引用格式：金海良，刘少华，李维，等.TiAl合金的发展、特性与挑战[J].材料工程，2026，54(8)：180-196.
JIN Hailiang，LIU Shaohua，LI Wei，et al. TiAl alloys：progress，properties，and challenges[J]. Journal of Materials Engineering，2026，54(8)：180-196.

TiAl合金的发展、特性与挑战

金海良[1]，刘少华[2,3*]，李　维[1]，赵春玲[1*]，陈芝来[1]，季显坤[1]，张　超[2]
（1 中国航发湖南动力机械研究所，湖南 株洲 412002；2 西北工业大学 民航学院，西安 710072；
3 西北工业大学太仓长三角研究院，江苏 太仓 215400）

摘要：TiAl合金因其低密度、优异的高温强度与抗氧化性，成为航空发动机减重增效的关键材料，但室温脆性与低损伤容限长期制约其工程应用。本文系统梳理了TiAl合金自1970年代至今的发展历程，涵盖材料特性演变、重大科研项目及工程化应用进展。美欧先后通过基础科学研究，系统解决了铸造工艺、组织调控与性能评估等关键科学问题，为GEnx发动机低压涡轮TiAl叶片应用奠定基础。自“十二五”以来，我国依托973计划、国家重点研发计划等重大科研项目的系统布局，突破了高Nb合金体系自主开发、全尺寸叶片近净成形制备等关键技术瓶颈，构建了完整的全链条技术体系。目前，TiAl合金设计虽已发展到第三代，实现了细晶组织和常规设备锻造，但依然存在室温延性低、疲劳寿命对缺陷与应力集中高度敏感、疲劳裂纹扩展速率高、蠕变弹性伸长率高等不利因素。本文从制备工艺和工程服役两个维度提出了TiAl合金面临的关键挑战，上述问题的解决将为实现TiAl合金在高推重比发动机中的可靠应用奠定基础。

关键词：航空发动机；TiAl合金；叶片；视情维修；寿命预测
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2026.000126　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2026.000126
中图分类号：TG146.2　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)08-0180-17

TiAl alloys：progress，properties，and challenges

JIN Hailiang[1]，LIU Shaohua[2,3*]，LI Wei[1]，ZHAO Chunling[1*]，CHEN Zhilai[1]，
JI Xiankun[1]，ZHANG Chao[2]
（1 AECC Hunan Aviation Powerplant Research Institute，Zhuzhou 412002，Hunan，China；
2 School of Civil Aviation，Northwestern Polytechnical University，Xi’an 710072，China；
3 NPU Yangtze River Delta Research Institute，Taicang 215400，Jiangsu，China）

Abstract：TiAl alloys have become key materials for weight reduction and performance enhancement in aero-engines due to their low density，excellent high-temperature strength，and oxidation resistance. However，their room-temperature brittleness and low damage tolerance have long constrained their engineering applications. This paper systematically reviews the development history of TiAl alloys since the 1970s，covering the evolution of material characteristics，major scientific research programs，and progress in engineering applications. Through successive fundamental research projects，the United States and Europe have systematically addressed critical scientific issues such as casting processes，microstructural control，and property evaluation，laying the foundation for the application of GEnx engine blades. Since the 12th Five-Year Plan period，through systematic development under national science and technology programs such as the National Basic Research Program and the National Key Research and Development Program，China has overcome key technological bottlenecks，including the independent development of high-Nb alloy systems and the near-net shaping of full-scale blades，thereby establishing a complete full-chain technological system. Although TiAl alloy design has now evolved to the third generation，achieving fine-grained microstructures and compatibility with conventional forging，persistent challenges include low room-temperature ductility，high sensitivity of fatigue life to micro-defects and stress concentrations，high fatigue crack growth rate，and high creep elastic elongation. Furthermore，this paper identifies a series of

critical challenges facing TiAl alloys from the perspectives of manufacturing processes and engineering service. Addressing these issues will lay the foundation for the reliable application of TiAl alloys in high thrust-to-weight ratio aero-engines.

Key words: aero-engine; TiAl alloy; blade; condition-based maintenance; life prediction

新一代航空发动机对高推(功)重比和低油耗的追求持续推动高温结构材料的轻量化发展。现行低压涡轮叶片普遍采用镍基高温合金,其高密度(≈8 g/cm^3)导致的高离心载荷严重制约了发动机推(功)重比的提升。钛铝系(TiAl)合金凭借其低密度(3.9~4.2 g/cm^3)、优异的高温强度与抗蠕变性能,成为替代镍基合金的理想候选材料。TiAl合金为金属间化合物,常见相包括γ-TiAl与α_2-Ti_3Al,其组织多由γ+α_2两相构成,相组成与形态对性能具有决定性影响。该合金在600 ℃以上综合性能优于常规钛合金,Ti-48Al-2Cr-2Nb合金(4822合金)所制备的低压涡轮叶片(low-pressure turbine blades, LPTB)在约650 ℃的工况可实现40%~50%的减重效果并显著降低轮盘负荷[1]。

历经三十多年,TiAl合金的承温能力(指合金一定蠕变寿命下所对应的最高温度)已实现跨越式发展(图1)。通过成分优化与固态相变组织调控,现已发展出以β凝固合金(如TNM合金)、高铌合金及块状转变合金为代表的第三代TiAl合金[2],其使用温度可提升至750 ℃。特别是通过定向凝固技术调控片层取向所制备的多孪晶(polysynthetically twinned, PST)TiAl单晶[3-4],实现了强度、塑性与蠕变抗力的协同提升,展现出在900 ℃以上替代镍基合金的潜力。

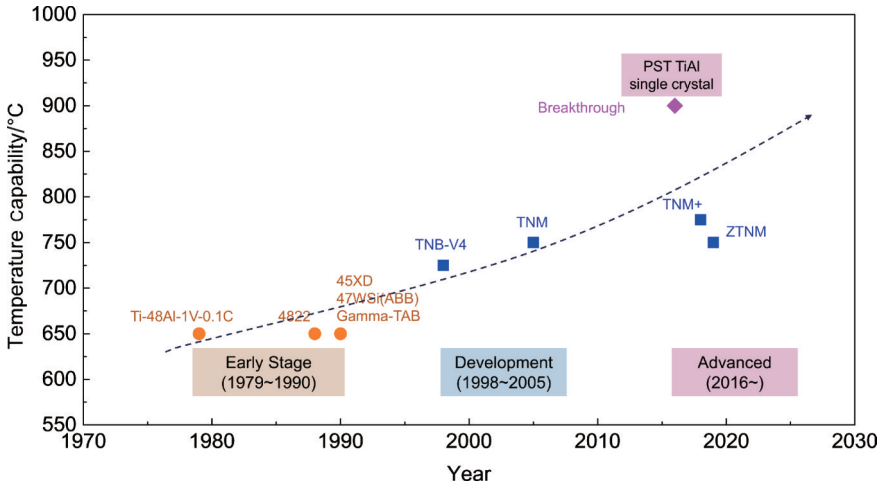


图1　TiAl合金承温能力的发展

Fig.1　Evolution of temperature capability for TiAl alloys

然而,TiAl合金的工程应用仍面临严峻挑战。首先,室温塑性不足(普遍低于2%)不但造成很低的室温损伤容限(延展性、断裂韧性、疲劳裂纹扩展速率)和较高的性能分散性(不确定性),而且导致可用的成形工艺有限,必须开发特殊的加工工艺与工装夹具,大幅增加了制造成本。其次,TiAl合金具有长程有序结构保持至熔点的物理特性以及引发的异常屈服效应,致使热加工需在极高温度下进行,进一步增加了制备难度与成本。例如,奥地利生产的Gamma Met PX TiAl合金板材成本高达镍基合金的65倍[5],且加工过程中的复杂相变也给工艺控制带来显著不确定性。此外,现有商用TiAl合金的高温强度与组织稳定性仍显不足。以4822合金为例,其在650 ℃以上强度显著下降,且在700 ℃以上长期热暴露后出现组织退化,限制了其在更高温度环境中的应用潜力。同时,TiAl合金中典型的片层组织导致力学性能呈现显著各向异性,这对叶片的取向设计与服役性能评估提出了更高要求。

目前,针对700 ℃及以上服役条件下的TiAl合金,其性能数据与可靠性评价体系仍较为欠缺。特别是缺乏系统、长期(≥3000 h)的高温服役性能数据库,相关可靠性评估方法也尚未完善,这严重制约了TiAl合金替代镍基合金在发动机部件中的进一步推广应用。本文系统讨论了TiAl合金的发展历程与材料特性,分析其在航空发动机领域的应用现状,借鉴国外工程应用经验教训,重点对标分析700 ℃以上TiAl合金的力学性能、氧化行为等关键指标,并展望未来研究方向及损伤容限等工程应用挑战,以期推动TiAl合

金在航空发动机转子叶片中的应用进程。

1 TiAl合金的发展历程

1.1 TiAl合金的研发历程

为系统解决TiAl合金工程化应用所面临的工艺与加工难题，基础研究的有力支撑不可或缺。美国空军科学研究办公室（air force office of scientific research，AFOSR）于1995～1999年间资助了PRET项目，联合三所大学与六家航空企业，重点攻关γ-TiAl合金的显微组织、加工与设计等基础问题，以推动其向航空发动机部件成果转化[6]。该项目设立了7个课题，涵盖感应凝壳熔炼工艺（induction skull melting，ISM）、铸造组织与性能调控、性能分散性的Weibull分析、缺口强化效应、裂纹扩展跨尺度表征、冲击损伤行为及冲击后疲劳性能等，旨在通过基础研究降低γ-TiAl合金在工程应用中存在的性能不确定性。

为进一步加速TiAl合金零部件的开发与应用，美国国家航空航天局（NASA）于1999～2003年资助了航空航天产业技术计划（aerospace industry technology program，AITP），重点评估γ-TiAl合金作为低压涡轮叶片材料的耐久性[7]。该研究系统评价了多种铸造与锻造合金的抗冲击性能，并通过有限元模拟与实验相结合，分析了冲击损伤后的裂纹行为与剩余疲劳强度，并同时开展了微动磨损与微动疲劳的初步评估。通过对7种TiAl合金（表1[7]）的疲劳性能对比发现，CMUTi-47-2-2与ABB-23合金具有较高的疲劳强度，而其余合金的疲劳性能受成分与组织影响不显著。AITP项目得出以下认识：①细小均匀的组织有助于提升综合性能；②疲劳寿命主要由随机的裂纹萌生阶段主导。然而，在抗氧化等实际服役环境下的适应性数据仍显不足，需进一步补充。此外，AITP报告指出，尽管γ-TiAl合金室温延性较低，但其在面临典型服役工况的冲击能量下损伤较轻，冲击损伤等缺陷在设计载荷下一般不构成问题，这为早期TiAl合金在低压涡轮叶片上的应用扫除了主要障碍。然而，随着合金强度提高及服役工况的改变，损伤容限可能会再次成为关注重点。此外，TiAl合金在机械加工过程中易引入损伤，表面完整性对其服役性能的影响同样至关重要[8]。

表1 AITP项目所用TiAl合金的化学成分（原子分数/%，下同）

Table 1 Chemical compositions of the TiAl alloys investigated in the AITP project (atom fraction/%, the same below)

