

TMCP 工艺对 Si-Mn 系贝氏体钢组织与性能的影响

李明保[✉], 胡水平

北京科技大学冶金工程研究院, 北京 100083
✉ 通信作者, E-mail: limingbao16@163.com

摘 要 研究了轧后中温缓慢冷却与中温等温两种不同的热机械控制工艺(thermomechanical control process, TMCP)对硅锰系贝氏体钢的组织与性能的影响. 通过拉伸试验机测试试验钢的力学性能, 利用扫描电子显微镜、电子背散射衍射等分析手段对试验钢进行显微组织结构分析, 并利用 X 射线衍射测定残余奥氏体含量. 结果表明: 随着轧后连续缓慢冷却开始温度的升高, 贝氏体钢的抗拉强度、硬度及拉伸应变硬化指数 n 值有所提高, 伸长率和冲击韧性降低, 屈强比先降低后升高. 随着轧后等温时间的延长, 贝氏体钢的抗拉强度与屈强比先降低后升高, 伸长率及冲击韧性先升高后降低. 相对于等温制度, 连续缓慢冷却可得到更好的综合力学性能, 强塑积明显高于前者, 伸长率比前者高 20% 以上.

关键词 贝氏体钢; 热机械处理; 显微组织; 力学性能

分类号 TG142.1

Effect of TMCP on the microstructure and mechanical properties of Si-Mn series bainitic steel

LI Ming-bao[✉], HU Shui-ping

Engineering Research Institute, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China
✉ Corresponding author, E-mail: limingbao16@163.com

ABSTRACT The effects of two different thermomechanical control processes (TMCP) including medium temperature slow cooling and medium temperature isothermal treatment after rolling on the microstructure and mechanical properties of Si-Mn series bainitic steel were investigated in this paper. The mechanical properties of the steel were studied by a tensile testing machine, the microstructure was characterized by means of scanning electron microscopy and electron backscatter diffraction, and the amount of retained austenite in the steel was determined by X-ray diffraction analysis. The results show that, as the starting slow cooling temperature after rolling rises, the tensile strength, hardness and tensile strain hardening exponent n increase, the elongation rate and the impact toughness decrease, and the yield-strength ratio decreases first and then increases. When the isothermal time after rolling extends, the tensile strength and the yield-strength ratio of the steel first decrease and then increase, but the elongation and the impact toughness have a reverse trend. Compared with the isothermal regime, the continuous slow cooling can get better comprehensive mechanical properties, the product of tensile strength and elongation is higher, and the elongation is 20% higher than that of the former.

KEY WORDS bainitic steels; thermomechanical treatment; microstructure; mechanical properties

贝氏体钢具有良好的综合力学性能, 受到人们的广泛关注. 20 世纪 30 年代初, 美国科学家 Bain 等首先发现贝氏体组织. 随后, 康沫狂等^[1]在 Mo-B 系和 Mo 系贝氏体钢以及贝氏体相变方面做出杰出贡献.

刘东雨等^[2]研发出 Mn-B 系空冷贝氏体钢. Mn 可以大幅度降低 Bs 点, 且可以降低生产成本. Caballero 等^[3-4]研究结果显示, 无碳贝氏体钢在抗拉强度达到 1600 ~ 1800 MPa 的同时, 伸长率仍可以保持在 10% 以

上. 近年来, Caballero 等^[5]通过对硅钢进行长时间低温等温处理, 获得厚度仅有 20 ~ 40 nm 的贝氏体板条组织, 其抗拉强度大于 2300 MPa. 高宽等^[6]研制了以 BF 和膜状 AR 显微组织的低合金超高强度贝氏体钢, 其冲击吸收能是 23MnNiCrMo 马氏体钢的 3 倍以上. 2010 年 Sharma 等^[7]制备出无碳高强度贝氏体钢, 抗拉强度为 1557 MPa, 断后伸长率达到 15.5%. 最近, Gao 等^[8]利用 BQ&P 工艺得到无碳贝氏体钢, 其强塑积达到 42.4 GPa·%.

热机械控制工艺是一种节能和高效的工艺方法. 当钢化学成分合适, 热机械控制工艺可以促进强韧贝氏体的形成. 长时间低温等温处理可以得到低温超强贝氏体^[9], 连续冷却处理有生产成本低, 效率高等优点. 轧后采用较快冷速避开珠光体转变区, 然后缓慢冷却实现钢中贝氏体转变. 本文针对其热轧后的不同冷却制度进行研究, 以期在实际生产中获得具有优良综合力学性能的硅锰系贝氏体钢.

1 试验材料及方法

试验用钢采用 25 kg 真空感应炉进行冶炼, 其化学成分见表 1. 将铸锭锻成 80 mm × 60 mm × 60 mm 的若干钢坯, 钢坯经 1200 °C 加热保温 2 h 后, 在北京科技大学轧制中心 $\phi 350$ mm 热轧机上进行奥氏体再结晶区和未再结晶区两阶段控制轧制, 其压下分配工艺为 60 mm → 48 mm → 38 mm → 30 mm → 24 mm → 19 mm → 15 mm → 12 mm, 其中前三道次在奥氏体再结晶区轧制, 开轧温度为 1100 °C, 第三道次轧制温度控制在 980 °C 左右, 精轧开始温度为 950 °C, 最后道次轧制温度控制在 910 °C 左右, 轧后分别采用连续冷却和等温处理两种不同的冷却制度.

