

# 含钒高强度船体结构钢的连续冷却转变

肖国华<sup>1)</sup> 肖寄光<sup>1)</sup> 王福明<sup>1)</sup> 李长荣<sup>2)</sup>

1) 北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083 2) 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083

**摘要** 利用热模拟实验机模拟了中板控制轧制工业生产工艺, 测定了一种钒微合金化船体结构钢经不同温度多道次变形后的动态 CCT 曲线, 讨论了终轧温度和冷却速度对组织、 $\gamma/\alpha$  相变及 CCT 曲线的影响. 结果表明: 随终轧温度的降低, 实验钢的动态 CCT 曲线整体向左上方移动, 获得铁素体+珠光体组织的冷却速度范围变宽; 随冷却速度的增加,  $\gamma/\alpha$  相变开始温度  $A_{13}$  逐渐降低, 贝氏体相变开始温度  $B_s$  以抛物线形式变化; 铁素体晶粒随终轧温度降低或冷速的增加而细化.

**关键词** 船体结构钢; 钒微合金化; 动态 CCT 曲线; 终轧温度

**分类号** TG 142.41

高强度船体结构钢一般需要具有优良的综合力学性能、良好的加工工艺性能、一定的抗海水腐蚀性能. 一般在铁素体-珠光体钢的基础上加入微量的钒、铌、钛等元素, 通过微合金化和控轧控冷来促使晶粒细化和第二相弥散析出, 从而实现强韧化的目的. 随着控轧控冷、微合金化与冶炼技术的成熟和完善, 高洁净度、超细晶和微合金化已成为新世纪高强度铁素体-珠光体钢的主要发展方向<sup>[1]</sup>.

有关普通碳锰钢和微合金化钢的连续冷却转变(CCT)的研究有许多报导<sup>[2-6]</sup>, 但关于工业生产的含钒高洁净船体结构钢的多道次变形动态 CCT 曲线还未见报导. 为了充分发挥微合金元素的作用, 获得理想的组织, 必须对控轧控冷工艺条件下的相变规律有深入的了解, 这样才能制定出合理的生产工艺制度. 本文模拟船体结构钢的实际生产工艺, 重点研究了终轧温度对含钒船体结构钢动态连续转变的影响, 摸索出生产该钢种的工艺制度, 为生产工艺优化提供依据.

## 1 材料及加工

实验钢取自工业生产的厚度为 36 mm 钒微合金化的热轧船体结构钢板, 其化学成分为(质量分数): C, 0.14%; Si, 0.31%; Mn, 1.35%; P, 0.015%; S, 0.005%; V, 0.067%; Al, 0.031%. 根据实验要求, 为减少板坯化学成分中

心偏析对实验的影响, 在纵轧成材的钢板上, 沿轧制横向 1/4 厚度处用线切割机取样坯, 然后将样坯机加工成图 1 所示的试样, 中间变形段有效尺寸为  $\phi 6 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ .

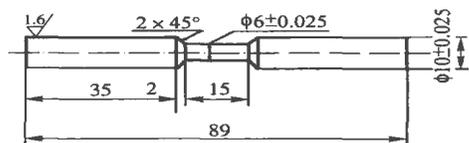


图 1 热模拟试样形状和尺寸

Fig. 1 Shape and size of a specimen for thermo-simulation experiment

## 2 实验方法

在 Gleeble-1500 热模拟试验机上对试样进行轴向压缩变形, 试样中心表面焊接热电偶来监测温度, 采集时间、温度、膨胀量等参数, 整个实验过程由计算机控制完成. 为防止氧化脱碳, 试样加热变形在  $5 \text{ L} \cdot \text{min}^{-1}$  氩气流保护气氛中进行.

