

V和Ti元素对耐候钢过冷奥氏体连续冷却相变行为的影响研究

崔凯禹^{1,2}, 李正荣¹, 赵征志³, 叶晓瑜¹, 汪创伟¹, 张开华¹, 胡云凤¹, 熊雪刚¹

(1. 钒钛资源综合利用国家重点实验室, 四川攀枝花 617000; 2. 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 黑龙江哈尔滨 150000; 3. 北京科技大学钢铁共性技术协同创新中心, 北京 100000)

摘要: 进行了V、Ti元素含量不同的耐候钢的过冷奥氏体连续冷却转变热模拟试验并绘制了CCT曲线, 研究了不同冷却速度以及V、Ti元素对耐候钢组织转变以及性能的影响。当V含量由0.03%提高至0.07%, 马氏体转变开始温度 M_s 提高25℃, 促进了马氏体相变。当Ti含量由0.03%提高至0.10%, 扩大了贝氏体相变区、降低了贝氏体开始转变冷速, 促进了贝氏体转变; 同时, 马氏体转变开始温度 M_s 降低22℃、马氏体转变终了温度 M_f 升高18℃, 马氏体转变区域变窄, 抑制了马氏体转变。随着冷却速率的提高, HV0.2硬度值逐渐增加。HV0.2硬度值主要受金相组织的尺寸和形貌影响, V、Ti的第二相析出物对HV0.2硬度值的影响不大。

关键词: 耐候钢; CCT曲线; 钒; 钛; 贝氏体; 马氏体; 硬度

中图分类号: TF841.3, TF823, TG115 文献标志码: A 文章编号: 1004-7638(2022)03-0132-07

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2022.03.021

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Investigation on the effects of V and Ti on continuous cooling transformation behaviour of weathering steel

Cui Kaiyu^{1,2}, Li Zhengrong¹, Zhao Zhengzhi³, Ye Xiaoyu¹, Wang Chuangwei¹, Zhang Kaihua¹,
Hu Yunfeng¹, Xiong Xuegang¹

(1. State Key Laboratory of Vanadium and Titanium Resources Comprehensive Utilization, Panzhihua 617000, Sichuan, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150000, Heilongjiang, China; 3. Collaborative Innovation Center of Steel Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100000, China)

Abstract: Continuous cooling transformation thermal simulation experiment of weathering steel with various V or Ti contents was conducted, and effects of cooling rate and V or Ti element on microstructure transformation and property of weathering steel were investigated. When V content increases from 0.03% to 0.07%, the martensite-start temperature increases 25℃, thereby promoting martensitic phase transformation. When Ti content increases from 0.03% to 0.10%, the bainitic phase transformation region expands, and the cooling rate with which bainite transformation starts decreases, thereby promoting bainitic phase transformation; meanwhile, martensite-start temperature decreases 22℃, and martensite-finish temperature increases 18℃, inducing martensitic phase transformation region shrinks, thereby restraining martensitic phase transformation. With the cooling rate increasing, HV0.2 hardness increases. HV0.2 hardness is mainly affected by the size and morphology of metallographic structure but fewer affected by second phase precipitates of V or Ti.

Key words: weathering steel, CCT curve, vanadium, titanium, bainite, martensite, hardness

收稿日期: 2020-11-30

作者简介: 崔凯禹 (1990—), 男, 硕士, 高级工程师, 主要从事钢铁新材料的研发和工艺研究, E-mail: cuiky@qq.com。

0 引言

钢的腐蚀对国民经济和国防建设各个领域的危害是一个普遍而严重的问题。据统计,中国 2014 年由腐蚀造成的损失和防腐投资达到 21 278 亿人民币,占 GDP 的 3.34%。此外,腐蚀产生的重金属离子和涂渡等防腐处理将造成严重的环境污染,不符合我国“绿水青山就是金山银山”的发展理念^[1-3]。因此,耐候钢的研发成为我国高性能钢材发展的一大热点。耐候钢,又名耐大气腐蚀钢,是一类在大气中具有良好耐腐蚀性能的低合金钢,现广泛应用于建筑、车辆、集装箱、桥梁等领域。在钢中添加适量的 V、Ti 微合金元素,利用其碳氮化物在控轧控冷工艺过程中的沉淀析出,及其对奥氏体再结晶和晶粒长大的抑制作用,实现对强度和韧性的调控,已

成为耐候钢的一大发展趋势^[4-7]。

钢的过冷奥氏体连续冷却转变曲线(CCT 曲线)能系统地反映冷却速度对相转变开始点、相变进行程度和相变所得产物的影响,是制定加工工艺、热处理工艺等的重要依据^[8-9]。笔者对 V、Ti 元素含量不同的耐候钢的过冷奥氏体连续冷却转变规律开展试验研究,根据过冷奥氏体连续冷却转变试验结果绘制 CCT 曲线,以研究不同冷却速度以及 V、Ti 元素对耐候钢组织转变以及性能的影响,为优化轧制工艺制度、制定轧后冷却制度等提供理论依据。

