

TiAl 合金铸造缺陷研究进展

刘欢^{1, 2, 3}, 陈沛渝^{1, 2, 3}, 陈旸^{1, 2, 3}, 陈艺源^{1, 2, 3},
王宾^{1, 2, 3}, 魏代修^{1, 2, 3}, 陈光^{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合金具有密度低、比强度高及高温性能优异等特点, 是航空发动机低压涡轮叶片的理想材料。但TiAl合金的高熔点与低熔体流动性导致其铸造过程易产生缩孔、缩松、气孔、偏析和裂纹等缺陷, 显著降低合金拉伸、疲劳及高温蠕变性能。本文综述了铸造TiAl合金的特点与发展历程、铸造工艺对铸造缺陷及其力学性能的影响、铸造后处理工艺。研究表明, 铸造工艺优化与后处理技术可有效减少缺陷、提升铸造TiAl合金的力学性能。铸造TiAl合金工程化应用仍面临诸多挑战, 未来需进一步深化铸造缺陷形成机理与控制方法研究, 研发智能化铸造工艺和后处理技术, 完善铸件无损检测与质量评价体系, 实现“合金成分—铸造工艺—缺陷控制—组织性能”一体化, 推动工程化应用。

关键词: TiAl合金; 铸造工艺; 铸造缺陷; 热等静压; 力学性能; 组织调控

中图分类号: TG292; TG146.2⁺3; V261.3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4977 (2026) 06-0621-25

DOI: 10.27014/j.cnki.zhuzao.2026.0082

A Review on Casting Defects of TiAl Alloys

LIU Huan^{1, 2, 3}, CHEN Pei-yu^{1, 2, 3}, CHEN Yang^{1, 2, 3}, CHEN Yi-yuan^{1, 2, 3}, WANG Bin^{1, 2, 3},
WEI Dai-xiu^{1, 2, 3}, CHEN Guang^{1, 2, 3}

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

Abstract: The titanium aluminide (TiAl) alloys, endowed with low density, high specific strength, and excellent high-temperature properties, are ideal candidate materials for the low-pressure turbine blades in aero-engines. However, their high melting point and poor melt fluidity often result in casting defects such as the shrinkage cavity, shrinkage porosity, gas hole, segregation, and crack during casting process, which significantly degrade the tensile, fatigue, and high-temperature creep properties of the alloys. This paper reviews the characteristics and development history of TiAl alloys, with a focus on the influence of casting processes on the casting defects and mechanical properties, as well as the post-casting treatment technologies. The research results indicate that the casting process optimization and post-treatment technologies can effectively minimize the defects and enhance the mechanical performance of TiAl alloys. Finally, it is pointed out that the engineering application of cast TiAl alloys still faces significant challenges. Future efforts should focus on deepening the understanding of defect formation mechanisms and control methods, developing intelligent casting and post-processing technologies, and perfecting non-destructive testing and quality evaluation systems to achieve the integration of “alloy composition-casting process-defect control-microstructure and properties”, thereby promoting the engineering application.

Key words: TiAl alloy; casting process; casting defect; hot isostatic pressing (HIP); mechanical property; microstructure regulation

现代航空事业的跨越式发展, 对航空发动机的服役性能与技术水平提出了愈发严苛的提升要求。涡轮

叶片是航空发动机的核心热端部件, 长期处于高温、高应力及复杂热力耦合的极端工况环境下, 这就要求

基金项目: 国家重点研发计划 (2024YFB 3713503); 国家自然科学基金 (52595663, 52571145, 92463301, 92163215, 12202201, 52174364, 52305379); 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)。

收稿日期: 2026-04-13 收到初稿, 2026-05-16 收到修订稿。

作者简介: 刘欢 (2004-), 男, 学士, 材料科学与工程专业。E-mail: 2387582742@qq.com

通信作者: 魏代修, 男, 博士生导师, 教授, 研究方向为金属材料设计制备与力学行为。E-mail: daixiu_wei@njust.edu.cn

引用格式: 刘欢, 陈沛渝, 陈旸, 等. TiAl 合金铸造缺陷研究进展 [J]. 铸造, 2026, 75 (6): 621-645.

LIU Huan, CHEN Peiyu, CHEN Yang, et al. A review on casting defects of TiAl alloys [J]. Foundry, 2026, 75 (6): 621-645.

叶片材料具备优良的综合使用性能。为进一步提升推重比与燃油利用效率,航空发动机正朝着轻量化、高工作温度的研发方向迈进,这也对材料的比强度设定了更高标准,即材料需同时具备低密度、出色的高温强度、良好的抗蠕变能力与抗氧化性能^[1]。镍基高温合金在航空航天领域应用十分广泛,但其密度偏大(通常大于 8.0 g/cm^3),已然逐渐成为制约航空发动机轻量化设计推进的主要阻碍^[2]。高温钛合金虽已在航空发动机中实现部分应用,但传统固溶强化型钛合金普遍存在高温强度偏低、最高服役使用温度受限等缺陷,无法适配新一代航空发动机更高温度服役工况的使用需求^[3]。

TiAl合金是一种由金属键与共价键共同作用的金属间化合物,兼具金属的韧性潜力与陶瓷的高温性能,综合性能十分优异^[4]。其最显著的优势是密度极低($3.9\sim 4.2\text{ g/cm}^3$,较传统镍基合金减重约40%~50%),同时拥有出色的比强度与比刚度,为航空发动机实现高推重比以及达成节能减排目标提供了重要的材料保障^[5-7]。在高温性能层面,TiAl合金在 $700\sim 900\text{ }^\circ\text{C}$ 范围内具备良好的强度、抗蠕变能力与抗氧化能力。该合金在 $750\text{ }^\circ\text{C}$ 环境下弹性模量依旧可保持在 150 GPa 左右,性能与镍基合金持平,能够确保构件在高温环境中维持稳定的结构刚度与尺寸形态^[7]。凭借上述诸多优势,TiAl合金成为制备低压涡轮叶片、增压涡轮、排气阀等高温运动构件的优选材料^[8-9]。2011年,美国波音公司^[10]使用铸态Ti-48Al-2Cr-2Nb(4822)合金替换镍基高温合金,将其应用于GENxTM-1B发动机末两级低压涡轮叶片,此举让发动机减重约400磅,实现燃油消耗降低20%、噪声降低50%、氮氧化物排放量减少80%。铸态4822合金也被法国赛峰集团(SNECMA)应用于LEAP™系列发动机低压涡轮叶片的制造^[10],同时该合金还计划取代传统材料应用于CFM56发动机,配套装配至波音737以及部分空客A320neo机型。

尽管TiAl合金具备广阔应用前景,但其本征脆性与制备难点制约了其大规模工程应用。首先是室温脆性问题,金属间化合物的有序晶体结构使其可独立开动的滑移系数数量偏少,室温塑性普遍偏低,伸长率不足2%,同时断裂韧性较差,存在明显的缺口敏感性^[11]。这种与生俱来的脆性特征,不仅大幅压缩了其热加工温度区间,还致使锻造、轧制等常规塑性成形工艺难以顺利开展,加工过程中极易出现开裂现象,进而造成成品率偏低、生产成本居高不下。其次,TiAl合金熔点较高且熔体流动性能不佳,使其铸造加工成为工业生产中的一大难题,成形过程中易滋生各类铸造缺

陷,极大降低构件成品合格率与使用可靠性^[3, 11-12]。依托成分调控与工艺优化规避成形缺陷、制备出组织性能稳定的合金材料,是保障该合金构件在高温环境下长期安全服役的核心所在^[13]。

1 TiAl合金

1.1 发展历程

Ti-Al金属间化合物的研究始于20世纪50年代。早期对二元Ti-50Al合金的研究证实,该合金体系具备优异的高温热强性能,但室温伸长率低于1%,室温塑性与成形加工性能极差,长期仅停留在实验室基础研究层面,无法实现工程化应用。20世纪70年代末期,普惠实验室与普惠公司共同研制出Ti-(47~48)Al-1V-(0.1~0.3)C系合金^[14],自此第一代TiAl合金正式问世。该合金借助钒元素固溶强化与微量碳元素的晶界净化效应,将室温塑性由不足1%提升至2%左右,合金抗蠕变性能也得到同步优化。即便如此,该合金的高温承载性能与制备工艺稳定性,依旧达不到航空发动机转动构件的严苛使用标准,仅被用作F100航空发动机压气机叶片的试验验证材料,始终未能实现产业化规模化应用^[11]。

20世纪80年代末,TiAl合金取得关键性技术突破,正式迈入工程化应用阶段。美国通用电气公司联合空军实验室研制出第二代Ti-48Al-2Cr-2Nb(4822)合金^[15],该合金也是现阶段应用最为成熟广泛的TiAl基合金。研究人员通过调控铬、铌元素掺杂比例,实现了约 3.9 g/cm^3 低密度与高比强度的良好匹配^[16],同时确定熔模精密铸造为其主流制备工艺。

进入20世纪90年代,豪梅特等企业相继攻克TiAl合金精密铸造核心技术,顺利完成CF6-80C航空发动机叶片装机试车考核。此后该合金成功应用于波音787客机GENx发动机与LEAP发动机低压涡轮叶片,用以替换传统镍基高温合金,有效实现发动机结构减重。此举标志着TiAl合金正式开启规模化工程应用进程,现已成为航空发动机实现轻量化、提升整机运行效率的核心结构材料^[17]。

自21世纪以来,TiAl合金向第三代高合金化与多技术融合方向发展。一方面,为突破温度极限,对该合金成分设计的研究分为两种技术路线:TNM合金(Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B)通过提高Nb含量并添加Mo、B,优化高温蠕变抗力和热加工性。其成分为Ti-43.5Al-(3-4)Nb-(0.5-1)Mo-0.1B,已用于普惠PW1000G系列(GTF)发动机的低压涡轮叶片,服役温度进一步提升^[18];TNB系列(高铌合金)以Ti-

(44-45) Al-(5-10) Nb为基, 加入不同含量的B、C、Si。通过高Nb (8at.%~10at.%) 强化, 显著提高高温强度与抗氧化性, 显著提高服役温度, 具备替代部分变形镍基高温合金的潜力^[19]。

第一代、二代TiAl合金主要是铸造合金, 第三代TiAl合金主要是锻造合金。近年来, 制造工艺呈现多元化融合趋势, 传统铸造与热等静压、增材制造等技术结合, 逐步解决大尺寸复杂铸件中缩松、偏析等问题^[20], 推动TiAl合金向更广阔领域应用。

1.2 物相组成

根据成分不同, TiAl合金可形成多种相态, 例如 α 、 α_2 、 γ 、 β 和B2相(图1)。

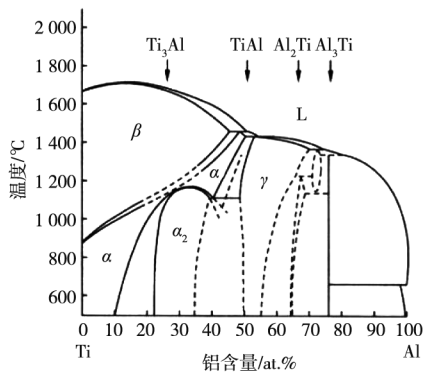


图1 TiAl合金二元相图

Fig. 1 Binary phase diagram of the TiAl alloy

α 相为钛基固溶体, 呈密排六方(HCP)晶体结构。该相为低温稳定无序相, 存在于 α 相变温度(T_α)以下, 晶格参数通常为 $a \approx 0.295$ nm、 $c \approx 0.468$ nm。 α 相具备较多滑移系, 利于提升合金室温塑性; 同时 α 相可经有序化转变生成 α_2 相。

α_2 相为有序六方结构($D0_{19}$ 型), 化学计量比为 Ti_3Al , 晶格参数约为 $a \approx 0.577$ nm、 $c \approx 0.420$ nm, 堆垛序列为|ABAB|。该相由 α 相经原子有序化转变形成, 是Ti-Al体系中重要的金属间化合物相。 α_2 相具备较高硬

度, 室温下表现出脆性特点, 高温环境中依旧保持良好的结构稳定性。在高铝含量的TiAl合金内, α_2 相常作为强化相弥散分布于 γ 基体之中, 进而形成典型的双态组织或是全片层组织。

γ 相为TiAl合金基体相, 具有面心四方有序结构($L1_0$ 型), 化学计量比为TiAl。晶格参数通常为 $a \approx 0.4005$ nm、 $c \approx 0.4071$ nm, 轴比 $c/a \approx 1.02$, 堆垛序列为|ABCABC|。 γ 相具有较低的层错能(约60~90 mJ/m²), 在变形过程中易发生机械孪生, 这是其区别于传统金属间化合物的重要特征。 γ 相各向异性显著, 力学性能受晶体取向与片层界面特征影响。

β 相为高温无序相, 具有体心立方(BCC)结构, 存在于 T_β 温度以上。该相拥有12个独立滑移系, 在高温下具备优异的变形协调能力, 能够显著提升TiAl合金的热加工性能。 β 相属于“软化相”, 引入该相可有效降低合金的热变形抗力, 拓宽热加工区间。但 β 相在室温状态下呈现硬脆特性, 过量残留会致使合金的室温塑性与断裂韧性有所下降。

B2相为 β 相的有序化形式, 具有体心立方有序结构, 化学计量比为TiAl。在B2结构中, Ti原子占据体心位置, Al原子占据顶角位置(或反之), 形成CsCl型有序排列。B2相通常由高温 β 相在冷却过程中经无序-有序转变形成, 在高Nb、Mo、W等 β 稳定元素含量较高的TiAl合金中尤为常见。该相的室温硬度与脆性均高于 α_2 相和 γ 相, 且存在明显的室温脆性倾向。在高于700 °C的服役环境下, B2相可能发生 $\alpha_2 + \gamma \rightarrow B2$ 这类退化型相变, 造成组织失稳与性能劣化, 也是限制高Nb-TiAl合金长期服役可靠性的核心因素之一。

在这些相中, 具备工程应用意义且被广泛研究的为 γ -TiAl和 α_2 -Ti₃Al两相, 如图2所示^[21], 最终组织形貌高度依赖合金成分以及 β /B2稳定元素的掺杂^[21-22]。这两类物相均难以满足多晶材料协调变形所需的冯·米塞斯准则, 即材料至少需要5个独立滑移系; 其优异的高比强度源自两相自身优异的高温强

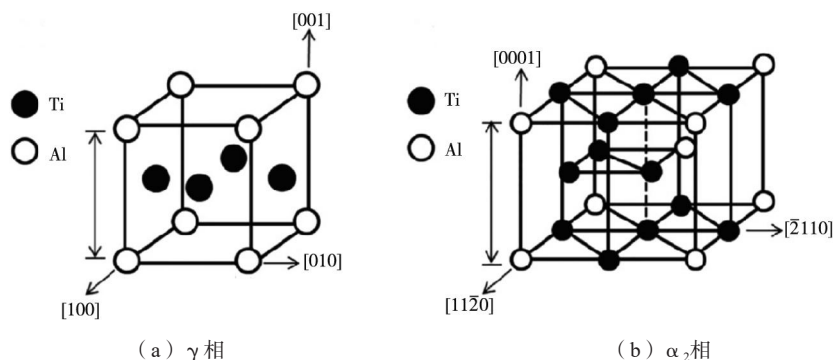


图2 TiAl合金中主要相结构

Fig. 2 The main phase structures in the TiAl alloy

度与硬度，而强塑性失衡的问题则源于 γ 相与 α_2 相的本征脆性，进而造成合金室温塑性偏低。不过通过调控 α_2/γ 片层取向、引入适量 β_2/β 相等增塑方式，能够在维持材料强度的前提下有效提升其塑性变形能力^[10]。除此之外，第一性原理计算结果^[23]显示，TiAl合金的 B/G 值为1.617，小于1.75， ν 值为0.244，小于0.26；经计算得到的柯西压力（CP）证实，TiAl合金在（100）与（010）晶面呈现出明显的共价键特征，在（001）晶面则表现为金属键特征。

1.3 微观组织

不同热处理方式可使TiAl合金获得由 γ 相与 α_2 相构成的四种微观组织（图3），分别为全片层（FL）组织、近片层（NL）组织、双态（DP）组织和近 γ （NG）组织^[24]。在高于 T_α （ α 相转变温度）10~20℃的条件下进行热处理，能够得到 α_2 相与 γ 相交替排布的全片层组织。片层结构可有效阻碍裂纹扩展，因此该合金在高温环境以及需具备抗断裂性能的工况中表现优异。但此类热处理方式保温温度高、冷却速率

慢，易形成粗大晶粒，进而降低合金塑性，该问题可通过特种热处理工艺实现晶粒细化加以改善。

在略低于 T_α 温度下保温一段时间并缓慢冷却，可获得由粗大 α 片层晶粒与少量 γ 晶粒组成的近片层组织。近片层组织的形貌介于全片层组织与双态组织之间，主要由大量 $\alpha_2+\gamma$ 片层晶团构成，且在片层晶团边界处分布有少量等轴 γ 晶粒，具备均衡优异的综合性能。

将TiAl合金加热至 $\alpha+\gamma$ 两相区特定温度保温后冷却，即可得到双态组织。该组织以等轴 γ 晶粒为基体，赋予材料良好的塑性与形变能力， $\alpha_2+\gamma$ 片层晶团弥散分布于等轴晶粒间隙，为材料提供强度与高温使用性能，这类合金拉伸性能最优，但高温蠕变性能与断裂韧性相对偏低。

将TiAl合金加热至 γ 单相区保温后冷却能够制得近 γ 组织，该组织主要由大量细小的等轴 γ 晶粒构成，拥有出色的室温塑性与加工成形能力，但其高温强度与抗蠕变性能较差。

