

# 应力松弛方法研究 2 种 HR3C 耐热钢的高温蠕变行为\*

曹铁山<sup>1)</sup> 方旭东<sup>2)</sup> 程从前<sup>1)</sup> 赵杰<sup>1)</sup>

1) 大连理工大学材料科学与工程学院, 大连 116085

2) 山西太钢不锈钢股份有限公司, 太原 030003

**摘要** 采用应力松弛方法研究了 2 种 HR3C 耐热钢的初始态试样和时效态试样的高温蠕变变形行为, 并分析了其微观组织特点. 结果表明, 尽管 2 种 HR3C 耐热钢的化学成分相近, 但其蠕变行为有明显差异. 相同条件下, 晶粒较粗的 HR3C 耐热钢初始态与时效态的蠕变速率均低于晶粒较细的 HR3C 耐热钢, 具有较高的蠕变抗力. 2 种 HR3C 耐热钢经过高温时效处理后, 蠕变抗力均明显降低. 晶粒较细小的 HR3C 钢在高温时效后其应力指数 ( $n$ ) 与蠕变表观激活能 ( $Q$ ) 的降低幅度更加显著, 表明晶粒较细的 HR3C 耐热钢的蠕变抗力的稳定性低于晶粒较粗的 HR3C 耐热钢.

**关键词** HR3C 耐热钢, 应力松弛, 蠕变

中图法分类号 TG132.33 文献标识码 A 文章编号 0412-1961(2014)11-0000-00

## CREEP BEHAVIOR ON TWO KINDS OF HR3C HEAT RESISTANT STEELS BASED ON STRESS RELAXATION TESTS

CAO Tieshan<sup>1)</sup>, FANG Xudong<sup>2)</sup>, CHENG Congqian<sup>1)</sup>, ZHAO Jie<sup>1)</sup>

1) School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116085

2) Shanxi Taigang Stainless Steel Co. Ltd., Taiyuan 030003

Correspondent: ZHAO Jie, professor, Tel: (0411)84709076, E-mail: jiezhao@dlut.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (Nos. 51171037 and 51134013)

Manuscript received 2014-05-02, in revised form 2014-06-26

**ABSTRACT** Rupture life is a main property for a material using at high-temperature condition. Usually, the rupture life is gained from creep rupture test. As creep and stress relaxation are two main behaviors for a material served in high-temperature environment, researchers are trying to work out the interrelationship through which one of the two behaviors can be deduced from the other one. Recently, a number of researchers have taken stress relaxation test to replace creep rupture test on studying the creep behavior, and furthermore predicting the rupture life. Applied to evaluate the creep behavior, the stress relaxation test is proved to be superior to the traditional creep rupture test for its short time, small at damage, abundant of information and so on. In this work, the stress relaxation test was used to analyze the creep behavior of two HR3C heat resistant steels with different grain sizes. Additionally, considering the change of microstructure during serve period, the aged HR3C steel was used to compare with as-received HR3C steel for studying the aging effects on the creep behavior. Furthermore, the creep behavior was correlated to their microstructure characteristics. The result was shown that the creep behaviors of

two HR3C heat resistant steels varied significantly in spite of their similarity in chemical composition. The coarse grained HR3C steel had lower creep rate, larger stress exponent, greater activation energy, and higher creep resistance than that of fine grained HR3C steel for both as-received one and aged one. The long-term aging process damaged the microstructures of two HR3C

\*国家自然科学基金项目 51171037 和 51134013 资助

收到初稿日期: 2014-05-02, 收到修改稿日期: 2014-06-26

作者简介: 曹铁山, 男, 1985 年生, 博士

DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00225

steels, increased an aged HR3C steel's creep rate, lowered stress exponent and activation energy and reduced creep resistance. And the damaging effects on the coarse grained HR3C steel were larger than that on fine grained HR3C steel, which means the coarse grained HR3C steel had much more stable creep resistance than that of fine grained HR3C steel.

**KEY WORDS** HR3C heat resistant steel, stress relaxation, creep

与蠕变相关的持久断裂寿命是人们普遍关注的材料高温性能之一。工程上通常采用蠕变与应力松弛实验来研究材料在高温条件下的蠕变变形行为<sup>[1]</sup>, 得到或推导材料的持久断裂寿命。蠕变实验是研究材料在恒定载荷下产生的蠕变变形随实验时间变化规律的方法, 蠕变实验通常持续几十小时至数万小时不等, 有的甚至达到数十万小时<sup>[2]</sup>。而应力松弛实验是在恒定应变下研究施加应力与实验时间之间关系的方法, 是一个较为短时的变应力实验<sup>[3]</sup>。应力松弛实验由于时间短, 材料损耗小, 涵盖较多蠕变信息等优点, 在比较材料不同组织之间的蠕变行为方面具有明显的优势, 特别适用于实验材料少, 应力低等情况<sup>[4]</sup>。材料的应力松弛行为与其蠕变行为是密切相关的, 可以根据材料的应力松弛数据推导出相应的蠕变数据, 推导其高温性能<sup>[5,6]</sup>。目前, 用应力松弛方法研究材料的高温蠕变行为的方法越来越引起科研工作者的注意<sup>[7-12]</sup>。

