

镍基铸造高温合金 4716CC2 的显微组织演化 and 高温拉伸行为

秦卓斌¹, 赵新宝¹, 吴松^{2, 3}, 巩秀芳^{2, 3}, 张中伟⁴, 谷月峰¹, 张泽¹

1. 浙江大学材料科学与工程学院, 浙江杭州 310058;
2. 清洁高效透平动力装备全国重点实验室, 四川德阳 618000;
3. 东方电气集团东方汽轮机有限公司, 四川德阳 618000;
4. 东方电气长三角(杭州)创新研究院, 浙江杭州 310000)

摘要: 研究了一种镍基铸造高温合金4716CC2的高温拉伸行为, 表征了合金热处理后的显微组织, 分析了合金在不同温度拉伸下组织演化规律和拉伸变形机理。结果表明, 该合金的热处理组织为大尺寸不规则的 γ' 相和小尺寸的 γ '相, 其含量为66%左右。合金在700~850 °C拉伸时具有较高的抗拉强度和屈服强度, 随着温度的升高, 屈服强度无明显下降, 但存在显著的中温脆性; 合金在980 °C拉伸时有明显的塑性形变, 其伸长率达到14.5%, 但其抗拉强度下降明显。合金在700~850 °C下的拉伸断裂机制为脆性断裂, 在980 °C下的拉伸断裂机制为韧性断裂。在700 °C下的拉伸断裂方式为穿晶断裂, 随着温度的升高, 断裂方式由穿晶断裂转变为沿晶断裂, 裂纹萌生薄弱区域由MC型碳化物向 γ/γ' 共晶组织转变。

关键词: 镍基铸造高温合金; 拉伸性能; 显微组织; 断裂机理

作者简介:

秦卓斌(2001-), 男, 硕士, 主要研究方向为铸造合金服役剩余寿命模型研究。
E-mail: q2369984069@163.com

通信作者:

赵新宝, 男, 研究员, 博士, 博士生导师。电话: 0571-64219632, E-mail: superalloys@zju.edu.cn

中图分类号: TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2025)09-1199-10

基金项目:

东方电气集团-浙江大学联合创新研究院基金项目(2023-KYY-132013-0011)。

收稿日期:

2024-11-20 收到初稿,
2025-03-01 收到修订稿。

镍基铸造高温合金因其卓越的高温强度、抗氧化性和耐腐蚀性, 在能源和动力装备的热端部件领域得到了广泛应用^[1]。对于F级燃机, 其涡轮叶片的服役温度范围为700~1 000 °C, 应力最高可达700 MPa。国内外主要的透平叶片候选合金有Mar-M247^[2]、K447A^[3]和IN738LC^[4]合金等镍基高温合金。该类合金的显微组织主要由基体 γ 相、强化相 γ' 相和各类碳化物等构成, 其强化相的析出形态分布、共晶组织的含量与碳化物的类型形态均会直接影响合金的力学性能^[2-3]。研究表明, 强化相分布均匀, 共晶组织含量较低以及粒状 $M_{23}C_6$ 碳化物不连续析出均有助于提高合金拉伸强度^[2-6]。4716CC2合金是一种新型镍基铸造等轴高温合金, 该合金具有较高的Al+Ti+Ta含量, 形成 γ' 相具有沉淀强化作用, W、Co和Mo等难熔元素具有固溶强化作用^[3], C和Hf等元素具有晶界强化作用^[4], 同时添加适量的Cr元素, 以提高合金的抗氧化性。因此, 该合金具有良好的高温强度、抗高温蠕变和抗高温氧化性能, 目前主要用于制作对材料高温强度要求较高的燃气轮机透平叶片。

在高温服役过程中, 镍基铸造等轴高温合金的显微组织会发生演变, 这会影响到高温合金的裂纹萌生和变形行为^[6-14]。鲍俊等发现在中温拉伸条件下, K417G合金中枝晶间长条状碳化物是主要裂纹源和扩展通道^[7]; 而在高温拉伸条件下, 晶界处的碳化物与共晶组织成为裂纹源, 裂纹沿晶界扩展, 表现出沿晶断裂特征。谢君等通过对K416B合金研究指出, 中温下裂纹主要在大尺寸 M_6C 碳化物处萌生并扩展, 导致脆性断裂^[8]; 而在高温拉伸期间, 合金通过微孔聚集沿共晶界面开裂, 表现出韧性断裂行为。张学萍等研究表明, K435合金的断裂机制随温度升高从解理与微孔聚集的混合断裂转变为沿晶微孔聚集型断裂^[9]。刘浩等发现从室温到760 °C, Mar-M247合金原位拉伸均表现为穿晶断裂, 大量弥散分布的MC型碳化物在拉伸过程中开裂形成微裂纹是Mar-M247合金整体塑性较低的原因^[10]。李相辉等通过对K447A合金研究指出,

叶盘热处理后, 碳化物发生“碎化”, 且由 γ' 相包覆, 沿晶界还析出了呈链状的碳化物颗粒^[11]。由此可见, 不同温度条件下镍基铸造高温合金的拉伸变形行为复杂多变, 亟需对其组织演变与变形机制进行深入探讨, 以明确其内在关联。

通过拉伸试验获取合金的强度和塑性, 并分析其拉伸行为与显微组织演变规律, 从而更好地揭示显微组织与力学性能之间的相互作用机制。本文在700℃、760℃、850℃和980℃温度下对4716CC2合金进行拉伸试验, 并对其拉伸性能和显微组织演化进行了研究, 以深入了解其拉伸变形机理, 为后续改进合金成分设计和优化热处理制度提供理论依据。

1 试验材料与方法

本研究选用了一种新型等轴铸造高温合金4716CC2, 合金化学成分如表1所示。对铸态4716CC2合金进行热处理工艺: 1 230℃/2 h+1 260℃/2 h/空冷+1 080℃/4 h/空冷+870℃/20 h/空冷。拉伸试验的圆柱形试样的标距长度和直径分别为25 mm和5 mm。在MTS公司的E45.205电子万能实验机上, 进行4716CC2合金700℃、760℃、850℃和980℃的拉伸试验, 恒定应变速率为 $2.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, 温度偏差控制在2℃以内。测定了材料的抗拉强度、屈服强度、断后伸长率和断面收缩率。

