

600MPa 级冷轧双相钢的试制与研究

Experimental Research on 600MPa Cold Rolling

Dual Phase Steels

邝 霜¹,康永林¹,于 浩¹,窦婷婷¹,
尹显东^{1,2},刘仁东² (1 北京科技大学 材料科学与
工程学院,北京 100083;2 鞍山钢铁集团公司,辽宁 鞍山 114001)

KUANG Shuang¹,KANG Yong-lin¹,YU Hao¹,
DOU Ting-ting¹,YIN Xian-dong^{1,2},LIU Ren-dong²

(1 School of Materials Science and Engineering,University of Science and
Technology Beijing;2 Anshan Iron and Steel Corporation,Anshan 114001,Liaoning Cihna)

摘要: 在实验室试制了 600MPa 级低成本 C-Mn 系冷轧双相钢,比较了热轧态普通组织和退火后双相组织与力学性能的关系,分析了双相组织的强化机理,讨论了热轧卷取温度对最终力学性能的影响,分析并且优化了连续退火工艺参数。采用 X 衍射和电子背散射 EBSD 观察了试制双相钢组织的宏观与微观取向。

关键词: 双相钢;卷取温度;连续退火;织构

中图分类号: TG306; TG156 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2006) Suppl-0329-05

Abstract: 600MPa grade dual phase steels were piloted based on lower cost C-Mn alloy system in laboratory. Microstructure and property were compared between the hot rolled as received and annealing strip, strengthening mechanism of microstructure with dual phases was also analyzed. The influence of coiling temperature on mechanical property was discussed, and annealing parameters were investigated and optimized. Textures were examined by using X-ray and Electron Back Scattered Diffraction.

Key words: dual phase steel; coiling temperature; continuous annealing; texture

双相钢由铁素体与马氏体组成,以相变强化为基础,具有低屈强比,高的初始加工硬化速率,良好的强度和延性配合等特点,已发展成为一种汽车用高强度新型冲压用钢^[1]。冷轧双相钢的生产过程包括冶炼,热轧,酸洗-冷轧,连续退火,平整等工序。合理的成分设计可以保证在低成本下得到所需的性能,适合的热轧组织对冷轧和轧后热处理都有重要影响,而连续退火参数对双相钢的最终组织形貌与力学性能具有重要影响作用。本工作通过实验室模拟试制,研究了双相钢生产中的若干值得注意的问题,为工业生产提供参考依据。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验用钢在 200kg 真空感应炉中冶炼,其化学成分范围见表 1,采用 C-Mn 系,不添加任何微合金元素。浇铸钢坯厚度 90mm,经过 1250℃ 扩散退火 4h 以减轻高 Mn 引起的偏析。

1.2 轧制工艺

将钢坯在实验室四辊热轧机上经过 10 道次轧制到 5.5mm 厚,加热温度 1200℃,保温 2h,开轧温度 1150℃,高温段终轧温度大于 1000℃,低温段开轧温度小于 950℃。终轧温度控制在 860~880℃,卷取采用高温(700℃)和低温(600℃)两种卷取方式。为了模拟卷取,在加热炉中炉冷到室温。热轧板经酸洗后冷轧至 1.2mm,冷轧压下率约 78%。

1.3 热处理工艺

在 Gleeble-3800 热模拟机上模拟连续退火。参照工业生产情况。以 5~10℃/s 的加热速率加热到 F+A 两相区,保温一段时间后缓慢冷却到设定温度再快速冷却,然后保温过时效处理。模拟退火工艺与主要参数范围如图 1。

热处理后的双相钢板加工成 50 标距拉伸试样进行力学性能测定。再截取试样进行磨制,抛光,浸蚀进行金相和扫描电镜观察,制取双喷减薄试样在透射电镜下观察马氏体结构。

表 1 实验用钢化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of experimental steels(mass fraction/%)

