

有色铸造合金及熔炼

陆树荪 顾开道 郑来芬 编

内 容 简 介

本书内容是讲述有色铸造合金及其熔炼。集中介绍了国防工业中最常用的有色铸造合金，如铝、镁、铜、钛四种合金。第一章到第四章较系统地叙述了合金的成分、组织、性能、用途以及合金元素和主要杂质对合金性能的影响、合金的热处理规范等，同时对各系合金的熔铸工艺特点也作了概括的介绍。第五章到第八章叙述了上述各系合金的熔炼过程理论和工艺问题。

本书适当反映了一些国内的先进生产经验和科研成果，并结合我国实际情况，吸收介绍了国外的先进理论和技术。

本书可作为高等院校铸造专业的教学参考书或教材，并可供工厂及科研单位的工程技术人员参考。

有色铸造合金及熔炼

陆树芬 顾开道 郑来芬 编

*

国防工业出版社 出版

新华书店北京发行所发行 各地新华书店经售

国防工业出版社印刷厂印装

*

787×1092¹/₁₆ 印张 16 369千字

1983年5月第一版 1983年5月第一次印刷 印数：0,001—8,500册

统一书号：15034·2491 定价：1.65元

目 录

绪论	1
第一章 铸造铝合金	2
第一节 铸铝合金概论	2
第二节 铝-硅类合金	19
第三节 铝-铜类合金	39
第四节 铝-镁类合金	50
第五节 铝-稀土类合金	55
第六节 铝-锌类合金	57
第七节 铝合金的熔铸工艺特点	61
第二章 铸造镁合金	63
第一节 铸镁合金概论	63
第二节 镁-铝类合金	72
第三节 镁-锌类合金	82
第四节 镁-稀土类合金	90
第五节 铸镁合金的熔铸工艺特点	97
第三章 铸造铜合金	99
第一节 铸铜合金的概况	99
第二节 铸造锡青铜	106
第三节 铸造特殊青铜	112
第四节 铸造黄铜	119
第五节 铜合金的熔铸工艺特点	125
第四章 铸造钛合金	127
第一节 铸钛合金的概况	127
第二节 工业用铸钛合金	135
第三节 钛合金的熔铸和热处理工艺特点	146
第五章 铝合金熔炼	149
第一节 铝合金的某些物理化学特性	149
第二节 铝合金熔炼过程的一般原理	152
第三节 铝合金熔化炉	174
第四节 铝合金一般熔炼工艺过程	177
第六章 镁合金熔炼	185
第一节 镁合金的某些物理化学特性	185
第二节 熔炼设备	187
第三节 镁合金的通常熔炼工艺过程	190
第四节 镁合金熔炼过程的一般原理	192
第五节 含锆等镁合金的熔炼工艺	208

第六节 废料回收及熔炼的安全技术	216
第七章 铜合金的熔炼	219
第一节 铜合金某些物理化学特性	219
第二节 铜合金熔炼过程的一般原理	223
第三节 铜合金熔炼工艺	230
第八章 钛合金熔炼	234
第一节 钛合金的某些物理化学特性	234
第二节 钛合金熔炼工艺	237
第三节 钛合金的铸造工艺	244

绪 论

有色合金铸件在航空上占有重要的地位。这是由于铸造铝合金、铸造镁合金、尤其是铸造钛合金有较高的比强度和相对单位刚性值（见图0-1）。因此，在承受同样载荷的条件下采用这些有色合金的铸件，可以大大减轻结构的重量，这是在航空工业中铸铝、铸镁、铸钛件得到广泛采用的原因。铸铜件在航空上主要用于要求高耐磨、高抗蚀性的部位，例如：燃油和滑油系统的泵体、转子及衬套、轴瓦等零件，它也用于要求抗磁性干扰的航空仪表零件。

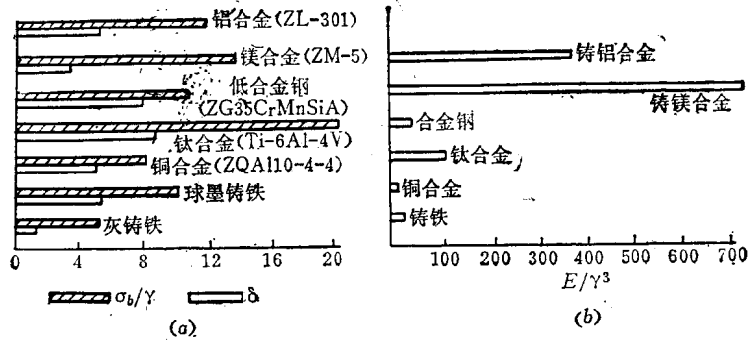


图0-1 各种铸造合金的比强度、延伸率和相对单位刚性值的比较
 (a) 比强度 (σ_b/γ) 和延伸率 (δ)；(b) 相对单位刚性值 (E/γ^3)。

有色合金铸件在导弹、坦克、舰船、雷达等军工部门的应用也日益扩展，另外，也用于汽车、光学仪器、仪表、电器、伐木工具、风动工具和日用器具等方面。因此，有色合金铸件的生产已成为国民经济中一个不可缺少的环节。

和铸铁相比，有色合金铸造的特点是：冶金质量问题较多，废品率较高，生产成本较贵；铸镁、铸铜生产中劳动条件较差，影响工人健康；钛铸件的生产工艺较复杂，设备投资较贵，生产成本较高，故有色合金铸造中还有不少问题尚待研究解决。

我国的有色合金铸造业有悠久的历史，劳动人民在有色合金铸造方面曾作出了卓越的贡献，铸出了许多造型优美、工艺精湛的青铜铸件，显示了高度的技术水平。目前，我国生产、研制的有色铸造合金的品种已基本配套齐全，初步建立了一套适合我国情况的铸造有色合金标准。但我国的有色合金铸造业，无论在质量或数量上还不能满足国民经济和国防工业日益增长的需要，和世界先进水平相比，尚有一段差距，有待进一步提高。

