

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.6012

TiAl 合金脆韧转变行为研究进展

史航凯, 康煜晗, 李乾瑛, 于永浩, 寇宏超
(西北工业大学 凝固技术全国重点实验室, 陕西 西安 710072)

摘要: TiAl 合金具有低密度和优异的高温性能, 是实现高推重比航空发动机结构减重的重要候选材料。脆韧转变作为决定材料服役温度上限的关键力学行为, 直接影响 TiAl 合金工程应用的可靠性与安全性。本文系统综述了近年来 TiAl 合金脆韧转变的研究进展, 重点总结了其分类方法、主要测试方法与判据、转变特征、关键影响因素及微观机制, 并对未来研究方向进行了展望。

关键词: TiAl 合金; 脆韧转变; 力学性能; 微观组织; 变形机制

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)04-0366-13

Research Progress on the Brittle-to-Ductile Transition Behavior of TiAl Alloy

SHI Hangkai, KANG Yuhan, LI Qianying, YU Yonghao, KOU Hongchao

(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: TiAl alloys have low density and excellent high-temperature properties and are important candidates for achieving weight loss in aeroengine structures with high thrust-weight ratios. As a key mechanical behavior that determines the upper limit of the service temperature of materials, the brittle-to-ductile transition directly affects the reliability and safety of TiAl alloy engineering applications. In this paper, the research progress on the brittle-ductile transition of TiAl alloys in recent years is systematically reviewed. The classification methods, main test methods and criteria, transformation characteristics, key influencing factors and micromechanisms are summarized, and future research directions are proposed.

Key words: TiAl alloy; brittle-to-ductile transition; mechanical properties; microstructure; deformation mechanism

随着航空航天飞行器性能的持续提升, 轻质耐高温结构件正朝着结构复杂化与服役条件极端化的方向发展, 对其服役性能提出了更高要求^[1-4]。TiAl 合金具有低密度、高比强度、高弹性模量以及优异的抗蠕变与抗高温氧化性能, 被认为是航空、航天及汽车工业领域极具潜力的新型高温结构材料^[5-7]。其 650~900 °C 的服役温度区间, 恰好填补了传统高温钛合金与镍基高温合金之间的应用空白, 成为实现高推重比航空发动机结构减重的理想选择。例如, GE 公司采用 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金成功制备了 GENx 发动机低压涡轮叶片, 实现了单台发动机减重约 181.44 kg、燃油效率提升 20%、氮氧化物排放

降低 80% 的显著效果^[8-10]。近年来, 通过降低 Al 含量并添加 Nb、Mo 等 β 稳定元素, 第三代 TiAl 合金得以发展, 使其服役温度提升至约 750 °C^[11-13]。然而, 该类合金室温伸长率低的问题尚未得到根本解决^[14-16]。因此通过合金设计与微观组织调控来改善其室温伸长率, 仍是国内外研究的重要方向, 并已取得了一系列进展^[17-19]。值得注意的是, 室温伸长率的提升往往伴随着高温伸长率的同步增加。高温条件下, 位错更容易被激活并滑移, 从而有利于塑性变形; 但对 TiAl 合金而言, 伸长率在高温下的快速提升并不完全有利。鉴于该合金在室温下呈现本征脆性, 高温伸长率的急剧升高通常意味着材料的基本力学行为发生转

收稿日期: 2026-01-19

基金项目: 凝固技术全国重点实验室(西北工业大学)自主研究课题(2025-BJ-01); 西安市科学技术协会青年人才托举计划项目(0959202513167)

作者简介: 史航凯, 2002 年生, 硕士生。研究方向为钛铝合金组织特征对高温力学行为影响。Email: hkshi@mail.nwpu.edu.cn

通信作者: 于永浩, 1996 年生, 博士。研究方向为钛铝合金及其组织调控技术。Email: yyh95521@mail.nwpu.edu.cn

寇宏超, 1973 年生, 博士, 教授。研究方向为高性能钛合金及其制备成形技术。Email: hchkou@nwpu.edu.cn

引用格式: 史航凯, 康煜晗, 李乾瑛, 于永浩, 寇宏超. TiAl 合金脆韧转变行为研究进展[J]. 铸造技术, 2026, 47(4): 366-378.

SHI H K, KANG Y H, LI Q Y, YU Y H, KOU H C. Research progress on the brittle-to-ductile transition behavior of TiAl alloy[J].

Foundry Technology, 2026, 47(4): 366-378.

变,即由脆性转为韧性。在材料科学与工程领域,这种随温度升高而出现的从脆性状态向高塑性韧性状态过渡的现象,被称为脆韧转变(brittle to ductile transition, BDT)。对于 TiAl 合金而言,脆韧转变不仅标志着其宏观力学行为的转折,更与微观组织在热-力作用下的演变乃至失稳密切相关。组织失稳可能表现为高温下大量位错的激活、片层的弯曲、动态回复与动态再结晶等,进而显著影响材料的服役性能与可靠性^[20-22]。因此,深入理解脆韧转变行为及其背后的组织演化规律,是厘清 TiAl 合金性能调控矛盾、突破其应用瓶颈的关键。

由于材料基本性质转变可能带来服役安全性与可靠性的潜在风险,TiAl 合金的实际服役温度一般需控制在脆韧转变温度(brittle to ductile transition temperature, BDTT)以下^[23-24]。脆韧转变温度作为衡量该行为的关键指标,直接决定了合金服役温度的上限,为准确界定其安全服役区间提供了重要理论依据。脆韧转变现象深刻影响 TiAl 合金的状态与性能,而脆韧转变温度更是直接关联材料在复杂热-机械载荷下的可靠性,成为评估其高温服役阈值与服役稳定性的核心参数。因此,深入揭示 TiAl 合金的脆韧转变行为及其微观机理,对于全面评价合金力学性能、准确预测其在服役过程中的结构稳定性,具有重要的科学意义。

本文聚焦于 TiAl 合金的脆韧转变现象,系统综述其分类、测量方法、主要特征、影响因素与微观机制,以期合金优化设计与安全服役提供理论参考。

1 脆韧转变模式

脆韧转变是指材料在温度升高至某一临界范围时,其断裂行为由脆性状态转变为韧性状态的宏观现象^[25-26]。其微观物理本质源于热激活作用下位错形核与运动能力的增强。随着温度升高,位错更易于在晶体内形成并滑移,从而通过持续的塑性变形来弛豫应力,当这种塑性弛豫能力足以抑制局部

应力集中导致的解理断裂时,材料便从宏观上表现出韧性。正是由于该过程强烈依赖于热激活的位错运动,脆韧转变行为对温度与应变速率极为敏感,其具体的转变温度及形式由位错迁移率、解理面与滑移面的相对取向、以及位错源分布等复杂因素共同决定。

脆韧转变现象广泛存在于各类晶体材料中。依据晶体结构与键合类型,主要可分为以下几类^[27]:半导体及共价键陶瓷(如 Si^[28]、Ge^[29]、Al₂O₃^[30])、体心立方金属(如 Fe^[31]、Mo^[32]、W^[33]及其合金)、部分密排六方金属(如 Zn^[34])以及金属间化合物(如 TiAl、NiAl^[35])。此外,部分离子晶体及地质矿物^[36-37]中也观察到此类现象。需注意,高分子材料的“玻璃化转变”^[38-39]虽在宏观力学表现上有相似之处,但其分子链段运动的微观机制与晶体材料的脆韧转变有本质不同。

脆韧转变是微观上位错活性随温度增强过程的宏观体现,根据转变过程中力学性能随温度变化的急剧程度,脆韧转变主要呈现两种典型模式^[40](图 1):①突变式转变(图 1a),发生在极窄的温度区间内(通常在 10 °C 以内)。在转变温度以下,材料保持脆性,性能稳定;一旦达到临界温度,屈服强度或伸长率指标急剧跃升。这种行为源于材料内可动位错源稀少,其启动需要克服较高能垒,在临界条件下有限数量的离散位错源突发式激活实现脆韧转变,其中单晶硅是典型代表。②渐变式转变(图 1b),发生在一个相对宽泛的温度区间内。材料的塑性指标(如伸长率、断裂韧性)随温度升高呈连续、非线性增长,此类材料中位错源大量密集分布,随温度升高被逐步激活。多数金属及金属间化合物,如 Mo、NiAl 合金,表现出此类行为。

作为典型金属间化合物,TiAl 合金脆韧转变呈现出显著的渐变式特征。这与其有序的 α_2 -Ti₃Al 和 γ -TiAl 两相构成的微观结构密切相关。在室温下,其有序晶体结构导致位错滑移系有限,且位错激活能垒较高,因而伸长率极低;随着温度升高,热激活作

