

0 绪 论

材料在人类历史进程中的地位是人所共知的。史学家根据生产工具使用的材料来划分历史时代,即划分为石器时代、青铜时代和铁器时代。这说明了材料的发展,标志着社会的进步和发展。

我们的祖先在原始社会就开始使用石器,后期已人工制作陶器,并由此发展到汉代象征中国古代文化的瓷器。夏、商、周时已炼制青铜,并将其应用于制造工具和兵器。春秋战国时已炼铁,到汉代已有“先炼铁后炼钢”的技术,居世界领先地位。18世纪世界各国工业的迅速发展,主要应用以力学性能为主的金属材料。

现代工业技术与材料的发展关系更为密切。众所周知,早先的飞机是木质结构,最快时速不过几十公里,只是在生产出了密度小且具有一定强度的铝及铝合金后,飞机的时速才得以提高到几百公里。近代超音速飞机表面的摩擦热,使飞机表面温度达到 300 以上,此时就发展出了诸如钛合金不锈钢等新材料。为提高飞机性能,航空发动机功率不断增加,随之发动机的工作温度也不断增加,如新型发动机的涡轮叶片工作温度高达 1000 以上,此时就必须发展高温合金。

现代航空航天技术的发展,除要求性能更好的金属外,还必须发展非金属结构材料,如高分子化合物、陶瓷材料和复合材料,以减少总体结构重量,并能满足诸如重返大气层等一些特殊性能的要求。如最新研制的航天飞机东方快车号蒙皮温度高达 1649℃,最新式的超音速喷气发动机燃烧室温度竟达 1927℃,此时只能选用高温合金、钛基复合材料及先进碳/碳等新型材料。

历史上,由使用天然非金属材料发展到使用金属材料,标志着社会的进步。如今在发展高性能金属材料的同时,迅速发展和应用人工非金属材料,也标志着现代技术的进步。可以说,人类正在进入人工合成非金属材料和复合材料的时代。

在人类的生产活动中,对材料性能提出的要求是材料的使用性能和加工工艺性能。使用性能是指材料在使用过程中能够安全可靠地工作必须具备的性能。它包括材料的力学性能、物理性能和化学性能。力学性能是指材料受到各种不同性质和大小的载荷作用时所反映出来的性能。比如金属材料的强度、刚度、硬度、韧性和塑性等;物理性能是指材料的密度、熔点、导热性能和导电性能;化学性能是指材料在室温或高温下抵抗各种介质化学侵蚀的能力,如抗氧化性和抗腐蚀性等。

材料的工艺性能即材料的可加工性,如金属材料的铸造性能、锻造性能、焊接性能、热处理性能和切削加工性能等。评价一种材料的优劣,既要看其使用性能,也要看其工艺性能。

材料的性能都是化学成分和组织结构在一定外界因素作用下的综合反映,所以研究材料的成分、内部结构和性能之间的关系是至关重要的。

作为一个工程技术人员,特别是航空技术人员,必须了解和熟悉材料的成分、组织和性能,并且能根据材料的使用性能、工艺性能和经济性(如材料的价格和国家的资源状况等)来适当地选取材料,更好地为发展国民经济和提高综合国力服务。

1 纯金属的结构与结晶

1.1 纯金属的晶体结构

固体物质凡其内部原子是有规则排列的，就称为晶体。固体金属内部的原子是有规则排列的，所以固体金属都是晶体。

金属的晶体结构是指晶体原子的排列方式。研究金属的晶体结构之所以重要，是因为固体金属的性能和性能变化是与金属的晶体结构密切相关的。例如铝、铜、金和镁、铈的晶体结构类型不同，即原子的排列方式不同，前三者具有很好的塑性，可以顺利地进行压力加工，甚至可辗压成极薄的金属箔；而后两者的性能很脆，难以进行压力加工。又如钢经过淬火后，其强度、硬度显著提高，而塑性、韧性显著降低，其原因就在于钢在淬火前后的晶体结构发生了很大的变化。

1.1.1 金属原子的结合方式及金属的特性

金属原子的构造特点是围绕原子核运动的最外层电子数很少，绝大多数金属原子最外层只有 1~2 个价电子。这些价电子和原子核的结合较弱，很容易摆脱原子核的束缚。当金属原子结合成晶体时，它们将失去价电子而成为正离子。正离子按一定的几何规则排列，并在各自的一定位置上做热振动。脱离了原子核束缚的价电子成为自由电子，在各正离子之间不停地做高速运动。这些自由电子属于整个金属所共有，形成所谓的“电子云”。金属原子的这种结合方式，通常称为金属键结合。但是，脱离了原子核束缚的自由电子又有可能与某一正离子重新结合成中性原子，当然这种结合是个别和暂时的。所以金属晶体中绝大多数是正离子作有规则的排列，但也有极个别的金属原子存在。如图 1-1 所示。

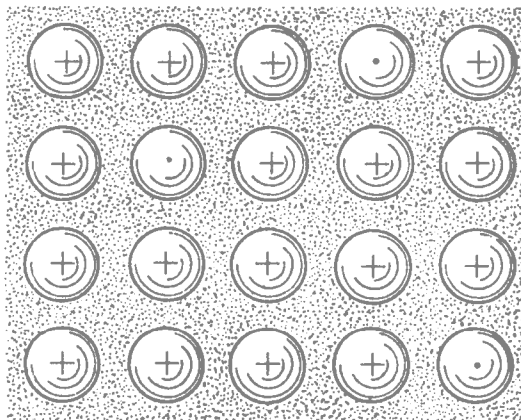


图 1-1 金属键示意图

金属的特性是与金属键结合的性质密切相关的。由于金属键结合有自由电子存在，所以金属在很小的外电场作用下，自由电子即可沿着电流方向流动，使金属具有良好的导电性。另外，不仅正离子的热振动可以传导热能，自由电子的运动也可以传递热能，所以金属也具有有良好的导热性。金属在外力作用下，晶体中一部分正离子相对于另一部分正离子可以进行相对的位移，即发生塑性变形。塑性变形时自由电子也随之移动，仍保持原来正离子与自由电子间的结合关系，即保持了正离子之间的牢固结合，故金属可以进行较大的塑性变形而不致破坏，即金属具有良好的塑性。

1.1.2 金属晶体的基本概念

在研究金属的晶体结构，即晶体的原子（为了简便，以后称原子，不再称正离子）排列规律时，我们通常将一个原子当作一个刚性小球，并把在作不停热振动的原子看作在它的平衡位置上静止不动。这样晶体中原子的排列就可用许多刚性小球的堆砌来示意地表示。如图 1-2(a) 所示的是 $\alpha\text{-Fe}$ 晶体原子堆砌排列示意图。

这种原子堆砌模型，由于许多小球紧密地堆积在一起，仍很不容易看清楚原子排列的规则。为此用一些假想的几何线条在几个方向上把各原子的中心连接起来，并把一个原子视为一个几何质点，这种抽象地构成的几何空间格架，原子处于几何线条的交点即空间格架的结点上。这种描述晶体原子排列规律的空间格架简称为晶格。图 1-2(b) 所示的是 $\alpha\text{-Fe}$ 晶体的晶格。

但用这种晶格来研究晶体的结构仍感不便。因为晶格中原子按照一定的规律排列，我们只要在晶格中选取一个能代表原子排列规律的最小几何单位就可以了。这个代表晶体排列规律的最小几何单位称为晶胞。图 1-2(c) 所示的就是 $\alpha\text{-Fe}$ 晶体的晶胞。

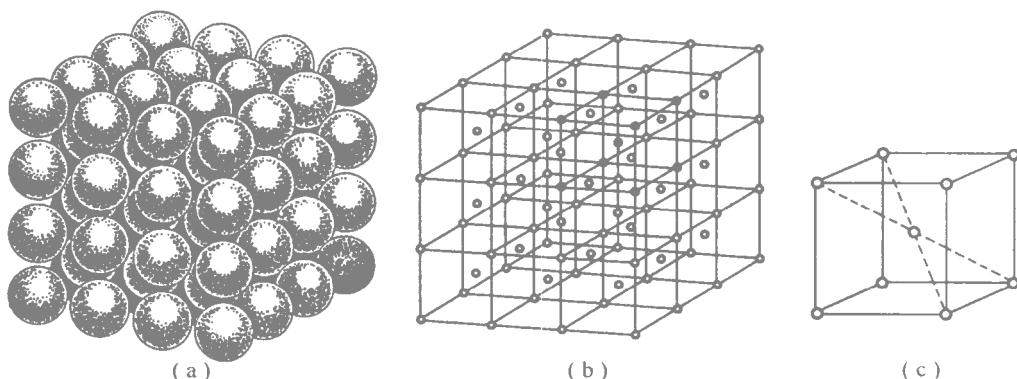


图 1-2 $\alpha\text{-Fe}$ 晶体中铁原子排列示意图

(a) 原子堆砌模型；(b) 晶格；(c) 晶胞

为了表示晶胞的形状和大小，可以用图 1-3 所示的晶胞的三条棱长 a 、 b 、 c 及三条棱之间的夹角 α 、 β 、 γ 来表示。这些参数称为晶格常数。棱边长度国外仍以 $\text{\AA}$ ($1\text{\AA} = 10^{-10}\text{m}$) 作为度量单位。立方晶胞的三个棱长相等即 $a = b = c$ 三个棱轴间的夹角都为 90° ($\alpha = \beta = \gamma$) 因此这种晶胞的晶格常数只要用一个棱边长度 a 表示就可以了。

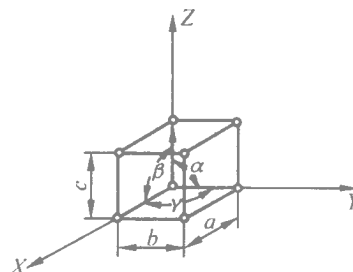


图 1-3 晶胞及晶格常数的表示方法

1.1.3 常见金属的晶格类型

金属的种类虽然很多但是常见的金属类型即晶体的原子排列方式，一般可归纳为三种类型。

1. 体心立方晶格

图 1-4 所示的是体心立方晶格的晶胞。晶格的八个角上各有一个原子，晶胞的中心

还有一个原子。它的晶格常数可用晶胞的一个棱边长度 a 来表示。由于不同的金属的原子有不同的直径，所以其晶格常数也是不同的。属于体心立方晶格的金属有： α -Fe(912℃以下的纯铁)、Cr、W、Mo、V 等。

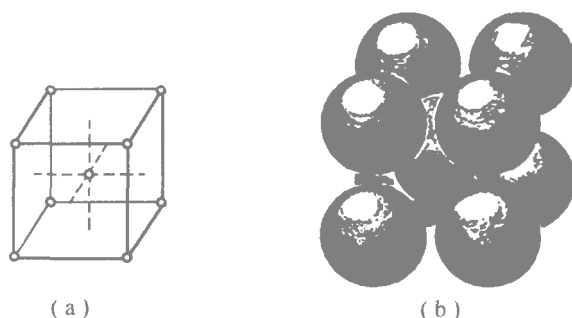


图 1-4 体心立方晶格的晶胞

2. 面心立方晶格

图 1-5 所示的是面心立方晶格的晶胞。除了在晶格的八个角上各有一个原子以外，在立方体六个面的中心还各有一个原子。它们的晶格常数也只要用晶胞的一个棱边长度 a 来表示即可。属于面心立方晶格的金属有： γ -Fe(912℃~1394℃之间的纯铁)、Al、Cu、Ni 等。

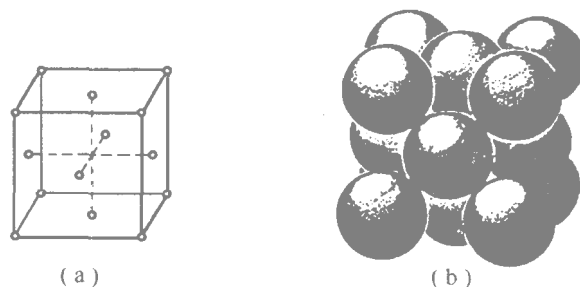


图 1-5 面心立方晶格的晶胞

3. 密排六方晶格

密排六方晶格的晶胞原子排列如图 1-6 所示。在晶胞六方柱体十二个角和上下六角形底面中心各有一个原子，晶胞的中间还另有三个原子。这种晶胞的晶格常数要用棱边长度 a 和 c 来表示。密排六方晶格的 c/a 值，一般介于 1.57~1.64 之间。属于密排六方晶格的金属有：Zn、Mg、Be 等。

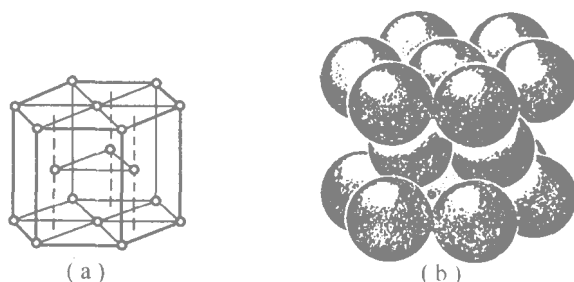


图 1-6 密排六方晶格的晶胞

1.1.4 晶面和晶向的概念

晶体中任何一系列原子构成的原子平面叫晶面；任何两个原子连成的直线，它所指的方向叫晶向。不同晶面上的原子排列密度是不同的，如图 1-7 所示，晶面 A 的原子排列就比晶面 B 的排列紧密。同样，不同晶向上的原子排列密度也是不同的，如图中晶向 a 的原子排列比晶向 b 的原子排列紧密。

一个晶体中的原子如果都按照一个规律和一致的位向排列,这种晶体就称为单晶体。单晶体的不同晶面和晶向上的原子排列密度不同,因此单晶体在不同方向上的物理、化学和机械性能也不同。单晶体在不同方向上性能不同的现象叫做晶体的各向异性。例如,铁单晶体 $\alpha\text{-Fe}$ 的弹性模量 E ,在图 1-7 中的 a 向为 29000kg/mm^2 而沿 b 向只有 13500kg/mm^2 。

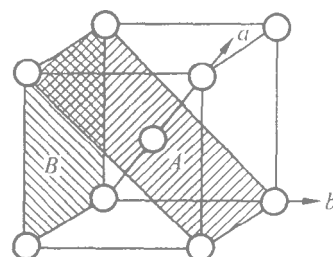


图 1-7 不同晶面和晶向上原子排列密度的差异

1.1.5 实际金属的内部结构

1. 实际金属是多晶体

我们用肉眼或放大镜观察金属的断面,可以看到断面由许多小颗粒组成。如果把断面磨平抛光并适当腐蚀,在显微镜下观察,就可以看到许多蜂窝状的颗粒,我们把它称为晶粒。晶粒与晶粒的交界处称为晶界。金属中各个晶粒的原子排列规律虽然相同,但各个晶粒的

原子排列位向却各不相同。如图 1-8 所示,图中箭头所指的方向表示立方晶体的一个棱边方向。金属内部的一颗晶粒相当于一个单晶体,实际金属由许多晶粒组成,所以实际金属是多晶体。正因为如此,由于各个晶粒的晶格位向不同,各个晶粒的各向异性现象,可互相抵消和补充。所以实际金属显示出各向同性,即金属的性能在各个方向上基本是一致的。

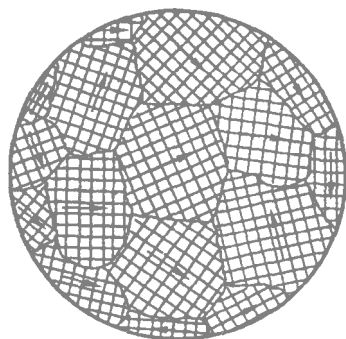


图 1-8 晶粒位向示意图

2. 实际金属内部结构的缺陷

金属的晶粒,是一个单晶体,好像它的原子排列完全整齐,没有缺陷。但是,实际上在它的某些部位存在着某些原子错排的各种缺陷。此外,晶界处的原子排列也不规则。实际金属内部存在的这些结构缺陷

对金属的性能和组织转变都有很大的影响。按照缺陷的几何特性,可将金属内部的结构缺陷分为三类。

(1) 点缺陷

点缺陷是在空间长、宽、高三个尺寸方向上都很小的一种缺陷。

前面我们已经介绍过,晶体中原子在晶格结点处作不停的热振动,在一定温度下,各个原子的振动能量并不一样,能量特别高的原子可能脱离它的结点位置,而形成一个“空位”。离开结点的原子可能跑到晶界处,也可能跑到晶格的间隙中形成间隙原子。如图 1-9 所示,晶体中的空位和间隙原子不是固定不变的,也就是移动的。这种空位或间隙原子的移动是化学热处理中原子扩散的一种主要方式。

(2) 线缺陷

线缺陷是指在空间的一个方向上尺寸较长,而在其它两个方向上的尺寸都很小的一种缺陷。线缺陷主要指的是位错。所谓位错就是晶体中某处有一行或几行原子排错位置形成的一种缺陷。这里只介绍简单形式的刃型位错和螺型位错。

刃型位错如图 1-10 所示。即在晶体的某一晶面(如图中 ABC 晶面)以上某处(沿 EF)多插入了一排原子,它好像一把刀刃插入了晶体中,所以把它叫做刃型位错。图中符号

“ $\perp$ ”表示正刃型位错，即晶体的上半部在该处多了一排原子 符号“ Γ ”表示负刃型位错 即晶体下半部在该处多了一排原子。

图 1-11 是螺型位错的示意图。由图 (b) 可以看出，在 BC 线以右的晶体，沿着 $ABCD$ 晶面的上下两部分原子发生了移动。在 aa' 线与 BC 线之间这个区域内形成了上下层原子互相不对准的原子错排。其立体模型如图 (a) 表示 上下层原子是按 $a \rightarrow B \rightarrow c \rightarrow d \rightarrow e \rightarrow f$ 这样一条螺旋线错排的，所以把这种位错叫螺型位错。

(3) 面缺陷

面缺陷是在空间的两个尺寸方向上都较大，而在第三个尺寸方向上很小的一种缺陷，面缺陷主要是在晶界上。

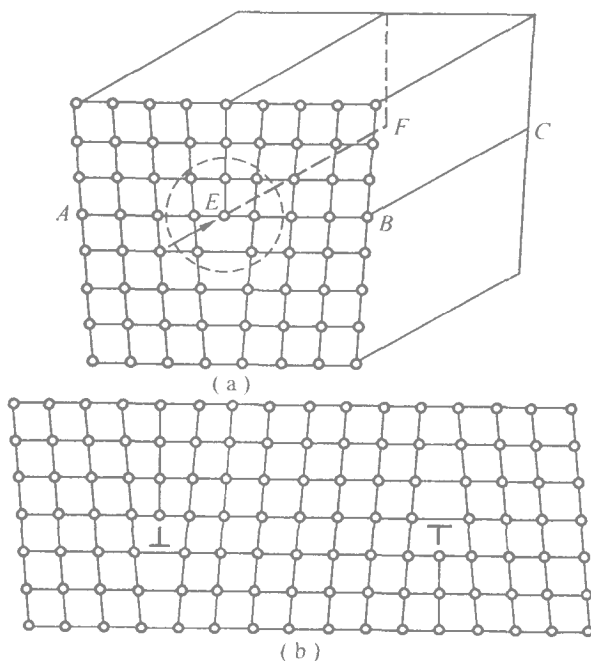


图 1-10 刃型位错示意图

此，原子沿着晶界扩散的速度比在晶粒内部快；

(4) 晶界具有较高的能量，所以金属在腐蚀性介质中，晶界容易被腐蚀，在显微镜下观察 容易看到晶界线 就是因为晶界容易被腐蚀的缘故。

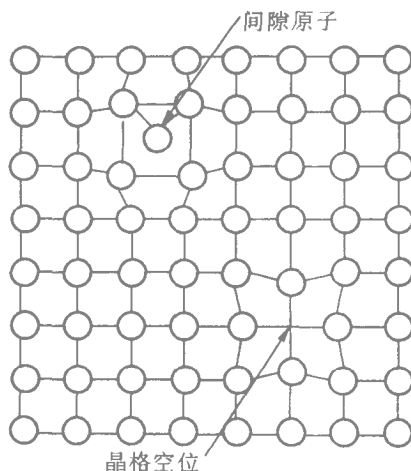


图 1-9 点缺陷示意图

由于相邻晶粒的原子排列位向不同，晶界处的原子为了适应相邻晶粒的不同位向，就处于一种不规则的过渡状态。相邻晶粒的位向差大于 15° 的晶界称为大角度晶界。此处的原子往往处在一种折衷的位置。如图 1-12 所示。

相邻晶粒的位向差小于 15° 的晶界称为小角度晶界，它可设想由许多刃型位错构成。晶界处的原子是不规则的，处于一种不稳定的状态。它的特性主要有：

(1) 晶界处于较高的能量状态 因而在常温下 晶界对滑移（即塑性变形）起阻碍作用，这种阻碍作用即表现为晶界的强度较高；

(2) 晶界具有较高的能量，因而当金属发生晶体结构转变时，容易先在晶界发生；

(3) 晶界具有较多的空位，因

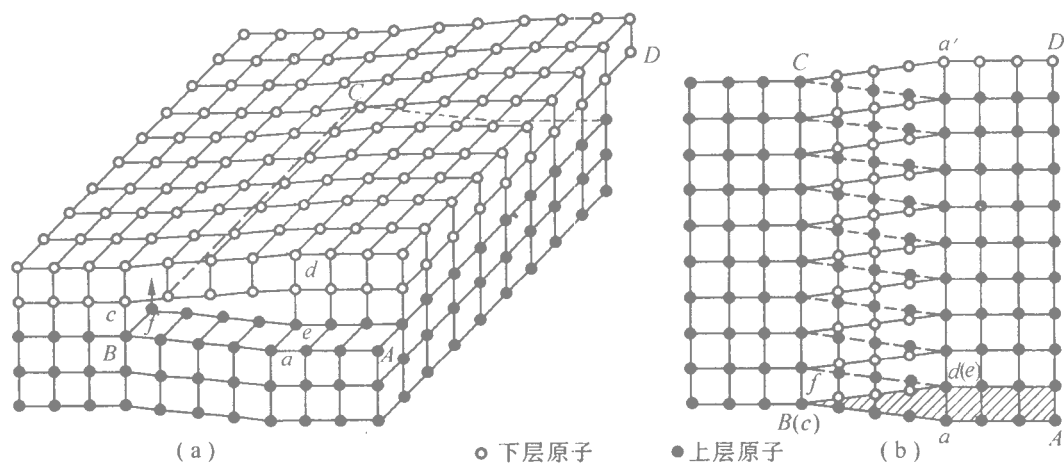


图 1-11 螺型位错示意图

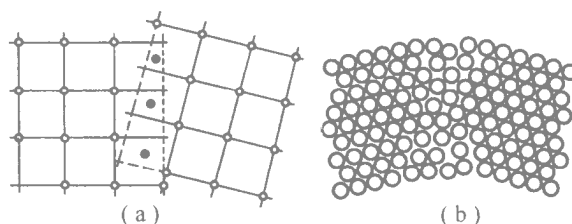


图 1-12 大角度晶界原子示意图

(a)原子的折衷位置;(b)晶界的过渡结构模型

1.2 纯金属的结晶

金属由液态转变为固态的过程叫金属的结晶。了解金属的结晶过程与基本规律，对控制铸件的质量等有重要的意义，也为研究固态相变打下基础。

1.2.1 金属结晶的基本规律

1. 金属结晶的过冷现象

将纯金属加热到熔液状态，然后让它适当缓慢冷却，在冷却过程中，每隔一定时间测定并记录下它的温度，直到凝固完毕。这样可以得到一系列的时间与温度相对应的数据，并可画出时间与温度的关系曲线，如图 1-13 所示。这条曲线叫冷却曲线。

纯金属的冷却曲线上有一段温度不变的平台。这是因为冷却到该温度时，金属液已开始结晶，结晶时要放出结晶潜热，使冷却散失的热量与放出的结晶潜热相平衡，所以保持温度不变，直到结晶完毕。结晶完毕之后，不再放出结晶潜热，所以温度又开始下降。

纯金属冷却曲线上出现平台时的温度是金属的实际结晶温度 T_n 。它的高低与冷却速度有关，冷却速度减慢，实际结晶温度就升高。当冷却速度十分缓慢时，即使再降低冷却速

度 其实际结晶温度对某一金属来说 就基本稳定在某一个固定的温度不再升高了。这个在极缓慢冷却时的结晶温度称为平衡结晶温度 T_s 。所以 金属的实际结晶温度总是低于它的平衡结晶温度。这种现象称为过冷现象。而把 T_s 与 T_n 的差 ΔT 称为过冷度。过冷度的大小与冷却速度有关 冷却速度越大 过冷度也越大 反之冷却速度减小 则过冷度也减小。实际上 金属的结晶都是在一定的过冷度下进行的。所以, 过冷是金属结晶的必要条件。

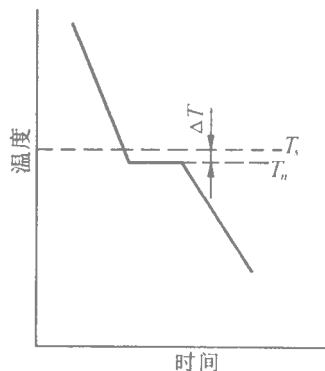


图 1-13 纯金属的冷却曲线

2. 金属结晶的一般过程

液态金属结晶时, 总是先在金属液中形成一些微小的晶体 并以这些微小的晶体为核心而不断长大 同时金属液中继续产生微小的晶体并长大, 直到结晶完毕。这种作为结晶核心并长大的微小晶体称为晶核。所以, 金属结晶的一般过程是, 不断地形成晶核和晶核不断长大的过程。

1.2.2 晶核的形成与长大

1. 自发形核与非自发形核

金属液在一定的过冷条件下, 仅由它本身的原子有规则排列而形成晶核的过程叫自发形核。金属液在结晶时, 金属原子依附于外来的物质或外来微小粒子表面形成晶核的过程叫非自发形核。

实际金属不可避免地会含有微量的杂质, 有些杂质熔点很高, 它在金属液中可以固态微粒存在。当金属结晶时, 金属原子就依附于这些微粒表面形成晶核并长大。在实际生产中往往有意识地向金属液中加入某些物质, 使它在金属液中形成大量分散的固态质点, 起到非自发形核的作用, 从而获得细小的铸造晶粒组织。这种处理方法称为变质处理。例如, 在铝中加入微量的钛, 这样就可以显著地细化铸造的晶粒。

2. 晶核的长大

在结晶过程中, 形成晶核之后, 随即是晶核的长大。晶核长大初期外形比较规则, 但随着晶核的长大, 晶体的棱角形成, 棱角处散热条件优于其它部位, 因而优先长大, 如图 1-14 所示。其生长方式像树枝一样, 先形成树干, 称为一次晶轴, 然后再形成分枝, 称为二次晶轴。依此类推, 还可形成三次晶轴或更多次晶轴。多次晶轴彼此交错, 尤如枝条茂密的树枝 故被称为树枝状晶体 简称枝晶 如图 1-15 所示。在多次晶轴形成的同时, 多次晶轴均在不断伸长并长粗, 直到多次晶轴相互接触, 晶轴间隙都被填满, 结晶便告完成, 形成一颗晶粒。

1.2.3 影响生核与核长大的因素

1. 过冷度的影响

单位体积的液态金属在单位时间内形成的晶核数叫形核率, 以 N 表示。单位时间内晶体长大的线长度叫生长线速率 以 G 表示。很明显, 在结晶过程中, 如果形核率越大, 生长线速率越小, 则金属结晶后可得到越细的晶粒组织, 它在常温下的机械性能就越好。

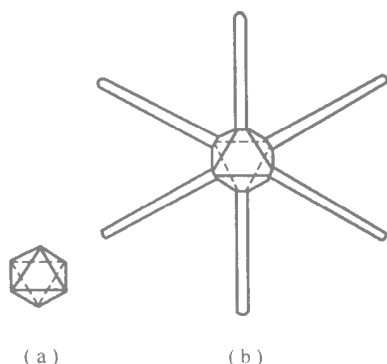


图 1-14 面心立方晶格金属一次晶轴形成示意图

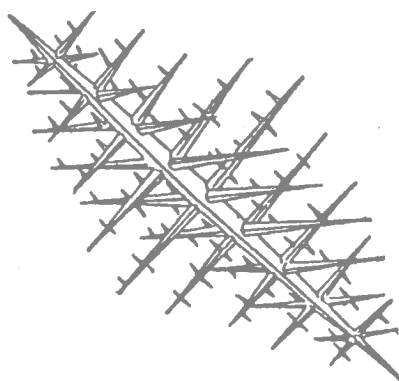


图 1-15 枝晶生长示意图

实验表明 形核率 N 和生长线速率 G 都与金属液的过冷度有关,如图 1-16 所示 随着过冷度的增加,形核率和生长线速率都增加,但它们的增长程度不同,形核率增长程度大些。这表明随着过冷度的增加,金属结晶后的晶粒变细。过冷度是随冷却速度的增加而增加的。不同铸造工艺的冷却速度不同,所得铸件晶粒粗细也不同。例如,金属型铸造冷却速度比砂型铸造的大,所以金属型铸件的晶粒比砂型铸件要细。

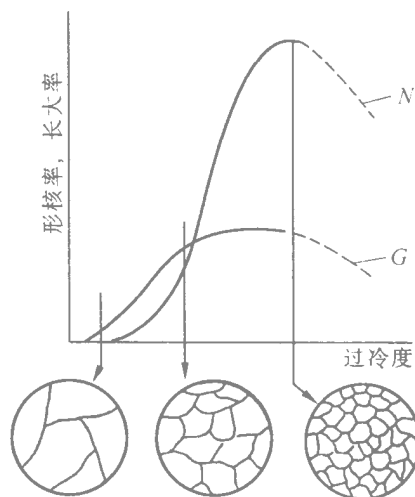
从图 1-16 还可以看出,当过冷度增大到某一程度时,随着过冷度的再增加,形核率与生长线速率都反而下降,如图中虚线部分所示。这是因为过冷度很大时,金属液的温度也很低,原子的扩散能力也极大地降低,所以使形核率和生长线速率反而下降。实际上,液态金属很难达到这样大的过冷度。一般在此过冷度以前,早已结晶完毕。但对于金属的固态相变来说,可以达到很大的过冷度,而且符合这一规律。

2. 细化铸件晶粒的其它途径

一般来说 在常温下使用铸件 它们的晶粒越细,机械性能越好。所以我们希望获得细晶粒的铸件。细化铸件晶粒的基本途径是提高铸型的冷却速度,但这种办法受到铸件尺寸的限制,当铸件较大时,其心部的冷却速度就不可能很快,因此前面提到的变质处理也是一种常用的方法。另外,采用机械振动、超声波振动或电磁搅拌等措施,使铸型中的金属液发生运动,从而使结晶初期形成的枝晶因受到冲击而被破碎,破碎的枝晶能起晶核作用,也可获得细晶粒组织。

2.4 金属的同素异构转变

有些金属 如铁、钴、钛、锡等 在液态结晶完成后的继续冷却过程中 还会发生晶体结构的转变,即从一种晶格类型转变成另一种晶格类型。金属在固态下发生晶格类型转变叫同

图 1-16 过冷度对形核率 N 和生长线速率 G 的影响

素异构转变。

铁的同素异构转变具有十分重要的意义，这是钢能够进行热处理强化的重要原因。铁在液态结晶后是体心立方晶格（在 $1538^{\circ}\text{C} \sim 1394^{\circ}\text{C}$ 之间）称 δ 铁（ $\delta\text{-Fe}$ ）；当冷至 1394°C 时，它转变为面心立方晶格（在 $1394^{\circ}\text{C} \sim 912^{\circ}\text{C}$ 之间）称 γ 铁（ $\gamma\text{-Fe}$ ）；当冷至 912°C 时，又转变为体心立方晶格，称 α 铁（ $\alpha\text{-Fe}$ ），以后一直冷至室温，晶格类型不再发生转变。

金属的同素异构转变，也是原子重新排列的过程。所以，它与金属的液态结晶是相似的，不过它是在固态下的结晶。这种固态下的结晶叫做重结晶。

2 金属的机械性能

金属材料的性能可分为使用性能和工艺性能。使用性能包括：(1)机械性能 如强度、硬度、塑性和韧性等；(2)物理性能 如电性、磁性及热性能等；(3)化学性能，如抗腐蚀性、高温抗氧化性等。工艺性能包括铸造性、锻造性、焊接性及切削加工性等。

机械性能是材料最重要的性能指标，下面就阐明各种性能指标的意义及应用时应注意的一些问题。

2.1 强度与塑性

测定金属材料强度与塑性指标的最基本方法是拉伸试验。取钢的标准拉伸试样及拉伸后的示意图如图 2-1。低碳钢的拉伸曲线如图 2-2。由拉伸曲线可确定下列性能指标。

2.1.1 强度指标

1. 弹性极限

拉伸曲线上 oe 段是一条直线。这个阶段是弹性变形阶段，即当除去外力后，试样可恢复到原来的尺寸。

2. 屈服强度

当外力超过 P_e 后，试样将产生塑性变形。曲线上出现一个小平台，表明此时外力没有增加，而试样却继续伸长，好像金属已经失去了抵抗外力的能力而被屈服了。屈服强度以 σ_s 表示。但是，并不是所有金属材料的拉伸曲线上都出现屈服平台，工程上常常规定塑性

图 2-1 钢的标准拉伸试样
(a)及拉伸后 (b) 的示意图

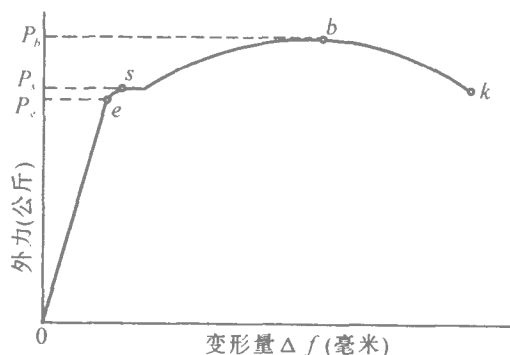


图 2-2 低碳钢拉伸曲线

变形量为 2% 时的应力作为屈服强度，记作 $\sigma_{0.2}$ 。

3. 抗拉强度 σ_b

试样在屈服时，由于塑性变形产生加工硬化，所以载荷又继续上升，直至拉伸曲线上的最大载荷 P_b 。当载荷达到 P_b 后，试样的薄弱部分会形成“颈缩”，此时载荷不增加，试样也会发生断裂。相应的应力即为材料的抗拉强度 σ_b 。

机械构件都在弹性状态工作，甚至不允许产生微小的塑性变形。所以设计

时一般以 σ_s 或 $\sigma_{0.2}$ 为依据 以 σ_b 为依据时则应考虑采用较大的安全系数。

4. 弹性模量 (E)

材料在弹性范围内的应力与应变的比值称为弹性模量 E , 即 $E = \sigma/\epsilon$ 。 ϵ 为应变 ($\epsilon = \frac{\Delta l}{l}$)。

弹性模量 E 是衡量材料刚度的指标。弹性模量越大, 材料的刚度就越大, 即不易产生弹性变形。

2.1.2 塑性指标

1. 延伸率 (δ)

材料的延伸率 $\delta = \frac{l_1 - l_0}{l_0} \times 100\%$ (l_0 为试样原始标距长度; l_1 为试样拉断后的标距长度。) 材料手册中有 δ_5 或 δ_{10} 两种。它们分别表示用 $l_0 = 5d$ 或 $l_0 = 10d$ (d 为试样直径) 两种长短不同的试样测定的延伸率。

2. 断面收缩率 (Ψ)

断面收缩率 $\Psi = \frac{F_0 - F_1}{F_0} \times 100\%$ (F_0 为试样原始截面积; F_1 为试样拉断后细颈处的截面积)。

材料的塑性指标具有重要的实际意义。塑性良好的材料, 冷压成型好。飞机和发动机上许多薄壁零件, 如蒙皮、翼肋、燃烧室零件等都是冷压成型的, 使用的材料都应具有良好的塑性。另外, 具有一定塑性的零件, 在使用过程中万一超载或局部形成应力集中, 它可产生少量塑性变形, 由加工硬化效应而使它的强度提高, 不致突然断裂。如果塑性不够, 而产生脆性的突然断裂, 这在工程上是很危险的。

2.2 硬度

硬度是金属机械性能的一个重要指标。硬度高, 材料的耐磨性就好。硬度与强度之间有一定的内在联系, 但测硬度比较简便迅速; 测量硬度可在零件上直接测量, 不会损坏零件。

测量硬度广泛采用压入法, 即用硬质材料制成压头, 在一定载荷作用下, 将压头压入零件或材料表层使它产生一个压坑。然后, 以压坑单位面积上承受的载荷或压坑深度来确定被测件的硬度。硬度可反映材料表层抵抗局部塑性变形的能力。

生产中, 测量硬度的常用方法是布氏硬度法和洛氏硬度法。

2.2.1 布氏硬度 (HB)

布氏硬度测量的示意图如图 2-3 所示。用直径 D 毫米的淬硬钢球 以 P 公斤载荷将钢球压入试件表面, 经一段时间后卸除载荷, 试件表面就形成一个压坑。用刻度放大镜测出压坑的直径 d 用 d 计算出压坑的面积 F , 以压坑单位面积上承受的载荷来表示布氏硬度值 $HB = P/F (\text{kg/mm}^2)$ 。在图纸上标注布氏硬度值时, 可以标出 HB 值的范围 也可以标出压坑直径 d 的范围。如标注 $d \frac{10}{3000} = 3.6 \sim 3.3$ 时, 表示用直径 10mm 的钢球, 载荷为

3000kg 允许压坑直径为 3.6~3.3mm。

硬度与强度之间有一定的关系。实验测得：碳钢与一般合金结构钢，当 $HB < 175$ 时， $\sigma_b \approx 0.36HB$ ；当 $HB > 175$ 时， $\sigma_b \approx 0.35HB$ 。

布氏硬度的测量虽然误差较小，但压坑较大，故不适用于成品零件或小件、薄件的检验。

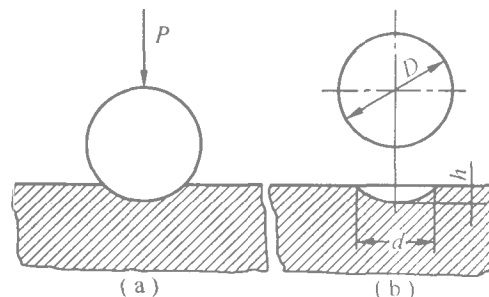


图 2-3 布氏硬度测量示意图

2.2.2 洛氏硬度 (HR)

洛氏硬度的测量原理与布氏法相同，都是压入法。它们之间的差别，除了所用载荷与压头不同外，主要的差别是洛氏法依据压坑的深度来计量硬度，即压坑越深，硬度越低。硬度计上有一个表头，测量时表头上可直接读出被测件的硬度值。故比布氏法方便，而且压痕很小，可测量成品件。

洛氏法根据测量时选用载荷与压头的不同，分为 A、B、C、F 几个级别。并将级别标注在 HR 的右边。如 HRC、HRA、HRB、HRF 等。这里需注意，不同级别的硬度值不能直接相互比较。

2.3 冲击韧性

上面我们研究的机械性能指标，都是在缓慢加载即静载的条件下测得的。但构件往往会受到冲击载荷，例如飞机起落架在起飞和降落时会受到很大的冲击载荷，发动机轴在发动机启动或变速时也会受到冲击载荷。所以研究材料在受到冲击载荷时的性能是十分重要的。

测定材料冲击性能的方法，普遍采用弯曲冲击试验。在图 2-4 所示的摆锤式冲击试验机上进行。试验时，将试件放在试验机的支座上，落下摆锤从试件缺口背面打断试件，在刻度盘上读出摆锤打断试件时消耗的能量，以 A_k 表示，材料的冲击韧性值 α_k 以试件缺口处单位截面面积的能量表示之，即以 $\alpha_k = \frac{A_k}{F}$ ($\text{kg} \cdot \text{m}/\text{cm}^2$) 的公式计算。式中 F 为试件缺口处截面面积。

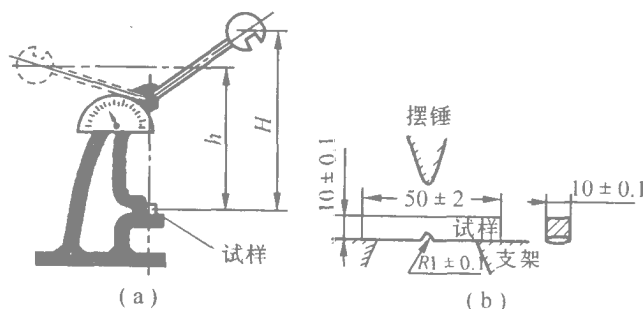


图 2-4 冲击试验示意图

材料 α_k 的值不仅与材料的成分和组织有关, 而且与试件形状、尺寸及试验温度等因素密切相关。所以不同试验条件下测得的值无法进行比较。

因为受冲击载荷的零件往往不是受一次冲击就被破坏的, 而是承受多次冲击后才遭破坏。为此就提出以小能量多次冲击试验来测定材料的性能, 即测定材料的冲击破断次数 N 与冲击能量 A 之间的关系曲线, 把它作为选用材料的依据。

2.4 疲劳强度

2.4.1 疲劳特征

许多零件如直升飞机的旋翼、发动机的轴和叶片、各种齿轮、弹簧等, 在工作中受到反复改变大小或同时改变大小和方向的“交变载荷”。零件在交变载荷作用下, 虽然其应力比材料的抗拉强度小, 甚至比屈服强度还小, 但是在长期使用的某一时刻也会发生突然断裂, 这种现象称为疲劳。

零件在交变载荷作用下, 疲劳破坏的过程是: 首先在它的薄弱环节如应力集中或缺陷(划伤、夹渣、显微裂纹等)处产生微细的裂纹。这种微细裂纹称为疲劳源。随着载荷循环次数的增加, 裂纹逐步扩展, 即形成疲劳扩展区。当扩展区达到一定的临界尺寸时, 零件会发生突然的脆性断裂。最后脆断的区域称为瞬间破断处。如图 2-5 所示。

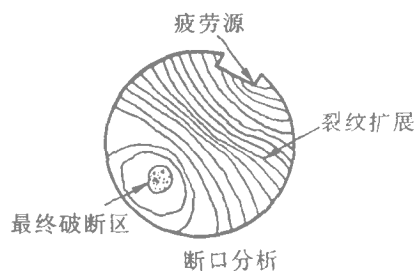


图 2-5 疲劳断口的宏观形貌

2.4.2 疲劳强度

材料的疲劳强度是由疲劳试验测定的。试验时要用较多的试样, 在不同交变载荷的作用下, 测定其发生断裂时的循环次数 N 最后将试验结果绘成如图 2-6 所示的应力与循环次数的关系曲线。称它为疲劳曲线。从疲劳曲线上可知, 试验应力降低, 循环次数 N 增加, 当应力降至某一值时, 曲线变成水平直线, 即表示材料可经受无限次循环载荷仍不发生疲劳断裂。我们把试样承受无限次应力循环或达到规定的很大的循环次数而仍不断裂时的最大应力作为材料的疲劳强度。从图中可看到, 当钢铁材料的试验循环次数达 10^7 次时, 疲劳曲线上出现水平直线, 所以把试验循环次数达 10^7 次时的最大应力作为它的疲劳强度。有色金属及其合金的疲劳曲线不出现水平直线, 工程上常以循环次数达 10^8 次时的最大应力作为它的疲劳强度。

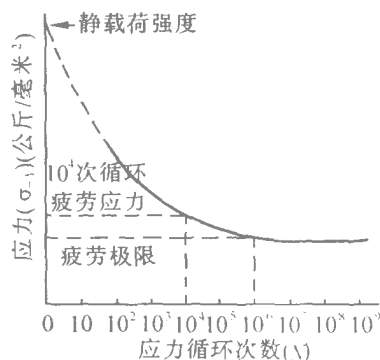


图 2-6 疲劳曲线示意图

影响零件疲劳寿命的因素很多, 除材料成分和组织等因素外, 因疲劳源一般产生在零件表面, 所以零件表面状态也有重要影响。零件表面的应力集中或划痕、损伤、腐蚀斑点等都

使零件的疲劳寿命大大降低。为了提高零件的疲劳寿命，零件转角处应避免锐角连接，以减少应力集中，并提高零件的表面光洁度等。

2.5 断裂韧性

“脆断”是一种最危险的断裂 因为在断裂前几乎不产生明显的塑性变形 很难预先发现征兆而加以预防，而酿成重大事故。如 1943 年 1 月，美国一艘油轮在码头交付使用时，竟发生突然断裂成两截的惨祸。而据计算，断裂时船体承受的应力仅为 7kg/mm^2 而船体钢材的屈服强度约为 25kg/mm^2 。这种低应力脆断的现象很难用经典力学来解释。

经长期研究，人们认识到，过去我们把材料看做毫无缺陷的连续均匀介质是不对的。材料内部在冶炼、轧制、热处理等各种制造过程中会不可避免地产生某种微裂纹，而且在无损检验时又没有被发现。那么，在使用过程中，由于应力集中、疲劳、腐蚀等原因，裂纹会进一步扩展，当裂纹尺寸达到临界尺寸时，就会发生低应力脆断的事故。

为了研究裂纹对材料断裂强度的影响，把刻有不同深度的试件进行拉伸试验，画出如图 2-7 所示的裂纹深度 a 与实际断裂强度的关系曲线。

且有公式 $K = \sigma_c \sqrt{a}$ 成立。对某种材料来说， K 是一个常数，它也是材料机械性能的指标，称为断裂韧性。

在裂纹扩展的过程中，扩展型式可分为三类：第一类为张开型 如图 2-8(a) 所示，裂纹面位移方向垂直于裂纹面。第二类为滑开型，如图 2-8(b) 所示，裂纹面位移方向垂直于裂纹线。第三类为撕开型 如图 2-8(c) 所示 裂纹面位移方向平行于裂纹线。

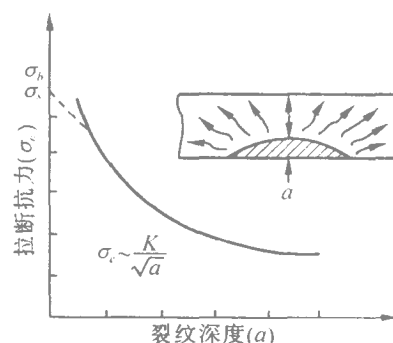


图 2-7 断裂强度与裂纹深度的关系曲线（示意图）

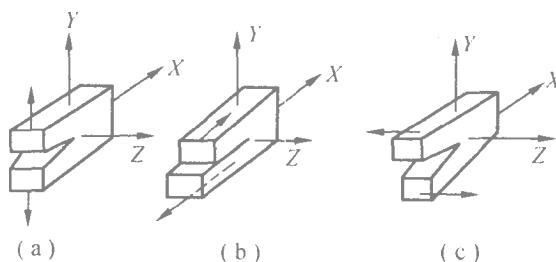


图 2-8 裂纹表面三种位移型式
(a) 张开型 ; (b) 滑开型 ; (c) 撕开型

3 金属的塑性变形与再结晶

3.1 金属的塑性变形

金属的变形可分为弹性变形和塑性变形。能够恢复的变形叫做弹性变形。在弹性变形阶段,随着外力的增加,变形量也成比例地增加。但外力增加到超过某一限度后,变形量不再与外力成比例关系,并在外力除去后,不能完全恢复到它原来的形状,即有残留的永久变形,我们把它称为塑性变形。研究金属塑性变形的实质及其对金属性能的影响是有重要意义的。

3.1.1 单晶体的塑性变形

滑移是金属单晶体塑性变形的最主要和最基本的方式。是晶体中某一部分沿着滑移面相对于另一部分发生了滑移,把这种塑性变形称为滑移变形。

那么,晶体受外力作用后,它是怎样产生和进行滑移的呢?作用在晶体上的外力,可以分解为垂直于晶面的正应力(σ_N)和平行于晶面的切应力(τ)如图 3-1。

作用在晶体上的分解正应力(σ_N)它使晶体的晶格沿正应力方向被拉长 应力不大时 只产生弹性变形 当外力继续增加 正应力大于原子结合力时,晶体就发生断裂,所以分解正应力只引起晶体的弹性变形或断裂。如图 3-2 所示。

当分解切应力较小时,晶体发生弹性的剪切变形。

当分解切应力增大到一定值后 晶体的一部分相对于另一部分沿着滑移面发生相对滑移。当外力除去后晶体中的原子不能回复到它原来的位置,即产生了滑移的塑性变形。如图 3-3 所示。当然,如果分解切应力很大,在产生一定程度的塑性变形后,晶体也将被切断破坏。

综上所述,在外力作用下,晶体的滑移是由分解切应力造成的,而分解切应力和分解正应力都能使晶体发生弹性变形或断裂。

金属晶体沿滑移面和滑移方向开始滑移的最小切应力称为临

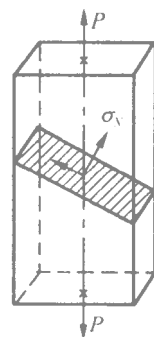


图 3-1 应力分解图

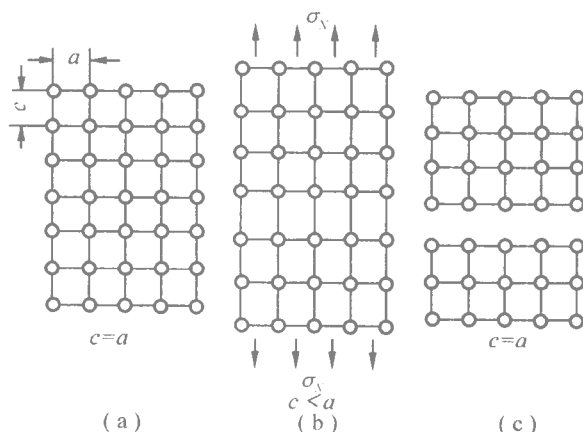


图 3-2 晶体受正应力作用时的变形情况示意图

(a) 变形前;(b) 弹性变形;(c) 断裂

界切应力以 τ_k 表示。晶体在外力作用下, 只有当在滑移面和滑移方向上的分解切应力大于或等于它的临界切应力时, 晶体才能发生滑移。

3.1.2 多晶体的塑性变形

多晶体是由许多形状、大小和晶格位向不同的晶粒组成的, 虽然它们的塑性变形主要还是滑移等形式, 但应考虑晶界和晶粒位向等对变形的影响。

1. 晶界的作用

用由两个晶粒组成的试样在室温下做拉伸试验, 其结构如图 3-4 所示。

远离晶界的地方发生了较大的塑性变形, 被拉长变细了, 而在

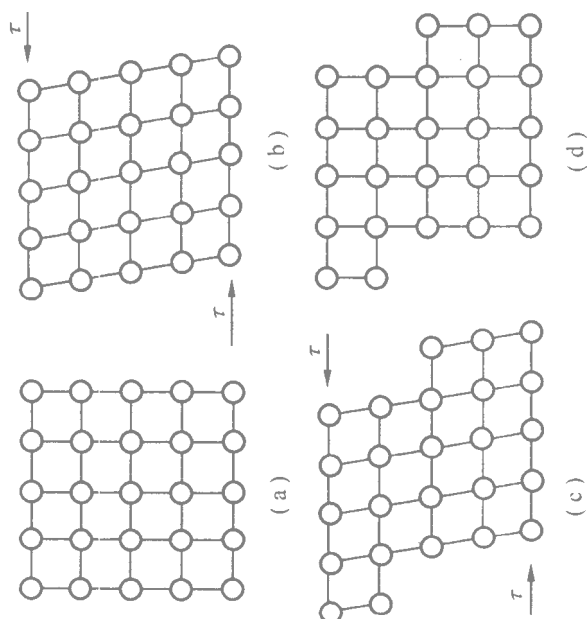


图 3-3 晶体在切应力作用下的变形
(a) 变形前;(b) 弹性变形;(c) 弹塑性变形;(d) 变形后



图 3-4 两个晶粒的试样在拉伸时的变形

晶界及其附近则变形很小。试样两端为夹头支持处, 所以变形也很小。所以拉伸后产生如图所示的“竹节”现象。产生这种现象的原因是晶界上原子排列不规则, 杂质原子也常集中在晶界上, 使晶界处于较高的能量状态。它对滑移变形起阻碍作用, 表现为具有较强的抗变形能力。晶粒越细, 晶界总面积越大, 对变形的抗力就越大。

