

文章编号:1000-8055(2013)11-2572-07

ZSGH4169 合金细观力学行为的数值模拟

蔚夺魁¹, 杨晓光¹, 张克实²

(1. 北京航空航天大学 能源与动力工程学院, 北京 100191;

2. 广西大学 土木建筑工程学院, 南宁 530004)

摘 要: 基于晶体塑性本构理论, 利用多晶代表性单元从细观尺度研究了 ZSGH4169 合金在 650 °C 条件下考虑双轴应力状态的循环应力应变行为. 计算结果表明: 该合金在双轴拉伸应力控制下存在与低周疲劳试验常用的单轴应力状态一致的棘轮效应. 对两种应力状态下的结果进行对比发现, 在 1150 MPa 应力单轴循环载荷下初始循环残余应变比双轴应力状态高出 3 倍, 且双轴应力状态下最终循环稳定, 残余应变约为 1.2%, 但在单轴应力状态下是不稳定的. 对应力和塑性应变累积不均匀性的分析表明: 单轴和双轴拉伸状态下, 虽然应力和应变分布的不均匀性都随着循环数的增加而增加, 但单轴拉伸状态下平均应力随循环数增加, 而双轴拉伸状态下几乎为常数.

关键词: 循环塑性; 晶体滑移; 各向异性屈服硬化; Bauschinger 效应; 双轴

中图分类号: V232.4

文献标志码: A

Numerical simulation of meso-mechanical response for superalloy ZSGH4169

YU Duo-kui, YANG Xiao-guang, ZHANG Ke-shi

(1. School of Energy and Power Engineering,

Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100191, China;

2. School of Civil and Architectural Engineering,

Guangxi University, Nanning 530004, China)

Abstract: Based on crystal plasticity constitutive theory, polycrystalline representative volume element (RVE) was used to investigate the cyclic stress/strain response of superalloy ZSGH4169 in meso scale under multiaxial stress state at 650 °C. The simulations reveal that ratcheting is significant under biaxial load control, which is consistent with uniaxial stress state commonly conducted in low cycle fatigue tests. The comparison of the two stress states indicate that the residual strain of initial cycle under uniaxial stress state is three times of that under biaxial condition at 1150 MPa. Meanwhile, the residual strain, which is about 1.2%, is stable under the biaxial stress, but the uniaxial condition is unstable. Analysis of inhomogeneity for the plastic strain accumulation and stress further shows that the inhomogeneity of the stress and strain will increase with the cycles under both conditions. However, the average stress increases with cycles under uniaxial conditions while it will remain almost constant under biaxial conditions.

Key words: cyclic plasticity; crystal slip; anisotropic yield hardening; Bauschinger effect; biaxial

收稿日期: 2012-10-16

网络出版地址: <http://www.cnki.net/kcms/detail/11.2297.V.20131105.1002.022.html>

作者简介: 蔚夺魁(1968—), 男, 内蒙古赤峰人, 研究员, 博士生, 主要从事航空发动机强度设计和试验研究工作.

航空发动机涡轮盘的失效破坏严重影响着飞行安全性,因此研究者一直将其作为断裂关键件而在设计和使用过程中都进行重点考虑.工作在高温环境下的涡轮盘部件,通常存在疲劳、蠕变等机械损伤和氧化、腐蚀等非力学损伤,但总体而言,低循环疲劳为涡轮盘的主要损伤模式.因此,研究涡轮盘材料的低循环疲劳显得最为关键.

镍基多晶或粉末材料由于其良好的疲劳和蠕变性能,广泛用于涡轮盘部件.在过去长达半个多世纪时期内,针对镍基高温合金在低循环疲劳载荷下的研究极为广泛,考虑的因素也很丰富,如温度、载荷类型、载荷谱、材料微结构、蠕变疲劳交互、腐蚀条件、加载频率、应力状态等.但是,针对多轴应力状态下的低循环疲劳行为的研究却不多,且主要为拉扭组合^[1-2].事实上,涡轮盘某些关键部位承受着双轴拉伸应力状态,其变形行为可能不同于简单的单轴载荷.由于在高温条件下实施双轴拉伸循环载荷极为困难,目前公开发表的关于镍基高温合金在双轴拉伸循环载荷下的研究很少,主要是 Ogata 等^[3-4], YANG 等^[5]的研究,涉及的材料为 IN738LC, Udimet720 等涡轮盘材料和 GTD111DS 和 SC16 等涡轮叶片材料.但这类研究主要采用的是“十字架”试样,在试验段的应力应变测量特别困难,因此,公开发表的文献中,很少有报道其循环应力应变响应曲线.正是由于双轴载荷试验及其应力应变的测量难度大,本文尝试采用数值模拟方法来获得在双轴应力下涡轮盘材料 ZSGH4169 的循环应力应变行为.

