

Mo 含量对 Inconel617 合金晶界碳化物及高温拉伸性能的影响

刘毓轩^{1,3}, 欧美琼^{2,3}, 马 敬⁴, 高 明^{2,3}, 陈灵芝⁴, 郝宪朝^{2,3}, 马颖澈^{2,3}

- (1. 中国科学技术大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110016)
(2. 中国科学院 核用材料与安全评价重点实验室, 辽宁 沈阳 110016)
(3. 中国科学院 金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)
(4. 中国核电工程有限公司, 北京 100840)

摘 要: 以在第4代核能系统具有重要应用背景的 Inconel617 合金为对象, 采用热力学计算、SEM、TEM、EBSD 和高温拉伸测试等手段, 研究了 Mo 含量对 Inconel617 晶界碳化物析出和高温拉伸性能的影响。结果显示, 当 Mo 含量为 8wt%~9wt% 时, 合金晶界仅存在细小的颗粒状 $M_{23}C_6$, 而当 Mo 含量为 9.3wt%~9.6wt% 时, 合金晶界上观察到大量粗大的块状 $M_{23}C_6$ 和 M_6C 。随 Mo 含量由 8wt% 增加到 9.6wt%, 合金的伸长率呈现出先增大后减小的趋势, 其中含 8.5wt%~9.3wt% Mo 的合金表现出良好的强塑性匹配。断口观察分析表明, 由于颗粒状 $M_{23}C_6$ 对晶界有较好的强化作用, 合金高温拉伸断口呈现穿晶断裂特征, 而当晶界处析出大尺寸 M_6C 和 $M_{23}C_6$ 时, 会促进沿晶裂纹形成, 导致高温拉伸断口开始出现沿晶断裂特征。面向第4代核能系统高温部件应用的 Inconel617 合金 Mo 含量应不超过 9.3wt%, 建议控制在 8.5wt%~9wt%。

关键词: Inconel617 合金; Mo 含量; M_6C 型碳化物; $M_{23}C_6$ 型碳化物; 高温拉伸性能

中图分类号: TG146.1⁺5; TG132.3⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)07-1816-07

1 引言

与压水堆相比, 第4代核能运行温度普遍提高到 500 °C 以上, 显著提升了核电站的热品质和热效率, 因其固有安全和堆型紧凑的特征, 显示出了广阔的发展前景。随着运行温度的提高, 第4代核能系统中的众多高温部件需在 750~950 °C 工作温度中长期运行, 部分关键部件服役周期达到 30~60 年^[1-5], 这对候选材料提出了严苛要求。以 T91 为代表的铁素体/马氏体钢和以 Super304H 为代表的奥氏体耐热钢最高使用温度普遍低于 700 °C^[6-8], 而在我国建成运行的石岛湾核电站获得应用的 800H 合金使用温度在 760 °C 以下^[9], 承温能力都略显不足。随着运行温度进一步提升, 需要选用承温能力更高的镍基高温合金。Inconel617 合金具有较高的组织稳定性、耐腐蚀性能、抗高温氧化性能以及良好的抗高温蠕变性能, 最高服役温度可达到 950 °C 以上, 成为第4代核能系统高温部件的重要候选材料^[10-14]。

Inconel617 合金的等强温度通常在 700 °C 左右^[15], 因此强化晶界是提高 Inconel617 合金 750 °C 以上高温力学性能的关键。Tytko 等人^[16]报道, B 元素在晶界处偏聚可抑制晶界的迁移, 添加微量 B 可有效增加 Inconel617 合

金的高温强塑性。但文献[17-18]报道, B 对镍基合金高温力学性能的改善作用会在长时后消失, 且硼化物形成会导致晶界的脆化, 需要寻求更加稳定有效的强化手段。碳化物对晶界的强化也是镍基合金中重要的强化机制, 并且其强化作用与碳化物的形态、数量和尺寸密切相关。Kuang 等人^[19]研究指出, Inconel690 合金晶界处均匀弥散的碳化物可阻碍晶界的迁移, 增强合金的应力腐蚀开裂抗力。Wei 等人^[20]报道, 在 CM-681LC 合金中增加晶界碳化物的数量后, 断裂模式由典型的沿晶断裂转变为穿晶和沿晶混合断裂, 改善了合金的高温拉伸性能。Kim 等人^[21]研究发现, 外力作用下, 缺乏足够碳化物钉扎的晶界易成为空洞萌生区域。另外, 田宁等^[22]在研究 DZ125 合金中碳化物演变情况发现大尺寸的块状碳化物反而会脆化晶界, 促进裂纹的萌生与扩展。由此可见, 调控 Inconel617 合金中晶界碳化物的形态、数量和尺寸应是强化晶界、提升合金高温力学性能的一个有效方法。

Inconel617 合金中的碳化物主要包括 $M_{23}C_6$ 、 M_6C 和 MC 型碳化物, 而 Mo 是 $M_{23}C_6$ 和 M_6C 的重要形成元素。有研究表明, Mo 含量的变化会对镍基合金中碳化物的析出行为和分布特征产生较大影响^[23]。目前, 关于 Mo 含

