

Mar-M247 合金高温拉伸断裂机制的原位研究

刘浩^{1,3}, 隋永枫², 余沛垌², 刘艳领², 赵新宝¹, 王晋¹, 张跃飞¹,
岳全召¹, 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 310027)

(2. 杭州汽轮动力集团股份有限公司 先进动力研究院, 浙江 杭州 310022)

(3. 浙江大学 工程师学院, 浙江 杭州 310027)

摘要: 利用原位高温拉伸台在扫描电镜中研究了镍基铸造高温合金 Mar-M247 在室温、400 与 760 °C 拉伸过程中的动态组织演变和断裂机制。原位测试结果表明, 在室温到 760 °C 范围内, 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。室温原位拉伸过程中, 并没有出现滑移带; 400 和 760 °C 原位拉伸时, 只在样品断口附近存在少量的滑移带。随拉伸温度的提高, 合金的断裂机制并无明显变化, 均表现为韧性穿晶断裂。合金的微裂纹主要来源于变形过程中碳化物的破裂, 晶内与晶界都存在因碳化物破裂而形成的微裂纹。

关键词: Mar-M247 合金; 原位拉伸; 组织演变; 断裂机制

中图法分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)10-3442-10

Mar-M247 是一种镍基铸造高温合金, 由于其优异的高温性能、抗氧化性以及良好的铸造性, 被广泛用作工业燃气轮机的高压涡轮叶片, 可在高温和高压下长期服役^[1-2]。Mar-M247 合金中 γ' 相的体积分数高达 62%^[1], 晶粒内的 γ' 强化相和在晶界析出的不连续的链状 $M_{23}C_6$ 碳化物增强了 Mar-M247 合金的高温强度^[2-7]。但 Mar-M247 合金的塑性整体不高, 室温至 1000 °C 范围内最大的延伸率不超过 10%, 在 760 °C 的延伸率只有 4.7%^[8], 不利于合金在高温下的服役。与其他镍基铸造高温合金相比, Mar-M247 合金含有更高的 W 和 Hf, 而 W 和 Hf 均是 MC 碳化物的形成元素。对 Mar-M247 合金的研究发现^[5], 脆性的 MC 型碳化物会成为裂纹源, 并为裂纹的传播和扩展提供通道, 从而影响其高温性能。

目前, 国内外对 Mar-M247 合金的研究主要集中在化学成分、铸造和热处理工艺的优化以及热稳定性等方面^[3,5,9], 很少关注温度对合金拉伸变形行为的影响和断裂失效机制的变化规律。王晋等^[10]利用高温原位技术考察了 Inconel 740H 合金在 750 °C 原位拉伸变形过程中的微裂纹萌生与扩展机制, 发现高温弱化了合金的晶界, 导致微裂纹更易从晶界处萌生并扩展。在不同温度下对 Inconel 718 合金进行原位拉伸后, 发

现其断裂机制随拉伸温度的升高由穿晶断裂变为沿晶断裂^[11]。研究表明, 共晶相^[12]、碳化物偏析^[13]、微孔洞^[14]等均能导致裂纹的萌生。材料的断裂失效通常是由微裂纹的萌生、扩展到最终失稳发展而来, 研究微裂纹萌生、扩展机制是材料性能研究、材料寿命评估预测至关重要的环节。因此, 原位观测 Mar-M247 合金在拉伸过程中的微观组织结构变化, 探明其断裂失效机制与主控因素, 了解其塑性整体不高的内在因素, 对 Mar-M247 合金叶片的安全服役至关重要。

本工作利用原位高温拉伸台, 结合扫描电镜, 对 Mar-M247 合金进行室温与高温拉伸测试, 在拉伸过程中原位观察合金在温度与应力双重作用下的微观组织演变过程以及裂纹的萌生与扩展, 进而揭示其失效机制与微观结构之间的关系。

1 实验方法

试验用的 Mar-M247 合金为直径 15 mm 的试棒, 其化学成分见表 1。合金的热处理工艺为热等静压 (HIP, 1185 °C/3 h, 压力 ≥ 150 MPa) + 固溶处理 (1185 °C/2 h) + 时效处理 (870 °C/20 h), 其中固溶处理与时效处理的冷却方式均用氩气冷却, 冷却速度与空冷的速度相当。

收稿日期: 2022-10-12

基金项目: 浙江省“领雁”研发攻关计划项目 (2022C01118); 浙江省杰出青年基金 (LR22E010003); 浙江省属基本科研业务费专项资金 (2021XZZX011)

作者简介: 刘浩, 男, 1997 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: mse_liuhao@zju.edu.cn

原位拉伸试样尺寸如图 1 所示, 中间阶梯状区域为扫描电镜观察区, 此处易形成应力集中, 在高温拉伸过程中可以原位观察到微观组织的演变以及裂纹的萌生和扩展。用线切割加工试样后, 使用标准金相程序进行研磨/抛光, 先用 SiC 砂纸(400#~2000#)研磨试样, 抛光步骤在以胶体二氧化硅 ($0.3\ \mu\text{m}$) 为抛光介质的自动振动抛光机中进行。将抛光后的样品用 $3\ \text{g}\ \text{FeCl}_3+4\ \text{mL}\ \text{HCl}+6\ \text{mL}\ \text{H}_2\text{O}$ 的混合溶液进行化学腐蚀。用截点法测量合金热处理后的晶粒尺寸。

实验所用的原位拉伸测试系统设备的详细参数已有详细报道^[15]。拉伸装置安装在 TESCAN S8000 扫描电镜中, 从而实现拉伸过程中的原位观测。加热芯轻轻接触试样的下表面, 通过热传导方式进行分段逐级加热, 并在达到目标温度后保温 30 min 再进行原位拉伸测试。拉伸测试的温度分别选择为室温、400 和 760 $^{\circ}\text{C}$, 拉伸速率均为 $1\ \mu\text{m/s}$; 在测试过程中, 可以随时暂停对感兴趣的目标区域进行观察。

