



## 镍基高温合金DZ125的单边缺口蠕变行为

黄佳<sup>1</sup>, 贺斟酌<sup>1</sup>, 戴婷<sup>1</sup>, 杨晓光<sup>2</sup>, 石多奇<sup>2</sup>, 孙燕涛<sup>3</sup>

(1. 中南大学 航空航天学院, 长沙 410083;

2. 北京航空航天大学 能源与动力工程学院, 北京 100191;

3. 北京航空工程技术研究中心, 北京 100076)

**摘要:** 为了研究非对称结构特征导致复杂应力状态下的蠕变持久问题, 本文通过DZ125合金单边缺口平板试件的蠕变试验, 揭示了非对称结构特征作用下持久性能的弱化效应; 通过分析缺口试件的裂纹起裂机理, 发现缺口根部区域蠕变裂纹萌生是缺口根部应力集中和枝晶间组织缺陷共同作用的结果; 基于耦合K-R蠕变损伤的黏塑性本构理论, 分析了蠕变松弛后缺口根部截面截然不同的应力分布特征; 结合观测到的试件裂纹萌生和断口形貌规律, 证实了单边缺口带来的附加弯矩加剧了缺口根部附近区域塑性变形的累积过程, 缺口平分面上的压应力区域与断口瞬断特征能较好地关联。

**关键词:** 镍基高温合金; 单边缺口试件; 持久寿命; 蠕变本构; 失效机理

文章编号: 1004-0609(2022)-08-2273-11

中图分类号: V231.9

文献标志码: A

**引文格式:** 黄佳, 贺斟酌, 戴婷, 等. 镍基高温合金DZ125的单边缺口蠕变行为[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(8): 2273–2283. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42051

HUANG Jia, HE Zhen-zhuo, DAI Ting, et al. Single-edge notched creep behavior of Ni-based superalloy DZ125[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(8): 2273–2283. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42051

镍基高温定向凝固合金和单晶材料广泛用于航空发动机的热端关键部件, 蠕变变形及持久破坏是其主要失效形式之一<sup>[1–2]</sup>。随着航空发动机技术的发展, 各种先进的结构设计得到广泛应用, 但也导致涡轮叶片等部件的结构日趋复杂, 使得其几何结构上存在众多不连续和突变区域<sup>[3]</sup>。同时, 航空发动机在制造过程中产生的工艺缺陷和使用过程中由于外物的吸入和撞击, 也会在叶片上造成压痕、划痕与缺口等<sup>[4]</sup>。在蠕变载荷下, 上述区域处于应力集中与多轴应力状态<sup>[5–6]</sup>, 仅仅基于单一载荷与简单几何的实验所构建的评价体系无法反映应力梯度

对构件破坏的影响, 无法对复杂构件的强度和断裂寿命进行准确评估<sup>[7]</sup>。

目前, 国内外针对镍基高温合金结构特征影响下的持久蠕变行为的试验规律开展了较多的研究。KEKEHI<sup>[8]</sup>开展了针对镍基单晶合金缺口平板试件的持久试验, 发现其缺口平板试件的持久性能不仅同拉伸方向的晶向相关, 而且与平板法向的晶向也有关联。CASSENTI等<sup>[9]</sup>研究了晶体取向和平板厚度对缺口单晶试件持久断裂的影响, 发现对不同温度下晶体取向的影响程度有较大差别且随着温度的增加, 其相关性逐步减小。YU等<sup>[10]</sup>研究了试件几

**基金项目:** 湖南省自然科学基金资助项目(2021JJ40741, 2020JJ5681); 中南大学中央高校基本科研业务费专项资金资助项目(2021zzts0911)

**收稿日期:** 2021-07-15; **修订日期:** 2021-09-28

**通信作者:** 戴婷, 副教授, 博士; 电话: 0731-88830945; E-mail: daiting90@csu.edu.cn

何结构对蠕变损伤的影响,发现其蠕变性能的缺口弱化/缺口强化现象与缺口形状、尺寸以及材料脆/韧性相关。GANDHI 等<sup>[11]</sup>开展了镍基高温合金 Nimonic-80A 在 1023 K 温度下的蠕变性能研究,发现缺口“强化”和“弱化”现象不仅与名义应力加载水平有关,而且与缺口深浅程度有关,并指出缺口强化和弱化效应其实是一种蠕变导致的应力重新分布与缺口约束之间作用的平衡。崔伟华等<sup>[12]</sup>研究了 FGH95 平板和缺口小试样的高温持久性能,指出相同净截面下拉伸名义断裂应力分别与名义应力集中因子  $K_t$  和弹性三轴应力因子 TF 呈线性关系。IINO<sup>[13]</sup>针对 304 号不锈钢开展了 650 °C、不同深度双边缺口平板试件蠕变试验,发现蠕变裂纹萌生时间和裂纹萌生位置均与缺口深度密切相关;随后,他利用热重结晶技术得到不同蠕变时间对应的塑性区域,并指出蠕变裂纹萌生位置与塑性区域是否是全局屈服相关。ELLISON 等<sup>[14]</sup>利用 565 °C 下的蠕变中断试验观察了 1Cr-Mo-V 钢、两种宽度的圆棒缺口试件的蠕变裂纹萌生行为,发现初始的微裂纹萌生于缺口根部表面,且微裂纹密度随着蠕变时间的增加趋于饱和;对于尖锐和钝缺口试件,其蠕变裂纹萌生寿命分别占总断裂寿命的 8% 和 13%。CAO 等<sup>[15]</sup>设计了一种新型圆形缺口微型拉伸蠕变 (CNMTC) 试样,通过不同寿命的蠕变中断试验分析了缺口试样蠕变孔洞及微裂纹的演变规律,由此揭示了缺口对蠕变、多轴应力状态对镍基单晶高温合金微观结构演变的影响规律。

上述工作分别研究了缺口的强化与弱化效应、具有不同深度的缺口圆棒与平板试件的蠕变裂纹萌生行为,以及晶体取向和平板厚度对缺口试件的持久性能影响等,主要聚焦于对称结构特征对持久蠕变行为的影响。实际上,高温结构部件存在大量非结构特征细节,这些细节处的非对称载荷状态将更为复杂,目前,关于非对称结构特征伴随着的弯矩作用下的试验研究非常少见。为了揭示上述问题的

机理,本文开展了不同缺口尺寸和缺口深度的单边缺口平板试件蠕变试验,通过观测试件表面及断口形貌,建立了与微观组织特征相关的失效机理,基于耦合损伤的蠕变本构方程对缺口弱化效应进行了力学解释。