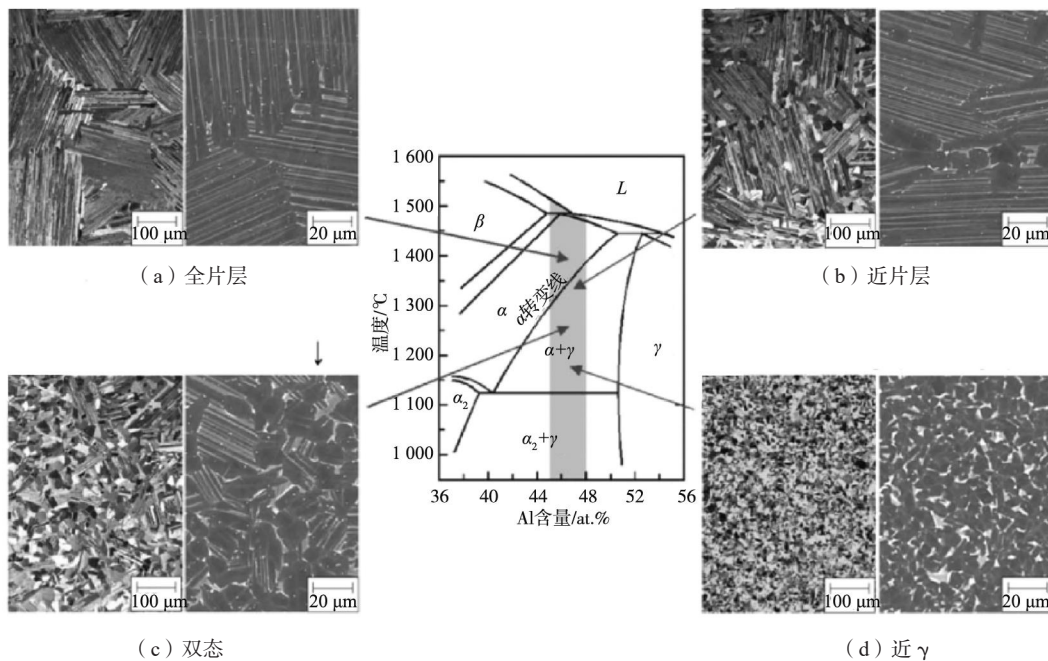


图3 TiAl合金的四种微观组织

Fig. 3 Four microstructures of the TiAl alloys

1.4 合金元素影响

1.4.1 Al元素影响

在Ti-Al二元体系中，Al含量是调控初生相选取与凝固路径的首要热力学参数。依据Ti-Al二元相图以及非平衡凝固条件下的相选择理论，当Al含量从35at.%逐步提升至58at.%时，初生相会依次发生 β 相（体心立方BCC结构） \rightarrow α 相（密排六方HCP结构） \rightarrow γ 相（ $L1_0$

有序结构）的转变，对应的凝固路径也从 β 凝固、 α 凝固逐步转变为 γ 凝固^[25]。凝固过程中枝晶胞尺寸随Al含量改变发生相应变化，其中Al含量为46.5at.%时枝晶胞尺寸达到最小值^[26]。在固态相变阶段，Al含量可通过改变化学驱动力与原子扩散速率，对相变方式产生显著影响。在 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变过程中，随着Al含量升高，相变机制由块状相变逐步转变为魏氏组织板条

析出与 α 晶粒析出；而 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变过程则呈现截然相反的变化规律，相变形式由析出型相变向块状相变转变。上述相变路径的差异，最终决定了凝固组织内部片层团的取向关系、界面密度以及室温变形协调能力。此外，Al含量出现波动还会造成局部凝固路径发生偏移，进而生成成分偏析带，为后续热处理过程中S型偏析与 α 型偏析的产生奠定热力学基础。经过大量研究证实，可满足工程实际应用需求的 γ -TiAl合金，其Al含量通常控制在45at.%~48at.%范围内^[27]。

1.4.2 Nb元素影响

作为第二代TiAl合金的核心合金化元素，Nb依托多尺度作用机制改善合金综合性能。从晶体学层面来看，Nb固溶于 γ 基体后会引发晶格膨胀，其中 a 轴、 c 轴参数以及轴比 c/a 均出现小幅增大^[28]。当Nb添加量较低时，Nb原子无序占据钛元素的亚点阵位点，该状态下能够生成 γ 相；而当Nb含量较高时，Nb原子会有序置换钛元素的亚点阵位点，以此降低体系能量。鉴于Nb原子与基体原子之间存在较大尺寸差异，其固溶进入TiAl合金基体后会产生明显晶格畸变，产生固溶强化效果，进而大幅提升TiAl合金的力学强度^[29]。除此之外，Nb能够降低 γ 相层错能，推动机械孪生成为辅助协调变形的重要机制。在有序金属间化合物当中，独立滑移系数量匮乏是材料出现室温脆性的根本原因，而由Nb诱发的孪生变形能够有效调和晶界位置的应变不协调问题，缓解应力集中现象，有效提升合金室温伸长率。

高Nb-TiAl合金同时具备优异的高温抗氧化性能。一方面，Nb属于高价态元素，可提升铝元素在氧化膜与基体界面处的热力学活度，助力具备防护作用的氧化铝保护膜生成，抑制疏松二氧化钛氧化层生长；另一方面，Nb能够固溶至已然成型的二氧化钛氧化膜内部，生成(Ti, Nb)₂O₃固溶体，填补氧化膜内部氧空位，进一步提升氧化膜的致密程度与附着能力。两种作用机制协同发力，大幅增强高Nb-TiAl合金在700~900℃工作温度范围内的高温抗氧化性能^[30]。

相较于常规TiAl合金，高Nb-TiAl合金拥有更为出色的高温抗蠕变性能。Nb可以提高合金的变形激活能，抑制由扩散作用主导的高温蠕变行为。进入稳态蠕变阶段后，Nb的固溶作用会减缓原子扩散速率，抑制位错攀移与晶界滑移的发展进程；与此同时，Nb可抑制合金内部组织结构发生劣化，让片层状组织结构在高温长期服役环境中维持稳定状态，有效延长合金蠕变使用寿命。

尽管高Nb-TiAl合金拥有出众的综合力学性能，但掺入Nb元素极易造成严重的成分偏析问题，最终造成

合金内部组织结构分布不均。实际上，即便Nb含量偏低的Ti4822合金也会出现此类成分偏析，这类偏析可借助热等静压工艺消除。但高Nb-TiAl合金产生的成分偏析无法依靠热等静压工艺去除，仅能在 α 单相温度区间内进行长时间保温处理，才可彻底消除该缺陷^[31]。

1.4.3 Cr元素影响

Cr元素比Nb元素具有更强的 β 相稳定作用，对于Ti-Al-Cr体系而言，Nb的Cr当量仅为1/3^[32]。第一性原理计算揭示了Cr的相选择性占位行为：在L1₀结构的 γ 相中，Cr优先占据Al亚点阵位置；而在有序B2相中，则择优占据Ti位。这种占位偏好源于较强的Ti-Cr共价键合倾向，该键合作用不仅阐明了Cr的 β 相稳定化机制，也为探究Cr对相变动力学的影响提供了电子结构层面的理论依据。此外，添加Cr元素还能够优化TiAl合金中Al的分配系数，增强 α_2/γ 片层组织与 γ 晶粒的塑性变形能力，进而提升合金的伸长率^[33]。但过量掺入Cr元素会弱化氧化膜与基体之间的结合附着力，造成氧化膜剥落，最终致使TiAl合金的抗氧化性能下降^[34]。

1.4.4 V元素影响

TiAl合金中添加V元素后，屈服强度与塑性均可显著提升。黄尊行等^[35]在研究三元含V钛铝合金时发现，添加V元素有助于改善双相TiAl合金的塑性，原因在于V原子可占据晶格内的Al点阵位点，弱化Ti-Al化学键的共价键特性。此外，结合相图特征分析可知，V的 β 相稳定化作用弱于Nb、W、Mo等元素，但掺入V能够有效降低 α 单相区温度，拓宽 $(\alpha + \beta)/\beta$ 相区范围，进而下调热加工温度、拓宽工艺调控区间。当V含量不断升高，合金体系进入 $\alpha + \beta$ 两相区，在此区间开展热机械处理可进一步优化合金的变形协调能力。Smirnova等^[37]运用从头计算法(Ab initio Calculations)探究了V掺杂对 γ -TiAl晶体结构的作用规律，研究结果证实，V掺杂会改变 γ -TiAl合金的四方晶格特征；当V原子取代Al原子时， γ -TiAl晶格的 c/a 比值随之降低，当V掺杂浓度达到8at.%时，该晶格基本转变为正立方晶格，以此实现合金塑性的提升。

1.4.5 W元素影响

W作为高熔点难熔金属（熔点3 422℃，在TiAl合金中主要通过固溶强化与扩散抑制机制提升高温承载能力。在晶体缺陷层面，W原子对孪生位错及普通位错均产生强烈的钉扎效应，通过阻碍位错滑移与攀移运动，提高合金的屈服强度与高温蠕变抗力。同时，W属于高扩散激活能元素，其自扩散系数远低于Ti或Al，因此添加W可显著降低扩散控制型变形过程（如位错攀移、晶界滑移及蠕变空洞形核）的速率。此外，W元素还能降低堆垛层错能，减缓位错滑移与攀

移速率,进而改善TiAl合金的高温蠕变性能^[38]。然而相关研究表明,过量添加W会在TiAl基合金中生成质地较软的 β 相,致使合金蠕变强度下降^[39]。

1.4.6 B元素影响

B元素能够显著细化TiAl合金组织,起到提高片层组织稳定性与强化晶界的作用。研究人员在TiAl合金中发现四种类型的硼化物,分别为具有B27结构的TiB、具有B₂结构的TiB、具有C32结构的TiB₂以及具有D7b结构的Ti₃B₄^[36]。Ramanujan等人^[40]在开展TiAl合金高温长时间热暴露相关研究时发现,W与B元素可稳定原始片层组织,有效缓解片层组织在高温环境下出现的分解与退化现象。Li等人^[41]探究了B元素对Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr合金高温力学性能的影响,研究结果表明位错易在TiB相以及 α_2/γ 片层界面处发生塞积,TiB相在界面处产生的钉扎效应提升了各类界面的结合强度,进而大幅改善TiAl合金的力学性能。

1.4.7 Si元素影响

Si元素是另一种常用的 α 相稳定元素,用来改善TiAl合金的高温性能。Tsuyama等^[42]研究发现在Ti-48Al合金中添加0.5at.%Si元素后,蠕变过程中 α_2/γ 片层界面处析出纳米级硅化物颗粒。这些颗粒通过钉扎机制阻碍片层界面的迁移与粗化,从而在高温长时载荷下维持片层结构的稳定性,提高蠕变抗力。Noda等^[43]在Ti-48Al-1.5Cr-0.26Si合金中观察到,经900℃时效处理后析出的Ti₅Si₃相可有效钉扎位错运动,使850℃以下蠕变激活能与应力指数同步增大,抗蠕变变形能力显著增强。张熹雯等^[44]进一步研究表明,仅需添加0.2at.%Si即可在凝固及后续HIP过程中诱导Ti₅Si₃相析出;该相通过钉扎片层界面并稳定层状结构,使合金在800℃/220MPa、800℃/300MPa及850℃/220MPa多种持久条件下的寿命均获得显著提升。Hsu等^[45]系统考察了Si含量(0.3at.%~2.7at.%)对Ti-52.2Al合金凝固组织的影响规律。结果显示,随Si含量增加,初生 ζ -Ti₅(Si,Al)₃相体积分数单调上升,而片层团体积分数略有下降,等轴 γ 晶粒尺寸相应细化。这一组织演变表明,Si不仅参与形成硅化物强化相,还通过改变凝固路径影响最终组织组成。Kim等^[46]针对定向凝固TiAl-Nb合金的研究则揭示了Si对力学性能的矛盾效应:一方面,Si添加可细化片层间距、提高组织均匀性,室温屈服强度因固溶强化而提高;另一方面,Si含量升高导致 α_2 相体积分数下降,I型断裂韧性随之降低。因此,Si的优化添加需综合考虑持久性能、蠕变抗力与断裂韧性之间的平衡。

2 TiAl合金铸造

TiAl合金室温本征脆性大、高温下变形抗力大等特点给成形、加工带来一系列重大挑战。精密铸造是TiAl合金的主要制备技术,根据熔炼方法、浇注方式和型壳材料的不同可以分为很多类型,熔炼方法包括感应熔炼(陶瓷或水冷金属坩埚,陶瓷坩埚可获得高过热度,但夹杂和间隙污染使其并不适用于航空部件等关键应用,金属坩埚若采用高功率熔炼,则可使熔体悬浮,又称悬浮熔炼)、凝壳熔炼。浇注方式包括静态重力、反重力、吸铸、离心(离心包括水平和垂直两种方式,均可再细分为浇注和旋溢)。型壳材料包括可重复使用的金属型和一次性使用的陶瓷型壳。使用陶瓷型的铸造方式又叫熔模铸造,是精密铸造中应用最广泛的一种。

2.1 合金熔炼

针对TiAl合金高化学活性及高熔点的特点,工业界发展了多种真空熔炼技术。按电极是否与熔体发生自耗反应,可将其归纳为自耗型与非自耗型两大类。前者以真空自耗电弧熔炼(VAR)为代表,熔炼过程中自耗电极与熔池间形成电弧,电极持续熔化并滴落凝固成锭;后者则采用非自耗电极或感应加热方式,典型工艺包括冷坩埚感应熔炼(CCIM)、电子束冷床熔炼(EBCHM)及等离子束冷床熔炼(PAM)等^[47]。目前TiAl合金铸锭的工业化生产中应用最广泛的是真空自耗电弧熔炼和冷床炉熔炼。VAR是利用电极和被熔炼物料之间产生电弧来熔炼金属,电极的熔化和熔体的凝固同时进行,熔炼速度快,能进行较大锭型的熔炼,熔炼缺陷、元素偏析和挥发等问题易控制,且可以利用现有的制备传统钛合金的设备进行熔炼。PAM是利用等离子束作为高能热源对原料进行加热熔化,熔体在水冷铜质冷床内实现精炼净化与溢流分离,熔化、除杂与凝固过程分区独立进行,熔体停留时间充足,可高效去除高密度夹杂与低熔点杂质,对高活性TiAl合金的成分均匀性与元素烧损控制效果优异,尤其适配高铌等复杂成分铸锭的高纯制备,能够直接使用返回料与多种形态原料。

但这两种技术制备TiAl合金过程中均采用水冷铜坩埚与熔体直接接触,水冷坩埚与金属熔体之间存在一层由金属熔体凝固而产生的固体壳层,即所谓“凝壳”。坩埚内衬与金属熔体成分相同,避免了坩埚对金属熔体的污染。德国ALD公司^[48]采用水冷铜坩埚熔炼工艺制造TiAl合金排气阀,成功应用于奔驰系列轿车的发动机。然而,强制水冷工艺导致能耗上升超过

70%。同时,该方法存在凝壳过厚、熔池体积小、熔体过热度低(仅约50℃)等问题,易引发TiAl合金的成分偏析,严重影响材料均质性。为获得高品质合金铸锭,通常需通过多次重熔以减轻偏析,这进一步增加了工艺能耗与生产成本。为克服现有钛铝合金冶炼技术的不足,研究界正致力于探索低能耗熔炼新工艺。真空坩埚感应熔炼技术展现出独特优势:其一,该技术无需强制水冷系统,可大幅降低能耗;其二,真空感应炉内强烈的电磁搅拌效应配合较高过热度(150~200℃)的维持,有助于促进熔体成分均匀化,从而获得冶金质量优良的钛铝合金。

国内外学者的研究表明,VAR方法制备TiAl合金在控制铸造缺陷、Al元素微观偏析和Al元素挥发方面具有一定的优势。俄罗斯VSMPO公司采用真空电弧熔炼设备已经制备了直径为960 mm,质量达到1.0~2.5 t的铸锭^[49]。我国西北有色金属研究院^[50]采用真空自耗电弧熔炼制备了尺寸为 $\Phi 160\text{ mm} \times 380\text{ mm}$ 的TiAl合金铸锭。但这种方法仍有一些无法克服的缺点,如:必须用较大的压力机制备自耗电电极,残料利用率低,不能有效去除低密度夹杂和高密度夹杂等。

Song等人^[51]以钛粉、铝粉和石墨粉为原料使用VAR进行熔炼制作TiAl基复合材料时,发现Al元素在高温下蒸发使合金中出现了预期之外的 Ti_3Al 和 TiC 。Xu等^[52-53]通过数值模拟研究PAM熔炼过程中高密度夹杂的运动轨迹和停留时间,发现糊状区可以捕获W、Mo、Nb等夹杂,大粒径的颗粒会沉积在熔池底部,夹杂的停留时间和密度、尺寸成负相关。Cen等人^[54]则对比了几种熔炼方式对高/低密度夹杂的去除效果,发现在EBCHM中大颗粒的低密度夹杂完全溶解,最终会流向结晶器。高密度夹杂虽然难以使用VAR去除,但EBCHM可以完全去除。刘路^[55]采用美国Retch公司电子束冷床熔炼炉,以海绵钛为原料,制备了大尺寸纯钛扁锭。电子枪扫描频率、拉锭速率与扫描功率是EBCHM工艺的关键参数:扫描频率越低,铸锭越易产生裂纹;拉锭速率越大,金属液中气体逸出时间越短,皮下气孔的形成概率越高;电子枪扫描功率直接影响合金元素的偏析程度,功率调控不当会导致元素分布不均,增加组织缺陷敏感性。通过合理优化匹配扫描频率、拉锭速率与扫描功率等工艺参数,可有效抑制EBCHM制备TiAl合金铸锭过程中宏观缺陷的产生,提升铸锭质量。

