

直接淬火低碳贝氏体钢的回火组织与力学性能

Tempering Microstructure and Mechanical Properties of
Low Carbon Bainitic Steel Directly Quenched

王立军, 武会宾, 余 伟, 蔡庆伍

(北京科技大学 高效轧制国家工程研究中心, 北京 100083)

WANG Li-jun, WU Hu-bin, YU Wei, CAI Qing-wu

(National Engineering Research Center for Advanced Rolling Technology,

University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

摘要: 利用 SEM, TEM 等实验方法, 研究了不同回火温度对直接淬火 Fe-Mn-Mo-Nb-Ti 系低碳贝氏体组织和力学性能的影响。结果表明, 580℃回火后钢板具有最佳综合力学性能, 抗拉强度 805MPa, 屈服强度 719MPa, 延伸率 25.8%, -20℃冲击功 106J。随回火温度的升高, 板条贝氏体回复作用逐渐加强, 位错通过运动、合并、重组, 使得某些板条之间的小角度晶界逐渐消失, 相邻板条合并, 组织粗化。620℃回火后板条贝氏体边界模糊不清, 位错呈现网状形态, 同时发现析出(Nb, Ti)(C, N)复合相, 平均尺寸 10~20nm。回火后力学性能变化趋势的非单调性, 归因于回火过程贝氏体中位错亚结构的回复软化与碳的脱溶及析出第二相的强化机制综合作用。

关键词: 回火温度; 低碳贝氏体; 直接淬火

中图分类号: TG142.1 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2011)03-0036-04

Abstract: Effects of different tempering temperature on the microstructure and mechanical properties of the directly-quenched steel were investigated by SEM, TEM and other experimental methods. The results indicate that the tested steel obtain the best comprehensive mechanical properties with tensile strength of 805MPa, yield strength of 719MPa, elongation of 25.8% and impact energy of 106J at -20℃. The recovery of lath bainite become even more clear with increasing tempering temperature. The small-angle grain boundaries in lath bainite gradually disappear through motion, merging and reorganization of dislocation, which cause lath wider. It was found that bainite lath boundaries blurred, the dislocation network located in bainite and the precipitation of (Nb, Ti)(C, N) composite phase with the average size of 10-20nm after tempering at 620℃. Mechanical properties with tempering temperature show non-monotonic nature, which is ascribed to the comprehensive mechanism including the recovery softening process of dislocation substructure, and the strengthening mechanism due to the dissolution of carbon and precipitation of the second phase in bainite during tempering.

Key words: tempering temperature; low carbon bainitic; directly-quenched

在控制轧制和控制冷却的后续热处理过程, 国内外高强度钢普遍采用再加热淬火+回火方式生产, 这种生产工艺不仅增加了设备投资, 而且工序繁多, 钢材成本增加, 极大地制约了经济效益的提高。控制轧制后直接淬火与传统的再加热淬火相比, 能大大提高低碳钢和低合金钢的强度, 同时由于减少合金元素含量而降低了碳当量, 改善了焊接性能, 提高了钢的综合力学性能^[1,2]。直接淬火工艺生产高强度高韧性钢板, 主要通过合理设计轧制、冷却及回火工艺实现钢板性能, 对化学成分要求不严, 可在较少合金含量的情况下实现钢板高强度、高韧性^[3,4]。轧后直接淬火工艺的采

用, 能够保留低温高压下量终轧时钢板组织内部的高密度位错, 为相变增加形核点, 组织明显细化。同时位错的保留也为回火时第二相粒子的析出提供了便利, 获得与常规调质钢同类型的高强度高韧性组织, 节省了同类钢板下再加热淬火的工序, 生产周期短、成本低, 提高了生产效率, 节约能源, 可广泛应用于冶金、建筑、能源、机械、石化、船舶、交通、采掘等行业所需高强度钢板的生产^[5,6]。

