

综 述

钛型气保护药芯焊丝工艺质量影响因素综述

孙 咸

(太原理工大学焊接材料研究所, 太原 030024)

摘 要: 综述了涉及钛型气保护药芯焊丝工艺质量的影响因素。结果表明, 合理选用药芯添加物, 严格控制熔敷金属中主要强化元素 C、Mn、Si 的含量, 可以改善焊丝熔滴过渡形态, 获得焊丝熔敷金属满意的力学性能。在 Ar+CO₂ 二元混合保护气体中, 随着 CO₂ 含量增大, 熔滴过渡形态从轴向变为非轴向滴状排斥过渡, 接头的抗拉强度几乎没有影响, 但熔敷金属的冲击吸收能明显下降。热输入较大时, 焊丝工艺性变差; 热输入居中时, 焊丝工艺性较好。热输入对焊丝熔敷金属韧性的影响出现了热输入敏感和不敏感两种情况。钛型气保护药芯焊丝工艺质量的三个影响因素控制原理各具特色。

关键词: 钛型气保护药芯焊丝; 焊缝金属韧性; 焊丝成分; 热输入; 保护气体

中图分类号: TG422.3

文献标识码: A

DOI: 10.19291/j.cnki.1001-3938.2024.03.003

A Review of Influencing Factors on Process Quality of Titanium Gas Shielded Flux-cored Wire

SUN Xian

(Institute of Welding Consumables, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: The factors affecting process quality of titanium gas shielded flux-cored wire were reviewed. The results show that reasonable selection of core additives and strict control of content of the main strengthening elements C, Mn and Si in deposited metal can improve the droplet transfer mode of welding wire and obtain satisfactory mechanical properties of the deposited metal of welding wire. In Ar+CO₂ binary mixed shielding gas, with the increase of CO₂ content, the droplet transfer mode changes from axial to non-axial droplet repulsive transfer, and the tensile strength of the joint has little effect, but the impact absorption energy of the deposited metal decreases obviously. When heat input is relatively high, the usability of welding wire becomes worse, and when the heat input is middle, the usability is more satisfactory; The impact of heat input on the toughness of deposited metal of welding wire may appear in two situations: sensitive to heat input and insensitive to heat input. The control principles of three factors affecting process quality of titanium gas shielded flux-cored wire have their own characteristics.

Key words: titanium gas shielded type flux-cored wire; weld metal toughness; welding wire composition; heat input; shielded gas

0 前 言

药芯焊丝以其高效、自动化、良好的焊接工艺性, 以及低廉的综合成本等一系列优点, 在船舶制造、海洋工程、桥梁、电力设备等领域被广泛应用。目前, 药芯焊丝进入了一个新的发展时期, 国产药芯焊丝产量已经跻身世界大国行列。在药芯焊丝的诸多品种中, 市场需求量最大的当

数钛型渣系气保护药芯焊丝, 如 E501T-1 (AWS E71T-1) 等。对于 E501T-1 焊丝, 不仅用量大, 用户要求也高, 船用焊丝必须持有多国船级社认证证书。即便如此, 国产药芯焊丝的工艺质量如气孔敏感、飞溅大、裂纹倾向、熔敷金属韧性波动不稳定、出现低值等问题时有发生^[1-3]。

药芯焊丝的工艺质量指标, 主要包括焊丝的工艺(操作)性和内在质量两方面。在国家标准

GB/T10045—2018中,规定了药芯焊丝工艺质量的若干技术指标^[4]。其中,焊丝的工艺性指标包括电弧稳定性、焊接飞溅、脱渣性、焊缝成形,以及全位置焊接适应性等;内在质量指标包括裂纹敏感性、气孔(压坑)敏感性、熔敷金属化学成分和力学性能等。

在有关钛型渣系气保护药芯焊丝工艺质量的文献中,专题性研究焊丝工艺质量影响因素的文献较少。随着该类焊丝的大量应用,焊丝工艺质量影响因素的控制仍然是生产企业和用户关注的核心问题。为此,本研究以E501T-1型药芯焊丝为例,将该类焊丝的工艺质量与焊丝成分、保护气体种类,以及焊接热输入相联系,探讨其影响因素和焊丝工艺质量控制原理。该项研究对于获得预期的焊丝工艺质量,改进该类焊丝品质特性,提升产品质量,具有一定参考价值和实用意义。

1 焊丝组成物对气保护药芯焊丝工艺质量的影响

1.1 药芯成分对焊丝工艺性的影响

熔滴过渡形态决定焊丝工艺性。在CO₂电弧焊中,钛型药芯焊丝熔滴的主要过渡形态是滴状过渡;对于小电流、低电压时(如 $\Phi 1.2$ mm焊丝,电流160 A,电弧电压20 V),形成短路过渡,电弧剧烈飘移,熔滴粗大,飞溅严重,成形差,工程上几乎没有应用;对于喷射过渡,则需要满足富氩混合保护气体及其他必要的条件^[5]。钛型药芯焊丝化学成分对熔滴过渡形态的影响见表1和表2。其中,熔滴过渡形态的评定,主要是通过分析高速摄影照片,采用3个特征指数,即熔滴直径、熔滴过渡频率和熔滴过渡间隔标准误差进行的^[6]。

表1 试验条件^[6]

焊丝牌号	焊丝直径 <i>d</i> /mm	母材牌号	板厚 <i>t</i> /mm	焊接电流 <i>I</i> /A	电弧电压 <i>U</i> /V	焊接速度 <i>v</i> / (cm·min ⁻¹)	保护气体	气体流量 <i>Q</i> / (L·min ⁻¹)	电源极性	焊丝干伸长 <i>L</i> /mm
YFW24 (JIS Z3313)	1.6	SM41B	12	300	32	30	CO ₂	20	直流反接	17

药芯添加物的影响如下:

(1) TiO₂。随药芯中TiO₂含量增加,熔滴过渡指数和过渡形态得以改善。这是由于以下原因所致:①钛型药芯焊丝金红石中含有大量TiO₂,虽然TiO₂的键能小,表面张力也小,在渣中会使其表面张力下降,但是TiO₂的结构十分稳定,在焊接条件下不使熔渣增氧,不能降低熔滴的界面张力,致使它对熔滴的细化作用很微弱;②TiO₂具有促进SiO₂的还原反应作用,促进氧化增氧,一定程度上降低了熔滴向上的表面张力 F_{σ} (图1);③钛型药芯焊丝中的CaF₂很少,表2中公式(1)~公式(3)的反应几乎不会发生,同时TiO₂熔渣蒸发形成的气体排斥力 F_q 较小。TiO₂较小的气体排斥力 F_q (图1),可能是熔滴被细化的主要原因。

(2) Si-Fe。随药芯中Si-Fe含量增加,熔滴过渡指数和过渡形态得以改善。这是由于发生了表2中公式(4)~公式(6)的反应,形成的[FeO]进入熔滴增氧,而形成向上的SiO₂蒸气排斥力 F_q 较弱(见图1和图2),熔滴不仅不易长大,反而被细化所致。

