

超高强铁素体/贝氏体双相钢的控轧控冷实验研究

高尉钧 王灏旭 张润奇 蔡一钦 李 壮 刘艳敏 于 涛 李朝华

(沈阳航空航天大学材料科学与工程学院, 沈阳 110136)

摘 要 在实验室 $\Phi 450$ mm 轧机上进行了铁素体/贝氏体双相钢 ($\% : 0.22\text{C}, 0.47\text{Si}, 2.50\text{Mn}, 0.05\text{Al}, 0.02\text{Nb}, 0.41\text{Cu}$) 终轧 $800 \sim 860$ $^{\circ}\text{C}$ 的控轧控冷实验。结果表明, 实验钢经控轧控冷后, 获得以铁素体/贝氏体双相组织为主并含有少量残余奥氏体 + 马氏体的复相组织。降低终轧温度、加快冷却速度可使铁素体晶粒细化。 800 $^{\circ}\text{C}$ 终轧后层流冷却到 560 $^{\circ}\text{C}$, 然后空冷到室温的实验钢组织中残余奥氏体含量为 11.4% , 对强度和韧性的良好匹配贡献很大, 其力学性能为: 抗拉强度 (R_m) $1\ 131$ MPa, 屈服比 ($R_{p0.2}/R_m$) 0.61 , 伸长率 (A_{50}) 16% , 强塑性 ($R_m \times A_{50}$) $18\ 096$ MPa $\cdot \%$ 。

关键词 超高强双相钢 控轧控冷 低温轧制 快速冷却

Experimental Research on Control Rolling and Cooling of Ultrahigh-Strength Ferrite-Bainite Dual-phase Steel

Gao Weijun, Wang Haoxu, Zhang Runqi, Cai Yiqin, Li Zhuang, Liu Yanmin, Yu Tao and Li Zhaohua
(College of Materials Science and Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136)

Abstract The control rolling and cooling test of ferrite-bainite dual phase steel ($\% : 0.22\text{C}, 0.47\text{Si}, 2.50\text{Mn}, 0.05\text{Al}, 0.02\text{Nb}, 0.41\text{Cu}$) with finishing rolling at $800 \sim 860$ $^{\circ}\text{C}$ is carried out by a $\Phi 450$ mm mill in laboratory. The results show that a microstructure containing ferrite, bainite, martensite and retained austenite in test steel can be obtained; the ferrite grains are refined with decreasing finish rolling temperature and accelerating cooling; the amount of retained austenite is 11.4% when the steel finished rolling at 800 $^{\circ}\text{C}$ and subsequent laminar cooled to 560 $^{\circ}\text{C}$ and then air cooled to room temperature to contribute a lot to comprehensive properties of strength and toughness, its mechanical properties are $UI R_m$ $1\ 131$ MPa, $R_{p0.2}/R_m$ 0.61 , A_{50} 16% , $R_m \times A_{50}$ $18\ 096$ MPa $\cdot \%$ 。

Material Index Ultrahigh-Strength Dual-Phase Steel, Controlled Rolling and Cooling, Low Finish Rolling Temperature, Accelerating Cooling

随着现代汽车工业的快速发展, 汽车用钢板的强度在不断提高^[1-3]。传统双相钢是由低碳钢和低合金高强度钢经临界区处理或控轧控冷而得到的、主要由铁素体和马氏体所组成的钢^[4-5]。铁素体/贝氏体双相钢在闪光焊接后热影响区的硬度高于基体金属, 随后加工时不会出现软化现象; 同时该钢具有良好的强度-疲劳性能配合。与传统的铁素体/马氏体双相钢相比, 铁素体/贝氏体双相钢板具有高强度和冷成形性的配合, 焊接、疲劳以及延伸凸缘性能良好, 是汽车底盘和车轮等行走部件用钢的理想材料^[6-8]。因此, 铁素体/贝氏体双相钢在汽车工业用钢中具有更大的发展潜力^[9-10]。

