第34卷 第4期 材料热处理学报 Vol. 34 No. 4
2013年 4月 TRANSACTIONS OF MATERIALS AND HEAT TREATMENT April 2013

12Cr3W 低活性铁素体/马氏体钢中析出的行为

肖 翔[1]， 刘国权[1,2]， 胡本芙[1]， 康人木[1]， 陈少静[1]
(1. 北京科技大学材料科学与工程学院，北京 100083;
2. 北京科技大学新材料国家重点实验室，北京 100083)

摘 要: 在 Thermo-Calc 热力学软件的辅助设计下,制备了一种针对超临界水堆工况的 12Cr 低活性铁素体/马氏体钢。通过显微组织观察与分析,同时结合热力学及动力学计算,研究了含 12%(vol%) δ 铁素体的 12Cr3W 钢析出行为。结果表明: 1050 ℃淬火780 ℃回火后,12Cr3W 钢中析出相主要为 $M_{23}C_6$和 Cr_2N。$M_{23}C_6$主要在回火马氏体内析出,而针状 Cr_2N 则主要在 δ 铁素体内析出,Cr_2N 相对于 $M_{23}C_6$容易发生粗化长大,计算结果与实验值吻合。12Cr 钢淬火回火后的析出相组成受 δ 铁素体影响。借助于 Thermo-Calc 软件计算得到的热力学平衡相图选择合适的淬火温度,可以有效控制淬火后 δ 铁素体相含量,从而优化显微组织中析出相。

关键词: 低活性铁素体/马氏体钢; δ 铁素体; 析出相; 粗化
中图分类号: TG111.3; TL341 **文献标志码:** A **文章编号:** 1009-6264(2013)04-0148-07

Precipitation behavior in 12Cr3W reduced activation ferrite/martensite steel

XIAO Xiang[1], LIU Guo-quan[1,2], HU Ben-fu[1], KANG Ren-mu[1], CHEN Shao-jing[1]
(1. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology, Beijing 100083, China;
2. State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology, Beijing 100083, China)

Abstract: A kind of 12Cr reduced activation ferritic/martensitic steel under the operating condition of supercritical water reactor was designed using Thermo-Calc thermodynamic software. The precipitation behavior in the 12Cr3W steel with 12% (vol%) δ ferrite content was investigated by observation and analysis of microstructure combined with thermodynamic and kinetic calculation. The results show that after quenching at 1050 ℃ and tempering at 780 ℃, the precipitates are mainly $M_{23}C_6$ and Cr_2N. $M_{23}C_6$ carbides are precipitated almost all in tempered martensite, and the needle Cr_2N mainly forms within δ ferrite. Cr_2N is prone to coarsening ins relative to $M_{23}C_6$, which is consistent with the calculation results. It seems that precipitates are influenced by the content of δ ferrite in 12Cr steel after quenching and tempering. Selecting optimum quenching temperature by using the calculated thermodynamic equilibrium phases diagrams can effectively control the content of δ ferrite and the precipitates.

Key words: reduced activation ferritic/martensitic steel; δ ferrite; precipitate; coarsening

由于超临界水堆苛刻的服役条件(高温,高压,腐蚀,辐照等等),用于包壳管用的合金钢必须有良好的组织稳定性[1]。先进的 9-12Cr 铁素体/马氏体(F/M)钢是极具潜力的第 IV 代反应堆候选材料,既可用于堆芯包壳管,也可用于代替堆外某些低合金钢结构件[2]。此系列钢通过奥氏体化,淬火以及(680~780 ℃)高温回火就能获得具有高稳定性的马氏体组织。包壳管要用在工况条件为 650 ℃下的超临界水堆,9Cr 低活性 F/M 钢无法提供足够高的耐腐蚀性。研究表明,将 Cr 含量提高至 12 mass%,其耐蚀性能能够满足严苛的工况要求[3]。但由于强铁素体形成元素 Cr 的添加,使得淬火后很难获得全马氏体组织,不合适的化学成分或者非平衡凝固会导致马氏体基体上 δ 铁素体相的形成[4-5]。一些研究学者认为,δ 铁素体的存在会损害材料的冲击韧性,因为在 δ 铁素体与马氏体之间缺乏微观组织连贯性[6],Anderko[7] 研究表明,δ 铁素体对钢的不利影响主要是因为在 δ 铁素体与马氏体界面处产生的析出物膜,只有在 δ 铁素体含量低至 2~3%,才不会形成有害于基体性能的碳化物层,而且能改善材料的冲击性能。Wang 则[8] 认为相对软化的 δ 铁素体相会提高马氏体钢的塑韧性。产生争议的原因是很难判断 δ 铁

收稿日期: 2012-02-28; **修订日期:** 2012-05-14
基金项目: 国家重点基础研究发展计划("973"计划)项目(2007CB209801);国家高技术研究发展计划("863"计划)项目(2013AA031301)
作者简介: 肖 翔(1986—),女,博士研究生,从事 9-12Cr 铁素体/马氏体钢显微组织和析出相析出行为研究,E-mail: xiaoxiang375775416@163.com。
通讯作者: 刘国权,电话:010-82377611,E-mail: g.liu@ustb.edu.con。

