短流程CSP生产线超快冷生产工艺的开发与应用*

王晓晖[1],利成宁[1],李振垒[1],薛 越[2],袁 国[1],王国栋[1]

(1. 东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室,辽宁 沈阳 110819;
2. 内蒙古包钢钢联股份有限公司薄板坯连铸连轧厂,内蒙古 包头 014010)

摘 要: 文章基于短流程CSP生产线,开发了适合热轧双相钢的超快冷生产工艺,并且实现了该生产工艺的工业应用。结果表明:随着终轧温度降低,铁素体晶粒细化,抗拉强度升高;随着中间温度降低,铁素体晶粒细化,抗拉强度降低;获得合理的工艺参数,终轧温度为840 ℃,中间温度为670 ℃,卷取温度为170 ℃。所生产6.0 mm厚度540 MPa级热轧双相钢的显微组织为铁素体和马氏体,屈服强度为330~360 MPa,抗拉强度为560~590 MPa,延伸率为30%~36%,很好地满足了产品需求。

关键词: 短流程;热轧双相钢;超快冷;生产工艺;开发应用

中图分类号: TG142.1;TG335.5+5 **文献标识码:** B **文章编号:** 1009-5438(2020)03-0031-05

DOI:10.13647/j.cnki.btgkj.2020.03.008

Development and Application of Ultra Fast Cooling Production Process for CSP Production Line with Short Process

Wang Xiao-hui[1], *Li Cheng-ning*[1], *Li Zhen-lei*[1], *Xue Yue*[2], *Yuan Guo*[1], *Wang Guo-dong*[1]

(1. *State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang* 110819, *Liaoning, China*;
2. *CSP Plant of Inner Mongolia Baotou Steel Union Co., Ltd., Baotou* 014010, *Inner Mongolia Autonomous Region, China*)

Abstract: In the paper, it is introduced the ultra fast cooling production process suitable for hot-rolled dual phase steel is developed based on the CSP production line with short process and its industrial applications are realized. The results showed that ferrite grain became finer and tensile strength increased with the finish rolling temperature decreased; ferrite grain became finer and tensile strength decreased with the medium temperature decreased; the reasonable process parameters were obtained that with the finish rolling temperature of 840 ℃, medium temperature of 670 ℃ and coiling temperature of 170 ℃, the 540 MPa grade hot-rolled dual phase steel with thickness of 6.0 mm produced was with the microstructure of ferrite and martensite, yield strength of 330~360 MPa, tensile strength of 560~590 MPa and elongation of 30%~36%, which met the product requirements very well.

Key words: short process; hot-rolled dual phase steel; ultra fast cooling; production process; development and application

* **收稿日期:** 2019-12-24

作者简介: 王晓晖(1990-),男,山东省枣庄市人,博士研究生,现从事先进常规流程热轧工艺与装备技术的开发与应用工作。

随着汽车工业对节能性和安全性方面要求的日益提高，增加强度并且降低重量成为汽车用钢的发展趋势[1]。在先进高强钢中，双相钢具有低屈强比、高加工硬化率、成形性能良好等优点，满足了汽车多种部件的应用条件，成为汽车用钢的重要部分，而且其所占比例日益增加[2]。生产双相钢的传统方法为冷轧和连续退火，然而这种生产方法流程复杂并且能耗较高，为了尽可能地降低生产成本，以及增加经济效益，热轧和在线冷却已经成为生产双相钢的重要方法[3-10]。

相比于常规流程热轧生产线，短流程CSP生产线具有轧制速度稳定的特点，热轧带钢的温度更容易得到精确的控制，因而在CSP生产线上开发双相钢得到了人们更多的关注[3-4]。为了充分发挥超快冷在热轧双相钢组织调控中的作用，包钢与东北大学合作，在其CSP生产线上增设超快冷设备，并且利用该设备实现了热轧双相钢的稳定生产。本文依托短流程CSP生产线，开发了针对热轧双相钢的超快冷生产工艺，并且介绍了该生产工艺的应用情况。

