

390MPa 级 Ti+ Nb 超低碳高强度 BH 钢组织性能研究

Microstructure and Mechanical Property of 390MPa Grade Ti+ Nb Bearing High Strength Ultra-low Carbon Bake Hardening Sheet Steel

刘光明^{1,2}, 康永林¹, 陈继平¹, 冯月雪¹, 周建², 滕华湘²

(1 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083;

2 首钢技术研究院, 北京 100041)

LIU Guang-ming^{1,2}, KANG Yong-lin¹, CHEN Ji-ping¹

FENG Yue-xue¹, ZHOU Jian², TENG Hua-xiang²

(1 School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China;

2 Shougang Research Institute of Technology, Beijing 100041, China)

摘要: 对 Ti+ Nb+ B 复合处理超低碳高强度 BH 钢的热轧、冷轧和连续退火进行实验。结果表明: 试制的超低碳高强度 BH 钢退火板的屈服比为 0.536, 烘烤硬化值为 44MPa, 具有较为优良的成形性能和烘烤硬化性能, 抗拉强度为 394MPa, 达到了 390MPa 级超低碳高强度 BH 钢板的强度要求。物理化学相分析表明: 添加在超低碳高强度 BH 钢中的 B 除了析出了 2mg/kg 的 BN, 大部分的 B 在钢中以间隙固溶的形式存在, 对超低碳高强度 BH 钢基体起到了固溶强化的作用。

关键词: 超低碳; 高强度 BH 钢; Ti+ Nb+ B; 第二相析出; 固溶强化

中图分类号: TG335.56 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2010)04-0005-05

Abstract: Hot rolling, cold rolling and continuous annealing of Ti+ Nb+ B bearing high strength ultra-low carbon bake hardening steel were studied. The results show that the developed high strength ultra-low carbon bake hardening steel possesses superior formability and excellent bake hardenability. The ratio of the yield strength to tensile strength is 0.536. The bake hardening value is 44MPa. The tensile strength of the developed steel is 394MPa, which meets the requirements of the 390MPa grade high strength ultra-low carbon bake hardening steel. It has been shown from the results of physico-chemical phase analysis that most of the alloying element B in the high strength ultra-low carbon bake hardening steel exists in the form of interstitial solid solution and plays a role in the solid solution strengthening besides 2mg/kg BN precipitation.

Key words: ultra low carbon; high strength BH steel; Ti+ Nb+ B; second phase precipitation; solid solution strengthening

超低碳烘烤硬化(Ultra-Low Carbon Bake Hardening, ULG-BH)钢板是以超低碳钢为基础, 通过添加微量的 Nb 或 Ti 而制成, 具有优良深冲性能、拉延成形性能和高的烘烤硬化性能。超低碳高强度烘烤硬化钢板的特点是冲压成形前较软, 易成形加工, 通过冲压成形后的涂漆烘烤使屈服强度提高, 因此很适合于生产汽车外板等覆盖件^[1,2]。390MPa 级超低碳高强度 BH 钢板适用于制作汽车车身、发动机罩内外板、行李箱内外板、翼子板、门槛加强板等^[3]。

国外 390MPa 以上级别的 BH 钢板大多采用微碳

或低碳成分, 较少采用超低碳。JFE 钢铁公司采用 60mg/kg 的 C 含量开发出了具有低屈服强度、较为优良深冲成形性能的 390MPa 级细晶强化的 IF 钢-SFG HITEEN 钢^[4]。川崎钢铁公司开发出适合用作汽车加强部件的、抗冲击性优异的 440MPa 级烘烤硬化型高强度热轧钢板, 该钢板的主要特点是解决了高强度与高成形性相矛盾的问题, 不仅屈服强度提高, 而且实现了原来 BH 钢板达不到的抗拉强度^[5-8]。

目前国内宝钢、鞍钢和武钢等均已能生产出抗拉强度级别为 340MPa 的超低碳烘烤硬化 BH 钢板^[9],

对于 390MPa 级超低碳高强度钢板则还未能实现工业化大生产。本工作通过对 390MPa 级超低碳高强度 BH 钢从成分设计、热轧、冷轧和连续退火工艺等方面进行研究,对国内 390MPa 级超低碳高强度 BH 钢的研发具有重要理论意义和实际参考价值。

