

## 轧制复合铝/不锈钢界面金属间化合物的生长动力学

周德敬<sup>1</sup>, 尹林<sup>2</sup>, 张新明<sup>2</sup>, 唐建国<sup>2</sup>, 刘星兴<sup>2</sup>

1. 银邦金属复合材料股份有限公司, 无锡 214145;
2. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

**摘要:** 对轧制复合铝合金/不锈钢双层复合材料进行不同温度和时间退火, 借助 Zeiss Ax10 金相显微镜、Quanta-200 型扫描电镜、EDAX 能谱仪和 D-max X 射线衍射仪对复合界面结合区进行金相组织观察、元素成分线扫描分析、界面化合物 EDS 分析及 XRD 物相鉴定, 研究复合界面上金属间化合物的生长行为。结果表明: 复合界面金属间化合物(IMC)主要为 Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 相, 当退火温度达 773 K 时, Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 已在界面上生成; 随退火时间的延长, Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 的增厚符合抛物线法则; 界面金属间化合物 Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 的生长激活能为 162.3 kJ/mol, 并获得其生长动力学模型, 通过此模型可对化合物层厚度进行初步计算。

**关键词:** 铝/不锈钢层状复合材料; 金属间化合物; 轧制复合; 生长激活能; 生长动力学

中图分类号: TG146

文献标志码: A

## Growth kinetics of intermetallic compounds at aluminum/stainless steel interface bonded by rolling

ZHOU De-jin<sup>1</sup>, YIN Lin<sup>2</sup>, ZHANG Xin-ming<sup>2</sup>, TANG Jian-guo<sup>2</sup>, LIU Xing-xing<sup>2</sup>

- (1. Yin Bang Clad Material Co., Ltd., Wuxi 214145, China;
2. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

**Abstract:** The aluminum/stainless steel clad plates bonded by hot-rolling were annealed at different temperatures for different times. The microstructure, element distribution and identification of the intermetallic compound (IMC) at the interface were studied with Zeiss Ax10 optical microscope, Quanta-200 scanning electron microscope, EDAX energy dispersive spectrometer, D-max XRD, respectively. The influence of annealing temperature and time on the formation and growth of the IMC at the interface was investigated. The results show that the IMC (Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>) forms at the interface, which begins to form when the temperature is up to 773 K. With elongation of the annealing time, it becomes thicker according to the parabolic law. The growth activation energy for the growth of the compound is 162.3 kJ/mol, and the growth kinetics model is obtained, by which the thickness of the IMC can be evaluated.

**Key words:** aluminum/stainless steel cladding material; intermetallic compound; roll bonding; growth activation energy; growth kinetics

铝合金/不锈钢层状复合材料兼具不锈钢的耐腐蚀、耐磨损和良好的力学性能以及铝合金良好的导热、导电、低密度性能的优点, 在汽车、航空、化工、炊

具和家电等领域有着广泛应用前景<sup>[1-5]</sup>。铝钢轧制复合材料后续一般要进行扩散退火处理, 其目的是通过原子的互扩散形成冶金结合, 同时消除轧制过程中形

基金项目: 科技基础设施建设计划—江苏省企业院士工作站资助项目(BM2010470)

收稿日期: 2012-05-25; 修订日期: 2012-08-20

通信作者: 张新明, 教授, 博士; 电话: 0731-88830265; E-mail: xmzhang\_cn@yahoo.cn

成的残余应力,便于后续深加工,如剪切、弯曲等加工工艺<sup>[6]</sup>。但是,在退火过程中铝钢复合界面容易生成脆性 Fe-Al 金属间化合物,这种脆性化合物相会严重破坏基体间的冶金结合。因此,深入认识铝钢复合材料退火过程中金属间化合物的演变规律,揭示金属间化合物的生长机制具有重要意义。

国内外关于铝钢界面化合物的研究多集中在热浸镀铝、铝钢扩散焊接以及铝合金/碳钢层状复合材料等方面,而对铝合金/不锈钢轧制复合材料界面化合物生长机制的研究鲜有报道。SPRINGER 等<sup>[7]</sup>利用 OM、SEM、EBSD 和 TEM 等手段研究了碳钢/纯铝、碳钢/铝-硅合金扩散组在不同条件下扩散处理后界面化合物的生长规律,对 Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 等金属间化合物相进行了衍射斑点鉴定。KOBAYASHI 和 KAKOU<sup>[8]</sup>研究了渗铝碳钢在 873~1 323 K 温度条件下扩散退火处理后界面金属间化合物的生长情况,研究结果表明,在 873~923 K 温度范围内主要生成 Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 相,而当温度高于 1 273 K 后 FeAl 和 Fe<sub>3</sub>Al 相开始生成。JINDAL 和 SRIVASTAVA<sup>[9]</sup>研究了轧制复合 IF-钢/铝合金在 773 K 温度下退火不同时间后界面金属间化合物 Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 的生长规律,指出 Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 相的厚度随退火时间增加遵循方程  $(\Delta x)^2 = 2kt$ , 其中  $k = 3.38 \times 10^{-14} \text{ m}^2/\text{s}$ 。CHENG 和 WANG<sup>[10]</sup>研究了不同 Si 含量对中碳钢热浸镀铝界面化合物的影响。YOUSAF 等<sup>[11]</sup>的研究结果表明,热浸镀时金属的化学元素组成、热浸镀温度以及时间都影响金属间化合物(Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>)的生长速度及其形貌。韩丽青等<sup>[12]</sup>研究了钛/不锈钢焊接界面金属间化合物的生长动力学,得出了界面金属间化合物生长动力学方程  $W = 1.15 \times 10^6 \exp[-50.93/(RT)]t^{1/2}$ 。

