

CLAM 钢焊接热影响区连续冷却过程相变规律

Continuous Cooling Transformation of
CLAM Steel in Heat Affected Zone

姜志忠^{1,2}, 黄继华¹, 胡 杰¹, 陈树海¹

(1 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083;

2 中国科学院 核能安全技术研究所, 合肥 230031)

JIANG Zhi-zhong^{1,2}, HUANG Ji-hua¹, HU Jie¹, CHEN Shu-hai¹

(1 School of Materials Science and Engineering, University of Science and
Technology Beijing, Beijing 100083, China; 2 Institute of Nuclear Energy
Safety Technology, Chinese Academy of Sciences, Hefei 230031, China)

摘要: 采用 Gleeble1500 热模拟机, 物理模拟中国低活化马氏体 (CLAM) 钢焊接热影响区粗晶区 (CGHAZ) 的冷却过程, 结合组织观察、Thermo-calc 热力学软件计算和硬度测试等手段分析了冷速 ω_c 对 CGHAZ 的组织演变及硬度的影响, 并绘制了 CLAM 钢的 SH-CCT 图。结果表明: CLAM 钢的 CGHAZ 中过冷奥氏体仅发生低温板条马氏体 (LM) 及先共析铁素体 (α 铁素体) 转变。0.25℃/s 为 CGHAZ 过冷奥氏体发生完全 LM 相变的临界冷速。当 $\omega_c > 0.25^\circ\text{C}/\text{s}$ 时, CGHAZ 的组织除 LM 外, 还含有少量的 δ 铁素体, δ 铁素体是 $\delta \rightarrow \gamma$ 相变阶段转变不充分而残留至室温的组织, 在该冷速范围内粗晶区的组织形态变化不明显。当 $\omega_c < 0.25^\circ\text{C}/\text{s}$ 时, 由于发生 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变, CGHAZ 的组织为 α 铁素体及 LM 的混合组织, 随着冷速的降低, α 铁素体含量增加; 当 $\omega_c = 0.04^\circ\text{C}/\text{s}$ 时, CGHAZ 的组织已完全转变为 α 铁素体和碳化物的混合组织。

关键词: 中国低活化马氏体钢; 焊接热模拟; 热影响区; 连续冷却转变曲线

doi: 10.3969/j.issn.1001-4381.2013.04.013

中图分类号: TG406 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2013)04-0068-06

Abstract: By means of the physical simulation, the coarse grained zone in heat affected zone (CGHAZ) of CLAM steel during cooling process in the welding thermal cycles was conducted by using of the Gleeble1500 simulator. The effects of cooling rates (ω_c) on microstructure transformation and Vickers hardness were investigated through microscopic observations, hardness tests as well as thermodynamic calculation with Thermo-calc software, and the SH-CCT diagram of the CGHAZ for CLAM steel was finally established. The results showed that the SH-CCT diagram exhibited only two transformation regions, *i. e.* low-temperature lath martensite (LM) region and high-temperature proeutectic ferrite (α -ferrite) region. 0.25℃/s was the critical cooling rate for phase transformation from supercooled austenite to full martensite. When the $\omega_c > 0.25^\circ\text{C}/\text{s}$, the microstructure appearances of CGHAZ had no significant changes and consists of lath martensite and a small amount of δ ferrite within this range, the occurrence of δ ferrite was attributed to incomplete $\delta \rightarrow \gamma$ transformation in the high temperature stage. When the $\omega_c < 0.25^\circ\text{C}/\text{s}$, the CGHAZ showed dual phase of α -ferrite and lath martensite because of the $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation. The content of α -ferrite increased with the decreased cooling rate. When the $\omega_c = 0.04^\circ\text{C}/\text{s}$, the microstructure of CGHAZ was completely transformed to α -ferrite and carbides.

