

Fe-Mn-1.6Ni-C 水电用钢板轧后 直接淬火和回火工艺

陈洁, 李长生, 李坤, 涂兴洋

(东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

摘 要: 通过 Fe-Mn-1.6Ni-C 钢板控制轧制、轧后直接淬火和 560~710℃ 回火调质处理实验, 研究了轧后直接淬火态和回火态的组织与性能变化。结果表明, 轧后直接淬火得到组织细小的板条马氏体, 固溶强化作用提高了其抗拉强度。经过回火热处理后, 碳化物的析出及其对位错的钉扎作用, 降低了钢的抗拉强度, 提高了钢的屈服强度。随着回火温度的升高, 碳化物聚集长大, 铁素体发生回复与再结晶, 造成强度下降以及冲击韧性提高。当回火温度高于 A_{cl} 时, 粗大的碳化物极易引起裂纹形核, 破坏钢的冲击韧性。Fe-Mn-1.6Ni-C 钢最优的回火温度为 680℃, 屈服强度为 963 MPa, 抗拉强度为 988 MPa, 延伸率为 20.0%, -60℃ 冲击功为 142 J。

关键词: 水电用钢板; Fe-Mn-1.6Ni-C; 轧后直接淬火; 回火温度; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG 161

文献标志码: A

文章编号: 1005-3026(2019)07-0956-06

Direct Quenching After Rolling and Tempering Processes of Fe-Mn-1.6Ni-C Steel Plate for Hydropower Station

CHEN Jie, LI Chang-sheng, LI Kun, TU Xing-yang

(State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China.

Corresponding author: LI Chang-sheng, E-mail: lics@ral.neu.edu.cn)

Abstract: The microstructure and mechanical properties of Fe-Mn-1.6Ni-C steel plate after direct quenching and tempering were investigated, where the tested steel was processed by controlled rolling, direct quenching and 560~710℃ tempering. The results show that the fine lath-martensite is obtained by direct quenching after rolling and the improved tensile strength of the experimental steel after direct quenching is mainly from solid solution strengthening. After tempering, the tensile strength of the steel decreases and the yield strength increases, which is mainly caused by the carbide precipitation and the pinning effect of the precipitates on the dislocations. Due to the aggregation and growth of carbides and recovery and recrystallization of ferrite, the strength decreases and the impact toughness increases with the increasing temperature of tempering. However, the coarse carbides can be observed in the steel if the temperature of tempering is higher than A_{cl} , which facilitate the nucleation of micro-cracks and decrease the impact toughness. An optimum tempering temperature of Fe-Mn-1.6Ni-C steel can be obtained, which is 680℃, associated with the yield strength of 963 MPa, the tensile strength of 988 MPa, the elongation of 20.0%, and the -60℃ impact energy of 142 J.

Key words: steel plate for hydropower station; Fe-Mn-1.6Ni-C; direct quenching after rolling; tempering temperature; microstructures; mechanical properties

随着我国大容量抽水蓄能水电站的兴建,高水头、大 HD 值(水压高度差 H 和管道内径 D 的

乘积)压力钢管的需求量不断上升. 因此,对水电用钢板的强度、塑性、韧性以及焊接性能提出了更高的要求. 水电用钢板除了用于水电站压力管道以外,还用于蜗壳、岔管等辅助设施^[1]. 目前,压力钢管 *HD* 值已经超过 4 000 m²,若采用 800 MPa 级水电用钢板,其最大壁厚已经超过 50 mm. 这将带来压力钢管加工制作过程中的一系列问题,例如:卷板、焊接、无损检测、运输、安装等. 因此,国内的丰宁、文登、天荒坪二级等抽水蓄能水电站均采用 1 000 MPa 级水电用钢板^[2]. 但是,1 000 MPa 级水电用钢板主要依赖进口,比如日本钢铁工程控股公司生产的 JFE - HITEN980 钢板和新日本制铁公司生产的 WEL - TEN950 钢板等. 综上所述,为了支持水力发电机组向高水头、高转速、高效率和大容量的趋势发展,水电用钢板向着高强度和低焊接裂纹敏感性发展;为了打破国外垄断,实现 1 000 MPa 级水电用钢板的国产化,助力抽水蓄能电站的发展,开展 1 000 MPa 级水电用钢板的研制与开发是十分必要的.

