

Al-Nb 含量对转子用 GH706 合金组织及力学性能的影响

白亚冠, 聂义宏, 朱怀沈, 赵 帅

(中国一重天津重型装备工程研究有限公司, 天津 300457)

摘 要: 研究了提 Al 降 Nb 对 GH706 合金经过高温长时效处理前后的组织与力学性能的影响。结果表明, 提 Al 降 Nb 的成分改进抑制了高温不稳定存在的 γ'' 相、 η 相及 Laves 相和 δ 相等 TCP 相的析出, 同时, 在经过 750 °C 保温 500 h 的处理后, 只存在 γ' 和 η 相的轻微长大, 力学性能下降幅度有限, 仍保持在一个较高的水平, 而未进行成分改进的合金 (传统 GH706) 中的析出相等均发生明显长大, 力学性能下降幅度较大, 可见提 Al 降 Nb 的成分改进可使得合金在更高的温度服役。

关键词: GH706; 长时效; 析出相; 力学性能

中图分类号: TG132.3⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)04-1317-08

伴随着越来越多的环保事件发生, 我国经济的快速发展与环保的矛盾日益凸显。因此 700 °C 以上先进超超临界燃煤发电技术的研究变得越发重要。我国已于 2010 年成立了 700 °C 超超临界燃煤发电技术创新联盟, 在能源局的组织下目前已有 19 家电力部门、制造企业和科研院所参与了 700 °C 先进超超临界机组新材料研究和新产品的试制^[1,2]。

GH706 合金是一种时效强化的铁镍基高温合金, 由于其成本低、具有良好的锻造性能和焊接性, 适合于制造大型锻件, 其广泛应用于 GE 公司 F 级重型燃气轮机涡轮盘锻件。但由于其 Nb 含量高达 3%, 在冶炼过程中易发生偏析缺陷^[3], 当铸锭直径超过 750 mm 时, 由于心部的局部凝固时间的增加会导致发生严重的偏析缺陷^[4], 为了降低偏析缺陷的程度, 进而应用于 700 °C 超超临界汽轮机高压转子, 已有研究对 GH706 合金进行了降低 Nb 含量、提高 Al 含量的成分调整^[5], 开发研制出了 10 t 级高压转子^[6]。通过成分调整可获得大量细小的纳米尺寸的 γ' 相, 抑制 γ'' 相、 δ 相等的析出, 从而提高长期高温环境服役的组织稳定性^[7-10]。对于成分改进后的组织和性能已有一定的研究, 但是对于其在高温长时效过程中的组织和性能的研究鲜有报道, 因此本工作详细研究了成分调整对 GH706 合金长时效后的组织及力学性能的影响。

1 实 验

采用真空感应熔炼和电渣重熔双联熔炼工艺冶炼 2 种成分的 150 kg 合金铸锭各 1 个, 成分见表 1。合金 MN1 为标准 GH706 合金, 合金 MN2 在 MN1 合金成分的基础上将 Nb 质量分数降低至 2.05%, Al 质量分数提高至 1.21%。

2 个铸锭经均匀化处理后利用空气锤锻成 $\Phi 15$ mm 的棒材。从棒材上取样, 按照同样的工艺进行性能热处理: 980 °C 保温 3 h 后以 4 K/min 的速率冷却至 820 °C 保温 2 h, 空冷, 720 °C 保温 16 h, 炉冷。对经过性能热处理后的试样进行 750 °C 保温 500 h 的时效处理。

采用 Zeiss 200 MAT 光学显微镜和 FEI Quanta 400 扫描电镜 (配备 EDAX Genesis XM2 能谱仪) 观察 2 种合金经过长时效处理前后的显微组织形貌; 利用日本电子的 JEM-2100F 型透射电镜观察合金的析出相形貌并分析确定其结构与类型; 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

表 1 实验合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of the test alloys (wt%)							
Alloy	Cr	C	Ti	Al	Nb	Ni	Fe
MN1	16.1	0.034	1.64	0.39	2.93	41.13	Bal.
MN2	16.3	0.027	1.79	1.21	2.05	41.52	Bal.

收稿日期: 2018-04-15

基金项目: 国家能源应用技术研究及工程示范项目 (NY20150101-1)

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: 022-58808810, E-mail: 302baiyaguan@163.com

的室温与 700 ℃ 的拉伸性能; 利用上海华龙测试仪器有限公司的 CBD-500 电子式摆锤冲击试验机测试合金的室温冲击性能; 利用长春机械科学研究院有限公司的 RDL50 型电子蠕变持久试验机测试合金的持久性能; 通过扫描电镜观察拉伸和冲击试验后的断口形貌。

