



TG700A 合金时效过程中的析出行为和力学性能

许庆爽¹, 曹铁山¹, 徐芳泓², 方旭东², 程从前¹, 赵杰¹

(1.大连理工大学 材料科学与工程学院, 大连 116024;

2.太原钢铁(集团)有限公司, 太原 030003)

摘要:采用光学显微镜和扫描电子显微镜研究一种可用于先进超超临界机组的新型镍基合金 TG700A 在时效期间的析出行为, 并讨论时效对该合金硬度和冲击性能的影响, 同时, 采用应力松弛方法对其高温蠕变行为进行了研究。结果表明: $M_{23}C_6$ 碳化物在晶界上析出并迅速长大, 充满晶界后其长大速度逐渐放缓; 主要强化相 γ' 在时效期间发生粗化, 形态由球形逐渐向立方形转变。时效后, 该合金的冲击韧性显著下降; 合金的硬度和蠕变激活能随着时效时间的延长呈现出先增加后降低的趋势, 分析认为这与 γ' 粒子强化机制的转变有关。

关键词: 镍基合金; 析出相; 力学性能; 应力松弛

文章编号: 1004-0609(2018)-08-1559-09

中图分类号: TG132

文献标志码: A

面对日益增加的能源需求和环境恶化问题, 发展更高效率的火力发电机组成为当前电力公司的迫切需要, 提高机组的蒸汽参数是一种提高效率可行的方法。因此, 近年来欧洲、美国以及中国等相继开展了 700℃ 级先进超超临界(Advanced ultra-super-critical, A-USC) 机组的研发项目^[1-3]。机组蒸汽参数的提高对其结构材料提出了更为苛刻的要求, 研发可以满足高温部件要求的材料已成为一个至关重要的问题, 也是使发电机组能够可靠运行的关键因素。

通常要求机组关键部件所用的高温材料在工作温度下必须具有较长的蠕变寿命(10000 h 的持久强度不低于 100 MPa)、较高的抗氧化和腐蚀性能(20000 h 的氧化腐蚀层厚度小于 2 mm)^[1]。因此, 高温材料的选择、研发以及评价都被列为整个研发计划的重点^[4]。镍基合金由于具有优异的蠕变强度和抗腐蚀性能, 成为了一类最有应用前景的候选材料, 如 GH2984、Haynes 230、Inconel 617/617B、Nimonic 263 和 Inconel 740/740H 是几种最可能得以应用的材料^[2, 5-6]。研究^[2, 7]表明, 在现有的诸多候选材料中, 740H 为代表的 Ni-25Cr-20Co 合金具有优异的综合性能, 因此, 被视为 750℃ 服役机组的最佳候选材料。目前, 有关的 740H 合金的研究主要集中在组织的稳定性^[8-10]、合金的高温氧化行为^[11]、热变形行为^[12]和焊接接头组织^[13]

等方面, 并取得了一些进展。但是, 目前 Ni-25Cr-20Co 合金的研究仍然缺乏长时间的数据积累和应用经验, 研发 700℃ 级 A-USC 机组关键材料对我国火力发电的发展和进一步地节能减排具有重要的意义。

本文作者所研究的 TG700A 是太原钢铁(集团)有限公司为 A-USC 机组自主设计和研发的一种沉淀强化型 Ni-25Cr-20Co 类镍基合金。本研究目的是通过分析 TG700A 合金在 770℃ 长期时效后组织和性能的变化情况, 评估该合金在高温长期时效期间的组织稳定性以及时效处理对其室温力学性能和高温抗蠕变能力的影响。

1 实验

本研究中所采用的实验材料为太原钢铁(集团)有限公司提供的 TG700A 管材, 其化学成分实测值见表 1。供货态为 1150℃ 固溶处理 1 h 后空冷。为模拟服役环境下的组织变化, 将供货态 TG700A 置于电阻炉中进行时效处理, 时效温度为 770℃, 时效时间分别为 100、500、1000、2000 和 4000 h, 空冷至室温。

试验合金的组织显示采用化学方法侵蚀, 样品经机械研磨和抛光后, 进行表面腐蚀(腐蚀剂为盐酸、硝

表1 TG700A合金的化学成分

Table 1 Actual composition of alloy TG700A (mass fraction, %)

Cr	Co	Al	Ti	Nb	Fe	C
25.44	20.55	1.43	1.35	1.42	0.24	0.03
Mn	Mo	Si	Cu	N	Ni	
0.02	0.49	0.07	0.03	0.002	Bal.	

酸和水的混合溶液, 体积分数比为 10:1:10)。采用 MEF4 型金相显微镜(OM)对样品的金相组织进行观察。采用 SUPRA55 场发射扫描电镜(Field emission gun scanning electron microscope, FEG-SEM) 观察合金的显微组织、析出相的形貌及断面形貌, 同时使用 X 射线能谱仪(X-ray energy dispersion spectroscopy, EDS) 进行成分分析。借助 Image-Pro Plus 软件对 γ' 粒子的尺寸进行定量测定, 为了减小测量误差, 在高倍 SEM 图片中选取超过 200 个粒子进行测量。

采用 HB-3000 型布氏硬度计测量合金的硬度, 载荷为 1839 N, 保持时间为 15 s, 硬度值为 3 个测试点的平均值。室温冲击试样为夏比 V 型缺口试样, 尺寸为 10 mm×5 mm×55 mm, 试验在示波冲击试验机上进行, 取值为 3 个冲击试样的平均值。