2.2 熔模铸造

熔模铸造,又称失蜡铸造,是一种利用可溶性模料(如蜡料)制成具有精确形状

的模型,在其表面涂覆多层耐火材料形成陶瓷型壳,经加热脱除模料、高温焙烧后形成空腔铸型,最终浇注金属液获得高精度铸件的近净成形技术^[15]。该工艺具有尺寸精度高、表面质量好、制造成本低,可以得到近无余量的精密复杂构件等优点而得到快速发展。可加工包括高温合金、钛合金、TiAl合金等在内的多种难加工材料,满足高端装备对材料性能的严苛要求^[15]。该工艺是航空航天、军工等领域关键复杂构件(如航空发动机叶片、机匣、飞机构件等)不可替代的成形工艺,在先进装备的轻量化与精确化发展

中起着基础性支撑作用^[15]。当前,将熔模铸造与3D打印技术结合,通过3D打印制备蜡模或铸型来显著缩短制造周期,代表了其重要发展方向。20世纪90年代,Howmet开发了Ti-47Al-2Cr-2Nb合金熔模精铸技术,制备出晶粒大小在100 μm 左右的细小双态组织,获得了较为均衡的综合性能^[56],并顺利完成千次循环试车测试。德国MTU公司于1992年首次通过熔模精铸制备了TiAl合金低压涡轮转子叶片,并在700℃,16 000 r/min条件下进行了旋转实验^[57]。1994年,R&R公司为波音717客机研制的BR715发动机中尝试使用了熔铸的TiAl-4522XD合金(由Howmet公司提供),此后R&R为空客A380客机研制的TRENT XWB97发动机第5、6级低压涡轮也搭载了铸造TiAl合金叶片,并于2015年首飞,该叶片在2020年量产后年需求量接近4万片^[58]。日本大同制钢株式会社研制的车用TiAl合金增压器涡轮转子精铸件已于1999年进入商品化生产,现主要应用于三菱赛车和高级轿车^[59]。日本京都大学和川崎重工开发的外径80 mm Ti-47Al-Fe-B合金涡轮增压器叶轮,与现役镍基高温合金相比,减重50%以上,发动机启动和响应时间大幅缩短^[60]。

近年来,国内也开展了TiAl合金熔模铸造叶片的研究。刘金虎等^[61]通过数值模拟与浇注试验相结合的方式开展了浇注充型工艺对合金熔体充型、疏松缩孔等充型凝固特性影响的研究,优化了叶片熔模铸造工艺,得到了充型完整的Ti-45Al-8Nb-0.7Cr-0.5Si-0.2B合金叶片铸件,且铸件室温抗拉强度约580 MPa,850℃高温抗拉强度约450 MPa。中科院金属所杨锐等^[62]研制的精密铸造TiAl叶片通过了英国R&R公司进行的振动疲劳试验。

2.3 离心铸造

离心铸造是一种利用高速旋转的铸型,使注入其中的熔融金属在离心力作用下充填型腔、凝固成形并提高铸件质量的铸造方法。在TiAl合金叶片制造中,通常采用绕水平或垂直轴旋转的陶瓷型壳作为铸型。离

心力提供的动力远大于重力，可有效克服TiAl合金流动性差的难题，确保熔体充分充填细长、薄壁的复杂型腔（如叶片排气边），大幅降低“浇不足”或“漏铸”缺陷的发生率。此外，在离心力场中，熔体呈现由外向内定向凝固的趋势，且凝固压力自外向内递增。这种压力梯度极大地强化了对凝固收缩的补缩能力，从而显著减少缩松、缩孔等内部缺陷，获得组织更致密、力学性能更优的铸件。因其具有高效成形、高冶金纯净度和灵活调控等核心优势，常用于制备高性能、大尺寸和结构复杂的TiAl合金涡轮叶片等关键航空发动机热端部件。

2004年11月欧盟启动的IMPRESS项目旨在通过反重力铸造和离心铸造等工艺制备航空发动机和燃气轮机用40 cm铸造TiAl涡轮叶片，并在2009年通过离心铸造制备出了60 cm的TiAl叶片^[63]。与传统的Ni基高温合金相比，铸造TiAl合金可为低压涡轮减重40%~50%。IMPRESS项目表明重量的减轻将改善航空发动机的推重比，提高效率，减少燃料消耗和废气排放。IMPRESS项目大力优化铸造工艺和凝固后热处理工艺，以提供具有可接受机械性能组合的高质量铸造涡轮叶片。同时，GE公司也在开发一种水平旋溢离心精密铸造净尺寸叶片成形工艺。

中国科学院金属研究所^[64]采用离心精密铸造方法制造的TiAl合金低压涡轮叶片已在英国罗罗公司Trent XWB发动机上完成了覆盖一个大修周期的1 750次模拟飞行循环考核试验。中国科学院金属研究所和德国ACCESS公司^[65]相继开发的TiAl合金涡轮叶片泼注式水平旋转离心铸造工艺，具有降低成本的最大潜力。

2.4 重力铸造

重力铸造，又称重力浇注，是一种利用熔融金属自身重力充填铸型型腔并凝固成形的金属材料成形工艺。其核心特征是无需施加外部压力，主要依靠熔体在重力场中的势能驱动流动与成形。因其工艺设备相对简单、适应性广、成本较低，在金属型重力铸造中，采用耐热合金钢模具，通过预热模具、喷涂涂料、开合模等工序循环，可适用于铝、铜、锌等非铁合金的大批量生产，具备较高的生产效率。在性能方面，重力铸造件通常具有良好的气密性和尺寸稳定性。与压铸件相比，其内部气孔较少，可进行热处理以进一步提升力学性能，但通常表面粗糙度和尺寸精度等级略低于压铸件。主要应用于汽车、航空航天和机械等领域对力学性能和致密性要求较高、结构相对简单的中大型铸件，例如汽车发动机的铝缸体、铝缸盖，以及各种壳体、支架和轮毂等。现代重力铸造常

与工业机器人和自动化技术集成，实现下芯、浇注和取件等工序的自动化，从而提升生产线的稳定性、安全性与效率^[66]。其衍生技术，如反重力铸造（低压/差压铸造），则通过施加可控背压来改善充型和补缩，用于生产质量要求更高的复杂薄壁件^[67]。

1974—1982年，美国P&W空军实验室研发了第一代TiAl合金，并铸造出了压气机叶片和低压涡轮叶片。目前，美国PCC公司为GEnx发动机铸造的4822合金低压涡轮叶片采用的是重力铸造，通过超尺寸设计，采用电化学和机械加工的方法制备出净尺寸叶片。此外，铸造TiAl合金的另一个典型应用是汽车发动机涡轮增压器和排气阀。20世纪90年代^[68]，日本大同特殊钢公司开发了RNT650（Ti-48.1Al-2Nb-0.7Cr-0.3Si）合金，研发了包含冷坩埚悬浮熔炼技术、反重力低压铸造技术等的LEVICAST精密铸造工艺，制造出氧含量低于 500×10^{-6} 的TiAl合金涡轮增压器叶轮，其相较于Inconel 713C镍基高温合金叶轮，加速响应时间缩短26%，最大转速提高10 000 r/min。RNT650合金已用在三菱重工制造的TD05型涡轮增压器上，并装配于Lancer Evolution系列汽车。

3 铸造缺陷

大涵道比发动机的低压涡轮叶片具备尺寸长、弦宽大、排气边薄和截面弯度大等特征，对冶金品质、力学性能及尺寸精度有着严苛要求。其铸造工艺需要对十余项参数进行统筹权衡与优化，属于研制难度极高的精密铸件品类。现阶段钛铝叶片主要采用熔模铸造工艺制备，然而TiAl合金熔体化学活性极强，在熔炼与铸造阶段极易同坩埚、铸型及型芯发生剧烈化学反应。同时该合金熔体流动性不佳，结晶温度区间跨度大，凝固过程中内部组织演变机制复杂，极易产生气孔、缩孔、夹杂物、成分偏析和裂纹等各类铸造缺陷，进而严重影响铸件整体使用性能。

3.1 缺陷类型

常见的铸造缺陷有气孔、缩松缩孔、裂纹、浇不足、夹杂和偏析。气孔与缩孔缩松分别对应气体析出与补缩失效导致的体积型缺陷；裂纹源于凝固收缩受阻或热应力累积所致的线性开裂；浇不足反映充型动力学与热力学条件的耦合失衡；夹杂与偏析则分别表征外来异相引入及溶质再分配引发的成分与组织不均匀性。

3.1.1 气孔

气孔类缺陷（图4）是TiAl合金铸件中一类典型的体积型缺陷，按形态可分为圆形、长形及不规则形，

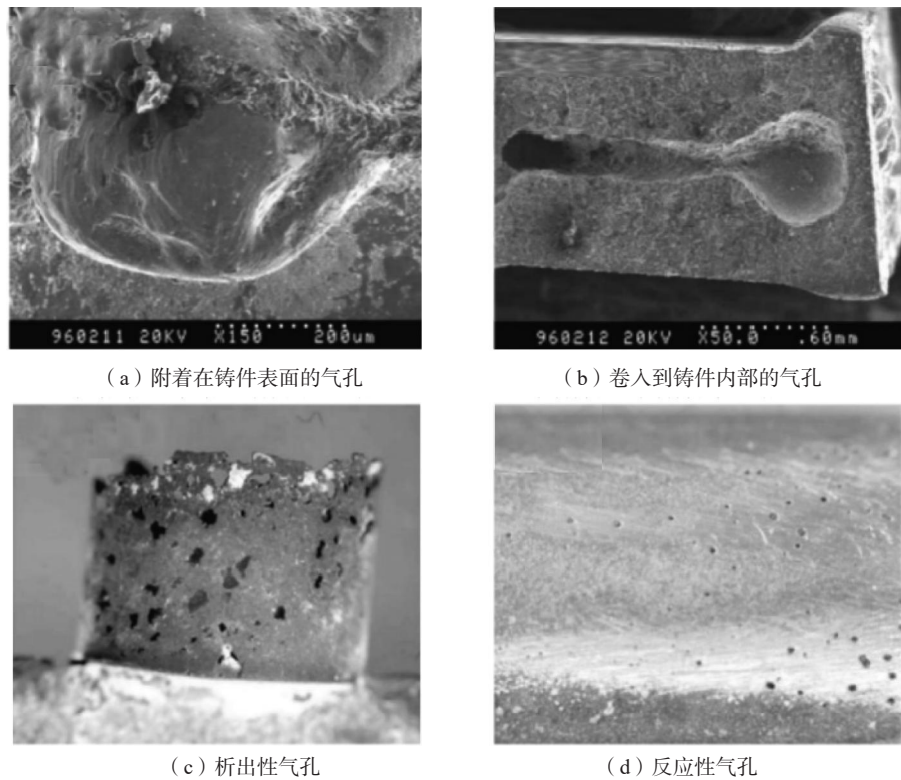


图4 气孔缺陷

Fig. 4 Gas cavity defects

可单个存在或汇集成片，孔壁通常较为光滑，主要形成于铸件内部、表面及近表面区域。TiAl合金铸造气孔的形成原因主要有：①金属液在熔炼与浇注过程中溶解了大量气体，凝固过程中温度降低，气体溶解度骤降，未及时逸出的气体在铸件内形成析出型气孔；②型砂、涂料等铸型材料在高温下发生热分解，产生的气体侵入金属液内部，形成反应型气孔；③浇注过程中金属液流动速度过快，卷入空气且无法及时排出，形成卷入型气孔^[69]。

3.1.2 缩孔缩松

由于金属在液态、凝固相变及固态冷却阶段均发生体积收缩，会在热节处形成缩孔、缩松及微缩孔，是最典型的铸造缺陷之一。金属材料在铸造成形冷却过程中，依据热力学相态演变规律，依次历经液态降温、固液相变凝固及固态持续冷却三个物理阶段。各冷却阶段均存在本征体积收缩行为，分为液态金属降温引发的液态收缩、液固相变过程产生的凝固收缩，以及完全凝固后固态基体低温冷却产生的固态热收缩^[70]。若补缩驱动力不足、流通通道闭塞等因素导致无法完成熔体动态补给，收缩孔隙将优先富集于铸件热节区域。该区域主要包含厚大截面、壁厚过渡界面、冒口根部等滞后凝固部位，最终诱发缩孔、宏观缩松及枝晶间微孔等孔隙类缺陷，显著降低铸件基体致密度与综合服役性能^[71]。

相较于传统铸钢、铝合金等常用铸造合金，TiAl合金具备独特的凝固组织演化规律与结晶动力学特征。TiAl合金特别容易因柱状晶在根部接触而堵塞补缩通道，形成根部集中缩孔^[72]。该合金凝固温度区间狭窄，但晶粒各向异性生长趋势显著，凝固阶段易生成取向性优异、二次枝晶发育不完善的粗大柱状晶组织结构^[73]。在构件根部等结构突变、应力集中的热节位置，定向外延生长的柱状晶易提前搭接聚合，形成致密物理阻隔层，从内部切断熔体补缩传输通道。该现象致使根部残余液相处于完全隔绝状态，冒口补缩与晶间液相传输均无法正常进行。在凝固收缩应力与体积失配的协同作用下，构件根部易生成聚集型集中缩孔，且伴随大量枝晶间微缩松共存在^[72, 74]。该类孔隙缺陷会破坏合金基体组织结构的连续性，造成铸件致密度衰减，同时对室温拉伸性能与高温疲劳性能产生不可逆损伤^[74]。

3.1.3 裂纹

TiAl合金铸造裂纹的形成与其本征脆性、热应力作用密切相关。TiAl合金室温塑性差，铸造过程中熔体快速冷却产生的温度梯度引发巨大热应力，在厚薄过渡处极易发生应力集中，当应力超过合金抗拉强度时，便会形成裂纹，从而导致开裂，如图5所示^[75]。裂纹又分为热裂与冷裂。冷裂形成于合金完全凝固后的冷却过程，此时合金已具备一定的强度，但由于TiAl

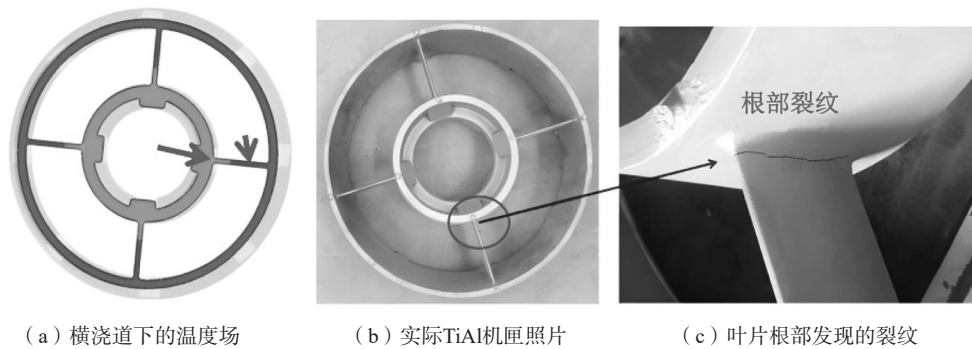


图5 铸造TiAl合金机匣支撑板根部裂纹

Fig. 5 Cracks at the root of the support plate of a cast TiAl alloy casing

合金的低温脆性，在温度降低过程中，固相发生体积收缩。如果铸型的退让性较差，收缩受到阻碍会产生较大的残余应力，当残余应力超过合金的室温抗拉强度时，便会在铸件内形成冷裂纹。铸件的厚薄过渡处因应力集中效应，是冷裂的高发区域。热裂是金属凝固过程中形成的破坏性裂纹，形成于金属液凝固末期，此时合金处于固液两相区，液相率较低，枝晶已形成连续的固相骨架，凝固收缩产生的热应力超过固液两相区的合金强度，导致晶间液膜被拉裂，形成热裂纹，主要形成机制有四种理论解释，分别为液膜理论、强度理论、晶间搭桥理论和凝固收缩补偿理论。此外，缩孔、卷气和残余应力也会促进合金产生裂纹发生断裂^[11, 69]。

3.1.4 浇不足

TiAl合金的液相线温度高、熔体流动性差、冷却速度极快，浇不足缺陷的敏感性远高于常规钛合金与高温合金。因此，研究TiAl铸件浇不足的产生条件、影响因素与控制规律，对实现高质量精密铸件成形具有重要意义。铸件浇不足的形成原因主要有^[76]：

①金属液流动充填速度过快，模具型腔内的空气不能及时从排气道排出，而裹挟在金属液中，最终在金属液凝固后，在铸件上形成孔洞的现象；②金属液流动充填速度过慢，在金属液流动到铸件远端时已提前凝固，在铸件上形成缺肉的现象；③模具排气道因涂型材料或金属渣等异常堵塞，金属液流动充填过程中，模具型腔内的空气不能从指定的排气道排出而残留在金属液最后凝固位置，形成填充不充分的现象。

从形成机理来看，TiAl铸件浇不足的产生主要源于熔体充型能力不足与型腔填充不充分。一方面，TiAl合金熔体粘度大、流动性差，在复杂薄壁、深腔、窄流道等位置极易出现前沿降温过快、流动停滞^[77]；另一方面，TiAl熔体与型壳换热剧烈、凝固潜热小、冷却速率极快，流动前沿极易快速形成凝固壳，导致后续金属液无法继续推进，最终形成未填满区域^[78]。此

