

## 膨胀及原位观测法研究低碳贝氏体钢轨 U25CrNi 连续冷却相变

万菲<sup>1</sup> 刘晓卫<sup>2</sup> 朱敏<sup>1</sup> 闻臻<sup>1</sup>

(1 宝钢股份中央研究院, 武汉 430080; 2 中国铁路郑州局集团有限公司工务部, 郑州 450052)

**摘要** 利用 Formastor-F 淬火膨胀仪热模拟和 VL2000DX-SVF17SP 高温激光共聚焦显微镜观察, 研究了 U25CrNi 低碳贝氏体钢轨(成分: 0.25C, 1.73Si, 1.69Mn, 0.012P, 0.002S, 1.40Cr, 0.57Ni, 0.49Mo, 0.06V) 从 950 °C 以不同冷却速度连续冷却后的膨胀曲线和金相组织。结果表明, 低冷速下(0.2 °C/s), 实验钢组织主要为贝氏体; 随冷却速度增大至 1 °C/s, 实验钢组织逐渐过渡为贝氏体和马氏体, 且贝氏体板条尺寸随冷速增大而逐渐减小; 当冷速达到 2 °C/s 时, 冷却过程中基本只发生马氏体相变, 实验钢硬度随冷速增大而逐渐增大。

**关键词** 原位观察 热膨胀法 相变温度 组织

### Investigation on Continuous Cooling Transformation Process of Low Carbon Bainite Rail Steel U25CrNi by Dilatation and in-situ Observation Method

WAN Fei<sup>1</sup>, LIU Xiao-wei<sup>2</sup>, ZHU Min<sup>1</sup>, WEN Zhen<sup>1</sup>

(1 Central Research Institute of Baoshan Iron and Steel Co Ltd, Wuhan 430080;

2 Ministry of Public Work, China Railway Zhengzhou Bureau Group Co Ltd, Zhengzhou 450052)

**Abstract** By Formastor-F quenching dilatometer thermal simulation and VL2000DX-SVF17SP high temperature laser scanning confocal microscope (LSCM) observation, the dilatation curve and microstructure of a low carbon bainite rail steel of U25CrNi (composition: 0.25C, 1.73Si, 1.69Mn, 0.012P, 0.002S, 1.40Cr, 0.57Ni, 0.49Mo, 0.06V) during continuous cooling process from 950 °C at different cooling rates are studied. The results show that at low cooling rate (0.2 °C/s), the microstructure of test steel is mainly bainite; as the cooling rate increases to 1 °C/s, the microstructure gradually transforms to bainite and martensite, and the size of the bainite plate gradually decreases with the increase of the cooling rate; when the cooling rate reaches 2 °C/s, basically only the martensite transformation occurs during the cooling process, and the hardness of the test steel gradually increases with the increase of the cooling rate.

**Material Index** In-situ Observation, Thermal Expansion Method, Transformation Temperature, Microstructure

珠光体钢轨已广泛用于铁路建设中, 通过化学成分设计和热处理工艺, 珠光体钢轨的强度可以提高到 1 300 MPa 左右<sup>[1-3]</sup>, 但该强度值已接近其强度上限, 并且珠光体钢轨的韧性随着强度的增加而显著降低。为了满足高速重载铁路发展的需求, 新一代铁路钢轨应具有更高的强度和更好的韧性和耐磨性。

英国剑桥大学 Bhadeshia 教授等人于 2002 年开发了一种强韧性能优异的高强度贝氏体钢, 被称为纳米结构贝氏体钢(nano-structured bainitic steels)。这种钢利用低温贝氏体转变得到纳米贝氏体结构, 贝氏体铁素体板条中间不是脆性碳化物而是薄膜状残余奥氏体, 其组织由纳米或亚纳米贝氏体板条、薄膜状残余奥氏体和少量马氏体构成, 具有超高强度和良好的韧性<sup>[4]</sup>。贝氏体钢轨的强度、韧性、疲劳寿命和耐磨性均优于珠光体钢轨, 纳米结构贝氏体钢轨成为钢轨行业研究的一个热点<sup>[5-8]</sup>。

近年来, 高温激光共聚焦显微镜已逐渐被应用到钢铁领域研究钢的相变过程, 既可以原位观察试样在不同冷却速度和冷却温度下相变产物的形核和长大过程<sup>[9-10]</sup>, 也可以更直观地观察试样任意时刻的显微组织形态。因此, 结合热模拟实验方法和高温激光共聚焦显微镜原位观察法, 研究低碳高强贝氏体钢轨的不同连续冷却速度下的相变过程。

