

温度对 2A12 铝合金扩散连接中的界面愈合与性能影响

张长日^{1,2} 孟令刚¹ 徐大召¹ 周秉文^{1,2} 江林岚清¹ 张兴国^{1,2}
(1.大连理工大学材料科学与工程学院; 2.大连理工大学宁波研究院)

摘 要 为实现大断面铝合金无痕构筑,采用扩散连接的方法研究 2A12 铝合金的界面扩散结合行为和机理。分别在 530、540、550、560 ℃下进行界面愈合试验,保温 3 h,压力为 5 MPa。结果表明,随着温度升高,大量第二相溶解,微区发生塑性变形;共晶液相破碎氧化膜,填充孔洞,内部分解的氧化物溶入基体,边缘处氧化物被压力挤出;晶界迁移大量发生,界面两侧出现再结晶区域,再结晶晶粒尺寸、分布随着温度的提高更加均匀。560 ℃时界面强度最高,达到 318 MPa。

关键词 2A12 铝合金;界面愈合;共晶液相;再结晶

中图分类号 TG146.21 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.07.017 **开放科学(资源服务)标识码(OSID):**



Effects of Temperature on Interfacial Healing and Properties of 2A12 Aluminum Alloy Diffusion Bonding

Zhang Changri^{1,2}, Meng Linggang¹, Xu Dazhao¹, Zhou Bingwen^{1,2}, Jiang Linlanqing¹, Zhang Xingguo^{1,2}
(1.School of Material Science and Engineering, Dalian University of Technology;
2.Ningbo Institute of Dalian University of Technology)

Abstract: Diffusion bonding behavior and mechanism of 2A12 aluminum alloy were investigated by diffusion bonding method in order to achieve the seamless construction of large section aluminum alloy. The interfacial healing experiments were carried out at 530, 540, 550 and 560 ℃, respectively, for 3 h and 5 MPa. The results indicate that with temperature increasing, large quantities of the second phase are dissolved and the micro zone suffers plastic deformation. The eutectic liquid phase breaks the oxide film and fills the micropores, where the internally decomposed oxide is dissolved into the matrix, and that at the edge is extruded by pressure. Grain boundary migration occurs in large quantities, and recrystallization regions appear on both sides of the interface. The dimension and distribution of recrystallized grains become more uniform with the increase of temperature, where the interface strength reaches the maximum of 318 MPa at 560 ℃.

Key Words: 2A12 Aluminum Alloy, Interfacial Healing, Eutectic Liquid Phase, Recrystallization

2A12 铝合金属于 Al-Cu-Mg 系可热处理强化变形铝合金,具有强度高、耐热性好等特点,广泛用于飞机结构(翼梁、蒙皮)、铆钉、卡车轮毂等结构件^[1,2]。其金相组织包括 α -Al 固溶体、 θ -Al₂Cu 相(时效强化相)和 S-Al₂CuMg 相(脆性相)等第二相^[3]。由于铝合金的凝固温度区间较宽,大型铝合金锭的铸造过程中,易产生宏观偏析、缩孔、缩松、气孔、裂纹等缺陷,严重影响铸件品质,导致大尺寸铝合金减材制造的成品率及合格率很低^[4]。

为解决该问题,有研究者提出金属构筑成形技术^[5~8],利用高品质的小型均质化铸件作为基元,通过

表面活化、真空封装、高温形变等处理,构筑成形与母材组织性能一致的均质大型锻件。该技术基于扩散连接理论,可避免大铸件由于尺寸效应产生的缺陷,且金属损耗较少,能显著提高生产率和成品率。VENUGO-PAL S 等^[9]研究了 5083、6082 和 7075 铝合金板材的扩散焊接试验,发现随着温度升高,接头强度增加,随机分布的金属间化合物增强了 7075 铝合金接头的力学性能。江海洋等^[10]对 7075 铝合金热变形连接接头的组织性能进行分析,发现 460 ℃下保温 24 h 后,合金强度达到 444 MPa,此时氧化物分解,界面再结晶晶粒跨越界面。尽管可以大幅提高接头强度,但依旧无法实现无

收稿日期:2021-11-28;修改稿收到日期:2022-01-20
基金项目:国家重点研发计划资助项目(2018YFA0702903)
第一作者简介:张长日,男,1997 年出生,硕士研究生,辽宁大连(116000),E-mail:2357262915@qq.com
通信作者:张兴国,男,1960 年出生,教授,辽宁大连(116000),E-mail:zxgwj@dlut.edu.cn
引用格式:张长日,孟令刚,徐大召,等. 温度对 2A12 铝合金扩散连接中的界面愈合与性能影响[J]. 特种铸造及有色合金,2022,42(7):875-880.
ZHANG C R, MENG L G, XU D Z, et al. Effects of temperature on interfacial healing and properties of 2A12 aluminum alloy diffusion bonding[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(7):875-880.