为了解决材料在循环载荷下应力应变的数值模拟,通常基于黏塑性的本构理论和基于晶体塑性的本构理论.基于黏塑性的本构理论一般模拟的是连续介质假设下的宏观力学行为,而大量研究认为,位错运动累积引起的塑性应变积累反映了材料在循环载荷作用下微结构演化进行的程度,是循环加载条件下造成材料损伤和劣化的主要原因.ZSGH4169 材料由于晶粒尺寸较大,在小尺度下材料呈现出力学性质不均匀是不可避免的,使得在循环载荷作用下材料内部的塑性变形积累也呈现出非均匀.细观尺度上,这种不均匀可能导致:①循环过程中应变越来越不均匀,微观高应变随着循环积累而越来越高;②微观高应力区的应力随着循环积累而增高;③随循环积累,材料内部塑性变形累积逐渐增长,材料逐渐劣化,从而使得材料的破坏抗力逐渐下降.需要指出的是,基于均匀性假设的经典方法恰恰忽略了这种细观尺

度上的材料特性,不能计算得到材料晶粒尺度下不均匀的塑性变形积累.因此在细观尺度上进行循环塑性的计算就显得十分必要.

基于晶体塑性理论本构关系的研究始于 20 世纪初, Taylor 和 Elam^[6-8]对晶体滑移与塑性变形的关系做出了开创性的定量研究工作,证实了滑移的晶体学性质,提出了单晶塑性运动方程,利用晶体学给出了晶体变形的运动学解释.而后 Hill 和 Rice^[9]的研究奠定了单晶体塑性有限变形的几何学、运动学及本构理论框架,从而可以给出率无关的弹塑性有限元分析方法.此后, Asaro, Rice 和 Peirce 等^[10-12], Hill 等, Havner, Naser 等和 Rashid 等^[13-16], Cuitino 等^[17]更进一步完善了晶体塑性理论,并应用于率相关的黏塑性有限元分析.为改善晶体塑性分析算法的合理性和收敛性, Peirce 等^[12], Needleman 等^[18], Kalidindi 等^[19]和 Maniatty 等^[20]对涉及有限变形和不同构形的晶体滑移计算提出了不同的算法.近年来,张克实等^[21]、尹泽勇和岳珠峰等^[22]在前人的基础上,推广了晶体塑性有限元理论在我国的应用.

本文基于晶体塑性本构关系,采用多晶代表性单元,从细观尺度上研究应力状态对循环应力应变行为、塑性累积的影响,并给出多晶代表性单元塑性变形不均匀性的统计分析.

1 晶体塑性本构理论、参数及计算方法

1.1 考虑 Bauschinger 效应的晶体黏塑性率形式本构关系

Hutchinson^[21]建议用黏塑性关系来描述晶体物质点的第 α 滑移系上的分解剪应力 $\tau^{(\alpha)}$ 与分解剪应变率 $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ 之间的关系

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{\gamma}_0 \operatorname{sgn}(\tau^{(\alpha)}) \left| \frac{\tau^{(\alpha)}}{g^{(\alpha)}} \right|^k \quad (1)$$

式中 $\dot{\gamma}_0$ 为参考剪应变率,是待定材料常数; k 为反映材料的率敏感性质的材料常数;而 $g^{(\alpha)}$ 为第 α 滑移系的非弹性滑移硬化函数.由于上述关系不能反映 Bauschinger 效应,可以采用一种考虑晶体滑移机制、能描述细观尺度下多晶材料循环塑性特点的本构模型,该模型将 Chaboche 建议的对材料非线性运动硬化的描述用于晶体塑性变形的滑移硬化描述,从而将反映非线性运动硬化规律的单晶体黏塑性演化律写为^[22]

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{\gamma}_0 \operatorname{sgn}(\tau^{(\alpha)} - x^{(\alpha)}) \left| \frac{\tau^{(\alpha)} - x^{(\alpha)}}{g^{(\alpha)}} \right|^k \quad (2)$$

与式(1)相比,增加的 $x^{(\alpha)}$ 是背应力,它反映第 α 滑移系启动范围的移动(类似于 Chaboche 模型用各向同性材料的屈服面中心移动来描述屈服范围变化^[22]).而背应力 $x^{(\alpha)}$ 的演化由下式描述^[20]:

$$\dot{x}^{(\alpha)} = a\dot{\gamma}^{(\alpha)} - cx^{(\alpha)}|\dot{\gamma}^{(\alpha)}| - qx^{(\alpha)} \quad (3)$$

