

971251

TG146
3144

• 高等学校教学用书 •

有色金属材料学

GAODENG XUEXIAO JIAOXUE YONGSHU



冶金工业出版社

高等学校教学用书

有色金属材料学

中南工业大学 谭树松 主编

冶金工业出版社

(京) 新登字036号

高等学校教学用书
有色金属材料学
中南工业大学 谭树松 主编

*

冶金工业出版社出版

(北京北河沿大街嵩祝院北巷39号)

新华书店总店科技发行所发行

天津新华印刷二厂印刷

*

787×1092 1/16 印张 10.75 字数 248千字

1993年10月第一版 1993年10月第一次印刷

印数 1~1800册

ISBN 7-5024-1233-6

TG·170(课) 定价5.20元

前 言

本书是根据1991~1995年冶金高等院校教材编写出版规划编写的, 包含有色金属结构材料及功能材料两部分。首先扼要讨论金属材料的一般强化原理, 合金的铸造性能、加工性能和抗蚀性能与成分、组织的一般关系。由于篇幅所限, 有色金属结构材料主要讨论用量大, 使用普遍的铜、铝、钛及钨钼合金, 并对轴承合金作简要介绍。功能材料主要介绍形状记忆合金、储氢材料、减震材料等。

本书第一、二、七章由中南工业大学谭树松编写, 第三章由南方冶金学院张海南编写, 第四、五、六章由昆明工学院樊爱民编写, 全书由谭树松主编。西北有色金属研究院邓炬高级工程师, 中南工业大学邓至谦、黄健超、李松瑞、周善初等老师参加本教材的审稿工作, 并提出不少宝贵意见, 在此表示感谢。

由于编者水平有限, 加之时间仓促, 书中不妥之处, 敬请广大师生和读者批评指正。

编 者

一九九二年十月

(A-271-)

目 录

绪 论.....	1
第一章 金属材料概论	
第一节 引言.....	3
第二节 金属材料的主要强化途径.....	3
一、冷变形强化.....	4
二、固溶强化.....	4
三、沉淀强化.....	6
三、弥散强化.....	7
五、细化晶粒强化.....	7
六、马氏体强化.....	8
七、其它强化途径.....	10
第三节 金属材料的铸造性能.....	11
一、流动性.....	11
二、偏析.....	12
三、缩孔与疏松.....	13
四、热裂倾向.....	14
第四节 金属材料的变形性能.....	15
一、晶体结构的影响.....	15
二、相组成的影响.....	16
三、晶粒大小的影响.....	16
四、温度的影响.....	17
第五节 金属材料的腐蚀与防护.....	17
一、化学腐蚀.....	17
二、电化学腐蚀.....	18
三、气体腐蚀.....	20
参考文献.....	21
第二章 铜及铜合金	
第一节 工业纯铜.....	22
一、纯铜的性能.....	22
二、杂质及微量元素对铜压力加工性能的影响.....	24
三、工业纯铜的牌号及应用.....	28
第二节 铜合金分类及强化方法.....	28
第三节 黄铜.....	30
一、普通黄铜.....	30
二、复杂黄铜.....	37
第四节 青铜.....	39

一、锡青铜.....	39
二、铝青铜.....	43
三、铍青铜.....	46
四、电工用特殊青铜.....	48
第五节 白铜.....	50
一、结构白铜.....	51
二、电工白铜.....	52
参考文献.....	52

第三章 铝及铝合金

第一节 纯铝及其合金化.....	53
一、纯铝的特性.....	53
二、铝中杂质.....	54
三、纯铝的牌号及用途.....	55
四、铝的合金化.....	56
第二节 热处理不强化的变形铝合金.....	57
一、Al-Mn系合金.....	57
二、Al-Mg系合金.....	59
第三节 热处理强化的变形铝合金.....	60
一、Al-Cu-Mg系合金.....	61
二、Al-Zn-Mg系合金.....	64
三、Al-Mg-Si系和Al-Mg-Si-Cu系合金.....	67
四、Al-Li系合金.....	70
第四节 铸造铝合金.....	71
一、Al-Si系铸造铝合金.....	71
二、Al-Cu系铸造铝合金.....	74
三、其它铸造铝合金.....	75
参考文献.....	75

第四章 钛及钛合金

第一节 工业纯钛.....	76
一、钛的基本性质.....	76
二、杂质元素对钛性能的影响.....	78
三、钛的组织.....	80
四、工业纯钛的牌号、性能及用途.....	80
第二节 钛的合金化原理.....	81
一、钛与其他元素之间的作用.....	81
二、钛二元相图类型及合金元素分类.....	82
三、合金元素对钛机械性能的影响.....	86
四、常用合金元素的作用.....	89
第三节 钛合金相变及热处理.....	90
一、同素异晶转变.....	90
二、 β 相在冷却时的转变.....	92
三、 β 相共析转变及等温转变.....	97