素体和碳化物对材料性能的影响。δ 铁素体相的存在使得低活性 F/M 钢的析出规律呈现复杂性。

近来,析出强化被认为是 9-12Cr 钢中最有效的强化方式,回火后显微组织中分布的细小弥散的析出相($M_{23}C_6$,MX 碳氮化物等) 能够阻碍位错和亚晶界的移动,从而提高蠕变性能[9-10]。铁素体钢亚晶界包含位错网格,相对于亚晶内部结构是硬区域。在显微组织中,伴随亚晶尺寸的减小,硬脆区的体积分数相应增高,从而表现为高的蠕变强度[11]。合金钢能在高温高压下长时间保持小的亚晶尺寸和高位错密度是高蠕变性能的体现。因此,析出物的稳定能促进显微组织保持稳定性,从而提高蠕变性能。

Thermo-Calc 软件可用于复杂多元合金体系中稳定相的热力学相平衡计算,是研究与开发新型 F/M 钢的有力工具[12]。JMatPro 软件[13]是英国 Sente 公司于 2001 年推出的一种金属材料分析模拟软件,采用 Thermo-Calc 数据库来计算合金材料中的多相平衡,并以热力学计算的相组成为基础进行材料性能的预测分析。最近开发的 JMatPro 6.0 包含析出相动力学计算模块,能用于析出相的粗化动力学计算[14]。本文采用计算和实验相结合的手段,研究了含一定量 δ 铁素体的双相 12Cr 低活性 F/M 钢中淬火回火热处理后的显微组织及其析出相的析出行为。为了充分理解回复过程,研究了静态回复过程回复机制及析出相的粗化规律,为 12Cr 系低活性 F/M 钢在制作燃料包壳管方面的后续开发提供组织转变理论依据。

1　实验材料和方法

在 Thermo-Calc 软件的辅助设计下,制备了一种针对超临界水堆工况的 12Cr3W 低活性 F/M 钢,其化学成分见表 1。实验钢采用真空感应熔炼并浇铸成铸锭,加热至 1250 ℃保温 1 h 均匀化后,热轧至 20 mm厚,终轧温度≥850 ℃。

表 1　实验钢的化学成分 (质量分数,%)

Table 1　Chemical composition of experimental steel (mass fraction, %)

C	Cr	W	V	N	Si	Mn	Fe
0.097	11.36	2.73	0.047	0.041	0.13	0.46	Bal.

热轧后的实验钢在 1050 ℃保温 1 h 使其奥氏体化后,水冷至室温。为研究淬火后回火过程中析出相的变化规律,将淬火后试样在 780 ℃分别回火保温 1、5 和 15 h 后空冷至室温。利用金相显微镜、透射电镜分析了淬火回火态试样的显微组织。制作薄膜试样时,先加工出 0.2 ~0.3 mm 厚的片状,在砂纸上减薄至 0.05 mm,再用电解双喷仪减薄,电解液成分为 5% 高氯酸 +95% 乙醇,电流 30 mA。碳膜萃取复型试样则先经 Vilellas 试剂侵蚀后喷碳,然后在侵蚀液中浸泡 2 h 后进行脱模。制作得到的薄晶和萃取复型样品均在透射电镜下进行组织观察。析出相平均尺寸的定量分析方法:

$$d = \frac{1}{n}\sum_{i=1}^{n}\left[\left(d_{\min,i} + d_{\max,i}\right)/2\right] = \frac{1}{n}\sum_{i=1}^{n} d_i \quad (1)$$

公式中 $d_{\min}$ 和 $d_{\max}$ 分别对应析出相的最小直径和最大直径。δ 铁素体体积分数采用体视学与定量金相图像分析方法(Image-Plo-Plus 软件) 进行测量。本文采用 Thermo-Calc 软件及 TCFe6 数据库进行热力学分析,计算了实验钢在 600 ~1600 ℃范围内系统吉布斯自由能最小时的平衡状态下稳定相质量分数随温度的变化规律,以及各相中元素的组成。析出相的动力学模拟采用 JMatPro 6.0 软件进行计算。

2　实验结果

2.1　热力学计算

使用 Thermo-Calc 软件预测了 12Cr3W 钢的组织(γ-α 的相变温度、稳定的析出相和平衡相) 与温度的关系。12Cr3W 钢处于热力学平衡态(即系统吉布斯自由能最小) 时平衡相的体积分数与温度的关系,如图 1 所示。图 1(a) 是 12Cr3W 钢中各平衡相体积分数随温度的变化规律,图 1(b) 对应图 1(a) 中 650 ~1000 ℃范围内析出相体积分数随温度变化的局部放大图。计算结果表明,12Cr3W 钢 1050 ℃保温时会发生部分奥氏体化,有 10% δ(vol%) 铁素体相出现,淬火后组织为马氏体和 δ 铁素体双相组织。在 780 ℃回火保温时析出相为 $M_{23}C_6$、M_2(C,N) ,并且析出相的体积分数均在达到最大值之后基本不随温度变化而变化。12Cr3W 钢的 A_1 温度是 810 ℃,对应的 $M_{23}C_6$、M_2(C,N) 的析出温度分别为 930 ℃和 925 ℃。图 2 为 12Cr3W 钢淬火回火后的显微组织照片。经统计分析测得,12Cr3W 钢中 δ 铁素体体积分数为 12%。与计算值吻合良好。