本书共分八章，包括：铸造铝合金、铸造镁合金、铸造铜合金、铸造钛合金、铝合金的熔炼、镁合金的熔炼、铜合金的熔炼、钛合金的熔炼等。在前四章中论述了各主要的铸造有色合金系的成分、组织与性能之间的关系；以及各类合金的铸造工艺特点。后四章中阐述了有色合金熔炼过程的规律和各类合金的熔炼工艺。

第一章 铸造铝合金

第一节 铸铝合金概论

一、铸铝合金的性能特点

(一) 机械性能

目前大部分铸铝合金的强度大约为 $24\sim 30$ 公斤/毫米²，部分高强度铸铝合金为 $30\sim 40$ 公斤/毫米²；少数铸铝合金的强度可达 $40\sim 50$ 公斤/毫米²，但还处于试验阶段。由于铝合金比重 (γ) 较小 (约为 2.7)，因此，在各种铸造合金中铸铝有很高的比强度 (σ_b/γ 约为 $9\sim 15$)，其比强度仅次于铸造钛合金，而与铸镁和铸造合金钢大致相近。但是，钛合金的熔铸技术比较复杂，成本较贵，而铸镁又在屈服强度、抗剪强度等方面不如铸铝，熔铸工艺也较铸铝复杂，由此也就很容易理解为什么铸铝在航空工业中得到了广泛的应用。

此外，部分铸铝合金还有良好的热强性，可在 $200\sim 300^\circ\text{C}$ 下工作，少数耐热铸铝合金还可在 $350\sim 400^\circ\text{C}$ 下使用。

(二) 抗蚀性

铝的表面有一层与铝结合得很牢的致密氧化膜，故大部分铝合金在大气、淡水以及其他许多介质 (如汽油、滑油、浓硝酸、硝酸盐及许多有机物等) 中有良好的抗蚀性。部分铸铝合金在海水中仍有好的抗蚀性。但此氧化膜易被碱离子和氯离子所破坏，故铸铝应避免在碱、盐酸、卤化物及碳酸盐等介质中使用。

氧化铝膜的化学稳定性和熔点都很高，故铸铝在高温工作时仍具有良好的抗蚀性和抗氧化性能。

部分铸铝合金还可通过阳极化等表面保护的方法来提高抗蚀性。

由于铝在浓硝酸中较铜稳定，故铝铸件铸造细孔时可用铜管镶铸，以后再用浓硝酸把铜管腐蚀掉，从而得到细孔铸件。

(三) 熔铸工艺性能

虽然铝和氧的化学亲和力很大，但大部分铝合金在液态时表面有一层不溶于铝液的固态致密氧化膜，能阻止铝液继续氧化，因此大部分铝合金 (含镁量高的铝合金除外) 在熔铸时无需采用专门的防护措施。

铝液很易和水汽反应，生成之氢即进入铝液。当铝液凝固时氢在铝中的溶解度将发生剧烈的下降：氢在 660°C 的液态纯铝中的溶解度为 0.68 厘米³/100 克金属，而在 660°C 的固态纯铝中氢的溶解度突然降到 0.036 厘米³/100 克金属。由于铝液凝固而引起的氢溶解度的下降为固态铝中氢溶解度的 18 倍，而纯镁和纯铜液凝固时氢溶解度的下降仅为氢在固态镁和铜中溶解度的 0.4 倍和 1.85 倍，这说明铝液凝固时氢气析出的倾向较铜或镁更强烈，因此铝铸件中很易产生针孔的缺陷。为了克服针孔，需在熔铸工艺上采取一定的措施。

铝有较大的比热和凝固潜热。大部分铸铝合金还均有较小的结晶温度间隔，而且其组织中也常含有相当数量的共晶体。此外，大部分铸铝合金的线收缩也比铸镁、钢和铜合金为低。所以铸铝一般均有良好的充型能力，较小的热裂和缩松倾向，易于铸造复杂的大型薄壁零件。

由于铸铝具有上述性能特点，它不但有良好的机械性能和抗蚀性，而且有良好的工艺性能，生产工艺较为简便，成本较低，因此它在航空工业中得到了很广泛的应用，另外在仪表、汽车、化工、电器、光学仪器、造船等部门它也得到很多的应用。

二、铸铝合金的强化原理

纯铝的强度很低，仅 5 公斤/毫米²，故需加入合金元素进行强化，主要有以下几种强化方式：

(一) 固溶强化

合金元素固溶入铝基体时，由于溶质（合金元素）原子溶入基体的晶格中，使晶格发生畸变，从而使其对塑性变形的抗力显著增加，这叫做固溶强化。当溶质原子与溶剂（基体）原子的尺寸差越大，并且溶质原子的溶入量越多，晶格畸变也越大，其固溶强化效果也越高。例如：在各种铸铝合金中以 Al-Mg 合金的固溶强化效果最好，这是因为：镁原子与铝原子半径相差较大（约 13%），而且镁在铝中有较大的固溶度（最大固溶度为 14.9%）。因此，当多量的镁溶入时，固溶体的晶格就产生较大的畸变，使其变形抗力大为增加。

进一步研究表明：固溶强化还和溶质原子与位错之间的相互作用、溶质原子的偏聚等因素有关。例如，由于溶质原子与位错发生交互作用，置换式固溶体中比溶剂原子大的溶质原子，往往扩散到刃型位错线下方受拉应力的部位〔图 1-1(b)〕，而比溶剂原子小的溶质原子则扩散到位错上方受压应力的部位〔图 1-1(c)〕。在间隙式固溶体中溶质原子则总

