

（二）弹簧钢的化学成分

由于弹簧钢的性能要求以强度为主，因此它的化学成分有以下特点：

1. 中、高碳

目的是提高弹性极限和屈服极限。一般碳素弹簧钢的含碳量 $w_c = 0.60 \sim 0.90\%$ ，合金弹簧钢 $w_c = 0.50 \sim 0.70\%$ 。

2. 加入Si、Mn

Si和Mn是弹簧钢中经常应用的合金元素，目的是提高淬透性，强化铁素体（固溶强化），提高钢的回火稳定性，使在相同回火温度下具有较高的硬度和强度，其中Si的作用最大。但含硅量高时有石墨化倾向，并在加热时使钢易于脱碳，Mn增大钢的过热倾向。

3. 加入Cr、V、W

为了克服Si-Mn钢的缺点，加入这些碳化物形成元素，它们可以防止钢的过热和脱碳，提高淬透性（主要是Cr），V、W可以细化晶粒，并可保证钢在高温下仍具有较高的弹性极限和屈服极限。

（三）常用的弹簧钢

常用的弹簧钢牌号、热处理、机械性能等列于表11-10。碳素弹簧钢用于制造小截面（直径 $<12 \sim 15\text{mm}$ ）弹簧，缺点是淬透性差，当直径大于 $12 \sim 15\text{mm}$ 时在油中不能淬透，因此很多用其制成的弹簧是用冷拔钢丝和冷成形法制成的。合金弹簧钢一般以Si-Mn钢为基本类型，其中的65Mn钢的价格低廉，淬透性显著优于碳素弹簧钢，可以制造尺寸为 $8 \sim 15\text{mm}$ 的小型弹簧，如各种小尺寸的扁簧和座垫弹簧、弹簧发条等。60Si2Mn钢中由于同时加入了Si和Mn，用于制造厚度为 $10 \sim 12\text{mm}$ 的板簧和直径为 $25 \sim 30\text{mm}$ 的螺旋弹簧，油冷即可淬透，机械性能显著优于65Mn，常用于制造汽车、拖拉机和机车上的减振板簧和螺旋弹簧，汽车安全阀簧以及要求承受高应力的弹簧，还可用作低于 230°C 条件下使用的弹簧，但其工作温度不能超过 250°C 。当工作温度在 250°C 以上时，可以采用50CrV钢，它具有良好的机械性能，于 300°C 以下工作时弹性不减，内燃机的气阀弹簧就用这种钢制造。

（四）弹簧钢的热处理

弹簧的加工处理方法有两种类型：

1. 热成形弹簧

这类弹簧多用热轧钢丝或钢板制成，现以汽车板簧为例，其热成形制造弹簧的工艺路线大致如下：扁钢剪断→加热压弯成形后淬火中温回火→喷丸→装配。在淬火加热时，为了防止氧化和脱碳，应尽量采用快速加热，最好是在盐炉或带有保护性气氛的炉中进行，淬火后尽量快回火，以防延迟断裂。对于含Si弹簧钢来说，回火温度一般为 $400 \sim 450^\circ\text{C}$ ，其组织为回火屈氏体。此时的马氏体已充分分解，分解出的渗碳体以细小颗粒状分布在 α 相基体上。这时 α 相的回复过程也已充分进行，片状马氏体的孪晶结构已经消失，开始多边化，但亚结构尚未长大。钢中的残留奥氏体已经分解，钢中的内应力也已大幅度下降。钢的弹性极限达到了最高值。

弹簧钢也可以采用等温淬火，使钢在恒温下转变为下贝氏体，可提高钢的韧性和多冲强度。如果在等温淬火后再在等温温度作补充回火，则能进一步提高钢的比例极限和延迟断裂抗力。

弹簧的表面质量对使用寿命影响很大，表面微小的缺陷如脱碳、裂纹、夹杂、斑痕等，均

可使钢的疲劳强度降低,因此弹簧热处理后还用喷丸处理来进行表面强化,使表面层产生残余压应力,提高其疲劳强度。试验表明,60Si2Mn钢制作的汽车板簧经喷丸处理后,使用寿命提高了5~6倍。

2. 冷成形弹簧

对于直径较细或厚度较薄的弹簧,可以先进行强化处理(冷变形强化或热处理强化),然后卷制成形,最后进行回火和稳定尺寸。根据强化工艺的不同,可以分为以下三种情况:

(1) 铅淬冷拔钢丝:铅淬处理是将弹簧钢(一般为T8A、T9A、T10A)经正火酸洗后,先冷拔到一定尺寸,再加热到 $A_{c_1} + (80 \sim 100)^\circ\text{C}$ 奥氏体化,接着通过温度为 $500 \sim 550^\circ\text{C}$ 的铅浴进行等温冷却,以获得索氏体组织。此时钢丝具有很高的塑性和较高的强度。在此基础上进行多次冷拔,最后可获得表面光洁,并具有极高强度及一定塑性的弹簧钢丝,常称为白钢丝或琴弦丝,其强度可达 $3000\text{MN}/\text{m}^2$ 以上,这类钢丝经冷卷成形后,只进行消除应力的回火处理。

(2) 冷拔钢丝:这种钢丝也是通过冷拔变形强化,但未经铅淬处理。在冷拔工序中间加入一道 680°C 的中间退火,以提高塑性,使钢丝继续冷拔到最终尺寸。冷卷成弹簧后只进行消除应力的回火处理。

(3) 淬火回火钢丝:这种钢丝是在冷拔到最终尺寸后,再经淬火和中温回火处理,最后冷卷成弹簧。

以上三种强化方式的钢丝,在冷成形之后,必须进行回火,以消除应力,稳定尺寸。其回火温度一般为 $250 \sim 300^\circ\text{C}$,时间为1h。应当指出,对于退火状态供应的钢丝,冷卷成形后,仍须进行淬火中温回火处理,才能达到所要求的机械性能。

六、滚动轴承钢

(一) 滚动轴承的工作条件及对性能的要求

用于制造滚动轴承套圈和滚动体的专用钢称为滚动轴承钢。除了制作滚动轴承外,目前它还广泛用于制造各类工具和耐磨零件。轴承元件的工作条件非常复杂和苛刻,因此对轴承钢的性能要求非常严格,主要有以下几个方面:

(1) 很高的强度与硬度:轴承元件大多在点接触(滚珠与套圈)或线接触(滚柱与套圈)条件下工作,接触面积小,在接触面上承受着极大的压应力,可达 $1500 \sim 5000\text{MN}/\text{m}^2$ 。因此轴承钢必须具有非常高的抗压屈服强度和硬度,一般硬度应在HRC62~64之间。

(2) 很高的接触疲劳强度:轴承在工作时,滚动体在套圈之中高速运转,应力交变次数每分钟可达数万次甚至更高,容易造成接触疲劳破坏,如产生麻点剥落等。因此,要求轴承钢必须具有很高的接触疲劳强度。

(3) 很高的耐磨性:滚动轴承在高速运转时,不仅有滚动摩擦,而且还有滑动摩擦,因此要求轴承钢应具有很高的耐磨性。

除了以上要求外,轴承钢还应具有一定的韧性,对大气和润滑油的腐蚀抗力、尺寸稳定性等。

(二) 轴承钢的化学成分

1. 高碳

轴承钢中含碳量为 $w_c = 0.95 \sim 1.15\%$,以保证钢有高的硬度及耐磨性。决定钢硬度的主

要因素是马氏体中的含碳量，只有含碳量足够高时，才能保证马氏体的高硬度，此外，碳还要形成一部分高硬度的碳化物，进一步提高钢的硬度和耐磨性。

2. Cr、Si、Mn

常用的轴承钢以Cr为主要合金化元素，Cr一方面可以提高淬透性，另一方面还可以形成合金渗碳体，使钢中的碳化物非常细小均匀，从而大大提高钢的耐磨性和接触疲劳强度。Cr还可提高钢的耐蚀性。钢中Cr的含量不能太多，如若 $w_{Cr} > 1.65\%$ ，则将增加残余奥氏体的数量，降低硬度及尺寸稳定性。另外，Cr的含量过高，还会增加碳化物的不均匀性，降低钢的韧性和疲劳强度。因此，Cr的含量一般控制在 $w_{Cr} = 1.65\%$ 以下。制造大型轴承时，可进一步加入Si和Mn，以提高钢的淬透性。

