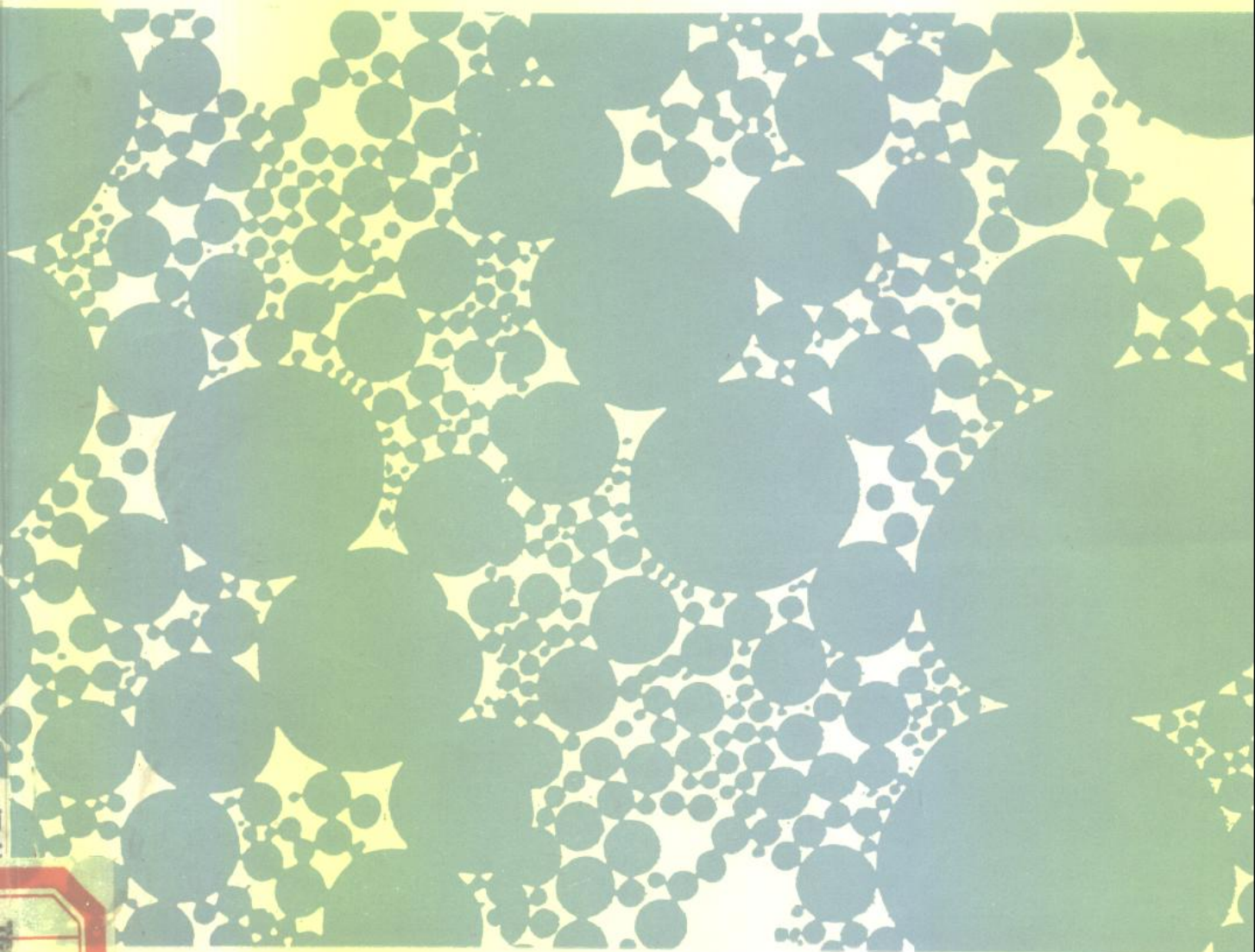


高等学校教材

有色金属及其热处理

张宝昌 主编



西北工业大学出版社

(陕)新登字 009 号

【内容简介】本书对有色金属中用量最大,使用最广的铝、镁、钛、铜合金作了系统简明的讲解,讨论了它们的合金化原理、相变及热处理;阐明了这些合金的组织、性能与其成分及热处理之间的关系及有关理论。此外,还对近 20 年来迅速发展,并日益显示其重要性的形状记忆合金作了简明介绍。

本书可作为高等院校金属材料及热处理专业的教科书,亦可作为从事有色金属研究、生产及使用等部门的科技人员和工人的参考书。

7220/28

高等学校教材
有色金属及其热处理

张宝昌 主编
责任编辑 柴文强
责任校对 杨长照

©1993 西北工业大学出版社出版

(西安市友谊西路 127 号 邮编 710072)

陕西省新华书店发行

西北工业大学出版社印刷厂印装

ISBN 7-5612-0452-3/TQ·6(课)

开本 787×1092 毫米 1/16 10.625 印张 253 千字
1993 年 10 月第 1 版 1993 年 10 月第 1 次印刷
印数:1—1 500 册 定价:5.14 元

序 言

我们于 70 年代末编写了《有色金属及其热处理》一书,1981 年由国防工业出版社出版发行,至今已过去了 10 余年。在这期间,有色金属及其热处理领域出现了许多新进展。为了补充新内容,也为了更加适合教材特点,我们重新编写了本书。与原书相比,本书除吸收了原书最重要的内容外,还增添了一些新内容,包括增加了“形状记忆合金”一章,并大幅度压缩了篇幅,使之更加符合教材内容要少而精的特点。

本书由张宝昌教授主编,并执笔编写了第一、五、六章;第二章(除变形铝合金部分外)及第三章由王世洪教授执笔;第二章的变形铝合金部分由梁佑明副教授执笔;第四章由孟亮副教授执笔。

