

表层超细晶粒普碳钢中厚板的工业试制

范建文¹, 谢瑞萍¹, 张维旭¹, 王彦锋¹, 阎智平²

(1. 首钢集团总公司技术研究院, 北京 100041; 2. 首钢中厚板轧钢厂, 北京 100041)

摘要: 以充分挖掘材料潜力提高中厚板质量为目标, 开展了普碳钢中厚板表层组织超细化轧制工艺研究。单向压缩热模拟试验结果表明, 在适当条件下, 化学成分为 $w(C) 0.16\%, w(Si) 0.19\%, w(Mn) 0.56\%$ 的普碳钢, 可发生形变诱导奥氏体—铁素体相变并获得超细晶粒铁素体。实验室轧制 9 mm 钢板的铁素体晶粒度达到 11 级(约 7 μm), 与热模拟试验的结果相一致, 屈服强度达到 350 MPa。在首钢 3500 mm 轧机上, 采用化学成分为 $w(C) 0.13\% \sim 0.16\%, w(Si) 0.20\% \sim 0.25\%, w(Mn) 0.5\% \sim 0.7\%, w(P) 0.01\% \sim 0.02\%, w(S) 0.005\% \sim 0.010\%$ 的连铸坯进行工业试制。28 mm 厚钢板的表层铁素体晶粒度达到 12 级, 屈服强度达到 310~321 MPa, 抗拉强度达到 440~450 MPa, 同时保持 34% 左右的伸长率。

关键词: 普碳钢中厚板; 铁素体晶粒超细化; 工业试制

中图分类号: TG335.5 文献标识码: A 文章编号: 0449-749X(2006)04-0040-07

Trial Production of Plain Low Carbon Steel Plates With Ultrafine Grained Ferrite in Surface Layers

FAN Jian-wen¹, XIE Rui-ping¹, ZHANG Wei-xu¹, WANG Yan-feng¹, YAN Zhi-ping²

(1. Shougang Research Institute of Technology, Beijing 100041, China;
2. Shougang Steel Plate Rolling Plant, Beijing 100041, China)

Abstract: The rolling process was studied to produce the plain low carbon steel plates with ultra-fine grained ferrite in surface layers. The results of hot-simulation tests by the compression of cylindrical specimens show that for plain low carbon steel ($w(C) 0.16\%, w(Si) 0.19\%, w(Mn) 0.56\%$), under the suitable conditions, the strain induced ferrite transformation occurs and the ultra-fine ferrite can be obtained. Then, the test in the laboratory shows that the ferrite grains of the 9 mm thick, air cooled plate can be refined to about 7 μm (ASTM E112 No. 11), which is similar to that of hot-simulation specimens, and that the yield strength of the plates is up to 350 MPa. Finally, trial-production was carried out with continuously casting slabs with 0.13%~0.16% C, 0.20%~0.25% Si, 0.5%~0.7% Mn, 0.01%~0.02% P, 0.005%~0.01% S in wt% on 3500 mm mill of Shougang in China. The plain carbon steel plates of 28 mm in thickness are characterized by ultra-fine grained ferrite of 5 μm (ASTM E112 No. 12) in the surface layers. The yield strength is in the range of 310~321 MPa, and the tensile strength is in the range of 440~450 MPa with 34% elongation.

Key words: plain carbon steel plate; ultra-refinement of ferrite grains; trial-production

目前, 以充分发挥材料化学成分的潜力, 提高钢材强韧性为目标, 通过改进控轧控冷工艺, 实现普碳钢、普通碳锰钢及微合金钢的组织超细化是重要的研究方向。国内外针对钢的组织超细化机理开展了大量的研究工作, 其中, 形变诱导(强化)铁素体相变, 铁素体动态再结晶理论^[1,2]已经逐渐为人们所接受。超细晶研究应用于热连轧板卷、长型材生产取得了很好的效果^[3]。然而, 这些工业应用目前局限于薄规格、小直径产品, 工艺上容易实现短道次间隔、低温大变形、道次间及终轧后的快速冷却, 因而铁素体晶粒容易细化。与之比较, 由于中厚板生产

流程自动化程度低、轧制道次间隔时间长、难于获得大冷却速度等因素, 中厚板的组织细化很困难, 目前国内外报道很少。文献[3]介绍了在首钢 3300 mm 轧机上进行超细晶中厚板的工业试验情况, 12 mm 厚普碳钢板铁素体晶粒度最好达到 9 级, 只是比常规生产有一定程度的细化, 但距离超细晶仍有较大距离。事实上, 由于中厚板轧制沿厚度方向形变量、温度和冷却条件的变化, 工业生产中获得均匀一致的超细晶粒几乎不可能, 而实现表层组织的超细化是有可能的^[4]。本文系统介绍了以普碳钢为基本化学成分的表层组织超细化中厚板轧制工艺的研究工

基金项目: 北京市科技新星计划资助项目(H013610320111)

