

综述与专论

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

陈玉勇, 吴敬玺

(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: β 相凝固 TiAl 合金作为第三代 TiAl 基金属间化合物, 凭借其突出的热变形优势, 在航空航天及汽车制造等高端领域具有广阔的应用空间。然而, 高温 β 相的引入在提高合金热变形能力的同时也使得组织演变和性能优化更为复杂。同时, 受合金体系及本征脆性的影响, 工业化进程相对迟缓。通过综述典型 β 相凝固 TiAl 合金的制备及加工工艺、组织与性能研究进展及工业化现状, 系统分析了合金制备及加工工艺和成本优势, 阐明了合金体系热变形、热处理及合金化对组织演变和性能优化的作用机制, 指出合金工业化发展的限制环节及未来发展趋势。

关键词: β 相凝固 TiAl 合金; 制备; 加工; 组织; 性能

中图分类号: TF823, TG146.23

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2021)06-0001-16

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2021.06.001

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听
语
音
聊
科
研
与
作
者
互
动

Research and advances in processing, working, microstructure, properties and industrial application of β -solidifying TiAl alloy

Chen Yuyong, Wu Jingxi

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

Abstract: The third generation TiAl based intermetallic compounds (β -solidifying TiAl alloy) have a wide application in aerospace, automobile manufacturing and other advanced fields due to their excellent hot workability. However, the introduction of high temperature β phase not only improves the hot deformation capacity of the alloy, but also makes the microstructure evolution and performance optimization more complex. Meanwhile, the development of industrialization is relatively slow because of the influence of alloy composition and poor intrinsic brittleness. This paper provides an overview of the processing and working technologies, progress of microstructure, properties and the current industrialization situation of the typical β -solidifying TiAl alloy. The technology and cost advantages of processing and working were analyzed. The effect mechanisms of alloy composition, hot deformation, heat treatment and alloying on microstructure evolution and property optimization were clarified, and the restrictions and future prospects of industrialization were pointed out.

Key words: β -solidifying TiAl alloy, processing, working, microstructure, properties

0 引言

TiAl 合金作为一种金属间化合物, 金属键与共

价键共存, 既具有传统金属的韧性, 又具有陶瓷材料的高温性能^[1]。同时, 因其具有低扩散系数、低密度 ($3.9 \sim 4.2 \text{ g/cm}^3$)、高熔点 ($1460 \text{ }^\circ\text{C}$)、高强度、高弹

收稿日期: 2021-05-24

作者简介: 陈玉勇 (1956—), 男, 教授, 博士生导师, 主要从事 TiAl 合金及钛合金研究, E-mail: yychen@hit.edu.cn。

性模量及优异的抗蠕变和抗氧化性能等优势,被认为是汽车工程、航空航天等领域极具应用潜力的新型轻质材料^[2-5]。然而,受本征脆性影响,TiAl合金的室温塑性和热加工性能严重恶化,极大程度限制了合金的实际工程应用^[6]。

目前,国内外学者多采用降低合金体系中Al含量或添加 β 相稳定元素改变合金凝固路径的方式提高合金热变形能力。上述方式使得合金的凝固路径由传统包晶凝固($L \rightarrow L+\beta \rightarrow \alpha+\beta \rightarrow \alpha \rightarrow \alpha+\gamma \rightarrow \alpha_2+\gamma$)转变为 β 相凝固($L \rightarrow L+\beta \rightarrow \beta \rightarrow \alpha+\beta \rightarrow \alpha \rightarrow \alpha+\gamma \rightarrow \alpha_2+\gamma$),经该凝固路径形成的合金即为 β 相凝固合金^[7-8]。 β 相凝固合金避开了包晶反应,消除了由包晶反应引起的成分不均及元素偏析,减少了铸造组织;同时,高温 α 相完全由 β 相固态相变形成,最终可获得不同取向的片层团,实现组织细化^[9]。此外,降低合金中的Al含量或添加 β 相稳定元素会引入含大量独立滑移系且通常分布在晶界处的高温无序 β 相,在热变形过程中可以有效抑制晶粒长大,促进 γ 晶界滑移和晶粒转动,协调合金变形,改善热加工性能。值得注意的是, β 相稳定元素种类及添加量的差异均会使得TiAl合金的组织与性能产生较大变化。

目前,典型 β 相凝固TiAl合金体系主要包括Ti-Al-V^[10-14]、Ti-Al-Mn^[15-17]、TNM^[18-20]及高Nb-TiAl合金^[21-25]等。笔者总结了近年来上述典型体系 β 相凝固TiAl合金制备与加工工艺、微观组织、热加工性能、力学性能和抗氧化性能等方面的研究进展,并结合发展现状指出了 β 相凝固TiAl合金的发展趋势。

1 典型 β 相凝固TiAl合金制备及加工工艺

1.1 β 相凝固TiAl合金制备

目前,TiAl合金制备技术主要包括传统铸锭冶金、精密铸造成型、粉末冶金及增材制造^[6,26-28]。不同制造技术受原料品位、设备精度、工艺流程及产品特性等方面影响,表现出不同的最佳适用区间。 β 相凝固TiAl合金避开了包晶反应,减少了元素偏析和铸造组织,降低了冶炼难度,从而大大提高了上述制备技术的适用程度,具体制备及加工优势如图1所示。值得注意的是,不同体系的 β 相凝固TiAl合金具体制备过程存在一定差异,需进一步深入探究。



图1 β 相凝固TiAl合金的制备及加工

Fig. 1 Processing and working of β -solidifying TiAl alloy

1.1.1 铸锭冶金

铸锭冶金技术(Ingot Metallurgy, IM)主要包括熔炼和热加工两个方面,本节主要对熔炼工艺展开

讨论,热加工工艺将在1.2节详细论述。TiAl合金熔炼最常用工艺主要包括真空电弧熔炼(Vacuum Arc Remelting, VAR)和真空感应凝壳熔炼(Induc-

tion Skull Melting, ISM)^[27, 29-30]。VAR 技术工艺简单并且可以制备较大尺寸铸锭,符合工业生产要求。然而,受填料方式限制,铸锭成分偏析严重,需重熔 2~3 次,大大提高了冶炼成本。ISM 技术可以制备成分均匀且性能优异的铸锭,但受坩埚尺寸和感应场范围限制,该技术仅适用于制备尺寸较小的合金铸锭。

β 相凝固 TiAl 合金凭借其独特的凝固及热加工优势,可以有效降低或消除 VAR 和 ISM 技术的局限性,提高工艺适用度。一方面, β 相凝固路径可以减少或消除偏析,弱化 VAR 填料方式限制,减少重熔次数,降低冶炼成本;另一方面,ISM 铸锭虽然尺寸较小但可通过后续热变形获得符合服役要求的加工件,从而拓宽了 ISM 技术适用范围。近年来,国内外研究人员利用 VAR 和 ISM 技术制备了不同体系的 β 相凝固 TiAl 合金,如 Ti-43Al-9V-0.2Y (VAR)^[10]、Ti-45Al-8Nb-2Cr-0.2B(VAR)^[31]、Ti-44Al-5Nb-1Mo (ISM)^[14] 及 Ti-45Al-9Nb-Y (ISM)^[32] 等。值得注意的是,对高 Nb-TiAl 合金而言,大量 Nb 元素添加会导致严重的元素偏析,仅靠改变合金凝固路径难以大幅弱化或消除^[33]。因此,利用 VAR 或 ISM 技术制备质量优异的高 Nb-TiAl 合金仍存在较大难度,冶炼成本优势明显降低。

1.1.2 精密铸造

精密铸造(Precision Casting, PC)作为一种近净成形技术具有加工余量小、材料损耗低、生产周期短及可制备精密复杂薄壁构件等优势,常与热等静压工艺结合服务于航空航天零件制备^[6, 28]。目前常用的精密铸造工艺主要包括熔模铸造(Investment Casting, IC)和机加工石墨型铸造(Machined Graphite Casting, MGC)。精密铸造合金凝固路径与传统冶金铸锭凝固路径相同,因此采用精密铸造制备的铸件难以避免组织粗大、成分偏析及缩松缩孔等铸造缺陷。

β 相凝固 TiAl 合金通过避开包晶反应,既弱化了成分偏析又细化了铸态组织,为精密铸造技术更好地服务于合金制备奠定了良好的凝固基础。近年来,国内外学者利用精密铸造技术成功制备了多体系 β 相凝固 TiAl 合金,如高 Nb-TiAl 合金^[34-35] 及 Ti-45Al-2Mn-2Nb-0.2TiB^[36-37] 等。然而,利用该技术制备的 β 相凝固 TiAl 合金尚无工程应用实例。此外,与其他体系 β 相凝固 TiAl 合金相比,高 Nb-TiAl 合金精密铸造过程仍会产生难以消除的组织

缺陷。

1.1.3 粉末冶金

为克服铸锭冶金和精密铸造成形的技术缺陷(铸锭或铸件成分偏析、组织粗大、力学性能较差等),采用粉末冶金技术(Powder Metallurgy, PM)制备 TiAl 合金已引起研究人员的高度重视。PM 技术主要包括粉末制备(机械球磨法和雾化法等)和粉末烧结(放电等离子烧结法(Spark Plasma Sintering, SPS)和热等静压法(Hot Isostatic Pressing, HIP)、微波烧结(Microwave Sintering, MS)等)两个工序^[38-39]。作为一种近净成形技术,PM 法既可以绿色高效的生产复杂零件,较好满足工业需求,又具有细化组织、弱化偏析、减少铸造结构,优化力学性能等优势^[6]。

同时,考虑 β 相凝固 TiAl 合金在组织细化与性能优化等方面的优势,当其采用 PM 技术制备时,可以大大提高获得组织更为细小、性能更为优异的 TiAl 合金产品的可能性。因此,即使对高 Nb-TiAl 合金采用 PM 法也可以较大程度弱化铸造缺陷,实现优质高 Nb-TiAl 合金经济高效制备,推动其工业化进程。近年来,研究人员利用 PM 技术成功制备了多体系 β 相凝固 TiAl 合金,如 Ti-45Al-8.5Nb (SPS+HIP)^[40]、Ti-43Al-9V-0.3Y (SPS)^[41] 及 Ti-46Al-9Nb (SPS)^[42] 等。