2 实验结果

2.1 标准热处理组织

图 2 为 Mar-M247 合金标准热处理后的显微组织。从扫描电镜照片可以看出, 在标准热处理条件下, 合金的组织为粗大的树枝晶, 晶粒平均尺寸为 $0.6\ \text{mm}$, 有个别晶粒的尺寸超过 $2\ \text{mm}$ 。晶界上分布有细小、链状的 $M_{23}\text{C}_6$ 型碳化物和较大的 MC 型碳化物, 同时晶粒内部也发现了大块的 MC 型碳化物, 如图 2b 所示。经过统计, 碳化物含量为 $5.0\%\pm 0.2\%$ (面积分数)。

图 2d 和 2e 为 2 种碳化物的 EDS 能谱。MC 型碳化物中 W、Hf 和 Ta 的含量较高, 判断其为 (W, Hf, Ta)C (见图 2d); $M_{23}\text{C}_6$ 型碳化物中 Cr 含量较高 (见图

2e)。晶粒内部的沉淀相 γ' 均匀分布在 γ 基体中, γ' 沉淀相的尺寸约为 $0.7\pm 0.1\ \mu\text{m}$, 体积分数约为 60%。晶粒内部存在 2 种尺寸的 γ' 沉淀相, 细小的 γ' 相多为立方体, 周围常环绕着形态较复杂的粗大 γ' 相, 如图 2c 所示。

2.2 拉伸性能

在不同温度条件下进行了 Mar-M247 合金的原位拉伸测试。图 3 为室温、400 $^{\circ}\text{C}$ 和 760 $^{\circ}\text{C}$ 下的工程应力-位移曲线以及拉伸强度随温度的变化规律。在所有应力-位移曲线上都观察到应变硬化现象, 如图 3a 所示。图 3b 展示了合金不同温度下的屈服强度($R_{p0.2}$)与抗拉强度(R_m), 从室温到 760 $^{\circ}\text{C}$, 合金的屈服强度随温度的升高而降低, 下降了约 23.8%; 相比之下, 抗拉强度的变化较为平缓, 从室温到 760 $^{\circ}\text{C}$, 只下降了约 3.6%, 合金在高温条件下的屈强比较低。由于原位拉伸试样尺寸存在截面变化且横截面太小的原因, 故未统计拉断后的延伸率与断面收缩率; 后面将从扫描电镜中观察到的颈缩程度间接反映合金的塑性变化。需要说明的是曲线中出现锯齿是由于拉伸试验过程中的应力松弛和间歇启停; 由于合金的热软化, 这种现象在 760 $^{\circ}\text{C}$ 时尤为明显。

2.3 原位拉伸过程中的微观组织变化

原位拉伸扫描电镜观察表明, 不同温度下的拉伸试验, 合金的表面形貌和组织会发生相应的演变。图 4 为 Mar-M247 合金在室温下原位拉伸变形过程组织演变, 展示了合金达到屈服强度后产生不同程度塑性变形直至断裂的过程, 左下角的拉伸曲线代表原位拉伸过程中的不同阶段。图 4a 和 4b 为室温原位拉伸时刚发生屈服变形的表面形貌和微观的组织, 此时, 试样表面是光滑平整的。随着拉伸的进行, 试样表面出现明显的褶皱, 表明试样产生了不可逆的塑性变形 (如图 4c 所示)。同时, 在晶界与晶粒内部都观察到较大的 MC 型碳化物破裂, 如图 4d 所示; 而随着塑性变形的不断产生, 晶界上细小、链状的 $M_{23}\text{C}_6$ 型碳化物也发生破裂, 如图 4f 所示。值得注意的是, 碳化物破裂会产生空洞, 进而会产生裂纹。图 4g 为试样断裂后的表面形貌, 垂直于拉伸方向的试样宽度由 $1486\ \mu\text{m}$ 减小到 $1385\ \mu\text{m}$, 应变为 6.80%, 颈缩并不明显。图 4h 显示试样的断裂方式为穿晶断裂, 断裂路径几乎垂直于外部拉伸载荷加载方向; 在断口附近观察到许多微裂纹, 如图 4h 中箭头所示, 既有沿着晶界扩展的裂纹, 也有晶粒内部的裂纹, 无论是晶界上的裂纹, 还是晶粒内部的裂纹, 裂纹周围都有碳化物, 可以判断是碳化物破裂形成空洞, 空洞变大形成微裂纹, 微裂纹扩展导致试样拉伸断裂。

表 1 实验用 Mar-M247 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Mar-M247 alloy ($\omega/\%$)

Cr	Co	W	Al	Ta	Hf	Ti	Mo	C	Ni
8.40	10.00	10.00	5.50	3.15	1.40	1.00	0.65	0.14	Bal.