作者简介: 范建文(1970-), 男, 博士, 高级工程师; E-mail: fjjw_biam@yahoo.com.cn; 修订日期: 2005-07-04

在首钢3500 mm 轧机上成功轧制出具有表层超细晶铁素体组织的28 mm 厚普碳钢板。

1 试验材料和研究方法

1.1 试验材料及过程

热模拟试验材料取自工业生产普碳钢中板,化学成分为 $w(C) 0.16\%、w(Si) 0.19\%、w(Mn) 0.56\%、w(P) 0.014\%、w(S) 0.016\%$,加工成 $\phi 10 \text{ mm} \times 16 \text{ mm}$ 圆柱试样。采用 GLEEBLE2000 实验机进行热模拟试验。首先将试样加热到 900 °C 以上保温 10 min 奥氏体化,之后以 15 °C/s 的速度冷却到不同设定温度压缩变形 50%,应变速率 15 s⁻¹,变形后即刻水冷。沿压缩方向通过轴心将试样切开,制备金相,用 4% 硝酸酒精溶液腐蚀后在光学显微镜下观察材料组织。研究形变温度对材料组织转变的影响。其次,采用双道次压缩试验,研究试验钢的形变再结晶规律。

在此基础上制定实验室轧制工艺及工业控轧控冷工艺并实施。实验室坯料选自普通普碳钢连铸坯,改锻成 40 mm × 140 mm × L mm 的坯料,再进行轧制试验。坯料奥氏体化温度 1000~1100 °C,对板材急速冷却到过冷奥氏体区和两相区(750~850 °C)进行轧制,终轧后喷水冷却,钢板厚度为 9 mm。组织超细晶化工业控轧系列化试验在首钢集团中厚板厂进行,化学成分为 $w(C) 0.13\% \sim 0.16\%、w(Si) 0.20\% \sim 0.25\%、w(Mn) 0.5\% \sim 0.7\%、w(P) 0.01\% \sim 0.02\%、w(S) 0.005\% \sim 0.010\%$ 的 220 mm 厚连铸坯的再加热温度为 1150~1250 °C,坯料出炉后首先进行展宽轧制,之后在 1000~1100 °C 进行再结晶控轧,坯料待温至设定温度(950~750 °C)进行精轧,精轧总变形量为 60% 以上,终轧后采用高密度直集管层流系统冷却,终冷温度为 650~700 °C,成品板厚为 28 mm。

1.2 试制板材微观组织及性能检验

试验轧制板材现场取样。制备金相样品,与前述相同,用 4% 硝酸酒精溶液腐蚀后观察材料组织,按照标准 ASIM E112-1996(等同于国标 GB/T6394-2002),采用美国 LECO-Lx31 型定量金相分析仪进行晶粒度评级,之后选择部分试样采用 MEF3 型 LEICA 图象分析仪进行微观组织拍照。

对实验室和工业试制钢板进行拉伸试验。拉伸试验执行标准 GB/T228-2002。在不同温度进行纵横向冲击试验,试样尺寸 V 型 10 mm × 10 mm × 55 mm;执行标准是 GB/T229-1994;试验机型号

