

引文格式: 陈程, 刘天奇, 陈晨忻, 等. 陶瓷颗粒增强铝合金材料疲劳性能研究[J]. 航空制造技术, 2025, 68(7): 56-63.

CHEN Cheng, LIU Tianqi, CHEN Chenxin, et al. Study on fatigue properties of ceramic particles reinforced aluminum alloy materials[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2025, 68(7): 56-63.

陶瓷颗粒增强铝合金材料疲劳性能研究*

陈程, 刘天奇, 陈晨忻, 郭瑾, 葛爽, 李晨

(中国商飞北京民用飞机技术研究中心民用飞机结构与复合材料北京市重点实验室, 北京 102211)

[摘要] 陶瓷颗粒增强铝合金具有高刚度、高强度、高疲劳性能等优点, 是国内外航空领域应用潜力较大的结构材料。本文以质量分数 5% 的 TiB_2 颗粒增强 2024 铝合金材料为研究对象, 开展了材料疲劳性能试验研究, 对比了不同材料批次、材料方向、板厚与应力集中系数等变量对材料疲劳性能的影响规律。结果显示, 应力集中系数为 1.0 时, 材料批次、材料取向和板材厚度对其疲劳性能的影响较小, 疲劳性能一致性较好, 相比基体材料 (2024-T3), 疲劳性能提升 30% 以上; 应力集中系数 K_t 为 3.1 时, 板厚变化对条件疲劳极限影响显著。本文为陶瓷颗粒增强铝合金在航空应用领域提供研究基础。

关键词: 疲劳性能; 颗粒增强铝合金; 应力集中系数; 疲劳试验; S-N 曲线

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2025.07.056



陈程

研究员, 博士, 研究方向为航空结构与材料的服役性能。

铝合金因具备密度低、比强度高、易加工、成形性好、成本低及可维修性好等一系列优点, 被广泛应用于航空航天领域^[1-2]。2024 铝合金、7050 铝

合金和 7075 铝合金等在 B737、B777、A330、A320, 以及国产民机 C919 等飞机的主结构上被大量使用。随着民用航空产业对节能减排的要求不断提高, 采用新材料技术降低飞机结构重量, 进而减少飞机油耗、提升飞机运营经济性成为飞机制造商的共同追求。陶瓷 (TiB_2) 颗粒增强铝合金因具有高刚度、高强度、高疲劳性能等优点, 成为航空领域应用潜力较大的材料之一^[3]。

国内外学者对 TiB_2 颗粒增强铝合金材料的制备方法及其性能开展了大量研究工作^[4-5]。徐睿^[6]研究了质量分数 7% 的 TiB_2 颗粒增强 A356 铝合金的制备方法及其性能, 发现相比基体材料, TiB_2 颗粒增强 A356 铝合金的抗拉强度和弹性模量分别提升了 12.4% 和 21.6%。孙靖^[7]针对原位生产的 TiB_2/Al 颗粒的分布控制和颗

粒形貌控制开展了研究, 揭示了不同条件下 TiB_2 的生长机理。Ma 等^[8-9]研究了质量分数 6% 的 TiB_2 颗粒增强 7050 铝合金的高周疲劳性能及裂纹扩展性能, 结果显示在裂纹扩展性能相当的情况下, 相较于未添加 TiB_2 颗粒的同牌号铝合金, 其疲劳极限提升了 85 MPa。苏杰等^[10]针对体积分数 4.17% 的原位自生 TiB_2 颗粒增强 2024-T4 铝合金断裂行为的研究表明, 铝合金基体的韧性断裂是引起 TiB_2 颗粒偏聚带中微裂纹起始的主要原因。Geng 等^[11]针对 TiB_2 颗粒增强 2024 铝合金开展了高周疲劳试验, 通过对疲劳断口 3 个阶段的裂纹扩展特征的观测, 分析了 TiB_2 颗粒对疲劳性能的影响机制。近年来, 针对 TiB_2 颗粒增强铝合金的机理研究基本趋于成熟^[12-14], 但针对 TiB_2 颗粒增强铝合金材料的疲劳性能数据积累

* 基金项目: 北京市科技计划 (Z201100004520010); 中国博士后科学基金 (2022M713452)。

较少,尚需进一步开展研究工作。

本文针对质量分数 5% 的 TiB_2 颗粒增强 2024 铝合金材料开展了不同应力集中系数下的疲劳试验,采用双参数和三参数的 $S-N$ 曲线对试验结果进行了拟合,并对比分析了材料批次、材料方向、板厚、应力集中系数对材料疲劳性能的影响。本文对 TiB_2 颗粒增强铝合金在航空领域的应用提供研究基础与借鉴意义。