Alloy	Ti	A1	Cr	Nb	W	Ta	Si	C	O	B
Cast-to-size Ti-48-2-2	48.4	47.5	1.87	1.97				0.019	0.212	
GEAE Ti-47-2-2	48.7	47.1	1.91	2.02				0.045	0.167	
CMU Ti-47-2-2	49.4	46.5	2.00	1.90					0.192	
Howmet Ti-47-2-2	49.7	46.4	1.82	1.82					0.176	
Cast-to-size ABB-2	50.6	46.5			2.28		0.48		0.085	
ABB-23	50.6	46.0			1.99		0.48	0.017	0.122	0.65
NCG359E	48.7	46.8	1.64	0.68		1.73		0.030	0.211	
95A	48.0	47.0	2.00	2.50	0.2				0.170	0.12

欧洲航天局（European space agency，ESA）于2005～2009年组织实施的欧盟第六框架计划项目（intermetallic materials processing in relation to earth and space solidification，IMPRESS）联合16国40个机构，系统整合γ-TiAl基础研究成果，聚焦叶片铸造工艺开发[9-11]，如图2所示。该项目突破了大尺寸叶片（长达60 cm）近净成形铸造技术，开发了Ti46Al8Nb与Ti46Al8Ta新型合金体系，建立了晶粒细化热处理工艺，开发了长寿命氧化钇浆料与低成本氧化锆铸造模具，实现了吨级真空电弧重熔（vacuum arc remelting，VAR）铸锭制备及废料回收再利用。同时，构建了Ti-Al-（Nb，Ta）热力学与热物理数据库，完善了相关合金力学性能数据，开发了多尺度铸造模拟软件（Calcom-ESI），并完成了全生命周期成本与供应链分析。

相比之下，美国AITP项目虽起步较早，但因对材料基础研究投入不足，铸造工艺成熟度低导致叶片成品率低、周期长，致使GE公司被迫中止TiAl叶片在GE90发动机上的应用。IMPRESS项目则通过系统攻关，在实现大尺寸净成形铸造的同时，同步完成全生命周期分析与供应链研究，其突出特点在于重视基础物理数据积累对铸造成型工艺多尺度仿真的支撑。在欧盟IMPRESS项目结束2年后（2011年），采用TiAl叶片的GEnx发动机方获适航认证和商业服役，印证了坚实的材料与工艺基础研究是金属间化合物工程应用的前提。我国的相关研发工作可借鉴上述经验教训，将材料研制、基础数据积累与工艺开发一

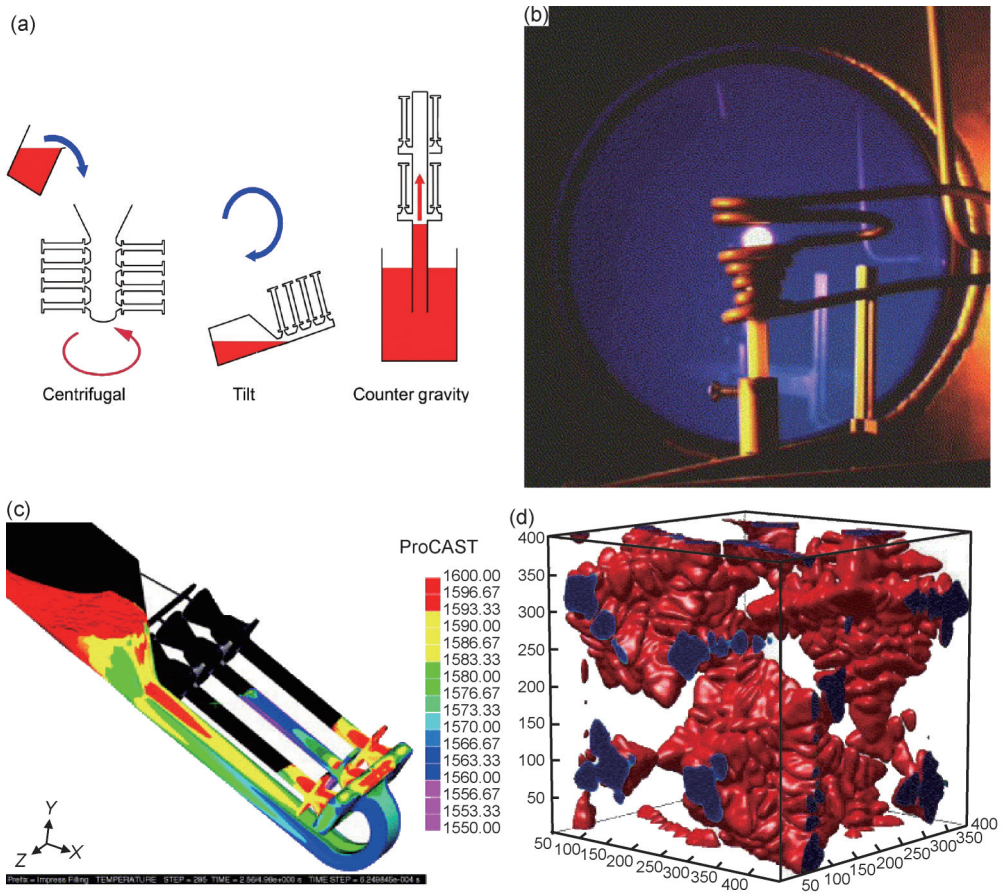


图2　欧盟IMPRESS项目γ-TiAl合金铸造工艺研究[11]

(a)用于工业生产的γ-TiAl涡轮叶片铸造工艺(离心、倾斜、反重力);(b)TEMPUS电磁悬浮铸造;(c)涡轮叶片倾斜铸造工艺的ProCAST模流分析结果;(d)多晶枝晶凝固的三维相场模拟

Fig.2　Investigation into casting processes of γ-TiAl alloys in the EU IMPRESS project[11]

(a)casting processes (centrifugal, tilt, counter-gravity) for industrial production of γ-TiAl turbine blades; (b)TEMPUS electromagnetic levitation casting; (c)ProCAST mold flow simulation results for the tilt casting process of turbine blades; (d)3D phase-field simulation of polycrystalline dendritic solidification

体化部署,以保障产品一致性与合格率,加速工程化应用进程。

我国早在20世纪末就开始部署系列国家级基础科研项目[12],推动高性能金属间化合物(TiAl、NiAl合金等)的关键基础性问题研究,现已进入以自主创新与工程应用为导向的新阶段。

“十二五”期间,面向新一代高推重比航空/航天发动机对轻质高温部件的需求,选取我国自主知识产权的高Nb-TiAl合金体系,联合高校、院所与企业,发展自主的工程合金及制备技术,并通过专利与样件研制推动其在航空航天领域的应用。

“十三五”期间,研究向材料设计数字化与工艺精细化深入。国家重点研发计划项目构建了钛基合金集成计算设计平台与材料数据库,通过高通量计算与实验验证优化工艺性能。系统研究了TiAl低压涡轮叶片精密铸造中硼化物形成与晶粒细化机制,模拟优化了微观组织长期稳定性,揭示了合金变形中的不均匀流变现象。通过VASP高通量地计算了氧原子在钛基合金表面的吸附、扩散及氧化物附着力,从原子尺度提出了Y、Nb、Pd等元素能改善TiO_2与TiAl基体结合力,提高TiAl合金的抗氧化性能[13-14]。

“十四五”以来,研究前沿进一步拓展至增材制造与全链条技术攻关。2022年联合从材料到应用的多家单位立项的国家重点研发计划项目,旨在系统攻克从TiAl材料优化、粉末制备、电子束3D打印到后处理与测试验证的全链条关键技术。同年,以TiAl合金叶片类构件“材料-结构-工艺”一体化制造基础研究也获得立项。近期项目则直接面向TiAl叶片工程化应用的核心环节。

综上所述,经过“十二五”至“十四五”连续3个五年计划在国家层面的系统部署,我国在TiAl合金领域组织实施了从基础材料研制(如高Nb-TiAl合金)、计

算设计与工艺优化(集成计算平台、精密铸造),到先进制造技术攻关(氧化钇模壳的稳定化精细控制、高品质粉末与3D打印),最终指向示范应用的全链条重大科研项目。这些项目的接续推进,系统攻克TiAl合金在制备与工艺方面的关键科学技术问题,显著提升了材料及制造技术的成熟度,为我国TiAl合金叶片最终实现整机装备应用奠定了不可或缺的科学基础。

1.2 TiAl合金的工程化应用

1.2.1 第一代合金的初步探索(1970年~1980年)

普惠公司于1979年确立了首个具备实用价值的合金成分Ti-48Al-1V-0.1C[15],视为第一代TiAl合金代表。该合金虽具有良好的铸造性与可加工性,但室温塑性及耐冲击性不足,且铸件易产生表面疏松。普惠曾尝试将其用于F100发动机压气机叶片毛坯与JT9D低压涡轮叶片[16]。

1.2.2 第二代合金的诞生与应用验证(1988年~1990年)

1988年,通用电气工程师Huang发明了具有里程碑意义的Ti-48Al-2Cr-2Nb(4822)合金[17],通过添加Cr提升塑性,利用Nb保障高温抗氧化性,成为迄今室温塑性最佳的γ-TiAl合金之一。1993年,通用电气使用该合金成功制造低压涡轮叶片并在GE CF6发动机中完成测试[18],验证了其在涡轮部件中的可行性。

同期,在美国国家空天飞机计划(national aerospace plane,NASP)推动下,开发出Ti-45Al-2Mn-2Nb-0.8(体积分数,%)TiB_2(45XD)合金[19-21]。尽管NASP项目因技术难度过大终止,但45XD合金铸造工艺研究由Howmet公司与罗罗公司持续推进。值得关注的是,中国科学院金属研究所研制的国产45XD合金整台份叶片于2014年9月通过了针对罗罗公司Trent XWB发动机覆盖一个大修周期的1750次模拟飞行循环考核测试[22]。这一成果表明,国产45XD合金的核心性能与制造工艺已能够满足国际先进航空发动机的严苛要求,完成了从“材料合格”到“部件可靠”的关键跨越。

1.2.3 工程应用的实现与商业化(2006年~至今)

2006年,通用电气航空发动机材料与工艺工程部门主管Robert Schafrik表示[23],在GEnx发动机上采用TiAl合金叶片是一项关键突破。2008年,Kelly博士在美国新奥尔良举办的TMS年会上进一步宣布GEnx-1B发动机的最后两级LPT叶片将采用PCC公司铸造的4822钛铝合金叶片,单台发动机可减重约180 kg[24]。2012年,Bewlay等在美国波士顿举行的MRS秋季会议上对该技术进行了系统性阐述[25]。早期,GEnx发动机4822钛铝合金叶片首先采用过尺寸重力铸造制备约3 mm余量的叶片毛坯,随后通过电化学和机械加工得到最终成品叶片。此后,TiAl合金进一步拓展至赛峰公司LEAP系列发动机,为波音737MAX、空客A320neo及中国商飞C919等多款机型提供动力。从GEnx(2011年)到LEAP(2016年)的商业化服役,标志着TiAl合金在航空涡轮部件中确立了稳固地位。

