

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 应德筠付研究员

刘兴志高级工程师 刘 权工程师*

(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(℃) = 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1100~800℃。提出了“富硫失塑”的形成机制。第三个脆性温度区约在600℃以下，其形成机制有待进一步研究。

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℃的低熔点共晶”^[1]。这种观点认为结晶裂纹形成温度在988℃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℃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γ-Fe与FeS共晶。当温度降到1000℃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。

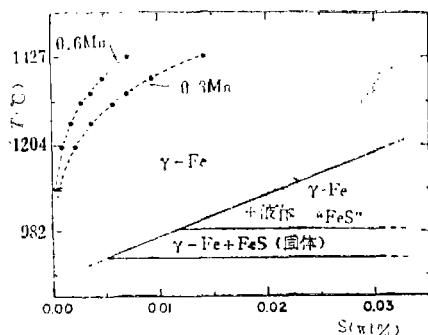


图2 Fe-S部分相图，及Mn对S溶解度的影响

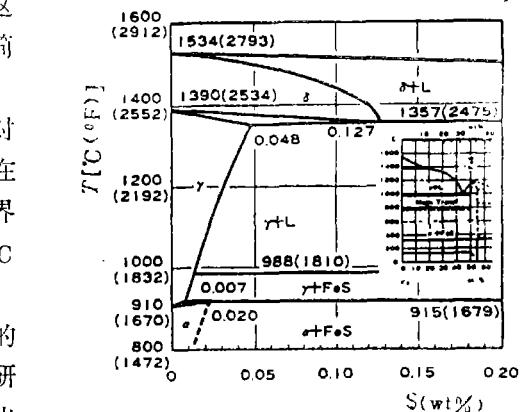


图1 Fe-S相图

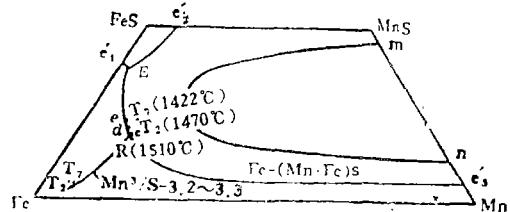


图3 Fe-S-Mn三元定性相图

R为1510℃仙田计算值，T₂为1470℃。

T₃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 $3 \times 80 \times 80$ mm，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 2×5 mm。 A_{c1} 和 A_{c2} 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T₁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 $0.1 \sim 0.6 \mu$ 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。