2.2　淬火回火后显微组织与析出相

含 12% δ 铁素体的 12Cr3W 钢 1050 ℃淬火 780 ℃回火 1 h 后的显微组织及析出相分布如图 3 所示。图 3(b) 、3(c) 分别为回火马氏体和 δ 铁素体相内形貌,由图 3(a) 、3(b) 、3(c) 可知,不同的基体相

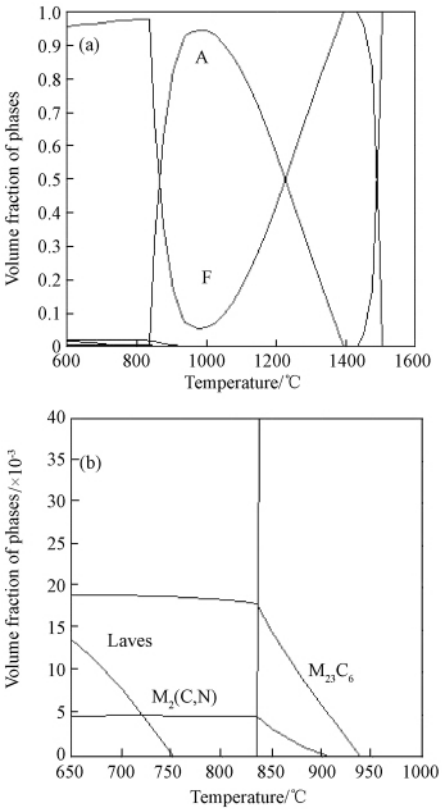

图1 12Cr3W 钢中采用 Thermo-Calc 软件计算的平衡相体积分数与温度关系 (a) 整体图;(b) 局部放大图

Fig. 1 Equilibrium phases as a function of temperature for 12Cr3W steel calculated by Thermo-Calc software (a) the overall diagram; (b) local magnification

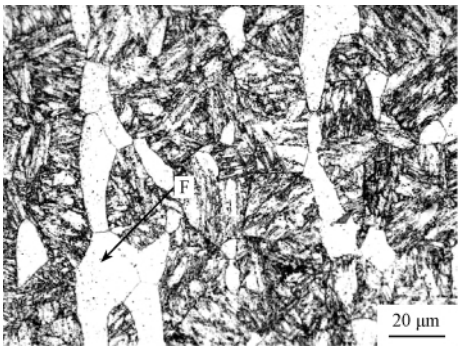

图2 12Cr3W 钢淬火回火后显微组织

Fig. 2 Microstructure of 12Cr3W steel after quenching and tempering

内显微组织和析出相形貌不同。回火马氏体板条组织由原奥氏体晶界、板条界、位错和块状的析出物组成,析出相主要位于原奥氏体晶界以及大角度界面(如马氏体束界和块界)处,如图3(b)箭头所示;而粗大的初始δ铁素体晶粒内存在高位错密度,且内部析出与基体呈一定位向排布的针状析出相,如图3(c)箭头所示。为进一步确定两种基体内析出相种类,采用碳膜萃取复型方法得到的碳化物形貌如图3(d)所示,与图3(b)、3(c)中薄晶样得到的碳化物形貌一致。通过对回火马氏体内及δ铁素体内析出物(颗粒A和B)分别进行选区电子衍射和能谱图分析可知,如图3(e)、3(f),回火马氏体板条内析出相为$M_{23}C_6$相,δ铁素体内则为Cr_2N相。Cr_2N为密排六方结构,点阵常数$a=0.481$ nm,$c=0.448$ nm。经TEM统计分析可知,$M_{23}C_6$呈块状分布于回火马氏体板条界及原奥氏体晶界处,尺寸为100~250 nm,平均成分(质量分数,%)为Cr56-Fe23-W20;而Cr_2N呈针状形态,尺寸为200 nm长,30~40 nm宽,平均成分(质量分数,%)为Cr93-Fe2-W4,主要析出在δ铁素体内缠绕的位错上。Cr在Cr_2N内相对含量高于在$M_{23}C_6$中。δ铁素内Cr_2N的观察与Leapman[15]报道一致,其认为9%Cr-1%Mo钢在700~800 ℃回火时显微组织中有Cr_2N相形成。而Klueh[16]认为在回火温度400 ℃及高于750 ℃显微组织中有Cr_2C形成,Cr_2C与$M_{23}C_6$相一同形成在回火温度高于550 ℃的显微组织中。胡加学等[17]研究了12Cr3W钢经1050 ℃淬火780 ℃回火后全回火马氏体的显微组织,证明析出物均为富Cr的$M_{23}C_6$型碳化物。可见,基体相δ铁素体的引入使得12Cr3W钢中析出相组成有所不同,δ铁素体相内出现了针状Cr_2N相。

