

低碳钢焊接热裂纹形成温度区的研究

斯重远研究员 于尔靖研究员 应志筠付研究员

刘兴志高级工程师 刘 叔工程师*

(沈阳 中国科学院金属研究所)

摘 要

低碳钢焊缝金属凝固冷却过程存在三个脆性温度区。第一个为结晶裂纹形成温度区 BTR_S 。硫是影响 BTR_S 大小的最主要元素,对试验用钢存在下列关系: $BTR_S(^{\circ}C) = 25 + 927(\%S) - 28(\%Mn)$ 。第二个为失塑裂纹形成温度区,各试验钢基本都在 $1100 \sim 800^{\circ}C$ 。提出了“富硫失塑”的形成机制。第三个脆性温度区约在 $600^{\circ}C$ 以下,其形成机制有待进一步研究。

	hàn	re	liú
主题词	焊缝金属	热裂纹	硫化物

0 序 言

硫是引起焊接热裂纹最有害的元素。一般认为硫致焊接热裂纹的本质是结晶裂纹。然而,关于热裂纹形成温度区,这一有关裂纹形成机制的关键环节,却一直存在着不同的观点。具有代表性的是:“一般碳钢和低合金钢的焊缝硫较高时,能形成 FeS ,而 FeS 与 Fe 发生作用形成熔点只有 $988^{\circ}C$ 的低熔点共晶”^[1]。这种观点认为结晶裂纹形成温度在 $988^{\circ}C$ 附近。

文献[2]提出不同的观点:根据 $Fe-S$ 二元相图(图1),硫在 δ 铁中最大溶解度可达 0.18% ,在 γ 铁中最大溶解度为 0.05% 。当温度降低到 $1200^{\circ}C$ 左右时, γ 铁中只能溶解 $0.03\% S$ 。超过溶解度的 S 将析出而形成 $\gamma-Fe$ 与 FeS 共晶。当温度降到 $1000^{\circ}C$ 以上

*参加本工作的还有马景霞和李晶丽

时,基体虽已凝固,晶界还可能残存液相。这种观点认为结晶裂纹形成脆性温度区(以下简称BTR_s)在1200~1000℃。

HOMMA 采用凝固拉伸试验^[3],通过对Fe-0.041S二元合金热塑性试验,发现在1300℃已经恢复的塑性又重新降低,在γ晶界有局部再熔化现象,说明脆性温度区在1300℃以下。

实际上焊缝中都含有锰。锰使硫在铁中的溶解度显著降低,见图2。仙田等人系统地研究了Fe-Mn-S系统非平衡结晶过程^[4],提出在铁素体钢结晶过程,枝晶间残余液相中的Mn和S按Mn³/S比例变化。当成分达到Fe-(Mn,Fe)S二元共晶线后,如Mn³/S<6.7,残余液相成分沿此二元共晶线向Fe-FeS-(Mn,Fe)S三元共晶点变化,结晶终了温度较低(图3)。作者用横向可变拘束试验测定,Mn³/S为3.07的Fe-0.61Mn-0.07S合金的BTR_s为1520~880℃^[5]。这些结果似乎表明,液态从凝固开始一直保留到Fe-Mn-S三元共晶点,甚至更低。

