

引用格式: 吴佳慧, 曹铁山, 许巍, 等. DD10 单晶合金高温持久断裂损伤特征及薄壁效应[J]. 航空材料学报, 2025, 45(5): 102-111.

WU Jiahui, CAO Tieshan, XU Wei, et al. High-temperature stress rupture damage characteristics and thin-wall effect of DD10 single crystal alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(5): 102-111.

DD10 单晶合金高温持久断裂损伤特征及薄壁效应

吴佳慧¹, 曹铁山¹, 许巍², 陈家万¹, 曹腊梅²,
张悦², 程从前¹, 赵杰^{1*}

(1. 大连理工大学材料科学与工程学院, 辽宁大连 116024; 2. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095)

摘要: 在 1000 °C/200 MPa、1100 °C/100 MPa 条件下开展两种壁厚 DD10 合金的持久强度实验, 分析不同壁厚试样的持久损伤特征及薄壁效应原因。结果表明: 在 1000 °C/200 MPa 和 1100 °C/100 MPa 条件下, 较薄试样相比较厚试样持久寿命显著降低, DD10 合金呈现薄壁效应。由氧化引起的有效承载面积降低虽在一定程度上加速试样的蠕变进程, 但所引起的不同壁厚试样有效应力变化小于 6%, 氧化导致的有效应力变化不是薄壁效应出现的主要因素。通过对断口表面和纵截面的微观结构观察, 可以发现在两种条件下, 较薄试样中空洞及裂纹尺寸均小于较厚试样; 应力强度因子 K 与裂纹长度 l 的关系表明, 同尺寸裂纹处于不同壁厚试样中, 试样越薄其裂纹尖端应力强度因子越大, 裂纹越容易发生进一步扩展。由此推断出, 试样越薄, 裂纹失稳扩展的临界尺寸越短, 不同壁厚试样裂纹失稳扩展的临界尺寸的差异是薄壁效应的重要原因之一。

关键词: 镍基单晶高温合金; 持久断裂; 损伤; 薄壁效应

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2024.000084

CSTR: 32420.14.j.issn.1005-5053.2024.000084

中图分类号: V252.2

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2025)05-0102-10

High-temperature stress rupture damage characteristics and thin-wall effect of DD10 single crystal alloy

WU Jiahui¹, CAO Tieshan¹, XU Wei², CHEN Jiawan¹, CAO Lamei²,
ZHANG Yue², CHENG Congqian¹, ZHAO Jie^{1*}

(1. School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, Liaoning, China; 2. AECC Beijing institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: Stress rupture tests are conducted on DD10 alloy specimens with two distinct wall thicknesses at conditions of 1000 °C/200 MPa and 1100 °C/100 MPa. The stress damage characteristics of these specimens and the reasons for the thin-wall effect are analysed. The findings reveal that, under both test conditions, the stress rupture life of thinner specimens is markedly shorter compared to thicker ones, indicating a pronounced thin-wall effect in DD10 alloy. Although the reduction in effective bearing area due to oxidation does expedite the creep process to some extent, the variation in effective stress increase across different wall thicknesses is minimal, within a range of just 6%. This suggests that the augmentation in effective stress stemming from oxidation is not the primary catalyst behind the thin-wall effect. Microstructural observations of the surface and longitudinal sections of the fracture reveal that, under both test conditions, the cavities and cracks in thinner specimens are smaller in size than those in thicker specimens. Furthermore, the relationship between the stress intensity factor (K) and crack length (l) indicates that, for cracks of equivalent size in specimens with varying wall thicknesses, thinner specimens exhibit a higher stress intensity factor at the crack tip, rendering the crack more prone to propagation. Consequently, thinner specimens have a shorter critical size for crack instability expansion. The disparity in this critical size among specimens with different wall thicknesses is pinpointed as a crucial factor contributing to the thin-wall effect.

Key words: nickel-based single crystal superalloy; stress rupture; damage; thin-wall debilit

镍基单晶高温合金广泛应用于航空发动机涡轮叶片,其具有良好的蠕变性能和抗高温氧化性^[1]。为了提高航空发动机的推重比并改善其冷却效果,科研人员提出减小叶片壁厚的措施。然而,壁厚的减小会导致试样的蠕变应变速率增加以及蠕变寿命降低,即薄壁效应^[2-8]。

研究人员在不同类型的镍基高温合金中发现薄壁效应,如 M247LC、DD6、DD5、DZ125、DS200 等^[4-6,9-10]。有的研究人员将薄壁效应的产生归因于高温氧化,认为在蠕变过程中,合金内、外表面形成不具有承载能力的氧化层,并诱发近表层形成一定宽度的低性能无 γ' 相区,使得薄壁试样有效承载面积严重降低,造成合金性能劣化^[11-12]。Seetharaman 等^[13]证实无涂层 PWA1484 合金微型板状样品在 760 °C/758 MPa 条件下厚度与蠕变断裂寿命之间存在薄壁效应,当样品厚度从 3.18 mm 减少到 0.38 mm,样品的蠕变断裂寿命急剧下降 60%。

然而,薄壁效应产生的机理比较复杂。Seetharaman 等^[13]虽然在 760 °C 下观察到无涂层 PWA1484 合金的薄壁效应,但在 871 °C 和 982 °C 下发现测试的样品厚度对蠕变断裂寿命的影响较小,这意味着升高实验温度会促进氧化但不会增大薄壁效应。Hüttner 等^[14]研究 René N5 合金的蠕变行为时发现,有涂层和无涂层样品均存在薄壁效应,只是试样厚度对无涂层样品的影响更为显著。Mora-García 等^[15]研究在空气中 980 °C/150 MPa 条件下镀有 Ta 的 NiCoCrAl 单晶和多晶镍基高温合金蠕变行为时,发现涂层对两种高温合金的抗蠕变性能贡献可忽略不计,但两种覆有涂层的合金均存在薄壁效应。Brunner 等^[9]开展了 M247LC 单晶高温合金在真空和空气环境下的蠕变测试,结果表明样品在非氧化的真空环境和氧化的空气环境中均存在薄壁效应。由上所述可知,不同壁厚试样的蠕变行为差异并不能简单归因于氧化造成的有效承载面积损失,还应考虑合金内截面损伤(如空洞、裂纹)及组织劣化(第二相尺寸、形态)等因素^[16]。

基于此,本工作以 DD10 单晶镍基高温合金为研究对象,设计不同壁厚的板形试样,测试持久强度,重点研究截面和表面形貌,以此分析不同壁厚试样在持久过程中的微观组织及损伤特征,研究镍基单晶高温合金薄壁效应产生机理。此外,本工作还对不同壁厚试样裂纹、空洞尺寸以及氧化造成的

有效应力增加开展定量分析。

1 实验材料与方法

实验材料所用的 DD10 合金是采用真空定向凝固炉制备,在高温梯度条件下沿 [001] 取向对单晶镍基高温合金 DD10 进行定向凝固。最终热处理工艺为: 1300 °C/1 h, 1310 °C/1 h, 1320~1330 °C/6 h, AC+1150 °C/4 h, AC+870 °C/24 h, AC。其化学成分如表 1 所示。

表 1 DD10 合金化学成分(质量分数/%)
Table 1 Chemical composition of DD10 superalloy
(mass fraction/%)

Cr	Mo	W	Re	Ta	Al	Co	Hf	C	Ni
4.30	1.50	6.60	6.00	7.70	5.40	12.60	0.20	0.020	Bal.