由于受篇幅及编者水平的限制,本书还有一些不尽如意之处,敬请广大读者批评指正。

本书承蒙谈育熙副教授认真审阅,在此谨致衷心的感谢。

编 者

1992 年 6 月

目 录

第一章 绪 论	1
§ 1-1 引言	1
§ 1-2 现代工业技术对金属材料的要求	3
§ 1-3 铸造合金与变形合金在成分、组织、性能上的差别	4
复习思考题	5
本章主要参考文献	5
第二章 铝及铝合金	6
§ 2-1 纯铝及其合金化	6
一、纯铝的特性	6
二、铝中杂质	7
三、纯铝的牌号及用途	7
四、铝的合金化	8
§ 2-2 铝合金的热处理原理	10
一、Al-4Cu 合金组织、性能的一般变化	10
二、过饱和固溶体的性质	11
三、时效过程中的组织变化	12
四、其他铝合金系的时效过程	15
五、时效硬化原因	17
六、时效动力学	19
七、时效理论的应用	22
§ 2-3 铸造铝合金及其热处理	30
一、铸造铝合金的特点、分类和编号	30
二、Al-Si 系铸造合金	31
三、Al-Cu 系铸造铝合金	40
四、Al-Mg 系铸造合金	44
五、Al-Zn 系铸造合金	44
§ 2-4 变形铝合金及其热处理	45
一、变形铝合金的分类及编号	45
二、防锈铝	45
三、硬 铝	49
四、锻 铝	57
五、耐热铝合金	60
六、超硬铝	62

七、铝锂合金	66
八、快速凝固及粉末冶金	69
九、铝合金的断裂韧性	72
复习思考题	75
本章主要参考文献	75
第三章 镁及镁合金	76
§ 3-1 镁合金的基本特性	76
§ 3-2 镁的合金化及其热处理原理	77
一、主要合金元素及其作用	77
二、镁合金的固态相变特点	79
三、镁合金热处理的主要类型	81
§ 3-3 工业镁合金	82
一、Mg-Mn 系合金	82
二、Mg-Al-Zn 系合金	83
三、Mg-Zn-Zr 系合金	84
四、Mg-RE-Zr 系合金	86
复习思考题	87
本章主要参考文献	87
第四章 钛及钛合金	88
§ 4-1 纯 钛	88
一、纯钛的特性	88
二、杂质对纯钛的影响	89
三、工业纯钛简介	90
§ 4-2 钛的合金化	91
一、钛中合金元素的分类与作用	91
二、钛合金的分类及特点	94
§ 4-3 钛合金的相变	98
一、同素异构转变	98
二、马氏体相变	99
三、 ω 相变	101
四、钛合金慢冷却中的相变	102
五、钛合金的亚稳相图及快冷中的相变	103
六、界面相	104
七、 $\alpha+\beta$ 钛合金的基本组织类型与性能特点	105
八、亚稳相的分解	109
§ 4-4 钛合金的热处理	112
一、钛合金热处理的特点	112
二、退火	112

三、强化热处理	114
四、形变热处理	117
五、钛合金的 β 及近 β 加工	118
六、钛合金的化学热处理及表面改性	119
§ 4-5 钛合金的工艺性能、常见缺陷和使用中的问题	120
一、钛合金的工艺性能	120
二、钛合金中的常见缺陷	121
三、钛合金使用中的问题	122
§ 4-6 常用钛合金概述	123
一、TA7(Ti5Al2.5Sn)	123
二、TC4(Ti6Al4V)	123
三、TC11(Ti6.5Al3.5Mo1.5Zr0.25Si)	124
四、典型的 β 钛合金	124
§ 4-7 钛合金的发展	125
复习思考题	126
本章主要参考文献	127
第五章 铜及铜合金	128
§ 5-1 工业纯铜	128
一、纯铜的性能特点	128
二、杂质元素对纯铜塑性变形性能的影响	130
三、氢病	131
四、工业纯铜的热处理	132
五、工业纯铜的牌号及应用	132
六、铜的合金化	133
七、铜合金的分类及编号	133
§ 5-2 黄铜	134
一、二元黄铜	134
二、多元黄铜	136
三、黄铜的压力加工性能和耐蚀性问题	137
§ 5-3 锡青铜	138
一、二元锡青铜的组织	138
二、锡青铜的性能	139
三、低温退火强化	139
§ 5-4 铝青铜	140
一、二元铝青铜的组织	140
二、二元铝青铜的性能	141
三、多元铝青铜	142
§ 5-5 铍青铜	142

一、铍青铜的组织 and 微量元素的作用	142
二、工业用铍青铜	144
三、铍青铜的热处理	145
复习思考题	147
本章主要参考文献	147
第六章 形状记忆合金	148
§ 6-1 形状记忆合金的理论基础	148
一、热弹性马氏体	148
二、形状记忆效应与伪弹性	149
三、形状记忆合金的组织结构特征	150
四、双程记忆效应	150
§ 6-2 影响合金形状记忆性能的因素	150
一、预变形量的影响	150
二、热处理的影响	151
三、成分控制和冶金质量的影响	152
§ 6-3 工业用形状记忆合金	152
一、Ti-Ni 合金	152
二、Cu-Zn-Al 合金	153
§ 6-4 形状记忆合金的应用	155
一、不可逆型应用	155
二、可逆型应用	155
复习思考题	156
本章主要参考文献	156
附 录	157
附录 1 铸造铝合金、镁合金各国牌号对照表	157
附录 2 变形铝合金、镁合金各国牌号对照表	157
附录 3 钛合金各国牌号对照表	159
附录 4 铜合金各国牌号对照表	160
附录 5 美国变形铝合金牌号及状态标记法	160
附录 6 国际单位制、英制及公制的换算	161

第一章 绪 论

§ 1-1 引 言

金属是现代工业的基础。机械、化工、电气、原子能等工业,特别是宇航工业的发展,迫切要求发展金属材料科学;发展高强度、高韧性、轻、耐高温、耐腐蚀的材料及具有各种特殊物理性能的材料和新的加工工艺。

