



2

铝加工缺陷

程远明 编著

黑龙江科学技术出版社

铝加工缺陷

程远明 编著

黑龙江科学技术出版社



一九八六年哈尔滨

B

022441

内 容 简 介

本书对铝及其合金加工过程(熔铸、轧制、挤压、锻造及热处理)中经常遇到的六大类127种缺陷进行了大量的观察、统计、分析、实验、研究,详细描述了这些缺陷的形态、外貌及组织特征,并附有清晰典型的图片,同时还分析了这些缺陷的形成机理及其对组织、性能的影响,尤其着重介绍了预防措施。所以,本书内容较全面、系统,又简明、实用,而且具有一定学术价值。

本书可供铝加工及铝制品厂的工程技术人员、工人,铝材用户及深度加工单位的工程技术人员、工人,轻金属材料研究人员,大专院校金属材料专业师生等使用、参阅。

主 任 编 辑:王义山

封 面 设 计:顾翼逸

铝 加 工 缺 陷

程远明 编著

黑龙江科学技术出版社出版

(哈尔滨市南岗区建设街35号)

哈尔滨建筑工程学院印刷厂印刷·黑龙江省新华书店发行

787×1092毫米 32开本 8.875印张 8插页 185千字

1986年5月第1版·1986年5月第1次印刷

印数:1—3,330册

书号:15217·212 定价:3.10元

目 录

第一章 化合物一次晶偏析

- § 1—1 化合物一次晶偏析的概况…………… (1)
- § 1—2 元素及化合物在合金中的作用…………… (2)
- § 1—3 化合物一次晶形成原因及工艺因素的影响… (6)
- § 1—4 化合物一次晶偏析对制品机械性能的影响… (10)
- § 1—5 化合物一次晶偏析的防止措施及处理办法… (13)
- § 1—6 化合物一次晶偏析的组织特征…………… (15)

第二章 光亮晶粒

- § 2—1 光亮晶粒的概况…………… (17)
- § 2—2 光亮晶粒形成原因及工艺因素的影响…………… (19)
- § 2—3 横向铸造铸锭中的光亮晶粒…………… (23)
- § 2—4 光亮晶粒对制品机械性能的影响…………… (26)
- § 2—5 铸锭中光亮晶粒的防止措施及处理办法…………… (30)
- § 2—6 光亮晶粒的组织特征…………… (32)

第三章 羽毛状晶

- § 3—1 羽毛状晶的概况…………… (34)
- § 3—2 羽毛状晶形成原因及工艺因素的影响…………… (35)
- § 3—3 羽毛状晶对制品机械性能的影响…………… (41)

§ 3—4	羽毛状晶的防止措施及处理办法·····	(46)
§ 3—5	羽毛状晶的组织特征·····	(48)

第四章 铸造大晶粒

§ 4—1	铸造大晶粒的概况·····	(50)
§ 4—2	铸造大晶粒形成原因及工艺因素的影响·····	(51)
§ 4—3	铸造大晶粒对制品机械性能的影响·····	(54)
§ 4—4	铸造大晶粒的防止措施及处理办法·····	(58)
§ 4—5	铸造大晶粒的组织特征·····	(60)

第五章 晶层分裂

§ 5—1	晶层分裂的概况·····	(62)
§ 5—2	晶层分裂形成原因及工艺因素的影响·····	(63)
§ 5—3	晶层分裂对制品机械性能的影响·····	(65)
§ 5—4	晶层分裂的防止措施及处理办法·····	(68)
§ 5—5	晶层分裂的组织特征·····	(69)

第六章 铸造裂纹

§ 6—1	铸造裂纹的概况·····	(71)
§ 6—2	铸造裂纹的分类·····	(71)
§ 6—3	铸造裂纹形成原因及工艺因素的影响·····	(76)
§ 6—4	铸造裂纹对制品机械性能的影响·····	(79)
§ 6—5	铸造裂纹的防止措施及处理办法·····	(80)
§ 6—6	铸造裂纹的组织特征·····	(85)

第七章 铸锭夹杂

§ 7—1 夹杂的概况·····	(87)
§ 7—2 夹杂形成原因及工艺因素的影响·····	(88)
§ 7—3 夹杂对制品机械性能的影响·····	(89)
§ 7—4 夹杂的防止措施及处理办法·····	(92)
§ 7—5 夹杂的组织特征·····	(95)

