

V 对超纯净 30Cr2Ni4MoV 转子钢碳化物及力学性能的影响

郑永峰^{1,2}, 胡小锋¹, 杨志荣¹, 姜海昌¹, 戎利建¹

(1. 中国科学院金属研究所 中国科学院核用材料与安全评价重点实验室, 辽宁 沈阳 110016)

(2. 中国科学技术大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110016)

摘要:系统研究了 V 含量 (0.1、0.2%, 质量分数) 对不同热处理状态 (调质态和加速脆化态) 超纯净 30Cr2Ni4MoV 转子钢碳化物和力学性能的影响。结果表明, 两种调质态合金钢都具有同样的板条马氏体组织特征以及碳化物类型 (包括 $M_{23}C_6$ 、 M_2C 和 MC) 和尺寸。但 0.2V 钢析出了更多尺寸细小、富 V 的 MC 碳化物, 细化了合金钢的原始奥氏体晶粒尺寸, 通过沉淀强化和细晶强化作用, 将屈服强度提高了 147MPa。加速脆化热处理后, 合金钢的微观组织和碳化物类型不变, 仅碳化物尺寸略有粗化, 从而导致合金钢的屈服强度稍有下降。V 含量增加后, 由于析出了更多的 MC 碳化物, 对位错的阻碍作用增强, 造成裂纹扩展临界应力 σ_c 的下降, 使得裂纹更易萌生和扩展。因此, 0.2V 钢的韧脆转变温度相较于 0.1V 钢提高了 21°C。

关键词:超纯净 30Cr2Ni4MoV 转子钢, V, 碳化物, 强度, 冲击韧性

中图分类号: TG142.1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)0?-0??-0?

汽轮机转子是火电与核电领域的关键结构件之一, 其中低压转子不仅要在 350°C 以上的环境下长期运行, 同时因高速转动还要承受较大的离心力和扭矩, 这种严苛的服役条件要求低压转子用钢必须具有强度高、韧性好、长期服役后组织和性能稳定性好等特点^[1]。30Cr2Ni4MoV 钢由于具有良好的强韧性匹配, 常用于制造大功率汽轮机的低压转子和主轴等大型锻件^[2]。30Cr2Ni4MoV 转子钢通常采用调质处理获得回火板条马氏体组织, 一方面利用固溶强化 (如 C 的间隙固溶强化等)、位错强化和第二相 (如 $M_{23}C_6$ 和 MC 等) 析出强化等获得较高的强度; 另一方面由于板条马氏体的亚结构丰富 (包括原始奥氏体晶粒、Packet、Block 和 Lath 等), 其含有大量的大角度晶界 (HAGBs), 这种 HAGBs 在冲击断裂过程中可以有效阻碍裂纹扩展, 从而获得良好的冲击韧性^[2-3]。汽轮机转子在高温下长期服役时, 常会出现冲击韧性显著下降的现象, 表现为韧性向脆性的转变, 从而造成转子钢因脆性断裂而失效, 其断裂模式往往呈现沿晶开裂的特征^[4]。转子钢冲击韧性的好坏可用韧脆转变温度 (FATT: Fracture appearance transition temperature) 来表征, FATT 越低, 韧性越好。而高温长期服役 (或时效) 后转子钢冲击韧性的变化可用韧脆转变温度的变化 $\Delta FATT$ 表示, $\Delta FATT$ 越大, 说明材料的脆化敏感性越高^[4, 5]。如 30Cr2Ni4MoV 转子钢在长期时

效后, 其 $\Delta FATT$ 可达 200°C 以上^[6], $\Delta FATT$ 的显著提高通常认为与杂质元素 P、As、Sn 和 Sb 等在时效过程中向晶界的偏聚有关^[7], 而 Mn、Si 元素与上述杂质元素间的协同偏析又加速了这种脆化作用^[6]。因此, 对于 30Cr2Ni4MoV 转子钢而言, 包括 Mn、Si 在内的上述元素被认为是杂质元素, 一般用 J 因子 ($J=(Si+Mn)(P+Sn)\times 10^4$) 来衡量这些元素含量的高低, J 因子越小, 则合金钢的脆化倾向越小^[1]。低杂质元素含量 (Si、Mn、P 和 Sn 等) 的 30Cr2Ni4MoV 转子钢的 J 因子一般小于 10, 其时效脆性倾向小, 被定义为超纯净转子钢^[1]。因上述杂质元素含量要求较高, 超纯净 30Cr2Ni4MoV 转子钢的冶炼制备难度显著提高^[5]。但在科技工作者的努力下, 我国采用超纯净 30Cr2Ni4MoV 转子钢制备大型转子锻件已经实现了工业化生产^[8]。

V 作为超纯净 30Cr2Ni4MoV 转子钢中重要的微合金化元素, 通过形成含 V 碳化物的沉淀强化和细晶强化共同作用提高了合金钢的强度^[9]。然而, V 对超纯净 30Cr2Ni4MoV 转子钢微观组织和力学性能的影响机制并未见报道, 尤其是对超纯净 30Cr2Ni4MoV 转子钢韧脆转变温度 FATT 的影响并不清楚。已有的研究表明, V 元素对合金钢的强韧性具有较大的影响^[9-11]。如 Michaud 等人研究发现 AISI H11 钢中 V 元素通过生成富 V 的 MC 碳化物, 能够起到良好的沉淀强化效果, 同时

基金项目: 中国科学院青年创新促进会 (No. Y2021059); 中国科学院战略重点研究项目 (No. XDA28040200); 辽宁省揭榜挂帅项目 (2022JH1/10400017); 沈阳市科学技术计划项目 (No. 21-109-3-10); 中国科学院金属研究所创新基金项目 (No. 2022-PY13); 中核集团领创科研项目

作者简介: 郑永峰, 男, 1998 年生, 博士生, 中国科学院金属研究所核用材料与安全评价重点实验室, 辽宁 沈阳 110016, E-mail: yfzheng20s@imr.ac.cn

还能有效地细化原始奥氏体晶粒尺寸,有利于合金钢的强韧性^[10]。Huang 等人也发现适量的 V 元素 (0.15%) 能同时提高 4Cr5Mo2V 钢的强度和韧性,而当 V 含量较高时则会严重损害合金钢的冲击韧性^[11]。研究人员在不同合金钢体系中均发现了类似的规律,即较高的 V 含量对冲击韧性不利^[9, 11-13]。如当 V 含量由 0.1% 提高到 0.3% 时,718H 模具钢的冲击功降低了 33J, 作者认为 V 含量提高后会增加含 V 碳化物的数量,而较多的碳化物会通过钉扎位错导致位错迁移能力降低,从而造成冲击功下降^[9],在 Fe-Cr-Ni-Mo 钢中也观察到了同样的现象^[12]。进一步提高 V 含量,在添加 1.25%V 的 4Cr5Mo2V 钢中,大量的 V 元素会加速 MC 碳化物的粗化,导致冲击性能的进一步恶化,冲击功急剧降低到 26J^[13]。由此可见, V 元素对不同合金钢的碳化物和力学性能的影响机制会有不同。因此,有必要对超纯净 30Cr2Ni4MoV 转子钢中 V 的作用机制进行系统研究。

本文选取了 2 种 V 含量的超纯净 30Cr2Ni4MoV 转子钢作为研究对象,系统研究调质处理和加速脆化 2 种状态实验钢的微观组织和力学性能变化,利用扫描电镜 (SEM)、透射电镜 (TEM) 和原子探针层析技术 (APT) 等相结合的方式重点分析含 V 碳化物的类型、尺寸、分布及其成分变化等,以揭示 V 对超纯净 30Cr2Ni4MoV 转子钢碳化物析出行为的影响机制及其对力学性能 (尤其是冲击韧性) 的影响。

1 实验方法

本实验设计了 2 种 V 含量 (0.10%、0.20%, 质量分数) 的超纯净 30Cr2Ni4MoV 转子钢,依据 V 含量的不同分别标记为 0.1V 和 0.2V。冶炼采用真空感应炉进行熔炼,浇铸成 25kg 的铸锭。为了获得超纯净转子钢,冶炼所用原料均为高纯金属,如采用的本溪纯铁,其 Si、Mn 含量分别为 0.01% 和 0.02%,而 S、P 等杂质元素含量均不超过 30 ppm。表 1 为冶炼实验钢的化学成分,可

表 1 2 种超纯净 30Cr2Ni4MoV 转子钢的化学成分

Table 1 Chemical compositions of two 30Cr2Ni4MoV ultra clean rotor steels (mass fraction / %)

Steel	C	V	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P	Sn	Fe
0.1V	0.25	0.11	0.02	0.03	1.91	3.66	0.41	0.0023	0.005	0.002	Bal.
0.2V	0.27	0.20	0.04	0.03	1.71	3.60	0.40	0.0030	0.007	0.002	Bal.