式中 a, c, q 是材料常数.上式中右端第 1 项表示线性硬化,第 2 项和第 3 项的引入反映了第 α 滑移系的非线性硬化,分别为动态恢复项和静态恢复项.引入背应力除了可以解释滑移的硬化和非线性硬化现象以外,还能对近似于率无关的材料

1.2 材料参数

ZSGH4169 合金的循环应力应变曲线可从航空发动机材料性能手册^[23]得到,曲线可以用下列 Ramberg-Osgood 公式来描述:

$$\frac{1}{2}\Delta\epsilon_i = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{2K'}\right)^{1/n'} \quad (4)$$

式中 $\Delta\epsilon_i$ 是循环应变幅值, $\Delta\sigma$ 是循环应力幅值; E 是材料的弹性模量(近似), K' 是循环应力应变曲线的硬化系数, n' 是相应的硬化指数.对于不同的温度环境,上式中的参数取值不同,400℃,500℃,650℃下的参数取值列在表 1 中.

表 1 不同温度下,ZSGH4169 合金循环应力应变曲线的参数^[23]

Table 1 Parameters of cyclic stress-strain curve for superalloy ZSGH4169 at different temperatures^[23]

温度/℃	E/MPa	K'/MPa	n'
400	177 000	1 682	0.091
500	167 500	1 749	0.103
650	150 500	1 412	0.096

ZSGH4169 合金具有较复杂的细观材料结构,在其基体 γ 相中通过析出 γ' 相(面心立方)和 γ'' 相(体心立方)来增强材料,而晶界上又含有针状 δ 相(斜方晶体结构),因此材料在外载作用下有多系滑移的倾向.

金属材料的塑性变形量一般来说主要取决于两个方面.一方面是滑移系的数目,滑移系越多意味着材料越易于塑性变形;另一方面是滑移系的硬化率,硬化率越小塑性变形越容易持续.对于多晶材料,晶粒的滑移会受到相邻晶粒的约束,因此能够启动的滑移系实际远低于晶粒的滑移系数目.考虑到这一点,在计算时按八面体滑移模式(滑移系数目 $n=12$)来计算.由于 ZSGH4169 合

金属面心立方晶系,由本构张量改写的材料弹性矩阵 C 有如下形式:

$$C = \begin{bmatrix} C_{1111} & C_{1122} & C_{1133} & 0 & 0 & 0 \\ C_{2211} & C_{2222} & C_{2233} & 0 & 0 & 0 \\ C_{3311} & C_{3322} & C_{3333} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{1212} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{1313} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{2323} \end{bmatrix} \quad (5)$$

其中 $C_{1111} = C_{2222} = C_{3333} = C_{11}, C_{1122} = C_{2211} = C_{1133} = C_{3311} = C_{2233} = C_{3322} = C_{12}, C_{1212} = C_{1313} = C_{2323} = G_{12} = G_{13} = G_{23} = G = C_{44}$ 是晶轴坐标系下的材料弹性矩阵系数.晶轴坐标系下又有

$$\begin{aligned} \nu_{12} &= \nu_{21} = \nu_{13} = \nu_{31} = \nu_{23} = \nu_{32} = \nu \\ C_{11} &= E_{[001]}(1 - \nu^2)/(1 - 3\nu^2 - 2\nu^3) \\ C_{12} &= E_{[001]}(\nu + \nu^2)/(1 - 3\nu^2 - 2\nu^3) \end{aligned}$$

于是参考试验结果并由数值模拟可以拟合得到 650℃ 温度条件下,ZSGH4169 合金单晶晶粒的材料参数,见表 2(h_0 和 θ 为本构模型参数,详见文献^[24]).

表 2 650℃ 温度条件下,ZSGH4169 合金单晶晶粒的材料参数

Table 2 Material parameters of single crystal for superalloy ZSGH4169 at 650℃

$C_{11}/$ GPa	$C_{12}/$ GPa	$C_{44}/$ GPa	$\tau_0/$ MPa	$\tau_s/$ MPa	$h_0/$ MPa
206.7	138.0	73.6	290	320	80
$\dot{\gamma}_0/s^{-1}$	θ	k	$a/$ 10^3 MPa	$c/10^2$	$q/$ $10^{-4} s^{-1}$
0.001	1	150	3	8	5

上述参数可以用于单晶、定向结晶和多晶材料的弹黏塑性(包括蠕变和松弛)单调和循环加载变形的分析.