本文作者通过对热轧复合 AA3003 铝合金/SUS304 不锈钢层状复合材料进行不同条件的扩散退火处理,研究铝/不锈钢界面反应物相与时间和温度的关系,探讨金属间化合物的形成和生长过程。

## 1 实验

实验母材为退火态 AA3003 铝合金和退火态 SUS304 不锈钢,两种母材的化学成分见表 1。AA3003 铝合金复合尺寸为 300 mm×150 mm×4 mm; SUS 304 不锈钢复合尺寸为 300 mm×150 mm×1.2 mm。

热轧复合前两种母材先用丙酮浸泡 5 min,以去除表面油脂及脏污。用钢丝刷将不锈钢表面进行打磨,使其表面具有一定的粗糙度,再用清水冲洗干净,

表 1 AA3003 铝合金及 SUS304 不锈钢化学成分

Table 1 Chemical compositions of AA3003 aluminum and SUS304 stainless steel

Material	Mass fraction/%					
	Al	Cu	Mn	Si	Fe	Mg
AA3003	Bal	0.118	1.143	0.460	0.522	0.007
SUS304	-	-	1.320	0.400	Bal.	-

Material	Mass fraction/%				
	C	P	S	Ni	Cr
AA3003	-	-	-	-	-
SUS304	0.053	0.029	0.001	8.040	17.540

吹干;铝合金用 10%NaOH 溶液碱洗 5 min,热水冲洗,再用 10%HNO<sub>3</sub> 酸洗 5 min,冷水冲洗,热风吹干。之后将两种母材按照铝/不锈钢/不锈钢/铝 4 层对称的方式进行组合,以防止轧制过程中由于铝与不锈钢金属流动性差异大造成的板材弯曲。将组合料头尾部用铆钉进行铆接,以保证复合过程中的精确对中。轧制复合实验在  $d350 \text{ mm}$  两辊不可逆轧机上进行,热轧复合工艺为 723 K 下保温 30 min,采用单道次热轧,变形率为 40%。退火热处理实验在箱式电阻炉上进行,出炉空冷。

借助 Zeiss AX10 金相显微镜(OM)观察复合界面结合区的界面形貌并测量化合物层的厚度;借助 D-max X 射线衍射仪(XRD)、Quanta-200 型环境扫描电镜(SEM)和配备的 EDAX 能谱仪(EDS)分析铝/不锈钢界面区 Fe 和 Al 等元素的分布情况,并确定化合物相组成。

## 2 结果与分析

在铝钢层状复合材料退火过程中,复合界面上金属间化合物的生长对复合材料的组织性能影响很大,其反应过程十分复杂,受退火温度和时间的控制。

### 2.1 退火温度和时间对界面化合物生长的影响

图 1 所示为不同温度退火 1 h 后复合界面的金相显微组织形貌。其他工艺参数为轧制温度 723 K,采用 1 道次轧制,变形量为 40%。图 1(a)所示为轧制复合后未退火状态,从图 1(a)可以看出,复合界面较平直,两种母材结合效果良好;对其进行 SEM 高倍观察可见,界面上没有氧化物的存在(见图 2)。图 1(b)和(c)所示分别为经 723 和 748 K 退火 1 h 后的界面金相显微组织形貌,与未退火状态(见图 1(a))相比,经此