1 试验介绍

1.1 材料与试件

本研究使用陶瓷颗粒增强 2024 铝合金材料,增强相为 TiB_2 颗粒。通过精准控制混合盐的添加量和反应温度,抑制 TiAl_3 和 AlB_2 的生成,从而得到热力学稳定性最高的 TiB_2 颗粒。以 Al-Cu-Mg (2024Al) 为基体,将按 TiB_2 化学计量比混合均匀的 K_2TiF_6 和 KBF_4 混合盐加入到铝合金熔体中。随后,通过加热、搅拌、除渣、浇筑、热轧、冷轧等制备工艺,加工获得质量分数 5% 的 TiB_2 增强相颗粒轧制板材,厚度规格为 2 mm 和 4 mm,材料分两批次制备,热处理状态为 T3 态。 TiB_2 颗粒增强 2024 铝合金化学成分如表 1 所示,静力性能如表 2 所示。

疲劳试件构型参考 ASTM E466,包含两种不同的应力集中系数 ($K_t=1.0$, $K_t=3.1$),试验采用的应力比 $R=0.06$,试件尺寸如图 1 所示,试验参数如表 3 所示。

1.2 试验过程

疲劳测试试验依据 ASTM E466 开展,试验采用高频疲劳试验机。试验开始前根据夹持状态调整试验频率,使疲劳试验的加载频率整体保持在 80~100 Hz 之间,应力比 $R=0.06$ 。每条 $S-N$ 曲线通过 1 组升降法和 3~4 组成组法来完成。其中成组法用于测试相应应力下的疲劳寿命,升降法用于测试材料的条件疲劳极限(目标寿命为 2×10^6 循环)。

试验完成后,采用式(1)计算对数中值寿命。

$$N_{50} = 10^{\frac{\sum_{i=1}^n (\lg N_i)}{n}} \quad (1)$$

式中, n 表示每组成组法测试的试样数量; N_i 表示该组第 i 根试样的疲劳寿命。

试验结果依据拟合优度,选择双参数 $S-N$ 曲线公式或三参数 $S-N$ 曲线公式进行拟合^[15]。

2 结果与讨论

不同应力集中系数试验件破坏形态如图 2 所示,表 4 和图 3 分别给出了各组试验 $S-N$ 曲线拟合结果。

2.1 疲劳寿命

表 5 为基于对数正态分布分析得到的各组试验的中值疲劳寿命(即 50% 存活率或可靠性)及估计母体中值所需的最少试样个数^[16]。可

表 1 TiB_2 颗粒增强 2024 铝合金化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of TiB_2 particles reinforced 2024 aluminum alloy (mass fraction) %

Ti	Cu	Mg	Mn	B	Si	Zn	Al
3.443	3.987	1.588	0.495	1.634	<0.5	<0.25	余量

表 2 TiB_2 颗粒增强 2024 铝合金材料静力性能

Table 2 Static mechanical properties of the TiB_2 particles reinforced 2024 aluminum alloy

材料规格	取向	屈服强度 $\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	极限强度 σ_b/MPa	弹性模量 E/GPa	延伸率 $\delta/\%$
2 mm 板材	LT	383	507	80.6	14.9
	TL	376	496	80.5	16.8
4 mm 板材	LT	356	482	80.5	16.5
	TL	355	480	80.3	16.2

注: LT 表示纵向 (Longitudinal) 与横向 (Transverse) 的组合取向,即材料在加工过程中,沿着材料长度方向 (纵向) 为主要受力或观察方向,而垂直于长度方向 (横向) 为次要方向; TL 则表示横向与纵向的组合取向,此时横向成为主要方向,纵向变为次要方向。

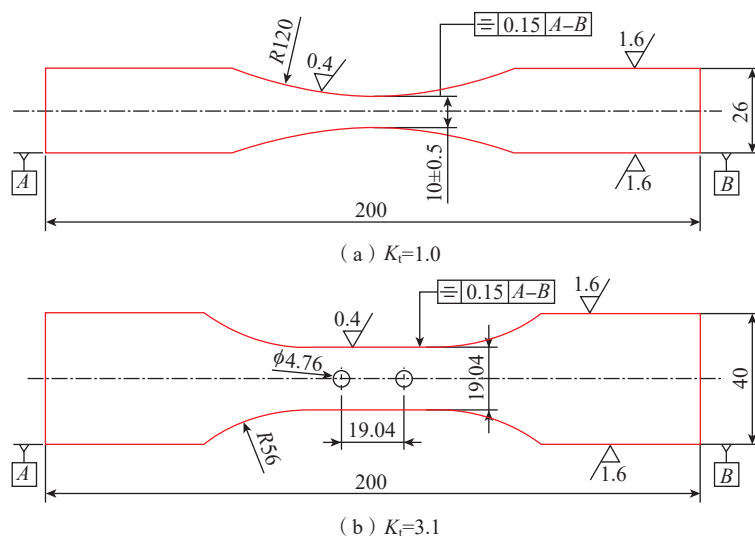


图 1 不同应力集中系数的试样尺寸 (mm)

Fig.1 Specimen dimension of different stress concentration factors (mm)

以看到,当均值估计值误差取5%时,多组测试的试样数量无法满足最少试样数要求;当均值估计值误差取10%时,6条S-N曲线可以满足最小试样数要求,即在50%可靠度、90%置信度前提下,测试结果的均值估计值误差不超过10%。此外,2条S-N曲线虽各存在一个数据点无法满足最小试样数要求,但对S-N曲线的趋势影响较小,如图3(d)和(g)所示。

