引用格式：陈巧，李嘉荣，李晓鹏，等.第三代单晶高温合金DD9在1100 ℃/137 MPa条件下的蠕变行为[J].材料工程，2026，54(8)：303-312.
CHEN Qiao，LI Jiarong，LI Xiaopeng，et al.Creep behavior of third-generation single crystal superalloy DD9 at 1100 ℃/137 MPa[J].Journal of Materials Engineering，2026，54(8)：303-312.

第三代单晶高温合金DD9在1100 ℃/137 MPa条件下的蠕变行为

陈 巧，李嘉荣*，李晓鹏，杨万鹏，岳晓岱，刘世忠，赵金乾
（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）

摘要：采用高通量扫描电镜和透射电镜研究了第三代单晶高温合金DD9在1100 ℃/137 MPa条件下的蠕变行为。结果表明：该条件下合金的平均蠕变断裂寿命为260 h。蠕变过程中，γ′强化相呈现出由初始的立方状经定向粗化、筏化，逐步演变为蠕变后期局部解筏的特征。枝晶干与枝晶间区域的成分差异是影响DD9合金组织演化差异的重要因素。位错运动表现为蠕变初期主要在基体相γ通道内运动，蠕变第二阶段在γ/γ′界面处形成致密的位错网，蠕变第三阶段位错对切入γ′强化相，断裂阶段切入γ′相的位错数量进一步增加。

关键词：第三代单晶高温合金；DD9；蠕变行为；γ′强化相；位错运动
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2026.000280 **CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2026.000280
中图分类号：TB31 **文献标识码**：A **文章编号**：1001-4381(2026)08-0303-10

Creep behavior of third-generation single crystal superalloy DD9 at 1100 ℃/137 MPa

CHEN Qiao，LI Jiarong*，LI Xiaopeng，YANG Wanpeng，YUE Xiaodai，LIU Shizhong，ZHAO Jinqian
（Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory，
AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials，Beijing 100095，China）

Abstract：The creep behavior of the third-generation single crystal superalloy DD9 at 1100 ℃/137 MPa is investigated using high-throughput scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy(TEM). The results show that the average creep rupture life of the alloy under this condition is 260 h. During the creep process, the γ′ strengthening phase exhibits a gradual evolution from an initial cuboidal shape to directional coarsening, rafting, and eventually to local derafting at the later stage of creep. The composition difference between the dendrite core and the interdendritic regions is an important factor affecting the microstructural evolution of the DD9 alloy. The dislocation evolution during creep is characterized by initial dislocation motion mainly within the γ matrix channels, the formation of dense dislocation networks at the γ/γ′ interfaces during secondary creep, the shearing of the γ′ strengthening phase by dislocation pairs during tertiary creep, and a further increase in the number of dislocations shearing into the γ′ phase at the fracture stage.

Key words：third-generation single crystal superalloy；DD9；creep behavior；γ′ strengthening phase；dislocation motion

单晶高温合金在高温条件下具有优异的综合性能，是目前先进航空发动机涡轮叶片的首选材料。自20世纪70年代末以来，单晶高温合金经历了第一代、第二代、第三代及更高代次的发展[1-3]。Mayr等[4]和Field[5]等研究了第一代单晶高温合金CMSX-6的高温蠕变行为，并揭示了位错网的形成机制。Caron等[6]则探讨了第一代单晶高温合金AM1和MC2蠕变过程中γ与γ′相的演化特征。上述研究从组织演化和位错

运动等方面揭示了单晶高温合金在高温低应力条件下的蠕变特征。

针对第二代单晶高温合金，国外已有研究[7-9]探讨了CMSX-4高温蠕变过程中组织演变与蠕变行为的关系，结果表明蠕变速率下降与筏排组织有关，而组织的演化则与元素扩散和主应力密切相关。Matan等[10]和Rae等[11]研究了取向偏离对CMSX-4蠕变行为及变形机制的影响，为叶片取向偏离条件下的服役评价提供了依据。此外，还有学者[12-14]研究了PWA1484试样厚度和涂层对蠕变性能的影响，为结构设计和服役损伤评价提供了技术基础。我国也对第二代单晶高温合金DD6的高温蠕变行为开展了研究，为其工程应用提供了支撑[15-18]。

对于第三代单晶高温合金，Epishin等[19]研究了CMSX-10合金在高温低应力下的蠕变行为，结果表明其蠕变行为受组织演化、位错运动以及蠕变孔洞损伤的共同影响。Zhang等[20]研究了TMS-75合金的高温低应力蠕变行为，提出较大的负γ/γ'晶格错配有利于提高界面位错网致密度，从而阻碍位错切入γ'相。Murakumo等[21]则探讨了γ'相体积分数对TMS-75合金高温蠕变行为的影响，结果表明在900 ℃和1100 ℃下获得最佳蠕变性能所对应的γ'相体积分数并不相同。

DD9合金是我国自主研发的第三代单晶高温合金，已在新一代航空发动机上获得应用[3]。王效光等[22]研究了DD9单晶高温合金拉伸性能的各向异性，分析了[001]、[011]和[111]取向的拉伸断口形貌与位错演化特征。Shi等[23]研究了抽拉速率对DD9合金拉伸和持久性能的影响，获得了抽拉速率对性能的影响规律。Yang等[24]探讨了取向偏离对DD9合金横向拉伸性能的影响，获得了取向与温度对合金横向拉伸性能的影响规律。综上可见，目前关于DD9合金在高温低应力条件下的蠕变行为研究尚不充分。本工作以DD9合金为研究对象，探究其在1100 ℃/137 MPa条件下的蠕变行为，以期为该合金的进一步应用提供技术支撑。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

以DD9合金为研究对象，其化学成分如表1所示[25]。采用DD9母合金经重熔、浇注和定向凝固制备单晶试棒。制备完成后，选取[001]生长方向与主应力轴偏离小于15°的单晶试棒。随后对试棒进行热处理：预处理＋1335 ℃/5 h/AC＋1140 ℃/4 h/AC＋870 ℃/32 h/AC。热处理后按图1所示加工蠕变试样。

表1 DD9合金化学成分（质量分数/%）[25]

Table 1 Chemical compositions of DD9 alloy (mass fraction/%)[25]

Cr	Co	Mo	W	Ta	Re	Nb	Al	Hf	C	Ni
3.5	7.0	2.0	6.5	7.5	4.5	0.5	5.6	0.1	0.008	Bal.

