

鋁合金熱處理

〔蘇聯〕И. Ф. 柯羅伯涅夫 著

周家祥 譯

內 容 提 要

本书討論了鑄造鋁合金和變形鋁合金的成分、組織、相變和機械性能與熱處理之間的關係。闡述了鋁合金的理論和實際問題,例如:在不同生產條件下,在雜質含量不同的合金中可能出現的相組成;各種因素對鋁固溶體分解程度和分解速度;在一定條件下,過渡相的形成及其轉變為穩定相的;介紹了鋁合金熱處理的實際工藝資料以及鋁合金熱處理性能等。

本書可供冶金、金屬加工、機械製造及航空工業等方面的工程技術人員參考,對有關高等院校師生也有裨益。

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

И. Ф. Колобнев

Металлургиядаг, 1961

鋁 合 金 熱 處 理

周 家 祥 譯

上海科學技術出版社出版 (上海瑞金二路 450 號)

上海市書刊出版業營業許可證出 093 號

上海新華印刷廠印刷 新華書店上海發行所發行

開本 850×1156 1/32 印張 11 16/32 插頁 I 排版字數 304,000

1965 年 9 月第 1 版 1965 年 9 月第 1 次印刷

印數 1—4,600

統一書號 15119·1829 定價(科六) 1.90 元

目 录

第一章 鋁合金热处理的分类	1
鋁合金各种热处理的特点	6
鑄造鋁合金工业用热处理规范的特点	18
变形鋁合金工业用热处理规范的特点	20
变形鋁合金退火的特点	20
变形鋁合金淬火的特点	20
回归处理规范的特点	21
变形鋁合金时效的特点	24
第二章 鑄造鋁合金的热处理	26
高含硅量的鋁合金	32
Al-Si 系合金	32
Al-Si-Mg 系合金 (A119)	42
Al-Si-Mg-Mn 系合金 (A114)	53
Al-Si-Mg-Cu 系合金 (A113、A115、A116、A110B)	70
高含鎂量的鋁合金	84
Al-Mg 系合金 (A118)	84
Al-Mg-Si-Mn 系合金 (A113) 和 Al-Mg-Si-Be-Ti 系合金 (B111-3)	97
高含銅量的鑄造鋁合金	105
Al-Cu 系合金 (A117 和 A112) 和 Al-Cu-Mn-Ti 系 合金 (A119)	105
用 X 射綫法对 Al-Cu 系合金相变的研究	123
高含鋅量的鋁合金	137
鋁鋅合金 (A111)	137
RR50 和 RR53 合金	145
化学成分和相組成复杂的鋁合金	148

Al-Cu-Si-Mg-Fe-Mn-Cr 系合金 (B14A)	148
Al-Cu-Ni-Mg-Mn-Cr 系合金 (A11、B300)	151
相的性质对鑄造鋁合金热处理效果的影响	182
第三章 变形鋁合金的热处理	183
鋁錳合金 (AMn) 和鋁鎂合金 (AMr)	186
Al-Mn 系合金	188
Al-Mg-Mn、Al-Mg-Si-Mn、Al-Mg-Mn-V、 Al-Mg-Mn-Ti 系合金	193
Al-Cu-Mg-Mn 系合金 (硬鋁型合金)	197
Д1 合金	198
Д6 合金	201
Д16 合金	202
Д3Π 合金	219
Д18Π 合金	220
В65 合金	221
ВД17 合金	222
Al-Mg-Zn、Al-Mg-Zn-Cu、Al-Mg-Zn-Cu-Mn-Cr 系变形鋁合金	225
Al-Mg-Si、Al-Mg-Si-Cu 系鍛造鋁合金	241
AB (AK5) 合金	245
AK6 合金	249
AK8 合金	250
Al-Cu-Mg-Ni-Fe、Al-Cu-Mg-Ni-Si-Fe 系鍛造鋁合金	254
AK2 合金	255
AK4 和 AK4-1 合金	257
Al-Cu-Mn、Al-Cu-Mn-Mg 系变形鋁合金	260
热处理对合金热强性的影响	270
第四章 鋁合金热处理車間和工段的設備	272
工件的加热方法及加热設備的特性	272
鋁合金热处理炉的結構	277
热处理炉的主要結構元件	311
热量、加热時間和加热元件的計算方法	315
淬火設備	327