2.3 回火过程中显微组织变化

780 ℃下保温5 h及15 h后回火马氏体及δ铁素体内显微组织以及析出相如图4、图5所示。在板条界处发生的位错回复和相邻晶界合并会导致板条界的消失,图4(a)箭头所示为板条界消失后留在基体内的$M_{23}C_6$相。Abe认为[18]板条移动并不是9Cr钢板条粗化的主要影响因素,而是在三叉界上的Y连接。伴随回火过程中Y连接附近板条界的局部合并,板条界处分布的$M_{23}C_6$碳化物发生溶解和重新析出。对淬火后不同回火保温1、5和15 h后TEM形貌中回火马氏体板条宽度及δ铁素体内Cr_2N析出相尺寸进行统计分析可知,如图6(a)所示,随回火时间的延长,马氏体板条宽度逐渐增大,回火马氏体发生大量位错的回复和板条的粗化。δ铁素体内Cr_2N粗化效果明显,如图6(b)所示,回火过程中Cr_2N易于沿长度方向生长,长宽比从初始的6.5升高至11.7。微合金碳氮化物与铁素体之间存在Baker-Nutting位向关系,因而在铁素体中沉淀析出的微合金碳氮化物的形状为碟片状[19]。片状析出相在粗化长大过程中

易于沿与基体呈非共格或半共格匹配的方向生长，在 Cr_2N 形貌上表现为长宽比随保温时间越来越大。TEM 实验结果表明，780 ℃保温 15 h 后没有发生 Cr_2N 向 $M_{23}C_6$ 的转变，证明了 Thermo-Calc 热力学计算下 780 ℃时 Cr_2N 与 $M_{23}C_6$ 平衡相共同存在的可靠性。

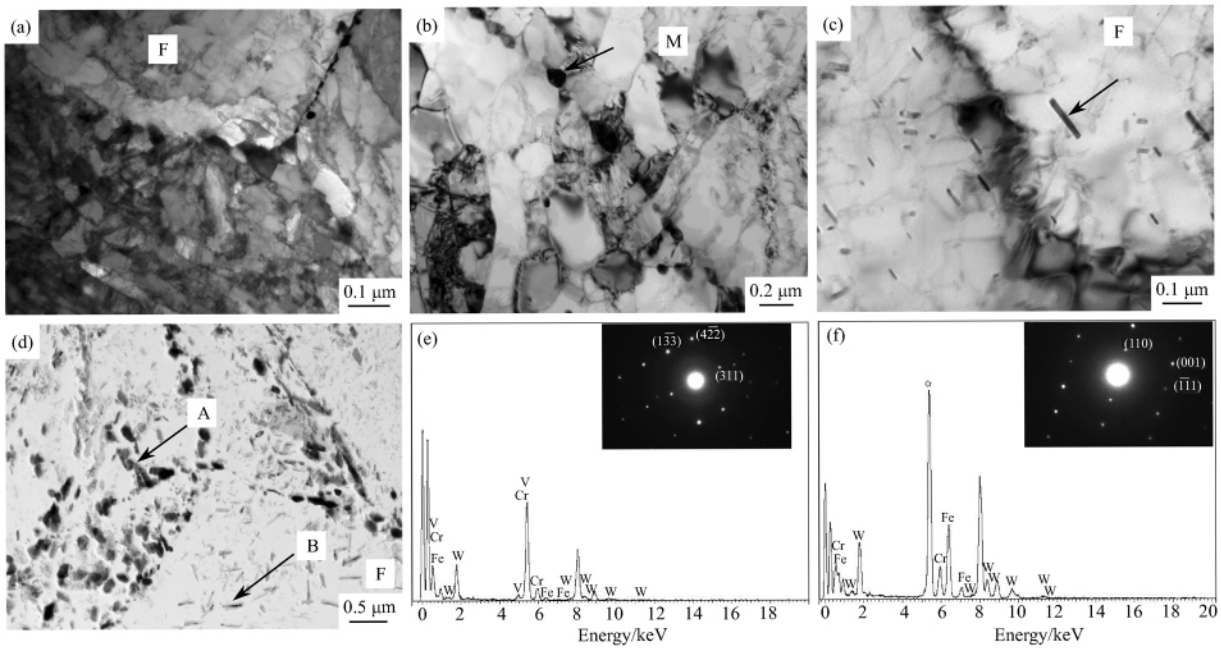

图 3　12Cr3W 钢淬火后 780 ℃回火 1 h 后显微组织与析出相 (a) TEM 形貌; (b) 回火马氏体内显微组织; (c) δ 铁素体内显微组织; (d) 碳膜萃取复型形貌; (e) 颗粒 A 对应衍射花样及能谱图; (f) 颗粒 B 对应衍射花样及能谱图

Fig. 3　Microstructure and precipitates of 12Cr3W steel after tempering at 780 ℃ for 1 h (a) TEM image; (b) microstructure of tempered martensite; (c) microstructure of δ ferrite; (d) morphology of carbides by carbon extraction replica; (f) SAED pattern and EDS-spectrum of particle A in (d); (f) SAED pattern and EDS-spectrum of particle B in (d).

