V、Ta 微合金化 12Cr 低活性 F/M 钢的优化设计

肖 翔[1)] 刘国权[1,2)]✉ 胡本芙[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) 北京科技大学新金属材料国家重点实验室，北京 100083

✉通信作者，E-mail：G. liu@ ustb. edu. cn

摘 要 采用 Thermo-Calc 热力学模拟计算与实验相结合的方法，优化设计了一种 V、Ta 微合金化的低活性 F/M 钢 12Cr3WVTa，经 1 050 ℃水淬及 780 ℃回火后对其显微组织及析出相进行光学显微镜、扫描电镜和透射电镜观察以及能谱分析. 实验钢淬火回火后显微组织由回火马氏体和少量 δ 铁素体相组成，析出相主要为 $M_{23}C_6$ 和 MX 相(M = V，Ta; X = C，N)，其中 $M_{23}C_6$ 主要分布于回火马氏体板条界和相界，而 MX 弥散析出于回火马氏体板条内以及 δ 铁素体内. 实验钢室温和高温(600 ℃)拉伸力学性能良好，600 ℃下材料抗拉强度为 507 MPa，屈服强度为 402 MPa，满足超临界水冷堆用包壳管的拉伸性能要求.

关键词 马氏体钢；铁素体钢；微合金化；显微组织；力学性能；水冷堆

分类号 TG142. 2；TL341

Optimization design of V，Ta microalloyed 12Cr low-activation F/M steel

XIAO Xiang[1)]，*LIU Guo-quan*[1,2)]✉，*HU Ben-fu*[1)]，*CHEN Shao-jing*[1)]

1) School of Materials Science and Engineering，University of Science and Technology Beijing，Beijing 100083，China

2) State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials，University of Science and Technology Beijing，Beijing 100083，China

✉Corresponding author，E-mail：G. liu@ ustb. edu. cn

ABSTRACT A low-activation F/M steel 12Cr3WVTa micro-alloyed with V and Ta was designed by Thermo-Calc thermodynamic simulation in combination with experimental methods. Its microstructure and precipitation after water quenching at 1 050 ℃ and then tempering at 780 ℃ were examined by means of optical microscopy (OM)，scanning electron microscopy (SEM)，transmission electron microscopy (TEM)，and energy dispersive spectrometry (EDS). The results show that the microstructure of the steel after quenching and tempering contains mainly tempered martensite with a small amount of δ-ferrite，as well as precipitates $M_{23}C_6$ and MX (M = V，Ta; X = C，N). $M_{23}C_6$ carbides distribute mainly along the lath boundaries and the phase interfaces，while MX precipitates within the tempered martensite and the δ-ferrite. The steel has good tensile properties at room temperature and high temperature (600 ℃)，and its tensile strength and yield strength are 507 MPa and 402 MPa at 600 ℃，respectively，which meets the tensile property requirements of cladding tubes for supercritical water cooled reactors (SCWR).

KEY WORDS martensitic steel; ferritic steel; microalloying; microstructure; mechanical properties; water cooled reactors

超临界水冷堆是目前第四代核能系统国际论坛(GIF)推荐的六种最值得研发的第四代核能系统概念堆中唯一的水冷堆[1]. 燃料包壳管及芯内部件材料是堆内使用条件最苛刻的材料，其一方面应具有可接受的机械强度、断裂韧性、韧脆转变温度和高温蠕变等力学性能，另一方面还要具备抗辐照、抗超临界水腐蚀的性能[2]. 先进的 9—12Cr(Cr 的质量分数为 9% ~12%)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，也可用于代替堆内某些耐蚀性不强的低合金钢[3]. 目前国际上已经陆续开发了 9Cr2WVTa(美国)、Eurofer97(欧洲)和 F82H 及 JLF1(日本)等有高许用应力、高持久强度、高疲劳强度、高热导率、良好的焊接性和较好的抗蚀性的 9Cr 低活性铁素体/马氏体钢(RAFM)[2]. 然而，9Cr 系 RAFM 钢抗高温性能及抗腐蚀性能较差，其使用上限温度一般低于 550 ℃，不

收稿日期：2011-10-24

基金项目：国家重点基础研究发展计划资助项目(2007CB209801)

能满足超临界水冷堆特殊工况(650 ℃,30 MPa)的使用要求[1],因此迫切需要开发用于超临界水冷堆关键部位的新型合金体系材料.

