引用格式：杨亮，李克，俞泽丰，等．一种单晶高温合金精铸薄壁试样持久性能的薄壁效应[J]．材料工程，2026，54(7)：192-200.
YANG Liang，LI Ke，YU Zefeng，et al. Thin-wall effects on stress rupture property of single crystal superalloy investment cast specimen[J]. Journal of Materials Engineering，2026，54(7)：192-200.

一种单晶高温合金精铸薄壁试样持久性能的薄壁效应

杨　亮[1]，李　克[2]，俞泽丰[2]，谭诗薪[2]，黄晓鸣[2]，李嘉荣[1*]，刘世忠[1]，韩　梅[1]
（1 中国航发北京航空材料研究院 先进高温结构材料重点实验室，北京 100095；
2 中国航发南方工业有限公司，湖南 株州 412000）

摘要：采用高速凝固法制备不同厚度的单晶高温合金精铸薄壁试样，研究截面尺寸对DD6单晶高温合金精铸薄壁试样980 ℃/250 MPa和1100 ℃/130 MPa持久性能的影响规律。结果表明：980 ℃/250 MPa条件下截面尺寸小于1.0 mm时，以及1100 ℃/130 MPa条件下截面尺寸小于1.5 mm时，DD6单晶高温合金精铸薄壁试样的持久寿命存在薄壁效应。表面氧化和内氮化等环境损伤造成的有效承载面积的减少是单晶高温合金精铸薄壁试样持久寿命降低的主要原因，并提出了单晶高温合金薄壁效应系数概念。基于持久性能与显微组织的关联性，提出了单晶高温合金薄壁效应系数概念，以比表面积为主要中间变量进行薄壁件持久寿命外推。

关键词：截面尺寸；单晶高温合金；薄壁效应；持久性能
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2025.000499　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2025.000499
中图分类号：TG115.5　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)07-0192-09

Thin-wall effects on stress rupture property of single crystal superalloy investment cast specimen

YANG Liang[1]，LI Ke[2]，YU Zefeng[2]，TAN Shixin[2]，HUANG Xiaoming[2]，
LI Jiarong[1*]，LIU Shizhong[1]，HAN Mei[1]
（1 AECC Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory，Beijing Institute of Aeronautical Materials，Beijing 100095，China；2 AECC South Industry Co.，Ltd.，Zhuzhou 412000，Hunan，China）

Abstract：Thin-walled specimens of DD6 single-crystal superalloy with varying thicknesses are fabricated using the Bridgman method. An investigation is carried out to examine the influence of cross-sectional size on the stress-rupture properties of these thin-walled specimens under the conditions of 980 ℃/250 MPa and 1100 ℃/130 MPa. The results reveal that a thin-walled phenomenon occurs in specimens with a thickness less than 1.0 mm at 980 ℃/250 MPa and less than 1.5 mm at 1100 ℃/130 MPa. This thin-walled becomes more pronounced at elevated temperatures. The reduction in the effective loading area，which is attributed to oxidation and internal nitridation，serves as the primary factor contributing to the decline in the stress-rupture properties of thin-walled specimens. Based on the relationship between creep properties and microstructure，a concept of the thin-wall effect coefficient for single-crystal superalloys has been proposed. By utilizing specific surface area as a crucial intermediate variable，this method facilitates the extrapolation of the creep life for thin-walled components.

Key words：cross-sectional；single crystal superalloy；thin-wall effect；stress rupture property

随着航空发动机性能不断提高，涡轮前温度愈来愈高，相应的涡轮叶片工作条件变得更为严苛，促使涡轮叶片的材料和结构设计发生显著变化[1-2]。涡轮叶片材料由普通铸造等轴晶和定向凝固柱晶高温合

金发展到单晶高温合金，涡轮叶片结构设计也由简单实心结构发展到气冷多腔道空心结构，并尽可能采用薄尾缘以减少气动损失。单晶高温合金复合气冷涡轮叶片内腔结构愈来愈复杂，叶片壁厚越来越薄，最薄处甚至不足 1 mm[3-4]，并采用熔模精密铸造无余量成形定向凝固技术。在定向凝固过程中，铸件截面尺寸变化会通过影响温度场进而对凝固行为产生影响[5]，并使力学性能发生变化。单晶高温合金复合气冷涡轮叶片薄壁部位作为叶片的薄弱环节，其组织状态与力学性能直接决定着涡轮叶片的使用性能和寿命[6-8]。单晶高温合金铸件随着壁厚的减薄，力学性能受到组织影响，同时，还会产生明显的薄壁效应[9-10]。针对航空发动机关键件的实际工况和受载状态，国外航空发动机公司会深入研究关键材料在使用条件下的力学行为，对用于制造涡轮叶片的单晶高温合金不仅有大量的标准试样性能数据、零件取样性能数据，还有薄壁试样性能数据，这些为设计者设计出更可靠的单晶高温合金涡轮叶片提供了保证。目前，国内广泛而深入研究了DD6单晶高温合金的力学行为，积累了丰富的力学性能数据，但对DD6合金精铸试样薄壁性能和薄壁效应机制的研究较少，因此，有必要开展截面尺寸对DD6单晶高温合金显微组织和持久性能影响的研究，本文制备不同厚度的DD6精铸薄壁试样，进行980 ℃/250 MPa和1100 ℃/130 MPa持久性能测试，并提出单晶高温合金薄壁效应系数表征薄壁效应的大小，为准确评价薄壁结构的使用性能和寿命提供数据和技术基础。