2 结果与分析

2.1 铸态显微组织特征

GH706 合金中 Nb 含量较高, 在冶炼中主要偏析元素为 Nb 和 Ti, 在凝固过程中, 易于偏析形成黑斑等宏观缺陷, 且在枝晶间易富集形成 Laves 相、 δ 相、 η 相和 $M(C, N)$, 这些相会使热变形塑性急剧恶化, 同时变形后往往会出现条带组织, 影响材料的性能^[11,12]。图 1 为 2 种试样合金电渣重熔铸锭冒口部显微组织。由图可见, MN2 合金中的白色块状析出相 (Laves 相) 明显少于 MN1 合金, 可知采用相同冶炼工艺, 通过降低 Nb 含量的改进可减轻微观偏析。同时发现 MN2 合金中黑色区域面积较大, 这与 MN2 合金中 Al 含量提高, 在凝固过程中与枝晶间形成的 $\gamma+\gamma'$ 共晶相量增多有关。

2.2 性能热处理态显微组织特征

图 2 为 2 种试验合金性能热处理态显微组织特征。由图 2a、2b 可见, MN1 合金晶内有少许的块状析出, 为 $M(C, N)$, 晶界处存在一定量的针状和微小颗粒状析出。MN2 合金晶内除个别的块状碳氮化物外, 只在晶界发现有少许的短棒状析出相存在 (见图 2c、2d)。通过更高倍数的透射电镜观察发现 (见图 3), MN1 合

金晶内析出了大量的 γ'/γ'' 相, 在晶界存在大量的针状相 (见图 3b 标记 2 处), 不同文献^[5,8,13-15]中提到此类析出相时有 δ 相、 η 相和二者皆有 3 种观点, 但根据本研究对晶界处多个析出相的 EDS 与 SAED 结果可知, 材料中的此类相主要为 η 相 (见图 3d), η 相与基体存在位向关系: $[011]\gamma//[2\bar{1}\bar{1}0]\eta$, $\{11\bar{1}\}\gamma//\{0001\}\eta$, 为半共格关系, 因此 η 相互相呈平行固定角度关系^[13], 在