1.1.4 增材制造

TiAl 合金的增材制造(Additive Manufacturing, AM)起始于 1999 年,但直到 2010 年才真正引起研究人员的关注^[6, 43]。AM 技术具有快速凝固的突出优势,可以制备任意结构复杂且性能优异的零件。然而,随着 AM 技术研究的不断深入,其应用缺陷进一步凸显,如生产成本低、周期长、易开裂、Al 元素易蒸发及孔隙率较高等。目前,常用 AM 技术主要包括电子束熔化(Electron Beam Melting, EBM)、选区激光熔化(Selective Laser Melting, SLM)和激光熔化沉积(Laser Melt Deposition, LMD)等^[6]。

近年来,越来越多的研究人员开始尝试利用 AM 技术制备 β 相凝固 TiAl 合金,并取得了一系列突破性成果。Kan 等^[44] 利用数值模拟成功优化出最佳 EBM 技术参数,从而制备出组织与性能优异的 Ti-47Al-8Nb 合金。Löber 等^[45] 通过严格控制粉末尺寸(45~63 μm)及熔化室氧含量(质量分数 $\leq 200 \times 10^{-6}$),并利用参数优化后的 SLM 技术成功获得 TNM 合金三维结构件。Rittinghaus 等^[46] 对 LDM 法制备 Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B 过程中合金

的氧增量进行了详细分析,阐明了粉末粒径、熔池尺寸、组织与性能及成本之间的关系,为指导 TiAl 合金经济高效制备奠定了良好的理论基础。目前,受合金粉末产量和制造成本及技术自身缺陷的限制,利用 AM 技术制备 β 相凝固 TiAl 合金尚未实现工业应用,但该技术在复杂零件制备方面表现出了强有力的竞争优势。值得注意的是,AM 技术的本质是高速凝固的原位铸造^[6]。因此,利用 AM 技术制备的高 Nb-TiAl 合金的铸造缺陷仍会大于其他体系 β 相凝固 TiAl 合金。

1.2 β 相凝固 TiAl 合金热加工

热加工是均匀细化组织、提高力学性能、满足应用所需形状尺寸的重要手段之一。 β 相凝固 TiAl 合金以其独特的凝固路径抑制了成分偏析和铸造组织产生。同时,高温 β 相的引入大大提高了合金热变形能力,促进了合金的加工与应用。目前, β 相凝固 TiAl 合金常用热加工手段主要包括锻造、挤压和轧制等。

1.2.1 锻造

对传统 TiAl 合金而言,热加工安全温度一般处于 1 100 ~ 1 300 °C 范围内。目前,为了满足热加工温度要求并尽可能弱化热加工过程氧化和温降产生的不利影响,常用等温锻造或包套锻造进行铸锭开坯。等温锻造要求锻造过程合金和模具保持恒温状态并严格控制锻造速率,过程相对复杂且成本较高。此外,TiAl 合金等温锻造过程常伴随微裂纹或宏观裂纹的产生,产品合格率较低。包套锻造工艺相对简单、成本较低且加工效率较高,已成为 TiAl 合金铸锭开坯的常用手段^[28]。但是较高的变形速率对包套材料和保温材料提出了更高要求,以保证合金均匀协调变形。

基于 β 相凝固 TiAl 合金的热加工优势,等温锻造和包套锻造的应用限制明显弱化,锻造成本大幅降低。近年来, β 相凝固 TiAl 合金锻造工艺的开发及优化取得诸多成果。Imayev 等^[47]通过两步锻造工艺(第一步:在 $(\alpha+\gamma)$ 两相区包套锻造,然后在共析温度以下退火;第二步:在 $(\alpha+\gamma)$ 两相区终锻)成功制备出组织均匀细小的 Ti-45.2Al-3.5(Nb, Cr, B) 合金锻件。Pratt & Whitney、MTU 及日本航空发动机公司联合开发出一种新型 TNM 合金锻造工艺,并成功制备出满足工业应用的低压涡轮叶片^[48]。值得注意的是,高 Nb-TiAl 合金中大量 Nb 元素引起的严重元素偏析及较高固溶强化作用导致热加工难度显

著提高,因此常采用包套锻造与等温或准等温复合锻造工艺制备高 Nb-TiAl 合金锻件,使得加工成本仍处于较高水平。目前,虽然锻造 TNM 合金已成功实现工业化应用,但锻造 β 相凝固 TiAl 合金整体工业化水平仍相对较低。

1.2.2 挤压

为减少挤压过程热量散失并获得组织均匀的产品,目前常用包套挤压制备大尺寸 TiAl 合金棒材或线材。传统 TiAl 合金的包套挤压温度一般高于 1 200 °C,且挤压速率一般为 15 ~ 50 mm/s^[49]。然而,常规包套挤压制备 TiAl 合金易开裂,产品合格率较低,工业化成本较高。因此,为获得高质量、低成本的挤压件,国内外学者从多方面对挤压工艺进行优化并成功开发出适用于不同体系合金的复合挤压工艺,如热挤压+热锻造复合工艺^[26]、粉末冶金+热挤压复合工艺^[50]及热处理+热挤压复合工艺^[51]等。

对 β 相凝固 TiAl 合金而言,高温 β 相的引入改善了合金热变形能力,为获得质量优异的挤压件奠定了组织基础。Tetsui 等^[52-53]通过成分优化设计出热变形能力良好的 β 相凝固 TiAl 合金 Ti-42Al-5Mn 和 Ti-42Al-10V,二者均可利用传统挤压设备直接作业,大大降低了加工成本。Kim 等^[54]在 Tetsui 研究的基础上开发出 TNM 系列合金,并利用包套挤压制备出质量优异的棒材。Xu 等^[55]在 1 200 ~ 1 325 °C 温度范围内采用一次挤压成形工艺,成功制备出组织细小均匀且力学性能优异的 Ti-42Al-9V-0.3Y 合金挤压件。此外,由于高 Nb-TiAl 合金热加工难度较大,常用复合工艺制备高 Nb-TiAl 合金挤压件,如 Thyssen 和 GfE 等公司采用热挤压+热锻造复合工艺成功制备出可以满足工业应用的 Ti-45Al-8Nb 合金叶片^[26]。截至目前,虽然典型体系 β 相凝固 TiAl 合金均可通过热挤压获得相应构件,但相关构件的工程应用实例鲜有报道。

1.2.3 轧制

随着航空航天及汽车制造等领域对 TiAl 合金板材的需求日益迫切,研究人员对板材制备进行了系统深入研究,开发出一系列适用于不同体系合金的板材制备工艺。其中包套轧制作为最早开发、最早应用且经济高效的板材制备工艺之一得以广泛应用。传统 TiAl 合金在轧制过程中受本征脆性及变形参数(轧制温度、轧制速率及变形量等)影响较大,易产生不均匀变形,导致轧板开裂,严重阻碍了 TiAl 合金板材的工业化进程。

β 相凝固 TiAl 合金凭借优异的热加工性能大幅降低了板材制备难度,为促进板材工业应用及大尺寸超薄板的开发奠定了良好的材料基础。目前,板材预制坯主要通过铸锭冶金及粉末冶金两种工艺制备而得。Zhang 等^[12]在 $\alpha+\gamma+\beta$ 三相区对 Ti-43Al-9V-0.2Y(IM)合金进行包套热轧,成功获得尺寸为 875 mm×70 mm×2.6 mm 的轧板。Li 等^[56]利用包套热轧制备出厚度为 1.3~2.7 mm 的 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B(IM)合金板材,且当板材厚度为 1.9 mm 时具有最佳力学性能。鉴于 PM 技术在组织细化与性能优化等方面具有突出优势,即使热变形能力较差的高 Nb-TiAl 合金也可利用 PM 预制坯制备出性能优异的大尺寸板材。Gerling 等^[57]采用 Ti-46Al-9Nb(PM)预制坯成功轧制出力学性能优异的薄板(600 mm×300 mm×1 mm)。此外,Plansee 公司将高 Nb-TiAl 合金(PM)轧制成 1 500 mm×20 mm×75 μm 的箔材,并成功应用于蜂窝部件制造^[58]。综上所述, β 相凝固 TiAl 合金板材制备已取得一定成果,但仍未较好实现工业应用。同时,受预制坯制备工艺及轧制设备的限制,板材制备尤其是大尺寸薄板或超薄板的制备过程仍面临许多难题。

2 典型 β 相凝固 TiAl 合金的组织与性能

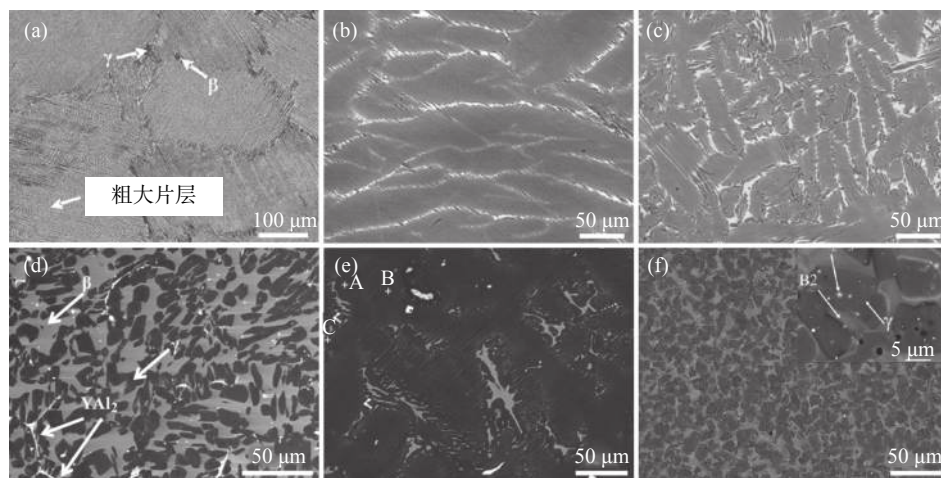
凝固路径的改变使得 β 相凝固 TiAl 合金的室温组织与传统 γ -TiAl 合金具有明显差异;同时,不同 β 相稳定元素的添加也会对微观组织造成一定影响,从而引起合金性能变化^[7-9]。本节总结了几种典

