

# CuCrZr 铜合金高温阶梯疲劳与循环塑性行为研究

顾佳澄<sup>1</sup>, 彭剑<sup>1,2</sup>, 缪新婷<sup>1</sup>, 屠懿<sup>1</sup>

(1. 常州大学 机械与轨道交通学院, 江苏 常州 213164)

(2. 常州大学 江苏省能源动力高端装备工程研究中心, 江苏 常州 213164)

**摘要:** 对 CuCrZr 铜合金在 300 和 400 °C 开展了阶梯疲劳试验研究, 从循环应变幅、平均应变、平均应变率和能量耗散率等方面研究其循环塑性行为。研究发现, CuCrZr 铜合金的循环软化特征以及棘轮效应受到温度与循环应力的共同作用, 温度越高, 越易发生循环软化现象, 同时棘轮效应也更加显著。基于对 CuCrZr 铜合金高温拉伸断裂能与高温阶梯疲劳总耗散能的对比发现, 两者均与温度相关, 因此将高温拉伸断裂能作为温度补偿参数, 提出了一种基于能量法的线性损伤疲劳寿命预测模型, 对 CuCrZr 铜合金高温阶梯疲劳寿命进行预测。最后, 基于断口观察分析了 CuCrZr 铜合金与温度相关的失效机制: 在较低的温度下容易发生疲劳裂纹失效, 而随着温度的升高, 更易发生棘轮应变累积的韧性失效。

**关键词:** CuCrZr 铜合金; 高温阶梯疲劳; 能量耗散; 寿命预测; 断口分析

**中图分类号:** TG146.1<sup>+</sup>1

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2023)06-2196-09

CuCrZr 铜合金凭借其综合的强度和延展性、优良的导电性与导热性等特点, 在航空航天、核聚变反应装置中得到应用。因此 CuCrZr 铜合金高温下的力学性能是研究人员关注的重点问题。Zhang 等人<sup>[1]</sup>通过表征晶粒尺寸、颗粒特性和软化温度, 揭示了高温下 CuCrZr 铜合金的微观结构变化和强化机制; Gusarov 等人<sup>[2]</sup>对辐照前后的 ITER 级 CuCrZr 铜合金进行了拉伸、原位蠕变试验和热蠕变试验, 结合微观断口的对比, 对试样在高温、热流和强快中子辐射的组合环境下的蠕变松弛进行了准确的评估。

除了静态拉伸与高温蠕变, 循环载荷是结构主要的失效原因之一, 并且在非对称循环载荷的作用下, 不仅产生疲劳损伤, 还会产生循环塑性应变的累积, 即棘轮效应。因此, 研究人员们针对金属材料的疲劳损伤和棘轮效应开展了系统研究。Kang 等人<sup>[3]</sup>研究了不锈钢的循环硬化行为、平均应力、应力幅值和应力比对棘轮行为的影响, 揭示了不同工况下单轴棘轮和疲劳的交互作用; Lin 等人<sup>[4]</sup>进行了热轧 AZ91 镁合金非对称循环应力控制实验, 讨论了取样方向、峰值应力和应力比对疲劳寿命的影响, 提出并验证了修正的 Basquin 模型; Sreenivasan 等人<sup>[5]</sup>通过透射电子显微镜观察铝合金疲劳循环过程中的残余位错密度, 揭示了棘轮应变增加的原因是残余位错密度的累积所导

致。Sarkar 等人<sup>[6]</sup>研究了不同温度下不锈钢在高低周疲劳载荷联合作用下的损伤演化, 分析不同状态下的断裂模式, 划分了低周疲劳、高周疲劳、蠕变和棘轮的相互作用区。张迈等人<sup>[7]</sup>研究了镍基铸造高温合金在高温下的循环变形行为和组织演变, 揭示了位错运动方式和形态变化, 总结了合金低周疲劳寿命预测的应力应变准则、能量准则、损伤累积准则及临界面和临界距离准则。对于铜合金的疲劳损伤和棘轮效应也受到了研究人员的关注。Lim 等人<sup>[8]</sup>研究了铜合金的棘轮与疲劳行为, 并以平均应力为主要变量, 对 3 种疲劳相关的平均应力模型进行了评估; Suzuki 等人<sup>[9]</sup>对 CuCrZr 铜合金在高温下进行了断裂韧性和疲劳裂纹扩展试验, 发现高温环境下的塑性损失导致断裂韧性的降低和疲劳裂纹扩展比的增加。

目前, 高温下 CuCrZr 铜合金力学性能的研究主要集中于静态强度, 对于循环载荷的研究较少, 特别是缺乏对其高温疲劳损伤与棘轮行为的研究。本研究对 CuCrZr 铜合金开展高温阶梯疲劳试验, 重点分析阶梯载荷、工作温度对 CuCrZr 铜合金循环硬化特征以及棘轮行为的影响; 从循环应变能的角度分析阶梯疲劳过程中的能量耗散特征, 在此基础上构建疲劳寿命预测模型。本研究作为进一步认识 CuCrZr 铜合金在高温下的疲劳与变形行为提供了实验数据与理论基础。

收稿日期: 2022-06-04

基金项目: 国家自然科学基金 (52075050, 52105141); 江苏省自然科学基金 (BK20201448)

作者简介: 顾佳澄, 男, 1998 年生, 硕士, 常州大学机械与轨道交通学院, 江苏 常州 213164, E-mail: 664530020@qq.com

### 1 实验

试验所用材料为冷轧 CuCrZr 铜合金, 其化学成分(质量分数, %) 如表 1 所示。根据 ITER 级 CuCrZr 铜合金热处理的要求, 采用 980 °C 固溶退火 30 min, 水淬后, 采用 460~500 °C 时效 3 h。