(3) Mn-Fe。随药芯中Mn-Fe含量增加,熔滴过渡指数和过渡形态略有改善。这是由于发生表2中公式(7)~公式(9)的反应,形成的[FeO]进入熔滴增氧,而形成的MnO向上蒸气排斥力 F_q 比TiO₂、SiO₂大所致(见图1和图2)。

(4) 铁粉。随药芯中铁粉含量增加,熔滴过渡指数和过渡形态改善不明显。这是由于发生公式(10)、公式(11)式反应,形成的[FeO]进入熔滴增氧,而(FeO)蒸发形成向上的蒸气排斥力 F_q 比SiO₂和TiO₂,甚至比MnO大(见图1和图2)。

(5) CaF₂。随药芯中CaF₂含量增加,熔滴过渡指数和过渡形态恶化。这是由于发生公式(12)、公式(13)反应,TiF₄和SiF₄的负离子阻碍电子从阴极发射,增大斑点压力 F_b ,同时CaF₂的蒸气排斥力 F_q 最大所致(见图1和图2)。

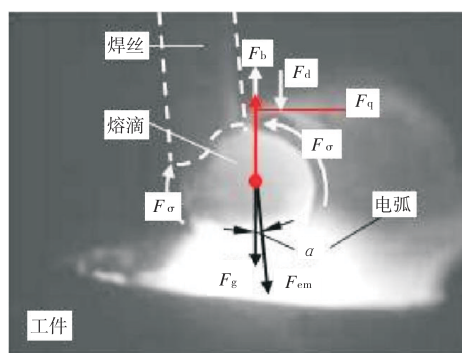
(6) Al₂O₃。随药芯中Al₂O₃含量增加,熔滴过渡指数和过渡形态得以改善。这是由于Al₂O₃熔渣蒸发形成的气体排斥力 F_q 较小所致(见图1和图2)。

表 2 焊丝成分对熔滴过渡形态的影响

焊丝类别/ 保护气体	焊丝中 添加物	电弧中主要冶金反应	作用在熔滴上的主导力 变化情况	对熔滴过渡指数的影响 ^[6]			熔滴过 渡形态
				熔滴直径 d/mm	过渡频率 $f/(\text{c}\cdot\text{s}^{-1})$	过渡间隔 偏差 σ/ms	
药芯焊丝/ 100%CO ₂	TiO ₂	$2\text{CaF}_2 + \text{TiO}_2 = 2\text{CaO} + \text{TiF}_4$ (1) $\text{TiF}_4 + 3\text{H} = \text{TiF}_{\text{气}} + 3\text{HF}$ (2) $\text{TiF}_4 + 2\text{H}_2\text{O} = \text{TiO}_{2\text{气}} + 4\text{HF}$ (3)	在药芯中存在较多CaF ₂ 时,电弧中形成的气体化合物TiF _气 的负离子阻碍电子从阴极发射,增大斑点压力 F_b 。CaF ₂ 很少时上述影响很小。同时,TiO ₂ 熔渣蒸发形成的气体排斥力 F_q 较小(图2)。	减小	增大	减小	改善
	Si-Fe	$2\text{CO}_2 + [\text{Si}] = (\text{SiO}_2) + 2\text{CO}$ (4) $\text{CO}_2 + [\text{Fe}] = (\text{FeO}) + \text{CO}$ (5) $\text{CO}_2 + [\text{Fe}] = [\text{FeO}] + \text{CO}$ (6)	[FeO]具有一定氧化增氧作用,蒸发形成向上的蒸气排斥力 F_q 较弱(图2)。	减小	增大	减小	改善
	Mn-Fe	$\text{CO}_2 + [\text{Mn}] = (\text{MnO}) + \text{CO}$ (7) $\text{CO}_2 + [\text{Fe}] = (\text{FeO}) + \text{CO}$ (8) $\text{CO}_2 + [\text{Fe}] = [\text{FeO}] + \text{CO}$ (9)	具有一定氧化增氧作用,但是MnO蒸发形成向上的蒸气排斥力 F_q 比SiO ₂ 和TiO ₂ 大(图2)。	略有减小	增大倾向	减小	略有改善
	铁粉	$\text{CO}_2 + [\text{Fe}] = (\text{FeO}) + \text{CO}$ (10) $\text{CO}_2 + [\text{Fe}] = [\text{FeO}] + \text{CO}$ (11)	具有一定氧化增氧作用,但是FeO蒸发形成向上的蒸气排斥力 F_q 比SiO ₂ 和TiO ₂ ,甚至比MnO大(图2)。	微小减小	减小	增大	改善不明显
	CaF ₂	$2\text{CaF}_2 + \text{TiO}_2 = 2\text{CaO} + \text{TiF}_4$ (12) $2\text{CaF}_2 + \text{SiO}_2 = 2\text{CaO} + \text{SiF}_4$ (13)	在电弧中形成的气体化合物TiF ₄ 和SiF ₄ 的负离子阻碍电子从阴极发射,增大斑点压力 F_b ;CaF ₂ 蒸发形成向上的蒸气排斥力 F_q 最大(图2)。	明显增大	明显减小	明显增大	恶化
	Al ₂ O ₃	造渣剂	熔渣蒸发形成的气体排斥力 F_q 较小(图2)。	减小	增大	减小	改善
	SiO ₂	(FeO) \uparrow $(\text{SiO}_2) + 2[\text{Fe}] = [\text{Si}] + 2\text{FeO}$ (14) \downarrow $[\text{FeO}]$	熔滴中Si含量增加同时,使熔滴氧化增氧,降低了熔滴向上的表面张力 F_σ 。SiO ₂ 熔渣蒸发形成的气体排斥力 F_q 较小(图2)。	减小	增大	-	改善
	MnO	造渣剂	熔渣蒸发形成的气体排斥力 F_q 增大(比SiO ₂ 、Al ₂ O ₃ 和TiO ₂ 大),见图2。	增大	减小	-	改善不明显
	Fe ₃ O ₄	$2\text{Fe}_3\text{O}_4 = 6\text{FeO} + \text{O}_2$ (15) $[\text{Mn}] + [\text{FeO}] = [\text{Fe}] + (\text{MnO})$ (16) $[\text{Si}] + 2[\text{FeO}] = 2[\text{Fe}] + (\text{SiO}_2)$ (17)	公式(15)具有一定氧化增氧作用,但生成大量O ₂ 导致向上的气体排斥力 F_q 增大。公式(16)、公式(17)使Si、Mn烧损,形成熔渣。同时,熔渣蒸发形成的气体排斥力 F_q 增大(图2)。	增大	减小	-	不利改善熔滴过渡

(7) SiO₂。随药芯中SiO₂含量增加,熔滴过渡指数和过渡形态得以改善。这是由于表2中公式(14)的反应形成的[FeO]进入熔滴增氧, SiO₂熔渣蒸发形成的气体排斥力 F_q 较小所致(见图1和图2)。