3　讨论

3.1　析出相动力学计算

$M_{23}C_6$、MX 等碳氮化物在高温蠕变过程中会由于 Ostwald 熟化机制而进一步长大，大部分碳，氮原子会在钢的过饱和固溶体中以碳化物和氮化物的形式析出[20]。由体积扩散控制的 M_aC_b 型碳化物 Ostwald 熟化机制为[18]：

$$r^3 - r_0^3 = k_3 t \tag{2}$$

$$k^3 = \frac{8(a+b)\sigma V D_M u_M}{9aRT(u_{pM} - u_M)^2} \tag{3}$$

其中 r 和 r_0 是分别为时间 t 和 t_0 时的平均粒子半径，σ 是碳化物的界面能，V 是碳化物的摩尔体积，D_M 是金属 M 的体积扩散交互作用参数，U_M、U_{pM} 分别是 M 在基体和碳化物中的聚集度，R 为气体常数，T 为温度。使用 JMatPro 软件中的析出相动力学计算方法得到的在 1050 ℃淬火 780 ℃回火过程中析出相体积分数及尺寸的变化规律如图 7 所示。

由图 7(a) 可知，热力学上不稳定的 M_3C 与 M_7C_3 在 10 min 内先后被更稳定的 $M_{23}C_6$ 所取代。$M_{23}C_6$ 在 M_3C 与 M_7C_3 完全溶解后其析出体积分数达到最大值 2.25%，并在之后的回火保温过程中保持不变。M_2X 平衡体积分数在回火过程中仅为 0.5% 低于 $M_{23}C_6$。Schneider 通过 Dictra 软件动力学长大计算证明[21]，对于 12Cr 钢，3 种碳化物($M_{23}C_6$，M_7C_3 和 M_3C) 一起形核，但随时间的延长，M_3C 首先溶解，其次是 M_7C_3，最后的稳定相是 $M_{23}C_6$。亚稳态中间相的存在强烈影响了稳定相的长大驱动力。当发生软碰撞时，碳化物的进一步长大就需要其它碳化物的溶解来提供 C。而对于 7.8% Cr 钢，其热力学上最终稳定相为 M_7C_3。Janovec[22] 对 Cr-Mo 钢回火实验和热力学计算表明，Cr 含量决定钢中 M_7C_3 和 $M_{23}C_6$ 碳化物的转变顺序。对于 12Cr3W 钢，随着回火时间的延长，Cr 的碳化物析出遵循 $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$ 规律。

图 7(b) 所示为 $M_{23}C_6$ 与 M_2X 回火过程中尺寸随保温时间变化计算结果。TEM 分析得到的 M_2X 相平均尺寸变化随回火时间(1、5 和 15 h) 实验结果与计

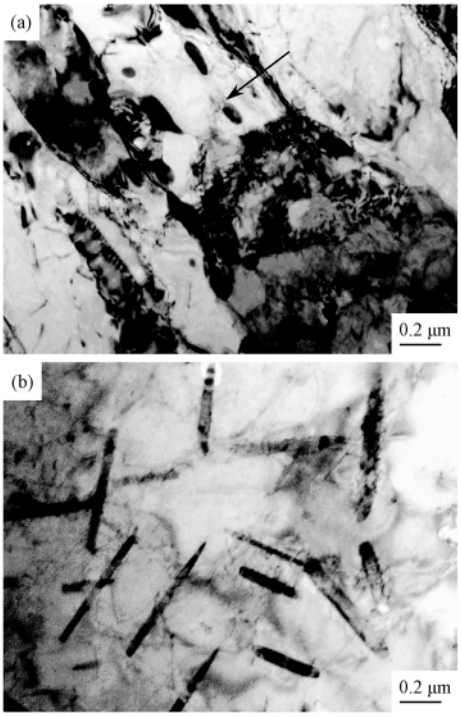

图4 780 ℃保温5 h回火马氏体(a)和δ铁素体内显微组织(b)

Fig. 4 Microstructure of (a) tempered martensite and (b) δ ferrite after tempering at 780 ℃ for 5 h

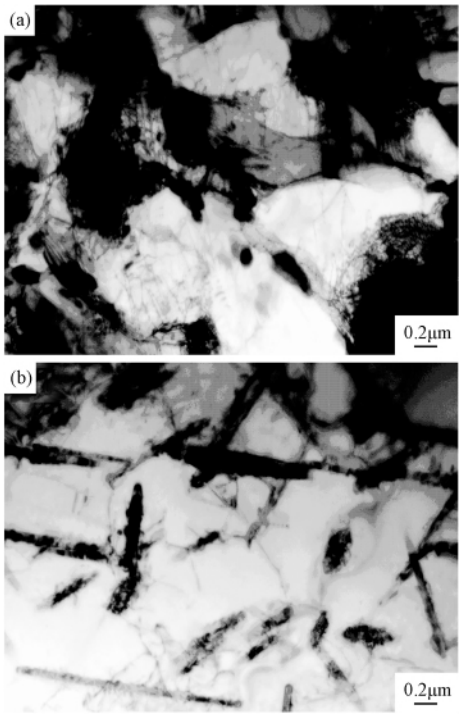

图5 780 ℃保温15 h回火马氏体(a)和δ铁素体内显微组织(b)