为了观察 CuCrZr 铜合金的显微组织, 采用线切割获取金相试样, 并将样品依次采用 800#~2000# 金相水磨砂纸打磨, 随后使用粒度 1.5 μm 的 SiO<sub>2</sub> 抛光剂在抛光布上抛光, 金相腐蚀溶液采用氨水和水的体积比 1:1 配制, 后添加双氧水擦拭, 采用 VHX-700F 光学显微镜(OM) 观察试样沿轧制方向上的显微组织, 在晶粒尺寸计算过程中, 使用截距法评估粒度。图 1 为 CuCrZr 铜合金热处理前后的显微组织, 图 1a 为原始态 CuCrZr 铜合金显微组织, 以均匀的等轴晶粒为主, 晶界清晰, 并可观察到较多的绿蓝色 Cr 过剩相。经过“980 °C 固溶 30 min-水淬-460 °C 时效 3 h”的热处理工艺后 CuCrZr 铜合金的显微组织金相如图 1b 所示, 晶粒颗粒尺寸明显增大, 出现少量退火孪晶, 绿蓝色 Cr 过剩相减少, 黑色细小颗粒状的 Cr 析出相和 Cr<sub>2</sub>Zr 析出是提升

CuCrZr 铜合金力学性能的强化相。

拉伸与疲劳试验采用相同尺寸的棒状试样, 试样尺寸满足 GB/T 228.2-2015 拉伸试验标准与 GB/T 3075-2008 疲劳试验标准, 试样标距段长度为 50 mm、标距段直径为 8 mm、平行长度为 56 mm、过渡圆弧半径为 20 mm。CuCrZr 铜合金的高温拉伸与高温阶梯疲劳试验均在高温蠕变疲劳试验机进行, 试验温度为 300 和 400 °C, 试样在对开式高温炉系统中进行试验, 当试验温度升高至设置温度后, 保温 0.5 h 后开始试验, 温度控制精度为 ±2 °C。高温拉伸试验以恒位移速率 0.34 mm/min 进行。高温疲劳试验采用拉-拉应力疲劳加载方式, 疲劳载荷波形为三角波, 阶梯疲劳载荷的最小应力均控制在 10 MPa, 最大应力从 150 MPa 开始每经历 1 个循环阶梯后递增 50 MPa, 每个阶梯的循环次数为 500 次, 阶梯疲劳的加卸载速度均为 50 MPa/s, 阶梯疲劳试验方案列于表 2。在高温拉伸与高温疲劳试验过程中, 试样应变由高温直插式电子引伸计获取。

### 2 结果与讨论

通过对 CuCrZr 铜合金在 300 和 400 °C 下进行高温单轴拉伸试验, 得到其高温单轴拉伸工程应力-工程应变曲线, 如图 2 所示。从图 2 可以发现, 在 2 个温度下铜合金均具有较好的综合强度与韧性, 随着温度的升高铜合金的强度与韧性均减小, 断裂能降低。通过图 2 工程应力-应变曲线获得 CuCrZr 铜合金高温拉伸力学性能参

表 1 CuCrZr 铜合金化学成分

**Table 1 Chemical composition of CuCrZr alloy (wt%)**

Cr	Zr	Si	Mg	Ni	Cu
0.89	0.15	0.0145	0.01	0.0098	Bal.

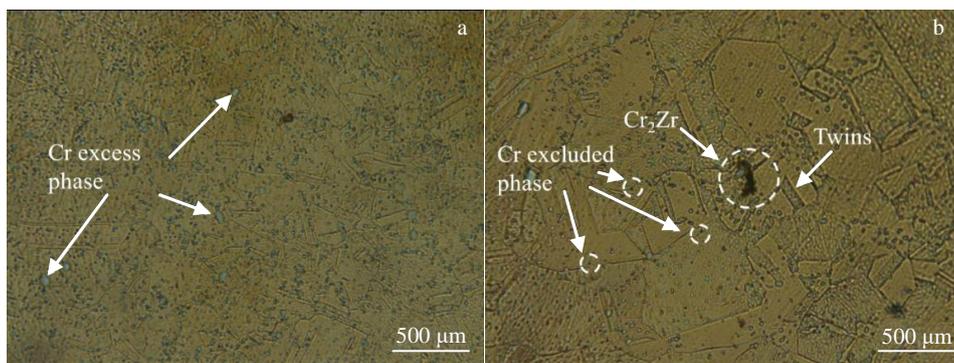


图 1 CuCrZr 铜合金热处理前后的显微组织

Fig.1 Microstructures of CuCrZr copper alloy before (a) and after (b) heat treatment

表 2 CuCrZr 铜合金阶梯疲劳试验方案

Table 2 Step fatigue test scheme of CuCrZr copper alloy

Temperature/°C	Cycle per stage	Valley stress/MPa	Peak stress/MPa					
			Stage 1	Stage 2	Stage 3	Stage 4	Stage 5	Stage 6
300	500	10	150	200	250	300	350	400
400	500	10	150	200	250	300	-	-

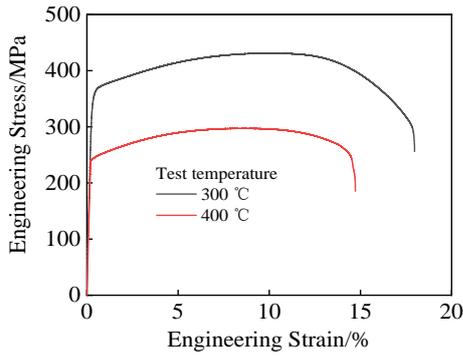


图 2 CuCrZr 铜合金高温拉伸工程应力-应变曲线

Fig.2 Tensile engineering stress-engineering strain curves of CuCrZr copper alloy at high temperature