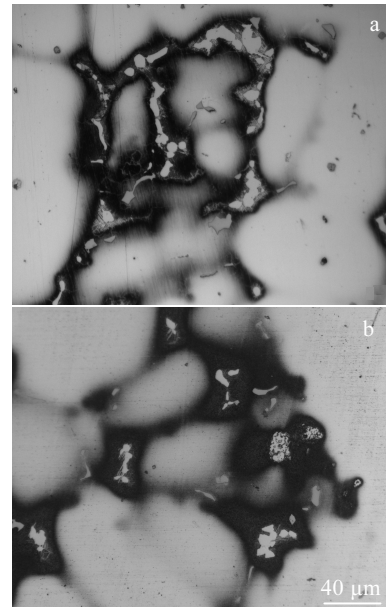


图 1 合金铸态金相显微组织

Fig.1 Microstructures of as-cast alloys: (a) MN1 and (b) MN2

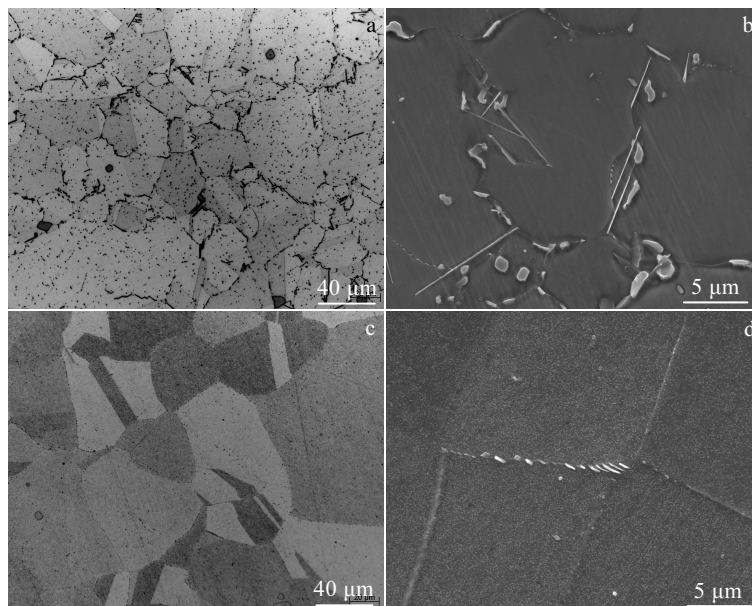


图 2 合金标准热处理态金相显微组织

Fig.2 Microstructures of heat treated alloys: (a, b) MN1 and (c, d) MN2

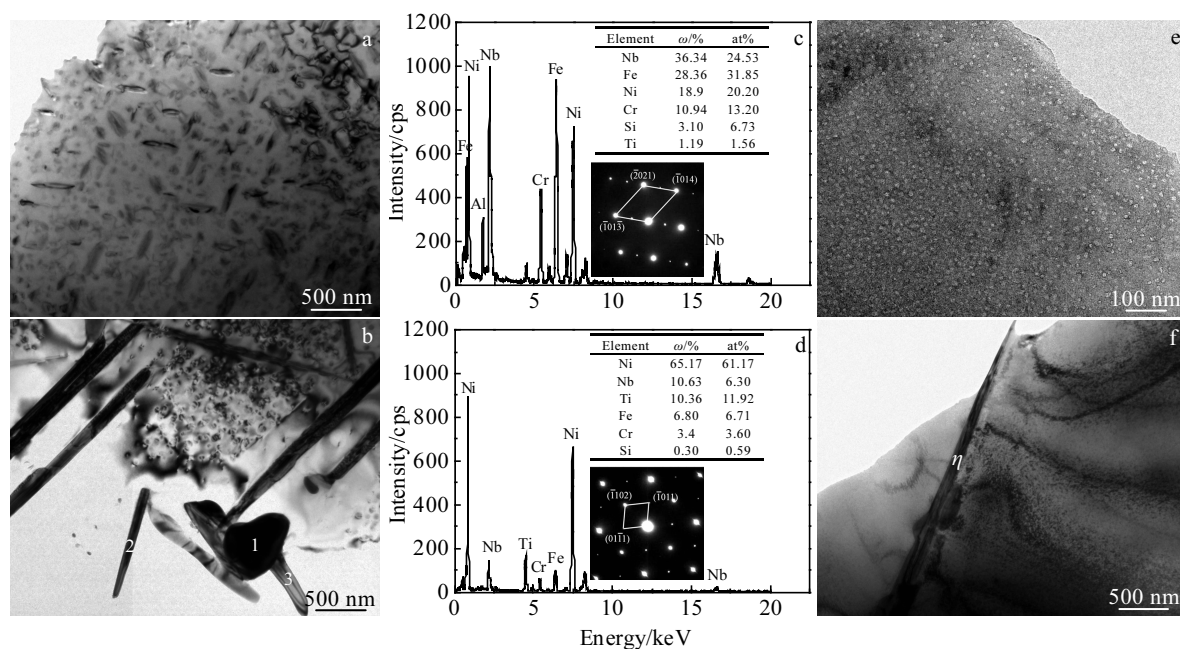


图3 合金标准热处理态透射显微组织以及图3b中1、2点处析出相的能谱与选区电子衍射花样

Fig.3 TEM images of heat treated alloys: (a, b) MN1 and (e, f) MN2; EDS spectra and SAED patterns of Laves (area 1) (c) and η (area 2) (d) in Fig.3b

η 相之间及其周围存在 γ'/γ'' 相的贫化区, 贫化区宽度与 η 相之间的间距以及性能热处理稳定处理温度的选择有关。 η - Ni_3Ti 中的 Ti 可由 Nb 等部分替代, η 相的析出长大主要是通过 Ti、Ni、Nb 等的扩散过程来完成, 因此随着 η 相的形核长大, η 相附近的基体中会出现 Ti、Nb 等的贫化, Cr、Fe 等的富集, 从而产生 γ'/γ'' 相的贫化区, 见图 3b, 此外还发现少量块状 Laves 相 (见图 3b 中标记 1 处) 的存在以及从 Laves 相生长出的 δ 相 (见图 3b 中标记 3 处); 在 MN2 合金中没有观察到 γ'' 相的存在, 其晶内析出大量均匀分布的平均尺寸约为 14 nm 的球状 γ' 相, 晶界有少量的短棒状及个别针状 η 相析出。由上可见, 通过提 Al 降 Nb 的成分改进, 明显抑制了含 Nb 量较高的高温不稳定的 γ'' 相和 η 、Laves 相的析出, 使得 γ'' 相消失, η 相析出量明显减少且形态发生了变化, 同时促进了 γ' 相的析出, 由此可知, Nb 元素更多的进入到了 γ' 相中, 在 γ' 相中 Nb 元素占据 Al 位, 当合金中 Nb 含量较高时, 晶胞单元的相结构因子 n_A 和 σ_N 同时显著增大, 使得 γ' 相中共价键增强, 稳定性增加, 从而明显提高材料的高温组织稳定性^[16]。

2.3 长时时效处理后的显微组织特征

为了考察 2 种合金在 700 °C 长时时效后的性能与组织, 同时节约实验时间, 因此本研究选择 750 °C 时效 500 h 的处理来模拟 700 °C 时效 10 000 h 的性能与

组织^[17,18]。图 4 为 2 种合金经过 750 °C 时效 500 h 后的显微组织。由图 4a、4b 可见, 与时效前组织相比, MN1 合金的晶界处存在大量的白色块状析出, 其 η 相数量明显增多且尺寸增大; 而 MN2 合金经过时效处理后仍只是在局部晶界发现短棒状 η 相的存在 (图 4c、4d), 尺寸有一定的增大。通过更高倍数的观察发现 (见图 5), 经过时效处理后, MN1 合金的晶界处不仅存在长针状的 η 相, 还发现了紧密排列的胞状 η 相, 在 η 相附近存在 γ'/γ'' 相贫化区, 贫化区边缘可观察到球状 γ' 相的存在, 更远的区域才观察到 γ'' 相的析出, 同时晶界还观察到了块状 Laves 相的析出。MN2 合金中只在晶界观察到短棒状的 η 相存在, γ' 相贫化区很小, 同时发现 2 种尺寸的 γ' 相的存在, 尺寸较大的约为 78 nm, 较小的约为 38 nm, 这是由于 750 °C 处于 γ' 相析出区间, 在此温度保温时, 不仅会使得性能热处理过程中析出的 γ' 相发生长大, 同时还能够析出新的 γ' 相并长大。由上可知, 在 MN1 合金成分的基础上通过提 Al 降 Nb 的成分改进可以使得 GH706 合金在 700 °C 及以上温度的组织稳定性得到明显的改善。