2. 晶粒位向的作用

多晶体金属中各个晶粒的位向不同。当它受外力作用时, 有的晶粒处在有利于滑移的位向, 有的晶粒则处在不利于滑移的位向。当位向有利于滑移的晶粒发生滑移时, 势必要受到与其相邻的但位向不利于滑移的晶粒的阻碍。所以晶粒还必须克服相邻晶粒的阻力后才能进行滑移, 使滑移的阻力增加了。

晶粒越细, 晶界总面积越大, 每个晶粒周围具有的不同晶粒位向的数目也越多, 所以其强度越高, 而且塑性和韧性也较好。

3.1.3 塑性变形对金属组织和性能的影响

1. 性能的变化

金属经塑性变形后, 其机械性能会产生变化。随着变形程度的增加, 金属的强度和硬度

逐渐升高，而塑性和韧性则逐渐降低，这种现象称为加工硬化或冷作硬化。图 3-5 为含碳 0.3% 的碳钢，其变形程度与机械性能的变化关系图。从图中可以看到，未变形时的抗拉强度 σ_b 为 50kg/mm^2 ，变形达 20% 时， σ_b 提高到约 70kg/mm^2 ，变形达 60% 时， σ_b 高达 90kg/mm^2 以上。

加工硬化可以提高金属材料的强度，这是强化金属材料的一种重要工艺方法，特别对于那些不能用热处理来提高强度的材料。加工硬化也是使工件能够冷作成型的重要因素。例如，冷拉钢丝时通过模孔的钢丝已经变形，由于加工硬化效应使它的强度提高了，所以能拉着未变形的钢丝顺利通过模孔而变形。另外它还能保证工件的使用安全性，一旦工件某个部位出现应力集中或暂时出现过载现象，这些部位发生的微量塑性变形，产生加工硬化效应，使强度提高，从而变形就自行终止。

自然，加工硬化效应也带来一些不利的方面，如使材料塑性降低，变形到一定程度后，再继续变形将使工件开裂等。

2. 内应力的产生

金属在塑性变形时，每部分的变形是不均匀的。当外力除去后，变形度大的部分会阻碍相邻的变形度小的部分的弹性变形的完全恢复。因此，变形度大的部分受压应力，变形度小的部分受拉应力。这样一对残留在金属内部的应力叫残留内应力。一般把内应力分为三类。

(1) 宏观内应力

这是在较大体积范围内存在的内应力，如工件表面与心部之间存在的内应力。

(2) 晶间内应力

它是由于晶粒或亚晶粒之间的变形不均匀而形成的内应力。

(3) 晶格畸变内应力

它是金属塑性变形时，内部产生大量的位错，使晶格畸变而形成内应力。

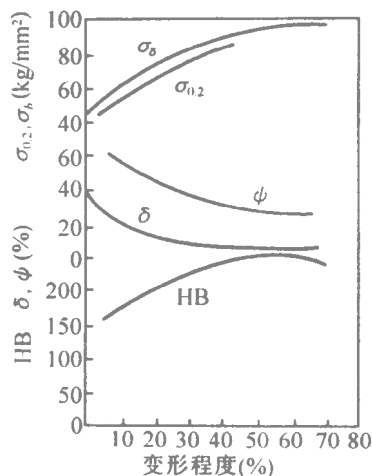


图 3-5 0.3%C 碳钢冷轧后的机械性能变化

3.2 变形金属加热时的再结晶和性能变化

塑性变形的金属内部存在严重的晶格畸变，即原子处于不稳定的状态。在常温下，原子的活动能力小，所以能长时间地维持这种不稳定状态而不发生明显的变化。但如果将变形后的金属加热，则原子可获得较大的活动能力，从而使金属的组织和性能发生一系列的变化。

图 3-6 描述了塑性变形金属加热时，加热温度与其组织和性能变化的关系。按加热温度的不同，其变化过程一般可分为三个阶段：回复、再结晶和晶粒长大。

3.2.1 回复

这一阶段,加热温度不高,原子的活动能力还不小,只作微小的移动,还不能作较大的移动而重新排列成新的晶粒。但在这一阶段的稍高温度时(即 $t_1 \sim t_2$ 之间),原来变形组织中分散杂乱的位错会作某种规则的排列,从而使内应力明显的降低,而金属的机械性能基本没有变化。

生产中冷压力加工的零件,为了使它保持加工硬化形成的较高强度,而又能基本消除内应力,可将零件在较低的温度加热保温达到消除内应力的目的。这种热处理工艺叫去应力退火。

3.2.2 再结晶

把变形金属加热至较高温度时,原子获得了充分的活动能力,可作重新排列而形成新的晶粒。这个过程好像金属再进行一次结晶一样,同样有形核与晶核长大的过程。

因此,把它叫做再结晶。但是,再结晶与液体金属的结晶不一样,再结晶前后的晶体结构类型是一样的,所以,再结晶不是一个相变过程,没有恒定的转变温度,是随着温度升高或时间延长而连续转变的过程。

由于再结晶后金属的组织恢复到变形前的状态,因此,它的机械性能也得到恢复,即金属的强度、硬度显著下降而塑性、韧性大大提高,内应力完全消除。

金属的再结晶温度不是一个固定值,一般可按下述经验公式计算:

$$T_{\text{再}} = (0.35 \sim 0.4) T_{\text{熔}}$$

式中 $T_{\text{再}}$ 和 $T_{\text{熔}}$ 分别表示金属的再结晶温度与熔点的绝对温度值。

把冷变形金属加热到再结晶温度以上保温一段时间使其再结晶的热处理工艺称为再结晶退火。其目的是完全消除变形金属的加工硬化效应,使塑性得到恢复。

3.3.3 晶粒长大

冷变形金属在再结晶之后,可得到细小均匀的晶粒。但是继续升高温度或延长加热时间,则晶粒将长大变粗。

3.3.4 影响再结晶后晶粒大小的因素

我们知道,金属晶粒的粗细对其机械性能的影响很大,所以,研究金属再结晶退火的晶粒度变化规律是一个很重要的问题。影响再结晶退火晶粒度的主要因素是:

1. 退火温度与保温时间

一定变形度的金属在再结晶退火时,退火温度的高低和保温时间的长短都会影响晶粒

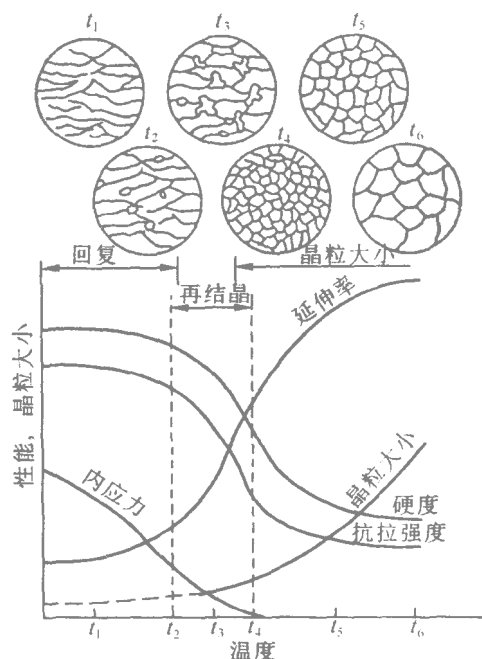


图 3-6 加热温度对冷塑性变形金属组织和性能的影响

度。但是其中以退火温度的影响比较显著 图 3-7 为退火后晶粒度随退火温度的变化规律。

2. 变形度的影响

金属的变形度是影响再结晶退火后晶粒大小的另一个重要因素。图 3-8 表示变形度与退火后晶粒大小的关系。当变形度很小时,晶粒的大小没有变化,因为这时金属晶粒仅有微量的滑移,退火时并不发生再结晶。当变形度达到一定程度时,再结晶退火后的晶粒变形十分粗大,这是因为此时变形量小而且不均匀,退火时只在少数有塑性变形的部位产生晶核,晶核数很少。在再结晶过程中,这少数的晶核长大,同时吞并周围晶粒,结果使晶粒变得十分粗大。这时的变形度称为临界变形度。一般金属与合金的临界变形度在 2% ~ 10% 之间。因此,压力加工时应注意避开临界变形度。当变形度大于临界变形度后,随着变形度的增加,退火后的晶粒也随之变细。因为此时金属晶格严重畸变,退火时可形成大量晶核,从而使晶粒细化。

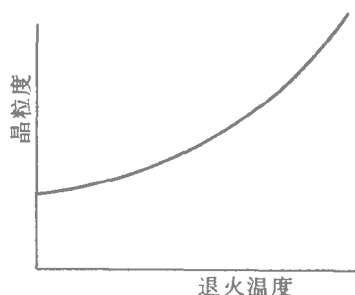


图 3-7 退火温度与晶粒大小的关系

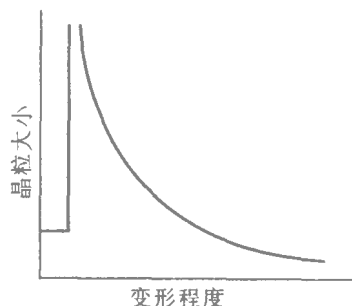


图 3-8 变形度与结晶后晶粒大小的关系

3.3 金属的热变形加工

3.3.1 金属的热加工与冷加工

金属的变形加工有热变形加工（热压加工）与冷变形加工（冷压加工）之分。通常把在再结晶温度以上的变形加工称为热加工；在再结晶温度以下的变形加工称为冷压加工。铅、锡等金属的再结晶温度低于室温。因此，它们在室温下变形加工也属于热压加工，而钢铁在 $600^{\circ}\text{C} \sim 700^{\circ}\text{C}$ 以上变形才算热压加工 在 400°C 左右变形仍属于冷压加工。

金属在热压加工过程中虽然也有加工硬化，但同时会发生再结晶软化，所以可保持良好的塑性。但热压加工时要把金属加热到高温，金属表面被严重氧化，会有一层较厚的氧化皮，使工件表面粗糙且精度较差。一般大件，变形量较大的毛坯常用热压加工成型。

冷压加工一般在室温下进行，工件表面光洁度及精度较好。但冷压加工时有加工硬化效应，每道工序的变形量受到一定限制。冷压加工适用板材、丝材的加工，可制造有一定尺寸精度和表面光洁的工件。

3.3.2 热压加工对材料组织和性能的影响

金属材料经热压加工(如轧制或锻造后)可明显改善它的铸造组织,从而使材料机械性能得到提高。

铸造组织中的疏松或气孔等在热压加工中可得到焊合,使材料致密性大为提高。铸造组织中的粗大晶粒经热压加工的变形与再结晶,可得到细化。在高温和压力作用下,原子的扩散能力增加,从而使铸造偏析得到改善。

材料中的夹杂物在高温下具有一定的塑性,在热变形方向被拉长,形成细条状流线,这种流线组织称为纤维组织,顺着纤维方向的机械性能较好。因此,在设计重要的受力零件时,应考虑它的纤维分布状态,使纤维方向与承受较大应力的方向一致。

4 铁 - 碳合金

4.1 合金的结构

纯金属虽然具有良好的导电性、导热性等许多优点，但是，它的强度并不高，因此在工业上广泛应用的金属材料绝大部分都是合金。合金不但具有较高的强度，而且还可以根据特殊需要来配制适合这种需求的合金。例如，为了满足耐腐蚀性的要求，就生产了各种不锈钢；为了满足耐高温的需要，就发展了各种耐热钢和耐热合金等。

所谓合金，是熔制两种或两种以上的金属元素（或金属元素与非金属元素）而制成的金属。组成合金的元素称为组元，由两个组元组成的合金叫二元合金。例如，碳钢和铸铁是由铁与碳熔制而成的铁碳二元合金。

相也是一个重要的概念。所谓“相”，是指金属或合金中具有同一化学成分、同一原子聚集状态的均匀组成体。例如，纯金属的液态和固态是两种不同的相，因为它们的原子聚集状态不一样。又如 $\alpha\text{-Fe}$ 和 $\gamma\text{-Fe}$ 是两种不同的相，它们的原子排列规律是不同的。

相的晶体结构称为相结构，它比纯金属的晶体结构要复杂，因为它的晶体结构是由两种或两种以上的组元原子相互排列而形成的，而且组元原子之间的相互作用会影响它们的排列方式。

合金的相结构可以归纳为固溶体和金属化合物两大类型。

4.1.1 固溶体

它与溶液相似，由溶剂和溶质组成。组成固溶体的基础金属称为溶剂，另一种或几种含量较少的组元（合金元素）称为溶质。固溶体的相结构特点是：溶剂金属保持它本身的固有晶格类型不变，即固溶体的晶体结构类型与溶剂金属的晶体结构类型相同；溶质原子以不同的方式溶于溶剂晶格之中。所谓溶质原子溶于溶剂晶格中的方式，是指溶质原子在溶剂晶格中占有位置的方式。一般可以分为两类。

1. 置换式固溶体

溶剂金属的晶格类型不变，在溶剂晶格中，溶质原子替代了部分溶剂原子，即溶质原子部分地占有了溶剂晶格的结点位置，这样形成的固溶体叫置换固溶体。如图 4-1 所示。金属元素之间形成的固溶体一般属于这种类型。当两种金属的晶格类型相同，它们之间形成固溶体时，如果一种金属原子可以无限制地置换另一种金属原子，直至全部被置换，也就是说，它们之间可以互相完全溶解，没有溶解度的限制，这种固溶体称为无限固溶体。所以要形成无限固溶体的必要条件是组元之间必须具有相同的晶格类型。当然这并不是说所有晶格类型相同的金属之间都可以形成无限固溶体。实际上只

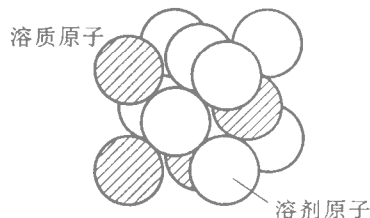


图 4-1 置换固溶体结构的示意图

有少数金属之间可以形成无限固溶体。

如果被置换的溶剂原子数受到一定的限制，即有一定的溶解度限制。这样形成的固溶体叫有限固溶体。有限固溶体的溶解度与它所处的温度有关，大多数情况下，溶解度随温度升高而增加。

2. 间隙固溶体

溶剂金属保持它的晶格类型不变，溶质原子处在溶剂晶格的间隙中，这样形成的固溶体叫间隙固溶体。如图 4-2 所示。由于晶格间隙很小，所以只有当溶质原子半径与溶剂原子半径的比值小于 0.59 时，才能形成间隙固溶体。间隙固溶体全部是有限固溶体。

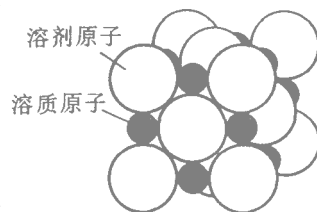


图 4-2 间隙固溶体结构示意图

4.1.2 金属化合物

金属化合物的相结构特点是：它的晶格类型与组成该化合物的任何一组元的固有晶格类型都不同，而是形成另一种新的晶格类型。金属化合物按形成条件不同可分为三类。

1. 正常价化合物

这类化合物是按正常的原子价规律组成的，即它们具有一定的化学成分，可用化学分子式来表示。它们一般具有较高的硬度和脆性。如 Mg_2Si 、 Mg_2Sn 、 Mg_2Pb 等。

2. 电子化合物

这类化合物的组成不遵守原子价规律，而是按一定的电子浓度来组成。电子浓度是化合物的价电子数与原子数的比值。如 $CuZn$ 电子化合物，其原子数为 2， Cu 的价电子数为 1， Zn 的价电子数为 2 故电子浓度为 $3/2$ 。

3. 间隙相与间隙化合物

间隙相是非金属原子半径与金属原子半径的比值小于或等于 0.59 时形成的化合物。如图 4-3 所示的 VC 间隙相。

间隙化合物是在非金属原子半径与金属原子半径的比值大于 0.59 时，形成复杂晶体结构的一种金属化合物。如碳钢中的 Fe_3C 称为渗碳体。

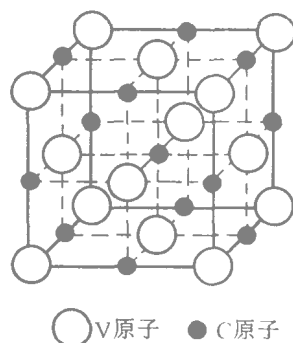


图 4-3 间隙相 VC 的晶体结构

4.2 二元合金状态图

几个给定组元配制成的一系列成分不同的合金，称为这几个组元的合金系。合金状态图是表示合金系中不同成分的合金，在极缓慢的冷却或加热条件下，在各种不同的温度时，合金存在的相或其组织。在极缓慢的冷却或加热条件下，当合金发生相或组织转变时，原子可以充分扩散，这是一种平衡状态，得到的组织也是平衡组织。

合金状态图是制定热加工工艺规范的重要依据，也是研究合金组织、组织转变及合金性能的有效工具。

4.2.1 二元合金状态图的建立

首先把合金系中不同成分的合金，在极缓慢加热或冷却过程中，用热分析法来测定合金发生相转变时的温度。此相变温度称为相变点或临界点。

下面以铜—镍二元合金为例，说明绘制二元合金状态图的一般方法。

首先配制如表 4-1 所列几种不同成分的合金，然后用热分析法测定出各种合金的冷却曲线如图 4-4 所示。冷却曲线上的转折点表示冷却过程中发生相变时的相变点。

表 4-1 铜—镍合金的热分析试验结果

合金编号	成分(%)		结晶温度(℃)	
	Cu	Ni	开始	終了
I	100	0	1083	1083
II	80	20	1170	1138
III	60	40	1260	1200
IV	40	60	1347	1285
V	20	80	1410	1382
VI	0	100	1451	1451

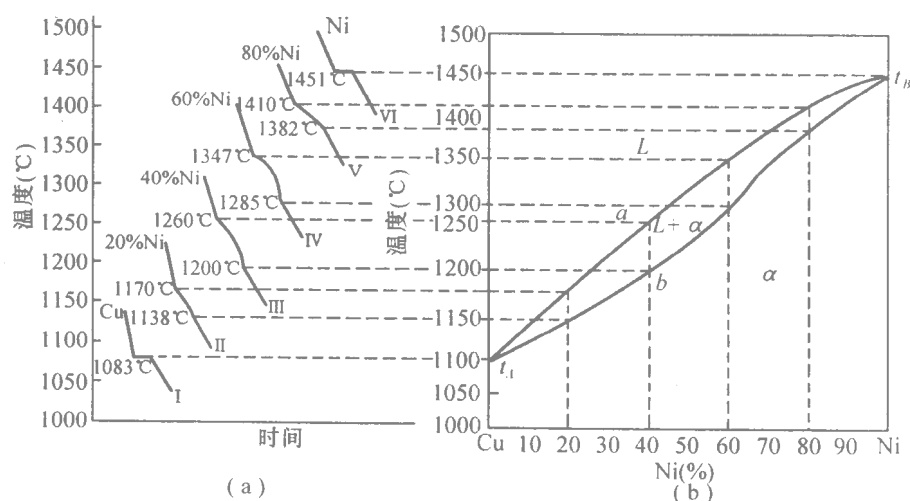


图 4-4 铜—镍合金的冷却曲线和状态图

(a)不同成分合金的冷却曲线；(b)铜—镍合金状态图

图 4-4(b) 的横坐标表示合金成分的百分数，纵坐标表示温度。把测得的合金相变点分别标在相应的合金成分线上，然后将相同意义的相变点连成曲线，这就得到了铜—镍合金状态图。图中 $t_A t_B$ 线为结晶开始的相变点连成的曲线，称为液相线。图中 $t_A' b t_B'$ 线为结晶终止相变点连成的曲线，称为固相线。这样，铜镍合金状态图有三个相区，即：在液相线以上合金是液态 称液相区 以 L 表示 在固相线以下合金是固态的 α 固溶体 以 α 表示 在

液相线与固相线之间为液相 L 与 α 固溶体共存的相区, 以 $(L + \alpha)$ 表示。

合金状态图是多种多样的。下面讨论几种常用的基本二元合金状态图。

4.2.2 匀晶状态图

匀晶状态图是合金组元之间形成无限固溶体的合金状态图。如 Cu-Ni 合金状态图就是典型的匀晶状态图。

由图 4-4 可知, $t_A = 1083$ 为纯铜的熔点, $t_B = 1451$ 为纯镍的熔点。状态图中有两个单相区 L 、 α , 有一个两相区 $L + \alpha$ 。

现以图 4-5 中含镍 60% (含铜 40%) 的合金为例来说明合金的结晶过程。当合金从高温缓慢地冷却到与液相线相交的 t_1 温度时, 开始从液相中结晶出成分为 α_1 的固溶体。温度继续降低, 结晶也继续进行。当合金缓慢地冷却到 t_2 温度时, 不管是新结晶出来的固溶体, 还是以先前 α_1 固溶体为核心结晶长大的固溶体, 此时的成分都为 α_2 固溶体。这是因为在极缓慢冷却条件下, 原子可以充分扩散的缘故。与此同时, 液相成分也由 L_1 转变成 L_2 。这就是说, 在平衡结晶过程中, 液相的成分沿着液相线变化, 结晶出来的固相成分沿着固相线变化。从 t_2 冷却到 t_3 时, 结晶完毕, 得到单相的成分为 (即含 60% Ni) 的固溶体。合金继续冷却至室温, 不再发生组织和成分的变化。

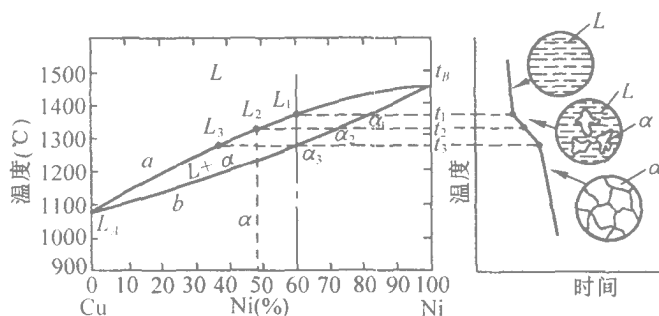


图 4-5 含 60% Ni 合金的冷却曲线及结晶过程示意图

但在实际生产中, 由于冷却速度较快, 在结晶过程中, 无论液相或固相中的原子都来不及进行充分的扩散, 这样的结晶过程称为不平衡结晶。在不平衡结晶过程中开始结晶出的树枝状晶体和随后结晶出的固溶体, 其成分是不均匀的, 这种成分不均匀的现象称为“偏析”。上述树枝状晶体成分不均匀的偏析叫“枝晶偏析”。结晶冷却速度越大, 偏析的程度就越严重。枝晶偏析使合金的塑性、韧性显著下降, 给压力加工带来不利影响, 需经扩散退火来消除。

4.2.3 共晶状态图

图 4-6 是 Pb-Sb 二元合金状态图, 可把它作为典型的共晶状态图来讨论。 Pb-Sb 合金不能形成无限固溶体, 只能形成以铅为溶剂, 锑为溶质的有限固溶体, 称 α 固溶体, 或以锑为溶剂, 铅为溶质的有限固溶体, 称 β 固溶体。所以状态图的基本相是液相 L 、 α 固溶体和 β 固溶体三种相。就相区来说, 状态图中有 L 、 α 和 β 三个单相区及 $(L + \alpha)$ 、 $(L + \beta)$ 和

($\alpha + \beta$) 三个两相区。 AEB 为液相线, $ACEDB$ 为固相线, CF 线及 DG 线分别为 Sb 溶于 Pb 和 Pb 溶于 Sb 的随温度变化而改变溶解度的溶解度曲线。也叫固溶线。

下面讨论几种典型合金的平衡结晶及其组织。

1. 含 Sb 小于 3.5% 的固溶体合金结晶过程及其组织

现以图 4-7 中所示的合金 I (含 Sb 2%、含 Pb 98%) 为代表来说明合金的结晶过程及其组织。图

4-7 左端为合金 I 的冷却曲线及其

结晶过程示意图。当合金缓慢冷却到 1 点温度时, 开始从液相中结晶出固溶体。在 1~2 点温度缓慢冷却过程中, 不断结晶出 α 固溶体, 液相成分沿液相线改变, α 固溶体成分沿固相线改变。在 2 点温度结晶完毕, 得到单相的 α 固溶体。在 2~3 点温度之间为单相 α 固溶体的冷却, 没有组织变化。当冷却到 3 点温度直到室温时, 由于溶解度的限制, 将从 α 固溶体中析出 β 固溶体。为了把从固相中析出的 β 相与从液相中结晶出来的 β 相相区别, 把前者称为次生晶体以 β_{II} 表示, 后者称为初生晶体以 β 表示。

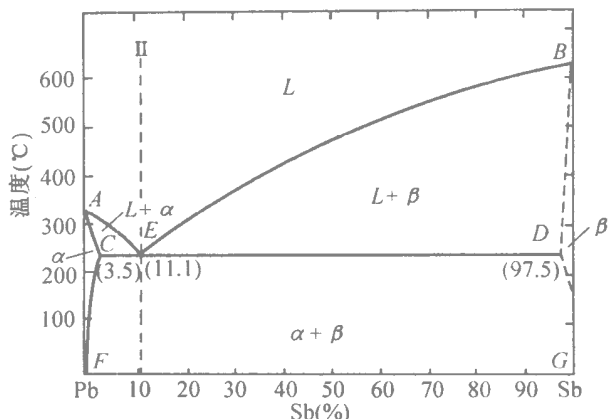


图 4-6 Pb-Sb 二元合金状态图

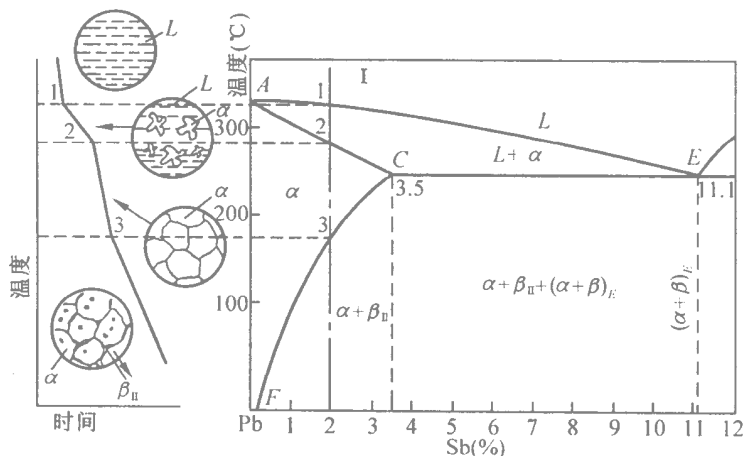


图 4-7 含 2% Sb 的合金结晶过程及组织转变示意图

2. 含 Sb 量大于 D 点 97.5% 的固溶体合金结晶过程及其组织

其结晶过程与 1 完全相似, 所不同的是从液相中结晶出来的初生晶体是 β 固溶体, 由于溶解度的限制, 从 β 固溶体中析出的次生晶体是 α_{II} 固溶体。

3. 共晶合金的结晶过程及其组织

图 4-6 中成分通过 E 点的合金 II (含 Sb 11.1%、含 Pb 88.9%) 是共晶合金, 它的冷却曲线及结晶过程如图 4-8 所示。

当合金 II 缓慢冷却到 E 点温度即 t_E 时, 由于相图中的 E 点是液相线 AE 与 BE 的交点 因此 液相 L_E 在此温度不但要结晶出 C 点成分的 α 固溶体 (即 α_C) 同时还要结晶出 D 点成分的 β 固溶体 (即 β_D)。这种结晶过程在恒温 (即 t_E) 下进行, 直至全部液相结晶完毕。这种在恒温下, 从液相中同时结晶出两种不同固相的反应称为共晶反应。共晶合金在缓慢加热时, 则发生上述的逆反应, 所以, 共晶反应可用 $L_E \xrightarrow{t_E} \alpha_C + \beta_D$ 表示, t_E 称为共晶温度。 $\alpha_C + \beta_D$ 称为共晶组织。合金从共晶温度继续冷却到室温时 由于固溶体的溶解度的限制 将分别从 α 相及 β 相中析出次生的 β_{II} 和 α_{II} 相。但它们与共晶的 α 相及 β 相混合在一起, 在显微组织中分辨不清。所以, 可把共晶体从共晶温度冷却到室温时简单看作没有组织变化。

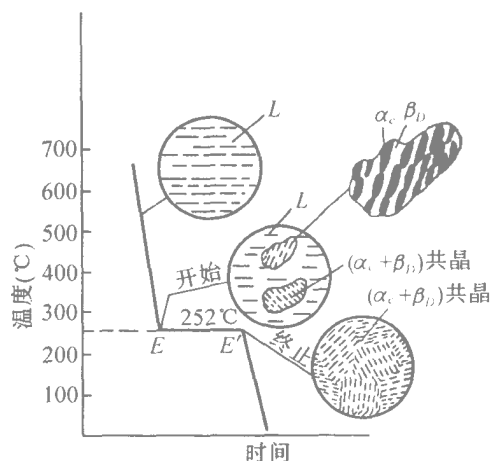


图 4-8 共晶合金的冷却曲线及组织示意图

4. 亚共晶合金的结晶过程及其组织

在图 4-6 中 凡成分位于 E 点到 C 点之间的合金都称为亚共晶合金。现以图 4-9 中含 5% Sb 的合金为例来说明亚共晶合金的结晶过程。

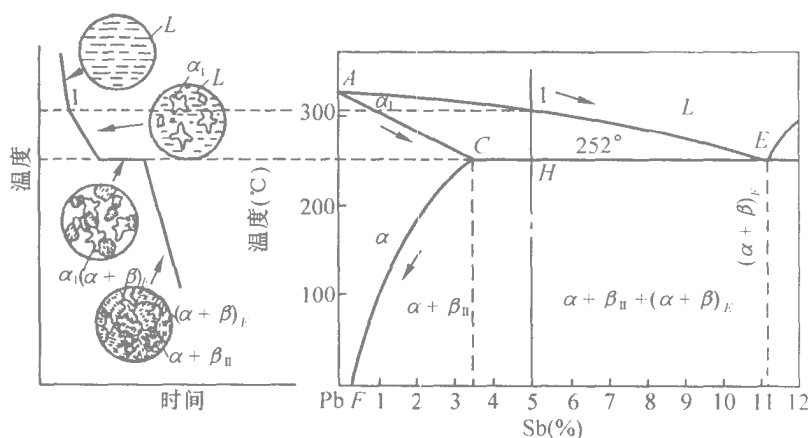


图 4-9 含 5% Sb 亚共晶合金的结晶过程示意图

图 4-9 的左端为该合金的冷却曲线及其结晶过程示意图。当合金缓慢冷却到 1 点温度时, 开始从液相中结晶出初生的 α 固溶体。合金继续在 1~H 点温度之间缓冷, 随着温度的下降, 结晶继续进行, α 相逐渐增加 液相逐渐减少 同时 液相成分沿 AE 液相线改变, α 相成分沿 AC 固相线改变。当合金冷却到 H 点温度 即 t_E 时, α 相和液相成分分别达到 C 点和 E 点的成分, 同时剩下的液相 L_E 将发生共晶转变 即 $L_E \xrightarrow{t_E} \alpha_C + \beta_D$, 直到液相全部转变为共晶体。合金从 t_E 再缓冷到室温 初生的 α 相将析出次生的 β_{II} 相, 而共晶组织没有变

化。

5 过共晶合金的结晶过程及其组织

图 4-6 中, 凡成分介于 E 点和 D 点之间的合金称为过共晶合金。它的冷却曲线及结晶过程与亚共晶合金的完全相似。所不同的, 只是从液相中结晶出来的初生晶体是 β 固溶体。在共晶温度以下, 由于溶解度的限制, 从初生 β 固溶体析出次生的 α_{II} 合金。在室温下组织是初生 β 固溶体、次生 α_{II} 和共晶体组成。

综上所述, 凡成分介于 C 点和 D 点之间的亚共晶、共晶及过共晶合金, 在它们缓慢冷却或加热的过程中, 当与 ECD 线相遇时, 即达到 t_E 温度时, 它们都将有共晶反应发生, 即有 $L_E \xrightarrow{t_E} \alpha_C + \beta_D$ 。所以 CED 线称为共晶线。 t_E 温度称为共晶温度。 E 点称为共晶点。我们把具有共晶反应的状态图叫做共晶状态图。

4.2.4 杠杆定律及其应用

在二元合金状态图中, 当合金处在两相区的任一温度时, 不仅可以从状态图上得知共存两相的成分, 而且可应用“杠杆定律”从状态图上分别求出两个相的相对重量。

现以图 4-10 Cu-Ni 合金状态图中含 $x\%$ Ni 的合金为例, 来说明杠杆定律及其应用。在平衡温度 t_1 时, 该合金的两个平衡相为液相 L_a , 它含 $y\%$ Ni; 固溶体 α_c , 它含 $z\%$ Ni。并设合金总的重量为 W , 液相 L_a 重量为 W_L , 固溶体 α_c 的重量为 W_a 。则

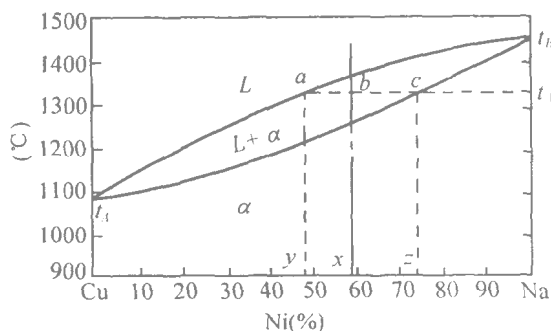


图 4-10 杠杆定律的推导及其应用

$$W_a + W_L = W \quad (1)$$

由于液相和固溶体的含镍量总和等于合金的含镍总量, 即:

$$W_L \times y\% + W_a \times z\% = W \times x\% \quad (2)$$

将式 (1) 代入式 (2) 并移项, 则

$$W_L(y\% - x\%) = W_a(x\% - z\%) \quad (3)$$

从图中可以看到 $y\% - x\% = ab$; $x\% - z\% = bc$ 所以式 (3) 可写成

$$W_L(ab) = W_a(bc) \text{ 或 } W_L/W_a = bc/ab \quad (4)$$

如果把 abc 看作一根杠杆, 式 (4) 中液相重量 W_L 与固溶体重量之比, 恰好与它们的杠杆臂成反比关系。这个关系与力学中的杠杆定律关系一样, 所以, 把式 (4) 的关系也称为杠杆定律。

在温度 t_1 时, 合金的两个平衡相的相对重量可由下式求出:

液相的重量百分数: $Q_L = bc/ac \times 100\%$

固溶体的重量百分数: $Q_a = ab/ac \times 100\%$

必须指出, 杠杆定律只能在两相区应用。

4.2.5 合金的铸造性与状态图的关系

合金的铸造性是指合金在铸造时，金属液充填铸型的能力，即流动性，以及铸件产生热裂、偏析、缩孔与疏松、气孔等缺陷的倾向性大小等。

合金的铸造性主要取决于它的结晶温度间隔，即状态图中液相线与固相线之间的距离。距离越大，则合金流动性越差，铸件产生的疏松与偏析也越严重。共晶合金和纯金属在恒温下结晶，结晶温度间隔为零，所以它们的流动性最好，形成分散缩孔的倾向也最小。但纯金属的机械性能一般较低，所以生产上使用的铸造合金大都是共晶合金或靠近共晶成分的合金。

铸件虽然有晶粒粗大、偏析、缩孔、气孔等缺陷。但因为它最突出的优点是能生产出形状复杂的零件，所以还仍然得到广泛的应用。特别是利用变质处理以细化晶粒，提高铸型的冷却速度和采用精密铸造等方法后，铸件的机械性能可显著提高。

4.3 铁—碳合金状态图

由于合金含碳量不同，铁和碳可形成三种化合物。当含碳量为 6.69% 时，铁与碳形成 Fe_3C 。当含碳量大于 6.69% 时，随着含碳量的增加，分别形成 Fe_2C 和 FeC 两种化合物。实际使用的铁—碳合金，其含碳量不超过 5%，因为含碳量超过 5% 的合金性能太脆，没有实用价值。因此，我们研究的是含碳量小于 6.69% 的 $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ 状态图。

4.3.1 $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ 状态图分析

图 4-11 为 $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ 状态图。

1. 基本相及其性能

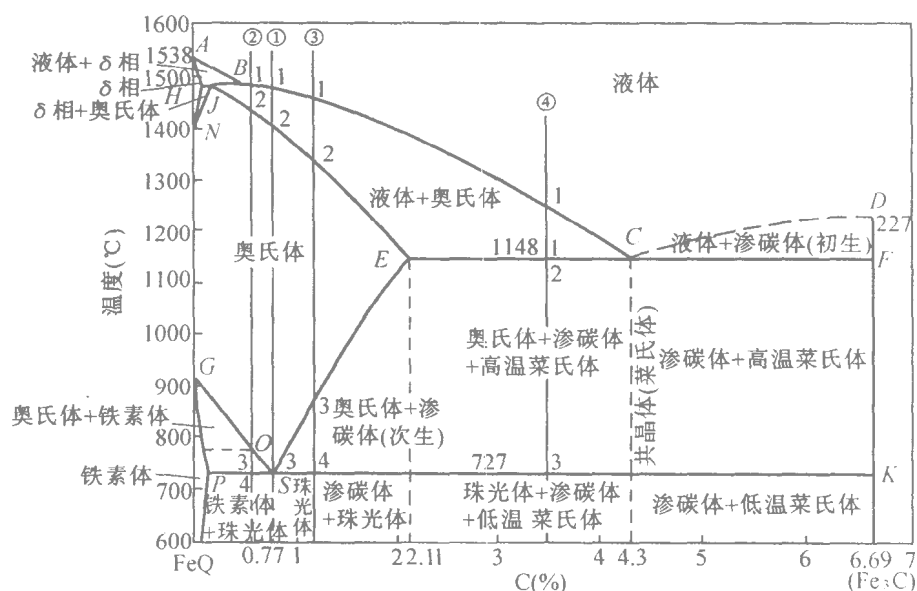


图 4-11 $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ 状态图

$\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ 状态图中的基本相,除液相外,碳和铁可形成固溶体及化合物。

前面我们已讲过,铁有同素异构转变。当碳溶于不同的铁晶体结构中时,可得如下三种不同的间隙固溶体。

铁在 1538 结晶时形成的晶体是体心立方晶格,直至 1394 保持这种晶格不变。这种高温的体心立方晶格的铁称为铁 δ ($\delta\text{-Fe}$)。碳溶于 $\delta\text{-Fe}$ 形成的间隙固溶体称固溶体 (或 δ 相)它是有限固溶体 最大溶碳量为 0.09%。 δ 相只在高温下存在。

铁在 912℃~1394 之间时为面心立方晶格。这种铁称为 γ 铁 ($\gamma\text{-Fe}$)。碳溶于 $\gamma\text{-Fe}$ 中形成的间隙固溶体称 γ 固溶体 (或 γ 相)也称奥氏体。它也是有限固溶体 最大溶碳量为 2.11%。 ES 线是碳的溶解度线。奥氏体有良好的塑性,但强度不高。

铁在 912 以下直至室温是体心立方晶格。这种铁称为 α 铁 ($\alpha\text{-Fe}$)。碳溶于 $\alpha\text{-Fe}$ 中形成的间隙固溶体称 α 固溶体 (或 α 相),也叫铁素体。它能溶解的碳很少。 PQ 线是碳的溶解度线。铁素体的机械性能与纯铁很接近 即强度、硬度低而塑性、韧性高。

当含碳量为 6.69% 时 铁与碳形成复杂的正交晶格的 Fe_3C 化合物,称为渗碳体。渗碳体的性能是硬而脆。

综上所述,状态图中的基本相是:液相 (L)、 δ 相、 γ 相 (奥氏体)、 α 相 (铁素体) 及 Fe_3C 等五种相。

2. 状态图中的特性线及特性点

$\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ 状态图实际上是由三个基本状态图组成的。以状态图中三条水平线为中心,组成三个基本状态图。状态图左上角的 HJB 水平线为中心组成一个包晶状态图。状态图的右上部以 ECF 线为中心组成一个共晶状态图。状态图的下面部分以 PSK 水平线为中心,组成一个共析状态图。

状态图中, $ABCD$ 线为液相线; $AHJECF$ 线为固相线。左上角的包晶状态图实际上很少应用,这里不作讨论。

状态图右上部是一个共晶状态图。 ECF 线为共晶线,相应的共晶温度为 1148℃, C 点为共晶点,相应的共晶合金成分为 4.3% C 。凡成分在 $E\sim F$ 点之间的合金,在缓慢加热或冷却过程中,当其与 ECF 共晶线相遇时 (即达到共晶温度时),都将发生共晶转变,即 $L_c \xrightarrow{1148^\circ\text{C}} \gamma_E + \text{Fe}_3\text{C}$, 冷却转变后的 ($\gamma_E + \text{Fe}_3\text{C}$) 叫共晶体 也称为莱氏体。

状态图的下面部分是一个共析状态图。合金在 PSK 线的转变是种固态相变,当合金缓慢冷却时,一个成分一定的固相 S 点成分的奥氏体 γ_s 在恒温 (727℃) 下同时转变为两个成分一定的新固相 (P 点成分的铁素体 α_p 与渗碳体) 这种转变称为共析转变 即 $\gamma_s \xrightarrow{727^\circ\text{C}} \alpha_p + \text{Fe}_3\text{C}$ 冷却转变后的产物 ($\alpha_p + \text{Fe}_3\text{C}$) 叫共析体 也称珠光体。 PSK 线叫共析线。

ES 线是碳在奥氏体中的溶解度线。合金缓冷到与此线相交时,将从奥氏体中析出 Fe_3C (渗碳体),为了把它与从液相中结晶出来的初生渗碳体相区别,称为二次渗碳体,以 $(\text{Fe}_3\text{C})_{\text{II}}$ 表示。

GS 线是合金缓慢冷却时,奥氏体转变为铁素体的开始温度线。缓慢加热时,它是铁素体转变为奥氏体的终止温度线。

GP 线为合金冷却时,奥氏体转变为铁素体的终止温度线。反之,在加热时,它是铁素体转变为奥氏体的开始温度线。

PQ 线为碳在铁素体中的溶解度线。

4.3.2 典型合金结晶过程分析

铁-碳合金按含碳量的不同,从状态图上可以分为工业纯铁,碳钢及铸铁三类。

工业纯铁为含碳量小于 0.02% 的固溶体合金。碳钢为含碳量在 0.02% ~ 2.11% 之间的合金。含碳量为 0.77% 的钢为共析钢。含碳量在 0.02% ~ 0.77% 之间的钢统称为亚共析钢。含碳量在 0.77% ~ 2.11% 之间的钢统称为过共析钢。

含碳量大于 2.11% 的合金统称为白口铸铁。含铁量为 4.3% 的合金称为共晶白口铁。含碳量介于 2.11% ~ 4.3% 之间的合金称为亚共晶白口铁。含碳量介于 4.3% ~ 6.69% 之间的合金称为过共晶白口铁。工业上常用的铁-碳合金是碳钢与亚共晶白口铸铁。

1. 共析钢 含碳 0.77% 的结晶过程

即图 4-11 中的合金 在 1 点温度以上为液相 在 1~2 点温度之间缓冷,将不断从液相中结晶出奥氏体。在 2~3 点温度之间为单相奥氏体冷却,无组织变化。当冷到 3 点温度 (727℃) 时 在恒温下发生共析转变 即 $\gamma_s \xrightarrow{727^\circ\text{C}} \alpha_p + \text{Fe}_3\text{C}$, 转变完成后为 $\alpha_p + \text{Fe}_3\text{C}$ 的两相机械混合物,称为珠光体。自 727 冷至室温,珠光体基本不再发生变化。如图 4-12 所示。

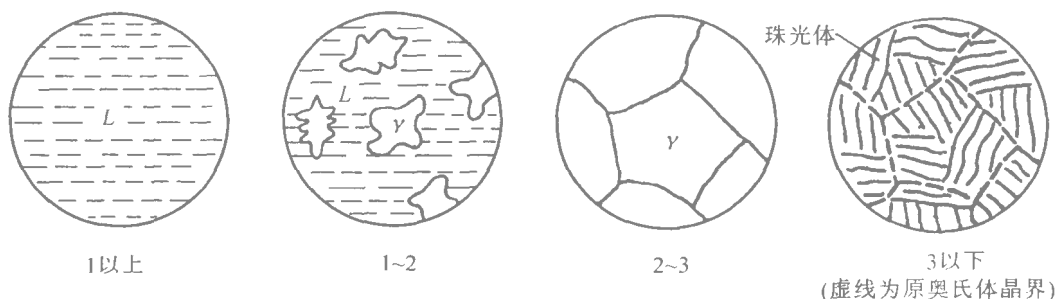


图 4-12 共析钢结晶过程示意图

2. 亚共析钢 含碳 0.55% 图 4-11 中合金 的结晶过程

当合金 在 1~2 点温度缓冷时,从液相中不断结晶出树枝状的奥氏体。在 2~3 点温度之间为单相奥氏体冷却,无组织变化,在 3~4 点温度之间缓冷,不断从奥氏体中析出铁素体 铁素体的成分沿 GP 线改变 奥氏体成分沿 GS 线改变。析出的铁素体一般沿奥氏体晶界形核并长大。当缓冷到 4 点温度 (即 727℃) 时 剩下的奥氏体为 S 点成分 (含碳 0.77%), 并在 727 恒温下发生共析转变,即 $\gamma_s \xrightarrow{727^\circ\text{C}} \alpha_p + \text{Fe}_3\text{C}$ 形成珠光体。从 727 冷至室温,合金的组织基本上不发生变化。所以合金在室温时的组织为铁素体 + 珠光体。如图 4-13 所示。

3. 过共析钢 含碳 1.2% 图 4-11 中的合金 的结晶过程

合金 在 3 点温度以前的结晶过程与合金 相似。当冷到 3 点温度时,由于溶解度的限制,将从奥氏体中开始析出二次渗碳体。在 3~4 点温度之间 随着温度的下降 不断析出 $(\text{Fe}_3\text{C})_{\text{II}}$ 奥氏体的成分沿 ES 线变化。析出的 $(\text{Fe}_3\text{C})_{\text{II}}$ 多沿奥氏体晶界呈网状分布。

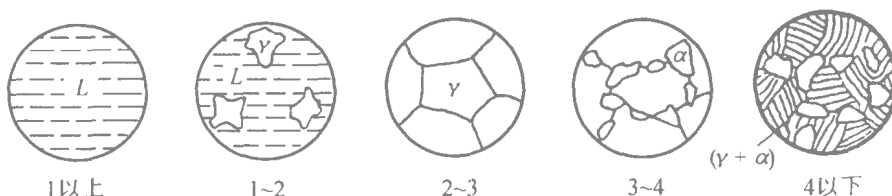


图 4-13 含碳 0.55% 亚共析钢结晶过程示意图

当缓冷到 4 点温度 (727°C) 时 奥氏体的含碳量为 0.77% , 并在恒温下发生共析转变即 $\gamma_s \xrightarrow{727^{\circ}\text{C}} \alpha_p + \text{Fe}_3\text{C}$ 形成珠光体。4 点以下直至室温, 合金组织基本无变化。故过共析钢在室温时的组织为网状渗碳体 + 珠光体。如图 4-14 所示。

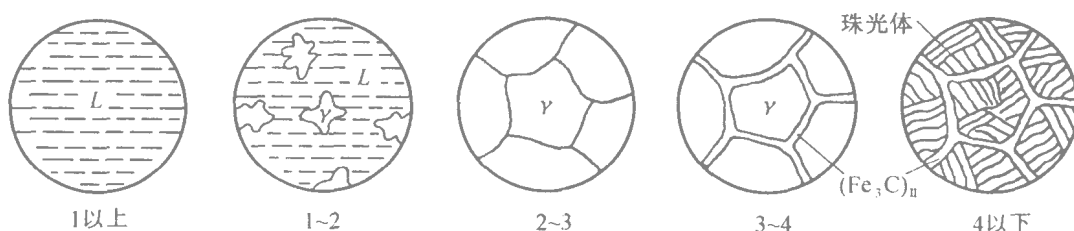


图 4-14 含碳 1.2% 过共析钢结晶过程示意图

4. 亚共晶白口铸铁 含碳 3.5% 图 4-11 中合金 的结晶过程

合金 在 1~2 点温度之间缓冷时, 随着温度的降低, 不断从液相中结晶出初生树枝状奥氏体 液相成分沿 BC 线改变 奥氏体成分沿 JE 线改变。当冷到 2 点温度 (1148°C) 时 液相成分含碳 4.3% 并在恒温下发生共晶转变 即 $L_c \xrightarrow{1148^{\circ}\text{C}} \gamma_E + \text{Fe}_3\text{C}$ 。形成的共晶体称为莱氏体。在 2~3 点温度之间缓冷 由于 ES 溶解度线的限制, 将从奥氏体 (包括初生奥氏体和共晶奥氏体) 中不断析出 $(\text{Fe}_3\text{C})_{\text{II}}$ 同时 奥氏体的成分沿 ES 线改变。当冷到 3 点温度 (727°C) 时 奥氏体的含碳量为 0.77% 并在恒温下发生共析转变 即 $\gamma_s \xrightarrow{727^{\circ}\text{C}} \alpha_p + \text{Fe}_3\text{C}$ 无论初生奥氏体或共晶奥氏体都转变为珠光体。原先由奥氏体和渗碳体组成的高温莱氏体, 在共析转变后, 成为由珠光体和渗碳体组成的低温莱氏体。在 3 点温度以下直到室温, 合金组织基本无变化。故合金在室温下的组织为珠光体和低温莱氏体。如图 4-15 所示。

共晶或过共晶白口铁的结晶过程亦可按上述方法进行分析, 这里就省略了。

由状态图可以看出, 含碳量大于 2.11% 的合金 即使把它们加热到高温 (低于 1148°C)