3. 高的冶金质量

由于轴承的接触疲劳性能对钢材的微小缺陷十分敏感，所以非金属夹杂物对钢的使用寿命有很大影响。非金属夹杂物的种类、尺寸大小及形状不同，则影响的大小也不同。危害最大的是氧化物，其次为硫化物和硅酸盐，它们的多少主要取决于冶炼质量及铸锭操作，因此在冶炼和浇注时必须严格控制其数量。通常使 $w_s < 0.02\%$ ， $w_p < 0.027\%$ 。近年来广泛应用真空高频熔炼、自耗电极真空电弧熔炼以及真空脱氧处理，取得了显著效果。

(三) 轴承钢的牌号及热处理

轴承钢常用牌号列于表11-11，其中应用最广泛的是GCr15。轴承钢的热处理包括两个环节，首先是进行球化退火处理。球化退火的目的，一是降低硬度（GCr15钢的硬度降至179~207HB），以利于切削加工；二是获得均匀分布的细粒状珠光体，为最终热处理作好

表11-11 滚珠轴承钢的成分、热处理和用途

钢 号	主 要 化 学 成 分 $\times 100$							热 处 理 规 范			主 要 用 途
	w_C	w_{Cr}	w_{Si}	w_{Mn}	w_V	w_{Mo}	w_{Re}	淬火温度 ℃	回火温度 ℃	回火后 HRC	
GCr6	1.05~1.15	0.40~0.70	0.15~0.35	0.20~0.40				800~820	150~170	62~66	<10mm 的滚珠、滚柱和滚针
GCr9	1.0~1.10	0.9~1.12	0.15~0.35	0.20~0.40				800~820	150~160	62~66	20mm 以内的各种滚动轴承
GCr9SiMn	1.0~1.10	0.9~1.2	0.40~0.70	0.90~1.20				810~830	150~200	61~65	壁厚<14mm，外径<250mm的轴承套；25~50mm的钢球；直径25mm左右滚柱等
GCr15	0.95~1.05	1.30~1.65	0.15~0.35	0.20~0.40				820~840	150~160	62~66	与GCr9SiMn同
GCr15SiMn	0.95~1.05	1.30~1.65	0.40~0.65	0.90~1.20				820~840	170~200	>62	壁厚≥14mm，外径250mm的套圈；直径20~200mm的钢球，其它同GCr15
*GMnMoVRe	0.95~1.05		0.15~0.40	1.10~1.40	0.15~0.25	0.4~0.6	0.05~0.01	770~810	170±5	≥62	代GCr15用于军工和民用方面的轴承
*GSiMoMnV	0.95~1.10		0.45~0.65	0.75~1.05	0.2~0.3	0.2~0.4		780~820	175~200	≥62	与GMnMoVRe同

注：钢号前标有“*”者为新钢种，供参考。

组织准备。碳化物的形状、大小、数量和分布对最终性能影响很大，而碳化物的组织状态是很难由最后的淬火和回火改变的，因为淬火时有相当一部分碳化物不能溶解，它们的组织状态基本上仍是由球化退火决定的，所以应对球化退火严格控制。对GCr15钢来说，球化退火温度为780~810℃，保温时间根据炉子类型和装炉量确定，一般为2~6h，然后以10~30℃/h的速度冷却至600℃出炉空冷。若冷速太快，碳化物比较细小弥散，硬度较高，太慢则碳化物聚集长大，硬度较低。

淬火和低温回火是热处理的第二个环节，也是最后决定轴承钢性能的热处理工序。加热温度在 $A_{c1} \sim A_{c_{cm}}$ 之间，加热温度过高，将会增加残余奥氏体的数量，并会由于过热得到粗片状马氏体，以致急剧降低钢的冲击韧性和疲劳强度，对GCr15钢来说，淬火温度应严格控制在 $840 \pm 10^\circ\text{C}$ 范围内，淬火组织应为隐晶马氏体及细小均匀分布的碳化物和少量的残余奥氏体。

淬火后应立即回火，以消除内应力，提高韧性，稳定组织及尺寸。GCr15钢的回火温度为150~160℃，回火时间为2~3h，回火组织为回火马氏体、均匀细小的碳化物及少量的残余奥氏体。为了消除零件在磨削加工时产生的磨削应力，以及进一步稳定组织及尺寸，在磨削加工后再进行一次附加回火，回火温度为120~150℃，回火时间为2~3h。精密轴承必须保证在存放或使用过程中尺寸不发生变化，而尺寸变化的原因是由于存在未完全消除的内应力和残余奥氏体。为了保证尺寸的稳定性，淬火后还应立即进行冷处理，然后再回火，磨削加工后最后再进行一次尺寸稳定性处理（在120~150℃保温5~10h）。

除了高碳铬轴承钢外，用渗碳钢制造的滚动轴承也越来越受到重视。轴承的内外套圈及滚动体经渗碳—淬火—低温回火后，表面具有高硬度、耐磨性和抗接触疲劳性能，而心部具有很高的冲击韧性。目前国内主要用这类钢制造受冲击负荷的特大型轴承和少数中小型轴承，常用的钢号有20Mn、20NiMo、12Cr2Ni4A及20Cr2Mn2MoA等。值得注意的是，渗碳钢的加工性能很好，可以采用冷冲压技术，提高材料的利用率，经渗碳淬火后，在表层形成有利的残余压应力，提高轴承的使用寿命。因此国外已开始用来部分地代替高碳铬轴承钢，国内也开始了这方面的研究工作。

§ 11-5 工 具 钢

一、概述

工具钢是用以制造各种加工工具的钢种。根据用途不同，分为刃具钢、模具钢和量具钢三大类。按照化学成分不同，工具钢可分为碳素工具钢、合金工具钢和高速钢三类。根据含碳量及合金元素总量的不同，工具钢有中碳（ $w_c = 0.3 \sim 0.65\%$ ）、高碳（ $w_c = 0.7 \sim 1.35\%$ ）和超高碳（ $w_c > 1.4\%$ ）之分，或有低合金（ $w < 5\%$ ）、中合金（ $w = 5 \sim 10\%$ ）和高合金（ $w > 10\%$ ）之分。

各类工具钢由于工作条件和用途不同，对性能的要求也不同。但各类工具钢除了具有各自的特殊性能之外，在使用性能及工艺性能上亦有许多共同的要求。高硬度和高耐磨性是工具钢最重要的性能要求之一。工具材料若没有足够高的硬度和耐磨性是不能进行切削加工或成形的。否则，在应力作用下，工具的形状和尺寸都要发生变化。高硬度是保证高耐磨性的必要条件。而耐磨性的高低除了与硬度有关外，还决定于碳化物的类型、形态、大小、数量

和分布。为使工具钢,尤其是刀具钢具有足够高的硬度,一般采用高碳钢,其含碳量约在 $w_c = 0.65 \sim 1.55\%$ 之间,热处理后的硬度可达HRC60~65。为使钢具有足够高的耐磨性,还必须增加钢中碳化物的数量。钢中含有稳定性高、硬度高的特殊碳化物比只含渗碳体的耐磨性要高得多。此外,大量坚硬的碳化物细小均匀地分布可进一步提高钢的耐磨性。为此,工具钢中必须加入较多的强碳化物形成元素以形成 M_7C_3 、MC等类型的特殊碳化物,同时要适当的进行热处理。

