

一个锌基铸造合金系列的研制

E.Gervais

H.Lever

马 霆译 李顺成校

一九八四年十月

摘要：

最近十年中，工业上已经应用了由国际铅锌 研究组织

(

)研制的一种砂型和金属型用铸造锌合金。该合金——ILZRO-12 已经证明：锌能在许多应用领域中有效地和已经充分发展成熟的铜基、铝基甚至铁基合金竞争。最近，又提出了另外两种锌合金。它们同 ILZRO-12 一起，现在已为铸造业提供一个具有很宽范围的铸造性能和机械性能的锌合金系列，以能满足大范围的性能标准。本文回顾了研制新的高铝锌基合金(和金属型铸造用合金()的冶金学依据；在合金研制过程中确定了铸造条件的变化和铸造工艺的影响；概述了上述这些研究的结果：报导了常用的(general)熔化工艺。把这三种锌合金的性能同铸铁、铜合金和铝合金进行了比较，为了着重强调它们的技术经济优越性，本文还简要叙述了这些铸造合金在工程中的应用日益增加的概略情况。

引言

传统上，锌用于压铸和作钢材防腐涂覆层，电镀是保护钢材应用最广的方法，这是目前锌的最大消费市场。压铸锌合金是其第二位主要销路。虽然从1930年以来压铸锌合金就一直被广泛采用，但是工业中锌合金用于普通铸造领域却只是最近的事情。

从1959年到1962年，国际压铸研究组织 (ILZRO) 在 New Jersey 锌公司发起了一项压铸锌合金的研究计划 (1, 2)，其最辉煌的成果是研制出了 $Zn-Al_{11}-Cu_{0.15}-Mg_{0.02}$ 合金 (ILZRO-12)。尽管当时就发现这种合金在重力铸造时具有出色的机械性能，但是提出把它作为一种重力铸造合金使用却是较迟一些时候的事 (3, 4)。这种新合金在加拿大、澳大利亚和英国，并小规模地在美国成功地打开了市场。这表明铸造锌合金具有一定的市场。但是为了能和已经充分研究和发展的某些合金系列 (如黄铜) 作有效的竞争，需要有一个合金系列，其中每一种合金都具有特定的性能。对市场需要的研究分析指出，市场急需一种具有比 $Zn-Al_{11}$ 合金更高的强度和韧性的砂型铸造合金。

七十年代初，St. Joe 矿业公司曾提出一种结晶区域窄的合金来改进 ILZRO-12 合金的精加工特性 (5) (finishing characteristics)。由东方国际合金公司 (Eastern Alloy Inc. Maybrook, New York) 试销的结果表明，需要一种金属型铸造锌合金，但是该试验合金不是令人满意的。

本文阐述了两种新型铸造锌合金的成分、性能和铸造特性的研究过程以及它们在工程上应用的情况。

合金的研制

冶金学依据：

由于锌的合金化特点，锌基合金的发展途径受到了限制。具有工业意义的锌合金是在纯锌中加入少量（ $< 1\%$ ）其它元素或者在 Zn—Al 基上加入少量元素。热室压铸合金为 Zn—Al 基合金，而多数铸造锌制品是低合金化的。

文献报道〔6—8〕和 Zn—Al 合金的实践清楚地表明：Zn—Al 二元系合金〔9〕应该是发展新型合金的基础。Zn—Al 系状态图（图1）表明，该系不形成金属间化合物，而且在液态两组元可无限互溶。在相当宽的铝含量范围内其凝固区域很宽，这对于重力铸造合金来说是一个重要因素。该合金系统的特点是在约 5% Al（ $380^{\circ}\text{C}/716^{\circ}\text{F}$ ）处有一共晶反应，在 22% Al 处（ $275^{\circ}\text{C}/627^{\circ}\text{F}$ ）处有一共析反应。压铸锌合金的成分在共晶附近，而众所周知的超塑性 Zn—Al 合金则利用共析反应以产生所要求的细晶结构。从相图可以看出，对于有些合金可以进行热处理，改变铸造时的冷却速度或在铸造以后进行热处理，可以引起不同的强化机理，可以发生的最重要固相反应有：

a) 固溶强化〔10〕初生富 Al α 相可含处于置换位置上的高达 30% 的过饱和锌；

b) α 相和 β 相的沉淀和时效；

c) 含 Al 量高时较细的显微组织的出现；

Zn—Al 合金一般是加入 Cu 和 Mg 来强化和硬化；大家都知道 Cu 和 Mg 都形成金属间化合物质点〔11〕并且影响上述固相反应〔12〕。Mg 加入微量即生效，并且当合金偶然含有较多的诸

