

镍基单晶高温合金蠕变机制研究进展

张思倩¹, 王栋^{2*}

1. 沈阳工业大学材料科学与工程学院, 沈阳 110870

2. 中国科学院金属研究所, 沈阳 110016

摘要 叶片在服役过程中主要承受 $\langle 001 \rangle$ 轴向的离心载荷, 由离心应力导致的蠕变损伤是叶片的主要失效机制之一。基于单晶叶片的典型服役条件, 总结了国内外关于高温低应力和中温高应力蠕变变形损伤机制的研究现状, 指出深入开展含典型缺陷单晶高温合金蠕变行为、氧化和热腐蚀对单晶合金蠕变-疲劳变形损伤机制影响研究十分必要。

关键词 镍基单晶高温合金; 蠕变; 变形行为; 损伤机制

镍基单晶高温合金主要由镍基固溶体(γ 相)基体及均匀分布在 γ 基体中并与其共格的 γ' 相($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti}, \text{Ta})$)组成, 具有优异的高温蠕变、疲劳、氧化及腐蚀抗力等综合性能, 被广泛地用作航空发动机和工业燃气轮机的涡轮叶片材料。叶片在服役过程中主要承受 $\langle 001 \rangle$ 轴向的离心载荷, 由离心应力导致的蠕变损伤是叶片的主要失效机制之一^[1]。因此, 深入研究镍基单晶高温合金蠕变变形及损伤行为显得十分重要。根据单晶叶片服役条件下的温度和应力分布情况, 材料所受的蠕变大致可以分为两类: 高温低应力蠕变和中温高应力蠕变。但是, 由于近30年镍基单晶高温合金耐温能力的不断提高, 关于蠕变行为的研究主要集中在高温区域, 相

继出现了大量关于高温蠕变变形机制的研究成果, 如高温蠕变变形主要受控于位错运动, 蠕变强度取决于位错越过 γ' 相的难易程度; 高温蠕变变形的主要特征是 γ/γ' 界面位错网和 γ' 筏状组织的形成^[2-3]。

然而, 涡轮叶片的叶根以及气冷通道内壁工作温度主要集中在 $650\sim 850^\circ\text{C}$ 。一般来说, 在此温度区间离心应力很难导致叶片产生明显的蠕变变形, 但由于叶片存在几何效应, 在局部区域可能产生应力集中, 致使叶片发生明显的中温高应力蠕变变形, 这往往被国内外研究者所忽视。所以, 近些年仅有少量关于中温蠕变变形机制的文献报道, 且这些研究主要集中在二代单晶高温合金 CMSX-4 中^[4-7]。

收稿日期: 2019-12-19; 修回日期: 2020-01-02

基金项目: 国家自然科学基金项目(51631008); 国家科技重大专项(2017-VI-0003-0073)

作者简介: 张思倩, 副教授, 研究方向为单晶高温合金蠕变和疲劳变形行为, 电子信箱: sqzhang@alum.imr.ac.cn; 王栋(通信作者), 研究员, 研究方向为单晶高温合金设计及近服役损伤机制, 电子信箱: dwang@imr.ac.cn

引用格式: 张思倩, 王栋. 镍基单晶高温合金蠕变机制研究进展[J]. 科技导报, 2020, 38(2): 6-10; doi:10.3981/j.issn.1000-7857.2020.02.001

1 高温低应力蠕变变形机制

镍基单晶高温合金由于两相晶格常数的不完全匹配,两相之间本身就存在着共格错配应力,与应力轴平行的基体通道为垂直通道(vertical channel),与应力轴垂直的为水平通道(horizontal channel)。当在高温沿[001]方向外加拉应力时,外加应力与错配应力叠加,导致基体的垂直通道和水平通道中的应力状态不同,外加应力越小这种差异越明显。通常镍基单晶高温合金都是负错配合金,在垂直通道外加应力与错配应力方向相反,导致垂直通道中的 γ 基体受到的净应力减小。因此,凝固过程及加工过程中产生的位错在外加应力的作用下克服 Orowan 应力首先在水平通道的 γ 基体开动,弓出 γ 基体向外扩散增殖^[8](图1)。高温沿[001]方向外加拉应力时,合金将产生蠕变变形,理论上8个等效的滑移系 $\{111\}\langle 011\rangle$ 都能同时在水平通道的 γ 基体开动,但考虑到试样的[001]方向与拉应力方向一般都存在一定的角度偏差,导致只有一两个滑移系首先开动。