型 β 相凝固 TiAl 合金的微观组织(铸态组织、热变形组织、热处理组织及合金化组织)与性能(热加工性能、力学性能和抗氧化性能)等方面研究进展,并结合 β 相凝固 TiAl 合金发展现状指出了组织与性能的优化方向。

2.1 微观组织

2.1.1 铸态组织

β 相凝固 TiAl 合金的铸态组织与 β 相稳定元素种类和添加量及合金制备方式密切相关^[13-14, 32, 55, 59]。强 β 相稳定元素添加量较少时,高温 β 相析出困难,铸态组织由大量粗大 α_2/γ 片层团及少量分布在片层团边界处的 γ 相和 β_0 相组成,并伴有较低程度元素偏析(图 2(a) 和 (b))。随强 β 相稳定元素含量提高, α_2/γ 片层团显著细化,片层团边界处 β_0 相明显增多(图 2(c));当强 β 相稳定元素含量提高至一定程度时,大量高温 β 相生成,铸态组织仅由等轴 β_0 和 γ 相组成,元素偏析完全消失(图 2(d))。而当添加大量弱 β 相稳定元素时,合金铸态组织与强 β 相稳定元素添加量较少时相似,但由于高温 β 相析出量相对较多, α_2/γ 片层团尺寸降低且几无偏析存在(图 2(e))。此外,比较图 2(d) 和 (f) 可知,利用粉末冶金技术可以制备出铸态组织相对均匀细小的合金。综上所述,对强 β 相稳定元素而言,随添加量增多,铸态 β 相凝固 TiAl 合金由近片层组织转变为双态组织或等轴近 γ 组织;对弱 β 相稳定元素而言,即使添加量较大,铸态合金仍为近片层组织,但片层团尺寸随 β 相含量的增多逐渐减小。



(a) Ti-43Al-3Mn-2Nb-0.1Y; (b) Ti-44Al-5Nb-1Mo; (c) Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B;
(d) Ti-42Al-9V-0.3Y; (e) Ti-45Al-9Nb-Y; (f) Ti-42Al-9V-0.3Y/PM

图 2 典型 β 相凝固 TiAl 合金的铸态组织

Fig. 2 Typical as-cast microstructure of β -solidifying TiAl alloys

2.1.2 热变形组织

β 相凝固 TiAl 合金的热变形过程伴有复杂相变,组织演变较为繁琐。图 3 为两种典型 β 相凝固 TiAl 合金的热变形组织^[10-11, 22, 55, 59]。 β 相含量较多时,仅靠锻造难以完全消除粗大的铸态 β_0/γ 片层,锻态组织由大量粗大不规则的 β_0/γ 片层及少量等轴 γ 相组成(图 3(a));在 $\beta+\gamma+\alpha$ 三相区(1 200 °C)热挤压或热轧制,粗大的铸态组织完全消除,合金由大量细小等轴 γ 相和 β 相组成;同时,大量针状 γ 相的存在表明变形过程伴随 $\beta \rightarrow \gamma$ 相转变(图 3(b)和(c));而在 $\gamma+\alpha$ 两相区(1 260 °C)热轧制时,由于变形过程发生了 $\beta \rightarrow \gamma$ 和 $\beta \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ 两种类型相转变,使得合金由两种新形成的片层团(粗大不规则 β/γ 片层团和细

小规则 α_2/γ 片层团)及 γ 再结晶晶粒组成(图 3(d)~(f))。 β 相含量较少时,1 250 °C 锻造仅使 α_2/γ 片层发生弯曲(图 3(g));而在 1 250 °C 热挤压或热轧制时,随变形量增加, α 相和 γ 相的动态再结晶程度逐渐提高,残余片层逐渐消失(图 3(h)~(j))。此时,高温变形过程伴随 α 相的 $\alpha_2 \rightarrow \alpha$ 有序无序转变,冷却过程则会发生 $\alpha \rightarrow \alpha_2$ 和 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相转变。综上所述, β 相凝固 TiAl 合金的热变形组织与 β 相含量密切相关: β 相含量较多时, β 相和 γ 相为主要变形相,变形过程受 γ 相的动态再结晶及 β 、 α 和 γ 相之间的相变控制; β 相含量较少时, γ 相和 α 相为主要变形相,变形过程受 γ 相和 α 相的动态再结晶及 α 相和 γ 相之间的相变控制, β 相主要在片层团边界处协调变形。

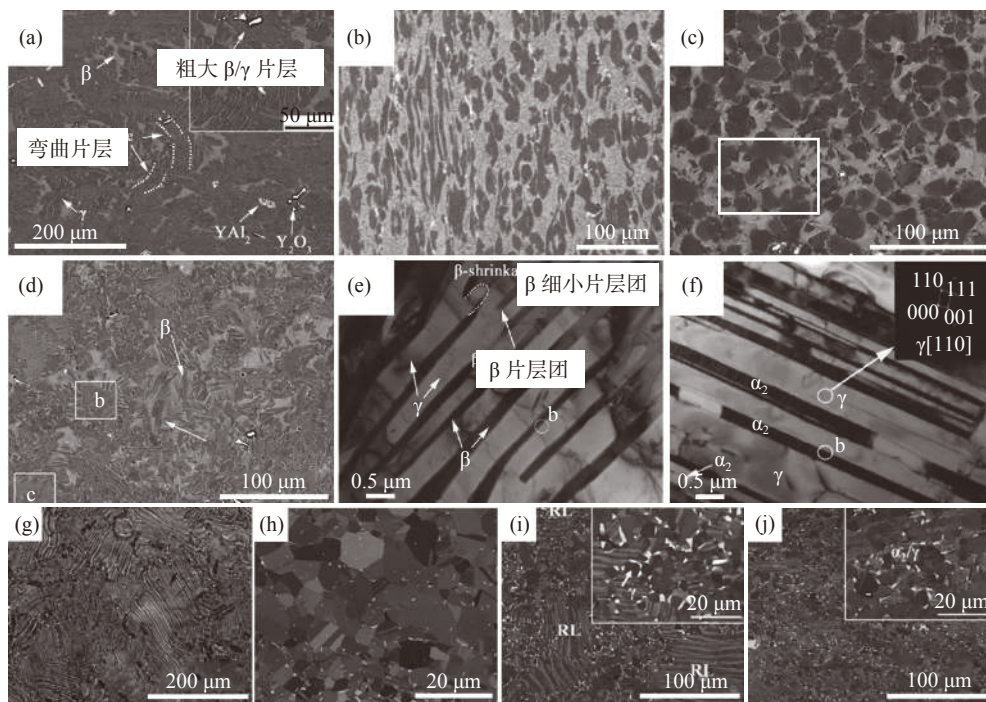


图 3 典型 β 相凝固 TiAl 合金的热变形组织
Ti-42Al-9V-0.3Y: (a) 锻态; (b) 挤压态; (c) 轧态/1200 °C-85%; (d) 轧态/1260 °C-82.5%; (e) 不规则片层团; (f) 规则片层团; 高 Nb-TiAl: (g) 锻态; (h) 挤压态; (i) 轧态/43%; (j) 轧态/53%

图 3 典型 β 相凝固 TiAl 合金的热变形组织

Fig. 3 Typical hot deformed microstructure of β -solidifying TiAl alloys

2.1.3 热处理组织

热处理作为均匀细化合金组织的有效手段之一,倍受研究人员青睐。图 4 为几种典型 β 相凝固 TiAl 合金在不同热处理条件下的微观组织^[60-62]。由图 4(a)~(c)可知, Ti-43Al-2Cr-2Mn-0.2Y 合金在 1 320 °C 保温一定时间即可获得 α_2/γ 全片层组织,这说明此时合金处于 α 单相区, γ 相析出温度(T_a)小于 1 320 °C,冷却过程 $\beta \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ 和 $\beta \rightarrow \gamma$ 相转变完全发生。同时,与高 Nb-TiAl 合金相比($T_a=1\ 400$ °C),该

合金 T_a 明显较低,这是由于 Cr 和 Mn 原子的扩散能力明显大于 Nb 原子,促进了微观组织演变^[63]。结合图 4(d)发现,当合金在 $\alpha+\gamma$ 双相区长时间保温时,会形成典型双态组织(α_2/γ 片层+块状 γ 相), β 相完全消失。对获得的全片层组织或双态组织进行低温淬火处理,发现合金组织无明显变化,这说明低温淬火对合金韧脆转变无明显影响(图 4(e)~(f))。对于 Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B 合金,当退火温度由 1 240 °C 提高至 1 300 °C, $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \beta$ 或 $\gamma \rightarrow \beta$ 相转变完全发生,

块状 γ 相消失, β 相含量明显增多并沿 α_2/γ 片层团边界分布; 同时, β 相内部针状 γ 相的存在表明冷却过程发生了 $\beta \rightarrow \gamma$ 相转变(图 4(g) 和 (h))。理论上, 该合金在共析温度以下长时间热处理可以完全消除 β_0 相, 但实际操作时, 这种长时间热处理成本较高, 难以满足工业应用。此外, β_0 相作为一种亚稳相

长时间热处理易分解成 ω 相关相, 对力学性能产生不利影响。由图 4(i) 和 (j) 可知, β 相含量较高的 Ti-43Al-9V-0.2Y 合金在 α 单相区长时间保温即可获得 $\beta_0/\gamma/\alpha_2$ 全片层结构, 其中, β_0 相经 $\beta \rightarrow \alpha$ + 残余 $\beta \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \beta_0$ 或 $\beta \rightarrow \alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \beta_0$ 保留至室温。值得注意的是, V 原子也具有相对较高的扩散能力。