1.2.4 应用瓶颈与技术演进

TiAl合金的应用历程并非一帆风顺。普惠PW1000G系列发动机曾采用德国MTU公司等温锻造的TNM合金叶片[26],但后续服役中出现挑战。据2020年新闻报道[27],普惠PW1100G发动机因气流碎片冲击损伤风险,决定将三级LPT叶片由TNM合金更换为镍基合金,单台更换成本估算高达78.5万美元,详细介绍见视情维修损伤评估章节。

然而,行业对TiAl合金的研发信心并未动摇。通用电气在其新一代GE9X发动机中,LPT第六级叶片采用了电子束粉末床熔融增材制造(EB-PBF)的4822合金[28],该发动机已于2020年获得适航认证[29]。这表明,特定挫折并未影响发动机制造商(OEM)对TiAl合金体系在更广阔应用场景下技术潜力的持续投入与信心,反而推动了研发转向更具损伤容限的合金设计与更先进的近净成形工艺,以全面提升叶片的服役可靠性与制造经济性。

2 TiAl合金材料特性

TiAl合金的性能取决于由成分和热处理精确调控的微观组织。该材料体系对成分和组织极为敏感,工业化生产中难以避免的宏观偏析和氧含量异常[30]会导致组织波动与性能分散,这对航空部件的安全可靠性构成严峻挑战。因此,持续的成分/工艺优化在过去30年中一直是研究重点,但室温塑性及可加工性提升有限,仍是制约其更广泛应用的主要瓶颈。

基于上述背景,当前TiAl合金的成分设计已高度应用导向化,需结合具体服役需求和加工工艺进行针对性调整。其微观组织主要由γ和α_2相构成,可分为等轴γ、双态、近片层和全片层四类[31]。不同合金体系性能对比表明,4822合金在加工性能上显著优于TNM与45XD合金[21];在综合性能方面,4822在室温塑性、耐冲击性等关键指标上也更为均衡。此外,其自2006年起建立的成熟供应链体系,为工程应用提供了重要保障。从第一代到第三代合金的设计演变来看(表2[1,7,15,17,19-20,32-44]),通过降低Al含量并增加Nb等

β稳定元素，实现了从包晶凝固向β凝固的转变，从而获得细晶、各向同性且可热加工的组织。当前合金设计的核心挑战在于深入理解相变机理与元素的协同/拮抗效应，因为改善某一性能的元素组合常会损害其他性能，必须针对特定服役场景进行精准权衡。元素间复杂的交互作用（如C与N在间隙位置的竞争）机制仍需深入研究，而面向增材制造等新工艺的专用成分设计也已成为前沿热点方向。

表2　多晶TiAl合金的发展

Table 2　Evolution of polycrystalline TiAl alloys

TiAl alloy generation	Characteristic	Nominal composition	Typical processing	Country
Gen 1	High Al (≈48%), simple alloying, coarse as-cast microstructure, inherently poor room-temperature ductility	Ti-48Al-1V-0.1%(mass fraction)C[15]	Casting/forging	USA
		Ti-48Al-2Nb-1W[1]	Casting	USA
Gen 2	Medium Al (45%-48%), multi-component microalloying, peritectic solidification	Ti-(47,48)Al-2Nb-2(Cr,Mn) *e.g.*, 4822[17,32] or 4722[7]	Casting	USA
		Ti-47Al-2Cr-2Nb-0.2W-B[33]	Casting	USA
		Ti-48Al-2Nb-2Cr[34]	Powder metallurgy	USA
		Ti-(45,47)Al-2Cr-2Nb-2Mn-0.8%TiB_2 *e.g.*, 45XD[19-20]	Casting	USA
		Ti-47Al-2W-0.5Si(47WSi or ABB-2)[7,20,35-36]	Casting	USA
Gen 3	Low Al (42%-45%) with high Nb/Mo additions, β -solidification pathway imparts good hot workability, enabling forging	Ti-(40-45)Al-(2-8)Nb-(1-8)(Cr,Mn,V,Mo)-(0-0.5)(B,C)[37]	Forging	USA
		Ti-46.2Al-2Cr-3Nb-0.2W-0.2C-0.2B-0.15Si(K5)[38-39]	Forging	USA
		Ti-(42-44)Al-(3-5)Nb-(0.1-2)Mo-(0.1-1.0)B *e.g.*, TNM[40-41]	Forging	Austria
		Ti-(40-45)Al-(5-10)Nb-(B,C) *e.g.*, TNB-V5[42]	Forging	Germany
		Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.5B[43]	Casting	China
	Medium Al (≥46%) with high Nb addition, superior high-temperature oxidation resistance and creep capability	Ti-46Al-5Nb-0.1C[44]	Casting	China

值得强调的是，材料的基础性能最终需通过实际服役表现来验证。疲劳、磨损、腐蚀作为航空发动机零部件的三大主要失效模式，需对飞行器构件实施全生命周期的持续监测与维护。因此，TiAl合金在极端环境下的疲劳抗力、磨损行为与腐蚀耐久性，已成为评估其工程适用性、推动其走向更广阔航空应用的核心研究焦点。

2.1　拉伸性能

工程上通常将拉伸性能作为评价材料是否合格的关键判据之一。研究表明[45-48]，γ-TiAl合金的屈服强度与晶粒尺寸之间符合Hall-Petch关系，即细化晶粒和减小片层间距可同时提高合金强度并改善其塑性。如北京钢铁研究总院通过细化晶粒和双态组织调控，其研制出的Ti-46.5Al-2.5V-1Cr合金室温伸长率高达4.8%[49]。由于TiAl合金的拉伸性能对合金成分、相组成与显微组织极为敏感，如图3[7,24,50-57]所示，不同合金成分、组织状态的TiAl合金表现出显著的拉伸性能差异。ZTNM合金强度处于中等水平，而经过调制组织的TiAl合金其强度已经超过了K417镍基合金。然而，TiAl合金的屈服强度与抗拉强度非常接近，也就是屈强比（$\sigma_{0.2}/\sigma_b$）接近1。这表明TiAl合金塑性应变极其有限，材料屈服后几乎无加工硬化能力，导致安全裕度极低。此外，高屈强比意味着较高的缺口敏感性，需特别警惕。由于TiAl合金的室温脆性并非简单的本征脆性（如陶瓷的共价键断裂），而是由变形各向异性驱动的、受晶粒尺寸和片层结构控制的“微观结构敏感脆性”。由于微观尺度下存在极度的应变不均匀性，γ/α_2相界和晶界处会诱发剧烈的弹性应力集中，从而促使解理裂纹在此处形核并扩展。据文献报道[58-59]，在满足强度设计要求前提下，适当降低屈强比有助于提高抗疲劳裂纹扩展能力。相比之下，镍基合金具有较好的塑性和较高的伸长率，其屈强比均为0.77，显著低于TiAl合金。可见，对于TiAl合金，弹性极限是其绝

对承载边界，其损伤容限主要受断裂力学机制控制，而非宏观塑性变形吸收能量。因此，针对 TiAl 合金结构件的工程设计须摒弃对塑性流动的依赖，可采用“零塑性容忍”策略，即通过提高安全系数将服役应力严格约束于弹性区间内，以避免因脆性解理导致的突发性灾难失效。考虑到高屈强比材料固有的缺陷敏感性，除常规静强度校核外，须引入基于断裂韧性（K_{IC}）的断裂安全系数，作为衡量结构完整性的关键判据。然而，全片层（FL）与双态（DP）TiAl 合金的断裂韧性与塑性呈拮抗关系[50,60]；前者凭借片层微结构实现裂纹偏转与韧带桥接等韧化效应，却以牺牲塑性变形能力为代价，后者则相反[61]。故需针对实际服役工况来合理选择合金的相组成和热处理工艺。

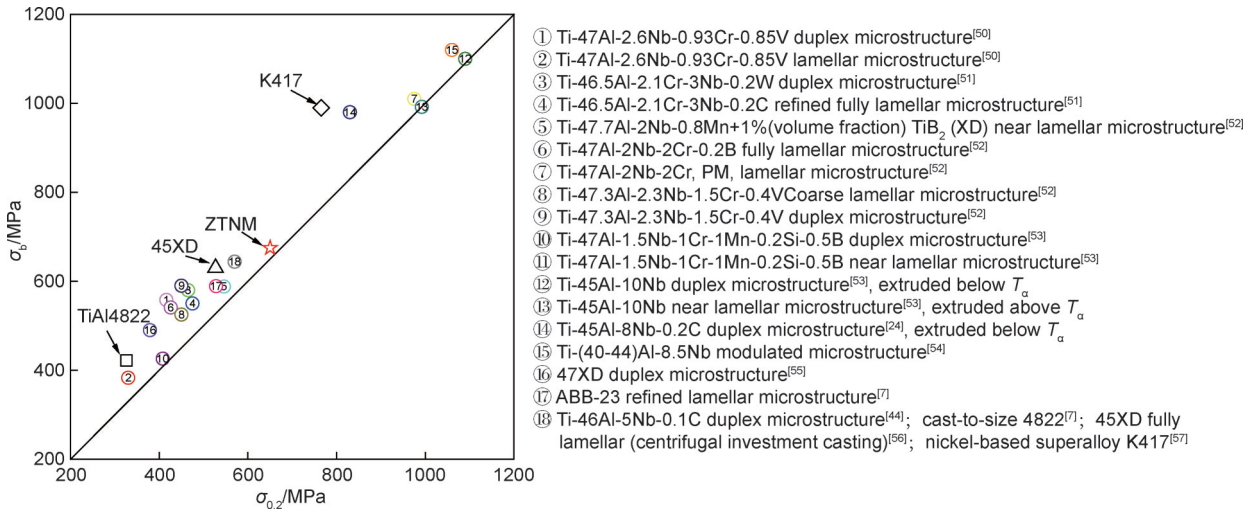


图 3 TiAl 合金室温拉伸性能[7,24,44,50-57]

Fig.3 Tensile properties of TiAl alloys at room temperature[7,24,44,50-57]

2.2 疲劳性能

TiAl 合金因其优异的高温性能和低密度而受到广泛关注，但其疲劳性能仍是制约其工程应用的瓶颈之一。国内外针对 TiAl 合金的疲劳性能研究主要集中在合金成分优化、微观组织调控和表面处理技术等方面。美国 NASA 和德国航空航天中心（Deutsches zentrum für luft-und raumfahrt，DLR）等机构在此领域开展了系统性工作。NASA 重点研究了合金成分对疲劳寿命的影响，而 DLR 则通过精密控制热处理工艺，显著优化了 TiAl 合金的微观组织，从而提升了其疲劳寿命。

