TRANSACTIONS OF THE CH NA WELD NG INSTITUTION

Fe₃ A 合金与 Q235钢扩散焊界面元素的扩散

李亚江12, 王 娟1, 尹衍升1, 马海军1

(1.山东大学 材料液态结构及其遗传性教育部重点实验室,济南 250061)2 哈尔滨工业大学 现代焊接生产技术国家重点实验室,哈尔滨 150001)

摘 要:对 Fe₃A1Q235扩散焊界面附近元素的分布进行计算并通过电子探针进行测 定。结果表明,界面附近 A1Fe元素分布计算值和实测值的扩散趋势一致。随着加热 温度和保温时间的增加,Fe₃A1Q235扩散焊界面附近元素的扩散距离增大。Fe₃A1/ Q235扩散焊界面过渡区宽度与保温时间的关系符合抛物线生长规律,保温时间超过 60min后界面过渡区宽度不再明显增加。

关键词: Fe₃Al合金; 扩散焊; 界面; 元素扩散

中图分类号: TG 401 文献标识码: A 文章编号: 0253-360X(2005)04-41-04

0序 言

常规的熔焊方法焊接 FesAl易生成脆性相且裂 纹倾向严重^[1~3]。采用扩散焊工艺可以抑制 FesAl 界面脆性相生成^[4 5]。扩散系数是研究 FesAl扩散 焊界面元素扩散分布、反应层形成、过渡区宽度等内 在规律的关键。在元素浓度差很大的 FesAl扩散焊 界面附近,扩散系 数是动态数值^[6]。文中根据 Fick's第二定律为基础,通过确定界面初始条件和 边界条件,对 FesAlQ235扩散焊界面附近的元素扩 散进行数值分析。

根据采用放射性同位素示踪法测定的 Al Fe元素的扩散因子 D 和扩散激活能 Q,得出元素在 Fe₃A1Q235界面附近的扩散系数,提出界面过渡区 距离计算公式。将数值分析与电子探针实测的元素 分布进行对比,研究扩散焊加热温度、保温时间等对 Fe₃A1Q235界面元素扩散的影响。

1 研究方法

根据真空扩散焊条件,建立界面元素扩散的数 学模型,确定边界条件和初始条件,编制计算程序, 随后进行 Fe₃A 1Q 235界面附近元素的扩散分布计

收稿日期: 2004-05-08

算。采用线切割方法从扩散焊接头处切取试样,制 备一系列金相试样。采用电子探针(EPMA)测定 Fe₃A1Q235扩散焊界面附近A1Fe元素分布。

试验材料为 Fe₃A l合金与 Q235低碳钢, Fe₃A l 合金是经过真空感应熔炼后轧制的板材, Fe₃A l的 化学成分和热物理性能见表 1。将 Fe₃A l和 Q235 钢试板叠合在一起进行真空扩散焊。扩散焊试验中 的工艺参数为:加热温度 *T*=960 ~ 1 080 [℃]; 保温时 间 *t*=15~60 m in, 压力 *p*=10~17.5 M Pa 真空度为 5×10^{-4} Pa

2 结果及分析

2 1 FeallQ235界面过渡区的形成

Fe₃A 1Q235扩散界面两侧存在明显的浓度梯 度,使 A1 Fe 获得一定的扩散迁移驱动力。随着 A1 Fe在接触界面附近的扩散, Fe₃A1Q235接触界 面发生塑性流变,在微观凸凹不平的接触点处形成 晶粒边界,伴随有显微空洞产生。延长保温时间使 A1 Fe在界面附近的扩散加剧,促使细小晶粒边界 迁移,显微空洞和接触界面逐渐消失,新生亚晶粒开 始长大,形成组织不同于 Fe₃Al的界面过渡区。

X 射线衍射 (XRD)分析得知^[5], Fe₃A lQ 235扩 散焊界面附近存在 Fe₃A l和 α – Fe (Al)固溶体。根 据界面元素的扩散反应, Fe₃A lQ 235扩散焊过渡区 形成分为三个阶段, 见图 1.

