• 钛合金组织性能研究及铸造数值模拟仿真 •

特邀专栏

Titanium Alloys: Microstructure, Performance, and Numerical Simulation of Casting
DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2024.4193

TiAl 合金低周疲劳失效机理综述

罗青松[1],相恒高[1],魏代修[1],殷亚军[2],祁志祥[1],郑　功[1],许　昊[1],周　冰[1],陈　旸[1]

(1. 南京理工大学 高端装备铸造技术全国重点实验室,先进金属与金属间化合物材料技术工业和信息化部重点实验室,材料评价与设计教育部工程研究中心,江苏 南京 210094; 2. 华中科技大学 材料科学与工程学院,材料成形与模具技术全国重点实验室,湖北 武汉 430074)

摘　要:TiAl 合金具有优异的比强度和高温稳定性,被广泛应用于航空航天领域。随着社会发展对飞机发动机运行稳定性和可靠性的要求越来越高,TiAl 合金的低周疲劳性能和失效机理越来越受到关注。本文综述了近 30 年来 TiAl 合金低周疲劳方面的研究进展,包括应变范围、温度、合金成分、组织类型、片层取向、微观变形等对 TiAl 合金低周疲劳行为的影响机理,重点阐释了测试条件与 TiAl 合金微观结构的交互作用对疲劳失效行为的影响规律。

关键词:TiAl 合金;低周疲劳;片层取向;位错;孪晶;失效机理

中图分类号:TG146.2+3　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2024)10-0907-10

Overview of the Low-cycle Fatigue Failure Mechanism of TiAl Alloy

LUO Qingsong[1], XIANG Henggao[1], WEI Daixiu[1], YIN Yajun[2], QI Zhixiang[1], ZHENG Gong[1], XU Hao[1], ZHOU Bing[1], CHEN Yang[1]

(1. State Key Laboratory of Advanced Casting Technologies, MIIT Key Laboratory of Advanced Metallic and Intermetallic Materials Technology, Engineering Research Center of Materials Behavior and Design, Ministry of Education, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China; 2. School of Materials Science and Engineering, State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

Abstract: TiAl alloys have excellent specific strength and high-temperature microstructure stability and are widely used in the aerospace field. With the increasing demand for stable and reliable aircraft engine operation in social development, the low-cycle fatigue performance and failure mechanism of TiAl alloys are receiving increasing attention. This study summarizes the research on low-cycle fatigue of TiAl alloys over the past 30 years, including the influence mechanism of strain range, temperature, alloy composition, microstructure type, layer orientation, and microdeformation on the low-cycle fatigue behavior of TiAl alloys. The effects of the interaction between the test conditions and the TiAl alloy microstructure on the fatigue failure behavior are emphasized.

Key words: TiAl alloy; low-cycle fatigue; lamella orientation; dislocation; twin; failure mechanism

涡轮叶片是飞机发动机的关键部件,燃气推动涡轮叶片绕发动机转轴高速旋转,为发动机运行提供动能。航空发动机燃烧室温度与其后的涡轮叶片承温能力呈正相关,航空发动机涡轮叶片最大转动线速度与叶片材料的比强度呈正相关。新材料和新工艺对飞机发动机减重的贡献在所有影响因素的贡献中占比最大[1]。如果叶片质量减半,则其承载的离心力相应减半,对涡轮盘、轴等的承力要求也减半,可以满足发动机更高转速和轻量化需求。

TiAl 金属间化合物指由 Ti、Al 原子按一定比例组成的超点阵晶体材料,其原子间以共价键和金属键作用结合。TiAl 合金具有高比强度和高温稳定性,是制备航空发动机涡轮叶片的理想材料,使用 TiAl 合金制备涡轮叶片可以大幅减轻叶片质量,提

收稿日期: 2024-10-09

基金项目: 国家自然科学基金(52101143, 92163215, 52305379, 52174364);江苏省创新支撑计划(软科学研究)专项资助(BE2023024);华中科技大学材料成形与模具技术全国重点实验室开发基金(P2024-004)

作者简介: 罗青松,2000 年生,博士生. 研究方向为金属材料疲劳与断裂. Email: lqs@njust.edu.cn

通讯作者: 陈　旸,1989 年生,博士,教授. 研究方向为先进金属与金属间化合物. Email: yang.chen@njust.edu.cn

引用格式: 罗青松,相恒高,魏代修,殷亚军,祁志祥,郑功,许昊,周冰,陈旸. TiAl 合金低周疲劳失效机理综述[J]. 铸造技术,2024, 45(10): 907-916.

LUO Q S, XIANG H G, WEI D X, YIN Y J, QI Z X, ZHENG G, XU H, ZHOU B, CHEN Y. Overview of the low-cycle fatigue failure mechanism of TiAl alloy[J]. Foundry Technology, 2024, 45(10): 907-916.

中国知网　https://www.cnki.net

高叶片服役温度。20 世纪 90 年代之后，关于 TiAl 合金低周疲劳的研究普遍展开。本文综述了近 30 年来 TiAl 合金低周疲劳行为的主要研究进展，阐明了不同组织类型的 TiAl 合金在不同低周疲劳条件下的断裂机理。

1 TiAl 合金简介

目前，普遍认为具有实际应用价值的 TiAl 合金，其 Al 含量在 40%~48%，为 α_2+γ 双相 TiAl 合金[2]，其中密排六方 α_2-Ti_3Al 相晶格为 $D0_{19}$(图 1a)，面心立方 γ-TiAl 相晶格为 $L1_0$(图 1b)，单个晶粒中相邻 α_2 相片层和 γ 相片层间符合 Blackburn 晶体学位向关系：$(0001)_{\alpha_2}//\{111\}_\gamma$，$\langle 11\bar{2}0\rangle_{\alpha_2}//\langle 1\bar{1}0\rangle_\gamma$[3]。

可通过不同热处理工艺得到 TiAl 合金的 4 类典型室温组织：等轴近 γ 组织、双态组织、近片层组织和全片层组织(图 2)。双态组织晶粒度小，强度、塑性均较高，但断裂韧性低；全片层组织晶粒度较大，强度、塑性均较低，但断裂韧性较高[4-5]。全片层单晶的力学性能具有各向异性，当片层取向与力加载方向平行时，综合强塑性匹配最优(图 3)[6]。全片层组织的断裂韧性受片层厚度影响，调控片层间距是提高 TiAl 合金力学性能的有效途径。Kim 等[7-8]发现，细化片层可以增加全片层组织抵抗跨片层微裂纹扩展能力；Recina 等[9]发现，降低 Al 含量可以促进片层组织的形成；Umakoshi 等[10-11]发现，降低 Al 含量可以细化片层；Park 等[12]发现，向 TiAl 合金中添加C 元素可以细化片层；Zheng等[13]发现，将锻造态 TNM 合金的片层间距从约 20 nm 提高到约 36 nm，在 750 ℃条件下 TiAl 合金的延展性提高了 4 倍，而屈服强度不受影响。但是对关于 TiAl 合金极限力学性

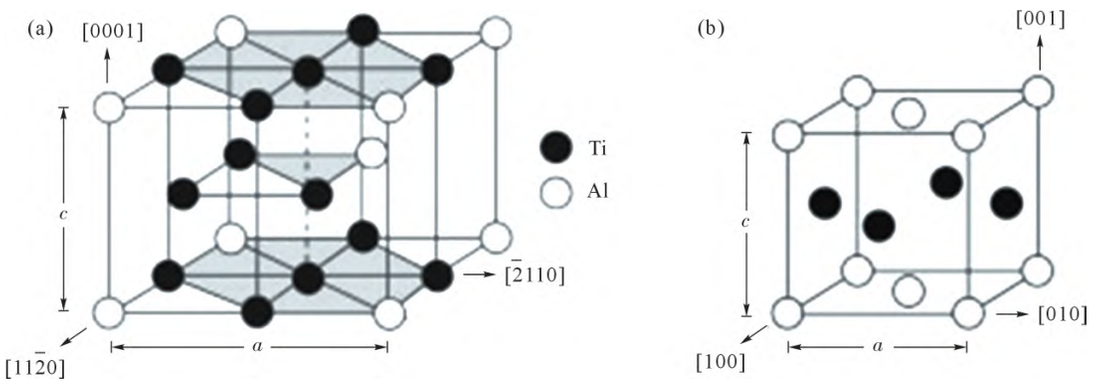


图 1 TiAl 合金中 α_2 相和 γ 相的晶体结构：(a) 密排六方 α_2-Ti_3Al 相；(b) 面心立方 γ-TiAl 相[3]

