

奥氏体高温转变区二段冷却速率对铁素体相变的影响

Effect of Two-stage Cooling Rate on Austenite-ferrite
Phase Transformation in High Temperature
Transition Region

彭宁琦, 唐广波, 刘正东

(钢铁研究总院 结构材料研究所, 北京 100081)

PENG Ning-qi, TANG Guang-bo, LIU Zheng-dong

(Institute for Structural Materials, Central Iron and

Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

摘要: 采用 Gleeble 热力模拟机对 C-Mn 钢热压缩变形后过冷奥氏体高温转变区进行二段冷却速率控制, 通过冷却过程中施加微小应变, 并根据应力-温度曲线, 结合金相组织观察, 研究了二段冷却速率对铁素体相变开始温度和相变组织的影响。结果表明: 在过冷奥氏体高温转变区冷却相同时间, 相对于连续冷却, 当前段快冷, 后段缓冷时, 铁素体相变开始温度下降, 相变的铁素体体积分数增加; 当前段快冷速率为 $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时, 铁素体相变开始温度下降幅度能达到 100°C , 铁素体体积分数增加近 1 倍。因此, 应用前置式超快冷, 并随后缓冷的冷却方式有助于提高铁素体转变量, 并降低铁素体相变的温度, 以细化铁素体晶粒。

关键词: 冷却速率; 铁素体; 相变; 超快冷

doi: 10.3969/j.issn.1001-4381.2013.09.003

中图分类号: TG111.6 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2013)09-0011-05

Abstract: Effects of different two-stage cooling rates on start temperature and microstructure of ferrite transformation were studied with metallographic microstructure, stress-temperature curves and small strains in the cooling process. The two-stage cooling rate of C-Mn steel in high-temperature transition zone of deformed austenite was controlled by Gleeble thermal mechanical simulator. The results show that ferrite transformation start temperature drops and ferrite volume fraction increases when this way of front fast cooling and subsequent slow cooling at the high temperature transformation zone of supercooled austenite, compared with the same time continuous cooling, and when rapid cooling rates of $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ in the preceding stage, decline of ferrite transformation start temperature can reach 100°C and ferrite volume fraction is nearly double. Therefore, the cooling way of front ultra fast cooling (UFC) and subsequent slow cooling is helpful to enhance amount of ferrite transformation and reduce ferrite phase transition temperature in order to refine the ferrite grain.

Key words: cooling rate; ferrite; phase transformation; ultra fast cooling

钢铁的热连轧过程一般要经历由高温到室温的冷却过程。过冷奥氏体以不同冷却速率和冷却方式冷却时, 将形成不同的相变产物(铁素体、珠光体、贝氏体和马氏体等), 获得不同的组织和性能。相比于层流冷却, 超快冷充分发挥水的冷却效率, 大幅度提高冷却能力。超快冷与层流冷却的综合应用, 使冷速更能柔性化地被控制, 成为现在控制冷却技术研究的热点^[1-3]。

应用前置式(终轧后与层冷间)超快冷设备的热轧线现场, 轧后经历短时超快冷再进入层冷, 冷却速率发生很大变化。以往常通过实验室热模拟不同的恒定冷却速率下的组织演变情况作为现场控制冷却的依据^[4-8]。为了研究应用前置式超快冷对铁素体相变的影响, 本工作对过冷奥氏体高温转变区进行二段冷却, 分析二段冷却速率对铁素体相变开始温度和相变组织的影响。

1 实验材料与方法

实验用钢为一种 C-Mn 钢,化学成分(质量分数/%)如下:C 0.21, N 0.016, Si 0.41, Mn 1.24, S 0.005, P 0.012, 余量为 Fe。

采用 Gleeble 动态热力模拟试验机进行热压缩变形后的多段冷却速率控制。为获得超快冷却速率,将实验用钢机加工成 $\phi 5\text{mm}\times 10\text{mm}$ 的圆柱。试样冷却过程中,将发生冷缩,为防止试样掉落,热压缩变形后给 Gleeble 的压头施加一个连续的微量位移(使压头的变形速率大于试样的收缩速率),以顶住试样。由于试样冷却过程中将发生相变,而不同相热变形时表现的变形抗力不同,因此,冷却过程中任何应力-温度曲线上的偏转都与微观组织的变化有关,偏转点对应的温度即为动态相变点^[9]。为此,设计本实验热力模拟的规程如图 1(以实际模拟数据作示意图)和表 1 所示。