#### 1 实验材料和方法

##### 1.1 实验材料

实验材料为钢厂开发的低碳高强贝氏体钢 U25CrNi, 化学成分如表 1 所示。贝氏体钢轨生产工艺为铁水经喷镁粉脱硫后, 进入转炉冶炼, 终点碳含量大于 0.08%, 出钢 1/4 后加入硅、锰、铬、钼、镍、钒等合金及增碳剂; 出钢完成后进入 LF 精炼时间大于 40 min; 然后经过 RH 真空处理, 真空度小于 100 Pa, 真空时间大于 15 min; 精炼完成后经 5 机 5

表 1 实验 U25CrNi 钢化学成分/%

Table 1 The chemical composition of tested U25CrNi steel/%

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V
0.25	1.73	1.69	0.012	0.002	1.40	0.49	0.57	0.06

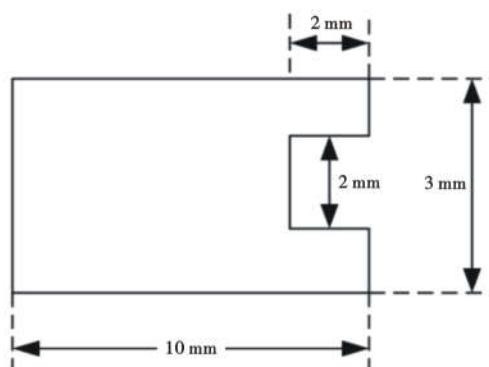


图 1 U25CrNi 钢热模拟试样尺寸  
Fig. 1 Thermal sample size of U25CrNi steel

流连铸机连铸成 280 mm × 380 mm × 7 800 mm 铸坯,铸坯缓冷到室温后送到轧钢厂;铸坯在步进式加热炉内加热到 1 260 °C 出炉,经高压水除鳞后,进入万能轧机轧制成钢轨,轧后在冷床上冷却到室温矫直。实验材料取自钢轨头部,并加工成相应试样分别进行热模拟和高温激光共聚焦显微镜原位观察实验。

## 1.2 实验方法

### 1.2.1 热模拟实验

热模拟连续冷却转变实验在 Formastor-F 膨胀仪上进行,圆柱形试样尺寸见图 1。按照 YB/T 5127-1993《钢的临界点测定方法(膨胀法)》,试样以 200 °C/h 加热到 950 °C,保温 10 min,然后以 200 °C/h 冷却到室温,记录温度-膨胀曲线,采用切线法确定贝氏体钢临界点  $Ac_1$ 、 $Ac_3$ 、 $Ar_1$ 、 $Ar_3$ ,结果分

别为 719、823、389、719 °C。基于贝氏体钢临界转变温度,设定热模拟实验方案。将试样用 10 °C/s 速度加热到 950 °C 后保温 10 min,使其完全奥氏体化,分别以 0.2、1、2 °C/s 冷却速度冷却至室温,记录温度、膨胀量和时间数据,绘制出温度-膨胀曲线、温度-时间曲线<sup>[11-13]</sup>。

### 1.2.2 高温激光共聚焦显微镜原位观察实验

采用 VL2000DX-SVF17SP 高温激光共聚焦显微镜原位观测方法,分析不同冷速下的相变过程,实验工艺与热模拟实验工艺完全相同,将贝氏体实验钢加热到 950 °C 保温 10 min,然后分别以 0.2、1、2 °C/s 的速度冷却到室温,利用高温共聚焦显微镜直观动态观察冷却过程中相变过程,记录整个热处理过程中的视频和实时组织照片。

### 1.2.3 显微组织和硬度检测

热模拟和高温激光共聚焦显微镜实验完成后,分别利用 OLYMPUS-GX71 型光学显微镜和 JEM-2100F 型电子场发射透射电镜下观察试样显微组织,然后用 FV-700 型半自动数值维氏硬度计测量其维氏显微硬度(HV10),测出不同冷速下的维氏显微硬度。结合金相法及硬度法,区分不同相变产物类型。

