

退火温度对钒微合金化 780 MPa 级冷轧双相钢组织性能的影响

余灿生¹, 张龙超², 郑之旺¹, 龚慧², 张达富¹

(1. 攀钢集团研究院有限公司, 钒钛资源综合利用国家重点实验室, 四川攀枝花 617000; 2. 西昌钢铁有限公司科技质量部, 四川西昌 615000)

摘要:将钒微合金化试验钢分别加热至 780、800、820 °C 和 840 °C 保温一段时间后, 依次经过缓慢冷却、快速冷却、模拟镀锌后, 空冷至室温。研究表明, 780 °C 退火时微观组织均匀性较差且发现未溶解的碳化物, 导致强度和塑性均不佳。随着退火温度的升高, 铁素体尺寸及分数逐渐降低, 中低温转变产物含量逐步增加且其尺寸有所粗化。当退火温度为 800 °C 时, 马氏体含量达到最大, 当退火温度进一步升高时, 马氏体含量有所降低, 而贝氏体含量则有所增加, 导致抗拉强度在 800 ~ 840 °C 范围内变化不大, 而延伸率先升高后降低。当退火温度为 820 °C 时, 带钢获得较佳的力学性能, 屈服强度、抗拉强度、屈强比、断后伸长率 A_{80} 和扩孔率分别为 486 MPa、835 MPa、0.58、16.0% 和 27%。

关键词:冷轧双相钢; 退火温度; 组织; 力学性能; 扩孔率

中图分类号: TF841.3, TG142

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2021)05-0158-06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2021.05.024

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Effect of annealing temperature on microstructure and mechanical properties of vanadium microalloyed 780 MPa cold rolled dual phase steel

Yu Cansheng¹, Zhang Longchao², Zheng Zhiwang¹, Gong Hui², Zhang Dafu¹

(1. Pangang Group Research Institute Co., Ltd., State Key Laboratory of Vanadium and Titanium Resources Comprehensive Utilization, Panzhihua 617000, Sichuan, China; 2. Science and Technology Quality Department of Xichang Steel & Vanadium Co., Ltd., Xichang 615000, Sichuan, China)

Abstract: The vanadium microalloyed tested steel was heated to 780 °C, 800 °C, 820 °C and 840 °C, respectively and then held for a few minutes, followed by different cooling modes such as slow cooling, rapid cooling, simulated galvanizing, and air cooling to room temperature. Microstructure observation by SEM shows that microstructure uniformity is poor during annealing at 780 °C and undissolved carbides are found, leading to a weak combination of strength and plasticity. With the increase of annealing temperature, the size and fraction of ferrite gradually decrease, the volume fraction of mid-low temperature transformation products gradually increases and its size becomes coarser. When the annealing temperature was 800 °C, the fraction of martensite reaches the maximum. When the annealing tem-

收稿日期: 2021-08-11

基金项目: 四川省凉山州政府基金项目(20ZDYF0125)。

作者简介: 余灿生(1985—), 男, 云南大理人, 硕士, 高级工程师, 主要研究方向: 金属材料、冷轧高强汽车板, E-mail: yucan-sheng1985@163.com。

perature further increases, the fraction of martensite decreases, while the fraction of bainite increases, resulting in a relatively stable tensile strength when annealing temperature of 800 ~ 840 °C range, however, the elongation firstly increases and then decreases. When the annealing temperature was 820 °C, the steel strip obtains better mechanical properties. The yield strength, tensile strength, yield ratio, elongation after fracture A_{80} and hole expansion rate are 486 MPa, 835 MPa, 0.58, 16.0% and 27%, respectively.

Key words: cold rolled dual phase steel, annealing temperature, microstructure, mechanical properties, hole expansion rate

0 引言

随着汽车产业的不断壮大,为应对越来越严峻的污染、能耗和安全挑战,世界各国加大保持汽车产业可持续发展的探索。汽车用钢高强度被认为是最科学、有效的方法之一,通过降低车身重量减少了油耗及 CO₂ 排放量;通过提高车身吸能能力、抵抗变形能力增大确保了安全。国际钢协开展的超轻车身(Ulsab-AVC)项目预测结果表明:双相钢在白车身(BIW)用材重量比可超过 70%^[1-2]。随着汽车耐蚀性要求的提高,汽车用钢大量使用镀锌钢板,许多高档轿车全部使用镀锌板^[3]。热镀锌双相钢常用于汽车的结构件^[4-6],不仅要具有较高的强度,还要具备良好的成形性能^[7-8]。有别于低强度级别产品,高强双相钢在成分设计时除了提高 C、Si 和 Mn 等固溶强化元素外,还需采用微合金化处理。钒元素具有显著的细化晶粒特性,已广泛应用于双

