

有色金属及其热处理

《有色金属及其热处理》编写组 编著

内 容 简 介

本书扼要地介绍了有色金属的合金强化、工艺性能、抗蚀性能及其热处理概论等内容。

鉴于铝、镁、钛、铜等合金是用作结构材料用量最大、使用最普遍 的有色金属，本书系统地讨论了这些合金的合金化原理、相变和热处理原理，阐明了各种主要工业合金的成分、组织、性能、热处理工艺及其相互关系。最后，还对轴承合金作了简要的介绍。

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

有色金属及其热处理

《有色金属及其热处理》编写组 编著

*

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

廊坊日报印刷厂印刷

*

787×1092¹/₁₆ 印张21 486千字

1981年8月第一版 1981年8月第一次印刷 印数：00,001—10,300册

统一书号：15034·2239 定价：2.15元

前 言

有色金属在发展国民经济及国防工业建设中占有重要地位。研究、应用和发展有色金属合金是我国社会主义建设中的重要任务之一。

有色金属品种繁多，由于篇幅所限，本书着重讨论有色金属结构材料中用量最大、使用最普遍的铝、镁、铜、钛等四类合金，并对轴承合金作简要介绍。在第一章中扼要讨论了有色金属合金强化的一般原理及途径；合金的工艺性能（铸造、压力加工、焊接及切削加工性能）、抗蚀性能与成分、组织的一般关系；改善这些性能的一般途径和热处理概论。

合金的性能决定于它们的成分、组织及热加工，特别是热处理工艺，论述各系统合金时，我们着重从相图出发，讲清它们之间的关系，学习时也应着重理解这些关系。

本书对各类合金的相变、合金化及热处理原理作了较详细的阐述，学好本课程必须掌握好这些内容。

使用本书作为教材时，如学时有限，对于有“*”号的节次或段落可以删简或由学生自己选学。每章都指定了几本参考书或资料供学生课外自学。

本书第二、三章由北京航空学院王世洪讲师执笔；第四、六章由西北工业大学何明副教授执笔；第一、五章由西北工业大学张宝昌教授执笔，并担任本书主编，

本书由北京航空学院材料科学与工程系主任吴云书教授主审，西北工业大学金属材料及热处理教研室和实验室、北京航空学院金属材料科学与工程教研室及实验室的同志们对本书编写工作给予了很大帮助，谨致谢忱。

近一、二十年来，由于发展航空及宇航工业的需要，有色金属的研究成果很多，发表的资料也很丰富，在编写本书时我们力求把一些重要的内容概括进来，但由于时间及我们水平的限制，不足之处，甚至错误在所难免，敬希读者指正。

目 录

第一章 概论	1
§ 1-1 引言	1
§ 1-2 现代工业技术对金属材料的要求	2
§ 1-3 有色金属材料的强化途径	4
一、冷变形强化	4
二、固溶强化	5
三、沉淀强化	6
四、过剩相强化	6
五、细化组织强化	7
六、纤维增强复合强化	8
七、其他强化途径	8
八、提高合金热强度的途径	9
§ 1-4 金属材料的工艺性能	10
一、金属及合金的铸造性能	11
二、金属与合金的压力加工性能及铸造合金与变形合金在成分、组织和性能上的差别	13
三、金属及合金的焊接性能	16
四、金属及合金的切削加工性能	17
§ 1-5 金属材料的腐蚀及提高材料耐蚀性的途径	17
一*、电化学腐蚀的基本理论	18
二、金属及合金的电化学腐蚀	19
三、提高合金耐蚀性能的途径	20
§ 1-6 有色金属及其合金的热处理概论	21
一、退火	21
二、固溶处理	25
三、时效	26
第二章 铝及铝合金	29
§ 2-1 纯铝及其合金化	29
一、纯铝的特性	29
二、铝中杂质	30
三、纯铝的牌号及用途	32
四、铝的合金化	33
§ 2-2 铝合金的热处理原理	36
一、Al-Cu合金组织性能的一般变化	36
二、过饱和固溶体的性质	37
三、时效过程中的组织变化	39
四*、其他合金系的时效过程	44
五*、时效动力学	47
六、时效硬化原因	50
七、时效理论的应用	52
§ 2-3 铸造铝合金	66
一、铸造铝合金的特点、分类和编号	66
二、Al-Si系合金	66