## 2 实验结果

### 2.1 热膨胀法测量实验钢相变及组织性能

#### 2.1.1 温度-膨胀曲线

钢铁材料奥氏体化后,在随后的冷却过程中发生固态相变时,面心立方结构的奥氏体转变为体心立方结构的铁素体、贝氏体、马氏体,由于新相和旧相的晶格结构发生了改变,体积也会发生改变,导致在温度-膨胀曲线上会出现明显的拐点。记录热模拟实验过程中温度和膨胀量曲线,使用 Origin8.0 软

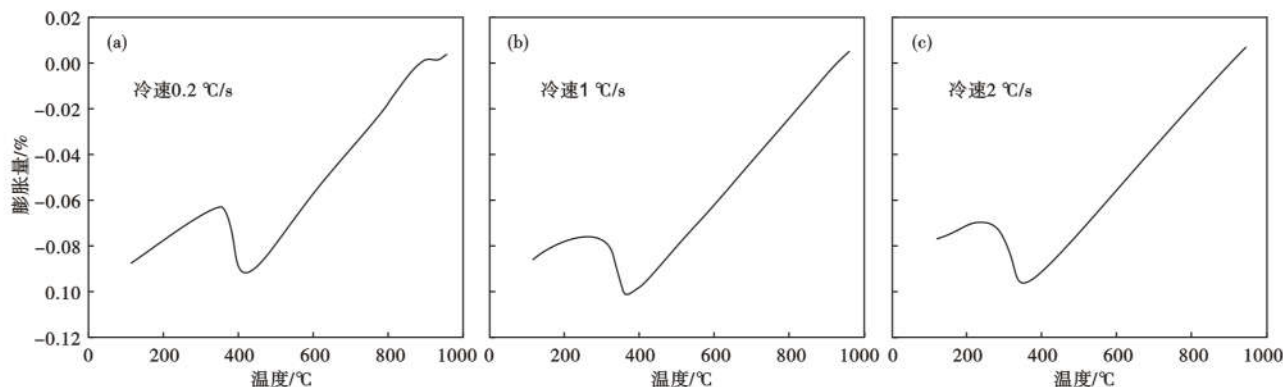


图 2 U25CrNi 钢冷速(a)0.2 °C/s;(b)1 °C/s;(c)2 °C/s 时温度-膨胀曲线  
Fig. 2 Temperature-dilatation curves of U25CrNi steel at cooling rate (a) 0.2 °C/s, (b) 1 °C/s and (c) 2 °C/s

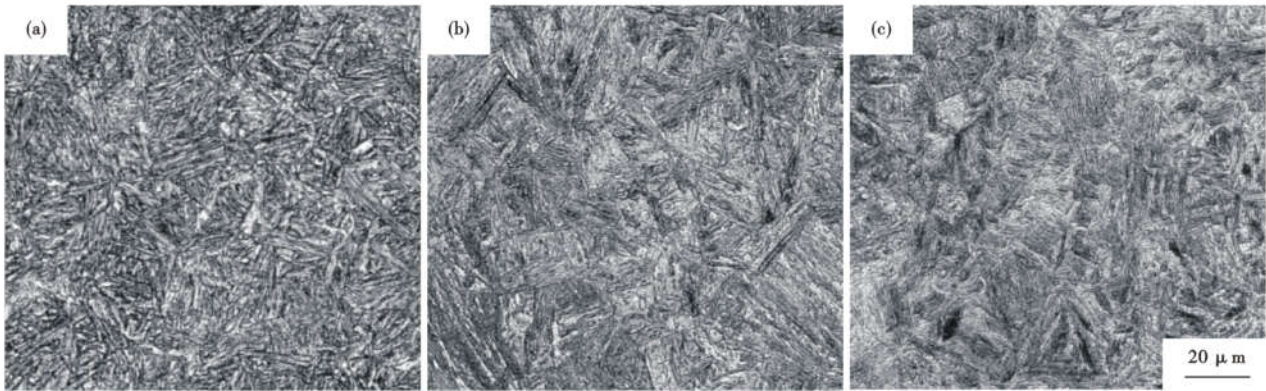


图3 950 °C奥氏体化 U25CrNi 钢的冷却速率和显微组织:(a)0.2 °C/s; B;(b)1 °C/s; M+B;(c)2 °C/s; M

Fig.3 Cooling rate and mirostructure of U25CrNi steel austenizing at 950 °C: (a) 0.2 °C/s, B, (b) 1 °C/s, M+B and (c) 2 °C/s, M