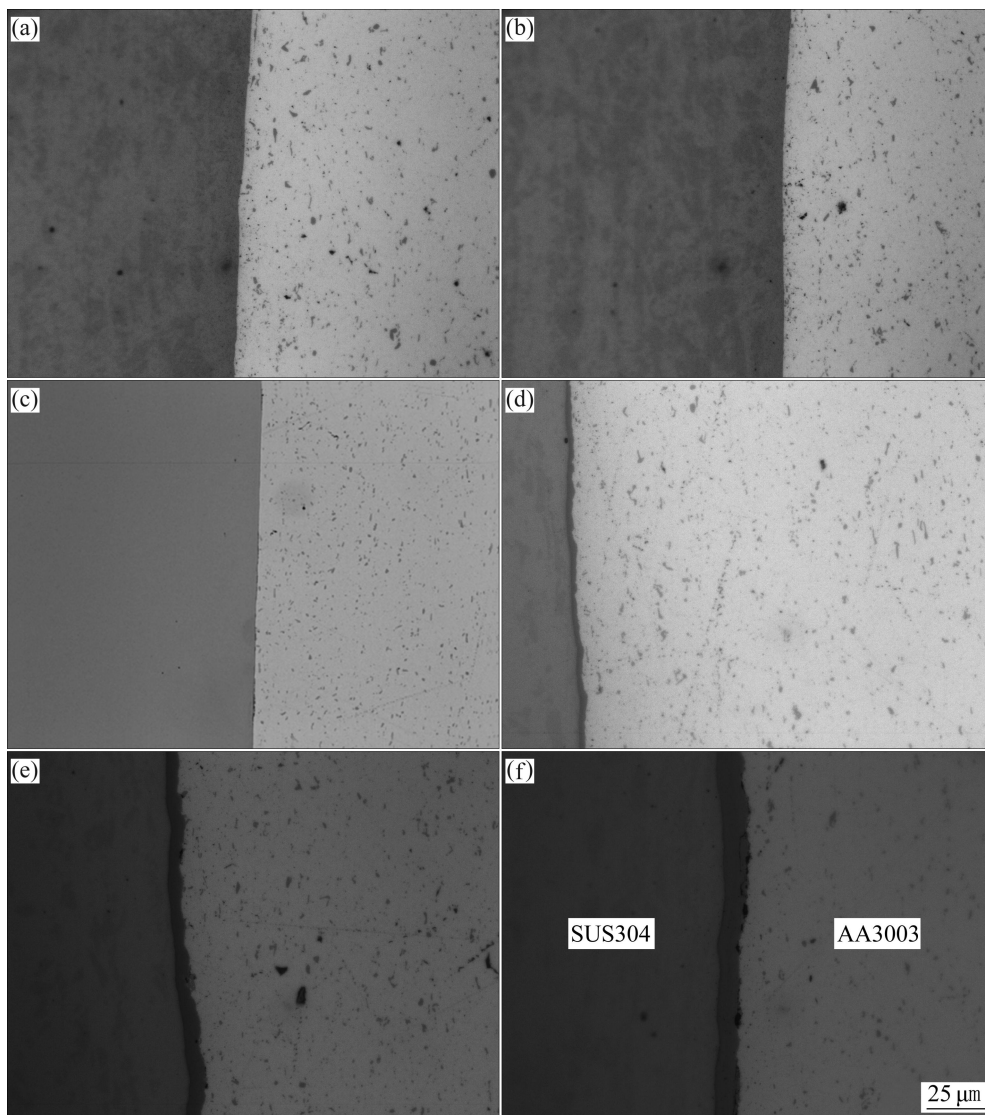


图 1 不同温度退火 1 h 后复合界面的金相显微组织

Fig. 1 Microstructures of cladding interface annealed at different temperatures for 1 h: (a) Untreated; (b) 723 K; (c) 748 K; (d) 773 K; (e) 798 K; (f) 823 K

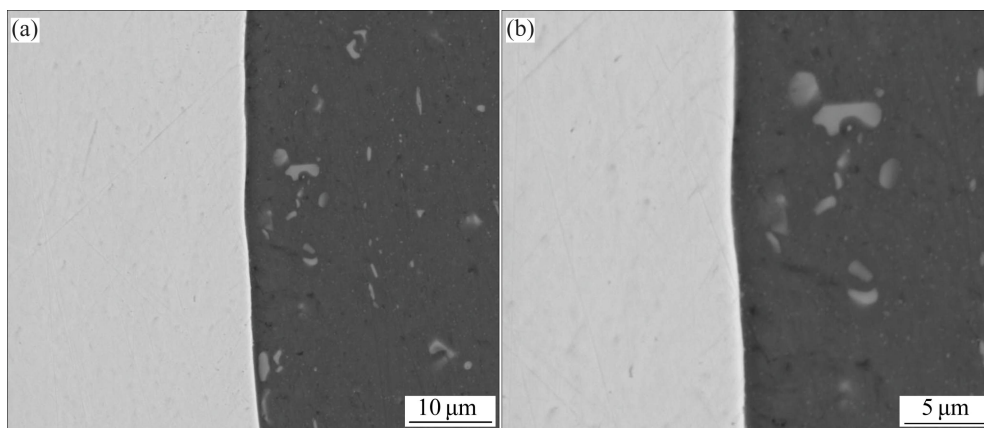


图 2 轧制态复合材料界面的 SEM 像

Fig. 2 SEM images of interface of composite after hot rolling: (a) Lower magnification; (b) Higher magnification

