

09MnVTiN 微合金钢的 SH-CCT 曲线

荆天辅 王明家 郑扬曾 高 明 林之华 郭静茹 赫广佐

(燕山大学)

(鞍山钢铁公司)

用膨胀法测绘了高温再结晶控轧控冷 09MnVTiN 钢的模拟焊接热影响区 (HAZ) 连续冷却转变图 (SH-CCT 曲线)。对各种冷却速度所获显微组织进行了分析, 并与 15MnVN 和 16Mn 钢的相应情况进行了对比分析。采用 SEM-WDS 分析了沉淀相的类型及其对先共析铁素体形核的影响。

SH-CCT DIAGRAM OF 09MnVTiN STEEL

Jing Tianfu Wang Mingjia Zhang Yangzeng

(Yanshan University)

Lin Zhihua Gua Jingru He Guangzhuo

(Anshan Iron & Steel Co.)

The continuous cooling transformation diagram (SH-CCT) of the thermally simulated weld grain coarsened heat-affected zone (GHAZ) of 09MnVTiN microalloyed steel has been founded by means of dilatometry. The microstructures of GHAZ corresponding to different cooling speed are analysed. A comparison with those of 15MnVN and 16Mn steels is given. The type of precipitation phase and its effect on the nucleation of preeutectoid ferrite is observed by SEM-WDS.

09MnVTiN 钢是根据再结晶控轧控冷的原理设计的, 这一原理考虑了改善钢的可焊性。本文建立了 09MnVTiN 钢的模拟焊接热影响区的连续冷却转变曲线, 对不同 $t_{8/5}$ (从 800 °C 冷却到 500 °C 的时间) 所获组织和未溶沉淀相对相变的影响进行分析研究, 为评价该钢的可焊性和制定焊接工艺提供参考。

1. 材料及试验方法

1.1 试验材料

试验用钢为工业条件下生产的 09MnVTiN 热连轧板, 由 150 t 转炉熔炼, 锭重 10.66 t, 开坯后由半连轧机轧成 5 mm 厚带钢, 各道次压下率为 10~15%, 总压下率 ≥ 60%, 终轧温度 950 °C 左右, 随后水幕控冷至 640 °C 卷取, 控冷冷速为 4~10 °C/s。

卷取后空冷到室温; 其化学成分 (%): 0.07C, 0.37Si, 1.09Mn, 0.015P, 0.009S, 0.08V, 0.015Ti, 0.009N, 0.012Al; 该钢的屈服强度为 440~470 MPa, 抗拉强度为 530~580 MPa, 延伸率为 20%。

1.2 试样和试验方法

在 5 mm 厚热连轧板上沿轧向取样, 加工成尺寸为 $\phi 3 \times 10$ mm 的膨胀试样, 在 Formastor-D 型快速膨胀仪上测定试样的膨胀曲线, 组织定量由杠杆法结合金相法确定^[1]。

因焊接热影响区 (HAZ) 包括粗晶区、细晶区等几个部分, 它们所经历的热循环是连续变化的, 所以 SH-CCT 曲线应该有一族, 但一般最感兴趣的是脆化倾向最大的粗

联系人: 荆天辅, 副教授, 秦皇岛 (066004) 燕山大学材料系

晶区，其热循环的峰值温度(T_p)为1200~1400℃[1,2]。本文选取 $T_p=1350℃$ 。 $t_{8/5}$ 是从800℃冷却到500℃的冷却时间，本文选取15个 $t_{8/5}$ 在1.0~2700s之间，基本可复盖常用焊接方法粗晶区的实际冷速。

在ASM-SX扫描电镜上对沉淀相及其类型进行SEM-WDS分析，探讨沉淀相对先共析铁素体形核及其分布的影响。

2. 试验结果和分析

2.1 09MnVTiN钢的SH-CCT曲线

图1为通过测定膨胀曲线建立的SH-CCT图。它表明09MnVTiN钢的 $M_s=460℃$ ；出现贝氏体的临界冷却时间($t_{B/5}$)为 $C'_B=1s$ ；出现铁素体的临界 $t_{F/5}$ 为 $C'_F=6.5s$ ；出现珠光体的临界 $t_{P/5}$ 为 $C'_P=9s$ ；仅得到铁素体和珠光体组织的临界 $t_{A/5}$ 为 $C'_A \geq 90s$ 。

