

低碳中锰 Q690F 高强韧中厚板生产技术

齐祥羽¹, 朱晓雷², 胡 军¹, 杜林秀¹
(1. 东北大学 轧制技术与连轧自动化国家重点实验室, 辽宁 沈阳 110819;
2. 鞍钢集团钢铁研究院 海洋装备用金属材料及其应用国家重点实验室, 辽宁 鞍山 114009)

摘 要: 对低碳中锰 Q690F 高强韧中厚板进行了控扎控冷和热处理工艺试验, 观察了显微组织, 测定了拉伸和冲击性能, 并阐述了其强韧化机制. 结果表明: 中锰钢的显微组织为亚微米尺度的回火马氏体 + 逆转变奥氏体的复合层状组织. 中锰中厚板 1/4 厚度位置的屈服强度、抗拉强度、延伸率、-60 ℃ 冲击功分别为 725 MPa, 840 MPa, 27.7%, 130 J. 逆转变奥氏体发生相变诱导塑性 (TRIP) 效应产生的应变硬化是中锰钢主要的强化机制; TRIP 效应吸收大量的应变能, 推迟颈缩, 增加均匀延伸率, 是中锰钢主要的增塑机制; TRIP 效应有效地提高了裂纹形成功和裂纹扩展功, 是中锰钢主要的韧化机制.

关 键 词: 中锰钢; Q690F; TRIP 效应; 强化机制; 增塑机制; 韧化机制

中图分类号: TG 115.5 文献标志码: A 文章编号: 1005-3026(2019)04-0483-05

Production Technology of Low-C Medium-Mn Q690F High Strength and Toughness Mid-Thick Steel Plate

QI Xiang-yu¹, ZHU Xiao-lei², HU Jun¹, DU Lin-xiu¹
(1. State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 2. State Key Laboratory of Metal Materials for Marine Equipment and Application, Iron & Steel Research Institutes of Ansteel Group Corporation, Anshan 114009, China. Corresponding author: DU Lin-xiu, professor, E-mail: dulx@ral.neu.edu.cn)

Abstract: The thermomechanical control process (TMCP) and heat treatment test were conducted on low-C medium-Mn Q690F high strength and toughness mid-thick steel plate. The microstructure of the tested steel was analyzed and the tensile and impact properties were measured. The strengthening and toughening mechanisms were discussed. The results showed that the microstructure of the tested steel is a layered structure composed by sub-micrometer tempered martensite and reverse transformation austenite. The yield strength, tensile strength, elongation, and -60 ℃ impact energy of the tested plate at 1/4 thickness are 725 MPa, 840 MPa, 27.7%, 130 J, respectively. The strain hardening caused by transformation induced plasticity (TRIP) from the reversed austenite is the main strengthening mechanism. The TRIP effect which absorbs a large amount of strain energy, delays the necking and increases the uniform elongation is considered as the main mechanism for plasticizing. Furthermore, the TRIP effect can increase the energy of the crack initiation and propagation effectively, it is also regraded as the main toughening mechanism.

Key words: medium-Mn steel; Q690F; TRIP effect; strengthening mechanism; plasticizing mechanism; toughening mechanism

Q690F 钢是屈服强度 690 MPa 级高强钢, 其产品主要以厚板或中厚板为主, 广泛应用于建筑结构、桥梁、压力容器、船板及海洋平台等诸多领域^[1]. 随着对深海及极地区域能源的开发利用, 海洋平台用钢的需求量与日俱增. 目前, 名义屈服强度 500 ~ 800 MPa 级的高强度海洋平台用钢主

要用于制造桩腿、半圆板和齿条^[2]. 由于海洋平台应用在海浪、风暴、极寒等恶劣的海洋工作环境中,要求海洋平台用钢必须兼具高强度、高塑性、高韧性及耐腐蚀性^[3].

现有 690 MPa 级海洋平台结构用钢存在成本高、制备工序复杂、组织均匀性差、屈强比高及韧性不足等诸多问题^[3]. 因此,围绕海洋平台建造中遇到的关键原材料制约问题,必须开发出适用于海洋平台应用领域的高强韧钢.

