# 大型薄壁铸件铆接裂纹原因分析

# 朱凯'徐心洁'杨群<sup>2</sup>何军'林文钦<sup>1</sup>

(1 成都飞机工业集团有限责任公司,成都 610091)(2 四川成飞集成科技股份有限公司.成都 610091)

**文 摘** 某飞机上的一大型薄壁铸件在与蒙皮铆接时多次发生开裂,造成严重的安全隐患。通过对故障 件进行的断口宏、微观检查,金相组织分析以及相关工艺试验,经综合分析讨论,明确了铸件铆接时出现裂纹的 原因。结果表明:该零件铸造时变质处理不充分,材质塑性差,降低铆接时承受冲击的能力是导致开裂的主要 原因,零件装配存在应力也是导致开裂的重要因素。

关键词 铆接裂纹,共晶硅相,变质处理,保温时间,装配应力

# Analysis on Riveting Crack of Large Thin-Wall Casting Part

Zhu Kai <sup>1</sup>	Xu Xinjie <sup>1</sup>	Yang Qun <sup>2</sup>	He Jun <sup>1</sup>	Lin Wenqin <sup>1</sup>
Zhu Kai <sup>*</sup>	Xu Xinjie <sup>*</sup>	Yang Qun <sup>2</sup>	He Jun <sup>*</sup>	Lin Wenqin <sup>*</sup>

(1 Chengdu Aircraft Industrial (Group) Co., AVIC, Chengdu 610091)

(2 Sichuan Chengfei Integration Technology Co., LTD, Chengdu 610091)

**Abstract** A large thin-wall casting part for aeroplane cracked many times when it was riveted with the skin and resulted in serious security risk. The cause of the riveting crack was analyzed synthetically by macro and micro observation of fracture surface, metallographic microstructure analysis and other relative tests. The result shows that the insufficient modification, the low plasticity which reduces the ability of bearing concussion when riveting of this casting part are the main causes of cracking. Meanwhile, the pressure produced after the assembling is also the important cause of riveting crack.

Key words Riveting crack, Eutectic silicon phase, Modification, Holding time, Assembly pressure

# 0 引言

ZL114A 为高强度铸造铝合金,抗腐蚀性能强,具 有良好的铸造性能,广泛应用于航空航天领域<sup>[1]</sup>。 该合金铸态下组织粗大,力学性能较差,需经变质处 理并固溶强化,以提高材质强度和塑性,从而达到工 程应用要求<sup>[2-3]</sup>。某飞机上的一大规格薄壁铸件采 用了 ZL114A-SBT6 材料,经变质处理后固溶时效,执 行 HB963-90《铸造铝合金》标准。零件为长方形的 框型件,装配时整体塞入已成型好的铝合金蒙皮框 中,相互调整配合,达到工艺要求的位置之后,在与蒙 皮铆接时多个架次出现裂纹,裂纹大部分集中在框的 上边缘一侧,个别架次在两侧区域。本文对零件开裂 的原因进行了全面分析,并开展相关工艺试验,制定 纠正措施,以避免同类故障的再次发生。