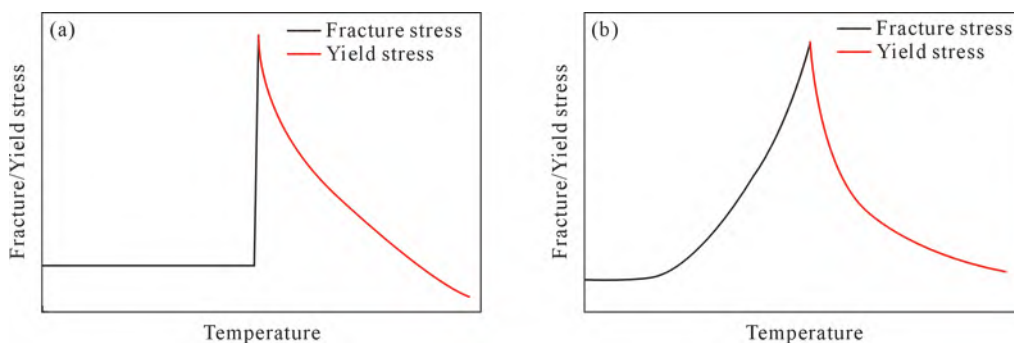


图 1 脆韧转变两种典型模式:(a) 突变式转变;(b) 渐变式转变^[40]

Fig.1 Two typical modes of the brittle-to-ductile transition: (a) sharp transition; (b) soft transition^[40]

用显著增强,不仅促进了普通位错的滑移,也持续激活了诸如孪生、交滑移以及更多潜在的滑移系,使得塑性变形能力得以渐进、连续地提升。宏观上,这表现为在一个相对宽泛的脆韧转变温度区间内,TiAl 合金的拉伸伸长率、断面收缩率及断裂韧性等关键韧性指标随温度升高而呈非线性、连续的增长,而非在窄温区内发生突变。值得注意的是,TiAl合金的脆韧转变温度并非一个本征固定值,而是一个受多重因素协同调控的敏感参数,其主要影响因素包括合金成分、显微组织及加载应变速率等^[41-43]。这些因素通过改变位错运动阻力、界面特性及变形机制的竞争关系,从而显著影响脆韧转变的进程与温度,其具体影响机制将在下文系统阐述。

2 脆韧转变的测试方法与判据

脆韧转变温度测定是评估材料高温服役安全窗口的关键,目前已发展出多种测试方法。传统方法主要包括 Charpy 冲击试验、拉伸试验、三点/四点弯曲试验及小冲杆试验等^[24,44-54];新发展的方法主要包括磁性无损检测与内耗测试等^[47,49,52],在适用场景、测试原理与判据方面存在显著差异。

在传统测试方法中,拉伸试验因其直观性与通用性成为 TiAl 合金脆韧转变温度测定中最常用的方法,其通过在不同温度下对试样进行恒速率拉伸,系统获取屈服强度、抗拉强度及伸长率等力学参数随温度的演化规律^[45]。通常将强度显著下降,同时伸长率指标大幅提升的温度区间判定为脆韧转变温度。尽管有研究采用特定伸长率(7.5%伸长率所对应的温度^[54])作为定量判据,但由于其受合金成分与微观组织影响显著,尚未形成统一标准。该方法能同步获取多项力学信息,但其性能拐点对于呈现“渐变式”转变的 TiAl 合金有时不够显著,仅能确定脆韧转变温度的大致范围。近年来,为更贴近发动机叶片等构件在热力耦合条件下的长时服役环境,蠕变试验也被广泛应用于 TiAl 合金脆韧转变温度的评估^[23-24]。该方法在恒定载荷下进行,通过分析最小蠕变速率或蠕变断裂寿命等参数随温度发生的突变特征来判定脆韧转变温度。相比于较高应变速率下的拉伸试验,蠕变条件下的低应变速率更能反映材料在实际服役状态下的形变机制与结构稳定性,因此其测定结果对工程应用具有重要参考价值。

除上述方法外,其他传统测试方法也各有特点。Charpy 冲击试验是工程领域评价材料脆韧性的经典方法^[48,53],通过测量不同温度下带缺口试样的冲

击吸收功来绘制转变曲线,常以冲击功平均值或断口形貌中韧/脆区各占 50%对应的温度作为判据。该方法对微观组织变化极为敏感,但需要消耗大量试样以构建完整的转变曲线。三点/四点弯曲试验通过测定弯曲力学性能或断裂韧性等指标的温度依赖性,将性能指标发生大幅变化的温度区间作为判据,以推算脆韧转变温度^[51],试样制备相对简单,适用于难加工的低塑性材料。小冲杆试验则采用微型冲头对微型试样在不同温度下进行冲击,与 Charpy 冲击判据相似,通过绘制吸收功-温度曲线进而确定脆韧转变温度,在材料来源极其有限时展现出独特优势^[46,50]。

上述方法的相同点是试样的完整性遭到破坏。随着检测技术的发展,基于物理场响应的无损检测方法正被探索用于脆韧转变温度的间接评估。例如,基于矫顽力等磁性参数随温度变化的磁性法可用于铁磁材料,以磁性参数-温度曲线斜率的突变拐点作为其脆韧转变温度的判据;基于内耗谱分析的方法,则可通过测定不同温度下内耗响应曲线,依据内耗曲线从无拐点到出现临界应变振幅拐点的温度区间,进而推断出 BCC 金属的脆韧转变温度^[47,49,52]。然而,这些方法目前多处于机理研究或特定材料体系的初步验证阶段,要实现 TiAl 合金等非磁性、复杂结构材料的准确、普适性无损测定,仍面临诸多挑战,是未来值得深入探索的研究方向。

3 TiAl 合金脆韧转变特征

TiAl 合金的脆韧转变是其力学行为发生根本性变化的临界过程,这一过程在宏观和微观尺度均具有清晰、关联的特征性体现。

3.1 力学性能的突变

拉伸性能和蠕变性能随温度的变化是判定脆韧转变温度最直接的方法。在拉伸试验中,随着温度升高,合金的屈服强度和抗拉强度下降,且伸长率提升。当温度进入脆韧转变区间时,这些参数会发生突变性变化。例如,Wang 等^[24]研究表明,铸态 Ti-46Al-8Nb 合金在 780~800 °C 区间,屈服强度骤降 21.5%,伸长率激增 4.15 倍(图 2a),证明宏观脆韧转变的发生。在更贴近实际服役条件的蠕变试验中,脆韧转变的特征表现为最小蠕变速率急剧增加和蠕变寿命大幅缩短。该合金在 760~780 °C 区间,最小蠕变速率显著上升,蠕变寿命骤减 76.4%(图 2b)。

3.2 断口形貌特征

断口形貌是断裂机制的直观反映,对于呈现“渐变式”转变的 TiAl 合金而言,其断口形貌随温度的变化具有较高辨识度和准确性。在脆韧转变温度以

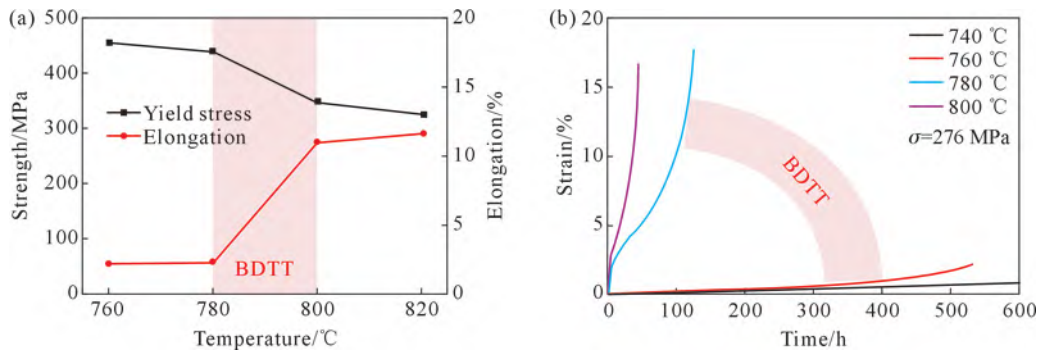


图2 通过性能突变确定 TiAl 合金的脆韧转变温度:(a)屈服强度和伸长率随温度的变化曲线;(b)蠕变应变随时间的变化曲线^[24]
Fig.2 Determined the brittle-to-ductile temperature of TiAl alloy by property mutation: (a) curve of yield strength and elongation with temperature; (b) curve of creep strain with time^[24]

下,断口形貌为典型的脆性断裂特征,其主要由平坦的解理面组成,相邻解理面组合呈现出河流花样^[55](图 3a),宏观上光滑平整,无明显塑性变形痕迹。随着温度进入脆韧转变区间,断口形貌由脆性转变为脆韧混合模式,在解理台阶之间开始出现韧窝,断口形貌为解理面与韧窝共存(图 3b)。当温度显著高于脆韧转变温度时,微观断口完全由韧窝构成(图 3c),宏观上体现为伴随着颈缩现象而形成的杯锥状断口形貌。因此,通过系统观察断口从全解理—混合—全韧窝的演变,可以精确界定脆韧转变温度区间。

3.3 变形组织特征

拉伸试样断口的横截面组织能进一步揭示变形与损伤机制。在脆性状态下,如图 4a 所示,组织整体变形轻微,局部变形严重,在断口附近的($\alpha_2+\gamma$)片层团、晶界、 β_0 相等应力集中区域易观察到微裂纹

的存在^[45,56]。进入脆韧转变温度区间后,微观组织塑性变形能力增强,损伤机制由微裂纹转变为孔洞萌生与长大(图 4b)。在脆韧转变过渡阶段及韧性状态下,孔洞数量显著增多,且随变形进行不断长大,相邻孔洞聚合成裂纹^[57](图 4c),最终导致断裂。同时,由于剧烈的塑性变形,微观组织出现片层弯曲、组织再结晶、晶粒拉长(特别是在含 β_0 相的合金中)等现象。

