

# 成分改进对 IN 617 合金组织及性能的影响

白亚冠<sup>1,3</sup>, 聂义宏<sup>2,3</sup>, 寇金凤<sup>1</sup>, 张鑫<sup>1</sup>, 郭伟<sup>1,3</sup>, 李红梅<sup>1</sup>, 张冰冰<sup>1</sup>

(1. 中国一重 天津重型装备工程研究有限公司, 天津 300457)

(2. 中国第一重型机械股份公司, 黑龙江 齐齐哈尔 161042)

(3. 黑龙江省高端核电装备智能制造重点实验室, 黑龙江 齐齐哈尔 161042)

**摘要:** 研究了提高 Al+Ti 含量对 IN 617 合金热处理后的组织与性能的影响, 以及对经过高温长时效处理后的组织与力学性能的影响。结果表明, 提高 Al+Ti 含量可增大合金内部  $\gamma'$  相的含量和尺寸, 析出强化效果明显, 可显著提高合金抗拉强度和持久性能。相比于单独提高 Al 含量, 同时提高 Al 和 Ti 含量得到的合金高温组织稳定性更高, 持久性能更优, 可作为先进超超临界机组汽轮机转子的备选材料之一。

**关键词:** IN 617 合金; 析出相; 拉伸性能

中图分类号: TG146.1+5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)01-0327-08

近年来, 为了实现煤炭资源的清洁高效利用, 减少碳排放、提高发电热效率, 高参数的先进超超临界燃煤火力发电技术已成为国际上关注的重点。欧洲、美国、日本等发达国家和地区已相继开展了 700 °C 以上先进超超临界火力发电技术 (A-USC) 的研发工作, 尤其是锅炉侧管道和汽轮机侧大型铸锻件的材料研发成为研究热点<sup>[1-10]</sup>。中国于 2010 年成立了 700 °C 超超临界燃煤发电技术创新联盟, 开始组织力量开展 700 °C 超超临界材料相关技术的研究工作<sup>[9-12]</sup>。

传统用于制造超超临界汽轮机转子的铁素体耐热钢的最高使用温度不超过 650 °C, 因此当蒸汽参数继续升高时, 必须采用镍基或铁镍基合金作为关键部件用材, 国际上已开展的用于汽轮机转子锻件用的材料有 IN 617、IN 740 等成熟合金及其改进型合金<sup>[5,7,9,10]</sup>。在众多的候选研究材料当中, IN 617 合金及其改进型镍基合金是研究热度最高的合金之一, 可用于制造汽轮机转子、叶片以及锅炉的部件等<sup>[4,9-14]</sup>, 欧美均已开展了中试锻件甚至成品锻件的试制。传统 IN 617 合金为固溶强化型合金, 以 Cr、Mo、Co 等元素的固溶强化作用为主, 辅以少量  $M_{23}C_6$  型碳化物和  $\gamma'$  相的析出强化<sup>[15]</sup>, 在高温服役过程中  $M_{23}C_6$  型碳化物在晶界形成膜状析出, 从而影响合金的性能<sup>[2,14,16]</sup>, 且其不能满足转子材料最关键的 700 °C、 $10^5$  h 持久强度高于 100 MPa 的持久性能要求, 必须进行改进<sup>[4]</sup>。目前报

道的一种 IN 617 合金的改进方向主要是添加 B 元素, 增加合金的晶界强度和持久性能等, 其持久强度可提高约 25%<sup>[2]</sup>。为了进一步提高合金的强度等性能, 已有学者开展了在传统 IN 617 合金的基础上提高 Al、Ti 含量的相关研究工作。通过提高 Al、Ti 等析出强化元素含量, 同时降低 Cr 含量的改进后, 其析出相的析出行为发生了明显变化。更多的  $\gamma'$  相析出, 可起到更好的强化作用, 同时碳化物等的析出行为也发生了一定的变化。本研究对 IN 617 合金进行 2 种成分改进, 研究成分改进对组织与性能的影响, 探索适用于 700 °C 及以上温度的超超临界发电机组汽轮机转子用合金, 为中国未来建立示范机组提供保障<sup>[4,11]</sup>。

## 1 实验

本实验使用的合金采用真空感应熔炼 (VIM) + 气体保护电渣重熔 (PESR) 双联工艺冶炼, 经空气锤锻造成直径 15 mm 棒坯, 成分见表 1。IN 617 合金成分基本与 617B 合金一致, IN 617mod 1 合金在 IN 617 合金的基础上提高 Al 的含量, IN 617mod 2 合金在 IN 617 合金的基础上提高 Al 和 Ti 的含量, 降低 Cr 的含量。棒坯经过 1180 °C 的固溶处理后, 以一定速率缓冷至 700 °C, 再进行 800 °C 保温 2 h 的短时效处理, 将经过此种处理的试样状态称为热处理态 (用 HT 标记)。为了研究成分改进对时效后的组织与性能的

收稿日期: 2021-01-24

基金项目: 国家能源应用技术研究及工程示范项目 (NY20150101-1); 天津市重点研发计划科技支撑重点项目 (18YFZCGX00220)

作者简介: 白亚冠, 男, 1987 年生, 硕士, 高级工程师, 中国一重天津重型装备工程研究有限公司, 天津 300457, 电话: 022-58808821, E-mail: 302baiyaguan@163.com

表 1 实验合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of the experimental alloys

(wt%)								
Alloy	C	Cr	Mo	Co	Al	Ti	Nb	Ni
IN 617	0.06	23	9	12	1	0.3	0.3	Bal.
IN 617mod 1	0.06	23	9	12	1.5	0.3	0.3	Bal.
IN 617mod 2	0.07	19	9	12	1.35	1.35	0.3	Bal.

