

Mn 含量对热轧超低碳钛低合金钢 组织与力学性能的影响

Effect of Mn Content on Microstructures and
Mechanical Properties of Hot-rolled Ultra-low
Carbon Ti Low Alloyed Steel

马娅娜, 杜林秀, 胡 军

(东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 沈阳 110819)

MA Ya-na, DU Lin-xiu, HU Jun

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

摘要: 实验钢在传统 C-Mn 钢的基础上添加低合金元素 Ti, 通过调整钢中 Mn 元素含量, 同时采用简便的控制轧制与控制冷却工艺, 获得了良好的组织形态及纳米尺度析出物, 从而在保证优良延伸性能的前提下大幅度提高了钢板的强度, 显著降低了钢材成本。使用金相显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)和透射电子显微镜(TEM)对微观组织进行观察。结果表明: 当实验钢 Mn 含量从 1.05% (质量分数, 下同) 提高至 1.5%, 平均晶粒尺寸从 6.4 μm 细化至 5.2 μm ; 基体中纳米尺度 TiC 的析出量明显增加; 屈服强度、抗拉强度和断后伸长率分别提高了 56.7、42.2MPa 和 1.2%, 达到了 558.7、662.2MPa 和 22.4%。

关键词: Mn 含量; 超低碳; 低合金钢; 钛; 组织与性能

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2015.09.001

中图分类号: TG335.3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2015)09-0001-05

Abstract: Based on conventional C-Mn steel, low alloyed element Ti was appropriately added to the experimental steels, and the content of Mn was adjusted. Meanwhile, the simple thermo mechanical control process (TMCP) was adopted. As a result, the good microstructural morphology and nano-scale precipitates were obtained. Therefore, the strength of steel plate obviously increased under the premise of guaranteed good elongation, and the cost of steel was reduced significantly. The microstructures were observed by OM, SEM, and TEM. The results show that when Mn content in the experimental steels increases from 1.05% (mass fraction) to 1.5%, the average grain size is refined from 6.4 μm to 5.2 μm , the nano-scale precipitates of TiC increase evidently. At the same time, the yield strength, the tensile strength and elongation increase by 56.7, 42.2MPa and 1.2%, and reach 558.7, 662.2MPa and 22.4%.

Key words: Mn content; ultra-low carbon; low alloyed steel; titanium; microstructure and property

高强度及优异韧性匹配的低合金钢一直是钢种开发工作中的重点。为了获得良好的韧性与焊接性能需降低钢材中的 C 含量, 随之引起的强度降低可通过添加 Si 和 Mn 元素来补偿。此外, 通过单独或复合添加微合金化元素 Nb, V, Ti 等形成的析出强化和细晶强化作用进一步提高了钢的强度^[1,2]。岳重祥等^[3]在 0.07% (质量分数, 下同) C-1.1% Mn 钢中添加 Ti, Nb, Ni, Cr, Mo 等合金元素, 获得了屈服强度大于 590MPa 的细密贝氏体高强钢。王建锋等^[4]在 0.046% C-1.45% Mn 钢中添加 0.09% 的合金元

素 Ti, 获得了屈服强度为 640MPa 的多边形铁素体+粒状贝氏体高强钢。Hu 等^[5]在 0.04% C-1.5% Mn 的钢中添加合金元素 Ti, V, 制备出屈服强度为 709MPa 的高强铁素体钢。衣海龙等^[6]在 C (< 0.12%) - Mn (< 1.8%) 钢中添加低合金元素 Ti, Nb, 通过控轧控冷工艺 (Thermo Mechanical Control Process, TMCP) 制备出抗拉强度为 730MPa 的高强钢。Misra 等^[7]以 0.06% C-1.5% Mn 为基础成分, 添加 Nb, Ti, Mo 和 B 微合金元素, 通过析出强化和贝氏体组织强化实现钢板 770MPa 的高屈服强度。

Funakawa 等^[8]以 0.04% C-1.5% Mn 为基础成分,添加微合金元素 Mo, Ti, 获得了抗拉强度 780 MPa 级热轧超高强度铁素钢。日本 JFE 公司^[9]开发出屈服强度 980 MPa 级热轧超高强 Ti-Mo-V 合金化钢板,通过提高 C, Mo, Ti 及 V 含量,大幅提高钢板强度,且保证了较高的断后伸长率。然而,上述合金钢中加入 Mo, Cr, Ni, Cu, Nb, V 等贵重合金元素,导致钢材成本增加。在低碳合金钢中添加 Ti 元素,通过调整 Mn 元素含量来研究 Mn 对显微组织及力学性能影响的文章还鲜有报道。本工作在传统 C-Mn 钢基础上添加微合金元素 Ti, 通过调整 Mn 元素含量,同时结合简便的控轧控冷工艺,获得良好的组织形态及纳米尺度析出物,从而在保证优良延伸性能的前提下大幅度提高了钢板的强度。

