

低碳马氏体钢的细晶强化机理及其力学性能

刘沿东, 刘顺臻, 宋华丁, 孔祥伟

(东北大学 材料各向异性与织构教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

摘 要: 对不同热处理条件下获得的低碳马氏体钢的微观组织及力学性能进行了系统的研究. 实验结果表明, 盐浴淬火热处理可以实现样品的快速、均匀加热, 与常规的热处理条件相比, 由于加热速度快、保温时间短, 在材料完全奥氏体化初期或接近完全奥氏体化情况下, 奥氏体晶粒还未长大, 通过淬火得到较为细小的马氏体组织, 可以获得力学性能优良的马氏体钢. 通过优化的热处理参数可以将材料的抗拉强度和延伸率均提高 10% 以上. 其中盐浴淬火在 $930\text{ }^{\circ}\text{C} \times 20\text{ s}$ 工艺下, 抗拉强度达到 1.488 GPa, 延伸率为 7.6%.

关 键 词: 低碳马氏体钢; 淬火热处理工艺; 奥氏体; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG 142.1

文献标志码: A

文章编号: 1005-3026(2014)04-0499-05

Fine-Grain Strengthening Mechanism of Low-Carbon Martensite Steel and Its Mechanical Properties

LIU Yan-dong, LIU Shun-zhen, SONG Hua-ding, KONG Xiang-wei

(Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials (Ministry of Education), Northeastern University, Shenyang 110819, China. Corresponding author: LIU Yan-dong, E-mail: ydliu@smm.neu.edu.cn)

Abstract: Microstructure and mechanical properties of low-carbon martensite steel obtained by different heat treatment conditions were studied. The results showed that the salt bath quenching heat treatment can achieve rapid and uniform heating. Compared to conventional heat treatment conditions, the austenite grain size has not grown up at the early stages of fully austenitic or nearly fully austenitic due to the fast heating speed and short heat preservation time, so the fine martensite microstructure was obtained by quenching and the martensite steel has excellent mechanical properties simultaneously. Through the heat treatment parameters optimization, the tensile strength and elongation increase more than 10%. Under the $930\text{ }^{\circ}\text{C} \times 20\text{ s}$ salt bath quenching, the martensite steel's tensile strength is 1.488 GPa and the elongation is 7.6%.

Key words: low-carbon martensite steel; quenching heat treatment process; austenite; microstructure; mechanical properties

马氏体钢是目前商业化先进高强钢中强度级别最高的钢种, 在汽车用钢中, 马氏体钢主要用于对成型性要求不高的下边地板通道以及车顶加强梁等领域. 采用高强度钢板能够减少板厚、减轻车重, 提高汽车的安全性、动力性、节能减排程度^[1-2], 以相变强化为主的先进高强钢在汽车用钢中的开发与应用俨然成为汽车用钢重要的研究方向. 马氏体钢的生产可以通过热轧、冷轧连续退火或成型后退火实现, 获得马氏体组织是使得钢得以强韧化的先决条件^[3]. 淬火温度以及加热时

间对奥氏体晶粒大小和合金元素在钢中的溶解程度以及分布状况有重要的影响, 从而影响着钢的淬透性以及淬火获得马氏体板条束的大小, 进而影响钢的力学性能.

本文以国内某钢厂生产的低碳低合金冷轧带钢为实验钢, 通过不同的热处理方法获得低碳马氏体钢, 研究了其相变过程和微观组织的变化情况, 在此基础上测定了不同热处理条件下的力学性能, 为带钢的连续退火热处理技术提供基础数据、优化热处理工艺.

1 实验材料与方法

实验用钢为国内某钢厂生产的冷轧带钢,厚度为 1.1 mm. 实验钢属于低碳低合金钢,其化学成分如表 1 所示.

热处理分别采用箱式电阻炉加热、淬火和盐浴加热、淬火两种热处理方式. 在箱式电阻炉加热实验中,为防止试样在高温发生脱碳、氧化现象,将试样在惰性保护气体下加热,选取的淬火温度分别为

表 1 实验钢化学成分(质量分数)

Table 1 Compositions of test steel

C	Mn	Cr	Cu	P	Al	Mo	Ni	Nb	V	Ti	Fe
0.126 8	1.221	<0.5	<0.35	<0.001 5	<0.06	<0.001 5	<0.17	<0.015	<0.005	<0.03	剩余

实验钢的相变采用 L78 R. I. T. A 全自动相变仪进行分析,热处理后的样品经机械抛光及 4% 硝酸酒精腐蚀后,使用 JEOL7001 扫描电子显微镜进行形貌组织分析,显微组织观察使用 Tecnai G² F20 透射电镜,力学性能的测试在 AG-X250 kN 电子万能材料试验机上完成.

