

## 不锈钢电弧辅助活性 TIG 焊熔池表面张力变化机理

刘自刚<sup>1,2</sup>, 樊 丁<sup>2,✉</sup>, 黄 勇<sup>2</sup>, 刘云华<sup>1,3</sup>, 周晓静<sup>1,3</sup>, 朱婷婷<sup>1,3</sup>

1 诺力智能装备股份有限公司, 浙江 湖州 313100

2 兰州理工大学材料科学与工程学院, 兰州 730050

3 浙江省智能物流装备工程技术研究中心, 浙江 湖州 313100

本工作针对不锈钢电弧辅助活性钨极氩弧焊, 采用一套骤冷装置, 保留熔池的高温状态, 然后截取骤冷的表层金属并重熔, 利用座滴法测试熔池的表面张力, 进行了表面张力温度系数变化机理的分析, 研究了活性元素对熔池表面张力的影响, 同时验证了表面张力温度系数改变理论。测试结果表明: 当辅助电弧中不引入  $O_2$  时, 熔池的表面张力温度系数为负值; 当辅助电弧中  $O_2$  引入量为 1.0 L/min 和 1.5 L/min 时, 熔池的表面张力温度系数为正值; 当辅助电弧中  $O_2$  引入量达到 2.0 L/min 时, 熔池的表面张力温度系数再次变为负值。经过分析测试骤冷熔池中的 O 元素分布, 认为 O 元素在熔池表面的富集导致熔池表面张力的减小和熔池表面张力温度系数的改变。

关键词 不锈钢 AA-TIG 焊 表面张力 表面张力温度系数

中图分类号: TG444 文献标识码: A

## Mechanism of Changes in the Surface Tension of Stainless Steel Arc-Assisted Activating TIG Welding Molten Pool

LIU Zigang<sup>1,2</sup>, FAN Ding<sup>2,✉</sup>, HUANG Yong<sup>2</sup>, LIU Yunhua<sup>1,3</sup>, ZHOU Xiaojing<sup>1,3</sup>, ZHU Tingting<sup>1,3</sup>

1 Noblelift Intelligent Equipment Co., Ltd., Huzhou 313100, Zhejiang, China

2 School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China

3 Engineering Research Center of Intelligent Logistics Equipment of Zhejiang Province, Huzhou 313100, Zhejiang, China

For stainless steel arc assisted activating tungsten inert gas welding, this paper used a drop method to test the surface tension of molten pool. In order to keep the high temperature state of molten pool, this paper adopted a quenching device to cooling molten pool rapid, and then cut off quenching surface layer metal and then remelt it. The mechanism of active element to affect the surface tension and temperature coefficient of molten pool was analyzed. The results show that the surface tension temperature coefficient of the molten pool is negative when no  $O_2$  is introduced into the auxiliary arc, while with the amount of  $O_2$  introduced into the auxiliary arc 1.0 L/min or 1.5 L/min, the surface tension temperature coefficient of the molten pool is positive, and when the amount of  $O_2$  introduced reaches 2.0 L/min, the surface tension temperature coefficient of the molten pool becomes negative again. After measuring and analyzing the distribution of oxygen element in the quench bath, it can be concluded that the concentration of oxygen element on the surface of the weld pool leads to the decrease of the surface tension and the change of the surface tension temperature coefficient of molten pool.

Key words stainless steel, AA-TIG welding, surface tension, surface tension temperature coefficient

## 0 引言

电弧辅助活性 TIG 焊 (Arc-assisted activating tungsten inert gas welding, AA-TIG 焊) 是一种新型活性焊接方法, 该方法是通过辅助电弧引入活性元素, 再进行普通 TIG 焊<sup>[1-2]</sup>。电弧辅助活性 TIG 焊不仅可以显著增大焊缝熔深、提高效率, 还能避免活性剂的涂覆过程和开发过程, 节省成本, 有利于实现焊接过程的自动化、高效化、智能化<sup>[3-4]</sup>。

对于不锈钢 AA-TIG 焊增加焊缝熔深的机理, 被大多数学者接受的是表面张力温度系数改变理论<sup>[5-9]</sup>, 即: 在对不锈钢等铁、镍系合金进行焊接时, 熔池的表面张力温度系数为负值, 即随着温度的升高熔池表面张力逐渐减小, 并形成从熔池中心流向熔池边缘的 Marangoni 对流以及宽且浅的熔池截面。当引入活性元素后, 熔池的表面张力温度系数由负值变为正值, 即熔池的表面张力随着温度的升高逐渐增大, 形成从熔池边缘流向熔池中心的 Marangoni 对流, 将更多的电弧热传至熔池底部, 形成深且窄的熔池截面。但目前该理论的实验验证还不够全面和深入。张瑞华等<sup>[10]</sup>采用示踪钨粒子的方式推断

出 Marangoni 对流的方向, 但缺少表面张力数据做支撑。魏艳红等<sup>[11-12]</sup>通过数值计算的方式模拟出熔池中液态金属的流动方向, 但无法将其与熔池的表面张力联系起来。有些学者通过直接或者间接的手段也实现了熔池表面张力的测试, 但没有实现不同温度条件下熔池表面张力的测试, 无法获得表面张力温度系数的数据, 也不能全面验证该理论<sup>[13-16]</sup>。