表1 4716CC2合金化学成分
Tab. 1 Chemical composition of 4716CC2 alloy

w _B /%					
Al+Ta+Ti	W+Co+Cr	Mo	Hf	C	Ni
9.7	28.4	0.7	1.3	0.15	余量

将金相样品用砂纸研磨至2 000[#]后, 进行机械抛光, 然后在50 mL的磷酸溶液中进行电解腐蚀, 电压设定为7 V, 腐蚀时间为4~5 s。通过MA100N光学显微镜(OM)观察样品宏观组织, 用扫描电子显微镜(SEM)(Quanta FEG 650)观察合金的显微形貌, 利用Image-Pro Plus软件测量并计算 γ/γ' 共晶组织的体积分数、 γ 相的尺寸和体积分数。利用扫描电镜附带的能谱(EDS)检测不同相的成分, 均匀地在合金枝晶干和枝晶间选取100个点, 通过EDS检测和统计不同元素在枝晶干和枝晶间的平均成分。对于断裂样品, 使用Quanta FEG 650 SEM观察断口形貌, 设置加速电压为20 kV, 工作距离为11.5 mm。从断裂试样上切取纵截面, 经研磨、抛光和电解腐蚀后, 在扫描电镜上观察裂纹的扩展路径和组织演化。

2 试验结果

2.1 热处理组织

4716CC2合金的热处理组织如图1所示。热处理

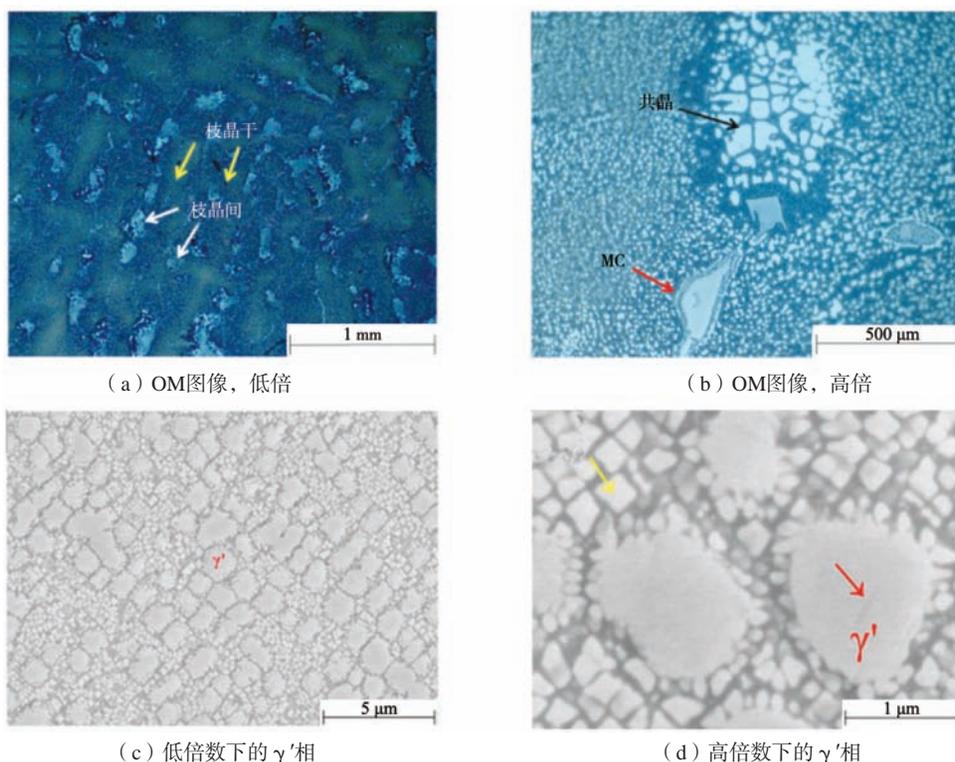
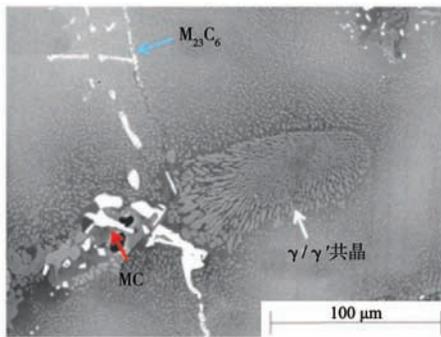


图1 4716CC2合金热处理后的显微组织

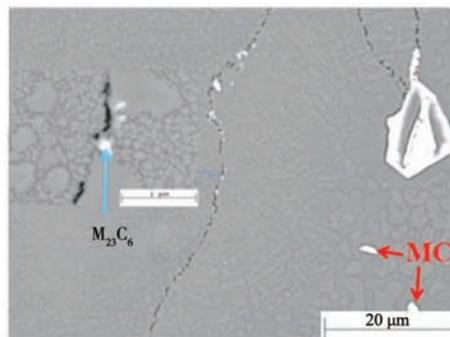
Fig. 1 Microstructure of 4716CC2 alloy after heat treatment

后仍可以看到清晰的枝晶结构，由黑色的枝晶干区域（黄色箭头）和白色的枝晶间区域（白色箭头）组成，枝晶间白色的区域主要为 γ/γ' 共晶组织，同时有大块碳化物，如图1（a）和（b）所示。图1（c）和（d）为4716CC2合金不同倍数下的 γ' 相，主要由大尺寸不规则形状的 γ' 沉淀 [Ni₃(Al, Ti)]（红色箭头）和细小二次 γ' 沉淀（黄色箭头）组成， γ' 相的体积分数约为66%。根据统计，大尺寸 γ' 相尺寸约为 $(1.2 \pm 0.3) \mu\text{m}$ ，小尺寸 γ' 相尺寸约为 $(148 \pm 80) \text{nm}$ 。

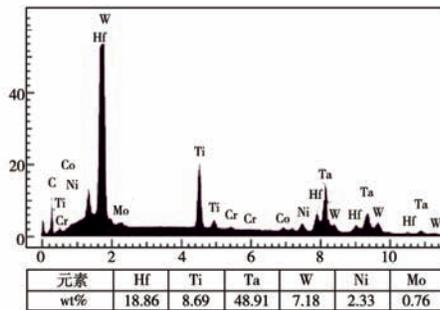
枝晶内部除了 γ' 相，晶内还有一些不规则的块状相，晶界附近有少量的共晶组织和晶界强化相，如图2所示。图2（a）显示了合金中 γ/γ' 共晶组织的分布， γ/γ' 共晶组织的形貌主要为菊花状，主要分布于晶界附近， γ/γ' 共晶组织的体积分数约为11%。对块状相的能谱成分测定如图2（c）和（d）所示，在晶界和晶内析出的粗大析出相中，C、Ta和Hf的含量远高于基体平均水平，判断其为（Ta, Hf）C碳化物。沿晶界析出的细小析出相富含Cr，判断其为富铬M₂₃C₆型碳化物。