Key words: China low activation martensitic steel; welding thermal simulation; heat-affected zone; continuous cooling transformation curve

包层实验模块 (Tested Blanket Modules, TBM) 以及商用聚变示范堆第一壁和包层模块的首选结构材料^[1]。RAFM 钢的研究起始于 20 世纪 80 年代初,日本、美国和欧盟相继开发了 F82H、JLF-1、ORNL 9Cr-2WVTa 和 Eurofer97 等典型钢种,经过近 30 年的发展,积累了丰富的基础数据,为成功制造 TBM 奠定了基础^[2-5]。CLAM 钢作为 RAFM 钢的一种,经过近几年的发展,其性能已接近或达到国际同类钢种的水平,已被确定为中国 ITER-TBM 的结构材料^[6-9]。但由于 TBM 结构的复杂及苛刻的服役条件(高温、高压、高能粒子辐照以及液态 Li-Pb 金属腐蚀)^[10-12],决定了焊接将是其主要的加工制造技术之一。

由于 CLAM 钢研制较晚,关于中国 ITER-TBM 的焊接技术及方法还处于探索阶段,对 CLAM 钢的焊接性还缺乏足够的了解,这使得 CLAM 钢的焊接研究更加必要和紧迫。通常,焊接接头易出现问题部位是

热影响区,而粗晶区由于在焊接过程中加热温度高、加热和冷却速率快、高温停留时间短等特点,往往是焊接热影响区最薄弱的环节。因此,了解 CLAM 钢热影响区粗晶区的连续冷却过程的相变规律,建立该区域的 SH-CCT 图,对于指导 CLAM 钢的焊接工艺优化具有重要的工程实际意义。本工作采用热物理模拟技术,研究了不同冷却条件下的 CLAM 钢焊接热影响区粗晶区室温组织及硬度特征,并在此基础上绘制了 CLAM 钢热影响区粗晶区 SH-CCT 图。

1 实验材料及方法

实验用 CLAM 钢由北京科技大学高效轧制国家工程研究中心提供,板厚 11mm。供货状态为调质态,调质工艺为:(980℃/30min,水冷)+回火(760℃/90min,空冷),其化学成分如表 1 所示。显微组织为完全回火板条马氏体组织,如图 1 所示。

表 1 CLAM 钢的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of CLAM steel(mass fraction/%)

C	Cr	W	V	Mn	Ta	P	S	Nb	Ni	Mo	B	N	Fe
0.093	9.15	1.49	0.20	0.44	0.097	0.0051	<0.0043	<0.01	<0.015	<0.005	<0.005	<0.0047	Bal

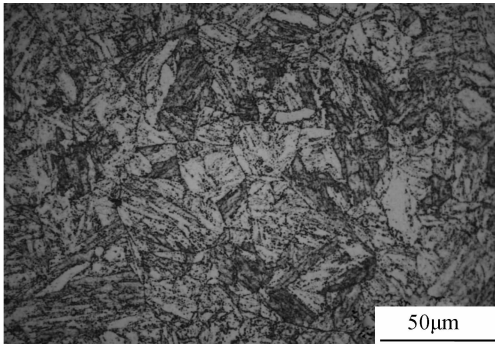


图 1 CLAM 钢的光学显微组织

Fig. 1 Optical microstructure of CLAM steel

实验在 Gleeble1500 热模拟机上进行,试样加工尺寸为 $\phi 6\text{mm} \times 90\text{mm}$ 。CLAM 钢的相变临界点 A_{c1} 和 A_{c3} 的测定据 GB/T 5056—1985《钢的临界点测定方法》进行,加热速率为 0.05°C/s ,峰值温度 980°C ,并保温 15min,然后以 10°C/s 冷速降至室温。模拟粗晶区的不同热循环曲线参数:加热速率为 200°C/s ,峰值温度为 1350°C ,保温 1s,冷却过程分 3 个阶段进行:考虑到实际焊接冷却高温区间冷速变化较小,将 $1350 \sim 900^\circ\text{C}$ 范围内的冷速设为 80°C/s ,中温区间 $900 \sim 200^\circ\text{C}$ 范围内分别以 40, 20, 10, 5, 2.5, 1, 0.5, 0.25, 0.2, 0.13, 0.08, 0.06 $^\circ\text{C/s}$ 和 0.04 $^\circ\text{C/s}$ 等一系列不同