1 实验材料及方法

在实验室真空感应炉上冶炼了 Ti+ Nb+ B 复合处理的超低碳高强度 BH 钢。实验室冶炼的超低碳

BH 钢锭,首先锻造后再经刨床加工处理,去掉表面氧化皮和缺陷,保证热轧及冷轧板的质量。最终锻坯的尺寸为:51mm×130mm×100mm。实验用钢的化学成分如表 1 所示。热轧工艺参数为:板坯加热温度设定为 1150℃,开轧温度为 1100℃,终轧温度为 910℃,卷取温度 700℃。热轧时将超低碳 BH 钢锻坯放入电阻炉中进行随炉加热至 1150℃并保温 1h 后取出,在实验室轧机上进行 5 个道次轧制至所需的尺寸。热轧完成后在层流冷却设备上进行水冷,冷速约 20℃/s,冷却至 700℃后放入相应温度的电阻炉中保温1h,之

表 1 超低碳高强度 BH 钢的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of high strength ULC-BH steel (mass fraction/%)

C	Si	Mn	P	S	N	Al	Ti	Nb	B
0.0023	0.020	1.05	0.079	0.0056	0.0038	0.012	0.022	0.024	0.0032

后随炉冷却至室温,完成模拟卷取过程。热轧的压下量分配为:51, 28, 16, 9.5, 6, 4.5mm, 总的热轧压下率为 91% 左右。超低碳 BH 钢的冷轧压下率为 80%。超低碳高强度 BH 钢的连续退火是用盐浴来进行模拟的,其工艺过程为:将盐浴(NaCl 和 BaCl₂ 各 50%, 质量分数)加热至 830℃保温约 5min,将尺寸约为 35mm×200mm×0.8mm 的冷轧板试样用铁丝牵引放入盐浴中,保温 60s 后将试样从盐浴中取出进行喷水冷却。

超低碳 BH 钢热轧卷取板和退火板的组织观察面为板面和平行轧向的纵截面,将线切割后的轧制试样经磨制、机械抛光后,用 4% (体积分数,下同)的硝酸酒精溶液浸蚀,在光学显微镜下观察超低碳 BH 钢板金相显微组织。透射电镜试样采用薄膜试样和碳膜萃取复型试样,薄膜试样是将取自热轧板、冷轧板和退火板试样用砂纸磨制到 50μm 以下,然后冲成 φ3mm 的薄片,用 95% 无水乙醇和 5% 高氯酸溶液进行电解

双喷。萃取复型试样是将试样抛光后利用 4% 硝酸酒精溶液浸蚀后,在真空喷碳仪中喷一层碳膜,用 5% 高氯酸酒精溶液进行电解剥离,然后将剥离的碳膜放在蒸馏水中漂洗,用铜网捞取晾干。用 JEM-2000FX 分析电镜对热轧、冷轧和退火板中析出物形貌、大小和分布以及位错组态等进行观察;在 MTS 拉伸试验机上测试了 50mm 标距实验用钢的力学性能和烘烤硬化性能。

2 结果与分析

2.1 超低碳高强度 BH 实验钢的金相显微组织

超低碳高强度 BH 实验钢热轧板的光学金相显微组织如图 1 所示。由图 1 可知, Ti+ Nb+ B 复合处理的超低碳 BH 钢的金相组织较为细小,主要是不规则的类似于准多边形铁素体组织,这可能与 Nb 元素和微量 B 元素的加入对超低碳高强度 BH 钢奥氏体再结

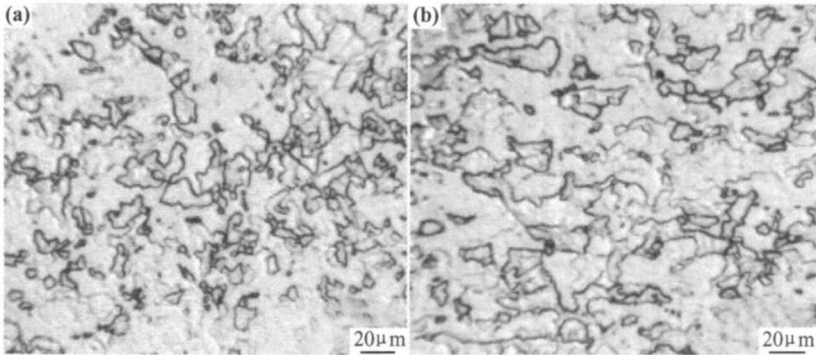


图 1 超低碳高强度 BH 钢热轧板的金相显微组织 (a) 板面; (b) 纵截面
Fig. 1 Microstructure of high strength ULC-BH hot-rolled steel sheet
(a) plane surface of sheet; (b) surface of longitudinal section