四、时效过程中亚稳定相的分解	98
五、钛合金的热处理	100
六、钛合金的几种基本组织及其对性能的影响	104
第四节 钛合金	107
一、钛合金的分类及牌号	107
二、结构钛合金	108
三、高温钛合金	114
四、钛铝化合物基高温钛合金	118
五、耐蚀钛合金	119
第五节 钛合金的发展	120
一、新型钛合金	120
二、发展新工艺	121
参考文献	121
第五章 钨、钼及其合金	
第一节 钨及其合金	122
一、钨的性质与应用	122
二、钨的合金化原理与钨合金	123
三、钨的粉末冶金	127
第二节 钼及其合金	129
一、钼的性质和应用	129
二、钼的合金化原理及钼合金	130
三、钼的氧化和防氧化保护	134
参考文献	135
第六章 滑动轴承合金	
第一节 滑动轴承的工作条件及性能要求	137
一、对轴承合金性能的要求	137
二、减摩理论简介	138
第二节 锡基轴承合金	139
一、锡基轴承合金的组织	139
二、杂质元素对锡基轴承合金性能的影响	140
三、常用锡基轴承合金的成分、性能和用途	140
第三节 铅基轴承合金	141
一、铅基轴承合金的组织	141
二、合金元素的作用	142
三、常用铅基轴承合金的成分、性能和用途	143
第四节 铜基轴承合金	143
一、铅青铜	143
二、锡青铜	145
第五节 铝基轴承合金	146
一、铝锡镁轴承合金	146
二、高锡铝基轴承合金	147
三、铝-石墨系轴承合金	148

参考文献.....	148
-----------	-----

第七章 功能材料

第一节 形状记忆合金	149
------------------	-----

一、热弹性马氏体相变	150
------------------	-----

二、形状记忆效应的机制	152
-------------------	-----

三、单向形状记忆效应	153
------------------	-----

四、超弹性(伪弹性)	153
------------------	-----

五、双向形状记忆效应	154
------------------	-----

六、全方位(360度)记忆效应	155
-----------------------	-----

七、形状记忆合金的种类和性能	155
----------------------	-----

八、形状记忆合金的应用	157
-------------------	-----

第二节 减震合金.....	159
---------------	-----

一、减震合金的分类及减震机理	159
----------------------	-----

二、减震合金的发展方向	160
-------------------	-----

第三节 储氢合金.....	160
---------------	-----

一、引言	160
------------	-----

二、储氢原理	162
--------------	-----

三、储氢合金的应用	162
-----------------	-----

参考文献.....	167
-----------	-----

绪 论

人们称铁及其合金为黑色金属，除钢铁以外的其它金属，一般统称为有色金属。与钢铁相比，有色金属及其合金具有很多特性，如铝、镁、钛及其合金密度小，比强度高；银、铜及其合金导电性能好；钨、钼、钽、铌、镍、钴及其合金耐高温；钛、铜及其合金具有优良的抗蚀性能等等。

随着航空、航海、汽车、石油化工、电子、原子能和宇航等近代工业的发展，有色金属及其合金的使用量正日益增加。例如在航空工业，为了减轻结构重量，提高运载能力和速度，要求材料强度高，比重小；所以在飞机制造中，除了受力很大的梁和起落架等用合金钢制造外，其余如机身和机翼的蒙皮、壁板、翼肋、翼梁等则多用比重小的铝合金或钛合金，发动机则采用镍基等高温合金制造。表0-1及表0-2表示飞机及发动机上所用材料的变化情况。从表中可见，在飞机、发动机上有有色金属的用量已超过黑色金属。

表 0-1 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 0-2 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	8	4	20	15	58
XXX	1975	—	10	3	17	15	55
XXX	1980	—	15	0	15	15	55

近年，钛合金的发展比较引人注目，它不但是飞机、卫星、火箭等航空、航天工业以及舰艇、潜艇等航海工业的重要用材，由于钛及其合金具有优良的抗腐蚀性，它还广泛用于化工、石油、冶金、电力、轻纺、食品及医药卫生等各个部门（见表0-3）。钛制设备的主要类型是换热器、各种容器、泵类、风机和电解槽等。由于钛设备的使用，收到了很大的经济效益。今天，钛已在军事和民用工业中获得广泛的应用，有“空中”、“陆地”、“海洋”金属之称。

表 0-3 化学工业各部门用钛比例

化 学 工 业 部 门	钛 设 备 比 例 (%)
氯碱 (包括氯酸钾)	25
化学纤维、化肥	18
无机合成、塑料	20
基本有机合成	15
染料中间体	4
精细化工	8
其 它	15