表 1 试验钢的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of the experimental steel %				
C	Mn	Si	Cr	V
0.3	2.2	0.8	0.8	0.06

在锻造后一钢坯的中间位置, 经线切割加工成若干尺寸为 $\phi 4$ mm × 10 mm 的热膨胀仪试样, 利用 DIL805A 型热膨胀仪进行连续冷却相变温度的测定, 在轧后的试验钢的中间位置沿轧制方向切取拉伸和冲击试样, 依据 GB/T 228.1—2010, 采用直径为 5 mm 的圆棒拉伸试样, 拉伸试验在 CMT-4105 型万能试验机上进行. 依据 GB/T 229—2007, 采用标准的 V 型缺口冲击试样, 试样尺寸为 10 mm × 10 mm × 55 mm, 冲击试验在 JB-30B 型冲击试验机上进行, 实验温度为室温. 在钢板中间位置切取金相、电子背散射衍射和 X 射线衍射试样, 试样经打磨抛光后, 金相试样用 4% 硝酸乙醇溶液侵蚀, 电子背散射衍射和 X 射线衍射试样分别在 20% 高氯酸乙醇溶液中电解抛光. 利用 ZEISS Ultra-55 场发射扫描电镜观察组织, 在 Ultra-55 的电子背散射衍射附件上进行组织相检测. 利用 D8 Advance X 射线衍射仪测定试样衍射图谱, 利用 X 射线衍射软件进行寻峰处理, 计算得出残余奥氏体含量.

2 试验结果与分析

2.1 相变温度的测试

利用热膨胀仪对不同冷却方式的相变点进行测试, 试样以 10 °C · s⁻¹ 加热至 950 °C 保温 15 min, 然后以 10 °C · s⁻¹ 冷却至 550 °C, 分别以 0.1、0.05 及 0.01 °C · s⁻¹ 冷至 280 °C, 得出热膨胀量与温度的关系, 如图 1 和图 2 所示. 图 1 中对 0.1 °C · s⁻¹ 和 0.05 °C · s⁻¹ 两个冷速下热膨胀量与温度的关系进行比较: 当以 0.05 °C · s⁻¹

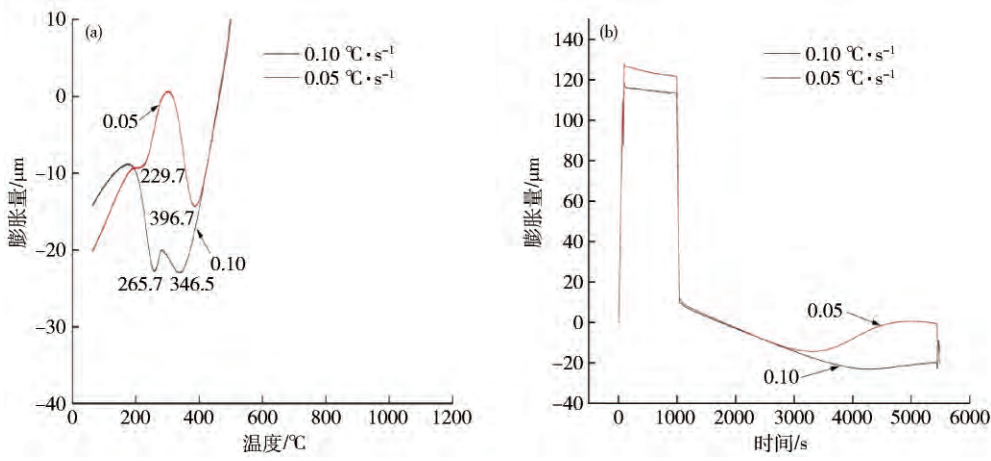


图 1 冷速为 0.05 °C · s⁻¹ 和 0.1 °C · s⁻¹ 时试验钢的线膨胀量变化比较. (a) 随温度的变化; (b) 随时间的变化

Fig. 1 Comparison between the changes in linear swell values of the experimental steel when the cooling rate is 0.05 °C · s⁻¹ and 0.1 °C · s⁻¹: (a) change with temperature; (b) change with time

的冷速从 550 °C 冷至 280 °C 时,发生贝氏体转变的开始温度为 396.7 °C,随后发生马氏体转变的温度为 229.7 °C;而以 0.1 °C·s⁻¹ 冷却时,贝氏体开始转变温度为 346.5 °C,马氏体转变温度为 265.7 °C。