本实验中通过短时的应力松弛试验来研究合金的蠕变行为。试样为采用标距 25 mm、直径 5 mm 的尺寸。选取供货态和时效 500、1000 和 4000 h 后的试样在 RD-50 微控电子式蠕变持久试验机上进行应力松弛实验, 试验温度为 750、770、800 和 820 °C, 实验流程符合 GB/T 10120-2013 标准要求。在达到预定应变(ε_t)后, 试样内部的弹性变形(ε_e) 在应力作用下逐渐转变为塑性变形(ε_p), 并引起施加应力的不断降低, 其模型为^[14]

$$\varepsilon_e + \varepsilon_p = \varepsilon_t = \frac{\sigma}{E} + \varepsilon_p = C \quad (1)$$

式中: C 为常数; ε_t 为总应变; ε_e 为弹性应变; ε_p 为塑性应变; E 为弹性模量; σ 为应力。

将式(1)对时间 t 进行微分, 可得到松弛应变速率与应力关系方程, 即

$$\dot{\varepsilon}_p = -\dot{\varepsilon}_e = -\frac{\dot{\sigma}}{E} \quad (2)$$

式中: $\dot{\varepsilon}_p$ 为塑性变形速率, 通常认为高温应力松弛过程中的塑性变形主要由蠕变引起, 因此也称其为蠕变速率; $\dot{\varepsilon}_e$ 为弹性变形速率; $\dot{\sigma}$ 为施加应力的变化速率; E 为弹性模量。

采用式(2)将应力-时间关系的松弛数据转化为与

蠕变速率-应力关系的蠕变数据, 并以此来研究材料的蠕变行为。

2 结果与讨论

2.1 显微组织的演化

图 1 所示为供货态试样的组织。从图 1(a)中可以看出, 固溶后的金相组织由大量等轴状 γ 组成, 晶粒内部包含大量的退火孪晶。在较高放大倍数下的 SEM 像中(见图 1(b)), 块状颗粒随机地出现在晶粒内部或

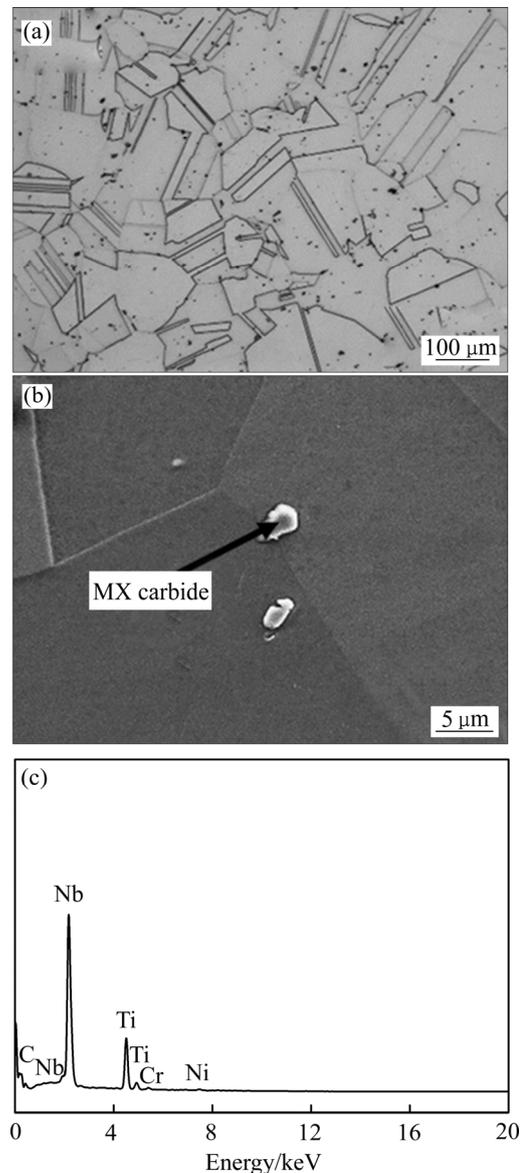


图1 供货态 TG700A 合金的显微组织和 EDS 分析

Fig. 1 Microstructures and EDS analysis of as-received TG700A alloy: (a) OM image; (b) SEM image; (c) EDS analysis of particles in Fig. (b)

晶界上, 经 EDS 分析(见图 1(c))后, 确定为富 Nb 和 Ti 的 MX 型碳氮化物; 固溶状态的组织未观察到晶内或晶界上存在明显的其他第二相。

图 2 所示为 TG700A 经 770 °C 时效不同时间后析出相的典型组织。由图 2 可以看出, 时效 100 h 后, $M_{23}C_6$ 几乎已经完全覆盖晶界; 在时效 100 到 2000 h 期间, 晶界处的 $M_{23}C_6$ 出现了轻微的聚集、长大现象, 但其粗化的过程是很缓慢的; 而在 2000 h 到 4000 h 期间, 其形态和尺寸几乎未发生明显变化。这说明 $M_{23}C_6$ 在时效初期快速在晶界析出并长大, 迅速充满晶界后, 长大的趋势逐渐放缓; 在达到一定时间后, 由于组织已组织接近平衡态, 所以可以认为碳化物的体积分数基本不变, 这与 GODEC 等^[15]的报道一致。时效后 γ' 相弥散分布于该合金中, 在短时间时效后呈球状, 随着时效时间的延长, γ' 相的形态有向立方转变的趋势; 并且 γ' 粒子随着时效时间的延长而发生

明显的粗化, 单位面积上的 γ' 粒子的数量下降。

通常认为, 析出相的形态主要取决于表面能(或界面能), 以及与错配度密切相关的弹性应变能^[16]。当错配度较低时, 表面能起主要作用, 由于相同体积条件下球状粒子具有最低的表面能, 所以较短时间的时效后, γ' 的形态大多呈球状; 然而随着时间的延长, γ' 粒子的析出、长大导致错配度逐渐增加, 相应的弹性应变能也逐渐增加并起主导作用, 所以 γ' 的形态逐渐由球状向立方状转变^[17]。