水电用钢板属于调质钢板,传统的调质处理工艺需要经过离线再加热淬火. 但是,随着控制轧制和控制冷却(thermo-mechanical control process, TMCP)技术的发展,热轧后快速冷却至贝氏体或马氏体相变区,抑制钢的铁素体和珠光体相变,最终获得组织细小的贝氏体或马氏体组织,即轧后直接淬火. 轧后直接淬火工艺省去了离线再加热

过程,有效地利用了轧后余热,节约能耗,降低成本,提高了生产效率.

本文采用低碳低合金的化学成分设计,经两阶段控制轧制后直接淬火,离线只进行回火热处理. 同时,深入研究了轧后直接淬火态的组织与性能. 为了获得最优的轧后直接淬火和回火工艺,研究了不同回火温度对实验钢显微组织、强度和低温冲击韧性的影响.

1 实验材料和实验方法

采用真空感应熔炼炉冶炼并浇注成钢锭,再将钢锭热锻成截面尺寸为 150 mm × 150 mm × 200 mm(高 × 宽 × 长)的钢坯,化学成分如表 1 所示. 图 1 是实验钢控轧控冷和回火热处理工艺示意图. 热轧实验在 $\phi 450$ mm 二辊可逆热轧机上进行,钢坯经 1 200 ℃保温 2 h 后,进行两阶段控制轧制,终轧厚度为 24 mm. 其中,奥氏体再结晶型控制轧制的总压下率为 63. 33%,轧制道次为 6;奥氏体未再结晶区控制轧制的总压下率为 56. 36%,轧制道次为 4. 钢板的控制冷却工艺采用超快冷装置快速水冷至室温. 控轧控冷后的钢板进行回火热处理,回火保温温度分别为 560, 590, 620, 650, 680 和 710 ℃,回火保温时间为 60 min.

表 1 实验钢的化学成分(质量分数)							
Table 1 Chemical composition of the experimental steel(mass fraction)							
C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Nb + V + Ti	B
0. 13	0. 23	1. 02	1. 56	0. 47	0. 39	0. 05 ~ 0. 18	0. 001 ~ 0. 002

金相试样经机械磨抛后,采用体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀,利用 JXA - 8530F 型电子探针进行组织观察. 采用 FEI Tecnai G² F20 型场发射透射电子显微镜(transmission electron microscope, TEM)进行析出相观察. 在实验钢板的 1/4 厚度处,沿横向切取拉伸试样和冲击试样. 拉伸试样为 $\phi 5$ mm 的圆棒,标距为 25 mm,平行段长度为 37 mm,在 CMT5105 - SANS 微机控制电子万能试验机上进行拉伸试验,拉伸速率为 3 mm/min. 冲击试样为 V 型缺口的 10 mm × 10 mm × 55 mm 的标准冲击试样,在 ZBC2452 - B 型摆锤式冲击试验机上进行 - 60 ℃ 的冲击试验.

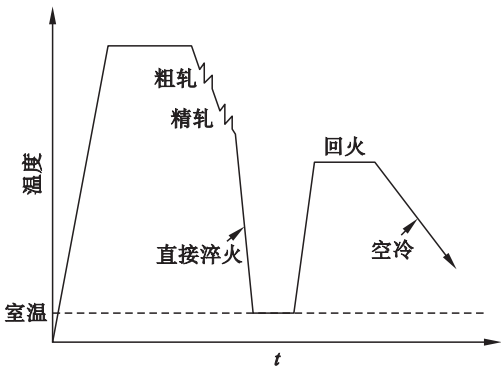


图 1 实验钢控轧控冷和回火热处理工艺示意图
Fig. 1 Schematic illustration of TMCP and tempering process of the experimental steel