此外, 有色金属在功能材料领域的使用, 获得了迅速的发展, 如Ti-Ni形状记忆合金, 铜基形状记忆合金, 减震合金, 储氢金属, 超塑合金等等。Ti-Ni形状记忆合金的特异功能, 已在卫星、飞机、自动温控仪表、家用电器、医疗器械等方面获得应用。随着科学技术的发展, 以有色金属为基的功能材料, 将获得进一步发展。

本书主要介绍工业中常用的铜、铝、钛及其合金和轴承合金, 以及目前正在大力发展的功能材料。重点讨论它们的合金化、热处理原理以及常用的有色金属及其合金的成分、组织和性能。

第一章 金属材料概论

第一节 引言

金属材料从用途讲,大体上可分为两种类型,那就是结构材料与功能材料。前者以利用物质的力学性质为主,如强度、刚度、塑性与韧性等,这类材料发展最早,一直到本世纪中叶,都占主导地位。另一类则是功能材料,它利用物质的电、光、热、声、磁等物理性能(也包括力学性质)及化学性质的特性,而成为具有各种各样功能的材料。今后开发新技术将主要依靠具有特殊性能的材料,也就是在大多数情况下充分利用这些材料的特殊性能来制造出新的设备,为开发新技术创造条件。

按传统习惯,金属材料又分为钢铁材料和有色金属材料两大类。钢铁以外的金属材料,统称为有色金属(有时将铬、锰也归入黑色金属)。有色金属种类繁多,归纳起来可大致分为三大类:

1. 轻金属及其合金。包括铝、镁、钛等金属及其合金。
2. 重金属及其合金。包括铜、镍、铅、锌、锡等金属及其合金。
3. 稀有金属及其合金。包括高熔点金属(钨、钼、钽、铌、锆、铪、铼等),稀轻金属(铍、锂等),稀贵金属(钨、钽、钼、钨、铑、钯等),稀土金属,稀散金属及放射性金属及其合金。

由于有色金属品种繁多,性能各异,在很多重要领域是不可缺少的。例如:铜线是电机制造和电力输送部门不可缺少的金属材料;航空工业的发展在颇大程度上与轻金属合金材料的生产水平密切相关;喷气发动机涡轮叶片的工作温度高达 $900\sim 1100^{\circ}\text{C}$,必需采用镍、钴等合金及其它耐热性更好的有色合金;白铜、镍合金及钛合金等由于具有优异的抗蚀性能而为热工、化工、造船工业所采用。此外,随着近代新技术的发展,在能源技术、空间技术、计算机技术、生物工程、自动控制等尖端技术部门,需要各种具有特殊性能的有色金属材料,从而使有色金属在作为传统的结构材料使用的同时,飞快的向功能材料领域发展,这已成为今天有色金属材料发展的特色。

有色金属材料按其生产特征,主要有三大类型:

1. 铸造制品:将熔融金属通过各种方法铸造成一定形状的铸件。
2. 粉末制品:将金属粉未经压型,烧结而成各种形状的制品。
3. 压力加工制品:将金属铸锭或粉末烧结所得的坯料经锻造、轧制、挤压、拉伸等压力加工方法得到各种形状的制品。

根据专业业务范围的要求,本课程主要叙述用于压力加工的有色金属合金及其生产过程。

第二节 金属材料的主要强化途径

近代工业发展过程中,工业部门如机器制造业、航空工业、汽车工业、造船业……等

各个领域，对金属材料的强韧性提出越来越高的要求，人们为了满足工业的需要，一直在想方设法提高金属的强度，经过长期的摸索，逐渐总结出一些行之有效的方法；尤其在位错理论出现以后，对金属材料产生强化的本质有了进一步的认识，从而使冶金工作者能更有效的去提高金属材料的强韧性。归纳起来，目前强化金属材料的主要途径有以下几个方面：

一、冷变形强化（或称应变硬化—strain hardening）

金属材料在再结晶温度以下变形称冷变形，冷变形是使金属同时变形并强化的方法。金属材料冷加工过程发生强化的原因是：冷变形使金属内部位错大量增殖，密度增大；位错在运动过程中将彼此交截，形成割阶，使位错的可动性减小，许多位错经交互作用后，缠结在一起，形成位错缠结（即纠结），使位错运动变得十分困难，以至需要更大的力才能使位错克服障碍而运动。变形量越大，上述情况越严重，即材料的变形阻力越大，强度越高。

