

低碳钒微合金钢的淬透性研究

Hardenability of Low Carbon Vanadium
Microalloyed Steels

李晓闲^{1,2}, 孙新军², 杨庚蔚^{1,2}, 李昭东², 虞 澜¹, 雍岐龙²

(1 昆明理工大学 材料科学与工程学院, 昆明 650093;

2 钢铁研究总院 工程用钢所, 北京 100081)

LI Xiao-xian^{1,2}, SUN Xin-jun², YANG Geng-wei^{1,2},

LI Zhao-dong², YU Lan¹, YONG Qi-long²

(1 Department of Materials Science and Engineering, Kunming
University of Science and Technology, Kunming 650093, China;

2 Department of Structural Steels, Central Iron and Steel
Research Institute, Beijing 100081, China)

摘要: 利用钢-淬透性的末端淬火实验, 结合碳化钒的析出热力学计算, 研究 V 对低碳钢淬透性的影响。结果表明: 随着 V 含量的增加, 实验钢的淬透性提高。VC 的热力学计算结果表明, 在 880℃ 淬火温度下, 0.22C 钢中固溶 V 含量随着钢中添加的 V 含量增加而增加。当钢中添加 V 含量大于 0.137% (质量分数) 时, VC 将在奥氏体中析出, 固溶 C 含量开始减少。综合考虑固溶 C 含量、固溶 V 含量及原始奥氏体晶粒尺寸等因素, 对实验钢理想临界直径进行计算, 发现理想临界直径的变化趋势与末端淬火实验结果相吻合。

关键词: 钒; 淬透性; 末端淬火实验; 晶粒细化

doi: 10.3969/j.issn.1001-4381.2014.04.010

中图分类号: TG142.1 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2014)04-0058-05

Abstract: By using Jominy end quench test and combining with thermodynamic calculation of vanadium carbide precipitation, the influence of vanadium on the hardenability of low carbon steels was investigated. The results indicate that the hardenability of the experimental steels are improved by increasing the total content of V. The thermodynamic calculation results show that the concentration of V in solution increases with the increasing content of V in 0.22C steel at 880℃. The VC particles precipitate in austenite when the V content is more than 0.137% (mass fraction) in steel, and the concentration of C in solution decreases. The ideal critical diameter of experimental steels is calculated by comprehensive consideration of the concentration of V and C in solution and the prior austenite grain size. The variation trend of ideal critical diameter agrees well with the experimental results.

Key words: vanadium; hardenability; Jominy end quench test; grain refinement

钒 (V) 是钢中使用最为广泛的微合金元素之一, 钢铁材料的 V 微合金化有着诸多的优点。例如: 当采用 V 微合金化时, 不必刻意脱除钢中的 N, 从而降低冶炼成本^[1,2]; V 在钢中的固溶度较大, 固溶温度低, 易于添加^[3,4]; V 在低、中、高碳钢中都具有较强的析出强化作用^[4], 它不但可在高温奥氏体区析出, 阻止奥氏体晶粒长大, 增加铁素体形核位置, 而且在较低温度的铁素体区也能析出, 增加晶内铁素体形核核心, 细化铁素体晶粒等^[5-7]。目前为止, 有关 V 的大部分研究主要集中在沉淀强化及晶粒细化方面^[8], 而关于 V 对

钢淬透性的影响报道较少。近期, Yang G. W. 等^[9]在低碳 V 微合金化的成分基础上, 利用一次再加热淬火工艺, 成功制得了平均原始奥氏体晶粒尺寸约为 3μm 的超细晶马氏体钢, 并获得了优良的综合力学性能。在此基础上, 研究 V 对低碳钢淬透性的影响有助于 V 微合金化技术在工业生产中的应用。同时, 对高性能马氏体钢的生产有着十分重要的意义。

V 在钢中的存在形式有两种: 一种是以固溶形式存在; 另一种则是以碳氮化物的形式存在。有研究表明^[10,11], 固溶的 V 能提高钢的淬透性, 而以碳氮化物

形式析出的 V 将消耗钢中固溶的 C,从而降低钢的淬透性;另外,微合金碳氮化物的析出能阻止奥氏体晶粒的长大,细化晶粒,但由于细小的奥氏体晶粒会提高临界冷却速率,从而损害钢的淬透性^[12-15]。本工作利用钢-淬透性的末端淬火实验,测定不同 V 含量实验钢的淬透性曲线,并结合碳化钒的析出热力学计算深入研究 V 对低碳钢淬透性的影响。

