Vol 32
 No 5

 May
 2011

吴铭方¹², 司乃潮¹, 王 敬², 王凤江²
(1 江苏大学 材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212013
2 江苏科技大学 材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212003)

摘 要: 在不同的加热温度和保温时间条件下,对铁/铝扩散偶的元素扩散特征和界面 反应层形成机理进行了探讨. 结果表明,保温时间较短.界面结构为纯铁/FeAl+Al/ FeAl纯铝,保温时间超过某一临界值,不稳定的 FeAl,准稳定的 FeA将转化为稳定的 FeAl和 FeAl金属间化合物,最终界面反应层结构为纯铁/FeAl+FeAl,纯铝. 界 面反应层生长满足抛物线法则,即反应层生长速率受控于 Fe原子向铝侧界面的扩散速 率. 研究成果对于提高铝合金与不锈钢焊接接头质量及对焊接过程进行实时监控具有 一定意义.

关键词: 纯铁; 纯铝; 扩散反应; 界面结构

中图分类号: TG115 28 文献标识码: A 文章编号: 0253-360X(2011)05-0029-04



吴铭方

0序 言

铝合金具有比强度大、比刚度高、重量轻、耐腐 蚀等特性,不锈钢具有高强度、抗腐蚀性等优点,铝 合金与不锈钢焊接结构在航空航天、汽车、化工、能 源等领域具有广泛的应用前景^[1-4].大量研究证 实[5-7],铝合金与不锈钢焊接,无论是固相焊接,还 是液相焊接,都易在界面产生 Fe-A 绘属间化合物, 尤其是易产生脆性极大的 Fe Al 和 FeAl 金属间化 合物. 部分研究结果表明^[*9], FeA 绘属间化合物 的生成和长大受控于 Fe原子与 A原子的扩散行 为,而 Fe原子与 A 原子的扩散行为取决于焊接条 件下的加热温度、保温时间、连接界面的状态等焊接 环境. 可以说, 如果 Fe原子与 A 原子的扩散行为 发生了改变,FeA脆性金属间化合物的种类、数量、 形态及分布必然发生相应变化,因此,加强对 F9原 子与 A原子扩散行为,特别是对其界面反应层生长 机理进行研究具有十分重要的意义.

文中研究以纯铁 /纯铝作为扩散偶,在不同温度 和保温时间条件下进行扩散试验,重点研究 F^e原子 与 A原子的扩散行为,探讨界面反应层生长机理, 从而为预测界面 F^eA 脆性金属间化合物的形成和 长大,以及工程中焊接不锈钢与铝合金提供理论分

收稿日期: 2011-01-15

基金项目: 江苏省研究生创新计划资助项目 (CX08 S_008Z)

析的依据.

1 试验方法

试验母材为纯铁和纯铝,试样尺寸为 20 mm× 20 mm×2 mm,试样加热前,使用金相砂纸打磨并 用超声波丙酮清洗.扩散加热和冷却过程在真空炉 中进行,热态真空度不低于 5×10⁻³ Pa 纯铁 纯铝 扩散工艺参数为:加压 2 6 MPa扩散温度分别为 510 ℃和 540 ℃,保温时间 10~300 m \dot{p}

扩散试验结束后,采用线切割沿试样中心线截 取微观分析用样品,分析面经 1号 ~5号金相砂纸 打磨后进行抛光处理. 纯铁 纯铝扩散界面组织分 析采用扫描电子显微镜, Fe原子与 A 原子扩散行 为研究使用 EPMA特征点元素分析采用 EDS为了 探讨纯铁 纯铝扩散界面组织结构,使用 XRD进行 逐层研磨测试.