2.2 不同冷却曲线所得组织分类及其特征

根据图1中各冷却曲线所得组织的金相分析，这些组织可分为四类：

1~3号冷却曲线为第一类， $t_{8/5} \leq 5.6s$ 。在此冷却条件下，为板条马氏体和贝氏体的

混合组织。贝氏体组织由上贝氏体和粒状贝氏体组成(图2a)。随 $t_{8/5}$ 的增长，马氏体迅速减少，贝氏体量迅速增加。

图中4号冷却曲线为第二类， $5.6s < t_{8/5} < 9s$ 。在此冷却条件下，得到上贝氏体和粒状贝氏体的混合组织(图2b)。4号冷却曲线已进入先共析铁素体析出区，因此组织中有极少量(4%)块状铁素体。

5~9号冷却曲线为第三类， $9s < t_{8/5} < 80s$ 。得到的组织为铁素体加珠光体加贝氏

图 2 不

(图2c)。铁素体在晶逐渐增大到9号部

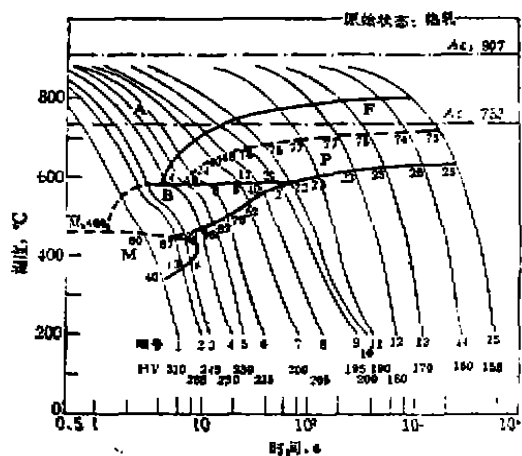


图 1 09MnVTiN钢焊接热影响区粗晶区的热模拟连续冷却转变图 (SH-CCT) 奥氏体化温度: 1350℃





图2 不同 $t_{8/5}$ 所获得的金相组织 $\times 600$

a—1号曲线 $t_{8/5}=4.6\text{ s}$

b—4号曲线 $t_{8/5}=7\text{ s}$

c—8号曲线 $t_{8/5}=43\text{ s}$

d—13号曲线 $t_{8/5}=522\text{ s}$

体(图2c)。随冷速减小($t_{8/5}$ 增长),块状铁素体在晶界和晶内均有析出,铁素体块尺寸逐渐增大,其数量由5号的15%迅速增加到9号的78%;贝氏体量由5号的82%

迅速减少到9号的2%;珠光体量由5号的3%逐渐增加到9号的20%。

10~15号冷却曲线的组织为第四类, $t_{8/5}>90\text{ s}$ 。组织完全由铁素体和珠光体组成,随 $t_{8/5}$ 增长,铁素体和珠光体越来越大(图2d),但二者的相对量几乎不变。

2.3 沉淀相诱发先共析铁素体形核作用
先共析铁素体一般优先在晶界处形核,并形成魏氏组织或沿晶界的网状[1,3]。本文SEM分析工作发现09MnVTiN钢先共析铁素体在晶界或晶内都可形核,呈块状(图3a,b)。对铁素体块中部存在的粒状沉淀相微区进行的波谱(SEM-WDX)线扫描分析表明,该区有很强的钛峰和碳峰,并存在较弱的钒峰和氮峰(图3c)。结合文献[4]的工作,该沉淀相应为 $[\text{Ti}_x\text{V}_{1-x}][\text{C}_7\text{N}_{1-7}]$ 型的Ti,V复合C,N化物。这种类型的沉淀相对先共析铁素体的形核具有促进作用,这种

