

# ZL-205 高强度铸造铝合金

刘伯操 向启尧 钱景新

## 前 言

我国航空工业的发展,迫切需要研究高强度的或具有较好综合性能的铸造铝合金作为航空产品的结构件,以便减轻重量或代替部分铝合金锻件,节约原材料,减少零件的机械加工工时,解决毛坯供应困难。近年来,国内外高强度铸造铝合金发展较快<sup>[1-7]</sup>,如美国的 KO-1、X149、X224、arcast 67,苏联的 AJI3M、B2243,国内的 ZL-204 合金,室温典型机械性能 $\sigma_b$ 都达到40~48公斤/毫米<sup>2</sup>,延伸率 $\delta_5$ 达3~6%。可见,强度达到了一些锻造铝合金的水平,已用于一些承力结构件。

为了代替一部份 LC4 锻件及用作承受动载荷的结构件,强度或者是延性、韧性及周期疲劳还需进一步提高。因此,对研究的高强度铸造铝合金的技术要求是:① $\sigma_b \geq 50$  公斤/毫米<sup>2</sup>,  $\delta_5 \geq 3\%$ ; ② $\sigma_b \geq 45$  公斤/毫米<sup>2</sup>,  $\delta_5 \geq 7\%$ 。

六二一所和一三九厂共同协作于1971年至1975年研制出新的 ZL-205 合金,系采用高纯铝作原材料,添加复杂的合金化元素,并通过热处理强化获得。该合金的研制成功,为航空产品的设计选材及代替部分铝合金锻件,提供了一个较好的材料。

## 实 验 条 件

研究合金用高纯铝作原材料,锆和硼分别以锆氟酸钾、硼氟酸钾、钛氟酸钾制成 Al-Zr 和 Al-Ti-B 中间合金的形式加入。合金在铸铁坩埚中进行熔炼,浇注成 $\phi 12$ 毫米直径的单铸砂型

试样,在强制空气循环电炉内进行固溶处理,在带风扇的保温箱内时效。

## 实 验 结 果

### 1. 合金成份的确定

选用 Al-Cu-Mn 系合金进行探索,即在 ZL-204 合金的基础上进行添加元素的实验,而加入元素的原则是:能固溶强化,或弥散强化,或细化晶粒;同时还考虑到我国富产元素和价格便宜。为此选择下列元素: Mg、Ag、Zn、Zr、V、B、Cr、Be 等作为添加元素。实验表明,这些元素中只有 Zr、V、B 可提高合金的抗拉强度和延