热处理后,将 DD10 镍基单晶高温合金沿 [001] 方向制成如图 1(a)所示板状试样,拉伸段需经研磨和抛光处理。试样的设计厚度为 0.80 mm 和 0.50 mm,实际厚度为 0.83、0.81 mm 和 0.51 mm。试样壁厚参数参考实际航空发动机叶片壁厚值,同时结合文献报道的镍基高温合金薄壁效应研究,而由于样品制备困难,在每一测试条件下开展 0.50 mm 和 0.80 mm 两种壁厚试样作为对照^[11,13-14]。高温持久测试条件为 1000 °C/200 MPa 和 1100 °C/100 MPa,直至试样发生断裂为止。

持久断裂试样如图 1(b)所示,在断口附近沿黄色框选区域进行线切割获得金相样品,将金相样品置于无水乙醇中进行超声清洗以去除表面污染物。随后,利用热镶嵌机对金相样品进行镶嵌,预留观察面为纵截面,纵截面位置如图 1(c)所示。镶嵌后的金相样品在 SiC 砂纸上研磨至 2000 目,然后采用粒度为 2.5 μm 金刚石抛光膏进行抛光处理,最后利用腐蚀液($\text{HNO}_3:\text{CH}_3\text{COOH}:\text{H}_2\text{O}:\text{HF}=3:3:3:1$,体积比)进行化学腐蚀制备金相试样。

2 结果与分析

2.1 实验结果

2.1.1 持久寿命

表 2 为不同壁厚 DD10 合金试样的持久寿命。两种实验条件下,较薄试样持久断裂寿命明显比较厚试样低,均呈现出明显的薄壁效应。

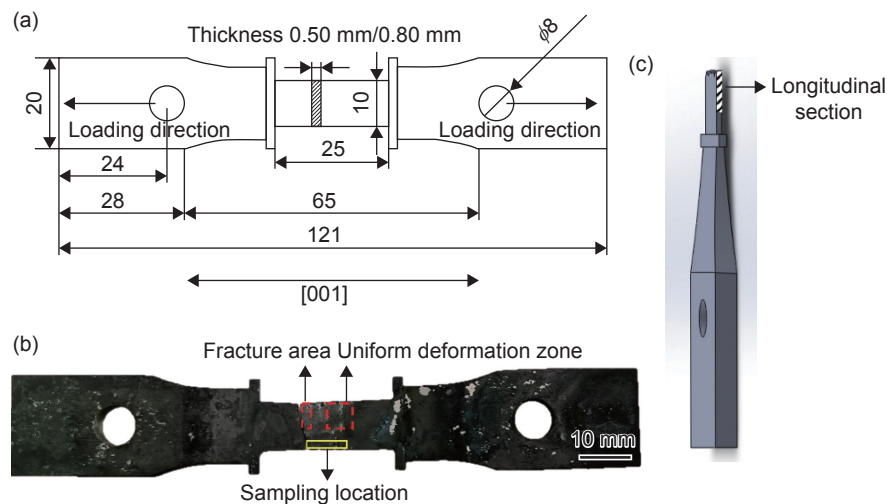


图 1 DD10 合金试样 (a)DD10 合金板状试样形状尺寸; (b)DD10 持久断裂后试样实物; (c)纵截面位置示意图
Fig. 1 Specimen of DD10 (a)shape and size of DD10 plate specimen; (b)real object after stress rupture of DD10 specimen; (c)schematic of longitudinal section position

表 2 不同壁厚 DD10 合金持久寿命
Table 2 Stress rupture life of DD10 alloy with different wall thicknesses

Stress rupture test	Thickness/mm	Stress rupture life/h
1000 °C/200 MPa	0.51	407
	0.83	617
1100 °C/100 MPa	0.51	88
	0.81	224

2.1.2 断口处形貌

图 2 为不同持久试样断口表面形貌的 SEM 图。从 SEM 图中可以发现, 不同壁厚的试样表面均出现氧化现象, 表面伴有大量与应力加载方向垂直的裂纹。这是由于在高温环境中, DD10 合金表面会形成疏松的氧化层, 其在拉应力的作用下易破碎开裂^[6]。在 1000 °C/200 MPa 条件下, 壁厚 0.83 mm 试样断口区域的表面裂纹数量明显多于壁厚 0.51 mm 试样, 且开裂更深。在 1100 °C/100 MPa 条件下不同壁厚断口区域表面裂纹呈现相同规律。

2.1.3 近表层微观形貌

图 3 为试样持久断裂后截面近表层微观形貌及 EDS 线扫描图谱。经过持久实验, 4 个试样均可明显区分出氧化层、 γ' -free 区域及 $\gamma+\gamma'$ 两相区。根据线扫描结果可以看出, 氧化层由富含 Ni、Al、Cr、Ta、Co 的氧化物组成, 且在 γ' -free 区域 Al 元素含量贫乏^[11,17-18]。氧化层大致可以分为 3 层, 外层主要为 Ni 的氧化物, 中间层主要为 Al、Ni、Cr 的氧化物, 并含有少量 Ta 的氧化物, 在近表层 SEM 照片中呈现暗色的、与基体紧贴的一层氧化物为氧化铝^[11]。可以发现, 氧化层在拉应力的作用下发生开

裂, 这些裂纹从试样表面萌生、扩展, 但大多数在高温环境中由于氧化作用受到抑制, 见图 3(b)~(d) 中黄色虚线所圈出的表面裂纹, 但也有一部分表面裂纹逐步发展至试样内部, 加速蠕变进程(在 2.1.4 节中论述)。

