

过时效温度对低成本冷轧双相钢组织性能的影响

刘纪源, 骆宗安, 石明浩, 朱伏先

(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)

摘 要: 通过建立合理的热处理工艺窗口, 将低附加值的钢种升级为具有高强塑性的高附加值双相钢产品. 以常规 C-Mn 钢热轧板坯为原料, 经过热轧及冷轧后, 进行连续退火实验. 实验钢经过不同的冷却后过时效制度, 形成了铁素体和马氏体组成的微观组织. 当过时效温度在 320 ℃ 以下时, 避免了贝氏体组织的出现, 并且马氏体相的体积分数随温度的降低而增加. 实验钢的抗拉强度与马氏体相含量成正比, 屈服强度和延伸率与其成反比, 在 320 ℃ 过时效处理下可获得最佳的综合力学性能, 强塑积为 18 254.6 MPa%.

关 键 词: 双相钢; 低成本; 连续退火; 过时效温度; 组织性能

中图分类号: TG 161

文献标志码: A

文章编号: 1005-3026(2014)03-0375-04

Effects of Over-Aging Temperatures on Microstructure and Mechanical Properties of Low Cost Cold Rolled Dual Phase Steels

LIU Ji-yuan, LUO Zong-an, SHI Ming-hao, ZHU Fu-xian

(State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China.
Corresponding author: LUO Zong-an, E-mail: neu_liujy@163.com)

Abstract: A high strength and ductility dual phase steel was developed from the traditional steel via establishing reasonable processing parameter windows, which transferred from low to high additional values. The continuous annealing specimen was prepared from C-Mn steels by hot and cold rolling. The microstructure contained ferrite and martensite was obtained by the intercritical anneal, controlled cooling and the subsequent different over-aging procedures. The bainite transformation was avoided when the over-aging temperature was lower than 320 ℃. The volume fraction of the martensite increased with the decrease of temperatures. The tensile strength was proportional to the volume fraction of the martensites, whereas the yield strength and elongation performed an inverse relationship. The strength-ductility balance was 18 254.6 MPa% in the 320 ℃ over-aging procedure as a better mechanical property.

Key words: dual phase steels; low cost; continuous anneal; over-aging temperature; microstructure and mechanical properties

为适应环境友好的要求, 汽车减量化生产要求所使用的钢板在保证性能的前提下厚度更薄, 为生产带来了一定的考验, 并已成为现今研究的热点. 双相钢的开发和研究对于汽车减量化生产具有积极的意义. 本文以探索低成本双相钢的生产工艺窗口为出发点, 以目前常规成分的低附加值热轧钢板为原料, 通过冷轧后热处理的方式生

产高附加值的双相钢板, 力求以优化工艺的方式, 提供一条处理过剩产能, 同时增加产品附加值的有效生产途径. 本文的主要研究对象为冷轧板轧后连续退火过程中, 过时效工艺起始温度对双相钢组织性能的影响. 通过金相组织及透射电镜形貌的观察, 结合单向拉伸实验, 研究实验钢力学性能与微观组织之间的关系.

1 实验材料与方法

本实验采用的初始板坯厚度为 85 mm,经多道次热轧至 3 mm,开轧和终轧温度分别为 1 150 和 880 ℃. 板坯热轧后空冷至室温,经酸洗后冷轧至 1.0 mm,作为连续退火实验的试样. 连续退火实验工艺如图 1 所示,将试样加热至 790 ℃ 保温并缓冷至 700 ℃ 后,以 40 ℃/s 的速度快冷至不同的温度 t_1 ($t_1 = 360, 320, 280, 240$ ℃),过时效至温度 t_2 ($t_2 = 320, 280, 240, 200$ ℃),时间为 180 s,最后空冷至室温. 实验钢成分(质量分数,%): C 0.159, Si 0.314, Mn 1.570, Nb 0.046, V 0.023, Ti 0.024, Fe 余量.

