

表层细晶化 Q235 中厚板轧制工艺的研究*

范建文 易 敏 谢瑞萍 胡晓红 陈明跃 赵胜国

(首钢集团总公司)

摘 要 采用 Q235 成分的连铸板坯,在首钢中厚板厂 3300 mm 轧机上进行了中板表层组织细晶化的工业轧制实验,研究了轧制温度、轧制变形量分配、待温期间冷却方式对板材组织和性能的影响。结果表明,在奥氏体低温区增加精轧总变形量可以实现 20 mm 成品板材的表层组织细化,屈服强度达到 300 MPa 左右,铁素体晶粒达到 8.5 级,增加待温期间中间坯的水幕冷却有利于整个板材厚度截面的组织细化,屈服强度达到 330 MPa 左右,铁素体晶粒达到 9 级,材料的强度接近 Q345 同规格板材的水平,具有优良的塑性和冲击韧性。

关键词 20 mm Q235 中板 表层组织细化*

SPECIAL ROLLING PROCESS OF Q235

PLATE FOR SURFACE LAYER FERRITE GRAIN REFINEMENT

FAN Jianwen YI Min XIE Ruiping HU Xiaohong CHEN Mingyue ZHAO Shengguo

(Shougang Group Corporation)

ABSTRACT Industrial experiments for grain refinement of Q235 plates were carried out with continuous casting slabs on the 3300 mm rolling mill in the Shougang Plate Rolling Plant. The effects of deformation temperature, deformation amount of passes, cooling modes between rough rolling and finish rolling on the microstructure and mechanical properties of the plates were studied. The results show that with the increase of total deformation amount during the finish rolling period at low temperature in austenite zone, the surface layer ferrite grains are effectively refined for the 20 mm Q235 plate and the yield strength goes up to 300 MPa with ASTM 8.5 ferrite grade; it is beneficial for ferrite grain refinement along the thickness direction to adopt the water curtain cooling between the rough and finish rolling and the yield strength is not less than 330 MPa with ASTM 9 ferrite grade and in this case, the 20 mm plates possess satisfying elongation and good toughness.

KEY WORDS 20 mm Q235 plate, surface layer ferrite grain refinement

1 前言

高洁净度、高均匀度、超细晶粒和优良的焊接性能是目前钢铁材料基础研究中共同追求的目标。与热轧板卷和线棒材比较,中板生产冷却速度慢、轧制道次间隔时间长是制约中板组织细化的重大障碍,表面与中心部位散热不均匀是难以实现从表面到材料中心组织均匀超细化的主要原因。然而,通过轧制过程中表面急速冷却或轧后急速冷却,形成从板材中心到表面的较大的温度梯度,为中板轧制获得表

层超细晶粒组织创造了条件,通过表层组织细化可以使材料的疲劳性能、抗裂纹扩展能力,表面裂纹止裂能力获得提高^[1]。本文结合首钢中厚板厂实际生产情况,进行了中板表层组织细化的研究工作。

2 实验材料及轧制工艺制度

2.1 实验材料

实验材料为 Q235 连铸板坯,坯料尺寸:220 mm×1400 mm×1700 mm,化学成分如表 1 所示。

2.2 工艺方案

* * 北京市自然科学基金资助项目(H013610320111)

联系人:范建文,高级工程师,北京(100041)首钢技术研究院

表 1 实验材料的化学成分

Table 1 Chemical composition of tested steels %

工艺编号	炉号	C	Si	Mn	P	S
1	2A456-59	0.14	0.15	0.55	0.015	0.022
2	2A456-59	0.14	0.15	0.55	0.015	0.022
3	2B1853	0.15	0.17	0.56	0.018	0.016

坯料在炉中加热时间不超过 210 min,出炉温度为1100~1150 ℃。采用四辊单机架轧制,粗轧开轧温度为(1050±10) ℃;精轧开轧温度为(860±10) ℃;终轧后水幕冷却。在实验中,研究粗、精轧变形量分配、粗、精轧之间中间坯的冷却速度、精轧开轧温度对材料性能的影响。使用 HWSG-2H 测温仪测材料的轧制温度和冷却温度。成品板厚度 20 mm。实验设计工艺 1 的精轧变形量55.6 %,实际测得终轧温度 770 ℃;工艺 2 的精轧变形量75 %,实际终轧温度 800 ℃;工艺 3 精轧变形量55.6 %,实际终轧温度 755 ℃。