热处理炉的自动化	327
第五章 鋁合金的热处理工艺	329
批料的准备和入炉	329
淬火速度	336
鋁合金的半制品和零件热处理的檢驗	338
第六章 鋁合金热处理的疵病、廢品及其消除方法	342
参考文献	355

第一章 鋁合金熱處理的分類

金屬和合金熱處理的目的，在於改變其組織、物理-化學性能和機械性能。根據合金的本性、半製品的製造方法和用途，可以選用某一種熱處理規範。控制加熱速度、冷卻速度和在相應溫度下的保溫時間，就能使材料獲得各種不同的性能。

工業上採用的熱處理規範很多，通常可分成以下五大類：

1. 第一類退火（回復、再結晶和均勻化）；
2. 第二類退火或者稱的重結晶；
3. 淬火；
4. 回火；
5. 化學熱處理。

應當指出，儘管從名稱上看，第一類退火與第二類退火很相似，但是就其進行過程的實質來看，卻有原則的不同。

在選擇合金的熱處理規範時，通常都是根據相應的合金狀態圖，並考慮到合金的製造工藝。

下面將以典型狀態圖（圖 1）及該圖上幾種合金冷卻曲線的示意圖為例。曲線 1 表示純鋁或含有少量可溶性雜質（或添加物）的鋁的冷卻曲線；其餘三條是含第二組元（如銅）數量不同的鋁合金的冷卻曲線。曲線 1 有一水平綫段，這表明結晶是在恆溫下進行的。曲線 2 有兩個轉折點，分別表示 α -固溶體結晶的開始溫度（ T_1 ）和終了溫度（ M_1 ）。曲線 3 有三個轉折點，分別表示 α -固溶體的結晶開始溫度（ T_2 ）和結晶終了溫度（ M_2 ）以及合金在固態時的相變溫度—— α -固溶體分解的溫度（ M_3 ）。這條曲線與所有的其他曲線，也包括曲線 4，有着顯著的區別。曲線 4 也有一水平綫段，它表示在恆溫下有两个相（ $\alpha + \beta$ 共晶體）同時進行結晶。曲線 4

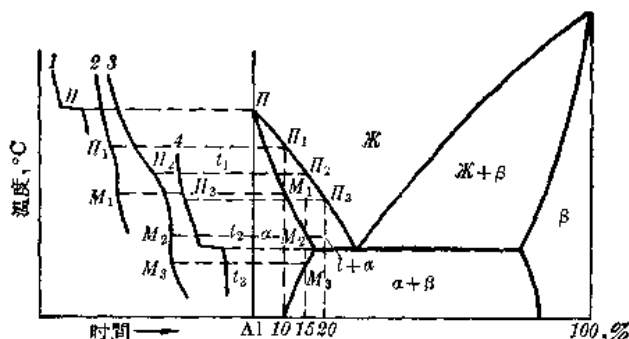


图1 共晶型状态图和冷却曲线的示意图

1—100%Al; 2—90%Al; 3—85%Al; 4—80%Al

的变化特征表明，在固态下温度变化时，合金中并不发生任何相变，因而也就不能指望通过热处理来显著地强化合金。

但是，这些却并不适合于曲线3所代表的合金。在温度 t_3 时， α -固溶体开始分解并形成第二相 β 的质点。这种现象使合金的机械性能和其他性能发生了强烈的变化；这能够通过淬火和适当的回火（时效）来达到。应当指出，在淬火过程中所能固定下来的 α -固溶体的过饱和程度愈大，在回火（时效）时机械性能可能变化的程度也就愈大。

因此，根据任何一种合金状态图上溶解度曲线的形状，首先可以挑选出在热处理时强化最大的合金；其次还可以确定这种合金可能强化的程度。

在较低的温度时（如Al-Mg合金在 400°C 以下，Al-Cu合金在 500°C 以下），溶解度曲线上升得愈陡，而且当温度继续升高后曲线的斜率又愈小，那末从该状态图上挑选出在淬火状态下有高强度和高范性合金的成分范围也就愈大。

例如，在所有的Al-Cu系和Al-Mg系合金中，强度最高的合金相应为A.17和A.18（ $\sigma_b = 30 \sim 45$ 公斤/毫米²， $\delta = 9 \sim 30\%$ ）。这是因为上述两种合金在淬火状态下，固溶体中所能保留的第二组元的数量最多，而且不含有脆性的第二相之故。合金的淬火温度愈接近于共晶体的熔点，则其淬火效果就愈大，因为在这种情况下