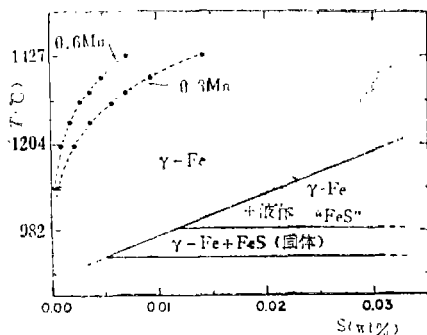


图2 Fe-S部分相图,及Mn对S溶解度的影响

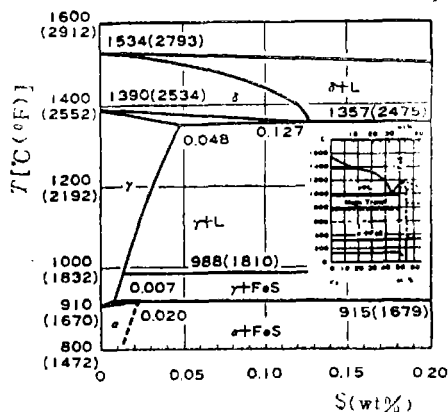


图1 Fe-S相图

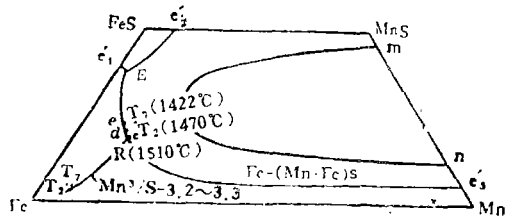


图3 Fe-S-Mn三元定性相图

R为1510℃仙田计算值; T₂为1470℃, T₁为1422℃试验值

以上理论和试验上的矛盾观点和现象,说明需进一步研究并加以澄清。

近年来,随着直接轧制问题的提出,对钢在凝固后的力学行为进行了大量测试和研究^[6]。试验发现,低碳钢和低合金钢凝固冷却过程存在三个脆性温度区。1.在熔点附近,与液相有关,而与变形速度无关;2.在奥氏体稳定的1200~900℃温度区,与硫化物、氧化物在晶界析出有关,其塑性随变形速度增加而增大;3.在900~600℃,与奥氏体晶界铁素体膜析出有关,塑性随变形速度减小而降低。这些数据对我们了解焊接热裂纹形成温度有重要参考价值。

在以前工作中曾阐明,在低碳钢焊缝金属中除结晶裂纹外,在1100~850℃温度范围还会形成失塑裂纹^[7]。已经证实这种裂纹在实际焊件存在。本文在过去工作基础上,进一步研究了硫和锰对结晶裂纹和失塑裂纹形成温度区的影响。

1 试验材料和试验方法

试验用钢化学成分见表 1。板厚为 2 mm 和 3 mm。采用两种热裂试验方法：(1) 小试件可调拘束试验，试件 $3 \times 80 \times 80 \text{ mm}^3$ ，钨极氩弧焊自熔焊参数为电流 120 A、电压 10 V、焊接速度 2.2 mm/s。(2) 控制应变量的瞬时拉伸试验，试验方法与前文同^[7]。热塑性试验在 Gleeble-1500 热-应变模拟试验机上进行，加热速度 200 °C/s，峰值温度 1460 °C，冷却速度 25 °C/s。由 1460 °C 冷却后，在试验温度保持 0.2 s，然后以 20 mm/s 速度拉断。选择失塑裂纹最易形成的 1000 °C 做保温试验，试件同样先经 1460 °C 过热。以断面收缩为塑性指标。试件横截面 $2 \times 5 \text{ mm}$ 。 A_{c1} 和 A_{c3} 相变点在 Gleeble 试验机上采用横向膨胀法测量。用扫描电镜观察热裂试件和热塑性试件断口形态。用能谱分析夹杂物成分。

表 1 试验用钢化学成分

编 号	化 学 成 分 (%)							锰 硫 比	
	C	Mn	S	Si	P	Al	N	Mn/S	Mn ³ /S
T ₁	0.10	0.40	0.029	微量	0.013	0.021	0.011	13.8	2.2
T ₂	0.009	0.58	0.060		<0.005	<0.02	<0.005	9.7	3.3
T ₃	0.007	0.30	0.069					4.3	0.4
T ₄	0.063	1.09	0.051					21.4	25.4
T ₅	0.026	1.09	0.12					9.1	10.8
T ₆	0.030	0.63	0.12					5.3	4.2
T ₇	0.065	0.66	0.09					7.3	3.2

2 试验结果与讨论

2.1 裂纹形态

在 3 mm 可调拘束裂纹试件上除结晶裂纹外，在 T₃、T₆ 和 T₇ 钢试件上还出现了高温失塑裂纹，在 T₇ 钢试件上还有第三类裂纹，见图 4、5、6。紧靠火口多条并列的小裂纹为结晶裂纹。在结晶裂纹低温侧断续呈八字分布的裂纹为失塑裂纹。第三类裂纹距上二类裂纹较远，在起弧端，见图 6。