原始奥氏体晶粒观察用样品经过研磨、抛光后在沸腾的过饱和苦味酸+十二烷基硫酸钠溶液中腐蚀 15s 后得到,然后在 GX51 型金相显微镜 (OM) 上进行观察,按照 GB/T 6394-2017 线性截距法统计可得到不同状态实验钢的原始奥氏体晶粒尺寸。SEM 样品经过研磨、抛光后使用 4% (体积分数) 的硝酸酒精溶液进行腐蚀,利用 TESCAN MIRA3 场发射扫描电子显微镜进行微观组

织观察。透射电镜 (TEM) 样品制备方法为: 将线切割的 0.5mm 厚薄片,利用砂纸研磨到 50 μ m 左右,再利用冲孔器冲成直径为 3mm 的圆形薄片,使用 RL-2 型电解双喷减薄仪进行减薄,双喷液为 10% (体积分数) 的高氯酸酒精溶液,电压为 20V,温度为 -30 $^{\circ}$ C。使用 Talos F200x TEM 观察 2 种实验钢调质态和加速脆化态中碳化物的形貌及分布,并分析其晶体结构,工作电压为

见 2 种实验钢中 Si、Mn 含量得到严格控制,均不超过 0.04%。杂质元素 P、Sn 含量分别不超过 0.007% 和 0.002%,计算可得 2 种实验钢的 J 因子分别为 3.5 和 6.3,符合超纯净转子钢的定义。2 种实验钢的主要合金元素 C、Cr、Ni、Mo 等含量基本相当,而 0.1V 和 0.2V 钢中的 V 含量分别为 0.11 和 0.20%,以研究 V 含量变化对实验钢组织和力学性能的影响。

浇铸的铸锭经过扒皮处理后,在 1150 $^{\circ}$ C 下进行热锻,然后热轧成 12mm 厚的板材。从热轧的板材上切取合适尺寸的试样进行调质热处理,其中淬火工艺为: 1000 $^{\circ}$ C 保温 1h,水淬;回火工艺为: 600 $^{\circ}$ C 保温 50h,水冷。由于 30Cr2Ni4MoV 转子钢的脆化现象通常发生在时效 5000h 后,为了缩短实验时间,一般采用加速脆化热处理来研究转子钢的脆化现象。图 1 所示为实验钢的调质热处理和加速脆化热处理工艺示意图,经这 2 种工艺处理后的实验钢分别记为 QT 和 SC 钢,其中加速脆化热处理是在回火保温完成后,逐级炉冷到不同温度下分别保温不同时间,最后炉冷至室温,从而获得加速脆化态实验钢。在热处理后的板材上沿轧制方向取样,加工成标准的棒状拉伸和 Charpy-V 型缺口冲击样品。棒状拉伸试样的螺纹段直径 10mm,平行段直径 5mm,利用 TSE 105D 微机控制电子万能试验机进行室温拉伸试验,拉伸速率为 0.5 mm/min (屈服前) 和 3.5 mm/min (屈服后)。冲击试样尺寸为 10mm \times 10mm \times 55mm,为了得到 FATT 曲线和 FATT 温度,每种状态实验钢在室温至 -100 $^{\circ}$ C 范围内选取 5~7 个实验温度点,然后利用 SANS-ZBC2452-C 冲击试验机进行冲击试验。拉伸和冲击实验测试结果均取 3 个平行试样测试结果的算术平均值。采用 JSM-6301F 扫描电镜 (SEM) 观察冲击断口形貌,并统计平行试样冲击断口形貌中解理区的面积占比 (取平均值),可以获得不同状态实验钢的 FATT 曲线,并将解理区面积 50% 所对应的温度确定为 FATT。

200kV。使用 Image Pro Plus 软件对 TEM 图像中碳化物的尺寸和体积分数进行统计, 每种碳化物的统计照片不少于 5 张。EBSD 样品经过研磨、抛光后使用 10% (体积分数) 的高氯酸酒精溶液电解抛光 15s, 电压为 15V, 使用配备有 Nordlys Max3 型电子背散射分析系统 (EBSD) 的 TESCAN MIRA3 场发射扫描电子显微镜进行 EBSD 分析, 实验时采用的步长是 0.4 μm 。采用电解萃取实验^[12]对实验钢中的碳化物进行电解提取, 用纯铂片作阴极, 实验钢作阳极, 电解液为柠檬酸 (75g/L) + 氯化钾 (5g/L) 溶液, 电流密度在 0.02~0.03 A/cm², 溶液 PH 值控制在 3~4 之间, 在 0 $^{\circ}\text{C}$ 下电解 24h。将得到的电解液用柠檬酸溶液通过离心、反复洗涤后, 蒸发溶剂得到碳化物粉末。采用 SmartLab-X 射线衍射仪对这些碳化物粉末进行测定, 经物相分析后可知碳化物的类型, 并可定性分析碳化物的含量变化。

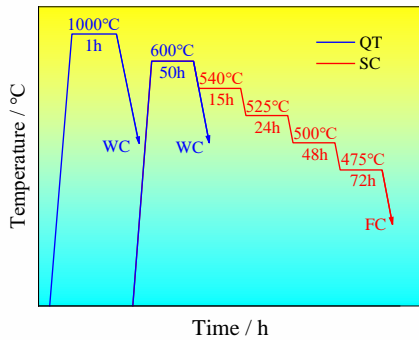


图1 30Cr2Ni4MoV 实验钢的热处理过程

Fig 1 The heat treatment process of experimental 30Cr2Ni4MoV steels; WC: Water cooling; FC: Furnace cooling; QT: Quenching and tempering; SC: Step cooling

APT 技术能够从原子尺度提供碳化物的化学成分信息, 从而可用来研究不同状态实验钢中碳化物的元素组成变化。APT 针尖样品的制备方法如下: 利用线切割在块体样品上切取 0.5mm \times 0.5mm \times 10mm 的细丝, 利用砂纸将表面打磨光亮后, 采用 2 步电解抛光法制备 APT 针尖样品, 首先使用 25% 高氯酸+75% 冰醋酸 (体积分数) 混合溶液进行粗抛, 电压为 10~25V, 随后使用 5% 高氯酸+95% 乙二醇丁醚 (体积分数) 混合溶液进行精抛, 电压为 5-10V。利用 Cameca 公司生产的 LEAP 5000XR 三维原子探针 (3DAP) 仪器的激光模式对样品进行分析, 脉冲频率为 200kHz, 激光能量为 40pJ, 离子接收率为 1%, 实验温度为 50K, 真空在 10⁻¹⁰~10⁻¹¹kPa。使用 IVAS3.8.2 软件对获得的 APT 数据进行三维重构, 并对碳化物的成分进行分析。

2 实验结果

2.1 力学性能

表 2 所示为不同热处理条件下 0.1V 和 0.2V 钢的力学性能对比。可知, 2 种状态 (QT 和 SC) 下, V 含量较高时, 实验钢的屈服强度 (YS) 和抗拉强度 (UTS) 均稍高, 如调质态 0.1V 钢的 YS 和 UTS 分别为 858MPa 和 983MPa。当 V 含量增加后 (即 0.2V 钢), 实验钢的 YS 和 UTS 分别提高到 1005MPa 和 1084MPa。与调质态实验钢相比, 加速脆化热处理后 0.1V 和 0.2V 钢的强度均有略微下降, 如 0.1V 钢和 0.2V 钢加速脆化热处理后的 YS 分别下降了约 70 和 30MPa。可见, 加速脆化热处理后较高 V 含量的 0.2V 钢强度稳定性更好, 下降幅度相对较小。与强度相反, V 含量较高时 (0.2V 钢), 2 种状态 (QT 和 SC) 下实验钢的延伸率均稍低, 如调质态 0.1V 钢的延伸率为 19.5%, 而 0.2V 钢的延伸率下降到 18.5%。与调质态实验钢相比, 加速脆化热处理后实验钢的延伸率也略有下降。与延伸率类似, 2 种状态 (QT 和 SC) 下, V 含量较高的 0.2V 钢室温冲击功均低于 0.1V 钢。如调质态的 0.1V 和 0.2V 钢的室温冲击功分别为 174J 和 152J。可见当 V 含量提高后, 实验钢的室温冲击功出现下降。加速脆化热处理后, 0.2V 钢的室温冲击功仍低于 0.1V 钢, 其中 0.1V 钢的冲击功变化不大, 而 0.2V 钢的冲击功则出现下降, 说明较高 V 含量的实验钢加速脆化热处理后韧性下降较明显。

