

120 t BOF-LF-CC 板坯-8 mm 板流程 Nb-Ti 微合金化 大梁钢 750L 的开发与实践

徐正彪¹ 王延苹² 刘启森¹ 徐剑¹ 林承江¹ 秦哲¹

(日照钢铁控股集团有限公司 1 钢铁研究发展处; 2 冶金技术处, 日照 276800)

摘要 采用 120 t BOF-LF-连铸-控轧控冷工艺流程, 开发出 8 mm 高强度汽车大梁钢 750L ($R_m \geq 750$ MPa)。结果表明, 通过 750L 钢 Nb-Ti 复合微合金化 ($\% : 0.074C, 0.11Si, 1.51Mn, 0.020P, 0.002S, 0.042Als, 0.033Nb, 0.109Ti$), 结合控轧控冷技术 (精轧区压下量 $\geq 40\%$), 生产的 750L 钢带的抗拉强度 782 ~ 810 MPa, 伸长率 $\geq 17.5\%$, 晶粒度 11.5 ~ 12.5 级, 冲击功 ≥ 90 J, 各项技术指标满足并优于标准的要求。

关键词 Nb-Ti 微合金化 控制轧制 控制冷却 大梁钢 750L

Development and Practice of Nb-Ti Microalloying 750L Beam Steel by 120 t BOF-LF-CC Slab-8 mm Plate Flowsheet

Xu Zhengbiao¹, Wang Yanping², Liu Qisen¹, Xu Jian¹, Lin Chengjiang¹ and Qin Zhe¹

(1 Iron and Steel Research and Development Department;

2 Metallurgical Technology Department, Rizhao Steel Holding Group Co Ltd, Rizhao 276800)

Abstract By 120 t converter-LF refining-continuous casting-controlled rolling and cooling process, the 750L ($R_m \geq 750$ MPa) beam steel of 8 mm high strength automobile is successfully developed. The results show that through 750L steel Nb-Ti composite microalloying ($\% : 0.074C, 0.11Si, 1.51Mn, 0.020P, 0.002S, 0.042Als, 0.033Nb, 0.109Ti$), combined with control rolling and cooling (finish rolling reduction $\geq 40\%$), that of produced 750L steel strip, the tensile strength 782 ~ 810 MPa, elongation $\geq 17.5\%$, grain size 11.5 ~ 12.5 rating and impact energy ≥ 90 J, all technical indexes satisfy the requirements of standard.

Material Index Ni-Ti Microalloying, Controlled Rolling, Controlled Cooling, 750L Beam Steel

汽车大梁钢是商用汽车结构件的重要原材料, 主要用于纵梁、边梁、厢体等关键零部件的制造。随着对车辆安全要求的提高及汽车轻量化趋势的发展, 商用车市场需求的高强钢已达 750 MPa 级别^[1], 同时, 由于商用车结构件制造工艺及服役环境的特点, 对材料的塑性、韧性、冷弯性能及低温冲击韧性提出更高要求。

为拓宽高品级钢种类, 满足市场对高强度大梁钢的需求, 采用 120 t BOF-LF 精炼-板坯-轧制工艺流程以及 Nb、Ti 微合金化成分设计, 结合控轧控冷工艺, 通过厚规格高强大梁钢的工业生产实践, 成功开发出了综合力学性能良好的较厚规格 8.0 mm 750 MPa 级别的汽车大梁钢。

1 试验材料与方法

1.1 化学成分及性能要求

高强度大梁钢 750L 执行 GB/T3273-2015 标准, 标准要求 $C \leq 0.12\%$, $Mn \leq 2.10\%$, 微合金化元素 Nb + V + Ti 的总含量 $\leq 0.22\%$ 。力学性能要求材料的抗拉强度 750 ~ 950 MPa, 屈服强度 ≥ 650

MPa, 伸长率 $A(\geq 3$ mm 规格) $\geq 13\%$, -20 °C 冲击功 ≥ 47 J。同时对材料的金相组织要求晶粒度应为 8 级或更细, 其相邻级别不得超过 3 个级别。

高强度大梁钢主要用于商用车纵梁等关键零部件的制造, 并且由于商用车零部件的制造一般需要经过辊压、冲压、焊接等加工工艺, 因而对材料的强度、焊接性、折弯性能、塑性有较高的要求^[2]。为使生产的大梁钢具有良好的焊接性, 采用低碳设计, 以控制材料的碳当量; 为使材料的强度和韧性满足需求, 采用 Nb-Ti 复合微合金化成分设计, 并结合控轧控冷技术, 充分发挥材料的细晶强化和沉淀强化机制^[3], 使产品获得良好的综合性能。

