

## 高强韧 U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨热处理工艺的优化

杨维宇 张凤明 何建中 李智丽 刘岩军

(内蒙古包钢钢联股份有限公司技术中心, 包头 014010)

**摘要** 研究正火-回火和等温热处理工艺对 U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨显微组织和力学性能的影响。结果表明:试验钢经 900 °C 正火 + 300 °C 回火后的力学性能为抗拉强度为 1 396 MPa, 伸长率为 16.0%, 冲击吸收功  $K_{U2}$  为 57 J, HB 硬度值 402; 试验钢经 870 ~ 930 °C 加热空冷至 300 °C 等温处理后, 抗拉强度基本保持在 1 300 MPa 左右, 伸长率为 17.0%, 冲击吸收功  $K_{U2} \geq 80$  J, HB 硬度值 375 ~ 395; 和传统的正火 + 回火工艺相比, 优化的等温热处理工艺可以大幅提高 U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨的冲击韧性, 室温冲击吸收功由 57 J 提高到 80 J 以上, 提高 40% ~ 56%, 而断后伸长率基本保持不变, 抗拉强度和踏面硬度略有降低。最佳优化工艺为: 870 °C 正火后空冷至 300 °C 保温 4 h 后空冷。

**关键词** 高强韧 U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨 热处理 显微组织 力学性能

## Optimization of Heat Treatment Process of High Strength-Toughness U20Mn2SiCrNiMo Bainite Steel Rail

Yang Weiyu, Zhang Fengming, He Jianzhong, Li Zhili and Liu Yanjun  
(Technical Center of Inner Mongolia Baotou Steel Union Co Ltd, Baotou 014010)

**Abstract** The effect of normalizing + tempering and isothermal heat treatment processes on the microstructure and mechanical properties of U20Mn2SiCrNiMo bainite steel rail has been studied. The results show that as the test steel is normalized at 900 °C + tempered at 300 °C, the mechanical properties are tensile strength 1 396 MPa, elongation 16.0%, impact absorption work  $K_{U2}$  57 J, and HB hardness value 402; as the test steel is heated at 870 ~ 930 °C after air-cooled to 300 °C isothermal treatment, the mechanical properties are tensile strength  $\geq 1$  300 MPa, elongation 17.0%, impact absorption work  $K_{U2} \geq 80$  J, HB hardness value 375 ~ 395; By comparison with the traditional normalizing + tempering process, the optimized isothermal heat treatment process can greatly improve the impact toughness of U20Mn2SiCrNiMo bainite steel rails i. e. the room temperature impact absorption work has been increased from 57 J to more than 80 J, by 40% ~ 56%, while the elongation after breaking remains basically unchanged, tensile strength and tread hardness slightly lower. The best optimized process is normalizing at 870 °C, air-cooling to 300 °C for 4 hours air-cooling.

**Material Index** High Strength-Toughness U20Mn2SiCrNiMo Bainitic Steel Rail, Heat Treatment, Microstructure, Mechanical Properties

20 世纪 80 年代, 美国首先成功研制出叫做“Titan”的贝氏体钢轨, 并成功应用在铁路上, 贝氏体钢轨具有良好的耐磨性、强韧性、塑性和抗接触疲劳性能等优点, 因而被誉为“21 世纪的钢轨”<sup>[1]</sup>。2002 年包钢与清华大学合作, 开发出 Cr-Mn-Mo 系列的 60 kg/m 的贝氏体钢轨, 用于铁路道岔<sup>[2]</sup>, 同年鞍钢与铁道部铁科院合作, 开发出 1 200 MPa 级 C-Si-Mn-Mo 系贝氏体钢轨, 并开展了钢轨组织尤其是残余奥氏体和力学性能稳定化的研究<sup>[3]</sup>。同时贝氏体钢轨研发遇到重要问题之一是强度、塑性、韧性、硬度、耐磨性相互作用的原因尚不清楚, 贝氏体组织转变控制也是难点, 热轧态贝氏体钢轨一般不直接使用, 需要经过后续的热处理来改善组织提高性能, 主要有回火、正火、正火 + 回火等工艺。