3.4 变形亚结构特征

脆韧转变的本质是热激活作用下位错等变形载体运动能力的质变,微观组织变形由局部变形转变为整体协调变形^[58]。在低温脆性区,位错滑移难以开动,仅在等轴 γ 相等易变形相中观察到位错滑移等现象,组织中位错密度较低,如图 5a 所示。当温度升至脆韧转变温度时, γ 片层内大量位错被激活,通过

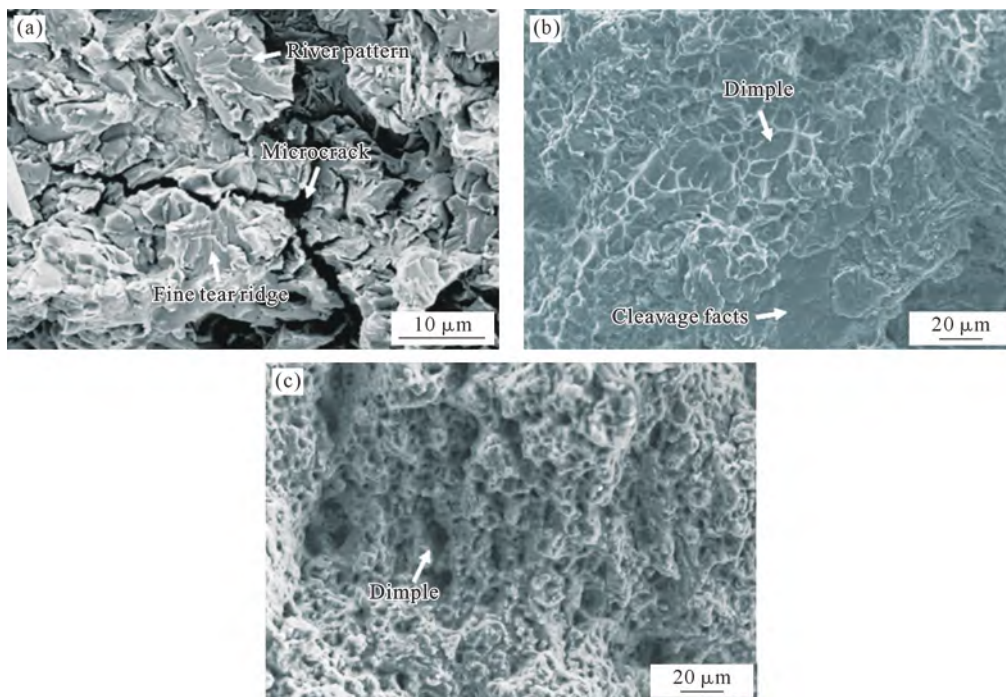


图3 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金不同断裂模式下断口形貌:(a)脆性断裂;(b)脆韧混合断裂;(c)韧性断裂^[55]

Fig.3 Fracture morphologies of Ti-43Al-9V-0.3Y alloy under different fracture modes: (a) brittle fracture; (b) brittle-ductile mixed fracture; (c) ductile fracture^[55]

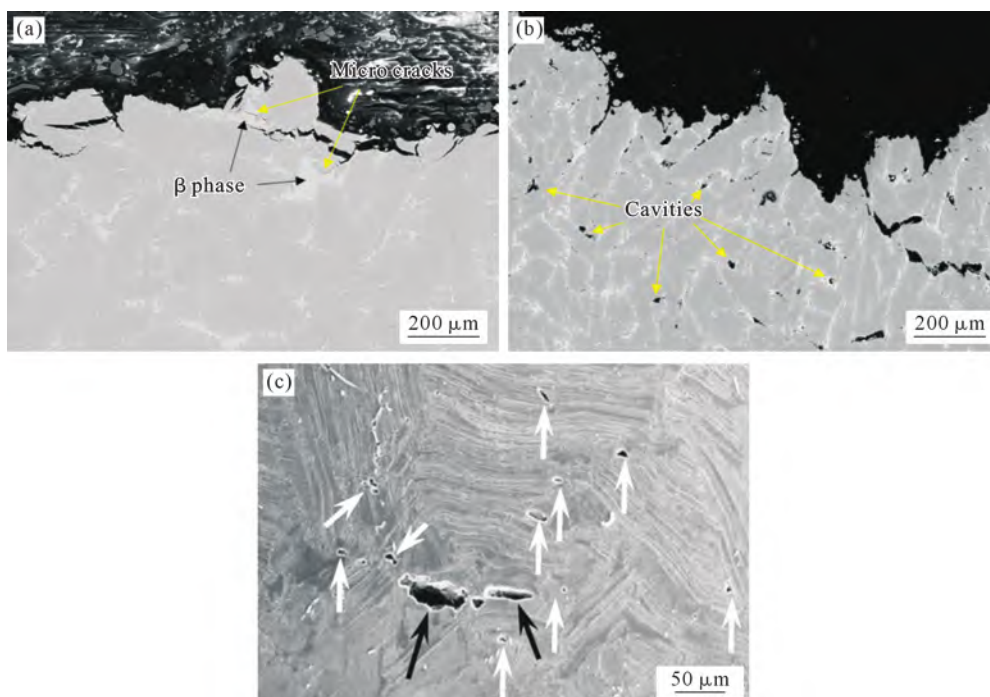


图 4 断口横截面变形组织特征:(a) Ti-45Al-8.5Nb-0.2W-0.2B-0.02Y 合金 700 °C 拉伸断口横截面;(b) Ti-45Al-8.5Nb-0.2W-0.2B-0.02Y 合金 900 °C 拉伸断口横截面;(c) Ti-44Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y 合金 920 °C 拉伸断口横截面^[45,57]

Fig.4 Deformation microstructure characteristics of the fracture cross-section: (a) 700 °C tensile fracture cross-section of the Ti-45Al-8.5Nb-0.2 W-0.2B-0.02Y alloy; (b) 900 °C tensile fracture cross-section of the Ti-45Al-8.5Nb-0.2 W-0.2B-0.02Y alloy; (c) 920 °C tensile fracture cross-section of the Ti-44Al-8Nb-0.2 W-0.2B-0.1Y alloy^[45,57]

滑移、缠绕形成高密度位错, α_2/γ 片层团软化变形, 表现为片层弯曲等现象(图 5b 中黄色箭头)。同时 α_2/γ 片层内变形孪晶被大量热激活, 成为重要的协调变形机制, 材料整体伸长率得到很大提高, 如图

5c 所示。随着温度超过脆韧转变温度时, 在高位错密度区域积累的畸变能, 可驱动动态回复甚至动态再结晶过程的发生, 大量动态再结晶生成的细小等轴 γ 晶粒具备优良的变形能力, 不仅自身更易发生

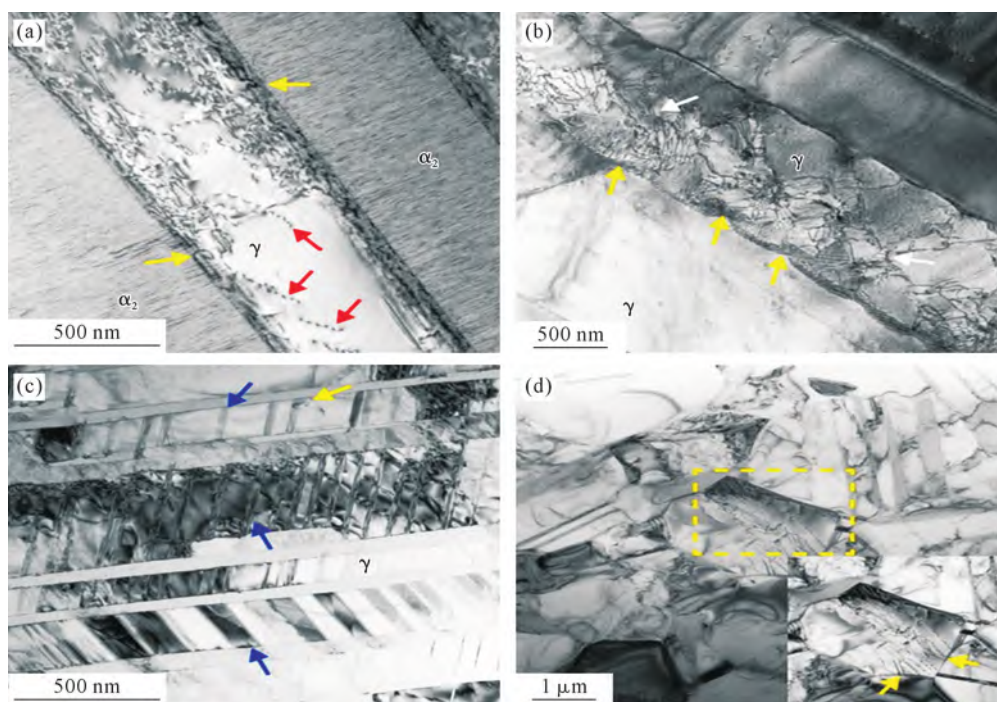


图 5 Ti-45Al-8Nb 不同温度拉伸试验微观组织:(a) 室温下 γ 相少量位错;(b) 700 °C 下 γ 相大量位错;(c) 750 °C 下大量变形孪晶;(d) 950 °C 下等轴 γ 晶粒动态再结晶^[58]