## 1 实验

试验用 DZ125 合金主要化学成分如表 1 所示。为了考察非对称缺口伴随着的弯矩作用下的复杂应力状态,本次试验以单边 U 型缺口平板试件为研究对象,通过缺口深度和缺口根部半径的组合,设计了三种类型的缺口试件  $U_1$ 、 $U_2$  与  $U_3$ ;通过采用不同缺口尺寸考察缺口尖锐度和应力集中系数的影响,实际测得试件的平均几何尺寸如图 1 所示,材料定向晶粒的生长方向(L 方向)为平板试样的拉伸方向。

试件  $U_1$  为宽-深缺口试件,其缺口平均深度为 5.05 mm,缺口半径为 1.61 mm。试件  $U_2$  设计为窄-深缺口试件,其平均深度减小为 4.25 mm,缺口半径为 0.89 mm。试件  $U_3$  则设计为窄-浅缺口试件,深度减小为 2.65 mm,而缺口半径尺寸与  $U_2$  相仿,实测平均值为 0.88 mm。本文同时设置了光滑平板试件作为试验对照。本文共开展了四种类型的缺口持久试验,其中  $U_1$  类缺口试件的应力集中程度  $K_t=3.80$ ,  $U_2$  类缺口试件  $K_t=5.23$ ,  $U_3$  类缺口试件  $K_t=4.60$ ,所加载净截面应力范围为 425~560 MPa。

试验前,沿试样的轴向方向以及缺口表面方向,分别用 800~2000 目规格的 SiC 砂纸进行粗磨、细磨和精磨,以尽量排除试件表面加工缺陷的干扰。高温持久试验在机械式高温蠕变持久试验机进行,其型号为 CTM304-A1,最大量程 30 kN,准确度 0.5 级,温度控制精度  $\pm 2$  °C。试验过程中,升温过程的时间控制在 30 min 并预加载一定的预载荷以防膨胀,温度达到 850 °C 后进行无载保温 30

表 1 DDZ125 合金主要化学成分

Table 1 Main chemical components of DZ125 alloy (mass fraction, %)

| C         | Cr      | Co        | W       | Mo      | Al      |
|-----------|---------|-----------|---------|---------|---------|
| 0.07-0.12 | 8.4-9.4 | 9.5-10.5  | 6.5-7.5 | 1.5-2.5 | 4.8-5.4 |
| Ti        | Ta      | B         | Hf      | Ni      |         |
| 0.7-1.2   | 3.5-4.1 | 0.01-0.02 | 1.2-1.8 | Bal.    |         |

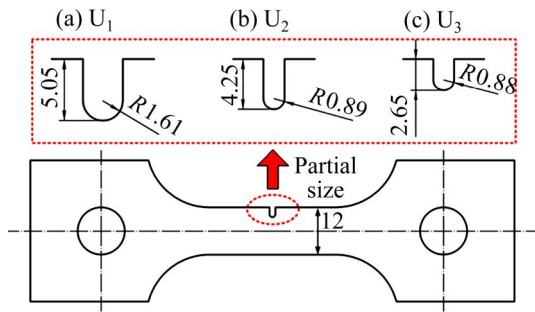


图1 缺口平板试件局部尺寸示意图

Fig. 1 Schematic diagram of partial size of notched flat specimen (Unit: mm)

min, 随后加机械载荷。

考虑到DZ125合金沿L方向在850℃时屈服极限为825 MPa, 初始蠕变载荷加载之后所有试件的缺口局部均处于弹塑性应力-应变状态。考虑到平板试件宽度一定时, 缺口深度越大、半径越小则缺口越尖锐, 因此, 本文将缺口尖锐度定义为缺口深度/缺口半径, 其值可以通过图1中的缺口尺寸计算得到。基于笔者建立的耦合K-R蠕变损伤的Chaboche黏塑性本构理论<sup>[16]</sup>, 本文开展了拉伸各蠕变过程的力学响应模拟。

为了分析DZ125合金试件断口形貌、裂纹起裂特征以及缺口周边不同位置处的微观组织形貌, 应用日本电子公司生产的扫描电子显微镜JSM-6010LA进行观测。经历试样截取、镶样、研磨、抛光及化学腐蚀(5 mL H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>+150 mL HCL+20 g 无

水CUSO<sub>4</sub>+80 mL蒸馏水)之后, 其中组织观测区域如图2所示, 分别是缺口根部的A区域, 距离缺口根部距离约为0.5 mm的B区域, 以及偏离缺口平分线45°方向缺口表面C区域。

表2所列本文为开展的三种缺口试件和光滑平板试件的持久试验的结果, 所加载净截面应力范围为425~560 MPa。为揭示蠕变过程中裂纹扩展规律及微观组织相关的裂纹萌生机理, 选取25#U3型缺口试件开展50 h的蠕变中断试验。本文采用型号为DK7763的中走丝线切割机对断口试样进行截取, 随后将断口试样沉浸在含丙酮的烧瓶中, 再置于装水的超声波洗涤器对其进行10~15 s的清洗。图3所示为试件的原始微观组织形貌。图3(a)所示为横向剖面的微观组织, 可清晰地观察到晶界、共晶组织和少量的碳化物, 不同晶粒其立方 $\gamma'$ 相取向存在一定的取向差。图3(b)所示为纵向剖面中枝晶

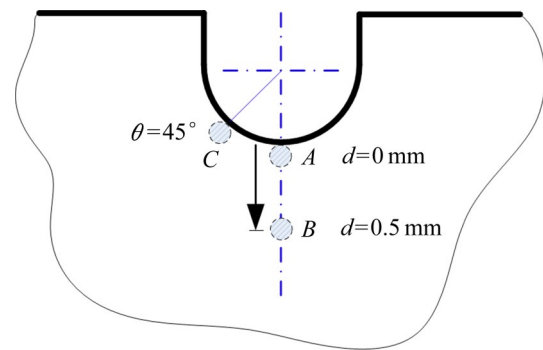


图2 缺口根部典型位置示意图

Fig. 2 Schematic diagram of typical position

表2 DZ125 平板试件蠕变试验矩阵

Table 2 Creep test matrix of flat specimen of DZ125 (850℃, L-orientation)

| Specimen type  | Specimen No. | $\sigma_{net}$ /MPa | Notch sharpness ratio | Stress rupture life/h | Fracture type |
|----------------|--------------|---------------------|-----------------------|-----------------------|---------------|
| Smooth         | 9            | 480                 | 0                     | 103.98                | Rupture       |
|                | 27           | 525                 | 0                     | 44.51                 | Rupture       |
|                | 28           | 450                 | 0                     | 213.00                | Rupture       |
| U <sub>1</sub> | 1            | 560                 | 3.14                  | 0.75                  | Rupture       |
|                | 2            | 520                 | 3.14                  | 1.52                  | Rupture       |
|                | 3            | 480                 | 3.14                  | 10.87                 | Rupture       |
| U <sub>2</sub> | 4            | 560                 | 4.78                  | 0.15                  | Rupture       |
|                | 8            | 450                 | 4.78                  | 5.90                  | Rupture       |
|                | 26           | 425                 | 4.78                  | 24.49                 | Rupture       |
| U <sub>3</sub> | 7            | 450                 | 3.01                  | 85.15                 | Rupture       |
|                | 10           | 520                 | 3.01                  | 13.60                 | Rupture       |
|                | 12           | 480                 | 3.01                  | 29.03                 | Rupture       |
|                | 25           | 450                 | 3.01                  | 50.00                 | Interrupt     |