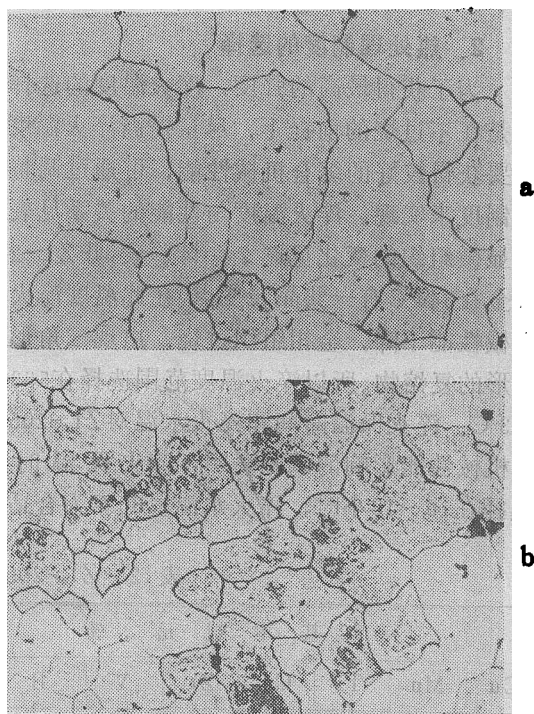


图 1 B对显微组织的影响  $\times 120$   
a—未加B; b—加入0.02%B。

表 1 Zr、V、B 含量对合金机械性能的影响

试样形式	Zr %	V %	B %	$\sigma_b$ 公斤/毫米 <sup>2</sup>	$\delta_5$ %
φ12毫米 试样	—	—	—	50.0*	4.0*
	0.09	—	—	51.5	6.5
	0.11	—	—	52.5	7.6
	0.14	—	—	51.0	7.0
	0.13	0.12	—	52.5	6.7
	0.15	0.21	—	53.5	6.0
	0.14	0.25	—	53.0	6.7
	0.20	0.29	—	51.5	7.4
加工成 φ10 毫米试样	0	0	0	50.0	5.4
	0.10	0.20	0	54.0	4.5
	0.20	0.20	0.02	55.0	6.9

\* 此值是含Mn量为0.6%的ZL-204合金性能。

伸率，其最高强度可达55公斤/毫米<sup>2</sup>， $\delta_5$ 为6.9%，见表1。B对显微组织的影响见图1。新合金确定加入Zr、V、B，约熔炼了40个炉次，定出成份的上、下限及允许的杂质含量（见表2）。

## 2. 热处理制度的选择

为了获得最高的强度，淬火温度的选择原则是在不过烧的前提下，尽量提高淬火温度。而要获得较好的综合机械性能，可通过调整时效制度来实现。淬火温度与性能的关系见表3，其显微组织的变化见图2。试验表明ZL-205合金在544℃有一共晶转变点，在此温度淬火时机械性能下降，金相组织过烧，出现三角形或圆形的复熔物。所以淬火温度范围选择在533~543℃。淬火保温时间和淬火水温对ZL-205合金机械性能影响的试验表明：淬火保温时间选择在10~18小时，淬火水温≤60℃为合适。

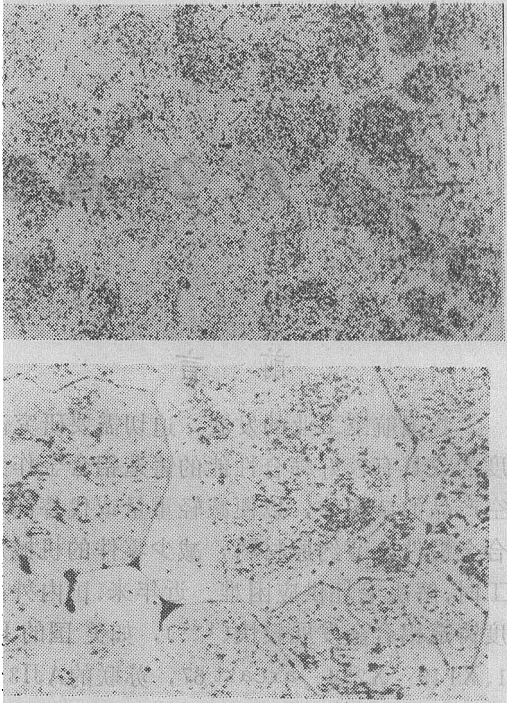


图 2 ZL-205合金的显微组织 ×200  
a—正常淬火组织；b—过烧组织。

ZL-205合金的时效曲线见图3。由曲线可见，T6制度为：175℃时效4~5小时可获得最高的强度和大于4%以上的延伸率；T5制度为：155℃时效8~10小时能获得 $\sigma_b > 47$ 公斤/毫米<sup>2</sup>以上的强度和大于12%的延伸率。试验还表明，合金无自然时效倾向，其机械性能也不随合金停放时间的延长而降低。

## 3. 合金的全面性能

ZL-205合金T6状态单铸试样的典型机械性能 $\sigma_b$ 为52~53公斤/毫米<sup>2</sup>，延伸率 $\delta_5$ 为5~7%；不包括在技术条件中的机械性能见表4，其T5状态具有较好的综合机械性能，周期强度、击冲值、延伸率均比ZL-204合金高。