图 4[7,62-65]汇总了多种 TiAl 合金在不同条件下的疲劳（*S-N*）数据。TiAl 合金普遍表现出较为“平坦”的 *S-N* 曲线，即在相近应力水平下疲劳寿命分散性较大，且应力水平的微小变化会导致寿命显著波动。对于 ZTNM 合金，其疲劳性能对应力集中具有一定的敏感性。随着应力集中系数 K_t 增大，疲劳强度呈现下降趋势。特别是在高应力集中（K_t=3）条件下，一旦应力超过疲劳极限，裂纹会迅速萌生，导致构件在不足 10^4 循环周次内失效，这一趋势与美国 PRET[6]以及 AITP[7]项目的研究结论一致。典型 γ-TiAl 合金在 10^4 循环寿命对应的疲劳应力范围为 290～390 MPa，而在 10^6 循环时其疲劳强度普遍低于 300 MPa。相比之下，ZTNM 合金在 10^7 循环下的疲劳极限可达 365 MPa，其疲劳性能优于二代 γ-TiAl 合金，但低于锻造 TNM 合金。与现役 LPT 叶片常用材料 K417 镍基高温合金相比，ZTNM 合金在 K_t=1 和缺口（K_t=2）条件下均展现出更优的疲劳性能。值得注意的是，K417 合金带缺口（K_t=2）试样疲劳极限与光滑试样相当，700 ℃下的疲劳极限均为 255 MPa[57]，表现出对应力集中不敏感的特性（无缺口效应），这可能源于其在 700 ℃下仍具备约 15% 的断后伸长率，可通过局部塑性变形缓解局部应力集中。与之相反，ZTNM 合金对应力集中敏感，K_t=2 和 K_t=3 条件下的疲劳极限较光滑试样分别下降 24.7% 和 38.4%，其应力集中敏感系数 q 约为 0.3，说明该合金具有一定的缺口敏感性。

TiAl 合金的疲劳裂纹扩展速率对外载荷极为敏感，其 Paris 公式中的指数项较高，约为普通金属材料典型值的 5～10 倍，接近陶瓷材料。这表明，裂纹扩展阶段在整个疲劳寿命中所占的比例非常小。此外，显微组织对裂纹扩展行为的影响也十分显著。双态组织的合金表现出较低的裂纹扩展抗力[66]，而片层组织则能显著提高疲劳裂纹扩展抗力[67-70]。这一差异主要源于片层组织中的裂纹扩展行为强烈依赖于片层团

的取向。当裂纹平面与片层界面平行时($(111)_\gamma$//$(0001)\alpha_2$)，材料的断裂韧性极低，K_{Ic}仅为3.3～4.3 MPa·$m^{1/2}$[71-72]，接近理论解理强度G_c，裂纹极易在γ/α_2相界面等“薄弱环节”发生失稳扩展(即$K_I > K_{Ic}$)。相反，当裂纹扩展方向垂直于片层时，穿片层断裂会使裂纹扩展路径发生偏转，从而使疲劳裂纹扩展呈现显著的各向异性。进一步，由于TiAl合金的疲劳裂纹多数情况下萌生于表面[73]，其疲劳寿命对表面完整性(如表面粗糙度、显微硬度和残余应力等)极为敏感。Lindemann等[74]研究发现，喷丸处理可使Ti-47Al-1.5Nb-1Cr-1Mn-0.2Si-0.5B合金的次表层发生塑性变形，引入压应力并显著提高表层硬度，从而将疲劳裂纹萌生位置转移至材料内部，进而提升合金的疲劳寿命。相比之下，黄泽文团队[75]研究表明，对Ti-44Al-5Nb-1W-1B合金进行电化学抛光处理，比喷丸处理更能有效地保持其疲劳性能。然而，在疲劳寿命因环境侵蚀而降低的情况下，上述表面处理方法的改善效果在高温服役部件中的应用仍需谨慎评估。鉴于TiAl合金的疲劳性能对应力集中、外载荷、表面完整性及显微组织等因素极为敏感，精确获取构件内部应力分布并严格控制表面质量成为必要前提，这显著增大了构件在设计、制造及装配过程中的难度。

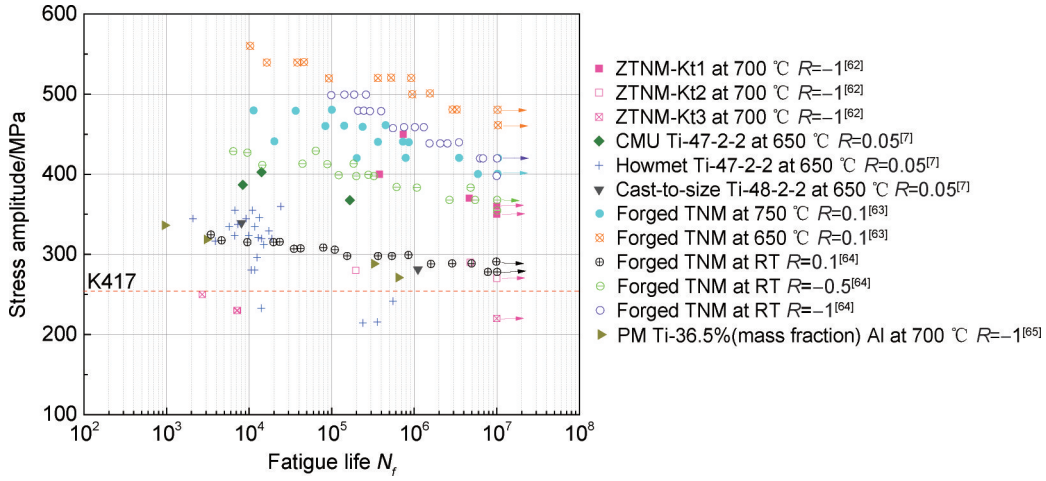


图4　不同合金在不同条件下的S-N数据[62]，引用文献数据[7,62-65]

Fig.4　S-N data for various alloys under different conditions[62], the data are from literatures[7,62-65]

2.3　蠕变性能

在650～750 ℃的服役温度区间(约为绝对熔点T_m的0.53～0.59)，TiAl合金构件在工作应力下仍发生持续的蠕变应变累积。这种渐进式的塑性流变可导致变形量超出设计容限，最终引发叶片和机匣碰磨甚至蠕变断裂，因此，优异的抗蠕变性能是TiAl合金高温应用不可或缺的前提。但Dimiduk与Miracle团队[76]指出，即使计入其密度优势，大多数TiAl合金的抗蠕变性能仍逊于镍基高温合金。该性能差距是制约其替代传统高温合金的关键瓶颈，也推动了该领域广泛的研究。蠕变机制方面，单相γ-TiAl合金最小蠕变速率受应力、温度、铝含量及晶粒尺寸共同影响。低应力时由热激活的位错攀移主导[77]，而在高应力与高温下，晶界滑移与动态再结晶则成为主导机制[78-79]。对于两相合金，其蠕变行为还进一步取决于合金成分、相组成与显微组织。通常，双相结构在650 ℃以下具有较好蠕变抗力，而粗大片层组织在更高温度下表现更优。图5(a)展示了具有$\gamma+\alpha_2$全片层组织的ZTNM合金在700 ℃、不同应力水平下达到1%塑性应变的蠕变寿命和Larson-Miller曲线。实验结果表明，其蠕变寿命对应力较为敏感。在300 MPa应力下，寿命114 h；应力降至280 MPa时，寿命延长至约287 h；应力为240 MPa时，寿命约为352 h；当应力降至200 MPa时，寿命显著延长(>1000 h)。从图5(b)[57,80-85]中可以看出，镍基合金的蠕变性能远优于钛铝合金。此外，Ti-45Al-8Nb-0.2C和Ti-45Al-5Nb-0.2B-0.2C两种合金的蠕变性能也优于ZTNM合金，这是由于碳化物的引入能够显著改善钛铝合金的蠕变性能。该应力-寿命关系直观反映了该合金在目标温度下的蠕变抗力水平，为构件设计与寿命预测提供了关键数据。

2.4　氧化性能

TiAl合金的抗氧化性能受合金成分、环境氧分压及温度的综合影响。在650 ℃以下，TiAl合金通常表现出良好的抗氧化性，能够形成致密且稳定的表面氧化膜。在650～800 ℃区间，其抗氧化能力随温度升高而下降，但随时间延长通常仍可形成稳定的氧化层，氧化增重与时间多呈抛物线规律，在约800 ℃以下的应用中无需涂层。然而，当温度超过800 ℃时，表面倾

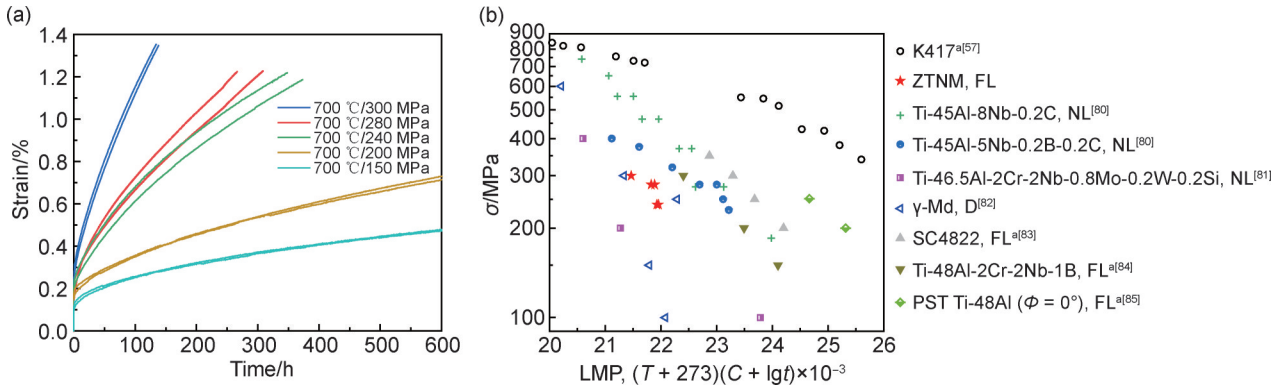


图5 ZTNM合金在700 ℃蠕变性能[57,80-85]

(a)蠕变寿命曲线;(b)塑性应变1%对应的Larson-Miller曲线,[a]表示蠕变断裂后对应的Larson-Miller曲线

Fig.5 Creep properties of ZTNM TiAl alloy at 700 ℃[57,80-85]

(a)creep life curves;(b)Larson-Miller plot corresponding to 1% plastic strain,[a] denotes the Larson-Miller curve corresponding to the creep rupture data

向于生成以TiO_2为主的氧化物,而非具有优异保护性的连续Al_2O_3膜,这对其在更高温度下的长时服役构成了限制。

图6[86-87]对比了4822、45XD、ZTNM等TiAl合金在空气环境不同温度条件下的氧化动力学曲线。ZTNM合金在800 ℃循环氧化100 h后,单位面积氧化增量为0.32 mg/cm^2。根据HB5258抗氧化性级别评定标准,计算得到800 ℃条件下试样平均氧化速率为0.0213 g/(m^2·h),小于0.1 g/(m^2·h),属于完全抗氧化等级。在700 ℃/100 h循环氧化条件下,二代TiAl合金45XD与4822的氧化增量分别为0.55 mg/cm^{2}与1.01 mg/cm^2,显著高于同条件下ZTNM合金的增量(0.15 mg/cm^2)。上述结果表明,ZTNM合金在550~800 ℃范围内整体表现出优异的抗氧化性能,且明显优于4822与45XD合金。然而,TiAl合金经高温热暴露后,其表面氧化层的形成会导致室温拉伸塑性急剧下降[88-90]。该塑性恶化所涉及的机制十分复杂,尚未被完全阐明。已有研究发现[89,91-92],高温热暴露后,裂纹从表面氧化膜扩展至基体材料内部;随后,环境中的水沿裂纹进入金属基体,诱发氢脆。这种由高温热暴露表面氧化所引发的脆性现象,对构件在高温服役过程中的性能稳定性以及后续视情维修工作均可能带来潜在风险。

