

引用格式: 张曾凯, 尚勇, 常可可, 等. 单晶高温合金的蠕变性能薄壁效应[J]. 航空材料学报, 2024, 44(5): 105-116.

ZHANG Zengkai, SHANG Yong, CHANG Keke, et al. Thin-wall debit effect on creep properties of single crystal superalloys[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2024, 44(5): 105-116.

单晶高温合金的蠕变性能薄壁效应

张曾凯¹, 尚勇^{1,2}, 常可可³, 茹毅^{1,2}, 赵海根⁴, 赵文月¹,
李树索⁴, 官声凯^{1,2}, 裴延玲^{1*}

(1. 北京航空航天大学材料科学与工程学院, 北京 100191; 2. 天目山实验室, 杭州 311115; 3. 中国科学院宁波材料技术与工程研究所海洋关键材料重点实验室, 浙江宁波 315201; 4. 北京航空航天大学航空发动机研究院, 北京 100191)

摘要: 单晶高温合金的薄壁效应是指当试样、零件厚度小于 1 mm 时, 其持久寿命减少、蠕变速率增加以及其他力学性能发生显著衰减的现象。随着先进航空发动机单晶叶片零件内部冷却结构的发展, 其部分区域结构厚度的减小使其属于典型的薄壁结构, 因此在设计与制造叶片的过程中将薄壁区域的薄壁效应纳入考量具有重要工程意义。蠕变性能是航发叶片单晶高温合金材料最重要的性能之一, 本文总结了单晶高温合金蠕变性能薄壁效应方面的研究以及薄壁效应研究中发展的先进实验设备。引起蠕变性能薄壁效应的机制包括氧化作用相对增强、各向异性效应更加显著、微观组织的变化、缺陷的萌生与运动方式变化, 对蠕变薄壁效应产生影响的因素则有实验条件(温度、应力等), 加工方式(直接铸造, 机械加工), 几何外形(矩形截面、环形截面、打气膜孔)。对单晶高温合金薄壁效应的研究属于工程应用范畴, 薄壁件作为“积木式”验证评价技术中“元件级/模拟件级”的一环, 在服役环境或近服役环境条件下研究薄壁效应就使得研究结果更具有应用价值, 为此, 国内外发展了各式各样的实验设备平台用于模拟叶片在发动机内的某一个或几种耦合服役条件(高温、高压、腐蚀/冲蚀、离心加载)。未来薄壁效应的研究应当在更接近实际服役条件下进行, 即按实际叶片制造工艺制备实验试样, 并在模拟服役环境设备上实验。

关键词: 单晶高温合金; 薄壁效应; 薄截面效应; 蠕变; 近工况

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2024.000104

中图分类号: V252

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2024)05-0105-12

Thin-wall debit effect on creep properties of single crystal superalloys

ZHANG Zengkai¹, SHANG Yong^{1,2}, CHANG Keke³, RU Yi^{1,2}, ZHAO Haigen⁴, ZHAO Wenyue¹,
LI Shusuo⁴, GONG Shengkai^{1,2}, PEI Yanling^{1*}

(1. School of Materials Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China; 2. Tianmushan Laboratory, Hangzhou 311115, China; 3. Key Laboratory of Advanced Marine Materials, Ningbo Institute of Materials Technology and Engineering, Chinese Academy of Sciences, Ningbo 315201, Zhejiang, China; 4. Research Institute of Aero-Engine, Beihang University, Beijing 100191, China)

Abstract: The thin-wall effect of single crystal superalloys refers to the phenomenon that when the thickness of the sample and the part is less than 1 mm, the lasting life is reduced, the creep rate is increased and other mechanical properties are significantly attenuated. With the development of the internal cooling structure of advanced aero-engine single crystal blade parts, the structural thickness of some areas decreases, making it a typical thin-walled structure. Thus, it is of great engineering significance to consider the thin-wall effect in the thin-wall region during the design and manufacture of blades. Creep performance is one of the most important properties of superalloys for turbine blade application. This paper summarizes the thin-wall effect in creep performance of the superalloys as well as some advanced experimental equipment in the study of thin-wall effect. Research on thin-wall debit effect of superalloys can be divided into two categories, one is the cause of thin-wall debit, including the relative enhancement of

oxidation, more significance in anisotropy, changes in microstructure and the initiation or growth of defects, and the factors that influence the thin-wall debit effect including experimental conditions(temperature, stress, etc.), the processing methods(casting, machining), geometric shape (rectangular cross-section, ring cross-section, film cooling holes). Research on thin-wall debit effect is within the scope of engineering application, as a part of “component level/analog component level” in “building block” verification and evaluation technology, thin-wall debit effect research under service environment or near-service environment conditions is more valuable for application. For this purpose, a variety of advanced experimental equipment platforms have been developed to simulate one or several coupled service conditions(high temperature, high pressure, corrosion/erosion, centrifugal loading) of the blade in the engine. Future research on thin-wall effects should be carried out under conditions closer to actual service conditions by preparing specimens according to the actual blade manufacturing process and conducting experiments on the equipment that simulates the service environment.

Key words: single crystal superalloys; thin-wall debit effect; thin section effect; creep; service condition

在航空发动机中,高压涡轮叶片的冷却结构发展和发动机减重需求使其壁厚越来越薄,最薄处甚至小于 0.5 mm^[1],同时对应的长宽尺寸远大于壁厚,因而是一种典型的薄壁零件。大量研究表明,高温合金薄壁零件的蠕变性能较标准实验流程下常规尺寸零件下降明显,同时,实验数据的分散性也增加显著。薄壁零件的这种尺寸效应也称作“薄壁欠损”效应(thin-wall debit)。厚度小于 1 mm 的标准或非标准试样,均可视为薄壁试样,实验时会表现出明显的薄壁效应。目前,针对镍基单晶高温合金的蠕变薄壁效应研究可分为两类:一是探究薄壁试样在蠕变过程中表现出与常规试样显著不同的行为及其主要原因,即薄壁效应的产生机制;二是在不同实验条件下探究薄壁件蠕变行为变化,即影响薄壁效应的各种因素。随着实验设备更新和技术发展,研究人员已不满足仅在标准实验流程下比较薄壁零件和常规尺寸零件的异同,而是进一步开发先进的近工况的实验设备,在模拟发动机叶片实际工况条件下,探寻薄壁零件的极限性能,为先进航空发动机的叶片设计提供更加坚实的实验数据支撑。由于薄壁零件特殊的几何尺寸,其对加载设备的加持精度高度敏感,许多实验采用专门研制的薄壁零件测试设备和夹具,因此针对薄壁研究的设备及其发展状况有必要进行跟踪。

综上所述,本综述将分为两部分展开,第一部分介绍薄壁零件蠕变性能的薄壁效应,第二部分介绍薄壁零件服役状态力学性能表征平台设备的发展。

1 薄壁试样的蠕变性能

1.1 薄壁效应的产生机制

蠕变性能包括持久寿命和蠕变强度, NASA^[2]

