

• 轻质耐热TiAl合金 Lightweight Heat-resistant Titanium-aluminum Alloy •
DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2026.5292

特邀专栏

TiAl 合金增塑机制的研究进展

甄中昊^{1,2,3}, 常晨^{1,2,3}, 魏代修^{1,2,3}, 王祥辉^{1,2,3}, 朱德民^{1,2,3}, 刘旭^{1,2,3},

熊安辉^{1,2,3}, 李泽^{1,2,3}, 侯锐^{1,2,3}, 陈旻^{1,2,3}

(1. 南京理工大学 高温轻合金及应用技术全国重点实验室南京研究基地 江苏南京 210094 2. 南京理工大学 高端装备铸造技术全国重点实验室 江苏南京 210094 3. 南京百炼实验室 江苏南京 210094)

摘要: TiAl 合金作为航空航天领域关键的轻质耐高温结构材料, 其本征室温脆性引起的加工难题是制约工程化应用的主要瓶颈。本文系统综述了 TiAl 合金增塑机制方面的研究进展。阐明了 V、Cr、Mn 等合金化元素及 B、C、Y 等微量元素对 TiAl 合金塑性的影响机制; 深入剖析了显微组织对力学性能的影响, 重点论述了长周期堆垛有序结构(LPSO)、PST 单晶等在协同提升强塑性中的关键作用; 对比分析了精密铸造、包套锻造/轧制及电子束选区熔化等制备技术在克服成形缺陷、优化凝固组织方面的突破。最后, 提出基于“成分-组织-工艺”多尺度关联的一体化精准调控是未来 TiAl 合金发展的核心方向。

关键词: TiAl 合金; 室温塑性; 合金化; 显微组织; 制备技术

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)03-0219-15

Research Progress on the Ductilization Mechanisms of TiAl Alloys

ZHEN Zhonghao^{1,2,3}, CHANG Chen^{1,2,3}, WEI Daixiu^{1,2,3}, WANG Xianghui^{1,2,3}, ZHU Demin^{1,2,3},
LIU Xu^{1,2,3}, XIONG Anhui^{1,2,3}, LI Ze^{1,2,3}, HOU Rui^{1,2,3}, CHEN Yang^{1,2,3}

(1. State Key Laboratory of Light Superalloys, Nanjing Research Base, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China; 2. National Key Laboratory of Advanced Casting Technologies, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China; 3. Nanjing Belight Laboratory, Nanjing 210094, China)

Abstract: As pivotal lightweight high-temperature structural materials in the aerospace field, TiAl alloys face major bottlenecks that restrict their engineering applications because of the poor workability resulting from their intrinsic room-temperature brittleness. A systematic review of recent research progress regarding the ductilization mechanisms of TiAl alloys is provided in this paper. It elucidates the underlying mechanisms by which alloying elements (such as V, Cr, and Mn) and trace elements (such as B, C, and Y) influence ductility. The influence of microstructural evolution on mechanical properties is analysed in depth, with a particular focus on the critical roles of long-period stacking ordered (LPSO) structures and polysynthetic twinned (PST) single crystals in achieving synergistic strength and ductility enhancement. With respect to fabrication processes, the breakthroughs achieved by techniques such as investment casting, canned forging/rolling, and selective electron beam melting (SEBM) in mitigating forming defects and optimizing solidification microstructures are comparatively analysed. Finally, integrated precision control based on the multiscale correlation of "composition-microstructure-process" is proposed as the core direction for the future development of TiAl alloys.

Key words: TiAl alloys; room-temperature plasticity; alloying; microstructure; manufacturing technology

收稿日期: 2025-12-30

基金项目: 国家自然科学基金(52595663, 52571145, 92463301, 92163215, 12202201, 52174364, 52305379); 国家重点研发计划(2024YFB3713503); 江苏省创新支撑计划(软科学研究)专项资助(BE2023024); 江苏省自然科学基金重大项目(BK20212009, BK20220918); 中国工程院-云南省政府战略研究与咨询项目(2024YNZH5)

作者简介: 甄中昊, 2003 年生, 硕士. 研究方向为金属材料塑性变形. Email: zhonghaozhen@njjust.edu.cn

通信作者: 陈旻, 1989 年生, 博士, 教授. 研究方向为先进金属与金属间化合物. Email: yang.chen@njjust.edu.cn

引用格式: 甄中昊, 常晨, 魏代修, 王祥辉, 朱德民, 刘旭, 熊安辉, 李泽, 侯锐, 陈旻. TiAl 合金增塑机制的研究进展[J]. 铸造技术, 2026, 47(3): 219-233.

ZHEN Z H, CHANG C, WEI D X, WANG X H, ZHU D M, LIU X, XIONG A H, LI Z, HOU R, CHEN Y. Research progress on the ductilization mechanisms of TiAl alloys[J]. Foundry Technology, 2026, 47(3): 219-233.

轻量化是航空航天高端装备发展的永恒主题,轻重量和高推力是发动机设计的长期追求。TiAl 合金作为一种低密度、高比强度、耐高温、抗蠕变的金属间化合物结构材料,其密度为 $3.9\sim 4.2\text{ g/cm}^3$,熔点高于 $1460\text{ }^\circ\text{C}$,是目前在 $650\sim 750\text{ }^\circ\text{C}$ 这一温度区间内代替镍基高温合金材料实现减重效果的最佳选择^[1]。General Electric (GE) 公司早在 2006 年首次将铸造 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金(4822 合金)应用于 GENx 涡扇发动机第 6~7 级低压涡轮叶片。截至 2016 年,已有大约 19 万个铸造 4822 合金低压涡轮叶片装配于 229 架波音 787 和 101 架波音 747-8 飞机的涡扇发动机。这些发动机已运行约 110 万周次,累计正常工作超过 660 万小时。GE 公司联合法国 SNECMA 公司将此铸造 TiAl 合金应用于 LEAP 涡扇发动机,装配于波音 737、空客 A320neo 和商飞 C919^[2]。除了铸造 TiAl 合金,锻造 TiAl 合金的应用也获得了实质性进展。2014 年,Pratt & Whitney (P&W) 公司也成功将变形 Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B 合金(TNM 合金)涡轮叶片应用于空客 A320 上的齿轮传动涡扇发动机第三级低压涡轮^[3];Leistritz 公司研发的锻造 Ti-47Al-4Nb 合金高压压气机叶片,装配于 Rolls Royce 公司的 BR715 涡扇发动机^[4]。然而,截至 2020 年底,PW1100G 发动机已累计发生 59 起因 TNM 叶片脆断导致的空中停车、返航或中断起飞等事件,因此该款叶片已全部退回并改用镍基高温合金叶片。

TiAl 合金的大规模应用长期受制于其本征的室温脆性。室温下 TiAl 合金主要由 γ -TiAl(L1₀ 四方结构)和 α_2 -Ti₃Al(D0₁₉ 六方结构)两相组成,如图 1 所示^[5]。 γ -TiAl 虽然是四方结构,接近面心立方,但由于 Ti 和 Al 原子的有序排列,破坏了对称性,对位错滑移施加了限制。 γ -TiAl 基元 3 种主要的竞争变形模式为: $1/2\langle 110 \rangle$ 普通位错、 $\langle 101 \rangle$ 超晶格位错和保留 γ 相化学有序的 $\{111\}\langle 11\bar{2} \rangle$ 的真孪晶。普通位错 $\langle 110 \rangle$ 矢量位于(001)面内,无法产生沿 c 轴方向

(即[001]方向)的应变分量,这意味着仅靠普通位错无法实现多晶材料中不同晶粒 c 轴的协调变形。超晶格位错伯氏矢量长,滑移需要破坏有序结构,形成反相畴界(APB),因此滑移阻力更大。当应力高度集中时,材料可能发生孪生,其作为一种无扩散的剪切过程,可以瞬间完成并且协调塑性变形,使得 TiAl 合金具有可用塑性,但塑性仍然极低,无法改善其多晶协调性差、易产生应力集中并导致开裂。 α_2 -Ti₃Al 相是密排六方结构的有序相,其塑性变形主要通过开动基面滑移系统 $1/3\langle 11\bar{2}0 \rangle\langle 0001 \rangle$ 、柱面滑移系统 $1/3\langle 11\bar{2}0 \rangle\{1\bar{1}00\}$ 以及 I 型锥面滑移系统 $1/3\langle \bar{1}\bar{1}26 \rangle\{20\bar{2}1\}$ 和 II 型锥面滑移系统 $1/3\langle \bar{1}\bar{1}26 \rangle\{11\bar{2}1\}$ 来实现。柱面滑移系统是最容易开动的,其次是基面和锥面滑移系统,其对应的 CRSS 值的比值约为 1:3:9。柱面和基面滑移系统不能提供满足 Von Mises 准则规定的五个独立滑移系统,锥面滑移系统的激活非常困难。故材料在室温下的伸长率通常低于 2%^[3,6-8]。除了几何结构,TiAl 合金的脆性还源于其键合性质。Ti 原子的 3d 轨道电子和 Al 原子的 3p 轨道电子能量相近,根据最大重叠原理,两原子之间存在强烈的 p-d 轨道杂化,表现出显著的共价键方向性特征。同样,由于未填满电子的 3d 电子层,两个相邻 Ti 原子的 d 轨道电子云会沿特定方向重叠,形成有方向性的 Ti-Ti 键。在 Ti-Al 键和 Ti-Ti 键方向上,电荷密度高度集中,表现出各向异性的电荷分布,不仅增加了原子间结合力,也极大增加了位错核心移动的晶格阻力。

TiAl 合金的力学性能严重依赖于合金成分、组织类型和成形方式^[9]。本文从 3 个维度对 TiAl 合金的增塑机制研究进展进行了归纳,最后对现有 TiAl 合金制备技术存在的问题及今后的研究发展重点、应用前景进行了总结和展望。

1 合金元素对 TiAl 合金塑性的影响

1.1 β 相稳定元素

添加合金化元素可以改变 TiAl 合金凝固路径,

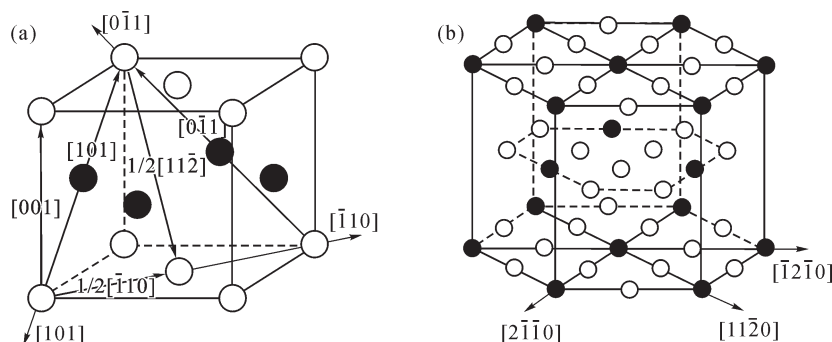


图 1 TiAl 合金中不同相的晶体结构:(a) γ 相;(b) α_2 相^[5]

Fig.1 Crystal structures of different phases in TiAl alloys: (a) γ phase; (b) α_2 phase^[5]