不同时效时间 γ' 粒子的粗化行为如图 3 所示。从图 3(a)中可以看出, 在 770 °C 时效 100、500、1000、2000 和 4000 h 后, γ' 粒子的平均直径分别约为 41、54、62、81 和 103 nm。研究表明, 在某些镍铁基和镍基合金中的 γ' 的粗化行为遵循 Lifshitz-Slyozov-Wagner (LSW) 生长动力学模型^[16, 18-20], 即在析出相的体积分数几乎不变的条件下, 其尺寸按照式(3)变化:

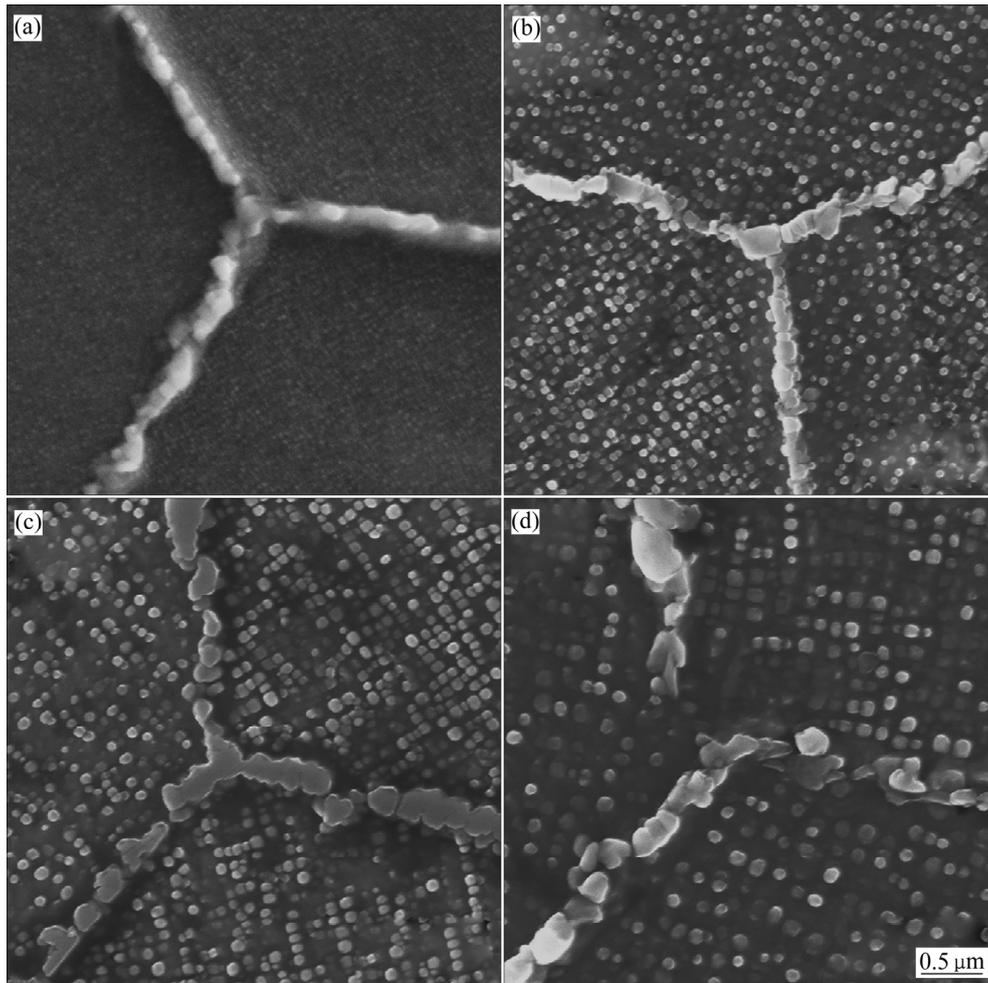


图 2 TG700A 经 770 °C 时效不同时间后析出相的典型特征

Fig. 2 Typical characteristics of precipitates of TG700A with different aging times at 770 °C: (a) 100 h; (b) 1000 h; (c) 2000 h; (d) 4000 h

$$r_t^3 - r_0^3 = kt \tag{3}$$

式中： r_t 、 r_0 分别代表时效时间为 t 时刻和0时刻的析出相平均直径； k 是与粗化速率有关的常数^[19]。

图3(b)所示为TG700A合金在770℃时效后 γ' 析出相的粗化规律。可以看出， γ' 粒子的粗化行为与LSW模型符合得很好，即随着时间的延长， γ' 相等效直径的立方线性增加，这可以说明TG700A合金在时效过程中 γ' 粒子的生长遵循由扩散控制的LSW模型。在时效过程中， γ' 粒子粗化的驱动力主要来自于析出相与基体界面处自由能的减少^[19]。由于错配度的增大， γ'/γ 界面的共格性被破坏，导致界面能增加，在 γ' 粒子尺寸增大的过程中，界面自由能得以释放。