李亚江

基金项目:国家自然科学基金资助项目(50375088);山东省自然科 学基金项目(Y2003F05)

表 1 Fe₃AI合金的化学成分(质量分数,%)及热物理性能 Table 1 Chemical compositions and the mophysical properties of Fe₃A laby

Fe	Al	Cr		Nb Zr	В		M n	Ce
81 02	16.82	2. 78	(0.63 0.28	. 0. 0	1	0 10	0 15
结构	有序临界温度	杨氏模量	熔点	线膨胀系数	密度	抗拉强度	伸长率	硬度
	T /C	G GPa	$T_{\rm m}$ /C	α ($10^{-6}K$ $^{-1})$	ℓ /(g· m ⁻³)	$\sigma_{\rm b}~MPa$	₫ %)	HRC
DO ₃	540	140	1 540	11.5	6. 72	455	3	≥ 29

在扩散反应第一阶段, Fe₃A l中 A l优先扩散使 聚集在界面 Fe₃A l侧的 A l浓度升高, 发生反应 Fe+ A \rightarrow FeA l Q235钢中 Fe获得的扩散驱动力增加, 开始向 Fe₃A lQ235界面扩散, 与 Q235侧的少量 A l 发生反应 Fe+A $\rightarrow \alpha$ – Fe(A l)固溶体, 形成 (Fe₃A l +FeA l)和 α – Fe(A l)反应层 (图 1a).



图 1 Fe₃A IQ 235 扩散焊界面过渡区的形成 Fig. 1 Formation of Fe₃A I Q 235 interface

在扩散反应第二阶段, $Fe_3A l$ ($Fe_3A l$ +FeA l)界 面 附近的 A 向 Q 23 5钢一侧扩散, 使该侧 A 浓度 升高,在(Fe₃A1+FeA1) α - Fe (A1)界面生成 Fe₃A1 在 α - Fe (A1) Q235界面处 A1浓度较低, 仍生成 α - Fe(A1)固溶体,使 α - Fe(A1)反应层增 厚。在 Fe₃A1Q235界面形成(Fe₃A1+FeA1)、Fe₃A1 和 α - Fe(A1)反应层(图 1b)。在第三阶段, Fe₃A1/ Q235界面 A1 Fe相互扩散,扩散反应继续进行,形成的相结构不再变化,反应层厚度增加(图 1c)。

2 2 FeaA 扩散焊界面元素分布的数值分析

元素在 Fe₃A 和 Q 235钢中的初始浓度分别为 C_1 和 C_2 Fe₃A1Q235 界面附近元素的扩散服从 Fick' s第二定律非稳态条件下的扩散方程^[7]为

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} . \tag{1}$$

通过分离变量法求扩散方程的通解为

$$C(\mathbf{x} \ t) = \frac{1}{2 \ \sqrt{\pi D t}} \int_{-\infty}^{+\infty} f(\xi) e^{\frac{(\xi - x)^2}{4Dt}} d\xi \qquad (2)$$

根据异种材料界面扩散元素浓度的初始条件: $C(x, 0) = C_1(x < 0), C_2(x > 0); 边界条件: C(x, t) = C_1(x = -\infty), C_2(x = +\infty), 得到在 Fe₃A 1/$ Q235扩散焊界面附近的元素浓度方程。各元素在Fe₃A l中扩散系数相差很大, 增设界面边界条件为

$$D_1 \frac{\partial C_A(x=0 \ t)}{\partial x} = D_2 \frac{\partial C_B(x=0 \ t)}{\partial x}.$$
 (3)