如Pb、Sn和Cd之类的杂质时能确保在高湿度的大气中不发生晶间腐蚀。Cu的加入也能增加蠕变强度，改善抗蚀性，但是在Zn—Al合金中加入过量的Cu会影响时效特性：机械性能将会较大幅度地下降，而且随着时间的延长，不希望尺寸增长将会发生。锌合金在铸造下各相不是处于平衡状态，故易于产生时效作用。

由上述依据和一系列探索性试验结合起来发现，新的高强度砂型铸造锌合金以含Al 20~30%更为适宜；而金属型铸造锌合金Al量应小于11%，因为金属型铸造要求结晶区间相对小些。上述两种合金都要加些Mg和Cu。

至于St、J.O.e.矿业公司提出的金属型铸造锌合金($Zn_{91.8}Cu_3Mg_{0.03}$)，长期的铸造试验表明：由于其结晶区间太窄而易产生表面收缩的铸造缺陷，以及在该指定成份范围内该合金往往因铸造性能发生变化而波动无常。

实验室条件下试验表明，由于Cu含量高，它的尺寸是不稳定的。因此，该合金应配成含Cu量比较低具有较小凝固区间，应在一个通过充分研究确定的成分范围内。

Zn—Al₁₁合金的抗拉强度约40,000 lb/m²(即28Kg/mm²)。延伸率为1~3%，以此为出发点，选取时效后抗拉强度50000~55000 lb/m²(2)和延伸10%作为砂型铸造合金的初步目标。而对于金属型铸造合金认为抗拉强度35000 lb/m²是可以实现的。

试验方法：

试验用Zn—Al合金选用特高纯度的Zn(不低于99.99%)工业纯Al(不低于99.5%)，电解铜(不低于99.9%)和工业纯Mg(不低于99.8%)为原料，大多数合金是在一个100千瓦无芯高频感应电炉中熔化。由于Al不能迅速在熔化的Zn中溶

解。因此照例先熔化AL，并且同时熔化铜料。然后把锌加入铝中而Mg则在临浇前加入。为了保证同一炉次的成份均匀，合金熔池经强烈搅拌，然后静置以便扒渣。用合适的浇包把合金浇注入铸型，浇注时防止带入渣子。试验合金浇入用规定的铸模所形成的标准试块中。

砂型拉力试棒用美国联邦规范(U.S. Federal Specification) QQ-M-56。道氏模型，被修改成带锥度的直浇口，省去一般用于Mg合金的筛板。模样根据《金属材料拉力试验》ASTM规范E-8设计，包括4个拉力试棒(图2)。试验模样被加拿大渥太华CANMET的物理冶金实验室在评价ILZRO-12合金时使用过〔13〕砂型铸造合金的冲击性能用从按ASTM设计B-206的立浇0.5吋厚的基尔试样上切下所加工成的试样测试。金属型铸造拉力试样用为AL合金而研制的ISO模样来制作〔14〕(图3)，每次浇注两个试棒，其最小断面直径为0.445吋。

抗拉强度和延伸率用最大载荷为60000lb的电动Tinus Olsen试验机测定。该机装备有合适的延伸仪和记录装置。十字头移动速度为0.25 in/min。在每一合金成份的许多试样中，随机地抽取至少两个试样进行试验。硬度用载荷为5Kg的维氏硬度计和钢球直径10mm，载荷500Kg，作用时间30秒的布氏硬度计测定。冲击韧性用0.25 in ASTM无缺口试样测定。蠕变强度(ASTM E-139)由测量随时间的蠕变延伸获得。用加工成直径0.250 in的试样(ASTM E-8)，试样通过一个2 in长的量规。测量精度在规定的范围内，即小于抗拉强度的

1 %。

合金化学成分用标准分析程序测定，其结果用 N B S 分析标准定期核查。A L 由 E D T A 滴定法测定〔15〕，C u 和 M g 用对试样在稀盐酸中的溶液作原子测定法来测定。