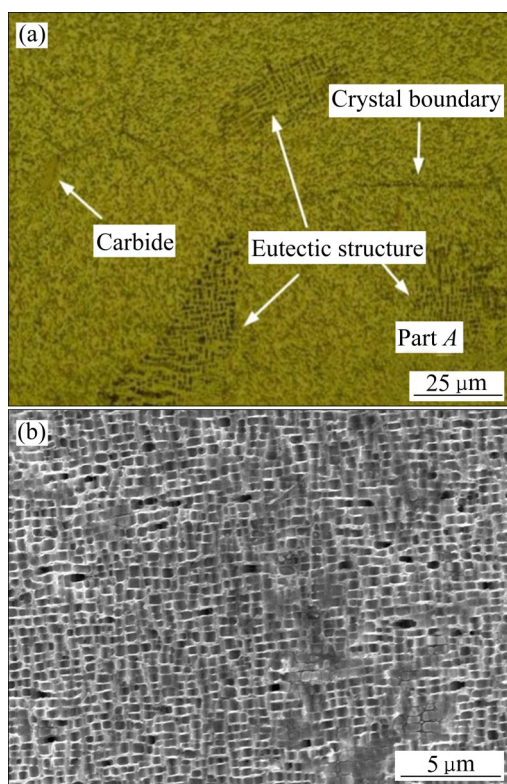


图3 DZ125合金微观组织形貌的SEM像

Fig. 3 SEM images of microstructure morphology of DZ125: (a) Transverse section structure; (b) Longitudinal section structure

干组织的形貌，其中基体相 $\gamma$ 相为图中白色区域，而沉淀相 $\gamma'$ 相为图中成格子状的灰色区域；格子的宽度大致为 $0.6\ \mu\text{m}$ ，其体积分数大致为60%；共晶组织区域 $\gamma'$ 形态较不均匀，与枝晶干中 $\gamma'$ 相相比更加粗大，其尺寸约为 $1.2\ \mu\text{m}$ 。

## 2 持久寿命的缺口弱化效应分析

为了分析缺口对持久性能的影响，得到持久寿命数据曲线如图4所示，其中分别包含了DZ125合金棒状试件<sup>[17]</sup>在 $850\ ^\circ\text{C}$ 时的持久寿命曲线。由图4可知，本次开展的光滑平板试件其持久性能弱于棒状试件； $U_1$ 类缺口试件的持久寿命范围为 $0.75\sim 10.9\ \text{h}$ ， $U_2$ 类缺口试件的寿命范围为 $0.15\sim 24\ \text{h}$ ， $U_3$ 类缺口试件的寿命范围为 $14\sim 85.2\ \text{h}$ ；部分 $U_1$ 类与 $U_2$ 类缺口试件存在较短的持久寿命；缺口对持久性能的影响呈现出一致的缺口弱化现象，且缺口尖锐度越大，其弱化程度越严重。

由图4(a)中分别算得五条数据曲线的斜率： $U_1$ 为 $-8.91$ ， $U_2$ 为 $-5.90$ ， $U_3$ 为 $-0.82$ ，光滑平板为 $-0.36$ ，光棒为 $-0.21$ 。本文采用寿命削弱量来表征三类缺口试件的持久寿命弱化效应，亦即应力发生同等变化条件下，持久寿命相比初始应力下取值的改变百分比。算得当应力水平同样增加 $50\ \text{MPa}$ 时， $U_1$ 、 $U_2$ 和 $U_3$ 类缺口试件的寿命削弱量分别为80.91%、83.31%和74.67%，而光滑平板试件和光棒试件的寿命削弱量分别为66.58%和53.75%。可以认为，缺口试件的持久寿命对应力的敏感性更高，且缺口深度越大其敏感性越强。图4(b)所示为相同或相近净截面应力条件下不同缺口尖锐度对应的持久寿命，其中净截面应力范围为 $450\sim 520\ \text{MPa}$ 。由此可知，在一定的应力范围下，DZ125合金试件持久性能的缺口弱化程度将随着缺口尖锐度

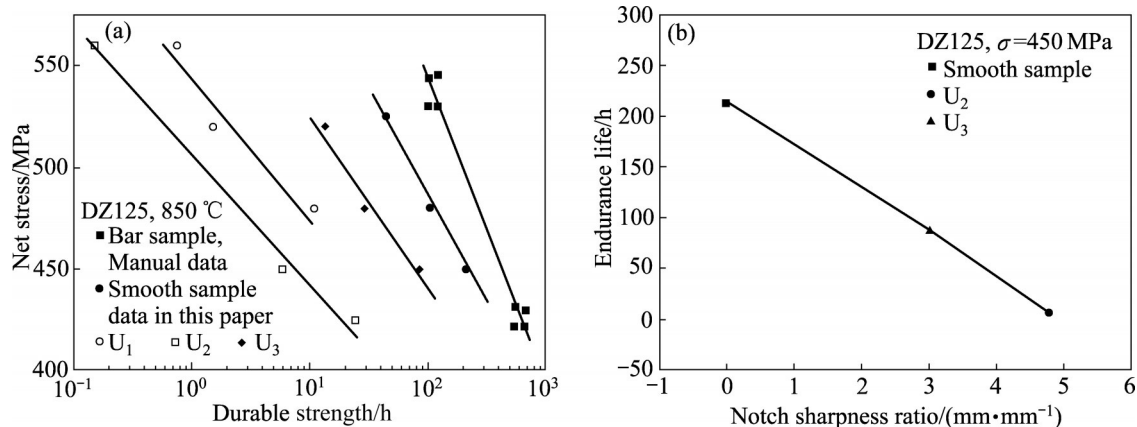


图4 缺口持久数据对比和净截面应力为 $450\ \text{MPa}$ 时缺口持久寿命同尖锐度的关系

Fig. 4 Comparison of notch endurance data(a) and relationship between notch endurance life and sharpness with net cross-sectional stress of  $450\ \text{MPa}$ (b)

