

U71Mn 钢分段式冷却强化工艺试验研究

史文义

(内蒙古包钢钢联股份有限公司技术中心, 内蒙古 包头 014010)

摘要:通过测定 U71Mn 钢的过冷奥氏体转变动力学曲线,分析其相变规律。基于现场钢轨热处理工艺进行分段式冷却强化热模拟试验,研究冷速和终冷温度对组织及硬度的影响。结果表明,U71Mn 钢的珠光体转变临界冷速为 7 °C/s,允许珠光体转变的温度范围为 500 ~ 600 °C。其分段式冷却合理工艺参数为开始冷却温度为 850 °C,冷速为 6 ~ 12 °C/s,终冷温度为 570 °C,此工艺参数下可获得珠光体组织,同时满足钢轨硬度要求。

关键词:U71Mn 钢;分段式冷却强化;热模拟;显微组织;硬度

中图分类号: TG151.2

文献标识码: B

文章编号: 1009 - 5438 (2022) 06 - 0048 - 05

Experimental Study on Sectional Type Cooling Strengthening Technology of U71Mn Steel

Shi Wen - yi

(Technical Center of Inner Mongolia Baotou Steel Union Co., Ltd., Baotou 014010, Inner Mongolia Autonomous Region, China)

Abstract: The phase transformation law is analyzed through determining the transformation kinetics curve of super-cooled austenite for U71Mn steel. The effects of cooling rate and finish cooling temperature on microstructure and hardness are studied with the thermal simulation tests of sectional type cooling strengthening based on the heat treatment process of rails on site. The results showed that the critical cooling rate of perlitic transformation for U71Mn steel was 7 °C/s and temperature range allowing perlitic transformation was 500 ~ 600 °C. The reasonable process parameters of sectional type cooling for U71Mn steel were that the starting cooling temperature was 850 °C, cooling rates was 6 ~ 12 °C/s and finish cooling temperature was 570 °C. The perlite structure could be obtained with this process parameter and it could meet the hardness requirements of rails.

Key words: U71Mn steel; sectional type cooling strengthening; thermal simulation; microstructure; hardness

随着世界铁路运输的发展,原有钢轨已无法满足铁路的高速、重载、大运量和高密度要求,导致钢轨磨耗、剥离掉块现象日益严重,特别是弯道和大坡道地段,大大缩短了钢轨的寿命。大量研究表明,提高钢轨强度及耐磨性是改善钢轨使用性能,延长钢轨使用寿命的根本途径^[1-2]。钢轨的强化方法主要

有三种,即合金化、热处理和热处理与合金化相结合^[3-4]。在线余热淬火是在钢轨热处理强化基础上逐渐发展起来的一项新工艺,与以往的强化工艺相比,该工艺具有成本低、效率高和产品性能优良等特点^[5]。通过不断研究创新,该工艺由最早的单介质强冷却发展到现在的不同介质分段式冷却^[6]。文

章基于 U71Mn 钢的过冷奥氏体转变动力学曲线测定结果,即过冷奥氏体连续冷却转变曲线(TTT)与过冷奥氏体等温转变曲线(CCT),采用分段式冷却对该钢种进行热模拟试验,分析了不同工艺冷却强化后的组织和硬度,并与 TB/T 2344—2012^[7] 进行比较,确定合理工艺参数。

1 试验材料与方法

试验用钢为某钢厂生产的 U71Mn 轧态轨钢,其化学成分如表 1 所示。其中过冷奥氏体转变动力学曲线测试所用试样尺寸为 $\Phi 3 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$,分段式冷却热模拟试样尺寸为 $11 \text{ mm} \times 11 \text{ mm} \times 70 \text{ mm}$ 。

表 1 U71Mn 钢的化学成分(质量分数) %

C	Si	Mn	P	S	Al
0.65~0.76	0.15~0.58	0.70~1.20	≤ 0.030	≤ 0.025	≤ 0.010

TTT 曲线测定工艺。将试样加热到 $850 \text{ }^\circ\text{C}$,保温 30 min,然后以 $200 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 的冷速冷却至 $250 \sim 600 \text{ }^\circ\text{C}$ 不同的温度下开始等温,待相变完成后炉冷至室温,采用膨胀法绘制 TTT 曲线。CCT 曲线测定工艺为将试样加热到 $900 \text{ }^\circ\text{C}$,保温 10 min,然后分别以 $1 \sim 20 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 不同的冷速冷却到室温,采用膨胀法绘制 CCT 曲线。利用蔡司 Axio Observer. D1m 金相显微镜观察相应显微组织演变规律。