(8) MnO。随药芯中MnO含量增加,熔滴过渡指数和过渡形态改善不明显。这是由于MnO熔渣蒸发形成的气体排斥力 F_q 增大比SiO₂、Al₂O₃和TiO₂大所致(见图1和图2)。



F_b —斑点压力 F_q —气体排斥力 F_σ —表面张力
 F_{em} —电磁力 F_g —熔滴重力 F_d —等离子流力

图1 作用在熔滴上的力

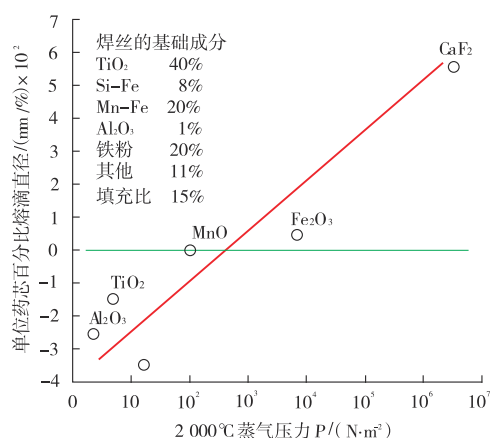


图2 蒸气压力与单位药芯百分比熔滴直径变化的关系^[6]

表3 典型焊丝熔敷金属的化学成分和力学性能 ($\Phi 1.2$ mm)

焊丝	化学成分/%						力学性能			
	$w(C)$	$w(Si)$	$w(Mn)$	$w(P)$	$w(S)$	$w(Ni)$	屈服强度 R_{el}/MPa	抗拉强度 R_m/MPa	断后伸长率 $A/\%$	冲击吸收能量 A_{kv}/J
A	0.05	0.45	1.35	0.013	0.009	—	510	570	30	110(-18℃)
B	0.04	0.34	1.15	0.011	0.008	0.37	500	545	29	107(-20℃)
C	0.03	0.44	1.33	0.010	0.012	0.39	537	568	29	104(-18℃)
D	0.06	0.34	1.23	0.014	0.006	—	500	570	27	141(-20℃)
GB/T10045—2001 E501T-1 要求	≤ 0.18	≤ 0.90	≤ 1.75	≤ 0.03	≤ 0.03	≤ 0.50	≥ 400	≥ 480	≥ 22	$\geq 27(-20℃)$

2 保护气体类型对气保护药芯焊丝工艺质量的影响

2.1 保护气体类型对焊丝工艺性的影响

表4是文献[7]采用表5所示试验条件下,不同保护气体成分对焊丝工艺性试验结果。可以看

(9) Fe_3O_4 。随药芯中 Fe_3O_4 含量增加,熔滴过渡指数和过渡形态没有改善。这是由于表2中公式(15)的反应具有一定氧化增氧作用,但生成大量 O_2 导致向上的气体排斥力 F_q 增大。公式(16)、公式(17)使 Si、Mn 烧损,形成熔渣。同时, Fe_3O_4 熔渣蒸发形成的气体排斥力 F_q 增大所致(见图1和图2)。

1.2 焊丝化学成分对焊丝力学性能的影响

表3列出了几种典型药芯焊丝熔敷金属的化学成分和力学性能。可以看出,这类焊丝要求检测的成分主要是五大元素。C元素有一定的强化作用,但含量不宜过高,含量较高时使焊丝的焊接性变坏。C含量主要由钢带成分决定,药芯中的组成物应尽量控制增C组元及其加入量。标准规定范围很宽 $w(C) \leq 0.18\%$,通常熔敷金属中C含量为0.05%左右。Si和Mn是低碳钢药芯焊丝焊缝中不可缺少的合金元素,一方面它们使焊缝金属充分脱氧,另一方面起强化作用,提高焊缝的抗拉强度,但对韧性的影响比较复杂。几种焊丝的典型成分中Si含量为0.34%~0.45%,Mn含量为1.15%~1.35%,硅锰比为0.30~0.33,其力学性能非常满意。此外,S和P两种元素是有害元素,对它们的含量必须严格控制。通常钢带中的S和P含量都很低,主要控制药芯组成物中的S和P含量。

出,随保护气中 CO_2 含量增大,电弧电压有所降低,但变化幅度较小(从30V降至27V,幅度仅3V);而随保护气中 CO_2 含量增大,焊接电流也降低了,但降低幅度较大(从204.36A降至118.75A,幅度85.61A)。这与复杂的电弧气体导电机构在不同条件(不同保护气体成分)下发

生变化相关。对于焊丝工艺性影响方面：①随保护气中 CO_2 含量增大，电弧稳定性恶化。纯 Ar 保护气时，文献[7]测试结果是电弧稳定，然而其他文献[8-9]认为，此时电弧飘移不稳。原因是电弧中焊丝钢皮过早熔化，药芯形成渣柱，电弧飘移无法形成阳极斑点。加了 5% CO_2 直至 18% CO_2 的富氩混合气体时电弧变得稳定；但加了 20% CO_2 直至 50% CO_2 时电弧变得不稳定。这是由于保护气中 CO_2 含量 5%~18% 时，电弧爬升至熔滴上方，阳极斑点面积增大，电弧稳定。但保护气中 CO_2 含量 20%~50% 时，电弧不能爬升至

熔滴上方，而位于熔滴下方，阳极斑点面积很小，电弧不稳定。②随保护气中 CO_2 含量增大，熔滴过渡形态从轴向过渡变为非轴向排斥过渡，其转变点可能在 25% CO_2 ~30% CO_2 之间。这是由于当保护气体中 CO_2 含量达到 25%~30% 时，位于熔滴下方的阳极斑点面积很小，作用在熔滴上的斑点压力、表面张力和向上的电磁作用力，将大熔滴推离轴向的结果。③随保护气中 CO_2 含量增大，焊接飞溅由小变大，纯 CO_2 时飞溅量最大。这是熔滴过渡特性所决定的。

表4 不同保护气体成分 FCAW 时焊丝工艺性的变化试验结果^[7]

保护气体成分	平均焊接电流 I/A	平均电弧电压 U/V	电弧稳定性	熔滴过渡形态	焊接飞溅及其他工艺性指标
100% Ar	204.36	30.0	①稳定 ^[7] ②电弧飘移不稳 ^[8-9]	—	电弧中焊丝钢皮过早熔化，药芯形成渣柱成段落入熔池，导致焊缝成形恶化 ^[8-9]
95% Ar - 5% CO_2	127.05	27.0	稳定 ^[7]	轴向滴状过渡	飞溅小
90% Ar - 10% CO_2	128.35	27.3	稳定 ^[7]	轴向滴状过渡	飞溅小
82% Ar - 18% CO_2	119.67	27.5	稳定 ^[7]	轴向滴状过渡	飞溅小
80% Ar - 20% CO_2	122.42	27.2	不稳定 ^[2-3]	轴向滴状过渡	飞溅增大
75% Ar - 25% CO_2	132.75	25.8	不稳定 ^[2-3]	轴向滴状过渡 ^[8]	飞溅增大
50% Ar - 50% CO_2	118.75	27.4	不稳定 ^[2-3]	非轴向滴状排斥过渡	飞溅增大
100% CO_2	121.96	27.3	不稳定 ^[2-3]	非轴向滴状排斥过渡	飞溅更大