的增加而增大。

### 3 缺口局部应力松弛行为

#### 3.1 缺口局部的初始应力分布

图5所示分别对DZ125合金的拉伸过程和蠕变过程的模拟结论,发现已有的试验数据和有限元模拟得到的数据基本吻合,证明了有限元分析所采用的黏塑性蠕变本构理论的准确性。图6讨论了试验加载结束后试件截面的应力分布情况,图6(a)所示为单边缺口试件的整体有限元模型,其中A表面为固定表面,B表面为载荷施加表面,C表面为施加Z向约束表面,顶部销和底部销同试件定义为面-面的硬接触,采用小滑移模式,下销钉固定,上销钉为施加载荷的部件。图6(b)所示为加载结束后三类缺口试件截面应力分布情况,可见在450 MPa加载应力下,缺口深度较大的 $U_1$ 类缺口试件在截面

下部承受压应力,而 $U_2$ 与 $U_3$ 类缺口试件缺口深度较小,其截面下部仍承受拉应力。造成上述现象的原因是:由于缺口试件设置为单边缺口,且 $U_1$ 类缺口试件的缺口深度较大,几乎占平板试件宽度的一半,故在试件两端施加均布的拉伸载荷时,会产生明显的弯矩使试件截面下部承受压应力,且缺口越深弯矩作用越明显,对应压应力越大,而 $U_2$ 与 $U_3$ 类缺口试件由于缺口较浅,因而弯矩作用不明显,试件截面下部则仍承受拉应力。

#### 3.2 缺口局部的应力松弛情况

图7所示分别展示了缺口试件在480 MPa拉伸加载后的应力云图及应力分布规律,以及蠕变10 h后的应力云图与应力分布规律。图7(a)和(b)所示分别为480 MPa拉伸加载后及480 MPa拉伸加载并蠕变10 h后的应力云图,可见随着载荷水平提升,缺口根部区域蠕变变形累积行为突出,使得由缺口根

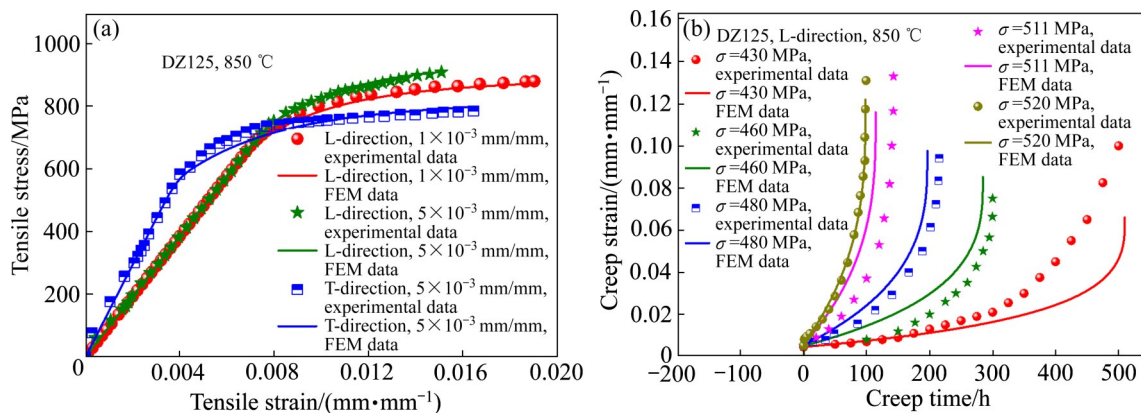


图5 DZ125合金的拉伸过程模拟和蠕变过程模拟

Fig. 5 Simulation of tensile process(a) and simulation of creep process(b) of DZ125

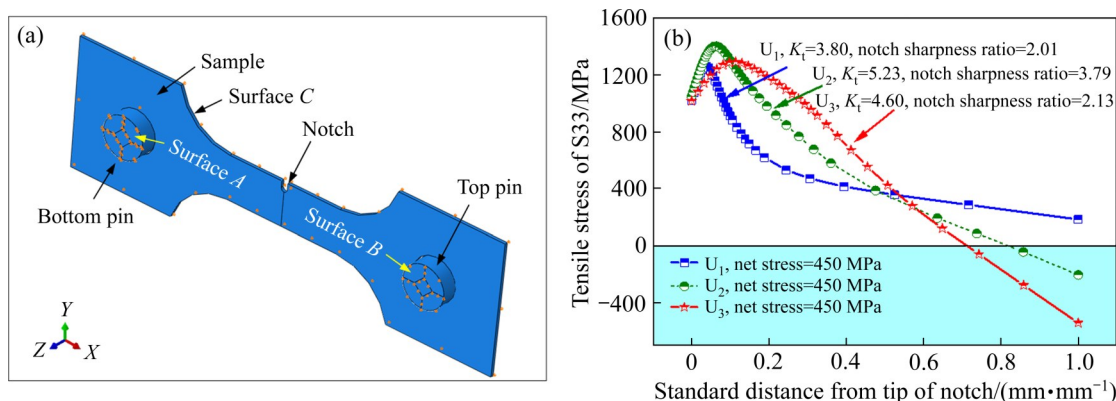


图6 缺口试样的有限元模型和加载结束后三类缺口试件截面应力分布情况

Fig. 6 Finite element model of notched specimen(a) and cross-sectional stress distributions of three types of notched specimens after tensile loading(b)