Fig. 5 Microstructure of (a) tempered martensite and (b) δ ferrite after tempering at 780 ℃ for 15 h

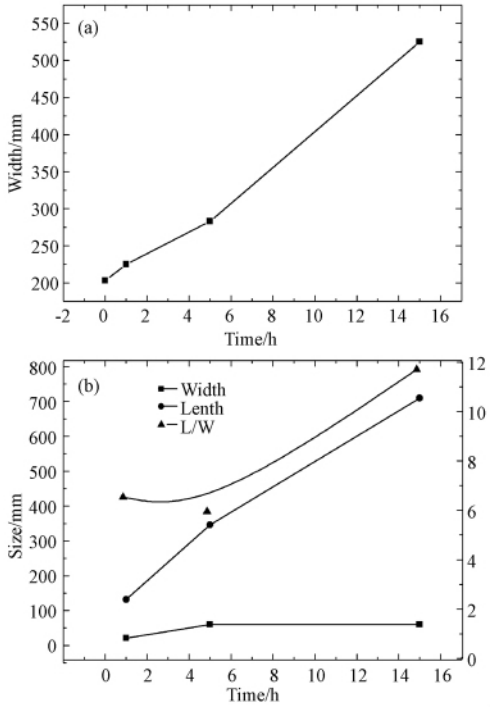

图6 780 ℃回火保温下(a)板条宽度和(b) Cr_2N 相尺寸随时间变化规律

Fig. 6 Variations of (a) lath width and (b) the average size of Cr_2N with tempering time at 780 ℃

算结果趋势一致，M_2X 相对于 $M_{23}C_6$ 有更大的粗化速率。由于 $M_{23}C_6$ 与 M_2X 的体积分数在 Ostwald 熟化过程中保持稳定，因此析出相平均尺寸的增加会导致析出物密集度的减小。析出在δ铁素体相内的 M_2X 相对于 $M_{23}C_6$ 容易发生粗化长大。

3.1 δ铁素体相对析出相的影响

表2为1050 ℃淬火及780 ℃回火时，Thermo-Calc 软件计算得到的12Cr3W钢中平衡相组成及各相元素含量。计算结果表明：1050 ℃时平衡相组成为奥氏体和δ铁素体。δ铁素体中 Cr、W 元素含量均高于奥氏体内该元素含量，而其中 C 元素含量则远低于奥氏体内该元素含量。在奥氏体化温度下出现的δ铁素体相能保留到室温，而奥氏体相在淬火时则转变成马氏体。由于淬火时 C 不容易重新分布，因此δ铁素体中 C 的聚集度要比马氏体相低的多。780 ℃时热力学计算下析出相主要为 $M_{23}C_6$ 和 M_2X，其中 $M_{23}C_6$ 富含 Cr，Fe 和 W 元素而 M_2X 内富含 Cr 元素，这均与 TEM 实验结果吻合。相对于1050 ℃下δ铁素体，780 ℃平衡时铁素体相内 Cr，W 元素含量均有降低而 C 元素含量基本不变。因此，为达到780 ℃热力学平衡态时铁素体内元素组成，淬火后保

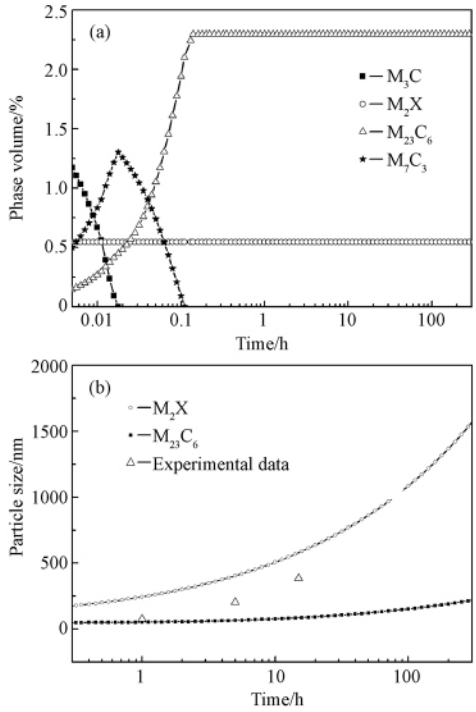

图 7　780 ℃回火过程中(a) 析出相体积分数及(b) 尺寸变化规律

Fig. 7　Variations of (a) the volume fraction of phases and (b) average size of precipitates during tempering at 780 ℃

留的 δ 铁素体内 Cr,W 元素在 780 ℃回火时须向晶界、相界以及回火马氏体内扩散。

表 2　Thermo-Calc 计算 12Cr3W 钢不同温度下各相元素组成(质量分数,%)

Fig. 2　Composition of phases in 12Cr3W steel at different temperatures calculated by Thermo-Calc software