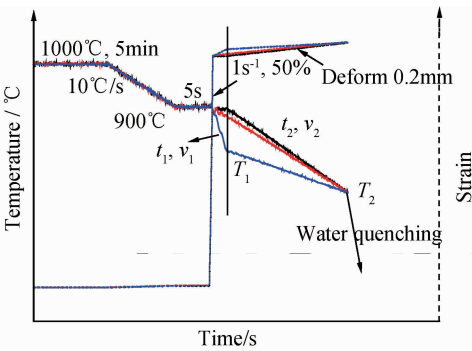


图 1 热模拟实验示意图

Fig. 1 Schematic diagram of thermal simulation test

表 1 试样编号与热模拟实验工艺参数对照

Table 1 Sample numbers and thermal simulation process parameters

Sample	$t_1 /$ s	$v_1 /$ ($^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$)	$T_1 /$ $^{\circ}\text{C}$	$t_2 /$ s	$v_2 /$ ($^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$)	$T_2 /$ $^{\circ}\text{C}$
A1	2	1	898	18	11	700
A2	2	10	880	18	10	700
A3	2	25	850	18	8.33	700
A4	2	50	800	18	5.56	700
A5	2	75	750	18	2.78	700
A6	2	100	700	18	0	700
A7	5	12.5	837.5	15	12.5	650
A8	5	15	825	15	15	600
A9	7.2	12.5	810			
A10	8.8	12.5	790			
A11	10.4	12.5	770			
A12	16	12.5	700			

将试样以10℃/s的速率加热到1000℃保温 5min,使试样充分奥氏体化,然后以 10℃/s 的冷速冷却至

900℃,等温 5s 消除试样内部的温度梯度,再以 1s⁻¹ 的应变速率进行压缩变形,变形量为 50%,采用二段冷却速率冷却到 T₂ 温度后迅速淬火,第一段冷却的冷速为 v₁,冷却时间为 t₁,冷却后温度为 T₁,第二段冷却的冷速为 v₂,冷却时间为 t₂,冷却过程中对试样压缩 0.2mm,记录整个过程的时间、温度、应变和应力数据。

将所有淬火试样沿加载方向切开,经镶样后研磨、抛光、4%硝酸酒精腐蚀,制成金相试样。在光学显微镜下观察金相组织,选择合适的放大倍数,采集不少于 20 个视场的观察区域,利用图像处理软件,定量分析各实验条件下的铁素体相含量。

2 结果与分析

2.1 动态相变开始温度的确定方法

以试样 A7 为例,对试样压缩变形后冷却过程中采集的温度、应力数据绘图,如图 2 所示。试样 A7 的实验条件下,压缩后冷却过程中应变量随时间的增加(二段冷却的冷速一致)均匀增大,但应力-温度曲线出现了明显的拐点。冷却过程的压缩变形,当铁素体形成时,应力-温度曲线开始偏离单相奥氏体应力的延伸线,并随着铁素体相变的不断进行,应力逐渐下降,这个拐点可确定为 A_{r3} 温度。如果仅发生奥氏体向铁素体的转变,铁素体相变结束温度 T_f 后应力会开始较缓慢地上升,如图 2 中的虚线所示;如果一旦发生奥氏体向珠光体或贝氏体的转变,应力会开始急剧上升,可将此拐点确定为珠光体或贝氏体相变的开始温度 A_{r1} 和 B_s。

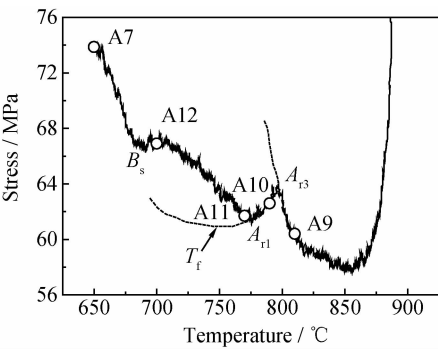


图 2 动态相变点的确定方法

Fig. 2 Method to determine the phase transformation start temperature

分析试样 A7 的应力-温度曲线,过冷奥氏体铁素体相变开始温度 A_{r3} 为 800℃,珠光体相变开始温度 A_{r1} 为 775℃,贝氏体相变开始温度 B_s 为 700℃。为验证确定的 A_{r3}, A_{r1} 和 B_s 温度,以 A7 试样同等的变形

