

20Si2MnCrNi 铸钢奥氏体化晶粒长大及过冷奥氏体相变的原位观察

王波尧¹, 范秀风², 侯渊², 高占勇¹

(1. 内蒙古科技大学材料科学与工程学院, 内蒙古包头 014010; 2. 内蒙古科技大学分析测试中心, 内蒙古包头 014010)

摘要: 利用高温激光共聚焦显微镜, 观察了Si-Mn-Cr-Ni系低合金高强度铸钢在不同奥氏体化温度晶粒长大及不同冷速下连续冷却过程中的相变过程。结果表明, 奥氏体化保温温度及保温时间均与奥氏体晶粒尺寸呈正相关关系, 当奥氏体化温度高于1 160 °C时, 晶粒粗化严重; 马氏体转变可在奥氏体晶界或退火孪晶界处以及先形成的马氏体板条处形核, 且随着奥氏体化温度升高, 马氏体相变起始温度 M_s 也呈现逐渐升高的趋势; 贝氏体在形核长大过程中表现出复杂性, 形核不仅发生在奥氏体晶界处, 还可发生在奥氏体晶内及先形成的贝氏体铁素体处, 并且在长大过程中板条间出现碰撞, 最终形成大量贝氏体互锁组织。降低奥氏体化温度可加快贝氏体转变, 抑制贝氏体板条长大, 从而获得更为均匀细小的贝氏体组织。

关键词: 原位动态观察; 奥氏体化温度; 冷速; 马氏体相变; 贝氏体相变

作者简介:

王波尧(1999-), 男, 硕士生, 主要研究方向为低合金高强钢强韧化机理。E-mail: 1913666254@qq.com

通信作者:

高占勇, 男, 教授, 博士。E-mail: 15804722665@163.com

中图分类号: TG142.1

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2025)

07-0975-06

基金项目:

内蒙古自治区重点研发和成果转化项目(2022YFHH0098); 鄂尔多斯市重点研发计划(YF20232333)。

收稿日期:

2024-03-18 收到初稿,

2024-05-20 收到修订稿。

铸钢件是钢铁冶金与铸造成形相结合的产物, 既具备钢材特有的优异力学性能, 又具有其他成形工艺难以得到的复杂形状, 因此在航空航天、工程机械、建筑、汽车等众多领域均得到了极为广泛的应用^[1-2]。20Si2MnCrNi铸钢经调质热处理后表现出优异的综合力学性能, 其抗拉强度950~1 100 MPa, 屈服强度800~950 MPa, 室温冲击吸收功 A_{Kv} 80~100 J, -20 °C冲击吸收功 A_{Kv} 40~60 J; 与E级铸钢相比^[3], 其焊接碳当量较低, 更适于高强度重卡桥壳的制造。大型铸钢件存在的成分偏析、晶粒粗大、组织不均匀等问题, 往往通过高温正火处理^[4-5], 其中奥氏体化温度选择尤为重要。如果奥氏体化温度过低, 则奥氏体化不完全, 无法有效消除铸件在铸造过程中出现的合金元素偏析、魏氏组织等问题, 导致铸件强度、韧性等力学性能不足; 如果奥氏体化温度过高, 则奥氏体晶粒粗大, 会降低铸件塑性, 增加铸件在热处理过程中的开裂倾向, 还会对能源造成浪费^[6]。因此, 通过科学手段探究奥氏体晶粒长大规律, 为试验钢重卡桥壳铸件制定合适的正火温度具有重要的实际意义。

铸件调质处理的关键工艺参数为淬火加热温度与冷却速度^[7-8], 通过原位观察研究铸件连续冷却下的相变过程, 获得马氏体或贝氏体转变的临界点数据, 以此来科学地制定铸件的热处理工艺。

基于高温激光共聚焦显微镜能够精确控制温度并且可以对相变发生的位置及表面形貌进行实时动态观察^[9], 本研究尝试利用HT-CLSM对20Si2MnCrNi铸钢奥氏体晶粒长大过程进行原位动态观察, 并对试验钢不同奥氏体化温度及不同冷却速度下的相变过程进行研究。

