246 月日 FOUNDRY 有色合金

Mg 元素对 AI-4.4Cu-0.15Zr 合金热裂性能的影响

田宇,袁晓光,黄宏军,左晓姣,郑文涛

(沈阳工业大学材料科学与工程学院,辽宁沈阳 110870)

摘要:为了探究Mg元素加入量对铝铜合金热裂的影响规律,采用热裂敏感系数Hsc对合金热裂倾向与Mg元素加入量关系进行了表征。通过OM、XRD、SEM、TEM等检测手段,分析了Mg元素加入量对Al-4.4Cu-0.15Zr-*x*Mg(*x*=1.0、1.5、1.7、2.0、2.2、2.5,wt%)合金热裂敏感性的影响。结果表明,随着Mg元素加入量的增多,晶粒先细化后粗化,晶间低熔点相逐渐增多,合金的热裂倾向先降低后增加;当Mg元素添加量为1.7%时,合金抗热裂性最好,热裂敏感系数为1.16,此时合金晶粒最均匀细小,晶粒间的低熔点相几乎形成连续网状分布。Mg元素通过细化合金晶粒、增加晶间低熔点相体积分数以及改变其分布对合金热裂倾向发生作用。

关键词: 铝铜合金; 热裂敏感系数; Mg元素; 显微组织

Al-Cu系合金强度高、韧性好,抗疲劳性能、加工性能以及焊接性能优良。在 汽车领域、轨道运输及兵器工业等领域具有广泛的应用^[1-2]。但Al-Cu合金结晶范围 宽,树枝晶发达,铸造性能差,尤其是热裂倾向严重,使铸造铝铜合金在实际生产 使用中受到很大限制^[3-4]。K. B. Anil^[5]等人利用环模实验研究了晶粒细化及残余元素 对A713铝合金热裂的影响。发现以Al-3.5Ti-1.5C为细化剂时,适当添加Fe元素,有 助于减少枝晶间分离,能够有效地降低A713合金热裂倾向。李敏⁶⁰等提出Y元素能够 明显细化ZL205A合金的铸态显微组织,并且随着Y元素含量的增加,合金晶粒的尺 寸逐渐减小,从而改善合金的热裂倾向。Y. H. Cho^[7]等人的研究表明, Al-1Si-1Fe合 金的热裂倾向随着Ni含量的增加而增大。D. Elia F^[8]等人通过将载荷传感器安装在铸 造棒处,确定了B206合金发生热裂时的温度和凝固过程中产生的应力,并通过添加 Ti元素使合金组织转变为细小的球状晶粒,改善了合金的热裂倾向。张欣¹⁹等人对在 铝合金中添加Sc元素产生的作用进行研究,试验表明Sc元素能够降低焊接的热裂倾 向。Li^[10]等研究发现,添加Y元素有助于提高凝固末期温度,利于减少晶界处共晶组 织的数量。富含Y元素相的析出可以抑制凝固开始的温度,减小合金结晶的区间,使 热裂敏感性降低。刘健^[11]等人研究了La元素对Al-Cu合金热裂倾向产生的影响。研究 发现添加0.4%的La元素能够降低合金的热裂倾向。李元元^[12]等人的研究表明,添加 适量的Zr元素能够有效细化晶粒,降低合金热裂倾向。

上述研究结果表明,合金元素是影响合金热裂的因素之一,添加适当的合金元 素能够有效降低合金热裂倾向。由于Mg元素是Al-Cu合金常规加入的强化元素,其 对合金的热裂也将产生影响,但这项研究还不系统,为此本试验以Mg为添加元素, 研究Mg对Al-Cu合金热裂倾向产生的影响,并确定合适的Mg元素加入量。

1 试验材料与方法

试验用合金实际成分如表1所示。熔炼时依次加入高纯Al及Al-5Zr、Al-50Cu中间合金,最后加入工业纯镁。待金属熔化后,按顺序加入覆盖剂、精炼剂、清渣

作者简介:

田 宇(1995-),男,硕 士生,主要研究方向为铸 造合金及新材料。E-mail: ty18804051202@163.com 通讯作者: 袁晓光,男,教授,博 士生导师。电话:024-25496812,E-mail: yuanxg@sut.edu.cn

中图分类号:TG146.2⁺2 文献标识码:A 文章编号:1001-4977(2020) 03-0246-08

基金项目:

国家自然基金面上项目 (51875365)。 收稿日期: 2019-10-15收到初稿, 2019-12-20收到修订稿。 剂、除气剂并静置10 min。最后将730 ℃的合金液浇入 已预热300 ℃且保温2 h的金属型中。

合金热裂倾向采用等长度热裂试样检测,见图 1;热裂倾向采用热裂敏感系数评价,计算方法见式 (1)。

$$H_{\rm sc} = \frac{25^2 + D_{\rm crit}^2}{25^2} \tag{(1)}$$

式中: *H*_{sc}为表征合金热裂倾向的热敏感系数,热敏感 系数值越低则合金的热裂抗性越好,合金越不易产生 热裂纹; *D*_{crit}为浇注试棒的断裂临界直径,即热裂试棒 中尺寸最大的试棒所对应的直径大小,25表示模具中 试棒的固定端直径25 mm。

微观组织观察试样使用Dix-Kener试剂 (1%HF+1.5%HCl+2.5%HNO₃+95%H₂O)进行腐蚀, 利用蔡司显微镜观察合金显微组织,在附带能谱仪 (EDS)的日立S-3400N型扫描电镜(SEM)和JEM-2100型透射电子显微镜上进行形貌观察和相微区成分 的分析。取样位置如图2所示。

2 试验结果与分析

2.1 Mg 元素对 AI-4.4Cu-0.15Zr 合金宏观热裂 倾向影响

图3为Al-4.4Cu-0.15Zr-xMg合金的等长度热裂试样 开裂情况。由图3可以看出,Mg元素加入量不同,试 样发生热裂数量不同。在Mg元素加入量<1.7%时铸件 的热裂试样个数随着Mg元素加入量的增大而减少;当 Mg元素添加量为1.0%时,产生裂纹的试棒数量为6根, 热裂临界尺寸直径为Φ14 mm;当Mg元素添加量增加至 1.7%时,产生裂纹时试棒的临界直径减小到Φ8 mm;而 当Mg元素添加量增至2.0%、2.2%、2.5%时,产生裂纹 的试棒临界直径尺寸逐渐增加至Φ16 mm。

由此可见,镁元素加入量对合金热裂有明显影 响,随着Mg元素的增加合金热裂倾向逐渐降低,当加 入量达到一定值后,热裂倾向又开始增大,加入量在 1.7%左右,发生热裂试样数量最少。

图4是由式1计算得到的Mg元素加入量与热裂敏感 系数的关系。可以看出,合金的热裂敏感系数随着Mg 元素加入量的增加趋势为先降低后升高,即合金的抗 热裂性能随Mg元素加入量的增多先增大后减小。当Mg 元素从1%提高到1.7%时,热裂敏感系数由1.31降低到 1.16,下降了11.5%;Mg元素加入量1.7%时,热裂敏感 系数最小。继续提高Mg元素加入量1.7%时,热裂敏感 系数最小。继续提高Mg元素加入量,合金的热裂敏感 系数反而会逐渐增大,当Mg元素加入量达到2.5%时, 与最小热裂敏感系数相比,增加了21.6%。表明Mg元 素加入量改善Al-4.4Cu-0.15Zr合金热裂倾向具有一个适 宜值,即约1.7%。

2.2 Mg 元素加入量对 Al-4.4Cu-0.15Zr 合金微 观组织的影响

图5为Al-4.4Cu-0.15Zr-*x*Mg合金的显微组织。图 5a为Mg元素加入1.0%时的显微组织,可以看出,合 金的晶粒尺寸十分粗大且不均匀,具有发达的树枝晶 形态,此时晶粒平均尺寸为39.1 µm。图5b是Mg元素 添加量为1.5%时的合金显微组织,晶粒尺寸仍然不均 匀,但出现变小的趋势。当Mg添加量为1.7%时(图 5c),合金的树枝状晶特征已消失,几乎变为等轴 晶,且尺寸均匀细小,为20.7 µm。Mg元素的加入量 至2.0%、2.2%、2.5%(图5d、e、f),晶粒尺寸较加 入量为1.7%时出现显著的粗化趋势,由26.7 µm增大到 33.4 µm。