数, 包括杨氏模量、屈服强度、抗拉强度、断后延伸率以及断裂能列于表 3。从表 3 可知, 随着温度的升高, CuCrZr

铜合金杨氏模量略有下降, 而屈服强度和抗拉强度则下降显著; 同时断后延伸率以及断裂能量也显著降低。

### 2.1 CuCrZr 铜合金高温阶梯疲劳下的循环硬化特征

为了分析温度与载荷对 CuCrZr 铜合金循环硬化特征的影响, 图 3 给出了高温下 CuCrZr 铜合金在阶梯疲劳不同阶段的循环应变幅随循环次数的变化曲线。

从图 3a 可以看出, 在 1~500 循环即 10 MPa/150 MPa (疲劳应力谷值/疲劳应力峰值) 的循环载荷作用下, 300 和 400 °C 下 CuCrZr 铜合金的循环应变幅均呈现出随循环次数增加不断升高的规律。因此, 2 种温度下 10 MPa/150 MPa 的循环载荷 CuCrZr 铜合金均体现出循环软化特征, 同时循环应变幅值的差异不大。

从图 3b 可以看出, 在 501~1000 循环即 10 MPa/200 MPa 的循环载荷作用下, 300 °C 下循环应变幅随循环次数的增加而减小体现为循环硬化特征, 而 400 °C 下循环应变幅随循环次数的增加而增大体现为循环软化特征。因

表 3 CuCrZr 铜合金拉伸力学性能

Table 3 Tensile mechanical properties of CuCrZr copper alloy

Sample No.	Temperature/°C	Young's modulus/GPa	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Post-break elongation/%	Fracture energy/MJ m <sup>-3</sup>
1	300	117	365	431	18.0	40.859 59
2	400	103	245	297	14.4	23.597 42

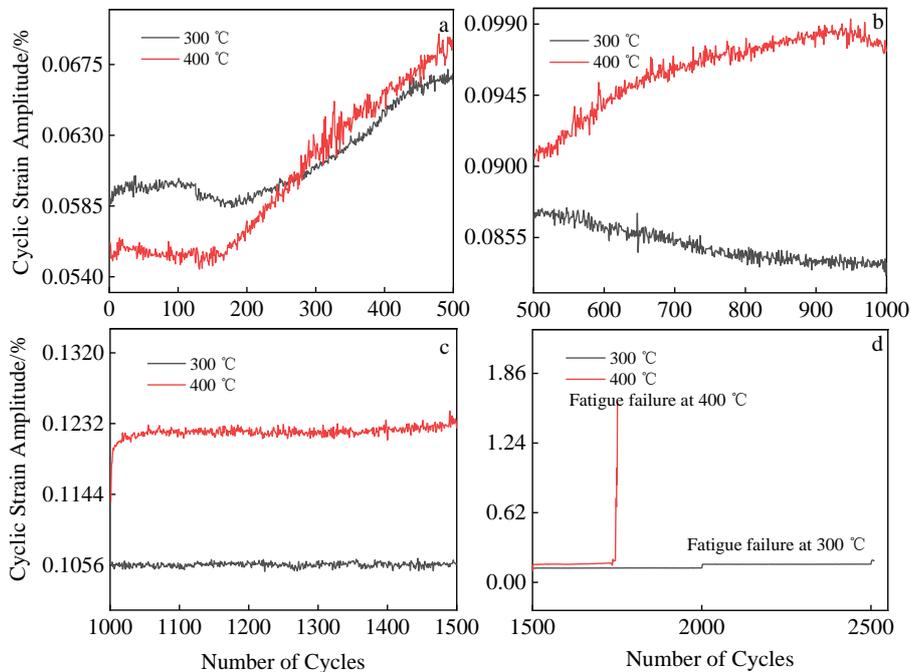


图 3 CuCrZr 铜合金高温阶梯疲劳循环应变幅

Fig.3 Fatigue cycle strain amplitude of CuCrZr copper alloy during high temperature step: (a) 1-500 cycle, cyclic load of 10 MPa/150 MPa; (b) 501-1000 cycle, cyclic load of 10 MPa/200 MPa; (c) 1001-1500 cycle, cyclic load of 10 MPa/250 MPa; (d) 1501-2500 cycle, cyclic load of 10 MPa/300 MPa and 10 MPa/350 MPa

此, 在 10 MPa/200 MPa 的循环载荷作用下, CuCrZr 铜合金在 300 和 400 °C 下的循环软化特征存在显著差异。

从图 3c 可以看出, 在 1001~1500 循环即 10 MPa/250 MPa 的循环载荷作用下, 两种温度的 CuCrZr 铜合金循环应变幅不随循环次数产生显著变化, 均进入循环稳定阶段, 同时 400 °C 下的稳定循环应变幅明显高于 300 °C 下的稳定循环应变幅。

从图 3d 可以看出, 随着循环载荷进一步升高, 400 °C 下 CuCrZr 铜合金在循环载荷为 10 MPa/300 MPa 发生失效, 并且失效过程中存在循环应变幅快速升高的阶段, 体现为循环软化现象; 而 300 °C 下 CuCrZr 铜合金在循环载荷为 10 MPa/400 MPa 的第 9 个循环发生失效, 值得注意的是在失效之前未发生循环应变幅随循环次数快速升高的阶段, 体现为循环稳定现象。因此, 在较大的循环载荷作用下, 400 °C 下 CuCrZr 铜合金为循环软化特征, 而 300 °C 下 CuCrZr 铜合金为循环稳定特征。

通过上述分析可知, CuCrZr 铜合金的循环软化特征受循环载荷与试验温度两方面影响, 在 300 °C 较低的温度下, 仅在 10 MPa/150 MPa 较低的循环载荷下存在循环软化特征, 随后即进入循环稳定阶段直至失效, 而在 400 °C 较高的温度下, 10 MPa/150 MPa 和 10 MPa/200 MPa 以及失效循环载荷 10 MPa/300 MPa 均出现循环软化特征, 10 MPa/250 MPa 体现为循环稳定阶段。因此, 试验温度的提高将使 CuCrZr 铜合金更易发生循环软化特征, 循环应变幅也将显著提升, 并且在较大的循环载荷下 2 种温度的循环应变幅差异更加明显。