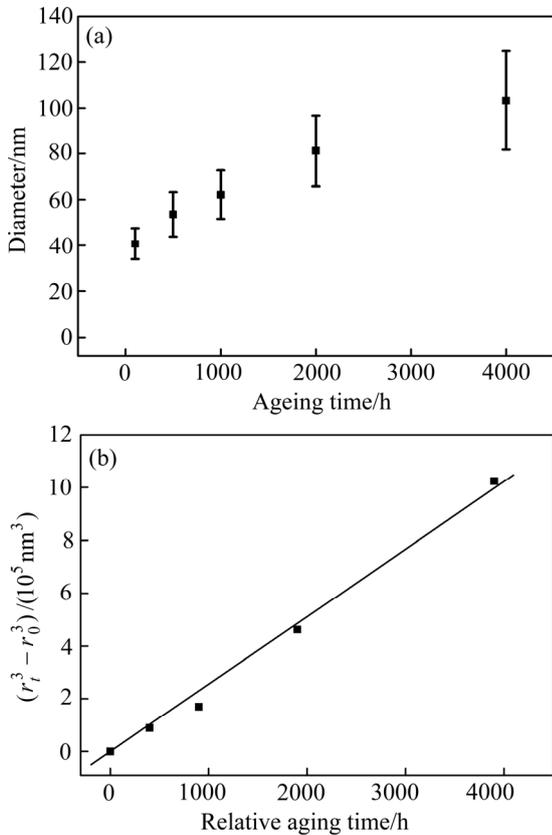


图3 TG700A合金770℃时效期间 γ' 析出相的粗化行为
Fig. 3 Coarsening behavior of γ' precipitates in TG700A alloy during aging at 770 °C: (a) Mean size of γ' precipitates at different aging time; (b) Plot of γ' size versus aging time in LWS model

2.2 室温力学性能

图4所示为TG700A合金不同时效时间后的硬度。供货态合金的硬度最低，约为200HB；而经过时效处理后，合金硬度均有了明显的提高，其数值都大于280HB。合金硬度呈现先增加后降低的趋势，在时

效1000h左右时，合金的硬度达到最大值。合金在时效过程中的晶粒尺寸并未发生明显变化，Hall-Petch效应可以忽略不计，此时合金的硬度主要取决于弥散强化的第二相 γ' ，强化机制主要有位错切割第二相粒子和Orowan两种机制，其对应的临界分切应力分别如式(4)和(5)所示^[21]：

$$\Delta\tau \propto \frac{\sigma_A^{3/2} f^{1/3}}{\sqrt{Gb^2}} \cdot r^{1/2} \tag{4}$$

$$\Delta\tau \propto \alpha f^{1/2} r^{-1} \tag{5}$$

式中： $\Delta\tau$ 是位错通过颗粒所需的临界分切应力； f 为颗粒的体积分数； σ_A 为反相畴的界面能； G 代表切变模量； b 是柏氏矢量的模； α 为与位错类型有关的常数。

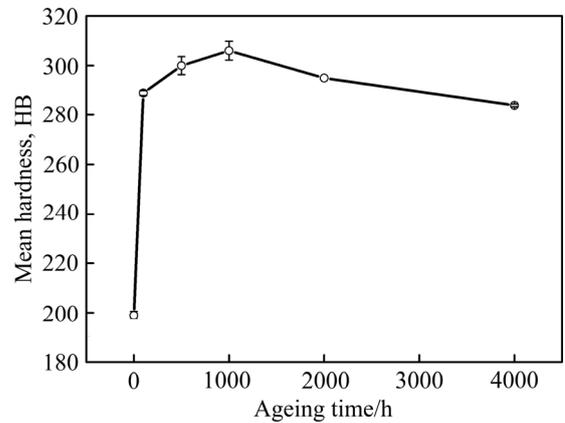


图4 TG700A合金在770℃时效不同时间后的硬度
Fig. 4 Hardness of TG700A alloy aging at 770 °C for different time

时效初期，合金硬度的大幅提高主要是由于在时效过程中强化相 γ' 的大量析出， γ' 相的强化效果与体积分数正相关，所以合金的硬度迅速增加；时效一定时间后， γ' 相的体积分数基本维持不变，此时 γ' 粒子的尺寸很小且与基体共格性很好，强化机制以位错切割第二相粒子为主，切过粒子所需的应力 $\Delta\tau$ 与 $r^{1/2}$ 成正比，也就是说随着 γ' 粒子半径的增加，切过粒子所需的应力增大，强化作用增强；当 γ' 粒子的半径超过临界尺寸时，Orowan机制占据主导，临界分切应力与粒子的半径成反比，即随着 γ' 粒子半径的增加， $\Delta\tau$ 减小，强化效果减弱。由此可推知，对于TG700A合金，其 γ' 粒子直径的临界尺寸可能为54~62nm之间，这与CHONG等^[22]有关740H的结果十分接近。

图5所示为TG700A合金不同时效时间的室温冲击韧性。从图5中可以看出，供货态试样具有最高的冲击韧性，为277 J/cm²；随着时效时间的延长，冲击

韧性呈递减趋势, 在时效 500~4000 h 过程中, 合金的室温冲击韧性为由 67 J/cm^2 下降到 52 J/cm^2 ; 与供货态相比, 时效处理后, 合金的室温韧性明显下降; 当

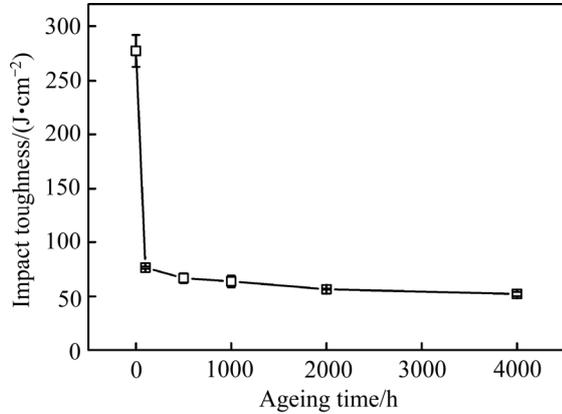


图 5 TG700A 合金在 $770 \text{ }^\circ\text{C}$ 时效不同时间后的室温冲击韧性

Fig. 5 Room temperature impact toughness of TG700A aging at $770 \text{ }^\circ\text{C}$ for different time