量对 Inconel617 合金中碳化物析出行为的研究鲜有报道,尚不明确 Mo 含量变化与晶界析出碳化物类型、数量和尺寸的关系及对高温力学性能的影响程度。

本研究以在 4 代核能系统高温部件工程制造具有重要应用背景的 Inconel617 合金为对象,开展了 Mo 含量对合金晶界碳化物析出行为以及高温力学性能和拉伸断裂机制的影响,旨在优化 Mo 元素调控,指导 Inconel617 合金的工业生产。

2 实验

根据 ASTM B166-11 标准中规定的 Mo 含量范围 (8wt%~10wt%),设计了 5 种不同 Mo 含量的实验合金,分别命名为 8Mo、8.5Mo、9Mo、9.3Mo 和 9.6Mo 合金。采用真空感应熔炼(VIM)工艺冶炼合金锭,化学成分采用等离子光谱仪、碳硫分析仪和氮氧分析仪测定,实测值见表 1。经 1200 °C 锻造和 1150 °C 轧制工艺制备成 25 mm 厚板材。合金固溶处理制度均为 1175 °C、保温 30 min,空冷至室温。

基于 TTNI8 镍基高温合金数据库,利用 Thermo-Calc 软件计算了 Inconel617 合金中相析出行为随 Mo 含量 (8wt%~9.8wt%)的变化规律。

从固溶板材上加工标距段直径为 6 mm、长度为 36 mm 的高温拉伸试样,按照 GB/T 228.2-2015 标准进行 750 °C 拉伸性能测试,拉伸性能取 2 个平行试样的平均

值,包括抗拉强度(R_m)、屈服强度($R_{p0.2}$)、断后伸长率(A)、断面收缩率(Z)。并选取其中一条绘制工程应力-应变曲线。采用机械抛光和化学浸蚀的方法制备扫描电子显微镜(SEM)和电子探针显微分析(EPMA)样品,化学浸蚀在 9 g $CuSO_4$ +90 mL HCl +60 mL C_2H_5OH 的混合溶液中进行,腐蚀时间为 12 s。采用 Gatan 695 离子减薄仪制备透射电子显微镜(TEM)样品,减薄初期和后期离子枪电压分别为 5 和 3.5 keV。沿拉伸断裂试样纵向切取 10 mm×4 mm×2 mm 样品,经金相砂纸逐级研磨至 5000# 后使用 SiO_2 悬浮液手动抛光制备得到电子背散射衍射(EBSD)样品。采用 S-4800 场发射 SEM 观察了合金中碳化物的析出行为,并使用配备能谱仪(EDS)的 JEOL 2100Plus TEM 鉴定了析出相的结构。使用 JXA-8530F 场发射 EPMA 定量分析了基体中的元素分布情况。利用配备 EBSD 探头的 Gemini 360 场发射扫描电镜分析了拉伸试样断口组织和应力分布。EBSD 分析选用电压为 20 kV,选用步长为 0.06 μm 。

3 结果与分析

3.1 Mo 对晶界碳化物析出行为的影响

图 1 为计算出的 Inconel617 合金平衡相的析出温度及 $M_{23}C_6$ 、 M_6C 型碳化物质量分数随 Mo 含量的变化规律。图 1a 显示,合金主要析出相为 γ' 相、 M_3B_2 型硼化物和 $M_{23}C_6$ 型碳化物、 M_6C 型碳化物及 MC 型碳化物。随 Mo 含量从 8wt% 增加到 9.8wt%, $M_{23}C_6$ 的析出温度从 1260 °C 降至 885 °C,其他析出相的析出温度基本不变。图 1b 显示,合金中析出 M_6C 型碳化物的临界 Mo 含量为 8.2wt%;随着 Mo 含量从 8.2wt% 增加到 9.8wt% M_6C 的最大析出量从 0.45wt% 提高到 2.33wt%,而 $M_{23}C_6$ 的最大析出量一直维持在 1.27wt% 左右,未发生明显变化。根据热力学计算的结果,Inconel 617 合金中 Mo 含量的增加会促进 M_6C 的析出并抑制 $M_{23}C_6$ 的析出。

图 2 为 5 种 Mo 含量合金固溶态组织。由图 2 可见,随 Mo 含量增加,合金晶界上的析出相数量逐渐增多、尺

表 1 不同 Mo 含量实验合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of experimental alloys with different Mo contents (wt%)

Alloy	Cr	Mo	Co	Al	Ti	C	B	Ni
8Mo	21.9	8.0	12.1	1.2	0.4	0.064	0.003	Bal.
8.5Mo	22.0	8.5	12.1	1.2	0.4	0.063	0.003	Bal.
9Mo	22.0	9.0	12.1	1.3	0.4	0.060	0.004	Bal.
9.3Mo	21.9	9.3	12.1	1.3	0.4	0.064	0.003	Bal.
9.6Mo	21.9	9.6	12.0	1.3	0.5	0.067	0.004	Bal.