在疲劳性能水平方面,分别基于光滑试验件 $K_t=1.0$ 与开孔试验件 $K_t=3.1$ 的试验结果,对比分析材料

批次对疲劳性能一致性影响,不同材料方向的疲劳性能差异以及两种厚度规格的疲劳性能特点。

材料批次一致性方面,基于2 mm厚板材的LT方向试验结果分析,当 $K_t=1.0$ 时,批次1与批次2下的条件疲劳极限分别为258 MPa和261 MPa,如图3(a)和(c)所示,相差约1.2%,可以看出材料批次对条件疲劳极限结果影响较小。在高应力区,同等应力水平下,批次1的寿命略高于批次2,但在试验结果覆盖的寿命范围内,处于2倍的误差带之内(例如,在较高的应力水平350

MPa下,2 mm板材,批次1的疲劳寿命约是批次2疲劳寿命的2倍);当 $K_t=3.1$ 时,批次1与批次2下的条件疲劳极限分别为125 MPa和113 MPa,相差10.6%,如图3(b)和(d)所示。

材料方向敏感性方面,基于同批次2 mm厚板材试验结果可以看出,不同材料取向向下疲劳性能差异并不显著。其中 $K_t=1.0$ 时,不同材料取向对高应力区的疲劳寿命影响较小,两条S-N曲线在高应力区具有较高的重合度,在低应力区的寿命水平差异不明显,LT方向和TL方向的条件疲劳极限值分别为258 MPa和282 MPa,相差9.3%,如图3(a)和

表3 试验参数
Table 3 Experimental parameters

序号	材料批次号	材料取向	厚度规格/mm	应力集中系数 K_t	应力比R	试验件数量/个
1	1	LT	2	1.0	0.06	30
2	1	LT	2	3.1	0.06	30
3	2	LT	2	1.0	0.06	30
4	2	LT	2	3.1	0.06	30
5	1	TL	2	1.0	0.06	30
6	1	TL	2	3.1	0.06	30
7	1	LT	4	1.0	0.06	30
8	1	LT	4	3.1	0.06	30



(a) $K_t=1.0$ (b) $K_t=3.1$

图2 不同应力集中系数试件破坏形态
Fig.2 Failure mode of the specimens with different stress concentration factors

表4 S-N曲线拟合结果
Table 4 Fitting results of S-N curves

序号	S-N曲线拟合结果	R^2	疲劳极限 (2×10^6)/MPa	开孔折减系数
1	$S_{max} = 1128.86 \times N^{-0.10193}$	0.9137	258	0.48
2	$S_{max} = \left(\frac{N}{1.69 \times 10^6}\right)^{-1.0356} + 124.05$	0.9914	125	0.48
3	$S_{max} = 731.43 \times N^{-0.07201}$	0.8476	261	0.43
4	$S_{max} = \left(\frac{N}{4.76 \times 10^6}\right)^{-0.9443} + 110.82$	0.9902	113	0.43
5	$S_{max} = \left(\frac{N}{4.88 \times 10^9}\right)^{-0.4156} + 250.52$	0.7936	282	0.46
6	$S_{max} = \left(\frac{N}{1.58 \times 10^6}\right)^{-1.1047} + 129.15$	0.9822	131	0.46
7	$S_{max} = 1010.6 \times N^{-0.09532}$	0.9014	259	0.37
8	$S_{max} = \left(\frac{N}{5.04 \times 10^7}\right)^{-0.6298} + 86.57$	0.9524	95	0.37

(e)所示;当 $K_t=3.1$ 时,两条曲线形状相似度高,同等应力水平下TL方向寿命略高于LT方向。LT方向和TL方向的条件疲劳极限分别为125 MPa和131 MPa,相差4.8%,如图3(b)和(f)所示。

对比不同厚度规格板材的试验结果。当 $K_t=1.0$ 时,4 mm板材与2 mm板材的 $S-N$ 曲线具有较高的重合度,4 mm板材试样的条件疲劳极限为259 MPa,与相同批次、取向、

应力集中系数的2 mm板材相比,条件疲劳极限相差仅0.4%,板厚对疲劳性能影响较小,如图3(a)和(g)所示。

当 $K_t=3.1$ 时,4 mm板材试样的条件疲劳极限为95 MPa,与相同批次、取向、应力集中系数的2 mm板材疲劳极限相差约31.6%,虽然两者在低寿命区($<10^5$ 循环)疲劳性能较为一致,但疲劳寿命大于 10^5 循环时,板厚影响显著,如图3(b)和(h)所示。

综上分析,对比图4可以看出,陶瓷颗粒增强铝合金疲劳性能的批次一致性较好,方向敏感性并不显著。厚度变化对平滑试验件疲劳性能影响较小,但对于开孔试验件,随着厚度增大,疲劳极限折减明显。这可能是由于 TiB_2 颗粒作为硬质第二相存在于铝合金基体中,板材预拉伸和加工过程中, α 铝基体变形产生的空穴会成为裂纹的源头,从而降低材料韧性。同时,在打孔过程中,孔边

