

两相区加热温度对 HSLA100 钢组织演变的影响

严翔^{1,2}, 周桂峰^{1,2}, 陈玮², 刘武群²

(1. 武汉科技大学 材料与冶金学院, 湖北 武汉 430081; 2. 武汉钢铁(集团)公司 研究院, 湖北 武汉 430080)

摘要:研究了碳含量为 0.045% 的 HSLA100 贝氏体钢在两相区加热过程中的组织演变特征。结果表明:两相区加热温度决定奥氏体的转变量, 而相变产物的形貌特征主要受奥氏体中的碳含量控制; 实验钢在 700、720、740、760 和 820 °C 保温时, 钢中奥氏体转变量分别为 10%、24%、38%、60% 和 100%, 奥氏体中的碳含量分别为 0.345%、0.293%、0.243%、0.193% 和 0.045%; 显微组织为多边形铁素体+M-A 岛, 随温度的升高, 多边形铁素体量逐渐增加。

关键词: HSLA100 钢; 两相区加热; 组织演变; 贝氏体

中图分类号: TG142.2

文献标识码: A

文章编号: 1001-3814(2011)22-0060-03

Effect of Intercritical Heating Temperature on Microstructure Evolution of HSLA100 Steel

YAN Xiang^{1,2}, ZHOU Guifeng^{1,2}, CHEN Wei², LIU Wuqun²

(1. College of Materials and Metallurgy, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, China; 2. Research and Development Center of WISCO, Wuhan 430080, China)

Abstract: The evolution of microstructure during intercritical heating region of HSLA100 bainite steel bearing 0.045% carbon content was investigated. The results show that the austenite amount is controlled by intercritical heating temperature and the character of transformation product is mostly controlled by carbon content in austenite. The austenite amount is 10%, 24%, 38%, 60%, 100%, respectively and whose carbon content is 0.345%, 0.293%, 0.243%, 0.193%, 0.045% in turn when insulated at 700 °C, 720 °C, 740 °C, 760 °C and 820 °C. It was found that the matrix microstructure of HSLA100 steel is polygonal ferrite and some M-A island among them, and with the increase of intercritical heating temperature between 700 °C and 820 °C, the amount of polygonal ferrite gradually increases.

Key words: HSLA100 steel; intercritical heating; microstructure evolution; bainite

HSLA100 钢是近年来国际上新发展的一种高强度、高韧性、良好焊接性能的多用途钢种。该钢的碳含量大幅度减少($\leq 0.06\%$), 钢的强度不再依赖碳的含量, 而是以 ϵ -Cu 沉淀强化、位错强化、细晶强化等方式弥补了降碳带来的强度损失, 从而使该类钢具有良好的强韧性匹配和焊接性能^[1-3], 并广泛应用于矿石设备、海洋钻井平台、重型机械、舟桥及大型船舶的建造^[4-5]。近年来, 为提高含 Ni 钢的低温韧性, 发展了一种两相区淬火工艺^[6-8], 其特点是在常规的淬火、回火之间增加一次两相区淬火, 即加热到两相区($\alpha+\gamma$)后快速冷却, 其目的是在钢中强化相的基础上, 生成新的韧化相——逆转变奥氏体。该工艺的主要应用对象是高 Ni 马氏体钢, 而在 HSLA100 此

类超低碳、高 Cu、高 Ni 的贝氏体钢中的应用研究很少见报道。

本文采用 TMA 膨胀仪对 HSLA100 钢进行了两相区加热时的相变模拟, 探讨了临界加热温度对实验钢组织转变的影响规律。

1 实验材料与方法

采用 50 kg 真空感应炉冶炼试验钢并真空浇铸成钢锭, 采用 800 mm 轧机轧制, 控轧后冷却至室温, 钢板厚 12 mm, 钢的化学成分见表 1。从试板上切取 12 mm × 200 mm × 80 mm 试样, 先在 920 °C 保温 1 h 后水冷至室温, 再从淬火态钢板上沿轧向切取 $\phi 5$ mm × 30 mm 试样在 Q400 型 TMA 仪器上进行热膨胀试验, 试样加热速度为 20 °C/min, 分别升温至

表 1 实验钢主要化学成分(质量分数, %)

Tab.1 Chemical composition of experimental steel (wt, %)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
0.045	0.31	1.04	0.008	0.004	0.90	1.50	0.40	0.40

收稿日期: 2011-03-19

作者简介: 严翔(1977-), 男, 湖北武汉人, 工程师, 博士研究生, 主要研究方向为高强度高韧性钢的研发; 电话: 027-86487650;

