

回火温度对厚截面含钒中碳珠光体钢强韧性的影响

Effect of Tempering Temperature on Strength and Toughness of Thick Section V-containing Medium Carbon Pearlitic Steel

供稿|史娜, 姚三成, 余亚东, 高伟, 邹强, 于文坛 / SHI Na, YAO Sancheng, YU Yadong, GAO Wei, ZOU Qiang, YU Wentan

内
容
导
读

采用光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、硬度及断裂韧性实验等研究了回火温度对含钒中碳珠光体钢的显微组织及强韧性的影响。结果表明,距离喷水端不同距离处,实验钢的冷却速度差异较大,距离喷水端5 mm处冷速4~5 °C/s,距离喷水端50 mm以上冷速约1 °C/s。冷却未回火状态下,实验钢近喷水端的上表面组织中未发现第二相粒子,而离喷水端较远的下表面有少量V(C,N)粒子析出,且珠光体片层间距较大。420~520 °C回火,实验钢的硬度随回火温度的提高而逐渐降低,断裂韧性呈现先增加后降低的趋势,在460 °C回火时获得最大值83.5 MPa·m^{1/2}。当回火温度超过480 °C后,组织中V(C,N)粒子逐渐粗化,硬度和韧性随之下降。

众所周知,一道佳肴的烹饪,首先需要选择新鲜健康的食材,然后添加适量的调味品,最后需要掌握恰当的火候,只有做到这几点的合理搭配,才能烹饪出理想的美食。同样的道理对于钢铁产品的研究也同样适用,合理的成分设计加上适量的微合金元素并搭配恰当的热处理工艺,是钢铁产品获得良好性能的关键。

近年来,国家实施“双碳”战略,同时世界各国对钢铁产品也提出了更高要求,为了满足长期服役的目标,实现降低钢材用量和减少碳排放的目的,钢铁产品需要同时兼具高强度、高韧性、耐疲劳等

优异性能。经过研究人员长期的探索,通过微合金化的方式,成功实现了对中碳钢(碳质量分数0.25%~0.60%)综合力学性能的提升^[1]。钒的物理化学性能优异,素有“现代工业味精”和“金属维生素”之称,在钢铁、航空航天等领域应用广泛^[2-3]。郑心平等^[4]发现在含碳质量分数0.5%的钢中,加入0.1%左右的钒,强韧性匹配效果较好,这主要归因于钒元素细化晶粒和沉淀强化的作用。包阔等^[5]、阎启等^[6]研究认为固溶态的钒可增加钢淬火后的回火稳定性,即增加对回火软化的抗力。

硬度是衡量金属材料软硬程度的一个力学性能

指标, 它表示金属表面上的局部体积内抵抗变形的能力, 断裂韧性是衡量材料抵抗裂纹失稳扩展能力的重要指标, 二者与显微组织关系密切^[7]。研究表明^[8-9], 通过调整回火温度可以改变钢中钒碳氮化物的存在形式和析出状态, 进而优化材料的强韧性。因此, 本文以含钒中碳钢为研究对象, 通过扫描电镜 (SEM) 显微组织观察、硬度及断裂韧性分析等手段, 探究了回火温度对实验钢显微组织与力学性能的影响, 为含钒中碳钢强韧性匹配的优化和热处理工艺设计提供参考。