表5 FCAW 试验用焊接条件^[7]

焊丝牌号	焊丝直径 <i>d</i> /mm	母材牌号	板厚 <i>t</i> /mm	坡口形式(试板尺寸)	焊接电流 <i>I</i> /A	电弧电压 <i>U</i> /V	焊接速度 <i>v</i> /(cm·min ⁻¹)
E71T-1	1.2	37-3钢 EN-ISO S235J2G3	10	①堆焊(100 mm×70 mm× 10 mm)②60°V形(300 mm× 150 mm×10 mm)	126±7	27.5	8 ^①
热输入 <i>E</i> /(kJ·mm ⁻¹)		保护气体类型		气体流量 <i>Q</i> /(L·min ⁻¹)	电源极性	焊丝干伸长(CTWD) <i>L</i> /mm	
2.55(不同保护气体的热 输入的变化,见表6)		100% Ar		12 ~ 15	直流反接	20 ~ 22	
		95% Ar - 5% CO ₂					
		90% Ar - 10% CO ₂					
		82% Ar - 18% CO ₂					
		80% Ar - 20% CO ₂					
		75% Ar - 25% CO ₂					
		50% Ar - 50% CO ₂					
100%CO ₂							
注:①焊接速度单位可能有错误,可能是m·h ⁻¹ 。							

表6 堆焊试件的热输入和电弧效率^[7]

保护气体成分	理论热输入 $E^{(1)}/(\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1})$ (从焊机显示器获取的读数)	实际热输入 $E^{(1)}/(\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1})$ (从电弧数据监测装置获取的读数)	电弧效率 ⁽²⁾ $\eta/\%$
100% Ar	4.95	4.60	93.0
95% Ar - 5% CO ₂	2.89	2.58	89.2
90% Ar - 10% CO ₂	2.78	2.63	94.6
82% Ar - 18% CO ₂	2.73	2.47	90.4
80% Ar - 20% CO ₂	2.74	2.51	91.5
75% Ar - 25% CO ₂	2.76	2.57	93.1
50% Ar - 50% CO ₂	2.67	2.44	91.5
100%CO ₂	2.74	2.50	91.2

注：(1) $E=\frac{U \times I \times 60}{v \times 10000}$ ；(2) $\eta=\frac{\text{实际热输入}}{\text{理论热输入}} \times 100\%$

2.2 保护气体类型对焊丝力学性能的影响

表7是不同保护气体成分FCAW时焊丝力学性能测试结果^[7]。可以看出：

(1) 随保护气中CO₂含量增大，采用8种保护气体的FCAW焊接接头的抗拉强度均超过了

母材的强度（接头抗拉强度平均值为370 MPa），而且试件断口部位位于母材金属。该结果表明，保护气体成分对接头的强度几乎没有影响。这是E71T-1焊丝成分形成显微组织特性所决定的。

表7 不同保护气体成分FCAW时焊丝力学性能测试结果^[7]

保护气体成分	抗拉强度 ^① R_m/MPa	冲击吸收能量 A_{kv}/J	显微硬度(HV ₁₀)	焊缝显微组织中相的比例/%	
				AF	GF
100% Ar	370	122	251	68.63	28.04
82% Ar - 18% CO ₂	370	110	234	60.10	37.50
75% Ar - 25% CO ₂	370	98	227	56.81	40.30
100%CO ₂	370	65	211	52.40	46.62

注：① 表4中的8种保护气体焊接接头试件的抗拉强度的平均值。

从表8可看出，随保护气中CO₂含量增大，电弧中氧化烧损，焊丝熔敷金属中的C含量比焊丝中最初的0.18%要减少2/3，仅为0.06%，

表8 不同保护气体成分FCAW时药芯焊丝熔敷金属的化学成分^[7]

焊丝或保护气体成分	化学成分/%		
	$w(\text{C})$	$w(\text{Mn})$	$w(\text{Si})$
E71T-1焊丝	0.18	1.75	0.90
100% Ar	0.06	1.60	0.61
82% Ar - 18% CO ₂	0.06	1.58	0.54
75% Ar - 25% CO ₂	0.06	1.44	0.45
50% Ar - 50% CO ₂	0.05	1.47	0.50
100%CO ₂	0.06	1.25	0.40

Mn含量由1.75%降为1.25%，Si含量由0.90%降为0.40%。冶金学理论表明，C、Mn和Si是低碳钢中主要的固溶强化元素，尤其是C元素对铁素体的强化作用很强，C含量为0.06%时，辅以适量的Mn和Si即可获得370 MPa的抗拉强度。至于Mn和Si元素含量的减少，对于铁素体强化的减弱程度，并未影响0.06%C含量与Mn和Si元素含量综合强化获得370 MPa强度结果。

(2) 随保护气体中CO₂含量增大，熔敷金属的冲击吸收能量从122 J降为65 J。这与焊缝显微组织中针状铁素体AF含量减少、晶界铁素体GBF增多相关。由于针状铁素体AF晶界为大倾角晶界

(见图3), 每个倾角都对裂纹的扩展起阻碍作用, 同时由于晶粒细小, 裂纹的扩展途径非常曲折, 扩展需要更多的能量, 因此针状铁素体AF可以显著改善焊缝韧性。焊缝中的针状铁素体AF数量越

多, 焊缝金属韧性越好。至于随保护气体中 CO_2 含量增大, 焊缝中针状铁素体AF含量减少、晶界铁素体GBF增多, 则涉及焊缝中化学成分变化对针状铁素体AF形成机制(含数量)的影响。

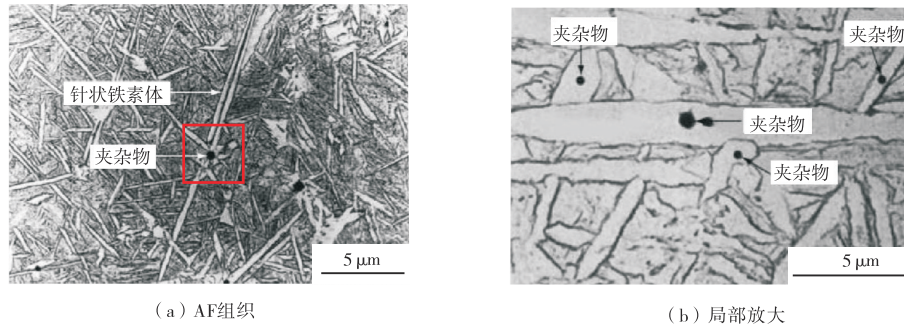


图3 焊缝中针状铁素体的显微组织^[10]