时效时间超过 2000 h 后, 时效处理虽然仍然导致该合金的冲击韧性缓慢下降, 但影响并不显著。

不同状态的 TG700A 合金的冲击断口形貌如图 6 所示。供货态试样的冲击断口(见图 6(a))呈现明显的韧性断裂特征, 断口表面由大量的韧窝组成, 未见明显的二次裂纹产生, 裂纹扩展途径主要以穿晶断裂为主, 表明其韧性较好。而时效处理后, 试样的断口(见图 6(b)~(d))则呈现明显的脆性断裂特征, 断口表面的韧窝数量大量减少, 合金的韧性明显下降, 其断裂模式以沿晶断裂为主, 局部伴有穿晶断裂和沿晶断裂的混合, 断面上二次裂纹明显增加, 裂纹的萌生和发展主要都位于晶界处, 这可能与时效后晶界析出 M_{23}C_6 有关。

时效处理合金的冲击韧性显著降低, 这主要与时效过程中析出相的变化有关, 特别是晶界析出相。在时效过程中, M_{23}C_6 在晶界快速析出并长大, 其周围容易形成空位, 导致碳化物与基体界面的结合能降低, 合金的韧性下降。在时效初期, 由于 M_{23}C_6 快速析出并覆盖晶界, 合金的冲击韧性急剧下降; 而后随着时

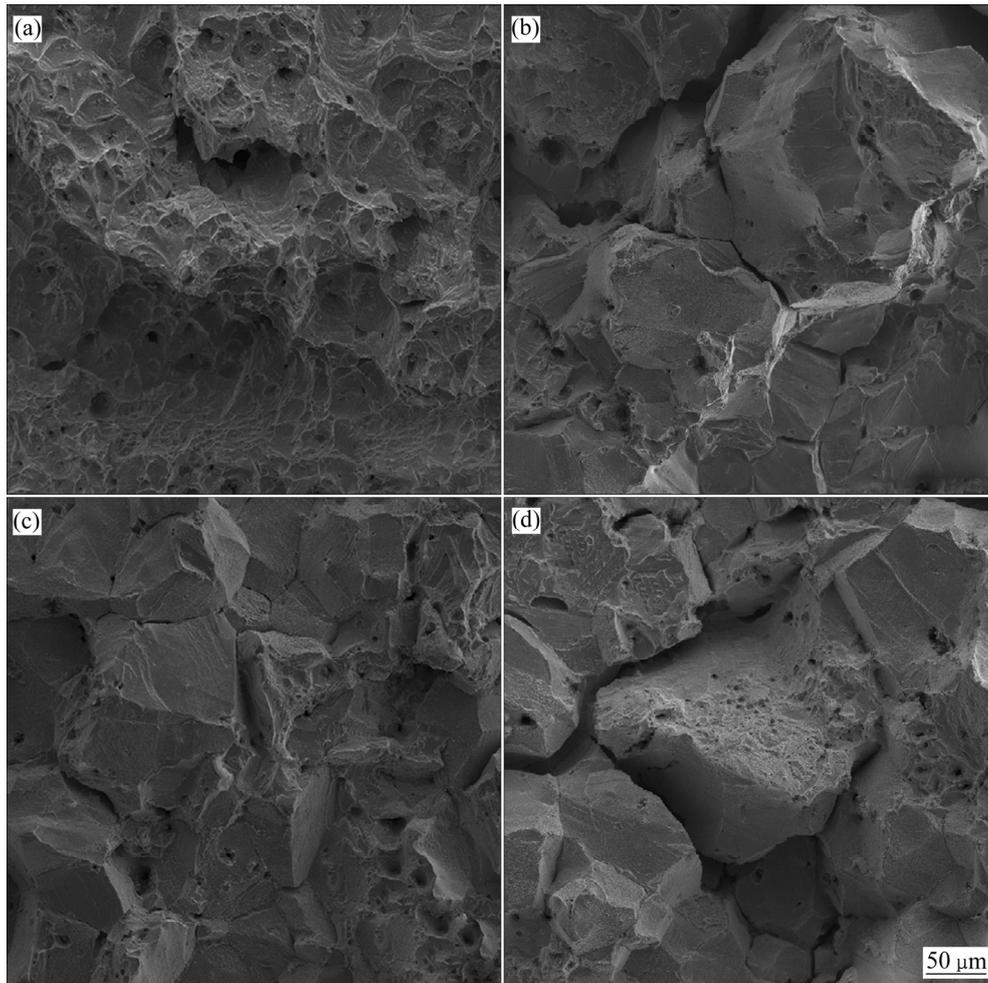


图 6 不同时效时间后 TG700A 合金的冲击断口形貌

Fig. 6 Impact fractured surfaces of TG700A alloy aging for different time: (a) 0 h; (b) 100 h; (c) 1000 h; (d) 4000 h

间的延长, $M_{23}C_6$ 析出长大的趋势逐渐放缓, 合金的冲击韧性缓慢降低; 时效 2000 h 后, $M_{23}C_6$ 形态和尺寸基本保持不变, 所以合金的冲击韧性也趋于稳定。此外, 由于强化相 γ' 的强化作用, 晶界的协调变形能力也进一步下降, 这在一定程度上也会导致合金的韧性下降。

2.3 高温蠕变行为

图 7 所示为不同时效状态 TG700A 合金的高温应力松弛曲线。由图 7(a)所示, 随着实验温度的升高, 相应的剩余应力降低。这是由于温度的升高导致热激活过程更为容易, 位错运动的动力提高, 能有效地克服短程障碍以至于剩余松弛应力降低^[23-24]。通常, 材料在高温条件下的稳态应力松弛行为主要由蠕变引起, 而绝大多数材料的稳态蠕变行为符合幂律蠕变本构关系, 即