试验结果：

砂型铸造合金：

最初的试验是确定不同的铸造条件对合金性能的影响和确定最佳的铸造和试验方法。结果发现典型试验合金的性能对浇注温度和升箱时间并不敏感。

确定了一般铸造参数后，合金的研究工作便按下述进行：

- a) 考虑对抗拉强度的影响优选 C u、A L 加入量。
- b) 确定加入 M g 对抗拉强度的影响；
- c) 选择最有希望的合金，并测定其冲击性能、蠕变抗力和时效特性，从而确定供工业生产用的最好合金。

最佳的 A L 和 C u 含量：

配制含 A L 量分别是 22 %、26 % 和 30 % 的合金三组，配加 C u 量 0 ~ 5 %，每挡差 1 %。对于含 A L 量 22 % 那组合金所得到的结果与 D e l z e l 所报告〔6〕的结果相似，而对于 30 % A L 合金组韧性有差别。由列于图 4 中的数据可见：

- a) 22 % A L 的合金中 C u 加到 3 ~ 4 % 之前以及 26 %、
30 % A L 合金中铜加到 2 ~ 2.5 % 之前合金抗拉强度显著增加，C u 在 0 ~ 1 % 之间强度上升最急剧。
- b) 含 26 % A L 和 30 % A L 的合金所得到的强度较高。
- c) 铝含量一定时，延展性一般随 C u 含量增加而降低，只有含

AL 22%合金例外。它在含Cu量低于2.5%时延展性不变，在含Cu量低于2.5%时，含26%AL和30%AL的合金的延展性高于含AL 22%的合金。

结果表明：强度高于 50000 lb/in^2 (2) (35 Kg/mm^2) 的指标在含铜量为1~2.5%之间时很容易便可达到，取决于所要求的强度和延性之间的综合权衡。

适宜的 (Preferred) 含AL量范围是通过作出不同Cu含量下抗拉强度随AL量变化的关系曲线来确定的。如图5中所示，在含AL < 26%或27%时，不论Cu含量多少，抗拉强度均随含AL量的增加而增加。在不含Cu情况下，在所有试验过的成分范围内，抗拉强度都随AL含量增加而增加。而在含Cu的合金中当AL含量高于26%或27%时强度曲线趋平或下降。至于延展性，可以看到在低或中等含Cu量下，在含AL 25—27%时延性达到最高；在更高的含Cu量下，含AL量对延性没有影响。

基于上述结果可以得出结论：最佳的AL、Cu含量分别为
AL: 26~27%; Cu 1~2.5%

加镁的作用：

取含AL 27%和含Cu 0.1, 2.3%的合金四组，分别加入0.003~0.05%的Mg。在铸态和经95°C时效10天后测定抗拉强度。正象前面指出过的那样，由于所有相都不处于平衡状态，Zn合金的铸态性能是不稳定的，性能随时间发生变化。为了评价时效的作用，试样人为地在95°C (203°F) 下进行10天时效。这可以用来代替许多年的室温时效。图6表明了含Mg量对二元Zn—AL₂₇合金性能的影响。含Mg量在0.01%之前加Mg

对铸态抗拉强度有显著影响，使二元合金的抗拉强度由 42000 lb/in^2 (29.4 kg/mm^2) 提高到 56400 lb/in^2 (38.8 kg/mm^2)。与图4相比可见，加 $0.01\% \text{ Mg}$ 与加 $2\% \text{ Cu}$ 对抗拉强度有相似的作用。镁含量超过 0.01% 时，抗拉强度不再有进一步增加。镁对时效后的抗拉强度的影响与铸态类似，只是在镁含量达 0.025% 之前强度还有一些增加。

至于延性，可以看到，在镁含量达 0.01% 时铸态延伸率由 7% 很快降至 3% ，然后逐渐趋平，于含 Mg 量 0.025% 以后稳定于 1.5% 左右。但是和 $\text{Zn}-\text{Al}-\text{Cu}$ 系合金趋势相反而和二元 $\text{Zn}-\text{Al}$ 合金相似。 $\text{Zn}-\text{Al}-\text{Mg}$ 系三元合金的延性在时效后增加。