3 焊接热输入对气保护药芯焊丝工艺质量的影响

3.1 热输入对焊丝工艺性的影响

文献[11]采用表9中的焊接参数, 研究了焊接热输入对药芯焊丝工艺性的影响, 结果见表10。从表10可以看出, 当焊接热输入较小, 为 18.5 kJ/cm 时, 熔滴质量比小, 熔滴尺寸略大, 过渡频率较小, 焊丝端部滞熔的渣柱尺寸小; 此时电弧虽为连续型, 但飘移明显, 稳定性略差;

可是熔滴绝大多数落入熔池, 焊接飞溅不算太大, 高温渣的凝固范围较小, 形成短渣, 熔渣覆盖均匀, 焊缝金属光泽好, 成形均匀美观, 焊丝的立向上焊接工艺性优良。当焊接热输入增大至 20.4 kJ/cm 时, 熔滴质量比增大, 熔滴尺寸减小, 过渡频率增大, 焊丝端部滞熔的渣柱尺寸增大, 有一定数量熔滴依附渣柱过渡; 此时电弧稳定性较好, 焊接飞溅较小, 高温渣流动性适中, 熔渣覆盖均匀, 焊缝金属光泽鲜亮, 成形均匀美观, 焊丝在平焊位置工艺性优良。当

表9 FCAW试验用焊接参数^[11]

焊丝牌号	焊丝直径 d/mm	母材牌号	板厚 t/mm	坡口形式	焊接电流 I/A	电弧电压 U/V	焊接速度 $v/(\text{cm}\cdot\text{min}^{-1})$	热输入 $E/(\text{kJ}\cdot\text{cm}^{-1})$	保护气体类型	气体流量 $Q/(\text{L}\cdot\text{min}^{-1})$	电源极性	焊丝干伸长 L/mm
Supercored 71H(韩国)	1.2	Q235钢	10	平板堆焊	160~200	26~28	14.167	18.5	100% CO_2	20	直流反接	18
					240~260	28~30	19.167	20.4				
					260~300	30~33	19.167	25.2				

表10 不同热输入FCAW时焊丝工艺性变化试验结果^[11]

热输入 $E/(\text{kJ}\cdot\text{cm}^{-1})$	熔滴质量比 $R^{\text{①}}$	熔滴过渡频率 f/Hz	熔滴过渡形态	渣柱尺寸	电弧形态	焊接飞溅	高温渣形态	焊缝成形	表面光泽	综合工艺性	存在问题
18.5	2.5	15	非轴向排斥滴状过渡	较小	连续、飘移	较小	易凝固覆盖均匀	均匀美观	光亮	立向上焊接工艺优良	电弧飘移不稳
20.4	8	32	非轴向排斥滴状过渡	增大	连续、活动较稳定	较小	流动适中覆盖均匀	均匀美观	光亮	水平位焊接工艺优良	—
25.2	27	44	非轴向排斥滴状过渡	增大	连续、飘移不稳定	较大	渣稀覆盖不均匀	不均匀	氧化	水平位焊接工艺变差	飞溅大, 成形差, 熔渣覆盖不全, 表面氧化

注: ①熔滴质量比 $R=m_1/m_2$, m_1 为直径小于 2.5 mm 熔滴的质量, m_2 为直径大于 2.5 mm 熔滴的质量, R 数值越大, 细熔滴所占比例越大。

焊接热输入继续增大至 25.2 kJ/cm 时, 熔滴质量比又增大, 熔滴尺寸再减小 (仍然大于焊丝直径), 过渡频率再增大, 焊丝端部滞熔的渣柱尺寸也增大; 此时电弧稳定性反而变差, 部分熔滴并非沿渣柱滑入熔池, 焊接飞溅增大, 高温渣变稀, 熔渣覆盖不均匀, 焊缝金属光泽被氧化, 成形不均匀, 焊丝工艺性变差。

焊接热输入对药芯焊丝工艺性的影响涉及 3 个参数 I 、 U 、 v , 可以考虑 2 种调节方案: 一是焊接速度和电弧电压选好后变化焊接电流; 二是焊接电流和电弧电压选好后变化焊接速度。前者的焊接电流变化范围较宽(电流变化电弧电压相应微变), 焊接热输入变化明显; 后者焊接速度的变化范围有限, 热输入变化范围受限制。第一方案时, 虽然焊接电流与热输入成正比, 但焊接电流仍然决定熔池熔化状态、焊缝成形和焊接效率等, 焊接电流太小了熔化状态不佳或者成形不好, 必须大到一定数值以后, 在一定范围可确保成形满意。第二方案时, 此时焊接速度与热输入成反比, 对焊缝成形、焊接缺陷等的影响不可忽视。焊接速度太快了热输入小、与母材熔合不好, 易出现根部未焊透、或出现表面咬边、焊波

下凹等缺陷; 焊接速度太慢了, 热输入大, 焊缝余高大, 同时接头易过热, 晶粒粗大, 性能变差, 所以焊接速度以适中为好。

3.2 热输入对焊丝力学性能的影响

文献[12]采用表 11 所列焊接参数, 研究了焊接热输入对药芯焊丝熔敷金属力学性能的影响, 结果见表 12。从表 12 可以看出, 随着热输入的增大, 熔敷金属的屈服强度和抗拉强度均呈下降趋势 (图 4 (a)); 断后伸长率呈微上升趋势; 低温 ($-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$) 冲击吸收能量呈下降趋势 (图 4 (b))。熔敷金属的屈服强度和抗拉强度之所以均呈下降趋势, 与熔敷金属化学成分的变化密切相关。从表 13 可以看出, 随热输入增大, 熔敷金属中的合金元素 C, Mn 和 Si 减小, 而氧含量增大。如前所述, C、Mn 和 Si 是低碳钢中主要的固溶强化元素, C 含量的微降, Mn 和 Si 含量的降低, 致使熔敷金属的屈服强度和抗拉强度下降。同时, 合金元素 Mn、Si 减小, 氧含量增大, WM-CCT 曲线左移, 致使熔敷金属中针状铁素体比例减小、先共析铁素体增加, 且焊缝各结晶区组织变得粗大, 是拉伸强度降低和冲击吸收能量下降的主要原因。

表 11 FCAW 试验用焊接参数^[12]

焊丝 牌号	焊丝直 径 d/mm	母材牌号	试板尺寸 (长 \times 宽 \times 厚)/ (mm \times mm \times mm)	坡口 形式	焊接 电流 I/A	电弧 电压 U/V	热输入 $E/(\text{kJ}\cdot\text{cm}^{-1})$	保护气体 类型	气体流量 $Q/(\text{L}\cdot\text{min}^{-1})$	电源 极性	道间温度 $T_{\text{D}}/^{\circ}\text{C}$
E501Ti	1.2	AH32 (船用钢)	400 \times 150 \times 20	20 $^{\circ}$ V 形坡口, 间隙 16 mm	300	34	38.0	100%CO ₂	20	直流 反接	150 \pm 10
					300	34	30.4				
					260	30	26.7				
					260	30	13.3				
					180	26	7.65				