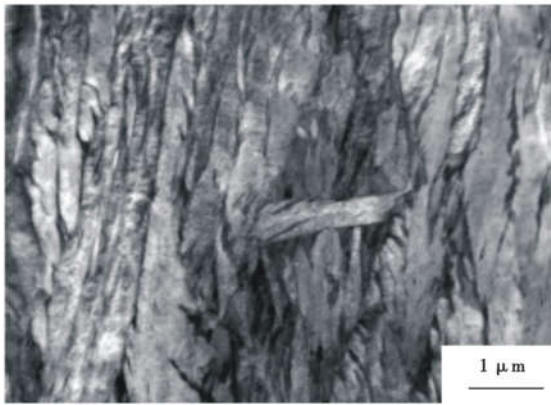


图4 U25CrNi 钢 0.2 °C/s 冷速相变后的 TEM 组织图

Fig.4 TEM mirostructure of U25CrNi steel at cooling rate of 0.2 °C/s

件绘制温度-膨胀曲线,采用切线法找出过冷奥氏体转变开始温度和结束温度。U25CrNi 钢 950 °C 奥氏体化后不同冷却速度下(0.2、1、2 °C/s)的温度-膨胀量曲线见图 2。由图 2 可知,随着冷却速度的增加,奥氏体开始分解温度逐渐下降,分别为 $(448 \pm 2)$  °C、 $(417 \pm 3)$  °C 和 $(408 \pm 2)$  °C,这是因为随着冷却速度的加快,高温相变逐渐被抑制。

### 2.1.2 显微组织

热模拟实验记录的温度-膨胀曲线可以分析奥氏体分解的开始温度和结束温度,但无法直接判断相变后的微观组织类型。金相法是对膨胀法的有效补充,根据金相组织分析,可以确定相变产物类型。图 3 给出了热模拟实验不同冷速相变后的光学显微组织,可以观察到,0.2 °C/s 冷速相变后的产物由贝氏体组成,而 1 °C/s 冷速相变后的产物为马氏体和贝氏体,且贝氏体形貌为板条状,马氏体形貌为块状,2 °C/s 冷速相变后的产物基本为块状马氏体。

为了进一步清晰的观察显微组织特征,采用透

射电镜(TEM)观察不同冷速下的精细组织。图 4 举例给出了冷速为 0.2 °C/s 时的 TEM 组织,表明其组织主要为贝氏体,利用 Nano Measurer 软件计算其平均贝氏体板条宽度约为 0.35 μm。

TEM 透射电镜观察组织时可知,在贝氏体与铁素体板条间存在长条状黑色相,图 5(a)是对应的暗场像,在图 5(a)圆圈处选区进行电子衍射。由于该选区衍射范围较大,周边的基体也产生衍射,因此产生了 2 套斑点,见图 5(b),标定图如图 5(c)。

选区衍射后,测量特征平行四边形值(图 5b),测得  $R_1 = 7.7$ 、 $R_2 = 9$ 、 $R_3 = 11.8$ ,  $R_1$  与  $R_2$  之间夹角为 89.45°。根据衍射花样标定通常采用的校核法对该晶体进行标定,通过对比已有面心立方晶体结构参数,查询得到晶带轴  $\langle uvw \rangle$  为  $\langle 233 \rangle$ ,晶面指数  $(h_1 k_1 l_1)$  为  $(0 \bar{2} \bar{2})$ ,  $(h_2 k_2 l_2)$  为  $(3\bar{4}1)$ ,根据矢量叠加计算对角线晶面指数为  $(3 \bar{6} \bar{1})$ ,根据校核法确定图 5(a)中黑色相为面心立方结构奥氏体。类似地,测量图 5d 中 A 平行四边形中  $R_1 = 7$ ,  $R_2 = 8.7$ ,  $R_3 = 8.7$ ,  $R_1$  与  $R_2$  之间夹角为 68.59°,通过计算和查询后得到对应指数分别为  $\langle 012 \rangle$ 、 $(200)$ 、 $(12\bar{1})$ ,根据矢量叠加计算对角线晶面指数为  $(32\bar{1})$ ,经校核法得到其为体心立方结构的铁素体。因此,板条状铁素体间的薄膜状残余奥氏体析出,进一步验证了 0.2 °C/s 冷速下贝氏体相变的发生。