2 实验结果及讨论

2.1 实验钢的相变研究

在盐浴淬火时,由于加热速率较快,实验钢的奥氏体化温度会受到影响,为此本实验首先采用相变仪测定了不同加热速率下该钢种的连续加热相变动力学曲线 CHT (continuous heating transformation curve). 由 CHT 曲线得出加热速率对 A_{c1} , A_{c3} 相变点的影响图如图 1 所示. 从实验结果可以清晰地看出:加热速度对 A_{c1} 的影响不大,从 5 °C/s 提升到 150 °C/s 时, A_{c1} 仅仅提高了 13 °C,而 A_{c3} 明显提高达到 42 °C,而且在 5 ~ 100 °C/s 区间的升温速度对 A_{c3} 的影响更为显著,上升幅度达到 40 °C. 在常规热处理条件下该钢种的 A_{c3} 为 890 °C,当达到 60 °C/s 时, A_{c3} 提高到 920 °C.

2.2 不同加热方式下的微观组织形貌

实验中箱式热处理和盐浴热处理采用相同的加热温度和保温时间. 图 2 为淬火温度 900, 930 和 960 °C,保温时间均为 180 s 时,通过盐浴加热和箱式炉加热然后水淬,获得的实验钢微观组织形貌. 从图 2 中可以看出,在同一淬火温度下,盐浴炉加热实验钢的马氏体束明显要比箱式炉加热的马氏体束细小且均匀. 这是由于盐浴热处理对

900, 930 及 960 °C,保温时间为 180 s,淬火介质为水. 盐浴的加热介质为 NaCl,淬火温度与箱式炉相同,保温时间为 15 ~ 180 s,然后水淬. 将热处理后的试样按照国标 GB/T228—2010 加工成标距为 50 mm 拉伸试样,在万能试验机上进行室温拉伸实验,每个实验条件下选取 3 个拉伸试样平均值. 拉伸实验控制方式为位移控制, $v = 2$ mm/min,总延伸率的测量采用非接触式引伸计定标 50 mm 的方式进行测量,以引伸计最大位移为总伸长量,这样可以大幅度减小测量延伸率带来的误差.

实验钢加热能力强、加热速率快、碳氮化物溶解的量少,特别是碳化物在铁素体内溶解的量越少,碳在铁素体与奥氏体之间的扩散浓度梯度就越小. 由于铁素体向奥氏体的转变属于扩散型相变,受碳扩散的控制,所以加热速率快可以抑制奥氏体晶粒的长大,奥氏体晶粒尺寸变小^[4],随之淬火后可以使得马氏体组织细化.

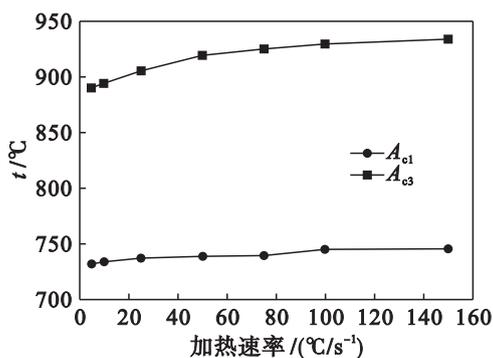


图 1 加热速率对 A_{c1} 和 A_{c3} 的影响

Fig. 1 Effect of heating rate on A_{c1} and A_{c3}

2.3 盐浴淬火温度和保温时间对试样组织形貌的影响

图 3 为不同淬火温度和保温时间下的实验钢组织形貌. 从图 3 可以看出,淬火温度 900 °C,保温时间 30 s,组织中存在大量的多边形铁素体,在马氏体边缘出现了高锰的马氏体边圈. 这是因为锰在铁素体中的溶解量比在奥氏体中的小,且锰在铁素体里的扩散速率比在奥氏体中的慢几个数量级,在铁素体和奥氏体中间有一层锰的富集区,使得奥氏体边缘部分比中心有更高的淬透性,所以在淬火冷却过程中形成了高锰的马氏体边圈. 从图 3b 和 3c 可以看出,随着保温时间的延长,多边形铁素体逐渐减小直至消失,组织以板条状马