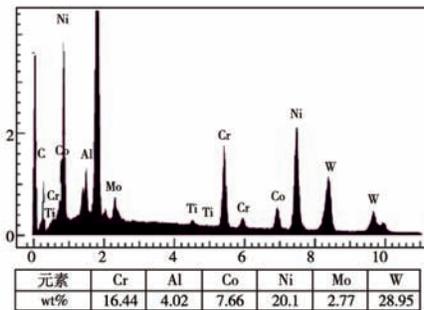
(a) 合金碳化物的背散射图像，低倍



(b) 合金碳化物的背散射图像，高倍



(c) 富Ta, Hf的MC型碳化物的能谱分析



(d) 富铬的M₂₃C₆型碳化物的能谱分析

图2 4716CC2合金标准热处理后的显微组织

Fig. 2 Microstructure of 4716CC2 alloy after standard heat treatment

表2展示了不同元素在枝晶干和枝晶间的平均成分，偏析分配系数 k 用于表征试样枝晶干和枝晶间之间的偏析，定义 k 为枝晶干和枝晶间成分的比值。在凝固过程中，枝晶干中富集的元素具有大于1的偏析分配系数，偏析分配系数小于1表明元素在凝固过程中偏聚到液体，最终在枝晶间区域凝固。图3给出了合金的偏析情况，可以发现Al、Ti、Ta和Hf等元素在凝固时倾向于

向液态偏析，在枝晶间区域富集；Cr、Co、Mo和W等元素以相反方式分配，在枝晶干区域富集。4716CC2合

表2 4716CC2合金枝晶干和枝晶间区域的平均成分
Tab. 2 Average composition of dendrite stem and interdendrite region in 4716CC2 alloy $w_B/\%$

区域	Al	Ti	Cr	Co	Mo	Ta	W	Hf
枝晶干	5.06	0.79	9.29	10.73	0.86	2.05	11.46	1.11
枝晶间	6.31	1.24	6.64	8.88	0.62	4.01	8.71	2.35

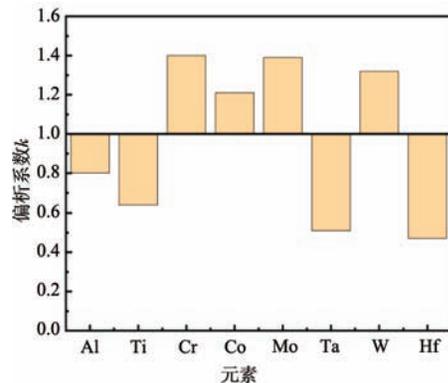


图3 不同元素的偏析系数

Fig. 3 Segregation coefficients of different elements

金中元素的偏析与镍基高温合金的一般特征相似^[15-16]。

2.2 拉伸性能

图4显示了4716CC2合金在不同温度下的拉伸应力-应变曲线，合金在不同温度下表现出不同的拉伸行为。在700~850 °C拉伸时，拉伸曲线达到屈服点后发生显著地加工硬化直至断裂。而在980 °C拉伸时，屈服后出现明显的软化现象，这与不规则界面位错网络的形成和 γ/γ' 相的软化有关^[17]。

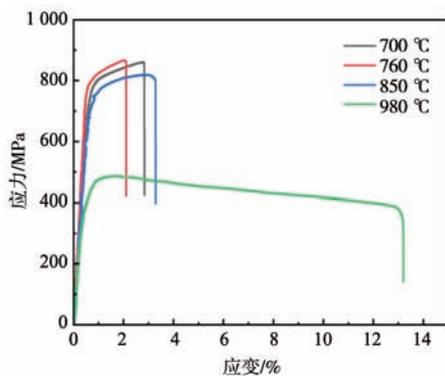


图4 4716CC2合金高温拉伸曲线

Fig. 4 Tensile curves of 4716CC2 alloy at different temperatures

4716CC2合金在不同温度下的屈服强度和抗拉强度如图5所示，抗拉强度在700 °C、760 °C、850 °C和980 °C时分别为861 MPa、867 MPa、817 MPa和487 MPa，而屈服强度分别为784 MPa、801 MPa、752 MPa和433 MPa。当温度在700~850 °C时，合金的抗拉强度变化较小，而合金在980 °C时的抗拉强度相比于前三个温度下降明显。图6展示了4716CC2合金在不同温度下的伸长率和断面收缩率，合金的伸长率在700~850 °C时变化较小，三个温度下测得的伸长率分别是3.0%、3.0%和3.5%，同时测得的断面收缩率也较

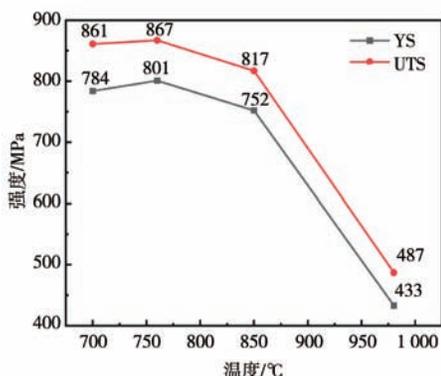


图5 4716CC2合金在不同温度下屈服强度和抗拉强度

Fig. 5 The yield strength and tensile strength of 4716CC2 alloy at different temperatures

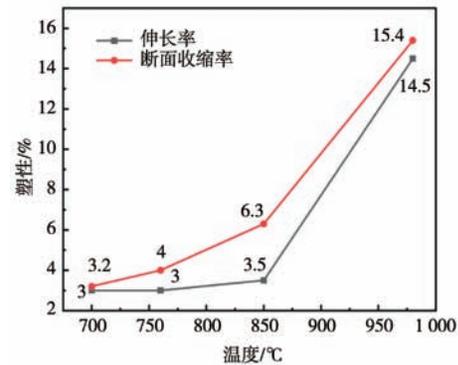


图6 4716CC2合金在不同温度下的伸长率与断面收缩率

Fig. 6 Elongation and reduction of area of 4716CC2 alloy at different temperatures

低，断裂后无明显塑性变形；在980 °C下合金的伸长率为14.5%，断面收缩率为15.4%，合金发生了明显的塑性变形。通过比较图5和图6可以发现塑性变化趋势与强度完全相反。随着温度提高到850 °C，合金的强度呈现出下降趋势，而合金塑性表现上升的趋势。这可能是由中温脆化现象引起的^[18-19]，高温合金在中温时塑性下降，主要影响因素是晶界和晶内变形的协调，包括晶内位错与 γ' 相的变形机制^[20]，较低温度拉伸时，位错主要以切割的方式切过 γ' 相。较高温度拉伸时，合金中位错密度增大，在 γ 基体中高密度位错纠缠形成滑移带，位错主要以绕过的方式切过 γ' 相^[21]。