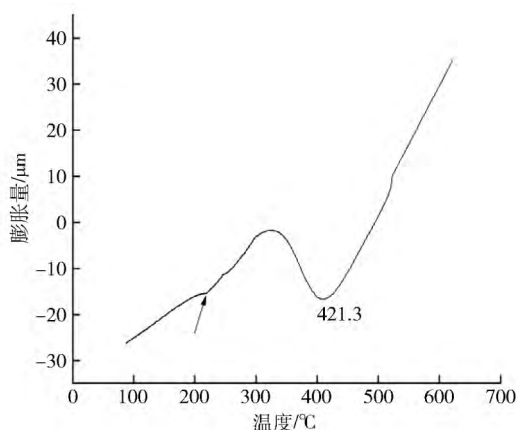


图2 冷速为 0.01 °C·s⁻¹ 时试验钢的线膨胀量变化

Fig. 2 Changes in linear swell values of the experimental steel when the cooling rate is 0.01 °C·s⁻¹

钢的贝氏体转变伴随着碳的扩散,相变后新相贝氏体碳含量降低,未转变的奥氏体中含碳量增大。相对于以 0.1 °C·s⁻¹ 冷却,以 0.05 °C·s⁻¹ 冷却时,贝氏体转变时间相对充裕,贝氏体转变量较大,碳在贝氏体中过饱和度较低。残余奥氏体的碳含量越低,其稳定性相对越差,容易在变形的初期发生马氏体相变,转变成马氏体;而碳含量较高的残余奥氏体需要相对较高的能量即更大的变形量才能发生马氏体转变^[10]。另外,贝氏体铁素体的生成使周围残余奥氏体产生压应力,导致在随后的冷却过程中马氏体的切变阻力增大,也推迟了马氏体转变。如图2,当试验钢以 0.01 °C·s⁻¹ 冷却时,贝氏体转变的开始温度为 421.3 °C,而在图中反映马氏体转变的膨胀量变化已不明显。

试验钢膨胀量与时间的关系如图1(b)所示。由于贝氏体相变受碳原子扩散控制,贝氏体铁素体的长大需要α-γ相界面的奥氏体中碳扩散出去,碳的影响

在低于 400 °C 时表现得更加明显。另外,在低于 550 °C 时,铁原子及其替换合金元素不能进行明显的扩散^[11],试验钢中铬元素与碳原子结合力较强,增大了碳原子在奥氏体中的扩散激活能,阻碍了碳原子扩散,加长了贝氏体相变的孕育期。

2.2 连续冷却制度下 Si-Mn 钢的微观组织及力学性能

轧制工艺过程如图3所示,轧后先通过水雾冷却分别冷至 450 (1[#])、500 (2[#]) 和 550 °C (3[#]) 然后放入炉内缓慢冷却,平均冷速 0.01 °C·s⁻¹。表2列出试验钢的力学性能,图4为力学性能随终冷温度的变化。可以看出,随着终冷温度的升高,抗拉强度升高,而屈服强度先降低后升高,伸长率降低。由于贝氏体相变

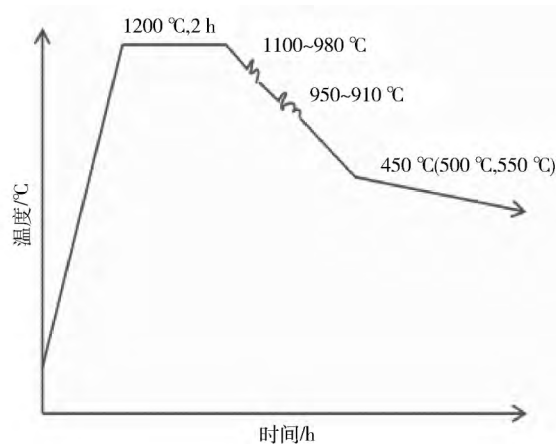


图3 轧制工艺流程

Fig. 3 Rolling process

表2 试验钢的力学性能

Table 2 Mechanical properties of the experimental steel

编号	屈服强度 /MPa	抗拉强度 /MPa	伸长率 /%	冲击功 /J	n 值	屈强比
1 [#]	730.32	1346.99	19.77	23.74	0.18	0.542
2 [#]	699.08	1365.14	19.59	19.15	0.18	0.512
3 [#]	812.19	1414.38	18.52	22.57	0.17	0.574

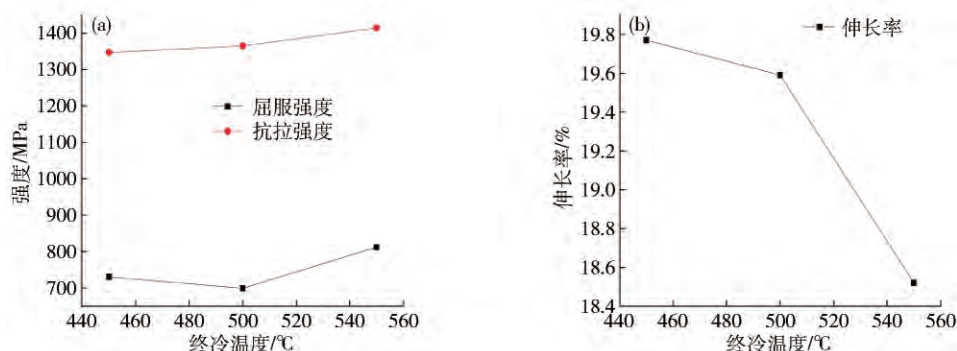


图4 力学性能随终冷温度的变化。(a) 屈服强度和抗拉强度;(b) 伸长率

Fig. 4 Change of mechanical properties with final cooling temperature: (a) yield strength and tensile strength; (b) elongation