1　实验材料与方法

以第二代单晶高温合金DD6为实验材料，合金化学成分如表1所示。设计了截面尺寸分别为0.5、0.75、1.0、1.5、2.0 mm的单晶精铸薄壁试样和截面尺寸为15.0 mm的单晶试板。在高温度梯度真空感应单晶炉内采用螺旋选晶法以相同的定向凝固工艺参数制备[001]取向薄壁试样和单晶试板。对单晶试样进行真空热处理后，使用X射线晶体取向测定仪确定单晶试样的结晶取向。选择无杂晶、再结晶等组织缺陷，且[001]晶体取向与试样主应力轴方向偏离小于10°的单晶试样，利用线切割方法从单晶试样中间部位同一垂直高度切取薄壁持久板形试样，取样方式如图1所示。在980 ℃/250 MPa和1100 ℃/130 MPa条件下开展持久实验，使用Leica DM-4000 M光学金相显微镜和JEOL S-4800场发射扫描电子显微镜观察单晶试样的组织特征和持久实验后的断口、氧化层等，探究高温和应力条件对薄壁精密铸件性能影响规律，探讨薄壁效应的机制。

表1　DD6单晶高温合金的化学成分（质量分数/%）

Table 1　Chemical composition of DD6 alloy (mass fraction/%)

Cr	Hf	Re	Nb	Ta	Al	W	Co	Mo	Ni
4.3	0.1	2	0.5	7.5	5.6	8	9	2	Bal.

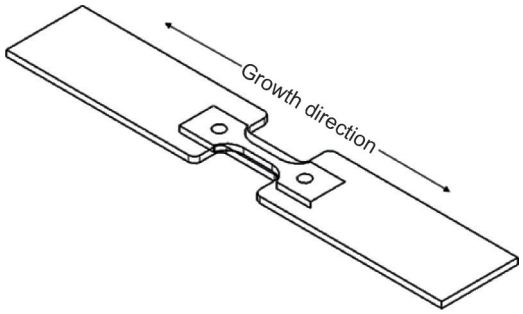


图1　单晶高温合金精铸板形持久试样取样示意图

Fig.1　Sampling schematic of investment cast single crystal superalloy plate stress rupture specimens

2　实验结果

2.1　壁厚对DD6单晶高温合金试样热处理组织特征影响

采用精密铸造并热处理后的DD6单晶高温合金试样进行持久实验。为进行比对，同时也制备了单晶试板。完成了截面尺寸对热处理后合金组织的影响分析，结果表明，热处理后枝晶形貌消失，共晶相基本消除，且随着截面尺寸的减小残留共晶含量逐渐减少[11]。不同厚度样品标准热处理后的组织特征如图2所示，不同截面尺寸薄壁试样枝晶干的γ′相分布均匀，立方化程度良好。随着薄壁试样截面尺寸的减小，γ′相平均尺寸逐渐变小；2 mm厚薄壁试样的γ′相尺寸约0.35 μm，而0.75 mm厚薄壁试样的γ′相尺寸约0.33 μm。

2.2　980 ℃/250 MPa持久寿命

不同截面尺寸薄壁试样在980 ℃/250 MPa条件下的持久断裂寿命如图3所示。从图中可以看出，当截面尺寸由2.0 mm减小到1.5 mm时，薄壁试样持久断裂寿命仅有微弱降低；当截面尺寸由1.5 mm减小到1.0 mm时，薄壁试样持久断裂寿命有一定程度降低；随着截面尺寸的继续减小，薄壁持久断裂寿命进一步降低。截面尺寸由2.0 mm减小到0.5 mm，薄壁试样持久寿命下降34.1%，其中截面尺寸由1.5 mm减小到0.75 mm是薄壁试样持久寿命下降最明显的阶段，但持久寿命依旧远大于100 h。

不同截面尺寸DD6单晶高温合金精铸薄壁试样在980 ℃/250 MPa条件下的持久断口特征如图4所

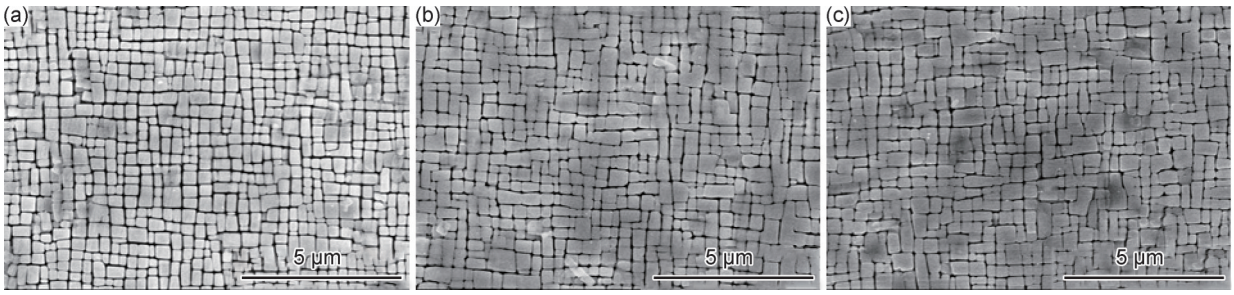


图2 不同截面尺寸单晶高温合金薄壁板形试样枝晶干热处理态γ′相
(a)0.75 mm;(b)1.5 mm;(c)2.0 mm

Fig.2 Heat-treatmented state γ′ phase at dendritic core of single crystal superalloy thin-walled specimens with different section sizes
(a)0.75 mm;(b)1.5 mm;(c)2.0 mm

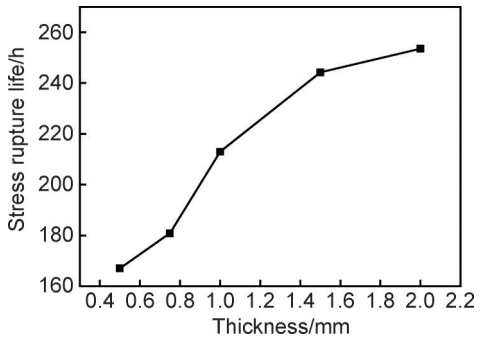


图3 不同截面尺寸单晶高温合金精铸薄壁试样
980 ℃/250 MPa持久寿命

Fig.3 Stress rupture lives of single crystal superalloy investment cast thin-walled specimen with different section sizes at 980 ℃/250 MPa