考虑到 4822 合金凝固路径经过 $L+\beta\rightarrow\alpha$ 包晶反应,容易形成粗大的柱状晶和成分偏析。为进一步提升合金热变形能力,改善热加工性能,研究人员通过添加足量的 Nb、V、W、Cr、Mn 等 β 相稳定元素,将 β 相区扩大并推向富 Al 侧,开发出了 β 凝固 TiAl 合金^[10]。德国和奥地利联合开发的 TNM 合金^[11],通过高温获得较高的 β 相体积分数,利用 BCC 晶体结构中 β 相比较易变形的特性使合金可以利用常规设备进行锻造,后续再通过热处理尽可能的除此相,以免降低合金的蠕变抗力,应用温度 700 °C 左右,高温下的 β 相具有 BCC 无序结构,拥有 12 个独立的滑移系,其高温变形能力远优于六方 α 相或四方 γ 相,改善了 γ -TiAl 合金的热加工性能^[5]。在冷却过程中,高温保留的无序 β 相晶界能够有效阻碍 α 相晶粒的粗化,最终获得更加细小、均匀且无织构的片层组织。但该类合金应用温度下长时服役从 B2 相中析出亚稳 ω 相等,室温塑性较低^[12]。在室温下,亚稳无序 β 相通常会有序化转变为硬脆 B2 相,滑移系极少^[13]。微观组织中残留大量块状 B2 相,会成为裂纹萌生的策源地,严重损害断裂韧性和室温延展性。故 TNM 合金尝试通过精细的热处理来控制 B2 相的含量和分布,理想的状态是将 B2 相的体积分数控制在较低水平,使其以纳米级颗粒形式弥散分布,从而利用其强化效应,避免脆性危害^[14-15]。

这些 β 相稳定元素作为过渡族金属元素,其独特的电子构型,还可以显著改善 TiAl 的电子结构与键合特征^[16]。当其固溶进 γ -TiAl 晶格时,会优先占据 Ti 亚晶格,改变 p-d 轨道杂化状态,削弱 Ti-Al 键和 Ti-Ti 键方向性,允许原子层之间更容易发生相对滑移^[17]。随着原子间共价键分量减弱、金属键分量增强,位错核心宽度增加,派纳力下降,提高了位错迁移率^[18]。同时 V、Cr、Mn 等元素的添加会降低 γ -TiAl 的 c/a 值,当 c/a 值趋近于 1 时,晶格四方畸变减小,滑移阻力差异减小,更多的滑移系可能被激活参与变形^[8,19]。

在面心立方及其衍生结构中,层错能是决定其变形模式的关键参数。低层错能有利于位错分解为不全位错。当 Cr、Mn、Mo 等元素偏聚在层错面上时,可以显著降低层错能,降幅可达 20%~40%^[20]。由于 γ -TiAl 中普通位错滑移系有限,形变孪晶成为至关重要的补充变形机制。Cr 和 Mn 通过降低层错能,使得孪晶源更容易形核和扩展。这种“孪晶诱导塑性”效应使得材料在拉伸过程中能够容纳更大的应变^[20]。

1.2 微量添加元素

间隙原子 C、B、N 等微合金化效应对 TiAl 合金的塑性有着重要影响。B 是 TiAl 合金中最关键的微量添加元素,被广泛用于细化晶粒^[22]。在固态相变和热处理过程中,B 的添加量只有在 0.1%~0.2%(原子分数)之间,才会形成弥散细小的硼化物,晶界上的硼化物颗粒通过钉扎阻碍晶粒长大,保持细晶组织,塑性最佳。过量则会形成粗大的、呈带状分布的片状硼化物,这些硬脆相在受力时极易断裂成为裂纹源,急剧降低塑性和疲劳寿命^[23]。

C 可以作为间隙原子固溶强化,少量的碳(<0.5%,原子分数)可以固溶在 α_2 相的八面体间隙或 γ 相中,引起显著的晶格畸变,产生强烈的固溶强化效果,大幅提升屈服强度^[24]。然而,过度的晶格畸变会阻碍位错运动,导致室温塑性下降。同时,当碳含量超过溶解度极限,或者经过时效处理,会析出 Ti_2AlC (H 相)或 Ti_3AlC (P 相)等碳化物,实现沉淀强化作用^[25]。

O 原子极易占据 TiAl 晶格的八面体间隙,造成严重的晶格畸变并钉扎位错,导致材料极脆。Y、La、Gd 等稀土元素对 O 具有极高的化学亲和力^[26]。通过添加微量稀土元素 0.1%~0.5%(原子分数),形成稳定的稀土氧化物颗粒,降低 γ 相中的固溶 O 含量,从而减轻了 O 引起的晶格畸变和位错钉扎效应,恢复了基体原本韧性^[27]。同时,稀土氧化物颗粒能够有效地钉扎晶界,阻碍高温下的晶粒长大,使得合金在经历热循环后仍能保持细小的晶粒尺寸,这对维持塑性至关重要^[10]。

通过精确的多元合金化设计,协同调控电子结构参数与微观组织形态,TiAl 合金塑性正在逐步改善,使其在更高温、更苛刻环境下的应用更加广泛^[28-29]。

2 显微组织对室温塑性的影响机制

2.1 TiAl 合金典型组织

TiAl 合金中 Al 元素含量在约 38%~60%(原子分数)时,根据相图,Al 元素含量从高到低主要有 3 条凝固路径。第一条是 γ 凝固,具体为 $L\rightarrow L+\alpha\rightarrow\alpha+\gamma\rightarrow\gamma$,由于单相 γ -TiAl 合金力学性能差,因此除理论研究外,很少有研究者研究 γ 凝固路径的 TiAl 合金。第二条是 α 凝固,具体为 $L\rightarrow L+\alpha\rightarrow\alpha+\gamma(\rightarrow\gamma)\rightarrow\alpha_2+\gamma$,虽然相图上根据合金具体成分可能会进入 γ 单相区,但在实际实验中,即使名义成分为纯 γ 相,由于 α 相稳定性较强,Ti-50Al 的合金中也保留有 α_2 相^[30]。第三条是 β 凝固,具体为 $L\rightarrow L+\beta(\rightarrow L+\beta+\alpha)\rightarrow\beta+\alpha\rightarrow\alpha\rightarrow\alpha+\gamma\rightarrow\alpha_2+\gamma$, β 凝固 TiAl 合金在合金化时往往会添加大量的 β 相稳定元素,随着 β

相区扩大,凝固路径可能会避开包晶反应。

α 凝固和 β 凝固 TiAl 合金能够通过 $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 共析反应产生片层组织,片层结构具有良好的韧性。根据 $\alpha_2 + \gamma$ 片层团与 γ 晶粒比例的不同,TiAl 合金的组织通常可分为全片层组织 (fully lamellar, FL)、近片层组织 (nearly lamellar, NL)、双态组织 (duplex phase, DP) 和近 γ 组织 (nearly gamma, NG) 4 种,如图 2 所示,4 种组织可以在同一成分下通过不同的热处理工艺得到^[8]。

全片层组织 在略高于 T_α 点 10~20 °C 加热并保温一段时间,随后炉冷或空冷获得全片层组织。由于保温温度高,单相 α 晶粒会很快长大,冷却后得到的组织粗大,塑性差。但由于高密度的 γ/γ 界面和 γ/α_2 相界等结构单元可有效阻碍位错运动和裂纹扩展,全片层组织强度、断裂韧性和蠕变抗性较高。通过热机械处理或循环热处理等手段可获得细小全片层组织,室温拉伸塑性也会得到改善。

近片层组织 在稍低于 T_α 点加热并保温,随后炉冷或空冷获得近片层组织。由于保温温度相对较低,又保留了一部分 γ 晶粒钉扎 α 晶粒,因此平均晶粒尺寸减小,塑性得到一定改善。较高密度的 γ/γ 界面和 γ/α_2 相界等结构单元使其保留高断裂韧性、蠕变抗性等。

双态组织 在约 $(\alpha + \gamma)$ 两相区中间位置的温度加热、保温和随后冷却获得。保温温度相对较低,又有大量 γ 晶粒的钉扎,组织细小,室温塑性最高,但蠕变抗性降低。GE 公司为了规避疲劳失效和室温脆性的风险,在 GEnx 发动机低压涡轮叶片上使用的铸造 4822 合金,其最终交付和服役的状态便是双态组织^[2]。

近 γ 组织 在稍高于共析点 T_c 温度加热、保温和随后冷却获得,组织由等轴的 γ 晶粒和少量 γ 晶界附近的 α_2 组成,失去了片层结构的优势,断裂韧性、蠕变抗性差,难以应用。

2.2 新型组织设计

除以上 4 种典型组织,研究人员开发了几种新型 TiAl 合金组织,并实现了性能的优化。Zheng 等^[31]用固溶时效热处理将 TNM 合金调控出三相三态 (triple-phase triple state, T-T) 和三相双态 (triple-phase dual-state, T-D) 两种新型显微组织,如图 3 所示。T-T 组织由 β_0/γ 片层团、 α_2/γ 片层团和 α_2/γ 片层团通过“胞状反应 (cellular response, CR)”得到的珠光体组织 (pearliticlike microstructure, PMs) 组成,如图 3b。T-D 组织由 β_0/γ 片层团和 PMs 组成,如图 3c。与纳米级片层间距的片层组织相比,T-T 和 T-D 这两种组织显著提高了合金的强度,将室温和 800 °C 的延

