

# N06200 镍基合金与 S32168 不锈钢界面 金属间化合物的生长行为

武靖伟, 王有银, 厚喜荣, 王志刚, 车文斌, 张建晓, 朵元才

(兰州兰石重型装备股份有限公司, 兰州, 730314)

**摘要:** 研究了 N06200 镍基合金与 S32168 不锈钢 TIG 焊接接头经焊后热处理后界面金属间化合物 (Intermetallic Compounds, IMCs) 的演变过程, 并从热力学和动力学的角度分析界面 IMCs 的生成种类、先后顺序及生长动力学模型。结果表明, 随着热处理温度的升高, 接头的抗拉强度呈现先升高后降低的趋势; 随着保温时间的增加, 接头的抗拉强度随之增加。随着热处理温度的升高和保温时间的延长, 界面 IMCs 的厚度增加。镍基合金与不锈钢界面 IMCs 主要由 NiFe 相、Ni<sub>2</sub>Cr 相、FeCr 相和 Ni<sub>3</sub>Fe 相组成, 形成 IMCs 的顺序为 NiFe → FeCr → Ni<sub>2</sub>Cr → Ni<sub>3</sub>Fe。界面 IMCs 的增长符合抛物线规律, 经线性回归方法计算得出界面 IMCs 的生长动力学模型为  $W=1.725 \times 10^{-13} \cdot e^{[-45.98/(RT)] \cdot t^{1/2}}$ 。

**创新点:** (1) 系统研究了热处理对界面 IMCs 厚度及相组成的影响。  
(2) 采用热力学和动力学手段分析界面 IMCs 的生成种类和生成顺序及生长动力学模型。

**关键词:** 镍基合金; 不锈钢; 金属间化合物; 热力学; 动力学。

中图分类号: TG 453.9 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.20230427001

## 0 序言

双金属焊接结构是由两种金属材料焊接形成的结构, 可同时发挥出两种材料特有的性能<sup>[1-4]</sup>。镍基合金与不锈钢焊接结构是一种较为广泛的双金属焊接结构, 一般在石油化工、清洁能源、精细化工等领域中广泛应用。其中 N06200 镍基合金因含有一定量的抗还原性腐蚀元素 Cu、Mo 和抗氧化性腐蚀元素 Cr, 具有双重的抗氧化性和还原性腐蚀性能, 能够适用于各种复杂苛刻的腐蚀环境<sup>[5]</sup>。而 S32168 不锈钢因具有优良的耐腐蚀性能被广泛应用于较强的腐蚀环境中<sup>[6]</sup>。

固溶热处理可以通过溶解母材内的碳化物、 $\gamma'$ 相以达到均匀的饱和固溶体, 在一定程度上可以使接头的力学性能、使用性能得以改善, 并以再结晶的方式提高焊接接头的塑性和韧性<sup>[7]</sup>。良好的界面结合是共同发挥镍基合金与不锈钢优良性能的关键, 无论从镍基合金和不锈钢双金属焊接结构服

役过程中的质量控制, 还是镍基合金和不锈钢异种金属焊接工艺优化方面, 开展镍基合金与不锈钢异种金属界面 IMCs 的生长热力学和动力学的研究是非常有必要的。

近年来, 许多学者对异种金属界面 IMCs 的生长行为进行了相关研究。金玉花等人<sup>[8]</sup>采用搅拌摩擦技术进行了铝合金和镁合金搭接焊接试验, 研究了界面 IMCs 的生长行为, 研究发现 IMCs 层的厚度随着时间延长或温度的提高而增加, 整个 IMCs 层的生长厚度与退火时间的平方根成线性关系, 其生长受扩散机制影响。张忠科等人<sup>[9]</sup>采用搅拌摩擦焊实现了 6082 铝合金和 TC4 钛合金的焊接, 研究了界面 IMCs 的热力学和动力学行为, 结果发现界面 IMCs 层的厚度均随着热处理温度的提高或保温时间的延长而增加, 随着温度的升高, 其生长均遵循抛物线规律, 生长动力学与退火时间的平方根呈正比关系, 生长受扩散机制影响。申中宝等人<sup>[10]</sup>研究了不同热处理温度和保温时间下铝/Q235 钢爆炸焊接头界面 IMCs 厚度的生长行为, 分析了接合界面 IMCs 的特征及热处理温度、保温时间对 IMCs 厚度的影响, 发现 IMCs 层随着加热时间的延

长而增厚, IMCs 生长呈抛物线规律。唐超兰等人<sup>[11]</sup>研究了铝钢焊接界面 IMCs 的生长行为, 发现 IMCs 的生长与退火温度和时间有关, 随着保温时间的延长界面 IMCs 的厚度逐渐增厚, IMCs 的厚度与退火时间呈抛物线关系。马恒波等人<sup>[12]</sup>研究了铝铜复合界面 IMCs 的演变行为, 从扩散动力学的角度分析了界面相的形成机制和长大机制, 发现界面 IMCs 生长控制机制由前期的反应控制和后期的扩散控制两部分构成; 退火温度越高, 反应机制控制阶段终了时间越早。因此, 为了给镍基合金与不锈钢界面 IMCs 的生长行为研究提供有力的数据支撑, 有关镍基合金与不锈钢界面 IMCs 的生长行为还需进一步研究。该文以 N06200 镍基合金和

