

doi: 10.3969/j.issn.1005-3026.2017.04.010

V-N 微合金化 Q550D 高强度中厚板

齐祥羽¹, 臧 森², 胡 军¹, 杜林秀¹

(1. 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; 2. 河北钢铁集团 唐钢技术中心, 河北 唐山 063000)

摘 要: 对 V-N 微合金化 Q550D 高强度中厚板进行了控轧控冷工艺试验,研究了沿厚度方向不同位置的显微组织,并测定了其综合力学性能. 结果表明: V-N 微合金化 Q550D 中厚板显微组织为多边形铁素体+针状铁素体,表面至心部的平均晶粒尺寸逐渐增大,针状铁素体的质量分数逐渐减少,20~30 nm 的 (Ti, V)N 及小于 10 nm 的 V(C, N)析出物弥散地分布在多边形铁素体和针状铁素体基体上;试验钢屈服强度、抗拉强度、断后延伸率、-20℃冲击功分别为 651 MPa, 733 MPa, 18%, 170 J;细晶强化、析出强化、位错强化、固溶强化、针状铁素体组织强化为主要的强化机制;晶粒细化、低 C 成分设计、针状铁素体组织的形成为主要的韧化机制.

关 键 词: Q550D; V-N 微合金化;中厚板;强化机制;显微组织

中图分类号: TG 335.5 **文献标志码:** A **文章编号:** 1005-3026(2017)04-0502-05

V-N Microalloying Q550D High-Strength Mid-Thick Steel Plate

QI Xiang-yu¹, ZANG Miao², HU Jun¹, DU Lin-xiu¹

(1. State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China;
2. Center of Tangshan Iron and Steel Technology, Hebei Iron and Steel Group, Tangshan 063000, China.
Corresponding author: DU Lin-xiu, professor, E-mail: dulx@ral.neu.edu.cn)

Abstract: The controlled rolling and controlled cooling test was conducted on V-N microalloying Q550D high strength steel plate. The microstructures at different positions along the thickness of the steel were studied and the mechanical properties were tested. The results showed that the microstructure of V-N microalloying Q550D plate is composed of polygonal and acicular ferrites. From the surface to the center of the test sample, the average grain size increases, while the mass fraction of acicular ferrite decreases. It was also observed that the size of (Ti, V)N precipitates is 20~30 nm and the size of V(C, N) precipitates is smaller than 10 nm, and both precipitates distribute dispersedly in the matrix of polygonal and acicular ferrites. The yield strength, tensile strength, elongation and impact work at -20℃ of test steel were 651 MPa, 733 MPa, 18% and 170 J, respectively. The fine grain strengthening, precipitation strengthening, dislocation strengthening, solid solution strengthening and acicular ferrite strengthening were the major mechanisms of strengthening. Meanwhile, the role of fine grain, low C component and the formation of acicular ferrite were the major mechanisms of toughening.

Key words: Q550D; V-N microalloying; mid-thick plate; strengthening mechanism; microstructure

Q550D 钢为屈服强度 550 MPa 级的低合金高强度钢,其构件以中厚板为主,广泛应用于油气管线、工程机械、桥梁、舰艇、煤矿液压支架等诸多领域^[1-2]. 近年来,煤机支架用钢量显著增长,由于煤矿支架用钢使用环境恶劣,GB/T 1591—

2008 对其屈服强度的要求不低于 550 MPa,抗拉强度介于 670~830 MPa 之间,断后延伸率大于 16%, -20℃冲击功不小于 47 J,且要有良好的焊接性能^[3-4]. 目前 Q550D 中厚板的制备工艺路线采用低碳 Nb 微合金化并复合添加昂贵合金元素

Ni, Mo, Cr, Cu 等,为了提高钢板组织性能的均匀性,需要采用较低的轧制温度结合淬火回火工序,增加了轧机负荷,延长生产周期,为了获得贝氏体组织,低温冷温度为后续矫直工艺增加了难度^[5-6].

我国 V 储量丰富, V 与 N 具有很强的亲和力,在 V－N 钢中,奥氏体区应变诱导析出的 VN 促进晶内铁素体的形核,细化晶粒,在低温相变区形成的纳米尺度 VC 析出物可以起到显著的析出强化作用^[7-8]. 因此采用 V－N 微合金化结合控轧控冷工艺生产非调质高强钢的工艺方法制备 Q550D 中厚板具有显著的经济效益,现阶段低碳 V－N 微合金中厚板的工业化实践还未见报道. 为了应对煤矿液压支架恶劣的工作环境及对综合力学性能的苛刻要求,本文根据既提高钢板性能

又节能降耗的原则,以微合金化结合控轧控冷(TMCP)工艺,成功地开发出了 V－N 微合金化高强度 Q550D 中厚板,并对其组织性能进行了分析讨论.