Mn 是重要的固溶强化元素, 具有细化珠光体的作用, Mn 可以提高钢的淬透性^[4], 对提高钢的抗回火软化有一定作用, 但 Mn 含量较高时, 有粗化晶粒和增加回火脆性的趋势, 影响成品钢板的弯曲和焊接性能, 故设计时 Mn 含量应控制在 1.0% ~ 1.60%。

Nb 可以提高奥氏体的再结晶温度^[4,5], Nb 在较

高温时以置换溶质原子的形式存在钢中, Nb 原子比 Fe 原子尺寸大, 易于在位错处偏聚, 对位错攀移产生强烈的拖拽作用, 使再结晶形核受到抑制, 对再结晶具有强烈的阻止作用。Nb 在钢中易形成 NbC 或 NbN 等间隙中间相, 在再结晶过程中, 由于 NbC 对位错具有钉扎作用, 增加了再结晶的时间, 从而达到细化奥氏体晶粒的目的^[4-5], Nb 含量控制在 0.02% ~ 0.05%。

Ti 在钢液凝固过程中, 形成大量弥散的 TiC 颗粒, 成为钢液凝固时的晶核, 利于钢的结晶, 细化钢的组织, 减少粗大树枝晶组织的形成, 同时有助于减少成分偏析、降低带状组织的级别。Ti 的碳化物比较稳定, 当铸坯加热温度达 1 000 °C 以上时, 才开始缓慢地溶入固溶体中。Ti 与 Fe 和 C 形成的难溶碳化物质点, 富集于钢的晶界处, 阻止钢的晶粒粗化, Ti 也能溶入 γ 和 α 相中, 起到一定的固溶强化效果^[6]。Ti 的成本相对较低, 为满足材料强韧性及降低成本的需求, Ti 含量控制在 0.10% ~ 0.15%。

1.2 工艺流程

750L 大梁钢生产的工艺流程为: 高炉铁水 → 铁水预处理 → 120 t BOF → LF 精炼 → 230 mm 连铸板坯 → 钢坯检验 → 加热 → R1 + R2 粗轧 → FM 精轧 → 层流冷却 → 卷取。

鉴于超高强度大梁钢要兼顾材料的强度、韧性、焊接性, 本技术方案利用微合金化成分设计, 并充分利用控轧控冷技术, 控制轧件的加热温度、轧制温度、形变量、形变速率和轧后冷却速度等工艺制度, 旨在延缓或抑制形变奥氏体再结晶, 并阻止奥氏体晶粒长大, 发挥细化晶粒和沉淀强化的作用, 达到控制相变过程、细化微观组织、提高钢材强度与韧性的目的^[7]。

2 质量过程控制

2.1 转炉冶炼

钢水冶炼采用 120 t BOF, 重点控制 C 目标 0.03% ~ 0.05%, 出钢温度要求 1 600 ~ 1 660 °C, 挡渣方式为挡渣锥 + 塞, 氩站吹氩 3 min; 出钢至 1/4 时, 加入合金及渣料, 出钢过程要求全程吹氩气。转炉出钢时间大于 5 min, 做好双挡渣工作, 严禁出钢下渣, 以控制挡渣不当造成 P 元素含量偏高的问题。为控制成分精确度, 要求自产优质废钢添加比例 $\geq 20\%$ 。

2.2 LF 精炼

满足精炼到站温度 $\geq 1 540$ °C, 第 1 次软吹 5 ~ 8 min, 第 2 次软吹时间 7 ~ 10 min, 保证夹杂物的上

浮时间。满足精炼时间 50 ~ 70 min 控制标准, 控制钢水出站温度 1 560 ~ 1 580 °C。白渣时间 ≥ 10 min, 精炼全程吹氩气。其中, 成分调整结束后, 软吹前喂无缝金属钙线 (1.2 ~ 1.5) m/s, 出钢前软搅拌时间 ≥ 10 min。精炼渣主要为 CaO-SiO₂-Al₂O₃ 三元体系, 其中 CaO 55.5% ~ 57.8%, SiO₂ 5.5% ~ 9.4%, Al₂O₃ 25.1% ~ 29.3%, 碱度 (CaO/SiO₂) 为 6.24 ~ 10.39。