S32168 不锈钢为研究对象, 通过对焊接接头在不同热处理温度下进行热处理, 观察、分析界面 IMCs 层的特征, 研究界面 IMCs 的热力学和动力学生长行为。

## 1 试验方法

试验所选用的材料为 6 mm 的 N06200 镍基合金与 S32168 不锈钢进行焊接试验, 规格为 600 mm × 130 mm × 6 mm, 选用的氩弧焊丝为规格为  $\phi 2.0$  mm 的 ERNiCrMo-17, 其化学成分如表 1 所示, 焊接示意图如图 1 所示, 母材金相组织如图 2 所示。

表 1 N06200 母材、S32168 母材及焊丝 ERNiCrMo-17 化学成分(质量分数, %)

Table 1 Chemical compositions of N06200, S32168 and ERNiCrMo-17

材料	Cr	Mo	Cu	Mn	C	Si	S	P	Ti	Ni	Fe
N06200	23.00	16.00	1.60	0.19	≤0.010	≤0.08	≤0.010	≤0.020	—	余量	—
S32168	18.12	—	—	1.90	0.050	0.62	0.012	0.015	0.60	10.89	余量
ERNiCrMo-17	23.30	16.47	1.57	0.09	0.008	0.01	0.001	0.001	—	余量	—

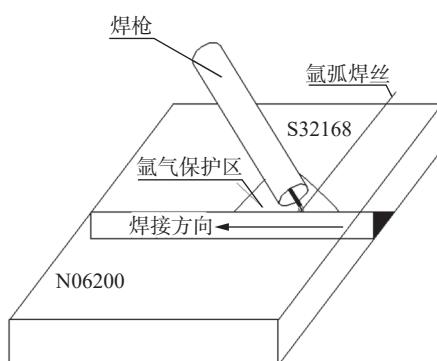


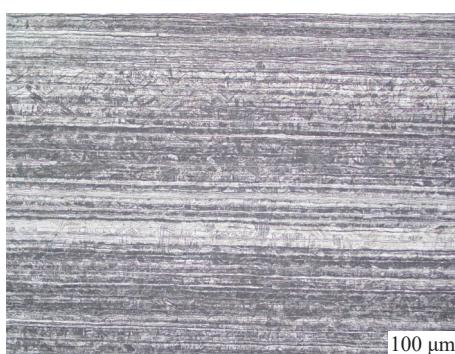
图 1 焊接示意图

Fig. 1 Schematic diagram of welding test

焊前对坡口进行目视检测及渗透检测, 然后再用丙酮或酒精进行擦拭。焊接时应提前通气和焊后断气及采用气体扩散屏达到保护气体的异常扰动和焊缝的保护作用<sup>[13]</sup>。还应选择  $\phi > 10$  mm 的大焊枪进行焊接, 背面采用氩气连续跟踪保护, 还需严格控制焊接热输入和层间温度以避免焊接热裂纹的产生<sup>[14]</sup>, 通常层间温度控制在 100 °C 以下, 焊接工艺参数如表 2 所示。采用不同的热处理工艺对焊接接头进行热处理, 热处理温度分别为 1000, 1050, 1100 °C 和 1150 °C, 保温时间分别为 5 min、10 min, 15 min 和 20 min, 冷却方式均为吊入水槽冷却。热处理后的焊接接头采用线切割制取金相试样和拉



(a) N06200 镍基合金



(b) S32168 不锈钢

图 2 母材金相组织

Fig. 2 Micro structure of base metal. (a) N06200 nickel base metal; (b) S32168 stainless steel

伸试样, 随后对试样横截面进行打磨、抛光和腐蚀

表2 N06200镍基合金与S32168不锈钢TIG焊接工艺参数  
Table 2 TIG Welding parameter of N06200 nickel alloy and S32168 stainless steel

层次	焊接方法	焊材	规格	焊接电流I/A	电弧电压U/V	焊接速度v/(mm·min <sup>-1</sup> )
1	TIG	ERNiCrMo-17	$\phi 2.0\text{ mm}$	100~120	15~17	70~90
				130~150	15~17	80~100

制取金相试样。采用SEM对焊接接头界面微观组织进行观察，并对特殊位置进行EDS点扫描以分析其成分，同时在SEM图像上测量界面IMCs的厚度。采用在万能试验机上进行接头拉伸试验。

## 2 试验结果与分析

### 2.1 界面IMCs的生长过程

未经热处理的N06200镍基合金与S32168不锈钢焊接接头界面区微观形貌及元素分析如图3所示。如图3(a)所示，N06200镍基合金与S32168不锈钢界面结合良好，未发现表面裂纹的存在，说明采用手工钨极氩弧焊可以实现N06200镍基合金与S32168不锈钢的有效连接。未热处理的焊态界面处形成一较薄的IMCs层，厚度仅为60.3 μm。为