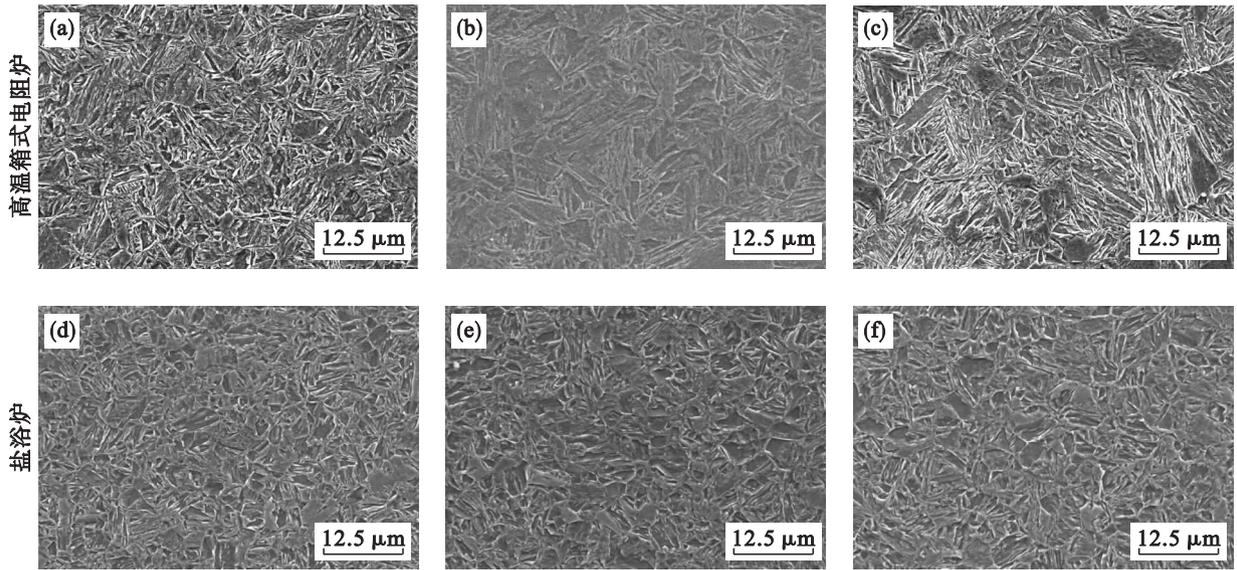


图2 不同加热方式下实验钢组织形貌

Fig. 2 SEM morphologies of test steel under different heating mode

(a), (d)— $900\text{ }^{\circ}\text{C} \times 180\text{ s}$; (b), (e)— $930\text{ }^{\circ}\text{C} \times 180\text{ s}$; (c), (f)— $960\text{ }^{\circ}\text{C} \times 180\text{ s}$.

