

超高强钢 Q1100 的 SH - CCT 曲线及粗晶热影响区组织和性能

温长飞, 邓想涛, 王昭东, 王国栋
(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)

摘 要: 利用焊接热模拟试验, 采用热膨胀法研究了屈服强度 1 100 MPa 级超高强钢在平衡条件和焊接条件下的奥氏体化相变温度, 结合 OM, SEM 观察和硬度检测结果, 绘制出实验钢焊接条件下奥氏体连续冷却转变曲线(SH - CCT), 研究了不同冷却速率下粗晶热影响区(CGHAZ)显微组织和硬度的变化规律. 采用 TEM 观察和 Lepera 腐蚀, 研究不同冷速下 M - A 组元数量、形貌和分布情况. 研究表明, 在焊接条件下, 实验钢的奥氏体化温度明显高于平衡条件下的奥氏体化相变温度; 随着冷却速率增大, 相继发生 B, B + M 和 M 相变, 硬度逐渐上升, 当冷却速率达到 60 ℃/s 时, 其维氏硬度最高可达 HV464. 当冷却速率小于 10 ℃/s 时, 开始出现 M - A 组元, 并且随冷却速率降低, M - A 组元数量增加, 尺寸增大.

关 键 词: 超高强钢; SH - CCT 曲线; 粗晶热影响区; 组织; M - A 组元
中图分类号: TG 40 **文献标志码:** A **文章编号:** 1005 - 3026(2017)06 - 0809 - 05

SH-CCT Diagram, Microstructure and Properties of Coarse Grain Heat-Affected Zone in Q1100 Ultra-high Strength Steel

WEN Chang-fei, DENG Xiang-tao, WANG Zhao-dong, WANG Guo-dong
(The State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China.
Corresponding author: WANG Zhao-dong, E-mail: zhdwang@263.net)

Abstract: It is generally believed that coarse grain heat-affected zone (CGHAZ) in welded region is the weakest part in the welding joint of low alloy ultra-high strength steel. The thermomechanical simulator was employed to simulate the welding thermal cycle processes of CGHAZ in Q1100 ultra-high strength steel. By using thermal expansion measurement combined with OM, SEM observations and hardness test, the critical phase transformation points at the equilibrium state and welding conditions were determined and SH-CCT diagram at different cooling rates was plotted. TEM observation and Lepera reagent were used to reveal the morphology of M-A constituent. The results showed that the austenitizing temperature of this steel in the welding condition was significantly higher than that in equilibrium state. The microstructure of CGHAZ mainly consisted of bainite, bainite and martensite, and martensite accompany with the increase of cooling rate. The hardness increased gradually with the increase of cooling rates, the maximum hardness was HV464. The M-A constituent occurred when the cooling rate was lower than 10 ℃/s, and the lower cooling rate, the more M-A constituent.

Key words: ultra-high strength steel; SH-CCT diagram; coarse grain heat-affected zone (CGHAZ); microstructure; M-A constituent

低合金高强钢由于具有优良的强韧性、高的比强度、良好的成型性和焊接性, 广泛应用于矿
山、船舶、桥梁、容器、建筑等大型装备制造^[1-2]. 该类钢的生产工艺路线通常是热机械处理技术

(TMCP) + 调质处理. 采用 TMCP 技术得到细化的轧态组织为后续热处理获得良好的性能奠定基础; 钢中微合金元素 Nb, V, Ti 的碳氮化物可以起到细化晶粒尺寸和析出强化的作用^[3-4]; 其热处理工艺一般为将钢加热到 860 ~ 950 ℃ 奥氏体化, 随后进行淬火 + 低温回火处理获得强韧性良好的回火马氏体组织. 焊接条件下与热处理条件下的组织转变, 在基本原理上是一致的, 但是由于焊接过程具有加热温度高、加热速度快、高温停留时间短、局部加热和冷却不均匀等特点, 从而使焊接时的组织转变具有其自身的特殊性^[5].