痕连接。李京龙等^[11]对 2A14 铝合金扩散焊连接机理进行研究,发现温度提高到共晶温度以上时,共晶液相挤压,破碎界面氧化膜,填充界面微孔;接头界面呈正弦波状界面形貌,并建立晶界液相生成与氧化膜破碎模型。

铝合金由于氧化膜的阻碍,很难做到界面的完全愈合^[12~19],本课题旨在基于扩散连接理论,实现铝合金的无痕构筑。在中真空中(50 Pa)对 2A12 铝合金进行扩散连接,通过温度场、压力场、铝合金第二相的溶解析出以及共晶液相行为控制,达到破碎氧化膜、消除孔洞缺陷的目的,使界面完全愈合,实现无痕连接。最后分析界面处再结晶行为以及第二相 Al₂Cu 和 Al₂CuMg 对扩散的影响,探究界面愈合机理,旨在为其应用提供参考。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

试验采用 2A12 铝合金挤压棒材,直径为 100 mm,厚度为 10 mm,化学成分见表 1。通过机械加工,使合金表面光滑整洁。该原始试样组织有明显的纵向晶粒取向(沿着高度方向)。

表 1 2A12 铝合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of 2A12 aluminum alloy %								
w _B								
Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Ni	Ti	Al
4.55	1.27	0.69	0.14	0.16	0.03	0.01	0.01	93.07

1.2 试验方法

采用 XG-100 型真空热压设备进行扩散连接试验,设备使用硅碳棒进行环绕加热,图 1 为铝合金扩散试验装置示意图。需要预先去除试样表面氧化膜,采用 400 号砂纸进行打磨,以有效地去除氧化层,使粗糙度更利于连接。压力为 5 MPa,保温 3 h。温度选择 530、540、550、560 ℃(Al-Cu 共晶点温度为 548 ℃,Al-Cu-Mg 三元共晶点温度为 507 ℃),加热速率分为 10 ℃/min 和

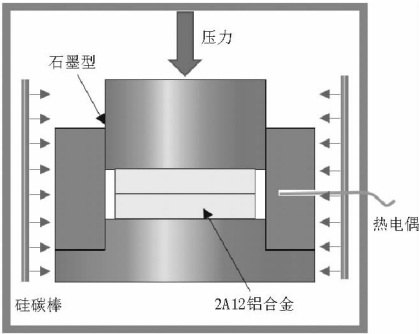


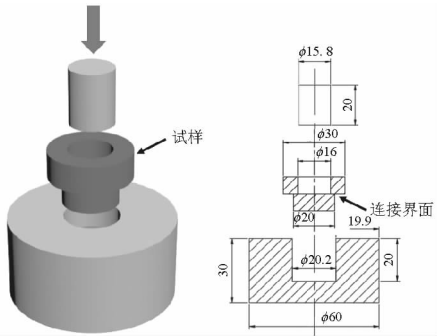
图 1 铝合金扩散试验装置图

Fig.1 Apparatus of diffusion experiment for aluminum alloy

1 ℃/min 两个阶段,后段的目的是使试样受热均匀稳定,试验结束后试样随炉冷却。

1.3 力学性能检测

根据 GB/T 6396-2008 对连接界面的正应力(连结强度)进行测试。图 2 为连接试样及加载夹具示意图,使用 MUT-E 万能试验机向下施加压力,两个圆环的连接处即为界面处,此时试验机的压力即为界面处所受的拉力。为防止模具因摩擦力影响测量精度以及出现卡模,选用强度较高的模具钢进行表面与内部抛光处理。



(a) 连接试样 (b) 加载夹具示意图

图 2 连接试样及加载夹具示意图

Fig.2 Schematic diagram of connecting specimens and loading fixture

2 试验结果与分析

2.1 微观组织及成分分析

图 3 为不同温度下 2A12 铝合金扩散连接界面处微观组织形貌。经过扩散连接过程后可以看到界面两侧出现较为细小的再结晶晶粒。微观上,扩散连接是通过结合层原子之间的黏合、扩散作用实现冶金结合;介观上,是通过界面晶粒的晶界迁移进行愈合。这种晶界迁移主要发生在三叉晶界处,且会与晶粒的生长行为一起影响界面连接强度。从图 3a 中可以看到出现了三叉晶界以及晶界弓出区,表明在一定的温度和压力以及塑性变形条件下,组织将发生较为剧烈的动态再结晶。一般再结晶核心形成方式有两种,一种是晶界弓出并伸入相邻的晶粒中,该部分的形变能消失从而形成新的晶核;一种是晶界或者亚晶界的合并形成没有应变的再结晶核心。随着变形量增加,位错密度以及内部储存能增加,大量位错发生交滑移和攀移,这些缺陷以及晶界的迁移弓出导致晶核形成^[20,21]。