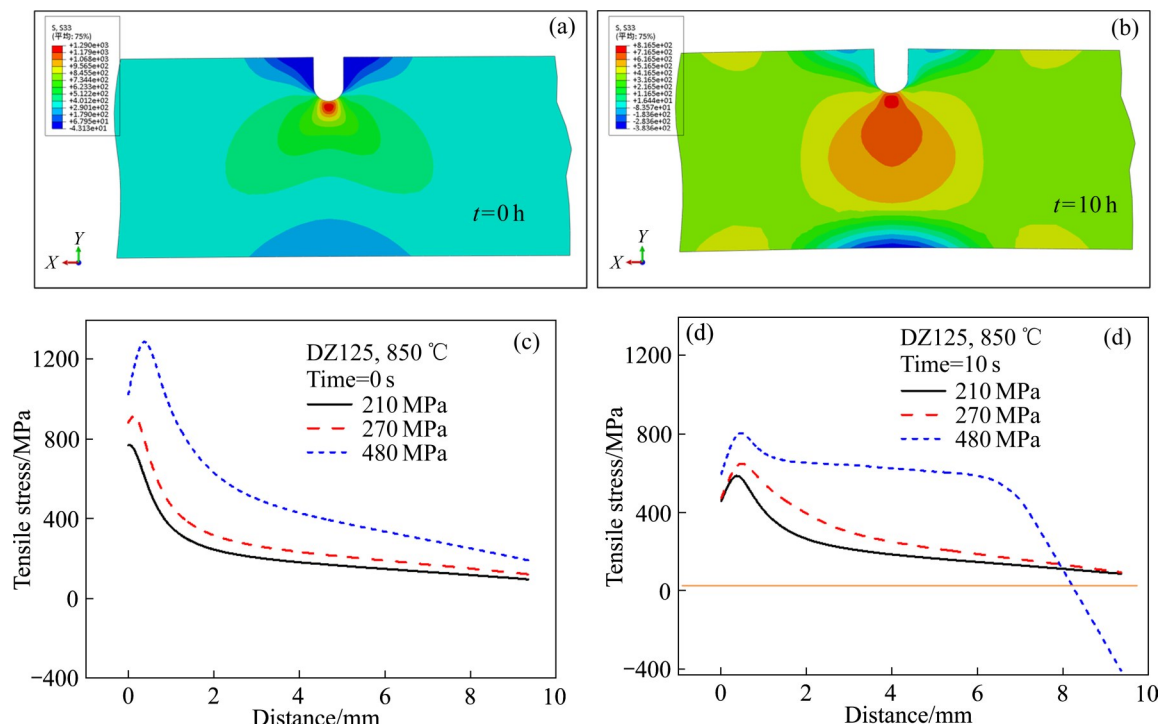


图7 480 MPa拉伸加载后应力云图、480 MPa拉伸加载并蠕变10 h后云图、不同应力加载水平对应拉伸后的应力分布规律以及不同应力加载水平对应蠕变10 h后的应力分布规律

Fig. 7 Stress cloud diagram after tensile loading of 480 MPa(a), stress cloud diagram after 10 h creep loading of 480 MPa (b), stress distribution rules after initial tensile loading(c), and stress distribution rules after 10 h creep loading(d)

部附加弯矩导致的压应力更为显著。由于缺口根部大部分区域长期处于高于480 MPa的载荷水平，这部分材料所承受的蠕变损伤将高于净截面应力，从而较早地萌生、扩展并连接成线蠕变裂纹，进而导致缺口弱化效应的发生。图7(c)和(d)所示分别为不同应力加载水平对应拉伸后以及对应蠕变10 h后的应力分布规律。由图7(d)可知，10 h蠕变保载后，截面应力为480 MPa的缺口试件其高应力区域深度达7 mm，且试件底端小部分区域为压应力状态。由此可见，缺口局部的弹塑性状态直接影响着拉伸应力的松弛规律，处于塑性区域的材料其承载能力下降、应力松弛速率快且高应力区域载荷分布较为均匀。

## 4 蠕变组织特征与断裂机理

### 4.1 蠕变期间组织演化

图8所示为850 °C、450 MPa下28号光滑试件和7号U<sub>3</sub>缺口试件在缺口根部不同区域的组织形貌

特征。28号光滑试件的持久寿命为213 h，由图8(a)可见，原本立方结构的 $\gamma'$ 沿垂直于应力轴方向生长并开始相互连接，发生了一定程度的组织筏化；筏状 $\gamma'$ 相的厚度约为0.8  $\mu\text{m}$ ，相比原始组织略有增加。7号U<sub>3</sub>缺口试件的持久寿命为85 h，图8(b)~(d)分别展示了缺口根部A、B和C区域的组织形貌特征，发现图8(b)和(c)中的 $\gamma'$ 相沿着垂直于最大主应力的方向生长，均发生了一定程度的筏化，但图8(d)中的 $\gamma'$ 相无明显筏化特征。这可以解释为：由于蠕变时间较长，且缺口根部的A区域与B区域存在较明显的应力集中，使得组织筏化现象较为明显；而C区域偏离缺口平分线45°且位于缺口表面，该区域无明显的应力集中且最大主应力不再平行于外载方向，因此该区域组织无明显演化形貌。

### 4.2 蠕变裂纹分布规律

图9(a)~(d)分别展示了12号与28号光滑试件及7号与12号U<sub>3</sub>类缺口试件的微笑蠕变裂纹萌生同材料微结构之间的关系，发现基体组织中的 $\gamma'$ 相发生

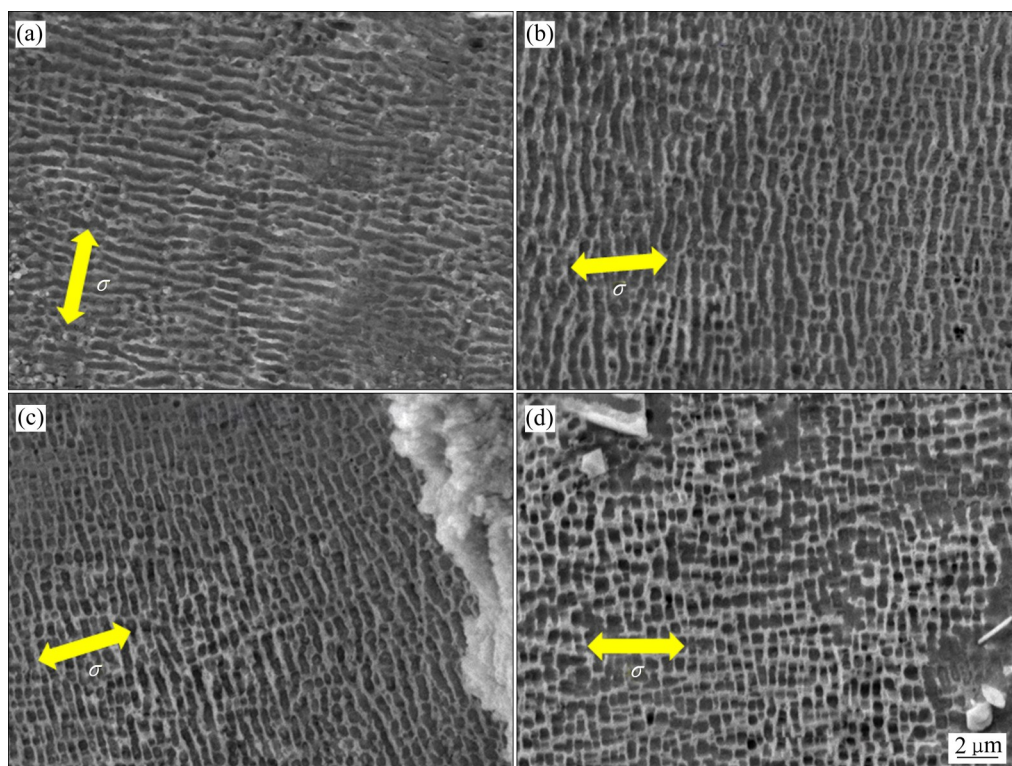


图 8 平板试件持久断裂后表面组织形貌的 SEM 像

**Fig. 8** SEM images of surface structure morphology of flat specimen after persistent fracture: (a) 28<sup>#</sup> specimen; (b) Area A of 7<sup>#</sup> specimen; (c) Area B of 7<sup>#</sup> specimen; (d) Area C of 7<sup>#</sup> specimen