实验材料与方法

实验钢的主要化学成分如表 1 所示。实验钢经 250 kg 真空感应炉冶炼后浇铸成 $\phi 300$ mm 钢锭, 经 $1250\text{ }^{\circ}\text{C}\times 5\text{ h}$ 的均匀化处理, 沿轴向锻造成矩形试块, 终锻温度 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$, 锻后空冷并去除表面脱碳层, 共冶炼-锻造 6 块尺寸为 $300\text{ mm}\times 150\text{ mm}\times 50\text{ mm}$ 的实验钢坯。将每块钢坯在 $870\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 2.5 h, 以达到完全奥氏体化状态, 而后进行喷水冷却 (弱喷), 并去除表面氧化铁皮, 获得完全珠光体+铁素体组织, 喷水示意如图 1 (红色虚线) 所示。喷水冷却 250 s 后, 进行回火以消除应力, 提高韧性, 回火时长为 4 h, 共选取了 6 个回火温度 (420 、 440 、 460 、 480 、 500 和 $520\text{ }^{\circ}\text{C}$)。由于试样较厚, 喷水冷却时上表面冷却速度大, 下表面冷却速度小, 故对贴近喷水端的上表面和远离喷水端的

表 1 实验钢的化学成分 (质量分数) %

C	Si	Mn	P	S	V	Cr	余量
0.55	0.30	0.75	0.007	0.007	0.12	0.17	Fe

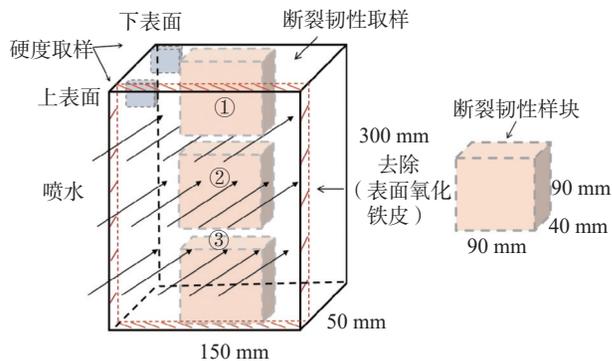


图 1 冷却、取样示意图

下表面分别进行硬度实验与组织观察, 为保证试验数据准确性, 对每块实验钢心部截取 3 块 (图 1 编号①、②、③) 试样进行断裂韧性测试并取平均值。

对截取的断裂韧性样块加工成紧凑试样, 根据 ASTM E399—2012《金属材料线弹性平面应变断裂韧性的标准实验方法》进行紧凑拉伸实验^[10], 如图 2 所示。试样厚度为 30 mm, 采用 90° 张角的山形缺口, 缺口方向为长横向, 拉伸方向为纵向; 预制裂纹 $a/W=0.50$ (W 为试样宽度, a 为预制裂纹长度), 实验频率 10 Hz, 加载速率 $0.75\sim 1.0\text{ MPa}/(\text{m}^{1/2}\cdot\text{s})$ 。采用扫描电镜 (FEI Quanta 450 型) 对进行组织观察。截取方形试块, 按 GB/T 231.1—2002《金属布氏硬度实验第 1 部分: 实验方法》^[11] 进行硬度测试。

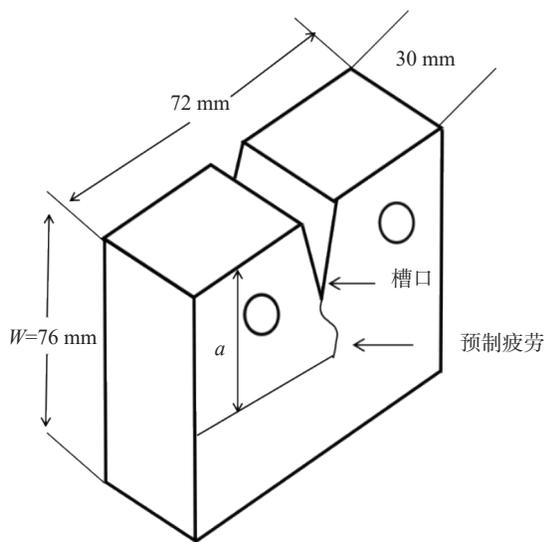


图 2 CT30 试样缺口附近取样示意图

结果与分析

显微组织

实验钢冷却未回火态的显微组织由亮白/灰黑色相间的片层状珠光体和灰黑色的铁素体两相组成。上表面珠光体片层间距较细, 且未明显发现有 $V(C, N)$ 粒子, 而下表面珠光体片层间距较大, 同时有少量 $V(C, N)$ 粒子的析出, 如图 3 所示。采用预埋热电偶实测的方式对实验钢不同位置的冷却速度进行测量, 结果表明, 冷却过程中, 离喷水端不同距