情况和冷却速率,在曲线拐点附近(810,790,770℃和700℃时)对 A9~A12 试样进行水淬急冷,观察各试样的金相组织,如图 3 所示。试样 A9 为淬火马氏体组织;试样 A10 在马氏体晶界处出现了极少量的白色铁素体组织;试样 A11 为晶界上的多边形铁素体和马氏

体的组织;试样 A12 发生了珠光体相变;试样 A7 的组织为白色多边形和网状的铁素体+条纹状的珠光体+短棒状的贝氏体+块状的马氏体。金相组织表明,在冷却过程中变形,以应力-温度曲线的拐点确定动态相变开始温度的方法是可行的。

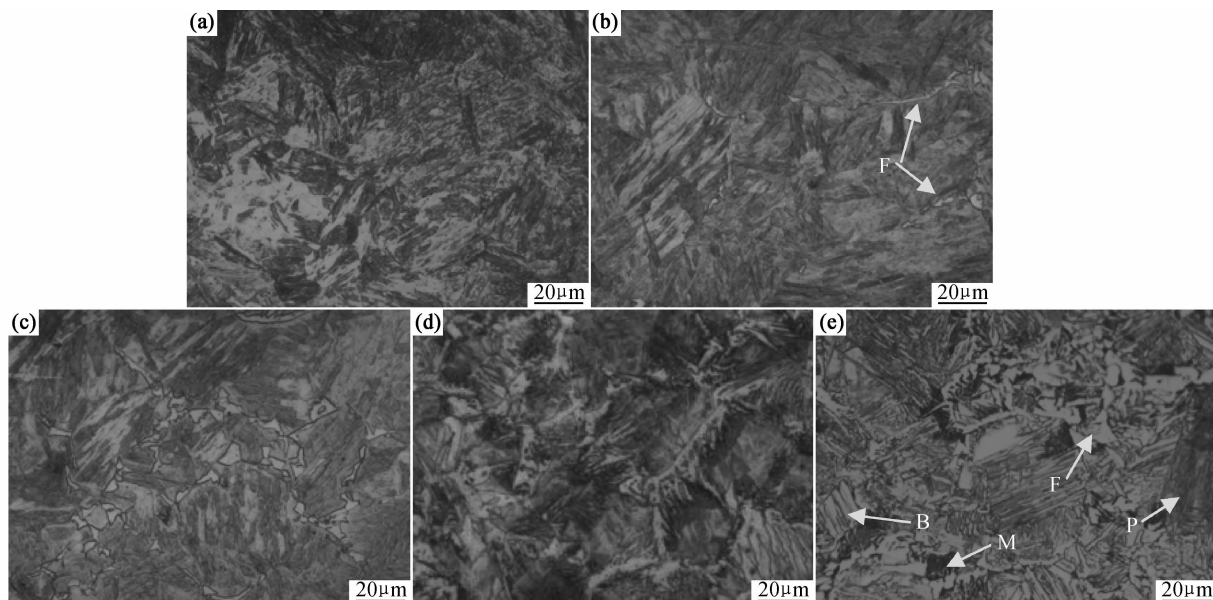


图 3 淬火试样的金相组织 (a) A9; (b) A10; (c) A11; (d) A12; (e) A7

Fig. 3 Microstructures of quenched specimens (a) A9; (b) A10; (c) A11; (d) A12; (e) A7

2.2 二段冷却速率对铁素体相变开始温度的影响

按照确定动态相变开始温度的方法,求取各实验条件下铁素体相变开始温度的结果如图 4 所示。可以看出,铁素体相变开始温度与实验的热履历密切相关。

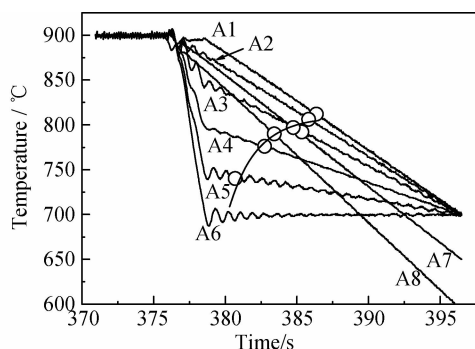


图 4 不同实验条件下的铁素体相变开始温度

Fig. 4 Ferrite transformation start temperature under different experimental conditions

试样 A2, A7 和 A8 分别以 10, 12.5℃/s 和 15℃/s 的冷速连续冷却,对应的铁素体相变开始温度分别为 806, 797℃和 790℃,铁素体相变开始时的冷却时间分别为 14.9, 13.8s 和 12.5s,这反映出一般性的结论:随着连续冷却速率的增大,相同状态过冷奥氏体铁素体相变的开始温度降低,孕育期缩短。