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (6)$$

式中: $\dot{\epsilon}$ 为稳态蠕变速率; A_1 为与材料特性和温度相关的常数; σ 为应力; n 为稳态蠕变速率的应力指数; R 为摩尔气体常数; T 为热力学温度; Q 为蠕变表观激活能。

由图 7(b)可以看出, 蠕变速率与应力呈线性关系, 联合式(6)可知, 一定温度下, 可由单条松弛数据的 $\lg \dot{\epsilon}$ 与 $\lg \sigma$ 线性关系计算蠕变应力指数 n 。TG700A 合金供货态和时效态的应力指数 n 值都较高, 分布范围为 9~12, 这是由于第二相的弥散分布可以显著提高蠕变抗力。通常, 蠕变表观激活能 Q 是表征材料变形行为热激活过程的关键参数, 表征体系开始某一物理化学过程所需要的能量, 并反映该过程起始的难易程度, 其数值一般由某应力下 $\ln \dot{\epsilon} - T^{-1}$ 关系的斜率求得, 其过程如图 8(a)所示。通过相同的方法得到不同时效时间的蠕变表观激活能 Q , 结果如图 8(b)所示。由图 8(b)可以看出, 供货态合金的蠕变表观激活能约为 (575±11) kJ/mol, 随着时效时间的增加, 该合金的蠕变表观激活能 Q 有明显的增加; 时效 500 h 后, 表观

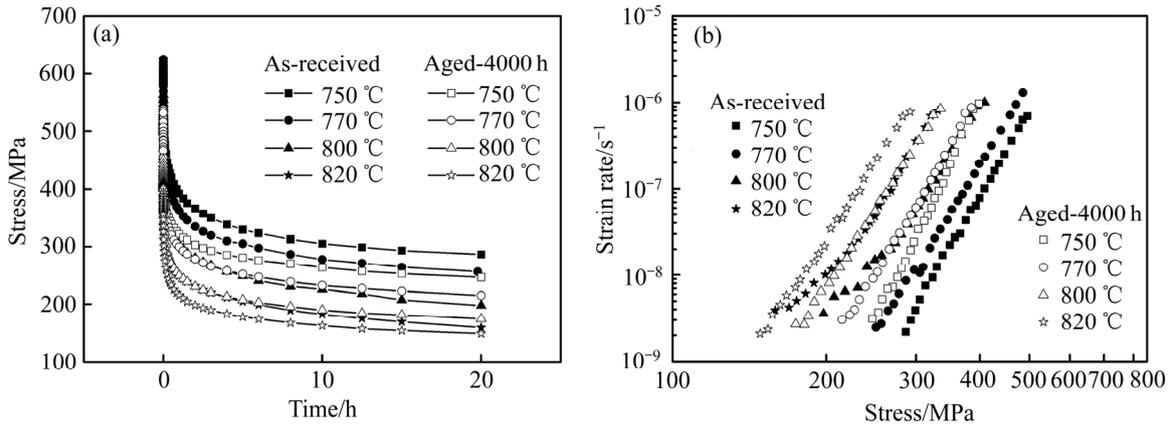


图 7 TG700A 的高温应力松弛曲线

Fig. 7 Stress relaxation curves of TG700A at high temperature: (a) Stress-time curves; (b) Creep strain rate-stress curves

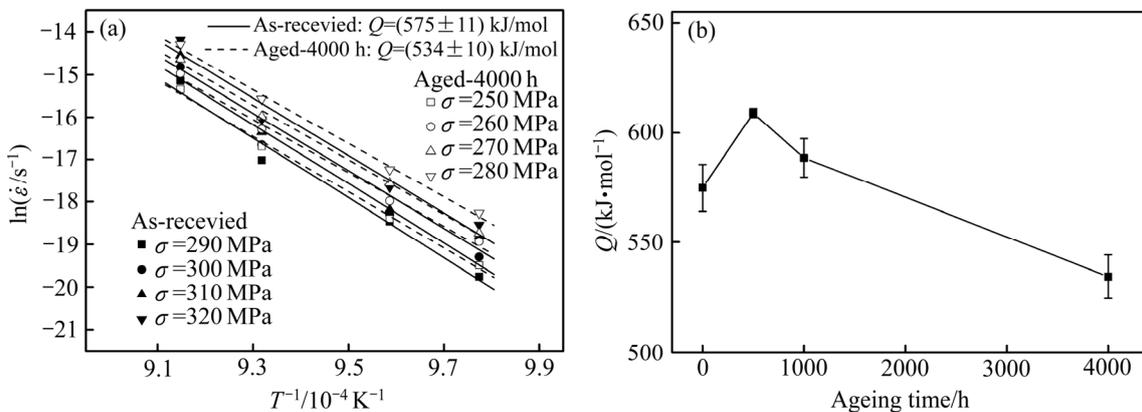


图 8 时效不同时间后 TG700A 合金的蠕变表观激活能(Q)

Fig. 8 Apparent activation energy of TG700A aging for different time: (a) $\ln \dot{\epsilon} - 1/T$ curves; (b) Changes of apparent activation energy Q with aging time

激活能达到(609±2) kJ/mol, 然后逐渐降低, 时效4000 h后, 合金的蠕变表观激活能 Q 降至(534±10) kJ/mol, 低于供货态合金的 Q 值。这表明该合金的蠕变抗力在时效过程中呈现先升高后降低的趋势, 这可能与 γ' 粒子的强化机制转变有关。此外, 不同状态下该合金的表观激活能数值均较高, 远高于Ni的自扩散激活能285 kJ/mol, 较为接近镍基合金MAR-M2000在幂律蠕变下的激活能(556 kJ/mol^[25]), 表明该合金的变形行为是符合幂律蠕变关系的。