Fig.5 Microstructure of Ti-45Al-8Nb during different tensile tests: (a) small number of dislocations in the γ phase at room temperature; (b) large number of dislocations in the γ phase at 700 °C; (c) large number of deformation twins in the γ phase at 750 °C; (d) dynamic recrystallization of equiaxed γ grains at 950 °C^[58]

塑性变形,还能有效协调并缓解周边 α_2/γ 片层团的变形集中,如图 5d 所示。在这种微观组织的协同变形机制下,材料的伸长率得到显著提升。

4 影响 TiAl 合金脆韧转变的关键因素

综上所述,TiAl 合金宽泛的脆韧转变温度区间直观体现了其转变过程的渐变特征,同时也反映了其在脆韧转变温度区间内,性能与组织状态高度敏感且不稳定;当合金正处于由脆性主导向韧性主导的宽泛渐变区间时,材料既未获得足够的高温塑性以松弛应力,又丧失了完全脆性状态下的高刚性,极大地威胁材料服役的安全性与可靠性。因此,控制 TiAl 合金脆韧转变的温度范围,平衡室温伸长率与高温组织稳定性,是突破其工程应用瓶颈的核心。这必然要求深入探究组织特征、合金元素等内部因素以及应变速率、高温氧化等外部因素对脆韧转变温度的影响。

4.1 微观组织特征

TiAl 合金的微观组织特征是其力学性能的决定性因素。通过不同热处理工艺可制备出全片层组织(fully lamellar, FL)、近片层组织(near full lamellar, NL)、双态组织(duplex, DP)及近 γ 组织(near γ , NG)这 4 种典型组织^[59]。经统计大量实验数据证实^[57-58,60-69](图 6),TiAl 合金的脆韧转变温度遵循全片层组织>近片层组织>双态组织>近 γ 组织的顺序,其根本原因在于不同组织变形协调能力的差异。全片层组织由粗大的片层团构成,其内部为 α_2 和 γ 交替的片层结构,且二者间具有明确的晶体学取向关系($\{111\}\gamma//\{0001\}\alpha_2, \langle 1\bar{1}0 \rangle\gamma//\langle 11\bar{2}0 \rangle\alpha_2$)^[70-72]。该结构限制了独立滑移系的启动,导致低温下变形主要依赖于有限的 γ 相 $\{111\}\langle 110 \rangle$ 普通位错滑移与 $\{111\}\langle 11\bar{2} \rangle$ 孪晶^[73]。同时,片层结构有效阻碍位错运动,低温下位错难以穿越或绕过坚硬的片层界面,塑性变形仅在少数有利取向的片层团内发生,因此全片层组织具有最高的脆韧转变温度。只有当温度升至特定温度

(高于脆韧转变温度),热激活过程足以促进位错攀移、片层团界面滑移以及更多潜在滑移系开动时,材料整体才表现出宏观塑性。随着等轴 γ 晶粒含量的增加(从 NL 到 DP,最终到 NG 组织),塑性变形主要的载体由片层团内 γ 片层转变为等轴 γ 晶粒。位错在等轴 γ 晶粒内能够进行长距离滑移,有效协调了片层团之间的应变不兼容性;等轴 γ 晶粒能够吸收并分散来自脆性片层团或晶界的应力,从而缓解局部应力集中。这一机制降低了宏观塑性变形所需的临界热激活能,从而导致脆韧转变温度降低。

4.2 合金元素

合金元素对脆韧转变温度的影响主要通过两条路径实现:①直接改变原子键合强度与扩散动力学,从而影响位错等晶体缺陷的热激活能垒;②通过调控相组成、晶粒尺寸与形貌等微观组织特征,间接改变材料的变形与断裂路径。

添加高熔点合金元素(如 Nb、Mo、Ta 等)是提升 TiAl 合金高温性能的核心手段^[74-77]。这些元素通过强烈的固溶效应,可显著增强原子间的结合力并降低高温下的扩散速率,从而提高位错运动的激活能。这使得材料在高温下仍能保持较高的强度,并导致脆韧转变温度向高温方向移动。例如,相较于第二代合金(如 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金),第三代合金(如 TNM 合金)通过提升 Nb、Mo 等高熔点元素的含量,显著增加了塑性变形开始所需的热激活能垒,进而大幅提高了其脆韧转变温度,并将材料服役上限温度从约 650 °C 提升至接近 750 °C。

组织特征与合金元素对 TiAl 合金脆韧转变行为的影响并非独立,而是通过相变过程深度耦合、协同作用。合金元素的添加一般通过显著影响 TiAl 合金的相组成和微观组织类型来影响脆韧转变温度。 β 稳定元素(如 Nb、Mo、V 等)的添加会引入 β/β_0 相^[78-80]。低温下有序 β_0 相表现为硬脆相,其变形能力甚至弱于片层团,极易成为裂纹源。但在高温下无序 β 相可开动较多独立滑移系,塑性显著增强,软化的 β 相能

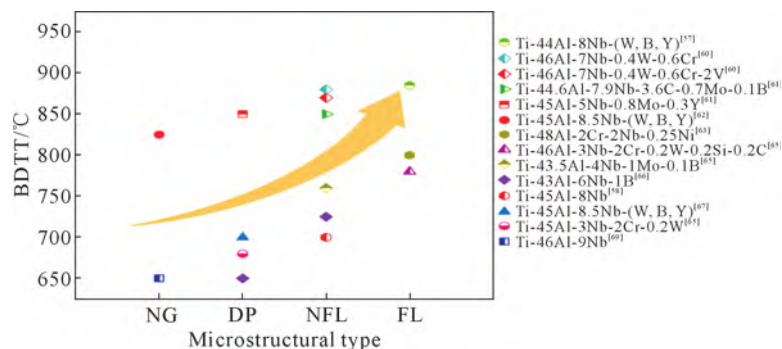


图 6 TiAl 合金 4 种典型组织的脆韧转变温度^[57-58,60-69]

Fig.6 Brittle-to-ductile transition temperatures of four typical microstructures in TiAl alloys^[57-58,60-69]

够有效协调 γ/α_2 两相之间的变形,从而提高材料的伸长率^[81]。研究表明,通过调整 Al 含量等方法抑制 β_0 相形成^[82-83],获得全片层组织,显著提升 TiAl 合金的脆韧转变温度。微量的间隙型元素(如 C、B)能强烈抑制晶粒长大,显著细化片层团尺寸^[84-87]。细晶组织不仅通过霍尔-佩奇效应提高强度,更因晶界/相界总面积的大幅增加,为应力松弛和裂纹钝化提供了更多场所,从而阻碍裂纹扩展^[88]。同时,高温下更活跃的界面滑移进一步促进了整体塑性变形。这些效应共同作用,通常会降低材料的脆韧转变温度,使其在更低的温度下开始发生脆韧转变。

4.3 应变速率

大量实验普遍证实,TiAl 合金的脆韧转变温度随拉伸应变速率的增加而升高^[54,89-90],这也解释了为何蠕变法测量的脆韧转变温度普遍低于拉伸法测得的数值。塑性变形(即位错运动)本质上是一种依赖于时间的热激活过程,在高应变率下,由于载荷作用时间极短,微裂纹尖端的应力集中来不及通过位错发射或裂纹尖端钝化等机制得到有效释放,导致裂纹迅速扩展,从而加速了材料的脆性断裂。因此,为了在高应变率下实现有效的塑性变形以在裂纹失稳扩展前释放应力集中,必须依赖更多的位错滑移参与,而这便需要更高的温度提供足够的热驱动力以热激活更多滑移系,最终导致了脆韧转变温度的升高。而在低应变速率下,材料拥有更充足的时间进行塑性变形释放应力集中,从而钝化裂纹或避免其萌生,因此在相对较低的温度下即可发生脆韧转变。

4.4 高温氧化

在高温服役过程中,TiAl 合金不可避免地会发生高温氧化,构成了影响 TiAl 合金脆韧转变温度的另一个关键外部因素。氧化过程通过改变材料表层的化学成分、应力状态与微观组织,引发严重的“环境脆化”,限制材料的高温塑性发挥,从而提高其脆韧转变温度^[91]。具体而言,当 TiAl 合金在含氧服役环境中服役时,表面会形成 $\text{TiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ 氧化层,在拉应力作用下 Al_2O_3 易发生脱落,致使裂纹形核并迅速向基体扩展^[92-93]。同时,氧化过程还会削弱 TiAl 合金表面的残余压应力,降低其对拉伸载荷下表面裂纹萌生的抑制作用,阻碍材料实现充分的塑性变形,进一步加剧材料脆性^[94]。此外,外表面的 TiO_2 通常为疏松多孔结构,其内部孔隙为氧气向基体深层扩散提供了通道,诱发近表面微观组织发生 $\beta_0 \rightarrow \alpha_2$ 相变,在界面积累应力,加速裂纹在近表面片层团界的扩展^[92]。上述机制协同作用降低了 TiAl 合金裂