焊接时母材热影响区范围内, 靠近焊缝的粗晶热影响区 (CGHAZ) 由于加热峰值温度高、高温停留时间长, 母材金属处于完全过热的状态, 奥氏体晶粒发生严重粗化, 冷却后得到粗大的组织, 严重影响整个焊接接头的性能, 通常是焊接接头的最薄弱环节^[6].

目前对 Q1100 超高强钢焊接热影响区的相关研究较少, 因此研究 Q1100 在焊接热循环作用下的相变过程, 掌握其组织性能变化规律, 为该钢在工程实际应用中合理制定焊接工艺提供参考依据具有重要意义. 本文采用膨胀法测定实验钢在平衡条件下和焊接条件下的奥氏体相变开始温度和结束温度, 采用焊接热模拟的方法测定实验钢焊接条件下的连续冷却转变曲线, 全面地探讨其粗晶热影响区的相变组织和性能变化规律.

1 实验材料和实验方法

本实验选用的超高强钢为国内某钢厂生产的 Q1100, 属于采用 TMCP + 调质处理得到的低合金工程机械用钢, 化学成分 (质量分数, %) 为: C 0.16 ~ 0.18, Si 0.20 ~ 0.25, Mn 1.20 ~ 1.25, P ≤ 0.010, S ≤ 0.005, Cr 0.40 ~ 0.60, Ni + Mo < 2.0, Nb + V + Ti < 0.08, B 0.001 ~ 0.002, Fe 余量. 其力学性能为: $R_{p0.2} = 1\ 138\ \text{MPa}$, $R_m = 1\ 380\ \text{MPa}$, $A = 11.8\%$, $-40\ ^\circ\text{C}A_{kv} = 44\ \text{J}$, $HV = 425$. 实验钢的初始组织为回火板条马氏体, 如图 1 所示.

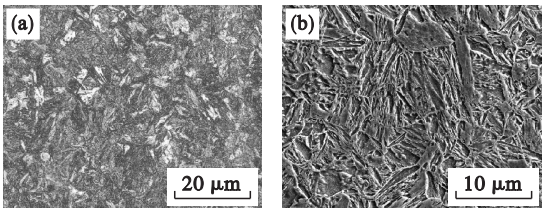


图 1 实验钢显微组织

Fig. 1 Microstructure of experimental steel

(a)—OM; (b)—SEM.

利用全自动相变仪, 采用热膨胀法测定实验钢的相变点. 实验真空度为 0.01 Pa, 分别以 0.05 和 120 ℃/s 的加热速度从室温加热到峰值温度 1 050 ℃, 保温 10 min, 然后再以 0.05 ℃/s 的速度冷却至室温, 根据热膨胀曲线拐点所对应的温度分别确定平衡条件以及焊接条件下的 A_{Cl} 和 A_{Cs} . 在 MMS-300 热模拟机上进行焊接热循环模拟实验, 试样尺寸如图 2 所示. 焊接时的实际加热速度与焊接线能量、板厚和几何尺寸等因素有关, 对于低碳钢和低合金钢电弧焊时, 其加热速度约为 60 ~ 200 ℃/s, 结合文献[5-6]中的热模拟加热工艺, 本文采用 120 ℃/s 的加热速度升温到 1 320 ℃, 在峰值温度停留 1 s, 然后分别以 60, 50, 40, 30, 20, 15, 10, 5, 2, 1, 0.5 ℃/s 系列冷却速率冷却到室温. 在冷却过程中实验钢发生相变, 体积发生变化, 在热膨胀曲线上出现拐点, 根据该拐点所对应的温度确定不同冷却速率下所对应的相变温度, 进而绘制实验钢的 SH-CCT 曲线.