用 100 ~ 1 500 号砂纸对试样(10 mm × 8 mm)逐级进行表面处理,精磨抛光,使用 4% 的硝酸酒精进行腐蚀,在 Leica DM 2500M 光学显微镜下观察金相组织. 截取直径 3 mm,厚度 50 μm 的圆形薄片,经 TenuPol-5 型电解双喷减薄仪进行双喷,在 FEI TECNAI G2F20 透射电子显微镜(TEM)下观察实验钢的精细组织. 根据 GB/T228—2002 制成标准矩形拉伸试样,在 SANS 万能材料实验机上测定其力学性能.

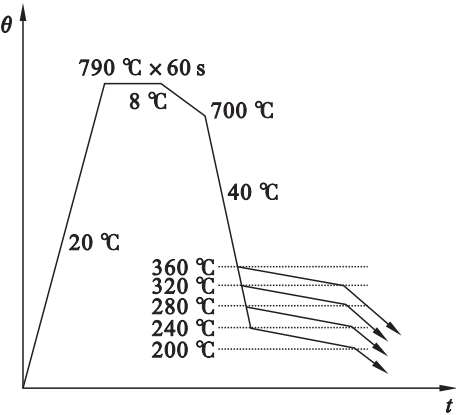


图 1 连续退火工艺示意图
Fig. 1 Schematic diagram of the continuous annealing process

2 结果与讨论

2.1 过时效温度对微观组织的影响

由于双相钢的退火过程在两相区中进行,组织未发生完全奥氏体化, M_s 点不易根据化学元素含量计算得出,通过实验方法来得出具有针对性的马氏体转变温度比较直观和可靠. 图 2 所示为不同过时效起始温度下,实验钢的金相组织,其中铁素体呈白色,在 360 ℃ 开始过时效的试样中,观

察到了大量的贝氏体,马氏体含量较低. 这是由于该温度仍处于马氏体开始转变温度 M_s 点以上,淬火过程中未能形成马氏体晶核,在过时效过程中,过冷的奥氏体发生了贝氏体相变. 而当过时效开始温度在 320 ℃ 以下时,实验钢的组织为马氏体和铁素体组成的双相组织,马氏体呈岛状分布. 随着温度的降低,马氏体的尺寸和体积分数都有所增加. 这是由于双相钢中马氏体的转变为变温转变,温度的降低使奥氏体的过冷度增加,马氏体的含量与过冷度呈近似正比的关系^[1].

奥氏体在淬火的过程中,会出现 C 元素的分布不均,出现了贫碳区和富碳区. 过时效温度处于马氏体转变温度 M_s 点以上时,在 C 含量极少的部位由于 M_s 点较高,过冷的奥氏体以马氏体的转变机制发生了铁素体相变,形成板条贝氏体^[2],如图 3a 所示. 部分区域仍发生了马氏体相变,但由于过时效温度较高,马氏体在该温度区间内发生了分解,析出碳化物如图 3b 箭头所示^[3].

当过时效温度降低至奥氏体富碳区的 M_s 点以下时,马氏体晶核在该区域形核并在过时效过程中发生马氏体相变,形成如图 3c 所示的马氏体;而贫碳区发生铁素体相变,形成的铁素体与原有的铁素体具有相同的取向关系,称为取向附生铁素体,具有提高双相钢的延伸率的作用^[4]. 由于马氏体(bcc)与奥氏体(fcc)的晶体结构的不同,在发生马氏体相变的过程中,导致局部的体积膨胀,诱发了铁素体内部大量的可动位错,如图 3d 所示;这有利于双相钢在初始变形过程中产生屈服,降低实验钢的屈强比,提高其冲压性能^[5].

对比图 2 可以发现,过时效温度的降低,提供了更高的相变驱动力,使更多的含碳量更高(M_s 点更低)的奥氏体富碳区淬火成为马氏体;由于马氏体的硬度和含量都有所提高,会导致实验钢的强度增加,而取向附生铁素体的含量相应减少,使实验钢的延伸率有所下降^[6].