JB-30B,低温冲击试样采用 JCD 低温浴。

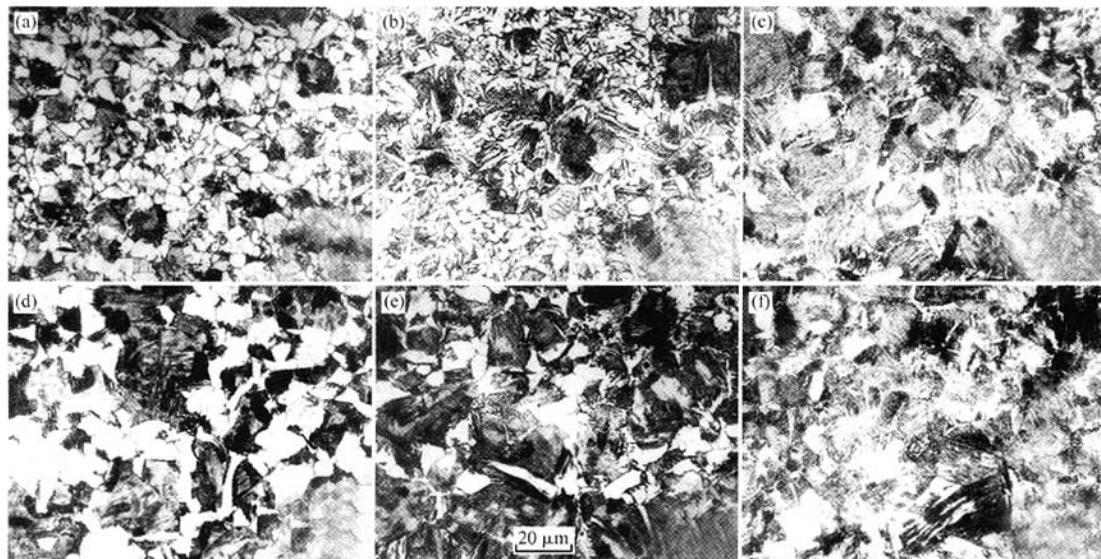
2 试验结果

2.1 热模拟试验研究

热模拟试验获得的微观组织如图 1 所示。750 °C 变形后即刻水冷获得的组织大部分为等轴细晶粒铁素体(5~10 μm 截距),此外还有贝氏体和马氏体岛状组织,如图 1(a)所示。由于以 15 °C/s 冷却时,形变温度在 Ar_3 温度附近,并且形成的铁素体量多。如果在 750 °C 变形后相同温度保温 25 s,则如图 1(b)所示,微观组织中贝氏体、马氏体含量增加,保温 5 min 后水冷,如图 1(c)所示,大部分组织变成马氏体组织。由图 1(a)的等轴铁素体为主转变为图 1(c)中以马氏体、贝氏体为主,这种情况说明在保温过程中发生铁素体向奥氏体的相变,之后水冷过程中,再由奥氏体发生贝氏体相变和马氏体相变。因此,发生铁素体—奥氏体相变表明,在形变后获得的铁素体组织处于不稳定状态,即此时的铁素体是在形变过程中产生,从而证明在形变过程中发生了奥氏体—铁素体相变,即形变诱导相变。因此,图 1(a)中铁素体是形变诱导铁素体相变的产物,并且随着在形变温度停留时间增加,铁素体量将逐渐减少。800 °C 变形即刻水冷获得的组织,依然由铁素体和贝氏体、马氏体组成,如图 1(d)所示。形变后以 2 °C/s 的速度冷却到 750 °C 水冷的组织铁素体量减少,贝氏体/马氏体量增加,如图 1(e)所示。继续在 750 °C 保温 5 min 后,贝氏体/马氏体量仍维持较高的水平,如图 1(f)所示。因此,与 750 °C 变形类似,800 °C 变形也能发生形变诱导相变。此外,比较图 1(a)和(d)可见,靠近静态相变温度发生形变诱导相变生成的铁素体晶粒细小,体积分数大,而当温度上升,远离静态相变温度时,铁素体晶粒粗化,体积分数减小。此外,能发生形变诱导相变的温度范围宽,至少在 50 °C 范围内。

获得的试验材料再结晶规律,如图 2 所示。由图 2 可见,材料在奥氏体区变形,软化率受到形变量及温度的重要影响。随着道次停留时间增加,材料的软化率提高。

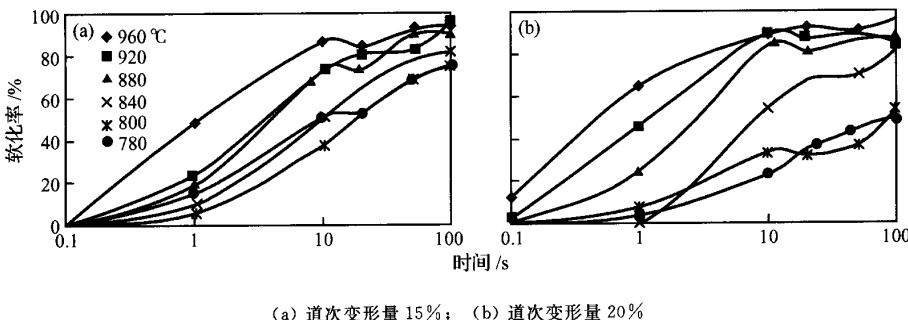
当道次间隔时间 1 s,道次变形量 15% 时,880 °C 以下变形,软化率小于 20%,说明再结晶体积分数很小,可以认为不发生再结晶^[5,6],为未再结晶区变形。因此,在热连轧过程中,由于道次间隔时间短,即使对于普碳钢,也可以在精轧段实现未再结晶区变形,即传统的控制轧制。道次间隔时间不变,道



(a) 750 °C 变形水冷; (b) 750 °C 变形后在相同温度保持 25 s 后水冷; (c) 750 °C 变形后在相同温度保持 5 min 后水冷;
 (d) 800 °C 变形水冷; (e) 800 °C 变形后以 2 °C/s 冷却到 750 °C 后水冷; (f) 800 °C 变形后在 750 °C 保持 5 min 后水冷

图 1 材料经过变形后在 750 °C 保温过程中的组织演变

Fig. 1 Microstructure of deformed specimens followed by keeping some time at 750 °C and water cooling



(a) 道次变形量 15%; (b) 道次变形量 20%

图 2 试验材料的再结晶图

Fig. 2 Static recrystallization of test steel

次变形量增加到 20%，则 880 °C 变形，软化率增加到 25%；而 840 °C 以下变形，软化率小于 20%，为未再结晶区变形。同样在 920、960 °C 变形，道次变形量增加，软化率提高。因此，这种条件下，增加道次变形量，材料的软化率增加，再结晶体积分数增大。

通常中厚板轧制道次间隔时间 5~15 s，甚至更长时间。在试验中，以 10 s 作为模拟中厚板变形的道次间隔时间，与 1 s 的道次间隔比较，相同温度下变形，软化率大幅度提高。此时，当形变温度 840 °C 以上，图 2(a)、(b) 中材料的软化率变化趋势相近，840 °C 时，软化率达到 50%~55%，880 °C 时，已经接近 80%。说明在 880 °C 以上道次间发生的静态

再结晶已经比较完全。道次间隔时间 10 s，温度 840 °C 以上，形变量从 15% 提高到 20%，软化率增加，但与道次间隔 1 s 时比较，增长幅度小。道次间隔 10 s，在 800 °C 和 780 °C 变形，材料的软化率变化趋势复杂化，曲线产生交错现象。同时，形变量增加，材料的软化率下降，这与较高温度变形的情形不同。800 °C 已经接近常规慢冷条件下的 Ar_3 相变温度。这可能与增加形变量，在此温度范围发生形变诱导相变有关。