1 试验材料及方法

试验材料为实验室 VAR-150 真空自耗炉冶炼得到的 V、Ti 元素含量不同的耐候钢,具体化学成分如表 1 所示,试验钢中除 V、Ti、N 元素外,其余元素含量相差不大,其中含 V 钢中 N 含量较高。

表 1 试验钢化学成分
Table 1 Compositions of tested steel

编号	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	V	Ti	Als	N
0.03V	0.07	0.39	1.42	0.010	0.002	0.36	0.31	0.64	0.030		0.023	0.016 4
0.07V	0.06	0.39	1.43	0.009	0.001	0.35	0.31	0.63	0.070		0.027	0.016 3
0.03Ti	0.07	0.40	1.43	0.005	0.002	0.35	0.31	0.63		0.035	0.043	0.002 4
0.10Ti	0.07	0.41	1.41	0.005	0.002	0.34	0.31	0.63		0.100	0.035	0.002 6

将试验钢加工成尺寸为 $\varnothing 4\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 的试样,在 DIL805A 淬火膨胀仪上进行临界区相变点测定和连续冷却热模拟试验。试验钢临界点测量试验的热模拟试验工艺如图 1 所示,试样以 $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 加热到 $600\text{ }^{\circ}\text{C}$,然后以 $0.05\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 加热到 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$,保温 5 min 后,以 $50\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 冷却到室温,通过温度-膨胀量曲线,找出奥氏体转变开始温度(A_{c1})和终了温度(A_{c3}),以及马氏体转变开始温度(M_s)和终了温度(M_f)。

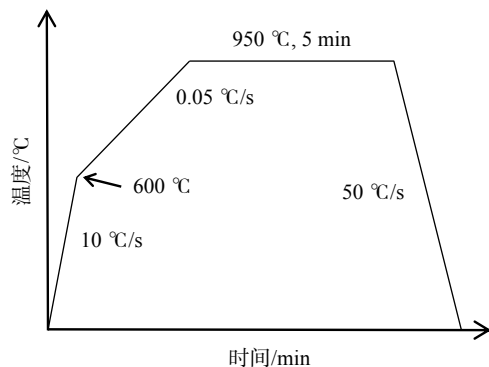


图 1 临界点测定热模拟试验工艺

Fig. 1 Thermal simulation experiment technology of critical temperature measurement

连续冷却热模拟试验工艺如图 2 所示,试样以 $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 加热到 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$,保温 5 min 后,按照不同冷速冷却至室温,选择冷速为 0.1 、 0.5 、 1 、 3 、 5 、 7 、 10 、 20 、 30 、 $50\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 。根据不同冷却速度下的温度-膨胀量曲线找出相变起始点和终了点温度。试验结束后,将不同冷速下试样沿焊接电偶处切开,将截面打磨、抛光和腐蚀后,在 LEXTOLS4000 型激光共聚焦金相显微镜下观察组织形貌,通过 THV-1MD 型显微维氏硬度仪测量 HV0.2,最终结合热模拟数据绘制出试验钢的 CCT 曲线。

2 试验结果及分析

2.1 显微组织及 CCT 曲线

2.1.1 V 元素对耐候钢过冷奥氏体连续冷却转变的影响

0.03 V 试验钢和 0.07 V 试验钢经过连续冷却热模拟试验后的金相组织分别如图 3、4 所示。两者的金相组织形貌随冷速的变化规律基本一致,可见:①铁素体几乎存在于所有冷速中,甚至在 $50\text{ }^{\circ}\text{C/s}$

还存在少量细小的铁素体晶粒,且随着冷速的提高,组织明显细化。②在 0.1 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷速下,组织由铁素体加珠光体组成,但是在 0.5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷速下极少量珠光体开始发生退化,形成退化珠光体,且随冷速增加,珠光体退化现象严重,0.03 V 试验钢和 0.07 V 试验钢分别在 5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 和 7 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷速下几乎不发生珠光体转变。③1 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷速下开始出现少量贝氏体组织,且贝氏体含量随冷速提高逐渐增多,贝氏体组织由粒状贝氏体和板条贝氏体混合组成。④20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷速下出现马氏体且含量随着冷速的提高逐渐增多。