成分与组织选择上, 近年来发展的低碳贝氏体钢是实现高强度、高韧性兼具良好焊接性能的最具潜力钢种, 被广泛应用于工程机械、压力容器、造船和石油

天然气输送管线等行业。由于该钢种高的强度和优异的低温韧性,引起世界各国研究者的瞩目^[7-10]。本工作拟对控轧后直接淬火+回火生产的低碳贝氏体钢,研究不同温度回火对组织与性能的影响规律。

1 实验材料及方法

实验钢取自某厂采用控轧+直接淬火工艺生产的高强度工程结构钢板。具体工艺步骤为:将钢坯加热1250℃后采用两阶段控轧,轧成15mm厚钢板。再结晶温度区终轧高于1000℃,中间坯待温,非再结晶区开轧温度950℃,各温区累积压下量>60%,终轧温度为850℃,控轧后以直接淬火工艺进行冷却。其合金成分(质量分数/%):0.07 C, 0.25 Si, 1.8 Mn, 0.25 Mo, 0.06 Nb, 0.016 Ti。对钢板分别在400, 450, 500, 550, 580, 600, 620, 640, 680, 700℃温度回火60min。

拉伸实验在CMT-4105型万能试验机上进行,依据国标GB/T 228-2002,试样平行长度为42mm,标距取30mm,如图1所示。冲击实验在JB-30B型冲击试验机上按GB/T 229-1994进行。扫描电镜(SEM)试样,经机械研磨、抛光后选用4%硝酸酒精溶液侵蚀。在LEO-1450型扫描电子显微镜上观察组织。透射电镜(TEM)试样采用双喷电解减薄,电解液采用9%的高氯酸酒精溶液,双喷电压为15~20V,温度为-20℃。在JEM-2000FX分析型透射电子显微镜上观察精细组织形貌。对第二相析出粒子采用萃取碳复型技术制备样品,在JEM-2010型高分辨透射电子显微镜进行观察和能谱分析。

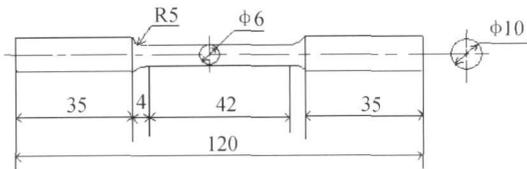


图1 拉伸试样尺寸

Fig. 1 Dimension of tensile sample

2 实验结果及讨论

2.1 回火温度对力学性能的影响

图2给出了不同温度回火后钢板的拉伸性能。可以看出,与直接淬火态的原始钢板相比,经400℃回火处理后,抗拉强度 R_m 和规定非比例延伸强度 $R_{p0.2}$ 都有所增加,尤其是 $R_{p0.2}$ 增加较多,由淬火态667MPa增加到758MPa;在400~550℃温度范围内保温,强度指标呈下降的趋势,下降幅度都约为

40MPa;在550~600℃之间保温,强度基本没有变化,抗拉强度基本稳定在800MPa左右, $R_{p0.2}$ 则在720MPa左右;600~620℃保温,强度又有所上升,620℃抗拉强度达到823MPa, $R_{p0.2}$ 达到762MPa;保温温度超过620℃,强度又呈缓慢下降的趋势,620℃后强度加速下降,700℃时 R_m 为795MPa, $R_{p0.2}$ 为742MPa。经400℃保温后,虽然钢板的强度有所升高,但测得的断裂延伸率 A 有明显的下降,由淬火态22.5%下降为19.5%;在400~500℃保温,延伸率与400℃保温时没有明显的变化,基本20%左右;500~580℃保温,延伸率则大幅上升,580℃为25.8%;580℃以上保温,延伸率呈缓慢下降的趋势,基本维持在23%上下浮动。