在 20 世纪 70 年代针对 Rene 80 合金铸造薄壁零件进行了系列实验。结果表明,薄壁零件的蠕变寿命较常规厚度零件下降显著。分析认为使用的高温合金在截面厚度方向上晶粒数量较少,因此表面形成的裂纹极易穿过整个横截面造成脆性断裂失效。Gibbons^[3]对 Nimonic90 合金薄壁效应的研究也表明高温合金薄壁件横截面上晶粒数量较少是影响蠕变性能的关键因素,张宏伟等^[4]、张强等^[5]对定向凝固合金的研究也表明,减小薄壁试样受力截面的一次枝晶间距,则薄壁试样的持久寿命也能和标准试样相差无几。

同理,现代先进航空发动机中的单晶高温合金叶片,虽然通过制备工艺消除晶界,但单晶薄壁零件横截面上的枝晶和常规尺寸单晶零件相比仍有不可忽视的差异。Seetharaman 等^[6]对 PWA1484 的薄壁效应研究表明蠕变过程中产生的内部孔洞的塑性约束变化是蠕变寿命薄壁效应的主因,并通过观察断口附近的组织形貌总结出枝晶间最易产生蠕变孔洞。Körber 等^[7]探究了 M247 LC 单晶薄壁试件铸造过程中一次枝晶的各向异性生长问题,结果表明薄壁外侧与模壳接触的地方温度梯度很大,在厚度方向上形成的枝晶干比内部密集,而在厚度垂直的方向上枝晶干密度变化不大。

以上研究表明,即使单晶几乎完全消除了晶界的影响,但在横截面上依然存在组织不均匀,并且这种不均匀对合金性能的影响随着壁厚的减小而增大。合金本身的薄壁效应是一个必须研究的方向。薄壁零件由于厚度方向尺寸小,对实验条件要求很高,如薄壁零件对加载对中性非常敏感,实验结果分散性较大。目前,多数研究为了排除枝晶干在厚度方向上不均匀的影响,基本采用从铸造棒材

切割成的薄壁试样。

从国内外研究结果来看,薄壁效应对蠕变第一阶段的影响可忽略不计,单晶的薄壁效应主要集中在蠕变第二阶段,并很大程度上缩短了蠕变寿命。拉森米勒曲线图显示,薄壁效应可表现为曲线在横坐标上的左移或纵坐标上的下移。综上所述,单晶高温合金蠕变性能薄壁效应的产生可部分归因于薄壁零件的微观组织变化以及内部缺陷的分布。然而目前针对薄壁效应的研究多从大料(铸棒、铸板)内部取样并经机械加工而成,基本排除了微观组织的影响。因此从这些研究成果来看,薄壁效应的产生原因包括氧化作用的增强、缺陷的萌生与生长方式的变化,下面将详细介绍。

1.1.1 氧化作用

由于薄壁零件比表面积大,在高温蠕变过程中氧化造成的影响不可忽视。Dryepontd 等^[8]针对薄壁的氧化效应分别在氢化氟气和空气气氛中进行了一系列实验,结果表明氧化对第二阶段稳态蠕变影响最大。随后根据诺顿方程计算了这次实验蠕变速率下氧化非承载区的厚度,计算结果表明达到实验测得蠕变速率时,非承载区厚度(75 μm)要远大于实验测得的氧化非承载区(10 μm)。分析认为氧化作用下侵入薄壁表面的空穴才是导致蠕变速率增加的主要原因,为进一步证实该假设,他们设计了气氛转换实验,分别是氢化氟气-空气,空气-氢化氟气,结果表明,前者转换条件下蠕变速率没有明显变化,而后的蠕变速率在转换为氟气后降低了1/2到1/3。说明氧化对蠕变速率的影响是一种时刻发生的动态作用,且该作用的机制是通过产生瞬态氧化物在试样近表面生成孔洞。

Bensch 等^[9]对单晶薄壁试样的氧化行为建立了数学模型,该模型属于二维模型。从试样表面处到心部按氧化程度分为氧化层、无 γ' 、 γ' 贫化区和两相中心区四个区域,如图1所示。按照这四个区

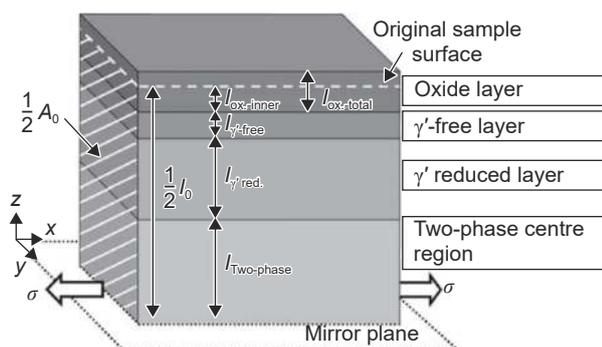


图1 Bensch 的薄壁氧化模型示意图^[9]

Fig. 1 Oxidation model of thin wall specimen in literature^[9]

域的氧化行为建立生长厚度-时间的数学关系,随后在 Thermalcal 软件中进行计算,得到的二阶段蠕变曲线和实验结果吻合得很好。更进一步,Bensch 对氧化层的生长和扩散区的演化建立了热力学和动力学模型^[10]。模型中,氧化影响区包括表面氧化层的生长和氧化层-基体界面向基体内部扩散两部分。基于该模型可以预测在特定温度下随时间延长,氧化层的厚度以及基体内到表面的距离变化, γ' 相含量和 γ' 贫化层的位置。该模型需要的参数包括氧化相的热力学和动力学数据、合金成分、氧化暴露的时间、实验温度以及实验拟合确定的三个模型常数。

Bensch 等^[11]还通过循环氧化的方法获得了不同 γ' 含量的单晶薄壁板状试样进行蠕变实验研究,在高真空条件下探究 γ' 相含量的变化对蠕变性能的影响。结果表明,氧化时间越长 γ' 相含量越少,蠕变断裂寿命越短。该系列研究结果为后续薄壁氧化区的数学模型提供了实验数据支撑。

Brunner 等^[12]也在真空和空气环境下对 M247 LC 单晶的薄壁试样进行蠕变实验研究,结果表明两种环境下试样都表现出明显的薄壁效应。在真空和空气环境中,表面的氧化情况虽然差异很大,但是稳态蠕变速率没有明显差异。由于该研究中薄壁零件的数据分散性较大,未对两种环境蠕变寿命的差异进行深入探讨。

Yu 等^[13]针对氧化效应对薄壁蠕变行为的影响开展了更为细致的研究。他们测试了真空和空气环境下,不同厚度 DD5 单晶合金在 980 $^{\circ}\text{C}$ 下高(330 MPa)、低应力(275 MPa)蠕变寿命。结果表明,低应力条件下,同厚度试样在真空和空气环境下的蠕变寿命差异明显,且真空环境下的蠕变寿命更低;高应力下则差异不明显。两种应力下,空气环境中的试样都表现出了更加明显的薄壁效应。Yu 等认为造成这些结果的原因主要是:在空气环境、低应力状态下,氧化作用在表面裂纹扩展时改变了其尖端的应力状态,缓解了尖端应力集中使得裂纹停止增长,直到裂纹附近应力再次超过此时裂纹增长阈值;而真空条件下,失去了氧化作用来缓解裂纹尖端的应力集中,裂纹增长速度较快导致其蠕变寿命降低。在高应力下,氧化作用不足以缓解裂纹尖端的应力集中,真空和空气环境下对蠕变寿命影响则不显著。