HR3C 钢是一种高 Cr, Ni 含量的新型弥散强化奥氏体耐热钢, 广泛地应用于我国超超临界机组锅炉烟温较高的区域<sup>[13]</sup>, 因此, 其高温性能备受关注。尽管 HR3C 耐热钢有明确的化学成分标准, 如 ASME Code Case 2115-1 标准, 但是, 不同企业出产的 HR3C 耐热钢在组织上却存在着差异。另外, HR3C 耐热钢在服役期间, 其内部微观组织也会随着服役时间延长而不断发生演变。所以, 微观组织演变及其对 HR3C 耐热钢高温性能的影响引起企业与相关工作者密切关注<sup>[14-16]</sup>。

本工作研究对比了 2 种不同晶粒尺寸 HR3C 耐热钢的微观组织特点, 分析了 2 种 HR3C 耐热钢长期时效后微观组织的演变, 并用应力松弛的实验方法评价了微观组织的变化对 2 种 HR3C 耐热钢高温性能的影响, 推导了其蠕变变形行为、蠕变应力指数  $n$  与蠕变表观激活能  $Q$ 。

## 1 实验材料及方法

实验材料为 2 种超超临界 HR3C 耐热钢, 主要化学成分列于表 1 中。2 种 HR3C 耐热钢的化学成分均符合 ASME Code Case 2115-1 标准的规定, 且主要成分差异不大。图 1 为晶粒尺寸不同的 2 种 HR3C 耐热钢的初始态微观组织 OM 像。图 1a 的晶粒尺寸较细小, 为 F-HR3C 钢, 而图 1b 的晶粒尺寸相对较为粗大, 为 C-HR3C 钢。另外, 2 种 HR3C 钢在 OM 像上均未观察到较为清晰连续的晶界, 这是因为初始态的 2 种 HR3C 钢在晶界处的析出物都较少, 晶界腐蚀不明显。

表 1 HR3C 耐热钢的标准成分与实际化学成分

Table 1 Chemical compositions of HR3C with standard and by measurement

	(mass fraction / %)						
	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Nb
Standard	≤2.00	≤0.75	≤0.003	≤0.003	24.00~26.00	17.00~23.00	0.20~0.60
F-HR3C	1.30	0.32	0.029	0.006	24.91	19.78	0.390
C-HR3C	1.16	0.39	0.014	0.003	25.22	19.96	0.305

Note: F-HR3C—fine grained HR3C steel, C-HR3C—coarse grained HR3C steel

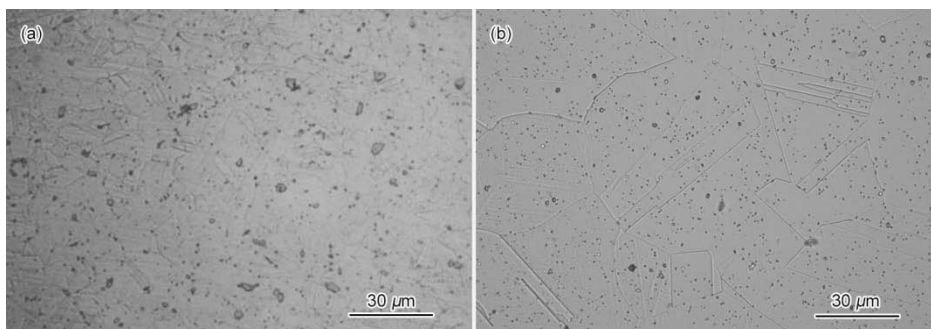


图 1 2 种 HR3C 耐热钢的初始态试样的微观组织  
Fig.1 OM images of F-HR3C (a) and C-HR3C (b) steels

考虑长期服役 HR3C 耐热钢微观组织的演变以及由此引起高温性能的变化, 将初始态 HR3C 耐热钢在 750 °C 进行时效处理以模拟长期服役的组织, 时效时间为 3000 h. 将试块制成符合 GB/T 2039-1997 标准规定的试样, 直径 5 mm, 标距长度 25 mm. 制好的试样分别于 700, 750 和 800 °C 在(设备型号及名称)试验机上进行应力松弛实验, 控制温差不超过  $\pm 1$  °C. 实验流程符合 GB/T 10120-1996 标准要求: 试样以 0.002 mm/s 速率拉伸至塑性阶段 0.4% 初始应变后保持恒定 20 h, 对装光栅测微传感器以保证松弛过程变形的控制精度小于  $\pm 0.0002$  mm.

采用 MEF-3 型金相显微镜(OM)进行微观组织观察, 应力松弛数据的后续处理均借助软件 Origin 完成.