2.3 试样组织与力学性能检验

实验轧制的中板现场取样,进行组织性能检验。制备金相样品,用4 %硝酸酒精溶液腐蚀后在光学显微镜下观察组织,按照国标进行晶粒度及带状物评级。对个别试样的微观组织采用扫描电镜进行组织分析。对现场取样的中板,分别进行横、纵向常温拉伸、不同温度下的冲击实验;进行时效冲击实验和冷弯实验。拉伸实验试样尺寸为 T_0 (中板原厚)mm×25(宽度)mm×100(标距)mm(12 mm 板)和 T_0 mm×25 mm×130(标距)mm(20 mm 板);试验机型号 WE-600。冲击实验试样尺寸 V 型 10 mm×10 mm×55 mm;试验机型号 JB-30B,低温冲击试样采用 JCD 低温浴。时效冲击时,采用箱式电阻炉对试样加热保温,其余与冲击实验相同。冷弯实验执行标准是 GB/T232-1999,试验机型号是 WE-100。

3 组织及力学性能检验结果

待温期间中间坯空冷的工业轧制实验材料的微观组织如图 1 所示。其中工艺 1 精轧期间总压下量 55.6 %,工艺 2 精轧期间总压下量75 %。经分析,两个试样的铁素体晶粒尺寸均达到 8.5 级。由图 1 可见,工艺 1 的组织均匀,表层与心部没有明显差别,没有出现表层细晶粒的现象。但是,工艺 2 组织与工艺 1 的有所不同,表层铁素体晶粒明显比心部和 1/4 处的细化,经分析,表层晶粒达到 10 级晶粒度,1/4 处为 8.5 级,心部为 8~8.5 级。由此可见,工艺 2 出现了表面细晶粒,即在工业生产中获得了

表层细晶粒组织的中板。正常生产同厚度 Q235 中板的铁素体晶粒度为 8 级。因此,实验轧制中板的晶粒比正常生产情况好。

针对工艺 2 出现表层晶粒细化,在扫描电镜下对其各部位组织进行了观察,重点是珠光体形貌的分析。如图 2 所示,试样心部的铁素体晶粒较粗大,珠光体组织也粗大,并且其层状结构非常明显,而试样表层组织,除铁素体晶粒细化之外,珠光体的形貌也发生了变化,呈现出粒状特征,即在铁素体基体上弥散分布渗碳体颗粒的珠光体,说明表层组织形成条件与心部组织形成时的差异。工艺 3 精轧总压下量55.6 %,待温期间中间坯水幕冷却,材料的微观组织总体达到 9 级晶粒度,表面获得 9.5 级晶粒度,说明待温期间水幕冷却,铁素体晶粒能进一步细化。材料的微观组织如图 3 所示。轧制工艺 1 获得的材料带状物为 2.5 级;工艺 2 为 2 级,工艺 3 为 1.25 级。结合实验测得的参数可见,工艺 2 的中间坯空冷,精轧变形量大,且终轧温度高,获得的组织比精轧变形量小且终轧温度低的工艺 1 的组织带状物级别低,而中间坯采用水幕冷却并且终轧温度低的工艺 3 带状物级别最低,是情况最好的。

材料的力学性能如表 2 所示。由表 2 可见,实验轧制的 Q235 中板屈服强度高于正常工业生产同厚度产品的屈服强度,并且材料的冲击韧性也大幅度提高。正常生产精轧开轧温度为 950~1000 ℃,终轧温度在 830~890 ℃。20 mm Q235 实验轧制板材的屈服强度达到 300 MPa 左右,具有良好的冲击韧性。因此,降低精轧阶段的开轧温度细化铁素体晶粒可以大幅度提高 Q235 中板的强度和韧性。试样板的应变时效冲击实验,结果如表 2 所示,可见 20 mm 板达到了普通船板的时效冲击要求。另一方面,3 个工艺获得的材料强度水平纵向小于横向,并且冲击韧性纵向值一般是横向值的 2 倍。改变精轧开始时坯料厚度,对材料的屈服强度没有明显影响。在保持工艺 1、2 获得试样的冲击韧性的情况下,工艺 3 获得的试样屈服强度达到 320 MPa 以上,提高 20 MPa。在同等条件下,工艺 3 与 1 比较,降低终轧温度,材料强度上升。

4 实验结果分析讨论

4.1 表层细晶组织的形成

在相关低碳钢超细晶组织的研究方面,奥氏体的大过冷度,低温高压下已经成为目前研究共同追逐的手段。采用奥氏体区再结晶控轧、未再结晶区控轧以及形变诱导相变轧制之后采用较强的冷却能力