下, α -固溶体的过饱和程度最大, 从而最大限度地保证了合金在淬火状态下具有最高的机械性能。

淬火效果取决于合金的本性和组织, 合金的过饱和和固溶体组织愈均匀, 它的淬火效果就愈大。

回火(时效)的效果不仅取决于 α -固溶体的过饱和程度, 而且还取决于 α -固溶体的本性、化学成分의 复杂程度以及其分解产物质点的大小、数量和分布状况。

图 2 和 3 表明, 硅与硅化镁在铝中的溶解度曲线的特征虽大致相同, 但是铝硅镁三元合金(AJ9 或 AB)在回火过程中强化倾向很大, 而铝硅二元合金的回火却根本没有什么效果。这可用二元固溶体(硅在铝中)的稳定性大大低于三元固溶体(硅化镁在铝中)来解释。此外, 在铝硅二元合金中, α -固溶体的分解产物是粗大的硅的质点(由于它具有较高的扩散能力所致), 可是在 AB 和 AJ9 三元合金中, α -固溶体的分解产物却是非常弥散的 Mg_2Si 质点。这种质点在高温下仍旧相当稳定; 而硅的熔点虽然很高, 但是它的质点在高温下聚集和球化的倾向却很大。

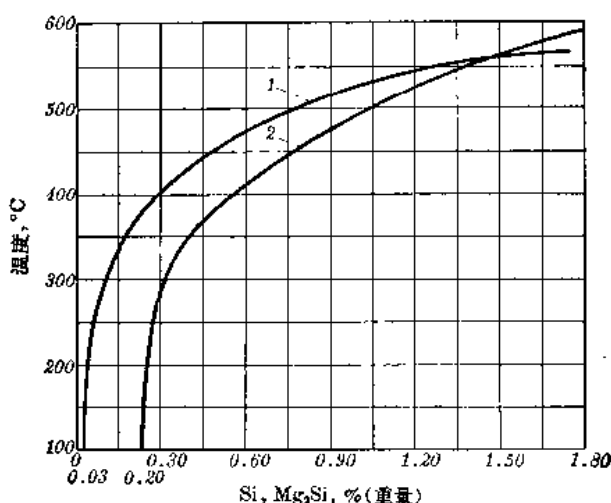


图 2 硅和硅化镁在铝中的溶解度

1—Si; 2— Mg_2Si

大量的試驗工作表明,若用重金属(Mn、Cr、V、Cu等)的原子使 α -固溶体更复杂地合金化,那末 α -固溶体就愈稳定,且其分解产物的结构也愈复杂。所有这些,不仅有利于合金室温强度的提高,而且有利于其热强性的提高。在Al-Cu-Mg系合金中,铜与镁含量之比为2.61:1[符合于形成 S (Al_2CuMg)相的比例]的合金,不论在室温或高温下的强度都比Al-Cu系合金高,其原因也可由此得到解释。

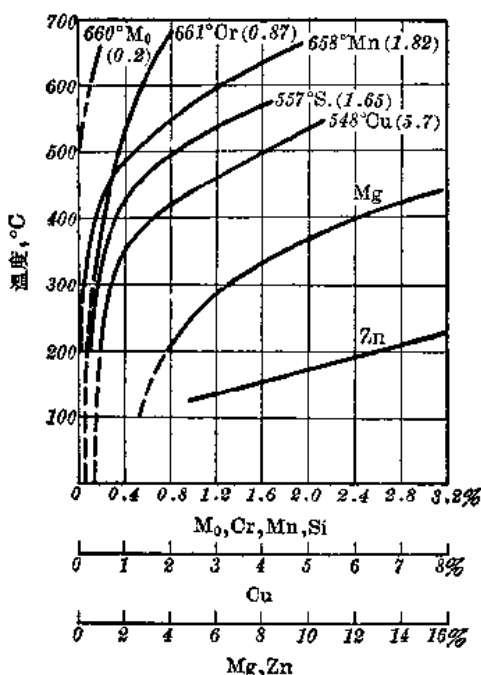


图3 合金元素在铝中的溶解度与温度的变化关系

应当指出,有些合金如合金3(参看图1)或Al7和Al8合金等,它们在不平衡状态下,可能出现按状态图来说不应有的低熔点共晶的聚集物,这在制订使之强化(淬火)的热处理规范时必须加以考虑。在这种情况下,淬火时进行分级加热是最适宜的。分级加热的规范是先加热到比低熔点共晶体的熔点低 $10\sim 15^{\circ}\text{C}$ 的温度,使组成低熔点共晶体的相先行溶解,然后在更高的温度下短期