## 2.2 CuCrZr 铜合金高温阶梯疲劳下的滞回曲线与应变累积

研究发现许多金属材料包括铜合金<sup>[10]</sup>、铝合金<sup>[11]</sup>、不锈钢<sup>[12]</sup>在非对称循环载荷下的疲劳试验会发生塑性应变随循环次数不断累积的棘轮现象。图 4 给出了 300 和 400 °C 下 CuCrZr 铜合金在阶梯循环载荷下的滞回曲线随循环次数的偏移规律, 图中给出了 2 种温度下各阶梯的第 50、150、250、350、450 次循环的滞回曲线。

从图 4 的滞回曲线的变化规律可以看到: 在每一个阶梯循环载荷作用下, 滞回曲线均会随着循环次数的增加向应变增大的方向偏移; 同时在相邻的 2 个阶梯循环载荷, 滞回曲线发生显著的阶梯式偏移。这是由于 CuCrZr 铜合金在高温阶梯疲劳试验过程中, 循环载荷是非对称的, 并且平均载荷大于 0, 因此出现了塑性应变不断累积的棘轮行为。对比 300 和 400 °C 下的 CuCrZr 铜合金阶梯疲劳的滞回曲线发现: 相同阶梯循环载荷下, 400 °C 下铜合金阶梯疲劳的滞回曲线偏移量大于 300 °C 的偏移量, 且随着阶梯载荷的升高, 应变偏移情况愈发显著。

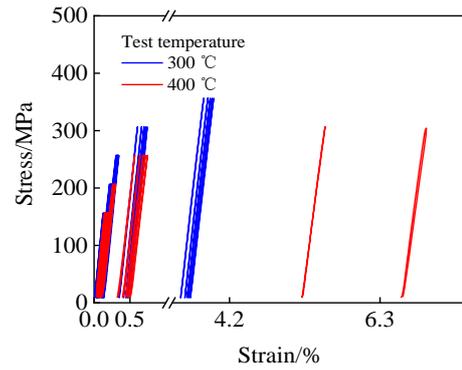


图 4 CuCrZr 铜合金阶梯疲劳的滞回曲线

Fig.4 Stagnation curves of step fatigue of CuCrZr copper alloy

针对非对称疲劳行为产生的棘轮现象, 不同研究人员对棘轮应变演化进程有着不同的定义。Chaboche 等<sup>[13]</sup>将棘轮应变定义为相邻 2 个滞回环的最大应变值之差, Yuan<sup>[14]</sup>、Paul<sup>[15]</sup>等将棘轮应变定义为应变轴上滞回环中心位置的偏移量。本研究采用滞回曲线的平均应变和平均应变率来表征 CuCrZr 铜合金在高温阶梯循环疲劳的棘轮行为。平均应变  $\bar{\varepsilon}$  和平均应变率  $\dot{\bar{\varepsilon}}$  可采用式 (1) ~ 式 (2) 计算:

$$\bar{\varepsilon} = (\varepsilon_{\max} + \varepsilon_{\min}) / 2 \quad (1)$$

$$\dot{\bar{\varepsilon}} = d\bar{\varepsilon} / dN \quad (2)$$

式中,  $\varepsilon_{\max}$  和  $\varepsilon_{\min}$  分别为单个滞回曲线的轴向最大和最小应变,  $N$  为循环周次。

图 5 对比了 2 个温度下 CuCrZr 铜合金高温阶梯循环载荷作用下的平均棘轮应变演化规律。从图 5 可以发现, 在 1~500、500~1000 循环即 10 MPa/150 MPa、10 MPa/200 MPa 的循环载荷作用下, 300 和 400 °C 下平均棘轮应变体现为随循环次数的不断增加, 且在同一循环载荷下, 2 个温度的平均棘轮应变差值在 0.025%~0.04% 范围内。可见, 当阶梯循环载荷处于较低水平时, 2 种温度下的平均棘轮应变演化规律相似, 并且差值较小。在 1001~1500 循环即 10 MPa/250 MPa 的循环载荷作用下, 400 °C 下平均棘轮应变随循环次数显著增加, 但是 300 °C 下平均棘轮应变仍保持与 500~1000 循环相似的发展规律。因此, 2 种温度下的平均棘轮应变演化规律的差异逐渐增大, 表明随着循环载荷的增加, 温度对 CuCrZr 铜合金平均棘轮应变演化规律的影响开始显现。在 10 MPa/300 MPa 的循环载荷作用下, 400 °C 下平均棘轮应变快速增加, 表现出与棘轮快速失效阶段相似的特征, 并在 251 个循环之后发生塑性大变形断裂; 而在 300 °C 下 CuCrZr 铜合金在 10 MPa/300 MPa 和 10 MPa/350 MPa 的循环载荷作用下均未发生平均棘轮应变快速升高的特征, 并且当循环载荷升高至 10 MPa/400 MPa

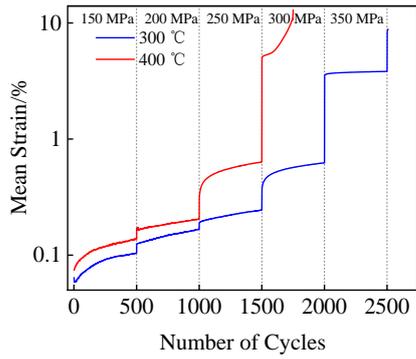


图 5 不同温度下阶梯疲劳棘轮应变曲线

Fig.5 Ratcheting strain curves of step fatigue at different temperatures

时的第 9 个循环发生断裂, 失效前并未发生平均棘轮应变急剧增加的现象。因此, 在较高的循环载荷作用下, 温度将显著影响 CuCrZr 铜合金平均棘轮应变演化规律, 并且对失效模式产生影响。

通过图 5 的分析可知, CuCrZr 铜合金的平均棘轮应变演化规律受循环载荷与温度两方面影响, 在较低的循环载荷作用下, 试验温度的影响并不明显, 但随着循环载荷的增加, 温度对平均应变演化的影响程度逐步提升。