模拟再结晶区+未再结晶区分 6 道次的两阶段控轧控冷工艺(以下简称工艺 1, 见图 2), 前 3 道次模拟粗轧, 后 3 道次模拟精轧. 试样以  $10 \text{ }^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$  速度升至  $1100 \text{ }^\circ\text{C}$  保温 10 min, 以  $5 \text{ }^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$  冷却至  $1050 \text{ }^\circ\text{C}$  进行第 1 道次变形, 间隔 14 s 到  $1030 \text{ }^\circ\text{C}$  进行第 2 道次变形, 再间隔 14 s 后到  $1000 \text{ }^\circ\text{C}$  进行第 3 道次变形; 粗轧完成后, 以  $1 \text{ }^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$  冷至  $T_4$  温度开始后 3 道次模拟精轧, 第 4, 5 道次间隔时间为 19 s, 第 5, 6 道次间隔 14 s, 终轧变形后 2 s 以  $0.25 \sim 30 \text{ }^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$  之间不同的冷却速度冷至室温, 精轧温度见表 1.

收稿日期: 2005-08-04 修回日期: 2006-03-17

基金项目: 教育部博士点专项基金资助项目(No. 20030002010);

国家自然科学基金资助项目(No. 50574010)

作者简介: 肖国华(1974-), 男, 硕士研究生; 王福明(1963-), 男, 教授, 博士

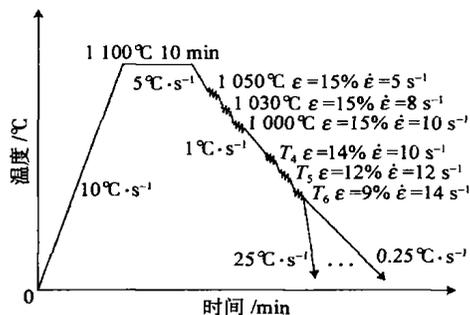


图2 测定工艺1动态CCT曲线的热模拟工艺示意图

Fig. 2 Schematic diagram for determining the dynamic CCT curves of Process 1 by thermal simulation

表1 工艺1精轧温度

Table 1 Finish rolling temperature of Process 1

$T_4/^\circ\text{C}$	$T_5/^\circ\text{C}$	$T_6/^\circ\text{C}$
950	930	910
920	900	880
890	870	850
870	850	830
840	820	800

模拟再结晶区一阶段控轧控冷工艺(以下简称工艺2)。加热、保温均热、变形率、变形速度及冷却参数同工艺1,粗轧和精轧之间不进行待温等轧,第1道次到第6道次连续轧制,各道次变形温度分别为1080,1070,1060,1050,1040和1030 $^\circ\text{C}$ ,道次间隔时间依次为10,9,8,7,和6s,与工艺1作比较。将热模拟后的试样沿垂直于

压缩方向从变形区中部切开,按常规方法制成金相试样,用4%硝酸酒精浸蚀,用Leica-DMRX光学金相显微镜及Leo1400扫描电镜对样品的组织进行观察分析。根据测出的温度-膨胀量变化曲线,采用切线法在热膨胀曲线上确定相变温度、相变时间,结合金相及扫描电镜观察结果,绘制CCT曲线。

### 3 实验结果

#### 3.1 连续冷却转变室温组织特征

图3给出了工艺1终轧温度为800 $^\circ\text{C}$ ,经6道次变形再以不同冷速冷却后的典型金相显微组织;图4分别为工艺2于1030 $^\circ\text{C}$ 、工艺1于880 $^\circ\text{C}$ 和830 $^\circ\text{C}$ 终轧变形再以2 $^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 的冷速冷至室温的金相显微组织。由图3可以看出:在冷速为1 $^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,组织为多边形铁素体和珠光体(图3(a));当冷速达到5 $^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,开始出现贝氏体铁素体及粒状贝氏体,铁素体晶粒变小(图3(b));当冷速增至15 $^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ,主要由沿原奥氏体晶界析出的先共析多边形铁素体、小部分针状铁素体、上贝氏体及一部分粒状贝氏体组成,珠光体逐渐消失(图3(c));当冷速进一步增至25 $^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ,组织组成为沿原奥氏体晶界析出的先共析铁素体、贝氏体、马氏体及M/A岛,随着冷速增大,铁素体体积分数逐渐减少,贝氏体及马氏体体积分数增加(图3(d))。