第八章 铸锭的白斑

§ 8—1 白斑的概况·····	(96)
§ 8—2 白斑形成原因及工艺因素的影响·····	(97)
§ 8—3 白斑对制品机械性能的影响·····	(99)
§ 8—4 白斑的防止措施及处理办法·····	(102)
§ 8—5 白斑的组织特征·····	(102)

第九章 疏松

§ 9—1 疏松的概况·····	(104)
§ 9—2 熔体中气体的来源·····	(106)
§ 9—3 疏松形成原因及工艺因素的影响·····	(108)
§ 9—4 铸锭的皮下疏松带·····	(115)
§ 9—5 疏松对制品机械性能的影响·····	(116)
§ 9—6 疏松的防止措施及处理办法·····	(122)
§ 9—7 疏松的组织特征·····	(123)

第十章 铸锭的气孔

§ 10—1 气孔的概况·····	(124)
-------------------	-------

§ 10—2	气孔形成原因及工艺因素的影响·····	(125)
§ 10—3	气孔对制品机械性能的影响·····	(128)
§ 10—4	气孔的防止措施及处理办法·····	(129)
§ 10—5	气孔的组织特征·····	(132)

第十一章 铸锭的冷隔

§ 11—1	冷隔的概况·····	(134)
§ 11—2	冷隔形成原因及工艺因素的影响·····	(134)
§ 11—3	冷隔对制品机械性能的影响·····	(137)
§ 11—4	冷隔的防止措施及处理办法·····	(137)
§ 11—5	冷隔的组织特征·····	(138)

第十二章 偏析瘤

§ 12—1	偏析瘤的概况·····	(140)
§ 12—2	偏析瘤形成原因及工艺因素的影响·····	(141)
§ 12—3	偏析瘤对制品机械性能的影响·····	(144)
§ 12—4	防止偏析瘤的措施及处理办法·····	(144)
§ 12—5	偏析瘤的组织特征·····	(145)

第十三章 板材分层

§ 13—1	板材分层的概况·····	(147)
§ 13—2	板材分层形成原因及工艺因素的影响·····	(148)
§ 13—3	夹杂分层和张嘴分层对制品机械性能的影响·····	(152)
§ 13—4	夹杂分层和张嘴分层的防止措施及处理办法·····	(154)
§ 13—5	夹杂分层和张嘴分层的组织特征·····	(155)

第十四章 挤压制品的粗晶环

§ 14—1 粗晶环的概况·····	(157)
§ 14—2 影响粗晶环的因素·····	(158)
§ 14—3 粗晶环形成原因及工艺因素的影响·····	(160)
§ 14—4 粗晶环对制品机械性能的影响·····	(163)
§ 14—5 粗晶环的防止措施及处理办法·····	(166)
§ 14—6 粗晶环的组织特征·····	(167)

第十五章 挤压制品的焊合不良

§ 15—1 焊合不良的概况·····	(169)
§ 15—2 焊合不良形成原因及工艺因素的影响·····	(170)
§ 15—3 焊合不良对挤压制品机械性能的影响·····	(174)
§ 15—4 焊合不良的防止措施及处理办法·····	(175)
§ 15—5 焊合不良的组织特征·····	(176)

第十六章 挤压裂纹

§ 16—1 挤压裂纹的概况·····	(179)
§ 16—2 挤压裂纹形成原因及工艺因素的影响·····	(180)
§ 16—3 挤压裂纹对制品机械性能的影响·····	(183)
§ 16—4 挤压裂纹的防止措施及处理办法·····	(183)
§ 16—5 挤压裂纹的组织特征·····	(184)

第十七章 挤压缩尾

§ 17—1 缩尾的概况·····	(186)
-------------------	-------

§ 17—2	缩尾形成原因及工艺因素的影响·····	(188)
§ 17—3	缩尾对制品机械性能的影响·····	(192)
§ 17—4	缩尾的防止措施及处理办法·····	(193)
§ 17—5	缩尾的组织特征·····	(194)

第十八章 锻造裂纹

§ 18—1	锻造裂纹的概况·····	(196)
§ 18—2	锻造裂纹形成原因及工艺因素的影响·····	(197)
§ 18—3	锻造裂纹对制品机械性能的影响·····	(202)
§ 18—4	锻造裂纹的防止措施及处理办法·····	(203)
§ 18—5	锻造裂纹的组织特征·····	(204)

第十九章 折 叠

§ 19—1	折叠的概况·····	(206)
§ 19—2	折叠形成原因及工艺因素的影响·····	(207)
§ 19—3	折叠对制品机械性能的影响·····	(210)
§ 19—4	折叠的防止措施及处理办法·····	(210)
§ 19—5	折叠的组织特征·····	(211)