2.4 750 °C 长时时效处理对 2 种合金的力学性能的影响

图 6 为 MN1 和 MN2 合金在经过 750 °C 时效 500 h 处理前后的室温与 700 °C 拉伸性能对比。由图 6a、6c 可知, 经过长时时效处理后, 在室温条件下, MN1 合

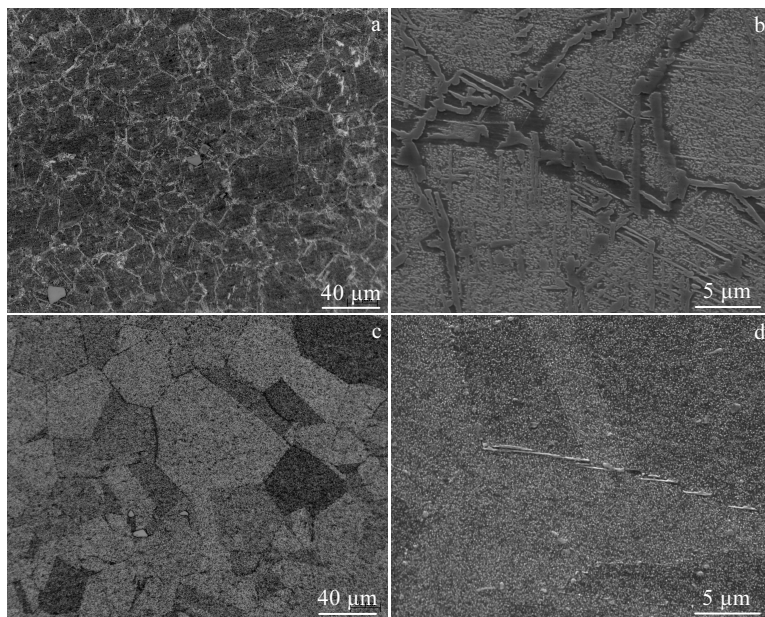


图 4 合金经长时时效处理后金相显微组织

Fig.4 Microstructures of alloys aged at 750 °C for 500 h: (a, b) MN1 and (c, d) MN2

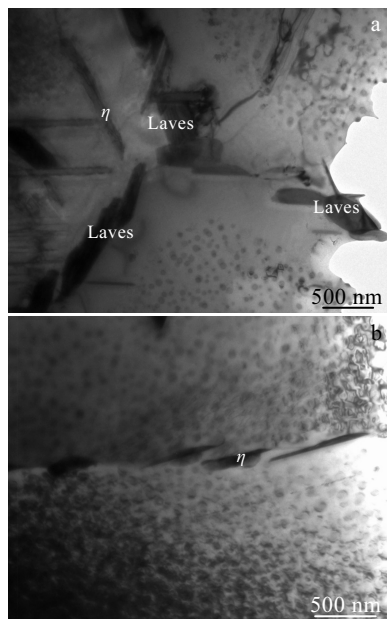


图 5 合金经长时时效处理后析出相形貌

Fig.5 Morphologies of precipitates in the test alloys aged at 750 °C for 500 h: (a) MN1 and (b) MN2

金的抗拉强度和屈服强度均明显下降, 塑性也出现一定程度的下降, 由前文中关于时效处理前后的显微组织特征对比观察与分析可知, 这是由于经过长时时效处理后, MN1 合金内部析出了大量的 η 相和 Laves 相

并发生长大, 同时一部分 γ'' 相粗化并转化为 η 相, 使得 γ'/γ'' 相的数量减少、尺寸增大, 基体中固溶的 Nb 减少, 导致固溶强化和析出强化作用均减弱, 从而使 MN1 合金的强度出现了降低, 抗拉强度和屈服强度的降幅分别达到了 16.8% 和 36.3%, 而晶界 η 相和 Laves 相的析出和长大及 η 相附近的贫化区, 一定程度影响到了材料的塑性; MN2 合金的强度在时效前后变化微小, 塑性存在一定程度的提升, 这是由于经过长时时效处理后, MN2 合金内部析出了更多的 γ' 相, 且尺寸仍保持在 100 nm 以内, 强化作用没有发生大的变化, 只在晶界存在一定量的 η 相呈短棒状析出和长大, 起到了强化晶界的作用, 因此其强度无明显变化, 而塑性却得到了一定的提升。值得注意的是, 尽管在性能热处理态条件下 MN2 合金的屈服强度要比 MN1 合金低 19.8%, 但经过 750 °C 保温 500 h 的时效处理后, MN2 合金的室温屈服强度比 MN1 合金高出 27%。