#### 1.1 裂纹外观检查

裂纹均位于靠近零件边缘的铆钉孔处,形态纤细,裂透零件壁厚,有些裂纹贯穿了铆钉孔,典型形貌如图1所示。





# 1 失效件检查与试验

收稿日期:2013-01-24;修改日期:2013-03-18

作者简介:朱凯,1981年出生,工程师,主要从事零件失效分析和金相检测等方面的研究工作。E-mail: 18930398@ qq. com

符合工艺要求,开裂与铆钉孔的尺寸和孔边距无关。

# 1.2 断口宏观检查

人为冲击打开裂纹获取断口,如图2所示,断口 边缘无表面漆层渗入,断面粗糙、致密,肉眼观察无明 显的气孔、夹渣、疏松等铸造缺陷。



图 2 裂纹断口形貌 Fig. 2 Appearance of fracture morphology

# 1.3 断口微观检查

在扫描电镜下观察,断口总体较致密,微观形貌 呈准解理特征,未见韧窝,见图 3,断口特征呈脆 性<sup>[4]</sup>。



图 3 断口微观准解理形貌

Fig. 3 High-resolution appearance of quasi-cleavage fracture

## 1.4 化学成分分析

在零件裂纹附近分析 Si、Mg、Fe 三个元素含量, 结果见表1,该铸件的化学成分合格。

表 1 裂纹附近化学成分测试结果 Tab. 1 Chemical composition near the crack region

元素	测试结果/%	技术要求/%	
Si	6.65	6.50~7.50	
Mg	0.64	0.45~0.75	
Fe	0.10	≤0.20	

# 1.5 力学性能分析

分别在零件的裂纹附近、两侧区域和裂纹对边位 置进行力学性能测试,试验结果见表 2,零件的抗拉 强度符合技术要求,但延伸率远低于标准值。 表 2 零件力学性能试验结果<sup>1)</sup>

Tab. 2 Test results of mechanical property of the part

		• •
试样部位	$\sigma_{ m b}/{ m MPa}$	$\delta_5 / \%$
裂纹附近	305	0.6
零件两侧区域	297	0.53
裂纹对边区域	299	0.4

注:1)技术要求 σ<sub>b</sub>≥290 MPa,δ<sub>5</sub>≥4.0%。

## 1.6 金相组织分析

垂直于断口制备金相试样,经腐蚀后参照 HB963—90 对针孔度进行评级为1级,符合要求。观察试样金相组织,如图4所示,共晶硅分布较均匀,但 大部分呈长条形的树枝状或短棒状,细小的颗粒状共 晶硅含量较少。断口部位的金相组织见图5,可见裂 纹是沿共晶硅与基体的结合面扩展的,当裂纹遇到与 扩展方向不一致的共晶硅颗粒时,裂纹截断共晶硅颗 粒,使共晶硅颗粒发生断裂。

观察铆接后未开裂部位的共晶硅形貌与开裂位 置的金相组织基本一致,整个零件组织较均匀。



图 4 断口附近的金相组织

Fig. 4 Metallographic microstructure nearby the fracture region



图 5 断口上的金相组织



# 1.7 铆接试验

在零件上截取铆接成形后的试样,沿铆钉杆纵向 剖开检查,铆接前铆钉杆直径为4 mm,铆接后铆钉杆 最大直径为4.05 mm,杆部变形量小,无明显的膨胀。

# 2 分析与讨论

# 2.1 断裂原因分析

宇航材料工艺 http://www.yhclgy.com 2013 年 第4期

-106 -

通过对裂纹和断口进行的宏、微观分析可知,该 零件铆钉孔裂纹属大应力作用下的过载断裂。裂纹 的形态具有一致性,且均为铆接时发生开裂,该故障 属同模失效。

铆接试验的结果说明,导致开裂的应力不是铆钉 膨胀的张应力,而是铆接时的冲击应力。零件延伸率 远低于标准值,几乎没有塑性,冲击性能显著降低,是 导致在铆接冲击应力作用下产生裂纹的主要原因。

该零件材料为 ZL114A,经变质处理后热处理至 T6 状态,金相组织由铸态的初晶硅转变为共晶硅。 ZL114A 中的硅本身属脆性相,在外加载荷作用下,容 易发生断裂或与基体分离而形成微裂纹。据文 献[5]记载,裂纹扩展过程中,会截断尺寸较大的共 晶硅颗粒,但在遇到尺寸较小的共晶硅颗粒时,若要 继续向前扩展,通常是绕过细小的共晶硅颗粒,从而 降低了裂纹扩展速率。假设硅相为球形,在平面应变 条件下,球形硅颗粒发生断裂的临界应力可表示为:

$$\sigma = \sqrt{\frac{\pi E \gamma_{\rm s}}{2(1-\nu^2)R}}$$

式中,γ<sub>s</sub>为单位面积的表面自由能,ν为泊松比,R为 硅颗粒的半径。可见,R越小,使其断裂所需要的应 力越大,从而更不容易发生断裂,因此断裂前可承受 更大的变形量,即延伸率增大。