以调质态 0.2V 钢为例, 对不同温度下测得的冲击断口形貌进行观察, 如图 2 所示。可见, 调质态 0.2V 钢在 25 $^{\circ}\text{C}$ 时, 其断口为 100% 纤维区 (图 2a), 均为韧窝形貌 (图 2e), 未见有解理区出现, 说明实验钢在该温度下具有较好的冲击韧性, 呈现韧性断裂特征。而当测试温度降到 -35 $^{\circ}\text{C}$ 时, 冲击断口除了纤维区之外 (图 2b), 在芯部开始出现较少的解理区 (黑色实线), 该区域呈现河流花样 (图 2f), 此时解理区的面积占比为 11%。继续降低测试温度, 冲击断口的解理区面积占比逐渐增大, -65 $^{\circ}\text{C}$ 和 -95 $^{\circ}\text{C}$ 时解理区面积占比分别为 40% 和 74% (图 2c, d), 说明实验钢由韧性断裂逐渐向脆性断裂转变。由此可得到调质态 0.2V 钢的 FATT 曲线, 如图 3 所示。采用同样的方法, 可得到其它状态实验钢的 FATT 曲线 (图 3), 各实验钢的 FATT 温度见表 2 所示。由图 3 可知, 本文所测得的 4 种状态实验钢 FATT 曲线具有类似的变化规律, 即室温下均表现为完全的韧性断裂, 随着测试温度的下降, 解理区出现, 且解理区的面积逐渐增大。不同的是, 各实验钢的 FATT 温度有不同, 其中调质态 0.1V 和 0.2V 钢的 FATT 分别为 -92 $^{\circ}\text{C}$ 和 -71 $^{\circ}\text{C}$ (表 2), 即 V 含量提高后 FATT 升高了 21 $^{\circ}\text{C}$ 。加速脆化热处理后, 0.1V 钢的 FATT 为 -91 $^{\circ}\text{C}$, 较调质态基本没有变化, 说明 0.1V 钢基本没有时效脆化倾向。而 0.2V 钢的 FATT 为 -50 $^{\circ}\text{C}$,

较调质态升高了 21℃。与 0.1V 钢相比，调质态 0.2V 钢的冲击韧性较低，加速脆化后又出现较明显下降，可见 0.2V 钢具有较强的时效脆化倾向。可知，V 含量较低时

(0.1V 钢)，2 种热处理状态 (QT 和 SC) 下的 FATT 均低于 0.2V 钢。

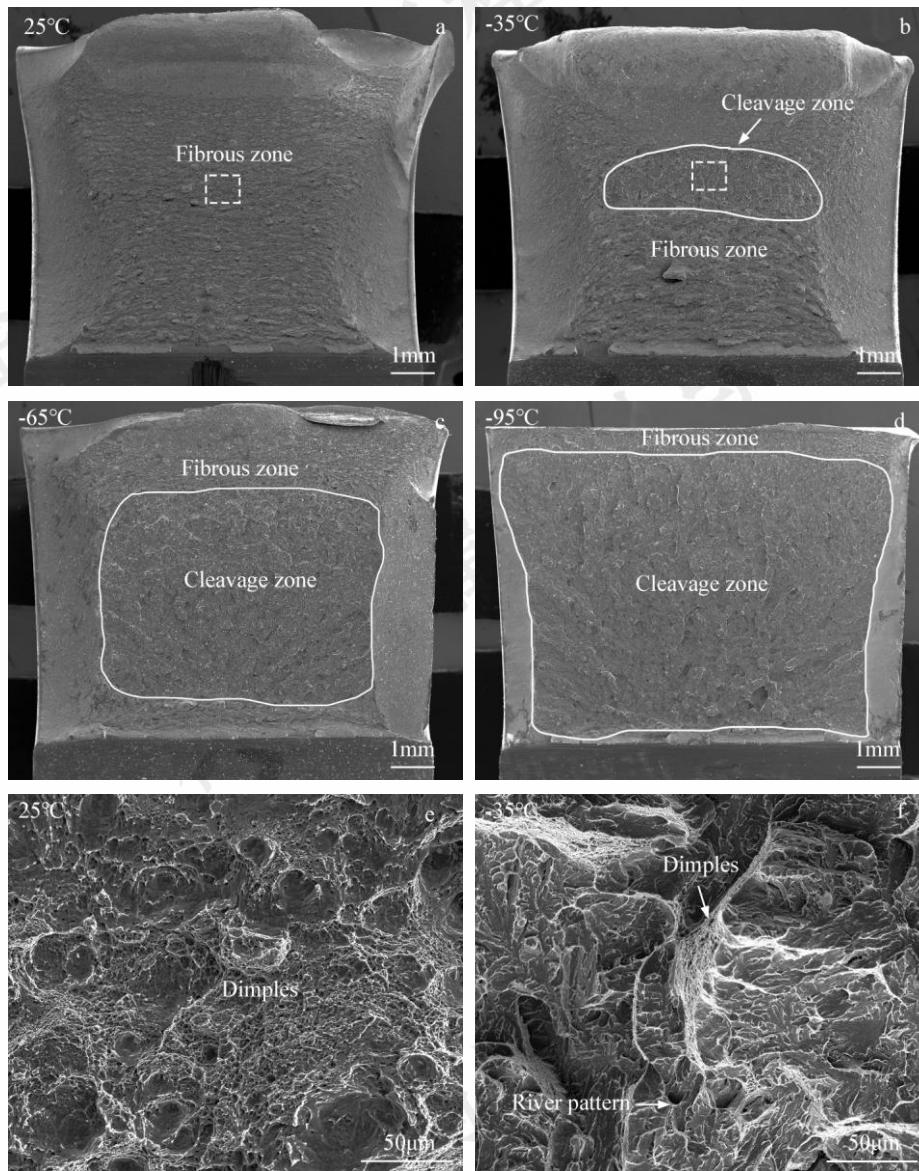


图2 调质态 0.2V 钢不同温度下冲击断口宏观形貌及微观形貌

Fig 2 The impact fracture surfaces at different testing temperatures of 0.2V QT steel (a ~ d) and the magnified images (e ~ f) of the region marked by a black rectangle in Fig.2a ~ b, respectively

2.2 微观组织

图 4所示为调质态和加速脆化态 2 种实验钢的原始奥氏体晶粒形貌图。由图可见，实验钢的原始奥氏体晶界清晰可见，呈多边形形态。与调质态 0.1V 钢相比，V 含量提高后的 0.2V 钢晶粒尺寸明显更细。统计可知，调质态 0.1V 和 0.2V 钢的原始奥氏体晶粒尺寸分别为 55.2µm 和 21.9µm。加速脆化热处理后，0.1V 和 0.2V 钢的原始奥氏体晶粒尺寸分别为 58.5µm 和 27.0µm，说明加速脆化后 2 种实验钢的晶粒尺寸基本没有变化，这是由于加速脆化温度较低，晶粒缺乏长大粗化的驱动力。由此可见，V 含量较高的超纯净 30Cr2Ni4MoV 转子钢，

其晶粒尺寸得到了明显细化。

图 5所示为不同热处理状态 2 种实验钢 (0.1V 和 0.2V) 的 SEM 形貌图。由图可见，2 种调质态实验钢的原始奥氏体晶界 (PAGB) 和马氏体板条 (Lath) 均清晰可见，并且在晶界和晶内析出了大量碳化物，表现出典型的板条马氏体特征 (图 5a, b)，且两实验钢的显微组织并无明显差别。从高倍 SEM 像 (图 5c, d) 可以更清晰看出，调质态实验钢析出的碳化物可分为两类：一类尺寸较大，数量较少，主要分布在晶界和板条界上，如图中红色箭头所示；另一类尺寸较小，数量较多，在板条界和基体中都大量存在，如绿色箭头所示。依据其尺

寸大小可将其分为大尺寸析出相 (记为 Large-C) 和小尺寸析出相 (记为 Small-C)。与调质态相比, 加速脆化后两实验钢的微观组织和碳化物形貌并未发生明显变化

(图 5e, f), 仍为典型的板条马氏体组织, 在晶内和晶界处都分布着大量的碳化物, 这些碳化物同样分为 Large-C 和 Small-C 两类。

表2 不同热处理条件下 0.1V 和 0.2V 钢的室温力学性能及 FATT

Table 2 Mechanical properties at room temperature and FATT of 0.1V and 0.2V steels with different heat-treatment processes

Steel	Heat-treatment	R_m / MPa	$R_{p0.2}$ / MPa	A / %	KV_2 / J	FATT / °C
0.1V	QT	983	858	19.5	174	-92
	SC	899	791	19.0	180	-91
0.2V	QT	1084	1005	18.5	152	-71
	SC	1058	976	16.8	138	-50

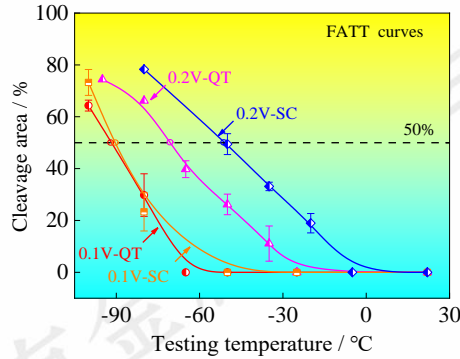


图3 不同热处理条件下超纯净 30Cr2Ni4MoV 钢的 FATT 曲线

Fig 3 The FATT curves of ultra clean 30Cr2Ni4MoV steel after different heat treatments