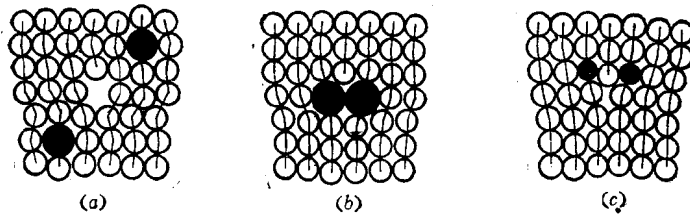


图 1-1 溶质原子在位错周围聚集的示意图

(a) 聚集前；(b) 大尺寸溶质原子聚集在位错下部；(c) 小尺寸溶质原子聚集在位错上部。

是扩散到刃型位错下方受拉应力的部位。由于溶质原子常被吸附于位错周围，好像形成了一个溶质原子的“气团”。此“气团”的形成，减少了位错附近的晶格畸变，降低了位错的能量状态，使位错不易移动。为使位错带着“气团”或挣脱“气团”而运动，就必须施加更大的外力。

以上两个方面，无论是溶质原子增大了晶格的畸变，或是溶质原子与位错交互作用而形成“气团”，均增加了滑移过程中位错运动的阻力，从而强化了固溶体。

(二) 时效强化

铝合金在高温加热淬火后形成过饱和固溶体，再在一定温度下保温（或在室温下长时间放置）而使其强度、硬度升高的过程，称为时效。用此方法来提高合金的强度，就称为时效强化。并非所有合金都能时效强化，合金具有时效强化特性的必要条件是：合金元素在铝中的固溶度应随温度降低而减少，减少越多，淬火获得的固溶体的过饱和程度就越大，时效强化的效果也就可能越大。但时效强化效果的高低，还与过饱和固溶体分解析出强化相的特性有关。下面以 Al-4%Cu 合金的时效过程为典型，来分析合金时效时内部组织的变化过程及其对性能的影响。

1. 时效过程中合金组织的变化

图 1-2 为 Al-4%Cu 合金在 130°C 和 190°C 时效时的硬度变化曲线，从中可看到：合金的硬度先是随时间的增加而升高，达到最大值后又逐渐下降。研究表明：Al-Cu 合金的时效过程可分为四个阶段：

(1) 形成溶质原子富集区（即 GP 区，或称 GPI 区）合金从高温淬火后形成的过饱和固溶体中，不仅溶质原子是过饱和的，高温下由于原子热运动增加而增多的空位亦被保留了下来，即固溶体中空位也是过饱和的。由于大量空位的存在，使铜原子较易扩散，在有空位时铜原子的扩散激活能将由无空位时的 1.2 电子伏特降为 0.5 电子伏特，其扩散速度约提高 10^{10} 倍，故在时效初期（甚至在淬火后）铜原子将很快在铝基体的 {100} 晶面上偏聚，形成铜原子富集区，即 GP 区（图 1-3(a)）。GP 区晶体结构仍与铝基体相同，基体晶格的连续性并未被破坏，它与基体保持完全共格联系。但铜原子半径比铝原子小约 11%，故使晶格产生一定的弹性收缩，使共格界面附近的晶格产生畸变（图 1-3(b)）。GP

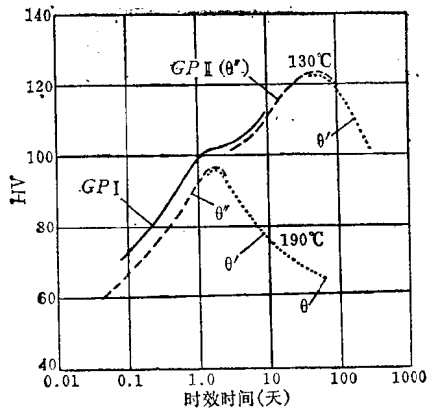


图 1-2 Al-4%Cu 合金时效曲线

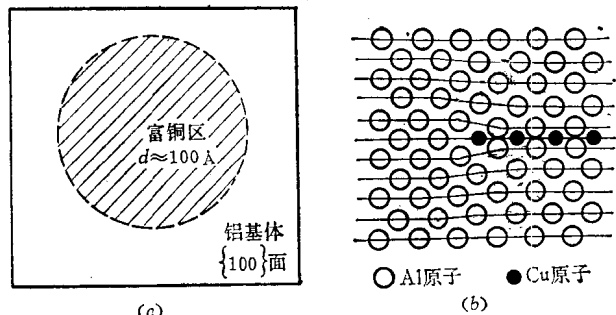


图 1-3 Al-Cu 合金中形成 GP 区的示意图

(a) 铜原子在铝基体中的偏聚；(b) GP 区的共格应变。

区的界面能很低，形核功很小，故它形成的数目较多，而尺寸较小，均匀地弥散分布于铝基体中。GP 区呈圆片状，直径约 50~100 Å，厚度约几个原子。在室温时效时，GP 区密度约 $10^{12} \sim 10^{15}$ / 毫米³，间距约 20~40 Å；时效温度较高时 GP 区数目即减少，至 200°C 时即不再生成 GP 区而析出其他过渡相。在薄膜透射电镜照片（图 1-4）中，Al-4%Cu 合金的 GP 区为黑的线条，线条周围的暗色区是 GP 区周围晶格应变区的反映。

在各种铝合金中，GP区的形态取决于溶质原子与铝原子直径的差异，原子直径相差小时一般呈球状，如Al-Zn、Al-Ag合金，相差大时则呈片状，如Al-Cu合金。

(2) GP区有序化(即GPⅠ区或 θ'')当增加时效时间或升高时效温度时，即形成GPⅠ区，GPⅠ区中铜、铝原子按一定次序排列，形成有序化的正方晶体结构，它是Al-Cu合金