试样在达到预定应变( $\varepsilon_t$ )后保持恒定不变, 内部的弹性变形( $\varepsilon_e$ )逐渐转变为塑性变形( $\varepsilon_p$ ), 并引起施加应力的不断降低, 其模型为<sup>[16, 17]</sup>:

$$\varepsilon_e + \varepsilon_p = \varepsilon_t = C \quad (1)$$

式中,  $C$  为常数, 将式(1)对时间  $t$  微分, 得到应力松弛的一般方程, 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, 即蠕变速率,  $\dot{\varepsilon}_e$  为弹性变形速率,  $\dot{\sigma}$  为施加应力的变化速率,  $E$  为试样的弹性模量.

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. 对比了 2 种 HR3C 耐热钢之间以及不同的组织状态之间蠕变速率的差异, 同时, 分析了基于应力松弛数据的蠕变应力指数  $n$  与蠕变表观激活能  $Q$ .

## 2 实验结果与讨论

### 2.1 微观组织演变

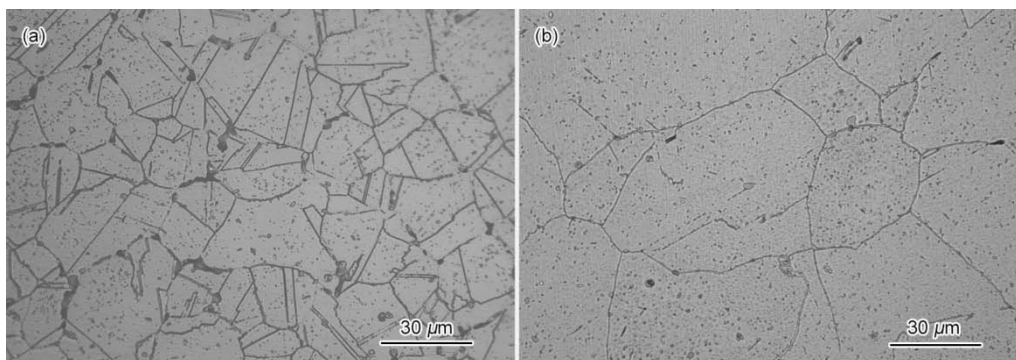


图 2 时效后 2 种 HR3C 钢微观组织  
Fig.2 OM images of aged F-HR3C (a) and C-HR3C (b) steels

图2为2种HR3C耐热钢经过750℃,3000h时效处理后试样的OM像.与初始态的组织相比,时效态的组织中析出第二相含量增加,且晶界比较明显.文献[18]指出,HR3C耐热钢固溶态的组织中析出的弥散第二相主要为简单四方结构的NbCrN相,尺寸为0.2~0.5μm,晶界处主要是位错结构而没有明显的第二相析出,经750℃,500h时效后,晶内析出物以须状M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>相为主,宽20nm,长0.2~1μm,同时晶内存在细微的NbCrN相以及少量的Nb(C,N)相等,而晶界大量析出M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>相以及少量的σ相.文献[19]认为随着时效时间的延长,M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>,NbCrN逐渐析出并长大,但长大速度缓慢,另外,当时效时间超过2000h时,基体析出0.5μm的M<sub>6</sub>C相,晶界处析出块状σ相,这些第二相粒子在晶界与晶内大量析出,使HR3C耐热钢的微观组织发生演变,进而对其高温性能产生影响.在晶界处析出的大量第二相粒子降低了晶界的耐腐蚀性能,这是时效态试样能够观察到清晰晶界的原因.用软件Image Pro Plus计算晶粒尺寸的结果表明,时效前后2种HR3C的晶粒尺寸并未发生明显的变化,F-HR3C钢的晶粒尺寸保持在17μm左右,而C-HR3C钢的晶粒尺寸略大,约为40μm.