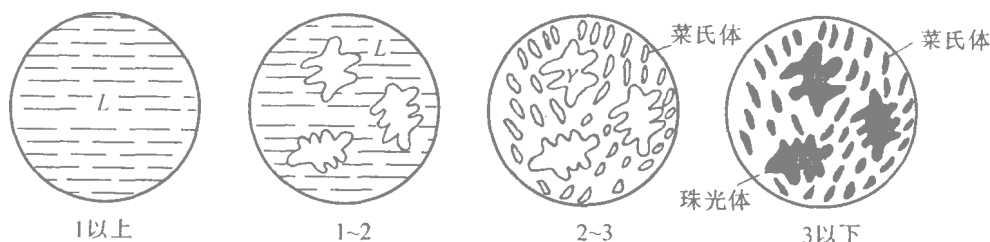


图 4-15 亚共晶白口铸铁 含碳 3.5% 结晶过程示意图

它们的组织中始终有渗碳体存在。渗碳体是很硬很脆的相，不能进行压力加工。所以，含碳量大于 2.11% 的合金只能作铸造或炼钢用。它们统称铸铁。由于靠近共晶成分的合金熔点较低，结晶温度间隔也较小，所以，它们的铸造性较好，常用铸造合金是共晶点附近的亚共晶合金。

含碳量小于 2.11% 的合金统称为钢。钢可以加热到高温得到单相奥氏体。奥氏体的塑性好，而且是单相状态（单相状态的塑性比两相或多相状态的好），所以钢都可以进行压力加工。

4.4 碳钢

4.4.1 含碳量对钢的组织 and 性能的影响

钢中碳含量的多少是决定钢的机械性能的主要因素。含碳量不同，它的内部组织也不同，性能也就不同。含碳量与钢的机械性能的关系如图 4-16 所示。

铁素体的机械性能与纯铁相近，即强度、硬度较低，而塑性、韧性很好。珠光体是铁素体与渗碳体交错分布的层片状组织。渗碳体在这里起强化作用，所以珠光体具有较高的强度和硬度，而塑性、韧性较低。亚共析钢随着含碳量的增加，组织中的珠光体比例增加，铁素体比例减少，所以它的强度、硬度随之增加，而塑性、韧性则下降。过共析钢随着含碳量的增加，晶界上的二次渗碳体越来越多，并且逐渐形成连续的网状渗碳体。当含碳量在 0.9% 以下，形成的网状渗碳体还不连续时，钢的强度随含碳量增加而增加。当含碳量大于 0.9% 并形成了连续网状渗碳体时，钢的强度开始下降。过共析钢的连续网状渗碳体对钢的机械性能和切削性能都是不利的，所以要经过适当的热处理使渗碳体球状化。随着含碳量的增加，钢的硬度一直增加，而塑性、韧性则连续下降。

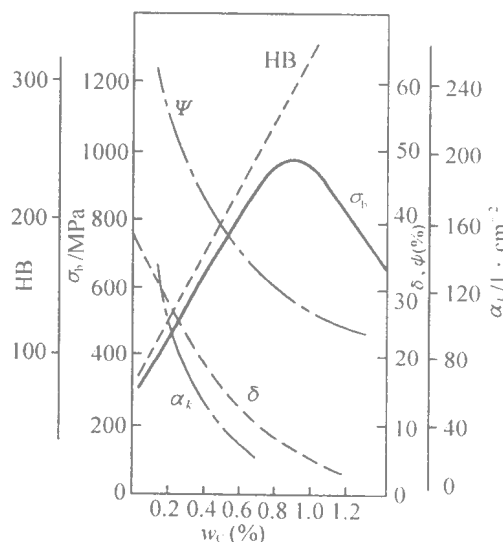


图 4-16 含碳量对钢的机械性能的影响

4.4.2 杂质对碳钢性能的影响

1. 硅和锰的影响

硅和锰是因炼钢时加入硅铁和锰铁脱氧而残留钢中的。它们作为杂质存在时硅的含量约为 0.17%~0.37%，锰的含量约为 0.5%~0.8%。超过以上含量时就作为有意加入的合金元素了。硅和锰都能有限溶解于铁素体中，起固溶强化作用，使钢的强度、硬度增加。然而，它们的含量都不多，对机械性能的影响也不大。此外，锰还能减少杂质硫在钢中的有害作用。

2. 硫和磷的影响

硫是在炼钢时无法除尽的有害杂质。硫与铁可以形成 FeS 化合物。 FeS 仅与铁形成低熔点 985°C 的共晶体，并常分布在晶界上。钢在锻造或轧制时要加热到 1200°C 的高温，晶界上的低熔点的共晶体会发生熔化，导致钢材在热压加工过程中发生开裂。这种高温开裂的性能称为钢的“热脆性”。因此，钢中的含硫量要严加控制，普通钢中的含硫量不超过 0.055% 。锰与硫的亲合力比铁与硫的亲合力大。当钢中含有锰时，硫先与锰形成 MnS 化合物。 MnS 的熔点高 (1600°C)，在高温下还有一定的塑性，因而可以消除钢的热脆性。

磷也是炼钢时无法除尽的有害杂质。磷可以溶于铁素体中，使钢的强度、硬度增加，但剧烈地降低钢的塑性和韧性。特别在低温时，由于磷的作用，促使钢的性能变脆，这种现象称为钢的“冷脆性”。因此，磷在钢中的含量也要严加控制，普通钢中磷的含量不超过 0.055% 。

硫和磷都是钢中的有害杂质，炼钢时要尽量降低它们的含量。但有时为了改善钢的切削加工性，提高零件的表面光洁度，钢中的硫、磷含量可适当提高，同时也适当提高含锰量。这种含硫、磷、锰较高，并有良好切削加工性的钢称为“易切削钢”。

4.4.3 碳钢的分类、编号和应用

1 碳钢的分类

碳钢常按以下方法分类。

(1) 按钢的用途分类

碳素结构钢—主要用于制造受力的工程构件（如船舶、桥梁、建筑构件等）和机械零件（如齿轮、螺钉、轴、连杆等）。

碳素工具钢—主要用于制造硬度高的刀具、量具和模具等。

(2) 按钢的含碳量分类

低碳钢—含碳量 $\leq 0.25\%$ 的钢；

中碳钢—含碳量在 $0.25\% \sim 0.6\%$ 之间的钢；

高碳钢—含碳量 $\geq 0.6\%$ 的钢。

(3) 按钢的质量分类

普通碳素钢—钢中硫、磷的含量分别不大于 0.055% 和 0.045% ；

优质碳素钢—钢中硫、磷的含量分别不大于 0.045% 和 0.040% ；

高级优质碳素钢—钢中硫、磷的含量分别不大于 0.03% 和 0.035% 。

2. 碳钢的编号和应用

我国的钢材编号是采用国际化学符号和汉语拼音字母并用的原则。碳钢主要是按照钢的质量和用途来编号的。

(1) 普通碳素结构钢

按供应时保证的技术条件不同，可分甲类（A类）、乙类（B类）和特类（C类）三种。

甲类钢供应时保证钢的机械性能。甲类钢又可分为八种钢号： $A0$ 、 $A1$ 、 $A2$ 、 $\dots$ 、 $A7$ 。

乙类钢供应时只保证化学成分。乙类钢也可分为八种钢号： $B0$ 、 $B1$ 、 $B2$ 、 $\dots$ 、 $B7$ 。

特类钢供应时，同时保证机械性能和化学成分。

(2) 优质碳素结构钢

优质碳素结构钢的钢号用钢的平均含碳量为万分之几的数字来表示，如钢号 45 表示平均含碳量为 0.45% 的钢。高级优质钢则在钢号后加一个“A”字。

Q235	A	235	225	215	205	195	185	375~460	26	25	24	23	22	21	—	—
	B														20	27
	C														0	
	D														-20	
Q255	A	255	245	235	225	215	205	410~510	24	23	22	21	20	19	—	—
	B														20	27
Q275	—	275	265	255	245	235	225	490~610	20	19	18	17	16	15	—	—

表 4-4 碳素工具钢的牌号、成分 GB1298-86 及用途

牌号	化学成分			退火状态 HBS 不小于	试样淬火 ^① HRC 不小于	用途举例
	$w_C \times 100$	$w_S \times 100$	$w_{Mn} \times 100$			
T7 T7A	0.65~0.74	≤ 0.35	≤ 0.40	187	800~820℃ 水 62	承受冲击,韧性较好,硬度适当的工具,如扁铲、手钳、大锤、改锥、木工工具
T8 T8A	0.75~0.84	≤ 0.35	≤ 0.40	187	780~800℃ 水 62	承受冲击,要求较高硬度的工具,如冲头、压缩空气工具、木工工具
T8Mn T8MnA	0.80~0.90	≤ 0.35	0.40~0.60	187	780~800℃ 水 62	同上,但淬透性较大,可制断面较大的工具
T9 T9A	0.85~0.94	≤ 0.35	≤ 0.40	192	760~780℃ 水 62	韧性中等,硬度高的工具,如冲头、木工工具、凿岩工具
T10 T10A	0.95~1.04	≤ 0.35	≤ 0.40	197	760~780℃ 水 62	不受剧烈冲击,高硬度耐磨的工具,如车刀、刨刀、冲头、丝锥、钻头、手锯条
T11 T11A	1.05~1.14	≤ 0.35	≤ 0.40	207	760~780℃ 水 62	不受剧烈冲击,高硬度耐磨的工具,如车刀、刨刀、冲头、丝锥、钻头、手锯条
T12 T12A	1.15~1.24	≤ 0.35	≤ 0.40	207	760~780℃ 水 62	不受冲击,要求高硬度高耐磨的工具,如锉刀、刮刀、精车刀、丝锥、量具
T13 T13A	1.25~1.35	≤ 0.35	≤ 0.40	217	760~780℃ 水 62	同上,要求更耐磨的工具,如刮刀、剃刀

① 淬火后硬度不是指用途举例中各种工具的硬度,而是指碳素工具钢材在淬火后的最低硬度。

4.5 铸铁

铸铁是含碳量大于 2.11% 的铁碳合金。铸铁中的碳可以不同的状态存在，因此铸铁具有不同的组织和性能。

4.5.1 白口铸铁

碳全部以 Fe_3C 形式存在 其断口呈亮白色的铸铁 称白口铸铁。白口铸铁硬而脆 不能切削加工。因此，工业上很少直接用它来制造机械零件，而主要用作炼钢原料。

4.5.2 灰口铸铁

碳全部或大部分以自由状态的片状石墨形式存在，断口呈深灰色的铸铁，称灰口铸铁。因铸铁中碳、硅含量及铸造时冷却速度等因素不同，可形成三种不同的基体组织：铁素体灰口铸铁—以铁素体为基体；珠光体灰口铸铁—以珠光体为基体；铁素体—珠光体灰口铸铁—以铁素体加珠光体为基体。

灰口铸铁一般具有如下的机械性能特点：(1) 抗拉强度低，但硬度和抗压强度与相同基体的钢相仿。(2) 塑性和韧性低。(3) 由于石墨的润滑作用，故耐磨性好。(4) 石墨能吸收震动能，故消震性好。(5) 铸件的缺口敏感性低。(6) 铸造工艺性好。(7) 切削加工性好。(8) 不能锻造和焊接。

灰口铸铁具有优良特性且又价格便宜，所以在普通机器制造中应用广泛。如制造机床床身、底座、箱体等。

灰口铸铁的牌号以“HT”后面附两组数字表示。如 HT20—40 第一组数字表示最低抗拉强度 即 $\sigma_b \geq 20\text{kg/mm}^2$ 第二组数字表示最低抗弯强度 即 $\sigma_{bb} \geq 40\text{kg/mm}^2$ 。

4.5.3 球墨铸铁

碳全部或大部分以自由状态的球状石墨形式存在，断口呈银灰色的铸铁，称为球墨铸铁。它们的基体也可分为珠光体、铁素体及珠光体加铁素体三种。

球墨铸铁的生产是控制一定成分的铁水，在浇注前向铁水里加入少量的“球化剂”（使石墨形成球状）和“墨化剂”（常用硅铁或硅钙合金 促使石墨化）。

球墨铸铁不但具有灰口铸铁的许多优良特性，而且由于石墨形状的改善，它们的抗拉强度、塑性、韧性等机械性能也有很大提高。球墨铸铁还可以进行热处理以改善组织和性能。因此，在汽车、拖拉机制造中得到广泛应用。

球墨铸铁的牌号以“QT”后面附两组数字表示。如 QT45—5，第一组数字表示最低抗拉强度 $\sigma_b \geq 45\text{kg/mm}^2$ 第二组数字表示最低延伸率 $\delta \geq 5\%$ 。

灰口铸铁和球墨铸铁的牌号、机械性能与用途如表 4—5 所示。

表 4-5 铸铁的牌号、机械性能与用途 (数据根据 GB976-67, JB298-62)

种类	牌 号	机械性能 $\geq$			用 途
		σ_b kg/mm ²	抗弯强度 kg/mm ²	δ (%)	
灰 铸 铁	HT10-26	10	26	—	低负荷, 不受磨损零件, 如盖、外罩、手轮、手柄等
	HT15-33	15	33	—	受一定应力, 或受一定磨损而要求不很高的零件, 如底座、支柱、刀架、滑板、法兰等
	HT20-40	20	40	—	受较大应力, 或较大磨损, 要求气密零件, 如汽缸、床身、飞轮、活塞、阀体、V 形铁、划线平板等
	HT25-47	25	47	—	
	HT30-54	30	54	—	受大应力, 严重磨损及要求高度气密零件, 如重要机床床身、高压油缸水缸、汽缸盖、泵、阀体等(有的要表面淬火)
	HT35-61	35	61	—	
	HT40-68	40	68	—	
球 墨 铁 铸	QT45-0	45	—	—	代替 A3 钢的, 要求不很高的零件
	QT50-1.5	50	—	1.5	具有较高强度、硬度、耐磨性, 但塑性不够高, 用来代替 45 钢制造曲轴、齿轮、活塞等零件
	QT60-2	60	—	2	
	QT45-5	45	—	5	具有较高的塑性、韧性, 而强度、硬度、耐磨性不很高, 用来制造连杆支柱等零件
	QT40-10	40	—	10	

5 钢的热处理

前面讨论的平衡状态下碳钢的性能，往往不能满足机械零件在使用过程中的要求。对于航空产品零件，因其性能要求更为复杂和严格，就更是如此。人们在长期生产实践和科学实验中了解到，为满足航空工业对零件的各种性能要求，采用的主要措施之一，就是对金属材料进行热处理。

所谓热处理就是在固态下将金属或合金以一定的加热速度加热到预定的温度保温一定时间，然后以预定的冷却速度进行冷却的工艺方法。如图 5-1 所示。改变热处理中的工艺参数就可以使金属或合金获得不同的组织和性能，以满足生产的要求。

金属或合金经过热处理，可以挖掘材料潜力，提高产品质量，延长使用寿命。因此，各类机械中大量金属零件都要经过热处理，航空金属零件几乎都要进行热处理。

随着工业发展，热处理工艺方法日益增多。对于钢来说，常用工艺大致可以分为退火、正火、淬火、回火、表面热处理和化学热处理等。

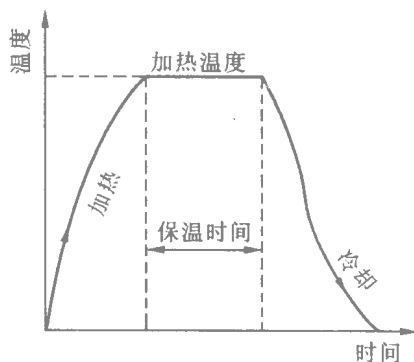


图 5-1 热处理规范示意图

5.1 钢的热处理原理

虽然钢的热处理工艺方法很多，但都是基于钢材内部所能发生的转变而进行的。所谓热处理原理，主要指在加热或冷却条件下，钢内部组织所发生的基本转变规律，所以掌握钢在加热与冷却过程中组织与性能的变化规律是十分重要的。

5.1.1 钢加热时的组织转变

1. 奥氏体的形成

加热是热处理的第一步，其目的是为了获得成分均匀、晶粒细小的奥氏体组织，为冷却转变作好准备。根据铁-碳状态图知道，要获得奥氏体，加热温度应高于 A_1 、 A_3 、 A_{cm} 线，但这是平衡状态下的临界温度，热处理时实际的加热速度一般都比较快，实际转变为奥氏体的临界温度都有所提高，分别以 A_{c1} 、 A_{c3} 和 A_{cm} 表示之。同样，热处理的冷却速度也比平衡状态下的快，因而相应的临界温度均有所降低，分别以 A_{r1} 、 A_{r3} 和 A_{rm} 表示之。如图 5-2 所示。

共析钢加热到 A_{c1} 以上，经过适当保温，原来室温下的珠光体即可转变为奥氏体。奥氏体的形成过程和液态金属结晶类似，也是生核与核长大的过程。奥氏体晶核在铁素体和渗碳体的两相交界面上产生，并逐渐长大，与此同时，铁素体和渗碳体逐渐减少，以至最终消

失珠光体全部转变为奥氏体 如图 5-3 所示。

亚共析钢和过共析钢的加热温度, 分别高于 A_{c3} 和 A_{cm} 以上, 才能完全形成奥氏体。亚共析钢在加热形成奥氏体时, 除珠光体形成奥氏体外, 还同时伴随铁素体向奥氏体的转变。过共析钢加热时 除珠光体转变成奥氏体外 还同时伴随渗碳体的溶解。但是, 过共析钢热处理时 通常只加热到 A_{c1} 以上 而不加热到 A_{cm} 以上 其目的是在钢中保留一部分渗碳体 以提高钢的硬度和耐磨性。

2. 奥氏体晶粒长大

在珠光体转变为奥氏体的过程中, 因为形成奥氏体的晶核数目多, 所以刚形成的奥氏体

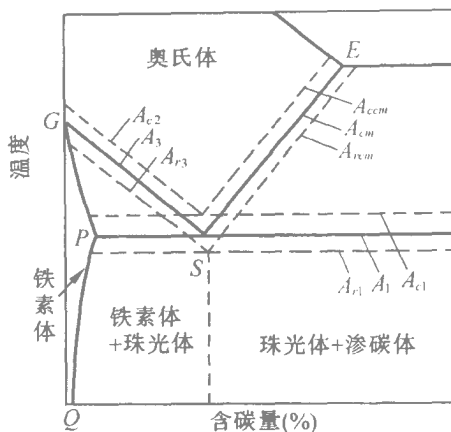


图 5-2 加热与冷却时钢的临界点位置

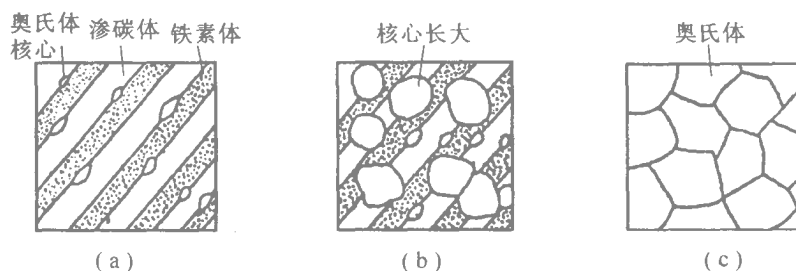


图 5-3 奥氏体形成的示意图

(a) 形成奥氏体核心 ; (b) 核心长大并形成新核心 ; (c) 奥氏体形成完了

晶粒是很细小的。随着温度的升高, 细小的奥氏体晶粒长大, 使奥氏体晶粒粗化。奥氏体晶粒大小, 不仅与加热温度有关, 还与炼钢时的脱氧方法和所含的合金元素有关。例如, 用适量铝和钛脱除钢液中的氧 或者加入钨、钼、钒、铌等元素后 都能形成微小的高熔点化合物, 存在于奥氏体晶界上, 阻碍奥氏体晶粒长大, 故奥氏体粗化倾向较小。用锰脱氧时, 奥氏体晶粒粗化倾向较大。

加热温度过高是不恰当的。因为所产生的粗大奥氏体晶粒, 在冷却到室温时所得到的组织也是粗大的。在常温下, 粗大的组织具有低的机械性能, 所以通常的零件, 总希望得到细小的组织。

评定加热钢的奥氏体晶粒大小, 共分 8 个等级, 1~4 级为粗晶粒, 5~8 级为细晶粒。

钢的铸件的锻件, 由于在高温停留时间长或因冷却慢, 晶粒容易粗大, 改善的办法就是将它们重新适当的加热、保温和冷却。

5.1.2 钢在冷却时的组织转变

从工件获得的组织和性能来分析, 冷却方式和冷却速度的大小起着决定性的作用。过去我们在研究铁-碳状态图时, 知道共析钢由奥氏体冷却下来, 得到珠光体组织, 其前提必须是缓慢冷却。如果增快冷却速度, 那么过冷度加大, 临界温度降低, 由奥氏体转变而来的

组织和性能会发生很大变化，不再和平衡条件下的珠光体及其性能相同。

在热处理的冷却过程中，一般有两种情况。一种是等温冷却，即将钢由加热温度迅速冷却到 A_{r1} 以下某一温度，保持一定时间后，再冷却到室温。另一种是连续冷却，即钢由加热温度连续冷却到室温。

1. 奥氏体的等温转变

以共析钢为例 共析钢在 A_1 以上 其组织是稳定的奥氏体 低于 A_1 温度，奥氏体就不稳定，要发生转变。当用不同的冷却速度或冷却方式进行冷却时，可使奥氏体在不同的过冷度下发生转变，处于过冷条件下的奥氏体称为过冷奥氏体。随冷却速度的增大，过冷度增大，转变温度降低，则过冷奥氏体发生转变的特点、转变产物及其性能都将不同。

(1) 等温转变曲线—C 曲线

所谓奥氏体等温转变，就是把加热成为奥氏体的钢快冷到 A_{r1} 以下某一温度 并在这个温度下等温，使奥氏体发生转变。测试奥氏体什么时候转变开始，什么时候转变结束，研究转变产物的组织特征与性能，并将测试结果以温度为纵坐标，以时间为横坐标，画成曲线图，这个图就称为“奥氏体等温转变曲线图”因其形状似字母 C 故常称为 C 曲线。

共析钢的 C 曲线如图 5-4 所示。将奥氏体从 A_1 以上快冷到 A_{r1} 以下某一温度 例如 700°C ，在此温度等温停留，过冷奥氏体在相当长的时间内不发生转变，直到 a 点奥氏体才开始转变为珠光体，随着时间的增加，珠光体量不断增多，直到恒温的时间到了 b 点 过冷奥氏体才完全转变成珠光体。同样若将奥氏体分别过冷到 650°C 、 550°C 、 450°C …… 通过测试，分别可以得到奥氏体开始转变的时间 a_1 、 a_2 、 a_3 、… 转变结束的时间 b_1 、 b_2 、 b_3 、…。将不同温度下奥氏体开始转变点 a 、 a_1 、 a_2 、 a_3 、… 连接起来 再将转变结束点 b 、 b_1 、 b_2 、 b_3 、… 连接起来，就得到两条 C 形的曲线，左边一条为奥氏体开始转变线，右边一条为奥氏体转变结束线。

由图可知，转变的温度降低，过冷奥氏体稳定性减小，转变开始和结束的时间都缩短。约在 550 以下，奥氏体的稳定性又增加，转变所需要的时间又增长。曲线拐弯处，常称之为“鼻子”。

(2) 等温转变产物的组织与性能特点

奥氏体等温转变产物的组织与性能，取决于转变温度，有以下三种不同类型。

珠光体

在 A_1 以下到“鼻子”温度以上 转变温度较高 奥氏体中的碳原子 能够充分扩散形成渗碳体，与此同时，奥氏体还转变成铁素体。所以转变产物是铁素体与渗碳体的混合物即珠光体型的组织。

在过冷度较小、转变温度较高 如 705°C 时 形成的渗碳体和铁素体 呈粗厚的层片状，是典型的珠光体组织，其强度、硬度较低。随着过冷度增大，或转变温度的降低，珠光体的层片变薄 在 650 上下转变所得到的层片较薄的珠光体，又称索氏体，其强度、硬度有所提高。在 550 上下转变所得到的层片更薄的珠光体，又称屈氏体，其硬度更高。珠光体、索氏体和屈氏体，都是渗碳体与铁素体的混合物，只不过层片厚度不同而已。

贝氏体

从图 5-4 的鼻部温度到 240 的温度区间内，过冷奥氏体等温转变产物与珠光体型的组织显著不同。因为温度较低，奥氏体发生转变时碳原子不能进行充分扩散，所以转变所得

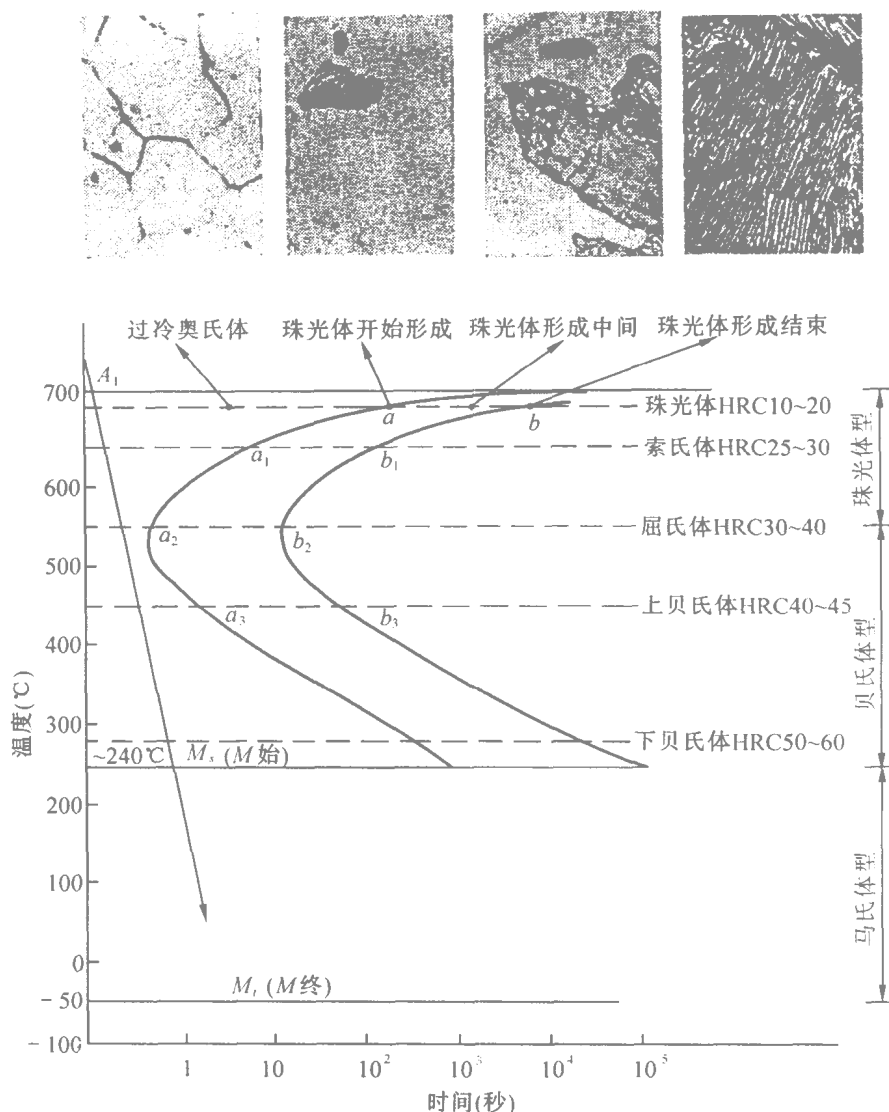


图 5-4 共析钢的奥氏体等温转变曲线图

到的组织 是由过饱和铁素体 溶有过量碳的铁素体 和极为细小的渗碳体所组成 这类组织称为贝氏体。贝氏体又分两种。在较高温度（例如 $400^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$ ）范围内形成的贝氏体 其过饱和铁素体呈密集平行的条状排列，而细小的渗碳体不均匀地分布在条状铁素体之间，构成羽毛状特征。这种组织称为上贝氏体。在较低温度（例如 $350^{\circ}\text{C} \sim 250^{\circ}\text{C}$ ）范围内所形成的贝氏体，其过饱和铁素体呈针状，极其细小的渗碳体均匀地分布在针状铁素体的内部，这种组织称为下贝氏体。

贝氏体的强度和硬度也是随着转变温度的降低而增加。这是因为转变温度越低，铁素体的过饱和度越大，固溶强化作用越明显，渗碳体或碳化物也变得更细小。一般认为，上贝氏体的强度和塑性较差，而下贝氏体的综合性能较好。所以热处理中，常常用等温淬火方法

获得下贝氏体组织。

马氏体

如果将奥氏体从 A_1 以上温度迅速地冷却到贝氏体形成的温度范围以下,如图 5-4 中的 $M_s \sim M_f$ 的范围,则过冷奥氏体将转变成马氏体。因为这一温度范围很低,奥氏体中的碳原子已经不能扩散。可是,溶有碳原子的 $\alpha\text{-Fe}'$ 即奥氏体 此时极不稳定 必须向 $\alpha\text{-Fe}$ 转变 在形成的 $\alpha\text{-Fe}$ 中保留了奥氏体中的所有碳原子,因而形成了碳在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的过饱和固溶体 称为马氏体。 M_s 表示马氏体开始形成的温度, M_f 表示马氏体形成的终止温度。共析钢的马氏体性能特点是硬而脆,不能直接使用。

至于亚共析钢和过共析钢它们的 C 曲线与共析钢的 C 曲线大同小异 差别只是在奥氏体转变为珠光体之前,亚共析钢先析出铁素体,而过共析钢则先析出二次渗碳体,其它转变规律与共析钢类似。

2. 奥氏体连续冷却时的转变

(1) 冷却速度对组织与性能的影响

在生产中,冷却过程常常是连续的。奥氏体在连续冷却时的变化规律,近似于等温转变。仍以共析钢为例,说明钢在连续冷却时组织和性能的变化。如图 5-5 所示。

图中曲线 ①、②、③、④、⑤、⑥ 分别表示加热到 A_1 以上的钢在不同条件下的连续冷却曲线,其冷却速度依次增加。

曲线 ① 是钢加热后,在炉内冷却 冷速缓慢 过冷度很小 转变开始和终了的温度都比较高。当冷却曲线与 C 曲线的转变开始线相交,珠光体开始形成,当冷却曲线与 C 曲线的转变终了线相交,珠光体的形成已经结束。最终的组织是珠光体。

曲线 ② 是把奥氏体状态的钢放在空气中冷却,冷却速度比炉内冷却快,过冷度增加,冷却曲线与 C 曲线相交的温度降低,所以转变最终的组织是索氏体。

曲线 ③ 是将加热了的钢放在强制流动的空气中冷却,比在一般的空气中冷却快,过冷度比曲线 ② 的要大,所以冷却曲线可以和转变开始线与转变终了线相交于屈氏体形成的温度范围,因而最终组织是屈氏体。

曲线 ④ 是将加热了的钢放在油中冷却,比风冷的冷却速度更快,以致冷却曲线只与奥氏体转变开始线相交,而没有与转变终了线相交,这就意味着只有一部分奥氏体先转变成屈氏体,还剩下一部分奥氏体在冷却到 $M_s \sim M_f$ 的温度范围内变成马氏体。所以最终的组织是

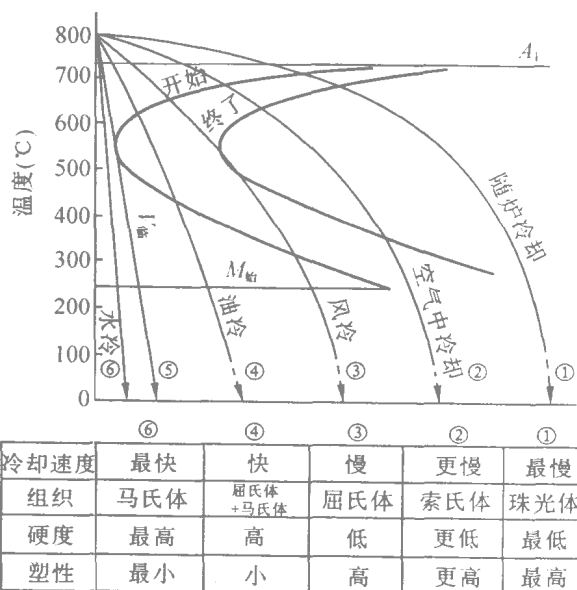


图 5-5 共析钢的连续冷却速度对组织与性能的影响

屈氏体加马氏体。

曲线⑥相当于把钢自奥氏体状态放在水里冷却。因为冷却速度很快，使冷却曲线不与 C 曲线上转变开始线相交，因而不会形成珠光体型的组织，这就使得奥氏体过冷到 C 曲线上的 $M_s \sim M_f$ 温度范围内，转变成马氏体。

综上所述，奥氏体在连续冷却时的转变产物及其性能，取决于冷却速度或转变温度。随冷却速度的增加，过冷度增大，转变温度降低，形成的珠光体弥散度增大，因而硬度增高；当冷却速度增大到一定值之后，奥氏体转变为马氏体时，其硬度剧增。

(2) 淬火临界冷却速度

所谓淬火，就是将钢加热到相变温度以上，经过保温，继之以一定速度冷却，使钢得到马氏体组织的工艺操作。为了使钢获得马氏体组织，冷却速度必须大于某一定值，否则奥氏体会向珠光体型的组织转变。所谓淬火临界冷却速度 $V_{\text{临}}$ ，就是保证奥氏体完全转变为马氏体的最小冷却速度，如图 5-5 曲线 所示。它是由加热温度作 C 曲线鼻子处的切线所得的冷却速度。只要钢的实际冷却速度等于或大于淬火临界冷却速度，就可以得到马氏体组织，从而提高硬度，并为改善钢的综合性能创造必要条件。淬火临界冷却速度的大小，取决于 C 曲线和纵坐标（温度）之间的距离。凡是能使 C 曲线右移的因素，例如，碳含量小于 0.77% 时，随碳量的增加，或者钢中添加合金元素等都减小淬火临界冷却速度。淬火临界冷却速度小的钢，意味着无需采取强烈冷却就能得到马氏体，这样可以减小由于冷得太快而在钢中所造成的应力，从而减小零件的变形和开裂。

(3) 残余奥氏体

钢的马氏体组织中，存在于马氏体之间未转变的奥氏体，称为残余奥氏体。残余奥氏体存在的原因，除马氏体转变不能完全的原因之外，还因为含碳量超过 0.4% 以上时，钢的 M_s 点已降至室温以下，而且随含碳量增加（或钢中加入合金元素）， M_f 点可降到零度以下。然而钢的冷却一般只冷到室温，所以马氏体组织中通常含有奥氏体。含碳量对马氏体转变温度的影响如图 5-6 所示。含碳量对残余奥氏体的影响，如图 5-7 所示。由图可以看出随含碳量的增加， M_s 、 M_f 点温度降低，淬火后残余奥氏体量增多。

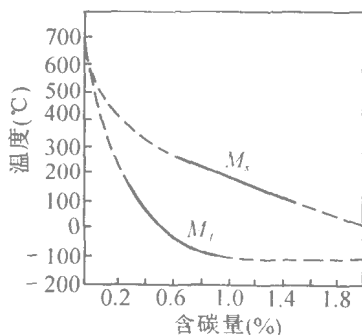


图 5-6 含碳量对马氏体转变温度的影响

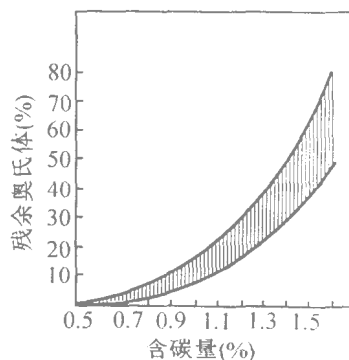


图 5-7 碳钢的含碳量对残余奥氏体量的影响

残余奥氏体一方面降低了钢的硬度、强度和耐磨性；另一方面有利于提高塑性和韧性。

此外，奥氏体的比容比马氏体小的多，若适当控制残余奥氏体的量就可以控制零件在热处理中的变形。但由于残余奥氏体在使用中有转变为马氏体的趋势，使零件尺寸精度降低，这对于精密零件是不允许的。通常需要采用回火或冷处理来消除残余奥氏体。

5.2 钢的热处理

根据钢在加热和冷却过程的组织和性能变化规律，下面将讨论调整钢材性能的常规热处理 退火、正火、淬火、回火等 的工艺特点、组织与性能变化及这些工艺的应用范围。

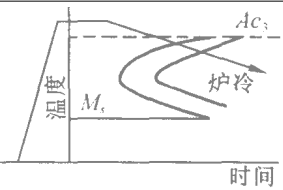
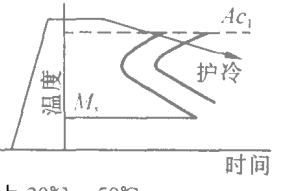
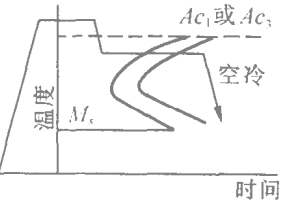
5.2.1 退火

退火是将钢加热到临界温度 A_{c1} 或 A_{c3} 以上 保温后给以慢冷(通常是随炉冷却)通常得到珠光体型组织的热处理工艺。由于组织在加热和冷却时重新发生转变，所以退火可达到如下目的：

- (1) 改善钢的铸造、锻造、焊接后的粗大而不均匀的组织，从而改善机械性能；
- (2) 降低硬度，提高塑性，改善冷压和切削等工艺性；
- (3) 改善组织，消除应力，为零件最后热处理作好组织准备，即退火可作为预备热处理。

根据钢的成分和退火目的不同，退火工艺可分几类，其主要的如表 5-1 所示。

表 5-1 退火工艺与应用比较

名称	工艺特点	主要应用
完全退火	 加热：A_{c3} 以上 $30^{\circ}\text{C} \sim 50^{\circ}\text{C}$ 冷却 随炉	主要用于亚共析钢（包括某些合金钢），获得珠光体 + 铁素体组织 改善锻件、铸件和焊接件焊缝的组织的不均匀性，或者降低硬度 提高加工性能
不完全退火	 加热：A_{c1} 以上 $30^{\circ}\text{C} \sim 50^{\circ}\text{C}$ 冷却 随炉	主要用于共析钢和过共析钢（包括某些合金工具钢）以改善热加工（如锻造）后的不均匀组织，获得趋于球状的珠光体组织，降低硬度，提高切削性，亦可作预备热处理。有时亚共析钢也用这种退火，来降低锻造等热加工后的硬度，并消除应力
等温退火	 加热 亚共析钢在 A_{c3} 以上 过共析钢在 A_{c1} 以上 冷却 在略低于 A_1 等温后空冷	用于高碳钢、高碳合金工具钢获得球状珠光体，改善切削加工性，细化加热时奥氏体晶粒，并减小热处理变形和开裂。用于结构钢（通常是亚共析钢），可均匀内部组织和机械性能；控制等温温度，可获得所需的组织和性能。这种退火生产周期短，可节省生产时间

5.2.2 正火

正火是将钢加热到 A_{c3} 或 A_{cm} 以上 $30^{\circ}\text{C} \sim 50^{\circ}\text{C}$ ，保温后于空气中冷却（与退火的差别，在于冷却速度稍快），一般得到索氏体组织。因此在性能上正火组织比退火组织具有较高的强度和硬度。正火的主要作用是：(1)均匀、细化组织。例如铸件组织粗大，锻造组织不均匀，通过正火可以细化、均匀，并改善性能。如果只是为了改善锻铸件的组织，一般可用正火代替退火，以缩短生产周期。因为正火冷却是空冷，不占用设备，所需时间短。(2)可以消除某些异常组织。例如过共析钢中的网状渗碳体，亚共析钢铸件中出现的针状铁素体，都降低机械性能。通过正火可以消除这些不正常组织。(3)改善低碳钢的切削加工性。含碳量较低的钢，退火后塑性韧性太高，切削时不易断屑，不易得到光洁的表面。用正火代替退火，可以提高切削加工性，但对高碳钢则不适用。(4)可作为最终热处理。由于正火得到索氏体组织，在有一定强度时，又有较好的韧性相配合，因而对于一般的结构零件，性能要求不高时，可以用正火而不必再淬火和回火。

5.2.3 淬火

淬火就是将钢奥氏体化后，以大于 $V_{\text{临}}$ 的冷却速度冷却，使奥氏体转变成马氏体的热处理工艺。

1. 淬火规范

为了实现淬火目的，主要应考虑的问题是加热温度高低、保温时间的长短和冷却介质的确定等。

(1) 加热温度

要得到马氏体，首先将钢加热到临界温度以上，使之成为奥氏体。为此，亚共析钢应加热到 A_{c3} 以上 $30^{\circ}\text{C} \sim 50^{\circ}\text{C}$ ，过共析钢应加热到 A_{c1} 以上 $30^{\circ}\text{C} \sim 50^{\circ}\text{C}$ ，如图 5-8 所示。亚共析钢加热到稍高于 A_{c3} ，使室温组织珠光体+铁素体全部转变为细小的奥氏体，在快速冷却后，几乎能全部得到细小的马氏体，通过回火，获得较好的性能。若加热温度在 A_{c3} 以下，则高温状态也有铁素体。淬火后的组织是马氏体+铁素体，降低了淬火钢的硬度和回火后的机械性能。

过共析钢加热到 A_{c1} 以上 $30^{\circ}\text{C} \sim 50^{\circ}\text{C}$ ，得到细小的奥氏体+渗碳体。淬火后得到细小的马氏体+渗碳体。有渗碳体存在，比单独马氏体组织更加耐磨。

(2) 保温时间

保温的目的是使工件热透，得到细小均匀的奥氏体。保温时间主要根据钢的成分、加热介质和零件尺寸来确定。钢的含碳量越高，合金元素越多，导热性越差，因而保温时间越长；在空气炉中加热速度慢，保温时间较长；而在盐浴炉中加热速度快，保温时间较短；零件的尺

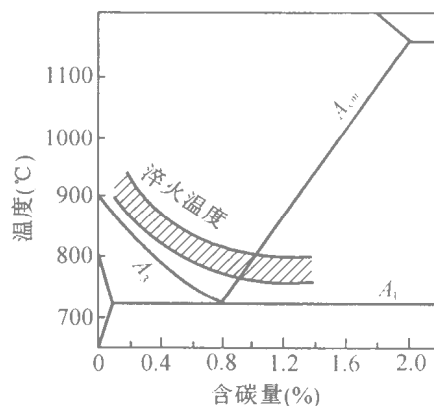


图 5-8 碳钢淬火温度范围

尺寸厚度或直径越大 保温时间越长。

(3) 冷却介质

钢在奥氏体化后，还要经过适当的冷却才能获得马氏体。因此，合理选择淬火冷却介质十分重要。介质的冷却能力太强，于淬硬有利，可是容易造成零件的变形甚至开裂；而介质冷却能力太小，又会使钢的实际冷却速度小于临界冷却速度，因而得不到马氏体。理想淬火介质的冷却速度，应是既能使钢获得马氏体，又不使零件造成大的内应力。常用的冷却介质有油、水、盐水等，其冷却能力依次增强。为寻求理想的淬火介质，已发展了高分子聚合物作为淬火介质，如聚乙烯醇和聚醚的水溶液等，可改变溶液浓度来改变冷却速度，选用的机动性大。

2. 冷处理

很多钢的马氏体形成的终了温度 M_f 都在零度以下，而通常冷却介质只能将零件冷到室温，所以淬火后零件内部的组织含有残余奥氏体。为了减少残余奥氏体，使其继续转变成马氏体，就应将零件放在负温的环境中冷却。这种操作称为冷处理。冷处理的温度，应当由 M_f 决定。冷处理应当紧接着一般淬火操作之后进行，时间相隔过久，冷处理的效果下降，在航空工业生产中，冷处理主要用于低碳合金钢渗碳后提高零件的硬度和耐磨性。为提高工具的耐用度和精密量具的尺寸精度，往往也进行冷处理。

3. 淬透性

由图 5-9 可知，钢淬火后硬度沿其截面的分布，往往是表面较高，而中心较低。尺寸小的零件（如 $\phi 12.5$ ）表面和中心都容易淬硬；尺寸较大的零件（如 $\phi 25$ ）表面淬硬，中心硬度低而没有全部淬硬；尺寸很大的零件（如 $\phi 100$ ），连表面也淬不硬。这是因为淬火冷却时，零件表面冷却速度大，容易得到马氏体。而心部由于冷却速度小，常常得到屈氏体（硬度较低）见图 5-10 冷却 I。若零件尺寸很小，表面和中心的冷却速度均大于淬火临界冷却速度，则表面和心部都能淬硬，见图 5-10 冷却 II。若零件尺寸很大，表面冷却速度也很小，不能得到马氏体，因而表面也淬不硬。

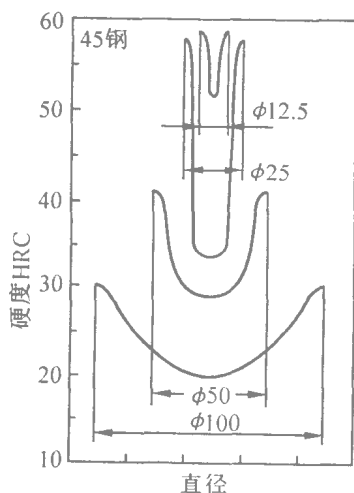


图 5-9 不同直径的 45 钢棒在水中淬火后硬度沿截面的分布

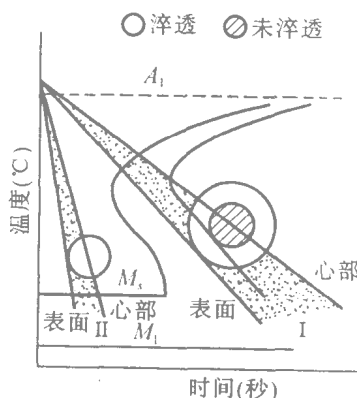


图 5-10 不同直径圆棒的冷却速度和淬透性（示意图）

所谓渗透性,是指钢在冷却时能够获得马氏体淬硬层深度的能力(在未淬透时,钢件由表面到中心马氏体逐渐减少。淬透深度是由表面计算到含 50% 马氏体的地方)显然,淬透性主要取决于钢的成分,同时与冷却介质和钢件的尺寸大小有关。亚共析钢随含碳量增加,淬火临界冷却速度 $V_{\text{临}}$ 减小,淬透性增大。绝大多数合金元素使 C 曲线右移, $V_{\text{临}}$ 减小,增大淬透性;冷却介质的冷却能力越强,或者钢件尺寸越小,则钢件的冷却速度越大,故淬透深度也越大。

淬透性对零件的机械性能有很大的影响。淬透了的钢件经高温回火后,其组织与性能沿整个截面的分布是均匀一致的。未淬透的钢件经高温回火后,硬度沿整个截面分布是均匀的,但强度,尤其是屈服强度和冲击韧性在未淬透心部显著降低(图 5-11)。所以在设计厚度大、综合性能要求高的零件时,应当选用淬透性大的钢材。

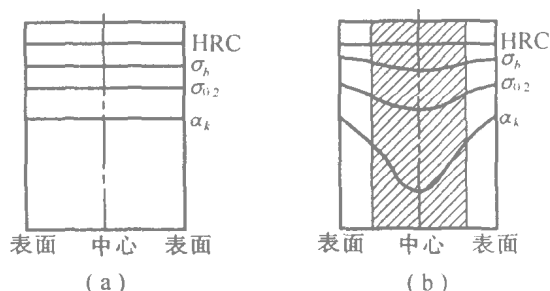


图 5-11 淬透性对机械性能的影响

(a) 淬透钢件经高温回火后机械性能沿截面的分布;

(b) 未淬透钢件经高温回火后机械性能沿截面的分布

4. 淬火缺陷及其预防

淬火缺陷主要有氧化、脱碳、变形和开裂。钢加热时,如果在加热介质中含有氧、二氧化碳和水蒸汽,工件表面的铁易氧化而使工件表面变得粗糙。同时钢件表层中的碳也会被氧化烧损,使工件表面含碳量降低,造成脱碳。氧化、脱碳使工件表面硬度及零件的疲劳强度降低,同时还增加淬火冷却时的开裂倾向。

为防止氧化和脱碳,在空气炉中加热时可在零件表面加保护涂料;用盐浴炉加热可显著减轻氧化和脱碳程度;对零件要求更高时可用保护气氛炉或真空炉加热。

变形与开裂主要是由淬火冷却过程中的热应力和组织应力引起的。淬火冷却时,由于零件表面冷得快,心部冷得慢,造成表面和心部冷缩程度不一致,使零件内部形成“热应力”。当零件温度降至 M_s 以下时,因马氏体形成伴随体积胀大,而零件表面和心部形成马氏体的时间不一致,表面冷却快,先发生转变,心部冷却慢,后发生转变,因而形成组织应力。如果热应力与组织应力互相叠加超过了屈服强度,零件就发生开裂。

减小变形、防止开裂,应从两方面着手。一是零件设计要合理,二是淬火工艺要恰当。

零件设计时,对于形状复杂、尺寸变化大的,应选用淬透性大的钢材,以便淬火时用较小的冷却速度冷却,从而减小变形、防止开裂。图 5-12 为减小淬火变形,防止开裂的结构设计。设计时要注意 (1) 避免尖角和截面突变; (2) 截面要对称,必要时可增加工艺孔、边;

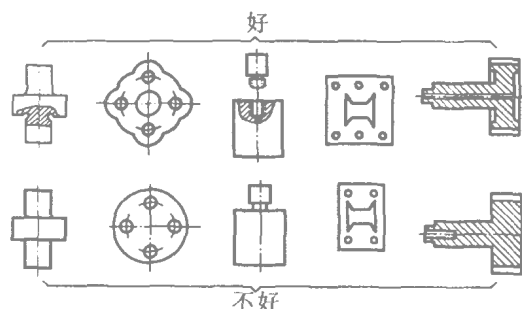


图 5-12 减小淬火变形,防止开裂的结构设计

(3) 孔的位置距边与尖角距离要适当, 并避免盲孔; (4) 必要时将整体改成组装体。

5.2.4 回火

所谓回火, 是将淬火后的钢加热到临界温度 A_{c1} 以下某一温度, 保温后以选定的冷却速度 (空冷或快冷) 将钢冷到室温的工艺操作。回火是淬火后必不可少的后继工序。

1. 回火目的

(1) 获得所需要的机械性能。钢淬火后 通常强度、硬度有很大提高, 而塑性、韧性大为降低, 不能直接使用。回火可以提高塑性和韧性, 改善性能。

(2) 稳定组织, 稳定尺寸。淬火钢的组织是马氏体, 通常还含有残余奥氏体, 都是不稳定的, 在使用过程中可能自发地产生组织变化, 既影响到使用性能, 也影响到尺寸精度。回火可以使不稳定的组织趋于稳定。

(3) 消除应力。淬火钢内往往存在很大的残余内应力, 能引起零件变形甚至开裂。回火可以消除应力。

2. 淬火钢回火时的组织和性能的变化

回火时加热温度对回火转变起着决定性的作用, 根据回火温度不同, 马氏体回火转变后的组织有以下几类。

(1) 回火马氏体。淬火钢在低于 100°C 温度回火时, 只发生马氏体中的碳原子的微小移动。当回火温度在 $100^{\circ}\text{C} \sim 200^{\circ}\text{C}$ 时, 马氏体开始分解, 马氏体中的碳原子发生不均匀析出, 形成微小的片状 Fe_xC (称 ϵ 碳化物) 马氏体的含碳量在 Fe_xC 附近有所降低, 而远离 Fe_xC 处, 含碳量仍很高。这种由微小碳化物和成分不均匀的过饱和 $\alpha\text{-Fe}$ 组成的组织称为回火马氏体。