E-mail: yx_anthony@163.com

700、720、740、760、800 和 820 °C 并保温 10 min 后以 20 °C/min 的冷速降至室温。从 TMA 试样上制取金相样, 用 Quanta400 扫描电镜和 JEM-2000FX 透射电镜观察微观组织形貌。

2 结果与讨论

2.1 两相区加热温度对奥氏体转变量的影响

图 1 为实验钢在两相区不同温度下保温并冷却过程中的热膨胀曲线。可知, 随加热温度的升高, 实

验钢的体积收缩量逐渐增加, 即奥氏体转变量逐渐增加, 在 820 °C 时体积收缩结束, 进入全奥氏体化区域; 在随后的冷却过程中, 相变的产生引起体积膨胀, 相变开始点随加热温度的升高而逐渐升高。

根据图 1 中的膨胀曲线, 测量各曲线中实验钢从奥氏体转变开始点到保温结束过程中的长度收缩量分别为 $\Delta D_{700\text{ }^\circ\text{C}}$ 、 $\Delta D_{720\text{ }^\circ\text{C}}$ 、 $\Delta D_{740\text{ }^\circ\text{C}}$ 、 $\Delta D_{760\text{ }^\circ\text{C}}$ 、 $\Delta D_{800\text{ }^\circ\text{C}}$ 、 $\Delta D_{820\text{ }^\circ\text{C}}$ 。由于试样加热到 820 °C 时尺寸收缩已结束, 即可认为此时实验钢已完全奥氏体化, 各温度下的

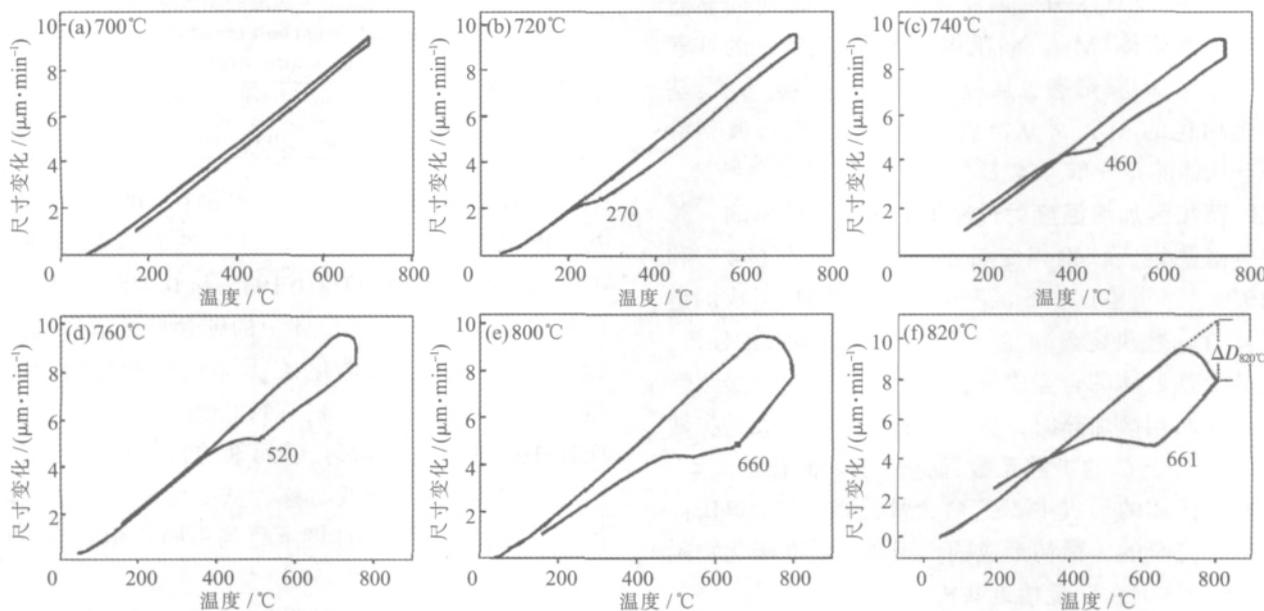


图 1 实验钢在不同温度时的热膨胀曲线
Fig.1 Dilation curves of testing steel at different temperature

尺寸变化量与 $\Delta D_{820\text{ }^\circ\text{C}}$ 的比值即为该温度下奥氏体的相对转变量。实验钢中奥氏体转变量与加热温度的对应关系如图 2 所示。可知, 实验钢在 700、720、740、760、800 和 820 °C 保温时奥氏体转变量分别为 10%、24%、38%、60%、97% 和 100%。