对于刀具钢,尤其是高速钢以及热模具钢,除要求高硬度外,热稳定性和红硬性也是最重要的性能要求之一。热稳定性表示钢在使用变热过程中保持其原金相组织和性能的能力。红硬性表示工具在高温下仍然保持高硬度的能力。工具在高度切削或重载条件下工作时,受热温度较高,其耐磨性主要与钢的热稳定性有关。对于切削速度高的刀具,加入较多的W、Mo、V、Co等元素。形成稳定性很高的特殊碳化物,可以显著提高钢的热稳定性或红硬性。一般来说,碳素工具钢热稳定性最差,合金工具钢较高,高速钢最好。工具钢的热稳定性通常用加热时能保持一定硬度值的最高温度表示。例如,将淬火、回火后的高速钢加热至600、625、650℃或700℃等不同温度,重复加热4次,每次保温1h,以室温硬度保持HRC60的温度作为评定红硬性的标准。也有将正常淬火、回火钢在一定加热温度下(例如600℃)重复加热4次,每次保温1h,以室温硬度表示钢的红硬性。对于热模具钢,则常以直接测量在热状态下的硬度值表示其热稳定性。

淬透性是选择和使用工具钢时的另一个重要性能要求。提高钢的淬透性可以保证工具淬硬并获得高强度。淬透性高的钢可以采用较缓慢的冷却方式,有利于减小淬火工具的变形和内应力,并使工具获得均匀的性能。钢的淬透性低也影响工具钢的热稳定性和耐磨性。加入合金元素Si、Mn、Cr、Ni、V等可提高钢的淬透性。对于在较高温度下使用的模具钢和高速钢,要加入W、Mo、V等元素,使其具有高硬度和强度。根据加入合金元素的种类及数量,工具钢分为低淬透性钢、中淬透性钢和高淬透性钢三类。其中碳素工具钢,包括一部分低合金工具钢的淬透性低,通常采用急冷(如冷水)淬火。中合金工具钢淬透性较好,一般可以油淬,在150~180℃热介质中也能淬硬。高合金钢(如高速钢)淬透性很好,甚至空冷也能淬火。

此外,工具钢作为优质钢或高级优质钢,其化学成分、脱碳层及碳化物不均匀度等必须符合有关规定的标准。否则也会影响工具的使用寿命。

工具钢的使用寿命与热处理质量有关。一般工具钢均经淬火加低温回火处理,得到回火马氏体加粒状碳化物组织以保证所要求的性能。为此淬火加热温度一般选择在碳化物不完全溶解的温度范围,以保证淬火组织中有适量过剩碳化物。淬火后的低温回火可以消除内应力而又保持钢的高硬度和高耐磨性。对于需要高韧性的工具钢,例如热锻模,可采用淬火加高温回火处理以获得回火屈氏体或回火索氏体组织。

不同用途的工具钢也有各自特殊的性能要求。刀具钢主要要求高硬度、高耐磨性和红硬性以及一定的强度和韧性;冷模具钢要求高硬度、高耐磨性、较高的强度和一定的韧性;热模具钢则要求高的韧性和耐热疲劳性能;对于量具钢,除要求高硬度、高耐磨性外,还要求很高的尺寸稳定性。

二、刀具钢

(一) 刀具钢的工作条件及性能要求

刀具钢是用来制造各种切削加工工具的钢种。车刀、铣刀、刨刀、钻头、丝锥、板牙等

刀具在切削过程中, 刀刃与工件表面金属相互作用使切屑产生变形与断裂并从整体上剥离下来。故刀刃本身承受弯曲、扭转、剪切应力和冲击、震动负荷, 同时还要受到工件和切屑的强烈摩擦作用。由于切屑层金属变形以及刀具与工件、切屑的摩擦产生大量切削热, 使刀具温度升高, 有时高达600℃左右。刀具的失效形式有卷刃、崩刃和折断等, 但最普遍的失效形式是磨损。为了防止刀具卷刃, 刀具钢必须具有很高的硬度, 为此刀具钢应具备以高碳马氏体为基的组织。为了延长刀具的使用寿命, 刀具钢应有足够的耐磨性。为了防止刀具在切削过程中因温度升高而使硬度下降, 刀具钢必须具有高的红硬性。若在马氏体基体上分布着稳定性高、弥散度大的特殊碳化物颗粒, 则既能显著提高刀具钢的耐磨性, 又能保证刀具钢具有足够的红硬性。为了防止刀具由于冲击、振动负荷的作用而发生崩刃或折断, 刀具钢还必须具有足够的塑性和韧性。

(二) 碳素工具钢

碳素工具钢是含碳 $w_c = 0.65 \sim 1.35\%$ 的高碳钢。因其生产成本低, 冷、热加工性能好, 热处理工艺简单, 热处理后有相当高的硬度, 切削热不大时亦具有较好的耐磨性。因此碳素工具钢在生产上获得广泛的应用。

常用碳素工具钢的牌号、化学成分、热处理及用途如表11-12所示。含碳量在 $w_c = 0.6\%$ 以上的碳素工具钢淬火后的硬度均可达到HRC62~65。但含碳量对淬火并低温回火后钢的强度、塑性和韧性却有影响。含碳量低, 塑性和韧性好。高碳工具钢随着含碳量增加, 过剩碳化物增多, 钢的耐磨性增高, 而塑性和韧性下降。因此不同含碳量的碳素工具钢可用于不同性能要求的使用条件。含 $w_c = 0.65 \sim 0.74\%$ 的T7钢, 淬、回火后的硬度为HRC58, 具有较高强度和较好塑性, 适于制作承受冲击负荷或切削软材料的刀具, 如凿子、锤和木工工具。

表11-12 常用碳素工具钢的牌号、成分、热处理和用途

钢号	化 学 成 分 $\times 100$					热 处 理					应 用 举 例
	w_C	w_{Mn}	w_{Si}	w_S	w_P	淬 火			回 火		
						温度 ℃	冷却 介质	硬度 HRC	温度 ℃	硬度 HRC (不低于)	
T7	0.65~ 0.74	0.20~ 0.40	0.15~ 0.35	≤ 0.030	≤ 0.035	800~ 820	水	61~63	180~ 200	60~62	制造承受震动与冲击载荷、要求较高韧性的工具, 如凿子、打铁用模、各种锤子、木工工具、石钻(软岩石用)等
T7A	0.65~ 0.74	0.15~ 0.30	0.15~ 0.30	≤ 0.020	≤ 0.030	800~ 820	水	61~63	180~ 200	60~62	
T8	0.75~ 0.84	0.20~ 0.40	0.15~ 0.35	≤ 0.030	≤ 0.035	780~ 800	水	61~63	180~ 200	60~62	制造承受震动与冲击载荷、要求足够韧性和较高硬度的各种工具, 如简单模子、冲头、剪切金属用剪刀、木工工具、煤矿用凿等
T8A	0.75~ 0.84	0.15~ 0.30	0.15~ 0.30	≤ 0.020	≤ 0.030	780~ 800	水	61~63	180~ 200	60~62	
T10	0.95~ 1.04	0.15~ 0.35	0.15~ 0.35	≤ 0.030	≤ 0.035	770~ 790	水, 油	62~64	180~ 200	60~62	制造不受突然震动、在刃口上要求有少许韧性的工具, 如刨刀、冲模、丝锥、板牙、手锯锯条、卡尺等
T10A	0.95~ 1.04	0.15~ 0.30	0.15~ 0.30	≤ 0.020	≤ 0.030	770~ 790	水, 油	62~64	180~ 200	60~62	
T12	1.15~ 1.24	0.15~ 0.35	0.15~ 0.35	≤ 0.030	≤ 0.035	760~ 780	水, 油	62~64	180~ 200	60~62	制造不受震动、要求较高硬度的工具, 如钻头、丝锥、铰刀、刮刀等
T12A	1.15~ 1.24	0.15~ 0.30	0.15~ 0.30	≤ 0.020	≤ 0.030	760~ 780	水, 油	62~64	180~ 200	60~62	