2A12 铝合金的固溶时效过程呈现如下特征,即 α-Al 过饱和固溶体-Cu-Mg 原子团簇-θ''相或 S''相-θ'相 (Al₂Cu)或 S'相 (Al₂CuMg),最终经过长时间时效形成 θ-Al₂Cu 和 S-Al₂CuMg 相^[22]。其中 θ'相和 S'相均为主要强化相,且这两种过渡相与基体呈现半共格关系。

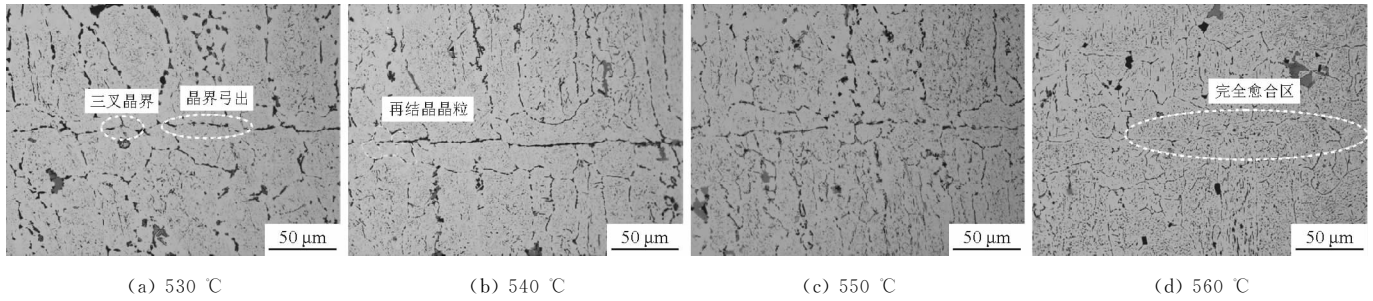


图 3 不同温度下扩散连接界面微观组织形貌图

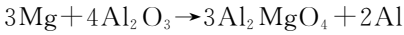
Fig.3 Morphologies of diffusion bonding interface at different temperatures

根据 Al-Cu-Mg 合金 200 °C 相图可以观察到随着 Cu、Mg 含量占比变化,析出相的构成也发生变化。当 $w(\text{Cu})/w(\text{Mg}) > 8$, 合金强化相为 θ' 相和少量的 S' 相; $4 < w(\text{Cu})/w(\text{Mg}) \leq 8$ 时, θ' 相和 S' 相共同组成强化相; $1.5 < w(\text{Cu})/w(\text{Mg}) \leq 4$, 强化相为 S' 相和少量的 θ' 相。本试验 2A12 合金中的 $w(\text{Cu})/w(\text{Mg}) \approx 3.58$, 则强化相为 S' 相和少量的 θ' 相^[23]。利用第一性原理平面波赝势法计算出的 Al_2CuMg 形成焓 (-353.181 kJ/mol) 绝对值高于 Al_2Cu (-307.587 kJ/mol), 可以证明 Al_2CuMg 更容易形成^[24]。

530 °C 的扩散连接温度较低, 晶界处 Al_2Cu 第二相溶解较少, 大量第二相聚集, 连接处也存在明显的界面。此时的连接主要是靠界面微区的塑性变形破碎氧化膜, 通过原子间的扩散实现连接, 因此界面结合的程度较低, 界面依旧保持着平直的形貌, 见图 3a; 随着温度升高, 虽然依然是通过微区塑性变形使原子扩散, 但是晶界迁移和再结晶开始大量出现, 第二相开始溶入到基体中, 见图 3b; 550 °C 时, 界面不再是平直的形貌, 出现了完全愈合的区域, 界面处的第二相大量溶解到基体中, 见图 3c; 当温度达到 560 °C 时, 组织中越来越多的第二相溶解到基体中, 基本观察不到剩余的第二相, 见图 3d。产生这种界面组织变化特征是因为 2A12 合金的主要可溶强化相是 Al_2Cu (熔点 548 °C) 和 Al_2CuMg , 当达到一定温度后, Al_2Cu 、 Al_2CuMg 相可以快速分解到 Al 基体中, 此时界面已经完全愈合, 界面变成再结晶区域。与基体组织相比, 再结晶区域晶粒更加均匀,