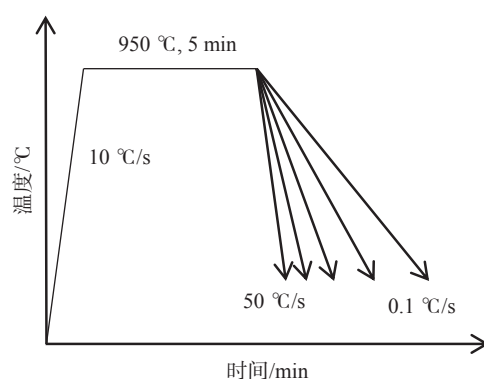
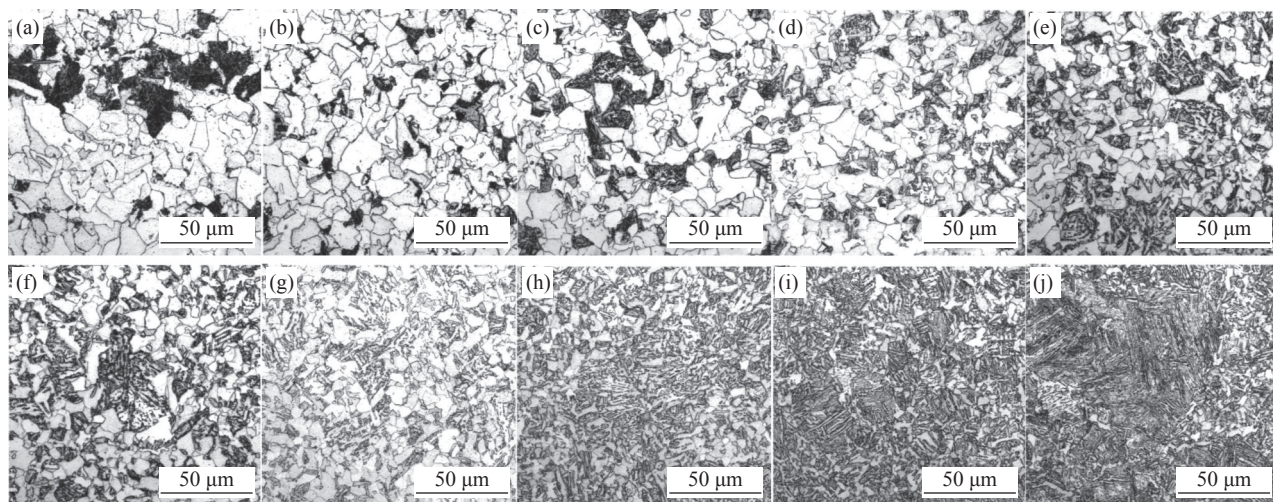
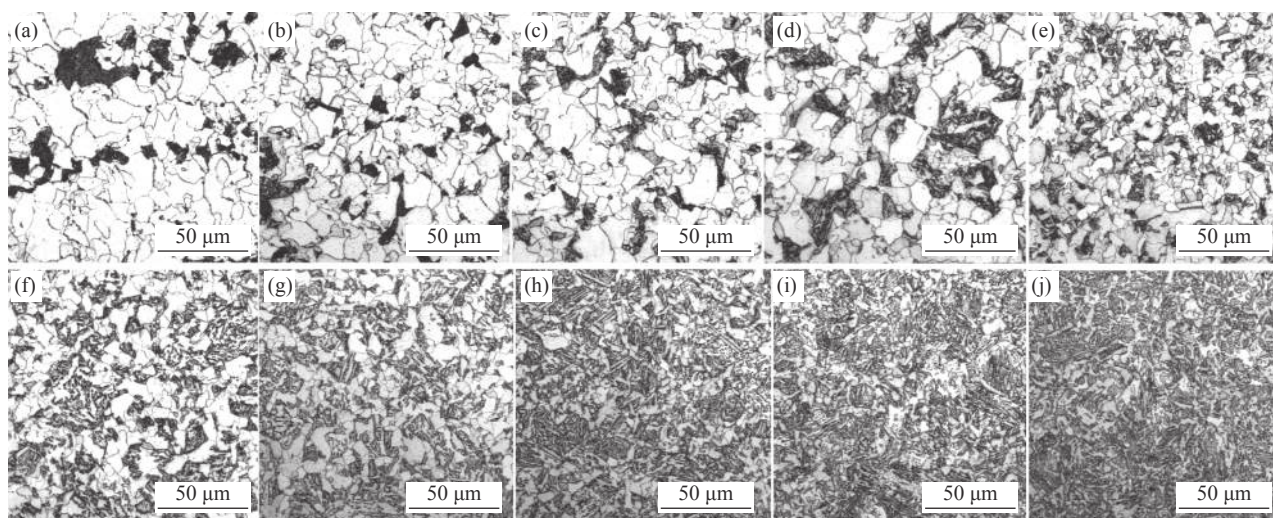


图2 连续冷却热模拟试验工艺
Fig. 2 Continuous cooling thermal simulation experiment technology



(a) 0.1 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (b) 0.5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (c) 1 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (d) 3 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (e) 5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (f) 7 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (g) 10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (h) 20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (i) 30 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (j) 50 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$

图3 0.03V 试验钢在不同冷却速率条件下的显微组织
Fig. 3 Microstructures of 0.03 V tested steel with various cooling rates



