

# 奥氏体化条件对 675 装甲钢中马氏体相变的影响

Effect of Austenitization Condition on the Martensitic Transformation in 675 Armor Steel

乔志霞<sup>1</sup>, 李连进<sup>1</sup>, 宁保群<sup>2</sup>

(1 天津商业大学 机械工程学院, 天津 300134;

2 天津理工大学 材料学院, 天津 300191)

QIAO Zhi-xia<sup>1</sup>, LI Lian-jin<sup>1</sup>, NING Bao-qun<sup>2</sup>

(1 College of Mechanical Engineering, Tianjin University of Commerce,

Tianjin 300134, China; 2 College of Materials Science and Engineering,

Tianjin University of Technology, Tianjin 300191, China)

**摘要:** 利用高分辨热膨胀仪, 结合显微组织分析, 研究了奥氏体化过程中奥氏体化加热温度和保温时间两个重要参数对 675 装甲钢快速冷却中马氏体相变的影响, 包括原奥氏体晶粒尺寸、马氏体显微组织形态和马氏体相变点( $M_s$ )。结果表明: 奥氏体化温度对原奥氏体晶粒尺寸的影响程度远大于保温时间; 奥氏体化过程中, 675 装甲钢中钒微合金碳化物( $V_4C_3$ )在大约 1000℃ 能全部溶入到奥氏体中, 从而失去钉扎奥氏体晶界的作用, 致使晶粒开始粗化; 随原奥氏体晶粒尺寸增大, 快速冷却得到的马氏体尺寸迅速增大, 表现出对原奥氏体晶粒的组织遗传现象; 马氏体相变点( $M_s$ )受到奥氏体晶粒尺寸和钒微合金碳化物向奥氏体中溶解程度两个因素综合作用。

**关键词:** 装甲钢; 奥氏体化; 马氏体; 奥氏体晶粒尺寸

**doi:** 10.11868/j.issn.1001-4381.2014.07.002

**中图分类号:** TG113.12; TG142.33 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2014)07-0005-05

**Abstract:** The effect of austenitization temperature and holding time on the martensitic phase transformation in 675 armor steel was investigated using a combination of high-resolution dilatometric measurements and microstructural analysis, including prior austenite grains size, martensite morphology and martensitic transformation temperature ( $M_s$ ). The results show that austenitization temperature has much more significant effect on prior austenite grains size than holding time at austenite region. Carbides of vanadium microalloying elements can completely dissolve into austenite when the austenitization temperature reaches about 1000℃, and thus ceases to be effective in pinning austenite grain boundaries. The length and width of martensite laths or needles increase with increasing austenite grain size, showing apparent characteristic of hereditary. The variation of  $M_s$  temperature is a synthetic effect of the austenite grain size and the dissolution extent of vanadium microalloying elements into austenite.

**Key words:** armor steel; austenitization; martensite; austenite grain size

675 装甲钢是一种 V 微合金化 Cr-Ni-Mo 中碳低合金超高强钢, 主要用于坦克和装甲车辆上作为结构和防护材料。Ni, Cr 主要是强化铁素体和提高淬透性, Mo 能提高奥氏体稳定性, 同时具有沉淀强化的作用, V 的加入能起到细化晶粒和沉淀强化的作用, 多种强化机制共同作用使该钢具有优良的动态力学性能和抗侵略能力<sup>[1-3]</sup>。由于该钢重要的战略地位, 合理设计制造该钢的热处理工艺、挖掘其性能潜力尤为重要。该钢由调质钢发展而来, 为充分发挥其性能潜力, 目前其制造主要采用淬火+高温回火热处理工艺进行强化