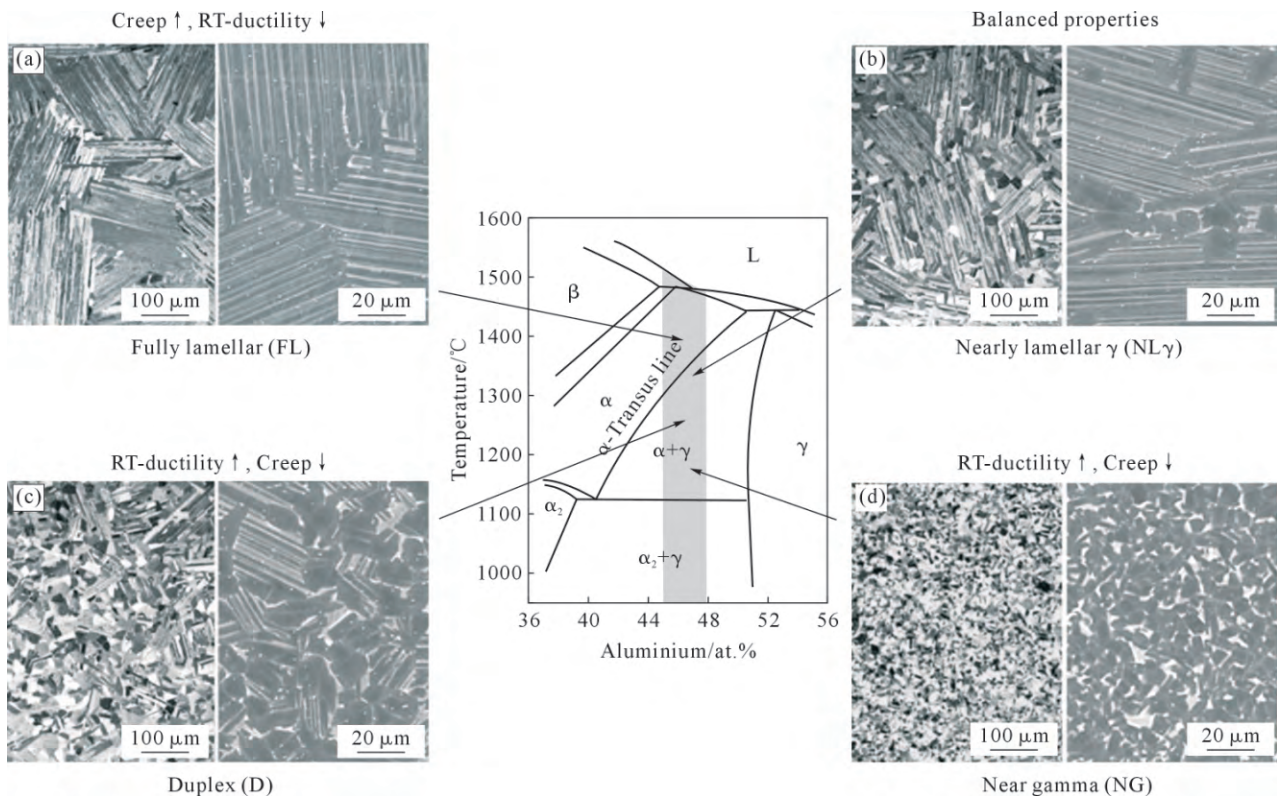


图 2 TiAl 合金根据热处理参数的不同得到的 4 种显微组织:(a) 全片层组织;(b) 近片层组织;(c) 双态组织;(d) 等轴近 γ 组织^[6]
Fig.2 Four microstructures of TiAl alloys obtained under different heat treatment parameters: (a) fully lamellar structure; (b) near-lamellar structure; (c) duplex phase structure; (d) equiaxed near- γ structure^[6]

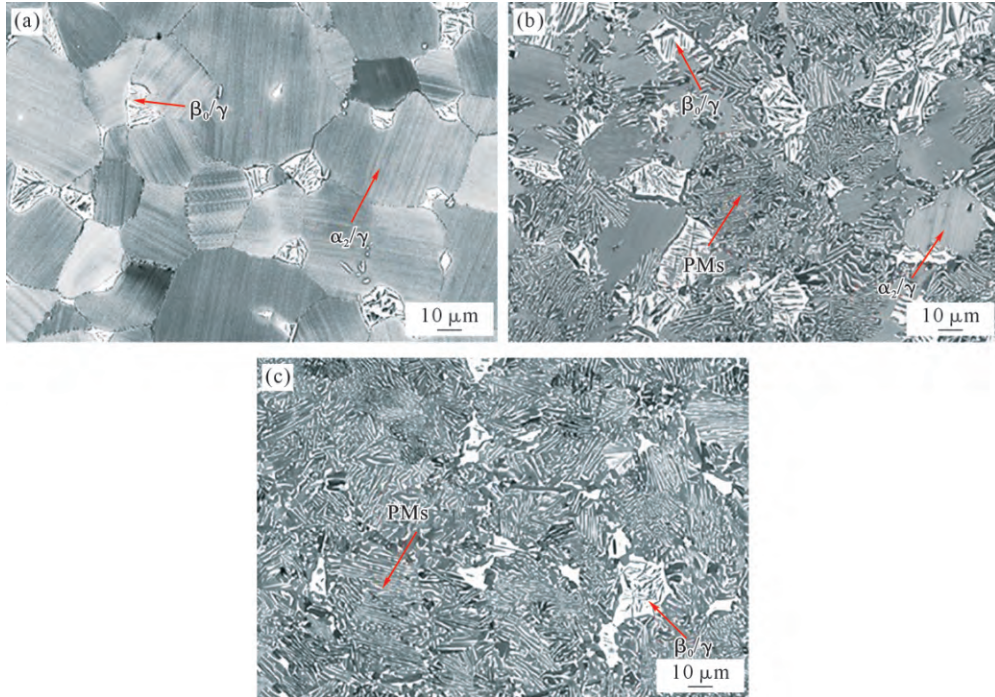


图3 不同热处理条件下 TNM 合金的组织类型:(a) 全片层;(b) 三相三态;(c) 三相双态^[31]

Fig.3 Microstructure types of the TNM alloy under different heat treatment conditions: (a) full lamellar microstructure; (b) triple-phase triple state; (c) triple-phase dual-state^[31]

展性分别提高了 2 倍和 5.6 倍,如图 4 所示。在塑性变形过程中,PMs 中大量形变孪晶的形成及其交截导致了显著的应变强化和动态 Hall-Patch 效应,使室温强度和塑性同时提高,并在低于 800 °C 下促进动态再结晶。

Li 等^[32]通过调控片层间距诱发长周期堆垛有序结构(long-period stacking ordered, LPSO),可实现强度与塑性的协同提升。通过对 TNM 合金进行热处理,制备出片层间距分别为 20 nm (LM₁) 和 36 nm (LM₃)的纳米片层组织,如图 5 所示。LM₃的塑性相比 LM₁提升 4 倍,且屈服强度保持相当水平(约 835 MPa)。LM₁的加工硬化率快速下降直至断裂,断口形貌呈现解理断裂,而 LM₃表现出明显的两阶段硬化行为,断口形貌呈现呈现韧窝特征,表明其具

有更优的变形协调能力。

LM₁片层间距过小抑制了位错和孪晶活动,塑性变形仅能通过堆垛层错沿界面滑移实现。LM₃片层间距增大后,界面部分位错周期性滑移形成纳米尺度的 LPSO 结构。LPSO 提升塑性主要依靠两种途径:①相变诱导塑性效应,LPSO 结构的形成伴随局部相变,产生持续加工硬化;②应力释放,垂直于界面的 LPSO 结构有效分散应力集中,延缓裂纹萌生。

2.3 PST TiAl 单晶

研究人员借鉴镍基单晶高温合金在航空发动机领域广泛应用的成功案例,发现通过消除晶界、变多晶为单晶,能有效提高 TiAl 塑性。1990 年,Fujiwara^[33]采用矿物晶体学名词 Polysynthetically twinned (PST)命名了与矿物晶体中的片层结构极为相似的 TiAl

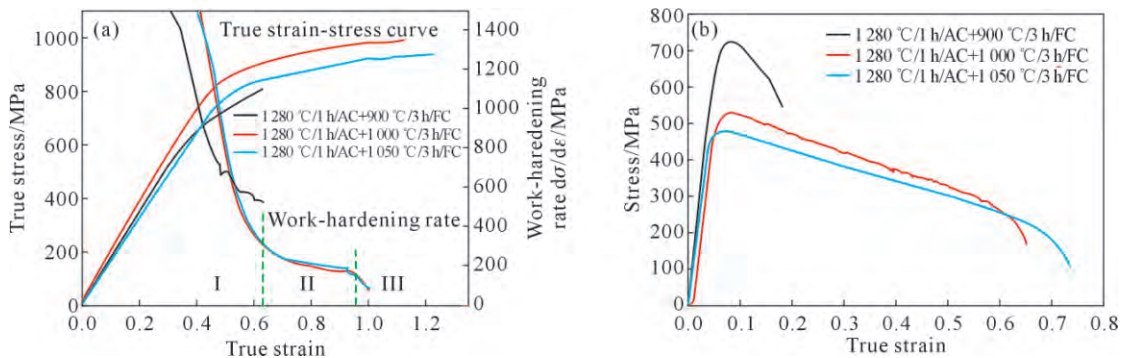


图4 LM、T-T 和 T-D 结构在室温和 800 °C 下的拉伸性能:(a) 室温下的拉伸真应变-应力曲线及加工硬化率;(b) 800 °C 下的拉伸真应变-应力曲线^[31]

Fig.4 Tensile properties of the LM, T-T and T-D structures at room temperature and 800 °C: (a) true tensile strain-stress curves and work hardening rates at room temperature; (b) true tensile strain-stress curves at 800 °C^[31]

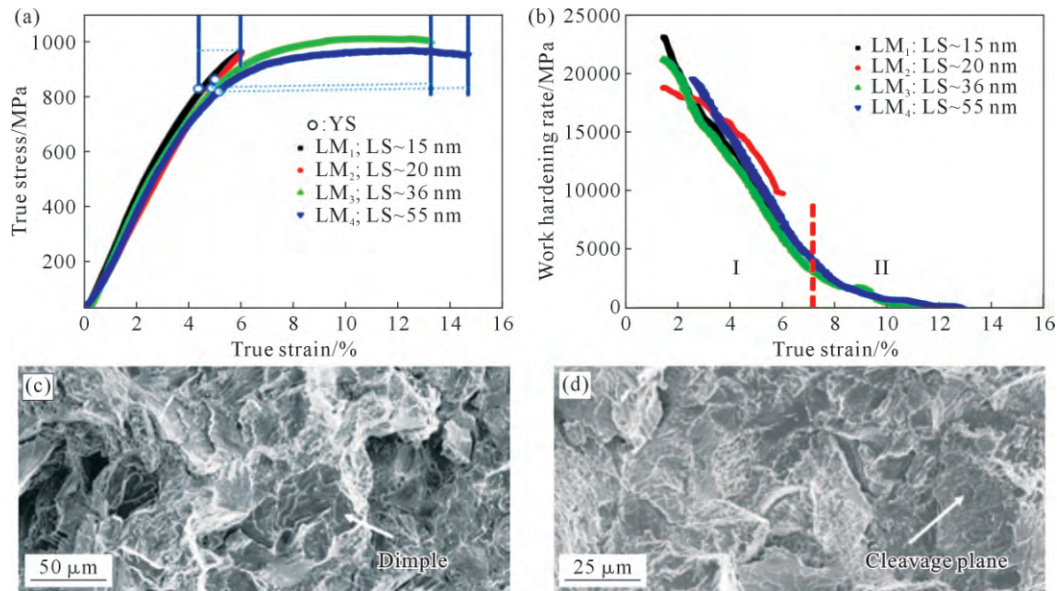


图 5 在 750 °C 条件下,不同层间距的片层结构的拉伸性能和断裂形态:(a) 拉伸真实应变-应力曲线;(b) 工作硬化率曲线;(c) LM₁ 的断裂形态;(d) LM₃ 的断裂形态^[32]

Fig.5 Tensile properties and fracture morphology of LMs with various lamellar spacings at 750 °C: (a) tensile true strain-stress curves; (b) work-hardening rate curves; (c) fracture morphology of LM₁; (d) fracture morphology of LM₃^[32]