(a) 0.1 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (b) 0.5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (c) 1 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (d) 3 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (e) 5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (f) 7 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (g) 10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (h) 20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (i) 30 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (j) 50 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$

图4 0.07V 试验钢在不同冷却速率条件下的显微组织
Fig. 4 Microstructures of 0.07V tested steel with various cooling rates

0.03 V 试验钢和 0.07 V 试验钢的过冷奥氏体连续冷却转变曲线如图 5 所示。可见, 0.03 V 试验钢的 $A_{c3}=894\text{ }^{\circ}\text{C}$, $A_{c1}=712\text{ }^{\circ}\text{C}$, $M_s=375\text{ }^{\circ}\text{C}$, $M_f=258\text{ }^{\circ}\text{C}$; 0.07V 试验钢的 $A_{c3}=915\text{ }^{\circ}\text{C}$, $A_{c1}=722\text{ }^{\circ}\text{C}$, $M_s=400\text{ }^{\circ}\text{C}$, $M_f=306\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。由图 5(a)和(b)对比可知, 随着 V 含量由 0.03% 提高至 0.07%, 其 M_s 和 M_f 温度点均升高, 增幅分别为 $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $48\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。V 含量由 0.03% 提高至 0.07%, 提高了马氏体转变开始点, 说明促进了马

氏体相变。分析认为, 由于钢中 N 含量较高, 冷却过程中 V 首先以 VN 的形式在奥氏体中大量析出, VN 的析出又促进了残余的 V 以 $V(C, N)$ 的形式在奥氏体中析出, 提供了铁素体形核点, 促进了先共析铁素体形核, 而先共析铁素体的长大导致了局部区域富碳, 从而降低了过冷奥氏体稳定性, 最终促进了马氏体转变^[10-11]。