表 2 ZL-205 合金的化学成份

基 本 组 元 ， %							杂质含量，%，不多于					
Cu	Mn	Ti	Cd	Zr	V	B	Al	Mg	Fe	Si	其它单个	其它杂质总和
4.6~ 5.3	0.3~ 0.5	0.15~ 0.35	0.15~ 0.25	0.05~ 0.20	0.05~ 0.30	0.005~ 0.06	余量	0.05	0.15	0.06	0.05	0.30

表 3 淬火加热温度与合金性能的关系

试样形式	Cu 含量 %	淬火加热 温度, °C	$\sigma_b$ 公斤/毫米 <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ 公斤/毫米 <sup>2</sup>	$\delta_5$ %
加工成 $\phi 10$ 毫米试样	5.15	537	53.0	44.0	4.8
		540	54.5	46.0	6.6
		542	54.0	46.5	5.5
		544	53.5	47.5	3.4
		546	43.5	42.0	1.4
$\phi 12$ 毫米 试 样	4.85	533	52.0	—	7.2
		535	52.0	—	8.4
		540	54.0	—	7.9
		542	52.5	—	7.2
		544	50.5	—	4.3
		546	42.5	—	1.8

合金的铸造性能指标是:

流动性: 245毫米;

不开裂的热裂环宽: 25毫米;

线收缩: 1.3%。

合金铸造工艺的另一特点是可允许高温熔炼和浇注, 允许较长的静置时间及回炉料的反复使用。在700~750°C范围熔炼和浇注对晶粒大小和机械性能均无明显影响, 明显优于ZL-201合金, 见图4。

#### 4. ZL-205合金及铸件的生产试制

该合金先后在一三九厂和六〇九所生产试制了八种不同类型的铸件, 单铸试样的机械性能已达到暂定技术条件要求, 铸件的冶金质量良好, 由铸件切取的试样性能满足技术要求。其中“第一框板”铸件是代替LD5锻件, 已于1977年投入小批生产;

“整体舵面”铸件是代替30CrMnSiA和MB3的铆接舵面, 其静力试验达到设计破坏载荷的147~200%, 并通过了打靶试验, 工厂决定于

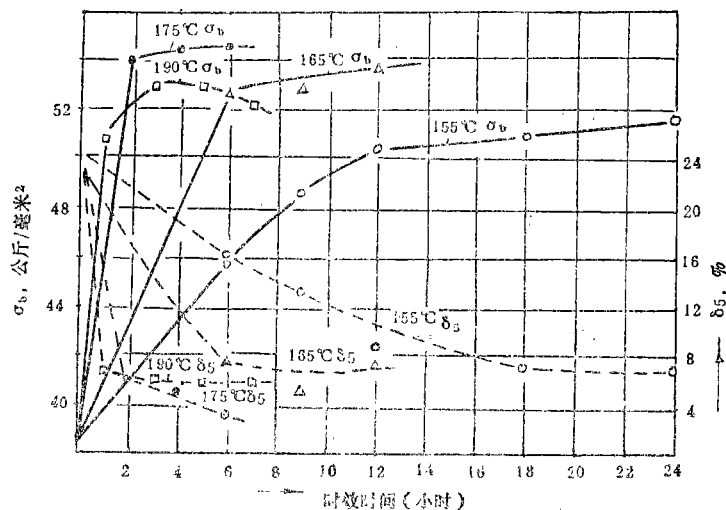


图 3 ZL-205合金的时效曲线

今年进行小批生产, 其零件见图5a。对飞机前轮轮毂进行了静力试验: 径向载荷试验达设计破坏载荷的250%; 爆破试验达设计破坏载荷的200%未破坏; 侧向载荷试验及径向和侧向联合载荷试验均满足设计要求。滚转疲劳试验也满足设计要求, 其零件见图5b。目前新机种及导弹设计已选用ZL-205合金作承力结构件。