回火温度为 $200^{\circ}\text{C} \sim 300^{\circ}\text{C}$ 时, 除马氏体分解为回火马氏体外, 还有残余奥氏体向下贝氏体或回火马氏体的转变。在此阶段回火可以减少或消除残余奥氏体, 使钢件硬度提高。

(2) 回火屈氏体。回火温度升高至 $300^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$ 时 马氏体继续分解 过饱和的 $\alpha\text{-Fe}$ 固溶体含碳量进一步下降, 至 400°C 时 $\alpha\text{-Fe}$ 固溶体变成为正常含碳量的铁素体 (呈针状)。其位错数目和内应力明显下降。同时, 随温度升高, Fe_xC 形成了细粒状的渗碳体。这一阶段回火组织为铁素体加细粒状渗碳体, 称为回火屈氏体。

(3) 回火索氏体。回火温度为 $500^{\circ}\text{C} \sim 600^{\circ}\text{C}$ 时, 回火组织中的渗碳体明显粗化。同时, 回火屈氏体中类似变形组织的针状铁素体, 在 500°C 以上时, 发生再结晶, 成为等轴状的铁素体。此阶段的回火组织为等轴晶粒铁素体加粒状渗碳体, 称为回火索氏体。

综上所述, 钢淬火后随回火温度的升高, 内部组织发生了不同的变化, 其性能也随之变化。总的趋势是 随回火温度升高 强度、硬度降低 塑性、韧性增高 如图 5-13、5-14 所示。这是因为回火温度升高, 马氏体中的碳不断析出, 位错数目减少, 晶格畸变程度降低, 内应力下降以及微粒渗碳体粗化所致。但回火温度过高 (如大于 650°C) 由于组织过分粗化而使塑性下降。另外 从图 5-13 还可以看出 当在较低温度回火时 硬度下降平缓 对于高碳钢甚至还略有升高, 这是由于在较低温度回火时, 析出了弥散的碳化物, 从而提高了塑性变形抗力, 使硬度升高。另一方面, 由于残余奥氏体分解转变为回火马氏体, 因而使硬度下降平缓。

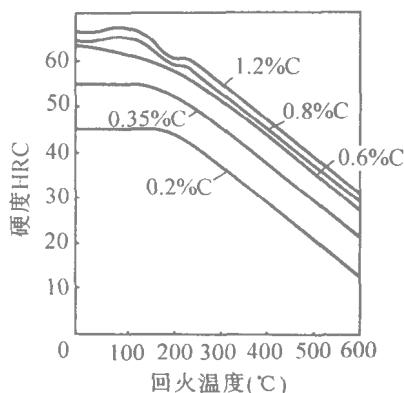


图 5-13 碳钢的硬度与回火温度的关系

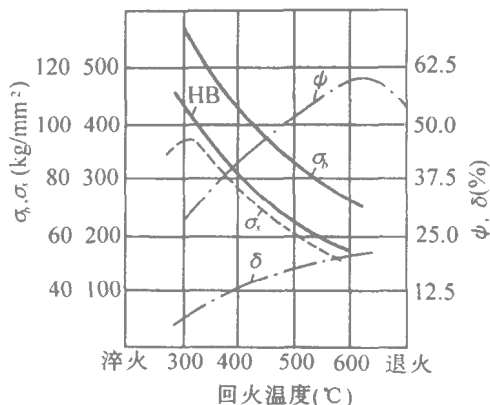


图 5-14 钢的机械性能与回火温度的关系

应当指出，经淬火、回火得到的回火屈氏体、回火索氏体，与由奥氏体直接转变的屈氏体、索氏体都是铁素体和渗碳体的混合物，但两者相比，在强度、硬度相同时，前者塑性、韧性更好。原因是回火组织中的渗碳体呈粒状，而由奥氏体转变的屈氏体、索氏体中的渗碳体呈片状。

3. 回火的种类与应用

淬火、回火是最终热处理。回火以后就决定了钢的组织与性能。根据回火温度的不同，回火可分为三类。

(1) 低温回火

回火温度为 $150^{\circ}\text{C} \sim 250^{\circ}\text{C}$ ，保温 1~3 小时后于空气中冷却，得到回火马氏体。硬度高、耐磨性好，内应力有所降低，韧性有所改善。主要用于高碳钢、合金工具钢制造的刀具、量具和模具，以及表面经渗碳的零件。

(2) 中温回火

回火温度为 $350^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$ ，保温后空冷，得到回火屈氏体。内应力基本消除。钢的弹性极限和屈服强度比较高，又具有一定的韧性，主要用于弹簧钢制造的弹性零件。

(3) 高温回火

回火温度为 $500^{\circ}\text{C} \sim 650^{\circ}\text{C}$ ，保温空冷（有些合金钢要求油冷或水冷）得到回火索氏体。内应力彻底消除，韧性进一步提高，具有比较好的综合机械性能，所以广泛用于结构零件如轴、连杆和螺栓等。

淬火加高温回火，又称为调质处理。除了广泛用作最终热处理外，有时也作预备热处理。因调质后组织细小均匀，有利于减小淬火变形，在一定条件下也有利于切削加工性的改善。

(4) 淬火、回火在工艺路线上的安排

在生产上，根据回火后的硬度是否便于加工，来考虑淬火、回火位置，大致有两种情况。

对于回火后硬度要求较高，切削困难，则淬火、回火放在切削加工之后，磨削加工之前，工艺流程为：



对于回火后硬度要求较低 切削不困难 则淬火、回火放在精加工之前 工艺流程为：

下料或锻造后正火 → 粗加工 → 淬火、回火要求 HRC>35 → 精加工 → 磨削

5.3 表面淬火

机械中有些零件，其表面要求高的硬度和耐磨性，而心部却要求一定的强度和足够的韧性。这种要求是一般淬火、回火所不能达到的，这时就应采用表面淬火。即将零件的表面迅速地加热到临界温度以上，转变成奥氏体，随即进行淬火冷却，使表面组织成为马氏体，再进行低温回火获得回火马氏体，保持高硬度、高耐磨性；而心部因为未加热到临界温度以上，仍然为原始组织和原有性能。

表面淬火方法有多种，最常用于零件生产的是高频淬火。

5.3.1 高频淬火原理

交变电流通过金属，其表面的电流密度大，而中心的电流密度小，并且随电流频率的增加，这种电流密度分布的特点更为明显。这一现象称为“集肤效应”。高频淬火就是利用集肤效应来加热零件表面的，如图 5-15 所示。

工件放在通有高频交变电流的感应圈中，在工件上将产生高频感应电流，根据集肤效应原理，工件表面电流密度最大，故工件表面迅速地被加热到淬火温度 随之喷以冷却液（水或油）或将零件迅速置于冷却液中，使工件表面获得马氏体组织，而达到表面淬火的目的。

高频电流通过工件表面的深度（毫米），可以看作是工件表面的加热深度，主要与电流频率 $f(\text{Hz})$ 有关，当钢达到淬火温度时有以下近似关系：

$$\delta = 500 \sim 600 / \sqrt{f}$$

可见 频率越高 加热深度越小。

5.3.2 高频淬火的应用

高频淬火的优点是：(1) 加热速度快 生产效率高；(2) 机械性能高 加热快、时间短、奥氏体晶粒细小 因而淬火后马氏体组织细小 硬度比普通淬火略高，而且冲击韧性和疲劳强度也有所提高；(3) 氧化脱碳少，而且变形也较小。但高频淬火要针对不同的零件设计不同的感应圈。对某些齿轮等零件，要得到均匀的淬硬深度还比较困难。

高频淬火主要用于中碳钢、中碳合金钢零件的表面淬火，也可用于工具钢以及渗碳零件的表面淬火。对于中碳钢，在淬火前，最好进行调质处理，要求不高时也可用正火来代替。高频淬火后一般都进行低温回火。

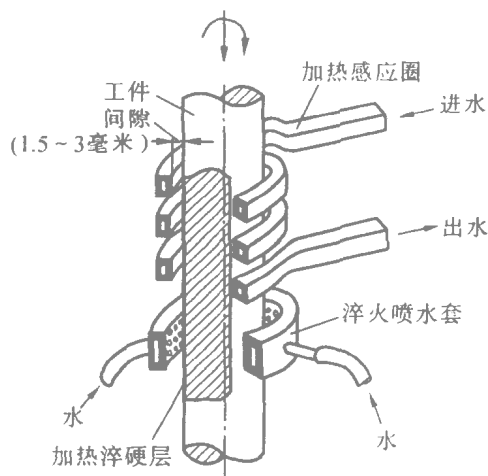


图 5-15 高频淬火示意图

5.4 化学热处理

表面淬火并不改变钢的成分，而是使钢件表层和中心具有不同的组织，这能解决一般表面高硬度的要求。如果要求中心有足够的韧性和强度，而表面要求更硬、更耐磨、抗疲劳性能好，甚至具有耐蚀、耐热等性能时，就得采用化学热处理。所谓化学热处理，就是将工件在特定的介质中加热到一定温度并保温，使其表面化学成分发生变化，从而改变金属表面组织与性能的工艺过程。

化学热处理的工艺方法有多种。最常用的是渗碳、氮化（渗氮）和碳氮共渗等。此外按渗入元素的不同 还有渗铝、渗铬、渗硼和渗硅等。

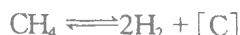
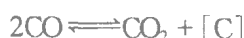
5.4.1 渗碳

渗碳是使碳原子渗入钢件表层，从而使钢件表层具有高的含碳量（0.85%~1%）渗碳后再经淬火和低温回火，可使零件表面具有高的硬度和耐磨性，而中心具有一定强度和韧性。机械中许多零件，如传递功率的齿轮、凸轮轴和活塞销等，常采用渗碳来满足其性能要求。

1. 渗碳方法

渗碳所用的介质称为渗碳剂，按渗碳剂的不同，渗碳可分为气体渗碳、液体渗碳和固体渗碳等多种方法。目前最常用的是气体渗碳。

气体渗碳是将工件放在密封的炉膛中（图 5-16），通常加热到 $900^{\circ}\text{C} \sim 950^{\circ}\text{C}$ ，往炉膛里滴入煤油或甲苯，也可通入一定成分的含碳气体，它们在炉膛内形成 CO 、 CO_2 和 CH_4 等气体 其中 CO 和 CH_4 能形成活性碳原子：



活性碳原子 $[\text{C}]$ 被工件表面吸收、溶解、扩散 而形成一定深度的渗碳层。

气体渗碳由于零件加热较快，生产所需时间较短；渗碳层深度和浓度可以得到比较精确的控制；劳动条件也较好，所以得到广泛应用。

固体渗碳的渗碳剂由木炭和催渗剂组成。催渗剂为 BaCO_3 或 Na_2CO_3 。

2. 渗碳后的组织与性能

零件的渗碳深度，经磨制、腐蚀后，用肉眼即可粗略估计。精确测量要在显微镜下进行。

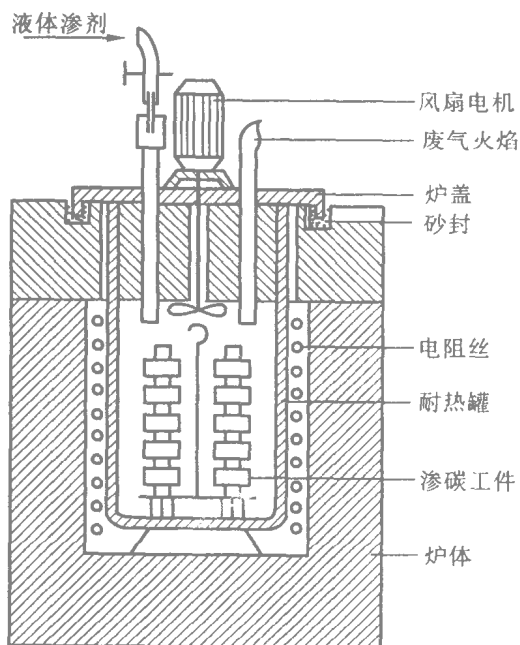


图 5-16 气体渗碳示意图

航空零件的渗碳深度，大都处于 $0.5\text{mm} \sim 2.0\text{mm}$ 之间（渗碳时间为几小时到十几小时），零件的表面含碳量约为 $0.8\% \sim 1\%$ ，由表面往中心，含碳量逐渐降低。亦即表面为过共析，往里是共析、亚共析，直到原始组织。如图 5-17 所示。

为了提高渗碳钢零件的性能，渗碳后还要淬火并低温回火。常用三种不同的热处理工艺。

(1) 直接淬火

渗碳结束后，零件出炉，当零件温度降至 800°C 左右时，直接淬入冷却介质中，然后再低温回火。工艺简便、节省能源。但它不能改善渗碳温度下长时间保温引起的晶粒粗大，故只适用于对心部性能要求不高的表面硬而耐磨的零件。

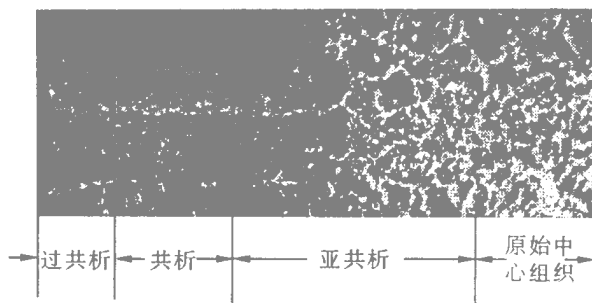


图 5-17 低碳钢渗碳后的缓冷组织

(2) 一次淬火

渗碳结束后，零件出炉空冷至室温。然后再重新加热淬火并低温回火。原则上按高碳钢进行加热。当要求提高零件心部强度时，重新加热温度可适当提高。这种工艺零件性能比直接淬火有所改善。但主要仍适用于心部性能要求不太高、表面要求硬而耐磨的零件。

(3) 双重淬火

零件经渗碳空冷后，再进行两次淬火一次低温回火，如图 5-18 所示。

该工艺的第一次淬火，加热温度较高，目的是细化零件心部组织，并消除表面渗碳层中的网状渗碳体。第二次淬火按高碳钢进行，目的是使表面获得细小的马氏体加粒状渗碳组织。低温回火起消除应力，稳定组织和稳定尺寸作用。这种工艺比较繁杂、成本高。所以渗碳冷却后如果组织不粗大，第一次淬火就可以省去。许多优质渗碳钢，在通常的渗碳温度下渗碳，并未引起组织变化。所以生产上大多采用一次淬火。

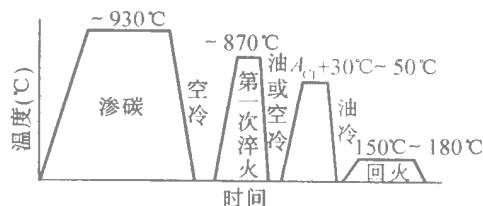


图 5-18 渗碳后双重淬火工艺（示意）

渗碳用钢，大多是低碳钢或低碳合金钢。经渗碳并适当热处理后，零件表面获得细小的回火马氏体（含少量残余奥氏体）加碳化物组织，可以达到通常要求的 $\text{HRC}58 \sim 64$ 的硬度，并有较高的耐磨性，而心部则具有足够的强度和韧性。渗碳层中马氏体比容大，在工件表面造成压应力，从而提高了工件表面的疲劳强度。

零件渗碳前，切削加工只留磨削余量。对于非渗碳面，可用镀铜或涂料保护，也可预先留加工余量，渗碳后切削加工去渗碳层。渗碳件的工艺流程如下：

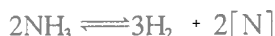


5.4.2 氮化（渗氮）

1. 氮化及其目的

氮化是将氮原子渗入工件表面，形成富氮层的热处理工艺。其目的在于提高表面硬度、耐磨性、疲劳强度和抗蚀性。

氮化过程和气体渗碳相类似。把零件加热到 $500^{\circ}\text{C} \sim 600^{\circ}\text{C}$ 通入氨，氨分解形成活性氮原子 $[\text{N}]$ ：

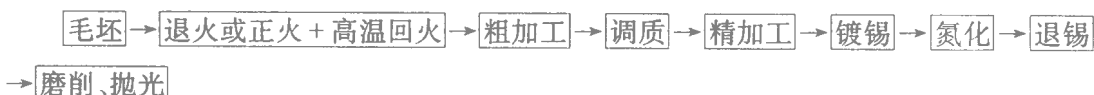


活性氮原子 $[\text{N}]$ 被零件表面吸收，并向内层扩散，形成富氮硬化层。

2. 氮化后的组织与性能

氮化件用钢 通常为含 Cr 、 Mo 、 Al 等元素的合金钢 如 38CrMoAl 是一种典型的氮化钢。氮化前，预先经调质处理为回火索氏体。零件经氮化后的室温组织，从表面到中心大致分布是 最外层为 $\text{Fe}_2(\text{N}\cdot\text{C})$ ，因其不易腐蚀而呈白亮色，故称白亮层。紧接着的是 $\text{Fe}_4(\text{N}\cdot\text{C}) + \alpha(\text{N})$ 组织，再往内则过渡到原来的索氏体。氮化层的硬度明显增高，还具有抗蚀作用，疲劳强度也有明显提高。氮化后不再淬火，因此零件变形小，尺寸精度高，但表面白亮层的特点是硬而脆，使用过程中容易产生裂纹和剥落，如产生这种现象，应将其磨削掉。另外，氮化的生产周期长、成本高。

零件氮化后不再进行热处理，只进行磨削和抛光。所以零件在氮化前应进行调质处理，并精加工。无需氮化的地方，应先镀锡，以防渗氮。氮化典型工艺流程如下：



5.4.3 碳氮共渗

碳氮共渗的实质，是同时向工件表面渗入碳、氮原子，形成碳氮共渗层。渗层兼有渗碳和渗氮的特点。这种工艺的主要目的是提高零件的表面硬度、耐磨性和疲劳强度。

在 $800^{\circ}\text{C} \sim 920^{\circ}\text{C}$ 温度下进行共渗，称高温碳氮共渗，以渗碳为主。高温气体碳氮共渗是在共渗温度下，向炉内同时通以渗碳和渗氮用气体。例如，通入煤油和氨的热分解气体。在高温下可形成活性 $[\text{C}]$ 和 $[\text{N}]$ 原子，并渗入工件表面，形成碳氮共渗层。共渗层深度一般在 $0.3\text{mm} \sim 0.8\text{mm}$ 。共渗后可直接淬火；性能要求高的零件，也可在共渗空冷后重新加热淬火。共渗层组织与渗碳相近。在淬火并低温回火后，由铁的碳氮化合物加回火马氏体加少量残余奥氏体组成。

共渗层性能，在硬度、耐磨性、疲劳强度、抗蚀性等方面，都优于渗碳层，由于处理温度低 变形也较小。

在 $500^{\circ}\text{C} \sim 600^{\circ}\text{C}$ 温度下进行共渗，称低温碳氮共渗。又称气体软氮化，以渗氮为主。零件在共渗温度下，炉内通入渗碳气体和渗氮气体，分解出活性 $[\text{N}]$ 、 $[\text{C}]$ 原子 并被工件表面吸收、扩散 形成共渗层。共渗层厚度 在经 $1 \sim 4$ 个小时后 约为 $0.2\text{mm} \sim 0.5\text{mm}$ 。零件共渗后，一般不再热处理和机械加工，可直接使用。所以共渗前零件应加工至最终尺寸。

共渗层组织与氮化类似。但表层的白亮层很薄，其脆性也没有氮化白亮层那样高。除白亮层之外，其余为扩散层。

低温碳氮共渗后的性能，类似氮化。比渗碳、高温碳氮共渗有更高的疲劳强度，硬度虽不及氮化，但仍有耐磨特性，并且不易咬合、烧结和擦伤，具有减摩作用。例如刀具软氮化处理后可减少粘刀现象，热加工模具处理后不易被加工零件在高温高压下焊接，因而都提高了

寿命。

化学热处理除上述工艺外，还有多种渗入工艺。如渗铝—提高耐热性和抗腐蚀性；渗铬—除耐热、抗蚀外，还可提高硬度和耐磨性；渗硼—硬度极高、耐磨、抗蚀；渗硫—有良好的减摩作用，主要用于刀具延寿。另外，还有多种元素复合渗入的工艺，如氧氮共渗、硼铬共渗，碳氮硫、碳氮氧硫硼等多元共渗，对提高刀、模、量具的耐磨性都有显著作用。

6 合 金 钢

碳钢虽然价格便宜,也有一定机械性能,但其综合机械性能不高,淬透性很小,又不具备某些特殊性能(如抗蚀、耐热等),因此,航空产品多需用合金钢制造。

所谓合金钢,就是为了获得所需要的组织和性能而加有合金元素的钢。可显著改善组织、提高性能而有意加入钢中的元素,称为合金元素。在钢中加入合金元素称为合金化,其目的在于提高钢的机械性能、提高淬透性,使钢获得某些特殊性能(不锈、耐高温等)。

6.1 合金元素的作用

6.1.1 合金元素的类型及存在形式

碳在钢中可溶入 $\alpha\text{-Fe}$ 而形成铁素体,并可形成渗碳体。合金元素与碳类似,也可以溶入铁素体(称为合金铁素体)有些元素也可溶入渗碳体(称为合金渗碳体)或者与碳形成碳化物。合金元素大致有两类,一类是非碳化物形成元素,只溶于铁素体,不形成碳化物;另一类是碳化物形成元素,在钢中形成碳化物,但也能溶入铁素体。

1. 非碳化物形成元素

镍、硅、铝、钴、铜等在钢中不能与碳化合,但可溶入铁素体或奥氏体。由于合金元素原子半径与铁不同,当其溶入铁素体后,会造成晶格扭歪,起固溶强化的作用。所以合金铁素体的硬度随合金元素含量的增加而增高。但合金元素含量过多,又会导致铁素体韧性下降。

2. 碳化物形成元素

锰、铬、钨、钼、钒、钛、铌等,在钢中能与碳形成化合物。这类元素中,与碳亲和力很强的元素,首先形成碳化物,如 VC 、 TiC 、 NbC 等;与碳亲和力弱的元素,如 Mn 、 Cr 、 Mo 等,可溶于铁素体,也可溶于渗碳体。

合金铁素体或碳化物的硬度高,因而提高了钢的耐磨性;在加热时合金碳化物不容易溶于奥氏体而阻止奥氏体晶粒长大,使奥氏体保持细小的晶粒;回火时合金渗碳体或合金碳化物又不容易聚集长大,因此可以提高回火温度,从而提高钢的塑性和韧性。

6.1.2 合金元素的作用

1. 对 $\text{Fe-Fe}_3\text{C}$ 状态图的影响

有些合金元素,如镍、锰、铜等,可使 $\text{Fe-Fe}_3\text{C}$ 相图中的 γ 区扩大(图 6-1(a)),而另一些合金元素,如铬、钼、钛、钒、钨等,则可使 γ 区缩小(图 6-1(b))。

由于合金元素对 γ 区的影响,就导致了下列结果:

(1) 临界点改变

扩大 γ 区的元素,将降低 A_3 、 A_1 温度;缩小 γ 区的元素,将增高 A_3 、 A_1 温度。因此,合金钢的热处理加热温度与碳钢相比,将相应降低或增高。扩大 γ 区的元素,在一定条件下,可使 γ 区扩大到室温,因而可得到单相奥氏体钢。缩小 γ 区的元素,在一定条件下,可

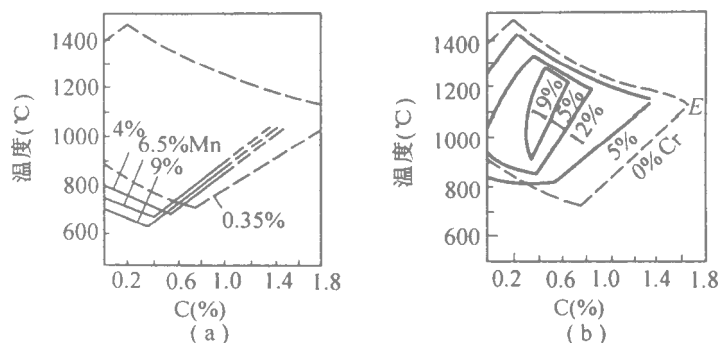


图 6-1 合金元素对 Fe-Fe₃C 状态图 γ 相区的影响
(a) 锰的影响 ; (b) 铬的影响

使奥氏体相区消失而只存在铁素体相区，因而可得到单相铁素体钢。

(2) S 点左移

合金元素使 S 点左移，因而合金钢共析体小于碳钢共析体 0.77% 的含碳量。例如钢中含 13% Cr 时，共析体的含碳量仅为 0.3%。

(3) E 点左移

铁碳合金 E 点相应含碳量为 2.11%，当钢中含合金元素时，E 点相应的含碳量小于 2.11%，从而使合金钢在较低的含碳量下出现共晶莱氏体。

2. 细化奥氏体晶粒

当合金元素形成难溶化合物 (TiC、NbC、Al₂O₃、AlN 等) 时，这些化合物存在于奥氏体晶界上，机械地阻止奥氏体晶粒长大，使奥氏体冷却转变后的组织细小，因而起着细晶强化的作用。

3. 提高钢的淬透性

奥氏体溶有合金元素时，其中合金元素的原子扩散能力小，而且还降低奥氏体中铁、碳原子的扩散能力，因而使奥氏体稳定性增高，不容易向珠光体转变。反映在 C 曲线上使 C 曲线右移 (Co 元素例外)，从而使淬火临界冷却速度减小，提高淬透性。而且可以减小淬火变形和开裂的危险性。但是，合金元素使 C 曲线右移的同时降低了 M_s 点，如图 6-2 所示。这样会使合金钢淬火后的残余奥氏体量增加，对提高硬度和耐磨性不利。

4. 提高回火抗力

由于合金元素溶入马氏体和残余奥氏体，使其铁、碳原子的扩散能力降低，从而使马氏体分解、残余奥氏体转变以及回火过程中合金碳化物的析出与聚集，与碳钢相比需在更高的回火温度下进行，即提高了回火抗力。这表现在同一温度下回火，合金钢的硬度比碳钢高。当要求硬度相同时，合金钢需在更高的温度下回火，因而内应力消除得完全，使韧性塑性有

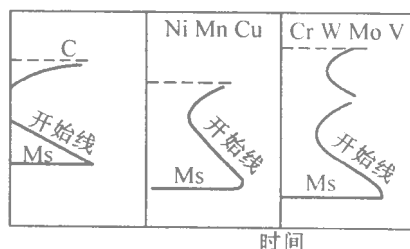


图 6-2 合金元素对 C 曲线的影响 (示意)

明显提高。

5. 回火脆性

含有锰、铬、镍等元素的合金结构钢在淬火后的回火中具有回火脆性，即回火后钢出现韧性下降的现象。出现韧性下降的回火温度范围，常在 300℃ 左右和 600℃ 左右。在 300℃ 左右出现韧性下降的现象，称为不可逆回火脆性。即钢回火后的快冷、慢冷和重复回火都不能消除脆性。所以应避免选择在不可逆回火脆性温度区域里的硬度和强度。在 600℃ 左右回火时出现的脆性，称为可逆回火脆性。这种回火脆性只有回火后慢冷才出现，而回火快冷不出现。所以不影响选择高温回火后的硬度和强度。如图 6-3 所示。

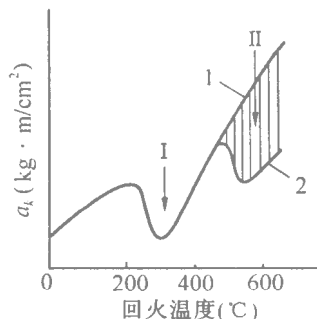


图 6-3 回火脆性示意图
1—快冷 2—慢冷

综上所述，合金元素使钢带来一些优点，主要是强化了铁素体，细化了晶粒，增加了淬透性和回火抗力，从而使钢的性能得到提高。同时合金元素也使钢带来一些缺点，如增加了钢的回火脆性等。此外，合金钢的工艺性一般都较差，如冷压、切削性等不如碳钢好，同时成本也比碳钢高。应当指出，合金钢的优点主要是在热处理以后才能充分体现出来，所以选用合金钢就应进行热处理，否则就是优材劣用，就是浪费。

6.2 合金钢的分类和编号

6.2.1 合金钢的分类

1. 按用途分类

(1) 结构钢。用来制造各类结构零件。包括渗碳钢、调质钢、超高强度钢、弹簧钢和滚珠钢等。

(2) 工具钢。用来制造各种刀具、模具和量具等。

(3) 特殊钢。用来制造具有特殊要求的零件，包括不锈钢、耐热钢等。

2. 按化学成分分类

(1) 低合金钢。即合金元素总含量小于 5% 的钢。

(2) 中合金钢。即合金元素总含量在 5%~10% 的钢。

(3) 高合金钢。即合金元素总含量大于 10% 的钢。

6.2.2 合金钢的编号

由于工业用钢品种繁多，应简明地加以编号。编号的原则是：含碳量加合金元素及其含量。

结构钢具体编号是在钢号前用两位数字表示平均含碳量（单位为 0.01%），所含合金元素用化学符号或汉字表示，其后的数字为合金元素的平均含量（单位为 1%）。当合金元素含量低于 1.5% 时，或者不到 1.5% 但作用较大时，则元素符号后的数字一律略去。当元素平均含量大于 1.5 或等于 1.5%~2.0% 时，则在元素后面标“2”，依次类推。若是高级优质

钢则在钢号末加“A”。如 30CrMnSiNi2A 表示平均含碳量为 0.3%, Cr、Mn、Si 的含量均小于 1.5% 约在 1% 左右而 Ni 的含量大于 1.5% 约为 1.6% 是高级优质结构钢。

一些有意加入钢中的微量元素虽小于或远小于 1% 却十分重要。如 W、Mo、V、Ti、B 等, 此时只写出元素符号而不含标量, 确切成分需查手册。

工具钢和特殊钢的编号与结构钢类似。含碳量 $<1\%$ 时 标出含碳量 单位为 0.1% ; 含碳量 $\geq 1\%$ 时 不标出含碳量 如 9Mn2V 表示含碳量为 0.9% 含 2% 的 Mn 含 0.2% 的 V。又如 CrWMn 表示含碳量大于 1% 而 Cr、W、Wn 分别约含 1%。

6.3 合金结构钢

6.3.1 渗碳钢

渗碳零件的要求: 航空产品中的一些齿轮, 活塞销和凸轮等, 在工作中受有很大的交变应力和冲击负荷, 同时还承受强烈的磨损。所以, 零件不但要有高的强度、韧性和疲劳强度, 而且表面必须具有高的硬度和耐磨性, 选用渗碳钢进行渗碳, 再经适当热处理, 可以满足这些要求。

1. 渗碳钢的成分特点

为了使零件心部具有高的韧性, 应具有较低的含碳量, 一般在 0.15%~0.25% 之间。低碳钢的韧性足够 可是强度达不到要求 所以必须加入铬、镍、锰、硼等元素强化合金 并提高淬透性, 使大尺寸的零件中心具有满意的机械性能。有的渗碳钢除铬、镍、锰外, 还附加钨、钼、钒、钛等元素 以便细化晶粒 提高韧性和强度。合金钢在渗碳后 表面的合金元素可形成合金渗碳体或合金碳化物, 从而提高其耐磨性。

2. 热处理特点

渗碳零件在渗碳后, 其最终热处理, 是淬火和低温回火, 以便在零件的表面层得到高碳回火马氏体加细小的碳化物, 因而具有很高的硬度。中心如果能淬透, 则可以得到低碳马氏体。因而具有足够的强度和良好的韧性。同时渗碳、淬火、低温回火还可提高零件的疲劳强度。

渗碳后的热处理工艺有下列多种方案。

(1) 零件只要求表面高硬度和耐磨性, 对基体性能要求不高时, 可在渗碳后直接淬火并低温回火。

(2) 除要求表面高硬度高耐磨性外, 对基体性能有较高要求时, 渗碳后空冷使组织细化, 再按渗碳后的表面成分进行淬火并低温回火。

(3) 当零件表面和基体性能都要求很严时, 渗碳空冷后, 可进行两次淬火。第一次按钢的基体成分加热淬火, 以满足基体高性能要求; 第二次按渗碳后的表面成分加热淬火, 以满足表面高性能要求, 最后进行低温回火。

常用的渗碳钢的牌号、成分、热处理、力学性能及用途见表 6-1。

6.3.2 调质钢

调质零件的要求: 飞机发动机及其附件上的一些重要结构件, 如起落架、涡轮轴和油泵的转动轴等 工作时受到很大的应力 往往受有强烈振动等交变载荷 而零件形状又很复杂,

表 6-1 常用渗碳钢的牌号、成分、热处理、力学性能(摘自 GB699-88、GB3077-88)

种 类	钢 号	化 学 成 分								试样毛 坯尺寸	热 处 理 工 艺			力 学 性 能 (不 小 于)					用 途	
		w_C $\times 100$	w_{Mn} $\times 100$	w_S $\times 100$	w_{Cr} $\times 100$	w_{Ni} $\times 100$	w_{Mo} $\times 100$	w_V $\times 100$	w_{Ti} $\times 100$		$w_{其他}$ $\times 100$	渗 碳	第一次 淬 火 温 度/ $^{\circ}C$	第二次 淬 火 温 度/ $^{\circ}C$	回 火 温 度/ $^{\circ}C$	σ_s / MPa	σ_b / MPa	ψ $\times 100$		$\frac{A_{Kt}(aq)}{J(kgf\cdot m^2/cm^2)}$
碳 钢	15	0.12~0.19	0.35~0.65	0.17~0.37	—	—	—	—	—	$P, S \leq 0.035$	25	—	—	—	225	375	27	55	—	形状简单、受力小的 小型渗碳件
	20	0.17~0.24	0.35~0.65	0.17~0.37	—	—	—	—	—	$P, S \leq 0.035$	25	—	—	—	245	410	25	55	—	形状简单、受力小的 小型渗碳件
低 淬 透 性 合 金 碳 钢	20Mn2	0.17~0.24	1.40~1.80	0.17~0.37	—	—	—	—	—	—	15	—	—	水 200 空气	590	785	10	40	47(6)	代替 20Cr
	15Cr	0.12~0.18	0.40~0.70	0.17~0.37	0.70~1.00	—	—	—	—	—	15	—	水 880 油	490	735	11	45	55(7)	船舶主机轴、活塞销、 凸轮、机车小零件及心 部防止高的渗碳零件	
	20Cr	0.18~0.24	0.50~0.80	0.17~0.37	0.70~1.00	—	—	—	—	—	15	—	水 880 油	540	835	10	40	47(6)	机床齿轮、齿轮轴、 蜗杆、活塞销及气门 顶杆等	
	20MnV	0.17~0.24	1.30~1.60	0.17~0.37	—	—	—	0.07~0.12	—	—	15	—	—	590	785	10	40	55(7)	代替 20Cr	
	20CrMnTi	0.17~0.23	0.80~1.10	0.17~0.37	1.00~1.30	—	—	—	0.04~0.10	—	15	—	880 油	853	1080	10	45	55(7)	工艺性优良, 作汽车、 拖拉机的齿轮、凸轮, 是 G-Ni 钢代用品	
中 淬 透 性 合 金 碳 钢	20Mn2B	0.17~0.24	1.50~1.80	0.17~0.37	—	—	—	—	—	B0.0005 ~0.0035	15	—	—	785	980	10	45	55(7)	代 替 20Cr、20Cr- MnTi	
	12CrNi3	0.10~0.17	0.30~0.60	0.17~0.37	2.75~3.15	—	—	—	—	—	15	—	860 油	685	930	11	50	71(9)	大齿轮、轴	
	20CrNiMo	0.17~0.23	0.90~1.20	0.17~0.37	1.10~1.40	0.20~0.30	—	—	—	—	15	—	885	1175	10	45	55(7)	代替含镍较高的渗碳钢 作大型拖拉机齿轮、活 塞销等大截面渗碳件		
	20MnVB	0.17~0.23	1.20~1.60	0.17~0.37	—	—	—	0.07~0.12	—	B0.0005 ~0.0035	15	—	—	885	1080	10	45	55(7)	代 替 20CrMnTi、 20CrNi	
高 淬 透 性 合 金 碳 钢	12Cr2Ni4	0.10~0.16	0.30~0.60	0.17~0.37	1.25~1.75	3.25~3.65	—	—	—	—	15	—	835	1080	10	50	71(9)	大齿轮、轴		
	20Cr2Ni4	0.17~0.23	0.30~0.60	0.17~0.37	1.25~1.75	3.25~3.65	—	—	—	—	15	—	1080	1175	10	45	63(8)	大型渗碳内轮、轴及 飞机发动机内轮		
	18Cr2Ni4WA	0.13~0.19	0.30~0.60	0.17~0.37	1.35~1.65	4.00~4.50	—	—	W0.80 ~1.20	—	15	—	835	1175	10	45	78(10)	同 12Cr2Ni4, 作高级 渗碳零件		

容易造成应力集中。因此，钢材在具有高强度的同时，还应具有良好的韧性和塑性，使零件能经受外载荷的作用而又具有较低的应力集中敏感性。

1. 调质钢的成分特点

调质结构零件应当具有良好的综合机械性能。用含碳量中等的钢，经调质处理，得到索氏体组织，即可满足零件的性能要求。含碳量过低，韧性、塑性良好而强度不足；含碳量过高因碳化物太多而使塑性、韧性变坏，所以调质钢的含碳量一般在 0.25%~0.5% 之间。

为了提高调质钢的机械性能，必须在碳钢的基础上加入一种或多种合金元素，它们的作用分别是：铬、镍、锰、硅等能强化铁素体并提高淬透性，钨、钼、铬、硅可明显提高回火抗力，钨、钼还可抑制 II 次回火脆性，钒、钛可细化晶粒、增加强韧性。

2. 热处理特点

这类钢的最终热处理为淬火后进行高温回火，即调质处理，以获得回火索氏体组织，从而使钢具有最佳的综合性能。而且航空常用的调质钢，因含铬、钼或铝，故在调质处理后，有时还进行氮化处理，氮化后工件表面形成铬、钼、铝的氮化物，硬度高耐磨性好，并提高工件的疲劳和抗蚀性能。

常用调质钢的钢号、成分、热处理、性能及用途见表 6-2。

6.3.3 超高强度钢

随着大型高速飞机的发展，要求结构重量尽可能的轻。因此，必须提高钢材的比强度（强度/比重）也即进一步要求提高材料的强度。所谓超高强度钢通常是指使用强度 $\geq 1500\text{MPa}$ 的钢。飞机上选用这类钢制造起落架、机翼大梁等大型零部件。

1. 成分特点

含碳量中等，并含铬、锰、硅、镍、钼、钒等合金元素。在碳和合金元素的共同作用下，使淬透性、回火抗力增加，使固溶体（马氏体或下贝氏体）明显强化。镍可降低临界温度及增加固溶体的韧性，从而使钢在超高强度时有较高的韧性。钒可细化晶粒，亦可改善钢的强韧性。

2. 热处理特点

这类钢的最终热处理是淬火并低温回火，使马氏体强化达到超高强度。也可以进行等温淬火并回火，使马氏体和下贝氏体组织的共同强化来达到强度要求。

3. 制造使用中应注意的问题

这类钢的缺口应力集中敏感，容易导致裂纹萌生并迅速扩展造成脆断。制造装配中应避免敲打和表面划伤，以防降低疲劳性能，应避免在酸性介质中表面处理，以防氢向钢内扩散从而导致氢脆断裂。

常用的超高强度钢有 30CrMnSiNi2A、40CrMnSiMoVA 等。

6.3.4 弹簧钢

常用弹簧钢的牌号、成分、热处理、力学性能及用途见表 6-3。

弹簧是用以产生大量弹性变形，从而吸收冲击能量来缓和零件间的冲击；它还可以储存能量，使机构完成某些特定动作，如仪表弹簧和发动机汽门弹簧等。

弹簧钢必须具有高的弹性极限，以便能承受较大的载荷，产生较大的弹性变形而不产生塑性变形；弹簧所受载荷一般是交变的，破坏的主要原因是疲劳，所以弹簧钢还必须具有高

表 6-2 常用调质钢的钢号、成分、热处理、性能及用途

类别	钢号	化学成分%								热处理			力学性能					退火或高温回火状态 HB≤	用途
		C	Si	Mn	Mo	W	Cr	Ni	其它	淬火 ℃	回火 ℃	毛坯尺寸 mm	σ_b MPa	σ_s MPa	δ_5 %	ψ %	A_k J		
低碳 调质钢	45	0.42~0.50	0.17~0.37	0.50~0.80						830~840	580~640	<100	≥600	≥355	≥16	≥40		167	主轴、曲轴、齿轮
	40Cr	0.37~0.44	0.17~0.37	0.50~0.80			0.80~1.10			850	520	25	980	785	≥9	≥45	47	207	轴类、连杆、螺栓、重要齿轮等
	40MnB	0.37~0.44	0.17~0.37	1.10~1.40				B 0.0005~0.0035		850	500	25	980	785	≥9	≥45	47	207	主轴、曲轴、齿轮
	40MnVB	0.37~0.44	0.17~0.37	1.10~1.40				V 0.05~0.10 B 0.0005~0.0035		850	520	25	980	785	≥10	≥45	45	207	可代替 40Cr 及部分代替 40CrNi 做重要零件
中 等 碳 透 性	38CrSi	0.35~0.43	1.00~1.30	0.30~0.60			1.30~1.60			900	600	25	980	835	≥12	≥50	55	225	大截负荷轴类、车辆上的调质件
	30CrMnSi	0.27~0.34	0.90~1.20	0.80~1.10			0.80~1.10			880	520	25	1080	885	≥10	≥45	39	229	高强度钢、高速截负荷轴类
	35CrMo	0.32~0.40	0.17~0.37	0.40~0.70	0.15~0.25		0.80~1.10			850	550	25	980	835	≥12	≥45	63	229	重要调质件、曲轴、连杆、大截面轴等
	38CrMoAl	0.35~0.42	0.20~0.45	0.30~0.60	0.15~0.25			Al 0.90~1.10		940	640	30	980	835	≥14	≥50	71		氮化零件、连杆、缸套等
高 碳 透 性	37CrNi3	0.34~0.41	0.17~0.37	0.30~0.60			1.20~1.60	3.00~3.50		820	500	25	1130	980	≥10	≥50	47	269	大截面并需高强度、高韧性零件
	40CrMnMo	0.37~0.45	0.17~0.37	0.90~1.20	0.20~0.30		0.90~1.20			850	600	25	980	785	≥10	≥45	63	217	相当于 40CrNiMo 高级调质钢
	25Cr2Ni4WA	0.21~0.28	0.17~0.37	0.30~0.60		0.80~1.20	1.35~1.65	4.00~4.50		850	550	25	1080	930	≥11	≥45	71	269	力学性能要求高的大截面零件
	40CrNiMoA	0.37~0.44	0.17~0.37	0.50~0.80	0.15~0.25		0.60~0.90	1.25~1.65		850	600	25	980	835	≥12	≥55	78	269	高强度零件、飞机发动机轴等

表 6-3 常用弹簧钢的牌号、成分、热处理、力学性能(摘自 GB1222-84)及用途

种类	牌 号	化 学 成 分						热 处 理		力学性能(不小于)				用 途
		$w_C \times 100$	$w_{Si} \times 100$	$w_{Mn} \times 100$	$w_{Cr} \times 100$	$w_{Ni} \times 100$	$w_{其他} \times 100$	淬火温度 /℃	回火温度 /℃	σ_s /MPa	σ_b /MPa	$\delta \times 100$	$\psi \times 100$	
碳素弹簧钢	65	0.62~0.70	0.17~0.37	0.50~0.80	—	—	—	840 油	500	800	1000	9	35	小于 $\phi 12\text{mm}$ 的一般机器上的弹簧,或拉成钢丝作小型机械弹簧
	85	0.82~0.90	0.17~0.37	0.50~0.80	—	—	—	820 油	480	1000	1150	6	30	小于 $\phi 12\text{mm}$ 的汽车、拖拉机和机车等机械上承受振动的螺旋弹簧
	65Mn	0.62~0.70	0.17~0.37	0.90~1.20	—	—	—	830 油	540	800	1000	8	30	小于 $\phi 12\text{mm}$ 各种弹簧,如弹簧发条、刹车弹簧等
合金弹簧钢	55Si2MnB	0.52~0.60	1.50~2.00	0.60~0.90	—	—	B 0.0005~0.004	870 油	480	1200	1300	6	30	用于 $\phi 25 \sim 30\text{mm}$ 减振板簧与螺旋弹簧,工作温度低于 230℃
	60Si2Mn	0.56~0.64	1.50~2.00	0.60~0.90	—	—	—	870 油	480	1200	1300	5	25	同 55Si2MnB 钢
	50CrVA	0.46~0.54	0.17~0.37	0.50~0.80	0.80~1.10	0.10~0.20	—	850 油	500	1150	1300	10(δ_5)	40	用于 $\phi 30 \sim 50\text{mm}$ 承受大应力的各种重要的螺旋弹簧,也可用作大截面的及工作温度低于 400℃ 的气阀弹簧、喷油嘴弹簧等
	60Si2CrVA	0.56~0.64	1.40~1.80	0.40~0.70	0.90~1.20	0.10~0.20	—	850 油	410	1700	1900	6(δ_2)	20	用于 $< 50\text{mm}$ 弹簧,工作温度低于 250℃ 的极重要的和重载荷下工作的板簧与螺旋弹簧
	30W4Cr2VA	0.26~0.34	0.17~0.37	≤ 0.40	2.00~2.50	0.50~0.80	W 4~4.5	1050~1100 油	600	1350	1500	7(δ_2)	40	用于高温下(500℃ 以下)的弹簧,如锅炉安全阀用弹簧等

的疲劳强度。所以弹簧钢的屈服强度和抗拉强度都应具有较高的数值。

1. 成分特点

钢的含碳量一般在 0.5%~0.85% 之间,含碳量过低,达不到高的屈服强度要求,含碳量过高不仅屈服强度不高,脆性也太大。

为提高淬透性和回火抗力以增加屈服强度,钢中加入的合金元素有硅、锰、铬等,少量的钒可细化晶粒并提高回火抗力。

2. 热处理特点

(1) 冷拉硬化

直径小于 7mm 的一类弹簧,往往用冷拉弹簧钢丝绕制而成。这种弹簧不必淬火(由于加工硬化,强度已经很高)只需在绕制后于 250℃~300℃ 进行去应力退火,以消除应力和稳定尺寸,并有提高强度极限的作用。

(2) 淬火加中温回火

对直径较大或厚度较大的弹簧,在成型后都经淬火加中温回火处理,以获得回火屈氏体组织。这种组织具有良好的弹性性能,脆性也不高。对重要的弹簧,为了提高疲劳强度,可在中温回火后进行喷丸处理,使弹簧表面形成压应力,以抵消交变载荷下的拉应力的作用。

6.4 合金工具钢

工具钢一般都在磨损条件下工作,故要求高硬度、高耐磨性。但由于它们具体工作条件的不同,而各自又有特殊的性能要求;如刀具的主要矛盾是硬度,高速切削时要求红硬性好;冷作模具要求热处理变形小;热作模具要求在高温下保持高强度和韧性,同时有良好的耐热疲劳性;量具则要求热处理后组织均匀稳定,在存放和使用中不变形。所以各类工具钢的热处理也各不相同。

6.4.1 合金刀具钢

1. 低合金刀具钢

这类钢的红硬性较差,但优于碳素工具钢,主要用于制造低速切削工具,工作温度一般低于 250℃~300℃。成分特点是高碳(含 C 为 0.9%~1.1%)常含有 Cr、Mn、Si、W、V 等合金元素,其主要作用是提高淬透性和回火稳定性及细化晶粒。

常用低合金刀具钢牌号、成分、热处理及用途见表 6-4。

表 6-4 常用低合金工具钢(刀具钢)牌号、成分、热处理(摘自 GB1299-85)及用途

牌 号	化学成分					试样淬火		退火状态	用途举例
	$w_C \times 100$	$w_{Mn} \times 100$	$w_S \times 100$	$w_{Cr} \times 100$	$w_{其他} \times 100$	淬火温度 ℃	HRC 不小于	HBS 不小于	
Cr06	1.30~1.45	≤0.40	≤0.40	0.50~0.70	—	780~810 水	64	241~187	锉刀、刮刀、 刻刀、刀片、剃 刀
Cr2	0.95~1.10	≤0.40	≤0.40	1.30~1.65	—	830~860 油	62	229~179	车刀、插刀、 铰刀、冷轧辊等

9SiCr	0.85~0.95	0.30~0.60	1.20~1.60	0.95~1.25	—	830~860 油	62	241~197	丝锥、板牙、钻头、铰刀、冷冲模等
9Cr2	0.85~0.95	≤0.40	≤0.40	—	Cr 1.30~1.0	820~850 油	62	217~179	尺寸较大的铰刀、车刀等刀具
8MnSi	0.75~0.85	0.80~1.10	0.30~0.60	—	—	800~820 油	60	≤229	长铰刀、长丝锥
W	1.05~1.25	≤0.40	≤0.40	0.10~0.30	W 0.80~1.20	800~830 水	62	229~187	低速切削金属刀具,如麻花钻、车刀和特殊切削工具

低合金刀具钢的热处理为淬火并低温回火,其组织为细回火马氏体,粒状合金碳化物及少量残余奥氏体, HRC=60~65。

2. 高速钢

高速钢是红硬性、耐磨性较高的高合金工具钢,又称高速刀具用钢,它的红硬性可达 600℃ 强度比碳素工具钢提高 30%~50%。成分特点是高碳(含 C 为 0.7%~1.65%)其作用是保证获得高硬度的高碳马氏体。含有多量的钨,钼、钒、铬等碳化物形成元素是为了增大耐磨性。W 和 Mo 主要是提高钢的红硬性,因为含多量 W 和 Mo 的马氏体有高的回火稳定性且在 500℃~600℃ 回火时析出弥散的特殊碳化物而产生二次硬化效应之故,可使刀具高速切削。Cr 可显著提高淬透性,V 在钢中可形成稳定碳化物 VC 显著提高耐磨性,且回火时析出 VC 产生二次硬化显著提高红硬性。其它元素如 Co、Al、Ti 和 B 都可以提高红硬性。

高速钢含有较多的粗大碳化物,所以制造中应进行反复锻造,使碳化物破碎细化,然后在进行球化退火使组织均匀得到粒状碳化物并使硬度降至 HB207~255 的范围,以利机械加工。高速钢最终热处理特点是高温奥氏体化后进行多次高温下的回火,以 W18Cr4V 为例如图 6-4 所示。

由图可知 淬火加热,一般有 1~2 次预热,以减少由于合金元素含量高、导热性差而造成变形和开裂。高速钢在淬火温度下,有一部分碳化物未溶入奥氏体,由于它的 M_s 点很低故在淬火组织中含有大量的残余奥氏体所以硬度不高(HRC62 左右)为使残余奥氏体转变成马氏体,并使马氏体析出弥散的碳化物,即产生二次硬化,应在 560℃ 左右回火 2~4 次,每次回火后残余奥氏体有所减少,硬度相应增高,三次回火后,硬度可提高到 HRC65 左右。