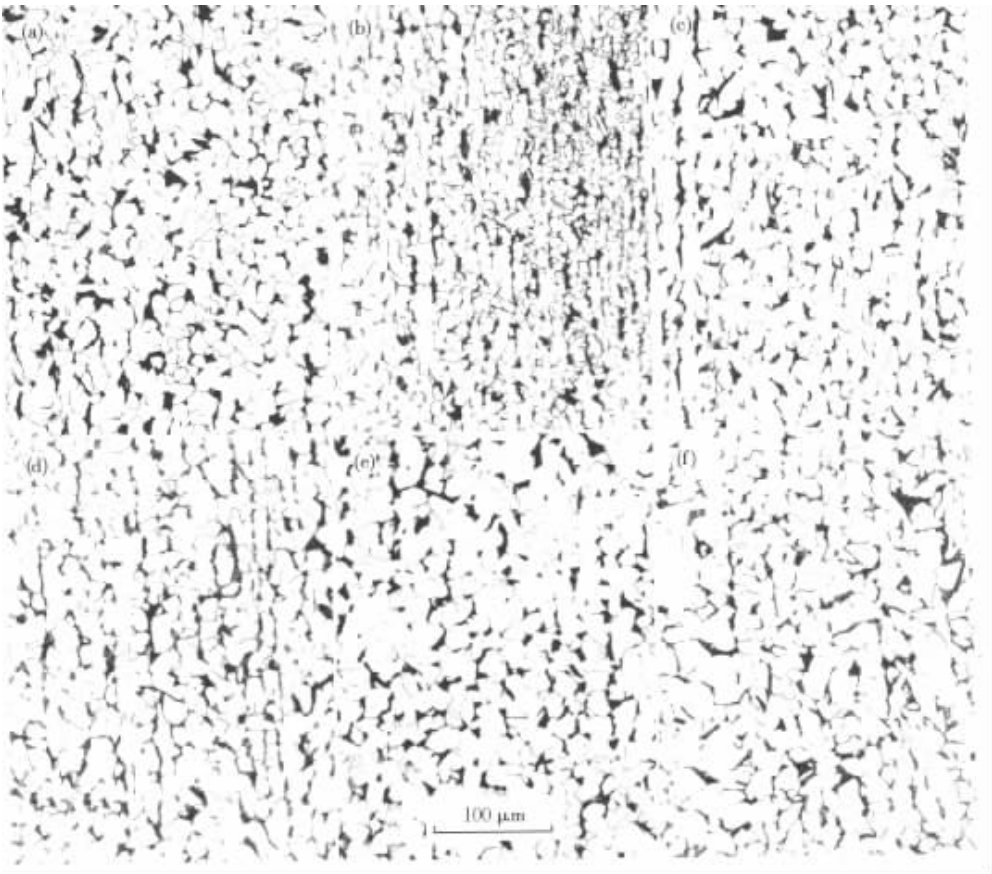


图 1 工业实验材料的微观组织

Fig. 1 Microstructure of steels

(a) 工艺 1,表层; (b) 工艺 2,表层; (c) 工艺 1,1/4 处; (d) 工艺 2,1/4 处; (e) 工艺 1,心部; (f) 工艺 2,心部

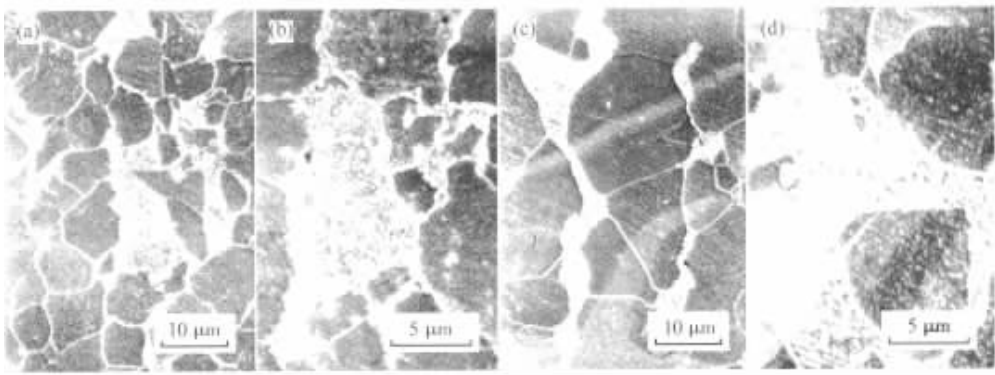


图 2 工艺 2 实验材料的 SEM 微观组织

Fig. 2 Microstructure of the steels produced by No. 2 rolling process (SEM)

(a)、(b) 表层; (c)、(d) 中心

进行控冷是目前新一代钢铁材料研究中相当普遍的方法。工艺 2 轧制的板材表层铁素体晶粒细化,而工艺 1、3 没有。比较工艺参数,主要是工艺 2 精轧变形量大,使表层组织晶粒细化。实验过程中,中间坯冷

却后材料的精轧开轧温度 850 ℃,属于奥氏体低温区变形。尽管没有微合金化元素形成的碳氮化物阻止道次间回复和静态再结晶的进行,但是轧制温度下降,且道次间隔时间一般在 10~15s 时间,形变

表 2 工业实验材料微观组织检验与力学性能

Table 2 Microstructure and mechanical properties of industrial experimental materials

