

引用格式: 张辉, 丁强, 刘纪德. 浇注温度对 DD419 单晶高温合金组织及持久性能的影响[J]. 航空材料学报, 2025, 45(1): 70-79.

ZHANG Hui, DING Qiang, LIU Jide. Effect of pouring temperature on microstructure and durability of DD419 single crystal superalloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(1): 70-79.

浇注温度对 DD419 单晶高温合金组织及持久性能的影响

张辉^{1*}, 丁强¹, 刘纪德^{2*}

(1. 东北大学材料电磁过程研究教育部重点实验室, 沈阳 110819; 2. 中国科学院金属研究所高温合金部, 沈阳 110016)

摘要: 研究不同浇注温度的 DD419 单晶高温合金在 850 °C/650 MPa、1050 °C/190 MPa、1100 °C/130 MPa 下的持久性能, 并采用 SEM、EDS 和 TEM 分析不同浇注温度下的组织形态和成分偏析, 研究其对持久性能的影响。结果表明: 浇注温度降低, 合金一次枝晶间距增大, 共晶含量和显微孔洞增多, 同时 γ' 相尺寸减小。在高温低应力(1100 °C/130 MPa)下持久性能受 γ' 相尺寸的影响大于显微孔洞和残余共晶含量, 细小弥散的 γ' 相有利于合金的持久性能, 因此 1500 °C 浇注的合金持久性能最佳。中温高应力下 γ' 相被大量位错切割, 弥散的 γ' 相更利于位错塞积。同时不同浇注温度下的合金均保持了良好的伸长率, 但随着浇注温度的降低, 3 种测试条件下的断面收缩率下降。浇注温度对合金的断口形貌影响不大, 850 °C/650 MPa 持久断口附近的 γ' 相依旧保持立方形态, 断裂机制为混合断裂, 其他条件下 γ' 相均发生了筏化, 断裂机制均为微孔聚集型断裂。

关键词: DD419; 浇注温度; 持久性能; 显微孔洞; 断裂机制

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2023.000014

中图分类号: V261.3⁺1; TB332

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2025)01-0070-10

Effect of pouring temperature on microstructure and durability of DD419 single crystal superalloy

ZHANG Hui^{1*}, DING Qiang¹, LIU Jide^{2*}

(1. Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials(Ministry of Education), Northeastern University, Shenyang 110819, China; 2. Department of Superalloys, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: The creep rupture properties of DD419 single crystal superalloys, fabricated at varying pouring temperatures were examined under conditions of 850 °C/650 MPa, 1050 °C/190 MPa and 1100 °C/130 MPa. SEM, EDS and TEM were used to analyze the microstructure and component segregation to study their effects on the durability. The results show that as the pouring temperature decreases, the primary dendrite spacing of the alloy widens, the eutectic content and the number of micropore increase, and the γ' phase size diminishes. Under high temperature/low stress(1100°C/130 MPa), the γ' phase size exerts a more pronounced influence on durability than do micropore and residual eutectic content. The finely dispersed γ' phase enhances the alloy's durability under all three test scenarios, with the alloy poured at 1500 °C exhibiting optimal durability. At intermediate temperature/high stress condition(1050°C/190 MPa), the γ' phase is intersected by numerous dislocations, and dispersed γ' phase may contribute to dislocation pile-ups. Concurrently, the alloy maintains good elongation at different pouring temperatures; however, as the pouring temperature decreases, section shrinkage decreases under all three test conditions. Pouring temperature has a negligible impact on the the alloy's fracture morphology. Specifically, the γ' phase near the fracture surface of the specimen tested under 850 °C/650 MPa

condition remains cubic morphology, with a mixed -mode fracture mechanism. Under other durability parameters, the γ' phase assumes a rafted configuration, leading to an all-micropore aggregation fracture mechanism.

Key words: DD419; pouring temperature; creep rupture property; micropore; fracture mechanism

镍基单晶高温合金在高温条件下具备优异的力学性能及抗氧化性能^[1],因此广泛应用于航空航天等工业领域发动机的涡轮叶片^[2-4]。DD419 单晶高温合金具有组织稳定性强,强度高优点,其较低的 Re 含量大大降低了生产成本。铸态组织下的枝晶间距、共晶含量及 γ' 相尺寸均会影响热处理后 γ' 相的分布^[5-6],进而影响合金性能。因此通过控制铸造工艺参数来获得理想的铸态组织提升合金性能,是 DD419 合金的重要研究方向。目前国内外对浇注温度、抽拉速度及型壳温度对单晶高温合金持久性能的影响进行了大量研究^[7-9],关于浇注温度对合金持久性能的影响,刘晓功等^[10]认为降低浇注温度会使共晶含量和枝晶间距增加,晶体缺陷增多,使得合金的持久寿命缩短。汤鑫等^[11-12]在降低浇注温度的同时振动破碎,减小了枝晶间距及 γ' 相尺寸,合金性能得以提升。但低浇注温度下合金的铸造缺陷明显增多,需要热等静压工艺进行后续处理,从而增加了时间和成本,而过高的浇注温度能降低合金的疲劳寿命。基于此,本工作展开浇注温度对 DD419 高温合金持久性能和组织影响的研究,并讨论组织对持久性能的影响。由于涡轮叶片的主要受力方向是 [001],且涡轮叶片气冷通道结构复杂温度梯度较高^[13],本研究沿 [001] 方向进行 850 °C/650 MPa、1050 °C/190 MPa、1100 °C/130 MPa 3 种实验条件下的持久性能测试。

1 实验方法

所选合金为含有 Re 第二代镍基单晶高温合金。真空感应炉冶炼母合金,并在真空中浇注形成铸锭。用螺旋选晶法在工业用大型双区域加热 ZGD-2 型真空高梯度单晶炉中制备具有 [001] 取向的单晶棒材,其中上、下区型壳温度设为 1500 °C,抽拉速度为 3 mm/min,浇注温度依次为 1550、1500、1450 °C。合金成分如表 1 所示。使用 Ultima IV 多功能 X 射线衍射仪测试单晶高温合金试棒的晶体取向,选取与 [001] 取向偏离不高于 10° 的单晶棒。在热处理前,用热电偶温度计测量实验所用箱式电阻炉的温度,温度偏差小于 ± 5 °C 后,开始对试样进行热处理。热处理制度为标准热处理,