表面张力是表征液态合金热物理性质的重要参数之一, 它在材料的铸造、焊接等加工过程中起着十分重要的作用。由于受到设备、方法、精度等因素的限制, 高温液态金属表面张力的测试一直都是液态金属物理领域的难题。长期以来高温液态合金表面张力的研究多侧重于数值计算<sup>[17-19]</sup>, 因此合金熔体高温下的表面张力数据也极度匮乏。目前适于高温液态金属表面张力测试的传统方法有座滴法、悬滴法等。近几年出现的高温液态金属表面张力测试方法多具有微重力、电磁悬浮、电磁振荡等特征, 这些方法可以实现微重力条件下无接触的精确测试<sup>[20-23]</sup>。在焊接领域, 高温熔池表面张力的测试难度更大, 液态熔池的表面张力数据更为缺乏。本工作针对不锈钢 AA-TIG 焊熔池的表面张力测试, 通过一套骤

冷装置,将不锈钢 AA-TIG 焊熔池的高温状态保留下来,然后将熔池金属重熔,测试熔池在不同温度条件下的表面张力,获得表面张力温度系数,并分析金属熔池表面张力改变的机理。

1 实验

采用 SUS304 不锈钢板材作为母材,板材尺寸为 400 mm×80 mm×8 mm,对其进行不填丝自熔的分离电弧 AA-TIG 焊(分离电弧 AA-TIG 焊:首先以活性气体和惰性气体的混合气体作为保护气的辅助电弧进行焊接,在待焊焊道表面预熔一层氧化层,然后进行常规 TIG 焊的焊接方法),辅助电弧焊接参数如表 1 所示,辅助电弧保护气体总流量保持 15 L/min,O<sub>2</sub> 引入量分别为 0 L/min、1.0 L/min、1.5 L/min 和 2.0 L/min。主弧焊接规范参数为:焊接电流 180 A,焊接速率 80 mm/min,Ar 气流量 15 L/min,弧长 3 mm。

表 1 辅助电弧规范参数  
Table 1 Specification of assisted arc

| Sample | <i>I</i> /A | <i>v</i> /(mm·min <sup>-1</sup> ) | <i>Q</i> <sub>1</sub> /(L·min <sup>-1</sup> ) | <i>Q</i> <sub>2</sub> /(L·min <sup>-1</sup> ) |
|--------|-------------|-----------------------------------|-----------------------------------------------|-----------------------------------------------|
| A      | 90          | 80                                | 15.0                                          | 0.0                                           |
| B      | 90          | 80                                | 14.0                                          | 1.0                                           |
| C      | 90          | 80                                | 13.5                                          | 1.5                                           |
| D      | 90          | 80                                | 13.0                                          | 2.0                                           |

Note: *I*—welding current, *v*—welding speed, *Q*<sub>1</sub>—gas flow of Ar, *Q*<sub>2</sub>—gas flow of O<sub>2</sub>

当焊接过程稳定后,通过延时继电器控制冷却水开关,在熄弧前 0.4 s 向熔池背面喷冷却水,随后熄弧和焊接小车同时停止,通过对熔池金属的骤冷将熔池表面的高温状态保留下来,间接实现熔池表面张力的测试。将骤冷熔池金属上表面切割下来(切割厚度在 2 mm 以内),然后利用超声波进行清洗,去除表面油污,干燥备用。

采用重庆大学自制的高温真空润湿性测试设备(设备编号:12002853)对样品进行测试,该设备在进行高温润湿性测试的同时也可以进行表面张力的测试,其表面张力测试采用的是座滴法。实验时采用纯度为 99.99% 的 Ar 气保护,快速加热到实验温度(1 833 K),待实验温度稳定后滴落样品,在降温过程中选取 1 733 K、1 753 K、1 773 K、1 793 K、1 813 K 和 1 833 K 等温度点对液滴外形进行照相,并提取液滴的轮廓数据,如图 1 所示。根据 Young-Laplace 方程可以在液滴表面任一点 A 建立方程:

$$\frac{R_0}{R_1} + \frac{R_0 \sin \varphi}{X} = 2 + \frac{Z}{R_0} \beta \tag{1}$$

$$\beta = \frac{\Delta \rho g R_0^2}{\sigma} \tag{2}$$

式中:*R*<sub>0</sub>、*R*<sub>1</sub> 分别为液滴曲面在顶点 O 处和任意一点 A 处的曲率半径(cm);*X* 为 A 点的横坐标;*Z* 为 A 点的纵坐标; $\varphi$  为过 A 点的法线与 *Z* 轴的夹角(°); $\sigma$  为液体表面张力(mN/m); $\beta$  为液滴的形状因子, $\Delta \rho$  为液相和气相的密度差(g/cm<sup>3</sup>);*g* 为重力加速度。

利用式(1)和式(2)可获得液滴表面张力<sup>[24]</sup>。因为 O 元素在熔池中的分布会影响其表面张力,所以本工作还对骤冷熔池金属不同部位进行了俄歇电子能谱分析测试(Auger electron spectroscopy, AES, 设备型号:PHI 4700),得到 O 含量在熔池不同部位的分布趋势。