表 4 不包括在技术条件中的机械性能

合金牌号及状态	ZL-205 T6	ZL-205 T5	ZL-204 T5(?)
弹性模量 $E$ , 公斤/毫米 <sup>2</sup>	6900	6900	7000
抗拉强度 $\sigma_b$ , 公斤/毫米 <sup>2</sup>	52.0	49.0	48.5
屈服强度 $\sigma_{0.2}$ , 公斤/毫米 <sup>2</sup>	45.0	35.0	38.5
延伸率 $\delta_{10}$ , %	6.7	13.2	6.4
冲击韧性 $a_k$ , 公斤·米/厘米 <sup>2</sup>	0.84	1.29	0.97
剪切强度 $\tau_{CP}$ , 公斤/毫米 <sup>2</sup>	35.5	34.5	34.5
剪切模数 $G$ , 公斤/毫米 <sup>2</sup>	2700	2700	2700
抗扭屈服强度 $\tau_{0.3}$ , 公斤/毫米 <sup>2</sup>	31.0	25.0	22.0
抗扭强度 $\tau_b$ , 公斤/毫米 <sup>2</sup>	44.0	43.5	40.0
疲劳极限 $\sigma_{-1}$ , 公斤/毫米 <sup>2</sup>	8.5	9.0	9.0
布氏硬度 HB, 公斤/毫米 <sup>2</sup>	150	140	140
周期强度 $K=0.7$ , 次数	1970	4408	2746

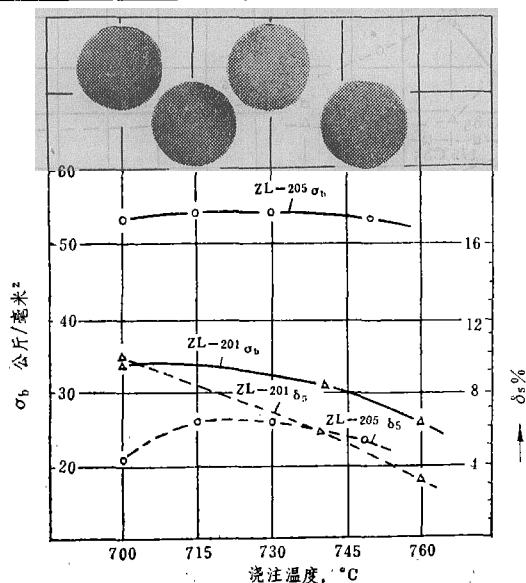
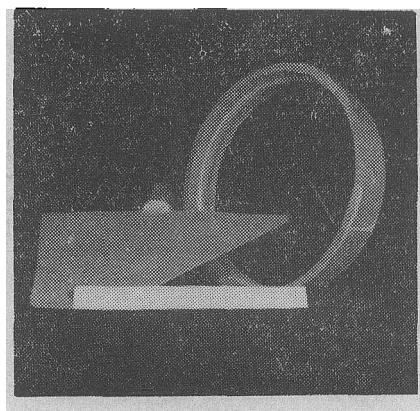
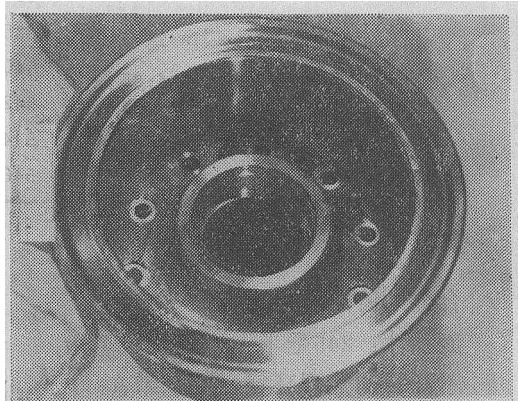


图 4 浇注温度对合金机械性能和晶粒度的影响



a



b

图 5 ZL-205合金铸件

a—“第一框板”及“整体舵面”；  
b—半轮毂铸件。

## 结 果 讨 论

1. ZL-205 合金中各元素的作用。  
ZL-205合金是多组元合金,其主要相组成是:  $\alpha$  基体、 $\theta$ 相、T相、 $TiAl_3$ 相、 $ZrAl_3$ 、 $VA1_7$ 及 $TiB_2$ 相。这些元素的基本作用: Cu 是基本强化元素,与Al形成 $\theta(AlCu_2)$ 相,起固溶强化和弥散强化作用; Mn与Al、Cu形成T( $Al_{12}Mn_2Cu$ )相,淬火保温时呈弥散质点析出,产生组织上的不均匀性而提高室温强度和高温强度; Ti与Al生成 $TiAl_3$ 相,细化晶粒而提高机械性能; Cd起时效强化作用,加速人工时