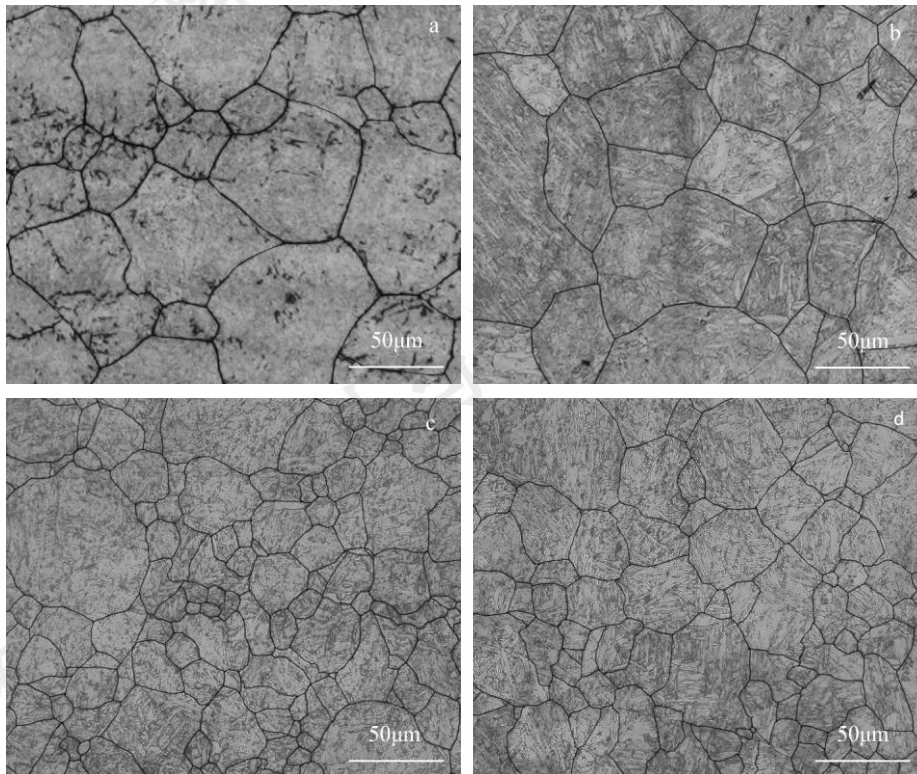


图4 不同热处理条件下 0.1V 和 0.2V 钢的原始奥氏体晶粒形貌

Fig 4 Prior austenite grain of 0.1V and 0.2V steels with different heat-treatment processes; (a) 0.1V QT steel; (b) 0.1V SC steel; (c) 0.2V QT steel; (d) 0.2V SC steel;

图 6 为调质态 0.1V 和 0.2V 钢的 TEM 形貌和析出相的衍射花样。由图可见, 2 种实验钢的板条马氏体特征明显, 利用截距法可以在 TEM 图像上测得调质态 0.1V

钢和 0.2V 钢的马氏体板条宽度分别为 0.47µm 和 0.31µm, V 含量高的 0.2V 钢马氏体板条更窄。可见 V 元素在细化原始奥氏体晶粒的同时, 板条宽度也得到了

一定的细化。2种实验钢均析出了大量析出相，且碳化物沿晶界和板条析出的特征明显，这些沿晶界析出的相尺寸较大，与SEM观察到的Large-C相对应，其外形呈块状，如图6a, b中红色箭头所示。经选区电子衍射(SAED)分析可知，Large-C为 $M_{23}C_6$ 碳化物。与此同时，在晶内和晶界上还存在大量较小尺寸的析出相，其外形多为短杆状和粒状，对应着SEM形貌中的Small-C。由SAED分析可知，短杆状析出相为 M_2C 碳化物(紫色箭头所示)，粒状析出相为MC碳化物(蓝色箭头所示)。依据碳化物形貌的不同进行统计，MC、 M_2C 和 $M_{23}C_6$

碳化物的平均等效直径分别约为25nm、37nm和60nm，并且2种V含量实验钢中相同类型的碳化物尺寸基本相同。值得注意的是，两类小尺寸碳化物MC、 M_2C 在2种实验钢中存在明显不同的分布。其中，0.1V钢中以短杆状的 M_2C 碳化物为主，而在V含量较高的0.2V钢中以粒状的MC碳化物为主，如图6中紫色和蓝色箭头所示。由SEM和TEM形貌观察结果可知，改变V含量并没有改变超纯净30Cr2Ni4MoV转子钢的板条马氏体组织特征，以及碳化物的形貌和尺寸，但是V含量较高的0.2V钢中粒状的MC碳化物数量明显高于0.1V钢。

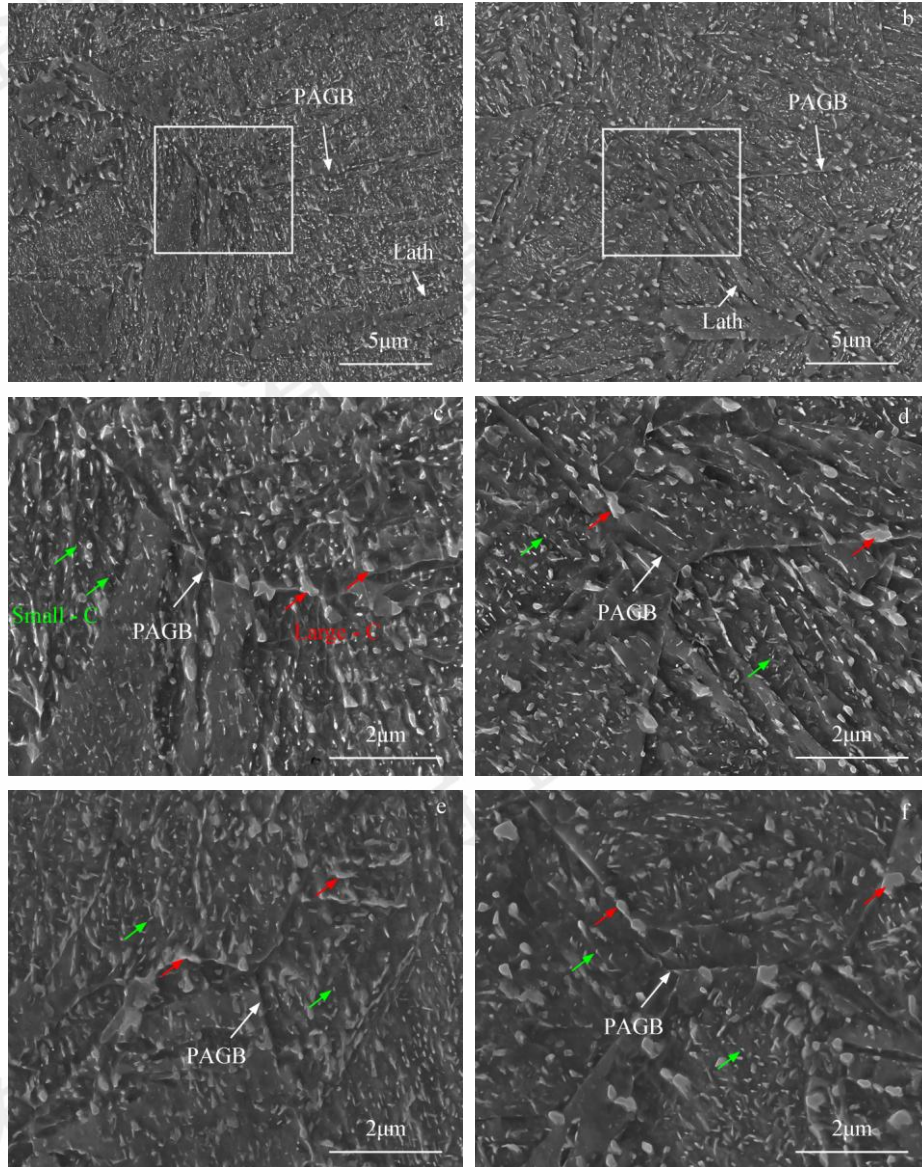


图5 不同热处理条件下0.1V和0.2V钢的SEM形貌

Fig 5 SEM images of 0.1V and 0.2V steels with different heat-treatment processes; (Red arrows represent the Large - C; Green arrows represent the Small - C); (a, c) 0.1V QT steel; (b, d) 0.2V QT steel; (e) 0.1V SC steel; (f) 0.2V SC steel