2.2 过时效温度对实验钢力学性能的影响

通过对微观组织的分析,可知在过时效温度较高时,奥氏体几乎全部转变为贝氏体,取向附生铁素体基本不存在,所以实验钢的延伸率较低. 在拉伸变形过程中,由于碳化物的存在,钉扎位错的滑移使试样不易产生屈服. 如图 4a 所示,过时效温度为 360 ℃ 时,试样的拉伸曲线上出现了明显的屈服平台,并且均匀变形段的长度较其他的工艺相差很大. 随着过时效温度的降低,马氏体相变诱发了大量可动位错,使实验钢中的铁素体能够在较小的应变下便产生屈服. 体现在拉伸曲线上

为双相钢典型的连续屈服的状态. 在 320 ℃ 以下的温度区间内, 马氏体含量随温度降低而增加, 实验钢的屈服强度降低, 而抗拉强度升高, 如图 4b 所示, 其与温度变化近似呈线性关系^[7].

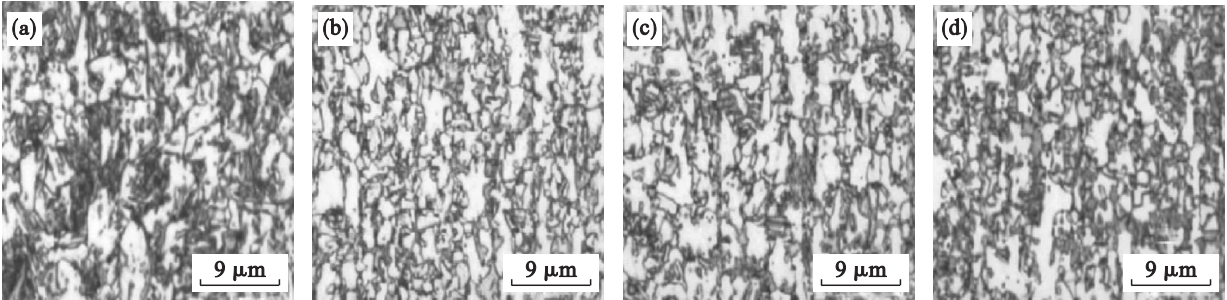


图 2 实验钢在不同过时效制度下的金相照片
Fig.2 Optical microscope images of the test steel after different over-aging procedures
(a)—360 ℃; (b)—320 ℃; (c)—280 ℃; (d)—240 ℃.

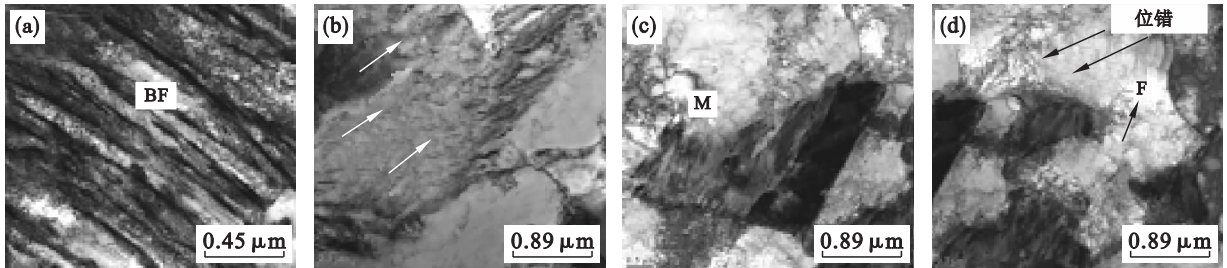


图 3 不同过时效温度下实验钢的透射形貌
Fig.3 Transmission electron microscope images of the samples after different over-aging procedures
(a)—360 ℃时贝氏体形貌; (b)—360 ℃时碳化物形貌; (c)—320 ℃时马氏体形貌; (d)—320 ℃时位错形貌.