需要一定孕育期. 终冷温度越高, 试验钢在贝氏体区的时间越长, 残余奥氏体量减少, 即软性相比例减小, 力学性能表现为抗拉强度增大, 伸长率减小. 图5为扫描电镜下的组织形貌. 图5中贝氏体铁素体形状不规则, 有的为块状, 有的呈片条状, 有的与奥氏体界面呈锯齿状, 贝氏体铁素体向晶内生长并保持平行关系, 且

与奥氏体保持K-S关系. 晶界是贝氏体铁素体形核的优先位置, 大量贝氏体铁素体沿特定晶面向奥氏体晶内长大, 形成贝氏体铁素体片条群. 图6为不同终冷温度组织的电子背散射衍射图. 可以看出残余奥氏体大多分布在晶界处. 随着终冷温度的升高, 残余奥氏体呈现降低的趋势. 利用X射线衍射测定试验钢残余

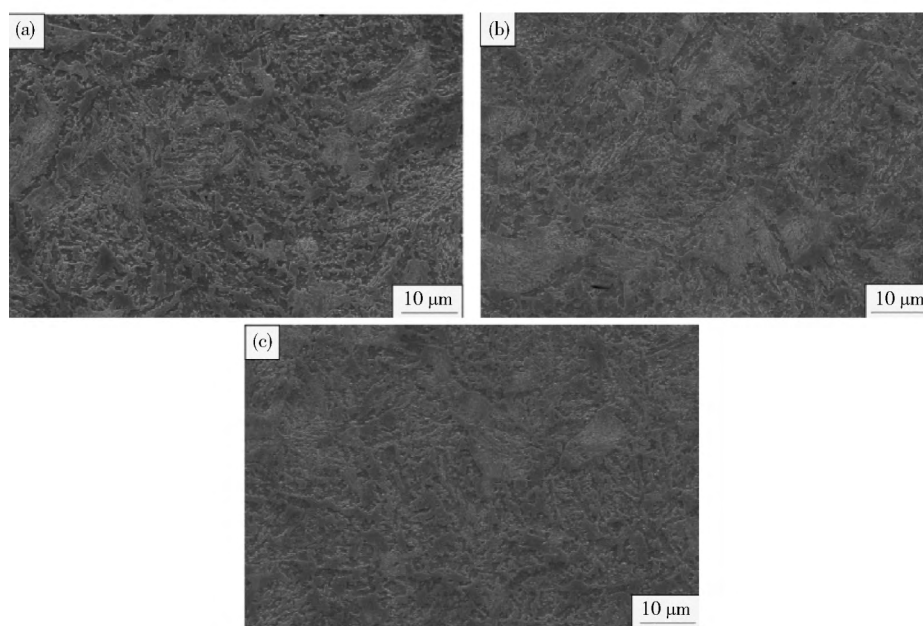


图5 不同终冷温度下试验钢的显微组织. (a) 450 °C; (b) 500 °C; (c) 550 °C

Fig. 5 Microstructures of the experimental steel with different final cooling temperatures: (a) 450 °C; (b) 500 °C; (c) 550 °C