在过冷奥氏体转变动力学曲线的基础上,制定不同的热模拟试验方案,将试验钢加热使其完全奥氏体化后,在 MMS-200 热力模拟试验机上对试验钢进行分段式冷却热模拟试验,热模拟工艺制定原理如图 1 所示。试验完成后对所有试样利用蔡司 Axio Observer. D1m 金相显微镜观察显微组织,用岛津显微硬度计测量试样显微硬度。

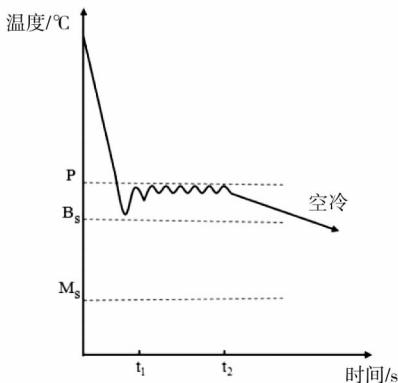


图 1 热模拟工艺制定原理示意图

2 试验结果与分析

2.1 相变规律研究

根据所测膨胀—温度曲线,结合金相法,绘制出 U71Mn 钢的过冷奥氏体转变动力学曲线,即 CCT 和 TTT 曲线,如图 2 所示。试验钢不同工艺参数下的相变点及对应显微组织见表 2、表 3。

表 2 不同工艺条件下等温转变点及显微组织

等温温度/ $^\circ\text{C}$	转变开始 时间/s	转变结束 时间/s	显微组织
600	15	1 700	P
550	6	182	P
525	1	15	P + F(少)
500	1	25	P + F(少)
475	2	36	P + B
450	4	55	P + B
425	4	61	B + M
400	5	101	B + M
375	7	240	M + B
350	31	352	M + B
300	97	1 067	M + B
250	225	4 317	M

表 3 不同工艺条件下连续冷却转变点及显微组织

冷速/ $(^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1})$	珠光体转变 开始温度/ $^\circ\text{C}$	珠光体转变 结束温度/ $^\circ\text{C}$	显微组织
1	563	536	P + F(少)
2	518	475	P + F(少)
7	506	430	P + F(少)
8	502	413	P + M + F(少)
10	536	419	P + M + F(少)
12	507	396	P + M + F(少)
15	514	418	M + P + F(少)
18	488	410	M + P + F(少)
20			M

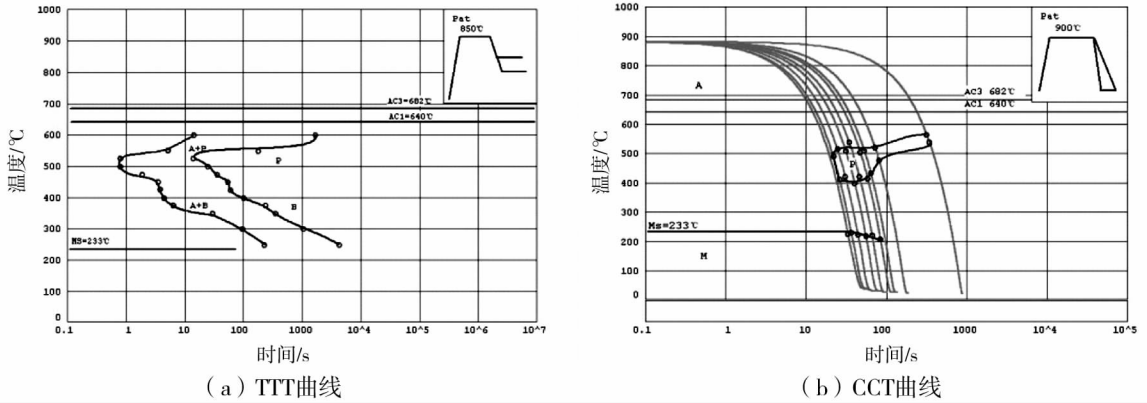


图 2 U71Mn 钢的过冷奥氏体转变动力学曲线

结合图 2(a) 和表 2 可知, 试验钢的 TTT 曲线呈“C”形, 且每个等温转变都存在一定的孕育期。当等温温度不低于 500 °C 时, 主要发生珠光体转变, 组织产物中存在极少的铁素体。且当温度为 525 °C 时, 珠光体转变所需孕育期最短, 转变时间也最短, 此温度为 TTT 曲线的“鼻尖”温度。当等温温度小于 500 °C 时, 依次进入到贝氏体转变区和马氏体转变区, 组织产物中开始出现贝氏体和马氏体。因此, 允许珠光体转变的温度范围为 500 ~ 600 °C。