为了研究 V 含量改变对超纯净 30Cr2Ni4MoV 钢板条马氏体组织亚结构的影响,利用 EBSD 对调质态 0.1V 和 0.2V 钢的大角度晶界 (HAGBs, 黑线) 和小角度晶界 (LAGBs, 红线) 进行了分析,结果如图 7 所示,其中 HAGBs 为位相差 $>15^\circ$ 的界面,主要为原始奥氏体晶界、Packet 和 Block 界面,而 LAGBs 为 $2 \sim 15^\circ$ 的界面,一般为 Lath 界面。一般认为 HAGBs 对裂纹扩展会有阻碍作用,将有利于提高实验钢的冲击韧性^[3]。对比图 7a, b 可知, V 含量较高的 0.2V 钢的原始奥氏体晶粒尺寸明显小于 0.1V 钢,这与金相观察到的结果 (图 4) 相一致。同时也能看出 0.2V 钢中 HAGBs 的密度相对更高,统计结果也表明 0.2V 钢的 HAGBs 比例为 65%,高于 0.1V 钢的 58%。由此可见,较高 V 含量的超纯净 30Cr2Ni4MoV 钢具有较高的 HAGBs 比例。将 HAGBs 所围成的区域定义为有效晶粒尺寸 (Effective grain size, EGS),利用 Channel 5 对 EGS 进行统计,结果表明 V 含量增加能够细化实验钢的有效晶粒尺寸。如在调质态时 0.1V 和 0.2V 钢的 EGS 分别为 $2.13\mu\text{m}$ 和 $1.97\mu\text{m}$, V 含量提高到 0.2% 后 EGS 降低了 $0.16\mu\text{m}$ 。综上所述,超纯净 30Cr2Ni4MoV 转子钢中 V 含量增加后,实验钢的 HAGBs 比例有提高,EGS 稍有细化。

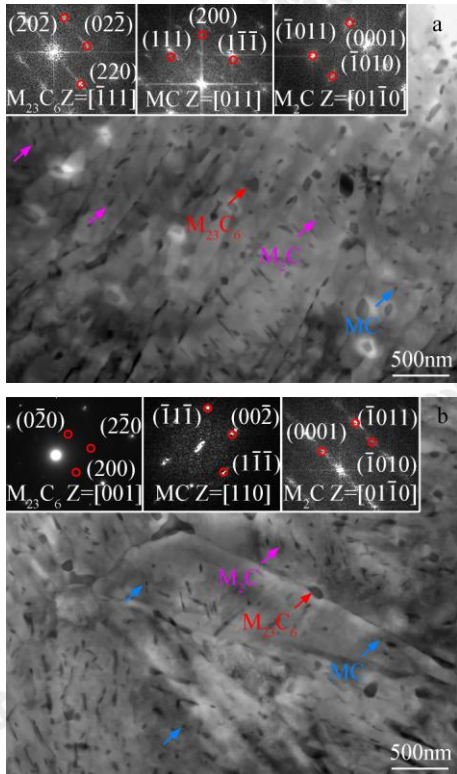


图6 调质态 0.1V 和 0.2V 钢的 TEM 形貌

Fig 6 TEM images of 0.1V (a) and 0.2V (b) QT steel (Red arrows represent the $M_{23}C_6$ carbides; Purple arrows represent the M_2C carbides; Blue arrows represent the MC carbides)

3 分析讨论

3.1 V 对碳化物的影响

V 作为微合金化元素,在合金钢中的添加量一般较少,对合金钢的基体组织不会产生明显影响,如本实验中, V 含量的增加并未改变超纯净 30Cr2Ni4MoV 钢的板条马氏体组织 (图 5)。但值得注意的是, 0.2V 钢的原始奥氏体晶粒尺寸不到 0.1V 钢的一半 (图 4), 且其 HAGBs 的比例要高于 0.1V 钢 (图 7)。可见,较高的 V 含量细化了超纯净 30Cr2Ni4MoV 转子钢的晶粒,而较细的晶粒尺寸通常会细化板条马氏体组织的亚结构,从而提高了 HAGBs 的比例^[14, 15]。一般而言,马氏体合金钢的原始奥氏体晶粒主要受成分、淬火工艺和制备工艺等影响^[2]。本实验用 2 种实验钢采用了相同的制备工艺,区别在于 V 含量不同,显然不同 V 含量是造成实验钢晶粒尺寸存在差异的原因。V 是合金钢中碳化物的重要形成元素,加入实验钢后主要形成合金碳化物,晶粒细化必然与含 V 碳化物的析出行为密不可分。显微组织观察结果表明,不同 V 含量的实验钢中碳化物均分为大尺寸 Large-C 和小尺寸 Small-C 两类,其中前者为 $M_{23}C_6$,后者为 M_2C 和 MC 。说明 V 含量的增加并不改变超纯净 30Cr2Ni4MoV 转子钢中碳化物的析出类型,但对碳化物的元素组成和析出数量有一定影响。

为了揭示 V 含量增加后碳化物中合金元素的成分变化,采用 APT 技术对实验钢中碳化物的元素组成进行了观察和分析。图 8 为调质态 0.1V 和 0.2V 钢中碳化物的 3D 空间分布及 1D 浓度分析。可知,两实验钢的 APT 针尖都包含多个碳化物,其中 0.1V 钢中尺寸较大的 Carbide-1,应为 SEM 观察到的大尺寸碳化物 Large-C (图 5),即 $M_{23}C_6$,因该碳化物尺寸较大,APT 观察到的形貌并不完整。这从 1D 浓度分析 (15nm 的圆柱空间) 可以得到证实 (图 8b),该碳化物主要包含 C、Cr 和 Fe 等元素,合金元素 M (Fe+Cr) 与 C 的原子百分比 (8nm 位置处) 约为 4.75,接近 $M_{23}C_6$ 。本实验用的超纯净 30Cr2Ni4MoV 转子钢中 Cr 含量较高,因此会在晶界 (也包括晶内) 析出大量的富 Cr 的 $M_{23}C_6$ 碳化物,该碳化物是钉扎晶界、稳定马氏体亚结构的关键第二相,也是转子钢具有良好室温和高温强度的基本保障^[16-18]。值得注意的是,在 $M_{23}C_6$ 中基本不含 Mo、V 等合金元素 (图 8b),说明 V 并不参与 $M_{23}C_6$ 的析出,由此可以说明改变 V 含量对 $M_{23}C_6$ 的析出行为影响较小。

针尖中观察到的多为小尺寸碳化物,与 SEM 中的 Small-C (图 5) 相对应,从 0.1V 钢中的 Carbide-2 和 Carbide-3 的 1D 浓度分析 (5nm 的圆柱空间),其合金元素 M (Mo+V) 与 C 的原子百分比分别为 1.63 和 1.12,

分别对应着 M_2C 和 MC 。与 $M_{23}C_6$ 碳化物不同, MC 和 M_2C 碳化物主要包含 C、Mo 和 V 元素, 但各元素的含量在 2 种碳化物中有所不同, 其中 M_2C 的 V、Mo 含量相差不大, 其比值约为 1.2 (图 8c); 而 MC 则以 V 元素为主, V/Mo 原子比约为 2.4 (图 8d)。在调质态 0.2V 钢也存在同样的规律, M_2C (Carbide-4) 和 MC (Carbide-5) 的 V/Mo 原子比分别为 1.1 (图 8e) 和 2.1 (图 8f)。由此可见, V 元素参与了小尺寸碳化物 MC 、 M_2C 的形成。根据文献^[19]可知, 在 Cr4Mo4V 钢中也观察到 M_2C 中的 V/Mo 原子比接近 1, 这是由于 M_2C 在形核过程中, 一些 Mo 原子被 V 原子所取代。而 MC 碳化物是以 V 为主的碳化物, 其长大过程中部分 V 原子被 Mo 原子取代, 从而导致其碳化物中的 V 较多, 而 Mo 较少^[20]。有文献报道^[20], 含 0.18% V 的 Fe-Cr-Ni-Mo 合金钢中也有观察到 MC 碳化物, 且其成分为 $V_{0.69}Mo_{0.31}C$, V/Mo 原子比接近 2, 是以 V 为主的碳化物, 与本文实验现象相一致。综上可知, 实验钢中析出的 MC 和 M_2C 具有不同的合金元素含量, 其中 MC 以 V 为主, 而 M_2C 中的 V 和 Mo 含量基本相当, 而 V 含量变化后并不会引起两种碳化物的成分变化。

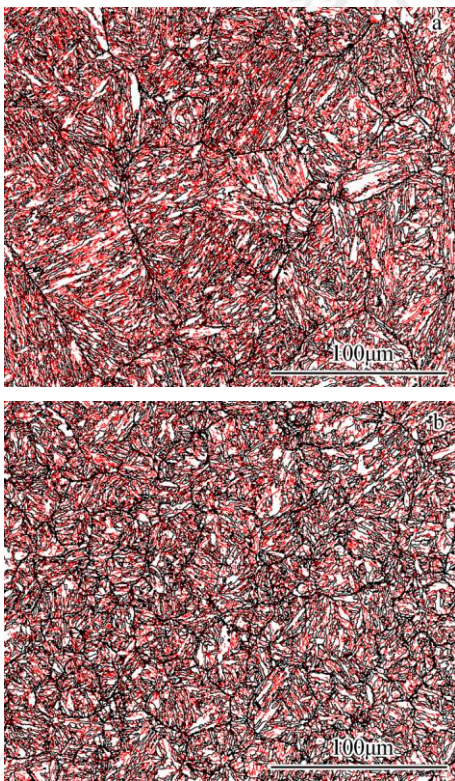


图7 调质态 0.1V 和 0.2V 钢的晶界图

Fig 7 Misorientation distributions of grain boundaries of 0.1V (a) and 0.2V (b) QT steel; the black and red lines denote the HAGBs (high angle grain boundaries, misorientation angle $> 15^\circ$) and LAGBs (low angle grain boundaries, misorientation angle $2^\circ \sim 15^\circ$), respectively