的速率进行冷却;低温 200°C 以下自然冷却。

采用光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)及透射电镜(TEM)相结合的手段分析相变组织特征,其中光学及扫描电镜金相试样经机械研磨、抛光后利用 Vilella 试剂(1g 苦味酸+5mL 盐酸+95mL 无水乙醇)进行浸蚀,在 LEICA DMR 型光学显微镜和 LEO-1450 型扫描电镜(SEM)下进行组织观察。从模拟试样的均温区切取 $300\mu\text{m}$ 厚薄片,机械减薄至 $60\mu\text{m}$ 左右,冲成 $\phi 3\text{mm}$ 的圆片,然后在 MTP-1A 型电解双喷减薄仪上制备成透射电镜薄膜试样,电解液为 5% 的高氯酸酒精溶液,最后在 JEM-2000FX 型透射电子显微镜进行观察;利用 LEICA-30M 型维氏硬度计进行硬度测量,载荷为 1kg,取 5 个点的硬度平均值作为测试结果。

2 结果与讨论

2.1 钢的平衡相变点

根据加热过程膨胀曲线的相变拐点,确定 CLAM 钢的临界相变点 A_{c1} 和 A_{c3} 分别为 885°C 和 939°C 。与普通钢相比,该钢的奥氏体化温度偏高,这主要与其特殊的合金成分有关。CLAM 钢中的 Cr, Mo, V 和 Ta

元素均为中、强碳化物形成元素,这些合金元素的总含量大于 10%,与 C 原子的亲和力大,形成难溶于奥氏体的合金碳化物,该类碳化物的结构稳定、熔点高,降低了 C 原子和合金元素原子的扩散系数,从而延缓了奥氏体的形成。因此,导致 CLAM 钢的奥氏体化相变温度比其他普通钢种偏高。

2.2 冷却速率对显微组织影响

图 2 为不同冷速下粗晶区的光学显微组织照片。由图 2(a)~(g)可以看出,在冷却速率 $\omega_c \geq 0.5^\circ\text{C/s}$ 时

模拟粗晶区的显微组织均由马氏体和少量的 δ 铁素体组织组成,且奥氏体晶粒尺寸随着 $t_{8/5}$ 的增大长大不明显。由于 δ 铁素体与马氏体基体组织的衬度并不明显,因此,以 $\omega_c = 0.5^\circ\text{C/s}$ 为例,采用 SEM 放大照片观察,发现 δ 铁素体以薄膜的形态包裹着原奥氏体晶粒,犹如被生长的奥氏体逐步“蚕食”一样(图 3(a)黑色箭头所指);在 TEM 视场下对原奥氏体晶粒内的马氏体进行观察,证实其为尺寸大致相同且取向平行排列的板条马氏体组织(图 3(b))。