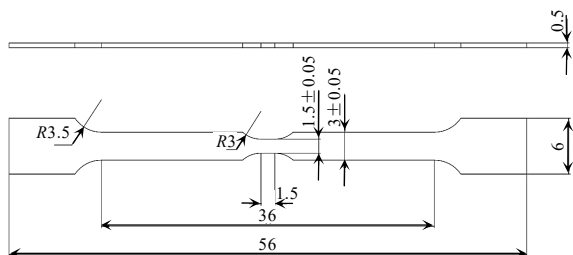


图 1 原位拉伸样品尺寸

Fig.1 Dimension of the in-situ tensile specimen

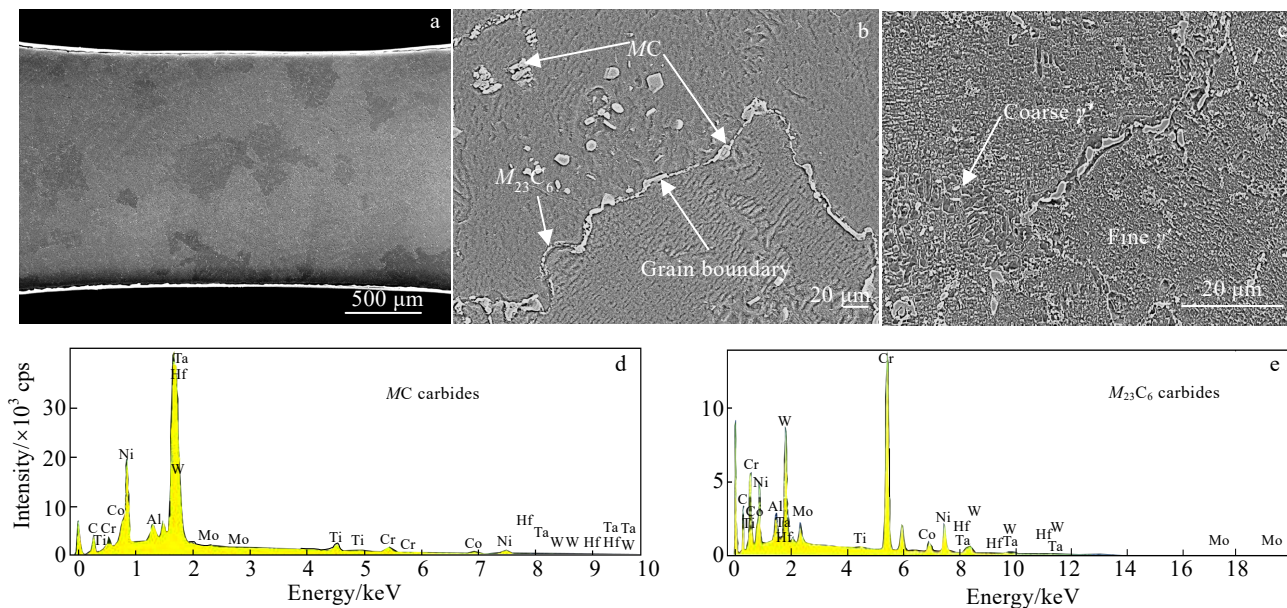


图 2 Mar-M247 合金标准热处理后微观组织和碳化物 EDS 能谱

Fig.2 SEM microstructures (a-c) and EDS spectra (d-e) of Mar-M247 alloy after standard heat treatment: (a) grain distribution, (b) grain boundaries and carbides, (c) γ' morphology; EDS spectra of carbide MC (d) and $M_{23}C_6$ (e)

图 5 展示了 400 °C 原位拉伸过程中裂纹从萌生到扩展的整个过程。该温度下的变形过程与室温下的大致相似。当应力达到屈服极限时，由于刚开始产生塑性变形，试样表面并没有明显的变化；随着拉伸的进行，不断产生塑性变形，试样开始产生颈缩，并观察到大块碳化物破裂，如图 5d 所示；随着塑性变形的进一步增大，更多的碳化物破裂，且最开始破裂的碳化物已经产生了非常明显的裂纹，有晶粒内部的裂纹，也有萌生于晶界向晶粒内部扩展的，如图 5f 所示。试样断裂后，依旧表现为穿晶断裂；垂直于拉伸方向的试样宽度由 1524 μm 减小到 1389 μm ，应变约为 8.86%，与室温原位拉伸相比，应变增大，颈缩程度也更大，说明温度升高，促进了位错的运动。在试样断口附近也观察到了少量滑移带，如图 5h 所示，且断口附近观察到大量破裂的碳化物，产生了许多微裂纹。

图 6 展示了 760 °C 原位拉伸过程中不同应变水平下的 SEM 组织，可以发现，微裂纹最开始仍然是在碳化物处萌生、扩展。图 6g 为试样断裂后的形貌，垂直于拉伸方向的试样宽度由 1516 μm 减小到 1376 μm 以下，应变大于 9.23%，与室温和 400 °C 条件下的原位拉伸相比，其塑性进一步提高。在 760 °C 原位拉伸断口附近观察到更多的滑移带，如图 6h，滑移带增多表明合金在高温条件下塑性有所提高。虽然断裂方式仍然是穿晶断裂，但变形行为与室温、400 °C 的原

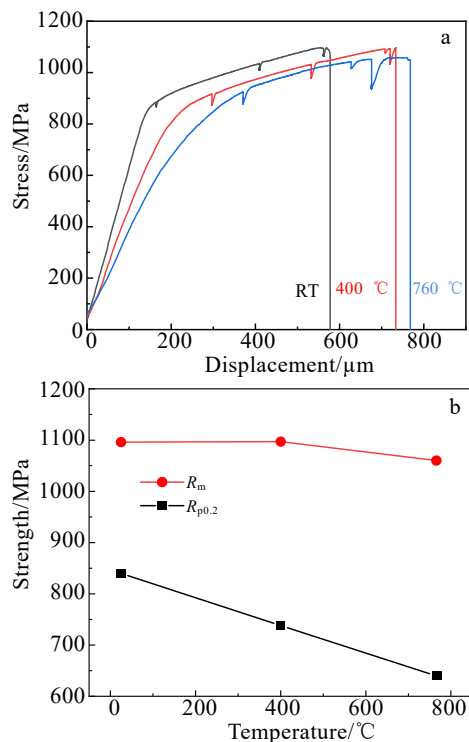


图 3 Mar-M247 合金不同温度原位拉伸的工程应力-位移曲线和不同温度下的拉伸强度

Fig.3 Engineering stress-displacement curves of Mar-M247 alloy during in-situ tensile test at different temperatures (a); ultimate tensile strength and yield strength at different temperatures (b)

