

# Mar-M247 高温合金涡轮叶片微结构及拉伸性能

刘伟<sup>1</sup>, 隋永枫<sup>2</sup>, 姚世传<sup>2</sup>, 赵新宝<sup>1</sup>, 许佳晨<sup>1</sup>, 范云鹏<sup>1</sup>,  
刘浩<sup>1</sup>, 岳全召<sup>1</sup>, 夏万顺<sup>1</sup>, 谷月峰<sup>1</sup>, 张泽<sup>1</sup>

(1. 浙江大学材料科学与工程学院, 浙江 杭州 310027)

(2. 杭州汽轮动力集团股份有限公司, 浙江 杭州 310022)

**摘要:** 以Mar-M247镍基高温合金涡轮叶片为研究对象, 在25~980 °C范围内开展拉伸测试, 分析了合金的微观组织、拉伸性能及断裂机制。结果表明: 合金的微观组织主要为 $\gamma$ 相、花状 $\gamma'$ 相、 $\gamma/\gamma'$ 共晶组织和碳化物相; 合金强度随温度升高呈现先增大后减小的趋势。低温断裂呈现穿晶为主, 沿晶为辅的混合模式, 裂纹优先在碳化物/基体界面萌生; 当温度升至980 °C时, 断裂机制转变为微孔聚集型韧性断裂, 断后伸长率提升至6.4%。变形机制分析表明, 低温区 (<400 °C) 以层错剪切主导, 形成Lomer-Cottrell (L-C) 位错锁; 中温区 (400~760 °C) 存在Portevin-Le Chatelier (PLC) 效应并伴随中温脆性特征; 当温度超过760 °C时, 基体通道变宽和层错能增加促使变形机制转变为反相畴界 (APB) 剪切与Orowan绕过协同作用, 导致变形抗力显著下降。

**关键词:** Mar-M247 镍基高温合金; 显微组织; 拉伸性能; 变形机制; 断裂机制

**中图分类号:** TG132.3<sup>+</sup>3; TG146.1<sup>+</sup>5

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2026)08-1999-08

## 1 引言

作为燃气轮机和航空发动机的核心热端部件, 涡轮叶片需要长期承受高温、复杂交变应力场及高腐蚀环境的综合作用<sup>[1]</sup>, 叶片材料的性能直接决定了其在极端工况下的服役可靠性。通常来说, 提高镍基高温合金主要强化相 $\gamma'$ 相的含量能显著提高合金的强度<sup>[2]</sup>。Mar-M247合金是一种典型的沉淀强化型镍基高温合金,  $\gamma'$ 相的体积分数高达60%以上, 兼具优异的高温承载能力、抗蠕变性能和铸造经济性, 因而广泛应用于涡轮叶片、涡轮盘等热端部件<sup>[3-6]</sup>。

针对Mar-M247合金热处理制度的研究已经较为成熟, 在1185 °C/2 h+870 °C/20 h典型热处理工艺上增加热等静压 (hot isostatic pressing, HIP) 工艺能够显著减少枝晶间孔隙率和其他缺陷, 在大幅度提高铸件力学性能的同时保证了性能的均匀性<sup>[7-11]</sup>。但是对于Mar-M247合金拉伸性能的公开报道较少, 刘浩等<sup>[12]</sup>对Mar-M247合金在室温到760 °C范围开展原位拉伸试验, 结果表明Mar-M247合金的屈服强度与抗拉强度随温度的升高略有下降, 拉伸塑性略有提高。Bor等<sup>[8]</sup>发现Mar-M247合金高温断裂起源于晶界碳化物, 并在900 °C拉伸试验中沿晶内/界碳化物界面扩展。

空心涡轮叶片能够加强气冷效果, 提高叶片承温能

力, 但也导致叶片结构的越发复杂化<sup>[13]</sup>。叶片不同部位几何尺寸的差异会引起显微组织与力学性能的差异, 当厚度降低至一定范围, 合金的力学性能随壁厚的降低而衰退<sup>[14]</sup>。现有对于Mar-M247合金的研究仍局限于标准棒材的组织以及力学性能的测试, 缺乏叶片本体取样的研究。杨万鹏等<sup>[15]</sup>对试棒与叶片本体取样表明两者的显微组织均存在明显差异。Liu等<sup>[16]</sup>研究发现单晶涡轮叶片取样的抗拉强度小于标准试样, 壁厚等尺寸变化对叶片取样的强度和疲劳寿命具有显著影响。

本研究以涡轮叶片本体取样的Mar-M247镍基高温合金为研究对象, 通过多尺度组织表征与宽温域 (25~980 °C) 拉伸测试相结合, 阐明合金在复杂温度场中的组织-性能关联机制, 为燃气轮机涡轮叶片的安全服役提供科学数据基础。

## 2 实验

本研究所用材料为多晶Mar-M247镍基高温合金一级空心涡轮动叶。合金名义化学成分见表1, 其热处理工艺为: HIP (1185 °C/3 h, 压力 $\geq$ 150 MPa)+固溶热处理 (1185 °C/2 h)+时效热处理 (870 °C/20 h)。冷却方式均采用氩气冷却, 冷却速度与空冷相当。

采用电火花线切割机在空心涡轮叶片的榫部位置获

收稿日期: 2025-08-17

基金项目: 浙江省“尖兵”“领雁”研发攻关计划 (2023C01137)

作者简介: 刘伟, 男, 1999年生, 硕士生, 浙江大学材料科学与工程学院, 浙江 杭州 310027, E-mail: 22226018@zju.edu.cn

表 1 Mar-M247 高温合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Mar-M247 superalloy (wt%)

Cr	Co	W	Al	Ta	Hf	Ti	Mo	C	Zr	B	Ni
8.35	9.96	10.02	5.56	3.15	1.48	1.00	0.65	0.14	0.030	0.015	Bal.