2.3 断口形貌

4716CC2合金在不同温度下的拉伸断口形貌如图7所示。在700~850 °C时，断口可以观察到解理台阶和解理面，表明在断裂后期裂纹迅速扩展，形成解理面，如图7 (a-f)所示。因此，认为该合金在中温下的断裂机制为脆性断裂。980 °C下的断口形貌如图7 (g-h)所示，断口观察到大量韧窝和微孔，每个韧窝的中心有一个小圆孔，如橙色箭头和黄色圆圈所示：韧窝是韧性断裂的典型特征，该合金在980 °C下的断裂机制为韧性断裂。

拉伸断裂试样纵截面断口附近的SEM图像如图8所示， γ/γ' 共晶为弱性相，MC型碳化物为脆性相^[6]。在700 °C拉伸下，断口纵截面存在二次裂纹，主要分布在长条状MC型碳化物处。在变形过程中长条状的MC型碳化物破碎，裂纹主要沿着晶内条状MC型碳化物扩展。在760 °C和850 °C拉伸下，二次裂纹的尺寸减小，裂纹在MC型碳化物和 γ/γ' 共晶组织处产生，裂纹主要沿着晶界处MC型碳化物和 γ/γ' 共晶组织扩展，裂纹扩展趋势表明晶界是裂纹扩展的薄弱区域。在980 °C拉伸下，裂纹主要在 γ/γ' 共晶组织处产生，沿着晶界处 γ/γ' 共晶组织扩展。

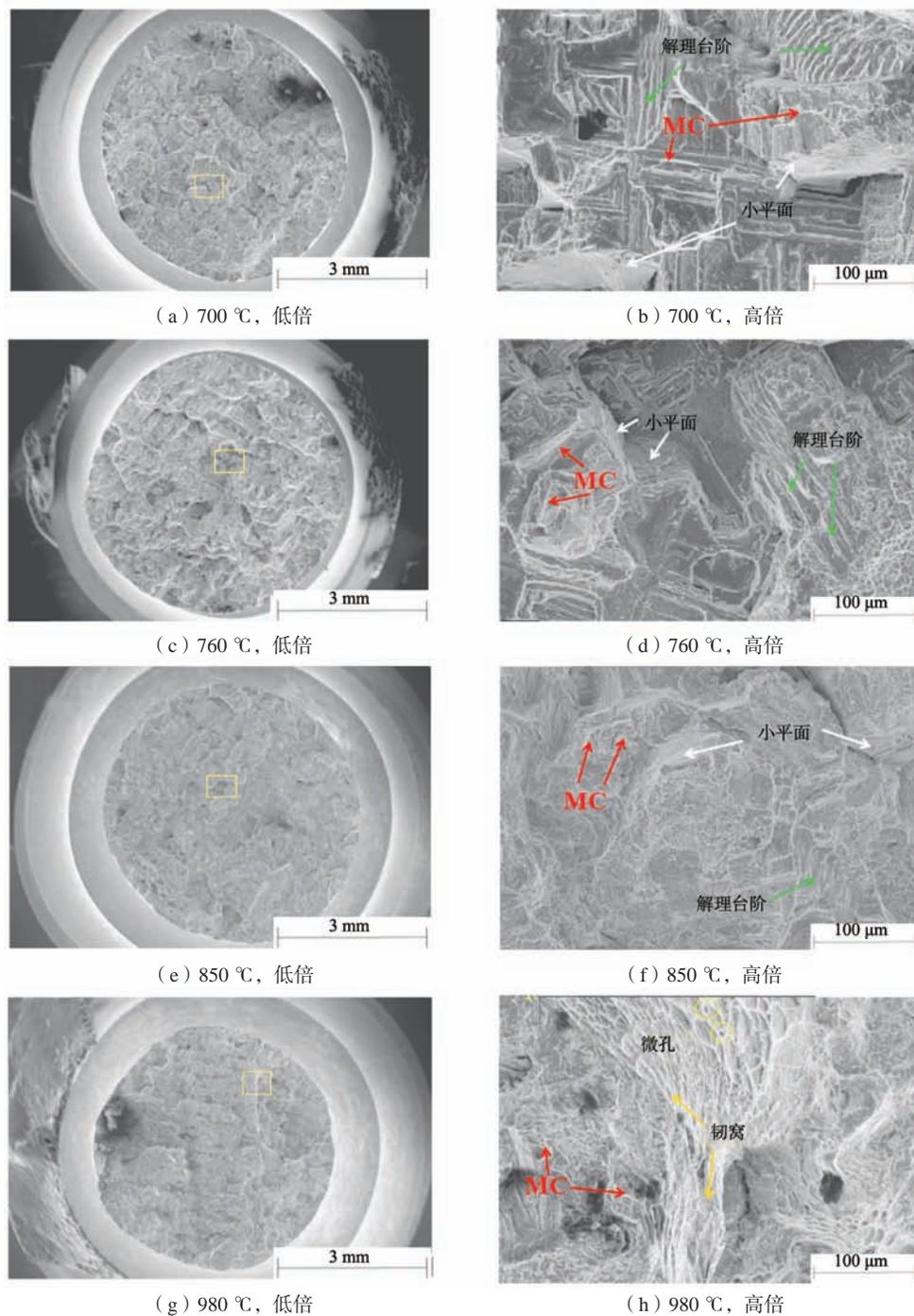


图7 4716CC2合金在不同温度下的拉伸断口形貌

Fig. 7 Tensile fracture morphologies of 4716CC2 alloy at different temperatures

2.4 组织和析出相演化

图9展示了4716CC2合金在不同温度下拉伸断口附近纵截面的显微组织,随着温度从700 °C升高到980 °C,断口附近纵截面的一次 γ' 相尺寸明显减少。统计的 γ' 相如图10所示,统计结果表明,随着温度从700 °C升高到980 °C, γ' 相的平均尺寸从2.6 μm 降低到1.4 μm ,尺寸减小的主要原因是拉伸过程中温度升高导致位错滑

移区 γ' 相的剪切作用^[8]。

4716CC2合金拉伸试验后的碳化物如图11所示,从图11(a-d)可以发现MC型碳化物在四个温度下拉伸后断裂现象。对4716CC2合金拉伸后的晶界相进行观察,如图11(e-h)所示。在700~850 °C拉伸后, M_{23}C_6 型碳化物在晶界处析出量较少,而在980 °C拉伸后, M_{23}C_6 型碳化物在晶界处析出量增多。

