超低碳高强度 Q550D 贝氏体钢的研制

夏政海¹, 曹志强¹, 罗 登¹, 张永东¹, 卢伟 \mathbb{Z}^2 , 吴开明² (1. 湖南华菱湘潭钢铁有限公司湘钢科技开发中心,湖南 湘潭 411101; 2. 武汉科技大学 冶金工业过程系统 科学湖北省重点实验室"钢铁新材料与焊接技术研究所,湖北 武汉 430081)

摘 要:利用超低碳和微合金化的成分设计,采用 T M CP(T hermomechanical Controlled Proces)-T(Tempering)工 艺,充分利用晶粒细化和针状铁素体与粒状贝氏体组织强化等手段,辅以回火处理工艺,在工业试制条件下得到 韧性良好,屈服强度为 550 M Pa 级的超低碳贝氏体钢。

关键词: 低合金高强度钢; 贝氏体; TMCP; 回火

中图分类号: TG 142 4 文献标志码: A 文章编号: 1001-0963(2010) 06 0040 05

Development of an Ultra Low Carbon Bainitic Steel Q550D

XIA Zheng-hai¹, CAO Zhirqiang¹, LUO Deng¹, ZHANG Yong-dong¹, LU Weiryu², WU Kairming²

 R and D Center, Xiangtan Iron and Steel Co Ltd, Hunan Valin Group, Xiangtan 411101, Hunan, China;
 Institute of Advanced Steels and Welding Technology, Hubei Province Key Laboratory for Systems Science on Metallurgical Processing, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, Hubei, China)

Abstract: An ultra low carbon microalloyed bainitic microstructure was obtained by means of thermomechanical controlled process (TMCP) in conjunction with tempering in an industrial scale at Xiangtan Steel. The fine grained bainitic steel Q550D has a good combination of high strength and toughness owing to the grain refinement and microstructural strengt hening of acicular ferrite and granular bainite.

Key words: low alloy high strength steel; bainite; TM CP; tempering

超低碳贝氏体钢(ULCB钢)是近二十多年来国际上新发展的一大类高强度、高韧性、多用途钢种^[1-4]。该类钢的合金成分设计已突破了原有的高强度低合金钢的模式,大幅度减少了钢中的碳含量,一般这类钢中的碳含量小于 0.05%(质量分数,下同),消除了碳对贝氏体钢韧性的损伤。钢的强度不再依赖钢中的碳含量,而是主要通过位错强化、微合金钢控轧强化、细晶强化及 e Cu 沉淀强化等手段来保证钢的强度,从而使该类钢强韧性匹配极佳,尤其是焊接性能较传统上需调质处理的 HY-80、HY-100系列等钢种有了大幅度提高。

国内目前传统上使用的 600~ 800 MPa 级中厚

钢板主要采用较高合金量的调质钢,这类钢中的碳 含量及贵重合金元素含量高,钢板制造需要复杂的 淬火及回火热处理。与此同时,得到的钢板低温韧 性不好,尤其是焊接性能差。构件焊接时不得不进 行钢板焊前预热及焊后消除应力热处理,一般预热 温度达到 120℃以上,使得钢板和构件制造成本十 分昂贵,已经严重制约了钢结构及工程机械制造行 业的发展。如何减少合金元素含量,简化高强度中 厚钢板的生产工艺和提高其焊接性能是高强度中厚 板生产中的重要课题。本文的目的是通过实验室研 究和工业性试制,掌握低碳微合金高强度贝氏体钢 的成分一工艺一组织一性能之间的关系,为该类钢 种的工业化批量生产提供理论和试验依据。

1 Q550D 的冶金学设计

1.1 主控组织的设计

材料设计的核心是组织的设计,选择适宜的主 控组织类型是材料设计的关键。对于屈服强度为 550 MPa 级非调质钢可选择的组织类型很多,主要 有传统的铁素体-珠光体钢、针状铁素体钢、超低碳 贝氏体钢。考虑到厚钢板的可焊性问题,传统的铁 素体-珠光体钢显然无法满足要求。另外,考虑到 厚钢板的高强度问题,普通的针状铁素体钢也不能 满足要求。因此应主要考虑超低碳贝氏体组织作为 主控组织。

超低碳贝氏体钢是近年来发展起来的一类新型 钢种,具有优异的焊接性能,高的强度和韧性匹配。 因此 Q550D 选择超低碳贝氏体组织为主控组织。 超低碳贝氏体钢最新的组织设计是通过 TM CP 工 艺和其它有利于针状铁素体形成的因素,在奥氏体 晶粒内较早形成少量的针状铁素体,分割奥氏体晶 粒为若干小空间,在随后的板条贝氏体相变中,分割 后的空间限制了板条束的长大,从而得到进一步细 化的组织。