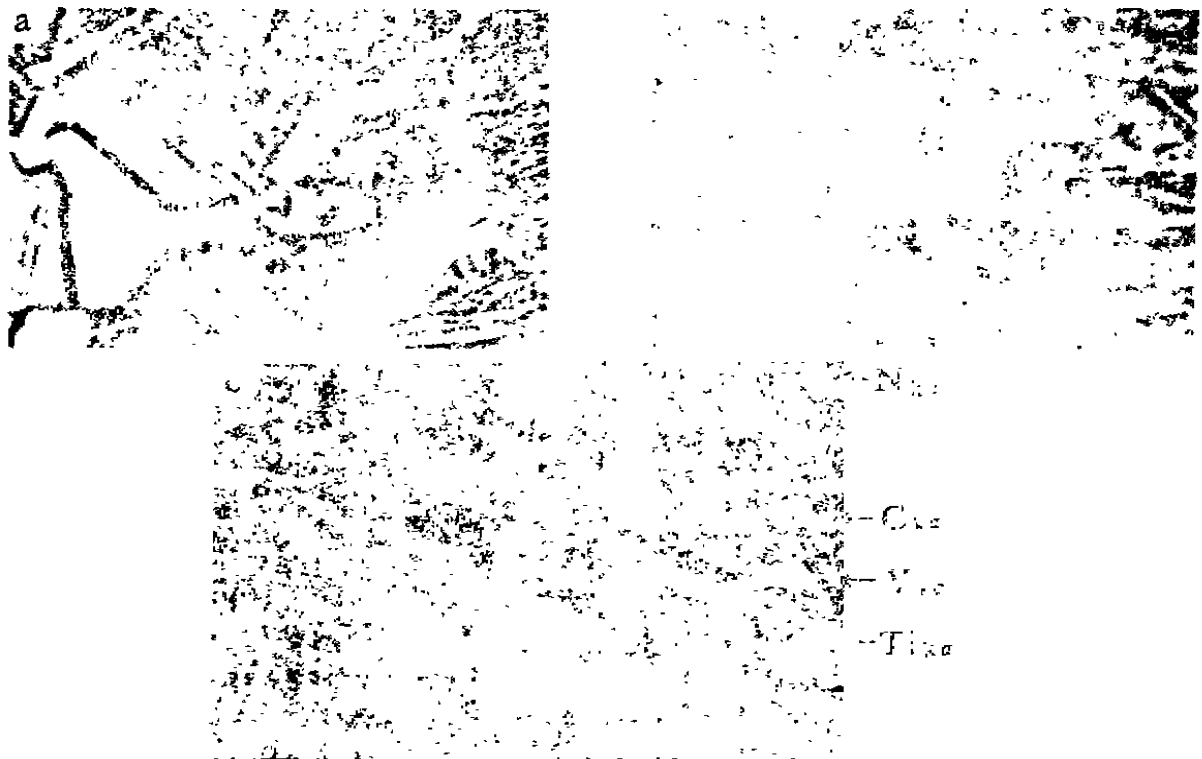


图3 沉淀相诱发先共析铁素体形核和沉淀相微区SEM-WDX分析

a—晶界附近; b—晶内; c—沉淀相微区(WDX)线扫描

促进作用源于下述两方面。

一方面，热轧板中的复合沉淀相 [Ti, V]_{1-x}[C_γN_{1-γ}]在高温时仅发生部分溶解，当冷却到钒的析出限（低于1150℃），固溶态的钒将以V(C,N)的形式沉淀在TiN的表面并外延生长[4,5]，这必然导致沉淀相周围合金元素（V、C、N）的贫化，增加沉淀相周围奥氏体向铁素体转变的化学驱动力。另一方面，这种复合沉淀相可作为非自发形核的核心，增大铁素体的形核率而促进过冷奥氏体向铁素体的转变[1,3,6]，并使先共析铁素体析出线左移。

2.4 与15MnVN钢和16Mn钢的对比

粗晶区的硬度是评价钢材焊接性的基本指标。图4给出了09MnVTiN钢和15MnVN钢硬度值随t_{8/5}的变化曲线。由图可见09MnVTiN钢的硬度值显著低于15MnVN钢。表1列出了三种低合金钢模拟焊接热影响区的相变临界值，其中09MnVTiN钢出现铁素体的临界值（C_F'）在三者中是最小的，

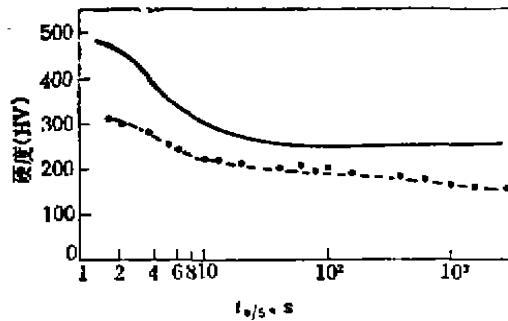


图4 09MnVTiN和15MnVN钢不同t_{8/5}的硬度曲线
——15MnVN钢(1);09MnVTiN钢

这说明09MnVTiN钢SH-CCT图的铁素体区左移。左移的原因一方面是该钢的含碳量低，另一方面TiV复合沉淀相的存在可以诱发铁素体非均质形核而缩短先共析铁素体析出的孕育期。