第二十章 锻造大晶区

§ 20—1	锻造大晶区的概况·····	(213)
§ 20—2	锻造大晶区形成原因及工艺因素的影响·····	(214)
§ 20—3	锻造大晶区对制品机械性能的影响·····	(217)
§ 20—4	锻造大晶区的防止措施及处理办法·····	(218)
§ 20—5	锻造大晶区的组织特征·····	(219)

第二十一章 模锻件的流纹不顺

- § 21—1 模锻件流纹不顺的概况…………… (221)
- § 21—2 模锻件流纹不顺形成原因及工艺因素的影响 (222)
- § 21—3 模锻件流纹不顺对制品机械性能的影响… (224)
- § 21—4 模锻件流纹不顺的防止措施及处理办法… (226)
- § 21—5 模锻件流纹不顺的组织特征…………… (227)

第二十二章 其他缺陷

- § 22—1 铸锭中的部分缺陷…………… (228)
- § 22—2 电磁铸锭缺陷…………… (232)
- § 22—3 板材的部分缺陷…………… (234)
- § 22—4 挤压制品的某些缺陷…………… (244)
- § 22—5 铸件的某些缺陷…………… (253)
- § 22—6 箔材缺陷…………… (258)
- § 22—7 热处理缺陷…………… (264)
- 参文 考 献…………… (269)

附录：各种缺陷图谱

第一章 化合物一次晶偏析

§ 1—1 化合物一次晶偏析的概况

在铸造过程中，合金的元素在流槽或液穴里，即在熔融的金属液中，互相之间反应生成具有比较规则外形的结晶体，称为化合物一次晶。这种化合物的单个晶体长大到一定尺寸后，便从液穴中向结晶面上飘落。当化合物一次晶体在某一区域发生了聚集现象，或者晶体呈分散而又密集的形式存在于结晶面上，并且已经影响了合金制品的机械性能，则称这两种形式的一次晶体为化合物一次晶偏析物，亦称金属间化合物。

在结晶末期，即在稍低于共晶温度时，铝的固溶体 $\alpha(\text{Al})$ 与化合物生成共存体，即为合金的共晶组织，这种共晶组织呈网络状分布于铸锭晶粒的边界和枝晶边界上。共晶组织的形态、数量多少及尺寸大小，随着合金及其工艺条件的不同而变化。例如，当结晶速度增大时，合金中的共晶组织变细。随着加工制品加热温度的升高，它们在铝的基体中固溶度越来越大，以至达到过饱和状态。在随后的时效热处理过程中，化合物便从过饱和的固溶体中析出来（非过时效状态），则使合金制品的强度得到很大的提高。化合物的一次晶体在铝基体中的固溶度与热处理的温度几乎没有关

系。也就是说，化合物一次晶几乎不能固溶在 $\alpha(\text{Al})$ 基体中。它们对铝合金不起固溶强化作用。由于化合物是体积结晶品，所以，化合物的大小与铸锭的结晶速度关系不大，而主要取决于单位熔体体积中形成晶核数量的多少。当化合物一次晶体向基体结晶前沿运动时，还取决于化合物一次晶体向液穴结晶面移动所需要的时间。

半连续铸造的最大特点之一是铸造时结晶速度快。由于这个特点，在采用半连续铸造的最初年代里，人们普遍认为在合金铸造中，不应该出现化合物一次晶偏析，或者这种化合物一次晶偏析出现的几率要比铸模铸造铸锭的化合物一次晶偏析少得多。然而，在实际生产中，例如， LD_7 、 LD_8 、 LD_9 等合金中，如果Fe、Ni含量较高，或者工艺条件不适当时，则在铸锭中出现了大量的 $(\text{FeNi})\text{Al}_3$ 化合物一次晶偏析。在 LC_4 合金中，当Mn、Cr含量较高时，则出现了 MnAl_3 、 CrAl_7 化合物一次晶偏析。在 LF_5 、 LF_8 、 LF_{14} 等合金中，当Ti、V含量较高时，则在合金铸锭中出现了 TiAl_3 、 VAl_3 化合物一次晶偏析。最初认为它们是偶然出现的一种缺陷，后来经过大量的试验研究，确认了这种粗大的金属间化合物一次晶的出现是有规律的，它们是连续铸造的一种组织缺陷。