1.2 合金成分与工艺设计

成分设计要以保证得到设计组织为前提。为了 实现超低碳贝氏体中温转变目标组织,通过组织强 化、位错强化及析出强化等途径,达到强韧化的目的。 121 合金成分的设计

碳的降低可显著提高相变温度,有利于贝氏体 铁素体的形成。降低碳可有效减少偏析以保证厚钢 板组织的均匀性,减少后期固态相变带来的有害组 织,故只添加 0.05% 的 C。此外,还要添加 1.55% 的锰,锰的添加可补充由于降低碳带来的强化效果 的损失,但是锰添加过多会带来钢种的锰偏析而造 成 M/A 组织的产生,因此锰添加不易过高。

由于采用超低碳的设计思想,而且添加的铌含 量为小于 0 06%,因此减少了碳氮化铌的形成,从 而提高了奥氏体中固溶铌的含量。固溶铌量的提 高,升高了再结晶温度,从而可实现高温轧制,保证 了高温时奥氏体的充分再结晶,改善了非再结晶区 高温控轧效果。通过实现高温大压下,保证了厚钢 板中心组织的细化。

钼的添加是必要的,对于中温组织转变,奥氏体 中必须有适量的淬透性元素,钼是最有效的元素之 一,本试验中添加了 0 10%~ 0 40% 的钼。另外, 固溶硼也可显著提高淬透性。为了保证该钢具有较 好的淬透性和降低成本,加入 0 001 0%~ 0.003 0% 的硼。为了改善该钢板的焊接性能,加入 0 015% 的钛。为了增强析出强化的效果,加入少量的钒。 综合以上分析,钢中各元素的含量(质量分数,%)如 表 1 所示。

		Ta	able 1 Ch	emical com	of a Q550D grade ba	initic stæl	%	
С	Si	M n	Р	s	Al	В	Mo+Ni+Cr	Nb+ V+ Ti
05	0. 25	1.55	0 008	0 005	0 04	0 0010~ 0 0030	0 6	0 095

表1 Q550D 贝氏体钢的化学成分

122 Q550D 的工艺设计

轧制工艺设计包括控制轧制和控制冷却工艺。 采用的生产工艺流程为:铁水预处理--转炉冶炼-LF 精炼-VD 真空脱气--连铸--加热炉加热--初 轧--精轧--控冷--回火。再结晶区轧制要求:在再 结晶结束温度前进行--定量的大压下,保证再结晶 充分且再结晶奥氏体晶粒均匀细化。非再结晶区的 轧制要保证足够的压缩比,使得变形奥氏体中产生 高畸变的形变积累。在非再结晶区轧制过程中,由 于铌、钛、硼等微合金元素在变形基体内的偏聚与析 出,使得再结晶难以进行;由于多道次变形使得变形 奥氏体内畸变积累不断增加,位错密度很快提高。 终轧结束后,对于超低碳贝氏体钢,冷却速度必须合 适。冷却速度过高会得到马氏体组织,过低会得到 多边形铁素体和珠光体。对于超低碳贝氏体钢,冷 却速度必须合适。

1.3 Q550D的强度预测与估算

根据表 1 中 Q 550D 的化学成分, 屈服强度采用 式(1)进行预测和估算。

 G= G0 + GA + G0 + G0 + GIN + kd^{-1/2}
 (1)

 式中: G 为屈服强度; Go 为点阵摩擦阻力; GA 为固溶

 强化能力; Go 为位错强化; Go 为析出强化; GIN 为间隙

原子引起的强化; k 为强化系数; d 为晶粒直径。对于一般低合金钢, σ 约为 50 M Pa。

Ŋ 为固溶强化能力,计算公式采用式(2):

 $\sigma_{A} = \sum_{i} k_{i} (x_{i})$ ⁽²⁾

④ 为位错强化,按位错密度对屈服应力的通用 公式(3)进行估算:

$$\sigma_{\rm D} = \alpha \mu_b \rho^{1/2} \tag{3}$$

GP为析出强化,利用式(4)进行估算:

$$\Phi = 0 \quad 298 \left(\frac{\mu b}{l} \right) \ln \left(\sqrt{\frac{2}{3}} \cdot \frac{d}{b} \right) \tag{4}$$

设定 位错面 密度 ρ 为 1 × 10⁸ mm⁻² ~ 2 × 10⁸ mm⁻²; 剪切模量 μ = 8 × 10⁴ M Pa; 伯格斯矢量 *b*= 2 5 × 10⁻⁷ mm, 对于立方金属多晶体 α 为 0. 5, 密排 六方金属为 1. 1。计算时取 ρ = 1. 5 × 10⁸ mm⁻², α 为 0. 5。设定析出质点直径 *d*= 20 nm, 析出物间距 *l*= 250 nm。

 q_N 为间隙原子引起的强化,主要是 C、N 等原子 强化,用近似公式 $q_N = 9.4 \times 104 \times f, f$ 值在 10^{-3} 左右 (大部分 C、N 进入析出相),引起强化 $q_N \approx 94$ M Pa。