2 试验结果与分析

2 1 界面反应层组织

铁 結扩散偶在加热温度为 540 ℃,保温时间为 60 300 ^{min}条件下的界面组织和元素分布如图 1所 示.其中图 1 ³反映了保温时间为 60 ^{min}的铁 結扩 散反应区微观组织形貌,图 1 b为图 1 ^a的 EPMA测 试结果,图 1 ^c反映了保温时间为 300 ^{min}铁 結扩





图 1 Fe/A 扩散界面组织和元素浓度场

Fg 1 Microstructure and element distribution in Fe/Al couple

由图 1可见,在加热温度为 540 [℃],保温时间为 60 ^m iⁿ条件下,铁/铝扩散偶界面反应区明显存在双 层结构,即I 区和 II 区,如图 1^b所示.表现在靠近 铁侧的I 区含铝量很高,含铁量很低;靠近铝侧的 II 区含铝量与含铁量相当.从元素扩散趋势来看, Fe元素扩散较为平缓,没有出现大的起伏;而 A 元 素的浓度场起伏较大,靠近铁侧界面出现了 A 元素 富集,远离铁侧界面含铝量迅速下降.在加热温度 为 540 ℃条件下,保温时间增加至 300 ^{mi} 梁铁 侣扩 散偶界面反应区含铁量迅速增加,铝元素分布逐渐 平缓.说明随着保温时间延长,Fe原子在浓度梯度 驱使下,源源不断地从基体铁侧向铝侧基体扩散迁 移,从而造成铁 侣扩散偶界面反应区含铁量不断增 加;而 A 元素扩散行为总体表现为在铁 侣扩散偶 界面反应区的均匀分布.

为了进一步验证 F^e原子和 A原子在铁 铝扩 散偶界面反应区的扩散行为,对图 1中的特征点 A B C D E F G进行了 EDS测试,结果如表 1所示. 由表 1可知,在保温时间为 60 ^{min}时,靠近铁侧界 面主要含 A 元素,另外含有极少量的 F^e元素;远离 铁侧界面的 C点区域(图 1 ^a中的黑色组织)含铁量 和含铝量的原子分数之比几乎达到了 1 ⁱ¹左右,说 明该区域一定发生了铁与铝之间的化学反应,从而 生成了 F^{eA} 金属间化合物.保温时间增加到 300 ^{min}铁 铝扩散偶界面反应区中部 (特征点 E F)的 测试数据变化不大,即铁与铝的原子分数之比稳定 在 1 ²左右.图 1 ^c的组织形貌也能充分证明这一 点,即保温时间为 300 ^{min}与图 1 ^a相比,铁 铝扩散 偶界面反应区中部呈深灰色,色差较小,组织均匀, 层状组织结构消失.

表 1	能谱分析结果	(原子分数,%)
Table 1	Spectrum co	m pos itjon analysi

测试点	Fe	Al
А	8 38	91. 62
В	1 44	98.56
С	56 79	43. 21
D	51 15	48.85
Е	32 05	67.95
F	32 21	67.79
G	34 13	65.87

图 2反映了工艺参数对铁 铝扩散偶界面反应 层生长的影响.加热温度为 540 ℃,在保温时间为 30 ^{min}条件下,铁 铝扩散偶界面组织形态与保温 60 ^{mir}变化不大,即表现为靠近铁侧的界面含铝量 较高,含铁量较低;靠近铝侧界面含铝量与含铁量相 当.另外基体铁和铝的界面较为平直,界面反应层 厚度约为 11 ^μ^m如图 2^a所示.保温时间延长到 120 ^{min}界面反应层含铁量、含铝量与保温 300 ^{min} 相当,层状组织已不明显,另外基体铝侧界面已变得 凹凸不平,界面反应层平均厚度达到 21 ^μ^m左右. 加热温度为 510 [℃]、保温时间为 120 ^mⁱⁿ界面组织 和形态与加热温度为 540 [℃]、保温时间为 120 ^{m iⁿ} 相当,界面反应层平均厚度为 18 ^{µm}左右.



图 2 工艺参数对界面反应层生长的影响

Fig. 2 Effect of parameters on interfacial layer

为了进一步探明铁/铝扩散偶界面反应区的组 织结构,采用逐层研磨法,对 D点、F点、G点 (图 1℃所在平面进行了 XRD测试,结果如图 3所 示.在加热温度为 540 [℃]、保温时间为 300 ^m迎对 于铁/铝扩散偶在靠近铁侧界面反应层主要由 FeA1 和 Fg AJ金属间化合物构成,界面反应区中部和靠 近铝侧主要由 FeAJ和 Fg AJ金属间化合物组成.

