

## 固溶 C 对 Nb-Ti 微合金化 ULC-BH 钢板烘烤硬化性能的影响

崔岩<sup>1,2</sup> 王瑞珍<sup>2</sup> 雍岐龙<sup>1,2</sup> 李海昭<sup>1,2</sup>

(1 昆明理工大学材料与冶金工程学院,昆明 650091; 2 钢铁研究总院结构材料研究所,北京 100081)

**摘要** 通过定量相分析研究了 Nb-Ti 微合金化超低碳烘烤硬化钢(% : 0.002C, 0.01 ~ 0.02Nb, 0.01 ~ 0.02Ti, 0.0028 ~ 0.0042N) 的析出相,建立了试验钢固溶 C 含量的计算公式。结果表明,随固溶 C 含量计算值的增加,钢板的烘烤硬化性 BH<sub>2</sub> 值增大;随冷轧板退火温度(810 ~ 850 °C)的增加,BH<sub>2</sub> 值增加;820 °C 退火时,640 °C 卷取的钢板 BH<sub>2</sub> 值高于 710 °C 卷取的钢板 BH<sub>2</sub> 值。

**关键词** Nb-Ti 微合金化 超低碳钢 烘烤硬化 固溶 C

## Effect of Solution C on Bake Hardening Behavior of Nb-Ti Microalloying ULC-BH Steel Plate

Cui Yan<sup>1,2</sup>, Wang Ruizhen<sup>2</sup>, Yong Qilong<sup>1,2</sup> and Li Haizhao<sup>1,2</sup>

(1 Institute of Materials and Metallurgical Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650091; 2 Institute of Structural Materials, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081)

**Abstract** Precipitates in Nb-Ti microalloying ultra-low carbon bake hardening steel (% : 0.002C, 0.01 ~ 0.02Nb, 0.01 ~ 0.02Ti, 0.0028 ~ 0.0042N) have been studied and expressions for solution C content in test steel were established by quantitative phase analysis. Results showed that increasing calculated value of solution C content, the bake hardening BH<sub>2</sub> value increased; with increasing annealing temperature (810 ~ 850 °C) of cold rolled plate, the BH<sub>2</sub> value increased; and as annealed at 820 °C, the BH<sub>2</sub> value of plate coiled at 640 °C was higher than that coiled at 710 °C.

**Material Index** Nb-Ti Microalloying, ULC Steels, Bake Hardening, Solution C

超低碳高强度烘烤硬化(ULC-BH)钢板是在超低碳钢(C ≤ 0.005%, N ≤ 0.004%)中加入适量 Nb 或 Ti,使钢中 C、N 原子绝大部分被固定为碳氮化物以保证深冲性能,并在退火、平整后钢板的铁素体组织中保留一定数量的 C 原子,在烘烤中 C 原子扩散到位错处,钉扎位错,使之经冲压成型和随后的烘烤处理后获得硬化,同时添加 P 实现固溶强化而制成的新型优质汽车用薄板。

由于固溶 C<sup>[1~3]</sup>与 ULC-BH 钢板的烘烤硬化性能关系最大,所以通过成分设计和调节工艺参数控制固溶 C 水平是生产优质的 ULC-BH 钢板的关键。本文通过对析出相的定量分析建立固溶 C 含量的计算模型,并分析在不同卷取温度和退火条件下对应的 BH<sub>2</sub> 值的变化趋势。

### 1 试验材料与方法

试验钢(表 1)由 50 kg 真空感应炉冶炼,经热锻制坯,热轧成 4 mm 厚板材,热轧开轧温度为 1 200 °C,终轧温度 910 °C,在 640 °C 和 710 °C 下保温 1 h 模拟卷取后随炉冷却,冷轧成 0.8 mm 的薄板。利用连续退火热模拟机模拟 810、830、850 °C 保温 60 s,

表 1 Nb-Ti ULC-BH 钢的化学成分/%

Table 1 Chemical composition of Nb-Ti ULC-BH steel /%

Nb(Ti)- ULC-BH 试样	质量分数/%				原子比		[C]/ 10 <sup>-6</sup>
	C	Nb	N	Ti	Nb/C	Ti/N	
1	0.004	0.01	0.003 3	0.01	0.431	0.780	20.5
2	0.003	0.01	0.004 2	0.01	0.517	0.835	14.5
3	0.004	0.02	0.003 6	0.01	0.663	1.056	11.4
4	0.002	0.01	0.003 9	0.01	0.562	0.750	10.1
5	0.002	0.01	0.004 2	0.01	0.593	0.766	9.8
6	0.002	0.01	0.003 5	0.01	0.461	1.203	6.3
7	0.002	0.01	0.003 2	0.01	0.776	1.005	4.3
8	0.004	0.01	0.002 8	0.02	0.408	1.775	3.9
9	0.002	0.01	0.003 2	0.01	0.817	0.658	3.5
10	0.003	0.01	0.003 1	0.02	0.414	1.670	0
11	0.002	0.01	0.003 1	0.01	0.953	1.132	0