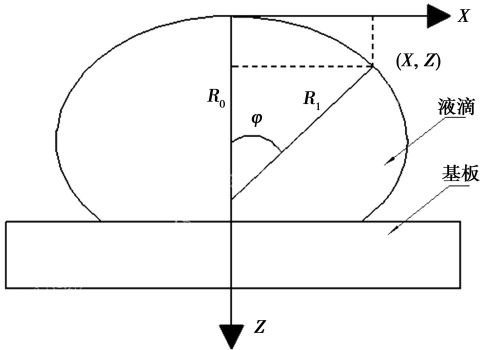


图 1 液滴轮廓  
Fig.1 Droplet contour

2 结果

2.1 熔池表面张力

在保持压强、化学成分等因素不变的条件下,液体的表面张力可以用式(3)来表示:

$$\sigma = \sigma_m + (T - T_m) \frac{d\sigma}{dT} \tag{3}$$

式中:*T* 为液体的温度(K);*T*<sub>m</sub> 为液体的熔点(K); $\sigma_m$  为液相线温度 *T*<sub>m</sub> 时的表面张力(mN/m);*dσ/dT* 为表面张力温度系数(mN/(m·K)),即保持其他条件不变时,液体表面张力随温度的变化趋势。

对式(3)进行化简,表面张力与温度的关系就可以表示为:

$$\sigma = \sigma_A + T \frac{d\sigma}{dT} \tag{4}$$

图 2a 为 A 组试样熔池的表面张力测试结果。对不同温度下熔池的表面张力测试结果进行线性拟合,温度(*T*)和表面张力( $\sigma$ )之间的关系可以表示为:

$$\sigma = 1\,660.804\,76 - 0.014\,297T \tag{5}$$

从拟合的结果可以看出:当辅助电弧中未引入 O<sub>2</sub> 时,熔池的表面张力温度系数为负值,即在该实验温度范围内,熔池的表面张力随着温度的升高而减小。从大量实验研究结果<sup>[25]</sup>可知,大多数液态金属的表面张力和温度之间表现出线性关系且表面张力温度系数为负值。这是因为随着温度的升高,液态金属原子的无规则运动加剧,原子间的平均距离增大,相互之间的作用力减弱,导致表面张力减小。

图 2b—d 为辅助电弧中 O<sub>2</sub> 引入量分别为 1.0 L/min、1.5 L/min 和 2.0 L/min 时分离电弧 AA-TIG 焊熔池的表面张力测试结果,对测试结果进行线性拟合可得到 *T* 和  $\sigma$  之间的关系,可表示为:

$$\sigma = -4\,900.359\,05 + 3.637\,147T \tag{6}$$

$$\sigma = -4\,780.560\,48 + 3.461\,437T \tag{7}$$

$$\sigma = 1\,887.66 - 0.427T \tag{8}$$

从图 2b—d 可以看出:当辅助电弧中引入 O<sub>2</sub> 后,熔池的表面张力温度系数发生了变化。当辅助电弧中 O<sub>2</sub> 的引入量为 1.0 L/min 和 1.5 L/min 时,熔池的表面张力温度系数为正值,即在该实验温度范围内,熔池的表面张力随着温度升高而增大。当辅助电弧中 O<sub>2</sub> 的引入量达到 2.0 L/min 时,熔池的表面张力温度系数又变为负值,即在该实验温度范围内,熔池的表面张力随着温度的升高而减小。对比 A—D 四组试

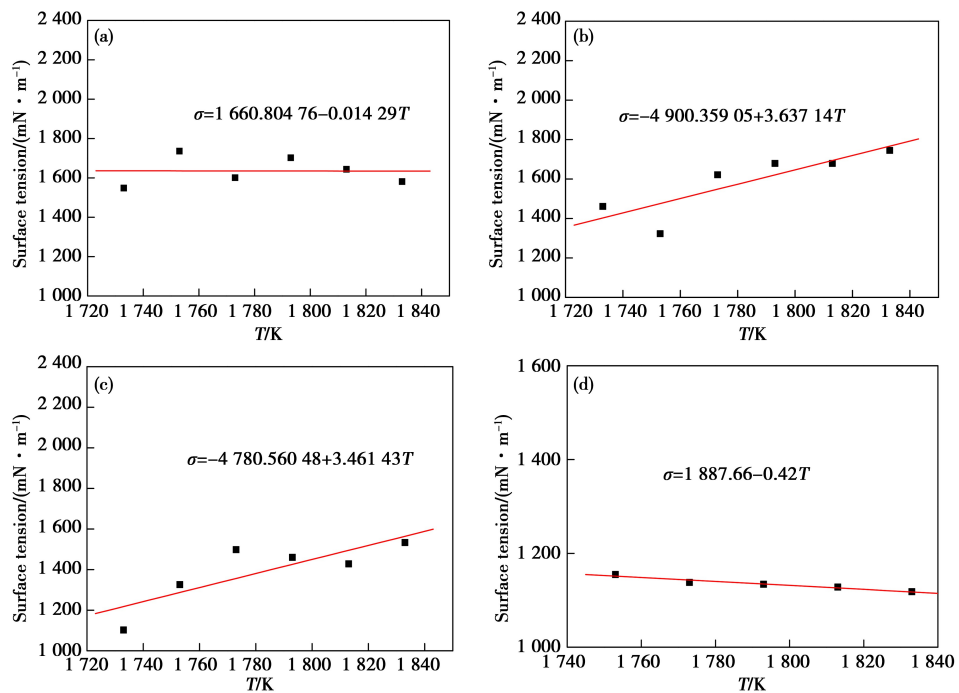


图2 试样表面张力测试结果:(a) A, (b) B, (c) C, (d) D  
Fig.2 Surface tension test results of the samples:(a) A, (b) B, (c) C, (d) D