综合以上分析可以认为, 在加热温度为 540 $^{\circ}$ 条件下, 保温扩散的初期, 铁 / 铝扩散偶反应区靠近 铝侧界面首先产生 FeA 金属间化合物, 靠近铁侧生 成不稳定的 FeAl 金属间化合物, 并有大量 A 原子 富集. 进一步延长保温时间, 随着基体铁中不断有 F·原子向界面反应区扩散, 不稳定的 FeAl 金属间 化合物, 以及准稳定的 FeA 金属间化合物逐渐转化 为稳定的 F§A] 和 FeAl 金属间化合物. 因此, 从 这个角度来看, F^e原子穿越 FeAl FeA 金属间化合 物层的速率将决定 F§A] 和 FeAl 金属间化合物的 生长速度. 降低扩散加热温度, 缩短保温时间, 控 制 F^e原子扩散速度, 对于有效提高铝合金与不锈钢 的焊接质量将发挥重要作用.

2.2 界面反应层生长机理

根据以上测试结果和分析讨论,对于铁 /铝扩散 偶在文中试验条件下,其界面反应层的形成过程可 以用图 4表示,即整个反应过程分成 4个阶段.

(1)界面反应阶段 1. 将纯铁 纯铝扩散偶置于 真空环境加压、加热. 由文献 [9] 可知, 当加热温度 低于 450 ℃时, F原子与 A原子的互扩散系数都



图 3 铁/铝扩散层各界面 XRD 测试结果

Fig. 3 XRD results on interfacial layer in Fe/Al couple





很小. 但当温度超过 450 ℃之后, F^e原子在铝中的 扩散能力迅速增强,在 550 ℃左右,扩散系数达到了 8 95×10⁻¹¹ cm²/,^s而 A⁻原子在铁中的扩散系数仅 为 1. 21×10⁻¹⁶ cm²/,^s 由此不难断定,在对铁/铝扩 散偶加热过程中将有大量 F^e原子越过铁/铝原始界 面,扩散进入铝基体中,如图 4 ^e所示.

(2)界面反应阶段 2 随着 F·原子扩散进入铝 基体中,铁 /铝扩散偶界面反应层将首先生成不稳定 的 F^eAl化合物相.提高加热温度,延长保温时间, 该反应层厚度增加.反应层由 F^eAl+A构成.

(3)界面反应阶段 3 随着保温时间进一步延 长,纯铁中的 F^e原子穿越 F^eAl反应层,扩散至纯 铝与 F^eAl界面,不断与 A原子发生反应生成 F^e A 金属间化合物,与此同时在该界面开始出现准稳 定的 F^eA 化合物. 该化合物层一旦形成,不断向纯 铝侧和 F^eAl侧生长. 宏观表现在 F^eA 化合物层厚 度不断增加, F^eAl+A反应层厚度不断减小.

(4)界面反应阶段 4. 当保温时间达到某一临 界值时,纯铁 /纯铝扩散偶界面反应层将完全转化为 热力学上稳定的 Fg AJ和 FeAJ金属间化合物. 即 当扩散保温时间足够长时,界面反应产物主要由 Fg AJ和 FeAJ构成.

从热力学观点来看,根据 FeA 上元相图可知, 在平衡条件下,纯铁 纯铝扩散偶界面反应产物应包 含 Fg A,1 FeA,1 FeA, Fg A, FeA, 等. 在研究中没 有检测出其它化合物的原因可能是这些化合物在文 中试验参数条件下不稳定,形成之后转化为其它稳 定的化合物;含量较低, XRD没能检测到.

综合图 1 图 2和其它试验数据得到,加热温度 为 540 [℃],保温时间分别为 30 60 120 300 ^{m in}界 面反应层的平均厚度为 11 15 21 32 ^{µ m},温度在 510 [℃]条件下,界面反应层的平均厚度分别为 10 13,18 28 ^{µ m},以界面反应层厚度为纵坐标,保温时 间的平方根为横坐标作图,发现铁 铝扩散偶界面反 应层生长满足抛物线法则,即反应层生长速率受控 于 F^q原子向铝侧界面的扩散速率,温度升高,F^q原 子扩散速率加快,反应层厚度增加.

3 结 论

(1)对于纯铁 纯铝扩散偶, 在加热温度为 540

 $^{\circ}$,保温时间小于 30 ^{min}的工艺参数条件下,纯铁 侧界面生成不稳定的 F^{eA1}化合物,纯铝侧界面生 成准稳定的 F^{eA}化合物,界面结构为纯铁 / F^{eA1}+ A1/F^{eA1}纯铝.

