



12Cr1MoV 珠光体耐热钢连续冷却相变研究

李亚强^{1,2}, 李莹莹¹, 李川^{1,2}, 韩宝臣³, 施进卿⁴

(1 河北科技工程职业技术大学汽车工程系, 邢台 054000;

2 河北科技工程职业技术大学河北省特种车辆改装技术创新中心, 邢台 054000;

3 河北科技大学材料科学与工程学院, 石家庄 050018; 4 承德建龙特殊钢有限公司, 承德 067300)

摘要: 采用热膨胀测试仪、激光共聚焦显微镜、显微硬度仪以及扫描电镜等手段, 研究了 12Cr1MoV 珠光体耐热钢连续冷却相变, 绘制了实验钢过冷奥氏体连续冷却转变 (CCT) 曲线, 分析了冷却速率对冷却过程相变组织演变规律的影响。结果表明, 冷却速率为 0.5~30 °C/s 时, 实验钢 CCT 曲线中会出现铁素体、珠光体、贝氏体以及马氏体四个相变区域。冷却速率为 0.5~1 °C/s 时, 转变产物由铁素体和珠光体组成; 冷却速率为 1.5~10 °C/s 时, 转变产物主要是上贝氏体和铁素体; 冷却速率为 10~20 °C/s, 转变产物主要是上贝氏体、下贝氏体以及马氏体混合组织; 冷却速率为 30 °C/s, 转变产物主要由马氏体组成。冷却速率为 1.5~20 °C/s 时, 过冷奥氏体转变组织出现上贝氏体, 会导致材料机械性能下降, 容易导致裂纹形成和扩展。基于上述研究结果, 提出降低 12Cr1MoV 钢连铸坯和热轧线下冷却措施, 以减少上贝氏体组织, 通过调整后棒材表面裂纹得到有效控制。

关键词: 12Cr1MoV 钢; 冷却速率; CCT 曲线; 显微组织

DOI:10.20057/j.1003-8620.2023-00168 **中图分类号:** TG142.1

Study on Continuous Cooling Phase Transition of 12Cr1MoV Pearlite Heat-resistant Steel

Li Yaqiang^{1,2}, Li Yingying¹, Li Chuan^{1,2}, Han Baochen³, Shi Jingqing⁴

(1 Department of Automotive Engineering, Hebei Vocational University of Technology and Engineering, Xingtai 054000, China; 2 Hebei Special Vehicle Modification Technology Innovation Center, Hebei Vocational University of Technology and Engineering, Xingtai 054000, China; 3 School of material science and engineering, Hebei University of Science and Technology, Shijiazhaung 050018, China; 4 Chengde Jianlong Special Steel Co., Ltd., Chengde 067300, China)

Abstract: The continuous cooling transformation of 12Cr1MoV pearlitic heat-resistant steel was studied by means of thermal expansion tester, laser confocal microscope, microhardness tester and scanning electron microscope, the continuous cooling transformation (CCT) curve of experimental steel was drawn, and the effect of cooling rate on the microstructure evolution of phase transformation during cooling process was analyzed. The results show that four transition regions of ferrite, pearlite, bainite and martensite will appear in the CCT curves of 12Cr1MoV steel at the cooling rates between 0.5 °C/s and 30 °C/s. At the cooling rates between 0.5 °C/s and 1 °C/s, and the transformation products are composed of ferrite and pearlite. At the cooling rates between 1.5 °C/s and 10 °C/s, and the transition products are mainly composed of upper bainite and ferrite. At the cooling rates between 10 °C/s and 20 °C/s, and the transition products are mainly the mixed structure of upper bainite, lower bainite and martensite. At the cooling rate of 30 °C/s, the transition product is mainly martensite. The transition structure of undercooled austenite appears upper bainite at the cooling rates between 1.5 °C/s and 20 °C/s. The appearance of upper bainite in the structure leads to a decrease in the mechanical properties of the steel, which is prone to crack formation and propagation. Based on the above research results, measures to reduce the cooling rate of 12Cr1MoV steel continuous casting billets and hot rolling lines are proposed to reduce the upper bainite structure. The surface cracks of the bars are effectively controlled after adjustment.