效,而使抗拉强度和屈服强度提高。对其强化机理有人认为Cd加速了G.P区的形成〔8〕; Silcock等〔9〕则认为Cd加速了 $\theta'$ 相的形成; Zr、V的作用是类似的,都属过渡族元素,与Al分别形成 $ZrAl_3$ 、 $VAI_7$ 化合物,可作为结晶核心,细化晶粒而提高性能,另外它们在晶粒内部也形成稳定的显微不均匀性而强化合金; B的作用主要是细化晶粒而提高性能,见图1。对其细化的机理, Cibule〔10〕认为是形成了 $TiB_2$ 相,作为结晶核心而细化晶粒,而 Marcantonio〔11〕等则认为B减少了Ti在液态铝中的溶解度,使 $TiAl_3$ 初生晶体的范围扩大,在低钛含量时也能细化晶粒。B的另外一个作

用就是合金在高温熔炼、高温浇注和重熔时,不减小其晶粒细化作用〔12〕,见图4。

2. 关于时效析出物与合金性能的关系。ZL-205合金在T4、T5、T6状态下光学金相显微组织上看不到差别,然而性能却有显著的不同,这主要与时效析出物有关。图6示出合金的透射电子金相显微组织和电子衍射图。由图6a、d可见, T4状态没有时效分解产物,按照资料〔13〕对Al-Cu-Mn合金的分析, T5状态的沉淀物可能主要是G.P①区, T6状态的沉淀物可能主要是G.P②区。但是否存在其它沉淀物,有待深入研究。