1 实验方法

实验钢化学成分如表 1 所示。

表 1 实验钢化学成分/ $\%$

Table 1 Chemical composition of test steel / $\%$

C	Si	Mn	S	P	Al	Nb	Cr
0.22	0.47	2.50	0.002	0.010	0.05	0.02	0.41

表 2 实验钢轧制工艺参数

Table 2 Rolling process parameters of test steel

道次	开轧温度/ $^{\circ}\text{C}$	终轧温度/ $^{\circ}\text{C}$	厚度/mm	变形量/ $\%$
F0	1 250	-	50	-
F1	1 210	1 180	240	4
F2	1 180	1 150	200	17
F3	1 150	1 120	170	15
F4	1 120	1 090	140	18
F5	1 090	1 059	115	18
F6	1 059	1 028	95	17
F7	1 028	997	80	16
F8	997	966	70	13
F9	966	935	62	11
F10	935	904	57	8
F11	904	873	53	7
F12	873	842	50	6

通讯作者: 李 壮 (1964-), 教授, 沈阳航空航天大学材料科学与工程学院, 沈阳 110136。

E-mail: Lizhuang20047@163.com

真空感应炉冶炼的 1 支 55 kg 钢锭(钢锭断面尺寸:250 mm × 250 mm),在东北大学国家重点实验室Φ450 mm 轧机上开坯、切割,获得 50 mm ×

120 mm × 250 mm 坯料,试验钢轧制工艺参数如表 2 所示。

超高强双相钢轧坯热轧的热轧工艺制度如图 1 所示。板坯轧制前加热温度为 1 150 ~ 1 200 ℃,保温 2 h。50 mm 厚的坯料经过 9 道次热轧后,得到 3 mm 厚的试样料。具体工艺参数见表 3。

利用 X 射线衍射仪检测残余奥氏体含量(C_o 靶,管电压和管电流分别为 35 kV、40 mA),利用 Miller^[11]公式计算积分强度:

$$V_\gamma = 1.4I_\gamma / (I_\alpha + 1.4I_\gamma) \quad (1)$$

式中 V_γ 为残余奥氏体体积分数, I_α 和 I_γ 分别为铁素体和残余奥氏体峰的积分强度。

2 实验结果

2.1 显微组织

从图 2(a-f)可以看出,不同工艺条件下,实验钢均可以得到铁素体 + 贝氏体 + 少量残余奥氏体和马氏体的混合组织。用割线法测得 1#、2#、3#、4#、5# 和 6# 试样的铁素体平均晶粒尺寸分别为 5.4 μm、2.95 μm、4 μm、3 μm、2.85 μm 和 2.8 μm。用 ImageJ 图像处理软件测得铁素体含量如图 3 所示。1# 试样中含有约 30% 的准多边形铁素体。由于轧后

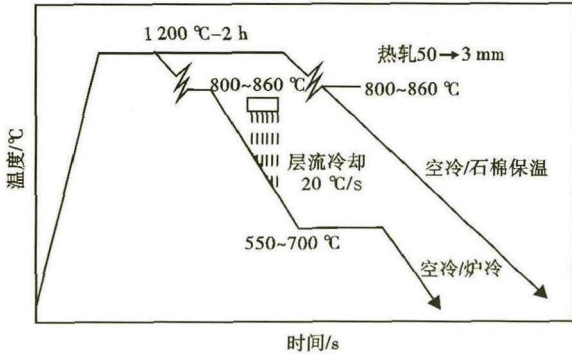


图 1 实验钢热轧工艺曲线

Fig. 1 Hot rolling process curves of test steel

表 3 实验钢的控轧控冷工艺参数

Table 3 Controlled rolling and cooling parameters of test steel

编号	开轧温度/℃	终轧温度/℃	轧后冷却方式
1#	930	860	层流冷却冷至 650℃ 炉冷至室温
2#	930	860	层流冷却冷至 560℃ 空冷至室温
3#	930	860	石棉保温至室温
4#	900	800	空冷至室温
5#	900	800	层流冷却冷至 650℃ 炉冷至室温
6#	900	800	层流冷却冷至 560℃ 空冷至室温

