

•金属材料及 热处理

● 邓至谦 周善初 等编
● 中南工业大学出版社

• 金属材料及热处理

邓至谦 周善初 等编
中南工业大学出版社

冶金工业出版社



内 容 提 要

这是一本介绍金属材料及其热处理基本知识的简明教材,全书共十一章。第一章结合铝合金热处理阐述了一般有色金属材料热处理的基本原理。第二至第六章分别介绍铝、镁、铜、镍、钛、难熔金属及其合金的合金化、成分、组织、性能及热处理特点和工艺。第七至第十章讲述碳钢、铸铁、合金钢的分类、牌号、成分、组织、性能和用途,讨论了一般钢铁材料在热处理过程中发生的组织、结构转变及性能变化,第十一章介绍了各主要类别粉末烧结材料的一般知识。

本书可作为高等学校压力加工、金属物理、粉末冶金及其它相近专业的教学用书,亦可供从事金属材料生产、研制及组织性能测试工作的科技人员、工人参考。

金 属 材 料 及 热 处 理

邓至谦 周善初 等编

责任编辑:周兴武

*

中南工业大学出版社出版发行

湖南省地质测绘印刷厂印装

湖南省新华书店经销

*

开: 787×1092/16 印张: 15.5 字数 378千字

1980年6月第1版 1980年6月第1次印刷

印数: 0001—2500

*

ISBN 7-81020-228 6/TG·010

定价: 3.10元

前 言

本书为金属压力加工、金属物理、粉末冶金及其它相近专业的教学用书。考虑到专业性质的需要，在内容选取方面采取有色金属材料和钢铁材料并重的原则。由于金属材料组织和性能与热处理密切相关，同时考虑叙述的连贯性，因此，在讲述有色金属材料和钢铁材料之前，首先分别阐述其热处理的基本原理，而在叙述各类合金的合金化、组织和性能的同时，介绍不同合金的热处理特点和工艺。

本书所列数据采用国际单位制(SI)，但引用的某些图表仍沿用原著作中的单位。

本书主要参考原《金属材料及热处理》讲义(李松瑞、周善初编)，在多年教学实践基础上，经多次修改，充实而成。本书第一至六章由邓圣谦编写；第七至十章由周善初编写；第十一章由凌凤珠编写。在本书编写过程中，李松瑞、朱耀明、高巨谷等同志提供了很多宝贵意见和建议，尉德华、谭雪斌、谢先娟同志为本书绘制了全部插图，在此谨表示衷心感谢。

由于水平有限，书中谬误或取舍不当之处在所难免，敬希读者批评指正。

编 者

一九八八年四月

目 录

第一章 铝合金热处理原理	(1)
第一节 均匀化退火	(1)
一、铸态合金的组织 and 性质	(1)
二、均匀化退火时合金组织和性能的变化	(2)
三、确定均匀化退火规程的原则	(4)
第二节 再结晶退火	(5)
一、回复	(5)
二、再结晶	(7)
三、再结晶退火工艺	(13)
第三节 淬火及时效	(14)
一、概述	(14)
二、时效时强化相的脱溶过程	(15)
三、连续脱溶组织	(20)
四、时效过程中合金性能的变化	(21)
五、回归现象	(23)
六、影响时效效果的因素及淬火、时效工艺确定原则	(24)
第四节 形变热处理	(30)
一、低温形变热处理	(30)
二、高温形变热处理	(32)
三、综合形变热处理	(33)
四、预形变热处理	(33)
第二章 铝、镁及其合金	(35)
第一节 铝及其合金概述	(35)
一、特性及应用	(35)
二、铝合金的合金化原理	(35)
第二节 热处理不强化变形铝合金	(36)
一、纯铝	(36)
二、Al-Mn系合金	(37)
三、Al-Mg系合金	(39)
第三节 热处理强化的变形铝合金	(40)
一、Al-Cu-Mg系合金	(41)
二、Al-Mg-Si系和Al-Mg-Si-Cu系合金	(44)
三、Al-Zn-Mg系合金	(47)
四、Al-Li系合金	(50)