分析该界面IMCs的成分，对界面沿AB方向进行EDS线扫描，结果如图3(b)所示，界面处的Ni元素和Fe元素呈现“高台”分布，此处Ni原子和Fe原子的成分比为确定值，据此判断界面IMCs由Ni-Fe金属间化合物组成。

通过多次对比试验发现，保温时间对N06200镍基合金和S32168不锈钢接头界面IMCs厚度的影响较小，故该文中仅研究热处理温度对界面IMCs厚度的影响。1000, 1050, 1100 °C和1150 °C热处理温度下接头界面IMCs的动态生长过程如图4所示。随着热处理温度的升高，界面IMCs的厚度由1000 °C时的82.4 μm增加至1150 °C时的124.8 μm，原因是随着温度的升高，界面原子的运动速度提高，界面Ni原子和Fe原子扩散能力增强，形成的IMCs的厚度增加。对图4各特征区域的成分进行EDS点扫描，分析结果如表3所示。

由表3可知，大多数特殊位置的Fe元素和Ni元素质量分数相当，判断此处的IMCs为NiFe相。然而，发现在S32168不锈钢母材内部位置7的几乎均为Fe元素和Cr元素，据此判断该处的IMCs为FeCr相。在靠近N06200侧界线处的位置8主要分布Ni元素和Cr元素，判断此处IMCs为Ni<sub>2</sub>Cr相。当热处理温度为1150 °C时，界面位置10的Ni元素与Fe元素质量分数比为3:1，判断该处的IMCs为Ni<sub>3</sub>Fe相，说明随着热处理温度的升高，在已生成的NiFe层和Ni元素之间又发生了反应，生成了Ni<sub>3</sub>Fe相。在热处理过程中，外界的热输入为Ni原子、Cr原子和Fe原子等界面原子的扩散提供了一定的能量，因此界面IMCs的形貌及厚度发生了改变。经过热处理后，各种IMCs呈饱和状态，共同作用使得界面IMCs厚度增加。

对图3所示的N06200镍基合金与S32168不锈钢焊接接头横截面进行XRD分析，结果如图5所示。该文参数下接头的IMCs层由NiFe, FeCr, Ni<sub>2</sub>Cr和Ni<sub>3</sub>Fe组成。结合EDS扫描结果和XRD分析结果可以确定，靠近镍基合金侧的IMCs为NiFe和Ni<sub>2</sub>Cr，靠近不锈钢侧的IMCs为FeCr和

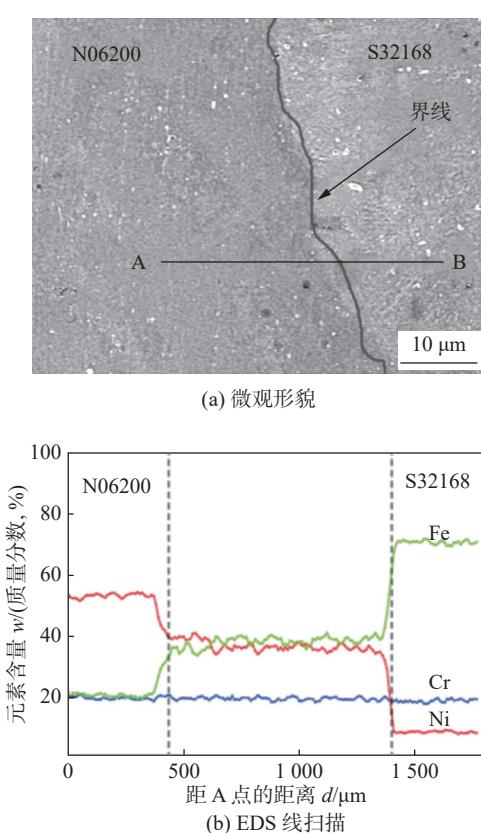


图3 界面组织微观形貌及EDS分析结果  
Fig. 3 The SEM and EDS of interface micro structure.  
(a) SEM; (b) EDS linear scan