得到元素在扩散焊界面处的浓度场方程为

$$C(x, t) = \begin{cases} C_{A}(x, t) = \frac{C_{1} + C_{2}}{2} + \frac{\sqrt{D_{2}}(C_{1} - C_{2})}{\sqrt{\pi}(\sqrt{D_{1}} + \sqrt{D_{2}})} \begin{bmatrix} \eta_{1}^{\dagger} \exp(-\eta_{1}^{2}) d\eta_{1} \end{bmatrix}, & (x < 0); \\ C_{B}(x, t) = \frac{C_{1} + C_{2}}{2} + \frac{\sqrt{D_{1}D_{2}}(C_{1} - C_{2})}{\sqrt{\pi}(\sqrt{D_{2}} + \sqrt{D_{1}D_{2}})} \begin{bmatrix} \eta_{2}^{\dagger} \exp(-\eta_{2}^{2}) d\eta_{2} \end{bmatrix}, & (x > 0). \end{cases}$$

$$(4)$$

式中: $\eta_1 = \frac{x}{\sqrt{4D_1 t}}$, $\eta_2 = \frac{x}{\sqrt{4D_2 t}}$, 随元素在 FeAl和 $\operatorname{erf}(Z) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_{0}^{2} \exp(-\eta^2) d\eta$ 式 (4)的误差函数解 0235中的扩散系数 *D*, *D*₂而变化。根据误差函数 为

$$C(x, t) = \begin{cases} C_{4}(x, t) = \frac{C_{1} + C_{2}}{2} + \frac{\sqrt{D_{2}}(C_{1} - C_{2})}{\sqrt{\pi}(\sqrt{D_{1}} + \sqrt{D_{2}})} \operatorname{erf}(\frac{x}{4D_{1}t}), & (x < 0); \\ C_{B}(x, t) = \frac{C_{1} + C_{2}}{2} + \frac{\sqrt{D_{1}D_{2}}(C_{1} - C_{2})}{\sqrt{\pi}(D_{2} + \sqrt{D_{1}D_{2}})} \operatorname{erf}(\frac{x}{4D_{2}t}), & (x > 0). \end{cases}$$
(5)



Fe₃A I扩散焊界面元素分布方程式(5)中, 最重要的参数是扩散系数 D_1 、 D_2 。界面两侧的原始浓度通过电子探针测定。元素的系数采用放射性同位素示踪法测定, 扩散因子 D_0 和扩散激活能 Q 通过计算得出。Fe₃A l与 Q235钢中元素的扩散因子 D_0 和 扩散激活能 Q 见表 2。根据阿累尼乌斯公式 $D = D_0 \exp(-Q RT)$, 应用 C 语言编写程序, 计算得到的 FeA l中元素在不同温度下的扩散系数见图 2

表 2 Fe₃A l与 Q 235中元素扩散因子 D₀和扩散激活能 Q Table 2 Diffusion factor(D₀) and activity energy (Q) of elements in Fe₃A I and Q 235 sheel

发 粉	Fe_3Al			Q235	
≫xx -	A l	Fe	C r	Al	Fe
扩散因子D ₀ /(10 ⁶ µm ² · s ⁻¹)	1. 7	4	20	170	200
扩散激活能 Q ℓ(kJ mol-1)	211 09	166 36	308 6	142	239



图 2 Fe₃AI中元素的扩散系数与温度的关系 Fig 2 Relation of diffusion coefficient and temperature

T=1060 [℃]和 t=45 m in条件下,根据方程式 (5)求解 FeAlQ235扩散焊界面附近的元素分布。 采用 EPMA对 FeAlQ235扩散焊界面附近的元素 分布进行测定,实测值和计算值见图 3. 计算值与 EPMA测定的界面附近元素分布接近,但计算值曲 线不能反映扩散焊界面附近元素浓度的波动。因为 在扩散焊过程中,界面附近成分偏析、晶体缺陷和晶 界等对元素扩散有较大影响。

Fe₃A1Q235界面附近 Fe元素分布的计算值与 实测值接近(最大差值 4 5%)。A1元素分布的计 算值与实测值最大差值约 16%。但 A1 Fe计算值 与实测值的扩散趋势是一致的。