合金设计主要集中在含12Cr的合金上,目的是使其在650 ℃下仍具有足够的抗氧化性和抗腐蚀性[3]. 析出强化是9—12Cr钢最主要的强化方式. 为获得足够的蠕变强度,需提高组织的稳定性,保证足够的固溶度和沉淀强化,并防止晶粒粗化,可采用不同的碳化物、氮化物和Laves相形成元素来进行强化[4]. $M_{23}C_6$和Laves相阻碍亚晶界的运动,而弥散析出的碳氮化物MX相能抑制位错的迁移,延迟晶粒的粗化. 因此,如何优化合金成分以获得稳定的沉淀相来提高蠕变强度是当前的研究热点之一[5]. 针对超临界水冷堆工况要求,在9Cr系RAFM钢的成分基础上,采用增加Cr(质量分数11%~12%)和W(质量分数为2%~3%)来提高低活性F/M钢的腐蚀性能和高温性能,以W、V等低活性元素以代替Mo、Co和Nb等活性元素,并适当添加耐蚀元素Si(质量分数0.3%~0.5%),设计了12Cr3W低活性F/M钢,进一步添加强碳化物形成元素V和Ta,同时对可以扩大γ相区的C、N和Mn等元素含量进行调整,最终设计并制备出一种V、Ta微合金化的12Cr3W系RAFM钢. 本文主要研究了该合金淬火回火后的显微组织、第二相以及拉伸力学性能.

1 实验材料及方法

低活性F/M钢12Cr3WVTa实测成分(质量分数)为:C 0.14%,Cr 11.71%,W 2.16%,V 0.2%,Ta 0.09%,N 0.033%,Mn 1.16%,Si 0.5%. 实验钢采用真空感应熔炼并浇铸成铸锭,加热至1 250 ℃保温1 h使其均匀化后,热轧至20 mm厚,终轧温度≥850 ℃. 对热轧后板材在1 250 ℃下保温2 h使其均匀化. 实验钢淬火回火的热处理制度为:1 050 ℃保温0.5 h后水冷至室温,随后在780 ℃回火2 h后空冷. 利用光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)和透射电镜(TEM)观察淬火回火态合金的显微组织. 制作透射电镜试样,先将试样加工成0.2~0.3 mm厚的片状,在砂纸上磨薄至0.05 mm,再用电解双喷减薄,电解液成分为5%高氯酸+95%乙醇,电流20 mA. 碳化物萃取复型试样先经Vilellas试剂侵蚀后喷碳,然后在侵蚀液中浸泡2 h后进行脱模. 薄晶样及萃取复型试样均在JEOL2100透射电镜下进行组织观察. 淬火回火后试样在室温和600 ℃下的拉伸性能测试在MTS 809C材料试验机上进行.

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[7]. 本文采用Thermo—Calc软件在TCFE6数据库下计算了实验钢在400~1 600 ℃范围内系统吉布斯自由能最小时的平衡状态下稳定相的质量分数随温度的变化规律,以及各相元素组成. TCFE6数据库中并不包括Ta元素,本文采用以Nb替代Ta进行热力学计算,Prat等[8]认为Ta与Nb均为MX相形成元素,在热力学计算中用Nb代替Ta来进行计算与实验结果有很好的一致性. 采用JMatPro软件用Ta元素进行热力学计算也证明了以Nb替代Ta计算结果的可靠性.

2 实验结果与讨论

2.1 Thermo—Calc软件计算预测

Thermo—Calc软件计算得到的12Cr3WVTa钢各平衡相的质量分数随温度变化规律如图1(a)所示. 由该计算相图可知,该实验钢在整个温度范围内无全奥氏体相区,高温奥氏体相和δ铁素体相的质量分数在1 000 ℃存在一个极值点,在该温度淬火会得到马氏体和质量分数为0.46%的δ铁素体. 图1(b)为第二相析出局部放大图. 热力学计算结果表明,析出相由MX、$M_{23}C_6$、Laves及Z相组成. MX相富含Ta元素,析出温度范围为800~1 250 ℃,并且MX相的质量分数随温度的降低逐渐升高至0.3%. 富含Cr的$M_{23}C_6$相析出温度为980 ℃,析出质量分数在800 ℃以后达到稳定,约为2.8%. Laves相析出温度为700 ℃,其含量在600 ℃仍未达到稳定状态. 平衡计算下820 ℃还出现了富含Cr、W和V的Z相,其质量分数约为0.4%. Klueh等[9]指出,9—12Cr钢回火后基体中析出相主要为MX及$M_{23}C_6$相,Laves相及Z相均在长期时效和蠕变过程中才有析出. Thermo—Calc软件计算仅适用于从热力学角度考虑平衡稳定时的相析出过程.

2.2 显微组织

9—12Cr钢常规的热处理方式为正火回火,回火过程位错密度降低,同时碳化物会大量析出. 正火回火后9—12Cr钢的典型组织形貌为板条马氏体,由原奥氏体晶粒、板条束和块组成[3]. 采用1 050 ℃保温0.5 h后水冷,再在780 ℃保温2 h后空冷热处理制度处理后的12Cr3WVTa钢显微组织如图2所示. 淬火回火后组织为回火马氏体和体积分数为4.7%的δ铁素体的复相组织,其中白色块状为δ铁素体相. 原奥氏体晶粒平均尺寸为30 μm,小于其他文献