由此可见,随着Mg元素含量的增加,Al-4.4Cu-0.15Zr-*x*Mg合金晶粒形态由树枝晶逐渐转变为等轴晶, 随后又转变为树枝晶,晶粒尺寸由粗大不均匀逐渐变 为均匀细小,随后晶粒尺寸又逐渐增大。当Mg元素加 入量为1.7%时,晶粒大小和尺寸均匀性达到最佳,此 时晶粒尺寸为20.7 μm。

表1 合金化学成分 Table 1 Chemical composition of alloy w_B/%

		_				
合金	设计成分	实际成分				
编号		Cu	Zr	Mg	Al	
1#	Al-4.4Cu-0.15Zr-1.0Mg	4.45	0.164	1.12	余量	
2#	Al-4.4Cu-0.15Zr-1.5Mg	4.79	0.156	1.48	余量	
3#	Al-4.4Cu-0.15Zr-1.7Mg	4.82	0.155	1.69	余量	
4#	Al-4.4Cu-0.15Zr-2.0Mg	4.31	0.143	1.98	余量	
5#	Al-4.4Cu-0.15Zr-2.2Mg	4.43	0.168	2.20	余量	
6#	Al-4.4Cu-0.15Zr-2.5Mg	4.46	0.159	2.55	余量	



图1 等长度金属型热裂模具剖面图 Fig. 1 Profile of hot tearing tool of equal length metal mold



图2 取样位置示意图 Fig. 2 Schematic diagram of sampling position

248 有造 FOUNDRY 有色合金

Mg元素对合金晶粒尺寸的影响源于对合金凝固过 程的作用^[13]。由于Mg元素在凝固末期偏聚在晶界,即 固-液界面的前沿改变了Cu元素在合金中的平衡分配系 数,使其随着Mg元素含量的增加而降低,不容易固溶 到α-Al基体中,在晶界处造成过冷,促进结晶形核过 程,使晶界趋于胞状生长,细化晶粒。另一方面随镁 含量增加,Al₂Cu相增多且分布更均匀。这是由于镁的 氧化物的形成自由能比Al₂O₃的形成自由能小,因此, 镁可以将Al₂O₃还原成金属铝,促进铝和铜的相互扩 散,导致Al₂Cu的数量增多且分布更均匀。



图3 Al-4.4Cu-0.15Zr-xMg合金宏观开裂情况 Fig. 3 Macro cracking of Al-4.4Cu-0.15Zr-xMg alloy

但当Mg元素添加量超过1.7%时,由于偏聚在晶界的Al₂CuMg数量过多,在凝固末期固-液界面的前沿不 会产生过大的成分过冷度,降低了合金的形核速度, 这就使偏聚在晶界的初生相有了充足的时间在晶界处 长大、游离,使晶粒开始粗化。

2.3 Mg 元素对 Al-4.4Cu-0.15Zr 合金晶间低熔 点相的影响

图6为Al-4.4Cu-0.15Zr-2.0Mg合金的电子探针微区 面扫描分析。在图6b中可以明显看到,Mg主要富集在 晶界处,也有少量分布在晶内。同时由于Al-Cu系合 金为固溶体型合金,常温下Cu元素在Al中的溶解度较



图4 Al-4.4Cu-0.15Zr-xMg合金热裂敏感系数 Fig. 4 Hot crack sensitivity coefficient of Al-4.4Cu-0.15Zr-xMg alloy



(a) 1.0%; (b) 1.5%; (c) 1.7%; (d) 2.0%; (e) 2.2%; (f) 2.5% 图5 Al-4.4Cu-0.15Zr-*x*Mg合金显微组织 Fig. 5 Microstructure of Al-4.4Cu-0.15Zr-*x*Mg alloy