C	Si	Mn	P	S	Al	N
0.08 ~ 0.12	0.05	1.5 ~ 1.9	0.015	0.01	0.02 ~ 0.07	0.004

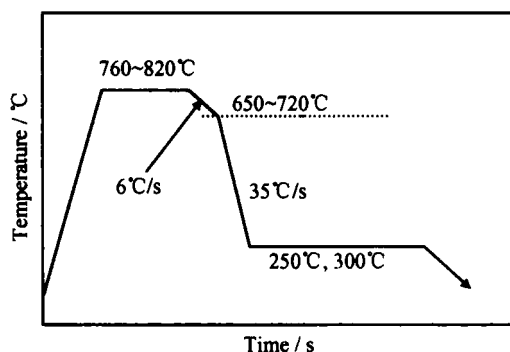


图 1 双相钢退火工艺

Fig. 1 Annealing Process of DP steels

2 实验结果与分析

2.1 热轧与连续退火后的力学性能

热轧和连续退火后试样的力学性能平均值如表 2 所示。

从表中可以看出,与退火后的双相钢相比,热轧板屈服强度高,抗拉强度低,屈强比 0.83,且有屈服延伸,这反映出的是普通 C-Mn 钢的力学特征。经退火后形成的 F+M 双相结构,屈服强度比热轧态降低达 125MPa,抗拉强度增加达 113MPa,屈强比下降 0.35 且连续屈服,这表现出了双相钢的典型力学特征。

表 2 热轧与退火后的力学性能对比

Table 2 Mechanical properties of hot rolled and annealed sample

	R_e /MPa	R_m /MPa	R_e/R_m	A_{50} %	n	Yield stretch
Hot rolled	427	517	0.83	26.0	/	Existence
Annealed	302	630	0.48	23.0	0.25	Nonexistence

在冲压过程中,双相钢在低应力下发生塑性变形,由于初始加工硬化强烈,成形后的构件具有较高的应力水平。

2.2 热轧与退火后的显微组织分析

图 2 显示了热轧和退火后试样的显微组织。从图中可以看出,热轧态组织由多边形铁素体和规则片层

状珠光体组成,而退火后的组织是岛状的马氏体(或 M/A 岛)均匀的散布在铁素体基体上。经 EBSD 分析,铁素体晶粒尺寸在 4~6 μ m,用记点法统计马氏体体积分数在 13%~15%。退火前后组织特征与微观作用机理的差异是试样表现出不同力学性能的决定性因素。

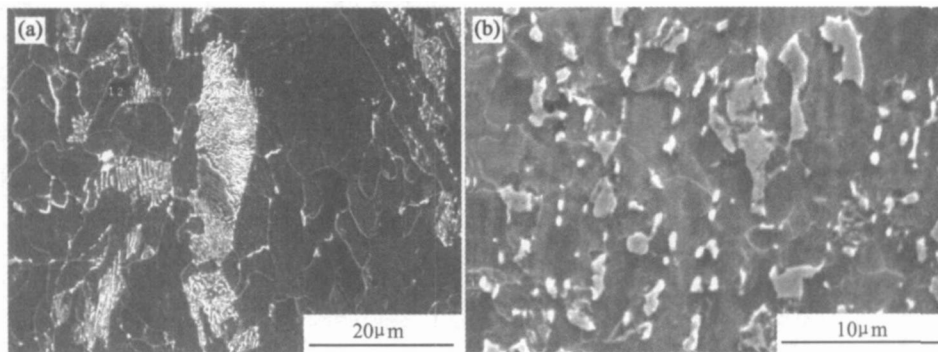


图 2 热轧与退火试样的显微组织(SEM) (a) 热轧组织(铁素体+珠光体);(b) 退火组织(铁素体+马氏体)

Fig. 2 Microscopic structure of hot rolled and annealed sample(SEM) (a) hot rolled structure(F+P);(b) annealed structure(F+M)

塑性变形是位错在外加应力作用下运动而发生的,因而位错运动的阻力是构成屈服强度主要因素,一般的 C-Mn 钢与 HSLA 钢主要通过细晶强化和大量弥散分布的碳、氮化物析出强化,因而屈服强度较高。与之不同的是,双相钢是经过 γ + α 两相区热处理,铁