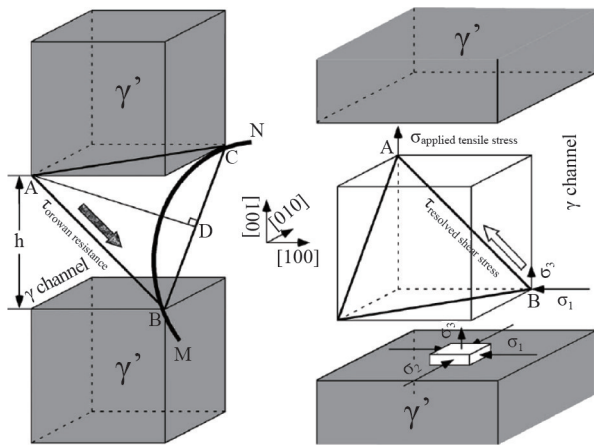


图1 Orowan 抗力与分解切应力^[8]

高温蠕变过程中,位错主要通过攀移或交滑移运动。由于镍基单晶高温合金一般含有60%左右的 γ' 析出相,这些位错运动到 γ/γ' 界面处会受阻,在界面处形成了Orowan环,其中在(010) γ' 相界面

留下螺位错部分,在(001)和(100) γ' 相界面留下 60° 混合位错。通常认为,螺位错不影响 γ/γ' 共格应力,只有混合位错的刃位错部分影响共格应力。根据FSRH准则^[9],对负错配合金,刃位错的半原子面位于 γ' 相上,将释放共格应力。刃位错的半原子面位于 γ 基体相上,将增加共格应力。

随着蠕变的进行,其他滑移系相继开动,不同方向的位错在界面处发生了位错反应形成了位错网,为了最大限度的降低错配能,位错线由 $\langle 110\rangle$ 方向通过攀移调整到 $\langle 100\rangle$ 方向,位错网的形成阻碍了位错的进一步运动^[10]。伴随着界面位错网的形成,使得水平方向的 γ/γ' 界面比垂直方向的更稳定, γ' 相沿垂直于外加应力轴方向发生定向粗化,即形成所谓的筏状组织,从而降低了 γ/γ' 界面能,筏状的 γ' 相也阻碍了位错的攀移。随着界面位错的不断积聚,合金开始进入蠕变第三阶段,位错网破裂,超位错对开始剪切筏化的 γ' 相,同时 γ' 相开始解筏。

高温合金蠕变过程中,由于温度和应力的共同作用,微观组织方面产生许多独特的变化,如界面位错网的形成,界面附近合金元素浓度的变化,但最为引人注目的特征是形成所谓的筏状组织。Tien和Copley首先详细研究了[001]取向镍基单晶合金中的 γ' 形筏现象,同样的现象也相继在其他文献中被确认^[11-14]。Fredholm等^[15]根据筏状 γ' 不同特征将其分为两种类型:一种为N型,筏状 γ' 垂直于外加应力方向;另一种为P型,筏状 γ' 平行于外加应力方向。它们分别在不同的合金结构和应力条件下形成,负错配度的合金受拉应力或正错配度合金受压应力条件下形成N型筏,负错配度合金受压应力或正错配度的合金受拉应力时形成P型筏。筏化组织的形成过程是一种原子扩散过程,其扩散的驱动力是由外加应力引发的两相内不平衡的内应力状态。镍基单晶高温合金由于两相晶格常数的不完全匹配,两相之间本身就存在着互相平衡的共格内应力。当在高温外加载荷的条件下,外加应力与共格应力重叠,导致基体的垂直通道和水平通道中的应力状态不同。在应力梯度的作用下, γ' 相

形成元素 Al、Ti、Ta 等和 γ 相形成元素 Cr、Mo 等沿相反的方向扩散, 导致 γ' 沿特定方向增长, 然后不同的 γ' 互相连接, 便形成了完善的筏形^[16]。