表 1 实验钢的化学成分(质量分数/%)

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

No	C	Si	Mn	Mo	P	S	V	Ti	B	Al	Fe
1 [#]	0.21	0.36	1.21	0.12	0.0079	0.0074	0	0.0140	<0.0005	0.0140	Bal
2 [#]	0.22	0.34	1.19	0.12	0.0074	0.0062	0.076	0.0100	<0.0005	0.0084	Bal
3 [#]	0.22	0.35	1.19	0.12	0.0067	0.0062	0.17	0.0097	<0.0005	0.0078	Bal

1.2 端淬实验

末端淬火实验采用直径 25mm、长 100mm 的圆棒,如图 1 所示。将试样再次加热至 880℃ 保温 30min,随后在 5s 内迅速放至端淬实验台上喷水至试样全部冷透。将试样沿轴线方向在相对 180°的两边各磨去 0.4~0.5mm 的厚度以获得两个相互平行的平面,然后利用 TH300 洛氏硬度计从距顶端 1.5mm 处沿轴线自左至右测定洛氏硬度值。

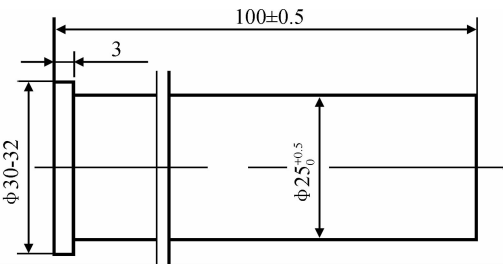


图 1 末端淬火试样

Fig. 1 The end quenching specimen

1.3 微观组织观察

进行末端淬火实验后,在距淬火顶端 9mm 处切取金相试样,进行磨光和抛光。利用 2%(质量分数,下同)的硝酸酒精溶液进行腐蚀,在扫描电镜(FEI Quanta 650FEG 热场发射电镜)下分析观察 3 种实验钢相同位置处的组织变化;利用 TH300 洛氏硬度计测量端淬试样径向的硬度分布;在 50~60℃下,用过饱和苦味酸+洗涤剂的混合溶液腐蚀原始奥氏体晶界,根据 GB/T 6394—2002 金属平均晶粒度测定法测量晶粒尺寸。

2 实验结果

2.1 端淬实验

实验钢的端淬曲线如图 2 所示。可以看出,实验

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验钢采用 50kg 真空感应炉冶炼,其化学成分如表 1 所示。钢锭锻造为直径 30mm 的圆棒。从钢棒上切取毛坯样进行正火(正火温度 880℃,保温时间 30min)。按 GB/T 225—2006 的标准加工成端淬试样。

钢水冷端的硬度最高。随着离水冷端距离的增加,实验钢的硬度随之降低。对比 1,2,3[#] 钢的淬透性曲线可以发现,随 V 含量的增加,硬度提高,钢的淬透性曲线右移,淬透性提高但曲线形状基本不变。

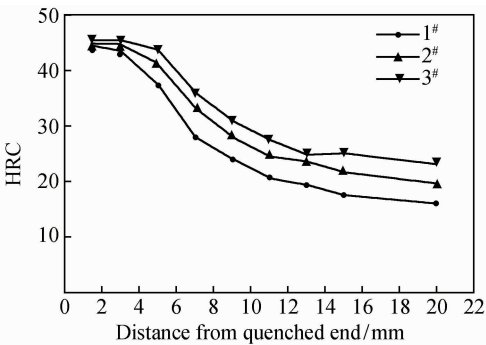


图 2 实验钢的淬透性曲线

Fig. 2 The hardenability curves of tested steels

从图 2 中选取对应的点进行比较:(1)从距淬火端面 1.5mm 处(J1.5)来看,1~3[#] 钢的硬度值基本相同,约为 45HRC。可知 V 含量对 J1.5 处的硬度基本没有影响。由于 J1.5 处离喷水端最近,该位置最容易得到马氏体组织,因此 J1.5 处的硬度主要取决于基体中的 C 含量;(2)从距淬火端面 9mm 处(J9)来看,1~3[#] 钢在该位置处的硬度值差别明显,其硬度值分布为 24,28,31HRC。相比于 J1.5 处的硬度,J9 处的硬度均下降明显,其中 1[#] 钢的硬度降幅最大,接近 50%,3[#] 钢的硬度为 14HRC,降幅最小。对比 1~3[#] 钢 J9 处的硬度值,可以发现,增加钢中的 V 含量,可减缓各实验钢硬度下降的趋势;(3)从距淬火端面 11mm 处(J11)来看,1~3[#] 钢的硬度仍在不断下降。其中 1[#] 钢硬度已经降到了 20HRC,与 J1.5 处硬度值相差 20HRC 以上。说明 1[#] 钢在离淬火端面 11mm 处没有