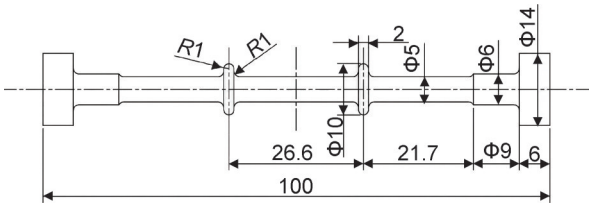


图1 蠕变试样示意图

Fig.1 Schematic diagram of creep specimen

1.2 实验方法

在1100 ℃/137 MPa条件下完成蠕变实验，共测试5个试样，其中3个试样拉至断裂用于蠕变断裂寿命统计，2个试样分别在蠕变应变量0.75%和2.0%时中断，用于组织演化分析。

采用Gemini扫描电镜观察蠕变不同阶段的微观组织。金相制备腐蚀液成分为50 g $CuSO_4$＋160 mL HCl＋10 mL H_2SO_4＋200 mL H_2O，腐蚀时间5 s。为清晰辨别TCP相及裂纹分布，首先采用高通量扫描电镜背散射（backscattered electron，BSE）模式拍摄未腐蚀试样，依据TCP相、裂纹与基体在BSE模式下的衬度差异，处理图像并提取TCP相与裂纹信息，随后完成图像拼接。共拼接5202张图像，覆盖区域约为3.0 mm×1.5 mm。制备枝晶干与枝晶间区域试样时，首先通过BSE图像定位，然后采用聚焦离子束（focused ion beam，FIB）制备薄膜样品，单个样品观察区域面积约为5 μm ×5 μm。采用电子探针（electron probe microanalyzer，EPMA）分析枝晶偏析，相同状态试样分别选取2处枝晶干与枝晶间区域，在每个区域分别选取5个测试点检测成分。利用Talos F200X透射电子显微镜（TEM）观察位错组态，并通过选区电子衍射标定TCP相类型。采用TEM配备的能谱（EDS）检测γ相、γ'相及TCP相成分，其中，枝晶干和枝晶间区域内γ相与γ'相分别测试5个点。

2 结果与分析

2.1 蠕变性能

图2给出了DD9合金在1100 ℃/137 MPa条件下

的蠕变应变曲线及蠕变应变速率曲线。在该条件下，合金表现出典型的三阶段蠕变特征。蠕变开始至第二阶段，应变量较小，约为0.5%，应变速率先增大后降低，持续时间约为50 h，不同试样差异较小，稳态蠕变速率约为2.5×10^{-5} h^{-1}；第二阶段至第三阶段，应变速率基本保持在最小值附近，但不同试样的持续时间存在一定差异；第三阶段至断裂阶段，合金进入加速蠕变阶段。

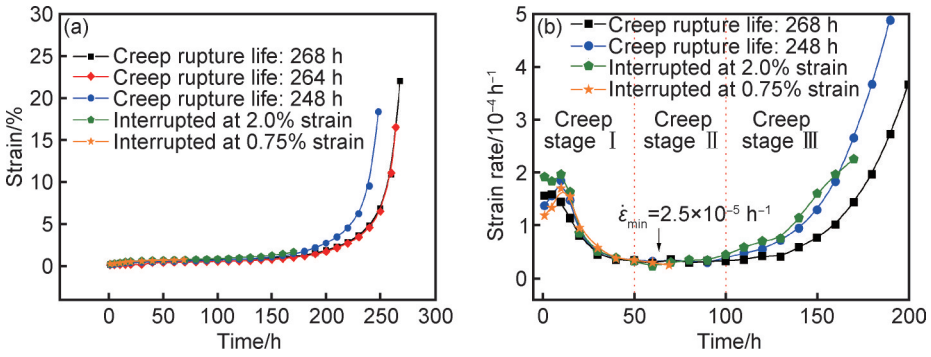


图2　DD9合金在1100 ℃/137 MPa下的蠕变应变-时间曲线(a)与蠕变应变速率-时间曲线(b)

Fig.2　Creep strain-time curves(a) and creep strain rate-time curves(b) of DD9 alloy at 1100 ℃/137 MPa

DD9合金与第三代单晶高温合金TMS-75的Re、W、Nb和Ta的成分与蠕变性能对比如表2所示。可以看出：3个DD9合金试样的蠕变断裂寿命分别为268、264 h和248 h，平均寿命为260 h，稳态蠕变速率约为6.9×10^{-9} s^{-1}；TMS-75合金在1100 ℃/137 MPa条件下的蠕变断裂寿命约为227 h，稳态蠕变速率约为$(1\sim2)\times10^{-8}$ s^{-1}[26-27]；由此可见，DD9合金比TMS-75合金具有更低的稳态蠕变速率和更长的蠕变断裂寿命。TMS-75合金的Re含量比DD9合金高11%，但DD9合金中W、Ta、Nb等高熔点合金元素含量相对较高。DD9合金通过以W部分替代稀贵元素Re增强固溶强化，添加Nb提升沉淀强化，并提升高熔点合金元素协同强化作用，获得了优良的蠕变性能。

表2　DD9与TMS-75合金成分及蠕变性能对比[6,26-27]

Table 2　Comparison of compositions and creep rupture properties of DD9 and TMS-75 alloys at 1100 ℃/137 MPa[6,26-27]

Alloy	Mass fraction/%				Creep rupture life/h	Minimum creep rate/s^{-1}
	Re	W	Nb	Ta		
DD9	4.5	6.5	0.5	7.5	260	6.9×10^{-9}
TMS-75	5.0	6.0		6.0	227	$(1\sim2)\times10^{-8}$

2.2　蠕变断口形貌

图3为试样在1100 ℃/137 MPa条件下的断口形貌及其纵截面组织。如图3(a)所示，断口呈现出颈缩与韧窝特征，表明该条件下合金发生韧窝断裂。如图3(b)，(c)所示，裂纹在蠕变断口纵截面的分布具有明显的不均匀性。TCP相(白色)主要沿枝晶干区域分布，部分区域呈现出较连续的枝晶干条状特征。多数裂纹分布于枝晶间区域(灰色)，5处尺寸较大的裂纹(如图3(c)方框所示)与TCP相直接相连。

2.3　蠕变过程组织演变

2.3.1　化学成分

图4给出了蠕变应变量为0.75%试样枝晶干区域的面扫描结果，组织包含基体相γ与强化相γ′。可以看出，Co、Cr、Mo和Re主要分布于基体相γ中，Ta主要分布于强化相γ′中，而W在γ和γ′两相中分布较均匀。其中，Re和W均属于扩散速率较低的固溶强化元素[28]。高温条件下，合金组织稳定性和强化相γ′粗化均受元素扩散影响。Lu等[29]研究表明，Re的加入能够降低强化相γ′的粗化速率。由此可得，Re在基体相γ中的偏聚不仅能够起到强化基体的作用，而且在一定程度上有助于提高组织的稳定性。

DD9合金在不同蠕变阶段、不同区域内基体相γ与强化相γ′的成分检测结果如图5所示。蠕变过程中，枝晶间区域γ相中的固溶强化元素含量未见明显变化，而枝晶干区域γ相中的Re含量逐渐降低，其他固溶强化元素含量无明显变化。与热处理态相比，蠕变第二阶段和第三阶段枝晶干区域γ相中的Re含量分别降低了约8.8%和18.7%。尽管如此，在整个蠕变过程中，枝晶干区域γ相中的Re含量始终高于枝晶间区域，如图5(c)所示，表明枝晶干区域的固溶强化程