1 试验材料与方法

试验采用 220 mm 厚的连铸坯轧制成 20 mm×2 600 mm 规格的 Q550D 中厚板,其生产工艺流程:连铸坯→上料→加热炉加热→除磷机除磷→四辊可逆轧机轧制→加速冷却系统(ACC)→热矫直→冷床空冷→切定尺→入库. Q550D 中厚板冷却工艺参数见表 1,化学成分见表 2.

表 1 试验钢控轧控冷工艺参数
Table 1 Thermo mechanical control process (TMCP) parameters of test steel

开轧温度/℃	二次开轧温度/℃	待温厚度/mm	终轧温度/℃	开冷温度/℃	终冷温度/℃
1 020 ~ 1 050	850 ~ 900	60	800 ~ 850	750 ~ 780	550 ~ 600

表 2 试验钢的化学成分(质量分数)
Table 2 Chemical compositions of test steel (mass fraction) %

C	Si	Mn	S	P	Als	V	Ti	N
0.06 ~ 0.12	0.31	1.2 ~ 1.8	0.005	0.012	0.025	0.06 ~ 0.1	0.005 ~ 0.01	0.12 ~ 0.18

由 GB/T 712—2011 知,碳当量 C_{eq} 和冷裂纹敏感性指数 P_{cm} 的计算式分别为^[9]:

$$C_{eq} = w_C + w_{Mn}/6 + w_{Cr}/5 + w_{Mo}/5 + w_V/5 + w_{Cu}/15 + w_{Ni}/15,$$

(1)

$$P_{cm} = w_C + w_{Si}/30 + w_{Mn}/20 + w_{Cu}/20 + w_{Ni}/60 + w_{Cr}/20 + w_{Mo}/15 + w_V/10 + 5w_B.$$

(2)

碳当量法可初步判断焊接性能的好坏,但无法准确测定焊缝处的冷裂纹倾向^[10],因此采用冷裂纹敏感指数 P_{cm} 作为试验钢焊接冷裂纹敏感性的评判指标.

由式(1)和(2)计算可知,试验钢的碳当量 $C_{eq} = 0.37\%$,冷裂纹敏感指数 $P_{cm} = 0.195\%$. 根据钢铁材料可焊性的判据可知,当 $C_{eq} \leq 0.45\%$ 时,钢的焊接性好,当 $P_{cm} \leq 0.25\%$ 时,冷裂纹倾向小^[11],因此试验钢低 C 成分设计具有较好的可焊接性.

Q550D 中厚板冷却至室温后,分别在厚度方向距边部 1/8, 1/4 和 1/2 处切取金相试样,经砂纸逐级打磨至 2000CCR/R,抛光后用 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀,然后采用 Leica DM 2500M 型光学显微镜(OM)和 Zeiss Ultra 55 扫描电镜

(SEM)观察其显微组织形貌;在厚度方向距边部 1/4 处切取直径为 3 mm 的薄片,研磨至 50 μm 后,使用双喷电解抛光仪将试样在 -20 ℃, 8% 的高氯酸酒精溶液中电解抛光,在 FEI Tecnai G² F20 透射电镜(TEM)下观察精细组织、析出物的形貌及 EDX 成分能谱分析;沿中厚板轧制方向按照 GB/T 228—2002 切取标距长 126 mm、宽 25 mm 的全厚度拉伸试样,用万能拉伸试验机以 3 mm/min 的速度在室温下进行拉伸试验,拉伸性能为两个试样的平均值;Charpy 冲击试验按照 GB/T 229—1994,试样尺寸为 10 mm×10 mm×55 mm, V 型缺口深度为 2 mm,冲击温度分别为 -20, -40 和 -60 ℃,冲击性能为三个试样的平均值.