T/℃	Phases	Fe	Cr	W	C	N	Mn	V	Si
1050	Austenite	41.69	9.554	1.439	0.151	0.063	46.90	0.033	0.156
	Ferrite	36.40	14.09	4.687	0.015	0.008	44.62	0.067	0.089
780	Ferrite	86.64	10.24	2.52	0.014	–	0.44	0.01	0.13
	$M_{23}C_6$	22.73	57.2	13.92	0.52	–	0.96	0.17	–
	M_2X	1.26	77.62	1.05	0.53	11.05	0.31	8.18	–

由图 1 可知,选择不同的温度进行淬火急冷,会影响淬火后显微组织中 δ 铁素体含量。图 8 为计算的 12Cr3W 钢 780 ℃热力学平衡下析出相($M_{23}C_6$,M_2X)的体积分数随 δ 铁素体含量变化规律。$M_{23}C_6$和 M_2X 的体积分数随 δ 铁素体相含量的增加都有一个升高的趋势,并且 $M_{23}C_6$相的体积分数变化值相对 M_2X 相要更大些,但其相对体积分数变化值相差不大,分别为 0.342 和 0.346。$M_{23}C_6$体积分数随 δ 铁素体含量增加而升高,这主要是因为 δ 铁素体内 C 含量少,因此回火马氏体相内有充足的 C 元素,可与 Cr、W 等元素结合析出 $M_{23}C_6$型碳化物。这与 Xia[14] 研究结果一致,其认为 9Cr 低活性钢回火过程中 $M_{23}C_6$的体积分数随过饱和马氏体中的碳含量升高而增加,C 会促进 $M_{23}C_6$碳化物的形成。

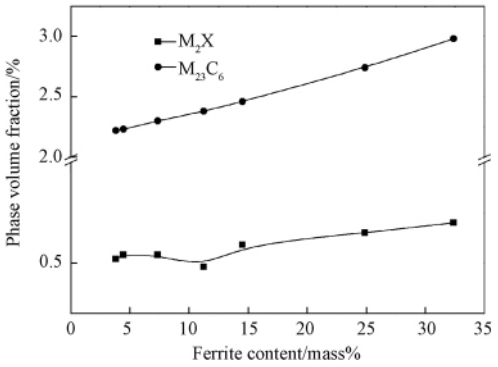

图 8　12Cr3W 钢中 δ 铁素体量对析出相体积分数的影响

Fig. 8　The influence of ferrite content to the volume fraction of precipitates in 12Cr3W steel

铁素体内富含 Cr、Mo 和其它铁素体形成元素,回火时会产生尺寸较大的针状 M_2X 相,该相在高温时会发生粗化并保留在基体中[16]。Jones[23] 对 9Cr1Mo 钢在不同回火制度下析出相研究结果表明,在 700 ℃和 650 ℃回火时有 Cr_2C 析出,而在 760 ℃回火 16 min 后 Cr_2C 发生溶解而 V_4C_3析出,相对于 $M_{23}C_6$、Cr_2C 不稳定。Cr_2C 先于 V_4C_3形成,表明其有更小的行核驱动力,并且 Cr 相对 Mo,Nb 和 V 有更高的扩散能力。M_2X 相对于 $M_{23}C_6$含 Cr 量高并且 Cr 扩散速率快,因此其粗化速率也要高于 $M_{23}C_6$相。含 12% δ 铁素体的 12Cr3W 钢,经过淬火回火后,其 δ 铁素体和马氏体内分别析出针状 Cr_2N 以及 $M_{23}C_6$相,析出物的不均匀分布对显微组织是不利的[24]。因此,依据相平衡图选择合适的淬火温度,可以有效控制淬火后 δ 铁素体相含量,从而优化显微组织中析出相。

4　结论

1) 含 12% δ 铁素体 12Cr 钢,1050 ℃淬火 780 ℃回火后析出相为 $M_{23}C_6$和 Cr_2N。$M_{23}C_6$主要在回火马氏体内析出,而针状 Cr_2N 相主要在 δ 铁素体内析出。析出在 δ 铁素体内的 Cr_2N 相对于 $M_{23}C_6$容易发生粗化,并沿长度方向生长;

2) 12Cr 钢淬火回火后的析出相组成受 δ 铁素体影响,借助于 Thermo-Calc 热力学计算软件得到的热力学平衡相图选择合适的淬火温度,可以有效控制淬火后 δ 铁素体相含量,从而优化显微组织中析出相。

参 考 文 献

[1] Abe F,Horiuchi T,Taneike M,et al. Stabilization of martensitic microstructure in advanced 9Cr steel during creep at high temperature [J]. Materials Science and Engineering A,2004,378:299 – 303.

[2] Abe F. Precipitate design for creep strengthening of 9% Cr tempered martensitic steel for ultra-supercritical power plants [J]. Science and Technology of Advanced Materials,2008,9:1 – 15.

[3] Murty K L,Chariti I. Structural materials for Gen-IV nuclear reactors: Challenges and opportunities [J]. Journal of Nuclear Materials,2008,383:189 – 195.

[4] 毛萍莉,苏国跃,杨 柯. 0Cr17Mn14M02N 双相不锈钢组织与性能的关系 [J]. 材料热处理学报,2001,22(3):19 – 22.
MAO Ping-li,SU Guo-yue,YANG Ke. The relationship of properties and microstructure of 0Cr17Mn14Mo2N duplex stainless steel [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment,2001,22(3):19 – 22.