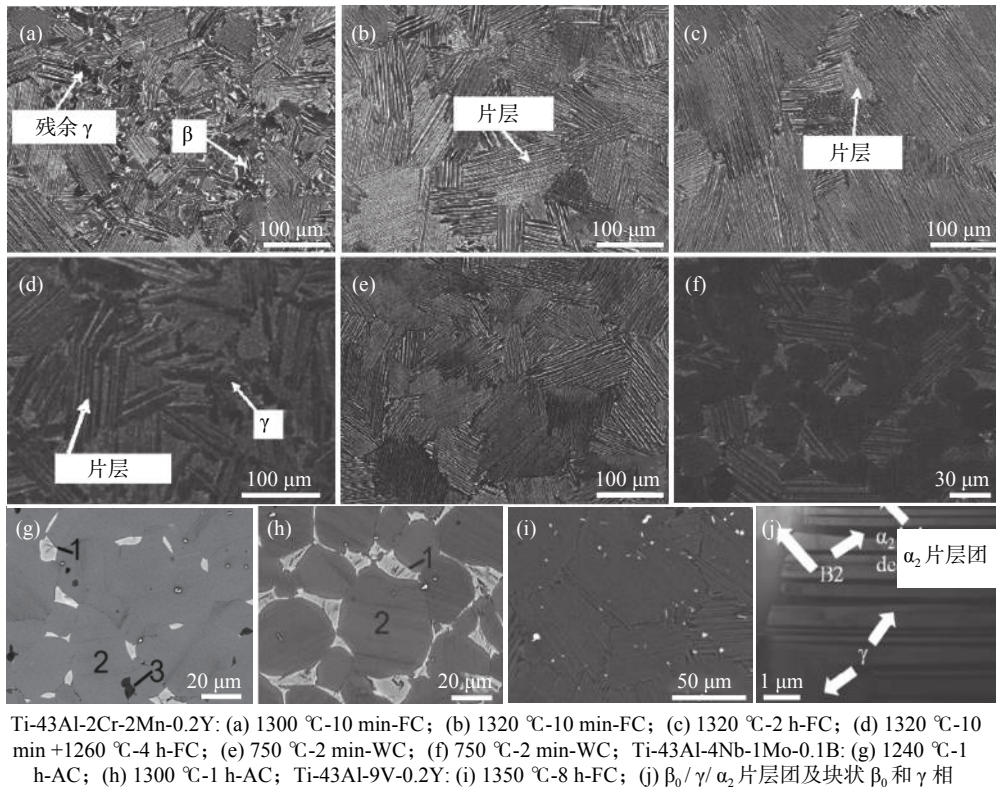


Figure 4. Typical heat treatment microstructure of β -solidifying TiAl alloys: (a) Ti-43Al-2Cr-2Mn-0.2Y: (a) 1300 °C-10 min-FC; (b) 1320 °C-10 min-FC; (c) 1320 °C-2 h-FC; (d) 1320 °C-10 min + 1260 °C-4 h-FC; (e) 750 °C-2 min-WC; (f) 750 °C-2 min-WC; Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B: (g) 1240 °C-1 h-AC; (h) 1300 °C-1 h-AC; Ti-43Al-9V-0.2Y: (i) 1350 °C-8 h-FC; (j) $\beta_0/\gamma/\alpha_2$ 片层团及块状 β_0 和 γ 相

图 4 典型 β 相凝固 TiAl 合金的热处理组织

Fig. 4 Typical heat treatment microstructure of β -solidifying TiAl alloys

可以看出, β 相的引入大大提高了热处理过程相变复杂程度, 从而提高了热处理难度。 β 相含量较多时, 在 α 单相区保温一定时间即可获得 $\beta_0/\gamma/\alpha_2$ 全片层组织, 而 β 相含量较少时仅可获得 α_2/γ 全片层组织。同时, 受 β 相稳定元素扩散能力的影响, 合金热处理过程存在明显差异: V 原子和 Mn 原子扩散速率较大, Ti-Al-V 和 Ti-Al-Mn 系合金微观组织对热处理参数较为敏感, 组织演变容易发生; 而 Mo 原子和 Nb 原子扩散速率较小, Ti-Al-Mo 及高 Nb-TiAl 合金微观组织对热处理参数敏感度较低, 组织演变相对困难。

2.1.4 合金化组织

Raji^[5] 按照作用目的将 β 相凝固 TiAl 合金的合金化元素分为三类: 细化晶粒类元素 (B、Y、C、

Si 等)、优化力学性能类元素 (Nb、Mo、Cr、V、Mn 等) 及提高抗氧化能力类元素 (Ta、Mo、W 等)。由图 5(a)、(b) 可知, Ti-46.5Al-8Nb 合金中添加 0.7% 的 B 元素后, 片层间距和片层团尺寸明显减小, 并伴有 TiB_2 生成^[64]。同时, 结合 Han 等^[65-66] 研究结果可知, 当 B 元素添加量达到一定程度时, 组织细化达到阈值并向完全等轴化发展。Chen 等^[67] 通过分析 Y 元素对 Ti-43Al-9V 合金微观组织的影响发现, 添加适量 Y 元素可以形成富 Y 相, 并在晶界处钉扎, 从而有效抑制晶粒长大(图 5(c) ~ (e))。由图 5(f) ~ (h) 可知, 随 C 元素添加量增多, Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr 合金组织由粗大的柱状晶转变为细小等轴晶, 偏析程度显著降低^[68]。值得注意的是, C 作为 α 相稳定元素, 当添加量过高时, 合金凝固路径

会由 β 相凝固转变为包晶凝固。可以看出, B、Y、C 均具有较好的组织细化作用, 但受添加量或添加形式影响, 细化机制存在较大差异。同时, 不同学者对 B、Y、C 元素的作用机制仍存有一定分歧。目前, 关于 B 元素的细化机制主要包括硼化物阻碍晶粒长大机制、成分过冷机制及成分过冷与促进形核协同作用机制, 针对不同成分体系的合金应根据组织演变进一步深入分析。Y 元素的细化机制主要从以下几方面考虑: 第一, 凝固界面前沿 Y 元素大量富

集造成成分过冷, 细化晶粒; 第二, 富 Y 相为 $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 提供了额外的异质形核点, 促进形核; 第三, Y 作为 β 相稳定元素(图 5(d)), 可以改变合金凝固路径, 避开包晶反应, 细化晶粒^[19]。C 元素的细化机制与 TiAl 合金中碳化物形成密切相关: 一方面, 碳化物可以阻碍晶界迁移, 抑制晶粒长大; 另一方面, 在 α 相形成过程中碳化物可以作为异质形核点, 促进形核。此外, C 含量的提高降低了合金层错能, 有利于层错形成, 从而促进晶界处异质形核, 实现组织细化^[69]。

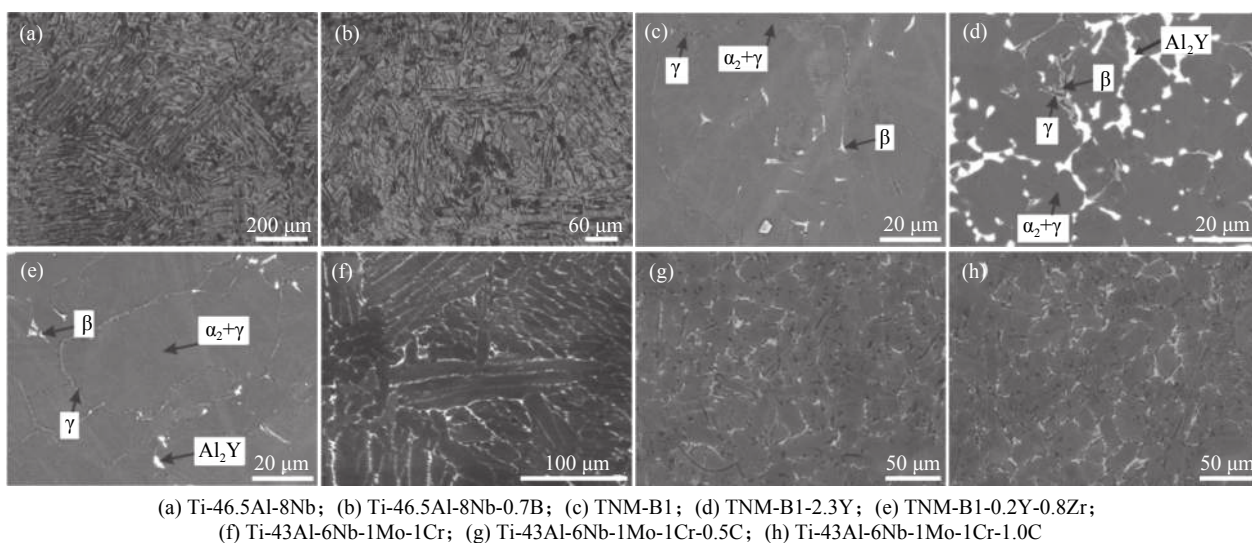


图 5 B、Y、C 对 β 相凝固 TiAl 合金微观组织的影响
Fig. 5 Effects of B, Y and C on microstructure of β -solidifying TiAl alloys

Takeyama 等^[70]研究了 V 和 Al 不同含量对 Ti-Al-V 系 TiAl 合金淬火组织的影响, 发现随 V 含量增多或 Al 含量减少, α 相热力学稳定存在温度降低, 原子在基体/产物界面上的短程扩散速率减小, 从而使得合金由具有弯曲晶界的无特征形貌转变为典型魏氏组织(图 6(a)~(c)), 相变模式由块状模式转变为马氏体模式。Fang 等^[33]通过向 Ti-46Al-2.6C 合金中添加 0~8% 的 Nb 元素, 发现随 Nb 元素含量增多, 片层团之间块状 γ 相增多, 且片层团尺寸明显减小; 然而, Nb 对碳化物并无明显影响(图 6(d) 和 (e))。值得注意的是, 当 Nb 含量增多至 8% 时, β 相开始形成(图 6(f))。分析认为, Nb 元素主要通过提高凝固过程固-液界面前沿成分过冷程度, 促进异质形核, 实现组织细化。此外, Fang 等^[71]还研究了 Ta 元素对 Ti-46Al-2.6C 合金微观组织的影响, 发现随 Ta 含量增多, 合金由等轴晶转变为树枝晶, 且片层团尺寸明显增大。一方面, 这是由于 Ta 元素可以

扩大固-液温度区域, 延长晶粒长大时间; 另一方面, Ta 元素的添加抑制了 Nb 元素扩散, 合金凝固路径发生较大转变, 从而导致组织类型改变, 组织粗化。综上所述, 性能优化类元素主要通过改变凝固路径或组织类型实现组织调控, 与合金体系密切相关; 而细化晶粒类元素主要受添加量及添加形式影响, 其作用机制尚有一定争议。