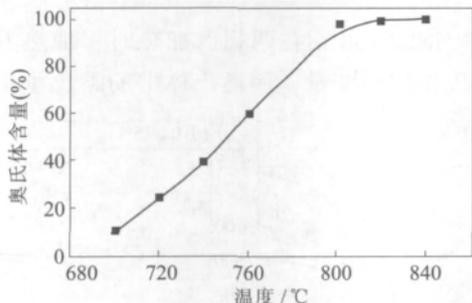


图 2 奥氏体转变量与加热温度的对应关系
Fig.2 Relation between austenite fraction and intercritical heating temperature

2.2 金相组织

实验钢在 920 °C 一次淬火后的显微组织为高位

错密度的板条贝氏体, 见图 3(a)。淬火试样在 720 °C 保温并以 20 °C/min 冷却后, 钢中板条贝氏体发生回复, 见图 3(b), 板条中位错密度下降, 板条界面错重新组合, 部分板条界面消失, 使得板条宽度变大; 同时在板条界面上分布着一些长条状 M-A 岛, 它们是过冷奥氏体相变产物。从图 4 中可以看到, 一次淬火

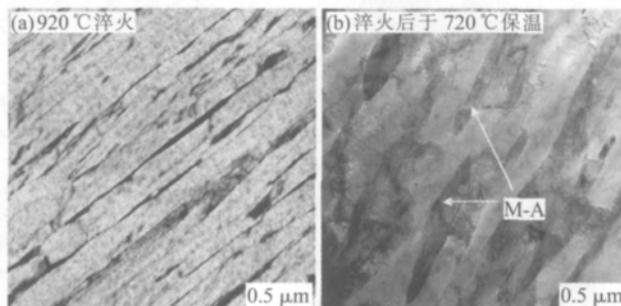


图 3 920 °C 淬火时的板条贝氏体 TEM 形貌及 720 °C 加热时的 M-A 岛 TEM 形貌
Fig.3 TEM microstructure of bainite lath quenched at 920 °C and M-A island heated at 720 °C

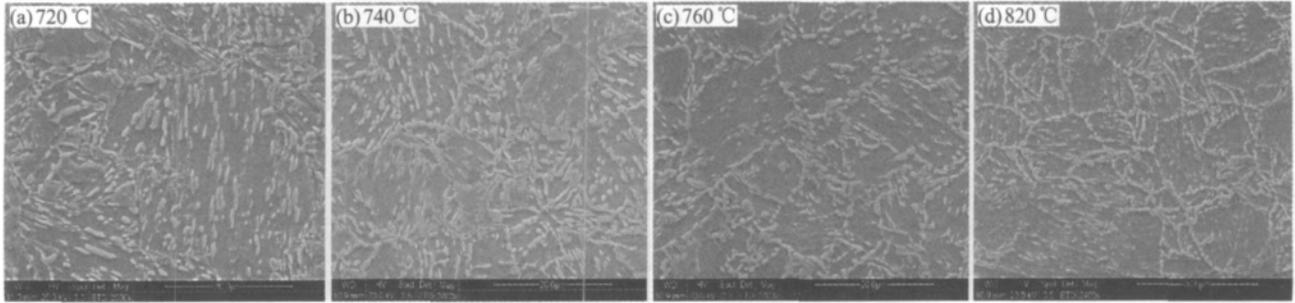


图 4 两相区不同温度加热后的 SEM 照片
Fig.4 SEM microstructure of testing steel after intercritical temperature

实验钢在 720~820 °C 两相区加热并冷却后的显微组织为铁素体+M-A 岛;随温度的升高,钢中的铁素体逐渐增加,其形态也从板条状转变为多边形;基体上白色的 M-A 岛从沿板条界分别逐渐过渡到沿原奥氏体晶界分布,其数量在 740 °C 时呈现峰值特征。

2.3 两相区加热温度对过冷奥氏体相变的影响

经测定,该钢相变点 Ac_1 、 Ac_3 分别为 694 °C 和 819 °C。当实验钢在此温度范围内加热时,形成的奥氏体百分数决定着新生马氏体或贝氏体的百分数、成分及铁素体的合金成分,因而决定着钢的最终性能。在两相区加热时,奥氏体的形成与长大是扩散过程,由于 C 的扩散系数远远高于其他合金元素,因此奥氏体的形成主要受 C 含量控制。由于奥氏体化是不完全的,最初形成的奥氏体一般在碳化物附近,奥氏体的含碳量接近共析点。