外，浇注温度偏低、型壳预热不足、充型速度过慢、浇注系统阻力过大等工艺因素，都会进一步加剧流动失稳与提前凝固，成为浇不足缺陷的直接诱因^[79]。

3.1.5 夹杂

夹杂物是存在于金属基体内部、与基体成分和结构均不相同的异质颗粒，主要来源于原材料及熔炼坩埚中的杂质、熔炼过程中的氧化产物、浇注系统带入的外来物质、氧化钎型壳卷入TiAl合金熔体等。夹杂物与金属液的流动状态、温度场、氧化反应等密切相关，夹杂物在金属液中的运动、聚集、上浮等行为受金属液流动、温度梯度、界面张力等因素的影响^[80]。夹杂物在铸件中的分布往往与浇注系统、冒口设计、凝固条件等因素有关，常出现在铸件的上部、浇口附近或热节部位。由于夹杂物破坏了金属基体的连续性与组织均匀性，会在内部造成局部应力集中，成为微裂纹萌生与扩展的优先位置，直接降低材料强度、塑性、疲劳寿命与服役可靠性，因此对夹杂物的形成、演化、分类及控制规律开展系统研究具有重要的理论与工程价值^[81]。

从形成机制来看，夹杂物可按来源分为两大类：外来夹杂物与内生夹杂物。外来夹杂物由金属熔体与外部环境发生意外的化学作用或机械作用产生，例如耐火材料侵蚀剥落、炉料杂质、铸型反应产物和空气氧化产物等，其特点是尺寸较大、形貌不规则、分布随机，对性能危害突出，但可通过优化冶炼、精炼、浇注等工艺实现有效控制。内生夹杂物则是金属液在脱氧、凝固与相变过程中自发形成的析出相或反应产物，这类夹杂物尺寸细小、分布均匀且弥散，难以在冶金过程中完全去除，是影响金属内部洁净度的关键因素^[82]。

工程研究中还会从不同维度对夹杂物进行分类。按照化学组成可分为氧化物、硫化物、硅酸盐及复杂复合夹杂物，按照形成阶段可分为一次夹杂物与二次夹杂物，按照外部形貌可分为球形、多面体、板条状

和块状等不规则形态^[83]。针对钛及钛合金这类材料,常依据密度差异将夹杂物划分为低密度夹杂物和高密度夹杂物。低密度夹杂物主要有TiN、TiO₂等,密度与基体接近,易降低疲劳性能。高密度夹杂物多为Ti与W、Mo、Nb等高熔点金属形成的化合物,通常来源于熔炼污染,危害更为显著^[84]。

在实际铸造生产中,尤其是离心铸造时,夹杂物的产生与运动行为更加复杂。金属液在熔炼过程中会卷入杂质,同时在充型时与铸型壁发生反应,生成大量细小夹杂物^[85]。这些夹杂物初始形核尺寸仅数微米,但数量密度极高,可达10⁸个/cm³。在熔体对流、浮力及离心力的共同作用下,夹杂物会发生上浮、沉降或迁移运动,并频繁发生碰撞、粘结与聚合,逐渐形成成分不均、形貌复杂、尺寸更大的复合夹杂物。当夹杂物的运动速度小于金属液的凝固速度时,便会被凝固前沿捕获并保留在铸件内部,最终形成夹杂缺陷,直接损害铸件的力学性能与结构完整性^[86]。

目前针对铸件夹杂物的研究方法主要有试验检测和数值模拟。试验方法依托工业CT、超声波检测、显微分析等手段^[87],可准确表征夹杂物的位置、形貌与分布,但只能在铸件成形后进行检测,无法实现提前预测。数值模拟方法则通过计算流体力学追踪夹杂物颗粒的运动、碰撞与聚集过程,能够在铸造前预测夹杂物的分布规律,成为研究离心铸造等复杂工艺下夹杂物行为的主流手段。夹杂物的形成、迁移、聚合与最终留存是冶金、流动、凝固与外场多因素耦合的结果,揭示其演化规律对提升铸件的质量与可靠性具有重要意义。

3.1.6 偏析

TiAl合金凝固过程中,固液界面处会发生溶质再分配:平衡分配系数($k_0 < 1$)的元素(如Al)被固相排出并富集于液相,而($k_0 > 1$)的元素(如Ti、Nb)则优先进入固相,该溶质排异行为是铸造合金偏析缺陷形成的根本原因。这种溶质在凝固前沿的富集与排异,最终形成从晶粒到铸件尺度的偏析。偏析会破坏组织一致性、诱发有害相、造成局部应力集中,显著降低合金的室温塑性、高温强度与蠕变抗力^[88]。

TiAl合金中的偏析类缺陷主要分为S偏析、 β 偏析与 α 偏析三类。S偏析(又称枝晶间偏析)是凝固过程中Al元素在枝晶间液相持续富集的结果,在高NbTiAl合金中尤为显著^[88]。富Al区域在后续相变中易脱离正常层片转变路径,生成等轴晶粒,破坏 α_2/γ 层片组织的连续性与一致性,降低组织均匀性,导致局部强度与塑性显著降低,成为疲劳裂纹的优先萌生通道^[89]。

β 偏析(又称枝晶心部偏析)源于 β 相凝固过程中Ti、Nb等 β 稳定元素在枝晶心部的富集,残余 β 相在室温下转变为硬脆的B2相^[89]。B2相常呈网状或块状分布于枝晶核心,与周围层片组织的弹性模量、热膨胀系数差异显著,易在界面处引发应力集中,诱发室温开裂缺陷;同时,硬脆B2相在高温服役过程中易发生晶界滑动脆化,严重恶化合金的高温蠕变性能^[90]。 α 偏析则是 $\beta \rightarrow \alpha$ 固态相变过程中溶质扩散不充分导致的层片内成分波动,表现为 α_2 相与 γ 相在微观尺度下的成分不均^[90]。这种微观偏析会增大局部晶格错配度,提升内部残余应力,提高局部断裂敏感性,在外部载荷作用下极易萌生层片内微裂纹,劣化化学稳定性^[91]。三类偏析从不同尺度破坏组织均匀性,共同造成TiAl合金铸件力学性能劣化。Cao等^[88]研究表明,微量C元素的添加可优化凝固行为、抑制溶质偏析,显著改善TiAl合金的室温力学性能。

3.2 缺陷预测与表征

熔模铸造TiAl合金缺陷的有效控制,依赖于对其形成规律的预先判定与定量表征。从数值预测与实验表征两方面,阐述缺陷预测的模拟方法及检测技术。在缺陷预测方面,基于有限元分析平台建立充型凝固过程数值模型,可实现气孔、缩孔缩松等缺陷形成倾向与空间分布的预测;在缺陷表征方面,采用X射线无损检测及金相显微分析等手段,对铸件表面形貌与内部缺陷进行精确表征。

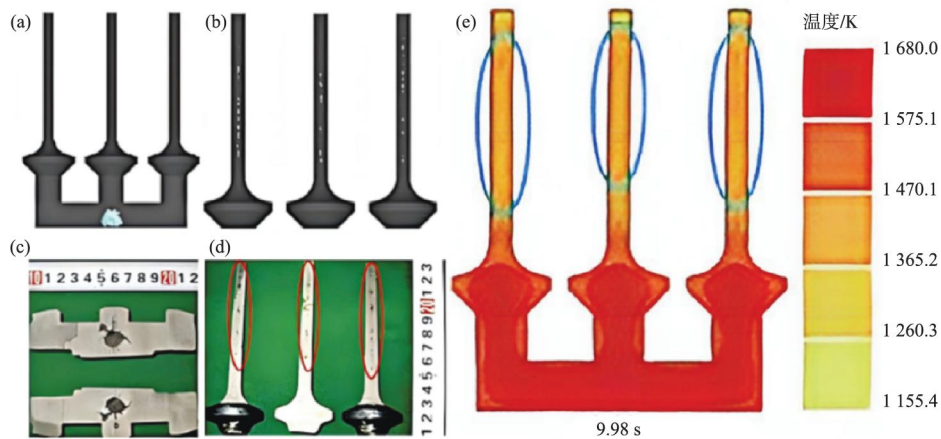
3.2.1 缺陷预测

铸造缺陷预测是规避缺陷、提升铸件合格率的关键手段,其核心意义在于可精准预判缺陷的类型、产生位置及严重程度,为铸造工艺参数优化提供科学指导,从而减少试错成本、缩短研发周期。相较于事后检测与修复,缺陷预测具有前瞻性优势,能够从源头把控铸件质量,降低缺陷引发的力学性能劣化及服役失效风险,同时为TiAl合金铸造工艺的智能化、精准化发展提供支撑,对推动其工程化规模化应用具有重要现实意义。

Jia等人^[92]利用铸造模拟软件ProCAST模拟TiAl合金栅格中缺陷情况,通过与实际铸造件对比发现预测缩松与实验结果吻合。Djambazov^[93]模拟了TiAl合金涡轮叶片的倾转浇注,通过分析充型过程和温度场,预测了缺陷的可能位置并改进浇注工艺,最终浇铸出符合标准的涡轮叶片。Dai等人^[94]模拟了Ti-47Al-2Cr-2Nb合金叶片的浇铸,观察其充型过程发现重力充型时金属液流动性差、在抵达底部后会反冲产生紊流,导致缩孔、气孔的出现。凝固模拟与温度场表明叶底无

补缩产生缩孔，叶身处优先凝固会降低补缩效果，如果加以纵向温度梯度可以减少缩孔缺陷但对缩松无影响。采用优化后的参数进行铸造试验，得到的缩松缩孔与模拟结果一致。Xiong等人^[95]模拟了TiAl合金在吸铸工艺下的充型与凝固，使用Niyama判据预测缩松缩

孔缺陷，实际铸造缺陷与模拟结果基本一致，如图6所示^[94]。在缺陷处，散热比周围慢使附近的补缩通道关闭，孤立区便形成微观缩孔缺陷。铸件的缩孔和气孔主要分布在靠近厚壁部分的叶片中心线上，这个位置的温度相对较高，冷却速度相对较慢。



(a) 宏观缩孔；(b) 微观缩孔；(c) 铸件宏观缩孔；(d) 铸件微观缩孔；(e) 温度场

图6 模拟与试验结果

Fig. 6 Simulation and experimental results

白瑀^[96]对叶片缩孔缩松进行了模拟预测，认为叶片凝固是从壁厚较薄部位开始向叶片壁厚较厚部位冷却。由于叶片上的浇道尺寸较小，导致高温熔液进入型腔遇冷，温度降低粘度增加，流动性降低，使得随后进入型腔的熔液充型缓慢，导致充型不完全，进而在冷却后期产生缩孔、缩松等缺陷。基于ProCAST对熔模精铸叶片的模拟结果显示^[97]，离心速度的增大可以减少缩孔缩松的体积。金属熔体主要由上部注入，气体挤压到下横浇道处，因为下横浇道距离浇口较远，不容易排出气体，最终导致卷气缺陷。而且离心转速高，会导致金属液对型壳的冲刷力增大，易产生夹砂缺陷。

数值模拟对TiAl合金充型凝固规律具有重要揭示作用，但受限于热物性数据匮乏与边界条件标定困难，难以直接建立工艺—缺陷定量关联。近年来，研究者将机器学习引入该领域，利用数值模拟生成的数据文件构建模型，在降低计算成本的同时实现缺陷预判，逐步形成了机理模拟与数据驱动协同的技术路线

在算法层面，Bhagwat等^[98]系统回顾了2010—2023年间砂型铸造领域的机器学习应用，指出在缺陷预测方面贝叶斯网络在对微缩孔预测的预测表现最佳，准确率可达80%以上^[99]。针对夹杂物、冷隔和浇不足缺陷，有学者^[100]提出一种基于机器视觉和机器学习的方法，其原理为获取铸件照片、寻找潜在缺陷最后进行分类，对比了支持向量机（SVM）和K近邻算法，发现

SVM在预测方面更有优势。张建明等^[101]针对传统数值模拟预测铸造缩孔缩松耗时过长的的问题，提出了基于全连接卷积神经网络（FCN）的快速预测方法，并以轴承座为例，将计算时间由数值模拟的2.15 h缩短至3 s，缺陷位置准确率高达87.15%。

数字孪生是物理铸造过程在虚拟空间的实时动态镜像，通过多源传感器数据流实现虚实双向映射与同步演化，具备过程监控、缺陷预测及闭环优化能力。数字孪生摆脱离线静态求解的局限，将数值模拟和机器学习融合为虚实交互的闭环系统，为铸造缺陷的精准溯源与提前预判提供新的技术路径。Nieves等针对熔模铸造车间废品率高、过程数据分散且缺陷发现滞后的问题，构建了基于人工智能的数字孪生系统。采用贝叶斯网络算法对铸件伸长率与气孔缺陷进行预测，达到了降低废品率、提升铸件伸长率的效果^[102]；Yang等^[103]针对连铸过程凝固质量控制难题，构建了融合高精度传热模型与智能优化控制的三维实时数字孪生系统。依据表面裂纹、宏观偏析等冶金规则建立多目标协调优化模型计算电磁搅拌电流最优值；基于数字孪生计算结果实施二冷区水流与电磁搅拌电流的动态反馈控制，将表面温度波动抑制在 ± 4 °C以内，最终将宏观偏析超标比例由11%降至3.3%，显著提升了铸坯质量稳定性。

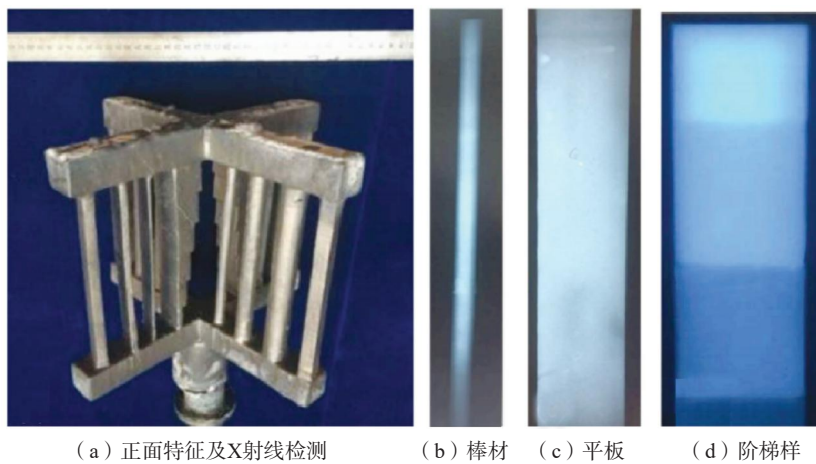
3.2.2 缺陷表征

缺陷表征是保障TiAl合金铸件工程应用可靠性的

关键环节。精准、系统的缺陷表征能够清晰识别缺陷类型、分布及严重程度，为分析缺陷形成原因、优化铸造工艺提供科学依据，同时可提前规避因缺陷导致的使用风险等，为后续工艺改进、缺陷控制及性能提升提供重要支撑，是确保TiAl合金铸件质量、推动其工程化应用的重要基础。

X射线检测是常用的无损表征技术，可清晰呈现缺陷（如裂纹、缩孔、冷隔），适合检测TiAl合金的裂纹、缩孔等，能快速定位宏观缺陷位置、大小及分布，可用于检测各种形状的铸件，探究铸造工艺对铸造缺陷形成的影响。Yang等人^[104]开发出一种新型炉并

对4822合金进行熔炼测试，采用X射线检测了缺陷情况，如图7所示^[104]。STANEKOVA^[105]使用高分辨率X射线三维计算机断层扫描观察了TiAl合金中的孔洞和裂纹等蠕变损伤，结果显示孔洞与裂纹分布不均，主要分布在断口。研究人员^[106]分别通过冷壁炉和反重力铸造制备了TiAl合金阀门，并通过X射线照片对比缺陷情况。虽然X射线能够无损检测内部缺陷，但手工判定存在工作量大、效率低等缺点，通过训练人工智能辅助识别，可使其定位准确率近100%、分类准确率可达到90%，有望助力铸造业智能化发展^[107]。除X射线外，超声波也可检测铸件中的铸造缺陷^[108]。



(a) 正面特征及X射线检测 (b) 棒材 (c) 平板 (d) 阶梯样

图7 反重力铸造TiAl组件

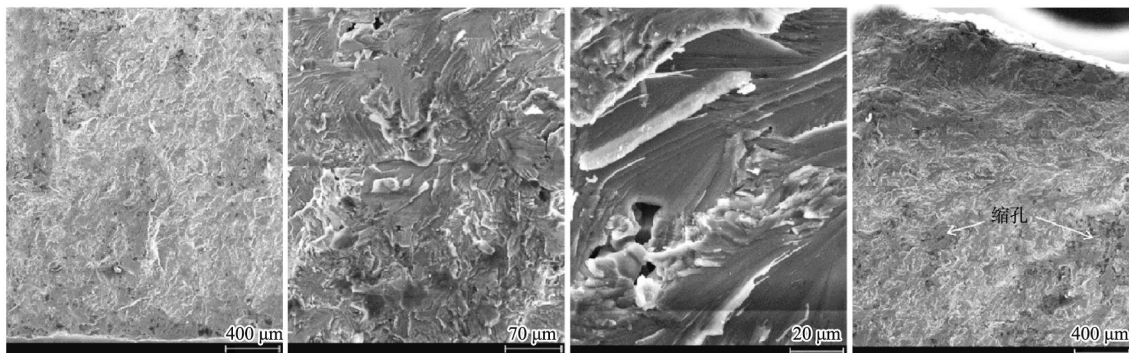
Fig. 7 The TiAl component formed by counter-gravity casting process

