

文章编号: 1004 - 0609(2003)01 - 0216 - 06

## 7B04 合金的断裂韧性<sup>①</sup>

段玉波, 唐 剑, 黄 平, 李成利, 曾苏民  
(西南铝业集团有限责任公司, 重庆 401326)

**摘 要:** 研究了 Fe 和 Si 杂质元素和 Cu 元素含量、合金中氢含量和钠离子含量、晶粒细化以及铸锭高温均匀化处理对 7B04 合金断裂韧性的影响。降低 Fe 和 Si 杂质元素及调整合金主要成分 Cu 含量, 可以减少难溶粗大硬相质点和过剩相; 降低合金氢含量和钠离子含量可以降低氢脆和钠脆; 加强晶粒细化可以获得细小晶粒组织; 进行高温均匀化处理促使粗大第二相质点溶入基体。这些措施使合金获得高纯化、高纯净化、高均匀化和非常细小的晶粒, 从而使合金的断裂韧性得到较大提高。

**关键词:** 7B04 合金; 断裂韧性; 高纯化; 高纯净化; 高均匀化; 晶粒细化

**中图分类号:** TG 146

**文献标识码:** A

现代飞机向大型、高速、多载、长寿命和确保飞机安全方向发展, 要求结构材料具有更高的强度, 同时要有更好的断裂韧性( $K_{IC}$ )、抗应力腐蚀开裂性能(SCC)和抗疲劳性能<sup>[1]</sup>。7B04 合金主要用作航空材料, 该合金材料的断裂韧性对其制品的安全使用寿命具有十分重要的影响, 因而对其断裂韧性要求较高。目前生产的 7B04 合金锻件的断裂韧性最终测试尚未达到目标要求, 因此需对提高 7B04 合金断裂韧性的机理进行研究。

高强度铝合金的组织特征为固溶体基体上分布着不同尺寸的第二相颗粒, 其中有结晶形成的尺寸在微米级以上的化合物颗粒, 凝固后高温沉淀的尺寸在微米以下的化合物颗粒和时效析出的尺寸在 0.1  $\mu\text{m}$  以下的化合物微粒。细小的时效析出相对铝合金基体的强化起主要作用, 而粗大脆性第二相颗粒对基体无强化作用, 且是应力集中和裂纹萌生之处, 对铝合金的断裂韧性、疲劳性能和应力腐蚀开裂均有显著影响。如何减少粗大结晶相颗粒是发展高性能铝合金首先需要解决的问题。合金元素和杂质元素含量超过在铝中的极限固溶度即导致粗大的化合物结晶颗粒。因此, 合金的成分和纯度对其性能的影响一直为人们所关注<sup>[2]</sup>。

由于我们采用半连续铸造, 合金凝固一般呈现非平衡特征, 即使在平衡状态下处于单相区的固溶体合金, 也因非平衡凝固在最终凝固区域(即晶界处)出现粗大的化合物结晶相<sup>[3]</sup>。对铸造后的铸锭进行均匀化退火, 在均匀化过程中, 由于温度高、

原子扩散快, 枝晶状偏析将消失, 沿晶界分布的不平衡共晶体及其它不平衡相将会溶解。象 7B04 合金这样含 Cr 和 Mn 过渡族元素的铝合金, 其在均匀化温度下仍处于过饱和状态的  $\alpha$  固溶体, 在均匀化保温过程中将析出过剩相, 从而显著提高合金的塑性。因此粗大的第二相的溶解程度和析出强化相的数量将对合金的断裂韧性产生较大影响。合金中的纯净度, 即含氢量、渣含量和钠离子含量也对合金的断裂韧性具有较大的影响。

本文作者通过对降低 Fe 和 Si 杂质含量和调整合金成分、采用新的熔体净化和晶粒细化方法及高温均匀化的研究, 提出了提高 7B04 合金断裂韧性的方法。

## 1 实验

### 1.1 合金的成分

实验方法分为原方法和新方法。合金成分按名义成分配料, 原方法为 Al - 6.00Zn - 2.20Mg - 1.75Cu - 0.35Mn - 0.15Cr(质量分数, %, 下同), 其中, Fe  $\leq$  0.30%, Si  $\leq$  0.20%; 新方法为 Al - 6.00Zn - 2.20Mg - 1.65Cu - 0.35Mn - 0.15Cr, Fe  $\leq$  0.20%, Si  $\leq$  0.10%。合金元素 Mn 和 Cr 以中间合金的形式加入。