2.3 连铸工艺

连铸过程采用全程保护浇注, 塞棒氩气控制在 5 L/min 以下, 钢水液相线温度 1 516 °C, 连铸钢水过热度控制 15 ~ 25 °C。二冷水采用弱冷模式, 水口深度 130 mm, 使用大倒角结晶器, 全程投用动态轻压下, 采用电磁搅拌。控制拉速 1.0 ~ 1.2 m/min, 并监视板坯裂纹, 发现钢坯表面裂纹要进行清理。为保证铸坯的内部质量均匀, 铸坯需下线缓冷 32 h 以后, 方可送轧。按照以上工艺参数, 将符合成分要求的钢水浇铸为 230 mm 的板坯。

2.4 轧制工艺

2.4.1 加热

经过缓冷的 230 mm 厚板坯投入加热炉加热, 以获得初始奥氏体组织。由于 750L 钢强度级别高, 对材料的晶粒度要求高, 加热温度过高会造成初始奥氏体晶粒粗大, 对细晶成品的获得带来不利影响; 加热温度过低, 添加的 Ti 元素不能充分溶解于奥氏体晶粒中, 轧后温度降低时, 由于奥氏体中溶解的 Ti 含量较少, 影响沉淀强化的效果^[8]。因此将均热温度控制在 1 250 ~ 1 290 °C, 为使微合金化元素溶解充分、均匀, 控制钢坯在炉时间 ≥ 210 min。

2.4.2 粗轧

Nb 的加入可提高奥氏体再结晶温度达 100 °C, 并在 1 100 ~ 1 200 °C 仍能阻止奥氏体晶粒长大^[4-5], 轧钢粗轧开轧温度 $\geq 1 150$ °C, 控制轧件在粗轧阶段的轧制道次, 在 R1 粗轧 1 道次, R2 粗轧 5 道次, 1、3 道次除鳞。为使轧件在精轧区尽快进入未再结晶温度区域, 控制 R2 出口温度 $\leq 1 050$ °C。同时, 为保证材料在精轧区的压下量 $\geq 40\%$, 设计使中间坯厚度为 45 mm。

2.4.3 精轧

铌的碳氮化物在轧制时可以“钉扎”晶界, 阻止晶粒长大。由于铌比铁原子半径大得多, 在晶界富集可达到 1.0% 以上 (原子比), 使铌具有强烈“拖拽”晶界的移动, 以上两种作用使钢在 1 100 ~ 900 °C 热加工的道次之间不发生再结晶。形变能的一部分

(5% ~ 10%) 被储存在奥氏体中,使奥氏体的体积自由能提高,形变储能以位错、形变带等形式,增加奥氏体的缺陷密度,从而增加铁素体的形核率,促进奥氏体向铁素体转变的临界转变温度升高,发生形变诱导铁素体相变^[4-5,9-10]。

轧制过程中,随着钢带的减薄和温度的降低,轧制由再结晶区逐渐进入未再结晶区。奥氏体在未再结晶温区形变时,通过累积形变量,形成大量被拉长的形变奥氏体,晶粒内产生大量的滑移带和位错,有效增大晶界面积,相变时铁素体在晶界上和形变带上形核,从而细化铁素体晶粒,但温度过低时,硬化的组织得不到回复,导致材料韧性下降。

本试验方案控制精轧出口温度在 880 ~ 920 °C^[10-11],设计精轧区的压下规程,使材料在未结晶温区压下率较大,并控制终轧道次压下率 $\geq 10\%$,其中轧制时 F3 机架需抛去,各道次压下率如表 1。

2.4.4 层冷及卷取

钢带终轧后的层冷过程及卷取温度的设计,要充分考虑到细晶强化机制和微合金化元素的析出强化机制进行控制。卷取温度较高时, α 转变过冷度低,形核点主要集中在原 γ 晶粒的晶界处,铁素体长大速度较快,导致晶粒较为粗大。为获得较为细小的晶粒,应设计较低的卷取温度,使钢快速进入亚共析转变温区,同时较高的过冷度增加铁素体形核动力, α 形核数目增多,铁素体的长大速度减慢,且针状铁素体的数量逐渐增多,铁素体晶粒尺寸变小,同时珠光体的片层间距也逐渐减小^[11],但卷取温度不能过低,否则冷速过快可能会导致生成粗大的 B 组织,导致材料的塑性下降,对成形性能不利。

本次开发卷取温度设定 570 ~ 610 °C,采取前段冷却,其中层冷起始阀 5/5 冷速设定上 75%,下 100%。

3 结果分析

按照相同的成分设计及轧制工艺所得的两个钢卷(编号为 1# 和 2#),取样分别进行拉伸、折弯等试验,并观察材料的金相组织、非金属夹杂物等,对材料的组织和性能进行系统分析。

