

用插销法研究 CO₂气保焊条件下 SA106C 铸件的冷裂纹敏感性

王 学¹, 施雨湘¹, 任遥遥², 赖荆平¹

(1. 武汉大学 动力与机械学院, 武汉 430072; 2. 武汉大学 电镜中心, 武汉 430072)

摘 要: 用插销试验法研究了 CO₂ 气保焊条件下 SA106C 铸件的冷裂纹敏感性及其断口特征。结果表明, 在不预热和 16 kJ/cm 热输入条件下, SA106C 铸件的抗冷裂性好, 临界断裂应力 σ_{cr} 为 560 MPa, 接近其抗拉强度 σ_b , 可在不预热条件下焊接该钢。当拘束拉伸应力高于 σ_b 时, 将发生失效断裂, 断裂性质为典型的氢致延迟裂纹引起的断裂, 断裂方式为棱角分明的沿晶(IG)+准解理穿晶(QC), 晶内出现较多短小、锋利、笔直的二次裂纹; 后裂区的 IG 比例较大, 随着裂纹的缓慢扩展, 扩散氢含量逐渐降低, 断口中 IG 减少, QC_{HE} 和二次裂纹都明显增加, 而且 QC_{HE} 中撕裂棱的塑性变形增大。CO₂ 气保焊条件下, SA106C 铸件的抗冷裂纹性好, 主要与该方法能得到超低氢的焊接条件有关, 此外还与该钢的碳当量 ($CE_{IIW} = 0.48$) 不高, HAZ 淬硬不明显有关, 过热区组织主要为贝氏体, 硬度为 321 HV, 低于 350 HV 的临界硬度。

关键词: SA106C 钢; 插销试验; CO₂ 气保焊; 冷裂纹

中图分类号: TG444.73 文献标识码: A 文章编号: 0253-360X(2004)04-77-04



王 学

0 序 言

CO₂ 气保焊具有效率高、成本低等经济上的优点, 在低合金钢的焊接中得到推广应用。CO₂ 气体具有较强的氧化性, 因此该方法能得到极低含氢量的焊缝(仅为 0.04~1.0 mL/100 g(甘油法))^[1], 在防止低合金钢中常见的氢致冷裂纹方面可能具有明显的技术优势。但与焊条电弧焊相比, CO₂ 气保焊的电弧能量密度高, 气流的冷却作用强, 这将加快接头的冷却, 提高热影响区(HAZ)的淬硬程度, 对防止冷裂不利。有关用 CO₂ 焊方法焊接低合金钢时, HAZ 冷裂纹敏感性及其断裂特征的研究报道很少^[2]。SA106C 钢是美国 ASME 锅炉及压力容器规范中一种 C-Mn 固溶强化为主的压力容器用钢, 用于制造锅炉低、中压管件, 如联箱、水冷壁、下降管等^[3]。该钢含碳量较高, 碳当量 CE_{IIW} 约为 0.52, 有一定的淬硬及冷裂倾向, 根据日本 JIS 标准, 用焊条电弧焊(SMAW)方法焊接该钢时, 预热温度约为 75~100 ℃^[1]。研究 CO₂ 气保焊条件下, 有一定冷裂纹倾向 SA106C 钢的冷裂纹敏感性及其特征, 可为该方法在低合金钢中的应用及制订焊接工艺提供进一步

的理论与试验依据。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

SA106C 铸件的化学成分及力学性能见表 1, 热处理状态为正火, 显微组织为 F+P, 见图 1; 焊接材料选用药芯焊丝, 与实心焊丝相比, 它具有飞溅小、成形美观、效率高等优点^[4]。按照等强原则选择焊丝, 牌号为日本川崎制铁株式会社生产的 FT-50S 无缝药芯焊丝, 其熔敷金属的化学成分及力学性能见表 1。

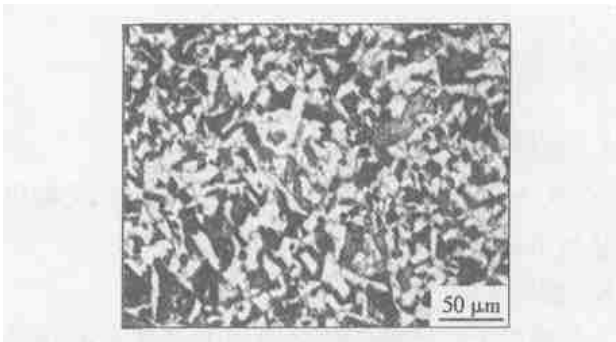


图 1 SA106C 铸件的显微组织

Fig. 1 Microstructures of SA106C cast steel

1.2 试验方法

用插销试验定量研究氢致延迟裂纹敏感性, 插

收稿日期: 2004-02-16
基金项目: 湖南省电力局资助项目

表 1 SA106C 铸件与 FT-50S 熔敷金属的化学成分(质量分数,%)及力学性能

Table 1 Chemical compisition and mechanical properties of SA106C and deposited metal of FT-50S

