汽车用加磷高强IF钢BT170P1的研制*

张 奇[1],路 璐[1],吴 蒙[2]

(1. 内蒙古包钢钢联股份有限公司技术中心,内蒙古 包头 014010;
2. 内蒙古包钢钢联股份有限公司稀土钢板材厂,内蒙古 包头 014010)

摘 要: 文章阐述了加磷高强IF钢BT170P1各工序研制方法,研究了C、N原子对冲压性能的影响,分析了Si、Mn、P等元素的强化机制,解释了热轧工艺如终轧温度与卷取温度,冷轧连续退火工艺对微观组织及力学性能的作用机理。对夹杂物、冷轧再结晶退火组织、微观组织内析出相形态及分布进行了分析,产品性能符合技术要求。

关键词: 汽车; 深冲钢; 加磷强化
中图分类号: TG142.1,TG335 **文献标识码:** B **文章编号:** 1009-5438(2019)05-0037-04
DOI:10.13647/j.cnki.btgkj.2019.05.011

Development of Phosphorated High-strength IF Steel BT170P1 Used for Automobile

Zhang Qi[1], *Lu Lu*[1], *Wu Meng*[2]

(1. *Technical Center of Inner Mongolia Baotou Steel Union Co., Ltd., Baotou* 014010, *Inner Mongolia Autonomous Region, China*;
2. *Rare Earth Steel Plate Plant of Inner Mongolia Baotou Steel Union Co., Ltd., Baotou* 014010, *Inner Mongolia Autonomous Region, China*)

Abstract: In the paper, it is elaborated the development method for each working procedure of phosphorated high-strength IF steel BT170P1, studied the effects of C and N atoms on drawability, analyzed the reinforcing mechanism of such elements as Si, Mn and P, explained the mechanism of action of hot rolling process such as the finish rolling temperature and coiling temperature, continuous annealing process of cold rolling on microstructure and mechanical property as well as analyzed the inclusions, annealed structure of recrystallization for cold rolling, forms and distribution of precipitated phase in the microstructure. As a result, the product performances could meet the technical requirements.

Key words: automobile; deep drawing steel; add P to strengthen

近年来,国内汽车板对材料的要求日益提高,车厂在追求高强度的同时要求材料具有良好的冲压性能。普通铝镇静钢虽可以达到强度要求,但成形性能较差,加磷高强IF钢在超低碳无间隙原子钢的基础上通过添加P、Mn、Si等元素实现固溶强化效果[1],其强度可以满足客户要求的同时,并且兼具良好的成形性能,是技术含量高、生产难度大的钢种,较为符合现代汽车用钢开发设计理念。目前市场上使用的加磷高强IF钢多数采用Nb-P、Nb-Ti-P成分设计,包钢自主研发的加磷高强IF

* 收稿日期:2019-08-14
作者简介:张 奇(1989-),男,内蒙古包头市人,硕士,工程师,现从事产品开发工作。

钢 BT170P1 采用 Ti－P 系成分设计，降低了生产成本，同时经过冶炼、热轧、冷连轧连续退火等关键工艺参数的控制，产品各项性能指标均满足客户要求。

1 试制工艺

1.1 炼钢

研究表明，碳氮含量较高时，钢中的{111}织构密度就会削弱，而{111}织构是有利于钢的深冲性能的，所以要把碳氮含量控制在很低的水平，w[C]控制在0.004%以内，w[N]控制在0.006%以内，同时通过添加 Ti 元素，进一步固定 C、N 原子，形成碳氮化合物，从而实现无间隙原子效果[2]。P 元素的添加主要实现固溶强化效果，但不宜添加过多，随着 P 元素的增加，延伸率，加工硬化指数及塑性应变比均降低，w[P]控制在0.065%～0.08%。

1.1.1 钢种实测化学成分

钢种实测化学成分如表1所示，均满足设计要求。

表1 化学成分(质量分数) %

化学元素	C	Si	Mn	P	S	Al_t	Ti	N	O
设计成分	≤0.004		0.035～0.055	0.065～0.080	≤0.010	≥0.020	0.04～0.06	<0.005 0	<0.004 0
实测成分	0.002～0.003	≤0.04	0.040～0.050	0.065～0.075	0.006～0.010	≥0.020	0.05	0.002～0.004	0.002～0.003

1.1.2 脱硫预处理

采用 KR 铁水脱硫技术，要求深脱硫后终点硫含量在0.002%以内，KR 脱硫通过机械搅拌法脱硫，搅拌头插入铁水中旋转，使铁水产生漩涡，然后向铁水漩涡中投入脱硫剂，使脱硫剂和铁水中的硫在不断的搅拌中发生脱硫反应，脱硫完成后将脱硫渣彻底扒除干净，铁水渣扒清面积要求大于95%，防止高硫渣兑入转炉中导致回硫。