晶的阻碍作用有关。由于 B 是以间隙固溶的形式存在钢的基体中, Ti, Nb 则以置换固溶的形式存在, 因此, 微量 B 元素加入 Ti, Nb 微合金化钢中相当于增加了基体中溶质的浓度积, 同时由于 B 元素在晶界和位错附近的非平衡偏聚, 从而增加了沉淀析出动力, 大大缩短了沉淀的孕育期, 促进了沉淀析出。B 元素在晶界和位错附近的非平衡偏聚以及 B 元素引起的沉淀析出对奥氏体再结晶的阻碍作用和奥氏体晶界的钉扎作用形成了 Ti+ Nb+ B 复合处理的超低碳高强度 BH 钢不规则的金相组织特征。

超低碳高强度 BH 实验钢退火板的光学金相显微组织如图 2 所示。由图 2 可知, 经过连续退火后的退火板组织主要是较为均匀的细小等轴晶粒, 通过 image tool 图像处理软件得到退火板板面平均晶粒尺寸约为 $11\mu\text{m}$, 退火板纵截面的平均晶粒尺寸约为 $9\mu\text{m}$ 。超低碳高强度 BH 钢退火板的细小的晶粒组织形态主要与 B 在晶界和位错附近的非平衡偏聚对铁素体晶粒晶界的迁移作用和 Nb 对退火再结晶和再结晶晶粒长大的迟滞作用以及奥氏体晶界的钉扎作用有关。

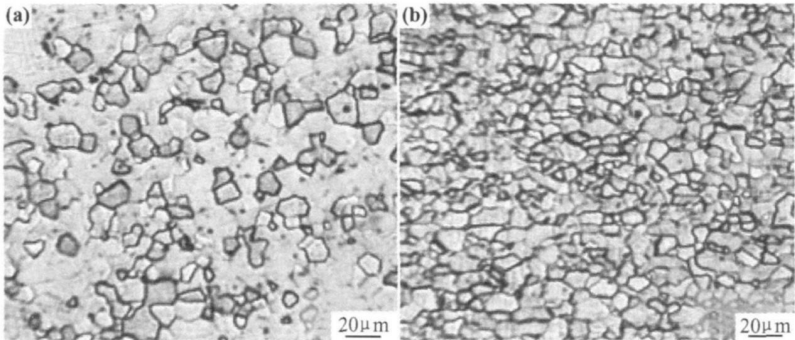


图 2 超低碳高强度 BH 钢退火板的金相组织 (a) 板面; (b) 纵截面

Fig. 2 Microstructure of high strength ULC-BH continuous annealed steel sheet
(a) plane surface of sheet; (b) surface of longitudinal section