### 1.2 熔炼、在线净化处理和铸造

原方法在熔炼中使用覆盖剂(50% NaCl 和

① 收稿日期: 2002 - 03 - 08; 修订日期: 2002 - 05 - 18 作者简介: 段玉波(1970 -), 男, 工程师, 学士

通讯联系人: 段玉波, E-mail: duanyubo3001@sina.com; 电话: 023 - 65809271(office), 023 - 65812051(home); 地址: 西南铝业(集团)有限责任公司熔铸厂, 邮编: 401326

50% KCl)、普通溶剂(25%~35% NaCl、40%~50% KCl 和 18%~26% Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>), 用 MINT 装置除气除渣; 新方法熔炼时覆盖和除渣均使用 2<sup>#</sup> 溶剂(32%~40% KCl、38%~46% MgCl<sub>2</sub> 和 5%~8% BaCl<sub>2</sub>, NaCl+CaCl<sub>2</sub> ≤8%)。在线采用旋转喷头除气装置除气除渣。熔炼温度 720~760 °C, 均静置 30 min 以上, 用半连续铸造法铸造成  $d550$  mm 的铸锭。

### 1.3 晶粒细化

原方法采用 Al-5Ti-1B 块进行晶粒细化, 新方法采用 Al-5Ti-1B 块和 Al-5Ti-1B 丝进行联合晶粒细化, 并在光学金相显微镜下观察铸锭晶粒度。

### 1.4 铸锭均匀化处理

原方法均匀化制度为在 450 °C 保温 36 h, 新方法采用高温均匀化处理, 在 460 °C 保温 36 h。

### 1.5 组织观察与断裂韧性测试

用光学显微镜照相, 观察原方法和新方法生产铸锭的铸造组织及铸锭常规均匀化和高温均匀化的显微组织特征, 并用专用仪器检测合金的断裂韧性等力学性能。

## 2 实验结果

### 2.1 7B04 合金用 MINT 法和旋转喷头除气法净化熔体后熔体氢含量的差异

如表 1 所示, 7B04 合金用 MINT 法净化熔体后熔体氢含量平均值为 1.45  $\mu\text{L/g}$ , 而采用旋转喷头除气法净化熔体后熔体氢含量平均值降为 1.35  $\mu\text{L/g}$ 。

### 2.2 7B04 合金同时加入 Al-5Ti-1B 块和 Al-5Ti-1B 丝细化晶粒的效果

原方法仅用 Al-5Ti-1B 块细化晶粒, 细化效果

不够稳定, 细化效果不好时铸锭晶粒达到了二级以上, 甚至已出现羽毛状晶, 见图 1(a)。而同时加入 Al-5Ti-1B 块和 Al-5Ti-1B 丝后晶粒细化效果比较稳定, 并且铸锭晶粒度在一级以内, 见图 1(b)。

### 2.3 7B04 合金在常规均匀化与高温均匀化处理时组织的差异

如图 2(a), (b) 所示, 铸态 7B04 合金的组织呈枝晶网状, 晶内、晶界处存在较多的粗大第二相, 尤其是沿晶界处连续分布着共晶组织。新方法生产的铸锭铸造组织明显比原方法的细小。常规均匀化时, 第二相的数量、尺寸有所减少, 但是在合金中仍存在着大量的没有固溶到  $\alpha(\text{Al})$  基体的枝晶网和粗大的第二相析出点, 共晶相也只是部分溶入基体(见图 2(c), (d))。而采用高温均匀化处理后, 固溶到  $\alpha(\text{Al})$  基体中的枝晶网比图 2(c), (d) 多, 只残存少量的枝晶网痕迹。大部分第二相粒子溶入了  $\alpha(\text{Al})$  基体, 且无过烧的迹象(见图 2(e), (f))。这说明高温均匀化提高了合金的均匀化程度, 对于改善