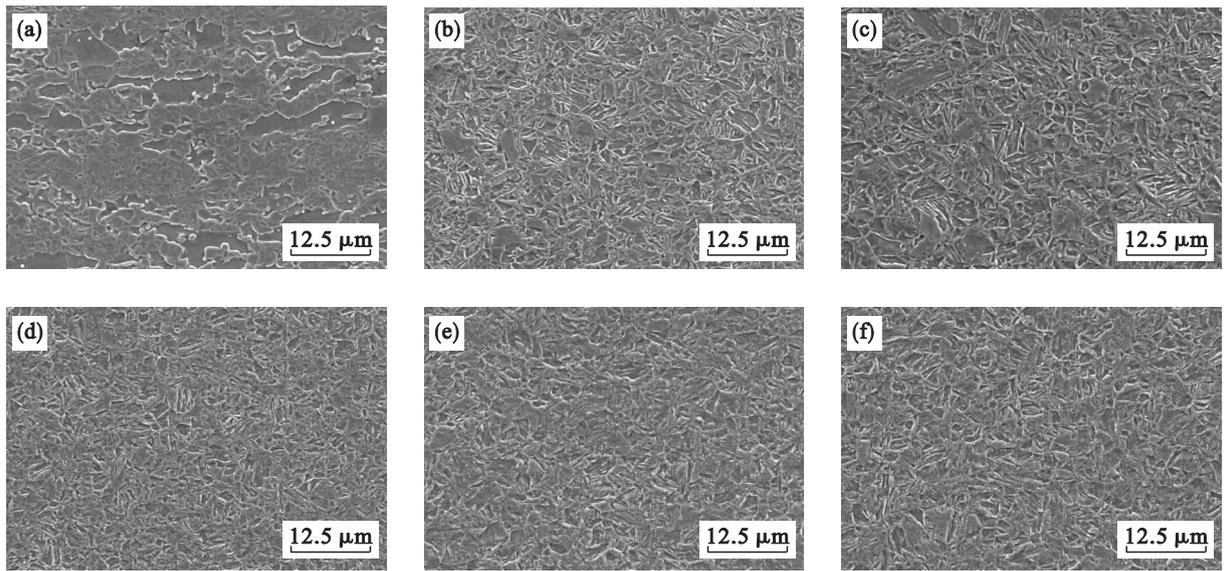


图3 不同热处理工艺下实验钢组织形貌

Fig. 3 SEM morphologies of test steel under different heat treatment

(a)— $900\text{ }^{\circ}\text{C} \times 30\text{ s}$; (b)— $900\text{ }^{\circ}\text{C} \times 60\text{ s}$; (c)— $900\text{ }^{\circ}\text{C} \times 120\text{ s}$;

(d)— $930\text{ }^{\circ}\text{C} \times 15\text{ s}$; (e)— $930\text{ }^{\circ}\text{C} \times 20\text{ s}$; (f)— $930\text{ }^{\circ}\text{C} \times 30\text{ s}$.

氏体为主. 这一过程说明经较长时间保温, 实验钢板材已基本奥氏体化. 而在 $930\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温时, 即使仅保温 15 s 已基本形成全部的马氏体组织. 图4为 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 淬火温度下不同保温时间的 TEM 照片, 可见保温时间 60 s 时, 基本为板条状马氏体组织.

2.4 不同加热方式对试样力学性能的影响

表2给出了箱式炉淬火和盐浴淬火的力学性能数据对比, 盐浴炉淬火热处理实验钢明显具有更高的力学性能指标. 由图2可以看出经箱式炉热处理的实验钢马氏体组织明显粗化, 淬火后获

得的马氏体组织也相应粗大, 这也是箱式炉淬火力学性能较低的原因.

从图5可以看出, 淬火温度 $930\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下, 保温时间较短如 $15, 20, 30\text{ s}$, 实验钢平均抗拉强度与延伸率均表现较高的水平, 力学性能最好. 其中工艺 $930\text{ }^{\circ}\text{C} \times 20\text{ s}$, 抗拉强度达到 1.488 GPa , 延伸率为 7.6% 时, 延长保温时间, 试验钢力学性能指标呈下降趋势. 淬火温度 $960\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下, 保温时间较短如 $15, 20, 30\text{ s}$, 实验钢抗拉强度与延伸率均表现较高的水平, 延长保温时间, 实验钢力学性能指标呈

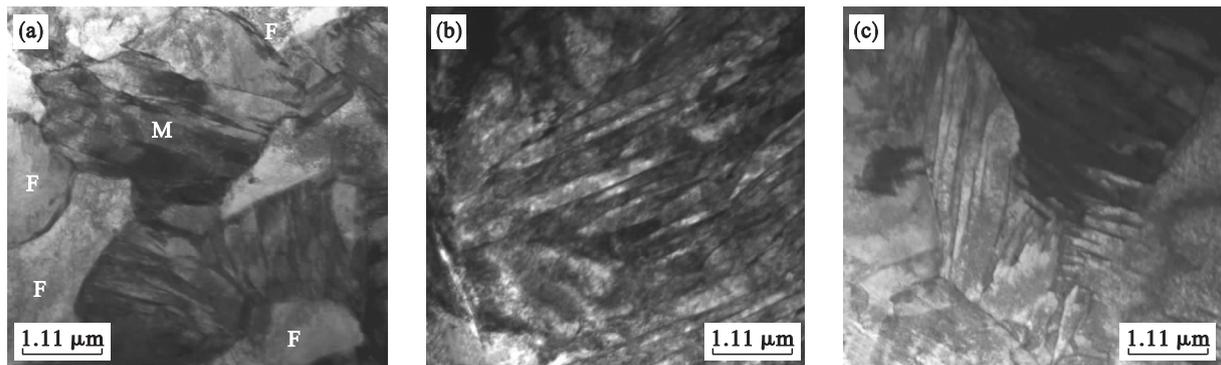


图 4 不同热处理工艺下实验钢的 TEM 观察照片

Fig. 4 TEM morphologies of test steel under different heat treatment

(a)—900 °C × 30 s; (b)—900 °C × 60 s; (c)—900 °C × 120 s.