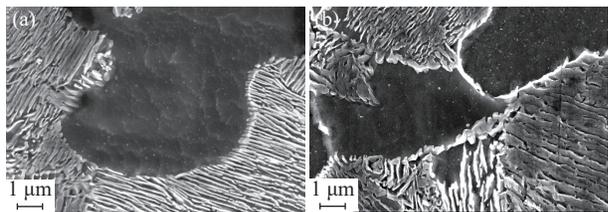


图3 冷却态实验钢的扫描电镜组织: (a) 上表面; (b) 下表面

离的冷却速度差异较大, 其中距离喷水位置 5 mm 处冷却速度 4~5 °C/s, 而距离喷水位置 50 mm 以上冷却速度约 1 °C/s, 如图 4 所示。在冷却过程中, 距离喷水位置近的上表面因冷却速度较大, 加热阶段固溶 V 的析出被抑制, 形成一定的过饱和度而处于介稳状态, 因此组织中未发现第二相粒子的析出。而距离喷水位置较远的下表面冷却速度适当, V 的碳氮化物形核率较高, 容易发生析出。另外, 珠光体的片间距离取决于奥氏体分解时的过冷度, 上表面热处理冷却速度大, 过冷度高, 所形成的珠光体片间距小。

在光学显微镜下对回火后的实验钢显微组织进行观察, 如图 5~6 所示, 其中呈灰黑色的为珠光体相, 沿晶界处呈网状分布的白色组织为铁素体相。对比可知, 高温回火下珠光体组织明显出现不均匀的现象, 且该现象在上表面表现的更加明显。这是因为当回火温度达到一定程度, 珠光体片出现不连

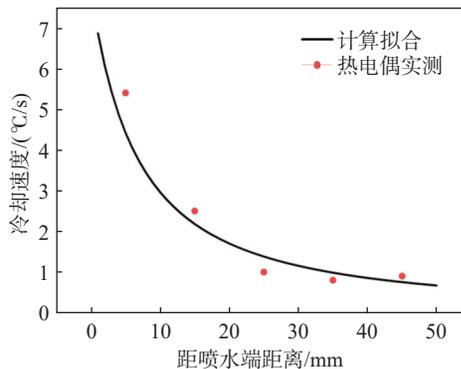


图4 距喷水端不同距离处实验钢的冷却速度

续甚至部分有裂化趋势, 且珠光体片层越细, 越容易发生形态改变。为了观察第二相析出的情况, 还需借助高倍的扫描电镜。

对实验钢进行扫描电镜显微组织观察, 结果如图 7~8 所示。实验钢显微组织中伴生数量和尺寸不一、呈亮白色的细小颗粒(十字标识), 对其进行能谱分析, 其典型结果(图 9)表明第二相析出粒子为 V(C, N) 颗粒。420 °C 回火时, 组织中 V(C, N) 粒子的数量较少, 回火温度升高至 460 °C 后, V(C, N) 粒子数量明显增加, 且尺寸集中分布在 80 nm 以下, 回火温度超过 480 °C 后, V(C, N) 粒子的析出数量变化较小, 但部分粒子尺寸明显增加, 粒径多超过 100 nm, 最大达 178 nm。