影响规律，对热处理态合金进行了 750 °C 保温 500 h 的长时时效处理（用 HT+aged 标记），并进行合金的显微组织观察及拉伸、冲击和短时持久性能测试。

热处理在箱式炉中完成；金相试样经金相砂纸研磨并机械抛光后浸蚀制成；透射电镜薄膜样品先机械减薄至 50 μm 以下，冲出直径 3 mm 的小圆片后再进行双喷电解抛光，电解液为高氯酸和乙醇混合液（8:92）。采用德国 Carl Zeiss 公司的 Axiovert 200 MAT 光学显微镜、美国 FEI 公司的 Quanta400 扫描电镜及日本电子公司的 JEM-2100F 透射电镜观察分析合金的显微组织；将经时效热处理后的圆棒加工成直径为 5 mm 的标准拉伸试样和 10 mm×10 mm×55 mm 的标准 V 口冲击试样，利用长春试验机研究所有限公司的 CSS-44300 型电子万能试验机测试合金的室温拉伸性能，利用上海华龙测试仪器有限公司 CBD-500 电子式摆锤冲击试验机测试合金的室温冲击性能。

## 2 结果及分析

### 2.1 成分改进对热处理态合金显微组织的影响

图 1 为 3 种合金的热处理态显微组织。由图 1a, 1c, 1e 可以看出，3 种合金的晶粒度基本一致，约 3 级（按照国标采用截点法进行晶粒度评级）。IN 617 合金晶内析出相数量较多，且均匀。IN 617mod 1 合金晶内析出相较 IN 617 合金略少，IN 617mod 2 合金晶内析出相最少，且不均匀。由图 1b 可以发现，IN 617 合金中晶内析出相形态为块状（见图中标记 1），晶界析出相有块状、片层状和颗粒状（图中分别标记为 2, 3, 4），IN 617mod 1 合金（见图 1d）同 IN 617 合金，但 IN 617mod 2 合金中晶界析出较连续（见图 1e），析出相除个别块状和片层状析出相外，更多以颗粒状析出为主。

经过 EDS 能谱分析和 SAED 花样标定，可以得知，3 种合金中晶界块状和片层状析出相主要为富 Mo 的  $M_6C$  型碳化物，紧贴着  $M_6C$  碳化物为少量颗粒状析出相，为富 Cr 的  $M_{23}C_6$  型碳化物，见图 2。晶内块状析出相均为  $M_6C$  型碳化物，图 1 中标记 1, 2, 3 型析出均为  $M_6C$ 。由于采用的热处理工艺为固溶处理后进行缓冷处理，在缓冷过程中，有利于元素的扩散，且在 871 °C 以上优先析出  $M_6C$ ，在 871 °C 以下以析出  $M_{23}C_6$  为主，因此，本实验合金中观察到的  $M_6C$  较多，而  $M_{23}C_6$  数量较少，且尺寸较小<sup>[17,18]</sup>。

对图 1 中的晶界析出相(图中标记 4)进行了 TEM

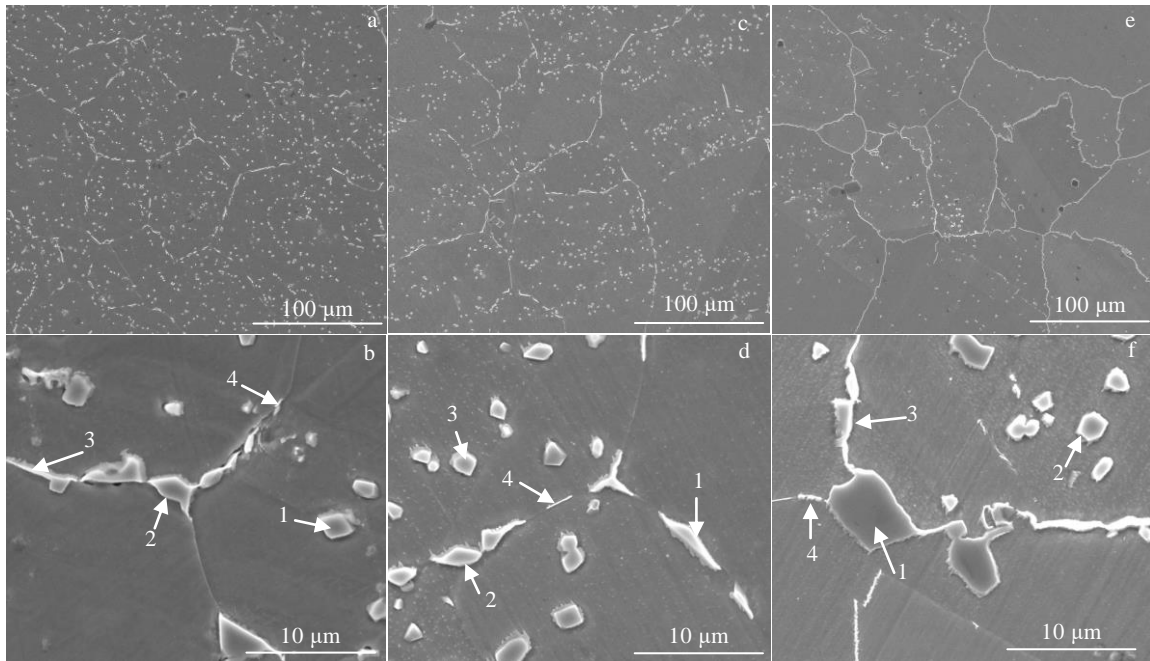


图 1 3 种合金的热处理态显微组织

Fig.1 Microstructures of three alloys after heat treatment: (a, b) IN 617, (c, d) IN 617mod 1, and (e, f) IN 617mod 2