表 12 熔敷金属力学性能 (括号内为平均值)

试样 编号	热输入 $E/(\text{kJ}\cdot\text{cm}^{-1})$	屈服强度 R_{el}/MPa	抗拉强度 R_{m}/MPa	断后伸 长率 $A/\%$	冲击吸收能量 A_{KV}/J	
					-20 $^{\circ}\text{C}$	-40 $^{\circ}\text{C}$
1	38	420	515	30	105、104、78、106、38、92、84(87)	48、38、42、49、36、25、14(39)
2	30.4	450	540	28	133、133、120、121、113、120、91(119)	46、10、41、33、20、58、63(39)
3	26.7	480	560	29	150、145、129、148、150、121、114(137)	50、39、108、82、13、43、41(54)
4	13.3	540	595	26	155、158、168、154、155、154、144(155)	160、154、150、136、142、136、136(145)
5	7.65	600	635	24	169、185、198、177、204、176、187(185)	157、162、173、166、143、140、122(152)

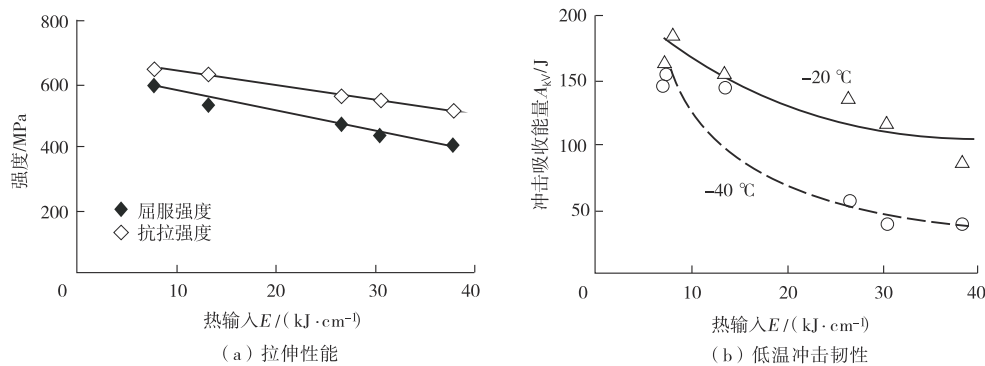


图4 热输入对熔敷金属拉伸性能的影响

表13 熔敷金属化学成分^[12]

试样编号	热输入 $E/(\text{kJ} \cdot \text{cm}^{-1})$	化学成分/%							
		$w(\text{C})$	$w(\text{Si})$	$w(\text{Mn})$	$w(\text{Ti})$	$w(\text{B})$	$w(\text{S})$	$w(\text{P})$	$w(\text{O})$
1	38.0	0.041	0.30	1.06	0.058	0.004 2	0.007	0.014	0.092
2	30.4	0.046	0.36	1.18	0.060	0.003 4	0.007	0.014	0.080
3	26.7	0.045	0.42	1.28	0.057	0.003 7	0.007	0.014	0.072
4	13.3	0.047	0.49	1.40	0.058	0.003 0	0.007	0.015	0.066
5	7.65	0.048	0.56	1.48	0.063	0.003 1	0.007	0.013	0.056

关于焊接热输入对熔敷金属韧性的影响, 上述研究案例及以往的文献一致认为, FCAW 与其他焊接方法的影响规律相似, 即焊接热输入偏高时, 熔敷金属韧性偏低^[3]。然而, 也有不同试验结果, 作者在文献[13]中曾指出, 对于FCAW 不能一概而论, 遇到过与上述理论(焊接热输入偏高可能是药芯焊丝熔敷金属韧性不良的最普遍的起因)相悖的试验结果, 即焊接热输入较高时, 焊丝熔敷金属低温韧性反而较好的情况。表14、表15和表16是文献[14]试验结果。可以看出, 随焊接热输入增大, 熔敷金属化学成分变化不大, 而熔敷金属的抗拉强度、屈服强度, 以及冲击吸收能量增大。这主要与熔敷金属冷却速度导致显微组织的变化有关, 很可能是熔敷金属中针状铁素体含量增大的结果。至于为什么热输入在一定范围内增大, 熔敷金属显微组织中针状铁素体增多, 文献[14]并没有给出解释, 尚需进一步试验或探讨。但是从另一方面, 即随层(道)间温度的降低(冷却速度加快), 熔敷金属抗拉强度升高, 而冲击吸收能量降低(表16), 这种情况与焊接热输入减小的情况相类似。然而, 对比

试样3和试样7, 抗拉强度、屈服强度、伸长率数值很接近, 可是冲击吸收能量差距很大, 前者是147 J、197 J、116 J, 后者是64 J、46 J、90 J。分析原因: 一是3号试样的热输入比7号试样大, 二是7号试样层间(道间)温度太低, 可能冷却速度对显微组织的控制不如3号试样。

表17是文献[15]给出的不同热输入条件下, 采用IS-PH自动图像分析仪实测的DW-100药芯焊丝熔敷金属的显微组织及其含量。可以看出, 该焊丝熔敷金属的显微组织中含有85%以上的针状铁素体AF, 晶界铁素体PF和侧板条铁素体FSP的含量已经降至最小, 其影响也被降至最小。同时也可看出, 焊接热输入的变化并未引起显微组织的较大波动。尤其对针状铁素体AF含量的影响, 并没有出现通常观念上的焊接热

表14 焊接参数^[14]

试样 编号	热输入 $E/$ ($\text{kJ} \cdot \text{cm}^{-1}$)	焊接电流 $I/$ A	电弧电压 $U/$ V	焊接层数/ 道数
1	11.5 ~ 12.0	220 ~ 240	26	7/14
2	15.6 ~ 15.8	260 ~ 280	30	5/10
3	17.9 ~ 19.2	280 ~ 300	32	5/10

表 15 熔敷金属的化学成分及力学性能^[14]

试样 编号	化学成分/%					力学性能			
	w(C)	w(Si)	w(Mn)	w(S)	w(P)	抗拉强度 R_m /MPa	屈服强度 R_{eL} /MPa	断后伸长率 A /%	冲击吸收能量 A_{KV} /J(-20℃)
1	0.050	0.500	1.38	0.008	0.015	555	465	26.5	118、38、62
2	0.048	0.480	1.35	0.006	0.015	585	505	28.0	146、145、85
3	0.048	0.480	1.37	0.007	0.016	615	520	26.0	147、197、116

表 16 层(道)间温度对熔敷金属力学性能的影响^[14]