6.4.2 合金模具钢

1. 冷作模具钢

冷作模具钢是指用于冷态金属变形的模具用钢,如冷冲模、冷拔模、冷挤压模、冷镦模等。

由于模具的工作部分,尤其刃口会受到强烈的摩擦和挤压,同时还受到冲击力的作用,

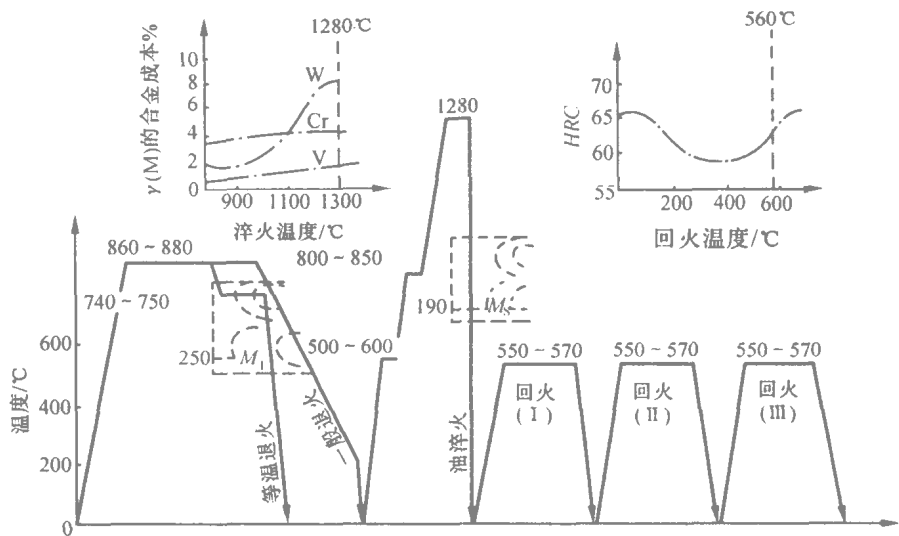


图 6-4 W18Cr4V 钢的热处理工艺示意图

所以模具应有高的硬度、高的强度和高的耐磨性以及足够的韧性。

其成分特点是高碳（含 C 为 1.45%~2.3%）同时含 11%~13% 的 Cr 还有少量的 V 和 Mo。其目的是为了提高硬度和耐磨性，提高淬透性等。

冷作模具钢的最终热处理为淬火并回火。

常用冷作模具钢的化学成分，热处理及性能见表 6-5。

表 6-5 冷作模具钢的化学成分及热处理后的性能

钢号	化学成分×100							淬火状态		回火状态	
	w _C	w _{Si}	w _{Mn}	w _{Cr}	w _W	w _{Mo}	w _V	温度/℃ 及 淬火介质	硬度 HRC	温度 ℃	硬度 HRC
9Mn2V	0.85 ~ 0.95	≤0.40	1.70 ~ 2.00	—	—	—	0.10 ~ 0.25	780~810 油	62	160 ~ 200	60~61
CrWMn	0.90 ~ 1.05	≤0.40	0.80 ~ 1.10	0.90 ~ 1.20	1.20 ~ 1.60	—	—	800~820 油	62	160 ~ 200	61~62
9CrWMn	0.85 ~ 0.95	≤0.40	0.90 ~ 1.20	0.50 ~ 0.80	0.5 ~ 0.80	—	—	800~830 油	62	150 ~ 260	57~62
Cr12	2.0 ~ 2.30	≤0.40	≤0.40	11.50 ~13.00	—	—	—	950~1000 油	60	200 ~ 450	58~64

Cr12MoV	1.45 ~ 1.70	≤0.40	≤0.40	11.00 ~12.50	—	0.4 ~ 0.6	0.15 ~ 0.30	950~1000 油 1115~1130 硝盐	58	150 ~ 425 510 ~ 520	55~63 60~62
Cr6WV	1.00 ~ 1.15	≤0.40	≤0.40	5.50 ~ 7.00	1.10 ~ 1.50	—	0.50 ~ 0.70	960~1020 油或空	60	150 ~ 210 260 ~ 300	58~62 >60
Cr4W2MoV	1.15 ~ 1.25	0.40 ~ 0.70	≤0.40	3.50 ~ 4.00	2.00 ~ 2.50	0.80 ~ 1.20	0.80 ~ 1.10	960~980 油 1020~1040 硝盐	60	500 ~ 540	60~62
Cr2Mn2SiWMoV	0.95 ~ 1.05	0.60 ~ 0.90	1.80 ~ 2.30	2.30 ~ 2.60	0.70 ~ 1.10	0.50 ~ 0.80	0.10 ~ 0.25	840~860 油或空	60	180 ~ 200	62~64
6W6Mo5Cr4V2	0.55 ~ 0.65	≤0.40	≤0.60	3.70 ~ 4.30	6.00 ~ 7.00	4.50 ~ 5.50	0.70 ~ 1.10	1180~1200	60	180 ~ 200	62~64

2. 热作模具钢

热作模具钢是指使金属在加热状态下或在液体状态下成形的模具用钢。热作模具包括热锻模、热挤压模和压铸模三类。热锻模和热挤压模是在高温下通过冲、压强迫金属成型的工具。压铸模是在高压下使熔融金属压铸成型的工具。热作模具由于与热态金属（温度可达 $1100^{\circ}\text{C} \sim 1200^{\circ}\text{C}$ ）接触，模具工作时要反复受热和冷却，也承受很大的冲击力和摩擦、磨损。所以对其性能要求是：足够的高温硬度及高温强度；高温下有高的耐磨性和足够的塑、韧性；高的抗热疲劳性和抗氧化能力；高的淬透性；良好的导热性等。

热作模具的成分特点是采用中碳钢（含 C 量为 $0.3\% \sim 0.6\%$ ）。常加入 Cr、Mn、Si、Mo、W、V 等合金元素，以提高钢的淬透性、回火稳定性、耐磨性，W、Mo 还可抑制第二类回火脆性，Cr、W、Si 可提高钢的抗热疲劳性能。

热作模具钢的最终热处理为淬火并高温回火。

常用热作模具钢的化学成分及热处理规范见表 6-6、6-7。

表 6-6 热作模具钢的化学成分

钢 号	$w_C \times 100$	$w_S \times 100$	$w_{Mn} \times 100$	$w_{Cr} \times 100$	$w_{Mo} \times 100$	$w_W \times 100$	$w_V \times 100$	$w_{其他} \times 100$
5CrMnMo	0.50~0.60	0.25~0.60	1.20~1.60	0.60~0.90	0.15~0.30			(w_N)
5CrNiMo	0.50~0.60	≤0.40	0.50~0.80	0.50~0.80	0.15~0.30			1.40~1.80
3Cr2W8V	0.30~0.40	≤0.40	≤0.40	2.20~2.70		7.50~9.00	0.20~0.50	
4Cr5MoVSi	0.32~0.42	0.80~1.20	≤0.40	4.50~5.50	1.00~1.50		0.30~0.50	
3Cr3Mo3V	0.25~0.35	≤0.50	≤0.50	2.50~3.50	2.50~3.50		0.30~0.60	(w_T) 0.1~0.2
4Cr3W4Mo2VTiNb	0.37~0.47	≤0.50	≤0.50	2.50~3.50	2.00~3.00	3.50~4.50	1.00~1.40	(w_{Nb}) 0.1~0.2
5Cr4W5Mo2V	0.40~0.50	≤0.40	0.20~0.60	3.80~4.50	1.70~2.30	4.50~5.30	0.80~1.20	

表 6-7 热作模具钢的热处理规范及用途举例

钢 号	退 火		淬 火		回 火		用途举例
	温度/℃	硬度 HB	温度/℃	冷却介质	温度/℃	硬度 HRC	
5CrMnMo	780~800	197~241	830~850	油	490~640	30~47	中型锻模(模高 275~400mm)
5CrNiMo	780~800	197~241	840~860	油	490~660	30~47	大型锻模(模高> 400mm)
3Cr2W8V	830~850	207~255	1050~1150	油	600~620	50~54	压铸模、精锻或高速钢模、精锻模
4Cr5MoSiV	840~900	190~229	1000~1025	油	540~650	40~54	热锻模、压铸模、热挤压模
3Cr3Mo3V	845~900		1010~1040	空气	550~600	40~54	热锻模
4Cr3W4Mo2VTiNb	850~870	180~240	1160~1220	油或硝盐	580~630	48~56	热锻模
5Cr4W5Mo2V	850~870	200~230	1130~1140	油	600~630	50~56	热锻模、温挤压模

6.4.3 合金量具钢

量具钢用以制造各种测量工具的钢种。卡尺、千分尺、块规、塞规等各种量具的主要用途是计算尺寸，因而要求量具应有精确而稳定的尺寸。为此量具钢应具备：高的尺寸稳定性；高的硬度和高耐磨性；足够的韧性。此外，还应具有一定的淬透性，较小的淬火变形等。

一般选用含碳较高的过共析钢，以保证具有高硬度和高耐磨性。为了减小热处理变形，增加尺寸稳定性，进一步提高耐磨性，钢中常加入一定量的 Cr、Mn、W 等合金元素。

量具所用的过共析钢，经正确的淬火及低温回火后即可获得所需的高硬度和高耐磨性。

6.5 不锈钢

6.5.1 金属的腐蚀及抗腐蚀途径

飞机受潮湿大气的作用，它的零件将受到腐蚀，发动机高温零部件受高温燃气的作用，以及一些与润滑油、汽油接触的其它零件，也都会受到腐蚀，从而使零件的性能变坏，甚至失效。所谓腐蚀，就是金属与周围介质发生作用而引起的逐渐破坏。

1. 腐蚀类型

通常将腐蚀分成两类，即化学腐蚀和电化学腐蚀。

(1) 化学腐蚀

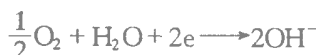
所谓化学腐蚀，是指金属和周围介质发生化学作用而产生的腐蚀。如涡轮部件受高温燃气的腐蚀，飞机油管受燃油的腐蚀，均属化学腐蚀。

(2) 电化学腐蚀

所谓电化学腐蚀 是指金属与酸、碱、盐等电解质溶液接触时发生作用而引起的腐蚀。因为不同金属、金属内不同的相之间电位高低的不同 在彼此连接并遇有电解质溶液时 即构成了“微电池”。图 6-5 表示电化学腐蚀的原理。将铁和铜插在氯化钠水溶液中，并以导线连接。由于铁比铜活泼，容易失去电子，起负极作用，在负极上：



电子流到正极，与氧和水作用：



二价铁离子与氢氧离子在溶液中又进行反

应：



$\text{Fe}(\text{OH})_2$ 继续与氧作用，最后生成含结晶水的 Fe_2O_3 ，这样铁就不断地溶解而被腐蚀。所以低电位的金属或同一金属内低电位的相将不断被腐蚀。

2. 腐蚀形式

腐蚀有不同的形式，对金属机械性能危害较大的腐蚀形式有：

(1) 晶间腐蚀

晶间腐蚀是沿着晶粒边界（晶界）而进行的一种腐蚀。通常由表面开始，逐渐向内部发展。当发生晶间腐蚀后，零件外形并无变化，而严重降低了机械性能，甚至有时会失去金属声音，轻轻敲击即碎成粉末。

产生晶间腐蚀的原因，是由于晶界上存在杂质或析出的化合物相，使晶界的电极电位低于晶粒的电极电位所致。

(2) 应力腐蚀

应力腐蚀是金属及其构件在应力和腐蚀介质共同作用下所产生的电化学腐蚀损坏，这种损坏具有脆性破坏的特征。通常认为应力腐蚀破坏是在拉应力作用下产生的，这种拉应力可以是冷加工、焊接、热处理等工艺过程所造成的内应力，也可以是构件在工作过程中所承受的应力。因此在设计中应尽量减少应力集中的因素。

(3) 疲劳腐蚀

金属及其构件同时受腐蚀介质和交变应力的作用所产生的腐蚀，称为疲劳腐蚀。

在没有腐蚀介质时，在一定的交变应力循环次数 N 后 疲劳曲线可以出现水平阶段 即存在疲劳极限。而当有腐蚀介质作用时 则往往不存在疲劳极限 疲劳腐蚀的发生，可能是疲劳引起裂纹，腐蚀促进裂纹进一步扩展；也可能是腐蚀介质先使金属表面产生腐蚀坑 从而促进疲劳裂纹的产生和发展。为了减缓或防止疲劳腐蚀 可采取氮化处理 提高表面光洁度等措施。

3. 抗蚀途径

就钢本身的抗蚀性而言，主要由合金元素的作用和适当的热处理。

(1) 获得单相组织

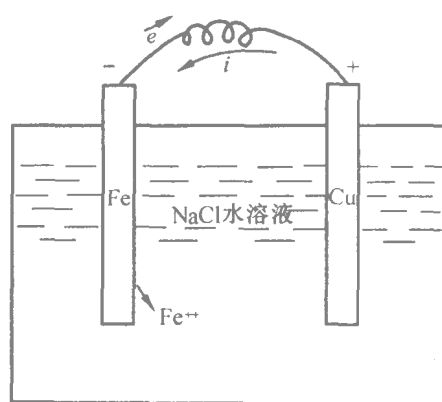


图 6-5 电化学腐蚀基本原理

有些扩大 γ 区的元素（例如镍、锰）含量达到一定值后，可使钢成为单相奥氏体而无第二相，就不能构成微电池，因而提高抗蚀性。一些扩大 α 区的元素（如铬）含量达到一定值后，可使钢成为单相铁素体，因而提高抗蚀性。在工业材料上就制成了奥氏体不锈钢和铁素体不锈钢。

（2）提高基体的电位

对于多相合金，加入能提高基体电位的合金元素，使基体电位与其他相的电位持平，就可避免微电池腐蚀。例如马氏体不锈钢中，常有电位高的碳化物第二相，但基体中因含多量铬而提高了电位，所以也有较高的抗蚀性。

（3）形成钝化膜

有意在钢中加入某些元素，能在钢表面形成一层薄而致密的钝化膜，从而隔绝电解质的作用，亦可达到抗蚀目的。

6.5.2 马氏体不锈钢

航空上常用的马氏体不锈钢有 Cr13 型和 Cr18 型等，主要用于要求一定强度、硬度和韧性相配合的耐蚀结构件，如轴、齿轮和螺栓等，用于 350℃ 以下工作的不锈钢弹性零件以及用于高硬度和高耐磨性的零件，如轴、轴承和不锈钢工具等。

1. 成分特点

（1）高的铬含量

铬溶于钢的基体并超过一定值时可显著提高基体的电位，此外，还可使钢表面形成氧化铬钝化膜，也提高抗蚀性。

（2）低的碳含量

一般情况下，马氏体不锈钢含碳量在 0.1%~0.4% 之间。含碳量高，碳化物 Cr_{23}C_6 数量多，淬火、回火后的硬度、强度高，但碳化物和基体之间构成微电池的数目增多，而且使基体固溶的铬量下降，从而使不锈钢抗蚀能力下降。因此，在增高碳含量来提高硬度和耐磨性时，就需相应增加含铬量，如 9Cr18 不锈钢。

2. 热处理特点

对 Cr13 型马氏体不锈钢，在加热和冷却时有 $\alpha\text{Fe} \rightleftharpoons \gamma\text{Fe}$ 的转变，因此淬火可获得马氏体组织，以提高强度和硬度。由于奥氏体化在 1000℃ 左右的高温进行，使大量铬的碳化物溶入奥氏体，相变后仍保留在马氏体中，故能提高抗蚀性。

Cr13 型钢有两种回火：对含碳量较低的 1Cr13、2Cr13 采用高温回火，得到索氏体组织，具有较高的强度和韧性。同时由于含碳量低，回火时析出的铬碳化物数量不多，铁素体基体中具有较高的含铬量，而且比较均匀，加之应力消除彻底，所以抗蚀性仍然很高；对含碳量较高的 3Cr13、4Cr13 虽然平均含碳量各为 0.3%、0.4%，但由于铬的影响，已接近或属于共析钢的成分。因此，淬火后一般用低温 200℃~250℃ 回火，所得到的组织主要为回火马氏体（还有少量铬碳化物），在具有高硬度的同时，还有较高的抗蚀性。因为低温回火只是消除内应力，大量的铬还保留在马氏体中，所以能保持较高的抗蚀性。常用的马氏体不锈钢如表 6-8 所示。

表 6-8 常用不锈钢耐酸钢的牌号成分、热处理、性能和用途

类型	钢 种	主要化学成分(%)				热处理				力学性能(不少于)					主要用途	
		C	Cr	Ni	其它	淬火(℃)	冷却	回火(℃)	冷却	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ (%)	ψ (%)	α_k (J·cm ²)		HRC
马氏体类	1Cr13	0.08~0.15	12~14			1000~1050	油、水	700~750	油空	600	420	20	60	90	常温下弱腐蚀介质设备、如石油热裂设备、汽轮机叶片等	
	2Cr13	0.16~0.24	12~14			1000~1050	油、水	650~750	油空	850	650	16	55	60	蒸汽管附近、螺钉、螺帽齿轮等	
	3Cr13	0.25~0.34	12~14			1000~1050	油	200~300	油空	1600	1300	3	—	—	48	作耐磨件如热油泵的轴和阀门、刀具、弹簧等
	4Cr13	0.35~0.45	12~14			1050~1100	油	200~300	油空	—	—	—	—	—	50	医疗机械、刀具、量具、滚珠轴承等
	9Cr18MoV	0.85~0.95	17~19		1.0~1.3Mo 0.07~0.12V	1050~1075	油	100~200	空	—	—	—	—	—	50	高硬度的滚珠轴承、刀具、耐磨抗蚀件
	Cr17、Cr17Ti	≤0.12	16~18		(5×C%~0.8)Ti			700~800	空	450	300	20	—	—		生产硝酸设备、食品工作设备等
铁素体类	Cr17Mo2Ti	≤0.10	16~18		1.6~1.8Mo (≥7×C%)Ti			750~800	空	500	300	20	35			醋酸、浓硝酸工业、人造纤维工业设备等
	Cr25Ti	≤0.12	24~27		0.6~0.8Ti			700~800	空	450	300	20	45			生产硝酸及磷酸设备等氮肥工业中
	Cr28	≤0.15	27~30		≤0.2Ti			700~800	空	450	300	20	45			硝酸浓缩设备、承受高温、高浓度硝酸用的设备
	0Cr18Ni9	≤0.06	17~19	8~11		1080~1130	水			500	200	45	60			深冲不锈钢零件
奥氏体类	1Cr18Ni9	≤0.12	17~19	8~11		1100~1150	水			550	200	45	50			飞机蒙皮、隔热板
	1Cr18Ni9Ti	≤0.12	17~19	8~11	≤0.8Ti	1000~1100	水			550	200	40	55			涡轮发动机的燃气导管等
	1Cr18Ni12Mo2Ti	≤0.12	16~19	11~14	1.8~2.5Mo ≤0.8Ti	1000~1100	水			550	220	40	55			火箭发动机的液氧、液氢、液氟瓶等
	Cr18Ni18Mo2Cu2Ti	≤0.07	17~19	17~19	1.8~2.2Mo ≥0.5Ti 1.8~2.2Cu	1050~1100	水			650	230	40	—			化学工业、硝酸工业、化肥工业的焊接件
	Cr17Mn13Mo2N	≤0.08	16.5~18	—	12~15Mn 0.2~0.3N 1.8~2.2Mo	1030~1070	水			750	450	30	55			可代替 1Cr18Ni9Ti 用于化学、化肥工业的焊接件可代替 1Cr18Ni12Mo2Ti
	Cr18Mn10Ni5Mo3N	≤0.10	17~19	4~8	8.5~12Mn 2.8~3.5Mo 0.2~0.3N	1100~1150	水			700	350	45	65			

6.5.3 奥氏体不锈钢

奥氏体不锈钢与马氏体不锈钢相比较, 具有更高的抗蚀性、更好的塑性、加工成型性和焊接性, 而且具有更高的使用温度, 但力学性能则不及马氏体不锈钢。

1. 成分特点

铬是缩小 γ 区的元素 镍是扩大 γ 区的元素。如果在 Cr18 型钢中加入 9%Ni 即形成 1Cr18Ni9 不锈钢。因为这类钢在高温低温均为奥氏体, 故称奥氏体不锈钢。为明显提高抗蚀性 钢中碳含量通常控制在 0.1%、甚至在 0.03% 以下 以抑制形成多量的铬碳化物 减少微电池腐蚀作用。

2. 热处理特点

奥氏体不锈钢通常只进行固溶处理, 即在 1100 左右高温下加热, 使碳化物溶入奥氏体 而后迅速冷却(水冷)获得单相奥氏体组织 从而具有优良的抗蚀性。

3. 晶间腐蚀

奥氏体不锈钢在 600 左右温度下工作时, 会从奥氏体晶界处析出 Cr_{23}C_6 碳化物 消耗晶界附近基体中的含铬量, 造成晶界附近的贫铬区。当晶界贫铬区的铬含量低于 11% 时, 则电位明显下降, 易造成晶间腐蚀。

晶间腐蚀使钢的强度塑性急剧下降, 严重时受力即破碎。为防止晶间腐蚀, 通常采用以下两种措施 (1)降低钢的含碳量, 尽可能少地形成铬的碳化物, 所以奥氏体不锈钢中出现 0Cr18Ni9、00Cr18Ni9 低碳或超低碳的不锈钢。(2)在钢中加入强碳化物形成元素钛、铌 使钢中的碳与钛或铌结合成 TiC 或 NbC 而不形成 Cr_{23}C_6 以避免晶间腐蚀。但加钛或铌的不锈钢 在固溶处理之后需再进行一次稳定化处理 即加热到 850~950 使 Cr_{23}C_6 充分溶解, 而使 TiC 或 NbC 充分形成。经这样处理的钢在 600 左右温度下使用时, 不会再产生晶间腐蚀。

6.6 高温合金

6.6.1 概述

1. 高温合金的基本要求

航空喷气发动机从压气机到尾喷管, 各零部件在一定温度下工作, 有些零件要在 800℃ 以上的条件下长期服役。除温度作用外, 一些高温零部件, 由于震动、气流的冲刷, 特别是旋转造成的离心作用, 将承受较大的应力, 例如涡轮叶片的应力可达 300~409MPa。燃料燃烧后 还存在大量的氧、水蒸汽 并存在 SO_2 、 H_2S 等腐蚀性气体, 都对高温零部件起氧化、腐蚀作用。因此, 高温零部件所用的高温合金必须满足如下的基本要求。

(1)具有较高的热稳定性(热安定性), 即在高温下具有高的抗腐蚀(主要是抗氧化)能力。

(2)具有高的热强度。即在高温下具有高的抵抗塑性变形和断裂的能力。

(3)具有良好的工艺性能。即在冶炼、铸造、热压、冷压、焊接和切削加工等方面 要有满意的工艺性。

2. 热强度及其指标

一般结构钢在室温下具有很高的强度, 可当温度升高时, 其强度迅速下降。在应力作用

下容易引起塑性变形。因此，高温下材料的强度，应由热强度来衡量。

金属材料在一定温度和应力作用下，会逐渐地产生塑性变形，这种现象称为蠕变。显然，温度越高、应力越大、时间越长、蠕变就越严重。如果蠕变发展得严重，比如涡轮叶片在高温高速旋转条件下工作，逐渐伸长使叶片与壳体接触，就会造成事故。

可见在高温下，特别是受较大应力的零件，要求有高的热强度，以抵抗蠕变产生的变形和断裂。评定金属热强度有如下指标。

(1) 蠕变强度

蠕变强度是在一定温度下，使金属引起一定变形速度的应力。如 $\sigma_{0.2/100}^{700} = 290\text{MPa}$ 表示在 700°C 经过 100 小时使金属试棒发生 0.2% 变形量的应力为 290MPa 。有时也用一定温度和应力作用下，经过一定时间引起的变形量作为蠕变强度的指标。如 800°C , 200MPa 应力经 100 小时引起变形 0.15% 等。可见蠕变强度是表明金属在高温和应力作用下，抵抗缓慢塑性变形的能力。

(2) 持久强度

持久强度是金属在一定温度下，一定时间内发生断裂时的应力，如 $\sigma_{100}^{800} = 340\text{MPa}$ 表示在 800°C 经过 100 小时金属棒发生断裂的应力为 340MPa 。有时也用一定温度和一定应力作用下发生断裂的时间，作为持久强度的指标。如 700°C 、 350MPa 、225 小时。可见持久强度是表明金属在高温和应力作用下抵抗断裂的能力。

(3) 高温短时强度和高温疲劳强度

高温短时强度，即在一定温度下所测得的 σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ (同时测出 $\delta\%$ 和 $\psi\%$)。高温下的 σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ ，可以作为高温零件因短时过载而产生塑性变形和断裂的抗力， $\delta\%$ 和 $\psi\%$ 除表示高温塑性外，也反映金属锻压的工艺性。

高温疲劳强度，即在一定温度下测得的疲劳强度。如 $\sigma_{-1}^{650} = 380\text{MPa}$ 表示在 650°C 下，应力为 380MPa 经 10^7 次对称循环后破坏。

3. 提高耐热性的途径

从热安定性方面来说，航空上广泛应用的高温合金，在成分上有类似于不锈钢的特点，即主要是加入较多的铬来提高抗蚀性。

从热强度方面来说，一切能够阻碍蠕变发展的因素，都可以作为增加高温强度的措施。主要有以下几点。

(1) 用熔点较高的金属作为高温合金的基体。因为熔点高，原子之间的结合力大，高温下不容易产生塑性变形，所以抗蠕变能力强。熔点较高的金属有镍、钴、铁、钛、铌、钼、钨。但钛的化学活性大，容易吸收气体而污染，铌、钼、钨高温下氧化太快，而钨的比重也很大。因此常用的耐热钢还是以铁、镍、钴为基的合金。

(2) 对基体金属进行合金化，其目的如下。

强化基体，提高再结晶温度。在基体金属中加入合金元素，可起固溶强化的作用，在应力作用下产生蠕变，是塑性变形过程，伴有加工硬化；但在高温下容易产生再结晶，又使合金发生软化。加入合金元素，提高再结晶温度，使再结晶过程难以进行，从而提高热强度。

加入合金元素，适当热处理后，可以使基体析出细小而稳定性很高的碳化物或金属间化合物，阻碍位错运动，阻碍蠕变发展，起到时效强化的作用。

加入合金元素强化晶界，增加晶粒间的结合力。高温下，过分细小的晶粒，晶界多，对

热强度不利 但过分粗大的晶粒 又走向反面 降低疲劳强度 所以晶粒要求适当粗化。

(3) 利用铸造组织。铸造高温合金中的化合物, 往往呈网状或骨骼状分布, 可阻止基体变形, 而且铸造组织往往能满足晶粒适当粗化的要求。所以成分相同时, 铸造合金比锻造合金具有更高的热强度。但铸造合金脆性较大, 适用于不受冲击的高温零件。

(4) 热处理。通过适当的热处理, 可以得到恰当的组织, 以提高耐热性。

6.6.2 常用耐热钢及其热处理

按照正火组织耐热钢可分为: 珠光体钢、马氏体钢和奥氏体钢。

1. 珠光体耐热钢

这类钢在 6000 以下使用 属低中碳合金钢 合金元素总量不超过 3%~5% 广泛用于石油、化工、动力等部门 作为锅炉用钢及管道材料、动力装置构件等。加入 Cr、Si 可提高钢的抗氧化性和抗气体腐蚀能力; Cr、Mo、V 可提高再结晶温度和基体金属的抗蠕变能力; V、Ti、Mo、Cr 能形成稳定而弥散的碳化物 产生沉淀硬化 微量的 B 和 RE 起强化晶界作用。

这类钢的热处理一般采用正火 (950℃~1050℃) 和比使用温度高 100℃ 的回火 (600℃~750℃) 获得铁素体 + 珠光体组织。

2. 马氏体耐热钢

这类钢主要用于制造汽轮机叶片及汽油机或柴油机的排汽阀等。所以一般称为叶片钢和阀门钢。叶片钢的含铬量为 10%~13% 同时加入少量的 W、Mo、V 等元素 以提高机体的再结晶温度及形成稳定的碳化物进一步强化机体。这类钢在 500 以下具有良好的抗蠕变能力和减震性能。主要用于制造蒸汽透平机叶片、导向叶片、低压燃气轮机的叶片等。阀门钢是在铬钢中加入 Si 即 Cr-Si 钢 钢中的 Cr、Si 适当配合, 可获得较高的热强性, Si 能提高钢的 A_{cl} 点, 从而提高使用温度。加 Si 还能显著提高钢的抗氧化性, 减少在蠕变开始阶段的变形速度 加 Mo 可提高热强性和消除回火脆性。这类钢可用于制造使用温度低于 750 的内燃机进气阀、轻负荷发动机的排气阀等。

马氏体耐热钢一般在 1000 以上加热淬火, 以保证所有碳化物的充分溶解与合金元素的有效利用, 然后油冷或空冷。回火温度应视工件工作温度及性能要求而定, 一般高于使用温度 100℃, 注意避开回火脆性区。回火后采用空冷或油冷, 其组织为较稳定的回火屈氏体或回火索氏体。

3. 奥氏体耐热钢

这类钢是在 18-8 铬镍奥氏体不锈钢的基础上发展而来。加入大量的 Cr、Ni 是为了提高钢的抗氧化性和稳定奥氏体, 也利于热强性的改善。加入 W、Mo、V、Ti、Nb、Al 等, 可进一步提高热强性, 这是因为它们除能固溶强化奥氏体外, 还能形成稳定的强化相。其主要工作温度在 600℃~750℃ 有的可达 850℃ 左右。

这类钢切削加工性差 但有好的热强性与高、低温时的塑性、韧性 且可焊性、冷作成型性均较好 故获得广泛应用。

奥氏体耐热钢的热处理通常加热至 1000 以上, 保温后油冷或水冷, 然后在高于使用温度 60℃~100 进行一次或两次时效处理, 使组织稳定, 并析出强化相, 进一步提高钢的热强性。

常用耐热钢的牌号、成分、热处理及用途见表 6-9

续表

类别	钢号	化 学 成 分 × 100						热处理规范	大致用途
		w_C	w_{Cr}	w_{Ni}	w_{S}	w_{Mo}	$w_{其它}$		
马氏体钢	1Cr13	≤ 0.15 12.0 14.0	—	—	≤ 0.6	—	—	淬火: 950℃ ~ 1050℃ 油冷 回火: 700℃ ~ 750℃ 空冷	主要用于汽轮机, 作变速轮及其它各级动叶片, 并经氧化后制造一些承受摩擦且在腐蚀介质中工作的零件
	2Cr13	0.16 ~ 0.24 12.0 14.0	—	—	≤ 0.6	—	—	淬火: 950℃ ~ 1050℃ 油冷 回火: 700℃ ~ 750℃ 空冷	多用于大容量的机组中作末级动叶片, 它们的工作温度都低于 450℃。还可作高压汽轮机中的阀门螺钉、螺帽等
	Cr11MoV	0.11 ~ 0.18 10.0 11.5	—	—	≤ 0.5	0.5 ~ 0.7	(w_V) 0.25 ~ 0.40	淬火: 1050℃ ~ 1100℃ 油冷 回火: 720℃ ~ 740℃ 空冷	工作温度为 535℃ ~ 540℃ 的汽轮机静叶片、动叶片及氮化零件
	15Cr12WMoVA	0.12 ~ 0.18 11 ~ 13	0.4 ~ 0.8	≤ 0.4	≤ 0.4	0.5 ~ 0.7	(w_W) 0.7 ~ 1.1 V 0.15 ~ 0.30	淬火: 1000℃ ~ 1050℃ 油冷 回火: 680℃ ~ 700℃ 空冷	550℃ ~ 580℃ 汽轮机叶片, 550℃ ~ 570℃ 的汽轮机隔板, 550℃ ~ 560℃ 的紧固件, 550℃ ~ 560℃ 工作的叶轮、转子
硅铬钢	4Cr9Si2	0.35 ~ 0.50 8.0 10.0	—	—	2.0 ~ 3.0	—	—	淬火: 950℃ ~ 1050℃ 油冷 回火: 700℃ ~ 850℃ 空冷	适用于 700℃ 以下受动载荷的部件, 如汽车发动机、柴油机的排气阀, 也可用作 900℃ 以下的加热炉构件, 如料盘、炉底板等
	4Cr10Si2Mo	0.35 ~ 0.45 9.0 10.5	≤ 0.5	≤ 0.5	1.90 ~ 2.60 0.70 ~ 0.90	—	—	淬火: 1030℃ ~ 1050℃ 油冷 回火: 750℃ ~ 800℃	用于制造正常载荷及高载荷的汽车发动机和柴油机排气阀, 以及中等功率的航空发动机的进气阀和排气阀, 亦可做温度不太高的炉子构件
奥氏体钢	1Cr18Ni9Ti 1Cr18Ni9Mo	< 0.12 16 ~ 20 16 ~ 20	8 ~ 11 8 ~ 11	—	—	2.5	(w_{Ti}) 0.8	1000℃ ~ 1150℃ 水冷 1100℃ ~ 1150℃ 水冷	在锅炉和汽轮机方面, 用来制作 610℃ 以下长期工作的过热器管道以及构件、部件等
	4Cr13Ni8MoVNb (CFE36.3W481) 4Cr14Ni14W2Mo	0.34 ~ 0.40 13.5 0.4 ~ 0.5	7 ~ 9 13 ~ 15 13 ~ 15	(w_{Nb}) 7.5 ~ 9.5 —	(w_{Ni}) 1.1 ~ 1.4 —	—	(w_{Nb}) 0.25 ~ 0.50 (w_W) 1.75 ~ 2.25	1140℃, 15h 水冷 650℃ ~ 670℃ 时效 12 ~ 16h 770℃ ~ 800℃ 时效 10 ~ 12h 1000℃ 空冷 750℃ 时效 5h	喷气发动机涡轮及叶片材料或高温紧固件, 适用于制造航空、船舶、载重汽车的发动机进气、排气阀门, 以及蒸汽和气体管道

表 6-9 常用耐热钢的牌号、成分、热处理及用途

类别	钢 号	化 学 成 分 ×100								热处理规范	用途
		w _C	w _{Si}	w _{Mn}	w _{Cr}	w _{Ni}	w _V	w _S	w _P		
珠 光 体 钢	16Mn	0.13 0.19	0.17 0.37	0.40 0.70	—	0.40 0.55	—	≤0.04	≤0.04	正火: 900℃ ~ 950℃ 空冷 高温回火: 630℃ ~ 700℃ 空冷	用于锅炉中壁温 < 540℃ 的受热面管子, 壁温 < 510℃ 的联箱、蒸汽管道和介质温度 < 540℃ 的管路中的大型锻件和高温高压垫圈
	12CrMn	≤0.15	0.17 0.37	0.40 0.70	0.40 0.60	0.40 0.55	—	≤0.04	≤0.04	正火: 920℃ ~ 930℃ 空冷 高温回火: 720℃ ~ 740℃ 空冷	用于制造蒸汽温度为 450℃ 的汽轮机零件, 如隔板、耐热螺栓、法兰盘以及壁温达 475℃ 的各种蛇形管和相应的锻件
	15CrMn	0.12 0.18	0.17 0.37	0.40 0.70	0.80 1.10	0.40 0.55	—	≤0.04	≤0.04	正火: 910℃ ~ 940℃ 空冷 高温回火: 650℃ ~ 720℃ 空冷	用于介质温度 < 550℃ 的蒸汽管路、法兰等锻件, 并用于高压锅炉壁温 ≤ 560℃ 的水冷壁管和壁温 ≤ 550℃ 的联箱和蒸汽管等
	20CrMn	0.17 0.24	0.17 0.37	0.40 0.70	0.80 1.10	0.15 0.25	—	≤0.04	≤0.04	调质: 淬火: 860℃ ~ 880℃ 油冷 回火: 600℃ 空冷	可在 500℃ ~ 520℃ 使用, 用作汽轮机隔板、隔板套, 并可作汽轮机叶片
	12CrMnV	0.08 0.15	0.17 0.37	0.40 0.70	0.40 0.60	0.25 0.35	0.15 0.30	≤0.04	≤0.04	正火: 960℃ ~ 980℃ 空冷 高温回火: 700℃ ~ 760℃	用作蒸汽温度 ≤ 540℃ 的主汽管、转向导叶片、汽轮机隔板、隔板套以及壁温 ≤ 570℃ 的各种过热器管、导管和相应的锻件
	12Cr1MnV	0.08 0.15	0.17 0.37	0.40 0.70	0.90 1.20	0.25 0.35	0.15 0.35	≤0.04	≤0.04	正火: 910℃ ~ 960℃ 空冷 淬火: 910℃ ~ 960℃ 油冷 回火: 700℃ ~ 750℃	用于超高压锅炉中工作温度 ≤ 570℃ ~ 585℃ 的过热器管以及介质温度 ≤ 570℃ 的管路附件, 法兰、法兰盖等, 以及其它用途的锻件, 如平孔盖、温度计插座
	12MnV WSiRE	0.08 0.15	0.60 0.90	0.40 0.70	(w _{RE}) 0.15	0.45 0.65	0.35 0.55	(w _W)(w _{Ti})(w _B) 0.15 ~ 0.06 0.007 0.30	—	正火: 950℃ ~ 1050℃ 空冷 回火: 600℃ ~ 750℃ 空冷	用于锅炉钢管、汽轮机叶轮、转子、紧固件, 工作温度 < 580℃
	12Cr2Mn WVTiB	0.08 0.15	0.46 0.75	0.45 0.65	1.6 2.1	0.5 0.6	0.28 0.42	(w _W)(w _{Ti})(w _B) 0.3 ~ 0.06 ~ 0.008 0.5 0.12	—	正火: 1025℃ 空冷 回火: 770℃ 空冷	用于锅炉钢管、汽轮机叶轮、转子、紧固件, 工作温度 < 600℃ ~ 620℃

6.6.3 高温合金在航空航天中的应用

航空航天飞行器的工作条件十分复杂，对航空材料的主要要求是耐高温、高比强、抗疲劳、耐腐蚀、长寿命和低成本。当代最新研制中的航天飞机东方快车号蒙皮温度高达 1649°C ，而最新式的超音速燃烧冲压式喷气发动机的燃气温度高达 1927°C 。图 6-6 表明了飞机和发动机的发展对工作温度的影响。

当代高推比、低油耗发动机的关键是高温结构材料。90 年代新型军用发动机的推重比可达 10~12，涡轮前燃气温度将达到 2000°K 这就需要研究开发更新一代的高温材料 例如新一代单晶叶片材料 快速凝固粉末高温合金涡轮盘材料以及多孔层板燃烧室材料等。液体火箭发动机的涡轮泵在高温燃气推动下作高速旋转 每分钟可达几万转。这就要求涡轮盘、叶片在高温下有足够的强度、抗高温介质腐蚀性能、抗侵蚀、高的热导率、低膨胀系数、良好的工艺性能等。

在航天方面，飞船是发展载人航天技术的先导工具，返回舱是载人飞船的核心部分，返回舱在 100km 左右高度再入大气层速度约为 7700m/s 经历气动加热和气动环境，返回舱各部分的热流大小，反映了舱体表面温度的高低，如拐角温度达 $1200^{\circ}\text{C} \sim 1800^{\circ}\text{C}$ ，钝头球面为 $1000^{\circ}\text{C} \sim 1200^{\circ}\text{C}$ ，侧壁迎风面为 $410^{\circ}\text{C} \sim 950^{\circ}\text{C}$ ，侧壁背风面低于 400°C 见图 6-7。

至今只有美国和原苏联研制成功了可重复使用的天地往返系统——航天飞机。据美国 NASA 的技术分析 航天飞机的技术关键只有一个半 其中半个是大推力的液氢液氧火箭发动机 而热防护系统(TPS)却是一个重大技术关键。之所以如此，是由于气动热环境的复杂性和防热系统可重复使用要求是以前从未碰到过的。美国非常重视 TPS 的研究。所采用的防热——结构分开设计的思想 即冷结构和外部防热系统 经证明是正确的 这代表了 70 年代结构设计和材料发展的水平。

因此高温合金是航空航天动力系统的材料。对火箭发动机来说，其关键部件要承受高温瞬时起动冲击、高温下高应力以及每分钟几万转的高转速离心力等。常用的高温合

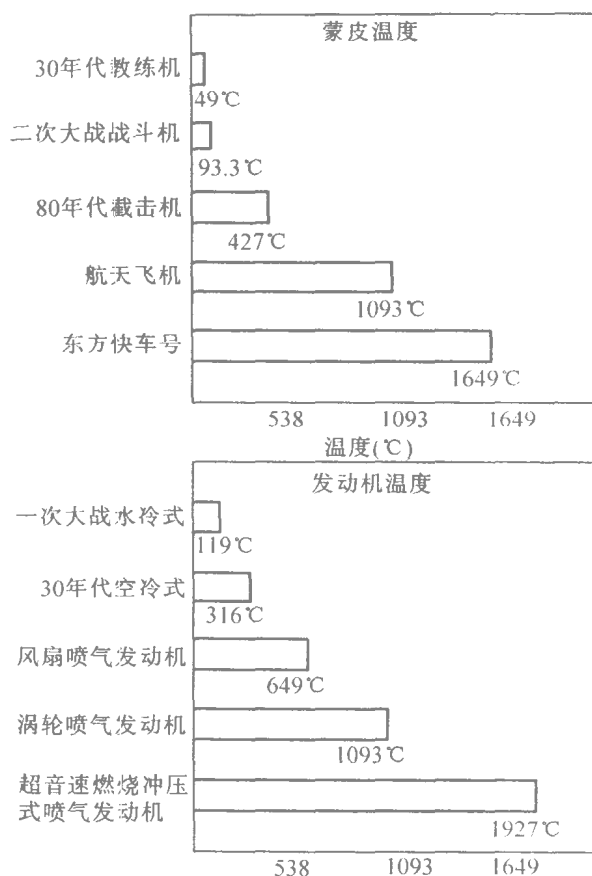


图 6-6 飞机和发动机的发展对工作温度的影响

金有 F141、GH169 等。对航空发动机最具关键意义的涡轮叶片材料已从传统的铸造多晶合金和定向凝固柱晶合金进一步发展到定向单晶材料、机械合金化合金，乃至纤维补强陶瓷基复合材料和碳/碳复合材料等。在结构型式上主要采用多种冷却技术的空心叶片，如对开型空心叶片及维夫型叶片等。但预计近年在发动机上主要应用的仍将是单晶叶片材料，如美国的 PWA1480 和 PWA1484 等，所选材料本身的工作温度可达 1100°C ，加上先进的冷却技术，涡轮前温度将有可能提高到 1600°C 。在热端部件中除涡轮叶片材料外，还有燃烧室材料和涡轮盘材料。燃烧室除发展传统的固溶强化和时效硬化材料外，应用多孔层板燃烧室结构将是重要的发展方向，它可以使燃烧室温度提高 300°C 。至于涡轮盘材料，除发展变形高温合金如 GH169 和 DA718 直接时效合金外，粉末涡轮盘已获得生产应用。另一种兼顾轮缘工作温度高达 760°C 以及轮毂拉伸应力高达 1380MPa 的轮缘抗蠕变、轮毂抗屈服的双性能盘正在向实用化方向发展。

此外，钼合金熔点高达 2480°C ，潜力很大，密度与高温合金近似。主要应用于航天火箭发动机喷管等零件，但需要加上抗氧化的涂层。

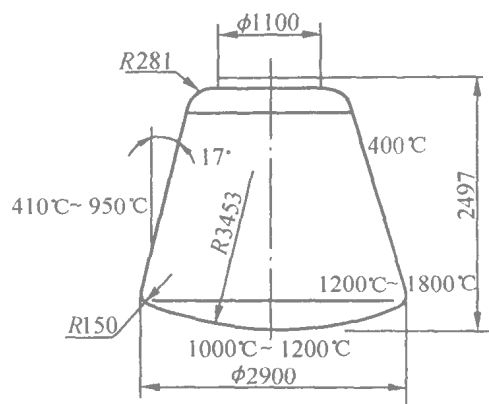


图 6-7 飞船返回舱舱体温度情况

7 有色金属及其合金

在工业生产中，通常将钢铁以外的金属及其合金，统称为有色金属，它们的种类很多，在航空上广泛使用的是铝、镁、钛、铜等金属及其合金。

铝、镁、钛的密度分别为 2.7g/cm^3 、 1.74g/cm^3 和 4.5g/cm^3 故以铝、镁、钛为基的合金，又被称为轻金属合金或轻合金。一般地说，轻合金的强度和刚度都比结构钢小。但它们的密度小 比强度 强度 / 密度 和比刚度 弹性模量 / 密度 都比较大 与结构钢 甚至与超高强度钢相当，所以在航空工业中得到广泛应用，以减轻飞机结构重量，提高运载能力和速度。

铜的密度大 (8.9g/cm^3)，价格贵，限制了它的使用。但由于铜及铜合金具有导电、导热、抗蚀、无磁性等优良的物理、化学性能，能满足某些特定要求，所以在航空上用于制造一些有特殊性能要求的零件。

7.1 铝及铝合金

7.1.1 铝的合金化及铝合金分类

1. 纯铝的特点及应用

铝具有面心立方晶格，塑性较高 ($\delta = 32\% \sim 40\%$, $\psi = 70\% \sim 90\%$)，可以承受各种冷热压力加工。铝的密度较小，大约是钢的 $1/3$ 。铝具有良好的导电性（仅次于银和铜）及导热性。铝在大气中具有良好的抗蚀性（表面易形成致密 Al_2O_3 薄膜 起保护作用）

铝的纯度对其使用性能和工艺性能均有显著影响，杂质的存在使铝的塑性急剧下降，抗蚀性降低。工业纯铝牌号为 L1, L2, L3...L6。L 以后的数字愈大，其纯度愈低。含铝在 99.93% 以上的高纯铝牌号表示为 L01~04 其后顺序数字愈大 其纯度愈大。

工业纯铝可用作铝箔、蜂窝结构、导电材料、铝合金表面包覆材料（提高铝合金的抗蚀性）。由于铝的强度很低， $\sigma_b = 80 \sim 110\text{MPa}$ ，虽冷变形加工硬化后可提高到 $\sigma_b = 150 \sim 250\text{MPa}$ ，但其塑性却下降。因此不能制作受力结构件。

2. 铝的合金化

为提高铝的强度、硬度，使其能作为受力的结构件，在铝中加入一定的合金元素使之合金化，得到一系列性能各异的铝合金。

加入铝中的合金元素主要有铜、镁、锌、锰和硅，因铝无同素异构转变，不能象钢那样通过热处理相变强化，它们对铝的强化作用是通过固溶强化和时效强化来实现的。

铜、镁、锌、锰、硅都能溶入铝中形成固溶体。镁的固溶强化效果较好 铜次之 锰及硅在铝中的固溶度较低，固溶强化作用有限；锌虽然在铝中的极限溶解度高达 82% 但由于形成的固溶体晶格畸变程度较低，固溶强化作用不大。

时效强化是强化铝合金的主要方式。时效强化的效果与很多因素有关，其中很重要的是合金元素在铝中形成强化相（过饱和固溶体分解时析出的相）的结构和特性。铜、镁、锌、硅加入铝中形成的 CuAl_2 、 CuMgAl_2 、 MgZn_2 及 $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$ 等都是强化相，所有时效强化的

铝合金中都含有这些相中的一个或几个。

3. 铝合金的分类和编号

铝合金按其加工方法可分为变形铝合金和铸造铝合金两大类。两类合金成分和状态图关系如图 7-1 所示。由图中可以看出, B 点以左的合金加热时均能形成单相的固溶体、因而其塑性较高, 适于压力加工, 故称为变形铝合金。 B 点以右的合金具有共晶组织, 难以进行压力加工, 但其铸造性好, 适于铸造, 故称为铸造铝合金。图中铸造和变形铝合金的成分有一部分是互相交错的。

变形铝合金又分为不能热处理强化的和能热处理强化的两类。这两类合金的分界点为图中 D 点。在 D 点以右, F 点以左的合金由于随温度变化有溶解度的变化, 因而可以用热处理的方法进行强化, 属于能热处理强化的铝合金; D 点以左的合金当温度变化时没有溶解度的变化, 属于不能热处理强化的铝合金。有些铝合金如 $\text{Al}-\text{Mn}$ 、 $\text{Al}-\text{Mg}$ 合金虽也有成分随温度变化的固溶度曲线, 但时效强化效果微弱, 因此这类合金仍属于不能热处理强化的铝合金。

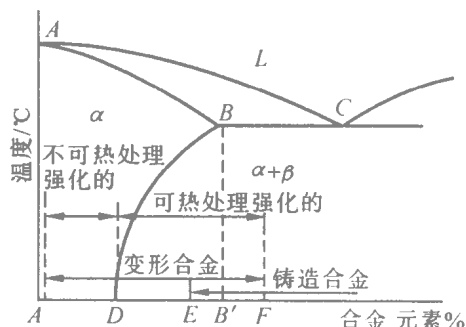


图 7-1 铝合金相图 (示意)

变形铝合金的编号以“LF”表示防锈铝, “LY”表示硬铝, “LC”表示超硬铝, “LD”表示锻铝, 后跟数字为顺序号。

铸造铝合金的编号以“ZL”表示, 后跟三位数字, 第一位数字代表合金系 (如数字“1”表示 $\text{Al}-\text{Si}$ 系, “2”表示 $\text{Al}-\text{Cu}$ 系, “3”表示 $\text{Al}-\text{Mg}$ 系, “4”表示稀土和复杂元素的合金) 其余两位数字为合金顺序。

7.1.2 铝合金热处理特点

铝合金的热处理主要是退火、淬火和时效, 退火主要用于变形加工产品及铸件, 淬火和时效是铝合金强化的一种重要手段。

1. 退火

(1) 变形铝合金退火

变形铝合金退火有完全退火与不完全退火两种方法。完全退火的目的是为了消除加工硬化, 恢复塑性, 以利于继续成形加工, 这种退火实际上就是再结晶退火。不完全退火的目的是为了消除内应力, 适当增强塑性, 以便随后进行变形量较小的成形加工, 并保持加工硬化效果, 使合金具有较高的强度, 这是不能热处理强化的铝合金常采用的热处理方法。

(2) 铸件退火

为了消除铸件的偏析 (即成分不均匀) 和内应力, 并改善性能, 进行较长时间“均匀化”退火。对于某些可以进行淬火、时效强化的铸件, 无需专门退火, 因为淬火加热阶段即可达到成分均匀、消除内应力的目的。

2. 淬火

淬火的目的是为了获得过饱和的、不稳定的 α 固溶体, 为后继时效工序做好组织准备。铝合金的淬火, 实质上是固溶处理, 习惯上都称为淬火。

淬火加热温度稍稍超过固溶线，以获得最大的溶解度，但温度又不可过高，以防引起过热或过烧。例如含 4%Cu 的 Al-Cu 合金，淬火加热到稍超过固溶线，即 $500 \pm 5^\circ\text{C}$ ，保温适当时间，使 CuAl_2 (θ 相) 金属化合物全部溶入 α 中，然后快冷 (40°C 以下热水中冷却) 使 CuAl_2 相来不及析出，从而获得过饱和的、不稳定的 α 固溶体。

由于铜、铝都是面心立方晶格，所形成的是置换固溶体，晶格畸变不大，故强化效果小，淬火后强度略有提高， $\sigma_b = 250\text{MPa}$ 。因为淬火后获得单相组织，消除了硬脆的过剩相 CuAl ，所以淬火后塑性有所提高， $\delta = 20\%$ 左右。