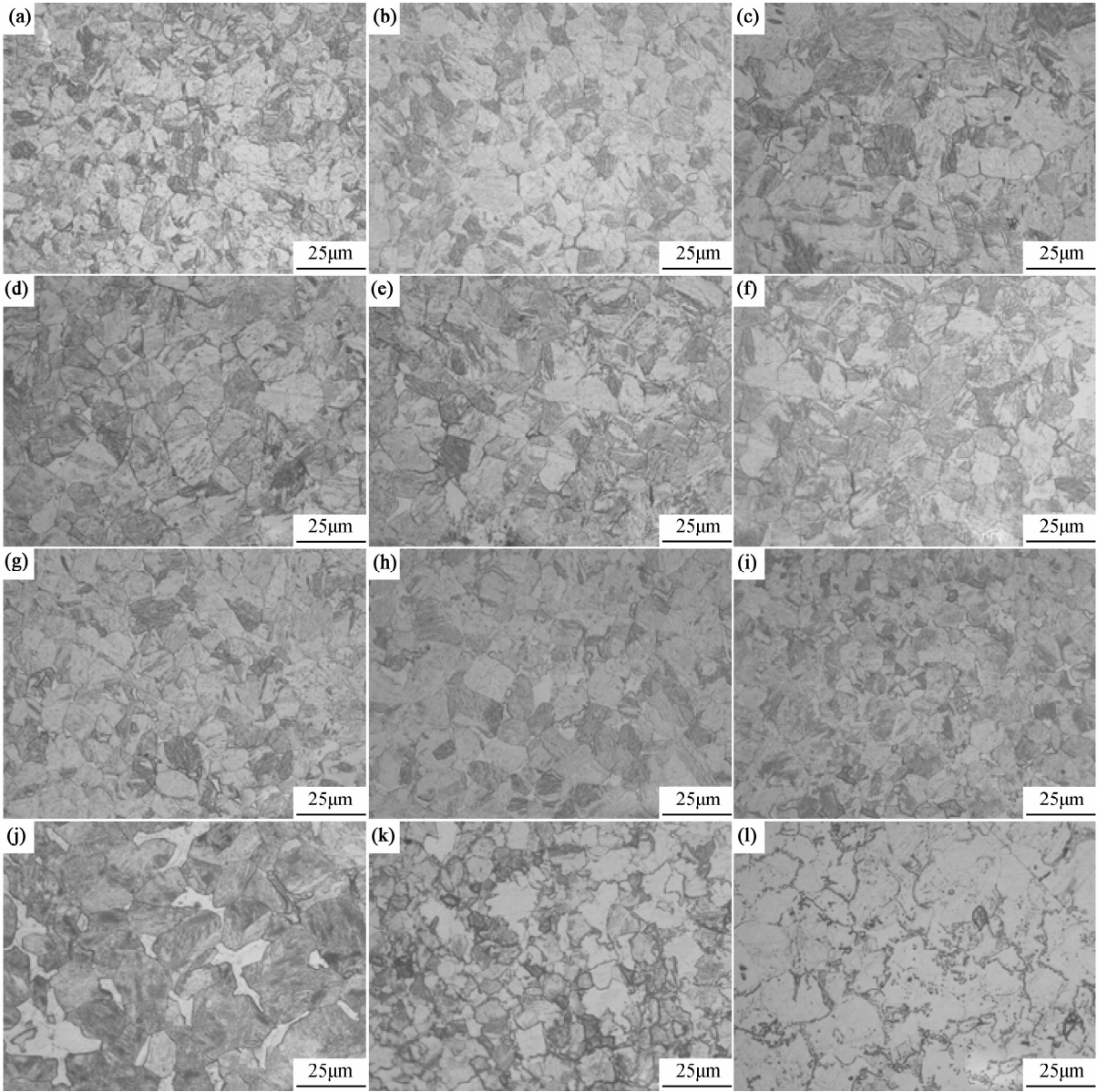


图 2 不同冷速下粗晶区光学显微组织
(a)40℃/s;(b)20℃/s;(c)10℃/s;(d)5℃/s;(e)2.5℃/s;(f)1℃/s;(g)0.5℃/s;(h)0.25℃/s;(i)0.2℃/s;
(j)0.12℃/s;(k)0.08℃/s;(l)0.04℃/s

Fig. 2 Optical microstructure of CGHAZ with various cooling rates
(a)40℃/s;(b)20℃/s;(c)10℃/s;(d)5℃/s;(e)2.5℃/s;(f)1℃/s;(g)0.5℃/s;(h)0.25℃/s;
(i)0.2℃/s;(j)0.12℃/s;(k)0.08℃/s;(l)0.04℃/s