Mn 是先进高强钢成分设计中重要的合金元素,因为 Mn 元素可显著提高奥氏体的稳定性,增加钢的淬透性,且价格低廉^[2,4]. 利用 Mn 元素的强奥氏体稳定化作用,结合热处理工艺,使钢在室温下获得奥氏体 + 铁素体/马氏体的显微组织. 当受到拉伸或冲击载荷时,发生 TRIP 效应,可同时

提高材料的强度、塑性和低温冲击韧性^[5].

目前,对低碳中锰 Q690F 中厚板的工业化生产还未见报道. 因此,本文采用“Mn/C”合金化的成分设计,配合 TMCP 和热处理工艺,成功开发出 Q690F 中厚板,对其强韧化机理进行了研究.

1 试验材料与方法

试验采用 230 mm 厚的连铸坯,在鞍钢中厚板厂经两阶段控制轧制,轧制成 30 mm 厚的中锰中厚板,终轧后水冷至室温. 随后,将淬火态中锰中厚板进行两相区($\alpha + \gamma$)回火热处理,空冷至室温. 其主要 TMCP 及热处理参数如表 1 所示,化学成分如表 2 所示.

表 1 试验钢的控轧控冷及热处理工艺参数					
Table 1 TMCP and heat treatment parameters of the tested steel					
开轧温度/℃	待温厚度/mm	二次开轧温度/℃	终轧温度/℃	回火温度/℃	回火保温时间/min
1 020 ~ 1 050	61	880 ~ 930	840 ~ 870	630	30

表 2 试验钢的化学成分(质量分数)									
Table 2 Chemical compositions of the tested steel(mass fraction)									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Als	Fe
0. 04 ~ 0. 07	0. 20	5. 0 ~ 5. 65	≤0. 008	≤0. 006	0. 40	0. 16 ~ 0. 20	0. 30 ~ 0. 35	0. 02 ~ 0. 025	Bal.

在淬火态和回火态中锰中厚板 1/4 厚度位置制取金相试样,采用奥林巴斯(OLYMPUS)光学显微镜(OM)观察其显微组织,在 FEI Tecnai G² F20 透射电镜下观察其精细形貌.

在回火后的中锰中厚板 1/4 和 1/2 厚度处按 GB/T 229—2002 沿轧向切取夹持端直径 10 mm,平行段直径 6 mm,平行段长度 40 mm,原始标距 30 mm,引伸计标距 25 mm 的标准拉伸试样,在 CMT5105 – SANS 电子万能试验机上检测其拉伸性能. 垂直于钢板轧制方向,按 GB/T 229—1994 在中厚板 1/4 和 1/2 厚度处切取尺寸为 10 mm × 10 mm × 55 mm 的冲击试样,V 形缺口深度 2 mm,在 ZBC2452 – B 摆锤冲击试验机上进行冲击实验,实验温度分别为 20,0,– 20,– 40 和 – 60 ℃.

2 试验结果与讨论

2. 1 试验钢的显微组织

图 1 为试验钢的光学显微组织. 由图 1a 可知,淬火态中锰钢 1/4 厚度位置的显微组织为板条马氏体. 中锰中厚板终轧后直接淬火至 M_s 点

以下,冷却速度快,C 原子没有时间从晶胞中扩散出来,故形成形态为板条状的 C 在 α 铁素体中的过饱和固溶体,即板条马氏体. 当淬火态中锰中厚板经 630 ℃回火保温 30 min 后,马氏体板条发生回复,转变为回火马氏体,如图 1b 所示.