2.2 应力松弛与蠕变的关系

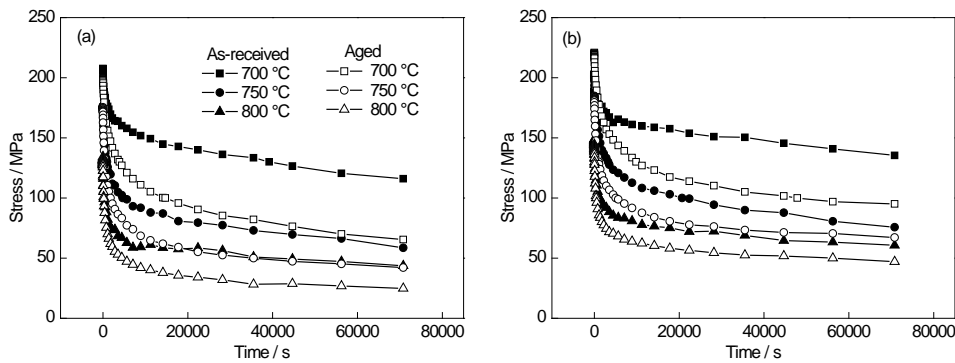


图3 2种HR3C耐热钢的高温应力松弛曲线

Fig.3 Stress relaxation curves of F-HR3C (a) and C-HR3C (b) steels

2种HR3C钢初始态与时效态的应力松弛实验结果如图3所示.由图3a可知,F-HR3C钢初始态与时效态的残余施加应力与实验温度均呈反比,随着实验温度的升高而降低,这是因为温度越高,热激活过程越容易,位错运动速率越快,松弛程度也就越大<sup>[20]</sup>;相同的实验温度下,初始态与时效态的初始应力十分接近,但2者的应力松弛程度却不同,时效态试样的应力松弛程度较大,残余施加应力较低,而初始态试样的应力松弛程度较小,残余的施加应力相对较高.图3b中的C-HR3C钢应力松弛实验结果与F-HR3C钢相似,残余施加应力随着实验温度的提高而降低,并且时效态试样比初始态试样的松弛程度大.

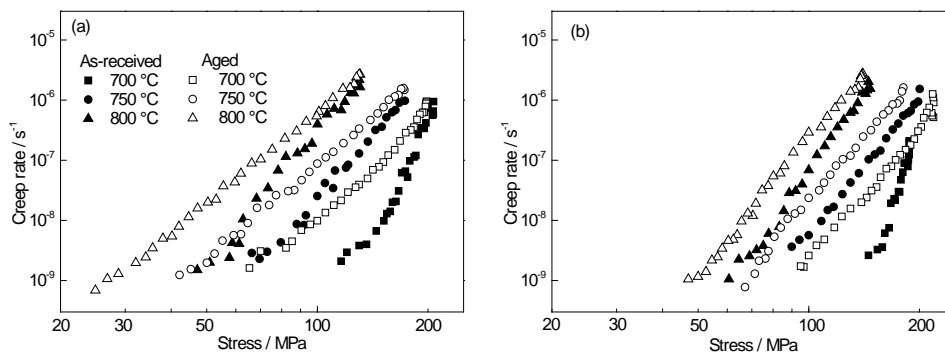


图4 松弛曲线转化后的2种HR3C钢的蠕变速率-应力曲线

Fig.4 Creep rate-stress curves of F-HR3C (a) and C-HR3C (b) steels

通过式(2)可以将图 3 的应力-时间形式的松弛数据转化为蠕变相关的蠕变速率-应力数据, 其结果如图 4 所示. 由 F-HR3C 的蠕变速率-应力关系(图 4a)可以看出, 初始态试样与时效态试样的蠕变速率-应力关系基本为线性关系, 蠕变速率随着实验温度的升高而增大, 并随着残余施加应力的降低而不断降低; 在松弛初始阶段, 初始态与时效态之间的蠕变速率差别较小, 但随着实验时间的延长, 残余施加应力和蠕变速率不断降低, 在松弛后期, 两者在蠕变速率上的差别增大. C-HR3C 的蠕变速率-应力关系曲线如图 4b 所示, 其结果与 F-HR3C 类似, 在蠕变速率-应力的关系同样表现为线性, 蠕变速率正比于实验温度, 正比于残余的施加应力, 且蠕变速率的差距在松弛初始阶段较小, 并随着应力的不断降低不断增大. 对比图 4a 与 b, 2 种 HR3C 在蠕变速率-应力关系上的规律虽然大体相同, 但依然存在微小差异, 在松弛后期, C-HR3C 的初始态与时效态的蠕变速率之差比较小, 而 F-HR3C 的蠕变速率之差较大.

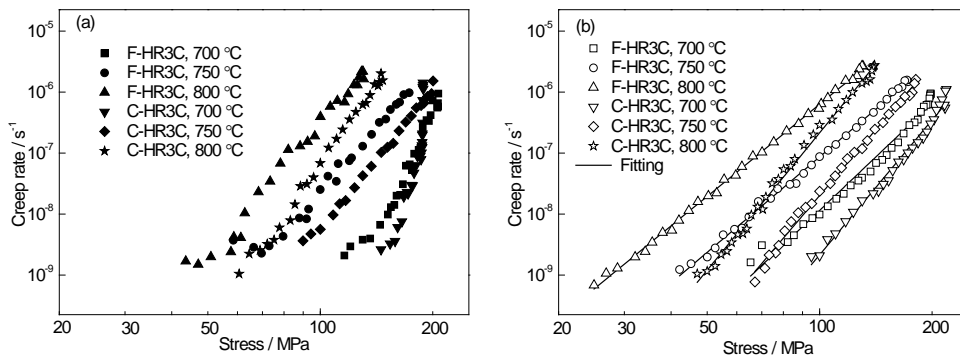


图 5 相同状态的 2 种 HR3C 钢的蠕变速率-应力关系对比:

Fig.5 Comparison on creep rate of two kinds HR3C steels at as-received (a) and aged (b) states