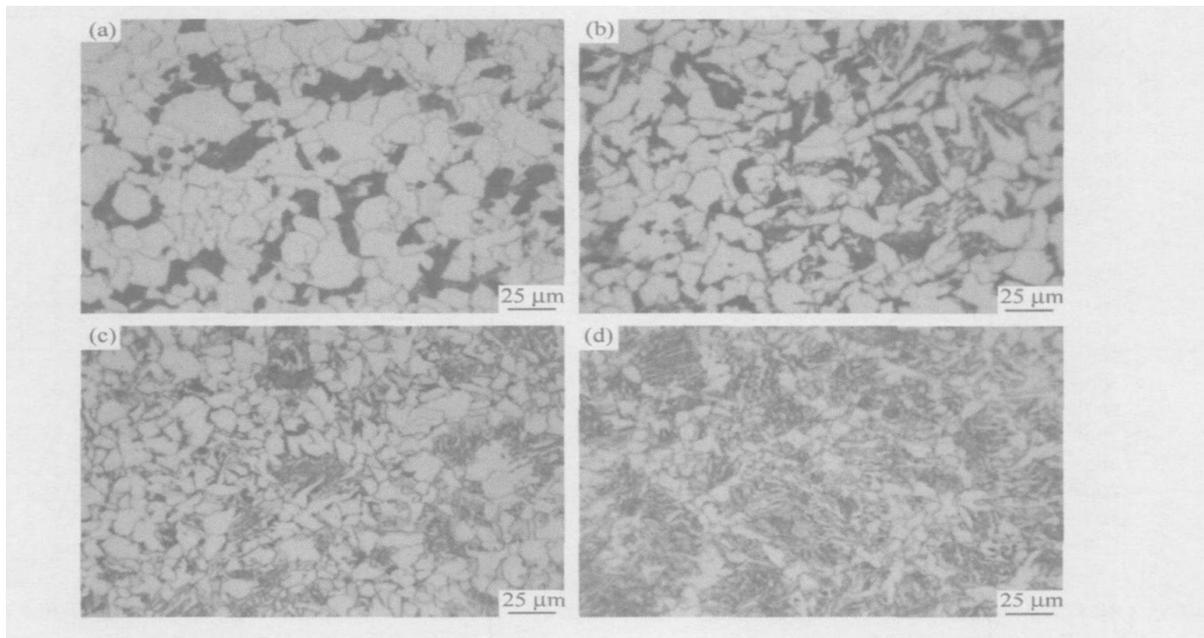


图3 工艺1终轧温度800 $^\circ\text{C}$ 不同冷速下典型的金相显微组织照片。(a) 1 $^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (b) 5 $^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (c) 15 $^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (d) 25 $^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$

Fig. 3 Optical microstructures of specimens cooled at different cooling rates after deformation at 800 $^\circ\text{C}$  for Process 1: (a) 1 $^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (b) 5 $^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (c) 15 $^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (d) 25 $^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$

终轧温度高时容易出现贝氏体. 在相同的冷速  $2\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  下, 终轧温度  $1030\text{ }^{\circ}\text{C}$  和  $880\text{ }^{\circ}\text{C}$  时, 组织由铁素体、珠光体及贝氏体组成 (图 4(a), (b)), 当终轧温度降至  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 未发现贝氏体 (图 4(c)), 与文献 [7] 报导一致.

随着冷速的增加和终轧温度的降低, 铁素体

晶粒明显细化 (图 3, 图 4).