试样 编号	层(道)间 温度 T /℃	焊接电流 I /A	电弧电压 U /V	热输入 E /(kJ·cm ⁻¹)	层数	抗拉强度 R_m /MPa	屈服强度 R_{eL} /MPa	断后伸长 率 A /%	冲击吸收能量 A_{KV} /J(-20℃)
4	层温 150±10	260~280	30	15.6~16.8	5层 10道	550	475	27	143、174、162
5	层温 130±10	260~280	30	15.6~16.8		570	485	29	102、119、126
6	道温 150±10	260~280	30	15.6~16.8		590	520	28	64、80、103
7	道温 130±10	260~280	30	15.6~16.8		620	530	26	64、46、90

表 17 焊接热输入对 DW-100 药芯焊丝熔敷金属显微组织的影响^[15]

试样 编号	焊接电流 I /A	电弧电压 U /V	焊接速度 v /(cm·min ⁻¹)	热输入 E /(kJ·cm ⁻¹)	针状铁素体 AF 含量/%	晶界铁素体 PF 含量/%	侧板条铁素体 FSP 含量/%	断裂韧性 $\delta_{0.2}$ /mm
1	135	22	13.333	12.03	86.3	12.5	1.2	0.143
2	200	26	14.167	19.82	89.6	9.1	1.3	0.151
3	260	32	19.167	23.44	87.2	11.1	1.7	0.149

输入增大、针状铁素体 AF 含量减少的现象。这表明, DW-100 药芯焊丝熔敷金属显微组织的形态和含量, 对焊接热输入是不太敏感的。

综合以上试验结果, 焊接热输入对钛型气保护药芯焊丝熔敷金属韧性的影响出现了 3 种情况: 一是热输入增大, 熔敷金属韧性(冲击吸收能量)降低; 二是热输入增大, 熔敷金属韧性(冲击吸收能量)增高; 三是热输入在一定范围内变化, 无论升高或降低, 熔敷金属韧性(冲击吸收能量)良好, 基本保持不变, 亦即对焊接热输入不敏感, 这是焊接工程界最乐见、最想要的结果。

4 钛型气保护药芯焊丝工艺质量控制原理

表 18 为 3 种影响因素时药芯焊丝工艺质量控制原理汇总表。可以看出:

(1) 从焊丝组成物对气保护药芯焊丝工艺质量的影响考虑, 涉及焊丝组成物对焊丝熔滴过渡形态(含气孔敏感性)的影响、焊丝化学成分对熔敷金属力学性能的影响及控制等方

面。焊丝工艺质量的控制, 推荐“AF 含量最大化”。所谓 AF 含量最大化, 是指焊缝的显微组织类型应当接近或基本接近母材组织, 即当所焊母材的显微组织为铁素体时, 其熔敷金属的组织应当是含 85% 以上细小针状铁素体 AF 的混合组织, 而且能在较宽松的焊接工艺条件下获得高韧性熔敷金属组织。这是一个能将冶金和工艺因素完美结合的、优质焊丝熔敷金属组织的选用原则, 也是这类国产药芯焊丝应具备的特性或应追求的目标。

(2) 从保护气体类型对气保护药芯焊丝工艺质量的影响考虑, 主要涉及保护气体对电弧特性和熔滴过渡形态的影响; 纯 CO₂ 气体对接头的抗拉强度影响不大, 对熔敷金属韧性有不利影响。采用富氩混合保护气体在大电流下可以实现熔滴喷射过渡形态, 具有高效、自动化及高熔敷率和优异的焊缝质量等优势, 在中厚板焊接结构中获得了广泛应用。但是采用纯 CO₂ 保护气体的 FCAW 工艺, 成本低, 焊接质量亦可满足使用要求, 这与国标 GB/T 10045—2018 规定该类焊丝使用纯 CO₂ 保护气

表 18 基于3种影响因素的钛型药芯焊丝工艺质量控制原理

影响因素	影响要点	控制原理	特点及评价
焊丝 组成物	对焊丝工艺性和内在质量的全面影响:涉及焊丝组成物对焊丝熔滴过渡形态(含气孔敏感性)的影响、焊丝化学成分对熔敷金属力学性能的影响及控制等方面。	“AF含量最大化”原则	该原则是能将冶金和工艺因素完美结合的、优质焊丝熔敷金属组织的选用原则,也是这类国产药芯焊丝应具备的特性或应追求的目标。
保护气体 类型	重点影响焊丝工艺性,其次影响内在质量:主要涉及保护气体对电弧特性和熔滴过渡形态的影响;纯CO ₂ 气体对接头的抗拉强度影响不大,对熔敷金属韧性有不利影响。	“合于使用”原则	该原则的特点是强调产品特征或用户要求,注重某些单项工艺质量指标的研发与改进。
焊接 热输入	对焊丝工艺性有影响,重点影响内在质量(敷金属韧性):热输入过大或过小,焊丝工艺性均存在问题;热输入居中时,工艺性满意;热输入对熔敷金属韧性的影响出现“敏感”和“不敏感”两种情况。	“工艺评定决定热输入”原则	该原则的特点是要根据焊丝特点最大限度发挥工艺评定科学性、可靠性,选用合适的热输入(依据不同焊接位置匹配合适的电流、电弧电压及焊接速度),同时强调适合于施工现场使用。

体是一致的。在CO₂保护气体的FCAW工艺中,对钛型气体保焊药芯焊丝工艺质量的控制,推荐“合于使用”原则。该原则的特点是强调产品特征或用户要求,注重某些单项工艺质量指标的研发与改进。比如,有的产品结构中含有大量水平和平角焊缝,而且要求焊缝成形美观,此时可以选用具有焊缝铺展性好、光泽鲜亮、呈现明显波纹工艺质量指标的焊丝,而不必过于追求其他指标。再如,有的产品结构中立焊、仰焊位置焊缝较多,此时就应选用“全位置焊接适应性”指标好的焊丝,而不必过于追求其他指标。还有,有的产品结构要求致密性很高,特别强调抗气孔性要好,此时就应选用气孔敏感性小的焊丝,而不必过于追求其他指标。具有先进造船水平的日本、韩国的船厂,针对不同结构焊接位置和钢材的级别,通常会选用或匹配不同的焊丝。日本神钢针对占船体焊缝总长近70%平焊和平角焊缝,选用效率高、扩散氢含量低、抗气孔性和抗裂性好的金属粉芯药芯焊丝MX200,在立焊位置选用适应大电流立焊的焊丝DW100,减小了对立焊装配间隙的要求,提高了立焊的效率^[16]。国内造船行业也能听到“研制适合现场工艺实用焊丝(科学配方)”的呼声^[17]。

(3) 从焊接热输入对气保护药芯焊丝工艺质量的影响考虑,热输入过大或过小,焊丝工艺性均存在问题。热输入居中时,工艺性满意;