结合图 2(b) 和表 3 可知, 试验钢的 CCT 曲线图主要分 2 个区域(珠光体高温转变区和马氏体低温转变区), 没有铁素体高温转变区和贝氏体中温转变区。这主要是因为钢中加入硅、锰合金元素使共析点左移, 导致过冷奥氏体在临界转变温度主要发生共析转变, 产生的先共析铁素体量极少, 组织转

变时体积变化不明显, 采用膨胀法所测 CCT 曲线无法反映铁素体转变温度区间^[8]。而 U71Mn 钢碳含量在共析成分范围属于一种共析钢, 所以无贝氏体转变。当冷速不大于 7 °C/s 时, 过冷奥氏体发生珠光体转变, 且有极少量的铁素体生成, 组织产物为珠光体 + 少量铁素体。当冷速大于 7 °C/s 时, 冷却曲线依次与珠光体转变开始线和马氏体转变开始线相交, 且有极少量的铁素体生成, 组织产物为珠光体 + 马氏体 + 少量铁素体, 且珠光体量随冷速的增大逐渐减少, 马氏体量随冷速的增大逐渐增多。因此, U71Mn 钢的珠光体转变临界冷速为 7 °C/s。

2.2 热模拟试验结果分析

根据过冷奥氏体转变动力学曲线分析结果, 按图 1 中的工艺原理制定热模拟工艺试验方案, 如表 4 所示。

表 4 热模拟试验结果

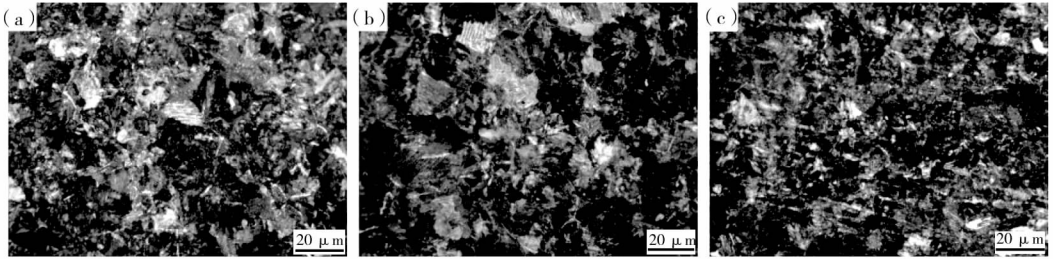
编号	开冷温度/°C	冷速/(°C · s ⁻¹)	终冷温度/°C	保温时间/s	显微组织
1	850	6	500	30	P + B + F(少)
2	850	8	500	30	P + B + F(少)
3	850	10	500	30	P + M(少)
4	850	12	500	30	B + M + P
5	850	6	550	30	P + F(少)
6	850	8	550	30	P + F(少)
7	850	10	550	30	P + B(少) + M(少)
8	850	12	550	30	P + M
9	850	6	570	30	P
10	850	8	570	30	P
11	850	10	570	30	P
12	850	12	570	30	P

图 3 为试验钢按编号 1—12 不同工艺条件进行热模拟后的显微组织。由图 3(a)—(d) 可知, 试验钢在终冷温度为 500 °C 时, 冷速从 6 °C/s 增大到

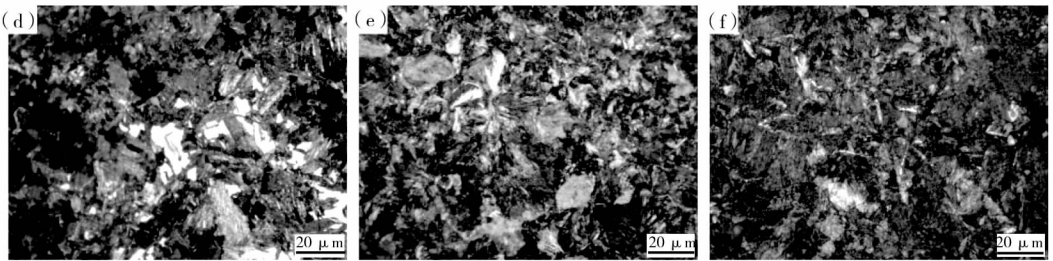
12 °C/s, 所得组织中除珠光体外还含有贝氏体和马氏体, 且随着冷速的增大, 贝氏体和马氏体含量逐渐增多。终冷温度为 550 °C 时, 冷速从 6 °C/s 增大到