2 试验结果与讨论

2.1 试验钢的显微组织

试验钢厚度方向不同位置的显微组织如图 1 所示,试验钢 1/8, 1/4 和 1/2 厚度位置的显微组织均由多边形铁素体和针状铁素体组成. 表面至

心部的平均晶粒尺寸逐渐增大,这是由钢板表面变形量大、冷却速度快造成的. 利用 Image Pro - Plus 软件,可计算出试样中各相的质量分数^[12]. 在 1/8 厚度处,组织由 30% 的细晶多边形铁素体和 70% 的针状铁素体组成. 平均晶粒尺寸 4 ~ 5 μm 的多边形铁素体在原奥氏体晶界形核并长大,细小的针状铁素体板条在原奥氏体晶内形核,未发现粗大的渗碳体颗粒. 在 1/4 厚度处,组织由

65% 的多边形铁素体和 35% 的针状铁素体组成,多边形铁素体的平均晶粒尺寸为 6 ~ 10 μm ,与 1/8 厚度处相比,1/4 厚度处针状铁素体的质量分数相对减少,针状铁素体板条没有明显粗化. 在 1/2 厚度处,组织由 70% 的多边形铁素体和 30% 的针状铁素体组成,多边形铁素体较 1/8 和 1/4 厚度处粗化,晶粒尺寸为 8 ~ 12 μm ,中心偏析处针状铁素体仍具有细小的板条.

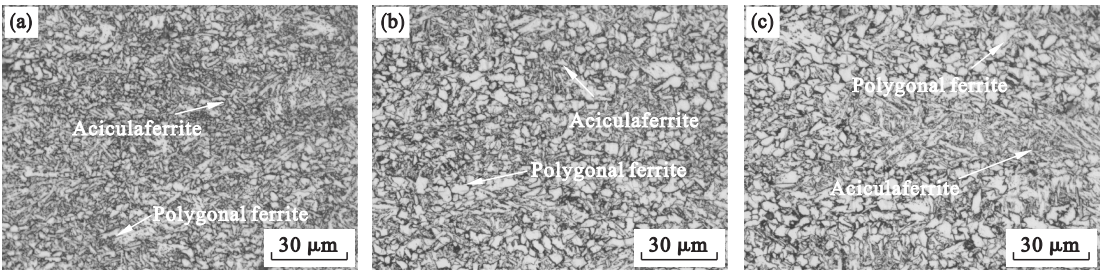


图 1 试验钢厚度方向不同位置的显微组织
Fig. 1 Microstructures at different positions along thickness of test steel
(a)—1/8 厚度处; (b)—1/4 厚度处; (c)—1/2 厚度处.

试验钢厚度方向不同位置的针状铁素体的 SEM 精细形貌如图 2 所示,由表面至心部针状铁素体板条略有粗化. 针状铁素体由相互交织的板条和细小的 M/A 岛组成,针状铁素体的板条间距为 0.5 ~ 1 μm ,M/A 岛尺寸小于 1 μm . 多边形铁素体基体和针状铁素体板条上弥散分布着两种

尺寸类型的析出物,尺寸分别为 20 ~ 30 nm 和小于 10 nm. 研究表明,20 ~ 30 nm 的 (Ti, V) N 析出物中富 N,由于应力诱导析出作用形核于奥氏体区,对针状铁素体的形核具有显著的促进作用. 纳米尺度 V(C, N) 析出物中富 C,形核于终冷后的铁素体相变区^[13-14].

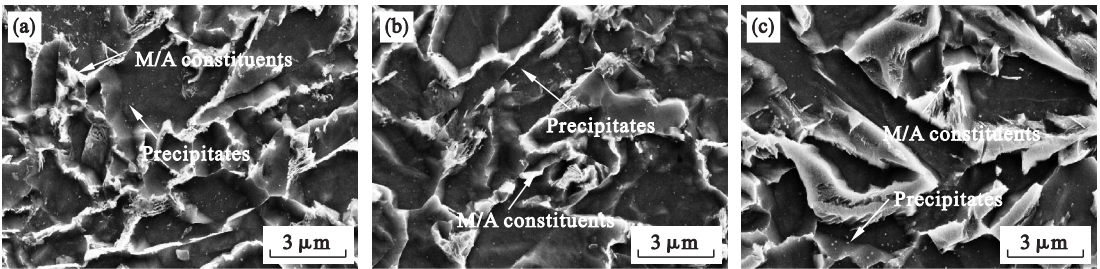


图 2 试验钢厚度方向不同位置的针状铁素体的 SEM 精细形貌
Fig. 2 SEM images of acicular ferrite at different positions along thickness of test steel
(a)—1/8 厚度处; (b)—1/4 厚度处; (c)—1/2 厚度处.