取棒状拉伸试样,几何尺寸见图 1,20 mm(平行段长度)×4 mm(平行段直径)。离位拉伸实验在 MTS Exceed E45 型电子万能试验机完成,测试温度包括 25、400、760 和 980 °C。采用位移控制模式以  $1.2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  恒定应变速率加载至断裂,每个温度条件下至少进行两次重复试验以确保数据可靠性。Mar-M247 高温合金的相图通过 JMatPro 软件计算得到。

显微组织表征样品经砂纸逐级研磨(400#~2000#)及机械抛光处理,获得无划痕的表面后,分别采用电解(高浓度磷酸电解腐蚀 10 s,电压 7 V)和化学(3 g  $\text{FeCl}_3 + 4 \text{ mL HCl} + 6 \text{ mL H}_2\text{O}$ )的办法对表征试样进行腐蚀。利用 Nikon SMZ800N 光学显微镜(optical microscope, OM)进行显微组织初筛,结合 Hitachi TM4000 Plus 钨灯丝扫描电镜(scanning electron microscope, SEM)与 FEI Quanta 650 场发射扫描电镜,配备能量色散 X 射线光谱仪(energy dispersive spectroscopy, EDS),完成精细形貌与成分分析。透射电镜(transmission electron microscope, TEM)样品制备流程如下:在距断口 3~5 mm 处线切割获取 0.4~0.5 mm 薄片,机械减薄至 50  $\mu\text{m}$  后冲裁为  $\phi 3 \text{ mm}$  圆片;最终采用 Struers TenuPol-5 全自动电解双喷仪,在优化电解液(7vol%  $\text{HClO}_4 + 93\text{vol}\% \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ )与 -30 °C 低温条件下进行双喷减薄。位错组态表征使用 FEI Tecnai G2 F20 场发射透射电镜,加速电压 200 kV。

### 3 实验结果

#### 3.1 热处理态 Mar-M247 高温合金显微组织

基于 JMatPro 热力学模拟软件对 Mar-M247 高温合金进行相平衡计算,其结果如图 2 所示。计算结果表明, $\gamma'$ 相完全溶解温度约为 1210 °C,液相线温度约 1360 °C,该计算结果与文献[17]报道的实测数据基本一致。

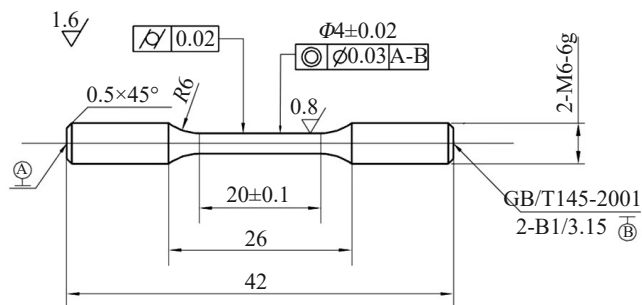


图 1 棒状拉伸试样尺寸

Fig.1 Size of rod-shaped tensile specimen

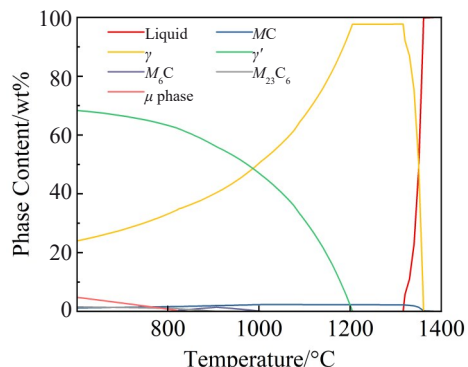


图 2 Mar-M247 高温合金热力学计算结果

Fig.2 Thermodynamic calculation results of Mar-M247 superalloy

图 3 为 Mar-M247 镍基高温合金经热处理后的显微组织特征,其呈现典型的多相结构,主要由  $\gamma$  基体相、 $\gamma'$  强化相、 $\gamma/\gamma'$  共晶组织及多种碳化物相构成。金相分析显示,合金具有显著的枝晶结构,一次枝晶臂间距约为  $38 \pm 5 \mu\text{m}$ 。 $\gamma/\gamma'$  共晶组织及碳化物主要富集于枝晶间和晶界区域。碳化物呈现多样化形貌,如图 3a 所示,主要包括脚本状、块状及棒状。图 4 是合金当中碳化物的 EDS 能谱和选区电子衍射花样结果,晶内及晶界处的亮白色碳化物为富含 Hf、Ta 元素的 MC 型碳化物,而晶界区域的灰色碳化物则为富 Cr 的  $M_{23}C_6$  型碳化物(图 3c)。值得注意的是,图 3b 观察到了 MC 型碳化物的分解现象,伴随在碳化物边缘形成连续  $\gamma'$  相包覆层。该现象与碳化物经典相变模型吻合:  $MC + \gamma \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma'$ ;  $MC + \gamma \rightarrow M_6C + \gamma'$ 。Silva<sup>[17]</sup> 研究指出,碳化物周围形成的  $\gamma'$  相包覆层能够促进交叉滑移,从而延缓断裂进程。

图 3d 清晰显示了位于枝晶干区域的  $\gamma'$  相,其呈现特征性花状形貌,与一般铸造高温合金立方状的  $\gamma'$  相有所不同, $\gamma'$  相的平均尺寸为  $1150 \pm 50 \text{ nm}$ 。合金在 1185 °C 进行固溶处理时,热力学分析(图 2)显示部分  $\gamma'$  相发生溶解,残余  $\gamma'$  相则通过 Ostwald 熟化机制发生粗化。这些残余相在后续时效处理中作为异质形核核心,通过吞噬邻近小尺寸  $\gamma'$  相最终形成如图 3d 所示的花状形貌,小尺寸  $\gamma'$  相与一次  $\gamma'$  相相连成为“花瓣状突起”结构。