1 超快冷技术路线

轧后冷却系统流程示意图如图1所示。热轧双相钢充分利用超快冷的相变强化机制，带钢出精轧机后首先经过层流冷却，通过控制层流冷却后的中间温度，使奥氏体转变为特定含量的铁素体，随后经过超快冷将带钢冷却至M_s点以下，使剩余的奥氏体全部转变为马氏体，从而经济地获得铁素体和马氏体的双相组织。为了保证特定厚度规格热轧双相钢的工艺参数，通过调整热轧带钢的带钢速度控制终轧温度，通过调整层流冷却的集管组态控制中间温度，而通过调整超快冷的集管组态控制卷取温度。

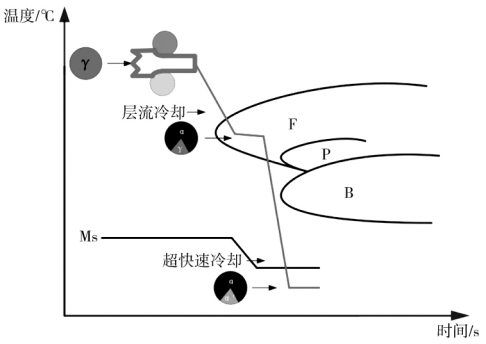


图1 轧后冷却系统流程示意图

由于需要保证层流冷却后发生铁素体转变的空冷时间，并且轧后冷却区域长度有限，这将要求超快冷必须具有高强度的冷却能力。轧后冷却系统的技术关键在于开发可以提供高强度冷却能力的超快冷设备，从而满足不同厚度规格热轧双相钢的生产需求，获得组织均匀的高性能产品。

2 超快冷生产工艺的开发

热轧双相钢采用低成本C－Mn钢作为原料，按照减量化原则设计双相钢的合金成分，不添加任何微合金元素，化学成分如表1所示。适当增加Si、Mn的含量可以提高奥氏体的淬透性，有利于获得均匀的马氏体组织，但是含量过高则对韧性和塑性产生不利影响。

表1 热轧双相钢的化学成分(质量分数) %

C	Mn	Si	S	P
0.07	1.60	0.40	0.005	0.015

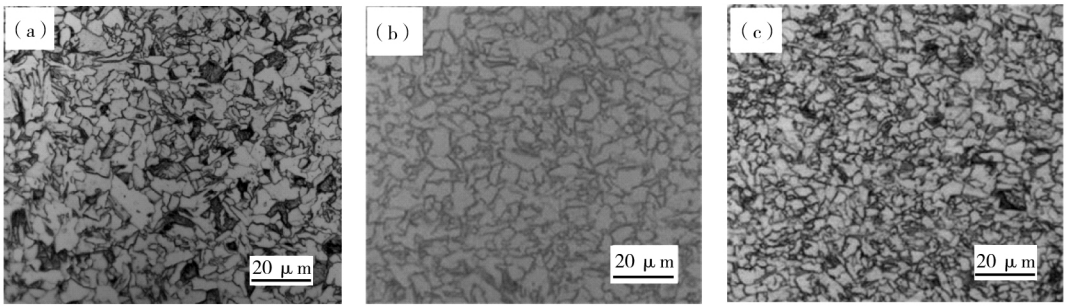
热轧双相钢采用不同的工艺路线进行生产调试，工艺参数如表2所示。通过设定生产调试过程中不同的工艺参数，研究终轧温度和中间温度对540 MPa级热轧双相钢组织性能的影响，从而为确定合理的生产工艺提供理论指导。

表2 热轧双相钢的工艺参数

编号	FDT/℃	MT/℃	CT/℃
1	880	670	170
2	860	670	170
3	840	670	170
4	840	670	170
5	840	640	170
6	840	620	170