试验钢 1/4 厚度处的透射电镜显微照片及析出物成分如图 3 所示. 在多边形铁素体中含有较高密度的位错,如图 3a 所示. 针状铁素体由相互交织的板条组成,板条宽度为 0.3 ~ 1 μm ,且其中含有较高密度的位错线,如图 3b 所示. 由图 3c 可知,20 ~ 30 nm 的球状析出物为 (Ti, V) N, (Ti, V) N 析出物于高温奥氏体区形核,为晶内针状铁素体提供了有效的形核点. 3 ~ 5 nm 的析出物均匀弥散地分布在多边形铁素体和针状铁素体基体上,析出物粒子间距在 15 ~ 50 nm 之间不等(图 3d). 结合 EDX 能谱分析可知,析出物为 VC,纳

米尺度的 VC 析出物是在铁素体相变区形成的. 试验钢快速冷却后终冷温度在 550 ~ 600 $^{\circ}\text{C}$ 之间,高过冷度为析出物的形核提供了较大的驱动力,而且在 550 ~ 600 $^{\circ}\text{C}$ 原子扩散系数较低,VC 析出物未发生明显的粗化,尺寸大多在 3 ~ 5 nm.

2.2 试验钢的综合性能

TMCP 后 V - N 微合金化 Q550D 中厚板的拉伸屈服强度、抗拉强度、断后伸长率分别为 651 MPa, 733 MPa, 18.0%, 达到了 GB/T 1591—2008 对其强度和塑性的要求,且有 101 MPa 的强度富余量. Charpy 冲击试验结果如图 4 所示,

-20, -40, -60 ℃ 的冲击功分别为 170, 105, 60 J, 随着冲击温度的降低, 冲击功下降, 但未发现明显的韧脆转变温度拐点, 因此试验钢的韧脆

转变温度低于 -60 ℃, 即始终处于冲击韧性的上平台区, 低温冲击韧性远高于国标要求。

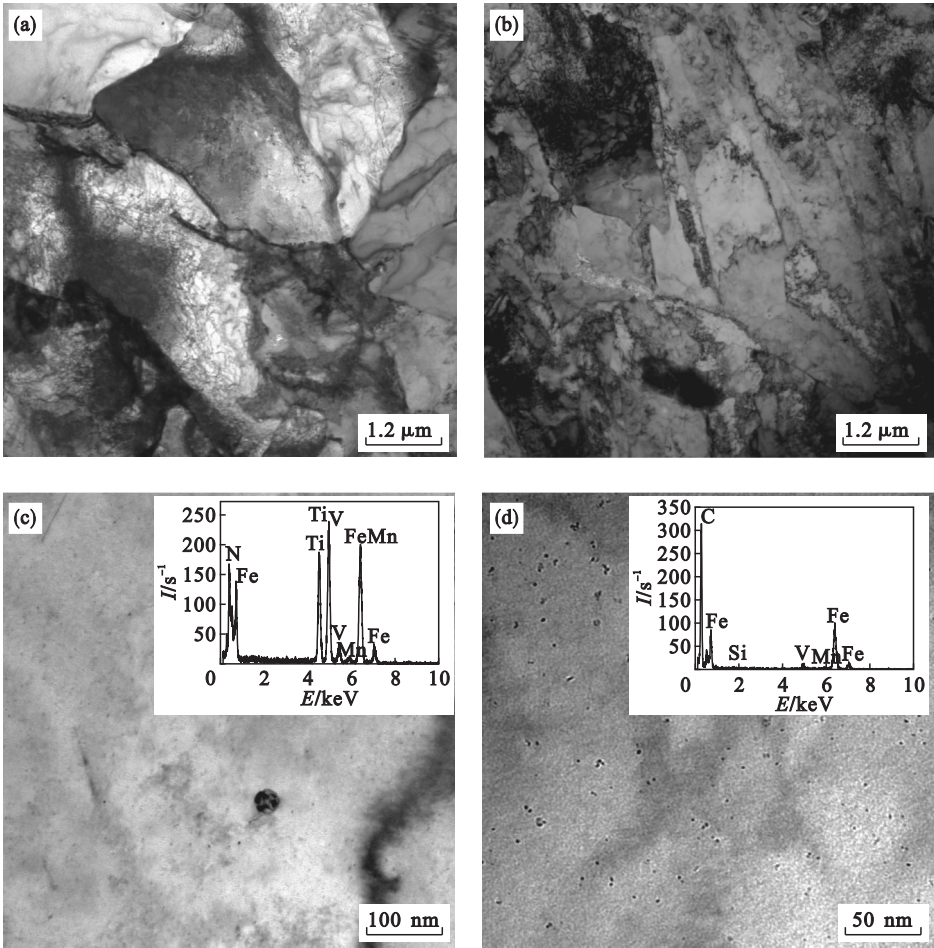


图 3 试验钢 1/4 厚度处透射电镜照片及析出物成分

Fig. 3 TEM images at position of 1/4 thickness of test steel, associated with chemical composition of precipitates (a)—多边形铁素体; (b)—针状铁素体; (c)—20 ~ 30 nm 析出物及化学成分; (d)—纳米级析出物及化学成分.