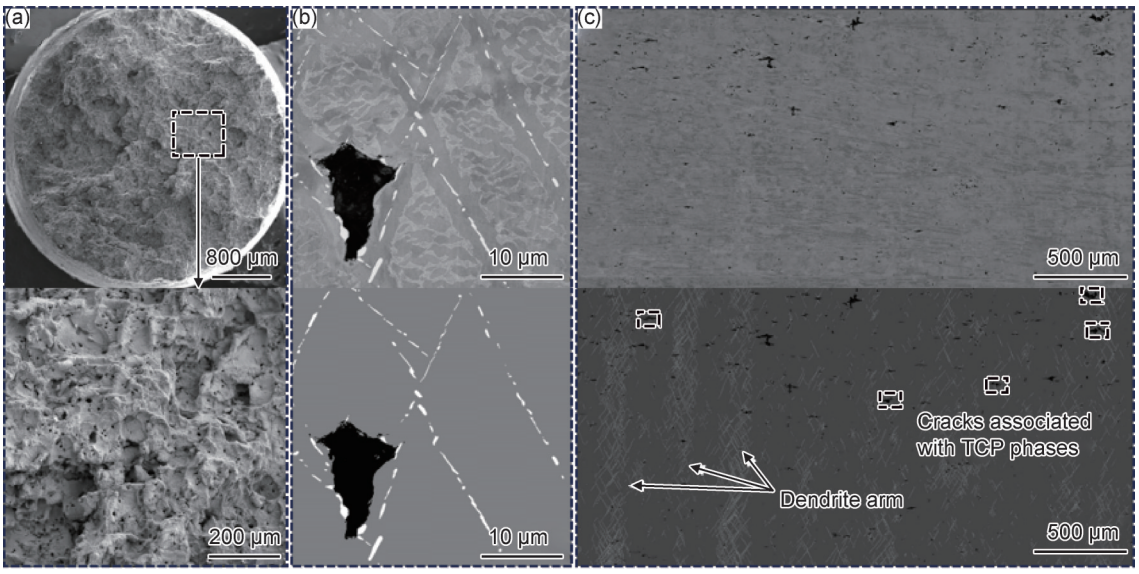


图3 DD9合金在1100 ℃/137 MPa下的蠕变断口形貌(a)及其纵截面组织(b),(c)

Fig.3 Fracture morphologies(a) and longitudinal-sectional microstructures(b),(c) of DD9 alloy after creep at 1100 ℃/137 MPa

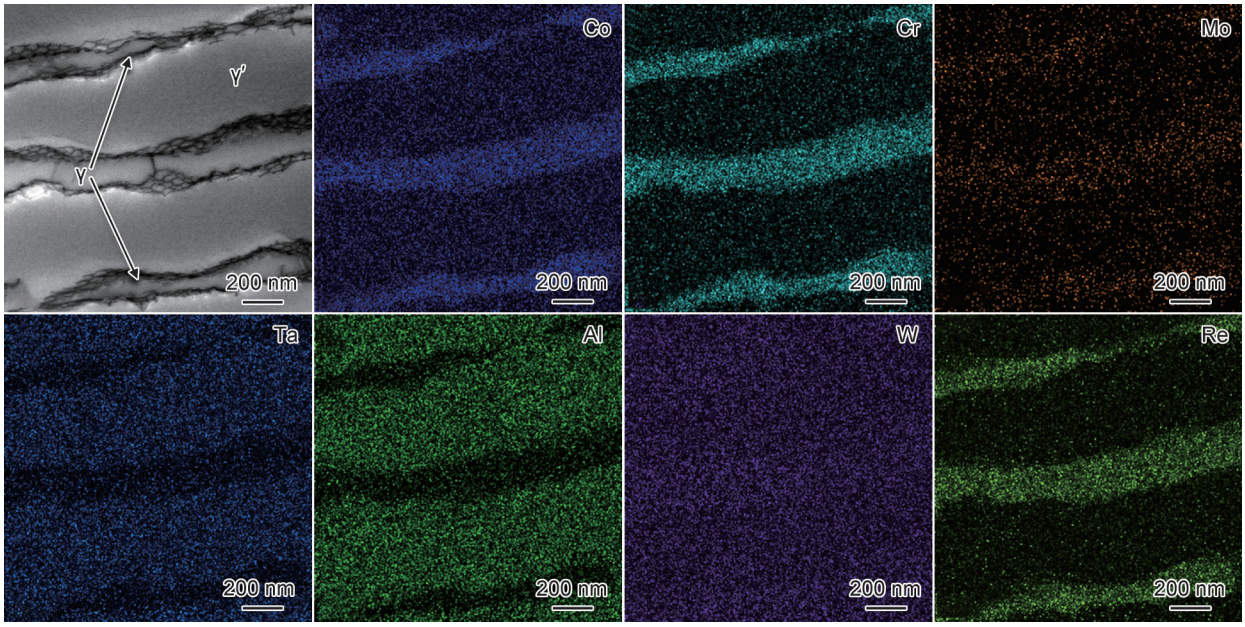


图4 蠕变应变量为0.75%试样的EDS面扫描结果

Fig.4 EDS mapping results of specimen at a creep strain of 0.75%

度高于枝晶间区域。此外,在整个蠕变过程中,枝晶间与枝晶干区域γ′相的成分均未发生明显变化。总体而言,DD9合金在蠕变过程中基体相γ与强化相γ′的成分保持稳定。

2.3.2 基体相γ与强化相γ′

图6为DD9合金完全热处理后的显微组织。如图所示,经完全热处理后,DD9合金的强化相γ′立方化程度较高,其体积分数约为68%,略高于第三代单晶高温合金TMS-75的65%[21]。此外,枝晶干与枝晶间区域的强化相γ′分布较为均匀,尺寸略有差异。总体来看,完全热处理后合金获得了较好的初始显微组织。

DD9合金在1100 ℃/137 MPa条件下蠕变变形后,枝晶干与枝晶间区域基体相γ和强化相γ′形貌如图7所示。蠕变过程中,γ相与γ′相呈现出阶段性的演化特征:蠕变开始至蠕变应变量0.75%,立方状的γ′相发生定向粗化,逐步沿特定方向延伸和连接。有学者[7-9]研究表明,在高温低应力蠕变过程中,γ′相定向粗化与外加应力、两相晶格错配及界面迁移有关,且稳定的筏排组织有利于阻碍位错攀移,降低稳态蠕变