因此，普碳钢在中厚板轧制时，在 800 °C 以上变形，基本上不存在未再结晶区轧制的可能性。在快速冷却条件下，由于 Ar_3 下降，产生过冷奥氏体区，

在此区间,如图1结果所示,也只发生形变诱导相变。因此,与热连轧不同,普碳钢中板轧制不能依赖未再结晶控轧,并且由于厚度方向温度、形变量的差异,也只能在表层实现其组织超细化,而实现普碳钢表层组织超细化的轧制工艺关键是较低温度的再结晶控轧以及形变诱导铁素体相变轧制。

2.2 实验室轧制结果

在热模拟试验的基础上,进行了实验室轧制试验。获得的9 mm钢板的屈服强度在300~430 MPa之间,抗拉强度在430~510 MPa之间,伸长率为25%以上。随轧制工艺变化,实验室试制钢板的表层铁素体晶粒度为9.0~11.5级,1/4处铁素体晶粒度为9.0~11.5级(14~6 μm),中心铁素体晶粒度为9.0~11.0级(14~7 μm)。其中,采用优化

工艺轧制的钢板铁素体晶粒度与热模拟试验获得的晶粒度相近。图3为实验室轧制普碳钢板的微观组织。表1为与图3对应的钢板的力学性能,试制钢板在保持较高屈服强度的前提下,仍具有较高的伸长率。

2.3 工业试制结果

2.3.1 工业试制钢板的微观组织

在热模拟试验及实验室轧制试验的基础上,结合工业实际轧制的特点,进行工业试制。试制28 mm钢板的连铸坯化学成分为w(C) 0.15%、w(Si) 0.23%、w(Mn) 0.65%、w(P) 0.011%、w(S) 0.005%、w(Al_T) 0.02%~0.04%,微观组织均为铁素体+珠光体。常规工业轧制普碳钢板的微观组织如图4所示,钢板从表层到心部的铁素体晶粒尺

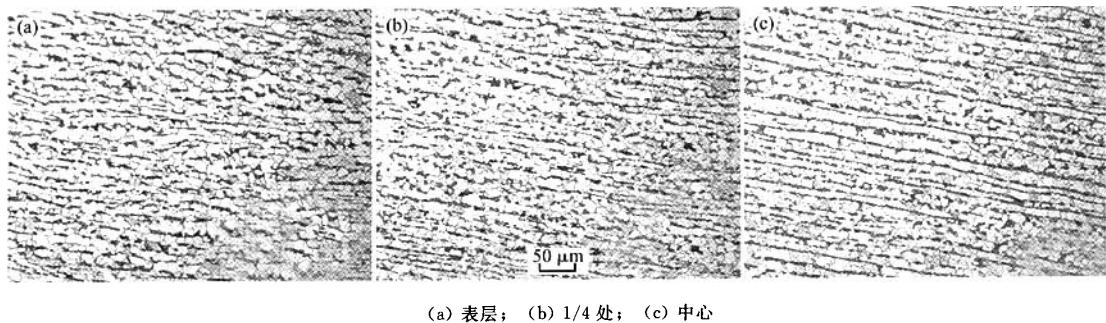


图3 实验室轧制普碳钢板的微观组织

Fig. 3 Microstructure of plain low carbon steel plate rolled in laboratory

表1 实验室轧制钢板的铁素体晶粒度及力学性能

Table 1 Ferrite grain size and mechanical properties of experimental plates rolled in laboratory

厚度/mm	晶粒度/级			屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%
	表层	1/4处	中心			
9	11.0	10.8	10.8	348	465	36.5

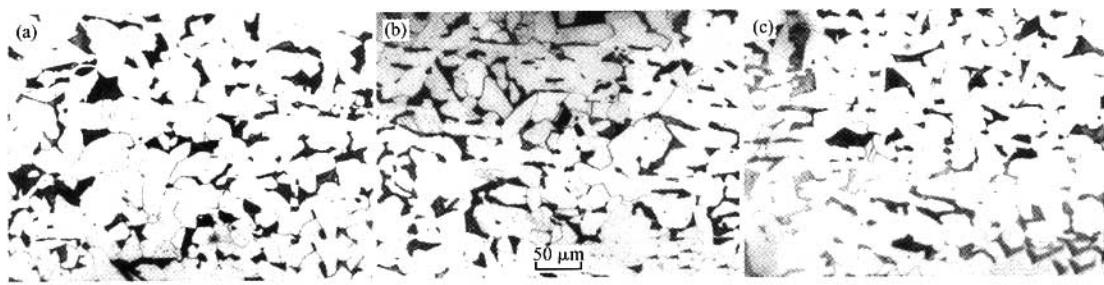


图4 正常工业生产20 mm厚普碳钢板的微观组织

Fig. 4 Microstructure of usually rolled plain low carbon steel plate of 20 mm in thickness