三、Al-Cu系铸造铝合金	76
四、Al-Mg系铸造铝合金	81
五、其它铸造铝合金	83
§ 2-4 变形铝合金及其热处理	86
一、变形铝合金的分类及编号	86
二、防锈铝	87
三、硬铝	92
四、锻铝	103
五、耐热铝合金	106
六、超硬铝	110
§ 2-5* 变形铝合金的疲劳和断裂性能	115
一、主要影响因素	115
二、粗大难溶硬相质点对合金断裂韧性的影响	116
三、中等尺寸的硬相质点对合金断裂韧性的影响	120
四、晶粒结构对合金断裂性能的影响	121
五、时效沉淀相对合金断裂性能的影响	124
§ 2-6* 铝合金的晶间腐蚀和应力腐蚀	128
一、基本特征	128
二、影响因素	131
三、工业铝合金的晶间腐蚀和应力腐蚀特点	136
§ 2-7* 铝合金的发展方向	141
第三章 镁合金	143
§ 3-1 镁合金的基本特性	143
§ 3-2 镁的合金化及热处理原理	144
一、主要合金元素及其作用	144
二、镁合金的固态相变特点	147
三、镁合金热处理的主要类型	154
§ 3-3 工业镁合金	156
一、高强铸造镁合金	157
二、耐热铸造镁合金	164
三、高强变形镁合金	166
四、耐热变形镁合金	173
五*、超轻镁合金	175
§ 3-4 镁合金中的常见缺陷	177
一、冶金缺陷	177
二、热处理缺陷	180
§ 3-5 镁合金的腐蚀和防护	182
第四章 钛及钛合金	186
§ 4-1 纯钛的组织 and 性能以及杂质的影响	187
一、纯钛的晶体结构及相变点	187
二、纯钛的组织形态	187
三、纯钛的性能及杂质的影响	188
四、工业纯钛的编号、性能和应用	191
§ 4-2 钛与合金元素的相互作用	193
一、影响钛与合金元素相互作用的基本因素	193
二、钛合金的相图类型及合金元素的分类	195
三、工业用合金元素的作用	198
四、工业钛合金的分类和编号	202

§ 4-3 钛合金的相变	206
一、钛及钛合金的同素异构转变	206
二、 β 相在快冷(淬火)过程中的相变	208
三、 β 相在慢冷(炉冷或空冷)过程中的相变	213
四、亚稳相在加热时的分解	216
五、共析反应及 β 相的等温转变	218
§ 4-4 钛合金的热处理	219
一、退火	219
二、强化热处理	223
三*、形变热处理	228
四*、化学热处理	230
五、钛合金的污染问题	231
§ 4-5 钛合金的几种基本组织及其对性能的影响	232
一、钛合金的基本相组成及其性能特征	233
二、钛合金的基本组织类型及其形成条件	233
三、钛合金的热处理和显微组织与性能的关系	235
四*、钛合金的组织强化	244
§ 4-6 钛合金中常见的缺陷	245
一、成分偏析	245
二、组织不均匀	245
三、夹杂	246
§ 4-7 工业钛合金	246
一、 α 钛合金	246
二、 $(\alpha + \beta)$ 钛合金	248
三、近 α 钛合金	258
四、 β 型钛合金	260
五*、铸造钛合金	262
六*、低温钛合金	263
§ 4-8 钛及其合金的工艺性能	265
一、钛及其合金的压力加工性能	265
二*、钛及其合金的焊接性能	265
三*、钛及其合金的切削加工性能	267
§ 4-9 钛合金的发展	267
第五章 铜及铜合金	269
§ 5-1 工业纯铜	269
一、纯铜的性能特点	269
二、杂质元素对纯铜塑性变形性能的影响	272
三、氢病	275
四、工业纯铜的热处理	275
五、工业纯铜的牌号及应用	276
六、铜的合金化	276
七、铜合金的分类及编号	277
§ 5-2 黄铜	278
一、二元黄铜	278
二*、多元黄铜	284
三、黄铜的热处理	286
§ 5-3 锡青铜	288
一、二元锡青铜的组织	288
二、二元锡青铜的性能	289

三、多元锡青铜	290
§ 5-4 铝青铜	292
一、二元铝青铜的组织	292
二、二元铝青铜的性能	294
三、多元铝青铜	294
四*、一般铜基合金弹性材料的强化和热处理	296
§ 5-5 铍青铜	297
一、铍青铜的组织 and 微量元素的作用	297
二、铍青铜的性能	299
三、铍青铜的热处理	301
§ 5-6* 其它青铜	303
一、硅青铜	303
二、钛青铜	306
三、镉青铜和镁青铜	306
四、高导电性、高强度、耐热铜合金	307
§ 5-7* 白铜	309
一、普通白铜	309
二、添加元素对 Cu-Ni 合金性能的影响以及特殊白铜	311
§ 5-8 光亮退火	312
第六章 轴承合金	313
§ 6-1 对轴承合金性能的要求及其组织特征	313
§ 6-2 锡基和铅基轴承合金	313
§ 6-3 铜基轴承合金	316
一、铅青铜	316
二、铍青铜	318
§ 6-4 铝基轴承合金	318
附录	320
附录 1 铸造铝合金、镁合金各国牌号对照表	320
附录 2 变形铝合金、镁合金各国牌号对照表	320
附录 3 钛合金各国牌号对照表	322
附录 4 铜合金各国牌号对照表	322
附录 5 美国变形铝合金牌号及状态标记法	323
附录 6 美国工业铝合金热处理规范	325
附录 7 国际单位制与公制及英制的换算	327

第一章 概 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;要求发展高强度、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,即黑色金属和有色金属。钢铁、铬、锰属黑色金属,除此之外一切金属材料均属有色金属,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、锆等称稀有金属;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需的合金元素,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,已成为现代工业特别是国防工业中必不可少的结构材料。