#### 3.2 拉伸性能

图 5 为 Mar-M247 高温合金在不同温度下的拉伸性能。根据 ASTM E8 标准,本研究的屈服强度( $\sigma_{0.2}$ )定义为塑性应变为 0.2% 时的特征应力值。如图 5a 所示,当温度从室温升至 400 °C 时,合金的屈服强度从 810 MPa 提高至 826 MPa,抗拉强度( $\sigma_{UTS}$ )由 839 MPa 上升至 877 MPa;

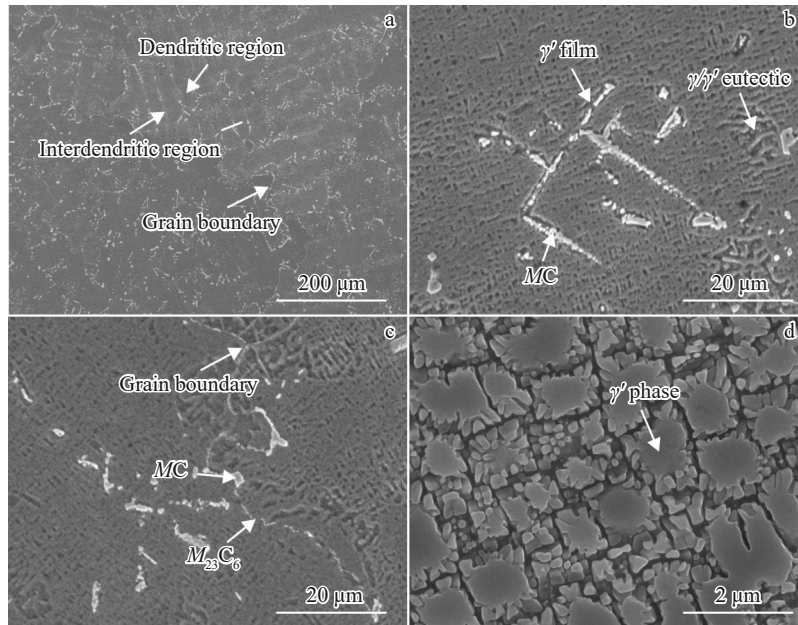


图3 Mar-M247 高温合金初始显微组织

Fig. 3 Initial microstructures of Mar-M247 superalloy: (a) dendritic and interdendritic; (b) intragranular carbide and  $\gamma/\gamma'$  eutectic; (c) grain boundary carbide; (d)  $\gamma'$  phase

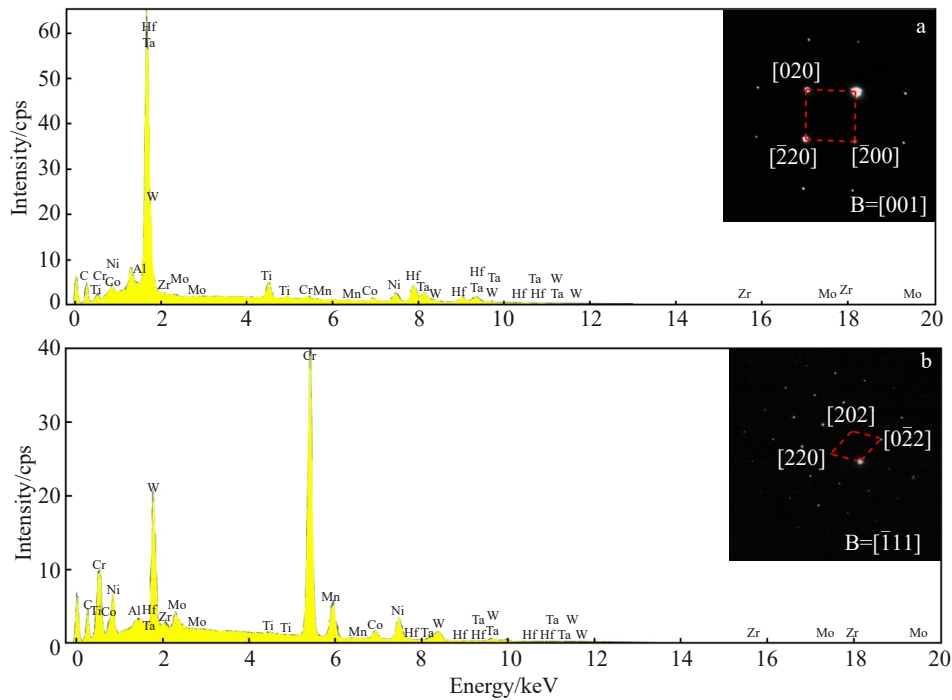


图4 Mar-M247 高温合金碳化物的EDS能谱及选区电子衍射(SAED)花样

Fig.4 EDS spectra and corresponding SAED patterns of carbides of Mar-M247 superalloy: (a) MC and (b)  $M_{23}C_6$

继续升温至 760 °C 时,屈服强度进一步增至 841 MPa,而抗拉强度则略微下降至 866 MPa。当温度达到 980 °C 时,合金强度显著衰减,屈服强度和抗拉强度分别降至 495 和 572 MPa。值得注意的是,如图 5c 和图 5d,合金在 760 °C 表现出明显的中温脆性,其断后伸长率( $\delta$ )和断面收缩率( $\psi$ )仅为 2.2% 和 3.5%;而在 980 °C 高温下塑性显著回升,断后伸长率和断面收缩率分别提升至 6.4% 和 8.8%。

400 °C 拉伸曲线的局部放大特征如图 5b 所示,可观察到典型的 A 型(Portevin-Le Chatelier, PLC)效应,表现为连续周期性锯齿状屈服平台。该现象源于动态应变时效(dynamic strain aging, DSA)机制,Al、Ti 等溶质原子扩散场与运动位错产生动态交互作用,导致位错钉扎-脱钉的循环过程。Zhang 等<sup>[18]</sup>的研究表明,CM247LC 镍基高温合金在 600 °C 下生成的层剪剪切结构与溶质原子之间的