2.1 终轧温度

不同终轧温度下热轧双相钢的显微组织如图2所示。从图中可以看出，当终轧温度为880 ℃时，铁素体含量较少且晶粒尺寸不均匀，平均晶粒尺寸约为13 μm，马氏体含量较多且呈大块状分布；当终轧温度为860 ℃时，铁素体含量增加且晶粒尺寸略有减小，平均晶粒尺寸约为12 μm，马氏体含量略有减少；当终轧温度为840 ℃时，铁素体含量较多且晶粒细小均匀，平均晶粒尺寸约为10 μm，马氏体含量较少且呈弥散岛状分布。



(a) 880 ℃; (b) 860 ℃; (c) 840 ℃

图 2　不同终轧温度下热轧双相钢的显微组织

不同终轧温度下热轧双相钢的力学性能如表 3 所示。从表 3 中可以看出，随着终轧温度的降低，抗拉强度逐渐升高，屈服强度先升高后降低，延伸率先降低后升高，屈强比呈现降低趋势。

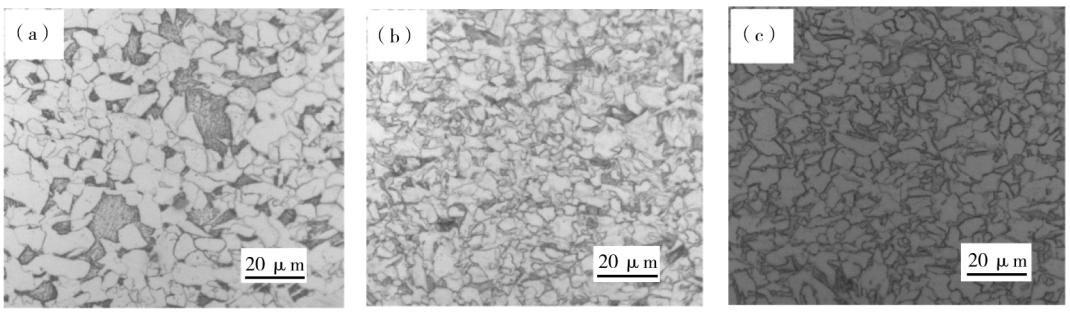
表 3　不同终轧温度下热轧双相钢的力学性能

编号	FDT/℃	MT/℃	CT/℃	$R_{0.2}$/MPa	R_m/MPa	屈强比	A_{50}/%
1	880	670	170	379	508	0.75	35.5
2	860	670	170	406	540	0.74	32.0
3	840	670	170	392	559	0.70	35.0

结合热轧双相钢的显微组织和力学性能，随着终轧温度的降低，热轧双相钢的铁素体晶粒逐渐细化，抗拉强度升高。较低的终轧温度将促使奥氏体晶粒内形成变形带及位错等缺陷，可以增加铁素体的形核位置，同时增加变形储能，提高相变驱动力。当终轧温度为 840 ℃时，所生产热轧双相钢的铁素体晶粒细小均匀，且具有较高的抗拉强度以及较低的屈强比。此外较低的终轧温度可以使带钢速度降低，进而有利于对热轧带钢温度的控制。综合考虑，选取终轧温度 840 ℃进行热轧双相钢的工业化生产。

2.2　中间温度

不同中间温度下热轧双相钢的显微组织如图 3 所示。当中间温度为 670 ℃时，铁素体的含量较少且晶粒尺寸较大，平均晶粒尺寸为 12 μm，马氏体的含量较多且呈弥散岛状分布，含量约为 15%；当中间温度为 640 ℃时，铁素体的含量增加且晶粒尺寸明显减小，平均晶粒尺寸为 7.2 μm，马氏体的含量减少且呈弥散岛状分布，含量约为 12%；当中间温度为 620 ℃时，较高的冷却速率导致铁素体的形核率增大，最终获得铁素体的含量较多且晶粒尺寸较小，平均晶粒尺寸为 7 μm，马氏体的含量较少且呈弥散岛状分布，含量约为 10%。



(a) 670 ℃; (b) 640 ℃; (c) 620 ℃

图 3　不同中间温度下热轧双相钢的显微组织

不同中间温度下热轧双相钢的力学性能如表4所示。从表4中可以看出，随着中间温度的降低，抗拉强度略有降低，屈服强度先升高后降低，延伸率基本保持不变，屈强比先升高后降低。