为了更清晰的反映温度对 CuCrZr 铜合金棘轮行为的影响, 图 6 选择了 10 MPa/300 MPa 的循环载荷作用下, 对 300 和 400 °C 的平均棘轮应变速率进行对比。从图 6 中可以看到 300 °C 的棘轮应变速率曲线体现为速率降低的初始阶段和速度较低且波动明显的稳态阶段, 而 400 °C 的棘轮应变率由棘轮应变速率不断降低的初始阶段过渡到棘轮应变速率快速升高的失效阶段, 并且 400 °C 的棘轮应变率始终高于 300 °C 的结果。因此, CuCrZr 铜合金在较高的循环载荷下, 棘轮行为与温度相关性显著。

图 7 对比了 2 种温度下各阶梯循环载荷对应的棘轮应变增量的差异。结果表明, 在较低的循环载荷下, 2

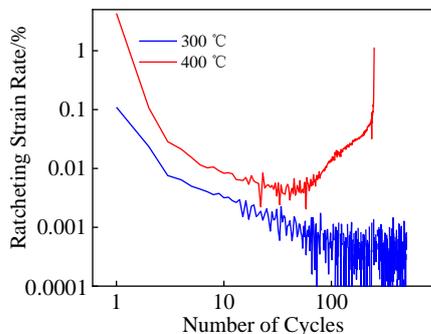


图 6 10 MPa/300 MPa 的循环载荷作用下不同温度的棘轮应变率  
Fig.6 Comparisons of ratcheting strain rate under the cyclic load of 10 MPa/300 MPa at different temperatures

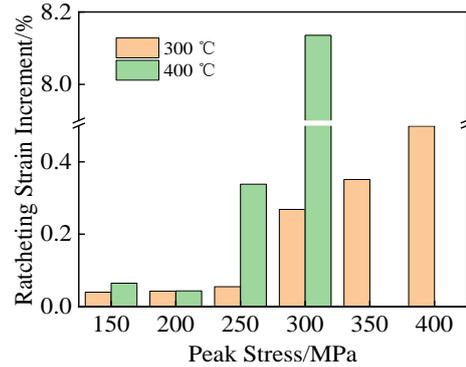


图 7 不同温度下各阶梯循环载荷对应的棘轮应变增量的对比

Fig.7 Comparisons of ratcheting strain increment corresponding to each step cyclic load at different temperatures

种温度的棘轮应变增量差异不大, 而当循环载荷大于 10 MPa/250 MPa 时, 温度对棘轮应变增量的影响显著; 不同温度下棘轮应变增量均会随循环载荷的增大而增大, 并存在快速增加的突变载荷, 在 400 °C 下棘轮应变增量在 10 MPa/250 MPa 的循环载荷下大幅提升, 而 300 °C 下则需更高的 10 MPa/300 MPa 的循环载荷作用下才能发生大幅升高。因此, 棘轮应变的累积受到温度与载荷两方面因素的影响, 并且温度升高会造成铜合金在较低的循环载荷下即产生显著的棘轮应变累积现象。

### 2.3 CuCrZr 铜合金高温阶梯疲劳下的能量耗散规律

研究人员认为每个疲劳循环的塑性应变能密度可以被视为每次疲劳循环损伤量的综合度量, 且金属的抗疲劳性可以通过其吸收和耗散塑性应变能的能力进行表征<sup>[16]</sup>。因此, 循环应变能密度被认为是一种能够有效表示低周疲劳损伤的方法。Ellyn<sup>[17]</sup>等发现在应变控制的疲劳试验中, 循环塑性应变能密度不会随循环次数而发生明显变化, 通常以半寿命对应的滞回曲线为代表, 并采用式 (3) 计算塑性应变能密度:

$$\Delta W = \frac{1-n'}{1+n'} \Delta\sigma\Delta\epsilon^p \quad (3)$$

式中,  $\Delta W$  为塑性应变能密度,  $n'$  为循环应变硬化指数,  $\Delta\sigma$  为应力范围,  $\Delta\epsilon^p$  为塑性应变范围。而在应力控制的疲劳试验中, 受材料循环软化特性的影响, 材料的循环应变幅随循环次数的增加而发生改变, 进而导致塑性应变能密度在疲劳寿命期间发生明显的变化。在应力控制的高温阶梯疲劳试验条件下, 采用式 (3) 计算的塑性应变能密度已不适用了。根据塑性应变能密度的定义: 滞回曲线构成的面积称为塑性应变能密度, 代表了试样在单个循环载荷下消耗的能量, 对将单个循环所记录的应力应变数据点连接构成一条滞回曲线, 采用任意多变形面积计算公式对滞回曲线的面积进行计算。因此提出

采用任意多边形面积计算式 (4) 计算阶梯疲劳应变能密度  $\Delta W$ , 即:

$$\Delta W = \frac{1}{2} \left| \sum_{i=1}^n (x_i y_{i+1} - x_{i+1} y_i) \right| \quad (4)$$

式中,  $x_i$  为第  $i$  个点的应变值,  $y_i$  为第  $i$  个点的应力值, 且  $x_{n+1}=x_1$ 、 $y_{n+1}=y_1$ ,  $n$  为单个循环所记录的应力应变数据点个数。计算第 50 个循环的塑性应变能密度, 后每隔 100 次循环计算 1 次, 当棘轮应变快速升高时, 应减小计算的间隔次数, 本研究在 400 °C、10 MPa/300 MPa 的循环载荷下的第 150 个循环开始计算塑性应变能密度时, 每隔 10 个循环计算 1 次。