### 3.2 动态 CCT 曲线

实验钢在不同终轧温度下的动态 CCT 曲线见图 5. 在  $0.25\sim 30\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  冷速范围内随着冷速的增加, 室温组织依次由铁素体和珠光体向贝氏体、马氏体转移. 铁素体转变开始温度  $A_{f3}$  随冷却

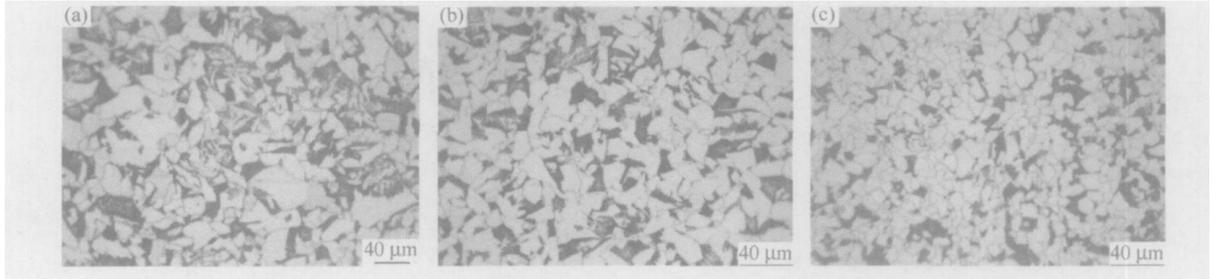


图 4 冷速  $2\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  不同终轧温度相变后金相显微组织. (a)  $1030\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (b)  $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (c)  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig. 4 Optical microstructures of specimens cooled at  $2\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  after deformation at different finish temperatures: (a)  $1030\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (b)  $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (c)  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$

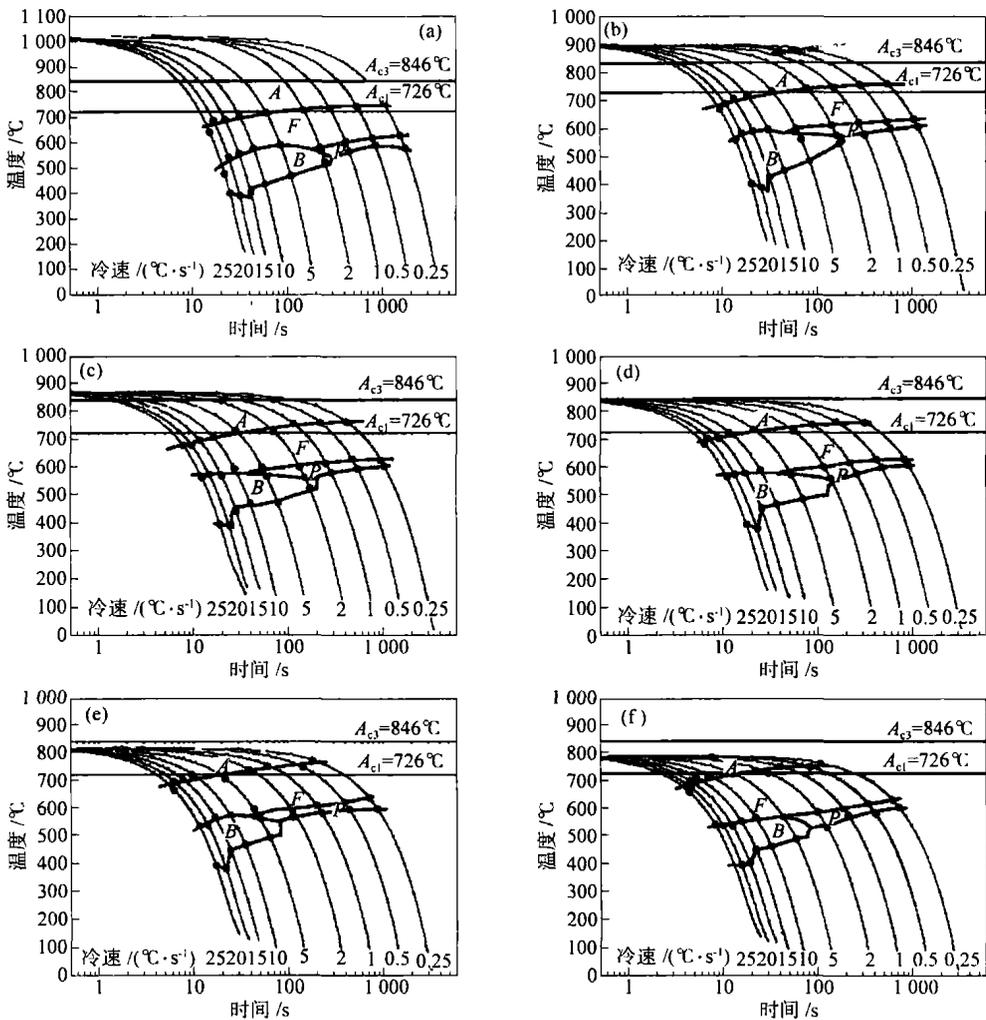
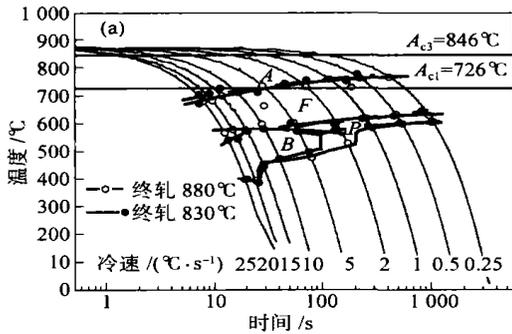