试样 A1~A6 经历二段不同冷却速率冷却相同时间至 700℃。对这 6 个试样的铁素体相变开始温度进行分析,研究表明:在过冷奥氏体高温转变区,若以 2 个不同冷却速率冷却,相对于连续冷却的冷速和铁素体相变开始温度,当前段缓冷(小于连续冷却的冷速),后段快冷时(大于连续冷却的冷速),铁素体相变开始温度上升;反之,当前段快冷,后段缓冷时,铁素体相变开始温度下降,并且,当缓冷或快冷的冷速变化程度较大时,铁素体相变开始温度有更大的上升或下降趋势。因此,应用前置式超快冷,能够降低铁素体相变开始温度,使更多的铁素体在较低温度时形核与长大,以期细化铁素体晶粒尺寸^[10]。

综合考究所有试样的铁素体相变开始温度,得出一个普遍的规律:铁素体开始转变时,无论此时的瞬时冷却速率多大,只要所处的热履历时间更短,开始转变温度就越低。

2.3 不同实验条件下的金相组织分析

图 5 示出了 A1~A6 淬火试样的金相组织。6 个试样中,只有 A1 存在贝氏体组织,其他 5 个试样的金相组织中,从 A2 到 A6,铁素体的转变量逐渐增多,并且铁素体的分布逐渐由晶界向晶内扩展。组织观察表明,在 900~700℃温度区间内二段冷却过程中,当前

段快冷、后段缓冷时提高了过冷奥氏体铁素体相变的转变量;由于铁素体相变温度较高,碳原子扩散能力较强,并且碳在铁素体中的溶解度远小于在奥氏体中的溶解度,所以碳原子可以由铁素体通过铁素体-奥氏体相界面向奥氏体进行充分扩散,使剩余的奥氏体中固溶的碳含量增加,而碳含量的增加将降低贝氏体相变

的开始温度,因此,试样 A2~A6 未发生贝氏体相变,试样 A1 由于较少的铁素体转变量,在 700℃ 以上时就发生了贝氏体相变。胡良均等^[11]研究弛豫对低碳贝氏体钢影响时,认为弛豫有利于同等冷却条件下得到贝氏体组织,尤其是板条状的贝氏体组织,这与试样 A1 弛豫 2s 再连续冷却的金相组织结果一致。