(a) Al基体; (b) Mg元素; (c) Cu元素; (d) Zr元素
图6 Al-4.4Cu-0.15Zr-2.0Mg合金的电子探针微区面扫描分析
Fig. 6 Map scanning analysis of Al-4.4Cu-0.15Zr-2.0Mg alloy

250 有估 FOUNDRY 有色合金

小,所以在图6c可以观察到Cu元素也主要偏聚于晶界 处。图6d为Zr元素的分布,从图中可以看出Zr元素在基 体里均匀弥散分布,起到细化晶粒的作用。

图7为SEM扫描电镜下的含Mg元素1.7%合金与含 Mg元素2.0%合金能谱分析及第二相组织。Mg元素添加 量为1.7%时,合金的第二相在晶界处呈网格状分布, 经过能谱分析,该相主要由Al、Cu、Mg组成。继续向 合金中添加合金元素Mg至2.0%(图7b),晶间相元素 种类不变,但分布明显不均匀,局部晶界出现了聚集 现象,其他晶界处出现贫化现象,导致低熔点相在晶 界上的分布由连续的网状变为断续分布。

图8为Al-4.4Cu-0.15Zr-xMg合金的X射线衍射分

析,X射线扫描速率为8°/min。结合能谱分析,由 图中曲线可看出,随着Mg元素的添加,晶间低熔点 相的组成发生了一定变化。当Mg元素加入量较小 时(Mg=1.0%和1.5%),只存在Al₂Cu相而不存在 Al₂CuMg相;当Mg元素的加入量达到1.7%时,开始出 现Al₂CuMg相。

图9为Al-4.4Cu-0.15Zr-*x*Mg合金的微观组织,图 中深色部分为晶间低熔点相。可以看出,Mg元素加入 量的增加,一方面是增加了晶间低熔点相的数量,另 一方面是改变了晶间低熔点相在晶界上的分布形态, 由断续分布逐渐变为均匀连续网状分布,又变为局部 聚集的断续分布。Mg元素加入量与合金晶间低熔点相



(a) 1.7%; (b) 2.0% 图7 Al-4.4Cu-0.15Zr-*x*Mg合金能谱分析 Fig. 7 Energy spectrum analysis of Al-4.4Cu-0.15Zr-*x*Mg alloy

比例关系见图10。可以看出,Mg含量从1.0%增加到 1.5%之后,晶间低熔点相比例明显增多,由4.7%增加 到8.5%。当继续增加Mg元素含量后,晶间低熔点相体 积分数基本稳定在8.0%~8.7%之间。结合图7可以分析 出,Mg元素加入量的进一步增加引起的晶间低熔点相 集聚,主要是分布形态的变化,并没有明显增加体积 分数。

图11为Al-4.4Cu-0.15Zr-1.7Mg合金的透射电镜分析。根据图11b能谱可知图11a中该相为Al₂CuMg相,这种相的出现说明低熔点相数量已很多,出现了集聚现象,在后期凝固过程中的收缩易引起开裂,使合金的热裂抗性降低。



图8 Al-4.4Cu-0.15Zr-xMg X射线衍射图 Fig. 8 X-ray diffraction of Al-4.4Cu-0.15Zr-xMg alloy



(a) 1.0%; (b) 1.5%; (c) 1.7%; (d) 2.0%; (e) 2.2%; (f) 2.5% 图9 Al-4.4Cu-0.15Zr-*x*Mg合金微观组织 Fig. 9 Microstructure of Al-4.4Cu-0.15Zr-*x*Mg alloy

2.4 Mg 元素对 Al-4.4Cu-0.15Zr 合金热裂影响 机制

图12为Al-4.4Cu-0.15Zr-1.0Mg合金的热裂纹形貌和 微观组织。从图12a可以看出,合金热裂纹表面多是光 滑的,这种裂纹明显是在合金凝固过程中形成的,是 裂纹没有得到液态金属补缩的结果;部分裂纹表面存 在撕裂岭,说明是凝固收缩应力造成了晶间液膜的开 裂^[14-16]。因此,Mg元素加入量为1%时,由于合金的晶 间缺乏液相补缩,导致裂纹直接产生,并引起少量连 接晶粒之间的液膜也随之开裂。从图12b组织中也可以 看到,沿晶界分布的低熔点相即液膜^[17-19],数量较少, 分布是间断的,没有低熔点相的晶界已存在裂纹,而 有少量低熔点相的晶界,也由于凝固收缩大,不足以 抵抗拉应力而开裂。