2.1.4 纵截面微观组织及损伤对比

图 4(a)~(h) 为持久试样近断口处与均匀变形区的微观组织。从 SEM 图可以看出, 在 1100 °C/100 MPa 条件下, 试样的近断口和均匀变形区处 γ' 相与应力方向垂直, 发生明显的粗化和扭曲, 近断口区域阀状 γ' 相比均匀变形区处 γ' 相分布更杂乱, 粗化更加严重。在 1000 °C/200 MPa 条件下, 两种壁厚试样的均匀变形区处筏状 γ' 相与应力方向垂直, 而壁厚为 0.5 mm 试样断口区域 γ' 较均匀变形区处存在一定角度的倾斜, 这一现象可以推测是由于断口区域发生颈缩和较大的塑性变形, 应力分布更加复杂。

图 4(I)、(J) 是不同实验条件下两种壁厚试样近断口区域与均匀变形区 γ' 相的体积分数, 在 1000 °C/200 MPa 条件下, 壁厚 0.83 mm 试样近断口区域的 γ' 相体积分数略大于壁厚 0.51 mm 试样,

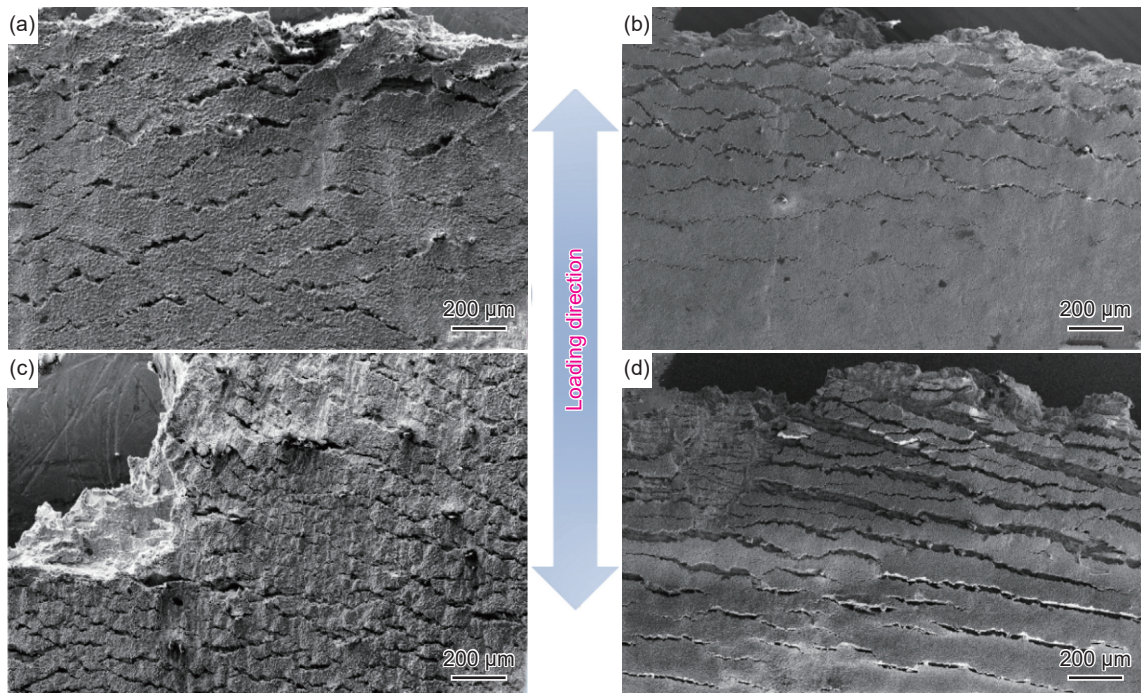


图 2 持久试样断裂后断口区表面形貌 (a)0.51 mm 试样, 1000 °C/200 MPa; (b)0.51 mm 试样, 1100 °C/100 MPa; (c)0.83 mm 试样, 1000 °C/200 MPa; (d)0.81 mm 试样, 1100 °C/100 MPa

Fig. 2 Surface morphology of fracture area after stress rupture tests (a)0.51 mm specimen at 1000 °C/200 MPa; (b)0.51 mm specimen at 1100 °C/100 MPa; (c)0.83 mm specimen at 1000 °C/200 MPa; (d)0.81 mm specimen at 1100 °C/100 MPa

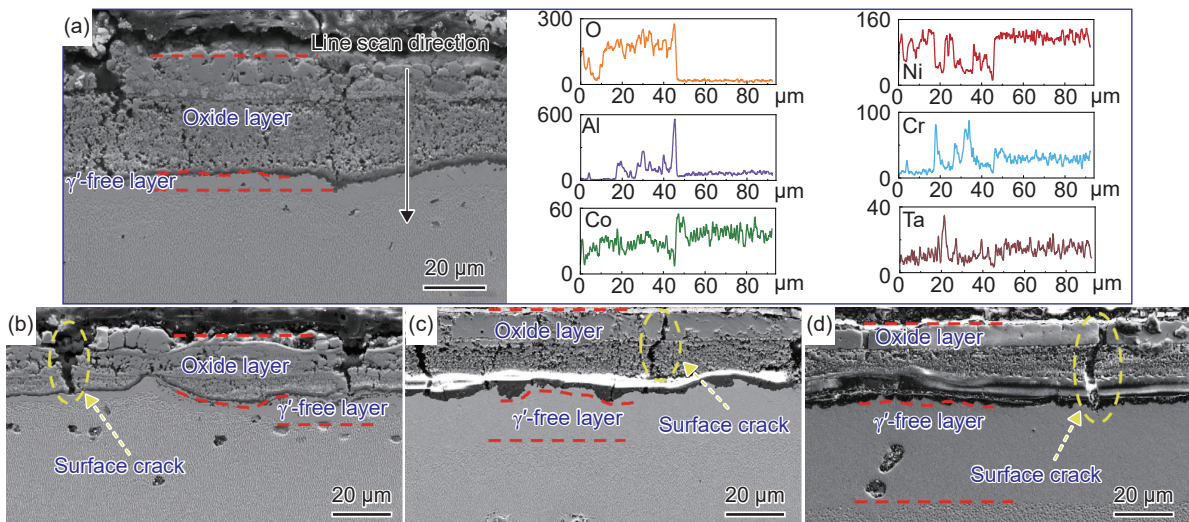


图 3 试样近表层形貌及 EDS 线扫描 (a)0.83 mm 试样, 1000 °C/200 MPa 形貌及 EDS; (b)0.51 mm 试样, 1000 °C/200 MPa 形貌; (c)0.51 mm 试样, 1100 °C/100 MPa 形貌; (d)0.81 mm 试样, 1100 °C/100 MPa 形貌

Fig. 3 Near surface morphology and EDS line scanning of specimens (a)morphology and EDS of 0.83 mm specimen at 1000 °C/200 MPa; (b)morphology of 0.51 mm specimen at 1000 °C/200 MPa; (c)morphology of 0.51 mm specimen at 1100 °C/100 MPa; (d)morphology of 0.81 mm specimen at 1100 °C/100 MPa