即 1300 °C/6 h 固溶后空冷,而后进行 1140 °C/6 h 空冷高温固溶+870 °C/16 h 空冷低温固溶处理。完全热处理后,将单晶棒材试样加工成如图 1 所示的尺寸。在 MTS-100kN-8 型电液伺服持久试验机上进行 850 °C/650 MPa、1050 °C/190 MPa、1100 °C/130 MPa 条件下的拉伸持久性能测试,实验数据采集(按照对数采集)与处理由计算机进行。DD419 合金在结束持久实验后,采用 DK7720 电火花线切割机切下约 2~3 mm 的断口试样及断口纵截面。切割时,要注意尽量避免破坏或污染切割部位。切割结束后将断口试样置于盛有丙酮溶液的烧杯中,并用超声波仪器清洗,烘干后在化学腐蚀液成分为 5 g CuSO₄+ 10 mL HCL +20 mL H₂O 的溶液中腐蚀,采用 Prisma E SEM 扫描电子显微镜对铸态和热处理后试样以及断口进行组织形貌分析,并用 EDS 分析合金的枝晶偏析情况。

表 1 DD419 合金名义成分(质量分数/%)

Table 1 Nominal composition of DD419(mass fraction/%)									
Co	Cr	Mo	Al	Ta	Ti	W	Re	Hf	Ni
9.0	6.5	0.6	5.6	6.5	1.0	6.0	2.9	0.1	Bal.

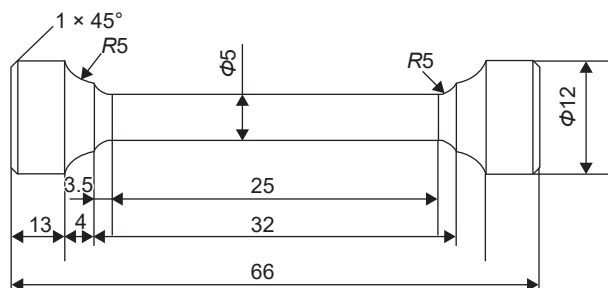


图 1 持久试样示意图

Fig. 1 Schematic illustration of durability specimen

2 结果及分析

2.1 浇注温度对微观组织的影响

图 2 为不同浇注温度下合金的横截面铸态形貌。由图可见,铸态组织形貌均为十字状结构,一次枝晶为十字交点并沿 [001] 方向生长,二次枝晶的生长方向为 [100] 和 [010] 且二次枝晶臂长度基本一致。随着浇注温度的降低,一次枝晶间距增

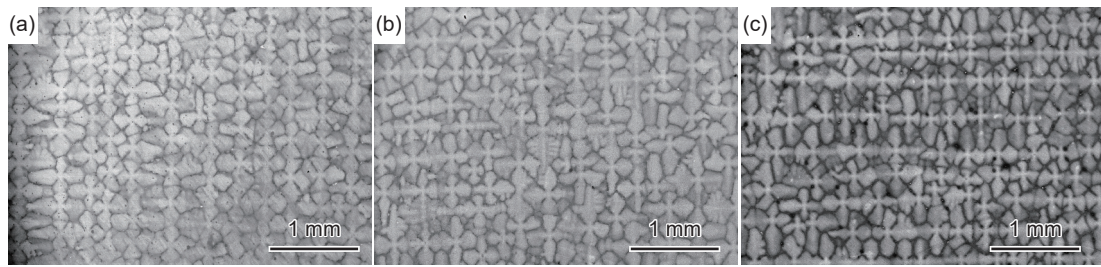


图2 不同浇注温度下铸态试棒横截面形貌 (a)1550 °C; (b)1500 °C; (c)1450 °C

Fig. 2 Cross-sectional morphology of cast test rods at different pouring temperatures (a)1550 °C; (b)1500 °C; (c)1450 °C

加,见表2。二次枝晶的排列规则度也明显降低,枝晶间的 γ/γ' 相共晶组织含量增多^[14],共晶分布也更加分散。根据 Hunt 提出的枝晶尖端为球状枝晶模型^[15],一次枝晶间距 λ_1 是温度梯度 G 和生长速率 v 的函数,即 $\lambda_1=ac_0^{0.25}v^{-0.25}G^{-0.5}$,由该式可知一次枝晶间距与温度梯度成反比,较高的浇注温度加上定向凝固试棒尺寸较小,熔体中的热对流较低,使得温度均匀化程度不高,液相温度梯度相对较高。因此随着浇注温度的提高,固液界面的温度梯度升高,一次枝晶间距明显减小^[16]。

对不同浇注温度下的枝晶干和枝晶间的 γ' 相进行观察,如图3所示。随着浇注温度升高,枝晶干上的 γ' 相尺寸明显增大,这是因为 γ' 相是在合金凝固的降温过程中沉淀析出的,其临界形核功见式(1)、临界形核半径见式(2):

$$\Delta G^* = \frac{16\pi\rho^3}{3(\Delta G_v - \Delta G_\varepsilon)^2} \quad (1)$$

$$r^* = \frac{2\rho}{\Delta G_v - \Delta G_\varepsilon} \quad (2)$$

式中: ΔG_v 为析出单位体积 γ' 相化学自由能焓变化;

表2 铸态组织一次枝晶间距

Table 2 Primary dendrite spacing of cast structure

$T/^\circ\text{C}$	$d/\mu\text{m}$
1550	271.5
1500	307.4
1450	316.9

Note: T —annealing temperature; d —primary dendrite spacing

ΔG_ε 为析出单位体积 γ' 相应变能变化; ΔG^* 为临界形核功; r^* 为临界形核半径; ρ 为 γ/γ' 相界面自由能。

式中的 ΔG_v 和 ΔG_ε 分别为与过冷度 ΔT 和溶质过饱和度 ΔX 成正比的量^[17];当浇注温度升高时,过冷度降低,导致 ΔG_v 也减小,临界形核半径 r^* 增大,进而 γ' 相形核数量减小, γ' 相尺寸也随之升高。虽然细小的 γ' 相尺寸有利于合金强化,但考虑到较低的浇注温度会产生大量共晶组织,共晶组织中不规则的 γ' 相尺寸相差较大,严重降低合金性能;因此在获得较细 γ' 相的同时,应尽可能降低共晶含量,再进行热处理, γ' 相的强化作用才会最大化,这