2.2 超低碳高强度 BH 实验钢的析出物

Ti+ Nb+ B 复合处理的超低碳高强度 BH 钢热轧板薄膜试样中的析出物形貌和分布如图 3 所示。由能谱分析可知, 超低碳高强度 BH 钢热轧板中除了圆

形、短棒状的 NbC 析出粒子外还存在圆形、椭圆形以及不规则形状 Ti, Nb 的复合析出物(Ti, Nb)(CN), 析出物尺寸为 20~ 40nm 左右。

Ti+ Nb+ B 复合处理的超低碳高强度BH 钢热

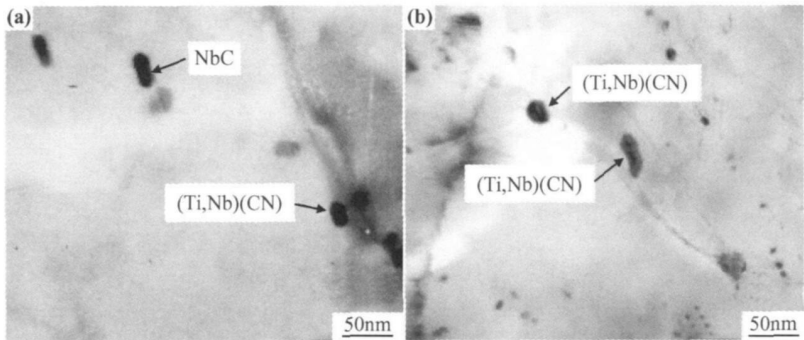


图 3 Ti+ Nb+ B 超低碳高强度 BH 钢热轧板薄膜样中的析出物形貌和分布
(a) NbC 和 (Ti, Nb)(CN) 粒子; (b) (Ti, Nb)(CN) 粒子

Fig. 3 Morphology and distribution of precipitates in the thin foils of Ti+ Nb+ B high strength ULG BH hot rolled steel sheet (a) NbC and (Ti, Nb)(CN) particles; (b) (Ti, Nb)(CN) particles

轧板复型试样中的析出物形貌和分布如图 4 所示。由能谱分析可知, 热轧板中除了方形的 TiN 粒子外还存在圆形、椭圆形的 Ti, Nb 复合析出粒子(Ti, Nb)(CN), 析出物尺寸从 20~ 30nm 左右到 120nm 左右。

Ti+ Nb+ B 复合处理的超低碳高强度 BH 钢冷轧板薄膜试样中的析出物形貌和分布如图 5 所示。由能谱分析可知, 超低碳高强度 BH 钢冷轧板中存在圆形、椭圆形的 NbC 析出粒子, 析出物尺寸在 20~ 30nm 左右。

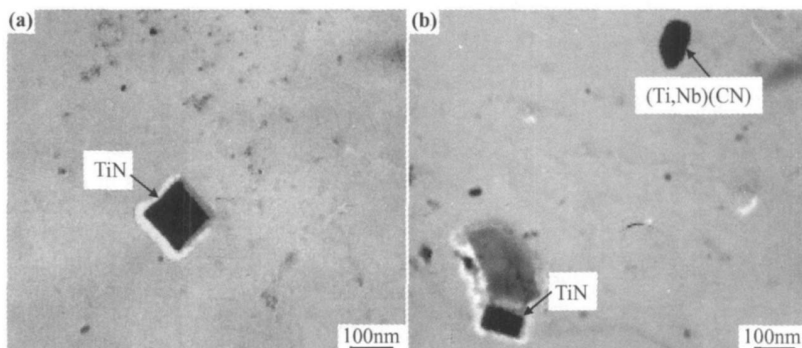


图4 Ti+ Nb+ B 超低碳高强度 BH 钢热轧板复型样中的析出物形貌和分布

(a) TiN 粒子; (b) TiN 和 (Ti, Nb)(CN) 粒子

Fig. 4 Morphology and distribution of precipitates in the carbon replicas of Ti+ Nb+ B high strength ULCBH hot rolled steel (a) TiN particles; (b) TiN and (Ti, Nb)(CN) particles

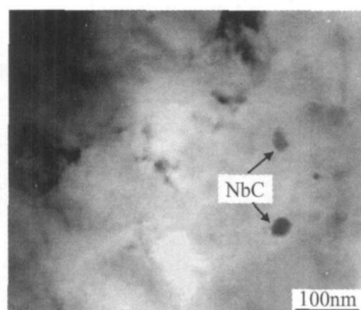


图5 Ti+ Nb+ B 超低碳高强度 BH 钢冷轧板薄膜试样中的析出物形貌和分布

Fig. 5 Morphology and distribution of precipitates in the thin foils of Ti+ Nb+ B high strength ULCBH cold rolled steel

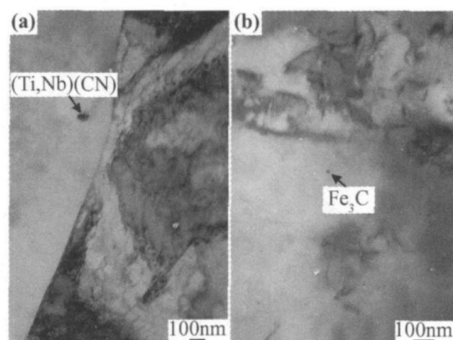


图6 Ti+ Nb+ B 超低碳高强度 BH 钢退火板薄膜样中的析出物形貌和分布

(a) (Ti, Nb)(CN) 粒子; (b) Fe_3C 粒子

Fig. 6 Morphology and distribution of precipitates in the thin foils of Ti+ Nb+ B high strength ULCBH annealed steel (a) (Ti, Nb)(CN) particles; (b) Fe_3C particles