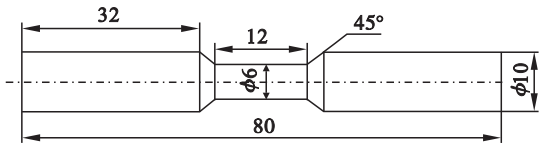


图 2 焊接热模拟试样的形状及尺寸

Fig. 2 Dimension of the sample for welding simulation

热模拟试样经研磨抛光后, 采用体积分数 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀, 在光学显微镜、扫描电子显微镜下观察不同焊接热循环条件下的显微组织, 利用透射电镜对试样组织的精细结构进行观察. 利用 Lepera 腐蚀液显示热模拟试样不同冷却条件下的 M-A 组元的形貌、尺寸和分布情况. 硬度测试在 Future-Tech FM-700 硬度试验机上进行, 在 100 g 试验载荷下测定热模拟试样中心部位的维氏硬度, 每个试样测 3 点, 取平均值.

2 结果与讨论

2.1 模拟焊接条件下的奥氏体化相变温度
平衡条件下和模拟焊接条件下的奥氏体化相变温度分别如图 3a, 3b 所示. 由图中可以看出, 在平衡条件下 (加热速率为 0.05 ℃/s) 的 A_{Cl} , A_{Cs} 分别为 675 ℃ 和 814 ℃; 模拟焊接条件下 (加热速率为 120 ℃/s) 的 A_{Cl} , A_{Cs} 分别为 765 ℃ 和 931 ℃. 由此可以发现, 焊接条件下实验钢的 A_{Cl} , A_{Cs} 显著高于平衡状态, 奥氏体相变开始温度推迟约 90 ℃, 奥氏体相变结束温度推迟约 117 ℃.

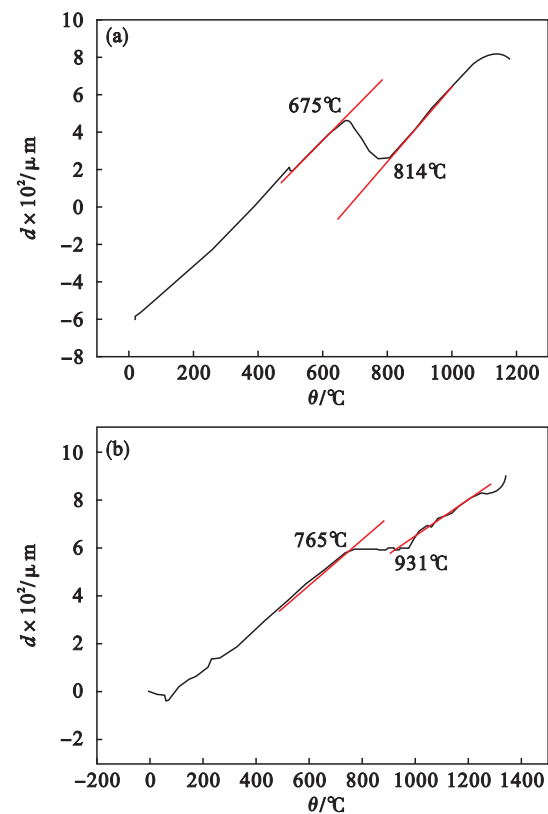


图 3 实验钢热膨胀曲线
Fig. 3 Thermal dilation curves of experimental steel
(a)—0.05 °C/s; (b)—120 °C/s.

这是由于在实验钢加热过程中,形成奥氏体晶核需要通过碳原子的扩散来实现,而扩散需要一定的时间,这段时间称之为孕育期.在快速加热条件下,碳原子还未进行充分扩散,就已经被加热到更高的温度,扩散时间未达到形成奥氏体晶核所需的孕育时间,从而导致奥氏体开始转变温度和转变结束温度更高.此外对于含有 Nb,V,Ti 等碳化物形成元素的钢,加热速度对相变温度的影响更大,因为这些合金元素自身扩散速度小,同时它们还阻碍碳的扩散,因此大大减慢了奥氏体的相变过程.