[5] 周磊磊,林大为,周灿栋,et al. 双相不锈钢加热过程中 γ-δ 相变的原位观察 [J]. 材料热处理学报,2007,28(5):57 – 61.
ZHOU Lei-lei,LIN DA-wei,ZHOU Can-dong,et al. In-situ observation of austenite to ferrite transformation in a duplex stainless steel during heating process [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment,2007,28(5):57 – 61.

[6] Sasikala G,Ray S K,Mannan S L. Kinetics of transformation of delta ferrite during creep in a type 316(N) stainless steel weld metal [J]. Materials and Engineering A,2003,359:86 – 90.

[7] Anderko K,Schuifer L,Materna M E. Effect of the delta ferrite phase on the impact properties of martensitic chromium steels [J]. Journal of Nuclear Materials,1991,179 – 181:492 – 495.

[8] Wang P,Lu S P,Xiao N M,et al. Effect of delta ferrite on impact properties of low carbon 13Cr-4Ni martensitic stainless steel [J]. Materials Science and Engineering A,2010,527:3210 – 3216.

[9] Ghassemi-Armaki H,Chen R P,Maruyama K,et al. Static recovery of tempered lath martensite microstructures during long-term aging in 9-12% Cr heat resistant steels [J]. Materials Letters,2009,63:2423 – 2425.

[10] Xia Z X,Zhang C,Yang Z G. TaC precipitation behaviors in reduced activation martensitic steels [J]. Journal of Materials Science,2011,46(9):3151 – 3156.

[11] John H,Leona K. Precipitate stability in creep resistant ferritic steels-experimental investigations and modelling [J]. ISIJ International,2003,43(3):420 – 427.

[12] Knezevic V,Balun J,Sauthoff G,et al. Design of martensitic /ferritic heat-resistant steels for application at 650 ℃ with supporting thermodynamic modelling [J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 477: 224 – 343.

[13] 闵永安,刘湘江,毛远建. 应用 JMatPro 软件对比研究两种抽油杆钢的合金化特点 [J]. 上海大学学报,2008,5(14):503 – 508.
MIN Yong-an,LIU Xiang-jiang,MAO Yuan-jian. Alloying characteristics of two sucker-rod steels analyzed with JMatPro [J]. Journal of Shanghai University (Natural Science),2008,5(14):503 – 508.

[14] Xia Z X,Zhang C,Yang Z G. Control of precipitation behavior in reduced activation steels by intermediate heat treatment [J]. Materials Science and Engineering A,2011,528(8):6764 – 6768.

[15] Leapman R D,Sanderson S J,Whelan M J. Application of electron energy loss spectrometry to precipitate microanalysis in 9% Cr-1% Mo steel [J]. Metal Science,1978,12(4):215 – 220.

[16] Klueh R,Harries D. High-chromium ferritic and martensitic steels for nuclear applications [M]. USA,ASTM,2001.

[17] 胡加学,刘国权,胡本芙,et al. 一种 SCWR 包壳管用 9-12% Cr 低活性 F/M 钢的组织及析出相研究 [J]. 材料研究学报, 2010,24(3):1 – 7.
HU Jia-xue,LIU Guo-quan,HU Ben-fu,et al. Microstructure and precipitate phases of a new low-activation 9-12% Cr F/M steel for SCWR fuel cladding [J]. Material Chinese Journal of Materials Research,2010,24(3):1 – 7.

[18] Abe F. Coarsening behavior of lath and its effect on creep rates in tempered martensitic 9Cr – W steels [J]. Materials Science and Engineering A, 2004,(387 – 389):565 – 569.

[19] 雍岐龙. 钢铁材料中的第二相 [M]. 北京:冶金工业出版社,2006.

[20] Aghajani C,Somsen H,Eggeler G. On the effect of long-term creep on the microstructure of a 12% chromium tempered martensite ferritic steel [J]. Acta Materialia,2009,57:5093 – 5106.

[21] Schneider A,Inden G. Simulation of the kinetics of precipitation reactions in ferritic steels [J]. Acta Materialia,2005,53:519 – 531.

[22] Janovec J,Svoboda M,Vyrostkova A,et al. Time-temperature-precipitation diagrams of carbide evolution in low alloy steels [J]. Materials Science and Engineering A,2005,402(1):288 – 293.

[23] 肖 翔,刘国权,胡本芙,等. 冷变形对 12Cr 铁素体马氏体钢回复与再结晶过程的影响研究 [J]. 材料工程,2011,2:77 – 82.
XIAO Xiang,LIU Guo-quan,HU Ben-fu,et al. The influence of cold deformation to 12Cr ferritic/martensitic steel recovery and recrystallization process [J]. Journal of Materials Engineering,2011,2:77 – 82.

[24] Jones W,Hills C R,Polonis D H,et al. Microstructural evolution of modified 9Cr-1Mo steel [J]. Metallurgical Transactions A,1990,22A:1991 – 1049.