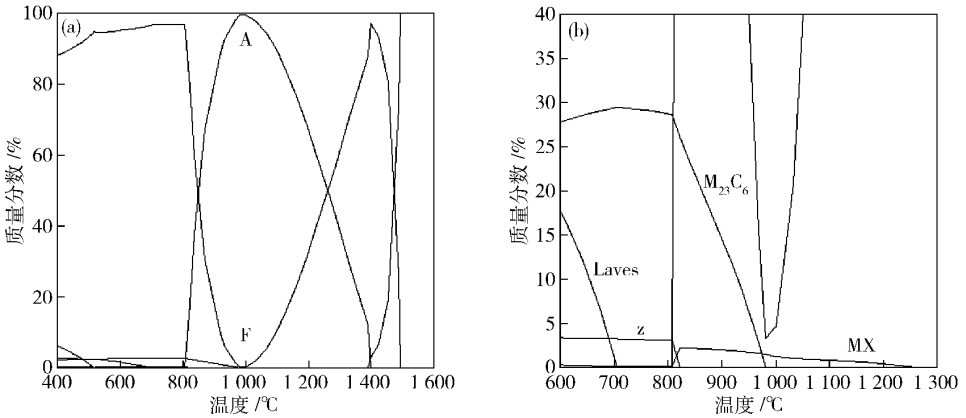

图 1　Thermo-Calc 软件计算得到的 12Cr3WVTa 钢中各平衡相的质量分数随温度变化规律(a)及局部放大图(b)

Fig. 1　Mass fraction of equilibrium phases as a function of temperature for 12Cr3WVTa steel (a) and its partial magnification (b) calculated by Thermo-Calc software

研究 12Cr3W 钢得出的 40 μm 平均尺寸[10].

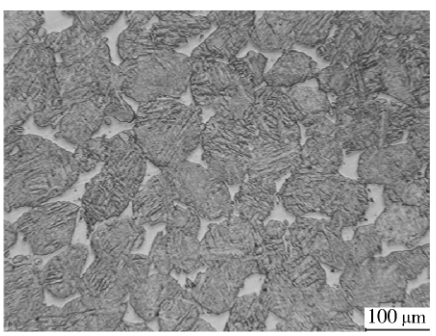

图 2　12Cr3WVTa 钢淬火回火后组织形貌

Fig. 2　Microstructure of 12Cr3WVTa steel after quenching and tempering

图 3 为 12Cr3WVTa 钢淬火及回火后 SEM 组织形貌及析出相的能谱. 如图 3(a)和(b)所示，1 050 ℃淬火后，马氏体板条和 δ 铁素体相内均有尺寸约 20 ~ 30 nm 的第二相弥散析出，能谱显示其均为富 Ta 的 MX 相. 780 ℃回火后，大量碳化物析出于回火马氏体内板条界、块界以及原奥氏体边界(如图 3(c))，以及 δ 铁素体内(如图 3(d)箭头所示). 根据热力学计算可知(如图 1(b))，1 050 ℃淬火温度属于 MX 相的析出温度范围，在该温度奥氏体化过程中有弥散分布于回火马氏体板条内以及 δ 铁素体内的 MX 相析出，高温时析出的 MX 相对强化基体相以及抑制奥氏体晶粒长大都有积极作用[11]. 强碳化物形成元素 V、Ta 的添加能有效抑制奥氏体晶粒在加热过程中的长大.

图 4 和图 5 分别为淬火回火后回火马氏体内及 δ 铁素体内透射电镜组织形貌及能谱. 如图 4(a)所示，回火马氏体板条宽约 325 nm，内部有大量位错网络及位错墙结构，一般 12CrF/M 钢高温回火后位错密度仍高达 1×10^{14} m^{-2}[9]，这种位错网结构正是 12Cr 钢位错强化的表现形式. 经萃取复型分析可知，12Cr3WVTa 钢淬火回火后回火马氏体内析出相主要为 $M_{23}C_6$ 和富 Ta/V 的 MX 相. 富 Cr 和 Fe 的 $M_{23}C_6$ 相成分(质量分数)为 51.5% Cr-21.72% Fe-18.56% W-0.81% V，主要析出在板条界以及原奥氏体边界处，少量析出于亚晶内. $M_{23}C_6$ 尺寸随析出形核位置不同而不同，原奥氏体边界处尺寸为 200 ~ 300 nm，板条界处尺寸为 100 ~ 200 nm，而亚晶内尺寸为 20 ~ 30 nm；富 Ta/V 的 MX 碳化物主要在亚晶内弥散析出，如图 4(a)所示，箭头所示析出相富含 Ta. 对析出相进行进一步衍射斑点标定及能谱检测分析表明(图 4(b)所示)，V、Ta 微合金化后有尺寸 20 ~ 30 nm 的颗粒状 TaC 相析出，并且 MX 相成分的质量分数从高 Ta(88.71%)、低 V(3.69%)向低 Ta(38.41%)、高 V(39.18%)变化. Fernández 等[11]认为富 Ta/V 的 MX 碳化物为(Ta,V)C 相结构. 长轴状 M_2X 相主要含 Cr 元素，成分为 76.1% Cr-12.72% W-8.89% V-2.3% Fe，沿板条界析出，该析出相不稳定易随保温时间延长粗化并向 $M_{23}C_6$ 相转变[12]. 相对于回火马氏体内高位错密度，δ 铁素体内位错密度较低(如图 5(a))，从图中可看出 δ 铁素体内析出相呈现两种不同形貌(方形和针状). 通过能谱分析(图 5(b) ~ (d))可知，两种形貌的析出相均为富 Ta/V MX 相，在该相空间下为薄片状，不同的带轴方向下呈现不同形貌特征. 富 Ta/V MX 相的形貌随析出形核位置不同而不同，回火马氏体中为颗粒状，而 δ 铁素体内主要为薄片状. 根据雍岐龙的错配度理论[13]，微合金碳氮化物与铁素体之间存在 Baker-Nutting 位向关系，在 $[010]_{M(C,N)}$ //