金属材料的冷变形强化程度随变形量的增加而增加，而塑性（ δ 、 ψ ）则随变形量的增加而减少，如图1-1、1-2所示。

金属材料的晶体结构不同，其加工硬化率（或称应变硬化系数）也不同。密排六方金属的应变硬化系数较小；而体心立方，特别是面心立方金属的应变硬化系数较大，如图1-3及表1-1所示。

冷变形强化是金属材料常用的强化方法之一，特别适用于纯金属及热处理不强化的合金，尤其是导电材料，其原因是：虽然冷变形使延性、导电性和耐蚀性降低，然而，与其

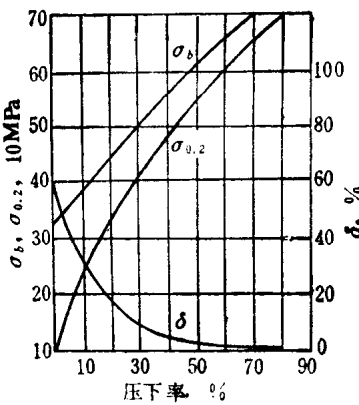


图 1-1 黄铜（Cu+32%Zn）的机械性能与压下率的关系

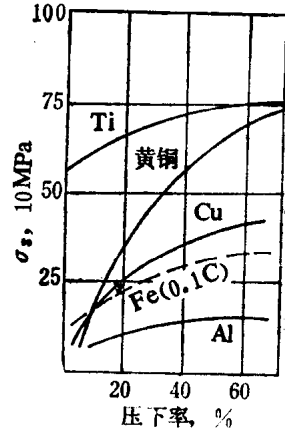


图 1-2 几种有色金属的屈服强度与压下率的关系

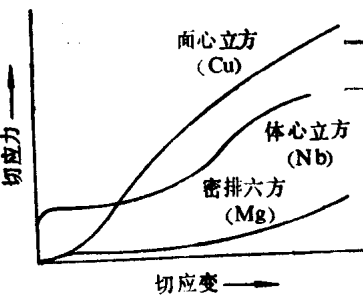


图 1-3 几种典型的金属单晶体的应力-应变曲线

表 1-1 典型金属及合金的应变硬化系数

金 属	晶体结构	n
钛	密排六方	0.05
退火合金钢	体心立方	0.15
淬火回火中碳钢	体心立方	0.10
钨	体心立方	0.13
铜	面心立方	0.54
Cu-30% Zn	面心立方	0.50
奥氏体不锈钢	面心立方	0.52

摘自G.狄埃特(G.Dieter)《机械冶金学》，McGraw-Hill出版社，1981，以及其他文献。

它强化方法（如固溶强化）相比，其冷变形后导电性的降低要小得多，对比图1-4(a)与(b)便清楚可见。

所以，用冷加工方法来加工输电用的铜导线，是一种比较满意的强化方法。

二、固溶强化（Solid solution strengthening）

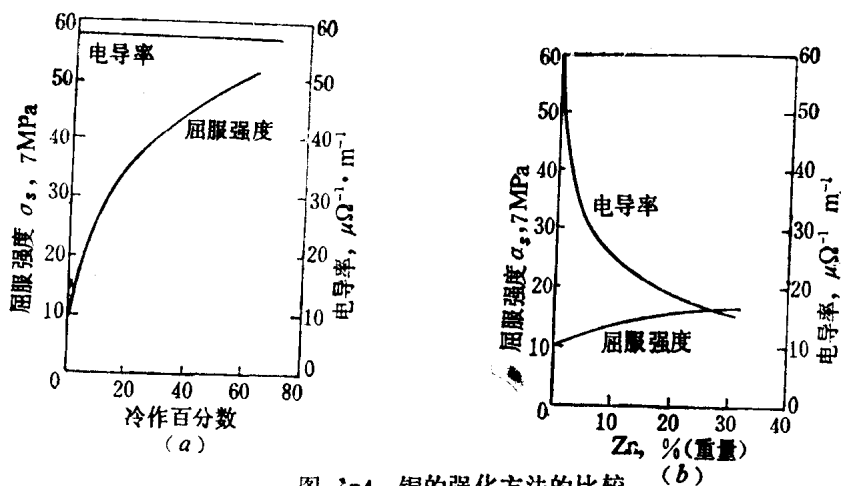


图 1-4 铜的强化方法的比较

(a) 冷加工, (b) 用锌进行固溶强化。注意冷加工产生较大的强化效应, 但对导电性影响不大

当合金元素(溶质)固溶到基体金属(溶剂)中形成固溶体时, 合金的强度和硬度便会升高, 称为固溶强化。如将小于40%的Zn加到铜中, 锌就起置换铜原子的作用, 生成铜-锌合金(黄铜), 其强度高于纯铜。