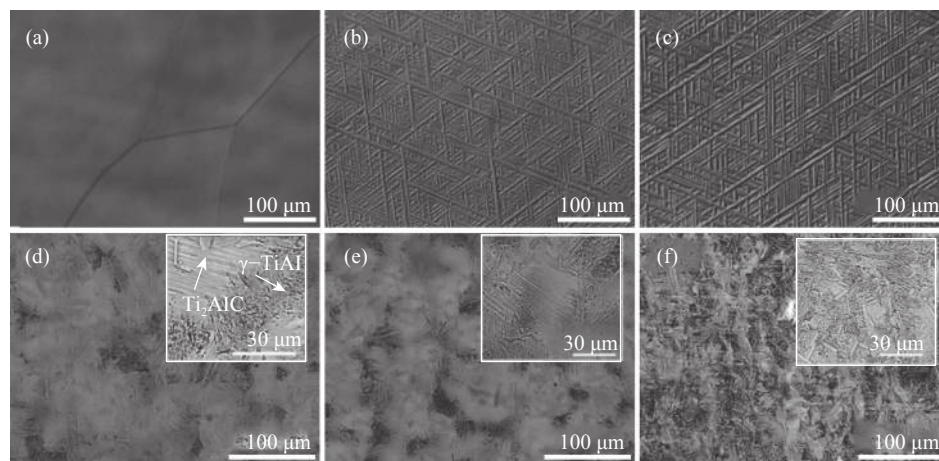
2.2 性能分析

2.2.1 热加工性能

β 相凝固 TiAl 合金的设计初衷之一即为优化合金的热加工性能。因此, 与传统 γ -TiAl 合金相比, β 相凝固 TiAl 合金通常具有更好的热变形能力。热变形抗力和热加工窗口是衡量金属材料热加工难易程度的重要指标, 降低热变形抗力或拓宽热加工窗口均可改善热加工性能。表 1 为几种典型 TiAl 合金的热变形抗力及最佳热加工窗口^[13-14, 21, 59, 72-75]。由表 1 可知, β 相凝固 TiAl 合金具有较小的热变形

抗力及较大的热加工窗口, 热加工性能显著优化。究其原因, 一方面, 与 α 相和 γ 相相比, 高温 β 相具有更多的独立滑移系, 热变形能力较强; 另一方面, 在高温变形过程中, β 相主要分布在晶界或片层团边界处, 可以有效抑制晶粒长大, 促进 γ 晶界滑移和晶粒转动, 协调合金高温变形, 合金热加工性能得到优化^[60-61]。然而, 与其他体系 β 相凝固 TiAl 合金相比, 高 Nb-TiAl 合金的热加工性能明显较差。这是

由于大量 Nb 元素的添加导致共析温度提高, $\alpha+\gamma$ 两相区变窄, 热加工窗口缩小; 同时, Nb 元素的固溶强化作用大大增强, 合金热变形抗力随之增大, 热加工难度提高^[21, 33]。此外, 由表可知, 利用 PM 法制备的 TiAl 合金具有更低的热变形抗力和更宽的热加工窗口。这是由于 PM 法可以较大程度弱化铸造缺陷、细化组织, 为合金变形提供了良好的组织基础^[6]。



(a) Ti-42Al-5V; (b) Ti-42Al-10V; (c) Ti-38Al-5V; (d) Ti-46Al-2.6C; (e) Ti-46Al-2.6C-2Nb; (f) Ti-46Al-2.6C-8Nb

图 6 V、Al、Nb 对 β 相凝固 TiAl 合金微观组织的影响

Fig. 6 Effects of V, Al and Nb on microstructure of β -solidifying TiAl alloys

表 1 典型 TiAl 合金的热变形抗力及最佳热加工窗口

Table 1 Hot deformation resistance and optimal working windows of typical TiAl alloys

合金体系	制备方法	变形抗力 (1 100 °C, 0.01 s ⁻¹)/MPa	最佳热加工窗口	
			变形温度/°C	应变速率/s ⁻¹
Ti-48Al-2Cr-2Nb	铸态	395	1 200	0.01
Ti-47.5Al-2Cr-2Nb	PM	234	1 150 ~ 1 200	0.01 ~ 0.1
Ti-43Al-9V-Y	铸态	102	1 200 ~ 1 225	0.01 ~ 0.05
Ti-43Al-9V-0.3Y	PM	51	1 100 ~ 1 200	≤1
Ti-44Al-5Nb-1.0Mo	铸态	220		
Ti-44Al-8Nb-(W, B, Y)	锻态	319	1 180 ~ 1 240	0.01 ~ 0.3
Ti-44Al-5Nb-(Mo, V, B)	铸态	137		
Ti-43Al-3Mn-2Nb-0.1Y	铸态	162	1 200	0.01

合金化作为提高热变形能力的有效手段之一, 已经引起研究人员的高度重视。Liu 等^[14] 通过向 Ti-44Al-5Nb-1Mo 合金添加适量 B 和 V, 促使合金动态再结晶机制发生有利转变, 有效降低了加工硬化, 促进了动态再结晶发生, 大大提高了合金热变形能力。Singh 等^[31] 研究了 Cr 对高 Nb-TiAl 合金热加工性能的影响, 发现随 Cr 含量增多, 高温 β 相占比明显提高, 合金热加工性能显著改善。Zhou 等^[21] 通

过分析初始组织与热加工性能的关系发现, 当高 Nb-TiAl 合金初始组织为全片层或近片层结构时, Al 含量降低或 Nb 含量增多均会导致合金变形抗力明显增大。综上所述, 虽然 β 相凝固 TiAl 合金具有明显的热加工优势, 但受合金体系、制备方式及合金化等因素的影响, 热变形过程存在较大差异。合理设计合金体系、充分优化制备及热加工工艺, 可以有效降低热变形抗力、拓宽热加工窗口, 促进 β 相凝

固 TiAl 合金工业化进程。

2.2.2 力学性能

β 相凝固 TiAl 合金在引入高温无序 β 相改善热变形能力的同时也会引入室温有序 β_0 相, 导致室温塑性严重恶化。表 2 为几种典型 TiAl 合金的室温与高温力学性能^[10, 22, 55, 76-78]。可以看出, β 相凝固 TiAl 合金的室温强度和高温塑性明显优于传统 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金, 但其室温塑性并无明显改善。对 Ti-43Al-9V 合金而言, 由于 β 相含量较高, 其高温塑性显著优化, 但室温塑性明显低于其他体系 β

相凝固 TiAl 合金。同时, 高 Nb-TiAl 合金受室温 β_0 相及 Nb 元素固溶强化作用综合影响, 室温塑性进一步恶化。值得注意的是, 虽然轧态合金拥有优异的高温力学性能, 但其室温塑性明显不足, 甚至低于挤压态或锻态合金。Zhang 等^[10] 认为轧制过程从 β 相中析出的纳米级针状 γ 相使得组织均匀性显著降低是导致合金轧板室温塑性严重恶化的主要原因。此外, 鉴于 PM 技术的制备优势, 利用该方法制备的 β 相凝固 TiAl 合金力学性能显著改善^[57]。

表 2 典型 TiAl 合金的力学性能
Table 2 Mechanical properties of typical TiAl alloys

合金体系	制备方法	室温拉伸性能		高温拉伸性能		
		抗拉强度/MPa	延伸率/%	抗拉强度/MPa	延伸率/%	温度/℃
Ti-48-2-2	铸态	378.0	0.39			
Ti-48-2-2(PM)	轧态	424.3	0.89	505.5	3.24	723
TNM-B1	轧态	880.7	1.04	823.7	5.52	673
Ti-44Al-8Nb	轧态	975.0	0.24	632.0	33.2	800
Ti-42Al-9V-0.3Y	铸态	530.0	0.63	509.0	1.80	700
Ti-42Al-9V-0.3Y	挤压	1 090.0	1.47	837.0	7.30	700
Ti-43Al-9V-0.2Y	轧态	945.0	0.50	550.0	80.0	750
Ti-43Al-2Cr-1.5Mn	锻态	689.4	0.83	449.7	5.98	750

目前, 热处理和合金化已成为进一步优化 β 相凝固 TiAl 合金力学性能的主要方式。Bolz 等^[63] 通过探究不同热处理条件对 Ti-44.5Al-6.25Nb-0.8Mo-0.1B 合金力学性能的影响, 成功优化出可获得最佳力学性能的两步热处理工艺: 1 270 ℃ 保温 1 h 后空冷+800 ℃ 退火。同时, Bolz 等发现退火温度仅对高温力学性能产生较大影响, 并推断这是由动态回复、动态再结晶或相变引起的结构变化造成的。Li 等^[68] 通过分析 C 合金化对 Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr 合金高温力学性能的影响, 阐明了 C 元素的作用机制: 一方面, C 合金化使得 α_2/γ 片层间距细化并可产生固溶强化作用; 同时, 新形成的碳化物既可与 α_2/γ 片层团结合阻碍位错运动、抑制裂纹扩展, 又可在片层团边界处钉扎提高边界稳定性, 使得合金强度持续升高。另一方面, 碳化物为位错运动提供了充分的滑移位点并可释放应力集中, 促进塑性变形。然而, 当 C 含量较高时, 大量碳化物的形成导致位错运动距离缩短, 局部应力集中难以释放, 合金塑性降低。此外, 添加多种合金化元素 (B+Si、Y+Zr、

B+W+Y 等)或其他 β 相稳定元素 (Nb、Fe 等) 也已成为优化合金力学性能的常用手段。

综上所述, 不同体系 β 相凝固 TiAl 合金表现出不同的力学性能: β 相含量较多的 Ti-Al-V 系 TiAl 合金高温塑性显著优化, 但室温塑性明显不足; 高 Nb-TiAl 合金强度显著提高, 但塑性严重恶化; Ti-Al-Mn 和 TNM 系 TiAl 合金的力学性能多介于二者之间。此外, 虽然 β 相凝固 TiAl 合金的力学性能较传统 TiAl 合金有所改善, 但与实际工程应用要求上限还有较大差距。通过热处理或合金化可以有效改善合金力学性能, 但改善程度存在明显阈值且部分元素合金化机制有待进一步明晰。