1.1.2 缺陷的动力学

Srivastava 等^[14]的研究表明低温高应力和高温低应力下的薄壁效应有明显区别。前者的薄壁

效应主要体现在断裂应变以及蠕变寿命的降低,断口形貌由厚壁的韧窝和准解理混合模式转变为准解理主导模式;后者的薄壁效应体现在蠕变速率的增加和断裂寿命的降低,断裂模式由孔洞的萌生长大融合导致的均匀的韧窝断裂模式逐渐变为含有准解理断裂的混合断裂模式。两种条件下的薄壁效应都可归因于随着壁厚的减小,铸造时产生的孔洞缺陷占整体体积比例增加到不可忽视的程度,其演化与发展产生的应力集中对试样产生明显的影响。造成两种条件薄壁效应区别的原因在于,高温下试样表面的氧化层附近的 γ' 贫化易产生孔洞,这些孔洞的发展而引起的应力集中裂纹导致出现一定比例的准解理断裂区。Srivastava等^[15]还建立了一个简单的唯象学模型用于计算试样的应变-时间曲线,该模型基于实验结果确立两类控制方程,两类方程的假设分别为:低温高应力下,非承载区主要由准解理裂纹萌生产生;高温低应力下,非承

载区主要由氧化层生长和孔洞的形核和长大形成。基于两类方程的计算结果较好地吻合了实验结果,这从一定程度上验证了前述通过实验观察推测的缺陷演化行为影响薄壁效应机制。

Cassenti等^[16]将微观的位错运动与介观的黏塑性模型结合起来,创造性地建立了一种解释薄壁蠕变寿命下降的模型,该模型基本假设如下:试样内部的位错环发源于Frank-Read位错源,对于薄壁试样来说,位错环的半径与试样厚度基本相当,因此,薄壁试样内的位错环开动时很容易与表面发生接触形成至少为一个晶格常数高度的滑移台阶,如图2所示。当大量位错环与表面作用时,则在薄壁试样表面形成具有内凹或外凸特征的台阶,而内凹的台阶则减少了承载面积,变相提高了试样在该处所受切应力,基于这些微观假设,Cassenti的位错基黏塑性模型计算结果和实验结果有较高的一致性。

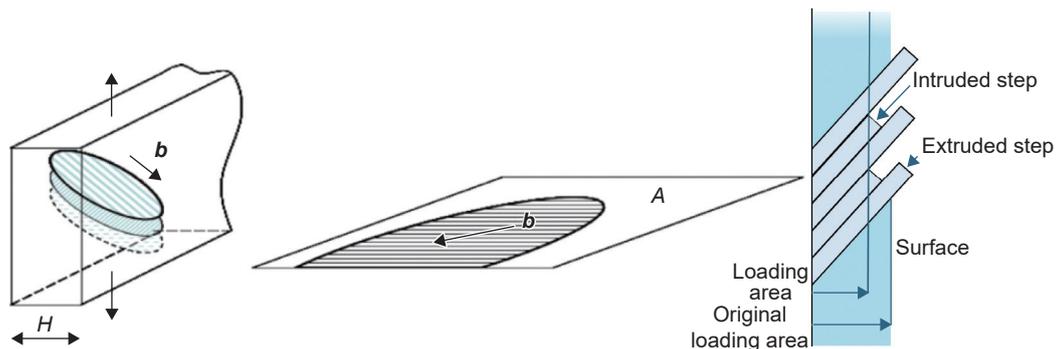


图2 薄壁试样中,位错环的运动更容易被样品表面截顶产生滑移台阶^[16]

Fig. 2 In thin-walled samples, the movement of the dislocation loop is more likely to be truncated by the free surface of the sample to produce a sliding step^[16]

Zhang等^[17]研究了不同厚度(0.35~1.5 mm) DD6单晶平板试样在760、850、980、1100℃下的蠕变行为。试样的显微CT分析结果表明试样的枝晶间有不均匀分布的显微孔洞。对1100℃/500 h和760℃条件下的蠕变试样的电镜分析表明,氧化作用对薄壁效应的贡献几乎可以忽略不计。

结合前述实验结果,Zhang基于孔洞发展导致的失效,应用韦布尔寿命分布模型并创新性地提出了薄壁效应特征参数(thickness debit characterization parameter, TDP),该参数定义为

$$\text{TDP} = \frac{d(\tau_1/\tau_0)}{d(\ln(h_1/h_0))} \quad (1)$$

式中: τ 为蠕变寿命, h 为试样厚度。将不同温度的试样厚度和蠕变寿命代入式中后,发现薄壁效应特征参数几乎不随温度和应力而变化,换言之,该参

数只描述与材料微观结构和化学成分有关的本征性质。

为了验证薄壁比表面积效应(即比表面积增大导致的损伤面积相对较大)对薄壁效应影响的正确性,Gullickson等^[18]考察了薄壁表面损伤边界层内孔洞演化对蠕变应变的影响,其数值模拟结果表明壁边界损伤层厚度和孔洞的形核(非孔洞生长)是导致薄壁蠕变速率增加的主要原因。

Lv^[19]研究了一种二代单晶薄壁(0.6、0.8 mm)和厚壁(1.25、2.17 mm)试样在1100℃/130 MPa蠕变条件下,加载方向沿[001]晶向的位错演化特征。TEM分析表明薄壁试样有 $a[100]$ 和 $a[010]$ 两种 $a\langle 100\rangle$ 型超位错切入 γ' 相;而厚壁试样只有 $a[100]$ 切入。更多类型的 $a\langle 100\rangle$ 族柏氏矢量、密度更高的超位错和薄壁试样平面应力状态下

更高的超位错攀移速率是导致薄壁试样第二蠕变速率较高的三个原因。

1.2 影响单晶高温合金薄壁效应的因素

1.2.1 二次取向

Sass 等^[20]对 CMSX-4 合金的研究表明单晶高温合金的蠕变性能具有显著的各向异性,该研究在 850 °C 和 980 °C 两个温度条件下测得不同取向单晶试棒的蠕变性能。结果表明,850 °C 条件下单晶试棒的蠕变性能各向异性最明显,980 °C 时则显著减弱,即温度能影响单晶高温合金的蠕变性能各向异性效应。其次,对于不同名义取向的单晶试棒,其对取向偏离的敏感程度也有所不同。综上所述,单晶高温合金的各向异性在薄壁效应的研究中是难以忽视的一部分。薄壁试样和标准棒状试样的显著区别在于存在二次取向,所谓二次取向,即原子在垂直于主取向的各个方向上的排列方式(见

图 3(a)^[21]),对于圆棒试样,其圆形横截面具有较高的几何对称性,二次取向在圆形截面上分布均匀,不存在个别二次取向占主导现象,即任意两个几何外形相同的圆形截面试样,无法从二次取向上解释两者性能差异。而薄壁件的宽度与厚度尺寸差异过大,使得特定二次取向沿薄壁件厚度或宽度方向占主导,因此在几何外形相同的情况下,薄壁件有不同的二次取向,从而在蠕变性能上表现出较大差异。这种二次取向造成的力学性能各向异性也可以从蠕变变形的圆棒试样横截面上直观地看出来,如图 3(b)^[21],图中的单晶圆棒试样横截面在经过蠕变后发生了显著的不均匀变形成为椭圆形,这可视为二次取向造成的结果,椭圆的长轴和短轴属于不同的二次取向,这些二次取向上可开动的滑移系数、种类的差别使试样在宏观上产生了不均匀变形。