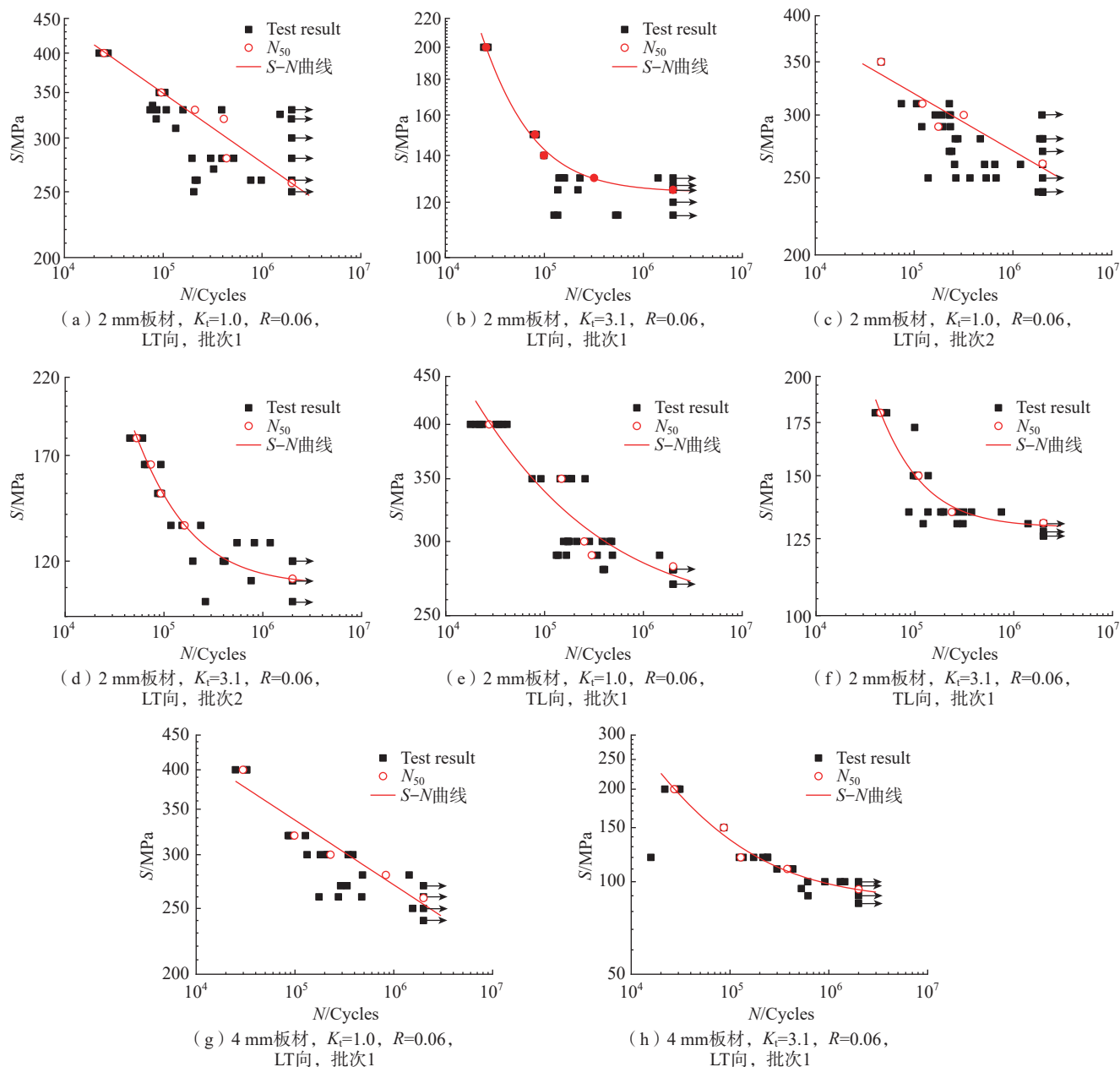


图3 疲劳试验结果的 $S-N$ 曲线图
Fig.3 $S-N$ curves of fatigue test results

表 5 不同应力水平下试验结果的变异系数
Table 5 Coefficient of variation of test results under different stress levels