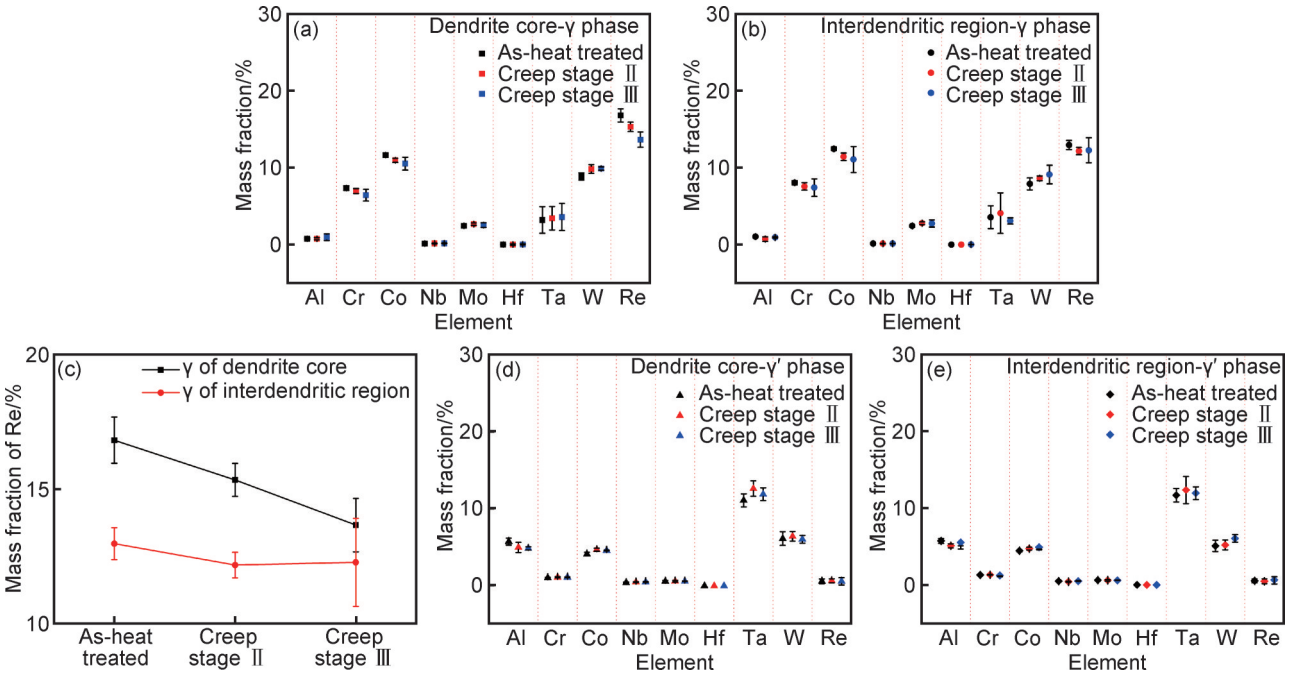


图5　不同蠕变阶段枝晶干与枝晶间区域γ及γ′相成分

(a)枝晶干γ相成分;(b)枝晶间γ相成分;(c)不同蠕变阶段枝晶干与枝晶间γ相中Re含量变化;(d)枝晶干γ′相成分;(e)枝晶间γ′相成分

Fig.5　Composition of γ and γ′ phases in dendrite core and interdendritic regions at different creep stages

(a)γ phase composition in dendrite core;(b)γ phase composition in interdendritic region;(c)evolution of Re content in γ phase of dendrite core and interdendritic regions at different creep stages;(d)γ′ phase composition in dendrite core;(e)γ′ phase composition in interdendritic region

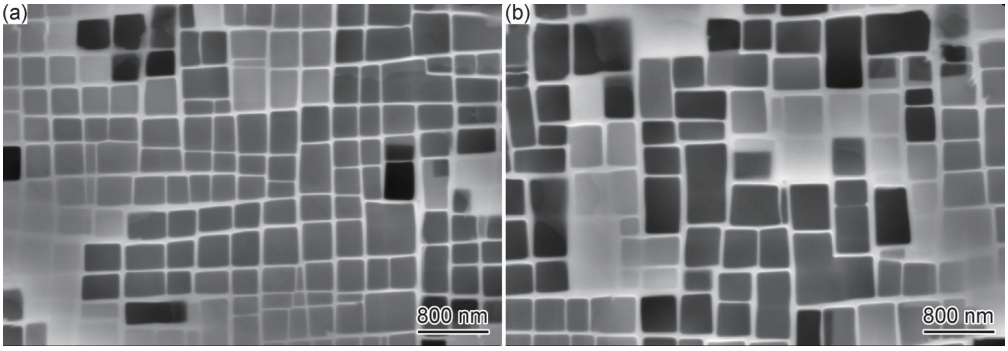


图6　DD9合金完全热处理后的显微组织

(a)枝晶干区域;(b)枝晶间区域

Fig.6　Microstructures of DD9 alloy after fully heat treatment

(a)dendrite core region;(b)interdendritic region

速率,提高单晶高温合金的蠕变抗力。当蠕变应变量为2.0%时,已形成的筏排组织进一步演化,局部γ相和γ′相的连通关系发生调整,原本在垂直于主应力方向上连续的基体相γ通道,逐渐被强化相γ′分隔。在蠕变第三阶段后期及断裂阶段,局部区域组织表现出明显的解筏特征,这可能与蠕变后期位错切入γ′相以及局部塑性变形加剧有关。总体而言,强化相γ′呈现出由初始立方状经定向粗化、筏化,逐步发展至蠕变后期局部解筏的演化特征。

采用Epishin等[30]提出的方法对基体相γ与强化相γ′的组织演化程度进行定量分析,其计算方法如式(1)所示:

$$R=\frac{\rho}{\rho'} \tag{1}$$

式中:ρ与ρ'分别表示垂直应力方向上γ相与γ′相端点数。R值用于表征基体相γ与强化相γ′的组织演化程度:当$0<R<1$时,表明强化相γ′已开始定向粗化与筏化;当$R>1$时,表明基体相γ和强化相γ′两相的连通关系发生变化,且R值越大,解筏程度越严重。蠕变不同阶段的R值统计结果如表3所示。