条件退火后复合界面形貌基本无变化,界面上没有金属间化合物生成。当退火温度提高到 773 K 时,界面上出现一薄层金属间化合物(见图 1(d)),厚度约为 2  $\mu\text{m}$ ,说明 773 K 时金属间化合物已很明显。随着退火温度的升高,界面化合物层厚度增加,当退火温度达 823 K 时,界面化合物的厚度增加到 10  $\mu\text{m}$ (见图 1(f))。随退火温度的升高,界面两侧 Fe 和 Al 等元素的扩散速率加快,从而在同一时间内通过界面扩散的元素含量增加,使得化合物层厚度增加。

退火时间对界面金属间化合物的生长也有明显的影响。在同一退火温度下,随着退火时间的延长,界面两侧元素扩散越充分,因此,化合物层的厚度逐渐增加。图 3 所示为复合材料经 823 K 不同时间退火后的界面化合物显微组织。由图 3(a)可以发现,经 0.5 h 退火后,界面上产生了金属间化合物层,其厚度为 5.53

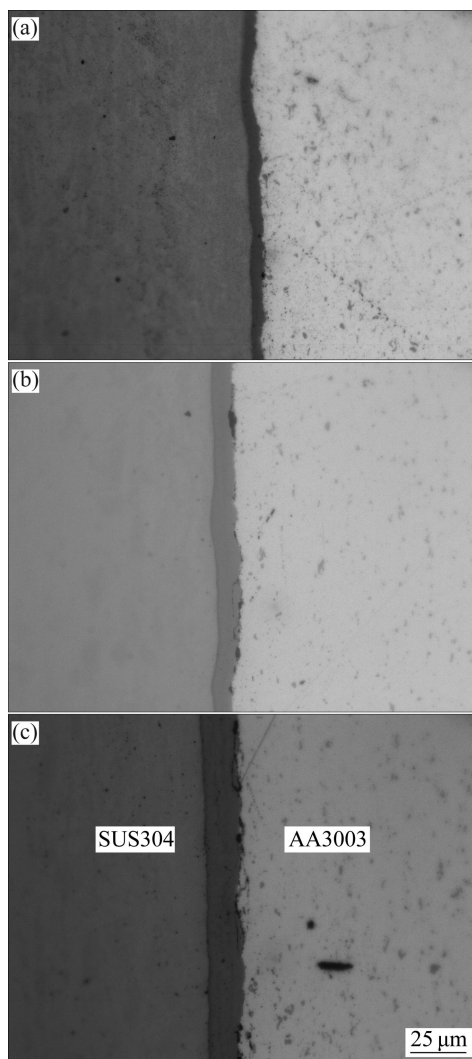


图 3 823 K 退火不同时间复合界面的金相显微组织  
Fig. 3 Microstructures of cladding interface annealed at 823 K for different times: (a) 0.5 h; (b) 1 h; (c) 3 h

$\mu\text{m}$ 。当退火保温时间从 0.5 h 延长至 3 h (见图 3(c))时,复合界面间的化合物生长迅速,厚度达到 16  $\mu\text{m}$  左右。

## 2.2 界面金属间化合物层 SEM 及 XRD 分析

图 4 所示为 723 K 退火 1 h 后复合界面的 SEM 像及其界面两侧 Fe 和 Al 等元素线扫描结果。从图 4 可以看出,在复合界面处 Fe 和 Al 等元素强度呈陡坡状变化,在界面上并没有发现金属间化合物层,界面两侧只存在少量的元素互扩散。

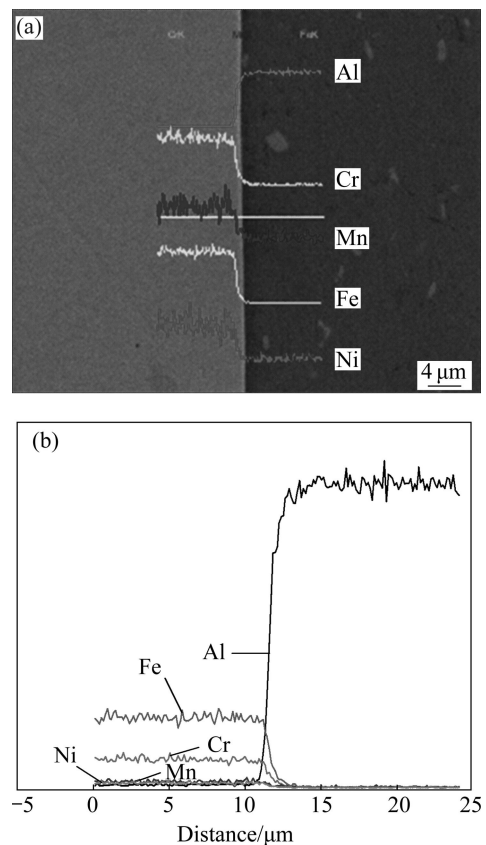


图 4 723K 退火 1 h 后界面的 SEM 像及元素线扫描结果  
Fig. 4 SEM image (a) and element line scanning results (b) of cladding interface annealed at 723 K for 1 h