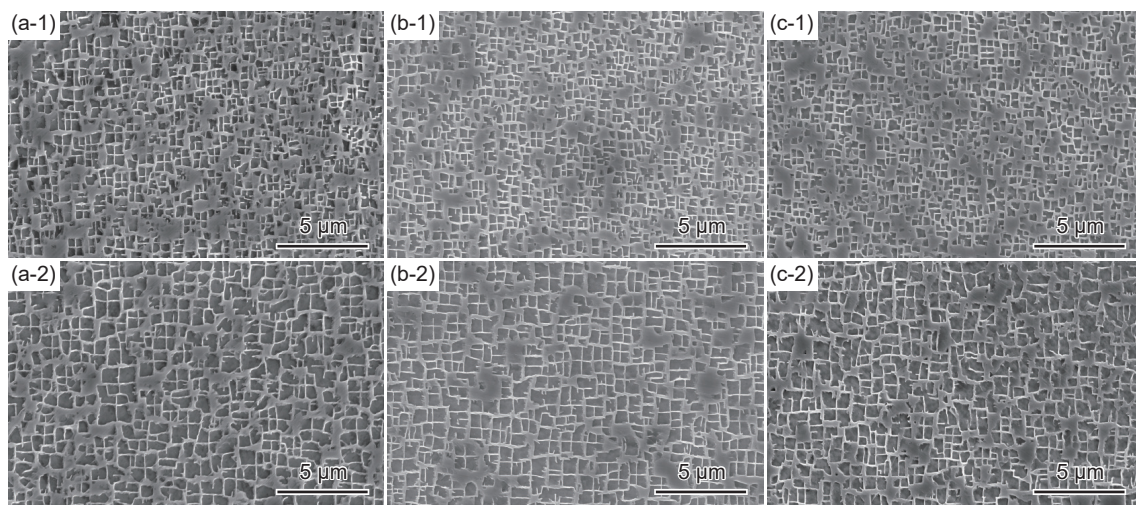


图3 不同浇注温度下铸态试样 γ' 相形貌 (a)1550 °C; (b)1500 °C; (c)1450 °C; (1)枝晶干; (2)枝晶间

Fig. 3 γ' phase morphology of cast specimens at different pouring temperatures (a)1550 °C; (b)1500 °C; (c)1450 °C; (1)core; (2)dendrites

也验证了 1500 °C 浇注试棒的持久性能最好。γ'相的形成元素 Al、Ti、Ta 集中在枝晶间区域,使得枝晶间的溶质过饱和度 ΔX 较大,单位体积应变能 ΔG_e 增大,临界形核半径 r^* 减小,导致枝晶间的 γ'相优先生长,尺寸较枝晶干粗大^[18-19]。

由图 3 可以看出,枝晶干处 γ'相比枝晶间处 γ'相规则程度高。这是因为枝晶干处 γ'相与基体保持共格关系,错配度小,而且 γ'相的生长由相界面能控制,因此形状比较规则。枝晶间中的 γ'相与 γ 基体错配度大,处于半共格状态,界面能较高,生长方式多为无序不规则。

图 4 是不同浇注温度下铸态组织枝晶间与枝晶干的元素偏析比 $k = C_{\text{inter}}/C_{\text{core}}$ 值。可以看出 Al、Ta 等元素在枝晶间富集, W、Re、Cr、Co 等元素富集在枝晶干上,这是因为 W、Re、Cr 等高熔点元素在枝晶干处最先凝固,而枝晶间的液相凝固时间较长,且存有大量 Al、Ta 元素,这就造成枝晶间溶质过饱和状态^[20],最先析出 γ'相,而枝晶干 γ'相形成时间较晚,没有充足的时间长大,γ'相尺寸也相对较小^[21]。当提高浇注温度时,一次枝晶间距减小,枝晶间的扩散和对流减缓,铸态组织中共晶组织减

少,元素偏析比明显下降,枝晶干上的 W、Cr、Re 等强化元素分布更加弥散,有利于改善合金的强化效果。

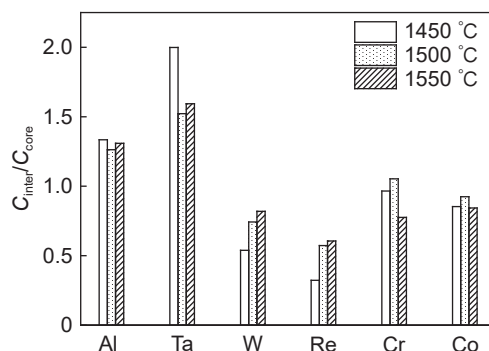


图 4 不同浇注温度对应的元素偏析比
Fig. 4 Elemental segregation ratio corresponding to different pouring temperatures

不同浇注温度下制备的试样在固溶+时效热处理后的组织如图 5 所示。铸态试样经固溶和时效处理后,γ'相发生回溶、析出、长大,各浇注温度试样均获得细小立方状的 γ'相组织,随着浇注温度的降低,γ'相正方度提升,排列更加规则,γ'相尺寸逐渐减小。

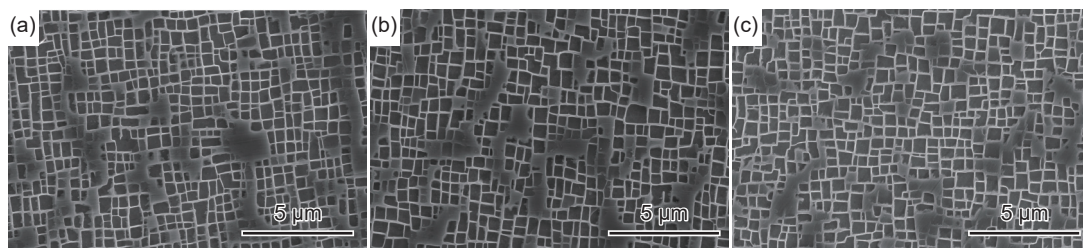


图 5 不同浇注温度下 DD419 单晶固溶时效热处理后 γ'相形貌 (a)1550 °C; (b)1500 °C; (c)1450 °C
Fig. 5 Microstructure of single crystal DD419 produced after solution and aging heat treatment (a)1550 °C; (b)1500 °C; (c)1450 °C

2.2 持久分析

图 6 和表 3 为 DD419 合金在 1450、1500、1550 °C 浇注温度下的持久性能,图 6(a)为持久寿命,图 6(b)、(c)分别为断后伸长率和断面收缩率。由图 6 (a)可以看出在相同的持久测试条件下 1500 °C 浇注的试样持久寿命最长,而 1550 °C 浇注的试样持久寿命通常较短。由此可见,较低的浇注温度虽然会形成碳化物,疏松孔也较多,但对持久寿命的影响不大。持久试样断口附近组织形貌见图 7。较高浇注温度会形成大尺寸的 γ'相,对高温低应力下持久寿命影响较大,因为高温低应力下 [001] 取向的单晶高温合金发生了 N 型筏化^[22-23],如图 7(b)、(c)所示。筏化组织垂直于应力方向^[24],并且消除