2.2 SH - CCT 图及热模拟 CGHAZ 相变组织

根据模拟不同焊接热循环条件下得到的相变点数据、显微组织和硬度检测结果,绘制出实验钢的 SH - CCT 曲线,如图 4 所示,该曲线反映了实验钢在焊接条件下的组织性能变化规律.

实验钢在不同冷速下 CGHAZ 的相变组织如图 5 所示.可以发现,当冷却速度为 0.5 °C/s 时,实验钢的显微组织以粒状贝氏体为主,在铁素体基体内分布着大量的 M - A 组元.这是由于实验钢处于中温上贝氏体转变区间时,先析出含碳很低的铁素体并逐渐扩大,此时温度较高、连续冷却速率较小,C 原子有足够的时间由 α/γ 相变前沿

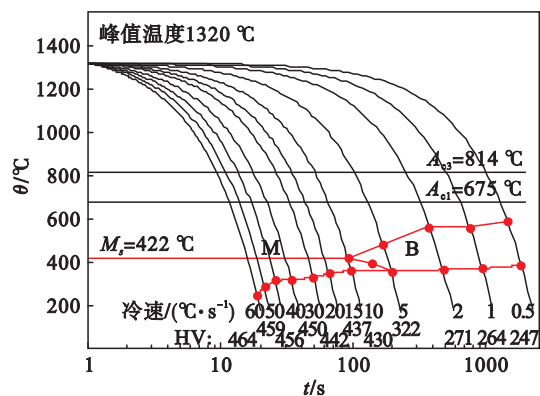


图 4 实验钢的 SH - CCT 图
Fig. 4 SH-CCT diagram of experimental steel

界面向 γ 内快速扩散,从而使 C 大量富集到被铁素体包围的岛状残余奥氏体中,当继续冷却到低温时,富碳的残余奥氏体转变为马氏体与残余奥氏体的混合物,即 M - A 组元.当冷却速率大于 1 °C/s 时,组织中开始出现板条贝氏体,并随着冷却速率继续增大,粒状贝氏体减少,板条贝氏体数量增多.当冷却速率大于 5 °C/s 时,板条贝氏体组织开始减少,开始出现板条马氏体,组织为板条贝氏体和板条马氏体混合组织;当冷却速率达到 15 °C/s 时,贝氏体组织完全消失,得到全部的板条马氏体.此后,继续增大冷速,组织基本保持不变.

图 6 为典型冷速下实验钢的透射电镜照片.图 7 为采用 Lepera 腐蚀剂对实验钢不同冷却速率下的组织进行着色腐蚀后的照片,铁素体和马氏体基体为灰黑色,M - A 组元为白色.由图 6,7 可以看出,在冷速为 0.5 °C/s 时,实验钢中有大量的形状各异的 M - A 组元,而当冷却速率达到 15 °C/s 时,实验钢中几乎不存在 M - A 组元.

可以发现,M - A 组元的出现主要受冷却速率的影响. Biss 等^[7]对不同冷却速率的研究表明,在贝氏体冷却速率范围内,冷却速率低时,因为 C 原子有足够的时间进行长程扩散,相变界面前沿通过上坡扩散聚集的 C 峰值浓度会随着长程扩散的进行有所降低,但是聚集的高 C 区域范围扩大,随着过冷度的增大,这些高 C 区域残余奥氏体会转变为尺寸较大的块状 M - A 组元;当冷却速率高时,贝氏体转变温度降低,C 原子的扩散不充分,因而奥氏体只能在短距离富 C,形成细小的 M - A 组元,并且粒状贝氏体组织向板条贝氏体组织转变,M - A 组元数量减少.