图 2 为试验钢 1/4 厚度位置的 TEM 精细形貌. 由图 2a 可知,淬火态组织为高位错密度的细小板条马氏体,马氏体板条宽度为 0. 1 ~ 0. 5 μm . 淬火后的中锰中厚板由于余温会发生自回火现象,C 在马氏体中偏聚,并析出微细的渗碳体^[2–4],这种现象可以降低马氏体应力及淬火钢的脆性. 渗碳体最终会长大成为短棒状,其宽度约为 10 nm,长度为 40 ~ 50 nm,如图 2b 所示. 当淬火态中锰中厚板经 630 ℃保温 30 min 的回火热处理后,获得了亚微米尺度的回火马氏体 + 逆转变奥氏体复合层状组织,回火马氏体和逆转变奥氏体的板条宽度分别为 100 ~ 500 nm 和 50 ~ 150 nm,且回火马氏体板条内的位错密度较低,如图 2c 所示. 图 2d 为逆转变奥氏体的暗场相及选取衍射斑(SAED).

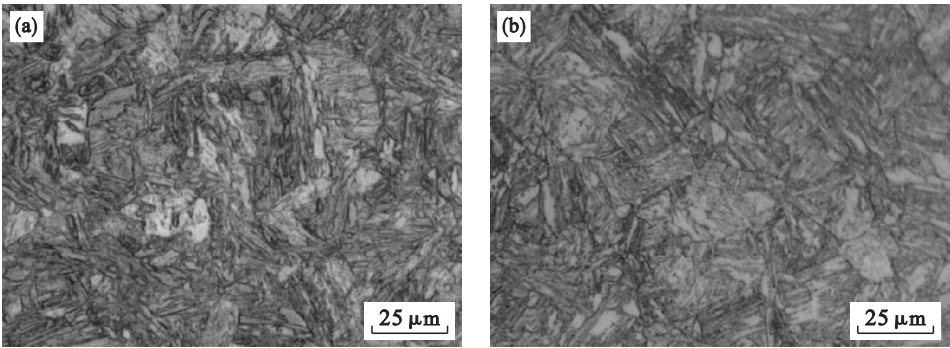


图 1 试验钢的 OM 显微组织
Fig. 1 OM micrographs of tested steel
(a)—淬火态 1/4 厚度；(b)—回火态 1/4 厚度.