	C	Si	Mn	Mo	S	P	Cr	Ni	Cu	碳当量 CE_{IIW}	屈服强度 σ_s /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa
SA106C	0.24	0.29	1.07	0.05	0.010	0.011	0.10	0.10	0.18	0.47	350	590
FT-50S	0.05	0.4	1.2	—	—	—	—	—	—	—	520	580

* $CE_{IIW}=C+Mn/6\%+(Cr+Mo+V)/5\%+(Ni+Cu)/15\%$

销试样按 GB 9446—88 的规定加工, 缺口形式为环
头插销试验机。在不预热条件下焊接, 焊接规范见
形, 缺口深度为 1.0 mm, 缺口位置 a 为 2.5 mm。
试验设备为改进型的 HCL—3MC 型微机控制的五
表 2。

通过热电偶测定焊接接头的热循环, 经过插销

表 2 插销试验焊接规范

Table 2 Welding conditions for implant test specimens

焊丝直径 d /mm	焊接电流 I /A	电弧电压 U /V	焊接速度 v /(mm·min ⁻¹)	热输入 Q /(kJ·cm ⁻¹)	电源极性
1.2	250	28	260	16	DCRP

试验机控制软件的计算处理, 得到焊接接头的冷却
时间($t_{8/5}$ 、 t_{200} 和 t_{100})。为了与 SMAW 进行比较,
在相同的焊接热输入条件下, 测试了 SMAW 时焊
接接头的冷却时间。两种焊接方法下的热循环共测
试 3 次, 取冷却时间的平均值。

插销焊后冷至 150 ℃加载, 改变试验应力进行
试验, 得到插销保持 16 h 不断的最大应力, 即临界
断裂应力 σ_{cr} 。临界断裂应力是这样确定的, 如在某
一应力值下有的试件断裂, 有的试件不断, 则在低于
此应力 20 MPa 的应力下再做两个试样, 如都不断,
则确定后者为 $\sigma_{cr}^{[3]}$ 。

取断裂的插销试样, 在断口附近截取约 30 mm
长的销子, 沿纵向磨取截面, 用 2% 的硝酸酒精腐
蚀, 在 OLYMPUS—PMG3 型光学显微镜上观察
HAZ 的显微组织; 用 HXS—1000A 型数字式显微硬
度计测试 HAZ 组织的显微硬度, 载荷为 100 g, 在不
同视场中至少测试 3 个点, 取平均值。另取断裂的
插销, 用扫描电镜分析断口形貌。

2 试验结果

2.1 焊接接头的冷却速度

CO₂ 气保焊和 SMAW 焊两种焊接条件下, 测得
焊接接头粗晶区的冷却时间见表 3。

2.2 临界断裂应力

试验应力与插销断裂时间的关系见表 4, 由结
果可见, 拘束应力大于 620 MPa 时, 插销很快断裂,
随着拘束应力的降低, 断裂时间明显延长, 拘束应力
为 580 MPa 时, 断裂时间为 1 h 56 min; 拘束应力降
至 560 MPa 后, 两根插销都保持 16 h 不断, 因此

表 3 焊接接头粗晶区的冷却时间(热输入为 16 kJ/cm)

Table 3 Cooling time for corase-grained zone of
welded joint(heat input: 16 kJ/cm)

冷却时间 t /s	焊接方法	
	CO ₂ 焊	焊条电弧焊
$t_{8/5}$	6	6~7
t_{200}	43	56
t_{100}	123	150

CO₂ 气保焊时, SA106C 铸件的临界断裂应力 σ_{cr} 为
560 MPa。

表 4 试验应力对插销断裂时间的影响

Table 4 Influence of experimental stress on failure time

试验应力 σ /MPa	640	620	580		560	
			1	2	1	2
断裂时间 t /min	5	10	116	≥960	≥960	≥960

2.3 HAZ 的组织及显微硬度

HAZ 的组织见图 2, 过热区组织粗大, 为贝氏体+
少量马氏体组织, 其硬度为 321 HV; 细晶区为细小
的贝氏体组织, 其硬度为 237 HV。

2.4 断口形貌

典型断口形貌见图 3, 由图 3a 可见, 它宏观上
可分为两个区域, 左侧区域较为平整, 变形小, 转动
断口, 可见有许多呈金属光泽的结晶状小平面, 为典
型的脆性断口形貌; 而右侧区域则表面明显高低不
平, 并呈暗灰色的纤维状延性断口特征, 塑性变形较
大。这两个区域的比例与拉伸拘束应力有关, 拘束
应力越小, 脆断区比例越大, 当应力为 560 MPa(接