扫描电子显微镜（SEM）技术，能在清晰观察表面缺陷、微小裂纹、夹杂及成分偏析的同时精准识别TiAl合金中的微小气孔、微小夹杂。Mi等人^[109]使用SEM对Ti-45Al-5Nb-0.85W-0.85B合金的微观组织进行表征，可清晰观察到由表面湍流引得的氧化膜和气泡以及凝固过程产生的裂纹与缩松缺陷。Chen等人^[110]通过原位SEM观察预制裂纹熔模铸造TiAl合金断裂行为，发现断裂起始区存在微缩缺陷，可能加剧应力集中并

引发裂纹。Brotzu^[111]通过离心铸造制备了TiAl合金叶片，在冲击载荷下部分叶片断裂并通过SEM对断口进行观察，发现在裂纹起始区域可见显微缩孔缺陷，如图8所示^[111]。

3.3 铸造工艺对缺陷的影响

熔模铸造TiAl合金的缺陷形成受工艺参数显著制约，探究关键工艺环节对缺陷的调控机制是实现缺陷



(a) 低倍解理断口 (b) 高倍穿晶和穿片层断口 (c) 高倍穿晶和穿片层断口 (d) 裂纹起始区域断口

图8 SEM断口照片

Fig. 8 SEM fractographs

主动控制的前提。通过解析工艺-缺陷关联机制,可为熔模铸造工艺窗口的优化设计提供理论依据。

3.3.1 合金熔炼与内部夹杂

熔模精铸是TiAl合金复杂构件的主要铸造工艺,以蜡模为模样、陶瓷为型壳,核心优势是近净成形、尺寸精度高(公差等级可达DCTG4~DCTG6级)、表面质量优异,特别适合制备发动机叶片、涡轮盘等复杂薄壁构件^[112]。

真空自耗电弧熔炼、水冷铜坩埚真空感应熔炼等技术常用于TiAl合金铸锭制备。电弧熔炼可以生产大尺寸铸锭且生产成本低,但需要多次熔炼才能实现成分均匀化,且对脱气及去除挥发杂质效果有限^[113]。真空感应熔炼工艺通过电磁搅拌提高铸锭成分均匀性,控制熔体上方气体分压可以调整合金熔体的杂质含量,脱气及除杂效果较好,但不适合生产大中型铸锭^[114]。TiAl合金铸锭常采用真空自耗电弧熔炼+电子束熔炼或真空自耗电弧熔炼+水冷铜坩埚真空感应熔炼的双联熔炼工艺,以消除铸锭内部夹杂^[115]。

对于熔炼大规格TiAl合金铸锭,VAR可熔炼直径达280 mm的铸锭,但若存在高、低密度夹杂则不易消除。PAM可以消除高、低密度夹杂,但可能卷入气泡,不宜作为末次熔炼方法。因此,对熔炼大铸锭,末次熔炼宜采用VAR。国外工业化生产TiAl时采用了多种熔炼技术的组合工艺,GE公司近年来专注发展TiAl合金工业熔炼技术,对比了自耗+凝壳熔炼、感应熔炼和离子束熔炼TiAl合金路线,摸索发展出高效的真空自耗+凝壳离心浇铸的方式制备TiAl铸锭^[116]。

型壳是熔模铸造的核心组成部分,作为与高温金属液直接接触的部件,其性能优劣直接决定铸件的表面质量、尺寸精度与冶金缺陷水平^[117]。张扬晟^[118]研究了不同型壳固液比下TiAl合金铸件的气孔和缩松形成规律:型壳固液比为1.8:1和2:1时的铸件普遍比2.4:1时具有更低的气孔分布面积比,仅为其10%~80%。型壳固液比对缩松率的影响与铸件结构相关,对板、变截面、尖角和筋型铸件,缩松率随型壳固液比增大而升高,对过渡弧和孔型铸件,型壳固液比为2:1时缩松率最低。

型壳通常由耐火材料制成,然而TiAl合金活性高、塑性差,对型壳的化学惰性和退让性提出很高的要求。传统耐火材料在与金属液接触时易发生反应,导致氧污染、夹杂物增多及力学性能恶化^[119]。在多种陶瓷型壳中,氧化物陶瓷型壳具有广阔的前景。最初的选择是SiO₂作为耐火材料但会与Ti合金反应生成TiO₂而失败。然后又研究了MgO型壳,然而Mg的挥发会使铸件出现明显气孔。近年来,Y₂O₃因良好的表面质量

而备受关注^[120-121]。Y₂O₃的粘结剂主要以Zr基和Y基为主,背层则多采用硅溶胶/莫来石体系。Dang^[119]利用Y₂O₃陶瓷坩埚结合真空超重力铸造技术,成功制备了典型铸造TiAl合金(Ti-48Al-2Cr2Nb)的工业级管状铸件。虽然Y₂O₃相比传统耐火材料(如Al₂O₃、ZrO₂)具有超低反应性,能显著减少TiAl合金熔炼过程中的界面化学反应,但在熔炼过程中,高温物理侵蚀合金中不可避免地存在Y₂O₃夹杂物。这些Y₂O₃颗粒充当形核位点,起着细化晶粒的作用,同时促进了位错的形成。与其他铸造方式相比,Y₂O₃辅助熔炼工艺具有更优的强度和塑性,是因为Y₂O₃颗粒具有第二相强化的作用,阻碍位错的运动。通过断口形貌分析发现在高温下Y₂O₃不易脱落且能作为裂纹扩展的钉扎点,抑制裂纹扩展。然而,上述型壳体系在大批量生产中存在成本高、稳定性差、难以精细控制等问题^[122]。美国PCC等采用Y₂O₃/硅溶胶型壳体系,已形成稳定的批量化制备技术,并通过发明专利对行业实行了技术垄断和封锁^[123]。国内该体系还处于实验室研发和试制阶段,针对型壳面层与合金熔体间的物理化学交互作用机制及其调控方法、背层变形与尺寸超差的形成机理及稳定化精密控制等关键科学与技术问题,目前相关研究较为匮乏,难以支撑该类构件实现稳定批量化制备。

同时,型壳预热温度对熔体冷却速率也有显著影响。较低的预热温度有更高的冷却速率,能得到更细的晶粒;但提高预热温度有助于获得质量更高的铸件质量,有更好的力学性能^[124-125]。

3.3.2 浇注工艺与冶金成形

鉴于熔模精铸制作的铸件厚薄不均,各处冷却速度各不相同,因此极易形成铸造缺陷。通过调整工艺参数可以减少或避免铸造缺陷的产生。与传统铸造相比,数值模拟具有诸多优势。例如研发周期短、试错成本低、影响因素小和可视化等^[126]。对于铸造成形,一般来说缺陷会随着浇注温度、型壳预热温度、浇注速度的升高而有所下降,但是过高的浇注温度和浇注速度会促进缺陷的产生^[127]。在离心铸造过程中^[128],Ti-46Al合金的微观结构随着浇注时间的变化而发生显著变化。浇注时间的增加导致合金冷却速度的增加,进而影响组织中柱状晶体的比例。当浇注时间达到9 s时,整个合金组织转变为等轴晶体。然而,由于缩孔的增加,合金表现出最差的机械性能。浇注时间为6 s的合金表现出最佳的抗拉强度,因为接近平行于层状结构的载荷方向有效地阻碍了微裂纹的传播,从而显著提高了合金的抗拉强度。

基于对TiAl合金孔洞类缺陷的基本认识,许多学者对于TiAl合金铸件的这类缺陷进行了相应研究。

Watanabe等^[129]用计算机扫描系统对铸件横截面进行扫描,测量出气孔所占百分比。研究表明:熔化的金属流动太快,会产生急剧的湍流合并气孔。A. Choudhury^[130]在研究立式离心铸造TiAl合金排气阀时提出,铸造过程中模型加热到1 000 °C可以避免铸件内产生缩孔缺陷。W.J. Richards等人^[131]使用中子射线来检测熔模铸造精密铸件的夹杂缺陷,可以提高航空用精密钛铝合金铸件缺陷的检测能力。胡海涛^[132]模拟了离心铸造工艺参数对TiAl合金杆形件缩孔的影响,发现浇注温度从1 550 °C提升到1 650 °C时凝固时间加长、补缩效果提高,但1 600 °C的浇注温度有更低的缩孔缺陷水平;当型壳预热温度从300 °C提到900 °C,补缩效果明显提高;浇注速度从0.25 mm/s提升至1.0 mm/s后补缩效果降低;离心转速从300 r/min升高到900 r/min补缩效果提高。此外,Zhao^[133]利用专业铸造模拟软件ProCAST研究了薄壁TiAl合金涡轮增压器的铸造工艺并加以实验验证,得到600 °C预热温度和200 r/min离心转速的工艺参数无气孔和浇不足缺陷。叶喜葱^[134]利用数值模拟研究TiAl基合金叶片吸铸成形缺陷,结果表明增加石墨吸口的直径和浇注温度有助于减少冷隔和浇不足缺陷而增加换热系数会促进缺陷的产生,因为换热系数越大冷却速率越高、不利于液体补缩。

将离心铸造和熔模铸造结合不仅可以获得复杂薄壁件且离心力使熔体更容易充填铸件最末端。Yang等^[135]采用数值模拟加实验验证的方式,发现离心熔模铸造叶片整体上优于重力铸造,重力熔模铸造不仅会产生浇不足还具有更多的缩松和裂纹,但离心铸造叶片边缘出现枝晶 γ 偏析。

随着航空航天领域对零部件轻量化和性能要求的不断提高,TiAl合金精密铸造技术将不断提升复杂结构件的制造能力,以实现整体化、轻量化设计,减少零件数量和装配工作量。而目前TiAl合金依靠传统重力铸造及离心铸造容易产生浇不足、缩松、缩孔和裂纹等冶金缺陷,复杂薄壁铸件合格率提升遇到瓶颈^[136]。在

未来发展,采用新型铸造工艺方法,提升复杂薄壁铸件的成形能力和成形质量是重要的发展趋势。真空反重力铸造能使液态金属在与重力相反的力作用下,平稳完成充型。反重力铸造使金属液在压力下结晶凝固,充型压力高,初凝枝晶在压力作用下变形、破碎,冷却速度快,晶粒细小^[137]。同时,压力能提高补缩能力,抑制金属液中气体析出,减少疏松和微观气孔,提升铸件致密度和力学性能。因此,真空反重力铸造技术是TiAl合金铸件尤其是细长薄壁TiAl合金叶片最有潜力的铸造工艺^[138]。

3.4 铸造缺陷对 TiAl 合金性能的影响

铸造TiAl合金的力学性能主要由组织和铸造缺陷因素决定,而铸造缺陷是降低力学性能的主要原因^[139]。气孔、缩松和缩孔等体积型缺陷会在拉伸过程中形成应力集中点,当外载荷作用时,应力集中处的位错运动受阻,易萌生微裂纹,微裂纹进一步扩展并相互连接,最终导致合金发生脆性断裂。

3.4.1 拉伸性能

孔洞式缺陷作为不连续几何体,在拉伸载荷下产生显著的应力集中,并且减少有效承载面积使强度下降。Xu等^[140]对铸态Ti-45Al-(8-9)Nb-(W,B,Y)合金进行研究,发现虽然Nb元素的添加改变了凝固路径,但富Nb区域发生了 β 相从 α 相中析出的现象,其与基体的不兼容使界面产生微裂纹降低合金延展性。梁月慧等^[2, 13]基于分子动力学研究了孔洞式缺陷(包含气孔、缩松、缩孔等)对 γ -TiAl断裂行为的影响。孔洞类缺陷的尺寸对性能的影响存在临界值,如图9所示^[13]。当孔洞半径小于0.75 nm时,合金硬度随孔洞半径减小而降低,微小孔洞可适当增强合金塑性;当孔洞半径在0.75 nm左右时,合金硬度达到最大值;当孔洞半径超过1.0 nm时,合金的应力峰值、屈服应力与屈服应变均急剧下降,位错形核难度降低,裂纹萌生与扩展速度加快,抗拉强度与伸长率大幅降低^[2]。

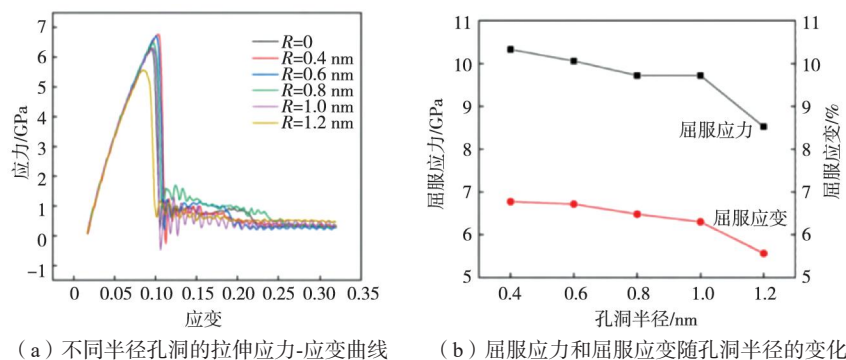


图9 孔洞尺寸对性能的影响

Fig. 9 Influence of the pore sizes on the properties

3.4.2 疲劳性能

铸造缺陷尖端的应力集中会加速疲劳试验中裂纹的萌生与扩展，从而降低疲劳寿命。疲劳失效分为三个阶段：裂纹萌生、裂纹扩展和断裂。其中， γ -TiAl的疲劳寿命主要取决于裂纹萌生阶段。而孔隙、与加载方向垂直的大尺寸片层团以及试样表面附近的大尺寸晶粒等薄弱区域，往往是失效的起始位置。由于材料断裂韧性较低且循环裂纹扩展速率较快，疲劳寿命对这些缺陷的存在尤为敏感^[141]。裂纹扩展则是已萌生裂纹长大直到失稳的过程^[142]。

裂纹在不同室温组织中对疲劳寿命的影响不尽相同。在全片层结构中裂纹萌生较早但具有较高的剩余寿命比例，但在等轴结构中刚好相反。然而，即使在

疲劳极限之下进行高周疲劳性能测试仍会发现全片层合金会产生微观裂纹与合并，导致材料失效。王亮等^[143]使用电位法对比了650 °C和800 °C下疲劳裂纹扩展速率，各试验参数如表1所示^[143]，结果见图10^[143]。

表1 高温裂纹扩展速率参数

Tab. 1 High-temperature crack growth rate parameters

样品	裂纹长度/mm	宽度/mm	厚度/mm	载荷/kN	温度/°C	应力比
1	5.98	60.12	3.63	16	800	-1.0
2	5.99	60.18	3.64	19	650	-1.0
3	5.98	60.2	3.62	19.2	650	-0.5
4	5.99	60.16	3.62	18	650	0.5

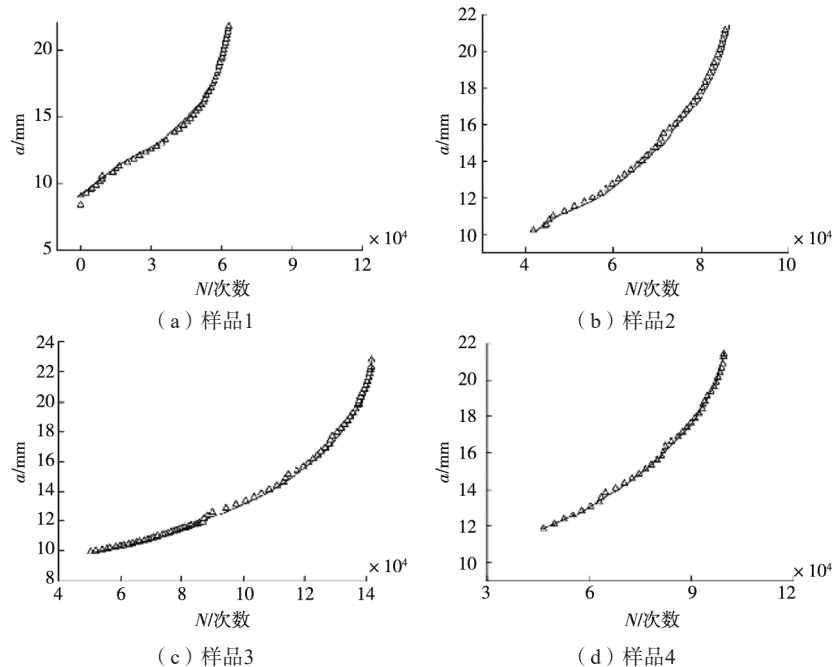


图10 电位法测量的 a - N 曲线

Fig. 10 a - N curves measured by the potential drop method

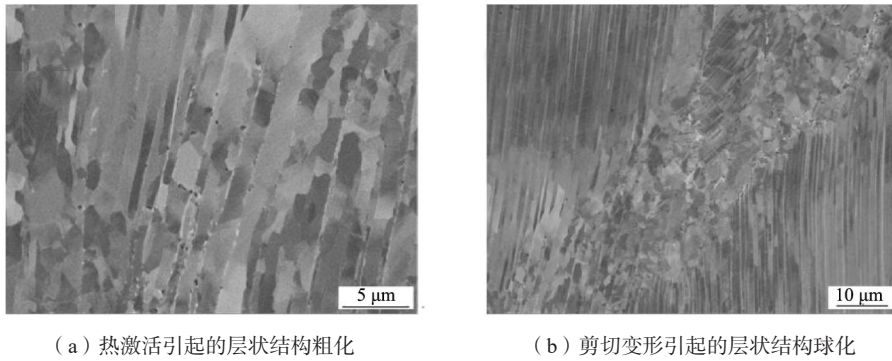
从图10 (a、b)中可以得出，在相同应力比 ($R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$)下TiAl合金在650 °C、800 °C时的疲劳裂纹扩展速率 da/dN 均处于 $10^{-4} \sim 10^{-3}$ 量级，呈现出随温度升高疲劳裂纹扩展速率加快的趋势。这表明在试验设定的温度范围内，裂纹对TiAl合金疲劳性能的影响程度随温度变化发生改变。