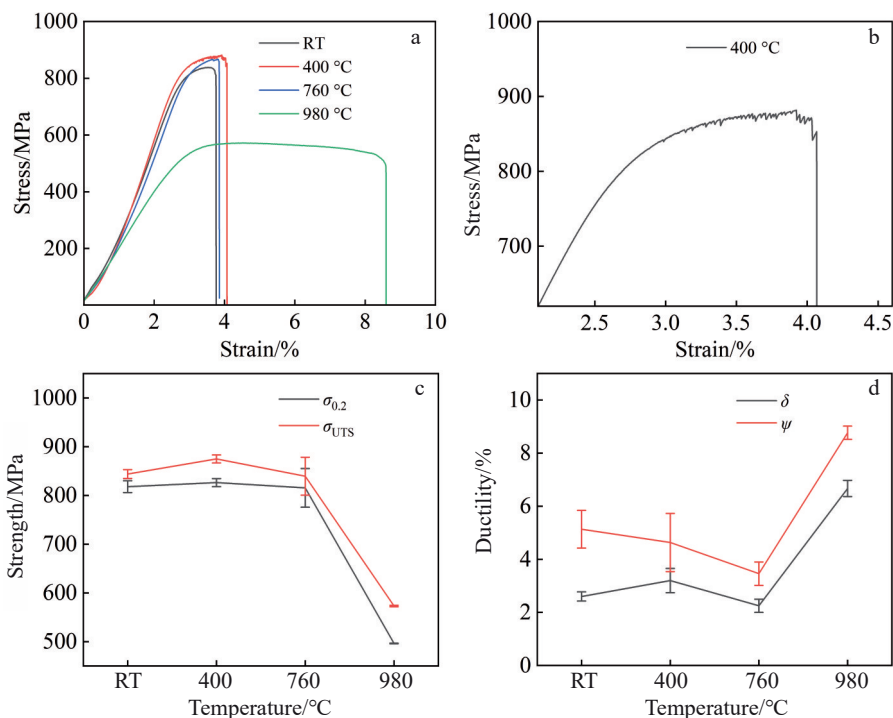


图5 Mar-M247 高温合金在不同温度下的拉伸性能

Fig.5 Tensile properties of Mar-M247 superalloy at different temperatures: (a–b) stress vs. strain, (c) strength, and (d) ductility

相互作用是导致 PLC 效应的主要原因。张国梁等<sup>[19]</sup>对具有花状  $\gamma'$  相的 Ni-Co 基高温合金进行 400 °C 拉伸测试, 测试结果同样表现出 A 型 PLC 效应, 证实了  $\gamma'$  相特殊形貌对动态应变时效行为的显著影响。

### 3.3 断口分析

不同温度下 Mar-M247 合金拉伸断裂的试样如图 6 所示。宏观形貌表明: 室温拉伸试样未发生颈缩现象, 表面呈现典型金属光泽; 400 和 760 °C 拉伸试样虽未出现颈缩, 但表面因高温氧化作用而呈现暗黄色调; 980 °C 拉伸试样则表现出显著颈缩并伴随明显氧化特征。

图 7 呈现了不同温度 (25、400、760、980 °C) 拉伸断口

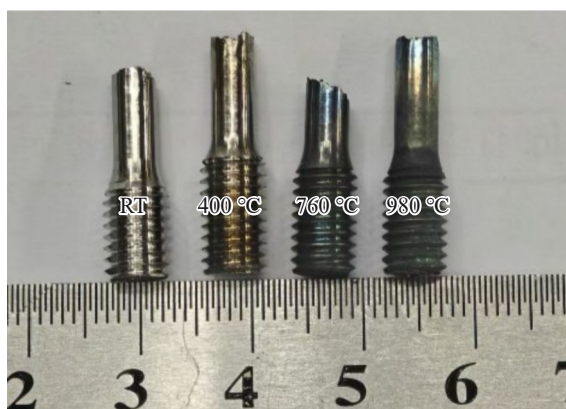


图6 Mar-M247 高温合金拉伸断裂样品

Fig.6 Tensile fracture specimens of Mar-M247 superalloy at different temperatures

的微观形貌特征。室温至 760 °C 试样断口显示以下共性 (图 7a~7c): 存在大量解理特征与少量二次裂纹, 裂纹起源于 MC 型碳化物; 纵截面分析表明 (图 8a~8c): 裂纹优先在碳化物/基体界面形核, 裂纹的扩展方式是沿晶与穿晶混合模式。在拉伸变形过程当中, 碳化物与基体之间存在的晶格结构差异使得位错运动受阻, 大量的位错堆积在碳化物附近, 当局部应力超过碳化物强度的阈值时发生破碎并形成裂纹。特别是晶内大尺寸碳化物 (尤其长条形) 引发显著应力集中, 促使裂纹沿着碳化物扩展, 最终导致合金发生以穿晶为主要特征的断裂失效。如图 7d 所示, Mar-M247 合金在 980 °C 的拉伸断口表面粗糙不平且氧化现象严重, 断口表面分布着均匀的韧窝结构; 纵截面显示合金的主裂纹沿晶界扩展 (图 8d), 为微孔聚集型的韧性断裂。

### 3.4 显微组织演变

图 9 为 Mar-M247 合金在不同温度拉伸断裂后  $\gamma'$  相的典型形貌演化规律。当拉伸温度低于 760 °C 时,  $\gamma'$  相仍保持初始的花状形貌特征, 显示出良好的组织热稳定性。随着温度升高至 980 °C 时, 在热激活效应和元素扩散加速的共同作用下,  $\gamma'$  相形貌发生显著演变: “花瓣状突起” 发生回溶, 同时  $\gamma$  相基体通道显著拓宽, 这种显微结构演变有效地降低了位错滑移的能垒, 提高了合金的塑性变形能力。