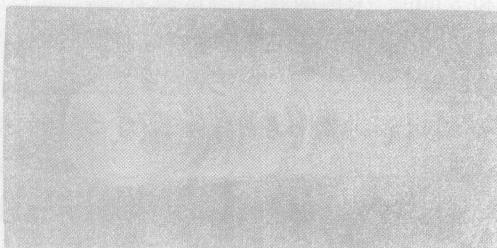


图4 T₅钢热裂试件外观 $\times 2.5$

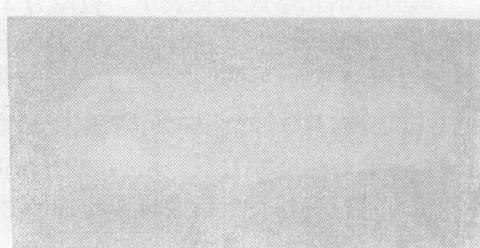


图5 T₆钢热裂试件外观 $\times 2.5$

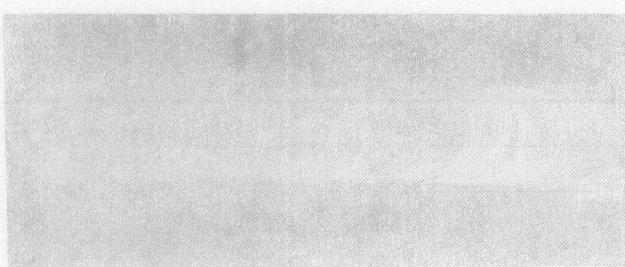


图6 T₇钢热裂试件外观 $\times 2.5$



图7 T₁钢焊缝结晶裂纹断口
SEM图像 $\times 4000$



图8 T₁钢焊缝失塑裂纹断口SEM图像 $\times 2500$

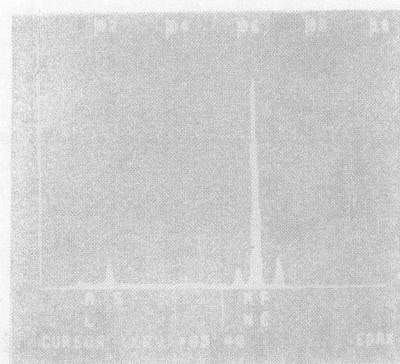


图9 失塑裂纹表面夹杂物EDX结果



图10 失塑裂纹表面滑移线SEM图像 $\times 2500$

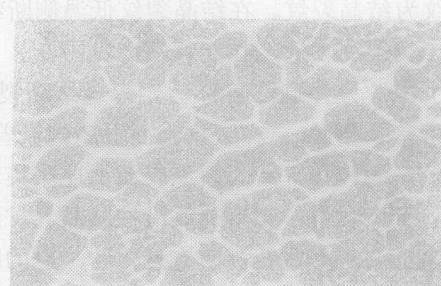


图11 T₁钢焊缝三类裂纹断口SEM图像 $\times 4000$

变形量为0.3~0.4mm时, T_1 、 T_3 、 T_6 和 T_7 钢瞬时拉伸热裂纹试件上, 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Mn³/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 (mm)	0.3	0.35	0.45	0.48	0.63	0.79	0.97
BTR _s (℃)	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:

$$\text{BTR}_s(\text{℃}) = 25 + 927[\% \text{S}] - 28[\% \text{Mn}]$$

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℃。试验结果还表明, Mn³/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Mn³/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_c-d-e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℃, 而 T_7 钢在e点, 1420℃完成结晶, 比 T_2 钢约低50℃。

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_7 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℃峰值温度冷却过程的热塑性曲线。在650℃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1100~800℃, 但其塑性显著高于

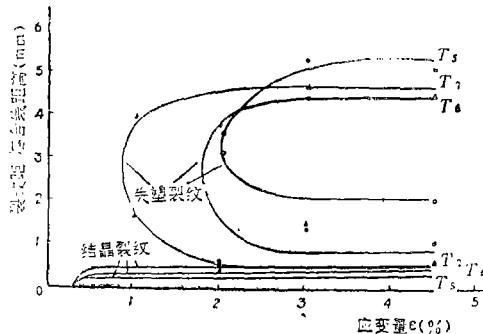


图12 可调拘束试验结果

T_1 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 T_4 钢，塑性高于 T_1 钢，但也同样存在失塑区。

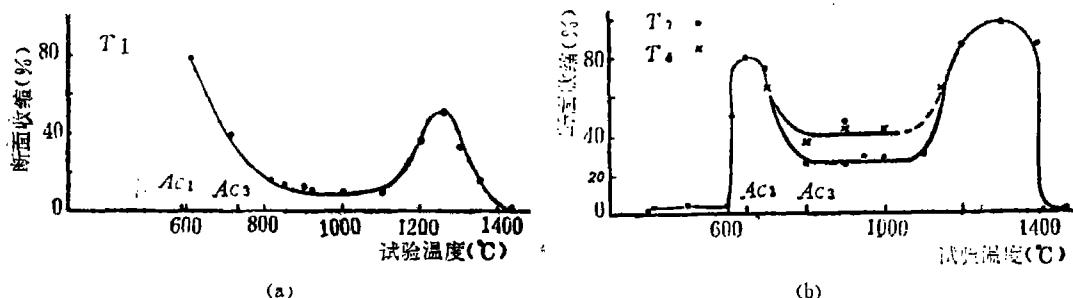


图13 T_1 钢(a)和 T_4 、 T_7 钢(b)由1460℃冷却过程热塑性曲线

T_7 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。 T_7 钢第三个低塑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2~4μ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。

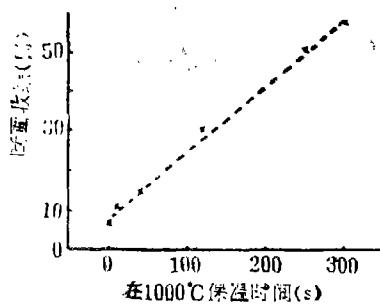


图14 拉断前保温对塑性的影响

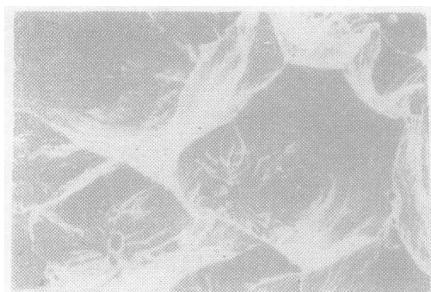


图15 T_1 钢1000℃保温250S热塑性断口SEM图像 $\times 500$

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，硫开始以硫化物形式析出。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：

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

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或降低绝对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) : 176~173
- 9 WILBER G A, et al. Metall. Trans. 1975, 6 A (9) : 1727~1735

STUDY OF THE TEMPERATURE RAGES 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:

$$\text{BTR}_S (\text{°C}) = 25 + 927(\% \text{S}) - 28(\% \text{Mn})$$

The second range is the ductility-dip brittle temperature range (BTR_D) , which is about 1100~800°C for the tested materials. A mechanism of the formation of BTR_D is proposed. The third BTR is below 600°C. Its formation mechanism needs further investigation.

Key words Weld metal Hot crack Sulphide