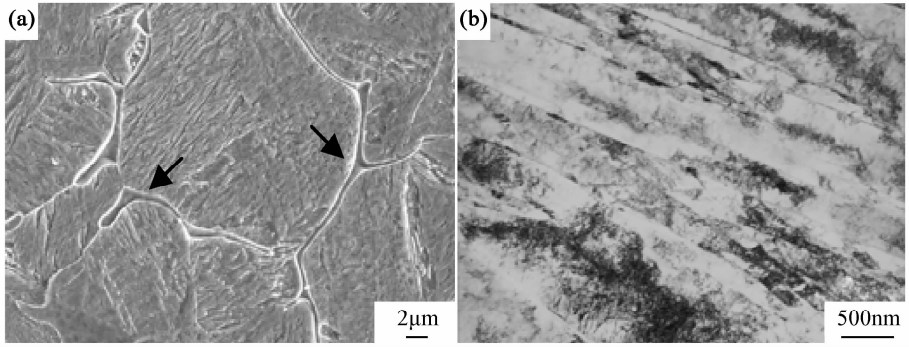


图 3 0.5℃/s 时粗晶区 SEM 及 TEM 显微组织

(a) δ 铁素体, SEM; (b) 板条马氏体, TEM

Fig. 3 SEM and TEM microstructure of CGHAZ at cooling rate of 0.5℃/s

(a) δ -ferrite, SEM; (b) lath martensite, TEM

通过 Thermo-calc 热力学软件计算得到该钢的平衡相摩尔分数-温度的平衡关系,如图 4 所示。由于 CLAM 钢除含少量的 Mn 元素外,其主要合金元素 Cr, W, V 和 Ta 均为铁素体形成元素,导致 δ 铁素体具有很强的稳定性。冷却过程中,当温度约在 1400~1200℃ 范围内将发生 $\delta \rightarrow \gamma$ 转变, δ 相由于 γ 相的不断长大而被挤压在奥氏体的边界。由于模拟焊接粗晶区的冷却速率较快,使 $\delta \rightarrow \gamma$ 相变不能充分,造成室温组织中残留了一定量的高温 δ 铁素体组织。而 γ 相在低于 M_s 点后转变为低碳板条马氏体。低于 $\delta \rightarrow \gamma$ 转变下限温度的冷却过程中,晶界 δ 铁素体的存在无疑会限制过冷奥氏体的继续生长,因此,该冷却速率范围内的室温显微组织形态变化不大。

由图 2(h)可以看出,当冷速 ω_c 为 0.25℃/s 时,光学显微组织可隐约观察出铁素体的形貌发生了变化。进一步采用 SEM 和 TEM 进行显微组织放大,可以看出原奥氏体的晶界位置形成了趋向于等轴状的铁素体晶核(图 5(a)黑色箭头所指),从形态上与 δ 铁素体相比,具有明显的形核长大特征,由此可以判断,发生了

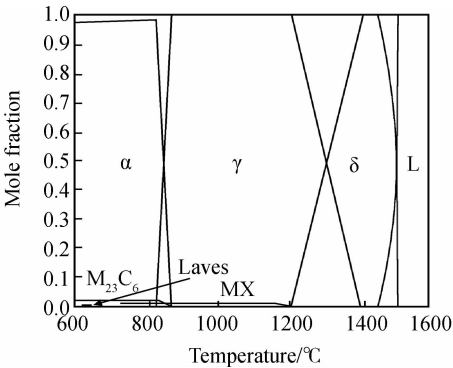


图 4 CLAM 钢平衡相与温度的关系

Fig. 4 Relationship of equilibrium phase and temperature of CLAM steel

先共析铁素体(α 铁素体)转变;通过 TEM 显微组织照片(图 5(b))观察发现,在 α 铁素体的周围仍为具有板条特征的板条马氏体。 α 铁素体的析出也是一个形核长大的过程,在孕育期内,过冷奥氏体晶界区依靠浓度起伏形成贫碳区, α 铁素体的晶核就在奥氏体晶界生成^[11]。