通常金属可分为两大类,即黑色金属及有色金属。钢铁、铬、锰属黑色金属,除此之外,均属有色金属,亦称非铁金属。有色金属中比重小于 3.5 的(铝、镁、铍等)称为轻有色金属;比重大于 3.5 的(铜、铅、锌、镍等)称为重有色金属。钛、钨、钼、钒、铪等称稀有金属;金、银、铂等称贵金属;天然放射性的镭、铀、钍等称放射性金属。

有色金属在金属材料中占有很重要的地位。它不仅是制造各种优质合金钢及耐热钢所必须的合金元素,而且由于许多有色金属合金具有比重小、比强度高、耐热、耐腐蚀和良好的导电性、导热性、弹性及一些特殊的物理性能,因此,已成为现代工业,特别是国防工业中不可缺少的结构材料。

表 1-1 及表 1-2 表示飞机及发动机上所用材料的变化情况。由表可以看出,飞机、发动机上有色金属的用量已大大超过黑色金属。

表 1-1 美国两种军用飞机的选材情况

型 号	出厂年代	最大 M 数	选 用 材 料 (%)			推重比
			铝合金	钛合金	钢	
F4E	1960	2	54	6	17	0.8
F-15A	1973	2.3	35.8	26.9	4.4	1.2

有色金属元素在地壳中的含量如表 1-3 所示。航空上用量最多的有色金属,如铝、镁、钛在地壳中都有较丰富的含量,其中铝的含量甚至比铁的含量还多。只是由于这些金属的化学活泼性高、冶炼困难、生产成本低、产量低(例如 1976 年美国有色金属总产量仅为钢产量的 6.2%;前苏联为 3.8%;日本为 2.6%),因此,有色金属的使用要十分注意节约。

我国地大物博,矿产资源丰富,在目前已探明的储量中,钨、锡、钼、锑、汞、铅、锌铁都居于世界前列。铜、铝、锰储量在世界上也居重要地位。钛及稀土金属的储量非常丰富。仅在四川攀枝花地区发现的特大型钒钛磁铁矿中伴生的钛的储量就达 4.2 亿吨,接近国外已探明的钛储量的总和。已经证明,我国稀土金属工业储量为国外已探明的总储量的 3.8 倍。我国一向比较贫乏的铬矿也已在国内找到了重要产地。

表 1-2 美国通用电气公司燃气涡轮发动机材料应用发展情况

发动机型号	设计年份	飞 机	使 用 材 料 (%)				
			复合材料	铝、镁	钛	钢	高温合金
J47	1945	F-86,B-47	0	22	0	70	8
J79	1955	F-104,B-58,F-4	0	3	2	85	10
J98	1960	XB-70	0	1	7	24	68
GE4	1965	超音速运输机	0	1	12	15	72
TF39	1965	C5A	2	1	32	18	47
CF6	1968	DC-10	4	2	27	21	46
F101	1970	B1	3	4	20	15	58
XXX	1975	—	10	3	17	15	55
XXX	1980	—	15	0	15	15	55

表 1-3 某些重要元素在地壳中的含量%(重量)

元 素	(%)	元 素	(%)	元 素	(%)	元 素	(%)
硅	27.6	铍	0.02	钴	0.003	钽	2×10^{-4}
铝	8.8	钒	0.015	铅	0.0016	钨	1×10^{-4}
铁	5.1	铜	0.01	铌	0.001	铈	4×10^{-5}
镁	2.1	镍	0.008	钍	8×10^{-4}	银	1×10^{-5}
钛	0.6	锌	0.005	锆	7×10^{-4}	汞	7×10^{-6}
锰	0.09	铀	0.0045	钼	3×10^{-4}	金	5×10^{-7}
铬	0.02	锡	0.004	铯	3×10^{-4}	铂	1×10^{-7}

我国使用有色金属的历史很长。远在 3700 多年以前就已经使用青铜(Cu-Sn 合金)。到秦朝已经掌握了 Cu-Sn 合金的成分与性能之间的关系。例如先秦“考工记”一书即有下列记载:“金有六齐。六分其金而锡居一,谓之钟鼎之齐,五分其金而锡居一,谓之斧斤之齐;四分其金而锡居一,谓之戈戟之齐;三分其金而锡居一,谓之大刃之齐;五分其金而锡居二,谓之削杀矢之齐;金锡半,谓之凿燧之齐”。但是由于封建主义长期统治以及帝国主义官僚资本主义的压迫剥削,我国有色金属工业,没有得到应用的发展。拿航空工业必需的铝、镁合金来说,到 1949 年新中国成立之前,全国就没有正规的生产工厂。

新中国成立后,在党和政府的关怀下,我国有色金属工业获得了飞速发展。目前,我国已有了各种有色金属材料的生产基地,有色金属材料的生产已成系列,形成了有色金属材料体系,而且一些稀有金属早已开始出口。随着国家八·五计划、十年规划的实施,我国有色金属工业又将获得更加迅速的发展。

§ 1-2 现代工业技术对金属材料的要求

现代生产技术的发展,使许多工业产品(或构件)的工作环境,正朝着承受高温、高压和强烈化学介质作用的方向发展。飞机的速度已经达到音速的两倍多,而且还在向更高速度方向发展。现代航空不但要求飞机速度高,还要求机动性能好,寿命长、安全可靠,这就给航空材料提出了更高、更严格的要求。

首先,要求材料具有更高的强度,更高的韧性和更小的比重。材料的强度提高,零件的截面或体积就可以减小,因而也就可以减轻重量。材料的强度水平提高,飞机的寿命就可能延长,但材料强度和韧性往往是矛盾的。强度提高,一般要引起材料韧性下降,如图 1-1 所示。韧性低的材料会发生低应力脆性断裂,造成事故。因此,研究提高材料强度的同时,要提高其韧性。这是金属学工作者的一项重要任务。目前已取得了一些进展,如提高材料纯度,进行适当的微合金化及热处理等,这些将在以后各章中结合具体材料进行介绍。