以达到超高强度和足够的韧性<sup>[4-6]</sup>。其中, 奥氏体化过程是热处理工艺的第一步, 奥氏体化条件决定淬火冷却前奥氏体初始状态, 直接影响淬火后获得马氏体的组织形态, 对服役状态下的性能产生重要影响。对 675 装甲钢而言, 微合金元素钒的加入会在钢中形成诸如  $V_4C_3$  等弥散分布的强碳化物, 这些碳化物颗粒在奥氏体化过程中阻碍奥氏体晶粒长大而起到细化晶粒的作用<sup>[7-9]</sup>; 同时, 这些碳化物颗粒需要在奥氏体化过程中溶解进入奥氏体, 进而在后续冷却或回火过程中析出, 起到沉淀强化的作用, 这就使得奥氏体化条件

对 675 装甲钢相变过程的影响变得复杂<sup>[10,11]</sup>。本工作就奥氏体化过程中奥氏体化加热温度和保温时间两个重要参数对 675 装甲钢淬火冷却过程中马氏体相变的影响进行了系统研究。研究过程利用热膨胀试验,并结合显微组织分析。本研究期望为该钢热处理生产过程中奥氏体化工艺优化提供理论参考。

1 实验方法

实验用 675 装甲钢的化学成分如表 1 所示。热处理实验是在 DIL805A/D 差分膨胀仪上进行,试样尺寸为  $\phi 5\text{mm}\times 10\text{mm}$ ,利用线切割的方法取自经均匀化处理的热轧钢板。为研究奥氏体化条件对 675 装甲钢淬火冷却过程中马氏体相变的影响,实验分两组,A 组

用于考察奥氏体化加热温度不同对马氏体相变的影响,B 组用于考察保温时间不同对马氏体相变的影响。A 组具体热处理工艺为:将膨胀试样以  $10^\circ\text{C}/\text{min}$  的速率分别加热到  $850,900,950,1000,1100,1200^\circ\text{C}$ ,保温  $10\text{min}$ ,然后以  $2000^\circ\text{C}/\text{min}$  的速率连续冷却至室温。B 组热处理工艺为:将膨胀试样以  $10^\circ\text{C}/\text{min}$  的速率加热到  $900^\circ\text{C}$ ,分别保温  $2,20,30,60\text{min}$ ,然后以  $2000^\circ\text{C}/\text{min}$  的速率连续冷却至室温。实验过程中得到线膨胀量与温度关系曲线,利用切线法可以确定相变临界温度<sup>[12]</sup>。

为显示原奥氏体晶界,金相试样用过饱和苦味酸溶液腐蚀。原奥氏体晶粒尺寸用平均截距法来测定<sup>[13]</sup>。用 4%(体积分数)的硝酸酒精溶液腐蚀以显示冷却后获得马氏体显微组织。金相观察采用 BX51 型光学显微镜。

表 1 实验钢化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of the experimental steel (mass fraction/%)

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	S	P	Fe
0.3	0.26	0.45	3.1	0.47	0.94	0.1	0.003	0.009	Bal

2 实验结果与分析

2.1 奥氏体化临界温度

图 1 为 675 装甲钢以  $10^\circ\text{C}/\text{min}$  加热奥氏体化过程中的线膨胀曲线,利用切点法可以确定该钢奥氏体化开始温度( $A_{cl}$ )和终了温度( $A_{cs}$ )分别为  $727^\circ\text{C}$  和  $786^\circ\text{C}$ 。由此可知,实验中各试样在不同奥氏体化条件下均发生了完全奥氏体化。

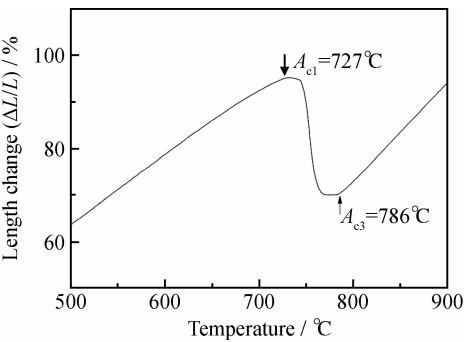


图 1 675 装甲钢奥氏体化过程中的线膨胀曲线  
Fig. 1 Dilatometric curve showing the austenitization transformation in 675 armor steel