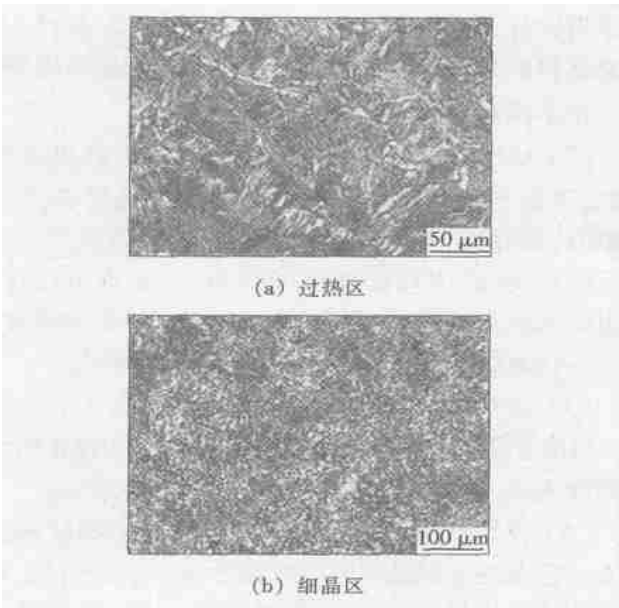


图 2 HAZ 的组织
Fig. 2 Microstructures in HAZ

近 σ_{cr})时,脆断区约占 60%,延性断裂区约为 40%。根据断口的显微特征,脆断区可分为启裂区和扩展区,延性断裂区又称为终断区,上述三个区的显微断口形貌分别见图 3b、c、d、e。

3 讨 论

3.1 CO₂ 气保焊条件下, SA106C 铸件的冷裂纹敏感性

根据断裂准则,当 $\sigma_{cr} \geq \sigma_s$ 时,就能避免冷裂纹^[6]。由插销试验结果,CO₂ 焊时,SA106C 铸件的 σ_{cr} 为 560 MPa,远高于其屈服极限 ($\sigma_s = 350$ MPa),接近于抗拉强度 ($\sigma_b = 590$ MPa)。因此在 CO₂ 焊条件下,该钢的抗冷裂纹性很好,可在不预热条件下焊接。与 SMAW 相比,由于 CO₂ 焊电弧的高能量密度和 CO₂ 气流的冷却作用,其接头的冷却速度加快,由表 4 试验结果,冷却时间 $t_{8/5}$ 、 t_{200} 和 t_{100} 都缩短了。 $t_{8/5}$ 直接决定了 HAZ 的组织转变产物及硬度, $t_{8/5}$ 越小,HAZ 越容易出现淬硬组织; t_{200} 和 t_{100} 影响接头中氢的扩散逸出,它们越小,氢的停留时间越长,氢的危害性越大。因此从接头冷却速度方面的影响分析,CO₂ 焊得到接头的抗冷裂性应不如 SMAW,但事实相反,这表明,CO₂ 焊的氧化性气氛获得超低氢的焊缝起了决定性的作用。此外,由金相分析结果,即使 CO₂ 焊接头的冷却速度加快,但过热区以贝氏体组织为主,对氢脆敏感的马氏体组