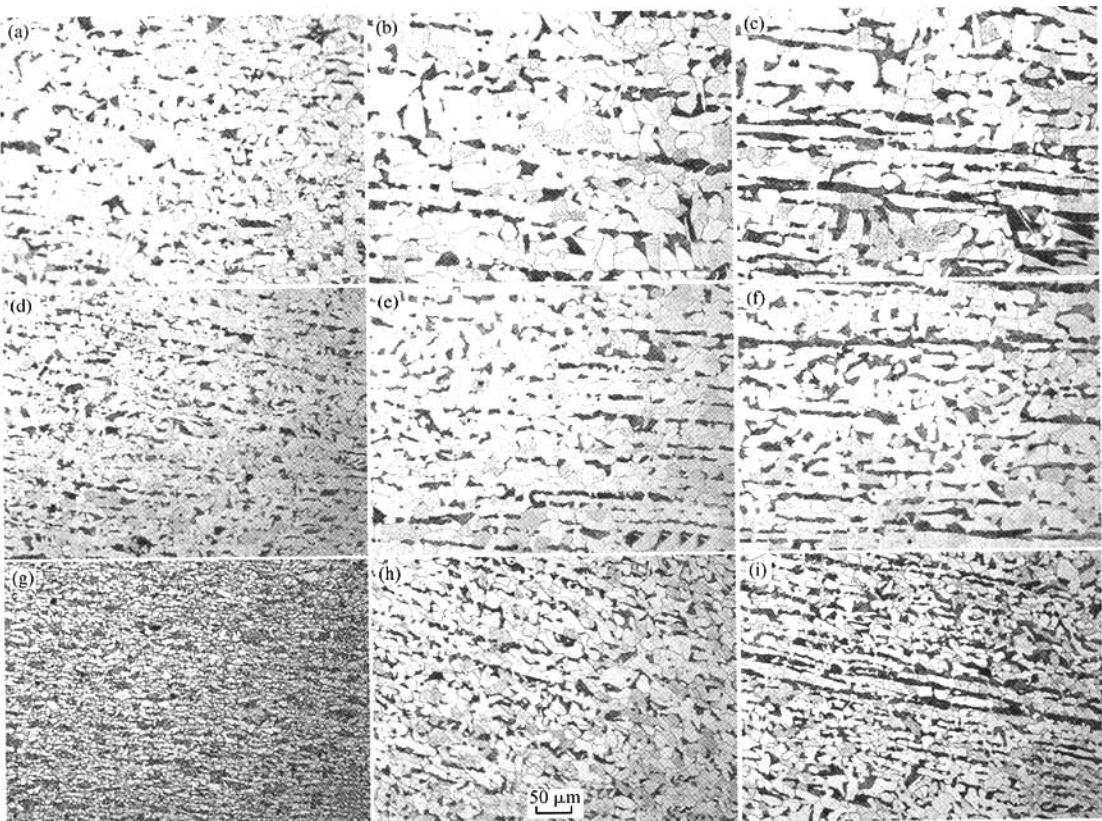
寸没有明显差别,为 7.0~7.5 级($27\sim25 \mu\text{m}$)。试制钢板的微观组织如图 5 所示。

由图 5 可见,所有试制钢板的表层铁素体晶粒均比中心部位的细。随着工艺变化,表层铁素体晶粒度为 9~12 级,1/4 处为 8~10 级,中心部位 8~10 级,与在原来 3300 mm 轧机上试制的钢板比较^[7],晶粒有较大幅度的细化,比正常工业生产的普碳钢板铁素体晶粒度提高 2~4 级,表层组织晶粒度最好的达到 12.6 级。在新建 3500 mm 轧机上,采用优化工艺轧制钢板的晶粒大幅度细化。此外,对不同的试制工艺,钢板的微观组织也存在较大的差别。

工艺 1 精轧开始温度 900 ℃,终冷温度 695 ℃,其中表层铁素体晶粒达到 9.8 级(11 μm),厚度 1/4 处和中心晶粒达到 8.8 和 8.7 级(15~18 μm),如图 5(a)~(c) 所示。与正常生产比较,采用工艺 1

轧制的钢板晶粒尺寸明显减小,并且试制钢板比作对比的正常生产钢板厚 8 mm。由此说明,在钢板铁素体晶粒细化方面,试制工艺优于正常工艺。但是,由图 5(a)~(c) 还可看出,从钢板表层逐渐深入到钢板心部,材料的带状珠光体组织逐渐严重。

工艺 2 与工艺 1 的终冷温度相同,精轧开始温度下降 40 ℃,表层铁素体晶粒达到 11 级(7 μm),如图 5(d) 所示;厚度 1/4 处晶粒 10 级(10 μm),与工艺 1 轧制钢板表层晶粒尺寸几乎相同,如图 5(e) 所示;中心处晶粒 10 级(10 μm),如图 5(f) 所示。此外,工艺 2 轧制钢板对应部位的珠光体组织与工艺 1 比较,带状有所减轻,并且珠光体由粗大成片带状演变为细小团状分布。因此,降低精轧开始温度进一步细化了钢板的铁素体晶粒,同时也减轻了珠光体带状组织,使其分布弥散化。



工艺 1(精轧开始温度 900 ℃,终冷温度 695 ℃):(a) 表层; (b) 1/4 处; (c) 中心;

工艺 2(精轧开始 860 ℃,终冷 695 ℃):(d) 表层; (e) 1/4 处; (f) 中心;

工艺 3(精轧开始 860 ℃,终冷 660 ℃):(g) 表层; (h) 1/4 处; (i) 中心

图 5 工业试验钢板的微观组织

Fig. 5 Microstructure of trial-produced plates of 28 mm in thickness

表 2 工业试制钢板铁素体晶粒度和力学性能检验结果

Table 2 Ferrite grain size and mechanical properties of trial produced plates

工艺号	规格/mm	晶粒度/级			屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	断后伸长率/%
		表层	1/4 处	中心			
普通	20	7.3	7.3	7.3	250	426	32.0
1	28	9.8	8.8	8.7	302	438	30.8
2	28	11.0	10.0	10.0	305	445	33.3
3	28	12.6	10.0	10.0	312	443	34.2