$w_c = 0.75 \sim 0.9\%$ 的 T8A、T8Mn 钢，因淬透性较高，淬火组织较均匀，可用于制造截面稍大的木工工具或切削软金属的刀具。 $w_c = 0.95 \sim 1.04\%$ 的 T10 钢，热处理硬度为 HRC56~60，可用于制造要求硬度、耐磨性和强度较高并承受一般冲击的工具，如冲子、拉丝模、丝锥、车刀等。 $w_c = 1.15 \sim 1.2\%$ 的 T12 钢淬、回火后的硬度高达 HRC60~62，耐磨性好，但韧、塑性较低，可用来制作不受冲击、要求高硬度和耐磨性的刀具，如丝锥、锉刀、铰刀、刻刀等。

碳素工具钢在淬火并低温回火状态下使用。亚共析碳素刀具钢淬火温度在 A_{c1} 以上 $30 \sim 50^\circ\text{C}$ ，淬火后获得细针状马氏体加残余奥氏体。过共析钢淬火温度在 A_{c1} 以上 $30 \sim 50^\circ\text{C}$ ，淬火后获得隐晶马氏体和颗粒状未溶渗碳体及残余奥氏体。这种组织具有较高硬度和耐磨性。低温回火温度一般为 $150 \sim 180^\circ\text{C}$ ，回火时间一般为 $1 \sim 2\text{ h}$ 。回火目的是保持高硬度条件下消除淬火应力，提高塑性和韧性。碳素工具钢淬透性低，淬火时要采用水、盐或碱水溶液等激烈的冷却介质，因此淬火内应力很大，淬火后应及时回火，以免引起工具变形或开裂。只有形状复杂、尺寸很小的工具才进行油淬、分级淬火或等温淬火。

碳素工具钢锻、轧后、淬火前应进行球化退火处理，其目的是降低硬度、便于机加工，并为淬火准备均匀的粒状珠光体组织。

由于碳素工具钢的淬透性低，因此截面超过 $10 \sim 12\text{ mm}$ 的刀具只能使表面淬硬。碳素工具钢另一重大缺点是红硬性低，当工作温度超过 200°C 后，硬度明显下降而使刀具丧失切削能力。此外，碳素工具钢淬火加热易过热，导致钢的强度、塑性和韧性降低。因此，碳素工具钢通常只能用来制造截面较小、形状简单、切削速度较低的刀具，用来加工硬度低的软金属或非金属材料。

(三) 低合金刀具钢

低合金刀具钢是在碳素工具钢基础上加入 Cr、Mn、Si、W、V 等元素形成的合金工具钢。低合金刀具钢的含碳量为 $w_c = 0.75 \sim 1.5\%$ ，合金元素的总量在 $w = 5\%$ 以下。上述合金元素在低合金刀具钢中的作用是， w_c 为 $0.75 \sim 1.5\%$ 是为了形成适量的碳化物，以保证钢淬火回火后获得高硬度和高耐磨性；加入 Cr、Mn、Si 主要是提高钢的淬透性，同时也提高钢的强度和硬度；加入强碳化物形成元素 V、W 形成特殊碳化物 ($M_{23}C_6$, M_6C)，可以提高钢的耐磨性和硬度，并降低钢的过热敏感性、细化奥氏体晶粒、提高钢的韧性；加入 Si 还能提高钢的回火抗力，使淬火钢在 $250 \sim 300^\circ\text{C}$ 回火仍保持 HRC60 以上的硬度 (见图 11-22)。但 Si 量过高会增加钢的脱碳倾向并恶化加工性能，若 Si、Cr 同时加入钢中则能降低脱碳倾向。Mn 是扩大 γ 区的元素，能增加钢中残余奥氏体量，减少淬火工具的变形。但 Mn 量过高会增大钢的过热倾向。

我国常用低合金刀具钢的牌号、化学成分、性能及用途如表 11-13 所示。其中常用的钢种有 Cr、CrMn、9SiCr 和 CrWMn 等。滚动轴承钢也可作为低合金刀具钢选用。Cr 和 Cr2 钢含碳量高，硬度和耐磨性高， w_c 为 $0.7 \sim 1.5\%$ 可显著提高钢的淬透性，例如 Cr 钢在油中淬透尺寸为 $20 \sim 25\text{ mm}$ ，Cr2 钢则为 $30 \sim 35\text{ mm}$ 。因此，含 Cr 钢可以制造截面较大 ($20 \sim 35\text{ mm}$)、形

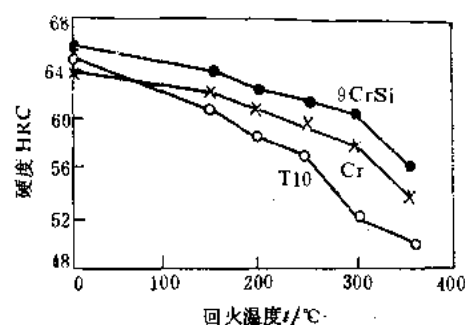


图 11-22 几种刀具钢的硬度与回火温度的关系

表11-13 低合金刀具钢的牌号、成分、热处理、硬度和用途

牌 号	化 学 成 分 $\times 100$					热 处 理				用 途
	w_C	w_{Mn}	w_{Si}	w_{Cr}	$w_{其他}$	淬 火 温 度/ $^{\circ}C$	淬火后 硬 度 HRC	回 火 温 度/ $^{\circ}C$	回 火 后 硬 度 HRC	
9SiCr	0.85~0.95	0.30~0.50	1.20~1.60	0.85~1.25		830~860油	62~64	150~200	61~63	板牙、丝锥、钻头、冷冲模
CrWMn	0.90~1.05	0.80~1.10	≤ 0.40	0.90~1.20	(w_W) 1.20~1.80	800~830油	62~63	160~200	61~62	板牙、拉刀、量规、形状复杂的高精度冲模
9Mn2V	0.85~0.95	1.70~2.30	≤ 0.40		(w_V) 0.10~0.25	760~780水	> 62	130~170	60~62	小冲模、汽压模、样板、丝锥
CrW5	1.25~1.50	≤ 0.40	≤ 0.40	0.40~0.70	(w_W) 4.5~5.50	800~850水	65~66	160~180	64~65	铣刀、刨刀
Cr6	1.30~1.45	≤ 0.40	≤ 0.40	0.50~0.70		800~810水	63~65	160~180	62~64	锉刀、刮刀、刻刀刀片
Cr	0.95~1.10	≤ 0.40		0.75~1.05		830~860油	62~64	150~170	61~63	铰刀、样板、测量工具、插刀
Cr2	0.95~1.10	≤ 0.40	≤ 0.40	1.30~1.65		830~850油	62~65	150~170	60~62	车刀、铰刀、插刀

状复杂的刀具，如车刀、铰刀、插刀等。

9SiCr钢淬透性很高，直径40~50mm的工具可在油中淬透，淬、回火后的硬度在HRC 60以上。和碳素工具钢相比，在相同回火硬度下（如HRC60），9SiCr的回火温度可提高100 $^{\circ}C$ 以上（见图11-22），故切削寿命提高10~30%。此外，9SiCr钢碳化物的分布较均匀。因此该钢可用于制造板牙、丝锥、搓丝板等精度及耐磨性要求较高的薄刃刀具。但该钢脱碳倾向较大，退火硬度较高，切削加工性差些。

CrWMn钢是一种微变形钢，具有高的淬透性、高的硬度和高的耐磨性。W能细化晶粒，改善韧性。由于该钢淬火后残余奥氏体较多，可以抵消马氏体相变引起的体积膨胀，故淬火变形小。因此CrWMn钢适于制造截面较大、要求耐磨和淬火变形小的刀具，如板牙、拉刀、长丝锥、长铰刀等。一些精密量具和形状复杂的冷作模具也常使用该钢种。