试验参数	试验应力水平/ MPa	试样数/ 个	对数疲劳 寿命均值	对数疲劳 寿命标准差	变异系数	误差限度 5% 最少试样数/个	误差限度 10% 最少试样数/个
2 mm 板材, LT 方向, $K_t=1.0$, $R=0.06$, 批次 1	400	3	4.401	0.0456	0.0104	3	3
	350	3	4.981	0.0313	0.0063	3	3
	330	6	5.321	0.5453	0.1025	14	5
	330	5	5.641	0.3433	0.0608	7	4
2 mm 板材, LT 方向, $K_t=1.0$, $R=0.06$, 批次 2	310	3	5.084	0.2480	0.0488	5	3
	300	5	5.503	0.4467	0.0812	10	4
	290	3	5.246	0.1509	0.0288	3	3
2 mm 板材, TL 方向, $K_t=1.0$, $R=0.06$, 批次 1	400	8	4.439	0.1395	0.0314	4	3
	350	8	5.172	0.1748	0.0338	4	3
	300	9	5.401	0.1958	0.0362	4	3
	290	6	5.478	0.4061	0.0741	8	4
2 mm 板材, LT 方向, $K_t=3.1$, $R=0.06$, 批次 1	200	3	4.411	0.0221	0.0050	3	3
	150	3	4.907	0.0162	0.0033	3	3
	130	7	5.502	0.5001	0.0909	11	5
2 mm 板材, LT 方向, $K_t=3.1$, $R=0.06$, 批次 2	180	3	4.723	0.0648	0.0137	3	3
	165	3	4.867	0.0889	0.0183	3	3
	150	2	4.968	0.0086	0.0017	3	3
	135	3	5.209	0.1524	0.0293	3	3
2 mm 板材, TL 方向, $K_t=3.1$, $R=0.06$, 批次 1	240	5	4.651	0.0479	0.0103	3	3
	200	5	5.036	0.0575	0.0114	3	3
	180	8	5.374	0.2867	0.0534	6	3
4 mm 板材, LT 方向, $K_t=1.0$, $R=0.06$, 批次 1	400	3	4.473	0.0654	0.0146	3	3
	320	3	4.994	0.0965	0.0193	3	3
	300	6	5.359	0.1748	0.0326	4	3
	280	2	5.920	0.3336	0.0564	6	3
4 mm 板材, LT 方向, $K_t=3.1$, $R=0.06$, 批次 1	200	3	4.435	0.0828	0.0187	3	3
	120	7	5.108	0.4171	0.0817	10	4
	110	3	5.580	0.0906	0.0162	3	3

产生显著塑性变形,导致在更厚的孔壁上产生了更多微裂纹,并且加工残余应力的影响也更加突出^[17]。

为了进一步验证上述结论,图 5 给出了长寿命区 ($>10^5$) 疲劳试样在不同厚度和应力集中系数下的宏观断口。对于 2 mm, $K_t=1.0$ 的板材试样,裂纹萌生于光滑试样表面,在疲

劳载荷作用下,裂纹反复张开、闭合引起断口表面的摩擦,因此扩展区相对光滑平整(图 5 (a)); 对于 2 mm, $K_t=3.1$ 的板材试样,裂纹萌生于存在应力集中效应的孔边缘(图 5 (c)),疲劳断口特征与 $K_t=1.0$ 时情况相似。对于 4 mm, $K_t=1.0$ 的板材试样,疲劳断口表现出角裂纹特征,

此种情况下,由于多个疲劳源不在一个平面上,裂纹扩展过程中连接并形成台阶,因而断口表面相较于 2 mm 板材更加粗糙(图 5 (b)); $K_t=3.1$ 时,孔边应力集中效应导致 4 mm 板材试样出现更多的裂纹萌生源,同时表面也更加粗糙(图 5 (d)),这是因为在同等应力水平下,相较于 2 mm 板

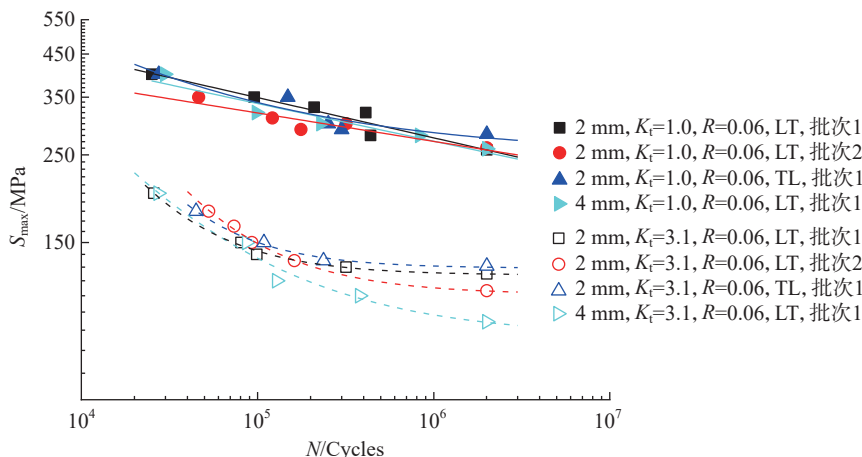
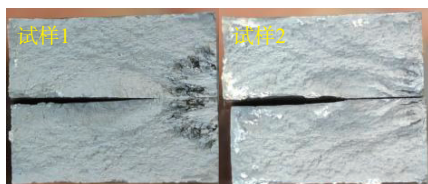


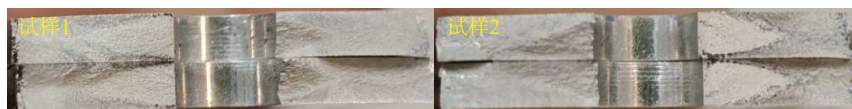
图4 测试结果对比
Fig.4 Comparison of test results