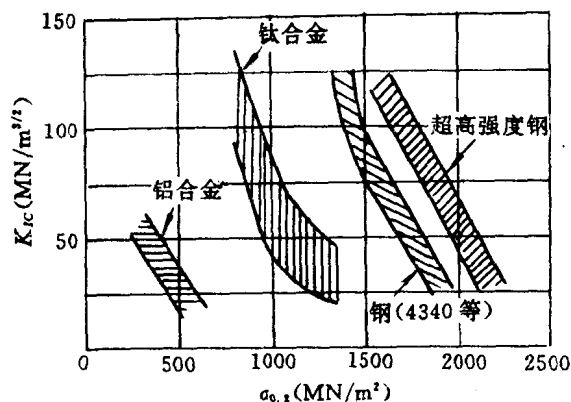


图 1-1 几种合金的屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 与断裂韧性 K_{Ic} 的关系

提高合金的耐热性能是为发展航空、航天及其它许多工业技术而提出的又一迫切要求。目前,高性能飞机,其发动机涡轮进口温度已达 1300°C 。超音速飞机($M \approx 2.5$),由于气流冲刷,蒙皮的温度达到 150°C 。飞机巡航速度越高,发动机性能越好,对材料耐热性能的要求也越高。提高合金的耐热性仍然是金属学工作者的重要任务。

研究提高合金的耐蚀性能,也是一个很重要的问题。由于燃汽轮机的温度很高,燃油中不可避免地含有硫、钠等微量杂质元素,故燃气对发动机,特别是对涡轮及压气机部分的腐蚀作用很大。另外,大气中也含有腐蚀性物质和气氛,特别是在海上飞行和近海执勤的飞机,受到严重的大气腐蚀。这不仅严重影响飞机和发动机的寿命,还容易造成事故。

现代工业技术还要求我们提供具有各种特殊物理性能的材料,如具有高导电性、高导热性、高电阻、高弹性、高热电性以及各种磁性、膨胀性能和形状记忆性能的材料,其中许多属于有色金属。

合金的冷、热加工性能关系到合金由原材料制成零件的可能性,也关系到它们的生产率、质量和成本。工艺性能好的材料,生产工艺简单,产品质量容易保证,生产费用低,生产率高。因此,研究金属材料必须研究它们的工艺性能。

本书的主要目的是使读者能熟悉各种常见的有色金属结构材料;具有根据设计要求正确选用有色金属材料的初步能力;了解有色金属合金的性能与成分、组织和热处理之间的关系;掌握有色金属材料的一些基本理论和基本规律;在实践中能解决有色金属热处理的一些生产实际问题,并具有改进提高现有材料性能和热处理工艺及研制新材料的初步能力。

对所设计的机器零件进行选材时,要注意下列原则:

(1) 材料首先要满足零件服役条件所要求的主要性能指标,同时还应具有良好的综合力学性能。对重要的航空产品来说,还应考虑断裂韧性、低周疲劳强度、高周疲劳强度和比强度。经验表明,一些部件的材料断裂韧性和疲劳强度是影响飞机、发动机寿命和安全可靠性的重要因素。

(2) 要有良好的耐蚀性能。以前飞机和发动机设计中,考虑强度指标多,考虑材料的耐蚀性能少。但是材料的腐蚀性能,特别是应力腐蚀性能严重影响其有效强度。往往由于耐蚀性能不好,使一些原来强度很高的零件,提前断裂,造成事故。因此,近年来在飞机的选材中,对一些时效硬化型材料有不选用峰值时效状态,而选用过时效状态的趋势。因为峰值时效状态,尽管强度最高,但耐蚀性差。过时效状态,虽然强度指标低一些,但耐蚀性能好,最终结果还是延长了零件的使用寿命。

(3) 要有良好的工艺性能。工艺性能不良的材料是很难推广应用的。

(4) 要考虑经济性。选用材料时,不是性能越高越好。因为性能好的材料,往往价格也高。在满足产品设计要求,满足产品性能和寿命要求的前提下,要尽量选用价格低的材料。努力降低成本,提高生产率,是生产中的一个重要原则。

(5) 要考虑材料有充足来源,特别是所含合金元素是否结合我国资源实际,这是战备的需要。

在评价一个材料的好坏,以及在研制新材料时,上述原则也完全适用。

§ 1-3 铸造合金与变形合金在成分、组织、性能上的差别

各种合金一般都分为铸造合金及变形合金两大类。

变形合金熔炼成锭后,要轧制成各种板材、带材、棒材、管材、线材、型材等半成品,故需要具有良好的塑性变形能力。为此,合金的组织应主要为固溶体。但为了提高强度,合金中可包含一定数量的第二相。因此,第二组元的含量可以超过其极限溶解度。但若第二相是硬脆相,则只能少许超过。否则,第二相太多,合金塑性降低,且难于轧制成材。一般情况下,变形合金在相图上的成分范围如图 1-2 所示(第二相塑性良好时不受此限制)。

铸造合金要直接铸成各种形状复杂的,甚至是薄壁的成型件。浇注后,只需进行少许切削加工(或不加工)即可成为零件或成品。故要求合金具有良好的铸造性能,特别是流动性。为此,铸造合金的组织中最好是包含一定数量的共晶体。共晶体含量越多,合金的铸造性能越好。但如果共晶体中的第二相为硬脆的金属间化合物,则其含量也不能过多,否则合