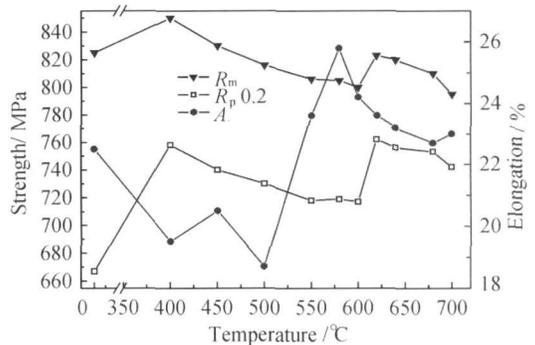


图2 回火温度对强度和延伸率的影响

Fig. 2 Effects of tempering temperature on strength and elongation

图3为回火温度对-20℃冲击性能的影响曲线。可见,在400~700℃温度回火后钢板均具有较好的冲击韧性。相比淬火态,400℃回火后冲击韧性有所降低,由淬火态98J下降至83J;在450~600℃温度回火后,测得的冲击功均较为优良,均大于105J,其中

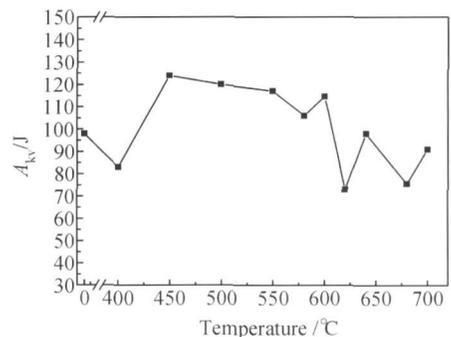


图3 回火温度对冲击功(-20℃)的影响

Fig. 3 Effects of tempering temperature on impact energy(-20℃)

450 °C 具有峰值 124J; 620 °C 回火后冲击功迅速下降为 73J, 且随回火温度升高冲击功维持在 70~100J 区间起伏。

2.2 回火过程组织演变规律

图 4 为不同温度回火后的 SEM 组织照片。可见, 原始淬火态的组织比较清晰, 奥氏体晶粒沿轧制方向产生明显的变形, 其内部分布着大量的纠缠在一起的贝氏体板条, 保证了钢板的高强度, 但此时钢的韧

性和塑性较差。随回火温度的升高, 回火过程中回复作用逐渐加强, 位错通过运动、合并、重组, 最终使得某些板条之间的小角度晶界逐渐消失, 相邻板条合并, 致使组织粗化, 而且由于贝氏体板条之间的取向差逐渐变小, 侵蚀过程中对板条界的腐蚀也相应较弱, 使板条界更加难以分辨, 因此在 SEM 照片中形成了部分块状的较暗的区域, 而在金相照片中则呈白色的块状。

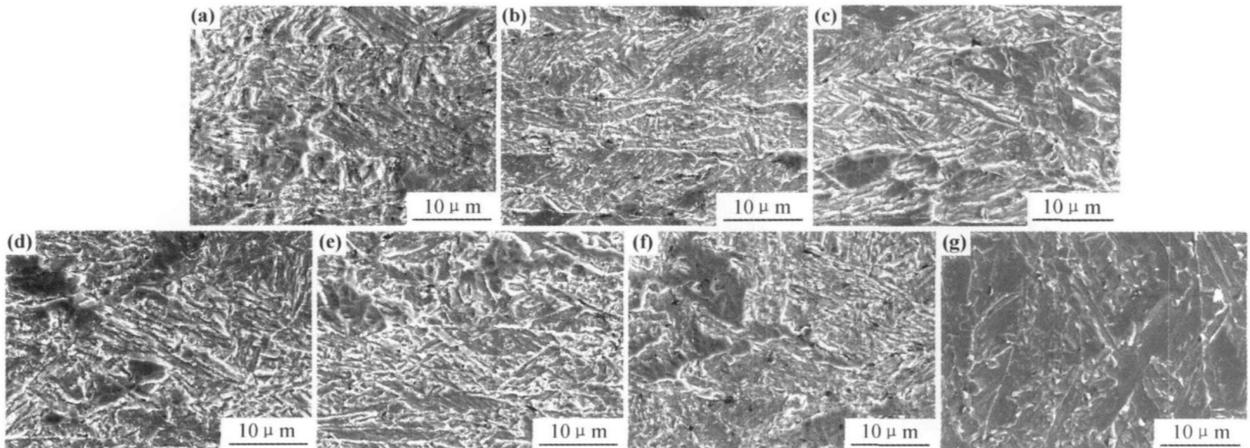


图 4 不同温度回火后的 SEM 组织

(a) 淬火态; (b) 400 °C; (c) 450 °C; (d) 500 °C; (e) 580 °C; (f) 620 °C; (g) 680 °C

Fig. 4 SEM micrographs of the tested steel at different tempering temperatures

(a) as-quenched; (b) 400 °C; (c) 450 °C; (d) 500 °C; (e) 580 °C; (f) 620 °C; (g) 680 °C