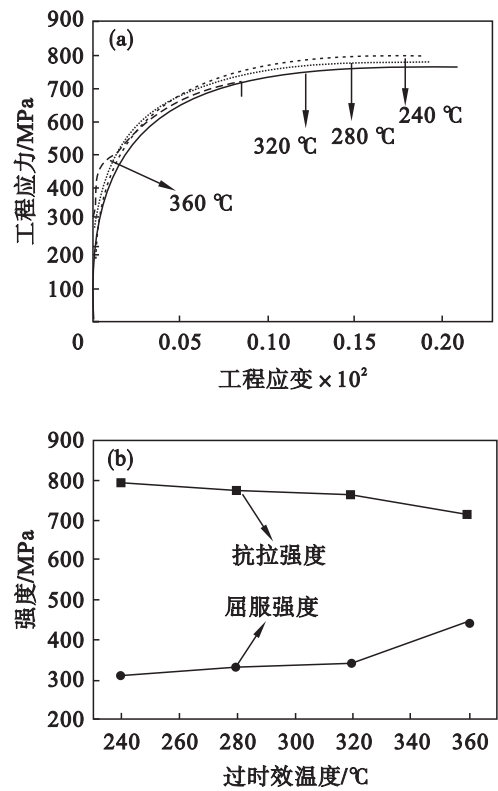


图 4 不同过时效温度下实验钢的力学性能
Fig.4 Mechanical properties of test steels at different over-aging temperatures
(a)—拉伸曲线; (b)—强度变化曲线.

更多的马氏体相变诱发的可动位错使铁素体更易产生屈服, 而马氏体作为硬相, 含量越多, 钢的强度和加工硬化指数 n 越高. 马氏体含量提高导致了取向附生铁素体的含量的降低, 所以实验钢延伸率随着过时效温度的降低而减小. 以强塑性来衡量实验钢的综合力学性能, 过时效温度为 320 ℃ 时, 试样的综合力学性能最好, 在保证了一定强度的前提下, 仍具有较好的塑性和低的屈强比^[8]. 实验钢的力学性能参数见表 1.

表 1 实验钢的力学性能参数						
Table 1 Mechanical properties of test steels						
过时效温度/℃	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	延伸率/%	n	强塑积/MPa%	
360	443	721	17.4	0.23	12 545.4	
320	341	767	23.8	0.24	18 254.6	
280	332	774	23.4	0.25	18 111.6	
240	312	794	22.6	0.27	17 944.4	

图 5 为不同过时效温度下的拉伸断口形貌, 过时效温度为 360 ℃ 时的拉伸断口形貌为解理小平面对应混合型断口. 如图 5a 所示, 在试样拉伸过程中, 由于屈服强度较高, 除铁素体发生屈

服之外,贝氏体也产生了一定的屈服. 贝氏体的硬度低于马氏体,并且体积较大,在后续的变形过程中,易产生应力集中导致的裂纹,而没有使铁素体解理面^[9]. 图 5b 是过时效温度为 320 ℃时的断口扫描形貌,断裂后韧窝较深且分布均匀. 这是由于马氏体不易屈服,其均匀分布在铁素体基体上,不会导致铁素体在较大的应力下发生大幅度的变形而发生断裂. 当马氏体发生屈服时,铁素体已具有较高的加工硬化程度,组织中的裂纹不易扩展,最终的断裂以微孔相连的延性方式发生,改善了钢的塑性^[10].