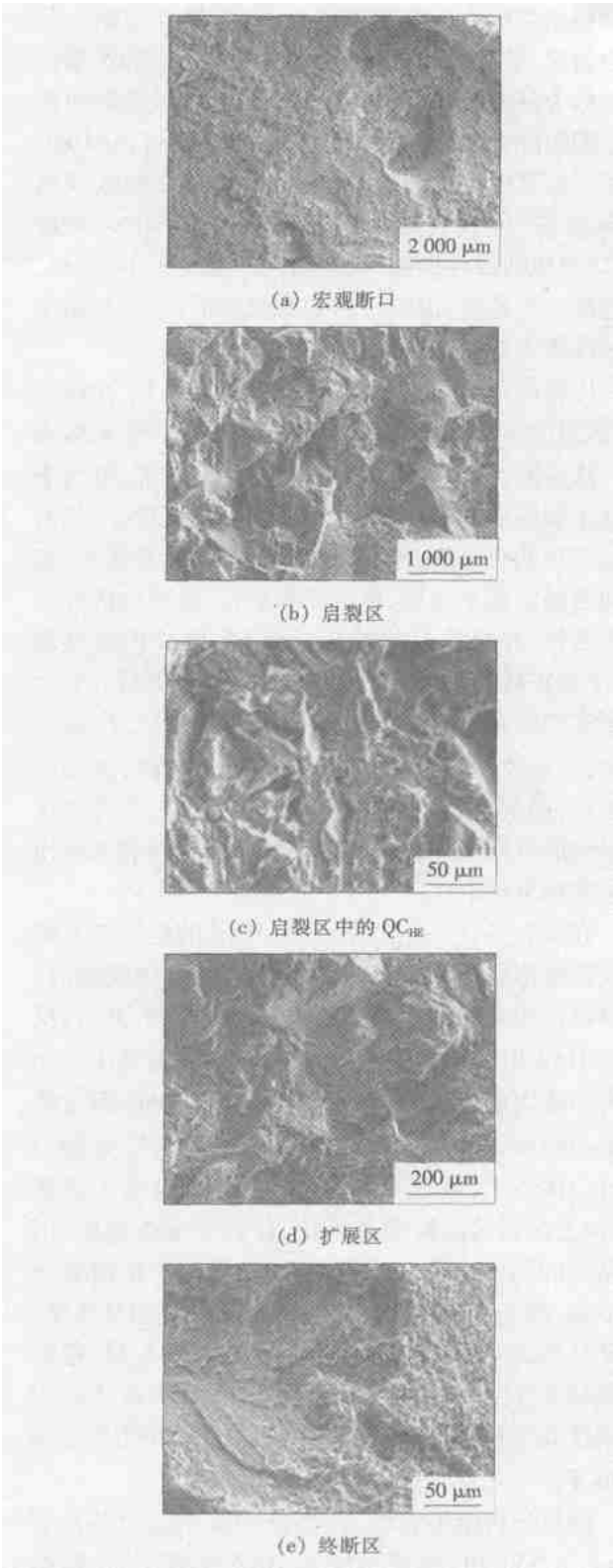


图 3 580 MPa(1 h 56 min 断裂)
Fig. 3 Fracture morphology for 580 MPa stress levels
(1 h 56 min to failure)

织比例很小,这种组织的最高硬度为 321 HV,低于 350 HV 的临界硬度值^[1],因此 SA106C 铸件的淬硬性不高是 CO₂ 焊抗冷裂性好的另一个原因。

3.2 从断口形貌分析冷裂机理及特征

根据裂纹的启裂及扩展过程,可将插销断口分为启裂区、扩展区和终断区,有时将启裂区和扩展区合并称为延迟断裂区,可从该区的断口形貌判断低合金钢的冷裂纹性质^[7-9]。试验结果表明,SA106C 钢延迟断裂区为典型的脆性断口,而且断裂微观形貌为棱角分明、较为光滑的沿晶(IG)和准解理(QC)组成的混合型断口,在晶内还出现短小、锋利、笔直的二次裂纹,由断口的宏微观特征,可以判断冷裂纹性质为典型的氢致延迟裂纹^[9]。

比较图 3b、c、d,可以发现,扩展区中 IG 比例减小,氢致准解理穿晶(QC_{HE})增多,而且塑性变形增大。这是因为启裂时,HAZ 中氢浓度较高,相当于降低了裂纹尖端的应力强度,塑性变形区较小,只有晶粒直径的数量级,因而滑移变形易向晶界集中,氢也随之易富集于晶界,造成晶界脆化,微裂纹优先在晶界形核,并且沿晶间传播;而后在裂纹扩展过程中,随着扩散氢平均浓度的降低,使裂纹尖端的应力强度逐渐提高,所以 QC_{HE} 比例增加,而且二次裂纹增多;当裂纹扩展到一定阶段后,出现失稳,裂纹快速扩展,而氢来不及迅速聚集到裂纹尖端,因此该区域组织的氢致脆化很小,塑性较好,所以断裂区中出现较多韧窝(图 3e)。