1 试验材料与过程

本试验用20Si2MnCrNi钢由真空中频感应炉冶炼成铸锭, 化学成分见表1。经成分检测合格后, 从铸锭上取足够大小的粗坯进行均匀化退火处理以减轻化学成分及显微组织偏析并消除内应力, 具体工艺为以6 °C/min升温至1 200 °C保温12 h后, 随炉冷却至室温。之后通过线切割将粗坯加工成 $\Phi 5$ mm × 4 mm的圆柱状试样, 然后将试样

表1 试验钢的化学成分
Tab. 1 Chemical composition of the tested steel

							$w_B/\%$	
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P	
0.20	1.2	0.8	0.7	2.0	0.3	<0.01	<0.01	

上下底面及侧面通过180~1 200目砂纸打磨平整,并对其中一个底面依次采用2.5、1.5 μm 的金刚石金相抛光剂及50% (体积分数)的纳米硅溶胶溶液进行抛光,以减少表面粗糙度的影响。试样抛光并经过超声波清洗干净后通过VL2000DX型高温激光共聚焦显微镜进行原位动态观察,其原理见图1。将试样室抽真空3 min后通氩气3 min并反复三个循环,之后试验全程通入经过滤干燥后的氩气气氛,使炉腔内气压保持在4.5 kPa以上直至试验结束,以避免试样在高温下发生氧化。试样以200 $^\circ\text{C}/\text{min}$ 分别升温至1 050 $^\circ\text{C}$ 、1 160 $^\circ\text{C}$ 、1 280 $^\circ\text{C}$ 进行奥氏体化,保温15 min,原位动态观察奥氏体晶粒长大过程,之后进行冷却;冷却过程分为快冷及慢冷两种方式,慢冷以1 $^\circ\text{C}/\text{s}$ 冷却至室温,快冷以高温激光共聚焦显微镜支持的最大冷速冷却至室温

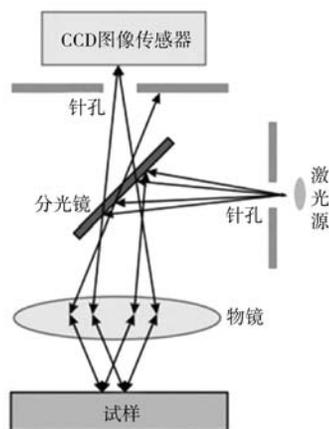


图1 HT-CLSM原理图

Fig. 1 HT-CLSM schematic diagram

(以4 500 $^\circ\text{C}/\text{min}$ 降温至800 $^\circ\text{C}$; 1 500 $^\circ\text{C}/\text{min}$ 降至500 $^\circ\text{C}$; 450 $^\circ\text{C}/\text{min}$ 降至室温),以模拟淬火过程,最终获得相应相变过程的视频。为准确控制温度与测定温度,将双铂铑R型热电偶集成在试样托架上(由厂家完成),热电偶成爪型包围试样,试验前温度已校准。

2 试验结果与讨论

2.1 奥氏体化时奥氏体晶粒的长大规律

图2显示了试验钢在1 280 $^\circ\text{C}$ 进行奥氏体化保温不同时间后的奥氏体形貌。可以看出,在奥氏体化保温初始阶段,组织仍以珠光体为主,奥氏体晶粒处于初始形成阶段,如图2(a)所示。但是当保温7 min后,奥氏体晶粒尺寸迅速增大,个别奥氏体晶粒发生异常长大现象,如图2(b)所示。随着保温时间继续延长至15 min后,奥氏体晶粒尺寸趋于稳定,但奥氏体晶界明显粗化,如图2(c)所示。这是由于奥氏体晶粒长大的驱动力为晶界能,而晶界能与晶界曲率半径密切相关^[10]。在奥氏体晶粒长大初期,晶界曲率半径较小,此时晶界迁移驱动力较大,因此奥氏体晶界能够快速迁移,奥氏体尺寸迅速增大;但随着晶粒长大,奥氏体晶界趋于平直,晶界曲率半径增大,此时晶界迁移的驱动力变小,奥氏体晶粒长大速度减慢。