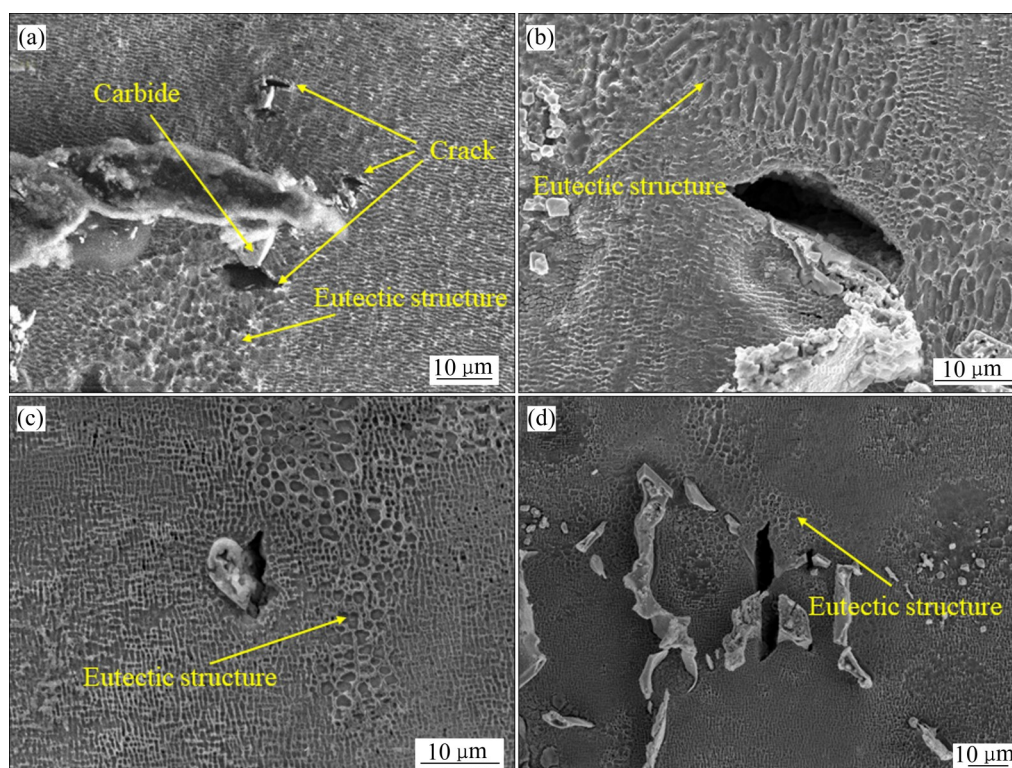


图 9 平板试件裂纹萌生和扩展起裂规律的 SEM 像

**Fig. 9** SEM images of crack initiation and propagation initiation law of flat specimen: (a) 12<sup>#</sup> specimen, 480 MPa, 104 h; (b) 28<sup>#</sup> specimen, 450 MPa, 213 h; (c) 7<sup>#</sup> specimen, 450 MPa, 85 h; (d) 12<sup>#</sup> specimen, 480 MPa, 29 h

了一定程度的筏化。且经观察可知,四种试件的微裂纹主要萌生于三种位置:1)碳化物同两相组织相嵌处;2)粗大的共晶组织同基体组织交界处;3)蠕变第三阶段,筏化的 $\gamma'/\gamma$ 两相界面之间萌生微裂纹。随后微裂纹沿垂直于应力轴方向扩展,此即DZ125合金光滑试件与缺口试件持久破坏的断裂机制。

图10(a)所示为25号试件在蠕变50 h中断时的表面裂纹特征,可见试件表面裂纹主要分布在缺口尖端及附近区域,所有裂纹均沿着垂直于拉伸载荷方向,并呈现出连接成一条线的趋势。缺口表面有两条长裂纹,一条沿缺口平分线方向扩展,另一条则位于缺口表面偏离中心线 $30^\circ$ 方向,这两条裂纹均由缺口表面向内部扩展。图10(b)所示为25号试件缺口表面的俯视图,可以看到蠕变过程中缺口根部发生了明显的颈缩,偏离缺口平分面一定角度处有一条沿着厚度方向贯通的主裂纹。同时,缺口表面靠近底部的区域萌生并扩展了大量的蠕变二次裂纹。在裂纹扩展路径上,蠕变裂纹既从棱边扩展,

同时也从缺口底部向表面扩展,各二次裂纹方向一致并呈连通的趋势。

图11所示为三种缺口试件持久破坏后蠕变主裂纹的起裂位置,可见各试件主裂纹的起裂位置均偏离缺口平分面一定角度。笔者利用数值手段研究了DZ125合金缺口试件在蠕变过程中的应力-应变响应<sup>[17]</sup>,发现初始时刻缺口表面区域的最大主应变无明显集中,但Mises应力最大值偏移缺口平分面一定角度,蠕变一定时间后,缺口表面Mises应力发生松弛且分布均匀,最大主应变则在偏离一定角度处发生明显集中。因而,初始Mises应力集中处在蠕变过程中最大主应变发生集中,进而成为缺口试件持久破坏主裂纹的起裂位置。

图12所示为三类缺口试件持久破坏(中断试验)后的缺口表面俯视图,可见试件表面裂纹主要分布在缺口尖端及附近区域,可以解释为缺口根部应力集中造成了上述现象。另外观察到距离缺口尖端一定距离处生成了不同长度的微裂纹,它们主要萌生于相邻枝晶间的链状碳化物和共晶组织处,且这些

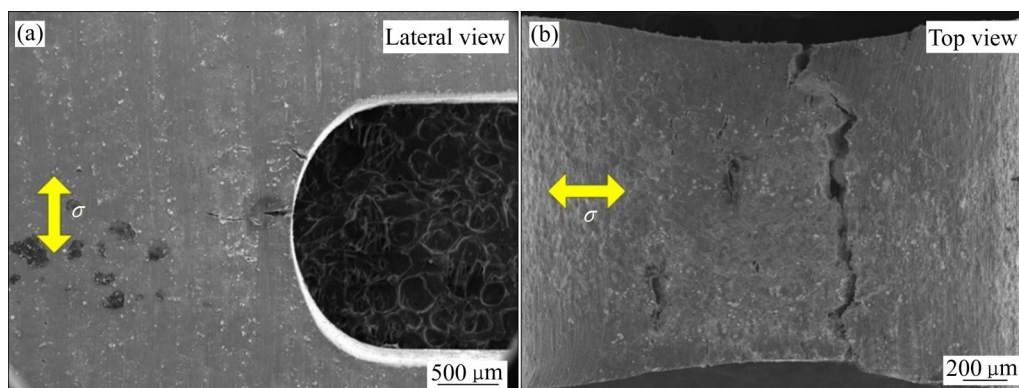


图10  $U_3$ 型缺口试件蠕变裂纹萌生和扩展规律的SEM像

Fig. 10 SEM images of creep crack initiation and propagation law of  $U_3$ -type notched specimen (25<sup>#</sup> specimen,  $\sigma_{net}=450$  MPa, interrupted at 50 h): (a) Side view; (b) Top view