2 实验结果

2.1 轧后直接淬火态的组织与性能

图 2 是轧后直接淬火态下实验钢的显微组织. 从金相照片来看, 轧后直接淬火的显微组织为板条马氏体. 一个原奥氏体晶粒中含有几个位向不同的板条群, 板条群又由一种或两种板条束构成, 而每个板条束内包含很多近于平行排列的细长的马氏体板条. 根据图 2b, 马氏体板条宽度约为 $0.15 \sim 0.60 \mu\text{m}$. 实验钢经过两阶段轧制之后, 组织中产生大量的晶体缺陷, 如位错、变形带等. 在奥氏体相变过程中, 增加了相变形核的位置, 提高了形核率. 奥氏体未再结晶区轧制使晶粒被拉长, 其方向平行于轧制方向, 从而减小奥氏体晶粒的有效晶粒尺寸. 而且, 板条马氏体生长是贯穿整个奥氏体晶粒的, 其生长方向与奥氏体晶粒呈一定角度, 遇到奥氏体晶界就停止生长. 因此, 扁平状的奥氏体晶粒不利于马氏体板条的生长^[3-4]. 形核率的提高以及马氏体生长受到阻碍, 致使板条马氏体组织细化^[5]. 此外, 轧后直接淬火将更多晶体缺陷保留下来, 并使大多数的碳及其他微合金元素处于固溶状态, 提高了淬火状态下钢的位错强化和固溶强化作用. 实验钢轧后直接淬火态下的屈服强度为 915 MPa, 抗拉强度为 1 357 MPa, 延伸率为 13.7%, -60°C 冲击功为 37 J.

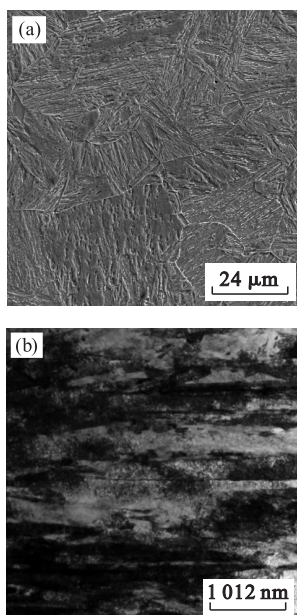


图 2 轧后直接淬火态下实验钢的显微组织

Fig. 2 Microstructure of the experimental steel under direct quenching after rolling

(a)—金相照片; (b)—TEM 照片.

2.2 不同回火温度的组织与性能

实验钢经轧后直接淬火和不同温度回火热处理后的显微组织如图 3 所示. 从整体上来看, 实验钢经 $560 \sim 710^\circ\text{C}$ 回火后, 显微组织主要为回火索氏体. 在回火热处理过程中, 铁素体相发生回复与再结晶, 渗碳体发生聚集长大, 因此, 回火索氏体的主要特征就是回复或再结晶的铁素体基体上分布着粒状的渗碳体. 但是, 钢中微合金元素具有阻碍铁素体相回复与再结晶以及渗碳体聚集长大的作用, 回火组织中仍然存在板条特征, 且随着回火温度的降低, 板条特征越明显, 这也说明了实验钢具有较强的回火抗性^[6].