合金元素固溶于基体金属后, 使基体金属产生强化的原因在于: 固溶体中既存在有位错又有溶质原子, 两者的周围均存在一应力场, 为了使系统的应变能降低, 上述两种应力场会发生交互作用。我们研究一下正刃型位错, 如果点阵的上半区的固有点阵参数可以局部地减小, 而下半区的固有点阵参数却可以局部地增大, 那么就可以降低点阵畸变产生的应变能。这一条件可以通过溶质原子对于位错的偏聚而实现。大的溶质原子占据膨胀区中的点阵位置, 小的溶质原子取代压缩区中的点阵位置, 从而使系统的应变能降低。通常, 把围绕位错而形成的溶质原子聚集物, 称为“溶质原子气团”, 也称“科垂耳气团”(Cottrell Atmosphere), 这种气团可以阻碍位错运动, 因为位错移动时必须挣脱气团, 或者拖着气团一道走, 这两者都是困难的, 从而产生固溶强化效应。此外, 由于合金元素与基体金属原子价不同, 也可能产生固溶强化, 这说明溶质原子与位错之间, 除弹性交互作用之外, 还有另一种交互作用, 即电学交互作用。

固溶强化程度, 一方面取决于基体金属与合金元素原子半径差别的大小, 原子半径差别越大, 强化效果越大, 这是由于原子尺寸差别越大, 引起基体金属的晶格畸变越大, 从而导致位错滑移更困难(见图1-5)。另一方面, 在不超过固溶极限的情况下, 加入合金元素的量越大, 强化效应就越大。铜及其常用

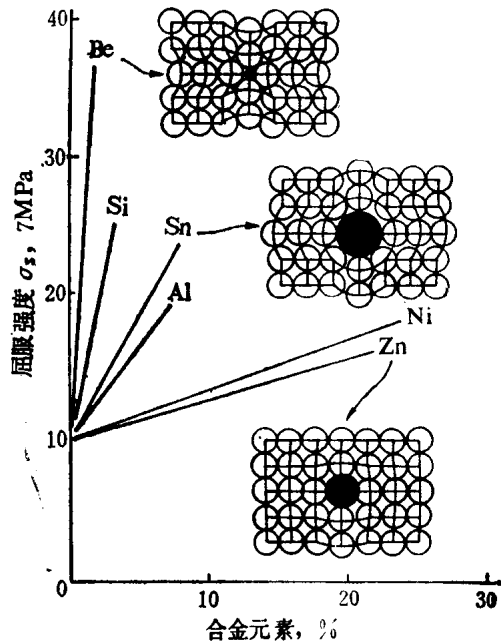


图 1-5 几种合金元素对铜的屈服强度的影响。镍、锌与铜的原子尺寸大致相同, 而铍、锡与铜的原子尺寸有很大的差别。增加原子尺寸差和合金元素的总量都能提高固溶强化程度

合金化元素的原子半径，原子半径差百分数见表1-2。

表 1-2 铜及常用合金元素的原子半径及其尺寸差的百分数

金属名称	半径(Å)	$\frac{r - r_{Cu}}{r_{Cu}} \times 100$
Cu	1.278	
Zn	1.332	+4.2%
Al	1.432	+12.0%
Sn	1.509	+18.1%
Ni	1.243	-2.7%
Si	1.176	-8.0%
Be	1.14	-10.6%

此外，在工业上往往采用多元少量的复杂合金化的方法，以使固溶强化的效果更高，同时改善合金的抗蚀性能和工艺性能等。

固溶强化在提高合金的屈服强度、抗拉强度和硬度的同时，对其它性能会产生下列的影响：

(1) 几乎在所有的情况下，使合金的塑性低于纯金属，只有少数例外，例如Cu-Zn合金，固溶强化既提高强度又提高塑性。

(2) 使合金的导电性远低于纯金属，因此，输电的铜导线或铝导线不宜用固溶强化方法来提高强度。

(3) 固溶强化可提高合金抗蠕变能力，减少高温下强度的损失。

三、沉淀强化 (Precipitation hardening) 或称时效强化

时效强化具有很大的实用意义，工业上广泛应用的时效型合金，有硬铝(Al-Cu-Mg系合金)，沉淀硬化型不锈钢及铍青铜等。

这种合金的形成基本条件：一是能形成有限固溶体，二是其固溶度随着温度的降低而减小。如图1-6所示：有A、B两种组元，B在A中的固溶度是有限的，并且随着温度的降低而变小，图中的MN线是固溶度曲线，在固溶度曲线以上，合金形成单相固溶体 α ，即B在A中的固溶体。如果把这种合金加热到固溶度曲线以上的某一温度并保持足够长的时间，使溶质元素(元素B)充分溶入固溶体(α 相)中，然后快速冷却，以抑制富含B元素的 β 固溶体的析出，致使室温下获得过饱和固溶体，这种热处理称为固溶处理或固溶淬火。