2.2.3 抗氧化性能

抗氧化能力差是限制 TiAl 合金工业化发展的另一关键因素。对 β 相凝固 TiAl 合金而言, 由于引入了抗氧化能力较差的高温 β 相, 氧化行为更为复杂。由表 3 可知^[79-82], 受合金体系影响, β 相凝固 TiAl 合金的抗氧化能力存在明显差异: TNM 系或高 Nb 系 TiAl 合金的抗氧化能力明显优于传统 γ -

TiAl 合金, 而 Ti-45Al-5.4V-3.6Nb 合金的抗氧化能力却严重恶化。研究表明^[39], TiAl 合金的抗氧化能力主要与向外生长的单一 Al_2O_3 层有关, 当膜层连续性遭到破坏时, 向内生长的 $\text{TiO}_2+\text{Al}_2\text{O}_3$ 层和向外生长的 TiO_2 层厚度迅速增加, 抗氧化能力严重恶化。TNM 系或高 Nb 系 TiAl 合金由于含有较多的 Nb 或 Mo, 可以有效提高 Al 活度, 促进连续致密 Al_2O_3

膜层形成, Nb 或 Mo 产生的有利影响大于引入 β 相产生的不利影响, 抗氧化能力提高; 而 Ti-45Al-5.4V-3.6Nb 合金中 Nb 含量较少, 难以形成连续 Al_2O_3 膜层, 引入 β 相产生的不利影响大于 Nb 产生的有利影响, 抗氧化能力显著降低。近年来, 相关学者利用合金化或表面改性等手段对合金的抗氧化能力进行了系统优化。

表 3 典型 TiAl 合金在不同条件下的氧化增重
Table 3 Oxidation weight gain of typical TiAl alloys under different conditions

温度/℃	Ti-48-2-2			TNM-B1			Ti-45Al-5.4V-3.6Nb			Ti-45Al-8.5Nb		
	20 h	40 h	100 h	20 h	40 h	100 h	20 h	40 h	80 h	20 h	40 h	100 h
600	0.030	0.045	0.052	0.079	0.040	0.051						
700	0.033	0.045	0.082	0.079	0.071	0.071						
800	0.911	1.137	1.540	0.243	0.324	0.530	6.178	8.404	11.571			
900	1.584	1.831	2.154	1.508	1.832	2.358				0.428	0.586	1.087
1 000										0.785	1.157	2.270

Jiang 等^[83]研究了 Cr 合金化对高 Nb-TiAl 合金抗氧化性能的影响, 发现 Cr 元素的添加促进了 Cr_2O_3 形成, 而 Cr_2O_3 在提高膜层致密性的同时降低了膜层均匀性, 最终表现为氧化增重量提高。Liu 等^[84]通过分析 Mo 合金化对 Ti-46.5Al-2.5V-1Cr 合金循环氧化行为的影响发现, Mo 元素的作用机制主要包括 MoO_3 形成和挥发及促进连续富 Al_2O_3 层形成两阶段。其中, 富 Al_2O_3 层的形成标志着氧化由瞬态转变为稳态。此外, Mo 合金化对 O 溶解度的降低作用也是抗氧化能力显著提高的重要因素。Pan 等^[85]通过探究 Sn 合金化对氧化膜层的影响发现, 当 Sn 含量达到 3.0% 时, 氧化膜层由内至外由富 Sn、Nb 和细小 $\text{Al}_2\text{O}_3+(\text{TiO}_2+\text{Al}_2\text{O}_3)+\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ 组成。深入分析 Sn 元素作用机制可知, 合金氧化过程主要受 O 的内扩散及 Ti 和 Al 的外扩散控制, Sn 合金化可以消耗部分 Ti 形成富 Ti_3Sn 层, 从而有效降低上述扩散速率并提高 Al 的相对扩散活度, 促进致密 Al_2O_3 层形成, 实现抗氧化能力改善。此外, 考虑 Ta 和 Nb 在元素周期表中的位置关系, Ta 合金化对抗氧化能力的影响备受关注。研究表明^[86], Ta 合金化对 β 相凝固 TiAl 合金抗氧化能力的优化几乎与 Nb 等效, 而对传统 γ -TiAl 合金抗氧化能力的改善效果相对较差甚至无改善。综上所述, 合金化主要通过促进连续 Al_2O_3 层的形成实现抗氧化能

力的提高。然而, 当添加 β 相稳定元素合金化处理时, 须严格控制添加量, 以防引入过多 β 相造成抗氧化能力恶化。

Yao 等^[87]通过探究渗碳处理对 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金氧化行为影响发现, 渗碳处理后在基体与氧化层之间形成了明显的碳化层, 合金抗氧化能力明显提高。一方面, Ti 优先和 C 结合形成碳化物, 使得 Ti 原子活度降低, Al 原子优先发生氧化形成致密 Al_2O_3 层, 抑制 O 的内扩散; 另一方面, 渗入的 C 易与内扩散的 O 在基体和氧化物之间形成 CO, CO 通过形成氧空位促进氧运输, 从而促进 Al_2O_3 形成, 实现抗氧化性能优化。Panov 等^[88]利用 N 离子注入技术对 Ti-43.2Al-1.9V-1.1Nb-1.0Zr-0.2Gd-0.2B 合金进行表面处理, 并对 N 离子作用机制进行了详细分析, 注入的 N 离子以形成 TiN 或 Ti_2N 的方式消耗部分固溶 Ti, 提高 Al 的相对活度, 促使氧化初期致密 Al_2O_3 层形成, 从而显著提高合金的抗氧化能力。然而, 先前大量研究表明 N 离子注入技术对 γ -TiAl 合金的抗氧化能力无明显改善甚至恶化^[88-90]。Panov 等认为这可能是由于先前研究注入的 N 离子能量较高, 导致改性膜层存在大量辐射缺陷, 难以起到保护作用。综上所述, 表面改性可以明显优化 β 相凝固 TiAl 合金的抗氧化性能, 但优化程度与合金体系和技术参数密切相关。

3 工程应用及前景

关于 TiAl 合金的研究已有近 50 年的历史,但直到近 20 年才开始投入使用,且真正实现商业化的合金仅包括铸造 Ti-48Al-2Cr-2Nb 和锻造 TNM 合金^[91]。分析认为,这是由于 β 相含量较多的 Ti-Al-V 系 TiAl 合金室温塑性和抗氧化能力明显不足、高 Nb-TiAl 合金热加工性能和室温塑性严重恶化、Ti-Al-Mn 系 TiAl 合金抗氧化能力明显较差,导致工业化进程严重受阻。而 TNM 合金具有相对突出的性能优势:高温 β 相的引入改善了热加工性能,力学性能明显优于传统 γ -TiAl 合金,Mo 元素的引入提高了抗氧化能力。

与铸造 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金相比,锻造 TNM 合金的工业化发展起步较晚,商业化水平较低。2014 年,由 Pratt & Whitney、MTU 和日本航空发动机公司联合开发的 TNM 合金低压涡轮叶片成功应用于齿轮传动涡扇发动机(Geared-TurboFanTM, GT-FTM),并搭载空客 A320neo 成功首飞,这是 β 相凝固 TiAl 合金工业化应用的开端。2015 年,第一架装备 GTFTM 发动机的飞机的成功交付意味着 TNM

合金实现商业化^[6, 39, 48]。目前,全球 GTFTM 发动机订单总量已超过一万份。截至 2021 年 5 月 17 日,已有 1 000 架飞机装备 GTFTM 发动机。GTFTM 发动机的设计目标为保证所有部件以最佳速度运行,其主要部件及相关特征优势如图 7 所示。根据 Pratt & Whitney 公司长期测试结果可知,GTFTM 发动机可使油耗降低 12%~15%、噪音降低 10~20 dB、CO₂ 排放量减少 2.7~3.6 t、NO_x 排放量减少 50%~55%。此外,Thyssen 和 GfE 等公司利用热挤压+等温锻造复合工艺获得了满足工业要求的厘米级 Ti-45Al-8Nb 合金叶片。然而,该叶片加工成本较高且组织均匀性较差^[26]。

目前, β 相凝固 TiAl 合金已进入实用阶段。然而,受合金体系及本征脆性影响,整体工业化水平仍较低,唯一实现工业应用的 TNM 合金也仅用于航空航天领域,在汽车方向(如排气阀、增压涡轮等)的应用鲜有报道。但是,根据 GTFTM 发动机最新订单动态(图 7)可以预见,随着 β 相凝固 TiAl 合金成本和能源优势的日益凸显,未来航空航天、新能源汽车等高端制造业对 β 相凝固 TiAl 合金的需求将与日俱增,而这一趋势或许会持续多年。

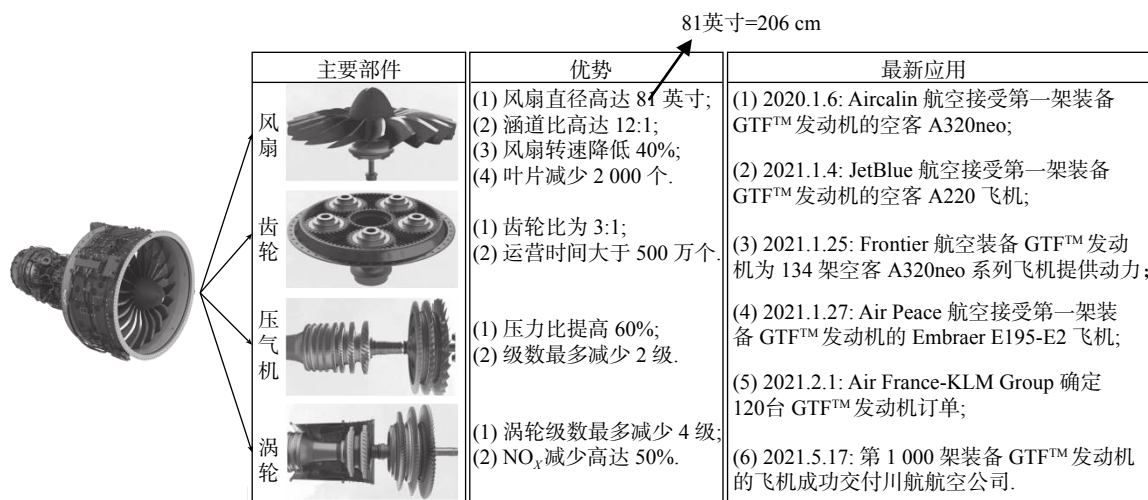


图 7 GTFTM 发动机主要部件及最新应用现状

Fig. 7 Main components and latest application status of GTFTM engine

4 结语

β 相凝固 TiAl 合金通过避开包晶反应获得了相对均匀细小的铸态组织。同时,高温无序 β 相的引入大大提高了合金热变形能力。基于上述特征,对 β 相凝固 TiAl 合金的制备及加工工艺、组织演变、性能优化及工程应用现状进行了总结分析。与