第四节 铸造铝合金	(55)
一、Al-Si系铸造铝合金	(57)
二、其它铸造铝合金	(59)
第五节 镁及其合金	(60)
一、镁及其合金的特点	(60)
二、工业用变形镁合金	(61)
三、镁合金的热处理	(63)
第三章 铜及铜合金	(67)
第一节 紫铜(纯铜)	(67)
一、紫铜的性能特点	(67)
二、紫铜中的主要杂质及其影响	(68)
三、紫铜的牌号及用途	(68)
第二节 黄铜	(70)
一、普通黄铜	(70)
二、特殊黄铜	(72)
第三节 青铜	(75)
一、锡青铜	(75)
二、铝青铜	(77)
三、铍青铜	(79)
第四节 白铜	(81)
一、普通白铜	(81)
二、特殊白铜	(82)
第五节 铜合金的热处理	(83)
一、铜合金的退火硬化现象	(85)
二、光亮退火	(86)
第四章 镍及镍合金	(87)
第一节 纯镍	(87)
第二节 结构用镍合金	(88)
第三节 电工用镍合金	(88)
第四节 耐热镍合金	(90)
第五章 钛及钛合金	(95)
第一节 工业纯钛	(95)
第二节 钛合金	(96)
一、合金元素分类及状态图	(96)
二、工业钛合金	(97)
三、钛合金发展趋势	(101)
第三节 钛合金热处理	(102)
一、钛合金热处理应注意的几个问题	(102)

二、钛合金退火	102
三、钛合金淬火及时效	105
第六章 难熔金属及其合金	109
第一节 概述	109
一、一般特性	109
二、冷脆性	111
三、高温下与气体的作用	112
第二节 钨、钼、钽、铌及其合金	113
一、钨、钼、钽、铌及其合金简介	113
二、难熔金属及合金的热处理	115
第七章 碳钢	118
第一节 铁碳相图	118
第二节 碳钢	119
一、钢中的主要杂质及其影响	119
二、碳钢分类	120
三、碳钢的编号、性能和用途	120
第八章 钢的热处理	122
第一节 钢的退火和正火	125
一、钢在加热时的转变	125
二、钢在冷却时的转变概述	127
三、珠光体转变	132
四、钢的退火和正火工艺	136
第二节 钢的淬火和回火	141
一、马氏体转变和钢中的马氏体	141
二、钢在回火时的转变	151
三、钢的淬火与回火工艺	155
第三节 钢的贝氏体转变和等温淬火	161
一、钢中贝氏体转变	161
二、钢的等温淬火	165
第四节 钢的表面淬火	167
一、表面淬火方法	167
二、钢在快速加热时相变的特点	168
三、表面淬火后钢的组织 and 性能	169
四、表面淬火的应用	170
第五节 钢的化学热处理	171
一、化学热处理的基本过程	171
二、钢的渗碳	174
三、钢的渗氮(氮化)	177

四、碳氮共渗	(179)
第九章 合金钢	(181)
第一节 合金元素在钢中的作用	(181)
一、合金元素对铁——碳相图的影响	(181)
二、合金元素对钢中基本相的影响	(183)
三、合金元素对钢中固态相变的影响	(185)
第二节 合金钢的分类和编号	(188)
一、合金钢的分类	(188)
二、合金钢的编号	(188)
第三节 合金结构钢	(190)
一、普通低合金结构钢(普低钢)	(190)
二、渗碳钢	(190)
三、调质钢	(191)
四、弹簧钢	(195)
五、滚动轴承钢	(196)
第四节 合金工具钢	(198)
一、对工具钢的基本要求	(198)
二、刃具钢和量具钢	(198)
三、高速钢	(200)
四、模具钢、轧制工具钢及粉末冶金模具用钢	(204)
第五节 特殊性能钢简介	(210)
一、不锈钢	(210)
二、耐热钢	(211)
三、耐磨钢	(212)
第十章 铸铁	(214)
第一节 铸铁中的石墨化	(214)
第二节 各种铸铁简介	(215)
一、铸铁的分类	(215)
二、灰铸铁和孕育铸铁	(216)
三、可锻铸铁	(219)
四、球墨铸铁	(220)
五、特殊性能铸铁	(223)
第十一章 粉末冶金材料	(226)
第一节 烧结机械零件及材料	(226)
一、结构零件及材料	(226)
二、减摩材料	(228)
三、摩擦材料	(229)
四、多孔材料	(230)