Fe₃A1Q235扩散焊界面元素的扩散距离与保 温时间的平方根之间的关系见图 4 界面过渡区中 元素扩散距离与保温时间的平方根之间近似呈线性 关系,即 Fe₃A1Q235界面附近元素的扩散距离与



图 3 Fe₃A I/Q235 扩散焊界面附近的元素浓度分布 Fig 3 E bem ent concentration distribution near Fe₃A I/Q235 diffusion interface

保温时间满足下述抛物线方程

$$c^{2} = K_{\rm p} (t - t_{\rm 0}), \qquad (6)$$

式中: x为元素的扩散距离; K_p 为元素的扩散速率; t为保温时间; t_a 为潜伏期时间。

扩散焊界面附近元素计算方程中,直接反映元 素分布的参数是扩散系数 D、扩散距离 x和保温时 间 t 根据 Fe₃A1Q235界面过渡区 A1 Fe扩散距离 x与保温时间 t的关系 (见图 4),加热温度从 1040 °C升高到 1080 °C时, A1 Fe扩散速率明显增加。



图 4 Fe₃AIQ235界面元素扩散距离与保温时间的关系

Fig 4 Relation between diffusion distance and holding time near Fe₃A I/Q235 interface Fe₃A1Q235界面反应层发展构成了界面过渡 区,过渡区的宽度与时间的关系呈抛物线规律增加。 与元素的扩散系数密切相关。根据布加科夫提出的 元素扩散距离与时间以及元素扩散速率与温度之间 的经验公式^[8]

$$x^{2} = \frac{2}{C_{i}} \Delta C \cdot D \cdot (t - t_{0}), \qquad (7)$$

$$x^{2} = K_{p} (t - t_{0}), K_{p} = k_{0} \exp(-\frac{Q}{RT}),$$
 (8)

式中: ΔC 为界面两侧的浓度差; D 为扩散系数; t_0 为 潜伏期时间; C_i 为元素的浓度; Q 为扩散激活能; R为气体常数; k_0 为系数。

根据 Fe₃A l界面过渡区元素的 *D* 与 *T*的关系, 计算 A l Fe的扩散激活能 (*Q*)和扩散因子 (*D*₀)为: Q_{A1} =133 02 kJ mol Q_{Fe} =103 92 kJ mol $D_{0(A)}$ = 23. 2×10⁶ μ m² /s $D_{0(Fe)}$ = 8 4×10⁶ μ m² /s

在扩散焊条件下,界面过渡区元素的扩散系数 大于元素在 Fe₃A 和 Q235钢中元素的扩散系数,且 随着加热温度的升高而增加。计算得到的 Fe₃A1/ O235扩散焊界面过渡区宽度为

$$x^{2} = 0 2 \exp(-\frac{133 \ 02}{RT}) (t-t_{0}).$$
 (9)

随着加热温度和保温时间的增加,过渡区宽度 x逐渐增大。在一定温度下, $t \ge 60 \text{ m in}$ 以后界面过 渡区宽度不再明显增加。式 (9)中的 t_0 可由图 4a 中扩散距离直线延长线与横坐标的交叉得到,例如 1060 °C时约为 30^2 s(即 15 m in)。在 1060 °C × 60 m in扩散焊条件下对 Fe₃A l扩散焊界面过渡区宽度 x进行计算。将计算结果 ($x=33.9\mu$ m)与过渡区宽 度实测值 ($x' = 31.8\mu$ m)进行比较, Fe₃A l Q 235界 面过渡区宽度计算值稍大于实测值,差值约 6.5%。

异种材料扩散焊界面过渡区的形成有一定的潜 伏时间 & 保温时间小于 &时不能形成稳定的扩散 过渡区。确定工艺参数时,在保证获得具有合适宽 度的界面过渡区条件下,提高加热温度 T可以适当 减少保温时间 t 以提高焊接效率。