传统 γ -TiAl 合金相比, β 相凝固 TiAl 合金的冶炼及热加工难度大大降低,设备要求精度显著下降,具有突出的成本优势。近年来,随着 PM 技术优势日益凸显,利用 PM 法制备大尺寸零件已成为典型发展趋势。 β 相凝固 TiAl 合金的组织与性能受合金体系、热变形、热处理及合金化影响较大,合理设计合金体系,充分优化热变形和热处理工艺,并进行适当

合金化处理,可以有效控制相变,获得均匀细小、相比比例恰当的微观组织,从而获得期望服役性能。然而,受合金体系及本征脆性的影响, β 相凝固 TiAl 合金的工业化发展仍处于较低水平,目前仅 TNM 合金成功实现商业化。因此,要进一步加强 β 相凝

固 TiAl 合金体系设计、制备及加工工艺、组织与性能等方面的深入系统研究,为开发低成本、高性能的 β 相凝固 TiAl 合金奠定坚实的理论基础,推动合金多体系、多领域工业化进程,满足更多高端行业装备需求。

参考文献

- [1] Hu H, Wu X Z, Wang R, *et al.* Phase stability, mechanical properties and electronic structure of TiAl alloying with W, Mo, Sc and Yb: first-principles study[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 658: 689–696.
- [2] Ostrovskaia O, Badini C, Baudana G, *et al.* Thermogravimetric investigation on oxidation kinetics of complex Ti-Al alloys[J]. *Intermetallics*, 2018, 93: 244–250.
- [3] Qiu C H, Liu Y, Huang L, *et al.* Tuning mechanical properties for β (B2)-containing TiAl intermetallics[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2012, 22: 2593–2603.
- [4] Jiang H T, Zeng S W, Zhao A M, *et al.* Hot deformation behavior of β phase containing γ -TiAl alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 661: 160–167.
- [5] Raji S A, Popoola A, Pityana S L, *et al.* Characteristic effects of alloying elements on β solidifying titanium aluminides: A review[J]. *Heliyon*, 2020, 6(7): e04463.
- [6] Chen W, Li Z. Additive manufacturing of titanium aluminides[J]. *Additive Manufacturing for the Aerospace Industry*, 2019, 11: 235–263.
- [7] McCullough C, Valencia J J, Levi C G, *et al.* Phase equilibria and solidification in Ti-Al alloys[J]. *Acta Metallurgica*, 1989, 37(5): 1321–1336.
- [8] Oehring M, Stark A, Paul J D H, *et al.* Microstructural refinement of boron-containing β -solidifying γ -titanium aluminide alloys through heat treatments in the β phase field[J]. *Intermetallics*, 2013, 32: 12–20.
- [9] Erdely P, Staron P, Stark A, *et al.* In situ and atomic-scale investigations of the early stages of γ precipitate growth in a supersaturated intermetallic Ti-44Al-7Mo solid solution[J]. *Acta Materialia*, 2019, 164: 110–121.
- [10] Zhang Y, Wang X P, Kong F T, *et al.* Microstructure, texture and mechanical properties of Ti-43Al-9V-0.2Y alloy hot-rolled at various temperatures[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 777: 795–805.
- [11] Zhang Y, Wang X P, Kong F T, *et al.* A high-performance β -solidifying TiAl alloy sheet: Multi-type lamellar microstructure and phase transformation[J]. *Materials Characterization*, 2018, 138: 136–144.
- [12] Zhang Y, Wang X P, Kong F T, *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.
- [13] Zhang D D, Chen Y Y, Zhang G Q, *et al.* Hot deformation behavior and microstructural evolution of PM Ti43Al9V0.3Y with fine equiaxed γ and B2 grain microstructure[J]. *Materials*, 2020, 13(4): 896.
- [14] Liu G H, Li T R, Wang X Q, *et al.* Effect of alloying additions on work hardening, dynamic recrystallization, and mechanical properties of Ti-44Al-5Nb-1Mo alloys during direct hot-pack rolling[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2020, 773: 138838.
- [15] Hu D, Yang C, Huang A, *et al.* Solidification and grain refinement in Ti45Al2Mn2Nb1B[J]. *Intermetallics*, 2012, 22: 68–76.
- [16] Kuang J P, Harding R A, Campbell J. Examination of defects in gamma titanium aluminide investment castings[J]. *Cast Metals*, 2000, 13(3): 125–134.
- [17] Tetsui T. Development of a TiAl turbocharger for passenger vehicles[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2002, 329-331(1): 582–588.
- [18] Schwaighofer E, Clemens H, Mayer S, *et al.* Microstructural design and mechanical properties of a cast and heat-treated intermetallic multi-phase γ -TiAl based alloy[J]. *Intermetallics*, 2014, 44: 128–140.
- [19] Bazhenov V E, Kuprienko V S, Fadeev A V, *et al.* Influence of Y and Zr on TiAl43Nb4Mo1B0.1 titanium aluminide microstructure and properties[J]. *Materials Science and Technology*, 2020, 36(5): 548–555.
- [20] Schmoelzer T, Mayer S, Sailer C, *et al.* In situ diffraction experiments for the investigation of phase fractions and ordering temperatures in Ti-44Al-(3~7) Mo alloys[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2011, 13(4): 306–311.

- [21] Zhou H T, Kong F T, Wang X P, *et al.* Hot deformation behavior and microstructural evolution of as-forged Ti-44Al-8Nb-(W, B, Y) alloy with nearly lamellar microstructure[J]. *Intermetallics*, 2017, 81: 62–72.
- [22] Zhou H T, Kong F T, Wu K, *et al.* Hot pack rolling nearly lamellar Ti-44Al-8Nb-(W, B, Y) alloy with different rolling reductions: Lamellar colonies evolution and tensile properties[J]. *Materials and Design*, 2017, 121: 202–212.
- [23] Zhou H T, Kong F T, Wang X P, *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*, 2016, 695: 3495–3502.
- [24] Xu R R, Li M Q. $\gamma \rightarrow \beta$ phase transformation in Ti-42.9Al-4.6Nb-2Cr[J]. *Intermetallics*, 2021, 133: 107169.
- [25] Gao Q, Wang Z, Zhang L Q, *et al.* Joining of β - γ TiAl alloys containing high content of niobium by pulse current diffusion bonding[J]. *Intermetallics*, 2021, 133: 107184.
- [26] Wu X H. Review of alloy and process development of TiAl alloys[J]. *Intermetallics*, 2006, 14(10-11): 1114–1122.
- [27] Aguilar J, Schievenbusch A, Kättlitz O. Investment casting technology for production of TiAl low pressure turbine blades-process engineering and parameter analysis[J]. *Intermetallics*, 2011, 19: 757–761.
- [28] 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.
- [29] Gupta R K, Pant B, Sinha P P. Theory and practice of $\gamma + \alpha_2$ Ti aluminide: A review[J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2014, 67(2): 143–165.
- [30] Su Y Q, Guo J J, Jia J, *et al.* Composition control of a TiAl melt during the induction skull melting (ISM) process[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2002, 334(1-2): 261–266.
- [31] Singh V, Mondal C, Kumar A, *et al.* High temperature compressive flow behavior and associated microstructural development in a β -stabilized high Nb-containing γ -TiAl based alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 778: 573–585.
- [32] Zhang S Z, Kong F T, Chen Y Y, *et al.* Phase transformation and microstructure evolution of differently processed Ti-45Al-9Nb-Y alloy[J]. *Intermetallics*, 2012, 31: 208–216.
- [33] Fang H Z, Chen R R, Liu Y L, *et al.* Effects of niobium on phase composition and improving mechanical properties in TiAl alloy reinforced by Ti_2AlC [J]. *Intermetallics*, 2019, 115: 106630.
- [34] Yang L, Chai L H, Liang Y F, *et al.* Numerical simulation and experimental verification of gravity and centrifugal investment casting low pressure turbine blades for high Nb-TiAl alloy[J]. *Intermetallics*, 2015, 66: 149–155.
- [35] Fu P X, Kang X H, Ma Y C, *et al.* Centrifugal casting of TiAl exhaust valves[J]. *Intermetallics*, 2008, 16(2): 130–138.
- [36] Cheng X, Yuan C, Blackburn S, *et al.* The influence of ZrO_2 concentration in an yttria-based face coat for investment casting a Ti-45Al-2Mn-2Nb-0.2TiB alloy using a sessile drop method[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, 46(3): 1328–1336.
- [37] Cheng X, Yuan C, Blackburn S, *et al.* Influence of Al_2O_3 concentration in yttria based face coats for investment casting Ti-45Al-2Mn-2Nb-0.2TiB alloy[J]. *Materials Science and Technology*, 2014, 30(14): 1758–1764.
- [38] Trzaska Z, Bonnefont G, Fantozzi G, *et al.* Comparison of densification kinetics of a TiAl powder by spark plasma sintering and hot pressing[J]. *Acta Materialia*, 2017, 135: 1–13.
- [39] Cobbinah P V, Matizanhuka W R. Solid-state processing route, mechanical behaviour, and oxidation resistance of TiAl alloys[J]. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2019, (2): 1–21.
- [40] Wang Y H, Lin J P, He Y H, *et al.* Microstructures and mechanical properties of Ti-45Al-8.5Nb-(W, B, Y) alloy by SPS-HIP route[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 489: 56–61.
- [41] Xu G, Jiang S D, Cao F Y, *et al.* A β -solidifying TiAl alloy reinforced with ultra-fine Y-rich precipitates[J]. *Scripta Materialia*, 2021, 192: 55–60.
- [42] Jabbar H, Monchoux J P, Thomas M, *et al.* Improvement of the creep properties of TiAl alloys densified by spark plasma sintering[J]. *Intermetallics*, 2014, 46: 1–3.
- [43] Srivastava D, Hu D, Chang I, *et al.* The influence of thermal processing route on the microstructure of some TiAl-based alloys[J]. *Intermetallics*, 1999, 7(10): 1107–1112.
- [44] Kan W, Chen B, Peng H, *et al.* Formation of columnar lamellar colony grain structure in a high Nb-TiAl alloy by electron beam melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 809: 151673.
- [45] Löber L, Schimansky F P, Kühn U, *et al.* Selective laser melting of a beta-solidifying TiAl-B1 titanium aluminide alloy[J].