(a) 2 mm, $K_t=1.0$



(b) 4 mm, $K_t=1.0$



(c) 2 mm, $K_t=3.1$



(d) 4 mm, $K_t=3.1$

图5 典型试样疲劳断口
Fig.5 Fatigue fractures of typical samples

材试样,4 mm 板材试样在厚度方向上出现材料缺陷的概率增加,导致裂纹萌生源增加。随着应力水平的提高($K_t=3.1$),可萌生裂纹的缺陷尺寸降低,导致裂纹萌生的数量进一步增加。

2.2 性能分析

TiB_2 颗粒增强 2024 铝合金与 2024-T3 铝合金疲劳性能对比如图 6

所示,其中 2024-T3 铝合金疲劳数据参考文献 [18]。从 $S-N$ 曲线可以看出,原位自生 TiB_2 颗粒增强铝基复合材料疲劳寿命均得到大幅度提高。相比 2024-T3 铝合金,在条件疲劳极限为 2×10^6 循环时, TiB_2 颗粒增强铝合金疲劳性能提升约 65%;在寿命为 10^5 循环时, TiB_2 颗粒增强铝合金疲劳性能提升约 30%。

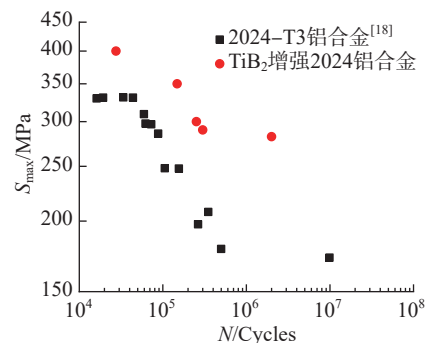


图6 TiB_2 颗粒增强 2024 铝合金与 2024-T3 铝合金疲劳性能对比
Fig.6 Comparison of the fatigue properties between TiB_2 particles reinforced 2024 aluminum alloy and 2024-T3 aluminum alloy

2.3 微观组织形貌分析

通过扫描电镜观察组织形貌,分析 TiB_2 颗粒增强复合材料力学性能提升的强化机制,图 7 为该材料的微观组织形貌和 EDS 图。可以看出, TiB_2 颗粒分布相对均匀,没有明显的颗粒团聚现象。

图 8 为该材料的 EBSD 分析结果,晶粒明显被拉长,材料发生完全再结晶,小角度晶界的数量相应增加。SEM 和 EBSD 观察显示存在块状第二相,主要为 Al_2Cu (θ) 和 Al_2CuMg (S) 共晶相,并与 TiB_2 颗粒形成团聚体。一方面这是因为在铸造过程中,部分合金熔体中的颗粒被固/液界面前沿推至晶界,和最后凝固的第二相混合在一起, TiB_2 颗粒在固/液界面前沿的推动力大于其在熔体中的浮力,这种现象常出现在铸造过程中 [19];另一方面,由于这些混合的颗粒团聚体与铝基体的塑性流变差异较大,第二相与颗粒协同变形。在后期固溶处理过程中,大部分颗粒阻碍了第二相的扩散 [20]。这可能是因为 TiB_2 颗粒在固溶处理过程中对第二相的扩散起到了阻碍作用,从而导致第二相在颗粒周围形成团聚体 [21]。Geng 等 [11] 研究发现, TiB_2 颗粒尺寸可控制在纳米至亚微米范围内,且颗粒形状规整,与 α 铝基体存在共格关系,是铝合金基体中

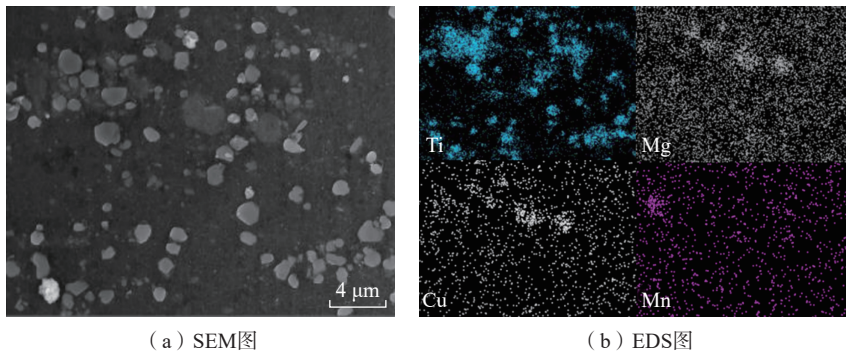


图7 TiB₂颗粒增强 2024 铝合金 SEM 和 EDS 分析
Fig.7 SEM and EDS analysis of the TiB₂ particles reinforced 2024 aluminum alloy