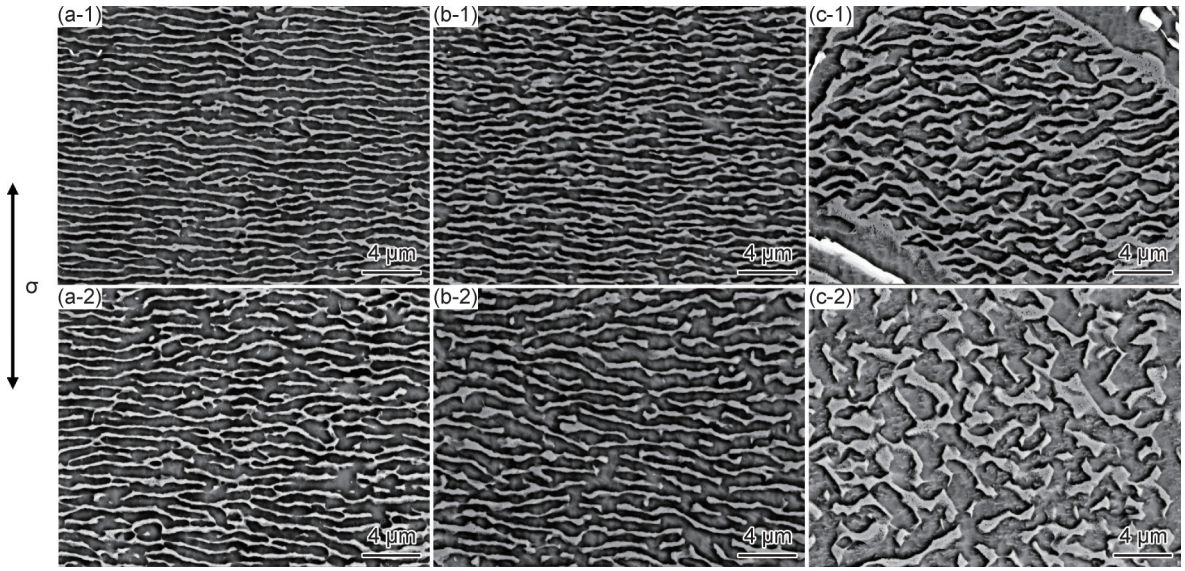


图7 不同蠕变阶段枝晶干(1)与枝晶间(2)显微组织

(a)蠕变第二阶段;(b)蠕变第三阶段;(c)蠕变断裂阶段,位置距断口约3 mm

Fig.7 Microstructures of dendrite core(1) and interdendritic regions(2) at different creep stages

(a)at creep stage Ⅱ;(b)at creep stage Ⅲ;(c)at creep rupture stage,the position is approximately 3 mm away from the fracture surface

表3 基于公式(1)计算的*R*值结果

Table 3 *R* values calculated based on formula (1)

Region	*R*	
	Creep stage Ⅱ	Creep stage Ⅲ
Dendrite core	1.1	1.7
Interdendritic	1.3	4.6

枝晶干与枝晶间的组织演化行为存在差异。在蠕变第二阶段,枝晶干与枝晶间区域的γ′相均已完成定向粗化、筏化,并形成筏排组织。此时,枝晶间区域的*R*值比枝晶干区域高0.2,两者在组织演化程度以及基体相γ与强化相γ′相互连通的特征方面出现少许差异。在蠕变第三阶段,枝晶间区域的*R*值较枝晶干区域高2.9,说明局部区域筏排组织解筏程度增加,稳定性下降。相比之下,枝晶干区域的*R*值较蠕变第二阶段增加0.6,增幅相对较小,表明其筏排组织的演化过程较为缓慢,且在该阶段仍保持较高稳定性。由此可见,蠕变过程中枝晶间区域筏排组织演化更快,而枝晶干区域的筏排组织演化相对缓慢,DD9合金整体表现出优良的组织稳定性。

结合图4与图5的分析结果可知,枝晶干与枝晶间区域成分差异是影响DD9合金组织演化差异的重要因素。Re、W属于高熔点元素,其原子尺寸较大、扩散速率较低,在γ/γ′界面附近富集时可能产生溶质拖曳作用,从而降低界面迁移速率。Zhang等[31-32]通过原子探针断层扫描技术(atom probe tomography,APT)在γ/γ′界面观察到Re和W元素富集现象。对DD9合金而言,枝晶干区域中Re等固溶强化元素含量高,可能有助于增强γ基体固溶强化作用,并提高对γ/γ′界面迁移的阻碍作用,从而延缓筏排组织解筏过程,使枝晶干区域在蠕变第三阶段仍表现出较好的组织稳定性。相比之下,枝晶间区域由于Re等固溶强化元素含量相对较低,对基体和界面的强化作用较弱,因此筏排组织更易发生解筏。

2.3.3 位错演变

图8展示了DD9合金在1100 ℃/137 MPa下蠕变第二、第三和断裂阶段基体相γ与强化相γ′形态及位错组态。在该条件下,位错运动同样表现出阶段性演变特征:蠕变开始至蠕变应变量0.75%,位错在γ/γ′界面处堆积,形成致密的六边形位错网,其形态特征与文献报道的基本一致[4-5,19]。基体相γ内{111}〈110〉滑移系被激活,多组(1/2)*a*〈110〉位错滑移和攀移受到γ/γ′界面阻碍,在γ/γ′界面处堆积并发生反应,从而形成网状结构。

已有研究表明,γ/γ′界面位错网的强化作用主要体现在两个方面:一方面,界面位错网能够协调基体相γ与强化相γ′两相晶格失配,降低弹性应变能[5];另一方面,规则且致密的界面位错网能够有效阻碍基体相γ通道内位错穿越界面,从而抑制位错切入强化相γ′,且界面位错网间距减小通常伴随稳态蠕变速率降低和蠕变抗力提高[20]。在本研究中,如图8(a),(b)所示,位错在基体相γ通道内运动,强化相γ′内未观察到位错,表明γ/γ′界面位错网有效阻碍了位错切入强化相γ′。与此同时,基体相γ通道内位错出现弓

出现象。已有研究指出，γ通道内位错受Orowan阻力影响可发生弓出，且弓出曲率半径越小，位错运动阻力越大[20]。因此，在蠕变第二阶段，DD9合金内位错运动受强化相γ′与界面位错网的共同作用，约束基体相γ通道内位错运动，阻碍位错切入γ′相，从而有效提高合金的蠕变抗力，使其获得较低的稳态蠕变速率。

随着应变量进一步累积，筏排组织稳定性下降，γ/γ′界面形貌起伏加剧，界面位错网的连续性和稳定性降低，如图8(c)所示。在此过程中，γ通道内位错持续运动并在γ/γ′界面处塞积，局部区域应力集中加剧。当界面位错网对位错运动的阻碍作用减弱时，部分位错可突破γ/γ′界面并切入γ′相，蠕变进入第三阶段。切入γ′相的部分位错线呈现成对分布特征，单个(1/2)$a\langle 110\rangle$位错切入有序相γ′会产生能量较高的反相畴界，位错通常以成对形式切入强化相γ′，以降低切入过程的能量[33]。此外，部分位错线呈“Z”字形态，其中间区域可分辨出多条近平行排列的位错线，如图8(d)所示，类似现象在CMSX-10合金的高温低应力蠕变研究中已有报道[19]。当蠕变第三阶段发展至断裂阶段，随应变量的增加，切入强化相γ′的位错数量进一步增多，如图8(e)所示。