3 结 论

(1)FeAlQ235界面过渡区元素的扩散系数

大于 FeA I和 Q 235钢中元素的扩散系数。这表明 FeA IQ 235界面附近的相结构有利于元素扩散。

(2) Fe₃A1Q235扩散焊界面附近 Fe A 1分布 的计算值和 EPMA 实测值接近。计算值与实测值 扩散趋势一致,最大差值分别为 4 5%和 16%。

(3) Fe₃A 1Q 235扩散焊界面过渡区宽度 x 与保温时间 t符合抛物线规律: $x^2 = 0$ 2exp (-133 02 *RT*)($t - t_0$); $t < t_0$ 时不能形成稳定的扩 散过渡区, t > 60m in界面过渡区宽度不再明显增加。

参考文献:

- D avid S A. Horton J A. M dk am ey C G. et al. Welding of iron a hm in ides [J]. Welding Journal 1989 68 (9): 372s-381s
- [2] David S A. Zacharia T. Weldability of Fe₃A+ type a lm in ide
 [J]. Welding Journal 1993 72 (5): 201 s-207 s
- [3] 高德春,杨王刖,董 敏,等. Fe-Al基合金的焊接性[J]. 金属学报,2000,36(1):87-92.

[4] LiYajiang Wang Juan Yin Yansheng *et al* Analysis of microstructure in the interface of diffusion welding for Fe₃AlQ235 dissimilar materials
[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2002 23(2); 25-28.
李亚江, 王 娟, 尹衍升,等. Fe₃AlQ235异种材料扩散焊界

[5] Li Yajiang Wu Huiqiang Wang Juan Characterization of inter face in diffusion bonded Fe₃A1/Q235 carbon steeld issin ilarmate rial[J]. Materials Science and Technology 2003 19(2): 227– 230

面相结构分析 [J]. 焊接学报, 2002, 23 (2): 25-28

[6] HePeng Feng Jicai Qian Yiyu et al Numeric analysis for den sity distributio jn of element at the inter face in diffusion bonding
[J]. Transactions of the China Welding Institution 2002 23
(3): 80-82.
何 鹏,冯吉才,钱乙余,等.扩散连接界面元素浓度分布的

数值分析 []]. 焊接学报,2002 23 (3): 80-82.

- [7] 冯 端. 金属物理[M]. 北京: 科学出版社, 1999
- [8] 何康生,曹雄夫.异种金属焊接[M].北京:机械工业出版 社,1986

作者简介: 李亚江,男,1954年 12月出生,教授,博士生导师。研 究方向为新材料与特种焊接技术。主持国家自然科学基金,获省 (部)级科技进步奖 4项 发表论文 120多篇,70多篇被 SCL EI收 录。

Email yajli@sdu edu. cn

on-coming work on prediction of residual stresses and welding distortions was built

Keywords projection welding coupled finite element method, projection collapse nugget formation

Elements diffusion near diffusion welding interface of Fe_3Al alloy and Q235 bw-cathon steel LI Ya jiang¹², WANG Juan¹, YN Yan sheng¹, MA Hai jun¹ (1. Key Lab of Liquid and Heredity of Materi als M in istry of Education Shandong University Jinan 250061. China 2 NationalKey Lab of AdvancedWelding Technology Harbin Institute of Technology Harbin 150001. China). p41-44

Abstract The element distribution near the Fe₃A1/Q235 diffusion welding interface was calculated and measured by means of electron probe microanalysis The results indicated that the calculated value of A land Fe content near the interface was close to them easured value. Element diffur sion coefficient in the interface transition zone is larger than that in the base materials Fe₃A l and Q235 steel under the same temperature and the phase structure near the Fe₃A1/Q235 interface is favorable to element diffusion. The diffusion distance of elements near the Fe₃A1/Q235 interface increased with the increasing of the heating temperature and the holding time. The relation between the width of the interface transition zone and the holding time conformed to parabolic growth law. The width of the in terface transition zone was not increased obviously when the holding time was longer than 60 m in