样的测试结果可以看出,当辅助电弧中引入  $\text{O}_2$  时,熔池的表面张力减小,且随着辅助电弧中  $\text{O}_2$  引入量的增加,熔池的表面张力减幅增大。

2.2 骤冷熔池中 O 元素分布

骤冷试样按图 3 所示的方案进行切割,将熔池分为三个部分,即熔池前部、熔池中心、熔池后部,然后分别对熔池的三个截面的不同部位进行 AES 分析,分析位置如图 4 所示,箭头所指为每个横截面的中心及边缘的表面位置,分析方向为由熔池表面向熔池内部进行。

图 5 为 B 组试样熔池前部边缘和中心位置的 AES 分析结果。由图 5 可知,在熔池的前部, O 元素主要富集在熔池表

面  $20\text{ }\mu\text{m}$  范围内,并且熔池边缘位置的 O 含量高于熔池中心。对 AES 分析结果进行半定量计算可知,熔池的前部边缘位置和中心位置的 O 含量(原子分数,下同)分别为 20.79%、7.477%。

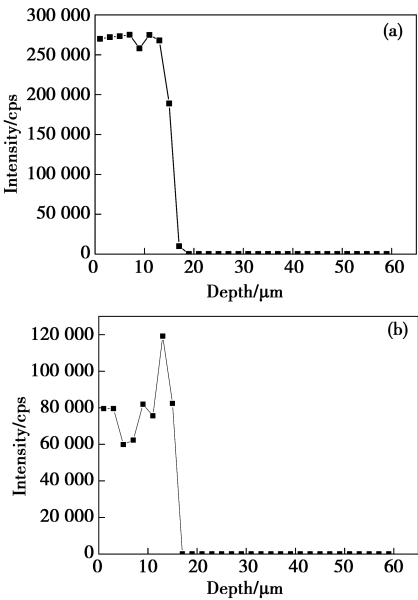


图5 B组试样熔池前方位置处 AES 分析结果:(a) 熔池边缘位置;(b) 熔池中心位置  
Fig.5 AES analysis results at the front of sample B molten pool:(a) molten pool edge;(b) molten pool center

图 6 为 B 组试样熔池中部边缘位置和中心位置的 AES 分析结果。从图 6 可以看出,在熔池的中部 O 元素只分布在熔池表面  $35\text{ }\mu\text{m}$  范围内,并且熔池中部边缘位置与中心位置的 O 含量大致相同。

图 7 为 B 组试样熔池后部边缘位置和中心位置的 AES

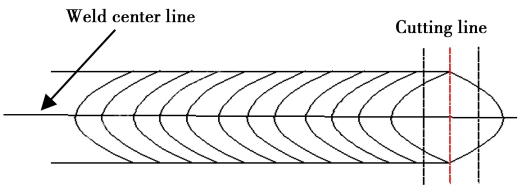


图3 骤冷试样切割方案  
Fig.3 Cutting scheme of quenching sample

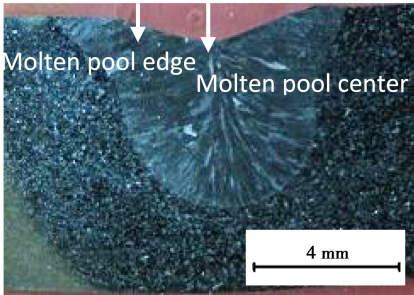


图4 骤冷熔池 AES 分析位置  
Fig.4 AES analysis location of quenched weld pool

分析结果。从图 7 可以看出,熔池后部和熔池中部的 O 元素分布基本相同,都是分布在熔池表面 35 μm 范围内,并且边缘位置和中心位置的 O 含量基本相同。从 AES 分析结果可以看出,在高温熔池中,O 元素主要富集于熔池表面几十微米的范围内,熔池内部没有 O 元素。

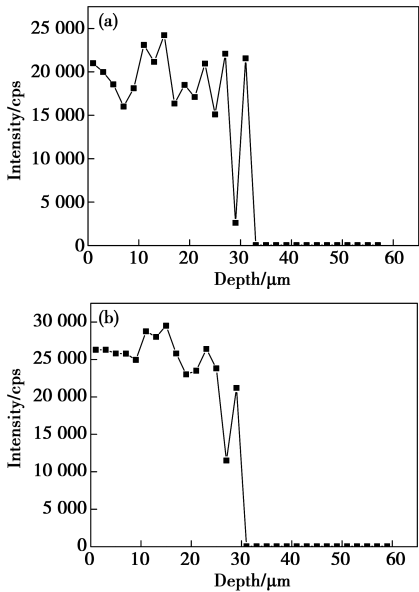


图 6 B 组试样熔池中部位置处 AES 分析结果:(a) 熔池边缘位置;(b) 熔池中心位置  
Fig.6 AES analysis results in the middle of sample B molten pool:(a) molten pool edge;(b) molten pool center