图 7 为含硫较低的 T₁ 钢焊缝结晶裂纹表面形貌，可以看到竖起的柱状硫化物，能谱分析富 S 和 Mn。在裂纹表面上还镶嵌着直径为 0.1~0.6 μ 的球形或圆饼状硫化物。对含硫较高的钢种，结晶裂纹表面上还聚集着大量形态各异的硫化物及其共晶。

低倍观察，失塑裂纹沿柱状晶界扩展。图 8 为失塑裂纹典型表面形貌，裂纹面上有很多孔洞，一些孔洞中有硫化物，有的硫化物从表面竖起。EDX 分析结果证明为富 Fe 的 (Mn、Fe)S 的 (图 9)。有的失塑裂纹表面上可看到滑移线，见图 10。

T₁钢焊缝第三类裂纹也是沿晶破坏。由图11可看到沿晶塑性破坏的形貌, 韧窝边缘比较尖锐, 说明形成温度较低。

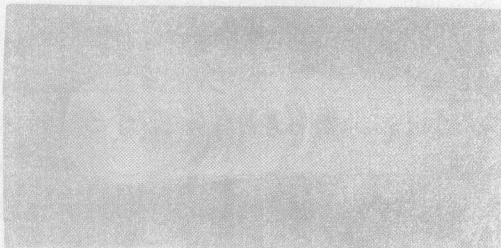


图4 T₁钢热裂试件外观 ×2.5

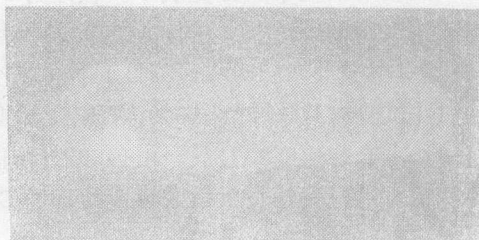


图5 T₁钢热裂试件外观 ×2.5

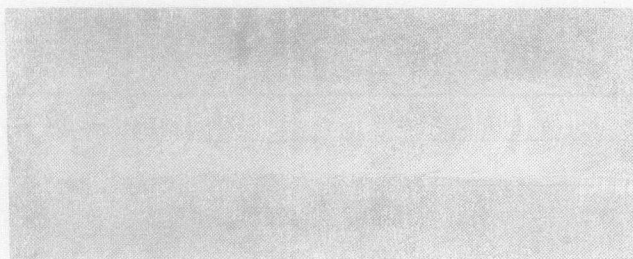


图6 T₁钢热裂试件外观 ×2.5



图7 T₁钢焊缝结晶裂纹断口
SEM图像 ×4000



图8 T₁钢焊缝脆性裂纹断口SEM图像 ×2500

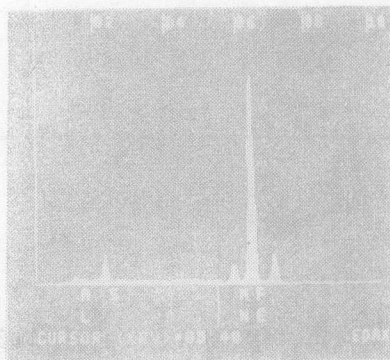


图9 脆性裂纹表面夹杂物EDX结果

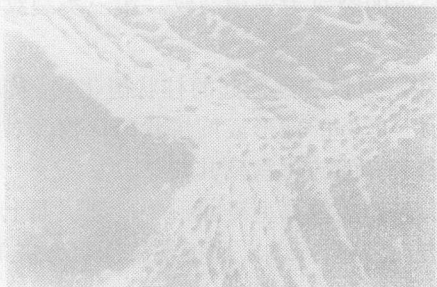


图10 脆性裂纹表面滑移线SEM图像 ×2500

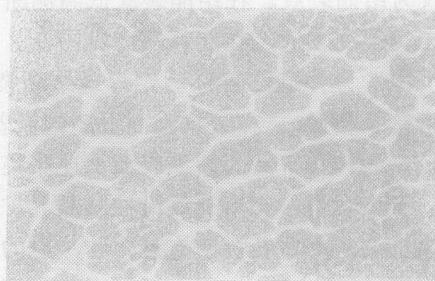


图11 T₁钢焊缝三类裂纹断口SEM图像 ×4000

变形量为0.3~0.4mm时, T_1 、 T_3 、 T_6 和 T_7 钢瞬时拉伸热裂试件上,除结晶裂纹,都产生了失塑裂纹。变形量更大时, T_2 钢焊缝也有失塑裂纹。无论应变量大小, T_4 和 T_5 钢焊缝都没有失塑裂纹。结果说明 Mn^3/S 越大, S 含量越低, 失塑裂纹敏感性愈小。

2.2 S 和 Mn对结晶裂纹形成温度区的影响

表2为瞬时拉伸试验变形量为0.3~0.4mm时的结晶裂纹最大长度 L_m , 以及用 T_1 钢熔池冷却曲线估算的 BTR_S 。 BTR_S 排列顺序与可调拘束试验结果相同。