在透射电镜下观察当冷速为 1 °C/s 和 2 °C/s 相变后的产物,结果表明,1 °C/s 冷速相变后的组织为贝氏体 + 马氏体,测量贝氏体板条尺寸后取平均值,结果为  $(0.20 \pm 0.013)$  μm; 2 °C/s 冷速相变后的组织基本为马氏体,其间存在 M/A 相。对比不同冷速(0.2 °C/s 和 1 °C/s)相变后的贝氏体板条尺寸可知,在贝氏体相变区间范围内,冷速越大,贝氏体

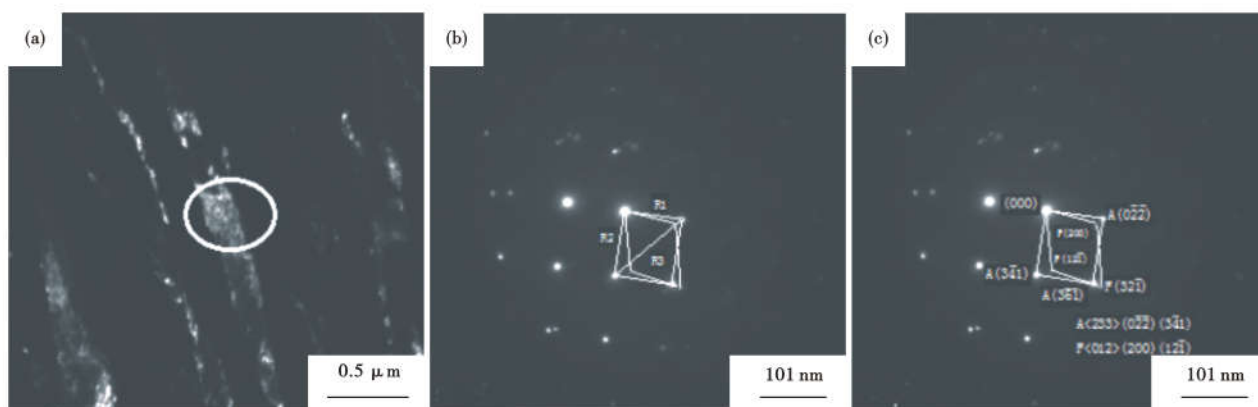


图 5 冷速 0.2 °C/s 的 U25CrNi 钢: (a) 暗场相 (b) 衍射斑点和 (c) 标定  
Fig. 5 (a) dark-field phase, (b) diffraction spot and (c) calibration of U25CrNi steel with cooling rate 0.2 °C/s

板条尺寸越细小。这是因为随着冷速的增加,贝氏体相变温度越低,过冷度越大,因而贝氏体板条尺寸越细。

结合光学显微镜和透射电镜观测分析,当试样完全奥氏体化后,以较慢的冷却速度(0.2 °C/s)时,转变后的组织主要为贝氏体;当冷却速度达到 1 °C/s 时,马氏体组织开始出现,贝氏体和马氏体同时存在;当冷速进一步提高到 2 °C/s 时,室温组织完全转变为马氏体。

### 2.1.3 组织硬度

利用维氏硬度仪测量不同冷速后相变产物的硬度值。为了提高统计结果精度,每个试样沿直径方向等间距的测量十个不同位置硬度值,最后结果取平均值。结果表明,0.2 °C/s 冷速下相变产物的组织硬度值为 412 ~ 428HV,而 1 °C/s 和 2 °C/s 冷速相变产物的组织硬度值分别为 468 ~ 478HV 和 473 ~ 491HV。可以看出,随着冷却速度增加,转变后组织的维氏硬度逐渐提高,这与不同冷速相变后的相变产物有很大的关系,0.2 °C/s 冷速相变后的产物主要是贝氏体,而 1 °C/s 和 2 °C/s 冷速相变后产物中除了贝氏体以外,还存在马氏体相。此外,由膨胀曲线结果可知,冷速增加,相变开始温度降低,相变开始温度越低,过冷奥氏体存在的位错密度和内应力就越大,因而组织硬度增大。

### 2.2 高温激光共聚焦显微镜原位分析

热模拟实验可以分析奥氏体转变产物的温度,但无法直接判断相变后的微观组织类型,而且当相变量较少时,很难直观的反映在膨胀曲线上,难以精确确定相变温度。高温激光共聚焦显微镜实验可以直观观察到任意时刻和温度下试样的相变开始情况。图 6 举例给出了试样奥氏体化后以 1 °C/s 冷