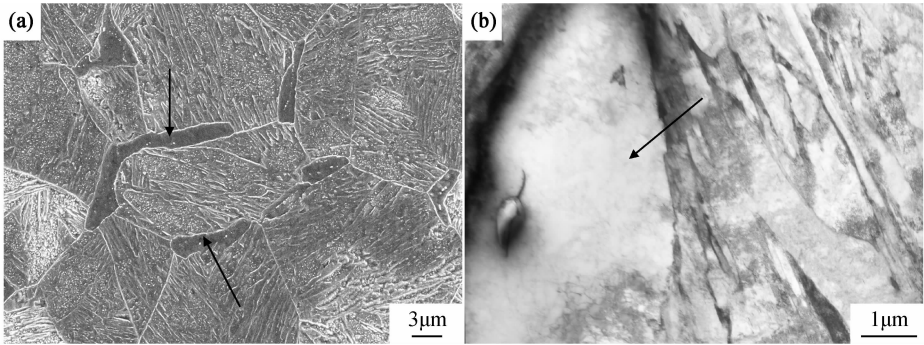


图 5 0.25℃/s 时粗晶区 SEM(a)及 TEM(b)显微组织

Fig. 5 SEM(a) and TEM(b) microstructure of CGHAZ at cooling rate of 0.25℃/s

对于 CLAM 钢粗晶区而言,由于在原奥氏体晶界位置残留了高温 δ 铁素体,而 δ 铁素体本身即为贫碳相,且与 α 铁素体均为体心立方结构,因此, α 铁素体有可能择优以 δ 铁素体为晶核进行生长。由于该冷速下发生的 α 铁素体转变量很小,可以近似认为马氏体转变的临界冷却速率为 $0.25^\circ\text{C}/\text{s}$,这说明,CLAM 钢粗晶区过冷奥氏体的稳定性极强,在正常的焊接冷却条件下,粗晶区的过冷奥氏体仅发生低温马氏体相变。其主要原因是过冷奥氏体的稳定性取决于相变驱动力(热力学)及扩散(动力学)这两个因素。CLAM 钢中主要合金元素增强了固溶体原子间的结合,其中中碳化物 Cr 和 W 影响最强,含量最高,V 和 Ta 为强化物形成元素,影响不大。这就提高了 Fe 原子的自扩散激活能,使得 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变的自由焓之差减小,即相变驱动力增大,从而显著提高了过冷奥氏体的稳定性,很大程度上延长了相变孕育期^[13]。另一方面,Cr,W,V 和 Ta 均为中、强碳化物形成元素,提高了 C 在奥氏体中的扩散激活能,降低了 C 原子的扩散速率,从而推迟了奥氏体的扩散分解过程。

当 $\omega_c < 0.25^\circ\text{C}/\text{s}$ 时,由图 2(i)~(k)可以看出,随着冷却速率的降低, α 铁素体的比例不断增大,板条马氏体的比例不断减少,当冷却速率 ω_c 降低至 $0.04^\circ\text{C}/\text{s}$ 时,该冷速下的显微组织已完全转变为 α 铁素体和碳化物的混合组织,粗大的碳化物聚集在 α 铁素体的边界上(图 2(l))。

对于 CLAM 钢焊接热影响区仅发生高温区的先共析铁素体转变而没有发生珠光转变以及中温区的贝氏体转变的这种特性,也主要受到合金元素的影响。珠光体转变是 α 铁素体和碳化物相间分布、二者协同长大的共析共生的扩散相变过程,主要是以界面进行的共析分解,C 原子和替换原子均能通过相界面进行长程扩散。珠光体中的碳化物形成需要替换原子,而在高温区间,CLAM 钢中除 C 元素外合金元素均为置换类元素,这些合金元素在高温区间在 $\gamma\text{-Fe}$ 中扩散系数远远小于间隙 C 原子的扩散系数^[14],这样碳化物的形成相对困难,珠光体形成的两相协同长大的要求难以满足。因此, α 铁素体晶核优先生长,最终形成了先共析的铁素体及分布在其边界碳化物的混合组织。同样,在中温区,普遍认为贝氏体转变是以切变的方式完成的,其形成需要进行奥氏体向铁素体的点阵重构,但其长大速率受到 C 原子的扩散或碳化物沉淀控制^[15,16],从这一角度分析,CLAM 钢中 Cr,W,V 和 Ta 元素均与 C 原子有较强的亲和力,严重阻碍了 C 原子的扩散,这使得贝氏体的形成及长大难以进行。因此,CLAM 钢热影响区过冷奥氏体在冷却过程中不发生

贝氏体转变。

2.3 冷却速率对显微硬度的影响

图 6 为维氏硬度随冷却速率变化规律曲线,可以看出,硬度总体的变化趋势是随着冷却速率的降低,硬度值下降,根据硬度下降的幅度不同,以 $\omega_c = 0.25^\circ\text{C}/\text{s}$ 为分界点,可分为两个区间进行分析。

在 $\omega_c > 0.25^\circ\text{C}/\text{s}$ 时,随着冷却速率的降低,硬度下降的幅度非常平缓,当 $\omega_c = 0.25^\circ\text{C}/\text{s}$ 时,硬度 HV 值约为 375,高于国际焊接学会提出的钢具有焊接冷裂纹敏感性的临界硬度值 350。由此可见,CLAM 钢在正常的焊接条件下,较宽的能量范围内具有很高的淬硬性,应当考虑进行焊前预热来降低热影响区的淬硬倾向,减少冷裂纹出现的几率。

当 $\omega_c < 0.25^\circ\text{C}/\text{s}$ 时,随着冷却速率的降低,粗晶区的硬度急剧下降,当 $\omega_c = 0.08^\circ\text{C}/\text{s}$ 时,硬度值约为 235,此时才达到基体母材的硬度水平。冷却速率继续下降,当 $\omega_c = 0.04^\circ\text{C}/\text{s}$ 时,硬度值约下降为 166。