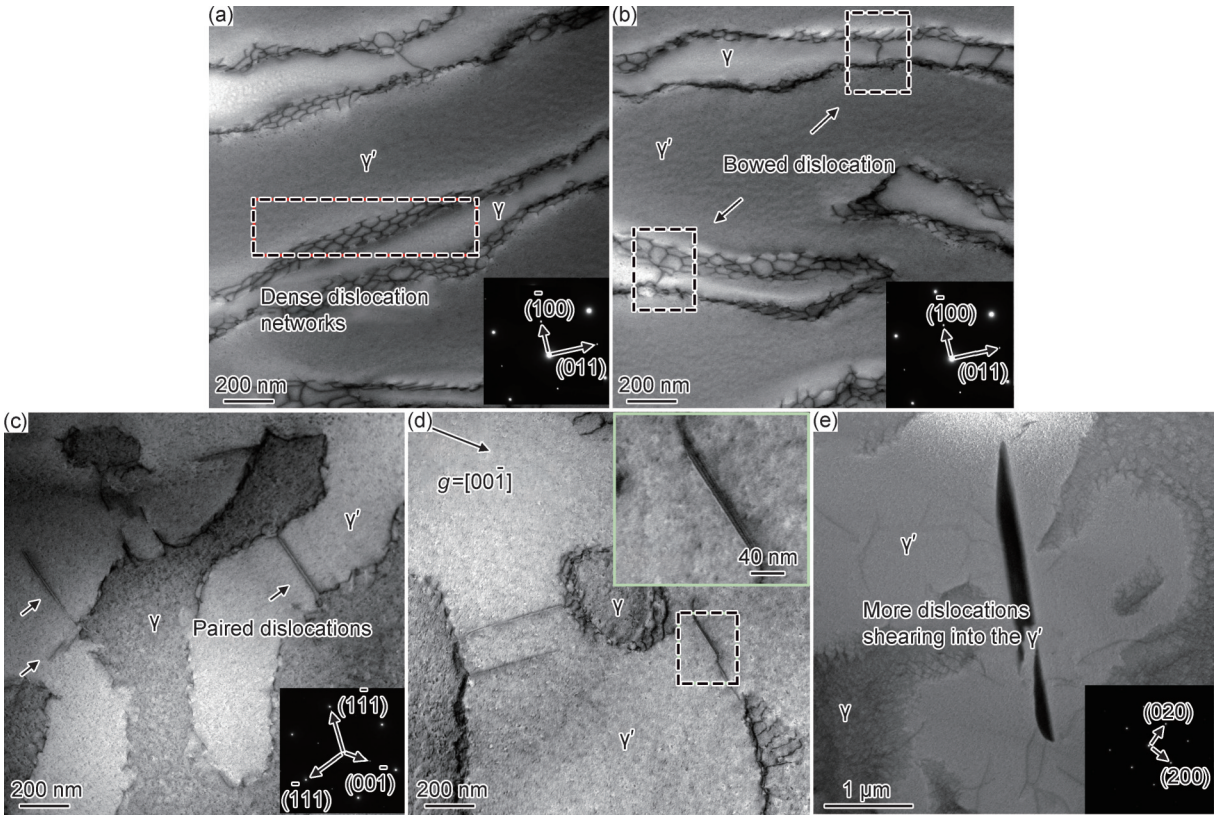


图8　不同蠕变阶段枝晶干TEM图

(a)蠕变第二阶段致密的位错网；(b)蠕变第二阶段位错弓出；(c)蠕变第三阶段位错对；(d)蠕变第三阶段“Z”形位错；(e)蠕变断裂阶段位错组态

Fig.8　TEM images of dendritic core at different creep stages

(a)dense dislocation network at creep stage Ⅱ；(b)dislocation bowing at creep stage Ⅱ；(c)dislocation pairs at creep stage Ⅲ；(d)Z-shaped dislocations at creep stage Ⅲ；(e)dislocation configuration at creep rupture stage

2.3.4　TCP相

图9展示了不同蠕变阶段DD9合金TCP相的析出行为。可以看出，随着蠕变的进行，TCP相数量逐渐增加，其分布范围逐渐增大。(001)面白色像素统计结果表明，在蠕变第二阶段、第三阶段及断裂试样中TCP相的面积分数分别为0.073%、0.361%和0.923%。

表4与图10分别为TCP相化学成分和不同形态TCP相的TEM图及选区电子衍射(selected area electron diffraction，SAED)照片。通过TEM选区电子衍射及EDS分析可知，析出的TCP相为P相，主要含Re、W等基体相γ固溶强化元素，枝晶干上析出TCP相可能导致周围基体相γ中强化元素含量发生变化。

图11展示了不同蠕变阶段TCP相演化特征。在蠕变过程中，TCP相始终被强化相γ′包裹；在蠕变第二阶段，TCP相主要表现为孤立片状和交叉分布两种形貌，且整体保持较完整的形态；在蠕变第三阶段，孤立片状TCP相逐渐出现分段，而部分交叉分布的

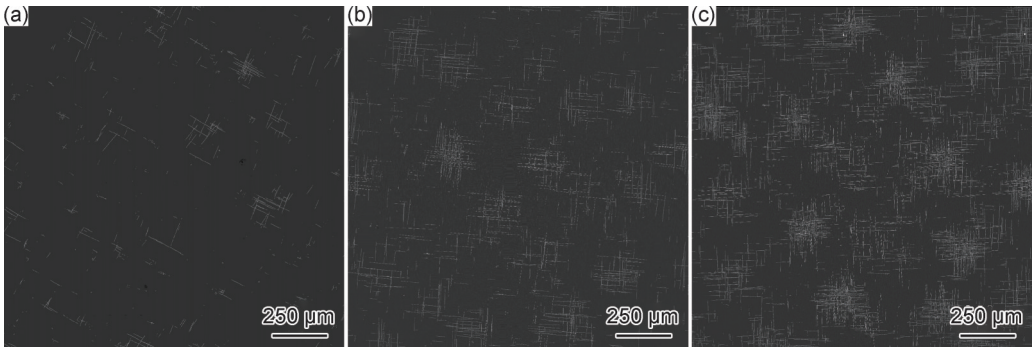


图9 不同蠕变阶段DD9合金TCP相析出行为

(a)蠕变第二阶段;(b)蠕变第三阶段;(c)蠕变断裂阶段

Fig.9 Precipitation behavior of TCP phases in DD9 alloy at different creep stages

(a)at creep stage Ⅱ;(b)at creep stage Ⅲ;(c)at creep rupture stage

表4 TCP相化学成分(原子分数/%)

Table 4 Chemical compositions of TCP phases (atomic fraction/%)

Phase	Al	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Ta	W	Re
P	1.75	11.31	11.82	28.43	0.22	6.38	1.11	13.2	25.59

TCP相则在交汇处产生裂纹;在断裂阶段,孤立片状TCP相的分段程度增加,而交叉分布的TCP相交汇处的裂纹发生扩展。不同形貌TCP相对应的局部损伤演化行为存在差异,其中交叉分布的TCP相更易诱发裂纹萌生并发生扩展。