在 400 °C 回火时, 一方面, 回复过程中通过位错的滑动、重新组合或调整, 使位错密度降低, 同时产生某些亚结构的改变, 这是软化的过程; 另一方面, 碳原子偏聚于位错周围钉扎住位错, 同时由于贝氏体铁素体析出碳化物在位错缠结处析出, 这种弥散细小的碳化物能更有效地钉扎位错, 使屈服强度进一步提高, 这是强化过程。由于保温温度较低, 回复效果不明显, 此时以析出强化为主, 但析出的碳化物使钢的塑性降低, 故在 400 °C 保温时, 与热轧态相比屈服强度和抗拉强度有不同程度的增加, 但延伸率较低。回火温度在随着保温温度的继续升高, 碳化物充分析出, 析出的碳化物又将随保温温度的升高而聚集长大, 同时回复也逐渐加强, 软化开始起主要作用, 因此强度指标有所下降。回火温度在 550~600 °C 时, 强化和软化作用相互抵消, 钢的强度基本没有变化, 但延伸率逐步升高; 当保温温度超过 600 °C 时, Nb 的碳化物开始较多的析出, 强化作用使钢板的强度又有明显的上升, 并在 620 °C 时达到另一个峰值, 同时延伸率也保持较高的水平。回火温度继续升高, 由于再结晶的作用逐渐明显, 组织中开始有较多的多边形铁素体产生, 故强度又开始缓慢下降。

回火过程因温度的差异, 一般表现不同的物理现象。究其本质而言, 可以简单归类为两个方面: 在成分的分配上, 包含因热激活引起的原子长程扩散和局部浓度梯度引起的迁移(即短程扩散)以及因溶解度的差异表现出的在过饱和固溶体中第二相粒子的析出行为; 在晶体空间点阵的重新构建上, 表现为较大弹性畸变能的释放, 伴随的现象为回复和再结晶。一方面, 回复过程中位错通过迁移、重新组合或消失, 使位错密度降低, 同时产生某些亚结构的改变, 这是软化的过程; 另一方面, 由于位错为原子扩散提供了快速通道, 回火过程碳原子容易偏聚于位错塞积处, 随回火温度提高和回火时间延续, 在位错缠结处析出碳氮化物, 这种弥散细小的碳化物能更有效地钉扎位错, 使屈服强度进一步提高, 延塑性降低, 这是强化过程。

对于本实验钢而言, 如图 5 所示, 随回火温度的升高, 伴随的回复现象越剧烈, 板条贝氏体逐渐向平衡态演化, 板条边界通过合并以及相互吞噬变宽, 位错缺陷亦逐渐消失, 对强度的软化现象较显著。淬火态贝氏体板条呈现平行排列, 贝氏体宽度约 0.2 μm; 400 °C 回火后贝氏体宽度约 0.3 μm; 620 °C 回火后板条贝氏体

边界已经模糊不清,位错呈现网状形态,同时因微合金元素 Nb, Ti 的存在,碳氮化物在板条边界和位错上的析出有效地钉扎了组织演变的进行。图 6 给出了 620 °C 回火后析出粒子形貌和能谱,可见析出粒子平均尺寸 10~ 20nm。析出粒子与位错亚晶的交互作用,在宏观力学性能上表现出明显的硬化现象,强度和硬度增加。因 NbC 晶格常数 $a = 0.447\text{nm}$, NbN 晶格常