故障件的共晶硅呈长条形的树枝状,细化不充分, 裂纹很容易沿长条状的共晶硅扩展,并截断尺寸较大 的共晶硅颗粒形成快速断裂。因此,共晶硅组织形态 决定了零件的延伸率,影响铆接时的冲击性能。同时, 该零件裂纹分布呈一定的规律性,这和零件的装配方 式有关。装配时将零件整体塞入已成型的铝合金蒙皮 框中,相互调整配合,手工校正以达到工艺要求。在此 过程中,两者之间必然会产生一定的内应力,并由于铝 蒙皮框限制而无法得以释放,在结构上容易出现应力 集中区域,增加在此区域开裂的可能性。

综上分析,导致该零件铆接时开裂的主要原因一 是零件装配方式不当,属外在因素;二是零件本身材



(a) 0.01%

质延伸率低,属内在因素。

# 2.2 工艺分析与验证试验

ZA114A的共晶硅形态除受固溶温度和保温时间的影响外,主要取决于变质状态下的铸态结构,变质处理对硅相的粒化有明显的促进作用。该零件组织细化程度不够,呈现变质不足的特征,因此,着重结合零件的熔炼工艺来分析变质不足的原因。

该零件熔炼工艺流程如下:

(1)加热坩埚,加入 ZL114A 合金锭及回炉料;

(2)升温熔化至规定温度,加入纯镁锭,并搅拌;

(3)继续升温,加入 AlBe3 中间合金,并搅拌;

(4)升温至规定温度点时加入 AlSr10(0.01% ~

0.03%)中间合金进行变质处理,直至完全熔化;

(5)在合金液面上加入细化剂,保温 20 min;

(6)升温至规定温度后,加入六氯乙烷,精炼除 气,保温9~11 min,静止2~6 min:

(7)浇注。

其中工序(4)~(6)即变质-细化-精炼,决定了 铸件的变质效果。根据共晶硅的变质机理,主要从变 质剂的加入量和变质保温时间两方面验证变质效果。

# 2.2.1 变质剂加入量

该铸件采用了 AlSr10(0.01% ~0.03%)中间合 金作为变质剂,据文献[6]记载,锶变质铝硅合金出 现过变质组织的可能性很小,一般无需考虑锶过变质 的问题。因此推断 AlSr10 变质剂添加量偏低,有可 能造成铸件变质效果不充分。

选取未变质的 ZL114A 合金,分别采用含量为 0.01%、0.03%、0.05%、0.07%的 AlSr10 中间合金 作为变质剂,在相同的工艺参数下进行熔炼浇注,通 过观察金相组织(图6),不同含量变质剂对共晶硅的 粒化效果相差不大,0.01%含量下的共晶硅相呈针 状,基本无变质效果,0.03%、0.05%及0.07%含量 下的共晶硅与故障件的形态类似,均为树枝状或片 状,变质不足。因此,对该零件而言,改善变质剂含量 对共晶硅的粒化促进不明显。



(b) 0.03%



0.05% (c)





#### 2 2 2 变质保温时间

添加相同含量的变质剂(AlSr10中间合金, 0.03%)<sup>[7]</sup>,分别选取保温10 min、30 min、1 h、2 h,观 察变质后的金相组织,如图7所示。保温10min时, 初现变质效果,部分共晶硅相得到了粒化,呈颗粒状, 但仍可见树枝状的条形共晶硅组织:保温 30 min 时, 变质效果最理想,共晶硅呈细小的颗粒状,分布均匀; 当保温时间延长至1h,变质效果呈现衰减,大部分共



(a) 10 min 晶硅相为树枝状,与故障件情况类似;保温2h时,变 质效果衰减明显,共晶硅为针状或片状。

可见,对该零件而言,变质保温时间是决定共晶 硅形态的重要因素,当保温时间在 30 min 时,组织呈 现理想的变质效果,但当保温时间≥1h,变质效果明 显衰减。变质效果衰减与变质剂中 Sr 的损耗有关: Sr 在熔炼过程中,会与 ZL114A 中的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 发生反 应,或在高温下停留时间过长,均会产生损耗[8]。