淬火后的铝合金，在室温停留或加热保温后，其强度、硬度升高的现象，称为铝合金的时效。在室温自发强化的过程称为自然时效，加热后强化的过程称为人工时效。仍以 4% Cu 的 Al-Cu 合金说明时效的基本过程。时效的实质是从淬火获得的过饱和的、不稳定的 α 固溶体中自发析出 θ 相的过程，这一过程基本上可分为四个阶段。

(1) 形成 GP 区

刚淬火的 Al-Cu 合金的过饱和 α 固溶体晶格中的铜原子 (溶质原子) 是无序的，如图 7-2(a) 所示。时效初期，铜原子通过扩散，在铝基体的一定晶面上富集，形成了铜原子的偏聚区，如图 7-2(b) 所示。偏聚区的晶格类型与基体相同，并与基体保持共格联系 (即晶面上的原子一对一地相互匹配)，这个偏聚区称 GP 区。由于铜原子的半径比铝小，致使 GP 区附近的晶格严重畸变，能阻碍晶体中的位错运动，使合金的强度、硬度提高。

(2) 形成 θ'' 过渡相

随着时效时间的延长或温度的升高，可由 GP 区或直接由过饱和 α 固溶体形成 θ'' 相。 θ'' 相为富集的铜原子呈有序分布的正方晶格，并与基体保持完全的共格联系，故 θ'' 相周围的晶格畸变更加严重，阻碍位错运动的阻力更大，使其强化效果进一步提高。

(3) 形成 θ' 过渡相

时效过程的进一步发展， θ'' 相转变为 θ' 相， θ' 相的成分和 CuAl_2 相近，具有正方晶格，但和基体只保持局部的共格联系。故 θ' 相周围的晶格畸变程度减小，对位错运动的阻力也随之减小，合金的强度、硬度有所下降。

(4) 形成稳定的 θ 相 (CuAl_2)

进一步提高时效温度或延长时效时间， θ' 相转变为 θ 相， θ 相具有体心正方晶格，与基体完全失去共格关系，故晶格畸变消失，合金的强度、硬度显著下降。

含 4.2% Cu 和 0.6% Mg 的铝合金，淬火后于不同温度下时效的性能变化如图 7-3 所示。由图可知，该合金在较高温度下时效，如 200°C ，在较短的时间里，强度随时间的增加迅速上升，而后再随时间增加而降低，出现峰值，但峰值的强度数值并不高，即时效温度越高，时效速度越快，但得不到最大的强度。通常将时效温度过高，或在一定温度下时效时间过长而不获得最高强度、硬度的时效，称为过时效。

当时效温度为 20°C (即室温) 时，经过 4~5 天以后，强度近于最高值。而在开头的几小

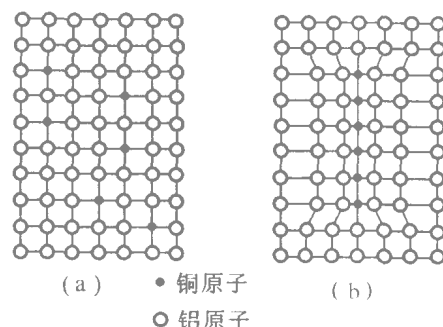
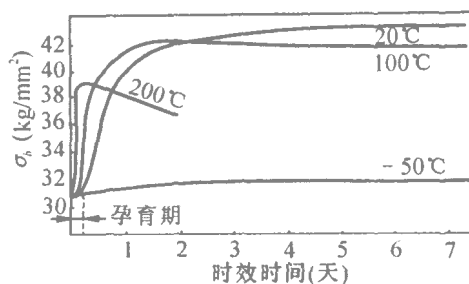


图 7-2 铝合金时效强化示意图

(a) 铜在铝中的均匀固溶体；(b) 铜原子聚集形成 GP 区

时内强度无明显增加称为“孕育期”。生产上利用孕育期进行各种冷变形成型,或对淬火变形件进行校形。因为淬火后不需再加热,于室温下时效即能获得较为理想的强度,所以称为“自然时效”。也有一些铝合金淬火后必须再加热到一定温度并保温一定时间才能获得较为理想的强度则称为“人工时效”。



当在很低温度如 -50°C 时效,强度随时间的增加极为缓慢,几乎不变。生产上利用这一特性进行冷冻储藏。即大批板料淬火后放于

图 7-3 铝合金 4.2%Cu, 0.6%Mg 淬火后于不同温度的时效曲线

冰箱内冷冻,到需要冷变形成型时,再取出加工成型,不必在成型前临时来淬火。由于原材料先淬火,后进行零件成型,则免除了零件的淬火变形。

7.1.3 变形铝合金

变形铝合金按其主要性能特点可分为防锈铝、硬铝、超硬铝及锻铝等几类。其中防锈铝是不能热处理强化的变形铝合金,其它是可以热处理强化的变形铝合金。常用的变形铝合金牌号、成分、性能和用途如表 7-1 所示。

1. 防锈铝 (LF)

这类合金主要是 Al-Mn 系及 Al-Mg 系两种合金,它们都具有很高的抗蚀性,故称为防锈铝合金,因它们的时效强化效果不明显,所以不能进行热处理强化,但可用冷作硬化来提高强度、硬度。

常用的防锈铝合金有 LF21, LF2, LF6。LF2、LF6 为铝-镁系合金,LF21 为铝-锰系合金。这两种铝合金都具有良好的塑性和焊接性,常用作冷压成型和焊接的、要求一定抗蚀性的航空油箱、油路导管等零件,此外还可用作铆钉。

2. 硬铝 (LY)

硬铝是 Al-Cu-Mg 系变形铝合金的总称。硬铝中主要的合金元素是铜,其次是镁。铜与镁在铝中可形成固溶体起固溶强化作用。此外还可形成强化相 CuAl_2 (θ 相)和 CuMgAl_2 (S 相)。LY11 合金中强化相以 θ 相为主,LY12 合金中强化相以 S 相为主。在淬火后的时效过程中,能形成这些相的过渡相,引起晶格畸变,显著提高合金的强度。在硬铝中还含有少量锰,用以提高合金的抗蚀性,也略提高其强度。

硬铝抗蚀性不高,为防止受腐蚀,对硬铝工件通常进行阳极化处理,使其表面形成致密的氧化膜,能起到保护作用。

硬铝可通过淬火加自然时效强化。若使用温度在 150°C 以上,宜采用人工时效。在自然时效孕育期内可进行简单的加工成形或校正。LY11 的孕育期较长(约 2 小时),LY12 的孕育期较短(约 0.5 小时)。

常用的硬铝是 LY11 和 LY12 两个牌号,LY12 含镁量较高,形成的强化相也较多,因此强度比 LY11 高。

3. 超硬铝 (LC)

超硬铝属 Al-Zn-Mg-Cu 系合金,由于比硬铝多含了一些锌,所以它的强化相除 θ 和 S 相之外,还有 T 相($\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$)和 η 相(MgZn_2), MgZn_2 相是超硬铝中的主要强化相。

此外，部分锌溶入固溶体中也起到一定强化作用。

这类合金经热处理强化后，强度超过一般的硬铝合金，比强度相当于超高强度钢，故称为超强度硬铝合金，简称超硬铝。

表 7-1 常用变形铝合金的代号、成分、力学性能 摘自 GB3190-82、GB10569-89、GB10572-89)

组别	代号	化 学 成 分					直径及板厚 mm	供应 状态	试样① 状态	力学性能	
		$w_{Cu} \times 100$	$w_{Mg} \times 100$	$w_{Mn} \times 100$	$w_{Zn} \times 100$	$w_{其他} \times 100$				σ_b / MPa	$\delta_{10} \times 100$
防锈铝	LF5	0.10	4.8~5.5	0.30~0.6	0.20	—	$\leq \phi 200$	BR	BR	265	15
	LF11	0.10	4.8~5.5	0.30~0.6	—	V0.02~0.15 或 Ti0.02~0.15	$\leq \phi 200$	BR	BR	265	15
	LF21	0.20	—	1.0~1.6	—	—	所有	BR	BR	<167	20
硬铝	LY1	2.2~3.0	0.20~0.50	0.20	0.10	Ti0.15	—	—	BM BCZ	—	—
	LY11	3.8~4.8	0.40~0.80	0.40~0.8	0.30	Ti0.15	>2.5~ 4.0	Y	M CZ	<235 373	12 15
	LY12	3.8~4.9	1.2~1.8	0.30~0.90	0.30	Ti0.15	>2.5~ 4.0	Y	M CZ	≤ 216 456	14 8
超硬铝	LC4	1.4~2.0	1.8~2.8	0.20~0.60	5.0~7.0	Cr0.10~0.25	0.5~4.0	Y	M	245	10
							>2.5~ 4.0	Y	CS	490	7
							$\phi 20 \sim$ 100	BR	BCS	549	6
锻铝	LD2	0.20~0.6	0.45~0.90	或 Cr0.15 ~0.35	—	Si0.5~1.2 Ti0.15	$\phi 20 \sim$ 150	R, BCZ	BCS	304	8
	LD5	1.8~2.6	0.40~0.80	0.40~0.80	0.30	Si0.7~1.2 Ti0.15	$\phi 20 \sim$ 150	R, BCZ	BCS	382	10

试样状态：B 不包铝；无 B 者为包铝的；R 热加工；M 退火；CZ 淬火 + 自然时效；CS 淬火 + 人工时效；C 淬火；Y 硬化（冷轧）。

超硬铝的抗蚀性较低，特别是应力腐蚀倾向大。这是因为 MgZn_2 相的电极电位比基体电极电位低，在腐蚀介质中首先受腐蚀，在应力作用下易沿 MgZn_2 相破裂。通常在板材表面覆盖含 10% Zn 的铝-锌合金，以提高抗蚀性。零件通常也进行阳极化处理。

超硬铝的缺口敏感性较高，在设计与制造中应力求减少零件的沟槽、尖角、截面突变和表面划伤。

超硬铝由于强化相复杂，扩散缓慢，如进行自然时效需经一个月以上的时间才能强化。为缩短生产周期，这类合金都采用淬火加入工时效。

4. 锻铝 (LD)

锻铝中的镁、硅、铜除部分溶入铝中形成固溶体外，还可形成 Mg_2Si 、 CuMgAl_2 、 CuAl_2 等强化相， Mg_2Si 是锻铝中的主要强化相。

这类合金的主要特性是热塑性好 适用于进行锻造 故称为锻造铝合金 简称锻铝。

锻铝淬火后一般多采用人工时效,因自然时效需经 10 天左右的时间,而且强化效果不如人工时效好。这类合金在淬火和人工时效状态下的切削加工性较好,所以切削加工宜安排在最终热处理 淬火加人工时效 后进行。

此外,值得一提的是新型的铝-锂系合金 因其比刚度、比强度高 在作为宇航结构材料方面很有发展前途。

7.1.4 铸造铝合金

现代工业上广泛应用的铸造铝合金为 Al-Si 系铸造铝合金,通常称为硅铝明。也可以分为简单硅铝明和复杂硅铝明两类。

1. 简单硅铝明

简单硅铝明是 Al-Si 系二元合金 牌号为 ZL102 含有 10%~13% Si。由于组织中的硅呈粗大的针状,合金的强度和塑性都很低 ($120\sim 160\text{MPa}$, $\delta=2\%$) 不能满足使用要求。为了改善合金的组织 and 性能,必须进行变质处理,即浇注前在液态合金中加入少量 (0.1%) 的金属钠或 2%~3% 的钠盐 ($2/3\text{NaF}+1/3\text{NaCl}$),经变质处理后合金的显微组织发生显著的变化,硅由粗大的针状变成细粒状,力学性能也随之得到显著提高 ($\sigma_b=170\sim 230\text{MPa}$, $\delta=8\%$)。

ZL102 合金,因其接近共晶成分,所以具有优良的铸造性能,又因组织中的相与 Si 相电位差很小,不易产生微电池作用,所以抗蚀性较高。由于硅在铝中的溶解度很小,所以不能用热处理方法进行强化。

ZL102 合金适于制造形状复杂、载荷较小、但要求气密性和抗蚀性较好的工件。

2. 复杂硅铝明

在简单硅铝明的基础上加入铜、镁、锰等合金元素,就构成复杂硅铝明。铜、镁在铝中都有溶解度变化,因此这类合金可以进行热处理强化 (淬火及时效)。

常用硅铝明的牌号、成分、性能及应用如表 7-2 所示。

7.1.5 铝合金在航空航天中的应用

铝合金是航空航天飞行器的主要结构材料。航空上主要用于飞机的蒙皮、隔框、长梁、桁条和锻件、铸件等。一架波音 747 客机需要消耗约 18.6 吨铝。航天上主要用于气动加热温度在 150℃ 以下的运载火箭和宇宙飞行器,如贮箱以及箱间和级间段结构材料,也用在卫星、航天飞机等其它航天器结构上。

目前国内外铝合金的研究热点之一是铝锂合金。采用 ALLi 合金可减轻结构重量 7%~15% 增加弹性模量 10%~20% 提高使用温度 40℃。主要缺点是垂直轧制方向延展性较低、断裂韧性不高、锂易损失、各向异性等 直接影响它的应用。

另外,为了满足先进飞机发展对材料的要求,美国海军研制中心提出研制高温铝合金,用以代替部分钛和钢。它可在 150℃~315℃ 用于超音速飞机机身结构的中央大梁。与钛合金相比其成本与重量分别降低 46.5% 和 12.8%。还具有应用于发动机风扇和压气机结构件的潜力。

近二十年来采用快速凝固粉末法研制的高温铝合金,依靠弥散的金属间化合物、氧化物、碳化物增强铝合金的强度和热稳定性,有的合金工作温度可达 400℃。总之 先进的铝

表 7-2 常用铸造铝合金的代号、成分、性能和用途 (摘自 GB173-86)

类别	合金代号与牌号	化学成分(余量为 w_N)						铸造方法与合金状态①	力学性能(不低于)			用途②
		$w_{Si} \times 100$	$w_{Cu} \times 100$	$w_{Mg} \times 100$	$w_{Mn} \times 100$	$w_{Zn} \times 100$	$w_{Ti} \times 100$		σ_b/MPa	$\delta_5 \times 100$	HBS (5/250/30)	
铝硅合金	ZL101 ZAlSi7Mg	6.5~7.5	-	0.25~0.45	-	-	0.08~0.20	J, T5 S, T5	202 192	2 2	60 60	形状复杂的砂型、金属型和压力铸造零件,如飞机、仪器的零件,抽水机壳体,工作温度不超过185℃的汽化器等
	ZL102 ZAlSi12	10.0~13.0	-	-	-	-	-	J, F SB, JB, F SB, JB, T2	153 143 133	2 4 4	50 50 50	形状复杂的砂型、金属型和压力铸造零件,如仪表、抽水机壳体,工作温度在200℃以下,要求气密性承受低载荷的零件
	ZL105 ZAlSi5Cu1Mg	4.5~5.5	1.0~1.5	0.4~0.6	-	-	-	J, T5 S, T5 S, T6	231 212 222	0.5 1.0 0.5	70 70 70	砂型、金属型和压力铸造的形状复杂、在225℃以下工作的零件,如风冷发动机的汽缸头、机匣、油泵壳体等
	ZL108 ZAlSi12Cu2Mg1	11.0~13.0	1.0~2.0	0.4~1.0	0.3~0.9	-	-	J, T1 J, T6	192 251		85 90	砂型、金属型铸造的,要求高温强度及低膨胀系数的高速内燃机活塞及其它耐热零件

续表

类别	合金代号与牌号	化学成分(余量为 w_{Al})							铸造方法与合金状态①	力学性能(不低于)			用 途②
		$w_S \times 100$	$w_{Cu} \times 100$	$w_{Mg} \times 100$	$w_{Mn} \times 100$	$w_{Zn} \times 100$	$w_{Ti} \times 100$	σ_b/MPa		$\delta_5 \times 100$	HBS (5/250/30)		
铝铜合金	ZL201 ZAlCu5Mn	-	4.5~5.3	-	0.6~1.0	-	0.15~0.35	S, T4 S, T5	290 330	8 4	70 90	砂型铸造在 175℃~300℃以下工 作的零件,如支臂、挂 架梁、内燃机气缸头、 活塞等	
	ZL202 ZAlCu10	-	9.0~11.0	-	-	-	-	S, J, F S, J, T6	104 163	- -	50 100	形状简单、表面 粗糙度值要求较低的 中等承载零件	
铝镁合金	ZL301 ZAlMg10	-	-	9.5~11.5	-	-	-	J, S, T4	280	9	60	砂型铸造的在大 气或海水中工作的零 件,承受大振动载荷, 工作温度不超过 150℃的零件	
铝锌合金	ZL401 ZAlZn11Si7	6.0~8.0	-	0.1~0.3	-	9.0~13.0	-	J, T1 S, T1	241 192	1.5 2	90 80	压力铸造的零 件,工作温度不超过 200℃,结构形状复杂 的汽车、飞机零件	

①铸造方法与合金状态的符号:J 金属型铸造;S 砂型铸造;B 变质处理;T1 人工时效(铸件快冷后进行,不进行淬火);T2 退火(290℃±10℃);T4 淬火+自然时效;T5 淬火+不完全时效(时效温度低,或时间短);T6 淬火+人工时效(约180℃,时间较长);F 铸态。

②用途在 GB 标准中未作规定。

合金在未来的航空航天事业中有着广阔的应用前景。

7.2 镁及镁合金

7.2.1 镁的合金化及镁合金分类

1. 镁及其合金化

(1) 纯镁性能

镁的密度为 1.74g/cm^3 (约相当于铝的 $2/3$)。镁的电极电位很低,所以抗蚀性很差,在潮湿大气、淡水、海水及绝大多数酸、盐溶液中易受腐蚀。镁的化学活性很强,在空气中容易氧化,因形成的氧化膜疏松多孔,故无明显保护作用。在高温下镁氧化更剧烈,如果氧化反应放出的热量不能及时散发,则很容易燃烧。镁为密排六方晶格,故力学性能很低,尤其是塑性比铝低得多 ($\delta=10\%$),因而不能用作结构材料。

(2) 镁的合金化

镁经过合金化及热处理之后,其强度可达 $300\sim 350\text{MPa}$ 又因密度小 因此是航空工业的重要金属材料。

镁合金中主要的合金元素是铝、锌及锰,它们在镁中都有溶解度变化,这就可能利用热处理方法 淬火加时效 来强化。

加入镁合金中的铝和锌,当含量分别不超过 $10\%\sim 11\%$ 和 $4\%\sim 5\%$ 时起固溶强化作用。超过溶解度后分别与镁形成金属间化合物 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 和 MgZn 它们在淬火、时效时能起到强化作用;加入镁合金中的锰对改善耐热性及抗蚀性有良好作用。

2. 镁合金分类与编号

按加工工艺可分为变形镁合金与铸造镁合金两类。变形镁合金牌号以“MB”加数字表示 如 MB1、MB2 等 铸造镁合金牌号以“ZM”加数字表示 如 ZM1、ZM5 等。

3 镁合金特点

(1) 性能特点

比强度高

镁合金的强度虽然比铝合金低,但由于密度小,所以其比强度比铝合金高。如以镁合金代替铝合金,则可减轻飞机、发动机、仪表及各种附件的重量。

减振性好

由于镁合金弹性模量小,当受外力作用时弹性变形功较大,即吸收能量较多,所以能承受较大的冲击振动载荷。飞机起落架轮毂多采用镁合金制造,就是发挥其减振性好这一特性。

切削加工性好

镁合金具有优良的切削加工性能,可以采用高速切削,也易于进行研磨和抛光。

抗蚀性差

使用时要采取防护措施,如氧化处理,涂漆保护等。镁合金零件与其它高电位零件(如钢、铜零件)组装时,在接触面上应采取绝缘措施,以防产生电化学腐蚀。

(2) 热处理特点

合金元素含量较少的镁合金通常进行退火处理,如冲压件的再结晶退火、铸件的去应力

退火等。只有那些合金元素含量较高的镁合金（如 MB15、ZM5 等）才进行淬火、时效强化。

由于镁中合金元素扩散速度较慢，所以热处理的加热时间较长。时效过饱和固溶体沉淀析出强化相的速度缓慢，故镁合金一般都采用人工时效处理，且时间较长。

因镁的化学稳定性低，加热温度应准确控制。在普通电炉中加热必须通入保护气氛（一般通入 SO_2 气体或在炉中放置一定数量的硫铁矿碎块），以防镁合金的氧化燃烧。

7.2.2 变形镁合金

航空工业上应用较多的为 MB15 属 Mg-Zn-Zr 系合金 是一种高强度变形镁合金 由于其含锌量高，且在镁中的溶解度随温度变化较大，能形成强化相 MgZn 所以能热处理强化。铝在镁中能细化晶粒，并能改善抗蚀性。

MB15 合金的热处理工艺较简单，经热挤压的型材及锻件不经淬火，只进行人工时效即可强化。这是因为这类合金经热加工变形后，在空气中冷却已相当于淬火过程。人工时效的温度一般为 $160^\circ\text{C} \sim 170^\circ\text{C}$ 保温 10~24 小时。MB15 合金是常用变形镁合金中抗拉强度和屈服强度最高的。

常用变形镁合金的主要化学成分和典型力学性能见表 7-3、7-4。

表 7-3 变形镁合金的主要化学成分

合 金 牌 号	主 要 化 学 成 分 (%)
MB1	Mn1.3~2.5
MB2	Al3.0~4.0、Zn0.4~0.6、Mn0.2~0.6
MB3	Al3.5~4.5、Zn0.8~1.4、Mn0.3~0.6
MB4	Al5.5~7.0、Zn0.5~1.5、Mn0.15~0.5
MB5	Al5.0~7.0、Zn2.0~3.0、Mn0.15~0.5
MB6	Al5.0~7.0、Zn2.0~3.0、Mn0.2~0.5
MB7	Al7.8~9.2、Zn0.2~0.8、Mn0.15~0.5
MB8	Mn1.5~2.5、Ce0.15~0.35
MB15	Zn5.0~6.0、Zr0.3~0.9、Mn0.1

表 7-4 变形镁合金的典型力学性能

合金牌号	品种	状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta(\%)$	HB
MB1	板材	退火	206	118	8	441
MB2	棒材	挤压	275	177	10	441
MB3	板材	退火	280	190	18	—
MB5	棒材	挤压	294	235	12	490
MB6	棒材	挤压	320	210	14	745
MB7	棒材	时效	340	240	15	628
MB8	板材	退火	245	157	18	539
MB15	棒材	时效	329	275	6	736

7.2.3 铸造镁合金

ZM1、ZM2、ZM5 同属于高强度铸造镁合金，具有较高的常温强度和良好的铸造工艺性，但耐热性较差，长期工作温度不超过 150℃。ZM3 合金属于耐热铸造镁合金，其常温强度较低，但耐热性较高，可在 200℃~250℃ 长期工作，短时间可使用到 300℃。

航空工业上应用较多的是 ZM5 合金，属 Mg-Al 系。由于其铝量较高，能形成较多的强化相 $Mg_{17}Al_{12}$ ，所以可通过淬火和人工时效来强化。ZM5 合金广泛用于制造飞机、发动机、仪表等承受较高负荷的结构件或壳体。

常用铸造镁合金的主要化学成分和典型力学性能见表 7-5、7-6。

表 7-5 铸造镁合金的主要化学成分

合金牌号	主要化学成分(%)
ZM1	Zn3.5~5.5、Zr0.5~1.0
ZM2	Zn3.5~5.0、Zr0.5~1.0、RE0.7~1.7
ZM3	Ce2.5~4.0、Zr0.3~1.0、Zn0.2~0.7
ZM4	Ce2.5~4.0、Zr0.5~1.0、Zn2.0~3.0
ZM5	Al7.5~9.0、Mn0.15~0.5、Zn0.2~0.8
ZM6	Nd2.0~3.0、Zr0.4~1.0
ZM7	Zn7.5~9.0、Zr0.5~1.0、Ag0.6~1.2
ZM8	Zn5.5~6.5、Zr0.5~1.0、RE2.0~3.0

表 7-6 铸造镁合金的典型力学性能

合金牌号	状态	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ (%)
ZM1	T1	280	170	8
ZM2	T1	230	150	6
ZM3	T6	160	105	3
ZM4	T1	150	120	3
ZM5	T4	250	90	9
ZM6	T6	250	160	4
ZM7	T6	300	190	9.5
ZM8	T6	310	200	7

7.2.4 镁合金在航空航天中的应用

从两大类型镁合金的发展趋向来看，铸造镁合金主要是向提高自身强度和耐蚀性努力；变形镁合金在挤压成型快速凝固粉末合金和镁基复合材料方面取得了进展。

1. 含稀土类和高纯耐蚀类铸造镁合金

50 年代以后, 镁合金在航空航天工业获得大量应用的原因之一, 是发展了稀土金属(包括钍)一类的新型铸造镁合金。80 年代又发展了更高性能的含钇合金。目前世界各国含稀土类合金已达镁合金总数的一半以上。例如, 含银、富钍稀土的 QE22A 合金是长期以来广泛运用于飞机、导弹的优质铸件, 如美洲虎攻击机的座舱盖骨架、超黄蜂直升机的前起落架外筒和轮毂等。

英国研制成功的 WE54 合金, 强度性能超过其它稀土镁合金, 高温强度甚至比某些高温铝合金还好。引人注目的是 250 暴露 1000 小时后它的拉伸性能远优于现有任何一种铸造镁合金。1989 年在巴黎航空博览会上又推出一种含钇、钍量较低的 WE43 合金, 它在高温下具有优越的性能和与铝合金相同的耐腐蚀性能。

2. 快速凝固镁合金和镁基复合材料

快速凝固工艺是获得新型合金的方法之一。该工艺获得的合金组织晶粒细小, 晶界被沉淀或弥散质点所牵制, 使合金的塑性和高、低温强度都得到很大提高。同时由于合金成分高度均匀大大改进了耐蚀性。结果是强度性能可与高强铝合金相比, 耐蚀性能与高纯镁合金相似。

镁基复合材料属金属基复合材料, 80 年代以来发展很快。它除了具有高强度、高模量和低膨胀系数外, 还能耐 300℃~600℃ 高温, 同时不燃、不吸潮、高导热、导电、抗辐射, 在航空航天工业应用方面有很大潜力。

镁基复合材料可分为用硼和石墨纤维增强类型, 氧化铝、碳化硅增强类型。其中添加后一种陶瓷颗粒的增强材料, 切削加工非常困难, 目前正在发展新型成型工艺以解决这一问题。

7.3 钛及钛合金

7.3.1 工业纯钛及钛的合金化

1. 纯钛性能

钛在地壳中的蕴藏量仅次于铝、铁、镁, 居金属元素中的第四位。尤其在我国, 钛的资源十分丰富。因此, 钛是一种很有发展前途的金属材料。

钛的熔点 1667℃ 比铁的熔点还要高, 密度 4.5g/cm³, 约相当于铁密度的一半。

钛在固态具有同素异构转变: $\alpha\text{-Ti} \xrightleftharpoons{882.5^\circ\text{C}} \beta\text{-Ti}$ 低于 882.5℃ 为密排六方晶格, 称为 $\alpha\text{-Ti}$ 高于 882.50℃ 为体心立方晶格, 称为 $\beta\text{-Ti}$ 。

工业纯钛的力学性能与低碳钢相似, 具有较高的强度。

工业纯钛和一般纯金属不同, 它具有相当高的强度, 因此, 可以直接用于航空产品。常用来制造 350 以下工作的飞机构件, 如超音速飞机的蒙皮、构架等。

2. 钛的合金化及钛合金分类

钛中加入的合金元素, 溶于 $\alpha\text{-Ti}$ 中形成 α 固溶体, 溶于 $\beta\text{-Ti}$ 中形成 β 固溶体, 都可起固溶强化作用。

钛合金按其退火组织可分为下列三种类型。

- (1) 组织为 α 固溶体的合金 称为 α 型钛合金 其牌号以“TA”加序号表示；
 (2) 组织主要为 β 固溶体的合金 称为 β 型钛合金 其牌号以“TB”加序号表示；
 (3) 组织为 $(\alpha + \beta)$ 两相固溶体的合金称为 $(\alpha + \beta)$ 型钛合金，其牌号以“TC”加序号表示。

7.3.2 钛及其合金的主要特性

钛及钛合金有以下几方面的突出优点：

1. 比强度高

工业纯钛强度达 350~700MPa，钛合金强度可达 1200MPa，和调质结构钢相近。由于钛合金的密度比钢低得多，因此钛合金具有比其它金属材料都高的比强度，这正是钛及钛合金适于用作航空材料的主要原因。

2 热强度高

钛的熔点高，再结晶温度也高，因而钛及其合金具有较高的热强度，目前钛合金使用温度可达 500℃ 并向 600℃ 的温度发展。

3 抗蚀性高

钛表面能形成一层致密、牢固的由氧化物和氮化物组成的保护膜，因此具有很好的抗蚀性能。钛及钛合金在潮湿大气、海水、氧化性酸 硝酸、铬酸等 和大多数有机酸中 其抗蚀性和不锈钢相当，甚至超过不锈钢。钛及钛合金作为一种高抗蚀性材料，已在航空、化工、造船及医疗等部门得到广泛应用。

基于上述原因，钛合金的用途日益宽广，特别是在航空上的应用与日俱增。但是，钛及其合金还存在一些缺点，使其应用受到一定的限制，它的主要缺点是：

1. 切削加工性差

铁的导热性差（仅为铁的 1/5，铝的 1/3），摩擦系数大，切削时容易升温，也容易粘刀。从而切削速度低，并降低了刀具寿命，影响了零件表面光洁度。

2. 热加工工艺性差

加热到 600℃ 以上时，钛及钛合金极易吸收氢、氮、氧等气体而使其性能变脆。使得铸造、锻压、焊接和热处理等工艺都存在一定的困难，热加工工艺过程只能在真空或保护气氛中进行。

3. 冷压加工性差

由于钛及其合金的 $\sigma_{0.2}/\sigma_b$ 比值较高，表明应力接近于断裂强度时才发生塑性变形，因此 塑性变形困难 也容易造成开裂。

4. 硬度低、抗磨性差

一般不宜用来制造要求耐磨性高的零件。

7.3.3 钛合金的热处理

钛合金的热处理主要有为强化而进行的淬火和时效，以及为提高塑性、韧性，消除应力，稳定组织而进行的退火。

1. 淬火

钛合金淬火时的相变比钢和铝合金都复杂。 α 型钛合金淬火得不到亚稳的 β 相，得到的相强化效果又不大，因此 α 型钛合金一般不进行淬火，多在退火状态下使用。

($\alpha + \beta$) 钛合金的淬火加热温度一般选在 ($\alpha + \beta$) 两相区的上部范围, 这样可以获得较多数量的亚稳 β 相, 而且晶粒也不会长大。

β 型钛合金 淬火后得到亚稳的 β 相。

2. 时效

与铝合金时效不同, 钛合金时效主要是依靠 β' 相在时效过程中分解析出高度弥散的 $\alpha + \beta$ 组织 使合金强化。

钛合金的时效强化效果与淬火加热温度有关, 这是因为淬火加热温度决定了淬火组织中亚稳 β 相的成分和数量。当淬火加热温度一定时, 时效强化效果决定于时效温度。时效温度过高 析出的 α 相粗大, 强化效果差; 时效温度过低, 保温时间需要很长。因此钛合金的时效温度一般在 500 左右。

3 退火

(1) 再结晶退火

再结晶退火的目的是为了消除加工硬化, 恢复塑性, 并获得比较稳定的组织。加热温度通常高于再结晶温度。但低于 ' $\alpha + \beta \rightleftharpoons \beta'$ ' 相变温度 (β 型钛合金除外), 以避免晶粒长大。

(2) 去应力退火

去应力退火的目的是为了消除机械加工或焊接过程中所形成的内应力。加热温度一般都低于再结晶温度。

(3) 稳定化退火

对于一些含有铁、锰、铬等成分 并在高温下长期工作的钛合金 为使合金组织尽可能接近平衡状态, 以免在使用过程中发生分解, 使合金的热稳定性降低, 需进行稳定化退火。这种退火多采用双重退火法 (或称分级退火法) 例如 TC9 合金退火时 先在 930 加热 1 小时 空冷进行再结晶 然后在 530 加热 1 小时, 空冷以稳定组织。

除了上述几种热处理方法外, 为提高钛合金的耐磨性, 还可进行渗氮等化学热处理。

7.3.4 常用钛合金

常用钛合金的牌号、成分、性能和用途见表 7-7。

1. α 型钛合金

这类合金的退火组织为单相 α 固溶体, 故这类合金不能进行热处理强化, 只进行退火处理, 室温强度不高。但由于这类合金的组织稳定, 且含稳定的 α 相 并含铝、锡较多 故耐热性高于合金化程度相同的其它钛合金。

由于 α 型钛合金在室温下为六方晶格, 压力加工性较差, 多采用热压加工成形。

2. β 型钛合金

这类合金可用热处理强化 (淬火、时效) 故室温强度较高。但由于淬火时效后的组织不够稳定, 且含铝、锡较少, 故耐热性不高。

这类合金在室温、高温均为体心立方晶格, 因而压力加工性能较好。由于它的冶炼工艺较复杂, 热稳定性也较差, 目前应用较少。

3. $\alpha + \beta$ 型钛合金

这类合金的退火组织为 $\alpha + \beta$ 。它兼有 α 型及 β 型两类钛合金的优点。从化学成分看, 它既含有 α 稳定元素 又含有 β 稳定元素 从组织结构看 它包含 α 及 β 两种固溶体 从热处理方法来看, 它既可以在退火状态下使用, 又可在淬火、时效状态下使用; 从力学性能看,

表 7-7 钛合金的化学成分及主要力学性能(棒材)(GB3、620-83)

类型	合金 牌号	化学成分	热处理规范	室温力学性能				高温力学性能(不小于)		
				σ_b ($\text{MN}\cdot\text{m}^{-2}$)	$\delta_5 \times 100$	$\psi \times 100$	$a_K/\text{J}\cdot\text{cm}^{-2}$	试验温度 /°C	瞬时强度 σ_0 ($\text{MN}\cdot\text{m}^{-2}$)	持久强度 $\sigma_{100}/(\text{MN}\cdot\text{m}^{-2})$
α 钛合金	TA1	工业纯钛	650°C~700°C, 1h, 空冷	350	25	50	—	—	—	—
	TA5	Ti-3.3~4.7Al-0.005B	700°C~800°C, 1h, 空冷	450	20	40	—	—	—	—
	TA6	Ti-4.0~5.5Al	750°C~800°C, 1h, 空冷	700	10	27	30	350	430	400
	TA7	Ti-4.0~6.0Al-2.0~3.0Sn	750°C~850°C, 1h, 空冷	800	10	27	30	350	500	450
	TA8	Ti-4.5~5.5Al-2.0~3.0Sn -2.5~3.2Cu-1.0~1.5Zr	750°C~800°C, 1h, 空冷	1000	10	25	20~30	500	700	500
β 钛合金	TB2	Ti-2.5~3.5Al-7.5~8.5Cr -4.7~5.7Mo-4.7~5.7V	淬火 800°C~850°C, 30min, 空冷或水冷 时效 450°C~500°C, 8h, 空冷	<1000 1400	18 7	40 10	30 15	— —	— —	— —
$\alpha + \beta$ 钛合金	TC1	Ti-1.0~2.5Al-0.7~2.0Mn	700°C~750°C, 1h, 空冷	600	15	30	45	350	350	330
	TC2	Ti-1.0~2.5Al-0.8~2.0Mn	700°C~750°C, 1h, 空冷	700	12	30	40	350	430	400
	TC4	Ti-5.5~6.0Al-3.5~4.5V	700°C~800°C, 1~2h, 空冷	920	10	30	40	400	630	580
	TC6	Ti-5.5~7.0Al-0.8~2.3Cr -2.0~3.0Mo	750°C~870°C, 1h, 空冷	950	10	23	30	450	600	550
	TC8	Ti-5.8~6.8Al-2.8~3.8Mo -0.20~0.35Si	—	1050	10	30	30	450	720	700
	TC9	Ti-5.8~6.8Al-2.8~3.0Mo -1.8~2.0Sn-0.20~0.4Si	950°C~1000°C, 1h, 空冷 + 530±10°C, 6h, 空冷	1080	9	25	30	500	800	600
	TC10	Ti-5.5~6.5Al-1.5~2.5Sn -5.5~6.5V-0.35~1.0Fe -0.35~1.0Cu	700°C~800°C, 1h, 空冷	1050	12	30	40	400	850	800

注:表中各种钛合金的化学成分均以质量分数表示。

它既有较高的室温强度，又有较高的高温强度，而且塑性也较好，因此这类合金应用最广泛。

这类合金虽然可以通过淬火及时效进行强化，但由于在较高温度使用时，淬火及时效后的组织不如退火后的组织稳定。因此多在退火状态下使用。

这类合金中最常用、最典型的是 TC4 合金 通常以 Ti-6Al-4V 表示其成分 该合金具有良好的综合机械性能，组织稳定性也比较高，在航空、航天及造船等工业中得到广泛的应用。

7.3.5 钛合金在航空航天中的应用

钛合金有密度小、强度高、耐高温、抗腐蚀等优点。1950 年 美国首次在 F84 战斗轰炸机上采用工业纯钛制造后机身隔热板、导风罩和机尾罩等非承力构件。 1954 年 $\alpha + \beta$ 型钛合金 Ti-6Al-4V 开始用于制造 J57 涡轮喷气发动机压气机转子盘和叶片。美国于 60 年代中期研制成功的“全钛飞机”SR71 是钛合金制造工艺技术发展的一次重大突破，试制成功了钛合金隔框和起落架梁等大型复杂锻件，用钛量达到飞机结构重量的 93%。

70 年代，钛合金在军用飞机和发动机中的用量迅速增加，在 F14 和 F15 飞机上的用量占结构重量的 25% 在 F100 和 TF39 发动机上的用量分别达到 25% 和 33%。与此同时，民用飞机用钛也取得较大发展，例如用 Ti-6Al-4V 钛合金制造的波音 747 主起落架支承梁模锻件 每件长 6096mm 宽 914mm 重 1724kg，至今仍是世界上最大的钛合金模锻件，截止 1985 年已经生产了 2000 多件。Ti-6Al-4V 是用量最多、综合性能最好的多用途钛合金，其典型拉伸强度为 900MPa 最高工作温度为 400℃。

进入 80 年代，飞行速度为 M2.2 的 B1B 轰炸机和航天飞机的研制成功，标志着钛合金材料和工艺技术已发展到更高的水平，一架 B1B 飞机需要 90402kg 钛材。与此同时，老合金的新品种和新工艺也获得了进一步发展。例如 B1B 飞机的机翼支承贯穿梁结构，要求材料的断裂韧性大于 $77\text{MPa} \sqrt{m}$ ，而标准成分的 Ti-6Al-4V 合金断裂韧性只有 $45 \sim 65\text{MPa} \sqrt{m}$ ，所以选用了超低间隙元素级的 Ti-6Al-4VELI 该结构采用超塑成型和扩散连接工艺制造 每件重 5400kg。在美国的航天飞机上也采用了 Ti-6Al-4V 合金制造的重为 3000kg 的传力结构件。另外 在 B1B 飞机上大量采用了 70 年代末期发展的高强度高韧近 β 型 Ti1023 钛合金模锻件和可冷成形高强度 β 型 Ti153 钛合金薄板的结构件。

现有航空航天用钛合金中，应用最广泛的是多用途 $\alpha + \beta$ 型 Ti-6Al-4V 合金和 Ti-6Al-4Zr-2Mo(Ti6242) 高温钛合金。其中 Ti-6Al-4V 合金用于制造工作温度不超过 400 和各种飞机结构和发动机零件 Ti6242 合金用于制造工作温度在 500 以下的高压压气机零部件。Ti-6Al-4V 合金具有优良的综合性能，其用量达到各种钛合金总用量的一半以上。

未来的航空航天飞行器及其推力系统，需要不断地提高钛合金的工作温度，增大航空发动机的推重比，普通钛合金的最高工作温度是 600℃，进一步提高工作温度受到蠕变强度和抗氧化能力的限制。80 年代对钛铝化合物为基的高温钛合金研究取得了突破，它们的主要特点是高温性能好、抗氧化能力强、耐腐蚀和重量轻，是制造压气机和低压蜗轮零部件的理想材料 其中 Ti3Al(Ti-21Nb-14Al) 为基的高温钛合金 最高温度可达 815℃ 采用快速凝固工艺可以获得良好的细化晶粒的效果，使它的室温塑性得到明显提高；TiAl(Ti-30Al-12Cr-15V) 为基的高温钛合金 最高温度可达 1040℃ 与镍基高温合金相当 但它具有更小的密度和更高的弹性模量。

影响 TiAl 基高温合金迅速推广的主要障碍是在室温下低的塑性，引起低的断裂韧性和高的裂纹长大速率。据报导，日本已研究成功一种室温延伸率达到 3% 的含锰 TiAl 等合金，关于抗氧涂层的研究也取得了较大进展。

7.4 铜及铜合金

7.4.1 纯铜

纯铜呈玫瑰色，当表面形成氧化膜后呈紫红色，因此称为紫铜。铜的密度为 $8.94\text{g}/\text{cm}^3$ 熔点 1083°C 无同素异构转变 无磁性。

纯铜最突出的特点是导电、导热性好，仅次于银。常用来制造电导线、散热器、冷凝器等。

纯铜具有很高的化学稳定性，在大气、淡水及蒸汽中均有优良的抗蚀性。但在氨、氯盐及氧化性的硝酸和浓硫酸中的抗蚀性很差，在海水中也易受腐蚀。

纯铜具有面心立方晶格，其强度虽不高，但塑性高（ δ 约为 35%~45%）所以有良好的冷加工成形性。

纯铜的力学性能不高，故在机械结构零件中使用的都是铜合金。常用的铜合金有黄铜和青铜两类。

7.4.2 黄铜

1. 黄铜的分类和编号

黄铜是以锌为主加元素的铜合金，因含锌后呈金黄色，故称黄铜，按其化学成分的不同，分为普通黄铜和特殊黄铜两类。

普通黄铜是铜锌二元合金，又称为简单黄铜。其牌号以“H”加数字表示。数字表示铜的百分含量如 H80 即表示含 80%Cu 和 20%Zn 的普通黄铜。

特殊黄铜是在铜锌合金中再加入其它合金元素的铜合金，又称为复杂黄铜。其牌号用“H”+ 主加元素的化学符号 + 铜含量 + 主加元素含量表示。如 HPb59-1 表示含 59%Cu, 1%Pb 其余为 Zn。

铸造用黄铜在牌号“H”前加“Z”如 ZHAl67-2.5 表示含 67%Cu, 2.5%Al 的铸造铝黄铜。

2. 普通黄铜

普通黄铜中锌的含量对其力学性能有显著的影响，如图 7-4 所示。锌加入铜中不但使强度增高，也能使塑性增高。含锌量增加到 30%~32% 时 塑性最高 当含锌量增加到 40%~42% 时，塑性下降而强度最高。当含锌量超过 45%~47% 以后，强度和塑性均急剧下降。所以黄铜的含锌量都低于 50%。

从组织上来分析，锌含量小于 32% 的为单相固溶体，因此塑性好具有优良的冷变形加工能力。含锌量大于 32% 为 $\alpha + \beta$ 两相黄铜（含锌不超过 45%~47%）， β 相是以电子化合物为基的固溶体，室温下为有序固溶体，脆性很大，加热到有序化温度以上，转变为无序固溶体，具有良好的塑性变形能力，因此黄铜适宜于热加工。

当黄铜以冷加工状态使用时，由于其中有残余内应力存在，在湿气（特别是含氨的气体）

的作用下, 腐蚀易于沿着应力分布不均匀的晶界进行, 并在应力作用下发生破裂。因常发生在空气潮湿的雨季, 故亦称季裂。含锌量超过 20% 的黄铜 发生这种现象的可能性更大。为防止季裂的产生, 冷加工后的黄铜件, 必须进行消除内应力退火 ($250^{\circ}\text{C} \sim 300^{\circ}\text{C}$ 保温 1 小时以上)

3. 特殊黄铜

特殊黄铜除主加元素锌外, 常加入的其它合金元素有铅、铝、锰、锡、铁、镍、硅等, 又分别称为铅黄铜、铝黄铜、锰黄铜等。这些元素的加入都能提高黄铜的强度 其中铝、锰、锡、镍还能提高黄铜的抗蚀性和耐磨性。

特殊黄铜可分为压力加工和铸造用的两种。前者加入的合金元素较少 使之能溶入固溶体中 以保证较高的塑性 后者不要求高的塑性 目的是提高强度和铸造性能, 故加入的合金元素较多。

常用特殊黄铜的牌号、成分、性能和用途见表 7-8。

7.4.3 青铜

1. 青铜的分类和编号

在青铜中使用最早的是铜锡合金, 因其外观呈青黑色, 故称之为锡青铜。近代工业中广泛应用了含铝、铍、铅、硅等的铜基合金 统称为无锡青铜。青铜的牌号以“Q”为首 其后标出主要的合金元素及其含量。铸造用青铜, 在牌号前冠以“Z”字。例如 ZQSn10 表示含锡 10% 的铸造锡青铜。

2. 锡青铜

锡青铜的力学性能随含锡量的不同而变化, 如图 7-5 所示。当含锡量在 5%~6% 以下时, 锡溶于铜中形成固溶体, 合金的强度随含锡量的增加而增高, 当含锡量超出 5%~6% 时, 合金组织中出现脆性的 Cu_31Sn_8 化合物, 使塑性急剧下降, 故工业用的锡青铜含锡量都在 3%~14% 之间。含锡小于 8% 的锡青铜具有较好的塑性, 适用于压力加工, 含锡量大于 10% 的锡青铜 由于塑性低 只适于铸造。锡青铜在铸造时 由于其流动性差 易于形成分散缩孔 因此铸造收缩率很小 适于铸造外形及尺寸要求较严的铸件 (如艺术品) 但不宜用作要求致密度较高的铸件。

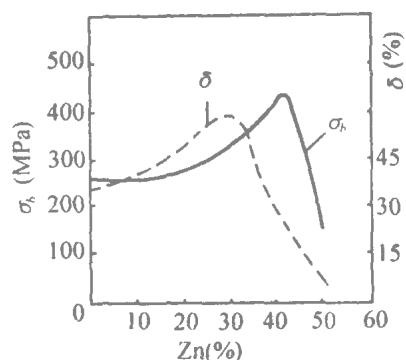


图 7-4 黄铜的含锌量与机械性能的关系

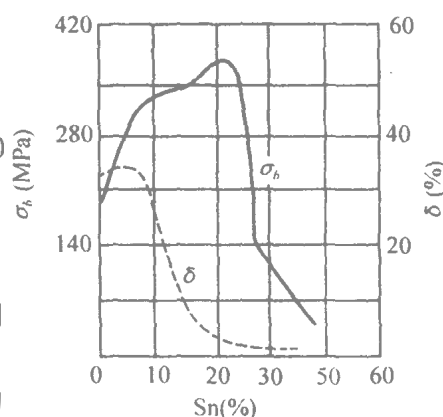


图 7-5 锡青铜的含锡量与力学性能的关系

表 7-8 常用黄铜的牌号、成分、性能和用途

类别	牌号	化学成分(%)		力学性能(不小于)			用途举例
		Cu	其它	σ_b (MPa)	δ (%)	HB	
普通黄铜	H80	79~81	Zn	320	52	53	色泽美观,用于镀层及装饰品
	H70	69~72	Zn	320	55	—	多用于制造弹壳故又称弹壳黄铜
	H62	60.5~63.5	Zn	330	49	56	价格较低,多用作散热器垫片、各种网、螺钉等
特殊黄铜	铅黄铜	HPb59-1	57~60 Pb0.8~0.9 其余为 Zn	400	45	90	切削加工性良好,用于制造销子、螺钉、垫圈等
	铝黄铜	HA159-3-2	57~60 Al2.5~3.5, Ni 2.0~3.0,其余为 Zn	380	50	75	制造在常温下要求抗蚀较高的零件
	锰黄铜	HMn58-2	57~60 Mn1.0~2.0 其余为 Zn	400	40	85	海轮制造业和弱电工业用的零件
	铸造硅黄铜	ZHSi80-3-3	79~81 Pb2.0~4.0 Si2.5~4.5其余为 Zn	(s)250	7	90	减磨性好,用作轴承衬套
				(J)300	15	100	
	铸造铝黄铜	ZHA167-2.5	66~68 Al2.0~3.0 其余为 Zn	(s)300	12	—	在常温下要求抗蚀较高的零件
				(J)400	15	90	

锡青铜对大气、海水与无机盐溶液有极高的抗蚀性,但对氨水、盐酸与硫酸的抗蚀性却不够理想。

含磷及含铝的锡青铜具有良好的耐磨性,适于做轴承材料。

3. 铝青铜

铝青铜具有可与钢相比的强度、高的冲击韧性与疲劳强度、耐蚀、耐磨、受冲击时不产生火花等优点。铝青铜的结晶间隔小,流动性好,铸造时形成集中缩孔,可获得致密的铸件。含铝量较高($>10\%$)的铝青铜,还能通过热处理方法(淬火与回火)强化。铝青铜常用来制造齿轮、摩擦片、蜗轮等要求高强度、高耐磨性的零件。

4. 铍青铜

铍青铜是含 $1.7\% \sim 2.5\%$ Be 的铜合金。因为铍在铜中的固溶度随温度下降而急剧降低,室温时仅能溶解 0.16% ,所以铍青铜可以通过淬火和时效的方法进行强化,而且强化的效果很好。铍青铜的淬火加热温度为 $780^\circ\text{C} \sim 800^\circ\text{C}$,水中淬火,得到过饱和的固溶体,然后在 $300^\circ\text{C} \sim 350^\circ\text{C}$ 温度范围内进行 2 小时的时效,从固溶体中析出弥散的强化相,使合金强化。

铍青铜的半成品多在淬火状态供应,制造零件后不再进行淬火,直接进行时效。铍青铜在淬火状态塑性很高,但切削加工性不好,为了改善切削加工性,可在淬火后先进行一次半时效处理(260 保温 $35 \sim 45$ 分钟),切削加工后再进行完全时效。

经热处理强化后的铍青铜,具有很高的强度和硬度($\sigma_b = 1200 \sim 1500\text{MPa}$, $\text{HB} = 300 \sim 400$),远超过其它所有的铜合金,甚至可以和高强度钢相媲美。它的弹性极限、疲劳极限、耐磨性、抗蚀性也都很高,是综合性能很好的一种合金。另外,它还具有良好的导电、导热性。