虽然 M - A 组元的存在可以起到一定的第二相强化的作用,但是有研究表明,当焊接热影响

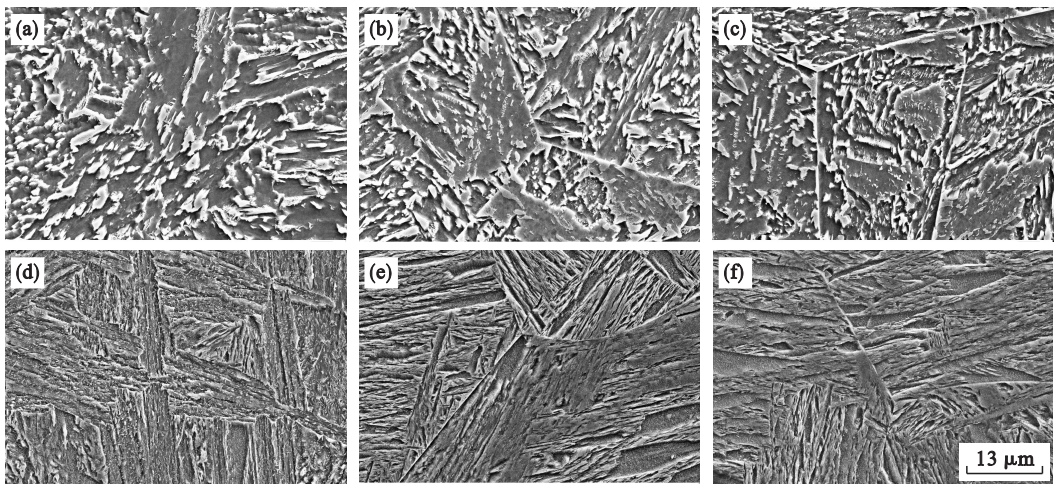


图 5 实验钢在不同冷速下的 SEM 照片

Fig. 5 SEM images of experimental steel at different cooling rates

(a)—0.5 °C/s; (b)—1 °C/s; (c)—5 °C/s; (d)—10 °C/s; (e)—15 °C/s; (f)—60 °C/s.

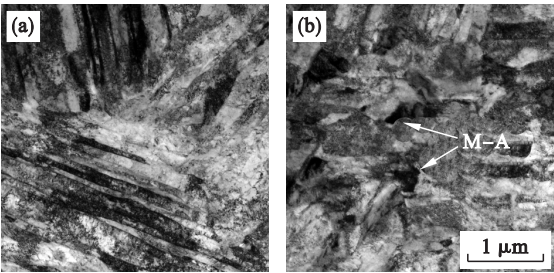


图 6 实验钢典型冷速下的 TEM 照片

Fig. 6 TEM images of experimental steel at typical cooling rates

(a)—15 °C/s; (b)—0.5 °C/s.

区存在 M - A 组元时会恶化韧性^[8-9]. 这是由于 M - A 组元中残余奥氏体的含碳量较高,在焊接

冷却条件下易于形成孪晶马氏体,具有高硬脆性,在冲击载荷作用下,基体组织发生塑性变形,使 M - A 组元周围产生应力集中,当集中应力超过临界应力时,M - A 组元与基体界面处形成微裂纹,并沿 M - A 组元的边界扩展,因此 M - A 组元成为潜在的裂纹源. 研究表明^[10],M - A 组元的数量以及形貌对 CGHAZ 的韧性有至关重要的影响,与弥散分布的点状 M - A 组元相比,尺寸较大的块状和条状 M - A 组元会促进裂纹形核,显著降低裂纹形核功. 因此,在 Q1100 的焊接过程中,为避免 CGHAZ 发生脆化,应通过降低焊接热输入来增大焊后冷却速度,防止产生大量块状或长条状的 M - A 组元.