在其它条件一定的情况下,HAZ 的组织与氢致裂纹微观形貌有较好的对应关系。组织硬度越高,越容易出现光滑的沿晶和塑性变形较小的 QC_{HE};反之若 HAZ 出现铁素体等非淬硬组织时,则易出现塑性变形较大的 QC_{HE} 和韧窝(DR)。SA106C 钢过热区的组织决定了其断裂形貌,它以有一定淬硬倾向的贝氏体为主,硬度虽然低于马氏体,但高于铁素体,加上过热区晶粒明显粗化,较容易发生氢脆,削弱晶界间的结合力,从而出现 IG,但由于扩散氢含量不高,加上贝氏体组织对氢脆敏感性不如马氏体,因此虽然出现 IG,但晶界面上出现一些孔洞、很细的撕裂棱等微量塑性变形的痕迹,而且贝氏体组织的硬度低于马氏体,因此晶内 QC_{HE} 的塑性变形也较为明显。

断口分析结果表明,在高拉伸拘束应力条件下($\geq \sigma_b$),SA106C 铸件可能在 HAZ 失效断裂,断裂性质为典型的氢致裂纹断裂;断裂模式为 IG + QC_{HE},并且在原始奥氏体晶内出现一些短小、锋利和笔直的二次裂纹。

4 结 论

(1) 用 CO₂ 气保焊方法焊接 SA106C 铸件时,

抗冷裂性好,在不预热和 16 kJ/cm 热输入条件下,插销临界断裂应力 σ_{cr} 为 560 MPa,根据断裂准则,可以在不预热条件下焊接该钢。

(2) CO₂ 气保焊条件下,焊缝中的扩散氢含量很低,这是 SA106C 铸件焊接接头抗冷裂性高的主要原因;虽然焊接接头的冷却速度较快,但过热区淬硬不明显,组织中马氏体比例很小,主要为贝氏体,该组织的硬度为 321 HV,小于 350 HV 的临界硬度,这是 SA106C 铸件抗冷裂性好的另一个原因。

(3) 在高拘束度下(拉伸拘束应力高于 σ_b)焊接 SA106C 铸件时,即使扩散氢含量很低,HAZ 的淬硬程度不高,仍有可能在过热区出现失效断裂。

(4) 冷裂纹断口具有典型的氢致延迟裂纹断裂特征。它宏观上由脆性断裂区和延性断裂区组成,当拘束拉伸应力接近 σ_b 时,前者约占 60%,后者约为 40%;断裂的微观形貌为棱角分明的沿晶(IG) + 氢致准解理穿晶(QC_{HE}),晶内有短小、锋利和笔直的二次裂纹。启裂区中 IG 较多,扩展区的 IG 减少,QC_{HE} 和二次裂纹明显增多,而且撕裂棱的塑性变形增大。

参考文献:

- [1] 张文钺,周振丰. 焊接冶金与金属焊接性[M]. 北京:机械工业出版社,1988.
- [2] Yu Z, Zhang Y. Effect of welding heat input on critical implant stress of 15MnVN steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 1992, 13(4): 245-250.
于俊川,张有为. 焊接线能量对 15MnVN 钢插销临界断裂应力的影响[J]. 焊接学报, 1992, 13(4): 245-250.
- [3] 姜求志,王金瑞. 火力发电厂金属材料手册[M]. 北京:中国电力出版社,2001.
- [4] 吴树雄,尹士科. 焊丝选用指南[M]. 北京:化学工业出版社,2002.
- [5] 谭长瑛,周昭伟,徐春珍,等. 插销试验法的研究及应用[J]. 焊接, 1980, (2): 12-17.
- [6] Granjon H. Survey of cracking tests[J]. Welding in the World, 1979, 17(3/4): 81s-90s.
- [7] 史耀武,张相权,樊培利. 插销试验时 15MnVN 钢焊接延迟裂纹的断口分析[J]. 焊接, 1980 (3): 1-7.
- [8] Xu Y, Zhang W, Du Z, et al. Fractographic analysis of welding cold crack[J]. Transactions of the China Welding Institution, 1985, 6(4): 163-170.
许玉环,张文钺,杜则裕,等. 焊接冷裂纹断口形貌的分析[J]. 焊接学报, 1985, 6(4): 163-170.
- [9] 田 燕. 焊接区断口金相分析[M]. 北京:机械工业出版社,1991.

作者简介:王 学,男 1971 年出生,讲师,博士研究生。主要从事金属焊接性及焊接工艺的教学及科研工作,发表论文 5 篇。E-mail: lzmm0123@sina.com