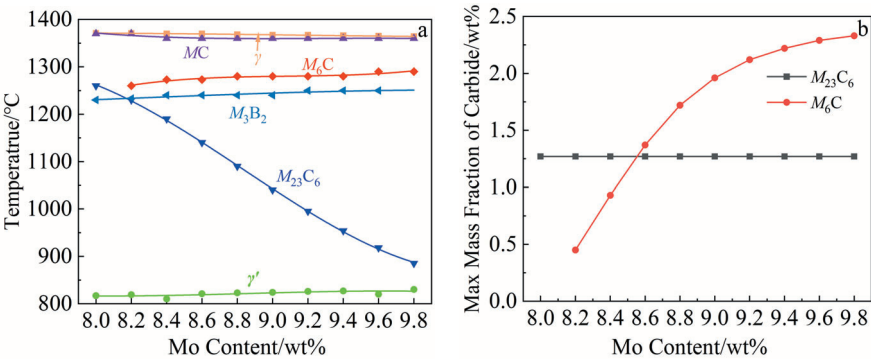


图1 Inconel617 合金各相析出温度及 $M_{23}C_6$ 、 M_6C 最大析出量随 Mo 含量的变化
Fig.1 Precipitation temperature (a) and max mass fraction (b) of carbides of Inconel617 alloy as a function of the Mo content

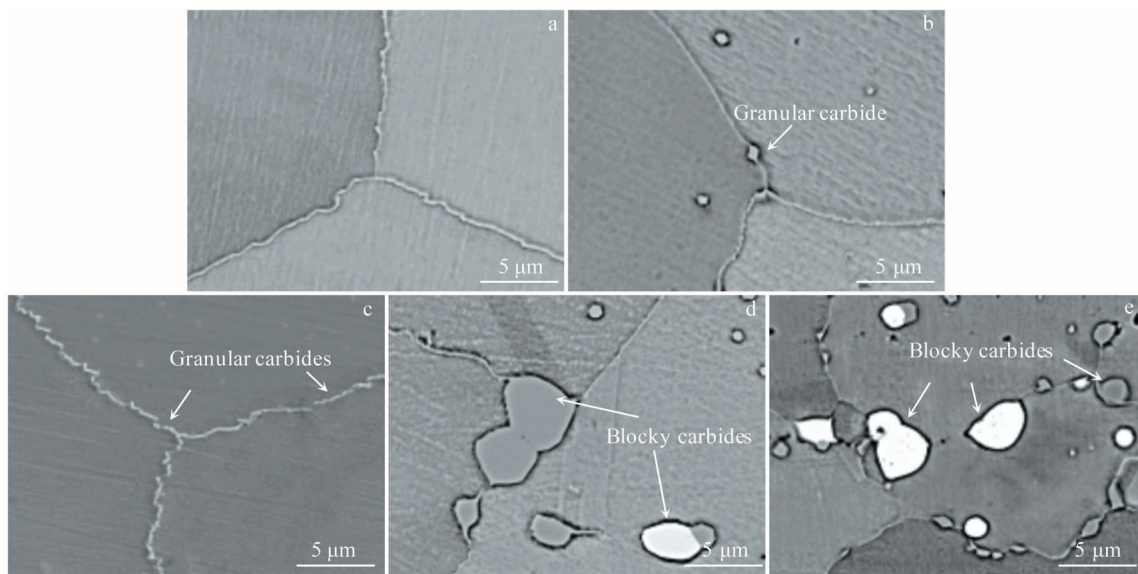


图2 不同Mo含量Inconel617合金固溶处理后的显微组织

Fig.2 Microstructures of Inconel617 alloys after solid-solution heat treatment with different Mo contents: (a) 8Mo, (b) 8.5Mo, (c) 9Mo, (d) 9.3Mo, and (e) 9.6Mo

寸增大。8Mo合金中基本没有观察到晶界析出相(图2a),而8.5Mo合金晶界处开始出现少量离散的颗粒状析出相(图2b)。随Mo含量的增加,9Mo合金中颗粒状晶界析出相数量增加(图2c),而9.3Mo和9.6Mo合金晶界和晶内出现了2种大尺寸的块状析出相,且分布不均匀(图2d、2e)。在背散射(BSE)视场下,2种块状析出相的衬度表现出明显差异。通过EDS能谱分析和选区电子衍射(SAED)花样标定了合金中的析出相(图3),结果显示,3种析出相都为面心立方结构,其中9Mo合金中的颗粒状析出相晶格常数为1.02 nm,显示为富Cr的 $M_{23}C_6$ 型碳化物(图3c、3f),而9.6Mo合金中的白色块状析出相晶格常数为1.13 nm,为富Mo的 M_6C 型碳化物(图3a、3d);灰色块状析出相晶格常数为1.09 nm,为富Cr的 $M_{23}C_6$ (图3b、3e)。可见,Mo含量的增加显著影响了合金中碳化物的类型、数量和尺寸。利用Image-Pro plus软件对5种合金中的碳化物含量进行了统计(每组合金选用5个不同视场的SEM图像统计碳化物的面积分数),其结果如图4所示。由图4可见,随Mo含量从8wt%增加到9wt%,合金中的颗粒状 $M_{23}C_6$ 面积分数从0%逐渐增加到1.7%;当Mo含量继续增加到9.3wt%,合金中的碳化物类型由颗粒状 $M_{23}C_6$ 转变为大尺寸的块状 $M_{23}C_6$ 和 M_6C ,且 $M_{23}C_6$ 面积分数提高到5%;随Mo含量进一步增加到9.6wt%,合金中 M_6C 的面积分数从0.8%提升到4.6%,而 $M_{23}C_6$ 的面积分数降低至2.2%。也就是说,Mo含量的增加促进了 M_6C 的析出,且同时会使 $M_{23}C_6$ 的面积分数降低,这与热力学计算结果相符。