§ 1—2 元素及化合物在合金中的作用

铝及其合金中所含元素是比较复杂的，常常把它们分为

主要元素、杂质元素和添加剂。

Cu、Mg、Zn、Si等作为主要元素存在于大多数铝合金中。从表1—1可知，它们在合金基体中固溶度是比较大的。这些元素在结晶过程中，在共晶温度条件下，生成 CuAl_2 、 Mg_2Si 、 MgAl_3 、 Al_2CuMg 、 Zn_2Mg 等化合物，与 $\alpha(\text{Al})$ 形成共晶组织。在半连续铸造铝合金的铸锭中，共晶组织呈离异共晶形式存在，即共晶组织中的 $\alpha(\text{Al})$ 与基体中的 $\alpha(\text{Al})$ 固溶体连在一起，化合物则独立地分布在铸锭晶粒的边界和晶枝的边界上，形成网络状组织。在显微组织中观察不到共晶中的 $\alpha(\text{Al})$ 。这些共晶组织中的化合物，是铝合金的主要强化相。它们随着温度的增高，在基体中的固溶度增大；随着温度降低，在基体中的固溶度减少。从而，在铝合金制品中起着固溶强化作用。

上述几种化合物主要以共晶形式存在于合金中。 CuAl_2 、 Zn_2Mg 、 Mg_2Si 、 $\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$ 相在合金中几乎观察不到化合物一次晶体。而 Mg_2Si 在 Al—Mg—Si—Cu 系合金中以共晶形式出现，是该系合金的强化相。 Mg_2Si 也常常以化合物一次晶形式出现。在 Al—Mg—Si—Cu 系和 Al—Cu—Mg 系中亦能发现 Mg_2Si 的一次晶，特别是在铸锭的偏析瘤区域 Mg_2Si 一次晶更多。

Mg_2Al_3 主要存在于 Al—Mg 系各合金中，不是铝合金的一个主要强化相。从 Al—Mg 合金相图可知， Mg_2Al_3 在合金中的强化作用是很小的。因而 Al—Mg 系各合金不能热处理固溶强化，只能加工硬化。

表1—1

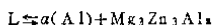
几种化合物的基本参数

化合物	晶体结构	共晶温度	共晶成分	共晶时 $\alpha(\text{Al})$ 中最大溶解度
CuAl_2	体心立方晶格	548℃		5.65% Cu
$\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$	面心立方晶格	518℃	24.5% Cu, 10.5% Mg	2.9% Cu, 2.9% Mg
Mg_2Si	面心立方晶格	595℃	8.25% Mg 4.75% Si	1.17% Mg 0.68% Si
Zn_2Mg	六方晶格	475℃	11.5% Mg 61.1% Zn	2.65% Mg 14.25% Zn
Mg_2Al_3	面心立方晶格	451℃	35.1% Mg	14.9% Mg

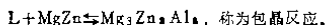
注 ① 在Al—Cu—Mg系的LY₁₂、LY₁₁等合金中发生:

$\text{L} \rightarrow \alpha(\text{Al}) + \text{CuAl}_2 + \text{S}$ 三相共晶反应时, 共晶成分为33.1% Cu, 6.25% Mg。在共晶温度下, $\alpha(\text{Al})$ 固溶体中最大的固溶度为4.1% Cu, 1.7% Mg。

②在Al—Zn—Mg—Cu系合金中, 当在483℃, 成分为17% Mg、45% Zn时, 发生如下反应:



在530℃时, 还发生下面反应:



Mn、Cr、Zr等元素在合金中固溶度比较小, 固溶度最大的是Mn, 其极限固溶度仅为1.82%。这些元素在合金中含量虽少, 但它们不仅能改变合金的组织, 而且还能提高制品的再结晶温度和机械性能。Mn、Cr、Zr等元素所形成的化合物, 如果固溶在铝基固溶体中, 即使在极其缓慢冷却的条件下, 化合物也很难从固溶体中析出来, 只有在随后加热时, 才能从 $\alpha(\text{Al})$ 固溶体中析出大量的化合物。如果Mn、Cr等在合金中含量过高, 则容易在铸锭中出现 MnAl_3 、 MnAl_6 、 CrAl_7 、 ZrAl_3 等化合物一次晶偏析。它们以分散或聚集