8 °C/s 所得组织为珠光体 + 少量铁素体, 冷速从 10 °C/s 增大到 12 °C/s 所得组织除珠光体外还含有贝氏体和马氏体, 其含量随着冷速的增大而增多。U71Mn 钢属于珠光体轨钢, 组织中存在贝氏体和马氏体会降低该类钢种的韧性, 所以应避免出现。由 U71Mn 钢的 TTT 曲线可知, 等温温度不低于 500 °C 时只发生珠光体转变, 而此处终冷温度为 500 °C 和

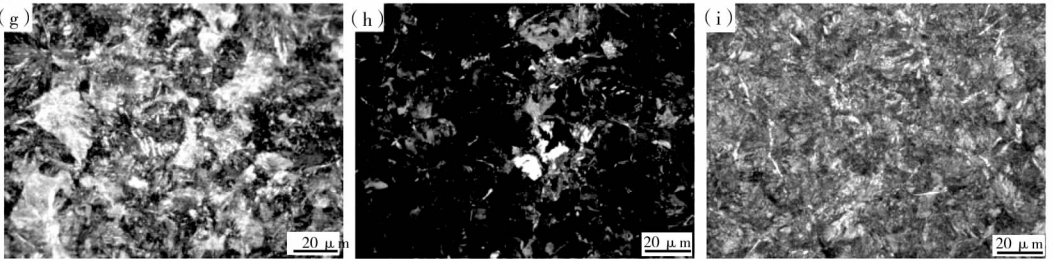
550 °C 时, 发生了贝氏体和马氏体转变, 原因是第一阶段冷速较大, 冷到指定终冷温度时温度下冲到贝氏体和马氏体转变温度区域, 导致组织中出现贝氏体和马氏体。终冷温度为 570 °C 时, 冷速从 6 °C/s 增大到 12 °C/s 所得组织均为珠光体。因此, 以 570 °C 为终冷温度时, U71Mn 钢对冷速的适应性较强。



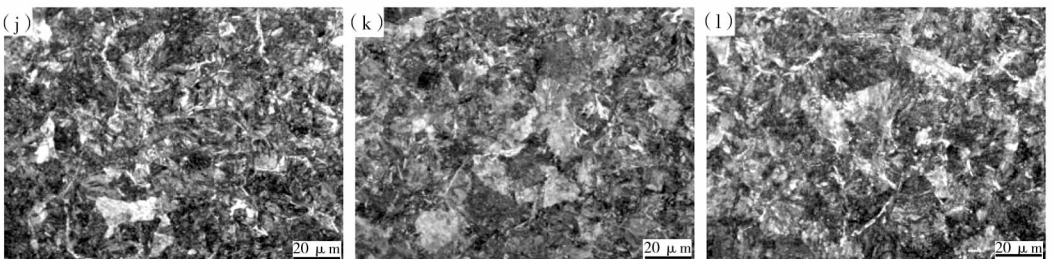
(a) 开冷温度 850 °C, 冷速 6 °C/s; (b) 开冷温度 850 °C, 冷速 8 °C/s; (c) 开冷温度 850 °C, 冷速 10 °C/s;
终冷温度 500 °C, 保温 30 s 终冷温度 500 °C, 保温 30 s 终冷温度 500 °C, 保温 30 s



(d) 开冷温度 850 °C, 冷速 12 °C/s; (e) 开冷温度 850 °C, 冷速 6 °C/s; (f) 开冷温度 850 °C, 冷速 8 °C/s;
终冷温度 500 °C, 保温 30 s 终冷温度 550 °C, 保温 30 s 终冷温度 550 °C, 保温 30 s



(g) 开冷温度 850 °C, 冷速 10 °C/s; (h) 开冷温度 850 °C, 冷速 12 °C/s; (i) 开冷温度 850 °C, 冷速 6 °C/s;
终冷温度 550 °C, 保温 30 s 终冷温度 550 °C, 保温 30 s 终冷温度 570 °C, 保温 30 s