发生马氏体转变。

2.2 显微组织观察

图 3 为实验钢中 J9 处的组织形貌图。从图 3(a) 可以看出,不含 V 的 1[#] 钢组织由先共析铁素体 (F) + 贝氏体 (B) 组成,其中先共析铁素体的含量较多;当钢中添加微合金元素 V 以后,2[#] 钢相同位置

处的组织也主要是先共析铁素体 + 贝氏体,但 2[#] 钢中先共析铁素体量明显减少(图 3(b));随着钢中 V 含量升高至 0.17%,3[#] 钢中先共析铁素体的量进一步减少,其主要沿原始奥氏体晶界分布,钢中还出现少量的马氏体组织(M),奥氏体晶粒尺寸也有所减小(图 3(c))。

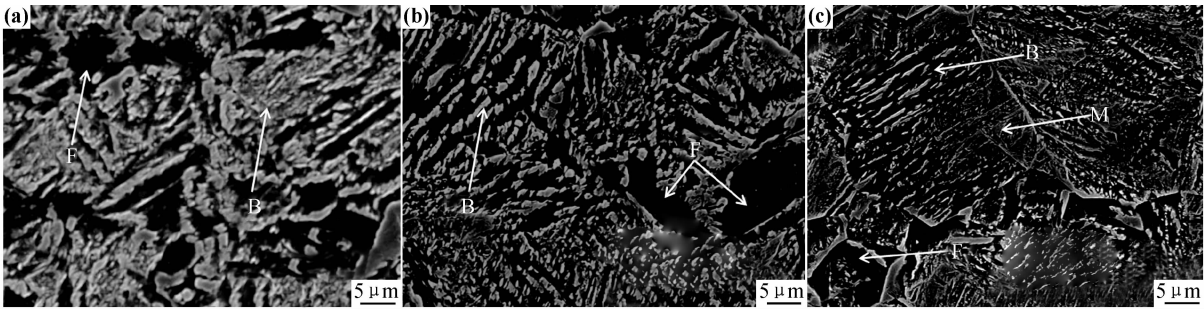


图 3 实验钢 J9 处的显微组织
(a) 1[#] 钢;(b) 2[#] 钢;(c) 3[#] 钢
Fig. 3 Microstructure of experimental steels in J9 position
(a) 1[#] steel;(b) 2[#] steel;(c) 3[#] steel

2.3 径向硬度分布

图 4 为 1~3[#] 实验钢 J9 处的径向硬度分布规律曲线图。可以看出,3 种实验钢 J9 处沿直径方向,从边缘到中心硬度值没有明显的变化。由于硬度值与显微组织相对应,这说明在同一直径上组织是均匀的。同时,这也说明在进行端淬实验时,试样的冷却速率是以轴向为主,径向的冷却速率不足以对端淬硬度产生明显影响。

2.4 奥氏体晶粒尺寸

实验钢淬火端面奥氏体形貌如图 5 所示,其奥氏体晶粒尺寸和晶粒度级数如表 2 所示。可知,不含 V 的 1[#] 钢中原始奥氏体晶粒尺寸最大,为 15.14 μ m。当钢中添加微合金元素 V 以后,奥氏体晶粒被细化。V 含量为 0.076% 时,2[#] 钢晶粒尺寸略有减少;随着 V 含量

增加至 0.17%,3[#] 钢中奥氏体晶粒尺寸减小至 11.25 μ m。

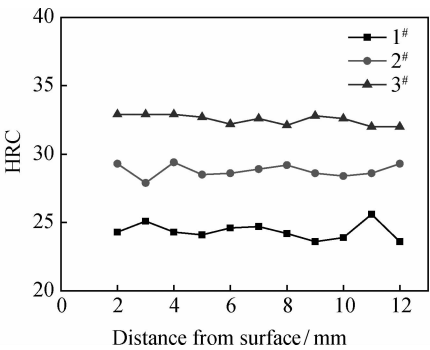


图 4 实验钢 J9 处的横截面硬度分布
Fig. 4 The diametral hardness distribution for tested steel in J9 position