合金的全片层晶体。1992 年,Inui 等^[34]系统研究了全片层组织 TiAl 合金的力学性能,发现与片层取向有着密切关系,强度与塑性呈现出明显的各向异性。1997 年,Umeda 等^[35]探索了 PST TiAl 单晶 Al 含量及片层间距对其强塑性的影响。Lebensohn 等^[36]结合理论模型和实验验证,探索了 PST TiAl 单晶的塑性行为。Bird 等^[37]观察了 TiAl 单晶生长过程中有序畴的形成。尽管 PST TiAl 单晶的室温塑性有亮眼的表现,但材料综合性能一直没有实质性的突破。直到 2016 年,TiAl 单晶领域迎来了新的曙光。南京理工大学陈光院士团队^[38]发现定向凝固存在特殊现象,提出了利用界面各向异性调控晶体取向的新理论,突破了基于 Burgers 关系 β 相凝固 TiAl 合金片层取向无法控制的理论定论和得不到 0°片层取向的实验结论,发明了定向凝固与定向固态相变相结合的“双控”技术,成功制备出 0°片层取向的 PST TiAl 单晶。0°片层取向的新型 PST TiAl 单晶实现了高强度高塑性的优异匹配,与其他二元、多元 TiAl 单晶相比,其强塑性能均显著提高;与已正式商用在航空发动机低压涡轮的“竞争对手”4822 合金相比,新型 PST TiAl 单晶室温屈服强度由小于 450 MPa 提升至 709 MPa,伸长率由小于 2.0%提高到 6.9%。

为探明塑性变形机理,研究人员在 TiAl 合金微观机制等关键问题深入研究。Edwards 等^[39]通过测量微柱压缩过程中单个薄片内晶体取向的变化,研究了 45XD 合金中纵向孪晶的发生,如图 6 所示。研究发现具有软取向的片层结构即片层方向与载荷方向夹角 φ 为 30°~60°的 TiAl 单晶纵向孪晶可以在

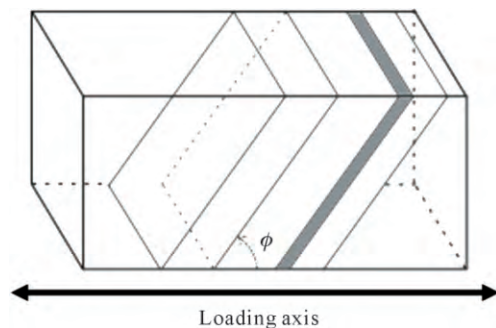


图 6 加载轴与 TiAl 单晶片层之间的取向关系示意图^[39]
Fig.6 Schematic diagram illustrating the orientation relationship between the loading axis and the TiAl single crystal layer^[39]

低至 100 MPa 的分解剪切应力下发生,低于位错滑移或横向孪晶所需的剪切应力。CRSS 随温度单调增加,原因是 γ 变体畴界的约束增加了这种 CRSS。而在多晶 TiAl 中,形变孪晶倾向随着温度升高而增加归因于塑性提升带来的松弛减少了相邻畴的约束,而不是随着温度升高 γ-TiAl 形变孪晶的内在软化^[40-41]。这解释了软取向的 TiAl 单晶容易发生塑性变形而强度较低的原因,并强调了形变孪晶在室温 and 高温变形的重要性。

2021 年,He 等^[42]对 0°片层取向的 PST TiAl 单晶进行了 900 °C 拉伸变形实验,研究了 {2̄201}α₂-Ti₃Al 形变孪晶的界面结构,如图 7a 所示。大量的 II 型超晶格内禀层错 SISFs 被观察到在 α₂ 孪晶(0001)基面上形成,进而导致孪晶界面上台阶的出现,台阶高度和 {2̄201}孪晶面间距相等。分析表明基面 SISF 并非是肖克利超偏位错滑移的结果,发现 α₂ 孪晶中孪晶和基面 SISF 的形成可归因于复杂的原子重排和交

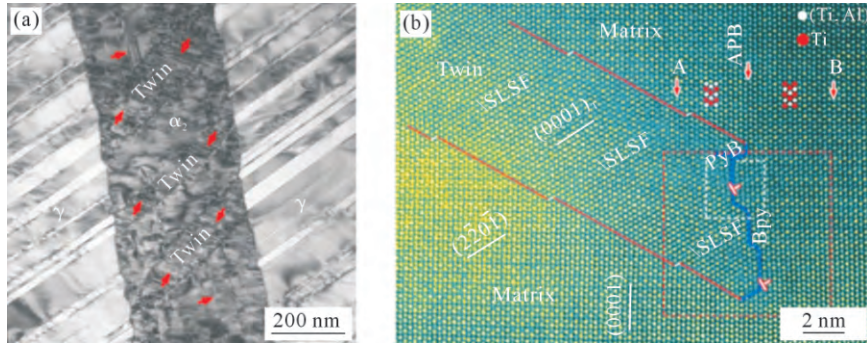


图 7 PST TiAl 单晶中(201) α_2 变形孪晶的形貌与原子结构:(a) TEM 明场图像显示了 PST TiAl 单晶中(201) α_2 变形孪晶的典型形貌;(b) 沿[110]轴拍摄的(201) α_2 孪晶尖端的原子分辨率 HAADF-STEM 图像^[42]

Fig.7 Morphology and atomic structure of (201) α_2 deformation twinning in PST TiAl single crystal: (a) bright-field TEM image showing the typical morphology of (201) α_2 deformation twinning in the PST TiAl single crystal; (b) atomic-resolution HAADF-STEM image of the tip of (201) α_2 twinning along the [110] axis^[42]

换。为释放 α_2 孪晶尖端的应力集中,基面反相界面在孪晶尖端附近形成,如图 7b 所示。

2022 年,Xiang 等^[43]通过分子动力学模拟和理论分析发现孪晶界和相界的协同作用使得 TiAl 单晶的强塑性大幅提高,与纯相界的 TiAl 单晶比,极限强度提高 8.3%,塑性提高 24.7%,且协同作用程度随着孪晶界与相界比值的增加而愈发明显,如图 8 所示。理论模型显示,当片层厚度小于 217 nm 时,TiAl 单晶孪晶-相界面中高镜像力会引起位错回缩^[44],见图 9,这种位错回缩导致的多级应力增加则会引发孪晶界与相界的协同作用。

Qi 等^[45]对全片层 γ -TiAl/ α_2 -Ti₃Al 双相单晶进行原位 TEM 拉伸测试和多尺度表征,研究了 0°、45° 和 90° 3 种特征取向下的变形行为,见图 10。实验表明,不同加载方向下的强度和塑型差异巨大:90° 加载(垂直于片层)时塑性最差,伸长率只有 0.9%;45° 加载时伸长率最高,为 7.8%;0° 加载(平行与片层)时,伸长率为 6.5%。研究将层状结构的塑性各向异性解耦为 3 个因素:片层内本征位错活动、跨界面的滑移连续性、以及界面强度。这一发现为高性能层状合金的结构设计提供了重要理论依据。

3 制备工艺对 TiAl 合金塑性的影响

不同制备工艺引入的微观组织对 TiAl 合金力学性能具有决定性影响。表 1 详细列出了现有文献中不同工艺制备的典型 TiAl 合金在宽温域范围内的关键拉伸性能指标。

3.1 铸造

TiAl 合金固有的室温脆性、低断裂韧性以及熔体极高的化学活性,使其铸造成形,面临巨大的挑战。铸造作为实现 TiAl 合金低成本、复杂结构近净成型的主要手段,涵盖了从母合金熔炼、精密模壳制备、浇注充型动力学控制到凝固组织优化及后处理等多个环节。

TiAl 合金铸锭熔炼方式主要是真空自耗电弧熔炼(vacuum arc remelting, VAR)或等离子冷床熔炼(plasma arc melting, PAM)。VAR 工艺相对简单,生产成本低,生产效率高,但控制成分偏析、消除缺陷难度较高,电极熔炼与铸锭凝固同时连续进行,无法有效去除夹杂。Allvac 公司通过研发改进 VAR 工艺使得 Al 含量波动范围达到 GE 公司的要求^[58]。GE 公司将 VAR 凝壳熔炼与熔模离心铸造技术相结合生产第二代和第三代 TiAl 合金铸锭,有效提高了成

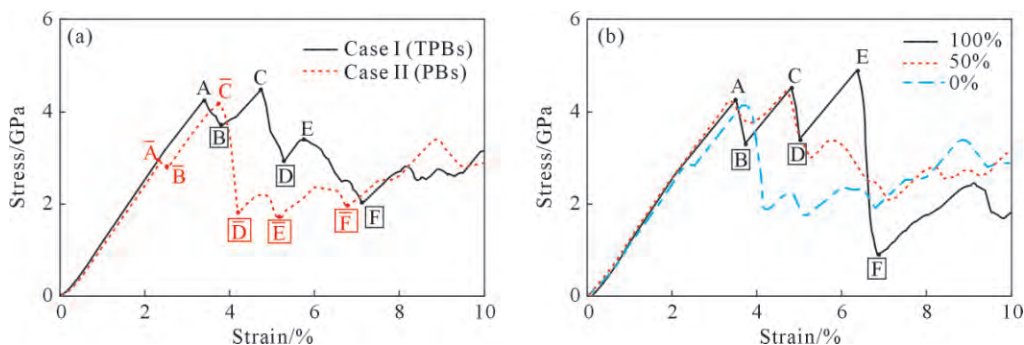


图 8 应力应变曲线:(a) 拉伸条件下 I 型和 II 型材料的应力-应变曲线;(b) 具有相同层状厚度但不同 TB/PB 比的材料拉伸应力-应变曲线^[43]

Fig.8 Stress-strain curves: (a) stress-strain curves of cases I and II under tension; (b) tensile stress-strain curves of materials with the same lamellar thickness but different individual TBs/PBs ratios^[43]

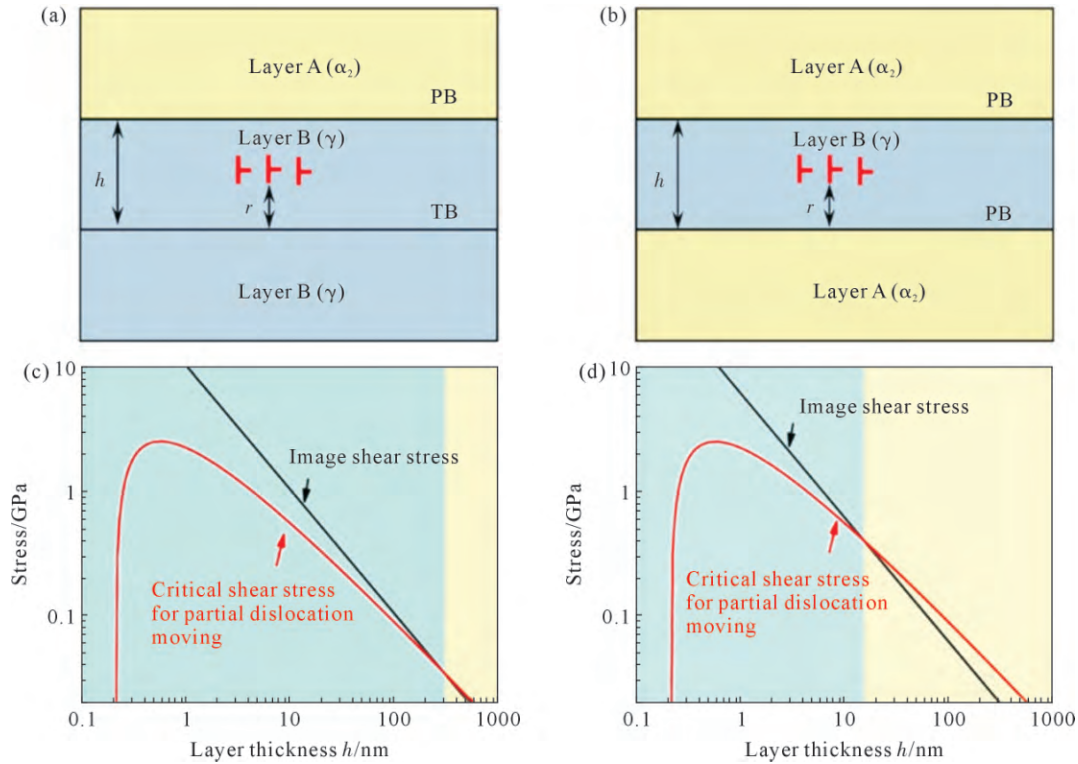


图9 孪晶-相界(TPB)与相界(PB)的模拟模型及其位错剪切应力的理论计算:(a) TPB 模拟模型示意图;(b) PB 模拟模型示意图;(c) 基于位错理论计算的 TPB 中部分位错的镜像剪切应力和部分位错运动的临界剪切应力;(d) 基于位错理论计算的 PB 中部分位错的镜像剪切应力和部分位错运动的临界剪切应力, B 层代表 γ -TiAl, A 层代表 α_2 -Ti₃Al^[43]