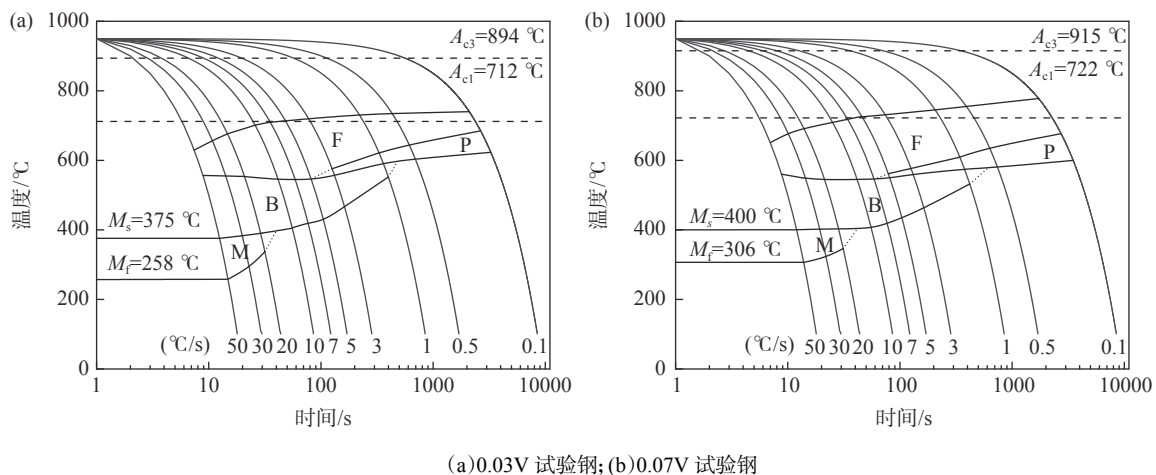


图 5 过冷奥氏体连续冷却转变曲线
Fig. 5 Continuous cooling transformation curve

2.1.2 Ti 元素对过冷奥氏体连续冷却转变的影响

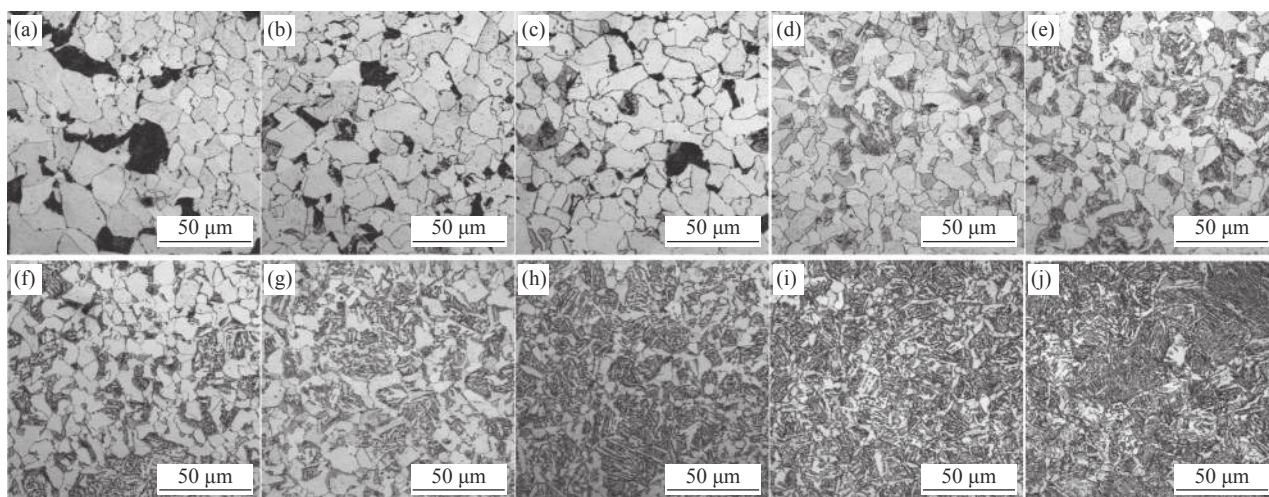
0.03Ti 试验钢和 0.10Ti 试验钢经过连续冷却热模拟试验后的金相组织分别如图 6、7 所示。两者的金相组织形貌随冷速的变化规律除贝氏体转变外基本一致, 可见: ①铁素体几乎存在于所有冷速中, 甚至在 $50\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 还存在少量细小的铁素体晶粒, 而且随着冷速的提高, 组织明显细化。②在 $0.1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 冷速下, 组织由铁素体+珠光体组成, 但是在 $0.5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 冷速下极少量珠光体开始发生退化, 形成退化珠光体, 且随冷速增加, 珠光体退化现象严重, 在 $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 冷速下几乎不发生珠光体转变。③0.03Ti 试验钢在 $3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 冷速下开始出现少量典型的粒状贝氏体组织, 而 0.10Ti 试验钢在 $0.5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 冷速下就已经生成较多明显的贝氏体组织。贝氏体含量随冷速提高逐渐增多, 贝氏体组织由粒状贝氏体和板条贝氏体混合组成。④ $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 冷速下出现马氏体且含量随着冷速的提高逐渐增多。

0.03Ti 试验钢和 0.10Ti 试验钢的过冷奥氏体连续冷却转变曲线如图 8 所示。可见, 0.03Ti 试验钢的 $A_{c3}=895\text{ }^{\circ}\text{C}$, $A_{c1}=734\text{ }^{\circ}\text{C}$, $M_s=344\text{ }^{\circ}\text{C}$, $M_f=240\text{ }^{\circ}\text{C}$;

0.10Ti 试验钢的 $A_{c3}=894\text{ }^{\circ}\text{C}$, $A_{c1}=716\text{ }^{\circ}\text{C}$, $M_s=322\text{ }^{\circ}\text{C}$, $M_f=258\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。由图 8(a)和(b)对比可知, Ti 含量由 0.03% 提高至 0.10%, CCT 曲线中贝氏体转变区域明显增大, 并且 Ti 含量为 0.03% 时, 在 $3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的冷速下出现贝氏体组织, 而当 Ti 含量为 0.10% 时, 在 $0.5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的冷速下就已经开始出现贝氏体组织, 说明 Ti 含量由 0.03% 提高至 0.10% 促进了贝氏体转变。分析认为, Ti 的碳氮化物析出增加了贝氏体铁素体形核点, 从而扩大了贝氏体相变区^[12]。另外, 当 Ti 含量由 0.03% 提高至 0.10%, CCT 曲线中马氏体转变开始温度 M_s 降低 $22\text{ }^{\circ}\text{C}$, 马氏体转变终止温度 M_f 升高 $18\text{ }^{\circ}\text{C}$, 马氏体转变区域变窄, 说明 Ti 含量由 0.03% 提高至 0.10% 抑制了马氏体转变。分析认为, 由于钢中 N 含量较少, Ti 主要以 TiC 的形式析出, 从而降低了钢中自由 C 的含量, 提高了过冷奥氏体的稳定性, 最终导致需要更高的过冷度才能获得马氏体组织^[13]。