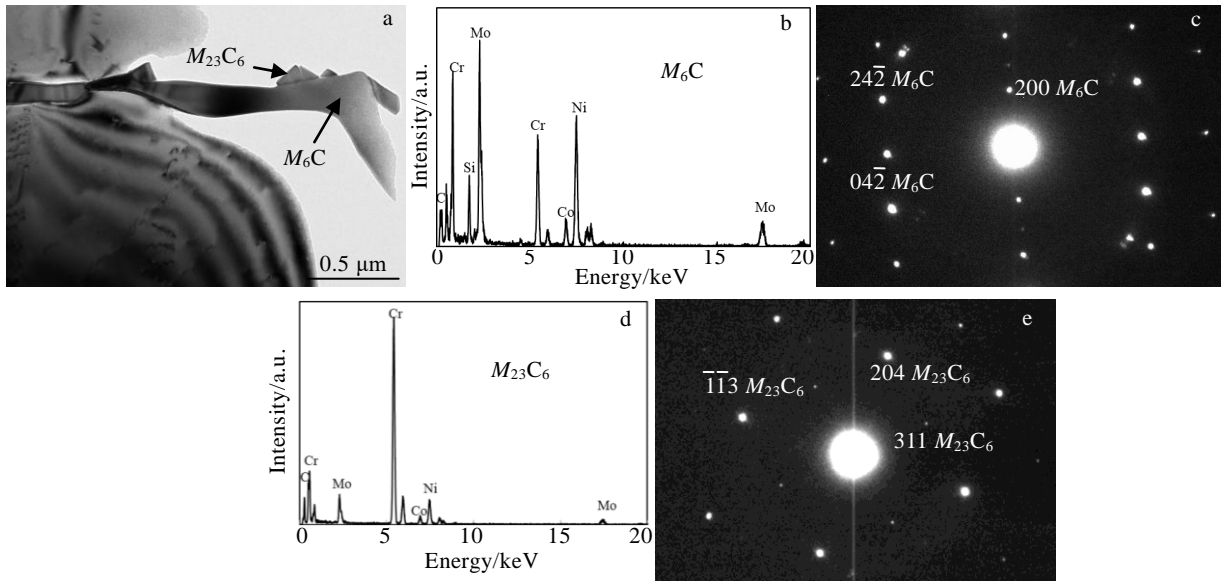


图 2 热处理态合金的晶界析出相类型

Fig.2 Types of precipitates at grain boundary of the experimental alloys after heat treatment: (a) TEM image, (b) EDS spectrum of  $M_6C$ , (c) SAED pattern of  $M_6C$ , (d) EDS spectrum of  $M_{23}C_6$ , and (e) SAED pattern of  $M_{23}C_6$

观察和物相分析，见图 3，可见此处晶界为连续颗粒状析出相，经 EDS 和 SAED 分析可知其为富 Cr 的  $M_{23}C_6$  型碳化物。

Ti 和 Al 为  $\gamma'$  相的主要组成元素，因此，合金中 Ti、Al 元素含量的变化均会显著影响合金中  $\gamma'$  相的析出行为及尺寸、数量。IN 617 合金中由于 Ti、Al 含量较低， $\gamma'$  相含量较低，且析出温度较低，析出速率较慢<sup>[1,17]</sup>。在本研究所给出的热处理工艺条件下，并未观察到  $\gamma'$  相的存在（见图 4a）。IN 617mod 1 合金中 Al+Ti 含量增加到了 1.8%，其  $\gamma'$  相的含量显然会增加，开始析出温度更高，且析出速率会加快，见图 4b，经热处理后，晶内析出大量的细小球状  $\gamma'$  相，尺寸约为 18 nm，按面积统计占比约为 7.3%。IN 617mod 2 合金

中 Al+Ti 含量大幅增加到了 2.7%， $\gamma'$  相按面积统计占比增加到了约 23.0%，尺寸更大，约为 33 nm，呈球状弥散分布于晶内（见图 4c）。

由以上分析可知，成分改进对热处理态组织的影响主要是  $\gamma'$  相的含量和尺寸，对晶界和晶内碳化物的类型影响不大，IN 617mod 2 合金中晶内碳化物较少，晶界碳化物析出较多。

### 2.2 成分改进对长时效态显微组织的影响

为了研究 3 种合金的高温组织稳定性，对 3 种合金进行了 750 °C 保温 500 h 的加速时效处理，并对比观察分析合金的显微组织。由图 5a, 5c, 5e 与图 1a, 1c, 1e 对比可知，经过一次加速时效处理后，IN 617 和 IN 617mod 1 合金的晶界碳化物数量明显增多且呈