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。由表上可看到,飞机、发动机上有色金属的用量现在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

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
J 47	1945	F-86, B-47	0	22	0	70	8
J 79	1955	F-104, B-58, F-4	0	3	2	85	10
J 98	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

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还多。但由于这些金属的化学活性高，冶炼困难，生产成本低，产量低（例如 1976 年美国有色金属的总产量仅为钢产量的 6.2%；苏联为 3.8%；日本为 2.6%），因此，对有色金属的使用要十分注意节约。

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	锆	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	铈	0.001	铋	4×10^{-5}
镁	2.1	镍	0.008	钍	8×10^{-4}	银	1×10^{-5}
钛	0.6	锌	0.005	镅	7×10^{-4}	汞	7×10^{-6}
锰	0.09	铈	0.0045	钼	3×10^{-4}	金	5×10^{-7}
铬	0.02	锡	0.004	铀	3×10^{-4}	铂	1×10^{-7}

我国地大物博，矿产资源十分丰富，在目前已经探明的储量中钨、锡、钼、铋、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储量就达四亿二千万吨，接近国外已探明的钛储量的总和。已经证明，全国稀土金属工业储量为国外已探明的总储量的五倍，远景储量为世界远景总储量的 3.8 倍。我国一向比较缺乏的铬矿，也在西藏、新疆、内蒙古、甘肃等地找到了重要产地。

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，谓之鉴燧之齐。”但是由于长期的封建统治及帝国主义和国民党反动派的压迫剥削，我国的有色金属工业，没有得到应有的发展。拿航空工业必需的铝、镁合金来说，1949 年新中国成立前，全国几乎没有什么真正的生产工厂。

新中国成立后，我国的有色金属工业和科学研究获得了很大的发展。目前我们已经建立了自己的有色金属材料体系和许多各种有色金属材料的生产基地，而且一些稀有金属早已开始了出口。今后我国的有色金属工业必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

现代生产技术的许多领域正朝着承受高温、高压、高速和强烈化学介质的方向发展。飞机的速度已经达到音速的两倍多，而且还在向着更高速度的方向发展，现代航空不但要求飞机速度高，还要求性能好、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。提高了材料的强度，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，但是材料强度和韧性往往是互相矛盾的。强度提高，一般要引起材料韧性下

降,如图 1-1 所示。而韧性低的材料,会发生低应力脆性断裂,造成事故。因此,研究在提高材料强度的同时,提高其韧性是金属学工作者当前的一项任务,目前已取得了一些进展。例如提高原材料纯度,进行适当的合金化及热处理等,这些将在以后各章中结合具体材料进行介绍。

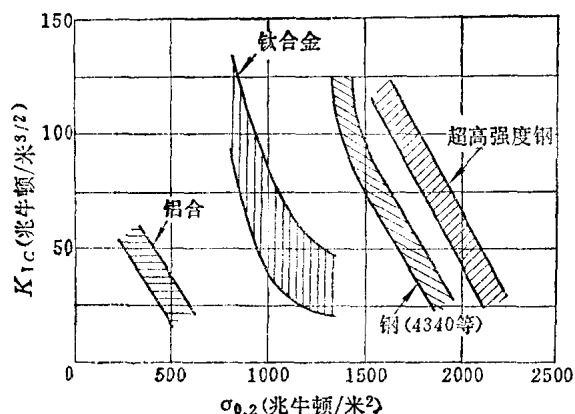


图1-1 几种合金的屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 与断裂韧性 K_{1C} 的关系

高,燃油中不可避免地含有硫、钠等微量杂质元素,燃气对发动机,特别是对涡轮及压气机部分腐蚀性很大。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值勤的飞机,受到大气的腐蚀很厉害。这不仅严重影响飞机和发动机的寿命,还容易造成事故。关于金属材料的耐腐蚀性能及其影响因素和提高耐腐蚀性能的途径将在§1-5中介绍。

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和膨胀性能的材料,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,生产费用少,生产率高。因此,研究金属材料必须研究它们的工艺性能。关于有色金属材料的各种工艺性能的一般规律,影响因素及改进、提高的途径将于§1-4中介绍,各种具体材料的工艺性能于以后各章中讲述。

本书的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选材时,要注意几个原则:

(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。近年来的经验表明,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。以前飞机和发动机的设计中,考虑强度指标多,考虑材

提高合金的耐热性能是发展航空、航天及其他许多工业对我们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($M \approx 2.5$)飞机,由于气流冲刷,蒙皮的温度将达到 150°C 。飞机巡航速度越高,发动机性能越好,对材料耐热性的要求也越高。金属材料的耐热性决定于一些什么因素?各种有色金属材料的耐热性如何?怎样提高它们的耐热性?将在下文予以研究。

研究提高合金的耐腐蚀性能,也是一个很重要的问题。由于燃气轮机的温度很

料的耐蚀性能少，但是材料的腐蚀性能特别是应力腐蚀严重影响其有效强度。往往由于腐蚀性能不好，使一些原来强度很高的零件，提前破断造成事故。因此，近年来在飞机的选材中，对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，甚至避免了事故。