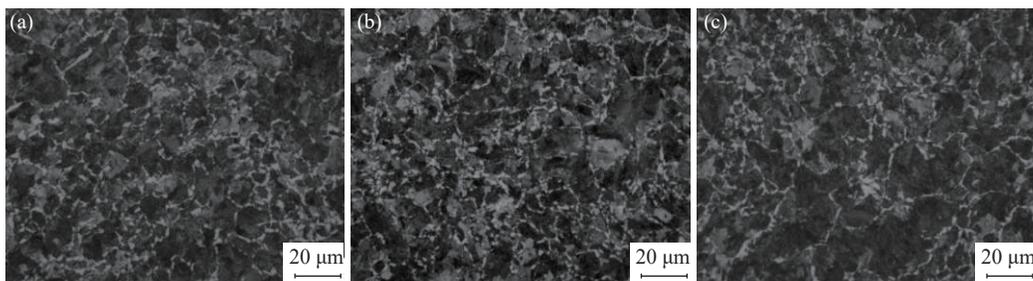


图5 上表面不同回火温度下试样的金相组织: (a) 420 °C; (b) 460 °C; (c) 520 °C

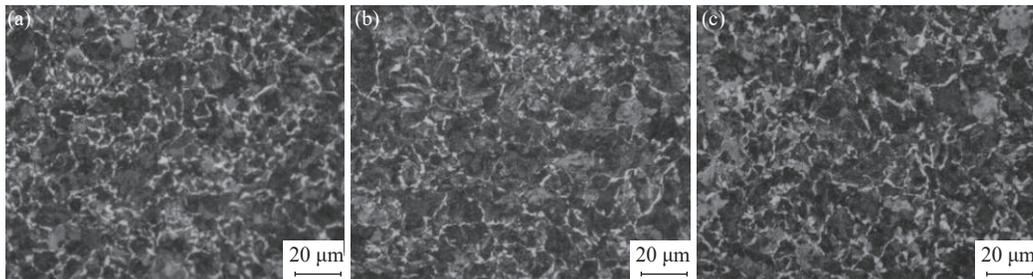


图6 下表面不同回火温度下试样的金相组织: (a) 420 °C; (b) 460 °C; (c) 520 °C

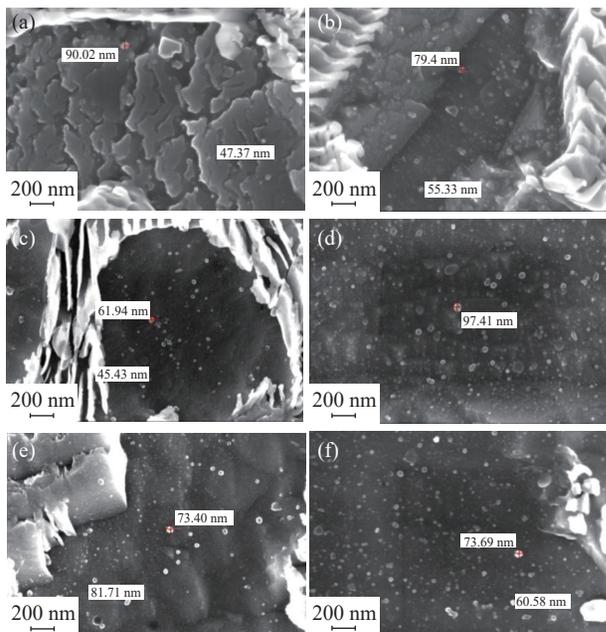


图7 上表面不同回火温度下试样的扫描电镜图: (a) 420 °C; (b) 440 °C; (c) 460 °C; (d) 480 °C; (e) 500 °C; (f) 520 °C