Fig.1 Crystal structure of the α_2 phase and γ phase in the TiAl alloy: (a) HCP α_2-Ti_3Al phase; (b) FCC γ-TiAl phase[3]

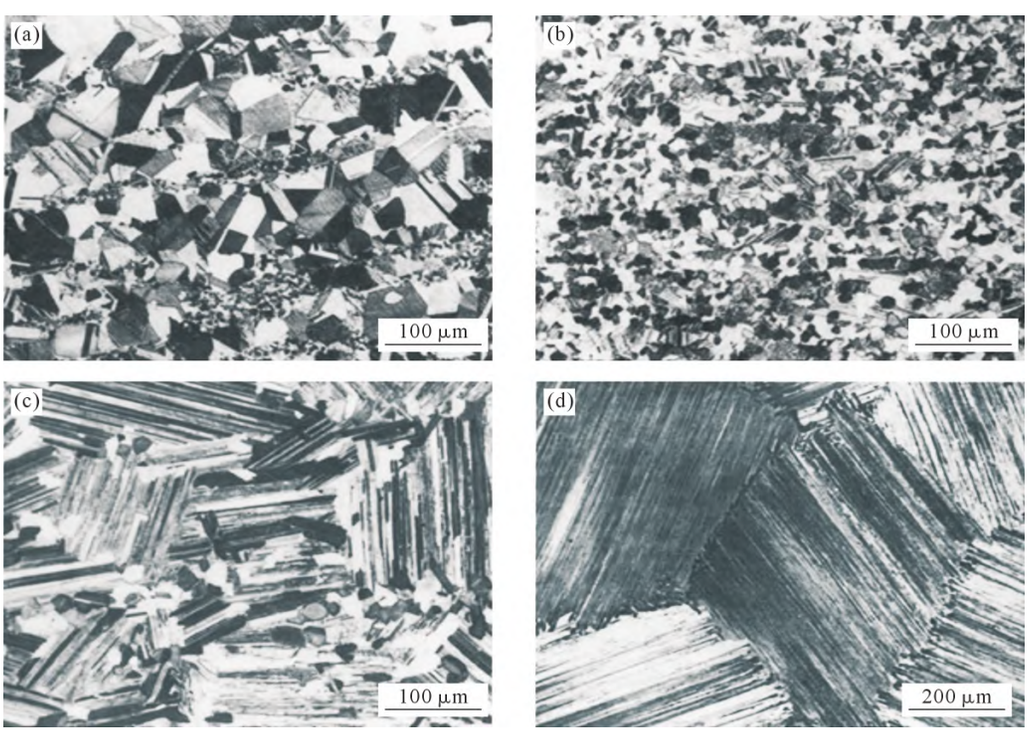


图 2 TiAl 合金 4 种典型组织：(a) 等轴近 γ；(b) 双态；(c) 近片层；(d) 全片层[4]

Fig.2 Four typical microstructures of TiAl based alloy: (a) near-gamma; (b) duplex; (c) near lamellar; (d) fully lamellar[4]

中国知网 https://www.cnki.net

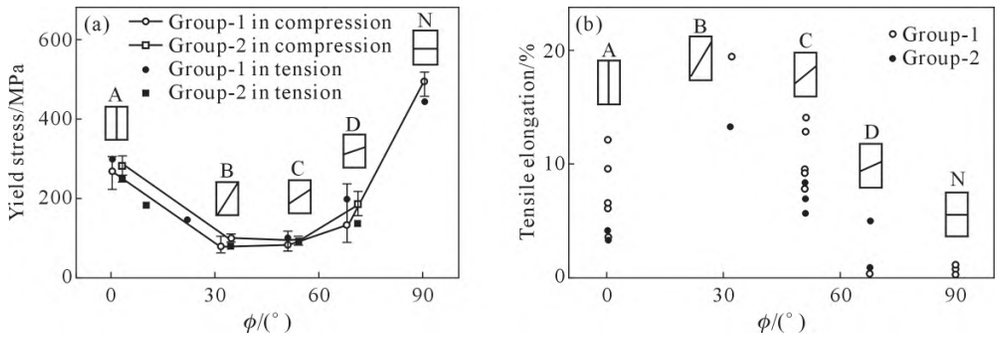


图 3 TiAl 合金力学性能随片层取向与加载方向夹角 ϕ 变化规律：(a) 强度随夹角 ϕ 变化规律；(b) 塑性随夹角 ϕ 变化规律[6]

Fig.3 Variation in the mechanical properties of the TiAl alloy with respect to the angle ϕ between the layer orientation and loading direction: (a) variation in the strength with respect to the angle ϕ; (b) variation in the plasticity with respect to the angle ϕ[6]

能最优片层厚度的研究，尚未有报道。

2　TiAl 合金低周疲劳行为

在飞机起飞–航行–降落的循环过程中，长期变工况服役使叶片处于复杂应力状态，涡轮叶片的寿命和可靠性严重制约着发动机寿命。涡轮叶片承受高速旋转带来的巨大离心载荷，高速燃气冲击带来的振动载荷和塑性变形、高温燃气温度梯度产生的热应变，以及燃气中硫化物等的腐蚀作用，且叶片几何形状不规则，如榫头、榫槽连接等部位，以上因素使涡轮叶片易产生低周疲劳损伤[14-16]。由中航工业集团对叶片失效分析统计结果可知，疲劳损伤是叶片寿命的头号杀手，低周疲劳是普遍的疲劳失效模式[17]。

TiAl 合金低周疲劳行为的研究主要采用应变控制法。低周疲劳测试所需的应力水平要超过 TiAl 合金的屈服强度，由于 TiAl 合金塑性较低，在塑性变形阶段，应变量会随应力变化而明显波动，采用应力控制法得到的数据分散度较大。

TiAl 合金低周疲劳失效行为包括裂纹萌生、扩展与断裂 3 个阶段，低周疲劳寿命主要消耗在裂纹萌生阶段[18]。低周疲劳裂纹萌生是指微裂纹的形成，微裂纹的长度在 1~3 个晶粒大小范围内，主要在晶粒内部扩展，受到试样表面加工质量、组织类型和片层取向的显著影响。微裂纹起始于塑性应变集中区域，如表面缺陷、孔隙、夹杂，垂直于加载方向的粗片层组织及靠近试样表面的大晶粒，TiAl 合金的低断裂韧性和高循环裂纹扩展速率使得低周疲劳寿命对这些薄弱区域非常敏感。循环应变下，TiAl 合金表面产生挤入和挤出的滑移带及台阶，台阶和滑移带开裂会引发裂纹[19-20]。裂纹扩展指已萌生的裂纹穿过几个晶粒大小的尺寸，穿晶界形成长裂纹直至失稳的过程。TiAl 合金的低周疲劳裂纹扩展行为因组织类型和片层取向不同而产生差异，裂纹在片层组织中扩展会因片层界面开裂而发生裂纹偏转，形成曲折的裂纹轨迹；在双态组织中会由于基体的低断裂韧性而迅速扩展至断裂[18]。TiAl 合金的低周疲劳行为会受到测试条件和合金微观结构的交互作用而变得复杂。