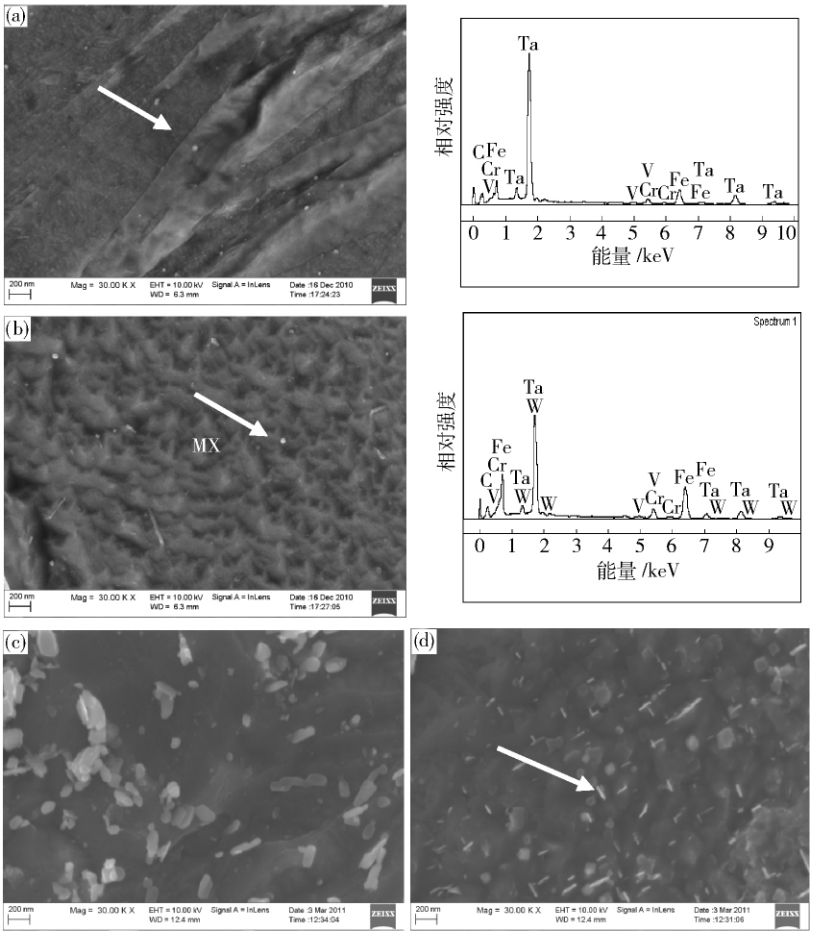

图3　12Cr3WVTa 钢淬火回火后扫描电镜照片及析出相能谱. (a) 淬火后马氏体内析出相及能谱; (b) 淬火后铁素体内析出相及能谱; (c) 回火后马氏体内析出相; (d) 回火后铁素体内析出相

Fig. 3　SEM images and EDS spectra of precipitates in 12Cr3WVTa steel after quenching and tempering: (a) precipitation of martensite and EDS spectrum of the arrow-marked precipitate after quenching; (b) precipitation of δ-ferrite and EDS spectrum of the arrow-marked precipitate after quenching; (c) precipitation of tempered martensite; (d) precipitation of tempered δ-ferrite

$[01]_{\alpha}$ 和 $[100]_{M(C,N)}$ // $[1\bar{1}0]_{\alpha}$ 方向的错配度较小,属于典型半共格界面,而在 $[01]_{M(C,N)}$ // $[01]_{\alpha}$ 方向上错配度超出半共格范围,因而在铁素体中沉淀析出的微合金碳氮化物的形状为径厚比在 1.6 ~ 3.0 的碟片状. 对 12Cr3WVTa 钢回火马氏体相内 $M_{23}C_6$ 相尺寸进行统计分析可知(如图 6 所示),其 $M_{23}C_6$ 相尺寸主要在 50 ~ 100 nm,相对于其他文献研究 12Cr3W 钢得到的 120 ~ 240 nm 相尺寸[10],添加强碳化物形成元素 V、Ta 能有效细化 $M_{23}C_6$.

