

奥氏体化时间对 DP780 冷轧双相钢组织和性能的影响

潘恩宝 邱洪双 蒋光炜 鲍成人

(东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 沈阳 110004)

摘要 用连续退火模拟机研究了 850 ℃ 奥氏体化时间(30 ~ 100 s)对 1 mm 厚 DP780 冷轧双相钢板(% : 0.15C, 1.80Mn, 0.08Ti, 0.04Al)组织和力学性能的影响。结果表明,当奥氏体化温度为 850 ℃,以 24 ℃/s 冷却至 460 ℃ 停留 12 s,再以 7 ℃/s 冷却至室温的情况下,通过改变奥氏体化时间,可改变钢中马氏体含量和钢的抗拉强度。当奥氏体化时间较短时,马氏体呈带状连续分布,当奥氏体化时间较长时,马氏体带状连续性减弱;当奥氏体化时间在 30、45、100 s 时,该双相钢马氏体含量分别为 13.7%、21.6% 和 15.6%,抗拉强度分别为 800、840、805 MPa。

关键词 双相钢 奥氏体化时间 马氏体 抗拉强度

Effect of Austenizing Time on Structure and Properties of DP780 Cold Rolled Dual Phase Steel

Pan Enbao, Di Hongshuang, Jiang Guangwei and Bao Chengren

(The State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110004)

Abstract The effect of austenizing time (30 ~ 100 s) at 850 ℃ on structure and mechanical properties of 1 mm sheet of DP780 cold rolled dual phase steel (% : 0.15C, 1.80Mn, 0.08Ti, 0.04Al) has been studied by using continuous annealing simulation machine. Results show that with conditions of austenizing at 850 ℃, cooling to 460 ℃ with 24 ℃/s, retention for 12 s then cooling to ambient temperature with 7 ℃/s, the martensite content in steel and tensile strength of steel could be controlled by change austenizing time; with decreasing austenizing time the martensite is continuously banded distribution and with prolonging austenizing time the continuity of banded martensite is weakening; as austenizing for 30, 45 and 100 s, the martensite content in the dual phase steel is respectively 13.7%, 21.6% and 15.6%, and the tensile strength of steel is respectively 800, 840 and 805 MPa.

Material Index Dual Phase Steel, Austenizing Time, Martensite, Tensile Strength

有良好成形性能的高强度汽车钢板中,其代表性的钢种是以铁素体为基体的铁素体-马氏体双相钢^[1,2]。双相钢具有低的屈强比,高的加工硬化指数,易于成型,在受高速冲击时吸收能量高,满足汽车对成型和安全性方面的要求^[3-5]。

本文研究了在一定冷却速率条件下,在($\alpha + \gamma$)两相区的退火温度条件下,通过改变保温时间对 DP780 双相钢(Dual phase 780,表示抗拉强度为 780 MPa 的双相钢)显微组织及力学性能的影响。希望在冷却速率和热镀锌条件不变的情况下,通过改变退火保温时间,得到合适的显微组织与力学性能。

1 实验材料及方法

用 Gleeble 1500 热模拟机,以 2 ℃/s 的加热速度测得实验用双相钢(表 1)的 Ac_1 、 Ac_3 温度分别为 720 ℃ 和 870 ℃。

板坯经过热轧至 3.5 mm 厚,再经过 8 道次冷轧至 1 mm 厚。最后裁成(长 × 宽 × 厚)600 mm × 300 mm × 1 mm。在由东北大学轧制技术及连轧自

表 1 实验用双相钢的主要化学成分/%

Table 1 Main chemical composition of test dual phase steel /%

C	Mn	Si	Ti	Al
0.15	1.80	0.10	0.08	0.04

动化国家重点实验室自行开发的光亮连续退火实验模拟机上,进行退火实验,其中用氮气进行保护和冷却。退火工艺如下,以 10 ℃/s 的加热速度加热到双相区 850 ℃,分别保温 30、45、100 s 后,以 24 ℃/s 的冷却速率冷却至热镀锌温度 460 ℃,停留 12 s 后,继续以 7 ℃/s 的冷却速率冷却至室温。