没有观察到晶粒取向。在冷却过程中, 过饱和固溶体大量析出针状或板条状的 S' 相, 对铝合金起到强化作用。

图 4、图 5 分别为 530、560 °C 下扩散连接界面 EP-MA 成分图。比较图 4a 与图 5a 可以看出, 随着温度提高, 晶界处第二相减少, 这些析出相以较快的速度分解, 最终 560 °C 时不再有粗大的晶界析出相。由图 4b、图 4e 可以看出, 530 °C 时 Cu、Mg 均富集在晶界处, 第二相的析出与分解同时发生, 此时第二相 Al_2Cu 和 Al_2CuMg 溶解较少, 晶界处剩余大量第二相。图 4f 中 Si 扩散不明显, 仍主要分布于第二相中。图 4c 的结果显示氧化膜被破碎后, 氧元素经过扩散, 除在界面处存在外也出现在基体内部的晶界处。由于 Mg 元素在晶界处的富集, 在含 Mg 较多的地方, 部分氧化膜发生了置换反应^[25]:



此时, 晶界处的氧元素包括界面处破碎后未能分解的氧化铝颗粒以及通过置换反应形成的 Al_2MgO_4 化合物, 这些氧化物最终将在界面处形成缺陷, 在连接处形成夹杂。由图 5b~图 5e 可见, 560 °C 时大量的第二相和氧元素快速溶解在基体中, 晶界处只剩下少量的 Cu、Mg 元素。Mg 基本在连接界面处富集, 说明此时该部分的 Mg 除了在晶界处形成的 Al_2CuMg 化合物外, 大部分与氧化铝发生反应, 形成了 Al_2MgO_4 化合物, 此时界面处残余较大颗粒的氧化物也证明这一点。对比图 4c 和图 4e 可知, 由于温度较低, Mg、O 元素扩散不充分, 仅在界面处发生置换反应, 未能进一步扩散到基体