速冷却到室温的组织形貌变化过程。可以看出,当温度下降到 402.4 °C 时,奥氏体晶粒大部分保持不变,部分晶粒在原始奥氏体晶界发生相变图 6(a)。当温度下降到 343.4 °C 时图 6(b),奥氏体晶粒相变加速。当温度进一步下降到 332.4 °C 和 253.0 °C 图 6(c-d)时,相变量明显增加。随着温度进一步降低至 200.2 °C 和 140.0 °C 时图 6(e-f),奥氏体状态保持不变,可以看出当温度低于 253.0 °C 以后,组织形貌基本处于静止状态。观察不同时间段组织形貌可知,1 °C/s 冷速下过冷奥氏体的开始相变温度约为 426 °C。类似地,采用同样的方法直观观察到 0.2 °C/s 和 2 °C/s 冷速下过冷奥氏体的开始相变温度分别约为 459 °C 和 415 °C。原位观察结果表明,随着冷却速度的增加,相变开始温度逐渐降低,变化趋势与热模拟实验结果趋势一致。此外,通过相变速度(马氏体相变速度要远大于贝氏体相变速度<sup>[9-10]</sup>)和相变组织形貌可直接观察到,0.2 °C/s 冷速后组织主要为贝氏体;1 °C/s 冷速后组织主要为贝氏体 + 马氏体;而 2 °C/s 冷速后组织为马氏体 + 极少量贝氏体。

对采用高温共聚焦显微镜实验不同冷却速度试样进行室温组织观察,结果表明,以 2 °C/s 冷却到室温条件下得到的组织基本为马氏体;以 1 °C/s 冷却到室温条件下得到的组织为马氏体 + 贝氏体;以 0.2 °C/s 冷却到室温条件下得到的组织基本为贝氏体。对比相同冷速下高温共聚焦显微镜实验和热模拟实验后的显微组织(图 3)可以看出,不同研究方法下得到的组织基本相同,表明热模拟膨胀法和高温共聚焦原位观测法在相同冷速下的相变过程基本相同,采用两种不同手段研究相变过程是基本可行的。