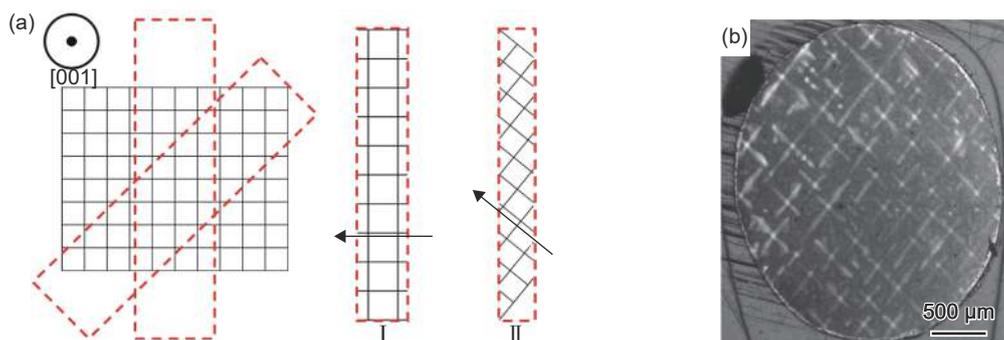


图 3 薄壁零件的二次取向示意图(I, II 为不同方向二次取向薄壁横截面示意)(a)和产生不均匀变形的单晶棒蠕变截面(b)^[21]

Fig. 3 Secondary orientation of thin-walled parts(I and II indicate different secondary orientations in thin wall specimens)(a) and non-uniform deformation cross section of a single crystal rod(b)^[21]

Kakehi^[22]等使用渗铝涂层 CMSX-4 薄壁试样研究了不同主取向([001]、[011])和二次取向(宽度方向:[01 $\bar{1}$]、[010]、[$\bar{1}$ 10]、[$\bar{1}$ 00])对蠕变断裂行为的影响,图 4 标示出了不同主取向和二次取向试样的滑移系统位向分布,结果表明,主取向沿 [001] 试样蠕变寿命均长于沿 [011] 取向,并且二次取向为 [100] 的试样蠕变寿命最长。这是因为应力轴沿 [001],二次取向沿 [$\bar{1}$ 10]、[010] 晶向时,包含八个滑移系统。这八个滑移系统分解的切应力能被沿宽度或厚度方向的侧应力抵消一部分,因此在断裂伸长率更高的同时具有更长的蠕变寿命。此外,二次取向沿 [100] 方向分解的切应力更低,因此裂纹萌生和扩展更慢,使其蠕变寿命比 [$\bar{1}$ 10] 二次取向更长。

OHNO 和 TAKEUCHI^[23]研究了 CMSX-2 合

金 [001] 取向单晶薄壁圆管试件蠕变-扭转复合过程中滑移系开动情况,通过结合晶体蠕变幂律分析稳态蠕变阶段的数据认为 {111} < 112> 八面体滑移系和 {100} < 110> 立方滑移系同时开动与实验结果吻合较好。

Wang 等^[24]选取了系列主取向([001])一致而二次取向不同的薄壁试样,对前述二次取向效应进行了更为细致的研究。结果表明,该薄壁试样确实存在明显的二次取向效应。当试样的应力轴和主取向存在小角度偏离时, {111} < 112> 滑移系的 ($\bar{1}$ 11)[112] 滑移的分切应力最大,最终导致仅有该滑移系开动。当这个滑移系开动时,不同二次取向的截面面积减小程度随伸长率而变化,计算表明 [210] 二次取向的蠕变过程中试样截面减小速度最慢,该二次取向拥有最长的蠕变寿命。

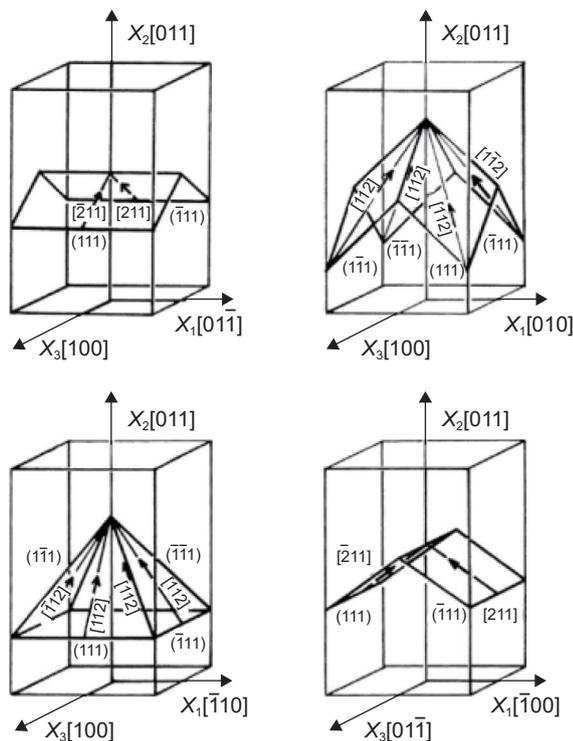


图4 $\{111\} \langle 101 \rangle$ 滑移系在不同二次取向试样中的分布位向^[22]

Fig. 4 Arrangement of $\{111\} \langle 101 \rangle$ slip systems in thin specimens with different secondary orientations^[22]

Wang 等^[25]研究了单晶枝晶二次取向与薄壁耦合作用下的蠕变性能,结果表明 $\langle 100 \rangle$ 二次枝晶取向下的薄壁效应比 $\langle 110 \rangle$ 取向更明显,这是因为这两种取向氧化速率不同。由于原子趋于在枝晶间扩散导致不同二次枝晶取向氧化层厚度发展速度不同,而 $\langle 100 \rangle$ 二次枝晶取向原子扩散路径更短,因此其薄壁效应更加明显。

综上所述,二次取向对单晶高温合金力学性能薄壁效应的影响在于改变了可开动滑移系的数量和种类以及试样的氧化速率。

1.2.2 涂层的影响

现代先进航空发动机高压涡轮叶片表面一般覆盖厚度为0.2~0.5 mm的热障涂层(TBC),这样薄壁结构厚度与涂层厚度相当,因此探究实际服役或近服役状态下单晶合金的薄壁效应,就不能忽视涂层对试样的影响。目前广泛使用的热障涂层多属于双层结构,即沉积在基体上的PtAl或MCrAlY黏结层和沉积在黏结层上的7%~8%YSZ(氧化钇稳定氧化锆,质量分数)陶瓷顶层。前者主要起到抗氧化作用,后者以其较低的热导率起到隔热的作用。由于热障涂层制备工艺复杂成本高,在氧化作用下对试样的影响机制复杂,国内外带热障涂层薄壁试样的综合实验进行的比较少。从目前已有的