材料 工艺号	屈服强度/ MPa		抗拉强度/ MPa		伸长率/ %		室温 冲击功/J		0℃ 冲击功/J		-20℃ 冲击功/J		室温时效 冲击 ¹⁾ /J	冷弯 180°
	纵	横	纵	横	纵	横	纵	横	纵	横	纵	横		
1	298	308	435	442	34	32	128	63	101	49	51	31	28.5	合格
2	297	315	433	445	35	29	116	52	114	51	84	30	28.5	合格
3	323	350	447	470	32	31	153	85	120	51	57	27	36	合格
正常生产	260	250	436	426	36	32	78	55	39	31				

1) 时效冲击:应变10%,250℃时效处理,室温冲击

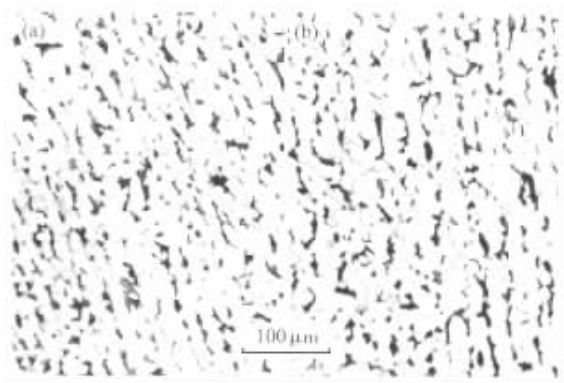


图 3 工艺 3 轧制 20 mm Q235 中板材料的微观组织

Fig. 3 Microstructure of Q235 plate with 20 mm thickness by the No. 3 rolling process
(a) 表层; (b) 中心

累积作用仍存在。轧制过程中,由于坯料与轧辊间的摩擦作用,板坯表层经受很大的剪应变,表层比心部的等效变形量大许多^[2],同时表层温度比心部低,从而有利于材料表层的形变能和形变缺陷的累积。此外,随变形过程进行,奥氏体晶粒细化。根据文献[3]提供的资料,Q235 的相变点 Ar_3 :以 1℃/s 冷却为 800℃;以 5~10℃/s 冷却为 780℃。形变奥氏体的相变点升高。形变累积和相变点升高的共同作用,将促使坯料的表层组织在轧制过程中有可能发生形变诱导铁素体相变或者道次间隔时间内发生相变,形成细晶粒铁素体。然而对于 Q235 材料,中厚板轧制形成更细小的铁素体晶粒需要继续努力。

4.2 材料的力学性能

本文中的 3 种轧制工艺终轧温度都处于两相区的高温段,即实验工艺是再结晶控轧、未再结晶控轧加两相区控轧。比较工艺 3 和工艺 1 的轧制温度和力学性能,可以看出,终轧温度下降,材料的屈服强度上升,室温冲击和应变时效室温冲击功提高,材料韧性提高,同时,横向屈服强度大于纵向屈服强度且差值增大。这是由于高温段两相区控轧自身的特点决定的,它具有以下一些特点:明显提高材料的强度、材料的韧性进一步改善、形成明显的织构,造成材料的各向异性^[4]。工艺 2 的精轧变形量大,但是终轧温度高,两相区的变形量小,再加上较高温度下,相变后铁素体晶粒内部位错密度相对较低,因此强度没有因精轧变形量的提高而上升。

5 结论

对于 Q235 成分的连铸板坯,在现场工业实验条件下。

(1) 精轧阶段开轧温度 850℃以下,50%~60%的精轧变形量,可以使 Q235 板材的总体铁素体晶粒细化,屈服强度提高到 320 MPa 以上,并具有良好的塑性和韧性。

(2) 精轧阶段开轧温度 850℃以下,80%以上的精轧变形量,可以获得 Q235 板的表层细晶粒组织,屈服强度提高到 300 MPa 左右,并且具有良好的综合力学性能。

(3) 在两相区高温段终轧,有利于材料屈服强度的上升,并且纵向屈服强度低于横向屈服强度,材料的冲击韧性提高。

参 考 文 献

1 Hidesato Mabuchi. Metallurgical Features of Steel Plates With Ultrafine Grains in Surface Layers and Their Formation Mechanism. ISIJ. Int., 1999, 39(5): 477~485.
2 Hurley P J, Hodgson P D. Formation of Ultra-fine Ferrite in Hot Rolled Strip: Potential Mechanisms for Grain Refinement. Mater. Sci. & Engr., 2001(A302): 206~214.
3 杨平. Q235 碳素钢应变强化相变的基本特点及影响因素. 金属学报, 2001, 37(6): 592~600.
4 王有铭. 钢材的控制轧制和控制冷却. 北京:冶金工业出版社, 1995. 105~108.