2.3　力学性能

12Cr3WVTa 钢淬火回火后在室温(27 ℃)及高温(600 ℃)下的抗拉强度 σ_b、屈服强度 σ_s、延伸率 A 和断面收缩率 Z 如表 1 所示. 与 9Cr 低活性 F/M 钢淬火回火态(EURPFER97(9Cr2WVTa)[14],F82H(9Cr2WV)[14],CLAM[15])对比,12Cr3WVTa 钢在室温(27 ℃)及高温(600 ℃)下力学性能良好. 12Cr3WVTa 钢在 600 ℃高温与室温相比抗拉强度降低了 29%,屈服强度降低了 22%,而在同等条件下 EUROFER97 抗拉强度降低 57%,屈服强度降低 46%. 与 EUROFER97 相比,12Cr3WVTa 钢在600 ℃下的抗拉强度提高 74%,屈服强度提高 42%. 图 7(a)和(b)分别为 12Cr3WVTa 钢在室温及 600 ℃下的拉伸断口形貌. 由图中可以看出拉伸断口均呈典型的韧窝状,塑性良好,韧窝底部有第二相粒子存在,第二相粒子与基体界面首先开裂形成裂纹,最后裂纹互相连接导致断裂. 另外 600 ℃下 12Cr3WVTa 钢的拉伸断口比室温断口韧窝更密集,韧窝深,相对室温具有更好的塑性.

3　讨论

9—12Cr 钢的强韧化方式主要有固溶强化、析出强化、弥散强化、位错强化以及晶界和亚晶强化[8]. 添加 W、Cr 固溶强化元素,能形成 $M_{23}C_6$ 碳化物进行

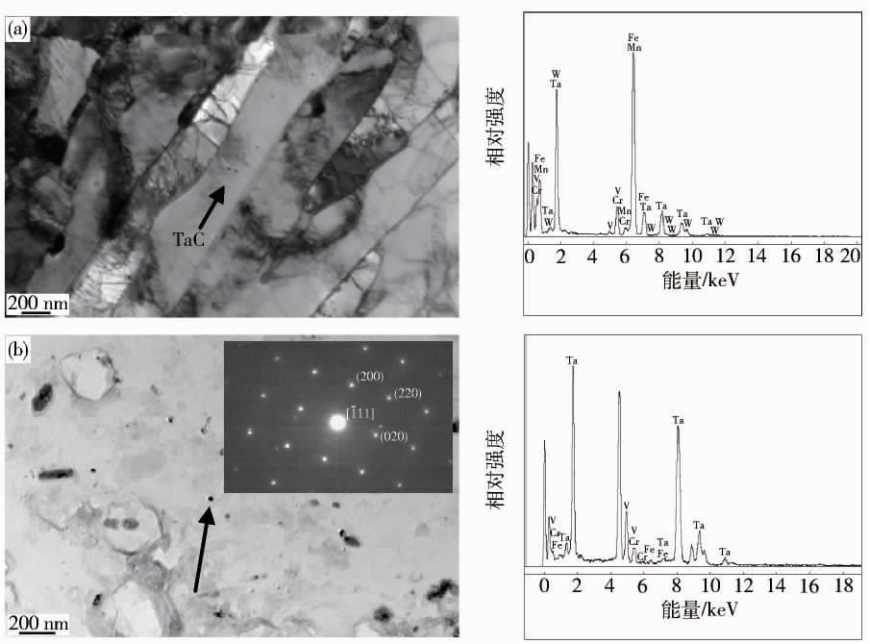

图 4　12Cr3WVTa 钢淬火回火后回火马氏体内透射电镜组织形貌、析出相能谱及电子衍射斑点. (a) 薄晶样; (b) 萃取复型样

Fig. 4　TEM microstructures in tempered martensite in 12Cr3WVTa steel, EDS spectra and electron micro-diffraction pattern of precipitation after quenching and tempering: (a) thin foil; (b) the extraction replica