相钢的设计中,但对钒微合金化双相钢研究相对较少。钒元素也具有细化晶粒的特性,且其析出强化效果尤在钒之上。通过形成含 V 第二相粒子对晶界的钉扎细化晶粒,从而形成高延性的铁素体,并对消除屈服点伸长均有好处。此外,钒元素可提高奥氏体的淬透性,使得含钒钢在两相区退火后获得良好的力学性能。

笔者在实验室试制了 C-Si-Mn-V 系 780 MPa 级冷轧双相钢,探索了退火温度对双相钢微观组织和力学的影响规律,对钒微合金化冷轧双相钢的工业生产提供参考依据。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

在实验室利用 150 kg 真空感应炉进行试验钢的冶炼,其主要化学成分见表 1。采用低碳钒微合金化的 C-Si-Cr-Mo 钢体系。

表 1 试验钢主要化学成分

Table 1 Main chemical compositions of experimental steel

C	Si	Mn	P	S	Als	Cr	Mo	V
0.087	0.25	1.82	0.006 5	0.002 0	0.047	添加	添加	添加

1.2 轧制工艺

将锻造后的试验钢缓慢加热至 1 250 °C 并保温 4 h 后,利用可逆式四辊热轧机将铸坯轧制到 3.5 mm,终轧温度为 890 °C、模拟卷取温度为 550 °C。热轧后的试验钢经冷酸洗后,经过四辊可逆轧机轧制到 1.2 mm,压下率为 66.0%。

1.3 退火工艺

利用 CAS-240 型连续退火模拟试验机进行模拟热镀锌退火试验,试样尺寸为 75 mm×460 mm,参照产线将试样分段加热到铁素体+奥氏体两相区,保温一定时间后依次进行缓慢冷却、快速冷却、均衡镀锌保温及终冷处理。具体的工艺路径如图 1 所示。

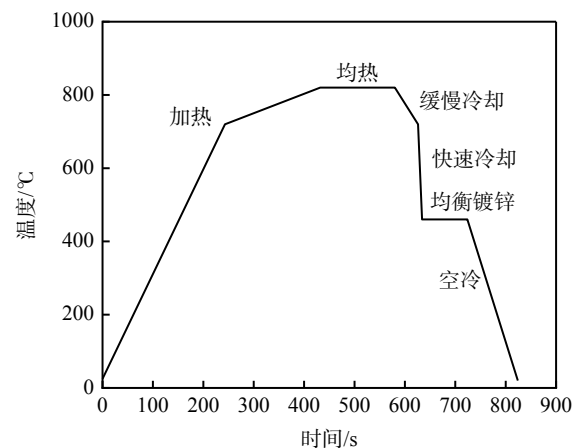


图 1 冷轧双相钢退火工艺

Fig. 1 Annealing process of cold rolled dual-phase steel

将模拟退火后的试验钢加工成标距为 80 mm、宽度为 20 mm 的标准拉伸试样,照 GB/T 228—2002《金属材料室温拉伸试验方法》测量力学性能,加工两个试样后取平均值。从拉伸试样夹头部位截取尺寸为 15 mm×6 mm×1.2 mm 金相样,试样经磨制、机械抛光、腐蚀后,用 Leica DM4000 金相显微镜观察微观组织。腐蚀剂为 4% 硝酸酒精溶液,腐蚀时间为 10~20 s,金相试样剖面垂直于轧制方向。平均晶粒尺寸采用“截线法”测量,至少测量 200 个晶粒以上。通过 SEM 观察微观组织形貌,试验用扫描电镜型号为 JSM-5650LV。