3. 关于“过烧”是否能恢复的问题。一般

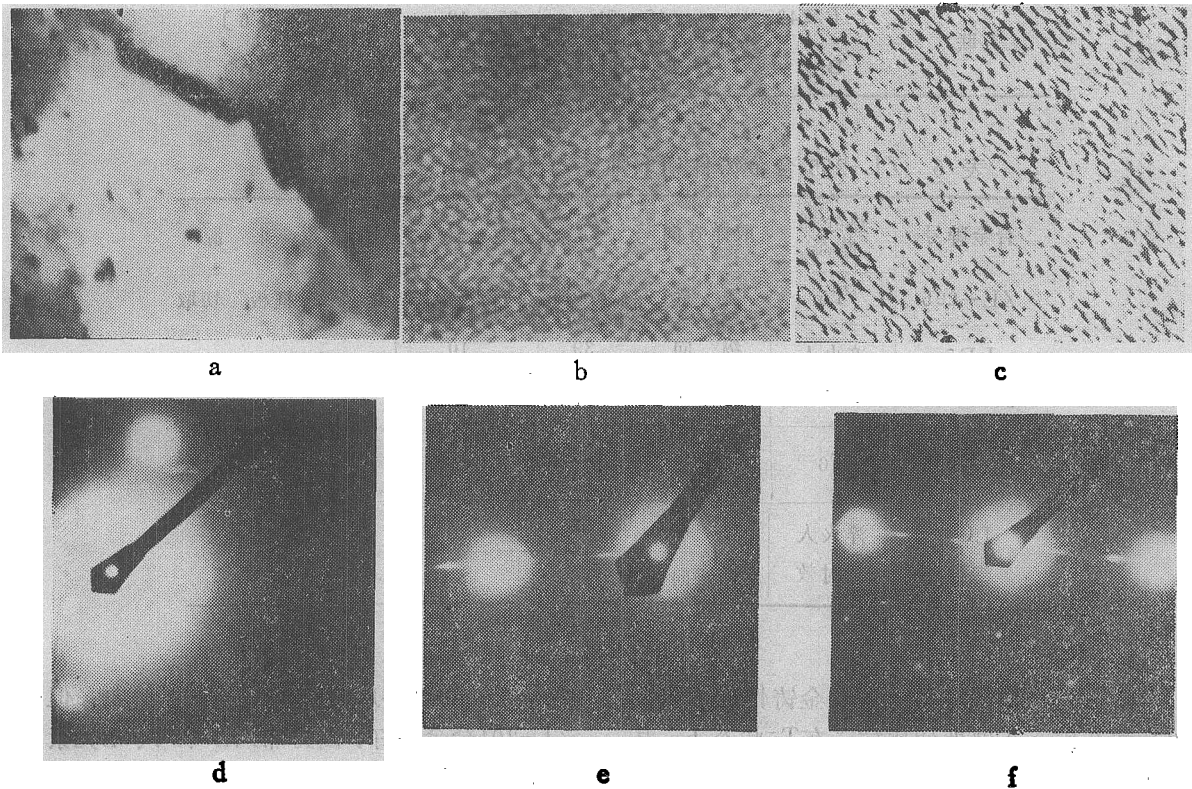


图6 ZL-205合金电子金相显微组织及衍射图  
a、d—T4状态; b、e—T5状态; c、f—T6状态。

×30000

认为铝合金“过烧”是一种使机械性能降低的不可逆转变,因此规定凡“过烧”就报废。但是,最近根据外国专利〔14, 15〕报导,某些变形铝合金除氢后,在高于共晶熔化的温度进行长

时间固溶处理,能使重熔共晶消散,机械性能反而进一步提高。这是否也适合于铸造合金,我们也进行了实验,初步证实了上述的论断,看来“过烧”是能恢复的,但有待进一步试验研

究。若“过烧”能够恢复，不但对生产有一定的实际意义，使一些因“过烧”报废的产品得到新生，而且又是提高强度和抗应力腐蚀的一条新途径，特别是这类处理对铝合金锻件还可

减少其各向异性和降低其临界淬火速度。

4. 由全面性能鉴定和表 5 的数据可以看出，ZL-205 合金的强度比美国的 KO-1 合金为高，与苏联近年研究的 БАЛ10 合金相当。

表 5 ZL-205 合金与国外先进水平的比较

国 别	合金牌号	$\sigma_b$	$\sigma_{0.2}$	$\delta_5$	资料来源
		公斤/毫米 <sup>2</sup>		%	
中国	ZL-205	50~54	44~48	4~9	摘自技术总结
美国	KO-1	43~50	36~45	3.5~9	[1]
	arcast67	47	42	7	[4]
	X149	42~48	40	6	[2]
苏联	B2243	45~51	37~42	4~7	[6]
	БАЛ10	50~53	39~46	4~8	[16]

表 6 ZL-205 合金铸件切取性能与部分铝合金锻件的比较

合金牌号	热处理状态	取样方向	$\sigma_b$ 公斤/毫米 <sup>2</sup>	$\delta_5$ %	数 据 来 源
ZL-205	T5	任 意	43.5~46.5	7.0~15.0	由“第一框板”切取
LD5 模 锻 件	淬火人 工时效	纵 向	39	10	YB622-66
		横 向	37	7	
ZL-205	T6	设计指定 部 位	45.0~50.0	4.0~12.5	六种铸件的统计值
LC4 锻 件	淬火人 工时效	纵 向	52	6	YB622-66
		横 向	46	3	

5. 表 6 列出了 ZL-205 合金铸件的切取性能与部分铝合金锻件的比较。在 T5 状态下，其主要机械性能  $\sigma_b$  满足了 LD5 模锻件的技术要求；在 T6 状态下，其强度接近于 LC4 锻件纵向的技术要求，而高于横向的技术要求。生产试制及试验表明：ZL-205 合金可代替一部分铝合金锻件供航空产品设计选材用作承力结构件。