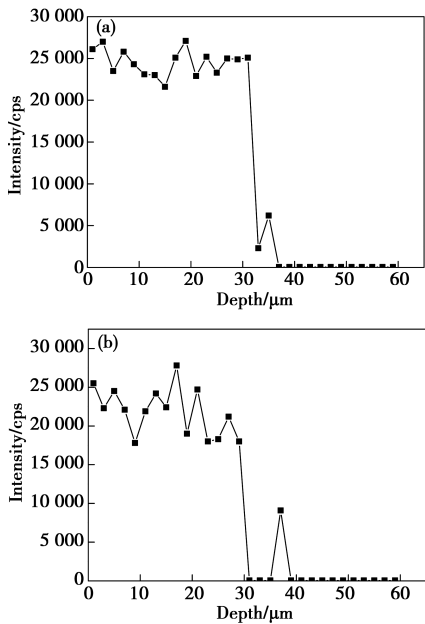


图 7 B 组试样熔池后方位置处 AES 分析结果:(a) 熔池边缘位置;(b) 熔池中心位置  
Fig.7 AES analysis results at the rear of sample B molten pool:(a) molten pool edge;(b) molten pool center

3 分析和讨论

3.1 熔池表面张力变化机理

A—D 组试样在不同温度时的熔池表面张力的变化趋势如图 8 所示。从图 8 可以看出,不同的温度条件下,随着辅

助电弧中 O<sub>2</sub> 引入量的增加,熔池的表面张力均逐渐减小,这主要与 O 元素在熔池表面的富集有关。从图 5—图 7 可以看出:在熔池的中心位置和熔池的边缘位置,氧化物都主要分布于熔池表面 35 μm 范围内,而熔池内部没有 O 元素。

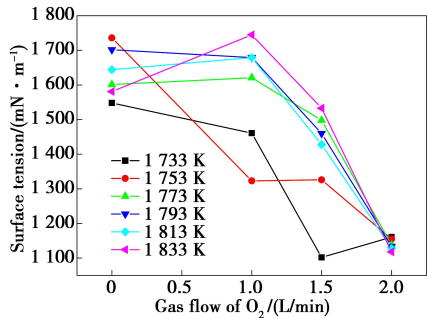
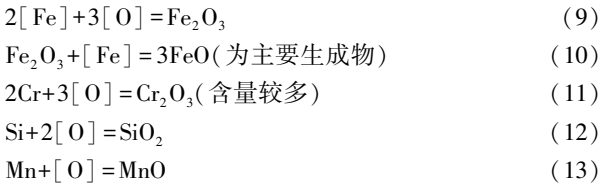
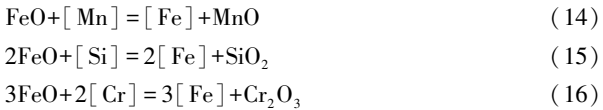


图 8 熔池表面张力随氧流量的变化规律(电子版为彩图)  
Fig.8 Surface tension variation of molten pool with oxygen flow rate

O 元素在熔池表面的富集主要经历两个阶段<sup>[26-28]</sup>。第一阶段:辅助电弧中引入的活性气体 O<sub>2</sub> 从保护气氛过渡到熔池后,首先与表层的熔池金属发生化学反应,生成 Fe、Cr、Mn、Si 等的氧化物覆盖在熔池表面。而 Cr、Mn、Si 等的氧化物不溶于液态金属,并且密度小于液态金属,因此它们漂浮在熔池的表面形成氧化物熔渣,并阻碍 O 与液态金属的进一步反应。本阶段发生的反应为:



第二阶段:第一阶段生成的 Fe 的氧化物能溶于液态金属,向液态金属中扩散,但在液态金属中被熔池内部的 Cr、Mn、Si 等元素还原,生成 Cr、Mn、Si 等的氧化物上浮到熔池表面,使氧化物熔渣层厚度增加,从而导致 O 元素在熔池表面富集,而熔池内部没有 O 元素。该阶段发生的反应主要如下:



O 元素在熔池表面的富集会对熔池的表面张力产生影响。根据合金元素对金属表面张力的影响,可以将合金元素分为两类<sup>[29-30]</sup>:一类是具有正吸附作用的合金元素,该类合金元素的加入会减小金属的表面张力,将其称为该金属的表面活性物质;另一类是具有负吸附作用的合金元素,该类合金元素的加入使得液态金属的表面张力增加,将其称为该金属的表面非活性物质。通常正吸附作用的合金元素在表面的浓度大于在液态金属内部的浓度,负吸附作用的合金元素则相反。合金元素对表面张力的影响可以用 Gibbs 公式来表示<sup>[29]</sup>:

$$\Gamma = \frac{C}{k_b T} \times \frac{d\sigma}{dC} \quad (17)$$

式中: $\Gamma$  为液态金属表面单位面积上较内部多吸附的溶质的量(mol/m<sup>2</sup>); $C$  为溶质的浓度; $k_b$  为 Boltzmann 常数; $T$  为