结合TEM和APT结果可知, 2种V含量实验钢的 MC 、 M_2C 等碳化物类型、尺寸和元素组成差异较小, 这主要是因为2种实验钢中的V含量均较低, 不足以导致碳化物发生改变。同样在含0.1%和0.2%V的Fe-Cr-Ni-Mo合金钢中碳化物均以 MC 为主, 并且 MC 碳化物尺寸不随V含量改变^[21]。而当V含量提高较多时, 可能会发生碳化物的粗化等现象, 如文献^[11]报道了在4Cr5Mo2V钢中, 当V含量超过0.55%后, 可以观察到 MC 碳化物的明显粗化。本文的TEM结果显示, V含量提高后, 粒状 MC 碳化物的析出数量有所增加, 这一结果可由电解萃取产物的XRD衍射分析结果(图9)得到证实。调质态的2种V含量实验钢的碳化物均以 $M_{23}C_6$ 为主, 其衍射峰强度最高, 并且衍射峰强度在2种V含量实验钢中没有明显变化, 表明V元素不会影响实验钢中 $M_{23}C_6$ 碳化物的析出数量, 这是因为V元素不参与 $M_{23}C_6$ 碳化物析出。然而2种调质态实验钢中的 M_2C 和 MC 碳化物衍射峰则出现明显差异, 表现为0.2V钢中 MC 的衍射峰强度明显更高, 而 M_2C 的衍射峰强度则相对较低。由此可知, V含量提高后, 对小尺寸碳化物 MC 、 M_2C 的析出数量影响较大, 在促进 MC 更多析出的同时, 减少了 M_2C 的析出数量。

利用TEM对实验钢中的碳化物尺寸 d 和体积分数 f 进行了统计, 结果如表3所示。调质态钢中V含量增加以后, MC 体积分数由0.1V钢的0.4%升高到0.2V钢的1.2%, 而 M_2C 的体积分数则由0.1V钢的0.8%降低到0.2V钢的0.3%。相对而言, $M_{23}C_6$ 碳化物的体积分数没有因V含量的升高发生明显变化, 体积分数基本保持稳定。加速脆化热处理之后, 三种类型的碳化物都出现了不同程度的粗化, 其中 $M_{23}C_6$ 碳化物粗化较明显, 这是由于 $M_{23}C_6$ 碳化物分布在界面上, 而界面通常被认为是元素快速扩散的通道, 有利于碳化物的粗化^[22]。加速脆化后小尺寸碳化物 MC 、 M_2C 的尺寸相对稳定, 一方面是因为合金碳化物的Avrami指数 n 较低, 其热稳定性较高, 另一方面加速脆化的温度相对较低导致Mo、V等合金元素扩散速率较慢^[11]。较高V含量促进析出了数量更多的以V为主的 MC 碳化物。V属于强碳化物形成元素, 一般认为V原子与C原子的结合能力比Mo原子强^[14, 15]。 MC 碳化物具有NaCl型面心立方结构, 其吉布斯形成能为 -45kJ/mol^{-1} , 而密排六方结构的 M_2C 碳化物形成能为 -8kJ/mol^{-1} , 显然V元素更倾向于形成吉布斯形成能更低的 MC ^[20]。

结合APT结果可知, $M_{23}C_6$ 碳化物中合金元素M是Cr和Fe元素, V和Mo元素含量较少, 因此V含量增加对其析出影响较小。 MC 碳化物中合金元素M主要是V元素以及少量Mo元素。而 M_2C 碳化物中合金元素M为50%Mo和50%V元素。 MC 碳化物的形核由V元素控制, 而其粗化和长大由Mo元素控制^[20]。因此, 实验钢中V含量增加促

进更多数量的MC析出的同时会占用更多数量的C和Mo原子,从而限制了M₂C碳化物的析出,使其数量减少^[14]。MC碳化物因尺寸更小,析出数量更多,从而对晶界的钉扎作用增加。根据文献[19]可知,MC碳化物对原始奥氏体晶粒的细化作用主要源于其较高的析出温度,并且MC碳化物的析出温度普遍随合金钢V含量的提高而提高。如在8407钢中V含量由0.83%升高到1.03%,MC碳化物的析出温度从1120℃增加到1140℃,表明MC碳化物的热稳定性提高,能有效抑制奥氏体晶粒的长大^[23]。一般认为,合金钢在淬火温度完全奥氏体化后,奥氏体晶粒细化程度主要取决于碳化物对晶界的钉扎作用,钉扎力F可表

示如下^[24]:

$$F = c\gamma f / r \quad (1)$$

其中 γ 是界面能, f 和 r 分别是碳化物的体积分数和半径, c 是常数。由式(1)可知,碳化物的钉扎力主要与 f 和 r 有关,即 f 越大, r 越小,钉扎力 F 越高,PAGBs越小。与0.1V钢相比,0.2V钢中析出了数量更多、尺寸更小的MC(表3),即 f 变大,而 r 减小,钉扎力 F 提高。因此,0.2V钢中碳化物阻碍晶粒粗化的效果更明显,从而PAGBs得到显著细化,尺寸由0.1V钢的55 μm ,降低到0.2V钢的22 μm ,这将有利于同时提升实验钢的强度、塑性和冲击韧性。

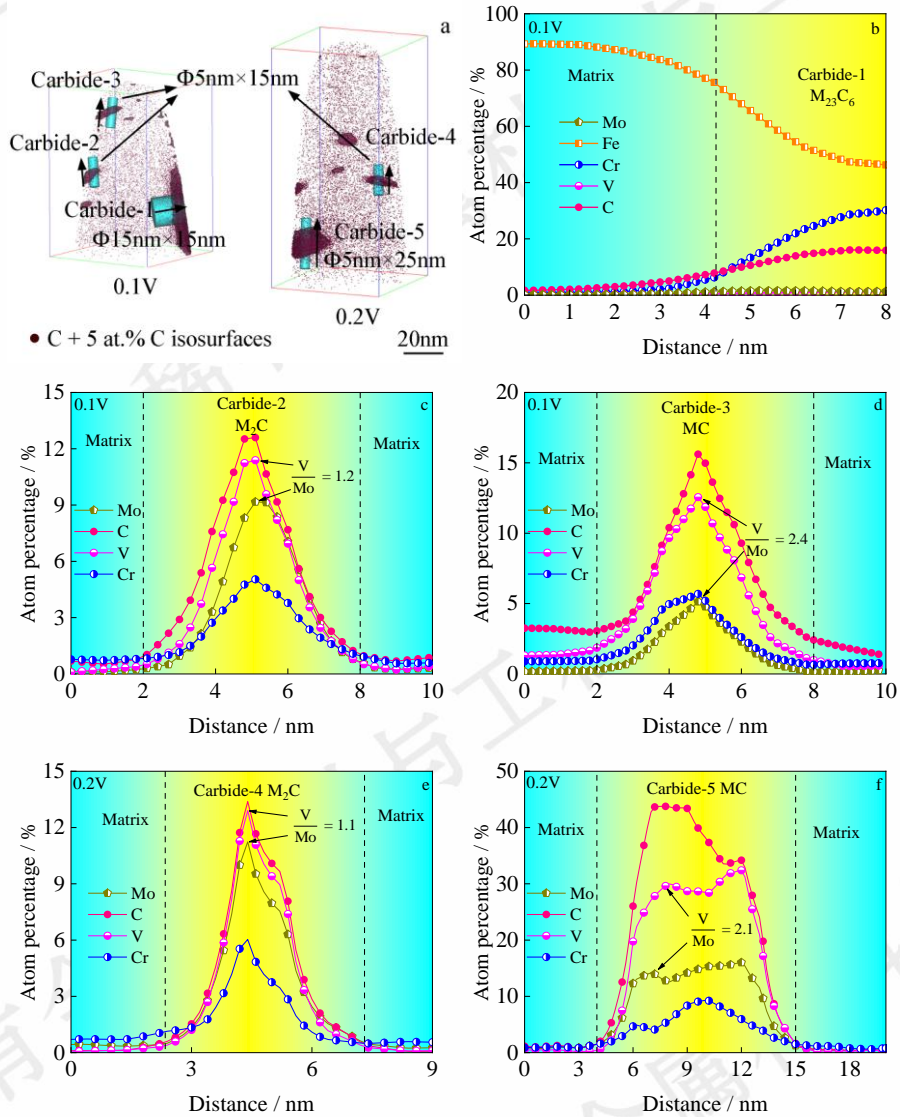


图8 调质态0.1V和0.2V钢中碳化物的3DAP形貌及1D成分分析

Fig 8 The 3DAP morphology of carbides in 0.1V and 0.2V QT steel (a); The 1-D composition profiles of M₂₃C₆ (b), M₂C (c), MC (d) in 0.1V steel and M₂C (e), MC (f) in 0.2V steel