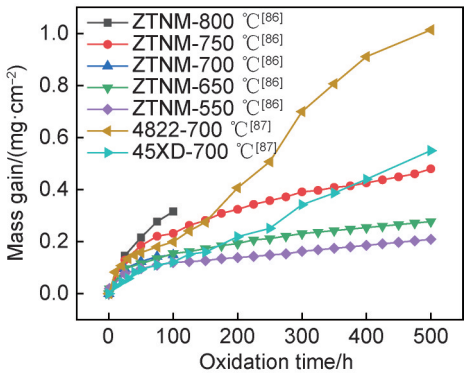


图6 TiAl合金氧化动力学曲线[86-87]

Fig.6 Oxidation kinetics curves of TiAl alloys[86-87]

3 TiAl合金关键工程及科学问题

3.1 制备工艺面临的挑战性问题

3.1.1 全尺寸叶片铸造

TiAl合金低压涡轮叶片的工程化应用,首先面临的是全尺寸叶片的近净成形精密铸造难题。叶片的几何构型复杂,包含整流罩、封严齿、缘板及燕尾榫等精细特征,其壁厚分布极不均匀,叶身中部薄而叶根与叶尖厚,这给叶片翼型的完整充型与凝固补缩带来了严峻挑战。

为实现成本目标,叶片必须达到近净成形,避免后续昂贵的机械加工。然而,NASA AITP项目铸造实践表明,即便采用特殊的浇注系统设计,虽能改善充型,却难以有效抑制因凝固收缩导致的内部疏松。铸造工艺开发经历了多次迭代,例如曾通过增加局部壁厚来提升可铸性与抗冲击性,但这又导致减重目标无法达成且气动性能下降。最终,尽管在近净成形技术层面取得了进展,但仍未能同时满足减重、性能与经济性指标。可见,由于工艺技术难题在GE90的开发过程中并未得到足够快速解决,使得TiAl叶片无法及时进入GE90的适航认证体系。且当时GE认为引入一个未充分工程化的新材料风险较高,因此选择将其应用推迟。但是难得的是,GE一直保持对TiAl叶片的研发投入。直到2004年GEnx项目的及时启动,

同时 TiAl 叶片的材料加工（铸造、热等静压、热处理等）和服役可靠性验证逐渐成熟，TiAl 合金从实验室研发向商业产品的转变才终于实现[93]。

为攻克薄壁充型与收缩控制难题，后续项目研究聚焦于离心铸造工艺与高端型壳材料。首先，基于实验精确测定的 TiAl 合金热力学与热物理参数，通用电气工程师通过多尺度建模仿真手段优化充型过程，以缩短开发周期[94]。其次，TiAl 的近净成形需要先进的陶瓷型壳技术。因为钛在高温下化学活性极强，常规的镍基合金模具系统会与熔体发生反应，造成污染，因此必须采用兼具高温化学惰性与足够机械强度的专用陶瓷材料。研究表明，在众多候选材料（如氧化钙、氧化钪、氧化钇）中，氧化钇在减少熔体杂质元素、抑制界面反应方面表现最优，是理想的候选材料。近年来，中国科学院金属研究所杨锐团队在此领域取得突破性进展。他们攻克了氧化钇陶瓷型壳在高温下易“掉渣”的技术瓶颈，将叶片铸件的表面反应层厚度从 100 μm 显著降低至 5 μm，从而实现了 TiAl 叶片的无余量精密铸造。该技术已支撑我国商用航空发动机关键部件的研制[95]，为国产商用航空发动机的自主化发展奠定了坚实的材料工艺基础。

3.1.2　加工工艺

要实现 TiAl 叶片的工程应用，除精密铸造外，后续的机械加工与表面处理同样面临严峻挑战，这些工序直接关系到构件的合格率、服役性能及制造成本。首先，为满足航空发动机对气动外形的苛刻要求，铸造成形后的叶片必须通过精密打磨来修正由铸造收缩引起的尺寸偏差。然而，TiAl 合金作为金属间化合物，具有本征室温脆性大、导热性低、硬度高等特点，使其在复杂曲面打磨过程中易产生崩缺或微裂纹，导致加工合格率低、废品率居高不下，显著增加了制造成本。这些问题是 TiAl 合金机械加工困难的根本原因。

其次，作为叶片与轮盘连接的关键承力部位，榫头的加工质量对叶片的疲劳寿命至关重要。针对 TiAl 合金室温塑性低、刀具磨损快等问题，需开发专用切削工艺及刀具。由于 TiAl 合金疲劳性能对表面粗糙度等表面完整性因素高度敏感，而榫头又是微动疲劳失效的潜在危险点，这对榫头的加工质量提出了更高的要求。因此，需要对榫头进行表面光整处理，以获得优异的表面完整性，以抑制疲劳裂纹的萌生。

近年来，为规避传统减材制造的局限性，增材制造（3D 打印）技术已成为探索复杂 TiAl 构件成形工艺的重要方向[96-97]，有望实现榫头近净成形，减少后续加工量。进一步可考虑使用电解线切割（wire electrochemical machining，WECM）对榫头部位进行精整加工[98]，获得无重铸层和晶间腐蚀的高表面完整性加工表面，为突破现有瓶颈提供新的组合解决方案。上述技术的突破需掌握 TiAl 合金重铸层和基体的电化学溶解动力学，建立基于微区电化学的多相溶解模型，量化 γ/α_2 片层取向、TiB_2 颗粒等对溶解速率的影响。

3.1.3　材料缺陷检测

除加工工艺外，材料内部固有缺陷（缩孔、氧化钇夹杂、微织构等）的可靠检测是 TiAl 合金叶片工程化面临的另一重大挑战。这类缺陷尺度细微、分布随机，却可能成为疲劳裂纹的优先萌生源，显著降低构件的服役可靠性。应力集中系数 K_t=2、应力幅值 250 MPa、应力比 R=−1、温度 700 ℃下的疲劳测试结果清晰地揭示了该问题。该工况下，测试件仅经历 4600 次循环便发生过早断裂，远低于该条件下的疲劳极限。断口分析表明，其断裂模式与正常疲劳断口存在明显不同，如图 7 所示。异常断口表面未见典型疲劳条带，裂纹萌生于某一特定区域（图 7 红圈内）。对该疲劳源区的高倍观察显示，该区域存在一个尺寸约 180 μm×400 μm 的解理台阶。该区域内晶粒/片层取向高度一致，与周围随机取向的细小组织形成鲜明对比，本文将其定义为“微织构”。在交变载荷下，“微织构”区域与基体之间因片层取向差异巨大，导致两者施密特因子及分切应力不同，从而产生显著的应变不协调。这种塑性应变局部累积会引发严重的应力集中，最终在界面处萌生裂纹。鉴于 TiAl 合金的疲劳寿命主要由裂纹萌生阶段主导，因此，该内部“微织构”的存在直接导致了试件在低循环周次下提前失效。

此类亚毫米尺度的“微织构”缺陷仍为 $\gamma+\alpha_2$ 片层团，其密度、弹性模量、声速等物理特性与周围基体无明显差异，在铸件或成品构件中难以被现有工业级无损检测手段（如超声、射线检测）可靠地发现与定位。然而，它们却是疲劳性能的“隐形杀手”，对构件的高可靠性要求构成严重威胁。因此，发展能够敏感识别此类微观缺陷的新型无损检测技术与评价标准，是确保 TiAl 合金部件服役安全的关键前提。

3.2　工程服役面临的挑战性问题

3.2.1　视情维修损伤评估

普惠 PW1100G 发动机的服役事件表明，视情维修的成功，绝不意味着发现损伤后简单地缩短检查间隔。其核心在于，必须构建能够准确预测该损伤在未来特定服役条件下演化路径的科学能力。对于 TiAl 合金这类脆性材料而言，建立此种能力尤为紧迫且复杂。

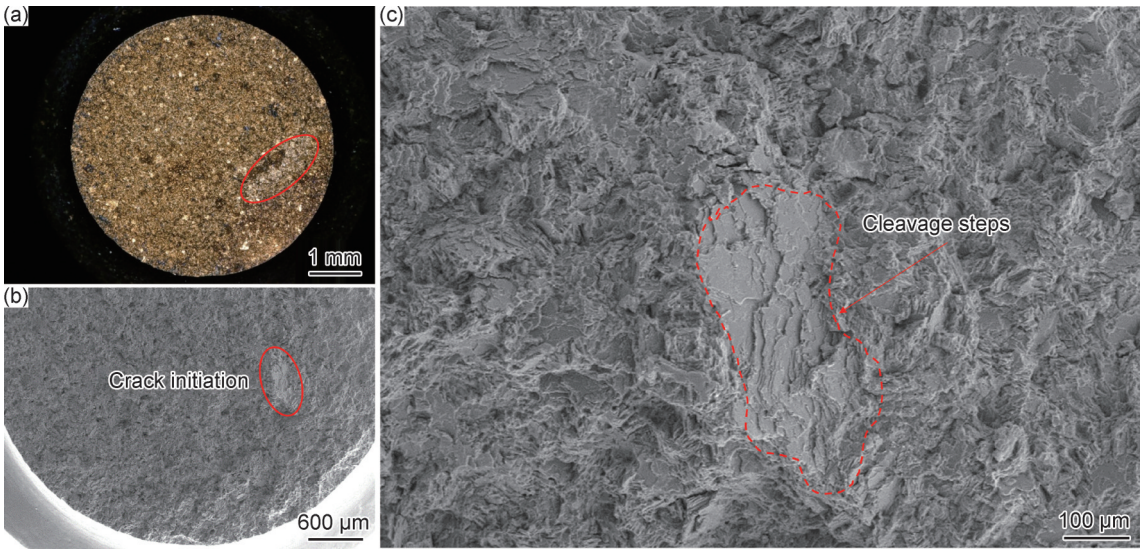


图7 TiAl合金测试件700 ℃疲劳断口形貌

(a)宏观断口形貌;(b)疲劳源;(c)疲劳源放大图

Fig.7 Fatigue fracture morphology of TiAl alloy specimen at 700 ℃

(a)macroscopic fracture morphology;(b)fatigue source;(c)enlarged view of the fatigue source

早期针对4822合金的专项研究,为理解其冲击损伤容限奠定了重要基准。NASA先进高温结构材料研究部与通用电气航空发动机设计部合作,利用铸造试样系统研究了弹道冲击对4822合金力学性能的影响。结论指出,在GE90发动机第六级LPT叶片预期的疲劳设计应力水平下,该合金在正常服役条件下具备承受并“带伤存活”的能力[7]。唯有在能量达到或超过1.5 J的极端冲击事件下,才可能在4822合金LPT叶片上造成足以引发疲劳失效的临界损伤。若无重大的上游事件,LPT叶片不会发生冲击损伤[99]。该结论为基于风险的视情维修提供了依据,即对于4822合金叶片,常规巡检中发现的微小内物损伤(domestic object damage, DOD)可能无需立即处理,从而优化了维修周期,降低了运营成本。