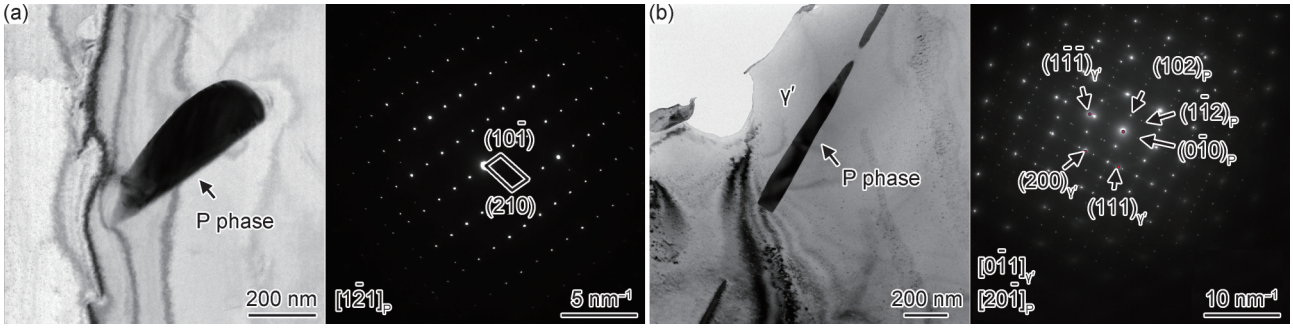


图10 不同形态TCP相的TEM图及选区电子衍射照片

(a)块状;(b)片状

Fig.10 TEM images and SAED patterns of TCP phases with different morphologies

(a)blocky phase;(b)plate-like phase

2.4 蠕变行为与组织演变特征

DD9合金在1100 ℃/137 MPa条件下的蠕变行为主要与其化学成分、基体相γ、强化相γ′、位错以及TCP相演化有关。合金在不同蠕变阶段表现出明显的组织演化阶段性特征,并与蠕变曲线具有对应关系。

在蠕变第二阶段,DD9合金保持较低的蠕变速率,这与该阶段相对稳定的筏排组织以及γ/γ′界面位错网密切相关。强化相γ′和界面位错网共同阻碍了位错运动,使位错主要在基体相γ通道及γ/γ′界面附近运动,从而有利于合金保持较低的蠕变速率。在蠕变第三阶段与断裂阶段,γ/γ′界面稳定性下降,局部解筏现象增强,同时位错切入γ′相的数量增加,表明强化相γ′以及γ/γ′界面对位错运动的约束作用逐渐减弱,这与蠕变速率明显增加相对应。

枝晶干与枝晶间区域的成分差异影响了DD9合金蠕变过程中的组织演化。枝晶间区域固溶强化元素含量相对较低,筏排组织演化更快,局部组织稳定性相对较低;而枝晶干区域虽然具有较高含量的Re、W等固溶强化元素,有利于维持筏排组织的稳定性,但也为TCP相的析出提供了成分条件。

3 结论

(1)在1100 ℃/137 MPa条件下,第三代单晶高温合金DD9蠕变呈现出典型的三阶段特征,其平均蠕变断裂寿命为260 h,蠕变断口为韧窝断裂。

(2)经完全热处理后DD9合金的强化相γ′立方化

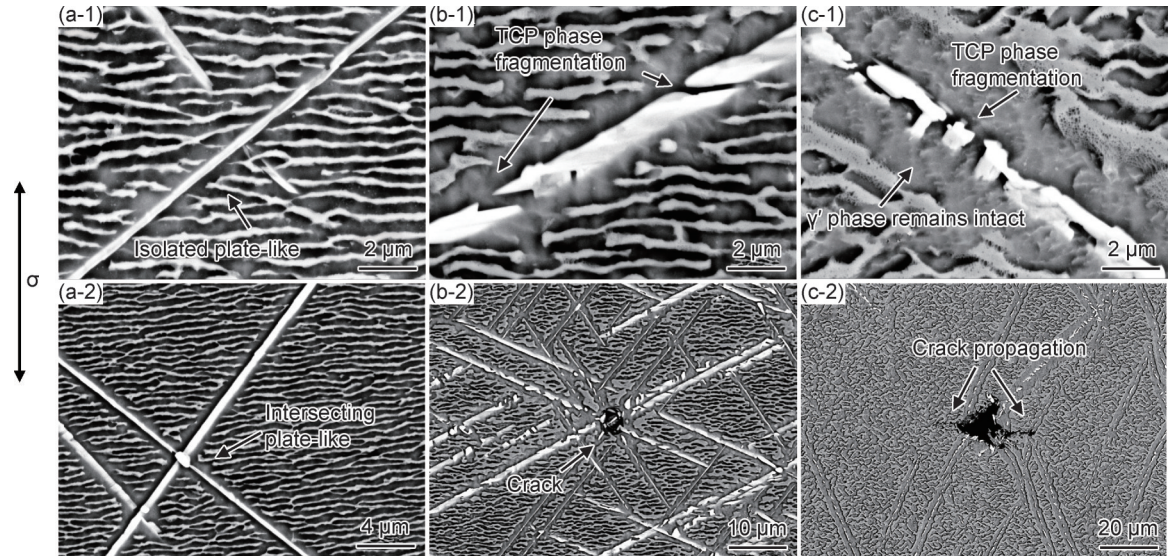


图11　不同蠕变阶段孤立片状TCP相(1)与交叉分布TCP相(2)演化特征

(a)蠕变第二阶段;(b)蠕变第三阶段;(c)蠕变断裂阶段

Fig.11　Evolution characteristics of isolated plate-like TCP phase(1) and intersecting TCP phase(2) at different creep stages

(a)at creep stage Ⅱ;(b)at creep stage Ⅲ;(c)at creep rupture stage

程度高、分布均匀,其体积分数约为68%。在高温蠕变过程中,γ′相呈现出由初始立方状经定向粗化、筏化,逐步演化至蠕变后期局部解筏的特征。DD9合金筏排组织演化缓慢,但枝晶间区域筏排组织演化速度高于枝晶干区域。

(3)枝晶干与枝晶间区域的成分差异是影响DD9合金组织演化差异的重要因素。枝晶干区域γ相中Re等固溶强化元素含量较高,筏排组织演化相对缓慢,表现出较高的组织稳定性;而枝晶间区域Re等固溶强化元素含量较低,筏排组织演化更快,局部稳定性相对较低。

(4)DD9合金在1100 ℃/137 MPa条件下蠕变初期至蠕变第二阶段,γ/γ′界面形成致密的位错网,位错运动主要集中于基体相γ通道及界面附近;在蠕变第三阶段,应变量增加,局部γ/γ′界面稳定性下降,位错开始切入强化相γ′;在断裂阶段,γ′相内位错数量进一步增加。

参考文献

[1] Pollock Tresa M.Alloy design for aircraft engines[J].Nature Materials,2016,15(8):809-815.