(3) 要有良好的工艺性能。其重要性，上面已经讲过。

(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。在满足设计要求，保证产品性能和寿命的前提下，要尽量选用价格低的材料。努力降低成本，提高生产率，是我们社会主义生产的一个原则。

(5) 要考虑材料有无充足的来源，特别是材料所含元素是否结合我国的资源条件，这是战备的需要。

在我们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，必须加以考虑。

§ 1-3 有色金属材料的强化途径

不断提高金属材料的强度、韧性、耐热性、耐蚀性是现代生产技术发展的需要，也是我们金属学工作者的职责。现代材料科学给我们提供了许多强化金属的途径和方法，下面就有色金属材料的强化途径作一简要介绍。

一、冷变形强化

冷变形强化亦称冷作硬化。金属材料在再结晶温度以下的变形称冷变形。冷变形后材料即被强化，强化的程度随变形度、变形温度及材料本身的性质而不同。同一种材料在同一温度下冷变形时，变形度越大则强度越高。但塑性 (δ 、 ψ) 随变形程度的增加而降低，如图 1-2 所示。

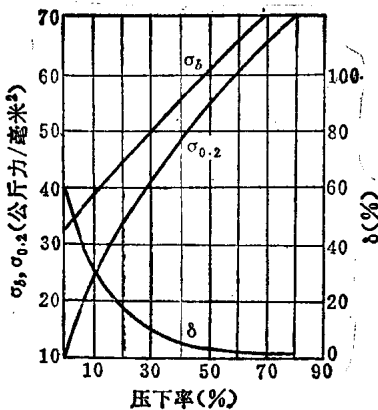


图1-2 黄铜 (Cu + 32%Zn) 的机械性能与压下率的关系

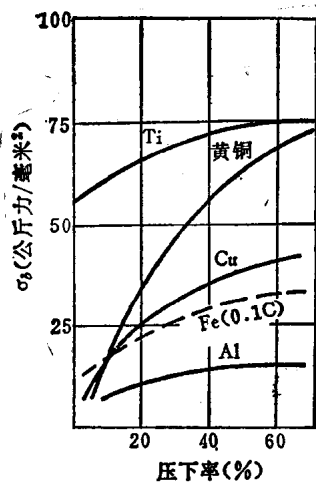


图1-3 几种有色金属的屈服强度与压下率的关系

图 1-3 表示几种常见有色金属的抗拉强度随变形度增大而升高的情况。

通过冷变形强化，材料的强度可以提高百分之几十至一倍以上。例如纯铜经强烈冷变形后，抗拉强度可由 22 公斤力/毫米² 提高到 45 公斤力/毫米²。工业纯钛 Ti-100A 经过冷拉变

形后, 抗拉强度可由 75 公斤力/毫米² 提高到 130 公斤力/毫米²。但是, 变形强化受到合金塑性的限制, 当变形度高到一定程度后, 合金会出现开裂, 使材料报废。

冷变形强化是金属材料常用的强化方法之一, 适用于工业纯材, 固溶体型合金及热处理不强化的多相合金。

某些合金冷变形时能形成较好的织构而在一定方向上强化, 称为织构强化 (如钛合金板材的织构强化)。

金属材料发生冷变形强化的原因是: 冷变形时金属内部位错密度增大, 而且位错互相缠结, 并形成胞状结构, 阻碍位错运动, 使不能移动的位错数量剧增, 以致需要更大的力才能使位错克服障碍而运动。变形度越大, 上述情况越严重, 则材料的变形抗力越大, 强度越高。

二、固溶强化

合金元素固溶到基体金属 (溶剂) 中形成固溶体时, 合金的强度、硬度一般都会得到提高, 称为固溶强化。特别可贵的是对合金进行固溶强化时, 在强度、硬度得到提高的同时, 塑性还能保持在良好的水平上。例如将纯铜冷作硬化, 使其硬度提高到 60~80 (HB) 时, 其伸长率即降至 1~2%。但是, 如果在纯铜中加入适量的镍形成固溶体, 硬度也被提高到 60~80 (HB), 其伸长率却为 50%。不仅如此, 有的合金元素与基体金属形成固溶体后, 基体金属塑性不但不降低, 甚至有所升高 (如锌固溶到铜中)。

合金元素溶入基体金属后, 使基体金属的位错密度增大, 同时晶格发生畸变。畸变所产生的应力场与位错周围的弹性应力场交互作用, 使合金元素的原子聚集到位错线附近, 形成所谓“气团”, 位错要运动就必须克服气团的钉扎作用, 带着气团一起移动, 或者从气团中挣脱出来, 因而需要更大的切应力。另外, 合金元素的原子还会改变固溶体的弹性常数、扩散系数、内聚力和原子的排列缺陷, 使位错线变弯, 使位错运动阻力增大, 从而使材料得到强化。

合金元素对基体金属的强化效果决定于多种因素, 其中合金元素原子与基体金属原子的尺寸差别看来起着重要的作用。一般来说, 原子尺寸差别越大, 对置换固溶体的强化效果亦可能越大。