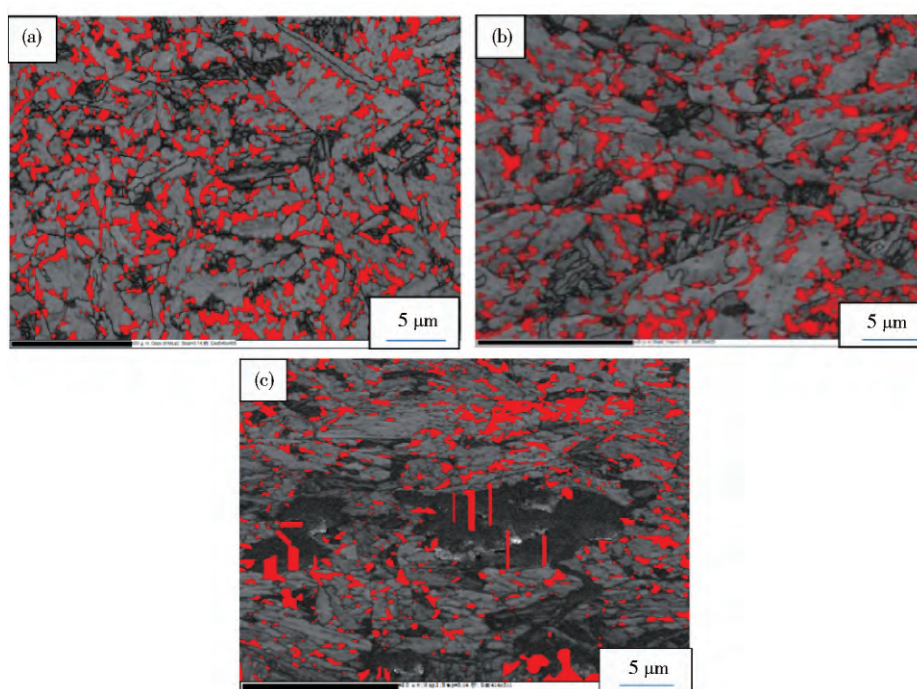


图6 不同终冷温度下试验钢中残余奥氏体形貌与分布. (a) 450 °C; (b) 500 °C; (c) 550 °C

Fig. 6 Morphology and distribution of retained austenite in the experimental steel with different final cooling temperatures: (a) 450 °C; (b) 500 °C; (c) 550 °C

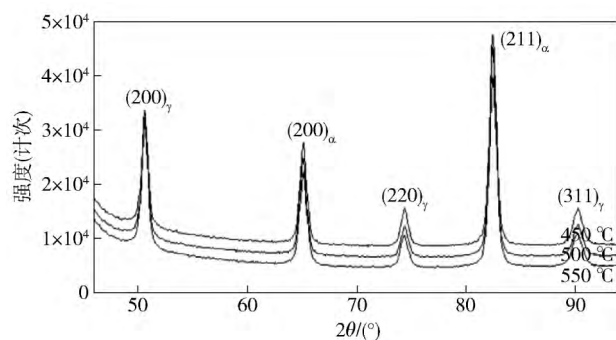


图7 试验钢的 X 射线衍射图

Fig.7 XRD patterns of the experimental steel

奥氏体含量,结果如图7所示。经数据分析处理,残余奥氏体所占体积分数分别为23.3%、21.4%和19.9%。奥氏体量总体分布减少。在缓冷过程中,贝氏体铁素体连续向周围组织扩散碳原子,导致未转变奥氏体含碳量升高,稳定性升高。在室温下这些未转变奥氏体也会稳定存在,大大改善了试验钢的塑韧性,强塑积大大提高。

图8为试样冲击断口照片。虽然终冷温度不同,但其断口形貌差异不大,其冲击吸收功值差别也不大。冲击断口表现为准解理断口特征,断口解理台阶较低,虽存在韧窝,但存在量较少,深度较浅。

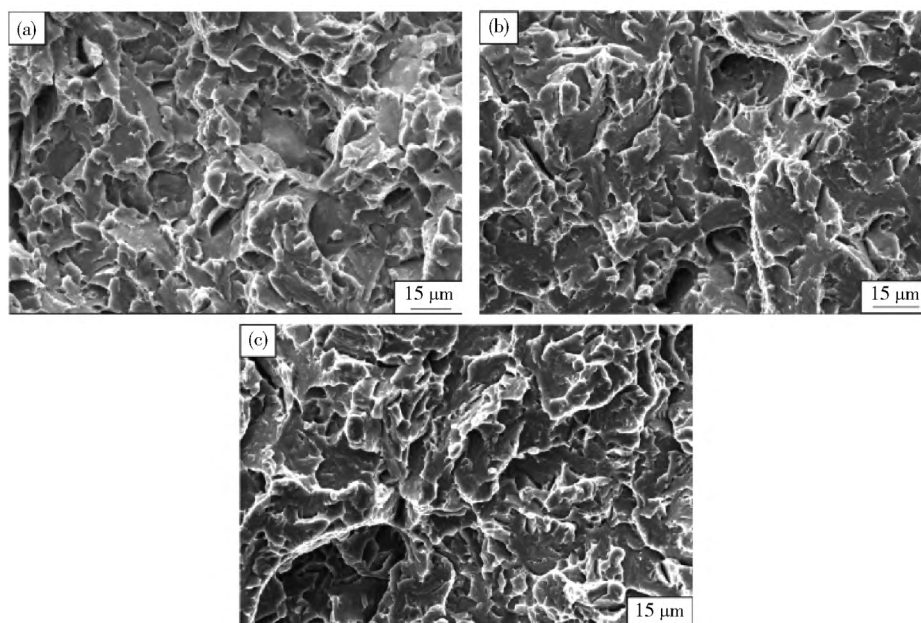


图8 不同终冷温度的试样冲击断口照片。(a) 450 °C; (b) 500 °C; (c) 550 °C

Fig.8 Fractographs of specimens with different final cooling temperatures: (a) 450 °C; (b) 500 °C; (c) 550 °C