注:其它元素的质量分数(%)为:Als ≤ 0.1, Mn ≤ 0.4, S ≤ 0.006, P ≤ 0.08, Si ≤ 0.05。

50 °C/s 冷却的退火处理得到实验退火板。830 °C 盐浴退火后油冷方式得到实验退火板用于相分析。

为了检验试验钢板的固溶析出行为,采用物理化学方法定量测定热轧板和退火板的析出相的组成和质量分数。通过室温拉伸试验,测定试验钢板的力学性能。通过测量的 2% 应变量上(模拟冲压)的流变应力和在经过 170 °C 热处理 20 min 后的下屈服强度的差值,即 BH<sub>2</sub> 值,如图 1 所示<sup>[1]</sup>。

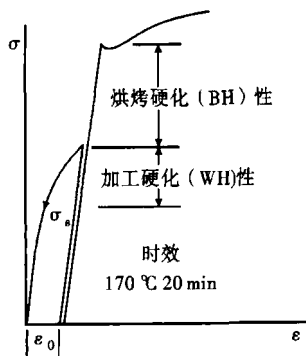


图 1 钢板烘烤硬化性能测试方法示意图

Fig.1 Schematic diagram of method for testing bake hardening behavior of plate

2 试验结果

2.1 成分对 BH<sub>2</sub> 值的影响

2.1.1 通过成分分析得到固溶 C 含量的计算公式

将冷轧板放入 830 °C 的盐浴炉中, 钢板的加热时间约 30 s, 保温 60 s 后, 迅速油冷, 得到实验退火板。对退火板和相对应的热轧板

进行了相分析, 得到表 2 所示的相分析结果。

由表 2 可见, 热轧和退火态钢板中析出相类型相同, 都是 TiN、TiC、NbC、Nb(C, N)、AlN、MnS 等, 没有发现含 TiBH 钢中常见的 TiS 和 Ti<sub>3</sub>C<sub>2</sub>S<sub>2</sub><sup>2-4</sup>。相比于热轧板, 退火板中 (Nb, Ti)(C, N) 的量略有减少 (见表 2), 固溶 C 分别增加了 2 × 10<sup>-6</sup>、4 × 10<sup>-6</sup>、6 × 10<sup>-6</sup>, 所以在 830 °C 退火中, (Nb, Ti)(C, N) 溶解的很少。在实际生产中, 退火温度只有 790 ~ 820 °C, 而冷却速度也远远低于试验板油冷速度, 所以实际生产中 (Nb, Ti)(C, N) 的溶解量只会更少。如果不考虑退火中 (Nb, Ti)(C, N) 颗粒的溶解, 假设 (Nb, Ti)(C, N) 完全沉淀, 可以通过化学分

表 2 Nb-Ti ULC-BH 钢板的 M(C, N) 相分析

Table 2 Phase analysis of M(C, N) precipitates in Nb-Ti ULC-BH steel plate

试样	样品状态	M(C, N) 相中各元素占合金的质量分数/%					处理制度
		Nb	Ti	C*	N	Σ	
9	热轧板	0.011 0	0.007 1	0.000 6	0.003 0	0.021 7	板坯再加热温度: 1 200 °C; 终轧温度: 900 °C; 模拟卷取温度: 710 °C; 冷轧压下率: 80%; 退火制度 830 °C 60 s; 冷却: 油冷
8	热轧板	0.011 9	0.013 3	0.002 7	0.002 5	0.030 4	
3	热轧板	0.019 1	0.010 3	0.002 4	0.003 1	0.034 9	
9	退火板	0.011 2	0.006 4	0.000 4	0.003 1	0.021 1	
8	退火板	0.011 9	0.011 9	0.002 3	0.002 6	0.028 7	
3	退火板	0.017 6	0.009 6	0.001 8	0.003 4	0.032 4	

注: 析出相种类: TiN、TiC、NbC、Nb(C, N)、AlN、MnS 等。

析就可以得到 ULC-BH 钢板的固溶 C 含量计算公式 (1) ~ (4)。利用公式计算得到了各种不同成分钢板的固溶 C 含量的计算值 (见表 1)。

假设 TiN、TiC、NbC、Nb(C, N)、AlN、MnS 完全沉淀析出时, 固溶 C 含量计算式:

$$Ti/N < 1 \quad \boxed{TiN} \quad \boxed{NbC}$$

$$(C_{sol}) = 0 (\text{IF 钢}), (C_{total}) < \frac{12(Nb)}{93} \quad (1)$$

$$Ti/N < 1 \quad \boxed{TiN} \quad \boxed{NbC} \quad \boxed{sol. C}$$

$$(C_{sol}) = C_{total} - \frac{12(Nb)}{93} \quad (2)$$

$$Ti/N > 1 \quad \boxed{TiN} \quad \boxed{TiC} \quad \boxed{NbC}$$

$$(C_{sol}) = 0 (\text{IF 钢}), (C_{total}) < \frac{12(Nb)}{93} + \frac{12(Ti)}{48} - \frac{12(N)}{14} \quad (3)$$

$$Ti/N > 1 \quad \boxed{TiN} \quad \boxed{TiC} \quad \boxed{Nb} \quad \boxed{sol. C}$$

$$(C_{sol}) = C_{total} - \frac{12(Nb)}{93} - \frac{12(Ti)}{48} + \frac{12(N)}{14} \quad (4)$$

2.1.2 固溶 C 含量对 BH<sub>2</sub> 值的影响

选取表 1 中 1、2、4、6、7、10 成分的钢板, 模拟连续退火。退火保温温度为 830 °C, 保温 60 s 后, 以 50 °C/s 速度冷却。通过试验得到其固溶 C 计算值与 BH<sub>2</sub> 值的关系, 如图 2(a) 所示。从图 2(a) 中看出, 随固溶 C 计算值的增加, BH<sub>2</sub> 值逐渐增大, 固溶 C 含量计算值控制在 (12 ~ 20) × 10<sup>-6</sup>, 基本保证在 830 °C 退火时, BH<sub>2</sub> 值控制在 30 ~ 40 MPa。

2.2 热轧板卷取温度的影响

选择卷取温度分别为 710 °C 和 640 °C 的冷轧板, 模拟连续退火。退火保温温度为 830 °C, 保温 60 s 后, 以 50 °C/s 速度冷却。通过试验得到其固溶 C 计算值与 BH<sub>2</sub> 值的关系, 如图 2(b) 所示。试验板成分为表 1 中的 5、6、7、11。

从图 2(b) 中可见, 与卷取温度为 710 °C 的钢板相比, 卷取温度为 640 °C 时, BH<sub>2</sub> 值大 2 ~ 5 MPa, 卷取温度的影响不大。

2.3 冷轧板退火温度对 BH<sub>2</sub> 值的影响

图 3 中 810、830、850 °C 退火对应的 7 号板晶粒尺寸分别为 10、12、13 μm。在晶粒长大的同时, 晶粒形状从扁长形逐渐向等轴状发展, 晶粒大小也变得更加均匀。

通过实验得到表 1 中的 6、7、8 号钢板在不同的退火温度下, 固溶 C 计算值和 BH<sub>2</sub> 值的关系, 如图 2(c) 所示。图 2(c) 显示随退火温度从 810 °C 增加到 850 °C, BH<sub>2</sub> 值增大 7 ~ 14 MPa。

3 讨论

相分析结果显示了热轧和退火钢板中析出相类

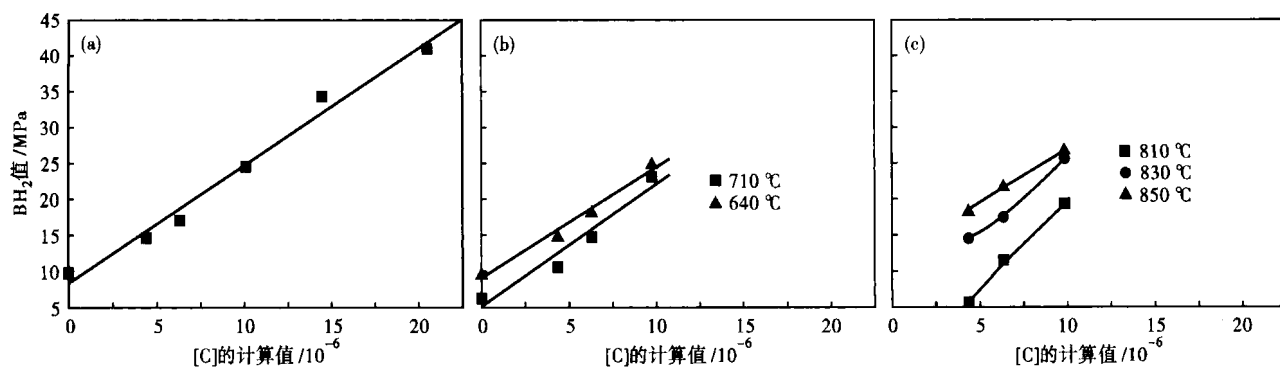


图2 固溶C含量计算值(830 °C退火)(a)、卷取温度(830 °C退火)(b)和退火温度(c)对钢板BH<sub>2</sub>值的影响

Fig.2 Effect of solution C calculated value (annealed at 830 °C) (a), coiling temperature (annealed at 830 °C) (b) and annealed temperature (c) on BH<sub>2</sub> value of steel plate