表 2 箱式炉淬火与盐浴淬火的力学性能比较

Table 2 Comparison of mechanical properties between box resistance furnace quenching and salt bath quenching

热处理方式	抗拉强度/MPa	延伸率/%
箱式炉(900 °C × 180 s)	1 350	5.2
盐浴(900 °C × 180 s)	1 365	6.4
箱式炉(930 °C × 180 s)	1 250	5.5
盐浴(930 °C × 180 s)	1 373	5.4
箱式炉(960 °C × 180 s)	1 188	4.3
盐浴(960 °C × 180 s)	1 360	5.8

下降趋势. 实验中也对淬火温度 900 °C, 不同保温时间实验钢的力学性能进行了测试, 其抗拉强度在 1.350 GPa 左右, 延伸率 6% 左右, 力学性能指标均低于淬火温度 930 °C 和 960 °C 下实验钢指标.

3 实验结果分析

从以上对各工艺下获得实验钢力学性能的分析可以看出, 各个淬火温度下, 在短时加热时实验钢均具有优异的力学性能. 传统的淬火工艺中, 亚

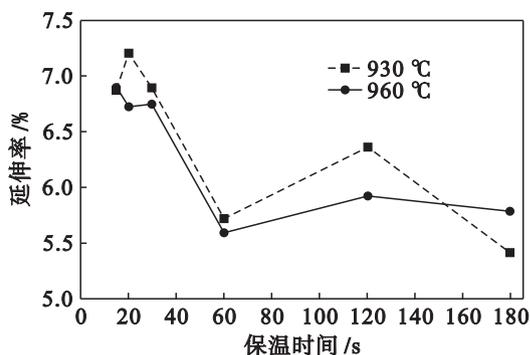
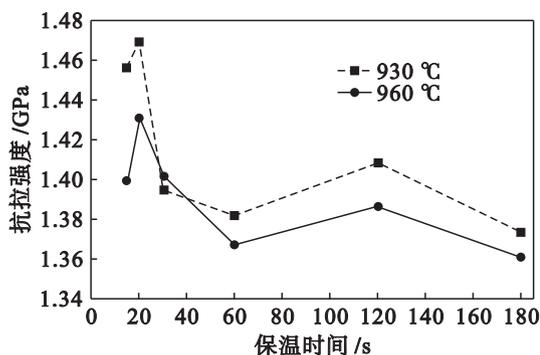


图 5 在不同保温温度和保温时间下, 盐浴淬火后样品的力学性能

Fig. 5 Mechanical properties of samples after salt bath quenching at different temperature and holding time

共析钢加热温度为 $A_{c3} + (30 \sim 50) ^\circ\text{C}$, 并需要在此温度保温相当长的时间(包括工件烧透时间、完成组织转变和奥氏体均匀化的时间)使其奥氏体均匀化^[5-7]. 奥氏体转变开始时, 浓度梯度大, 扩散转变进行得很快, 以后浓度梯度减小, 扩散进行越来越慢, 要达到最后的均匀化需要几个小时. 为了提高材料的性能, 降低成本, 样品在淬火温度不保温或保温时间很短便立即冷却的“零保温”淬火技术受到重视, “零保温”淬火使马氏体细化, 同时随着奥氏体内碳浓度梯度增大, 淬火获得马氏体细化程度增大, 细晶强化机制显著.

本实验中, 工艺 900 °C × 30 s 淬火时, 根据 CHT 的结果, 盐浴热处理时的加热速率大约为 60 °C/s, 此时的 A_{c3} 为 920 °C. 由于保温时间短, 块状铁素体未全部转变为奥氏体, 淬火后组织有一定的块状铁素体的存在, 组织不均匀使得实验钢力学性能指标相对较低. 随着保温时间的延长, 铁素体向奥氏体的转变越来越多, 组织以奥氏体为主, 淬火获得组织以板条马氏体为主, 抗拉强度可以提升 100 MPa 左右, 延伸率也稍有提升. 当淬火温度为 930 °C、快速加热时, 由于过热度较大使得奥氏体形核量剧增, 为细小奥氏体晶粒的产生

提供了有利条件,且奥氏体内的碳浓度梯度相对较大,使得淬火后获得的马氏体束相对细小且均匀,细晶强化较为显著,细晶强化能够较大幅度提高材料力学性能^[8].从微观组织和力学性能的测试结果来看,淬火温度930和960℃下保温15s时,其力学性能均明显不如保温20s的样品.这表明保温15s时处于奥氏体的形成孕育期,没有完全奥氏体化,淬火后的强度和延伸率均较低.当保温时间达到20s时实验钢刚好处于完全奥氏体化,且晶粒没有在长大的时间点上,因此在此条件下的热处理获得了非常好的力学性能.保温