2.3 等温制度下 Si-Mn 钢的力学性能

等温冷却制度工艺如图9。轧后分别在300 °C保温1、2和4 h,分别编号Ⅰ、Ⅱ和Ⅲ。如表3。随着等温时间的延长,试验钢抗拉强度先降低后升高,伸长率与之相反。图10列出屈强比及强塑积随等温时间的变化。屈强比先降低后升高,强塑积升高,说明随着等温时间的延长,试验钢的综合力学性能优化。试验钢在不同等温时间的显微组织如图11所示。等温时间影响贝氏体的大小以及贝氏体束取向的杂乱程度。随着等温时间的延长,贝氏体晶粒变大,相应地试验钢强度降低。另一方面,等温时间延长影响贝氏体的精细结构,如残余奥氏体及马奥岛分布、数量及稳定性,以及析出物分散程度,对试验钢起到强化作用。在等温4 h后,试验钢强度又升高,这时强化程度已大于晶粒由于粗化而造成的软化程度。图12分别是试验钢等温1、2和4 h后组织的电子背散射衍射图像。可以看出,随着等温时间的增加,残余奥氏体减少。通过X射线衍射仪测

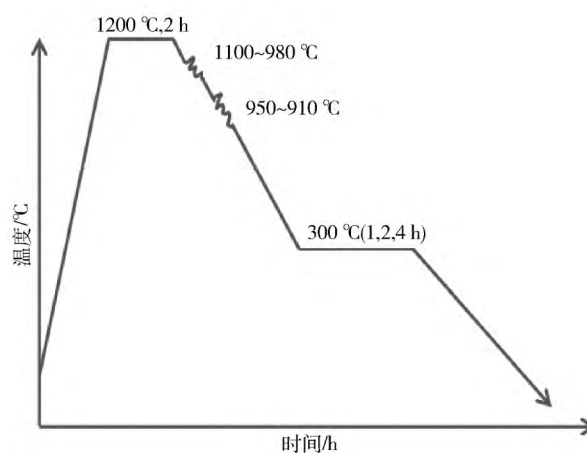


图9 轧制工艺流程

Fig.9 Rolling process

量,结果如图13所示。经数据分析,它们的残余奥氏体体积分数分别为17.8%、15.1%和10.7%。由于相对于尺寸较大的未转变奥氏体,小尺寸奥氏体得到少

量的碳就可以达到高的碳含量,因此小尺寸未转变奥氏体含碳量更高,稳定性更好. 因此随着等温时间的增加,残余奥氏体平均尺寸减小.

表 3 试验钢的力学性能
Table 3 Mechanical properties of the tested steel

编号	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%	冲击功/J	n 值	屈强比
I	914.98	1424.84	15.1	27.72	0.16	0.642
II	778.76	1384.13	15.87	20.66	0.15	0.563
III	946.33	1428.5	15.67	25.12	0.15	0.662

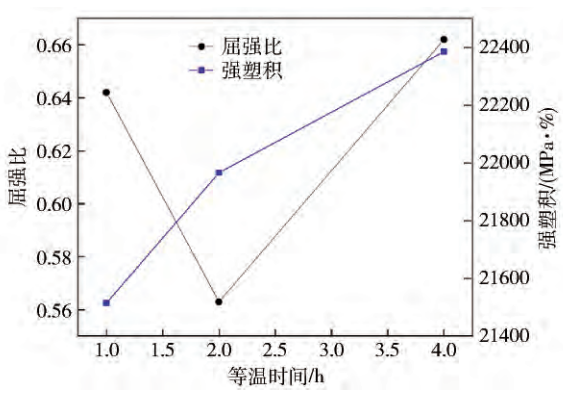


图 10 力学性能随等温时间的变化
Fig. 10 Change of mechanical properties with isothermal time

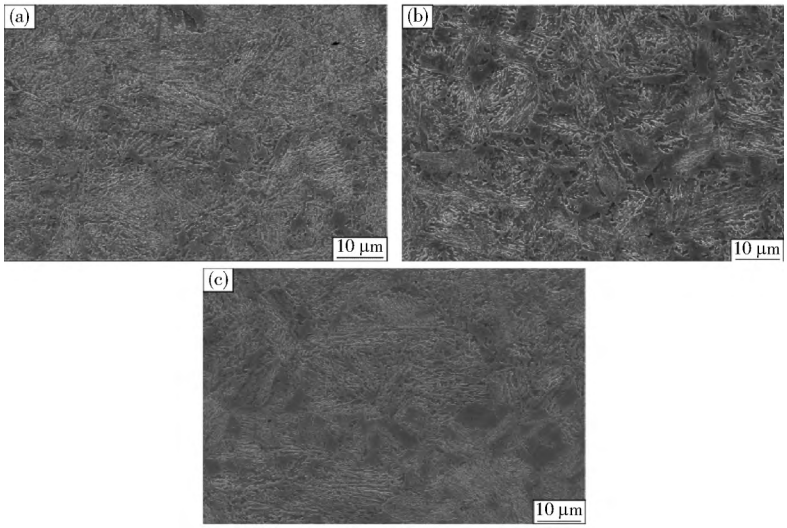


图 11 试验钢在不同等温时间下的显微组织. (a) 1 h; (b) 2 h; (c) 4 h
Fig. 11 Microstructures of the experimental steel with different isothermal time: (a) 1 h; (b) 2 h; (c) 4 h