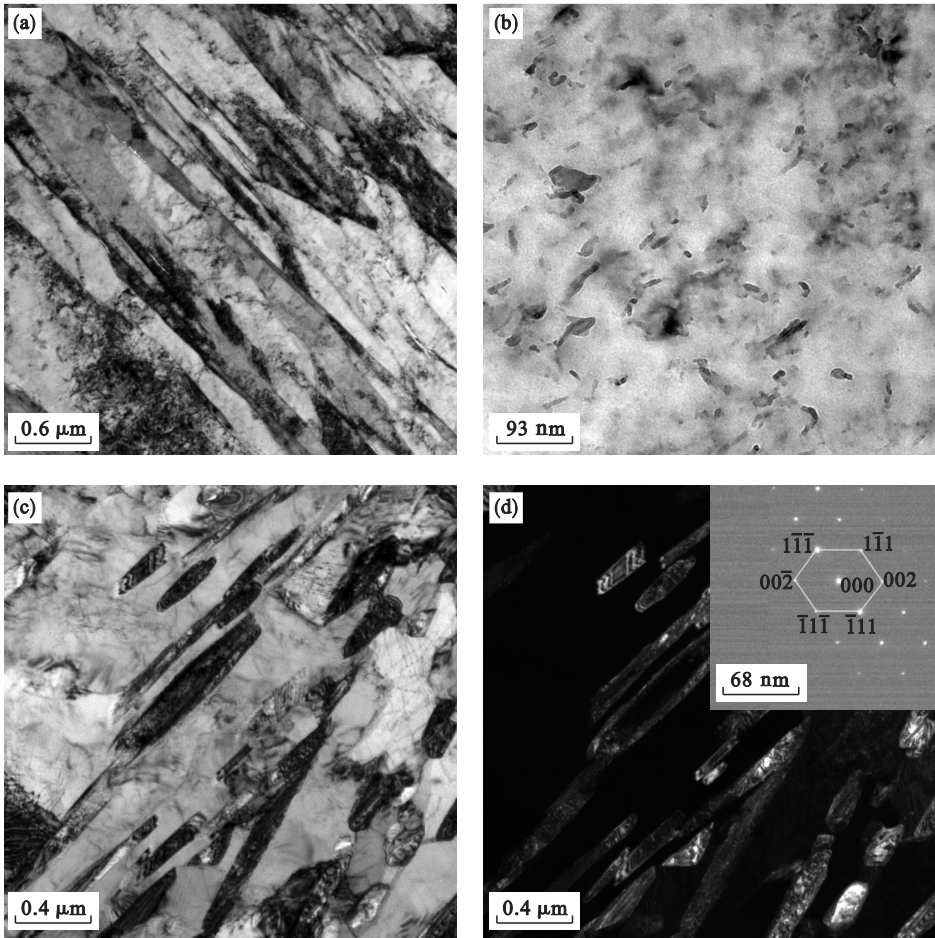


图 2 试验钢 1/4 厚度位置的透射形貌
Fig. 2 TEM images of the tested steel at 1/4 thickness
(a)—板条马氏体；(b)—析出碳化物；(c)—逆转变奥氏体明场像；(d)—逆转变奥氏体暗场像及 SAED.

2.2 试验钢的力学性能

中锰钢 1/4 厚度位置的屈服强度、抗拉强度、延伸率分别为 725 MPa,840 MPa,27.7%；1/2 厚度位置的屈服强度、抗拉强度、延伸率分别为 720 MPa,830 MPa,25.0%。厚度方向强度差异较小,满足 GB/T 16270—2009《高强度结构用调质钢板》对 Q690F 钢强塑性能的要求。

试验钢的 1/4 厚度位置 XRD 峰值曲线如图

3 所示. 可知,淬火态中锰钢中残余奥氏体的质量分数仅为 1.63%；淬火态试验钢在 630 ℃回火热处理过程中,马氏体板条中的 C,Mn 原子不断向马氏体板条边界处富集,形成较大的溶度起伏和结构起伏,促进了奥氏体的形核. 奥氏体形核后由于 C,Mn 原子的不断扩散,奥氏体逐渐长大. C,Mn 元素是强奥氏体稳定性元素,使奥氏体稳定性不断增强,最终稳定到室温,室温下逆转变奥氏

体的质量分数为 20.35% ;当回火态试验钢经过拉伸试验后,拉伸断口处的奥氏体峰值消失,表明奥氏体在拉伸过程中全部转变为马氏体.

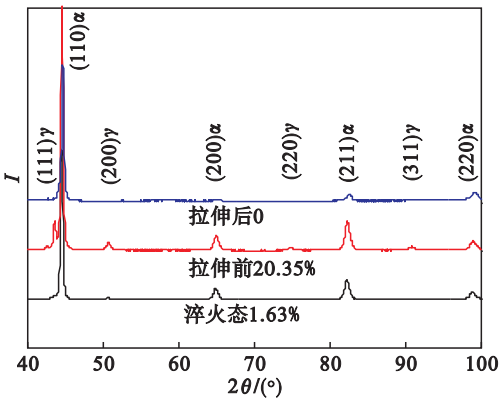


图3 试验钢 1/4 厚度处 XRD 峰值曲线
Fig. 3 XRD spectra of tested steels at 1/4 thickness

试验钢冲击功随温度的变化曲线如图 4 所示. 可知:1/4 厚度位置 20, -20, -60 ℃ 的冲击功分别为 245,211,130 J;1/2 厚度位置 20, -20, -60 ℃ 的冲击功分别为 236,199,121 J. 低温冲击韧性远高于 Q690F 对其韧性的要求,且有 77 J 的富余量.

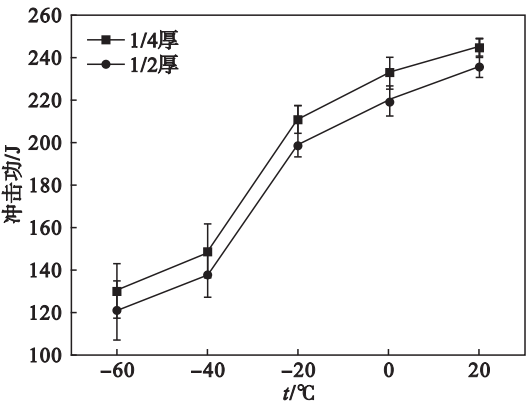


图4 试验钢冲击功随温度变化曲线
Fig. 4 Charpy impact energy of tested steels as a function of test temperature