Fig.9 Simulation models of twin-boundary/phase boundary (TPB) and phase boundary (PB) and theoretical calculation of dislocation shear stress: (a) schematic diagram of the simulation model of the TPB; (b) schematic diagram of the simulation model of the PB; (c) mirror shear stress of partial dislocations in the TPB and critical shear stress for the movement of partial dislocations calculated on the basis of dislocation theory; (d) mirror shear stress of partial dislocations in the PB and critical shear stress for the movement of partial dislocations calculated on the basis of dislocation theory. Layer B represents γ -TiAl, and layer A represents α_2 -Ti₃Al. Layer B represents γ -TiAl, and layer A represents α_2 -Ti₃Al^[43]

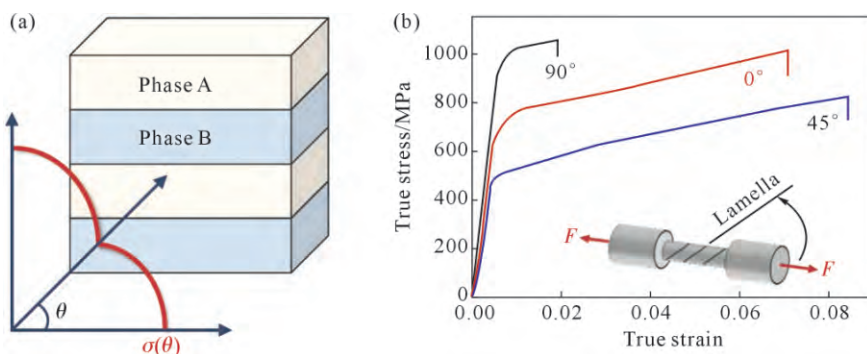


图10 全片层 PST TiAl 单晶力学性能的各向异性:(a) 全片层材料强度随取向变化的示意图;(b) 0°、45°和 90°取向 PST TiAl 单晶的真应力-应变曲线^[45]

Fig.10 Anisotropy of the mechanical properties of full lamellar PST TiAl single crystals: (a) schematics showing the orientation-dependent strength of fully laminated materials; (b) representative true stress-strain curves of the 0°, 45° and 90° oriented PST TiAl single crystals^[45]

分和组织均匀性^[59]。PAM 可实现金属熔炼、精炼和结晶过程的独立控制,在冷床内熔化金属可获得充分的停留时间和过热度有利于成分均匀化,还有利于消除低密度和高密度夹杂。Allvac 公司采用 PAM 成功制备出了 $\phi 660$ mm、重 1.7 t 的 TiAl 合金锭,其宏观组织为粗大枝晶,需要在 $(\alpha+\beta)$ 两相区进行热机械处理提高成分组织均匀性^[60]。宝钢特钢也采用 PAM

成功制备出 $\phi 660$ mm 的 4822 和 330 mm \times 750 mm \times 900 mm 的高 Nb-TiAl 合金铸锭^[61]。

TiAl 合金精密铸造方法很多,浇注方式主要有重力浇注、离心浇注或熔模铸造等。PCC 公司为 GENx 发动机铸造的 4822 合金低压涡轮叶片采用重力铸造,叶片采用超尺寸设计,机加工得到最终尺寸叶片,生产长宽比大和薄壁翼型构件的能力有限,

表1 不同制备工艺下典型TiAl合金的拉伸性能
Tab.1 Tensile properties of typical TiAl alloys fabricated by different processes

Alloy	Temperature /°C	σ_f /MPa	A_f /%	References
Cast 4822	RT	422~697	0.34~2.30	[46-49]
	700	344~470	3.45~9.70	
	800	270	31.70	
	900	400~410	20.00~36.00	
Cast 45XD	RT	550~675	0.31~1.50	[5, 50]
	650	482.7~650	0.76~2.80	
	700	421~500	0.76~1.90	
Cast TNM	RT	669.8~853.3	0.50~0.60	
Wrought TNM	RT	420~1 133	0.20~1.80	[51~53]
	600	710~1 009	1.00~2.50	
	700	678~863	1.60~61.40	
	800	526~568	80.60~90.20	
Wrought TAC-2	RT	400~535	0.50~4.80	[54]
EBM 4822	RT	550~640	1.10~2.80	[55-57]
	700	440~470	1.60~3.50	
	800	>350	>40	
PST Ti-45Al-8Nb	RT	709	6.90	[38]

叶片曲面加工难度大^[2]。2006年,GE公司开始探索近净形铸造,成功使用离心铸造替代最初的传统重力铸造+机加工方法制造了净形4822合金低压涡轮叶片,如图11^[3]。欧洲IMPRESS项目支持开发了一种垂直旋溢离心铸造工艺^[62]。中科院金属研究所采用离心精密铸造方法制造的 γ -TiAl合金低压涡轮叶片,已经在Rolls Royce公司的Trent XWB发动机上完成模拟飞行循环考核试验^[5]。

熔模精密铸造作为一种成熟的生产工艺,已应用于生产形状复杂、薄壁且尺寸精度要求高的TiAl合金构件。目前GENxTM发动机上的4822合金低压涡轮叶片主要采用熔模铸造方法生产。北京航空材料研究院、西北工业大学、北京钢铁研究总院也相继开展了TiAl合金精密铸造技术与工艺研究,先后研制出TiAl合金机匣、扩压器、叶片和车辆增压涡轮等精铸件。但TiAl合金熔融状态下流动性差、填充性不佳,易产生气孔、夹杂和疏松缺陷、导致开裂、尺寸精度下降以及残余应力增大。目前熔模精密铸造的主要问题是坩埚材料的选择和陶瓷模壳面层的制造^[63]。陶瓷坩埚,作为常见的坩埚材料,可以获得较高的过热度,改善熔体填充性能,但陶瓷与TiAl熔体会发生反应,且随过热度增大反应剧烈程度也会增加,导致夹杂和间隙污染。水冷铜坩埚虽然可以防止合金熔体和坩埚壁反应,但过热度较低,需要预热模具改善几何形状的填充,导致凝固后冷却缓慢,铸件晶粒尺寸较大。

在熔模铸造中,模壳面层直接决定了铸件的表面质量。TiAl合金极易与面层材料发生反应,形成富氧层。该层硬度极高且脆,难以加工,是疲劳裂纹的起源地。因此模壳面层材料的选择非常重要。Barbosa^[64]用CaO坩埚替代冷坩埚系统来熔炼Ti-48Al合金,通过不同过热温度下的熔炼与离心浇注,发现尽管CaO热力学相对稳定,但随着过热度增加和接触时间延长,CaO仍会发生溶解,导致氧扩散进入熔体,在铸件表面形成硬脆的富氧层^[59]。Yuan等^[65]发现CaZrO₃本身虽然对TiAl熔体具有惰性,但在实际模壳结构中,CaZrO₃面层在高温下会与背层的Al₂O₃撒砂发生剧烈反应,破坏了模壳的完整性,还导致Zr和Si元素穿过界面渗透进合金。目前仅有Y₂O₃, ZrO₂, CaO, ThO₂和Al₂O₃等几种化学性质稳定的材料符合基本要求,但CaO存在吸潮问题易破裂, ThO₂有放射性, ZrO₂和Al₂O₃与TiAl反应层较大, Y₂O₃面层为粉末状,易脱落造成污染。

γ -TiAl合金作为一类新型金属材料,其熔模铸造在模壳制备、充型及凝固过程、热等静压、热处理等各个工艺环节面临着很大挑战,尤其是铸造缺陷、形状尺寸精度控制以及后处理工艺优化是其降低成本、走向工业化生产的关键。

3.2 热变形加工
为了获得更高的塑性,热变形加工技术,如锻造、挤压与轧制,被广泛采用以实现TiAl合金微观



图11 GE系列航空发动机中TiAl合金低压涡轮叶片的应用实例:(a) GENx发动机铸造4822合金低压涡轮叶片;(b) GE CF6试验发动机中使用的TiAl LPT叶片装配照片^[3]

Fig.11 Application examples of TiAl alloy low-pressure turbine blades in the GE series of aircraft engines: (a) photograph of the TiAl LPT blade as used in the last stage of the GENx engine; (b) photograph of the assembly of TiAl LPT blades after an engine test as used in the GE CF6 test engine^[3]

组织的细化、均匀化与可控调控,其已成为推动其工程化应用的关键。

锻造通过大变形量充分破碎粗大铸态组织,显著提升合金的室温与高温性能。Gao 等^[66]采用两步包套锻造工艺,对 Ti-45Al-8.5Nb-(W, B, Y)合金铸锭施加了高达 85%的变形量,最终得到尺寸为 $\phi 320\text{ mm}\times 25\text{ mm}$,表面光滑且无裂纹的大型饼状锻件。与铸造状态相比,锻造后合金的室温塑性从 0.23% 提升至 2.2%。随着温度升高,强度逐渐下降,塑性显著增加。特别值得注意的是,在 900 和 950 °C 时,材料的伸长率分别达到了 116.5% 和 162.8%,表现出典型的超塑性。这种超高塑性主要由晶界滑移(grain boundary slip, GBS)机制主导。晶界处存在的少量 β 相或液相有助于协调晶粒间的转动和滑移,动态再结晶(dynamic recrystallization, DRX)和分布在晶界的 β 相可以降低局部应力集中,改善变形协调性。Xu 等^[67]将 Ti-45Al-(8-9)Nb-(W, B, Y)合金坯料封装在保护套中,在 $\alpha+\gamma$ 两相区进行锻造,总变形量超过 75%。锻造后获得了细小的双态组织,消除了有害的 β 相,并将长硼化物打碎为短棒状,使其分布更均匀。锻态材料的伸长率从铸态的 0.49% 提升至 2.29%,提升了近 4 倍。在 815 °C 高温下,锻件表现出高达 59.14% 的超塑性伸长率,而铸态材料仅有 1.42%。Niu 等^[68]通过三步包套等温锻造,在 1250 °C ($\alpha+\gamma$ 两相区)、应变速率 0.01 s^{-1} 条件下,进行总工程应变为 80% 的锻造,每步锻造前进行中间退火,锻造后,原始的全片层组织转变为双态组织,由被拉长的片层团和再结晶 γ 晶粒组成。片层间距显著细化至约 300 nm, TiB 长带被破碎成细小颗粒。经过热处理获得的双态组织室温伸长率达到 2.4%。