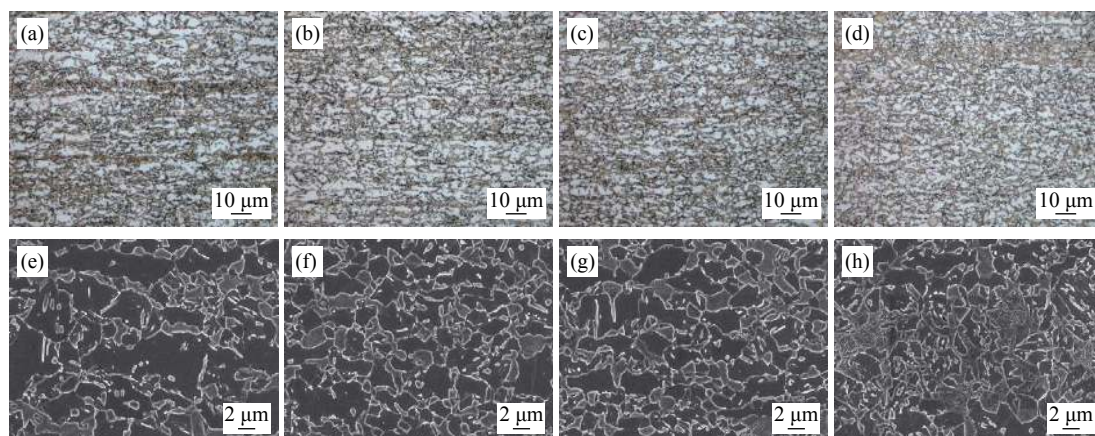
在试样中间冲裁直径为 10 mm 的圆孔后,利用型号为 BUP600 的板材成形试验机进行扩孔性能测试,参照 GB/T15825.4—2008《金属薄板成形性能与试验方法第 4 部分:扩孔试验》,为了保证测量结果的精确度,每组试样进行三次重复试验,取三次试验

结果的平均值作为最终结果。

2 试验结果

2.1 微观组织

不同退火温度下微观组织形貌如图 2 所示。由图 2 可知:组织主要是由铁素体、马氏体及少(微)量贝氏体组成。780 °C 均热时,铁素体含量约为 70%,其平均晶粒尺寸为 6 μm,且不同位置铁素体分布均匀性较差,同时还发现未溶解的碳化物。表 2 为不同退火温度下试验钢的微观组织及相比比例统计结果,随着退火温度的升高,铁素体尺寸及分数逐渐降低,中低温转变产物(马氏体与贝氏体之和)含量逐步增加且其尺寸有所粗化。当退火温度为 800 °C 时,马氏体含量达到最大(37%),当退火温度进一步升高时,马氏体含量有所降低,而贝氏体含量则有所增加。



(a)(e) 780 °C; (b)(f) 800 °C; (c)(g) 820 °C; (d)(h) 840 °C

图 2 不同退火温度下试验钢的微观组织形貌

Fig. 2 Microstructure of tested steel after simulated annealing process at different soaking temperatures

表 2 不同退火温度下试验钢的微观组织及相比比例
Table 2 Microstructure and phase ratio of tested steel after simulated annealing process at soaking temperature comparison

退火温度/°C	微观组织	铁素体平均晶粒尺寸/μm	M分数/%	B分数/%
780	F+M+碳化物	6	30	0
800	F+M+B微量	4.5	37	微量(≤3)
820	F+M+B	4	35	8
840	F+M+B	3	33	12

试验钢热镀锌过程中相变过程如图 3 所示。加热到两相区均热后获到部分奥氏体,在随后的缓冷过程中,通过铁素体转变使碳向奥氏体富集,提高奥

氏体的稳定性。但与快冷至 Ms 点以下即可得到铁素体+马氏体双相组织的连退工艺不同:因热镀锌或合金化退火的需要,快冷在贝氏体相变温度范围内

被中断, 要得到铁素体+马氏体双相组织, 过冷奥氏体需在均衡段和热镀锌(及合金化退火)时不发生贝氏体相变, 然后在镀后冷却过程中转变为马氏体。

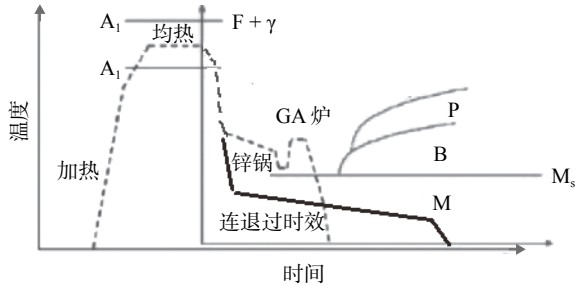


图 3 试验钢退火工艺及相变过程示意

Fig. 3 Schematic diagram of phase transformation process during annealing of tested steel

本试验钢采用的退火温度为 780 ~ 840 °C, 属于 F+γ 两相区范围, 在均热过程中发生碳化物的溶解以及奥氏体转变及均匀化。试验结果表明, 退火温度较低(780 °C)时, 存在未溶碳化物, 组织不均匀, 铁素体晶粒较粗, 且马氏体含量较低, 所以屈服强度、