研究^[22, 26]来看,除了Hüttner等^[27]的实验表明带有渗铝黏结层的薄壁试样比同厚度的无涂层薄壁试样的蠕变性能好外,仅有黏结层无陶瓷层的薄壁试样与无涂层薄壁试样相比,其蠕变性能经过长时间热暴露后大幅减弱。抗氧化涂层的施加造成蠕变寿命下降的原因可总结为三个方面:一是黏结层元素复杂促进了表面层TCP相的形成;二是黏结层制备过程中产生的裂纹加剧了基体近表面区的应力集中程度;三是黏结层表面生成了硬而脆的NiAl、Ni₃Al化合物相,增加了试样实际应力。Kakehi等^[22]对渗铝后的薄壁试样蠕变断裂行为进行了研究,结果也表明渗铝涂层形成的较硬扩散区促进了裂纹生成,从而降低了试样的蠕变寿命。

Krieg等^[28]对PWA1484单晶带涂层与不带涂层试样的薄壁效应进行了更为细致的研究。结果表明在980℃下,有、无涂层的试样都未表现出明显的薄壁效应,而在1100℃下,带涂层试样的蠕变寿命随着厚度的减少显著降低,且寿命降低的程度较无涂层试样显著,即涂层加剧了试样的薄壁效应。由于两类试样在1100℃下的蠕变实验施加的应力不同,因此未讨论相同厚度薄壁下两类试样蠕变性能的差异。

Mora-García等^[29]研究了M247 LC合金单晶同厚度含钼NiCoCrAlY涂层在不同壁厚下的蠕变性能,结果表明涂层对应力承载几乎没有贡献,因此在同样的应力下,壁厚越薄合金实际承受的应力越大,蠕变寿命越短。

综上所述,现有文献报道的含涂层试样的测试方法、实验条件都不相同,涂层对薄壁零件蠕变性能的影响到底如何未见系统且详细的归纳整理。

1.2.3 气膜孔的影响

先进航空发动机的高压涡轮叶片的薄壁结构处普遍存在角度、形状、大小各异的气膜孔用于产生气膜隔绝气流的高温,以达到降低叶片表面温度的效果^[30]。在工况下,气膜孔周边的应力状态十分复杂,有必要对存在气膜孔试件的力学行为特征进行研究。大量研究表明,在单轴拉伸时气膜孔的存在会改变孔周围的应力状态,导致实验结果与无气膜孔试样产生较大差别。

胡春燕等^[31]研究了DD6单晶合金带孔薄壁平板试样在980℃/300 MPa下的持久性能,结果表明气膜孔的存在显著降低了试样的持久寿命,这是因为裂纹从孔附近的应力集中区域萌生而后扩展至试样边缘。虽然文中未进一步讨论带孔试样寿命变短的原因,但断口显示到裂纹从应力集中区萌

生、扩展至试样的边缘所需路径小于无孔试样,相同时间里带孔试样的受力面积减小得更快,真实应力更高,因此寿命更短。Guo等^[32]利用DIC技术表征了原位高温拉伸过程中不同二次取向和不同温度下的孔边滑移带演化过程,结果表明,拉伸过程中温度对应力-应变曲线影响很大,而二次取向的影响相对较小。二次取向主要影响滑移带方向,温度主要影响引发滑移带的临界应力。微观组织观察表明 γ' 相被剪切后不能阻碍滑移带内位错移动,而位错移动最终导致滑移带内应变集中以及微裂纹产生。

Xiao等^[33]研究了孔的不同角度(0° 、 30° 、 60°)和直径(0.3、0.58 mm)试样在 $980^\circ\text{C}/250\text{MPa}$ 下的蠕变行为,结果表明不论孔径大小, 60° 孔试样的蠕变寿命显著高于 30° 孔试样,甚至略高于 0° 试样。从 γ' 相演化角度分析认为, 60° 孔周的 γ' 具有多个方向的筏化组织,并且拓扑反转程度更高,有利于提高蠕变性能。

Zhang等^[34]研究了 $[001]$ 、 $[011]$ 、 $[111]$ 三个晶体取向,带气膜孔薄壁平板的蠕变性能,结果表明气膜孔对蠕变寿命有一定的强化效果,这种强化效果在 $[011]$ 取向上最为明显。分析认为这可能是因为孔周应力发生重新分布导致孔周的分解切应力低于三个晶体取向不同滑移系开动时的临界分切应力。

Ai等^[35]研究了沿宽度方向数量分布为4、3、4三排孔的孔角度(0° 、 30° 、 45° 、 60°)对DD6单晶薄板试样(厚度1 mm) $980^\circ\text{C}/260\text{MPa}$ 下蠕变行为的影响,结果表明,随着孔角度的增加,蠕变寿命先减少后增加,孔倾角为 30° 时蠕变寿命最短。有限元最大应力模拟结果、实验得到的断裂路径以及孔周 γ' 相的筏化组织表明,造成上述寿命变化的原因在于不同的孔倾角造成了不同的应力分布。

Li等^[36]利用原位表征技术观察了薄壁试样气膜孔周在拉伸过程中的塑性形变和裂纹萌生行为,结果表明裂纹往往沿滑移线萌生,并沿着两孔间的连线扩展,孔周的夹杂物和缺陷促进了滑移线的移动。晶体塑性分析表明,塑性变形由十二面体滑移系中的四个滑移系统($\bar{1}1\bar{1}$)[011]、($\bar{1}\bar{1}1$)[011]、($1\bar{1}\bar{1}$)[$0\bar{1}1$]、(111)[$0\bar{1}1$])的开动引发,因为在外加应力下,分切应力超过了这四个滑移系的临界分切应力。这些滑移系统两两垂直,与实验观察得到的孔周滑移迹线的方向一致。

综上所述,尽管少有研究强调气膜孔与薄壁结构的强耦合作用,但实际上大部分对气膜孔的研究

均采用了薄壁型试样。气膜孔对薄壁效应的影响会随着角度的变化而改变。

1.2.4 其他影响因素

可能影响薄壁蠕变性能的因素还包括几何形状和加工方式。但研究表明这些因素对薄壁蠕变性能的影响并不大。Doner^[37]为研究几何因素和表面因素对蠕变性能的影响,对实心圆柱、空心 0.5mm 壁厚圆管以及从涡轮叶片、铸造单晶棒中切割取得的厚度为 0.5mm 的薄壁平板状四种类型的CMSX-3单晶试样进行实验。结果表明,空心圆柱试样和平板状试样在蠕变寿命上没显著差异。Pandey等^[38]研究也表明不同形状试样,即使截面厚度不同,只要体积和表面积之比相同,则两者的蠕变寿命也基本一致。

实验研究中的薄壁样品可以通过精密铸造和机械加工两种方式获得。在已有的相关研究中,大多采用机械加工制备薄壁件,即从铸造单晶棒材、板材切取。但现有文献表明,薄壁试样的加工工艺对薄壁蠕变性能的影响基本可以忽略,刘维维等^[39]从DD6单晶铸造叶片和铸造试棒上切取 1mm 厚度平板状试样进行实验,两者持久寿命没有显著差异,该结果和Doner研究一致。Körber等^[40]的研究也表明,铸造薄壁和切割薄壁的蠕变寿命没有明显区别。