1 实验方法

实验钢由真空电磁感应炉进行冶炼并浇铸成 50 kg 钢锭,经锻造制成 45 mm 厚坯料。根据 Mn 含量不同将实验钢分成 A(1.05 Mn), B(1.5 Mn) 两组,其余元素含量相同,其中主要成分如下: Fe, C(0.02%~0.05%), Ti(0.1%~0.2%), P, S, Al。实验钢控制轧制和控制冷却工艺在 $\phi 450$ mm 二辊可逆试验机及冷却系统上进行。钢坯以 300 °C/h 的加热速率加热至

1200 °C,保温 2 h 后,缓冷至开轧温度 930 °C,在不再结晶区经 5 道次控制轧制至 7 mm 厚钢板,终轧温度约为 900 °C,继而以 35 °C/s 的冷速水冷至卷取温度 600 °C,随后炉冷至室温,模拟卷取过程。

金相试样研磨抛光后经 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀,利用 Leica DMIRM 光学显微镜(OM)及 FEI Quanta 600 扫描电子显微镜(SEM)进行观察;试样通过高氯酸酒精溶液电解抛光后,使用 SEM 的电子背散射衍射(EBSD)配件进行组织形貌观察;采用 FEI Tecnai G² F20 透射电子显微镜(TEM)对金属薄片试样进行研究,加速电压为 200 kV,析出物成分采用能谱(EDS)分析;室温拉伸实验在 Shimadzu AG-X 万能试验机上进行。

2 实验结果与讨论

2.1 实验结果

图 1 为 A, B 两种实验钢的 EBSD 晶体取向图和晶粒尺寸柱状图。由图 1 可知, A 钢中小尺寸的晶粒为 5~7 μm , 大尺寸晶粒为 12 μm 左右, 平均尺寸 6.4 μm ; B 钢晶粒主要为 2.5~5 μm , 个别大晶粒尺寸为 10~12 μm 左右, 平均尺寸 5.2 μm 。A 钢的屈服强度、抗拉强度和断后伸长率分别是 502.0, 620.0 MPa 和 23.6%, 而 B 钢的屈服强度、抗拉强度和断后伸长

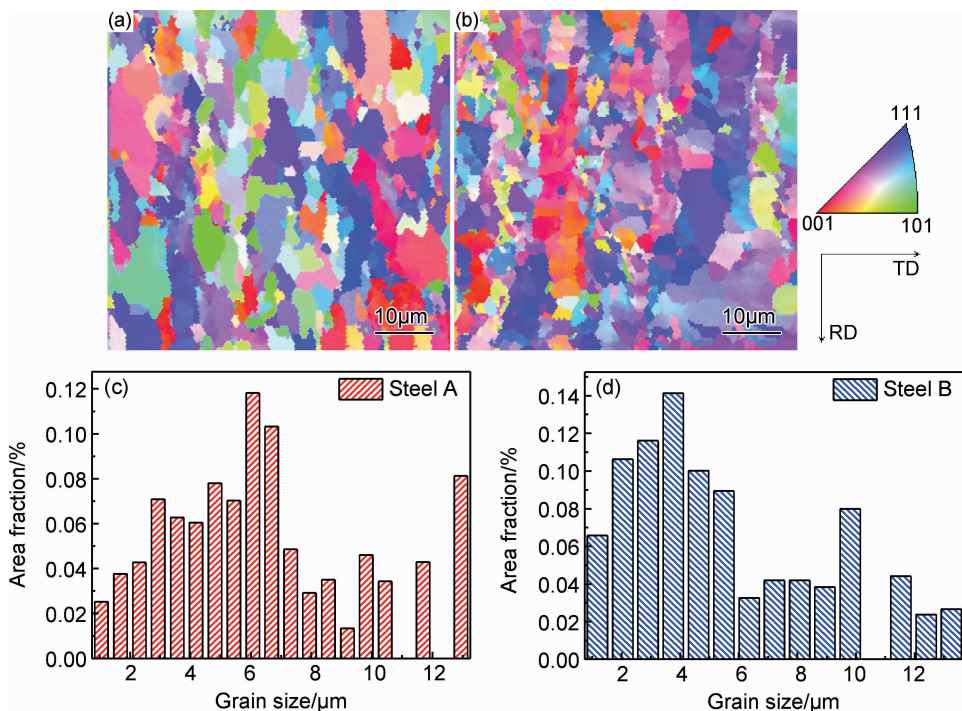


图 1 实验钢的 EBSD 晶体取向图和晶粒尺寸柱状图 (a) A 钢晶体取向图;