Key Words: 12Cr1MoV Steel; Cooling Rate; CCT curve; Microstructure

珠光体耐热钢属于低碳合金钢, 主要用于制造载荷较小的动力装置上的部件, 例如锅炉管或其他管道材料。常用的典型钢种有 15CrMo 钢和 12Cr1MoV 钢, 其中 12Cr1MoV 钢是大量使用的钢管

材料^[1-2]。12Cr1MoV 钢中 Cr 和 Mo 是铁素体固溶元素, 可以起到固溶强化作用; 钢中 V 与 C 形成 VC 等产生析出强化作用。该钢种在高温下具有一定的强度和抗氧化性, 主要用于制作高压锅炉管、蒸汽

基金项目: 邢台市科技创新人才专项(2022zz099)

作者简介: 李亚强(1990—), 男, 博士, 讲师; **E-mail:** liyq@ncst.edu.cn; **收稿日期:** 2023-08-10

通信作者: 李莹莹(1989—), 女, 硕士, 助教; **E-mail:** 1052270164@qq.com

导管和主蒸汽管等^[3-4]。然而,由于钢中合金多,容易出现组织控制难度大,性能不稳定等问题。

12Cr1MoV 钢管生产过程要经过管坯轧制、穿孔、轧管、热处理等工序,并通常采用焊接方式实现钢管间连接。而钢的轧制、热处理以及焊接等生产工艺,均是在连续冷却的状态下发生相变的。钢的过冷奥氏体连续冷却转变曲线(CCT 曲线)与实际生产条件相当近似,因此,它是制订热加工工艺时的重要参考资料^[5-6]。CCT 曲线是分析过冷奥氏体连续冷却过程转变产物组织和性能的主要依据,是轧钢、焊接、热处理时判断与分析相变产物及性能预测的重要参考^[7-10]。

本文采用热膨胀仪对 12Cr1MoV 珠光体耐热钢不同冷速下相变进行测定,结合激光共聚焦显微组织分析,绘制 12Cr1MoV 钢过冷奥氏体 CCT 曲线,研究冷却速率对 12Cr1MoV 钢过冷奥氏体冷却相变温度及组织的影响,为连铸、轧制以及热处理等控冷工艺提供参考依据。

1 实验材料及方法

试料取自于 12Cr1MoV 珠光体耐热钢连铸坯,其化学成分见表 1,标准为 GB/T3077—2015。将铸坯上所取试料加工成圆柱体($\phi 4 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$)试样,采用热膨胀仪对相变点 A_{c1} (开始转变为奥氏体温度)、 A_{c3} (全部转变为奥氏体化温度)、 M_s (马氏体开始转变温度)、 M_f (马氏体转变结束温度)进行测定,其中,温度制度如图 1 所示。将试样先以 $10 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 升温至 $600 \text{ }^\circ\text{C}$,然后再以 $0.05 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 升温至 $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ 保温 10 min ,最后以 $50 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 的冷却速率冷却至室温。

为制定加热温度,利用 JMatPro 热力学软件计算 12Cr1MoV 钢中微合金元素 V 在奥氏体的固溶温度,计算结果如图 2 所示。12Cr1MoV 钢中微合金元素 V 在奥氏体的固溶温度为 $1072 \text{ }^\circ\text{C}$,因此,为保证微合金元素 V 的完全固溶,奥氏体化温度选择 $1100 \text{ }^\circ\text{C}$,稍高于微合金元素 V 在奥氏体的固溶温度。

CCT 曲线测定工艺路线如图 3 所示。将试样以 $10 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 的速率加热至 $1100 \text{ }^\circ\text{C}$,保温 5 min ,再以

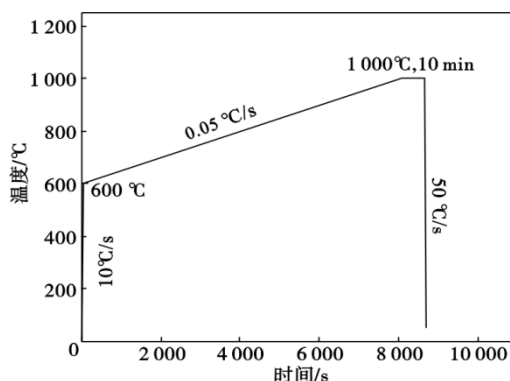


图 1 相变点测定温度制度示意图

Fig. 1 Schematic diagram of temperature control of determination of phase transition point