考虑晶粒细化所产生的贡献时, 取 k 为 20N/mm^{-3/2}。在控轧控冷钢中, 设定 $d \approx 12 \,\mu$ m。经过上述估算, 预测上述工艺下的 Q550D 的屈服强度为 525 MPa。

1.4 Q550D的 CCT 曲线的计算与分析

Q550D的CCT 曲线采用英国森特软件有限公司的 JM at Pro 软件进行计算与模拟。根据湘钢其他高强度钢的生产实际情况,在相变之前奥氏体晶粒大小约为 12^µm。计算模拟的 Q550D 的 CCT 曲线如图 1 所示。



图 1 计算出的 Q550D 的 CCT 曲线 Fig 1 Calaulated CCT curves of a 700 MPa grade bainitic steel, Q550D

根据 Q 550D 的 CCT 曲线, 可以预测在不同冷 却速度下的转变产物: 1) 在 605 ℃开始出现有奥氏 体向贝氏体转变; 2) 在 437 ℃以下才会出现马氏体 转变; 3) 在 0 1~1.0 ℃•s⁻¹的冷速范围内转变为铁 素体和珠光体; 4) 在约 1~50 ℃•s⁻¹的较大冷速范 围内转变为铁素体和贝氏体。由上述计算模拟可以 知道, 终轧结束后, 对于超低碳贝氏体钢, 冷却速度 须在 10~30 ℃•s⁻¹范围内。过强会得到马氏体组 织, 过弱会得到多边形铁素体和珠光体组织。

2 Q550D 的试制结果与讨论

2.1 Q550D的显微组织

图 2 为 36 mm 厚板的 1/4 厚度的光学显微组 织。由该图可以看出, Q550D 的组织为贝氏体和铁 素体。贝氏体中主要为粒状贝氏体(GB), 还有少量 的针状铁素体(AF)和 M/A岛^[5]。粒状贝氏体团的 边界不规则, 在粒状贝氏体组织中可见零乱分布的 细小 M/A 岛, 见图 3。

图 4 为 36 mm 轧态厚板的 1/4 厚度的 SEM 微 观组织。可以看出,贝氏体中主要为粒状贝氏体 (GB),还有少量的针状铁素体(AF)和 M/A 岛。 M/A 岛的大小约为 3~ 5^µm。

图 5分别为 36mm 厚板回火后 1/4 厚度的光学 显微组织。由图可以看出,Q550D 的回火组织还是 贝氏体(GB) 和铁素体(AF)。在 550 ℃进行回火时, 钢的组织形态无明显变化,主要是为了进一步改善钢 板组织的均匀性,降低钢板贝氏体中的位错密度,使 粒状贝氏体中的板条进行回复,改善钢板的强韧性。

2.2 Q550D的力学性能

钢铁材料的性能同它的成分设计、热加工工艺及



图 2 36mm 厚板轧态的 1/4 厚度的光学显微组织

Fig 2 Optical micrographs at 1/4 thickness of an as rolled 36 mm thick plate



图 3 36 mm 厚板 1/4 厚度处轧态的 TEM 组织照片 Fig 3 A TEM micrograph of 1/4 thickness in an as rolled 36 mm thick plate

组织有着密切的关系。一般说来,钢铁材料的组织 是由其成分来决定的。当然,工艺条件对于组织的 形成也起着十分重要的作用,尤其是现代钢铁材料 的生产工艺和控制手段。组织最终决定钢铁材料的 性能。

本文采用的生产工艺流程为:铁水预处理 —转 炉冶炼 —LF 精炼—VD 真空脱气 —连铸—加热炉加 热—初轧 —精轧 —控冷—回火。通过优化微合金设 计和工艺设计,利用顶底复合吹炼、LF 炉精炼、VD 炉真空脱气处理、控制轧制和控制冷却、以及在 550 ±10 ℃回火,得到细化的贝氏体组织。由于充分发 挥了晶粒细化、沉淀强化、位错强化和贝氏体组织强 化等手段、提高了厚钢板的综合力学性能。

湘钢 Q550D 采用低碳微合金化成分设计,采用 控制轧制和控制冷却以及 550 ℃的高温回火工 艺得



(a) 36 mm 厚板轧态 1/4 厚度(低倍);
 (b) 36 mm 厚板轧态 1/4 厚度(高倍)。
 图 4 36 mm 厚板 1/4 厚度处轧态的 SEM 组织