图 5 反映了相同状态的 2 种 HR3C 钢在蠕变速率-应力关系上存在的差异性. 初始态(图 5a)与时效态(图 5b)在蠕变速率-应力曲线上存在各自特点: 在相同实验条件下, F-HR3C 钢有更大的蠕变速率, 而 C-HR3C 钢的蠕变速率相对较小; 在松弛初始阶段, 2 种 HR3C 钢在蠕变速率上的差距小, 但随着实验时间的延长, 残余施加应力的不断降低, 这种差距不断的拉大. 另外, 初始态试样在蠕变速率-应力曲线上波动性较大, 而时效态试样的波动较小, 这与初始态试样的组织均匀性相对较差有关, 而经过长期时效处理后, 试样的组织趋于均匀化, 蠕变速率-应力曲线也相对平滑.

### 2.3 蠕变应力指数与蠕变表观激活能

通常, 绝大多数材料的蠕变行为符合幂律蠕变本构关系, 蠕变速率是应力、温度的函数, 即:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

式中,  $\dot{\epsilon}$  为稳态蠕变速率,  $A_1$  为与材料和温度相关的常数,  $\sigma$  为应力,  $n$  为应力指数,  $R$  为气体常数,  $T$  为热力学温度,  $Q$  为蠕变表观激活能.

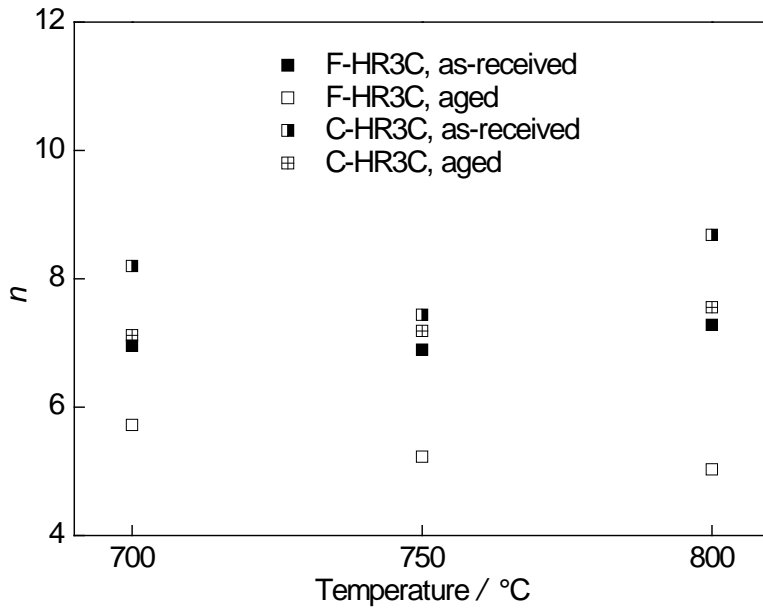


图 6 2 种 HR3C 耐热钢的应力指数  $n$   
Fig.6 Stress exponent  $n$  of two kinds HR3C steels

由图 5 可以看出, 蠕变速率与应力呈现线性关系, 联合式(3)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  $n$ <sup>[21]</sup>. 将 2 种 HR3C 耐热钢的应力指数  $n$  的计算结果绘于图 6 中. 与 C-HR3C 钢相比, 相同实验温度下, F-HR3C 钢的应力指数  $n$  普遍偏低, 时效前后试样的  $n$  值的变化也较大. 由图 6 可知, 初始态的 F-HR3C 钢的  $n$  值为  $7.1 \pm 0.2$ , 时效后的  $n$  值最低, 降至  $5.4 \pm 0.4$ , 而初始态的 C-HR3C 钢的  $n$  值最高, 为  $8.0 \pm 0.7$ , 时效处理后,  $n$  降低为  $7.4 \pm 0.3$ , 时效前后 C-HR3C 钢的应力指数的变化幅度小于 F-HR3C 钢. 一般而言, 对于纯金属,  $n \cong 5$ , 第一类固溶体,  $n = 3$ <sup>[22]</sup>, 而图 6 中 2 种 HR3C 耐热钢的应力指数  $n$  值都较高, 介于 5.0~8.7 之间, 其原因在于 HR3C 耐热钢是一种的弥散强化钢, 基体中析出的弥散第二相对蠕变变形的抑制作用成为主要因素. 与时效态的 HR3C 钢相比, 初始态的 HR3C 钢中的第二相粒子主要为细小的 NbCrN 相,  $n$  值较高. 时效后, 基体中析出的大量  $M_{23}C_6$ , Nb(C,N),  $\sigma$  相等第二相粒子, 特别晶界处的析出粗化了微观组织, 损伤了其蠕变抗力, 使  $n$  值降低, F-HR3C 钢的  $n$  值下降较大的原因在于其基体组织粗化更为严重.