2 中温高应力蠕变变形机制

同高温低应力蠕变变形类似, 合金变形也是起始于 γ 基体相内, 不同的是变形初期一般经历一个短暂的孕育期。 $a/2\langle 110\rangle\{111\}$ 位错滑移至 γ/γ' 界面, 由于不能像高温那样通过攀移或交滑移越过 γ' 相, 所以位错被限制在 γ 基体通道内。 诸多研究均认为, 在应力的驱使下, 不同方向的 $a/2\langle 110\rangle\{111\}$ 位错在界面处发生反应^[17-23]。 蠕变第一阶段主要通过柏氏矢量为 $a\langle 112\rangle$ 位错带运动变形, 由于位错带的柏氏矢量大, 当位错带扫过 γ/γ' 后, 将产生明显的应变积累, 即应变变形较大。 一般来说, $a/3\langle 112\rangle$ 不全位错可以切入 γ' 相并留下内禀堆垛层错 (SISF) 或外禀堆垛层错 (SESF), 而 $a/6\langle 112\rangle$ 不全位错留在 γ/γ' 界面处, 从而导致非均匀变形。 伴随着 $a\langle 112\rangle$ 位错带运动, 点阵不断旋转导致 $a\langle 110\rangle\{111\}$ 滑移系重新开动, 变形进入蠕变第二阶段。 蠕变第二、三阶段变形主要受控于 $a\langle 110\rangle\{111\}$ 滑移系 (图 2)。

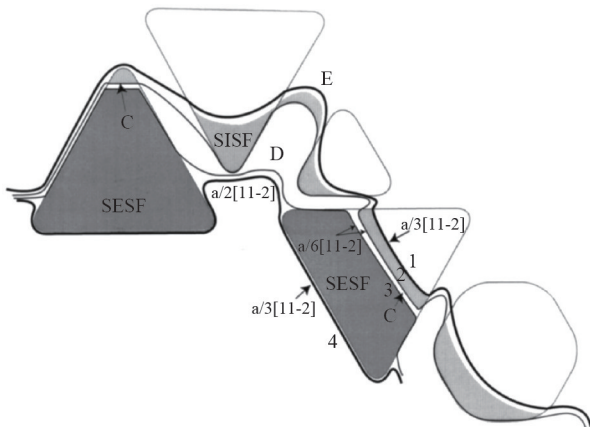


图2 $a\langle 112\rangle$ 位错带^[17]

但是, 需要指出的是:

1) $a\langle 112\rangle$ 位错、堆垛层错的形成机制存在很多争议之处。Link 等^[24]认为 $a/2\langle 110\rangle$ 位错在界面处

不一定发生反应形成 $a\langle 112\rangle$ 位错带, 而可能发生分解反应。其中, $a/3\langle 112\rangle$ 不全位错切入 γ' 相留下 SISF 或 SESF, 而 $a/6\langle 112\rangle$ 不全位错留在 γ/γ' 界面处; Rae、Ma、Takehi 等^[25-27]都认为当外加应力比较小或者 γ' 间距比较大时, 不同方向的 $a/2\langle 110\rangle$ 位错将在界面处形成位错网, 从而抑制 $a\langle 112\rangle$ 位错的形成; 如果外加应力足够大时, $a/2\langle 110\rangle$ 位错在界面处可以不发生反应或分解, 而直接进入 γ' 相形成反相畴界 (APB), APB 然后通过不全位错环的形核与长大而形成 SISF 或 SESF。作者近期研究发现, 几种不同的蠕变机制可能与蠕变应力相关, 随应力提高, $a/2\langle 110\rangle$ 位错分解机制逐渐占主导地位^[28]。

2) 关于蠕变过程中 $a/6\langle 112\rangle$ 不全位错剪切 γ' 相产生复杂堆垛层错 (CSF) 的报道主要集中在多晶高温合金中^[29], 目前单晶高温合金中很少有类似报道。

3) $\langle 001\rangle$ 取向的镍基单晶高温合金蠕变性能对其取向偏离度非常敏感, 随着偏离 $\langle 001\rangle$ 取向增大, 合金的蠕变性能急剧下降, 但缺乏对 $\langle 001\rangle$ 取向偏离一定角度的单晶高温合金的蠕变变形及损伤机制的深入了解。