纹形核与扩展的能量门槛,迫使材料需在更高的温度下,才能启动足够的整体塑性变形以抑制表面引发的脆性断裂,最终导致脆韧转变温度升高。

TiAl 合金的脆韧转变温度受到微观组织类型、化学元素、应变速率以及高温氧化等多重因素的复杂影响。因此,合金设计需综合考量成分优化与组织特征的耦合效应,并充分考虑实际服役中的加载速率与氧化过程,以实现 TiAl 合金脆韧转变行为的精确预测与调控。

5 脆韧转变的微观机制

TiAl 合金作为金属间化合物,一般由 γ -TiAl 相(γ 相, L_{10} 结构)和 α_2 - Ti_3Al 相(α_2 相, D_{019} 结构)组成,均为典型的长程有序相,原子间有序排列。TiAl 合金所有价电子中共价键电子数比例高,原子间键合存在部分共价键^[71,95-96],键能强且具有方向性,有效阻碍位错滑移,由于金属中位错的移动能力与其塑性变形能力正相关,因此 TiAl 合金共价键的存在造成其本征脆性。

当下主流观点认为 TiAl 合金的脆韧转变是热激活行为。Imayev 等^[97]提出 TiAl 合金的脆韧转变过程为热激活的两阶段过程:第 I 阶段 T1 由晶界松弛(晶界扩散、晶界位错运动)主导;第 II 阶段 T2 由晶内松弛(动态回复、再结晶)主导,并与晶界松弛共同作用。在 T1 阶段,随着温度升高晶界松弛被热激活,晶界的扩散能力提高,钉扎的晶内运动位错逐渐松弛,同时存在于晶界结构中的晶界位错也被热激活得以开动,以此缓解晶界处应力集中,初步提升塑性,但材料仍处于脆性状态。由于晶内松弛所需热激活能更高,随温度升高后到达 T2 阶段方可被热激活,此时晶内的扩散能力提高,并可通过动态回复、再结晶释放应力集中并消除晶内缺陷,与晶界松弛共同作用加速提升塑性,材料也向韧性状态快速转变。

TiAl 合金中,具有 L_{10} 有序结构的 γ 相作为主要变形相,其塑性变形能力直接主导着合金的整体力学行为。在低温条件下, γ 相的有序晶体结构严重制约了其塑性表现:晶体对称性低、可开动的独立滑移系数有限,其中超位错(如 $\langle 0\bar{1}1 \rangle$)的柏氏矢量较长致使其滑移阻力大,通常需分解为由反相畴界连接的两个不全位错,该过程需克服较高的层错能与反相畴界能^[73,98]。因此,低温下热激活效应不足,难以驱动大量位错的启动与滑移,变形仅依靠于少量普通位错滑移,导致 γ 相表现出本征脆性。随着温度升高至脆韧转变区间,热激活作用显著增强,足以克服滑移系激活所需的高能垒,大量位错得以启动和

增殖,并在 γ 相内部形成高密度的可动位错网络。同时,变形孪晶作为一种重要的变形协调机制也被激活^[99-100]。上述过程共同构成了宏观塑性变形的基础,推动材料实现由脆性向韧性状态的转变。针对脆韧转变的微观机制,研究者提出了位错钉扎-脱钉模型^[101]。该模型认为, $a/6<112]$ 不全位错的活动性是控制 TiAl 合金塑性的关键。此不全位错既是 $a<011]$ 超位错的组成部分,同时也是孪晶位错,其活动性直接影响着超位错滑移与孪生变形的进行。在低温时, $a/6<112]$ 不全位错处于钉扎状态而几乎不活动(图 7a)。随着温度升高,其活动性逐渐增加,当温度升至脆韧转变区间附近时,所提供的高热激活能使其脱钉,活动性迅速增强(图 7b),超位错滑移与孪生过程得以开动,从而引发塑性变形能力的突变,在宏观上即表现为脆韧转变现象。

在脆韧转变的微观机制中, α_2 相的变形行为及其与 γ 相的协调性也是提高 TiAl 合金塑性的关键。由于 $D0_{19}$ 结构的 α_2 相晶体对称性较低,其低温下可开动的滑移系非常有限,主要依赖垂直于 α_2/γ 相界的 a 型位错(伯氏矢量 $b=1/3<11\bar{2}0>$),且受高 Peierls-Nabarro 应力的阻碍,位错滑移仅限于棱柱面和基面^[102-103](图 8a)。因此在脆韧转变温度以下、特别是室温时, α_2 相通常被视为几乎不变形的硬相。此时塑

性变形主要依赖于 $L1_0$ 结构的 γ 相,两相间变形的不协调性易在相界面处引发应力集中^[104-105],进而导致微裂纹的形核与脆性断裂的发生。当温度升高至脆韧转变温度以上时,热激活作用显著增强, α_2 相的塑性潜能开始被激发。一方面,与 α_2/γ 相界成倾角的 $2c+a$ 型位错(伯氏矢量 $b=1/3<\bar{1}\bar{1}26>$)被激活,滑移系数大幅增加,如图 8b 所示;另一方面,温度升高降低了 Peierls-Nabarro 应力,促进了位错在棱柱面的滑移,位错运动能力大幅提升。这使得 α_2 片层能够参与协调变形,有效缓解 α_2/γ 相界处的应力集中。同时,高温下原子扩散能力提升、位错攀移等温度依赖型机制得以运作,进一步促进应变弛豫与损伤愈合^[106-108]。综上所述,脆韧转变温度以上的塑性提升,不仅源于 γ 相变形的进一步软化,也得益于 α_2 相位错激活,从而大幅增强了两相组织的整体变形协调性。

此外,在 TiAl 合金热变形或高温服役过程中,为缓解界面处高密度位错塞积所造成的加工硬化现象,低层错能的 γ 相在热力耦合作用下易发生动态回复和动态再结晶,形成细小的 γ 再结晶晶粒,持续吸收位错并释放应力集中,大幅提高了材料的均匀塑性变形能力^[57,109],是材料实现塑性提升的重要机制与脆韧转变不可忽视的因素。

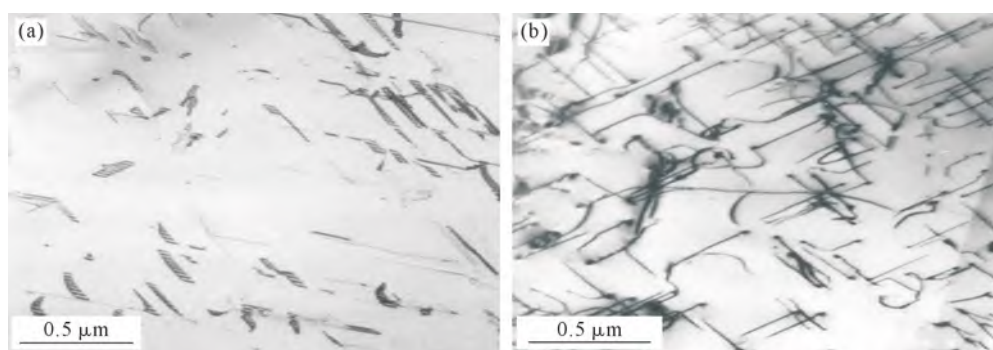


图 7 $a/6<112]$ 不全位错的脱钉过程:(a) 室温拉伸变形组织中 $a/6<112]$ 不全位错状态;(b) 700 °C 拉伸变形组织中 $a/6<112]$ 不全位错状态^[101]

Fig.7 Unpinning process of $a/6<112]$ partial dislocations: (a) $a/6<112]$ dislocation state in the room-temperature tensile deformation microstructure; (b) $a/6<112]$ dislocation state in the 700 °C tensile deformation microstructure^[101]

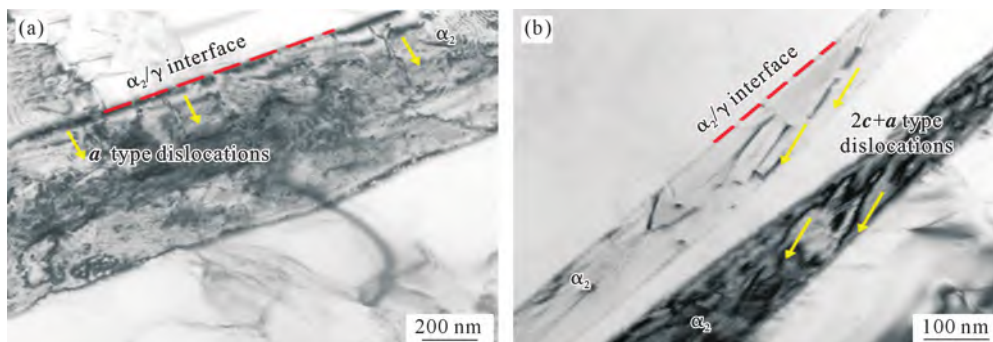


图 8 α_2 片层不同温度下蠕变后位错密度:(a) 800 °C;(b) 850 °C^[102]

Fig.8 Dislocation density of α_2 lamellae after creep at different temperatures: (a) 800 °C; (b) 850 °C^[102]

6 结论与展望

6.1 结论

TiAl 合金作为新一代轻质高温结构材料,在航空航天推进系统减重增效方面展现出巨大潜力。脆韧转变作为材料力学行为随温度演变的关键物理过程,是衡量其服役温度区间与可靠性的核心指标。