(2) 在加热温度为 540 [℃], 保温时间大于 60 ^{min} 的工艺参数条件下, 不稳定的 FeA_{\bullet} 准稳定的 FeA_{\bullet} 将转化为稳定的 FeA_{\bullet} 和 FeA_{\bullet} 金属间化合物, 最终 界面反应层结构为纯铁 / FeA_{\bullet} + FeA_{\bullet} 纯铝.

(3)界面反应层生长满足抛物线法则,反应层 生长速率受控于 F^e原子向铝侧界面的扩散速率.

参考文献:

- [1] Wang JH, Homy EF, Lin SJ et al. Interface study for stainless steel fiber reinforced a luminum matrix composited J. Journal of Materials Science 1997, 32(3): 719-725.
- [2] Rollin M. Luster JW, Aradeniz G K, et al. Strength and structure of fumace brazed joint between alum inum and stainless steel
 [J. Welding Journal 1999 78 (5); 151 s-155 s
- [3] 才田一幸, 黑田晋一, 西本和俊. A6061とプリコ ト金属の
 共晶反応によるA6061界面反応性向上[J. 溶接学会論文
 集, 2005 23(3): 405-411
- [4] 黑田晋一, 槙野一郎, 加田勝彦. Agイン井 ト金属による A6061/SUS316の拡散接合性の改善と数理的手法によるその 定量的評価[]. 溶接学会論文集, 1999 17(4): 519-525.
- [5] 沓名宗春、ラソゥドマノジュ、菰田頼忠.低炭素鋼とアル
 ミニウム合金のロ ル圧接継手の接合機構に関する研究
 [].溶接学会論文集、2003 21(1): 101-108.
- [6] 渡辺健彦,土井悠平,柳沢敦.軟鋼とAlMg合金の抵抗スポ ット溶接[].溶接学会論文集,2005 23(3):491-495.
- [7] Shahverdi H R, Ghom ashchi M R, Shahestar S, Microstructural a nalysis of interfacial reaction between molten a luminum and solid i rong J. Journal of Materials Processing Technology 2002 124 (3): 345-352
- [8] 渡辺健彦,高山博史,柳沢敦.回転ピンによる鉄鋼とアル ミニウム合金の固相接合界面の観察[J].溶接学会論文集, 2005 23(4):603-607
- [9] 沓名宗春. レ ザロ ル圧接による A5052アルミ合金と SP-IC鋼の接合[]. 溶接学会論文集, 2003 21(2): 282-294

作者简介:吴铭东 男,1962年出生,教授,博士研究生.主要从 事新材料连接方面的科研工作.发表论文 20余篇. Email wu_ming fang@163 com 100084 China, 2 Key Laboratory for Advanced Materials Processing Technology The Ministry of Education, Tsinghua University Beijing 100084 China). P 17-20 24

The effects of welding parameters including la Abstract ser power welding speed welding conditions on pore formation tendency (represented as porosity) during laser welding of die cast magnes jum alloys with two different gas contents were inves. tigated and the porosity prevention measures were also studied It is shown that the pore formation tendency during laser welding of 2 mm thick die castmagnesium alloys with higher gas content is greater than that of 5 mm thick die-castmagnesium alloys with lower gas content As a whole the porosity increases with the in crease of laser power and the decrease of welding speed for both two thicknesses For 5 mm thick die cast magnesium alloys with lower gas content by porosity weld bead can be obtained by both double sided welding and remelting after welding and the porosity can reduce to 2 4% and 2 5%, respectively Howev_ er for the 2 mm thick die cast magnesium alloys these porosity prevention measures are not effective

Keywords pore pore pievention, laserwelding welding parameters die castmagnesium albys

E ffect of h gh-energy shot peening on diffusion behavior of nidkel in iron WANG Yuetian SHENG Guangmin SUN Jianchun IU Hao (School of Materials Science and Engineer ing Chongqing University Chongqing 400030 China). P 21-24

A bstract High-energy shot peening (HESP) was used to make surface self nano crystallization (SSNC) on pure iron The thickness of the deformation layer surface grain size and hardness were characterized by optical microscope (OM), scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffraction analysis (XRD), and then Ni fith was penetrated into the surface of iron by the Gleeble 1500 thermal simulation test machine. The SEM was used to compare the diffusion effects. The results showed that the surface of industrial pure iron was refined obviously after the shot peening treatment, its hardness increased significantly and was one time higher than that of the matrix. Under the same conditions, the diffusion rate of N i in the specimen after SSNC was higher than that without SSNC so the SSNC technology can improve diffusion effect of N i on the surface of industry pure iron.