图7表示 Mg 对含 Cu 合金的影响。与其对二元合金的作用（如图6示）相似，在含 Mg 0.01% 前随着 Mg 的增加抗拉强度显著增加而延性下降，由于 Cu 的独立强化作用，可以获得更高的抗拉强度（铸态达 64200 lb/in 即 43.8 kg/mm^2 ）

合金的选择

由试验数据可见，时效后最小抗拉强度为 $50000 \sim 55000 \text{ lb/in}^2$ ($35 \sim 37.5 \text{ kg/mm}^2$)，延伸率为 10% 的原始指标无论是在 $\text{Zn}-\text{Al}-\text{Cu}$ ， $\text{Zn}-\text{Al}-\text{Mg}$ 还是在 $\text{Zn}-\text{Al}-\text{Cu}-\text{Mg}$ 系合金中都是无法达到的。然而，已经研制了一些有发展前途的其强度显著超过 ZnAl 的合金成分，通过对试验数据的详细分析研究，为进一步研究选择了如下合金：

- a) $\text{ZnAl}_{77}\text{Cu}_2\text{Mg}_{0.01}$ ：该合金延性与 ZnAl_{77} 类似（ 5% ），时效对延性影响很少或无影响，抗拉强度为 61000 lb/in^2 (40.6 kg/mm^2) $\{2\}$ ^度
 $\sim 8 \sim$

b) $\text{ZnAl}_{27}\text{Cu}_2\text{Mg}_{0.03}$: 这种合金可以得到最好的延伸率和抗拉强度的综合性能指标 ($\delta: 6 \sim 8\%$, $\sigma_b = 58000 \text{ lb/in}^2$ 即 40.6 Kg/mm^2)^[2]

c) $\text{ZnAl}_{27}\text{Mg}_{0.01}$: 其抗拉强度为 56000 lb/in^2 ^[2] (39.2 Kg/mm^2)。时效后延伸率可增加到 5% 。

对这三种合金作了蠕变、冲击抗力和长期时效后特性的试验。结果表明 $\text{ZnAl}_{27}\text{Cu}_2\text{Mg}_{0.01}$ 优于其它两种合金。

在合金研制过程中，通过铸造试验考查评价了铸造工艺的影响。表 I 列出了铸造工艺参数对所选合金的抗拉强度的影响，这些结果表明，该合金可在很宽的熔化温度范围内 ($565 \sim 735^\circ\text{C}$) 铸造。可浇入水份范围很宽 ($4.5 \sim 8\%$) 的砂型中，开箱时间可由 5 分钟到 2 小时而对合金的抗拉强度无过大影响。

$\text{ZnAl}_{27}\text{Cu}_2\text{Mg}_{0.01}$ 合金的化学成分规范见表 2。合金元素的成份范围在使得合金的抗拉强度的变化尽可能地小的情况下选择得尽可能宽。研究了在规定范围内化学成份的变化对强度变化的影响。发现其影响是很小的 ($\sim 2900 \text{ lb/in}^2$ 即 $\sim 1.75 \text{ Kg/mm}^2$)^[2] 经过 146 次试验，抗拉强度平均为 $61200 \pm 1300 \text{ lb/in}^2$ ^[2] 即抗拉强度的标准偏差仅为平均值的 2.1% 。这就清楚地表明该合金不受铸造工艺影响，而且合金的化学成份范围是选得很好的

尽管由于铸态下在 $\delta=10\%$ 下不可能获得高强度因而重力铸造合金的性能目标不能完全满足，但是试验证明， ZnAl_{27} 合金对一种比较简单热处理十分敏感，即铸件 320°C 保温 3 小时均匀化后炉冷至室温。这种热处理使抗拉强度降至 46000 lb/in^2

(32.2 Kg/mm^2)⁽²⁾而延伸率可提高到 $8 \sim 11\%$ 。

金属型铸造合金的研究

研究过约50种合金，其成份范围为 $\text{Al } 7 \sim 10\%$ ， $\text{Cu } 0 \sim 5\%$ ， $\text{Mg } 0 \sim 0.1\%$ 。先配制出了二元 $\text{Zn}-\text{Al}$ 合金以确定一个参考点并求得最高的塑性水平。试样用在 $500 \sim 530^\circ\text{C}$ 温度下保温的金属液浇注，浇入 $310 \sim 340^\circ\text{C}$ 的模子中，凝固后立即取出铸件。整个铸造周期约3.75分钟。