另一重要临界值是C_B'，因为贝氏体是

表1 三种低合金钢焊接热模拟条件下相变临界值的对比, s

材 料	C _B '	C _F '	C _P '	C _S '	数据来源
09MnVTiN	1	0.5	9	90	本文
15MnVN	1.9	8.8	72	1150	[7]
16Mn	3.5	12	48	600	[1]

注：C_B'：出现贝氏体的临界t_{8/5}； C_F'：出现铁素体的临界t_{8/5}； C_P'：出现珠光体的临界t_{8/5}； C_S'：仅得到F+P组织的临界t_{8/5}。

HAZ韧性的控制因素，t_{8/5}>90s，09MnVTiN钢粗晶区中已无贝氏体，组织仅由铁素体和珠光体组成。而15MnVN钢要t_{8/5}>1500s，16Mn钢也要t_{8/5}>600s时贝氏体才完全消失。众所周知，马氏体、贝氏体的出现和晶粒粗化是造成HAZ脆化的主要原因。09MnVTiN钢碳含量很低，使马氏体难以产生，降低了HAZ的最高硬度值(图4)；TiV复合沉淀相即能够强烈阻碍奥氏体晶粒粗化，又能够诱发铁素体非均质形核；铁素体的晶界、晶内析出又会分割过冷奥氏体晶粒，限制其随后产生的贝氏体尺寸并减少贝氏体量，这些均有利于改善HAZ的组织 and 性能。

3. 结论

3.1 09MnVTiN钢SH-CCT图中出现的各种组织的临界t_{8/5}为：C_B'=1s；C_F'=0.5s；C_P'=9s；C_S'=90s。与15MnVN和16Mn钢相比，09MnVTiN钢焊接HAZ中不易出现马氏体组织，先共析铁素体孕育期短。

3.2 09MnVTiN钢模拟焊接热影响区各t_{8/5}的硬度值均显著低于15MnVN钢。

3.3 模拟焊接热影响区中的复合沉淀相为[Ti, V]_{1-x}[C_γN_{1-γ}]类型，它具有诱发先共析铁素体形核和细化晶粒的作用。

(下转第53页)

研
温度
级冷
的理想

T
mech
vatio
its to
low
the s

热
即为最
的主要
的相对
及分布
关，合
的力学
法研究
性能的
的途径

1.

试验
轧材，
n0.62
热锻成
。试验

联系人



图 8 细小弥散的V(CN)析出相 ×60000

加热温度: 1260℃;

终锻温度: 1122℃

3. 结论

3·1 提高锻造加热温度, 可提高45V钢强度并降低韧性。加热温度从1160℃提高到1260℃, σ_s 提高9.4~68.6 Mpa, α_K 值降低约4.9~14.7 J/cm²。

3·2 提高终锻温度, 钢的强度提高、韧性降低, 终锻温度从860℃提高100℃, σ_s 可提高29.4~49 Mpa, α_K 值降低4.9~9.8 J/cm²。

3·3 提高锻后冷却速度可提高钢的强度; 钢的韧性随冷却速度降低而降低, 在缓冷时又有所升高, 而空冷时韧性最低。

3·4 采用较低的加热温度和终锻温度, 水-空两级冷却是提高45V钢综合力学性能的有效途径。

参加试验工作的还有: 成桂香, 张家太, 朱保成等。

参 考 文 献

- [1] 丹羽佑久ほか, 電気製鋼, 53(1982), №.1, 1.
- [2] 山中久产, 铸锻造と热处理, 1983, №.10, 25~30.
- [3] Mequcen, H.T. and Jonas, J.J., Treatise on Materials Science and Technology, Vol.6, 393~493, Academic Press, New York, 1975.
- [4] 赵 量, 国外金属材料, 1984, №.8, 1~8.

(上接第48页)

参 考 文 献

- [1] 吕德林, 李砚珠, 焊接金相分析, 机械工业出版社, 1987.
- [2] 陈麓, 张月娟, 焊接热模拟技术, 机械工业出版社, 1985.
- [3] Grong and Matlock, Inter. Met. Rev.31 (1986)№.2,27
- [4] 唐国翌等, 金属学报25(1989)A311
- [5] Wang, G.R. et al., Met Trans, 20A(1989),2093.
- [6] Abson, D, J, and Pargeter, R.J. Inter. Met. Rev. 31(1986),№.4,141.
- [7] 吕德林等, 焊接学报, 3(1982),№.3, 99.