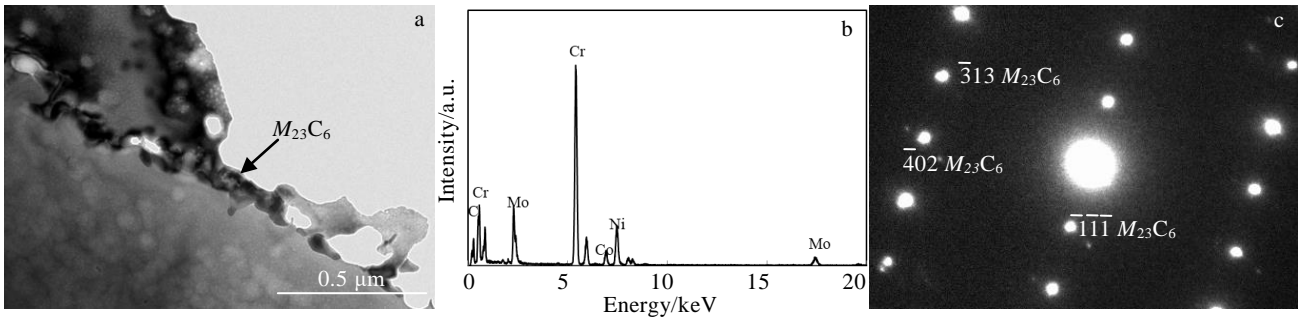


图 3 图 1 中标记 4 的晶界连续颗粒状析出相的 TEM 像、EDS 能谱和 SAED 花样

Fig.3 TEM image (a), EDS spectrum (b) and SAED pattern (c) of grain boundary continuous precipitates 4 marked in Fig.1

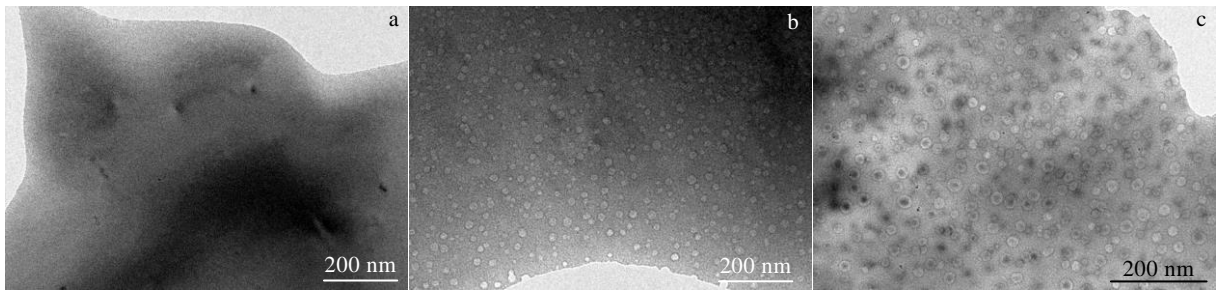


图 4 3 种合金中的  $\gamma'$  相析出形貌

Fig.4 Morphologies of  $\gamma'$  precipitates of three alloys: (a) IN 617, (b) IN 617mod 1, and (c) IN 617mod 2

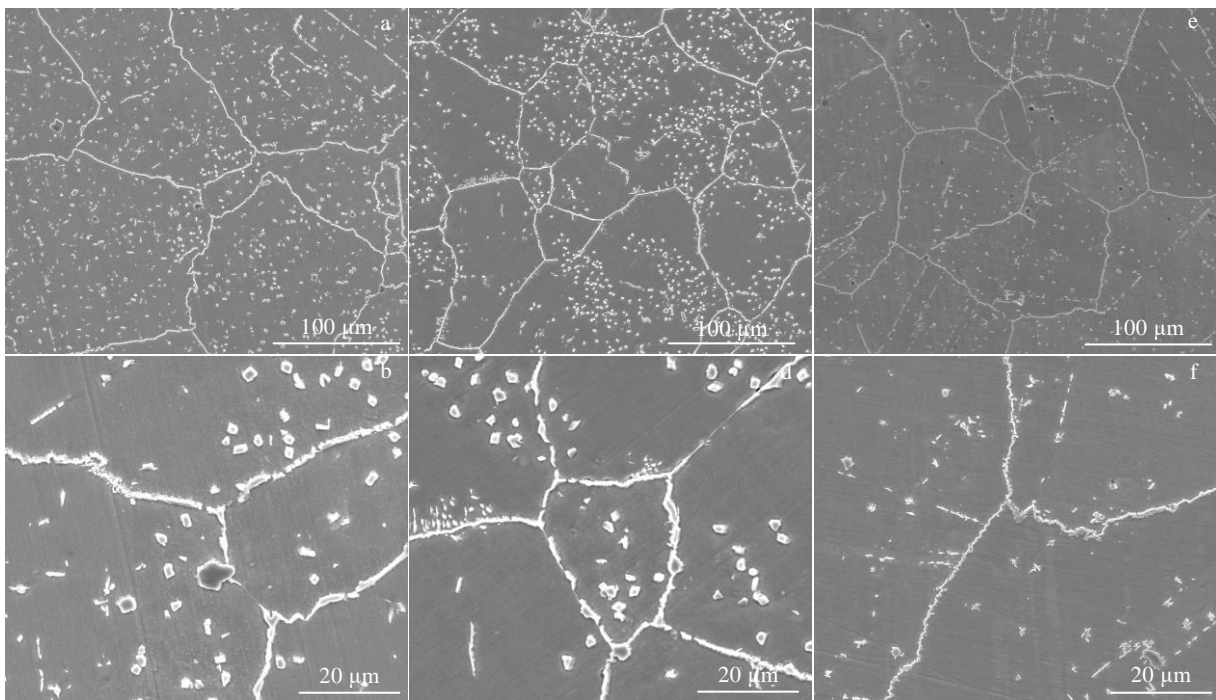


图 5 3 种合金的热处理+长时效态的显微组织

Fig.5 Microstructures of three alloys after heat treatment and aged at 750 °C for 500 h: (a, b) IN 617, (c, d) IN 617mod 1, and (e, f) IN 617mod 2