4) 目前几乎所有研究者都认为造成镍基单晶高温合金中温蠕变性能降低的主要原因是 $a\langle 112\rangle\{111\}$ 滑移系的开动并在 γ' 相内产生 SISF 或 SESF, 导致点阵发生明显的旋转^[30]。但是, 如果单晶合金能够在外力作用下形成层错锁, 那么合金的中温蠕变性能不仅不会降低, 反而会明显提高。

5) 通过对比国内外几个典型镍基单晶高温合金的中温蠕变性能。发现, 不同合金的中温蠕变性能相差很大, 且不像高温蠕变性能那样随着 (W+Mo+Ta+Re) 难熔元素含量的增加而提高。另外, 部分高代次镍基单晶高温合金的蠕变变形量还明显增大。

3 结论

镍基单晶高温合金蠕变变形主要受控于位错运动, 蠕变强度取决于位错越过 γ' 相的难易程度。高温蠕变变形的主要特征是 γ/γ' 界面位错网和 γ'

筏状组织的形成,最明显的特征是不同堆垛层错的形成。

考虑到由于受叶片几何尺寸、合金成分、凝固工艺等因素影响,单晶叶片在定向凝固及随后的热处理过程中容易出现小角度晶界、条纹晶、杂晶、疏松、雀斑及再结晶等缺陷;单晶高温合金在服役过程中除了承受蠕变损伤外,还存在明显的疲劳和氧化、热腐蚀损伤。深入开展含典型缺陷单晶高温合金蠕变行为以及氧化和热腐蚀对单晶合金蠕变-疲劳变形和损伤机制的影响研究显得非常必要。

参考文献(References)

- [1] Reed R C. The superalloys fundamentals and applications [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2006. 170-187.
- [2] Reed R C, Matan N, Cox D C, et al. Creep of CMSX-4 superalloy single crystals: Effects of rafting at high temperature[J]. Acta Materialia, 1999, 47(7): 3367-3381.
- [3] Matan N, Cox D C, Rae C M F, et al. On the kinetics of rafting in CMSX-4 superalloy single crystals[J]. Acta Materialia, 1999, 47(7): 2031-2045.
- [4] Matan N, Cox D C, Carter P, et al. Creep of CMSX-4 superalloy single crystals: Effects of misorientation and temperature[J]. Acta Materialia, 1999, 47(7): 1549-1563.
- [5] Chen Q Z, Knowles D M. Mechanism of $\langle 112 \rangle / 3$ slip initiation and anisotropy of γ' phase in CMSX-4 during creep at 750°C and 750 MPa[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 356(2): 352-367.
- [6] Rae C M F, Reed R C. Primary creep in single crystal superalloys: Origins, mechanisms and effects[J]. Acta Materialia, 2007, 55(3): 1067-1081.
- [7] Rae C M F, Matan N, Cox D C, et al. On the primary creep of CMSX-4 superalloy single crystals[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2000, 31(9): 2219-2228.
- [8] Zhang J X, Wang J C, Harada H, et al. The effect of lattice misfit on the dislocation motion in superalloys during high-temperature low-stress creep[J]. Acta Materialia, 2005, 53(17): 4623-4633.
- [9] Buffiere J Y, Ignat M. A dislocation based criterion for the raft formation in nickel-based superalloys single crystals[J]. Acta Metallurgica Materialia, 1995, 43(5): 1791-1797.
- [10] Field R D, Pollock T M, Murphy W H. The development of γ/γ' interfacial dislocation networks during creep in Ni-base superalloys[C]// Super alloys 1992, Warrendale, PA: The Minerals, Materials and Metals Society, 1992, 557-566.
- [11] Tien J K, Copley S M. The effect of uniaxial stress on the periodic morphology of coherent gamma prime precipitates in nickel-base superalloy crystals[J]. Metallurgical Transactions A, 1971, doi: 10.1007/BF02662660.
- [12] Tien J K, Gamble R P. Effects of stress coarsening on coherent particle strengthening[J]. Metallurgical Transactions A, 1972, doi: 10.1007/bf02643227.
- [13] MacKay R A, Ebert L J. The development of directional coarsening of the γ' precipitate in superalloy single crystals[J]. Scripta Metallurgica, 1983, doi: 10.1016/0036-9748(83)90287-9.
- [14] Qi D Q, Wang D, Du K, et al. Creep deformation of a nickel-based single crystal superalloy under high stress at 1033 K[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 735(6): 813-820.
- [15] Fredholm A, Strudel J L. On the creep resistance of some nickel base single crystals[C]// Super alloys 1984 Warrendale, PA: The Minerals, Materials and Metals Society, 1984, 211-220.
- [16] Paris O, Fahrman M, Fahrman E, et al. Early stages of precipitate rafting in a single crystal Ni-Al-Mo model alloy investigated by small-angle X-ray scattering and TEM[J]. Acta Materialia, 1997, 45(3): 1085-1093.
- [17] Rae C M F, Reed R C. Primary creep in single crystal superalloys: Origins, mechanisms and effects[J]. Acta Materialia, 2007, 55(3): 1067-1081.
- [18] Pollock T M, Argon A S. Creep resistance of CMSX-3 nickel base superalloy single crystals[J]. Acta Metallurgica Materialia, 1992, 40(1): 1-30.
- [19] Sass V, Glatzel U, Feller-Kniepmeier M. Anisotropic creep properties of the nickel-base superalloy CMSX-4 [J]. Acta Materialia. 1996, 44(5): 1967-1977.
- [20] Feller-Kniepmeier M, Link T, Poschmann I. Temperature dependence of deformation mechanisms in a single crystal nickel-base alloy with high volume fraction of γ' phase[J]. Acta Materialia, 1996, 44(6): 2397-2407.
- [21] Sass V, Feller-Kniepmeier M. Orientation dependence of dislocation structures and deformation mechanisms in creep deformed CMSX-4 single crystals[J]. Materials