加热,再使剩余的相全部溶解。采用了这种分级加热规范,可保证淬火合金获得最高的机械性能。

按照二元和三元系状态图,可以把合金分为以下几类:

1. 过饱和程度很小的 α -固溶体型合金。这类合金的特点是在室温下范性很大,可以很好地承受变形(锻造、冲压、轧制、拉丝等)。这类合金通常位于状态图上的区域I内(图4和5),热处理不大能使它们强化,因而其强度是较低的。

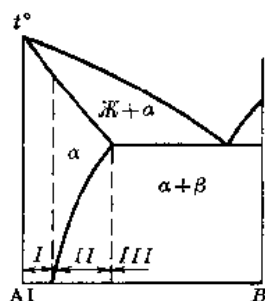


图4 铝合金的分类(按照二元状态图的相区)

I—热处理不强化的变形合金;
II—热处理强化的变形合金和
铸造合金; III—铸造合金

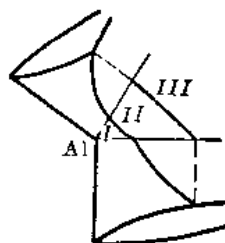


图5 铝合金的分类(按照三元状态图的相区)

I—热处理不强化的变形合金;
II—热处理强化的变形合金和
铸造合金; III—铸造合金

2. 过饱和程度很大的 α -固溶体型合金。这类合金在均匀化状态下,无论在室温或高温下范性都很好,可以进行压力加工,但是比第一类合金要困难些。按其特性来看,它们可以用于成型铸造。这类合金位于状态图上的区域II内(图4和5),并能很好地用热处理来强化。应当指出,处于溶解度曲线左面的合金,距溶解度曲线愈远,则压力加工性愈好;而处于溶解度极限附近的合金(参看图1),则较适宜于采用成型铸造。

3. 含有大量($\geq 30\%$)共晶体的合金。它特别适宜于成型铸造。这类合金通常具有粗大的共晶体组织。共晶体组织愈粗大,合金在热处理时的强化效果就愈小;粗大的共晶组织还使合金难于进行压力加工。这类合金大多处于状态图上的区域III内(图4

和5)，它們采用热处理的效果取决于在室温和高温下合金元素溶解度的差异。

鋁合金各种热处理的特点

第一类退火

第一类退火用来使金属及其合金的組織由不稳定状态变为比较稳定（即比较平衡的組織状态，固溶体品粒内部成分趋于均匀，晶粒的形状和大小发生变化）。工件組織的不稳定状态，是由于不同的結晶条件（造成偏析、鑄造应力和热应力），或是冷范性变形（加工硬化）所引起的。

在第一类退火时，实际上并不发生相变。它所发生的过程是朝着形成比较稳定（平衡）的組織状态的方向进行的，所以它是自发的和不可逆的。例如，在退火过程中已经长大了的晶粒，要想使之細化，就非得用压力加工的方法不可。

退火大多使材料的加工硬化部分或全部消除，并使其范性提高。在退火过程中，已经热处理强化的合金会发生固溶体过饱和程度的降低和第二相质点的聚集。

除了消除在宏观体积内普通应力的退火之外，整个退火过程的效果与其說取决于加热和冷却的速度，倒不如說取决于加热温度和保温时间。

根据組織状态的特征和所要求的机械性能及其他性能，可以从以下三种退火规范中挑选一种。

回复退火 在很大程度上用来消除因冷范性变形或結晶速度太快而引起的点陣的彈性畸变。这种畸变了点陣回复（或恢复）到正常状态，是在一定温度范围内的保温过程中来实现的。这个温度范围要根据各种合金而定，但是都低于各該种合金的再結晶温度。这样的回复过程是通过点陣内（单晶体内）原子的移动而达到的。

