

铝合金在高温热机械应力循环 下的疲劳性能

施惠基¹ 科恩² 普吕维纳热²

(1. 清华大学工程力学系, 北京 100084; 2. Universite of Metz, Metz 57045, France)

摘要: 对铝合金进行了应力控制高温低周等温疲劳和同相位热机械疲劳试验。对于等温疲劳试验选取的实验温度为 350 和 500 , 对于热机械疲劳试验循环温度范围为 350 - 500 。根据采集的材料应力-应变响应和循环破坏周数, 可以看出温度的变化对材料疲劳寿命产生很大影响, 当温度循环和应力循环叠加时, 会加重损伤的程度。对循环回线的分析表明, 在每一种疲劳试验过程中均发生材料循环软化和循环蠕变现象。对破坏试件的微观结构分析表明, 在高应力循环条件下, 铝合金的破坏基本上是脆断过程。

关键词: 热机械疲劳; 铝合金; 温度循环; 应力控制循环

中图分类号: TG 146.142 文献标识码: A 文章编号: 1005-5053(1999) 02-0013-07

目前在航空航天领域, 高温工程对新型材料提出了更高的要求, 在多种特性中, 更加强高温强度和耐热冲击性能。铝合金 TZM 是一种应用在高温工程中的优质耐熔合金^[1,2]。随着制造技术的改进, 现在已能生产各种形状的部件, 然而, 当合金承受复杂的载荷时, 需要获得进一步的性能数据。

在许多工程结构应用中, 部件不但受到机械约束, 而且往往由于温度变化受到自由膨胀的限制。在这种情况下, 温度变化在部件内产生的有害热应力和热应变将影响结构的使用寿命。因此不仅应该了解高温等温疲劳性能, 而且更需要研究材料的非等温疲劳特性。目前, 在评价许多工程材料的损伤性质, 热机械疲劳试验得到了发展。在热机械疲劳试验中, 试件上的载荷由循环机械应力或应变与循环温度叠加构成, 应用热机械疲劳试验技术, 可以对材料的耐热疲劳和热冲击性能进行系统和细致的研究^[3-5]。

本文研究了铝合金在等温和热机械循环条件下高温疲劳性能。等温疲劳试验在 350 和 500 两种温度下进行, 温度循环和应力循环同相位的热机械疲劳试验在温度范围为 350 ~ 500 的条件下进行。所有的试验为应力控制, 其应力范围为 800 ~ 1200 MPa。通过试件破坏部位的断裂特性和比较热机械疲劳和等温疲劳间的循环响应, 分析了高温疲劳的损伤机制, 并对疲劳寿命进行了估算。

收稿日期: 1999-03-12; 修订日期: 1999-04-02

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(59571037)

作者简介: 施惠基(1951-), 男, 博士, 固体力学和固体物理专业

1 材料性质和试验过程

钼合金 T Z M 是一种商品化的高温合金,它约含 0.5% 的钛, 0.08% 的锆和 0.01% ~ 0.04% 的碳。这些元素的加入构成了细密和均布的氧化物和碳化物,能够防止在高温下晶粒的长大。试验用钼合金的化学成分和物理性能分别由表 1 和表 2 给出。等温疲劳和热机械疲劳试件为圆柱形,试件工作段长度大于 20mm,直径为 8mm。在疲劳试验前,试件表面予以抛光以防止在机械加工划痕处产生初始微裂纹而降低疲劳寿命。

表 1 钼基合金 T Z M 的化学成分, wt%

Table 1 Composition of the molybdenum alloy, wt%

Mo	Ti	Zr	C	O	H	N	Fe	Ni	Si
99.3	0.5	0.08	0.03	0.03	< 0.0005	< 0.0005	0.005	< 0.001	< 0.003

表 2 钼基合金 T Z M 的物理性质

Table 2 Physical properties of the molybdenum alloy

Temperature /	Thermal conductivity / (W/mm.K)	Specific heat / (J/g.K)	Thermal expansion coefficient / (1/K)	0.2% yield strength / MPa	Tensile strength / MPa	Modulus of elasticity / MPa
20	0.125	0.24	5.3×10^{-6}	590	685	3.2×10^5
500	0.115	0.25	5.6×10^{-6}			3.0×10^5
1000	0.100	0.29	6.0×10^{-6}			2.7×10^5