合金元素的负电性对固溶体的强化也有一定作用, 合金元素与基体金属的价电子差越大, 强化效果也越大。

合金元素对基体金属的强化效果还与二者的弹性模量大小的差错度[●]有关, 差错度越大, 往往强化效果越好。

在采用固溶强化的合金化时, 要挑选那些强化效果高的元素作为合金元素。但是, 更重要的是要选那些在基体金属中固溶度大的元素作为合金元素, 因为固溶体的强化效果随被固溶的元素的百分含量的增大而增加。只有那些在基体金属中固溶度大的元素才能大量加入。例如, 铜、镁是铝合金的主要合金元素; 铝、锌是镁合金的主要合金元素; 锌、铝、锡是铜合金的主要合金元素。都是因为这些元素在基体金属中的固溶度较大的缘故。

● 差错度 $\epsilon_G = \frac{G - G_0}{G_0}$, 其中 G_0 为基体金属的切变弹性模量, G 为合金元素的切变弹性模量。

进行固溶强化时, 往往采用多元少量的复杂合金化原则 (即多种合金元素同时加入, 但每种元素加入量少), 使固溶体的成分复杂化, 这样可以使固溶体的强化效果更高, 并能保持到较高的温度。

三、沉淀强化

在固溶度随温度降低而减小的合金系中, 当合金元素含量超过一定限度后, 淬火可获得过饱和固溶体。在较低的温度加热 (即时效), 过饱和固溶体将发生分解, 析出弥散相, 并引起合金的强化, 称为沉淀强化。通过沉淀强化, 合金的强度可以提高百分之几十至几倍。例如, 铍青铜 (一种铜铍合金) 通过淬火时效进行沉淀强化后, 强度、硬度可提高两倍多。因此, 沉淀强化是铝、镁、钛、铜等有色金属材料常用的有效强化手段。

沉淀强化的效果决定于合金的成分、淬火后固溶体的过饱和度、强化相的特性、分布及弥散度以及热处理制度等因素。

强化效果最好的合金位于极限溶解度成分, 如图 1-4 中的 d 或图 1-5 中的 f 及其附近的点。

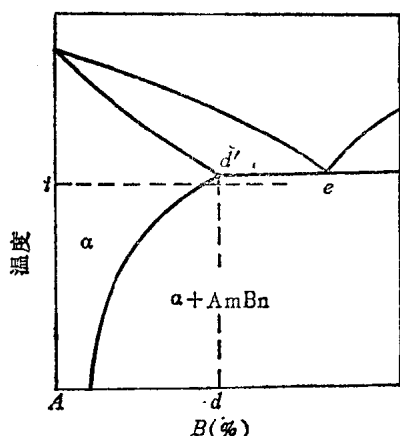


图1-4 二元系相图, d 为组元 B 在 A 中的极限固溶度, t 为成分为 d 的合金的最佳淬火温度

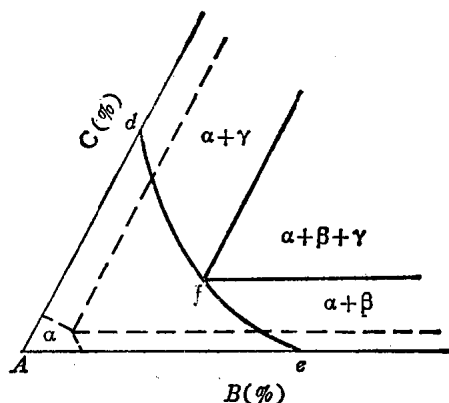


图1-5 A 、 B 、 C 三元素固相面投影图, 虚线表示 20°C 的等温截面

实验证明, 过饱和固溶体的分解要经过一个过程, 一般对大多数合金来说, 开始是溶质元素扩散、偏聚、形成无数溶质元素富集的亚显微区域, 称为 G. P. 区; 随着时效时间的延长, 或时效温度的升高, G. P. 区长大为过渡相 (具有一种中间过渡的与母相共格的晶体结构), 而后才形成析出相 (具有独立的非共格的晶体结构)。

沉淀强化的原因将在下一章 (§ 2-2) 中详细介绍。

把金属氧化物或难熔化合物的超细粉末与基体金属的粉末混合烧结, 也可以得到弥散强化材料。著名的烧结铝就是把 Al_2O_3 粉末与纯铝粉末混合烧结而成的。这种材料在基体金属上分布着在高温下很稳定的弥散的难熔质点, 耐热性能很好。

四、过剩相强化

过量的合金元素加入到基体金属中去, 一部分溶入固溶体, 超过极限溶解度的部分则不能溶入, 形成过剩的第二相, 简称为过剩相。过剩相对合金一般都有强化作用, 其强化效果与过剩相本身的性能有关, 过剩相的强度、硬度越高, 强化效果越大。但硬脆的过剩相含量超过一定限度后, 合金变脆, 机械性能反而降低。此外, 强化效果还与过剩相的形

态、大小、数量和分布有关。第二相呈等轴状、细小和均匀分布时，强化效果最好。第二相粗大、沿晶界分布或呈针状，特别是粗大针状时，合金变脆，而且强度也不高。另外，强化效果还与基体相与过剩相之间的界面有关。