3.4.3 高温蠕变性能

TiAl合金主要应用于航空发动机中，其高温服役条件对TiAl合金的高温性能有更高的要求。朱春雷^[144]通过铸造方式得到TiAl合金 (Ti-47Al-2.5V-1.0Cr) 铸棒，铸态中有体积分数过高的 α_2 相和Al元素偏析，即使经过热处理后仍然含有较多的 α_2 相。在对该合金进行持久加载过程中不仅引入了不连续的 γ 碎片还减少

了 γ / α_2 界面、增加了层片间距。在热激活诱导粗化机制的作用下，层片间距逐渐增大，导致材料对剪切变形的抵抗能力相应减弱。进一步地，当剪切变形传递至 γ 碎片区域时，会引发应变诱导球化过程，从而在片层团内部形成细晶区，如图11所示^[144]。随着持久载荷的持续作用，该细晶区域逐渐萌生显微孔洞。以上过程表明， α_2 相体积分数过高以及Al元素分布存在明显偏析，会显著降低定向层片组织的持久寿命。也就是说，片层团内部存在的成分偏析以及过量的 α_2 相，共同加速了铸态层片组织的层片结构分解，削弱了其在高温持久载荷下的蠕变抗力，从而影响了该组织在长期使用中的稳定性与耐久性。

王琪^[145]使用冷坩埚定向凝固技术制备高Nb-TiAl



(a) 热激活引起的层状结构粗化

(b) 剪切变形引起的层状结构球化

图11 铸态样品持久加载后的组织

Fig. 11 Microstructures of as-cast samples after creep loading

合金并探究其蠕变行为，同样发现过高的Al元素含量会降低组织的高温稳定性，如图12所示^[145]。进行蠕变试验时，Al元素偏析区会发生退化并形成空洞。王琪研究了抽拉速率为1 mm/min时冷坩埚定向凝固Ti-47Al-6Nb-0.1C合金的断裂行为，发现与片层内的(B2+ γ)相相比，晶界处的(B2+ γ)相在应力集中下更容易发生再结晶、球化、脱落并形成空洞，加速蠕变失效。这一过程导致稳态蠕变阶段变短。

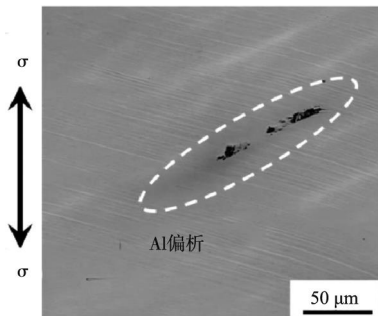


图12 冷坩埚定向凝固Ti-47Al-6Nb-0.1C合金蠕变断裂后的Al元素偏析区域

Fig. 12 Al segregation zone in a cold-chamber directionally solidified Ti-47Al-6Nb-0.1C alloy after creep rupture

4 铸造后处理工艺

铸造后处理是改善TiAl合金铸件内部质量与服役性能的关键环节，现有研究主要围绕热等静压处理与热处理工艺两方面展开。后处理技术的研究进展，为TiAl合金铸件由“成形”向“成性”转变提供了重要的技术路径。

4.1 热等静压处理

热等静压处理(HIP)是一种有效的铸件后处理工艺，通过高温、高压的惰性气体保护环境对铸件进行保温处理，实现对缩孔、缩松和微小气孔等体积型缺陷的部分弥合，同时优化合金组织，提升致密

性。热等静压处理的缺陷弥合机制主要为高温高压下的原子扩散与组织蠕变。高温环境大幅提升原子的扩散能力，高压作用下合金内部的微小缺陷发生蠕变与扩散连接，最终实现缺陷弥合。同时，高温高压环境可促进TiAl合金的相变与晶粒细化，降低合金的孔隙率，抑制裂纹与孔洞的产生，显著提升合金的强度、韧性与疲劳性能^[5, 146-147]。因此热等静压常用于对原始铸件进行处理^[148-149]。TiAl合金热等静压处理的典型工艺为：在 $\alpha+\gamma$ 相区进行保温，压力控制在100~200 MPa，高性能TiAl合金可根据需求适当提高压力，通入氩气等惰性气体防止合金发生氧化或氮化，保温时间根据铸件尺寸与缺陷程度调整。

Cao等人^[150]对Ti-46Al-6Nb-0.1C合金进行了1 270 °C/150 MPa/1.5 h/FC(FC为炉冷)的热等静压处理，如图13所示^[150]。通过与铸态试样对比发现，经HIP处理后的试样未见明显缩孔或成分偏析(图13(b))，组织以等轴 γ 相为主，断口观察也仅显示等轴 γ 相和片层团(图13(d))。这种差异是由于铸态试样中存在的缩孔在应力集中作用下促使断裂提前发生，而HIP试样因缺陷减少，其伸长率提升(0.87±0.07)%。上述结果说明HIP处理能够有效减少材料缺陷，进而改善其综合性能。Zhang等人^[151]对铸态Ti-47.5Al-2.5V-1.0Cr合金进行宏观观察发现铸样中含有 γ/α 和 γ/α_2 片层且在1 280 °C下保温3 h仍稳定存在，为保留片层组织的同时消除中心线区域的气孔与缩松，决定采用低于1 280 °C及更长时间保温的热等静压处理。经1 280 °C/3 h或1 260 °C/4 h处理后消除了大于20 μm的缺陷且显著提高了室温强度。

包春玲等对TiAl合金(Ti-48Al-2Cr-2Nb)在共析转变温度 T_c ($\approx 1 125$ °C)附近进行了热等静压处理，如图14所示^[152]，探究是否可以消除铸造缺陷并获得理想组织。低于共析转变温度时，经X射线检验后发现该工艺消除了大部分的铸造缺陷但仍有少量缩松存在。在高于共析转变温度30 °C左右即1 160 °C处理后经X射

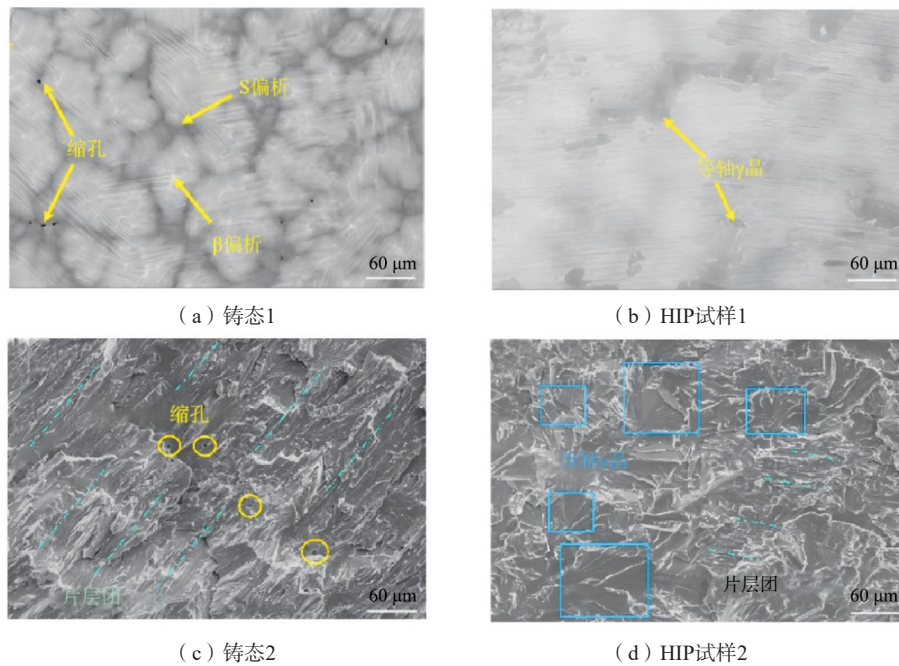


图13 不同试样的SEM形貌、拉伸断面

Fig. 13 SEM morphologies and tensile fracture surfaces of different specimens

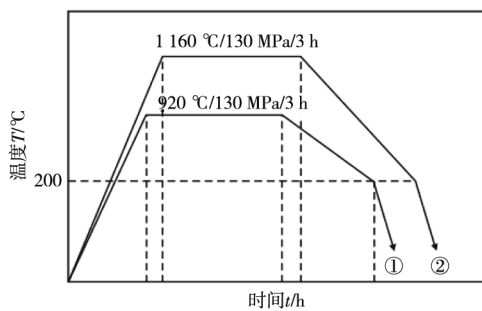


图14 Ti-48Al-2Cr-2Nb的热等静压工艺

Fig. 14 Hot isostatic pressing (HIP) process of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy

线检验未发现缩松等铸态缺陷。高温可以增加原子扩散能力，且TiAl合金的微观组织发生了 $L(\alpha_2/\gamma) \rightarrow \alpha + \gamma$ 转变，缩松等缺陷在组织转变和缺陷弥合的相互作用下消失。缺陷闭合行为受蠕变致密化与扩散连接机制共同控制；在较低处理温度下，该机制对微观孔隙具有完全愈合能力，但对宏观缺陷仅能起到部分消减作用，无法彻底根除。然而，尽管HIP能有效处理TiAl合金的铸造缺陷，但仍然无法改变TiAl合金的本征脆性^[11, 153]。

4.2 热处理工艺

通过淬火处理可以破坏铸态合金中的层片状组织，形成块状 γ_m 组织或非平衡组织。大量的微观铸造缺陷为后续回火过程提供大量的形核位置，后续的回火和时效处理在减少缺陷的同时大幅增强力学性能^[5]。

多位学者研究了热处理工艺参数对TiAl合金微观组

织演变及缺陷消除的影响规律^[154-156]。Yang等^[157]以Ti-40Al-8Nb合金为研究对象，首先在150 MPa氩气中进行 $1\ 180\ ^\circ\text{C} \times 4\ \text{h}$ 的热等静压处理，有效消除了铸造缺陷和微观偏析；随后将合金加热至 $1\ 400\ ^\circ\text{C}$ 保温5 min后进行沸水淬火，可以防止产生严重裂纹。Ding等^[158]针对Ti-45Al-8Nb-(W, B, Y)合金开展了两种热处理工艺的对比研究，如图15所示^[158]。结果表明，经 $1\ 250\ ^\circ\text{C} \times 24\ \text{h}$ 加热、 $900\ ^\circ\text{C} \times 30\ \text{min}$ 保温后空冷处理，可有效消除定向凝固合金中的B2相，并将快速定向凝固产生的块状组织转变为片层组织（见图15(a)、(b)）。采用 $1\ 400\ ^\circ\text{C} \times 12\ \text{h}$ 加热、 $900\ ^\circ\text{C} \times 30\ \text{min}$ 保温后空冷的热处理工艺，虽然能够同时消除B2相、块状组织及凝固偏析，但长时间高温保温导致晶粒明显粗化（见图15(c)、(d)）。许正芳等^[159]对Ti-45Al-(8-9)Nb-(W, B, Y)合金的研究进一步深化了对偏析消除机制的认识，发现经热等静压消除铸造缺陷后，在低于 T_α 温度的 $\alpha + \gamma$ 两相区进行热处理无法消除S偏析；而在 T_α 温度以上（大约 $1\ 400\ ^\circ\text{C}$ ）进行长时间退火，可同时消除S偏析、 β 偏析和 α 偏析，其中 $1\ 400\ ^\circ\text{C} \times 12\ \text{h} + 900\ ^\circ\text{C} \times 30\ \text{min}$ 的热处理工艺可完全消除S偏析。此外，该研究还发现，在 $\alpha + \gamma$ 两相区进行保温可有效消除 β 偏析，采用 $1\ 280\ ^\circ\text{C} \times 12\ \text{h} + 900\ ^\circ\text{C} \times 30\ \text{min}$ 空冷工艺可实现 β 偏析的完全消除。Cao^[160]研究了W添加对Ti-46Al-6Nb-(Si, B)组织的影响（这里记Ti-46Al-6Nb-(Si, B)为合金1，Ti-46Al-6Nb-(Si, B)-0.5W为合金2），经过SEM观察到两种合金中均存在S偏析

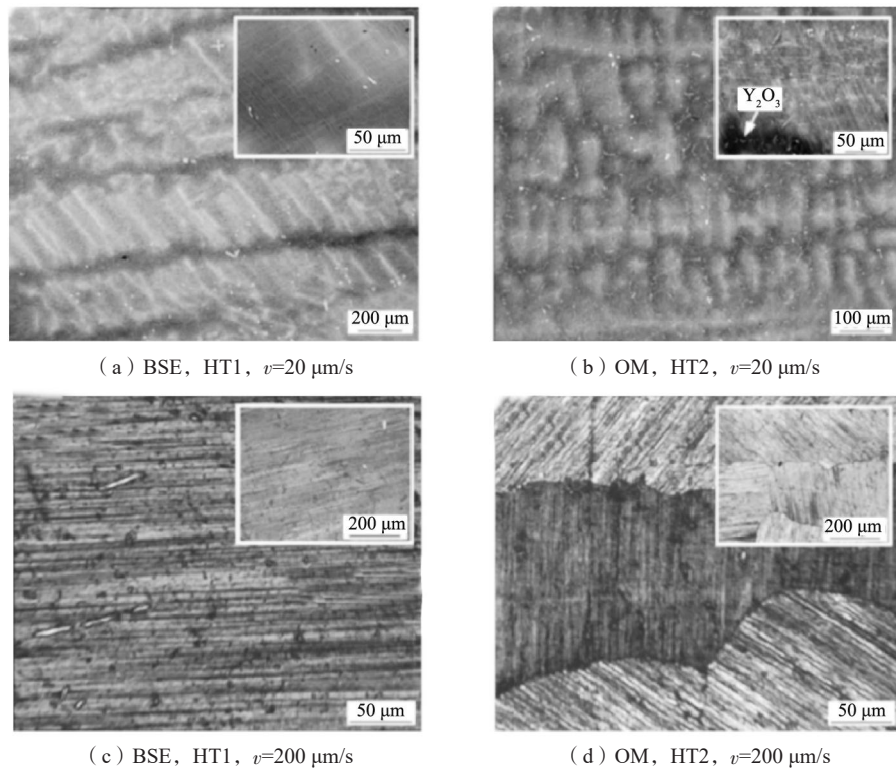


图15 Ti-45Al-8Nb-(W, B, Y)合金棒材热处理后的BSE、OM图像

Fig. 15 BSE and OM images of heat-treated Ti-45Al-8Nb-(W, B, Y) alloy bars

和L偏析但合金2中偏析更加严重,说明W的添加加重了偏析,并且合金2中存在缩孔。经过HIP后合金1中S偏析几乎完全消失,合金2缩孔闭合但S偏析仍然存在,两合金的L偏析仍然严重。经过 $1\ 190\ ^\circ\text{C} \times 100\ \text{h}$ 热处理消除了合金2的S偏析,减轻两种合金的L偏析,对合金2在 $1\ 325\ ^\circ\text{C}$ 热处理,L偏析减少。与HIP态相比,两合金在热处理后室温拉伸性能有所提升。

Dong^[161]等人对比了HIP和退火后铸态Ti-44Al-1Nb-1W-0.1B合金的拉伸断裂性能,仅做HIP处理的试样在 $800\ ^\circ\text{C}/300\ \text{MPa}$ 下寿命为42.81 h, HIP+ $1\ 150\ ^\circ\text{C} \times 4\ \text{h}$ 热处理的试样在同等条件下寿命提升至60.76 h。分析发现HIP消除了铸造孔洞和微裂纹、减少后续热处理中晶粒异常长大; $1\ 150\ ^\circ\text{C}$ 下B2相含量降低,减少了孔洞与裂纹的形成速率,提升拉伸断裂性能。Zhang等人^[162]采用两步热处理HT1: $1\ 340\ ^\circ\text{C} \times 1\ \text{h}/\text{FC}$ 和HT2: $1\ 470\ ^\circ\text{C} \times 30\ \text{min}/\text{FC}+1\ 340\ ^\circ\text{C} \times 1\ \text{h}/\text{AC}$ 探究等离子弧熔炼Ti-45Al-8.5Nb-0.2W-0.2B-0.02Y合金中 β 偏析情况,发现初始铸态合金中凝固偏析严重,经过HT1后 β 偏析并未消除而经过HT2后 β 几乎完全消除,表明HT2中首步热处理($1\ 470\ ^\circ\text{C} \times 30\ \text{min}/\text{FC}$)降低了 β 相的稳定性,第二步热处理促进其溶解。这些研究系统揭示了热处理工艺参数对TiAl-Nb系合金组织演变的影响规律,为优化合金的热处理工艺、实现组织精准调控提供了重要的理论依据和工艺参考。

循环热处理主要适用于TiAl合金铸态组织的改性调控,可有效打破铸态柱状晶组织,获得等轴晶组织,同时进一步细化晶粒,提升组织均匀性,辅助修复微小铸造缺陷^[5]。TiAl合金的共析转变温度稳定在 $1\ 100\sim 1\ 200\ ^\circ\text{C}$,该温度范围基本不受合金中Al元素含量及其他合金元素添加的影响,循环热处理正是在共析转变温度区间上下反复进行保温与冷却处理,利用温度循环在合金内部逐步累积相变应力,可有效打破铸态TiAl合金的柱状晶骨架,使组织发生重结晶,最终形成类似热机械处理效果的等轴晶组织,同时循环热处理过程中的原子扩散可进一步弥合微小的分散性缺陷,提升组织致密性。