但在均匀变形区处壁厚 0.51 mm 试样的 γ' 相体积分数略大于壁厚 0.83 mm 试样。在 1100 °C/100 MPa 条件下, 壁厚 0.81 mm 试样近断口区域和均匀变形区处 γ' 相体积分数均大于壁厚 0.51 mm 试样, 这种差异可能是由于不同壁厚试样的蠕变断裂时间不

同所致。

图 5 为持久试样断裂后平行于 [001] 方向的纵截面的微观形貌。可以发现, 在 1000 °C/200 MPa 条件下, 壁厚为 0.51 mm 试样(图 5(a))在断口区域存在大量微型空洞, 且大多集中于试样的近表层

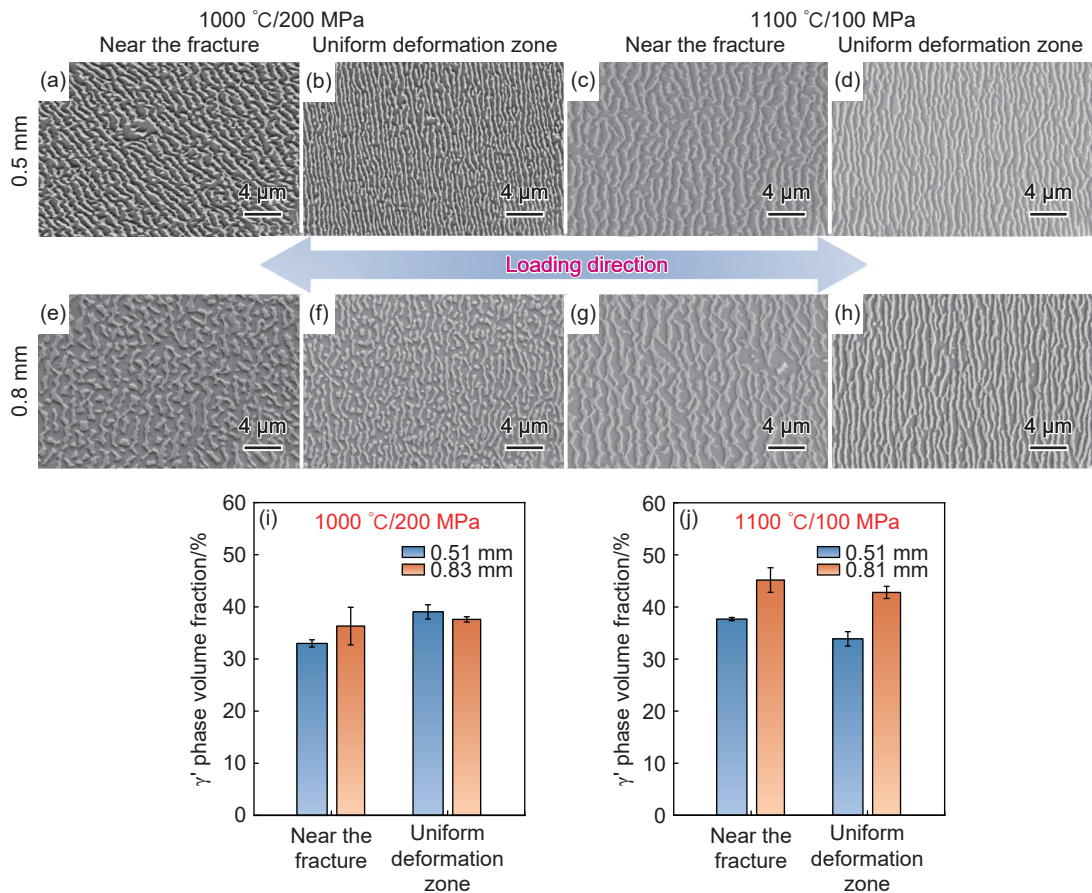


图 4 不同壁厚试样在持久断裂后微观组织形貌及 γ' 相体积分数 (a)~(h) 不同壁厚试样断裂后显微组织; (i)、(j) 不同壁厚试样断裂后 γ' 相体积分数

Fig. 4 Microscopic morphology of specimens with different wall thicknesses after stress rupture tests and γ' phase volume fraction (a)-(h) microscopic morphology of specimens with different wall thicknesses after rupture; (i), (j) γ' phase volume fraction of specimens with different wall thicknesses after rupture

区域,即氧化层两侧,而壁厚 0.83 mm 试样(图 5(c))断口区域存在大量与应力方向垂直的空洞和裂纹扩展型空洞,且在两侧氧化层处存在向内扩展、与加载方向垂直的表面裂纹,较厚试样的大尺寸空洞及裂纹数量显著多于较薄试样,这一定量化结果将在第 2.2.2 节中给出。在 1100 °C/100 MPa 条件下,壁厚 0.51 mm 试样(图 5(b))可以观察到少量的空洞,壁厚 0.81 mm 试样(图 5(d))在断口区域可以观察到较多数量的空洞以及与应力方向垂直的裂纹。

图 6 是不同壁厚试样纵截面的典型损伤。结合 SEM(图 6(a))以及金相显微镜(图 5(a))结果可以发现,较薄试样的空洞多集中于氧化层附近,在部分空洞周围存在团聚态类粒状碳化物,其形貌如图 6(a)、(b)所示。这是因为 DD10 合金含有 Cr、W、Ta、Mo 等难熔元素,这些难熔元素的扩散系数较低且熔点高,在蠕变过程中往往会以碳化物的形式析出,碳化物附近易于产生应力集中,导致空洞形成,因此碳化物的析出会影响合金的持久性

能^[19-20]。较厚试样的损伤类型更多的是随着蠕变进行而产生的裂纹扩展型空洞(图 6(c))以及氧化层破裂产生的表面裂纹(图 6(d))。空洞在基体内有充足的时间长大,相互连接或在拉应力的作用下逐步发展成裂纹扩展型空洞^[21]。而氧化层开裂所形成的表面裂纹,使基体暴露在空气中进一步发生氧化,氧化与开裂的交互作用将促进合金发生断裂。图 6(d)中有向合金内部扩展的表面裂纹,裂纹扩展方向与应力方向垂直,在裂纹的附近形成一定宽度的 γ' -free 区。

2.2 讨论

2.2.1 氧化对不同壁厚试样持久寿命的影响

很多学者认为,氧化层没有承载能力,氧化层的形成会导致试样有效应力增加,从而引起不同壁厚样品有效应力的差异^[22-23]。在氧化过程中,一部分氧化层从合金表面向外延伸,而另一部分氧化层扩展到合金内部,因此氧化虽使试样有效承载面积降低,但也导致样品厚度增加^[11]。使用样品的原始