(b) B 钢晶体取向图; (c) A 钢晶粒尺寸柱状图; (d) B 钢晶粒尺寸柱状图

Fig. 1 EBSD orientation image maps and grain size histograms of experimental steels (a) orientation image map of steel A; (b) orientation image map of steel B; (c) grain size histogram of steel A; (d) grain size histogram of steel B

率则分别是 558.7,662.2MPa 和 22.4%。通过提高 Mn 含量,屈服强度和抗拉强度分别提高了 56.7MPa 和 42.2MPa,并保证了较高的断后伸长率。

图 2 为实验钢的显微组织图。由 SEM 图片可知,A 钢与 B 钢的显微组织均为细小的沿轧制方向有轻微带状形态的铁素体组织,且 B 钢铁素体晶粒尺寸

较 A 钢小。晶粒的细化主要是由于 TMCP 的作用,铁素体在变形带和变形奥氏体晶界处形核,形变使得奥氏体基体内部缺陷增多,位错密度增大,畸变能升高,铁素体形核率显著提高,由于铁素体晶粒之间的相互碰撞,使得晶粒在几何空间的长大受到抑制,从而铁素体晶粒得到细化^[10]。

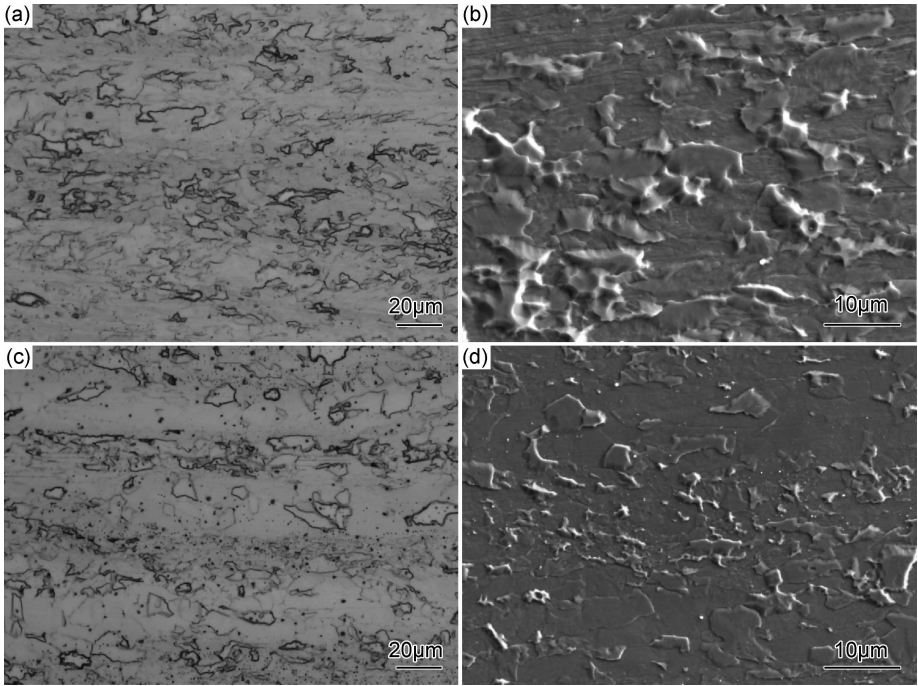


图 2 实验钢的显微组织 (a)A 钢 OM;(b)A 钢 SEM;(c)B 钢 OM;(d)B 钢 SEM

Fig. 2 Microstructures of experimental steels (a)OM of steel A;(b)SEM of steel A;
(c)OM of steel B;(d)SEM of steel B

图 3 和图 4 分别为 A 钢和 B 钢的 TEM 形貌及析出物 EDS 化学成分分析。A 钢和 B 钢晶内及晶界处分布着高密度的位错,位错之间相互缠结。A 钢和 B 钢的基体内均有大量纳米粒子析出,由于这些第二相粒子的钉扎作用,使得位错的运动变得更加困难,可大幅提高实验钢的屈服强度。A 钢铁素体晶粒内部的纳