数 $a = 0.439\text{nm}$, Nb(C, N) 晶格常数 $a = 0.444\text{nm}$, TiN 晶格常数 $a = 0.424\text{nm}$, TiC 晶格常数 $a = 0.433\text{nm}$, Ti(C, N) 晶格常数 $a = 0.428\text{nm}$, (Nb, Ti)C 晶格常数 $a = 0.443\text{nm}$ 。图 6(b) 能谱显示析出相包含 Nb 和 Ti 微合金元素,衍射斑标定析出相晶格常数 $a = 0.437\text{nm}$, 介于 Nb(C, N) 和 Ti(C, N) 晶格常数之间,所以推断析出相应为 (Nb, Ti)(C, N)。

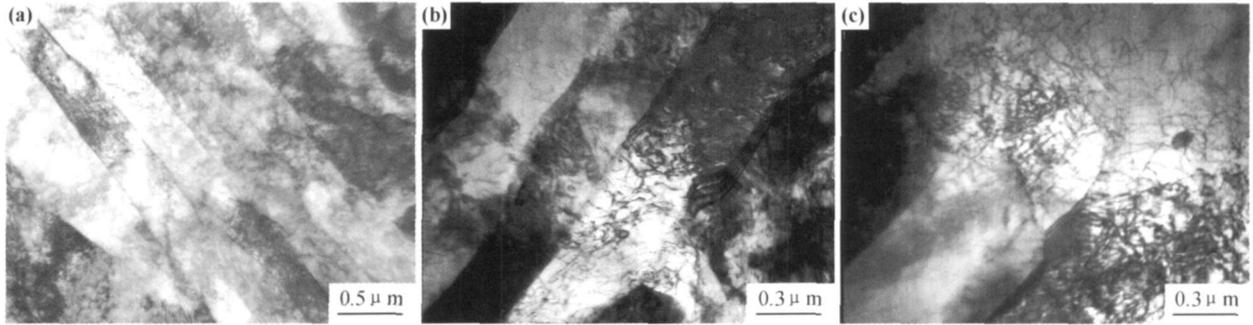


图 5 不同温度回火后的 TEM 组织

(a) 淬火态; (b) 400 °C; (c) 620 °C

Fig. 5 TEM micrographs of the tested steel at different tempering temperatures

(a) as-quenched; (b) 400 °C; (c) 620 °C

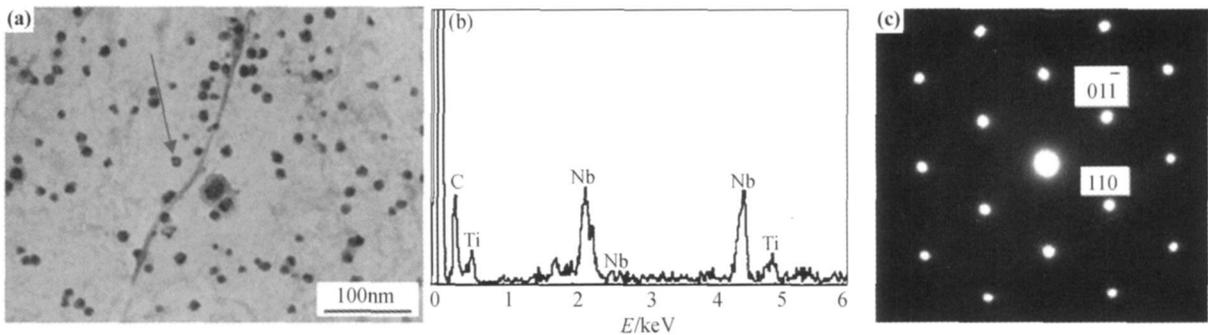


图 6 620 °C 回火后析出粒子形貌及能谱 (a) 析出粒子形貌; (b) 箭头所指析出粒子的能谱; (c) 衍射斑及标定

Fig. 6 Morphology and energy spectrum of precipitation particles in the tested steel tempered at 620 °C

(a) morphology of precipitation particles; (b) energy spectrum of the precipitation particle indicated by arrow