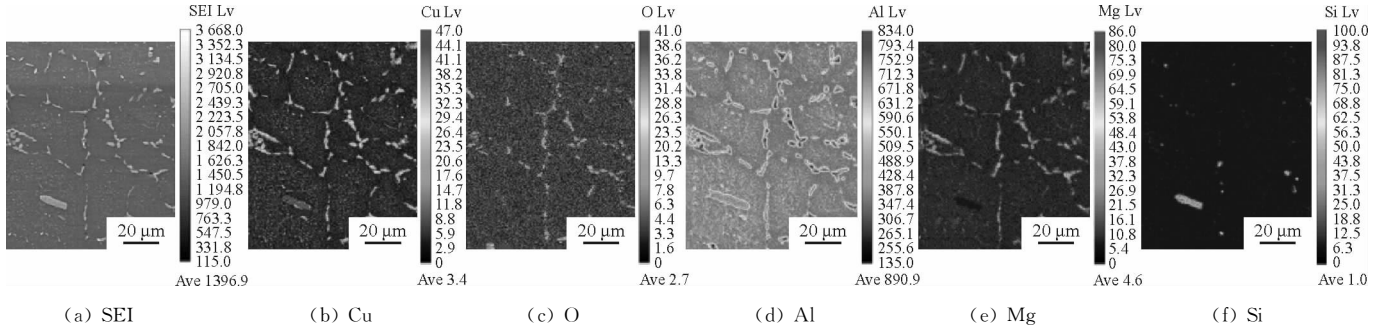


图 4 530 °C 下扩散连接界面 EPMA 元素分布图

Fig.4 EPMA element distribution of diffusion bonding interface at 530 °C

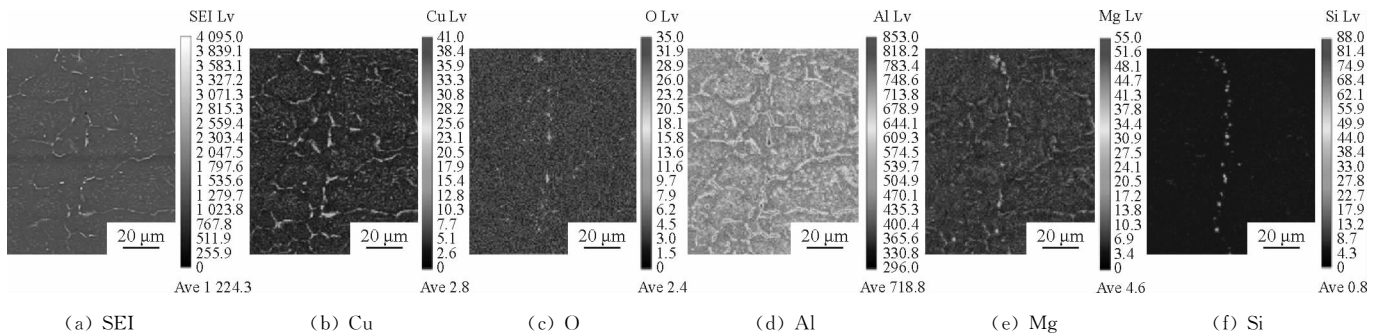


图 5 560 °C 下扩散连接界面 EPMA 元素分布

Fig.5 EPMA element distribution of diffusion bonding interface at 560 °C

中。若延长扩散时间,剩余的 Cu、Mg 元素将全部溶解到基体中,成分将更加均匀,但延长时间会伴随着再结晶晶粒长大,对合金力学性能产生不利影响。比较 Si 在 530 °C 和 560 °C 的扩散行为,发现 Si 在 530 °C 时存在于晶界的第二相中,未能溶解到基体,这是因为此时的温度不足以推动 Si 扩散。在 560 °C 时, Si 基本扩散到基体中,且在一定程度上被共晶液相推动到界面处富集。这种富集会在界面处产生缺陷,但由于 2A12 铝合金中 Si 含量较低(本试验为 0.14%),且只有接近界面处的 Si 会富集,因此这种缺陷并不会对接头的强度产生较大的影响。

2.2 界面微观分析

对界面进行聚焦离子束(FIB)以及透射电镜(TEM)分析,结果见图 6。可以看出,随着温度升高,越来越多的第二相溶解到基体中,这有利于元素的扩散以及界面的结合。在图 6a~图 6c 中,界面处均出现大量的氧化物夹杂以及孔洞缺陷。在压力作用下,部分微区

凸起的氧化膜可以被破碎, Al 原子得以相互扩散。当连接温度提高到 560 °C 时,晶界处及界面处的第二相均溶解到基体中, Cu、Mg 大量富集,随之在界面处产生共晶液相。这种共晶液相的产生仅局限于晶界处,需要消耗大量富集的 Cu、Mg。图 6d 中,界面处几乎没有氧化物夹杂以及孔洞缺陷,这是由于在压力作用下,一部分共晶液相带着夹杂的氧化物颗粒进入到两侧基体中,靠近边缘的共晶液相也带着难溶的颗粒夹杂被挤出试样,同时剩余的共晶液相在凝固时也在一定程度上将剩余的孔洞缺陷以及未能发生塑性变形的凹陷微区填充,最终使连接界面完全愈合。

图 7 为 540 °C 下扩散连接界面 TEM 面扫描分布图。从图 7a 可以看出,明亮的第二相中分布着未分解的氧化物颗粒。同时, Cu、Mg 的大量富集导致第二相在界面处析出,将界面连成一个整体,这种界面愈合的现象均归因于共晶液相的产生。但是这些第二相嵌在界面处与基体呈现半共格关系,不同的第二相之间存在