素体中的大量碳(氮)化物溶解或部分溶解,在快冷过程中来不及析出或者以极细小的颗粒重新析出,当质点的尺寸很小时,位错线将切过粒子而不发生弯曲,这样就大大减弱了原来的强化效应^[2]。同时,由于双相区热处理以及其后的缓冷过程中新生铁素体的析出,

使 C, Mn 等元素充分向奥氏体转移(这部分奥氏体在快冷中转化为马氏体),因而最终的 F + M 双相组织中,铁素体比较“纯净”,在外力加载下,柔软的铁素体首先屈服使得双相钢具有低的屈服强度。同时,在快

冷过程中,马氏体相变导致体积膨胀,在与之相邻的铁素体内诱发大量可动位错(图 3),在较低应力下位错源就被激活,因此双相钢表现出低屈服与连续屈服的特征。

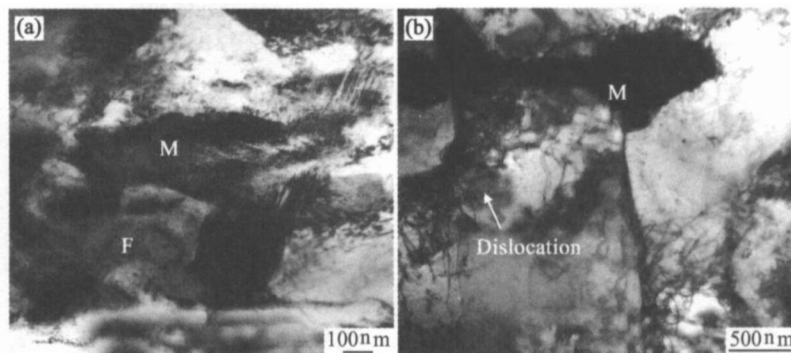


图 3 双相钢退火试样的 TEM 照片 (a) 双相结构(铁素体 + 马氏体); (b) 马氏体附近的位错
Fig. 3 TEM photos of Dual Phase Steels (a) dual phase structure(F + M); (b) the dislocation near martensite

双相钢中的初始屈服是在铁素体中发生的,当可动位错运动到铁素体马氏体相界面时,流变应力显著提高,这是导致双相钢具有较高的初始加工硬化能力的重要原因。一般冷冲压低碳钢的 n 值在 0.16 ~ 0.23,而双相钢的 n 值通常都大于 0.20,从表 2 中可以看出,试制双相钢 n 值平均达到 0.25。双相钢的这种早期的加工硬化行为,已经证实能够提高材料在成形过程中的应变分配的均匀性,有利于防止早期鼓起和褶皱的发生。

2.3 热轧卷取温度对双相钢性能的影响

热轧是热处理双相钢生产的中间环节,通常希望得到晶粒尺寸均匀的多边形铁素体。因此,热轧态组织对随后的冷轧与退火过程的组织演变都有一定影响。压下制度一定的情况下,热轧组织与轧后冷却和卷取温度有重要联系。实验中,采取了 700 °C 高温卷取和 600 °C 低温卷取两种方式。

图 4 显示了两卷取温度下的热轧组织。从图中可以看出 700 °C 卷取的热轧组织,铁素体晶粒形状比较规则,珠光体形貌呈现出比较典型的片层状。而 600 °C 低温卷取情况下,铁素体晶粒大小不均匀且不规则,未发现片层珠光体组织,大量碳化物在铁素体晶界分布。冷却时间一定,700 °C 卷取时由于冷却强度小,在先共析铁素体析出过程中, C, Mn 等元素可以比较充分地未转变奥氏体扩散,最终剩余奥氏体转变为规则的珠光体。600 °C 卷取时,由于冷却强度大,组织出现低温转变倾向,铁素体晶粒变得不规则,分布也不均匀,扩散不充分的 C, Mn 元素一部分固溶在铁素体中,一部分在铁素体晶界零散分布。高温卷取后的热轧组织可以减轻冷轧机的负荷,同时,在连续退火的两相区加热时,由于 C, Mn 在珠光体中的明显富集,有利于提高奥氏体的淬透性和“净化”铁素体,最终得到力学性能比较优良的双相钢^[1]。