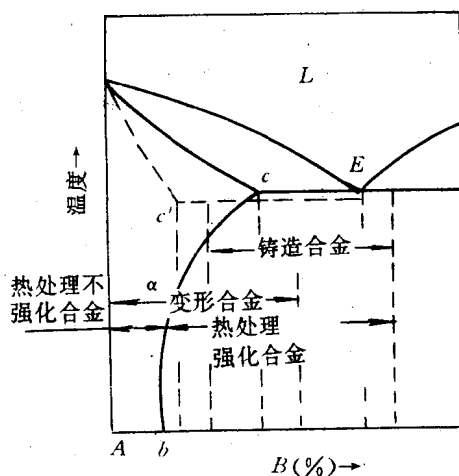


图 1-2 变形合金、铸造合金及热处理可强化合金在相图上的成分范围(在生产条件下由于不平衡结晶, c 点移至 c' 点)

金塑性很低,不能作结构件使用。一般情况下,铸造合金在相图上的成分范围亦示于图1-2之中。图中 c' 为不平衡条件(生产条件)下,合金元素 B 在基体金属中的极限溶解度。成分位于 c' 和 c 之间的合金在铸造状态含有不平衡共晶体,使合金的流动性增大。

在生产实际中,有些固溶体型合金或具有非共晶型相图的合金(如现用的铸钛合金)也被用作铸造合金。这类合金的组织中,均不存在平衡或不平衡共晶体。因此,合金的结晶温度间隔应比较小,否则铸造性能差。

图1-2所示的相图中,合金元素在基体金属中的溶解度随温度降低而减小。故合金能进行淬火时效强化。位于极限溶解度 c 点附近的合金,时效强化效果最高。成分向左或向右偏离 c 点,强化效果都将降低。合金成分向左偏离时,由于 α 固溶体的过饱和度降低,故淬火时效强化效果减小。合金成分位于 b 点以左时,热处理不能强化。合金成分向右偏离 c 点,淬火时效强化效果亦将降低(因为时效过程是在 α 固溶体中进行的。根据杠杆定律,合金成分向右偏离 c 点越远,其所含 α 固溶体的体积分数越少,故时效强化效果越低)。但如果第二相不太脆,合金总的强度也可能增加。因为第二相的硬度往往高于 α 固溶体,其体积分数增多,势必增大合金的强度。

铸造状态的合金,同变形状态相比,组织粗大,分布不均匀,往往有缩松、气孔(又称针孔)、偏析、夹杂等缺陷,故其强度及塑性一般都比变形态低。但是,铸造状态的耐热性比变形状态高。这是因为,铸造状态合金的稳定组织具有较大的不均匀性;铸态合金中的第二相沿晶界形成薄膜或网状骨架,阻碍扩散过程及位错运动;而且铸态合金在加热时一般不进行再结晶,因而晶粒长大倾向小;此外,铸态组织中螺型位错较多,而螺型位错与刃型位错不同,不能攀移,故蠕变抗力高。

铸造合金可直接浇铸成各种形状复杂的零件,不需进行压力加工及大量切削,故零件或制品的生产率高,可节约能源及原材料,生产成本低。由于铸造合金及铸造工艺的发展,许多优质铸件经过热处理后,其机械性能也能满足生产要求,能够代替锻件使用。以铸代锻是目前机械制造中的一个发展方向。

复习思考题

1. 略述有色金属的重要性。
2. 学习本课程的目的的是什么?
3. 对所设计的零件进行选材时要考虑那些原则?
4. 铸造合金与变形合金在成分、组织、性能上有何差别。为什么会有这些差别?

本章主要参考文献

- [1] 有色金属及其热处理编写组:《有色金属及其热处理》第一章,国防工业出版社,1981。

第二章 铝及铝合金

§ 2-1 纯铝及其合金化

一、纯铝的特性

铝的原子序数为 13, 原子量为 26.981 5, 属面心立方结构, 晶格常数为 0.404 9 nm, 原子直径为 0.286 nm, 25℃ 时的密度为 $2.698 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$ 。表 2-1 列出了高纯铝的主要物理性能参数。由表可知, 和钢铁相比, 铝的熔点较低, 但导热性远优于铁, 而且导电性很高, 相当于铜导电能力的 60%~65%, 因比纯铝可代替铜作为导电及导热材料。

铝的化学活性极高, 标准电极电位很低 (-1.67V), 在大气中极易和氧作用生成一层牢固致密的氧化膜, 厚度约 5~10 nm, 可防止铝的继续氧化, 因此, 铝在大气环境中是抗腐蚀的。在浸蚀性介质中, 铝的抗蚀性取决于氧化膜的稳定性。 Al_2O_3 具有酸、碱两性氧化物性质, 因此在酸、碱介质中均易溶解, 使铝受到腐蚀。铝在中性盐类溶液中被

表 2-1 高纯铝的主要物理性能

名 称	量 值
原子序数	13
熔点, °C	660.24
沸点, °C	2 467
导热率 (0~100°C) $\text{W/(m} \cdot \text{K)}$	227
电阻率 (20°C) $10^{-8} \Omega \cdot \text{m}$	2.67
膨胀系数 (20~100°C) K^{-1}	23.8×10^{-6}

腐蚀的程度主要与溶液中的阴、阳离子的特性有关。当溶液中含有活性离子, 尤其是氯离子时, 由于它们破坏氧化膜而产生点状腐蚀, 因此在海水中铝的耐蚀性很差。当溶液中含有一些电动序位于铝后面的金属离子时, 如 Cu^{++} 、 Ag^{++} 、 Ni^{++} 等, 由于二次析出的结果, 也能加速铝的腐蚀。但在含氧或氧化性溶液中, 由于促进氧化膜的形成和修补, 可提高铝的抗蚀性。铝在氧化性酸中的抗蚀性和酸的浓度有关。当硝酸浓度超过 30% 时, 随浓度增加, 稳定性提高, 浓度达 80% 时, 铝的抗蚀性甚至高于铬镍不锈钢。

纯铝的机械强度不高, 不宜做承力结构材料使用。轧制和退火状态铝板的典型性能见表 2-2。纯铝还具有良好的低温性能, 温度降低, 强度和塑性均增加。纯铝耐热性很差, 200℃ 时, 强度约下降 1/3。