表2 结晶裂纹最大长度 L_m 和 BTR_S

试验用钢	T_1	T_4	T_2	T_3	T_5	T_7	T_6
$L_m(\text{mm})$	0.3	0.35	0.45	0.48	0.63	0.79	0.97
$BTR_S(^{\circ}\text{C})$	41	48	61	66	86	108	132

为了定量评定 S 和 Mn 对 BTR_S 的影响, 采用线回归方法进行计算, 结果如下:

$$BTR_S(^{\circ}\text{C}) = 25 + 927[\%S] - 28[\%Mn]$$

由于没有考虑 C、P、O 的影响, 上式仅反映 S 和 Mn 对试验用钢 BTR_S 影响的相对趋势。由试验和计算结果可知, 即使含硫较高, BTR_S 下限也不会低到 1000°C 。试验结果还表明, Mn^3/S 是影响 BTR_S 的重要参数, 但不是最主要的参数, S 的绝对值起主导作用。例如, T_2 和 T_7 钢的 Mn^3/S 很接近, 分别为 3.2 和 3.3, 但 T_2 钢的 BTR_S 远低于 T_7 钢。出现这种现象的原因可用图 3 解释。 T_2 和 T_7 钢焊缝残余液相成分共同沿着 $T_2-T_7-c-d-c$ 曲线变化。但由于出发点不同, T_2 钢较早地到达二元共晶线, 最后在 d 点完成结晶, 推算温度约为 1470°C , 而 T_7 钢在 e 点, 1420°C 完成结晶, 比 T_2 钢约低 50°C 。

2.3 失塑裂纹形成温度区

2.3.1 可调拘束试验

对失塑裂纹敏感的 T_3 、 T_6 、 T_6 钢可调拘束试验结果, 见图 12。由图可见, 数据分散, 应变量大时, 失塑裂纹常与结晶裂纹相联。这是由于变形后冷却过程, 失塑裂纹继续向变形瞬间的高温区延伸, 或由已形成的结晶裂纹向低温侧扩展。因此失塑裂纹形成温度区主要由热塑性试验确定。用可调拘束试验, 失塑裂纹临界应变量大于结晶裂纹。

2.3.2 热塑性试验

图 13 为 T_1 、 T_7 和 T_4 钢由 1460°C 峰值温度冷却过程的热塑性曲线。在 650°C 以上 T_7 钢热塑性曲线与 T_1 钢基本相似, 第二个脆性温度区均在 $1100 \sim 800^{\circ}\text{C}$, 但其塑性显著高于