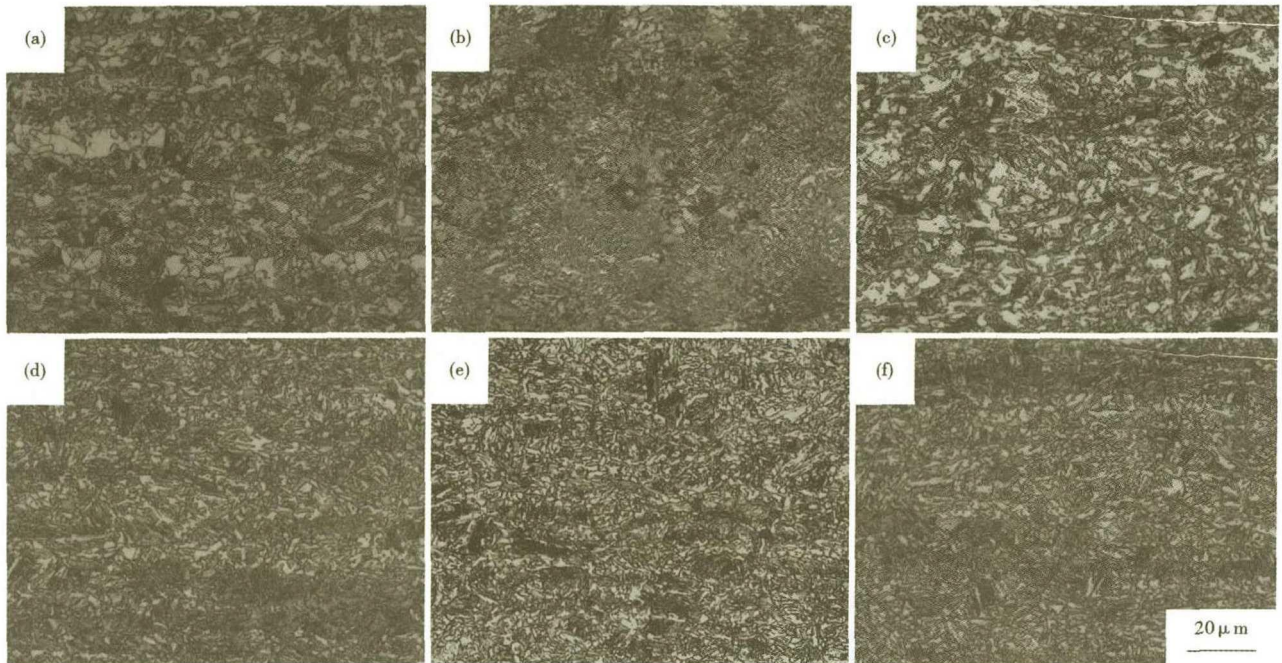


图 2 工艺 1# 终轧 860 ℃ ~ 层流冷却至 650 ℃, 炉冷 (a), 2# 860 ~ 560 ℃, 空冷 (b), 3# 860 ℃, 缓冷 (c), 4# 800 ℃, 空冷 (d), 5# 800 ~ 650 ℃, 炉冷 (e), 6# 800 ~ 560 ℃, 空冷 (f) 的实验钢组织形貌

Fig. 2 Morphology of structures of test steel with process No1, finishing rolling at 860 ℃-laminar cooling to 650 ℃, furnace cooling (a), No2, 860 ~ 560 ℃, air cooling (b), No3, 860 ℃, slow cooling (c), No4, 800 ℃, air cooling (d), No5, 800 ~ 650 ℃ furnace cooling (e) and No6, 800 ~ 560 ℃, air cooling (f)

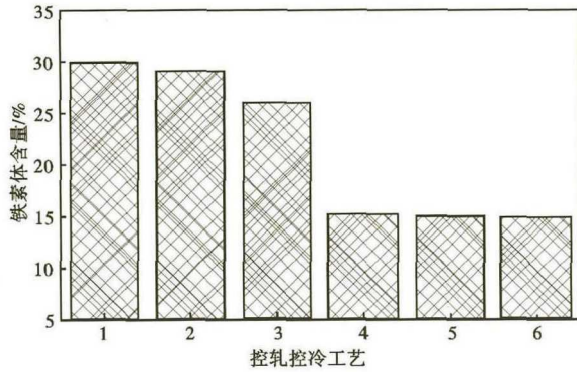


图 3 控轧控冷工艺对实验钢铁素体含量的影响

Fig.3 Effect of control rolling and cooling process on ferrite volume fraction in test steel