2 薄壁试样使役状态力学性能及其表征平台设备

近年来,用于航空器部件研发的“积木式”验证理念也逐渐进入先进航空发动机材料的设计验证领域^[41]。典型的“积木式”验证流程包括“试样级—元件级—模拟件级—零件级”四个层级的验证评价。试样级:材料的标准性能验证,采用标准试样在标准环境下进行;元件/模拟件级:采用带有零件某些特定特征的非标准试样在近工况条件下进行;零件级:对全尺寸零件进行性能表征评价。随着验证层级的递进,评价技术也将变得更加复杂,薄壁零件的力学性能表征作为元件级/模拟件级的评价环节,离不开近工况表征平台的发展。薄壁零件在服役过程中面临的工况可总结为“热、力、化、长”。热,即叶片面临的高温燃气、超温燃气、温度梯度这类工况。力,即动叶工作时的应力梯度、静叶的热应力,高低周疲劳等力学类工况。化,即燃气冲蚀、CMAS冲蚀、盐雾腐蚀等与叶片材料发生化学反应导致性能减退和损伤的工况。长,即叶片需要在前述工况中进行长时间服役。国

内外已针对薄壁的近工况实验发展出各种实验平台和设备。加热源有电热式^[42](图5(a))、火焰冲击式^[43-44](图5(b))、感应式^[45](图5(c))和红外辐射式^[46](图5(d));高温下试样形变测量有接触式高温引伸计、非接触式的视频引伸计以及数字图像

关联(DIC)技术;温度测量有接触式的热电偶和非接触式红外测量,前者测温准确度高,但需要焊接到试样上,易对试样产生影响,后者测温方便但不如前者准确;试样加载方式有静态加载和离心式动态加载两种。

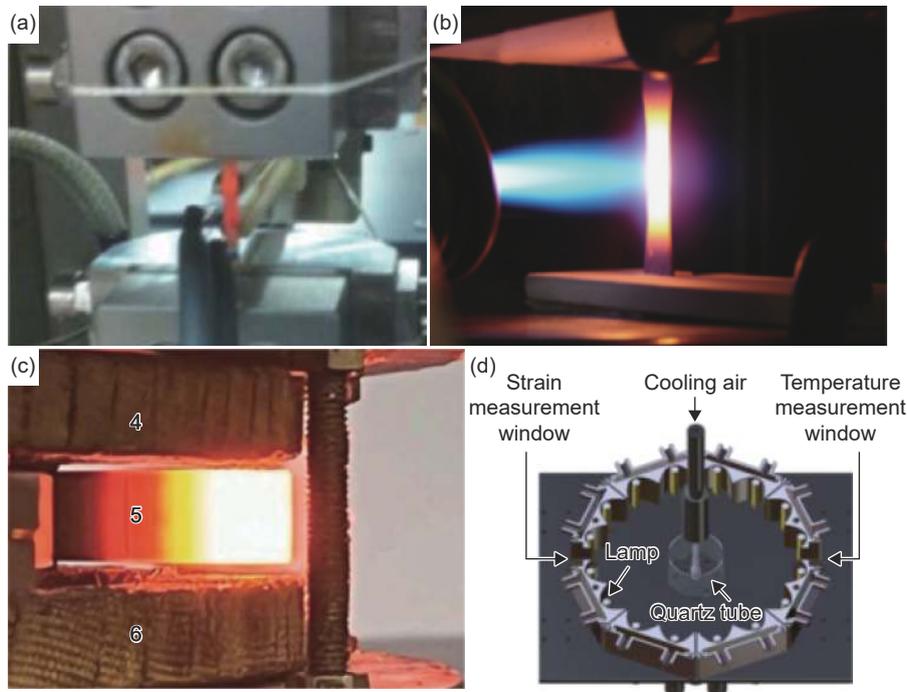


图5 不同热源 (a)电热式热源^[42]; (b)火焰热源^[43]; (c)感应式加热^[45]; (d)红外辐射式加热^[46]
 Fig. 5 Different heating method (a) joule heating method^[42]; (b) burner rig heating^[43]; (c) inductive heating^[45]; (d) infrared heating^[46]

在目前大多数的研究中,薄壁试样的几何尺寸都是在现行标准(国家标准、ASTM、ISO)上进行一定的修改获得,实验时设计有专门夹具以保证夹持精度和加载精度。由于薄壁本身对实验无关变量(微小缺陷、加工误差、控温误差、装夹对中程度)十分敏感,使得不仅同一组实验内结果相对误差较大,而且不同研究的结果也难以互相参照。没有统一的标准是阻碍薄壁效应研究发展的重要因素之一。因此,目前实验设备和平台的发展方向,一是要保证实验结果的可重复性和精度并减少实验成本;二是建立各种接近薄壁零件实际使用工况的实验条件,如热源选用模拟发动机燃烧室出口的高温高速高压火焰、加载方式为动态离心式加载等。

电热式力学实验方法^[42](ETMT)是近年来发展出的一种高温力学实验方法,这种实验方法只需较小的试样,方便快捷,可重复性和精度比较高。Tang等^[47]为评估电热式力学实验方法(ETMT)的可行性,专门将电热式力学测试(ETMT)方法

(图5(a))与ASTM标准方法得出的实验结果进行详细的比较分析。他们利用Mar-M-247合金制备单晶和等轴晶试样分别用于两种方法的蠕变实验。结果表明,两种方法的蠕变结果差异显著。ETMT方法测得蠕变试样蠕变速率高于ASTM标准方法在他们认为是两方面的原因造成的:一是ETMT方法在800℃以上温度测量准确性较低,因为焦耳热的加热方式易产生寄生电压导致实际温度偏高、测量温度偏低,当处于 γ' 相回溶温度附近时,偏高的实际温度会迅速降低材料的蠕变性能;二是高温下大电流会改变材料的氧化机理,使其在表面形成的氧化裂纹更易进入材料内部。

Sabelkin等^[43]发展了一种以丙烷为燃料的火焰喷枪加热装置,该装置与液压试验机配合,能够实现在发动机环境下的各类力学实验。他们比较了实验室环境条件下和喷火加热装置条件下的拉伸和蠕变寿命,结果表明在火焰加热条件下,试样的拉伸与蠕变断口都呈现出脆性断裂特征,拉伸实

验的应力-应变曲线中,火焰加热条件试样的最大强度降低了30%,断裂伸长率从9%降低至2%,蠕变的寿命-应变曲线中,火焰加热条件下试样的断裂伸长率减少至实验室环境条件下的三分之一,其蠕变寿命下降也接近50%,分析认为造成火焰加热条件下试样脆性的原因是火焰加热导致形成了更多更连续的 γ 相使得裂纹在其中更容易扩展进而造成断裂。

liu等^[45]发展了一种离心式加载的蠕变试验机,其热源为感应加载式热源,转速可达20000 r/min,实验环境为真空压强低于200 Pa。研究虽然使用的是厚度为6.7 mm的带孔试样,但该

设备用于薄壁效应的相关研究仍非常具有潜力。

在温度梯度这一重要工况方面,也有研究发展了不同工作原理的设备。Okazaki等^[44,48]发展了一种采用天然气作为热源,压缩空气作为冷却介质的近工况设备(图6)。由于薄壁圆筒试样内壁测温困难,该设备主要监测试样外表面的迎风面、侧风面和背风面形成的温度梯度,可实现对试样表面周向温度梯度 $900\text{ }^{\circ}\text{C}\rightarrow 875\text{ }^{\circ}\text{C}\rightarrow 850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的监测。1 mm厚的高温合金薄壁圆筒试样测试结果表明在前述温度梯度下,试样蠕变寿命减少近50%(图6),分析认为周向的温度梯度增加了试样的热应力,从而加速了裂纹的扩展。