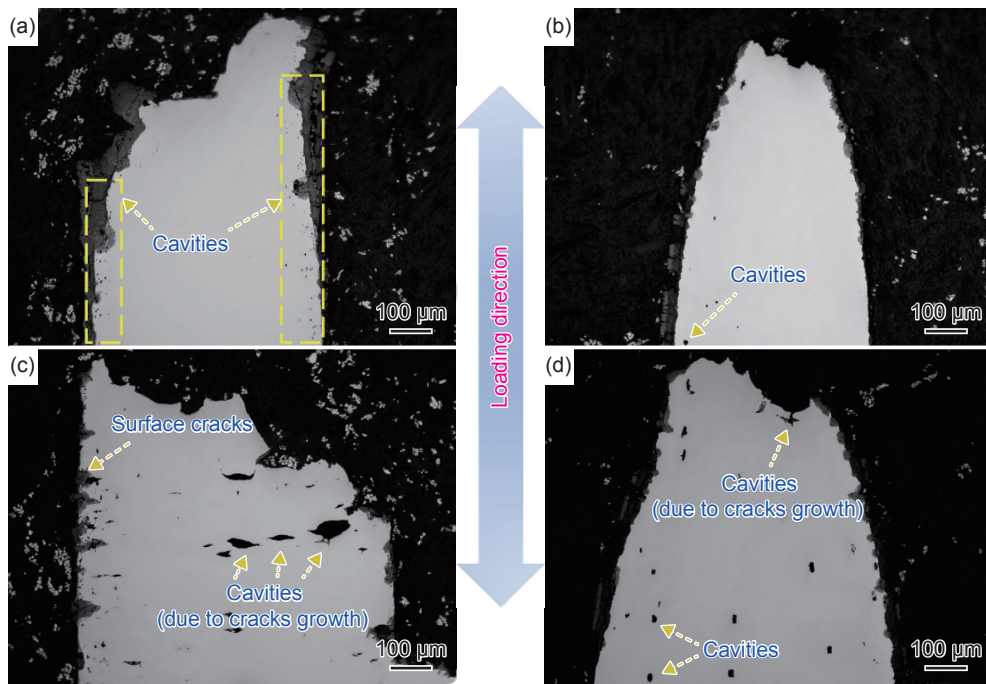


图 5 不同壁厚试样断口纵截面 OM 图 (a)0.51 mm 试样, 1000 °C/200 MPa; (b)0.51 mm 试样, 1100 °C/100 MPa; (c)0.83 mm 试样, 1000 °C/200 MPa; (d)0.81 mm 试样, 1100 °C/100 MPa

Fig. 5 OM images of longitudinal section of fractured specimens with different wall thicknesses (a)0.51 mm specimen at 1000 °C/200 MPa; (b)0.51 mm specimen at 1100 °C/100 MPa; (c)0.83 mm specimen at 1000 °C/200 MPa; (d)0.81 mm specimen at 1100 °C/100 MPa

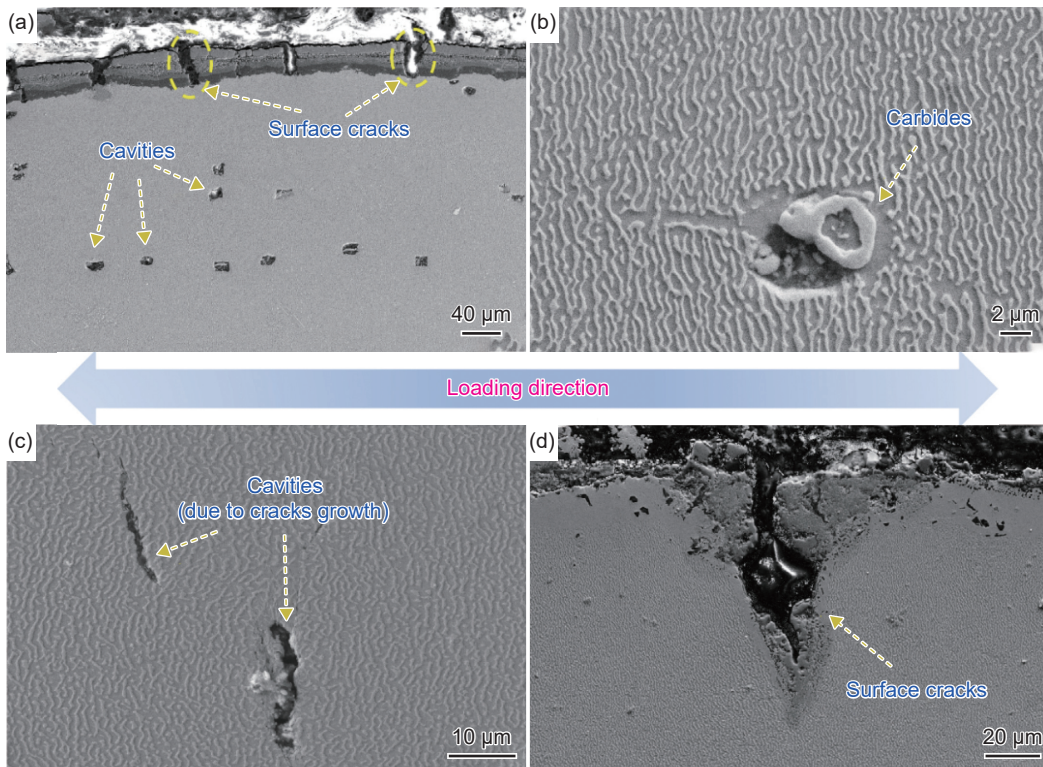


图 6 不同壁厚试样典型损伤 (a)、(b)0.51 mm 试样, 1000 °C/200 MPa; (c)、(d)0.83 mm 试样, 1000 °C/200 MPa

Fig. 6 Typical damage of specimens with different wall thicknesses (a), (b)0.51 mm specimen at 1000 °C/200 MPa; (c), (d)0.83 mm specimen at 1000 °C/200 MPa