先层流冷却,故减少了滞留时间,可以生成大量贝氏体,而650℃卷取使铁素体晶粒充分长大,形成了长条状与等轴状的“混合”状态,分布在原奥氏体晶界上或晶内,呈串状,用割线法测得铁素体平均晶粒尺寸约为5.4 μm。晶粒边界形成的再结晶细小晶粒可能是变形过程中应变诱导的铁素体组织,亚稳奥氏体转变产物以贝氏体为主,贝氏体铁素体基体上分布着少量的残余奥氏体或M-A岛。1#试样由于终轧温度相对较高,组织中准多边形铁素体略有减少。铁素体晶粒尺寸变得较为均匀。2#试样与1#试

样相比,由于层流冷却温度降低,铁素体晶粒尺寸变细。3#同1#、2#试样相比,铁素体含量进一步减少。3#试样由于轧后采用石棉保温,冷却连续均匀,所以晶粒大小均匀。4#、5#、6#试样晶粒尺寸没有明显差别,铁素体含量较1#、2#、3#试样减少。

图4中,6种试样的组织基本由黑色铁素体和灰黑色的贝氏体组成,图中白亮色的小颗粒为M-A岛,这种小岛状的M-A岛被多边形铁素体所包围。其中,4#试样组织中的贝氏体呈板条状[图4(d)]。6#试样得到了大量白亮色的M-A岛[图4(f)]。尽管在高倍下受视场的限制,但黑色的先共析铁素体晶粒尺寸仍与图3非常吻合,4#、5#、6#试样铁素体晶粒尺寸减小,铁素体含量也明显的降低。

由图5可以看出,1#实验钢中存在大致平行的板条状贝氏体组织[图5(a)]。在铁素体中有位错和析出[图5(b)]。6#实验钢出现大量的M-A岛[图5(c)]。在板条贝氏体组织中,贝氏体铁素体板条之间还存在着残余奥氏体[图5(d)]。

从图6衍射图谱中可以看出,铁素体的谱线非常尖锐,而残余奥氏体峰值较低,表明残余奥氏体含量相对较少,此外未发现碳化物存在。根据公式(1),计算出残余奥氏体含量为11.4%,一定量残余