能 具有耐寒、无磁、受冲击时不产生火花等一系列优点 只是由于价格昂贵 限制了它的使用。

铍青铜在工业上用来制造重要的弹性元件、耐磨零件和其它重要零件，如仪表齿轮、弹簧、航海罗盘、电焊机电极、防爆工具等。

常用青铜的牌号、成分、性能和用途如表 7-9 所示。

表 7-9 常用青铜的牌号、成分、性能和用途

类别		牌号	化学成分(%) (其余为 Ce)	状态	力学性能			应用举例
					σ_b (MPa)	δ (%)	HB	
锡青铜	铸造 锡青铜	ZQSn10-1	Sn6~11 Pb0.8~1.2	S	200~300	3	80~100	轴承、齿轮等
				J	250~350	7~10	90~120	
		ZQSn6-6-3	Sn5~7 Zn5~7 Pb2~4	S	150~250	8~12	60	轴承、轴套等
				J	180~250	-	65~75	
	压力加工 锡青铜	QSn4-4-4	Sn3~5 Zn3~5 Pb3.5~4.5	软	310	46	62	航空仪表材料
				硬	550~650	2~4	160~180	
		QSn6.5-0.1	Sn6~7 Pb0.1~0.25	软	350~450	60~70	70~90	耐磨零件和弹簧等
				硬	700~800	0.75~1.2	160~200	
无锡青铜	铝青铜	QA19-4	Al8~9 Fe2~4	软	500~600	40	110	重要用途的齿轮、轴套等
				硬	800~1000	5	160~200	
	铍青铜	QBe2	Be1.9~2.2	软	500	35	100	重要用途的弹簧、齿轮等
				硬	1250	2~4	330	

8 高分子材料

由于高分子材料来源丰富，生产成本低廉，品种繁多。故在工农业生产及人们日常生活中已成为不可缺少的一类材料。

按照用途可将高分子材料分为塑料、橡胶、合成纤维和胶粘剂等。这里主要介绍高分子材料的基础知识和高分子材料的分类、特点及应用等。高分子材料又称高聚物。

8.1 概 述

8.1.1 基本概念

高分子化合物是分子量特别大的一类化合物。一个高分子化合物中可能包含成千上万个原子。原子之间以共价键连接起来。高分子化合物的分子量可高达几万、几十万甚至上百万。自然界中存在的纤维素、淀粉、蛋白质和天然橡胶都是由高分子化合物组成的。人工合成的各种塑料、橡胶和纤维也都是由高分子化合物组成的。

高分子化合物的分子量虽然非常“巨大”，但其化学组成一般都比较简单。这表现在以下两个方面：①组成高分子的元素主要是碳、氢、氧、氮和硅等少数几种元素；②整个高分子只不过是许多简单的结构单元重复连接起来的长链而已，以聚乙烯为例，它是由许多个乙烯小分子连接起来的。其中只包含碳和氢两种元素。可以写成下面的化学式：



乙 烯（单体）聚 乙 烯（高分子）

合成高分子所用的小分子原料称为单体，在分子中称为重复结构单元，又叫链节。式中 n 称为聚合度，代表一个高分子中包含的重复结构单元的数目。

不难理解，每个大分子链的分子量 M 应该是单体分子量 m_0 和聚合度 n 的乘积。即 $M = m_0 \times n$ 。聚合度反映了大分子链的长短和分子量的大小。

高分子材料由大量的大分子链集聚而成。合成时大分子链长短不一，其数量呈统计规律分布。所以，高分子材料的分子量是大量大分子链分子量的平均值。图 8-1 为高聚物的分子量分布，它表示具有各种分子量的大分子链的质量是不同的。以各级分子量取平均值得到的平均分子量叫重均分子量。以

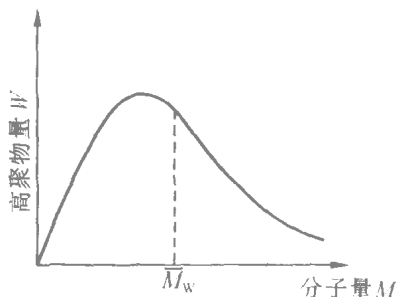


图 8-1 聚合物分子量分布
及重均分子量 M_w

$$M_w \text{ 表示 即 } M_w = \frac{\sum_i w_i M_i}{\sum_i w_i}。$$

8.1.2 高聚物的人工合成

合成高聚物的方法主要有两大类：一类叫加聚反应，另一类叫缩聚反应。

1. 加聚反应

加聚反应是含有双键的低分子化合物单体在光、热或引发剂的引发下使双键打开，由共价键互相连接而形成大分子链的反应。由一种单体加聚而成的聚合物链叫均聚物。如聚乙烯的单体只有乙烯一种，所以它是均聚物。如果聚合物链由两种或两种以上的单体聚合而成，则称为共聚物。共聚物和均聚物有点类似金属材料中合金和纯金属的关系。许多著名的高分子材料都是共聚物。例如 ABS 树脂由丙烯腈(A)、丁二烯(B)和苯乙烯(S)三种单体加聚而成，所以是共聚物。ABS 树脂具有良好的综合性能，如耐冲击、耐热、耐油、易加工，故应用很广。

2. 缩聚反应

由两种或两种以上具有官能团（它是决定分子化学性质的特殊原子团）的低分子化合物（单体），通过官能团间的相互缩合作用，逐步合成成为一种大分子链，同时还析出一个小分子副产物，如水、氨或醇等的反应，叫缩聚反应。其产物叫缩聚物。

缩聚反应是可逆平衡反应。由于缩聚反应中生成低分子副产物，缩聚高分子的组成不可能与原料单体的组成完全相同，缩聚高分子的分子量也不可能是单体分子量的整数倍，但是在缩聚高分子链中仍保留着原料单体的结构特征。

8.1.3 高分子化合物的基本性质

高分子材料的结构特征使高分子材料具有如下基本性质。

1. 质轻

高分子合成材料都比金属轻，一般相对密度在 $1 \sim 2 \text{g/cm}^3$ 之间。纯塑料中最轻的是聚丙烯，其密度为 0.9g/cm^3 ，比纸还轻。有些泡沫的密度甚至可达 0.01g/cm^3 ，即比水轻 100 倍。

2. 比强度高

由于一个高分子化合物中有几万个甚至百万个原子，而且分子的长度超过直径几万倍，分子与分子之间接触点很多，相互间作用力很大。同时，高分子化合物的分子链是蜷曲的，互相纠缠在一起。这样，高分子化合物就具有高比强度的特征。例如玻璃钢的强度比合金钢高 1.7 倍，而其质量却比金属轻。

3. 弹性

由于高分子化合物的分子链是蜷曲纠缠在一起的，当受外力拉伸时，这种蜷曲的分子可以拉长，但当去掉外力时，又会恢复到原来的形状。因此，不管是线型或是体型的高分子化合物，都具有一定的弹性。

4. 可塑性

由于高分子化合物是由许多很长的分子链构成，当链的某一部分受热时，其它部分有的则受热不多，甚至还没有受热。因此，高分子化合物受热后不是立刻就变成液体，而先经过一个软化过程，即具有可塑性。

5. 难结晶

由于高分子化合物的分子很大，分子链蜷曲，所以不容易排列整齐，自然也就不容易结

晶。

然而也有不少线型高分子化合物具有部分结晶，但它们是在分子链的链带之间。如果分子链和分子链之间含有某些基团，它们彼此发生较强的吸引力。这种结晶状态就可以固定下来。利用这种性质，可以把高分子化合物拉成细而坚实的纤维，这就是纤维高分子化合物。

6. 耐磨性

由于高分子化合物有较高的分子量，因此耐磨性和抗撕裂强度都比较高。如尼龙、聚四氟乙烯不仅耐磨，而且自润滑比金属和天然材料都强。合成橡胶比天然橡胶耐磨，合成纤维也比天然纤维耐磨。

7. 绝缘

由于高分子化合物分子中的化合键是共价键，不能电离，因此不能传递电子；又因高分子化合物的分子细长、蜷曲，在受热和声的作用之后，分子间振动不大，因此具有对电、热、声的良好绝缘性。

8. 耐腐蚀

由于高分子化合物的分子链是纠缠在一起的，许多分子链上的基团被包在里面。当接触到能与高分子中的某一基团起反应的试剂时，只有露在外面的基团才比较容易发生反应，因此高分子化合物比较稳定，具有耐酸、碱腐蚀的特性。

9. 抗射线

高分子化合物对多种射线。如 α 、 β 、 γ 、 χ 射线的抵抗能力好。

8.2 高聚物的力学性能

8.2.1 高聚物的力学状态

高聚物随温度的变化，可呈现不同的物理力学状态，这对高分子材料的加工成形和使用都有重要意义。

1. 线型无定型高聚物的三种力学状态

在恒定载荷作用下，该种高聚物的温度—形变曲线如图 8-2 所示。根据不同温度范围内曲线的特征，可分为三种状态。

(1) 玻璃态。由图 8-2 可见，当温度较低时试样呈刚性固体状，在外力作用下只发生非常小的形变又可恢复，这种形变量是高弹形变，这一力学状态称为玻璃态。玻璃态的存在是高聚物中链段和链节的微小热运动及链中键长和键角的弹性变形所决定的。

笼统地说，以塑料形式使用的状态是高分子材料的玻璃态。所有室温下处于玻璃态的高聚物都叫塑料。显然塑料的玻璃化温度 T_g 均高于室温。例如，聚氯乙烯 $T_g = 87^\circ\text{C}$ ，尼龙的 $T_g = 50^\circ\text{C}$ 。有机玻璃的 $T_g = 100^\circ\text{C}$ 。

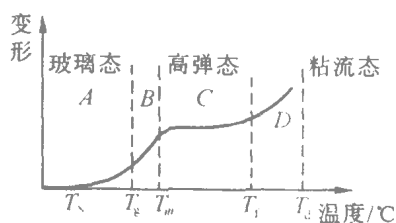


图 8-2 线型无定型高聚物的温度变形曲线

T_x —脆化温度； T_g —玻璃化温度；

T_f —粘流温度； T_d —分解温度

(2) 高弹态。图 8-2 $T_g \sim T_f$ 温度之间的状态为高弹态。当温度升到一定值后, 试样的形变明显地增加, 并在随后的温度区间内达到一相对稳定的形变。去掉外力后, 形变可回复, 但需要时间。这一区域中, 试样变成柔软的弹性体, 这一力学状态称为高弹态。玻璃态与高弹态之间的转变温度记为 T_g , 称为玻璃转化温度。高弹态叫橡胶态, 它为高分子材料所独有。高弹态是橡胶的使用状态, 所有室温下处于高弹态的高分子材料都叫橡胶。

高弹态的弹性模量很小, 弹性变形量大, 可高达 100% ~ 1000%, 但变形的回复不是瞬时完成的。

(3) 粘流态。在温度高于 T_f 时, 高聚物处于粘性熔体状态。可以流动, 称为粘流态。它是高聚物流变加工成形的工艺状态。

温度低于 T_g 时, 高聚物处于脆性状态而失去使用价值。当温度高于 T_d 时, 则大分子链分解, 高聚物不复存在。

2. 线型结晶高聚物的力学状态特点

结晶高聚物由晶区和非晶区两部分构成。非晶区相当于无定形高聚物, 存在上述三态。晶区则有固定熔点 T_m , 温度低于 T_m 时为硬结晶态, 温度高于 T_m 时则晶区熔融成为粘流态。这样, 在 $T_g \sim T_m$ 之间的温度, 非晶区处于高弹态, 而晶区仍保持硬结晶态, 两者复合组成既韧又硬的“皮革态”。室温下处于这种状态的高聚物称为韧性塑料, 其性能可通过控制结晶度来改变。

3. 体型高聚物的力学状态特点

体型高聚物的大分子链相互交联, 不能滑脱, 其运动也受到很大束缚, 在分解温度以下一直保持坚硬的玻璃态。

8.2.2 高聚物的应力 - 应变行为

高聚物的品种繁多, 力学性能的变化范围很广。就室温下的应力 - 应变行为而论, 有四种典型的应力 - 应变曲线, 见图 8-3: (a) 刚而脆, 如聚苯乙烯塑料; (b) 刚而强, 如有机玻璃、硬聚氯乙烯等; (c) 软而韧, 如聚酸脂和一些部分结晶高聚物; (d) 刚而韧, 如多数橡胶材料。

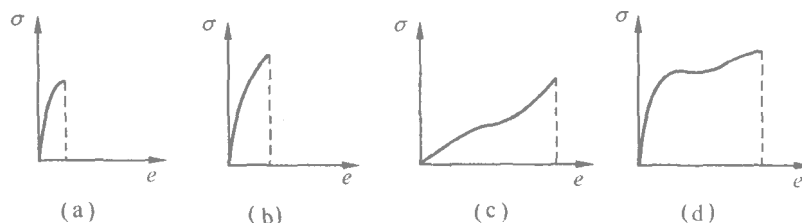


图 8-3 四类应力 - 应变曲线

(a) 刚而脆; (b) 刚而强; (c) 软而韧; (d) 刚而韧

与金属材料相比, 高聚物的弹性模量和强度要低得多, 其最大可能的断裂伸长率又比金属高得多。高聚物的弹性模量范围为 7 ~ 35 GPa, 金属材料的弹性模量范围为 48 ~ 410 GPa。高聚物的最大强度为 240 MPa, 而金属材料中某些合金的强度可高达 4100 MPa。高弹态高

聚物的断裂伸长率可达到 1000% , 而一般金属塑性变形时最大的断裂伸长率不超过 100%。表 8-1 给出了几种常用高分子材料的力学性能数据。

由于高聚物具有突出的粘弹性, 其应力 - 应变行为受温度和应变速率的影响很大。图 8-4 给出了有机玻璃 (聚甲基丙烯酸甲酯) 在室温附近几十度温度范围内的一组应力 - 应变曲线。由图可见, 随着温度的升高, 有机玻璃的弹性模量和强度下降, 断裂伸长率增加。在 40 时, 有机玻璃是典型的刚而脆的材料, 而到 660 时, 竟会变成成为典型的刚而韧的材料。应变速率对高聚物应力 - 应变行为的影响规律是: 降低应变速率的效果相当于升高温度的效果。

表 8-1 几种常用高分子材料的力学性能

材料	密度 ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)	拉伸模量 GPa	拉伸强度 MPa	断裂伸长率 (%)	冲击强度 ($\text{J}\cdot\text{m}^{-3}$)
聚乙烯(高密度)	0.917~0.932	1.7~2.8	9.0~14.5	100~6540	不断
聚乙烯(低密度)	0.952~0.965	10.6~10.9	22~31	10~1200	21~214
聚氯乙烯	1.30~1.58	24~41	14~52	40~80	21~214
聚四氟乙烯	2.14~2.20	4.0~5.5	14~34	200~400	160
聚丙烯(等规)	0.90~0.91	11~16	31~41	100~600	21~53
聚苯乙烯	1.04~1.05	23~33	36~52	1.0~2.5	19~24
聚甲基丙烯酸甲酯	1.17~1.20	22~31	48~76	2~10	16~32
酚醛树脂	1.24~1.32	28~48	34~62	1.5~2.0	13~214
尼龙 6,6	1.13~1.15	-	76~83	60~300	43~112
聚酯(PET)	1.34~1.39	28~41	59~72	50~300	12~35
聚碳酸酯	1.20	24.0	66	110	854

*注 试样厚度为 3.2mm。

8.2.3 高聚物的屈服与冷拉

许多高聚物在一定条件下都能屈服。有些高聚物在屈服之后产生很大的塑性形变。虽然从表面上看来与金属材料的屈服现象有类似之处, 但本质上是不同的。

玻璃态高聚物在 $T_b \sim T_g$ 之间和部分结晶高聚物在 $T_g \sim T_m$ 之间典型的拉伸应力 - 应变曲线以及试样形状的变化过程如图 8-5 所示。

由图可见, 在拉伸的初始阶段, 试样工作段被均匀拉伸。到达屈服点时, 工作段局部区域出现缩颈。继续拉伸时缩颈区与非缩颈区的截面积都基本保持不变, 但缩颈段长度不断扩展, 非缩颈段不断减少, 直到整个工作段全部变为缩颈后, 才再度被均匀拉伸至断裂。如果试样在拉断前卸载, 或试样因拉断而卸载, 则拉伸中产生的大形变除少量可回复之外, 大部分形变都将残留下来。这样一个拉伸形变过程称为冷拉。合成纤维的拉伸和塑料的冲压成型正是利用了高聚物的冷拉特性。

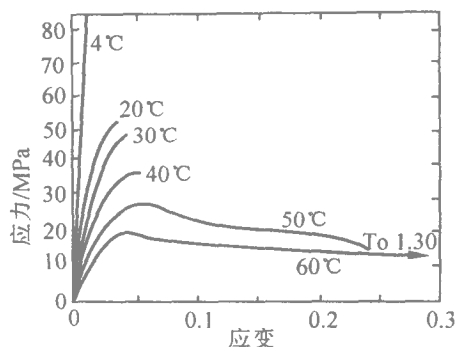


图 8-4 温度对有机玻璃
应力-应变行为的影响

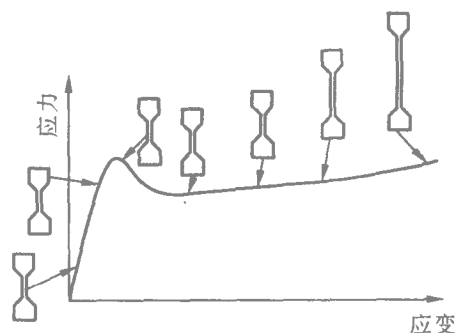


图 8-5 玻璃态高聚物在 $T_b - T_g$ 之间或部分
结晶高聚物在 $T_g - T_m$ 之间的典型拉伸应力-
应变曲线，以及拉伸过程中试样形式变化示意图

8.3 常用高分子材料简介

高聚物根据力学性能和使用状态可分为橡胶、塑料、合成纤维、胶粘剂和涂料等五类，各类高聚物之间并无严格的界限。同一高聚物采用不同的合成方法和成型工艺，可以制成塑料，也可制成纤维，尼龙就是如此。而像聚氨酯一类高聚物，在室温下既有玻璃态性质，又有很好的弹性，所以很难说它是橡胶还是塑料。

8.3.1 塑料

塑料工业已有 100 多年的历史，它是高分子材料工业中生产最早、发展最快、产量最大、应用最广的一个行业，每隔五年世界塑料产量就翻一番。据不完全统计，1985 年世界年产量为 7.6×10^{11} 吨，我国是 2.35×10^{10} 吨。

1. 塑料的组成与分类

塑料是以高聚物（通常称为树脂）为基础，加入各种添加剂，在一定温度、压力下可塑制成形的材料。树脂是起粘结作用的基体，也叫粘料，约占塑料质量的 40%~100%，它决定了塑料的主要性能。添加剂是为改进塑料的使用性能和工艺性能而加入的其它部分，其种类如下。

- (1) 增塑剂。增塑剂能提高柔软性和成型性；
- (2) 填充剂。填充剂能改善尺寸稳定性和减摩、耐磨、自润滑性；
- (3) 防老剂。防老剂能防止塑料在加工和使用过程中因受热、光、氧等的影响而过早老化；
- (4) 固化剂。固化剂能促进热固性塑料的固化成型。

此外，还有用特殊目的添加剂，如发泡剂、防静电剂、阻燃剂等。

塑料的分类方法较多，按塑料的应用范围，可把塑料分为通用塑料、工程塑料和耐高温塑料等。工程塑料是指在工程技术中用作结构材料的塑料。它们机械强度较高，或具备耐热、耐蚀等特殊性能，因而可代替金属制作某些机器构件、零件或作其它特殊用途。另外，根据塑料受热后的性能，可分为热塑性和热固性两大类。热塑性塑料主要由聚合树脂制成，一

般仅加入少量稳定剂和润滑剂。这类塑料加热软化，冷却变硬，可多次重复使用。属于这类塑料的有聚烯烃类塑料、聚酰胺、ABS、聚碳酸酯、聚四氟乙烯等。热固性塑料大多以缩聚树脂为基础，加入固化剂等添加剂，在一定条件下发生化学反应，固化为不溶不熔的坚硬制品。如酚醛塑料、环氧塑料等。

塑料通常为粉末、颗粒或液体。热塑性塑料可用注射、挤出、吹塑等工艺制成管、棒、板、薄膜、泡沫塑料、增强塑料以及各种形状的零件。热固性塑料可用模压、层压、浇铸等工艺制成层压板、管、棒以及各种形状的零件。

2. 工程塑料的特性

与金属材料相比工程塑料有以下特性。

(1) 相对密度小。一般塑料的相对密度为 $0.9 \sim 2.3$ ，泡沫塑料的相对密度为 $0.03 \sim 0.2$ 。质轻是塑料的一大特点。

(2) 电绝缘性好。塑料一般都有良好的电绝缘性，介电损耗小。但塑料中加入某些导电填充剂时也可制成导电材料。

(3) 耐腐蚀性好。塑料一般都有较好的化学稳定性，能耐酸、碱、油、水及大气等物质的浸蚀。聚四氟乙烯甚至能耐沸“王水”腐蚀。

(4) 减摩、耐磨性好。大多数塑料摩擦系数小，耐磨性好。许多塑料还有自润滑性能，如聚四氟乙烯、尼龙等，能在干摩擦条件下使用。

(5) 消音、吸振性好。采用塑料制成的传动摩擦零件，可以减少噪音，减轻震动、改善劳动条件。

(6) 耐热、导热性差。塑料在高温下会变软、变形、老化或分解。热塑性塑料的耐热温度多数在 100 以下。热固性塑料耐热性较好，如有机硅树脂的耐热温度为 $200^{\circ}\text{C} \sim 300^{\circ}\text{C}$ 。

(7) 刚性、强度低。塑料的弹性模量低，一般只有钢的 $1/80$ ，因而刚性差。塑料的抗拉强度也低，热塑性塑料的抗拉强度一般为 $50 \sim 100\text{MPa}$ ，热固性塑料的抗拉强度只有 $30 \sim 60\text{MPa}$ 。玻璃纤维增强尼龙的抗拉强度为 200MPa ，相当于铸铁的强度。但由于它的密度小，因而其比强度并不比金属低。

(8) 蠕变。塑料在室温下会发生蠕变（又称冷流）。因而在载荷下长期工作时，塑料的变形较大。

3. 常用塑料的特点和用途

部分常用热塑性塑料的特点和用途见表 8-2 常用热固性塑料的特点和用途见表 8-3。

表 8-2 部分常用热塑性塑料的特点和用途

名 称 (代号、结构式)	主 要 特 点	用途举例
1. 聚乙烯(PE) $[-\text{CH}_2-\text{CH}_2-]_n$	优良的耐蚀性、电绝缘性，尤其是高频绝缘性；可用玻璃纤维增强。低压聚乙烯：熔点、刚性、硬度和强度较高；高压聚乙烯：柔软性、伸长率、冲击强度和透明性较好；超高分子量聚乙烯：冲击强度高，耐疲劳、耐磨，需冷压烧结成型	低压聚乙烯：耐腐蚀件，绝缘件，涂层； 高压聚乙烯：薄膜； 超高分子量聚乙烯：减摩耐磨及传动件
2. 聚丙烯(PP) $[-\text{CH}_2-\text{CH}-]_n$ CH_3	密度小，强度、刚性、硬度、耐热性均优于低压聚乙烯，可在 100°C 左右使用。优良的耐蚀性，良好的高频绝缘性，不受湿度影响，但低温发脆，不耐磨，较易老化；可与乙烯、氯乙烯共聚改性，可用玻璃纤维增强	一般机械零件、耐腐蚀件、绝缘件

3. 聚氯乙烯(PVC) $\left[\text{CH}_2 - \underset{\text{Cl}}{\text{CH}} \right]_n$	优良的耐蚀性和电绝缘性 醋酸乙烯、丁烯橡胶等共聚或掺混改性。硬聚氯乙烯：强度高，可在 15℃~60℃ 使用；软聚氯乙烯强度低 伸长率大 耐腐蚀性和电绝缘性因增塑剂品种和用量而异 但均低于硬质的、易老化 改性聚氯乙烯 耐冲击或耐寒 泡沫聚氯乙烯 质轻、隔热、隔音、防振	硬质聚氯乙烯：耐腐蚀件、一般化工机械零件；软质聚氯乙烯 薄膜、电线电缆绝缘层 密封件 泡沫聚氯乙烯 衬垫
4. 聚苯乙烯(PS) $\left[\text{CH}_2 - \underset{\text{C}_6\text{H}_5}{\text{CH}} \right]_n$	优良的电绝缘性 尤其是高频绝缘性 无色透明 透光率仅次于有机玻璃 着色性好 质脆 不耐苯、汽油等有机溶剂。改性聚乙苯 冲击强度较高 泡沫聚苯乙烯 质轻、隔热隔音、防振 可用玻璃纤维增强	绝缘件、透明件、装饰件；泡沫聚苯乙烯：包装铸造模样、管道保温
5. 丙烯腈-丁二烯-苯乙烯共聚体 (ABS)	较好的综合性能 耐冲击 尺寸稳定性较好 丁二烯含量愈高，冲击强度愈大 但强度和耐蚀性降低 增加丙烯腈 可提高耐腐蚀性；增加苯乙烯可改善成型加工性。	一般机械零件，减摩及传动件耐磨
6. 聚酰胺(尼龙,PA)含酰胺基 $\left[\text{C}(\text{O})\text{NH} \right]_n \text{ 或芳香酰胺基}$ $\left[\text{C}_6\text{H}_4\text{C}(\text{O})\text{NH} \right]_n$	坚韧、耐磨、耐疲劳、耐油 抗菌霉、无毒、吸水性大。尼龙 6：弹性好 冲击强度高 吸水性较大 尼龙 66 强度高 耐磨性好；尼龙 610 与尼龙 66 相似，但吸水性和刚性都较小；尼龙 1010：半透明 吸水性较小 耐寒性较好 可用玻璃纤维增强	一般机械零件，减摩耐磨及传动件，大型减摩耐磨及传动件
7. 氟塑料 $\left[\text{CF}_2 - \text{CH}_2 \right]_n \text{ (F-4)}$ 聚四氟乙烯 $\left[\text{CH}_2 - \text{CFCl} \right]_n \text{ (F-3)}$	优越的耐腐蚀、耐老化及电绝缘性，吸水性很小，聚四氟乙烯：欲称“塑料王”，几乎能耐所有化学药品的腐蚀 包括“王水”但易受熔融碱金属侵蚀，摩擦系数在塑料中最小($\mu=0.04$) 不粘，不吸水 可在 -180℃~+250℃ 长期使用。	耐腐蚀件、减摩件、密封件、绝缘件

表 8-3 常用热固性塑料的特点和用途

名 称	主要特点	用途举例
1. 酚醛塑料 (主要为塑料粉)	具有优良的耐热、绝缘、化学稳定及尺寸稳定性，抗蠕变性优于许多热塑性工程塑料，因填料不同，电性能及耐热性均有差异。若用于高频绝缘件用，高频绝缘性好、耐潮湿；若用于耐冲击件，冲击强度一般；若用于耐酸件，耐酸、耐霉菌；耐热件，可在 140℃ 下使用，若用于耐磨件，能在水润滑条件下使用	一般机械零件、绝缘件、耐腐蚀件、水润滑轴承
2. 氨基塑料 (主要为塑料粉)	电绝缘性优良，耐电弧性好，硬度高，耐磨、耐油脂及溶剂，着色性好，对光稳定。脲醛塑料颜色鲜艳，半透明如玉，又名电玉；三聚氰胺料：耐电弧性优越，耐热、耐水，在干湿交替环境中性能优于脲醛塑料	一般机械零件、绝缘件、装饰件
3. 环氧塑料 (主要为浇铸料)	在热固性塑料中强度较高，电绝缘性、化学稳定性好，耐有机溶剂性好；因填料品种及用量不同，性能有差异，对许多材料的胶接力强，成型收缩率小，电绝缘性随固化剂不同而有差异，固化剂有胺、酸酐及咪唑等类	塑料模，电气、电子元件及线圈的灌封与固定，修复机件
4. 聚邻(间)苯二甲酸二丙酯塑料 (CAP 或 DAIP)(有浇铸料及塑料粉)	优异的电绝缘性能，在高温高湿下性能几乎不变，尺寸稳定好，耐酸、耐碱、耐有机溶剂，耐热性高，易着色，聚邻苯二甲酸二丙酯：能在 -60℃~200℃ 使用；聚间苯二甲酸二丙酯：长期使用温度较高	浇铸料：电气、电子元件及线圈的灌封与固定；塑料粉：耐粉件、绝缘件
5. 有机硅塑料 (有浇铸料及塑料粉)	优良的电绝缘性能、电阻高、高频绝缘性能好、耐热，可在 100℃~200℃ 长期使用，防潮性强，耐辐射、耐臭氧，亦耐低温。	浇铸料：电气、电子元件及线圈灌封与固定；塑料粉：耐热件、绝缘件
6. 聚氨酯塑料 (有浇铸料及软质、硬质泡沫塑料)	柔韧、耐油、耐磨、易于成型，耐氧、耐臭氧、耐辐射及耐许多化学药品；泡沫聚氨酯：优良的弹性及隔热性	密封件、传动带；泡沫聚氨酯：隔热、隔音及吸振材料

4. 选用塑料时应考虑的因素

(1)工作温度。塑料的强度、刚性、电性能和化学性能等均受温度影响，尺寸也因温度而变化。

(2)湿度和水。在湿环境和水中，多数塑料会因吸水而引起尺寸和某些性能的变化，吸水率在 0.1%~1.0% 之间。聚乙烯、聚苯乙烯、聚四氟乙烯的吸水率低于 0.01%，聚酰胺（尼龙）的吸水率可达 1.9%。吸水率大的塑料不宜制造高精度的部件。

(3)光和氧。塑料与橡胶、纤维等合成高分子材料一样，在受到光和氧作用后，分子内部会发生降能或交联，物理机械性能变差，乃至丧失使用价值（即塑料老化）。采用添加防老化剂（如紫外线吸收剂及抗氧化剂）或高物理防护（如表面镀金属）以及化学改性等方法可改善性能、抑制老化或提高塑料本身的抵抗能力。选择适宜的防老剂可使塑料的耐老化性能提高几倍乃至几十倍。

8.3.2 橡胶

橡胶是具有高弹性的轻度交联的线型高聚物，它们在 $-40^{\circ}\text{C} \sim 80^{\circ}\text{C}$ 的范围内处于高弹态。一般橡胶在 -100°C 的低温和 200°C 的高温下都保持高弹性。橡胶与塑料的区别是橡胶在很宽的温度范围内处于高弹态，在较小的负荷作用下发生大的变形。而去除负荷后又能很快恢复原来的状态。橡胶的机械强度和弹性模量比塑料低，但它的伸长率却比塑料大得多，表现为弹性材料。橡胶有优良的伸缩性、良好的储能能力和耐磨、隔音、绝缘等性能。纯橡胶的性能随温度变化而变化，高温时发粘，低温时变脆，且能被溶剂溶解。因此工业上使用的橡胶必须添加其它成分并经特殊处理。橡胶被广泛用于制作密封件、减振件、传动件、轮胎和电线等制品。

1. 橡胶的组成与分类

橡胶制品是在生胶中加入各种配合剂，经过硫化处理所得到的产品。硫化前的橡胶称为生胶。橡胶的配合剂很多，可分为硫化剂、硫化促进剂、防老剂、软化剂、填充剂、发泡剂等。配合剂的要求是：粘度小，分散性好，能被橡胶所湿润，彼此在使用前必须经过粉碎、过筛和干燥处理。

橡胶的品种很多，主要有天然橡胶和合成橡胶两类。合成橡胶按其用途和使用量又可分为通用合成橡胶和特种合成橡胶。前者主要用作轮胎、运输带、胶管、胶板、垫片、密封装置等。特种合成橡胶主要用作高温、低温、酸、碱、油和辐射介质等条件的橡胶制品。表 8-4 列出了常用橡胶的性能和用途。

表 8-4 常用橡胶的性能和用途

名称	通用橡胶						特种橡胶				
	天然橡胶	丁苯橡胶	顺丁橡胶	丁腈橡胶	氯丁橡胶	丁腈橡胶	聚氨酯	乙丙橡胶	氟橡胶	硅橡胶	聚硫橡胶
代号	NR	SBR	BR	HR	CR	NBR	UR	EPDM	FPM		
抗拉强度/ ($\text{kg}\cdot\text{cm}^{-2}$)	250~300	150~200	180~250	170~210	250~270	150~300	200~350	100~250	200~220	40~100	90~150
伸长率 (%)	650~900	500~800	450~800	650~800	800~1000	300~800	300~800	400~800	100~500	50~500	100~700

抗撕性	好	中	中	中	好	中	中	好	中	差	差
使用温度 /℃	-50~120	-50~140	120	120~170	-35~130	-35~175	80	150	-50~300	-70~275	80~180
耐磨性	中	好	好	中	中	中	好	中	中	差	差
回弹性	好	中	好	中	中	中	中	中	中	差	差
耐油性	差			中	好	好	好		好		好
耐碱性				好	好		差		好		好
耐老化				好				好	好		好
成本		高			高				高	高	
特殊性能	高强 绝缘 防震	耐磨	耐磨 耐寒	耐酸碱 气密 绝缘 防震	耐酸 耐碱 耐燃	耐油 耐水 气密	高强 耐磨	耐水 绝缘	耐油 耐碱 真空 耐热	耐热 绝缘	耐油 耐碱
制品 举例	通用 制品 轮胎	通用品 胶板 胶布 轮胎	轮胎、 耐 寒 运输带	内胎 水胎 化工 衬里 防震	管道 胶带	耐油 垫圈 油管	实心胎 胶 辊 耐磨件	汽 车 胶 辊 散热管 绝缘件	化工衬里 高级密 封件 高真空 胶件	耐高低 温零件 绝缘件	丁腈改 性用

2. 橡胶的老化及其防止

老化问题对每一种高分子材料都是很重要的问题，对橡胶尤为重要。生胶或橡胶制品在贮存和使用过程中会出现变色、发粘、发脆、变硬及龟裂等现象，从而失去原有的性能，直到失去使用价值，这种现象叫做橡胶老化。许多橡胶制品的失效往往是由于老化的缘故。因此，橡胶的老化是橡胶制品中一个很突出的问题，它直接影响到橡胶制品的使用寿命。

影响老化的因素主要有氧的作用、臭氧的作用、热、光、金属盐及机械疲劳的作用。

为了提高橡胶制品的寿命，防止老化，通常采用以下措施。

- (1) 选用耐老化的橡胶。如丁醛橡胶、乙丙橡胶、氟橡胶及聚硫橡胶等。
 - (2) 在橡胶中加入防老剂。有许多种防老剂以供不同使用条件下的橡胶选用，如抗氧剂、抗臭氧剂、紫外线吸收剂、抗疲劳剂、有害金属抑制剂、防霉剂等。实际应用时多采用混合助剂，综合发挥各种助剂的效能。
 - (3) 选用合适的其它配合剂。如选用不会促进氧化作用的补偿剂和挥发性小、分子量高、粘度高的软化剂。在橡胶中加入适量的碳黑（2%~10%）或将橡胶着成红色都能防止光老化发生。
 - (4) 在橡胶原料中加入适当的蜡类物质或在制品表面涂以涂料，可以减少表面老化。
- 另外，正确掌握硫化工艺和防止橡胶制品不受暴晒，也可以防止老化。

8.3.3 合成纤维

合成纤维发展速度很快，产量直线上升，过去的 20 年中差不多每年以 20% 的增长率发展，品种愈来愈多。合成纤维具有强度高、耐磨、保暖、不霉烂等优点。除广泛用作衣料等生活用品外，在工农业、国防等部门也有许多重要用途。如大量用于汽车、飞机轮胎帘子线、渔网、索桥、船缆、降落伞及绝缘布等。表 8-5 列出了占合成纤维总产量 90% 的六大纶的性能和用途。

表 8-5 六种主要合成纤维的性能和用途

化学名称	聚酯纤维	聚酰胺纤维	聚丙烯腈	聚乙烯醇 缩 醛	聚烯烃	含氯纤维	其它
商品名称	涤 纶 (的确良)	锦 纶 (人造毛)	维 纶	丙 纶	氯 纶	氟纶、芳纶等	芳纶
产 量 (占合成纤维%)	>40	30	20	1	5	1	
强度	干态	优	优	中	优	优	
	湿态	中	中	中	优	中	
密度	1.38	1.14	1.14~1.17	1.26~1.3	0.91	1.39	
吸湿率	0.4~0.5	3.5~5	1.2~2.0	4.5~5	0	0	
软化温度/℃	238~240	180	190~230	220~230	140~150	60~90	
耐磨性	优	最优	差	优	优	中	
耐日光性	优	差	最优	优	差	中	
耐酸性	优	中	优	中	中	优	
耐碱性	中	优	优	优	优	优	
特点	挺括不皱、 耐冲击、耐 疲劳	结实耐磨	蓬松耐晒	成本低	轻、坚固	耐磨不 易燃	强度 较高
工业应用举例	高级帘子 布、渔网、缆 绳、帆布	2/3 用于工 业帘子布、 渔网、降落 伞、运输带	制作碳纤维 及石墨纤维 原料	2/3 用于工 业帆布、过 滤布、渔具、 缆绳	军用被服绳 索、渔网、水 龙带、合成 纸	导火索皮、 口罩、帐幕、 劳保用品	

9 陶瓷材料

9.1 概 述

9.1.1 陶瓷材料的发展

传统概念上的陶瓷,是指陶器与瓷器,主要用于日用器皿和建筑用材料。近 20 多年来,随着工业技术的发展,对材料提出的多方面不同性能的要求,以及由于陶瓷材料研究手段的进步,使陶瓷材料取得了迅速发展,已研究出多种不同性能的陶瓷材料。目前不仅可以制造出熔点高、硬度高、化学稳定性高、耐高温、抗氧化、耐腐蚀、密度小、弹性模量大的结构陶瓷材料,而且还可制造出在光、电、磁、热方面具有特殊功能的材料。在新技术领域中起了巨大作用。所以陶瓷材料可以说是新型而年轻的材料,是构成工程材料(金属、聚合物、陶瓷)的三大支柱之一。

9.1.2 陶瓷材料的分类

1. 陶瓷材料的含义

以往,陶瓷材料是指硅酸盐材料和氧化物材料。现在,陶瓷材料则泛指无机非金属材料(如石头、砖瓦、耐火材料、水泥、搪瓷、磨料)、非金属磁性材料以及电绝缘、耐高温、耐腐蚀、耐磨的金属与非金属的化合物材料。

2. 陶瓷材料的分类

陶瓷材料的分类比较复杂,不尽统一。

(1)根据原子排列的规律性,可分成晶体陶瓷和非晶体陶瓷两大类,前者是绝大多数,如物质中最硬的金刚石,后者如普通玻璃。

(2)根据陶瓷材料的原料,可分成普通陶瓷与特种陶瓷两大类。普通陶瓷是以粘土、长石、石英等天然原料制成,主要用于日用、建筑、化工等领域。特种陶瓷,又称精细陶瓷,是以高纯度的人工化合物(如硅化物、氧化物、硼化物、氮化物、碳化物等)为原料制成,主要用于机械、电子、能源、冶金和一些新技术领域。

(3)根据用途,可以分为:①高温高强度陶瓷,主要用于发动机燃气轮机高温零件,如涡轮叶片等;②超硬陶瓷,主要用于刀具、模具;③能源开发用陶瓷,主要用于磁流发电机、原子能、太阳能的利用等方面;④冶金耐火陶瓷;⑤化工陶瓷;⑥其他功能陶瓷。

9.2 陶瓷材料的性能

由于陶瓷材料大都为共价键和离子键,而且键合能量高,故通常均具有熔点高、硬度高、化学和热的稳定性好,且有耐高温、耐腐蚀的特点。但陶瓷的最大缺点是塑性很差,可以认为多数陶瓷材料在常温下没有塑性。由于陶瓷的键结特点,使陶瓷材料还具有绝电、绝热的

性质。有些陶瓷材料还有特殊物理性能和能量转换功能。

9.2.1 力学性能

1. 硬度

硬度是陶瓷材料重要力学性能指标之一。陶瓷通常具有高硬度，而且耐磨性亦很高。陶瓷的硬度用莫氏硬度，即刻划硬度来表示，共分十级（或十五级），用以表示材料硬度的相对高低。数值越大，表示硬度越高。共价键的金刚石（碳晶体）硬度最高，滑石硬度最低。几种材料的莫氏硬度和维氏硬度相对值如表 9-1 所示。

表 9-1 几种材料的莫氏硬度

材料名称	滑石	石膏 $\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$	萤石 CaF_2	石英 SiO_2	刚玉 Al_2O_3	金刚石 (晶态碳)
莫氏硬度值	1	2	4	7	9	10
维氏硬度	5	20	250	700	1800	3500

2. 强度与塑性

(1) 强度

由于陶瓷材料的结合键是共价键、离子键或它们的混合键，组织中难免含有气孔（起应力集中作用），晶体中的位错很难运动这些原因在常温下的应力-应变曲线上通常只出现弹性变形，而不出现塑性变形，实际上在出现塑性变形之前就发生脆性断裂，如图 9-1(a) 所示。

陶瓷材料在拉应力作用下，由于气孔的应力集中作用，使裂纹

（气孔本身也可看作是一种裂纹）迅速扩展，并引起脆断，所以抗拉强度低。但在压应力作用下，裂纹趋于愈合状态，不易造成破裂，因而陶瓷材料的抗压强度高。

陶瓷的应力-应变曲线与应变轴的夹角比金属大得多，说明弹性变形困难，即这类材料的弹性模量 E 大，因而材料的刚度大，比金属大得多。

提高陶瓷材料强度的措施，是减小杂质、气孔，增高致密和均匀度，同时还应使晶粒细化。陶瓷制成的纤维或很细的单晶体，由于不存在杂质，没有晶体和组织中的缺陷，可使陶瓷的强度接近理论强度值。

(2) 塑性

由应力-应变曲线可知，常温下拉伸试验中，延伸率 δ 为零。这种性能特征，代表绝大多数陶瓷材料的性质。但个别陶瓷材料如 MgO 等，在常温下具有微量的塑性。陶瓷材料在高温受应力作用时则能显示出一定的延伸率（塑性），如图 9-1(b) 所示。高温下能表现出塑性的原因，是晶界在高温和应力作用下产生滑动及晶内位错可以产生运动。加载速度

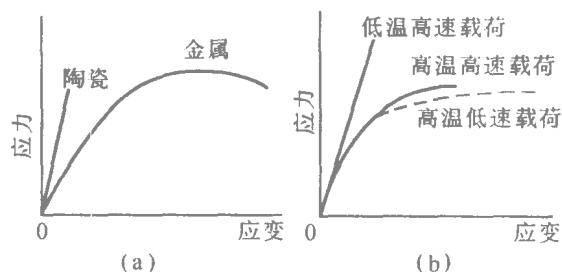


图 9-1 陶瓷材料的应力-应变曲线

(a) 陶瓷与金属的应力-应变曲线比较

(b) 陶瓷材料在高温与常温下的应力-应变曲线比较

慢，有利于这两个过程的进行，故加载慢的要比加载快的显示出更大的高温塑性。

(3) 高温性能

耐高温是陶瓷材料的重要特点之一，耐高温包含着陶瓷在高温下不易氧化和腐蚀以及具有高的硬度和蠕变抗力。不易氧化和腐蚀，是因为陶瓷结合键牢固，不与周围介质起作用。蠕变强度高，一方面因为陶瓷原子排列的结构复杂以致空位和间隙原子难以参与扩散，另一方面，是因为虽然陶瓷材料的晶界可以滑动，位错可以运动，但比金属困难得多。由于陶瓷具备耐高温的特性，有可能作为高温结构件的材料，所以人们对陶瓷给予极大的关注。

陶瓷作为高温结构材料，其耐急冷急热性不好。急冷急热时，由于导热性差，陶瓷内部温度梯度很大 因而引起很大的热应力 易导致开裂。

9.1.2 其它性能

1. 化学性能

陶瓷不仅抗氧化，而且对大多数酸、碱、盐物质具有良好的抗腐蚀能力。但大多数一般陶瓷不耐熔盐、熔融金属的侵蚀。

2. 功能性能

在功能材料中，陶瓷占有重要地位。功能材料是指用于工业技术中具有特定物理功能，即具有特定电、磁、光、热等特性的材料 这些材料是能源、计算技术、电子、通讯、激光和空间现代技术的基础。陶瓷的功能特性非常广泛。例如：

(1) 电性能

陶瓷具有极高的电阻率，如 Al_2O_3 为 $10^{13}\Omega\cdot\text{m}$ ，可作为电气工业的绝缘材料。有些陶瓷具有半导体特性 可作整流器件 如 $\text{CuO}-\text{Cu}$ 是最早应用的整流元件之一。

(2) 磁性能

铁氧体是以氧化铁为主要成分的磁性氧化物，可作软磁材料，也可作硬磁材料，同时也是制作磁带的磁记录材料。

(3) 热性能

多孔泡沫陶瓷可用于 $-120^\circ\text{C} \sim -240^\circ\text{C}$ 低温下的隔热，解决高速飞行器液氢、液化天然气贮藏和运输所保持的低温。用泡沫陶瓷或陶瓷毡作成骨架，将高分子烧蚀物质嵌于骨架中 可以解决重返飞船、卫星和洲际导弹弹翼前沿、头部锥体 $4000^\circ\text{C} \sim 5000^\circ\text{C}$ 高温的防热问题。

(4) 光学性能

一些金属氧化物如 Al_2O_3 、 Y_2O_3 掺有铬离子时，可以产生激光。玻璃纤维可用作光通讯的传输介质。

(5) 功能转换性能

有些陶瓷材料在受应力作用时，可引起电极化并形成电场，即正压电效应；而有些陶瓷受电场作用时，产生与电场强度成正比的应变，即逆压电效应。这些陶瓷成为机械能与电能相互转换的材料。

9.3 工程结构陶瓷材料的应用

工程结构陶瓷材料从成分上说，是指人工合成的氧化物及非氧化物陶瓷。从用途上说，

是指用来制作机械结构零件的陶瓷体及用作工模具的陶瓷体，工程结构陶瓷属特种陶瓷类型。工程结构陶瓷在宇航和工模具范围内的主要应用如表 9-2 所示。

表 9-2 工程结构陶瓷在宇航和工具模上的应用

领域	用途	使用温度(℃)	可用的陶瓷举例	性能要求
航空	涡轮叶片	1400	SiC、Si ₃ N ₄	热稳定性热强度高
	火焰导管	1400	Si ₃ N ₄	热稳定性高
	雷达天线保护罩	≥1000	Al ₂ O ₃ 、ZrO ₂	透过雷达微波
	燃烧室内壁、喷嘴	2000~3000	BeO、SiC、Si ₃ N ₄	耐蚀、抗热冲击
	瞄准陀螺仪轴承	800	Al ₂ O ₃	耐磨
	探测红外线窗口	1000	透明的 MgO、Y ₂ O ₃	高红外线穿透率
工具模	切削刀具	≥600	Al ₂ O ₃	硬而耐磨、热稳定
	冷变形模具	—	WC、Ti、TaC 与 Co、Ni、Cr 等金属组成的金属陶瓷	耐磨性高
	连续铸模	1000	BN、B ₄ C	对铁水稳定、导热性高

9.3.1 高温高强度陶瓷材料

这类陶瓷主要用于燃气轮机、发动机的高温零件。目前铁基、镍基耐热合金，最高使用温度不超过 1100℃ 影响发动机推力的提高。但 Si₃N₄、SiC 等陶瓷材料的使用温度可超过 1200℃ 而且具有较小的热膨胀系数、较高的导热系数及较好的韧性。因此与金属耐热合金相比 陶瓷材料的使用 可提高工作温度 达到 1400℃ 从而提高发动机的推力 可提高零件的热强度和热稳定性，从而提高零件的使用寿命。

1. 氮化硅 (Si₃N₄)

氮化硅是键能高而稳定的共价键晶体，晶体内无正离子也无自由电子。性能特点是硬度高而摩擦系数低 有自润滑作用 故是优良的耐磨材料。在 1400℃ 以下 热强度和化学稳定性高 热膨胀系数小 而且抗热冲击 故是优良的高温结构材料。

氮化硅陶瓷的应用与制造方法和它的晶型有关。用反应烧结法得到 α-Si₃N₄ 用热压烧结法得到 β-Si₃N₄。

(1) 反应烧结法

用硅粉制成生坯 于 1200℃ 进行氮化处理，而后切削加工到零件尺寸要求，最后再于 1400℃ 下氮化几十小时。经这种处理得到的陶瓷不致密，约有 25% 的气相，故强度低于热压烧结的氮化硅，但它的最大优点是零件尺寸精度高，不需磨削即可使用。但因扩散反应，零件厚度大于 30 毫米时不宜采用。此法制造的 Si₃N₄ 陶瓷，主要用于形状复杂而强度要求不高的发动机高温零件。

(2) 热压烧结法

这种方法是将预制的 Si₃N₄ 粉末掺入少量促进烧结、提高密度的添加剂，于石墨模中在 200~300 大气压下加热到 1700℃ 烧结成陶瓷。由于加压烧结 故制件致密、强度高 可用作高温轴承、转子叶片、静叶片、燃烧室喷嘴等高温零件以及高温下使用的模具和夹具。

用两种方法制造时 所得材料的密度和强度有很大差异 如图 9-2 所示。由图可知 热压烧结的材料, 其密度和弯曲强度要比反应法制得的陶瓷高得多。这是由于热压烧结陶瓷气相数量少造成的结果。但热压烧结法只适用于形状简单的零件。

近年来 在 Si_3N_4 中添加一定比例如 50% 的 Al_2O_3 可实现常压下的烧结 得到和热压烧结相近似的陶瓷, 而且抗氧化性更高。这种添加 Al_2O_3 的氮化硅陶瓷又称赛伦陶瓷 可作柴油机气缸、活塞及燃气轮机转子叶片等零件。

2. 碳化硅 (SiC)

SiC 陶瓷体有三种制造方法, 压制后烧结、反应烧结和热压烧结。这种陶瓷的性能因制造方法不同而不同, 如图 9-3 所示。由图可知, SiC 在低温下的强度不及热压烧结的 Si_3N_4 但随温度增高 各种方法下的 SiC 强度下降缓慢, 以致同 Si_3N_4 强度相近。SiC 陶瓷随温度升高, 强度下降缓慢是其重要的特点。但 SiC 陶瓷体具有较高弹性和高的导热性, 作为高温结构件还有待进一步改进。

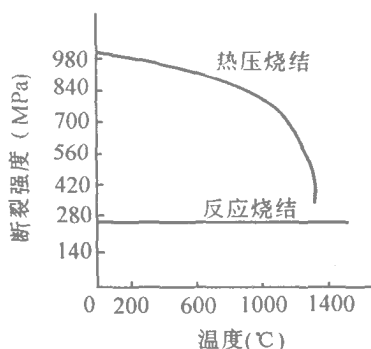


图 9-2 不同制造方法 Si_3N_4 烧结体的强度与温度关系

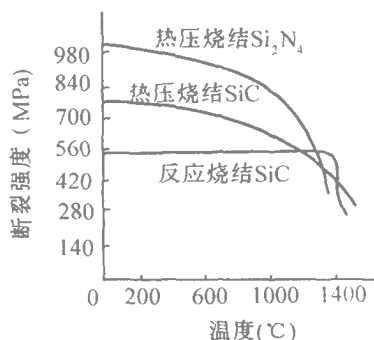


图 9-3 SiC 烧结陶瓷的强度与温度关系

9.3.2 工模具陶瓷材料

能制作工具、模具的陶瓷材料种类很多 例如前述 Si_3N_4 陶瓷即是其中的一种。但具有典型用途的工模具陶瓷, 包括金属陶瓷中的硬质合金、氧化铝陶瓷、人工合成金刚石以及氮化硼陶瓷四类。作为切削工具, 由于切削热将使刀具温度升高。当温度升高到一定值时, 将使刀具软化而失去能正常工作的硬度。各类刀具材料的硬度软化到 HRC55 以下的温度如图 9-4 所示。由图可知, 硬质合金和陶瓷刀具在各类切削刀具材料中, 占据十分突出的地位。