表 1 采用 MINT 法和旋转喷头除气法时  
7B04 合金熔体的氢含量

Table 1 Hydrogen contents of 7B04 alloy melt  
by MINT method and degassing method of  
rotational nozzle ( $\mu\text{L}\cdot\text{g}^{-1}$ )

Degassing by MINT method	Degassing method of rotational nozzle
1.50	1.23
1.41	1.36
1.44	1.42
1.49	1.43
1.48	1.29
1.38	1.36
Average value 1.45	1.35

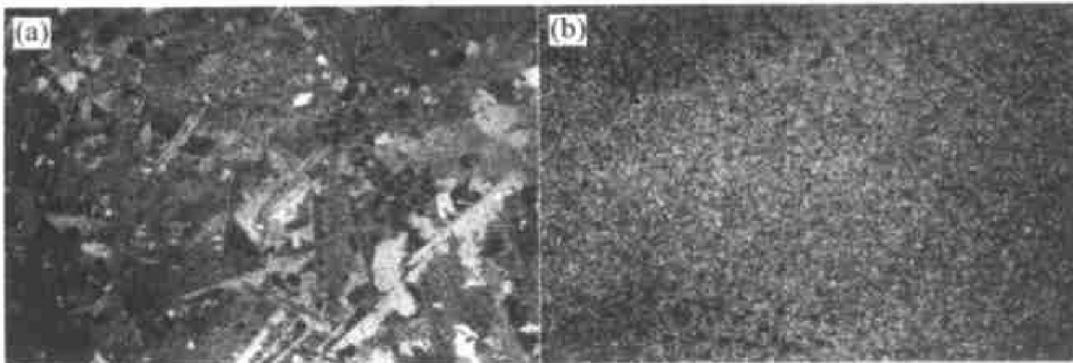


图 1 7B04 合金铸锭的晶粒度

Fig. 1 Grain size of 7B04 alloy ingots

(a) —Refined only by block shaped Al-5Ti-1B; (b) —Refined by block shaped Al-5Ti-1B and silk shaped Al-5Ti-1B

铝合金在半连续铸造条件下的偏析，改善合金组织状态是有好处的。

### 2.4 新方法对 7B04 合金断裂韧性的影响

采用原方法和新方法时 7B04 合金断裂韧性的变化情况见表 2 和表 3。

从表 2 和表 3 可以看出，采用新方法后 7B04 合金的断裂韧性有了较大提高，达到了目标值(T3 状态：纵向  $35.7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ，横向  $26.4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ，高向  $21.7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ； T1 状态：纵向  $31.0 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ，横向  $21.7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ，高向  $18.6 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ )，同时使抗拉强度、屈服强度和延伸率

略有提高。通过比较可知，采取措施后对提高合金的断裂韧性起到了明显的作用。

## 3 分析与讨论

### 3.1 合金纯度及合金组元的含量对合金断裂韧性的影响

提高合金纯度主要是降低 Fe 和 Si 杂质元素的含量<sup>[3]</sup>。7B04 合金中的 Fe 和 Si 同时存在时，除形成  $\text{FeAl}_3$  和 Si 相外，还可能出现  $\alpha(\text{Fe}_3\text{SiAl}_{12})$ 、 $\beta(\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Al}_9)$  等三元化合物，以及 Fe、Si 与 Mg，