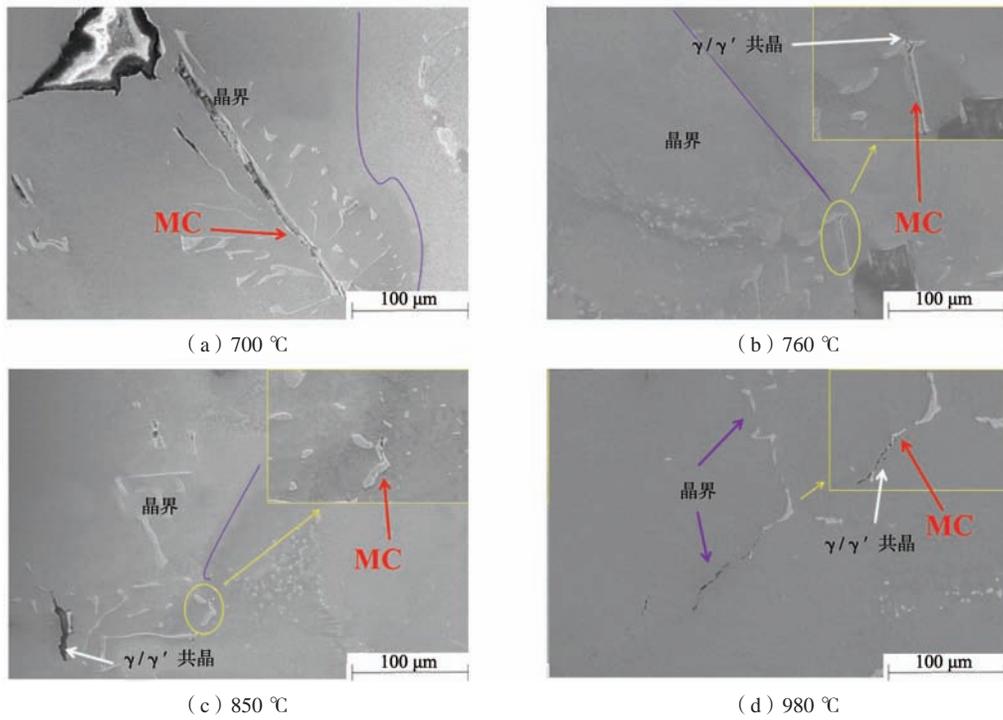


图8 在不同温度下4716CC2合金断裂附近纵截面SEM

Fig. 8 SEM of longitudinal section near fracture of 4716CC2 alloy at different temperatures

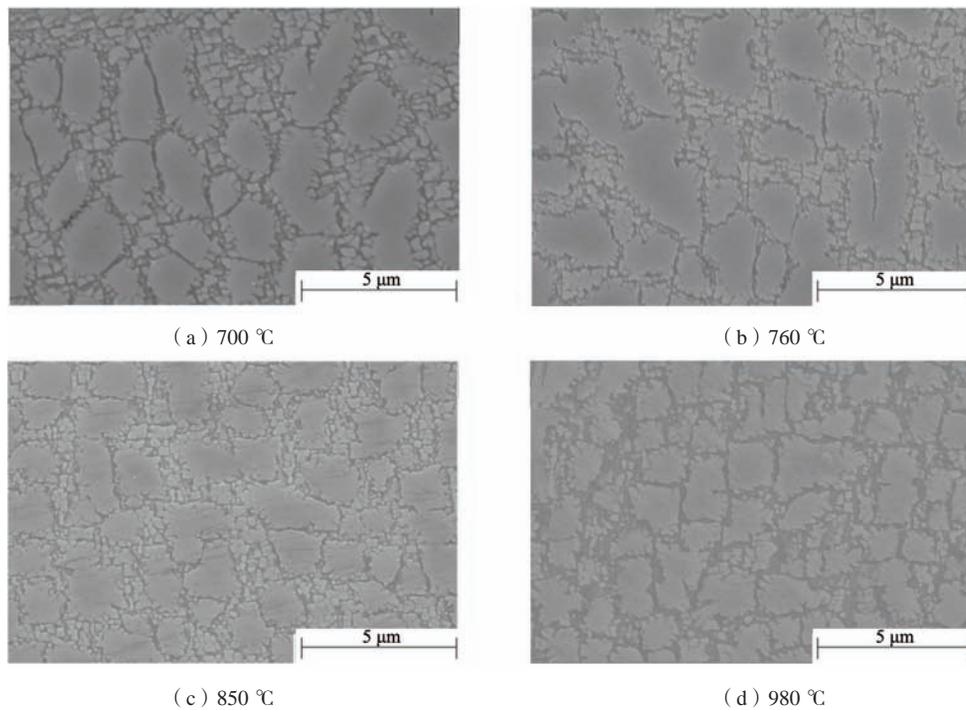


图9 4716CC2合金在不同温度下断口附近纵截面的显微组织

Fig. 9 Microstructure of 4716CC2 alloy near the fracture at different temperatures

3 讨论

4716CC2合金的热处理组织为大尺寸不规则 γ' 相和小尺寸 γ' 相,与其他铸造合金的沉淀相形貌略有差

异^[22]。一般情况下,较大尺寸的 γ' 相多是不完全固溶条件下存留的 γ' 相,在后续的处理中进一步长大;二次细小的 γ' 相多在后期时效处理过程中形核长大^[23]。

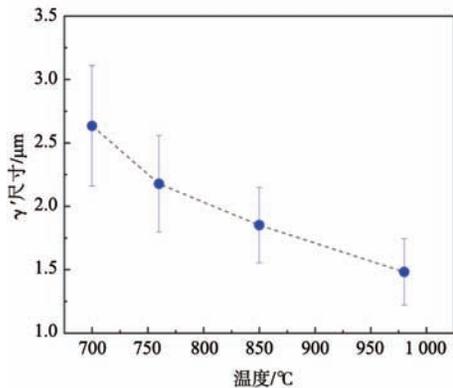


图10 4716CC2合金在不同温度下断口附近纵截面 γ' 相的尺寸
Fig. 10 The size of γ' phase in longitudinal section of 4716CC2 alloy at different temperatures

该合金即使经过了热处理，枝晶间仍然存在残留的共晶组织，铸态组织中的共晶并未完全消除的原因可能是固溶处理的温度较低。但是，固溶处理的温度过高可能导致晶粒长大，严重影响合金的强度和韧性^[24]。因此，合金固溶温度的确定应综合考虑其对组织和性能的影响。