罗超等<sup>[20]</sup>在对 Mar-M247 合金进行 800 °C 长期热暴露 (>500 h) 的研究结果表明, 在准平衡态条件下  $\gamma'$  相的

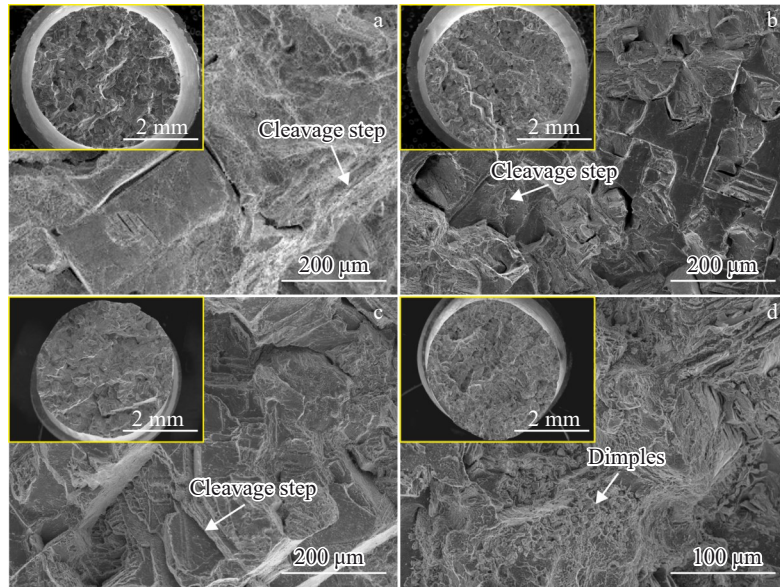


图7 Mar-M247 合金在不同温度下的拉伸断口形貌

Fig.7 Tensile fracture morphologies of Mar-M247 superalloy at different temperatures: (a) 25 °C, (b) 400 °C, (c) 760 °C, and (d) 980 °C

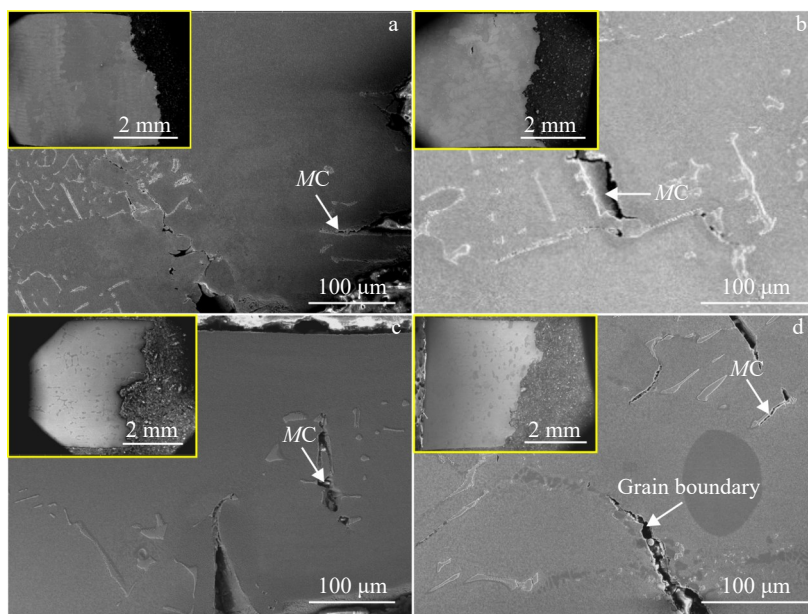


图8 Mar-M247 合金在不同温度下的拉伸断口纵截面形貌

Fig.8 Longitudinal section morphologies of tensile fractures of Mar-M247 superalloy at different temperatures: (a) 25 °C, (b) 400 °C, (c) 760 °C, and (d) 980 °C

粗化过程符合跨界面扩散控制(trans-interface diffusion-controlled, TIDC)机制,粗化速率主要受  $\gamma/\gamma'$  相界面处的原子扩散动力学调控。值得关注的是,本研究过程由于高温作用时间较短,基体通道中心区域仍保留有小尺寸  $\gamma'$  相,表明组织演化尚未达到平衡态。

### 3.5 拉伸变形机制

图 10a、10e 系统揭示了合金在室温拉伸变形过程中位错与  $\gamma'$  相的交互作用机制,具有花瓣形貌的  $\gamma'$  相通过其“花瓣状突出”结构对位错运动产生几何约束,导致大量位错在  $\gamma/\gamma'$  相界面处聚集塞积。为克服滑移势垒,全位错

通过分解反应生成超晶格本征堆垛层错(superlattice intrinsic stacking faults, SISF)(反应方程:  $a/2\langle 1\bar{1}0 \rangle \rightarrow a/3\langle 1\bar{2}1 \rangle + \text{SISF} + a/6\langle 11\bar{2} \rangle$ )<sup>[21-22]</sup>,该过程通过降低位错线张力显著降低了运动所需的激活能。透射电镜表征显示,变形组织中存在跨越两相界面的连续层错,这种跨相界面层错的形成表明  $\gamma$  基体层错能与  $\gamma'$  相层错能差异较小。位错与层错的动态交互作用产生了显著的强化效应。

当温度升至 400 °C(图 10b、10f)时,层错剪切仍主导塑性变形过程,但  $\gamma'$  相内部的反相畴界(anti-phase boundary, APB)密度有所增加。值得注意的是,在局部