1.3 计算方法

采用 Voronoi 多晶代表性单元作为材料的代表性单元(不考虑晶粒的尺寸效应,多晶代表性单元的尺寸由晶粒数确定),该多晶代表性单元中的晶粒形状和取向(晶粒的力学性质是各向异性的)均采用随机计算方法加以确定.该多晶代表性单元的几何构成和单元划分如图 1 所示,含有 50 个单晶晶粒,27 000 个 8 节点六面体单元和 29 791 个节点.利用基于晶体塑性理论的数值方法,对上述多晶代表性单元进行应力控制的循环加载计算,

从而得到该区域材料非弹性变形(塑性变形)的演化过程、应力分布不均匀性的发展过程.

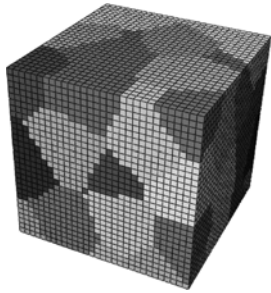


图 1 Voronoi 多晶代表性单元

Fig. 1 Voronoi polycrystalline RVE

2 循环应力下塑性变形的积累及不均匀性

材料在循环加载的过程中,内部因应力和变形不均匀,不同区域的塑性变形积累会有很大的差异.由于塑性变形的积累导致材料萌生损伤或导致损伤累积,材料性能会因此恶化,使得材料的抵抗疲劳破坏能力降低.本节采用基于晶体塑性本构理论的有限元数值模拟,获得材料细观尺度上塑性变形,并研究这种塑性累积的不均匀性.

2.1 双轴和单轴循环加载下塑性变形积累的比较

材料的变形行为受到应力状态的影响,但对于多轴应力状态下的变形行为,其分解应变的测量是困难的.本节对 Voronoi 多晶代表性单元进行单轴和双轴应力应变分析,从计算层面给出分析结果,并研究不同应力状态下循环应力应变行为的差异.计算时,单轴情况施加的载荷大小为 1150 MPa,双轴拉伸情况施加的两个方向的载荷分别为 1150, 804 MPa,即应力比为 1.43,循环加载采用控制载荷的方式来实现,如图 2 所示.

图 3 和图 4 分别给出了单轴和双轴加载条件下计算点上多晶代表性单元的主方向宏观塑性变形积累过程.图 5~图 6 描述随循环数增加多晶代表性单元单轴和双轴拉伸载荷下应变累积过程.图 6 中图形上沿对应于循环加载顶点,下沿对应于卸载.图 5~图 6 中,在工作状态时多晶代表性单元最大应力方向的应变处于峰值,而在卸载时处于谷值,对应的应变值是残余应变.

计算结果表明:①在双轴循环载荷作用下,随着循环增加,最大拉伸应力方向的塑性变形逐渐增加,即存在棘轮效应,在经历 3000 个循环后,周向残余应变约有 1.2%.较单调静态加载情况的

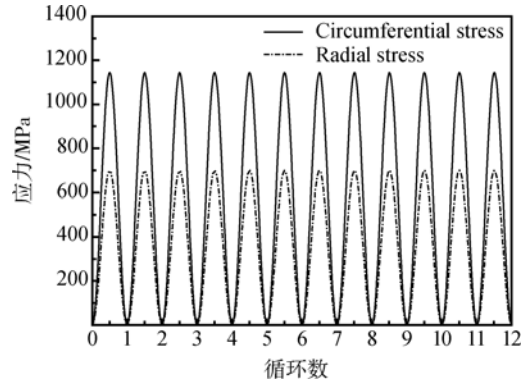


图 2 双轴循环加载下的循环应变

Fig. 2 Cyclic strain under biaxial cyclic loading

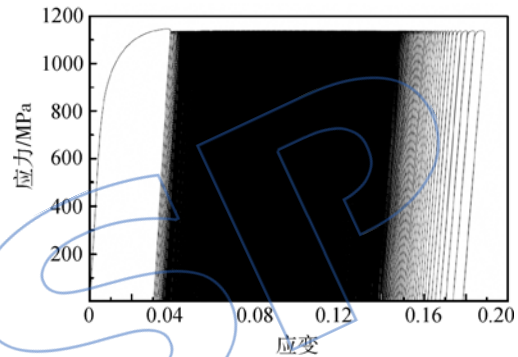


图 3 多晶代表性单元在单轴拉伸循环加载下加载方向的塑性应变积累

Fig. 3 Plastic strain accumulation in loading direction of polycrystalline RVE under uniaxial tensile cyclic loading