2 实验结果

2.1 显微组织和力学性能

冷轧态的试样用 4% 的硝酸酒精腐蚀,热处理后的试样采用 LePera 试剂腐蚀^[6]。

冷轧试样的显微组织明显是带状组织,珠光体和铁素体沿变形方向被拉长(图 1d)。除大块的珠光体外,在铁素体基体上还弥散分布着大量细小的

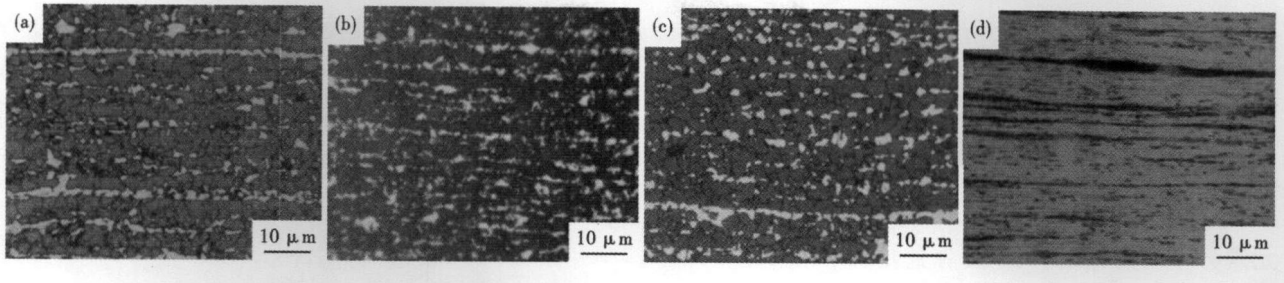


图 1 DP780 双相钢的组织形貌:奥氏体化时间 30 s(a), 45 s(b), 100 s(c); 冷轧态(d)

Fig.1 Structure morphology of DP780 dual phase steel; austenizing time for 30 s (a), 45 s (b) and 100 s (c); cold rolled sheet (d)

珠光体粒子。在 850 ℃ 退火保温时,马氏体的形态和分布如图 1(a,b,c)所示。从图 1 组织形貌来看,试样 A、B、C 中的显微组织,不同程度存在着带状组织。马氏体基本上沿着变形带分布。其中,C 试样的马氏体含量较多,而且分布比较均匀。其马氏体带基本被铁素体割断,而呈断续状。试样 B 的带状组织比较明显,而且马氏体带呈连续状分布。该钢的马氏体含量和力学性能列于表 2。

表 2 奥氏体化时间对 DP780 双相钢马氏体含量和力学性能的影响

Table 2 Effect of austenizing time on martensite content and mechanical properties of DP780 dual phase steel

试样号	保温时间/s	马氏体量/%	抗拉强度/MPa	屈强比	断后伸长率/%
A	30	13.7	800	0.55	21.5
B	45	21.6	840	0.57	19.5
C	100	15.6	805	0.46	20.0

2.2 应力-应变曲线

从图 2 中可以看出,当保温时间为 30 s 和 100 s 时,它们的应力-应变曲线没有屈服平台,曲线呈平滑的拱形。而当保温时间为 45 s 时,有小的屈服平台出现。抗拉强度先增加,然后降低。在保温时间为 45 s 时的抗拉强度最高。从屈服强度的变化来看,保温时间为 30 s 和 100 s 的屈服强度均很低,保温时间为 100 s 的更低一些。从抗拉强度来看,当保温时间为 45 s 时的试样抗拉强度最高;而保温时间为 30 s 和 100 s 的试样,两者的抗拉强度相当。