3 结论

1) TG700A合金经770℃时效处理后, 显微组织表现出较好的稳定性, 除了主要强化相 γ' 、MX碳氮化物和晶界析出相 $M_{23}C_6$, 未发现其他析出相; 合金的强化相 γ' 在时效过程中会发生明显的粗化, 其粗化行为遵循LWS扩散生长动力模型; 且随着时效时间的延长, γ' 粒子的形态有向立方形转变的趋势, $M_{23}C_6$ 碳化物在晶界上析出并迅速长大, 充满晶界后其长大趋势逐渐放缓。

2) 时效处理会明显地降低合金的冲击韧性, 主要源于晶界碳化物 $M_{23}C_6$ 的析出; 当 $M_{23}C_6$ 稳定析出后, 冲击韧性下降的趋势明显减缓。时效后合金的硬度显著提高, 达到最大值后缓慢下降, 且时效后合金的蠕变表观激活能也呈现先增加后降低的趋势。

REFERENCES

- [1] VISWANATHAN R, HENRY J F, TANZOSH J, STANKO G, SHINGLEDECKER J, VITALIS B, PURGERT R. U.S. program on materials technology for ultra-supercritical coal power plants[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2005, 14(3): 281-292.
- [2] 林富生, 谢锡善, 赵双群, 董建新. 我国700℃超超临界锅炉过热器管用高温合金选材探讨[J]. *动力工程学报*, 2011, 31(12): 960-968.
LIN Fu-sheng, XIE Xi-shan, ZHAO Shuang-qun, DONG Jian-xin. Selection of superalloys for superheater tubes of domestic 700℃ A-USC boilers[J]. *Journal of Chinese Society of Power Engineering*, 2011, 31(12): 960-968.
- [3] 毛健雄. 700℃超超临界机组高温材料研发的最新进展[J]. *电力建设*, 2013(8): 69-76.
MAO Jian-xiong. Latest development of high-temperature metallic materials in 700℃ ultra-supercritical units[J]. *Electric Power Construction*, 2013, 34(8): 69-76.
- [4] 张燕平, 蔡小燕, 黄树红. 700℃超超临界燃煤发电机组材料研发现状[J]. *中国电力*, 2012, 45(2): 16-21.
ZHANG Yan-ping, CAI Xiao-yan, HUANG Shu-hong. Materials in 700℃ advanced ultra-supercritical coal-fired units[J]. *Electric Power*, 2012, 45(2): 16-21.
- [5] 陈石富, 秦鹤勇, 张文云, 赵光普. 700℃超超临界锅炉用镍基合金管材的研究进展[J]. *机械工程材料*, 2012, 36(11): 1-4.
CHEN Shi-fu, QIN He-yong, ZHANG Wen-yun, ZHAO Guang-pu. Development of nickel-base alloy tube materials for 700℃ ultra supercritical boilers[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2012, 36(11): 1-4.
- [6] 郭岩, 张周博, 周荣灿, 侯淑芳, 王博涵. 镍基合金617B的微观组织与力学性能[J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25(4): 1106-1113.
GUO Yan, ZHANG Zhou-bo, ZHOU Rong-can, HOU Shu-fang, WANG Bo-han. Microstructure and mechanical properties of alloy 617B[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2015, 25(4): 1106-1113.
- [7] 迟成宇, 于鸿垚, 谢锡善. 世界700℃等级先进超超临界电站关键高温材料[J]. *世界钢铁*, 2013(2): 42-59, 63.
CHI Cheng-yu, YU hong-yao, XIE Xi-shan. Critical high temperature materials for 700℃ A-USC power plants[J]. *World Iron & Steel*, 2013(2): 42-59, 63.
- [8] 谢锡善, 赵双群, 董建新, 张麦仑. 超超临界电站用Inconel 740镍基合金的组织稳定性及其改型研究[J]. *动力工程学报*, 2011, 31(8): 638-643.
XIE Xi-shan, ZHAO Shuang-qun, DONG Jian-xin, ZHANG Mai-cang. Structural stability and improvement of Inconel alloy 740 for ultra supercritical power plants[J]. *Journal of Chinese Society of Power Engineering*, 2011, 31(8): 638-643.
- [9] 郭岩, 周荣灿, 张红军, 张周博, 侯淑芳, 王博涵. 镍基合金740H的组织结构与析出相分析[J]. *中国电机工程学报*, 2015, 35(17): 4439-4444.
GUO Yan, ZHOU Rong-can, ZHANG Hong-jun, ZHANG Zhou-bo, HOU Shu-fang, WANG Bo-han. Microstructure and precipitates of alloy 740H[J]. *Proceedings of the CSEE*, 2015, 35(17): 4439-4444.
- [10] GUO Yan, LI Tai-jiang, WANG Cai-xia, HOU Shu-fang, WANG Bo-han. Microstructure and phase precipitate behavior of Inconel 740H during aging[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, 26(6): 1598-1606.
- [11] 鲁金涛, 杨珍, 徐松乾, 赵海平, 赵新宝, 谷月峰. Inconel 740H合金在纯水蒸气环境中的高温氧化行为[J]. *机械工程材料*, 2015, 39(10): 37-41.
LU Jin-tao, YANG Zhen, XU Song-qian, ZHAO Hai-ping, ZHAO Xin-bao, GU Yue-feng. High temperature oxidation behavior of Inconel alloy 740H in pure steam[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2015, 39(10): 37-41.