包套热挤压利用强烈的三向压应力态势,在细化组织的同时有效协调变形,实现强度与塑性的协同优化;Sun 等^[69]在 1300 °C,以 16:1 的挤压比,对 Ti-45Al-8Nb-(W,B,Y)合金进行变形,制备出由细小片层团和残余 γ 晶粒组成的独特微观组织。挤压态合金的室温抗拉强度高达 1129 MPa,伸长率达到 2.04%。与铸态相比,强度提升约 81%,塑性提升约 214%,实现了优异的强塑性匹配。

Liu 等^[70]开发了一种新型含 β 相 TiAl 合金 Ti-42Al-6V-1Cr。通过在($\alpha+\beta$)两相区进行热挤压,获得了由细小片层团和分布于其边界的 γ/β_2 晶粒混合物组成的微观组织。在室温下实现了 1113 MPa 的抗拉强度和 2.4% 的伸长率的优异组合。发现通过合适的合金化(V、Cr),可降低 β_2 相硬度,由于 γ 相形变孪晶的存在, β_2 相晶粒与 γ 晶粒的晶界处会产

生应力集中,应力激活 β_2 相中的位错,从而释放应力集中,避免了晶界处过大的应力集中而导致的晶间开裂, β_2 相可以从不协调变形的脆性相转变为协调变形、有益于塑性的相。

轧制技术可制备具有优异超塑性成形能力的板材,在复杂薄壁构件领域成形至关重要。Li 等^[71]通过粉末冶金结合热包套轧制工艺制备了具有双态组织 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金板材,室温下,薄板的屈服强度、抗拉强度和伸长率分别为 582、621 MPa 和 2%。Shen 等^[72]直接对等离子弧熔炼(PAM)铸锭进行包套热轧,成功制备出大型、无裂纹的高铝 TiAl 合金板材。获得了以等轴 γ 晶为主(占 90.4%),并含有少量 α_2 相(6.7%)和 β 相(2.9%)的近 γ 组织。平均晶粒尺寸细化至约 15 μm 。与铸态相比,轧态材料伸长率从 0.25% 提高至 1.5%,提升了 5 倍。在 950 °C、较高的应变速率($5\times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$)下,伸长率高达 109%。

这些变形加工技术的核心目标一致,即通过物理场的精确控制,诱发动态再结晶等软化机制,获得细小均匀的稳定组织,实现室温塑性提升的同时利用 TiAl 合金高温塑性解决 TiAl 合金的加工难题,实现 TiAl 合金复杂构件成形。但需注意的是,TiAl 合金具有显著的温度敏感性,热变形过程中仍面临着极其狭窄的工艺窗口与复杂的变形协调难题,高温下易与模具发生扩散反应,迫使热加工通常需在严格的等温环境或复杂的包套保护下进行,显著增加了工艺控制的难度与成本,极大地限制了其良品率与生产效率。

3.3 增材制造

增材制造为 TiAl 构件轻量化、集成化和经济高效的结构设计提供了机会,成形过程微小熔池快速凝固的特性让材料成分均匀、组织细小,在金属复杂构件快速制造方面有独特优势,其中主要以电子束选区熔化技术(selective electron beam melting, SEBM)为主^[73-75]。

2007 年,北卡罗莱纳州立大学最早报道了电子束增材制造 TiAl 合金的组织结构^[76],随后瑞典、意大利、德国、日本等也相继开展了电子束增材制造 TiAl 合金的研究,成功制备了 4822 合金低压涡轮叶片和涡轮增压器叶轮,如图 12 所示^[77-78]。Avio 公司联合 Arcam 公司研发出了电子束增材制造 4822 合金 GE9X 发动机第 5、6 级低压涡轮叶片的成熟工艺。目前,GE 公司已拥有超过 35 台电子束增材制造设备用于叶片的研究和生产,年产量超过 60 000 片,其综合力学性能全面达到铸造叶片的水平,已经在 GENx、GE90 和 GE9X 等航空发动机上进行了考核^[79]。

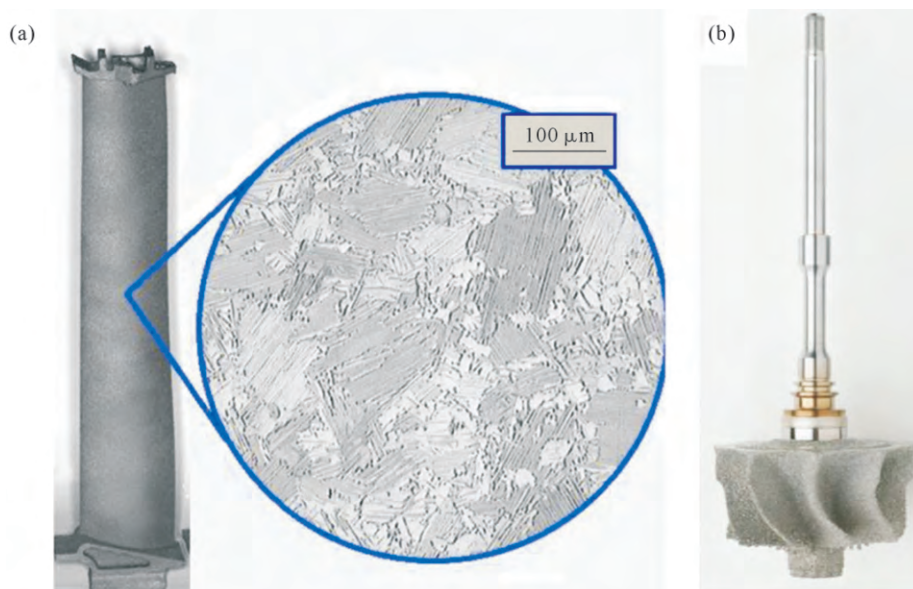


图 12 电子束增材制造 TiAl 合金典型复杂构件:(a) 电子束增材制造 TiAl 合金低压涡轮叶片;(b) 电子束增材制造 TiAl 合金涡轮增压器叶轮^[78]

Fig.12 Typical complex components of TiAl alloy fabricated by electron beam additive manufacturing: (a) TiAl alloy low-pressure turbine blade manufactured by EBM; (b) fabrication of TiAl alloy turbocharger impeller by EBM^[78]

SEBM 成形 TiAl 合金的力学性能受限于微熔池快速熔凝过程中的成分偏析和 Al 元素非均匀烧损。Tang 等^[80]对 SEBM 制备的 Ti-45Al-7Nb-0.3W 试样进行表征,发现材料成分呈现出一种层状分布特点。SEBM 制备 TiAl 的组织受快速冷却和反复加热过程的影响,呈现为类似双态组织的特征。Körner 等^[81]深入研究了 EBM 工艺参数对 Al 元素挥发的影响,在不同的电子束能量密度下制备试样,发现随着能量密度的增加,Al 元素的损失量可达 1.5%(原子分数)甚至更高,Al 含量的降低会使相图上的平衡点向富 Ti 侧移动,导致室温组织中脆性相显著增加,不仅滑移系减少,而且容易在晶界处形成连续薄膜,成为裂纹萌生的首选位置。

SEBM 主要工艺参数有加速电压(U)、电子束束流(I)、扫描速度(v)等,研究学者将多个参数结合,使用线能量密度($EL=UI/v$)、面能量密度($EA=UI/vl$)等衡量熔化过程的能量输入,能量过低会导致未熔合缺陷,这些尖锐孔洞是脆性断裂的根源,能量过高则导致表面粗糙度增加,不利于塑性。Schwerdtfeger 等^[82]通过一系列对比试验,研究了不同扫描速率与线能量密度对材料成形致密化的影响,发现相邻熔道之间的搭接区域会出现规律性的孔洞链,这些孔洞链会迅速贯通形成宏观裂纹。通过缩小线间距,提高扫描速度,成功消除了搭接孔隙。优化后的试样在拉伸测试中表现出更均匀的塑性变形,断口分析显示韧窝数量明显增加,伸长率提升至 2.0%左右。

2023 年,Cho 等^[83]发现可以调控出一种独特的“层状微观组织”,从而大幅提升塑性。使用 Arcam

A2X EBM 系统制备 4822 合金,设定扫描速度从 800 mm/s 增加至 2 500 mm/s,构建角度设为 45°。低扫描速度时形成均匀的近层片状组织,塑性有限。高速扫描速度时形成独特的层状组织,由双态区域和富含 γ 相的等轴晶粒带交替堆叠而成。当拉伸载荷方向与构建方向呈 45°时,试样的室温伸长率超过了 2.0%。Feng 等^[84]利用 SEBM 的快速凝固特性细化组织,通过参数调控抑制有害相,最终实现 4822 合金力学性能的显著提升,室温伸长率达 2.4%。通过多尺度表征揭示了“工艺-组织-性能”内在关联,为高性能轻质合金的增材制造提供了理论依据和工艺优化路径。

以 SEBM 为代表的增材制造技术已在 TiAl 合金成形领域取得显著突破,但要进一步突破塑性瓶颈并实现更广泛的工业化应用,仍面临设计新成分体系、粉末原料的纯净度与批次一致性等挑战。

4 总结与展望

本文系统综述了 TiAl 合金在增塑机制与先进制备工艺方面的研究进展。从合金元素对电子结构及层错能的微观调控,到 LPSO 结构、三相三态等新型显微组织与 PST 单晶的强塑性协同机制,再到铸造、包套锻造及 SEBM 等制备工艺的优化,TiAl 合金的工程化应用潜力已获得显著提升。

成分与工艺的双向制约关系是实现增塑的基础。成分设计决定了工艺可行性;若未添加 Nb、Mo、V 等 β 稳定元素,常规锻造难以在 TiAl 合金上实施大变形而不致开裂;反之,工艺也限制了成分的选择

空间。在铸造 TiAl 合金中,为了满足流动性要求,限制使用高温强化元素;在 SEBM 过程中,Al 元素的高挥发性要求成分设计必须预留烧损余量。

工艺对组织的塑造机制体现了“能量输入调控结构尺度”的关系。铸造工艺冷却速率低,片层间距大、晶粒粗大;热变形加工则通过机械能输入诱发动态再结晶,实现组织细化;SEBM 借助微熔池快速熔化,可获得具有非平衡特征的细晶组织。不同工艺路径通过控制能量输入方式,直接决定了微观结构的形态与尺度。同样,组织对性能的承载机制是强塑性协同提升的关键。PST 单晶通过消除晶界,有效解决了多晶材料变形协调性差的问题;纳米片层中引入的 LPSO 结构,则可以通过相变能耗散提供额外的加工硬化能力。利用孪晶界、相界、LPSO 带等微观结构单元,有效消除位错运动产生的局部应力,从而延迟微裂纹萌生。