型相同,析出相的量也基本相等,在830 °C保温60 s退火过程中,NbC溶解很少,几乎可以忽略。所以可以通过计算(Nb,Ti)(C,N)完全沉淀时的状态,预估固溶C含量。实验证明

了固溶C计算值和BH<sub>2</sub>值是存在对应关系的。通过计算得到的固溶碳含量和实际晶格内的固溶C含量随成分变化的趋势基本是一致的,但存在一定程度的偏差,因为晶格内的固溶C含量不但与成分有关,也会受到热轧板卷取温度、冷轧板退火温度的影响。

相对于710 °C高温卷取,640 °C低温卷取对应钢板的BH<sub>2</sub>值都较大一些。这可能是由于卷取温度较低时,Nb扩散较慢,导致热轧板中NbC沉淀颗粒数量多、细小且分散<sup>[3]</sup>。由于退火时Nb原子的扩散距离变短,NbC在有限的时间内溶解量更大,固溶C的增大使得BH<sub>2</sub>值升高。因退火过程中NbC很少溶解,所以卷取温度对BH<sub>2</sub>值影响很小。

随退火温度的升高,BH<sub>2</sub>值明显增大,这与两个因素有关:(1)退火过程中NbC部分溶解产生少量固溶C。但相分析结果显示在退火过程中,NbC溶解量很少,产生的固溶C较少;(2)随着退火温度的增加,晶粒尺寸增大,晶界面积减少,存贮于晶界处的碳总量低于细晶粒结构<sup>[5]</sup>,因而增加了基体中的固溶C含量及BH<sub>2</sub>值。根据De等人的研究<sup>[5]</sup>,ULC-BH钢板中多数晶界被C原子占据,基体中的C量差被认为主要受晶界面积变化的直接影响。由于较小晶界面积偏析出较低的晶界C,基体中的固溶C

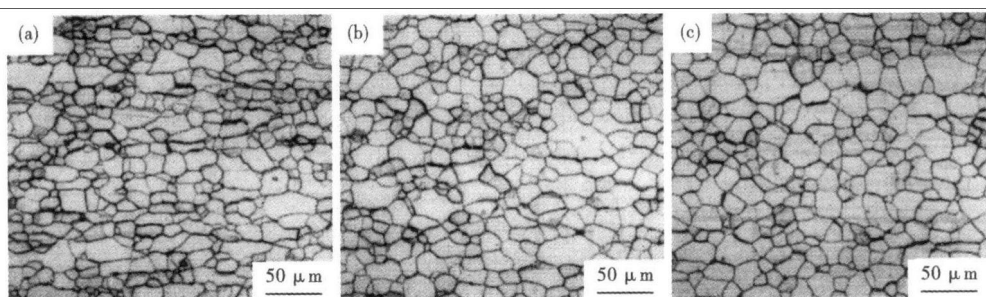


图3 退火温度对钢板晶粒尺寸的影响:(a) 810 °C; (b) 830 °C; (c) 850 °C

Fig.3 Effect of annealed temperature on grain size of plate; (a) 810 °C; (b) 830 °C; (c) 850 °C

随晶粒尺寸的增大和晶粒形状的等轴化而增大。

#### 4 结论

(1)Nb-Ti复合的ULC-BH钢板的BH<sub>2</sub>值主要和固溶C含量有关。可以通过建立的固溶C含量计算公式,预估钢板的BH<sub>2</sub>值。

(2)退火温度升高,导致固溶C含量增大,所以BH<sub>2</sub>值增大。卷取温度为640 °C比710 °C获得稍高的BH<sub>2</sub>值,但影响不大。

#### 参考文献

- 1 关小军. 超低碳高强度烘烤硬化钢板. 济南:山东科学技术出版社,2000
- 2 Christine Escher, Volker Brandenburg, Ilse Heckelmann Thyssen Krupp Stahl A G. Bake Hardening and Ageing Properties of Hot-Dip Galvanized ULC Steel Grades. TMS,2006
- 3 Baker L J. Metallurgy and Processing of Ultralow Carbon Bake Hardening Steels. Materials Science and Technology,2006,18(4):355
- 4 关小军,周家娟,潘伟,等. Ti处理的ELC-BH钢板的析出物研究. 钢铁,2002,37(7):50
- 5 De A K, De Cooman B C, Soenen B, et al. Carbon Distribution Between Matrix, Grain Boundaries and Dislocations in Ultra Low Carbon Bake-hardenable Steels. Iron and Steelmaker,2001,28(9):31

崔岩(1979-),男,博士研究生,超低碳烘烤硬化钢研究。

收稿日期:2008-11-27