连续状，析出相尺寸增大，而晶内碳化物数量变化不明显，但在晶内和晶界的局部观察到了链状碳化物的析出。而 IN 617mod 2 合金晶界粗化程度有限，晶内析出增多，同时也有少量链状碳化物的存在。更进一步的研究发现，IN 617 合金晶界和孪晶界析出大量的颗粒状碳化物，同时晶内观察到了明显的短棒状碳化物（见图 5b）。IN 617mod 1 合金（见图 5d）同 IN 617 合金相比，说明只增加 0.5% 的 Al 对合金的碳化物析出行为等影响有限。IN 617mod 2 合金中晶内析出较多的短棒状析出相，并可观察到链状析出相的存在，同时沿孪晶界存在较多的颗粒状析出相（见图 5f）。经鉴定，沿晶界和孪晶界析出的颗粒状析出相均为富

Cr 的  $M_{23}C_6$  型碳化物，晶内短棒状析出相为富 Mo 的  $M_6C$  型碳化物（见图 6a, 6b），链状析出相为  $M_6C$  和  $M_{23}C_6$  共同组成。

通过 TEM 观察分析发现，经过长时效处理后，IN 617 合金中仍未析出  $\gamma'$  相（见图 6a）；IN 617mod 1 合金中  $\gamma'$  相长大到了约 58 nm，同时部分  $\gamma'$  相形态由球状转变为了方块状（见图 6c 中圆圈内），与文献[19]一致；IN 617mod 2 合金中  $\gamma'$  相长大到了约 59 nm， $\gamma'$  相数量与热处理态相比明显减少，但  $\gamma'$  相形态仍保持为球状（见图 6d）。由此可知，提高 Al、Ti 含量可显著增加  $\gamma'$  相的析出量，但 Ti/Al 含量比必须控制在一个合理的范围内，若 Ti/Al 含量比过低， $\gamma'$  相的稳定

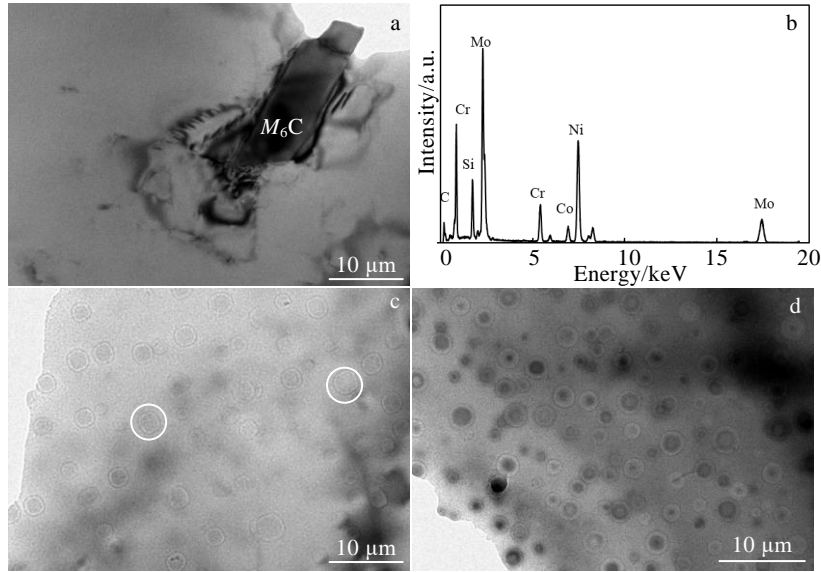


图 6 3 种合金长时时效处理后的  $\gamma'$ 相析出形貌和  $M_6C$  的 EDS 能谱

Fig.6 TEM images of  $\gamma'$  phase of IN 617 (a), IN 617 mod 1 (c) and IN617 mod 2 (d) aged at 750 °C for 500 h; EDS spectrum of  $M_6C$  marked in Fig.6a (b)

性会减弱，在时效过程中容易长大，且形态易由球状转变为方块形。

### 2.3 力学性能对比研究

图 7 为 3 种合金在未经和经过 750 °C 时效 500 h 处理的室温与 700 °C 拉伸性能对比。由图 7a 可知，室温条件下，随着 Al+Ti 含量的增加，合金的抗拉强度

略有提升，但屈服强度增加明显，IN 617mod 2 合金的屈服强度可达 538 MPa，二次成分改进提升幅度分别达到 23%和 37%。经过长时时效处理后，IN 617 合金的屈服强度几乎无变化，但抗拉强度明显下降。而 2 种改进型合金的抗拉强度略有下降，但屈服强度均有提升。由图 1、图 4、图 5、图 6 的显微组织对比可