图 5 所示为 798 K 退火 1 h 后界面的 SEM 像及其界面两侧各元素线扫描结果。由图 5 可以看出,经 798 K 退火 1 h 后,在整个复合界面上,Fe、Al 和 Cr 等元素均发生了明显的互扩散,元素的含量在扩散区域内的变化趋势为先线性下降,后基本恒定,之后再线性下降,即在扩散区域内有 Fe、Al 和 Cr 元素成分均几乎保持不变的“平台”<sup>[13]</sup>区域,其宽度大约为 5  $\mu\text{m}$ ,“平台”特征表明这是一层成分稳定的新相。

对 798 K 退火 1 h 后界面金属间化合物层进行 EDS 分析(见图 6),其金属间化合物各元素的成分分

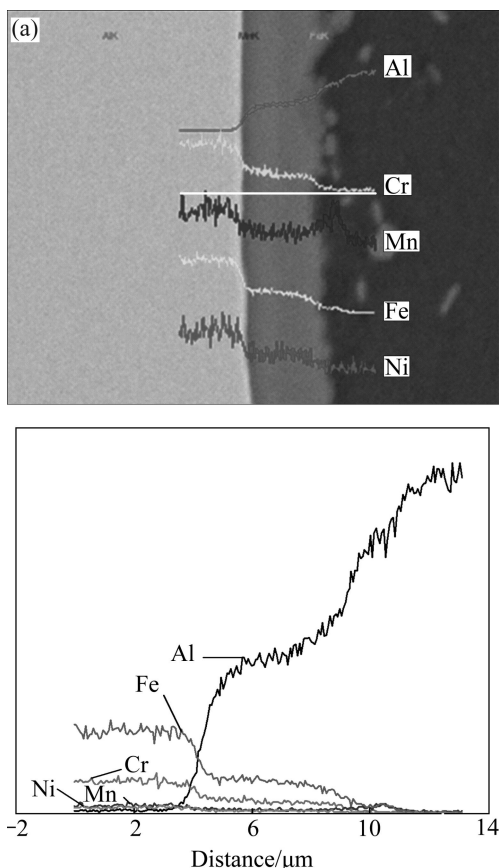


图 5 798 K 退火 1 h 后界面的 SEM 像及元素线扫描结果  
**Fig. 5** SEM image (a) and element line scanning results (b) of cladding interface after annealed at 798 K for 1 h

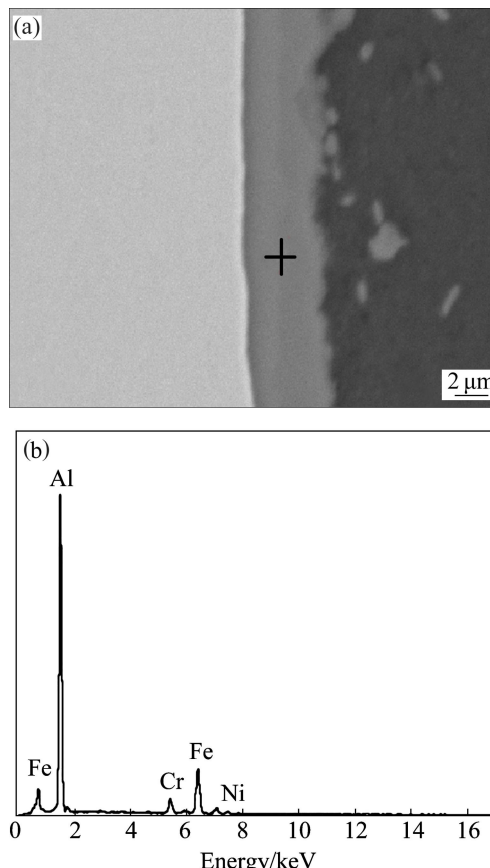


图 6 798 K 退火 1 h 后界面金属间化合物的 EDS 分析结果  
**Fig. 6** SEM image (a) and EDS analysis results (b) of IMC after annealed at 798 K for 1 h

析结果见表 2。将图 6 对应的试样沿复合界面剥离, 对剥离后的不锈钢侧复合表面进行 XRD 分析(见图 7)。由图 7 中 XRD 分析可见, 不锈钢基体上主要化合物为  $Fe_2Al_5$  相, 还有少量的  $FeAl_3$  相。结合 EDS 与 XRD 分析结果, 可以确定复合界面上生成的金属间化合物主要为  $Fe_2Al_5$  相, 且其中固溶了 4%~5% 的 Cr 元素。