3　TiAl 合金低周疲劳影响因素

3.1　实验条件对低周疲劳行为的影响

3.1.1　应变范围

TiAl 合金塑性较低，应变幅小幅度增长会明显降低其低周疲劳寿命。Ding等[21]研究了应变范围对全片层高铌 TiAl 合金断裂模式的影响，发现 850 ℃条件下，应变量为±0.25%时(塑性应变量约±0.02%)，疲劳断裂以穿片层断裂为主，也有少量的沿片层断裂(图 4a)；应变量为±0.28%时(塑性应变量约±0.06%)，疲劳断裂为包含穿片层断裂和沿片层断裂的混合断裂

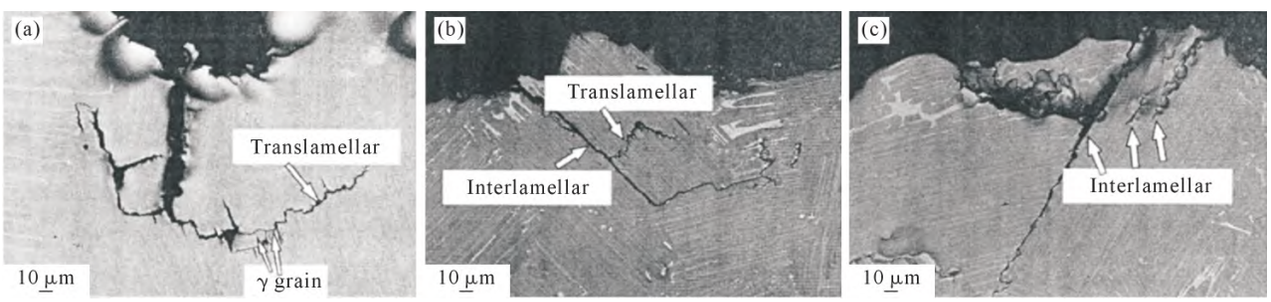


图 4 全片层 TiAl 合金低周疲劳断口附近组织：(a) $\Delta\varepsilon_t$=±0.25%；(b) $\Delta\varepsilon_t$=±0.28%；(c) $\Delta\varepsilon_t$=±0.30%[21]

Fig.4 Microstructure near the low-cycle fatigue fracture of the fully lamellar TiAl alloy: (a) $\Delta\varepsilon_t$=±0.25%; (b) $\Delta\varepsilon_t$=±0.28%; (c) $\Delta\varepsilon_t$=±0.30%[21]

中国知网　https://www.cnki.net

(图 4b);应变量为±0.30%时(塑性应变量约±0.048%),疲劳断裂以沿片层断裂为主(图 4c)。

Park 等[22]研究了应变范围对全片层 TiAl 合金开裂方式的影响,发现 800 ℃条件下,低应变范围内($\Delta\varepsilon_t$=±0.5%)的疲劳开裂以穿晶开裂为主,高应变范围内($\Delta\varepsilon_t$=±1.0%)的疲劳开裂以沿晶开裂为主(图 5)。原因是循环应变量的增大会促进晶界处 α_2 相转变为 γ 相,而沿晶界生成的 γ 相是塑性变形的集中区域,会诱发疲劳裂纹萌生。

3.1.2 温度

随温度升高,TiAl 合金的变形能力提升,可以容纳更多的塑性累积应变,延长低周疲劳寿命;但升温至超过材料的韧脆转变温度后(TiAl 合金的韧脆转变温度一般在 600~1 000 ℃[23]),TiAl 合金的强度剧烈下降,且高温下的动态再结晶和片层退化会诱发疲劳裂纹,缩短低周疲劳寿命。因此,TiAl 合金低周疲劳寿命对温度敏感。

Appel 等[24]研究了 25、550 和 850 ℃条件对近片层 TiAl 合金循环应力响应行为的影响,发现 25 ℃和 550 ℃时,普通螺位错的横向滑移和拖曳形成密集的位错偶极子和位错碎片簇,合金发生循环硬化;850 ℃时,形成的位错偶极子和位错碎片簇会动态湮灭,合金发生循环软化,且高温下的 $B_{19}\rightarrow\gamma$ 转变和动态再结晶共同作用使片层发生退化。与 550 ℃的应力–应变滞后回线比较,850 ℃时合金承受的更大塑性应变会降低疲劳寿命,但由于 850 ℃时 TiAl 合金的变形能力提高,抵消了部分由于大应变幅值所产生的损伤积累,最终在 850 ℃时的疲劳寿命高于 550 ℃的疲劳寿命(图 6)。

Gloanec 等[25]研究了 25 和 750 ℃条件下全片层铸造 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的循环应力响应行为,发现 25 ℃时,合金在低应变幅条件下($\Delta\varepsilon_t/2$=±0.2%)循环饱和,在高应变幅条件下($\Delta\varepsilon_t/2$=±0.4%、$\Delta\varepsilon_t/2$=±0.6%)连续循环硬化至失效,且循环硬化程度随施加应变幅的增加而增加(图 7a);750 ℃时,TiAl 合金的循环应力–应变行为与室温时不同,无论总应变幅高或低,应力幅在整个疲劳寿命期间都无明显变化(图 7b)。

Cui 等[26]将低周疲劳试验温度从 550 ℃升高到 650 ℃,发现由于 TiAl 合金基体的变形能力提高,小应变幅($\Delta\varepsilon_t/2$<0.5%)条件下的抗低周疲劳断裂能力提高;但在 750 ℃和大应变幅($\Delta\varepsilon_t/2$=0.6%)条件下,α_2 片层退化和 γ 晶粒粗化使合金的疲劳性能降低(图 8)。

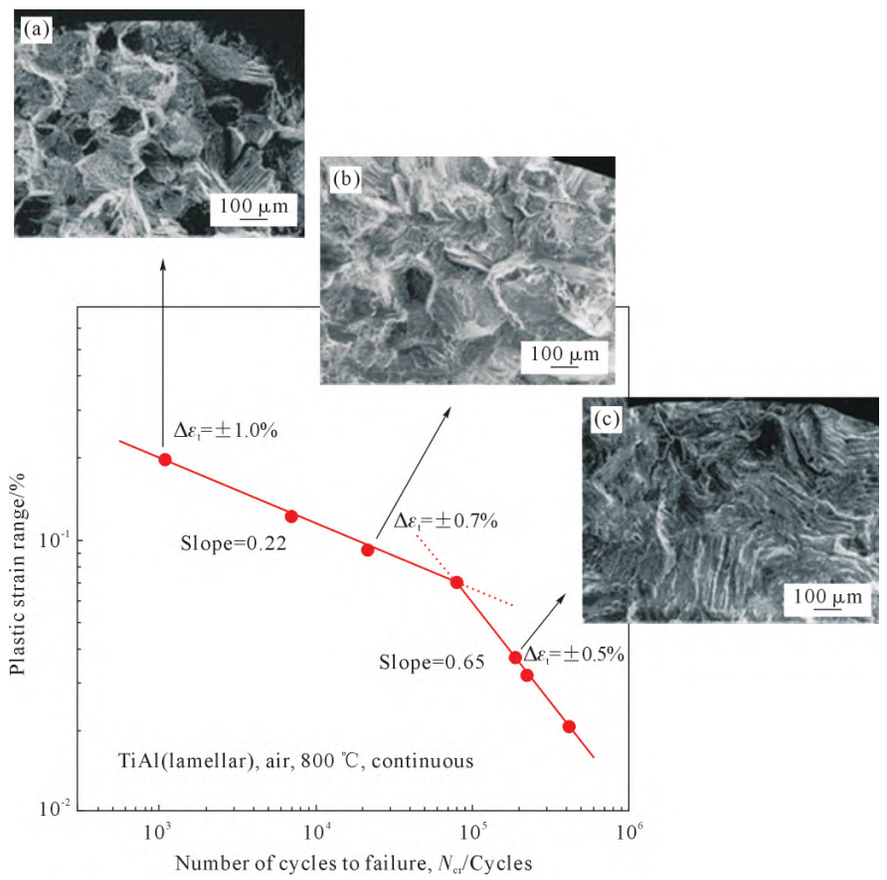


图 5 塑性应变幅与对应失效周次及疲劳断口形貌统计:(a) $\Delta\varepsilon_t$=±1.0%;(b) $\Delta\varepsilon_t$=±0.7%;(c) $\Delta\varepsilon_t$=±0.5%[22]