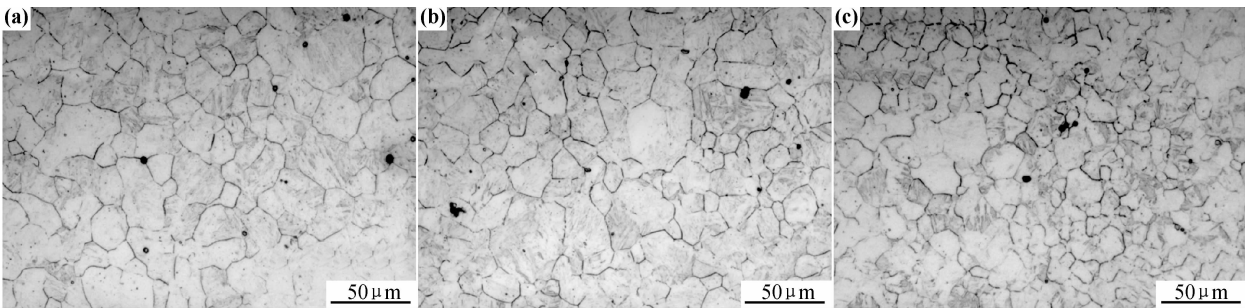


图 5 实验钢淬火端面奥氏体形貌
(a) 1[#] 钢;(b) 2[#] 钢;(c) 3[#] 钢
Fig. 5 Morphologies of austenite in the end quench of tested steels
(a) 1[#] steel;(b) 2[#] steel;(c) 3[#] steel

表 2 实验钢在 880℃ 下的奥氏体晶粒尺寸和级数

Table 2 The grain size and grade of austenite for experimental steels at 880℃

No	Austenitic grain size/ μm	Grade
1 [#]	15.14	9.0
2 [#]	13.49	9.5
3 [#]	11.25	10.0

3 分析与讨论

钢的淬透性是指在淬火时获得马氏体组织的能力。常用的淬透性概念指的是心部获得 50% 马氏体时的临界直径，俗称半马氏体淬透性。M. A. Grossmann^[16] 给出了描述钢板淬透性的参数——理想临界直径 D_1 (即淬火得到 50% 马氏体的深度, mm) 的表达式, 如式(1)所示。

$$D_1 = 25.4 \times D_1C \times F_{Si} \times F_{Mn} \times F_{Mo} \times F_V \times F_B \tag{1}$$

其中:

$$D_1C = \sqrt{\frac{C[\%]}{10}} (1.70 - 0.09N_r) \tag{2}$$

式中: N_r 为 ASTM 标准下的晶粒度级数; F 为元素影响因子。各元素的影响因子^[17]:

$$F_{Si} = 0.7Si[\%] + 1 \tag{3}$$

$$F_{Mn} = 3.33Mn[\%] + 1 \tag{4}$$

$$F_{Mo} = 3.00Mo[\%] + 1 \tag{5}$$

$$F_V = 1.75V[\%] + 1 \tag{6}$$

$$F_B = 200B[\%] + 1 \tag{7}$$

式(1)为经验公式, 可用于估算确定合金成分下钢板的理想临界直径。从式(1), (2)可以看出, 钢的淬透性主要取决于钢中 C 含量, 固溶于钢中的合金元素种类及其含量以及奥氏体晶粒尺寸。钢中 C 含量的提高、晶粒尺寸的增大, 均能提高钢的淬透性; 另外, 式(3)~(7)可以得到各合金元素对淬透性的影响。其中 B 元素对淬透性的影响最大, V 对淬透性也有着较大的影响。

从表 1 中可以看出, 1~3[#] 钢中 V 含量依次递增。如前所述, V 在钢中以固溶形式存在时, 能提高钢的淬透性; 当 V 以碳氮化物的形式存在时, 会消耗钢中固溶的 C 以及细化晶粒, 从而降低钢的淬透性。利用 V 在奥氏体中的固溶度积公式及 VC 的理想化学配比可计算出不同 V 含量的 0.22C 钢在 880℃ 进行端淬实验时钢中固溶的 V 含量及 C 含量^[17]。计算表达式:

$$\lg w_{[V][C]} = 6.72 - 9500/T \tag{8}$$

$$\frac{w_V - w_{[V]}}{w_C - w_{[C]}} = \frac{50.9414}{12.011} \tag{9}$$

式中: $w_{[V]}$, $w_{[C]}$ 分别表示固溶在钢中的 V 含量和 C 含量; w_V , w_C 则分别表示钢中添加的 V 含量和 C 含量; T 为绝对温度。图 6 所示为在 0.22C 钢中 880℃ 下的固溶 V 和 C 含量随添加 V 含量的变化曲线。可以看出, 在 C 含量为 0.22% 的钢中, 当添加的 V 含量小于 0.137% 时, 随着 V 含量的增加, 固溶在钢中的 V 含量增加, 固溶 C 含量不发生改变, VC 不会析出; 当 V 含量大于 0.137% 时, 随着 V 含量的增加, 固溶在钢中的 V 含量增加趋势减缓, 固溶 C 含量逐渐降低, VC 在奥氏体中析出。表 3 为 1~3[#] 钢中 880℃ 下 V 和 C 的固溶量, 其中 3[#] 钢中的固溶 V 含量最大, 固溶 C 含量与 1, 2[#] 钢相比下降不多。

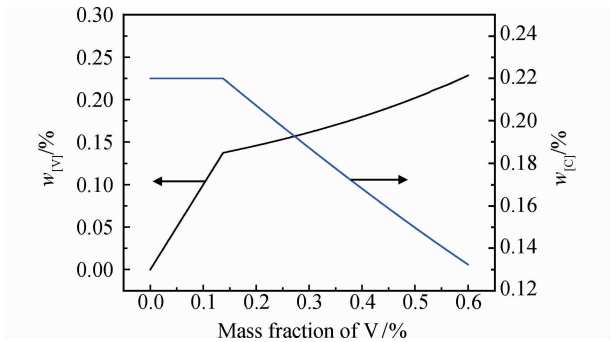


图 6 0.22C 钢中 880℃ 下的固溶 V 含量和 C 含量随添加 V 含量的变化
Fig. 6 Variation of solution content of V and C with the change of V addition in 0.22C steel at 880℃

表 3 实验钢在 880℃ 下 C 和 V 的固溶量

Table 3 The concentration of V and C in solution of experimental steels at 880℃

No	$w_{[C]} / \%$	$w_{[V]} / \%$
1 [#]	0.2100	0.0000
2 [#]	0.2200	0.0760
3 [#]	0.2133	0.1417

综合考虑固溶 V 含量, 固溶 C 含量及晶粒尺寸对理想临界直径的影响。在 880℃ 下改变 0.22C 钢中添加的 V 含量, 不同晶粒尺寸对应的理想临界直径如图 7 所示。可以看出, 在确定成分的钢中, 相同淬火温度下, 奥氏体晶粒越小, 淬透性越差。这是因为奥氏体晶粒的细化, 晶界面积增加, 铁素体形核位置增加, 奥氏体连续冷却转变曲线左移, 升高了钢的临界淬火速率。当晶粒度相同, 在相同的淬火温度下, 实验钢的淬透性随 V 含量的增加呈现出先增加后降低的趋势。将 1~3[#] 钢的固溶 C 含量, 固溶 V 含量及晶粒尺寸等数值代

入 M. A. Grossmann 经验公式^[16], 可得到 1~3# 钢的理想临界直径分别为 28, 30.1, 31.1 mm。1~3# 钢淬透性随添加 V 含量的变化趋势与图 2 中的实验结果相吻合, 3# 钢的淬透性优于 1# 和 2# 钢。其主要原因是, 在 3# 钢中固溶 V 含量增加对淬透性的提高要大于固溶 C 含量减少及晶粒尺寸减小对淬透性的减小量。

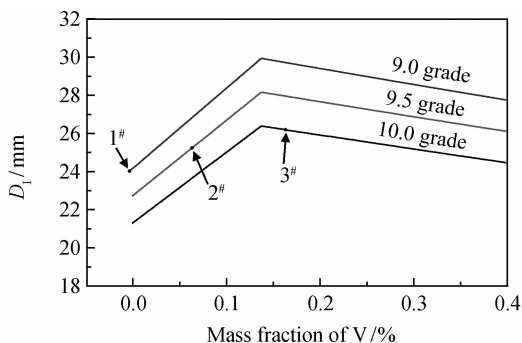


图 7 钢中 V 含量和奥氏体晶粒大小对理想临界直径的影响
Fig. 7 Influence of vanadium content and austenite grain size on ideal critical diameter