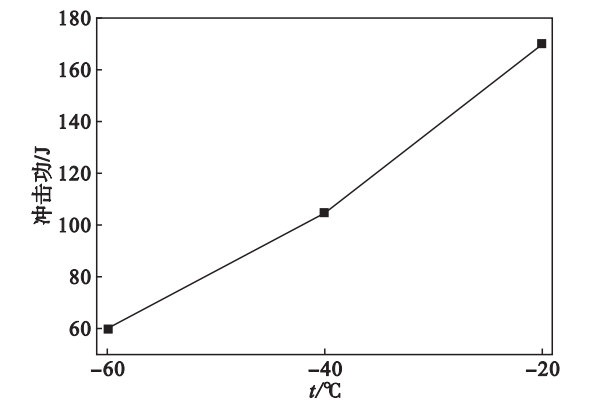


图 4 试验钢不同冲击温度下的冲击功

Fig. 4 Impact work of test steel at different temperatures

2. 3 试验钢的强化与韧化机制

试验钢通过低碳 V - N 微合金化成分设计, 结合再结晶区及未再结晶区两阶段控制轧制及轧

后快速冷却工艺, 获得了细晶多边形铁素体及针状铁素体组织, 拉伸性能及低温冲击性能优异。

试验钢的强化机制主要为细晶强化、析出强化、位错强化、固溶强化和组织强化。

1) 细晶强化. Q550D 中厚板在高温再结晶区轧制时, 利用再结晶细化原奥氏体晶粒, 在部分再结晶区待温, 避免混晶组织形成. 未再结晶区轧制形成大量亚晶界、变形带、位错、空位等缺陷, 为低温相变组织提供大量的形核点, 终轧后利用 ACC 冷却系统, 将试验钢板快速冷却至 550 ~ 600 ℃, 细化晶粒, 从而提高试验钢的强度。

2) 析出强化. 试验钢采用 V - N 微合金化, 在低温铁素体区析出富 C 的纳米尺度 V(C, N) 析出物, 高质量分数的细小的 V(C, N) 析出物与针状铁素体内部高密度位错交互, 形成显著的析出强化作用。

3) 固溶强化. 试验钢中 Mn 的质量分数控制在 1.2% ~ 1.8% 之间, Mn 原子作为置换固溶原子, 起到了固溶强化作用.

4) 针状铁素体的组织强化作用. Mn 元素扩大了奥氏体相区, 从而降低了奥氏体的分解温度, 终轧后配合 ACC 冷却系统, 抑制了粗大先共析铁素体的形成. 奥氏体中应力诱导析出的 20 ~ 30 nm 的 (Ti, V)N 析出物, 促进针状铁素体的形核. 针状铁素体的精细板条和高密度位错起到显著的组织强化作用.

试验钢韧化机制主要为晶粒细化和针状铁素体组织的形成. 冲击韧性取决于裂纹形成功和裂纹扩展功. 试验钢采用了低 C 的成分设计, 避免了粗大渗碳体和脆性 M/A 岛的形成, 增加了裂纹形成功, 在一定程度上改善了材料的韧性. 多边形铁素体晶粒细化可大幅度降低材料的韧脆转变温度, 晶粒尺寸越细小, 晶界就越多, 裂纹扩展至晶界时的阻力会增大, 所需裂纹扩展功就越大, 冲击功就越高, 韧性就越好. 另外, 试验钢板表面至心部全厚度上均存在晶内形核的针状铁素体组织, 其晶界多为取向差较大的大角度晶界, 组织中大角度晶界比例越高, 材料的冲击韧性越好. 当组织中含有一定数量的针状铁素体时, 裂纹在扩展过程中将受到彼此咬合、相互交错的针状铁素体的阻碍, 甚至终止解理裂纹的扩展, 提高材料的冲击韧性.