低合金刀具钢的热处理过程基本上与碳素工具钢的相同，在锻造或轧制以后要进行球化退火、淬火及低温回火，最终获得回火马氏体加未溶粒状碳化物组织。淬火和回火工艺参数如表11-13所示。与碳素工具钢相比，由于合金元素的作用，晶粒长大倾向小，淬火温度可高些。低合金刀具钢淬火后总存在少量剩余奥氏体，若用该类钢作量具，为稳定尺寸，淬火后常进行冷处理，使残余奥氏体转变为马氏体，然后进行低温回火。低合金刀具钢因含碳量高和含较多碳化物形成元素，在热处理前要进行反复的锻造或轧制，以破碎碳化物网，并使碳化物均匀分布于基体之中，以防存在于刀刃处的粗大碳化物在淬火时造成应力集中，产生微裂纹，在使用时产生崩刃现象。

低合金刀具钢红硬性虽比碳素刀具钢有所提高，但其工作温度仍不能超过250 $^{\circ}C$ ，否则硬度下降，使刀具丧失切削能力。因此，低合金刀具钢只能用于制造低速切削或耐磨性要求

较高的刨刀、铣刀、板牙、丝锥、钻头等刀具。

(四) 高速钢

高速钢是由大量W、Mo、Cr、Co、V等元素组成的高碳、高合金钢。它是适应高速切削的需要而发展起来的一类刀具钢。

高速钢的主要性能特点是具有很高的红硬性，钢在淬火、回火后的硬度一般高于HRC63，高的可达HRC68~70，后者通常称为超硬型高速钢。一般高速钢在高速切削时，刃口温度升高至600℃左右，硬度仍保持在HRC55以上。故高速钢能在较高温度下保持高速切削能力和耐磨性，同时具有足够高的强度，并兼有适当的塑性和韧性。高速钢还具有很高的淬透性，中、小型刀具甚至在空气中冷却也能淬透。因此高速钢广泛用于制造尺寸大、切削速度高、负荷重、工作温度高的各种机加工刀具，如车刀、铣刀、刨刀、拉刀、钻头，也可用来制造要求耐磨性的冷、热模具。

1. 高速钢的化学成分

我国主要高速钢牌号及化学成分如表11-14所示。由表可见，高速钢是含有大量多种合金元素的高碳钢。各种高速钢的化学成分均在C、W、Mo、Cr、V、Co等多种元素中变动。

高速钢中的碳是为了和碳化物形成元素Cr、W、Mo、V等形成碳化物，并保证得到强硬的马氏体基体以提高钢的硬度和耐磨性。研究指出，高速钢中含碳量只有和碳化物形成元素满足合金碳化物分子式中的定比关系时，才可获得最佳的二次硬化效果。

高速钢中加入W、Mo、V、Cr主要是形成VC(MC型)、 W_2C 、 Mo_2C (M_2C 型)、 $Cr_{23}C_6$ 以及 Fe_3W_3C 、 Fe_4W_2C (M_6C 型)等碳化物，这些碳化物硬度很高(如VC的硬度可达2700~2990HV)，它们在回火时弥散析出，产生二次硬化效应，显著提高钢的红硬性、硬度和耐磨性。

高速钢中加Cr主要是为了提高淬透性和耐磨性，也能提高钢的抗氧化、脱碳和抗腐蚀能力。

有些高速钢中加Co可显著提高钢的红硬性。Co虽然不能形成碳化物，但能提高高速钢的熔点，从而提高淬火温度，使奥氏体中溶解更多的W、Mo、V等元素，促进回火时合金碳化物的析出。同时Co本身可形成金属间化合物，产生弥散强化效果，并能阻止其它碳化物的聚集长大。

根据钢中的主要化学成分，高速钢分为W系、Mo系及W-Mo系三类。其典型牌号分别为W18Cr4V、Mo3Cr4V和W6Mo5Cr4V2等，其中W18Cr4V和W6Mo5Cr4V2是应用最广泛的高速钢。后者W和Mo的总量比前者W的量少，但V的含量较高。故前者耐磨性稍高，而后者红硬性较好。由于W的碳化物粒子比Mo的显著粗大，所以W18Cr4V的韧性比W6Mo5Cr4V2差。但是W6Mo5Cr4V2钢脱碳和过热倾向比W18Cr4V大，所以热处理要求严格。

2. 高速钢的铸态组织及其压力加工

$w_W = 18\%$ 、 $w_C = 4\%$ 的Fe-W-Cr-C系变温截面图(见图11-23)可用来分析W系高速钢的组织转变。图中合金I相当于W18Cr4V钢。钢从液态极缓慢冷却时，首先从液相中析出含碳和合金元素极少的高温铁素体(δ 相)，温度下降到 $L + \delta + \gamma$ 三相区时，进行三相包晶反应， $L + \delta \rightarrow \gamma$ ，形成奥氏体。在1345℃附近，开始发生四相包晶反应， $L + \delta \rightarrow \gamma + C'$ 。温度继续下降至1330~1300℃时，进入 $L + \gamma + C'$ 三相区，剩余液相发生共晶反应 $L \rightarrow \gamma + C'$ ，形成共晶莱氏体，到1300℃结晶过程结束。此时组织为奥氏体和沿奥氏体晶

表11-14 我国使用的高速钢的牌号和化学成分

钢 号	$w_C \times 100$	$w_{Si} \times 100$	$w_{Mn} \times 100$	$w_{Cr} \times 100$	$w_{Mo} \times 100$	$w_W \times 100$	$w_V \times 100$	$w_{Co} \times 100$	$w_{Al} \times 100$
W18Cr4V	0.70~0.80	≤ 0.40	≤ 0.40	3.80~4.40	≤ 0.30	17.50~19.00	1.00~1.40		
9W18Cr4V	0.90~1.00	≤ 0.40	≤ 0.40	3.80~4.40	≤ 0.30	17.50~19.00	1.00~1.40		
W12Cr4V4Mo	1.20~1.40	≤ 0.40	≤ 0.40	3.80~4.40	0.90~1.20	11.50~13.00	3.80~4.40		
W6Mo5Cr4V2	0.80~0.90	≤ 0.40	≤ 0.40	3.80~4.40	4.50~5.50	5.50~6.75	1.75~2.20		
W6Mo5Cr4V3	1.20	≤ 0.40	≤ 0.40	4.00	5.00	6.00	3.00		
W6Mo5Cr4V2Al	1.05~1.20	≤ 0.60	≤ 0.40	3.80~4.40	4.50~5.50	5.50~6.75	1.75~2.20	(w_{Nb})	0.80~1.20
W6Mo5Cr4V5SiNbAl	1.55~1.60	1.00~1.40	≤ 0.40	3.80~4.40	5.00~6.00	5.50~6.50	4.20~5.20	0.20~0.50	0.30~0.70
W10Mo4Cr4V3Al	1.30~1.45	≤ 0.50	≤ 0.50	3.80~4.50	3.50~4.50	9.00~10.50	2.70~3.20		0.70~1.20
W12Mo3Cr4V3Co5Si	1.20~1.30	0.80~1.20	≤ 0.40	3.80~4.40	2.80~3.40	11.50~13.50	2.80~3.10	4.70~5.10	
W12Mo5Cr4VCo8	1.05~1.15	≤ 0.40	≤ 0.40	3.80~4.40	3.0~10.0	1.00~2.00	0.80~1.50	7.50~8.50	