低于 350 °C 回火, U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢残

余奥氏体比较稳定, 强度基本保持不变, 同时具有很好的塑性<sup>[4]</sup>, 350 °C 回火 4 h 及以上, 1 200 MPa 贝氏体钢轨强韧性配合最佳, 450 ~ 550 °C 回火韧性下降<sup>[5]</sup>, U25CrNi 贝氏体钢轨最佳回火工艺为 400 °C 保温 200 min, 强度等级相近而最佳回火工艺不同可能和贝氏体钢轨的成分体系有关, 特别是 Si 含量<sup>[6]</sup>。该工艺和轧态组织相比, 经处理后, 贝氏体钢轨的室温组织中残余奥氏体含量降低, 马氏体含量升高, 钢轨变形减小, 同时在马氏体和贝氏体晶界、马氏体内部析出细小的碳化物<sup>[7]</sup>。贝氏体钢轨经等温淬火后, 钢轨轨头表面产生压应力, 同时冷却后钢轨变形程度降低<sup>[8-10]</sup>。等温淬火是获得超细贝氏体的主要工艺, 结合贝氏体钢轨的热处理生产实践, 本文主要对高强韧 U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨的热处理工艺进行优化研究。

## 1 试验材料和方法

试验用高强韧 U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨的主要化学成分见表 1。其生产工艺为:KR 铁水脱硫→150 t 转炉冶炼→LF 精炼→VD 真空处理→连铸→280 mm × 380 mm 铸坯缓冷→连铸坯加热→高压水除鳞→BD1 轧制→BD2 轧制→CCS 终轧(930 ~ 960 °C)→冷却→矫直→探伤→质量检查→热处理→力学性能检测→成品入库。

表 2 为试验用高强韧 U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨的热处理工艺制度,从表 2 可知,工艺(1)为 900 °C 正火空冷到室温再重新加热到 300 °C 保温 4 h 后空冷,工艺(2)~(4)为加热到不同正火温度冷到 300 °C 等温,等温处理 4 h 后再空冷,正火温度分别为 870 °C、900 °C、930 °C。试样为 0.5 m 长 60 kg/m U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨,正火采用 RX3-15-9 箱式电阻炉加热,回火及等温处理采用 RX4-30-6 室式电烘箱。

根据 TJ/GW117《U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨暂行技术条件》轨头上取标准拉伸和冲击试样,根据国标 GB/T228 和 GB/T229,分别在 120 T 电液伺服拉伸试验机和 JBD-300A 低温冲击试验机进行室温拉伸和冲击实验,检测试验钢的抗拉强度  $R_m$ 、屈服强度  $R_{p0.2}$ 、断后伸长率 A、冲击吸收功  $K_{U2}$ ,用 TH600 型布氏硬度计测定轨头硬度,测量 5 点,然后取平均值<sup>[11]</sup>。从轨头横截面(图 1)取金相试样,研磨抛光后用 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀,在蔡司 Axio observer A1M 金相显微镜下采集金相照片,观察其金相组织<sup>[11]</sup>。

## 2 试验结果

### 2.1 力学性能

高强韧 U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨热轧态和

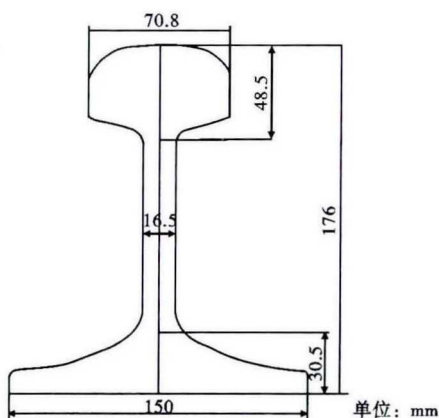


图 1 60 kg/m 钢轨断面图

Fig. 1 Diagram of section of 60 kg/m steel rail

表 1 高强韧 U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨的化学成分/%  
Table 1 Chemical composition of high strength-toughness U20Mn2SiCrNiMo bainitic steel rail/%

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al <sub>T</sub>
0.20	1.12	2.00	1.08	0.45	0.35	≤0.035

表 2 高强韧 U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨的热处理工艺  
Table 2 Heat treatment process of high strength-toughness U20Mn2SiCrNiMo bainitic steel rail

工艺编号	热处理工艺
(1)	900 °C 1.5 h 空冷至室温再加热至 300 °C 4 h 空冷
(2)	870 °C 1.5 h 空冷至 300 °C 4 h 空冷
(3)	900 °C 1.5 h 空冷至 300 °C 4 h 空冷
(4)	930 °C 1.5 h 空冷至 300 °C 4 h 空冷