由图 6b、6d 可知, 在 700 °C 条件下, 750 °C 的时效处理使得 MN1 合金的抗拉强度和屈服强度均呈明显下降, 下降幅度分别达到 28.7% 和 35.4%, 其屈服强度已不足 500 MPa, 同室温强度下降机理一样, 与 η 相和 Laves 相的大量析出与长大, 造成 γ'/γ'' 相数量减少和基体中固溶强化元素含量减少有关, 而晶界大量析出的 η 相造成的相间贫化区对裂纹的钝化作用使得材料的塑性得到明显的提升, 这与文献[15]中提到的脆性相的析出会影响室温塑性但对高温塑性不然

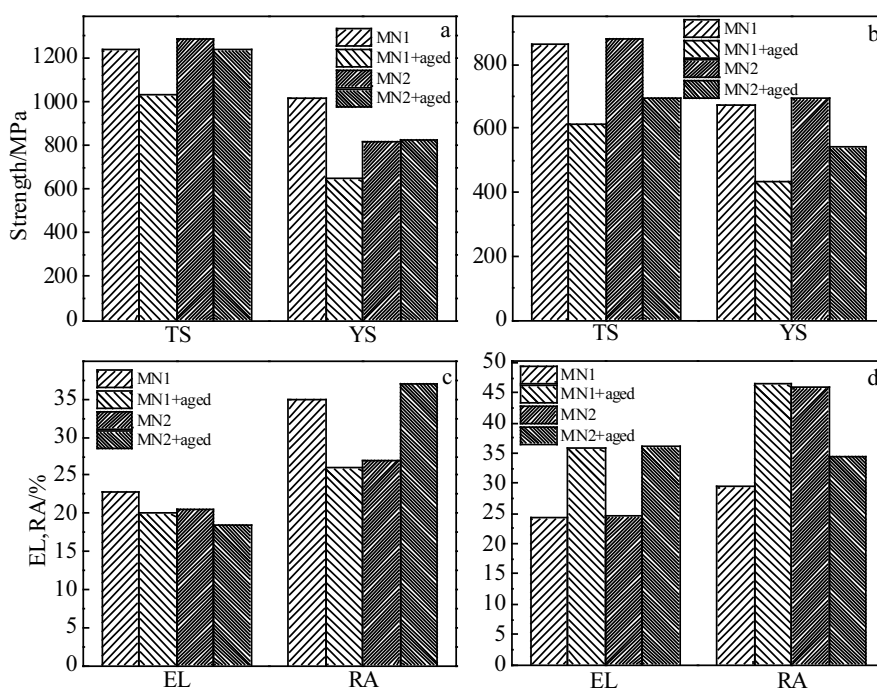


图6 750 °C/500 h 时效处理前后合金的拉伸性能

Fig.6 Tensile strength (TS, YS) (a, b) and ductility (EL, RA) (c, d) of alloys before and after aging at 750 °C for 500 h: (a, c) room temperature and (b, d) 700 °C

是一致的;同 MN1 合金相比,MN2 合金在经过 750 °C 时效处理后抗拉强度和屈服强度均下降,下降幅度分别为 20.8%和 22.1%,但其下降幅度小于 MN1 合金,且其屈服强度仍高于 500 MPa,延伸率增加,断面收缩率降低,这与晶界 η 相的析出有关系。由长时效处理前后的拉伸性能对比分析结果,结合前文的显微组织特征对比分析结果,可知经过提 Al 降 Nb 成分改进后得到的 MN2 合金的高温组织稳定性明显优于 MN1 合金。

图 7 为 2 种合金的冲击性能对比及 750 °C 长时效对 2 种合金的冲击性能的影响。由图 7 可知,在性能热处理状态下,尽管 MN2 合金的强度低于 MN1 合

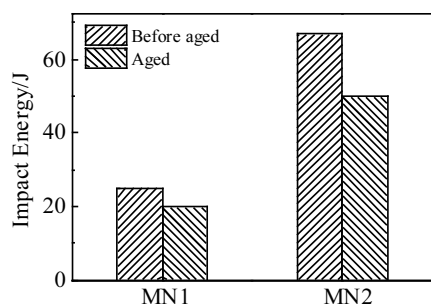


图7 750 °C 长时效处理前后合金的冲击功

Fig.7 V-notch impact energy of alloys before and after aging at 750 °C for 500 h

金,但其冲击值为 MN1 合金的 2 倍以上,达到了 67 J。经过 750 °C 保温 500 h 的时效处理后,2 种合金的冲击功均存在一定幅度的下降,但 MN2 合金的冲击值仍可达到 50 J,远高于 MN1 合金的 20 J。冲击性能的变化主要与其晶内和晶界析出相的数量、尺寸、形态有关^[3,19]。