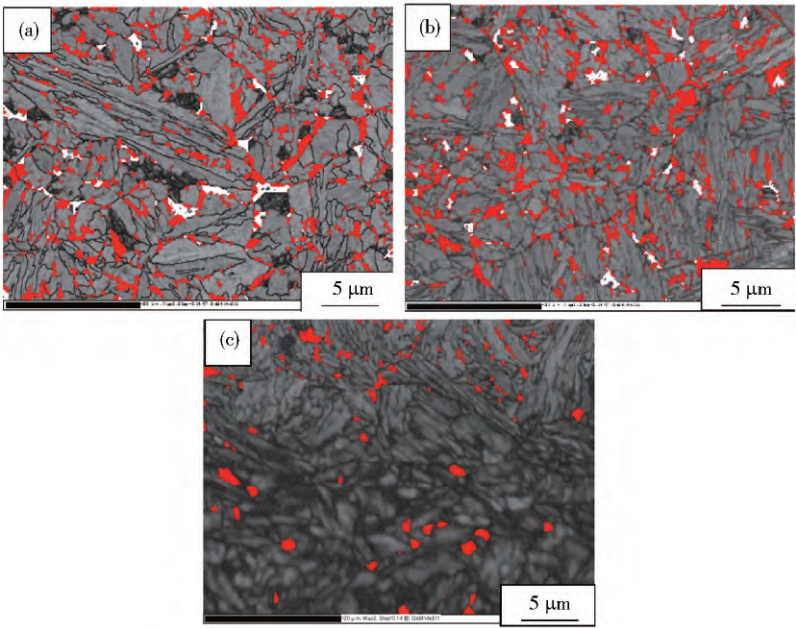


图 12 不同终冷温度下试验钢中残余奥氏体的形貌与分布. (a) 1 h; (b) 2 h; (c) 4 h
Fig. 12 Morphology and distribution of retained austenite in the experimental steel with different isothermal time: (a) 1 h; (b) 2 h; (c) 4 h

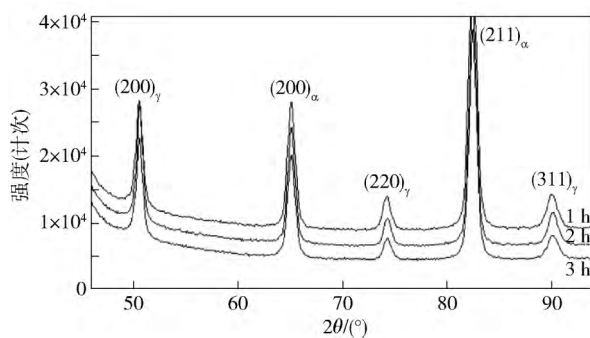


图 13 试验钢的 X 射线衍射图

Fig. 13 XRD patterns of the experimental steel

图 14 为不同等温时间下的冲击断口照片。断口明显呈准解理断口特征,光亮的断口表面有放射状台阶,有些台阶发展为人字纹花样;比较暗的脆性断口呈无定型的粗糙表面,有些呈现出晶粒外形。

2.4 两种冷却制度对试验钢性能的影响

对于综合力学性能指标强塑积 U 如图 15 轧后连续冷却明显大于等温制度,可见试验钢采用连续冷却制度所得力学性能更优异,既具有比较高的强度又具有好的塑韧性配合。另外,由表 2 和表 3 可知,连续冷却所得的伸长率大于等温处理所得伸长率的 20% 左右。当终冷温度为 550 °C 时,连续冷却得到比较大的抗拉强度。

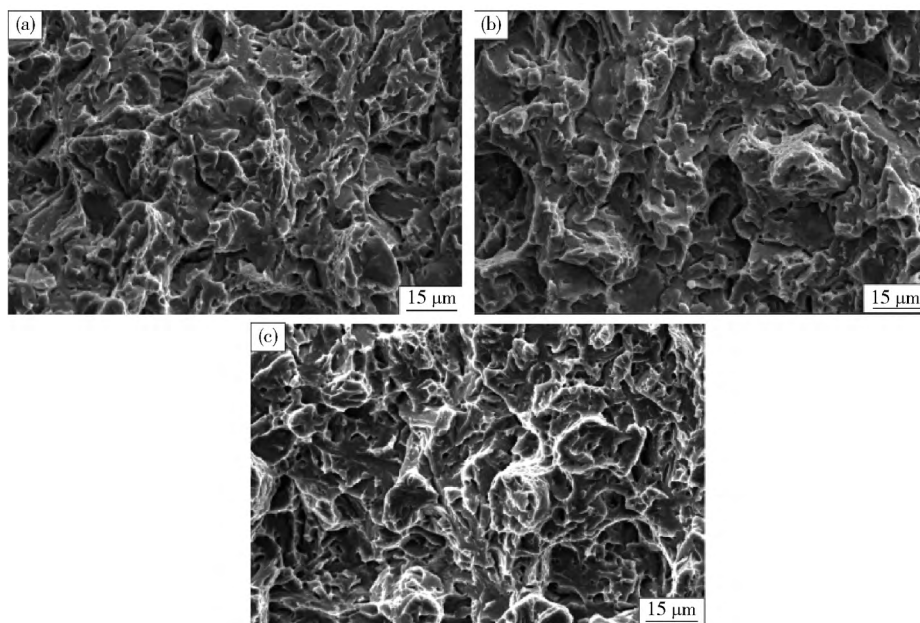


图 14 不同等温时间的试样冲击断口照片。(a) 1 h; (b) 2 h; (c) 4 h

Fig. 14 Fractographs of specimens with different isothermal time: (a) 1 h; (b) 2 h; (c) 4 h