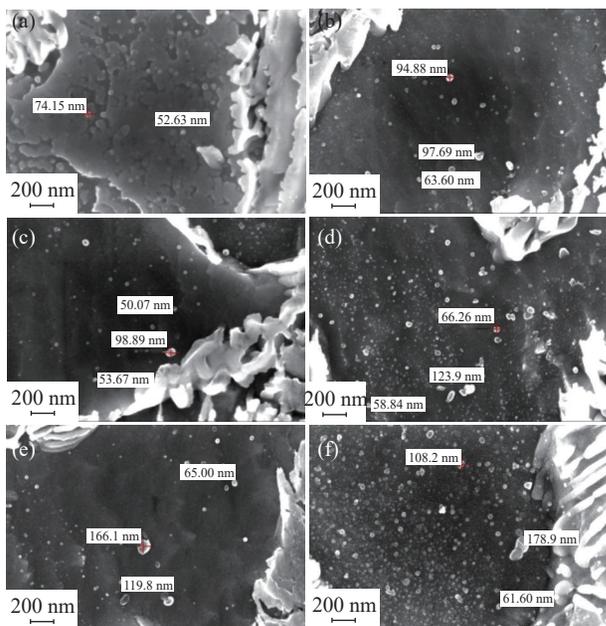


图8 下表面不同回火温度下试样的扫描电镜图: (a) 420 °C; (b) 440 °C; (c) 460 °C; (d) 480 °C; (e) 500 °C; (f) 520 °C

硬度及断裂韧性

如图10所示,随着回火温度的升高,硬度随之下降,其中420~460 °C回火时硬度降幅较为缓慢,480~520 °C回火时硬度降幅较大。这是因为回火的过程是过饱和固溶的碳从 α -Fe中脱溶并形成碳化物的过程,回火温度越高,分解产物的长大越充分,

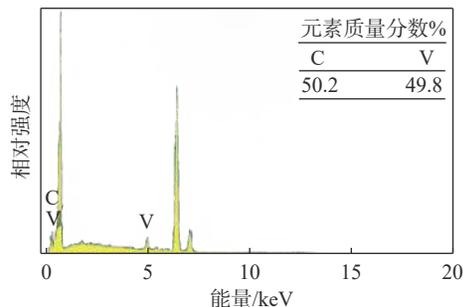


图9 V(C,N)颗粒能谱结果

α -Fe中固溶的碳越少,使得碳固溶强化的作用大大减弱,反映到硬度上就是随着回火温度升高硬度随之下降^[12]。同时,高温回火下,珠光体形态开始出现变形,也会导致硬度的降低。此外,上表面硬度随回火温度的升高明显下降,而下表面硬度随回火温度的变化幅度较小,这是因为上表面组织的珠光体片层间距更细小,晶界表面更多,回火敏感性更强,更容易发生弯曲变形,因此硬度变化幅度更大。

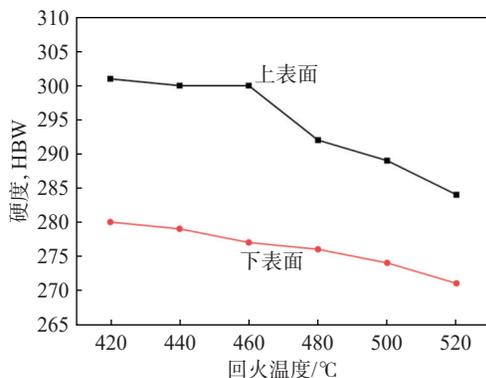


图10 硬度随回火温度的变化

如图11所示,断裂韧性随回火温度的升高呈现先增加后减少的趋势,在460 °C达到最大值83.5 MPa·m^{1/2}。造成该现象的原因有2方面:一个是珠光体形态的改变,回火温度较高时,珠光体片的不连续及部分裂化趋势导致了断裂韧性的恶化;此外,回火温度的升高对钢中钒碳化物的形态产生了影响,也会导致断裂韧性的变化。由图7和8可知,420 °C回火时,实验钢组织中V(C,N)粒子的数量较少,与位错的交互作用弱,此时原始析出强化效果未在回火后得到体现,因此实验钢的断裂韧性较差。随着回火温度升高至460 °C,原始析出强化

的效果逐渐增强^[7], 铁素体韧性提高, 同时 V(C, N) 粒子数量明显增加, 这些细小的 V(C, N) 颗粒弥散分布在铁素体内部, 延长了材料断裂时裂纹扩展的路径, 使消耗的断裂功增大, 对提高实验钢的断裂韧性起到了作用, 这也是 460 °C 回火时实验钢强韧性配合较优的原因。随着回火温度继续升至 480 °C 以上, 部分 V(C, N) 粒子尺寸明显增加, 引起强韧性能的恶化。