3 结 论

1) 经 TMCP 工艺生产的 20 mm 厚的 V - N 微合金化 Q550D 中厚板显微组织为多边形铁素体 + 针状铁素体, 表面至心部的平均晶粒尺寸逐渐增大, 针状铁素体含量逐渐减少. 20 ~ 30 nm 的 (Ti, V)N 及小于 10 nm 的 V(C, N) 析出物弥散分布在多边形铁素体和针状铁素体基体上. 针状铁素体由相互交织的板条组成, 且其中含有高密度的位错线.

2) V - N 微合金化 Q550D 中厚板屈服强度、抗拉强度、断后伸长率分别为 651 MPa, 733 MPa, 18.0%, 达到了国标对其强度和塑性的要求, 且有 101 MPa 的强度富余量. 细晶强化、析出强化、位错强化、固溶强化、组织强化为主要的强化机制.

3) V - N 微合金化 Q550D 中厚板 - 20 °C, - 40 °C, - 60 °C 时的冲击功分别为 170, 105, 60 J, 韧脆转变温度低于 - 60 °C, 冲击韧性优异. 低 C 成分设计、晶粒细化、针状铁素体的形成为

主要的韧化机制.

参考文献:

- [1] Cao Z Q, Bao Y P, Xia Z H, et al. Toughening mechanisms of a high-strength acicular ferrite steel heavy plate [J]. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2010, 17(5): 567 - 572.
- [2] Andrzej K L. Mechanical properties and microstructure of ULCB steel affected by thermomechanical rolling quenching and tempering [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2000, 106(1/2/3): 212 - 218.
- [3] 赵显鹏, 郭怀兵, 刘继红, 等. Q550D 高强度冲击性能不稳定成因研究 [J]. 轧钢, 2010, 27(2): 18 - 19.
(Zhao Xian-peng, Guo Huai-bing, Liu Ji-hong, et al. Cause analysis of unstable impact property of Q550D high strength steel [J]. *Steel Rolling*, 2010, 27(2): 18 - 19.)
- [4] Jiang Q L, Li Y J, Wang J, et al. Characterization on strength and toughness of welded joint for Q550 steel [J]. *Bulletin of Materials Science*, 2011, 34(1): 161 - 167.
- [5] Misra R D K, Nathani H, Hartmann J E, et al. Microstructural evolution in a new 770 MPa hot rolled Nb-Ti microalloyed steel [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 394(1/2): 339 - 352.
- [6] Liu D S, Cheng B G, Chen Y Y. Strengthening and toughening of a heavy plate steel for shipbuilding with yield strength of approximately 690 MPa [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, 44(1): 440 - 455.
- [7] 胡军, 杜林秀, 王万慧, 等. 590 MPa 级热轧 V - N 高强车轮钢组织性能控制 [J]. 东北大学学报(自然科学版), 2013, 34(6): 820 - 823.
(Hu Jun, Du Lin-xiu, Wang Wan-hui, et al. Microstructural control and mechanical properties of 590 MPa grade hot-rolled V-N high strength steel [J]. *Journal of Northeastern University(Natural Science)*, 2013, 34(6): 820 - 823.)
- [8] Xu M, Sun X J, Liu Q, et al. Microstructural evolution and precipitation of V(C, N) in a low carbon V-bearing steel [J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2005, 26(2): 25 - 30.
- [9] Haruyoshi S. Weldability of modern structural steels in Japan [J]. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 1983, 23(3): 189 - 204.
- [10] Lee H W. Weld metal hydrogen-assisted cracking in thick steel plate weldments [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 445/446(1): 328 - 335.
- [11] Rabi L, Oliver S, Andre S, et al. GMA-laser hybrid welding of high-strength fine-grain structural steel with an inductive preheating [J]. *Physics Procedia*, 2014, 56: 637 - 645.
- [12] 胡军. V 微合金钢晶内形核铁素体相变及微观组织纳米化 [D]. 沈阳: 东北大学, 2014.
(Hu Jun. Transformation of intragranular nucleation ferrite and microstructural nano-structuring of V microalloyed steel [D]. Shenyang: Northeastern University, 2014.)
- [13] Hu J, Du L X, Wang J J, et al. Structure-mechanical property relationship in low carbon microalloyed steel plate processed using controlled rolling and two-stage continuous cooling [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 585(15): 197 - 204.
- [14] Hu J, Du L X, Xie H, et al. Microstructure and mechanical properties of TMCP heavy plate microalloyed steel [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 607(23): 122 - 131.