表4 不同中间温度下热轧双相钢的力学性能

编号	FDT/℃	MT/℃	CT/℃	$R_{0.2}$/MPa	R_m/MPa	屈强比	A_{50}/%
1	840	670	170	347	577	0.60	34.5
2	840	640	170	381	575	0.66	36
3	840	620	170	354	569	0.62	35.5

结合热轧双相钢的显微组织和力学性能，随着中间温度的降低，热轧双相钢的铁素体晶粒逐渐细化，抗拉强度略有降低。当中间温度为670 ℃时，所生产热轧双相钢的马氏体含量较多，且具有较高的抗拉强度以及较低的屈强比。综合考虑，选取中间温度670 ℃进行热轧双相钢的工业化生产。

2.3 卷取温度

热轧双相钢经过层流冷却及空冷获得所需含量的铁素体后，利用超快冷的高冷却速率，避开贝氏体及珠光体转变区，冷却至马氏体转变温度 M_s 点以下，并在超快冷的持续冷却作用下将残余奥氏体全部转变为马氏体。

$$M_s = 550 - 350\,w[C] - 40\,w[Mn] - 35\,w[V] - 20\,w[Cr] - 17\,w[Ni] - w[Cu] - 10\,w[Mo] - 5\,w[W] + 15\,w[Co] + 30\,w[Al] \quad (1)$$

根据公式(1)可以计算出热轧双相钢的 M_s 点为467 ℃。而实际上，在发生马氏体转变前，剩余奥氏体的碳含量并非为热轧双相钢的平均碳含量，而是随着铁素体体积分数的增加而升高。

$$\overline{\omega_c} = \frac{\omega_c - X_F\omega_\alpha}{1 - X_F} \quad (2)$$

式中，$\overline{\omega_c}$ 为剩余奥氏体的平均碳含量，ω_c 为热轧双相钢的平均碳含量，ω_α 为铁素体的平均碳含量，X_F 为铁素体的体积分数。

根据公式(2)可以计算出剩余奥氏体发生转变前的平均碳含量。理想热轧双相钢铁素体的体积分数约为80%，当 $X_F = 80\%$ 时，求得热轧双相钢的 M_s 点为356 ℃。

当热轧带钢冷却至马氏体转变开始温度 M_s 点以下时，残余奥氏体开始转变为马氏体，若使残余奥氏体全部转变为马氏体，则需要将热轧带钢冷却至比 M_s 点更低的温度，且尽量接近马氏体转变结束温度 M_f 点。此外如果卷取温度处于 M_s 点与 M_f 点之间的较高温度区间，马氏体组织容易发生回火，使热轧双相钢的抗拉强度降低。结合现场实际情况，并考虑到卷取机的实际卷取能力，确定卷取温度应选择在150～200 ℃之间。综合考虑，选取卷取温度170 ℃进行热轧双相钢的工业化生产。

3 超快冷生产工艺的应用

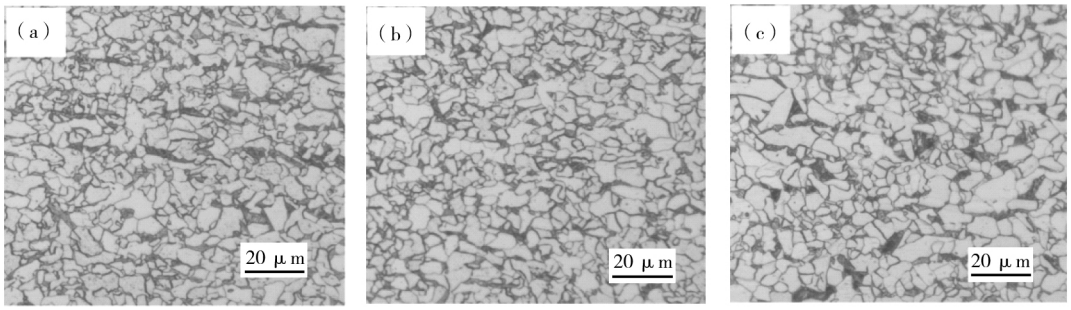
根据上述生产调试结果，确定热轧双相钢的工艺参数为终轧温度840 ℃、中间温度670 ℃、卷取温度170 ℃。将所开发的生产工艺应用到540 MPa级热轧双相钢的生产实践中去，观察显微组织并且测试力学性能。