然而,后续发展的TNM合金在实际服役中却暴露出不同的耐冲击特性,凸显了材料性能与服役工况差异对维修策略的重要影响。2017年1月21日,印度IndiGo航空A320neo飞机发动机失速事件即为一个典型案例。该事故征候的直接原因是燃烧室固定螺柱、螺母、垫片等金属部件脱落形成DOD,DOD被吸入发动机燃气通道,依次击伤高压涡轮与低压涡轮叶片,最终导致TNM合金制造的LPT第三级叶片发生大面积断裂,引发气动失稳进而发动机失速。尽管调查报告将根本原因指向燃烧室浮壁面板存在设计或制造缺陷,但美国联邦航空管理局(federal aviation administration, FAA)基于对2017~2019年间PW1100G发动机40多起相关事件的综合分析认为TNM合金LPT叶片在冲击载荷下表现出韧性不足的风险,并分别于2019年底和2020年发布适航指令(AD 2019-25-01和AD 2020-08-04),要求更换部分PW1100G发动机的LPT叶片[100-101]。

在事故征候发生前约12天(即1月9日)执行的孔探检查中,已观测到该螺柱存在部分脱离的损伤特征。然而,OEM提出的处置方案仅为缩短检查间隔至375 h,允许航空器继续服役,并未要求立即停飞进行检修,但该发动机在约290 h后发生故障(图8)[102]。上述案例揭示了TiAl合金构件开展视情维修时所面临的特异性挑战:

(1)TiAl合金普适的损伤容限标准难以建立。即难以针对不同合金体系建立普适、统一的损伤容限标准,工程决策须紧密结合特定合金的冲击损伤特性以及新设计发动机LPT的实际工况(如转速等),开展针对性评估。早期基于4822合金得出的乐观结论[7,99],建立在4822合金具有相对较好的损伤容限之上,不可简单外推至TNM等其他TiAl合金。这表明,TiAl合金的损伤容限强烈依赖于合金成分、微观结构(如γ相含量、形态与分布)和制造工艺。

(2)失效预警窗口窄,对无损检测精度与寿命预测模型提出更高要求。传统镍基合金叶片损伤评估依赖于Paris公式稳定扩展区进行寿命预测。但TiAl合金的本征脆性使其裂纹扩展行为更接近陶瓷,Paris指数极高且缺乏明显的稳态扩展阶段。这意味着,一旦表面裂纹萌生并达到可检门槛,其剩余寿命极短且分散性极大。一方面,须发展针对TiAl合金叶片表面

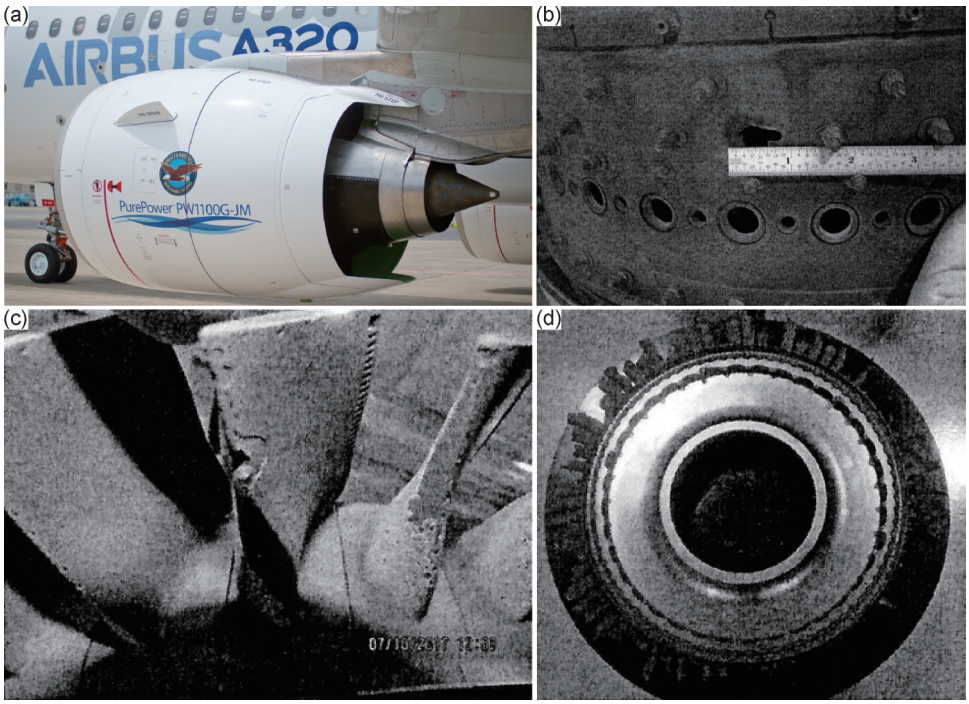


图8　IndiGo航空发动机事故症候调查结果[102]

(a)空客A320 PW1100G-JM发动机;(b)燃烧室衬套和浮动壁衬套段存在烧穿孔洞(1.0 cm×1.8 cm),显示螺栓缺失;(c)2级高压涡轮叶片冲击损伤;(d)3级低压涡轮叶片断裂

Fig.8　Results of the IndiGo aviation engine incident investigation[102]

(a)airbus A320 PW1100G-JM engine;(b)burned-through perforation (1.0 cm×1.8 cm) in the combustion case and floating wall liner segments, indicating missing bolts;(c)impact damage to the 2nd-stage high-pressure turbine blade;(d)fracture of the 3rd-stage low-pressure turbine blade

能识别亚毫米级甚至微米级微裂纹的超高灵敏度检测技术;另一方面须构建能描述短裂纹非稳态扩展的模型,这已超出基于长裂纹稳态扩展的Paris公式的适用范围。

由于TiAl合金从“可被无损检测检出”到“发生临界失效”的安全窗口窄,工程决策从“损伤何时修理”升级为“检出的裂纹是否会不可控地加速扩展、失稳”这一物理状态的即时判定,颠覆了传统金属“伤而不危”的视情维修前提。因此,工程实践必须转向基于TiAl合金—构件体系的精细化损伤评估,具体包括:

(1)建立材料本征的冲击损伤数据库,明确不同冲击能量下的损伤形态及对应的疲劳裂纹萌生与扩展阈值;

(2)发展高精度的在线或离线无损检测技术,以量化识别叶片表面的微小损伤形貌;

(3)构建耦合“短裂纹效应”的断裂力学剩余寿命预测模型,将损伤尺寸与服役载荷谱关联,实现从“发现损伤”到“预测失效”的决策跨越。

上述事故原因分析揭示了冲击韧性低与损伤容限不足是制约TiAl合金扩大工业应用的关键瓶颈。因此,未来研究应聚焦于合金设计(如β相调控)与工艺优化来提升TiAl合金的耐冲击性,并同步发展与之匹配的定量化、可预测的损伤容限评估方法与维修指南,方能为其在严苛服役环境下的安全、低成本运行提供坚实保障。

3.2.2　全生命周期寿命预测

在TiAl合金涡轮叶片的工程化应用进程中,其疲劳寿命预测与服役安全评估正面临传统方法失效与基础材料数据匮乏的双重挑战。当前,建立适用于TiAl合金独特力学行为(如高裂纹扩展敏感性)的寿命预测与健康管理框架,已成为一项紧迫的科研与工程任务。这要求从基础的材料性能表征起步,并将此能力贯穿于构件设计、制造乃至在翼运维的全生命周期之中。

传统疲劳寿命预测方法(如名义应力法、局部应力-应变法)高度依赖于系统、完整的基础性能数据库,而TiAl合金的相关数据不仅严重匮乏,且极为零散。更为关键的是,该类合金的裂纹扩展行为与传统金属存在本质差异(Paris公式指数项接近陶瓷),裂纹扩展速率对应力强度因子极为敏感,致使基于镍基合金建立的成熟预测模型直接应用于TiAl合金时存在巨大的不确定性,给发动机服役带来不可忽视的安全风险。究其根本,其特异性挑战源于以下多尺度物理

问题：

(1)宏观—细观层面：TiAl合金的γ+α_2全片层或双态微观结构，裂纹常在片层团界、特定取向的γ/α_2相界面萌生，传统连续介质力学假设下的均质模型完全失效。

(2)微观—纳观层面：TiAl合金本征脆性意味着裂尖塑性区极小，位错滑移钝化裂尖作用有限，这是其高裂纹扩展敏感性的根源。但同时大量γ/α_2片层界面的存在又在一定程度上阻碍裂纹扩展，提供了增韧的可能，这种“脆中有韧”的矛盾特性，决定了其寿命预测不能简单套用陶瓷或金属模型，必须发展跨尺度界面细观断裂力学理论。

为突破上述瓶颈，亟须打破学科壁垒，开展交叉融合研究：

(1)机理揭示与模型构建：从材料科学与固体力学出发，发展界面细观断裂理论，定量表征γ/α_2相界面与片层团界在复杂载荷（如多轴疲劳、冲击、振动等）下的裂纹萌生与演化的微观竞争机制，建立包含微观组织参数的裂纹萌生与短裂纹扩展模型。

(2)基于物理信息的数据驱动预测：融合人工智能与先进传感技术，发展基于微观组织损伤状态的物理信息神经网络和损伤智能识别、诊断方法，将有限寿命数据与服役载荷谱关联，并构建融合物理机制与数据驱动的高精度寿命预测与损伤容限判定模型。

(3)全链条技术支撑：形成从材料设计（如通过相形态调控构建“裂纹捕获”微结构）、制造工艺（确保获得界面强化、抗冲击的组织）到在翼智能运维（监测微裂纹、识别冲击事件）的全链条能力，为我国航空发动机的自主创新与安全可靠服役提供坚实的理论与技术基础。

推动上述研究，不仅是为TiAl合金叶片的应用扫清障碍，更是为未来新一代超高温、轻量化发动机材料体系的研发与健康管理奠定方法论基础。

4 结束语

经过数十年持续研究，TiAl合金已从基础探索阶段迈向工程应用阶段。美欧依托PRET、AITP及IMPRESS等研究计划，系统解决了铸造工艺、组织调控与性能评估等关键科学问题，为其在GEnx发动机叶片上的应用奠定了坚实基础。我国自“十二五”以来统筹布局，历经3个五年计划的持续攻关，形成了涵盖高Nb合金自主研发、全尺寸叶片近净成形、集成计算平台构建以及增材制造在内的全链条技术攻关能力，显著提升了材料与工艺成熟度。

未来发展趋势将聚焦三个方向：一是发展更具损伤容限的新型合金，以应对极端服役载荷下的苛刻要求；二是深化增材制造等先进成形技术，实现复杂结构叶片的高效、低成本近净成形；三是强化多尺度模拟与数据驱动的成分设计，建立完备的成分-工艺-组织-性能关联模型，并采用“材料基因工程与工艺数字化”的研究范式，缩短新材料从研发到工程应用的迭代周期，从而为航空发动机轻质高温部件的自主保障与迭代升级提供有力支撑。

参考文献

[1] Kim Y W, Kim S L. Advances in gammalloy materials-processes-application technology: successes, dilemmas, and future [J]. Jom, 2018, 70(4): 553-560.

[2] 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.
Yang R. Advances and challenges of TiAl base alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(2): 129-147.

[3] Chen G, Peng Y B, Zheng G, et al. Polysynthetic twinned TiAl single crystals for high-temperature applications[J]. Nature Materials, 2016, 15(8): 876-881.