1.1.3 转炉冶炼

铁水经脱硫预处理后进行转炉冶炼，转炉脱磷工艺主要依靠高碱度、高氧化性、大渣量的炉渣进行脱磷。但是要想深脱磷，创造条件使铁水中的磷能够被大量氧化进入炉渣，才能达到深脱磷目标。转炉入炉铁水 w[P] 0.120%～0.150%，吹氧脱碳升温，控制 P、S 成分，防止钢液过氧化，转炉终点温度控制在1 670 ℃以上。转炉出钢过程加入锰铁进行合金化，加入白灰和改质剂进行顶渣改质。

1.1.4 精炼

RH 精炼炉根据钢水就位成分及温度进行脱碳处理，RH 脱碳是超低碳钢生产中最重要的脱碳环节，由于真空处理时高温和搅拌强烈，所有利于提高脱碳速率的各项因素都可以加快脱碳反应。在真空室内压力迅速降低的过程中，随着提升气体流量增加，循环流量、容积系数增加，提高了脱碳速率，加快了脱碳反应的进行，脱碳结束后，根据定氧情况加入脱氧剂和成分铝，循环4 min以上后加入钛铁、金属锰、微碳硅铁、磷铁等合金调整成分。调成分完毕后确保真空脱气循环6 min，保证钢水温度成分均匀化，同时有利于钢水夹杂物的上浮，提高钢水的洁净度。

1.1.5 连铸

连铸保护浇注，防止钢液的二次氧化。采用恒拉速，拉速控制在1.3 m/min左右，控制浇注合适的过热度，浇注过程中过热度控制在30 ℃左右，促进夹杂物的上浮，实现了多炉浇注。

1.2 热轧

根据铁碳相图，IF 钢奥氏体区温度约为900 ℃，终轧温度较低时会进入双相区，双相区轧制有可能导致混晶，终轧温度应大于900 ℃，卷取温度不大于600 ℃，防止 FeTiP 相析出，轧制工艺如表2所示。通过提高钢带间出炉温度、粗轧末道次温度、精轧开轧温度及穿带速度的稳定性，缩小机架间冷却水设定流量与实际流量偏差，终轧温度命中率达到90%以上；通过稳定终轧温度控制给卷取温度控制提供基础，同时通过逐步提升层流冷却设备状态及调整层流冷却水水柱高度，卷取温度命中率达到90%以上。

表2 轧制工艺

粗轧终轧温度/℃	精轧开轧温度/℃	精轧终轧温度/℃	卷取温度/℃	冷却方式
1 000～1 100	950～1 050	900～920	≤600	11

1.3　冷轧

冷轧变形的储能是退火过程中再结晶的驱动力，如果没有冷轧变形量，在退火过程中就不会发生回复和再结晶。结合产线实际情况和钢种特点，压下率不低于 70%。退火温度是影响高强度钢板退火再结晶组织形成的关键因素。退火温度过高，退火再结晶晶粒粗大；退火温度过低，退火再结晶不完全。通过试验室对冷硬钢带模拟再结晶退火工艺及微观组织检测，确定该钢种在 790 ℃退火，炉区速度 100～120 m/min 可完全再结晶，因此制定退火温度为 790 ℃，炉区速度(110±10) m/min。

冷轧钢带屈服强度随着平整机延伸率的增加而升高，伸长率随着平整机延伸率的增加而降低，平整机延伸率对抗拉强度、n 值、r 值的影响较小，由于该钢种为无间隙原子钢，不存在屈服平台，因此选用较低的平整机延伸率，平整机延伸率设定值不大于 0.8%。

2　检测结果分析

2.1　组织与夹杂

炼钢过程中严格控制 S、O、N 等元素含量，S 元素应特别关注，由于该钢种需添加 Mn 元素进行强化，易与 S 元素结合，形成 MnS 夹杂，MnS 夹杂属于硬质相，在轧制过程中不会变形，对延展性不利，属于有害相。夹杂物 A 类(硫化物)、B 类(氧化铝)、C 类(硅酸盐)、DS(单颗粒球状)类夹杂均为 0 级，D 类(球状氧化物类)夹杂为 1.0 级，冶炼过程控制良好。

影响 BT170P1 晶粒尺寸因素主要包括终轧温度、退火温度及退火速度。终轧温度较高时，会导致晶粒粗大，终轧温度较低时会进入双相区，双相区轧制有可能导致混晶，影响力学性能；退火温度较低，连退速度较快时，晶粒来不及完全发生再结晶，退火温度高，连退速度较慢时，晶粒充分再结晶后进一步长大，性能会降低。BT170P1 冷轧组织为均匀等轴状铁素体，晶粒度 8.5 级，如图 1 所示，冷轧工艺采用 790 ℃退火温度，110 m/min 炉区速度，晶粒实现充分再结晶，并且没有异常长大，说明工艺制定合理。