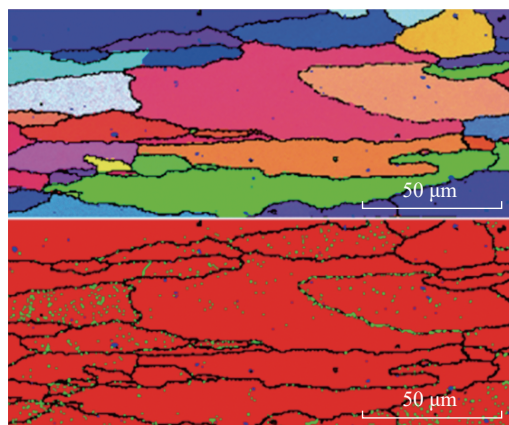


图8 TiB₂颗粒增强 2024 铝合金 EBSD 分析
Fig.8 EBSD analysis of the TiB₂ particles reinforced 2024 aluminum alloy

较为理想的增强陶瓷颗粒。除此之外, Mn 元素分布较为均匀, 这是因为 T 相 (Al₂₀Cu₂Mn₃) 是在均匀化过程中均匀析出的弥散相, 在随后的轧制和固溶处理过程中, T 相的析出和溶解达到了动态平衡, 从而使得其质量分数和尺寸保持稳定^[22]。

结合疲劳测试结果, TiB₂ 颗粒增强 2024 铝合金疲劳性能提升 30% 以上。一方面, TiB₂ 颗粒提高铝基复合材料的弹性模量和屈服强度, 即提高了材料的弹性极限, 增大了材料发生屈服的最高应力范围; 另一方面, 在循环应力作用下, TiB₂ 颗粒阻碍位错运动, 抑制位错在滑移面上长程滑移, 使微区的塑性变形更加均匀, 减少滑移带扩展和晶界应力集中, 从而抑制局部萌生裂纹, 提高疲劳寿命。

3 结论

本文以 TiB₂ 颗粒增强铝合金材料为研究对象, 开展材料级疲劳试验研究, 对比分析了材料批次、材料取向、材料厚度规格、应力集中系数等因素的影响, 得到以下结论。

(1) 应力集中系数 $K_t=1.0$ 时, 材料疲劳性能水平一致性较好, 条件疲劳极限 (2×10^6 循环) 受材料批次、材料取向和板厚等因素影响较小。相较于 2024-T3 铝合金, TiB₂ 颗粒增强 2024 铝合金疲劳性能提升约 30% 以上。同时, 结合微观组织观察形貌, 给出了材料疲劳性能强化机理, 一方面, TiB₂ 颗粒增大了材料发生屈服的最高应力范围; 另一方面, 在循环应力作用下, TiB₂ 颗粒可抑制局部萌生裂纹, 提高疲劳寿命。

(2) 应力集中系数 $K_t=3.1$ 时, 试验件开孔产生的疲劳性能折减显著, 但折减比例对材料批次与材料方向并不敏感。同时发现, 开孔试验件的疲劳性能水平随着板厚增大进一步降低, 这可能是由于 TiB₂ 颗粒在铝合金基体中作为硬质第二相在材料制备成形过程中, α 铝基体变形在其相邻位点引发的空穴可能会成为裂纹的源头, 结合孔加工过程的塑性变形, 在厚截面上产生了更多微裂纹与更强的加工残余应力的影响。

参考文献

[1] 刘牧东. 航空铝合金材料低温疲劳研究进展[J]. 航空制造技术, 2019, 62(15): 93-100.
LIU Mudong. Research progress on cryogenic fatigue of aeronautical aluminium alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2019, 62(15): 93-100.

[2] 冯朝辉, 于娟, 郝敏, 等. 铝锂合金研究进展及发展趋势[J]. 航空材料学报, 2020, 40(1): 1-11.
FENG Chaohui, YU Juan, HAO Min, et al. Research progress and development trend of aluminum-lithium alloys[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2020, 40(1): 1-11.

[3] 王浩伟. 原位自生陶瓷颗粒增强铝基复合材料制备及应用[J]. 航空制造技术, 2021, 64(16): 14-26.
WANG Haowei. Preparation and application of in-situ ceramic particles reinforced Al matrix composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(16): 14-26.

[4] 杨清, 陈哲, 李险峰, 等. 原位自生 TiB₂/Al 基复合材料的制备及性能[J]. 宇航材料工艺, 2021, 51(4): 48-62.
YANG Qing, CHEN Zhe, LI Xianfeng, et al. The fabrication and performance of the in-situ TiB₂/Al composites[J]. Aerospace Materials & Technology, 2021, 51(4): 48-62.

[5] 王磊, 王浩伟. 航空用原位颗粒增强铝基复合材料研制与发展[J]. 民用飞机设计与研究, 2022(1): 104-110.
WANG Lei, WANG Haowei. Research and development of in situ particles reinforced aluminum matrix composites for aviation[J]. Civil Aircraft Design & Research, 2022(1): 104-110.

[6] 徐睿. 不同颗粒增强方式下铝基复合材料性能的研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2010.
XU Rui. Study on properties of aluminum

matrix composites with different particle reinforcement methods[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2010.