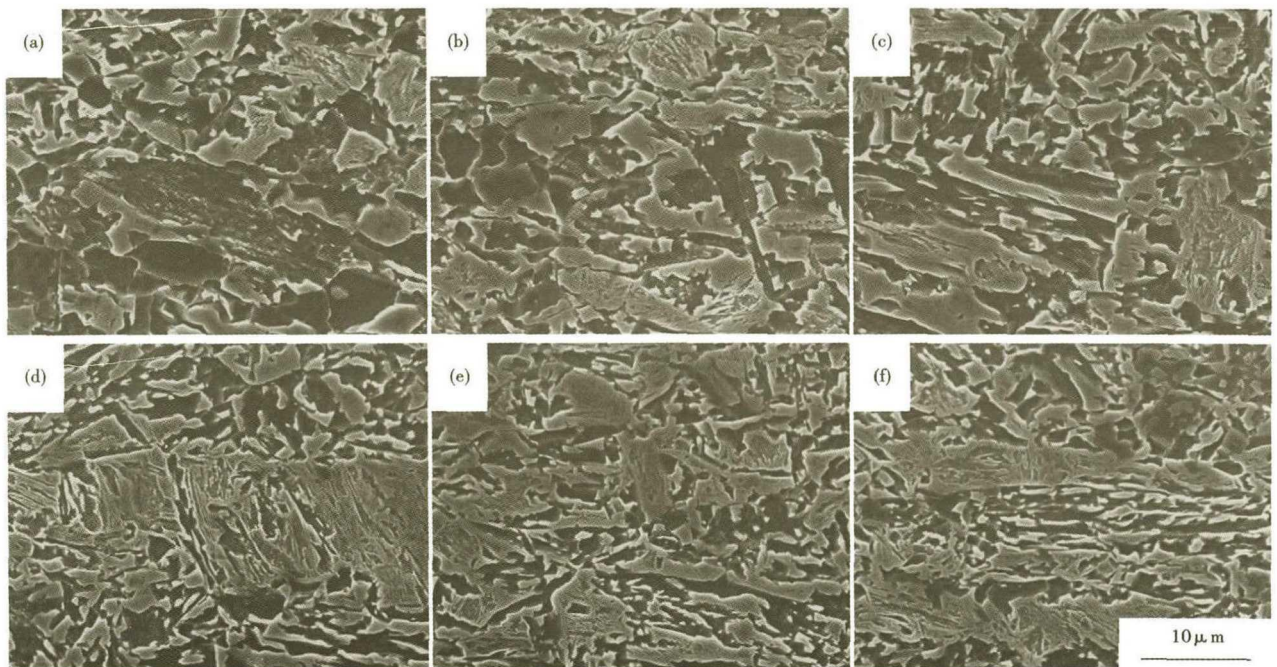


图 4 工艺1#终轧860℃-层流冷却至650℃炉冷(a),2#860~560℃,空冷(b),3#860℃,缓冷(c),4#800℃,空冷(d),5#800~650℃,炉冷(e),6#800~560℃空冷(f)的实验钢扫描电镜(SEM)组织

Fig.4 SEM micrographs of test steel with process No1, finishing rolling at 860℃-laminar cooling to 650℃, furnace cooling (a), No2,860~560℃,air cooling (b),No3,860℃,slow cooling (c),No4,800℃,air cooling (d),No5,800~650℃ furnace cooling (e) and No6,800~560℃,air cooling (f)

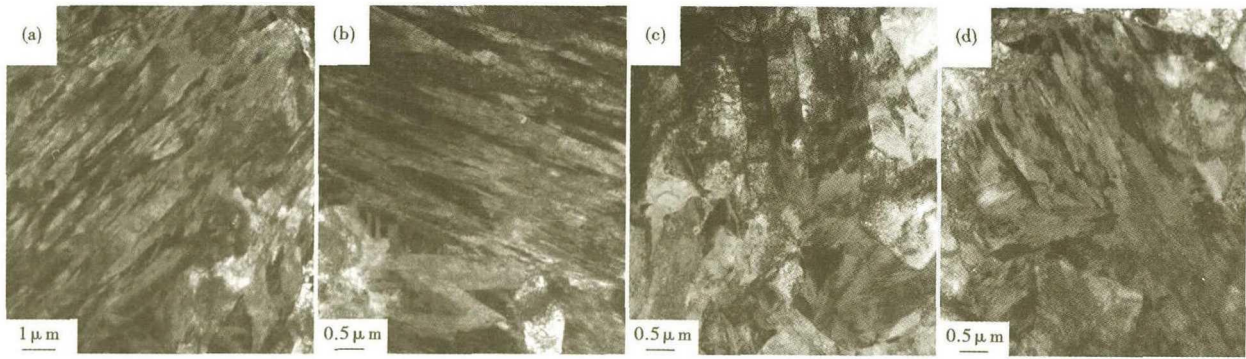


图5 1[#]、6[#]实验钢热轧后透射电镜下的显微组织:(a)贝氏体;(b)铁素体中的位错;(c)M-A岛;(d)残余奥氏体
Fig.5 TEM micrographs of test steels with hot rolling process No1 and No6:(a) bainite;(b) dislocation in ferrite;(c) island M-A and (d) residual austenite

奥氏体的存在,有助于实验钢塑性的发挥。

2.2 力学性能

不同工艺条件下实验钢均表现为连续屈服。从表4可以看出,只有1[#]实验钢抗拉强度略低为972 MPa,其余实验钢抗拉强度均在1 000 MPa以上,但其屈强比最低为0.53,其余实验钢屈强比在0.54~0.61,伸长率在13%~16%。综合考虑,6[#]实验钢的综合性能良好,强塑积达到18 096 MPa·%的最高值。

2.3 分析与讨论

2.3.1 合金元素的影响

钢中的0.22% C有助于降低Bs点,并且延长贝氏体相变孕育期^[5]。0.47% Si具有增加过冷奥氏体的稳定性、推迟贝氏体转变、降低贝氏体转变温度、升高珠光体最大转变温度的温度、使珠光体转变区和贝氏体转变区分离的作用。2.5% Mn能够提高奥氏体的淬透性,推迟珠光体和贝氏体转变,而且, Mn降低了Ms温度,提高了残余奥氏体的量。0.02% Nb与C和N结合形成微细的碳氮化物析出