热机械疲劳试验由机械循环和温度循环叠加构成。机械循环由液压伺服试验机实现,温度循环加热由抛物线内壁红外线四灯辐射加热炉来实现。应变的测量是由高精度高温应变引伸计来实现的,为了避免高温的影响,引伸计主体安装在加热炉外侧,引伸计上的两根头部为楔形的石英棒穿过炉体,夹持在试件上。热电偶测温系统和应力控制系统组成两个闭合回路,通过计算机控制软件,自动测量和控制应力和温度循环的幅度、频率和相位关系。

为了研究材料等温疲劳和热机械疲劳性质,共设计了三种试验: 350 和 500 等温低周疲劳,温度变化范围为 350 ~ 500 的同相位热机械疲劳。温度和应力变化波形为三角形,每个周期为 1min。由于钼合金是脆性材料,很难实现应变控制疲劳试验,因此所有的试验在等应力控制下进行。对于等温疲劳,选取了 800, 1000 和 1200MPa 三种应力范围;对于热机械疲劳,选取了 800, 900, 1000 和 1200MPa 四种应力范围。在热机械疲劳试验中,温度循环和应力循环是同频率和同相位的,即最大拉伸应力对应最高温度,最大压缩应力对应最低温度。试验过程中,所有的设备均由计算机自动控制完成,所有的试验数据也被自动记录。

2 试验结果

2.1 疲劳寿命

图 1 以应力范围与循环破坏周数的关系描述了三种试验的疲劳寿命曲线(S-N 曲线)。在 350 和 500 等温疲劳之间,其疲劳寿命没有明显的差别,这说明铝合金材料保持着优良的高温循环强度。然而热机械疲劳试验的结果表明,在相同的应力范围控制条件下,热机械疲劳的寿命均低于两种等温疲劳的寿命。这可能是由于温度的变化,使试件的截面形成温度梯度,产生了附加热应力或热应变。

2.2 循环蠕变现象

在所有的试验中均观察到循环蠕变现象,图 2 给出了这种现象的示意描述。在大多数试验中,蠕变开始朝着压应变方向发展,当达到疲劳寿命的 2% 至 10% 时,蠕变方向转向拉应变方向,直至试件断裂。蠕变速率从开始起,一直呈增长状态。循环蠕变性能是和应力强度和温度相关的,循环应力范围越大,循环蠕变就越严重,在相同的循环应力范围,温度越高,循环蠕变就越明显。

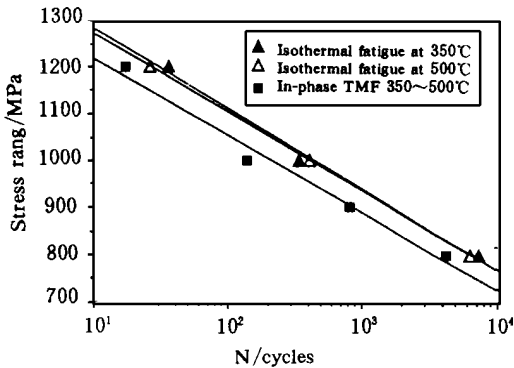


图 1 等温疲劳和热机械疲劳寿命曲线

Fig. 1 Experimental S-N curves of isothermal and thermomechanical fatigue

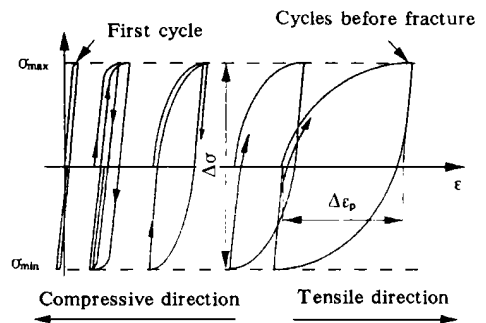


图 2 应力控制疲劳循环蠕变现象示意图

Fig. 2 Schematic showing of the creep phenomenon in stress control fatigue

2.3 应力-应变响应

从试验记录的数据中,可以得到疲劳应力-应变响应。最主要的结果列于表 3。其中表示应力范围, ϵ_p 表示塑性应变, W_p 表示塑性应变能密度,它等于循环回线内的面积, N_f 表示循环破坏周数。

值得注意的是,无论是等温疲劳或热机械疲劳试验,在第一循环,只有很小的塑性应变存在($< 0.01\%$),加载和卸载几乎是弹性的。然而塑性应变随着循环周数而增加,在试件断裂前达到最高水平,对于 800MPa 的试验超过 0.36%,对于 1200MPa 的试验超过 1.0%。塑性应变的变化体现了材料在应力控制下循环软化的性能。塑性应变能密度的变化规律是和塑性应变相似的,在第一循环,回滞曲线很窄,随着循环周数的增加,回滞曲线越来越宽。