Fig 4 A SEM micrograph of 1/4 thickness in an as rolled 36 mm thick plate



图 5 36mm 厚板 1/4 厚度处回火态的光学显微组织 Fig 5 An optical micrograph of 1/4 thickness of an as tempered 36 mm thick plate 到了综合力学性能优异的钢板。湘钢生产的高强度 结构钢Q550D,产品厚度可达20~40mm,宽度可达 35m。钢板具有细小均匀的粒状贝氏体+铁素体 的微观组织,平均晶粒大小约为5μm。屈服强度为 580MPa,抗拉强度大于700MPa,延伸率为22%~ 28%,低温冲击韧性-20℃时的Aκv不小于150J。 钢板具有高的强度、好的韧性、优良的低温韧性以及 优良的焊接性能等。

3 结论

1) 微合金化高强度结构钢 Q550D 具有细小均 匀的粒状贝氏体+ 铁素体的微观组织, 平均晶粒大 小约为 5^µm。 2) 采用 TM CP T 工艺在湘钢工业化试制(150 t 转炉) 的超低碳微合金贝氏体钢 Q550D 的屈服强度 和抗拉强度高,分别在580M Pa 和700 MPa 以上,延 伸率也较高,在 22% 左右, - 20 ℃的冲击功在150J 以上,综合力学性能良好。

参考文献:

- Bhadeshia H K D H. Bainite in Steels [M]. 2nd edition. Lordon, UK: The Institute of Materials, 2001.
- [2] 翁宇庆. 超细晶钢 钢的组织细化理论与控制技术[M]. 北京:

冶金工业出版社, 2003.

- [3] Yang S W, Wang X M, Shang C J, et al. Relaxation of Der formed Austenite and Refinement of Bainite in a Nb Containing Microalloyed Steel [J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2001, 8(3): 214.
- [4] Wang X M, He X L, Yang S W, et al. Refining of Intermediate Transformation Microstructure by Relaxation Processing [J]. ISIJ International, 2002, 42: 1553.
- [5] Yakub tsov I A, Boyd J D. Bain ite T ran sform ation During C or tinuous Cooling of L ow Carbon M icroalloyed Steel [J]. Materials Science T echnology, 2001, 17(3): 296.

(上接第30页)

3) X70 钢的氧化皮均呈现分层情况,氧化皮内 有较多裂纹,结构疏松,不致密,导致层流冷却水中 的盐分在 X70 钢氧化皮中残留,使得 X70 钢氧化皮 内的盐分较高。这些因素导致 X70 钢发生点蚀,并 且氧化皮阻抗大大减小,为氧化皮较致密的 Q235 的阻抗的 1/6。X70 钢的氧化皮成为高盐分的重要 载体。

4) 杜绝点蚀发生的最有效方法, 是严格控制轧 制过程中钢板表面氧化皮的产生, 优化除鳞环节, 改 善氧化皮的结构与形态; 向层流水中添加缓蚀剂或 减少层流水中的 CF 只能作为辅助办法。

参考文献:

- [1] 李晓刚,杜翠薇,董超芳,等. X70 钢的腐蚀性为与实验研究[M].北京:科学出版社,2006.
- [2] National Energy Board. Report of Public Inquiry Concerning Stress Corrosion Cracking on Canadian Oil and Gas Pipelines
 [R]. Calgary AB, Canada: [s n.], 1996.
- [3] 梁平,李晓刚,杜翠微,等. X80和 X70 管线钢在 NaH CO3 溶

液中钝化膜的电化学行为[J]. 石油化 工高等学校学 报, 2008, 21(2):1.

- Baker M. Stress Corrosion Cracking Studies Final Report [R]
 # Technical Report no. TTO 8. DOT-Research and Special Programs Administration. [s 1]: Office of Pipeline Safety, 2005.
- [5] Niu L, Cheng YF. Development of Innovative Coating Technology for Pipeline Operation Crossing Permafrost Terrain [J]. Constr Build Mater, 2008, 22: 417.
- [6] Manfredi C, Otegui J L. Failures by SCC in Buried Pipelines[J]. Eng Failure Anal, 2002, 9: 495.
- [7] 李党国, 冯耀荣, 白真权, 等. X80 管线钢钝化膜内点缺陷扩 散系数的计算[J]. 应用化学, 2008, 25(9): 1007.
- [8] Meng G Z, Zhang C, Cheng Y F. Effects of Corrosion Product Deposit on the Subsequent Cathodic and Anodic Reactions of X-70 Steel in Near Neutral pH Solution [J]. Corros Sci, 2008, 50: 3116.
- [9] Szklarska Smialowska Z. Pitting Corrosion of Aluminum [J]. Corros Sci, 1999, 41: 1743.
- [10] Frankel GS. Pitting Corrosion of Metals: a Review of the Critical Factors [J]. J Electrochem Soc, 1998, 145: 2186.