

首钢低屈强比高塑性 980 MPa 级 冷轧双相钢研究

摘要:基于首钢生产线条件,采用C、Si、Mn合金体系开发低屈强比 980 MPa 级冷轧双相钢,并对力学性能、显微组织及退火过程中合金扩散进行分析。结果表明该双相钢屈强比可低至 0.5 及以下,80 mm 标距延伸率达到 16%。开发钢的显微组织由铁素体与(34±2)%的马奥相组成。相变动力学分析结果表明,无论加热温度为 760 ℃或 800 ℃,该钢种在快冷前奥氏体含量趋于一致,由此可知工业生产中双相钢的性能对退火温度波动不敏感。

关键词:双相钢 低屈强比 连续退火 相变

中图分类号:TG142.1 **文献标识码:**B

■ 首钢技术研究院 薄板研究所 邝 霜 齐秀美 陈 斌
刘华赛 韩 赟

冷轧高强钢及超高强钢在汽车车身轻量化工作中起到举足轻重的作用,USLAB 及 FSV 等项目将汽车用冷成形钢逐步向高强度方向推进^[1]。应对拉延及翻边等不同成形需求,首钢标准 Q/SG-ZGS 0348-2013 定义了两种 980 MPa 级双相钢 HC550/980DP、HC650/980DP^[2]。

1 试验材料与方法

试验钢化学成分见表 1。

表 1 试验钢的化学成分

元素	C	Si+Mn	P	S	Als	N	Fe
含量/Wt%	<0.25	<3	<0.01	<0.01	0.037	0.0059	余量

采用 200 t 顶底复吹转炉冶炼并进行 LF 及 RH 精炼,连铸坯厚度为 230 mm,热轧厚度为 3.0 mm,

终轧温度为 870 ℃,卷取温度为 660 ℃。经酸洗、冷连轧联合机组轧制为 1.2 mm。

试验室退火采用 Multipas[®]模拟机,工业生产在首钢某连续退火产线完成,试验钢连续退火曲线见图 1。冷轧带钢加热到铁素体奥氏体两相区均热实现部分奥氏体化,在缓慢冷却中调节奥氏体量,在快冷中使得奥氏体转变为马氏体。后续时效完成马氏体低温回火。试验在 760、780、800 ℃三个退火温度下进行研究,为保证快冷速率及板形,快冷开始温度(即缓冷结束温度)设定为 650 ℃。退火过程加热速度、均热时间、缓冷速度、快冷速度及时效时间由带钢速度决定。试验带钢运行速度为 150 m/min。为考察快冷前的奥氏体化过程,试验以带钢进入铁素体奥氏体两相区的时刻开始计时,用于奥氏体相变动力学分析。

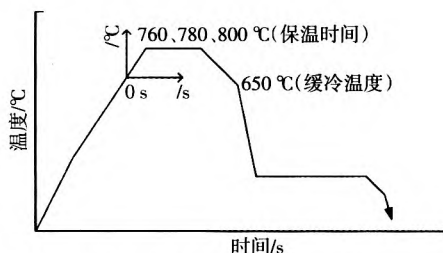


图1 试验钢连续退火曲线

力学性能采用80 mm标距拉伸试样,金相试样分别采用硝酸酒精和苦味酸偏重亚硫酸钠(Lepera)溶液浸蚀。普通光学显微镜和扫描共聚焦显微镜用于组织观察。

2 力学性能与显微组织

试验钢的力学性能见表2(钢板方向为横向)。采用Multipass®热模拟机在760、780、800 °C三个退火温度下进行研究,工业生产采用800 °C退火并平整。

表2 试验钢的力学性能

性能指标	$R_{s0.2}/\text{MPa}$	R_m/MPa	$A_{s0}/\%$	$n_{10-\text{ag}}$	屈强比
标准 ^[2]	550 ~ 700	≥ 980	≥ 10	-	-
试验室 760 °C	445	973	19	0.14	0.46
试验室 780 °C	451	1008	18	0.14	0.44
试验室 800 °C	469	1120	16	0.13	0.42
工业线 800 °C	554	1115	16	0.12	0.50