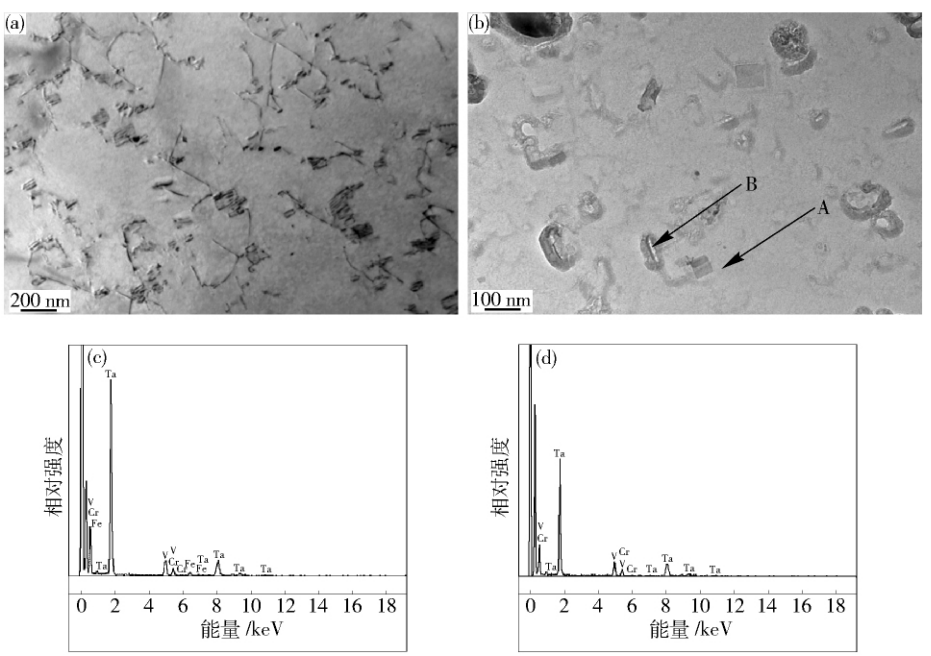

图 5　12Cr3WVTa 钢淬火回火后 δ 铁素体内透射电镜组织形貌及析出相能谱. (a) 薄晶样; (b) 萃取复型样; (c) 箭头 A 所指析出相的能谱; (d) 箭头 B 所指析出相的能谱

Fig. 5　TEM microstructures in δ ferrite in 12Cr3WVTa steel and EDS spectrums of precipitation after quenching and tempering: (a) thin foil; (b) extraction replica; (c) EDS spectrum of the particle (Arrow A); (d) EDS spectrum of the particle (arrow B)

弥散强化，同时增大 9—12Cr 钢的淬透性，提高马氏体在高温回火时发生再结晶的温度. V、Ta 则以形成 MX 碳化物而沉淀强化，固 C 并阻止 Cr 和 Mo 等自基体向碳化物中转移，提高材料的热强性. 图 8 为 Thermo-Calc 热力学计算下得到的 MX 相稳定温度范围随强碳化物形成元素 V、Nb 含量的变化规律. 由图 8(a) 可以看出，固态相中开始析出 MX 相中 V 最大质量分数为 1.7%. MX 相析出的基体随着温度的降低从(bcc + fcc) 至 fcc 变化. 从相界的曲线变化可知，随温度的降低，V 元素的固溶度逐渐降低，MX 相的含量明显增加，因此在低温铁基体中能形成相对高数量的细小的 MX 相. Knežević 等[7]

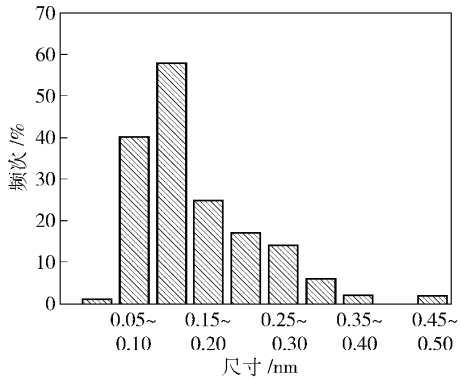

图 6 12Cr3WVTa 钢淬火回火后 $M_{23}C_6$ 相尺寸分布

Fig. 6 Size distribution of $M_{23}C_6$ phase in 12Cr3WVTa steel after quenching and tempering

表 1 12Cr3WVTa 钢淬火回火后在室温及 600 ℃ 下拉伸力学性能

Table 1 Tensile properties of 12Cr3WVTa steel at room temperature and 600 ℃ after quenching and tempering

σ_b /MPa		σ_s /MPa		A /%		Z /%	
室温	600 ℃	室温	600 ℃	室温	600 ℃	室温	600 ℃
718	507	531	402	25.9	21.1	60	64.5

采用 Thermo-Calc 热力学计算结果指出，显微组织中含 Ti-MX 相的析出尺寸和分布很难控制，认为 Ta 和 Nb 元素的添加能有效加强 12Cr 铁素体/马氏体钢中 MX 相的强化效果，两种强碳化物形成元素在热力学平衡计算中对 MX 相的影响作用接近. 考虑到 TCFE6 数据库中没有 Ta 元素相关热力学数据，因此本文以 Nb 代替 Ta 研究了强碳化物形成元素 V、Nb 在 12Cr3WVTa 钢中对 MX 相的影响. 计算结果如图 8(b) 所示. 相对含 V-MX 相，Nb-MX 相具有更高的稳定性，形成 MX 相所需 Nb 最小质量分数为 0.17%，低于形成的 V-MX 相所需的 V 含量. 因此添加 Ta 元素至基体中能形成高稳定的 Ta-MX 相，有效提高 MX 相对基体的强化效果. 目前研究结果表明，显微组织中析出粗大、非共格的 Z 相不利于材料长期蠕变性能，Z 相主要在长期时效以及蠕变过程中析出于含 Nb 钢中，Ta 元素被认为是可能取代 Nb，提高显微组织中析出相稳定性的有利元素[7].