Fig.5 Statistical analysis of the plastic strain amplitude, corresponding failure cycles, and fatigue fracture morphology: (a) $\Delta\varepsilon_t$=±1.0%; (b) $\Delta\varepsilon_t$=±0.7%; (c) $\Delta\varepsilon_t$=±0.5%[22]

中国知网 https://www.cnki.net

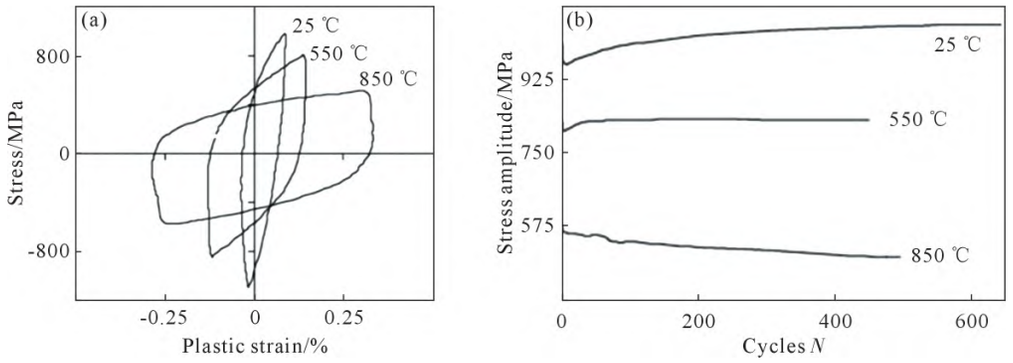


图 6　应力比 R_r=−1、应变量 $\Delta\varepsilon_t/2$=0.7%时，在 25、550、850 ℃条件下由应变控制的循环加载曲线：(a) 在 N=300 周次时的应力−应变滞后回线；(b) 加载至失效的应力水平−循环周次曲线[24]

Fig.6　Cyclic loading curves controlled by strain at 25, 550, and 850 ℃, respectively, when the stress ratio R_r=−1 and the strain $\Delta\varepsilon_t/2$=0.7%: (a) the stress-strain hysteresis loop at N=300 cycles; (b) the stress level cycle curve at failure[24]

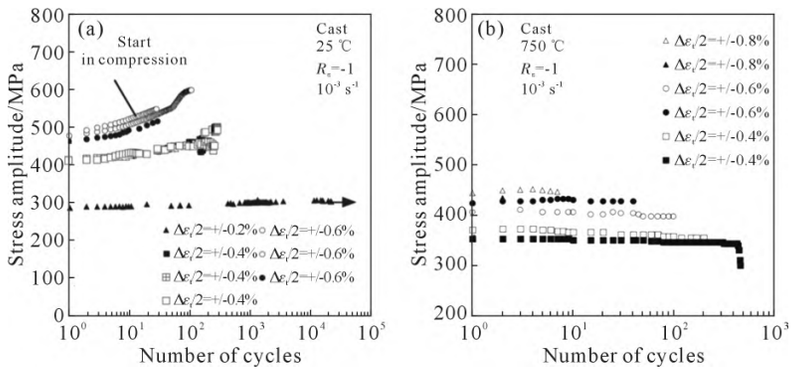


图 7　Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金应力水平−循环周次曲线：(a) 0 ℃；(b) 750 ℃[25]

Fig.7　Stress level-cycle number curves of the Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy: (a) 0 ℃; (b) 750 ℃[25]

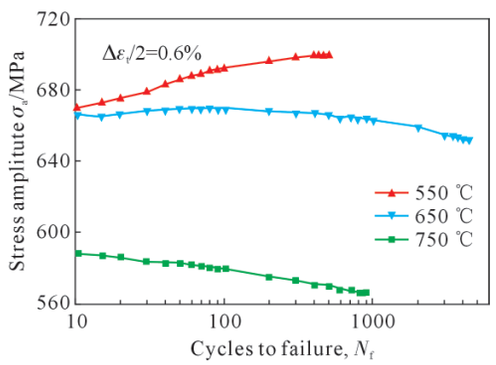


图 8　应变幅 $\Delta\varepsilon_t/2$=0.6%，550、650、750 ℃条件下的应力水平−循环周次曲线[26]

Fig.8　Stress level-cycle number curves under conditions of strain amplitude $\Delta\varepsilon_t/2$=0.6% at 550, 650 and 750 ℃[26]

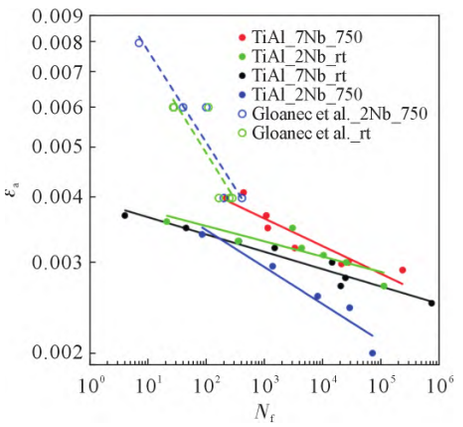


图 9　室温和 750 ℃条件下，含 2%Nb 与含 7%Nb TiAl 合金的应变水平−失效循环周次曲线[27]

Fig.9　Strain level-failure cycle number curves of the TiAl alloy at room temperature and 750 ℃, with concentrations of 2 at.% Nb and 7 at.% Nb[27]

3.2　合金成分对低周疲劳行为的影响

通过合金成分调控来改变片层组织的片层间距，可以得到不同强塑性的 TiAl 合金，其低周疲劳性能和微观力学行为也有区别。

Kruml 等[27]研究了添加 Nb 元素对近片层 TiAl 合金低周疲劳寿命和循环应力响应行为的影响，发现 TiAl 合金的 Nb 含量由 2%(原子分数，下同)提高到 7%后，750 ℃条件下的低周疲劳性能提高了约 2 个数量级，但室温低周疲劳性能变化不明显(图 9)。750 ℃条件下的低周疲劳性能提高是由于 Nb 元素的添加细化了片层，更多的片层界面成为位错运动的更大阻碍，提升了 TiAl 合金的强度和塑性。室温条件下，含 2%Nb 的 TiAl 合金循环变形时出现明显的硬化现象，是因为循环变形过程中生成的变形孪晶对位错运动造成阻碍；而含 7%Nb 的 TiAl 合金显示循环稳定，是因为 Nb 的添加使层错能增大，抑制了室温下变形孪晶的生成。

Park 等[12]研究了添加 C 元素对 TiAl 合金低周疲劳寿命和开裂方式的影响，发现添加碳元素使 TiAl 合金的延展性降低、强度增加，在循环加载过

中国知网　https://www.cnki.net

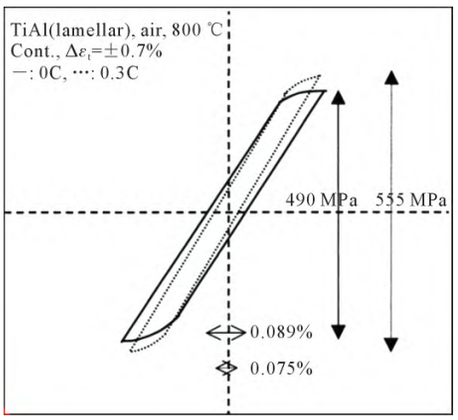


图 10 峰值应力和塑性应变范围随碳添加量变化情况[12]