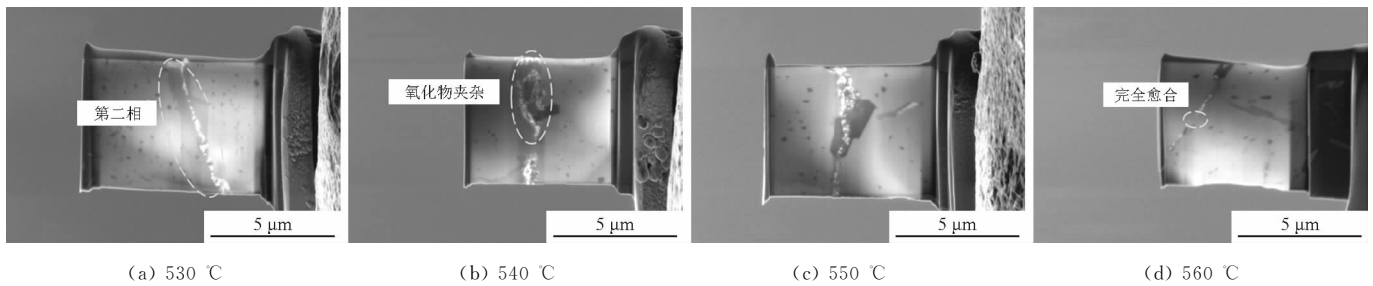


图 6 不同温度下扩散连接界面 FIB 形貌图

Fig.6 FIB topography of diffusion bonding interface at different temperatures

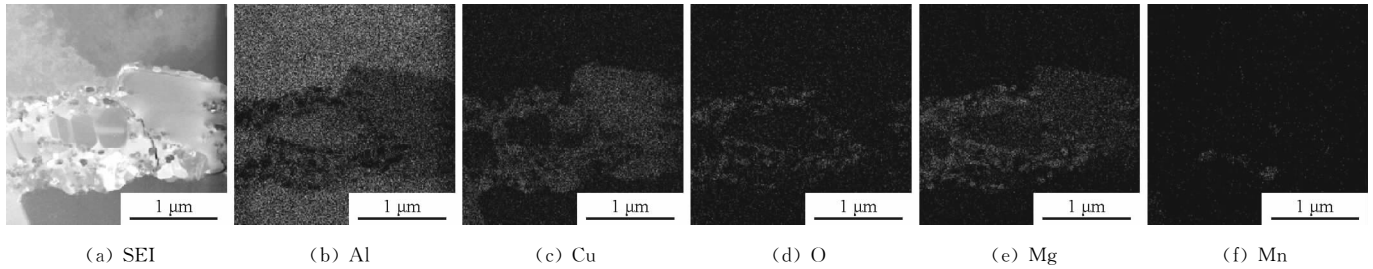


图 7 540 °C 下扩散连接界面 TEM 面扫描分布图

Fig.7 TEM face scanning distribution of diffusion bonding interface at 540 °C

裂纹,这种裂纹会对接头强度造成很大的影响。O 的分布不再均匀,随着氧化物的破碎和分解,O 也开始向基体扩散。这些第二相虽然会在破碎氧化膜后对界面进行连接,但较大的第二相将对界面处力学性能造成不利的影响。

图 8 为 550 ℃ 下扩散连接界面 TEM 明场像和衍射花样图。可以看出,界面处氧化物及孔洞夹杂较多,经过标定,确定缺陷处氧化物为 Al_2MgO_4 ,证明晶界处的 Al_2O_3 通过置换反应形成 Al_2MgO_4 ,这些氧化物最终将在界面处形成夹杂。

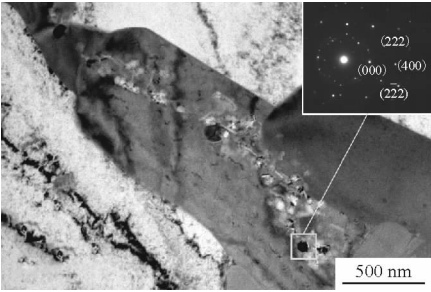


图 8 550 ℃ 下扩散连接界面 TEM 图

Fig.8 TEM image of diffusion bonding interface at 550 ℃

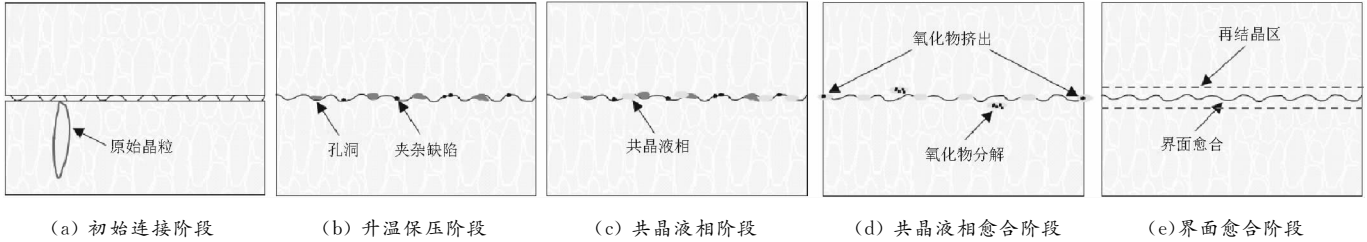


图 9 扩散界面愈合机理

Fig.9 Healing mechanism for diffusion interface

再结晶区域,见图 9e。

2.4 连接强度

图 10 为不同扩散连接温度下 2A12 铝合金连接界面强度测试结果。可以看出,随着温度升高,连接强度先减后增加,当温度为 560 ℃ 时达到最高 318 MPa。这是因为随着温度提高,更多的第二相溶入到基体中,在冷却时析出针状或板条状的 S' 相 (Al_2CuMg),强化基