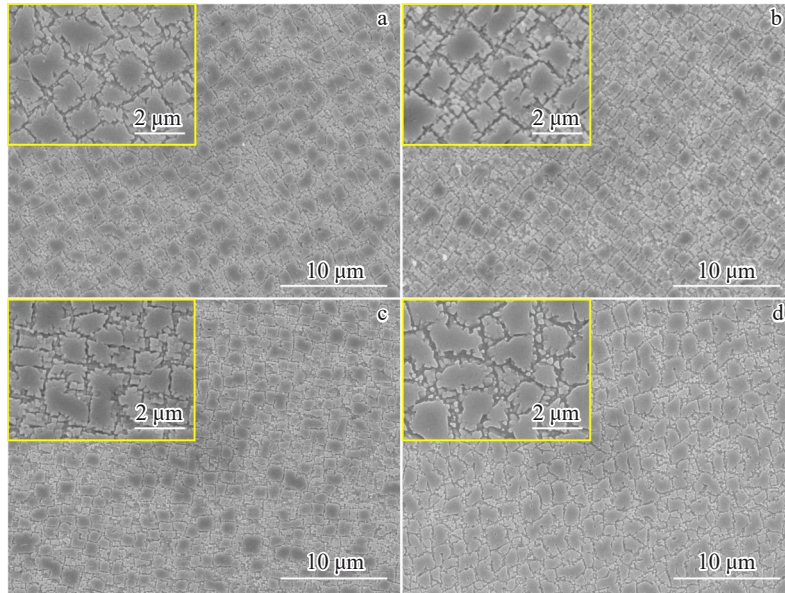


图9 不同拉伸温度下的 $\gamma'$ 相形貌

Fig.9 Morphologies of  $\gamma'$  phase at different tensile temperatures: (a) 25 °C, (b) 400 °C, (c) 760 °C, and (d) 980 °C

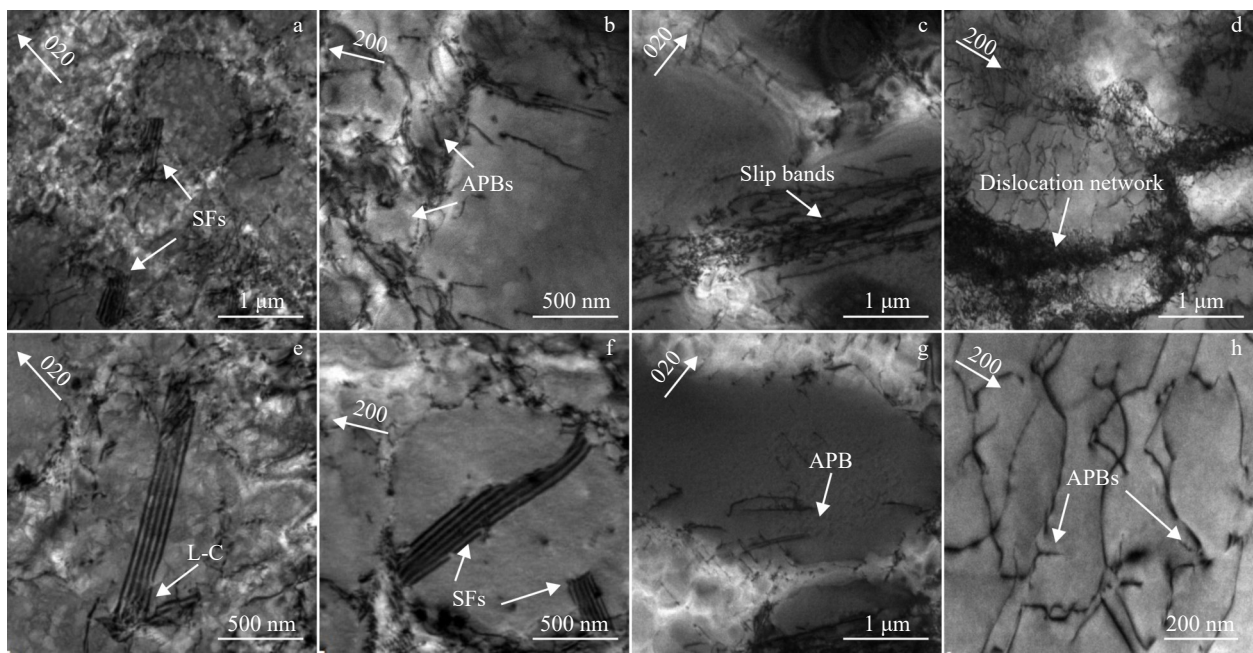


图10 不同拉伸温度的Mar-M247合金位错组态

Fig.10 Dislocation configurations of Mar-M247 alloy at different tensile temperatures: (a, e) 25 °C; (b, f) 400 °C; (c, g) 760 °C; (d, h) 980 °C

高应变区域捕捉到Lomer-Cottrell(L-C)位错锁的位错组态,这种面角位错通过钉扎效应进一步提高了材料的抗变形能力。随着温度升高至760 °C(图10c、10g),断口附近出现明显的滑移带特征,变形组织中中层错结构完全消失,APB剪切成为主导变形机制。高温导致APB启动所需能量显著降低,促使超位错对协同切入 $\gamma'$ 相,并在中间留下反相畴界。

在980 °C高温条件(图10d、10h)下, $\gamma'$ 相内部出现大量APB耦合位错对,其长度远大于中低温。同时在 $\gamma/\gamma'$

两相界面处出现了位错网络,致密的位错网可以有效地阻碍位错剪切进入 $\gamma'$ 相。热激活能的增加使得Orowan绕过机制启动所需的应力远低于剪切机制发生所需的应力,因此越来越多的位错可以选择绕过 $\gamma'$ 相,不一定要切过 $\gamma'$ 相。