过剩相强化与沉淀强化有相似之处，只不过沉淀强化时，强化相极为细小，弥散度大，在光学显微镜下观察不到；而在利用过剩相强化合金时，强化相粗大，用光学显微镜的低倍即能清楚看到。

过剩相强化在有色金属合金中应用广泛，几乎所有在退火状态使用的两相合金都应用了过剩相强化，或者更准确地说，是固溶强化与过剩相强化的联合应用。过剩相强化有时亦可称为复相强化，如退火状态的 $(\alpha + \beta)$ 钛合金。

五、细化组织强化

细化组织，对单相合金说是指晶粒细化，对多相合金说是指基体相晶粒的细化及过剩相的细化。细化组织可以提高材料在室温下的强度、塑性和韧性，是金属材料常用的强韧化方法之一。

晶界上原子排列错乱，杂质富集，并有大量的位错、孔洞等缺陷，而且晶界两侧的晶粒位向不同，所有这些都阻碍位错从一个晶粒向另一个晶粒的运动。晶粒越细，单位体积内的晶界面积就越大，对位错运动的阻力也越大，因而合金的强度越高。

铸造合金的组织细化可采用变质处理，即浇注前在金属熔液中加入微量的被称为变质剂的元素或化合物，使金属熔液的结晶过程受到影响，结晶为细密组织。根据不同情况，有三种作法：

(1) 在金属熔液中加入适当的难熔质点（或与基体金属能形成难熔化合物质点的元素）作为（或产生）非自发晶核，由于晶核数目大量增加，熔液即结晶为细晶粒。例如，在含1.5% Mn的铝合金中加入0.09%的Ti，晶粒即被强烈细化，如图1-6所示。

(2) 在金属熔液中加入微量的、易熔的表面活性物质（如镍等）。这种物质被吸附在所形成的微小晶体的表面上，把晶体与熔液隔开，阻碍晶体的长大。

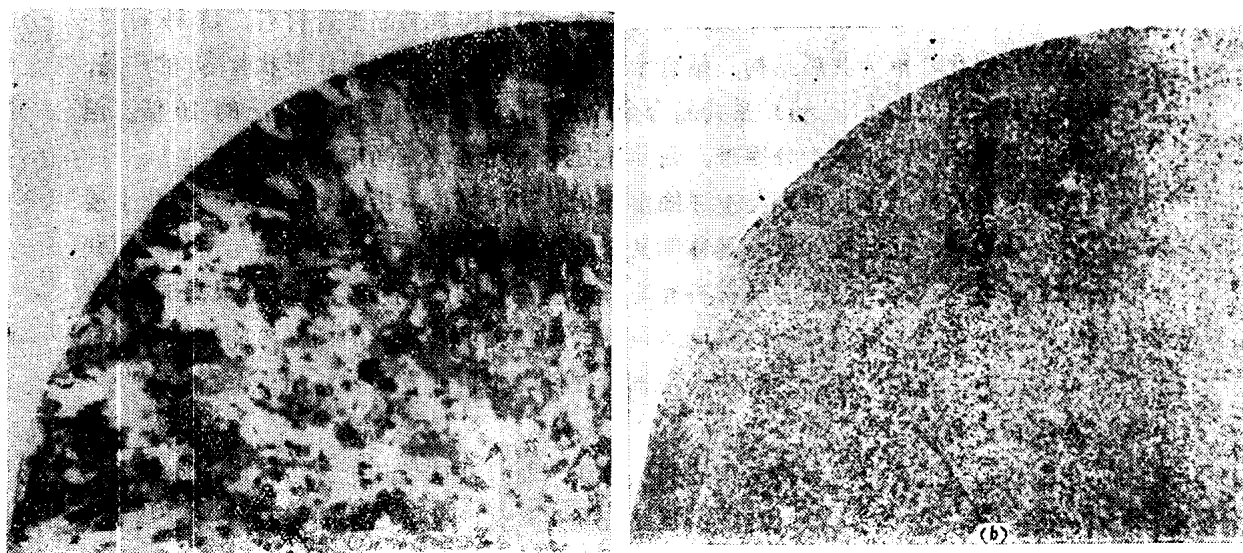


图1-6 Al-1.5Mn合金铸锭的粗视组织

(a) 未变质处理；(b) 加入0.09%Ti变质处理。

(3) 在金属熔液中加入微量的, 对初生晶体有化学作用从而改变其结晶性能的物质, 可以使初生晶体的形状改变。

用变质处理方法, 不仅能细化初生晶粒, 也能细化共晶体和粗大的过剩相, 或改变它们的形状, 著名的 Al-Si 合金的变质处理就是很好的例子。这将在第二章中论述。