表 2-2 工业纯铝板材的室温机械性能

状态	E	G	μ	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ	ψ	σ_s	HB	$\sigma_{-1}(N=5\times 10^8)$
	(GPa)			(MPa)		(%)		(MPa)	(MPa)	(MPa)
冷轧	71	27	0.31	100	150	6	60	—	320	42~63
退火	71	27	5	50	80	35	80	55	250	35

二、铝中杂质

铝中主要杂质元素是铁和硅,其次尚有铜、锌、镁、锰、镍、钛等。杂质元素的性质和含量对铝的机械性能、工艺性能和耐蚀性均有明显影响。

根据 Al-Fe 和 Al-Si 二元相图(见图 2-1 及 2-2),铁、硅在共晶温度下的极限溶解度分别为 0.052% 和 1.65%,并随温度下降而急剧减小。因此铝中铁、硅如单独存在则以 FeAl_3 和 Si 形式出现。 FeAl_3 一般呈针状,而 Si 呈条状或块状,性质硬脆,使铝的塑性降低,粗针状 FeAl_3 的影响更甚。例如高纯铝 LO3 中铁含量从 0.0017% 增加到 1.0% 时,伸长率由 36% 降至 14.3%。

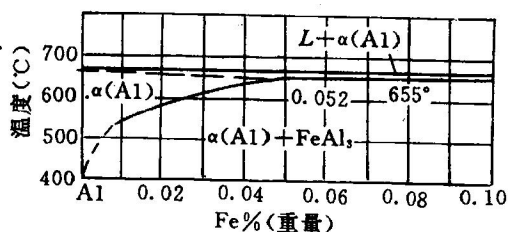


图 2-1 铝-铁相图

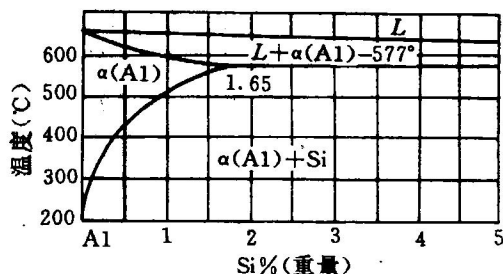


图 2-2 铝-硅相图

当铁、硅同时存在时,除 FeAl_3 和 Si 相外,还可能出现 $\alpha(\text{Fe}_3\text{SiAl}_{12})$ 及 $\beta(\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Al}_9)$ 等三元化合物,见图 2-3。共晶中的 $\alpha(\text{Fe}_3\text{SiAl}_{12})$ 相呈骨骼状,初生的 $\alpha(\text{Fe}_3\text{Si}_2\text{Al}_{12})$ 相呈枝条状, $\beta(\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Al}_9)$ 相呈针状,这些杂质相对铝的塑性均有不利影响,后者更甚。

FeAl_3 , $\alpha(\text{Fe}_3\text{SiAl}_{12})$ 及 $\beta(\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Al}_9)$ 等相的电位比纯铝高,而且它们也破坏了纯铝表面氧化膜的连续性,因此降低铝的抗蚀性。硅的电位略高于铝,故影响较小。铝中其它杂质元素如铜、锌,对抗蚀性也有不利影响。所有杂质皆降低铝的导电率,尤以锰、钛、钒最为显著。

三、纯铝的牌号及用途

纯铝牌号以汉语拼音字母 L 为字头,其后数字为顺序号。LO5~LO1 为高纯铝,LO 及 LOO 为工业高纯铝,用于科学研究、化工工业以及一些其它特殊用途;L1~L7 为工业纯铝,用于熔制铝合金、制作电线、电缆和日用器皿等。

纯铝不能热处理强化,冷变形是提高其强度的唯一手段,因此某些工业纯铝可以按冷作硬化或半冷作硬化状态使用。

纯铝的热处理形式为退火。纯铝再结晶温度约 200°C,杂质元素大多能提高其再结晶温

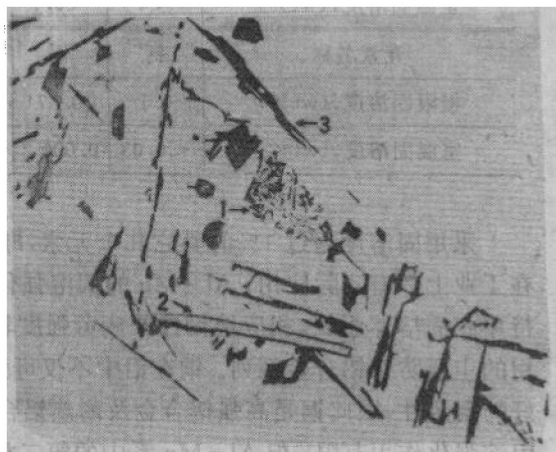


图 2-3 铝中杂质相 ×210
1. $\alpha(\text{Fe}_3\text{SiAl}_{12})$ 2. $\beta(\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Al}_9)$ 3. Si

度,其中铬、锰、铁较明显。纯铝的退火温度一般为 350~500℃,保温时间随工件厚度而定。

四、铝的合金化

铝合金主要依靠固溶强化和沉淀硬化提高其机械性能;晶粒细化、加工硬化及过剩相强化也能发挥一定的作用。为此,在确定合金成分时,应考虑下面因素:

1. 固溶强化能力 合金组元的固溶强化能力与其本身的性质及固溶度有关。表 2-3 列出了铝中固溶度大于 0.2% 的元素在铝中的极限固溶度和室温固溶度数据。其中锌、银、镁的极限固溶度较高,超过 10%;其次是铜、锂、锰、硅等,固溶度大于 1%;余下的元素在铝中的固溶度均很小,不超过千分之几。合金元素在基体中的固溶度高,可获得较高的固溶强化效果,但在实际应用中,也并非固溶度愈大愈好。因为在二元合金中,无限互溶或广泛互溶的合金系,组元间常常具有相似的物理化学性质和原子尺寸,固溶体晶格畸变程序较低,按添加单位重量合金元素计算的固溶强化增益并不高。例如锌、银就属这种情况,固溶强化作用差,生产中也不大可能大量添加这类元素。因此,简单的二元合金,Al-Zn、Al-Ag 以及 Al-Li 合金无实用价值。但在多元合金中,由于与其它组元形成新的强化相或改变了沉淀硬化特性,可显著提高合金的机械性能,故这类元素的作用仍不可忽视,特别是锌是发展中强可焊铝合金及超硬铝的主要组元,锂则是新型高比强、高比刚度铝合金的重要元素。

表 2-3 可用于铝合金化的某些元素的固溶度

元素名称	锌	银	镁	铜	锂	锰	硅	铬
极限固溶度, (wt%)	82.2	55.6	17.4	5.65	4.2	1.82	1.65	0.77
室温固溶度, (wt%)	<4	<0.7	<1.9	<0.1	<0.85	<0.3	<0.17	<0.015
元素名称	钙	镉	钒	钛	锆	钽	钼	铁
极限固溶度, (wt%)	0.1	0.47	0.6	1.15	0.28	0.25	0.25	0.05
室温固溶度, (wt%)	<0.03	0.000 2						

采用固溶度超过 1% 的其它几个元素,即 Al-Mg、Al-Cu、Al-Mn 及 Al-Si 二元合金,在工业上都有实际应用。Al-Mg 的固溶强化效果较好,低镁铝合金在加工和热处理后容易保持单相固溶体组织,相应地韧性及疲劳强度较高,还具有良好的抗蚀性,是目前生产中广泛应用的主要防锈铝合金系列。铜在铝中不仅可强烈提高合金的常温强度,而且 Al-Cu 合金有较好的耐热性,因此铜是高强铝合金及耐热铝合金的主要合金元素。锰及硅在铝中固溶度较低,固溶强化作用有限。但 Al-Mn 系中的第二相 MnAl₃ 与铝的电化学性质接近,故抗蚀性好,也是防锈铝合金的基本合金系之一。Al-Si 系合金共晶点浓度较低,容易得到铸造性能好的铸造合金,多年来一直是发展铸造铝合金的基础;在变形铝合金中,硅也是重要组元之一。

其它低固溶度元素,如铬、钛、锆、钙、镍等在铝合金中一般起辅助作用,可改进合金的晶粒结构、沉淀过程或形成新相,提高合金的使用性能和工艺性能。

2. 沉淀硬化能力 单纯的固溶强化效果总是有限的,对于铝合金要想获得高强度,必须配合有效的沉淀硬化处理。为此,合金组元不仅要求有较高的极限固溶度和明显的温度关系,而且在沉淀过程中能形成均匀、弥散的共格或半共格过渡相。这种相在基体中能造成较强烈的

应变场,提高对位错运动的阻力。上面介绍的从锌到硅等主要元素,除铜以外,就二元合金而言均不能充分满足上述硬化条件。虽然它们在铝中均有较高的极限固溶度,且随温度下降而急剧减小,但沉淀相的强化作用不够明显。其原因是多方面的,有的是由于共格界面错配度低,相应的应变场很弱,如 Al-Mg 系, Al-Ag 系;或者是预沉淀阶段极短,很快丧失共格关系,形成非共格的平衡相,如 Al-Si, Al-Mn 系。因此沉淀硬化型铝合金多选用复杂合金系,以形成新的强化相,如 Al-Zn 中加镁,即 Al-Zn-Mg 三元系中出现 $MgZn_2$ 和 $Al_2Mg_3Zn_3$; Al-Mg 系中加硅形成 Mg_2Si 相,都有很好的沉淀硬化效果。即使对于沉淀硬化能力较高的 Al-Cu 合金,如发展成 Al-Cu-Mg 三元系,除原有强化相 $CuAl_2$ 外,尚可形成新的 Al_2CuMg 强化相。使硬化能力提到更高水平。当前可热处理强化的铝合金大多分属 Al-Cu-Mg、Al-Mg-Si 和 Al-Zn-Mg 系。

3. 耐热性 对于需要在高温下工作的铝合金,在确定合金成分时,必须考虑它们与耐热性的关系。许多试验表明,过渡族元素一般能提高合金的高温性能,许多过渡族元素与铝形成包晶系,因此有较高的熔点,如 Al-Ti 包晶温度为 $665^{\circ}C$, Al-Cr 为 $661^{\circ}C$, Al-Zr 为 $660.5^{\circ}C$;即使是共晶系,共晶温度也较高,如 Al-Mn 系共晶温度为 $658.5^{\circ}C$, Al-Fe 为 $655^{\circ}C$, Al-Ni 为 $640^{\circ}C$ 。相比之下,非过渡族元素大多与铝组成共晶温度较低的共晶系,如常用的 Al-Mg 系为 $450^{\circ}C$, Al-Zn 系为 $382^{\circ}C$ 。显然,合金熔点愈低,耐热性愈差。再结晶温度也是反映耐热性的一项指标,过渡族元素如锰、铬、钴、钛等都有强烈阻碍再结晶过程的作用,使再结晶温度明显提高。