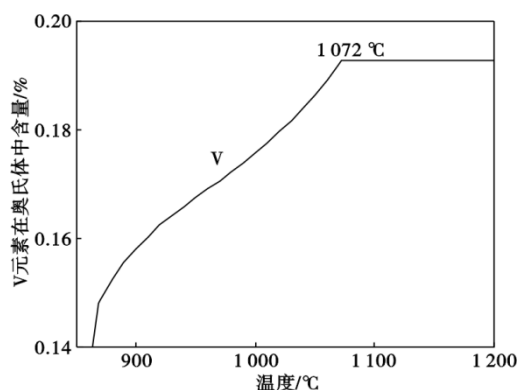


图 2 12Cr1MoV 钢奥氏体中 V 的固溶计算

Fig. 2 Solid solution calculation of V element in austenite of 12Cr1MoV steel

$5 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 的速率冷却至 $950 \text{ }^\circ\text{C}$,然后,以不同的冷却速率(0.5 、 1 、 1.5 、 3 、 5 、 7 、 10 、 15 、 20 、 $30 \text{ }^\circ\text{C/s}$)进行冷却。基于热膨胀实验测定温度-膨胀量曲线,利用切线法确定相变开始和结束温度以及所对应的时间。对于静态 CCT 测试试样,用线切割在圆柱体试样中间位置切取金相试样,用体积分数为 4% 硝酸酒精溶液腐蚀 25 s 。采用激光共聚焦显微镜和扫描电镜(Scan Electron Microscopy, SEM)分析显微组织;使用显微维氏硬度计对不同冷速下试样进行 8~10 次测量并求平均值,确定显微硬度值。

表 1 12Cr1MoV 实验钢化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of 12Cr1MoV tested steels								%
项目	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
GB/T3077—2015	0.08 ~ 0.15	0.17 ~ 0.37	0.40 ~ 0.70	≤0.030	≤0.030	0.90 ~ 1.20	0.25 ~ 0.35	0.15 ~ 0.30
实验钢	0.11	0.23	0.55	0.010	0.005	1.097	0.31	0.18

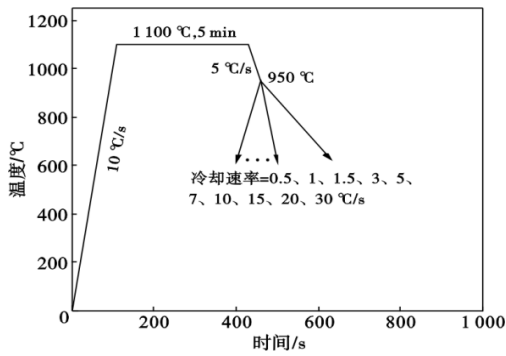


图3 CCT曲线测定实验工艺

Fig. 3 Experimental process of CCT curve measurement

2 实验结果与讨论

2.1 相变点的测定

图4、图5分别为升温、降温过程实验钢相变膨胀量变化。由图4、图5可知, A_{c1} 为 $751\text{ }^{\circ}\text{C}$, A_{c3} 为 $872\text{ }^{\circ}\text{C}$, M_s 为 $487\text{ }^{\circ}\text{C}$, M_f 为 $327\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

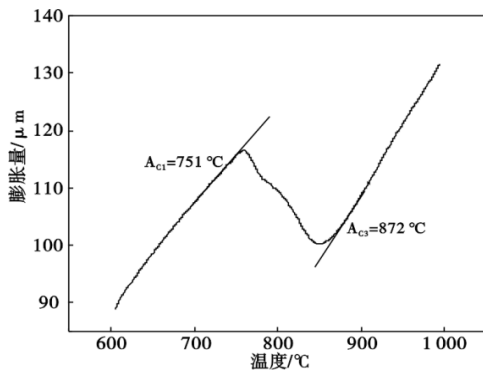


图4 实验钢升温过程膨胀曲线

Fig. 4 Dilatation curves of the experimental steel during heating

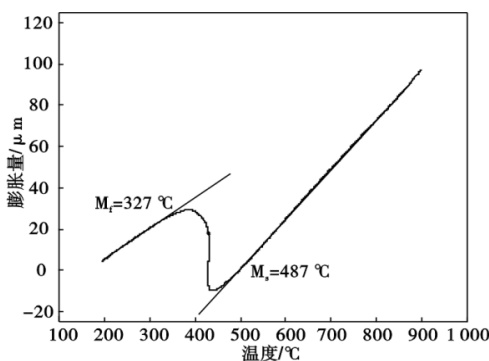


图5 实验钢降温过程膨胀曲线

Fig. 5 Dilatation curves of the experimental steel during cooling

2.2 微观组织分析

图6和图7为不同冷却速率下实验钢微观组织。冷却速率为 $0.5\sim 1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的组织主要为铁素体