[4] 陈光, 陈奉锐, 祁志祥, 等. 聚片孪生TiAl单晶及其应用展望[J]. 振动·测试与诊断, 2019, 39(5): 915-926, 1126.
Chen G, Chen F R, Qi Z X, et al. PST TiAl single crystal and its application prospect[J]. Journal of Vibration, Measurement & Diagnosis, 2019, 39(5): 915-926, 1126.

[5] Kothari K, Radhakrishnan R, Wereley N M. Advances in gamma titanium aluminides and their manufacturing techniques[J]. Progress in Aerospace Sciences, 2012, 55: 1-16.

[6] Pollock T M, Steif P S. PRET: a university-industry partnership research and transition of gamma titanium aluminides [R]. Pittsburgh: Carnegie Mellon University, 1999.

[7] Draper S L, Lerch B A, Pereira J M, et al. Durability assessment of TiAl alloys-final report [R/OL]. 2004. https://ntrs.nasa.gov/api/citations/20040028027/downloads/20040028027.pdf

[8] Murtagian G R. Surface integrity on grinding of gamma titanium aluminide intermetallic compounds [D]. Atlanta: Georgia Institute of Technology, 2004.

[9] Jarvis D J, Voss D. IMPRESS integrated project: an overview paper [J]. Materials Science and Engineering: A, 2005, 413/414: 583-591.

[10] Heppener M, Minster O, Jarvis D J. First results of ESA's IMPRESS project [J]. Acta Astronautica, 2008, 63(1/2/3/4): 20-23.

[11] Agency E S. Final report summary-IMPRESS (intermetallic materials processing in relation to earth and space solidification, grant agreement ID: 500635)[R]. Luxembourg: Publications Office of the European Union, 2009.

[12] 叶恒强, 郭建亭. 高性能金属间化合物结构材料的关键基础性问

题[J].中国科学基金,2000,14(2):117-121.
Ye H Q,Guo J T.Key basic problems of fflGH performance intermetallic structural materials[J].Bulletin of National Science Foundation of China,2000,14(2):117-121.

[13] 刘立斌,胡青苗,宋岩,等.服役于成分设计的钛基合金基础数据高通量测量与计算[C]//第二届材料基因工程高层论坛,2018:1-17.
Liu L B, Hu Q M, Song Y, et al. High-throughput measurement and computation of fundamental data for compositional design of titanium-based alloys [C]//The 2nd High-Level Forum on Materials Genome Engineering,2018:1-17.

[14] 徐东生,张金虎,李学雄,等.材料基因工程在钛合金研发中的应用[C]//第六届材料基因工程高层论坛,2022:5-14.
Xu D S, Zhang J H, Li X X, et al. Applications of materials genome engineering in the research and development of titanium alloys[C]//The 6th High-Level Forum on Materials Genome Engineering,2022: 5-14.

[15] Blackburn M J, Hill J, Smith M P. R&D on Composition and processing of titanium aluminide alloys for turbine engines[R]. Springfield: National Technical Information Service, 1982.

[16] Koch C C,Liu C T,Stoloff N S,et al. High temperature ordered intermetallic alloys [C]//Materials Research Society Symposia Proceedings,1985:351-364.

[17] Huang S C. Titanium aluminum alloys modified by chromium and niobium and method of preparation:US4879092[P/OL]. 1989-11-07. https://patents.google.com/patent/US4879092A/en.

[18] Austin C, Kelly T. Progress in implementation of cast gamma titanium aluminide[C]//Annual meeting and exhibition of the Minerals, Metals and Materials Society (TMS), Warrendale, PA (United States): Minerals, Metals and Materials Society,1995:21-32.

[19] Kim Y W,Dimiduk D M.Progress in the understanding of gamma titanium aluminides[J].Jom,1991,43(8):40-47.

[20] Kim Y W.Gamma titanium aluminides:their status and future[J].Jom,1995,47(7):39-42.

[21] Tetsui T,Mizuta K.Influence of B on the practical properties of TiAl alloys for jet engine blades and a comparison of TiAl4822 and XD alloys[J].Metals,2025,15(10):1132.

[22] 《金属之光》编辑部.优秀科技创新奖(应用研究和开发类)获奖者:崔玉友[Z],金属之光,2015,2:3.
Editorial department of light of metals.winner of outstanding science and technology innovation award (applied research and development category):Cui Yuyou[Z]//Light of Metals,2015,2:3

[23] Norris G. Innovations in engine design and materials that a few years ago were seen by some as flights of fancy are now undergoing tests in GE's GEnx for the 787[EB/OL](2006-06-13)[2026-04-20].https://www.flightglobal.com/mro/2006/06/powerhouse/.

[24] Fritz Appel,Jonathan D.H.Paul,Michael Oehring.Gamma钛铝合金:科学与技术[M].宋霖,译.北京:高等教育出版社,2022.
Appel F,Paul J D H,Oehring M.Gamma titanium aluminide alloys: science and technology[M]. Song L, trans. Beijing: Higher Education Press,2022.

[25] Bewlay B P,Weimer M,Kelly T,et al.The science,technology,and implementation of TiAl alloys in commercial aircraft engines [J].MRS Proceedings,2013,1516:49-58.

[26] Janschek P.Wrought TiAl blades[J].Materials Today:Proceedings,2015,2:S92-S97.

[27] Airbus-turbinen empfindliche innovation[N]//Der Spiegel,2020-08-14(34).

[28] Yasuda H Y,Cho K,Todai M,et al.Additive manufacturing of titanium aluminides for aircraft engine applications[C]//Asian Society for Precision Engineering and Nanotechnology (ASPEN 2022).Research Publishing Services,2022:20-22.

[29] Chris P.milestone! GE9X engine with more than 300 3D printed parts obtained FAA certification [EB/OL](2021-12-07)[2026-04-25]. https://d3dprinter. com/news/milestonege9x-engine-with-more-than-300-3d-printed-parts-obtained-faa-certification/utm_source=chatgpt.com.

[30] Froes F H,Suryanarayana C.Titanium aluminides[M]//Stoloff N S,Sikka V K,eds.Physical Metallurgy and processing of Intermetallic Compounds.Boston:Springer,1996:297-350.

[31] Appel F,Clemens H,Fischer F D.Modeling concepts for intermetallic titanium aluminides[J].Progress in Materials Science,2016,81:55-124.

[32] Mercer C,Lou J,Soboyejo W O.An investigation of fatigue crack growth in a cast lamellar Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy[J].Materials Science and Engineering:A,2000,284(1/2):235-245.

[33] Larson D J,Liu C T,Miller M K.Microstructural characterization of segregation and precipitation in $\alpha_2+\gamma$ titanium aluminides[J].Materials Science and Engineering:A,1997,239/240:220-228.

[34] Fuchs G E.Powder metallurgy processing of Ti-48Al-2Nb-2Cr (at%) alloys[J].MRS Proceedings,1992,288:847.

[35] Yu R,He L L,Jin Z X,et al.On the orientation relationship between Ti_5Si3 precipitates and B2 phase in a Ti-47Al-2W-0.5Si alloy[J].Scripta Materialia,2001,44(6):911-916.

[36] Yu R,He L L,Cheng Z Y,et al.B_2 precipitates and distribution of W in a Ti-47Al-2W-0.5Si alloy[J].Intermetallics,2002,10(7):661-665.

[37] Kim Y W, Kim S L, Dimiduk D, et al. Development of beta gamma alloys: opening robust processing and greater application potential for TiAl-base alloys[C]//Structural Aluminides for Elevated Temperature Applications: Gamma Titanium and Other Metallic Aluminides, Warrendale, PA: TMS (The Minerals, Metals & Materials Society),2008:215.

[38] Kumpfert J,Kim Y W,Dimiduk D M.Effect of microstructure on fatigue and tensile properties of the gamma TiAl alloy Ti-46.5Al-3.0Nb-2.1Cr-0.2W [J]. Materials Science and Engineering: A, 1995,192/193:465-473.

[39] Kim Y W. Role of niobium in the progress of gamma alloy development [C]//Niobium for High Temperature Applications, Warrendale, PA: TMS(The Minerals, Metals & Materials Soci-

ety),2004:125-137.

[40] Clemens H,Chladil H F,Wallgram W,et al.In and *ex situ* investigations of the β-phase in a Nb and Mo containing γ-TiAl based alloy[J].Intermetallics,2008,16(6):827-833.

[41] Wallgram W,Schmölzer T,Cha L M,et al.Technology and mechanical properties of advanced γ-TiAl based alloys[J].International Journal of Materials Research,2009,100(8):1021-1030.

[42] Herrmann D,Appel F.Diffusion bonding of γ(TiAl) alloys:influence of composition,microstructure,and mechanical properties[J].Metallurgical and Materials Transactions A,2009,40(8):1881-1902.

[43] 王希,刘仁慈,曹如心,等.冷却速率对β凝固γ-TiAl合金硼化物和室温拉伸性能的影响[J].金属学报,2020,56(2):203-211.
Wang X,Liu R C,Cao R X,et al.Effect of cooling rate on boride and room temperature tensile properties of β-solidifying γ-TiAl alloys[J].Acta Metallurgica Sinica,2020,56(2):203-211.

[44] Cao J,Wang S Z,Zuo J B,et al.Tensile and creep properties of casting high Nb-TiAl alloy studied by hot isostatic pressing[J].Materials Science and Engineering:A,2026,955:149900.

[45] Chu W Y,Thompson A W.Effects of grain size on yield strength in TiAl[J].Scripta Metallurgica et Materialia,1991,25(3):641-644.

[46] Mercer C,Soboyejo W O.Hall-petch relationships in gamma titanium aluminides[J].Scripta Materialia,1996,35(1):17-22.

[47] Soboyejo W O,Schwartz D S,Sastry S M L.An Investigation of the fracture behavior of gamma-based titanium aluminides:effects of annealing in the α+γ and α_2+γ phase fields[J].Metallurgical Transactions A,1992,23(7):2039-2059.

[48] Kim Y W.Strength and ductility in TiAl alloys[J].Intermetallics,1998,6(7/8):623-628.

[49] Pu Z,Shi J,Zou D,et al.Microstructure and mechanical properties of TiAl-based alloy[J].Journal of Materials Science & Technology,1993,9(6):449-457.

[50] Chan K S,Kim Y W.Influence of microstructure on crack-tip micromechanics and fracture behaviors of a two-phase TiAl alloy[J].Metallurgical Transactions A,1992,23(6):1663-1677.

[51] Kim Y W.Effects of microstructure on the deformation and fracture of γ-TiAl alloys[J].Materials Science and Engineering:A,1995,192/193:519-533.

[52] Kruzic J J,Campbell J P,Mckelvey A L,et al.The contrasting role of microstructure in influencing fracture and fatigue-crack growth in gamma-based titanium aluminides and large and small crack sizes[C]//Gamma Titanium Aluminides 1999.Warrendale:TMS,1999:495-507.

[53] Appel F,Lorenz U,Paul J D H,et al.Mechanical properties of niobium alloyed gamma titanium aluminides[C]//Gamma Titanium Aluminides 1999.Warrendale:TMS,1999:381-388.