图 8 对比了 2 种温度下 CuCrZr 铜合金循环塑性应变能密度随循环次数的演化规律。从图中可以发现, 循环载荷为 10 MPa/150 MPa 时, 2 种温度的循环塑性应变能密度处于较低的水平, 且随循环次数的增加略有增长; 而当循环应力达到 10 MPa/200 MPa 时, 循环塑性应变能密度显著增加。随着应力水平的提升和循环次数的增加, 循环塑性应变能密度缓慢增长并趋于饱和, 当循环载荷为 10 MPa/250 MPa 时, 循环塑性应变能密度达到 0.019 MJ/m<sup>3</sup>, 同时 2 种温度下的塑性应变能密度相接近。400 °C 循环载荷为 10 MPa/300 MPa 时, CuCrZr 铜合金单循环塑性应变能密度陡然上升, 并在之后的 251 个循环时发生了失效, 因此疲劳失效与塑性应变能密度的快速升高存在密切联系; 然而在 300 °C 下, 塑性应变能密度稳定在 0.014~0.019 MJ/m<sup>3</sup>, 直至失效未发生明显变化。

将图 8 阶梯疲劳循环塑性应变能密度进行积分计算获得阶梯疲劳的总耗散能, 并与图 2 得到的高温拉伸断裂能进行对比, 列于表 4 中。阶梯疲劳的总耗散能计算时不考虑快速升高阶段的能量, 拉伸断裂能计算时采用工程应力-应变曲线对应的应力最大值左侧的面积进行计算, 由此可以排除疲劳失效阶段以及拉伸失效阶段试验数据离散性对结果的影响。

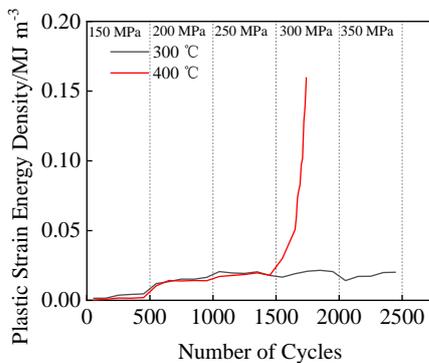


图 8 阶梯疲劳循环塑性应变能密度的演化规律

Fig.8 Evolutions of cycle plastic strain energy density for step fatigue

表 4 CuCrZr 铜合金拉伸断裂能与阶梯疲劳的总耗散能  
Table 4 Tensile fracture energy and total dissipated energy of step fatigue of CuCrZr alloy

Temperature/°C	Tensile fracture energy/MJ m <sup>-3</sup>	Total dissipated energy of step fatigue/MJ m <sup>-3</sup>
300	40.859 59	37.286 64
400	23.597 42	19.382 56

从表 4 的对比可以发现拉伸断裂能与阶梯疲劳的总耗散能随着温度的升高均降低, 在相同温度下两者接近。Lee 等<sup>[18]</sup>提出了引入拉伸韧性作为一个温度补偿参数用以消除温度效应的影响, 同时建立了考虑温度的寿命预测模型, 并在 316L 和 429EM 不锈钢的疲劳寿命预测上有着很好的表现。因此, 拉伸断裂能在 CuCrZr 铜合金高温疲劳失效中起着重要作用, 并且可以将其与阶梯疲劳的总耗散能进行关联。

### 2.4 基于线性损伤的能量法寿命预测模型

研究人员发现疲劳过程中的塑性应变能密度与材料寿命存在密切关联, 并提出了基于塑性应变能密度的疲劳寿命预测方法。但以往建立的疲劳寿命预测模型<sup>[19]</sup>主要集中于恒定循环载荷, 对本研究的阶梯疲劳载荷的适用性尚待进一步研究。由线性损伤模型的启发, 对能量法在 CuCrZr 铜合金的阶梯疲劳寿命预测方面的适用性进行研究, 提出一种基于线性损伤的能量法疲劳寿命预测模型。基于表 4 的对比可以假设: 对于韧性材料在不同循环载荷作用下失效时累积塑性应变能约等于拉伸断裂能, 可得式 (5):

$$\sum E^i \approx E_f^{\text{Tensile}} \quad (5)$$

式中,  $E^i$  为某个循环载荷幅下塑性应变能,  $E_f^{\text{Tensile}}$  为拉伸断裂能。通过引入拉伸断裂能作为造成高温疲劳失效过程中耗散的总塑性应变能, 并以此作为温度补偿参数, 可以有效地考虑温度对疲劳寿命的影响。同时引入线性损伤方法考虑阶梯疲劳损伤的累积, 可得阶梯疲劳载荷下的能量法寿命预测模型, 即式 (6)~式 (8):

$$d_i = \frac{E^i}{E_f^{\text{Tensile}}} \quad (6)$$

$$D = \sum_{i=1}^n d_i = 1 \quad (7)$$

$$E^i = n e^i \quad (8)$$

式中,  $d_i$  为某个循环应力幅下疲劳寿命的损伤量;  $D$  为阶梯疲劳的累积损伤量, 当  $D$  为 1 时表明试样发生疲劳失效;  $E^i$  为某个循环应力幅下的累积塑性应变能;  $e^i$  为某个循环应力幅下中间循环的塑性应变能密度,  $n$  为相应的循环次数。采用式 (6)~式 (8) 计算 CuCrZr 铜合金在 300 和 400 °C 下的阶梯疲劳损伤量, 然后结合各阶

梯的循环应变能密度即可计算得到最后一个阶梯载荷对应的循环寿命。

表 5 给出了高温阶梯疲劳各阶梯的损伤量, 并将得到的试验寿命与损伤模型的预测寿命进行了对比, 其中  $N_{Exp}^{Last}$  和  $N_{Pre}^{Last}$  分别表示的是阶梯载荷最后一个循环载荷对应的试验和预测寿命,  $N_{Exp}^{Total}$  和  $N_{Pre}^{Total}$  表示的是各阶梯循环载荷的累积实验总寿命和预测总寿命。400 °C 最后一个循环载荷采用的是 10 MPa/300 MPa 循环载荷下的剩余寿命; 而 300 °C 在 10 MPa/400 MPa 仅工作了 9 个循环即失效, 因此采用 10 MPa/350 MPa 循环载荷作为最后一个循环计算剩余寿命。

为了验证基于线性损伤的能量法疲劳寿命预测模型的适用性, 采用寿命预测因子 LPF 进行计算:

$$LPF = \max \left\{ \frac{N_{Pre}}{N_{Exp}}, \frac{N_{Exp}}{N_{Pre}} \right\} \quad (9)$$