热力学温度(K)。

从式(17)可以看出,当液态金属表面单位面积所吸附的溶质的量比内部少时,  $\Gamma$  为负值,随着溶质元素浓度的增加,液态金属的表面张力呈增大的趋势。这种物质对该金属而言就属于负吸附的物质。当液态金属表面单位面积所吸附的溶质的量比内部多时,  $\Gamma$  为正值,随着溶质元素浓度的增加,表面张力呈减小的趋势。这种物质就是该金属的表面活性元素。从图 5—图 7 可以看出,对于铁系合金,其表面的 O 元素含量高于内部。因此,O 元素是铁系合金的表面活性元素,O 元素的引入会大幅减小其表面张力,并且随着 O 含量的增加,表面张力减幅增大。从图 8 也可以看出,当辅助电弧中引入 O<sub>2</sub> 后,熔池的表面张力减小,且随着辅助电弧中 O<sub>2</sub> 引入量的增加,熔池的表面张力减幅增大。

3.2 熔池表面张力温度系数变化机理

对比 A—D 四组实验结果可以看出,当辅助电弧中未引入 O<sub>2</sub> 时,熔池的表面张力温度系数为负值;当辅助电弧中引入一定量的 O<sub>2</sub> 后,熔池的表面张力温度系数变为正值;当辅助电弧中引入的 O<sub>2</sub> 量过多时,熔池的表面张力温度系数又变为负值。这与 O 元素在熔池金属表面的富集以及熔池表面金属氧化物的占比有关。

从 Sahoo 等<sup>[31-32]</sup>的研究结果可知,表面张力的大小与  $T$  和活性组元活度( $a_i$ )这两个因素有关,表面张力温度系数也与这两个因素有关。表面张力温度系数与  $T$  和  $a_i$  之间的函数关系式<sup>[31]</sup>为:

$$\frac{\partial \gamma}{\partial T} = -A - R\Gamma_s \ln(1 + K_{seg} a_i) - \frac{K_{seg} a_i}{1 + K_{seg} a_i} \cdot \frac{\Gamma_s (\Delta H^0 - \Delta H_i^M)}{T} \tag{18}$$

$$K_{seg} = k_1 \exp\left(\frac{-\Delta H^0}{RT}\right) \tag{19}$$

式中: $\frac{\partial \gamma}{\partial T}$ 为表面张力温度系数; $\Delta H_i^M$ 为液态金属中组元的偏摩尔焓(kJ/mol); $A$ 为表面张力常数; $k_1$ 为与熵有关的常数; $R$ 为气体常数; $\Gamma_s$ 为活性元素表面饱和和过剩的量(mol); $K_{seg}$ 为活性元素平衡吸附系数; $\Delta H^0$ 为标准吸附热。

将 O 含量和温度代入式(18)、式(19),可以得到如图 9 所示的结果。从图 9 可以看出,当温度低于 2 500 K 时,在保持温度不变的条件下,随着液态金属中 O 含量的增加, $\partial \gamma / \partial T < 0$ ,这与式(5)的结果相符。故对于 A 组试样,熔池的表面以液态金属 Fe 为主要成分, $\partial \gamma / \partial T < 0$ 。当液态金属中的 O 含量大于 0 时,液态金属的 $\partial \gamma / \partial T > 0$ ,这与式(6)和式(7)的结果相符。B 组和 C 组试样的 $\partial \gamma / \partial T$ 变为正值,随着液态金属中 O 含量的增加,液态金属的 $\partial \gamma / \partial T$ 达到一个峰值后开始降低。但是当液态金属的表面被厚厚的氧化物熔渣覆盖时,液态金属的表层以金属氧化物为主要成分,其表面张力主要表现为氧化物熔渣的表面张力, $\partial \gamma / \partial T < 0$ ,这与 D 组试样的测试结果相符。

袁章福等<sup>[30]</sup>认为表面张力的产生与液体中分子间的作用力有关。由于纯 Fe 为原子晶体,对于液态金属 Fe,分子间的作用力以带正电的原子核与周围带负电的电子之间的相互

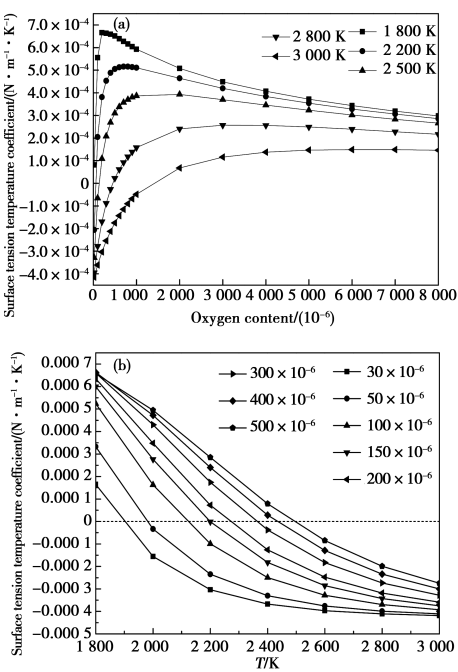


图 9 表面张力温度系数与(a) O 含量和(b)温度的关系<sup>[28]</sup>  
Fig.9 Relationship between surface tension temperature coefficient and (a) oxygen element content and (b) temperature