第二节 工具材料	(230)
一、硬质合金.....	(231)
二、超硬材料.....	(233)
三、粉末高速钢.....	(233)
第三节 耐热材料	(234)
一、粉末超合金.....	(234)
二、难熔金属及合金.....	(235)
三、金属陶瓷.....	(235)
四、弥散强化材料.....	(236)
五、纤维强化材料.....	(236)
第四节 电磁材料	(237)
一、电工材料.....	(237)
二、磁性材料.....	(237)
第五节 原子能工程材料	(238)

第一章 铝合金热处理原理

热处理是改善金属工艺性能和使用性能，发挥金属性能潜力的重要手段。无论是有色金属材料还是黑色金属材料，在其生产过程中都必不可少地安排各种热处理工序。

要想熟练地运用热处理来有效地改善金属材料的性能，就必须掌握热处理的基本原理。在有色金属合金中，铝合金所采用的热处理类型比较全面，因此，本章将结合铝合金阐述热处理的基本原理和选择热处理工艺参数的基本原则。这些原理和原则对于其它有色合金也是适用的。

根据热处理过程中金属内部组织变化的实质，可将铝合金及其它主要有色金属合金的热处理归纳为四个基本类型，即均匀化退火；回复、再结晶退火；淬火和时效；形变热处理。对于有些有色金属合金（如钛合金），除上述几种热处理形式外，还有其它形式的热处理，如化学热处理、激光热处理等。化学热处理的基本原理可参阅本书第八章第五节，其它热处理形式在此不作介绍。

第一节 均匀化退火

一、铸态合金的组织性质

在生产条件下，由于铸造时冷却速度较快，铸锭或铸件不可能得到完全平衡的组织，其组织总会不同程度地偏离状态图所表示的平衡状态。铸态合金偏离平衡状态一般表现在以下几方面。

基体固溶体成分不均匀，产生晶内偏析（枝晶偏析），其组织为树枝状。

合金结晶时温度降低，或可溶相在基体中的最大固溶度发生偏离。如图1-1中的 x_1 合金，平衡结晶时结晶终了温度为 t_1 ，而冷却速度较快时要冷到 t_2 温度才结晶完毕，结果在合金中出现了低熔点组成物。 x_2 合金在室温下的平衡组织为单相（ α ），快冷时可能出现非平衡的低熔点共晶体（ $\alpha + \beta$ ），亦即出现了非平衡的第二相（ β ）。多相合金（如图1-1中的 x_3 合金）可能由于快冷而使第二相数量增多。

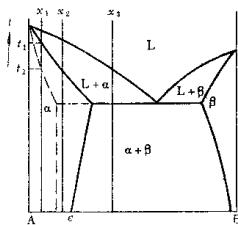


图1-1. 共晶系相图及非平衡固相线

合金结晶时温度降低，或可溶相在基体中的最大固溶度发生偏离。如图1-1中的 x_1 合金，平衡结晶时结晶终了温度为 t_1 ，而冷却速度较快时要冷到 t_2 温度才结晶完毕，结果在合金中出现了低熔点组成物。 x_2 合金在室温下的平衡组织为单相（ α ），快冷时可能出现非平衡的低熔点共晶体（ $\alpha + \beta$ ），亦即出现了非平衡的第二相（ β ）。多相合金（如图1-1中的 x_3 合金）可能由于快冷而使第二相数量增多。

得到过饱和固溶体。如图1-1中的x₁合金， α 固溶体在室温下的平衡浓度为e，凝固时其后结晶部分的第二组元浓度可能超过e点。若结晶完毕后仍以较快速度冷却，合金元素来不及从固溶体析出而使部分固溶量过饱和状态。