2.2 原奥氏体晶粒尺寸

奥氏体化温度的升高和保温时间延长均会增大形成奥氏体的晶粒尺寸,图 2 是四个典型试样所得原奥氏体晶粒光学照片。用奥氏体晶粒平均截距长度表示

奥氏体晶粒尺寸,可得奥氏体晶粒尺寸与奥氏体化温度和在  $900^\circ\text{C}$  保温时间之间的变化关系,如图 3(a),(b)所示。对比图 3(a),(b)可见,奥氏体晶粒大小随奥氏体化温度升高和随保温时间延长而增大的具体情

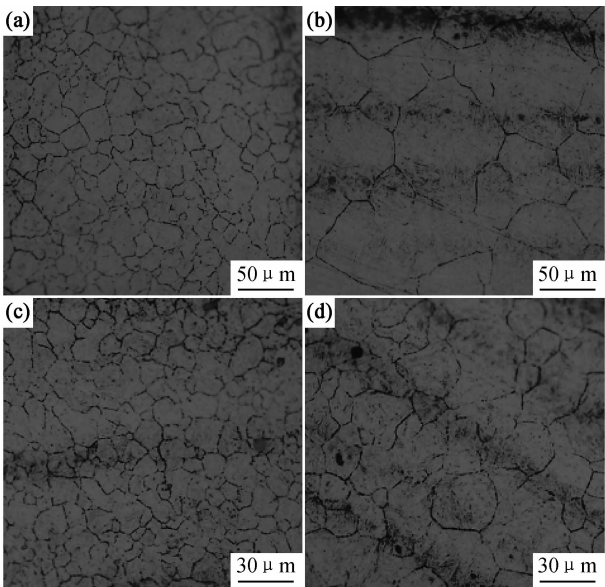


图 2 不同奥氏体化条件典型试样原奥氏体晶粒光学照片  
(a)  $850^\circ\text{C}\times 10\text{min}$ ; (b)  $1100^\circ\text{C}\times 10\text{min}$ ;  
(c)  $900^\circ\text{C}\times 2\text{min}$ ; (d)  $900^\circ\text{C}\times 60\text{min}$

Fig. 2 Optical micrographs showing the prior austenite grains in 675 armor steel specimens under different austenitization conditions (a)  $850^\circ\text{C}\times 10\text{min}$ ;  
(b)  $1100^\circ\text{C}\times 10\text{min}$ ; (c)  $900^\circ\text{C}\times 2\text{min}$ ; (d)  $900^\circ\text{C}\times 60\text{min}$

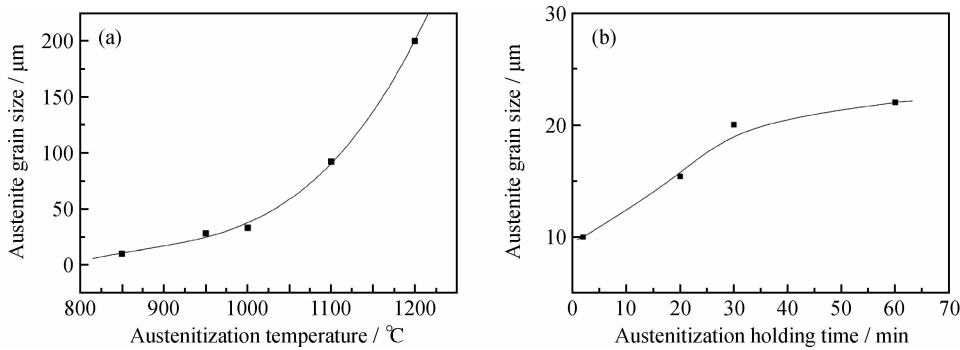


图 3 675 装甲钢不同条件奥氏体化所得奥氏体晶粒尺寸 (a)不同奥氏体化温度下;(b) 在 900℃保温不同时间  
Fig. 3 Austenite grain size in 675 armor steel specimens under different austenitization conditions  
(a) as a function of austenitization temperature;(b) as a function of holding time at 900℃