在延性方面，所有探索性工作以及为寻求适宜地相组成而配制的50种合金并没有揭示出任何发展某种延性合金的途径。多数这些试验合金的延伸率为 $1 \sim 2\%$ 。合金优选过程中所得的数据列于图8和图9。此二图示出了在一些试验合金中 Al 、 Cu 、 Mg 量对抗拉强度的影响。图8表明抗拉强度随 Al ($6 \sim 8\%$)和 Cu ($1 \sim 3.2\%$)含量增加而单调增加。镁加入量达 0.02% 时使 Zn-Al-Cu 合金的抗拉强度提高 24% (由 33000 lb/in^2 即 23.1 Kg/mm^2 提高到 41000 lb/in^2 即 28.7 Kg/mm^2)⁽²⁾。进一步增加 Mg 量对抗拉强度影响甚小。此二图说明配制一种抗拉强度约 35000 lb/in^2 ⁽²⁾的有实用价值的金属型铸造合金是可能的。对于强度超过 40000 lb/in^2 (28.0 Kg/mm^2)⁽²⁾只要对成份加以限制也是有可能实现的。

由于铸造性能对于这种合金来说是头等重要的。故在下述一些金属型铸造车间进行了一系列铸造试验：

- a) Batesville Products Inc., Lawrenceburg, Indiana, U.S.A.
- b) Bay Brane Ltd., Winnipeg, Manitoba, Canada.
- c) Diamond Casting, Hollis, New Hampshire, U.S.A.

选择所考察的合金成份时考虑到上述有关抗拉强度方面的数据，确定合金含Cu量低于2%，凝固区间大于10℃以使前期试验中的铸造问题减至最小。

图10描述了Al和Cu对凝固区间的影响，数据来源于Gebhardt的研究报告〔16〕。图中所列的温度区间相当于在一般铸造条件下测得的结晶区间，即液相线温度与共晶温度的差。因为在金属型铸造的冷却速度下一般要产生偏析，故用共晶温度来代替固相线温度。

图中画了一系列5~30℃的等凝固区间范围线也标出二元和三元共晶，接近于三元共晶的画交叉阴影的小方块表示试销过的合金的成份范围。

铸造试验证明，用于金属型铸造时凝固区间大于15℃是可行的。Zn-Al合金在金属型铸造时有良好的充型性。选定的合金成份是ZnAl_{8.4}Cu₁Mg_{0.2}，此成份范围示为图10中左侧大的交叉阴影方块区域，其成份则列于表2。之所以选取这种成份是因为它在一个从尺寸稳定性和时效特性方面为可行的含Cu量下可获得必需的强度，凝固区域大于15℃(27°F)且在整个成份范围内变化不太大。Mg含量选在抗拉强度的最高点附近，含Mg量更高时对流动性有不利影响。在这个合金成份范围内做了46次实验，其平均抗拉强度为 $35600 \pm 19001 \text{ lb/in}^2$ ⁽²⁾ (25.6 ± 1.32 kg/mm²)，标准偏差为5.3%因此ZnAl₈合金对成份是较不敏感的。

合金性能

显微组织：两种新合金和ZnAl₈合金的典型显微组织如图

11~13所示。Zn-Al合金全是在铬酸(50g)、 Na_2SO_4 (2g)和水(500ml)的溶液中腐蚀。显微组织中都出现了富铝初生 α 相的网状细树枝晶。它以较浅灰色的或深灰色的结构出现。枝晶间富Zn共晶体的数量随Al量增加而减少。且其在Zn-Al₁₁中的组织比在Zn-Al₈中的粗大。初生富Al枝晶有严重的晶内偏析，愈向外沿含Zn量愈高。图12为Zn-Al₁₁合金高倍放大的组织(500X)，初生 α 相显示出一条相当连续的由于部分共析转变而造成的细小沉淀的边缘。高倍放大下的Zn-Al₂₇合金的显微组织也显示出由于共析转变而产生的不均匀的富铝 α 相的深色球状析出物的小边框(图13b)。在枝晶内部某些不均匀区域也可看到这种转变。