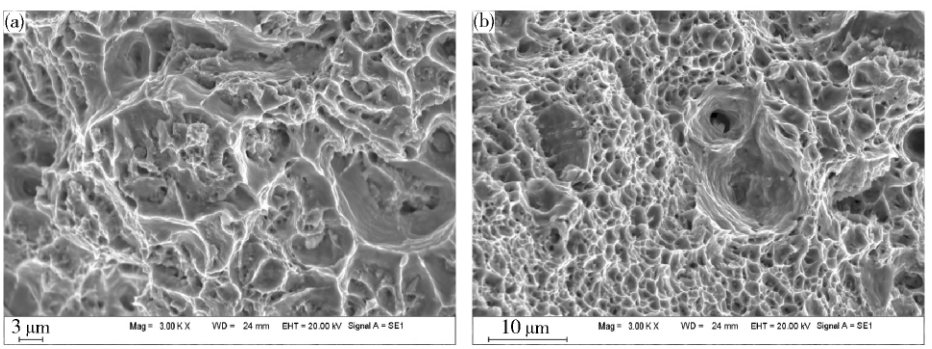

图 7 12Cr3WVTa 钢在室温(a)及 600 ℃(b)下拉伸断口形貌

Fig. 7 Tensile fractographs of 12Cr3WVTa steel at room temperature (a) and 600 ℃ (b)

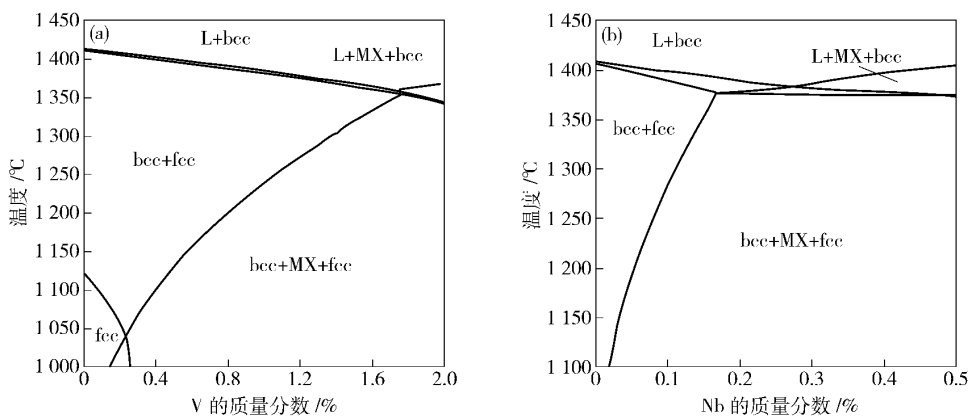

图 8 添加 V(a)、Nb(b)后的 12Cr3W 钢平衡相图

Fig. 8 Equilibrium phase diagram of 12Cr3W steel with adding V (a) and Nb (b)

12Cr3W 钢淬火回火后析出相主要为 $M_{23}C_6$ 相[10]，而经 V、Ta 微合金化后的 12Cr3WVTa 钢于 1 050 ℃ 奥氏体化时能弥散析出细小的 MX 相于基体中(见图 3(a)，(b))，并且在回火时还能析出细小的二次 MX 相. 研究指出[6]，9-12Cr 钢板条宽度为 0.3 ~ 0.5 μm 时，650 ℃ 下亚晶强化的应力值为

530 ~ 320 MPa，亚晶强化是提高回火马氏体钢长期蠕变性能的最重要方法. 由于 V、Ta 的固 C 作用，使得 Cr 和 Mo 能够在高温时还能大量固溶在基体中而保持钢的热强性，并且弥散分布的细小 MX 相钉扎位错，抑制亚晶结构的回复，进一步提高位错强化以及亚晶强化效果. 同时添加 V、Ta 能细化 $M_{23}C_6$ 尺寸，抑制板条粗化，不仅对析出强化有贡献，还能通过抑制板条移动来提高亚晶强化作用，从而提高材料的热强性能，该析出强化作用在 12Cr3WVTa 钢拉伸力学性能(σ_b，σ_s)上也得到了一定体现.