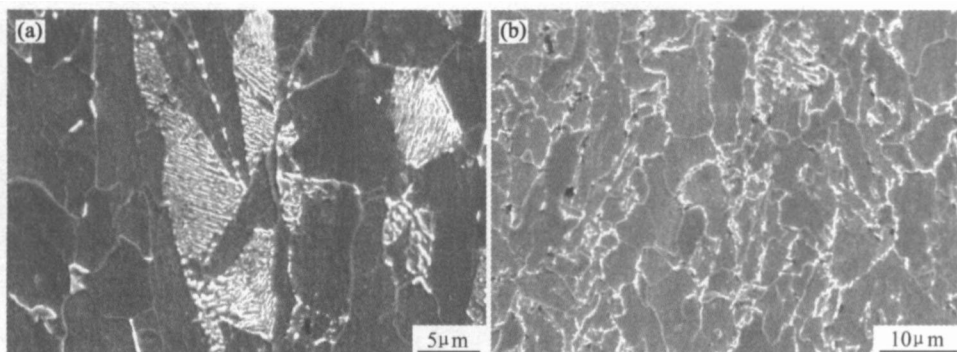


图 4 两种卷取温度下的热轧组织照片(SEM) (a) 700 °C 卷取; (b) 600 °C 卷取
Fig. 4 Microscopic structure of sample processed with different coiling temperature (a) coiled at 700 °C; (b) coiled at 600 °C

表 3 比较了经过高温卷取和低温卷取两种热轧工艺后,最终双相钢性能的平均值,可以看出高温卷取对

双相钢的最终性能是有益的。

表 3 两种卷取温度试样最终力学性能平均值对比

Table 3 Final mechanical properties processed with different coiling temperature

Coiling temperature/	R_e / MPa	R_m / MPa	R_e / R_m	A_{50} / %	n value
700	292	616	0.47	24	0.26
600	334	642	0.52	20.7	0.20

2.4 双相钢连续退火工艺参数的优化及其对性能的影响

双相钢的连续退火过程包括双相区部分奥氏体化,缓冷奥氏体稳定化,快速冷却,过时效处理。研究表明^[3],在 740 ~ 840 保温,开始快冷温度高于 500 ,快冷速度大于 30 / s,过时效温度低于 350 均可以的得到性能优良的双相钢。双相钢的性能依赖于最佳工艺参数的配合,而不是单个工艺参数的函数。从 Fe-C 合金相图(图 5)可以看出,两相区部分奥氏体化过程中,低的加热温度,所对应的奥氏体量较少,从而获得马氏体的量也越少,甚至可能得不到双相钢所必须的马氏体量。因此要保证马氏体量必须提高加热温度,但是,加热温度的升高,奥氏体中碳浓度迅速降低,可能导致奥氏体稳定性不足,在快冷过程中不能有效避免珠光体或者贝氏体的形成。在实际连续退火生产中,为了保证带钢板形,部分奥氏体化之后不是立即快冷,而要经过一个缓慢冷却过程至较低的温度,缓冷过程中,部分奥氏体分解析出新生铁素体,在这个过程中,C,Mn 等元素可以向未转变奥氏体中转移,从而使得其稳定性得到补充,因此这个阶段可以减少最终的双相结构和性能对退火温度的敏感性^[4]。综合以上分析,高的加热温度配合适当的快冷温度可以改善双相钢的性能。

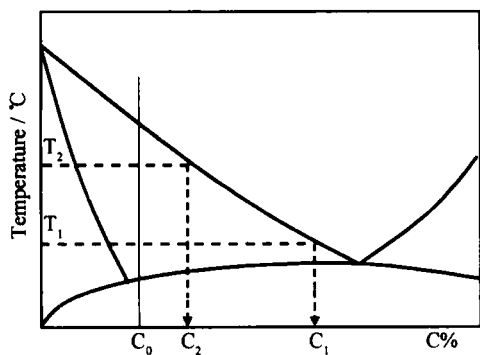


图 5 Fe-C 合金相图示意(局部)