热处理后的力学性能见表 3。从表 3 可知,热轧态 U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨的抗拉强度为 1 310 MPa,断后伸长率为 9.5%,冲击吸收功  $K_{U2}$  为 60 J,踏面 HB 硬度值为 390。

工艺(1)为传统的正火+回火工艺,该工艺下试验钢的抗拉强度为 1 396 MPa,屈服强度为 1 102 MPa,断后伸长率 16.0%,冲击吸收功  $K_{U2}$  为 57 J,踏面 HB 硬度值为 402,和热轧态的力学性能相比,试验钢强度和踏面硬度略有升高,冲击吸收功基本保持不变,但断后伸长率从 9.5% 提高到 16.0%,传统的正火+回火工艺只能提高 U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨的塑性。

工艺(2)~(4)为加热(870~930 °C)保温后空冷至 300 °C 等温处理,该工艺下试验钢的抗拉强度在 1 129~1 316 MPa,屈服强度在 1 029~1 050 MPa,断后伸长率为 17.0%,冲击吸收功  $K_{U2}$  在 80~89 J,踏面 HB 硬度值在 376~392,和热轧态的力学性能相比,试验钢的抗拉强度基本保持不变,屈服强度、踏面硬度略有降低,但断后伸长率和冲击吸收功显著提高,断后伸长率由热轧态的 9.5% 提高到 17.0%,冲击吸收功由热轧态的 60 J 提高到 80 J 以上,优化的热处理工艺可以同时提高高强韧 U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨塑性和韧性。

经工艺(2)~(4)处理的试验钢冲击吸收功随着正火加热温度的升高而略有降低,从 89 J 降低到 80 J,这可能是由于正火温度升高奥氏体晶粒长大的缘故。随着正火加热温度的升高,试验钢踏面硬度逐渐升高,工艺(2)正火温度为 870 °C,踏面 HB 硬度值为 376,工艺(4)正火温度为 930 °C,合金元素充分固溶,淬透性提高,踏面 HB 硬度值最高达到 392。

比较工艺(1)、(3)可知,正火温度、保温时间相同的情况下,工艺(3)即可以缩短热处理时间,又可

表 3 不同工艺高强韧 U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨的力学性能  
Table 3 Mechanical properties of high strength-toughness U20Mn2 Si-CrNiMo bainitic steel rail in different process

工艺	R <sub>p0.2</sub> /MPa	R <sub>m</sub> /MPa	A/%	K <sub>102</sub> /J	HBW 值
热轧态	1 080	1 310	9.5	60	390
正火-回火(1)	1 102	1 396	16.0	57	402
(2)	1 029	1 309	17.0	89	376
等温处理(3)	1 050	1 316	17.0	83	382
(4)	1 035	1 299	17.0	80	392
标准要求(TJ/CW117-2013)	≥1 000	≥1 280	≥12.0	≥70	360~430