3.1 化学成分

表 2 为实验用的 8.0 mm 厚 750L 大梁钢的化学成分,各项成分满足标准要求。

3.2 力学性能

表 1 750L 钢各道次压下率
Table 1 Reduction in each pass of 750L steel

道次压下率 / %						
F1	F2	F3	F4	F5	F6	F7
37.6	35.0	0	24.2	22.5	15.9	11.1

表 2 750L 钢的化学成分 / %

Table 2 Chemical composition of 750L steel / %

项目	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	Als	O	N
标准	≤ 0.12	≤ 0.6	≤ 2.10	≤ 0.025	≤ 0.015	-	-	≥ 0.015	-	-
试验钢	0.074	0.11	1.51	0.020	0.002	0.033	0.109	0.042	0.005	0.003

备注: Nb + V + Ti $\leq 0.22\%$

试验的 2 个钢卷拉伸力学性能全部合格,屈服强度 721 ~ 740 MPa,抗拉强度 782 ~ 811 MPa,屈强比 ≤ 0.92 (表 3),强度均已达到 750L 级别,且伸长率较高,材料的塑性好。

750L 终端客户主要采用冷弯工艺,测试材料冷弯 180° 满足标准。

3.3 冲击韧性

对试验的 2 个 8.0 mm 规格钢卷,每个钢卷分别沿宽度方向 1/4 处、1/2 处、另一侧 1/4 处制取 3 个横向试样,将所取试样按照《GB/T229-2020 金属材料夏比摆锤冲击试验方法》的要求,制备为 5 mm × 10 mm × 55 mm 的 V 型试样并进行 -20 °C 温度的 V 型夏比冲击试验。为便于与其他厚度产品冲击功比较,试验完成后,将试验所得冲击功数值统一换算成试样为 10 mm × 10 mm × 55 mm 数据(表 4),所得钢卷横向冲击功 K_{V2} 平均值为 92.0 ~ 99.3 J(表 4),冲击功全部合格。

3.4 金相组织

大梁钢的金相组织对研究材料的力学性能、冲击韧性、折弯性能均具有重要作用。根据 GB/T13298-2015 金相显微组织检验方法和 GB/T13299-

表 3 8 mm 750L 钢卷力学性能
Table 3 Mechanical properties of 8 mm 750L steel plate

钢卷	屈服强度 R_{el}/MPa	抗拉强度 R_m/MPa	伸长率 $A/\%$	冷弯 180°	屈强比
标准	≥ 650	750 ~ 950	≥ 13	$D = 2a$	-
1#	739	810	17.5	合格	0.91
2#	721	782	17.5	合格	0.92

表 4 750L 钢 -20 °C V-型缺口冲击功 / J
Table 4 Impact enegy of 750L steel with V-notch at -20 °C / J

钢卷	方向	检测点			平均值
		1	2	3	
1#	横向	96	94	86	92.0
2#	横向	94	106	98	99.3

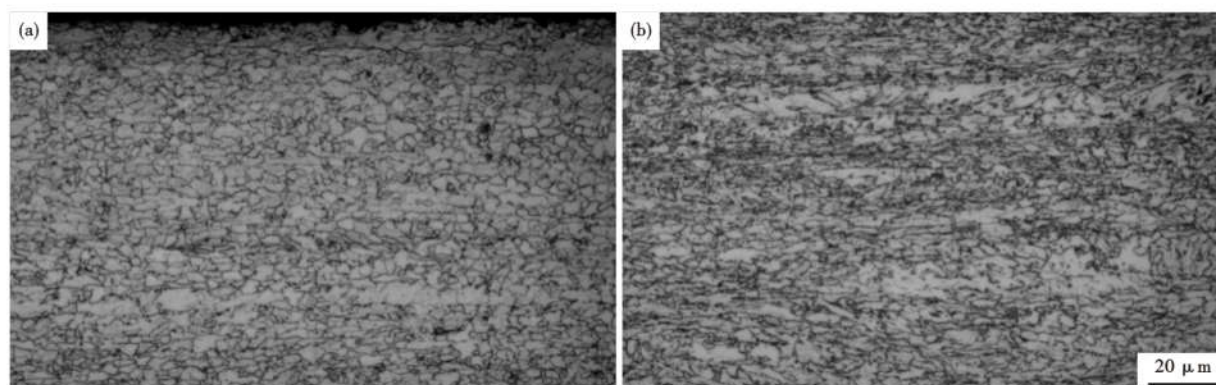


图 1 750L 钢 8 mm 板表面(a)和心部(b)的组织形貌

Fig. 1 Morphology of structure at surface (a) and center (b) of 750L steel 8 mm plate