## 4 分析讨论

### 4.1 温度对断裂机制的影响

在Mar-M247合金的拉伸变形过程中,应力集中主要发生在碳化物/基体界面。在室温条件下,MC型碳化

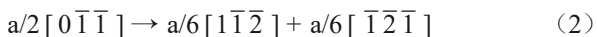
物由于弹性模量差异,承受较高的局部应力。当这种应力超过其断裂强度时,会发生破裂并形成初始微裂纹。晶内碳化物的破碎引发的裂纹扩展会受到 $\gamma/\gamma'$ 基体的阻碍。然而,当大尺寸的MC型碳化物垂直于拉伸轴分布时,其破裂会产生较长的裂纹。晶界上连续分布的碳化物会促进裂纹沿晶界的扩展,晶界裂纹与晶内裂纹通过剪切带实现跨尺度连接,最终导致沿晶/穿晶混合型断裂。

在760℃条件下,合金表现出显著的中温脆性特征,这一行为主要归因于合金中较高的 $\gamma'$ 相含量<sup>[23]</sup>,合金的晶内强度较高。晶粒内部的本体状碳化物周围以及晶界处的颗粒状碳化物周围会生成 $\gamma'$ 相包覆层, $\gamma'$ 相包覆层会导致应力集中,可能促进沿晶断裂的发生,从而降低塑性<sup>[20]</sup>。

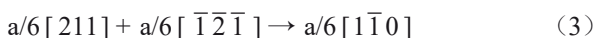
与此相反,980℃下的高温断裂行为表现出明显不同的特征。晶界结合力与温度成反比,随着实验温度的升高,晶界结合力下降,同时氧原子的扩散速率增加,进一步削弱晶界,使得裂纹沿晶界的扩展激活能降低<sup>[24]</sup>。同时,高温促进空位扩散,导致晶界空位浓度升高至较高水平,这些空位在应力梯度的驱动下聚集并形成微孔。随着应变的累积,微孔通过协调变形机制相互连接,最终形成具有典型韧窝结构的断裂表面。高温还促进了 $\gamma'$ 相的溶解,使合金基体通道加宽,在这种情况下,断裂机制转变为微孔聚集型韧性断裂,合金的塑性提高。

#### 4.2 温度对拉伸性能及变形机制的影响

众所周知,Co和Cr元素能显著降低合金的层错能<sup>[25]</sup>,而低温(室温和400℃)进一步降低了层错生成的阻力。因此,Mar-M247合金的基体位错 $a/2\langle 110 \rangle$ 通常会自发分解成2个部分位错,中间夹带1个层错结构,以使系统的能量最小化。在中低温( $<760^\circ\text{C}$ )下,合金的屈服强度通常随着温度的升高而升高或略有下降,如图5c所示,呈现出反常的屈服现象。具有 $L1_2$ 结构的 $\gamma'$ 相表现出屈服强度随着温度升高而增加的异常行为,因此使得镍基高温合金获得了反常的高温强度<sup>[26]</sup>。Kear-Wilsdorf提出的交滑移理论很好地解释了这一现象<sup>[27]</sup>,位于 $\{111\}$ 面上的超点阵位错交滑移到非易滑移面(六面体 $\{001\}$ 面)上后被锁住,产生了显著的加工硬化效应。同时观察到的L-C位错锁为合金提供了额外的变形抗力,使得合金在400℃时达到强度峰值。形成L-C位错锁的典型反应式为<sup>[28]</sup>:



式(1)和式(2)中的不全位错在2个滑移面交线处反应,形成不可动的 $a/6[1\bar{1}0]$ 压杆位错(stair-rod dislocation),反应方程式为公式(3):



由于 $a/6[1\bar{1}0]$ 位错并不属于 $\{111\}$ 可动滑移面,因而L-C位错锁很难滑动,有效抑制位错的滑移和交滑移,从而提高合金的强度。

在400℃的拉伸过程中,合金表现出A型PLC效应(图5b)。随着温度进一步升高, $\gamma'$ 相的层错能增大,反相畴界能降低,APB耦合位错对开始在合金中起主导作用。在980℃时, $\gamma'$ 相迅速软化,其强度下降,对位错的阻碍作用减弱,位错更容易切入到 $\gamma'$ 相,导致合金的屈服强度下降。同时,合金中 $\gamma/\gamma'$ 两相界面处出现了位错网络结构,能够有效地阻碍位错的运动。高温下,原子的扩散速率加快,合金中的 $\gamma'$ 相开始逐渐溶解,特别是“花瓣状突出”结构的回溶,使得 $\gamma$ 基体通道宽度增加,位错运动的阻力减小,从而提高了合金在高温下的塑性。

## 5 结论

1) 热处理后的Mar-M247高温合金获得花状形貌的 $\gamma'$ 相,尺寸为 $1150 \pm 50$  nm。随着温度的升高,合金的抗拉强度先增大后减小,760℃表现出中温脆性。在400℃拉伸过程中层错剪切与溶质原子的交互作用导致A型PLC效应的发生。

2) 室温下,Mar-M247合金的断裂方式为穿晶断裂为主导,混有部分沿晶断裂的模式。裂纹优先在大尺寸的碳化物处形核。高温条件下,原子扩散加快, $\gamma'$ 相的“花瓣状突出”结构逐渐溶解,基体通道宽度增加,从而使合金具有较高的塑性,断裂机制转变为微孔聚集型的韧性断裂。