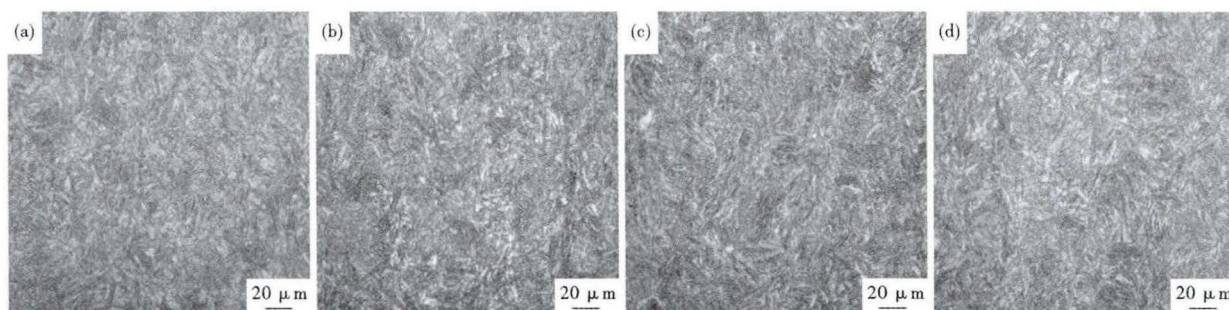


图 2 高强韧 U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨的显微组织:工艺(1),900 °C 1.5 h 正火 + 300 °C 4 h 回火(a);工艺(2),870 °C 1.5 h - 300 °C 4 h(b);工艺(3),900 °C 1.5 h - 300 °C 4 h(c);工艺(4)930 °C 1.5 h - 300 °C 4 h(d)等温处理  
Fig.2 Microstructure of high strength-toughness U20Mn2SiCrNiMo bainitic steel rail by proces (1),900 °C 1.5 h normalizing + 300 °C 4 h tempering (a);proces (2),870 °C 1.5 h - 300 °C 4 h(b);proces (3),900 °C 1.5 h - 300 °C 4 h(c) and proces (4),930 °C 1.5 h - 300 °C 4 h(d) isothermal treatment

轨在线淬火、焊后热处理的工艺要求。

## 2.2 显微组织

图 2 为高强韧 U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨不同热处理下的显微组织。图 2 表明试验钢热处理后的显微组织为典型的下贝氏体。图 2(a)表明,试验钢经传统的正火 + 回火处理后显微组织细化,可能是因为试验钢正火空冷到室温,在这个过程中不仅发生贝氏体相变,由于连续冷却,未及时发生贝氏体相变的过冷奥氏体还发生了马氏体相变,显微组织中不仅有贝氏体板条还可能有马氏体板条,导致贝氏体板条变细,所以经工艺(1)处理的试验钢强度、硬度偏高。

由于工艺(2)~(4)为正火(870~930 °C)空冷至 300 °C 等温,经等温处理试验钢的显微组织中板条特征明显,且含有少量的铁素体,正火温度越低,奥氏体均匀化程度降低,正火空冷后的铁素体含量就相对增多,而采用工艺(1)处理的试验钢显微组织中不含有铁素体,且板条宽度比经工艺(2)~(4)处理的试验钢的细。

白雅琼<sup>[12]</sup>测定 U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨的贝氏体转变温度 B<sub>s</sub> 点在 400 °C 左右,马氏体转

以大幅提高贝氏体钢轨的冲击韧性,同时强度、硬度、断后伸长率只略有降低。综上所述,和传统的正火 + 回火工艺(1)相比,优化后的工艺即正火空冷至 300 °C 等温处理可以大幅提高 U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨的冲击韧性,正火温度为 870 °C 时冲击吸收功最高,正火冷至 300 °C 等温处理工艺连续性强,不仅节约时间,同时可以满足钢

变温度 M<sub>s</sub> 点温度为 324 °C,研究表明<sup>[13]</sup>低碳超高强贝氏体钢在低于 M<sub>s</sub> 点等温处理可发生贝氏体转变,所以工艺(2)~(4)中试验钢经 870~930 °C 加热空冷至 300 °C 等温处理过程中,试验钢在 400 °C 降低到 300 °C 的连续冷却转变时间段和 300 °C 等温过程中(贝氏体等温转变)都发生了贝氏体相变。贝氏体转变为半扩散相变,在贝氏体铁素体板条形成过程中需要将碳原子排到周围未转变的奥氏体中<sup>[14]</sup>,试验钢加入 1.12% 的 Si,硅为非碳化物形成元素,在贝氏体相变时硅抑制了碳化物从奥氏体析出,所以富碳奥氏体中的碳浓度越来越高,贝氏体铁素体板条间的奥氏体为富碳奥氏体。

试验钢经 300 °C 等温处理 4 h 后空冷至室温,一小部分奥氏体转变成马氏体,大部分奥氏体可稳定地保留到室温,它具有很高的热稳定性和机械稳定性,于是在下贝氏体板条间形成一定厚度的残余奥氏体膜,膜状残余奥氏体分割原始奥氏体、细化微观组织,拉伸和冲击过程中薄膜状残余奥氏体可能会发生 TRIP 效应,发生的马氏体相变会消耗部分裂纹扩展功,从而使裂纹的萌生和扩展必须消耗更高的能量<sup>[14]</sup>,所以该工艺下试验钢的冲击吸收功较