图3为试验钢分别在1 050 $^\circ\text{C}$ 、1 160 $^\circ\text{C}$ 以及1 280 $^\circ\text{C}$ 保温15 min后的奥氏体晶粒形貌。从图中可以看出,随着奥氏体化温度的升高,奥氏体晶粒尺寸逐渐增大,且晶粒形状由不规则逐渐向近似六边形形状转变,晶界也由弯曲逐渐转变为平直状态。这是由于原子扩散会随温度升高而逐渐变得剧烈,晶界迁移愈发充分,晶粒长大也愈发明显;同时由于弯曲晶界的界面能较高,平直晶界的界面能较低,因此弯曲晶界会沿着曲率中心方向发生迁移,出现平直化现象^[11]。依据国标(GB/T 6394—2017)中晶粒测量标准,使用截点法对试验钢奥氏体晶粒大小进行测定。选择3个视场进行标

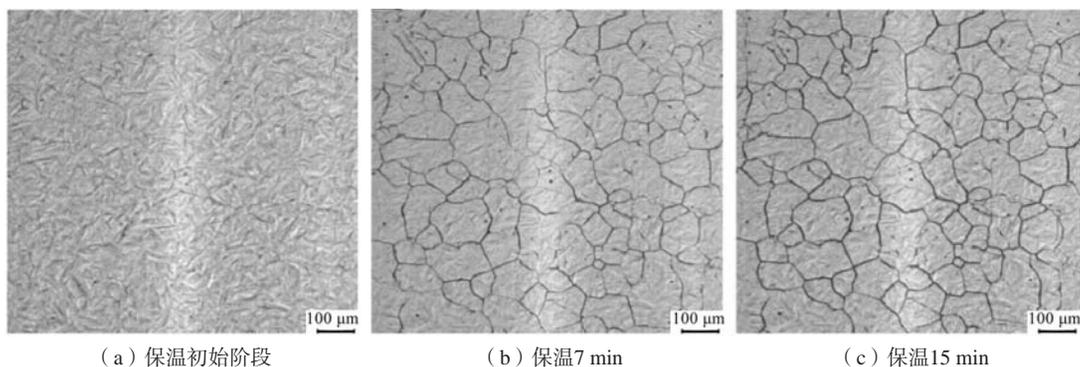


图2 试验钢在1 280 $^\circ\text{C}$ 奥氏体化保温过程中的晶粒形貌

Fig. 2 Grain morphologies of the test steels during austenitising holding at 1 280 $^\circ\text{C}$

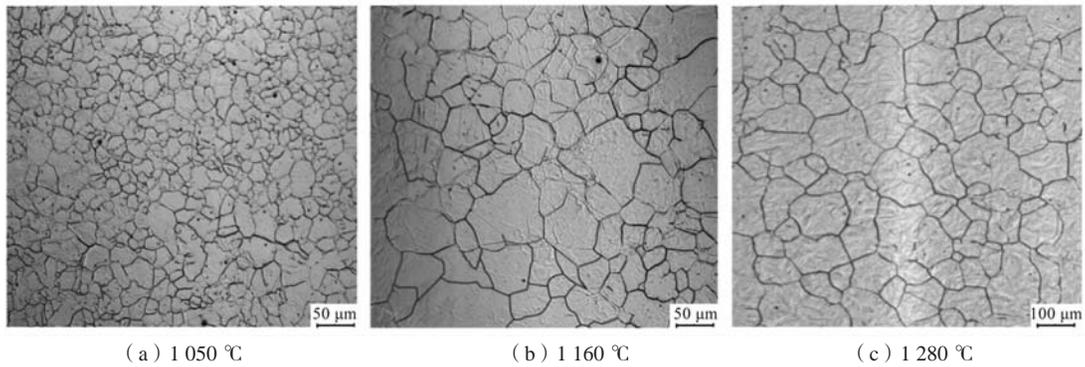


图3 试验钢在不同奥氏体化温度下保温15 min后的晶粒形貌

Fig. 3 Grain morphologies of the test steels after austenitising at different temperatures for 15 min