况有很大差别。

首先,奥氏体化温度对奥氏体晶粒尺寸的影响程度远大于奥氏体化保温时间对奥氏体晶粒尺寸的影响。当奥氏体化保温时间由 2min 延长到 60min,奥氏体晶粒大小从 10μm 增加到 22μm,晶粒度级别都在 8 级左右,属于细晶粒水平;而当奥氏体化温度从 850℃ 增加到 1200℃,奥氏体晶粒由 10μm 增加到 200μm,晶粒严重粗化。

其次,随奥氏体化温度升高和保温时间延长,奥氏体晶粒尺寸都非均匀长大,但两者对奥氏体晶粒尺寸影响的变化趋势不相同。奥氏体化温度的影响如下:当奥氏体化温度低于 1000℃ 时,奥氏体晶粒尺寸缓慢增长,当奥氏体化温度超过 1000℃ 后,奥氏体晶粒长大的

速率迅速加快。因此可以确定 675 装甲钢奥氏体晶粒粗化临界温度为大约 1000℃。利用回归分析法拟合奥氏体晶粒尺寸与奥氏体化温度间的变化关系,得:

$$L = -2849.9 - 9.6T - 1.1 \times 10^{-2} T^2 \quad (1)$$

式中: $L$  为奥氏体晶粒平均截距长度(μm); $T$  为奥氏体化加热温度(℃)。奥氏体化保温时间对晶粒尺寸的影响情况为:在保温时间较短时(小于 30min)奥氏体晶粒长大较快,之后奥氏体晶粒尺寸趋于饱和,随保温时间延长几乎不再进一步长大。

2.3 马氏体显微组织

675 装甲钢经不同条件奥氏体化后以 2000℃/min 快速冷却至室温得到的组织均为板条状和针状混合马氏体。图 4 显示的是与图 2 中四个典型试样相对

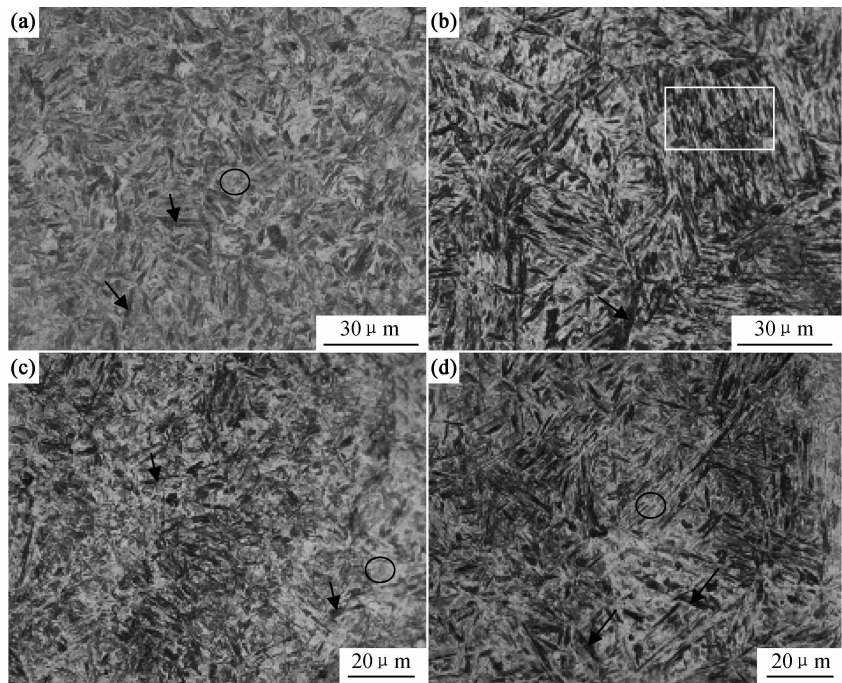


图 4 不同奥氏体化条件典型试样中马氏体组织光学照片 (a)850℃×10min;(b)1100℃×10min;(c)900℃×2min;(d)900℃×60min  
Fig. 4 Optical micrographs showing the martensite in 675 armor steel specimens under different austenitization conditions  
(a) 850℃×10min;(b) 1100℃×10min;(c) 900℃×2min;(d) 900℃×60min