回复可分为两类。在第一类回复过程中，单晶体点陣中的彈

性应力和畸变可以不出现范性变形而部分地被消除。但是这种应力也可通过具有畸变点阵的晶粒的范性变形来消除。在这种情况下,晶粒会沿着滑移面或是晶粒内部的分界面,也就是沿着个别的夹层或枝晶的枝杆分裂成许多部分。这种消除应力的形式称为第二类回复或多边形化^[6]。这种过程一般是在比第一类回复温度高、但比再结晶温度低的温度下进行的。

回复(恢复)退火使合金的物理和机械性能发生了显著的变化,而接近于工件的原始状态(在冷变形以前)的性能。这时,硬度、强度和电阻一般都要降低,而范性和冲击韧性却有所提高。

再结晶退火 用来改变经过变形的半制品的组织,如使纤维状组织转变为等轴晶组织。

借原子从一个晶体转移到另一个晶体的方式,而使新晶体形成和长大的过程即称为再结晶。再结晶过程通常又分为加工再结晶和聚集再结晶。前者是指畸变较小的新晶体,依靠变形晶体的消失而生核和长大的过程;至于后者,则是指一些新晶体依靠另一些新晶体的消失而长大的过程(图 6a, 6)。

为了使再结晶过程开始进行得能够觉察到,需要使温度接近于 $0.4T_{\text{再}}$ 。

大家知道,晶粒度是决定金属及其合金强度的重要因素,它无论对承受变形的半制品的工艺性能,或是对毛坯的质量,都有着重大的影响。可惜,对于再结晶过程的规律性还研究得很不够。研究这些规律性的目的在于,能全面地控制工艺过程,以获得具有一定组织从而具有一定性能的半制品。

根据金属和合金的退火温度和预先变形程度而建立的再结晶图,并不是任何时候都能用于实际的,因为它不能完全反映出实际合金中整个组织变化的真实情况。

金属再结晶以后的晶粒度与预先变形程度的关系可用所谓再结晶全图来表示。铝的再结晶全图如图 7 所示。图中表明了在不同的温度下,各种不同的变形程度对晶粒度的影响;其晶粒度随着变形程度的提高或温度的降低而减小。因而它在很大程度上可以

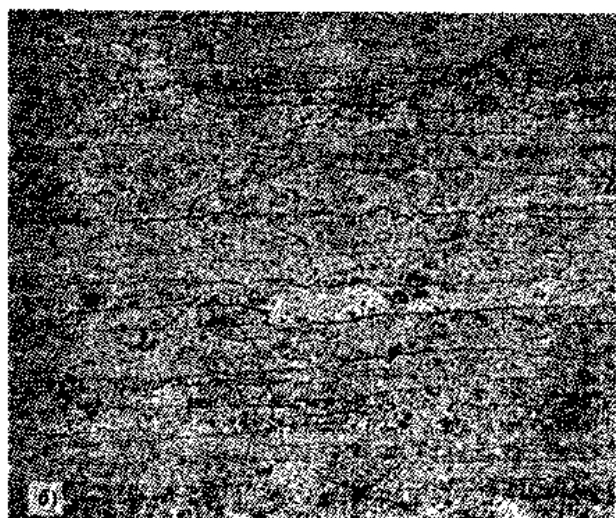
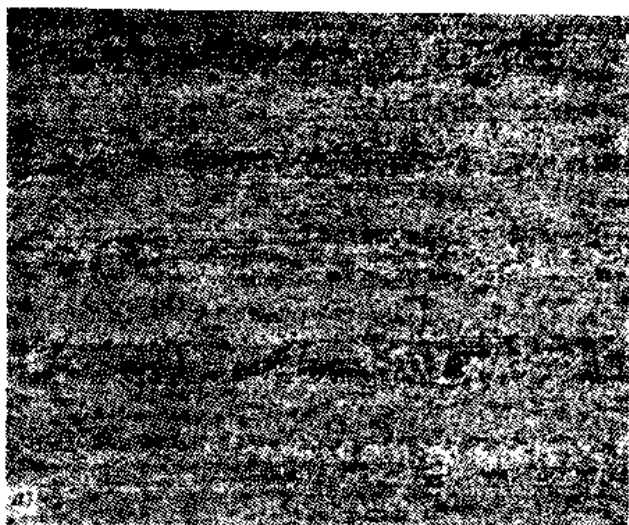


图6 Д16 合金(4.4% Cu、1.5% Mg、0.6% Mn, 杂质硅和鉄, 其余为鋁) 板材的显微組織 $\times 100$

a—冷轧状态(在晶界和晶內皆有黑色的第二相质点);
b—退火状态(可以看到經過再結晶的晶粒, 其中散布有第二相的质点)