米析出物呈现两类尺寸,分别为 15~18nm 和 5~8nm;B 钢中纳米析出物数量明显多于 A 钢,但尺寸较 A 钢小,较大的析出物尺寸约为 13nm,较小的约为 3~5nm。尺寸较大的析出物形核于控制轧制及道次间隔阶段,而较小析出物是在快冷后的缓慢冷却过程中形成的。析出物在 3~5nm 时与位错的交互作用最

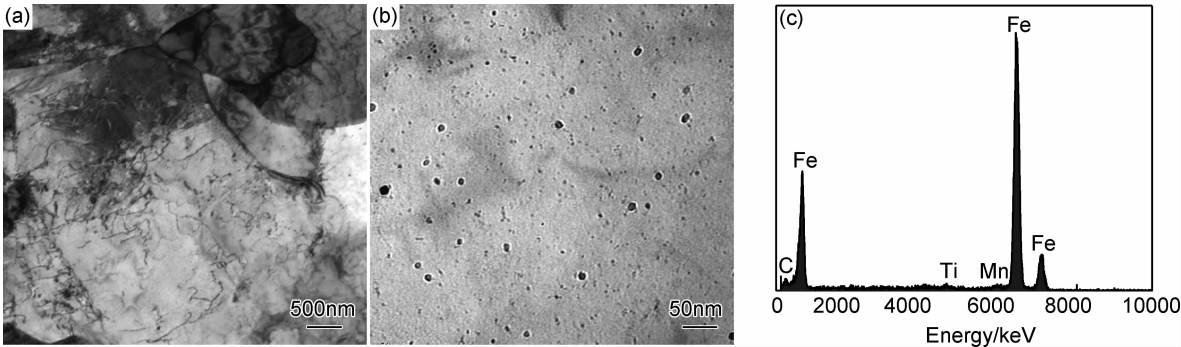


图 3 A 钢的 TEM 形貌及析出物 EDS 分析 (a)组织形貌;(b)析出物形貌;(c)析出物 EDS 分析

Fig. 3 TEM morphologies and precipitates EDS analysis in experimental steel A

(a)microstructures morphology;(b)precipitates morphology;(c)precipitates EDS analysis

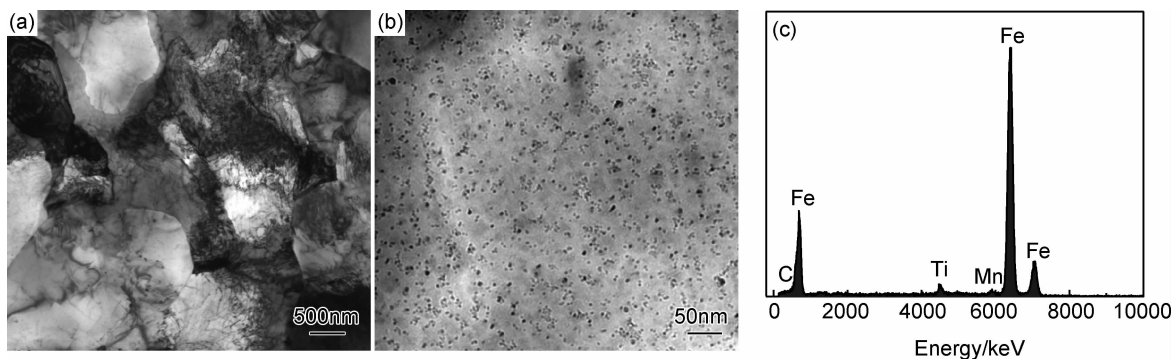


图 4 B 钢的 TEM 形貌及析出物 EDS 分析 (a)组织形貌;(b)析出物形貌;(c)析出物 EDS 分析

Fig. 4 TEM morphologies and precipitates EDS analysis in experimental steel B

(a)microstructures morphology;(b)precipitates morphology;(c)precipitates EDS analysis

强^[11],A 钢的析出尺寸粗大,而且体积分数小。此外,位错的绕过机制与粒子间距有关,B 钢的粒子间距更利于提高钢材的屈服强度。经 EDS 分析,A 钢与 B 钢中纳米尺度析出物均为 TiC。

2.2 分析讨论

2.2.1 Mn 元素对 TiC 析出行为的影响

根据 Irving 等^[12]、Akben 等^[13]和 Wang 等^[14]的研究,Mn 含量对 TiC 在奥氏体中的固溶度($\log[\text{Ti}][\text{C}]_y$)可以用式(1)表示:

$$\log[\text{Ti}][\text{C}]_y = 2.75 - \frac{7000}{T} + \frac{160}{T}(\text{Mn}\% - 1.0) \quad (1)$$