(c) corresponding diffraction pattern and index

回火过程的回复和析出对力学性能的贡献是矛盾的又是同时伴随的,两者同时作用,导致了宏观力学性能变化趋势的非单调性,强度先升高后降低而后再次升高和降低,塑性呈现先降低后升高后而再度降低后升高起伏不断的复杂趋势。总之,回火后力学性能变化趋势,归因于回火过程贝氏体中位错亚结构的回复软化与碳的脱溶及析出第二相的强化机制综合作用。

3 结论

(1) 580 °C 回火后钢板具有最佳综合力学性能,抗拉强度 805MPa, 屈服强度 719MPa, 延伸率 25.8%,

- 20 °C 冲击功 106J。

(2) 随回火温度的升高,板条贝氏体回复作用逐渐加强,位错通过运动、合并、重组,使得某些板条之间的小角度晶界逐渐消失,相邻板条合并,致使组织粗化。620 °C 回火后板条贝氏体边界已经模糊不清,位错呈现网状形态,析出 Nb, Ti(C, N) 复合相,平均尺寸 10~ 20nm。

(3) 回火后宏观力学性能变化趋势的非单调性,强度先升高后降低而后再次升高和降低,塑性呈现先降低后升高后而再度降低后升高起伏不断的复杂趋势,归因于回火过程贝氏体中位错亚结构的回复软化与碳的脱溶及析出第二相的强化机制综合作用。

(下转第 44 页)

3 结论

(1) $Cu-14Fe$ 合金经室温变形后, 由铸态的树枝状变成纤维状组织, 随形变量增加, 纤维尺寸及纤维间距逐渐减小, 材料极限抗拉强度及电阻率均增加。

(2) 添加 Ag 后, $Cu-14Fe-0.1Ag$ 合金比原 $Cu-14Fe$ 合金加工性能更加优越, 强度及电导率均略有提高。

(3) 通过对 $Cu-14Fe-0.1Ag$ 合金进行等温时效, 可以得到强度/电导率为 770MPa/43.75% IACS 和 720MPa/52.44% IACS 优化性能组合。

参考文献

- [1] 温宏权, 毛协民, 徐匡迪. 铜电车线材料的研究进展[J]. 材料导报, 1998, 12(1): 25-28.
- [2] 吴积钦, 钱清泉. 受电弓与接触网系统电接触特性[J]. 中国铁道科学, 2008, 29(03): 107-108.
- [3] BEVK J, HARBISON J P, BELL J D. Anomalous increase in strength of *in situ* formed $Cu-Nb$ multifilamentary composites [J]. Appl Phys, 1978, 49: 6031-6038.
- [4] HARBISON J P, BERK J. Superconducting and mechanical properties of *in situ* formed multifilamentary $Cu-Nb_3-Sn$ composites [J]. Appl Phys, 1977, 48: 5180-5189.
- [5] FONER S, MCNIFF E J, SCHWARTZ JR B B, et al. High-field critical current in *in situ* multifilamentary $Cu-Sn-Nb$ alloys [J]. Appl Phys Lett, 1977, 31: 853-862.
- [6] FUNKENBUSCH P D, COURTNEY T H, KUBISCH D G. Fabricability of and micro structural development in cold worked metal matrix composites [J]. Scripta Metall, 1981, 5: 1099-1104.
- [7] BLISELLI C, MORRIS D G. Microstructure and strength of $Cu-Fe$ *in situ* composites obtained from prealloyed $Cu-Fe$ powders [J]. Acta Metall Mater, 1994, 42: 163-176.
- [8] VERHOEVEN J D, CHUEN S C, GIBSON E D. Strength and

conductivity of *in situ* $Cu-Fe$ alloys [J]. Mater Sci, 1989, 24: 1748-1752.