6. ZL-205 合金的铸造性能比 Al-Si 系合

金要差，容易形成热裂和疏松的倾向，但比 ZL-201 合金要好，因为加入 Zr、V、B 元素缩小了合金的凝固间隔。而这一缺点通过合理的铸造工艺设计是可以克服的，特别是如果采用低压或反压铸造则更为有利。对合金的分阶段时效及过时效还应进行系统的试验，从微观结构和断裂力学方面还应做进一步研究，并寻找出具有高的抗应力腐蚀的淬火时效制度。

## 结 论

1. 所研究的高强度铸造铝合金ZL-205的组成是:4.6~5.3%Cu、0.3~0.5%Mn、0.15~0.35%Ti、0.15~0.25%Cd、0.05~0.20%Zr、0.05~0.3%V、0.005~0.06%B、余量为铝;杂质Mg≤0.05%、Fe≤0.15%、Si≤0.06%,其它杂质单个≤0.05%,其它杂质总和≤0.3%。

2. ZL-205合金有两种热处理状态:T6状态即淬火完全人工时效状态,于538±5℃固溶处理10~18小时,淬入低于60℃的水中,然后于175±5℃时效保温4~5小时,空冷;T5状态即淬火不完全人工时效状态,其淬火制度与T6制度的淬火相同,在150±5℃时效保温8~10小时,空冷。

3. ZL-205合金砂型单铸试样,T5和T6状态下的机械性能满足暂定技术条件要求:

T6:  $\sigma_b \geq 50$ 公斤/毫米<sup>2</sup>,  $\delta_5 \geq 3\%$ ;

T5:  $\sigma_b \geq 45$ 公斤/毫米<sup>2</sup>,  $\delta_5 \geq 7\%$ 。

4. ZL-205合金可供航空产品设计选材用作承力结构件代替部分铝锻件。该合金比Al-Si系合金较易形成热裂疏松倾向,但通过合理的铸造工艺设计可以克服。

## 参 考 文 献

[1] 美国专利 3475166, 1969.10.28

[2] E.E.Stonebrook et al, «High Strength Aluminum Casting Alloy X149», Transactions of the A.F.S., **76**, 1968, 230.

[3] 《Aluminum 224.0》, Alloy Digest, 1970.10.

[4] «arcast 67», Alloy Digest 1970.6.

[5] Н.Н.Белоусов等,《Высокопрочный алюминиевый сплав для литья в металлические формы》, Основы образования литейных сп-

лавов, Наука, 1970, 269.

[6] И.Ф.Колобнев, Термическая обработка алюминиевых сплавов, Металлургия, 1966, 187.

[7] «ZL-204高强度铸造铝合金技术总结»六二一所, 一二厂, 1970.

[8] L.F.Mondolfo, «Aluminum-Cadmium-Copper System», Aluminum Alloy Structure and Properties, London, 1976, 462.

[9] J.M.Silcock et al, «The Structural Ageing Characteristics of Ternary Aluminium Copper Alloys with Cadmium Indium or Tin» J. Inst. Metals, **84**, 1955-56, 23.

[10] A.Cibule, «The Grain Refinement of Aluminium Alloy Castings by Additions of Titanium and Boron», J.Inst. Metals, **80**, 1951-52, 1.

[11] J.A.Marcantonio et al, «Grain Refinement in Aluminium Alloyed with Titanium and Boron», Metallurgical Transactions, **2**, No2, 1971. 2, 465-471.

[12] A.F.S., «Grain Refinement», Recommended Practices for Sand Casting Aluminum and Magnesium Alloys, U. S. A. 1965, 56.

[13] Shigeru Matsuo, Trans. Nat. Res. Inst. Metal, **17**, No.15, 1975, 248.

[14] 美国专利 3988180, 1976.10.

[15] 美国专利 4019927, 1977.4.

[16] И.Ф.Колобнев等,《Пути повышения прочностных характеристик жаропрочных литейных алюминиевых сплавов》, Сплавы цветных металлов, Наука, Москва, 1972.