尺寸直接减去氧化层厚度所得到的有效应力是不准确的。想要推测氧化对不同壁厚持久寿命的影

响程度, 可以通过测量持久强度断裂后试样的尺寸减去氧化层厚度所得的有效承载面积来计算得

到不同壁厚试样的有效应力变化。根据镍基单晶高温合金 DD6 氧化增厚动力学曲线,发现氧化膜厚度增长呈现明显的分阶段现象。第一阶段(0~50 h),氧化膜迅速增厚,氧化膜增厚动力学满足立方生长规律;在第二阶段(50~100 h),氧化膜的生长速率迅速下降,遵循渐进水平线增长规律,增长仅在 1 μm 内,而当氧化达到 100 h 后,氧化膜生长速率几乎为零^[24]。由此,可以推测本实验中试样的持久寿命对试样氧化层厚度的影响很小。现将从合金表面向外延伸的氧化层部分定义为外氧化层,向合金内部扩展的氧化层定义为内氧化层,图 7 为试样横截面示意图。分别统计两种实验条件下不同壁厚试样在持久断裂后试样宽度(a')、厚度(b')及氧化层厚度(e),统计结果如表 3 所示。

假设试样在宽度方向与厚度方向形成的氧化层厚度相同,有效应力 σ_{eff} 计算公式见式(1):

$$\sigma_{\text{eff}} = \frac{\sigma \cdot S}{S'} = \frac{\sigma \cdot (a \cdot b)}{(a' - 2e) \cdot (b' - 2e)} \quad (1)$$

式中: σ 为施加应力,MPa; S 为试样原始承载面积, mm^2 ; S' 为有效承载面积, mm^2 ; a 为试样宽度,mm; b 为试样厚度,mm。

同一试样不同位置处氧化层厚度存在差异,在计算有效应力时氧化层厚度带入所统计的氧化层最大厚度,以此推断不同壁厚试样可能达到的最大

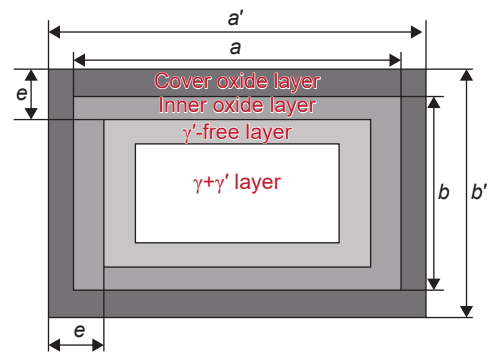


图 7 断裂样品横截面示意图

Fig. 7 Diagram of cross-section of fractured specimen

有效应力,并计算较薄试样(0.50 mm)有效应力占较厚试样(0.80 mm)有效应力增加占比 σ_r , σ_r 的计算公式见式(2):

$$\sigma_r = \frac{\sigma_{\text{eff}0.5} - \sigma_{\text{eff}0.8}}{\sigma_{\text{eff}0.8}} \quad (2)$$

表 4 为有效应力 σ_{eff} 和有效应力变化 σ_r 计算结果。可以发现,在 1100 $^{\circ}\text{C}/100$ MPa 条件下,较薄试样相比于较厚试样有效应力增长了约 5.77%,差距较小。而在 1000 $^{\circ}\text{C}/200$ MPa 条件下,较薄试样相比较厚试样有效应力反而更小,且差异仅约 2.17%。首先,不同壁厚试样有效应力较施加应力均有所增加,但增加不大;其次,即使试样的氧化层厚度达到最厚(0.065、0.067、0.041、0.038 mm),两种壁厚试样有效应力增加差距仍较小,仅为

表 3 持久断裂后不同壁厚试样宽度、厚度及氧化层厚度统计结果

Table 3 Statistical results of width, thickness and oxide layer thickness measurement of specimens with different wall thicknesses after fracture in stress rupture tests

Stress rupture test	Specimens thickness, b/mm	After stress rupture tests/mm		Oxide layer thickness, e/mm
		Width, a'	Thickness, b'	
1000 $^{\circ}\text{C}/200$ MPa	0.51	9.986	0.593	0.013-0.065
	0.83	9.912	0.884	0.027-0.067
1100 $^{\circ}\text{C}/100$ MPa	0.51	9.950	0.563	0.029-0.041
	0.81	9.987	0.875	0.021-0.038

表 4 有效应力及有效应力变化计算

Table 4 Effective stress and the change of effective stress calculation

Stress rupture test	Thickness/mm	Oxide layer thickness, e_{max}/mm	Effective stress, $\sigma_{\text{eff}}/\text{MPa}$	Change of effective stress, $\sigma_r/\%$
1000 $^{\circ}\text{C}/200$ MPa	0.51	0.065	225	-2.17
	0.83	0.067	230	
1100 $^{\circ}\text{C}/100$ MPa	0.51	0.041	110	5.77
	0.81	0.038	104	

2.17% 和 5.77%。此外, 在 1000 °C 条件下, 较厚试样 (0.83 mm) 较薄试样 (0.51 mm) 有效应力增加更多, 因此可以推断较薄试样寿命降低与氧化造成有效应力增加关系不大。基于上述研究, 可以猜测氧化导致有效应力增加并不是导致不同壁厚试样持久寿命存在较大差异的主要因素。

Hu 等^[4] 研究氧化对镍基高温合金 DZ125 薄壁效应的影响, 计算在 980 °C/160 MPa 条件下当氧化影响区域厚度为 20 μm 时不同壁厚试样的有效应力, 基于有效应力值计算在相同温度条件下标准样品的持久寿命, 从而推断出氧化对试样持久寿命的影响程度, 结果发现当氧化影响区域厚度为 20 μm 时, 氧化导致的寿命降低仅占实际寿命降低的一小部分, 即使氧化影响区域达到 40 μm, 氧化导致的有效应力增加也不能抵消寿命降低的幅度。此外, Brunner 等^[9] 分别在真空和空气两种环境中开展 M247LC 镍基单晶高温合金蠕变测试, 试样在真空环境下也表现出明显的薄壁效应。

以上研究结果均表明, 氧化虽在一定程度上加速了薄壁试样蠕变进程, 但氧化引起的承载面积降低, 导致不同壁厚试样有效应力增加的差异较小, 仅在 6% 以内, 薄壁效应的出现不能主要归因于氧化带来的有效应力增加。