合金中碳化物数量、尺寸的变化会对合金的力学性

能产生较大影响^[24-25],需要进一步实验研究Mo含量的变化对合金力学性能的影响。

3.2 Mo含量对合金拉伸性能的影响

图5和表2为8Mo、8.5Mo、9Mo、9.3Mo和9.6Mo合金在750℃下的工程应力-工程应变曲线和拉伸性能。在750℃(图5a)下,随Mo含量从8wt%提高到9wt%,合金的750℃抗拉强度从458 MPa提高到484 MPa,屈服强度从167 MPa提高到181 MPa,断后伸长率从81.5%提高到115.5%,断面收缩率从65.5%提高到74.5%。随Mo含量继续提高到9.6wt%,合金的强度明显提高,抗拉强度提高到574 MPa,屈服强度提高到303 MPa,而断后伸长率下降到51.3%,断面收缩率下降到44.8%。可见,随Mo含量的增加,Inconel617合金的高温抗拉强度逐渐增加,塑性则呈现出先增加后降低的趋势。

9wt%为Inconel617合金中Mo含量的重要临界点。Mo含量低于9wt%时,合金的强度和塑性都随Mo含量的增加而增加;Mo含量高于9wt%时,合金强度仍随Mo含量的增加而增加,但塑性迅速下降。当Mo含量为9wt%时,合金的塑性最好。由表2可知,当Mo含量从9wt%增加到9.6wt%时,Inconel617合金750℃抗拉强度和屈服强度分别提高了18.6%和67.4%,伸长率和断面收缩率则分别降低55.6%和39.9%。上述结果表明,Mo含量为9wt%断裂伴随着明显的颈缩现象。而当Mo含量增加到9.6wt%时,合金的断裂行为变化较大,塑性下降明显。下文将对9Mo和9.6Mo合金750℃拉伸强塑性变化的原因展开深入讨论。

根据Mott-Nabarro理论模型^[26]:

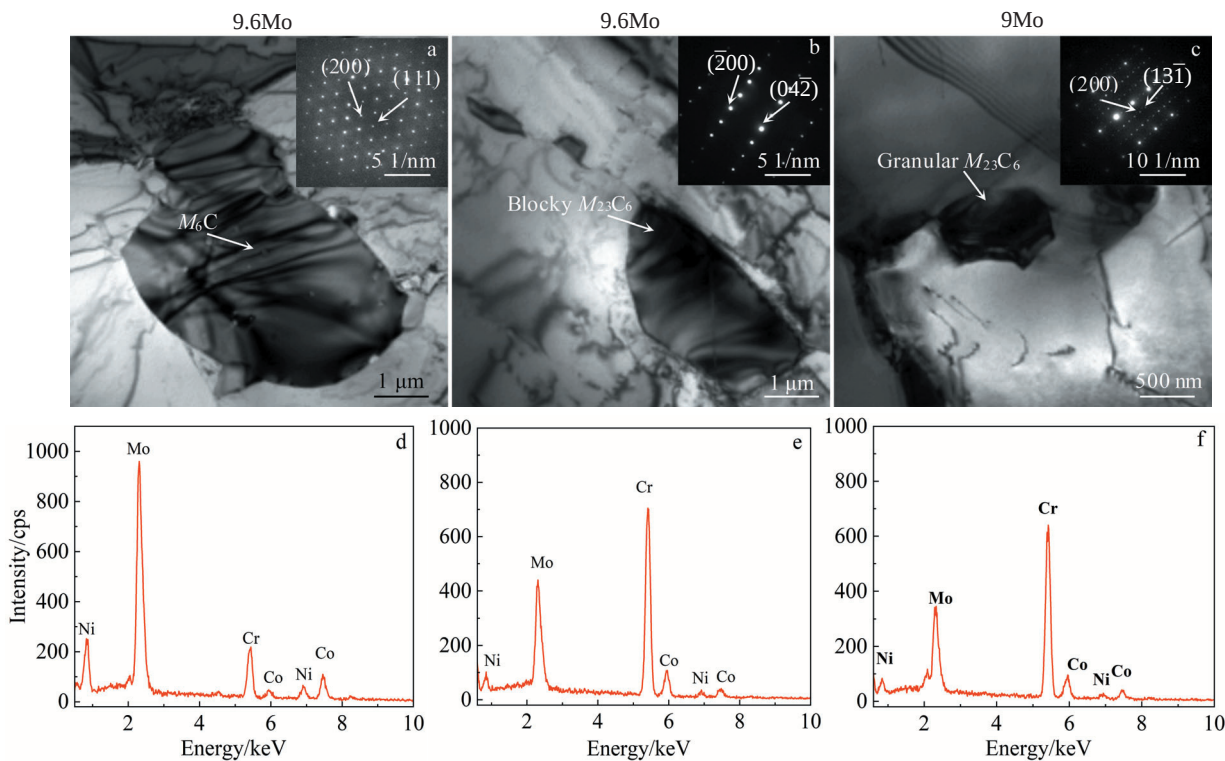


图 3 9.6Mo 合金中块状析出相和9Mo 合金中颗粒状析出相鉴定结果

Fig.3 TEM images and corresponding SAED patterns (a–c) and EDS spectra (d–f) of M_6C (a, d), block $M_{23}C_6$ (b, e), and granular $M_{23}C_6$ (c, f) carbides of 9.6Mo (a–b, d–e), and 9Mo (c, f) alloys

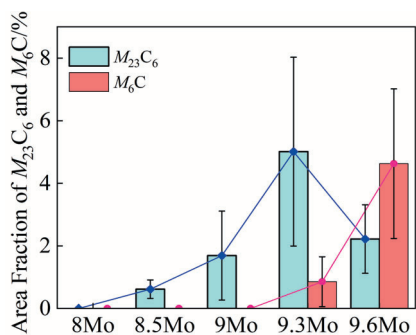


图4 不同 Mo 含量 Inconel617 合金中 $M_{23}C_6$ 和 M_6C 的面积分数

Fig.4 Area fraction of $M_{23}C_6$ and M_6C carbides of Inconel617 alloys with different Mo contents

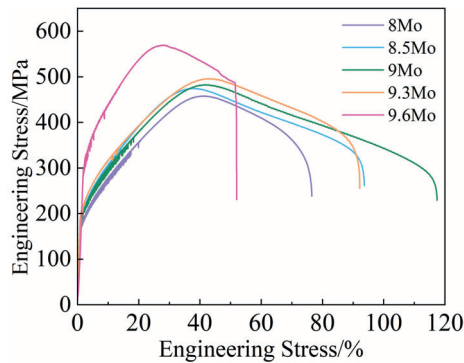


图5 不同 Mo 含量 Inconel617 合金 750 °C 拉伸测试后的工程应力-工程应变曲线

Fig.5 Engineering stress-engineering strain curves of Inconel617 alloys after tensile test with different Mo contents at 750 °C

表 2 不同 Mo 含量 Inconel617 合金 750 °C 拉伸性能

Table 2 Tensile properties of Inconel617 alloys with different Mo contents at 750 °C

Alloy	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A /%	Z /%
8Mo	458	167	81.5	65.5
8.5Mo	463	176	88.3	66.5
9Mo	484	181	115.5	74.5
9.3Mo	488	189	104	69.5
9.6Mo	574	303	51.3	44.8

$$\tau_c = \frac{F_m^{1.5}}{b^3} \cdot \sqrt{\frac{c}{\mu}} \quad (1)$$

式中, τ_c 为临界应力, c 为溶质原子浓度, F_m 为位错运动的最大阻力, b 为柏格斯矢量, μ 为常数。该式表明, 合金强度与固溶原子浓度 c 、位错运动阻力 F_m 成正比。表 3 为电子探针波谱仪(WDS)测定的不同 Mo 含量合金 γ 基体的化学成分。由表 3 可知, 随 Mo 含量从 8wt% 增加到 9.6wt%, γ 基体中的 Mo 含量从 7.6wt% 逐渐增加到 10.0wt% (提高了 31.3%), 且 Co 的含量从 13.0wt% 增加到 15.0wt% (提高了

表 3 不同 Mo 含量合金中 γ 基体的化学成分

Table 3 Chemical composition of γ matrix in experimental alloys with different Mo contents (wt%)

Alloy	Cr	Mo	Co	Ni	C
8Mo	22.5	7.6	13.0	56.6	0.5
8.5Mo	22.5	8.3	13.0	56.3	0.5
9Mo	22.3	8.4	13.7	56.2	0.5
9.3Mo	22.8	9.3	13.0	56.3	0.4
9.6Mo	22.6	10.0	15.0	52.0	0.5

15.3%), 可见 γ 基体中溶质原子的浓度 c 明显提高。

对于固溶强化合金, 内应力的主要来源^[27]包括:

(1) 克服短程有序的摩擦应力; (2) 滑移带之间的相互作用造成的摩擦应力; (3) 晶界处堆积的应力。由于 Mo 的固溶强化系数远高于 Inconel617 合金中其他元素^[28], 且 Mo 原子半径($r_{\text{Mo}}=0.140\text{ nm}$)比 Ni 原子半径($r_{\text{Ni}}=0.125\text{ nm}$)大 12%, 其浓度提高会引起较大的晶格畸变, 破坏短程有序性并增加滑移带之间的相互作用(见图 6), 从而增大位错克服内应力运动的阻力 F_m ^[29]。综上, 随着 Mo 含量的提高, Inconel617 合金发生变形所需的临界应力 τ_c 增大, 这是合金强度随 Mo 含量增加而提高的重要原因。

3.3 合金的高温拉伸断裂行为

图 7 为 9Mo 和 9.6Mo 合金 750 °C 拉伸试样的断口形貌、纵剖面 SEM 照片和 EBSD 照片。由图可知, 具有

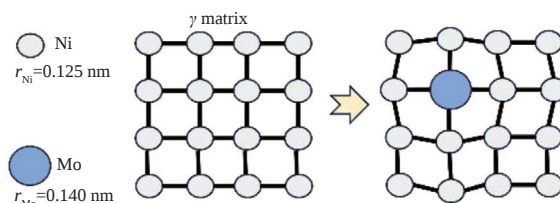


图 6 Mo 对固溶强化效应的影响

Fig.6 Influence of Mo on solid-solution strengthening effect

高伸长率的 9Mo 合金 750 °C 拉伸后断口存在小而深的韧窝(图 7a), 具有典型的穿晶断裂特征。9Mo 合金晶界处分布着细小的颗粒状 $M_{23}C_6$, 晶粒沿应力方向发生了充分变形, 晶内仅能观察到少量微孔洞(图 7b)。9.6Mo 合金断口仍有少量韧窝, 但呈现典型的沿晶断裂特征, 可观察到较多裂纹(图 7d)。这些裂纹存在于 M_6C 和块状 $M_{23}C_6$ 集中的位置, 并沿着晶界扩展。9.6Mo 合金的晶界处亦有少量颗粒状 $M_{23}C_6$, 晶粒的变形程度低于 9Mo 合金。

通过 EBSD 分析得到了 750 °C 拉伸断裂试样的局部取向差(KAM)图像。由图 7c 可知, 9Mo 合金晶界处应力较低, 仅在晶内少量微孔洞附近存在一定局部应力。9.6Mo 合金中存在大量沿晶裂纹, 沿晶裂纹附近存在较高的应力集中, 且靠近裂纹的晶粒变形程度远小于其他晶粒(图 7f)。这是因为 9Mo 合金的晶界处分布着细小的颗粒状 $M_{23}C_6$, 阻碍了位错的运动, 对晶界起到钉扎作用, 在外力作用下, 所有晶粒沿着同一方向产生均匀变形, 如图 8a 所示。在此过程中, 合金的变形主要受晶界