高,由于工艺(2)的正火温度较低,奥氏体晶粒较小,且显微组织中含有少量的铁素体,所以该工艺下试验钢的冲击吸收功最高。

3 结论

(1) U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨经 900 °C 正火 +300 °C 回火后,抗拉强度为 1 396 MPa,断后伸长率为 16.0%,冲击吸收功  $K_{U2}$  为 57 J,踏面 HB 硬度值为 402,经 870 ~930 °C 加热空冷至 300 °C 等温处理,U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨抗拉强度基本保

持在 1 300 MPa 左右,断后伸长率为 17.0%,冲击吸收功  $K_{U2} \geq 80$  J,HB 硬度值在 375 ~395。

(2)和传统的正火 + 回火工艺相比,正火加热空冷至 300 °C 等温处理可以大幅改善 U20Mn2SiCrNiMo 贝氏体钢轨的冲击韧性,加热温度为 870 °C 时冲击吸收功最高,冲击吸收功由 57 J 提高到 89 J,提高了 56%,而断后伸长率基本没有变化,抗拉强度和踏面硬度略有降低。

国家重点研发计划资助(2017YFB0304504)

参考文献

[1]李文亚,杨维宇,金自立. 国内外贝氏体钢轨综述[J]. 包钢科技, 2013,9(6): 20-24.

[2]陈建军,姜茂发,李 凯. 高强度高韧性贝氏体钢轨研究[J]. 钢铁,2007,42(2):68-71.

[3]陈 昕,金纪勇,刘春明,等. 抗拉强度 1 200 MPa 贝氏体钢轨的开发及其在铁路上的应用[J]. 钢铁,2008,43(11): 108-112.

[4]Wang Kaikai,Tan Zhunli,Gao Guhui et al. Effect of Retained Austenite Stability on Mechanical Properties of Bainitic Rail Steel[J]. Advanced Materials Research,2014,(1004-1005):198-202.

[5]许亚娟,周清跃,陈朝阳,等. 回火工艺对 1 200 MPa 级贝氏体钢轨组织性能的影响[J]. 材料热处理学报,2012,33(增刊):72-76.

[6]熊志强,徐 光,袁 清. 回火工艺对热轧高强贝氏体钢轨组织和力学性能的影响[J]. 武汉科技大学学报,2018,41(6):410 - 415.

[7]Vorozhishchev V I,Ivanov Yu F,Korneva L V, et al. Structural-Phase Analysis of Bainitic-Steel Rail [J]. Steel in Translation, 2006, 36(10):13-18.

[8]Yu A. Samoilovich. Reducing the Buckling of High-Strength Bainitic Steel Rails[J]. Steel in Translation,2012,42(5):387-392.

[9]Yu A. Samoilovich. Extending Rail Life by Creating Compressive Stress in the Crown[J]. Steel in Translation,2012,42(11):760-765.

[10]Yu A. Samoilovich. Strengthening Railroad rails by Isothermal Quenching to Lower Bainite [J]. Metallurgist, 2013, 56(9-10): 779-786.

[11]李文亚,张建军,杨维宇. 高温均质化对高强贝氏体钢显微组织和力学性能的影响[J]. 热加工工艺,2017,46(2): 248-250.

[12]白雅琼,李智丽. 低碳贝氏体钢的过冷奥氏体连续冷却转变曲线;中国金属学会低合金钢分会第一届学术年会[C]. 北京:中国金属学会,2012.

[13]姚春霞,蓝慧芳,杜林秀. 等温淬火工艺对超高强贝氏体钢组织性能影响[J]. 东北大学学报(自然科学版), 2019,40(7):948-951.

[14]徐 光,杨 静,邹 航,等. 含钒超级贝氏体钢组织和性能研究[J]. 钢铁钒钛,2011,32(4):26-30.

杨维宇(1982-),男,硕士(2009年中北大学),高级工程师,2006年中北大学(本科)毕业,新产品开发和失效分析。E-mail:153884843@qq.com  
何建中(1965-),男,博士,正高级工程师,现从事产品开发工作。

收稿日期:2020-05-16

尊敬的投稿作者:《特殊钢》现无网站投稿平台,如发现有伪造特殊钢投稿网站欺骗作者,请及时电话告知

地址:湖北省黄石市黄石大道316号、新冶钢-大冶特殊钢股份有限公司《特殊钢》杂志社

邮编:435001 电话:0714-6297386 6297313 投稿邮箱:E-mail: tsghs@sina.com