表3总结了4716CC2合金在高温拉伸后断口附近的显微组织演化。结果表明，随着拉伸温度从700 °C升高到980 °C，4716CC2合金中 γ' 相的尺寸减小约46%。 γ' 相是镍基高温合金的主要强化相，其演化将显著影响高温合金的抗拉强度^[25-26]。图9 (a) 和 (b) 中的粗大不规则 γ' 相和细小尺寸 γ' 相的多模态尺寸分布比图9 (d) 中的细小单模态尺寸分布更有利于提高合金的抗拉强度，这在拉伸试验中得到了验证。Yang等发现拥有由粗大 γ' 相和细小球形 γ' 相组成的双峰弥散结构的合金具有良好的塑性，同时具有高的抗拉强度和屈服强度^[27]。MC型碳化物和 γ/γ' 共晶组织的断裂是该合金在拉伸过程中失效的主要原因，如图11 (a-d) 所示。MC型碳化物虽然具有高硬度，但非常脆；MC型碳化物具有相对大的体积尺寸，会成为塑性变形的应力集中处。该合金的 γ/γ' 共晶组织尺寸大，强度低，往往会成为潜在的裂纹源。在变形过程中，应力集中在MC型碳化物与 γ/γ' 共晶组织的界面处，位错运动会被阻碍，从而引起位错聚集和应力集中，应力集中达到一定程度，MC型碳化物和 γ/γ' 共晶组织将产生微裂纹^[28]。如图11 (e-g) 所示，合金在700~850 °C拉伸时晶界上 $M_{23}C_6$ 型碳化物的含量较少；而在980 °C拉伸时，在MC型碳化物附近析出了较多的 $M_{23}C_6$ 型碳化物，如图11 (h) 所示。主要原因是由于晶界能量低，晶界会成为原子快速扩散的通道，从而引起杂质原子的偏聚，Cr和Mo元素沿晶界充分扩散导致 $M_{23}C_6$ 型碳化物析出^[29]。

由合金在不同温度下的拉伸性能可以发现，随着温度上升，4716CC2合金屈服强度和抗拉强度缓慢上升达到峰值后再快速降低，抗拉强度和屈服强度在760 °C时达到峰值。合金的屈服强度和抗拉强度受到 γ 相和 γ' 相强度的影响，研究表明：W和Ta等元素可以提高 γ' 相的强度^[10]。4716CC2合金中添加了10.0%的W、3.0%的Ta和1.3%的Hf元素，这些元素会增加 γ' 相的强度。但是，温度上升会使 γ 相的强度降低，这对合金的屈服强度和抗拉强度有不利的影响。因此，合金在700~850 °C拉伸时屈服强度和抗拉强度的变化幅度较小。而在980 °C拉伸时， γ' 相的强度下降的同时晶界强度也被大大削弱，导致合金的屈服强度和抗拉强度显著降低。研究表明，在低温拉伸过程中，位错主要以切割的方式切过 γ' 相^[11-21]。在高温拉伸过程中，高温合金中往往会形成高密度的位错，在 γ 基体中高密度位错纠缠形成滑移带，位错主要以绕过的方式切过 γ' 相。因此，4716CC2合金在700~850 °C的断裂伸长率非常低，而在980 °C拉伸时有明显塑形变形，其伸长率达到14.5%。

4716CC2合金的拉伸断裂方式受到MC型碳化物、 γ/γ' 共晶组织及拉伸温度的共同影响。MC型碳化物和 γ/γ' 共晶组织通常被认为是高温合金中应力集中的来源，当应力集中达到一定程度时，微裂纹就会产生并扩展^[30-31]。需要注意的是，两者对合金断裂方式的影响不同。中温拉伸时，由于切入 γ' 相的位错较少导致不能及时释放集中应力，块状的MC型碳化物由于高强度且容易产生应力集中^[5, 8]，是中温拉伸断裂的主要因素，同时是导致合金具有低伸长率和脆性断裂的主要因素，如图8 (a-c) 所示。高温拉伸时，由于切入 γ' 相的位错较多且能及时释放集中应力，合金可以发生较大塑形变形， γ/γ' 共晶组织由于强度较低且可以发生较大的塑形变形^[12-13]，是高温断裂的主要断裂源，同时是导致合金韧性断裂的主要因素，如图8 (d) 所示。在700 °C拉伸时，与晶界开裂需要的应力相比，晶内碳化物开裂需要的应力较低，在拉伸过程中容易断裂和开裂，如图8 (a) 所示。晶界开裂需要的应力会受到温度的影响，随着温度的升高，晶界附近的应变集中区域变窄，应变集中变小，这表明晶界开裂所需的应力随着温度的升高而降低。在760~980 °C拉伸时，晶界开裂所需的应力相比晶内碳化物和共晶组织开裂需要的应力较低，拉伸微裂纹更倾向于在晶界MC型碳化物和共晶组织处形成，然后晶界微裂纹将相互连接并形成沿晶裂纹，如图8 (b-d) 所示。