图 5 工艺 1 和工艺 2 不同终轧温度的动态 CCT 曲线. (a) 工艺 2,  $1030\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (b) 工艺 1,  $910\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (c) 工艺 1,  $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (d) 工艺 1,  $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (e) 工艺 1,  $830\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (f) 工艺 1,  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig. 5 CCT curves of deformation at different finish rolling temperatures for Processes 1 and 2: (a) Process 2,  $1030\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (b) Process 1,  $910\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (c) Process 1,  $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (d) Process 1,  $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (e) Process 1,  $830\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (f) Process 1,  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$

速度增加而降低; 珠光体转变开始温度  $A_{r1}$  随冷却速度增加而缓慢降低; 贝氏体转变开始温度在珠光体下叠区随冷速增加而增加, 到一定程度后, 保持恒定, 然后将近向马氏体转变区过渡时, 又成下降趋势, 这与文献[6]一致. 终轧温度为



1030 °C与 880 °C, 880 °C与 800 °C的 CCT 曲线的比较见图 6. 随着终轧温度的降低, CCT 曲线整体向左移动, 向上移动幅度不大, 出现贝氏体的上临界冷却速度增加.

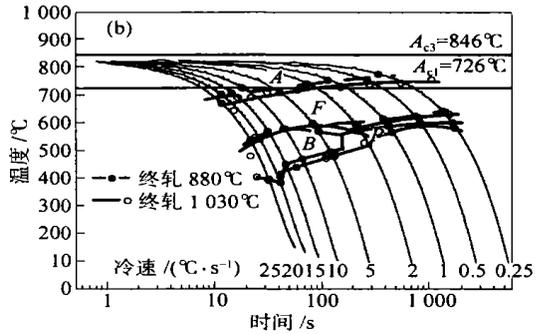


图 6 终轧温度对动态 CCT 曲线的影响

Fig 6 Effect of finish rolling temperature on the CCT curves

### 3.3 冷却速度对相变动力学影响

图 7 给出了工艺 1 在 910 °C, 850 °C和 800 °C 3 种终轧温度下, 冷却速度对相变时间的影响. 总体上相变时间随着冷却速度的加大而缩短, 在缓冷阶段, 随着冷却速度的增加, 相变时间迅速降低, 当达到 5 °C·s<sup>-1</sup> 以上, 相变时间平缓下降, 冷速继续增加, 相变时间保持不变. 同时可以看出终轧温度对相变时间影响不明显.