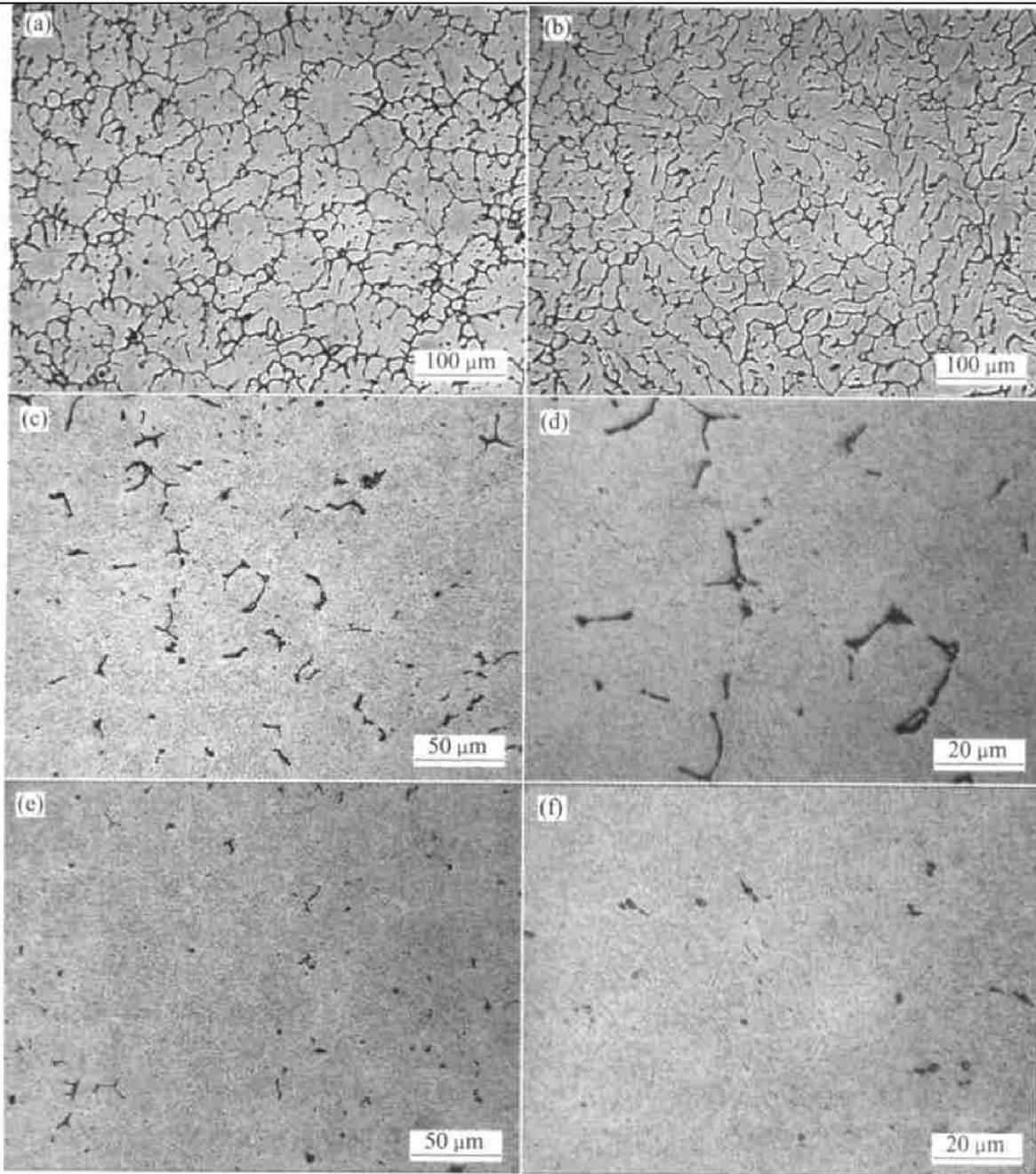


图 2 7B04 合金的显微组织

Fig. 2 Microstructures of 7B04 alloy

(a) —As cast by original method; (b) —As cast by new method; (c), (d) —Normal homogenization treatment; (e), (f) —High temperature homogenization treatment

表 2 采用原方法时 7B04 合金断裂韧性

Table 2 Fracture toughness of 7B04 alloy produced by original method

Alloy state	$\sigma_b$ / MPa			$\sigma_{0.2}$ / MPa			$\delta$ / %			$K_{1c}$ / (MPa $\cdot$ m $^{1/2}$ )		
	Longitudinal	Horizontal	High	Longitudinal	Horizontal	High	Longitudinal	Horizontal	High	Longitudinal	Horizontal	High
7B04T3	455	445	415	370	360	12	7.5	2.5	34.5	24.9	18.0	
	~	~	~	~	~	~	~	~	22		17.7	
	475	465	430	390	365	16	9.0	6.5	36.3	21.5	16.1	
7B04T1	570	560	505	525	504	8.0	6.5	3.5	28.6	20.7	22.2	
	~	~	~	~	~	~	~	~	20.3		20.4	
	605	590	530	519	9.0	8.0	5.5	29.7	20.9	21.8		