作用力为主。随着温度的升高,在液态和气态的自由表面附近,原子数减少,原子之间的距离增大,原子核和电子之间的相互作用力也减小。因此,随着温度的升高,液体表面张力逐渐减小,即 $\partial \gamma / \partial T < 0$ ,A 组试样的 $\partial \gamma / \partial T$ 为-0.014 29。

当辅助电弧中引入 O<sub>2</sub> 后,O 与不锈钢中的 Fe、Cr、Mn、Si 等元素反应生成金属氧化物。金属氧化物熔化后,离子键被破坏,阴、阳离子之间的作用力大大减弱,因此离子化合物的表面张力一般都小于金属晶体。随着辅助电弧中 O<sub>2</sub> 引入量的增加,熔池表面生成的金属氧化物占比逐渐增大,熔池的表面张力也逐渐减小,这与图 8 所示的实验结果相符。另外,随着温度的升高,游离态的 O 元素与熔池表层金属的反应速率加快,产生更多的金属氧化物,金属氧化物熔化后形成的游离态金属阳离子和阴离子与 Fe 的原子核和电子混合在一起,富集在熔池的表面,从而使得熔池表面的正、负带电粒子的密度增大,粒子间距减小,熔池的表面张力也逐渐增大,即 $\partial \gamma / \partial T > 0$ ,这与 B 组和 C 组试样的结果吻合。

当辅助电弧中引入大量的 O<sub>2</sub> 时,熔池表面会形成厚厚的一层氧化物熔渣,氧化物在熔池表层的富集达到一种饱和状态时,熔池的表层全部被金属氧化物覆盖,此时熔池的表面特性近似为液态金属氧化物的特性。这些金属氧化物在电弧的高温作用下会被电离成阴、阳离子。电离产生的阴、阳离子之间的作用力随着温度的升高逐渐减弱,因此熔池的表面张力也逐渐减小,即 $\partial \gamma / \partial T < 0$ ,如式(8)所示。总之,熔池的表面张力温度系数与熔池表面的金属氧化物(主要是 Cr、Mn、Si 等的氧化物)占比有关,熔池表面金属氧化物的占比是影响表面张力温度系数的重要因素。

4 结论

(1)通过实验手段验证了不锈钢 AA-TIG 焊接熔深增大的机理——表面张力温度系数改变理论,即当引入一定量的

活性元素后,熔池表面张力温度系数由负值变为正值,形成从熔池边缘流向熔池中心的 Marangoni 对流,从而将电弧热量传导至熔池底部,增大焊缝熔深。

(2)在不锈钢 AA-TIG 焊接过程中,当辅助电弧中引入一定量的  $O_2$  后熔池的表面张力减小,熔池的表面张力温度系数由负值变为正值。在本实验参数条件下,当辅助电弧中  $O_2$  引入量达到  $2\text{ L/min}$  后,熔池的表面张力温度系数变为负值。

(3)熔池的表面张力减小主要是生成的氧化物在熔池表面富集导致的,熔池的表面张力温度系数由负值变成正值,主要与熔池表面的金属氧化物(主要是 Cr、Mn、Si 等的氧化物)占比有关。当熔池表面为纯液态金属时,熔池的表面张力温度系数为负值;当熔池表面为液态金属和金属氧化物的混合物时,熔池的表面张力温度系数为正值;当熔池表面几乎全为液态金属氧化物时,熔池的表面张力温度系数又变为负值。

参考文献

1 Fan D, Lin T, Huang Y, et al. *Transactions of the China Welding Institution*, 2008, 29(12), 1 (in Chinese).  
樊丁,林涛,黄勇,等. *焊接学报*, 2008, 29(12), 1.

2 Huang Y, Fan D, Lin T, et al. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2010, 46(8), 68 (in Chinese).  
黄勇,樊丁,林涛,等. *机械工程学报*, 2010, 46(8), 68.

3 Leconte S, Paillard P, Chapelle P, et al. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2006, 11(4), 389.

4 Fujii H, Sato T, Lu S P, et al. *Materials Science and Engineering*, 2008, 495(1-2), 296.

5 Heiple C R, Roper J R, Stagner R T, et al. *Welding Journal*, 1982, 62(3), 72.

6 Tanaka M, Shimizu T, Terasaki H, et al. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2006, 5(6), 397.

7 Leconte S, Paillard P, Saindrenan J. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2006, 11(1), 43.

8 Liu L M, Zhang Z D, Song G, et al. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2007, 38(3), 649.

9 Dong W C, Lu S P, Li D Z, et al. *Acta Metallurgica Sinica*, 2008, 44(2), 249 (in Chinese).  
董文超,陆善平,李殿中,等. *金属学报*, 2008, 44(2), 249.

10 Zhang R H, Yin Y, Fan D, et al. *Electric Welding Machine*, 2008, 38(12), 41 (in Chinese).  
张瑞华,尹燕,樊丁,等. *电焊机*, 2008, 38(12), 41.