2.2 硬度分析

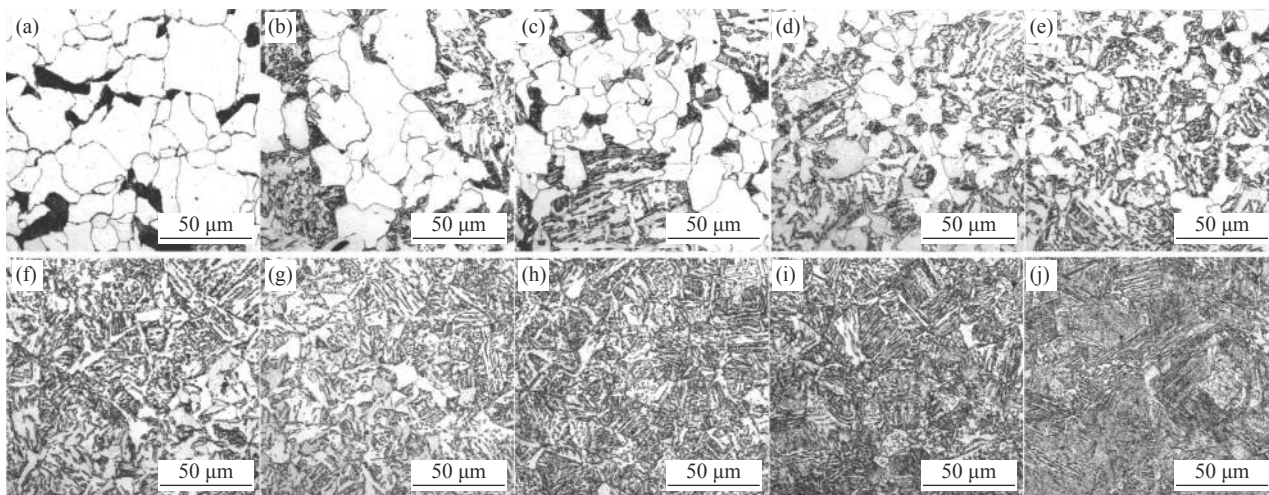
V 含量不同和 Ti 含量不同试验钢在不同冷却速率条件下的 HV0.2 硬度值分别见表 2、3。



(a) 0.1 °C/s; (b) 0.5 °C/s; (c) 1 °C/s; (d) 3 °C/s; (e) 5 °C/s; (f) 7 °C/s; (g) 10 °C/s; (h) 20 °C/s; (i) 30 °C/s; (j) 50 °C/s

图6 0.03Ti 试验钢在不同冷却速率条件下的显微组织

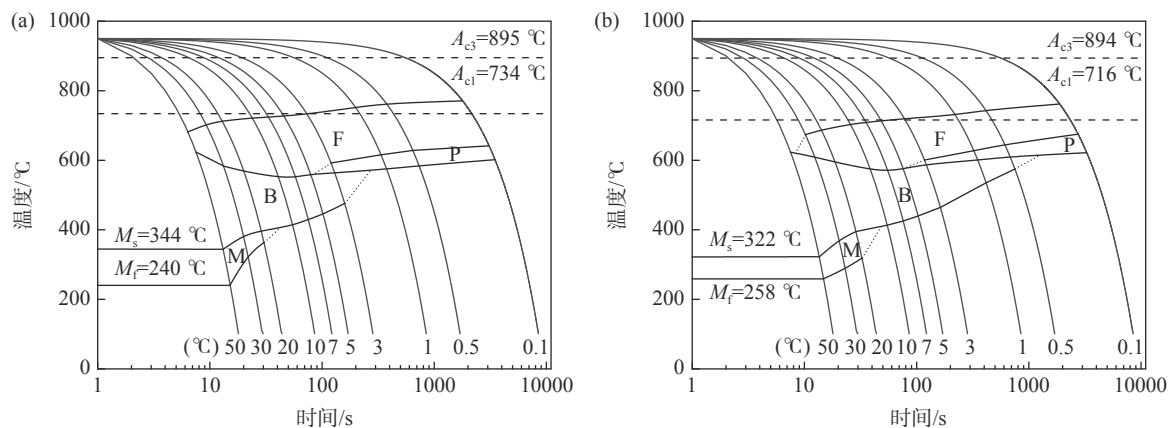
Fig. 6 Microstructures of 0.03Ti tested steel with various cooling rates



(a) 0.1 °C/s; (b) 0.5 °C/s; (c) 1 °C/s; (d) 3 °C/s; (e) 5 °C/s; (f) 7 °C/s; (g) 10 °C/s; (h) 20 °C/s; (i) 30 °C/s; (j) 50 °C/s

图7 0.10Ti 试验钢在不同冷却速率条件下的显微组织

Fig. 7 Microstructures of 0.10Ti tested steel with various cooling rates



(a) 0.03Ti 试验钢; (b) 0.10Ti 试验钢

图8 过冷奥氏体连续冷却转变曲线

Fig. 8 Continuous cooling transformation curve

表 2 V 含量不同的试验钢硬度(HV0.2)
Table 2 Hardness of tested steel with various V content (HV0.2)

冷速/(℃·s ⁻¹)	0.03V试验钢				0.07V试验钢			
	硬度(HV0.2)		平均值		硬度(HV0.2)		平均值	
0.1	160.8	168.6	170.4	166.6	155.7	164.4	159.6	159.9
0.5	180.4	182.3	189.6	184.1	183.2	182.3	184.6	183.4
1	208.3	208.3	209.3	208.6	192.5	190.7	193.6	192.3
3	226.6	220.3	221.6	222.8	219.6	220.6	223.4	221.2
5	228.4	226.6	225.3	226.8	228.4	230.6	232.3	230.4
7	227.2	230.6	232.8	230.2	240.1	238.9	236.4	238.5
10	242.6	240.6	246.6	243.3	240.1	245.1	246.4	243.9
20	269.3	270.0	264.6	268.0	259.6	260.4	262.4	260.8
30	273.9	279.9	275.6	276.5	285.2	281.4	275.4	280.7
50	287.8	290.6	284.6	287.7	283.9	287.8	284.6	285.4