Fan<sup>[20]</sup>等基于能量法寿命预测模型对 316L 不锈钢的蠕变疲劳寿命进行了预测, 证实能量法具有良好的寿命预测能力, 寿命预测因子  $LPF < 2.5$ 。采用式 (9) 分析表 5 中铜合金阶梯循环载荷的寿命数据可知: 基于阶梯载荷最后一个循环载荷的试验寿命与模型预测寿命计算得到的寿命预测因子  $LPF_{Last}$  约为 1.4, 而基于各阶梯循环载荷的累积试验总寿命和预测总寿命计算得到的寿命预测因子  $LPF_{Total}$  约为 1.1。因此, 基于线性损伤的能量法疲劳寿命预测模型考虑了温度和循环应力造成

的损伤累积, 对于阶梯疲劳具有良好的寿命预测能力。

### 2.5 CuCrZr 铜合金高温阶梯疲劳断口分析

图 9 和图 10 给出了 300 和 400 °C CuCrZr 铜合金高温阶梯疲劳断口 SEM 形貌。从图 9a 和图 10a 的宏观断口形貌可知, 2 种温度的阶梯疲劳断口都发生了颈缩, 400 °C 颈缩更为明显。宏观断口主要由图 9b、图 10b 的剪切唇区和图 9c、图 10c 的韧性瞬断区组成<sup>[21]</sup>。从图 9b 中可以观察到在 300 °C 下试样外圆存在疲劳扩展条纹, 并由外向内转化为浅而密集的韧窝, 从图 9c 韧性瞬断区可以观察到密集的撕裂棱、等轴韧窝和零星分布的大小不一的孔洞。因此, 在 300 °C 下 CuCrZr 铜合金的失效模式是由试样外圆发生疲劳开裂, 试样截面减小, 然后发生韧性断裂的失效模式。由图 10b 和图 10c 可知, 在 400 °C 下 CuCrZr 铜合金在剪切唇区和韧性瞬断区均分布着撕裂棱、等轴韧窝和孔洞, 并且从图 10c 中可以观察到孔洞合并形成裂纹缺陷, 这是由于 400 °C 下发生棘轮大变形导致的损伤模式。

通过对 2 种温度的失效断口分析可知: 在高温阶梯循环载荷下, CuCrZr 铜合金试样的失效机制随着温度的升高发生了变化, 300 °C 下 CuCrZr 铜合金试样失效机制为剪切唇边缘区疲劳裂纹的萌生与扩展导致的失效模式; 而 400 °C 时则转化为由棘轮大变形产生孔洞的萌生、长大和合并形成的裂纹缺陷, 导致韧性断裂。失效模式的转变与图 5 棘轮应变规律以及图 8 能量耗散规律的结果相吻合。

表 5 不同温度下的疲劳损伤量、预测寿命与试验寿命的对比

Table 5 Comparisons of fatigue damage and life prediction at different temperatures

Temperature/°C	$d_1$	$d_2$	$d_3$	$d_4$	$d_5$	$N_{Pre}^{Last}$	$N_{Exp}^{Last}$	$N_{Pre}^{Total}$	$N_{Exp}^{Total}$
300	0.038	0.177	0.239	0.242	0.304	707	500+	2707	2500+
400	0.026	0.283	0.386	0.305	-	180	251	1680	1751

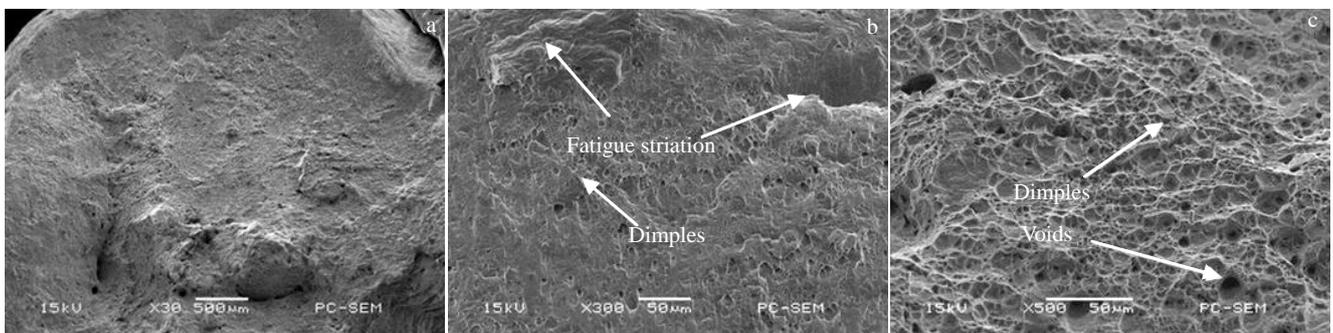


图 9 300 °C 高温阶梯疲劳断口形貌

Fig.9 Fatigue fracture morphologies of high temperature step at 300 °C: (a) macroscopic fracture, (b) shear lip zone, and (c) ductile fracture zone

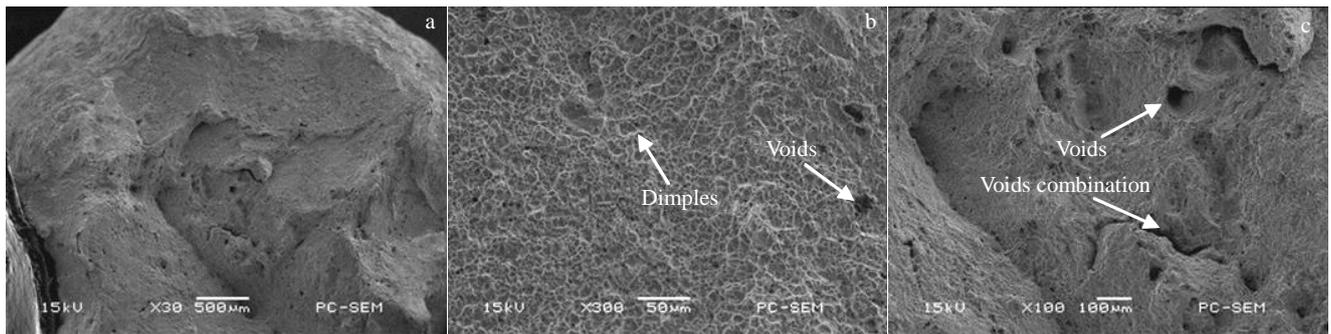


图10 400 °C高温阶梯疲劳断口形貌

Fig.10 Fatigue fracture morphologies of high temperature step at 400 °C: (a) macroscopic fracture, (b) shear lip zone, and (c) ductile fracture zone