工艺 3 与工艺 2 的精轧开始温度相同,增强了终轧后的冷却强度,终冷温度达到 660 ℃,如图 5(g)所示,铁素体晶粒不仅比工艺 2 轧制的钢板明显细化,而且也比实验室轧制获得的表层铁素体晶粒细小,经测定,表层铁素体晶粒达到 12.6 级(5~4 μm),在普碳钢中板上实现了表层组织超细晶化。此前,曾有报道通过热连轧和控制冷却,获得过具有超细晶组织的普碳钢板卷,而在 28 mm 这样较厚级别的中板上获得普碳钢超细晶组织,在国内外还未见到相关报道。厚度 1/4 处晶粒 10 级(10 μm),与工艺 2 轧制钢板表层晶粒尺寸相同,如图 5(h)所示;中心处晶粒 10 级(10 μm),如图 5(i)所示。材料的表层铁素体晶粒与 1/4 处和中心处存在明显差别。而 1/4 处和中心的晶粒尺寸差别小。表层组织几乎看不到带状组织的特征,均匀细小。而 1/4 处的珠光体演变成球团状,但仍可见到这些球团的点链状分布;中心处的带状组织仍显严重,但与图 5(c)、(f)比较,已经大幅度减轻。因此,提高终轧后的冷却强度有利于使钢板的整体铁素体晶粒再次细化,同时在表层获得了超细晶铁素体组织。

2.3.2 试制钢板的力学性能

钢板的力学性能如表 2 所示。尽管试制钢板厚 28 mm,但材料的屈服强度均在 300 MPa 以上,且比普通轧制 20 mm 钢板的提高 50~60 MPa,同时保持良好的伸长率。尽管不同工艺试验轧制钢板的微观组织有差别,但拉伸性能没有明显差别。试验方法是重要原因之一。20 mm 钢板拉伸试验取整个板厚截面,而 28 mm 厚钢板拉伸试验试样取自钢板心部,直径 10 mm。由于试制钢板心部及其附近铁素体晶粒比普通钢板明显细小,因此,根据细晶强化理论容易理解。但是,不同试制工艺获得的钢板心部及其附近铁素体晶粒的差异不明显,因此,试验获得的屈服强度没有明显变化。实际上,试验数值反映的是中心及其附近微观组织的拉伸性能,由于表层及其附近材料的晶粒细化,钢板整体强度应高于试验值。

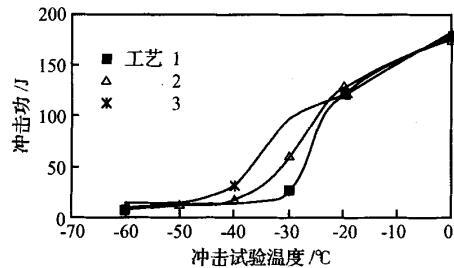


图 6 工业试制钢板的冲击性能

Fig. 6 Charpy impact energy at various temperature of trial produced plates

材料的冲击性能如图 6 所示。冲击试验试样取自靠近钢板表层的材料。由图可见,从 0 ℃ 到 -20 ℃,随着温度下降,试制钢板的冲击功下降,且曲线相互接近,说明在此范围内工艺变化对材料冲击功的影响不明显。在 -20~ -50 ℃ 范围内,材料的冲击功下降很快,3 种工艺表现出不同的特征。工艺 1 的轧制温度高,在 -20~ -30 ℃ 之间发生韧脆转变;降低轧制温度,工艺 2 轧制的材料在 -20~ -40 ℃ 之间发生韧脆转变;在工艺 2 基础上,增加水冷强度,获得表层超细晶铁素体组织,则材料的韧脆转变区间下降到 -30~ -50 ℃。在 -50 ℃ 以后,3 条曲线又趋于一致。因此,实现表层组织超细化,可以降低材料检验时的韧脆转变温度。

3 讨论

3.1 表层组织超细化轧制工艺的机理

在 1971 年之前,冶金学者发现钢中变形的奥氏体,在适当条件下能通过应变诱发相变,提高铁素体的形成温度^[8]。随后针对这种现象进行理论研究,提出了应变诱导(强化)相变概念^[9,10]。之后,在 20 世纪 90 年代末期一直到现在,冶金学者对此进行更加深入研究,实现钢的组织超细化,并成功应用于热连轧棒材和热连轧薄板的生产,在不增加冶金成本的前提下,大幅度提高材料的强度,获得了很好的

结果,为了验证中厚钢板生产中是否仍可以采用应变诱导相变(形变诱导相变/形变强化相变)技术使材料的性能获得大幅度提高,本课题组申请北京市课题进行研究。与热连轧比较,中厚板轧制变形速率小、道次间隔时间长、轧件厚度增加,还存在材料内部变形、温度不均匀现象。中厚板轧件表层组织的散热条件好,可以进行急冷,变形量大,满足低温大变形加快冷的条件,即存在发生应变诱导相变的可能性,在适当条件下,可以实现表层组织的超细晶化。在轧制过程中,随着表层组织硬化,接近表层组织的形变量也增加,从而产生形变渗透效果,引起更深部位组织实现细化或超细化。因此,中厚板组织超细化实质是实现表层组织的超细化。