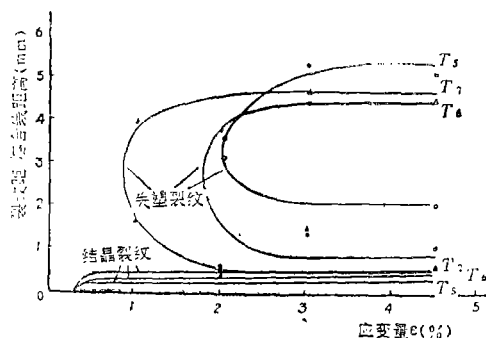


图12 可调拘束试验结果

T₁钢。塑性差别的原因可能与二者含碳、铝、氮不同有关。对失塑裂纹不敏感的T₄钢，塑性高于T₇钢，但也同样存在失塑区。

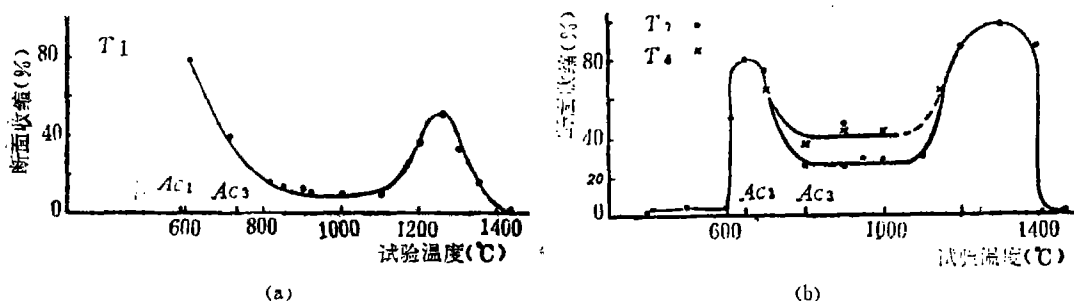


图13 T₁钢 (a) 和T₄、T₇钢 (b) 由1460℃冷却过程热塑性曲线

T₇钢除了上述两个低塑性区外，在600℃以下还存在第三个脆性温度区。由于低于400℃试件不再在截面最小处断裂，未能求出其下限。T₇钢第三个低塑性区的出现与该钢热裂试件中存在第三类裂纹相呼应（见图6）。

2.3.3 1000℃保温对塑性和断口的影响

由1460℃冷至1000℃后保温时间对塑性的影响，见图14。随保温时间增长，塑性直线上升。保温40s，断口形态已有明显变化，在一部分晶界上看到滑移。保温120s，断口主要呈穿晶破坏，基本由大的杯形洞穴组成。杯底为以直径2~4μm的球形硫化物为中心和往周围扩展的条纹花样组成，见图15。

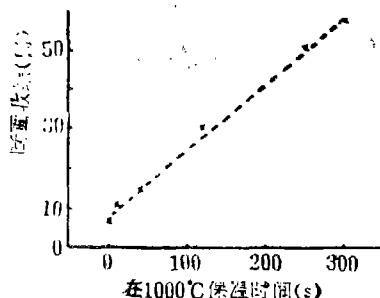


图14 拉断前保温对塑性的影响

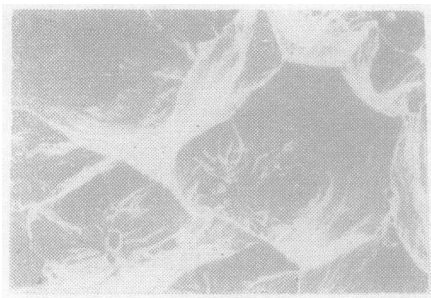


图15 T₁钢1000℃保温250s热塑性断口SEM图像 ×500

2.3.4 失塑裂纹脆性温度区的形成机制

根据试验结果以及文献〔8、9〕提出的硫化物析出的孔穴表面富硫和硫化物周围贫锰等现象，提出“富硫失塑”的机制来说明失塑区塑性降低的原因。

由图7、8可以看出，失塑裂纹断口特征是晶界上存在细小的硫化物。由图1、2可知，即使含Mn，S的溶解度也随温度降低而降低。当温度降低到约1200℃以下时，硫开始以硫化物形成析出。在高温S的扩散系数约比Mn大50倍〔4〕，所以晶界和(Mn、Fe)S析出的位置首先有较多的S达到，使(Mn、Fe)S富Fe，同时使晶界和硫化物表面富S。图9能谱分析表明，硫化物S含量高于Mn，证明这些硫化物含有较高的硫化铁。