定, 利用Image J软件对晶粒图像标定标尺后画出数条直线组成测量网格, 并得出线段总长度 L 。在确定放大倍数 M 后, 对所画线段与晶界的交点数 P_i 进行计数, 将其带入式(1)即可得出单位长度(mm)上的截点数 P_L :

$$P_L = \frac{P_i}{L/M} = \frac{M \times P_i}{L} \quad (1)$$

将所得截点数 P_L 带入下式即可求出平均晶粒度 G 以及晶粒尺寸 d :

$$G = 6.643 856 \lg P_L - 3.288 \quad (2)$$

$$d = \sqrt{4/\pi} / N_L = \sqrt{4/\pi} / P_L \quad (3)$$

测得试验钢在1 050 °C奥氏体化时晶粒度为9.23

级, 平均晶粒尺寸为 $14.7 \mu\text{m} \pm 0.1 \mu\text{m}$; 在1 160 °C奥氏体化时, 晶粒度为7.13级, 平均晶粒尺寸为 $30.4 \mu\text{m} \pm 0.3 \mu\text{m}$; 在1 280 °C奥氏体化时, 晶粒度为3.58级, 平均晶粒尺寸迅速增大至 $104.5 \mu\text{m} \pm 0.2 \mu\text{m}$, 晶粒粗化严重。因此, 为获得尺寸均匀且细小的奥氏体晶粒, 试验钢奥氏体化温度不应超过1 050 °C。

2.2 快冷过程中马氏体转变的原位观察

图4显示了试验钢在1 280 °C奥氏体化保温15 min后快速冷却过程中的显微组织形貌。由于马氏体形核时与奥氏体存在共格界面使其界面能较小, 且马氏体相

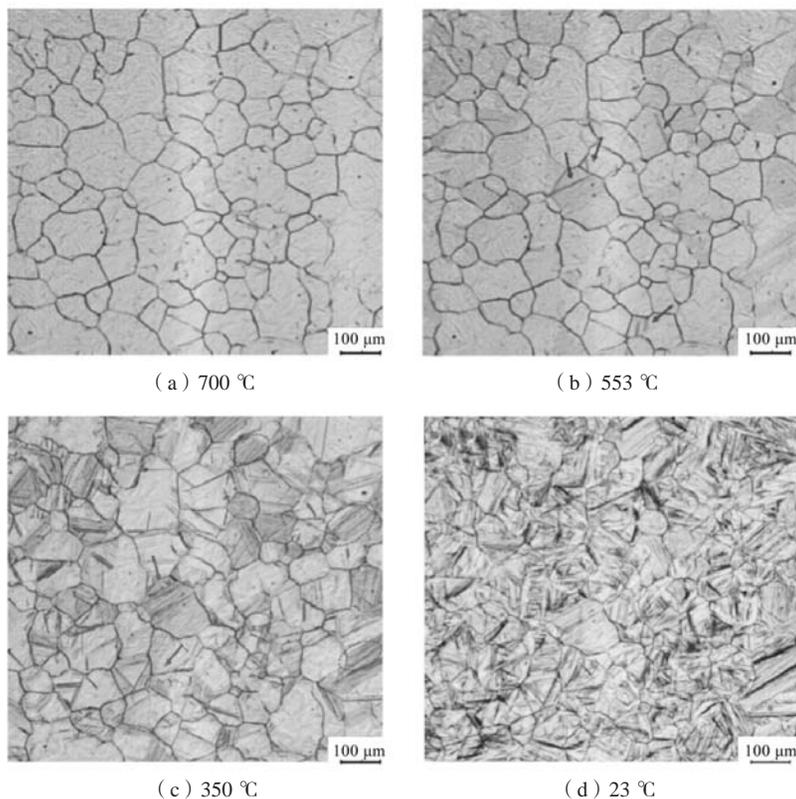


图4 试验钢在1 280 °C奥氏体化保温15 min后快速冷却过程中的显微组织形貌

Fig. 4 Microstructure morphologies of the test steels during rapid cooling after austenitising at 1 280 °C for 15 min