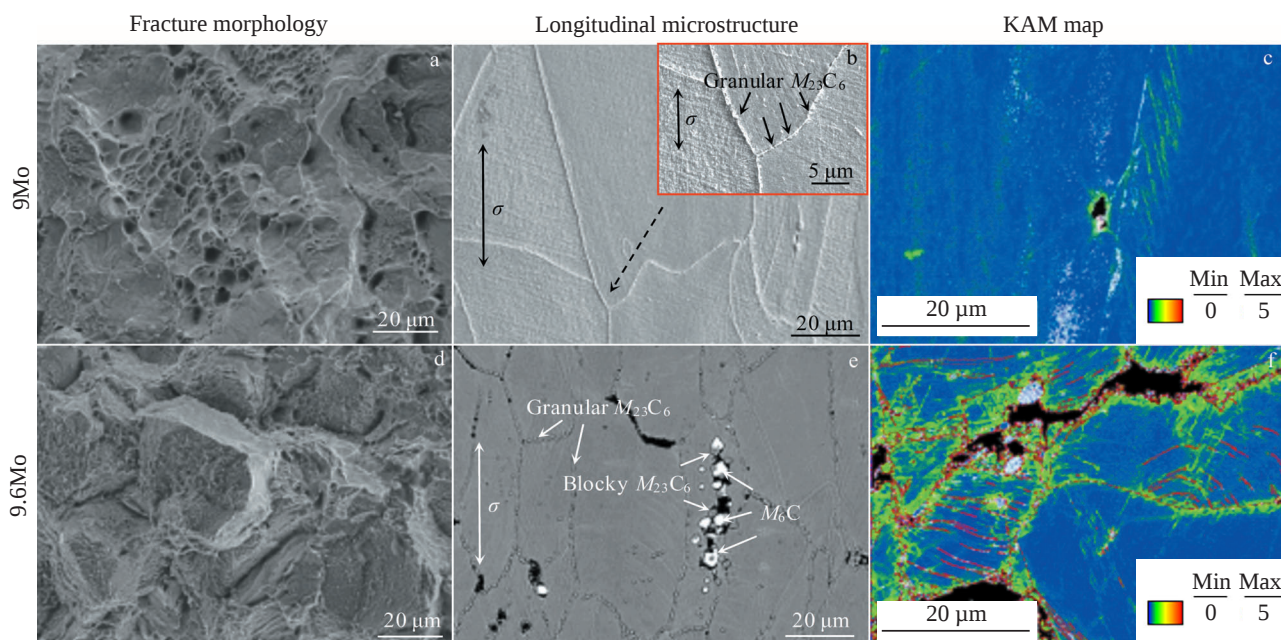


图 7 9Mo 合金和 9.6Mo 合金 750 °C 拉伸试样的断口形貌、纵剖面组织和局部取向差(KAM)图

Fig.7 Tensile fracture morphologies (a, d), longitudinal microstructures (b, e), and KAM maps (c, f) of 9Mo and 9.6Mo tessile specimens at 750 °C

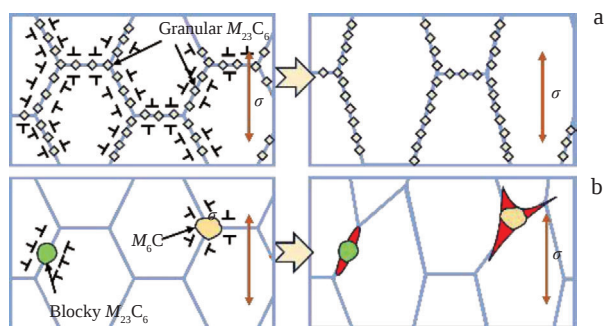


图8 不同类型碳化物对合金断裂行为的影响

Fig.8 Effect of granular $M_{23}C_6$ carbide (a) and blocky $M_{23}C_6$ and M_6C carbides (b) on fracture behavior of Inconel617 alloy

滑移控制,滑移带可以通过晶界的扩展释放应力集中^[30-31]。此时,合金中晶界的强度高于晶内,裂纹优先在晶内萌生且不易扩展,合金断口呈现穿晶断裂特征。而块状 $M_{23}C_6$ 和 M_6C 虽可阻碍位错的运动,但由于其分布不均匀,在块状 $M_{23}C_6$ 和 M_6C 附近易形成位错缠结,造成局部应力集中,成为合金断裂的起点^[32],如图8b所示。同时,离散的块状 $M_{23}C_6$ 和 M_6C 还会破坏晶界的连续性,弱化晶界,导致裂纹在拉伸过程中沿晶界迅速扩展^[33],合金断口开始出现沿晶的特征,断裂机制由穿晶断裂转变为穿晶+沿晶混合断裂。

综合考虑,Inconel617合金中Mo含量应不高于9.3wt%,建议控制在8.5wt%~9wt%。

4 结论

1)随Mo含量增加,Inconel617合金高温抗拉强度提高,伸长率则呈现先增大后减小的趋势,其中当合金Mo含量为9wt%时伸长率最高,具有最好的强塑性匹配。

2)当Mo含量在8wt%~9wt%时,Inconel617合金中晶界析出细小的颗粒状 $M_{23}C_6$,而当Mo含量高于9.3wt%时,合金晶界出现较大尺寸的块状 $M_{23}C_6$ 和 M_6C 。

3)Inconel617合金中,细小的晶界颗粒状 $M_{23}C_6$ 可钉扎晶界,使合金在高温拉伸时表现为穿晶断裂,而当晶界出现的较大尺寸块状 $M_{23}C_6$ 和 M_6C 后,其不但是微裂纹和微孔洞的形核位点,而且还会促进裂纹沿晶界的形核与扩展,促使合金开始出现沿晶断裂。

4)综合考虑,Inconel617合金中Mo含量应不高于9.3wt%,建议控制在8.5wt%~9wt%。

参考文献 References

[1] Kim W, Park J, Ekaputra I et al. *Procedia Materials Science*[J], 2014, 3: 1285
 [2] Torre R, François J, Lin C X et al. *International Journal of Thermal Sciences*[J], 2021, 160(10): 45
 [3] Choi Y J, Lee S M, Jang S D et al. *Nuclear Engineering and*