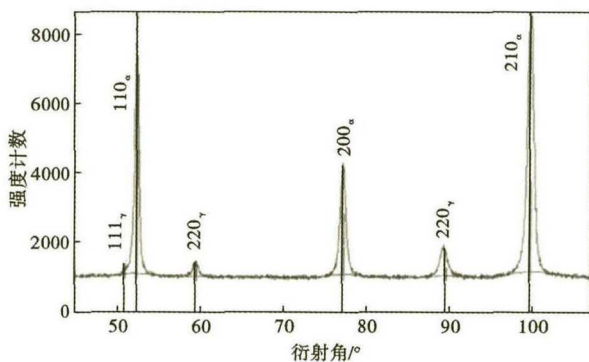


图6 6[#]实验钢热轧后的X射线衍射图谱

Fig.6 X-ray diffraction mapping of test steel with hot rolling process No6

表4 1[#]~6[#]轧制工艺实验钢的力学性能

Table 4 Mechanical properties of test steel with No1 ~ No6 rolling process

编号	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	R_m/MPa	$R_{p0.2}/R_m$	$A_{50}/\%$	$R_m \times A_{50}/(\text{MPa} \cdot \%)$
1 [#]	513	972	0.53	14	13 608
2 [#]	594	1 089	0.55	14	15 246
3 [#]	576	1 053	0.55	13	13 689
4 [#]	579	1 078	0.54	14	15 092
5 [#]	673	1 118	0.60	16	17 888
6 [#]	695	1 131	0.61	16	18 096

时,可延迟再结晶,阻止晶粒长大,同时对冷却过程中奥氏体向铁素体的相变具有一定的抑制作用,具有明显的强化效果。0.41% Cr能够推迟珠光体和贝氏体转变,使珠光体转变区向高温移动,贝氏体转变区移向低温,将两个转变区几乎分离。

2.3.2 终轧温度的影响

从图2中可以看出,1[#]、2[#]、3[#]实验钢在860℃终轧,因其终轧温度已远高于奥氏体向铁素体转变温度,相变开始时,铁素体的形核率较低,铁素体向过冷奥氏体中的排碳量减少,导致过冷奥氏体稳定性降低,在冷却阶段部分转变为贝氏体。4[#]、5[#]、6[#]实验钢在800℃终轧,由于变形温度较低,变形使奥氏体向铁素体转变驱动力增加,致使变形后出现奥氏体向铁素体的快速转变,新生成的铁素体晶粒细小。同样层流冷却冷的情况下,860℃终轧的1[#]试样,其强度与伸长率均要低于800℃终轧的5[#]试样;860℃终轧的2[#]试样,其强度与伸长率均要低于800℃终轧的6[#]试样。根据霍尔-配奇公式,4[#]、5[#]、6[#]实验钢的强度均达到了较高值(表4)。其中6[#]实验钢的综合性能良好,实验钢在满足高抗拉强度的同时,还具有低屈强比,高延展性的特点,其强塑积达到了最高值。

2.3.3 冷却方式的影响

3[#]实验钢终轧后采用石棉保温冷却,同1[#]实验钢相比,冷却速率是增大的,减少了铁素体形核时

间,贝氏体形核驱动力增大,使组织中产生大量贝氏体组织,而且冷却相对均匀,组织分布均匀;4[#]实验钢轧后采用空冷,冷却速率进一步加快,铁素体含量减少且生成的铁素体来不及长大,所以晶粒得到有效细化;6[#]实验钢轧后尽管先层流冷却至 560 ℃再空冷至室温,但组织与 3[#]差别不明显。冷却速度加快,将会使过冷度加大,铁素体的形核驱动力加大,形核率增加,同时促进了碳、氮化合物形变诱导析出,轧制温度越低,奥氏体向铁素体转变的形核驱动力就越大,应变诱导铁素体相变,越易促使晶内成核^[12]。高温终轧后快速冷却的试样的力学性能,甚至优于低温终轧后慢冷的试样。如:860 ℃终轧的 2[#]试样,其强度比 800 ℃终轧的 4[#]试样要高出 11 MPa,而伸长率与 800 ℃终轧的 4[#]试样相当,都为 14%(表 4)。