变是一个体积膨胀的过程，其与原奥氏体的体积比相差较大，克服切变阻力时会产生大量晶体缺陷，使得弹性应变能增加，导致马氏体相变的阻力极大^[12]，因此在试验中试验钢在从1 280 ℃降至马氏体转变开始温度 M_s （553 ℃）的冷却过程中未发生组织转变，仍保持奥氏体形貌；并且与高碳马氏体爆发式长大不同^[13]，低碳马氏体整个转变过程并非瞬间完成，而是逐步成片出现。马氏体的形核主要包括两种类型：一是在奥氏体晶界或退火孪晶界处首先形成马氏体板条，如图4（b）所示。这是因为晶界处通常具有相对较高的畸变密度，可积蓄大量的能量，更易满足能量及结构起伏的前提，为新相的形成提供更为有利的条件；二是以初始形成的马氏体板条作为起始点，沿着特定的角度（60°或120°）向奥氏体晶粒内部生长从而形成另一马氏体板条，如图4（c）中箭头部分所示。同时，马氏体板条束的形成也可分为两类：一类是在先形成的马氏体板条的基础上逐步生成互相平行的板条最终构成马氏体板条束，如图4（c）中虚线区域所示；另一

类为先形成的马氏体板条触发另一方向（60°或120°）的板条马氏体生成，最终构建出近似梯形、六边形、平行四边形、正三角形等几何形状的组织结构，如图4（d）所示，出现此种现象的原因在于马氏体板条束受惯习面（111） γ 及位向关系所遵循规律的影响，而彼此构成60°或120°角^[14]。

试验钢分别在1 050 ℃、1 160 ℃、1 280 ℃奥氏体化保温15 min后快速冷却过程中马氏体相变起始转变的原位观察图像如图5所示。可以看到试验钢马氏体相变起始温度 M_s 会随奥氏体化温度升高而升高，在1 050 ℃进行奥氏体化时，试验钢 M_s 为407.8 ℃；在1 160 ℃奥氏体化时 M_s 为478.5 ℃，而在1 280 ℃奥氏体化时， M_s 则升至553.0 ℃。这是由于在试验钢完全奥氏体化的条件下，随着奥氏体化温度的升高，奥氏体晶粒中结构缺陷逐渐减少，奥氏体界面能也随之减小，使得马氏体形成的切变阻力减小，马氏体更易形核，试验钢 M_s 因此升高。