尽管如此，还应注意到 12Cr3WVTa 钢淬火回火后原始组织中含有少量 δ 铁素体. Wang 等[16]指出，δ 铁素体不会改变材料最高和最低冲击吸收能，但是会提高韧脆转变温度，相对于全马氏体组织的低活性钢，δ 铁素体的存在，使得析出物沿铁素体与回火马氏体界面处分布不均匀. 析出在 δ 铁素体内部的 $M_{23}C_6$、MX 以及 M_2X 碳化物能强化 δ 铁素体，但析出在 δ 铁素体与回火马氏体界面处的粗大碳化物却会降低材料的冲击韧性. 而 Tchizhik 等[17]认为，对于火电厂转子用热强钢，其 δ 铁素体控制范围在质量分数为 5% 以内. 还有一些研究学者认为，少量 δ 铁素体(质量分数为 1%)的存在不会影响钢的性能，反而会提高材料的塑韧性. 由热力学计算可以看出(如图 1)，12Cr3WVTa 钢在 1 000 ℃淬火能得到极少的 δ 铁素体(质量分数为 0.46%)，并且在实际计算中该钢的 Cr 当量与 Ni 当量比值为 2.75，接近于最佳范围(1.2 ~ 2.6)，在 Schneider 图上所在位置与 HCM12 钢相当，接近全马氏体范围区域. 因此通过优化淬火回火工艺可以将 δ 铁素体含量控制在要求范围内，从而降低韧脆转变温度($FATT_\delta = FATT_0 + 1.5w_\delta$[17]，其中 $FATT_\delta$ 为含 δ 铁素体后的韧脆转变温度，$FATT_0$ 为不含 δ 铁素体时的韧脆转变温度，w_δ 为 δ 铁素体质量分数)，优化力学性能.

4　结论

(1) 12Cr3WVTa 钢在 1 050 ℃水淬和 780 ℃回火后的显微组织为回火马氏体和少量 δ 铁素体双相组织. 析出相主要为 $M_{23}C_6$ 和 MX(M = V，Ta；X = C，N)相，其中 $M_{23}C_6$ 相主要分布于回火马氏体板条界和相界，而富 Ta/V 的 MX 相则弥散析出于回火马氏体板条以及 δ 铁素体内.

(2) 添加强碳化物形成元素 V、Ta 后的 12Cr3WVTa 钢室温和高温 600 ℃拉伸力学性能良好，拉伸断口为典型韧窝状，塑性良好.

参　考　文　献

[1] Baindur S. Materials challenges for the supercritical water-cooled reactor (SCWR). *Bull Can Nucl Soc*, 2008, 29(1): 32

[2] Murty K L, Charit I. Structural materials for Gen-Ⅳ nuclear reactors: challenges and opportunities. *J Nuclear Mater*, 2008, 383(1/2): 189

[3] Abe F, Horiuchi T, Taneike M, et al. Stabilization of martensitic microstructure in advanced 9Cr steel during creep at high temperature. *Mater Sci Eng A*, 2004, 378(1/2): 299

[4] Baluc N, Gelles D S, Jitsukawa S, et al. Status of reduced activation ferritic/martensitic steel development. *J Nucl Mater*, 2007, 367-370: 33

[5] Klueh R L, Harries D R. *High-chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications*. West Conshohocken: ASTM International, 2001

[6] Abe F. Precipitate design for creep strengthening of 9% Cr tempered martensitic steel for ultra-supercritical power plants. *Sci Technol Adv Mater*, 2008, 9(1): 1

[7] Knežević V, Balun J, Sauthoff G, et al. Design of martensitic/ferritic heat-resistant steels for application at 650 ℃ with supporting thermodynamic modeling. *Mater Sci Eng A*, 2008, 477(1/2): 334

[8] Prat O, Garcia J, Rojas D, et al. Investigations on coarsening of MX and $M_{23}C_6$ precipitates in 12% Cr creep resistant steels assisted by computational thermodynamics. *Mater Sci Eng A*, 2010, 527(21/22): 5976

[9] Caron R N, Krauss G. The tempering of Fe-C lath martensite. *Metall Trans*, 1972, 3: 2381

[10] Hu J X, Liu G Q, Hu B F, et al. Microstructure and precipitate phases of a new low-activation 9-12% Cr F/M steel for SCWR fuel cladding material. *Chin J Mater Res*, 2010, 24(3): 259
(胡加学，刘国权，胡本芙，等. 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. 材料研究学报，2010，24(3)：259)

[11] Fernández P, Lancha A M, Lapeña J, et al. Metallurgical characterization of the reduced activation ferritic/martensitic steel Eurofer'97 on as-received condition. *Fusion Eng Des*, 2001, 58/59: 787

[12] Vitek J M, Klueh R L. Precipitation reactions during the heat treatment of ferritic steels. *Metall Trans A*, 1983, 14(6): 1047

[13] Yong Q L. *The Second Phase of Steel*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006
(雍岐龙. 钢铁材料中的第二相. 北京：冶金工业出版社，2006)

[14] Klueh R L, Nnelson A T. Ferritic/martensitic steels for next-generation reactors. *J Nucl Mater*, 2007, 371(1-3): 37

[15] Huang Q Y, Li C J, Li Y F, et al. R&D status of China low activation martensitic steel. *Chin J Nucl Sci Eng*, 2007, 27(1): 41
(黄群英，李春京，李艳芬，等. 中国低活化马氏体钢 CLAM 研究进展. 核科学与工程，2007，27(1)：41)

[16] 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. *Mater Sci Eng A*, 2010, 527(13/14): 3210

[17] Tchizhik A A, Tchizhik T A, Tchizhik Anna A, et al. Optimization of the heat treatment for steam and gas turbine parts manufactured from 9-12% Cr steels. *J Mater Process Technol*, 1998, 77(1): 226