抗拉强度和断后伸长率均较低。在奥氏体转变过程中, 奥氏体晶粒首先在铁素体/渗碳体界面形核, 然后向富碳区域生长, 所以奥氏体转变主要受固溶 C 原子溶解与扩散的影响。固溶 C 原子在基体中的溶解度和退火温度密切相关, 雍岐龙^[9]推导出 C 原子在铁素体和奥氏体中的质量分数:

$$\lg w([C]_{\alpha}) = 2.38 - 4040/T \quad (1)$$

$$\lg w([C]_{\gamma}) = 1.36 - 1480/T \quad (2)$$

其中, $w([C]_{\alpha})$ 为固溶 C 原子在铁素体中的质量分数; $w([C]_{\gamma})$ 为固溶 C 在奥氏体中质量分数; T 为退火温度。因此, 由式 (1) 和式 (2) 可计算出铁素体和奥氏体中 C 原子的质量分数。另一方面, 固溶 C 原子在铁素体中的扩散系数主要受退火温度的影响。

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

其中, D 为扩散系数; D_0 为扩散常数; Q 为扩散激活能; R 为气体常数; T 为时效温度。因此, 不同退火温度条件下, 固溶 C 原子的扩散系数、铁素体和奥氏体中质量分数如表 3 所示。

表 3 固溶 C 原子在铁素体中的扩散系数和质量分数

Table 3 Diffusion coefficient and mass fraction of solid solution C atom in ferrite

退火温度/ °C	扩散系数×10 ⁷ /(cm ² ·s ⁻¹)	w(C)/%	
		铁素体中	奥氏体中
780	4.52	0.03	0.89
800	5.72	0.04	0.96
820	7.36	0.05	1.00
840	8.49	0.06	1.37

由表 3 可知: 随着退火温度增加, 固溶 C 原子质量分数提高, 碳化物在加热和均热过程中充分溶解于基体中, 为奥氏体转变提供足够 C 原子。另一方面, 固溶 C 扩散系数提高, 使得 C 原子将快速扩散至铁素体/奥氏体界面以促进奥氏体晶粒长大, 使得奥氏体的稳定性和淬透性增加。因此, 随着退火温度增加, 固溶 C 原子溶解和扩散能力提高, 有效促进了奥氏体的形成。随着退火温度的升高, 试验钢中未溶解碳化物消失, 铁素体晶粒逐渐细化, 组织趋于均匀, 且马氏体含量增加。

2.2 力学性能

试验钢力学性能随退火温度的变化情况如图 4 所示。由图 4 可以看出: 当退火温度为 780 °C 时, 其屈服强度、抗拉强度、屈强比和断后伸长率 A_{80}

分别为 455 MPa、787 MPa、0.58 和 10.5%, 抗拉强度偏下限(要求≥780 MPa), 断后伸长率不足(要求≥14%)。试验钢抗拉强度偏低是由于中低温转变产物含量少所导致, 而断后伸长率不佳与组织均匀性差及未溶碳化物有关。当退火温度进一步升高时, 奥氏体稳定性下降, 组织中出现贝氏体组织, 虽然马氏体+贝氏体分数增加, 但由于马氏体分数减少而贝氏体分数增加, 从而导致 800 ~ 840 °C 范围内抗拉强度变化不大, 这与文献报道的规律相同^[10-12]; 随着退火温度进一步升高至 840 °C 时, 中低温转变产物(马氏体+贝氏体)分数大幅增加, 开始出现“团块化”甚至连接成网状, 阻碍了塑性变形的进行, 大幅降低了断后伸长率。故断后伸长率随退火温度的升高呈先升高后降低趋势。综上所述, 当试验钢采用 820 °C