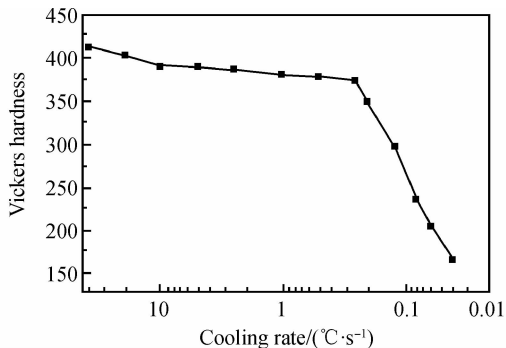


图 6 冷却速率对硬度的影响

Fig. 6 Effects of cooling rate on Vickers hardness

2.4 粗晶区 SH-CCT 图

根据不同冷却速率下的温度-膨胀曲线,确定不同冷速下的相变起始点及终止点,结合金相-硬度法加以校正,最终得到 CLAM 钢焊接热影响区粗晶区 SH-CCT 图,如图 7 所示。可以看出,仅存在过冷奥氏体向马氏体相变区($A \rightarrow M$)和过冷奥氏体向粗晶区的过冷奥氏体向共析铁素体转变区($A \rightarrow F+C$),马氏体的开始(M_s)和结束点(M_f)分别为 410°C 和 205°C 。需指出,图中仅显示了温度在 900°C 以下热影响区过冷奥氏体的相转变特征,实际的组织中包含了不足 1% 的 δ 铁素体,其含量随高温段内冷却速率的变化还有待于进一步研究。

3 结论

(1) CLAM 钢的平衡相变点 A_{c1} 和 A_{c3} 分别为

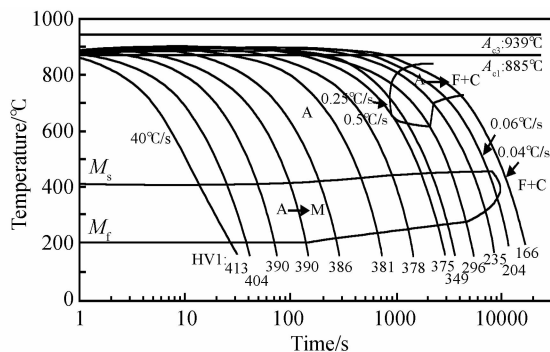


图7 CLAM 钢热影响区粗晶区 SH-CCT 图

Fig. 7 SH-CCT curves of CGHAZ for CLAM steel

885℃和 939℃。

(2) CLAM 钢焊接粗晶区的过冷奥氏体稳定性很强,完全马氏体相变的临界冷却速率为 0.25℃/s。在粗晶区 SH-CCT 图中,仅存在低温马氏体相变及高温先共析铁素体相变区。

(3) 当 $\omega_c > 0.25^\circ\text{C/s}$ 时,粗晶区室温组织均由板条马氏体和原奥氏体边界极少的 δ 铁素体薄膜组成。 δ 铁素体的存在阻碍了奥氏体晶粒的生长,从而导致粗晶区的组织形态在该冷却范围内变化不大;当 $\omega_c < 0.25^\circ\text{C/s}$ 时,粗晶区的过冷奥氏体发生先共析铁素体转变,随着冷却速率的继续降低,当冷却速率等于 0.04℃/s 时,粗晶区的室温组织为先共析铁素体和碳化物的混合组织。

(4) 当 $\omega_c > 0.25^\circ\text{C/s}$,随着冷却速率的降低,粗晶区的硬度下降幅度很小;当 $\omega_c = 0.25^\circ\text{C/s}$ 时,硬度值仍高达 375;当冷却速率 $\omega_c < 0.25^\circ\text{C/s}$,由于发生先共析铁素体转变,硬度急剧下降;当 $\omega_c = 0.04^\circ\text{C/s}$ 时,硬度 HV 值约下降为 166。