3 分析与讨论

3.1 显微组织的分析与讨论

经过冷轧,由于珠光体带被拉长,所以在快速加热的条件下,奥氏体长大具有明显的方向性^[7]。即奥氏体形核后,首先是沿着铁素体的晶界长大,长大

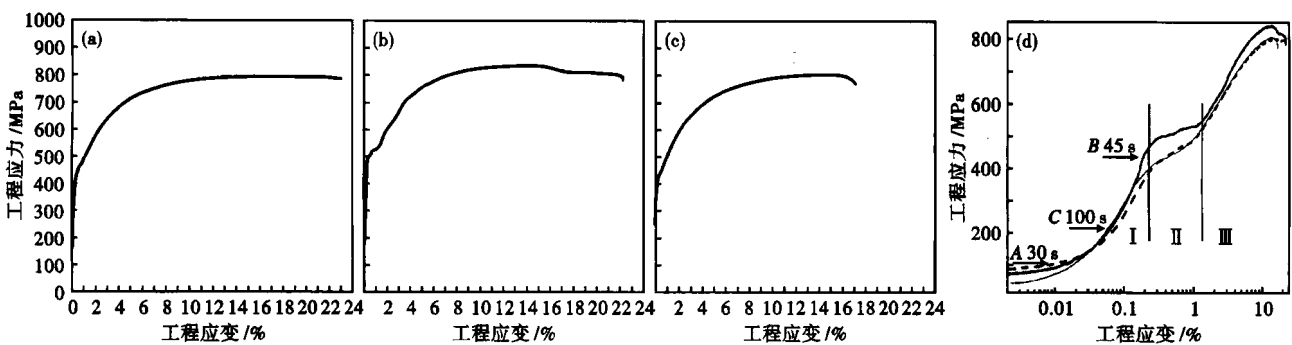


图 2 DP780 双相钢应力-应变曲线:奥氏体化时间 30 s(a), 45 s(b) 和 100 s(c); 综合比较(d)

Fig.2 Stress-strain curves of DP780 dual phase steel; austenizing time 30 s (a), 45 s (b) and 100 s (c); composite comparison (d)

方向平行于铁素体的晶界。奥氏体形成初期,呈带状分布在铁素体基体上。由于保温时间的不同,奥氏体含量及其分布形态也有所不同。所以在冷却至室温的显微组织,马氏体的含量和分布有很大差别^[8-10]。

当退火温度为 850 ℃、保温时间为 30 s 时,由于保温时间短,所以奥氏体未能充分形核和长大,形

成的奥氏体数量较少,奥氏体平均合金元素含量较高,因此奥氏体淬透性增强,在较快的冷却速率条件下,多数奥氏体转变为马氏体。所以马氏体沿珠光体带呈断续分布。

当保温时间为 45 s 时,大量奥氏体形核后,奥氏体的长大同样具有明显的方向性,沿变形带的珠光体大多数转变为奥氏体,但是奥氏体还来不及充

分的向两侧铁素体长大,所以在冷却过程中,沿着铁素体变形带有大量的马氏体带分布。

而保温时间为 100 s 时,由于随着保温时间的延长,奥氏体充分形核和长大,奥氏体有足够的时间向铁素体长大,奥氏体体积分数增加,奥氏体内合金元素分布均匀化,奥氏体的合金元素平均含量下降。所以,奥氏体的淬透性下降^[11],在随后的冷却过程中,由于冷却速率不足以使全部奥氏体转变成马氏体,部分奥氏体向铁素体转变,反而使马氏体体积分数下降。因此,尽管其保温时间较长,但是马氏体含量反而下降。在冷却过程中,有相变铁素体的产生^[12,13],部分相变铁素体在带状中间位置产生,带状奥氏体被铁素体所割断,在随后的冷却过程中,剩余的奥氏体转变为马氏体的带状程度减弱。

3.2 力学性能的分析与讨论

为了有效反映应力-应变曲线在低应变区的变化情况,应变用对数坐标轴表示。通过图 2(d)可以看出,应力-应变曲线可以分 3 个阶段分别为弹性应变、屈服和塑性变形阶段(图 2a, b, c)。从图 2(d)中可以清晰分辨出,试样 B 有明显的屈服阶段,而且屈服强度明显高于试样 A 和试样 C。