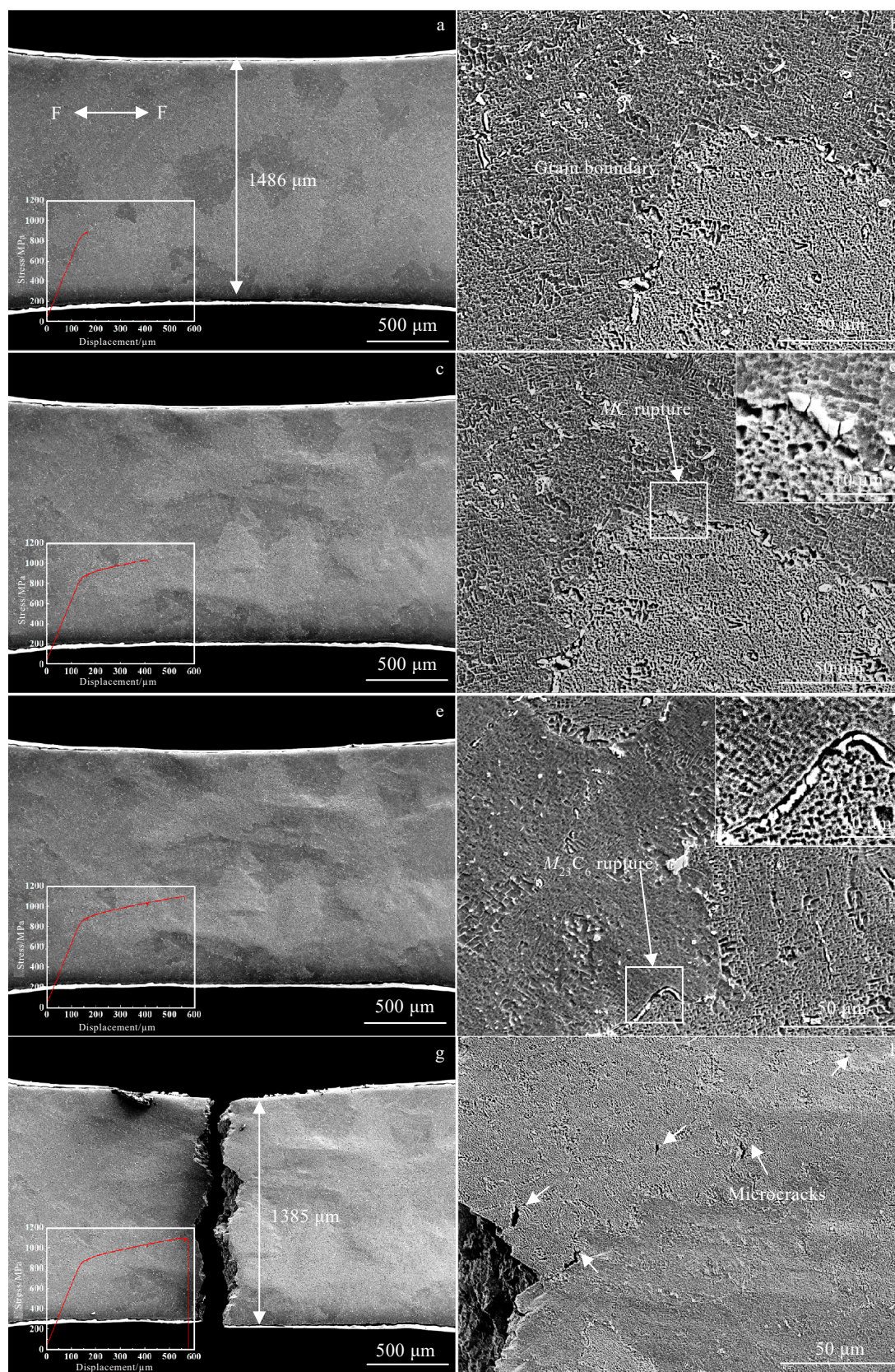


图 4 室温原位拉伸过程中的组织变化

Fig.4 Microstructure evolution during in-situ tensile test at room temperature: (a, b) after yield, (c, d) in plastic deformation, (e, f) before fracture, and (g, h) after fracture