2.5 典型拉伸与冲击断口形貌

图 8 为 2 种合金在长时效前后的拉伸断口形貌。由图 8 可知:MN1 合金的室温拉伸断口(图 8a)呈穿沿晶断裂特征,存在典型的韧窝结构,但经过长时效处理后(图 8b)发生了脆化,断口形貌呈准解理断裂特征;700 °C 的拉伸断口形貌与室温正好相反(图 8e、8f),经过长时效处理后 MN1 合金的塑性得到了提升;对于 MN2 合金,长时效前的室温断口形貌只有部分小而浅的韧窝(图 8c),而经过长时效后韧窝(图 8d)变多变深,与塑性指标是一致的;700 °C 拉伸断裂后的断口形貌主要为韧窝(图 8g、8h),其中长时效处理后的韧窝略深。

图 9 为 2 种合金典型的冲击断口形貌。MN1 断口形貌存在明显的沿晶断裂特征,为脆性断裂,MN2 合金则呈明显的韧性断裂,从断口形貌的角度再一次证明了 MN2 合金优良的冲击韧性。

2.6 750 °C 长时效处理对 2 种合金的持久性能的影响

表 2 为 2 种合金在 700 °C/375 MPa 条件下的持久

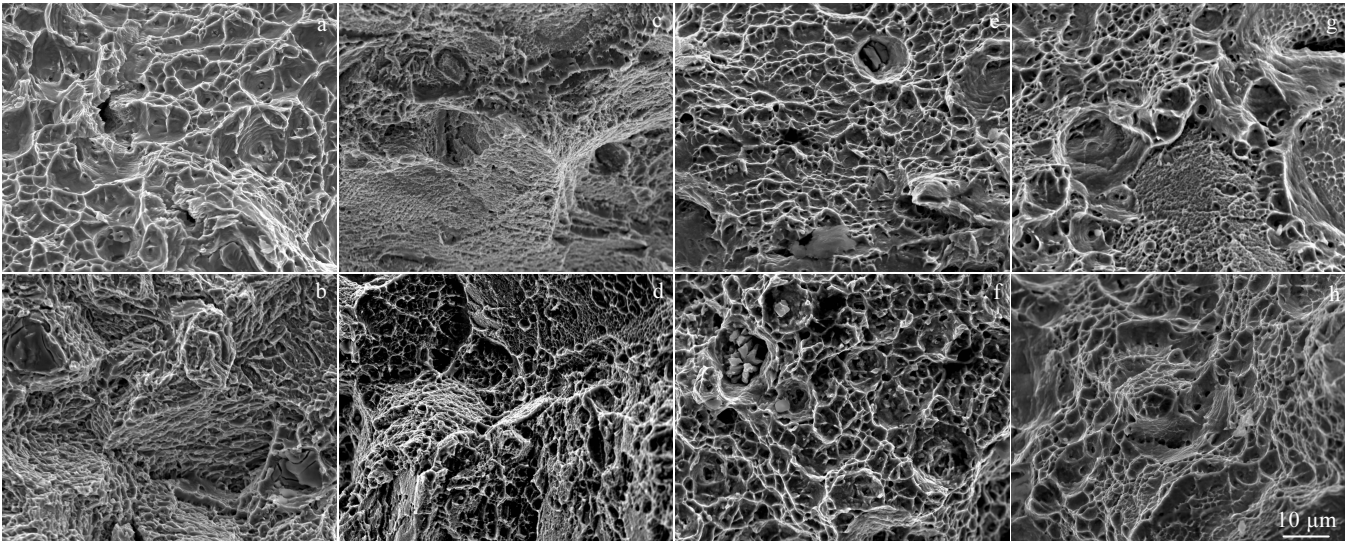


图 8 2 种合金长时时效前后的典型拉伸断口形貌

Fig.8 Fracture morphologies of MN1 (a, b, e, f) and MN2 (c, d, g, h) before (a, c, e, g) and after (b, d, f, h) aging at room temperature (a~d) and 700 °C (e~h)

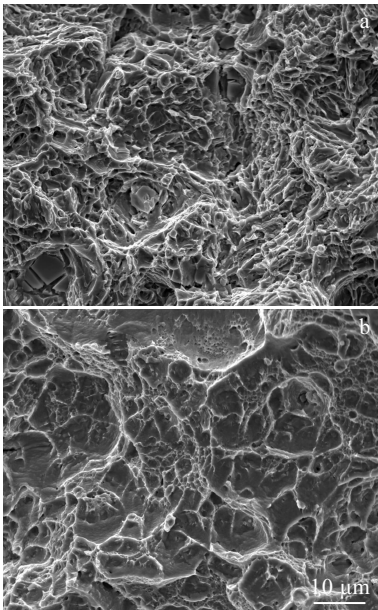


图 9 2 种合金时效后典型冲击断口形貌

Fig.9 Fracture morphologies of impact specimens after aging at 750 °C for 500 h: (a) MN1 and (b) MN2

表 2 MN1 和 MN2 合金在 700 °C/375 MPa 下的持久性能
Table 2 Stress rupture life of MN1 and MN2 at 700 °C/375 MPa (h)