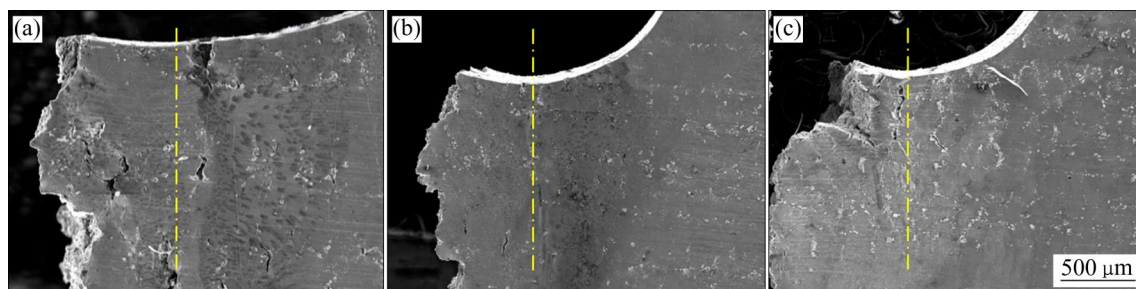


图11 缺口试件持久破坏主裂纹的起裂位置的SEM像

Fig. 11 SEM images of initiation position of main crack for long-lasting failure of notched specimen: (a)  $U_1$ ; (b)  $U_2$ ; (c)  $U_3$

裂纹在相邻枝晶间区域的密度要明显大于其他区域, 可以解释为: 由合金铸造导致的枝晶干/枝晶间周期性分布使得蠕变裂纹更多地萌生于相邻枝晶间区域, 同时蠕变裂纹萌生是缺口根部应力集中和枝晶间组织缺陷共同作用的结果。

### 4.3 持久断口形貌

图 13 所示分别为光滑试样和缺口试样持久断口在扫描电镜下的宏观形貌。由图 13(a)可见, 光滑试样断口表面凹凸不平, 并可清晰看到断口表面存在一定数量的孔洞和明显的氧化痕迹。根据断口形貌的不同, 主要可分为三个区: 1) 中心纤维状区; 2) 向外的裂纹扩展区; 3) 最外层的剪切唇区。其中裂纹扩展区和剪切唇区域均很小。由图 13(b)可见, 尽管 1 号缺口试样持久断口同样包含纤维状区、裂纹扩展区和剪切唇区, 但其纤维状区不再位于试件中心而是位于缺口一侧, 所占面积约为 1/2。蠕变裂纹沿着缺口根部的上表面向下和向右的扩展而形成大剪切平面。这一蠕变损伤机演化机理的改

变与缺口喉道截面的应力状态有关。本文第 4 小节揭示了蠕变过程中附加弯矩对缺口截面应力分布的影响, 相比初始状态, 单边缺口截面底部区域出现大范围的压应力区域。对比图 13(b)中缺口根部的纤维区及底部的大剪切平面特征, 可证实单边缺口带来的附加弯矩加剧了缺口根部附近区域拉伸蠕变变形的累积过程, 底部压应力区则只发生了大平面的剪切运动, 并未发生显著的拉伸蠕变行为。

## 5 结论

1) 通过与光滑试件持久寿命的对比, 非对称缺口对持久性能呈现出一致的弱化效应, 且缺口尖锐度越大, 其弱化程度越严重。缺口试件的持久寿命对应力的敏感性相比于光滑试件更高, 且缺口深度越大其敏感性越强。

2) 相比枝晶干区域, 枝晶间组织存在的链状碳化物和共晶组织等组织缺陷更多, 导致蠕变过程中裂纹更多的萌生于枝晶间区域。而缺口试件存在应

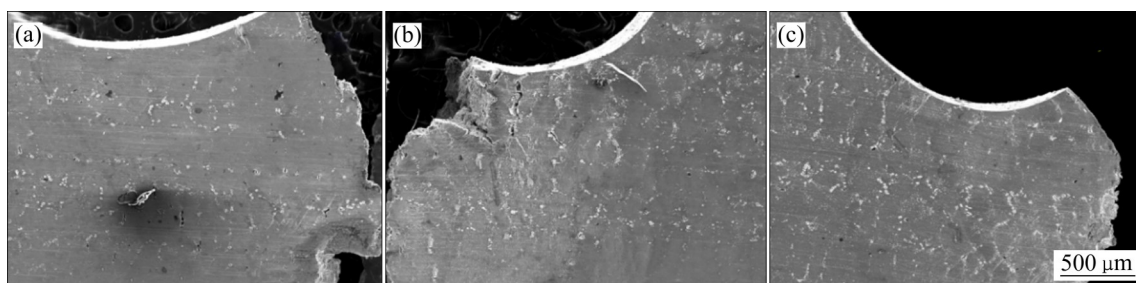


图 12 缺口试件持久破坏的缺口表面俯视图

Fig. 12 Top view of notched surface of notched specimen with permanent damage (SEM image): (a)  $U_1, 3^\#$  specimen; (b)  $U_3, 7^\#$  specimen; (c)  $U_3, 12^\#$  specimen

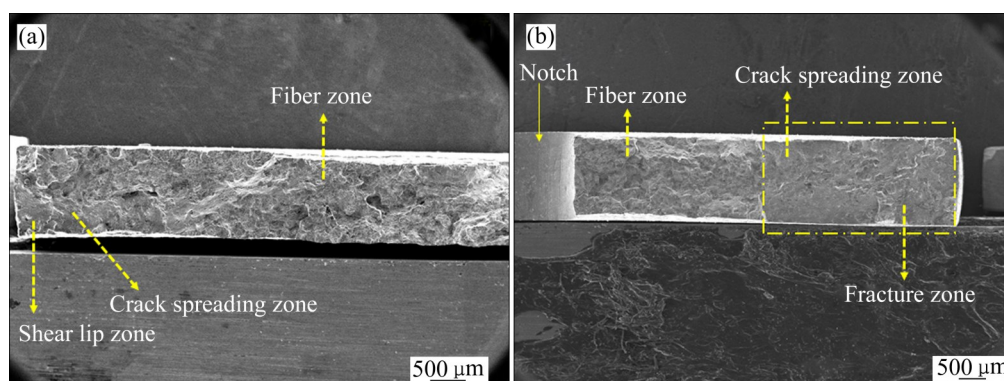


图 13 光滑和缺口平板试件断口形貌对比的 SEM 像

Fig. 13 Comparison of SEM images of fracture morphologies of smooth and notched flat specimens: (a) Smooth specimen; (b) Notched specimen