表 3 采用新方法时 7B04 合金断裂韧性

Table 3 Fracture toughness of 7B04 alloy produced by new method

Alloy state	$\sigma_b$ / MPa			$\sigma_{0.2}$ / MPa			$\delta$ / %			$K_{1c}$ / (MPa $\cdot$ m $^{1/2}$ )		
	Longitudinal	Horizontal	High	Longitudinal	Horizontal	High	Longitudinal	Horizontal	High	Longitudinal	Horizontal	High
7B04T3	475	474	467	416	419	12.3	8.0	6.0	40.0	26.7	22.9	
	~	~	~	~	~	~	~	~	27.1		24.6	
	484	487	471	423	430	13.3	11.6	6.6	40.9	26.5	22.7	
7B04T1	580	560	510	530	530	8.6	8.8	4.6	38.7	22.4	24.0	
	~	~	~	~	~	~	~	~	37.7	29.0	22.1	
	585	570	520	560	530	9.3	9.7	6.3	35.7	28.7	24.6	

Cu, Zn 等元素形成的(Fe, Mn, Cu)Al<sub>6</sub>, Al<sub>2</sub>Cu(Mn 和 Fe)<sub>3</sub>, Al<sub>12</sub>(Fe 和 Mn)<sub>3</sub>Si 等硬相质点化合物。这些化合物质点都是粗大难溶硬相质点, 本身的断裂强度低, 脆性大, 在变形及断裂过程中起着裂纹源的作用, 它们是形成韧窝的裂纹源<sup>[2]</sup>。对于超硬铝 7B04 合金而言, 为混合型断裂或纯晶间断裂。因而这些大尺寸难溶第二相质点是造成断裂韧性下降的原因<sup>[4]</sup>。

提高合金纯度和调整主要合金组元的含量(即适当降低 Cu 元素的含量), 难溶的粗大硬相质点数量下降, 尺寸也有所降低。在提高合金纯度的同时, 适当降低含铜量, 可以减少组织中出现的过剩相, 从而使断裂韧性获得改善, 而强度并不明显降低。

### 3.2 铝熔体纯度、纯净度对合金断裂韧性的影响

铝熔体的净化包括除气、除渣和除钠。铝合金中氢含量过高会导致氢脆, 虽然在低压分子氢中不易断裂, 但在原子氢中可发生沿晶断裂。原子氢处在间隙位置使点阵发生畸变, 点阵常数升高。位错、空隙引起的扭曲晶格、固溶体中的 Mg 和  $\eta$  相沉淀等都是合金中氢的陷阱点, 氢随位错迁移到晶界, 使晶界的结合强度降低, 形成氢化物, 降低晶界溶解的活化能, 氢与微观特征机构、裂纹尖端应

力和塑性应变相互作用, 通过氢脆造成合金材料断裂<sup>[5]</sup>。

原方法中在线处理用 MINT 法除氢, 除气率较低。而新方法采用旋转喷头除气法, 旋转喷头从熔体底部喷入净化气体, 这种方式可在铝熔液表面不发生翻滚的情况下产生大量弥散、高速的细小气泡。由于旋转喷头的强烈搅拌作用, 强化了气泡在整个熔池范围内的扩散, 从而有效地增大了气-液接触界面, 促进了气-液接触界面的更新, 显著改善了浮游法净化熔体的动力学条件。同时, 由于细小气泡在铝熔体中的上升速度慢, 加上离心力和上浮力的联合作用下, 气泡在熔池中沿螺旋状路径上升, 延长了气-液接触作用的时间, 从而使除氢效率更高。另外, 由于除气转子良好的除渣功能, 过滤盆带有保温装置, 因而也提高了除渣效果, 铝熔体中渣含量低也会降低熔体中的氢含量。