示。从图中可以看出,持久实验后宏观断口有一定的表面起伏,断口外围有一定厚度的氧化层。进一步进行微观断口分析发现,断口主要由尺寸大小不等的韧窝构成,断裂模式为典型的韧窝断裂,断口近表面层(表面氧化层和基体之间的区域)内存在一定数量的显微孔洞。不同截面尺寸精铸薄壁试样断裂裂纹均起源于试样的表面或近表面附近,裂纹整体扩展方向为从图中试样的左侧向试样的右侧扩展。随着截面尺寸的增加,韧窝断裂所占比例有增加的趋势。

2.3 1100℃ /130 MPa持久寿命

不同截面尺寸精铸薄壁试样在1100 ℃/130 MPa条件下的持久断裂寿命如图5所示。从图中可以看出,持久寿命随着壁厚的变化规律与980 ℃/250 MPa精铸薄壁试样持久性能相似,当截面尺寸由2.0 mm减小到1.5 mm时,DD6单晶高温合金精铸薄壁试样持久断裂寿命仅有微弱降低,从199.9 h降低到188.1 h;当截面尺寸小于1.5 mm时,随着精铸薄壁试样截面尺寸的减小,DD6合金精铸薄壁试样持久断裂寿命明显降低,从188.1 h降低到58.2 h。截面尺寸由2.0 mm减小到0.5 mm时,薄壁持久寿命下降70.9%,其中截面尺寸由1.5 mm减小到0.75 mm薄壁持久寿命下降最明显。

不同截面尺寸DD6单晶高温合金精铸薄壁试样在1100 ℃/130 MPa条件下的持久断口特征如图6所示。与980 ℃持久实验的断口形貌类似,宏观断面较粗糙,断口外围存在明显的氧化层,断口表面也覆盖一层氧化层。微观断口呈韧窝断裂的特征,裂纹起源于试样的表面或近表面,整个断口基本上由大小不同的韧窝组成。

2.4 持久寿命的薄壁效应

将不同厚度DD6单晶高温合金精铸薄壁试样的持久寿命进行归一化处理,即在相同实验条件下不同截面尺寸精铸薄壁试样的持久寿命与同一炉母合金锭制备的标准圆棒试样的持久寿命相比,其中标准圆棒试样980 ℃/250 MPa持久寿命为240.8 h,1100 ℃/130 MPa持久寿命为196.0 h。归一化处理后的数值在1附近,表明精铸薄壁试样的持久寿命已经达到标准圆棒试样的持久寿命;归一化处理后的数值小于1,表明精铸薄壁试样的持久寿命未能达到标准圆棒试样的持久寿命,归一化后的结果如图7所示。当DD6单晶高温合金精铸薄壁试样的截面尺寸在1.5~2.0 mm范围内,在所研究的持久条件下无薄壁效应,即壁厚对持久寿命未产生影响。在1100 ℃/130 MPa条件下,截面尺寸小于1.5 mm出现薄壁效应,而在980 ℃/250 MPa条件下,截面尺寸小于1.0 mm才会出现薄壁效应,且1100 ℃/130 MPa归一化持久寿命曲线位于980 ℃/250 MPa归一化持久寿命曲线的下方,由此表明1100 ℃/130 MPa条件下,薄壁效应比980 ℃/250 MPa更加显著,1100 ℃/130 MPa条件下薄壁持久寿命下降70.9%,而980 ℃/250 MPa条件下薄壁持久寿命下降34.1%。