### 2.3 界面金属间化合物层的生长动力学

表 3 所列为不同温度, 经过不同时间退火后界面化合物的平均厚度。从表 3 可以看出, 随退火温度升高和时间延长, 界面金属间化合物层厚度增加, 但不是简单的正比关系。

大量研究结果表明<sup>[8-9, 14-15]</sup>, 铝钢界面 Fe-Al 金属间化合物层的生长是由扩散控制的, 化合物层厚度随退火时间的变化满足抛物线规律, 即

$$X^2 = kt \tag{1}$$

式中:  $X$  为化合物层的厚度, m;  $k$  为金属间化合物

表 2 界面金属间化合物的 EDS 分析结果

**Table 2** EDS analysis results of intermetallic compound

Element	w/%	x/%
Al	55.41	71.79
Fe	34.26	21.46
Cr	7.88	5.30
Ni	2.45	1.46
Matrix	Correction	ZAF

的生长常数(或者称为生长速率),  $m^2/s$ ;  $t$  为扩散时间, s。

将表 3 中金属间化合物平均厚度  $X$  对时间  $t^{1/2}$  作图, 并线性拟合(见图 8), 可以求出 773、798 和 823 K 下金属间化合物的生长常数  $k$ , 其结果列于表 4。本研究结果在 773 K 时的生长常数  $k(4.58 \times 10^{-15} m^2/s)$  与 JINDAL 和 SRIVASTAVA<sup>[9]</sup> 研究结果中的  $k(3.38 \times 10^{-14} m^2/s)$  相比要小, 是因为 JINDAL 和 SRIVASTAVA<sup>[9]</sup> 研究中使用的是 IF-钢和纯铝, 而本研究中使用的是 304 不锈钢和 3003 铝合金, 其中的 Mn、

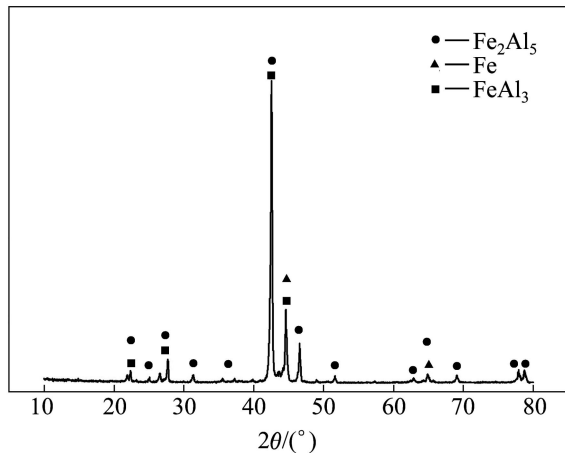


图7 不锈钢剥离表面的XRD谱

Fig. 7 XRD patterns of peeled surface of stainless steel

表3 不同退火条件下金属间化合物的平均厚度

Table 3 Mean thickness of IMC annealed under different conditions

Temperature/K	Time/h	Thickness/ $\mu\text{m}$
773	1	3.16
	2	5.36
	3	6.68
	4	8.22
	8	12.17
	10	13.23
	14	14.68
798	1	5.83
	2	7.80
	3	10.21
	4	12.03
	5	13.21
823	0.5	5.53
	1	9.55
	2	13.81
	3	15.97
	5	17.89

Cr 和 Ni 等元素能够阻碍 Fe 和 Al 元素之间的互相扩散, 从而使生长常数减小。高超等<sup>[16]</sup>的研究结果也表明, 微量元素 Si 的加入能显著抑制钢/铝界面 Fe-Al 化合物的生成, 抑制效果随 Si 含量的增加更明显。

化合物生长常数  $k$  与温度  $T$  之间的关系满足 Arrhenius 方程<sup>[17-18]</sup>:

$$k = k_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

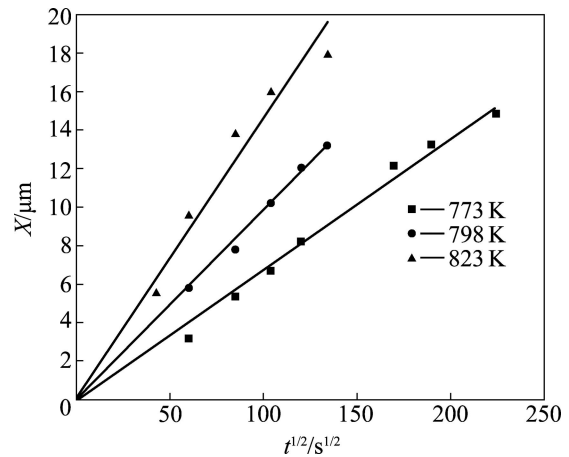


图8 金属间化合物厚度与时间  $t^{1/2}$  的关系

Fig. 8 Relationship between IMC thickness and  $t^{1/2}$

表4 不同温度下的化合物生长常数  $k$

Table 4 Variation of parabolic rate constant  $k$  with temperature

Annealing temperature/K	$k/(\text{m}^2\cdot\text{s}^{-1})$	$R^2$	Error
773	$4.58 \times 10^{-15}$	0.994	$1.24 \times 10^{-4}$
798	$9.58 \times 10^{-15}$	0.998	$1.74 \times 10^{-4}$
823	$2.12 \times 10^{-14}$	0.993	$7.47 \times 10^{-4}$