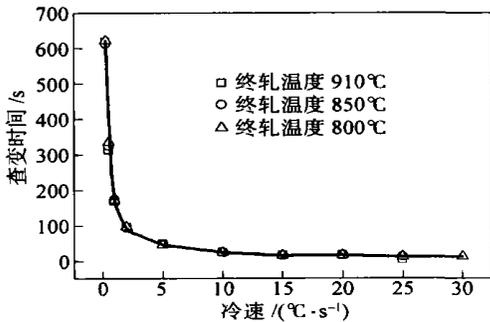


图 7 冷却速度对相变时间的影响

Fig. 7 Effect of cooling rate on the transformation time

## 4 讨论

### 4.1 冷却速度对相变的影响

轧后对再结晶和未再结晶奥氏体进行加速冷却对成品的组织和性能有重要的影响<sup>3,8</sup>. 加速冷却降低相变  $A_{r3}$ , 加快相变过程(图 7), 细化晶粒(图 3). 冷速增加促进相变, 细化晶粒, 主要有两个原因: 随冷速增加,  $A_{r3}$ 降低, 使相变时的过冷度增加, 低温相变促进晶内形核<sup>4</sup>, 于是增加形核率, 加上微合金碳氮化物趋向于低温析出, 更加

细小弥散, 阻止晶粒长大, 共同作用使铁素体晶粒细化; 另一个原因是增加冷速, 限制了晶界的运动能力, 抑制先共析铁素体和珠光体扩散型相变, 降低铁素体和珠光体数量, 中温和低温相变得加强, 由扩散型相变向切变型相变过渡, 结果引起相变时间的缩短.

### 4.2 终轧温度对动态 CCT 曲线的影响

随着终轧温度的降低, CCT 曲线整体向左上方移动(图 6). 这是因为: 一方面轧后试样在高温区停留时间相对较短, 阻止了相变前已经细化的奥氏体晶粒长大, 在边界形核的位置增加; 另一方面, 降低轧制温度, 可以有效增加变形带、位错及孪晶等缺陷, 储存形变能, 减少奥氏体的回复, 减少了孕育时间, 加速相变的进行, 使 CCT 曲线向左上方移动<sup>3</sup>.

### 4.3 终轧温度对铁素体晶粒的影响

许多研究和实验表明, 在通常低碳锰钢成分范围, 碳氮化钒自奥氏体的析出动力学非常缓慢, 连续冷却转变过程受冷速限制, 绝大部分钒将在相变及相变后呈点列状的相间析出, 或于铁素体中弥散析出, 尺寸较小<sup>[8-10]</sup>; 极小部分碳氮化钒在轧制的后期, 即精轧阶段由于应力诱发析出, 属于高温析出, 析出物尺寸较大. 降低终轧温度, 一方面促进在  $\gamma/\alpha$  相变前及相变过程中析出微细钒的碳氮化物, 延迟相变过程, 阻止再结晶进行, 使沿呈扇形的奥氏体晶界的铁素体有更充分形核时间; 另一方面, 相变前的奥氏体晶粒变的更加扁平, 内部变形带增加, 使沿锯齿突出状的奥氏体边界及内部变形带上的铁素体形核率增加, 从而细

化铁素体晶粒。

#### 4.4 工艺1与工艺2比较

与板卷热连轧相比, 船体结构钢中厚板生产流程自动化程度较低、轧制道次间隔时间长并且难于获得大冷却速度<sup>[11]</sup>, 所以其组织细化很困难。比较实验钢两种工艺的 CCT 曲线, 工艺1的 CCT 曲线整体向左上方移动, 但是移动幅度不大。当轧制厚度相对较薄的含钒钢板, 轧制后控冷设备能满足要求, 在对含钒船体结构钢的成分进行合理设计、加热制度适当的基础上, 采用工艺2在再结晶区进行大压下量多道次轧制变形, 轧后迅速进行快冷至贝氏体相变开始温度 30 ~ 50 °C 以上, 然后依靠钢板自回火, 缓慢冷却也可以获得希望的组织。这样可以省却中间待温等轧工序, 节约能源, 提高效率。