4716CC2高温合金在不同温度下拉伸试验过程中的断裂机理可以概括为：在700 °C拉伸时，微裂纹在晶内大尺寸MC型碳化物处萌生，然后晶内扩展；在

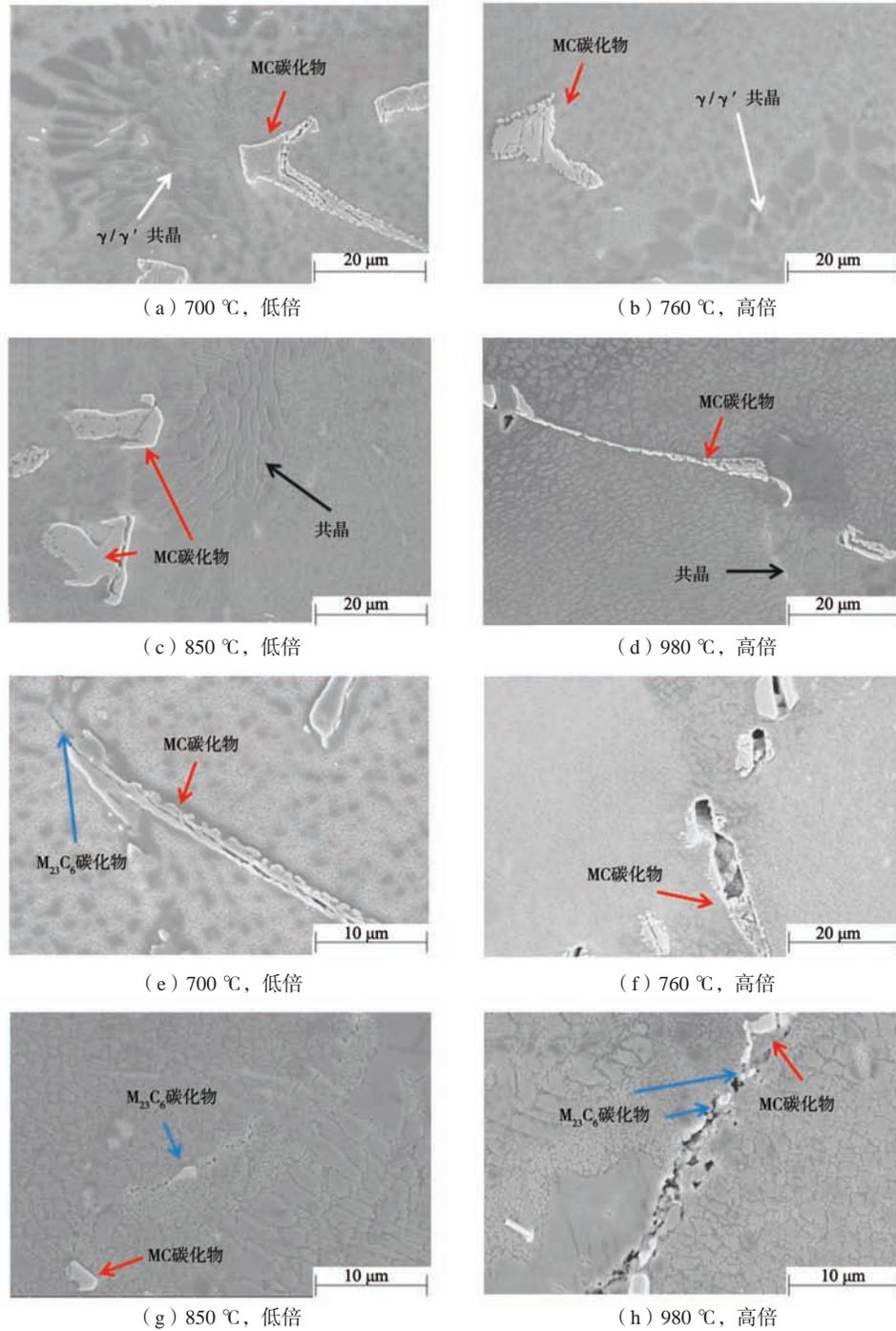


图11 4716CC2合金拉伸试验后碳化物的SEM图像

Fig. 11 SEM image of carbide in 4716CC2 alloy after tensile tests

表3 4716CC2合金拉伸后的组织演化

Tab. 3 Microstructure evolution of 4716CC2 alloy after tensile tests

检测温度/°C	MC 碳化物	共晶组织	γ'相	γ'尺寸/μm	界相处M ₂₃ C ₆
700	断裂	断裂	无筏排化	2.6	较少
760	断裂	断裂	无筏排化	2.1	较少
850	断裂	断裂	无筏排化	1.8	较少
980	断裂	断裂	无筏排化	1.4	较多

760 ℃、850 ℃和980 ℃拉伸时,微裂纹在晶界处MC型碳化物和 γ/γ' 共晶组织处萌生,然后沿着晶界扩展。不同之处在于合金在760 ℃和850 ℃拉伸时,裂纹源主要是晶界处MC型碳化物。而在980 ℃拉伸时,裂纹源主要是晶界处 γ/γ' 共晶组织。同时,合金在980 ℃拉伸时 $M_{23}C_6$ 型碳化物在晶界处析出较多,而在760 ℃和850 ℃拉伸时 $M_{23}C_6$ 型碳化物析出较少。随着拉伸温度的升高, γ' 相尺寸逐渐减小,裂纹扩展方向逐渐由穿晶向沿晶方向发展,裂纹萌生薄弱区域由MC型碳化物向 γ/γ' 共晶组织转变。

4 结论

(1) 4716CC2合金经过热处理后显微组织为初生

大尺寸 γ' 相和次生小尺寸 γ' 相,晶内还有一些块状的MC型碳化物,晶界附近有菊状 γ/γ' 共晶组织、MC型碳化物和 $M_{23}C_6$ 型碳化物。

(2) 合金在700~850 ℃拉伸时具有较高的拉伸强度和屈服强度,而断裂伸长率由于中温脆化一直保持非常低的水平;合金在980 ℃拉伸时有明显的塑性形变,但其屈服强度和抗拉强度下降明显。

(3) 合金在700~850 ℃下的断裂机制为脆性断裂,在980 ℃下的断裂机制为韧性断裂。在700 ℃拉伸时,断裂方式为穿晶断裂,随着温度升高,裂纹扩展方向逐渐由穿晶向沿晶方向发展,裂纹萌生薄弱区域由MC型碳化物向 γ/γ' 共晶组织转变。

参考文献:

- [1] YANG Caixiong, XU Yulai, NIE Heng, et al. Effects of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of Rene 80 [J]. *Materials and Design*, 2013, 43: 66-73.
- [2] KAUFMAN M. Properties of cast Mar-M-247 for turbine blisk applications [C]// *Superalloys*, 1984.
- [3] 谷怀鹏, 李相辉, 盖其东, 等. K447A的热处理组织和拉伸性能研究 [J]. *铸造*, 2014, 63 (8): 824-827.
- [4] MOHAMMAD V, MASOUD S. Creep life prediction of inconel 738 gas turbine blade [J]. *Journal of Applied Sciences*, 2009, 9: 1950.
- [5] 陈阳, 吴树森, 刘龙飞, 等. 一种铸造镍基高温合金的氧化行为 [J]. *铸造*, 2014, 63 (1): 62-66.
- [6] 焦明木, 宋健民. 一种铸造镍基高温合金显微组织与力学性能研究 [J]. *铸造*, 2024, 73 (5): 621-625.
- [7] 鲍俊, 玄伟东, 樊志明, 等. 铸造镍基高温合金K417G中高温拉伸断裂机理研究 [J]. *铸造*, 2024, 73 (4): 476-480.
- [8] 谢君, 于金江, 孙晓峰, 等. 温度对高W含量K416B镍基合金拉伸行为的影响 [J]. *金属学报*, 2015, 51 (8): 943-950.
- [9] 张学萍, 肖旋. K435镍基铸造高温合金的拉伸性能研究 [J]. *沈阳理工大学学报*, 2014, 33 (4): 24-29.
- [10] 刘浩, 隋永枫, 余沛垌, 等. Mar-M247合金高温拉伸断裂机制的原位研究 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2023, 52 (10): 3442-3451.
- [11] 李相辉, 李炼, 张勇, 等. K447A合金双性能整体叶盘的显微组织和力学性能 [J]. *材料热处理学报*, 2013, 34 (S2): 128-133.
- [12] DU Beining, HU Ziyang, SHENG Liyuan, et al. Tensile, creep behavior and microstructure evolution of an as-cast Ni-based K417G polycrystalline superalloy [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2018, 34: 1805-1816.
- [13] DU Beining, YANG Jinxia, CUI Chuanyong, et al. Effects of grain size on the high-cycle fatigue behavior of IN792 superalloy [J]. *Materials & Design*, 2015, 65: 57-64.
- [14] KONTIS P, YUSOF H A M, PEDRAZZINI S, et al. On the effect of boron on grain boundary character in a new polycrystalline superalloy [J]. *Acta Materialia*, 2016, 103: 688-699.
- [15] KEARSEY R M, BEDDOES J C, JONES P, et al. Compositional design considerations for microsegregation in single crystal superalloy systems [J]. *Intermetallics*, 2004, 12: 903-910.
- [16] STARINK M J, THOMSON R C. The effect of high temperature exposure on dendritic segregation in a conventionally cast Ni based superalloy [J]. *Journal of Materials Science*, 2001, 36: 5603-5608.
- [17] LIU Jinlai, YU Jinjiang, JIN Tao, et al. Influence of temperature on tensile behavior and deformation mechanism of Re-containing single crystal superalloy [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2011, 21: 1518-1523.
- [18] ZHENG Lei, SCHMITZ G, MENG Ye, et al. Mechanism of intermediate temperature embrittlement of Ni and Ni-based superalloys [J]. *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*, 2012, 37: 181-214.
- [19] SHENG Liyuan, YANG Fang, GUO Jianting, et al. Anomalous yield and intermediate temperature brittleness behaviors of directionally solidified nickel-based superalloy [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, 24: 673-681.
- [20] 胡颖涛, 荀淑玲, 王道红, 等. 铸造试棒形状对K417G镍基高温合金组织及持久性能的影响 [J]. *铸造*, 2020, 69 (7): 679-684.
- [21] KOVARIK L, UNOCIC R R, LI J, et al. Microtwinning and other shearing mechanisms at intermediate temperatures in Ni-based superalloys [J]. *Progress in Materials Science*, 2009, 54: 839-873.
- [22] TAN Zihao, LI Yongmei, WANG Xinguang, et al. In-phase thermal-mechanical fatigue behavior and damage mechanism of a fourth-

- generation Ni-based single-crystal superalloy [J]. *Acta Metallurgica*, 2024, 60: 154–166.
- [23] MALLIKARJUNA H T, CALEY W F, RICHARDS N L. The effect of cooling rate on the γ' composition, morphology and corrosion behaviour of IN738LC [J]. *Corrosion Science*, 2019, 149: 37–44.
- [24] CHOI B G, KIM I S, KIM D H, et al. Temperature dependence of MC decomposition behavior in Ni-base superalloy GTD 111 [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 478: 329–335.
- [25] SHENG Liyuan, YANG Fang, XI Tingfei, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of $\text{Ni}_3\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ composite during self-propagation high-temperature synthesis and hot extrusion [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2012, 555: 131–138.
- [26] COAKLEY J, MA D, FROST M, et al. Lattice strain evolution and load partitioning during creep of a Ni-based superalloy single crystal with rafted γ' microstructure [J]. *Acta Materialia*, 2017, 135: 77–87.
- [27] YANG Chenyu, HU Rui, LIU Xinxin, et al. Microstructural evolution and high-temperature strengthening mechanisms of the IN 738LC superalloy prepared by selective laser melting [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 29: 5304–5316.
- [28] DAYMOND M R, PREUSS M, CLAUSEN B. Evidence of variation in slip mode in a polycrystalline nickel-base superalloy with change in temperature from neutron diffraction strain measurements [J]. *Acta Materialia*, 2007, 55: 3089–3102.
- [29] WANG Jian, ZHOU Lanzhang, SHENG Liyuan, et al. The microstructure evolution and its effect on the mechanical properties of a hot-corrosion resistant Ni-based superalloy during long-term thermal exposure [J]. *Materials & Design*, 2012, 39: 55–62.
- [30] QIN Xuezhi, GUO Jianting, YUAN Chao, et al. Decomposition of primary MC carbide and its effects on the fracture behaviors of a cast Ni-base superalloy [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2008, 485: 74–79.
- [31] HE Lizi, ZHENG Qi, SUN Xiaofeng, et al. Effect of carbides on the creep properties of a Ni-base superalloy M963 [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2005, 397: 297–304.

Microstructure Evolution and High Temperature Tensile Behavior of Nickel-Based Cast Superalloy 4716CC2

QIN Zhuo-bin¹, ZHAO Xin-bao¹, WU Song^{2,3}, GONG Xiu-fang^{2,3}, ZHANG Zhong-wei⁴, GU Yu-feng¹, ZHANG Ze¹

(1. College of Materials Science and Engineering, Zhejiang University, Hangzhou 310058, Zhejiang, China; 2. State Key Laboratory of Clean and Efficient Turbomachinery Power Equipment, Deyang 618000, Sichuan, China; 3. Dongfang Electric Corporation Dongfang Turbine Co., Ltd., Deyang 618000, Sichuan, China; 4. Dongfang Electric (Hangzhou) Innovation Institute Co., Ltd., Hangzhou 310000, Zhejiang, China)

Abstract:

This paper investigated the high-temperature tensile behavior of the nickel-based cast superalloy 4716CC2. The microstructure of the alloy after heat treatment was characterized, and the evolution of the microstructure and the tensile deformation mechanism of the alloy at different temperatures were analyzed. The results show that the heat-treated microstructure of the alloy consists of large irregular γ' phases and small γ' phases, with an area fraction of approximately 66%. The alloy exhibits relatively high tensile strength and yield strength when tested in tensile at temperatures between 700 and 850 °C. As the temperature increases, the yield strength remains relatively stable; however, significant mid-temperature brittleness is observed. At 980 °C, the alloy has significant plastic deformation with elongation reaching 14.5%, though its tensile strength decreases substantially. The fracture mode transitions from brittle fracture at 700–850 °C to dimple fracture at 980 °C. At 700 °C, the fracture mode is transgranular, and with increasing temperature, the fracture mode transitions from transgranular to intergranular fracture, and the weak area of crack initiation changes from MC carbide to γ/γ' eutectic structure.

Key words:

nickel-based cast superalloy; tensile properties; microstructure; fracture mechanism