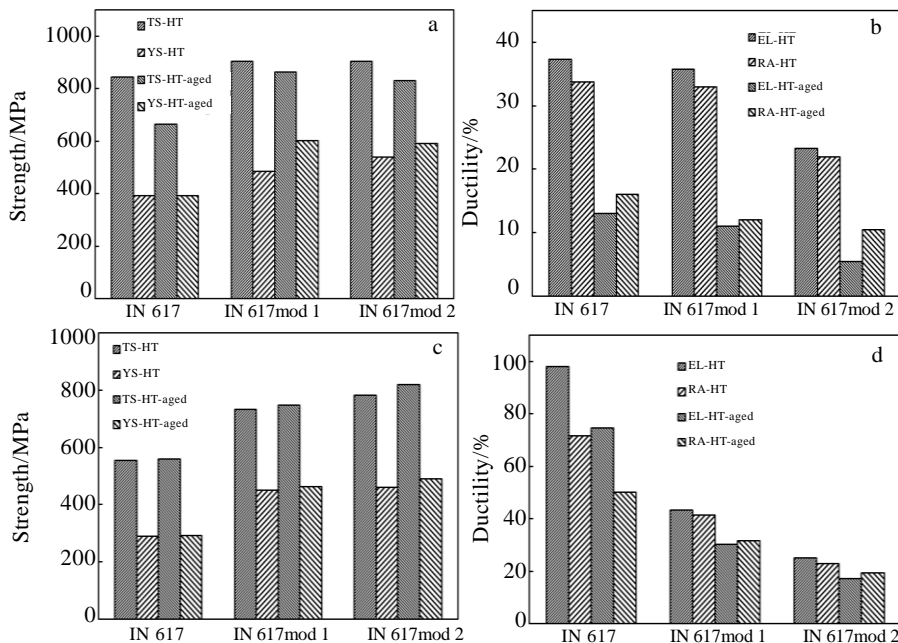


图 7 未经和经过 750 °C 保温 500 h 时效处理的 3 种合金在室温和 700 °C 拉伸性能

Fig.7 Strength (a, c) and plasticity (b, d) of HT and HT-aged three alloys at room temperature (a, b) and 700 °C (c, d)

知, IN 617 合金在时效前后均未观察到  $\gamma'$  相的存在, 晶内析出少量颗粒状和短棒状析出物, 基体内 Mo、Cr 固溶强化元素含量减少。析出的碳化物可阻碍位错和晶界滑移, 产生一定的强化作用, 使时效前后屈服强度几乎无变化。但由于晶界的宽化和晶界析出相呈连续状分布, 破坏了材料的连续性, 使晶界变弱<sup>[1,16,20-23]</sup>, 从而使合金试样在拉伸过程中裂纹易于在晶界快速扩展, 降低合金的抗拉强度; IN 617mod 1 和 IN 617mod 2 合金中  $\gamma'$  相明显析出,  $\gamma'$  相与基体存在共格关系, 产生共格应力, 并在变形时阻碍位错运动, 可起到显著的强化作用, 从而提高合金强度<sup>[3]</sup>, 因此 2 种改进型合金的屈服强度明显高于 IN 617 合金, IN 617mod 2 合金中  $\gamma'$  相尺寸较大, 数量较多, 可起到更强的析出强化效果, 因此屈服强度更高。经过长时时效处理后, 2 种改进型合金中的  $\gamma'$  相数量减少, 但其尺寸更大, 综合强化作用提升, 因此, 改进型合金经过加速时效处理后屈服强度有一定程度增加。但晶界析出相数量较多甚至成连续分布、尺寸较大时, 会破坏材料的连续性, 使得合金的塑性下降, 因此 IN 617mod 2 合金的塑性较差, 尤其是在经过长时时效后, 3 种合金的塑性均呈明显下降趋势 (见图 7b)。

由图 7c 可知, 在 700 °C 条件下, 成分改进后合金的抗拉强度和屈服强度均有明显的提升, 抗拉强度提升幅度分别为 32% 和 41%, 屈服强度提升幅度分别为 55% 和 59%, 同室温强度提升原理一样, 由  $\gamma'$  相的析出强化作用所主导。但由于高温状态下原子能量较高, 位错易于攀移绕过析出相, 因此, IN 617mod1 合金和 IN 617mod 2 合金的屈服强度提升幅度没有室温时大, 但成分改进后的高温塑性均较差, 且经过时效处理后, 塑性均有一定幅度的下降 (见图 7d)。

图 8 为 3 种合金未经和经过时效的冲击性能对比。

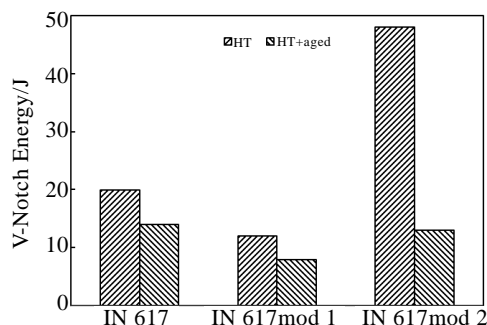


图 8 未经和经过 750 °C 保温 500 h 时效处理的 3 种合金的冲击功

Fig.8 V-notch impact energy of HT and HT-aged three alloys

由图可知, IN 617 合金的冲击功只有 20 J, 远低于文献[24]报道。这是由于本研究中采取了固溶处理后缓冷处理, 并增加了时效处理, 使得晶界和晶内析出了大量的  $M_6C$  型碳化物, 降低了晶界结合强度。同样, 晶界大量存在的块状和片层状  $M_6C$  降低了 IN 617mod 1 合金的晶界结合强度, 同时晶内  $\gamma'$  相的大量析出, 使得晶内强度大幅提升而使得合金的冲击功更低<sup>[24]</sup>, 但 IN 617mod 2 合金中大量存在于晶界的颗粒状  $M_{23}C_6$  反而提升了合金的冲击韧性。后续时效处理过程中晶界析出相尺寸变大、形成连续膜状降低了合金的冲击韧性, 因此时效处理后 3 种合金的冲击功均下降。但 IN 617mod 2 合金的冲击功仍高于 IN 617mod 1 合金。

### 2.4 典型拉伸断口形貌

图 9 为典型的拉伸断口形貌。由图 9a, 9b 可知, IN 617 合金在室温拉伸时断口形貌呈沿晶断裂特征, 但存在较多的晶界韧窝, 塑性较好; 高温拉伸时呈穿晶断裂特征, 韧窝小而深, 塑性良好。而对于晶内强度得到大幅提升后的 IN 617 mod 1 合金, 室温拉伸断口同 IN 617 合金 (图 9c), 与其塑性指标基本一致对应; 但高温拉伸断口 (见图 9d) 存在一定的沿晶断裂特征, 韧窝较 IN 617 合金大, 证明其高温塑性较差。如图 9e, IN 617mod 1 合金经过长时时效处理后, 其断口形貌仍为沿晶断裂特征, 但约一半晶界呈光滑状态, 塑性下降明显, 与图 7b 对应。高温拉伸断口 (图 9f) 与图 9d 对比, 沿晶断裂特征更加明显, 但仍以穿晶断裂特征为主, 对应塑性下降幅度较小。