了与应力方向平行的垂直基体通道,使位错沿应力方向的攀移阻力增大,在一定程度上会增加持久寿命。但是随着筏化的进行,筏化的 γ'相完全连接,基体通道也增加到与 γ'相相同的宽度,此时筏化组织会发生拓扑转置^[25],γ'相完全包裹住 γ 相, $a/2 \langle 110 \rangle$ 基体位错会被困在 γ 相中,合金变形时位错滑移受阻,只有少量 $a \langle 100 \rangle$ 超位错切割 γ'相,试样断裂的位错组态如图 8 所示。高浇注温度形成的大尺寸 γ'相更容易发生筏化转置,位错受阻时间会提前,合金变形协调能力将快速下降^[26],这是高温低应力状态下,1550 °C 浇注的试样较低浇注温度的试样持久寿命低的主要原因。

在中温状态下,热激活能不够支持 Cr、Mo、

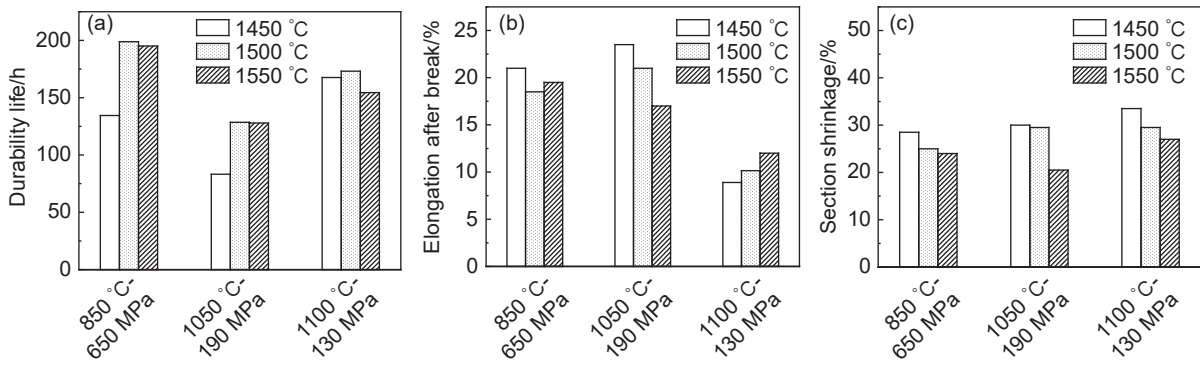


图 6 不同浇注温度和测试条件下 DD419 合金的持久寿命(a)、断后伸长率(b)和断面收缩率(c)

Fig. 6 Durability life(a), elongation after break(b), and section shrinkage(c) of DD419 alloy under different pouring temperatures and test conditions

表 3 DD419 在各测试条件下的持久性能

Table 3 Durable performances of DD419 under various test conditions

$\theta/^\circ\text{C}$	σ/MPa	1550 °C			1500 °C			1450 °C		
		A/%	Z/%	t/h	A/%	Z/%	t/h	A/%	Z/%	t/h
850	650	21.0	28.5	134.5	18.5	25.0	198.8	19.5	24.0	195.1
1050	190	23.5	30.0	83.2	21.0	29.5	128.5	17.0	20.5	127.9
1100	130	8.9	33.5	167.6	10.2	29.5	173.2	12.0	39.5	154.5

Note: θ —experimental temperature; σ —test stress; A—elongation after break; Z—section shrinkage; t—durability life

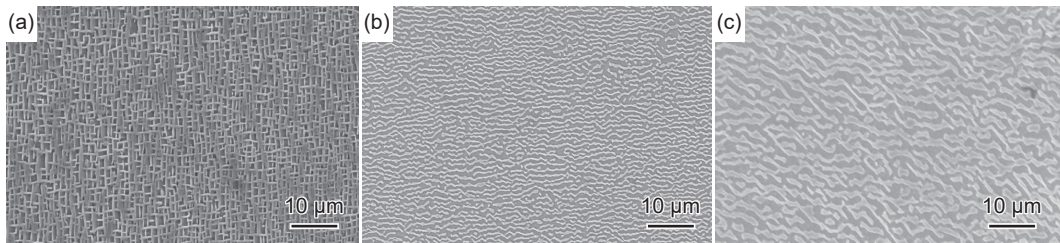


图 7 3 种测试条件下断口附近组织形貌 (a)850 °C/650 MPa; (b)1050 °C/190 MPa; (c)1100 °C/130 MPa

Fig. 7 Morphology of tissue near fracture under three test conditions

(a)850 °C/650 MPa; (b)1050 °C/190 MPa; (c)1100 °C/130 MPa

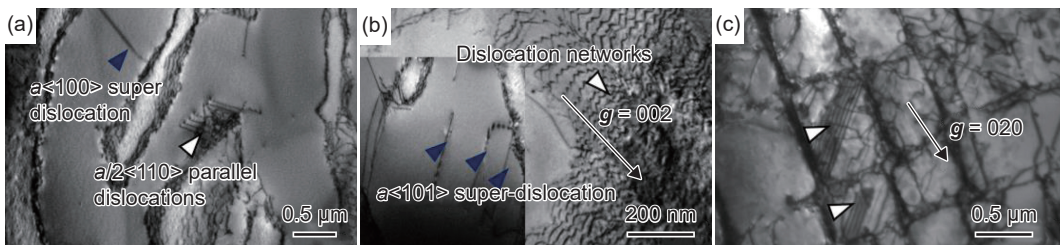


图 8 不同测试条件下试样断裂后的位错组态 (a)1100 °C/130 MPa; (b)1050 °C/190 MPa; (c)850 °C/650 MPa

Fig. 8 Dislocation configurations of specimens after fracture under different test conditions

(a)1100 °C/130 MPa; (b)1050 °C/190 MPa; (c)850 °C/650 MPa

Re 等元素扩散到平行通道, Al、Ti、Ta 进入垂直通道致使 γ' 相连接形成筏化组织, 因此在 850 °C/650 MPa 持久测试后的断口附近 γ' 相仍保持立方形态, 见图 7(a)。在持久变形过程中, $a/2 \langle 110 \rangle$

位错从基体运动到 γ/γ' 界面处^[27], 并以切割的方式通过 γ' 相, 其位错组态如图 8(c) 所示。浇注温度降低时立体状的 γ' 相更为弥散, 因而持久寿命更高。

由图 6(b) 可以看出, 在 850、1050 °C 条件下

3 种浇注温度的试样断后伸长率较高, 而且浇注温度越高伸长率越好, 1100 °C 测试的伸长率都较低。而 1550 °C 和 1500 °C 浇注试样的断面收缩率基本持平, 1450 °C 浇注的试样, 由于枝晶间距大, 微孔疏松等缺陷较多容易产生裂纹源, 断面收缩率最低(见图 6(c))。