式中:  $k_0$  为指前因子,  $\text{m}^2/\text{s}$ ;  $Q$  为界面化合物生长激活能,  $\text{kJ}/\text{mol}$ ;  $R$  为摩尔气体常数,  $8.314 \text{ J}/(\text{mol}\cdot\text{K})$ ;  $T$  为退火温度(绝对温度),  $\text{K}$ 。

将式(2)两边取对数得:

$$\ln k = \ln k_0 - Q/(RT) \quad (3)$$

以  $\ln k$  对  $1/T$  作图(见图9), 得一直线, 该直线的斜率即为  $-Q/R$ , 其在纵坐标上的截距为  $\ln k_0$ 。经计

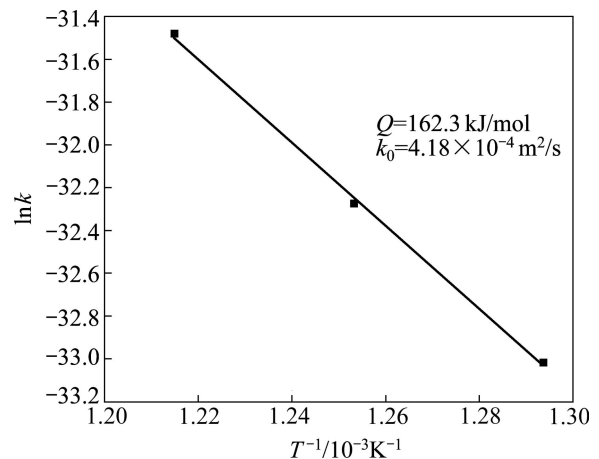


图9  $\ln k$  与  $1/T$  的关系

Fig. 9 Relationship between  $\ln k$  and  $1/T$

算得出  $Q=162.3 \text{ kJ/mol}$ ,  $k_0=4.18 \times 10^{-4} \text{ m}^2/\text{s}$ 。

将式(2)代入式(1)中且两边平方可得

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

将  $Q$  和  $k_0$  等数据代入式(4)中, 计算得出金属间化合物  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  的生长动力学模型为

$$X = (kt)^{1/2} = 2.04 \times 10^4 \exp\left(-\frac{8.115 \times 10^4}{RT}\right) t^{1/2} (\mu\text{m}) \quad (5)$$

可用式(5)对铝/不锈钢界面化合物的厚度进行初步估算, 以确立退火温度与保温时间的最佳耦合值。

### 3 结论

1) 铝/不锈钢双层轧制复合材料在 773 K 退火 1 h 时后, 界面出现金属间化合物, 该金属间化合物主要为  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  相, 其中固溶了 4%~5% 的 Cr 元素。

2) 界面金属间化合物  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  的生长由界面两侧元素的扩散过程控制, 其厚度随退火温度和时间变化符合抛物线规律。

3)  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  的生长激活能为 162.3 kJ/mol, 其生长动力学模型为  $X=(kt)^{1/2}=2.04 \times 10^4 \exp\left(-\frac{8.115 \times 10^4}{RT}\right) \cdot t^{1/2}(\mu\text{m})$ , 通过此数学模型可对化合物层厚度进行初步估算。