为了深入分析不同回火温度下渗碳体的形貌、尺寸和分布, 对回火温度为 $560, 650$ 和 710°C 的试样进行了 TEM 观察, 如图 4 所示. 当回火温度较低时, 碳化物会优先在晶界、位错等晶体缺陷处析出, 同时, 晶内也会发生细小的碳化物析出. 随着回火温度的升高, 部分细小的析出物可能重新溶入铁素体基体中. 溶入的碳一方面扩散到界面处析出; 另一方面扩散到尺寸相对较大的碳化物中, 促进碳化物的进一步聚集长大. 也就是说, 细小的碳化物因重新溶入铁素体基体而消失, 溶入的碳向尺寸较大的碳化物中扩散, 并使其进一步聚集长大. 此外, 随着回火温度的提高, 短杆状的碳化物不断球化, 从而提高其稳定性. 实验钢经轧后直接淬火和不同温度回火热处理后的拉伸性能 and -60°C 冲击功如图 5 所示. 回火温度为 $560 \sim 710^\circ\text{C}$ 时, 实验钢的屈服强度和抗拉强度随着回火温度的升高而下降. 根据连续冷却转变规律的研究, 实验钢的 A_{c1} (加热时珠光体向奥氏体转变的温度) 为 684°C . 可以发现, 当回火温度低于临界点 A_{c1} 时, 实验钢的屈服强度和抗拉强度下降比较缓慢. 具体来说, 回火温度为 560°C 时, 实验钢的屈服强度为 1 010 MPa, 抗拉强度为 1 091 MPa; 回火温度为 680°C 时, 实验钢的屈服强度为 963 MPa, 抗拉强度为 988 MPa; 当回火温度为 710°C 时, 即温度高于临界点 A_{c1} , 实验钢的屈服强度急剧下降至 780 MPa. 回火温度低于临界点 A_{c1} 时, 实验钢的 -60°C 冲击功的变化与强度呈相反的趋势, 即随着回火温度的升高而逐渐增大. 回火温度为 710°C 时, 实验钢的冲击功急剧下降至 40 J.

由于 1 000 MPa 级水电用钢板的服役环境比较特殊, 因此其综合力学性能要求较高^[1]. 首先, 钢板的屈服强度 ≥ 885 MPa, 抗拉强度达到 $950 \sim 1\,130$ MPa. 这主要是因为压力管道和蜗壳均需要

承受巨大的水压力和水流冲击。其次,钢板的延伸率 >15%,以满足后续卷板的要求。最后,钢板的 -60 ℃ 冲击功 >47 J,从而避免钢板在承受意外载荷时发生脆性破坏。因此,回火温度为 590 ~ 680 ℃ 时,实验钢的强度、延伸率和 -60 ℃ 冲击功

均满足 1 000 MPa 级水电用钢板的力学性能要求。考虑到回火温度为 590 ℃ 和 620 ℃ 的延伸率和冲击功仅略高于标准,因此,实验钢最优的回火温度为 650 ~ 680 ℃。