3 分析与讨论

3.1 环境损伤对持久寿命影响的薄壁效应

单晶高温合金精铸薄壁试样的持久性能测试均

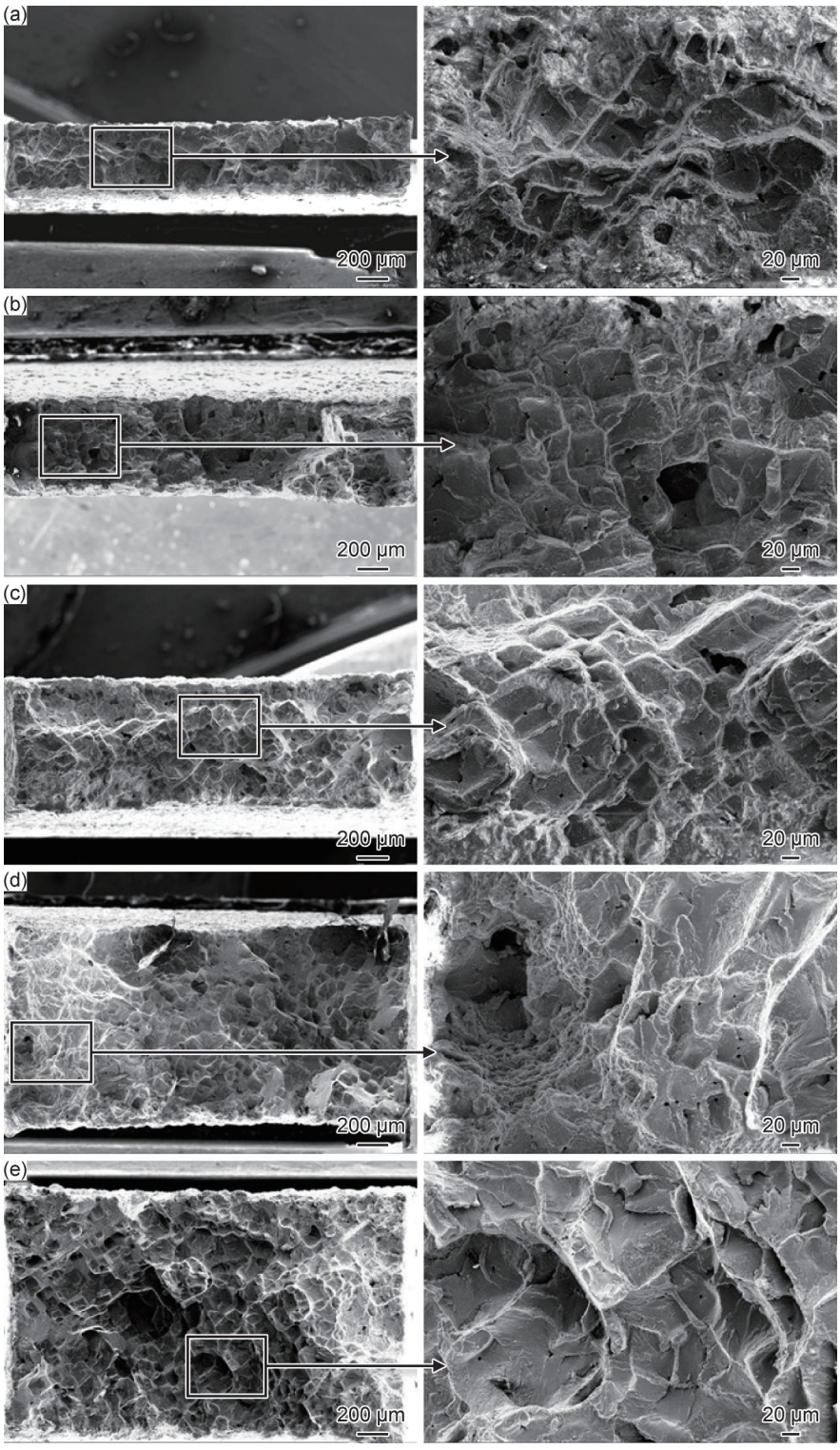


图 4　不同截面厚度单晶高温合金精铸薄壁试样 980 ℃/250 MPa 持久断口形貌

(a)0.5 mm;(b)0.75 mm;(c)1.0 mm;(d)1.5 mm;(e)2.0 mm

Fig.4　Fractographs of single crystal superalloy investment cast thin-walled specimens with different sections sizes at 980 ℃/250 MPa

(a)0.5 mm;(b)0.75 mm;(c)1.0 mm;(d)1.5 mm;(e)2.0 mm

在大气环境中进行,单晶高温合金在高温热暴露条件下会发生氧化行为[12-13],合金中的金属元素会与空气中的氧、氮等组分发生高温反应,生成相应的氧化物或氮化物。在 980 ℃条件下大气环境中的氧与 DD6 单晶高温合金中的 Ni、Al、Cr 等元素结合形成以 NiO、Al_2O_3、Cr_2O_3为主的氧化层。在持久测试过程中,氧化物会在承受拉伸应力的试样表面生长,氧化层无法承受高载荷,导致试样的有效承载面积减少,在持久载

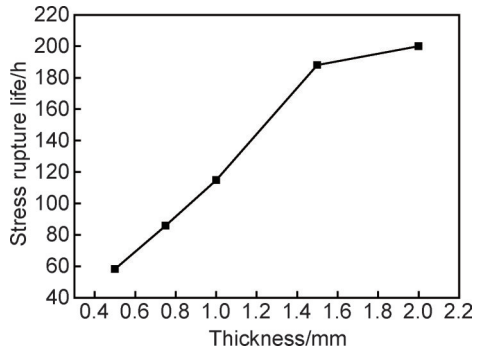


图5 不同截面尺寸单晶高温合金精铸薄壁试样1100 ℃/130 MPa持久寿命

Fig.5 Stress rupture lives of single crystal superalloy investment cast thin-walled specimens with different section sizes at 1100 ℃/130 MPa

荷不变的情况下，使单位面积截面所受应力增大，持久寿命降低。薄壁试样截面尺寸越小，因氧化造成的有效承载面积减小比例就越大，这就表现出随着截面尺寸减小薄壁试样持久寿命呈现降低的趋势。

DD6单晶高温合金在1000～1100 ℃的高温条件下热暴露100 h后会形成很薄的氧化层，该氧化层厚度不足以显著降低持久试样有效截面积。究其原因是同时发生了内氧化和内氮化，从而促进持久裂纹的萌生和扩展，导致薄壁试样的持久寿命进一步降低。截面尺寸0.5 mm薄壁试样在980 ℃/250 MPa持久性能测试过程中的内氧化和内氮化，其断口组织SEM图如图8(a)所示。在持久性能测试过程中，由于试样表