由于 7B04 合金中镁含量较高, 超过了 2%, Na 离子容易形成游离态 Na 在晶界聚集, 显著削弱了合金的晶间结合强度, 使合金的高温和低温塑性都急剧降低, 使 7B04 易于发生脆性解理断裂<sup>[6]</sup>。原方法在熔铸过程中加入了含 50% NaCl 的覆盖剂和 25%~35% NaCl 的普通溶剂, 增加了熔体中钠的含量。为了减少 Na 离子进入熔体, 新方法覆盖剂和溶剂全部使用 NaCl+CaCl<sub>2</sub> ≤8% 的 2# 溶剂, 使

熔体中 Na 离子的含量降低,从而降低了合金的“钠脆性”倾向。

### 3.3 晶粒细化对合金断裂韧性的影响

7B04 合金的断裂韧性和晶粒尺寸保持线形关系,晶粒愈粗,  $K_{IC}$  值愈低<sup>[7-9]</sup>。7B04 合金含有 Mn 和 Cr 微量元素,热处理后一般晶粒较细。但是这些微量元素在铸造时有使 Al-5Ti-1B 晶粒细化剂“中毒”的趋势, Cr 置换了 TiAl<sub>3</sub> 和 TiB<sub>2</sub> 中的一些 Ti, 导致它们的晶格参数改变, 并且削弱了它们的形核(细化晶粒)特征, 从而使 Al-5Ti-1B 晶粒细化剂“中毒”, 导致晶粒粗大<sup>[10]</sup>。

原方法仅使用 Al-5Ti-1B 块进行晶粒细化, 细化效果不稳定, 有时铸锭晶粒度比较大, 柱状晶较多, 甚至使羽毛状晶出现的几率增大, 使 7B04 合金的断裂韧性呈下降趋势。而其它细化剂如 Al-Ti-C 对 7XXX 系铝合金的晶粒细化效果尚未在生产中得到验证, 故暂时不使用。新方法采用 Al-5Ti-1B 丝和 Al-5Ti-1B 块同时加入的方法, 并且增加了晶粒细化剂的用量。由于 Al-5Ti-1B 丝具有接触时间短、细化质点均匀, 但衰减快的特点, 而 Al-5Ti-1B 块接触时间长、细化质点较粗大, 但衰减较慢, 同时加入 Al-5Ti-1B 丝和 Al-5Ti-1B 块, 能综合二者的优点, 使晶粒细化更加稳定, 达到最佳效果<sup>[11]</sup>。

### 3.4 高温均匀化对合金断裂韧性的影响

原均热制度为 450 °C 保温 24 h。由于是非平衡结晶, 铸态 7B04 合金的晶内、晶界处存在较多的粗大第二相, 尤其是沿晶界处连续分布着共晶组织。共晶化合物为 S 相 (CuMgAl<sub>2</sub>) 和 T 相 (AlZn-MgCu)。这种共晶相严重影响合金的强度和塑性<sup>[12]</sup>。采用高温均匀化处理提高了保温温度, 由 450 °C 提高到 460 °C。从图 1(e)、(f) 可以看出, 经过高温长时间强化均匀化处理, 粗大的第二相颗粒几乎完全溶入基体中, 既消除了大尺寸的断裂源, 同时也增加了析出强化相的数量, 这必然会导致合金断裂韧性的提高<sup>[1]</sup>。

## 4 结论

提高 7B04 合金断裂韧性的主要途径为: 降低 Fe 和 Si 杂质元素的含量和调整主成分 Cu 元素的含量; 降低熔体的氢含量、渣含量和 Na 元素的含量; 加强晶粒细化; 提高均匀化温度, 进行高温均匀化处理。