(F)和少量珠光体(P),珠光体呈现为片状和粒状;冷却速率为 $1.5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的显微组织主要为铁素体和少量珠光体及粒状贝氏体。由冷却速率为 $0.5\sim 1.5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的显微组织可以看出,随着冷却速率的增加,多边形铁素体晶粒尺寸明显减小。这是因为冷却速率越大,发生铁素体相变形核驱动力越大,临界形核功和临界核半径减小,形核数量增加;另外,铁素体晶粒长大受控于晶界处原子扩散过程,而原子扩散速度随着冷却速率的增加而减慢,晶粒长大速度变慢,因此,随着冷却速率增加晶粒尺寸减小。

当冷却速率增加至 $3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,显微组织主要为铁素体和粒状贝氏体,组织中并未出现珠光体组织,因此,可以确定过冷奥氏体转变出现珠光体组织的临界冷却速率在 $1.5\sim 3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 。冷却速率为 $3\sim 7\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时显微组织由铁素体和粒状贝氏体组成,粒状贝氏体属于上贝氏体,是在贝氏体转变温度区的上部分形成的^[11-12]。当在上贝氏体区析出铁素体时,碳原子不断被排斥到未发生转变的奥氏体中,会使奥氏体中不均匀地富碳^[13],且稳定性增加,难以再继续转变为铁素体,这些残余奥氏体呈粒状或链珠状分布在铁素体基体上,从而形成上贝氏体^[14-15]。

当冷却速率增加至 $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$,显微组织出现板条状马氏体(M)和下贝氏体(LB),基本没有铁素体,因此,可以将冷却速率为 $7\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 认为是出现铁素体的临界冷却速率。冷却速率为 $10\sim 20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,显微组织主要为粒状贝氏体、下贝氏体和马氏体。当冷却速率增加到 $30\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,显微组织中的贝氏体组织消失,过冷奥氏体全部转化为板条马氏体。因此,贝氏体出现的临界冷却速率可以确定在 $20\sim 30\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 。

2.3 显微硬度分析

实验钢在不同冷却速率下所获得显微硬度值如图8所示。可以看出,显微硬度随着冷却速率的增加而升高。当冷却速率为 $0.5\sim 1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,对应的硬度值为 $170\sim 200\text{ HV}_{0.2}$,结合显微组织可知,实验钢组织主要是以低硬度的多边形铁素体和少量的珠光体组成,因此,其硬度较低。当冷却速率为 $1.5\sim 7\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,组织中出現粒状贝氏体,导致显微硬度有所提高,达到 $240\sim 280\text{ HV}_{0.2}$ 。当冷却速率为 $10\sim 30\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,组织中出現下贝氏体和马氏体,而下贝氏体和马氏体的硬度比较高,因此,硬度值 $> 300\text{ HV}_{0.2}$ 。