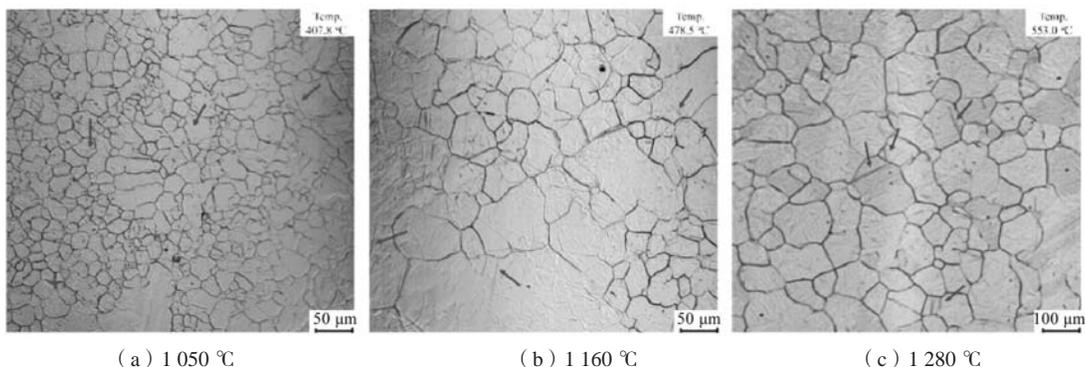


图5 试验钢在不同奥氏体化温度下保温15 min后快速冷却过程中马氏体相变起始转变的原位观察图像

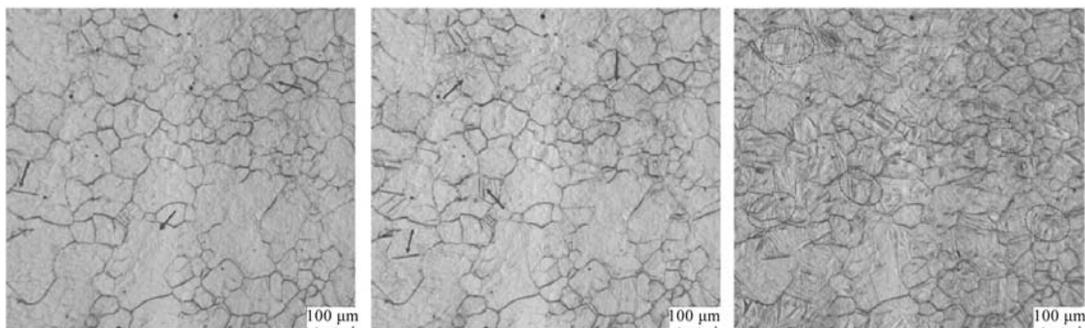
Fig. 5 In-situ observation images of initial transitions of the martensite phase transitions of the test steels during rapid cooling after austenitising at different temperatures for 15 min

2.3 慢冷过程中贝氏体转变的原位观察

对试验钢在1 280 ℃奥氏体化保温15 min后以1 ℃/s冷却过程中贝氏体铁素体板条的形核及生长方式进行动态原位观察，可以发现不同贝氏体铁素体板条的形核及长大过程并非同步进行，具有多样性、复杂性^[15]。在贝氏体转变初始阶段，由于奥氏体晶界处不规则的原子排布、过多的位错与空位等缺陷以及因晶格畸变而产生的较高界面能，推动C原子进行扩散，使得贝氏体铁素体板条形核所需的扩散能量较小，更利于形成贫C区供板条形核，因此贝氏体铁素体板条大部分以晶界形核为主^[16]，如图6（a）所示。随着冷却过程中温度进一步降低，奥氏体晶粒内部形成贫C区，贝氏体铁素体板条开始在晶粒内位错、缺陷处及先形成的贝氏体板条处形核、生长，如图6（b）所示，由于奥氏体晶粒内C原子扩散速率较慢并且形核位置有限，因此晶粒

内部贝氏体铁素体板条形核通常晚于在晶界处形核^[17]。贝氏体铁素体在长大过程中由于取向方位不同，板条之间会发生碰撞停止生长，随着大量的贝氏体铁素体交错生长，会产生“互锁”现象，最终形成大量的贝氏体互锁组织，如图6（c）所示。

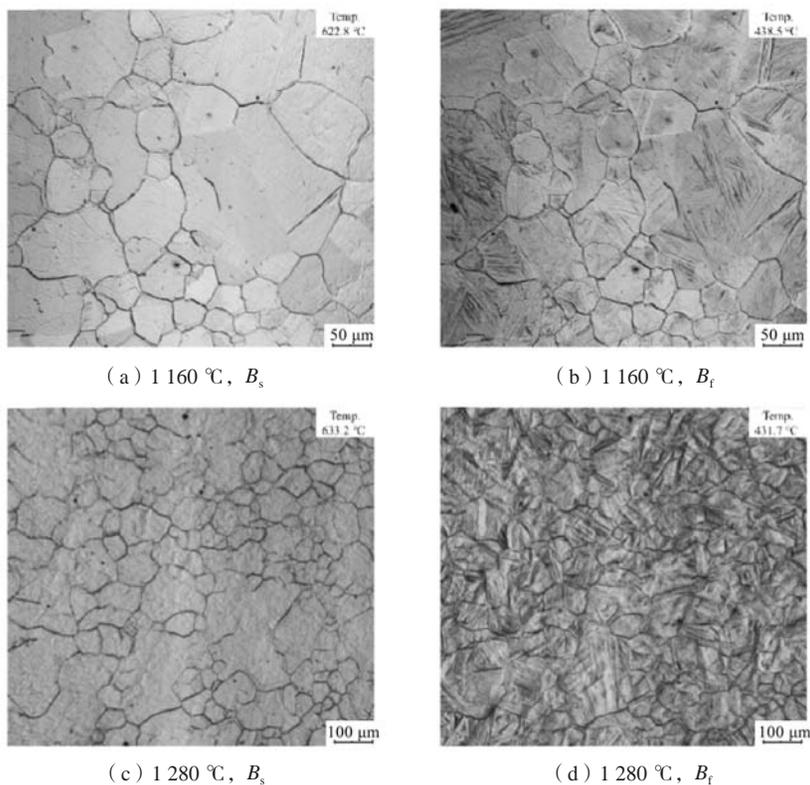
试验钢分别在1 160 ℃、1 280 ℃奥氏体化保温15 min后以1 ℃/s冷却过程中贝氏体转变开始时的组织形貌如图7（a）、（c）所示，贝氏体转变结束时的组织形貌如图7（b）、（d）所示。由图7（a）、（b）可以看出当试验钢在1 160 ℃奥氏体化时，贝氏体相变开始温度 B_s 及相变结束温度 B_f 分别为622.8 ℃、438.5 ℃，相变温度区间为184.3 ℃，最终得到的贝氏体板条组织较为均匀且贝氏体转变量较少。从图7（c）、（d）中则可以看出当试验钢在1 280 ℃奥氏体化时， B_s 及 B_f 分别为633.2 ℃、431.7 ℃，相变温度区间为201.5 ℃，最