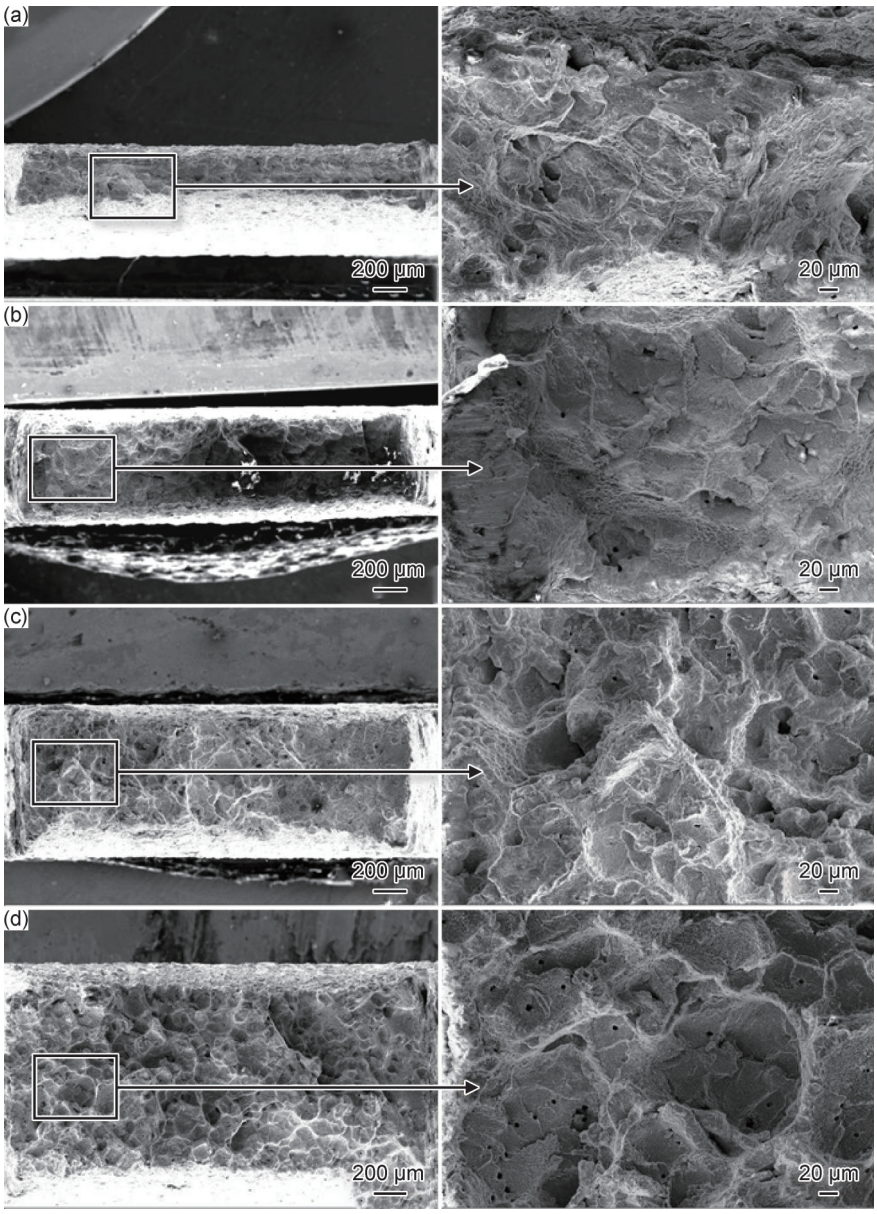


图6 不同截面厚度单晶高温合金精铸薄壁试样1100 ℃/130 MPa持久断口形貌

(a)0.5 mm；(b)0.75 mm；(c)1.0 mm；(d)1.5 mm

Fig.6 Fractographs of single crystal superalloy investment cast thin-walled specimens with different section sizes at 1100 ℃/130 MPa

(a)0.5 mm；(b)0.75 mm；(c)1.0 mm；(d)1.5 mm

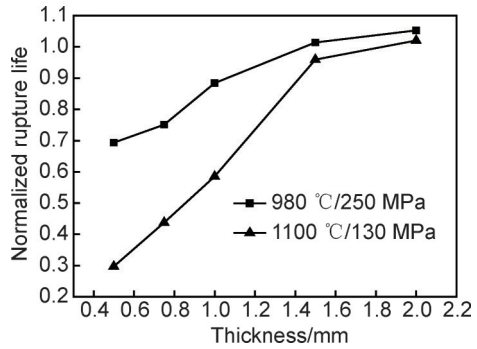


图7　单晶高温合金精铸薄壁试样归一化的持久寿命对比

Fig. 7　Normalized stress rupture lives of single crystal superalloy investment cast thin-walled specimens

面氧化层与合金基体之间的应力集中效应，致使氧化层开裂或剥落，带来氧化层底部的内氧化，如图8(b)(c)所示。在大机械应力和热应力区域，氧化消耗大量的O元素使得N元素具有更高的活度渗透到更深的合金基体中，形成较深的内氮化区，在该区域内生成AlN脆性析出相，如图8(d)(e)所示。AlN在高温条件下具有良好的稳定性，该相的析出会消耗大量γ′相形成元素Al，从而造成该区域的γ′相完全溶解，即内氮化引起γ′相贫化。γ′相强化效果的减弱，导致该区域强度降低，同时AlN相是潜在裂纹源，很多裂纹均出现在板条状析出相附近，从而使裂纹易于在该区域内萌生和扩展，如图8(f)所示。