表3 试验的主要结果

Table 3 Main results of isothermal and thermomechanical fatigue tests

Type of tests	Specimen number	Stress range /MPa	p at halftime /%	p before fracture /%	p at halftime /MJm ⁻³	p before fracture /MJm ⁻³	N_f /Cycles
Isothermal Fatigue	TZM 01	800	0.28	0.40	1.74	2.64	6600
	TZM 02	1000	0.35	0.72	2.51	5.92	380
	TZM 03	1200	0.55	1.05	3.74	8.66	36
Isothermal Fatigue	TZM 04	800	0.24	0.42	1.30	2.78	6020
	TZM 05	1000	0.33	0.75	2.38	6.14	410
	TZM 06	1200	0.60	1.25	4.35	10.85	26
350-500 Thermo-mechanical Fatigue	TZM 07	800	0.26	0.36	1.38	1.86	5250
	TZM 08	900	0.31	0.52	2.04	3.22	810
	TZM 09	1000	0.34	0.58	2.42	3.90	140
	TZM 10	1200	0.78	1.50	5.12	12.60	18

2.4 损伤特性

对不同应力水平的试验,其试件断面均用电子扫描电镜进行了观察。在较低应力循环条件下(800MPa),断面特征为韧性断裂区域很小(约占10%),大部分为脆性断裂区域。在较高的应力循环条件下,在断面几乎找不到韧性断裂区域,断口显示为完全脆性断裂。图3给出了1000MPa热机械疲劳断口的情况,图3(a)断口整体状态,图3(b)为局部放大部分,断口的形貌为脆性断裂。在断口上,到处可以发现微裂纹,循环应力越高,产生的较长微裂纹越多。对微观结构的观察可以看到,微裂纹扩展为晶界开裂形式。在断面可以找到许多堆积的夹杂物,这表明材料是非均质状态的。因此裂纹的扩展是由晶界扩展和穿越夹杂物构成的。

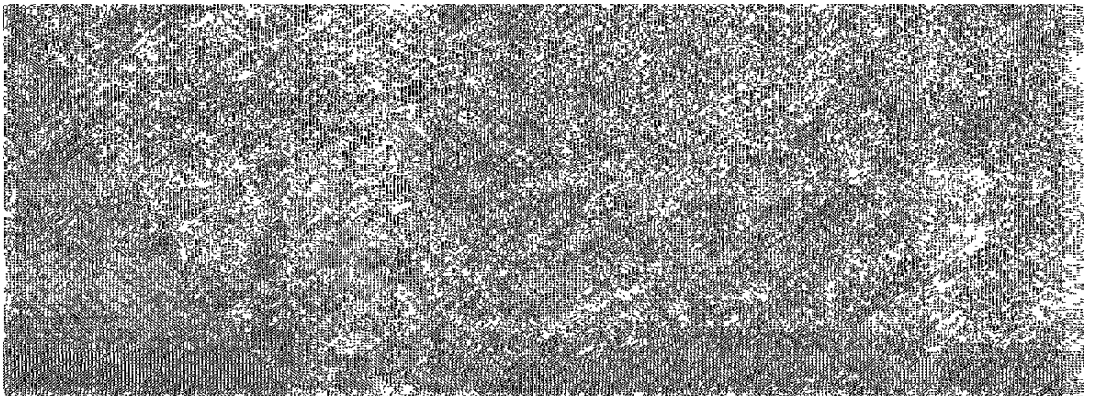


图3 1000MPa热机械疲劳试件断口形貌图

(a)断口总体状态;(b)局部放大的脆性断裂形态

Fig. 3 The SEM image on the fracture surface of 1000 T MF test

(a) Total fracture and (b) brittle fracture in detail

3 疲劳寿命模型

在已有的疲劳寿命预测模型中,大多数适用于等温疲劳,在热机械疲劳领域,成熟的模型并不多见。在此我们建立一个简单的预测模型,用于估算应力控制等温和热机械疲劳寿命。在此模型中,温度变化产生的损伤得以考虑。根据 Woehler - Miner 公式,每一循环的损伤可以表示为最大应力 σ_{max} 和平均应力 $\bar{\sigma}$ 的函数^[6-8]:

$$\frac{D}{N} = \frac{\sigma_{max} - l(\bar{\sigma})}{\sigma_u - \sigma_{max}} \left(\frac{\sigma_{max}}{M(\bar{\sigma})} \right) \quad (1)$$