表 3 Ti 含量不同的试验钢硬度(HV0.2)
Table 3 Hardness of tested steel with various Ti content (HV0.2)

冷速/(℃·s ⁻¹)	0.03Ti试验钢				0.10Ti试验钢			
	硬度(HV0.2)		平均值		硬度(HV0.2)		平均值	
0.1	156.7	153.1	153.5	154.4	147.2	148.6	146.3	147.4
0.5	167.2	161.7	162.3	163.7	188.1	187.3	185.6	187.0
1	175.3	176.3	178.4	176.7	193.8	193.2	197.6	194.9
3	188.1	189.6	186.3	188.0	201.5	200.6	201.4	201.2
5	215.4	210.3	209.6	211.8	215.4	215.4	216.1	215.6
7	217.4	219.6	220	219.0	222.8	223.9	222.4	223.0
10	225	226.1	228.9	226.7	234.1	227.9	230.4	230.8
20	240.6	242.6	243.9	242.4	240.1	252.8	241.4	244.8
30	263.8	266.6	267.9	266.1	269.5	272.4	271.4	271.1
50	294.3	287.8	286.4	289.5	289.4	294.3	290.3	291.3

由表 2、3 可见, 无论 V、Ti 含量如何变化, 随着冷却速率的提高, HV0.2 硬度逐渐增加。冷却速率由 0.1 ℃/s 提高至 5 ℃/s 过程中, HV0.2 硬度值呈线性急剧升高, 升幅 60 左右, 这主要是由于随着冷却速率的提高, 铁素体晶粒尺寸迅速细化, 同时出现贝氏体转变, 引起硬度骤增。冷却速率由 5 ℃/s 提高至 10 ℃/s 过程中, HV0.2 硬度值升幅减缓, 升幅 15 左右, 此过程中贝氏体含量继续增加, 而铁素体晶粒尺寸增幅减小, 故硬度值的增幅也有所降低。冷却速率由 10 ℃/s 提高至 50 ℃/s 过程中, HV0.2 硬度值升幅较缓, 升幅 40~65, 此过程以贝氏体和马氏体相变为主, 且其形态变化较小, 故硬度值较稳定, 尤其是冷却速率由 30 ℃/s 提高至 50 ℃/s 的过程中, 硬度值趋于平稳。

相同冷却速率条件下, V 含量由 0.03% 提高至 0.07%, 以及 Ti 含量由 0.03% 提高至 0.10% 时, HV0.2 硬度值差别不大, 说明 HV0.2 硬度值主要受

金相组织的尺寸和形貌影响, V、Ti 的第二相析出物对 HV0.2 硬度值的影响不大。

3 结论

1) 当 V 含量由 0.03% 提高至 0.07%, 以及 Ti 含量由 0.03% 提高至 0.10% 时, 金相组织形貌随冷速的变化规律如下: ①铁素体几乎存在于所有冷速中; ②在 0.1 ℃/s 冷速下开始发生珠光体转变, 其中 0.03V、0.03Ti 和 0.10T 试验钢在 5 ℃/s 冷速下几乎不发生珠光体转变, 而 0.07V 试验钢在 7 ℃/s 冷速下几乎不发生珠光体转变; ③0.03V 和 0.07V 试样钢在 1 ℃/s 冷速下开始出现贝氏体组织, 0.03Ti 试验钢在 3 ℃/s 冷速下开始出现少量典型的粒状贝氏体组织, 而 0.10Ti 试验钢在 0.5 ℃/s 冷速下就已经生成较多明显的贝氏体组织, 贝氏体组织由粒状贝氏体和板条贝氏体混合组成; ④20 ℃/s 冷速下出现马氏体且含量随着冷速的提高逐渐增多。

2)V含量由0.03%提高至0.07%,马氏体转变开始温度 M_s 提高25℃,促进了马氏体相变。Ti含量由0.03%提高至0.10%,扩大了贝氏体相变区、降低了贝氏体开始转变冷速,促进了贝氏体转变;同时,马氏体转变开始温度 M_s 降低22℃,马氏体转变终了温度 M_f 升高18℃,马氏体转变区域变窄,抑制了马氏体转变。