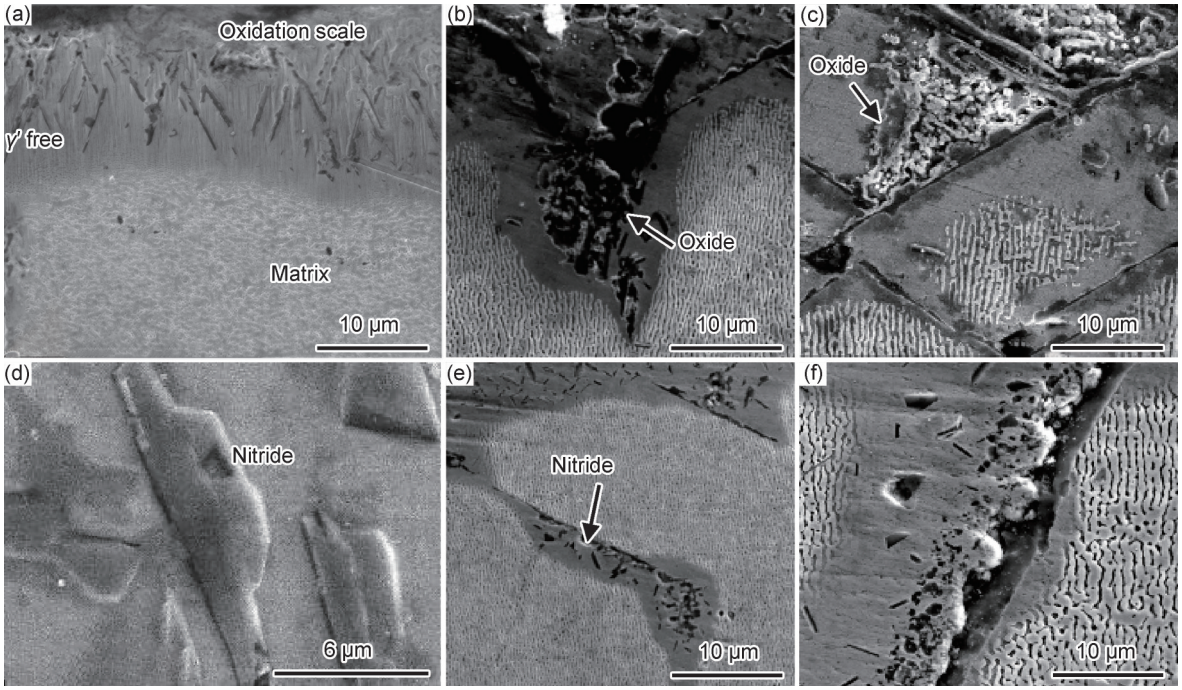


图8　单晶高温合金的氧化和氮化行为　(a)断口组织SEM图；(b)，(c)内氧化；(d)，(e)内氮化；(f)微裂纹

Fig.8　Oxidation and nitriding behavior of single crystal superalloy

(a)SEM image of fracture structure；(b)，(c)internal oxidation；(d)，(e) internal nitridation；(f)microcrack

DD6单晶高温合金薄壁试样在持久性能测试过程中会发生内氧化和内氮化。DD6单晶高温合金在高温条件下率先在基体表面形成一定厚度的氧化层，在应力作用下氧化层内部的裂纹使得裂纹尖端的合金暴露于大气环境中，进一步的内氧化行为就发生在氧化层内初始裂纹前沿附近区域，由此产生一个带氧化物的缺口。内氧化消耗大量的O元素使得N元素向更深的合金基体中扩散渗透，发生内氮化行为，形成AlN相和弱化的γ′相贫化区。当氧化物缺口和AlN相附近的应变满足破断条件时，裂纹附近的氧化物和氮化物将再次发生开裂，并形成更深的裂纹，从而促进持久裂纹的扩展。

在高温持久过程中的氧化是必然发生的过程，但不足以显著降低持久试样的有效截面积，在高温和应力作用下氧化层的破裂导致内氮化加剧，进而导致了内氮化物附近的γ′强化相贫化，综合作用导致了持久试样的有效截面积的减少、强化相数量的降低；随着试样壁厚的减薄，该作用愈加明显，从而使持久寿命呈现薄壁效应。

3.2　组织特征对持久寿命的影响

单晶高温合金含有高体积分数的γ′相，因此γ′相的尺寸和形貌等因素对单晶高温合金的力学性能有重要影响[14-16]。适当减小γ′相尺寸有利于提高单晶高温合金的持久性能，但γ′相平均尺寸过分减小，持久寿命反而降低[17]。多数单晶高温合金的γ′相平均尺寸最佳范围为0.30～0.50 μm，如图2所示，本文所用DD6

单晶高温合金的γ′相尺寸也在此范围内。

DD6 合金 980 ℃持久寿命归一化后的结果与微观组织特征的关联性如图 9 所示。从图中可以看出，980 ℃/250 MPa 条件下的持久寿命曲线的变化趋势与γ′相平均尺寸变化趋势一致。精铸薄壁试样γ′相平均尺寸范围为 0.31～0.35 μm，试样截面尺寸的减小使得γ′相平均尺寸减小，γ′相强化效果降低，薄壁试样的持久寿命也随之降低。在薄壁结构条件下显微组织特征中的γ′相平均尺寸因素对薄壁持久性能存在一定的影响，但与环境损伤相比，组织变化程度较小，对薄壁效应的贡献有限。

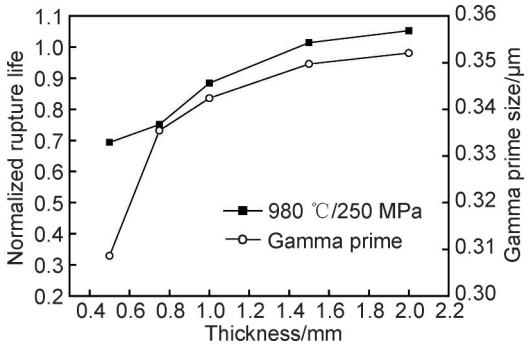


图 9 单晶高温合金薄壁试样归一化的持久寿命与γ′相尺寸关系

Fig.9 Relation between normalized stress rupture lives and γ′ phase size of single crystal superalloy investment cast thin-walled specimens

3.3 高温持久寿命的薄壁效应和表征方式

综合上述分析，单晶高温合金薄壁效应主要受到环境损伤（内氧化和内氮化）和显微组织特征两个方面影响。单晶高温合金薄壁效应示意图。如图 10 所示。假定精铸薄壁试样的制备合理，显微组织特征处在一个较为合理的范围内，此时环境损伤对单晶高温合金薄壁效应的贡献比显微组织大，也就是说环境损伤是导致单晶高温合金薄壁试样出现薄壁效应的最主要原因。表面氧化和内氮化等环境损伤造成有效承载面积减少，而显微组织的细化对力学性能的贡献不能抵消环境损伤的影响，以及表面损伤对环境损伤的加速作用，从而导致了单晶高温合金的薄壁效应。总体来看，当截面尺寸减小到某一临界值时，在对单晶高温合金力学性能有重要影响的尺寸与组织两个因素中，尺寸将取代组织成为决定力学性能的主要因素，尺寸因素会弱化组织因素对力学性能的影响；一旦出现这种情况，单晶高温合金就表现出薄壁效应。