基于对“成分-组织-工艺”相互作用的系统分析,可以发现成分决定合金体系的本征属性;组织承载变形与强韧化机制;工艺实现组织微观可控。三者协同作用,是突破 TiAl 合金室温脆性瓶颈的关键。然而,要满足航空发动机在更高温度与更复杂载荷下的服役要求,仍需在以下方面持续深入探索。

(1)深化基于电子结构与相变的成分设计 Ti-Al 键的共价性及 c/a 轴比是影响塑性的根本因素,而多组元合金化(如高 Nb、V、Cr 等)的交互作用极为复杂。未来的成分设计应深入探究合金元素固溶对 p-d 轨道杂化及电子云分布的影响规律,结合相变过程(如 β 相的引入与消除),开发出能从本征上降低晶格畸变、且高温组织热稳定性优异的新型成分体系。

(2)新型组织的工程化制备与稳定性控制 0° 片层取向 PST 单晶、LPSO 结构及纳米孪晶界面在提升强塑性方面的巨大优势。未来的关键在于突破制备工艺的尺寸限制,将实验室制备的小尺寸试样转化为工程可用的大尺寸构件。同时,需重点研究这些亚稳或特殊微观组织(如 T-T 组织)在长时高温服役过程中的演变规律,防止组织退化导致的性能衰减。

(3)制造工艺与微观缺陷的协同调控 针对铸造、热变形加工及增材制造 TiAl 合金中存在的一系列问题,通过“成分-组织-工艺”的关联调控,最大程度地减少微观缺陷(夹杂、偏析、气孔、裂纹),并获得细小均匀的微观结构,从而实现 TiAl 合金强塑性的协同提升。

通过上述方向的深入研究,有望彻底突破 TiAl 合金“室温脆性”这一瓶颈,使其成为航空航天动力

系统不可或缺的关键轻质高温结构材料。

参考文献:

- [1] KIM Y W, KIM S L. Advances in gammalloy materials-processes-application technology: Successes, dilemmas, and future[J]. JOM, 2018, 70(4): 553-560.
- [2] BEWLAY B P, NAG S, SUZUKI A, WEIMER M J. TiAl alloys in commercial aircraft engines [J]. Materials at High Temperatures, 2016, 33(4-5): 549-559.
- [3] MAYER S, ERDELY P, FISCHER F D, HOLEC D, KASTENHUBER M, KLEIN T, CLEMENS H. Intermetallic β -solidifying γ -TiAl based alloys-from fundamental research to application[J]. Advanced Engineering Materials, 2017, 19(4): 1600735.
- [4] JANSCHKEK P. Wrought TiAl blades[J]. Materials Today: Proceedings, 2015, 2(S1): S92-S97.
- [5] KOTHARI K, RADHAKRISHNAN R, WERELEY N M. Advances in gamma titanium aluminides and their manufacturing techniques [J]. Progress in Aerospace Sciences, 2012, 55: 1-16.
- [6] CLEMENS H, MAYER S. Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys [J]. Advanced Engineering Materials, 2013, 15(4): 191-215.
- [7] APPEL F, CLEMENS H, FISCHER F D. Modeling concepts for intermetallic titanium aluminides[J]. Progress in Material Science, 2016, 81: 55-124.
- [8] 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 γ -TiAl alloys and the effect of alloying elements on their phase transformations[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 909: 164811.
- [9] 王子特, 郑功, 祁志祥, 陈暘, 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.
- [10] XIANG L, TANG B, XUE X Y, KOU H C, LI J S. Microstructural characteristics and dynamic recrystallization behavior of β - γ TiAl based alloy during high temperature deformation[J]. Intermetallics, 2018, 97: 52-57.
- [11] CLEMENS H, WALLGRAM W, KREMMER S, GÜTHER V, OTTO A, BARTELS A. Design of novel β -solidifying TiAl alloys with adjustable β /B2-phase fraction and excellent hot-workability [J]. Advanced Engineering Materials, 2008, 10(8): 707-713.
- [12] SCHUSTER J C, PALM M. Reassessment of the binary aluminum-titanium phase diagram[J]. Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 2006, 27: 255-277.
- [13] TETSUI T, MIZUTA K. Detrimental effects of β_0 -phase on practical properties of TiAl alloys[J]. Metals, 2024, 14(8): 908.
- [14] XIANG L, TANG B, XUE X Y, KOU H C, LI J S. Microstructural characteristics and dynamic recrystallization behavior of β - γ TiAl based alloy during high temperature deformation[J]. Intermetallics, 2018, 97: 52-57.
- [15] CHENG T T. The mechanism of grain refinement in TiAl alloys by

- boron addition - an alternative hypothesis[J]. *Intermetallics*, 2000, 8(1): 29-37.
- [16] XU R R, LI M Q, ZHAO Y H. A review of microstructure control and mechanical performance optimization of γ -TiAl alloys [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 932: 167611.
- [17] ZHANG Y, LEE Y J, CHANG S, CHEN Y Y, BAI Y C, ZHANG J, HAO W. Microstructural modulation of TiAl alloys for controlling ultra-precision machinability[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2022, 174: 103851.
- [18] XIA Z W, SHAN C W, ZHANG M H, CUI M C, LUO M. Machinability of γ -TiAl: A review[J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2023, 36(7): 40-75.
- [19] CHANDRAN A, GANESAN H, CYRON C J. Studying the effects of Nb on high-temperature deformation in TiAl alloys using atomistic simulations[J]. *Materials & Design*, 2024, 237: 112596.
- [20] KNAISLOVÁ A, NOVÁK P, KOPEČEK J, PRŮŠA F. Properties comparison of Ti-Al-Si alloys produced by various metallurgy methods[J]. *Materials*, 2019, 12(19): 3084.
- [21] HUANG W J, LIU F J, LIU J B, TUO Y F. First-principles study on mechanical properties and electronic structures of Ti-Al intermetallic compounds[J]. *Journal of Materials Research*, 2019, 34(7): 1112-1120.
- [22] ZHANG F, WU Z E, WANG X Y, ZHANG T B, ZHANG Y C, LI Q. The role of boron addition on solidification behavior and microstructural evolution of a high Niobium-containing TiAl alloy [J]. *Crystals*, 2023, 13(10): 1494.
- [23] YANG Y, LIANG Y F, LI C, LIN J. Microstructure and mechanical properties of TiAl matrix composites reinforced by carbides[J]. *Metals*, 2022, 12(5): 790.
- [24] LAPIN J, KAMYSHNYKOVA K, KLIMOVA A. Comparative study of microstructure and mechanical properties of two TiAl-based alloys reinforced with carbide particles [J]. *Molecules*, 2020, 25(15): 3423.
- [25] WU Y, HWANG S K. Microstructural refinement and improvement of mechanical properties and oxidation resistance in EPM TiAl-based intermetallics with yttrium addition[J]. *Acta Materialia*, 2002, 50(6): 1479-1493.
- [26] BLACKBURN M J, HILL J T, SMITH M P. R&D on composition and processing of titanium aluminide alloys for turbine engines[R]. Wright-Patterson AFB: Air Force Wright Aeronautical Laboratories, 1982.
- [27] YANG R. Advances and challenges of TiAl base alloys [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, 51(2): 129-147.
- [28] PAN Y, XIAO X. Improving the balance between the strength and ductility of γ -TiAl alloy: An adjustment strategy for alloy doping [J]. *Materials Today Communications*, 2025, 42: 111515.
- [29] MUSI M, GRAF G, CLEMENS H, SPOERK-ERDELY P. Alloying elements in intermetallic γ -TiAl based alloys-a review on their influence on phase equilibria and phase transformations[J]. *Advanced Engineering Materials*. 2023, 26(4): 2300610.
- [30] RAGHAVAN V. Al-Ti (aluminum-titanium)[J]. *Journal of Phase Equilibria & Diffusion*, 2005, 26(2): 171-172.
- [31] ZHENG G M, TANG B, ZHAO S K, WANG W Y, CHEN X F, ZHU L, LI J S. Evading the strength-ductility trade-off at room temperature and achieving ultrahigh plasticity at 800 °C in a TiAl alloy[J]. *Acta Materialia*, 2022, 225: 117585.
- [32] ZHENG G M, TANG B, CHEN W, ZHAO S K, XIE Y Z, CHEN X F, LI J S, ZHU L. Long-period stacking ordering induced ductility of nanolamellar TiAl alloy at elevated temperature [J]. *Materials Research Letters*, 2023, 11(6): 414-421.
- [33] FUJIWARA T, NAKAMURA A, HOSOMI M, NISHITANI S R, SHIRAI Y, YAMAGUCHI M. Deformation of polysynthetically twinned crystals of TiAl with a nearly stoichiometric composition [J]. *Philosophical Magazine A*, 1990, 61(4): 591-606.
- [34] INUI H, OH M H, NAKAMURA A, YAMAGUCHI M. Room-temperature tensile deformation of polysynthetically twinned (PST) crystals of TiAl[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1992, 40(11): 3095-3104.
- [35] UMEDA H, KISHIDA K, INUI H, YAMAGUCHI M. Effects of Al-concentration and lamellar spacing on the room-temperature strength and ductility of PST crystals of TiAl[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1997, 239-240: 336-343.
- [36] LEBENSOHN R, UHLENHUT H, HARTIG C, MECKING H. Plastic flow of γ -TiAl-based polysynthetically twinned crystals: Micromechanical modeling and experimental validation [J]. *Acta Materialia*, 1998, 46(13): 4701-4709.
- [37] BIRD N, JIAO S, TAYLOR G. The formation of ordered domains during crystal growth of γ -TiAl [J]. *Intermetallics*, 2000, 8(2): 133-141.
- [38] CHEN G, PENG Y B, ZHENG G, QI Z X, WANG M Z, YU H C, DONG C L, LIU C T. Polysynthetic twinned TiAl single crystals for high-temperature applications [J]. *Nature Materials*, 2016, 15(8): 876-881.
- [39] EDWARDS T E J. Recent progress in the high-cycle fatigue behaviour of γ -TiAl alloys[J]. *Materials Science and Technology*, 2018, 34(16): 1919-1939.
- [40] EDWARDS T E J, DI GIOACCHINO F, MOHANTY G, WEHRS J, MICHLE J, CLEGG W J. Longitudinal twinning in a TiAl alloy at high temperature by in situ microcompression[J]. *Acta Materialia*, 2018, 148: 202-215.
- [41] EDWARDS T E J, DI GIOACCHINO F, MUÑOZ-MORENO R, CLEGG W J. Deformation of lamellar TiAl alloys by longitudinal twinning[J]. *Scripta Materialia*, 2016, 118: 46-50.
- [42] HE N, QI Z X, CHENG Y X, ZHANG J P, HE L L, CHEN G. Atomic-scale investigation on the interface structure of $\{2\bar{2}01\}$ α_2 -Ti₃Al deformation twins in polysynthetically twinned TiAl single crystals[J]. *Intermetallics*, 2021, 128: 106995.
- [43] XIANG H G, GUO W L. Synergistic effects of twin boundary and phase boundary for enhancing ultimate strength and ductility of lamellar TiAl single crystals[J]. *International Journal of Plasticity*, 2022, 150: 103197.
- [44] XIANG H G, GUO W L. Post-yielding dislocation retraction of nano-lamellar TiAl single crystals[J]. *Science China: Physics, Mechanics and Astronomy*, 2021, 64(6): 264611.
- [45] QI Z X, ZHU Q, WANG J, CAO Y D, CHEN F R, WANG J W, CHEN Y, ZHENG G, CHEN G. Revealing interface-assisted plastic anisotropy via in situ transmission electron microscopy tension of lamellar TiAl[J]. *Science China Materials*. 2023, 66: 4275-4284.