公式中 σ_u 是拉伸强度; $l(\bar{\sigma})$ 和 $M(\bar{\sigma})$ 是平均应力的函数,可分别表示为:

$$l(\bar{\sigma}) = \bar{\sigma} + \sigma_0(1 - b\bar{\sigma}); M(\bar{\sigma}) = M_0(1 - b\bar{\sigma}) \quad (2)$$

此处 σ_0 是疲劳极限, b 是平均应力影响系数。公式(1)中的系数 σ_0 和 M_0 与疲劳极限、损伤累积和温度有关。在我们的实验中,外部载荷产生的平均应力很小,可以认为等于零,因此公式(1)可以简化为:

$$\frac{D}{N} = \frac{\sigma_{max} - \sigma_0(T)}{\sigma_u(T) - \sigma_{max}} \left(\frac{\sigma_{max}}{M_0(T)} \right)^{b(T)} \quad (3)$$

在等温疲劳计算中, M_0 和 b 可认为是温度的函数。为求疲劳破坏周次,可对上式积分,设当 $N=0$ $D=0$, 以及 $N=N_f$ $D=1$:

$$N_f = \frac{\sigma_u(T) - \sigma_{max}}{\sigma_{max} - \sigma_0(T)} \left(\frac{\sigma_{max}}{M_0(T)} \right)^{-b(T)} \quad (4)$$

在热机械疲劳计算中,要考虑温度变化产生的附加内应力,因此每一循环的损伤不仅是最大应力 σ_{max} 和平均应力 $\bar{\sigma}$ 的函数,而且与最高温度 T_{max} 和温度循环范围 ΔT 有关,可表示为:

$$\frac{D}{N} = f(\sigma_{max}, \bar{\sigma}, T_{max}, \Delta T) \quad (5)$$

为得到比较简单的模型,我们认为公式(1)或(3)的形式可以用于热机械疲劳的条件,当 $\bar{\sigma} = 0$ 时写成:

$$\frac{D}{N} = \frac{\sigma_{max} - \sigma_0(T_{max})}{\sigma_u(T_{max}) - \sigma_{max}} \left(\frac{\sigma_{max}}{M_0(T_{max}, \Delta T)} \right)^{b(T_{max}, \Delta T)} \quad (6)$$

在公式中 M_0 和 b 是最高温度和温度范围的函数。系数 M_0 可以从等温疲劳的数据中近似得到,即设在等效温度 T_e 时的等温疲劳与热机械疲劳产生相同的损伤量。铝合金在热机械疲劳过程中,由热循环产生附加的损伤,因此系数 b 表示为与温度循环相关的函数:

$$b(T_{max}, \Delta T) = \left(\frac{T_{max} - T}{T_{max}} \right)^{c} (T_{max}) \quad (7)$$

公式(7)中温度的单位用绝对温度表示,系数取决于热循环和机械循环的相位关系。如同等温疲劳计算,对公式(6)积分,设 $N=0$ $D=0$ 以及 $N=N_f$ $D=1$:

$$(N_f)_{TMF} = \frac{u(T_{max}) - \max}{\max - 10(T_{max})} \left[\frac{\max}{M_0(T_{max}, T)} \right]^{- (T_{max}, T)} \quad (8)$$

此处 $(N_f)_{TMF}$ 是热机械疲劳破坏周次。

表 4 列出了实验数据和计算结果的比较, $(N_f)_{exp.}$ 表示实验疲劳寿命, $(N_f)_{cal.}$ 表示计算疲劳寿命。计算模型具有一定的实用价值。

表 4 实验数据和计算结果的比较

Table 4 Data of the experimental and calculated lifetime

Isothermal Fatigue at 350 $M_0 = 1120, = 8.20$			Isothermal Fatigue at 350 $M_0 = 1160, = 8.05$			TMF of 350 - 500 $M_0 = 1140, = 7.53$		
σ_{max} /MPa	$(N_f)_{exp.}$ /cycles	$(N_f)_{cal.}$ /cycles	σ_{max} /MPa	$(N_f)_{exp.}$ /cycles	$(N_f)_{cal.}$ /cycles	σ_{max} /MPa	$(N_f)_{exp.}$ /cycles	$(N_f)_{cal.}$ /cycles
400	6600	8030	400	6020	6590	400	5250	3320
-	-	-	-	-	-	450	810	872
500	380	480	500	410	438	500	140	250
600	36	34	600	26	25	600	18	16

