, 等. 仿生骨结构 AZ91-Ti 交叉复合材料显微组织和力学性能研究[J]. 钢铁钒钛, 2025, 46(4): 43-51.
- Xie Xiangzhong, Cai Weitong, Gao Pengfei, et al. Study on microstructure and mechanical properties of bionic bone structure AZ91-Ti cross-composites[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2025, 46(4): 43-51.

编辑 唐肖

(上接第 20 页)

- [62] Li Jintao, Wang Xiaopeng, Gong Minyu, et al. Microstructure evolution of extruded TiAl alloy during vacuum isothermal superplastic forging process[J]. Metals, 2025, 15(2): 123.
- [63] 刘江平, 苏彦庆, 郭景杰, 等. γ -TiAl 基合金薄板制备技术[J]. 特种铸造及有色合金, 2010, 30(2): 127-130.
- Liu Jiangping, Su Yanqing, Guo Jingjie, et al. Preparation technology of γ -TiAl-based alloy sheets[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2010, 30(2): 127-130.
- [64] 黄财林. TiAl 合金板材的制备与组织性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2014.
- Huang Cailin. Preparation, microstructure and properties of TiAl alloy sheets[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2014.
- [65] 罗媛媛, 杨帆, 赵彬, 等. 新型 γ -TiAl 合金板材显微组织与拉伸性能研究[J]. 稀有金属与硬质合金, 2018, 46(4): 64-68.
- Luo Yuanyuan, Yang Fan, Zhao Bin, et al. Microstructure and tensile properties of a novel γ -TiAl alloy sheet[J]. Rare Metals and Cemented Carbides, 2018, 46(4): 64-68.
- [66] Zhou Haitao, Kong Fantao, Wang Xiaopeng, et al. High strength in high Nb containing TiAl alloy sheet with fine duplex microstructure produced by hot pack rolling[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 695: 3495-3502.
- [67] Zhang Yu, Wang Xin, Kong Fantao, et al. A high-performance β -stabilized Ti-43Al-9V-0.2Y alloy sheet with a nano-scaled antiphase domain[J]. Materials Letters, 2018, 214: 182-185.
- [68] 陈林. 含 β 稳定元素 TiAl 合金的组织优化及蠕变性能研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2021.
- Chen Lin. Microstructure optimization and creep properties of TiAl alloy containing β -stabilizing elements[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2021.
- [69] Li Tianrui, Liu Guohui, Xu Ming, et al. High temperature deformation and control of homogeneous microstructure during hot pack rolling of Ti-44Al-5Nb-(Mo, V, B) alloys: The impact on mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 751: 1.

编辑 徐飞翔