## REFERENCES

- [1] 陈康华, 刘允中, 刘红卫. 7075 和 2024 铝合金的固溶组织与力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2000, 10(6): 819-822.  
CHEN Kang-hua, LIU Yun-zhong, LIU Hong-wei. Microstructure and mechanical properties of enhanced solution treated 7075 and 2024 aluminum of alloys [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2000, 10(6): 819-822.
- [2] 编写组. 有色金属及热处理[M]. 北京: 国防工业出版社, 1981. 117-118.  
Editing Group. Nonferrous Metals and Heat Treatment [M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1981. 117-118.
- [3] 希拉托罗法 O V. B95 合金板材的组织与破坏特性和杂质含量及时效规范之间的关系[J]. 轻金属, 1984(2): 61-64.  
Celatofa O U. Relationship between structure and damage property of B95 alloy plank with impurity content and aging spandard [J]. Light Metals, 1984(2): 61-64.
- [4] You C P, Thompson A W, Ductile I M. Ductile fracture processes in 7075 aluminum alloy [J]. Metallurgical and Materials Transactions, 1995, 26A(2): 407-415.
- [5] 冯永林. 1420 铝锂合金热轧工艺研究[J]. 铝加工, 2001, 5: 31-32.  
GUO Yong-lin. Research on the hot holling process of aluminum-lithium alloy 1420 [J]. Aluminum Fabrication, 2001, 5: 31-32.
- [6] 刘继华, 李 荻, 郭宝兰, 等. LC4 合金高强铝合金的满应变速率拉伸试验[J]. 材料科学与工艺, 2001, 1: 37-40.  
LIU Ji-hua, LI Di, GUO Bao-lan, et al. Slow strain rate tension test of high-strength aluminum alloy 7075 [J]. Materials Science and Technology, 2001, 1: 37-40.
- [7] Yang H S, Mukherjee A K, Roberts W T. Effect of cooling rate in overaging and other thermomechanical process parameters on grain refinement in an AA7075 aluminium alloy [J]. Journal of Materials Science, 1992(27): 2515-2524.
- [8] JIANG Xing-gang, CUI Jian-zhong. Grain refinement and superplasticity of high strength 7475 aluminium alloy [J]. Materials Science and Technology, 1993, 9(5): 493-496.
- [9] Sherwood D J, Hamilton C H. Grain growth of a superplastic 7475 Al alloy [J]. Metallurgical Transactions A, 1993, 24A(2): 493-495.
- [10] 黄良余. 铝及其合金的晶粒细化处理简述[J]. 特种

- 铸造及有色合金, 1997(3): 41 - 43.
- HUANG Liang-yu. Skeleton description of grain refinement of aluminum and aluminium alloy [ J ]. Special Casting and Nonferrous Alloys, 1997(3): 41 - 43.
- [ 11 ] 段玉波. 7A09 合金铸锭羽毛状晶产生原因及防治措施[ J ]. 特种铸造及有色合金, 2001(4): 42 - 43.
- DUAN Yu-bo. Origination and preventive measures of feather-like crystal in 7A09 alloy ingot [ J ]. Special Casting and Nonferrous Alloys, 2001(4): 42 - 43.
- [ 12 ] 金相图谱编写组. 变形铝合金金相图谱[ M ]. 北京: 冶金工业出版社, 1975.
- Metallographic Photos Editing Group. Metallographic Photos of Plastic Deformed Aluminum Alloys [ M ]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1975.

## Fracture toughness of 7B04 aluminum alloy

DUAN Yu-bo, TANG Jian, HUANG Ping, LI Cheng-li, ZENG Su-min  
(Southwest Aluminium Group Co. Ltd, Chongqing 401326, China)

**Abstract:** The effects of Fe and Si impurity elements and Cu content, the hydrogen and sodium ion content, grain refinement and high temperature homogenizing treatment on the fracture toughness of 7B04 alloy are studied. Lowering the contents of Fe and Si impurity elements and adjusting Cu content can reduce the coarse hard phases and the excess phases which are difficult to dissolve. Lowering the hydrogen and sodium ion content in the alloy can lower the hydrogen embrittlement and sodium embrittlement. Strengthening grain refinement can get fine grains. High temperature homogenizing treatment prompts the coarse second phase particle to dissolve into the matrix. The results show that high purity, high purification, high homogeneity and super refined grains are obtained after these measures and the fracture toughness of alloy raises remarkably.

**Key words:** 7B04 alloy; fracture toughness; high purity; high purification; high homogeneity; grain refinement

(编辑 朱忠国)