## 5 结论

(1) 降低终轧温度, 钒微合金化船体结构钢的动态 CCT 曲线整体向左上方移动, 得到铁素体+珠光体的冷却速度范围变宽, 而且铁素体晶粒细化。

(2) 提高轧后冷却速度导致  $A_{f3}$  降低, 造成较大的过冷度, 增加铁素体形核率, 晶粒细化; 贝氏体相变开始温度  $B_s$  以抛物线形式变化。

### 参 考 文 献

[1] 徐平光, 白秉哲, 方鸿生. 高强度低合金中厚钢板的现状与

发展. 机械工程材料, 2001, 25(2): 4

- [2] 蔡庆伍, 余伟, 董洪波, 等. 控轧控冷工艺对 Nb-V 钢的组织性能析出行为的影响. 钢铁, 2002, 37(3): 32
- [3] de Andres C G, Caballero F G, Capdevila C, et al. Application of dilatometric analysis to the study of solid-solid phase transformations in steels. *Mater Charact*, 2002, 48: 101
- [4] Manohar P A, Chandra T, Illmore C R. Continuous cooling transformation behaviour of microalloyed steels containing Ti, Nb, Mn and Mo. *ISIJ Int*, 1996, 36(12): 1486
- [5] Manohar P A, Chandra T. Continuous cooling transformation behaviour of high strength microalloyed steels for linepipe applications. *ISIJ Int*, 1998, 38(7): 766
- [6] Ouchi C, Sampei T, Kozasu I. The effect of hot rolling condition and chemical composition on the onset temperature of  $\gamma/\alpha$  transformation after hot rolling. *Trans ISIJ*, 1982, 22: 214
- [7] Zhao J C, Notis M R. Continuous cooling transformation kinetics versus isothermal transformation kinetics of steels: a phenomenological rationalization of experimental observations. *Mater Sci Eng*, 1995, 15: 135
- [8] Lagneborg R, Siwecki T, Zajac S, et al. The role of vanadium in microalloyed steels. *Scand J Metall*, 1999, 28: 186
- [9] Mekkawy M F, El-Fawakhry K A, Mishreky M L, et al. Effect of finish-rolling temperature on microstructure and strength of V- and Ti-microalloyed steels. *Scand J Metall*, 1990, 19: 246
- [10] Medina S F, Mancilla J E, Hernandez C A. Static recrystallization of hot deformed austenite and induced precipitation kinetics in vanadium microalloyed steels. *ISIJ Int*, 1994, 34(8): 689
- [11] 范建文, 易敏, 陈明跃, 等. 细晶强化 Q345 中板的控轧控冷工艺研究. 轧钢, 2003, 20(1): 11

## Effect of finish rolling temperature on the continuous cooling transformation of V-alloyed high strength hull steel

XIAO Guohua<sup>1)</sup>, XIAO Jiguang<sup>1)</sup>, WANG Fuming<sup>1)</sup>, LI Changrong<sup>2)</sup>

1) Metallurgical and Ecological Engineering School, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2) Materials Science and Engineering School, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

**ABSTRACT** The dynamic continuous cooling transformation (CCT) diagrams of a kind of V-alloyed high strength hull steel were determined by the use of a thermo-simulating machine after multi-pass deformation designed to simulate the industrial controlled rolling procedures for the production of plates at different temperatures. The effects of finish rolling temperature and cooling rate on the microstructure,  $\gamma/\alpha$  transformation and CCT diagrams of the hull steel were investigated. The results show that the dynamic CCT diagrams shift to left and upper, and the region of cooling rate to obtain ferrite and pearlite is widened with decreasing finish rolling temperature. With the increase of cooling rate, the onset of  $\gamma$  transformation ( $A_{f3}$ ) is lowered gradually, and the bainite start temperature  $B_s$  changes in a parabolic way. As the finish rolling temperature decreases or the cooling rate increases, the grains of ferrite are refined.

**KEY WORDS** hull steels; vanadium-microalloyed; dynamic CCT diagrams; finish rolling temperature