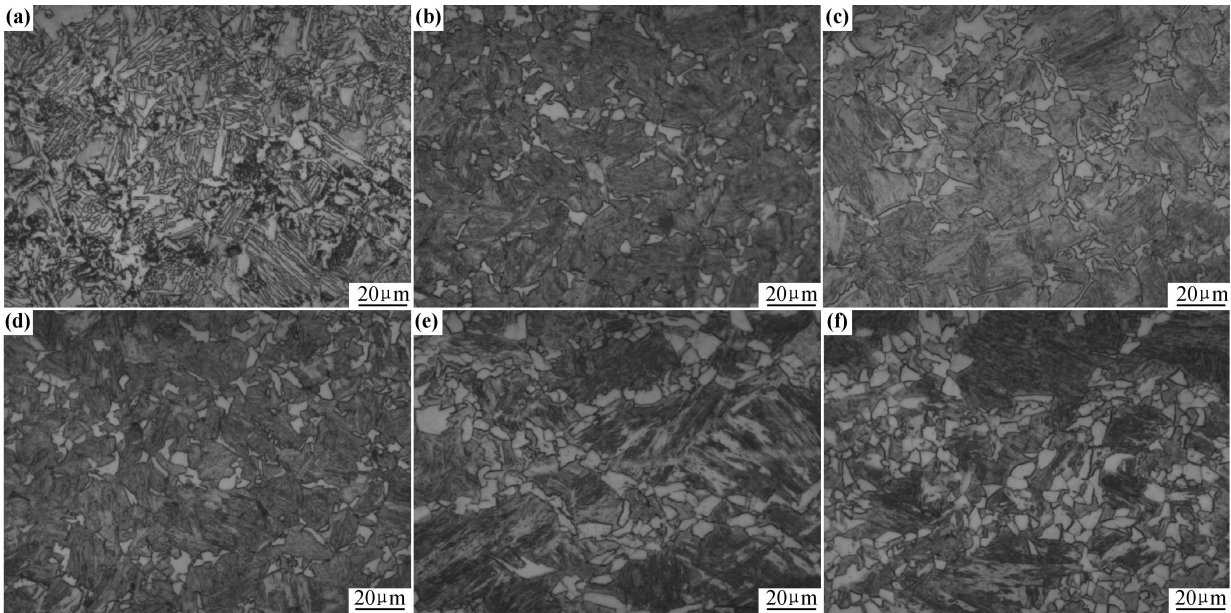


图 5 二段冷却速率变化时的金相组织 (a)A1;(b)A2;(c)A3;(d)A4;(e)A5;(f)A6
Fig. 5 Microstructures of quenched specimens for different two-stage cooling rates
(a) A1;(b) A2;(c) A3;(d) A4;(e) A5;(f) A6

图 6 示出了试样 A8 的金相组织,结合图 3 中试样 A7 和图 5 中试样 A2 的金相组织进行分析(试样 A2,A7 和 A8 分别以不同冷速连续冷却 20s 后淬火),观察结果显示,连续冷却速率为 10℃/s 时,铁素体沿晶界呈网状分布;随着冷却速率提高到 12.5℃/s 时,出现了较多的珠光体和少量的贝氏体;当冷却速率继续增至 15℃/s 时,珠光体数量明显减少,出现大量贝

氏体,并与晶界上的铁素体连成一片,组织比较均匀。观察结果表明,此种钢压缩变形 50% 时,临界淬火冷却速率大于 15℃/s;冷却速率为 10℃/s 时,贝氏体转变开始温度低于 700℃,因此,在压缩变形温度 900~700℃ 的区间内进行二段冷却,且冷却时间相同,能够考虑二段冷却速率对铁素体相变的影响。

2.4 二段冷却速率对铁素体体积分数的影响

为了定量地研究二段冷却速率对铁素体体积分数的影响,采用图像分析软件对各试样淬火组织中铁素体含量进行测定,用多张试样光学显微组织中铁素体所占面积百分比的平均值表示铁素体体积分数。

图 7 示出了铁素体体积分数与相变开始温度的对应关系。可以看出:当变形量、冷却的温度区间和冷却时间一定时,铁素体体积分数随相变开始温度的降低而增加。结合上述二段冷却速率对铁素体相变开始温度影响的结论,分析表明:在一定的过冷奥氏体高温转变区间,若以 2 个不同冷却速率冷却相同时间,相对于连续冷却的冷速和对应的铁素体相变体积分数,当前段快冷(大于连续冷却的冷速),后段缓冷时(小于连续冷却的冷速),铁素体相变的体积分数将增加。这是因

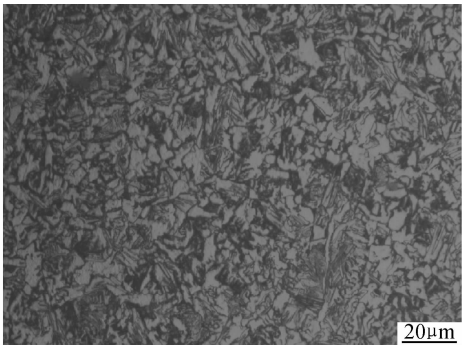


图 6 试样 A8 以 15℃/s 的冷速连续冷却 20s 后淬火的金相组织

Fig. 6 Microstructure of quenched specimen A8 after cooled for 20s continuously at 15℃/s cooling rate

为铁素体相变过程是一个热激活过程,前段快冷时,使过冷奥氏体中空穴数目增多,这些空穴将会在界面处湮没,这样界面结构会变得更松散,即晶界位相角会有所增加,从而导致母相中原子通过热激活跃过界面进入新相所需克服的能垒(生长激活能)减小,增大铁素体的长大速率^[12];过冷度的增加,降低了临界形核功,增大了相变自由能,有利于铁素体相的形核和长大;前段快冷减少了形变奥氏体的回复程度,为铁素体相变提供更多的形核位置和更大的长大驱动力。当铁素体相变温度较低时,形核率和晶核长大速率随着原子扩散能力的降低而减小,所以,随前段快冷冷速的增大(后段冷速相应的减小),铁素体相变体积分数增加的趋势有所减缓。因此,应用前置式超快冷,并随后缓冷的冷却方式有助于提高铁素体相变的体积分数。