Cao等^[148]对铸态 γ -TiAl合金(Ti-46Al-1Cr-2V)循环热处理消除了HIP后残留的粗化组织,细化晶粒至 $40\ \mu\text{m}$ 并提高了室温塑性。孙敏杰^[163]对4822合金进行淬火后发现其含有大量非平衡态组织和大量缺陷,随后进行循环热处理并分别进行显微组织观察发现经过四次回火,TiAl合金组织由层片组织转为DC组织,然后转为细小的等轴晶,最后经固溶处理后得到近片层组织,并且大部分室温性能得到提升。高文强^[164]对TiAl合金(Ti-47Al-7Nb-2.5V-1Cr)进行热等静压后发现虽然细化了晶粒,但微观组织不均匀且 γ 晶粒尺寸各异,如图16所示^[164]。经过HT1处理虽然能够获得全片层组织但尺寸粗大,经过HT2可细化晶粒并获得等轴晶

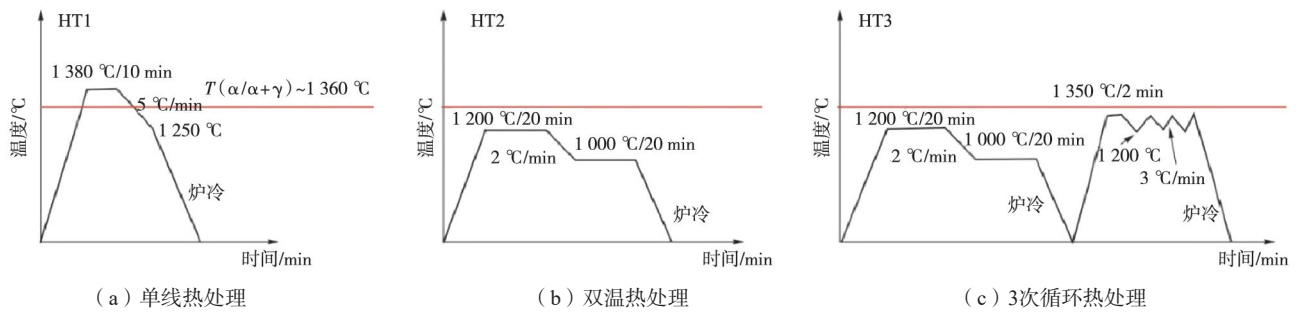


图16 铸造TiAl合金热处理工艺

Fig. 16 Heat treatment processes for the cast TiAl alloys

粒但无法获得全片层组织。因此，在HT2的基础上再进行3次循环热处理，得到细小均匀的片层团，片层团界相互交错能形成互锁结构。

5 展望

本文梳理了铸造TiAl合金的发展、铸造与后处理工艺、铸造缺陷及其对力学性能的影响。TiAl合金铸造过程中易产生缩孔缩松、气孔、偏析和裂纹等缺陷，此类缺陷会引发局部应力集中、成为裂纹萌生源，降低力学性能。熔炼、熔模铸造等工艺参数的优化，结合低反应性 Y_2O_3 型壳，可有效抑制缺陷形成，电磁冷坩埚定向凝固等先进技术还能减少成分偏析与微观缺陷。热等静压处理能有效弥合缩孔、缩松等铸造缺陷，搭配淬火、循环热处理等工艺，可调控微观组织、消除偏析与细化晶粒，大幅改善TiAl合金的力学性能。

TiAl合金在航空发动机等高端装备领域具有不可

替代的作用，但其规模化应用仍受限于铸造缺陷的精准控制与综合性能的大幅提升。未来研究的重点主要有：

(1) 结合原位表征、高通量计算与数字孪生技术，研究缺陷形成与演化的耦合机制，建立铸造缺陷的定量预测模型，实现缺陷的精准溯源与提前预判。

(2) 研发智能化铸造工艺，优化并实时调控熔模精铸、定向凝固等工艺参数匹配体系，从源头提升铸件质量一致性。

(3) 开发热等静压与多元热处理的协同工艺，实现缺陷消除与组织性能调控的双重目标，探索表面改性技术，提升构件的抗裂纹萌生与扩展能力。

(4) 构建“成分设计—铸造工艺—缺陷控制—组织性能”的一体化优化体系，完善铸件无损检测与质量评价标准，建立缺陷与服役寿命的关联数据库，为TiAl合金构件的可靠性评估提供支撑。研发低成本制备技术，推动铸造TiAl合金向更多领域应用。

参考文献：

- [1] 刘学勇. Ti-44Al-5Nb-0.85W-0.85B高温蠕变行为研究 [D]. 成都: 西南交通大学, 2009.
- [2] 孔崇周. 孔洞和李晶界对 γ -TiAl合金力学性能影响的纳米压痕研究 [D]. 兰州: 兰州理工大学, 2022.
- [3] 周中波, 卫娜, 张利军, 等. TiAl合金铸锭发展现状及制备方法探讨 [J]. 特种铸造及有色合金, 2020, 40(2): 155-159.
- [4] 柳翊, 金文中, 安俊超, 等. 多元 γ -TiAl合金成分设计的研究现状及趋势 [J]. 热加工工艺, 2019, 48(20): 10-14.
- [5] 陈刚, 李天瑞. TiAl合金热处理组织调控研究进展 [J]. 材料热处理学报, 2025, 46(11): 1-15.
- [6] 王湘宁, 朱郎平, 余稳, 等. TiAl合金粉末热等静压技术研究进展 [J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(10): 3797-3808.
- [7] LU X, ZHAO L H, ZHU L P, et al. High-temperature mechanical properties and deformation behavior of high Nb containing TiAl alloys fabricated by spark plasma sintering [J]. Materials, 2012, 19(4): 354-359.
- [8] GUOQING C, BIINGGANG Z, WEI L, et al. Crack formation and control upon the electron beam welding of TiAl-based alloys [J]. Intermetallics, 2011, 19(12): 1857-1863.
- [9] CLEMENS H, MAYER S. Intermetallic titanium aluminides in aerospace applications processing, microstructure and properties [J]. Materials at High Temperatures, 2016, 33(4-5): 560-570.
- [10] BEWLAY B P, NAG S, SUZUKI A, et al. TiAl alloys in commercial aircraft engines [J]. Materials at High Temperatures, 2016, 33: 549-559.
- [11] APPEL F, PAUL J D H, OEHRING M. Gamma titanium aluminide alloys: science and technology [J]. Advanced Engineering Materials, 2011, 13(5): 375-394.
- [12] BROTZU A, FELLI F, PILONE D. Effects of the manufacturing process on fracture behaviour of cast TiAl intermetallic alloys [J]. Frattura ed Integrità Strutturale, 2013, 8(27): 66-73.
- [13] 梁月慧, 祁文军. 孔洞式缺陷对 γ -TiAl合金断裂行为的影响 [J]. 金属热处理, 2023, 48(2): 295-302.
- [14] 杨锐. 钛铝金属间化合物的进展与挑战 [J]. 金属学报, 2015, 51(2): 129-147.
- [15] 叶鑫宇, 伍廉奎, 曹发和. 钛铝合金高温腐蚀防护研究进展

- [J]. 稀有金属材料与工程, 2025, 54 (3): 803-817.
- [16] 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.
- [17] 陈玉勇, 时国浩, 杜之明, 等. 增材制造TiAl合金的研究进展 [J]. 金属学报, 2024, 60 (1): 1-15.
- [18] HABEL U, HEUTLING F, KUNZE C, et al. Forged Intermetallic γ -TiAl based alloy low pressure turbine blade in the geared turbofan [M]. John Wiley & Sons, Inc., 2016.
- [19] 史耀君, 杜宇雷, 陈光. 高铌钛铝基合金研究进展 [J]. 稀有金属, 2007 (6): 834-839.
- [20] YU W, ZHOU J X, YIN Y J, et al. Effects of hot isostatic pressing and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of cast TiAl alloy [J]. Metals, 2021, 11 (8): 1156.
- [21] 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.
- [22] 王子特, 郑功, 祁志祥, 等. TiAl合金结构、组织、性能与应用 [J]. 科学通报, 2023, 68 (25): 3259-3274.
- [23] ZHANG Z, SONG Q, LI Y, et al. First-principles investigation on the brittleness mechanism of TiAl alloys and the effect of doping [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 35: 836-852.
- [24] CLEMENS H, MAYER S. Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys [J]. Advanced Engineering Materials, 2013, 15 (4): 191-215.
- [25] 杨慧敏, 骆良顺, 宋美慧, 等. Al含量对TiAl二元合金铸态组织演化规律的影响 [J]. 材料导报, 2012, 26 (S2): 367-370.
- [26] JUNG J Y, PARK J K, CHUN C H. Influence of Al content on cast microstructures of Ti-Al intermetallic compounds [J]. Intermetallics, 1999, 7 (9): 1033-1041.
- [27] RAMANUJAN R V. Phase transformations in γ based titanium aluminides [J]. International Materials Reviews, 2000, 45 (6): 217-240.
- [28] KAWABATA T, TAMURA T, IZUMI O. Effect of Ti/Al ratio and Cr, Nb, and Hf additions on material factors and mechanical properties in TiAl [J]. Metallurgical Transactions A, 1993, 24 (1): 141-150.
- [29] LI Yujuan, HU Qingmiao, XU Dongsheng, et al. Strengthening of γ -TiAl-Nb by short-range ordering of point defects [J]. Intermetallics, 2011, 19 (6): 793-796.
- [30] 张伟, 刘咏, 黄劲松, 等. 高铌TiAl高温合金的研究现状与展望 [J]. 中国材料进展, 2007, 26 (8): 1-6.
- [31] XU Zhengfang, XU Xiangjun, LIN Junpin, et al. Homogenization treatment of high Nb containing TiAl alloys with as-cast and as-forged microstructures [J]. Rare Metals, 2008, 27 (2): 181-186.
- [32] 李明曼. 第一性原理方法对 β -钛合金中非平衡相稳定性及弹性模量的研究 [D]. 烟台: 烟台大学, 2014.
- [33] HUANG S C, HALL E L. Characterization of the effect of Cr additions to TiAl-base alloys [C]// MRS Online Proceedings Library. 1990, 186: 381-386.
- [34] LEE D B. Effect of Cr, Nb, Mn, V, W and Si on high temperature oxidation of TiAl alloys [J]. Metals & Materials International, 2005, 11 (2): 141-147.
- [35] 黄尊行, 周立新, 章永凡, 等. 影响TiAl合金塑性的电子结构因素 [J]. 结构化学, 1999, 18 (6): 442-446.
- [36] HU D W. Role of boron in TiAl alloy development: a review [J]. Rare Metals, 2016, 35 (1): 1-14.
- [37] SMIRNOVA E A, ISAEV É I, VEKILOV Yu Kh. Effect of vanadium doping on the structure of TiAl: Ab initio calculations [J]. Physics of the Solid State, 2004, 46: 1383-1385.
- [38] HODGE A M, HSIUNG L M, NIEH T G. Creep of nearly lamellar TiAl alloy containing W [J]. Scripta Materialia, 2004, 51 (5): 411-415.
- [39] KOCH C C, LIU C T, STOLOFF N S. High temperature ordered intermetallic alloys [C]// Pittsburgh: Materials Research Society, 1985.
- [40] RAMANUJAN R V, MAZIASZ P J, LIU C T. The thermal stability of the microstructure of γ -based titanium aluminides [J]. Acta Materialia, 1996, 44 (7): 2611-2642.
- [41] LI M G, XIAO S L, CHEN Y Y, et al. The effect of boron addition on the deformation behavior and microstructure of β -solidify TiAl alloys [J]. Materials Characterization, 2018, 145: 312-322.
- [42] TSUYAMA S, MITAO S, MINAKAWA K. Alloy modification of γ -base titanium aluminide for improved oxidation resistance, creep strength and fracture toughness [J]. Materials Science and Engineering, 1992, 153 (1/2): 451-456.
- [43] NODA T, OKABE M, ISOBE S. Silicide precipitation strengthened TiAl [J]. Materials Science and Engineering A, 1995, 192/193: 774-779.
- [44] 张熹雯, 朱春雷, 李海昭, 等. 微量Si改善铸造TiAl合金定向层片组织持久性能研究 [J]. 航空材料学报, 2014 (1): 11-15.
- [45] HSU F Y, WANG G X, DOGAN B, et al. Microstructure and high-temperature tensile deformation of TiAl (Si) alloys made from elemental powders [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1995, 26 (3): 691-701.
- [46] KIM S E, LEE Y T, OH M H, et al. Directional solidification of TiAl-Si alloys using a polycrystalline seed [J]. Intermetallics, 2000, 8: 399-405.
- [47] 国家材料腐蚀与防护科学数据中心. 国内外钛合金研究及应用现状 [EB/OL]. (2018-06-21) [2026-04-15]. <http://www.ecorr.org.cn/qita/new1/2018-06-21/169325.html>.
- [48] BLUM M, JARCZYK G, SCHOLZ H, et al. Prototype plant for the economical mass production of TiAl-valves [J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 329-331: 616-620.
- [49] 上海艾荔艾合金股份有限公司. 俄罗斯阿维斯玛镁钛联合企业 (VSMPO-AVISMA) [EB/OL]. (2016-01-22) [2026-04-15]. <http://www.shailiai.com/article.php?articleAction=display&arti>

- cleId=182020.
- [50] 贺卫卫, 李金山, 寇宏超, 等. 真空自耗电弧熔炼制备大尺寸TiAl基金属铸锭[J]. 钛工业进展, 2010, 27(5): 17-20.
- [51] SONG X J, CUI H Z, HOU N, et al. Lamellar structure and effect of Ti₂AlC on properties of prepared in-situ TiAl matrix composites[J]. Ceramics International, 2016, 42(12): 13586-13592.
- [52] XU X, KOU H C, YANG Z, et al. Simulation of HDIs behaviors in the plasma arc cold hearth melting process[J]. Advanced Materials Research, 2014, 1082: 173-178.
- [53] BELLOT J P, AYADH W, KROLL-RABOTIN J S, et al. Experimental and numerical study of the plasma arc melting of titanium alloys: application to the removal of high density inclusions (HDIs)[J]. Materials, 2025, 18(7): 3012.
- [54] CEN M J, LIU Y, CHEN X, et al. Inclusions in melting process of titanium and titanium alloys[J]. China Foundry, 2019, 16(4): 227-241.
- [55] 刘路. 电子束冷床熔炼大规格钛扁锭的缺陷及其影响因素研究[D]. 昆明: 昆明理工大学, 2015.
- [56] Howmet Corporation. Investment casting a titanium aluminide article having net or near-net shape: US 5284620 [P]. 1994-02-08.
- [57] SCHÜTZE H, BAUR H. Development and spin testing of investment cast gamma TiAl low pressure turbine blades [C]// ASME 1992 International Gas Turbine and Aeroengine Congress and Exposition. New York: ASME; 1992: V005T12A009.
- [58] VOICE W. The future use of gamma titanium aluminides by Rolls-Royce[J]. Aircraft Engineering and Aerospace Technology, 1999, 71(4): 337-340.
- [59] KYOYA M. Development of titanium-aluminide turbine wheels of turbo-chargers[J]. Denki Seiko, 1999, 70(3): 223-226.
- [60] NAKAGAWA Y, MATSUDA K, IMAMURA R, et al. Development of TiAl turbocharger turbine wheels [C]// Gamma Titanium Aluminides. TMS, 1995: 415-424.
- [61] 刘金虎, 纪志军, 李峰, 等. 基于ProCAST的高Nb-TiAl合金叶轮熔模铸造[J]. 航空材料学报, 2021, 41(2): 61-71.
- [62] 郝俊. 携手跨国企业 把握创新脉搏——来自中科院国际合作的系列报道 [N]. 科学时报, 2011-10-21.
- [63] LAVERY N P, JARVIS D J, VOSS D. Emission mitigation potential of lightweight intermetallic TiAl components[J]. Intermetallics, 2011, 19: 787-792.
- [64] 新浪军事. 国产新型耐高温钛合金叶片完成试验或用于涡扇15 [EB/OL]. (2019-02-13) [2026-04-15]. <https://mil.news.sina.com.cn/jssd/2019-02-13/doc-ihqfskcp4747337.shtml>.
- [65] BÜNCK M, STOYANOV T, SCHIEVENBUSCH J, et al. Titanium aluminide casting technology development[J]. JOM, 2017, 69(10): 2565-2570.
- [66] 国家材料腐蚀与防护科学数据中心. 工业机器人在轻合金重力铸造自动化中的应用 [EB/OL]. (2016-06-21) [2026-04-15]. <https://www.corrd.org.cn/news/industry/2016-06-21/18665.html>.
- [67] 严青松, 余欢, 魏伯康, 等. 有色合金复杂薄壁铸件反重力铸造技术的发展和展望[J]. 铸造, 2006, 55(6): 550-554.
- [68] TETSUI T. Development of a TiAl turbocharger for passenger vehicles[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 329-331: 582-588.
- [69] 万元彬. TiAl基金属熔模铸造缺陷的研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2009.
- [70] 熊仁龙, 王荣昌, 吴和保, 等. 重卡轮毂的缩松缩孔形成机理及工艺优化[J]. 铸造, 2024, 73(4): 551-556.
- [71] 鄯宇, 隋大山, 麻晋源, 等. K439B高温合金变截面铸件缩孔缩松数值模拟与试验[J]. 铸造, 2023, 72(12): 1487-1492.
- [72] HAN J C, LIU Z D, JIA Y, et al. Effect of TiB₂ addition on microstructure and fluidity of cast TiAl alloy[J]. Vacuum, 2020, 174: 109210.
- [73] 胡锐, 柳翊, 张铁邦, 等. TiAl基金属非平衡凝固过程中的相选择及凝固特征[J]. 金属学报, 2013, 49(11): 1295-1302.
- [74] 王同波, 张虎, 许庆彦, 等. Niyama判据对铸件缩孔缩松预测的适用性[J]. 北京航空航天大学学报(自然科学版), 2010, 36(9): 1121-1124.
- [75] ZHU X P, ZHU C L, LIN B S, et al. Research on optimization design of cast process for TiAl case casting[J]. Metals, 2022, 12(11): 1954.
- [76] 赵健, 衣春雷. 复杂不锈钢叶轮熔模铸造工艺的优化[J]. 材料研究学报, 2015, 29(12): 955-960.
- [77] YE X C, SU Y Q, GUO J J, et al. Numerical simulation on suction casting defects of TiAl based alloy blade[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(2): 247-250.
- [78] 朱郎平, 李建崇, 张美娟, 等. 钛铝低压涡轮叶片熔模铸造精确成形及冶金缺陷分析[J]. 精密成形工程, 2018, 10(3): 87-92.
- [79] BURZYŃSKA A. Review of data-driven decision support systems and methodologies for the diagnosis of casting defects[J]. Archives of Foundry Engineering, 2024, 24(4): 126-135.
- [80] LIN B, LIU R, JIA Q, et al. Effect of yttria inclusion on room temperature tensile properties of investment cast TiAl[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 712: 73-79.
- [81] 林博超. 表面状态和铸造缺陷对TiAl力学性能影响研究[D]. 北京: 中国科学院大学, 2026.
- [82] ZHANG Lifeng. Inclusion and bubble in steel: a review[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2006, 3: 1-8.
- [83] 李为缈. 钢中非金属夹杂物[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1988.
- [84] 韩明臣, 张英明, 周义刚, 等. TC4合金电子束冷床熔炼过程中LDI和HDI的去除[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(4): 665-669.
- [85] JIA L, XU D, LI M, et al. Casting defects of Ti-6Al-4V alloy in vertical centrifugal casting processes with graphite molds[J]. Metals & Materials International, 2012, 18(1): 55-61.
- [86] 刘新礼. 非金属夹杂物对钢的机械与工艺性能的影响[J]. 甘肃冶金, 1999(2): 17-22.
- [87] 寻梦华, 骆合力, 韩少丽, 等. 卧式离心铸管充型过程中夹杂