应的马氏体显微组织,图 4 中单箭头指示的是高碳针状马氏体,圆圈指示的是板条马氏体束。由图 4 中可见,当原奥氏体晶粒尺寸较大时,获得马氏体针或板条束的尺寸也较大,即发生了“组织遗传”现象。在小尺寸奥氏体晶粒情况下,板条马氏体的板条宽度很小,板条界不能利用通常所用的 4% 硝酸酒精溶液腐蚀显示出来,因此显示为浅灰色基体(如图 4(a),(c),(d)),当奥氏体晶粒大到一定程度,马氏体板条加宽、变长,板条界也就能显示出来了,马氏体板条束越来越清晰可见,如图 4(b)中方框所示。在晶粒尺寸较大的奥氏体晶粒中可以清楚看到,同一位相马氏体板条束的长度贯穿整个原奥氏体晶粒(如图 4(b))。

2.4 马氏体相变点 ( $M_s$ )

$M_s$  温度的高低表示马氏体相变的过冷程度,它反

应使马氏体相变得以进行所需的最小化学驱动力的大小,即  $M_s$  越低,则相变的滞后程度越大,相变所需驱动力越大;反之,相变所需驱动力越小。通过对  $M_s$  点变化的分析,可以获取关于马氏体相变的许多有用信息。在连续冷却过程中所获得的线膨胀曲线上利用切点法可以确定马氏体相变温度( $M_s$ ),结果如表 2 所示。奥氏体晶粒大小对马氏体相变点具有最直接的影响,图 5 显示不同条件奥氏体化试验钢的  $M_s$  点随原奥氏体晶粒尺寸的变化关系。由图 5 可见,675 装甲钢马氏体相变点随奥氏体晶粒尺寸变化显著,整体趋势是先升高、后降低,即当奥氏体晶粒尺寸小于大约  $30\mu\text{m}$  时, $M_s$  点随奥氏体晶粒增大而迅速升高,之后,随奥氏体晶粒增大而下降。本实验中  $950^\circ\text{C} \times 10\text{min}$  奥氏体化的试样具有最高  $M_s$  点,为  $322^\circ\text{C}$ ,与最低  $M_s$  点相差近  $20^\circ\text{C}$ 。

表 2 不同条件奥氏体化的 675 装甲钢马氏体相变点

Table 2  $M_s$  temperatures obtained under different austenitization conditions in 675 armor steel

	Group A (with different austenitization temperatures)					Group B (with different holding time at $900^\circ\text{C}$ )			
	$850^\circ\text{C}$	$950^\circ\text{C}$	$1000^\circ\text{C}$	$1100^\circ\text{C}$	$1200^\circ\text{C}$	2min	20 min	30min	60min
AGS/ $\mu\text{m}$	10	28	33	92	200	10	15.4	20	22
$M_s/^\circ\text{C}$	313	322	314	310	304	304	308	312	318

Note: AGS is austenite grains size.

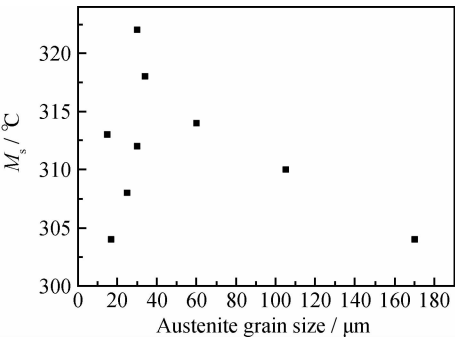


图 5 675 装甲钢不同奥氏体化条件下获得奥氏体晶粒尺寸对  $M_s$  温度的影响

Fig. 5  $M_s$  temperatures as a function of austenite grain size obtained under different austenitization conditions in 675 armor steel