2.4 CCT曲线的绘制

由实验钢热膨胀曲线和显微组织,可以获得不同冷却速率下相变温度和组织类型,结果见表2。

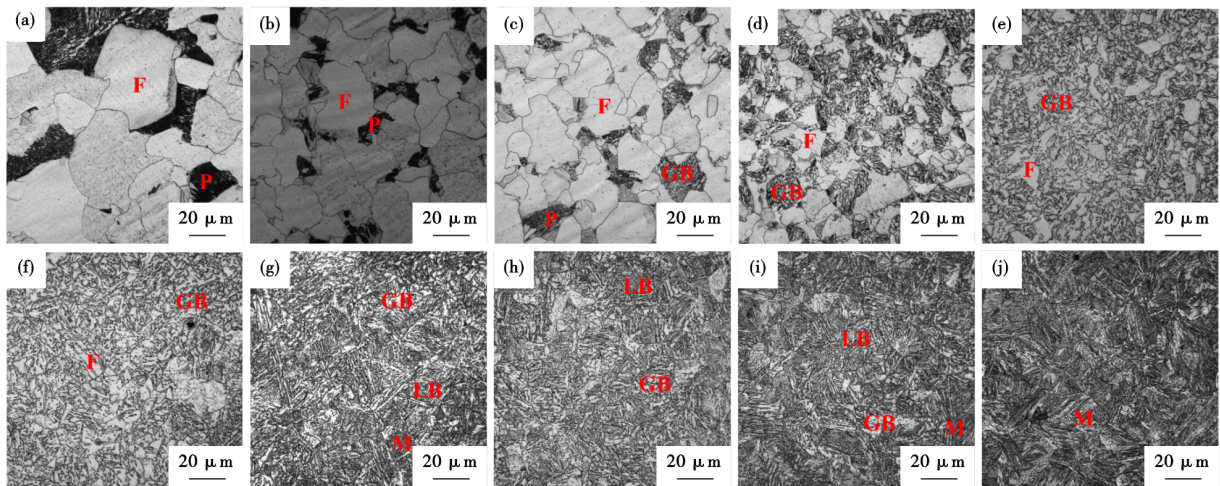


图6 不同冷却速率下实验钢微观组织: (a) 0.5 °C/s, (b) 1 °C/s, (c) 1.5 °C/s, (d) 3 °C/s, (e) 5 °C/s, (f) 7 °C/s, (g) 10 °C/s, (h) 15 °C/s, (i) 20 °C/s, (j)30 °C/s

Fig. 6 Microstructure of experimental steel at different cooling rates: (a) 0.5 °C/s, (b) 1 °C/s, (c) 1.5 °C/s, (d) 3 °C/s, (e) 5 °C/s, (f) 7 °C/s, (g) 10 °C/s, (h) 15 °C/s, (i) 20 °C/s, (j)30 °C/s

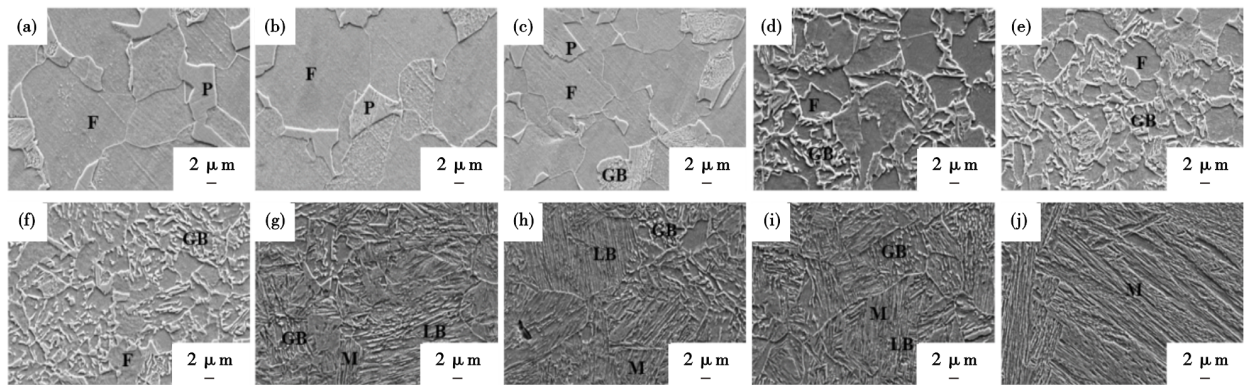


图7 不同冷却速率下实验钢显微组织SEM形貌: (a) 0.5 °C/s, (b) 1 °C/s, (c) 1.5 °C/s, (d) 3 °C/s, (e) 5 °C/s, (f) 7 °C/s, (g) 10 °C/s, (h) 15 °C/s, (i) 20 °C/s, (j)30 °C/s

Fig. 7 SEM morphology of experimental steel microstructure at different cooling rates: (a) 0.5 °C/s, (b) 1 °C/s, (c) 1.5 °C/s, (d) 3 °C/s, (e) 5 °C/s, (f) 7 °C/s, (g) 10 °C/s, (h) 15 °C/s, (i) 20 °C/s, (j)30 °C/s