过饱和固溶体在热力学上是不稳定的，它有自发地析出溶质元素的趋势，使合金体系由不平衡状态趋向平衡状态。

在 β 相析出过程中，使合金的强度和硬度逐渐提高，这种现象称为时效硬化或时效强化，亦称为沉淀强化。

沉淀强化的效果取决于合金的成分，淬火后固溶体的过饱和度，析出相的特性及弥散度。

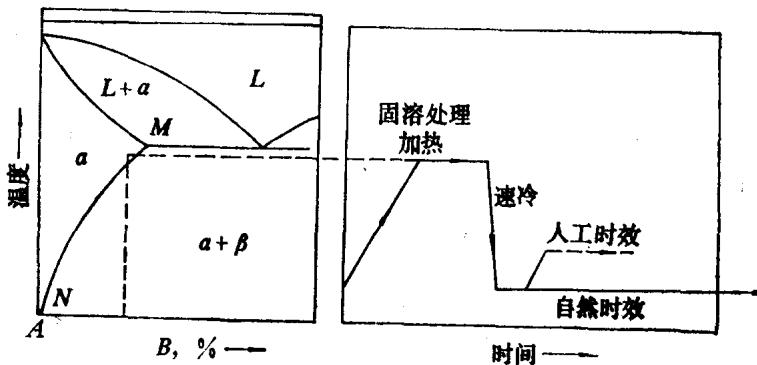


图 1-6 固溶处理与时效处理的工艺过程 (示意图)

强度和硬度逐渐提高，这种现象称为时效硬化或时效强化，亦称为沉淀强化。

沉淀强化的效果取决于合金的成分，淬火后固溶体的过饱和度，析出相的特性及弥散度。

沉淀强化的机理将在Al合金中详细讨论。

四、弥散强化 (Dispersion strengthening) 或过剩相强化。

当金属中添加某一合金元素，并使其量超过极限溶解度时，超过极限溶解度的部分则不能溶入，而形成过剩的第二相，并形成两相合金。在两相交界的界面上，原子排列就不再是完整的，其结果，相界就会阻止位错的滑移；弥散分布的第二相质点，对位错起钉扎作用，也阻止位错的滑移，从而使金属强化。这种由过剩相产生的强化，通常被称为弥散强化。

在任何一种弥散强化的合金中，一定有一种以上的相。我们通常把大量存在的连续相称为基体 (matrix)，把少量的第二相称为过剩相 (precipitate)。为了获得好的强化效果，弥散强化合金的组织，应该具有下列特点：

- (1) 基体应当是有延性的，而过剩相则应既硬又脆。
- (2) 硬而脆的过剩相应是不连续的，而有延性的基体则应是连续的。如果过剩相是连续的，则裂纹会穿过整个组织而扩展；反之，在不连续过剩相中裂纹的扩展，会在过剩相与基体的界面上受阻。
- (3) 过剩相应是大量的均匀分布在基体中的细小质点。质点越细小，数量越多，其强化效果越大。
- (4) 过剩相最好是圆形的，不应呈针状或带有棱角，因为圆球形的质点不易引起裂纹。其组织示意图如图1-7所示。

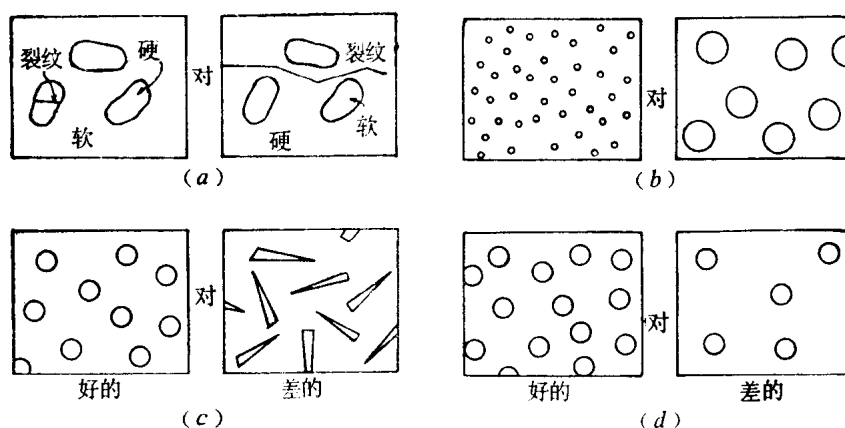


图 1-7 对有效的沉淀强化的几点考虑

(a) 沉淀物应是硬而不连续的；(b) 沉淀颗粒应当是细小且数量极多；(c) 沉淀颗粒应当是圆形的而不是针状的；(d) 沉淀物数量越多，合金强度的提高也越大

第二相弥散强化质点，也可以通过人为加入硬而细小，性能稳定，不与基体金属发生反应的氧化物来形成，如用 Al_2O_3 来弥散强化无氧铜，用氧化钍 (Th_2O) 来弥散强化T.D.镍等，均属此例。