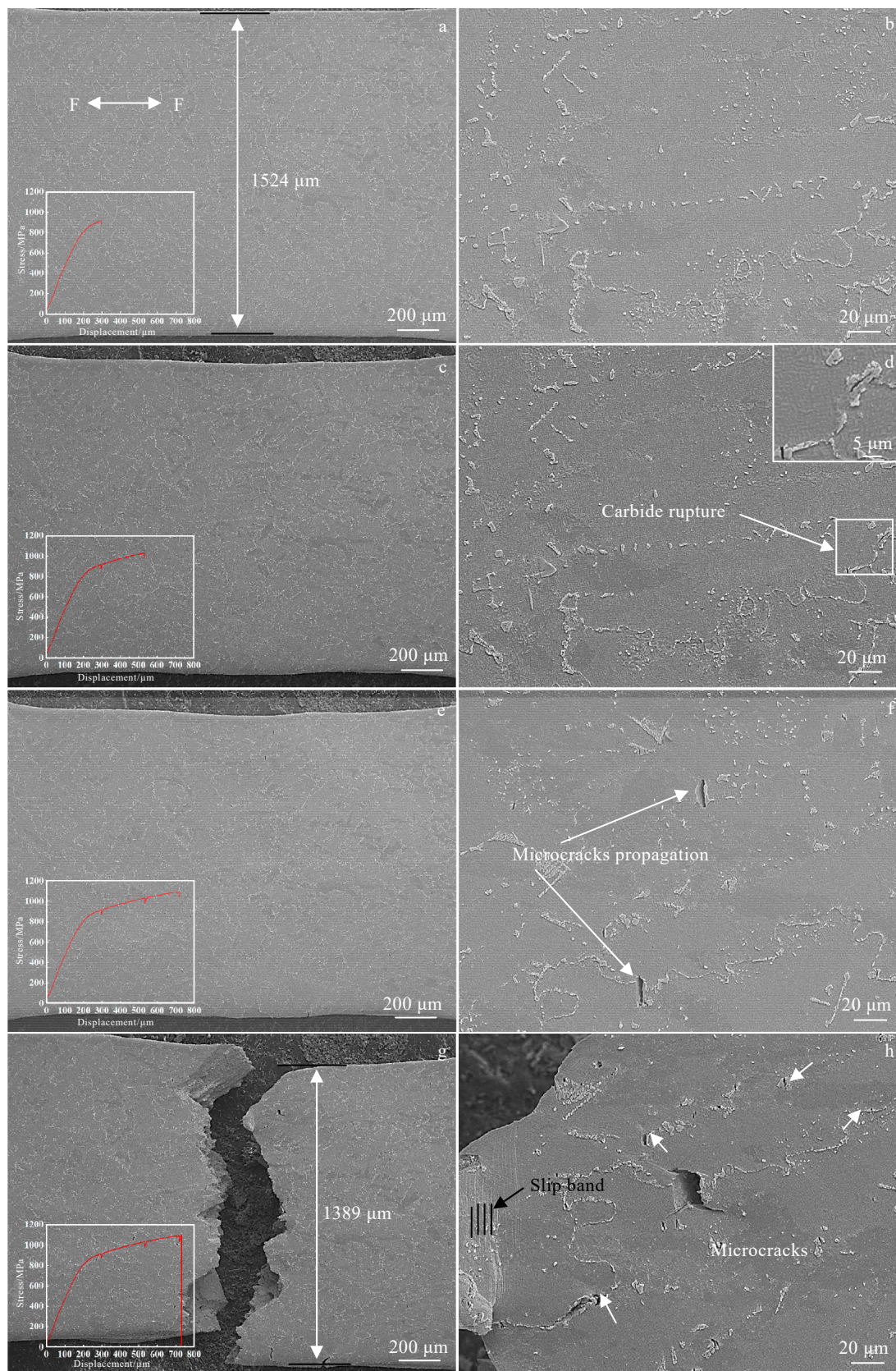


图 5 400 °C 原位拉伸过程中的组织变化

Fig.5 Microstructure evolution during in-situ tensile test at 400 °C: (a, b) after yield, (c, d) in plastic deformation, (e, f) before fracture, (g, h) after fracture

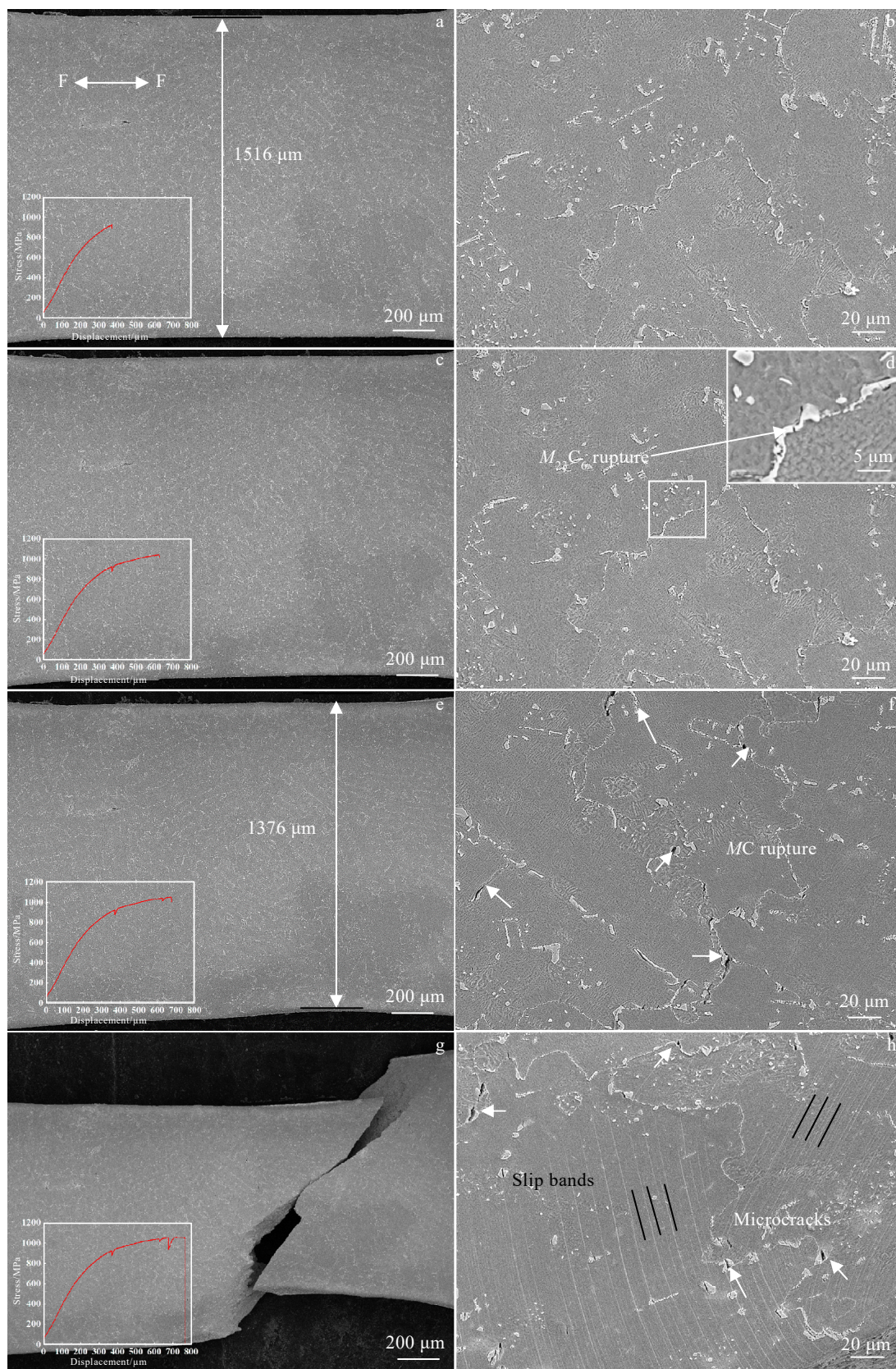


图 6 760 °C 原位拉伸过程中的组织变化

Fig.6 Microstructure evolution during in-situ tensile test at 760 °C: (a, b) after yield, (c, d) in plastic deformation, (e, f) before fracture, and (g, h) after fracture

位拉伸略有不同, 试样断裂方向与拉伸方向成 45° , 说明在 760°C 拉伸过程中, 切应力先于拉应力达到合金的强度极限, 即拉伸断裂时, 合金的拉应力还未达到抗拉强度, 而切应力已经达到了剪切强度。

2.4 断口形貌

图 7 为 Mar-M247 合金在室温、 400°C 和 760°C 原位拉伸试验后的断口形貌和断口碳化物的形貌。图 7a 和 7b 分别为试样在室温原位拉伸后的断口形貌与断口碳化物形貌。可以看到, 断口表面存在许多等轴韧窝, 表明断裂模式为韧性穿晶断裂模式。断口处可以清晰地观察到一些破裂的碳化物, 如图 7b 箭头所示, 这说明在试样断裂前的拉伸过程中, 碳化物发生了开裂, 与原位拉伸过程 SEM 观察到的现象一致。 400°C 的断口形貌与室温下的断口形貌类似, 760°C 的断口形貌稍有不同, 室温与 400°C