热处理后的Zn-Al₂₇合金的显微组织十分细密(图14)。在高的放大倍数(500X)下可观察到共析转变产物的细节。它是在高于共析转变温度的温度下经均匀化后缓慢冷却的结果。细片状珠光体出现在接近于枝晶边界的区域。孤岛状球形珠光体出现在枝晶心部。

物理和机械性能：

表3中列出了Zn-Al₂₇合金在砂型铸造后和热处理后。

Zn-Al₁₁合金砂型铸造和金属型铸造以及Zn-Al₈合金金属型铸造(钢型)的部分性能。其中Zn-Al₁₁合金的性能数据是由国际铅锌研究组织(ILZRO)发起在Wantage, Oxon, England的英国有色金属技术中心研究的。Zn-Al₂₇和Zn-Al₈的全部数据和一些Zn-Al₄的数据是Noronda Research Centre确定的。不同的铸造工艺和专门的热处理的影响的数据是有用的。

在需要的时候将在工业上进行研究。

三种合金的密度可以反映含AL量。ZnAL₂₇合金比ZnAL₄₁约轻17%，比ZnAL₈轻21%。这些合金的导电性比较高并随着含AL量增加而增加。熔化范围相应于实际冷却速度下最高液相线和最低固相线间的温度差。报道的数据是在实际铸件上作差热分析（微分热分析）得到的。在平衡条件下生产的试样上测得熔化范围对于ZnAL₂₇和ZnAL₄₁将会小一些。凝固区间随含AL量增加而增加。ZnAL₈为29°C，ZnAL₄₁为55°C，而ZnAL₂₇为112°C。凝固区间的这样变化对铸造操作是有影响的。

这三种合金都有良好的综合机械性能。砂型铸造的ZnAL₂₇合金又优于其它两种，其抗拉强度比其它两种合金几乎高出50%。其延性也稍高一点。但是如果要求延性，应对ZnAL₂₇合金进行专门热处理。ZnAL₂₇合金比其它两种合金有更高的蠕变抗力。然而对ZnAL₈合金只有最初的数据是有用的。表4中列出了ASME锅炉标准所规定的允许设计应力。根据这个标准，锌合金的设计应力受其蠕变特性的限制，而其它铸造合金的设计应力则取决于其抗拉性能。这个限制规定为在100000小时内产生(11.4年)产生1%的二次蠕变所需要的载荷。室温下ZnAL₂₇合金的该设计应力为101b/in² { 2 } (7 Kg/mm²)。ZnAL₂₇合金对于承受应力的使用领域可推荐用到150°C。表中也列出了ILZRO 16的蠕变性能(18)。这种合金是最耐蠕变的铸造锌合金。ZnAL₂₇合金完全可以和它媲美。

三种Zn合金的性能与85-5-5-5黄铜，T₆热处理态

的356铝合金。铸铁(GR.30)和退火可锻铸铁(ASTM-A47)的性能比较于表5。Zn基合金比常规黄铜和铝合金强度高，硬度大，比普通铸铁强度高。Zn AL 27合金也比退火可锻铸铁的强度高。这三种锌合金的工程性能方面的详细资料最近正由ILZRO以一手册形式收集在一起，不久即可问世。

铸造工艺：

过去3—4年所得经验表明，锌合金已稳步纳入有色合金铸造。这三种合金已由Maybrook, N. Y. U. S. A的东方合金公司和the Brock Metal Co Ltd, Staffordshire, England投放市场。一般地，只需在铸造工艺上作些修改就能得到这些合金的合格铸件。坚持采用公认的良好铸造工艺即能保证稳定的产品质量。

合金可在气炉、油炉或感应电炉中熔化。因为这种合金在一般熔池温度下和铁作用，故除非对坩锅进行非常细心的清理并涂刷涂料，不推荐使用铸铁坩锅。对在熔化期间插入合金液的任何钢或铁制工具也都必须进行细心的防护。许多耐火坩锅都可以满意地用于熔化Zn—AL合金，而以碳化硅坩锅最为常用。由于较低的熔化温度，使得对坩锅的化学和物理浸蚀作用降低。故坩锅的寿命和含AL量有关。不应使用熔化过铅铜基合金的坩锅来熔化锌合金，因为Pb、Sb和Cd对Zn—AL合金的抗蚀性有害影响。