用来指导制订最正确的范性变形工艺和选择退火温度等。

大家知道，温度愈高，并且原始晶粒的平均尺寸（品粒度）愈小，再结晶过程就会进行得愈强烈。随着温度的升高，原子的活动能力也增大；而且当温度高于 200°C 时，铝合金的原子即可从晶体内部的一个地区移动到另一个地区，也可以从一个晶体移动到另一个晶体中。

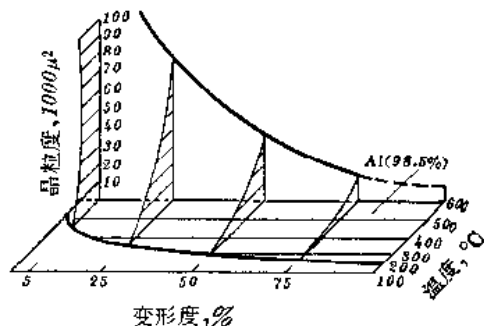


图7 铝的再结晶全图

在这种条件下，不仅使一些晶体消失而另一些晶体长大成为可能，而且也使某些保留的晶粒发生变化（聚集、固溶体每个晶粒内部成分的均匀化以及各个晶粒之间成分的均匀化）。

按照热力学第二定律，所有自发过程是朝着自由能降低的方向进行的，故再结晶过程也服从于热力学第二定律。

在较高的温度下（对于每种金属和合金都有一定的温度），将会进行结晶组织重构的激烈过程：借细小的同类晶粒的消失而使晶粒粗化。因为细晶粒的表面积较大，所以表面能也较大，而表面能是体系总自由能的最大组成部分。

单位体积的表面积愈小，则晶粒的热力学状态就愈稳定；同时在所有的几何形状中，表面积与体积之比（ p/v ）又以球状为最小。因此，温度愈高，不仅使晶粒粗化的过程更强烈地进行，而且使粗晶粒趋于球化的过程也强烈地进行。

这种过程甚至在铸造合金，如硅铝明型合金（AL2、AL4、AL9）中，也能观察到。在高温处理时，硅的质点易于聚集和球化，但是在铸造的金属和合金中，再结晶过程的发展却受到了很大的限制。因为铸件中各个晶粒之间大都为很薄的非金属夹层、不溶性的第二相质点、气孔和显微缩孔所隔开，而只有当铸造应力引起了局部的范性变形时，铸件的再结晶过程才能顺利地进行。在变形的了

材料中,因为沒有鑄造組織中的那种晶粒間的夹层,所以再結晶过程便进行得很完全。

造成以上情况的原因在于,压力加工时破坏了 α -固溶体晶粒間低范性的夹层,使晶粒之間有較紧密的接触;加之任何形式的范性变形都不仅引起了金属外形的变化,而且还显著地改变了晶粒的結構。在后一种情况下,晶粒的破碎和小晶块(晶体的一部分)間相对地平行移动,主要是沿着滑移面来实现的。

为使再結晶过程进行得很完全而迅速,必须具备下列三个基本条件:

(1) 材料的組織在能量上处于不稳定状态(晶粒的大小相差愈悬殊,再結晶过程就进行得愈强烈;同样,相变也将促成这一过程);

(2) 晶粒之間良好的接触(变形的材料能够保証这一要求);

(3) 一定的温度,以保証原子具有足够的活动性,使它能从一个晶体扩散到另一个晶体中去。

预先变形程度对再結晶过程特征的影响很大,当小于临界变形程度时,晶粒度随变形程度增大而增大,而大于临界变形程度以后,晶粒度則减小。

許多金属和合金在拉伸試驗时获得最大晶粒度的临界变形程度,一般都很小。例如,挤压材料的临界变形程度仅为横截面大小的2~3%。

Д16合金*再結晶以后的显微組織如图66所示^[5]。图7表明,3~5%的变形度最接近于使鋁晶粒长得最大的临界变形程度。

这里应当指出,某些含錳合金的特点,即这些合金在热挤压时的临界变形程度可能較大。这也就是在AMц、硬鋁、B95、AB、AK6等合金的半制品中形成粗晶环的原因。

在工厂实际生产中,为了获得等軸的細晶粒組織,可以采取以下措施:

1. 阻止聚集再結晶发展,即在生核和晶粒較細时就使再結晶

* 原文为“алюминий”(“鋁”),恐系Д16合金之誤。

过程停止；

2. 以最快的速度将材料加热到规定的退火温度，为此可采用液体介质（硝盐槽等）加热；

3. 在温度尽可能高、时间尽可能短的条件下完成再结晶退火。

最后应当指出，对再结晶晶粒的生核和长大的原因，各种文献中的观点目前尚有分歧。

均匀化退火 用来使合金的化学成分均匀化（显著地减少偏析），使合金元素在固溶体晶粒内部分布更为均匀，破坏网状（骨骼状）的铸造组织，并使一些相质点球化。均匀化退火需要在很高的温度（接近于合金的熔点）下进行，其保温时间和冷却速度要根据合金的本性来确定。

均匀化退火是制造半制品时最先的和时间最长（20~40小时）的热处理过程。为了提高诸如 Д1、Д6、Д16、АК6、АК8、В95 等具有较高硬度的合金铸锭在热变形前的范性，广泛地应用了均匀化退火。这种热处理的实质在于，铸锭在 400~520°C（根据合金的本性而定）加热并保温 20~30 小时，以便使 α -固溶体晶粒内部化学成分趋于均匀，并使那些形成于 α -固溶体枝晶晶轴之间和以脆性夹层形式分布于晶界的相 [如 MgZn_2 、 Mg_2Si 、 T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$)、 S (Al_2CuMg)] 溶解。这些相是在不平衡结晶的条件下，以及在铸锭结晶后冷却时固溶体局部分解的过程中形成的。

在加热和保温过程中（在均匀化温度下），除了局部的再结晶外，一方面从固溶体中析出含锰相及其他类似相的质点，另一方面含有铜、锌、镁和硅这些元素的相质点又溶入了固溶体内，因此铸锭便获得了比较均匀的組織。在铸锭冷却时，锰即停止从固溶体内析出，但这时镁、铜、锌、硅等从固溶体内析出的过程却仍在进行，它们以相应的第二相质点分布在固溶体的晶界上或是晶粒内部。第二相质点重新分布的这种特征，可保证铸锭具有较高的范性。

应当指出，在高温均匀化时，固溶体中的锰及其他类似的合金

元素将会贫化。这是由于锰(和其他类似的合金组元)在合金结晶温度下的溶解度较大,而这类组元的扩散系数却很小,因而在结晶后冷却时可获得锰在铝中的过饱和固溶体(这时相当于从液态淬火)。含锰固溶体的过饱和程度愈大,也就是铸锭在结晶后冷却愈快,则在高温均匀化时分解将愈强烈。在较高温度下,均匀化时间愈长,则固溶体内锰的贫化程度就愈大,并且含锰的第二相质点依赖于固溶体的分解而长大的情况也愈严重。在这种情况下,锰对合金强度的影响效果将减小到最低限度。

上述这些,可以解释何以经过均匀化处理的铸锭,其变形半制品(如硬铝)的强度总比未经均匀化处理的要低 $1\sim 3$ 公斤/毫米²,而且前者的半制品的再结晶温度也比后者为低的原因。这些见解已为很多研究者所证实。

第二类退火

这类退火的用途在于通过相的重结晶来改变合金的组织,通常,它是将合金加热到临界温度以上(参看图1),随后予以缓慢冷却。经这种退火后,合金组织在晶粒形状、晶粒大小以及参与重结晶过程的第二相质点的分布特征上,都与原始组织有很大的差别。

第二类退火可以使铸造合金的粗晶粒组织转变为机械性能较高的细晶粒组织,也可以使多相合金在变形后的条状或带状组织转变为等轴晶组织^[6]。

由于在有相变的合金中,组织的变化取决于加热条件、保温时间与冷却速度,因此在第二类退火时所发生的全部过程都是可逆的,也就是可以由粗晶粒组织转变为细晶粒组织;反之亦然。只有合金的过烧和氧化,才是不可矫正的缺陷。

相的重结晶过程的物理实质乃是大量原子的移动^[5]。在一种情况下,这种原子的移动是没有取向的(普通的扩散);而在另一种情况下,如在激冷时,特别是在得到带有过渡结构的不稳定过饱和固溶体时,在应力的作用下这种原子的移动就具有严格的结晶学取向,就好像在变形时“滑移”和“孪生”的变化那样。