3.2 V对强度的影响

30Cr2Ni4MoV 转子钢的主要强化方式包括固溶强化、细晶强化、沉淀强化和位错强化^[24]。前面的分析表明,V含量提高后,实验钢主要是原始奥氏体晶粒尺寸

PAGBs和碳化物的析出数量发生了变化。相关研究表明,V元素引起的固溶强化和位错强化增量十分有限,沉淀强化和细晶强化是含V合金钢的主要强化机制^[9, 11, 25]。根据文献^[9]可知,V元素会细化合金钢的亚结构

(packet、block 和 lath) 将对合金钢起到一定的细晶强化效果。细晶强化的强度增量 σ_g 可用如下关系式表示^[26]：

$$\sigma_g = KD^{-1/2} \quad (2)$$

式中强化系数 $K=220\text{MPa}/\mu\text{m}^{-1/2}$ ， D 为马氏体板条 (lath) 宽度。由式(2)可知 σ_g 与马氏体板条 (lath) 宽度 D 的平方根成反比，当板条宽度变窄时， σ_g 增加。前面 TEM 统计结果可知调质态 0.1V 和 0.2V 钢的马氏体板条宽度分别为 $0.47\mu\text{m}$ 和 $0.31\mu\text{m}$ ，因此调质态 0.1V 和 0.2V 钢由于细晶强化所获得的强度增量分别为 320MPa 和 394MPa ，分别占总屈服强度的 37% 和 38%，可见 V 含量提高后细晶强化贡献了 74MPa 。碳化物的沉淀强化机制是通过阻碍位错的移动来实现，其强化机制主要是 Orowan 机制^[12, 20, 21]，可用 Orowan-Ashby 公式表示其沉淀强化引起的强度贡献 σ_{ppt} ，公式如下^[26]：

$$\sigma_{ppt} = \frac{a + c \ln r}{\left(\sqrt{\frac{\pi}{f}} - 2\right)r} \quad (3)$$

式中 f 和 r 分别是析出相的体积分数和平均半径， a 和 c 是常数。可以看出当析出相的体积分数 f 增加、平均半径 r 减小时， σ_{ppt} 增加。将表 3 中碳化物的尺寸和体积分数代入式(3)可知，调质态 0.1V 和 0.2V 钢因碳化物沉淀强化引起的强度增量分别为 377 和 428MPa ，可见 V 含量提高后沉淀强化贡献了 51MPa ，该计算结果与文献报道结果相近^[21]。在本工作中实验钢析出的碳化物类型分为 $M_{23}C_6$ 、 M_2C 和 MC 三类，一般认为弥散分布的纳米级 MC/M_2C 碳化物是良好的强化剂。而根据式(3)可知，尺寸更小、数量更多的 MC 显然比 M_2C 具有更好的强化效果，这也是 0.2V 钢沉淀强化效果显著增加的原因。

表3 不同热处理条件下 0.1V 和 0.2V 钢碳化物的尺寸和体积分数

Table 3 Carbide sizes and volume fraction of 0.1V and 0.2V steels with different heat-treatment processes

Steel	Heat-treatment	$M_{23}C_6$		M_2C		MC	
		d / nm	$f / \%$	d / nm	$f / \%$	d / nm	$f / \%$
0.1V	QT	59.8 ± 4.5	1.5	36.4 ± 3.1	0.8	25.0 ± 4.8	0.4
	SC	74.0 ± 29.7	1.6	40.7 ± 4.3	0.9	26.6 ± 5.2	0.5
0.2V	QT	60.8 ± 15.5	1.7	38.4 ± 1.5	0.3	25.8 ± 7.5	1.2
	SC	76.0 ± 37.4	1.9	42.0 ± 2.2	0.4	26.4 ± 6.2	1.4

上述计算表明，V 含量由 0.1% 提高到 0.2% 后，由细晶强化和沉淀强化引起的强度增量为 125MPa ，接近实验值 147MPa 。而加速脆化热处理后，碳化物出现了粗化现象。结合式(3)可知，当析出相的平均半径 r 增加后，其沉淀强化增量 σ_{ppt} 减小，实验钢的强度出现下降。综合来看，0.2V 钢强度升高的原因是由于 V 含量增加后，一方面析出了大量对强度贡献更大的 MC 碳化物引起了较大的沉淀强化，另一方面 0.2V 钢的原始奥氏体晶粒尺寸更小有利于细晶强化。

3.3 V 对冲击韧性的影响

本实验用各超纯净 30Cr2Ni4MoV 转子钢均具有较好的冲击韧性，其 FATT 温度较低，这主要得益于实验钢中杂质元素 Si、Mn、P、Sn 等含量控制低，其 J 因子都小于 10。但超纯净 30Cr2Ni4MoV 转子钢在强度提升的同时通常伴随着韧性的下降，在本实验中表现为 V 含量增加后，0.2V 钢的强度提升而冲击功出现下降，但在较低温度下 0.2V 钢的冲击断口并未出现沿晶开裂现象。造成 V 含量较高的 0.2V 钢冲击韧性较低的原因主要与 V 增加后微观组织的变化有关，前面的组织分析表明 V 含量增加后主要细化了合金钢的原始奥氏体晶粒尺寸，同时也改变了碳化物的析出数量。根据位错理论和 Hall-Petch 公式，Cottrell 提出了裂纹的解理断裂扩展临界应力表达式^[27]：

$$\sigma_f = \frac{2G\gamma_m}{k_y} \cdot d^{-1/2} \quad (4)$$

式中 σ_f 是裂纹扩展的临界应力， G 是剪切模量， γ_m 是裂纹扩展时引起裂纹周围塑性变形所做的塑性功， k_y 是屈服常数， d 是有效晶粒尺寸 (EGS)。由式(4)可知，裂纹扩展的临界应力 σ_f 与塑性功 γ_m 和有效晶粒尺寸 d 有

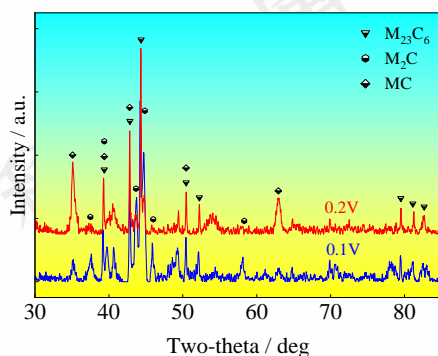


图9 调质态 0.1V 和 0.2V 钢电解萃取碳化物的 XRD 分析

Fig 9 XRD patterns of the carbides electrolysically extracted from 0.1V and 0.2V QT steel

关, 即 γ_m 越大, d 越小, 裂纹扩展的临界应力越高, 裂纹萌生和扩展越难进行, 合金钢的冲击韧性越高^[28]。

研究表明, 马氏体钢的冲击韧性可以通过细化原始奥氏体晶粒尺寸来提高, 较细的晶粒尺寸会提高 HAGBs 的比例^[25], 如晶粒尺寸较小的 0.2V 钢中 HAGBs 的比例增加了 7%。然而本实验晶粒较细的 0.2V 钢冲击功却出现下降, 一方面可能是 HAGBs 提高的比例有限, 其有效晶粒尺寸 d 仅从 2.13 μm 降低到 1.97 μm , 变化较小, 对提高裂纹扩展临界应力 σ_f 的贡献有限; 另一方面, 0.2V 钢中 MC 碳化物的数量增加明显, 造成了 σ_f 的显著下降。Najafi 等研究认为, 细小的碳化物会导致合金钢中位错难以迁移^[29], 在冲击变形过程中由于应变速率较快, 在极短的时间内使碳化物周围的位错密度提高 5 倍, 从而产生较强的应力集中, 促使在碳化物与基体的界面处产生微裂纹, 从而引起开裂^[30]。根据文献[9]可知, 纳米级 MC 碳化物与位错之间的相互作用会导致塑性变形难以进行, 从而降低了塑性功 γ_m , 使得 σ_f 较低, 有利于裂纹萌生和扩展。在本实验中, 0.2V 钢因 V 含量增加后, MC 碳化物的体积分数升高到 1.2% (表 3), 更多的 MC 碳化物进一步降低了位错的迁移能力, 更容易引起位错堆积和应力集中, 从而引起该合金钢更容易起裂。同时, 位错迁移能力的降低, 导致裂纹扩展过程中所做的塑性功 γ_m 较低, 使得 σ_f 较小。低的临界断裂应力降低了合金钢裂纹萌生和扩展的难度, 增加了合金钢的脆性倾向^[28]。当裂纹尖端应力超过解理断裂扩展临界应力时, 裂纹以解理断裂的方式迅速扩展, 造成 V 含量较高的 0.2V 钢冲击韧性较差。在加速脆化热处理后, 碳化物均出现不同程度的粗化现象, 而 0.2V 钢中大量存在的 MC 碳化物粗化后引起的应力集中程度更高, 导致裂纹更易萌生, 使得 0.2V 钢的脆化现象加剧。因此, V 含量增加引起冲击韧性下降的原因可以归结为纳米级 MC 碳化物和位错之间的相互作用导致裂纹扩展临界应力 σ_f 的降低, 增加开裂的倾向, 造成裂纹容易萌生并扩展。上述分析可从示波冲击实验结果得到验证, 图 10 为调质态 2 种实验钢在 -70 $^{\circ}\text{C}$ 冲击试验的载荷 (能量)-位移曲线对比图。可知, 0.2V 钢的起裂功 (W_i) 和扩展功 (W_p) 均比 0.1V 钢低, 分别降低了 29J 和 21J。表明在 V 含量较高的 0.2V 钢中, 裂纹更易萌生和扩展, 导致其冲击韧性较差。