注：S、P含量均小于 $w = 0.030\%$

界呈鱼骨状分布的共晶莱氏体。继续冷却时，进入 $\gamma + C'$ 区，随着温度降低不断从 γ 相中析出二次碳化物（ M_6C ）。约在 $900 \sim 800^\circ\text{C}$ ，还析出 α 相。冷至 785°C 时发生共析反应 $\gamma \rightarrow \alpha + C''$ ，形成珠光体。因此，W18Cr4V钢在室温下的平衡组织为莱氏体、珠光体及碳化物。

但是，实际高速钢铸锭冷却速度较快，得不到上述平衡的铸态组织。图11-24为W18Cr4V钢的铸态组织。主要由粗大的共晶莱氏体网和黑色组织组成。共晶莱氏体是由 γ 和 M_6C 组成的机械混合物。 M_6C 以粗大鱼骨状的形式分布，其间充填的是共晶 γ 相。黑色组织叫 δ 共析体，它是由于液态包晶反应来不及充分进行保留下来的 δ 相在 $1340 \sim 1320^\circ\text{C}$ 发生共析分解的产物（ $\delta \rightarrow \gamma + M_6C$ ），类似于珠光体组织形态，故称为 δ 共析体。其组织特征是由细片状奥氏体和 M_6C 型碳化物组成的机械混合物。这种组织易被腐蚀，在低倍显微镜下又不能分辨其层片状结构而呈黑色，故称为黑色组织。在黑色组

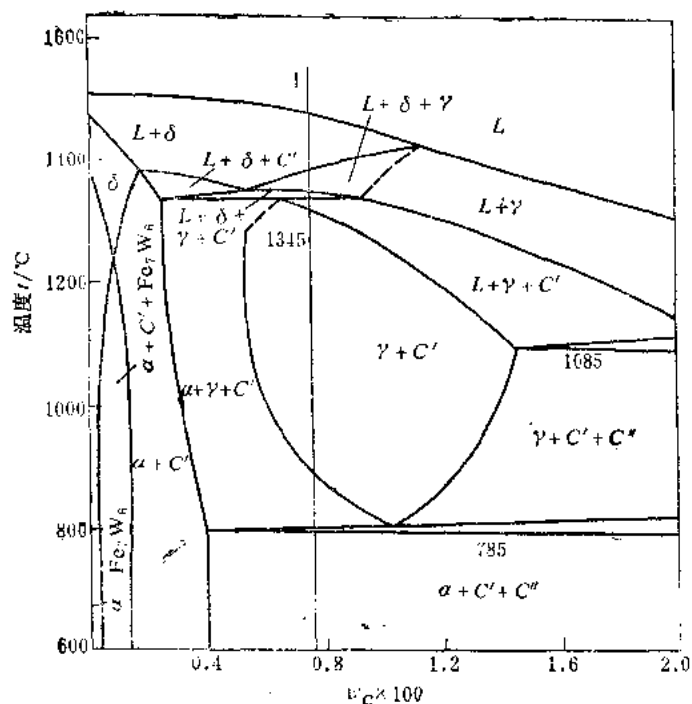


图11-23 Fe-W-Cr-V系变温截面

L—液相 δ 、 α —铁素体 γ —奥氏体 C' — M_6C C'' — $Cr_{23}C_6$

织易被腐蚀，在低倍显微镜下又不能分辨其层片状结构而呈黑色，故称为黑色组织。在黑色组

织的外面是高温包晶反应产物 γ 相在铸造冷却过程中由于冷却速度较快,不能进行共析反应而过冷到较低温度,转变为白色的马氏体和残余奥氏体,莱氏体中的碳化物仍以粗大鱼骨状存在。高速钢由于含有大量合金元素,虽然含碳量在 $w_c = 0.7 \sim 1.6\%$ 之间,但其铸态组织(或退火组织)中仍出现莱氏体,故属于莱氏体钢。由上可见,高速钢铸态组织和化学成分是极不均匀的,尤其是处于晶界处的鱼骨状的共晶莱氏体硬度很高(约HRC65~67),脆性很大。因此,高速钢通常不能直接在铸态下使用。铸态组织的这种不均匀性不能用热处理方法改变,只有通过热压力加工(锻造或轧制)才能打碎粗大的共晶碳化物并使之在钢中均匀分布。但是高速钢中共晶碳化物的数量很多,例如W18Cr4V钢中高达25~30%,在锻、轧过程中,随变形度增加,破碎后的碳化物颗粒沿变形方向呈带状分布,或呈变形的网络,尤其堆积于初生奥氏体晶界处。因此一般锻、轧后碳化物的分布仍保留着不均匀性。这种碳化物的不均匀分布显著降低高速钢刀具或钢材的强度和韧性,出现机械性能的各向异性,并影响钢的耐磨性和红硬性。如刀具刃口处存在粗大碳化物,则使用时易于发生崩刃现象。生产上高速钢中碳化物不均匀性按YB12—58的十级标准进行评级,以控制钢材质量,级别数越高,碳化物不均匀性越大。为了消除带状组织,改善碳化物分布的不均匀性。通常要增大锻、轧比,实行多向锻、轧。一些精密刀具,在成形之前往往采用反复多次激粗、拔长的锻、轧工艺。例如,经3~6次激粗、拔长后,可使碳化物不均匀性改善至1~2级以上。此外,通过降低浇注温度,改方锭为扁锭以减小粗大共晶莱氏体,或通过孕育处理细化晶粒等也能改善高速钢碳化物的不均匀分布。由于高速钢空冷可以发生马氏体转变,故锻、轧后应缓慢冷却,或终锻(轧)后直接入炉退火。

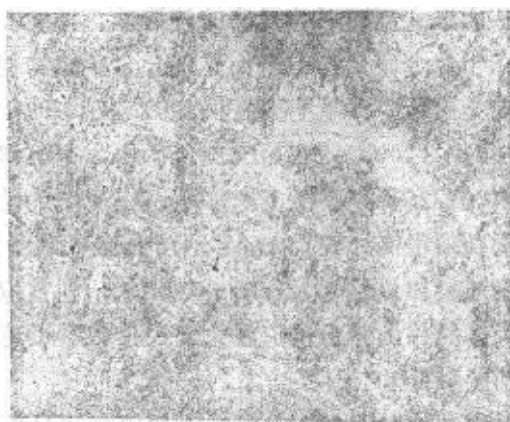


图11-24 W18Cr4V钢铸态组织 560×

3. 高速钢的热处理

高速钢热处理具有许多特点,但仍包括加工前的退火和成形后的淬火、回火两部分。

(1) 高速钢的退火:高速钢锻、轧后应进行退火,其目的是降低硬度,以利切削加工;同时也使碳化物形成均匀分布的颗粒,以改善钢淬、回火后的性能。退火工艺分普通退火和等温退火两种。对于W18Cr4V钢,普通退火加热温度为 $850 \sim 880^\circ\text{C}$ (A_{c1} 为 $820 \sim 840^\circ\text{C}$),保温2~4h后以 20°C/h 的速度缓冷至 $500 \sim 550^\circ\text{C}$ 出炉空冷。等温退火工艺是,加热 $850 \sim 880^\circ\text{C}$ 保温4h后,打开炉门快冷至 $720 \sim 760^\circ\text{C}$ 保温6h,再以 $40 \sim 50^\circ\text{C/h}$ 的速度冷却至 $500 \sim 550^\circ\text{C}$ 后出炉空冷。W18Cr4V钢退火后硬度为207~255HB,退火组织为在索氏体基体上分布着细小颗粒状的碳化物。高速钢退火温度不能超过 A_{c1} 过高,否则大量合金元素将溶入奥氏体中,使其在冷却时稳定性增大,退火后硬度偏高。高速钢退火后在冷变形过程中若塑性不够,可将钢在 $700 \sim 750^\circ\text{C}$ 进行短时(2h)高温回火,然后快冷,以提高塑性。