[54] Appel F,Oehring M,Paul J D H.A novel *in situ* composite structure in TiAl alloys[J].Materials Science and Engineering:A,2008,493(1/2):232-236.

[55] Davidson D E.Designing with gamma titanium CAESAR program titanium aluminide component applications[C]//Superalloys 1996(Eighth International Symposium),1996:545-553.

[56] 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,2018.
Lin B C.Study on the influence of surface state and casting defects on mechanical properties of TiAl[D].Beijing:University of Chinese Academy of Sciences,2018.

[57] 中国金属学会高温材料分会.中国高温合金手册(下卷)[M].北京:中国标准出版社,2012.
Handbook of Chinese superalloys(volume Ⅱ)[M].Beijing:Standards Press of China,2012.

[58] 龙老虎,张波,张邦强,等.浅论材料屈强比与低周疲劳寿命之间的关系[J].东方汽轮机,2016(3):50-55.
Long L H,Zhang B,Zhang B Q,et al.Brief discussion of relationship between material's yield ratio and low cycle fatigue life[J].Dongfang Turbine,2016(3):50-55.

[59] 陈大明,康沫狂.飞机起落架用钢贝氏体组织的屈强比问题[J].航空学报,1993,14(8):B377-B382.
Chen D M,Kang M K.On yield to ultimate tensile strength ratio of bainitic microstructure in a steel for aircraft landing gear[J].Acta Aeronautica et Astronautica Sinica,1993,14(8):B377-B382.

[60] Kim Y Y.Microstructural evolution and mechanical properties of a forged gamma titanium aluminide alloy[J].Acta Metallurgica et Materialia,1992,40(6):1121-1134.

[61] 曹睿.γ-TiAl基合金的损伤及断裂行为研究[D].兰州:兰州理工大学,2006.
Cao R.Study on damage and fracture behavior of γ-TiAl based alloys[D].Lanzhou:Lanzhou University of Technology,2006.

[62] He Y,Ji X K,Xia Z Z,et al.Effects of stress concentration on the high-cycle fatigue performance of a third generation ZTNM TiAl alloy[J].Journal of Alloys and Compounds,2026,1059:187222.

[63] Sun G Z,He J L,Cao R,et al.On the role of weak interface in the high cycle fatigue damage mechanism at elevated temperature in forged TNM-TiAl alloy[J].International Journal of Fatigue,2026,202:109242.

[64] Sun G Z,Cao R,Zhou X,et al.Effect of stress ratio on high cycle fatigue behavior of TNM-TiAl alloy[J].Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures,2022,45(12):3609-3621.

[65] Sastry S M L,Lipsitt H A.Fatigue deformation of TiAl base alloys[J].Metallurgical Transactions A,1977,8(2):299-308.

[66] Worth B D,Larsen J M,Balsone S J,et al.Mechanisms of ambient temperature fatigue crack growth in Ti-46.5Al-3Nb-2Cr-0.2W[J].Metallurgical and Materials Transactions A,1997,28(3):825-835.

[67] Bowen P,Chave R A,James A W.Cyclic crack growth in titanium aluminides[J].Materials Science and Engineering:A,1995,192/193:443-456.

[68] Choi C,Kim H J,Lee Y T,et al.Effects of microstructural parameters on the fatigue crack growth of fully lamellar γ-TiAl alloys[J].Materials Science and Engineering:A,2002,329/330/331:

545-556.

[69] Pippan R, Hageneder P, Knabl W, et al. Fatigue threshold and crack propagation in γ-TiAl sheets[J].Intermetallics,2001,9(1):89-96.

[70] Pippan R, Hohenwarter A. Crack propagation resistance of TiAl alloys[J].MRS Bulletin,2022,47(8):824-831.

[71] Nakano T, Kawanaka T, Yasuda H Y, et al. Effect of lamellar structure on fracture behavior of TiAl polysynthetically twinned crystals[J].Materials Science and Engineering:A,1995,194(1):43-51.

[72] Yokoshima S, Yamaguchi M. Fracture behavior and toughness of PST crystals of TiAl[J].Acta Materialia,1996,44(3):873-883.

[73] Trail S J, Bowen P. Effects of stress concentrations on the fatigue life of a gamma-based titanium aluminide [J]. Materials Science and Engineering:A,1995,192/193:427-434.

[74] Lindemann J, Buque C, Appel F. Effect of shot peening on fatigue performance of a lamellar titanium aluminide alloy[J].Acta Materialia,2006,54(4):1155-1164.

[75] Huang Z W, Lin J P, Zhao Z X, et al. Fatigue response of a grain refined TiAl alloy Ti-44Al-5Nb-1W-1B with varied surface quality and thermal exposure history[J].Intermetallics,2017,85:1-14.

[76] Liu C T, Taub A, Stoloff N, et al. High-temperature ordered intermetallic alloysIII [R], Pittsburgh: Materials Research Society, 1989.

[77] Malaplate J, Caillard D, Couret A. Interpretation of the stress dependence of creep by a mixed climb mechanism in TiAl[J].Philosophical Magazine,2004,84(34):3671-3687.

[78] Takahashi T, Nagai H, Oikawa H. Effects of grain size on creep behaviour of Ti-50 mol.% Al intermetallic compound at 1100 K [J]. Materials Science and Engineering: A, 1990, 128 (2): 195-200.

[79] Maruyama K, Takahashi T, Oikawa H. Different origins of grain size and composition effects on creep in TiAl[J]. Materials Science and Engineering:A,1992,153(1/2):433-437.

[80] Appel F, Paul J D H, Oehring M, et al. Creep behavior of TiAl alloys with enhanced high-temperature capability[J]. Metallurgical and Materials Transactions A,2003,34(10):2149-2164.

[81] Wang J G, Nieh T G. Creep of a beta phase-containing TiAl alloy [J].Intermetallics,2000,8(7):737-748.

[82] Appel F, Paul J D H, Oehring M. Phase transformations during creep of a multiphase TiAl-based alloy with a modulated microstructure [J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 510/511:342-349.

[83] Xia Z Z, Liu R H, Shen Y Y, et al. Creep properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy having similarly oriented lamellae with fine lamellar spacing[J].Materials Science and Engineering:A,2022,861:144362.

[84] Dlouhý A, Kuchařová K, Orlová A. Long-term creep and creep rupture characteristics of TiAl-base intermetallics [J]. Materials Science and Engineering:A,2009,510/511:350-355.

[85] Kim H Y, Maruyama K. Microstructure stability during creep deformation of hard-oriented polysynthetically twinned crystal of TiAl alloy[J].Metallurgical and Materials Transactions A,2003,34(10):2191-2198.

[86] 季显坤,党宇洋,冷坤,等.ZTNM钛铝合金高温氧化行为及机理研究[PP/OL].稀有金属材料与工程,2026.
Ji X K, Dang Y Y, Leng K, et al. Study on high-temperature oxidation behavior and mechanisms of 3rd-generation TiAl alloys [PP/OL].Rare Metal Materials and Engineering, 2026.

[87] 周志春,刘仁慈,张建达,等.γ-TiAl合金在700 ℃空气中的长时高温氧化行为和组织演变[J].金属学报,2025,61(8):1217-1228.
Zhou Z C, Liu R C, Zhang J D, et al. Long-term oxidation behavior and microstructural evolution of γ-TiAl alloys at 700 ℃ in air [J].Acta Metallurgica Sinica,2025,61(8):1217-1228.

[88] Dowling W E, Donlon W T. The effect of surface film formation from thermal exposure on the ductility of Ti-48Al-1V-0.2C (at%)[J].Scripta Metallurgica et Materialia,1992,27(11):1663-1668.

[89] Kelly T J, Austin C M, Fink P J, et al. Effect of elevated temperature exposure on cast gamma titanium aluminide (Ti-48Al-2Cr-2Nb)[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1994, 30(9): 1105-1110.

[90] Wu X H, Huang A, Hu D, et al. Oxidation-induced embrittlement of TiAl alloys[J].Intermetallics,2009,17(7):540-552.

[91] Schaaf P, Quadakkers W J, Zheng N, et al. Beneficial and detrimental effects of nitrogen on the oxidation behaviour of TiAl-based intermetallics [J]. Materials and Corrosion, 1997, 48 (1): 28-34.

[92] Liu C T, Kim Y Y. Room-temperature environmental embrittlement in a TiAl alloy[J].Scripta Metallurgica et Materialia,1992,27(5):599-603.

[93] Committee on Materials Needs and R&d Str, National Research Council. Materials needs and research and development strategy for future military aerospace propulsion systems[M].Washington: National Academies Press,2011.

[94] 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.

[95] 马英杰.科研攻关心向党 深海攻坚不迷航 [EB/OL](2025-11-11)[2026-04-25]. https://kydj.sciencenet.cn/content.aspx? id=4825

[96] Biamino S, Penna A, Ackelid U, et al. Electron beam melting of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy: microstructure and mechanical properties investigation[J].Intermetallics,2011,19(6):776-781.

[97] 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.
Wang Z T, Zheng G, Qi Z X, et al. Structures, microstructures, properties, and applications of TiAl alloys [J]. Chinese Science Bulletin,2023,68(25):3259-3274.

[98] 韩钊,房晓龙,朱荻.钛铝金属间化合物电解线切割精整加工试验研究[J].中国机械工程,2021,32(23):2808-2816.
Han Z, Fang X L, Zhu D. Experimental study of WECM trimming

for titanium-aluminum intermetallic compounds [J]. China Mechanical Engineering, 2021, 32(23): 2808-2816.

[99] Draper S L, Nathal M V, Lerch B A, et al. The effect of ballistic impacts on the high-cycle fatigue properties of Ti-48Al-2Nb-2Cr (atomic percent) [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, 32(11): 2743-2758.

[100] Federal Aviation Administration. Airworthiness Directives; International Aero Engines, LLC Turbofan Engines [R/OL]. 2019-11-29. https://www.federalregister.gov/documents/2019/11/29/2019-25884/airworthiness-directives-international-aero-engines-llc-turbofan-engines.

[101] Federal Aviation Administration. Airworthiness Directives; International Aero Engines LLC, Turbofan Engines [R/OL]. 2020-04-16. https://www.federalregister.gov/documents/2020/04/16/2020-08002/airworthiness-directives-international-aero-engines-llc-turbofan-engines.

[102] DGCA. Final Report on Incident to M/S Indigo Airlines Airbus A320 Aircraft VT-ITF AT Mumbai on 21/01/2017 [R]. New Delhi: AAIB India, 2019.

基金项目：西北工业大学中央高校科研启动经费(D5000250028)；江苏省双创博士人才计划(JSSCBS20230322)；苏州创新创业领军人才计划(ZXL2025300)

收稿日期：2026-03-05；**录用日期**：2026-05-19

通讯作者：刘少华(1990—)，男，助理教授，博士，研究方向：航空发动机用新材料适航验证技术研究，联系地址：陕西省西安市友谊西路127号西北工业大学民航学院(710072)，E-mail：liush@nwpu.edu.cn；赵春玲(1982—)，女，研究员，博士，研究方向：航空发动机用新材料、新工艺应用研究，联系地址：湖南省株洲市芦淞区董家塅湖南动力机械研究所(412002)，E-mail：45423169@qq.com

(本文责编：齐　新)