式(1)表明,在相同温度条件下,钢中 Mn 含量的增加可以提高 TiC 在奥氏体中的固溶度。B 钢 Mn 含量高于 A 钢,B 钢中 TiC 的固溶度大于 A 钢,由于控制轧制的形变诱导析出作用,A 钢在奥氏体中的析出物较 B 钢多,如图 3(b)和图 4(b)中较大的析出物所示,因此终轧后,B 钢中 Ti,C 原子在奥氏体中的溶解量多于 A 钢。微合金元素的碳氮化物的平衡析出温度与平衡固溶度有关,在某一温度下的过饱和度愈大,其析出量就愈大。快速冷却后,B 钢的奥氏体组织中 TiC 的过饱和度大于 A 钢,因此 B 钢的析出物多于 A 钢。实验钢在卷取缓冷过程中,微量元素的碳氮化物开始大量析出。由于 A 钢中 TiC 在奥氏体中的大量析出消耗了 Ti,C 等析出形成元素,因此在卷取过程中,A 钢的 5~8nm 尺度的析出物较少,而 B 钢的大量 Ti,C 原子在终轧后仍处于固溶状态,所以在卷取过程中,高过饱和度增大了析出的驱动力,形成了高体积分数弥散的 3~5nm 析出物。

一般情况下,碳氮化物的析出有两种:一是相间析出,即随着奥氏体向铁素体的转变,相界面不断推进,形成一排排有规则的新析出相;另一种是无规则地在位错线、空位晶界、亚晶界和基体上沉淀析出,即一般

析出^[15]。大多数情况下析出-温度-时间(PTT)曲线呈现“C 曲线”的特征,这是因为在“鼻尖”温度以上温度区间驱动力起主导作用,在“鼻尖”温度以下温度区间,原子扩散能力起作用所致^[16]。由于析出温度区间在 600℃以下,铁素体的相变速率快,所以铁素体/奥氏体界面迁移迅速,而析出物的形成元素 Ti 的扩散速率慢,因此先发生铁素体相变,然后在铁素体基体上过饱和析出 TiC,即在此温度范围内相间析出难以发生,而是以随机析出形式存在,即一般析出。

2.2.2 Mn 元素对合金钢组织与性能的影响

由于 B 钢中 Mn 元素含量较高,Mn 元素偏聚在奥氏体晶界,降低了界面能,从而减少晶界形核,延缓奥氏体的分解^[17],因此细化了晶粒,而晶粒细化又是唯一提高强度而不损害韧性的强化机制。晶粒细化引起的屈服强度增量($\Delta\text{YS}_{\text{FG}}$, MPa)可以由 Pickering^[18]提出的经典公式的导出公式(2)计算。

$$\Delta\text{YS}_{\text{FG}} = 17.402(D_{\text{F}}^{-1/2} - D_{\text{C}}^{-1/2}) \quad (2)$$

式中: D_{F} 为细平均晶粒尺寸,mm; D_{C} 为粗平均晶粒尺寸,mm。如前所述,控轧控冷后的 A 钢和 B 钢的平均晶粒尺寸分别为 6.4μm 与 5.2μm,因此 $\Delta\text{YS}_{\text{FG}}$ 计算结果为 23.8MPa,余下的 32.9MPa 来源于 Mn 促进 TiC 纳米尺度析出物的析出强化作用。

3 结论

(1)在超低碳(0.02%~0.05%)低合金钢中,添加微量(0.1%~0.2%)Ti 元素,通过调整 Mn 元素含量,并采用简便的控轧控冷工艺,得到具有良好塑性的高强钢,显著降低了钢材的成本。

(2)在超低碳钛低合金钢中将 Mn 元素的含量从 1.05%增加至 1.5%,可使得平均晶粒尺寸从 6.4μm 细化至 5.2μm。

(3) Mn 元素含量增加,提高了 TiC 在奥氏体中的固溶度,进而促进了 TiC 纳米粒子在铁素体中的析出,提高了析出强化作用;大量的 TiC 粒子钉扎晶界,细化晶粒尺寸,提高了细晶强化的作用。

(4)在细晶强化和固溶强化作用下,屈服强度和抗拉强度分别提高了 56.7MPa 和 42.2MPa,达到 558.7MPa 和 662.2MPa,并保证了较高的断后伸长率。