对于不同的合金, 应采用何种变质剂才有效, 有一定的理论可以依据, 但目前主要还是用实验的方法去寻找。

在熔炼浇注时, 采用避免金属熔液过热、搅动、降低浇注温度、增大冷速等措施, 也可以(或有利于)获得细晶粒铸件。

对于变形合金的组织细化, 一般采用变形及再结晶方法。

六、纤维增强复合强化

用高强度纤维同适当的基体材料相结合以强化基体材料的方法, 称为纤维增强复合强化。最初出现的复合材料是以玻璃纤维增强的、以树脂为基体的非金属复合材料。目前非金属复合材料品种已经很多, 但其使用温度一般不超过 $200\sim 350^{\circ}\text{C}$ 。为了获得在更高温度下使用的高比强度和高比刚度^①的材料, 以满足尖端技术的需要, 目前各国都积极发展以金属为基体的纤维增强复合材料。

可以用作增强纤维的材料有碳纤维、硼纤维、难熔化合物 (Al_2O_3 、 SiC 、 BN 、 TiB_2 等) 纤维和难熔金属 (钨、钼、铍等) 细丝等, 这些纤维或细丝的强度一般为 $250\sim 350$ 公斤力/毫米²。此外, 还可用金属单晶须或 Al_2O_3 、 B_4C 等陶瓷单晶须作为增强纤维, 它们的强度就更高。如铁晶须的强度达 1336 公斤力/毫米², Al_2O_3 晶须的强度为 $420\sim 2460$ 公斤力/毫米², SiC 晶须的强度甚至达到 $1400\sim 4218$ 公斤力/毫米²。但晶须的生产很困难, 成本很高。

作为基体材料的金属有铝、钛、镍、钨等。以硼纤维增强和可热处理强化的合金 (如 Al-Cu-Mg, Al-Mg-Si) 或弥散硬化的 Al- Al_2O_3 系为基的金属复合材料, 其比强度和比刚度为标准铝合金的 $2\sim 3.5$ 倍, 已被用于航空及宇航工业。

利用定向结晶方法, 使共晶体合金中的硬脆相连续结晶为纤维状, 起增强纤维的作用, 共晶体中的 α 固溶体与硬脆相相间连续结晶为基体, 可以得到共晶复合材料。这种材料, 由于它的基体与强化纤维为共晶结构, 结合十分紧密, 而且一次可制成形状复杂的产品, 据估计镍铌-镍铝 ($\text{Ni}_3\text{Nb-Ni}_3\text{Al}$) 系共晶合金的强度, 可达最优的镍基合金的 10 倍。但是, 共晶复合材料的生产工艺十分困难, 目前还处于研究阶段, 尚未用于生产。

金属基体复合材料的强化机理与上述固溶强化及弥散强化等机理不同, 这种强化主要不是靠阻碍位错运动, 而是靠纤维与基体间良好的浸润性紧密粘结, 使纤维与基体之间获得良好的结合强度。这样, 由于基体材料有良好的塑性和韧性, 增强纤维又有很高的强度, 能承受很大的轴向负荷, 所以整个材料具有很高的抗拉强度及优异的韧性。此外, 这种材料还能获得很高的比强度, 很高的耐热性及抗腐蚀性, 是目前发展材料的一个新方向。

七、其他强化途径

上述一至五是目前有色金属最常用的强化方法, 而且往往是几种方法联用, 使合金得到最大的强化效果。第六种方法 (纤维增强复合强化) 是新发展起来的很有前途的强化方

① 材料的弹性模量 E 与比重 γ 的比值称为比刚度。

法。除此之外，固溶体有序化后，往往也会出现强化。特别是当有序化伴随着合金晶格类型及晶格常数的改变，因而出現较大内应力时，硬化效果特别显著，有的合金硬度增大了40~100% (如表1-4所示)。

表1-4 几种固溶体从无序变为有序后硬度升高情况

固 溶 体 成 分		CuAu	CuPt	CuPd	Cu ₃ Au	Cu ₃ Pt	CuPd
有序化临界温度, ℃		430	800	550	400	500	650
晶格类型	无序状态	面心立方	面心立方	面心立方	面心立方	面心立方	面心立方
	有序状态	面心正方	三斜	体心立方	面心立方	面心立方	面心立方
由无序转变为有序后硬度升高, %		80	100	40	0	0	0

材料的强化有两种原理上根本不同的途径。一种是尽量增加晶体缺陷，以阻止位错运动，抑制位错源的活动，上面所讲的各种强化方法都属于此种类型。

另一种途径是尽可能地减少晶体中的位错及其他缺陷，使晶体接近于理想的完整状态。此时，材料变形不能依靠位错运动，滑移面上所有原子必须同时移动。这种滑移需要很大的切应力，因而材料具有很高的强度。晶须就是一种接近完整的晶体，所以强度极高。铜晶须的最大抗拉强度达200公斤力/毫米²，铁晶须的最大抗拉强度为1428公斤力/毫米²。

晶须的强度，随其直径的增大而降低，因为直径增大，位错也增加，只有直径小于0.001毫米时，才能接近理论强度。晶须的生产极为困难，生产成本很高，目前还处于发展阶段。

八、提高合金热强度的途径

一般合金的室温强度决定于两个基本因素，即金属的原子结合力和对位错运动的阻力。上面所讲的许多强化方法都是采用增加合金的晶格缺陷（如晶格扭曲、位错、晶界、亚晶界等）及组织不均匀性（如G. P. 区、弥散相、过剩相等）以增加位错运动的阻力，从而提高合金的强度。