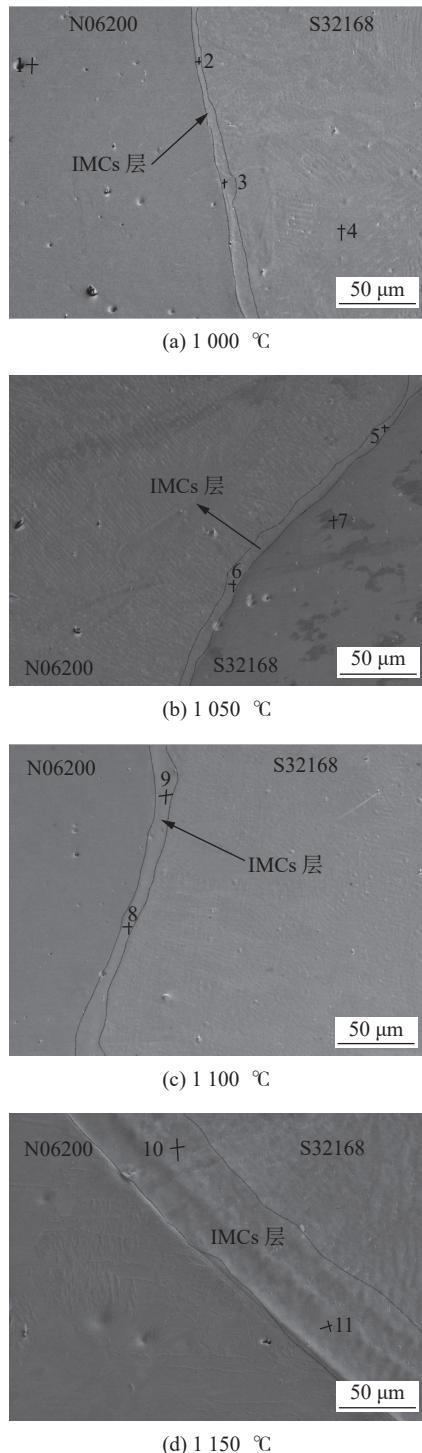


图 4 不同热处理温度下界面 SEM 图像

Fig. 4 SEM images of interface after different heat treatment temperature. (a) 1000 °C; (b) 1050 °C; (c) 1100 °C; (d) 1150 °C

$\text{Ni}_3\text{Fe}$ .

## 2.2 焊后热处理对接头抗拉强度的影响

不同热处理温度和保温时间下 N06200 镍基合金与 S32168 不锈钢接头的抗拉强度分布如图 6 所示, 伴随保温时间的增加, 接头抗拉强度随之增大, 但增加的趋势较小。伴随热处理温度的升高, 接头

表 3 图 4 中特殊位置的 EDS 点扫描结果

Table 3 EDS analysis results of the points showing in Fig.4

位置	元素含量 w(质量分数, %)			相组成
	Ni	Fe	Cr	
1	76.94	0.36	22.70	Ni
2	47.89	50.24	1.87	NiFe
3	46.85	45.28	7.87	NiFe
4	7.69	75.48	16.83	Fe
5	46.54	44.58	8.88	NiFe
6	48.52	46.50	4.98	NiFe
7	7.78	47.64	44.48	FeCr
8	65.35	2.17	32.48	$\text{Ni}_2\text{Cr}$
9	51.33	44.28	4.39	NiFe
10	72.41	25.10	2.49	$\text{Ni}_3\text{Fe}$
11	48.29	47.56	4.15	NiFe

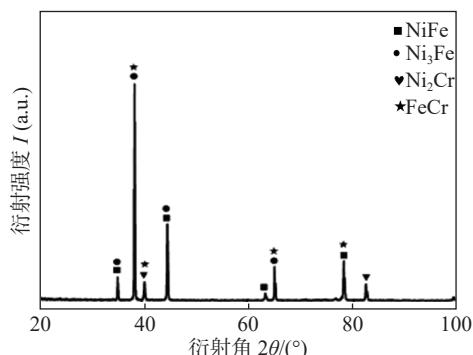


图 5 焊接界面 IMCs 层 XRD

Fig. 5 XRD of IMCs layer of N06200 and S32168 interface

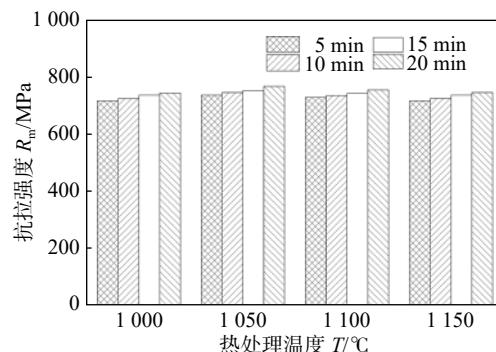


图 6 不同热处理温度下接头的抗拉强度

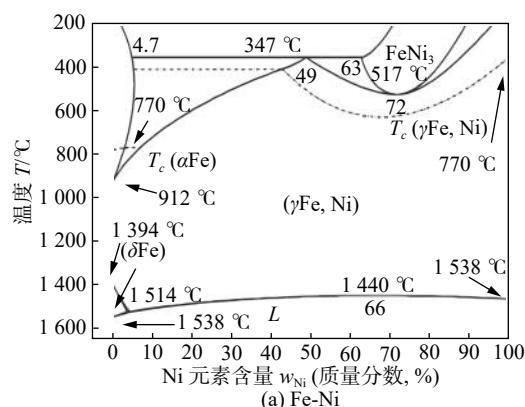
Fig. 6 Tensile strength of joints at different heat treatment temperature

的抗拉强度呈现先升高后降低的趋势。原因是, 随着热处理温度的升高, 界面晶粒尺寸也随之变化, 当在 1050 °C 热处理时的晶粒相对其他温度更

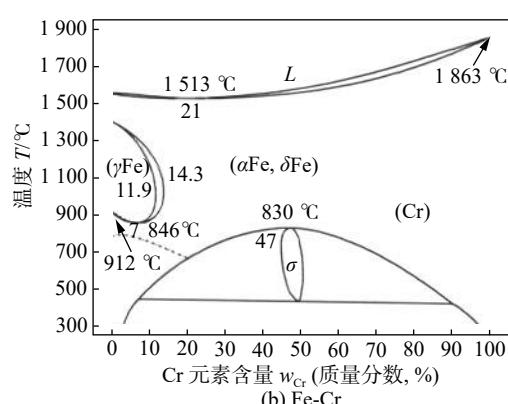
加细小, 因此在1050 °C热处理下的接头强度最高, 这与霍尔佩奇公式所得的结果一致<sup>[15]</sup>.