下断口处碳化物虽然发生了开裂, 但还能看到完整的碳化物形状, 但 760°C 断口处的碳化物已经破碎 (图 7f 箭头所示), 断口观察到明显的滑移带。

3 讨 论

3.1 温度对拉伸变形行为的影响

由以上结果可知, 温度对 Mar-M247 合金的拉伸变形行为有较大影响。室温下拉伸, 合金并没有出现明显的晶体滑移现象, 而在 400 和 760°C 下, 均在断口附近观察到滑移带, 且温度越高, 滑移带越多越明显, 如图 8 所示。在 760°C 的原位拉伸中, 观察到滑移带与晶界、碳化物存在明显的交互作用, 如图 8b 所示, 晶界与晶内较大的碳化物均在变形过程中出现破裂。从室温到 760°C , 颈缩更明显, 合金垂直于拉伸方向的应变从 6.80% 提高到 9.23% , 提高了 36% ,

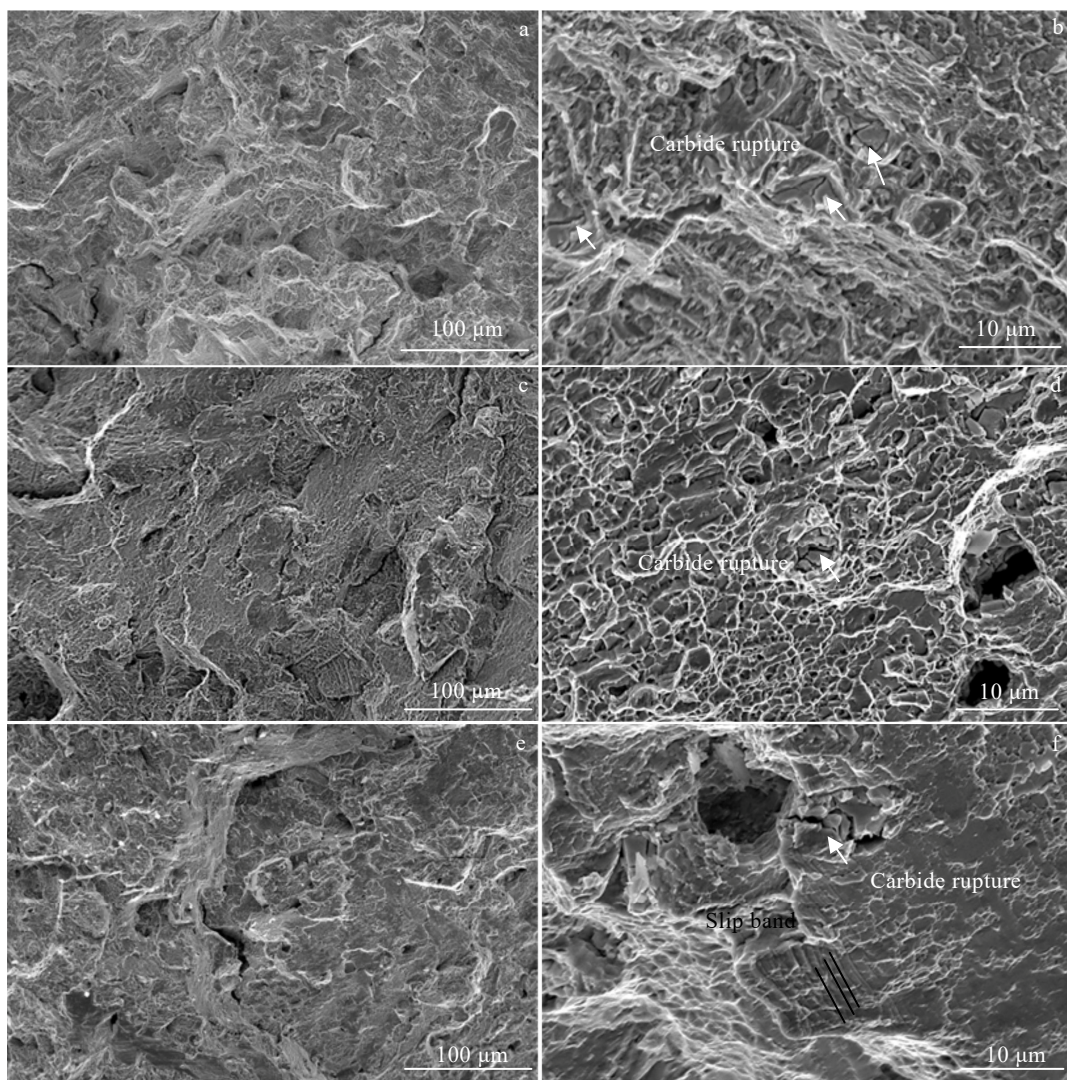


图 7 Mar-M247 合金在不同温度原位拉伸试验后的断口形貌

Fig.7 Fracture morphology of Mar-M247 alloy after in-situ tensile test at different temperatures: (a, b) room temperature, (c, d) 400°C , and (e, f) 760°C

这是因为合金塑性变形主要是以位错滑移的方式进行,随变形温度的升高,原子扩散和位错攀移以及交滑移的驱动力增强,位错的滑移与攀移更容易进行。在塑性变形过程中,晶粒与晶界会产生不同程度的塑性变形,低温下晶界往往不易变形,并作为较强的位错屏障^[16],位错在晶界前受到阻碍,而随着应变的增加,晶界处会出现严重的应力集中。当应力集中到一定程度时,就会产生孔洞与微裂纹,然后微裂纹会沿着晶界或者向晶粒内部扩展,如图 9 所示。因此,局部位错与晶界的相互作用是裂纹产生与扩展的原因之一。需要注意的是,由于拉伸是短时间过程,微观组织不随温度的升高而显著变化,因此本研究仅考虑温度对拉伸变形行为的影响。