五、细化晶粒强化 (Grain size strengthening)

通过细化晶粒来提高材料的室温强度、塑性和韧性，是金属材料常用的强韧化方法之一。常用的多晶金属材料，是由许多晶粒和晶界组成的，其微观结构如图1-8所示。晶粒是材料内部原子排列方向相同的一部分，原子排列的方向，即为晶粒的取向；但是，相邻晶粒之间的取向是互不相同的。把各个晶粒分开的界面称为晶界。对大角度晶界来说，晶

界上原子排列紊乱, 杂质富集, 并有大量位错、孔洞等缺陷(晶界的宽度与金属纯度有关, 杂质越少, 晶界越窄)。在多晶金属中, 任一晶粒内其所有滑移面都必定与晶界相接触。

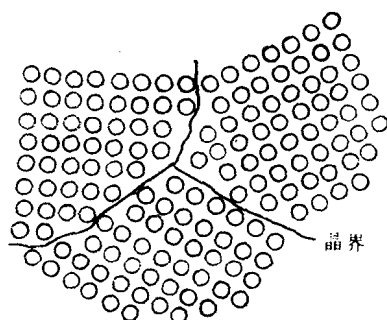


图 1-8 靠近三个晶粒的边界的原子没有均匀的间距或排列

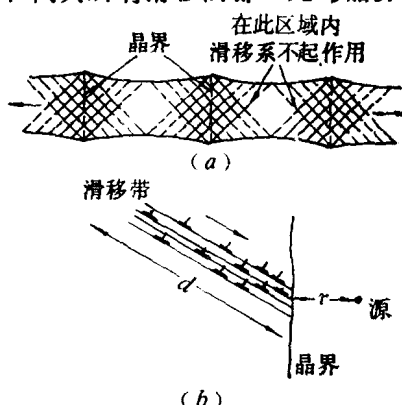


图 1-9 (a) 滑移为晶界所阻; (b) 晶界对滑移带的阻挡

实验证明: 多晶金属在受力变形过程中, 很难使位错从一个晶粒滑移到另一晶粒。如图 1-9 所示, 位错被晶界阻挡而塞积在晶界前面, 从而迫使晶粒内的滑移面, 由易到难, 最终都被开动, 这是多晶材料产生强化的原因之一。此外, 停在晶界处的滑移带在位错塞积群的顶部会产生应力集中, 位错塞积群可以与外加应力发生作用, 当这个应力大到足以开动邻近晶粒内部的位错源时, 滑移才能从一个晶粒传递到下一个晶粒。由于相邻晶粒的取向不一致, 所以这个应力还得乘上一个取向因数。由此可见, 这个应力要相当大才行。这就是晶界以及相邻晶粒取向不同所造成的强化效应。所以晶粒尺寸越小, 屈服强度越高, 佩奇(Petch)-霍尔(Hall) 方程描述了晶粒度与金属屈服强度之间的关系:

$$\sigma_y = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$$

式中 σ_y 是屈服强度, d 是晶粒平均直径, σ_0 和 K 均是常数。等式后第一项表示晶内对变形的阻力, 约相当于单晶的屈服强度; 它与成分、温度有关; 第二项表征晶界对变形的影响, 它随晶界结构而定。图 1-10 表示室温时晶粒度对钢的屈服强度的影响。

六、马氏体强化 (Martensite hardening)

马氏体可分为热弹性马氏体与非热弹性马氏体, 钢铁中产生强化效应的是非热弹性马氏体, 而有色金属中的热弹性马氏体相变, 则会产生形状记忆效应, 这将在功能材料中详述。

将钢铁淬火成马氏体是使钢获得强化的一种最常用的方法, 对有色金属材料工作者来说, 也应该有所了解, 为此, 这里也加以介绍。

近年, 对马氏体强化本质的大量研究表明: 钢中马氏体强化不是单一机制, 而是几个强化机构共同作用的结果, 其中主要依靠固溶强化, 马氏体时效 (自回火) 强化, 孪晶亚结构强化以及细化晶粒强化等, 现分述如下:

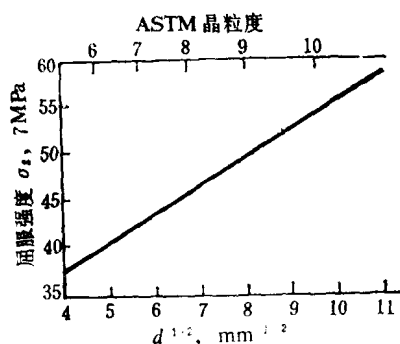


图 1-10 室温时晶粒度对钢的屈服强度的影响

(1) 固溶强化。图1-11中曲线1为Fe-Ni-C合金淬火后在0°C测得的结果，由此曲线可见：马氏体的屈服极限随含碳量的增加而升高，但当碳含量超过0.4%时，强度增加甚小。根据这个实验结果，可将马氏体的屈服强度(σ_s)与碳浓度(%)之间的关系式表达为

$$\sigma_s = 284 + 1784 \times (\%C)^{1/3} \text{ MPa}$$

为什么间隙碳原子在马氏体中有如此强烈的固溶强化效应，而在奥氏体中的固溶强化效应则不大？目前认为：奥氏体和马氏体中的碳原子均处于铁原子组成的八面体中心，但奥氏体为面心立方结构，其八面体为正八面体，间隙碳原子溶入，只能使奥氏体点阵对称膨胀，产生对称的点阵畸变；而马氏体为体心立方结构，其八面体为扁八面体，即有一个方向上的Fe原子间距较小，间隙原子溶入后，力图使其变成正八面体，结果，使扁八面体短轴方向上的Fe原子间距增大了36%，而在另外两个方向上则收缩了4%，从而使体心立方变成体心正方，间隙碳原子造成很大的不对称畸变，因而每个碳原子可视为一个强烈的应力场中心，这个应力场与位错产生强烈的交互作用，从而使马氏体的强度剧烈提高。

碳含量超过0.4%以后，马氏体进一步强化的效果减小，可能是因为碳原子靠得太近，以至畸变应力场之间因相互抵消而降低了应变。

(2) 时效(自回火)强化。时效强化也是马氏体强化的一个重要因素，马氏体相变是无扩散相变，但在马氏体形成后，马氏体中碳原子的偏聚(马氏体自回火)就能发生，从图1-11可见：在0°C停留3h后马氏体的强度比直接淬火后的强度高，这是由于在0°C停留时，碳原子发生偏聚(时效)的结果。碳含量愈高，时效强化效果愈显著。

(3) 孪晶强化。含碳量低于0.3%的Fe-C合金，其马氏体组织基本上为位错型马氏体，主要靠碳的固溶强化；随着碳含量的增加，马氏体亚结构中孪晶量增多，此时，马氏体的强化附加上孪晶对强度所作的贡献。如图1-12所示，虚线表示碳钉扎位错的作用，横线区域表示孪晶对硬度的影响。当含碳量大于0.8%时，硬度不再增高是由于残留奥氏体量增高所致。孪晶强化，据认为是由于碳原子在孪晶界面上的偏聚所造成。

(4) 细化晶粒强化。原始奥氏体的晶粒大小和马氏体的晶粒大小对马氏体的强

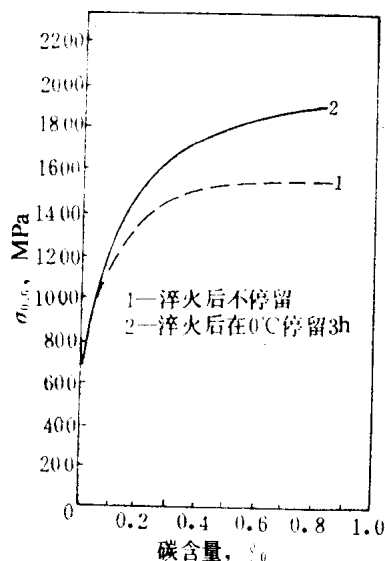


图1-11 Fe-Ni-C合金马氏体在0°C时的屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 与碳含量的关系

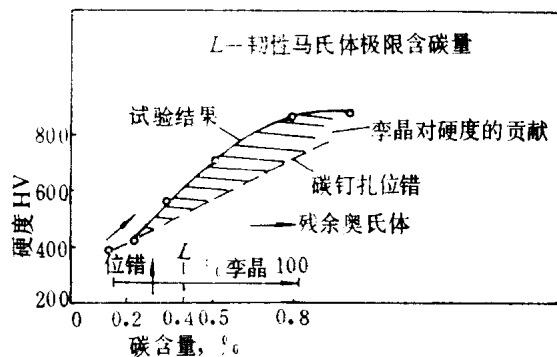


图 1-12 C对Fe-C合金马氏体硬度的影响 (-196°C, 7天)