图13为Al-4.4Cu-0.15Zr-1.7Mg合金的裂纹形貌和微 观组织。从图13a可以看出,合金中加入1.7%的Mg元素 时,出现的热裂纹表面依然是光滑的,说明这种裂纹还 是在凝固期间形成。对比图13b中热裂纹的位置,裂纹 发生在低熔点相较少的晶界上。即晶粒间的低熔点相对 热裂纹的产生具有重要作用。同时也可以看到,由于尺 寸均匀且近于球状的晶粒间,多数分布着均匀的低熔点 相,裂纹很少。由此可见,足够多的低熔点相存在并在 晶间均匀分布,可以有效地减轻合金的热裂倾向。



图10 Al-4.4Cu-0.15Zr-xMg合金的晶间低熔点相比例 Fig. 10 Percentage of low melting point phase in matrix of Al-4.4Cu-0.15Zr-xMg alloy



图11 Al-4.4Cu-0.15Zr-1.7Mg透射电镜图 Fig. 11 Transmission electron micrograph of Al-4.4Cu-0.15Zr-1.7Mg



图12 Al-4.4Cu-0.15Zr-1.0Mg合金的断口形貌(a)和微观组织(b) Fig. 12 Fracture morphology (a) and microstructure (b) of Al-4.4Cu-0.15Zr-1.0Mg



图13 Al-4.4Cu-0.15Zr-1.7Mg合金的断口形貌(a)和微观组织(b) Fig. 13 Fracture morphology (a) and microstructure (b) of Al-4.4Cu-0.15Zr-1.7Mg

当Mg元素加入量超过1.7%后,晶粒尺寸增加,均 匀性降低,导致低熔点相部分集聚,分布也是间断性 的,见图9f。这种低熔点相的分布形态,削弱了其晶间 补缩作用^[20],使合金的热裂倾向增大。

综上所述, Mg元素对Al-4.4Cu-0.15Zr-*x*Mg合金热 裂的影响机制是,适量的Mg元素可以细化晶粒,并增 加晶界低熔点相数量,可以借助低熔点相的补缩作用 和晶粒细化促进低熔点相在晶界的均匀分布,提高合 金的抗热裂性。

3 结论

(1)随着Mg元素添加量的增加,合金的晶粒尺

寸先减小后增大,当添加量达到1.7%时,晶粒趋于均 匀化,且晶粒尺寸达到最小。

(2) Mg元素加入量的增加,提高了合金晶间低 熔点相的体积分数,并逐渐形成网格状分布;但Mg元 素加入量过高将引起晶间低熔点相在晶界上的分布出 现局部聚集现象。

(3)随着Mg元素的增加合金抗热裂性呈先增加 后减小的趋势,当Mg元素添加量为1.7%时,合金抗热 裂性最好,此时合金的热裂敏感系数为1.16。Mg元素 对合金热裂影响机制是通过细化合金晶粒、改变树枝 晶形态、增加晶间低熔点相体积分数和分布均匀性, 实现提高合金的抗热裂性。

参考文献:

- [1] 钟奇,施毅,刘博.铝合金在汽车轻量化中的应用 [J]. 新材料产业,2015(2):23-27.
- [2] 刘静安. 铝合金材料的应用与技术开发 [M]. 北京:冶金工业出版社,2004,1-7.
- [3] AIGBODION V S, HASSAN S B. Experimental correlations between wear rate and wear parameter of Al-Cu-Mg bagasse ash particulate composite [J]. Materials & Design, 2010, 31 (4): 2177–2180.
- [4] VIANO D, STJOHN D, GRANDFIELD J. Hot tearing in aluminium-copper alloys [M]. Essential Readings in Light Metals. Springer International Publishing, 2016.
- [5] ANIL K B, KARUNAKAR D. Effects of grain refinement and residual elements on hot tearing of A713 aluminium cast alloy [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26 (7): 1783–1790.
- [6] 李敏.部分重熔处理及稀土Y对ZL205A合金组织与性能的影响 [D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学, 2010.
- [7] CHO Y H, KIM H W, KIM W, et al. The effect of Ni additions on the microstructure and castability of low Si added Al casting alloys [J]. Materials Today Proceedings, 2015, 2 (10): 4924–4930.
- [8] D'Elia F, Ravindran C, Sediako D. Interplay among solidification, microstructure, residual strain and hot tearing in B206 aluminum alloy
 [J]. Materials Science & Engineering A, 2015, 624: 169–180.
- [9] 张欣. 含钪铝合金及其应用 [J]. 稀有金属, 2007, 31(6): 857-861.
- [10] LI M, WANG H, WEI Z, et al. The effect of Y on the hot-tearing resistance of Al-5wt.% Cu based alloy [J]. Materials & Design, 2010, 31 (5): 2483–2487.
- [11] 刘健. 一种稀土Al-Cu合金研制与成型技术研究 [D]. 沈阳:沈阳工业大学, 2017.
- [12] 李元元,郭国文,张卫文,等. 合金元素对Al-Cu合金热裂倾向的影响 [J]. 有色金属学报, 2011 (5): 791-795.
- [13] 谢娇雅,刘如铁,陈洁,等. 镁含量对粉末冶金Al-3.9Cu-Mg合金组织与力学性能的影响 [J]. 粉末冶金材料科学与工程,2018,23 (6):4–9.
- [14] 郑卫东,阮磊,厉沙沙,等. 晶粒细化工艺对ZL205A合金偏析缺陷的影响 [J]. 特种铸造及有色合金,2017,37(7):792-795.
- [15] MCQUEEN H J, RYAN N D. Constitutive analysis in hot working [J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 322 (1-2): 43–63.
- [16] ROSENBERG R A, FLEMINGS M C, TAYLOR H F. Nonferrous binary alloys hot tearing [J]. FAS Trans, 2013, 69: 518–528.
- [17] 李庆春. 铸件形成理论基础 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1982.
- [18] BORLAND J C. Fundamentals of solidification cracking in welds, part2 [J]. Welding and Metal Fabrication, 2009 (3): 99-107.
- [19] 王志,周野,周乐.Ca和Y对Mg-1.5Zn合金热裂行为的影响 [J].材料研究学报,2017 (8):3-10.
- [20] BOZZINI B, CERRI E. Numerical reliability of hot working processing maps [J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 328 (1-2): 344-347.

Effect of Mg Addition on Hot Tearing Properties of Al-4.4Cu-0.15Zr Alloy

TIAN Yu, YUAN Xiao–guang, HUANG Hong–jun, ZUO Xiao–jiao, ZHENG Wen–tao (School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, Liaoning, China)

Abstract:

In order to investigate the effect of Mg addition on hot tearing of Al-Cu alloys, the relationship between hot tearing tendency and Mg addition was characterized by hot tearing sensitivity coefficient Hsc. The effects of Mg addition on hot tearing susceptibility of Al-4.4Cu-0.15Zr-xMg (x=1.0, 1.5, 1.7, 2.0, 2.2, 2.5, wt%) alloys were investigated by OM, XRD, SEM and TEM. The results show that with an increasing in Mg content, the grains refine first and then coarsen, the intergranular low melting point phase increases gradually, and the hot tearing inclination decreases first and then increases. When Mg content is 1.7%, the alloy has the best hot crack resistance, and the hot crack sensitivity coefficient is 1.16. At this time, the alloy grains are the most uniform and fine, and the low melting point phase particles between grains almost form a continuous network distribution. The effect of Mg on hot tearing tendency of Al-4.4Cu-0.15Zr alloy is realized through refining grain size, increasing volume fraction of intergranular low melting point phase and changing their distribution.

Key words:

Al-Cu alloy; hot tearing susceptibility coefficient; Mg element; microstructure