时间30s材料的力学性能稍有下降.图6为930℃盐浴淬火时间较长的SEM照片,对比图3e,可以看出经过较长时间的保温马氏体团束较保温20s时大,这说明在保温的过程中奥氏体晶粒已经开始长大,同时也导致了淬火后力学性能的下降.通过对比900,930,960℃下的不同加热时间的实验钢力学性能,发现提高奥氏体化温度,加热时间可以相对缩短.盐浴对实验钢的升温速率相对提高,实验钢获得奥氏体转变的时间相对缩短.

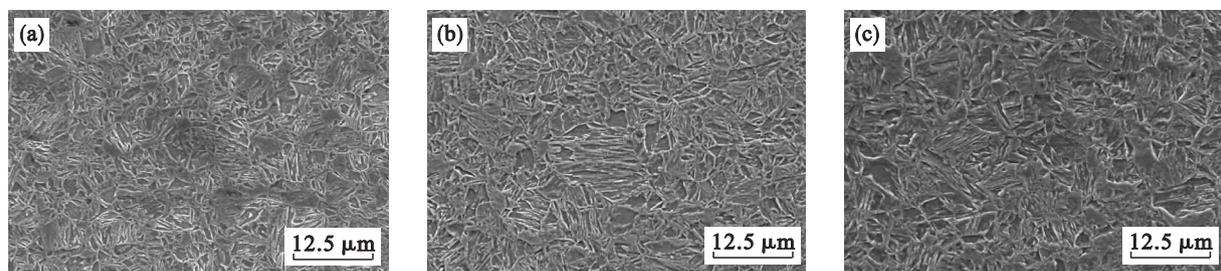


图6 不同保温时间下930℃盐浴淬火的SEM照片

Fig. 6 SEM photos under 930℃ salt bath quenching and different holding time

(a)—60 s; (b)—120 s; (c)—240 s.

4 结 论

1) 提高加热速率可提高 A_{c3} :当达到60℃/s时, A_{c3} 提高到920℃.

2) 由于盐浴加热均匀、快速使得奥氏体的形核率剧增,可以明显细化奥氏体晶粒.

3) 保温温度分别为930,960℃,保温15~30s的条件下,材料具有良好的力学性能,其中930℃×20s工艺下,抗拉强度达到1.488GPa,延伸率为7.6%.

4) 在盐浴加热时,控制淬火温度和较短的保温时间可以使材料的力学性能得到明显提高.

参考文献:

- [1] 龙江启,兰凤崇,陈吉清. 车身轻量化与钢铝一体化结构新技术的研究进展[J]. 机械工程学报,2008,44(6):27-35. (Long Jiang-qi, Lan Feng-chong, Chen Ji-qing. New technology of lightweight and steel-aluminum hybrid structure carbody[J]. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2008,44(6):27-35.)
- [2] Takehide S. Physical metallurgy of modern high strength steel sheets[J]. *ISIJ International*,2001,41(6):520-532.
- [3] Morito S, Yoshida H, Maki T, et al. Effect of block size on

the strength of lath martensite in low carbon steels [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 438/439/440 (25):237-240.

- [4] 吴小航,李俊,郭文渊,等. 淬火加热速率对980MPa冷轧双相钢显微组织和力学性能的影响[J]. 机械工程材料, 2011,35(5):27-31. (Wu Xiao-hang, Li Jun, Guo Wen-yuan, et al. Effect of quenching heating rate on microstructure and mechanical properties of the cold rolled 980 MPa dual phase steel[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2011, 35(5):27-31.)
- [5] Dhua S K, Mukerjee D, Sarma D S. Effect of cooling rate on the as-quenched microstructure and mechanical properties of HSLA-100 steel plates [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*,2003,34:2492-2504.
- [6] Massardier V, Merlin J. Analysis of the parameters influencing the quench-aging behavior of ultra-low-carbon steels [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*,2009,40:1100-1108.
- [7] Suski C A, Oliveira C A S. Effect of austenitization temperature on the precipitation of carbides in quenched low carbon boron steel [J]. *Metallography, Microstructure, and Analysis*,2013,2(2):79-87.
- [8] Kimura Y J, Inoue T, Yin F X, et al. Inverse temperature dependence of toughness in an ultrafine grain-structure steel [J]. *Science*,2008,320:1057-1059.