热输入对熔敷金属韧性的影响出现“敏感”和“不敏感”两种情况。对钛型气体保焊药芯焊丝工艺质量的控制,推荐“工艺评定决定热输入”原则。该原则的特点是要根据焊丝特点最大限度发挥工艺评定科学性、可靠性,选用合适的热输入(依据不同焊接位置匹配合适的电流、电弧电压及焊接速度),同时要强调适合于施工现场使用。具体来说,如果所用药芯焊丝经工艺评定属于焊接热输入敏感型(即随焊接热输入增大,熔敷金属低温韧性降低),应当选用较小的焊接热输入工艺,此时焊接速度应适当快一些,焊接电流和电弧电压应中等适度,熔滴过渡亦保持典型的滴状过渡形态。如果所用焊丝属于焊接热输入不敏感型,则选用较大的热输入工艺,此时焊接速度适度放慢,焊接电流和电弧电压及其匹配范围较宽,层间温度也较宽松(不是太低),充分发挥药芯焊丝高效、自动化优势。

虽然说选用焊接热输入不敏感型焊丝为最佳方案,此时热输入数值大点、小点几乎没什么影响,然而目前国产药芯焊丝完全达到DW-100焊丝指标是不现实的。因此,对国产药芯焊丝焊接热输入的选用比较严谨、耐心,施工前需要进行认真的工艺评定。可以说,焊前的工艺评定是确定现场工程结构关键焊接参数和核心工艺技术的科学依据。这就是所谓的工艺评定决定焊接热输入控制原理的实际意义所在。

综上, 药芯焊丝化学成分决定熔敷金属显微组织, 而显微组织决定熔敷金属性能; 采用“AF含量最大化焊缝组织”原则可以获得满意的焊丝工艺质量指标。保护气体类型决定(或明显影响)焊丝熔滴过渡形态; 纯CO₂保护气体焊接成本低, 焊接工艺质量满足要求; 采用“合于使用”原则可以扬长避短, 充分发挥CO₂保护气体优势。焊接热输入对焊接工艺有一定影响, 容易引起熔敷金属韧性波动起伏; 采用“工艺评定决定热输入”原则, 可以为工程应用提供正确规范参数, 为获得满意焊丝工艺质量和结构安全性起到保障作用。

5 结 论

(1) 能改善焊丝熔滴过渡形态的药芯添加物是TiO₂、Si-Fe、Al₂O₃和SiO₂; 合理控制熔敷金属中主要强化元素C、Mn、Si的含量, 可以获得焊丝熔敷金属满意力学性能。

(2) 在Ar+CO₂二元混合保护气体中, 随CO₂含量增大, 熔滴过渡形态从轴向变为非轴向滴状排斥过渡, 电弧不稳、飞溅增大, 工艺性恶化; 随CO₂含量增大, 对接头的抗拉强度几乎没有影响, 但熔敷金属的冲击吸收能量明显下降, 与显微组织中针状铁素体减少、晶界铁素体GBF增多趋势相一致。

(3) 热输入较小(如18.5 kJ/cm)时, 焊丝工艺性尚可, 适合于立向上焊接; 热输入较大(如25.2 kJ/cm)时, 焊丝工艺性变差; 热输入居中(如20.4 kJ/cm)时, 工艺性较满意, 适合水平位焊接。热输入对焊丝熔敷金属韧性的影响出现了两种情况: 一是熔敷金属韧性对热输入敏感; 二是熔敷金属韧性对热输入不敏感。

(4) 钛型气保护药芯焊丝工艺质量3种影响因素的控制原理各具特色, 充分发挥CO₂保护气体优势, 获得满意的焊丝工艺质量指标, 为结构安全性起到保障作用。

参考文献:

[1] 任军, 陈晨, 邹杨. 钛型药芯焊丝E501T-1抗裂性能分析及改

进[J]. 金属加工(热加工), 2021(10): 68-70.

- [2] 彭丽红, 安静, 吕春艳. 氮对E501T1型药芯焊丝熔敷金属韧性的影响[J]. 焊接技术, 2014, 43(12): 49-51.
- [3] 田志凌, 潘川, 梁东图. 药芯焊丝[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1999: 96-97, 100.
- [4] 国家市场监督管理总局, 中国国家标准化管理委员会. 非合金钢及细晶粒钢药芯焊丝: GB/T10045—2018[S]. 北京: 中国标准出版社, 2018.
- [5] 孙咸. 焊丝直径和保护气体对GMAW熔滴过渡形态的影响[J]. 电焊机, 2017, 47(8): 9-14.
- [6] SUGA TETSUO, KOBAYASHI MINORU. Droplet transfer phenomena in CO₂ arc welding by flux-cored wire[J]. Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 1985, 3(2): 269-276.
- [7] GADALLAH R, FAHMY R, KHALIFA T, et al. Influence of shielding gas composition on the properties of flux-cored arc welds of plain carbon steel [J]. International Journal of Engineering and Technology Innovation, 2012, 2(1): 1-12.
- [8] MYERS T. Choosing a shielding gas for FCAW [J]. Welding Journal, 2010, 89(3): 30-33.
- [9] 孙咸. 熔化极气体保护焊用焊丝与保护气体的匹配关系[J]. 电焊机, 2017, 47(1): 38-43.
- [10] 万响亮, 李光强, 吴开明. 低合金高强度钢针状铁素体组织特征和形成机理[J]. 钢铁研究学报, 2016, 28(6): 1-12.
- [11] 孙咸, 王红鸿, 张汉谦, 等. 药芯焊丝熔滴过渡特性及其影响因素研究[J]. 石油工程建设, 2007, 33(1): 49-53.
- [12] 彭丽红, 安静, 吕春艳. 焊接热输入对E501T1型药芯焊丝熔敷金属性能的影响[J]. 焊接技术, 2015, 44(2): 31-33.
- [13] 孙咸. 钛型渣系气保护药芯焊丝研究进展[J]. 焊接, 2012, (6): 6-12.
- [14] 韩海峰, 吕奎清, 肖庆华. 药芯焊丝焊接工艺对焊缝力学性能的影响[J]. 电焊机, 2011, 41(3): 95-96.
- [15] 于圣甫, 李志远, 刘顺洪, 等. 高韧性药芯焊丝焊缝金属的显微组织[J]. 材料开发与应用, 1999, 14(3): 20-23.
- [16] 中国机械工程学会, 北京·埃森焊接与切割展览会组委会. 北京·埃森焊接与切割展览会综合技术报告[R]. 北京: 中国机械工程学会, 2012.
- [17] 吴磊磊. 船舶制造高效焊接——船舶制造中高效焊接对焊材的要求[J]. 金属加工(热加工), 2013(22): 21.

作者简介: 孙 咸, 男, 教授, 主要从事焊接材料及金属焊接性方面的研究和教学工作, 对焊接材料软件开发具有丰富经验; 获国家科技进步二等奖1项(2000年), 省(部)级科技进步一等奖2项, 二等奖3项, 1992年获国务院颁发的政府特殊津贴, 已发表学术论文200多篇。

收稿日期: 2023-05-11

编辑: 罗 刚