Fig.5 Fe-C binary alloy phase diagram (section)

在优化工艺参数的基础上,采用如图 1 所示的工艺参数进行模拟退火实验。具体参数配合是,高的加热温度配合适当低的快冷温度。图 6 显示了工艺参数对力学性能的影响,可以看出随退火温度的升高(快冷

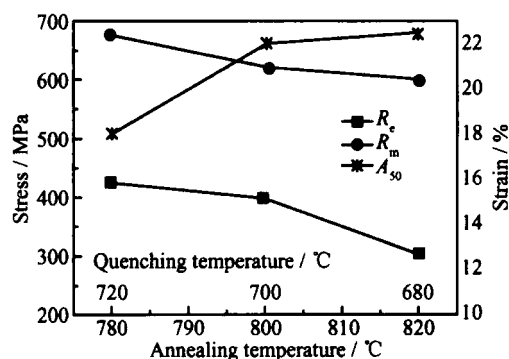


图 6 退火工艺参数对力学性能的影响

Fig.6 Effect of annealing parameters on the mechanical properties

温度降低),抗拉强度和屈服强度都有下降的趋势,但是屈强比和延伸率却得到了明显得改善,这得益于在高的退火温度下(伴随着相对低的快冷温度),低碳奥氏体重新分解而增加了的延性新生铁素体的体积分数。

2.5 试制双相钢的宏观与微观取向观察

图 7,8 分别给出了冷轧和退火试样的 ODF 截面图和微观取向分析。

从图中可以看出。冷轧后的试样具有较高的极密度水平,冷轧轧制织构分布比较集中,现成了明显的纤维,主要织构有 $\{112\} \langle 110 \rangle$, $\{111\} \langle 112 \rangle$, $\{111\} \langle 110 \rangle$,其中 $\{112\} \langle 110 \rangle$ 取向密度最强,密度值为 7.93。退火后钢板具有与冷轧板相似的织构,但取向密度明显减弱,密度最大值为 5.91。但是与常规深冲板相比较,有利于冲压性能的 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 织构不是很强,双相区部分奥氏体化与快冷过程中马氏体的形成可能对双相钢最终织构有一定影响。退火后试样的晶粒取向主要以大角度为主,峰值在 40 ~ 50 度之间。从组织图中可以看出,晶粒内部存在少量亚晶。

3 结论

(1)实验室试制 600MPa C-Mn 系双相钢,屈服强度 302MPa,抗拉强度 630MPa,屈强比 0.48,50 标距延伸率达到 23 %,加工硬化指数 n 值达到 0.25。其力学性能比较理想。退火后的显微组织为马氏体岛分布于铁素体基体,铁素体平均晶粒尺寸 4 ~ 6 μm ,马氏体

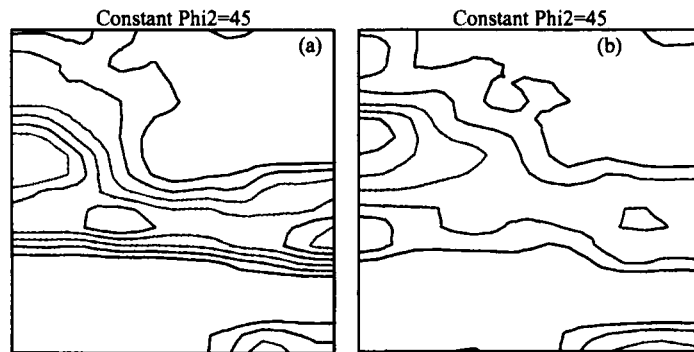


图7 双相钢冷轧和退火试样的 ODF 截面图($\phi_2 = 45^\circ$) (a) 冷轧(最大值 7.93); (b) 退火(最大值 5.91)