- [9] 孙世清. 形变铜铁铬系复合材料的研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2002. 50-68.
- [10] 葛继平, 姚再起, 刘书华. 合金元素对形变 $Cu-Fe$ 原位复合材料性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2005, 26(1): 14-19.
- [11] 姚再起, 葛继平, 刘书华, 等. $Cu-11.5\%Fe$ 合金的导电性[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14: 568-573.
- [12] SONG J S, HONGS I, KIM H S. Heavily drawn $Cu-Fe-Ag$ and $Cu-Fe-Cr$ micro composites [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2001, 113(1-3): 610-616.
- [13] 高海燕. 高强高导形变 $Cu-Fe-Ag$ 原位复合材料制备技术基础[D]. 上海: 上海交通大学, 2007. 42-78.
- [14] FROMMEYER G, WASSERMANN G. Microstructure and anomalous properties of *in-situ* produced silver-copper composites [J]. Acta Metall, 1975, 23: 1353-1360.
- [15] FOX V C, RENEVIER N, TERR D G, et al. The structure of tribologically improved MoS_2 -metal composite coatings and their industrial applications [J]. Surface and Coatings Technology, 1999, 116-119(9): 492-497.
- [16] MORRIS M A, MORRIS D G, KULKARNI U D. Microstructure and properties of $Cu-Cr-Zr$ alloy [J]. Journal of Nuclear Materials, 2001, 299: 91-100.
- [17] VERHOEVEN J D, DOWNING H L, GIBSON E D. Resistivity and microstructure of heavily drawn $Cu-Nb$ alloys [J]. Appl Phys, 1989, 65: 1293-1301.
- [18] 冯端. 金属物理[M]. 北京: 北京科技出版社, 2000. 108.

收稿日期: 2010-04-06; 修订日期: 2010-12-05

作者简介: 周海涛(1962—), 男, 博士, 教授, 从事有色金属材料的研究工作, 联系地址: 湖南省长沙市岳麓区中南大学校本部特治楼 201 室 (410083), E-mail: htzhou62@yahoo.com.cn

(上接第 39 页)

参考文献

- [1] OUCHI C. Development of steel plates by intensive use of TMCP and direct quenching processes [J]. ISIJ International, 2001, 41(6): 542-553.
- [2] 姚连登, 赵四新, 赵小婷, 等. 直接淬火研制 800MPa 级低焊接裂纹敏感性高强钢厚板 [J]. 材料热处理学报, 2009, 30(3): 132-136.
- [3] 梁晓军, 焦四海, 王聪, 等. 回火工艺对直接淬火钢组织与性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2006, 35(6): 47-50.
- [4] 苏春霞, 王勇, 张起生. 轧制直接淬火参数对 Ti-B 微合金化低碳 $S+Mn$ 钢组织和性能的影响 [J]. 特殊钢, 2009, 30(1): 60-62.
- [5] HWANG G C, LEE S, YOO J Y, et al. Effect of direct quenching on microstructure and mechanical properties of copper-bearing high strength alloy steels [J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 252: 256-268.
- [6] CHANG W S. Microstructure and mechanical properties of 780

MPa high strength steel produced by direct-quenching and tempering process [J]. Journal of Material Science, 2002, 37(10): 1973-1979.

- [7] 康永林, 陈庆军, 王克鲁, 等. 700MPa 级低碳贝氏体钢的热处理工艺研究 [J]. 材料热处理学报, 2005, 26(3): 96-100.
- [8] 武会宾, 尚成嘉, 赵运堂, 等. 回火对低碳贝氏体钢组织稳定性及力学性能的影响 [J]. 钢铁, 2005, 40(3): 62-65.
- [9] 武会宾, 尚成嘉, 杨善武, 等. 超细化低碳贝氏体钢的回火组织及力学性能 [J]. 金属学报, 2004, 40(11): 1143-1150.
- [10] 尚成嘉, 王学敏, 杨善武, 等. 高强度低碳贝氏体钢的工艺与组织细化 [J]. 金属学报, 2003, 39(10): 1019-1024.

基金项目: “十一五” 国家科技支撑计划资助项目 (2006BAE03A06)

收稿日期: 2010-03-24; 修订日期: 2010-10-25

作者简介: 王立军(1981—), 男, 博士生, 从事钢铁材料新品种开发与组织性能研究, 联系地址: 北京科技大学高效轧制国家工程研究中心 (100083), E-mail: wangljstb@126.com