如果考虑焊缝结晶偏析,晶界本来就富S,这种现象就更易于产生。在988℃以上,析出物可能为液体。在800~1100℃的高温下,极易变形的固态硫化物和富S的表面层,会削弱晶界联系。在应力作用下,产生晶界滑移,促使产生孔穴型沿晶破坏。增Mn可以减少晶界贫Mn现象,提高(Mn、Fe)S中Mn含量,提高塑性。

当温度降至800℃以下,产生 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变。 α 相首先在奥氏体晶界形成。随 α 生长和晶界的不断迁移,原奥氏体晶界不再是薄弱环节,产生穿晶破坏,塑性恢复。

在1000℃保温使塑性恢复,进一步证明富Fe硫化物的形成及对塑性的不利影响,是由于快速冷却所产生的非平衡过程。保温给Mn扩散时间,促使(Mn、Fe)S \rightarrow MnS转变。

3 结 论

1. 低碳钢焊缝金属从凝固开始的冷却过程可能存在三个脆性温度区,第一个为结晶裂纹形成温度区,第二个为失塑裂纹形成温度区,第三个脆性温度区在600℃以下,形成机制有待进一步研究。

2. 硫的含量是影响低碳钢焊缝金属结晶裂纹脆性温度区BTR_s最主要的元素。对试验用钢存在下列关系:

$$BTR_s(^{\circ}C) = 25 + 927(\%S) - 28(\%Mn)$$

3. 失塑裂纹脆性温度区是在快速冷却非平衡过程中形成的。本文提出了晶界析出物(Mn、Fe)S周围和晶界“富硫失塑”的形成机制。增加Mn³/S或降低绝S对含量都使失塑裂纹敏感性降低。失塑裂纹形成温度区约为1100~800℃。

(1989年3月27日收到修改稿)

参 考 文 献

- 1 张文钺主编. 金属熔焊原理及工艺(上册). 机械工业出版社, 1981.
- 2 陈伯蠡. 金属焊接性基础. 机械工业出版社, 1981.
- 3 HOMMA H, et al. Welding J. 1979, 58(9): 277~s
- 4 仙田富男, et al. 溶接学会誌. 1973, 42(10): 996~1006
- 5 SENDA T, et al. TRANSACTIONS of JWS. 1971, 2(2): 141~162
- 6 铃木洋夫等. 铁と钢. 1979, 65(14): 2038~2046
- 7 于尔靖等. 焊接学报. 1986, 7(3): 133~138
- 8 渡边利光等. 铁と钢. 1976, 62(4): 176~s373
- 9 WILBER G A, et al. Metall. Trans. 1975, 6A(9): 1727~1735

STUDY OF THE TEMPERATURE RANGES OF HOT CRACKING
FORMATION IN THE WELD METAL OF LOW-CARBON STEEL

Research Professor Si Zhongyao, Research Professor Yu Erjing,

Associate Research Professor Ying Huiyun,

Senior Engineer Liu Xingzhi, Engineer Liu Quan

(Institute of Metal Research, Academia Sinica)

Abstract

There exist three brittle temperature ranges during the course of solidification and cooling process in the weld metal of Low-carbon steel. The first range is the solidification brittle temperature range (BTR_s). Sulfur is the principal element to widen the BTR_s . A relationship among the sulfur and manganese in the weld metal and the BTR_s has been established as follows:

$$BTR_s(^{\circ}C) = 25 + 927(\%S) - 28(\%Mn)$$

The second range is the ductility-dip brittle temperature range (BTR_d), which is about $1100 \sim 800^{\circ}C$ for the tested materials. A mechanism of the formation of BTR_d is proposed. The third BTR is below $600^{\circ}C$. Its formation mechanism needs further investigation.

Key words Weld metal Hot crack Sulphide