Fig.10 Changes in peak stress and plastic strain range with carbon addition[12]

程中的塑性应变范围减小、峰值应力升高(图 10),低周疲劳寿命增加。添加 C 元素发生的峰值应力和低周疲劳寿命同步提高的现象与大多数金属材料的低周疲劳规律相反，原因是向 TiAl 合金中添加 C 元素能减小层片间距,循环变形过程中 γ 相片层内的塑性变形更均匀，还可以抑制晶界处 γ 相的生成，从而消除晶界弱化和抑制晶间开裂，使开裂方式由沿晶断裂转变为穿晶断裂(图 11),从而使 TiAl 合金低周疲劳寿命和峰值应力同步提高。

3.3 组织类型和片层取向对低周疲劳行为的影响

与高周疲劳规律类似,TiAl 合金低周疲劳行为受到组织类型的强烈影响。近片层组织的 TiAl 合金具有更高断裂韧性，但低周疲劳性能反而更差且更分散,双态组织 TiAl 合金由于微观结构的各向异性更小,循环过程中塑性应变更均匀,因此裂纹扩展速率更稳定。

Recina 等[18]研究了组织类型和片层取向对 TiAl 合金低周疲劳寿命的影响，发现双态组织的屈服强度和延性比近片层组织更高，因而具有更高抵抗低周疲劳的性能。双态组织低周疲劳裂纹在少于 500 次循环期间稳定增长，而近片层组织无稳定的裂纹增长，且在所有测试的应变范围内 2 种组织间的疲劳寿命差异远大于 500 次循环(图 12)。2 种组织都显示出应变硬化,但双态组织中各向同性类型的硬化更大,包辛格效应更小,这种差异使每个循环中近片层组织的塑性应变更大,缩短了近片层组织的疲劳寿命。另外,近片层组织的断裂韧性高于双态组织,近片层组织由断裂韧性确定的失效临界裂纹长度更大,但其晶粒尺寸大于临界裂纹长度,高的断裂韧性无法被有效利用。由于近片层组织晶粒的各向异性,裂纹倾向于沿片层界面萌生,因此片层方向垂直于加载方向的晶粒成为结构缺陷,近片层组织没有稳定的裂纹增长阶段,其低周疲劳寿命较分散。

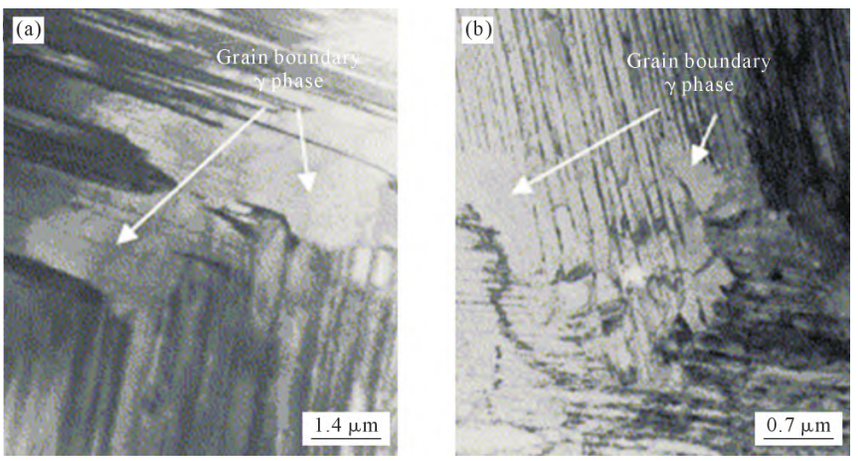


图 11 γ 相形貌随碳添加量的变化($\Delta\varepsilon_t$=±0.7%,保持 5 min 拉伸,N=N_α): (a) 0%C,晶界处形成粗大 γ 相;(b) 0.3%C,γ 相片层被细化[12]

Fig.11 Changes in gamma phase morphology with carbon addition ($\Delta\varepsilon_t$=±0.7%, 5 min tensile hold, N=N_α): (a) 0 at.% C. Coarse γ phase is formed at the grain boundary; (b) 0.3 at.% C. γ phase lamella is refined[12]

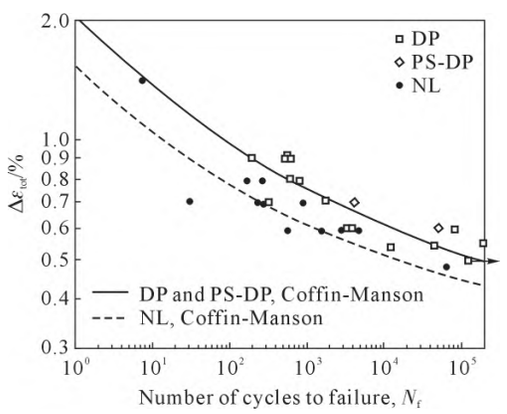


图 12 总应变量–失效循环周次曲线(DP: 双态;PS-DP: 伪双态;NL: 近片层)[18]

Fig.12 Total strain-failure cycle number curve (DP: duplex; PS-DP: pseudo duplex; NL: near lamellar)[18]

3.4 不同相在低周疲劳过程中的晶格应变

Ding 等[28]对全片层铸造 Ti-45Al-8.5Nb-0.2W-0.2B-0.02Y 合金在 850 ℃条件下进行低周疲劳同步

中国知网 https://www.cnki.net

高能 XRD 测试，发现由于 TiAl 合金中 α_2 相和 γ 相的不同晶体结构，低周疲劳过程中不同相承受的应变/应力产生差异。γ 相在循环变形的初始阶段承受压应变/应力，在循环变形的稳定阶段和软化阶段承受拉应变/应力；α_2 相在循环变形过程中承受应变/应力的情况与 γ 相承受应变/应力的情况相反；ω_0 相在循环变形中始终承受拉应变/应力(图 13)。由于 γ 相和 α_2 相中的应力方向相反且数值相差非常大，全片层组织的低周疲劳裂纹扩展时易因相界面开裂而形成二次裂纹(图 14)。

Ding 等[21,29]发现，850 ℃条件下 TiAl 合金低周疲劳引起的组织演变主要包括 α_2 相退化、B2 相生成和 γ 相的再结晶，ω_0 相在循环变形的初始阶段由 α_2 片层生成，随着变形的进行，ω_0 相长大并逐渐偏离与母相 α_2 片层的取向关系。塑性变形过程中产生的孪晶–孪晶交界处发生 γ 相再结晶，可提高合金抵抗低周疲劳的性能，且主要承受塑性变形的 γ 相中存在的压应变/应力越大，合金性能提高得越多。裂纹可沿疲劳变形诱导相变产生的 B2 相边界和 γ 晶界扩展，使合金过早断裂，但相变和 γ 相的再结晶过程缓解了变形过程中相邻晶粒之间的应力集中，又避免了合金过早断裂失效，最终使高铌 TiAl 合金低周疲劳实验数据具有一定分散性。

Ding 等[30]对全片层铸造 Ti-45Al-8.5Nb-0.2W-0.2B-0.02Y 合金在 900 ℃条件下的低周疲劳同步高能 XRD 测试表明，对于低周疲劳过程中的晶格应