### REFERENCES

- [1] 朱兆华, 胡文韬, 梁惠冬. 不锈钢/铝/不锈钢轧制复合工艺的研究[J]. 铝加工, 2002, 25(4): 8-10, 13.  
ZHU Zhao-hua, HU Wen-tao, LIANG Hui-dong. Study on compound rolling process of stainless steel/aluminum/stainless steel [J]. Aluminium Fabrication, 2002, 25(4): 8-10, 13.
- [2] 李民权, 蒋福林, 张辉, 李落星. 钢/铝复合板热轧复合变形规律[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(4): 644-648.  
LI Min-quan, JIANG Fu-lin, ZHANG Hui, LI Luo-xing. Deformation rule of steel/aluminum metal-laminate material during hot roll bonding [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(4): 644-648.
- [3] 袁鸽成, 朱兆华, 胡文韬, 梁惠冬, 尹德艳, 黎祚坚. 温度对不锈钢/铝/不锈钢层状材料轧制复合行为的影响[J]. 机械工程材料, 2004, 28(2): 24-26, 37.  
YUAN Ge-cheng, ZHU Zhao-hua, HU Wen-tao, LIANG Hui-dong, YIN De-yan, LI Zuo-jian. Effect of temperature on rolling bond behaviours of laminated stainless steel/Al/stainless steel composites [J]. Materials for Mechanical Engineering, 2004, 28(2): 24-26, 37.
- [4] 祖国胤, 王磊, 王威, 于九明. 退火对轧制包覆碳钢/铝夹层带材组织与性能的影响[J]. 东北大学学报: 自然科学版, 2009, 30(8): 1127-1130, 1134.  
ZU Guo-yin, WANG Lei, WANG Wei, YU Jiu-ming. Effect of annealing process on microstructure and properties of Al-carbon steel-Al sandwich strip by roll cladding [J]. Journal of Northeastern University: Natural Science, 2009, 30(8): 1127-1130, 1134.
- [5] 彭大暑, 刘浪飞, 朱旭霞. 金属层状复合材料的研究状况与展望[J]. 材料导报, 2000, 14(4): 23-24.  
PENG Da-shu, LIU Lang-fei, ZHU XU-xia. Review in research and development of clad metal sheets [J]. Materials Review, 2000, 14(4): 23-24.
- [6] 焦少阳, 董建新, 张麦仓, 郑磊. 双金属热轧复合的界面结合影响因素及结合机理[J]. 材料导报, 2009, 23(1): 59-62.  
JIAO Shao-yang, DONG Jian-xin, ZHANG Mai-cang, ZHENG Lei. Influencing factors and bonding mechanism of hot rolling bonded bimetals [J]. Materials Review, 2009, 23(1): 59-62.
- [7] SPRINGER H, KOSTKA A, PAYTON E J, RAABE D, KAYSSER-PYZALLA A, EGGELER G. On the formation and growth of intermetallic phases during interdiffusion between low-carbon steel and aluminum alloys [J]. Acta Materialia, 2011, 59(4): 1586-1600.
- [8] KOBAYASHI S, YAKOU T. Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment [J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 338(1/2): 44-53.
- [9] JINDAL V, SRIVASTAVA V C. Growth of intermetallic layer at roll bonded IF-steel/aluminum interface [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2008, 195(1/3): 88-93.
- [10] CHENG W, WANG C. Effect of silicon on the formation of intermetallic phases in aluminide coating on mild steel [J]. Intermetallics, 2011, 19(10): 1455-1460.
- [11] YOUSAF M, IQBAL J, AJMAL M. Variables affecting growth and morphology of the intermetallic layer ( $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ ) [J]. Materials Characterization, 2011, 62(5): 517-525.
- [12] 韩丽青, 王自东, 龙斌, 林国标, 张鸿, 乔建生. 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): 61-64.  
HAN Li-qing, WANG Zi-dong, LONG Bin, LIN Guo-biao, ZHANG Hong, QIAO Jian-sheng. Formation kinetics of interfacial intermetallic compounds of TA2/316L welding joints [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2011, 32(2): 61-64.
- [13] PILONE D, FELLI F, BERNABAI U. Production of aluminum coated ferritic stainless steel by co-rolling and annealing [J]. La

- Metallurgia Italiana, 2006, 98(7/8): 55-59.
- [14] 吴铭方, 司乃潮, 陈 健. 铝/镀银层/钢的扩散钎焊及界面化合物的生长行为[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(6): 1209-1213.
- WU Ming-fang, SI Nai-chao, CHEN Jian. Diffusion brazing of Al/Ag plating layer/steel and growth behavior of interface compound [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(6): 1209-1214.
- [15] JINDAL V, SRIVASTAVA V C, DAS A, GHOSH R N. Reactive diffusion in the roll bonded iron-aluminum system [J]. Materials Letters, 2006, 60(13/14): 1758-1761.
- [16] 高 超, 高 明, 王 平. 硅对钢/铝轧制复合界面化合物抑制效应的研究[J]. 沈阳师范大学学报: 自然科学版, 2010, 28(2): 185-188.
- GAO Chao, GAO Ming, WANG Ping. The influence of Si on the control effects of intermetallics on the steel/aluminum interface [J]. Journal of Shenyang Normal University: Natural Science, 2010, 28(2): 185-188.
- [17] ZHANG X F, GUO J D, SHANG J K. Growth kinetics of intermetallic compounds between Sn-9Zn solder and electroplated Fe-42Ni metallization [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 487(1/2): 776-780.
- [18] XU L, CUI Y Y, HAO Y L, YANG R. Growth of intermetallic layer in multi-laminated Ti/Al diffusion couples [J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 435/436: 638-647.

(编辑 陈卫萍)