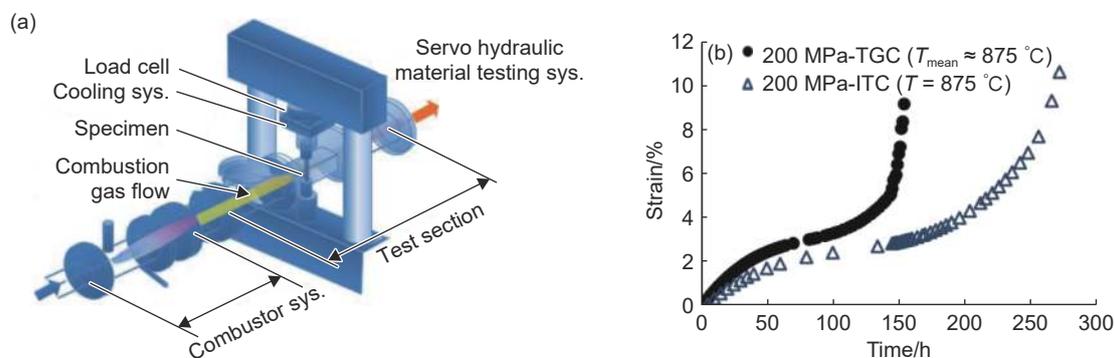


图6 日本的天然气热源温度梯度实验装置(a)与利用该装置进行的蠕变实验结果(b)^[48]

Fig. 6 Natural gas heat source temperature gradient test device in Japan (a) and creep test results using the device (b)^[48]

温度梯度机械疲劳实验是一种成熟的实试验方法。文献[46,49]均报道了一种加装在力学试验机上并以红外辐射灯泡为热源(图5(d)),压缩空气为冷源的温度梯度设备。这类设备因加装透明视窗较传统电阻加热炉更方便进行DIC表征,不过鲜有利用该类设备进行薄壁蠕变性能表征的研究。

3 结束语

由于薄壁零件的力学性能结果受到诸多实验条件以及它们之间耦合作用影响,因此单晶高温合金薄壁的力学性能表征并不能代表该材料的本征性能,从工程应用的角度出发,未来的单晶高温合金蠕变性能薄壁效应的研究可从以下几个方面更进一步展开:

(1)在实验条件方面:应更加贴近叶片实际工况,开展更多“近工况”研究。在近工况条件下,探究薄壁效应的产生机制及其影响因素。在理论方面,应开展在强氧化作用、大温度梯度、局部超

温等近工况环境下的材料力学行为的本构方程研究;在进行具体实验设计时,应基于前述条件进行材料的变形与损伤机制探究;最后将两者成果结合,获得一整套评价薄壁零件性能的标准方法与模型。

(2)在试样的制备方面:目前研究中的薄壁试样大多是从铸造板、棒中切割下来加工而成,与实际叶片零件内部薄壁区域相比,缺少了铸造表面缺陷、微观组织及内部缺陷分布不均匀的特点,不能很好地反映实际叶片性能。薄壁效应研究作为“积木式”验证元件级或模拟件级的表征环节的一部分,实验试件应更符合实际情况,采用精铸直接成型的试件更为合适。同时试件还要考虑热障涂层的影响。目前报道出来的研究大多为无涂层或仅涂覆PtAl、MCrAlY黏结层,采用覆有完整陶瓷顶层-黏结层结构热障涂层试样的研究^[45]少见报道。而先进航空发动机中的转子叶片和导向叶片均已采用陶瓷顶层和黏结层双层结构热障涂层,甚至更加先进的双陶瓷顶层结构热障涂层。热障涂层陶瓷层的厚度一般在200 μm 左右,对于厚度

不超过 1 mm 的薄壁零件而言,其厚度占比超过 20%,因此探究陶瓷顶层对薄壁零件力学性能的影响具有较好的工程意义。

(3)需要建立一套切实可行的薄壁效应相关的实验标准,用于规范可能造成较大结果偏差的实验流程和实验条件,使不同的研究成果之间具有一定的可比性,从而增加研究成果的工程应用价值。

参考文献:

- [1] 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.
- [2] KAUFMAN M. Examination of the influence of coatings on thin superalloy sections: 121115[R]. Washington: NASA-Lewis Research Center, 1972.
- [3] GIBBONS T. Creep properties of Nimonic 90 in thin section[J]. *Metals Technology*, 1981, 8(1): 472-475.
- [4] 张宏伟, 陈荣章. 一种定向凝固高温合金的薄壁效应研究 [J]. *金属学报*, 1997, 33(4): 370-374.
ZHANG H, CHEN R. Thin-wall effect of a directionally solidified superalloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica (China)*, 1997, 33(4): 370-374.
- [5] 张强, 黄朝晖, 全建民. 一种定向凝固高温合金的薄壁效应研究 [J]. *特种铸造及有色合金*, 2005, 5(5): 260-261.
ZHANG Q, HUANG Z H, TONG J M. Thin-walled effects of a new directionally solidified superalloy[J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2005, 5(5): 260-261.
- [6] SEETHARAMAN V, CETEL A D. Thickness debit in creep properties of PWA 1484[C]//10th International Symposium on Superalloys, Pennsylvania: TMS, 2004: 207-214.
- [7] KÖRBER S, FLECK M, VÖLKL R, et al. Anisotropic growth of the primary dendrite arms in a single-crystal thin-walled nickel-based superalloy[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2022, 24(6): 2101332.
- [8] DRYEPONDT S, MONCEAU D, CRABOS F, et al. Static and dynamic aspects of coupling between creep behavior and oxidation on MC_2 single crystal superalloy at 1150 °C[J]. *Acta Materialia*, 2005, 53(15): 4199-4209.
- [9] 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 Rene N5 at 980 °C [J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(5): 1607-1617.
- [10] BENSCH M, SATO A, WARNKEN N, et al. Modeling of the Influence of oxidation on thin-walled specimens of single crystal superalloys[C]//12th International Symposium on Superalloys, Pennsylvania: TMS, 2012: 331-340.
- [11] BENSCH M, FLEISCHMANN E, KONRAD C H, et al. Secondary creep of thin-walled specimens affected by oxidation[C]//12th International Symposium on Superalloys, Pennsylvania: TMS, 2012: 387-394.
- [12] BRUNNER M, BENSCH M, VÖLKL R, et al. Thickness influence on creep properties for Ni-based superalloy M247LC SX[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 550: 254-262.
- [13] YU Z Y, WANG X M, CAO G W, et al. Environmental effects on the creep response of thin-walled Ni-based single crystal superalloys[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022, 31(9): 7263-7276.
- [14] 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.
- [15] SRIVASTAVA A, NEEDLEMAN A. Phenomenological modeling of the effect of specimen thickness on the creep response of Ni-based superalloy single crystals[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(17): 6506-6516.
- [16] 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.
- [17] ZHANG Y, XU R D, HU J K, et al. A thickness debit effect characterization parameter for creep rupture behaviors of nickel-based single crystal superalloys[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 29: 3522-3531.
- [18] GULLICKSON J, NEEDLEMAN A, STAROSELSKY A, et al. Boundary damage effects on the evolution of creep strain[J]. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 2008, 16(7): 075009.
- [19] LV J 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.
- [20] 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.
- [21] SHAH D M, VEGA S, WOODARD S, et al. Primary creep in nickel-base super alloys[C]//10th International Symposium on Superalloys, Pennsylvania: TMS, 2004: 197-206.