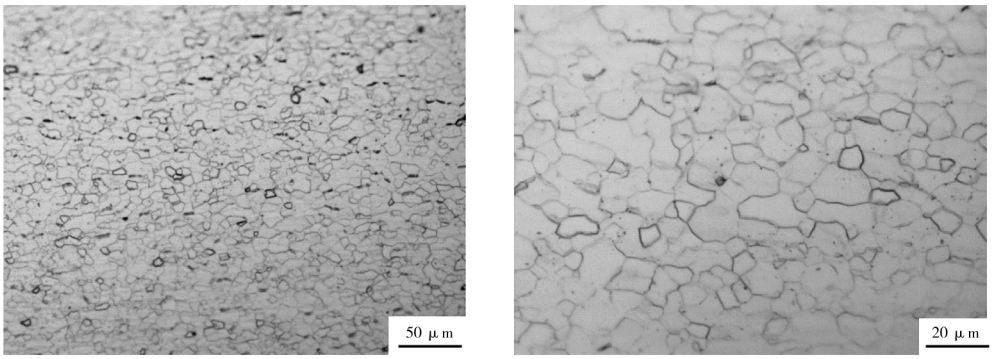


图 1　BT170P1 冷轧金相组织

2.2　SEM 及能谱分析

加磷高强 IF 钢在生产过程中容易形成 FeTiP 析出相，若 P 元素以 FeTiP 析出，则减少了固溶 P 元素含量，固溶强化作用也因此减弱，钢的强度和性能也会相应的降低，而且 FeTiP 相的析出会阻碍再结晶过程的进行，对钢板的 r 值和深冲性能不利，该相的开始析出温度约 700 ℃左右[3]，为避免该相的析出，卷取温度不大于 600 ℃。

通过扫描电镜能谱分析仪检测，铁素体基体中含有微量氮化钛析出相(能谱显示该相 N、Ti 原子百分数占 80%)，形貌为方块状，见图 2。经扫描电镜检测未发现 FeTiP 析出相，充分说明 P 元素充分固溶于基体中，达到了固溶强化的目的，由此证明采用不大于 600 ℃低温卷取，可以避免 FeTiP 相的析出。

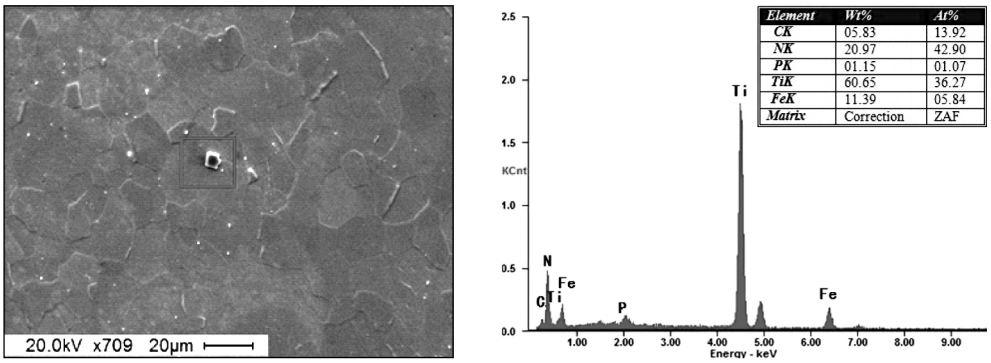


图2 BT170P1 SEM及能谱分析

2.3 力学性能

对试制的钢带力学性能进行统计，如表3所示，屈服强度191～208 MPa，抗拉强度356～380 MPa，延伸率41.5%～45.5%，n值0.22～0.23，r值2.25～2.55，性能指标稳定，波动范围小，完全符合交货技术要求。加热温度、精轧终轧温度及卷取温度、退火温度、炉区速度等工艺参数的严格管控是力学性能的有力保证。产品的工艺完全按照要求执行，且曲线平稳，整卷温度均匀。

表3 轧制工艺

项目	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%	n值	r值
范围	191～208	356～380	41.5～45.5	0.22～0.23	2.25～2.55
平均值	197	367	43.2	0.22	2.43

3 结论

(1) 通过炼钢工艺优化，严格控制O、N、S等元素，钢水洁净度提高，D类(球状氧化物类)夹杂为0.5级，其它均为0级。

(2) BT170P1冷轧退火组织为铁素体基体和少量氮化钛析出相，经扫描电镜检测未发现FeTiP析出相，充分说明P元素固溶于基体中，达到了固溶强化的目的。

(3) 通过合理设计化学成分及下游工艺路线，严格控制全流程工艺参数，BT170P1屈服强度191～208 MPa，抗拉强度356～380 MPa，延伸率41.5%～45.5%，n值0.22～0.23，r值2.25～2.55，产品性能稳定，符合相关技术要求。

参 考 文 献

[1] 夏明生，李桂兰，张洪波，等. 冷轧退火含磷高强IF钢的组织和性能[J]. 钢铁研究学报，2015，27(12)：54－57.

[2] 路璐，胡强，白彬亨. 深冲用钢DC04热轧原料的开发与试制[J]. 包钢科技，2017，(2)：45－48.

[3] P. Ghosh，C. Ghosh，R. K. Ray. Precipitation behavior and texture formation at different stage of processing in an interstitial free high strength steel[J]. Scripta Materialia，2008，(59)：275－278.