2.3 逆转变奥氏体的强韧化机制

文献[6-7]的研究表明,中锰钢的应变硬化行为通常分为三个阶段. 应变硬化率在第一阶段急剧降低,第二阶段单调增加,第三阶段缓慢下降. 试验钢的加工硬化曲线如图 5 所示,在应变硬化行为的第一阶段,随着应力的增大,加工硬化率急剧降低,这主要是由于回火马氏体的变形导致的. 随着变形程度的增加,位错增殖,相互交割、缠结,导致开启位错移动所需的能量增加,形成应变硬化,因而在加工硬化曲线第一阶段的后期,应变硬化率下降趋势减缓. 在应变硬化行为的第二阶

段,加工硬化率的升高主要是由于奥氏体发生了 TRIP 效应,产生强化作用. 在塑性变形过程中,稳定性较差的逆转变奥氏体首先发生 TRIP 效应,转变为马氏体. 随后,应力会向稳定性更高的奥氏体处聚集,当应力集中达到一定程度后,会诱发新一轮的 TRIP 效应. 因此在应变硬化行为的第二阶段,加工硬化率不断上升. 而应变硬化的第三阶段主要与回火马氏体和新生成马氏体的变形有关,在这一阶段 TRIP 效应不再起主要作用,回火马氏体基体的软化作用重新占据了主导位置. 试验钢 1/4 和 1/2 厚度位置的加工硬化曲线变化趋势完全相同,从侧面证明了中锰钢厚度方向良好的组织性能均匀性.

试验钢的加工硬化曲线(图 5)平滑,未出现明显的锯齿状波动,表明 TRIP 效应是连续发生的^[7]. 在受到拉伸载荷时,稳定性适中的逆转变奥氏体发生连续的应变硬化,在提高强度的同时,增加了均匀延伸率^[8]. 此外,在逆转变奥氏体向马氏体转变过程中,将会吸收大量的应变能,松弛了应力集中,并伴随着体积膨胀,有效地延缓了裂纹的萌生,推迟了颈缩,提高了伸长率^[9].

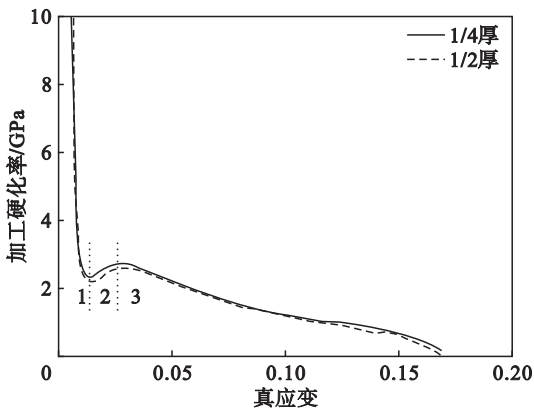


图5 试验钢的加工硬化曲线
Fig. 5 Work hardening rate of tested steel during straining

中锰钢的韧化机制主要为逆转变奥氏体的 TRIP 效应. 当中锰钢受到冲击载荷时,逆转变奥氏体转变为马氏体,发生 TRIP 效应,有效地提高了裂纹形成功和裂纹扩展功,从而提高了其冲击韧性^[10]. 一方面,逆转变奥氏体发生 TRIP 效应,松弛了局部应力集中,提高了试样塑性变形的能力,从而延迟了微裂纹的萌生,增加了裂纹形成功. 另一方面,在裂纹稳定扩展阶段,裂纹尖端存在较大的应力集中,处于裂纹尖端微小塑性变形区内的逆转变奥氏体将诱发 TRIP 效应^[11]. TRIP 效应的发生将会吸收大量的应变能,从而释放了

裂纹尖端的应力集中,钝化了裂纹,提高了裂纹扩展功^[12].此外,低位错密度的回火马氏体比高位错密度的板条马氏体具有更好的延展性,在一定程度上改善了材料的韧性.