3.2 碳化物对断裂机理的影响

通过原位观察发现,除温度外,不同的微观组织特征也是影响变形机制的重要因素,如碳化物的尺寸、分布、数量以及晶界结构。图 10 展示了合金在室温、400 °C 与 760 °C 下原位拉伸时微裂纹的萌生,拉伸变形过程中的微裂纹往往率先萌生于不规则的、大块的 MC 型碳化

物破裂处,而随着拉伸的进行, $M_{23}C_6$ 型碳化物也出现破裂。大量的研究^[17-20]报道了大块碳化物在低温下由于与密集滑移带的相互作用而剪切成碎片。众所周知,碳化物是硬脆性相,不能与晶粒协调变形^[18],且 MC 型碳化物尺寸较大,当应力达到其断裂极限时,会发生破裂。在断口内的孔洞壁上可以观察到破裂的碳化物(如图 8 所示),这表明在最终断裂前,碳化物周围发生了严重的应力集中。此外,塑性变形过程中,较大的碳化物通常被认为是位错运动的障碍^[21],随着应变的增加,位错的堆积导致出现严重的应力集中。当应力集中到一定程度时,也会产生孔洞或裂纹,即位错与碳化物颗粒的相互作用也是裂纹产生的原因之一。

原位拉伸实验中发现,微裂纹萌生并不会立即导致材料的断裂失效。微裂纹萌生后,随拉伸变形的进行,裂纹尖端的应力变大至某一临界值后微裂纹扩展,并与周围的微裂纹连通,最后失稳导致断裂^[10]。研究发现^[7], Mar-M247 合金中弥散分布着大量的 MC 型碳化物,且碳化物的形状各异,如长条状、脚本状(script-like)、块状等,如图 4~图 6 所示。原位拉伸

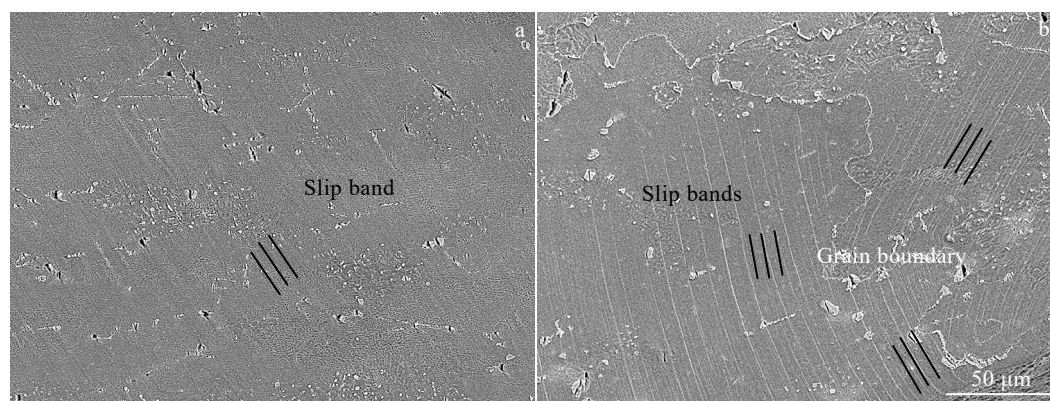


图 8 不同温度原位拉伸时 Mar-M247 合金拉伸断口附近的滑移带形貌

Fig.8 Slip bands morphologies near the tensile fracture surface of Mar-M247 alloy after in-situ tensile test at 400 °C (a) and 760 °C (b)

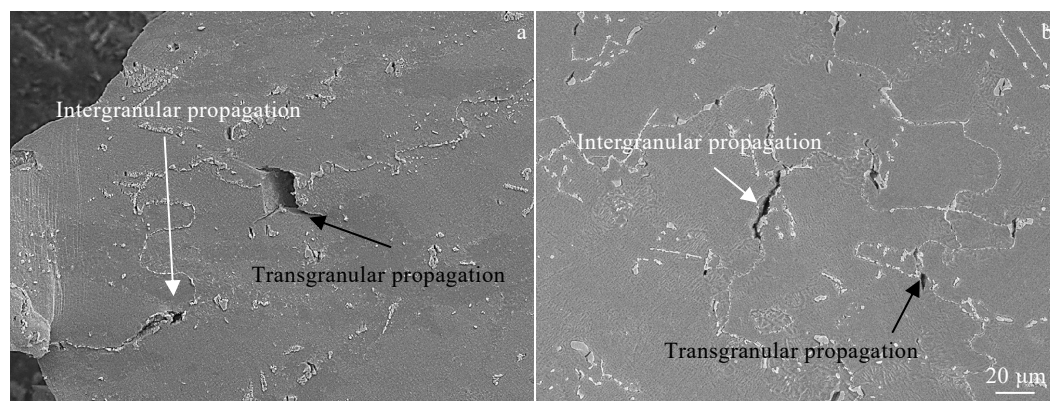


图 9 不同温度原位拉伸时 Mar-M247 合金的微裂纹扩展

Fig.9 Microcrack propagation of Mar-M247 alloy during in-situ tensile test at 400 °C (a) and 760 °C (b)