图1-4 Al-4%Cu合金中的GP区，透射电镜照片
×500,000 (合金于130°C时效15小时)

时效过程中的第一个真正脱溶出来的中间过渡相，也常用 θ'' 表示。 θ'' 的尺寸较GP区大，呈圆片状，直径约150~1500Å，厚约8~100Å，也较均匀地弥散分布于基体中。 θ'' 的析出既可以从基体中形核并借GP区的溶解而成长，也可由GP区转化而成。 θ'' 与基体仍保持完全共格，其{100}面平行于基体晶格的{100}面，它在 a 、 b 两方向的晶格常数与铝基体相等(均为4.04Å)，但在 c 方向上却并不相同： $c_{\theta''}=7.8\text{Å}$ ， $2c_{\text{Al}}=2\times 4.04=8.08\text{Å}$ (图1-5)，有约3.5%的错配度，故产生相当大的共格应变(见图1-6)。Al-4%Cu合金的 θ'' (GPⅠ区)电镜照片见图1-7。与GP区相比， θ'' 的应变区显著增大。图中相邻的 θ'' 周围的黑色区(代表应变区)几乎相连，表明 θ'' 的尺寸不但比GP区增大，

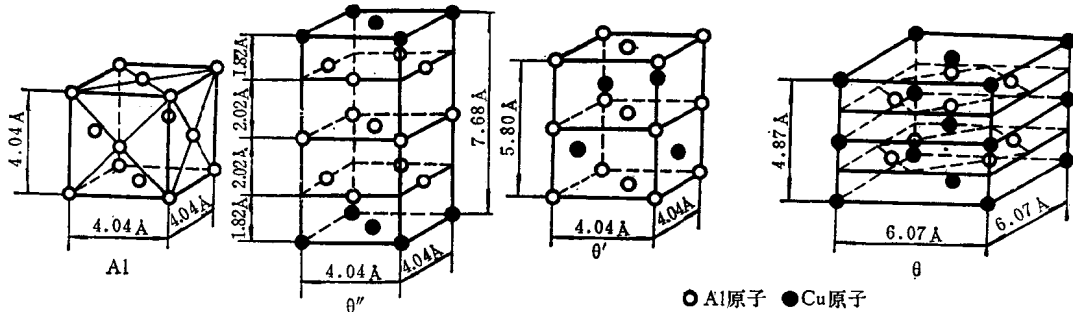


图1-5 Al-Cu合金中稳定相 θ 、过渡相 θ' 、 θ'' 与铝基体的晶格结构

而且它的弹性应变区亦比GP区有显著增加。

(3) 形成过渡相 θ' 再进一步时效时，脱溶过程亦将进一步发展，而达到形成 θ' 相的阶段。 θ' 的成分与稳定相 θ (CuAl_2)近似，它大多沿基体的{100}面析出，具有正方晶格(如图1-5)，其晶格常数： $a=b=4.04\text{Å}$ ， $c=5.8\text{Å}$ 。由于在 c 轴方向与基体的错配度过大(约30%)，使完全共格的界面遭到破坏，而与基体形成局部共格(θ' 与基体界面上存在着位错环)，因此 θ' 周围基体的弹性应变已显著减轻，在电镜照片上 θ' 周围已看不到很明显的应变区(图1-8)。 θ' 的大小、间距决定于时效时间和温度，其直径约100~6000Å，厚度100~150Å。 θ' 相的大小、间距均较 θ'' 增大，其密度约 $10^8/\text{毫米}^3$ 。相对于GP区和 θ'' 来说， θ' 的分布大多是不均匀的，它易于沿位错线或亚晶界形核并成长。

(4) 形成稳定相 θ 时效后期合金中析出稳定相 θ (CuAl_2)， θ 也具有正方晶格(图

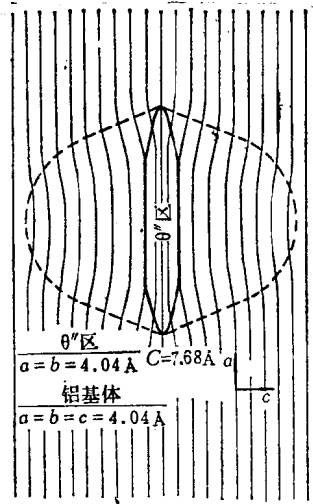


图1-6 在脱溶相 θ'' 附近的基体晶格畸变 (图中虚线表示应变区的大致范围)



图1-7 Al-4%Cu合金中的 θ'' 相 (GP I 区), 透射电镜照片 $\times 800,000$ (合金于 160°C 时效5小时)



图1-8 Al-4%Cu合金中的 θ' 相透射电镜照片 $\times 26,000$
箭头A所指为由于局部共格破坏而形成围绕 θ' 的位错环 (合金于 200°C 时效12小时)

1-5), 但晶格常数 ($a = b = 6.07 \text{ \AA}$, $c = 4.87 \text{ \AA}$) 与铝基体相差很大, 它与基体间完全失去了共格联系, 有明显的界面与基体分开, 弹性应变区亦完全消失。 θ 相质点的尺寸、间距又较 θ' 进一步加大, θ 相的分布大多是不均匀的, 图 1-9 是 θ 与 θ' 共存的组织照片。

上述时效的四个阶段并不是截然分开的, 而是不同阶段间相互重叠、交叉进行的, 随时效温度和时间的不同而以形成某一种脱溶相为主。从图 1-2 可看到: 在 Al-Cu 合金中以出现 θ'' 时的强化效果最大, 其次是 GP 区和 θ' 相, 当出现 θ' 时, 合金就开始进入过时效阶段, 强度、硬度开始下降, 到形成 θ 相时合金就软化了。