### 2.3 界面热力学分析

在焊接过程中, 随着焊接热输入的增加, 镍基合金与不锈钢界面将会产生一系列的反应。具体过程如下: 从图7(a)所示的Fe-Ni二元相图<sup>[16]</sup>可以看出, 在1514 °C时发生包晶反应:  $L + \delta \rightarrow (\gamma\text{Fe}, \text{Ni})$ , 生成( $\gamma\text{Fe}, \text{Ni}$ )包晶体; 在温度为347 °C时发生共析反应:  $(\gamma\text{Fe}, \text{Ni}) \rightarrow \alpha + \text{FeNi}_3$ , 生成 $\alpha + \text{FeNi}_3$ 共析体, 冷至室温析出 $\text{FeNi}_3$ 固溶体。从图7(b)所示的Fe-Cr二元相图<sup>[16]</sup>可以看出, 在温度低于830 °C



(a) Fe-Ni



(b) Fe-Cr

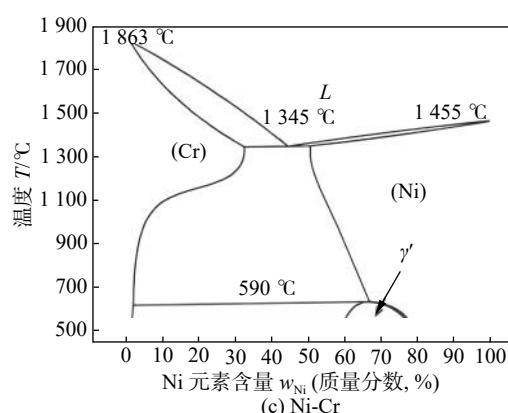
图7 二元相图<sup>[16]</sup>

Fig. 7 Binary phase diagram. (a) Fe-Ni; (b) Fe-Cr; (c) Ni-Cr

时, 成分为45%的Cr将会发生转变:  $\alpha + \delta\text{Fe} \rightarrow \sigma$ ; 当Cr元素质量分数超过14.3%时, 无 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变, 处于 $\gamma$ 单相区; 当Cr元素质量分数超过20%时, 如处于500~800 °C时, 可能出现 $\sigma$ 相, 使钢的脆性和耐蚀性下降; 从图7(c)所示的Ni-Cr相图<sup>[16]</sup>可以看出, 在温度为1345 °C时发生共晶反应:  $L \rightarrow (\text{Ni}) + (\text{Cr})$ ; 在590 °C时发生包析反应:  $\text{Ni} + \text{Cr} \rightarrow \text{Ni}_2\text{Cr}$ , 生成 $\text{Ni}_2\text{Cr}$ 包析体。

因此在N06200镍基合金与S32168不锈钢界面可能会产生( $\gamma\text{Fe}, \text{Ni}$ )固溶体、 $\text{Ni}_3\text{Fe}$ 固溶体、 $\text{Ni}_2\text{Cr}$ 固溶体、 $\sigma(\text{Cr}-\text{Fe})$ 相。从热力学的角度来看, 界面IMCs的生成种类和生成的顺序与其标准吉布斯自由能有关。根据热力学第一近似方程, 可以估算得出热处理后界面IMCs的标准吉布斯自由能, 再通过Origin软件绘出界面IMCs的标准吉布斯自由能与热处理温度的函数关系图, 通过图示判断N06200镍基合金与S32168不锈钢焊接接头中各组元, 在一定温度下以最小标准自由能发生化学反应以及反应进度的基准。化学反应在一定条件下发生的可能性, 可通过标准生成自由能的正负来判断, 当自由能为负值时, 负值越大反应越容易进行, 越优先反应<sup>[17]</sup>。N06200镍基合金与S32168不锈钢界面IMCs的标准吉布斯自由能与热处理温度之间的函数关系如图8所示。

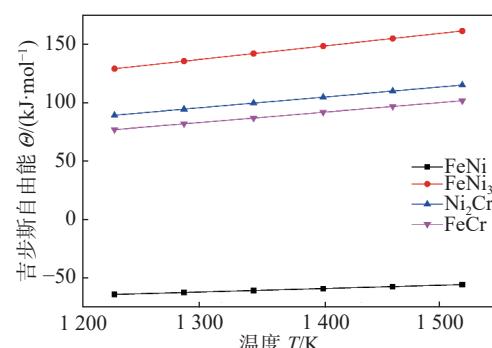


图8 界面各种IMCs的吉布斯自由能与温度的关系

Fig. 8 Relationship between Gibbs free energy and temperature for different IMCs at N06200 and S32168