### 2.5 成分改进对短时持久性能的影响

对于超超临界汽轮机转子用合金来讲, 不仅要关注其短时力学性能, 其持久性能更为关键。为了研究成分改进对合金持久性能的影响, 对热处理态合金和长时时效态合金均开展了 700 °C/300 MPa 条件下的短时持久试验研究。图 10 为 3 种合金热处理态和长时时效态在 700 °C/300 MPa 条件下的持久时间。由图可知, 热处理态下的合金, 经过 2 次成分改进后, 持久性能得到了大幅的提升, 从 708 h 分别提升至 1362 和 3982 h, 提升幅度分别达到 92% 和 462%, 而经过长时时效处理后, IN 617 合金的持久时间大幅下降, 尚不到热处理态的 50%, 而 2 种改进型合金的持久时间反而持续提高, 涨幅分别为 130% 和 104%。据文献[25]并结合 3 种合金的组织可知, 经过提高 Al+Ti 含量的成分改进, 可显著提高合金内部的  $\gamma'$  相含量和稳定性, 提升合金的析出强化效果, 从而提高合金的持久性能。



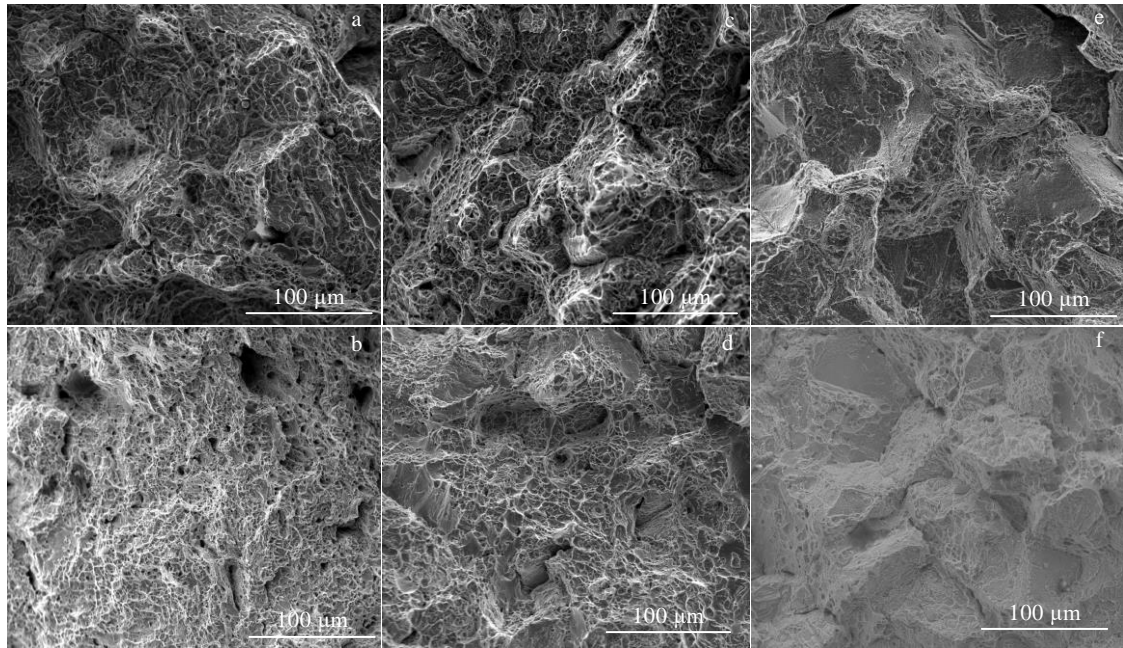


图 9 典型 IN 617 和 IN 617mod 1 合金在室温和 700 °C 时的拉伸断口形貌

Fig.9 Fracture morphologies of tensile specimens: (a) IN 617, HT, RT; (b) IN 617, HT, 700 °C; (c) IN 617mod 1, HT, RT; (d) IN 617mod 1, HT, 700 °C; (e) IN 617mod 1, HT+Aged, RT; (f) IN 617mod 1, HT+Aged, 700 °C

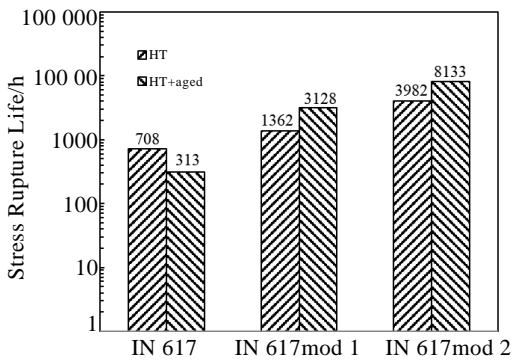


图 10 3 种合金的短时持久性能

Fig.10 Stress rupture life of three alloys at 700 °C/300 MPa

### 3 结 论

1) 传统 IN 617 合金在经过热处理和长时效处理后，主要析出相为  $M_{23}C_6$  和  $M_6C$ ，没有发现  $\gamma'$  相的存在。通过单独提高 Al 含量可在基本不影响合金碳化物等析出的基础上，提高合金内部  $\gamma'$  相的含量。而同时提高 Al+Ti 含量会使得晶内碳化物减少，晶内析出更多的  $\gamma'$  相。