铸造合金化学成分和组织方面的上述非平衡状态，将给合金的性能带来一定的影响。例如，由于非平衡易熔组成物的出现，在加热时将过早地发生过烧现象；晶内偏析和多余脆性相的存在往往使塑性明显降低；粗大的枝晶和严重的枝晶偏析可能在随后的加工过程中形成带状组织。另外，铸态合金的组织处于亚稳定状态，因此，具有铸态组织的合金在使用过程中（特别是高温下）不能保证其组织和性能的稳定性。

产生非平衡状态的原因是结晶过程中原子扩散受阻，这种状态在热力学上是亚稳定的，有自动向平衡状态转化的趋势。如果将铸态合金加热到一定温度，提高原子扩散能力，就能较快完成由非平衡状态向平衡状态的转化过程。这种使铸态合金组织向平衡状态转化的专门热处理称为均匀化退火或扩散退火。

二、均匀化退火时合金组织和性能的变化

1. 组织变化 均匀化退火时，主要的组织变化是枝晶偏析的消除和非平衡相的溶解。对于非平衡状态下仍为单相的合金，均匀化退火所发生的主要过程为固溶体晶粒内成分均匀化。当合金中有非平衡亚稳相时，则上述两个主要过程均会发生。例如，经均匀化退火后，LY12合金晶内偏析基本消除，枝晶网胞及晶界上网状化合物相部分溶解。LY12合金均匀化退火前后的显微组织示于图1-2。

除上述主要过程外，均匀化退火时还会发生过饱和固溶体的分解。在快冷条件下，由某些元素所组成的相来不及从基体中析出而呈过饱和状态。如果在均匀化退火温度下这些相的固溶度仍旧很小，则在退火的加热和保温阶段这些相就会从固溶体中析出。例

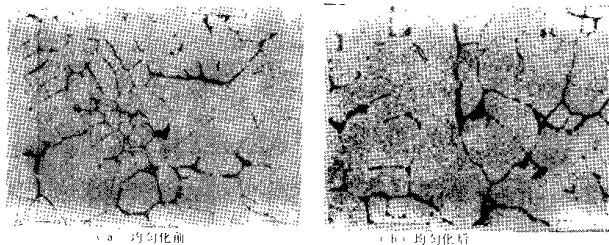


图1-2 LY12合金均匀化前后的显微组织

如，大多数铝合金中含有锰，有些合金含有锆和铬等元素。在快速结晶（如半连续铸造）条件下，会形成溶解有这些元素的过饱和固溶体。均匀化退火时，由这些元素所组成的化合物就会从固溶体中析出。应该指出，过饱和固溶体的分解不但在加热和保温阶段发生，而且在退火后的冷却过程中也可能出现。因为在多数情况下，固溶体的平衡浓度随

温度的降低而减小，因此在退火后随炉冷却或空冷时，将伴随二次相的析出。冷却速度不同，析出相的尺寸和分布情况也将有所区别。如果冷却速度过快，则仍将得到有一定过饱和度的固溶体，即产生部分淬火效应。

对于多相合金，均匀化退火时还可能发生过剩相的聚集和球化。聚集长大的特点是小尺寸的过剩相颗粒溶解，而大尺寸的颗粒长大，以降低总的界面能。球化是聚集的一种特殊形式，即非等轴的过剩相质点(如片状、针状及其它无规则形状)转变为接近于等轴的形状。

2. 性能变化 由于均匀化退火过程中铸态合金发生一系列的组织变化，故这类退火必将直接影响铸锭或铸件的性能。表1-1表明，均匀化退火后，LC4合金的变形抗力(σ_b)降低，而塑性(δ)大大提高。这样就可以降低铸锭热轧开裂的危险，改善热轧带板的边缘质量，提高挤压制品的挤压速度。同时，由于降低了变形抗力，还可减少变形功消耗，提高设备生产效率。对成型铸件而言，均匀化退火可改善其综合机械性能(提高塑性指标)，提高耐蚀性，稳定零件的尺寸和形状，防止使用过程中发生蠕变及机械性能的逐渐变化。