铝合金的耐热性除和基体的抗软化能力有关外,组织中的第二相在高温下的稳定性也十分重要。稳定而弥散分布的第二相,将减少高温晶界流变及基体内的位错运动,从而保证较好的热强性。试验表明,含过渡族元素的金属间化合物,如 $T(Al_{12}MnCu)$ 、 Al_3FeNi 、 $MnAl_6$ 、 $CrAl_7$ 、 $NiAl_3$ 等相具有较好的热强性,加热时不易发生聚集长大。它们在铝基体中一般固溶度较低而且不随温度变化而变化,虽然沉淀硬化作用小,但却减少了高温下因溶解-析出过程而造成的原子扩散,故热稳定性高。反之,室温强化作用显著的沉淀相,如 $MgZn_2$ 、 Mg_2Si 及 $T(Al_2Mg_3Zn_3)$ 相等,高温软化趋势比较突出。由此可见,高温及常温工作的合金对强化相的要求不同,为了获得较好的综合性能,需要把这两方面的特点结合起来。Al-Cu-Mg 系在这方面是比较成功的,S 相(Al_2CuMg)可同时保持较高的常温及高温强化效果,故低 Cu/Mg 比的硬铝,如 LY2 合金,S 相数是较多,可在 $150\sim 200^{\circ}C$ 使用,而一般的 Al-Zn-Mg 和 Al-Mg-Si 系合金工作温度低于 $120^{\circ}C$ 。如果要求更高的耐热性,可在此基础上增添少量过渡族元素,如 Al-Cu-Mg-Fe-Ni(LD7)和 Al-Cu-Mn 系(Ly16)等。但过渡族元素含量不宜过高,否则因脆性难溶相增加而降低合金的塑性及韧性。

4. 组织强化 通过细化晶粒(包括细化亚结构及增加位错密度)和使合金保持未再结晶组织,可使材料的强度提高 $10\%\sim 30\%$,与此同时,纵向的断裂韧性和应力腐蚀抗力也可获得改善。

为了使制品在热处理后仍保持未再结晶的纤维状组织,通常是加入少量过渡族元素锰、铬、钴、钛。这类元素溶入基体能强烈提高其再结晶温度,当弥散第二相质点析出时,可有效地阻止再结晶过程及晶粒长大。另外,在生产过程中,提高变形温度或采取接近多向压缩应力状态的变形方式,由于减少了物理变形程度,也有助于保留未再结晶组织。例如挤压产品就比轧制产品容易得到细晶纤维状结构,相应的强度也较高,所以这种组织强化有时也称为挤

压效应。

§ 2-2 铝合金的热处理原理

铝合金的基本热处理形式是退火及淬火时效。前者属软化处理,目的是获得稳定的组织和优良的工艺塑性;后者为强化处理,借助时效硬化以提高合金的强度性能。本节着重阐明铝合金时效理论中的基本规律和特点,以及讨论确定相应热处理工艺参数的主要原则。

自从1905年德国A·维尔姆(A·Wilm)首先在Al-3.5%Cu-0.5%Mg合金中发现时效硬化现象以来,各国科学工作者对铝合金的时效理论进行了广泛深入的研究,获得了丰硕成果。其中对Al-Cu系,特别是对Al-4%Cu合金的研究比较系统,认识也较透彻。因此,我们将首先讨论该合金在时效过程中的组织性能变化,随后再涉及其它类型的铝合金系。

一、Al-4Cu合金组织、性能的一般变化

图2-4为Al-Cu二元相图的一部分,在548℃进行共晶转变: $L \rightarrow \alpha + \theta(\text{CuAl}_2)$ 。铜在 α 相中的极限固溶度为5.65%(548℃时),随着温度下降,固溶度急剧减小,室温下降至0.05%。 θ 相的名义组成为 CuAl_2 ,属正方晶格($a=0.6066\text{ nm}$, $c=0.4874\text{ nm}$)。按 CuAl_2 化学式计算, θ 相中含铜量应为54.08%,但实际上只含52.5%~53.9%Cu,即只有在部分铜原子为铝原子置换的条件下, θ 相才能稳定存在。Al-4Cu合金缓慢冷却时的组织为 $(\alpha + \theta)$ 两相,其铸造状态的抗拉强度约为150MPa。

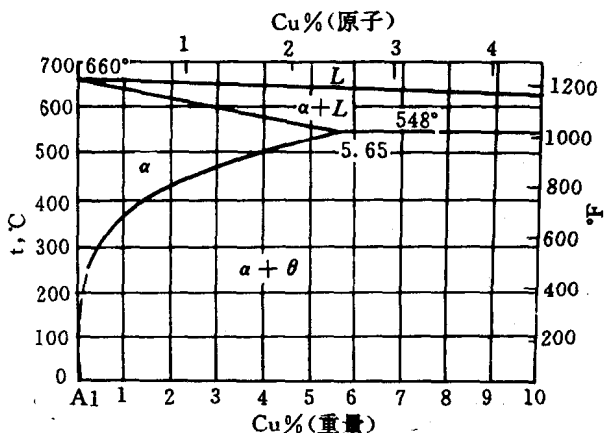


图 2-4 Al-Cu 二元相图的富 Al 部分

如将该合金加热到固溶度线以上,在保持一段时间后迅速淬入干冰

(-78℃)中,形成过饱和固溶体(含4%Cu),其抗拉强度可增至200 MPa。若长期在干冰中保存,机械性能没有明显变化。但若从干冰中取出,于室温下放置,则2h后开始出现硬化现象,硬度和强度增高,并随着时间的增长而加剧,8天后达最大值,以后趋于稳定,如图2-5所示。如将同一合金置于稍高的温度环境内,例如50℃,经2天后硬度即达最高值,但其变化规律仍与室温的相同。这种将淬火得到的过饱和固溶体置于室温或低于100℃的温度环境下,由于停留时间的增加而导致硬度及强度增高的现象称为自然时效。

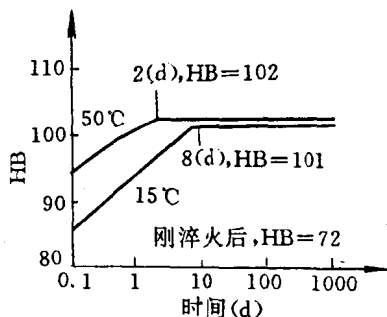


图 2-5 Al-4Cu 合金自然时效时的硬度变化

如将该合金置于100℃以上时效,硬度变化要复杂一些,即在曲线上出现峰值,如图2-6所示。时效温度愈高,