- [Journal of Materials Processing Technology](#), 2014, 214(9): 1852–1860.
- [46] Rittinghaus S K, Ramirez V, Zielinski J, *et al.* Oxygen gain and aluminum loss during laser metal deposition of intermetallic TiAl[J]. [Journal of Laser Applications](#), 2019, 31(4): 1–12.
- [47] Imayev V M, Imayev R M, Kuznetsov A V, *et al.* Superplastic properties of Ti-45.2Al-3.5(Nb, Cr, B) sheet material rolled below the eutectoid temperature[J]. [Materials Science & Engineering A](#), 2003, 348(1-2): 15–21.
- [48] 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.
- [49] Kim Y W, Dimiduk D M. Progress in the understanding of gamma titanium aluminides[J]. [JOM](#), 1991, 43(8): 40–47.
- [50] Cho H S, Nam S W, Hwang S K, *et al.* Tensile creep deformation and fracture behaviors of the lamellar TiAl alloy of elemental powder metallurgy[J]. [Scripta Materialia](#), 1997, 36(11): 1295–1301.
- [51] Carneiro T, Kim Y W. Evaluation of ingots and alpha-extrusions of gamma alloys based on Ti-45Al-6Nb[J]. [Intermetallics](#), 2005, 13(9): 1000–1007.
- [52] 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.
- [53] Tetsui T, Shindo K, Kobayashi S, *et al.* Strengthening a high-strength TiAl alloy by hot-forging[J]. [Intermetallics](#), 2003, 11(4): 299–306.
- [54] Donald S, Kim Y W. Sheet rolling and performance evaluation of beta gamma (β - γ) alloys [C]// [Ti-2007 Science and Engineering](#). Kyoto, Japan: The Japan Institute of Metals, 2007.
- [55] 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.
- [56] Li T R, Liu G H, Xu M, *et al.* Effects of hot-pack rolling process on microstructure, high-temperature tensile properties, and deformation mechanisms in hot-pack rolled thin Ti-44Al-5Nb-(Mo, V, B) sheets[J]. [Materials Science and Engineering A](#), 2019, 764: 138197.
- [57] Gerling R, Bartels A, Clemens H, *et al.* Structural characterization and tensile properties of a high niobium containing gamma TiAl sheet obtained by powder metallurgical processing[J]. [Intermetallics](#), 2004, 12(3): 275–280.
- [58] Das G, Kestler H, Clemens H, *et al.* Sheet gamma TiAl: Status and opportunities[J]. [JOM](#), 2004, 56(11): 42–45.
- [59] Cui N, Wu Q Q, Bi K X, *et al.* Effect of heat treatment on microstructures and mechanical properties of a novel β -solidifying TiAl alloy[J]. [Materials](#), 2019, 12(10): 1672.
- [60] Clemens H, Wallgram W, Kremmer S, *et al.* 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.
- [61] Wu Q Q, Cui N, Xiao X H, *et al.* Hot deformation behavior and microstructural evolution of a novel-solidifying Ti-43Al-3Mn-2Nb-0.1Y alloy[J]. [Materials](#), 2019, 12: 2172.
- [62] Su Y J, Kong F T, Chen Y Y, *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.
- [63] Bolz S, Oehring M, Lindemann J, *et al.* Microstructure and mechanical properties of a forged β -solidifying γ TiAl alloy in different heat treatment conditions[J]. [Intermetallics](#), 2015, 58: 71–83.
- [64] Jiang Z G, Chen B, Liu K, *et al.* Effects of boron on phase transformation of high Nb containing TiAl-based alloy[J]. [Intermetallics](#), 2007, 15(5-6): 738–743.
- [65] Han J C, Xiao S L, Tian J, *et al.* Grain refinement by trace TiB₂ addition in conventional cast TiAl-based alloy[J]. [Materials Characterization](#), 2015, 106: 112–122.
- [66] Han J C, Xiao S L, Tian J, *et al.* 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.
- [67] Chen Y Y, Kong F T, Han J C, *et al.* Influence of yttrium on microstructure, mechanical properties and deformability of Ti-43Al-9V alloy[J]. [Intermetallics](#), 2005, 13(3-4): 263–266.
- [68] Li M G, Xiao S L, Chen Y Y, *et al.* The effect of carbon addition on the high-temperature properties of β solidification TiAl alloys[J]. [Journal of Alloys and Compounds](#), 2019, 775: 441–448.
- [69] Fang H Z, Chen R R, Yang Y, *et al.* Role of graphite on microstructural evolution and mechanical properties of ternary TiAl alloy prepared by arc melting method[J]. [Materials and Design](#), 2018, 156: 300–310.

- [70] Takeyama M, Kobayashi S. Physical metallurgy for wrought gamma titanium aluminides: Microstructure control through phase transformations[J]. *Intermetallics*, 2005, 13(9): 993–999.
- [71] Fang H Z, Chen R R, Chen X Y, *et al.* Effect of Ta element on microstructure formation and mechanical properties of high-Nb TiAl alloys[J]. *Intermetallics*, 2019, 104: 43–51.
- [72] Chen X F, Tang B, Liu Y, *et al.* Dynamic recrystallization behavior of the Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy during isothermal hot deformation[J]. *Progress in Natural Science:Materials International*, 2019, 29(5): 587–594.
- [73] Bao Y, Yang D Y, Liu N, *et al.* High temperature deformation behavior and processing map of hot isostatically pressed Ti-47.5Al-2Cr-2Nb-0.2W-0.2B alloy using gas atomization powders[J]. *Journal of Iron and Steel Research(International)*, 2017, 24(4): 81–87.
- [74] Kong F T, Cui N, Chen Y Y, *et al.* The hot deformation behavior of Ti-43Al-9V-Y alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2013, 49(11): 1363–1368.
- [75] Li T R, Liu G H, Xu M, *et al.* Flow stress prediction and hot deformation mechanisms in Ti-44Al-5Nb-(Mo, V, B) alloy[J]. *Materials*, 2018, 11(10): 2044.
- [76] Jiao Y, Wu T D, Zhang L J, *et al.* Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Ti48Al2Cr2Nb1B alloy[J]. *Titanium Industry Progress*, 2018, 35(3): 26–29.
- [77] Sallot P, Monchoux J P, Joulié S, *et al.* Impact of β -phase in TiAl alloys on mechanical properties after high temperature air exposure[J]. *Intermetallics*, 2020, 119: 106729.
- [78] Cui N, Wu Q Q, Bi K X, *et al.* Effect of multi-directional forging on the microstructure and mechanical properties of β -solidifying TiAl alloy[J]. *Materials*, 2019, 12(9): 1381.
- [79] Mengis L, Ulrich A S, Watermeyer P, *et al.* Oxidation behaviour and related microstructural changes of two β_0 -phase containing TiAl alloys between 600 °C and 900 °C[J]. *Corrosion Science*, 2021, 178: 109085.
- [80] Chen Y Y, Yang F, 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.
- [81] Lu X, He X B, Zhang B, *et al.* High-temperature oxidation behavior of TiAl-based alloys fabricated by spark plasma sintering[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 478(1-2): 220–225.
- [82] Lin J P, Zhao L L, Li G Y, *et al.* Effect of Nb on oxidation behavior of high Nb containing TiAl alloys[J]. *Intermetallics*, 2011, 19(2): 131–136.
- [83] Jiang G H, Zhao C Z, Yu J J, *et al.* Effect of Cr on microstructure and oxidation behavior of TiAl-based alloy with high Nb[J]. *China Foundry*, 2018, 15(1): 25–30.
- [84] Liu X P, Kai Y, Wang Z X, *et al.* Effect of Mo-alloyed layer on oxidation behavior of TiAl-based alloy[J]. *Vacuum*, 2013, 89(1): 209–214.
- [85] Pan Y, Lu X, Hayat M D, *et al.* Effect of Sn addition on the high-temperature oxidation behavior of high Nb-containing TiAl alloys[J]. *Corrosion Science*, 2020, 166: 108449.
- [86] Vojtěch D, Popela T, Kubásek J, *et al.* Comparison of Nb-and Ta-effectiveness for improvement of the cyclic oxidation resistance of TiAl-based intermetallics[J]. *Intermetallics*, 2011, 19(4): 493–501.
- [87] Yao T H, Liu Y, Liu B, *et al.* Influence of carburization on oxidation behavior of high Nb contained TiAl alloy[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2015, 277: 210–215.
- [88] Panov D O, Sokolovsky V S, Stepanov N D, *et al.* Oxidation resistance and thermal stability of a β -solidified γ -TiAl based alloy after nitrogen ion implantation[J]. *Corrosion Science*, 2020, 177: 109003.
- [89] Yu L D, Thongtem S, Vilaithong T, *et al.* Modification of tribology and high-temperature behavior of Ti-47Al intermetallic alloy nitrided by N ion implantation[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2000, 128(1): 410–417.
- [90] Zhao B, Wu J S, Sun J. Effect of nitridation on the oxidation behavior of TiAl-based intermetallic alloys[J]. *Intermetallics*, 2001, 9: 697–703.
- [91] Bewlay B P, Nag S, Suzuki A, *et al.* TiAl alloys in commercial aircraft engines[J]. *Materials at High Temperatures*, 2016, 33(4-5): 549–559.