[7] 孙靖. 原位自生TiB₂颗粒增强铝基复合材料组织控制[D]. 上海: 上海交通大学, 2015.

SUN Jing. Microstructure control of in-situ TiB₂ particle reinforced aluminum matrix composites[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2015.

[8] MA Y, CHEN Z, WANG M L, et al. High cycle fatigue behavior of the in situ TiB₂/7050 composite[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 640: 350–356.

[9] MA Y, GENG J W, CHEN Z, et al. Experimental study of the mechanisms of nanoparticle influencing the fatigue crack growth in an in situ TiB₂/Al–Zn–Mg–Cu composite[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2019, 207: 23–35.

[10] 苏杰, 李亚智, 张代龙, 等. 原位自生TiB₂颗粒增强2024–T4铝基复合材料断裂行为数值模拟[J]. 复合材料学报, 2018, 35(1): 132–141.

SU Jie, LI Yazhi, ZHANG Dailong, et al. Numerical simulation of fracture behavior of in situ TiB₂ particle reinforced 2024–T4 aluminum matrix composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2018, 35(1): 132–141.

[11] GENG J W, LIU G, WANG F F, et al.

Microstructural correlated damage mechanisms of the high-cycle fatigued in situ TiB₂/Al–Cu–Mg composite[J]. Materials & Design, 2017, 135: 423–438.

[12] GENG J W, LIU G, HONG T R, et al. Tuning the microstructure features of in situ nano TiB₂/Al–Cu–Mg composites to enhance mechanical properties[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 775: 193–201.

[13] XIAO H Y, LI Y G, GENG J W, et al. Effects of nano-sized TiB₂ particles and Al₃Zr dispersoids on microstructure and mechanical properties of Al–Zn–Mg–Cu based materials[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021, 31(8): 2189–2207.

[14] WANG Z P, XIAO H Y, CHEN W, et al. Effect of grain boundary and reinforced particles on grain boundary precipitates in TiB₂/Al–Zn–Mg–Cu composite[J]. Materials Characterization, 2023, 197: 112703.

[15] (荷)亚伯·斯海维. 结构与材料的疲劳[M]. 吴学仁, 译. 北京: 航空工业出版社, 2014.

JAAP Schijve. Fatigue of structures and materials[M]. WU Xueyen, trans. Beijing: Aviation Industry Press, 2014.

[16] 高镇同. 疲劳应用统计学[M]. 北京: 国防工业出版社, 1986.

GAO Zhentong. Fatigue applied statistics[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1986.

[17] XIONG Y F, WANG W H, JIANG

R S, et al. Mechanisms and FEM simulation of chip formation in orthogonal cutting in-situ TiB₂/7050Al MMC[J]. Materials, 2018, 11(4): 606.

[18] V E L M U R U G A N C, SENTHILKUMAR V, SARALA S, et al. MMPDS–02: Metallic materials properties development and standardization[J]. Anti-Corrosion Methods and Materials, 2007, 54(5): 132–140.

[19] SMITH W, HASHEMI J. Foundations of materials science and engineering[M]. Cham: Springer International Publishing, 2006.

[20] ZHANG Z, CHEN D. Consideration of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites: A model for predicting their yield strength[J]. Scripta Materialia, 2006, 54(7): 1321–1326.

[21] LIU Y, CHEN X. Strengthening and toughening mechanisms of TiB₂/Al composites [J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(18–19), 5023–5028.

[22] POLMEAR I J, STJOHN D, NIE J F, et al. Light alloys: Metallurgy of the light metals[M]. 5th ed. New York: Wiley, 1989.

通信作者: 郭瑾, 工程师, 博士, 研究方向为金属和复合材料结构疲劳性能。

Study on Fatigue Properties of Ceramic Particles Reinforced Aluminum Alloy Materials

CHEN Cheng, LIU Tianqi, CHEN Chenxin, GUO Jin, GE Shuang, LI Chen

(Beijing Key Laboratory of Civil Aircraft Structures and Composite Materials, COMAC Beijing Aircraft Technology Research Institute, Beijing 102211, China)

[ABSTRACT] Ceramic particles reinforced aluminum alloy is a highly promising structural material with great potential for aeronautical applications due to the advantages of high stiffness, high strength and excellent fatigue property. This paper takes TiB₂ particle reinforced 2024 aluminum alloy material with a mass fraction of 5% as the research object, conducts material fatigue performance test research, and compares the influence of variables such as different material batches, material directions, plate thicknesses, and stress concentration factors on material fatigue performance. The results show that the influence of material batches, material directions and thickness on the fatigue performance is relatively small when the stress concentration factor is 1.0. The inclusion of TiB₂ particles increases the fatigue limit by 30%. When $K_t=3.1$, thickness shows some effects on the fatigue limit. The results provide a research foundation for the application of TiB₂ reinforced aluminum alloy in aeronautical applications.

Keywords: Fatigue properties; Particles reinforced aluminum alloy; Stress concentration factor; Fatigue test; $S-N$ curve

(责编 七七)