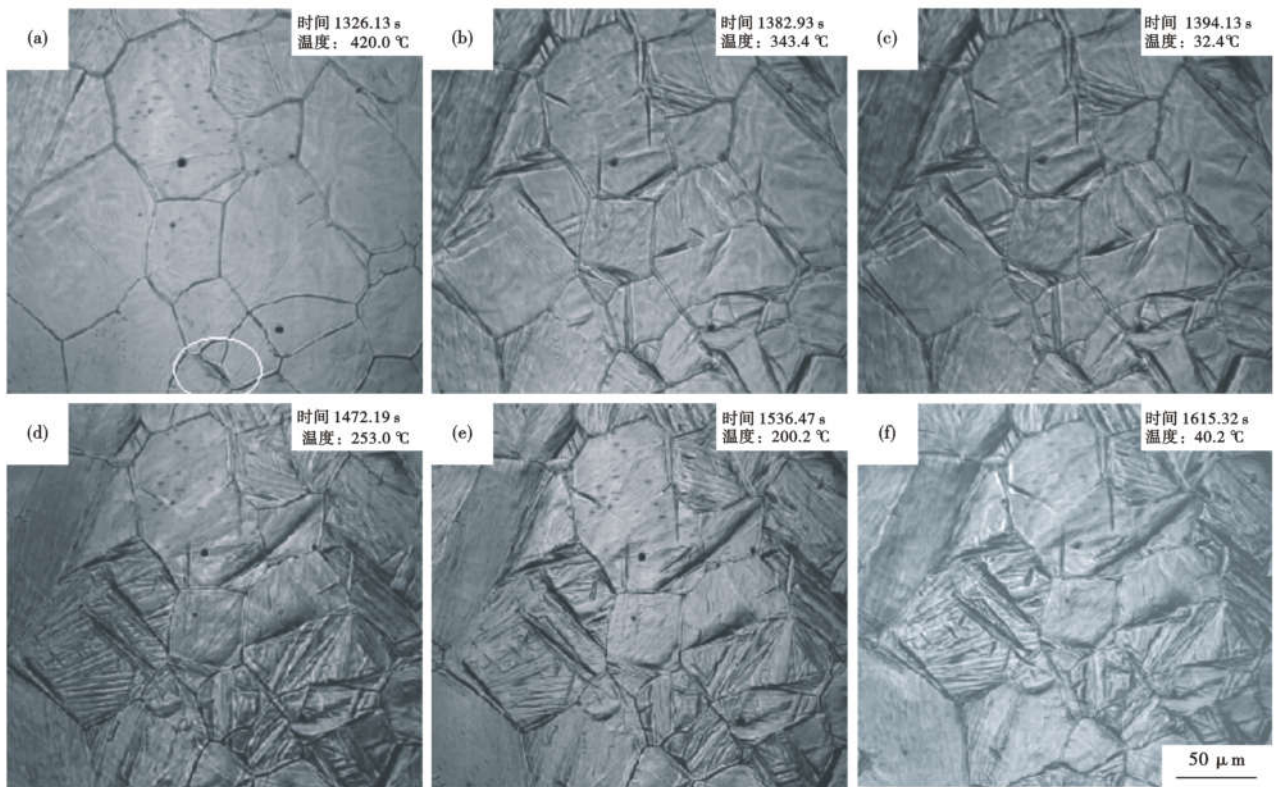


图 6 U25CrNi 钢以 1 °C/s 冷速至(a)402.0 °C,(b)343.4 °C,(c)332.4 °C,(d)253.0 °C,(e)200.2 °C和(f)140.2 °C的原位组织观察,LSCM

Fig. 6 In-situ observation of structure in U25CrNi steel by LSCM at 1 °C/s cooling rate to (a) 402.0 °C, (b) 343.4 °C, (c) 332.4 °C, (d) 253.0 °C, (e) 200.2 °C and (f) 140.2 °C

表 2 冷却速度对 U25CrNi 钢相变开始温度的影响

Table 2 Effect of cooling rate on initial temperature of transformation of U25CrNi steel

冷却速度/ (°C · s <sup>-1</sup> )	组织	相变开始温度/°C	
		热模拟实验	原位观察实验
0.2	贝氏体(B)	448 ± 2	459 ± 0.2
1.0	贝氏体 + 马氏体(B + M)	417 ± 3	426 ± 0.2
2.0	马氏体(M)	408 ± 2	415 ± 0.3

### 3 分析与讨论

结合热模拟实验和高温共聚焦激光显微镜原位观察实验结果,综合分析在 0.2、1、2 °C/s 冷速下,热模拟实验和原位观察相变过程,测得的不同冷速下的相变开始和结束温度,结果见表 2。

从表 2 可以看出,不同方式研究钢材料的相变过程,两种方法相变温度存在 10 °C 左右的差异,采用高温激光共聚焦显微镜观察的相变开始和结束温度均要高于热模拟实验结果。这主要是因为利用热模拟实验温度 - 膨胀曲线和切线法测量相变温度时,只有当相变量明显增加,膨胀曲线的拐点才会明显偏移,才能记录相变开始温度。然而,高温激光共

聚焦显微镜原位观察的是试样表面的相变过程,而试样表面本身就是最先发生相变的位置。这主要是因为贝氏体和马氏体的相变过程均会引起应变能,在试样内部发生相变时,应变能在试样内部不易释放,会阻碍相变过程;而当在自由表面发生相变时,应变能会更容易释放,从而使表面附近的相变在较高温度下就开始发生<sup>[14]</sup>。试样表面发生贝氏体相变时,由于相变量很小,在膨胀曲线上无法观察膨胀量的波动,随着温度的继续降低,相变量积累到一定程度后,才能在膨胀曲线上体现出来。因此,高温激光共聚焦显微镜观察的相变开始温度要高于根据热模拟膨胀量确定的相变温度。

此外,由表 2 可知,热模拟实验测量的结果误差至少 2 °C 以上,而高温激光共聚焦显微镜观察结果误差只有约 0.2 °C,表明高温激光共聚焦显微镜观察的相变温度结果更加精确。其次,根据热模拟膨胀曲线测量的相变温度会由于测量方法的不同而获得不同的结果。例如,根据 1 °C/s 冷速下温度 - 膨胀曲线[图 2(b)],根据切线法获得贝氏体相变开始温度 417 °C,采用顶点法获得相变开始温度 343 °C,两种测量方法相差很大,同时,切线法确定相变

温度,有一定的人为因素,使热模拟实验膨胀量曲线测量相变温度存在一定的误差。但需要指出的是高温激光共聚焦显微镜观察实验无法精确的确定相变量,只能通过实验后的组织分析来量化相变量,存在较大的误差;热模拟实验则可以利用膨胀量曲线来定量分析每个阶段相变量的体积百分比,精度高于原位观察实验后组织分析确定的相变量结果。