图 9 为不同浇注温度试样在中温高应力 850 °C/650 MPa 持久后的断口, 可以看出断口截面基本保持圆形, 表明多个滑移系参与了变形协调, 同时可以观察到断口中央存在大量方形小平面, 这是由 {111} 滑移面相互连接形成, 中间位置的韧窝呈抛物线形状, 为撕裂韧窝, 这是由试样中存在的显微

孔洞缺陷沿 {111} 滑移面上的 $\langle 110 \rangle$ 方向拉长造成的。而断口边缘处的小平面则是位错以攀移和交滑移的形式运动进而引起其他滑移系的运动, 从而造成断口边缘处小平面的特征, 因此断裂方式为分离剪切断裂和韧性断裂的混合断裂。图 10 为不同浇注温度试样在 1050 °C/190 MPa 持久后的断口形貌, 断口处发生颈缩且断口中央颜色灰暗无光, 存在大量与应力轴线方向成 45° 的小山峰且凹凸不平, 为断口的纤维区域, 试样的纵截面如图 11 所示, 其形貌为环形的剪切脊, 断口为连续的锯齿状, 纵截面的微孔裂纹较多, 可以判断出断裂方式为韧窝-微孔聚集型断裂。其形成机制主要为: 随着温

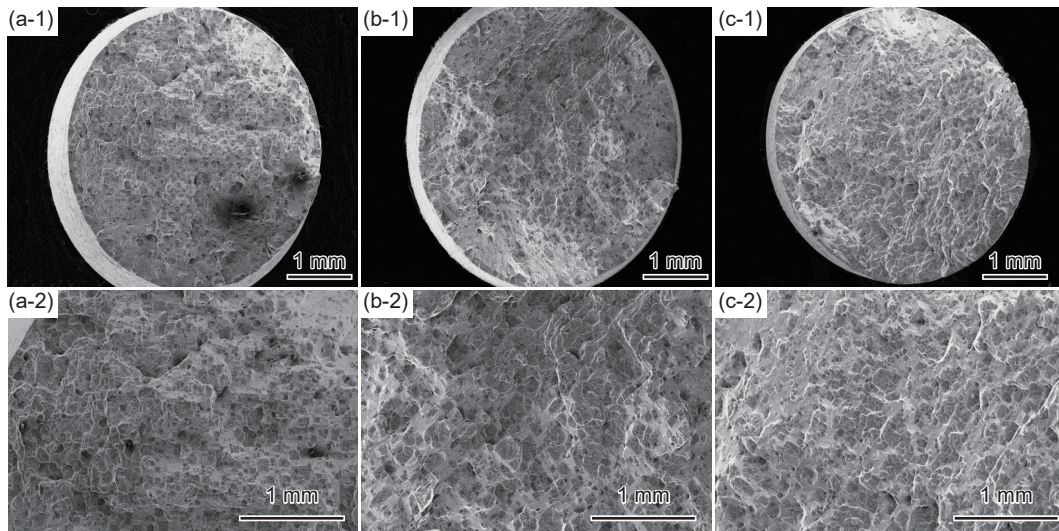


图 9 不同浇注温度合金 850 °C/650 MPa 持久断口宏观形貌 (a)1550 °C; (b)1500 °C; (c)1450 °C; (1)低倍; (2)局部放大图
 Fig. 9 Macromorphology of 850 °C/650 MPa durability fracture of alloy with different pouring temperatures (a)1550 °C; (b)1500 °C; (c)1450 °C; (1)low magnification; (2)partial enlarged image

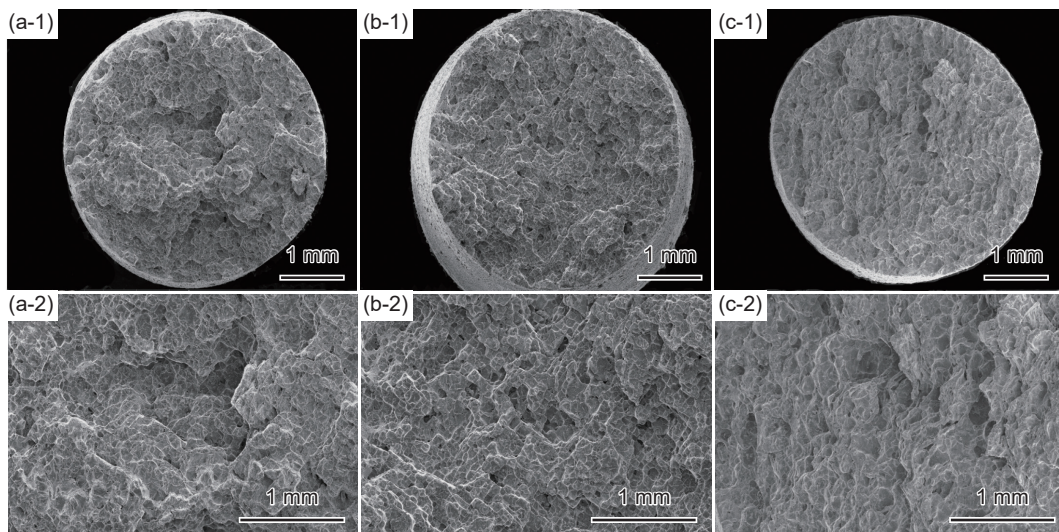


图 10 不同浇注温度合金 1050 °C/190 MPa 持久断口宏观形貌 (a)1550 °C; (b)1500 °C; (c)1450 °C; (1)低倍; (2)局部放大图
 Fig. 10 Macromorphology of 1050 °C/190 MPa durability fracture of alloy with different pouring temperatures (a)1550 °C; (b)1500 °C; (c)1450 °C; (1)low magnification; (2)partial enlarged image

度的提高,热激活能进一步增加, $a/2 \langle 110 \rangle$ 位错以Orowan机制绕过 γ 相,在密排 $\{111\}$ 面发生交滑移形成 60° 特征位错^[28-29],进而在 γ/γ' 界面形成位错网^[30],此时强烈的滑移容易产生位错塞积,促使孔洞裂纹的产生,显微孔洞的形成使得后面位错排斥力减小,位错源得以激活,新的位错环不断向微孔靠拢,导致孔洞进一步扩展,最终发生韧性断裂^[31]。图12为不同浇注温度试样在 $1100^\circ\text{C}/130\text{MPa}$ 持久后的断口形貌,随着温度升高应力降低,方形小平面消失,断口形貌和 $1050^\circ\text{C}/190\text{MPa}$ 相似,从图12可以看出其凹坑形状为撕裂韧窝,这是由于力矩的作用,显微孔洞沿着受力最大方向拉长,呈