退火态钢具有极低屈强比,随退火温度增加,抗拉强度增加。经工业生产施加一定平整量后,屈服强度达到85 MPa,说明试验钢的初始硬化强烈。针对用户对粗糙度及屈服强度的需求,可通过平整调节(也可不限于首钢标准),提供屈服强度低于550 MPa或500 MPa的DP980产品。

取工业生产产品,分析轧制方向(0°)、横向(90°)力学性能及应力应变曲线,见图2。可知试验钢的纵横性能差异较小,轧制方向延伸率略高,达到17%。生产钢种的均匀变形区较大,颈缩区较小。

工业生产钢板的显微组织见图3。组织中的马氏体岛分布均匀,带状组织不明显,采用图像软件进行定量,其马奥岛的面积分数约为

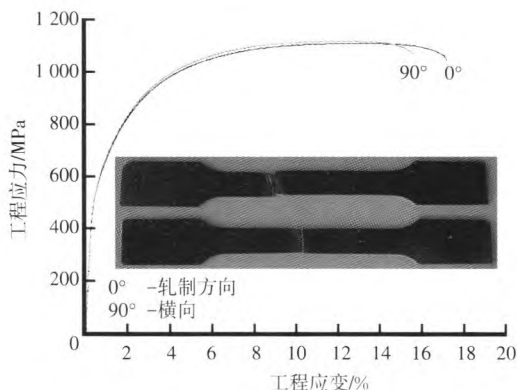
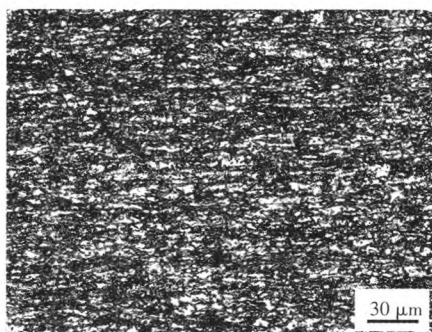
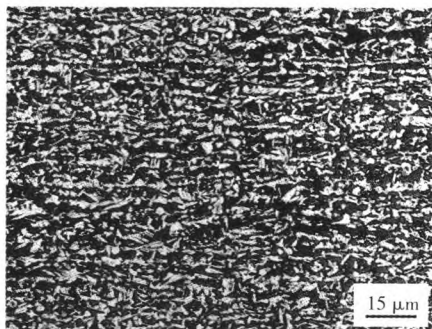


图2 工业生产钢板的工程应力应变曲线



(a)采用硝酸酒精腐蚀(白色为铁素体基体,灰黑色为马奥岛)



(b)采用Lepera试剂腐蚀(黑色为铁素体基体,白色为马奥岛)

图3 工业生产钢板的显微组织

(34±2)%。工业生产钢板在某车型中作为零件模具进行冲压,见图4,成形效果良好,且该零件变形量并不大。

3 连续退火过程奥氏体动力学分析

用热力学及动力学分析工具对试验钢连续退火过程进行数值分析,用于探求退火过程中的相变动力学。分析求解方程见式1。

$$\frac{\partial C_p^m}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D_p^m \frac{\partial C_p^m}{\partial x} \right) \quad (1)$$

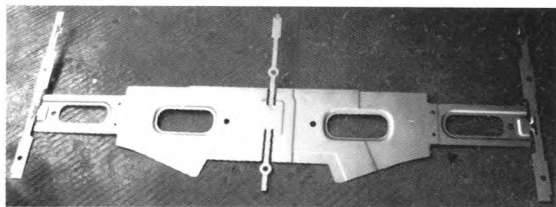


图4 工业生产钢板在某车型上的应用

式中, D_p^m 为 m 元素在 p 相中的扩散系数; C_p^m 为 m 元素在 p 相中的浓度; t 为时间; x 为距离。

处理移动边界的扩散型相变问题, 界面移动将由式2决定。

$$v(C_\alpha^m - C_\gamma^m) = D_\gamma^m \left(\frac{\partial C_\gamma^m}{\partial x} \right) - D_\alpha^m \left(\frac{\partial C_\alpha^m}{\partial x} \right) \quad (2)$$