在1273~1423 K范围内, 界面IMCs的标准自由能由低到高依次是 $\text{NiFe}$ 、 $\text{FeCr}$ 、 $\text{Ni}_2\text{Cr}$ 和 $\text{Ni}_3\text{Fe}$ , 说明 $\text{NiFe}$ 相在 $\text{FeCr}$ 相、 $\text{Ni}_2\text{Cr}$ 相和 $\text{Ni}_3\text{Fe}$ 相之前产生, 故在此温度范围内N06200镍基合金与S32168不锈钢界面形成IMCs的顺序为 $\text{NiFe} \rightarrow \text{FeCr} \rightarrow \text{Ni}_2\text{Cr} \rightarrow \text{Ni}_3\text{Fe}$ , 各种IMCs的标准吉布斯自由能均随着热处理温度的升高呈上升趋势。

## 2.4 界面动力学分析

N06200 镍基合金与 S32168 不锈钢界面 IMCs 的生长主要受 Ni 原子、Fe 原子和 Cr 原子等主要原子扩散影响, 即受限于焊接工艺参数。界面 IMCs 的增长应符合线性或抛物线规律, 线性增长表示界面 IMCs 的增长通常受限于反应速度, 抛物线增长意味着受限于体扩散<sup>[18-20]</sup>, 此时时间指数  $n$  近似等于 0.5。根据菲克第二定律, IMCs 厚度与保温时间的关系<sup>[20]</sup>为

$$W^2 = kt \quad (1)$$

式中:  $W$  为 IMCs 厚度,  $k$  为 IMCs 的生长系数(生长速率);  $t$  为保温时间。

N06200 镍基合金与 S32168 不锈钢界面 IMCs 的厚度随热处理温度和保温时间的关系如图 9 所示, 随着热处理温度的升高, 界面 IMCs 的厚度也随之增大。

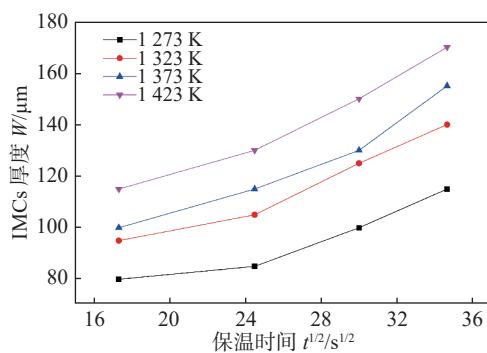


图 9 界面 IMCs 层的厚度与退火温度及保温时间的关系  
Fig. 9 Relationship between IMCs layer thickness and annealing temperature or holding time

分析认为随着温度的升高, 原子的扩散速率越大, IMCs 厚度也越厚。界面 IMCs 的增长呈抛物线规律, 说明界面 IMCs 的生长受体扩散的控制。N06200 镍基合金与 S32168 不锈钢界面在不同热处理温度下 IMCs 的生长率常数分别如表 4 所示。在这些温度下的时间指数  $n$  均在 0.5 附近徘徊, 这意味着在 N06200 镍基合金与 S32168 不锈钢 TIG 焊接过程中, 界面 IMCs 及固溶体的生长呈抛物线规律。再根据 Arrhenius 公式确定界面 IMCs 增长的激活能  $Q$ , Arrhenius 公式为

$$k = k_0 e^{-Q/(RT)} \quad (2)$$

式中:  $k$  为生长率系数,  $\text{m}^2/\text{s}$ ;  $k_0$  为生长率常数,  $\text{m}^2/\text{s}$ ;  $Q$  为激活能,  $\text{kJ/mol}$ ;  $R$  为摩尔气体常数,  $8.314\text{J}/(\text{mol}\cdot\text{K})$ 。对 Arrhenius 两边取对数为

表 4 焊接界面 IMCs 在不同热处理温度下的生长率常数  
Table 4 Calculated growth rate constants of interface IMCs at different heat treatment temperatures

温度 $T/\text{K}$	生长率系数 $k/(10^{-13}\text{m}^2\cdot\text{s}^{-1})$	时间指数 $n$
1273	2.02	0.489
1323	2.60	0.496
1373	3.17	0.519
1423	3.76	0.492

$$\ln \frac{k}{k_0} = -\frac{Q}{R} \left( \frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1} \right) \quad (3)$$

利用表 2 中的  $k$  值和  $T$  值, 再通过式 (3) 画出 N06200 镍基合金与 S32168 不锈钢焊接的  $\ln k / k_0$  的函数曲线, 如图 10 所示。虽然有 1 个点偏离曲线, 但是其余点仍然满足 Arrhenius 公式, 曲线的斜率为  $m=-Q/R$ 。再通过线性回归就可以计算出激活能  $Q=mR$ 。