- [46] GAO Z T, YANG J R, WU Y L, HU R, KIM S L, KIM Y W. A newly generated nearly lamellar microstructure in cast Ti-48Al-2Nb-2Cr alloy for high-temperature strengthening[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2019, 50(12): 5839-5852.
- [47] YIM S, BIAN H K, AOYAGI K, CHIBA A. Effect of multi-stage heat treatment on mechanical properties and microstructure transformation of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 816: 141321.
- [48] GUO Y F, XIAO S L, CHEN Y Y, TIAN J, ZHENG Z Z, XU L J. High temperature tensile properties and fracture behavior of Y₂O₃-bearing Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy[J]. *Intermetallics*, 2020, 126: 106933.
- [49] HAN J C, XIAO S L, TIAN J, CHJEN Y Y, XU L J, WANG X P, JIA Y, RAHOMA H K S, DU Z X, CAO S Z. Microstructure characterization, mechanical properties and toughening mechanism of TiB₂-containing conventional cast TiAl-based alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 645: 8-19.
- [50] LOU J, MERCER C, SOBOYEJO W O. An investigation of the effects of temperature on fatigue crack growth in a cast lamellar Ti-45Al-2Mn-2Nb+0.8 vol.% TiB₂ alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2001, 319-321: 618-624.
- [51] WALLGRAM W, SCHMÖLZER T, CHA L M, DAS G, GÜTHER V, CLEMENS H. Technology and mechanical properties of advanced γ -TiAl based alloys[J]. *International Journal of Materials Research*, 2009, 100(8): 1021-1030.
- [52] SU X, LI P, QU H J, FENG C M, HOU R, SONG W D, TIAN B, XU H. A study on the brittle-to-ductile transition temperature of forged β -solidifying TiAlMn and TNM alloys[J]. *Crystals*, 2022, 12: 1498.
- [53] JIA M Y, QIANG F M, YU Y H, WANG Y R, LI J S, KOU H C. Tailoring lamellar orientation and tensile properties of TNM alloy via extrusion[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 28: 363-370.
- [54] PU Z J, SHI J D, ZOU D X, ZHONG Z Y. Microstructure and mechanical properties of TiAl-based alloy[J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 1993, 9(6): 449-457.
- [55] BIAMINO S, PENNA A, ACKELID U, SABBADINI S, TASSA O, FINO P, PAVESE M, GENNARO P, BADINI C. Electron beam melting of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy: Microstructure and mechanical properties investigation[J]. *Intermetallics*, 2011, 19(6): 776-781.
- [56] TODAI M, NAKANO T, LIU T Q, YASUDA H Y, HAGIHARA K, CHOK, UEDA M, TAKEYAMA M. Effect of building direction on the microstructure and tensile properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy additively manufactured by electron beam melting[J]. *Additive Manufacturing*, 2017, 13: 61-70.
- [57] WANG J, YANG K, LIU N, JIA L, TANG H P, YANG G Y. Microstructure and tensile properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb rods additively manufactured by selective electron beam melting[J]. *JOM*, 2017, 69: 2751-2755.
- [58] BEWLAY B P, WEIMER M, KELLY T, SUZAKI A, SUBRAMANIAN P R. The science, technology, and implementation of TiAl alloys in commercial air-craft engines[J]. *MRS Online Proceedings Library*, 2013, 1516: 49-58.
- [59] GUTHER V, JOOS R, CLEMENS H. Microstructure and defects in γ -TiAl based vacuum arc remelted ingot materials[A]. *Structural Intermetallics 2001, 3rd International Symposium on Structural Intermetallics (ISSI 3)*[C]. USA: Jackson Hole WY, 2001. 324-331.
- [60] WOOD J R. Ingot production of TiAl alloys[A]. *Gamma titanium aluminides*[C]. Warrendale, PA: TMS, 2003. 227-234.
- [61] LIU G, DANG K X, WANG K H, ZHAO J. Progress on rapid hot gas forming of titanium alloys: Mechanism, modelling, innovations and applications[J]. *Procedia Manufacturing*, 2020, 50: 265-270.
- [62] HARDING R A, WICKINS M, WANG H, DJAMBAZOV G, PERICLEOUS K A. Development of a turbulence-free casting technique for titanium aluminides[J]. *Intermetallics*, 2011, 19(6): 805-813.
- [63] 沈昀, 郑功, 冯辰铭. 熔模精密铸造技术研究进展[J]. *精密成形工程*, 2019, 11(1): 54-62.
- SHEN Y, ZHENG G, FENG C M. Research progress of investment casting technology[J]. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2019, 11(1): 54-62.
- [64] GOMES F, BARBOSA J, SILVA RIBEIRO C. Induction melting of γ -TiAl in CaO crucibles[J]. *Intermetallics*, 2008, 16(11-12): 1292-1297.
- [65] YUAN C, CHEN X, WITHEY P A. Investigation into the use of CaZrO₃ as a facecoat material in the investment casting of TiAl alloys[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2015, 155: 205-210.
- [66] GAO S B, XU X J, SHEN Z Z, YE T, XU S, LIN J P. Microstructure and properties of forged plasma arc melted pilot ingot of Ti-45Al-8.5Nb-(W, B, Y) alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 677: 89-96.
- [67] XU X J, LIN J P, WANG Y L, GAO J F, LIN Z, CHEN G L. Effect of forging on microstructure and tensile properties of Ti-45Al-(8-9)Nb-(W, B, Y) alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2006, 414(1-2): 175-180.
- [68] NIU H Z, CHEN Y Y, KONG F T, LIN J P. Microstructure evolution, hot deformation behavior and mechanical properties of Ti-43Al-6Nb-1B alloy[J]. *Intermetallics*, 2012, 31: 249-256.
- [69] SUN T L, LIANG Y F, YANG G, CAO J, GUO Z C, LIN J P. Simultaneously enhancing strength and ductility of high-Nb-containing TiAl alloy via extrusion-assisted microstructure tailoring[J]. *Materials Characterization*, 2023, 206: 113390.
- [70] LIU H W, LI Z X, GAO F, LIU Y G, WANG Q F. High tensile ductility and strength in the Ti-42Al-6V-1Cr alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 698: 898-905.
- [71] LI H Z, QI Y L, LIANG X P, ZHU Z X, LU Y F, LIU Y, YANG Y. Microstructure and high temperature mechanical properties of powder metallurgical Ti-45Al-7Nb-0.3W alloy sheets[J]. *Materials & Design*, 2016, 106: 90-97.
- [72] SHEN Z Z, LIN J P, LIANG Y F, ZHANG L Q, SHANG S L, LIU Z K. A novel hot pack rolling of high Nb-TiAl sheet from cast ingot[J]. *Intermetallics*, 2015, 67: 19-25.
- [73] GUSSONE J, GARCES G, HAUBRICH J, STARK A, HAGEDORN Y C, SCHELL N, REQUENA G. Microstructure stability of γ -TiAl produced by selective laser melting[J]. *Scripta Materialia*, 2017, 130: 110-113.
- [74] EMIRALIOGLU A, ÜNAL R. Additive manufacturing of gamma

- titanium aluminide alloys: A review[J]. *Journal of Materials Science*, 2022, 57(7): 4441-4466.
- [75] CAKMAK E, NANDWANAP, SHIND, YAMAMOTO Y, GUSSEV M N, SEN I, SEREN M H, WATKINS T R, HAYNES J A. A comprehensive study on the fabrication and characterization of Ti-48Al-2Cr-2Nb preforms manufactured using electron beam melting[J]. *Materialia*, 2019, 6: 100284.
- [76] FRANZÉN S F, KARLSSON J, DEHOFF R, ACKELID U, RIOS O, PARISH C, PETERS W. Microstructural properties of gamma titanium aluminide manufactured by electron beam melting [M] // *The Minerals, Metals & Materials Society (TMS). Supplemental Proceedings: Volume 3: General Paper Selections TMS (The Minerals, Metals & Materials Society. Hoboken: John Wiley & Sons, 2011: 455-462.*
- [77] GUSSONE J, HAGEDORN YC, GHEREKHLOO H, KASPEROVICH G, MERZOUK T, HAUSMANN J. Microstructure of γ -titanium aluminide processed by selective laser melting at elevated temperatures[J]. *Intermetallics*, 2015, 66: 133-140.
- [78] BAUDANA G, BIAMINO S, UGUES D, LOMBARDI M, FINO P, PAVESE M, BADINI C. Titanium aluminides for aerospace and automotive applications processed by electron beam melting: Contribution of politecnico di torino[J]. *Metal Powder Report*, 2016, 71(3): 193-199.
- [79] CHO K, KOBAYASHI R, FUKUOKA T, OH J Y, YASUDA H Y, TODAI M, NAKANO T, IKEDA A, UEDA M, TAKEYAMA M. Microstructure and fatigue properties of TiAl with unique layered microstructure fabricated by electron beam melting[J]. *Materials Science Forum*, 2019, 941: 1597-1602.
- [80] TANG H P, YANG G Y, JIA W P, HE W W, LU S L, QIAN M. Additive manufacturing of a high niobium-containing titanium aluminide alloy by selective electron beam melting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 636: 103-107.
- [81] KÖRNER C. Additive manufacturing of metallic components by selective electron beam melting — a review[J]. *International Materials Reviews*, 2016, 61(5): 361-377.
- [82] SCHWERDTFEGGER J, KÖRNER C. Selective electron beam melting of Ti-48Al-2Nb-2Cr: Microstructure and aluminium loss[J]. *Intermetallics*, 2014, 49: 29-35.
- [83] CHO K, SAKATA M, YASUDA H Y, TODAI M, UEDA M, TAKEYAMA M, NAKANO T. Effect of scan speed on microstructure and tensile properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloys fabricated via additive manufacturing [J]. *Materials Transactions*, 2023, 64(6): 1112-1118.
- [84] FENG J W, GUI W Y, LIU Q, BI W Y, REN X C, LIANG Y F, LIN J P, LUAN B L. Ti-48Al-2Cr-2Nb alloys prepared by electron beam selective melting additive manufacturing: Microstructural and tensile properties[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 26: 9357-9369.

(责任编辑: 宫文婧)