式中, * 为相界面。

图5所示为三个温度下连续退火加热、均热、缓冷过程中奥氏体的变化情况。

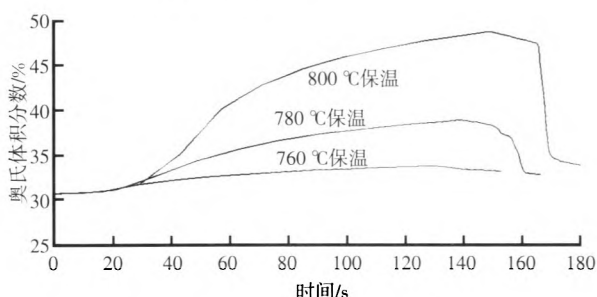
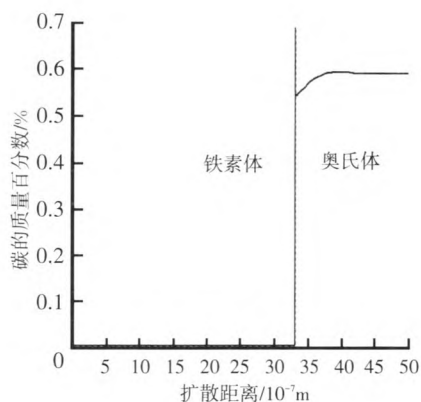


图5 试验钢连续退火过程相变动力学分析

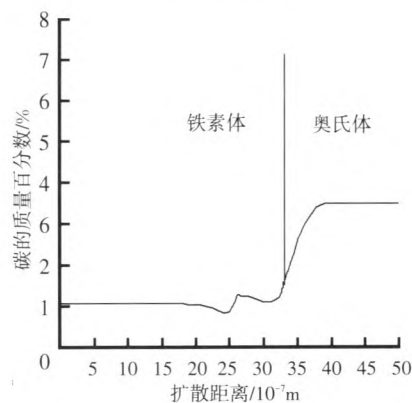
均热温度对奥氏体量影响较大。800 °C均热结束奥氏体量可达到47%。但因为高温加热后奥氏体中的碳锰浓度降低也使得奥氏体不稳定, 在后续缓冷过程中奥氏体分解较明显。与之相比, 760 °C低温退火, 虽然奥氏体量增加不明显, 但在缓慢冷却过程中, 奥氏体的分解也不明显。总之, 760~800 °C退火, 虽然均热结束奥氏体量差异较大, 但是缓冷结束, 奥氏体量回归到30%~35%之间。在充分快冷后这部分奥氏体转变为硬质马奥相。退火温度对最终组织的硬质相含量影响不大。说明试制钢的生产稳定性较好。

快冷开始(即缓冷结束)碳锰元素在铁素体(BCC结构)和奥氏体(FCC结构)中的浓度分布见图6, 奥氏体中的富碳量高达0.6%, 且锰在奥氏体中的偏聚量也达到铁素体中的3倍, 因此导致铁

素体和最终马氏体的硬度差异增加, 使得屈强比降低。



(a) 碳浓度分布



(b) Mn 浓度分布

图6 碳锰元素在快冷开始时的浓度分布

4 总结

开发C、Si、Mn系980 MPa级低屈强比双相钢, 显微组织由多边形铁素体与马奥岛组成, 马奥岛的分布均匀, 带状组织不明显。经连续退火两相区奥氏体化和缓冷, 使快速冷却前的奥氏体含量趋于稳定, 使得最终组织含量稳定, 性能波动较小。

参考文献:

- [1] World Auto Steel Committee. Advanced high strength steel (AHSS) application guidelines version 4.1 [M]. World steel association, 2009.
- [2] 邝霜, 唐牧, 姚舜. 双相高强度冷轧钢板及钢带 [S]. 首钢总公司企业标准, Q/SGZGS 0348-2013, 2013.