[2] 李嘉荣,岳晓岱,刘世忠.单晶高温合金研究进展[J].航空材料学报,2026,46(5/6): 24-42.
Li J R,Yue X D,Liu S Z.Research progress in single crystal superalloys[J].Journal of Aeronautical Materials,2026,46(5/6): 24-42.

[3] 刘砚飞,钟燕,陶稀鹏,等.镍基单晶高温合金/热障涂层体系的应用研究进展[J].材料工程,2025,53(9):1-10.
Liu Y F,Zhong Y,Tao X P,et al.Research progress in application of nickel-based single crystal superalloy/thermal barrier coating system[J].Journal of Materials Engineering,2025,53(9):1-10.

[4] Mayr C,Eggeler G,Dlouhy A.Analysis of dislocation structures after double shear creep deformation of CMSX6-superalloy single crystals at temperatures above 1000 ℃[J].Materials Science and Engineering:A,1996,207(1):51-63.

[5] Field R D,Pollock T M,Murphy W H.The development of γ/γ′ interfacial dislocation networks during creep in nickel-base superalloys[C]//Superalloys 1992.Warrendale:TMS,1992:557-566.

[6] Caron P,Ramusat C,Diologent F.Influence of the γ′ fraction on the γ/γ′ topological inversion during high temperature creep of single crystal superalloys [C]//Superalloys 2008. Warrendale: TMS, 2008:159-167.

[7] 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(12):3367-3381.

[8] Kamaraj M,Serin K,Kolbe M,et al.Influence of stress state on the kinetics of γ-channel widening during high temperature and low stress creep of the single crystal superalloy CMSX-4[J].Materials Science and Engineering:A,2001,319/320/321:796-799.

[9] Serin K,Göbenli G,Eggeler G.On the influence of stress state,stress level and temperature on γ-channel widening in the single crystal superalloy CMSX-4[J].Materials Science and Engineering:A,2004,387/388/389:133-137.

[10] 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.

[11] Rae C M F,Rist M A,Cox D C,et al.On the primary creep of CMSX-4 superalloy single crystals[J].Metallurgical and Materials Transactions A,2000,31:2219-2228.

[12] Seetharaman V,Cetel A D.Thickness debit in creep properties of PWA 1484 [C]//Superalloys 2004. Warrendale: TMS, 2004:

207-214.
[13] 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.
[14] Krieg F, Völkl R, Affeldt E, et al. Creep and oxidation behaviour of coated and uncoated thin walled single crystal samples of the alloy PWA1484[C]// Superalloys 2016. Hoboken: John Wiley & Sons, 2016: 773-779.
[15] Li J R, Wang K G, Luo Y S, et al. Creep behavior of single crystal superalloy DD6 at 760 ℃ and 980 ℃[J]. Materials Science Forum, 2007, 539/540/541/542/543: 3118-3123.
[16] Yu J, Li J R, Zhao J Q, et al. Orientation dependence of creep properties and deformation mechanism in DD6 single crystal superalloy at 760 ℃ and 785 MPa[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 560: 47-53.
[17] Zhang Y, Hu J K, Kang L X, et al. Creep behavior characterization of nickel-based single-crystal superalloy DD6 thin-walled specimens based on a 3D-DIC method[J]. Materials, 2023, 16(8): 3137.
[18] 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.
[19] Epishin A, Link T. Mechanisms of high-temperature creep of nickel-based superalloys under low applied stresses[J]. Philosophical Magazine, 2004, 84(19): 1979-2000.
[20] Zhang J X, Murakumo T, Harada H, et al. Creep deformation mechanisms in some modern single-crystal superalloys[C]// Superalloys 2004. Warrendale: TMS, 2004: 189-195.
[21] Murakumo T, Kobayashi T, Koizumi Y, et al. Creep behaviour of Ni-base single-crystal superalloys with various γ′ volume fraction[J]. Acta Materialia, 2004, 52(12): 3737-3744.
[22] 王效光, 李嘉荣, 喻健, 等. DD9单晶高温合金拉伸性能各向异性[J]. 金属学报, 2015, 51(10): 1253-1260.
Wang X G, Li J R, Yu J, et al. Tensile anisotropy of single crystal superalloy DD9[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(10): 1253-1260.
[23] Shi Z X, Li J R, Liu S Z. Influence of withdrawal rate on tensile and stress rupture properties of the single crystal superalloy DD9[J]. Materials Science Forum, 2013, 747/748: 625-628.
[24] Yang W P, Li J R, Liu S Z, et al. Orientation dependence of transverse tensile properties of nickel-based third generation single crystal superalloy DD9 from 760 to 1100 ℃[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(3): 558-568.
[25] Li J R, Liu S Z, Wang X G, et al. Development of a low-cost third generation single crystal superalloy DD9[C]// Superalloys 2016. Warrendale: TMS, 2016: 57-63.
[26] Koizumi Y, Kobayashi T, Yokokawa T, et al. Development of next-generation Ni-base single crystal superalloys[C]// Superalloys 2004. Warrendale: TMS, 2004: 35-43.
[27] Zhang J X, Murakumo T, Harada H, et al. Dependence of creep strength on the interfacial dislocations in a fourth generation SC superalloy TMS-138[J]. Scripta Materialia, 2003, 48: 287-293.
[28] Karunaratne M S A, Reed R C. Interdiffusion of the platinum-group metals in nickel at elevated temperatures[J]. Acta Materialia, 2003, 51: 2905-2919.
[29] Lu F, Antonov S, Lu S, et al. Unveiling the Re effect on long-term coarsening behaviors of γ′ precipitates in Ni-based single crystal superalloys[J]. Acta Materialia, 2022, 233: 117979.
[30] Epishin A, Link T, Brückner U, et al. Kinetics of the topological inversion of the γ/γ′-microstructure during creep of a nickel-based superalloy[J]. Acta Materialia, 2001, 49(19): 4017-4023.
[31] Zhang J C, Zong H J, Lu F, et al. Synergistic effects of Re and Ta on the distribution of W in Ni-based superalloys[J]. Intermetallics, 2022, 147: 107609.
[32] Zhang J C, Huang T W, Lu F, et al. Unveiling the Re segregation at γ/γ′ interface in Ni-based superalloy[J]. Scripta Materialia, 2021, 204: 114131.
[33] Reed R C. The superalloys: fundamentals and applications[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2006.

基金项目: 稳定支持项目(2023-2)
收稿日期: 2026-06-03; **录用日期**: 2026-06-22
通讯作者: 李嘉荣(1962—), 男, 研究员, 博士, 研究方向为单晶高温合金, 联系地址: 北京市81信箱8分箱(100095), E-mail: jrli126@126.com

(本文责编: 寇凤梅)