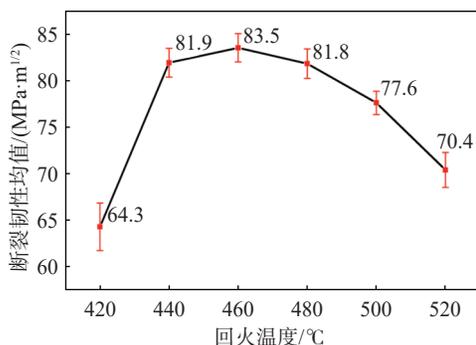


图 11 断裂韧性随回火温度的变化

结论

(1) 实验钢显微组织均为珠光体、少量铁素体及细小的 V(C, N) 颗粒, 随着回火温度的升高, 组织中 V(C, N) 粒子数量先增加后保持不变, 而尺寸在回火温度超过 480 °C 后急剧长大。460 °C 回火时组织中的 V(C, N) 粒子析出量较多同时尺寸较细小。

(2) 回火温度升高后, 离喷水近的上表面试样的硬度明显下降, 而离喷水远的下表面试样的硬度随回火温度的变化较小, 480~520 °C 较高温度回火时, 硬度降幅明显。

(3) 断裂韧性随回火温度的升高, 呈现先增加后减少的趋势, 460 °C 回火时强韧性较好。

参考文献

- [1] 孙志明. 微合金化中碳钢及其应用. 金属热处理, 1984(6): 31
- [2] 杨才福, 张永权, 王瑞珍. 钒钢冶金原理与应用. 北京: 冶金工业出版社, 2012
- [3] 杨才福. 钒微合金化钢的技术进展与应用. 钢铁研究学报, 2020, 32(12): 1029
- [4] 郑心平, 胡长泰. 加钒微合金化中碳铁素体—珠光体钢的显微组织和机械性能. 本钢译丛, 1990(1): 37
- [5] 包阔, 高彩茹, 孙超, 等. 590 MPa 钒微合金化车轮钢的研发. 河北冶金, 2020(9): 16
- [6] 阎启, 黄子阳, 陈思孝, 等. 回火温度对含钒低碳微合金钢组织和性能的影响. 机械工程材料, 2003(6): 37
- [7] 姚三成, 丁毅, 赵海, 等. 中碳微合金钢的断裂韧性与显微组织的关系. 材料导报, 2020, 34(S1): 452
- [8] 祝家祺, 谭淳礼, 张敏, 等. 钒和铬对贝氏体车轮钢回火组织与性能的影响. 稀有金属, 2020, 44(9): 957
- [9] 李德发, 王世森, 熊玉彰, 等. 回火工艺对钒钛低碳贝氏体钢组织与性能的影响. 金属热处理, 2013, 38(7): 32
- [10] 张斐好, 储有兵, 吴玥霖. 基于 ASTM E399《金属材料线弹性平面应变断裂韧度的标准测试方法》的 COD 规校准方法的探讨. 计量与测试技术, 2021, 48(11): 98
- [11] 张凤林, 董莉, 高怡斐. GB/T 231.1—2018《金属材料 布氏硬度实验第 1 部分: 实验方法》解析. 理化检验: 物理分册, 2019, 55(2): 71
- [12] 柳艳, 李贵茂, 王瑞, 等. 回火工艺对 M42-X32 双金属带锯条组织及性能的影响. 热加工工艺, 2019, 48(10): 217

作者简介: 史娜 (1996—), 女, 安徽省铜陵市人, 硕士研究生, 主要研究方向: 轨道交通用钢组织性能。通信地址: 马鞍山钢铁股份有限公司技术中心, 邮编: 243002; E-mail: mb0724@baosteel.com。