3) 在低温下合金的主要拉伸变形机制是层错剪切;在高温下层错逐渐消失,APB剪切逐渐成为主要的变形机制,同时基体通道宽度拓宽,Orowan绕过机制变得更加容易。

#### 参考文献 References

- [1] Feng Qiang(冯强), Lu Song(路松), Li Wendao(李文道) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2023, 59(9): 1125
- [2] Zhen Bing(甄炳), Kong Weijun(孔维俊), Gao Yubi(高钰璧) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2015, 44(5): 1169
- [3] Jiang Y Q, Liu M, Zou T F *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2024, 182: 108161
- [4] Nathal M V, Maier R D, Ebert L J. *Metall Trans A*[J], 1982, 13: 1767
- [5] Liu Laidi(刘来娣), Ding Biao(丁彪), Ren Weili(任维丽) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2023, 59(39): 387
- [6] An Ning(安宁), Yuan Xiaofei(袁晓飞), Niu Yongji(牛永吉) *et al.* *Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)*[J], 2018, 38(6): 19
- [7] Chen Shuang(陈爽), Yang Yanhong(杨彦红), Guo Zhiqiang(郭志强) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料*

- 与工程[J], 2024, 53(9): 2478
- [8] Bor H Y, Wei C N, Jeng R R *et al.* *Materials Chemistry and Physics*[J], 2008, 109(2–3): 334
- [9] Tsai Y L, Wang S F, Bor H Y *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 571: 155
- [10] Guth S, Doll S, Lang K H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 642: 42
- [11] He Qungong(贺群功), Li Linxu(李林蓄), Gao Zhenhuan(高振桓) *et al.* *Journal of Chinese Society of Power Engineering*(动力工程学报)[J], 2019, 39(10): 860
- [12] Liu Hao(刘浩), Sui Yongfeng(隋永枫), Yu Peitong(余沛垌) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(10): 3442
- [13] Guo Xiaotong(郭小童), Zheng Weiwei(郑为为), Li Longfei(李龙飞) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2020, 56(12): 1654
- [14] Xu hanyuan(许瀚元), Huang Taiwen(黄太文), Ai Cheng(艾诚) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(5): 1486
- [15] Yang Wanpeng(杨万鹏), Li Jiarong(李嘉荣), Liu Shizhong(刘世忠) *et al.* *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2025, 53(1): 55
- [16] Li Z Q, Yue Z F, Zhi X Z *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2013, 42(8): 1563
- [17] Silva P R S A E, Baldan R, Nunes C A *et al.* *Materials Characterization*[J], 2013, 75: 214
- [18] Zhang P, Yuan Y, Gao Z H *et al.* *Journal of Alloys and Compound*[J], 2021, 862: 158478
- [19] Zhang Guoliang(张国梁), Wang Xinguang(王新广), Wang Daohong(王道红) *et al.* *Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2018, 32(9): 647
- [20] Luo Chao(罗超), Shang Yujie(商玉洁), Gao Zhenhuan(高振桓) *et al.* *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2024, 45(7): 79
- [21] Caron P, Khan T, Veyssiere P. *Philosophical Magazine A*[J], 1988, 57(6): 859
- [22] Tian Chenggang(田成刚), Tao Xipeng(陶西鹏), Xu Ling(徐玲) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(10): 3532
- [23] Sheng Liyuan(盛立远), Yang Fang(杨芳), Guo Jianting(郭建亭) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2014, 24(3): 673
- [24] Cui Tianliang(崔天亮), Xie Xingfei(谢兴飞), Wen Xiaocan(温晓灿) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2026, 62(3): 445
- [25] Cui C Y, Gu Y F, Yuan Y *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2011, 64(6): 502
- [26] Lifshitz I M, Slyozov V V. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*[J], 1961, 19(1–2): 35
- [27] Baldan A. *Journal of Materials Science*[J], 2002, 37: 2379
- [28] Chen S J, Oh H S, Gludovatz B *et al.* *Nature Communications*[J], 2020, 11: 826

## Microstructure and Tensile Properties of Mar-M247 Superalloy Turbine Blades

Liu Wei<sup>1</sup>, Sui Yongfeng<sup>2</sup>, Yao Shichuan<sup>2</sup>, Zhao Xinbao<sup>1</sup>, Xu Jiachen<sup>1</sup>, Fan Yunpeng<sup>1</sup>,

Liu Hao<sup>1</sup>, Yue Quanzhao<sup>1</sup>, Xia Wanshun<sup>1</sup>, Gu Yuefeng<sup>1</sup>, Zhang Ze<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Zhejiang University, Hangzhou 310027, China)

(2. Hangzhou Turbine Power Group Co., Ltd, Hangzhou 310022, China)

**Abstract:** The Mar-M247 nickel-based superalloy turbine blade was investigated by tensile tests conducted from room temperature to 980 °C. The microstructure, tensile properties, and fracture mechanisms of the alloy were analyzed. Results indicate that the alloy's microstructure primarily consists of  $\gamma$  phase, flower-like  $\gamma'$  phase,  $\gamma/\gamma'$  eutectic structure, and carbide phases. The alloy strength initially increases and then decreases with increasing temperatures. At low temperatures, fracture exhibits a mixed mode dominated by transgranular fracture with intergranular fracture as a secondary component, where cracks preferentially initiate at carbide/matrix interfaces. When the temperature reaches 980 °C, the fracture mechanism transitions to microvoid coalescence-induced ductile fracture, accompanied by an increase in elongation to 6.4%. Deformation mechanism analysis reveals that stacking fault shearing dominates in the low-temperature region (<400 °C), forming Lomer-Cottrell (L-C) dislocation locks. The intermediate temperature range (400–760 °C) displays Portevin-Le Chatelier (PLC) effects coupled with intermediate-temperature brittleness. Above 760 °C, widening matrix channels and increased stacking fault energy promote a synergistic interaction between antiphase boundary (APB) shearing and Orowan bypassing mechanisms, leading to a significant decrease in deformation resistance.

**Key words:** Mar-M247 nickel-based superalloy; microstructure; tensile property; deformation mechanism; fracture mechanism

Corresponding author: Zhao Xinbao, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Zhejiang University, Hangzhou 310027, P. R. China, Tel: 0086-571-64219632, E-mail: superalloy@zju.edu.cn