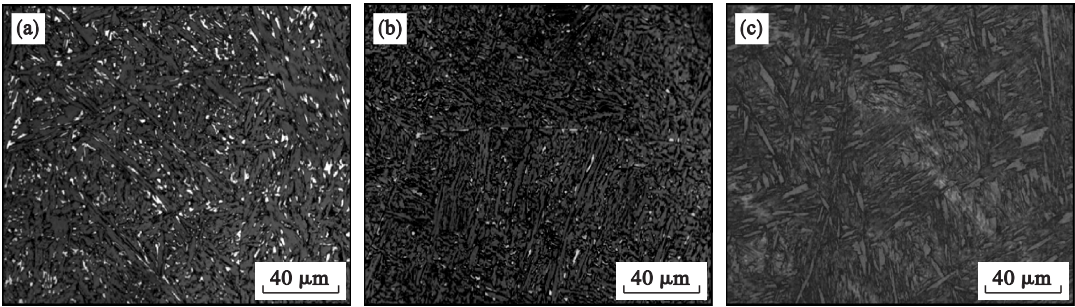


图 7 不同冷却速率下粗晶区中的 M - A 组元

Fig. 7 Distribution of M-A constituents in CGHAZ at different cooling rates

(a)—0.5 °C/s; (b)—5 °C/s; (c)—15 °C/s.

2.3 不同冷却速率下 CGHAZ 的硬度变化

不同冷却速率下焊接热模拟试样 CGHAZ 的维氏硬度变化如图 8 所示. $t_{8/5}$ 为热模拟试样由 800 °C 冷却至 500 °C 所需的时间,由图中可以看出,当 $t_{8/5}$ 为 5 s (冷却速率 60 °C/s) 时,热模拟试

样的最高维氏硬度可达 HV464,高于母材硬度,表现出热影响区的硬化现象. 这是由于在冷却速率较大的条件下,高温奥氏体中的碳来不及扩散,从而以过饱和的形式存在于原奥氏体中,其随后的低温相变产物不仅富碳,还存在大量的晶体缺

陷(位错等),因此其硬度值很高.随着 $t_{8/5}$ 增加,冷却速率降低,试样的硬度呈逐渐减小的趋势.硬度值的变化与不同冷却速率下得到的显微组织有直接的关系,当 $t_{8/5} > 150$ s 时,实验钢的显微组织主要为贝氏体,此时焊接热影响区的硬度低于母材的硬度,呈现出软化现象;当 30 s $< t_{8/5} < 150$ s 时,硬度值逐渐增加,这是由于随着冷却速率增加,贝氏体组织数量减少,马氏体组织数量逐渐增多;而当 $t_{8/5} < 30$ s 时,此时随着冷却速率增加,相变组织无明显变化,都是板条马氏体组织,仅位错密度增加,故硬度值变化不大.由此可以看出,在焊接条件下为避免出现焊接热影响区的硬化和软化现象恶化焊接接头的力学性能,应严格控制焊接热输入,确保得到合适的焊后冷却速率.

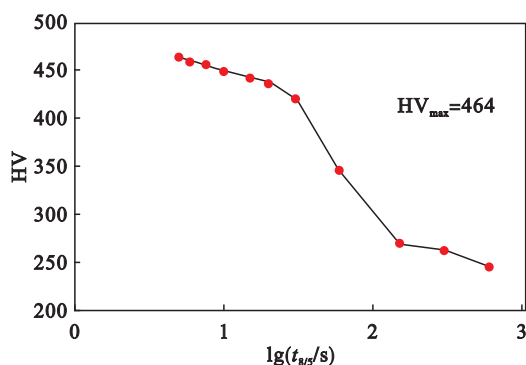


图8 冷却时间 $t_{8/5}$ 与热影响区硬度的关系

Fig. 8 Relationship between the hardness in CGHAZ and cooling time

综上所述,焊后冷却速率直接影响 Q1100 焊接粗晶热影响区的显微组织和硬度,冷却速率高于 30 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,CGHAZ 发生硬化,组织全部为板条马氏体;冷却速率低于 10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,CGHAZ 发生软化,组织为贝氏体,并出现大量脆性 M - A 组元,对韧性不利;当冷却速率在 $10 \sim 30$ $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 之间时,CGHAZ 为贝氏体和马氏体混合组织,硬度值与母材相近,未发生硬化或软化现象.