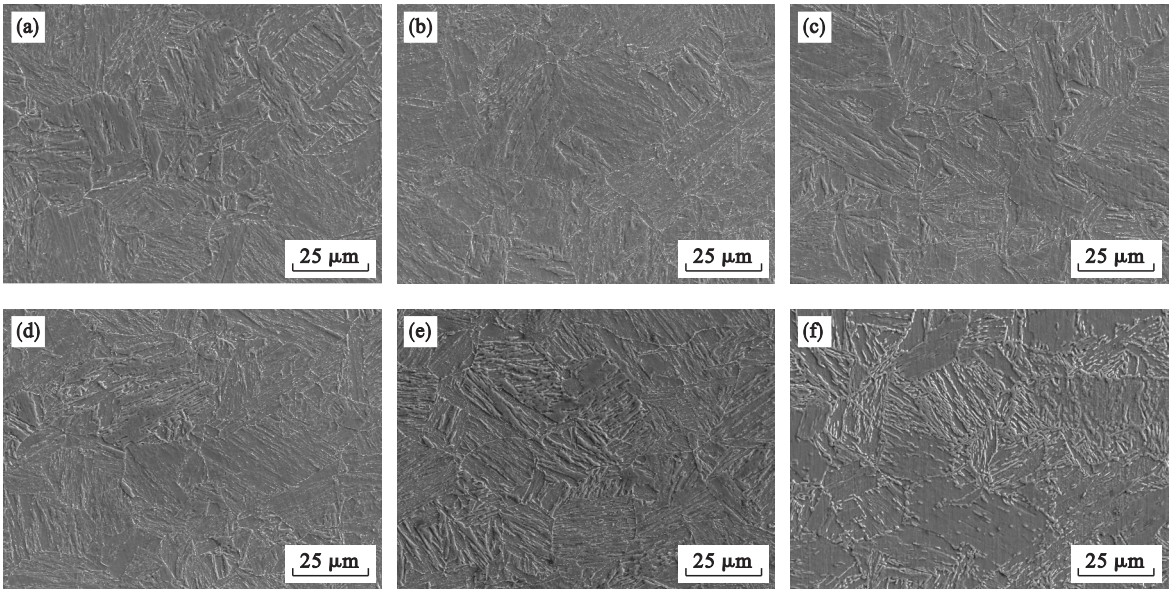


图 3 不同回火温度下实验钢的显微组织
Fig. 3 Microstructures of the experimental steel under different tempering temperatures
(a)—560 ℃; (b)—590 ℃; (c)—620 ℃; (d)—650 ℃; (e)—680 ℃; (f)—710 ℃.

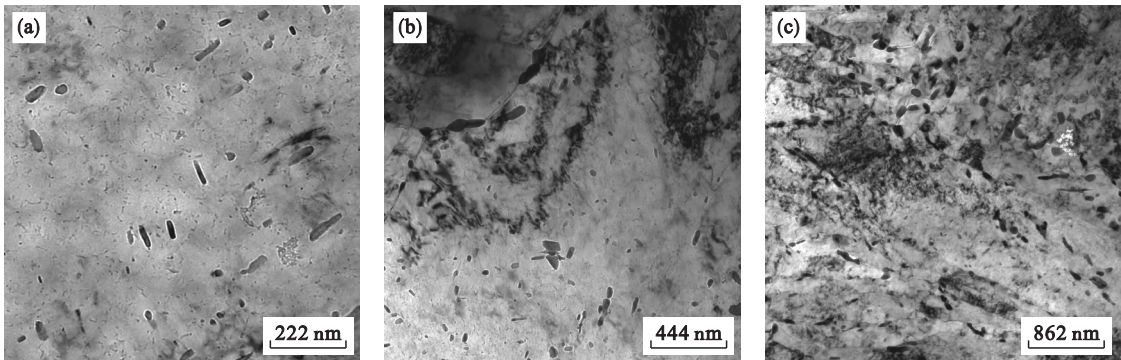


图 4 不同回火温度下实验钢的析出物的 TEM 形貌
Fig. 4 TEM morphologies of the precipitates of the experimental steel under different tempering temperatures
(a)—560 ℃; (b)—650 ℃; (c)—710 ℃.

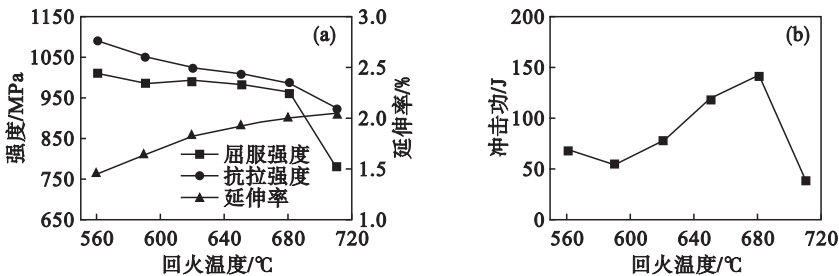


图 5 回火温度对实验钢拉伸性能和 -60 ℃ 冲击功的影响

Fig. 5 Effect of tempering temperatures on tensile properties and -60 ℃ impact energy of the experimental steel

3 分析与讨论

3.1 回火温度对实验钢强度的影响

实验钢的抗拉强度主要与碳的固溶强化作用有关. 轧后直接淬火态的抗拉强度为 1 357 MPa, 远远高于回火态的抗拉强度. 因为轧后直接淬火, 冷却速率较大, 不利于碳的扩散, 含有过饱和碳的板条马氏体具有很强的固溶强化作用. 在回火过程中, 碳化物的不断析出降低了碳的固溶强化作用, 造成回火态的抗拉强度明显下降. 由于轧后直接淬火态的组织中含有大量的位错、变形带等晶体缺陷, 为碳化物的析出提供了有利的形核位置, 从而提高了回火态实验钢的析出强化作用. 同时, 析出的碳化物对位错具有钉扎作用, 阻碍位错的运动, 提高钢的形变强化作用. 同时, 析出强化和形变强化均会提高钢的屈服强度, 但是对抗拉强度的影响相对较小. 因此, 实验钢在 560 ~ 680 ℃ 回火时, 其屈服强度高于轧后直接淬火态的屈服强度.