- [22] KAKEHI K, LATIEF F, SATO T. Influence of primary and secondary orientations on creep rupture behavior of aluminized single crystal Ni-based superalloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 604: 148-155.
- [23] OHNO N, TAKEUCHI T. Anisotropy in multiaxial creep of nickel-based single-crystal superalloy CMSX-2: experiments and identification of active slip systems[J]. *JSME*, 1994, 37(2): 129-137.
- [24] WANG H B, LI X H, SHANG Y, et al. The secondary orientation effect of single crystal superalloy thin-wall specimens at 850 °C with 001 primary orientation[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 29: 3205-3216.
- [25] WANG L, LIU J, ZHENG M R, et al. Combined effect of secondary dendrite orientation and wall thickness on creep behavior of a Ni-base single crystal superalloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 968: 171968.
- [26] LIU Y, ZHOU H, WU M M, et al. Coating-related deterioration mechanism of creep performance at a thermal exposed single crystal Ni-base superalloy[J]. *Materials Characterization*, 2022, 187: 111839.
- [27] HÜTTNER R, VÖLKL R, GABEL J, et al. Creep behavior of thick and thin walled structures of a single crystal nickel-base superalloy at high temperatures: experimental method and results[C]//11th International Symposium on Superalloys, Pennsylvania: TMS, 2008: 719-723.
- [28] KRIEG F, MOSBACHER M, FRIED M, et al. Creep and oxidation behaviour of coated and uncoated thin walled single crystal samples of the alloy PWA1484[C]//13th International Symposium on Superalloys, Pennsylvania: TMS, 2016: 773-779.
- [29] 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.
- [30] BOGARD D G, THOLE K A. Gas turbine film cooling[J]. *Journal of Propulsion and Power*, 2006, 22(2): 249-270.
- [31] 胡春燕, 徐元铭, 刘新灵, 等. DD6 单晶合金气膜孔薄壁平板高温持久性能 [J]. 失效分析与预防, 2017, 12(1): 38-42.
HU C Y, XU Y M, LIU X L, et al. Stress rupture behavior of modeling specimen with cooling holes of single crystal superalloy DD6[J]. *Failure Analysis and Prevention*, 2017, 12(1): 38-42.
- [32] GUO Z, SONG Z, DING X, et al. Slip band evolution behavior near circular hole on single crystal superalloy: experiment and simulation[J]. *International Journal of Plasticity*, 2023, 165: 103600.
- [33] XIAO Q, XU Y, LIU X, et al. Anisotropic creep behavior of Ni-based single crystal superalloy with film cooling hole drilled by a femtosecond laser along different crystal orientations[J]. *Optics and Laser Technology*, 2023, 163: 109258.
- [34] ZHANG D X, HE J Y, LIANG J W. Creep rupture mechanism and microstructure evolution around film-cooling holes in nickel-based single crystal superalloy specimen[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2020, 235: 107187.
- [35] AI X, YANG Y, LUO F, et al. The creep behaviors of single crystal Ni-based superalloys with slant film cooling holes[J]. *Intermetallics*, 2023, 162: 108026.
- [36] LI Z, GAO H, WEN Z, et al. Microcrack initiation behavior around film cooling holes in a Ni-based single crystal: In situ observation and crystal plastic analysis[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 771: 138609.
- [37] DONER M H J. Identification of mechanisms responsible for degradation in thin-wall stress-rupture properties [C]//6th International Symposium on Superalloys, Pennsylvania: TMS, 1988: 653-662.
- [38] PANDEY M, TAPLIN D M. Prediction of rupture lifetime in thin sections of a nickel base superalloy[J]. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1994, 31(6): 719-722.
- [39] 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, ZHU O. Thin-walled effect for single-crystal blades in aero engines[J]. *Foundry Technology*, 2017, 38(11): 2571-2575.
- [40] KÖRBER S, WOLFF-GOODRICH S, VÖLKL R, et al. Effect of wall thickness and surface conditions on creep behavior of a single-crystal Ni-based superalloy[J]. *Metals*, 2022, 12(7): 1081.
- [41] 李兴无. 航空发动机关键材料服役性能“积木式”评价技术浅析 [J]. 航空动力, 2020(4): 31-34.
LI X W. Building block approach in the evaluation of in-service performance of key aero engine materials[J]. *Aerospace Power*, 2020(4): 31-34.
- [42] ROEBUCK B, BROOKS M, PEARCE A. Good practice guide for miniature ETMT tests[R]. Westminster: Queen's Printer and Controller of HMSO, 2016: 79.
- [43] SABELKIN V, JOSHI G, MALL S, et al. Monotonic tension and creep behavior of single crystal CMSX-486 under combustion environment[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 569: 106-116.
- [44] OKAZAKI M, YAMAGISHI S, SAKAGUCHI M, et al. Specific failures of superalloys with thermal barrier coatings subjected to thermo-mechanical fatigue loadings with a thermal gradient in a simulated combustion environment[C]//12th International Symposium on Superal-

- loys, Pennsylvania: TMS, 2012: 445-454.
- [45] LIU K, ZHAO J, TAN Y, et al. Failure mechanism of single-crystal superalloy NiAlReRu components with film cooling holes under the coupling high-speed rotating and high temperature condition[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 964: 171344.
- [46] YUAN H, SUN J Y. Thermal gradient mechanical fatigue assessment of a nickel-based superalloy[J]. *International Journal of Fatigue*, 2020, 135: 105486.
- [47] TANG Y B T, SCHWALBE C, FUTOMA M, et al. A comparative study of high temperature tensile and creep testing between standard and miniature specimens: applicability and limits[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2023, 54(5): 1568-1581.
- [48] SUBRAMANIAN R, YAMAGISHI S, OKAZAKI M. Small creep crack growth interacting with microstructural and mechanical factors in a polycrystalline Ni-based superalloy[J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2016, 69(2): 365-371.
- [49] AUBLET A, RAMBAUDON M, N'GUYEN F, et al. Mechanical fatigue testing under thermal gradient and manufacturing variabilities in nickel-based superalloy parts with air-cooling holes[J]. *Experimental Mechanics*, 2022, 62(7): 1079-1091.

收稿日期: 2024-07-01; 修订日期: 2024-08-21

基金项目: 北京市自然科学基金(22B20116); 浙江省自然科学基金(LZ23E020005); 航空发动机及燃气轮机基础科学中心项目(P2021-A-IV-001-003, P2022-B-IV-009-001); 中国航空发动机集团产学研合作项目(HFZL2021CXY016)

通讯作者: 裴延玲(1979—), 女, 博士, 教授, 研究方向为高温结构材料与防护涂层, 联系地址: 北京市海淀区学院路37号北京航空航天大学(100191), E-mail: peiyanling@buaa.edu.cn

(本文责编: 王俊丽)