Condition	MN1	MN2
Heat treated	1797	2142
Aged at 750 °C for 500 h	37.9	952

性能。由表 2 可知，在性能热处理状态下，MN2 合金的持久时间高于 MN1 合金，但相差不大。经过 750 °C 保温 500 h 的时效处理后，MN1 合金的持久时间下降到小于 40 h，而 MN2 合金的持久时间仍接近 1000 h，远优于 MN1 合金。由持久断裂后的螺纹部分显微组织观察发现（见图 10），MN1 合金中晶界白色的 Laves 相和针状 η 相析出量明显增多，尺寸明显增大，且在晶界连续析出，部分 Laves 相尺寸达到了 20 μm 以上，晶内 γ'/γ'' 相尺寸明显增大；MN2 合金晶界处也发现了少量的白色块状析出，经 EDS 分析确认为 Laves 相，晶内析出的 γ' 相发生一定的长大，但仍小于 100 nm。由此可知，MN1 合金中 γ'/γ'' 相的长大、晶界 Laves 相和 η 相的连续析出量的增多与尺寸的长大不仅使得析出强化作用减弱，而且大量消耗了 Nb 等固溶强化元素，同时 η 相间 γ'/γ'' 相贫化区的宽度远大于 MN2 合金，且在经过长时时效后很容易在晶界形成连续的贫化区，使得晶界应力集中，易于萌生裂纹并扩展^[8,20]，严重影响了 MN1 合金的持久性能，因而 MN2 合金的持久性能下降幅度远小于 MN1 合金。对 GH706 合金来说，其晶界析出相是比较复杂的， η 相的形态、尺寸、数量对持久性能的影响已有较多报道^[13,15,20,21]，对于改进后得到的 MN2 合金来说，其最佳的 η 相析出处理工艺尚需更一步的研究。综上所述，通过成分改进得到的高温组织稳定性远高于 MN1 合金，造就了 MN2 合金优于 MN1 合金的综合力学性能，使得材料能够在更高的温度服役。

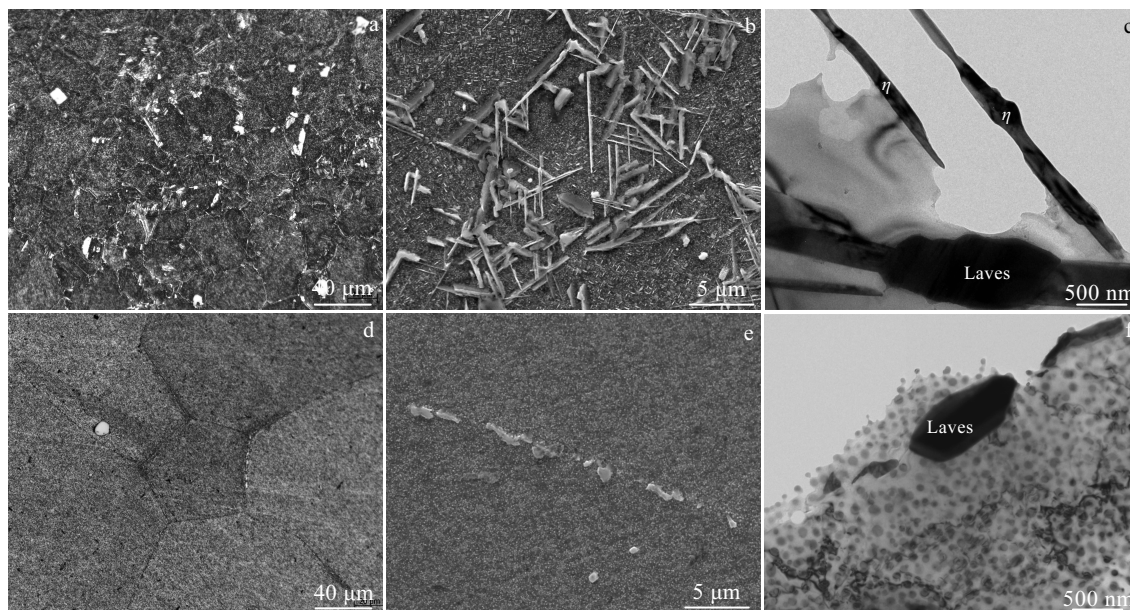


图 10 750 °C 时效处理态合金持久断裂后未受力部分显微组织

Fig.10 Microstructures of unstress part (aged at 750 °C for 500 h) stress ruptured at 700 °C/375 MPa: (a~c) MN1 and (d~f) MN2

3 结 论

1) 通过将 Al 含量提高至 1.21%, Nb 含量降低至 2.05% 的成分改进, 消除了在高温长时服役过程中不稳定存在的 γ'' 相的析出, 促进了细小弥散分布的 γ' 相的析出, 同时明显抑制了含 Nb 量较高的 Laves 相和 δ 相、 η 相等有害相的析出。