随着温度的升高，原子活动能量增大，原子之间的结合力降低，扩散加剧，位错运动阻力减小，亚结构及空位迁移加快，因而合金蠕变抗力降低，热强度下降。当温度增至0.47T_熔时，冷作硬化效果已显著减弱；温度增至0.5T_熔时，冷作硬化效果消失；合金温度为0.5~0.6T_熔时，固溶强化效果已大大减弱。弥散强化效果可维持到0.5~0.6T_熔以下，超过0.6~0.65T_熔，这种强化效果一般已不再起作用。由熔点高而且在α固溶体中固溶度小的硬脆过剩相形成网状或骨架状组织的合金的强化作用，可维持到0.6~0.7T_熔或更高一些，但这类合金的室温强度及塑性低。

要提高合金的热强度，首先必须提高原子之间的结合力。金属的原子之间的结合力可从它们的一些物理标量，如熔点、再结晶起始温度、自扩散激活能、弹性模量等得到判断。一般而言，这些物理标量的数值越高，其原子间的结合力也越大。因此，进行耐热合金合金化时，所加入的合金元素不宜显著降低合金的熔点，并应具有较高的扩散激活能。

● T_熔表示合金熔点（固相线）的绝对温度值。

提高合金的热强度还必须减缓合金原子在高温下的扩散速率, 增加合金位错在高温下运动的阻力。为此, 应提高合金中的基体 (α 固溶体) 及第二相 (包括弥散相、过剩相) 的高温组织稳定性, 并增大合金的晶粒度。这里讲的高温组织稳定性是指合金的组织 and 性能对温度的抗力, 即在高温作用下变化倾向小。

提高 α 固溶体高温组织稳定性的一般方法是进行多元少量的复杂合金化。即加入多种固溶强化效果较好的合金元素, 每种量较少或很少, 使固溶体的成分复杂化, 以增大原子扩散的阻力, 使再结晶温度升高。但所加入的合金元素应遵循上述“不显著降低合金熔点并具有较高扩散激活能”的原则。否则, 不一定能获得提高固溶体高温组织稳定性把强度保持到高温的效果。

热强度高的合金, 其第二相应该是难熔化合物, 高温软化倾向小, 从作为基体的固溶体中析出困难 (即晶核的形成和长大困难), 聚集长大倾向小。因此, 要求组成第二相的元素的原子在基体相中的扩散激活能高, 组成的第二相成分及结构复杂, 获得最高强度所需的时效温度也高。

某些适当的微量元素的加入, 能被内吸附于第二相晶核 (G.P. 区) 周围的晶格扭曲区, 从而延缓时效过程的进行, 提高合金高温组织稳定性 (但有的微量元素起加速时效过程的作用, 不能提高合金组织的高温稳定性)。

第二相质点聚集长大按“溶解-析出”机制进行。在高温下, 温度总是上下波动的, 尽管波动的数值可能很小 (维持绝对稳定的温度一般是不可能的)。当温度向上波动时, 第二相一小部分溶入基体相中, 并在基体相中向较大质点扩散; 温度向下波动时, 在较大质点上析出。这样, 不断溶解、析出的结果第二相聚集长大。在合金工作温度范围内溶解度不随温度而显著变化 (即固溶度曲线斜度较小), 合金元素的扩散激活能又比较大时, 第二相的聚集长大倾向小。烧结铝具有很高的耐热性, 其第二相 (Al_2O_3) 在基体相 (铝) 中溶解度极小是一个主要原因。

目前所使用的耐热合金大多属于沉淀强化 (或弥散强化) 类型, 这类合金热强度高, 综合机械性能好。

合金的晶界对提高室温强度有良好的作用, 但由于温度升高后, 晶界上的原子扩散比晶内剧烈得多, 因此, 晶界成了高温断裂的策源地。在较低温度断裂一般是穿过晶粒内部 (穿晶断裂), 在高温则是沿晶界断裂 (晶间断裂), 特别是在那些与主应力相垂直的横向晶界上容易发生断裂。因此, 目前发动机中的涡轮叶片采用定向凝固方法制造, 使叶片结晶为大晶粒, 且晶界与叶片主应力方向平行。

晶粒粗大一般都能提高合金的耐热性, 但也不是绝对的。有些成分复杂的多相铸造合金, 如苏联的 AJI21 铝合金 (5% Cu, 3% Ni, 1.3% Mg, 0.3% Mn, 0.2% Cr, 余量为 Al), 其组织越细, 耐热性越好。这是因为这种铸造合金组织复杂, 热强性好, 稳定的第二相细质点分布于晶界区, 强化了晶界, 并降低了晶界原子的扩散速率所致。

§ 1-4 金属材料的工艺性能

金属材料的工艺性能包括铸造性能、压力加工性能、焊接性能、切削加工性能和热处理性能等。这些性能的好坏, 关系到金属及合金由原材料做成零件或成品的可能性、质量、