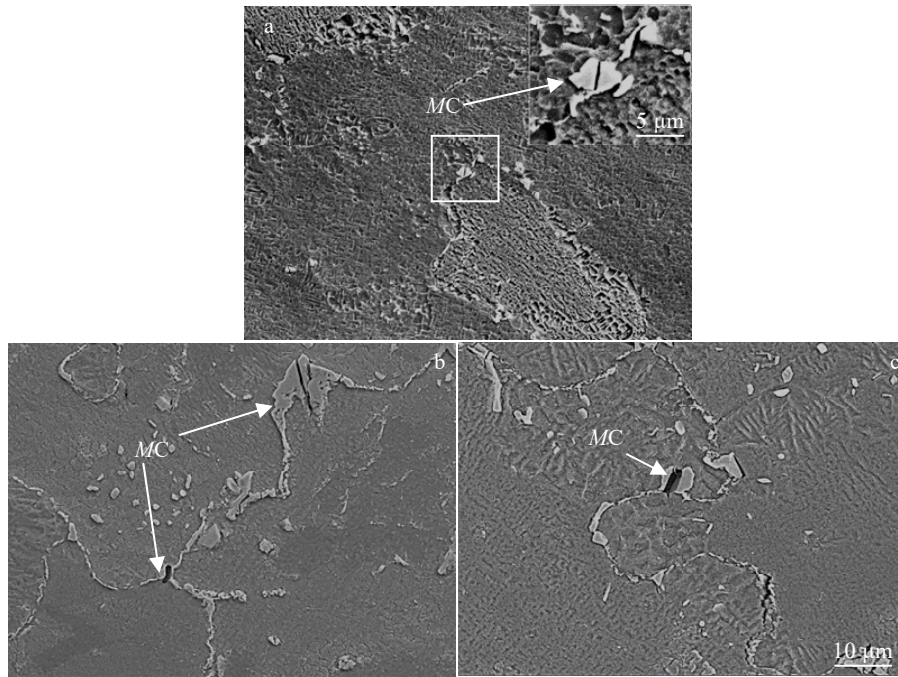


图 10 不同温度原位拉伸时 Mar-M247 合金微裂纹的萌生特征

Fig.10 Microcrack origination characteristics of Mar-M247 alloy during in-situ tensile test at different temperatures: (a) room temperature, (b) 400 °C, and (c) 760 °C

断口附近存在许多因 MC 型碳化物破裂形成的微裂纹, 因此确定 Mar-M247 合金整体塑性较低的原因是合金中存在大量弥散分布的 MC 型碳化物, 且极易在拉伸变形中破裂形成微裂纹。

4 结 论

1) Mar-M247 合金的拉伸塑性较低。室温原位拉伸过程中, 没有观察到滑移带, 在 400 和 760 °C 原位拉伸时仅在断口附近观察到少量滑移带。随拉伸温度的升高, 合金的塑性有所提高, 颈缩更明显, 垂直于拉伸方向的应变变大。

2) 位错与碳化物颗粒、晶界的相互作用是裂纹产生的原因。裂纹主要起源于碳化物的开裂, 晶内与晶界均存在因碳化物破裂形成的微裂纹, 晶界上的裂纹既有沿着晶界扩展的, 也有向晶粒内部扩展的。

3) 从室温到 760 °C, 合金原位拉伸均表现为穿晶断裂。随拉伸温度的升高, 合金的屈强比有所降低。

4) 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。

参考文献 References

[1] Harris K, Erickson G L, Schwer R E. *Proceedings of the Fifth International Symposium on Superalloys*[C]. New York:

Metallurgical Society of AIME, 1984: 221

[2] Baldan R, Azevedo P R S, Nunes C A *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2013, 22(8): 2337

[3] Li L X, Gong X F, Wang C S *et al. Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*[J], 2021, 34(6): 872

[4] Costa A M S, Hawk E, Dansbury J *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2018, 27: 5744

[5] Bor H Y, Wei C N, Jeng R R *et al. Materials Chemistry and Physics*[J], 2008, 109(2-3): 334

[6] Baldan R, Rocha R L P, Tomasiello R B *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2013, 22(9): 2574

[7] Šmíd M, Hutař P, Horník V *et al. Procedia Structural Integrity*[J], 2016, 2: 3018

[8] Kaufman M. *Proceedings of the Fifth International Symposium on Superalloys*[C]. New York: Metallurgical Society of AIME, 1984: 43

[9] Nathal M V, Maier R D, Ebert L J. *Metallurgical Transactions A*[J], 1982, 13(10): 1767

[10] Wang Jin(王 晋), Zhang Yuefei(张跃飞), Ma Jinyao(马晋遥) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2017, 53(12): 1627

[11] Sang L J, Lu J X, Wang J *et al. Journal of Materials Science*[J], 2021, 56(28): 16 097

- [12] Chen Zhongwei(陈忠伟), Zhang Haifang(张海方), Lei Yimin (雷毅敏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(S2): 127
- [13] Chen Jianjun(陈建军), Ding Yutian(丁雨田), Wang Kun(王琨) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(4): 1311
- [14] Li Liang(李 梁), Han Lihong(韩礼红), Sun Jun(孙 军). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(8): 1196
- [15] Ma J Y, Lu J X, Tang L *et al. Review of Scientific Instruments*[J], 2020, 91(4): 043 704
- [16] KuMar J, KuMar A, KuMar V. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(12): 4009
- [17] Lin Y C, Deng J, Jiang Y Q *et al. Materials & Design*[J], 2014, 55: 949
- [18] Lu X D, Du J H, Deng Q. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 588: 411
- [19] Summers W D, Alabort E, Kontis P *et al. Materials at High Temperatures*[J], 2016, 33(4-5): 338
- [20] Wang X G, Liu J L, Jin T *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 598: 154
- [21] Du B N, Hu Z Y, Sheng L Y *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34(10): 1805

In-Situ Study of High Temperature Tensile Fracture Mechanism of Mar-M247 Alloy

Liu Hao^{1,3}, Sui Yongfeng², Yu Peijiong², Liu Yanling², Zhao Xinbao¹, Wang Jin¹, Zhang Yuefei¹, Yue Quanzhao¹,
Gu Yuefeng¹, Zhang Ze¹

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

(2. Advanced Power Machinery Academy, Hangzhou Steam Turbine Co., Ltd, Hangzhou 310022, China)

(3. Polytechnic Institute, Zhejiang University, Hangzhou 310027, China)

Abstract: The dynamic microstructure evolution and fracture mechanism of Ni-based cast superalloy Mar-M247 during tensile test at room temperature, 400 °C and 760 °C are investigated by an in-situ SEM high temperature tensile stage. The in-situ tensile test results show that the yield strength and ultimate tensile strength decrease slightly, and the tensile plasticity increases slightly from room temperature to 760 °C. There is no slip band during in-situ tensile test at room temperature; and there is only a small amount of slip bands near the fracture surface at 400 and 760 °C tensile test. With the increase in tensile temperature, the fracture mechanism does not change, and all of them are ductile transgranular fracture. Microcracks mainly originate from the rupture of carbides dispersed in the grains and on the grain boundaries.

Key words: Mar-M247; in-situ tensile test; microstructure evolution; 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