(a) 晶界处形核长大 (b) 晶粒内及先形成贝氏体板条处形核长大 (c) 贝氏体互锁组织

图6 试验钢在1 280 °C奥氏体化保温15 min后以1 °C/s冷却过程中板条形核及生长特点

Fig. 6 Characteristics of slat nucleation and growth of the test steels during cooling at 1 °C/s after austenitising at 1 280 °C for 15 min



(a) 1 160 °C, B_s

(b) 1 160 °C, B_f

(c) 1 280 °C, B_s

(d) 1 280 °C, B_f

图7 试验钢在不同奥氏体化温度下贝氏体相变起始点Bs及结束点Bf的组织形貌

Fig. 7 Microstructure morphologies of the test steels at the start point B_s and the finish point B_f of bainite phase transitions under different austenitising temperatures

终得到的贝氏体板条长短不一，较为杂乱，这是由于在更高温度下进行奥氏体化时，更大的奥氏体晶粒为晶界处及晶粒内部形核的板条提供了更大的生长空间，导致了贝氏体板条长度差异较大。因此可以发现当试验钢奥氏体化温度由1 160 °C升至1 280 °C时， B_s 点升高10.4 °C，相变温度区间延长17.2 °C，相变时间增加17s。

3 结论

(1) 随着奥氏体化保温时间延长，试验钢奥氏体晶粒逐渐长大并最终趋于稳定；当奥氏体化温度由

1 050 °C升至1 280 °C时，奥氏体晶粒平均尺寸由 $14.7 \mu\text{m} \pm 0.1 \mu\text{m}$ 增大到 $104.5 \mu\text{m} \pm 0.2 \mu\text{m}$ ，当奥氏体化温度超过1 160 °C时，晶粒粗化严重，因此试验钢正火温度不应超过1 050 °C。

(2) 试验钢马氏体形核有两种类型，一是在奥氏体晶界或退火孪晶界处形核，二是以先形成的马氏体板条为起点形核；最终形成的马氏体板条束也有两种类型，分别为平行板条束以及梯形、正三角形等几何形状板条束，并且随着试验钢奥氏体化温度升高， M_s 也呈现逐渐升高的趋势。

(3) 贝氏体形核不仅可以发生在奥氏体晶界处, 还可发生在晶内及先形成的贝氏体铁素体处, 贝氏体铁素体在长大过程中由于取向方位不同, 板条间会发

生碰撞, 最终形成大量贝氏体互锁组织; 降低奥氏体化温度可抑制贝氏体板条长大, 加快贝氏体转变, 从而获得更为均匀的贝氏体组织。

参考文献:

- [1] 周锋增, 施洪亮, 舒芳, 等. 浅析铸钢件在输电线路铁塔上的应用 [J]. 铸造, 2023, 72 (6): 762-767.
- [2] 谢敬佩. 我国铸钢技术发展现状及趋势 [J]. 铸造, 2022, 71 (4): 395-402.
- [3] 王浩江, 向尚林, 刘涛. E+级钢及其在重载车钩中的应用 [J]. 铸造, 2020, 69 (3): 273-276.
- [4] 邵啊新, 周东子. 一种大口径闸阀阀体复合精密铸造工艺 [J]. 铸造技术, 2021, 42 (11): 964-968.
- [5] 田晓, 刘德来, 徐慧, 等. 620 °C 高效火电机组用CB2铸钢件材质特性与质量状态分析 [J]. 材料导报, 2023, 37 (14): 180-187.
- [6] 田苗, 陈婷婷, 马进, 等. 不同热处理工艺对ZG20SiMn钢奥氏体化后组织和力学性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2022, 51 (10): 118-121.
- [7] 刘林, 蔡淑芳, 刘黎南, 等. ZG42CrMo大型铸钢齿轮质量控制与热处理 [J]. 铸造, 2009, 58 (7): 733-736.
- [8] 朱建军. 大型浮选机铸钢上部轴的质量控制 [J]. 铸造, 2012, 61 (8): 937-940.
- [9] 万菲, 刘晓卫, 朱敏, 等. 膨胀及原位观测法研究低碳贝氏体钢轨U25CrNi连续冷却相变 [J]. 特殊钢, 2022, 43 (3): 79-84.
- [10] RUDNIZKI J, ZEISLMAIR B, PRAHL U, et al. Prediction of abnormal grain growth during high temperature treatment [J]. Computational Materials Science, 2010, 49 (2): 209-216.
- [11] 乔士宾, 何西扣, 刘正东. SA508Gr.4N钢奥氏体晶粒长大行为研究 [J]. 材料科学与工艺, 2021, 29 (4): 8-15.
- [12] 林鹏, 孙立国, 马党参, 等. 压铸模具钢4Cr5Mo2V的组织及碳化物的高温行为 [J]. 钢铁研究学报, 2019, 31 (8): 762-769.
- [13] TERASAKI H, SHINTOME Y, TAKADA A, et al. In-situ characterization of martensitic transformation in high carbon steel under continuous-cooling condition [J]. Materials Today: Proceedings, 2015, 2: S941-S944.
- [14] 徐祖耀. 马氏体相变与马氏体 [M]. 北京: 科学出版社, 1999.
- [15] 计云萍, 刘新华, 刘宗昌, 等. 20MnCrNi2Mo铸钢贝氏体形核-长大过程的原位观察 [J]. 材料热处理学报, 2014, 35 (11): 28-32.
- [16] TIAN J, 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.
- [17] 张迪, 包喜荣, 陈林, 等. Mn-Cr-Mo系贝氏体钢轨连续冷却转变的原位观察 [J]. 金属热处理, 2022, 47 (8): 34-40.

In-Situ Observation of Austenitising Grain Growth and Undercooled Austenite Phase Transition of 20Si2MnCrNi Cast Steel

WANG Bo-yao¹, FAN Xiu-feng², HOU Yuan², GAO Zhan-yong¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Inner Mongolia University of Science and Technology, Baotou 014010, Inner Mongolia, China; 2. Analytical and Testing Center, Inner Mongolia University of Science and Technology, Baotou 014010, Inner Mongolia, China)

Abstract:

The grain growth processes under different austenitizing temperatures and the phase transition processes during continuous cooling at different cooling rates of Si-Mn-Cr-Ni low-alloy and high-strength cast steels were observed by means of a high-temperature laser scanning confocal microscope. The results show that the austenitising holding temperature and time are positively correlated with the austenite grain size, and when the austenitising temperature is more than 1 160 °C, a significant grain coarsening effect is observed. The martensite transitions can nucleate at the austenite grain boundaries or annealed twin boundaries, as well as within the initially formed martensite laths, and with the increase of the austenitizing temperature, the start temperature of martensite phase transition M_s shows a tendency to increase gradually. The bainite exhibits a degree of complexity during nucleation and growth processes. The nucleation occurs not only at the austenite grain boundaries but also within the austenite grain and the bainite ferrite previously formed, and in the growth process, collisions between the laths lead to the formation of a large number of bainite interlocking structures. Reducing the austenitizing temperature can accelerate the transformation of bainite, inhibiting the growth of bainite laths, and then acquiring more homogeneous bainite structure.

Key words:

in situ dynamic observation; austenitising temperature; cooling rate; martensitic phase transition; bainite phase transition