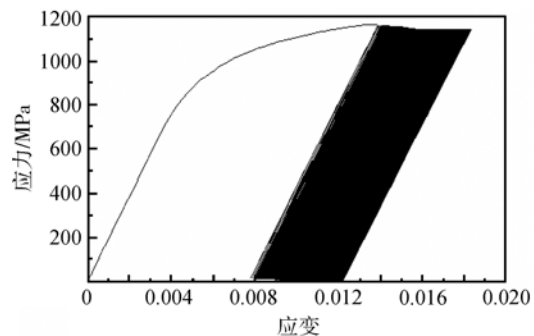


图 4 多晶代表性单元在双轴拉伸循环加载下最大应力方向的塑性应变积累

Fig. 4 Plastic strain accumulation in the maximum stress direction of polycrystalline RVE under biaxial tensile cyclic loading

0.8%净增超过 50%;②在单轴循环载荷作用下,随着循环增加对塑性变形的估计则大大超过考虑双轴拉伸时的结果.由于对材料进行单轴加载比双轴加载易于塑性流动,在所考虑载荷水平情形

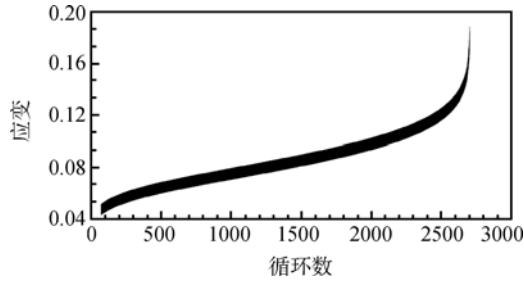


图 5 多晶代表性单元在单轴拉伸循环加载下载载方向的拉伸应变随循环数的变化及失稳过程

Fig. 5 Variation of tensile strain with cycles in loading direction of polycrystalline RVE under uniaxial tensile cyclic loading and its instability process

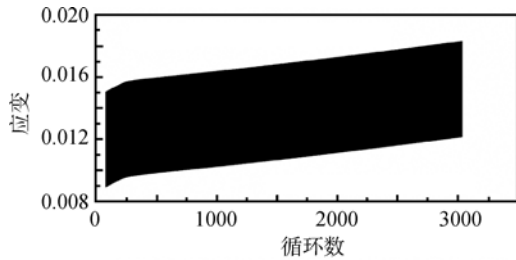


图 6 多晶代表性单元在双轴拉伸循环加载下最大应力方向的拉伸应变随循环数的变化

Fig. 6 Variation of tensile strain with cycles in the maximum stress direction of polycrystalline RVE under biaxial tensile cyclic loading

即使没有棘轮效应单轴加载的塑性变形也比双轴加载的高出近 3 倍。单轴加载下材料多晶代表性单元的棘轮效应比双轴加载状态下更加明显,而且循环增加到 2000 次以后材料塑性变形随循环增加的增量逐渐加大,材料随循环增加逐渐进入失稳,并最终导致拉断。

2.2 双轴和单轴循环下多晶代表性单元塑性变形不均匀的统计分析

为了研究多晶高温合金材料内因微结构分布因素带来的不均匀性,采用多晶代表性单元来描述。该多晶代表性单元能够反映材料的不均匀性造成的材料内部应力和应变的不均匀分布,这种不均匀性主要是源于多晶材料晶粒尺度下的晶粒取向的随机性。前面针对该多晶代表性单元在双轴和单轴下的低循环过程的数值模拟能得到多晶代表性单元中各物质点的塑性应变积累的数值,从而可以对多晶体内的塑性应变分布进行统计分析。

采用以下公式计算等效塑性应变的统计平均值和统计标准差:

$$\begin{aligned} \overline{\epsilon_{eq}^p} &= \frac{1}{V} \int_V \epsilon_{eq}^p dV \approx \frac{1}{V} \sum_{\Delta v_{el}} (\overline{\epsilon_{eq}^p})^e \Delta v_{el} \\ \sigma_{\epsilon_{eq}^p} &= \sqrt{\frac{1}{V} \int_V \epsilon_{eq}^{p2} dV - (\overline{\epsilon_{eq}^p})^2} \approx \\ &\sqrt{\frac{1}{V} \sum_{\Delta v_{el}} [(\overline{\epsilon_{eq}^p})^e]^2 \Delta v_{el} - (\overline{\epsilon_{eq}^p})^2} \end{aligned} \quad (6)$$