参考文献

- [1] HISHINUMA A, KOHYAMA A, KLUEH R L, et al. Current status and future R&D for reduced-activation ferritic/martensitic steels[J]. Journal of Nuclear Materials, 1998, 258—263(1): 193—204.
- [2] POITEVIN Y, BOCCACCINI L V, DELL'ORCO G, et al. The test blanket modules project in Europe: from the strategy to the technical plan over next 10 years[J]. Fusion Engineering and Design, 2007, 82(15—24): 2164—2170.
- [3] GASPAROTTO M, ANDREANI R, BOCCACCINI L V, et al. Survey of in-vessel candidate materials for fusion power plants—the european materials R&D programme[J]. Fusion Engineering and Design, 2003, 66—68(1): 129—137.
- [4] WAKAI E, OHTSUKA H, MATSUKAWA S, et al. Mechanical properties of small size specimens of F82H steel[J]. Fusion Engineering and Design, 2006, 81(8—14): 1077—1084.
- [5] TANIGAWA H, HIROSE T, SHIBA K, et al. Technical issues

of reduced activation ferritic/martensitic steels for fabrication of ITER test blanket modules[J]. Fusion Engineering and Design, 2008, 83(10—12): 1471—1476.

- [6] 李华杰,武会宾,唐荻. 中国低活化马氏体钢组织性能及强化机理[J]. 北京科技大学学报, 2011, 33(2): 166—171.
LI Hua-jie, WU Hui-bin, TANG Di. Microstructure, properties and strengthening mechanism of China low activation martensitic steel[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2011, 33(2): 166—171.
- [7] 黄群英,郁金南,万发荣,等. 聚变堆低活化马氏体钢的发展[J]. 核科学与工程, 2004, 24(1): 56—64.
HUANG Qun-ying, YU Jin-nan, WAN Fa-rong, et al. The development of low activation martensitic steels for fusion reactor[J]. Chinese Journal of Nuclear Science and Engineering, 2004, 24(1): 56—64.
- [8] HUANG Q, LI C, LI Y, et al. Progress in development of China low activation martensitic steel for fusion application[J]. Journal of Nuclear Materials, 2007, 367—370(1): 142—146.
- [9] 刘松林,柏云清,陈红丽,等. ITER 氚增殖实验包层设计研究进展[J]. 核科学与工程, 2009, 29(3): 266—273.
LIU Song-lin, BAI Yun-qing, CHEN Hong-li, et al. Progress in design and study of ITER test blanket modules[J]. Chinese Journal of Nuclear Science and Engineering, 2009, 29(3): 266—273.
- [10] WU Y, THE FDS TEAM. Design analysis of the China dual-functional lithium lead (DFLL) test blanket module in ITER[J]. Fusion Engineering and Design, 2007, 82(15—24): 1893—1903.
- [11] LUCON E, DECRETON M, VAN W E, et al. Mechanical characterisation of irradiated EUROFER97 (0.32dpa, 300℃)[J]. Fusion Engineering and Design, 2003, 69(1—4): 373—377.
- [12] STEVEN J ZINKLE. Advanced materials for fusion technology[J]. Fusion Engineering and Design, 2005, 74(1—4): 31—40.
- [13] 刘宗昌,任慧平,王海燕. 奥氏体形成与珠光体转变[M]. 北京:冶金工业出版社, 2010. 104—121.
- [14] 拉达衣. 焊接效应·温度场、残余应力、变形[M]. 熊第京,郑朝云,史耀武,等译. 北京:机械工业出版社, 1997. 36—38.
- [15] 刘宗昌,计云萍,任慧平. 贝氏体相变理论研究新进展[J]. 内蒙古科技大学学报, 2012, 31(1): 34—43.
LIU Zong-chang, JI Yun-ping, REN Hui-ping. Latest advance in theoretical study on bainite phase transformation[J]. Journal of Inner Mongolia University of Science and Technology, 2012, 31(1): 34—43.
- [16] CABALLERO F G, MILLER M K, BABU S S, et al. Atom-scale observations of bainite transformation in a high carbon high silicon steel[J]. Acta Materialia, 2007, 55(1): 381—390.

基金项目:国家重点基础研究发展规划资助项目(2008CB717802)

收稿日期:2011-11-21;修订日期:2012-11-12

作者简介:姜志忠(1980—),男,博士,从事新型钢铁材料熔化焊接受焊行为研究,联系地址:安徽省合肥市蜀山湖路 350 号,中科院合肥物质研究院核能安全技术研究所 1135 信箱(230031),E-mail: zhizhong.jiang@fds.org.cn