(b) 30 min l00μm 100 µ m (c) 1 h (d) 2 h





# 2.3 工艺改进措施

#### 熔炼工艺改进 2.3.1

该零件为大规格的薄壁铸件,液态下金属流动的

均匀性和冷却速率相对小规格零件而言偏低,变质剂 的损耗更加容易,因此单纯的添加变质剂含量对改善 变质效果作用不明显。试验证明,将零件的变质保温

时间控制在 30 min 左右,是改善共晶硅组织形态的 关键。分析零件熔炼工艺,从加入 AlSr10 中间合金 进行变质处理开始,期间经过细化、精炼以及零件挂 装、运输等工序,直到完成浇注,大约需 80~90 min。 在这个时间内,变质效果明显衰减。因此,将零件的 熔炼工艺进行调整,由原来的变质-细化-精炼调整 为精炼(15 min)-变质(10 min)-细化(20 min),并改 进零件挂装和运输方式,在变质剂加入保温 30~40 min 后即完成浇注。

调整工艺后,零件力学性能测试结果见表3,延 伸率得到了显著提高。拉伸断口微观形态如图8所 示,呈韧窝状,塑性较好;共晶硅形态见图9,分布均 匀,细化充分,呈细小的球状颗粒,变质效果良好。

表 3 调整工艺后零件力学性能试验结果1)

Tab. 3 Test results of mechanical property of the part after technique revising

试样部位	$\sigma_{ m b}/{ m MPa}$	$\delta_5 / \%$
裂纹附近	340	6.1
零件两侧区域	334	6.2
裂纹对边区域	343	5.0

注:1)技术要求  $\sigma_{\rm b} \ge 290$  MPa, $\delta_5 \ge 4.0\%$ 。



图 8 调整工艺后拉伸试样的断口形貌

Fig. 8 Fracture appearance of tensile

specimen after technique revising



图 9 调整工艺后零件的金相组织

Fig. 9 Microstructure of the part after technique revising

# 2.3.2 装配工艺改进

调整零件与铝蒙皮的装配顺序,以零件为主体进 行操作,将铝蒙皮拆分铆接在零件相应部位,避免出 现装配内应力。

经过上述改进措施,在生产和装配中得以应用, 有效地解决了该零件在铆接时出现裂纹的故障。

# 3 结论

(1)该零件裂纹为铆接时冲击应力作用下产生的开裂;

(2)零件铆接质量、化学成分和低倍针孔度均符 合要求;

(3) 熔炼过程中变质效果不佳是导致零件延伸 率降低而产生铆接裂纹的根本原因。零件装配时存 在内应力也是产生铆接裂纹的重要因素;

(4)通过调整零件熔炼工艺提高延伸率以及改进零件装配方式等措施,有效解决了故障。

### 参考文献

[1] 李炯辉. 金属材料金相图谱[M]. 北京:机械工业出版社,2006:1631

[2] Saigal B T. Size and shape of solution particles on mechanical properties in Al-Si alloys using finite element method AFS transaction [J]. Study of the Effects of Volume Fraction, 1985,93:699-704

[3] 加藤锐次. 硅相形态对 Al-Si 系合金铸件断裂韧性 的影响[J]. 轻金属, 1980(3):147-153

[4] 张栋,钟培道,陶春虎,等.失效分析[M].北京:国防 工业出版社,2004:111-113

[5] 刘斌,蒋业华,潘亮星,等. 共晶硅形貌对 ZL114A 合 金拉伸断裂机制的影响[J]. 铸造技术,2010,31(5):612-615

[6] 董光明,孙国雄,廖恒成.共晶硅的变质[J].铸造, 2005,54(1):1-4

[7] 米国发,王英,孔留安,等. A357 合金 Sr 变质工艺研 究[J]. 航天制造技术,2005(4):9-13

[8] 赵淑荣,金青林,刘斌.变质处理对 ZL114A 合金组织 和性能的影响[J].金属铸锻焊技术,2010,39(13):71-73

(编辑 李洪泉)