式中 $\epsilon_{eq}^p = \int \sqrt{\frac{2}{3}} d\epsilon_{ij}^p d\epsilon_{ij}^p$, $\overline{\epsilon_{eq}^p}$ 是多晶代表性单元内等效塑性应变 ϵ_{eq}^p 的统计平均值, $\sigma_{\epsilon_{eq}^p}$ 是多晶代表性单元内等效塑性应变 ϵ_{eq}^p 的统计标准差, Δv_{el} 是有限单元体积, $(\overline{\epsilon_{eq}^p})^e$ 是有限单元内 ϵ_{eq}^p 的平均值, V 是多晶代表性单元的体积。

图 7 和图 8 分别给出多晶代表性单元在双轴拉伸循环和单轴拉伸循环加载下最大应力方向的

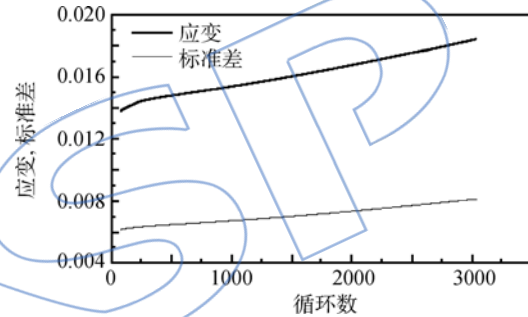


图 7 多晶代表性单元在双轴拉伸循环加载下最大应力方向的平均塑性应变和标准差随循环数的变化

Fig. 7 Variation of average plastic strain and its standard deviation with cycles in the maximum stress direction of polycrystalline RVE under biaxial tensile cyclic loading

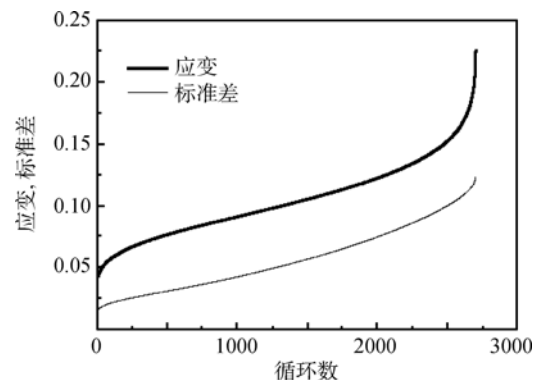


图 8 多晶代表性单元在单轴拉伸循环加载下载载方向的平均塑性应变和标准差随循环数的变化

Fig. 8 Variation of average plastic strain and its standard deviation with cycles in loading direction of polycrystalline RVE under uniaxial tensile cyclic loading

平均塑性应变和标准差随循环数的变化曲线。结果表明,多晶代表性单元内塑性变形(等效塑性应变)有很大的差异,其统计标准差大约是平均塑性应变的 0.4~1.5 倍。考虑到多晶体内部等效塑性应变的分布接近于高斯正态分布,最大值与平均值之差可以高出标准差的 3 倍,这种情形下晶粒内部与晶界之间会有很大的变形差异,从而产生很高的微观应力。

上述关于循环计算结果(无论双轴还是单轴循环)意味着低周循环导致材料塑性变形积累增加的同时,材料变形不均匀性也在增加。这种不均匀性的增加必然导致材料抗破坏特性也趋向于越来越不均匀,这一过程的进一步发展就会导致疲劳破坏源的萌生。

2.3 双轴和单轴循环下多晶代表性单元应力分布的不均匀性及统计分析

采用以下公式计算应力分量的统计平均值和统计标准差:

$$\begin{aligned}\bar{\sigma}_{ij} &= \frac{1}{V} \int_V \sigma_{ij} dv \approx \frac{1}{V} \sum_{\Delta v_{el}} (\bar{\sigma}_{ij})^e \Delta v_{el} \\ \sigma_{\sigma_{ij}} &= \sqrt{\frac{1}{V} \int_V \sigma_{ij}^2 dv - (\bar{\sigma}_{ij})^2} \approx \\ &\sqrt{\frac{1}{V} \sum_{\Delta v_{el}} [(\bar{\sigma}_{ij})^e]^2 \Delta v_{el} - (\bar{\sigma}_{ij})^2} \quad (7)\end{aligned}$$