3 结 论

1) 淬火态中锰钢的显微组织为位错密度较高的板条马氏体,马氏体板条宽度 0.1~0.5 μm;回火态中锰钢的显微组织为回火马氏体+逆转变奥氏体的复合层状组织,回火马氏体和逆转变奥氏体的板条宽度分别为 100~500 nm 和 50~150 nm.

2) 中锰中厚板 1/4 厚度位置的屈服强度、抗拉强度、延伸率分别为 725 MPa, 840 MPa, 27.7%.回火马氏体内部位错增殖,相互交割、缠结,以及逆转变奥氏体发生 TRIP 效应产生的应变硬化,是中锰钢主要的强化机制;逆转变奥氏体发生 TRIP 效应,吸收大量的应变能,松弛应力集中,有效地延缓裂纹的萌生,推迟颈缩,增加均匀延伸率,是中锰钢主要的增塑机制.

3) 中锰中厚板 1/4 厚度位置 20,-20,-60℃的冲击功分别为 245,211,130 J;1/2 厚度位置 20,-20,-60℃的冲击功分别为 236,199,121 J.逆转变奥氏体发生 TRIP 效应,有效地提高了裂纹形成功和裂纹扩展功,是中锰钢主要的韧化机制.

参考文献:

[1] Liu D S, Cheng B G, Chen Y Y. Strengthening and toughening of a heavy plate steel for shipbuilding with yield strength of approximately 690MPa [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, 44(1): 440-455.

[2] Liu H, Du L X, Hu J, et al. Interplay between reversed austenite and plastic deformation in a directly quenched and

intercritically annealed 0.04 C-5Mn low-Al steel[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 695(25): 2072-2082.

[3] Hu J, Du L X, Sun G S, et al. The determining role of reversed austenite in enhancing toughness of a novel ultra-low carbon medium manganese high strength steel [J]. *Scripta Materialia*, 2015, 104(15): 87-90.

[4] Hu J, Du L X, Liu H, et al. Structure-mechanical property relationship in a low-C medium-Mn ultrahigh strength heavy plate steel with austenite-martensite submicro-laminate structure[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 647(28): 144-151.

[5] 蔡志辉,丁桦,薛鑫. 新型中锰热轧 TRIP 钢组织演变及力学性能[J]. 东北大学学报(自然科学版), 2013, 34(1): 62-65.

(Cai Zhi-hui, Ding Hua, Xue Xin. Microstructure evolution and mechanical properties of a novel medium-Mn hot-rolled TRIP steel[J]. *Journal of Northeastern University (Natural Science)*, 2013, 34(1): 62-65.)

[6] Lee S, de Cooman B C. Tensile behavior of intercritically annealed ultra-fine grained 8% Mn multi-phase steel [J]. *Steel Research International*, 2015, 86(10): 1170-1178.

[7] Cai Z H, Ding H, Misra R D K. Austenite stability and deformation behavior in a cold-rolled transformation-induced plasticity steel with medium manganese content [J]. *Acta Materialia*, 2015, 84(1): 229-236.

[8] Haidemenopoulos G N, Kermanidis A T, Malliaros C, et al. On the effect of austenite stability on high cycle fatigue of TRIP 700 steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 573(20): 7-11.

[9] Abareshi M, Emadoddin E. Effect of retained austenite characteristics on fatigue behavior and tensile properties of transformation induced plasticity steel [J]. *Materials and Design*, 2011, 32(10): 5099-5105.

[10] Zou Y, Xu Y B, Hu Z P, et al. Austenite stability and its effect on the toughness of a high strength ultra-low carbon medium manganese steel plate [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 675(15): 153-163.

[11] Gao G H, An B F, Zhang H, et al. Concurrent enhancement of ductility and toughness in an ultrahigh strength lean alloy steel treated by bainite-based quenching-partitioning-tempering process [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 702(15): 104-112.

[12] Golchin S, Avishan B, Yazdani S. Effect of 10% ausforming on impact toughness of nanobainite austempered at 300℃ [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 656(22): 94-101.