力梯度时,蠕变裂纹萌生则是缺口根部应力集中和枝晶间组织缺陷共同作用的结果。

3) 单边缺口对蠕变损伤机演化机理的改变与缺口喉道截面的应力状态有关。与初始蠕变状态相比,单边缺口截面根部呈现出大范围均匀分布的高拉应力,而底部区域出现压应力区域,这与缺口截面纤维区及底部大剪切平面特征相印证。因此,单边缺口带来的附加弯矩加剧了缺口根部附近区域拉伸蠕变变形的累积过程,改变了蠕变断裂机制。

## REFERENCES

- [1] 梁爽,田素贵,刘智鑫,等.含Mo单晶镍基合金的高温蠕变及损伤行为[J].中国有色金属学报,2017,27(5):911-919.  
LIANG Shuang, TIAN Su-gui, LIU Zhi-xin, et al. Creep and damage behavior of containing Mo nickel-based single crystal superalloy at high temperature[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(5): 911-919.
- [2] HU Xiao-an, ZHANG Qiang, JIANG Yun, et al. The effect of cyclic loading on the creep fatigue life and creep strength of a DS superalloy: Damage mechanism and life modeling [J]. International Journal of Fatigue, 2020, 134: 105452.
- [3] GUO Zi-xu, SONG Zi-yuan, FAN Jun, et al. Experimental and analytical investigation on service life of film cooling structure for single crystal turbine blade[J]. International Journal of Fatigue, 2021, 150: 106318.
- [4] 舒畅,程铭,许煜,等.航空发动机压气机叶片外物损伤规律研究[J].机械工程学报,2019,55(13):87-94.  
SHU Chang, CHENG Ming, XU Yi, et al. Study on foreign object damage regular pattern of aero engine compressor blades[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2019, 55(13): 87-94.
- [5] OMPRAKASH C M, KUMAR A, KAMARAJ M, et al. Measurement of local creep strain in the notch region using AC potential drop technique[J]. Measurement, 2019, 145: 500-502.
- [6] CAO L, THOME P, JÁCOME L A, et al. On the influence of crystallography on creep of circular notched single crystal superalloy specimens[J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 782: 139255.
- [7] ZHAO L, ALANG N, NIKBIN K. Investigating creep rupture and damage behaviour in notched P92 steel specimen using a microscale modelling approach[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2018, 41: 456-472.
- [8] KAKEHI K. Effect of plastic anisotropy on the creep strength of single crystals of a nickel-based superalloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2000, 31(2): 421-430.
- [9] CASSENTI B, STAROSELSKY A. The effect of thickness on the creep response of thin-wall single crystal components[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 508(1/2): 183-189.
- [10] YU Q, WANG Y, WEN Z, et al. Notch effect and its mechanism during creep rupture of nickel-base single crystal superalloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 520(1/2): 1-10.
- [11] GANDHI C, RAJ R. Micromechanisms of creep crack growth in nickel-based superalloys[C]// SADANANDA K, RATH B B, MICHEL D J, eds. Micro and Macro Mechanics of Crack Growth, Conference Proceedings. [S. l.]: The Metallurgical Society of AIME, USA, 1981: 131-136.
- [12] 崔伟华,岳珠峰,温志勋. FGH95 缺口小试样高温拉伸和蠕变断裂性能[J].材料科学与工程学报,2008,26(2):239-244,263.  
CUI Weihua, YUE Zhu-feng, WEN Zhi-xun. Development of tensile and creep properties for FGH95 little notched specimens at high temperature[J]. Journal of Materials Science and Engineering, 2008, 26(2): 239-244, 263.
- [13] IINO Y. Creep plastic zone and crack initiation in double edge notched specimens of 304 stainless steel at 650 °C [J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 483/484: 502-505.
- [14] ELLISON E, KOBAYASHI M. Some observations on creep crack initiation from notches[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 1992, 15(6): 585-594.
- [15] CAO L, BÜRGER D, WOLLGRAMM P, et al. Testing of Ni-base superalloy single crystals with circular notched miniature tensile creep (CNMTC) specimens[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 712: 223-231.
- [16] HUANG Jia, SHI Duo-qi, YANG Xiao-guang, et al. Effect of multi-axial stress state on creep behavior and stress rupture life of a Ni-based DS superalloy[J]. Computational Materials Science, 2014, 85(4): 20-31.
- [17] 于慧臣,吴学仁.航空发动机设计用材料数据手册:第四册[M].北京:航空工业出版社.2010.  
YU Hui-chen, WU Xue-ren. Material data manual for aircraft engine design: Volume 4[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2010.

## Single-edge notched creep behavior of Ni-based superalloy DZ125

HUANG Jia<sup>1</sup>, HE Zhen-zhuo<sup>1</sup>, DAI Ting<sup>1</sup>, YANG Xiao-guang<sup>2</sup>, SHI Duo-qi<sup>2</sup>, SUN Yan-tao<sup>3</sup>

(1. School of Aeronautics and Astronautics, Central South University, Changsha 410083, China;

2. School of Energy and Power Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China;

3. Beijing Aeronautical Engineering Technical Research Center, Beijing 100076, China)

**Abstract:** In order to study the problem of creep persistence under complex stress conditions caused by the asymmetric structure characteristics, this paper performed creep tests on single-edge notched flat specimens of Ni-based superalloy DZ125, and revealed the weakening effect of the endurance performance under the action of the asymmetric structure characteristics. According to the analysis of the crack initiation mechanism of the notched specimens, it is found that the creep crack initiation at the root of the notch is due to both the stress concentration at the root of the notch and the structural defects between the dendrites. Based on the visco-plastic constitutive theory coupled with K-R creep damage law, the completely different stress distribution characteristics of the notch root section after loading and creep relaxation is revealed. Combined with the observed crack initiation and fracture morphology of specimens, the additional bending moment caused by the single-edge notched specimen aggravates the plastic deformation accumulation process area near the notch root. At the same time, the compressive stress area on the bisector of the notch can be better related to the instantaneous fracture characteristics of the fracture.

**Key words:** Ni-based superalloy; single-edge notched specimen; creep rature life; creep constitutive; failure mechanism

**Foundation item:** Projects(2021JJ40741, 2020JJ5681) supported by the Natural Science Foundation of Hunan Province, China; Project(2021zzts0911) supported by the Fundamental Research Funds for the Central Universities of Central South University, China

**Received date:** 2021-07-15; **Accepted date:** 2021-09-28

**Corresponding author:** DAI Ting; Tel: +86-731-88830945; E-mail: daiting90@csu.edu.cn

(编辑 何学锋)