式中 $\bar{\sigma}_{ij}$ 是多晶代表性单元内应力分量 σ_{ij} 的统计平均值, $\sigma_{\sigma_{ij}}$ 是多晶代表性单元内应力分量 σ_{ij} 的统计标准差, Δv_{el} 是有限单元体积, $(\bar{\sigma}_{ij})^e$ 是有限单元内 σ_{ij} 的平均值, V 是多晶代表性单元的体积。

图 9 和图 10 给出的结果表明无论按双轴拉伸还是单轴拉伸计算,多晶代表性单元内的应力分量都很不均匀。如果按双轴拉伸计算,多晶代表性单元内最大拉伸方向平均应力在循环中基本不变,但应力分布的统计标准差则是随循环数增加而越来越大。这一结果表明随着循环数增加,尽管平均应力不变,但由于统计标准差趋于增大,高应力区内最大应力在逐渐增大,这一趋势最终将导致局部材料的疲劳破坏。如果按单轴拉伸计算,多晶代表性单元内拉伸方向的平均应力和应力分布的统计标准差都随循环数增加而增大,产生这一现象的原因是单轴拉伸可以产生较大的拉伸塑性变形,而循环反复导致材料逐渐横向收缩从而趋于“颈缩”。这一结果表明单轴拉伸循环加载情形下,如果循环中有塑性变形产生,随着循环数增加材料可能发生失稳破坏。如本例的计算结果,所取

多晶代表性单元在模拟加载不到 2900 次循环就出现了失稳破坏。

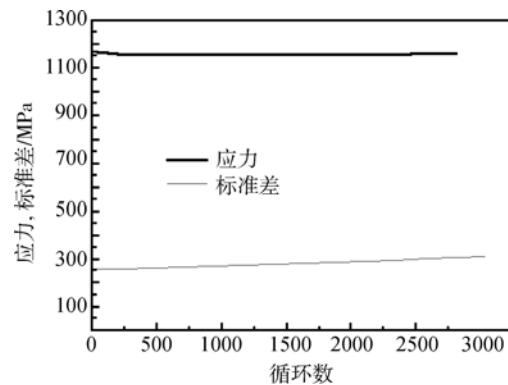


图 9 多晶代表性单元在双轴拉伸循环加载下最大应力方向的平均最大应力和标准差随循环数的变化
Fig. 9 Variation of average maximum stress and its standard deviation with cycles in the maximum stress direction of polycrystalline RVE under biaxial tensile cyclic loading

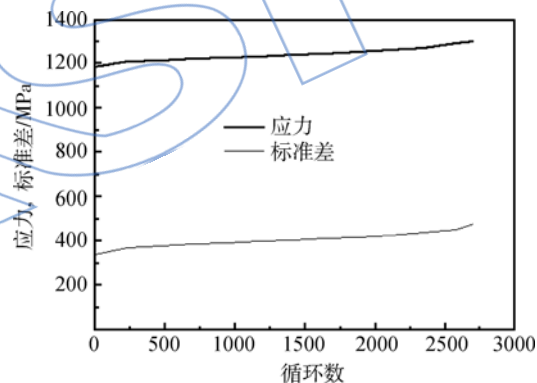


图 10 多晶代表性单元在单轴拉伸循环加载下加载方向平均拉伸应力和统计标准差随循环数的变化
Fig. 10 Variation of average maximum stress and its standard deviation with cycles in loading direction of polycrystalline RVE under uniaxial tensile cyclic loading

3 结 论

1) 采用一种在细观尺度下的循环塑性积累和低循环疲劳破坏的分析方法,并利用多晶代表性单元,从细观尺度考虑了循环载荷、应力状态和 ZSGH4169 合金材料晶体结构的不均匀性。

2) 无论是双轴还是单轴拉伸应力状态,晶体尺度上局部的应力或应变都会随着循环数的增加而增加,从而使得局部高应力区域会随着循环数发展,导致局部“薄弱”环节首先产生疲劳破坏。因

此,通过发展相应的失效准则,基于微观尺度的循环应力应变响应分析可能为材料和结构的低循环疲劳失效评估提供新的可能途径。

3) 单轴拉伸状态下由于“颈缩”效应使得平均应力和平均应变随循环数增加比双轴拉伸状态更明显。因此,对于处于双轴应力状态下的疲劳问题的评价,采用传统基于单轴应力状态的分析通常给出偏于保守的结论,事实上,双轴加载使得材料更不易于塑性流动,棘轮效应会有所降低。

参考文献:

- [1] Shirafuji N, Shimomizuki K, Sakane M, et al. Tension-torsion multiaxial low cycle fatigue of Mar-M247LC directionally solidified superalloy at elevated temperature[J]. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 1998, 120(1):57-63.
- [2] Kanda M, Sakane M, Ohnami M, et al. High temperature multiaxial low cycle fatigue of CMSX-2 Ni-base single crystal superalloy[J]. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 1997, 119(2):153-160.
- [3] Ogata T, Sakai T. Life prediction method of CC and DS Ni base superalloys under high temperature biaxial fatigue loading[J]. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 2010, 132(11):112101.1-112101.6.
- [4] Ogata T. Biaxial thermo mechanical fatigue life property of a Ni-base DS super alloy[J]. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 2008, 130(6):062101.1-062101.5.
- [5] YANG Xiaoguang, SHI Duoqi, Schlums H, et al. Investigation and modeling of the multi-axial fatigue and complex deformations of a Ni-based superalloy for improving disc lifing[R]. Hamburg: 25th International Congress of the Aeronautical Sciences, 2006.
- [6] Taylor G L, Elam C F. The plastic extension of fracture of aluminum crystal[J]. *Containing Papers of a Mathematical and Physical Character*, 1925, 108(745):28-51.
- [7] Taylor G L, Elam C F. The distortion of an aluminum crystal during a tensile test[J]. *Containing Papers of a Mathematical and Physical Character*, 1923, 102(719):643-667.
- [8] Taylor G L. The mechanism of plastic deformation of crystal: Part 1 theoretical[J]. *Containing Papers of a Mathematical and Physical Character*, 1934, 145(855):362-387.
- [9] Hill R, Rice J R. Constitutive analysis of elastic-plastic crystals at arbitrary strain[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1972, 20(6):401-413.
- [10] Asaro R J. Crystal plasticity[J]. *Journal of Applied Mechanics*, 1983, 50(4):921-934.
- [11] Rice J R. Inelastic constitutive relations for solids: an internal variable theory and its application to metal plasticity [J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1971, 19(6):433-455.
- [12] Perice D, Asaro R J, Needleman A. Material rate dependence and localized deformation in crystalline solids[J]. *Acta Metallurgica*, 1983, 31(12):1951-1976.
- [13] Hill R, Havner K S. Perspectives in the mechanics of elastoplastic crystal[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1982, 30(1/2):5-22.
- [14] Havner K S. *Finite plastic deformation of crystalline solids* [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1992.
- [15] Nasser S N, Obata M. Rate dependent, finite elastic plastic deformation of polycrystals[J]. *Proceedings of the Royal Society of London*, 1986, 407(1833):45-49.
- [16] Rashid M M, Nasser S N. A constitutive algorithm for rate dependent crystal plasticity[J]. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 1992, 94(2):201-228.
- [17] Cuitino A M, Ortiz M. Computational modelling of single crystals[J]. *Modeling and Simulation in Material Sciences and Engineering*, 1999, 1(3):225-263.
- [18] Needleman A, Asaro R J, Lemonds J, et al. Finite element analysis of crystalline solids[J]. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 1985, 52(1/2/3):689-708.
- [19] Kalidindi S R, Bronkhorst C A, Anand L. Crystallographic texture evolution in bulk deformation processing of FCC metals[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1992, 40(3):537-569.
- [20] Maniatty A M, Dawson P R, Lee Y S. A time integration algorithm for elasto-viscoplastic cubic crystals applied to modeling polycrystalline deformation [J]. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 1992, 35(8):1565-1588.
- [21] 张克实, 石艳柯, 许凌波, 等. 对称拉压循环下金属屈服硬化的各向异性与细观变形转动的不均匀性[J]. *金属学报*, 2011, 47(10):1292-1300.
ZHANG Keshi, SHI Yanke, XU Linbo, et al. Anisotropy of yielding/hardening and microinhomogeneity of deforming/rotating for a polycrystalline metal under cyclic tension-compression [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2011, 47(10):1292-1300. (in Chinese)
- [22] 尹泽勇, 岳珠峰, 杨治国, 等. 各向异性单晶合金结构强度与寿命[M]. 北京: 国防工业出版社, 2003.
- [23] 航空发动机用材料数据手册: 第四册[M]. 北京: 航空工业出版社, 2010.
- [24] 蔚夺魁, 杨晓光, 张克实. 多晶镍基合金循环塑性细观本构关系[J]. *航空动力学报*, 2013, 28(10):2167-2173.
YU Duokui, YANG Xiaoguang, ZHANG Keshi. Mesoscopic mechanical constitutive relation of cyclic plasticity for nickel based polycrystalline superalloy[J]. *Journal of Aerospace Power*, 2013, 28(10):2167-2173. (in Chinese)