3.1 显微组织

不同板厚位置处热轧双相钢的显微组织如图4所示。从图4中可以看出，热轧双相钢的显微组织主要由铁素体和马氏体组成，马氏体呈弥散岛状分布在铁素体之间，且含量为15%左右，不同板厚位置处的组织比较均匀。

3.2 力学性能

不同批次钢卷间热轧双相钢的力学性能如图5所示。从图5中可以看出，热轧双相钢的屈服强度在330～360 MPa之间，抗拉强度在560～590 MPa之间，延伸率在30%～36%之间，因此所生产热轧双相钢不同批次钢卷间的力学性能稳定。



(a) 1/2 处;(b) 1/4 处;(c) 表面

图 4　不同板厚位置处热轧双相钢的显微组织

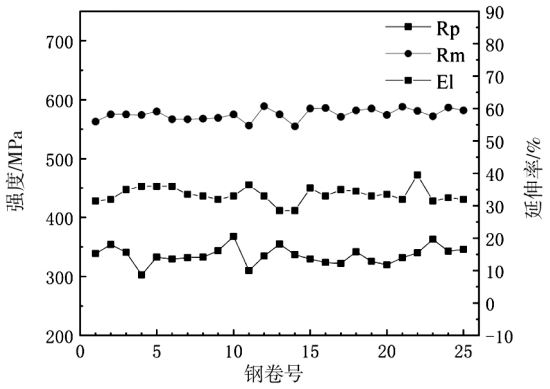
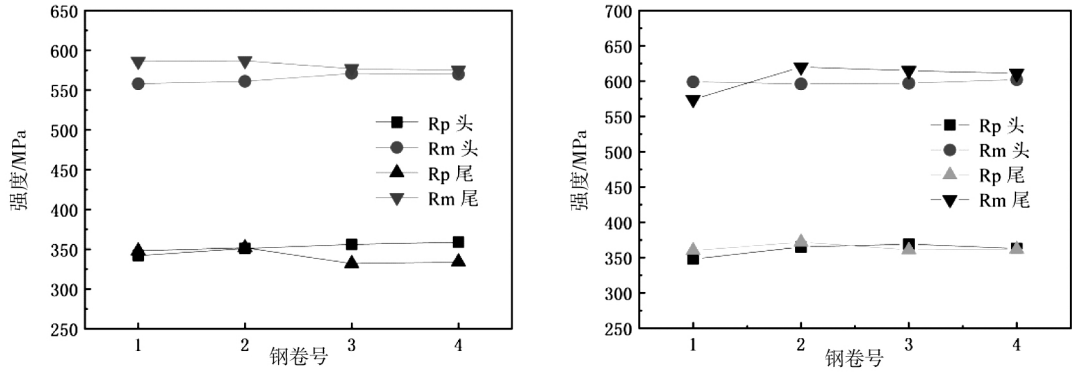


图 5　不同批次钢卷间热轧双相钢的力学性能

不同头尾位置处热轧双相钢的力学性能如图 6 所示。从图中可以看出,热轧双相钢的屈服强度和抗拉强度的变化范围均在 30 MPa 左右,延伸率也相对比较稳定,因此所生产热轧双相钢不同头尾位置处的力学性能稳定。

4　结论

(1) 研究了工艺参数对热轧双相钢组织性能的影响,随着终轧温度降低,铁素体晶粒细化,抗拉强度升高;随着中间温度降低,铁素体晶粒细化,抗拉强度降低,获得合理的工艺参数,终轧温度为 840 ℃,中间温度为 670 ℃,卷取温度为 170 ℃。