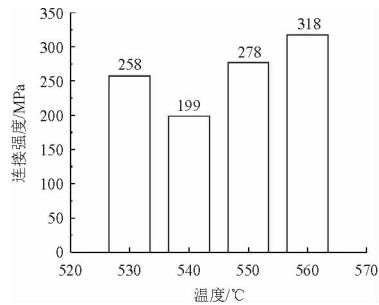


图 10 不同温度下连接界面的 2A12 合金连接强度

Fig.10 Strength of bonding interface of 2A12 alloy at different temperatures

2.3 界面愈合机理分析

温度较低时,界面处发生微区塑性变形,少量的低熔点共晶液相填充并且破碎氧化层。但是由于此时的共晶液相较少,界面处缺陷只有部分被消除;温度较高时,在发生微区塑性变形的同时产生较多的共晶液相,并在连接过程中起主要作用。无论是低温还是高温,再结晶都会发生,随着温度的提高,再结晶的晶粒更加均匀、细小,第二相也较大幅度减少。图 9 为扩散界面愈合机理,将界面的连接过程分为 5 个阶段。在初始连接阶段,由于温度较低,界面处呈现凹凸不平的状态,基体原始晶粒为长条状晶粒,见图 9a;升温保压阶段,当温度升高到共晶相熔点以下时,在压力的作用下发生微区塑性变形,界面相互挤压,氧化膜被挤碎分布在界面处,此时也出现了凹陷的微区形成孔洞,见图 9b;出现共晶液相阶段,温度升高到共晶相熔点时,由于界面处的 Cu、Mg 元素富集产生了共晶液相,见图 9c;共晶液相愈合阶段,共晶液相在压力作用下,填充孔洞,分解氧化物,并且带着边缘氧化物被挤出界面,见图 9d;界面愈合阶段,此时界面完全连接,两侧出现成分、晶粒均匀的

体。另外,越来越多的共晶液相促进界面愈合,消除孔洞及夹杂缺陷;最后,提高连接温度后使再结晶区域宽度增加,晶粒更加均匀。540 ℃ 时连接强度较差,此时界面处夹杂缺陷严重,这将直接导致界面结合力的大幅下降,而这也表明铝合金连接时去除氧化铝的必要性。

3 结 论

(1)温度低于 550 ℃ 时,2A12 铝合金界面连接依靠微区塑性变形破碎氧化膜,少量的低熔点共晶液相填充缺陷,界面基本平直;温度高于 550 ℃ 时,较多第二相溶解到基体中,大量的共晶液相消除孔洞等缺陷,再结晶晶粒更加均匀,界面区域完全愈合,析出 S' 相 (Al_2CuMg) 起到强化基体的作用。

(2)扩散界面愈合过程分为 5 个阶段。初始连接阶段,界面处凹凸不平;升温保压阶段,在压力的作用下发生微区塑性变形,氧化膜被挤碎,出现凹陷的微区形成孔洞;共晶液相阶段,Cu、Mg 元素富集产生了共晶液

相;共晶液相愈合阶段,共晶液相在压力作用下,填充孔隙,氧化物分解为 Al_2MgO_4 ,并且带着边缘的氧化物被挤出界面;界面愈合阶段,此时界面无痕连接,两侧出现晶粒尺寸、分布均匀的再结晶区域。

(3)界面处粘结强度总体上随扩散连接温度的提高呈上升趋势,540℃时由于界面处氧化物夹杂缺陷严重,直接导致界面结合力大幅下降,氧化膜对扩散连接影响较大,连接强度最低;560℃时界面完全愈合,连接强度最高,达到 318 MPa。