3 结 论

1) 以 120 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的加热速率,模拟 Q1100 实验钢焊接加热条件,所测定的奥氏体相变温度显著高于平衡状态下的相变温度.奥氏体相变开始温度推迟约 90 $^{\circ}\text{C}$,奥氏体相变结束温度推迟约 117 $^{\circ}\text{C}$.

2) 随着冷却速率增大,实验钢将相继发生 B, B + M 和 M 三种相变过程.当冷却速率小于 1 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,实验钢的显微组织为粒状贝氏体,在铁

素体基体上含有大量形状各异的 M - A 组元;当冷却速率在 $1 \sim 5$ $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,显微组织为粒状贝氏体 + 板条贝氏体;当冷却速率在 $5 \sim 10$ $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,显微组织为板条贝氏体 + 板条马氏体;当冷却速率达到 15 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,显微组织几乎全部为板条马氏体.

3) 控制焊接热输入是避免发生热影响区的硬化或软化,获得 Q1100 超高强结构钢高质量焊接接头的有效措施.

参考文献:

- [1] Shanmugam S, Ramiseti N K, Misra R D K, et al. Microstructure and high strength-toughness combination of a new 700 MPa Nb-microalloyed pipeline steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 478 (1/2): 26 - 37.
- [2] Wang Z D, Kang J, Lu F, et al. Study on quenching and tempering process of Q960 high strength steel for construction machinery [J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2011, 18 (sup1): 432 - 436.
- [3] 王国栋. 新一代控制轧制和控制冷却技术与创新的热轧过程 [J]. 东北大学学报 (自然科学版), 2009, 30 (7): 913 - 922.
(Wang Guo-dong. New generation TMCP and innovative hot rolling process [J]. *Journal of Northeastern University (Natural Science)*, 2009, 30 (7): 913 - 922.)
- [4] 杜林秀, 姚圣杰, 熊明鲜, 等. 低碳结构钢的奥氏体晶粒细化 [J]. 东北大学学报 (自然科学版), 2007, 28 (11): 1575 - 1578.
(Du Lin-xiu, Yao Sheng-jie, Xiong Ming-xian, et al. Ultra-refinement of austenitic grains in low-carbon structural steel [J]. *Journal of Northeastern University (Natural Science)*, 2004, 25 (9): 840 - 843.)
- [5] Lan L, Qiu C, Zhao D, et al. Microstructural characteristics and toughness of the simulated coarse grained heat affected zone of high strength low carbon bainitic steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 529: 192 - 200.
- [6] Moeinifard S, Kokabi A H, Madaah-Hosseini H R. Influence of peak temperature during simulation and real thermal cycles on microstructure and fracture properties of the reheated zones [J]. *Materials & Design*, 2010, 31 (6): 2948 - 2955.
- [7] Biss V, Cryderman R L. Martensite and retained austenite in hot-rolled, low-carbon bainitic steels [J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 1971, 2 (8): 2267 - 2276.
- [8] Li Y, Crowther D N, Green M J W, et al. The effect of vanadium and niobium on the properties and microstructure of the intercritically reheated coarse grained heat affected zone in low carbon microalloyed steels [J]. *ISIJ International*, 2001, 41 (1): 46 - 55.
- [9] Davis C L, King J E. Cleavage initiation in the intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone. Part I: fractographic evidence [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1994, 25 (3): 563 - 573.
- [10] Lan L, Qiu C, Song H, et al. Correlation of martensite-austenite constituent and cleavage crack initiation in welding heat affected zone of low carbon bainitic steel [J]. *Materials Letters*, 2014, 125 (1): 86 - 88.