2. 时效强化的机理

为了了解时效过程中组织对合金性能的影响, 就必须研究时效强化的机理。时效强化的合金的强度, 取决于时效过程中形成的各种脱溶相及其应变区对位错运动阻碍的状况,

情况分别讨论如下：

(1) 位错运动受应变区所阻碍 当 GP 区或脱溶相与基体共格, 但有一定错配度时, 引起周围基体晶格的畸变, 产生内应力场, 形成弹性应变区。位错线通过此应变区时将受到阻碍 (图 1-10), 因为位错线切入应变区时将引起晶格畸变加剧, 应变区的能量升高, 要穿过它就必须施加更大的外力。应变区的这种阻碍位错通过的作用, 亦称内应变硬化。Al-Cu 合金中 θ'' 比 GP 区有更强的内应力场, 其弹性应变区也更大, 故 θ'' 比 GP 区有更高的强化效果; 出现 θ' 时因其弹性应变区减弱, 故强化作用下降; θ 相因与基体间的共格应变完全消失, 已完全没有内应变硬化作用。

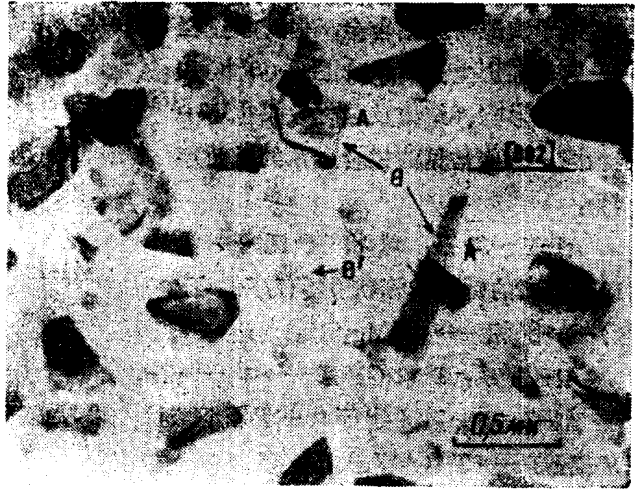


图1-9 Al-4%Cu合金中时效析出的 θ (CuAl_2)
相透射电镜照片 $\times 30,000$

(2) 位错运动受脱溶相所阻碍 这还可分为两种情况：

① 当脱溶相不太硬、而可和基体一起变形时, 位错可能切过脱溶相 (图 1-11)。根据薄膜透射电镜观察, 证明位错可以切过 Al-Cu 合金中的 GP 区和 θ'' 。位错切过脱溶相时, 由于使脱溶相粒子产生滑移, 增加了相界面, 提高了能量, 故脱溶相对位错的通过也表现出相当大的阻力。

② 当脱溶相很硬, 且其尺寸、间距均较大时, 运动的位错线就可能以绕过脱溶相的形式通过它们, 并在这些脱溶相周围留下一位错环 (图 1-12)。位错绕过脱溶相所受的阻力, 和脱溶相间距的大小有关, 脱溶相分布越弥散, 其间距越小, 位错绕过脱溶相所需的

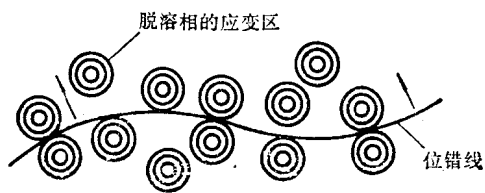


图1-10 位错线通过脱溶相的
应变区受阻的示意图

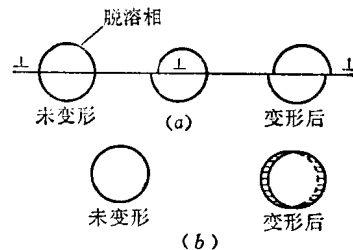


图1-11 位错切过脱溶相的示意图
(a) 侧视图; (b) 俯视图。

力就越大, 亦即位错运动时所受的阻力也越大。反之, 脱溶相间距越大, 则阻力就越小。在 Al-Cu 合金时效的后期, 析出稳定的脱溶相 θ (CuAl_2), 共格联系已被破坏, 应变区亦消失, 故这时主要靠脱溶相本身对位错运动的阻碍来达到强化; 由于 θ 相的尺寸、间距较大, 且分布不均匀, 使位错绕过它们时的阻力减少, 故合金的强度、硬度也就下降。

Al-Cu 合金时效过程的规律, 也大体适用于其他一些铝合金, 但时效过程不一定都经历上述四个阶段, GP 区和脱溶相的形态、结构及强化效果也不一定相同。一些常见的铝合金系的时效序列为:

Al-Mg-Si 系: 球状 GP 区 \rightarrow 沿 $\langle 100 \rangle$ 方向的针状或棒状 β'' (有序化 GP 区) $\rightarrow \beta'$ 相 $\rightarrow \beta$ (Mg_2Si)。

Al-Zn 系: 球状 GP 区 $\rightarrow \alpha'$ $\rightarrow Zn$ 。

Al-Zn-Mg 系 (处于 $\alpha + T$ 相区时): 球状 GP 区 \rightarrow 有序化 GP 区 $\rightarrow \eta'$ $\rightarrow \eta$ ($MgZn_2$) $\rightarrow T [(AlZn)_{49}Mg_{32}]$ 。

Al-Cu-Mg 系 (处于 $\alpha + S$ 相区时): GP 区 $\rightarrow S''$ (或 GP II 区) $\rightarrow S'$ $\rightarrow S$ (Al_2CuMg)。