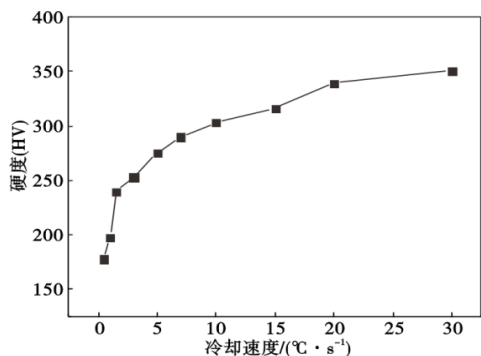


图8 不同冷却速率下实验钢显微硬度

Fig. 8 Microhardness of experimental steels at various cooling rates

根据表2中不同冷却速率下各相变起始温度和终止温度,绘制CCT曲线,如图9所示。在冷却速率

为0.5~30 °C/s,实验钢CCT曲线中会出现铁素体和珠光体,贝氏体,马氏体区域。由膨胀曲线得到铁素体转变区主要分布在0.5~3 °C/s,而由图7 (a)~(f)可知,除了冷却速率0.5~3 °C/s显微组织中含有铁素体外,冷却速率为5 °C/s和7 °C/s显微组织中也含有少量的铁素体,因此,结合膨胀曲线和显微组织,可以确定铁素体转变区的冷速为0.5~7 °C/s。铁素体相变没有在冷却速率为5~7 °C/s膨胀曲线上体现出来,是因为铁素体形成量少,膨胀曲线上不能明显体现出铁素体相变开始和相变结束转折点。同样,结合膨胀曲线和室温显微组织分析,可以确定贝氏体转变区主要分布在冷速1.5~20 °C/s,马氏体转变区主要分布在冷速10~30 °C/s。

由图9可知,贝氏体转变的起始温度高达

表 2 不同冷速下相变温度及组织

Table 2 Phase transformation temperature and structure at different cooling rates

冷却速率/ ($^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$)	F 转变温度/ $^{\circ}\text{C}$		B 转变温度/ $^{\circ}\text{C}$		M 转变温度/ $^{\circ}\text{C}$		组织
	起始	终止	起始	终止	起始	终止	
0.5	798	645	-	-	-	-	F+P
1	790	656	-	-	-	-	F+P
1.5	777	662	-	-	-	-	F+P+GB
3	745	680	629	430	-	-	F+GB
5	-	-	635	425	-	-	F+GB
7	-	-	647	430	-	-	F+GB
10	-	-	621	-	-	386	GB+LB+M
15	-	-	597	-	-	367	GB+LB+M
20	-	-	580	-	-	348	GB+LB+M
30	-	-	-	-	488	327	M

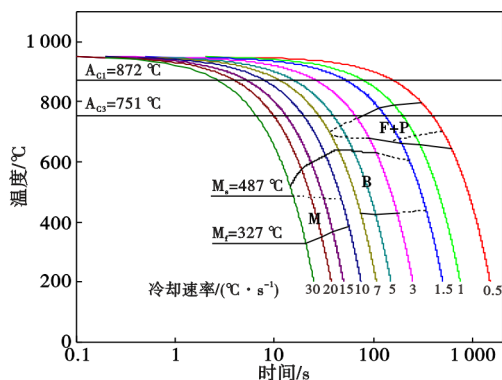


图 9 CCT 曲线
Fig. 9 CCT curve

600 $^{\circ}\text{C}$ 以上。研究表明^[16-17], 上下贝氏体临界温度超过 400 $^{\circ}\text{C}$ 。因此, 可以进一步确认 1.5~20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷却速率过冷奥氏体转变的贝氏体组织含有上贝氏体。由图 7 可知, 冷却速率在 1.5~7 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$, 组织中贝氏体为上贝氏体, 而冷却速率为 10~20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时, 组织中贝氏体有上贝氏体和下贝氏体。下贝氏体中存在弥散细小的碳化物颗粒和大量位错, 可以减少裂纹的形成和扩展。而上贝氏体组织中碳化物颗粒粗大, 导致材料机械性能下降, 容易导致裂纹形成和扩展^[18]。故在设计 12Cr1MoV 珠光体耐热钢冷却工艺时, 应该控制冷速避免上贝氏体形成。由于马氏体起始温度 (M_s) 主要受奥氏体晶粒^[19-20] 和化学成分的影响, 尤其是碳含量的影响^[21], 因此, 实验钢 CCT 曲线中的 M_s 可以被认定是不变的。