Design[J], 2020, 370(11): 86
 [4] Wright K, Lillo T, Wright R et al. *Nuclear Engineering and Design*[J], 2018, 329: 142
 [5] Wang Y, Shi L, Han C Y et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 812(14): 51
 [6] Fujio A. *Engineering*[J], 2015, 1(2): 211
 [7] Huang J, Yi D W, Yan J B et al. *Corrosion Communications*[J], 2024, 14: 72
 [8] Zhang Ruihui(张芮辉), Zhang Chi(张弛), Xia Zhixin(夏至新) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2013, 49(9): 1075
 [9] Hwang J B, Sa I, Kim E S et al. *Nuclear Engineering and Technology*[J], 2025, 57(10): 77
 [10] Gui Y, Liang Z, Shao H et al. *Corrosion Science*[J], 2020, 175(10): 70
 [11] Patel B, Patle B, Paturi U. *Materials Today: Proceedings*[J], 2020, 38: 3125
 [12] Kim W, Ekaputra I, Park J et al. *Nuclear Engineering and Design*[J], 2016, 306: 177
 [13] Hu Honglei(胡红磊), Ma Guangcai(马广财), Ren Jie(任杰) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(7): 2461
 [14] Ji Jinjin(姬金金), Jia Zhi(贾智), Yang Peiyao(杨佩瑶) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(12): 3313
 [15] Mo K, Lovicu G, Chen X et al. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2013, 441(1-3): 695
 [16] Tytko D, Choi P, Klöwe J et al. *Acta Materialia*[J], 2012, 60(4): 1731
 [17] Wu D, Yao T T, Li D Z et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 731: 21
 [18] Zhao Y S, Zhang J, Luo Y S et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 672: 143
 [19] Kuang W J, Feng X Y, Yue H et al. *Corrosion Science*[J], 2022, 196(11): 48
 [20] Wei C N, Bor H Y, Li C. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509(18): 5708
 [21] Kim W, Park J, Lee G et al. *Nuclear Engineering and Design*[J], 2014, 271: 291
 [22] Tian Ning(田宁), Tian Sugui(田素贵), Yu Huichen(于慧臣) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2019, 29(7): 1427
 [23] Chu T J, Xu H L, Li Z G et al. *Materials & Design*[J], 2019, 165(10): 95
 [24] Ou M Q, Ma Y C, Ge H L et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 735: 193
 [25] Ou M Q, Hao X C, Ma Y C et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 732: 107
 [26] Petukhov B. *The Physics of Metals and Metallography*[J], 1999,

- 88(4): 337
- [27] Harte A, Atkinson M, Smith A *et al. Acta Materialia*[J], 2020, 194: 257
- [28] Jia Jian(贾建), Luo Junpeng(罗俊鹏), Zhang Haopeng(张浩鹏) *et al. Material Reports(材料导报)*[J], 2024, 38(15): 54
- [29] Baker I. *Advanced Powder Materials*[J], 2022, 1(10): 34
- [30] Moverare J, Johansson S, Reed R C. *Acta Materialia*[J], 2009, 57(7): 2266
- [31] Tan Z H, Wang X G, Pang J C *et al. Materials Research Letters*[J], 2023, 11(8): 678
- [32] Guo Y, Wang B H, Hou S F. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2013, 26(3): 307
- [33] Bai Yaguan(白亚冠), Nie Yihong(聂义宏), Kou Jinfeng(寇金凤) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2022, 51(1): 321

Effect of Mo Content on Carbides at GBs and High-Temperature Tensile Properties of Inconel617 Alloy

Liu Yuxuan^{1,3}, Ou Meiqiong^{2,3}, Ma Jing⁴, Gao Ming^{2,3}, Chen Lingzhi⁴, Hao Xianchao^{2,3}, Ma Yingche^{2,3}

(1. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China)

(2. CAS Key Laboratory of Nuclear Materials and Safety Assessment, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(3. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(4. China Nuclear Power Engineering Co., Ltd, Beijing 100840, China)

Abstract: Inconel617 alloy has significant application potential in Generation IV nuclear energy systems. The effects of Mo content on carbide precipitation at grain boundaries (GBs) and high-temperature tensile properties of Inconel617 alloy were studied by mechanical testing and advanced techniques such as scanning electron microscope, transmission electron microscope, and electron backscatter diffractometer. The results show that there are only fine granular $M_{23}C_6$ carbide at GBs when the Mo content ranges from 8wt% to 9wt%. However, as Mo content increases from 9.3wt% to 9.6wt%, massive $M_{23}C_6$ and M_6C carbides could be predominantly observed at GBs. As Mo content increases from 8.0wt% to 9.6wt%, the elongation increases initially and then decreases, and the alloys with the Mo content of 8.5wt%–9.3wt% achieve optimal strength-ductility balance. The fractographic analysis reveals that the precipitation of granular $M_{23}C_6$ at GBs effectively strengthens grain boundaries, resulting in the transgranular fracture features on the high-temperature tensile fracture surface. When massive $M_{23}C_6$ and M_6C carbides precipitate at GBs, the initiation of intergranular crack is promoted and the intergranular fracture features are observed on the high-temperature tensile fracture surface. The Mo content of Inconel617 alloy for high-temperature components in Generation IV nuclear systems cannot exceed 9.3wt% and it should be controlled with in the range of 8.5wt%–9wt%.

Key words: Inconel617 alloy; Mo content; $M_{23}C_6$ carbide; M_6C carbide; high-temperature tensile property

Corresponding author: Gao Ming, Researcher, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-23971986, E-mail: gaoming@imr.ac.cn; Ma Jing, Researcher, China Nuclear Power Engineering Co., Ltd, Beijing 100840, P. R. China, Tel: 0086-10-88022805, E-mail: majing@cnpe.cc