实验钢的屈服强度和抗拉强度随着回火温度的升高而下降, 主要与不同回火温度下的显微组织有关. 随着回火温度的升高, 马氏体不断向铁素体

和渗碳体的稳定状态转变, 同时铁素体中的位错胞和胞内的位错线逐渐消失, 致使位错密度下降. 根据对析出物形貌的 TEM 分析, 回火温度的上升促进碳化物的聚集长大以及球化. 但是, 粗大的碳化物不利于钢强度的提升^[7-8]. 当回火温度高于临界点 A_{c1} 时, 碳化物的尺寸急剧长大, 且大量聚集在界面处, 严重破坏了钢的析出强化作用. 因此, 回火温度为 710 ℃ 的实验钢具有较低的屈服强度.

3.2 回火温度对实验钢韧性的影响

图 6 是不同回火温度下冲击断口的微观形貌. 当回火温度为 650 和 680 ℃ 时, 实验钢发生韧窝断裂; 当回火温度为 560, 590, 620 和 710 ℃ 时, 实验钢发生准解理断裂. 根据图 6d 和图 6e, 冲击断口表面由大量的韧窝组成. 此外, 回火温度为 680 ℃ 的试样, 其韧窝尺寸更大, 深度更深, 具有更高的裂纹扩展功. 准解理断裂的裂纹向四周扩展, 并形成解理刻面, 其微观形貌由河流花样、韧窝和撕裂棱等组成. 对比图 6a, 6b, 6c 和 6f, 回火温度为 620 ℃ 的试样, 小而浅的韧窝所占的比例最高, 而且其解理刻面的尺寸相对更小, 解理刻面上河流花样的弯曲程度更加明显, 因此其冲击功更高.

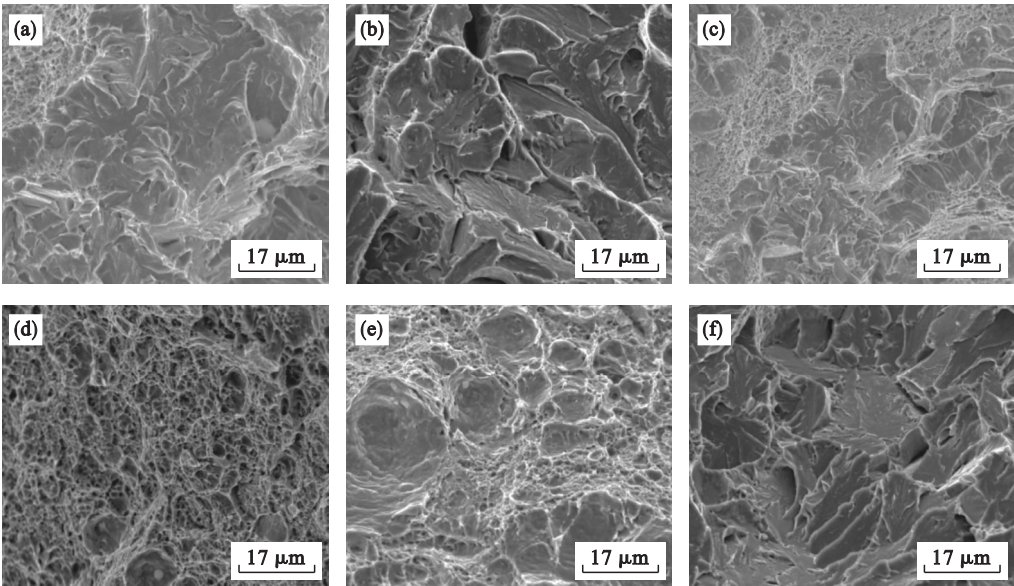


图 6 不同回火温度下冲击断口的微观形貌
Fig. 6 Microscopic morphologies of the impact fracture under different tempering temperatures
(a)—560 ℃; (b)—590 ℃; (c)—620 ℃; (d)—650 ℃; (e)—680 ℃; (f)—710 ℃.