2.5 工业应用

某特钢厂生产 12Cr1MoV 钢出现表面裂纹缺陷

问题, 严重影响产品质量。生产工艺流程为: 100 t 转炉 \rightarrow LF \rightarrow VD \rightarrow 连铸 (200 mm \times 200 mm) \rightarrow ϕ 80~110 mm 热轧棒材。通过对实际连铸坯线下组织进行分析, 发现连铸坯内部室温组织主要由铁素体、珠光体和上贝氏体组成; 而表面组织中主要由铁素体和上贝氏体组成, 如图 10 所示。

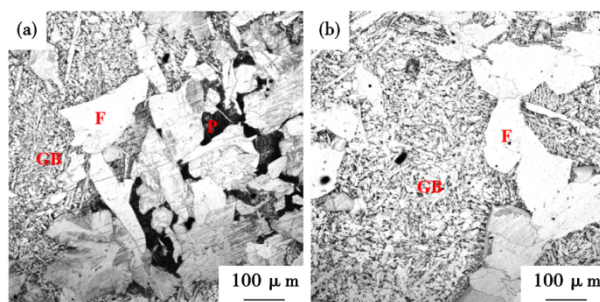


图 10 连铸坯室温组织 (a) 连铸坯内部 (b) 连铸坯表面
Fig. 10 Structure of continuous casting billets at room temperature (a) interior of continuous casting billets (b) surface of continuous casting billets

根据上述 12Cr1MoV 钢连续冷却相变研究可知, 控制过冷奥氏体连续冷却速率减少钢中上贝氏体组织, 可以减少连铸凝固后续固态相变过程裂纹的形成和扩展。基于此, 提出降低连铸坯和热轧线下冷速措施以减少上贝氏体组织, 工艺上通过将定尺后的连铸坯使用缓冷罩实现低冷速降温, 将热轧后棒材放入缓冷坑进行缓慢冷却。通过对连铸坯和热轧棒材线下冷却方式进行调整后, 对棒材表面缺陷进行漏磁探伤分析, 统计结果如图 11 所示, 深度为 0.3~1 mm 表面裂纹缺陷率由 11.76% 降至 3.83%, 大于 1 mm 表面裂纹缺陷基本得到控制。

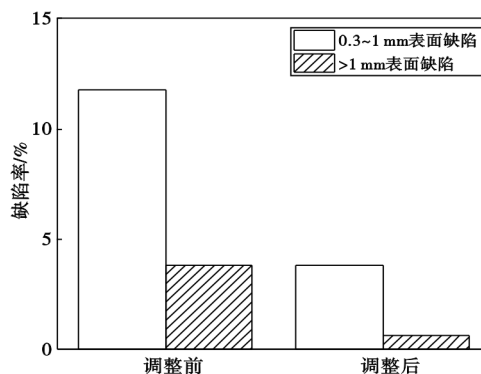


图 11 调整前后棒材表面缺陷探伤变化
Fig. 11 Changes in surface defect detection of bars before and after adjustment

3 结论

(1) 采用热膨胀仪测定 12Cr1MoV 珠光体耐热钢相变点, 升温过程中开始形成奥氏体温度 A_{c1} 为 751 °C, 完全转化为奥氏体温度 A_{c3} 为 872 °C; 降温过程马氏体开始转变温度 M_s 为 487 °C, 马氏体结束温度 M_f 为 327 °C。

(2) 结合热膨胀法和金相法绘制了 12Cr1MoV 钢 CCT 曲线, 冷却速率为 0.5~1 °C/s, 过冷奥氏体转变产物为铁素体和珠光体, 随着冷却速度增加, 铁素体晶粒尺寸逐渐减小。当冷却速率为 1.5~7 °C/s, 实验钢过冷奥氏体转变产物为上贝氏体和铁素体。

(3) 冷却速率为 10~20 °C/s 的组织由上贝氏体、下贝氏体和马氏体组成; 冷却速率增加至 30 °C, 转变产物主要为马氏体。

(4) 冷却速率为 1.5~20 °C/s 过冷奥氏体转变组织出现上贝氏体; 组织中出现上贝氏体会导致材料机械性能下降, 容易导致裂纹形成和扩展, 在生产中应该控制冷速减少该组织的出现。

(5) 基于 12Cr1MoV 钢过冷奥氏体连续冷却相变研究结果, 对连铸坯和热轧棒材线下冷却速率进行调整, 深度为 0.3~1 mm 表面缺陷率由 11.76% 降至 3.83%, >1 mm 表面缺陷得到有效控制。