Ti+ Nb+ B 复合处理的超低碳高强度 BH 钢退火板薄膜试样中的析出物形貌和分布如图 6 所示。由能谱分析可知,超低碳高强度 BH 钢退火板中存在椭圆形的尺寸在 50~80nm 左右 Ti, Nb 复合析出 (Ti, Nb)(CN) 粒子以及尺寸在几个纳米细小的渗碳体颗粒。

2.3 超低碳高强度 BH 实验钢的力学性能

实验室试制的 390MPa 级 Ti+ Nb+ B 复合处理的超低碳高强度 BH 钢具有低的屈强比,下屈服强度 (R_{eL}) 为 211MPa,抗拉强度 (R_m) 为 394MPa,屈强比为 0.536,伸长率 (A_{50}) 为 23.6%,厚向异性指数 r 为 1.24,应变硬化指数 n 为 0.217,烘烤硬化 BH 达到 44MPa,力学性能和烘烤硬化性能指标基本上达到 GB/T 20564.1—2007 中 CR260BH 钢的强度水平^[10]。

2.4 超低碳高强度 BH 实验钢中 B 元素的存在形式和作用机理分析

在超低碳 BH 钢中,元素 P, Mn, Si 用于固溶强化,其中 P 是最有效的元素,而 Mn 则提供最低硬化作

用。为了避免由于 P 引起的二次冷变形脆化的趋势急剧增加,添加 B 是有必要的。在这种合金中 B 有着与 C 等同的效果。两种元素出现晶界偏析并且增加晶界内聚力,因为 P 也出现晶界偏析且降低晶界的强度。B 的主要作用是增加晶界强度还是减少 P 偏析仍处于讨论中。尽管如此,为了生产超低碳高强度 BH 钢必须保证合金成分设计中一定的 B 含量。

B 在超低碳 BH 钢中除了固溶于基体外,还可能形成碳硼化物、合金元素硼化物、氮化物、氧化物等,固溶在基体中的 B 和碳硼化物等能分别起到固溶强化和析出弥散强化的作用。通过物理化学相分析可以定量地研究 B 元素在超低碳高强度 BH 钢中的固溶、析出情况,研究 B 元素可能的存在形式,从而对超低碳高强度 BH 钢的强化机制和 B 元素在超低碳高强度 BH 钢中的作用机制进行研究,为超低碳高强度 BH 钢 B 微合金化研究提供理论依据^[11]。

对 Ti+ Nb+ B 复合处理的超低碳高强度 BH 钢连续退火钢板进行物理化学相分析实验, 第二相结构分析结果如表 2 所示, 各种不同相中各元素占合金的质量分数如表 3 所示。

从表 2, 3 可知, Ti+ Nb+ B 复合处理的超低碳高强度 BH 钢退火板中的第二相析出主要为立方系的 α -MnS 以及面心立方的 Nb(C, N) 和 Ti(N, C), 还有

表 2 超低碳高强度 BH 钢第二相结构分析结果

Table 2 Second phase structure analysis of high strength ULG BH steel		
Phase type	Lattice constant/nm	Crystal system
α -MnS	0.5224	Cubic
Nb(C, N)	0.442 0.443	Face center cubic
Ti(N, C)	0.424 0.425	Face center cubic

表 3 超低碳高强度 BH 钢不同相中各元素占合金的质量分数 (%)

Table 3 Mass fraction of various phase elements in the alloy of high strength ULG BH steel (%)

Phase type	Nb	Ti	C*	N	Fe	Mn	S	Al	B	Σ
(Ti, Nb)(CN)	0.015	0.018	0.004	0.003						0.040
Fe ₃ C			0.0004		0.0059					0.0063
MnS						0.0070	0.0041			0.0111
AlN				0.0004				0.0009		0.0013
BN				0.0002					0.0002	0.0004

Note: C* refers to the calculated value.