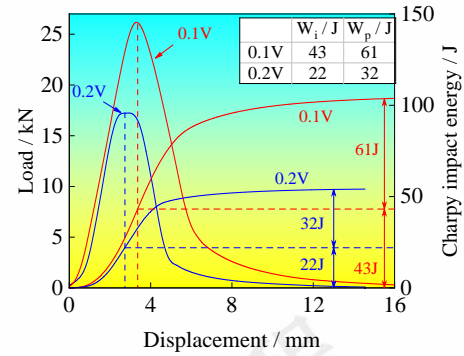


图 10 调质态 0.1V 和 0.2V 钢在 -70 $^{\circ}\text{C}$ 冲击试验的载荷 (能量)-位移曲线

Fig 10 Load (energy)-displacement plots measured by the instrumented impact machine tested at -70 $^{\circ}\text{C}$ for the 0.1V and 0.2V QT steel

4 结论

1) V 含量增加后, 不会改变调质态超纯净 30Cr2Ni4MoV 转子钢的板条马氏体组织特征, 且碳化物的类型和尺寸也基本没有变化, 但会析出数量更多以 V 为主、尺寸更小的 MC 碳化物, 从而细化了原始奥氏体晶粒尺寸。加速脆化热处理后, 实验钢的微观组织和碳化物形貌没有发生明显变化, 但碳化物的尺寸略有粗化。

2) V 含量较高的 0.2V 钢, 一方面通过形成热稳定性更高的 MC 碳化物, 细化原始奥氏体晶粒尺寸, 从而产生了较强的细晶强化作用; 另一方面数量较多, 尺寸较细, 且弥散分布的 MC 碳化物通过沉淀强化作用进一步提高了实验钢的强度。加速脆化热处理后, 因碳化物粗化, 对强度贡献下降, 导致其屈服强度降低。

3) V 含量增加, 导致超纯净 30Cr2Ni4MoV 转子钢的冲击韧性下降。一方面是由于更多数量的 MC 阻碍位错移动, 引起应力集中, 使得裂纹容易在碳化物周围萌生; 另一方面由于位错迁移能力降低, 使得裂纹扩展临界应力 σ_f 下降, 有利于裂纹的萌生与扩展。加速脆化热处理后, 碳化物粗化, 导致应力集中程度更高, 进一步加剧了 0.2V 钢的脆化现象。

参考文献 References

- [1] Jaffee R. *Metallurgical and Materials Transactions A-physical Metallurgy and Materials Science* [J], 1986, 17: 755.
- [2] Mu Zhihan (慕芷涵), Chen Wei (陈炜), Chen Lijuan (陈丽娟), et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment* (热处理) [J], 2020, 35(03): 18.
- [3] Hong Min (洪敏), Wang Shanlin (王善林), Sun Wenjun (孙文君), et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2022, 51(4):

- 1455.
- [4] Thauvin G, Lorang G, Leymonie C. *Metallurgical Transactions A* [J], 1992, 23(8): 2243.
- [5] Mcnaughton W P, Richman R H, Jaffee R I. *Journal of Materials Engineering* [J], 1991, 13(1): 19.
- [6] Bodnar R L, Jaffee T O I. *Metallurgical&Materials Transactions A* [J], 1989:
- [7] Heo N H, Jung Y C, Lee J K, et al. *Scripta Materialia* [J], 2008, 59(11): 1200.
- [8] Wang Leigang (王雷刚), Deng Dongmei (邓冬梅), Liu Zhubai (刘助柏). *Heavy Casting and Forging* (大型铸锻件) [J], 2001, (01): 43.
- [9] Liu H, Fu P, Liu H, et al. *Journal of Materials Science & Technology* [J], 2019, 35(11): 2526.
- [10] Michaud P, Delagnes D, Lamesle P, et al. *Acta Materialia* [J], 2007, 55(14): 4877.
- [11] Huang S, Wu R, Li W, et al. *Materials Today Communications* [J], 2022, 33:
- [12] Sun J, Wei S, Lu S. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2020, 772:
- [13] Huang S, Wu R, Chen M, et al. *Materials for Mechanical Engineering* [J], 2022, 46(7): 70.
- [14] Wen T, Hu X, Song Y, et al. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2013, 588: 201.
- [15] Wen T, Hu X F, Yan D S, et al. *Materials Science Forum* [J], 2014, 788: 304.
- [16] Sharma T, Bonagani S K, Naveen Kumar N, et al. *Journal of Nuclear Materials* [J], 2019, 527:
- [17] Yao Hanxin (姚汉新), Jiang He (江河), Yao Zhihao (姚志浩), et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2023, 52(4): 1536.
- [18] Yao Hanxin (姚汉新), Jiang He (江河), Yao Zhihao (姚志浩), et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2023, 52(6): 2309.
- [19] Liu W, Guo Y, Cao Y, et al. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2021, 889:
- [20] Sun Jian (孙健). *Thesis for Master* (博士学位论文) [D]. University of Science and Technology of China, 2020.
- [21] Sun J, Lu S. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2021, 806:
- [22] Hosseinnedjad S, Teimouri J, Tahmasebifar A, et al. *Scripta Materialia* [J], 2009, 60(7): 528.
- [23] Xu Hui (徐慧). *Hot Working Technology* (热加工工艺) [J], 2014, 43(24): 4.
- [24] Yang G, Sun X, Li Z, et al. *Materials & Design* [J], 2013, 50(1): 102.
- [25] Liu H, Fu P, Liu H, et al. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2022, 842:
- [26] Kamikawa N, Sato K, Miyamoto G, et al. *Acta Materialia* [J], 2015, 83: 383.
- [27] Cottrell A H. *Trans. Met. Soc. AIME* [J], 1958:
- [28] Wang Xiaoyong (王小勇), Pan Tao (潘涛), Wang Hua(王华), et al. *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报) [J], 2012, 48(05): 401.
- [29] Najafi H, Rassizadehghani J, Asgari S. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2008, 486(1-2): 1.
- [30] Ye Z, Wang P, Li D, et al. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2014, 616: 12.

Effect of Vanadium Content on Carbide Evolution and Mechanical Properties in an Ultra Clean 30Cr2Ni4MoV Rotor Steel

Zheng Yongfeng^{1,2}, Hu Xiaofeng¹, Yang Zhirong¹, Jiang Haichang¹, Rong Lijian¹

(1. CAS Key Laboratory of Nuclear Materials and Safety Assessment, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China)

Abstract: The ultra clean 30Cr2Ni4MoV rotor steel has the advantages of high strength, good toughness and excellent performance stability, which is widely used in the manufacture of low pressure rotor and spindle of high-power steam turbine and so on. As a microalloying element, the addition of V element to the 30Cr2Ni4MoV steel will precipitate alloy carbides and refine grain, which can achieve an excellent combination of strength and toughness. However, the effect of V content on the strength and toughness as for ultra clean 30Cr2Ni4MoV rotor steel has not been reported. In this work, the effects of V content (0.1, 0.2%, mass fraction) on the carbide evolution and mechanical properties of ultra clean 30Cr2Ni4MoV rotor steel with different heat-treatment states (as tempered and as step cooled) were investigated by SEM, EBSD, XRD, TEM, and APT. The results show that both tempered steels show lath martensite microstructure. The increasing of V content has no obvious effect on the carbide type (M₂₃C₆, M₂C and MC) and size, but promotes the precipitation of more and finer V-riched carbides MC, which refines the prior austenite grain size of the 0.2V steel. The refinement of grain size and precipitation of finer MC carbides increase the yield strength of the 0.2 V steel by 147 MPa through grain refining strengthening and precipitation strengthening, respectively. After step cooling heat-treatment, the microstructures and the type of carbides in two experimental steels remain stable and the size of carbide grows slightly. After the step cooling heat-treatment, the yield strength of both steels show a slight decrease due to the carbide coarsening. As for 0.2V steel, the mobility of dislocations decreases due to precipitation of more MC carbides, which induces the decrease of the critical stress of crack propagation promotes the tendency of crack initiation and propagation. Therefore, as compared with 0.1V steel the FATT of 0.2V steel increases by 21 °C.

Key words: ultra clean 30Cr2Ni4MoV rotor steel, V, carbide, strength, impact toughness

Corresponding author: Hu Xiaofeng, Ph. D., Professor, CAS Key Laboratory of Nuclear Materials and Safety Assessment, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 024-23971981, E-mail: xfhu@imr.ac.cn