2.5 讨论

奥氏体化温度和保温时间不同程度地影响 675 钢原奥氏体晶粒尺寸。马氏体组织对奥氏体晶粒有明显的“组织遗传”作用。奥氏体晶粒粗化会使马氏体板条加宽、板条束变大变长,马氏体针也变大变长。严格控制奥氏体化加热温度对有效控制马氏体组织起着关键作用。

在 675 装甲钢中,钒微合金化使钢中存在弥散分

布的以  $\text{V}_4\text{C}_3$  为主要形式的钒的碳化物,它们作为第二相质点对于阻碍奥氏体晶界移动起着重要作用。根据 Woodhead<sup>[14]</sup> 固溶度积公式计算可知, $\text{V}_4\text{C}_3$  在奥氏体中固溶温度为  $1019^\circ\text{C}$ ;研究<sup>[14]</sup> 还表明  $\text{V}_4\text{C}_3$  碳化物质量分数随奥氏体化温度升高而降低,当奥氏体化温度为大约  $1000^\circ\text{C}$  时  $\text{V}_4\text{C}_3$  碳化物全部消失。这些与图 3 中所示 675 装甲钢在奥氏体化温度超过  $1000^\circ\text{C}$  以后晶粒开始迅速粗化的结果相一致,说明奥氏体化温度在  $1000^\circ\text{C}$  之上钒就会失去细化晶粒的作用。

在  $900^\circ\text{C}$  保温,随保温时间的延长,奥氏体晶粒尺寸长大较缓慢,保温时间由 2min 增加到 60min,奥氏体晶粒尺寸从  $10\mu\text{m}$  仅增加到了  $22\mu\text{m}$ 。保温时间对奥氏体晶粒尺寸的影响程度远不如奥氏体化温度的影响,这说明钒碳化物溶解进入奥氏体以及奥氏体晶粒的长大的驱动力都主要来自奥氏体化温度的升高,而非时间的延长。

马氏体相变动力学会受到原奥氏体晶粒尺寸大小的影响。一方面,随奥氏体晶粒尺寸的长大,晶界面积减少,晶界对马氏体相变切变的阻力减少,因此发生马氏体相变时切变所需的能量减小,即相变所需的最小驱动力减小,从而引起马氏体相变点( $M_s$ )上升。另一

方面,在 675 装甲钢中,当奥氏体晶粒尺寸达到一定程度后,奥氏体晶粒的进一步长大伴随着钒微合金碳化物向奥氏体中的迅速溶解,即母相奥氏体中碳及钒等溶质原子浓度越来越高。溶质原子浓度的增加会促进母相强度提高,尤其是碳原子能在位错附近偏聚,起到钉扎位错的作用。因此,奥氏体晶粒尺寸超过一定程度后,晶粒尺寸增大的同时伴随马氏体相变所需驱动力增大,促使  $M_s$  点降低。在上述两种因素综合作用下,造成图 5 中  $M_s$  点随奥氏体晶粒尺寸增大先升高、后降低的变化趋势。当钒微合金碳化物未溶解进入奥氏体时,前者起主要作用,之后,晶粒粗化显著,后者起主要作用。