4mg/kg 的 Fe₃C 和 AlN 以及 2mg/kg 的 BN。由表 1 超低碳高强度 BH 钢的化学成分可知, 钢中的 B 含量为 32mg/kg, 除了析出了 2mg/kg 的 BN, 大部分的 B 在钢中以固溶的形式存在, 起到了固溶强化的作用。

3 结论

(1) Ti+ Nb+ B 超低碳高强度 BH 钢热轧板中除了圆形、短棒状 NbC 粒子和方形 TiN 粒子外还存在圆形、椭圆形以及不规则形状 Ti, Nb 的复合析出物 (Ti, Nb)(CN), 析出粒子的尺寸为 (20~ 40) ~ 120nm 左右; 冷轧板存在圆形、椭圆形的 NbC 析出粒子, 析出物尺寸在 20~ 30nm 左右; 退火板中存在椭圆形的尺寸在 50~ 80nm 左右 Ti, Nb 的复合 (Ti, Nb)(CN) 析出粒子以及尺寸在几个纳米细小的渗碳体颗粒。

(2) Ti+ Nb+ B 复合处理的超低碳高强度 BH 钢具有较低的屈强比(0.536), 抗拉强度为 394MPa, 达到了 390MPa 级超低碳高强度 BH 钢的要求。

(3) 物理化学相分析表明, 超低碳高强度 BH 钢除了析出了 2mg/kg 的 BN, 大部分的 B 在钢中以固溶的形式存在, 起到了固溶强化的作用。

(4) 通过 390MPa 级超低碳高强度 BH 钢的实验室试制, 连续退火后的超低碳高强度 BH 钢退火板获得了较好力学性能和烘烤硬化性能, 对未来 390~ 440MPa 级别超低碳高强度 BH 钢板的工业试制具有重要的理论指导依据和实际参考价值。

参考文献

[1] 康永林. 现代汽车板工艺及成形理论与技术[M]. 北京: 冶金工业

出版社, 2009.

[2] 吴雷, 陈银莉, 赵爱民, 等. 冷轧压下率对 390MPa 级超低碳烘烤硬化钢组织性能和织构的影响[J]. 物理测试, 2008, 26(6): 5~ 8.

[3] 关洪涛. 日本汽车金属材料应用发展及变化特征[J]. 汽车工艺与材料, 2006, (7): 1~ 6.

[4] FUJITA T, URA BE T, SAKU RAI M. Highr performance, high strength steel sheets for exposed auto body panels[J]. JFE Technical Report, 2007, (10): 8~ 12.

[5] 康永林. 汽车板的研究开发现状及发展趋势[J]. 鞍钢技术, 2003, (6): 1~ 7.

[6] SAKATA K, MATSU OKA S, SATO K. Highly formable sheet steels for automobile through advanced microstructure control technology[J]. Kawasaki Steel Technical Report, 2003, (48): 3~ 7.

[7] KANEKO S, MATSUOKA S, SAKATA K. Strengthening mechanism in hot rolled high strength sheet with increase in tensile strength induced by bake hardening[J]. Journal of the Iron and Steel Institute of Japan, 2003, 89(10): 1057~ 1064.

[8] KANEKO S, HIRAMOTO J, ISHIKAWA T. Development of hot rolled sheet steel with significantly increased tensile strength induced by strain age hardening[J]. Kawasaki Steel Technical Report, 2003, (35): 28~ 32.

[9] 江海涛, 康永林, 于浩. 烘烤硬化汽车钢板的开发与研究进展[J]. 汽车工艺与材料, 2005, (3): 1~ 4.

[10] GB/T 20564. 1—2007, 汽车用高强度冷连轧钢板及钢带第一部分: 烘烤硬化钢[S].

[11] 李玲霞, 孙曼丽, 马翔. 硼钛微合金化结构钢的物理化学相分析[J]. 冶金分析, 2008, 28(5): 1~ 4.

基金项目: “十一 五” 国家科技支撑计划资助项目(2006BAE03 A13)

收稿日期: 2009-01-12; 修订日期: 2010-01-15

作者简介: 刘光明(1971—), 男, 博士, 主要从事汽车板的开发与研究, 联系地址: 北京市石景山区首钢技术研究院板带所(100041), E-mail: liuguangming625@ mail. shougang. com. cn