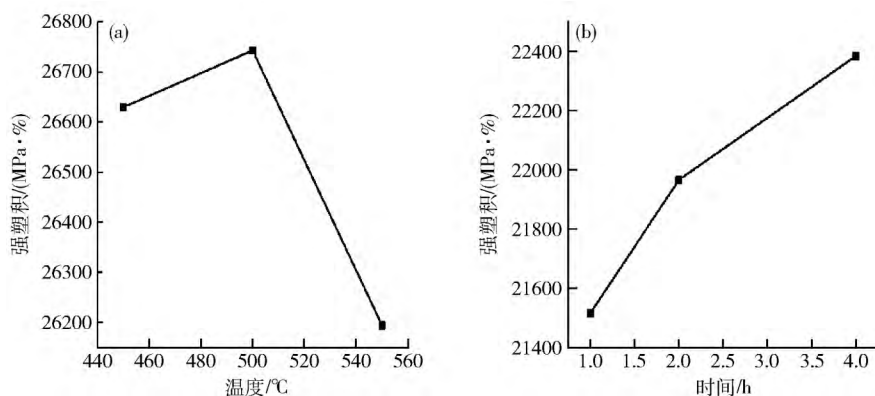


图 15 不同冷却方式下试验钢的强塑积比较。(a) 连续冷却; (b) 等温处理

Fig. 15 Comparison between the products of tensile strength and elongation of the experimental at different cooling modes: (a) continuous cooling; (b) isothermal treatment

3 结论

(1) 试验钢连续冷却过程中随着终冷温度的升高,强度随之升高,塑韧性降低,抗拉强度在1300 MPa以上,伸长率大于18%,得到比较优异的强度和塑韧性的配合。

(2) 等温过程中得到较高的强度,抗拉强度接近1400 MPa,但伸长率在15%左右,比连续冷却过程小20%左右。

(3) 试验钢利用连续冷却制度得到的综合力学性能明显优于等温冷却制度,强塑积 U 大于其20%左右。

参 考 文 献

- [1] Kang M K, Yang S P, Guan D H. *Bainite in Steels*. Shanghai: Shanghai Science and Technology Press, 1990
(康沫狂, 杨思品, 管敦惠. 钢中贝氏体. 上海: 上海科学技术出版社, 1990)
- [2] Liu D Y, Xu H, Fang H S, et al. The development of low carbon bainitic steel in China. *Heat Treat*, 2005, 20(2): 12
(刘东雨, 徐鸿, 方鸿生, 等. 我国低碳贝氏体钢的发展. 热处理, 2005, 20(2): 12)
- [3] Caballero F G, Bhadeshia H K D H, Mawella K J A, et al. Design of novel high-strength bainitic steels: Part 1. *Mater Sci Technol*, 2001, 17(5): 512
- [4] Caballero F G, Santofimia M J, Capdevila C, et al. Design of advanced bainite steels by optimisation of TTT diagrams and T0 curves. *ISIJ Int*, 2006, 46(10): 1479
- [5] Caballero F G, Bhadeshia H K D H. Very strong bainite. *Solid State Mater Sci*, 2004, 8(3): 251
- [6] Gao K, Wang L D, Zhu M, et al. Refinement of grain and enhancement of impact roughness for low-alloying ultra-high strength bainite steels. *Acta Metall Sin*, 2007, 43(3): 315
(高宽, 王六定, 朱明, 等. 低合金超高强度贝氏体钢的晶粒细化与韧性提高. 金属学报, 2007, 43(3): 315)
- [7] Sharma S, Sangal S, Mondal K. Development of new high-strength carbide-free bainitic steels. *Metall Mater Trans A*, 2011, 42(13): 3921
- [8] Gao G H, Zhang H, Gui X L, et al. Tempering behavior of ductile 1700 MPa Mn-Si-Cr-C steel treated by quenching and partitioning process incorporating bainite formation. *J Mater Sci Technol*, 2015, 31(2): 199
- [9] Caballero F G, Bhadeshia H K D H, Mawella K J A, et al. Very strong low temperature bainite. *Mater Sci Technol*, 2002, 18(3): 279
- [10] Ju X H, Tian Z H, Cui G B, et al. Stability of retained austenite in quenching and partitioning steel. *Trans Mater Heat Treat*, 2014, 35(10): 119
(鞠新华, 田志红, 崔桂彬, 等. Q&P 钢中残留奥氏体的稳定性. 材料热处理学报, 2014, 35(10): 119)
- [11] Wu C J, Chen G L, Qiang W J. *Science of Metal Materials*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000
(吴承建, 陈国良, 强文江. 金属材料学. 北京: 冶金工业出版社, 2000)