1. 硬质合金

这种合金除制作不受冲击的模具外, 常用来制造高速切削 ($100 \sim 300\text{m/min}$) 和难切削材料的刀具, 是属于金属陶瓷中的一类材料。

碳工钢	350℃
合金钢	400℃
普通高速钢	510℃
含8%Co的高速钢	530℃
含12%Co的高速钢	595℃
硬质合金	1040℃
陶瓷刀具	1200℃

图 9-4 各种刀具材料软化低于 HRC55 时的温度

硬质合金的制造方法是将 WC、TiC、TaC 的粉末与金属钎 粘结剂 粉末均匀混合 常温加压成形 并在 1400 左右高温下烧结成各种不同的刀头。刀头用焊接或机械办法固定在刀体上，便成切削刀具。

硬质合金的组织，是钴基固溶体加大量的粒状碳化物。硬度高达 HRA86~93(HV1000~1750) 在 800 以下温度能保持高硬度。与高速钢相比，切削速度提高 4~7 倍 寿命提高 5~8 倍 但脆性大 易崩刃。只能磨削 不能被切削加工。

常用硬质合金牌号、成分、性能和应用如表 9-3 所示。其中“YG”表示 WC 和 Co 制成的硬质合金，后跟数字表示含 Co 量的百分数。后面的“X”表示细颗粒碳化物，“C”表示粗颗粒碳化物。“YT”表示由 WC、TiC 和 Co 组成的硬质合金，后面的数字表示 TiC 的百分含量。“YW”表示由 WC、TiC、TaC 和 Co 组成的硬质合金，后面的数字只表示序号。

表 9-3 硬质合金的牌号、成分、性能和用途

类 型	牌 号	成 分 (%)				性能(不小于)		用 途
		WC	TiC	TaC	Co	σ_{bb} (MPa)	HRA	
钨 钴 类	YG3	97			3	1100	91	主要用于加工铸 铁及有色金属
	YG3X	97			3	1000	92	
	YG6	94			6	1400	89.5	
	YG6X	94			6	1350	91	
	YG6C	94			6		88.5	
	YG8	92			8	1500	89	
钨 钴 钛 类	YT5	85	6		9	1300	89.5	主要用于加工钢 和合金钢
	YT15	79	15		6	1150	91	
	YT30	66	30		4	900	92.5	
钨 钴 钛 钽 类	YW1	84	6	4	6	1250	92	主要用于加工不 锈钢和耐热钢
	YW2	82	6	4	8	1500	91	
	YW3	78	7	9	6	1500	92	
	YW4	78	11	5	6	1300	92	

2. 氧化铝陶瓷

氧化铝中的氧构成密排六方晶格，铝则处于间隙位置。如果其中含有不同的杂质原子，则为红宝石或蓝宝石。氧化铝陶瓷按氧化铝的含量，可分为 75、95、99 瓷。由于氧化铝熔点高，热强度大、抗氧化，故耐热性好。常温下的硬度仅次于金刚石，而且具有高的电阻率和低的导热率，所以氧化铝除作高温结构材料、绝电和绝热材料以及模具材料外，还有重要的应用就是制作切削刀具。

氧化铝陶瓷刀具的主要成分，有两种类型。一类是在 Al_2O_3 中加入 1% 左右的 MgO ；另一类是在 Al_2O_3 中加入较多 ~30% 的金属碳化物 如 TiC、WC 和 Mo_2C 等。添加物可提高刀具的韧性和抗弯强度。

制造方法 可以是冷压加烧结 热压烧结、热等静压烧结。

氧化铝陶瓷刀具的牌号和性能如表 9-4 所示。由表可知，氧化铝陶瓷中加入金属碳化

物的刀具，其密度和抗弯强度高于加入氧化镁的陶瓷刀具。氧化铝陶瓷刀具切削温度可达 1000℃ 以上 适用于难切削材料 如淬火钢、冷硬铸铁等的加工。

表 9-4 氧化铝陶瓷刀具的牌号和性能

国别	牌号	主要添加物	密度	硬度(HRA)	抗弯强度 (MPa)
中国	AM	MgO	>3.95	>92	466
	AMF	MgO、Fe	>4.05	>92	515
	AT ₈	TiC	4.5	94	559-637
美国	CCT-707	MgO	3.92	92	588
	AET-1	MgO	3.97	HV2000	662
	BaSiC	TiC	4.17	94	-
西德	SPK	MgO	3.86	90	425
	SN-56	-	3.91	HV2400	539
	SHF	TiC	4.3	HV3000	588-686
日本	LXA	MgO	3.95	93.5	588
	NPC-Al	MgO、Ni	3.99	93.5	686
	XD-3	TiC	4.25	94.4	883

3. 氮化硼(BN)陶瓷

工业上使用的 BN 陶瓷有两种晶格类型，一是六方晶格，另一种是立方晶格。

(1) 六方晶型 BN

这种陶瓷可用 BCl₃ 和 NH₃ 在一定条件下制成 BN 粉 而后压制、烧结。六方 BN 的性能特点是：①和石墨相似 硬度很低 耐热性好 且有自润滑性 故又称白石墨。②高温下绝缘、耐腐蚀 而且导热性和抗热冲击性能高。这种 BN 主要作高温耐磨（如高温轴承）高温电绝缘材料和金属、非金属熔体的容器材料。

(2) 立方晶型 BN

将六方 BN 在约 2000℃ 的高温下 用碱金属作触媒 施加 8 万左右的大气压，便转变成立方晶型 BN。这种 BN 的性能特点是硬度极高，与金刚石近似。所以用立方 BN 粉 经压制、烧结 可制成切削刀具 也可作高温模具。

4. 人造金刚石

金刚石是碳的结晶体，为自然界中最硬的物质。人造金刚石以石墨为原料，以 Fe、Co、Ni 等金属作触媒 并在 1500℃ 左右的高温及 60kPa 的压力作用下，可使石墨转变成金刚石。其粉末经压制、烧结可制成超硬工模具，如高速切削刀具和拉丝模等。

9.3.3 陶瓷材料在航空航天中的应用

随着航空航天技术的发展 陶瓷材料耐高温、硬度高、热膨胀系数小、抗氧化、耐化学腐蚀等优异性能，越来越多地为人们所重视。未来发动机的发展将使陶瓷基复合材料得到越来越多的应用。要使涡轮进口温度超过 1650℃，使用目前常用的镍基合金叶片是不可能的。美国综合高性能涡轮发动机技术计划指出：21 世纪要发展推重比达 20、巡航高度 21000 米、M 数为 3~4 的航天器涡轮进口温度将达 2000℃~2200℃ 为此提出采用陶瓷基复合材料代替高温合金制造火箭筒，采用陶瓷基复合材料制造叶片盘整体结构的涡轮可减

重 30%。在燃烧系统中 提出需要耐 1204 和 1316 的陶瓷,用来制造燃烧室的衬套、喷嘴及火焰稳定器喷嘴架、陶瓷瓦等。在排气喷管系统中 提出需耐 $-40^{\circ}\text{C} \sim 1538$ 或更高温度使用的陶瓷基复合材料。

但是陶瓷材料脆性大,经受不住机械冲击和热冲击,因此增韧和提高高温断裂强度是发展结构陶瓷的两大难题。科学工作者正在作不懈的努力。在增韧方面 SiCr/SiC 、 $\text{SiCW/Si}_3\text{N}_4$ 热压 筹复合材料已取得可喜进展 高温断裂强度也分别达到 750MPa 和 800MPa ,已用于制造高性能燃气喷管和导弹喷管。另外,晶须增强陶瓷也被认为是很有希望提高断裂韧性的材料。

10 复 合 材 料

10.1 复合材料的分类和特性

随着近代科学技术的发展，特别由于航空和宇航工业的发展，要求使用比以往密度更小、刚度更大，以及其它性能更加优越的结构材料。要获得这样的材料，可将具有高弹性模量、高强度的材料与具有高韧性的材料结合在一起，使它们互相取长补短，在具有高强度、高模量的同时又具有高的韧性，从而防止突然的脆性破断。

复合材料的含义一般理解为：由两种或两种以上物理、化学性质不同的物质，经人工组合而得到的多相固体材料。根据这个含义，早期农村用稻草和泥土构成的土坯，钢筋混凝土，车胎和玻璃钢等都是复合材料。复合材料是多相结构，例如玻璃钢含有两种相：其一是玻璃纤维，主要用来承受载荷，并称为增强相，亦称增强材料；其二是环氧树脂，主要起粘结作用，并称为基体相，也称为基体材料。因此，复合材料既可说是多相材料，也可说是增强材料与基体材料经复合而成的新材料。

10.1.1 复合材料的分类

复合材料种类繁多，分类方法不尽统一。常见的分类有以下三种。

1. 按基体类型分类，可以分为树脂基和金属基两大类。到目前为止，用量大的是树脂基复合材料。

2. 按增强材料种类和形状分类，可以分为纤维增强、颗粒增强、层叠增强等复合材料。

3. 按照性能分类，可分为结构复合材料和功能复合材料。

纤维复合材料是以纤维为增强材料，以树脂、金属或其它物质为基体构成的。常用纤维有玻璃纤维、碳纤维和硼纤维等。

颗粒增强复合材料是由微小粒状金属粉或陶瓷等物质和基体构成。基体可以是金属，也可以是树脂。

层叠复合材料是由两层或多层材料构成的。例如钢表面形成一层铜，铜表面再形成一层塑料等。

结构复合材料，是指用于结构零件的复合材料，可以是树脂基体，也可以是金属基体。但目前使用的，多以纤维增强的树脂基复合材料为主。

功能复合材料是指具有某种物理性能的复合材料。例如将有关的金属细粒复合于塑料中，可使这种细粒复合塑料具有导电、导热、导磁等性能。

10.1.2 材料的复合原理

复合材料可用以下办法制成：

- (1) 金属与另一种金属复合；
- (2) 金属与非金属复合；

(3) 非金属与另一种非金属复合。

如何才能复合出性能优异的材料并使用好这种材料，这就需要了解复合原理和复合材料的特性。复合材料的性能，主要与三方面因素有关，即基体的类型与性质；增强材料的类型、性质、形状、大小、含量和分布排列方式以及基体同增强材料之间的结合力。以下仅从复合材料机械性能的角度，简要阐述纤维复合材料的复合原理。

1. 基体的作用

在纤维复合材料中，基体起粘结、保护纤维并把外加载荷造成的应力传递到纤维上去的作用。基体承受应力作用的比例不大，纤维才是承受应力的主体。

2. 增强纤维的作用

复合材料的增强材料中，纤维状的增强材料最为主要，研究和应用最广，用量也最多。纤维是指最小长度和最大横向尺寸的比为 10:1 以上 最大横向尺寸应在 0.25mm 最大横截面尺寸应在 $5.1 \times 10^{-2} \text{mm}^2$ 以下的增强材料。连续纤维常称为丝 若丝材是金属 可称为金属丝。

增强纤维的直径很小时，它们的内部和表面缺陷存在的几率就很小，因而它们的强度可接近该材料的理论值。因此要用直径很细的纤维来作增强材料。这种增强材料，在树脂基复合材料中，可以阻止基体分子链的运动，而在金属基复合材料中，则可阻止金属基体中位错的运动。这样，增强纤维就强化了基体（树脂或金属）。

在纤维复合材料中，主要承力的是纤维，基体承力较小。设计制造纤维复合材料时，所选择纤维的强度和弹性模量，应比基体的数值高。只有这样才能保证外载荷由纤维来承担。

因为当有外加载荷，并使基体与纤维应变率相同时，基体与纤维承受应力之比，等于两者弹性模量之比。弹性模量高的纤维就可承受高的应力。

增强纤维的直径、表面状态、含量多少和分布状况，以及不连续纤维的长度等，对复合材料的性能有很大影响。例如（1）30% 玻璃纤维增强的尼龙，其强度不及铝合金，可是当纤维含量增加到 40% 时，增强的尼龙强度就超过了铝合金。（2）在与纤维排列垂直的方向上，强度低。所以复合材料构件的应用，必须考虑作用力与纤维排列要有适当配合。

（3）增强纤维若成段而不连续，那么就要求使用的纤维在某一最小长度（称临界长度 l_c ）以上。纤维长度小于临界长度时，它在受到全部应力作用之前，易被拔出基体，纤维长度大于临界值时纤维不易被拔出。纤维长度对复合材料性能的影响如图 10-1 所示。该图说明，一定临界长度下纤维长度大时，复合材料的强度增加明显，而纤维长度增到某一值后，复合材料强度增加又变得缓慢。

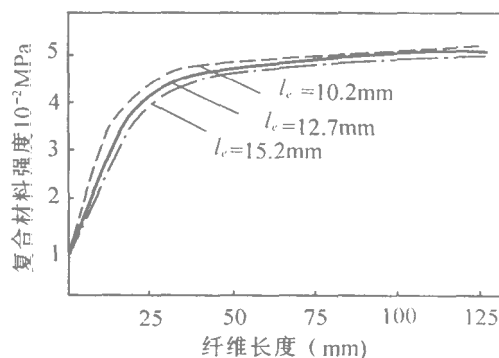


图 10-1 纤维长度对玻璃纤维复合材料强度的影响

3. 基体和增强材料之间的结合力

纤维和基体之间的结合力要有适当大小，只要足以传递应力即可。结合力过小，容易沿纤维和基体界面裂开。结合力过大，会使复合材料失去韧性。因为复合材料在受力破坏时，纤维可从基体中拔出，从而吸收能量而表现出韧性。可是结合力过大，就没有纤维拔出过

程，复合材料破坏时表现为脆性断裂。

表面光滑的纤维与基体结合力不够大。为了提高纤维与基体的结合强度，常用空气氧化或用硝酸对纤维表面处理，使表面粗糙以增加两者间的结合力。也可用一些化合物（如铬化合物等）涂覆在纤维表面。这些被涂覆的化合物既亲纤维又亲基体，称为偶联剂。

不论哪种类型的复合材料，基体和增强材料的膨胀系数应当匹配，而且应不起化学反应，即基体和增强材料之间要有相容性。

10.1.3 复合材料的性能

复合材料不仅保留了组成它的各个组元的优点，更重要的是复合材料比构成它的单一材料具有更优越的性能。

1. 比强度和比模量

由于结构的强度和刚度随其线尺寸的平方关系增加，而结构的重量随结构尺寸的立方关系增加。所以材料的比强度和比模量高，构件可以做得小巧，或者重量可以减轻。表 10-1 给出了一些金属和纤维复合材料性能的比较。可见复合材料一般有比强度和比模量高的特点。当材料的强度和刚度相同时，树脂基复合材料构件的重量可比钢构件重量减轻 70% 左右。

表 10-1 金属和复合材料的性能比较

材 料 名 称	密度 (g/cm^3)	拉伸强度 (10^3MPa)	弹性模量 (10^5MPa)	比强度 (10^5m)	比模量 (10^7m)
钢	7.8	1.03	2.1	0.13	0.27
铝	2.8	0.47	0.75	0.17	0.26
钛	4.5	0.96	1.14	0.21	0.25
玻璃钢	2.0	1.06	0.4	0.53	0.21
碳纤维 II /环氧	1.45	1.5	1.4	1.03	0.21
碳纤维 I /环氧	1.6	1.07	2.4	0.67	1.5
有机纤维 FRD/环氧	1.4	1.4	0.8	1.0	0.57
硼纤维/环氧	2.1	1.38	2.1	0.66	1.0
硼纤维/铝	2.65	1.0	2.0	0.38	0.75

2. 疲劳与破断安全性能

金属材料与复合材料相比，由于纤维复合材料特别是纤维树脂复合材料对缺口、应力集中敏感性小，而且纤维和基体的界面可以使扩展裂纹尖端变钝或改变方向，即阻止了裂纹的迅速扩展，所以有较高的疲劳强度（图 10-2）。碳纤聚酯树脂复合材料疲劳极限可达抗拉强度的 70%~80%，而金属材料疲劳极限远远低于这个数值。

纤维复合材料中有大量独立存在的纤维，一般每平方厘米上有几千到几万根，由具有韧性的基体把它们结合成整体。当纤维复合材料构件由于超载或其它原因使少数纤维断裂时，载荷就会重新分配到其它未破断的纤维上，因而构件不至于短时间之内发生突然破坏，故破断安全性较好。

3. 高温性能

由于纤维增强材料在高温下仍保持高的强度(图 10-3), 所以用纤维增强的复合材料, 特别是金属复合材料, 一般均具有较好的耐高温性能。例如铝合金的强度随温度增加下降很快, 而用石英玻璃增强铝基复合材料在 500℃ 下能保持室温强度的 40% 用涂 SiC 的碳纤维增强的铝合金 (Al + 1% Mg + 0.5% Si 即 6061 合金) 可以满意地在 316℃ 温度下使用。

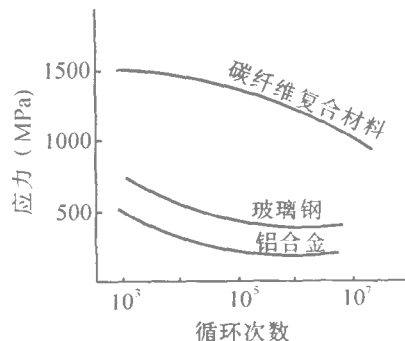


图 10-2 三种材料的疲劳性能比较

4. 减振特性

纤维增强的复合材料构件, 具有很好的减振性能。这是因为复合材料的比模量高, 其自振频率也高, 所以可以避免构件在一般工作状态下产生共振。而且由于纤维与基体界面有吸收振动能量的作用, 即使产生了振动也会很快地衰减下来。因此这类材料构件不容易造成振动破坏。

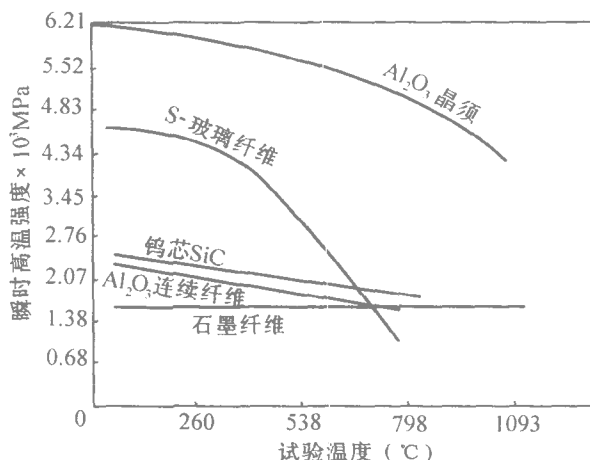


图 10-3 增强材料的高温强度与试验温度的关系

10.2 树脂基复合材料

10.2.1 树脂基复合材料的基体类型

1. 热固性树脂

工业应用的纤维复合材料, 其基体有两类, 一类是树脂, 另一类是金属。树脂基体中, 又分热固性和热塑性的两种类型, 前者的用量要比后者大得多。热固性树脂特点是硬度刚度大, 受热不会软化。但受热温度过高, 使共价键网络结构破坏而失去力学性能。常用的热固性树脂有以下几种:

1. 环氧 成本高于酚醛和聚酯, 密度较小, 固化时体积收缩小于 2%, 可用于 250℃ 以下温度。

2. 酚醛成本最低,但固化时易产生挥发性物质,可用于 300℃ 以下温度。
3. 聚酯成本较低,易于同增强材料结合,但固化时体积收缩大(4%~8%)。复合材料表面不平整,所以往往要加填充剂。使用温度低于 250℃。
4. 硅树脂和聚酰亚胺成本都高,但机械性能好,使用温度可达 537℃,是属于高性能的树脂基体。几种热固性树脂性能比较如表 10-2。

表 10-2 几种热固性树脂的性能

性能项目	聚 酯	环 氧	聚酰亚胺	酚 醛	有机硅
密度	1.28	1.11	1.9	1.31	1.8
拉伸模量(MPa)	3500	3400	31000	—	—
抗拉强度(MPa)	55	94	193	52	35
抗压强度(MPa)	140	105	289	96	94
破坏应变	2%	10%	—	—	—
热胀系数($\text{cm}/\text{cm}^\circ\text{C}$)	100×10^{-6}	57.6×10^{-6}	14.4×10^{-6}	70×10^{-6}	308×10^{-6}
收缩率(%)	4~6	1~2	—	8~10	4~8
导热性($\text{kJ}/\text{h} \cdot \text{m} \cdot ^\circ\text{C}$)	0.71	10.45	22.32	—	—

2. 热塑性树脂

热塑性树脂在受热到玻璃化转变温度时会发生明显软化,而冷却后又恢复它的强度。热塑性树脂的玻璃化转变温度,比起破坏热固性树脂共价键所需的温度低,故热塑性树脂的使用温度不及热固性树脂高。但热塑性树脂有成形性好、成本不高、密度不大等优点,故不仅已用于玻璃纤维增强的复合材料基体,而且还在进一步发展。热塑性树脂作基体时,应用得较好的有尼龙、聚乙烯、聚丙烯、聚苯乙烯和聚碳酸酯等。

10.2.2 玻璃纤维及其增强的复合材料

1. 玻璃纤维

玻璃脆性很大,可是将熔融液态玻璃以极快的速度拉制成纤维后,就具有一定的柔软性,可纺织成纱和多种形式的玻璃布。

玻璃纤维根据其中碱金属钾、钠氧化物含量的高低,可分为有碱(>10%)、低碱(2%~6%)、无碱(<1%)及特种玻璃纤维。含碱量低的纤维强度高,耐水性和电绝缘性好,但成本高,通常用作高强度的复合材料。

玻璃纤维的性能特点:(1)具有很高的抗拉强度。纤维越细,强度越高。增强树脂基时,通常直径为 $10\mu\text{m}$ 以下。单丝抗拉强度为 $1000 \sim 3000\text{MPa}$,比其他化学纤维高得多。可是它的弹性模量不太高,约为 $0.5 \times 10^5\text{MPa}$,因此用玻璃纤维增强的复合材料,例如玻璃钢的刚度也不够大。(2)耐热性低。250℃ 以上开始软化,通常不适合用来增强金属复合材料。(3)化学稳定性高。除氢氟酸和浓碱等外,对大多数化学介质都有较好的稳定性。(4)脆性较大(延伸率只有 3% 左右),同时表面光滑而不易同基体结合,需经表面处理来提高结合力。但价格最便宜,广泛用来制造玻璃钢。

2. 玻璃纤维树脂复合材料

(1) 分类

玻璃纤维树脂复合材料,按树脂的性质可分为两类,一类是玻璃纤维(包括玻璃纤维制

品)与热固性树脂制成的复合材料,常称为热固性增强塑料,也叫热固性玻璃钢。另一类是玻璃纤维与热塑性树脂制成的复合材料,常称为热塑性增强塑料,又叫热塑性玻璃钢。目前热固性玻璃钢占这类材料总用量的 70% 左右。但热塑性玻璃钢也正在世界上迅速发展。

(2) 热固性玻璃钢

这类玻璃钢大约用 60%~70% 的玻璃纤维或制品和 30%~40% 的热固性树脂常用环氧、酚醛、聚脂和有机硅树脂用手敷法、模压法或注射法来成形。

热固性玻璃钢的主要优点是成形工艺简单、质轻、强度高、耐腐蚀、介电性高、电波穿透性好,与热塑性玻璃相比,耐热性较高。

所用树脂和纤维的强度越高,玻璃钢的强度也越高,不过强度主要取决于纤维特性。在应用玻璃钢时,要注意它是各向异性材料。例如玻璃钢的层间强度低,而沿玻璃纤维方向强度高;在玻璃纤维平面内,经向强度高于纬向,而在 45° 方向上强度最差。忽视它的各向异性特点,就不能充分利用它的强度性能。

玻璃钢的主要缺点是弹性模量低(为结构钢的 1/5~1/10)、刚性差此外工作温度不超过 250℃,也限制了它的使用;长时间受力易发生蠕变现象;材质也容易老化。几种玻璃钢综合性能比较如表 10-3 所示。

表 10-3 三种典型热固性玻璃钢的性能

材 料	密度/(g·cm ⁻³)	抗拉强度/MPa	抗压强度/MPa	抗弯强度/MPa
环氧基玻璃钢	1.73	341	311	520
聚酯基玻璃钢	1.75	290	93	237
酚醛基玻璃钢	1.80	100	—	110

为改善提高这类玻璃钢的某些性能,可进行改性。例如用一定量的酚醛树脂和一定量的环氧树脂混溶后作粘结剂,这种玻璃钢既有环氧树脂良好的粘结作用,降低了酚醛脂的脆性而又保持酚醛的耐热性,玻璃钢的强度也更高。其它树脂也可进行改性。

(3) 热塑性玻璃钢

各种热塑性塑料,诸如尼龙、ABS、聚苯乙烯等,都可用玻璃纤维增强。例如尼龙常用 30% 左右玻璃纤维增强。增强后的复合材料称热塑性玻璃钢。

不同的热塑性塑料,玻璃纤维增强的效果不同。相对于塑料本身来说,拉伸和弯曲强度等可提高 2~3 倍,同时其物理化学性能都有所改善。

一般地说,热塑性玻璃钢机械强度方面不及热固性玻璃钢。但由于这种玻璃钢成形性好,生产率高,而且密度一般也比热固性玻璃钢小,所以有增加发展的趋势。几种热塑性玻璃钢的部分性能如表 10-4。

表 10-4 几种热塑性玻璃钢部分性能比较

性能项目 \ 材料种类	尼龙 66		ABS		聚苯乙烯		聚碳酸酯	
	未增强	增强后	未增强	增强后	未增强	增强后	未增强	增强后
密 度	1.14	1.37	1.05	1.28	1.07	1.28	1.20	1.43
拉伸强度(MPa)	81.2	182	42	101	49	94.5	63	129.5
弯曲模量(10 ² MPa)	28.7	91	22.4	77	31.5	91	23.1	84

(4 玻璃钢的用途

玻璃钢因其密度小、强度高、耐腐蚀、绝电抗磁，又有一定的隔音能力以及电磁波的穿透性，所以在工农业以及国防等许多领域，都得到了广泛应用。例如在航空工业方面，可做飞机螺旋桨、副油箱、雷达罩以及航天重返大气层的锥体头部等。在交通运输制造方面，可做车顶、车身、发动机罩以及玻璃纤维船和船舶零件等。在化工方面可作耐蚀材料、制造管道、阀门、贮罐等等，以代替部分不锈钢等耐蚀金属材料。此外在电气、无线电等领域也有广泛的应用。

10.2.3 碳纤维及其增强的复合材料

1. 碳纤维

碳纤维由于密度小、弹性模量高、化学稳定性好以及在高温下强度高而变得十分重要。生产碳纤维的原料有各种人造纤维和天然有机纤维，如聚丙烯腈、沥青纤维等，但常用聚丙烯腈制造碳纤维。

碳纤维的性能特点有以下几点。

(1) 密度小弹性模量高。密度比玻璃纤维小，一般在 $1.33 \sim 2.0$ ；最大特点是弹性模量高，拉伸弹性模量比玻璃纤维高好几倍，可达 $2.8 \times 10^4 \sim 4 \times 10^5 \text{ MPa}$ ，拉伸强度也比玻璃纤维高，可达 $6.9 \times 10^5 \sim 2.8 \times 10^6 \text{ MPa}$ 。由人造丝制得的商业碳纤维的某些性质如表 10-5 所示。

表 10-5 商业碳纤维 Thornel 某些性质

碳纤维名称 (商业)	丝直径 (μm)	密 度	起始拉伸模量 (10^4 MPa)	平均抗拉强度 (10^3 MPa)
Thornel 16	8.3	1.33	9.6	1.15
Thornel 25	7.1	1.42	18.6	1.24
Thornel 40	6.7	1.56	27.6	1.73
Thornel 50	6.5	1.67	39.2	2.18
Thornel 75	5.6	1.82	54.4	2.64

(2) 高温低温力学性能好。在惰性气体中，温度增高，强度非但不降低反而略有升高，直至 2000 时强度变化也不大。此外在 -180°C 低温时亦不增高脆性。

(3) 具有高的化学腐蚀稳定性、导电性和低的摩擦系数等优点。

碳纤维的主要缺点是脆性大，一束碳纤维很难拉断，可是结个环扣一拉就断。此外表面光滑，与树脂的结合力比玻璃纤维还差，通常要用表面氧化处理来改善同基体的结合力。

2. 碳纤维复合材料

碳纤维增强的树脂基复合材料，相对于金属材料，可以说是一种新型结构材料。在航空与宇航方面它可用来制造压气机的转子叶片和静子叶片、直升机旋翼和飞机的机身以及机尾零部件。如目前用来制造翼尖、垂尾以及用来制造火箭、导弹锥体、人造卫星的支架等。应用较多的是碳纤维增强的环氧、酚醛、聚脂和聚四氟乙烯复合材料。

碳纤维复合材料具有以下特点。

(1) 弹性模量高。玻璃钢的弹性模量较低，当外载荷使应变量大 2% 左右时，树脂便开裂，因而设计时允许承受的应力只有极限应力值的 60%。可是碳纤维复合材料的弹性模量

比玻璃钢高 3~6 倍, 相同应力时产生应变较小, 因而可允许在极限应力条件下使用。

(2) 比模量比强度高。由于碳纤维和树脂的性质, 决定了碳纤维树脂复合材料的比强度比模量高于钢、铝和玻璃钢。碳纤维环氧树脂复合材料与某些材料性能比较见图 10-4。

(3) 摩擦磨损性能好。碳纤维还具有摩擦系数小的优点, 同时导热性也好。所以碳纤维树脂复合材料还广泛用来制造耐磨零件, 如齿轮、轴承和密封圈等。碳纤维与四氟乙烯层压制品, 广泛用于液压系统和泵的密封装置。

碳纤维树脂复合材料在其他方面, 如耐冲击性, 在潮湿或高温条件下的强度损失和疲劳性能都优于玻璃钢。可是碳纤维与基体结合比较困难, 反映在承受非纤维轴方向的负荷能力, 亦即层间剪切强度不好, 同时抗压强度也较低, 限制了它的应用。

(4) 碳纤维复合材料应用广。由于碳纤维复合材料的优异性能, 已用来制作飞机垂直尾翼(图 10-5(a)) 和水平尾翼(图 10-5(b)) 对特定机种与用铝合金制造的部件相比结构重量分别减小了 30% 和 20%。此外它还用来制造机身局部构件, 如机舱地板, 以及发动机的压气机叶片。碳纤维增强环氧树脂也可用来制造动力螺旋桨推进器(图 10-6) 以及轴承和耐磨的齿轮等。

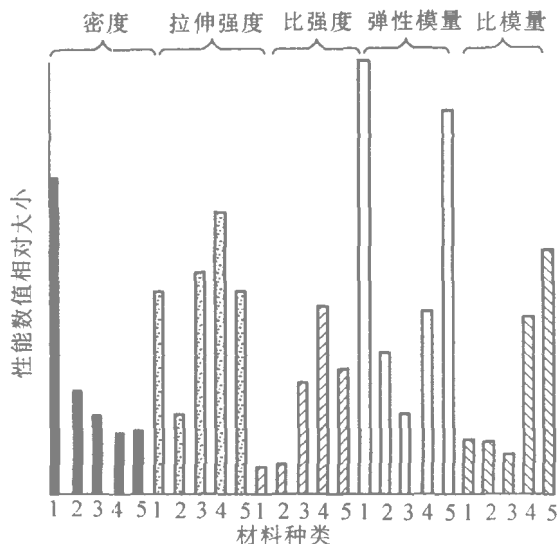


图 10-4 碳纤维环氧材料与其他材料性能相对大小的比较
1—钢; 2—铝; 3—玻璃钢; 4—高强度型碳纤维环氧; 5—高模量型碳纤维环氧

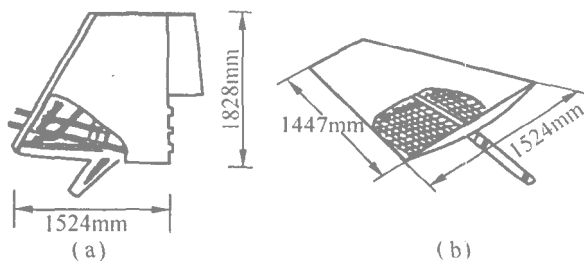


图 10-5 碳纤维增强的树脂复合材料的航空部件
(a)垂直尾翼; (b)水平尾翼

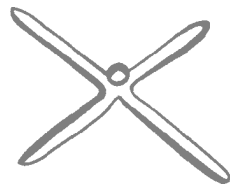


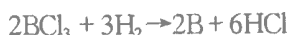
图 10-6 面纤维环氧复合材料制造的推进器

10.2.4 碳纤维及其增强的复合材料

1. 碳纤维

碳纤维目前主要用于航空和宇航工业, 如制造机翼零部件和方向舵等。

硼的熔点高(2050℃) 既硬又脆 不能用常规方法制造纤维 通常用化学气相沉积法来制取 即选用熔点高、热稳定性好的金属丝 如钨丝 直径 0.013mm 用氢在 1204 除去表面污染和氧化物后 再使钨丝在同时含有 BCl_3 和 H_2 的气体沉积室中于高温(1093℃ 按下式反应：



式中生成的硼沉积于钨丝表面并向钨丝心部扩散,形成硼纤维。用于复合材料的硼纤维直径约为 0.1mm。

硼纤维的密度为 2.6;抗拉强度高 约为 $3.45 \times 10^3 \text{MPa}$ 弹性模量为 $4.14 \times 10^5 \text{MPa}$ 。比强度和玻璃纤维相近,但比模量比玻璃纤维高 5 倍,而且耐热性高,无氧化条件下可达 1000℃。但硼纤维的密度大 直径也大 是一个缺点。

2. 硼纤维环氧树脂复合材料

硼纤维与环氧树脂、聚酰亚胺的结合力好。但研究应用较多的是硼纤维环氧复合材料。这种复合材料可制成带材,其长度可为 30~76m 宽度可为 76.2mm。在此宽度上分布有 600 根左右的硼纤维 约占体积的 43%~54%。单层带材厚度约 0.13mm。这种带材的物理和力学性能如表 10-6 所示。

表 10-6 Narmco5505 硼纤维环氧复合材料的性能

性 能	室 温	126℃	176℃
纵向拉伸强度(10^2MPa)	13.65	12	10.2
横向拉伸强度(10^2MPa)	0.45	0.4	0.43
纵向压缩强度(10^2MPa)	15.86	12.13	10.96
横向压缩强度(10^2MPa)	2.13	1.38	1.0
平面剪切强度(10^2MPa)	0.62	0.35	0.21
纵向拉伸模量(10^4MPa)	21.1	20.9	17.65
横向拉伸模量(10^4MPa)	2.41	1.45	10.69
平面剪切模量(10^4MPa)	0.69	0.35	0.15
纵向热胀系数($10^{-6} \text{cm/cm}^\circ\text{C}$)	4.5	4.6	1.5
横向热胀系数($10^{-6} \text{cm/cm}^\circ\text{C}$)	23.6	31.9	36.4

由表 10-6 可知 硼纤维环氧复合材料具有优越的弹性模量 较高的强度。此外还具有一定的耐热性。铝合金、钛合金的拉伸、压缩、剪切比强度都不及硼纤维环氧复合材料好。但是这种复合材料的各向异性十分明显,横向机械性能低,纵向性能高,两者相差十几倍到几十倍,因此通常采用多向叠层而很少采用单向叠层复合材料。由于硼纤维制取工艺复杂,成本高,目前除航空和宇航用来制造零部件外,民用工业方面的应用远不及玻璃纤维和碳纤维复合材料。

硼-环氧复合材料,已在高性能的飞机上用来制作垂尾、机翼部件和起落架以及一些型材等 今后还将扩大它的使用。

10.2.5 晶须及其增强的复合材料

1. 晶须

用不同的方法 可以使金属、金属的氧化物、金属的氮化物、非金属的碳化物和氮化物自

由长大成纤维状的单晶体即晶须。典型的晶须直径为 $0.025 \sim 0.00013\text{mm}$ 晶须长度虽然可以是连续的,但通常只有几毫米。晶须特性是不存在晶体缺陷,所以强度很高,接近原子结合力的理论强度值。晶须强度水平和玻璃纤维相当,而它的弹性模量要比玻璃纤维大好几倍 同碳纤维相当。晶须的共同特点是密度小(金属晶须例外)熔点高、强度特别是弹性模量高,而且在高温力学性能上是其它任何纤维都比不上的。几种晶须的性质如表 10-7 所示。

表 10-7 晶须的物理性能与力学性能

材 料	密 度	(熔点 $^{\circ}\text{C}$)	抗拉强度 ($10^4 \cdot \text{MPa}$)	弹性模量 ($10^4 \cdot \text{MPa}$)
氧化铝	3.9	2082	1.38~2.76	68.9~241.3
氮化铝	3.3	2199	1.38~2.07	34.5
氧化铍	1.8	2549	1.38~1.39	68.7
碳化硼	2.5	2449	0.69	44.8
石 墨	2.25	3592	2.07	97.9
氧化镁	3.6	2799	2.41	31
α -碳化硅	3.15	2316	0.69~3.45	48.3
β -碳化硅	3.15	2316	0.69~3.45	68.9~103.4
氮化硅	3.2	1899	0.34~1.03	37.9

2. 晶须树脂基复合材料

由于晶须价格昂贵,在树脂基复合材料中应用不多,即使用晶须增强,用量也很少。例如玻璃钢制品,对需要局部增强的地方,在制造过程中撒上一定数量的晶须,可以达到局部增强的目的。也有人在环氧树脂中没有方向性地混入氮化硅晶须,可以使复合材料的抗拉强度和弹性模量得到很大改善。在树脂中混入晶须增强时,晶须用量一般为百分之几。

10.3 金属基复合材料

航空宇航领域里的飞行器,例如大型飞机、火箭和人造卫星,既要确保结构的强度和稳定性(即刚度)又要使结构尺寸小 重量轻。这就要求使用比模量和比强度高的复合材料。50 年代以玻璃钢为代表的树脂基复合材料发展很快,而 60 年代复合材料的基体已扩大到了金属和陶瓷,金属基复合材料与树脂基复合材料相比有以下优点:横向力学性能和层间剪切强度高 工作温度高 尺寸稳定 不老化 不吸湿不放气。金属基复合材料的缺点是工艺复杂,难度大,成本很高。其发展应用水平远远不及树脂基复合材料。金属基复合材料有多种类型。例如除纤维增强金属外,还有难熔金属丝增强金属和共晶

复合材料等。这里仅就纤维增强的金属基复合材料作梗概介绍。上述增强树脂的纤维原则上多可用来增强金属。例如用 50% 的石英玻璃纤维增强铝合金,500 时能保持室温强度的 40%。有代表性的纤维增强金属复合材料有以下几种。

10.3.1 硼纤维增强的金属基复合材料

1. 硼纤维增强铝合金

(1) 硼纤维—铝性能特点。在金属基复合材料中 硼纤维增强铝 合金 复合材料是研究最成功、应用最广的一种。硼—铝复合材料把硼纤维的性能与铝合金的性能结合起来。有些硼—铝复合材料所得到的拉伸模量，特别是横纤维方向的弹性模量，高于硼—环氧树脂材料 也高于铝合金 7075 和钛合金 Ti—6Al—4V。在抗压强度和剪切强度方面，硼—铝复合材料也高于硼—环氧。硼—铝的高温性能和使用温度优于铝合金 7075 和硼—环氧。此外增强后的复合材料，疲劳性能也很优越，这是硼—铝复合材料在结构件上加以应用的主要原因之一。

增强金属基的硼纤维表面，一般要涂上一层 SiC，并把添 SiC 的硼纤维称为硼矽克 (Borsic)。涂 SiC 的原因是由于在硼—铝复合材料的制造和使用中大约于 500℃ 时 硼纤维和基体中的铝会形成 AlB_2 和氧形成 B_2O_3 ，即纤维与基体存在化学上的不相容性。涂了 SiC 后 提高了硼纤维的化学稳定性 避免了硼形成其它化合物。

(2) 硼纤维—铝复合材料基体。硼纤维增强的铝基体，往往因复合材料的制造工艺方法不同而不同。例如用热压扩散结合时，基体常采用变形铝合金。用液态金属浸润或铸造时，基体常选用铸造铝合金。总之 增强的基体可以是纯铝、变形铝合金 也可以是铸造铝合金。但实际上用得最多的基体是变形铝合金。

表 10-8 50% 体积 硼矽克增强铝合金
6061 复合材料的物理与力学性能

性能名称	单 位	数 值
密 度	g/cm^3	2.7
纤维方向的拉伸模量	$10^4 MPa$	20.7
横纤维方向的拉伸模量	$10^4 MPa$	20.7
剪切模量	$10^4 MPa$	8.27
纤维方向的拉伸强度	$10^4 MPa$	4.83
横纤维方向的拉伸强度	$10^2 MPa$	0.83~1.03
层间剪切强度	$10^3 MPa$	<0.90

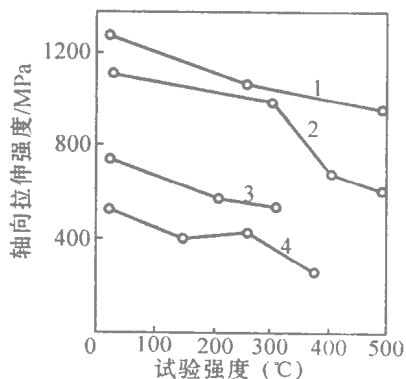


图 10-7 硼铝复合材料在不同温度下的拉伸强度曲线

1~48% (体积) 145 μm 硼 - 6061
2~50% (体积) 100 μm 硼 - 6061
3~25% (体积) 145 μm 硼 - 6061
4~25% (体积) 100 μm 硼 - 6061

(3) 硼纤维增强铝合金的性能。由 50% (体积) 硼矽克增强变形铝合金 6061 (Al—1% Mg—0.5Si) 的物理与力学性能如表 10-8 所示。不同含量、不同直径的硼纤维对复合材料在不同温度下拉伸强度的影响如图 10-7 所示。由图可知，试验温度升高，由于硼纤维强度下降，并且由于硼纤维和基体间反应引起硼纤维的弱化，致使图中各种硼—铝复合材料拉伸

强度降低。

(4) 硼—铝复合材料的工程应用。由于硼—铝复合材料密度比钛小，刚度比钛合金大，它的比强度也高，而且还有良好的抗蚀性，可安全的用于 300 或更高的温度。故目前硼—铝主要用途是用来制造航空发动机叶片（如风扇叶片等）和飞机或航天器蒙皮的大型壁板以及一些长梁和加强肋等。

10.3.2 石墨纤维增强的金属基复合材料

石墨同许多金属在高温下都存在化学反应活性，同时石墨在高温下产生氧化，加上制造上的困难，所以这类复合材料发展受到限制。但是石墨纤维强度、刚度高，密度低，又能大规模生产，而且和铝、镍、铜、镁等金属有一定的化学相容性。因此对石墨—铝，石墨—镍等复合材料进行了很多研究。

石墨纤维增强铝基复合材料，在 20℃ ~ 500 时的轴向拉伸强度可达的 690MPa 而在 500 时的轴向比强度比典型钛合金高 1.5 倍。石墨—铝的基体可以是纯铝、变形铝合金和铸造铝合金。石墨—铝用于结构材料，可作飞机蒙皮、直升机旋翼桨叶以及重返大气层运载工具的防护罩和涡轮发动机的压气机叶片等。但石墨—铝复合材料的制造工艺尚不完善，应用不像硼—铝那样成熟。

作为结构材料研究发展的石墨纤维增强镍基合金，在减轻重量的同时，可提高高温性能。在耐热材料方面，石墨增强镍基合金还在研究发展之中。

石墨短纤维增强的铝、铜、铅和锌复合材料，有较高的强度，良好的导电导热性和低的摩擦系数以及高耐磨性能，可作轴承等耐磨材料。

10.3.3 氧化铝晶须增强镍复合材料

氧化铝晶须的密度不到 4g/cm^3 ，熔点高，有优异的高温强度（900 以下强度下降不大）因此用它来增强镍和镍基高温材料意义很大。早在 60 年代已制出 Al_2O_3 —Ni 复合材料小试样，其抗拉强度如表 10-9 所示。由表可知，温度由室温增高到 1000℃（空气或氩）时，连续晶须试样的强度只降低了一半多些。有试验表明，不连续晶须的增强效果较差。

表 10-9 Al_2O_3 连晶须*—镍复合材料的抗拉强度性能

试验温度(℃)	晶须体积比(%)	复合材料强度(MPa)	比强度(10^4m)
25	22	1230	1.63
25	51	1050	1.68
25	39	1350	2.0
1000	21	495	0.67
1000	21	495	0.67
100	29	795	1.08

* 连续晶须指晶须长度贯穿试样的长度

尽管陶瓷氧化铝对金属镍或镍基合金有增强作用，可是由于镍基体与晶须间的化学不相容性，增强晶须与基体膨胀系数相差较大，晶须在制造复合材料排列困难而且由于晶须价格太高等原因，致使这类金属基复合材料的发展，受到一定限制。金属基中的增强材料，往

往存在某些局限性，近期研究表明，氮化硼连续纤维用作金属的增强材料，有利因素较多。开发氮化硼连续纤维的研究与生产，对金属基复合材料的发展将有重要作用。

10.4 复合材料在航空航天中的应用

金属基、金属间化合物基复合材料被称为 21 世纪的重要战略材料，越来越多地受到世界各国的高度重视，发展速度异常迅猛。其基体材料范围遍及铝、镁、钛、铜、高温合金、难熔金属及金属间化合物等。其增强剂涉及金属丝和各种氧化物与非氧化物陶瓷颗粒、晶须、短纤维、长纤维材料等。金属间化合物基复合材料被认为是满足发动机推重比提高一倍要求的、最有发展前途的材料。

高温结构碳/碳复合材料是由碳纤维增强体与碳基体组成的复合材料，简称 C/C 复合材料。它的密度是金属的 $1/3 \sim 1/4$ 、陶瓷材料的 $1/2$ 。在 1900℃ 以上甚至 2800℃ 时仍具有高强度、高模量、热膨胀系数低、导热好、耐热冲击、抗蠕变等优异性能。1986 年首次用于 F100 发动机的燃烧喷管。此外，还用于战略导弹的鼻锥、火箭发动机喷管喉衬、空间隔热瓦、隔热壁板、飞机刹车等。

日本研制的 C/C 复合材料在 1700℃ 下抗拉强度和弯曲强度可分别达到 330N/mm^2 和 425N/mm^2 ，据称是美国航天飞机用 C/C 复合材料性能的五倍。

但高温氧化是其弱点，基体与纤维界面氧化更甚。但采用 SiC 和 Si_3N_4 涂层可使 C/C 复合材料在 1750℃ 下起氧化保护作用；采用 $\text{SiC} + \text{HfB}_2$ 混合涂层可使其在 1900℃ 短时防氧化。涂层膨胀不匹配产生的裂纹，采用 B_2O_3 或硼酸玻璃密封裂纹，能起“自愈合”作用，可使其在 1400℃ 经受数百小时热循环的考验。

近年发展起来的烧蚀防热材料，利用在热流作用下使材料发生分解、熔化、蒸发、升华等物理、化学变化，借助材料表面的质量迁移带走大量的热量，从而达到耐高温的目的。主要应用于战略导弹弹头、航天器再入舱外表面和火箭发动机的喷管及喉衬。

洲际导弹头部再入大气层时，处于严重气动力的气动热环境中，温度急剧升高。如以高马赫数的速度再入，头部驻点温度可达 $8000^\circ\text{C} \sim 12000^\circ\text{C}$ ，大大超过一般材料的熔点和工作温度。随着弹头技术的发展，初期采用的烧蚀材料有玻璃/酚醛、石棉/酚醛复合材料。后来采用高硅氧/酚醛和碳/碳复合材料。近年来采用三向碳/碳、碳布细编穿刺、三维多向编织碳基复合材料。另外，缠绕工艺技术也在不断地更新换代，向多功能方向发展。

火箭发动机喷管和喉衬，一般工作温度为 3500°C 。喷管常规使用的烧蚀材料有高硅氧/酚醛复合材料或加抗氧化涂层的钼合金。喉衬用石墨、碳毡/碳、四向编织碳/碳等复合材料。这些材料耐烧蚀、抗冲刷性能好，因此得到广泛应用。

随着航天技术的发展，高硅氧/酚醛材料已逐步被碳/碳复合材料和高性能石墨材料所取代，这类材料主要是通过升华和辐射作用而大量吸热散热，称为升华辐射型烧蚀材料，在一定烧蚀条件下有效烧蚀热为 83600J/g (20000cal/g)，比熔化型高硅氧/酚醛的有效烧蚀热 15257J/g (3650cal/g) 高 5.5 倍。它的力学性能、抗热熔性能和高压烧蚀性能都优于后者。总之，复合材料在航空航天事业中有着广阔的应用前景。

参 考 文 献

1. 陆漱逸, 王于林编, 航空金属材料学, 北京: 国防工业出版社, 1979
2. 卢光照主编, 金属学教程, 上海: 上海科技出版社, 1985
3. 赵品, 谢辅洲, 孙文山主编, 材料科学基础, 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1999
4. 王晓敏编著, 工程材料学, 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1998
5. 谢希文主编, 材料科学和工程导论, 北京: 北京航空航天大学出版社, 1990
6. 王于林主编, 工程材料学, 北京: 航空工业出版社, 1992
7. 师昌绪主编, 新型材料与材料科学, 北京: 科学出版社, 1988
8. 周玉著, 陶瓷材料学, 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1995
9. 于春田主编, 金属基复合材料, 北京: 冶金出版社, 1995

前 言

本书是我校“十五”教材建设规划重点资助教材之一。适用于导弹工程系飞行器设计专业的教学需要，填补了该专业教材的一个空缺。

在编写过程中，编者广泛地收集了有关资料，进行了同类教材的对比研究，并吸取了它们的精华。在反映航空材料研究的最新进展方面也做了有益的尝试，力求把握教材的科学性、系统性和适用性。

鉴于航空材料内容丰富，新材料的研究发展快，但又必须考虑到学时的限制，我们设想编写出一本简明扼要，重点突出的教材，但限于编者水平的不足，加之时间又十分仓促，所以现在的这本教材离我们的初衷有一定的距离，争取在今后的教学实践中不断地予以完善。至于书中的疏漏和不妥之处在所难免，敬请同行专家和读者指正。

本书由张耀良、韩广才主编。张耀良编写了第 6~10 章，韩广才编写了第 1~5 章，并承担了书中图表的设计工作和全部初稿的打字任务。最后由张耀良对全书在文字上作了统一修改定稿。

本书主审导弹工程系主任周健生副教授在百忙中认真仔细地审阅了全部初稿，并提出了许多宝贵意见。

在成书过程中得到了我校导弹工程系、机械工程学院等有关同志的热情帮助，特别是杨世伟教授，从教材结构的安排到具体内容，都提出了不少中肯的建议，使我们受益匪浅，在此一并致以诚挚的谢意。

编者

2002 年 3 月