### 3 结论

1) 温度越高,铜合金越容易发生循环软化特征,循环应变幅也显著提升,并且在较大的循环载荷下2种温度的循环应变幅差异更加明显。

2) CuCrZr 铜合金棘轮应变的累积受到温度与载荷两方面因素的影响,温度的升高会造成铜合金在较低的循环载荷下即产生显著的棘轮应变累积现象,因此温度越高,棘轮现象越明显。

3) CuCrZr 铜合金高温阶梯疲劳的总耗散能与相同温度下的拉伸断裂相吻合,通过引入拉伸断裂能作为温度补偿参数,提出了一种基于线性损伤的能量法疲劳寿命预测模型,并在 CuCrZr 铜合金高温阶梯疲劳中表现出较好的寿命预测能力。

4) 在较低的温度下容易发生疲劳裂纹失效,而随着温度的升高,更容易发生棘轮应变累积的任性失效。

#### 参考文献 References

- [1] Zhang X X, Yuan Y L, Zhao S Q *et al. Nuclear Materials and Energy*[J], 2022, 30: 101
- [2] Gusarov A, Pohl C, Pfalz T *et al. Fusion Engineering and Design*[J], 2018, 137: 112
- [3] Kang G Z, Liu Y J, Li Z. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 435-436: 396
- [4] Lin Y C, Chen X M, Liu Z H *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2013, 48: 122
- [5] Sreenivasan S, Mishra S K, Dutta K. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 698: 46
- [6] Sarkar A, Nagesha A, Parameswaran P *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2017, 103: 28
- [7] Zhang Mai(张迈), Zhang Hui(张辉), Zhao Yunsong(赵云松) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(11): 4174
- [8] Lim C, Kim K, Seong J. *International Journal of Fatigue*[J], 2009, 31(3): 501
- [9] Suzuki R, Saito M, Hatano T. *Fusion Science and Technology*[J], 2017, 44(1): 242
- [10] Zhong Qiangqiang(钟强强), Wang Junfeng(王俊峰), Chen Jinshui(陈金水) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2020, 45(4): 105
- [11] Shan Chaojun(单朝军), Liu Shengdan(刘胜胆), Zhang Xinming(张新明) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(5): 1803
- [12] Peng Jian(彭剑), Gao Yi(高毅), Dai Qiao(代巧) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(6): 773
- [13] Chaboche J L, Nnouailhas D. *Eng Mater Technol*[J], 1989, 111(4): 384
- [14] Yuan X Y, Yu W W, Fu S C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 677: 193
- [15] Paul S K, Stanford N, Taylor A *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2015, 80: 341
- [16] Morrow J D. *International Friction, Damping and Cyclic Plasticity*, ASTM STP 378[S]. 1965
- [17] Elynn F, Kujawski D. *Journal of Pressure Vessel Technology*[J], 1984, 106(4): 342
- [18] Lee K O, Hong S G, Lee S B. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 496(1-2): 471
- [19] Zhang Gaoxiang(张高翔), Long Anping(龙安平), Xiao Lei(肖磊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(8): 2789
- [20] Fan Y N, Shi H J, Tokuda K. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 625: 205
- [21] Wang Y, Mohamed O, Dunn K *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2021, 543: 152 546

## Step Fatigue and Cyclic Plastic Behavior of CuCrZr Copper Alloy at High Temperature

Gu Jiacheng<sup>1</sup>, Peng Jian<sup>1,2</sup>, Miao Xinting<sup>1</sup>, Tu Yi<sup>1</sup>

(1. School of Mechanical Engineering and Rail Transit, Changzhou University, Changzhou 213164, China)

(2. Jiangsu Province Engineering Research Center of High-Level Energy and Power Equipment,  
Changzhou University, Changzhou 213164, China)

**Abstract:** The step fatigue test of CuCrZr copper alloy at 300 °C and 400 °C was carried out, and the cyclic plasticity behavior was studied from the aspects of cyclic strain amplitude, average strain, average strain rate and energy dissipation rate. Results show that the cyclic softening characteristics of CuCrZr copper alloy and the ratchet effect are affected by the combination of temperature and cyclic stress, and the higher the temperature, the more prone the cyclic softening, and the more significant the ratchet effect. Based on the comparison between the high temperature tensile fracture energy of CuCrZr copper alloy and the total dissipative energy of high temperature ladder fatigue, both are related to temperature, so the high temperature tensile fracture energy was used as a temperature compensation parameter, and a linear damage fatigue life prediction model based on energy method was proposed, and the fatigue life of CuCrZr copper alloy was predicted. Finally, the temperature-related failure mechanism of CuCrZr copper alloy was analyzed based on fracture analysis: fatigue crack failure is prone to occur at lower temperatures, and with the increase in temperature, the ductility failure accumulated by ratchet strain is more likely to occur.

**Key words:** CuCrZr copper alloy; high temperature step fatigue; energy dissipation; life prediction; fracture analysis

---

Corresponding author: Peng Jian, Ph. D., Associate Professor, School of Mechanical Engineering and Rail Transit, Changzhou University, Changzhou 213164, P. R. China, E-mail: jpeng@cczu.edu.cn