为此,首先进行热模拟试验证明在合适的中厚板轧制条件下,可以产生形变诱导铁素体相变获得超细晶组织,之后采用实验室轧制获得了细晶粒组织的钢板,验证了热模拟工艺条件。热模拟试验采用一道次 50% 的形变量获得 5~10 μm 的铁素体晶粒。实验室轧制,采用较低温度轧制和快速冷却的方法获得具有超细晶组织的普碳钢板,变形温度比热模拟试验温度高,但变形量增加到接近 80%。因此,较高温度增加总变形量可以获得较低温度小变形量产生的超细晶组织,可以利用大变形量弥补轧制温度上升带来的负面影响。首钢 3500 mm 轧机的轧制能力大,可以实现较低温度的轧制,同时轧辊表面的冷却水以及轧件轧辊的传热可以在轧制时迅速降低表层组织的温度,并实现表层组织的大变形,形变条件与实验室轧制接近,加速冷却能力大于实验室的,尽管钢板轧件厚且宽,仍获得了表层超细晶组织。

3.2 轧制工艺对材料微观组织的影响

其他条件相同,精轧开始温度从 900 °C 下降到 860 °C,钢板的铁素体晶粒明显细化。说明降低精轧开始温度有利于中厚板的晶粒细化。由热模拟试验可知,增加精轧道次变形量有利于发生静态再结晶。原来采用 3300 mm 轧机做工业试验,最大允许轧制力 4000 kN, 轧机道次变形量小, 轧制工艺优化后, 12 mm 普碳钢板的铁素体晶粒度达到 9 级^[3], 20 mm 钢板表层组织晶粒度达到 10 级^[7]。采用 3500 mm 轧机, 最大允许轧制力达到 7000 kN, 精轧压下量增加, 道次变形量一般在 20% 以上, 28 mm 钢板的表层组织晶粒度达到 10~12 级。因此, 增加道次变形量有利于最终铁素体晶粒细化。此外, 在工业试验中, 终轧后控制冷却工艺对材料的表层铁素体晶粒度产生重要影响, 适当增大水冷强度, 使钢

板表层产生超细晶铁素体, 并可保证随后热矫直工序正常进行。

3.3 表层超细晶粒中厚板轧制工艺的适用条件

与热连轧不同, 在制定轧制工艺时, 必须考虑到现场的装备情况。在首钢中厚板厂目前的条件下, 轧制薄规格钢板不能采用这种工艺。多次试验表明, 板材厚度小, 终轧温度低再加上较大的冷却速度, 虽然可以使板材晶粒细化, 力学性能优良, 但板形瓢曲严重, 甚至为废品。合理的中厚板轧制工艺既要保证板材性能优良, 又要保证板形优良。也许, 如果工艺装备条件改善, 解决板形问题, 可以使用。

4 结论

(1) 对于化学成分为 $w(\text{C}) 0.16\%、w(\text{Si}) 0.19\%、w(\text{Mn}) 0.56\%、w(\text{P}) 0.014\%、w(\text{S}) 0.016\%$ 的普碳钢, 以 15 °C/s 冷却到 750~800 °C 变形, 可发生形变诱导铁素体相变, 并且, 温度高, 诱导相变产生的铁素体晶粒尺寸大; 变形后在形变温度下停留时间长, 铁素体体积分数小, 发生铁素体—奥氏体相变转变为奥氏体组织。

(2) 对于中厚板轧制的道次间隔时间, 双道次压缩热模拟试验表明: 880 °C 以上变形, 材料发生完全奥氏体静态再结晶; 840 °C 以下到 780 °C 变形, 材料的软化曲线与温度的关系复杂化。

(3) 实验室轧制的 9 mm 厚普碳钢板, 表层铁素体晶粒度达到 11 级, 屈服强度达到 348 MPa, 同时具有 36.5% 的伸长率。

(4) 在首钢中厚板厂 3500 mm 轧机上进行普碳钢的表层超细晶粒中厚板轧制工业试验, 试制出具有表层超细晶铁素体的 28 mm 厚普碳钢板, 表层铁素体晶粒度达到 12 级, 中心达到 10 级, 屈服强度 300 MPa 以上, 伸长率达到 33% 以上, 材料夏比冲击试验韧脆转变温度下降; 降低精轧开始温度有利于细化钢板的最终组织; 进一步增加终轧后冷却强度可使钢板表层产生超细晶铁素体组织。

参考文献:

- [1] Hurley P J, Hodgson P D. Analysis and Characterization of Ultrafine Ferrite Produced During a New Steel Strip Rolling Process[J]. Scripta Materialia, 1999, 40(4): 433-438.
- [2] 杨王羽. 低碳钢形变强化相变的特征[J]. 金属学报, 2004, 40(2): 135-140. (YANG Wang-yue. Characteristics of Deformation Enhanced Transformation in Low Carbon Steel[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2004, 40(2): 135-140.)