表1-1 LC4合金铸锭均匀化前后的机械性能

铸 锭 直 径 (mm)	取 样 方 向	取 样 部 位	机 械 性 能					
			未经均匀化		445℃ 均匀化		480℃ 均匀化	
			σ_b , MN/m ²	δ , %	σ_b , MN/m ²	δ , %	σ_b , MN/m ²	δ , %
200	纵向	表层	245	0.6	195	4.1	200	6.7
		中心	280	1.8	202	4.9	224	7.1
	横向	中心	271	0.6	221	4.4	223	7.9
315	纵向	表层	224	0.7	206	4.2	205	6.0
		中心	202	1.0	196	3.8	200	5.6
	横向	中心	223	0.4	209	4.2	227	6.4

对于变形合金，铸锭的非平衡组织状态不仅直接关系到铸锭的变形性能，而且对后续加工工序以及制品的最终性能都会产生遗传影响。均匀化退火消除了铸锭组织的非平衡状态，当然会改善合金的冷加工工艺性能和制品的最终性能。例如，均匀化退火提高合金在各冷变形工序中的塑性，因而提高总的冷加工率，减少中间退火次数或缩短退火时间。也可改善冷轧板、带材的边缘状态及其深冲性能。均匀化退火可提高某些合金制品的塑性，但其强度有所下降。如LY12合金铸锭经490℃，24小时均匀化退火后所生产的板材，淬火及时效后的延伸率较未均匀化者提高百分之几，而强度则比后者低约10~15MPa。这一影响与均匀化退火消除了显微不均匀性及铋、铬等元素由固溶体中析

出有关。另外，由于均匀化退火消除了化学成分的显微不均匀性，减少了过剩相，削弱了过剩相呈纤维状分布的影响，因而可适当提高制品的耐蚀性，并减弱制品的各向异性。

总之，铸锭均匀化退火可提高热变形塑性，同时对整个加工过程和产品质量产生很大影响，因而广泛用作变形铝合金生产过程中热变形前的预备工序。但是，均匀化退火温度高、时间长、费时耗能，经济效益较差。同时，退火后成品强度有所降低，对于要求高强度的制品不利。所以，并非所有铸锭都进行均匀化退火。一般是当铸锭组织不均匀、晶内偏析严重，非平衡相及夹杂在晶界富集以及残余应力较大时，才有必要进行均匀化退火。

三、确定均匀化退火规程的原则

均匀化退火工艺制度的主要参数是退火温度和保温时间，其次为加热速度和冷却速度。

1. 加热温度 均匀化退火基于原子的扩散。温度升高时，扩散系数(D)增大，扩散过程大大加速。因此为了加速均匀化过程，应尽可能提高均匀化退火温度。通常退火温度为 $(0.90 \sim 0.95)T_{\text{熔}}$ 。 $T_{\text{熔}}$ 应采用铸锭的实际熔化温度，它低于状态图上的固相线，如图1-3中的I区域。

有时在非平衡固相线以下温度进行退火难以达到组织均匀化的目的，或者费时过长，故采用所谓高温均匀化退火，即在非平衡固相线温度以上但在平衡固相线温度以下进行均匀化退火(图1-3中的II区域)。

实践证明，铝合金铸锭进行高温均匀化退火是可行的，特别是对于大截面工件作用尤为明显。因为高温均匀化退火可更彻底地消除大型铸件的显微不均匀性，显著降低其各向异性。

铝合金之所以能进行高温均匀化退火，是因为大多数铝合金表面有坚固而致密的氧化膜。合金铸锭在非平衡固相线以上温度加热时，虽然晶间及枝晶网胞间的低熔点组成物会熔化，但在致密氧化膜的保护下，不会产生晶间氧化。未被氧化和未曾吸气的非平衡易熔物在高温下长期保温时，会逐渐溶入铝基固溶体中，从而使组织均匀化过程进行得比较完全。