Fig.7 DOF figures for cold rolled and annealed DP steels (a) cold rolled(max 7.93); (b) annealed(max 5.91)

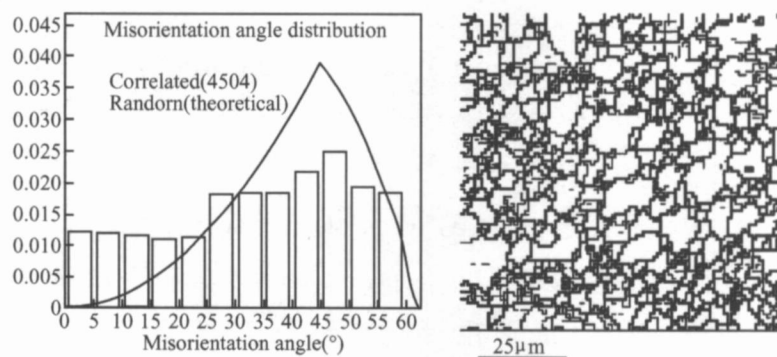


图8 退火试样的 EBSD 微观取向分析 (a) 微观取向分布; (b) 微观组织图

Fig.8 EBSD micro-orientation analysis for annealed samples (a) misorientations distribution; (b) microscopic structure diagram

体积分数 13% ~ 15%。

(2) 高温卷取热轧组织由多边形铁素体和规则的片层状珠光体组成, 有利于后续组织演变。低温卷取组织铁素体晶粒形状不规则, 尺寸不均匀, 对最终力学性能有不良影响。

(3) 连续退火过程中 820 加热, 680 快冷有利于新生铁素体的形成, 有利于降低屈强比, 提高延伸率。

(4) 退火后试样主要织构有 $\{112\} \langle 110 \rangle$, $\{111\} \langle 112 \rangle$, $\{111\} \langle 110 \rangle$, 但是 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 织构不如普通深冲板强, 双相区部分奥氏体化与快冷过程中马氏体的形成可能对双相钢最终织构有一定影响。退火后试样的晶粒取向主要以大角度为主, 峰值在 40 ~ 50 度之间。晶粒内部存在少量亚晶。

参考文献

- [1] 马鸣图, 吴宝榕. 双相钢-物理和力学冶金[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1988. 1 - 2.
- [2] SHI M F. 双相钢和低合金高强度钢成形性能的对比[J]. 世界钢铁, 2002, (4): 18 - 22.
- [3] 朱晓东, 王利. 连续退火工艺参数对 Si-Mn 系冷轧双相钢的力学性能的影响[A]. 2003 中国钢铁年会论文集[C]. 2003, 684 - 688.
- [4] DEBANSHU BHATTACHARYA. Developments in Advanced High

Strength Steels[J]. Iron & steel Supplement, 2005, 40: 69 - 75.

作者简介: 邝霜(1981 -), 男, 博士研究生, 研究方向: 新一代汽车用高强度钢, 联系地址: 北京科技大学 材料科学与学院 材料成形与控制工程系(100083)。

(上接第 328 页)

工艺数值模拟的相关数学模型[J]. 宇航材料工艺, 1999, 29(3): 42 - 46.

- [15] 顾正彬, 李贺军等. 碳/碳复合材料等温 CVI 工艺有限元模拟及可视化研究[J]. 西北工业大学学报, 2003, 21(3): 360.
- [16] HOU X, LI H, CHEN Y, LI K. Modeling of chemical vapor infiltration process for fabrication of C-C composites by finite difference methods[J]. Carbon, 1999, 34(4): 699 - 671.
- [17] 李爱军. 碳/碳复合材料性能预测与 ICVI 工艺系统虚拟设计[D]. 西北工业大学博士学位论文, 2004.

基金项目: 国家“973”项目(2006CB600908)

作者简介: 赵建国(1971 -), 男, 讲师, 博士, 从事炭/炭复合材料制备工艺及数值模拟的研究, 西北工业大学材料学院(710072)。