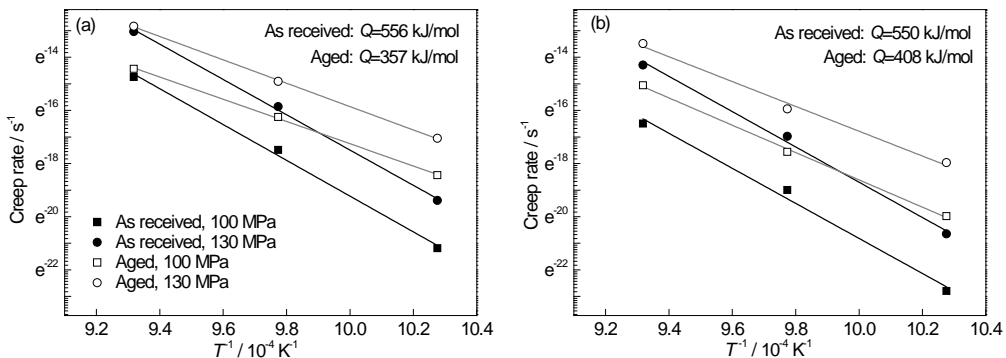


图 7 2 种 HR3C 钢的蠕变表观激活能  $Q$   
Fig.7 Activation energy  $Q$  of F-HR3C (a) and C-HR3C (b) steels ( $T$ —thermodynamic temperature)

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, 一般由  $ln\dot{\epsilon} \sim T^{-1}$  关系获得, 结果示于图 7 中. 2 种 HR3C 钢初始态的蠕变表观激活能较高, 而长期时效后蠕变表观激活能降低. 与应力指数类似, 时效前后的 2 种 HR3C 的蠕

变表观激活能的变化幅度不同, F-HR3C 钢的  $Q$  降低较多, 为 199kJ/mol, 而 C-HR3C 钢的  $Q$  变化幅度相对较小, 仅 142kJ/mol. 结合应力指数  $n$  的分析结果认为, 在相同的服役条件下, C-HR3C 耐热钢高温蠕变抗力的稳定性更好, 而 F-HR3C 的蠕变抗力的稳定性相对较差.

将式(3)右侧的指数项左移, 等式右侧仅为与应力  $\sigma$  有关的函数, 记为  $P(\sigma)$ , 由此得到 Arrhenius 形式归一化方程, 即:

$$\dot{\epsilon} * \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A_1 \sigma^n = P(\sigma) \quad (4)$$

通过式(4), 2种 HR3C 钢初始态与时效态的不同温度松弛曲线可以归一化到同一条数据带上, 并得到蠕变表观激活能, 如图 8 所示. 由式(4)得出的蠕变表观激活能, 与前文利用  $\ln \dot{\epsilon} \sim T^{-1}$  关系得到的蠕变表观激活能比较发现, 2者在数值上十分接近, 规律性一致. 综合 2种方法得到的蠕变表观激活能结果, 初始态的 C-HR3C 钢的蠕变表观激活能为(538±12) kJ/mol, 时效后降低为(405±4) kJ/mol, 而 F-HR3C 钢的蠕变表观激活能为(547±9) kJ/mol, 时效后变为(352±5) kJ/mol, 总之, F-HR3C 钢蠕变表观激活能在时效前后的变化量明显高于 C-HR3C 钢. 有报道<sup>[23, 24]</sup>指出, 15Cr20Ni 钢中铁的自扩散激活能为(308±9) kJ/mol, 25Cr20Ni 钢中的晶格扩散激活能为 270 kJ/mol, 而文中得到的 2种 HR3C 的蠕变表观激活能数值整体位于 347~556 kJ/mol 范围内, 数值上较高是因为 HR3C 耐热钢基体中析出的第二相粒子弥散强化了基体, 提高了抗蠕变能力. 另外, 不同温度的实验数据良好归一化以通过式(4)将归一化的数据转换为较低温的蠕变数据, 那么, 低温的数据范围将得以通过温度补偿的方式拓宽, 扩展了低温的蠕变速率涵盖范围, 由原来的 3~4 个数量级范围的实验数据增加至 5~6 个数量级范围, 增加了约 2 个数量级的低应力蠕变范围的数据.