很多合金不能采用上述高温均匀化退火，为了使组织均匀化过程进行得更迅速、更彻底，且避免过烧，生产中也采用分级加热的均匀化退火工艺。即先在低于非平衡固相线的温度下加热，待非平衡相部分溶解及固溶体内成分不均匀性部分降低，从而非平衡固相线温度升高后，再加热至更高温度保温，在此温度下完成均匀化退火过程。分级加

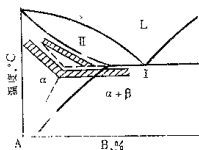


图1-3 均匀化退火的温度范围 阴影区、

I—普通均匀化、II—高温均匀化

热工艺在镁合金中得到了应用。

合理的退火温度区间往往需要通过实验确定，特别对于多组元合金更是如此。一般是根据状态图和试验大致确定一个温度范围，在此范围内选取不同温度保温相同时间后观察显微组织(是否过烧)及性能的变化，再进一步确定合理的温度区间。

2. 保温时间 保温时间主要决定于退火温度，同时也与合金本性、铸锭组织特征(偏析程度)、第二相的形状、大小和分布等因素有关。铸态组织中各组成物愈弥散、枝晶网愈细，第二相愈小，则均匀化过程愈迅速。铸锭的致密程度也影响保温时间长短。如铸锭中存在疏松或孔洞，原子无法通过该地区进行扩散，从而降低均匀化效果。如果在均匀化退火前进行一定量的热塑性变形，使铸造组织细化并使组织致密，可以大大缩短均匀化退火的保温时间。

最合适的保温时间应当通过实验、根据均匀化退火后铸锭的加工性能和半成品的机械性能等来确定。

随着均匀化过程的进行，晶内浓度梯度不断降低，均匀化过程逐渐减缓。也就是说均匀化过程只在退火的前一阶段进行得最剧烈，随后就不断变慢。因此，过分延长均匀化退火的保温时间是不适宜的。

3. 加热速度和冷却速度 加热速度一般不受严格限制，以不使铸锭(件)开裂和产生大的变形为原则。冷却速度不能过大或过小，过大会产生淬火效应，过小则析出的二次相粗化，加工时易形成带状组织，且淬火加热时粗大的二次相难以溶解，因而降低淬火时效的强化效应。

第二节 再结晶退火

此类退火主要用于消除金属或合金因冷变形而造成的组织与性能的亚稳定状态，以便恢复与提高塑性，利于后续工序继续进行；或者满足使用性能要求，以获得塑性与强度的适当配合以及良好的耐蚀性、尺寸稳定性等等。

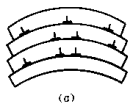
金属冷变形所消耗的机械功大部分以热的形式散放，一小部分以不同的结构形式储存于金属中，称为储能。储能的主要结构形式是塑性变形时引入的晶体结构缺陷，其中最主要是位错，位错所储存的能量约占储能总量的80~90%。储能的存在使冷变形金属具有较高的自由能，处于热力学不稳定状态，有向稳定状态转变的趋势。因此，储能是冷变形金属发生组织变化的驱动力。

将冷变形金属加热退火，由于原子活动能力提高，金属将从自由能较高的、亚稳定的冷变形状态向自由能较低的稳定状态转变。根据加热温度的高低，冷变形储能部分成全部释放，金属内部发生回复或再结晶过程，其性能也将发生相应的变化。

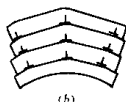
一、回 复

1. 回复过程 回复过程的本质是点缺陷的运动以及位错的运动与重新组合。低温

回复时以前者为主, 金属的细微结构基本上不改变。在较高温度下, 回复过程的主要变化是位错的运动与重新组合, 发生多边化过程。图1-4(a)表示弯曲变形的单晶体, 位错沿平行的滑移面上散乱分布。滑移面上的大量同号位错, 通过滑移和攀移, 由原来沿滑移面排列变为垂直排列, 组成有规则的位错壁, 即小角度倾斜晶界(图1-4(b)), 晶粒被位错壁分割成几个位向差不大的亚晶粒。此即单晶体的多边化过程。位错由散乱分布排列成壁, 在能量上是有利的, 因此, 多边化过程是一个自发过程。