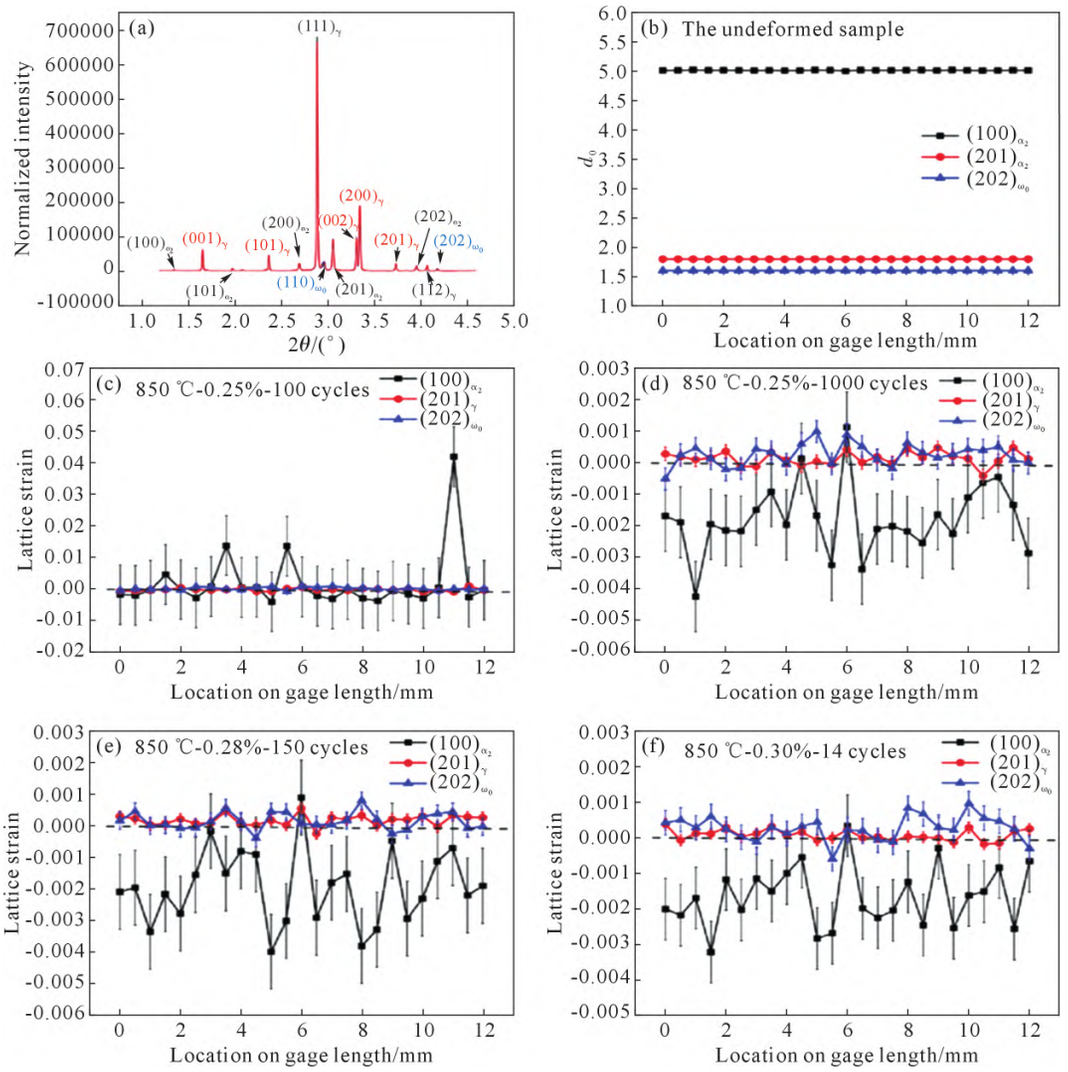


图 13　低周疲劳同步高能 XRD 检测的应力应变情况统计：(a) 沿加载方向归一化的峰值强度，总应变幅为 $\Delta\varepsilon_t$=±0.25%，1 000 次循环处中断；(b) 从未变形疲劳样品中提取的相的应力–应变数据 d_0；(c) 总应变幅为 $\Delta\varepsilon_t$=±0.25%，100 次循环处中断；(d) 总应变幅为 $\Delta\varepsilon_t$=±0.25%，1 000 次循环处中断；(e) 总应变幅为 $\Delta\varepsilon_t$=±0.28%，150 次循环处中断；(f) 总应变幅为 $\Delta\varepsilon_t$=±0.30%，14 次循环处中断[28]

Fig.13　Statistics of the stress-strain situation detected by low cycle fatigue synchronous high-energy XRD: (a) normalized peak intensity along the loading direction, with a total strain amplitude $\Delta\varepsilon_t$=±0.25%, interrupted at 1 000 cycles; (b) stress-strain data d_0 extracted from undeformed fatigue samples; (c) total strain amplitude $\Delta\varepsilon_t$=±0.25%, interrupted at 100 cycles; (d) total strain amplitude $\Delta\varepsilon_t$=±0.25%, interrupted at 1 000 cycles; (e) total strain amplitude $\Delta\varepsilon_t$=±0.28%, interrupted at 150 cycles; (f) total strain amplitude $\Delta\varepsilon_t$=±0.30%, interrupted at 14 cycles[28]

中国知网　https://www.cnki.net

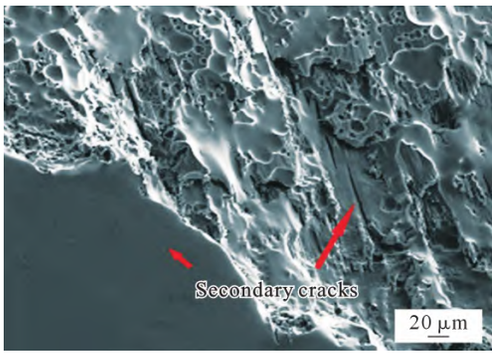


图 14 总应变幅为 $\Delta\varepsilon_t/2=\pm0.28\%$的 TiAl 合金断口表面二次裂纹[28]

Fig.14 Secondary crack on the fracture surface of the TiAl alloy with a total strain amplitude of $\Delta\varepsilon_t/2=\pm0.28\%$[28]

变，温度高低是关键影响因素，而退火时间影响较小，γ 相、α_2 相和 ω_0 相在冷却过程中均发生压缩晶格应变，且从 900 ℃开始退火的过程中晶格应变基本不变。

3.5 循环硬化和循环软化过程中的微观结构演变

Cao 等[31]对 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金在 650 ℃条件下进行低周疲劳测试发现，发生的循环硬化是由于初生 α_2 相中形成了高密度的位错缠结。

Nakano 等[32]对定向全片层 TiAl 合金进行低周疲劳测试发现，全片层 TiAl 合金的循环硬化来源于脉状结构的形成，表面形成的较大台阶上的应力集中是微裂纹形核的诱发因素。

Berteaux 等[33]对 TiAl 合金分别在20 和 500 ℃条件下进行低周疲劳测试，发现在 20 ℃条件时，增加 TiAl 合金中的片层团比例，减小片层间距和 γ 晶粒尺寸会使位错平均自由程减小，从而延迟脉状结构的形成，最终使应变硬化率降低。微观结构越容易形成脉状结构，循环应变硬化率就越高，但过高的循环应变硬化率会降低疲劳寿命。

在 500 ℃时，脉状结构的形成在控制饱和应力水平方面起重要作用，循环硬化与脉状结构的形成有关，循环饱和与辫状结构的形成有关。高循环应变硬化会使疲劳寿命缩短，而低循环硬化与疲劳寿命延长没有明显关联。