在 Al-Cu 合金中加入少量镉或银, 在 Al-Zn-Mg 合金中加入少量银, 都能大大增强时效强化作用。这是因为: 它们能使脱溶相质点更为细小弥散, 且能减少或消除合金在时效后通常在晶界附近出现的无沉淀 (无脱溶相析出) 带。一般认为: 晶界无沉淀带的存在, 将使合金变形时滑移集中在该处而引起开裂, 降低合金的机械性能; 由于无沉淀带与基体的电位不同, 故亦降低合金的抗蚀性。银、镉的这种作用, 可能是由于它们与空位有较大的结合能, 能优先与空位结合, 使合金中原子扩散减慢, 阻碍脱溶相的长大, 并阻碍晶界附近区的溶质原子和空位逸入晶界, 减少或消除晶界无沉淀带的形成。镉是表面活性元素, 还会在相界面上偏聚, 降低表面能, Al-Cu 合金中加 0.1% Cd 后可使 θ' 相的表面能减少 5/6; 银还能增大固溶体与脱溶相之间的体积自由能差; 因此镉和银均能增加脱溶相的形核率 (晶核生成速度), 使脱溶相更为细小弥散。

时效强化在提高合金强度、硬度的同时, 常使塑性下降。这是由于位错运动在脱溶相前受阻时, 会引起位错塞积, 位错会在脱溶相前堆积起来。许多位错塞积时使脱溶相附近产生较大的应力集中, 当它超过原子间结合力时, 即引起显微裂纹, 使合金塑性下降。

(三) 过剩相强化

从液相中结晶出来而在固溶化热处理时不能溶入固溶体的那部分第二相, 称为过剩相。用过剩相使合金强化的方法, 在铸造合金中比较常见, 例如: Al-Si 合金中的硅相, Mg-RE 合金中的 Mg_2Ce 等相。铸造合金中为保证有较好的铸造性能, 常含有一定量的共晶体, 分布在基体晶界上的共晶体中的过剩相, 常起这种强化作用。

过剩相强化主要是利用较硬的过剩相来阻碍基体的变形, 从而使合金强化。因铸态形成的过剩相一般均较粗大, 也比较脆, 故其强化效果远低于时效强化。合金的塑性也较差, 因为在粗大、脆性的过剩相或相界面上容易产生裂纹。

过剩相量增多时, 合金的强度、硬度上升, 塑性下降。当过剩相达一定数量, 在基体中形成连续网状时, 由于基体被包围分割, 无从发挥其变形能力, 晶界区的应力集中也难以松弛, 更使合金的塑性大大降低, 强度也将随之下降。过剩相阻碍变形的作用和对塑性

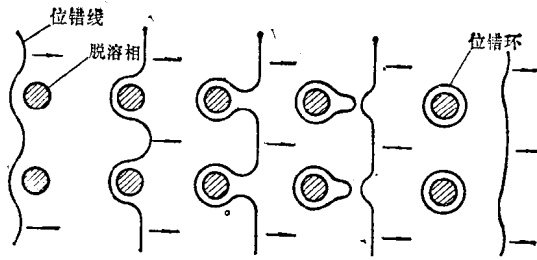


图1-12 位错线绕过脱溶相运动的示意图

的影响, 取决于它的性能(硬度、脆性等)、形状、大小和分布状况。如过剩相较脆或它与基体间结合不好(界面能较大等)、且为粗大针状时, 就容易引起裂纹, 而使合金的塑性和强度大大下降。当过剩相呈细小球状分布时, 对合金的强度、塑性的影响均较好。过剩相如过软时, 也将降低它对变形的抗力, 而不利于合金的强化。由于过剩相强化的强化效果不高, 合金也较脆, 故仅作为辅助的强化方式。但在耐热铸造铝、镁合金中通常总含有一定数量的耐热过剩相, 以提高合金的耐热性。

(四) 组织细化

这也是提高合金强度的一个途径。铸造合金中常采用细化组织的办法来改善合金的机械性能和铸造性能。铸造合金的组织细化亦常称为变质处理, 它有以下几种方式:

1. 基体的细化

铝中加入微量钛、锆、硼和在镁中加锆, 均能使基体晶粒细化。合金在外力作用下变形时, 位错运动到晶界附近即行停止, 一般不能直接穿越晶界。因为晶界上原子排列较紊乱, 聚集着较多的杂质原子, 所以变形抗力很大; 而且, 晶界另一边的晶粒具有不同的位向, 对进一步滑移也有阻碍作用。晶粒越细, 晶界面积越大, 每个晶粒周围具有不同取向的晶粒数目也越多, 合金对塑性变形的抗力就越高。细晶粒合金不仅强度高, 而且塑性、韧性也好。因为晶粒越细, 在一定体积内的晶粒数目越多, 则在同样变形量下, 变形将分散在更多的晶粒内进行, 且每个晶粒内的变形也比较均匀(因粗晶粒时晶界附近的位错塞积将比细晶粒时严重), 不致产生应力过分集中的现象。另外, 晶粒越细, 晶界的曲折就越多, 也不利于裂纹的传播, 从而使合金在断裂前能承受较大的塑性变形。因此合金在细晶粒时有较好的塑性和韧性。

基体晶粒的细化, 也会使过剩相更均匀细散地分布, 亦有利于提高合金的机械性能。

2. 过剩相的细化

典型例子是: Al-Si 合金中加微量钠后能使共晶体中的硅相, 在金相组织中由粗大片状变为细点状, 故有利于提高合金的性能, 尤其是提高塑性。

3. 少量有害相的细化

这方面的例子如: Al-Si 合金中的粗大针状 β ($Al_5Fe_2Si_2$) 相, 加锰后即能变为团块状的 $AlSiMnFe$ 相, 特别是在加铍后将变为细小球状的 $Al_5BeSiFe$ 相。显然, 这有利于减轻含铁相对机械性能的危害影响。又如: 在黄铜等铜合金中存在少量铋、铅等杂质时, 即在基体晶界上出现易熔共晶薄膜, 显著增加了热脆性, 如在合金中加入少量铈、钙、锂、锆等元素后, 它们即能与铋、铅等形成小点状的难熔化合物, 消除了有害影响。