(a)



(b)

图1-4 位错在多边化过程中重新分布

对多晶体而言, 如果冷变形后没有形成明显的胞状亚组织(位错比较均匀地分布于晶体中), 退火时通过位错的简单滑移、交滑移及攀移等过程, 形成由混合位错组成的亚晶界, 相邻亚晶之间的位向差也很小。若变形时已形成了胞状亚组织, 退火时胞壁的位错缠结将通过重新组合或对消而形成更为狭窄、更为平直的亚晶界, 亚晶范围更为明显, 因而逐渐成为具有典型特征的亚晶粒。广义地说, 多晶金属在回复阶段的这种组织变化也是多边化过程。

在回复过程中, 已形成的亚晶可能通过亚晶合并或亚晶界的迁移而粗化。

2. 回复动力学特征 在回复阶段, 金属某些结构敏感性能(如强度性能、电性能等)是随温度和时间而改变的。因此, 可用不同温度下这些性能随时间而改变的关系, 来表示回复动力学特征。

设 P 为回复阶段发生变化的某种性能, P_0 为该性能在变形前退火状态(视为无缺陷)下的数值, 则

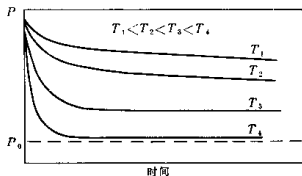


图1-5 回复动力学曲线

式中 A 为常数。此式表示回复阶段性能随时间 τ 而衰减并服从指数函数规律。回复动力学曲线具有图1-5的形状。由图可知, 在一定温度下, 回复速率开始很快, 随后逐渐变小直到趋近于零。此外, 在每一温度下, 回复程度有一极限。退火温度愈高, 性能 P 愈接近 P_0 , 而达到此极限所需时间愈短。所以, 进行回复退火时, 无过分延长保温时间的必要。

3. 回复阶段金属性能的变化倾向 回复阶段性能变化的趋势取决于多边化和亚晶粗化的程度, 而后者又与金属层错能的高低有关。不同金属的层错能不同, 因而回复过程中性能变化的趋势也不一样。图1-6表示等时条件下随温度升高, 不同金属及合金强度性能变化的三种典型情况。在常用金属及合金中, 铝、铁、钛等层错能高, 易于发生亚晶形成及粗化所必需的交滑移过程。亚晶的形成和粗化消除了亚晶内的位错, 使加

工硬化大大降低。因此它们在回复阶段明显软化(图1-6中曲线3)。某些体心立方晶格的难熔金属(如钨、钼等)在回复阶段软化最为剧烈。铜、镍、银等金属由于层错能低,不易发生多边形化过程,故回复阶段软化很少(图1-6中曲线1)。

二、再结晶

1. 再结晶过程 将冷变形金属加热到某一温度后,在原来的变形组织中重新产生无畸变的新晶粒,性能也发生明显变化,这一过程称为再结晶。再结晶是形核和核心长大的过程。

再结晶核心一般优先在原始晶界、夹杂物界面附近和变形带等处形成。目前有两种主要的形核机制。

(1) 应变诱发的晶界迁移机制(晶界弓出形核机制) 当变形量较小时(约小于40%),变形不均匀,各晶粒内的位错密度互不相同,晶界两侧胞状组织的粗细也不一样。退火时可观察到现存大角度晶界的一小段向位错密度大的一侧弓出,弓出的区域即可作为再结晶晶核而长大(图1-7)。这种情况已在铜、镍、银、铝及两相的铝-铜合金中观察到。变形金属中储能越高,形核越容易。

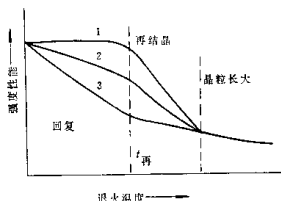


图1-6 强度性能与退火温度(时间恒定)的关系

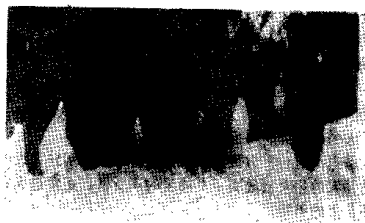


图1-7 铝的晶界弓出形核 压缩40%，328(退火1小时)