为了深入研究显微组织对裂纹形核与扩展的影响, 对冲击断口表面的下方裂纹进行了观察, 如图 7 所示. 韧窝断裂主要是通过微孔的形核、长大、聚集和相互连接, 最终导致断裂^[9]. 当应力集中大于界面结合力或第二相粒子断裂强度时, 微孔将在碳化物等第二相粒子处形核^[10-11]. 微孔的长大过程中, 周围基体将产生塑性变形. 同时, 微孔的长大

路径是曲线的, 且穿过界面长大, 并不是沿着界面长大, 裂纹扩展功较高. 准解理断裂是通过裂纹的形核, 扩展成解理刻面, 最后以塑性变形的方式撕裂. 因为碳化物与周围基体的屈服强度存在较大的差异, 所以实验钢的准解理断裂的裂纹主要形核于碳化物. 根据图 7a, 裂纹沿着直线方向扩展, 且周围基体的塑性变形较小, 裂纹扩展功较低. 对比图 7a

和图 7b,图 7b 中裂纹扩展所引起的周围基体的塑性变形明显大于图 7a. 也就是说,当回火温度为 680 ℃时,裂纹扩展需要消耗更大的能量,具有更高的冲击韧性. 这主要是因为,在回火温度为 590 ℃时,析出物的量较少,基体软化程度较低,屈服强度较高,因此,基体发生塑性变形较为困难. 当回火温度为 710 ℃,碳化物发生聚集长大,粗大的碳化物

极易引起裂纹形核. 虽然在大角度晶界处会发生元素偏聚,且第二相粒子聚集,但是,原奥氏体晶界等大角度晶界对裂纹扩展具有阻碍作用,或者使裂纹扩展方向发生转变,如图 7b 所示. 因此,晶粒粗化导致大角度晶界数量减少也是回火温度为 710 ℃的试样冲击功降低的原因之一.[12-13].

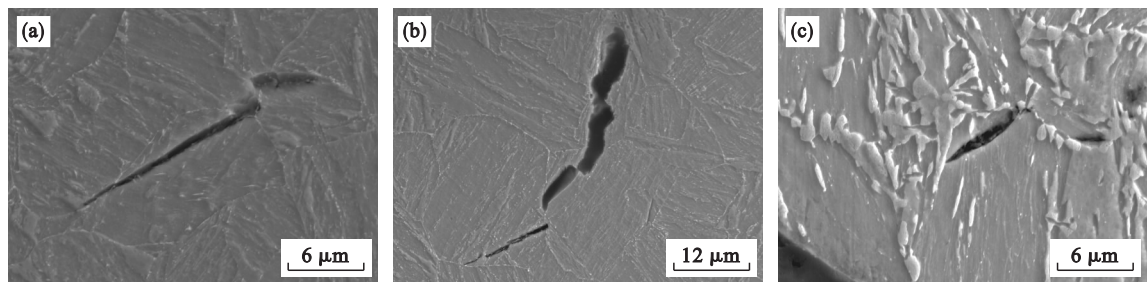


图 7 不同回火温度下冲击断面表面的下方裂纹
Fig. 7 Micro-cracks underneath the fracture surface under different tempering temperatures
(a)—590 ℃; (b)—680 ℃; (c)—710 ℃.