- [12] WANG Jue, DONG Jian-xin, ZHANG Mai-cang, XIE Xi-shan. Hot working characteristics of nickel-base superalloy 740H during compression[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 566: 61–70.
- [13] 叶建水, 董建新, 张麦仓, 谢锡善. 700 °C 超超临界电站锅炉用高温合金 617B 和 740H 管道氩弧焊接头微观组织特征[J]. *稀有金属材料与工程*, 2015, 44(9): 2189–2195.
- YE Jian-shui, DONG Jian-xin, ZHANG Mai-cang, XIE Xi-shan. Microstructure characteristics of 617B tube and 740H pipe TIG welding joints for 700 °C ultra-supercritical power plant boilers[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2015, 44(9): 2189–2195.
- [14] 朱 智, 张立文, 顾森东. Hastelloy C-276 合金应力松弛试验及蠕变本构方程[J]. *中国有色金属学报*, 2012, 22(4): 1063–1067.
- ZHU Zhi, ZHANG Li-wen, GU Sen-dong. Stress relaxation test of Hastelloy C-276 alloy and its creep constitutive equation[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2012, 22(4): 1063–1067.
- [15] GODEC M, SKOBIR BALANTIĆ D A. Coarsening behaviour of M23C6 carbides in creep-resistant steel exposed to high temperatures[J]. *Scientific Reports*, 2016, 6: 29734.
- [16] DOI M. Elasticity effects on the microstructure of alloys containing coherent precipitates[M]. *Progress in Materials Science*, 1996: 79–180.
- [17] GUAN Y, LIU E, GUAN X, ZHENG Z. Influence of Ru on solidification behavior, microstructure and hardness of Re-free Ni-based equiaxed superalloys with high Cr content[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2016, 32(3): 271–281.
- [18] ZHAO S Q, XIE X S, SMITH G D, PATEL S J. Gamma prime coarsening and age-hardening behaviors in a new nickel base superalloy[J]. *Materials Letters*, 2004, 58(11): 1784–1787.
- [19] BALDAN A. Review progress in ostwald ripening theories and their applications to the γ' -precipitates in nickel-base superalloys (Part II): Nickel-base superalloys[J]. *Journal of Materials Science*, 2002, 37(12): 2379–2405.
- [20] ZHONG Zhi-hong, GU Yue-feng, YUAN Yuan. Microstructural stability and mechanical properties of a newly developed Ni-Fe-base superalloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 622: 101–107.
- [21] 潘金生, 佟健民, 田民波. 材料科学基础[M]. 北京: 清华大学出版社, 2011.
- PAN Jin-sheng, TONG Jian-min, TIAN Min-bo. *Fundamentals of materials science*[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2011.
- [22] CHONG Y, LIU Z, GODFREY A, LIU W, WENG Y. Microstructure evolution and mechanical properties of Inconel 740H during aging at 750 degrees C[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 589: 153–164.
- [23] 曹铁山, 方旭东, 程从前, 赵 杰. 应力松弛方法研究 2 种 HR3C 耐热钢的高温蠕变行为[J]. *金属学报*, 2014, 50(11): 1343–1349.
- CAO Tie-shan, FANG Xu-dong, CHENG Cong-qian, ZHAO Jie. Creep behavior of two kinds of HR3C heat resistant steels based on stress relaxation tests[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2014, 50(11): 1343–1349.
- [24] 谭 军, 李 聪, 孙 超, 应诗浩, 连姗姗, 阚细武, 冯可芹. Zr-4 合金应力松弛过程中的热激活变形与动态应变时效[J]. *金属学报*, 2009, 45(2): 173–177.
- TAN Jun, LI Cong, SUN Chao, YING Shi-hao, LIAN Shan-shan, KAN Xi-wu, FENG Ke-qin. Thermally activated deformation and dynamic strain aging of Zr-4 alloy during stress relaxation[J]. *2009, 45(2): 173–177.*
- [25] 张俊善. 材料的高温变形与断裂[M]. 北京: 科学出版社, 2007.
- ZHANG Jun-shan. *High temperature deformation and fracture of materials*[M]. Beijing: Science Press, 2007.

Precipitation behavior and mechanical properties of TG700A alloy during aging

XU Qing-shuang¹, CAO Tie-shan¹, XU Fang-hong², FANG Xu-dong², CHENG Cong-qian¹, ZHAO Jie¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China;

2. Taiyuan Iron and Steel Group Co., Ltd., Taiyuan 030003, China)

Abstract: The precipitation behavior of a newly developed Ni-base superalloy TG700A was investigated by OM and SEM during aging at 770 °C. And the effects of aging treatment on the room temperature hardness and impact toughness of TG700A were discussed, meanwhile, the stress relaxation test was used to analyze the creep behavior of this alloy. The results show that $M_{23}C_6$ carbides rapidly precipitate and grow at grain boundaries until they are covered the grain boundaries. Subsequently, the growth rate of $M_{23}C_6$ carbides slow gradually. As a primary strengthening phase, γ' precipitates become coarse during aging. And the morphology of γ' particles transforms from the approximately spherical to rounded cubic. The room temperature impact toughness decreases obviously after aging. Also, the hardness and creep activation energy of the alloy increase first, and then continuously decrease with the increase of aging time, as a result of the transition of γ' precipitates strengthening mechanisms.

Key words: Ni-base superalloy; precipitate; mechanical property; stress relaxation

Foundation item: Project(U1610256) supported by National Natural Science Foundation of China; Project (2015AA034402) supported by National High-tech Research and Development Project of China

Received date: 2017-08-24; **Accepted date:** 2018-01-18

Corresponding author: ZHAO Jie; Tel: +86-411-84709076; E-mail: jiezhao@dlut.edu.cn

(编辑 李艳红)