参考文献

- [1] 杨瑞成, 傅公维, 王 晖, 等. 12Cr1MoV 钢高温时效中组织结构变化的原子扩散分析[J]. 特殊钢, 2004, 25(3): 6-9.
- [2] 张银桥, 孔繁革, 张继宏, 等. 12Cr1MoVG 厚壁钢管高温正火+回火的组织和性能[J]. 特殊钢, 2023, 44(4): 102-107.
- [3] Harada N, Takuma M, Tsujikawa M, et al. Effects of V addition on improvement of heat shock resistance and wear resistance of Ni-Cr-Mo cast steel brake disc [J]. Wear, 2013, 302(1-2): 1444-1452.
- [4] Li Z Q, Han J M, Li W J, et al. Low cycle fatigue behavior of Cr-Mo-V low alloy steel used for railway brake discs [J]. Materials & Design (1980-2015), 2014, 56: 146-157.
- [5] 王宁涛, 王利军, 郭俊成, 等. 16MnCr5 高温热塑性及连续冷却转变曲线测定及应用[J]. 特殊钢, 2023, 44(4): 120-124.
- [6] 李战卫, 于学森, 沈 奎, 等. 高强度汽车紧固件用钢 SCr440 连续冷却和等温冷却组织转变研究及应用[J]. 特殊钢, 2022, 43(2): 90-94.
- [7] 廉晓洁, 成生伟, 周 杰, 等. 20Cr1Mo1V 钢 CCT 曲线的测定与分析[J]. 热加工工艺, 2014, 43(20): 28-30+33.
- [8] 李红英, 林 武, 宾 杰, 等. 低碳微合金管线钢过冷奥氏体连续冷却转变[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2010, 41(3): 923-929.
- [9] 李红英, 丁常伟, 张希旺, 等. 16MnR 钢奥氏体连续冷却转变曲线(CCT图)[J]. 材料科学与工程学报, 2007, 25(5): 727-730.
- [10] 张 金, 刘丰收, 俞 喆. 贝氏体钢轨钢连续冷却转变曲线的测定及分析[J]. 热加工工艺, 2016, 45(4): 84-86.
- [11] Azuma M, Fujita N, Takahashi M, et al. Modelling upper and lower bainite transformation in steels [J]. ISIJ International, 2005, 45(2): 221-228.
- [12] Enomoto M. Partition of carbon and alloying elements during the growth of ferrous bainite [J]. Scripta Materialia, 2002, 47(3): 145-149.
- [13] Fang H S, Yang J B, Yang Z G, et al. The mechanism of bainite transformation in steels [J]. Scripta Materialia, 2002, 47(3): 157-162.
- [14] Craven A J, He K, Garvie L A J, et al. Complex heterogeneous precipitation in titanium-niobium microalloyed Al-killed HSLA steels-I. (Ti, Nb)(C, N) particles [J]. Acta Materialia, 2000, 48(15): 3857-3868.
- [15] Craven A J, He K, Garvie L A J, et al. Complex heterogeneous precipitation in titanium-niobium microalloyed Al-killed HSLA steels-II. Non-titanium based particles [J]. Acta Materialia, 2000, 48(15): 3869-3878.
- [16] Pawlak K, Białobrzaska B, Konat Ł. The influence of austenitizing temperature on prior austenite grain size and resistance to abrasion wear of selected low-alloy boron steel [J]. Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2016, 16(4): 913-926.
- [17] Lee S J, Park J S, Lee Y K. Effect of austenite grain size on the transformation kinetics of upper and lower bainite in a low-alloy steel [J]. Scripta Materialia, 2008, 59(1): 87-90.
- [18] 徐 洲, 赵连城. 金属固态相变原理[M]. 北京: 科学出版社, 2004.
- [19] Huang J, Xu Z. Effect of dynamically recrystallized austenite on the martensite start temperature of martensitic transformation [J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 438-440: 254-257.
- [20] García-Junceda A, Capdevila C, Caballero F G, et al. Dependence of martensite start temperature on fine austenite grain size [J]. Scripta Materialia, 2008, 58(2): 134-137.
- [21] Zhang C L, Cai D Y, Wang Y H, et al. Effects of deformation and Mo, Nb, V, Ti on continuous cooling transformation in Cu-P-Cr-Ni-Mo weathering steels [J]. Materials Characterization, 2008, 59(11): 1638-1642.