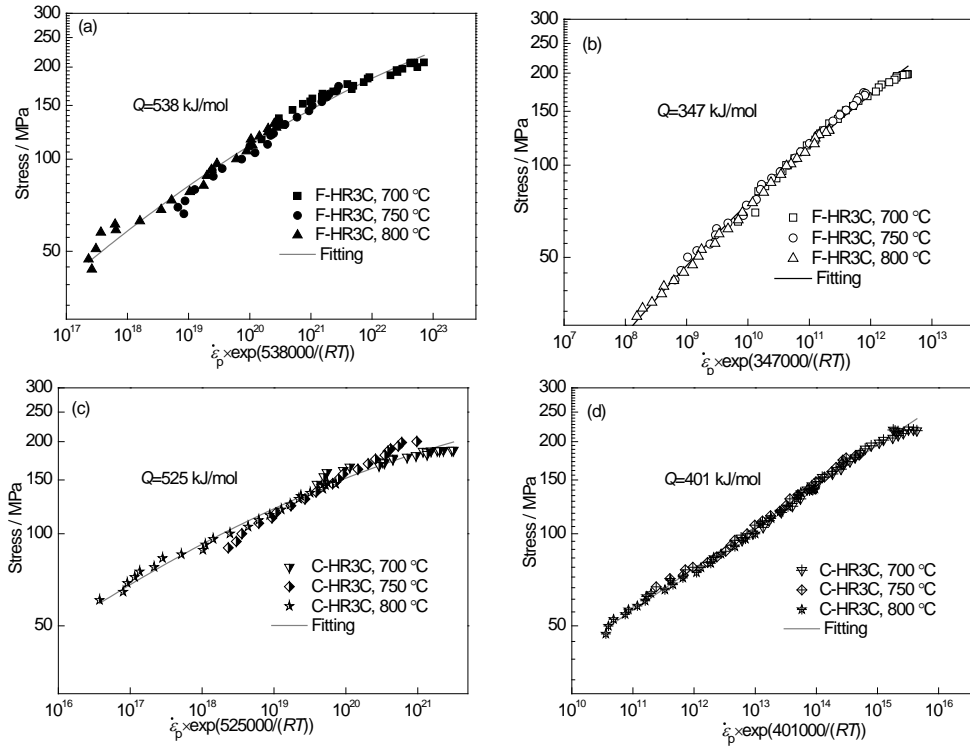


图 8 不同温度实验的归一化结果

Fig.8 Normalization for F-HR3C (a, b) and C-HR3C (c, d) steels at as-received (a, c) and aged (c, d) states ( $\dot{\epsilon}_p$ —plastic deformation rate)

应力松弛实验结果, 以及由此计算的应力指数  $n$  与蠕变表观激活能  $Q$  与 HR3C 耐热钢的微观组织直接相关. HR3C 耐热钢是一种弥散强化钢, 位错跨过析出第二相的运动是影响 HR3C 耐热钢蠕变速率的主要环节. 初始态 HR3C 钢的晶内主要为细小而弥散的 NbCrN 相, 晶界处几乎没有析出相的存在而仅为位错结构, 此种晶界对蠕变的抑制作用相对较强, 因此松弛较慢, 蠕变速率低, 应力指数与蠕变表观激活能均较高, 蠕变抗力相对较好, 而经过长期时效处理后, 基体中析出大量的  $M_{23}C_6$  相, 使组织粗化, 特别是晶界处析出的大量  $M_{23}C_6$ , NbCrN, 以及  $\sigma$  相等粒子, 降低了晶界对蠕变的抑制作用, 促进蠕变的发生和发展<sup>[25]</sup>. 因此,

与晶界位错结构相对单一的初始态 HR3C 钢相比, 晶界含有大量析出相的时效态 HR3C 钢的蠕变速率增大, 应力指数与蠕变表观激活能均降低, 高温蠕变抗力变差. C-HR3C 钢比 F-HR3C 钢的蠕变抗力及蠕变抗力的稳定性好的原因在于: (1) F-HR3C 钢的晶粒尺寸小, 那么单位面积上其包含的晶界长度较大, 长期时效后晶界处析出相较多, 降低 F-HR3C 钢对蠕变变形的抗力, 使得蠕变速率增大, 这是主要因素; (2) F-HR3C 钢基体中较大的第二相粒子析出相较多. 因此 F-HR3C 钢与 C-HR3C 钢在合金成分上虽然差别不大, 但是却表现出不同 C-HR3C 钢的应力松弛行为, 具有较大的蠕变速率以及较差的蠕变抗力稳定性. 总之, F-HR3C 钢的抗蠕变能力较差, 蠕变抗力的稳定性较差, 而 C-HR3C 的蠕变抗力较好, 蠕变抗力的稳定性也好.

### 3 结论

- (1) 2 种 HR3C 耐热钢的初始态成分符合标准且相近, 但晶粒尺寸存在差异. 应力松弛实验表明, 晶粒尺寸较大的 HR3C 钢的蠕变抗力较好, 其蠕变速率较低, 而晶粒较小的 HR3C 钢则具有较大的蠕变速率, 蠕变抗力相对较差. 另外, 晶粒较大的 HR3C 钢的应力指数为  $8.0 \pm 0.7$ , 蠕变表观激活能为  $(538 \pm 12)$  kJ/mol, 而晶粒较小的 HR3C 钢的应力指数为  $7.1 \pm 0.2$ , 蠕变表观激活能为  $(547 \pm 9)$  kJ/mol.
- (2) 长期时效处理后, 2 种 HR3C 钢的晶粒尺寸未发生明显的变化, 但有大量的第二相在晶内与晶界处析出, 应力指数与蠕变表观激活能均降低, 晶粒较大的 HR3C 的应力指数  $7.4 \pm 0.3$ , 激活能为  $(405 \pm 4)$  kJ/mol, 而晶粒较小的 HR3C 的应力指数为  $5.4 \pm 0.4$ , 激活能为  $(352 \pm 5)$  kJ/mol, 晶粒较大的 HR3C 耐热钢的应力指数与蠕变表观激活能的变化幅度较小, 蠕变抗力的相对稳定性好, 而晶粒较小的 HR3C 耐热钢的变化幅度较大, 蠕变抗力的相对稳定性较差.