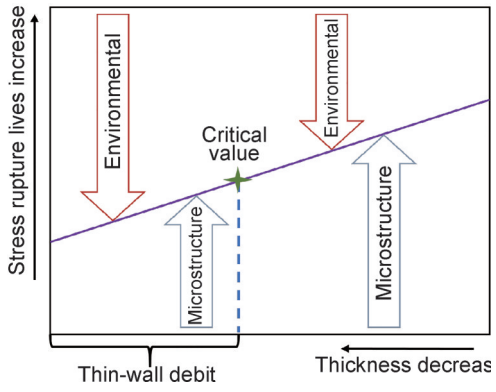


图 10 单晶高温合金薄壁效应示意图

Fig.10 Schematic diagram of single crystal supalloy thin-walled specimens

在相同几何形状下，试样截面尺寸减小使得比表面积增加。若试样在持久寿命测试过程中产生的表面氧化层厚度一定，试样截面尺寸越小使得因表面氧化造成有效承载面积减小的比例越大。同时，试样比表面积增大也会使得表面层及其内附层在整个横截面所占比例增加，薄壁试样的表面状态也会对薄壁持久寿命产生影响。可见，造成单晶高温合金薄壁试样持久寿命降低的两个重要因素（氧化和表面状态）均与比表面积有关，比表面积与单晶高温合金薄壁效应之间存在很大关联性。

为了便于对单晶高温合金的薄壁效应进行定量化表征，需引入一个量化的指标——单晶高温合金薄壁效应系数，该系数指单晶高温合金机加工薄壁试样或精铸薄壁试样的持久寿命与标准圆棒试样持久寿命的比值，可按照式（1）进行计算。为保证性能的可比对性，该式要求薄壁试样与标准圆棒试样均应为同一炉母合金锭制备，并尽可能在同一热处理批进行真空标准热处理。

$$C=\frac{t'}{t} \tag{1}$$

式中：t'为薄壁试样持久寿命，h；t为标准试样持久寿命，h；C为薄壁效应系数。根据图 3 和图 5 中不同截面尺寸精铸薄壁试样持久寿命曲线的特点，可以看出 980 ℃/250 MPa 和 1100 ℃/130 MPa 的薄壁持久寿命变化规律相似，薄壁持久寿命曲线可分为 3 段：当截面尺寸由 2.0 mm 减小到 1.5 mm 时，精铸薄壁试样的持久断裂时间仅有微弱降低；当截面尺寸由 1.5 mm 减小到 0.75 mm 时，精铸薄壁试样的持久断裂时间有明显或显著降低；当截面尺寸由 0.75 mm 减小到 0.5 mm 时，精铸薄壁试样的持久断裂时间有一定降低。将精铸薄壁试样的持久性能与比表面积间的关系进行拟合，如图 11 所示。

通过图 11 的拟合分别得到精铸薄壁试样 980 ℃/250 MPa、1100 ℃/130 MPa 薄壁效应表达式，如式（2），（3）所示。通过该公式可以采用标准试样的持久寿命外推精铸薄壁试样的持久寿命。需要说明的是，因研

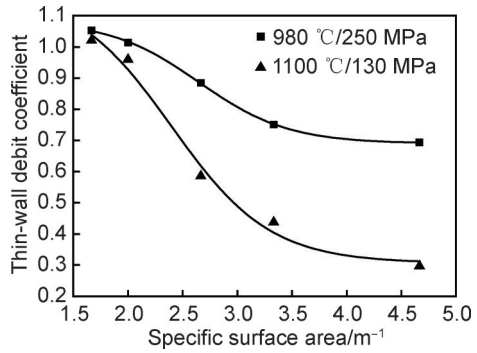


图 11　单晶高温合金精铸薄壁试样薄壁效应系数与比表面积关系

Fig.11　Relation between thin-wall debit coefficient of single crystal superalloy investment cast specimens and specific surface area

究数据有限，此公式只适用于截面尺寸在0.5～2.0 mm范围内的精铸薄壁试样，公式的外推性有待于进一步研究验证。

$$C = 0.69 + \frac{0.39}{1 + \exp\left(\frac{a - 2.65}{0.41}\right)} \tag{2}$$

$$C = 0.31 + \frac{0.88}{1 + \exp\left(\frac{a - 2.40}{0.45}\right)} \tag{3}$$

式中：a为比表面积，m^{-1}；C为薄壁效应系数。通过以上分析讨论可以看出，DD6单晶高温合金薄壁精铸件随着壁厚尺寸下降，持久寿命出现了薄壁效应。随着不同厚度的薄壁精铸件显微组织存在一定的差异，但是环境损伤对薄壁效应的贡献更大。基于对合金持久寿命与组织特征关联性的研究，提出了单晶高温合金薄壁效应系数，可初步实现采用标准持久试样外推薄壁件持久寿命。

4　结论

（1）980 ℃/250 MPa条件下截面尺寸小于1.0 mm、1100 ℃/130 MPa条件下截面尺寸小于1.5 mm时，DD6单晶高温合金精铸薄壁试样存在薄壁效应，并且精铸薄壁试样1100 ℃/130 MPa条件下的持久薄壁效应大于980 ℃/250 MPa条件的。

（2）DD6单晶高温合金精铸薄壁试样980 ℃/250 MPa、1100 ℃/130 MPa持久断口呈韧窝断裂特征，裂纹主要在试样一侧萌生，然后向其另一侧扩展，断口外围存在较薄的氧化层。

（3）因表面氧化和内氮化等环境损伤造成的有效承载面积的减少是DD6合金精铸薄壁试样持久性能降低的主要原因，从而导致了单晶高温合金的薄壁效应。

（4）提出了单晶高温合金薄壁效应系数，可初步实现采用标准试样持久寿命外推薄壁铸件持久寿命。

参考文献

[1] 刘巧沐，李园春. 航空发动机材料及工艺发展浅析[J]. 航空动力，2021(6)：9-12.
LIU Q M，LI Y C. Analysis to development of aero engine materials and processes[J]. Aerospace Power，2021(6)：9-12.