抛物线状,断裂方式也为韧性断裂。

图13为 $850^\circ\text{C}/650\text{MPa}$ 持久断裂后的纵截面微观组织。从图13(a-1)~(c-1)可以看出,在断口附近有大量微孔。浇注温度降低,微孔数量明显增加并且沿着一次枝晶方向排列,局部放大图(图13(a-2)~(c-2))可以看出,微裂纹主要在碳化物和微孔处萌生,这对持久性能危害极大。 $1050^\circ\text{C}/190\text{MPa}$ 和 $1100^\circ\text{C}/130\text{MPa}$ 持久断裂后纵截面形貌相似,见图11和图14。由图11和图14可以明显看出微孔洞沿着一次枝晶方向排布,其中图14(a-2)~(c-2)显示微裂纹和微孔洞主要分布在枝晶间区域,先沿着水平方向 $[010]$ 扩展,遇到枝晶干的阻挡后再沿

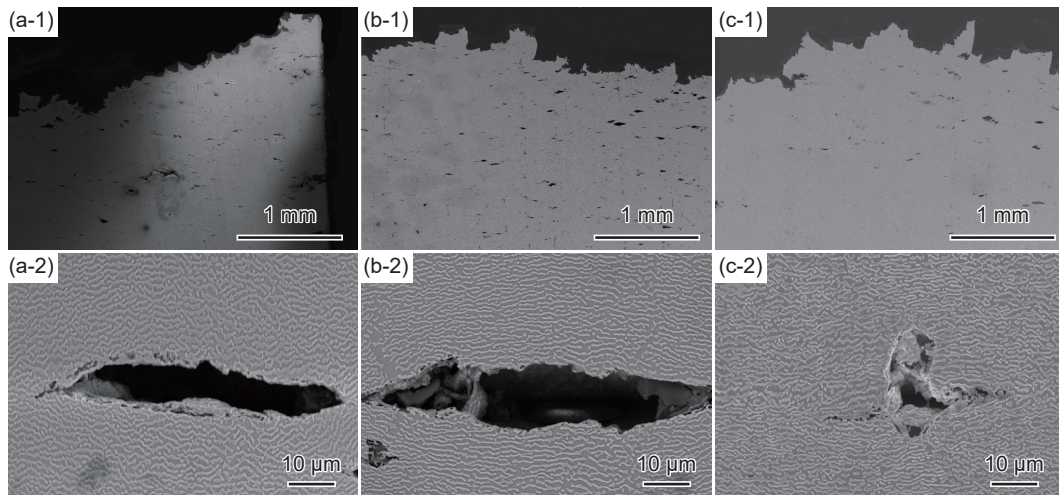


图 11 不同浇注温度合金在 $1050^\circ\text{C}/190\text{MPa}$ 持久断裂后的纵截面微观组织 (a)1550 °C; (b)1500 °C; (c)1450 °C; (1)低倍; (2)局部放大图

Fig. 11 Longitudinal microstructure of alloys with different pouring temperatures after durability fractures at $1050^\circ\text{C}/190\text{MPa}$ (a)1550 °C; (b)1500 °C; (c)1450 °C; (1)low magnification; (2)partial enlarged image

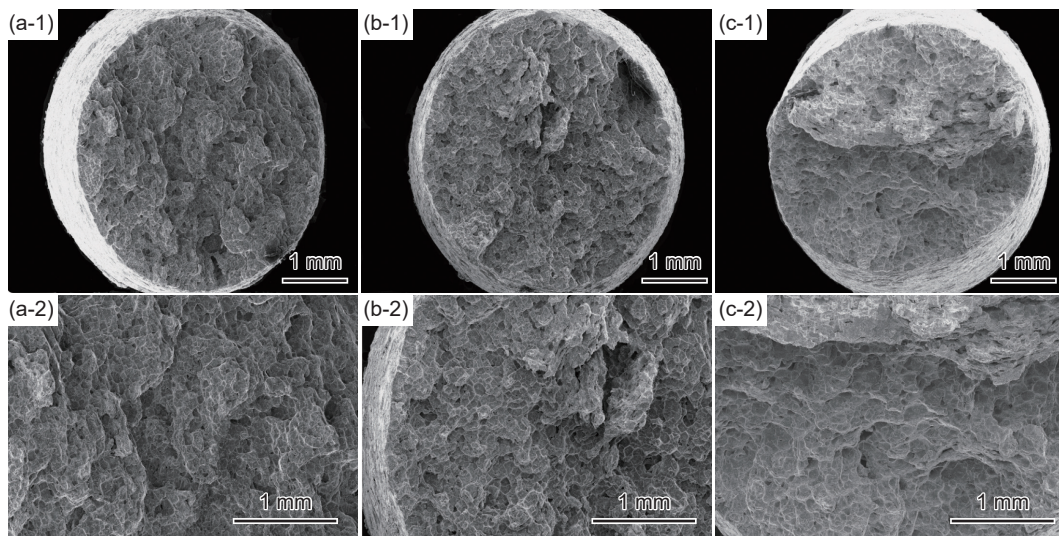


图 12 不同浇注温度合金 $1100^\circ\text{C}/130\text{MPa}$ 持久断口宏观形貌 (a)1550 °C; (b)1500 °C; (c)1450 °C; (1)低倍; (2)局部放大图

Fig. 12 Macromorphology of $1100^\circ\text{C}/130\text{MPa}$ durability fracture of alloy with different pouring temperatures (a)1550 °C; (b)1500 °C; (c)1450 °C; (1)low magnification; (2)partial enlarged image

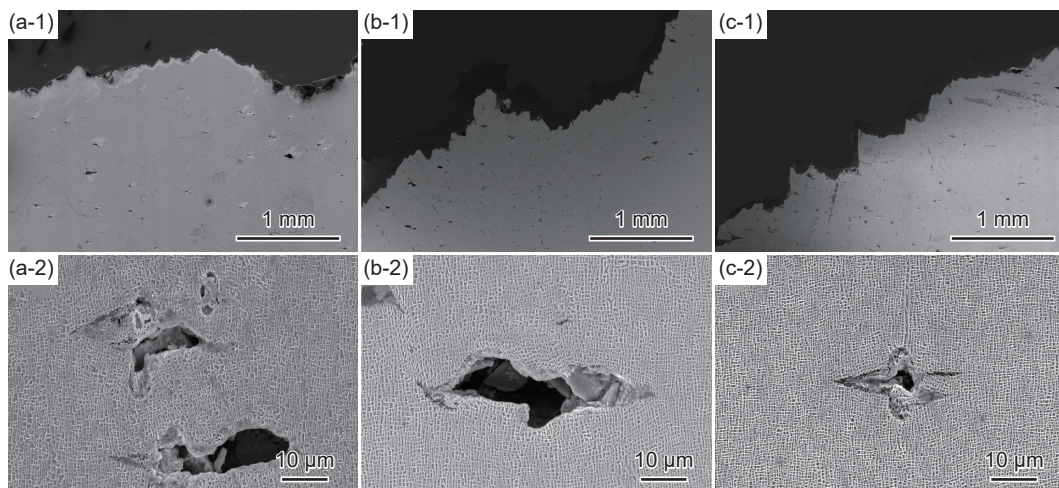


图 13 不同浇注温度合金在 850 °C/650 MPa 持久断裂后的纵截面微观组织 (a)1550 °C; (b)1500 °C; (c)1450 °C; (1)低倍; (2)局部放大图