Appel 等[34]发现，孪晶是构成 TiAl 合金循环硬化的主要来源，因为孪晶/基体界面或孪晶交截可成为位错滑移的障碍。

Gloanec 等[25]对全片层铸造 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金分别在低、中、高应变范围进行低周疲劳测试，发现在 $\Delta\varepsilon_t/2=\pm0.2\%$时，合金变形微观结构仅由缠绕形成偶极子的普通位错组成；在 $\Delta\varepsilon_t/2=\pm0.4\%$时，伴随着脉状结构的形成，合金发生循环硬化；在$\Delta\varepsilon_t/2=\pm0.6\%$时，孪晶在早期循环周次就生成，孪晶饱和后位错滑移将被激活(图 15)，如果循环周次足够多，位错会滑过孪晶，位错缠结形成脉状结构并覆盖先前形成的底层孪晶结构(图 16)。

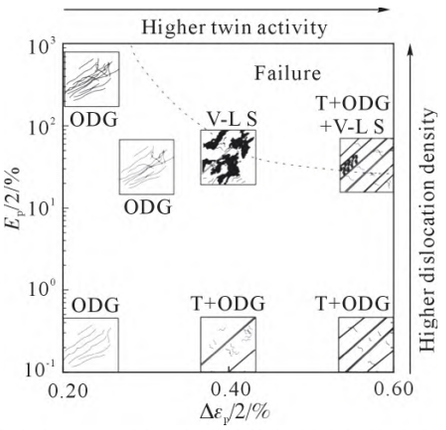


图 15 铸造合金室温循环变形结构与所施加的总应变幅 $\Delta\varepsilon_t$ 及累积塑性应变 E_p 的对应关系 (T: 孪生；ODG: 普通位错滑移；VLS: 脉状结构)[25]

Fig.15 Relationships between the room temperature cyclic deformation structure of the cast alloy and the total applied strain amplitude $\Delta\varepsilon_t$ and cumulative plastic strain E_p (T: twinning; ODG: ordinary dislocation slip; VLS: vein-like structure)[25]

Cui 等[26]对 TiAl 合金在 750 ℃和应变量为±0.60%条件下进行低周疲劳测试，发现变形诱导相变是 TiAl 合金高温低周疲劳循环软化的主要机制。高温高应变诱导 α_2 片层退化和 γ 晶粒粗化，是 TiAl 合金循环软化的原因。

Berteaux 等[33]对热处理得到的各类微观组织的

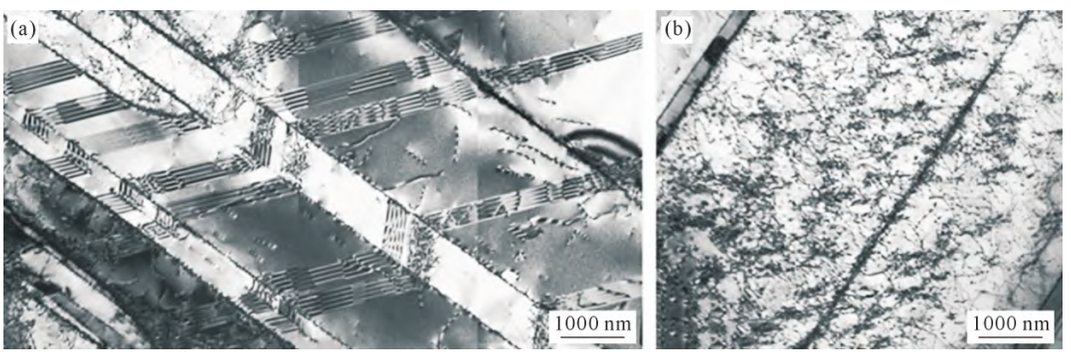


图 16 TiAl 合金低周疲劳变形亚结构：(a) 变形孪晶；(b) 脉状结构[25]

Fig.16 Low-cycle fatigue deformation substructure of the TiAl alloy: (a) deformation twinning; (b) vein-like structure[25]

中国知网 https://www.cnki.net

多晶 TiAl 合金分别进行低周疲劳测试，认为细晶粒的全片层组织是实现多晶 TiAl 合金低循环应变硬化和延长疲劳寿命的最佳微观结构。但对于延长 PST TiAl 单晶低周疲劳寿命、其最佳片层厚度及取向，尚未有研究报道。

3.6 复杂交互作用对低周疲劳行为的影响

Bauer 等[35]对第Ⅲ代近 γ 组织 TiAl 合金进行热机械疲劳测试发现，与恒温条件相比，异相热机械疲劳载荷会大大缩短疲劳寿命，而同相热机械疲劳载荷则会增加疲劳寿命(图 17)。

3.7 先进 PST TiAl 单晶及其疲劳行为

南京理工大学陈光院士[36-37]制备的高性能 PST TiAl 单晶，消除了传统 TiAl 合金中的晶界，实现了强度、塑性和高温高周疲劳性能、蠕变性能的优异结合与跨越式提升，综合力学性能显著优于其他所有TiAl 合金：PST TiAl 单晶在 900 ℃条件具有 637 MPa 的屈服强度和 8.1%的延展性；900 ℃蠕变条件下，0°取向的 PST TiAl 单晶比 Ti-48Al-2Cr-2Nb 多晶合金的最小蠕变速率低 1 到 2 个数量级；特别是 PST TiAl 单晶的均匀片层结构会在变形过程中发生塑性应变离域，使 PST TiAl 单晶具备优异的高温高周疲劳性能，在 975 ℃条件下仍可承受应力幅为 270 MPa 的循环载荷超过 10^7 周次。但尚未见此 PST TiAl 单晶低周疲劳行为的相关报道。由于具备了优异的强度、塑性和高温组织稳定性，笔者认为 PST TiAl 单晶可能突破目前 TiAl 合金低周疲劳性能的极限。

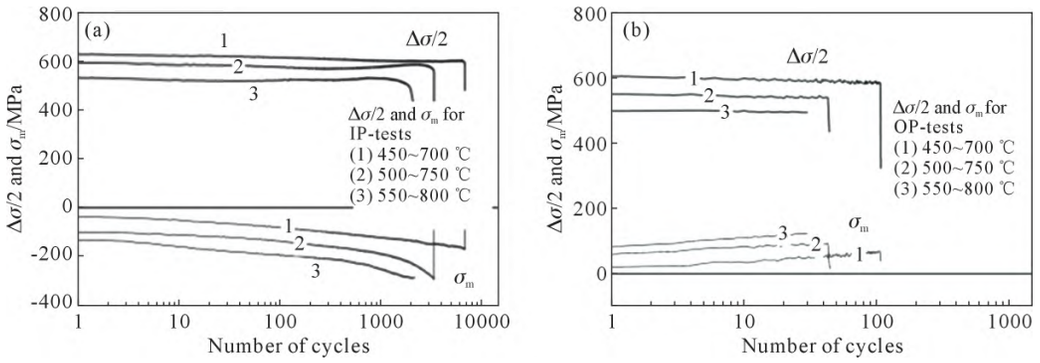


图 17 热机械疲劳测试中应力幅和平均应力随循环数的变化：(a) 同相；(b) 异相[35]

Fig.17 Variations in the stress amplitude and average stress with increasing number of cycles in thermal mechanical fatigue testing: (a) in-phase; (b) out-of-phase[35]

4 结语

涡轮叶片是航空发动机关键部件，TiAl 合金是制备航空涡轮叶片的先进理想材料，可大幅减轻叶片质量和提高叶片服役温度。TiAl 合金低周疲劳测试过程中，应变范围、温度等外部条件与合金成分、片层取向、组织类型等内在因素交互作用，使疲劳行为呈现复杂的微观结构演变过程，进而影响低周疲劳性能。最先进的聚片孪生 TiAl 单晶的综合力学性能显著优于其他 TiAl 合金，有望突破目前 TiAl 合金低周疲劳性能极限。

参考文献：

[1] 王良. 我国航空发动机制造技术的现状与挑战[J]. 航空制造技术，2008(S1): 32-37.
WANG L. Current status and challenge of chinese aeroengine manufacturing technology [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2008(S1): 32-37.