参 考 文 献

- [1] 陈华标,罗德维,孟毅,等.2A12 铝合金凝固过程析出相的热力学研究[J].铝加工,2021(2): 11-15.
- [2] 何翠云,莫文锋,罗兵辉,等.均匀化处理对 2A12 铝合金组织及性能的影响[J].材料导报,2020,34(12): 83-87.
- [3] 周和荣,陈明明,杜翠薇,等.金属间化合物 Al_2CuMg 的制备[J].航空材料学报,2013,33(2): 35-40.
- [4] 芦川译,李瑞卿,钟贞涛,等.超声场对大规格 2219 铝合金铸锭微观缺陷的影响[J].特种铸造及有色合金,2017,37(11): 1 269-1 273.
- [5] 孙明月,徐斌,谢碧君,等.大锻件均质化构筑成形研究进展[J].科学通报,2020,65(27): 3 044-3 058.
- [6] XIE B J, SUN M Y, XU B, et al. Evolution of interfacial characteristics and mechanical properties for 316LN stainless steel joints manufactured by hot-compression bonding[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 283: 116 733.
- [7] XIE B J, SUN M Y, XU B, et al. Dissolution and evolution of interfacial oxides improving the mechanical properties of solid state bonding joints[J]. Materials & Design, 2018, 157(5): 437-446.
- [8] XIE B J, SUN M Y, XU B, et al. Oxidation of stainless steel in vacuum and evolution of surface oxide scales during hot-compression bonding[J]. Corrosion Science, 2018, 147: 41-52.
- [9] VENUGOPAL S, MAHENDRAN G. Effect of operation parameters on diffusion bonded AA5083, AA6082 and AA7075 aluminum alloys[J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2018, 71(9): 2 185-2 198.
- [10] 江海洋,孙明月,吴铭方,等.7075 铝合金热变形连接接头的组织与性能[J].金属热处理,2020,45(2): 46-50.
- [11] 李京龙,熊江涛,张赋升.真空扩散焊热循环对 2A14 铝合金接头界面演变的影响[J].焊接学报,2007(3): 41-44.
- [12] 程喆,钱东升,邓加东.2219 铝合金构筑成形工艺试验与界面愈合规律[J].锻压技术,2020,45(12): 171-177.
- [13] 刘宇,杨鑫鑫,郝瑞.扩散焊工艺对 6063 铝合金焊接接头性能的影响[J].焊接,2019(7): 31-33.
- [14] 娜日松,黄明辉.改性铝合金的扩散连接机理[J].机械工程材料,2002(11): 27-29.
- [15] UREA A, DE SALAZAR J G, RODRIGUEZ D E, et al. Diffusion bonding of alumina reinforced 6061 alloy metal matrix composite using Al-Li interlayer[J]. Materials Science and Technology, 2000, 16(1): 103-109.
- [16] CAILLER M, DEBBOUZ O, DANNAWI M, et al. Mechanical characterization by dynamical tensile loading of 2017 aluminium alloy joints welded by diffusion bonding[J]. Journal of Materials

Science, 1991, 26(18): 4 997-5 003.

- [17] 巩云峰,谢兰生,陈明和.工艺参数对 6061-T6 铝合金真空扩散焊接接头形貌和性能的影响[J].机械工程材料,2020,44(2): 22-26.
- [18] 颜景润,任玉灿,吴伟静,等.扩散焊工艺对 7075 铝合金焊接接头性能的影响[J].热加工工艺,2014,43(9): 219-220.
- [19] 熊江涛,张赋升,李京龙.减小表面氧化膜对 LD2 扩散焊接头不利影响的工艺[J].焊接,2004(6): 22-24.
- [20] HUANG Y, RIDLEY N, HUMPHREYS F J. Diffusion bonding of superplastic 7075 aluminium alloy[J]. Materials Science & Engineering, 1999, A266(1): 295-302.
- [21] ZHANG C, LI H, LI M Q, et al. Detailed evolution mechanism of interfacial void morphology in diffusion bonding[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2016, 32(3): 259-264.
- [22] 孙进宝,王旭东,王胜强,等.2A14 铝合金挤压棒材的热处理工艺[J].中国有色金属学报,2014,24(10): 2 452-2 459.
- [23] 吴私.杂质元素对 2A12 铝合金显微组织与力学性能的影响[D].辽宁阜新:辽宁石油化工大学,2014.
- [24] 廖飞,范世通,邓运来,等.高强铝合金中间相 Al_2Cu , Al_2CuMg 和 MgZn_2 性能的第一性原理计算[J].航空材料学报,2016,36(6): 1-8.
- [25] 牛济泰,王慕珍,刘黎明,等.扩散焊条件下 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$ 复合材料中氧化膜的行为[J].材料研究学报,2000(3): 244-248.

(编辑:栗万仲)

云海金属与重庆大学合作开发车身一体化压铸镁合金

近日,南京云海特种金属股份有限公司发布公告,该公司与重庆大学在重庆签署了《关于车身一体化结构件压铸用高性能镁合金材料的合作研发协议》,双方合作开发车身一体化结构件压铸用高性能镁合金材料。该材料将用于制作车身一体化结构件,有望实现批量化生产。

根据协议,双方将在多个方面进行合作。在材料开发方面,双方将合作对车身一体化结构件所需镁合金材料进行设计优化;在工艺优化方面,双方协作开展镁合金车身一体化结构件的工艺仿真优化、制造过程中熔体纯净化、组织与性能控制、缺陷控制、热处理制度等工艺制订,以及生产方案论证等;在结构设计和模具设计方面,双方协作开展镁合金车身一体化结构件高精度复杂压铸产品模具参数设计、过程仿真及结构优化等。另外,双方还计划在批量生产、项目和成果申报、知识产权、成果转让等方面进行协作。

云海金属表示,镁合金具有良好的压铸性能,是适合一体化结构件压铸用的新材料之一。重庆大学也具有多年镁合金材料的开发经验,双方将采取产学研合作协同发展的模式,结合优势,共同发展车身一体化结构件压铸用高性能镁合金材料。

(摘自中国有色金属报)