(a) DP540;(b) DP590

图 6　不同头尾位置处热轧双相钢的力学性能

(2) 将所开发的生产工艺应用到热轧双相钢的生产实践中去,所生产 6.0 mm 厚度 540 MPa 级热轧双相钢的显微组织为铁素体和马氏体,屈服强度为 330 ~ 360 MPa,抗拉强度为 560 ~ 590 MPa,延伸率为 30% ~ 36%。

参　考　文　献

[1]　曹晓明,张秀飞,白海瑞,等. 包钢高强度汽车厢体钢 BT600XT 开发[J]. 包钢科技,2019,45(3):38 - 41.

(下转第 70 页)

二维码的先后顺序。客户可根据此定义将内容解析并存入自有管理系统，实现钢材信息的扫描采集。

2.3 二维码钢成品标签打印

为便于各不同产线分别管理打印，前端将按产线类型划分为4个不同画面。按条件查询出需要打印标签的存货，勾选后点击“打印”按钮后，系统将根据产线对应的标签设定查询所需数据，生成二维码图片，然后将标签模板所需数据(含二维码图片)输送给标签模板，产制PDF标签文档，供标签打印机打印使用。标签打印完成后，将自动删除生成的二维码图片和PDF文档。

3 结束语

系统实现了带二维码的钢材成品标签打印功能，通过简单的参数设定即可快速实现标签改版，无需频繁修改程序代码，根据不同产线标签各异的情况，实现了前端分离，各司其职。系统的B/S结构模式使得通过浏览器即可操作打印功能，使用方便，成本较低。二维码在提高企业形象的同时，亦为客户提供了电子扫描入库的便利。

参 考 文 献

[1] 李艳鸣. 探讨二维码技术在生产企业信息化中的巧妙应用[J]. 信息通信，2016，(3)：140.

[2] 徐希炜. 浅谈二维条码QR及其系统应用构想[J]. 中国科技信息，2009，(15)：126－127.

[3] 田娟，徐钊. 基于J2EE的MVC设计模式的分析与思考[J]. 计算机与现代化，2010，(10)：54－58.

(上接第35页)

[2] 刘彦春，董瑞峰，闫波，等. 应用超快冷工艺开发540 MPa级C－Mn双相钢试验[J]. 轧钢，2007，24(2)：6－9.

[3] 董瑞峰，李德刚，刘彦春，等. CSP生产线开发C－Mn型热轧双相钢的生产实践[J]. 上海金属，2010，32(1)：27－29.

[4] 司永涛，董瑞峰，刘哲，等. 包钢CSP生产线生产540 MPa级热轧双相钢[J]. 钢铁，2007，42(9)：63－67.

[5] Xiong Z P，Kostryzhev A G，Stanford N E，et al. Effect of deformation on microstructure and mechanical properties of dual phase steel produced via strip casting simulation[J]. Materials Science and Engineering A，2016，651：291－305.

[6] Scott C P，Fazeli F，Amirkhiz B S，et al. Structure－properties relationship of ultra－fine grained V－microalloyed dual phase steels[J]. Materials Science and Engineering A，2017，703：293－303.

[7] Sun J J，Jiang T，Wang Y J，et al. Ultrafine grained dual－phase martensite/ferrite steel strengthened and toughened by lamella structure[J]. Materials Science and Engineering A，2018，734：311－317.

[8] Ashrafi H，Shamanian M，Emadi R，et al. A novel and simple technique for development of dual phase steels with excellent ductility[J]. Materials Science and Engineering A，2017，680：197－202.

[9] Kamp A，Celotto S，Hanlon D N. Effects of tempering on the mechanical properties of high strength dual－phase steels[J]. Materials Science and Engineering A，2012，538：35－41.

[10] Adhikary M，Chakraborty A，Das A，et al. Influence of annealing texture on dynamic tensile deformation characteristics of dual phase steel[J]. Materials Science and Engineering A，2018，736：209－218.