### 参考文献

- [1] Sha J J, Park J S, Hinoki T, Kohyama A. *Mech Mater*, 2007; 39: 175
- [2] Zhao J. *Statistical Analysis and Reliability Prediction on the Creep Rupture Life of Heat Resistant Steel*. Beijing: Science Press, 2011:8  
(赵杰. 耐热钢持久性能的统计分析及可靠性预测. 北京: 科学出版社, 2011: 8)
- [3] Dotsenko V I. *Phys Stat Sol*, 1979; 93B: 13
- [4] Woodford D A. *JSME International Journal*, 2002; 45A: 98
- [5] Ek C G, Hagström B, Kubát J, Rigdahl M. *Rheol Acta*, 1986; 25: 534
- [6] Woodford D A, Wereszczak A A, Bakker W T. *J Eng Gas Turbines Power*, 2000; 122: 206
- [7] Holm Altenbach, Konstantin Naumenko. *Int J Mod Phys*, 2008; 22B: 5413
- [8] Chandler H D. *Mater Sci Eng*, 2010; A527: 6219
- [9] Beddoes J. *J Strain Anal Eng Des*, 2011; 46: 416
- [10] Zhan L H, Yang L. *J Plastic Eng*, 2013; 20: 126  
(湛利化, 阳凌. 塑性工程学报, 2013; 20: 126)
- [11] Guo J Q, Xuan F Z, Wang Z D, Tu S D. *Proc Chin Soc Electrical Eng*, 2009; 29: 92  
(郭进全, 轩福贞, 王正东, 涂善东. 中国电机工程学报, 2009; 29: 92)
- [12] Raghavender R G, Gupta O P, Pradhan B. *Int J Pres Ves Pip*, 2011; 88:65
- [13] Li T J, Liu F G, Fan C X, Yao B Y. *Hot Work Technol*, 2010; 39: 43  
(李太江, 刘福广, 范长信, 姚兵印. 热加工工艺, 2010; 39: 43)
- [14] Liu J W, Luo C P, Xiao X L, Chen H X. *Acta Metall Sin*, 2002; 38: 127  
(刘江文, 罗承萍, 肖晓玲, 陈和兴. 金属学报, 2002; 38: 127)
- [15] Iseda A, Okada H, Semba H, Igarashi M. *Energy Materials*, 2007; 2: 199
- [16] Guo J Q, Xuan F Z, Wang Z D, Tu S D. *Nucl Power Eng*, 2009; 30:9  
(郭进全, 轩福贞, 王正东, 涂善东. 核动力工程, 2009; 30: 9)
- [17] Zhu Z, Zhang L W, Gu S D. *Chin J Nonferrous Met*, 2012; 22: 1063

- (朱 智, 张立文, 顾森东. 中国有色金属学报, 2012; 22: 1063)
- [18] Fang Y Y, Zhao J, Li X N. *Acta Metall Sin*, 2010; 46: 844  
(方园园, 赵 杰, 李晓娜. 金属学报, 2010; 46: 844)
- [19] Fang Y Y. *Master Thesis*, Dalian University of Technology, 2010  
(方园园. 大连理工大学硕士学位论文, 2010)
- [20] Tan J, Li C, Sun C, Ying S H, Lian S S, Kan X W, Feng K Q. *Acta Metall Sin*, 2009; 45: 173  
(谭 军, 李 聪, 孙 超, 应诗浩, 连姗姗, 阚细武, 冯可芹. 金属学报, 2009; 45: 173)
- [21] Yan W Z, Gao H S, Yue Z F. *Rare Met Mater Eng*, 2013; 42: 1250  
(闫五柱, 高行山, 岳珠峰. 稀有金属材料与工程, 2013; 42: 1250)
- [22] Zhang J S. *High Temperature Deformation and Fracture of Materials*. Beijing: Science Press, 2007: 56  
(张俊善. 材料的高温变形与断裂. 北京: 科学出版社, 2007: 56)
- [23] Rothman S J, Nowicki L J, Murch G E. *J Phys*, 1980; 10F: 383
- [24] Ruano O A, Wadsworth J, Sherby O D. *J Mater Sci*, 1985; 20: 3735
- [25] Kong Q P, Dai Y. *Mater Sci Prog*, 1988; 2: 1  
(孔庆平, 戴 勇. 材料科学进展, 1988; 2: 1)