1991 钢的显微组织评定方法,检测了试验所得 8.0 mm 厚 750L 的 2 个钢卷的金相组织,结果显示,金相组织主要为铁素体和珠光体,晶粒度 11.5 ~ 12.5 级(图 1),远高于标准要求的大于 8.0 级的要求,且晶粒级别差异性仅在 1 级之内,带状组织为 0 级。

3.5 非金属夹杂物

钢中非金属夹杂物对折弯性能、冲击韧性均有不利影响,按照 GB/T10561-2005 标准对所得钢卷实物进行评级,非金属夹杂物主要以 0.5 级的 $D_{\text{细}}$ 夹杂物为主,尺寸较小(见表 5)。

3.6 产品应用

所得 8.0 mm 钢卷经缓冷后出厂,终端客户对

钢卷纵切后,通过焊接、折弯、辊压等工艺成型。产品广泛应用于纵梁翼板、车架等结构件。经终端用户使用验证,材料的焊接性、折弯性能好,使用效果良好。

4 结论

(1)通过 NB-Ti 微合金化成分设计,结合轧制阶段的控轧和控冷措施,开发出 8.0 mm 规格抗拉强度 ≥ 780 MPa 高强大梁钢。

(2)通过控制冷坯入炉、1 250 ~ 1 290 °C 均热, $\geq 1 150 \sim \leq 1 050$ °C 粗轧, 880 ~ 920 °C 终轧, 570 ~ 610 °C 卷取等工艺温度,获得均匀的铁素体 + 珠光体组织。

(3)控制压下规程,粗轧采用 1 + 5 模式,精轧区总变形量 $\geq 40\%$,精轧单道次压下量 $\geq 10\%$ 。结合 NB-Ti 微合金化成分设计和控冷工艺,材料显微组织细化,晶粒度 11.5 ~ 12.5 级,材料强度及低温冲击韧性稳定。

表 5 750L 钢 8 mm 板的非金属夹杂物 / 级

Table 5 Non-Metal Inclusion in 750L steel 8 mm plate / rating

钢卷	A		B		C		D	
	粗	细	粗	细	粗	细	粗	细
1#	0	0	0	0	0	0	0	0.5
2#	0	0	0	0	0	0	0	0.5
标准	≤ 2	≤ 2	≤ 2	≤ 2	≤ 2	≤ 2	≤ 2	≤ 2

参考文献

- [1] 陈其源,刘振宇,周晓光,等. 热轧汽车大梁钢生产现状及其发展趋势[J]. 轧钢,2016,33(2):51-55.
- [2] 包阔,程玉君,张晓磊,等. 750L 高强度汽车大梁钢的开发与性能研究[J]. 河北冶金,2017,59(6):24-27.
- [3] 王宝峰,丁国,赵丽萍,等. Nb-Ti 微合金化钢 QStE380TM 汽车大梁用热轧钢板的研制[J]. 特殊钢,2006,27(2):49-51.
- [4] 宋维锡. 金属学[M]. 北京:冶金工业出版社,2010.
- [5] 王有铭,李曼云,韦光. 钢材的控制轧制和控制冷却[M]. 北京:冶金工业出版社,1995.
- [6] 赵坤,衣海龙,杜林秀,等. 含 Ti 高强度汽车板控轧控冷工艺研究[J]. 轧钢,2006,23(2):6-9.
- [7] 韩斌,时晓光,董毅,等. 超高强汽车大梁钢 700L 的开发研制[J]. 鞍钢技术,2012,49(5):10-13.
- [8] 潘辉,王昭东,周娜,等. Ti 微合金化 700MPa 级高强钢性能均匀性研究[J]. 轧钢,2017,34(2):7-9,13.
- [9] 董方,武利平,宿成,等. 卷取后冷却工艺对 700MPa 微合金钢带材组织和性能的影响[J]. 特殊钢,2017,38(5):61-64.
- [10] 王倩,杨忠民,吴庆辉,等. 低碳钢先共析铁素体和形变诱导铁素体的相变机制、组织和性能[J]. 特殊钢,2008,29(4):8-10.
- [11] 王健,朱伟,刘荣杰,等. 形变和冷却工艺对 X70HD 管线钢形变诱导铁素体相变的影响[J]. 金属热处理,2017,42(2):113-118.

徐正彪(1986-),男,硕士(东北大学),工程师,热轧带钢、H 型钢产品的开发。E-mail: xuzhengbiao@126.com

收稿日期:2021-04-01