由于锌合金的熔化温度比铝合金和铜合金低，必须小心不使金属液过热。尽管锌合金的性能并不象预期的那样受实际过热度影响，但是在700℃左右将会产生锌烟。从燃烧器出来的火焰直接冲到锌锭或者重熔倒悬的熔化坩锅也会产生一些锌烟。对于第一次

熔化 Zn 的铸造车间，最好先熔化一部分炉料然后在熔化过程中逐步加入其余的炉料。炉料可包含直到 50% 的回炉料。炉前工会迅速地掌握熔化加热控制并达到最小的熔化周期。

这种合金的熔点低，导致需要的能量要低得多，在无芯线性感应炉中进行^的试验表明，熔化锌需能约 130 千瓦小时/吨，熔化黄铜为 220 千瓦小时/吨，铝为 400 千瓦小时/吨，铸铁为 500 千瓦小时/吨。〔19〕 Zn 合金的熔化速度可大约为 Al 的两倍而至少是青铜的四倍。

在熔化中间合金以及更重要的在任何转送金属的工序操作中，必须对熔池进行激烈地搅拌，混合的动作应该使得金属液由底部被带到其顶部，否则，将会产生明显的 Al 偏析，之所以要搅拌是因为由中间合金制取的金属液因其两个主要相（富 Zn 相和富 Al 相）间有很大的密度差异，以及 $Zn-Al_{11}$ 和 $Zn-Al_{27}$ 的凝固区域较大，因而将出现相当严重的偏析。较重的富 Zn 相首先熔化并流向坩锅底部，而仍为固体的和较轻的高 Al 相将浮到溶池的顶部，将一个完全均匀的熔体冷却到凝固范围内的某一温度也可以造成一个不均匀的熔体；在低于液相线*〔原文为 Solidus 疑为 Liquids 之误〕的温度下，将析出富 Al 相的质点，因其较轻便浮在熔体顶部。在固相线以上升温时^也将形成不均匀的熔体；当然，需要重新搅拌。

锌合金不易吸气，因此无需除气，造渣等专门处理，但是，应当撇渣以去除浮在熔体表面的氧化物和其它固体杂质。

用于铸造锌基合金的砂型可按有色合金的一般铸造工艺制备。由于锌基合金流动性好，浇注温度低，为了改善铸件表面质量，减

少机械粘砂最好用细砂。由于合金会流入薄的缝隙，因此要特别注意分型面^时，发出气体较少故容许铸型的透气性可低些。模样的缩尺可按 $\frac{5}{32}$ 吋／呎 （对 ZnAl₁₁ 和 ZnAl₂₇ 而言）。制芯工艺与标准的有色合金制芯工艺有些不同。因为浇注温度低，型芯的溃散性可能出问题。最好不用水玻璃——CO₂ 法高强度型芯。通常可把铝合金铸造的制芯工艺作为基点。尽量少用粘结剂将有助于型芯的溃散，而使用较细粒度的原砂（> 180 G F N）需要较多的粘结剂，可能导致出砂困难。

浇注系统设计应防止金属液紊流和加强顺序凝固。推荐用倒锥形的直浇道。为了防止热节最好用薄而宽的内浇口。与其它有色合金不同，锌基合金易产生表面“曳拉”缺陷。这种缺陷亦称“拉升”（Pull up），是一种凝固收缩现象。它受金属液浇注温度和浇注系统的强烈影响。ZnAl₂₇ 合金比 ZnAl₁₁ 更易产生这种现象。因此，在可能的情况下，铸件上要求高的表面应放置在上箱。使用冷铁可有效地减少这种缺陷。经验表明，重量小于 10 磅（约 9 公斤）的壁厚均匀的铸件一般可不用冒口。锌基合金的补缩性能相当好，在厚薄断面连接处出现缩孔时用暗冒口或保温冒口可以有效地解决。

应 用

重力铸造锌合金补充完善了众所周知的压铸锌合金。主要用于要求有较高的机械性能而生产批量较小的产品。而压铸的工装和机器装备的成本高，通常只限于在大量生产中应用。

锌合金性能优越，铸造性能和加工性能好，因此在许多应用领域中锌合金比铝、青铜、灰铸铁和可锻铸铁更受欢迎。它们也被用