11 Wei Y H, Xu Y L, Sun Y J, et al. *Transactions of the China Welding Institution*, 2009, 30(2), 37 (in Chinese).  
魏艳红,徐艳利,孙燕洁,等. *焊接学报*, 2009, 30(2), 37.

12 Zhang R H, Yin Y, Fan D, et al. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2008, 44(5), 175 (in Chinese).  
张瑞华,尹燕,樊丁,等. *机械工程学报*, 2008, 44(5), 175.



刘自刚,高级工程师。2010 年于辽宁工程技术大学获得学士学位,2013 年毕业于兰州理工大学,获工学硕士学位。目前在诺力智能装备股份有限公司工作,主要从事新型高效焊接方法、自动化焊接工艺及设备等方面的研究。在国内外重要期刊发表论

13 Yang C L, Makoto O, Tannaka M. *Welding and Joining*, 2000(6), 11 (in Chinese).  
杨春利,牛尾诚夫,田中学. *焊接*, 2000(6), 11.

14 Gu Y F, Bian C H, Li C K, et al. *Transactions of the China Welding Institution*, 2020, 41(6), 48 (in Chinese).  
顾玉芬,边春红,李春凯,等. *焊接学报*, 2020, 41(6), 48.

15 Qi X L, Liu W H, Zhao Q X, et al. *Ordinance Material Science Engineering*, 2019, 42(3), 91 (in Chinese).  
蔡秀玲,刘维豪,赵麒翔,等. *兵器材料科学与工程*, 2019, 42(3), 91.

16 Li C K, Shi Y, Gu Y F, et al. *Journal of Manufacturing Processes*, 2018, 32, 395.

17 Tang Y Z, Huang C, Huang F X, et al. *Journal of Functional Materials*, 2018, 49(6), 6035 (in Chinese).  
唐义洲,黄灿,黄福祥,等. *功能材料*, 2018, 49(6), 6035.

18 Wouts M. *Communications in Mathematical Physics*, 2009, 289(1), 157.

19 Egly I. *International Journal of Theoretical Physics*, 2005, 26(18), 931.

20 Howell E A, Megardis C M, McNallan M. *International Journal of Heat and Fluid Flow*, 2003, 25(1), 91.

21 Residori S, Pampaloni E, Buah-Bassuah P K, et al. *European Physical Journal B*, 2000, 15(2), 331.

22 Matsumoto T, Misono T, Fujii H, et al. *Journal of Materials Science: Materials in Medicine*, 2005, 40(9-10), 2197.

23 Egly I, Ricci E, Novakovic R, et al. *Advances in Colloid and Interface Science*, 2010, 159(2), 198.

24 Lin Q L. Wettability and spreading dynamics of carbide ceramics by molten metals. Ph.D. Thesis, Jilin University, China, 2011 (in Chinese).  
林巧力. 金属熔体在碳化物陶瓷上的润湿性及铺展动力学. 博士学位论文,吉林大学,2011.

25 Bian X F, Wang W M, Li H, et al. *Structure of metal melt*, Shanghai Jiaotong University Press, China, 2003 (in Chinese).  
边秀芳,王伟民,李辉,等. *金属熔体结构*, 上海交通大学出版社, 2003.

26 Fan D, Kang Z X, Huang Y. *Transactions of the China Welding Institution*, 2012, 33(6), 5 (in Chinese).  
樊丁,康再祥,黄勇. *焊接学报*, 2012, 33(6), 5.

27 Fan D, Kang Z X, Huang Y, et al. *Transactions of the China Welding Institution*, 2012, 33(11), 21 (in Chinese).  
樊丁,康再祥,黄勇等. *焊接学报*, 2012, 33(11), 21.

28 Kang Z X. Study on transition behavior of oxygen element in stainless steel arc welding AA-TIG. Master's Thesis, Lanzhou University of Technology, China, 2012 (in Chinese).  
康再祥. 不锈钢分离电弧 AA-TIG 焊氧元素过渡行为研究. 硕士学位论文,兰州理工大学,2012.

29 Guo J J, Fu H Z. *Alloy molten and process*, China Machine Press, China, 2005 (in Chinese).  
郭景杰,傅恒志. *合金熔体及其处理*, 机械工业出版社, 2005.

30 Yuan Z F, Ke J J, Li J. *Surface tension of meltall and alloy*, Science Press, China, 2006 (in Chinese).  
袁章福,柯家骏,李晶. *金属及合金的表面张力*, 科学出版社, 2006.

31 Sahoo P, DebRoy T. *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*, 1988, 19(3), 483.

32 Aïmen E G, Patrice C. *Scientific Reports*, 2019, 9(1), 1.

(责任编辑 杨霞)



樊丁,教授,博士研究生导师。1982 年于兰州理工大学获得学士学位,1984 年毕业于西安交通大学,获工学硕士学位。享受国务院特殊津贴专家,国际焊接学会 IIW-SG212 焊接物理研究组委员,中国焊接学会常务理事。主要从事焊接物理、焊接方法与智能控制及激光加工等方面的研究。发表论文 300 余篇。