Keywords pure iron SSNC shot peening diffusion

Signal processing in ultrasonic test of austenitic welds based on time frequency analysis WANG Bingfang HAN Zan dong YUAN Keyi CHEN Yifang (KeyLaboratory for Advanced Materials Processing Technology The Ministry of Education, Ts inghua University Beijing 100084 China). P 25-28

Abstract Signal processing in ultrasonic test of austenitic welds was studied Based on time frequency analysis a comprehensive signal processing method was proposed which was a combination of matching pursuit and wavelet analysis Thismethod distinguishes flaw information and material noise from a point of energy and frequency respectively and in proves the SNR of the ultrasonic echo signal. To verify the effectiveness of the method an ultrasonic test system was established. Test experimentwas carried out with a 53 mm thick weld specimen and a signal with large amount of material noise was acquired. The noised signal was processed by the proposed method The first 18 time frequency atoms were extracted by matching pursuit with syms wavelet packet dictionary the extracted signal was analyzed by syms wavelet decomposition and reconstructed with bw frequency coefficients. The result shows that the material noise is reduced effectively and the flaw echo signal is enhanced significantly

K ey w ords austenitic welds ultrasonic test time fre. Quency analysis matching pursuit wavelet analysis

A nalysis on grow the mechanism on interfacial interlayer on Fe/Alcouple WUM ingfang², SINaichao, WANG Jing, WANG Fengjiang (1 School of Materials Science and Engineer ing Jiangsu University Zhenjiang₂₁₂₀₁₃ China, 2 School of Materials Science and Engineering Jiangsu University of Science and Technology Zhenjiang₂₁₂₀₀₃). P 29-32

A bstract To understand the formation mechanism and growth behavior of FeA1 intermetallics the element diffusion and interfacial reactive interlayer in Fe/A1 couple were studied at the different heating temperature and holding time. The interfacial structure is Fe/FeA1 + A1 FeA1/A1 at the shorter holding time while the unstable FeA1 and FeA1 will change into the stable Fe2A3 and FeA3 intermetallics at a longer holding time. The final interfacial structure was Fe/Fe2A3 + FeA3 /A1 The growth of interfacial reactive layer follows the parabolic rule and its rate is controlled by the diffusion rate of Fe atoms into A1 side. The results are helpful to improve the bonding quality between alum i num alloys and stainless steel

Keywords Fe Al diffusion interfacial structure

Investigation of out of Plane welding distortion in alum inum alloy welding with external restraint XIAO X aoming, PENG Yun, ZHANG Jianxur, PEI Y2, TAN Zhiling (1. State Key Laboratory of Advanced Steel Processes and Products Central Iron & SteelResearch Institute Beijing 100081, China 2 State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials X ian Jiaotong University X ian 710049, China). P 33-36

A bstract The characteristics of constraint force and dynamic welling distortion of aluminum alloy $5A_{12}$ with constraint TIG welding were investigated by dynamic temperature and distortion measuring system. The effects of constraint force and its release on out of plane welling distortion were analyzed. Research results show that out of plane welling distortion is different with the different constraint force and welling distortion can be controlled by the proper constraint force the welding distort to result in the residual distort to result in the residual distort to result in the residual distort to no force the welding the residual distort of a method is to no force the main factor to result in the residual distort to no form thick aluminum alloy $5A_{12}$ plate can be well restrained at the constraint force of 0.2 kN and the loading position is 45 mm form the centerline of weld

Key words aluminum alloy deformation, constraint force elastic recovery

Double pulsed MIG expert database based on mathematical modeling CHEN Xiaofeng LN Fang WEI Zhonghua XUE Jaxiang (School of Mechanical & Automotive Engineering South China University of Technology Guangzhou 510640 Chi na). P37-40