Fig. 13 Longitudinal microstructure of alloys with different pouring temperatures after durability fracture at 850 °C/650 MPa (a)1550 °C; (b)1500 °C; (c)1450 °C; (1)low magnification; (2)partial enlarged image

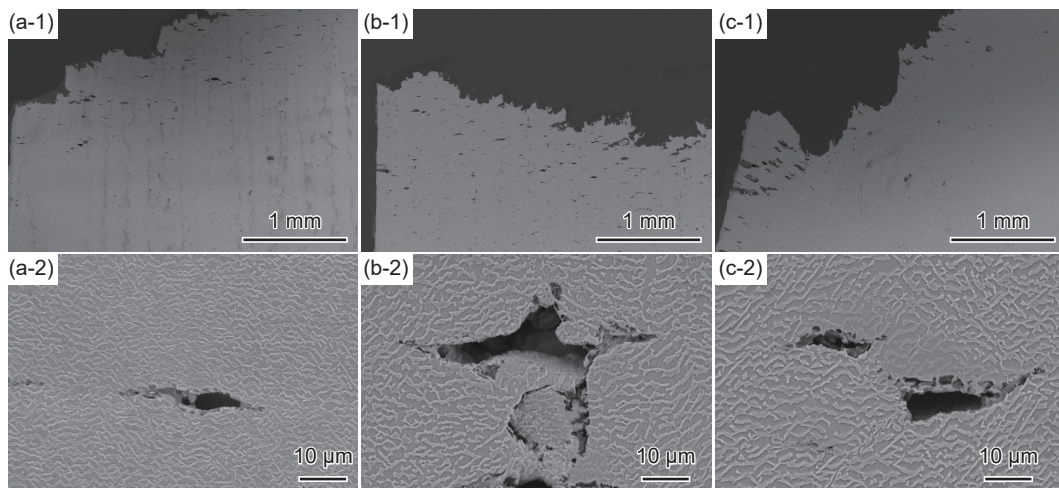


图 14 不同浇注温度合金在 1100 °C/130 MPa 持久断裂后的纵截面微观组织 (a)1550 °C; (b)1500 °C; (c)1450 °C; (1)低倍; (2)局部放大图

Fig. 14 Longitudinal microstructure of alloys with different pouring temperatures after durability fracture at 1100 °C/130 MPa (a)1550 °C; (b)1500 °C; (c)1450 °C; (1)low magnification; (2)partial enlarged image

着枝晶间转向 [001] 方向, 随着试样发生颈缩承载应力增大, 横穿枝晶干使试样发生断裂。

3 结论

(1) 随着浇注温度降低, 合金枝晶间距和共晶含量增加, 枝晶干处 γ' 相尺寸减小, 枝晶间 γ' 相杂乱无序。

(2) 在高温低应力持久条件下, γ' 相的尺寸对 DD419 单晶高温合金的持久性能的影响较显微孔洞和残余共晶等缺陷大, 持久条件下在获得细小弥散的 γ' 相的同时能够降低微孔和残余共晶的含量,

合金在中温高应力和高温低应力的测试条件下性能更佳。

(3) 850 °C/650 MPa 持久性能测试后, 断口附近 γ' 相虽然保持立方形态, 但沿应力方向被拉长, [010] 和 [001] 方向 γ 相通道变宽, 在 1050 °C/190 MPa 和 1100 °C/130 MPa 持久性能测试后, 形成与应力垂直的筏化组织, 筏化组织也出现了增厚。

(4) 浇注温度对合金断口形貌影响不大, 持久性能测试条件对断口形貌有影响。850 °C/650 MPa 时合金为分离剪切断裂和韧性断裂的混合断裂, 1050 °C/190 MPa 和 1100 °C/130 MPa 均为韧窝微孔聚集型断裂。

参考文献:

- [1] POLLOCK T M, TIN S. Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: chemistry, microstructure and properties[J]. *Journal of Propulsion & Power*, 2006, 22: 361-374.
- [2] WALSTON S, CETEL A, MACKAY R, et al. Joint development of a fourth generation single crystal superalloy [C]//*Superalloys*. Warrendale: TMS, 2004: 15-24.
- [3] 张国庆, 滕超逸. 航空航天先进结构材料技术现状及发展趋势[J]. *航空材料学报*, 2024, 44(2): 1-12.
ZHANG G Q, TENG C Y. Current status and development trend of advanced structural materials technology in aerospace field[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2024, 44(2): 1-12.
- [4] 罗亮, 肖程波, 陈晶阳, 等. 工业燃气轮机涡轮叶片用铸造高温合金研究及应用进展[J]. *材料工程*, 2019, 47(6): 34-41.
LUO L, XIAO C B, CHEN J Y, et al. Research and application progress in casting superalloys for industrial gas turbine blades[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2019, 47(6): 34-41.
- [5] WANG F, MA D X, ZHANG J, et al. Effect of solidification parameter on the microstructures of CMSX-6 formed during the downward directional solidification process [J]. *Journal of Crystal Growth*, 2014, 389: 47-54.
- [6] WANG F, MA D X, ZHANG J, et al. Effect of local cooling rates on the microstructures of single crystal CMSX-6 superalloy: a comparative assessment of the Bridgman and the downward directional solidification process[J]. *Journal of Alloys & Compounds*, 2014, 616: 102-109.
- [7] WILSON B C, CUTLER E R, FUCHS G E. Effect of solidification parameters on the microstructures and properties of CMSX-10[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 479: 356-364.
- [8] LIU C B, SHEN J, ZHANG J, et al. Effect of withdrawal rates on microstructure and creep strength of a single crystal superalloy processed by LMC[J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2010, 26(4): 306-310.
- [9] 赵乃仁, 金涛, 孙晓峰, 等. 抽拉速率对 SRR99 单晶高温合金组织和性能的影响[J]. *材料研究学报*, 2008, 22(1): 46-52.
ZHAO N R, JIN T, SUN X F, et al. Effect of pull-out rate on microstructure and properties of SRR99 single crystal superalloy[J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 2008, 22(1): 46-52.
- [10] 刘晓功, 杨昭, 郝齐赞, 等. 浇注温度对 Ni-Cr-Co-Mo-Ti-Re-Hf-Al-W-Ta 单晶高温合金组织和持久性能的影响[J]. *铸造*, 2022, 71(6): 724-728.
LIU X G, YANG Z, HAO Q Z, et al. The effect of pouring temperature on the microstructure and rupture properties of Ni-Cr-Co-Mo-Ti-Re-Hf-Al-W-Ta single crystal superalloy [J]. *Casting*, 2022, 71(6): 724-728.
- [11] 汤鑫. 细晶铸造真空炉的研制[J]. *材料工程*, 1998(10): 41-42.
TANG X. Development of vacuum furnace for fine grain casting[J]. *Journal of Materials Engineering*, 1998(10): 41-42.
- [12] 袁文明, 汤鑫. 高温合金细晶铸造工艺及其应用[J]. *铸造*, 1996(6): 39-41.
YUAN W M, TANG X. High temperature alloy fine grain casting process and its application[J]. *Casting*, 1996(6): 39-41.
- [13] HAN J C. Recent studies in turbine blade cooling[J]. *Int J Rotating Mach*, 2004, 10(6): 443-457.
- [14] DU W, LI J G, FU H. Solidification and microstructure behaviors of nickel-base single crystal superalloy solidified at medium cooling rate[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 1998, 8(1): 83-87.
- [15] HUNT J D, LU S Z. Numerical modeling of cellular/dendritic array growth: spacing and structure predictions[J]. *Metall Mater Trans A*, 1996, 27: 611-623.
- [16] 屈敏, 刘林, 唐峰涛, 等. 试样直径对 Al-Cu 合金定向凝固温度梯度和一次枝晶间距的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2008, 18(2): 282-287.
QUM, LIU L, TANG F T, et al. Effect of sample diameter on directional solidification temperature gradient and primary dendrite spacing of Al-Cu alloy[J]. *Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2008, 18(2): 282-287.
- [17] 朱景川. 固态相变原理[M]. 北京: 科学出版社, 2010.
ZHU J C. Principle of solid state phase transition[M]. Beijing: Science Press, 2010.
- [18] 刘维维, 唐定中. 抽拉速率对 DD6 单晶高温合金凝固组织的影响[J]. *材料工程*, 2006(1): 16-18.
LIU W W, TANG D Z. Effect of pulling rate on solidification microstructure of DD6 single crystal superalloy [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2006(1): 16-18.
- [19] 杜炜, 魏朋义, 李建国, 等. 中速生长条件下单晶高温合金组织及偏析研究[J]. *金属学报*, 1998, 34(4): 356-361.
DU W, WEI P Y, LI J G, et al. Microstructure and segregation of single crystal superalloy under medium growth conditions[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 1998, 34(4): 356-361.
- [20] 马德新, 赵运兴, 徐维台, 等. 高温合金单晶铸件中共晶组织分布的表面效应[J]. *金属学报*, 2021, 57(12): 1539-1548.
MA D X, ZHAO Y X, XU Y T, et al. Surface effect of

- cocrystalline microstructure distribution in superalloy single crystal castings[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2021, 57(12): 1539-1548.
- [21] 汤晓君, 张永军, 李建国. 超高温梯度下凝固速率对一种镍基单晶高温合金定向凝固组织的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2012, 41(4): 738-742.
- TANG X J, ZHANG Y J, LI J G. Effect of solidification rate on directional solidification microstructure of a nickel-based single crystal superalloy under ultra-high temperature gradient[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2012, 41(4): 738-742.
- [22] TIEN J K, COPLY S M. The effect of uniaxial stress on the periodic morphology of coherent gamma prime precipitates in nickel-base superalloy crystals[J]. *Metallurgical Transactions*, 1971, 2(1): 215-219.
- [23] TIEN J K, COPLY S M. The effect of orientation and sense of applied uniaxial stress on the morphology of coherent gamma prime precipitates in stress annealed nickel-base superalloy crystal[J]. *Metallurgical Transactions*, 1971, 2(2): 543-553.
- [24] PARIS O, FAHRMANN M, FAHRMANN E, et al. Early stages of precipitate rafting in a single crystal Ni-Al-Mo model alloy investigated by small-angle X-ray scattering and TEM[J]. *Acta Materialia*, 1997, 45(3): 1085-1093.
- [25] EPISHIN A, LINK T, PORTELLA U. 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.
- [26] 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*. Warrendale: TMS, 2008: 159-167.
- [27] POLLOCK T M, ARGON A S. Intermediate temperature creep deformation in CMSX-3 single crystal [C]//*Superalloys*. Warrendale: TMS, 1988: 285-294.
- [28] POLLOCK T M, ARGON A S. Creep resistance of CMSX-3 nickel base superalloy single crystals[J]. *Acta Materialia*, 1992, 40(1): 1-30.
- [29] ZHANG J X, MURAKUMO T, KOIZUMI Y, et al. Slip geometry of dislocations related to cutting of the γ' phase in a new generation single-crystal superalloy[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(17): 5073-5081.
- [30] DING Z P, LIU Y L, YIN Z. Development evaluating method of creep development on evaluating method of creep fatigue life creep-fatigue life of single crystal nickel-based superalloys[J]. *Journal of Mechanical Strength*, 2003, 25(3): 254-259.
- [31] 刘丽荣, 金涛, 赵乃仁, 等. 一种 Ni 基单晶高温合金 [001] 方向的持久性能与断裂行为[J]. *金属学报*, 2006, 40(8): 858-862.
- LIU L R, JIN T, ZHAO N R, et al. Durable performance and fracture behavior of a Ni-based single crystal in the direction of high-temperature synthesis [001][J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2006, 40(8): 858-862.

收稿日期: 2023-02-14; 录用日期: 2023-05-05

基金项目: 国家重点研发计划项目(2020YFA0714900)

通讯作者: 张辉(1967—), 男, 博士, 副教授, 研究方向为金属材料微观结构与变形断裂机制, 联系地址: 东北大学 EPM 实验室(110819), E-mail: h Zhang@epm.neu.edu.cn; 刘纪德(1978—), 男, 博士, 正高级工程师, 研究方向为单晶高温合金的研制及其连接技术, 联系地址: 沈阳市沈河区文化路 72 号(110016), E-mail: jdliu@imr.ac.cn

(本文责编: 王俊丽)