4 结 论

- 1) 实验钢经轧后直接淬火得到细化的板条马氏体组织,大量的晶体缺陷被保留下来,大量的碳及其他微合金元素处于固溶状态,提高轧后直接淬火态的位错强化和固溶强化作用.
- 2) 回火过程中,碳化物的析出以及对位错的钉扎作用,提高了回火态的屈服强度. 但是,碳化物的析出降低了碳的固溶强化作用,致使回火态的抗拉强度明显低于轧后直接淬火态. 随着回火温度的上升,碳化物发生聚集长大,位错密度下降,实验钢的强度逐渐下降.
- 3) 回火温度低于 A_{c1} 时,随着碳化物的不断析出,基体发生软化,提高钢的冲击韧性. 但是,回火温度高于 A_{c1} 时,粗大的碳化物极易引起裂纹形核,破坏钢的冲击韧性.
- 4) 实验钢经两阶段轧制后,轧后直接淬火至室温. 在 680 ℃回火 60 min 获得最优的综合力学性能:屈服强度 963 MPa,抗拉强度 988 MPa,延伸率 20. 0% , -60 ℃冲击功 142 J.

参考文献:

[1] 赵英杰. 水电行业及其用钢的现状与发展趋势[J]. 莱钢科技, 2015 (2) : 5 - 7 , 35 .
(Zhao Ying-jie. Current situation and development trend of hydropower industry and its steels [J]. *Laigang Science & Technology*, 2015 (2) : 5 - 7 , 35 .)

[2] Li M, Jiang W L. The application and the problems of high strength steel on penstock in Chinese hydroelectric station[J].

ISIJ International, 2012, 42 (12) : 1419 - 1422.

[3] 牧正志. 板条马氏体的形态和内部显微组织[J]. 钢铁, 1982, 17 (8) : 71 - 78 .
(Mu Zheng-zhi. Morphology and substructure of lath martensite in steels[J]. *Iron and Steel*, 1982, 17 (8) : 71 - 78 .)

[4] Morito S, Tanaka H, Konishi R, et al. The morphology and crystallography of lath martensite in Fe-C alloys [J]. *Acta Materialia*, 2003, 51 (6) : 1789 - 1799 .

[5] Lu F, Wang C, Li Y Y, et al. Study of direct quenching and tempering process of a low carbon equivalent 960 MPa grade steel [J]. *Advanced Materials Research*, 2013, 744 : 329 - 333 .

[6] 王超, 卢峰, 杜申娟, 等. 低合金调质钢直接淬火回火工艺研究[J]. 钢铁研究, 2013, 41 (2) : 16 - 20 .
(Wang Chao, Lu Feng, Du Shen-juan, et al. Research on direct quenching and tempering process of low alloy Q&T steel [J]. *Research on Iron & Steel*, 2013, 41 (2) : 16 - 20 .)

[7] Chen J, Li C S, Jin X, et al. Effect of quenching process on microstructures and mechanical properties of Fe-0. 9Mn-0. 5Cr-2. 4Ni-0. 5Cr-C steel [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2018, 27 (4) : 1505 - 1513 .

[8] Wang Q W, Li C S, Peng H, et al. Effect of tempering temperature on the microstructure and properties of Fe-2Cr-Mo-0. 12C pressure vessel steel [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2018, 27 (4) : 1485 - 1493 .

[9] Chen J, Tang S, Liu Z Y, et al. Microstructural characteristics with various cooling paths and the mechanism of embrittlement and toughening in low-carbon high performance bridge steel [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2013, 559 : 241 - 249 .

[10] Goods S H, Brown L M. Overview No. 1: the nucleation of cavities by plastic deformation[J]. *Acta Metallurgica*, 1979, 27 (1) : 1 - 15 .

[11] Broek D. The role of inclusions in ductile fracture and fracture toughness[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 1973, 5 (1) : 55 - 56 .

[12] Ghosh A, Ray A, Chakrabarti D, et al. Cleavage initiation in steel: competition between large grains and large particles[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2013, 561 : 126 - 135 .

[13] Karthikeyan T, Paul V T, Saroja S, et al. Grain refinement to improve toughness in 9Cr-1Mo steel through a double austenitization treatment [J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2011, 419 : 256 - 262 .