(j) 开冷温度 850 °C, 冷速 8 °C/s; (k) 开冷温度 850 °C, 冷速 10 °C/s; (l) 开冷温度 850 °C, 冷速 12 °C/s;
终冷温度 570 °C, 保温 30 s 终冷温度 570 °C, 保温 30 s 终冷温度 570 °C, 保温 30 s

图3 热模拟后的显微组织

图 4 为热模拟后试验钢的硬度变化曲线。在终冷温度为 570 °C、冷速为 6 ~ 12 °C/s 时,试验钢的显微组织为珠光体,硬度值(HRC)在 35.6 ~ 37.5 范围内,满足 TB/T 2344—2012^[7] 标准中 U71Mn 热处理钢轨的组织 and 硬度要求。终冷温度为 550 °C 时,随冷速的增大,试验钢硬度总体呈增大趋势。冷速为 6 °C/s 和 8 °C/s 时,试验钢的硬度值(HRC)分别为 35.7 和 35.9,显微组织为珠光体,满足 TB/T 2344—2012 要求,但在冷速为 10 °C/s 和 12 °C/s 时,硬度有所增大,原因是显微组织中出现少量贝氏体和马氏体。终冷温度为 500 °C 时,试验钢冷速在 6 ~ 12 °C/s 范围内所获组织中均存在贝氏体或马氏体或两者混合组织,且随冷速的增大,贝氏体和马氏体含量逐渐增加,导致硬度总体呈增大趋势。

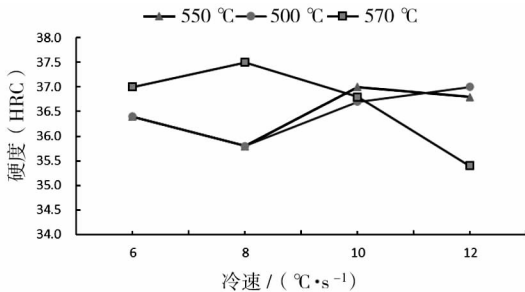


图 4 热模拟后试验钢的硬度

3 讨论

U71Mn 钢 CCT 曲线的测试研究报道较多,但针对其 TTT 曲线方面还少有报道。连续冷却转变时,随着温度不断降低,钢中的碳及其合金元素扩散不充分,延长了珠光体转变孕育期和转变时间。而等温转变时,因等温温度不变,时间足够长,碳及合金元素得到充分扩散,珠光体转变孕育期和转变时间也相应缩短。由图 2 可知,当等温温度为 525 °C 时,珠光体转变所需孕育期最短,转变时间也最短,此时珠光体片间距最细。

由于钢轨在线余热淬火工艺的研究主要以应用为基础,所以对其组织性能的变化比较关心。研究表明^[9-11],钢轨热处理时先快冷使过冷奥氏体快速通过粗珠光体转变区,然后在细片状珠光体转变区保温足够长的时间,可获得极细的片状珠光体组织,大大提高了钢轨的强度和韧性。钢轨珠光体转变在慢冷阶段完成,因此需要严格控制冷却速度和终冷

温度,使其全部转变为细片状珠光体。在热模拟试验结果中,终冷温度为 570 °C 时对冷速的适应性较强,6 ~ 12 °C/s 时所获组织均为珠光体,硬度满足标准要求。终冷温度小于 570 °C 时,个别冷速下出现贝氏体或马氏体或两者混合脆性组织。

综上所述数据与分析,满足 U71Mn 热处理钢轨组织性能要求的分段式冷却工艺为开始冷却温度为 850 °C,冷速为 6 ~ 12 °C/s,终冷温度为 570 °C。

4 结论

(1) U71Mn 钢的珠光体转变临界冷速为 7 °C/s,允许珠光体转变的温度范围为 500 ~ 600 °C,温度为 525 °C 时,珠光体转变所需孕育期最短,转变时间也最短,此时珠光体片间距最细。

(2) 热模拟试验中,在开冷温度为 850 °C 条件下,终冷温度小于 570 °C 时,试验钢硬度随冷速的增大整体呈增大趋势,个别冷速下出现贝氏体或马氏体或两者混合脆性组织;终冷温度为 570 °C,冷速在 6 ~ 12 °C/s 范围内,试验钢所获组织均为珠光体,硬度满足标准要求,为分段式冷却强化合理工艺参数。