(1)TiAl 合金的脆韧转变属于典型的“渐变式”类型,其宏观力学性能(如强度、伸长率)在一个较宽的温度范围内发生连续、非线性的演化。

(2)脆韧转变温度可通过拉伸、蠕变等传统力学试验进行测定。结合断口形貌分析(从解理向韧窝转变)、断裂截面组织观察(微裂纹到孔洞的转化)以及变形亚结构表征(位错与孪晶的激活),能实现对转变行为更系统与精准的界定。

(3)脆韧转变温度并非材料的本征常数,而是一个受合金成分、微观组织结构及应变速率、高温氧化等内部、外部多重因素协同调控的敏感参数,各因素间存在复杂的交互影响。

(4)转变的微观机制本质上源于热激活作用。温度升高提供了克服 γ 相中有序晶体结构所致位错运动高能垒所需的能量,促进了位错脱钉与滑移。同时,高温下 α_2 相的变形潜能被激活,两相变形协调性显著增强,共同驱动材料实现从脆性向韧性状态的转变。

6.2 展望

鉴于脆韧转变温度直接决定了 TiAl 合金的安全服役温度上限,未来研究应聚焦于以下方向。

(1)建立更符合多轴应力、变加载速率及热-机械耦合环境的脆韧转变温度测试方法,提升工程评价的准确性与可靠性。

(2)探究脆韧转变温度受“成分-工艺-组织-服役环境-应变速率”等多因素协同耦合影响的复杂机制,以实现其在服役工况下的性能精准预测与优化设计。

(3)结合第一性原理、分子动力学、晶体塑性有限元等多尺度计算手段,与微观组织表征和力学行为实验系统结合,构建“成分-工艺-组织-性能”定量预测模型。

(4)探索通过微观组织架构设计,在提升室温塑性的同时稳定高温组织、延缓或抑制不利的脆韧转变行为,从而拓宽合金的可用温度窗口,推动 TiAl 合金在更苛刻环境下的可靠应用。

参考文献:

[1] KOTHARI K, RADHAKRISHNAN R, WERELEY N M. Ad-

vances in gamma titanium aluminides and their manufacturing techniques[J]. Progress in Aerospace Sciences, 2012, 55: 1-16.

[2] YAMAGUCHI M, INUI H, ITO K. High-temperature structural intermetallics[J]. Acta Materialia, 2000, 48(1): 307-322.

[3] PERRUT M, CARON P, THOMAS M, COURET A. High temperature materials for aerospace applications: Ni-based superalloys and γ -TiAl alloys[J]. Comptes Rendus Physique, 2018, 19(8): 657-671.

[4] DJANARTHANY S, VIALA J C, BOUIX J. An overview of monolithic titanium aluminides based on Ti_3Al and TiAl [J]. Materials Chemistry and Physics, 2001, 72(3): 301-319.

[5] ASPINWALL D K, DEWES R C, MANTLE A L. The machining of γ -TiAl intermetallic alloys[J]. 2005, 54(1): 99-104.

[6] APPEL F, CLEMENS H, FISCHER F D. Modeling concepts for intermetallic titanium aluminides[J]. Progress in Materials Science, 2016, 81: 55-124.

[7] DIMIDUK D M. Gamma titanium aluminide alloys-an assessment within the competition of aerospace structural materials[J]. Materials Science and Engineering: A, 1999, 263(2): 281-288.

[8] KIM Y W, KIM S L. Advances in gammalloy materials-processes-application technology: Successes, dilemmas, and future[J]. JOM, 2018, 70(4): 553-560.

[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, WEIMER M J. TiAl alloys in commercial aircraft engines [J]. Materials at High Temperatures, 2016, 33(4-5): 549-559.

[11] KASTENHUBER M, RASHKOVA B, CLEMENS H, MAYER S. Enhancement of creep properties and microstructural stability of intermetallic β -solidifying γ -TiAl based alloys[J]. Intermetallics, 2015, 63: 19-26.

[12] SAN JUAN J M, SIMAS P, SCHMOELZER T, CLEMENS H, MAYER S, NÓ M L. Atomic relaxation processes in an intermetallic Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B alloy studied by mechanical spectroscopy [J]. Acta Materialia, 2014, 65: 338-350.

[13] CLEMENS H, WALLGRAM W, KREMMER S, GÜTHER V, OTTO A, BARTELS A. Design of novel β -solidifying TiAl alloys with adjustable β /B2-phase fraction and excellent hot-workability [J]. Advanced Engineering Materials, 2018, 10(8): 707-713.

[14] YIN Z K, CHEN J S, ZHANG P L, YU Z S, ZHANG Y Z, CHUN Y, LU H. Phase stability, brittle-ductile transition, and electronic structures of the TiAl alloying with Fe, Ru, Ge, and Sn: A first-principle investigation[J]. Journal of Molecular Modeling, 2020, 26(11): 320.

[15] RAINA A. Volume dependent fracture energy and brittle to quasi-brittle transition in intermetallic alloys [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2022, 264: 108312.

[16] CLEMENS H, KESTLER H. Processing and applications of intermetallic γ -TiAl-based alloys[J]. Advanced Engineering Materials, 2000, 2(9): 551-570.

[17] IMAYEV V M, GANEEV A A, TROFIMOV D M, PARKHIMOVICH N J, IMAYEV R M. Effect of Nb, Zr and Zr+Hf on the microstructure and mechanical properties of β -solidifying γ -TiAl

- alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 817: 141388.
- [18] LIU S Q, DING H S, CHEN R R, GUO J J, FU H Z. Evolution of rapidly grown cellular microstructure during heat treatment of TiAl-based intermetallic and its effect on micromechanical properties[J]. Intermetallics, 2021, 132: 107166.
- [19] YIM S, BIAN H, AOYAGI K, CHIBA A. Effect of multi-stage heat treatment on mechanical properties and microstructure transformation of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 816: 141321.
- [20] WANG Y C, XUE X Y, KOU H C, QIANG F M, YU Y H, YIN Z W, LI J S. Microstructure characterization and thermal stability of TNM alloy fabricated by powder hot isostatic pressing[J]. Metals, 2021, 11: 1720.
- [21] LIANG Z Q, XIAO S L, LI Q C, YU H B, ZHENG Y F, XU L J, XUE X, TIAN J, CHEN Y Y. Tensile creep behavior of a heat treated β -solidified γ -TiAl alloy: The development of dynamic recrystallization and the role of B2 phase[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 863: 144522.
- [22] LIU X, SONG L, STARK A, LAZURENKO D, PYCZAK F, ZHANG T B. Creep-induced ω_0 phase precipitation and cavity formation in a cast 45.5Ti-45Al-9Nb-0.5B alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds 2021, 875: 160106.
- [23] CHEN R R, WANG Q, YANG Y H, GUO J J, SU Y Q, DING H S, FU H Z. Brittle-ductile transition during creep in nearly and fully lamellar high-Nb TiAl alloys[J]. Intermetallics, 2018, 93: 47-54.
- [24] WANG Q, CHEN R R, CHEN D Z, SU Y Q, DING H S, GUO J J, FU H Z. The characteristics and mechanisms of creep brittle-ductile transition in TiAl alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 767: 138393.
- [25] ZHANG Y H, HAN W Z. Dislocation source efficiency as a governing factor in the ductile-to-brittle transition of metals [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2025, 229: 173-176.
- [26] 张冰冰, 白亚冠, 张鑫, 寇金凤, 聂义宏. IN706 改进型合金脆韧转变温度研究[J]. 一重技术, 2024, 2: 52-54.
- ZHANG B B, BAI Y G, ZHANG X, KOU J F, NIE Y H. Study on ductile-brittle transition temperature of improved IN706 alloy[J]. Cfhi Technology, 2024, 2: 52-54.
- [27] 韩卫忠, 卢岩, 张雨衡. 体心立方金属脆韧转变机制研究进展[J]. 金属学报, 2023, 59(3): 335-348.
- HAN W Z, LU Y, ZHANG Y H. Mechanism of ductile-to-brittle transition in body-centered-cubic metals: A brief review[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2023, 59(3): 335-348.
- [28] GU B Y, LI Y, DIAZ A, PENG Y P, MCDOWELL D L, CHEN Y P. Brittle and ductile deformations in uniaxial compression of Si micropillars[J]. Acta Materialia, 2025, 291: 121007.
- [29] SERBENA F C, ROBERTS S G. The brittle-to-ductile transition in germanium[J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1994, 42(7): 2505-2510.
- [30] LIU C B, CAI C Y, XIE J W, GUO W M, QIN H, GAO P Z, XIAO H N. Effect of surface brittle-to-ductile transition on high-temperature thermal shock resistance of Al_2O_3 ceramics[J]. Ceramics International, 2022, 48(14): 20627-20638.
- [31] USTRZYCKA A, MOUSAVI H, J DOMINGUEZ-GUTIERREZ F, STUPKIEWICZ S. Atomistic study of radiation-induced ductile-to-brittle transition in austenitic steel[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2025, 303: 110567.
- [32] COX B L, WIFFEN F W. The ductility in bending of molybdenum alloys irradiated between 425 and 1 000 °C[J]. Journal of Nuclear Materials, 1979, 85-86: 901-905.
- [33] LIN P D, NIE J F, CUI S G, LU Y P. Molecular dynamics study on the ductile-to-brittle transition in W-Re alloy systems[J]. Acta Materialia, 2025, 285: 120684.
- [34] PSZONKA A. On the ductile-brittle transition of polycrystalline zinc[J]. Scripta Metallurgica, 1974, 8(2): 81-84.
- [35] EBRAHIMI F, SHRIVASTAVA S. Brittle-to-ductile transition in NiAl single crystal[J]. Acta Materialia, 1998, 46(5): 1493-1502.
- [36] LIU S L, HUA L R, ZHU Q Z, ZHANG J, YU Q J, ZHAO S, ZHAO L Y. Constitutive modeling of rock failure behavior under pressure conditions spanning the brittle-ductile transition[J]. International Journal of Non-Linear Mechanics, 2025, 175: 105117.
- [37] DAI W H, ZHOU Y S, LEI H R, MA X, DANG J X, MIAO S Q, LIU S M, HE C R. Pseudotachylyte formation in brittle-ductile transition of the anning river fault zone: Implications for seismic processes[J]. Applied Sciences, 2025, 15(11): 5870.
- [38] OJOVAN M I, LOUZGUINE LUZGIN D V. Role of structural changes at vitrification and glass-liquid transition [J]. Materials, 2025, 18(16): 3886.
- [39] HU Z H, WANG T Y, LIN J P, WANG L Q. Sequence effects on the glass transition temperature of silicone-containing copolymers [J]. Macromolecules, 2025, 58(10): 5080-5089.
- [40] BOOTH A S, ROBERTS S G. The brittle-ductile transition in γ -TiAl single crystals[J]. Acta Materialia, 1997, 45(3): 1045-1053.
- [41] ZHANG S K, TIAN N, LI J H, YANG G H, YANG W K, WANG G Y, LIU Z Q, LI Y X. Microstructure evolution of a forged TiAl-Nb alloy during high-temperature tensile testing[J]. Materials Characterization, 2023, 205: 113268.
- [42] USATEGUI L, KLEIN T, NÓ M L, MAYER S, CLEMENS H, SAN JUAN J M. High-temperature phenomena in an advanced intermetallic nano-lamellar γ -TiAl-based alloy. Part I: Internal friction and atomic relaxation processes[J]. Acta Materialia, 2020, 200: 442-454.
- [43] LI H Z, QI Y L, LIANG X P, ZHU Z X, LV F, LIU Y, YANG Y. Microstructure and high temperature mechanical properties of powder metallurgical Ti-45Al-7Nb-0.3W alloy sheets[J]. Materials & Design, 2016, 106: 90-97.
- [44] NIZAMOGLU S, LANG K H, GUTH S, HEILMAIER M. A new method for determining the brittle-to-ductile transition temperature of a TiAl intermetallic[J]. Metals, 2020, 10(11): 1550.
- [45] ZHU B, XUE X Y, KOU H C, LI X L, LI J H. The cavitation of high Nb-containing TiAl alloys during tensile tests around BDTT [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 729: 86-93.
- [46] RUAN Y, SPÄTIG P, VICTORIA M. Assessment of mechanical properties of the martensitic steel EUROFER97 by means of punch tests[J]. Journal of Nuclear Materials, 2002, 307-311: 236-239.
- [47] KIKUCHI H, HARADA M, ARA K, KAMADA Y, KOBAYASHI S, TAKAHASHI S. evelopment of apparatus for magnetic measurements of Charpy impact test pieces[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2007, 181(1): 190-193.