4 结论

(1) 实验钢在 880℃ 淬火温度下, 奥氏体晶粒尺寸随 V 含量的增加而减小。当钢中 V 含量达到 0.17% 时, 奥氏体晶粒尺寸由最初的 15.14 μm 下降至 11.25 μm。

(2) 实验钢的硬度均随着离水冷端距离的增加而降低, 且随着 V 含量的增加, 下降幅度变缓, 淬透性能提高。

(3) 碳化钒析出热力学的计算结果表明, 在 0.22C 钢中, 随着 V 含量的增加, 固溶 V 含量也增加, 固溶 C 含量先保持不变后降低。平衡条件下, 当添加 V 含量大于 0.137% 时, VC 在奥氏体中析出。综合考虑固溶 C 含量, V 含量及奥氏体晶粒尺寸, 实验钢的理想临界直径尺寸随 V 含量的变化趋势与实验结果相一致。

参考文献

- [1] 雍岐龙, 马鸣图, 吴宝榕. 微合金-物理与力学冶金[M]. 北京: 机械工业出版社, 1989. 81—85.
- [2] 杨才福, 张永权, 王瑞珍. 钒钢冶金原理与应用[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2012. 54—56.
- [3] HAN X Y. Functions of Nb, V and Ti in micro-alloyed steel[J]. Wide and Heavy Plate, 2006, 12(1): 39—41.
- [4] CHARLEUX M, POOLE W J, MILITZER M, et al. Precipitation behavior and its effect on strengthening of an HSLA-Nb/Ti

- steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, 32(7): 1635—1647.
- [5] DUNLOP G L, CARLSSON C J, FRIMODIG G. Precipitation of VC in ferrite and pearlite during direct transformation of a medium carbon microalloyed steel[J]. Metallurgical Transactions A, 1978, 9(2): 261—266.
- [6] 项程云. 合金结构钢[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1999. 279—283.
- [7] ZHANG J, ZHANG K J. Strengthening mechanism and application of microalloying element vanadium in plate[J]. Sichuan Metallurgy, 2009, 31(2): 15—18.
- [8] ZAJAC S. Extended use of vanadium in a new generation of flat rolled steels [A]. International Seminar 2005 on Application Technologies of Vanadium in Flat-rolled Steels[C]. Suzhou, China: Vanitec Publication, 2005. 52—63.
- [9] YANY G W, LI Z D, SUN X J, et al. Ultrafine-grained austenite in a low carbon vanadium microalloyed steel[J]. Iron Steel Res Int, 2013, 20(4): 64—69.
- [10] ADRIAN H. A mechanism for effect of vanadium on hardenability of medium carbon manganese steel[J]. Materials Science and Technology, 1999, 15(4): 366—378.
- [11] GARBAZ B, PICKERING F B. Effect of vanadium and austenitising temperature on hardenability of (0.2-0.3)C-1.6Mn steels with and without additions of titanium, aluminium, and molybdenum[J]. Materials Science and Technology, 1988, (4): 117—126.
- [12] 大和久重雄. 淬透性: 测定方法和应用[M]. 赵之昌, 才鸿年, 译. 北京: 新时代出版社, 1984. 30—47.
- [13] GRANGE R A. Estimating the hardenability of carbon steels [J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 1973, 4(10): 2231—2244.
- [14] 吴季恂. 钢的淬透性应用技术[M]. 北京: 机械工业出版社, 1994. 121—125.
- [15] 黄刚, 吴开明, 周峰, 等. 薄板坯连铸轧生产 65Mn 钢的 CCT 曲线和淬透性[J]. 材料工程, 2012, (4): 52—61.
- HUANG G, WU K M, ZHOU F, et al. CCT diagram and hardenability of 65Mn steel produced by compact strip production [J]. Journal of Materials Engineering, 2012, (4): 52—61.
- [16] GROSSMANN M A. Hardenability calculated from chemical composition[J]. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1942, 154: 227—255.
- [17] 雍岐龙. 钢铁材料中的第二相[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2006. 146—165.

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2010CB630805); 中国钢研科技集团有限公司资助项目(事 12060840A)

收稿日期: 2013-01-16; 修订日期: 2013-09-14

作者简介: 李晓闲(1988—), 女, 硕士研究生, 从事专业: 钒在钢中的作用及其应用, E-mail: xiaoxian0625@163.com

通讯作者: 雍岐龙(1953—), 男, 博导, 教授, 从事专业: 金属材料基础理论及强化技术研究, 联系地址: 北京市钢铁研究总院工程用钢所(100081), E-mail: yongql@126.com