[2] 崔壮，刘满平，曾迎，等. 镍基单晶高温合金发展趋势：新型研究技术驱动合金化设计[J]. 稀有金属材料与工程，2024，53(8)：2375-2389.
CUI Z，LIU M P，ZENG Y，et al. Development trend of nickel-based single crystal superalloys：alloy design driven by new research technology[J]. Rare Metal Materials and Engineering，2024，53(8)：2375-2389.

[3] BALDAN A. On the thin-section size dependent creep strength of a single crystal nickel-base superalloy[J]. Journal of Materials Science，1995，30(24)：6288-6298.

[4] HÜTTNER R，VÖLKL R，Gabel J，et al . Creep behavior of thick and thin wall structures of a single crystal nickel-base superalloy at high temperature-experimental-method and results[C]//Superalloys 2008. Seven Springs，PA：the Minerals，Metals & Materials Society，2008：719-723..

[5] 杨亮，李嘉荣，金海鹏，等. DD6单晶精铸薄壁试样定向凝固过程数值模拟[J]. 材料工程，2014，42(11)：15-22.
YANG L，LI J R，JIN H P，et al. Numerical simulation on directional solidification process of DD6 single crystal superalloy thin-walled specimen[J]. Journal of Materials Engineering，2014(11)：15-22.

[6] 许瀚元，黄太文，艾诚，等. 镍基单晶高温合金涡轮叶片薄壁效应研究进展[J]. 稀有金属材料与工程，2024，53(5)：1486-1492.
XU H Y，HUANG T W，AI C，et al. Research progress on thin-wall effect of nickel-based single crystal superalloy turbine blades[J]. Rare Metal Materials and Engineering，2024，53(5)：1486-1492.

[7] 高至远，陈皓晖，陈新，等. DD6单晶高温合金模拟薄壁试样超高频振动疲劳[J]. 航空材料学报，2023，43(2)：98-106.
GAO Z Y，CHEN H H，CHEN X，et al. Ultra-high frequency vibration fatigue of DD6 single crystal superalloy simulating thin-walled specimens[J]. Journal of Aeronautical Materials，2023，43(2)：98-106.

[8] 李晓鹏，谢由水，黄垚，等. 短期时效对DD6镍基单晶高温合金γ′相析出行为的影响[J]. 稀有金属材料与工程，2024，53(10)：2952-2959.
LI X P，XIE Y S，HUANG Y，et al. Effect of short-term aging treatment on γ′ phase precipitation behavior in DD6 single crystal superalloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering，2024，53(10)：2952-2959.

[9] 杨万鹏，李嘉荣，刘世忠，等. 第三代单晶高温合金DD9显微组织薄壁效应[J]. 材料工程，2025，53(1)：55-64.
YANG W P，LI J R，LIU S Z，et al. Thin-walled effect of microstructure of thirdgeneration single crystal superalloy DD9[J]. Jour-

nal of Materials Engineering,2025,53(1):55-64.
[10] 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 Z K,SHANG Y,CHANG K K,et al.Thin-wall debit effect on creep properties of single crystal superalloys[J].Journal of Aeronautical Materials,2024,44(5):105-116.
[11] YANG L,LI J R.Effect of section size on the microstructure of thin-walled specimen of DD6 single crystal superalloy[J].Rare Metal Materials and Engineering,2015,44(6):1363-1368.
[12] DRYEPONDT S,MONCEAU D,CRABOS F,et al.Static and dynamic aspects of coupling between creep behavior and oxidation on MC2 single crystal superalloy at 1150 ℃[J].Acta Materialia,2005,53(15):4199-4209.
[13] SUZUKI A S,KAWAGISHI K,YOKOKAWA T,et al.A new oxide morphology map:initial oxidation behavior of Ni-base single-crystal superalloys[J].Metallurgical and Materials Transactions A,2012,43(1):155-162.
[14] 聂君锋,张海泉,张朝晖,等. 沉淀相的尺寸与形态对镍基合金蠕变行为的影响[J].固体力学学报,2012,33(5):456-464.
NIE J F, ZHANG H Q, ZHANG Z H, et al. Precipitate size and morphology effects on the creep behavior of nickel-base superalloys[J]. Acta Mechanica Solida Sinica,2012,33(5):456-464.
[15] 杨雨轩,王晔,刘国怀,等.热处理过程中DD6单晶高温合金的组织演化规律与力学性能[J].金属热处理,2022,47(11):1-11.
YANG Y X,WANG Y,LIU G H,et al.Microstructure evolution and mechanical properties of DD6 single crystal superalloy during heat treatment process[J].Heat Treatment of Metals,2022,47(11):1-11.
[16] 陈博文,曾强,李钢,等.固溶温度对DD416镍基单晶高温合金组织及拉伸性能的影响[J].金属热处理,2024,49(1):119-126.
CHEN B W,ZENG Q,LI G,et al.Effect of solution temperature on microstructure and tensile properties of DD416 nickel-based single crystal superalloy[J].Heat Treatment of Metals,2024,49(1):119-126.
[17] XIA P C,YU J J,SUN X F,et al.Influence of γ′ precipitate morphology on the creep property of a directionally solidified nickel-base superalloy[J].Materials Science and Engineering:A,2008,476(1/2):39-45.

收稿日期:2025-02-27;**录用日期**:2025-04-26
通讯作者:李嘉荣(1962—),男,研究员,博士,主要从事单晶高温合金研究,联系地址:北京市81信箱8分箱(100095),E-mail:jrli126@126.com

(本文责编:张宝玲)