均热时,其微观组织由分布均匀的分数为58%、平均晶粒尺寸为4 μm 铁素体和均匀分布的分数为35%的马氏体与分数为8%的贝氏体构成,试验钢

性能较优:屈服强度、抗拉强度、屈强比和断后伸长率 A_{80} 分别为486 MPa、835 MPa、0.58 和 16.0%。

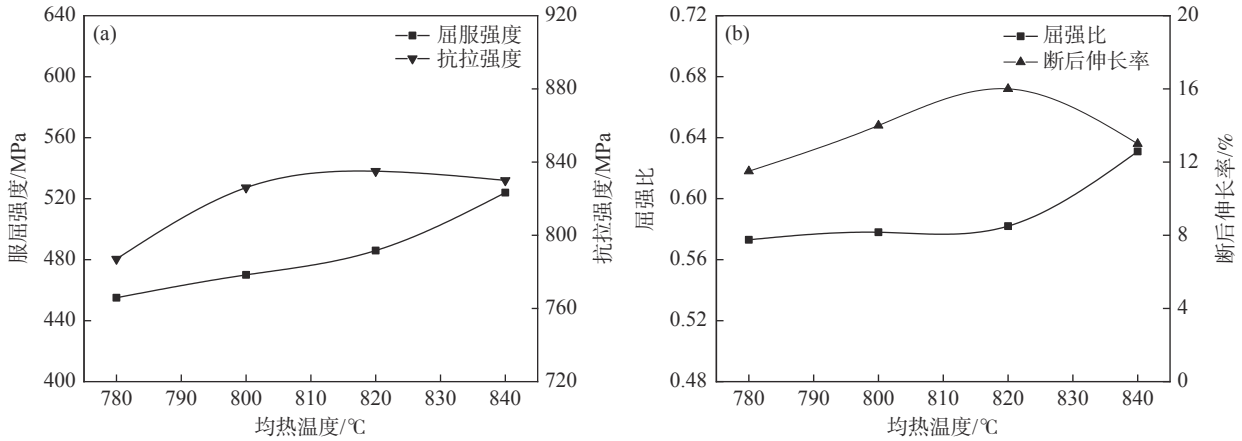


图4 力学性能随退火温度的变化情况
Fig. 4 Changes of mechanical properties of tested steel with annealing temperature

2.3 扩孔性能

试验钢扩孔试验孔径测试及扩孔率随退火温度的变化情况如表4所示,随着退火温度的升高,试验钢扩孔率从23%增加到29%,在780 °C 时铁素体晶粒尺寸不均匀(退火温度较低导致),材料在发生塑性变形时,在铁素体晶粒较大的地方变形较容易,而在铁素体较小的地方变形较难,变形的不均匀直接导致了应力集中的产生,而应力集中的部位往往是裂纹萌生的地方,即容易发生变形不均匀的现象^[13],

同时加之有未溶解的碳化物增加了裂纹形成与扩展几率,导致了试验钢扩孔性能不佳。随着退火温度的升高,试验钢的组织细化且均匀性得到有效改善,有利于扩孔性能的提高;同时随着两相区温度升高,单位体积奥氏体内的C、Mn等元素含量降低,一方面使得终冷过程形成马氏体的硬度下降,降低了软相铁素体与硬相马氏体间的硬度差;另一方面贝氏体含量增加,在铁素体和马氏体间引入了中间相,降低了软硬相间脱粘的风险,有效改善了扩孔性能。

表4 扩孔试验孔径测试及扩孔率
Table 4 Test of the hole diameter of the hole expansion experiment and the hole expansion rate

退火温度/°C	扩孔前直径/mm	破裂后圆孔直径/mm				扩孔率/%
		测试值	均值	均值	均值	
780	10.00	12.28	12.30	12.28	12.29	23
800	10.00	12.50	12.52	12.5	12.51	25
820	10.00	12.70	12.69	12.71	12.70	27
840	10.00	12.90	12.90	12.92	12.91	29

3 结论

1)780 °C 退火时不同位置铁素体分布均匀性较差,同时还发现未溶解的碳化物。随着退火温度的升高,铁素体尺寸及分数逐渐降低,中低温转变产物(马氏体与贝氏体之和)含量逐步增加且其尺寸有所粗化。当退火温度为800 °C 时,马氏体含量达到最大(37%),当退火温度进一步升高时,马氏体含量有

所降低,而贝氏体含量则有所增加。

2)退火温度为780 °C 时,试验钢的强度和塑性均较差,随着退火温度的升高,试验钢屈服强度不断增加,抗拉强度在800~840 °C 范围内变化不大;断后伸长率呈先增大后降低趋势,在820 °C 时达到最高的16%。随着退火温度升高,试验钢的扩孔率逐步增大。

3)当退火温度为 820 ℃ 时,其微观组织为分布均匀的分率为 58%、平均晶粒尺寸为 4 μm 的铁素体和均匀分布的分率为 35% 的马氏体与分率为

8% 的贝氏体,可获得较佳的综合力学性能:屈服强度、抗拉强度、屈强比、断后伸长率 A_{80} 和扩孔率分别为 486 MPa、835 MPa、0.58、16.0% 和 27%。