(2) 高速钢的淬火:高速钢淬火加热的最大特点是奥氏体化温度很高。W18Cr4V钢 A_{c1} 点约为 820°C ,如果加热至 $820 \sim 860^\circ\text{C}$,虽然珠光体转变为奥氏体,但此时奥氏体中碳和合金元素的含量很低,淬火后的硬度只有HRC45~50,不能满足使用性能的要求。只有将高

速钢中W、Mo、Cr、V等大量碳化物形成元素更多地溶解到奥氏体中时,才能充分发挥碳和合金元素的作用,淬火后获得高碳、高合金的马氏体,回火后才以合金碳化物形式析出,从而保证高速钢获得高的淬透性、淬硬性和红硬性。但是退火状态下这些合金元素大部分存在于合金碳化物中,而这些合金碳化物稳定性很高,需要加热到很高的淬火温度,才能使其向奥氏体中大量溶解。例如 Cr_{23}C_6 加热到 1100°C 才基本上全部溶入奥氏体中,VC加热至 $1000\sim 1200^\circ\text{C}$ 才开始向奥氏体中大量溶解,而钨碳化物(M_6C)在 1150°C 以上才开始迅速溶解, 1325°C 也不能完全溶解。因此,为使合金碳化物大量溶入奥氏体中,高速钢淬火加热温度必须很高。W18Cr4V钢淬火加热温度为 $1260\sim 1310^\circ\text{C}$,通常取 $1280\pm 5^\circ\text{C}$;W6Mo5Cr4V2钢淬火加热温度为 $1200\sim 1250^\circ\text{C}$,通常取 $1220\pm 5^\circ\text{C}$ 。高速钢淬火温度亦不能过高,否则奥氏体晶粒迅速粗化,残余奥氏体数量迅速增多,淬火变形和氧化、脱碳加剧,从而使高速钢性能降低。

高速钢淬火加热保温时间应保证足够的碳化物溶入奥氏体中而又不引起晶粒粗化。一般应根据刀具的形状、尺寸和加热设备而定。在高温盐炉中加热,按刀具厚度或直径计算,加热系数为 $8\sim 15\text{ s/mm}$ 。

高速钢中合金元素多,导热性差,工件由室温直接加热至很高的淬火温度时,容易产生内应力,引起变形或开裂。因此高速钢淬火加热时必须进行预热。形状简单、尺寸较小的刀具在 $800\sim 850^\circ\text{C}$ 一次预热即可。对于一些大件刀具或形状复杂的刀具,通常要采用 $500\sim 650^\circ\text{C}$ 及 $800\sim 850^\circ\text{C}$ 两次预热,预热时间等于或两倍于淬火加热时间。

虽然高速钢淬火加热后空冷也能获得马氏体,但为了防止钢在空冷时发生氧化、脱碳现象以及析出碳化物,影响钢的红硬性,一般小型或形状简单的刀具可采用油淬空冷的淬火方法。

由于W18Cr4V钢奥氏体等温转变曲线在 $400\sim 600^\circ\text{C}$ 之间存在一个过冷奥氏体非常稳定的区域(见图11-25)。因此可以采用分级淬火方法,以防止淬火变形和开裂。分级温度为 $580\sim 600^\circ\text{C}$,停留时间要严加控制,一般不超过 15 min ,随后在空气中冷却。对于象细长拉刀和薄片铣刀这样的刀具,淬火变形要求很严,淬火冷却时要采用 $580\sim 620^\circ\text{C}$ 和 $350\sim 400^\circ\text{C}$ 两次分级淬火,以进一步减小刀具的变形。

对于要求变形极微的精密刀具或模具,可采用 $260\sim 280^\circ\text{C}$ 、保温 $2\sim 4\text{ h}$ 的等温淬火。高速钢正常温度淬火后的组织为马氏体($\varphi = 60\sim 65\%$)、残余奥氏体($\varphi = 25\sim 30\%$)和

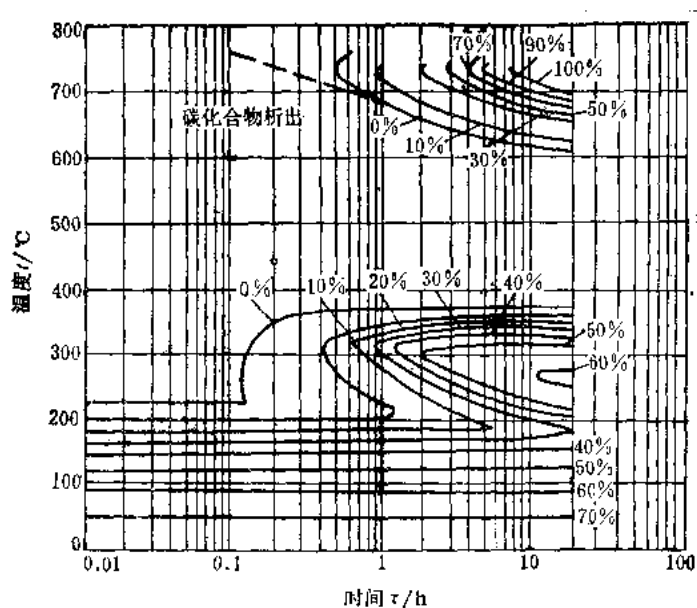


图11-25 W18Cr4V钢在 1290°C 奥氏体化后奥氏体的等温转变曲线
(图中的百分数指的是奥氏体转变产物的质量分数)

未溶合金碳化物 (约 $\varphi = 10\%$), 如图11-26所示。硬度为HRC62~64。等温淬火后的组织为下贝氏体 ($\varphi \approx 50\%$)、残余奥氏体 ($\varphi \approx 40\%$) 和未溶碳化物 ($\varphi \approx 10\%$)。硬度略低于正常温度淬火组织, 而冲击韧性较高。

(3) 高速钢的回火: 高速钢在正常温度下加热, 奥氏体中含有大量碳和合金元素, 使 M_s 和 M_f 点明显降低, 经油淬或分级淬火后钢中保留着大量残余奥氏体。多量的残余奥氏体降低钢的耐磨性, 影响尺寸稳定性。若经 $-70 \sim -80^\circ\text{C}$ 冷处理, 残余奥氏体可减少至 $\varphi = 6 \sim 8\%$, 经回火后可基本消除。一些高精密工件常采用这种工艺处理。

W18Cr4V钢正常淬火后, 在不同温度回火时硬度、强度和塑性的变化如图11-27所示。由图可见, 在 $150 \sim 250^\circ\text{C}$ 回火时, 由于从马氏体中析出 ϵ -碳化物, 使硬度略有下降, 而强度、塑性有所提高。回火温度从 250°C 增至 400°C 时, ϵ -碳化物转变为渗碳体型碳化物并开始发生聚集, 淬火内应力消除, 从而使钢的硬度有所下降, 塑性有所增加。回火温度在 $400 \sim 450^\circ\text{C}$ 之间时, 由于析出 Cr_{23}C_6 型碳化物, 使硬度又有提高。淬火高速钢回火时性能变化的最大特点是在 $500 \sim 600^\circ\text{C}$ 回火时具有二次硬化效应, 出现了硬度和强度的峰值, 塑性有所下降。所谓二次硬化是指淬火高速钢在 $500 \sim 600^\circ\text{C}$ 温度范围内回火时, 由于细小弥散的 W_2C 和 VC 型特殊碳化物从马氏体析出而使钢的硬度和强度明显升高的现象。其最高硬度值在 560°C 左右。回火温度提高至 600°C 以上时, 由于马氏体的迅速分解以及合金碳化物的聚集长大。钢的硬度、强度下降, 而塑性升高。