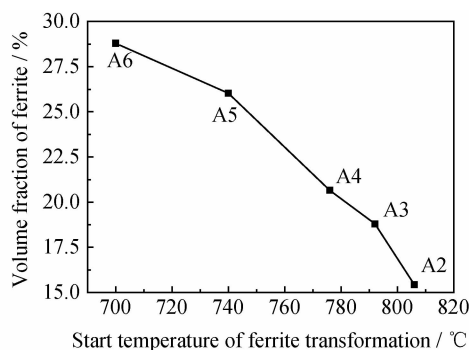


图7 铁素体体积分数与相变开始温度的关系

Fig. 7 Relationship between ferrite volume fraction and ferrite transformation start temperature

3 结论

(1)在冷却过程中施加应变,以应力-温度曲线的拐点确定动态相变开始温度的方法是可行的。

(2)过冷奥氏体高温转变区,若以2个不同冷却速率冷却相同时间,相对于连续冷却的冷速和对应的铁素体相变体积分数,当前段快冷(大于连续冷却的冷速),后段缓冷时(小于连续冷却的冷速),铁素体相变开始温度下降,但铁素体相变的体积分数将增加。

(3)应用前置式超快冷,并随后缓冷的冷却方式有助于提高铁素体转变量,并降低铁素体相变的温度,以细化铁素体晶粒。

参考文献

[1] 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.

[2] BUYUICHILLI G, ANELLI E. Present status and perspectives of european research in the field of advanced structural steels[J]. ISIJ International, 2002, 42(12): 1354—1363.
[3] SUN Y K, WU D. Effect of ultra-fast cooling on microstructure of large section bars of bearing steel[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2009, 16(5): 61—65.
[4] 李曼云, 孙本荣. 钢的控制轧制和控制冷却技术手册[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1990.
[5] 王立军, 蔡庆伍, 余伟, 等. 低碳低合金钢的连续冷却相变组织特征及其形成机制[J]. 材料工程, 2010, (8): 29—33.
WANG Li-jun, CAI Qing-wu, YU Wei, et al. Characterization and formation mechanism of microstructures of low carbon low alloy steel during continuous cooling transformation[J]. Journal of Materials Engineering, 2010, (8): 29—33.
[6] 吉玲康, 张伟卫, 高慧临, 等. X100 管线钢的连续冷却转变[J]. 材料工程, 2011, (2): 10—16.
JI Ling-kang, ZHANG Wei-wei, GAO Hui-lin, et al. Continuous cooling transformation of X100 pipeline steel[J]. Journal of Materials Engineering, 2011, (2): 10—16.
[7] YEONG T P. Measurement and modelling of diffusional transformation of austenite in C-Mn steels[D]. Taipei: National Sun Yat-Sen University, 2001.
[8] UMEMOTO M, GUO Z H, TAMURA I. Effect of cooling rate on grain size of ferrite in a carbon steel[J]. Materials Science and Technology, 1987, 3(4): 249—255.
[9] 刘振宇, 许云波, 王国栋. 热轧钢材组织-性能演变的模拟和预测[M]. 沈阳: 东北大学出版社, 2004.
[10] 翁宇庆. 超细晶钢: 钢的组织细化理论与控制技术[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2003.
[11] 胡良均, 尚成嘉, 王学敏, 等. 弛豫-析出-控制相变技术中冷却速度对组织的影响[J]. 北京科技大学学报, 2004, 26(3): 260—263.
HU Liang-jun, SHANG Cheng-jia, WANG Xue-min, et al. Effect of relaxation process and cooling rate on intermediate phase transformation structure refinement[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2004, 26(3): 260—263.
[12] 张丽芳, 刘永长. 冷却速度对 Fe-4Cr 合金奥氏体-铁素体相变的影响[J]. 材料热处理学报, 2011, 32(9): 58—62.
ZHANG Li-fang, LIU Yong-chang. Effect of cooling rate on austenite-ferrite phase transformation of Fe-4Cr alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2011, 32(9): 58—62.

基金项目: 国家“十一五”科技支撑计划项目(2006BAE03A08)

收稿日期: 2012-03-21; 修订日期: 2013-03-23

作者简介: 彭宁琦(1981—), 男, 博士研究生, 主要从事钢铁控制轧制过程组织性能预报与控制技术研究, 联系地址: 北京市海淀区学院南路 76 号钢铁研究总院结构材料所计算材料组(100081), E-mail: pengningqi@163.com

通讯作者: 唐广波(1971—), 男, 博士, 高级工程师, 从事材料加工及热轧过程组织性能预报与控制技术研究, 联系地址: 北京市海淀区学院南路 76 号钢铁研究总院结构材料所计算材料组(100081), E-mail: tang-guangbo@nercast.com