参考文献

- [1] Wang Li, Zhu Xiaodong, Zhang Pijun, *et al.* Lightweight automotive and advanced high-strength steel plates[J]. *Baosteel Technology*, 2003, (5): 53-59.
(王利,朱晓东,张丕军,等.汽车轻量化与先进的高强度钢板[J].*宝钢技术*,2003,(5):53-59.)
- [2] Lu Jiangxin, Wang Li. Production and use of high strength automobile steel plates[J]. *Automobile Technology and Materials*, 2004, (2): 1-6.
(陆匠心,王利.高强度汽车钢板的生产与使用[J].*汽车工艺与材料*,2004,(2):1-6.)
- [3] Bao Chengren, Li Zhong, An Zhe. Effect of cooling rate for continuous annealing on microstructure and properties of galvanizing dual phase steel[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2010, 35(1): 103-105.
(鲍成人,李众,安哲.连续退火冷却速率对热镀锌双相钢组织性能的影响[J].*金属热处理*,2010,35(1):103-105.)
- [4] Ma Mingtu, Shi M F. Advanced high strength steel and it's applications in automobile industry[J]. *Iron and Steel*, 2004, 39(7): 68-72.
(马鸣图,Shi M F.先进的高强度钢及其在汽车工业中的应用[J].*钢铁*,2004,39(7):68-72.)
- [5] Tang Di, Mi Zhenli, Chen Yulai. Technology and research and development of advanced automobile steel abroad[J]. *Iron and Steel*, 2005, 40(6): 1-5.
(唐荻,米振莉,陈雨来.国外新型汽车用钢的技术要求及研究开发现状[J].*钢铁*,2005,40(6):1-5.)
- [6] Kang Yonglin, Kuang Shuang, Yin Xiandong, *et al.* Research on progress and development[J]. *Automobile Technology & Material*, 2006, (5): 1-5.
(康永林,邝霜,尹显东,等.汽车用双相钢板的开发与研究进展[J].*汽车工艺与材料*,2006,(5):1-5.)
- [7] Zhao Zhengzhi, Niu Feng, Tang Di, *et al.* Microstructure and properties of ultra-high strength cold-rolled dual phase steel[J]. *Journal of University of Science and Technology Beijing*, 2010, 32(10): 1287-1291.
(赵征志,牛枫,唐荻,等.超高强度冷轧双相钢组织与性能[J].*北京科技大学学报*,2010,32(10):1287-1291.)
- [8] Fang Gang, Ma Mingtu, Dongun Kim, *et al.* Three kinds of strength level of DP steel formability[J]. *Engineering Sciences*, 2014, (1): 66-70.
(方钢,马鸣图,Dongun Kim,等.三种强度级别的双相钢成形性能的研究[J].*中国工程科学*,2014,(1):66-70.)
- [9] Yong Qilong. The second phase in steel materials[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006.
(雍岐龙.钢铁材料中的第二相[M].北京:冶金工业出版社,2006.)
- [10] Zhang Xuehui, Zhu Guohui, Mao Weimin. Effect of interaction between recrystallization and transformation on microstructure of dual phase steel[J]. *Iron & Steel*, 2009, 44(9): 86-89.
(张学辉,朱国辉,毛卫民.再结晶和相变的交互作用对双相钢组织特征的影响[J].*钢铁*,2009,44(9):86-89.)
- [11] Zhao Zhengzhi, Xi Honglei, Liang Jiangtao, *et al.* Microstructure and Properties optimization of 600 MPa hot dipping DP steel[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2016, 44(3), 110-113.
(赵征志,郗洪雷,梁江涛,等.600 MPa级热镀锌双相钢性能优化[J].*金属热处理*,2016,44(3),110-113.)
- [12] Kuang Chunfu, Zheng Zhiwang, Wang Meng. Effect of soaking temperature on microstructure and properties of 590 MPa grade hot-dip galvanized dual phase steel. [J]. *Heat Treatment of Metals*, 2016, 41(5), 133-136.
(邝春福,郑之旺,王礞.退火温度对590 MPa级热镀锌双相钢组织与性能的影响.[J].*金属热处理*,2016,41(5),133-136.)
- [13] Huang Qunfei, He Yanlin, Luo Juanjuan, *et al.* Effect of different volume fraction of martensite on deformation behavior of dual phase steels[J]. *Iron & Steel*, 2009, 44(4): 60-63.
(黄群飞,何燕霖,罗娟娟,等.马氏体体积分数对双相钢变形行为的影响[J].*钢铁*,2009,44(4):60-63.)