一般地,低合金钢的共析点比二元铁-碳相图里的共析点含碳量(0.78%)低,根据 Bain and Paxon 归纳总结出来的经验公式^[9]:

$$C_{cut}(wt\%)=0.78-0.0623Mn-0.115Si-0.0313Ni-1.0408Ti-0.0902Cr+0.0071Cr^2-0.4456Mo \quad (1)$$

计算该钢的共析点碳含量为 0.36%。

运用杠杆定律可计算两相区任一温度 T 时奥氏体中的碳含量 C_A ,结果列入表 2。

$$C_A=C_0+(C_{cut}-C_0)\frac{Ac_3-T}{Ac_3-Ac_1} \quad (2)$$

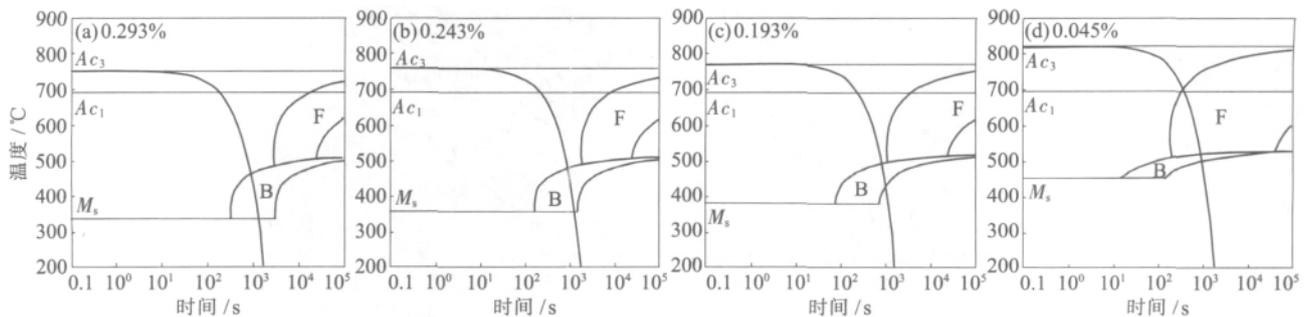


图 5 不同 C 含量实验钢 CCT 模拟曲线 (20 °C/min)
Fig.5 CCT simulation curves of testing steel with different carbon content (20 °C/min) (下转第 66 页)

表 2 不同加热温度下对应的奥氏体碳含量
Tab.2 The austenite's carbon content at different heating temperature

温度 / °C	700	720	740	760	780	800	820
C_A (wt,%)	0.345	0.293	0.243	0.193	0.143	0.093	0.045

从表 2 计算结果可知,实验钢在 700、720、740、760 和 820 °C 保温时,奥氏体中的碳含量分别为 0.345%、0.293%、0.243%、0.193%和 0.045%;随两相区加热温度的升高,奥氏体中的碳含量逐渐降低,到 820 °C 时已完全奥氏体化,C 元素也扩散均匀,其含量达到平衡态的 0.045%;两相区加热温度越低,奥氏体中的成分越不均匀,C 元素的富集使过冷奥氏体更加稳定,CCT 曲线右移,从而使相变开始点降低,导致在相同冷却速度下得到不同的相变点和相变产物,见图 1、图 4。

为验证计算结果的准确性,采用 JMatPro 软件模拟了碳含量分别为 0.293%、0.243%、0.193%和 0.045%的实验钢(其他合金元素相同)在全奥氏体化后冷却过程中的 CCT 曲线。从模拟结果(图 5)来看,模拟曲线与实际金相结果大致吻合,即表明奥氏体中碳含量是影响相变产物的主要因素。

3 结论

(1) HSLA100 钢在两相区加热时,加热温度决定了奥氏体的转变量,而奥氏体中的碳含量是影响

贝氏体组织,而且随着速率的增大,贝氏体的含量逐渐增大。

(2) 有两种方式可以获得铁素体+岛状马氏体组织。一是试样变形后,迅速以 $5\sim 10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速率对试样进行连续冷却,直至马氏体的相变温度以下,此时冷却速率不宜过慢,过慢容易出现珠光体组织,也不宜过快,过快宜出现大量的贝氏体组织;二是采用分段冷却,就是将变形后的试样快速冷至铁素体转变温度区间保温一段时间,得到所需体积分数的铁素体组织后,然后迅速冷却至马氏体点以下。