(下转第 55 页)

- Qing-wu, YU Wei. Analysis of Precipitation Phase in Grade X70 Pipeline Steel[J]. Journal of Materials and Metallurgy, 2004, 3(1): 67-71.)
- [2] 张兆舟. 炉卷轧机应用的新趋势[J]. 轧钢, 2000, 17(3): 48-49. (ZHANG Zhao-zhou. The New Application Tendency of Steckel Mill[J]. Steel Rolling, 2000, 17(3): 48-49.)
- [3] 章虎润, 明绍玉. 谈现代炉卷轧机(一)[J]. 轧钢, 2001, 18(4): 3-7. (ZHANG Hu-run, MING Shao-yu. Discussion on the Modern Steckel Mill (1) [J]. Steel Rolling, 2001, 18(4): 3-7.)
- [4] 高光祖. 炉卷轧机的技术现状[J]. 钢铁研究, 1998, (2): 60-61. (GAO Guang-zu. Current Status Steckel Mill Techniques[J]. Research on Iron and Steel, 1998, (2): 60-61.)
- [5] Miyamoto G, Shinyaoshi T, Yamaguchi J, et al. Crystallography of Intragranular Ferrite Formed on (MnS+V(C,N)) Complex Precipitate in Austenite[J]. Scripta Materialia, 2003, 48: 371-377.
- [6] 王国栋, 刘振宇, 熊尚武. 高强度低合金钢的控制轧制与控制冷却[M]. 北京:冶金工业出版社, 1992. 8-12. (WANG Guo-dong, LIU Zhen-yu, XIONG Shang-wu. Control Rolling and Control Cooling of HSLA Steels [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1992. 8-12.)
- [7] Anders F, Rolf S. Influence of Mixed Grain Size Distributions on the Toughness in High and Extra High Strength Steels[J]. Materials Characterization, 1999, 42: 111-122.
- [8] 陈茂爱, 唐逸民, 楼松年, 等. Ti-V-Nb微合金管线钢中的第二相粒子分析[J]. 钢铁钒钛, 2000, 21(3): 34-38. (CHEN Mao-ai, TANG Yi-min, LOU Song-nian, et al. Analysis of Secondary Phase Particles in Ti-V-Nb Microalloyed Pipeline Steel[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2000, 21(3): 34-38.)
- [9] 蔡庆伍, 余伟, 董洪波, 等. 控轧控冷工艺对Nb-V钢的组织性能析出行为的影响[J]. 钢铁, 2002, 37(3): 32-36. (CAI Qing-wu, YU Wei, DONG Hong-bo, et al. Effect of Controlled Rolling and Cooling on Microstructures and Mechanical Properties of Nb+V Microalloyed Steel[J]. Iron and Steel, 2002, 37(3): 32-36.)
- [10] Collins L E. Influence of Thermomechanical Processing on Nb(C,N) Precipitation Behaviour and Mechanical Properties of X70 Pipeline [A]. 34th Mechanical Working and Steel Processing Conference[C]. Warrendale: Iron and Steel Society, 1992. 339-409.
- [11] 王春明, 吴杏芳. X70管线钢微观组织分析[J]. 鞍钢技术, 2004, (5): 21-25. (WANG Chun-ming, WU Xing-fang. Analysis on Microstructure of X70 Pipeline Steel[J]. Angang Technology, 2004, (5): 21-25.)
- [12] Kong J, Zhen L, Guo B, et al. Influence of Mo Content on Microstructure and Mechanical Properties of High Strength Pipeline Steel [J]. Materials and Design, 2004, 25: 723-728.
- [13] Zhao M, Yang K, Shan Y. Comparison on Strength and Toughness Behaviors of Microalloyed Pipeline Steels With Acicular Ferrite and Ultrafine Ferrite[J]. Materials Letters, 2003, 57: 1496-1500.

(上接第46页)

- [3] 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. 521-556. (WENG Yu-qing. Ultrafine Grained Steel—Theory and Controlling Technology of Grain Refinement in Steel[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, Sept. 2003: 521-556.)
- [4] Hidesato Mabuchi. Metallurgical Features of Steel Plates With Ultrafine Grains in Surface Layers and Their Formation Mechanism[J]. ISIJ. Int., 1999, 39(5): 477-485.
- [5] Palmiere E J. The Influence of Niobium Supersaturation in Austenite on the Static Recrystallization Behavior of Low Carbon Microalloyed Steels[J]. Metall. Trans., 1996, 27A (4): 951.
- [6] Kwon, Deardo A J. Interactions Between Recrystallization and Precipitation in Hot-Deformed Microalloyed Steels[J]. Acta Met., 1991, 39: 529.
- [7] 范建文. 表层细晶化Q235中厚板轧制工艺的研究[J]. 钢铁, 2003, 38(11): 48-51. (FAN Jian-wen. Special Rolling Process of Q235 Plate for Surface Layer Ferrite Grain Refinement[J]. Iron and Steel, 2003, 38(11): 48-51.)
- [8] Smith Y E, Siebert C A. Continuous Cooling Transformation Kinetics of Thermomechanically Worked Low Carbon Austenite[J]. Metallurgical Transactions, 1971, 2: 1711-1725.
- [9] 科恩 M. 钢的微合金化及控制轧制[M]. 李述创, 向德渊, 译. 北京:冶金工业出版社, 1984. 132-148.
- [10] 田村今男. 高强度低合金钢的控制轧制和控制冷却[M]. 王国栋, 刘相华, 译. 北京:冶金工业出版社, 1989. 111-120.