关于细化(变质)处理的机理将在后面的有关章节中论述。

三、铸铝合金的分类及热处理状态

(一) 铸铝合金的分类

目前列入我国国标(GB 1173-74)、航标(HB 962-70)和冶标(YB 143-65)的铸铝合金已有十多种(见表 1-1、1-5)。国标和航标中铸铝牌号以 ZL 两字母和三位数字来表示, 两字母后的第一位数字表示合金系: 1 表示 Al-Si 系, 2 表示 Al-Cu 系, 3 为 Al-Mg 系, 国标中 4 为 Al-Zn 系、航标中 4 为 Al-RE 系、5 为 Al-Zn 系合金。航标中按合

表1-1 铸造铝合金的牌号和化学成分(国标GB1173-74及航标HB962-70)

序号	合金牌号		主要化学成分 (%)										
	国标	航标	硅	铜	镁	锰	锌	镍	铬	钛	铝		
1	ZL 101	ZL-101	6.0~8.0	—	0.2~0.4	—	—	—	—	—	其余		
2	ZL 102	ZL-102	10.0~13.0	—	—	—	—	—	—	—	其余		
3	ZL 103	ZL-103	4.5~6.0	1.5~3.0	0.3~0.7	0.3~0.7	—	—	—	—	其余		
4	ZL 104	ZL-104	8.0~10.5	—	0.17~0.3	0.2~0.5	—	—	—	—	其余		
5	ZL 105	ZL-105	4.5~5.5	1.0~1.5	0.35~0.6	—	—	—	—	—	其余		
6	ZL 106	—	7.0~8.5	1.0~2.0	0.2~0.6	0.2~0.6	—	—	—	—	其余		
7	ZL 107	—	6.5~7.5	3.5~4.5	—	—	—	—	—	—	其余		
8	ZL 108	—	11.0~13.0	1.0~2.0	0.4~1.0	0.3~0.9	—	—	—	—	其余		
9	ZL 109	—	11.0~13.0	0.5~1.5	0.8~1.5	—	0.5~1.5	—	—	—	其余		
10	ZL 110	—	4.0~6.0	5.0~8.0	0.2~0.5	—	—	—	—	—	其余		
11	ZL 111	—	8.0~10.0	1.3~1.8	0.4~0.6	0.1~0.35	—	—	—	0.1~0.35	其余		
12	ZL 201	ZL-201	—	4.5~5.3	—	0.6~1.0	—	—	—	0.15~0.35	其余		
13	—	ZL-202	—	4.8~5.3	—	0.6~1.0	—	—	—	0.15~0.35	其余		
14	ZL 202	—	—	9.0~11.0	—	—	—	—	—	—	其余		
15	ZL 203	ZL-203	—	4.0~5.0	—	—	—	—	—	—	其余		
16	ZL 301	ZL-301	—	—	9.5~11.5	—	—	—	Be0.03~0.07	—	其余		
17	—	ZL-302	0.8~1.2	—	10.5~13.0	—	—	—	—	—	其余		
18	ZL 302	ZL-303	0.8~1.3	—	4.5~5.5	0.1~0.4	—	—	—	—	其余		
19	—	ZL-401	1.6~2.0	3.0~3.4	0.15~0.25	0.9~1.2	—	0.2~0.3	RE4.4~5.0	Zr0.15~0.25	其余		
20	ZL 401	ZL-501	6.0~8.0	—	0.1~0.3	—	9.0~13.0	—	—	—	其余		
21	ZL 402	—	—	—	0.3~0.8	—	5.0~7.0	—	0.3~0.8	0.1~0.4	其余		

(续)

序号	合金牌号		杂质含量(%), 不大于													杂质总和					
	国标	航标	铁			硅	铜	镍	钼	锰	锌	镍	钛	锡	铅	铍	锆	S	J	Y	
			S	J	Y																
1	ZL 101	ZL-101	0.6	1.0	1.5		0.2			0.5	0.3		0.15	0.01	0.05		Be0.1	1.2	1.6	2.1	
2	ZL 102	ZL-102	0.8	1.0	1.5		0.6			0.6	0.3							2.2	2.3	2.8	
3	ZL 103	ZL-103	0.6	1.2	1.5		0.05				0.3			0.01	0.05			1.2	1.8	2.0	
4	ZL 104	ZL-104	0.6	0.9	1.0		0.3				0.3		0.15	0.01	0.05		Be0.1	1.2	1.5	1.6	
5	ZL 105	ZL-105	0.6	1.0	1.5					0.5	0.3		0.15	0.01	0.05		Be0.1	1.1	1.4	1.8	
6	ZL 106	—	0.6							0.5	0.2			0.01	0.05			1.0			
7	ZL 107	—	0.5	0.6			0.1			0.5	0.3			0.01	0.05			1.0	1.2		
8	ZL 108	—		0.7							1.0	0.05		0.01	0.05				2.0	2.0	
9	ZL 109	—		0.5						0.6	0.2			0.01	0.05				1.2	1.2	
10	ZL 110	—		0.8						0.5	0.6			0.01	0.05				2.7	2.7	
11	ZL 111	—		0.4							0.1			0.01	0.05				1.0	1.0	
12	ZL 201	ZL-201	0.3			0.3				0.05	0.2						Zr0.2 Zr+Ce0.5	1.0			
13	—	ZL-202	0.12			0.1				0.05	0.1						0.15	0.4			
14	ZL 202	—	1.0	1.2		1.2				0.3	0.8							2.8	3.0		
15	ZL 203	ZL-203	0.8	1.0		1.5				0.35	0.35			0.01	0.05			2.2	2.5		
16	ZL 301	ZL-301	0.3	0.3		0.3	0.1			0.1	0.1		0.2	0.01			Be0.07 Zr0.2	1.3	1.3		
17	—	ZL-302	0.5	1.0	1.2					0.1	0.1		0.07				0.2	0.7	1.2	1.4	
18	ZL 302	ZL-303	0.5	0.5	1.5		0.1			0.1	0.2		0.2				0.15	1.7	1.7	1.9	
19	—	ZL-401	0.6	0.6						0.2	0.2							0.8	0.8		
20	ZL 401	ZL-501	0.8	1.2	1.5		0.6			0.5	0.2							1.8	2.0	2.6	
21	ZL 402	—	0.5	0.8		0.3	0.3			0.3	0.3							1.5	1.8		