Keywords Fe3Alaloy, diffusion welding interface, elements diffusion

Calculation and application for activity interaction parameters of Sn CeMe lead free solder slbys XUE Song bail, CHEN Yan², L^Ü X iao chun²(1. Nanjing University of Aeronautics and Astonautics N an jing 210016 China 2. Harbin Welding Institute Harbin 150080 China). p45 47, 80

Abstract The activity interaction parameters between Ce and Sn or Me in Sn Ce Me termary alloy system s(Me = Pb B, i Zn Sb Ag Cu Cd) are calculated and analyzed by means of Choum odel. The calculating results show that Ce have high affinity with element Sn not only in Sn Pb Ce termary alloy system, but also in Sn Bi Ce Sn Sb Ce Sn Zn Ce Sn Cd Ce Sn Ag Ce Sn Cu Ce termary alloy system. The results will provide foundations for theoretical analysis for developing new lead-free solder at by s

Keywords Cerium; lead free solder Choumode; lactivity inter action parameter

Effect of ultrasonic impact treatment on residual stress of welded structure RAO De lin, CHEN Li gong NI Chun zhen, ZHU Zheng qiang (Welding Engineering Institute Shanghai Jiaotong Uni versity Shanghai 200030 China). p48 50 64

Abstract The effects of ultrasonic in pact treatment (UIF) on the

residual stresses of welded rectangular steel (Q345) pillarwere investiga ted Submerged arc welding (SAW) and electroslag welded joint are processed with UIF. Two in pactmethods full in pact and weld be in pact are involved for SAW joint. The test results indicated that UIF can produce compressive stress under the weld (depth less than 3 mm) and the max stress reaches -134 MPa. Weld be UIF can reduce the residual stress of the be and the weld. The measurement of residual stress on partial penetrating and penetrating SAW shows that with in the depth of stress measuring (drill hole method). the UIF can reduce the max inum principal stress of the weld by 34% to 55%.

Keywords welded structure; ultrasonic in pact treatment; residual stress

Transient liquid phase diffusion bonding of a single crystal superalloy DD6LIX iao hong MAO Wei GUO War lin XIE Yong hui(Beijing Institute of Aeronautica Materials Beijing 100095 China). p51-54

Abstract DD6 alloy was bonded by transient liquid phase (TLP) diffusion bonding The main compositions of the interlayer alloy were similar to those of the DD6 base metal and a certain amount of element B was added as them elting point depressant. The results show that it is difficult to obtain the joints with the microstructures completely homogene ous. For the joint TLP diffusion bonded at 1290° C for 12 k about that if areas of the beam possessed a $\gamma + \gamma$ microstructures nearly identical with that of the base metal and the other local areas consisted of γ - solution bondes etc. Prolonging the bonding time to 24 k the inhomogeneous areas in the joint reduced and the joint property improved. The joint stress rupture strength at 980° C and 1100° C reached 90% - 100% and 70% - 80% of those of the base metal respectively.

Keywords single crystal superalloy, transient liquid phase differ sion bonding joint stress rupture property

Mobile robot for welding ship decks with function of auto searching weld line ZHANG Ke¹, LU Xue qing¹, WU Yi xing^{1, 2}, ZHANG Yue¹(1 Shanghai Jiaotong University Shanghai 200030 China; 2 State Key Laboratory of Metal Matrix Composities Shanghai 200030 China). p55-59

Abstract A mobile robot for welding of ship deck is developed with the function of auto-searching weld line. The wheeled motion mechanism is used for the welding robot. In addition, a cross adjustment slider is mounted on the body of robot and the system can obtain two dimension deviation signals by scanning the weld groove with laser PSD style dis placement sensor. A digital signal processor is used as CPU of the system. Moreover several special motion controllers and drivers are used for servosystem so as to make multifreedom work in spase coordinately. Within deviation range the system makes the robot body track seam roughly while making the cross slider track seam accurately in real time Furthermore the system has the function of auto-searching track name ly auto-searching weld line according to the characteristics of weld groove