- Science and Engineering A, 1998, 245(1): 19–28.
- [22] Matan N, Cox D C, Carter P, et al. Creep of CMSX-4 superalloy single crystals: Effects of misorientation and temperature[J]. *Acta Materialia*, 1999, 47(5): 1549–1563.
- [23] Rae C M F, Matan N, Cox D C, et al. On the primary creep of CMSX-4 superalloy single crystals[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, 31(9): 2219–2228.
- [24] Link T, Feller-Kniepmeier M. Shear mechanisms of the γ' phase in single-crystal superalloys and their relation to creep[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1992, 23(1): 99–105.
- [25] Rae C M F, Matan N, Reed R C. The role of stacking fault shear in the primary creep of [001]-oriented single crystal superalloys at 750°C and 750 MPa[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, 300(1): 125–134.
- [26] Ma A, Dye D, Reed R C. A model for the creep deformation behaviour of single-crystal superalloy CMSX-4[J]. *Acta Materialia*. 2008, 56(2): 1657–1670.
- [27] Kakehi K. Effect of primary and secondary precipitates on creep strength of Ni-base superalloy single crystals [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2000, 278(1/2): 135–141.
- [28] Qi D Q, Wang L, Zhao P, et al. Facilitating effect of interfacial grooves on the rafting of nickel-based single crystal superalloy at high temperature[J]. *Scripta Materialia*, 2019, doi: 10.1016/j.scriptamat.2019.04.001
- [29] Viswanathan G B, Sarosi P M, Henry M F, et al. Investigation of creep deformation mechanisms at intermediate temperatures in René 88 DT[J]. *Acta Materialia*, 2005, 53(10): 3041–3057.
- [30] Knowles D M, Gunturi S. The role of $\langle 112 \rangle \{111\}$ slip in the asymmetric nature of creep of single crystal superalloy CMSX-4[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2002, 328(1/2): 223–237.

Creep deformation mechanism of nickel-based single crystal superalloy

ZHANG Siqian¹, WANG Dong^{2*}

1. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China

2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China

Abstract The creep damage caused by the centrifugal stress is one of the main failure mechanisms of the blade, so it is very important to study the creep deformation behavior of the nickel-based single crystal superalloy. Based on the typical service conditions of the single crystal blade, this paper reviews the creep deformation mechanisms under the conditions of the high temperature-low stress and the medium temperature-high stress. It is suggested to study the creep behavior of the single crystal superalloys with typical defects and the effect of the oxidation and the hot corrosion on the creep-fatigue deformation damage mechanism.

Keywords nickel-based single crystal superalloy; creep; deformation behavior; damage mechanism ●



(责任编辑 卫夏雯)