- [48] REISER J, HOFFMANN J, JÄNTSCH U, KLIMENKOV M, BONK S, BONNEKOH C, RIETH M, HOFFMANN A, MROTZEK T. Ductilisation of tungsten (W): On the shift of the brittle-to-ductile transition (BDT) to lower temperatures through cold rolling[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2016, 54: 351-369.
- [49] KARDASHEV B K, CHERNOV V M. Internal friction and impact toughness of structural BCC alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 521-522: 329-334.
- [50] TURBA K, GÜLÇİMEN B, LI Y Z, BLAGOEVA D, HÄHNER P, HURST R C. Introduction of a new notched specimen geometry to determine fracture properties by small punch testing [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2011, 78(16): 2826-2833.
- [51] FAIRCHILD D P, HOWDEN D G, CLARK W A T. The mechanism of brittle fracture in a microalloyed steel: Part I. Inclusion-induced cleavage[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2000, 31(3): 641-652.
- [52] 丁慧丽. 金属材料脆转变温度的内耗和磁性无损检测方法研究 [D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2018.
DING H L. Study on the internal friction and magnetic non-destructive testing method of DBTT for metal materials[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2018.
- [53] 李卫军, 李庆, 魏磊. 金属材料夏比冲击试验的应用研究[J]. 价值工程, 2018, 37(4): 121-124.
LI W J, LI Q, WEI L. Application of charpy impact test on metallic materials[J]. Value Engineering, 2018, 37(4): 121-124.
- [54] WANG Y, LIN D, LAW C C. Brittle-to-ductile transition temperature and its strain rate sensitivity in a two-phase titanium aluminide with near lamellar microstructure[J]. Journal of Materials Science, 1999, 34(13): 3155-3159.
- [55] YE Y, CHEN Y Y, ZHANG Y, ZHANG S Z, SUN J F. High-performing TiAl alloy with lamellar-network two-scale structure via semi-solid forging and its non-equilibrium solidification mechanism[J]. Materials & Design, 2025, 253: 113828.
- [56] CAO R, LIN Y Z, HU D, CHEN J H. Fracture behaviour of a TiAl alloy under various loading modes[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2008, 75(15): 4343-4362.
- [57] ZHANG S K, TIAN N, LI D Y, LI J H, JIN F W, WANG G Y, TIAN S G. Microstructure evolution and fracture mechanism of a TiAl-Nb alloy during high-temperature tensile testing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 831: 142094.
- [58] ZHANG H, LU D, PEI Y B, CHEN T, ZOU T F, WANG T J, WANG X Y, LIU Y J, WANG Q Y. Tensile behavior, microstructural evolution, and deformation mechanisms of a high Nb-TiAl alloy additively manufactured by electron beam melting[J]. Materials & Design, 2023, 225: 111503.
- [59] KIM Y W. Microstructural evolution and mechanical properties of a forged gamma titanium aluminide alloy [J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1992, 40(6): 1121-1134.
- [60] XU X S, DING H S, HUANG H T, LIANG H, CHEN R R, GUO J J, FU H Z. Effect of V on the microstructure and brittle-to-ductile transition of directionally solidified high-Nb TiAl alloy[J]. Intermetallics, 2022, 142: 107455.
- [61] LAPIN J, PELACHOVÁ T, BAJANA O. High temperature deformation behaviour and microstructure of cast in-situ TiAl matrix composite reinforced with carbide particles[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 797: 754-765.
- [62] XU W C, JIN X Z, HUANG K, ZONG Y Y, WU S F, ZHONG X, M KONG F T, SHAN D B, NUTT S. Improvement of microstructure, mechanical properties and hot workability of a TiAl-Nb-Mo alloy through hot extrusion[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 705: 200-209.
- [63] SHEN Z Z, LIN J P, LIANG Y F, ZHANG L Q, SHANG S L, LIU Z K. A novel hot pack rolling of high Nb-TiAl sheet from cast ingot[J]. Intermetallics, 2015, 67: 19-25.
- [64] HAN J C, DONG J, ZHANG S Z, ZHANG C J, XIAO S L, CHEN Y Y. Microstructure evolution and tensile properties of conventional cast TiAl-based alloy with trace Ni addition[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 715: 41-48.
- [65] KIM Y W, KIM S L. Effects of microstructure and C and Si additions on elevated temperature creep and fatigue of gamma TiAl alloys[J]. Intermetallics, 2014, 53: 92-101.
- [66] SCHWAIGHOFER E, CLEMENS H, MAYER S, LINDEMANN J, KLOSE J, SMARSLY W, GÜTHER V. Microstructural design and mechanical properties of a cast and heat-treated intermetallic multi-phase γ -TiAl based alloy[J]. Intermetallics, 2014, 44: 128-140.
- [67] NIU H Z, CHEN Y Y, KONG F T, LIN J P. Microstructure evolution, hot deformation behavior and mechanical properties of Ti-43Al-6Nb-1B alloy[J]. Intermetallics, 2012, 31: 249-256.
- [68] GAO S B, XU X J, SHEN Z Z, YE T, XU S, LIN J P. Microstructure and properties of forged plasma arc melted pilot ingot of Ti-45Al-8.5Nb-(W, B, Y) alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 677: 89-96.
- [69] GERLING R, BARTELS A, CLEMENS H, KESTLER H, SCHIMANSKY F P. Structural characterization and tensile properties of a high niobium containing gamma TiAl sheet obtained by powder metallurgical processing[J]. Intermetallics, 2004, 12(3): 275-280.
- [70] BLACKBURN M J. SOME ASPECTS OF PHASE TRANSFORMATIONS IN TITANIUM ALLOYS: The science, technology and application of titanium. oxford: Pergamon[C]. London: Institute of Metals, 1970: 633-643.
- [71] 王子特, 郑功, 祁志祥, 陈咏, 许昊, 相恒高, 陈光. TiAl 合金结构、组织、性能与应用[J]. 科学通报, 2023, 68(25): 3259-3274.
WANG Z T, ZHENG G, QI Z X, CHEN Y, XU H, XIANG H G, CHEN G. Structures, microstructures, properties, and applications of TiAl alloys[J]. Chinese Science Bulletin, 2023, 68(25): 3259-3274.
- [72] SONG L, APPEL F, WANG L, OEHRING M, HU X G, STARK A, HE J Y, LORENZ U, ZHANG T, LIN J P, PYCZAK F. New insights into high-temperature deformation and phase transformation mechanisms of lamellar structures in high Nb-containing TiAl alloys[J]. Acta Materialia, 2020, 186: 575-586.
- [73] APPEL F, WAGNER R. Microstructure and deformation of two-phase γ -titanium aluminides [J]. Materials Science and Engineering: R: Reports, 1998, 22(5): 187-268.
- [74] 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.
- [75] GENCO, UNAL R. Development of gamma titanium aluminide (γ -TiAl) alloys: A review[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 929: 167262.
- [76] DUAN B H, YANG Y C, HE S Y, FENG Q S, MAO L, ZHANG X X, JIAO L, LU X G, CHEN G Y, LI C H. History and development of γ -TiAl alloys and the effect of alloying elements on their phase transformations[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 909: 164811.
- [77] LIANG J S, MI L, FANG H Z, DING X, DING X F, ZHU B H, CHEN R R. Effect of Ta addition on microstructure and mechanical properties of Ti46Al1.5Cr8Nb alloy[J]. China Foundry, 2026, 23: 37-44.
- [78] FENG L H, LI B, LI Q, GAO Y M, PEI Z Y, LIANG C Y. Enhancement of mechanical properties and oxidation resistance of TiAl alloy with addition of Nb and Mo alloying elements[J]. Materials Chemistry and Physics, 2024, 316: 129148.
- [79] PFLUM R, DONCHEV A, MAYER S, CLEMENS H, SCHÜTZE M. High-temperature oxidation behavior of multi-phase Mo-containing γ -TiAl-based alloys[J]. Intermetallics, 2014, 53: 45-55.
- [80] NEELAM N S, BANUMATHY S, BHATTACHARJEE A, NAGESWARARAO G V S. The effect of Cr and Mo addition on the oxidation behaviour of Ti-46.5Al-3.5Nb-2Cr-0.3B[J]. Materials Today: Proceedings, 2019, 15: 30-35.
- [81] IMAYEV V M, TROFIMOV D M, IMAYEV R M. Microstructure, mechanical properties and oxidation resistance of β -solidifying γ -TiAl based alloys[J]. Intermetallics, 2025, 176: 108556.
- [82] TANG B, CHENG L, KOU H C, LI J S. Hot forging design and microstructure evolution of a high Nb containing TiAl alloy[J]. Intermetallics, 2015, 58: 7-14.
- [83] YANG F, TANE M, LIN J P, SONG Y H, NAKAJIMA H. Pore formation and compressive deformation in porous TiAl-Nb alloys containing directional pores[J]. Materials & Design, 2013, 49: 755-760.
- [84] HU D. Role of boron in TiAl alloy development: A review[J]. Rare Metals, 2016, 35(1): 1-14.
- [85] BRYANT J D, CHRISTODOULOU L, MAISANO J R. Effect of TiB_2 additions on the colony size of near gamma titanium aluminides[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1990, 24(1): 33-38.
- [86] WANG Q, CHEN R R, YANG Y H, GUO J J, SU Y Q, DING H S, FU H Z. Effects of V and B, Y additions on the microstructure and creep behaviour of high-Nb TiAl alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 747: 640-647.
- [87] PARK H S, NAM S W, KIM N J, HWANG S K. Refinement of the lamellar structure in TiAl-based intermetallic compound by addition of carbon[J]. Scripta Materialia, 1999, 41(11): 1197-1203.
- [88] GUO Y F, XIAO S L, CHEN Y Y, TIAN J, ZHENG Z Z, XU L J. High temperature tensile properties and fracture behavior of Y_2O_3 -bearing Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy[J]. Intermetallics, 2020, 126: 106933.
- [89] NAKATANI M, SHIMONO A, YAMAMOTO T, HIYOSHI N, ITOH T. Low cycle fatigue properties in forged TiAl alloy Ti-43Al-5V-4Nb with triplex microstructure [J]. Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, 2021, 70(2):111-117.
- [90] ZAN X, HE Y H, WANG Y, XIA Y M. Dynamic behavior and fracture mode of TiAl intermetallics with different microstructures at elevated temperatures[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(1): 45-51.
- [91] 郭建亭,叶恒强. 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(2): 55-59.
- GUO J T, YE H Q. Key basic problems of high performance intermetallic structural materials [J]. Bulletin of National Natural Science Foundation of China, 2000(2): 55-59.
- [92] LI Y Q, KOU H C, WANG Y R, YU Y Y, ZHANG Z L, LI J S. Origin of surface oxidation induced the nucleation and propagation of microcracks in TNM alloy [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 202: 16-26.
- [93] WU X H, HUANG A, HU D, LORETTO M H. Oxidation-induced embrittlement of TiAl alloys[J]. Intermetallics, 2009, 17(7): 540-552.
- [94] 静永娟,张建伟,王新英,张继. TiAl合金的热暴露表面及其对室温拉伸性能的影响[J]. 钢铁研究学报, 2010, 22(11): 50-54, 62.
- JING Y J, ZHANG J W, WANG X Y, ZHANG J. Hot exposure surface of TiAl alloy and its effect on drawing properties[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2010, 22(11): 50-54, 62.
- [95] 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, 2: 55-59.
- YE H Q, GUO J T. Research status and development trend of TiAl-based intermetallic compounds[J]. Bulletin of National Natural Science Foundation of China, 2000, 2: 55-59.
- [96] 李金山,张铁邦,常辉,寇宏超,周廉. TiAl基金属间化合物的研究现状与发展趋势[J]. 中国材料进展, 2010, 29(3): 1-5.
- LI J S, ZHANG T B, CHANG H, KOU H C, ZHOU L. Recent achievements and future directions of TiAl-base intermetallic compounds[J]. Materials China, 2010, 29(3): 1-5.
- [97] IMAYEV V M, IMAYEV R M, SALISHCHEV G A. On two stages of brittle-to-ductile transition in TiAl intermetallic[J]. Intermetallics, 2000, 8(1): 1-6.
- [98] LIU C T, CAHN R W, SAUTHOFF G. Ordered intermetallics—physical metallurgy and mechanical behaviour[M]. Berlin: Springer, 1992.
- [99] HE J J, WANG Y, SU L, LUO Y F, MA X C, HE G L, LIU B, LIU Y. Microstructure evolution and strengthening-toughening mechanism of quenching-cyclic heat-treated TiAl-based alloy[J]. Materials Today Communications, 2025, 48: 113419.
- [100] LIU Z D, YANG J R, MA Y L, YE J W, LIU Y. The impact of directional annealing on the microstructure and 900 °C tensile properties of γ -TiAl alloy[J]. Intermetallics, 2025, 179: 108648.
- [101] LIPSITT H A, SHECHTMAN D, SCHAFFRIK R E. The deformation and fracture of TiAl at elevated temperatures[J]. Metallurgical Transactions A, 1975, 6(11): 1991-1996.
- [102] GUO Y F, TIAN J, XIAO S L, XU L J, CHEN Y Y. Elevated temperature performance and creep behavior of Y_2O_3 reinforced Ti-48Al-6Nb alloy at the brittle-ductile transition temperature [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 871: 159497.
- [103] APPEL F, PAUL J D H, OEHRING M. Gamma titanium aluminide alloys: Science and technology[M]. Hoboken: John Wiley & Sons, 2011.