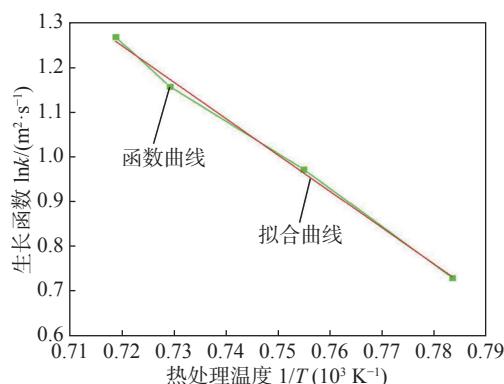


图 10 焊接界面 IMCs 层生长速度的 Arrhenius 图  
Fig. 10 Arrhenius graph of growth rate of IMCs layer

经计算得出, N06200 镍基合金与 S32168 不锈钢界面 IMCs 的形成动力学参数为激活能  $Q=45.98\text{ kJ/mol}$  和生长率常数  $k_0=1.725 \times 10^{-13}\text{ m}^2/\text{s}$ 。最后将计算得出的  $k_0$  和  $Q$  值代入到经验公式<sup>[21]</sup>

$$W = k_0 e^{[-Q/(RT)]t^{1/2}} \quad (4)$$

可得到 N06200 镍基合金与 S32168 不锈钢界面的 IMCs 厚度  $W$  为

$$W = 1.725 \times 10^{13} e^{[-45.98/(RT)]t^{1/2}} \quad (5)$$

## 3 结论

(1) 焊后在镍基合金与不锈钢界面生成 1 层 IMCs 层, 随热处理温度的升高和保温时间的延长, 界面 IMCs 层的厚度而增加, 主要由靠近镍基合金

侧的NiFe相和Ni<sub>2</sub>Cr相,靠近不锈钢侧的FeCr相和Ni<sub>3</sub>Fe相组成。

(2) 随着热处理温度的升高,接头的抗拉强度先升高后降低;随着保温时间的增加,接头的抗拉强度随之增大。

(3) 在1273~1423 K温度范围内N06200镍基合金与S32168不锈钢界面IMCs的形成顺序为NiFe→FeCr→Ni<sub>2</sub>Cr→Ni<sub>3</sub>Fe,各种IMCs的吉布斯自由能均随着温度的升高而升高。

(4) N06200镍基合金与S32168不锈钢界面IMCs的增长符合抛物线规律,其生长动力学模型为 $W=1.725 \times 10^{-13} \cdot e^{[-45.98/(RT)] \cdot t^{1/2}}$ 。

## 参考文献

- [1] 周峰,赵霞,查向东,等.一种新型镍基耐蚀合金与304奥氏体不锈钢异种金属焊接接头的组织和力学性能[J].*金属学报*,2014,50(11):1335~1342.  
Zhou Feng, Zhao Xia, Zha Xiangdong, et al. Microstructure and mechanical properties of the welding joint of a new corrosion-resistant nickel-based alloy and 304 austenitic stainless steel[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2014, 50(11): 1335~1342.
- [2] 宋建岭,林三宝,杨春利,等.镍基合金/不锈钢钎极惰性气体钎焊接头的特性[J].*中国有色金属学报*,2008,18(5):834~839.  
Song Jianling, Lin Sanbao, Yang Chunli, et al. Characteristics of tungsten inert gas brazing joints of nickel-based alloy and stainless steel[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2008, 18(5): 834~839.
- [3] 李宁,王刚,王廷,等.Inconel 718镍基合金与304不锈钢电子束焊接[J].*焊接学报*,2019,40(2):82~85.  
Li Ning, Wang Gang, Wang Ting, et al. Weldability of Inconel 718 and 304 stainless steel by electron beam welding[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2019, 40(2): 82~85.
- [4] 黄嘉森,蔡创,刘致杰,等.Inconel690镍基合金/SUS304不锈钢激光焊接接头组织与力学性能[J].*光学学报*,2023,43(10):14~20.  
Huang Jiasen, Cai Chuang, Liu Zhijie, et al. Microstructure and mechanical properties of laser welded Inconel690 nickel-based alloy/SUS304 stainless steel joints[J]. *Acta Optica Sinica*, 2023, 43(10): 14~20.
- [5] 武靖伟,王志刚,刘宝剑,等.N06200镍基合金与S32168不锈钢TIG焊接微观组织与力学性能研究[J].*压力容器*,2023,40(6):15~21.  
Wu Jingwei, Wang Zhigang, Liu Baojian, et al. Microstructure and mechanical properties of TIG welded joint of N06200 nickel base alloy and S32168 stainless steel[J]. *Pressure Vessel Technology*, 2023, 40(6): 15~21.
- [6] Zhang X Y, Song R G, Sun B, et al. Effects of applied potential on the stress corrosion cracking behavior of 7003 aluminum alloy in acid and alkaline chloride solutions[J]. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 2016, 23: 819~826.
- [7] 程俊义,熊江英,刘朝峰,等.一种新型第三代镍基粉末高温合金固溶热处理对调控γ"相分布的研究[J].*稀有金属材料与工程*,2023,52(2):699~709.  
Cheng Junyi, Xiong Jiangying, Liu Zhaofeng, et al. Sub-solvus heat treatment study on the γ" distribution of novel nickel-based superalloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2023, 52(2): 699~709.
- [8] 金玉花,甘瑞根,邵庆丰,等.焊后退火Al-Mg界面金属间化合物生长行为[J].*焊接学报*,2017,38(8):69~71.  
Jin Yuhua, Gan Ruigen, Shao Qingfeng, et al. Growth behaviour of Al-Mg intermetallics during post weld annealing treatment[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2017, 38(8): 69~71.
- [9] 张忠科,武靖伟,赵华夏.焊后热处理对钛/铝FSB接头组织及性能的影响[J].*中国有色金属学报*,2020,30(4):739~749.  
Zhang Zhongke, Wu Jingwei, Zhao Huaxai. Effect of annealing treatment on interfacial microstructure and properties of Ti/Al FSB joint[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2020, 30(4): 739~749.
- [10] 申中宝,邱然锋,石红信,等.铝/钢固态焊接合界面金属间化合物生长机制[J].*焊接学报*,2019,40(6):58~63.  
Shen Zhongbao, Qiu Ranfeng, Shi Hongxing, et al. Growth mechanism of intermetallic compounds at the solid-state joining interface of aluminum/steel[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2019, 40(6): 58~63.
- [11] 唐超兰,郭校峰,许秋平,等.铝钢复合界面金属间化合物生长行为[J].*材料科学与工程学报*,2018,36(5):713~719.  
Tang Chaolan, Guo Xiaofeng, Xu Qiuping, et al. Research on growth behavior of intermetallic compounds at Al-Steel bonding interface[J]. *Journal of Materials Science and Engineering*, 2018, 36(5): 713~719.
- [12] 马恒波,任柯旭,邱然锋,等.铜/铝固态界面金属间化合物的生长行为[J].*材料热处理学报*,2019,40(7):60~67.  
Ma Hengbo, Ren Kexu, Qiu Ran, et al. Growth behavior of intermetallic compounds at Cu /Al solid state interface[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2019, 40(7): 60~67.
- [13] 余磊,曹睿.镍基合金焊接裂纹研究现状[J].*金属学报*,2021,57(1):16~28.  
Yu Lei, Cao Rui. Welding crack of Ni-based alloys: A Review[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2021, 57(1): 16~28.
- [14] 王诗洋,刘士伟,侯星宇,等.焊丝成分对镍基高温合金TIG焊接性的影响[J].*焊接学报*,2023,44(3):31~36,60.  
Wang Shiyang, Liu Shiwei, Hou Xingyu, et al. Effect of wire composition on weldability of a Ni-based superalloy welded by TIG method[J]. *Transactions of The China Welding Institution*,