(3) 随着变形后冷却速率的提高,其小角度晶界的频率增高,大角度晶界的频率相对减少,特别是冷速在 $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 下,其小角度晶界较 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的少。阻碍裂纹扩展的主要是大角度晶界,而小角度晶界对裂纹的阻碍没什么作用,因此冷速在 $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 生产的钢材抗裂纹扩展性较 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 好。

(4) 热轧后通过控制冷却速率,可获得所需的组织,从而改善所需的性能。对于成形性要求较高的钢来说,变形后以 $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷速进行冷却,可提高

双相钢中纤维组织的体积分数,从而提高双相钢的成形性能。

参考文献:

- [1] De C M, Galantucci L M, Tricarico L. Design of process parameters for dual phase steel production with strip rolling using the finite-element method [J]. Journal of Materials Processing Technology, 1999, 92-93: 486-493.
- [2] 丁昊,唐正友,李龙,等. 0.06C-0.6Si-1.5Mn-0.6Cr 双相钢的连续冷却转变[J]. 材料与冶金学报, 2006, 15(3): 203-207.
- [3] 郑芳,郑磊. 成分对经济型热轧双相钢性能的影响研究[J]. 宝钢技术, 2007, (2): 30-34.
- [4] Song R, Ponge D, Raabe D, et al. Microstructure and crystallographic texture of an ultrafine grained C-Mn steel and their evolution during warm deformation and annealing [J]. Acta. Materials, 2005, 53: 845-858.
- [5] 杨平. 电子背散射衍射技术及其应用[M]. 北京:冶金工业出版社, 2007.
- [6] Song R J. Microstructure and Mechanical Properties of Ultrafine Grained C-Mn Steels[D]. Shaker Verlag, 2005.
- [7] 张小立,庄传晶,吉玲康,等. EBSD 及其在钢铁研究领域中的应用[J]. 材料导报, 2006, 20(11): 96-101. 

(上接第 62 页)相变产物的主要因素。

(2) 淬火态的 HSLA100 钢在 700、720、740、760 和 820°C 保温时,钢中奥氏体转变量分别为 10%、24%、38%、60%和 100%,奥氏体中的碳含量分别为 0.345%、0.293%、0.243%、0.193%和 0.045%。

(3) 淬火态实验钢在 $720\sim 820^{\circ}\text{C}$ 两相区加热并冷却后的显微组织为铁素体+M-A 岛,随温度的升高,钢中的铁素体逐渐增加,其形态也从板条状转变为多边形,基体上的 M-A 岛从沿板条界分别逐渐过渡到沿原奥氏体晶界分布。

感谢:日本国立材料研究所殷福星教授提供的大力帮助!

参考文献:

- [1] Crisbacher C J, Gross J H, Stout R D. Thermo-mechanical Processing of Low-carbon High-yield Strength Steels-100 ksi Yield-strength Steels [A]. International Symposium on High Performance Steels for Structural Applications [C]. Ohio: Cleveland, 1995. 75.
- [2] Garcia C I, DeArdo A J, Raykin E. Development of a 130 ksi Yield Strength Steel by Accelerated Cooling/direct Quenching

[A]. International Symposium on High Performance Steels for Structural Applications [C]. Ohio: Cleveland, 1995. 155.

- [3] 严翔,陈玮,刘武群,等. 时效温度对 HSLA100 钢组织与性能的影响[J]. 热加工工艺, 2009, 38(22): 148.
- [4] Czyrca E J. Mechanical properties of low-carbon HY 130 steel [J]. Key Engineering Materials, 1993, 84-85: 491-520.
- [5] Dhua S K, Mukerjee D, Sarma D S. Influence of tempering on the microstructure and mechanical properties of HSLA-100 steel plates [J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2001, A9: 2259-2267.
- [6] Zhao X Q, Pan T, Wang Q F, et al. Effect of intercritical quenching on reversed austenite formation and cryogenic toughness in QLT-processed [J]. Proceeding of Sino-Swedish materials symposium 2007, (增刊): 240-244.
- [7] Zhang Chunling, Cai Dayong, Liao Bo. A study on the dual-phase treatment of weathering steel 09CuPcrNi [J]. Materials Letters, 2004, 58: 1524-1529.
- [8] Kohichi Sugimoto, Akira Hayakawa, Tomohiko Hojo. Grain refinement of high strength low alloy trip-aided ferrous steel by thermomechanical processing in $\alpha+\gamma$ region [J]. 鉄と鋼, 2003, 89(12): 51-56.
- [9] Bain E E, Paxton H W. Alloying Elements in Steel [A]. Alloying [C]. USA: ASM International, 1988. 199-223. 