(2) 亚晶长大形核机制 前面谈到,回复过程中,亚晶可通过亚晶合并或亚晶界迁移的方式进一步长大。当亚晶长大时,原来分属各亚晶界的同号位错都集中在长大后的亚晶界上,使位向差增大,逐渐演变成大角度晶界。此时,界面迁移速率突增,长大的

亚晶即作为再结晶核心而长大，开始真正的再结晶过程。

由上述可知，再结晶晶核来源于亚晶本身。不过，这些无畸变的、能量较低的亚晶还必须通过某种方式长大，直到它和周围基体间形成易动的大角度晶界，才能成为有效的再结晶晶核。

再结晶晶核是无畸变的新晶粒，能量低，而其周围的基体仍处于高能量的变形状态，两者之间的这种储能差就是晶界迁移的驱动力。晶核一旦形成，其晶界就会在这种驱动力的作用下向周围变形基体推进，使晶核逐渐长大。当变形基体完全被新生的无畸变的再结晶晶粒所代替时，再结晶过程即告完成。此时的晶粒大小即称为再结晶的起始晶粒大小。

2. 再结晶动力学 再结晶过程由形核与核心长大两阶段所组成，因此整个再结晶动力学应由形核速率 $\dot{N}$ 和长大速率 $\dot{G}$ 来描述。如果假定 $\dot{N}$ 和 $\dot{G}$ 不随时间而改变，并设再结晶晶粒呈球形，则可用下式来描述恒温下三维空间的再结晶体积分数 X 与时间 t 之间的关系：

$$X_t = 1 - \exp\left[-\frac{\pi}{3} \dot{N} \dot{G}^3 t^4\right] \quad (1-2)$$

此式称为约翰逊-迈尔(Johnson-Mehl)方程。用此式计算铝的再结晶等温动力学与实际结果基本相符(图1-8)。

由于形核速率随时间而变，故此方程不完全符合实际，阿弗瑞米对上式进行了修正，得到如下方程：

$$x = 1 - \exp(-kt^n) \quad (1-3)$$

此式称阿弗瑞米(Avrami)方程。式中 k 、 n 为系数，可通过实验确定。此式较约翰逊-迈尔方程更为适用。

3. 再结晶晶粒长大和晶粒大小 在再结晶过程完成之后，如果继续保温，一部分晶粒的晶界将向另一部份晶粒内迁移，结果一部分晶粒长大而另一部分消失，最后得到相对均匀但较为粗大的晶粒组织，这个过程称为再结晶晶粒长大，某些文献中也称为“聚集再结晶”。晶粒长大的驱动力是界面能。

在实际进行再结晶退火时，一方面无法准确掌握再结晶刚好完成的时间，另一方面而在整个晶体中再结晶晶粒的相互接触决不是同步的。所以，正常退火后的组织都是晶粒已经发生了一定程度长大的组织。

晶粒的大小及其均匀性是再结晶后的主要组织特征，直接影响材料的工艺性能，使用性能及制品的表而质量。因此，研究再结晶晶粒大小的控制因素具有重要的实际意义。

再结晶晶粒大小取决于形核率 $\dot{N}$ 与核心长大速率 $\dot{G}$ 的比值($\dot{N}/\dot{G}$)以及再结晶晶粒长大速率 $\bar{G}$ ， $\dot{N}/\dot{G}$ 比值愈大或 $\bar{G}$ 愈小，则晶粒愈细。因此，凡影响 $\dot{N}/\dot{G}$ 及 $\bar{G}$ 的因素

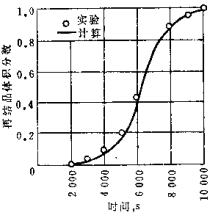


图 1-8 铝在350℃的等温再结晶动力学曲线