参考文献

- [1] RODRIGUES P C M, PERELOMA E V, SANTOS D B. Mechanical properties of an HSLA bainitic steel subjected to controlled rolling with accelerated cooling[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, 283(1-2): 136-143.
- [2] MORRISON W B. Microalloy steels-the beginning[J]. *Materials Science and Technology*, 2009, 25(9): 1066-1073.
- [3] 岳重祥,白晓虹,刘东升. 利用 TMCP 开发 F550 高强度船板钢的实验研究[J]. *材料工程*, 2013, (2): 7-11.
YUE Chong-xiang, BAI Xiao-hong, LIU Dong-sheng. F550 high strength plate steel for shipbuilding produced by TMCP[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2013, (2): 7-11.
- [4] 王建锋,李光强,温德智,等. 600MPa 级钛微合金化高强钢的组织与性能研究[J]. *武汉科技大学学报*, 2010, 33(6): 561-565.
WANG Jian-feng, LI Guang-qiang, WEN De-zhi, et al. Microstructure and properties of 600 MPa Ti-microalloyed high strength strip[J]. *Journal of Wuhan University of Science and Technology*, 2010, 33(6): 561-565.
- [5] HU J, DU L X, WANG J J. Effect of V on intragranular ferrite nucleation of high Ti bearing steel[J]. *Scripta Materialia*, 2013, 68(12): 953-956.
- [6] 衣海龙,徐洋,徐兆智,等. 低成本 780MPa 级热轧高强钢的组织与性能[J]. *机械工程材料*, 2010, 34(12): 37-39.
YI Hai-long, XU Yang, XU Zhao-guo, et al. Microstructure and properties of low cost 780MPa hot-rolled high-strength steel[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2010, 34(12): 37-39.
- [7] MISRA R D K, NATHANI H, HARTMANN J E, et al. Microstructural evolution in a new 770MPa hot rolled Nb-Ti microalloyed steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 394(1-2): 339-352.
- [8] FUNAKAWA Y, SHIOZAKI T, TOMITA K, et al. Development of high strength hot-rolled sheet steel consisting of ferrite and nanometer-sized carbides[J]. *ISIJ International*, 2004, 44

(11): 1945-1951.

- [9] SEKITA T, KANETO S, HASUNO S, et al. *Materials and technologies for automotive use*[R]. Japan: JFE Technical Report, 2004.
- [10] 周荣锋,杨王玥,孙祖庆. 不同 Mn 含量低碳钢过冷奥氏体形变过程中的铁素体相变[J]. *金属学报*, 2004, 40(1): 1-7.
ZHOU Rong-feng, YANG Wang-yue, SUN Zu-qing. Ferrite transformation during deformation of undercooled austenite in low carbon steels with different Mn contents[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2004, 40(1): 1-7.
- [11] 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: 197-201.
- [12] IRVING K J, PICKERING F B, GLADMAN T. Grain-refined C-Mn steels[J]. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1967, 205(2): 161-182.
- [13] AKBEN M G, CHANDRA T, PLASSIARD P, et al. Dynamic precipitation and solute hardening in a titanium microalloyed steel containing three levels of manganese[J]. *Acta Metallurgica*, 1984, 32(4): 591-601.
- [14] WANG Z Q, SUN X J, YANG Z G, et al. Effect of Mn concentration on the kinetics of strain induced precipitation in Ti microalloyed steels[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 561: 212-219.
- [15] 王有铭,李曼云,韦光. *钢材的控制轧制和控制冷却*[M]. 北京:冶金工业出版社, 2012. 54-55.
- [16] 雍岐龙. *钢铁材料中的第二相*[M]. 北京:冶金工业出版社, 2006. 310-316.
- [17] ARONSON H I. *The Mechanism of Phase Transformation in Crystalline*[M]. London: Institute of Metals, 1969. 2790.
- [18] PICKERING F B. *Physical Metallurgy of Microalloyed Steels* [M]. London: Applied Science Publishers, 1978. 15-20.

基金项目:国家科技支撑计划项目(2011BAE25B03)

收稿日期:2014-03-31;修订日期:2015-03-23

通讯作者:杜林秀(1962-),男,教授,博士生导师,主要从事材料成形过程组织性能控制、低成本高性能钢材产品开发等方面的研究工作,联系地址:辽宁省沈阳市和平区文化路 3 巷 11 号东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室(110819),E-mail:dulx@ral.neu.edu.cn