3)随着冷却速率的提高,HV0.2硬度逐渐增加;冷却速率由0.1℃/s提高至5℃/s,铁素体晶粒尺寸

迅速细化,同时出现贝氏体转变,HV0.2硬度值呈线性急剧升高;冷却速率由5℃/s提高至10℃/s,贝氏体含量继续增加,而铁素体晶粒尺寸增幅减小,HV0.2硬度值升幅减缓;冷却速率由10℃/s提高至50℃/s,以贝氏体和马氏体相变为主,且其形态变化较小,HV0.2硬度值升幅较缓;HV0.2硬度值主要受金相组织的尺寸和形貌影响,V、Ti的第二相析出物对HV0.2硬度值的影响不大。

参考文献

- [1] Hou Baorong, Li Xiaogang, Ma Xiumin, *et al.* The cost of corrosion in China[J]. *NPJ Materials Degradation*, 2017, 1(1): 4.
- [2] Liu Kun, Zhang Xudong, Tian Zhihong, *et al.* Application research of green eco-friendly weathering steel in the field of building structure[J]. *Building Science*, 2020, 36(S2): 458–462.
(刘锟, 张旭东, 田志红, 等. 绿色环保耐候钢在建筑结构领域中的应用研究[J]. *建筑科学*, 2020, 36(S2): 458–462.)
- [3] Lin Pengfei, Yang Zhongmin, Chen Ying, *et al.* Rust layer of weathering steel and its stabilization treatment status[J]. *Iron and Steel*, 2021, 56(3): 58–65.
(林鹏飞, 杨忠民, 陈颖, 等. 耐候钢锈层及其稳定化处理现状[J]. *钢铁*, 2021, 56(3): 58–65.)
- [4] Mishra S K, Ranganathan S, Das S K. Investigations on precipitation characteristics in a high strength low alloy (HSLA) steel[J]. *Scripta Materialia*, 1998, 39(2): 253–259.
- [5] Cui Kaiyu. Technology practice of increasing impact energy of weathering steel Q550NQR1 at -40℃[J]. *Special Steel*, 2018, 39(5): 54–57.
(崔凯禹. 提高Q550NQR1耐候钢-40℃冲击功的工艺实践[J]. *特殊钢*, 2018, 39(5): 54–57.)
- [6] Wang Chuangwai. Development of high strength weathering steel Q450NQR1 containing vanadium[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2018, 39(3): 129–133.
(汪创伟. 含钒高强度耐候钢板Q450NQR1开发[J]. *钢铁钒钛*, 2018, 39(3): 129–133.)
- [7] Zhou Cong, Zhang Chenyang, Li Yunxin, *et al.* Microstructure and properties of Ti microalloyed 700 MPa weathering steel of container[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2020, 41(7): 126–133.
(周聪, 张晨洋, 李运鑫, 等. Ti微合金化700 MPa级集装箱用耐候钢的组织性能[J]. *材料热处理学报*, 2020, 41(7): 126–133.)
- [8] Gan Xiaolong, Zhao Gang, Yang Gengwei, *et al.* Determination and analysis of CCT curve of Ti-V composite microalloyed high strength steel[J]. *Hot Working Technology*, 2019, 48(2): 100–103.
(甘晓龙, 赵刚, 杨庚蔚, 等. Ti-V复合微合金化高强钢CCT曲线的测定与分析[J]. *热加工工艺*, 2019, 48(2): 100–103.)
- [9] Bao Junheng, Zhao Jie, Ning Baoqun, *et al.* Transformation behavior of austenite continuous cooling for Nb-V micro-alloyed low carbon steel[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2013, 25(8): 28–31.
(包俊成, 赵捷, 宁保群, 等. 低碳铌钒微合金化钢奥氏体连续冷却转变行为[J]. *钢铁研究学报*, 2013, 25(8): 28–31.)
- [10] Cai Zhen. Research on deformation-induced pearlite transformation in vanadium-microalloyed high carbon steel[J]. Wuhan: Wuhan University of Science and Technology, 2019.
(蔡珍. 钒微合金化高碳钢形变诱导珠光体相变研究[D]. 武汉: 武汉科技大学, 2019.)
- [11] Siwecki Tadeusz, Eliasson Johan, Lagneborg Rune, *et al.* Vanadium microalloyed bainitic hot strip steels[J]. *ISIJ International*, 2010, 50(5): 760–767.
- [12] Wu Hongyan, Du Linxiu, Xue Wenying, *et al.* Effect of process parameters on continuous cooling transformation for V-Ti microalloyed steel[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2006, 27(1): 6–11.
(吴红艳, 杜林秀, 薛文颖, 等. 变形工艺对V、Ti微合金钢连续冷却相变的影响[J]. *钢铁钒钛*, 2006, 27(1): 6–11.)
- [13] Liu Meiling, Tang Hengqiang, Zhu Guohui. Continuous cooling transformation an thermal-mechanical simulation of Nb and Nb-Ti microalloy weathering steels[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2019, 44(7): 138–143.
(柳美玲, 汤亨强, 朱国辉. Nb和Nb-Ti系微合金耐候钢的连续冷却转变与形变热模拟[J]. *金属热处理*, 2019, 44(7): 138–143.)