2.2.2 不同壁厚试样损伤特征分析

试样在持久过程中, 合金表面氧化层的开裂同样也会影响蠕变性能, 其中大部分表面裂纹的扩展在氧化过程中受到抑制, 少部分表面裂纹与基体内硬脆相或空洞相互作用, 逐步扩展至试样内部区域 (如图 6(d)), 影响试样持久性能, 因此, 分析薄壁效应机理应当更多考虑向合金内部扩展的表面裂纹^[6,10,12]。本研究对不同壁厚纵截面空洞 (含裂纹扩展型空洞) 及向内部扩展的表面裂纹尺寸进行定量分析, 统计结果如图 8 所示。根据统计结果可以发现, 在 1000 °C/200 MPa 条件下, 壁厚 0.51 mm 试样空洞尺寸峰值出现在 0~10 μm² 范围内, 该范围内空洞数量占全部空洞数量的 56.84%, 而壁厚 0.83 mm 试样空洞尺寸峰值出现在 10~20 μm² 范围内。同时, 壁厚 0.83 mm 试样的空洞尺寸在 40~60 μm² 范围内达到 2.44%, 而壁厚 0.51 mm 试样几乎不存在 40~60 μm² 大尺寸空洞。在 1100 °C/100 MPa 条件下, 空洞尺寸的分布与 1000 °C/200 MPa 条件呈相同规律, 壁厚 0.51 mm 试样空洞集中在 0~40 μm² 尺寸范围内, 所占百分比达到 42.17%, 壁厚 0.81 mm 试样空洞尺寸相对百分比峰值则出现在 120~140 μm² 范围内。两种持久强度条件下, 较厚试样内部空洞尺寸均大于较薄试样。

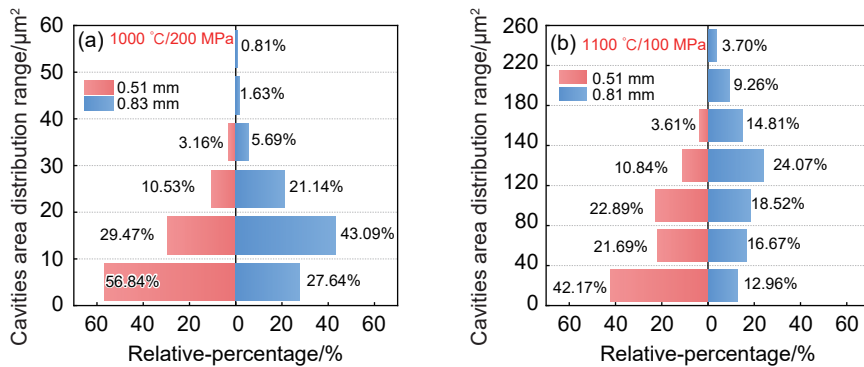


图 8 不同壁厚试样内部空洞 (含裂纹扩展型空洞) 面积分布 (a)1000 °C/200 MPa; (b) 1100 °C/100 MPa

Fig. 8 Area distribution of internal voids (including crack propagation voids) in specimens with different wall thicknesses (a)1000 °C/200 MPa; (b) 1100 °C/100 MPa

基于上述讨论, 本工作引入单边裂纹扩展模型, 以应力强度因子 K 描述裂纹尖端应力应变场, 进一步研究导致试样最终断裂的裂纹扩展与薄壁效应的关系。在单边裂纹扩展模型中, 裂纹在萌生后沿试样厚度方向扩展, 本实验所采用的试样长度为 25 mm, 远远大于试样的厚度。因此, 可以将裂纹的扩展简化为在无穷远处受均匀载荷的无限长板, 应力强度因子 K 可表示为^[25]:

$$K = Q \cdot \sigma \sqrt{\pi \cdot l} \quad (3)$$

式中: Q 为试样形状因子; σ 为施加应力, MPa; l 为裂纹长度, mm。在单边裂纹扩展模型中, 试样形状因子 Q 近似等于^[26]:

$$Q = 1.12 - 0.231 \left(\frac{l}{b}\right) + 10.55 \left(\frac{l}{b}\right)^2 - 21.27 \left(\frac{l}{b}\right)^3 + 30.39 \left(\frac{l}{b}\right)^4 \quad (4)$$

式中: b 为试样厚度, mm。

通过式(3)可以计算得到不同壁厚试样的裂纹尖端应力强度因子与裂纹长度 l 的关系, 如图 9 所

示。施加应力为 100、200 MPa 条件下, 曲线特征相差不大。在图 9 中放大区域可以发现, 在裂纹萌生阶段, 不同壁厚试样的裂纹尖端应力强度因子 K 增长特征差异较小。在裂纹萌生后, 如图 9 放大区域所示, 应力强度因子随着裂纹长度增加呈近似线性增长。随着裂纹的进一步扩展, 裂纹达到失稳扩展的临界尺寸, 应力强度因子 K 急剧增加, 裂纹发生

失稳扩展, 试样发生断裂。这一结果与图 8 中不同壁厚空洞及裂纹尺寸统计结果(即较薄试样的空洞及裂纹尺寸小于较厚试样)相吻合。以上研究结果表明, 同尺寸裂纹处于不同壁厚试样中时, 较薄试样中裂纹尖端应力强度因子 K 越大, 裂纹越容易发生扩展, 较薄试样裂纹失稳扩展的临界尺寸越小。

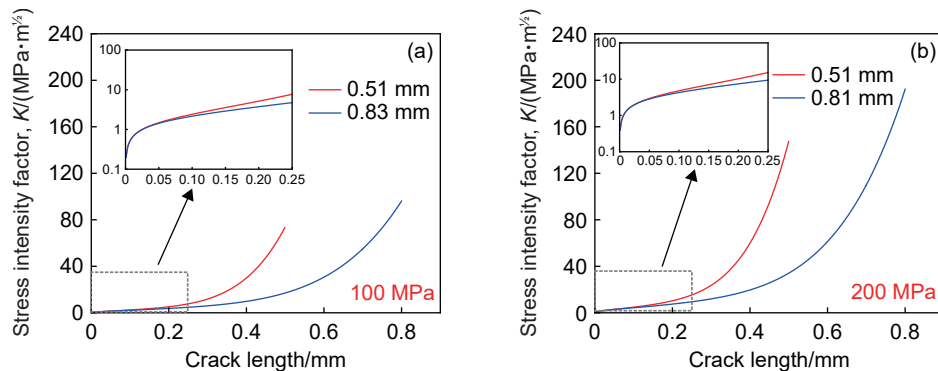


图 9 应力强度因子 K 与裂纹长度 l 的关系 (a)100 MPa; (b)200 MPa

Fig. 9 Relationships between stress intensity factor K and crack length l (a)100 MPa; (b)200 MPa

3 结论

(1)在 1000 °C /200 MPa 和 1100 °C/100 MPa 条件下, 壁厚 0.50 mm 的 DD10 镍基单晶合金的持久寿命均明显低于壁厚 0.80 mm 试样, 存在薄壁效应。

(2)在 1000 °C/200 MPa 和 1100 °C/100 MPa 条件下, 氧化虽导致试样有效应力的增加, 但引起的不同壁厚试样有效应力变化幅度不超过 6%, 氧化导致的有效应力增加不是薄壁效应产生的主要因素。