参 考 文 献

- [1] 张银花,周清跃,陈朝阳,等. 1 300 MPa 级在线热处理钢轨使用性能研究[J]. 中国铁道科学,2008,29(6):23-29.
- [2] KIMURA Tatsumi, TAKEMASA Mineyasu, HONJO Minora. Development of SP3 Rail with High Wear Resistance and Rolling Contact Fatigue Resistance for Heavy Haul Railways [J]. JFE Technical Report, 2011, (16):32-37.
- [3] Ordóñez Olivares R, Garcia C I, DeArdo A. Advanced Metallurgical Alloy Design and Thermochemical Processing for Rails Steels for North American Heavy Haul Use [J]. Wear, 2011,27(2):364-373.
- [4] 张智,洪海峰,智建国. U76CrRE 钢轨的热处理[J]. 金属热处理,2010,35(3):119-121.
- [5] 刘晓华. 攀钢热处理钢轨生产的回顾与展望 [J]. 四川冶金,2005,27(2):4-6.
- [6] 王立新,智建国,李智丽,等. 终冷温度和保温时间对 U75V 钢组织及硬度的影响 [J]. 金属热处理,2016,41(5):120-123.

(下转第 63 页)

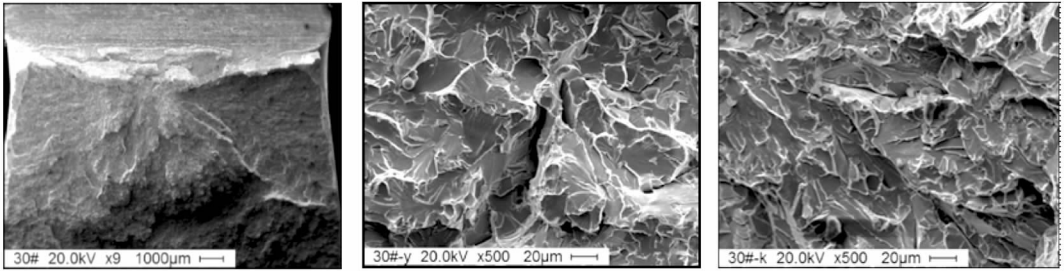


图3 断口分析

5 结论

(1) 采用单一添加钒氮合金生产的 S450J0 性能满足技术要求。

(2) S450J0 钢桩生产技术难点在于难以保证氮含量的稳定性,导致产品性能存在波动;厚规格轧制时,铸坯到成品的压缩比小,钢桩的腿尖部难以充满金属。

(3) 相同的成分设计下, S450J0 薄壁钢桩的强度富裕量大,厚壁钢桩的强度适中,下一步在实际生产中应将成分按规格进行窄范围细分,达到满足性能的同时降低制造成本。

(4) S450J0 钢桩 0 °C 冲击均值为 50 J, 满足技术要求,但冲击韧性偏低。

(5) S450J0 钢桩轧制过程工艺窗口宽,对温度敏感性不强。开轧温度尽可能适中,温度太高无法保证冲击韧性,温度太低厚壁轧制力过大引起跳闸,应保证终轧温度在 920 ~ 950 °C。

参 考 文 献

- [1] 方金林,武玉利,李超,等. S450J0 H 型钢桩生产实践[J]. 江西冶金,2016,36(1):22-26.
- [2] 朱秋菊,张蕾,李同敬. 高强度厚壁 H 型钢桩轧制工艺优化研究[J]. 江西冶金,2013,33(4):38-44.
- [3] 丛晓艳. VN 元素在微合金化钢中的作用和开发前景[J]. 北京科技大学学报,2004,32(3):3-5.
- [4] 任安超,吉玉,赵隆崎,等. U75V 钢的连续冷却相变行为[J]. 机械工程材料,2008,32(7):15-17.
- [5] Roman Kuziak, Ryszard Molenda, Jerzy Pietryka. A New Method of Head Hardening of Rail Profiles [J]. Hutnik, wiadomosci hutnicze, 2003,(2):53-59.
- [6] Satyam S. Sahay, Goutam Mohapatra, George E. Totten. Overview of Pearlitic Rail Steel: Accelerated Cooling, Quenching, Microstructure, and Mechanical Properties [J]. Journal of ASTM International,2009,6(7):1-26.
- [7] 吴鹏松,吴朝野,周东华. 钢轨在线热处理自适应逆控制系统研究[J]. 西北大学学报,2007,37(5):729-733.
- [8] TB/T 2344—2012,43 kg/m ~ 75 kg/m 钢轨订货技术条件[S].

(上接第 52 页)