终冷温度也影响试样的力学性能。在同样的终轧温度、采用层流冷却条件下,冷至 560 ℃的 2[#]试样与冷至 650 ℃的 1[#]试样相比,强度大大提高;而冷至 560 ℃的 6[#]试样与冷至 650 ℃的 5[#]试样相比,强度也大大提高,而伸长率均不发生变化(表 4)。这是因为降低终冷温度也降低了铁素体的晶粒尺寸。

参考文献

- [1]武万斌,车雪山.汽车轻量化技术发展趋势[J].汽车工程师,2017,1:15-17.
- [2]王存宇,杨洁,常颖,等.先进高强度汽车钢的发展趋势与挑战[J].钢铁,2019,54(2):1-6.
- [3]曹晓恩,程迪,武志杰,等.汽车用高强度钢 CR1030/1300MS 连铸板坯的热塑性[J].特殊钢,2018,39(3):1-4.
- [4]刘斌,吴润,王孟,等.高强度热轧双相钢的低周疲劳性能[J].钢铁研究学报,2017,29(8):667-670.
- [5]吴腾,李会,吴润,等.高强热轧双相钢中组织对性能的影响[J].材料科学与工程学报,2018,36(1):1-4.
- [6]蔡明晖,丁桦,张建苏,等.铁素体/贝氏体双相钢的变形和断裂特性[J].材料研究学报,2009,23(1):83-88.
- [7]Basiruddin S M, Alam I, Chakrabarti D. The Role of Fibrous Morphology on the Charpy Impact Properties of Low Carbon Ferrite-Bainite Dual Phase Steel[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 716:208-219.
- [8]Ishikawa N, Yasuda K, Sueyoshi H, et al. Microscopic Deformation and Strain Hardening Analysis of Ferrite-Bainite Dual-Phase Steels Using Micro-Grid Method[J]. Acta Materialia, 2015, 97:257-268.
- [9]Li Z, Wu D; Lü W. Effect of Holding Time on the Microstructure and Mechanical Properties of Dual-Phase Steel During Intercritical Annealing[J]. Journal Wuhan University of Technology, Materials Science Edition, 2015, 30(1): 156-161.

快速冷却提高了铁素体形核率,使晶粒细化,对实验钢塑性有利;终轧温度 800 ℃左右,轧后采用层流冷却方式冷却到 600 ℃左右空冷或炉冷到室温,可以得到具有超高强度、低屈强比和良好的强塑性塑匹配的铁素体/贝氏体双相钢。

3 结论

(1)实验钢经控轧控冷实验后,获得以铁素体/贝氏体双相组织为主并含有少量残余奥氏体+马氏体的复相组织。降低终轧温度、加快冷却速度可使实验钢组织中铁素体晶粒细化到 3 μm 左右。

(2)800 ℃终轧后层流冷却到 560 ℃然后空冷的实验钢组织中残余奥氏体含量为 11.4%,对强度和韧性的良好匹配贡献很大。

(3)实验钢在终轧后层流冷却到 600 ℃左右空冷或炉冷到室温,可得到抗拉强度 ≥ 1 000 MPa,屈强比 ≤ 0.61,伸长率 ≥ 14%,强塑积 15 000 MPa · % 以上的热轧铁素体/贝氏体双相钢。

国家 863 科研项目(2015AA03A501),沈阳航空航天大学大学生创新创业训练计划项目(110418033)

- [10]Li Z, Tian Y, Kang Shaopu. Effect of Fast Cooling Rate on the Microstructure and Mechanical Properties of Low-Carbon high-Strength Steel Annealed in the Intercritical Region[J]. Journal Wuhan University of Technology, Materials Science Edition, 2014, 29(3): 572-577.
- [11]Ryu H B, Speer J G. Effect of Thermomechanical Processing on the Retained Austenite Content in a Si - Mn Transformation-Induced-Plasticity[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, 33: 2811-2816.
- [12]Weng Y Q, Sun X J, Dong H, et al. Overview on the Theory of Deformation Induced Ferrite Transformation[J]. Iron & Steel Supplement, 2005, 40: 9-15.

高尉钧(1997-),男,沈阳航空航天大学(本科生),金属材料组织和性能研究。E-mail:939085328@qq.com

收稿日期:2019-05-25