(3)较薄试样的空洞及裂纹尺寸小于较厚试样, 且同尺寸裂纹处于不同壁厚试样中, 试样越薄, 裂纹尖端应力强度因子越大, 裂纹越容易扩展。因此, 试样越薄, 裂纹失稳扩展的临界尺寸越短, 不同壁厚试样裂纹失稳扩展的临界尺寸的差异是薄壁效应的重要原因之一。

参考文献:

- [1] STEWART E. Developments in advanced high temperature disc and blade materials for aero-engine gas turbine applications[M]. Southampton: University of Southampton, 2012.
- [2] 刘维维, 朱鸥. 航空发动机用单晶叶片薄壁效应研究[J]. 铸造技术, 2017, 38(11): 2571-2575.
LIU W W, ZHU O. Thin-walled effect for single-crystal blades in aero engines[J]. Foundry Technology, 2017, 38(11): 2571-2575.
- [3] 郑运荣. 单晶涡轮叶片合金的薄截面尺寸效应[J]. 材料工程, 2007(7): 74-77.
ZHENG Y R. Size effects of thin section for single crystal turbine blade superalloys[J]. Journal of Materials Engineering, 2007(7): 74-77.
- [4] HU Y, ZHANG L, CHENG C, et al. Influence of specimen thickness on the creep behavior of a directional solidification nickel-based superalloy[J]. Vacuum, 2018, 150: 105-115.
- [5] HU Y, ZHANG L, CAO T, et al. The effect of thickness on the creep properties of a single-crystal nickel-based superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 728: 124-132.
- [6] YU Z Y, WANG X M, LIANG H, et al. Thickness debit effect in Ni-based single crystal superalloys at different stress levels[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2020, 170: 105357.
- [7] WEN Z, PEI H, LI D, et al. Thickness influence on the creep response of DD6 Ni-based single-crystal superalloy[J]. High Temperature Materials and Processes, 2016, 35(9): 871-880.
- [8] LV J, ZHAO X, LIU X, et al. Thickness-dependent creep rate caused by climbing control of a $\langle 100 \rangle$ superdislocation in a Ni-based single crystal superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 883: 145516.
- [9] BRUNNER M, BENSCH M, VÖLKL R, et al. Thickness influence on creep properties for Ni-based superal-

- loy M247LC SX[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 550: 254-262.
- [10] SUAVEL M, MUÑOZ A S, GAUBERT A, et al. Thin-wall debit in creep of DS200 + Hf alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2018, 49(9): 4012-4028.
- [11] BENSCH M, PREUSSNER J, HÜTTNER R, et al. Modelling and analysis of the oxidation influence on creep behaviour of thin-walled structures of the single-crystal nickel-base superalloy René N5 at 980 °C[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(5): 1607-1617.
- [12] SRIVASTAVA A, GOPAGONI S, NEEDLEMAN A, et al. Effect of specimen thickness on the creep response of a Ni-based single-crystal superalloy[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(16): 5697-5711.
- [13] SEETHARAMAN V, CETEL A D. Thickness debit in creep properties of PWA 1484[C]//*Superalloys 2004*. Pennsylvania: TMS, 2004: 207-214.
- [14] HÜTTNER R, GABEL J, GLATZEL U, et al. First creep results on thin-walled single-crystal superalloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 510/511: 307-311.
- [15] MORA-GARCÍA A G, MOSBACHER M, HASTREITER J, et al. Creep behavior of polycrystalline and single crystal Ni-based superalloys coated with Ta-containing NiCoCrAlY by high-velocity oxy-fuel spraying[J]. *Scripta Materialia*, 2020, 178: 522-526.
- [16] 张俊善. 材料的高温变形与断裂[M]. 北京: 科学出版社, 2017: 364-376.
- ZHANG J S. High temperature deformation and fracture of materials[M]. Beijing: Science Press, 2017: 364-376.
- [17] LI Q, XIE J, YU J, et al. The thin-wall debit of a typical cast polycrystalline M951 alloy[J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2022, 32(1): 104-113.
- [18] LV J, ZHAO Y, WANG S, et al. Stress state mechanism of thickness debit effect in creep performances of a Ni-based single crystal superalloy[J]. *International Journal of Plasticity*, 2022, 159: 103470.
- [19] CHEN J, MAGDY M, CAO T, et al. Analysis of stress state and crack initiation time around hard-brittle particles in nickel-based alloys by interface model[J]. *Materials Today Communications*, 2024, 38: 108462.
- [20] WANG X, YANG Z, LV P, et al. Effect of precipitation behaviour of μ phase and $M_{23}C_6$ carbide on microstructure and creep properties of DD5 single-crystal superalloy during long-term thermal exposure[J]. *Materials at High Temperatures*, 2023, 40(3): 250-258.
- [21] 张俊善. 材料强度学[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 2004: 180-186.
- ZHANG J S. Strength of materials[M]. Harbin: Harbin Institute of Technology press, 2004: 180-186.
- [22] 吕金娟. 第二代镍基单晶高温合金蠕变行为与壁厚关系的研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2024.
- LYU J J. Relationship between creep behavior and walled-thickness of a second-generation Ni-based single crystal superalloy[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2024.
- [23] 张丽, 于慧臣, 郭广平, 等. [001]取向 DD6 单晶合金的薄壁试样持久性能与断裂行为[J]. *航空动力学报*, 2019, 34(3): 627-634.
- ZHANG L, YU H C, GUO G P, et al. Stress rupture properties and fracture behavior of thin wall specimens of DD6 single crystal superalloys with [001] direction[J]. *Journal of Aerospace Power*, 2019, 34(3): 627-634.
- [24] 胡叶兵. 镍基高温合金氧化动力学与氧化膜结构的演化规律关系研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2021.
- HU Y B. Analysis on the relationship between oxidation kinetics and oxide film structure evolution of the nickel-based superalloy[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2021.
- [25] 王德荣, 黄玉珊, 高永寿. 应力强度因子手册[M]. 北京: 科学出版社, 1981.
- WANG D R, HUANG Y S, GAO Y S. Handbook of stress intensity factors[M]. Beijing: Science Press, 1981.
- [26] TADA H, PARIS P C, IRWIN G R. The stress analysis of cracks handbook[M]. PA: Del Research Corp, 1973.

收稿日期: 2024-05-20; 录用日期: 2025-03-10

基金项目: 航空发动机及燃气轮机基础科学中心项目(P2021-A-IV-001-001); 船用燃气轮机基础研究项目(MGT2023001); 国家自然科学基金项目(51901035)

通讯作者: 赵杰(1963—), 男, 博士, 教授, 研究方向为高温材料与强度, 联系地址: 辽宁省大连市甘井子区凌工路2号大连理工大学材料科学与工程学院(116024), E-mail: jiezhao@dlut.edu

(本文责编: 王俊丽)