因此,对比分析两种方法的优缺点可知,测量相变温度时,高温激光共聚焦显微镜原位观察方法要优于热模拟实验方法,而定量分析相变量时,热模拟实验结果精度要明显高于高温激光共聚焦显微镜原位观察结果。本研究结果表明,将两种方法结合,可为材料相变研究提供更多样化、更准确和直观的研究方式,提高理论研究和工程应用的准确性。

#### 4 小结

(1)高温激光共聚焦显微镜原位观察测量的相

变温度比热模拟实验测量的相变温度更加精确,而测量相变量时,热模拟实验结果精度要明显高于高温激光共聚焦显微镜原位观察测量结果。

(2)低碳贝氏体钢轨分别以 0.2、1 和 2 °C/s 冷却后的组织依次为贝氏体(B)、贝氏体+马氏体(B+M)、马氏体(M),而且随着冷速的增加,相变开始温度逐渐降低,贝氏体板条尺寸逐渐减小,显微组织硬度值逐渐增加。

(3)将热模拟实验方法和高温激光共聚焦显微镜原位观察方法有机结合进行实验钢的贝氏体相变分析,为钢铁材料相变研究提供了一种精度更高的新方法,提高了材料相变的精度。

#### 参考文献

- [1]周清跃,张银花,刘丰收.高速铁路钢轨技术发展历程回顾[J].中国铁路,2018(3),2-5.
- [2]Debehets J, Tacq J, Favache A, et al. Analysis of the Variation in Nanohardness of Pearlitic Steel: Influence of the Interplay Between Ferrite Crystal Orientation and Cementite Morphology[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 616: 99-106.
- [3]Tan Z L, An B F, Gao G H, et al. Analysis of Softening Zone on the Surface of 20Mn2SiCrMo Bainitic Railway Switch[J]. Engineering Failure Analysis, 2015, 47:111-116.
- [4]Vorozhishchev V I, Pavlov V V, Kormieva L V. Production of Bainite Steel Rails[J]. Steel in Translation, 2005, 35:66-70.
- [5]Garcia-Mateo C, Caballero F G, Bhadeshia Hkdh. Development of Hard Bainite[J]. ISIJ International, 2003, 43:1238-1243.
- [6]Aglan H A, Liu Z Y, Hassan M F, et al. Mechanical and Fracture Behavior of Bainitic Rail Steel[J]. Journal of Materials Process and Technology, 2004, 151:268-274.
- [7]Lee KM, Polycarpou A. Wear of Conventional Pearlitic and Improved Bainitic Rail Steels[J]. Wear, 2005, 259:391-399.
- [8]Li Y G, Zhang F C, Chen C, et al. Effects of Deformation on the Microstructures and Mechanical Properties of Carbide-Free Bainitic Steel for Railway Crossing and its Hydrogen Embrittlement Characteristics[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 651:945-950.
- [9]Tian J Y, Xu G, Wang L, et al. In Situ Observation of the Lengthening Rate of Bainite Sheaves During Continuous Cooling Process in a Fe-C-Mn-Si Superbainitic Steel[J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2018, 71(1): 185-194.
- [10]Tian J Y, Xu G, Jiang Z Y, et al. In-Situ Observation of Martensitic Transformation in a Fe-C-Mn-Si Bainitic Steel During Austempering[J]. Metals and Materials International, 2020, 26(7): 961-972.
- [11]徐光,王巍,张鑫强,等.金属材料CCT曲线测定及绘制[M].北京:化学工业出版社,2009.
- [12]金世铨,李大光,陈宇.热冲压成形钢22MnB5动态CCT曲线及组织转变[J].金属世界,2019(4):40-42.
- [13]熊飞龙,王丽萍,辛明,等.高性能转向架用钢动态CCT曲线及组织研究[J].哈尔滨理工大学学报,2019,24(6):47-50.
- [14]Xu G, Liu F, Wang L, et al. A new Approach to Quantitative Analysis of Bainitic Transformation in a Superbainite Steel[J]. Scripta Materialia, 2013, 68: 833-836.

万菲(1982-),女,硕士(2008年武汉科技大学),研究员,2005年江汉大学(本科)毕业,高温共聚焦显微镜试验及钢铁材料相变过程研究。E-mail:85887490@qq.com

收稿日期:2021-08-10