- [104] KIM Y W. Intermetallic alloys based on gamma titanium aluminide[J]. JOM, 1989, 41(7): 24-30.
- [105] IQBAL F, PYCZAK F, NEUMEIER S, GÖKEN M. Crack nucleation and elastic/plastic deformation of TiAl alloys investigated by in-situ loaded atomic force microscopy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 689: 11-16.
- [106] 杨政. 近片层组织 TiAl 脆韧转变行为研究[D]. 合肥: 合肥工业大学, 2014.
- YANG Z. Brittle-ductile transition behavior of near lamellar TiAl intermetallics[D]. Hefei: Hefei University of Technology, 2014.
- [107] 刘自成, 李书江, 陈国良, KIM Y W. Ti45Al10Nb 合金全片层组织脆韧转变机制的研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2000, 29(3): 185-189.
- LIU Z C, LI S J, CHEN G L, KIM Y W. Effect of strain rate on brittle-ductile transition mechanism of the Ti45Al10Nb alloy with fully lamellar microstructure[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2000, 29(3): 185-189.
- [108] LIN D L, WANG Y, LIU J L, LAW C C. Brittle-to-ductile transition temperature and its controlling mechanism in Ti-47Al-2Mn-2Nb alloy[J]. Journal of the Chinese Institute of Engineers, 1999, 22(1): 55-60.
- [109] LIANG Z Q, XIAO S L, CHI D Z, ZHENG Y F, XU L J, XUE X, TIAN J, CHEN Y Y. Compressive creep behavior of high Nb containing TiAl alloy: Dynamic recrystallization and phase transformation[J]. Intermetallics, 2023, 163: 108067.

(责任编辑: 李亚敏)