的形式存在于铸锭中，给合金制品的机械性能带来了不良影响。

Fe、Ni是Al—Cu—Mg—Fe—Ni系合金的主要元素。它们与Al互相反应生成 $(FeNi)Al_3$ 化合物一次晶体。在合金中，这种化合物如果适量，对制品的耐热性和机械性能可以起着很好的作用。如果Fe、Ni含量过高，或者铸造工艺制度不适当，则在合金中生成大量的分散或聚集的 $(FeNi)Al_3$ 一次晶偏析物，对制品的性能产生不良影响。Fe、Ni对大多数铝合金来说，是杂质元素。如果它们在合金中含量较高，则在铸锭中极易形成 $FeAl_3$ 、 $CuAlFe$ 、 $(FeMn)Al_3$ 、 $(FeMnSi)Al_3$ 等坚硬而难溶的化合物及一次晶偏析物。其中的 $(FeMn)Al_3$ 是Fe溶于 $MnAl_3$ 或者Mn溶入 $FeAl_3$ 中的固溶体，而 $(FeMnSi)Al_3$ 是Fe溶入 Mn_3SiAl_{12} 中的固溶体。这些化合物一次晶偏析物，不但影响合金的压力加工性能，而且降低制品的机械性能。

Ti在大多数铝及其合金中，是作为变质剂加入的。如果加入量适当，不但能细化晶粒，防止出现粗晶，而且有抑制羽毛状晶的作用。Ti含量在合金中如果过高，铸锭中就有可能产生大量的 $TiAl_3$ 化合物一次晶偏析，给制品带来不良影响。

在铝及其合金的铸锭中，还常常出现如下一些化合物一次晶偏析，即 $\alpha(FeSi_3Al_{12})$ 、 $\beta(Fe_2Si_2Al_9)$ 、 Mn_3SiAl_{12} 、 $T(CuMnAl_{12})$ 等化合物一次晶偏析。这些化合物硬、脆而难溶，对合金的加工性能和制品的机械性能都产生一定的不良影响。

铝及其合金中的化合物一次晶偏析物，无论是分数的还

是聚集的，都不能用热处理的方法消除。在压力加工过程中，化合物一次晶体几乎不发生塑性变形。它们在应力作用下，脆断成若干小晶体。这些小晶块沿着金属流动方向排列着。由于它们硬而脆，给压力加工带来不良影响，并且降低了制品的机械性能，特别严重地降低了制品的抗腐蚀性能。所以在生产过程中要尽量消除或减少合金中的化合物一次晶偏析物。

§ 1—3 化合物一次晶形成原因及 工艺因素的影响

当连续或半连续铸造时，在流槽或液穴中往往形成一定数量的化合物一次晶的核心。大量的化合物一次晶主要是在液穴中形成和长大的。铸造时，铸锭液穴中熔体温度波动范围很窄。每当铸造温度提高 20°C 时，液穴中的温度约升高 1°C 左右。在结晶过程中，合金中的主要相开始结晶的温度一般是不变的。只有当化合物一次晶开始结晶的温度高于液穴中的熔体温度时，才能在合金中形成化合物一次晶体。特别是当合金中含有较多可以形成化合物一次晶的元素，再加上合金熔融状态时，元素浓度的起伏，即局部区域合金元素浓度可以达到很高的数值（超过平均浓度值）时，由于熔体和已凝固的硬壳间进行着强烈的热交换，则整个液穴或者它的大部分熔体温度远远低于化合物一次晶体生成和长大温度。在这种条件下，就不可避免地形成化合物一次晶核，并且以体积形式进行结晶，长大到一定尺寸，成为化合物一次晶体。如果液穴中的过冷度为 Δt ，假定晶体长大速

度 $C = C_0(\Delta t)$ ，则可以认为，在熔液温度不变的条件下，晶体长大速度 C 应该不变，因为 $\Delta t = C_0 S t$ 在 τ 时间内晶体的尺寸为：

$$\delta = c \tau \quad (1)$$

晶体长大的时间可由下式确定：

$$\tau = \frac{h}{V_t} \quad (2)$$

式中 h —从金属液面到结晶层的高度

V_t —铸造速度

$$\text{而 } h = \frac{R - r}{R} h t \quad (3)$$

液穴深度可由 B. A. 李瓦诺夫公式确定

$$h t = V_t (\gamma + \beta_H) \quad (4)$$

由①、②、③、④式得：

$$\delta = K \left(1 - \frac{r}{R}\right) \quad (5)$$

$$\text{式中 } K = c(\gamma + \beta_H) \quad (6)$$

当铸锭直径变化时，系数 γ 值按下列规律变化：

$$r = \gamma_0 \cdot R^2 \quad (7)$$

$$B = c \left(1 - \frac{r}{R}\right) (\gamma_0 R^2 + \beta_H) \quad (8)$$

R —铸锭半径

$h t$ —液穴深度

γ, β —与铸锭直径和结晶器构造有关的系数

H —铸锭在结晶器中的水平高度