双相合金的性能不但与各组成相的性能和各相的体积分数相关,而且与相的分布形态和相界面的影响相关^[14]。在试样 B 中,马氏体呈带状分布,而试样 A 和试样 C 中的马氏体带状分布程度较轻。呈带状分布的马氏体可能使铁素体的变形受到拘

束,只有加大应力才能使铁素体屈服,所以造成屈服应力的增加。因而,试样 B 的屈服强度高于试样 A 和试样 C。由于铁素体被马氏体带阻隔,需要不断扩展,铁素体才陆续进入屈服阶段,因而试样 B 有屈服平台的出现。

保温时间越长,铁素体再结晶,晶粒长大,晶界强化作用减弱,强度下降。由于保温时间对马氏体体积分数的影响,当退火保温时间为 45 s 时,马氏体体积分数最大,而当保温时间为 30 s 和 100 s 时,马氏体体积分数则较小。当马氏体体积分数增大,马氏体强化作用增强^[15,16]。受再结晶退火的晶界强化的弱化和马氏体体积增加的强化效果的共同作用,在本试验条件下,当保温时间为 45 s 时,其抗拉强度最大,而当保温时间为 30 s 和 100 s 时,抗拉强度较低。

4 结论

(1) 850 °C 退火时,在一定的冷却速率条件下,通过改变保温时间,可以控制铁素体晶粒和马氏体含量;但改变保温时,对材料的伸长率影响较小。

(2) 在晶界强化和马氏体强化共同作用下,随保温时间增加,DP780 双相钢的强度先上升,后下降。

国家重点基础研究发展规划(973:2006CB605208-1)和国家自然科学基金科学仪器专项(50527402)的资助项目

参考文献

- 张译中,邱伍华. 汽车零部件用高强度钢材的进展. 上海金属, 2000, 22(4): 8
- 冯祎卿. 双相钢在汽车行业中的应用. 上海汽车, 2008(4): 39
- 党淑娥. 双相钢的研究现状及应用前景. 山西机械, 2002(4): 14
- 焦书军, 张红, 郑建平. 冷轧热镀锌双相钢成分设计模型化的研究. 宝钢技术, 2003, 20(5): 43
- 程东妹, 都晓东, 俞铜强. 双相钢热镀锌工艺现状. 轧钢, 2007, 24(4): 51
- Lopera F S. Improved Etching Technique to Emphasize Martensite and Bainite in High-strength Dual-phase Steel. Journal of Metals, 1980, 32(3): 38
- Huang J, Poole W J, Miltzer M. Austenite Formation during Intercritical Annealing. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 2004, 35(11): 3363
- 霍刚, 韩会全, 刘彦春, 等. 本钢 780 MPa 级冷轧 DP 钢组织性能研究. 轧钢, 2008, 25(2): 20
- 张峰, 宋仁伯, 刘雅政. 1000 MPa 级冷轧双相钢的热处理工艺与性能研究. 热加工工艺, 2008, 37(4): 42
- 张增良, 宋仁伯, 程知松, 等. 连续退火工艺和合金元素对 800 MPa 级冷轧双相钢组织性能的影响. 热加工工艺, 2008, 37(6): 27
- 徐洲, 赵连城. 金属固态相变原理. 北京: 科学出版社, 2004
- Rashid M S. Relationship Between Steel Microstructure and Formability. Processing of Modern Developments in HSLA Formable Steels, 1977: 1
- Cribb W R, Rigsbee J M. Work-hardening Behavior and its Relationship to the Microstructure and Mechanical Properties of Dual-phase Steels. Processing of Structure and Properties of Dual Phase Steels, 1979: 91
- 马鸣图, 吴宝榕. 双相钢——物理和力学冶金(2版). 北京: 冶金工业出版社, 2009
- Kot R A, Bramfitt L B. Fundamentals of Dual Phase Steels. Processing of TMS-AIME, 1981: 347
- Rashid M S. Dual Phase Steels. Annual Review of Materials Science, 1981, 11(1): 245

潘恩宝(1979-),男,博士生,2004年东北大学毕业,从事冷轧双相钢退火工艺研究。

收稿日期:2010-03-25