2) 通过提高 Al+Ti 含量可提高合金内部  $\gamma'$  相的含量和尺寸，析出强化效果明显，可显著提高合金抗拉强度和持久性能。

3) 同时提高 Al+Ti 含量得到的 IN 617mod 2 合金，其高温组织稳定性高，力学性能优异，有效解决了 IN 617 合金持久强度不足的问题，可作为先进超超临界机组汽轮机转子的备选材料之一。

### 参考文献 References

[1] Rösler J, Gätting M, Genovese D D *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2003, 5(7): 469

[2] Klöwer J, Husemann R U, Bader M. *Procedia Engineering*[J], 2013, 55: 226

[3] Guo Yan(郭岩), Wang Bohan(王博涵), Hou Shufang(侯淑芳) *et al. Proceedings of the CSEE*(中国电机工程学报)[J], 2014, 34(14): 2314

[4] Tian Zhongliang(田仲良), Bao Hansheng(包汉生), He Xikou(何西扣) *et al. Iron & Steel*(钢铁)[J], 2015, 50(2): 54

[5] Peng Jianqian(彭建强). *Heavy Casting and Forging*(大型铸锻件)[J], 2013(6): 16

[6] Nie Yihong(聂义宏), Jiang Ping(姜萍). *Heilongjiang Science and Technology Information*(黑龙江科技信息)[J], 2014, 17: 85

[7] Patel Shailesh J, deBarbadillo John J, Baker Brian A *et al. Procedia Engineering*[J], 2013, 55: 246

[8] Klarstrom D L, Pike L M, Ishwar V R. *Procedia Engineering*[J], 2013, 55: 221

[9] Yang Huachun(杨华春), Lin Fusheng(林富生), Xie Xishan(谢

- 锡善) *et al. Power Equipment*(发电设备)[J], 2012, 26(5): 355
- [10] Xie Xishan, Chi Chengyu, Zhao Shuangqun *et al. Materials Science Forum*[J], 2013, 747: 594
- [11] Liu Zhengdong(刘正东). *2011 National High Quality Special Steel Production Technology Seminar*(2011 年全国高品质特殊钢生产技术研讨会文集)[C]. Beijing: The Chinese Society for Metals, 2011: 6
- [12] Lin Fusheng(林富生), Xie Xishan(谢锡善), Zhao Shuangqun(赵双群) *et al. Journal of Chinese Society of Power Engineering*(动力工程学报)[J], 2011, 31(12): 960
- [13] Wang Yu(王钰), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) *et al. World Iron & Steel*(世界钢铁)[J], 2011, 11(2): 26
- [14] Speicher Magdalena, Klenk Andreas, Maile Karl *et al. Advanced Materials Research*[J], 2011, 278: 241
- [15] Cabibbo Marcello, Gariboldi Elisabetta, Spigarelli Stefano *et al. J Mater Sci*[J], 2008, 43(8): 2912
- [16] Nandi S, Reddy G J, Singh K. *Trans Indian Inst Met*[J], 2016, 69(2): 271
- [17] Mankins W L, Hosier J C, Bassford T H. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 1974, 5(12): 2579
- [18] Wu Q Y, Song Y J, Swindeman R W *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2008, 39(11): 2569
- [19] Jiang He(江河), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(4): 982
- [20] Gariboldi Elisabetta, Cabibbo Marcello, Spigarelli Stefano *et al. International Journal of Pressure Vessels and Piping*[J], 2008, 85(1-2): 63
- [21] Chen Z Z, Liu Z D, Bao H S. *Energy Materials*[M]. Hoboken: John Wiley & Sons Inc, 2014: 315
- [22] Speicher M, Hüggenberg D, Klenk A *et al. Energy Technology*[J], 2016, 4(1): 187
- [23] Kimball O F, Lai G Y, Reynolds G H. *Metallurgical Transactions A*[J], 1976, 7(11): 1951
- [24] Abe Fujio. *Engineering*[J], 2015, 1(2): 211

## Effect of Compositional Modification on Microstructure and Properties of IN 617 Alloy

Bai Yaguan<sup>1,3</sup>, Nie Yihong<sup>2,3</sup>, Kou Jinfeng<sup>1</sup>, Zhang Xin<sup>1</sup>, Guo Wei<sup>1,3</sup>, Li Hongmei<sup>1</sup>, Zhang Bingbing<sup>1</sup>

(1. Tianjin Heavy Industries Research & Development Co., Ltd, CFHI, Tianjin 300457, China)

(2. China First Heavy Industries, Qiqihaer 161042, China)

(3. Heilongjiang Provincial Key Laboratory of Intelligent Manufacturing for Advanced Nuclear Power Equipment, Qiqihaer 161042, China)

**Abstract:** The effects of increasing Al+Ti content on microstructure and mechanical properties of IN 617 alloy after heat treatment and long time aging heat treatment were studied. The results show that increasing Al+Ti content contributes to more  $\gamma'$  phases and bigger size which can evidently improve the precipitation strengthening effect, and can increase tensile strength and stress rupture property of the alloy. Compared to increasing Al content only, increasing Al+Ti content makes the alloy have better high temperature structure stability and longer stress rupture life. The results indicate that IN 617mod 2 alloy can be chose as one of candidate materials for A-USC rotor.

**Key words:** IN 617 alloy; precipitated phases; tensile properties

Corresponding author: Nie Yihong, Ph. D., Senior Engineer, China First Heavy Industries, Qiqihaer 161042, P. R. China Tel: 0086-452-6811108, E-mail: nieyihong@126.com