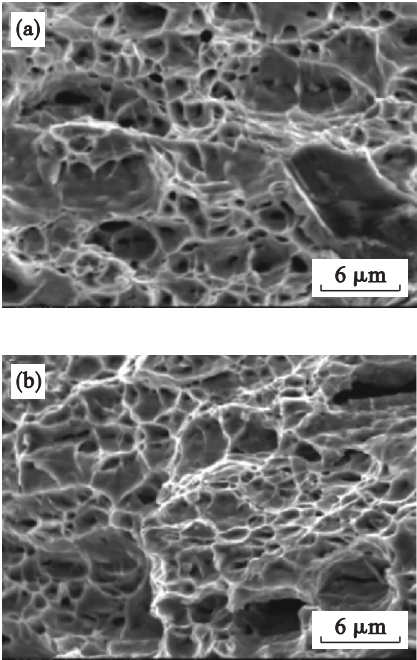


图 5 实验钢在不同过时效温度处理后的断口形貌
Fig. 5 Fracture morphologies of the test steels at different over-aging temperatures
(a)—360 ℃; (b)—320 ℃.

3 结 论

1) 实验钢经两相区临界退火、冷却及过时效处理后,可以获得双相钢的微观组织. 过时效温度为 360 ℃时,微观组织由铁素体和贝氏体及少量回火马氏体组成;当过时效温度低于 320 ℃时,微观组织由铁素体和马氏体组成,马氏体含量随温度的降低而增加.

2) 具有铁素体和马氏体双相组织的实验钢,在拉伸过程中均呈现出连续屈服状态,并且具有

较高的加工硬化指数,断口呈现为韧性断裂. 随着马氏体含量的增加,屈服强度下降,抗拉强度升高;取向附生铁素体含量的降低使钢的延伸率下降,过时效温度为 320 ℃时,实验钢的综合力学性能最佳.

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,1988:13 – 67.
(Ma Ming-tu, Wu Bao-rong. Physical and mechanical metallurgy of dual phase steel [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press,1988:13 – 67.)
- [2] 王晓鹏,杜林秀,周民. 冷轧低碳钢快速加热过程中的相变规律[J]. 东北大学学报:自然科学版,2012,33 (8):1137 – 1140.
(Wang Xiao-peng, Du Lin-xiu, Zhou Min. Phase tranformation law of cold-rolled low carbon steel during rapid heating[J]. Journal of Northeastern University: Natural Science, 2012, 33 (8):1137 – 1140.)
- [3] Erdogan M. Effect of austenite dispersion on phase transformation in dual phase steel [J]. Scripta Materialia, 2003, 48 (5):501 – 506.
- [4] Landron C, Bouaziz O, Maire E, et al. Characterization and modeling of void nucleation by interface decohesion in dual phase steels [J]. Scripta Materialia, 2010, 63 (10): 973 – 976.
- [5] Aaronson H, Furuahara T, Rigsbee J, et al. Crystallographic and mechanistic aspects of growth by shear and by diffusional processes [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1990, 21 (9):2369 – 2409.
- [6] Calcagnotto M, Adachi Y, Ponge D, et al. Deformation and fracture mechanisms in fine and ultrafine-grained ferrite/ martensite dual-phase steels and the effect of aging [J]. Acta Materialia, 2011, 59 (2):658 – 670.
- [7] Jacques P, Furnemont Q, Pardoën T, et al. On the role of martensitic transformation on damage and cracking resistance in TRIP-assisted multiphase steels [J]. Acta Materialia, 2001, 49 (1):139 – 152.
- [8] Kim D H, Kim S J, Kim S H, et al. Microtexture development during equibiaxial tensile deformation in monolithic and dual phase steels [J]. Acta Materialia, 2011, 59 (14): 5462 – 5471.
- [9] Lacroix G, Pardoën T, Jacques P J. The fracture toughness of TRIP-assisted multiphase steels [J]. Acta Materialia, 2008, 56 (15):3900 – 3913.
- [10] Lee S H, Kang S H, Han H N, et al. An observation of micro-crack in transformation-induced plasticity-assisted multiphase steel [J]. ISIJ International, 2008, 48 (10):1394 – 1397.