2) 经过 750 °C 保温 500 h 的长时效处理后, MN1 合金中晶界 Laves 相和 η 相不仅数量增多, 而且尺寸发生了长大, η 相间的贫化区增多, 有利于裂纹在晶界的萌生与扩展, 而经过成分调整后得到的 MN2 合金, 晶内弥散分布的 γ' 相和晶界有利于持久性能的短棒状 η 相均只发生了有限的长大, 相比于 MN1 合金的高温组织稳定性得到了明显的改善。

3) 2 种合金的力学性能在经过高温长时效处理后存在不同程度的下降, 但经成分改进得到的 MN2 合金的力学性能下降程度有限, 且其屈服强度、冲击功、持久性能等明显优于 MN1 合金, 可在较传统 GH706 更高的温度长期服役。

参考文献 References

- [1] 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(2): 26
- [2] 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

- [3] Xin Xin(信 昕), Sun Wenru(孙文儒), Duan Zhongyuan(段忠园) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(11): 1946
- [4] Sou U, Mitsumori F, Junichi T *et al.* *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[C]. Warrendale, PA: The Minerals, Metals and Materials Society, 2001: 71
- [5] Takashi S, Tatsuya T, Yukoh S *et al.* *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[C]. Warrendale, PA: The Minerals, Metals and Materials Society, 1997: 379
- [6] Imano S, Sato J, Kamoshida H *et al.* *Proceedings from the Sixth International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants*[C]. Ohio: ASM International, 2010: 423
- [7] Imamo S, Doi H. *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[C]. Warrendale, PA: The Minerals, Metals and Materials Society, 2005: 77
- [8] Xin Xin(信 昕), Sun Wenru(孙文儒), Cheng Liping(程丽萍) *et al.* *Journal of Materials and Metallurgy*(材料与冶金学报)[J], 2010, 9(1): 62
- [9] Tatsuya T, Takashi S, Junichi T *et al.* *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[C]. Warrendale, PA: The Minerals, Metals and Materials Society, 2001: 269
- [10] Li X, Kopp R, Wolske M. *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[C]. Warrendale, PA: The Minerals, Metals and Materials Society, 2005: 659

- [11] Long Zhengdong(龙正东), Ma Peili(马培立), Zhong Zeng-yong(仲增堉). *Journal of Iron and Steel Research(钢铁研究学报)*[J], 1997, 9(1): 21
- [12] Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓), Zeng Yan-ping(曾燕屏). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2006, 35(2): 176
- [13] Remy L, Laniesse J, Aubert H. *Materials Science and Engineering*[J], 1979, 38(3): 227
- [14] Peng Yonghui(彭永辉), Wang Jihong(王继红), Wu Guilin(吴桂林) *et al. Journal of Iron and Steel Research(钢铁研究学报)*[J], 2003, 15(S1): 72
- [15] Matsumoto O, Honjo T, Ysaumoto Y *et al. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[C]. Warrendale, PA: The Minerals, Metals and Materials Society, 1997: 389
- [16] Xie Xishan(谢锡善), Dong Jianxin(董建新), Fu Shuhong(付书红) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2010, 46(11): 1289
- [17] Berger C, Granacher J, Thoma A. *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[C]. Warrendale, PA: The Minerals, Metals and Materials Society, 2001: 489
- [18] Rosler J, Muller S, Genovese D D *et al. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[C]. Warrendale, PA: The Minerals, Metals and Materials Society, 2001: 523
- [19] Kuhlman G W, Chakrabarti A K, Beaumont R A *et al. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[C]. Warrendale, PA: The Minerals, Metals and Materials Society, 1994: 441
- [20] Takashi S, Yukoh S, Tatsuya T *et al. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[C]. Warrendale, PA: The Minerals, Metals and Materials Society, 1996: 627
- [21] Takahashi T, Ishiguro T, Orita K *et al. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[C]. Warrendale, PA: The Minerals, Metals and Materials Society, 1994: 557

Effect of Al-Nb Content on Microstructure and Properties of GH706 Alloy for Rotor

Bai Yaguan, Nie Yihong, Zhu Huaishen, Zhao Shuai

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

Abstract: The effects of increasing Al content and decreasing Nb content on microstructure and mechanical properties of GH706 alloy before and after long time age heat treat were studied. The results show that increasing Al content and decreasing Nb content in alloy contribute to the disappearing of γ'' , η , Laves and δ phases in alloy. After aged at 750 °C for 500 h, γ' and η grow up slightly and the mechanical properties have a limited reducing. While the precipitates of alloy without modification (conventional GH706) grow up rapidly and the mechanical properties decrease obviously. The alloy can be used at higher temperatures with modification of increasing Al content and decreasing Nb content.

Key words: GH706; long time age; precipitate; mechanical properties

Corresponding author: Bai Yaguan, Master, Senior Engineer, Tianjin Heavy Industries Research & Development Co. Ltd, China First Heavy Industries, Tianjin 300457, P. R. China, Tel: 0086-22-58808810, E-mail: 302baiyaguan@163.com