- 物运动规律数值模拟研究及应用 [J]. 稀有金属材料与工程, 2023, 52 (7): 2559-2564.
- [88] CAO J, SUN T L, GUO Z C, et al. Enhancement of room-temperature mechanical properties of TiAl alloy by trace addition of C [J]. Materials Science and Engineering A, 2023, 884: 145598.
- [89] CHEN G L, XU X J, TENG Z K. Microsegregation in high Nb containing TiAl alloy ingots beyond laboratory scale [J]. Intermetallics, 2007, 15 (5/6): 625-631.
- [90] LIU G H, WANG Z D, FU T L, et al. Study on the microstructure, phase transition and hardness for the TiAl-Nb alloy design during directional solidification [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 650: 45-52.
- [91] 李勇, 刘国怀, 王昭东, 等. 定向凝固高Nb含量TiAl合金微观组织演化与溶质偏析规律 [J]. 金属学报, 2015, 51 (7): 825-834.
- [92] JIA Y, XIAO S, TIAN J, et al. Modeling of TiAl alloy grating by investment casting [J]. Metals, 2015, 5 (4): 2328-2339.
- [93] DJAMBAZOV G, PERICLEOUS A K. Numerical study of crucial parameters in tilt casting for titanium aluminides [J]. China Foundry, 2011, 8 (3): 274-281.
- [94] DAI H L, ZHANG C L, ZHAO Q, et al. The study of titanium alloy precision casting turbine blades based on Procast [J]. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2019, 677: 022090.
- [95] XIONG C, MA Y, CHEN B, et al. Modeling of filling and solidification process for TiAl exhaust valves during suction casting [J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2013, 26 (1): 33-48.
- [96] 白瑀, 张浩, 黄亮. 基于ProCAST的叶轮熔模铸造数值模拟仿真及优化 [J]. 热加工工艺, 2021, 50 (11): 71-75.
- [97] 杨亮, 姚谦, 张来启, 等. 基于ProCAST的高Nb-TiAl低压涡轮叶片离心铸造数值模拟 [J]. 铸造技术, 2014, 35 (12): 2945-2947.
- [98] BHAGWAT V B, KAMBLE D A, KORE S S. An overview of machine learning applications in metal casting industries [J]. Archives of Metallurgy and Materials, 2024, 69 (4): 1577-1584.
- [99] HAZELA B, HYMAVATHI J, KUMAR T R, et al. Machine learning: supervised algorithms to determine the defect in high-precision foundry operation [J]. Journal of Nanomaterials, 2022: 1732441.
- [100] YOUSEF N, PARMAR C, SATA A. Intelligent inspection of surface defects in metal castings using machine learning [J]. Materials Today Proceedings, 2022, 67 (4): 517-522.
- [101] 张建明, 廖敦明, 孙飞. 基于全连接卷积神经网络的铸造缩松、缩孔缺陷的快速预测方法 [C]// 第十六届中国铸造协会年会暨第五届全国铸造行业创新发展论坛论文集. 2020: 416-421.
- [102] NIEVES J, GARCIA D, ANGULO-PINES J, et al. An artificial intelligence-based digital twin approach for rejection rate and mechanical property improvement in an investment casting plant [J]. Applied Sciences, 2025, 15 (4): 2013.
- [103] YANG J, JI Z P, LIU W H, et al. Digital-twin-based coordinated optimal control for steel continuous casting process [J]. Metals, 2023, 13 (4): 816.
- [104] YANG J, WANG H, WU Y, et al. A combined electromagnetic levitation melting, counter-gravity casting, and mold preheating furnace for producing TiAl alloy [J]. Advanced Engineering Materials, 2018, 20 (2): 1700526.
- [105] STANEKOVÁ H, LAPIN J. Creep damage assessment in intermetallic Ti-46Al-8Ta alloy using high resolution computed tomography [C]// METAL 2012. Brno, Czech Republic: METAL, 2012.
- [106] WU X H, HU D, LORETTO M H. Grain refinement and property assessment in low and high Nb-content cast TiAl-based alloys [C]// KIM Y W, CARNEIRO T. Niobium for High Temperature Applications. Warrendale: TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2004.
- [107] JI X, YAN Q, HUANG D, et al. Filtered selective search and evenly distributed convolutional neural networks for casting defects recognition [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2021, 292: 117064.
- [108] KIM Y C, PAEK N I, RI B G, et al. Improvement of quality and yield for investment casting of centrifugal pump impeller by tilting mold and optimizing runner/riser system [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2024, 130: 2369-2379.
- [109] MI J, HARDIANG R A, WICKINS M, et al. Entrained oxide films in TiAl castings [J]. Intermetallics, 2003, 11 (4): 377-385.
- [110] CHEN Y F, ZHENG S Q, TU J P, et al. Fracture characteristics of notched investment cast TiAl alloy through in situ SEM observation [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22 (10): 2389-2394.
- [111] BROTZU A, FELLI F, MONDAL A, et al. Production issues in the manufacturing of TiAl turbine blades by investment casting [J]. Procedia Structural Integrity, 2020, 25: 79-87.
- [112] 樊洪智, 董红瑞, 赵天闻, 等. TiAl合金叶片类构件成形工艺研究进展 [J]. 塑性工程学报, 2024, 31 (8): 1-13.
- [113] 郭杰, 黄礼清, 吴景阳, 等. 真空自耗电弧熔炼铸锭凝固行为多尺度模拟研究进展 [J]. 金属学报, 2025, 61 (1): 1-18.
- [114] 袁芝, 杨树峰, 刘威, 等. 镍基高温合金真空感应熔炼碳氧反应数值模拟 [J]. 中国冶金, 2023, 33 (2): 73-79.
- [115] KOCHETKOV A S, PANIN P V, NOCHOVNAYA N A, et al. Study of chemical inhomogeneity in beta-solidifying TiAl alloys of various composition [J]. Metallurgist, 2021, 64 (9): 962-973.
- [116] TETSUI T, FUKUYO T, MIZUTA K. Comparison of the impact resistance of TiAl4822 and TNM alloy under expected service conditions of jet engine blades [J]. Intermetallics, 2025, 185: 108793.
- [117] 李茜茹, 李小刚. 型壳材料对高温合金与钛合金精密铸造影

- 响的文献综述 [J]. 冶金与材料, 2025, 45 (4): 154-156.
- [118] 张扬晟, 胡海涛, 左家斌, 等. TiAl合金铸件特征结构及型壳固液比对铸造缺陷影响 [J]. 精密成形工程, 2022, 14 (11): 170-183.
- [119] DANG Q, ZHANG Y F, YU W, et al. A vacuum supergravity casting strategy for microstructure refinement and defect reduction: fabrication of large TiAl alloy tubular components [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1035: 181527.
- [120] BAO C L, ZHANG S Q, REN Y Y, et al. Research progress on refractory composition and deformability of shell molds for TiAl alloy castings [J]. China Foundry, 2018, 15 (1): 1-10.
- [121] JIA Q, CUI Y Y, YANG R. A study of two refractories as mould materials for investment casting TiAl based alloys [J]. Journal of Materials Science, 2006, 41 (10): 3045-3049.
- [122] CLEMENS H, KESTLER H. Processing and applications of intermetallic γ -TiAl-based alloys [J]. Advanced Engineering Materials, 2000, 2 (9): 551-570.
- [123] WAGNER R, APPEL F, DOGAN B. Investment casting of γ -TiAl-based alloys: microstructure and data base for gas turbine applications [C]// Warrendale: Minerals, Metals and Materials Society, 1995.
- [124] JOVANOVIĆ M T, DIMČIĆ B, BOBIĆ I, et al. Microstructure and mechanical properties of precision cast TiAl turbocharger wheel [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2005, 167 (1): 14-21.
- [125] JIA Y, LIU Z D, LI S, et al. Effect of cooling rate on solidification microstructure and mechanical properties of TiB₂-containing TiAl alloy [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021, 31 (2): 391-403.
- [126] 许庆彦. 熔模铸造过程数值模拟研究进展 [J]. 铸造, 2022, 71 (7): 803-813.
- [127] 贺同正, 陈玉勇, 吴敬玺, 等. TC4合金变截面构件熔模铸造工艺优化及缺陷控制 [J]. 钢铁钒钛, 2024, 45 (3): 46-54.
- [128] LIU Z Y, LI J C, ZHANG M J, et al. Effect of pouring time on microstructure and mechanical properties of centrifugal cast Ti-46Al alloy tubes [J]. China Foundry, 2025, 22 (1): 65-74.
- [129] WATANABE I, WATKINS J H, NAKAJIMA H, et al. Effect of pressure difference on the quality of titanium casting [J]. Journal of Dental Research, 1997, 76 (3): 773-779.
- [130] CHOUDHURY A, BLUM M, JARCZYK G, et al. Low cost production of TiAl automotive valves using cold wall induction melting and permanent mold centrifugal casting [C]// Titanium Extraction and Processing. Indianapolis, 1997: 259-270.
- [131] RICHARDS W J, BARRETT J R, SPRINGGATE M E, et al. Neutron radiography inspection of investment castings [J]. Applied Radiation and Isotopes, 2004, 61 (4): 675-682.
- [132] 胡海涛, 张熹雯, 朱春雷, 等. 工艺参数对离心铸造TiAl合金杆形件缩孔缺陷影响的数值模拟 [J]. 铸造, 2018, 67 (9): 799-804, 809.
- [133] ZHAO J, ZHANG Z Y, LIU S B, et al. Elimination of misrun and gas hole defects of investment casting TiAl alloy turbocharger based on numerical simulation and experimental study [J]. China Foundry, 2020, 17 (1): 29-34.
- [134] 叶喜葱, 苏彦庆, 郭景杰, 等. TiAl合金叶片吸铸成形缺陷的数值模拟 [J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40 (2): 247-250.
- [135] 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.
- [136] 左家斌, 赵春玲, 胡海涛, 等. 基于ProCAST的TiAl合金双环薄壁支板结构件的精密铸造工艺研究 [J]. 特种铸造及有色合金, 2026, 46 (4): 627-632.
- [137] DU D F, AN J T, DONG A P, et al. A review of the progress and challenges of counter-gravity casting [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 194: 1-18.
- [138] YANG J R, WANG H, WU Y L, et al. Numerical calculation and experimental evaluation of counter-gravity investment casting of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2018, 96 (9-12): 3295-3309.
- [139] 韩积亭, 姜明智, 张麦仓, 等. Ti/Al摩尔比对铸造TiAl合金组织及力学性能的影响 [J]. 特种铸造及有色合金, 2008 (6): 475-477.
- [140] XU X J, LIN J P, WANG Y L, et al. Microstructure and tensile properties of as-cast Ti-45Al- (8-9) Nb- (W, B, Y) alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2006, 414 (1-2): 131-136.
- [141] RECINA V, LUNDSTRÖM D, KARLSSON B. Tensile, creep, and low-cycle fatigue behavior of a cast γ -TiAl-based alloy for gas turbine applications [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, 33 (9): 2869-2881.
- [142] 罗青松, 相恒高, 魏代修, 等. TiAl合金低周疲劳失效机理综述 [J]. 铸造技术, 2024, 45 (10): 907-916.
- [143] 王亮, 刘帅, 陈新, 等. TiAl合金高温疲劳裂纹扩展表征及力学行为研究 [J]. 失效分析与预防, 2024, 19 (6): 445-449.
- [144] 朱春雷, 张熹雯, 骆晨, 等. 常规铸造定向层片TiAl合金持久加载中的组织退化及改善途径 [J]. 稀有金属材料与工程, 2018, 47 (2): 560-566.
- [145] 王琪. 冷坩埚定向凝固高Nb-TiAl合金蠕变行为 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2019.
- [146] 叶园. 热变形加工对TiAl合金组织性能影响及机理研究 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2025.
- [147] 杨超. TiAl合金在商用航空发动机中的应用 [J]. 铸造技术, 2014, 35 (9): 1933-1937.
- [148] CAO S, HAN J, WANG H, et al. Effects of cycle heat treatment on the microstructure and mechanical property of as-cast γ -TiAl alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2022, 857: 144053.
- [149] YANG G, ZUO J, CHENG L, et al. B2 phase precipitation

- behavior in Ti-40Al-8Nb alloys during the hot deformation process [J]. *Intermetallics*, 2022, 150: 107677.
- [150] CAO J, GUO Z, SUN T, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of a high Nb-TiAl alloy via HIP and heat treatment [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2023, 884: 145517.
- [151] ZHANG J, FENG D, YIN F J. Some new aspects in developing TiAl based alloys as competitive high temperature materials [J]. *Advanced Materials Research*, 2011, 278: 557-562.
- [152] 包春玲, 谢华生, 张有为, 等. 热等静压处理对铸造Ti-48Al-2Cr-2Nb合金组织和力学性能的影响 [J]. *铸造*, 2017, 66 (1): 64-66.
- [153] WU X. Review of alloy and process development of TiAl alloys [J]. *Intermetallics*, 2006, 14 (10-11): 1114-1122.
- [154] WANG J N, XIE K. Refining of coarse lamellar microstructure of TiAl alloys by rapid heat treatment [J]. *Intermetallics*, 2000, 8 (5-6): 545-548.
- [155] KIM J K, KIM J H, KIM J Y, et al. Producing fine fully lamellar microstructure for cast γ -TiAl without hot working [J]. *Intermetallics*, 2020, 120: 106728.
- [156] JUNG Y O, KIM M S, PARK J, et al. Achieving fine fully lamellar microstructure of casting TiAl alloy by simple heat treatment [J]. *Materials Characterization*, 2023, 200: 112881.
- [157] YANG G, YANG X, WANG Y, et al. Phase precipitation behavior of a quenched β -solidifying TiAl alloy with a fully-B2 microstructure during annealing at 800 °C [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 812: 152118.
- [158] DING X F, LIN J P, ZHANG L Q, et al. Effects of heat treatment on microstructure of directionally solidified Ti-45Al-8Nb-(W, B, Y) alloy [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2011, 21 (1): 26-31.
- [159] 许正芳, 徐向俊, 林均品, 等. 热处理对大尺寸铸态高Nb-TiAl合金组织中S偏析的影响 [J]. *航空材料学报*, 2007 (3): 28-32.
- [160] CAO S Z, XIAO S L, CHEN Y Y, et al. Microstructure evolution of Ti-46Al-6Nb-(Si, B) alloys during heat treatment with W addition [J]. *Rare Metals*, 2016, 35 (1): 85-92.
- [161] DONG S, ZHOU J, GAO J, et al. Enhanced tensile rupture property of as-cast Ti-44Al-4Nb-1W-0.1B alloy after hot isostatic pressure and annealing [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2026, 35: 18108-18114.
- [162] ZHANG Y, KOU H, YANG G, et al. A two-step heat treatment to eliminate the micro-segregation of Ti-45Al-8.5Nb-0.2W-0.2B-0.02Y alloy [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2016, 18 (7): 1267-1272.
- [163] 孙敏杰, 陈玉勇, 王宝兵, 等. 循环热处理工艺对熔模精铸钛铝基合金组织与性能的影响 [J]. *航天制造技术*, 2012 (1): 18-20.
- [164] 高文强, 刘川, 楚玉东, 等. α 凝固TiAl合金显微组织细化 [J]. *铸造技术*, 2022, 43 (12): 1063-1067.