4 讨论

所做的试验由于应力范围高达 800MPa 以上, 可以认为是应力控制低周疲劳试验。与钼基合金的屈服强度和极限强度相比, 1200MPa 应力范围的试验中, 其拉伸应力和压缩应力已很接近材料的强度极限, 因此循环破坏周数为 20- 40 周是合理的。

微观结构观察表明, 在较低的应力范围(800MPa), 疲劳寿命可以分为三个阶段: 裂纹萌生, 裂纹扩展和试件脆断, 分别对应断口上表面开裂, 韧性断裂和脆性断裂。而在较高的应力范围, 只发现两个阶段: 裂纹萌生和脆性断裂。即循环应力水平越高, 材料的破坏呈现越高的脆性。

在本研究中, 热机械疲劳试验的温度变化范围不是很大, 仅 150 , 然而与最高温度的等温疲劳相比, 热机械疲劳产生更严重的损伤。它表明在温度变化的情况下, 用最高温度等温疲劳数据进行高温工程设计, 并不一定得到保守的结果。为了更多地了解等温和非等温疲劳的性质, 应进一步获取钼基合金的疲劳和断裂试验数据, 包括更低的应力范围和更大的温度变化范围。

5 结论

对钼基合金应力控制低周等温疲劳和热机械疲劳试验的结果分析得到以下结论:

(1) 350 和 500 等温疲劳试验之间, 其疲劳寿命没有明显的差别。在相同应力范围, 热机械疲劳的寿命低于等温疲劳寿命, 这显示出温度的变化对材料产生了进一步的损伤效应。在所有应变疲劳试验中, 均产生连续的循环蠕变现象, 循环蠕变速率与循环应力范围和温度变化范围有关。

(2) 无论在等温疲劳或热机械疲劳试验中, 塑性应变由第一循环非常小的数值连续增长, 直到最后一个循环达到大约 0.4% ~ 1.5%, 这表明在应力控制循环中, 材料显示出循环软化性质。材料承受的循环应力水平越高, 越显示出更高的脆性。在相同的应力范围控制条件下, 热机械疲劳的寿命均低于两种等温疲劳的寿命。所建立的简单寿命估算模型考虑了温度变化对寿命的影响, 计算结果符合实验数据。

参考文献:

- [1] CALDERON H A, KOSTORZ G. *Mater Sci Eng*, 1993, A160: 189 ~ 199
- [2] JAKOBEIT W, PFEIFFER J P, WLRICH G. *Nuclear Technology*, 1984, 66: 195
- [3] SEHIT OGLU H, KARASEK M. *J Eng Mater Tech ASME*, 1986, 108: 192 ~ 198
- [4] KRAFT S, ZAUTER R, MUGHRABI H. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 1993, 16: 237 ~ 253
- [5] SHI H J, WANG Z G, SU H H. *Scripta Materialia*, 1996, 35: 1107 ~ 1113
- [6] LANDGRAF R W. *Fundamentals of fatigue characterizations of metals*, SAE (1982) 11 ~ 18
- [7] SOCIE D F, MORROW J. *Risk and failure Analysis for improved performance and reliability*, Burke J J, Weiss V, Plenum Lishing Corp, 1980: 141 ~ 194
- [8] LEMAITRE J, CHABOCHE J L. *M canique des Mat riaux Solides*. BORDAS, Paris, 1985: 361 ~ 367

Fatigue behavior of molybdenum alloy under high-temperature thermomechanical stress cycles

SHI Hui-ji¹ KORN C² PLUVINAGE G²

(1. Department of Engineering Mechanics, Tsinghua University, Beijing 100084, China; 2. University of Metz, Metz 57045, France)

Abstract: High temperature isothermal mechanical fatigue and in-phase thermomechanical fatigue (TMF) tests in stress control were carried out on a molybdenum alloy. Two temperature levels of 350 and 500 were applied to isothermal fatigue tests and a temperature interval of 350-500 to TMF tests. The fatigue lives obtained in the in-phase TMF tests is lower than the ones obtained in the isothermal mechanical tests at the same stress amplitude. It appears that an additional damage produced by the reaction of mechanical stress cycles and temperature cycles in TMF situation. Ratcheting phenomenon occurred during the tests with an increasing creep rate and it was dependent on temperature and load amplitude. The observations of the microstructure of the damaged specimens demonstrated that the fracture was a brittle process under higher cyclic stress conditions. A simple model of lifetime prediction was developed and it is based on Woehler-Miner law. The lifetime prediction gives results corresponding to experimental data.

Key words: thermomechanical fatigue; molybdenum alloy; temperature cycles; stress control cycles