注: ① 制造在海水中工作的零件时, ZL-102合金的铜含量不允许超过0.3%;
 ② 用于金属型铸造时, ZL-203合金的硅含量允许至3%, 航标ZL-302合金允许不加钛;
 ③ 用于压力铸造时, 航标ZL-501合金允许不含铍, 航标ZL-302合金允许含铍量为8.0~13.0%, 含硅量为0.8~1.6%, 含锰量0.5%;
 ④ ZL-201、ZL-202 (航标) 合金用于制作在高温下工作的零件时, 应加入不超过规定值的铍;
 ⑤ 在铁杂质和杂质总和栏中, 字母表示铸造方法: S—砂型铸造; J—金属型铸造; Y—压力铸造。

表1-2 航标 (HB962-70) 及国标 (GB1173-74)
规定的各种铸铝合金的最低机械性能

序号	合金牌号 (航标HB962-70)	铸造方法	热 处 理 状 态	抗拉强度	延 伸 率	布氏硬度
				σ_b (公斤/毫米 ²)	δ_5 (%)	HB (公斤/毫米 ²)
				不 小 于		
1	ZL-101	S,J	—	16	2	50
		Y	—	17	1	50
		S,J,Y	T2	14	2	45
		J	T4	19	4	50
		S	T4	18	4	50
		J	T5	21	2	60
		S	T5	20	2	60
		SB	T6	23	1	70
		SB	T7	20	2	60
	SB	T8	16	3	55	
2	ZL-102	SB,JB	—	15	4	50
		J	—	16	2	50
		Y	—	16	1	50
		SB,JB	T2	14	4	50
		J	T2	15	3	50
		Y	T2	15	2	50
3	ZL-103	J	—	17	0.5	65
		S	—	14	0.5	65
		S,J	T1	17	—	70
		S,J	T2	15	1	65
		S	T5	22	0.5	75
		J	T5	25	0.5	75
		S,J	T7	21	1	70
		S,J	T8	18	2	65
		Y	—	16	0.5	65
4	ZL-104	S,J,Y	—	15	2	50
		J,Y	T1	20	1.5	70
		SB	T6	23	2	70
		J	T6	24	2	70
5	ZL-105	S,J	T1	16	0.5	65
		S	T5	23	0.5	70
		J	T5	26	0.5	70
		S,J	T7	20	1	65
6	ZL106(国标)	SB	—	18	1	75
		SB	T6	25	1	90
7	ZL107(国标)	SB	—	17	2	65
		SB	T6	25	2.5	90
		J	—	20	2.5	70
		J	T6	28	3	100
8	ZL108(国标)	J	T1	20	—	85
		J	T6	26	—	90

(续)

序号	合金牌号 (航标HB962-70)	铸造方法	热处理 状态	抗拉强度	延伸率	布氏硬度
				σ_B (公斤/毫米 ²)	δ_5 (%)	HB (公斤/毫米 ²)
				不 小 于		
9	ZL109(国标)	J	T1	20	0.5	90
		J	T6	25	—	100
10	ZL110(国标)	S	—	13	—	80
		J	—	16	—	80
		S	T1	15	—	80
		J	T1	17	—	90
11	ZL111(国标)	J	—	21	2	80
		J	T6	32	2	100
12	ZL-201	S	T4	30	3	70
		S	T5	34	4	90
13	ZL-202	S	T5	40	8	100
14	ZL202(国标)	S, J	—	11	—	80
		S, J	T6	17	—	100
15	ZL-203	S	T4	20	6	60
		J	T4	21	6	60
		S	T5	22	3	70
		J	T5	23	3	70
16	ZL-301	S, J	T4	29	9	60
17	ZL-302	S, J	—	18	0.5	90
		S, J	T4	23	1.5	90
		Y	—	20	1	90
18	ZL-303	S, J	—	15	1	55
		Y	—	17	0.5	55
19	ZL-401	S	T1	17	0.5	75
		J	T1	18	1	75
20	ZL-501	S	—	20	2	80
		J	—	25	1.5	90
		Y	—	18	1	60
21	ZL402(国标)	S	T1	22	4	65
		J	T1	24	4	70

注：① 单铸试棒或在铸件上附铸的毛坯切取的试棒，机械性能应附合此表规定；铸件上切取的试棒，其抗拉强度平均值应不小于表中数值的80%，延伸率应不小于50%，每三根试棒中允许一根试棒的机械性能值有所偏低， σ_B 和 δ 之最低值应分别不小于65%及35%。

② 铸造方法代号：S—砂型铸造；J—金属型铸造；Y—压力铸造；B—变质处理。

③ 热处理状态代号：T1—人工时效；T2—退火；T4—淬火；T5—淬火后不完全人工时效；T6—淬火后完全人工时效；T7—淬火后稳定化回火；T8—淬火后软化回火。

④ ZL-201、ZL-202、ZL-401等可用于高温工作的合金，其高温机械性能要求另行规定。