### 3 结论

(1)奥氏体化温度对原奥氏体晶粒尺寸的影响程度远大于保温时间,因此在 675 装甲钢热处理生产中控制加热温度对组织控制相对更为关键。

(2)奥氏体化过程中,675 装甲钢中钒微合金碳化物( $V_4C_3$ )在大约 1000℃能全部溶入到奥氏体中,因此奥氏体晶粒粗化温度在 1000℃之上。

(3)675 装甲钢中马氏体相变点  $M_s$  受到奥氏体晶粒尺寸和钒微合金碳化物向奥氏体中溶解程度两个因素综合作用。

#### 参考文献

- [1] 董立松,刘宁,辛士进,等. 高硬度装甲钢抗弹性能及其机理研究[J]. 兵器材料科学与工程,2010, 33(2):76—78.  
DONG Li-song, LIU Ning, XIN Shi-jin, et al. Study on ballistic performance and mechanism of high hardness armor steel[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2010, 33(2): 76—78.
- [2] 杨超,田时雨. 装甲钢动态性能与抗弹性能关系研究[J]. 兵器材料科学与工程,2002, 25(1):3—7.  
YANG Chao, TIAN Shi-yu. Study of relation between dynamic characteristics and penetrating of armor steel[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2002, 25(1): 3—7.
- [3] 陈雨来,董长征,蔡庆伍,等. Mo 和 Ni 对高强无碳化物贝氏体钢组织转变和力学性能的影响[J]. 材料工程,2013, (9):16—21.  
CHEN Yu-lai, DONG Chang-zheng, CAI Qing-wu, et al. Effect of Mo and Ni on microstructure and mechanical properties of carbide-free bainite ultra-high strength steels[J]. Journal of Materials Engineering, 2013, (9): 16—21.

- [4] TOMITA Y. Development of fracture toughness of ultra-high strength medium carbon low alloy for aerospace applications[J]. International Materials Reviews, 2000, 45(1): 27—37.
- [5] KRAUSS G. Deformation and fracture in martensitic carbon steels tempered at low temperatures[J]. Metallurgical and Materials Transactions: A, 2001, 32 (4): 861—877.
- [6] POKROVSKAYA N G, PETRAKOV A F, SHALKEVICH A B. Modern high-strength structural steels for aircraft engineering [J]. Metal Science and Heat Treatment, 2002, 44(11): 520—524.
- [7] TITHER G. The development and applications of niobium-containing HSLA steels[A]. HSLA Steels: Processing, Properties and Applications[C]. Warrendale, Pennsylvania: The Minerals, Metals & Materials Society, 1992. 61—80.
- [8] DAVIS C L, STRANGWOOD M. Preliminary study of the inhomogeneous precipitate distributions in Nb-microalloyed plate steels[J]. Journal of Materials Science, 2002, 37: 1083—1090.
- [9] 李晓林,蔡庆伍,余伟,等. N 含量对 Cr-Mo-V 系超低碳贝氏体钢组织性能和析出行为的影响[J]. 材料工程,2013, (3):16—21.  
LI Xiao-lin, CAI Qing-wu, YU Wei, et al. Effect of nitrogen content on precipitation behavior, microstructure and properties of Cr-Mo-V ultra-low carbon bainitic steel [J]. Journal of Materials Engineering, 2013, (3): 16—21.
- [10] NAM W J, LEE C S, BAN D Y. Effects of alloy additions and tempering temperature on the sag resistance of Si-Cr spring steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2000, 289(1—2): 8—17.
- [11] SUZUKI S, WEATHERLY G C, HOUGHTON D C. The response of carbonitride particles in HSLA steels to weld thermal cycles[J]. Acta Metallurgica,1987, 35(2): 341—351.
- [12] 林慧国,傅代直. 钢的奥氏体转变曲线-原理、测试与应用[M]. 北京:机械工业出版社,1988.
- [13] 上海交通大学金相分析组. 金相分析[M]. 北京:国防工业出版社,1982.
- [14] MAROPOULOS S, KARAGIANNIS S, RIDLEY N. The effect of austenitising temperature on prior austenite grain size in a low-alloy steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 483—484: 735—739.

基金项目:国家自然科学基金钢铁联合基金(50834011);国家自然科学基金项目(51204121,51104107)

收稿日期:2012-11-20;修订日期:2013-12-10

通讯作者:乔志霞(1973—),女,博士,副教授,主要从事金属材料固态相变的研究工作,联系地址:天津市北辰区津霸公路东口天津商业大学机械学院(300134),E-mail:qzhexia@tjcu.edu.cn