- 2023, 44(3): 31 – 36,60.
- [15] Wang Y, Wang Y T, Li R, *et al.* Hall-petch relationship in selective laser melting additively manufactured metals: using grain or cell size[J]. Journal of Central South University, 2021, 28(4): 1043 – 1057.
- [16] 边书, 张玉妥, 王承志. Fe-Cr-Ni 系相图计算 [J]. 沈阳理工大学学报, 2011, 30(6): 17 – 21.  
Bian Shu, Zhang Yutuo, Wang Chenzhi. Phase diagram calculation for Fe-Cr-Ni System[J]. Journal of Shenyang Ligong University, 2011, 30(6): 17 – 21.
- [17] Zhao Y Y, Li J Y, Qiu R F, *et al.* Growth characterization of intermetallic compound at the Ti/Al solid state interface[J]. Materials, 2019, 12(3): 472 – 482.
- [18] 吴铭方, 司乃潮, 王敬, 等. 铁/铝扩散偶界面反应层生长机理分析 [J]. 焊接学报, 2011, 32(5): 29 – 32.  
Wu Mingfang, Si Naichao, Wang Jing, *et al.* Analysis on growth mechanism on interfacial interlayer on Fe/Al couple[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2011, 32(5): 29 – 32.
- [19] 王星星, 杜全斌, 彭进, 等. AgCuZnSn 钎料的热力学特性 [J]. 中国有色金属学报, 2018, 28(6): 1159 – 1167.  
Wang Xingxing, Du Quanbin, Peng Jin, *et al.* Thermodynamics characteristics of AgCuZnSn brazing filler metals[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2018, 28(6): 1159 – 1167.
- [20] 韩丽青, 王自东, 龙斌, 等. 钛/不锈钢焊接界面金属间化合物的生成动力学 [J]. 材料热处理学报, 2011, 32(2): 63 – 64.  
Han Liqing, Wang Zidong, Long Bin, *et al.* Formation kinetics of interfacial intermetallic compounds of TA2/316L welding joints [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2011, 32(2): 63 – 64.
- [21] To S, Zhu Y H, Lee W B. Effects of cutting depth on the surface microstructure of a Zn-Al alloy during ultra-precision machining[J]. Applied Surface Science, 2008, 254(15): 1559 – 1564.

**第一作者:**武靖伟, 硕士, 中级工程师; 主要从事压力容器焊接、异种材料连接的研究; Email: wujingwei0119@163.com.

**通信作者:**王志刚, 学士, 正高级工程师; Email: wangzhigang1@lshec.com.

(编辑: 汤明日)