[2] MPHAHLELE M R, OLEVSKY E A, OLUBAMBI P A. Spark plasma sintering of near net shape titanium aluminide: A review [J]. Spark Plasma Sintering, 2019: 281-299.

[3] JAFFEE R I, PROMISEL N E. The science, technology and application of titanium[M]. Amsterdam: Elsevier, 2013.

[4] KIM Y W, DIMIDUK D M. Progress in the understanding of gamma titanium aluminides[J]. JOM, 1991, 43: 40-47.

[5] NIU H L, CHEN Y Y, XIAO S L, XU L J. Microstructure evolution and mechanical properties of a novel beta γ-TiAl alloy[J]. Intermetallics, 2012, 31: 225-231.

[6] INUI H, OH M H, NAKAMURA A, YAMAGUCH I M. Room-temperature tensile deformation of polysynthetically twinned (PST) crystals of TiAl[J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1992, 40(11): 3095-3104.

[7] 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.

[8] 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: 1663-1677.

[9] RECINA V, KARLSSON B. High temperature low cycle fatigue properties of Ti-48Al-2W-0.5Si gamma titanium aluminide [J]. Materials Science and Engineering: A, 1999, 262(1-2): 70-81.

[10] UMAKOSHI Y, YASUDA H, NAKANO T. Plastic anisotropy and fracture behavior of cyclically deformed TiAl polysynthetically twinned crystals [J]. Materials Science and Engineering: A, 1995, 192-193: 511-517.

[11] UMAKOSHI Y, NAKANO T. Plastic behaviour of TiAl crystals containing a single set of lamellae at high temperatures[J]. ISIJ international, 1992, 32(12): 1339-1347.

中国知网 https://www.cnki.net

[12] PARK Y S, AHN W S, NAM S W, HWANG S K. The enhancement of low cycle fatigue life by carbon addition in lamellar TiAl alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2002, 336(1-2): 196-201.

[13] ZHENG G, TANG B, WEI C, ZHAO S K, XIE Y Z, CHEN X F, LI J S, ZHU L. Long-period stacking ordering induced ductility of nanolamellar TiAl alloy at elevated temperature[J]. Materials Research Letters, 2023, 11(6): 414-421.

[14] 孙万超. 考虑应力集中和晶向的单晶叶片低周疲劳优化分析[J]. 推进技术,2017, 38(5): 1123-1132.
SUN W C. LCF optimization of single crystal superalloy blade considering stress concentration and crystallographic orientation [J]. Journal of Propulsion Technology, 2017, 38(5): 1123-1132.

[15] 王伟政. 航发高压涡轮叶片低周疲劳/蠕变寿命研究 [D]. 大连:大连理工大学,2018.
WANG W Z. Study on low cycle fatigue-creep life of high-pressure turbine blade[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2018.

[16] 彭茂林,杨自春,曹跃云,初珠立. 涡轮叶片低周疲劳可靠性稳健设计优化研究[J]. 中国电机工程学报,2013(11): 104-111.
PENG M L, YANG Z C, CAO Y Y, CHU Z L. Research on low cycle fatigue reliability-based robust design optimization of turbine blade[J]. Proceedings of the CSEE, 2013(11): 104-111.

[17] 马楠楠,陶春虎,何玉怀,刘新灵. 航空发动机叶片多轴疲劳试验研究进展[J]. 航空材料学报,2012, 32(6): 44-49.
MA N N, TAO C H, HE Y H, LIU X L. Research progress of multiaxial fatigue test methods on blades of aviation engine[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2012, 32(6): 44-49.

[18] 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: 2869-2881.

[19] PETRENEC M, ŠMÍD M, KRUML T, OBRTLIK K, POLÁK J. Low cycle fatigue of cast γ-TiAl based alloys at high temperature [J]. Key Engineering Materials, 2011, 452: 421-424.

[20] SURESH S. Fatigue of materials[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1998.

[21] 丁洁. 高铌 TiAl 合金低周疲劳行为和组织演变的研究[D]. 北京:北京科技大学,2018.
DING J. Study on the low cycle fatigue behavior and microstructure evolution of high Nb containing TiAl alloy[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2018.

[22] PARK Y S, NAM S W, HWANG S K, KIM N J. The effect of the applied strain range on fatigue cracking in lamellar TiAl alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2002, 335(1-2): 216-223.

[23] 张永刚,韩雅芳,陈国良,郭建亭,万晓景,冯涤. 金属间化合物结构材料[M]. 北京:国防工业出版社,2001.
ZHANG Y G, HAN Y F, CHEN G L, GUO J T, WAN X J, FENG D. Structural intermetallics[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2001.

[24] APPEL F, HECKEL T K, CHRIST H J. Electron microscope characterization of low cycle fatigue in a high-strength multiphase titanium aluminide alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2010, 32(5): 792-798.

[25] GLOANEC A L, JOUIAD M, BERTHEAU D, GRANGE M, HÉNAFF G. Low-cycle fatigue and deformation substructures in an engineering TiAl alloy[J]. Intermetallics, 2007, 15(4): 520-531.

[26] CUI W, LIU C. Fracture characteristics of γ-TiAl alloy with high Nb content under cyclic loading[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 477(1-2): 596-601.

[27] KRUML T, PETRENEC M, OBRTLÍKA K, POLÁK J, BUČEK P. Influence of niobium alloying on the low cycle fatigue of cast TiAl alloys at room and high temperatures[J]. Procedia Engineering, 2010, 2(1): 2297-2305.

[28] DING J, ZHANG M, YE T, LIANG Y F, REN Y, DONG C L, LINJ P. Microstructure stability and micro-mechanical behavior of as-cast gamma-TiAl alloy during high-temperature low cycle fatigue[J]. Acta Materialia, 2018, 145: 504-515.

[29] DING J, LIANG Y F, XU X J, YU H C, DONG C L, LIN J P. Cyclic deformation and microstructure evolution of high Nb containing TiAl alloy during high temperature low cycle fatigue[J]. International Journal of Fatigue, 2017, 99: 68-77.

[30] DING J, HUANG S T, DONG Z L, LIN J P, REN Y, WU X D, CHANG H. Thermal stability and lattice strain evolution of high-Nb-containing TiAl alloy under low-cycle-fatigue loading[J]. Advanced Engineering Materials, 2021, 23(9): 2001337.

[31] CAO J, BAI F, LI Z. High temperature low cycle fatigue behavior of titanium aluminide Ti-24Al-15Nb-1Mo alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 424(1-2): 47-52.

[32] NAKANO T, YASUDA H, HIGASHITANAKA N, UMAKOSHI Y. Anomalous behaviour of cyclic deformation and fatigue properties of TiAl PST crystals under constant applied stress[J]. Acta Materialia, 1997, 45(11): 4807-4821.

[33] BERTEAUX O, JOUIAD M, THOMAS M, HÉNAFF G. Microstructure-low cycle fatigue behaviour relationships in a PM γ-TiAl alloy[J]. Intermetallics, 2006, 14(10-11): 1130-1135.

[34] APPEL F, SPARKA U, WAGNER R. Work hardening and recovery of gamma base titanium aluminides[J]. Intermetallics, 1999, 7(3-4): 325-334.

[35] BAUER V, CHRIST H J. Thermomechanical fatigue behaviour of a third generation γ-TiAl intermetallic alloy[J]. Intermetallics, 2009, 17(5): 370-377.

[36] CHEN G, PENG Y B, ZHENG G, QI Z X, WANG M Z, YU H C, DONG C L, LIU C T. Polysynthetic twinned TiAl single crystals for high-temperature applications[J]. Nature Materials, 2016, 15(8): 876-881.

[37] CHEN Y, CAO Y D, QI Z X, CHEN G. Increasing high-temperature fatigue resistance of polysynthetic twinned TiAl single crystal by plastic strain delocalization[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 93: 53-59.

中国知网 https://www.cnki.net