W18Cr4V钢中的二次硬化效应, 还与回火冷却过程中残余奥氏体转变为马氏体有关。淬火高速钢中的残余奥氏体因含有大量合金元素而具有很高的稳定性, 在 500°C 以下温度回火时, 无论在加热或冷却过程中都不发生转变。只有当回火温度升高至 $500 \sim 600^\circ\text{C}$ 时, 由于一部分碳化物析出降低了奥氏体中碳和合金元素的含量, 使 M_s 点升高而在回火冷却过程中转变为马氏体。这种因残余奥氏体在回火冷却过程中转变为马氏体而引起钢的硬度、强度升高的现象叫做二次淬火。高速钢由于加入大量合金元素, 使马氏体分解温度升高, 同时又能产生明显的二次硬化效果, 从而使高速钢具有很高的红硬性。为了使高速钢获得很高的硬度、红硬性和耐磨性, 一般高速钢淬火后都要在 560°C 进行回火。但是高速钢淬火后残余奥氏体量多而且

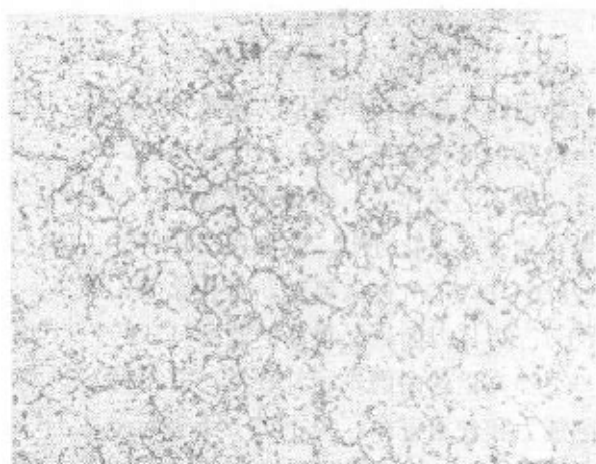


图11-26 W18Cr4V钢正常
温度淬火后组织 500×

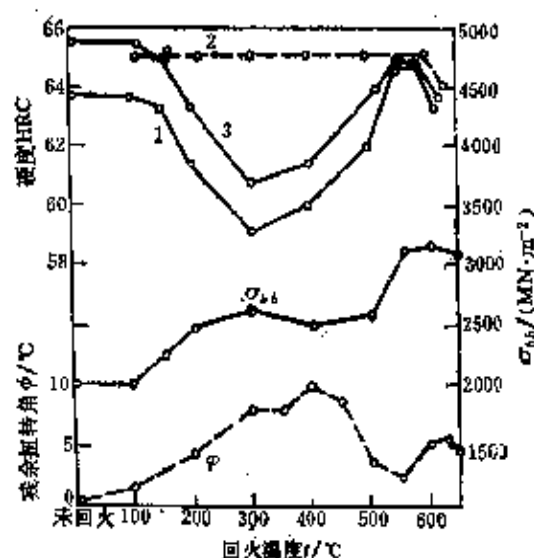


图11-27 回火温度对W18Cr4V钢 (1280°C
淬火) 硬度、强度和塑性的影响

1—油淬 2—油淬, 一次回火 3—淬火后冷至 -196°C

稳定,一次560℃回火只能对淬火马氏体起回火作用,不能使所有残余奥氏体转变为马氏体(见图11-28)。为了尽量多地消除高速钢残余奥氏体,通常要在560℃进行三次回火,每次回火1 h。经第三次回火后,残余奥氏体量降到了 $\varphi = 1 \sim 2\%$ 。高速钢回火后的组织为回火马氏体加颗粒状的合金碳化物及少量残余奥氏体。硬度高达HRC65~66。

除了上述淬火、回火热处理外,高速钢还可进行氮化等表面强化处理。例如用550~560℃的气体氮化或560~570℃气体软氮化,可使钻头、铰刀、丝锥、铣刀等刀具刃面达到很高的硬度(1000~1100HV),显著提高钢的耐磨性和红硬性,并提高这些刀具的切削能力和使用寿命。为了进一步提高刀具工作面的硬度和耐磨性,还可在刀具刃面喷涂5~20 μm 层厚的氧化钛、氮化钛及其它难溶化合物复层,从而得到极高的硬度(2500~4500HV)。

三、模具钢

模具钢是用来制造各种锻造、冲压或压铸成型工件模具的钢种。根据模具的工作条件,模具钢分为冷作模具钢和热作模具钢。

(一) 冷作模具钢

1. 冷作模具钢的工作条件及性能要求

冷作模具钢是指在常温下使金属变形的模具用钢,例如切边模、冷冲模、冷镦模、拉丝模、挤压模、搓丝模、弯曲模等。冷作模具的工作条件和刃具有些相似,但因被加工材料在冷态下变形,故变形抗力很大。冷作模具,如冲裁模在工作时承受很大的冲压力;而冷镦模和冷挤压模在工作时承受巨大的挤压力;凹模则承受巨大的张力。金属在变形时,模具工作面与工件之间产生强烈的摩擦作用。这就要求模具必须具有高的强度、高的硬度、高的耐磨性以及足够的韧性。此外,模具钢还应具备良好的工艺性能,最重要的是淬透性要高,淬火变形和开裂倾向要小。与刃具钢相比,冷作模具钢应当要求更高的淬透性、耐磨性和韧性,而红硬性的要求可低些,一般冷作模具工作时温度升高不会超过200~300℃。

2. 冷作模具钢合金化及其钢种选择

冷作模具钢的基本性能要求是高硬度和高耐磨性,故一般应是高碳钢。在冲击条件下工作的高强韧模具钢要求 w_c 为0.5~0.7%,而要求高硬度、高耐磨性的冷作模具钢的 w_c 为1.2~2.3%,都属于过共析钢。

冷模具钢中加入W、Mo、V等元素能形成弥散的特殊碳化物,产生二次硬化效应,并能阻止奥氏体晶粒长大,起细化晶粒作用。因此能显著提高冷模具钢的耐磨性、强韧性并减小钢的过热倾向。Cr、Mn、Si的主要作用是提高钢的淬透性和强度。Cr也能形成特殊碳化物,产生二次硬化,提高钢的耐磨性。对于要求高耐磨性、高淬透性和微变形的冷作模具钢,钢的 w_c 可提高至12%,这类钢淬火态有大量残余奥氏体($\varphi = 10 \sim 30\%$)和未溶碳化物($\varphi = 10 \sim 20\%$),既可提高钢的耐磨性,又能减小钢的淬火变形,并有极好的淬透性。Si可强烈提高钢的变形抗力和冲击疲劳抗力。Mn可以降低 M_s 点,使淬火后的残余奥氏体量

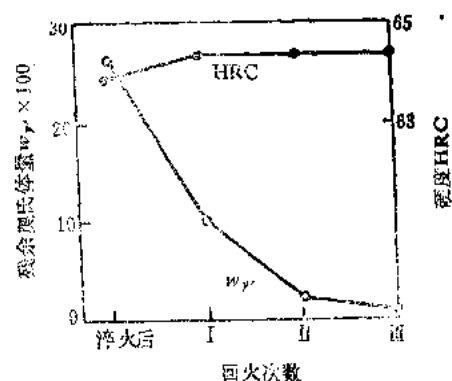


图11-28 W18Cr4V钢的残余奥氏体量和硬度与回火次数的关系
(回火温度560℃) I、II、III—分别为
一、二、三次回火

增加,故可减少工件淬火变形。因此Mn也是低变形钢的基本成分。对于工作中承受很重载荷的冷镦、冷挤压模具,需要很高的强度和韧性,通常采用降碳高速钢和化学成分相当于各类高速钢淬火后基体组织的所谓基体钢,这种钢的合金元素含量较低(一般为 $w = 10 \sim 15\%$),成本也低于一般高速钢。

根据钢的使用条件和承载能力,不同类型的冷作模具可以选用不同的钢种,由于冷作模具钢工作条件和性能要求与刀具钢有相同之处,故刀具用钢一般均可用作冷作模具用钢。

尺寸小、形状简单、负荷轻的冷作模具,如小冲头、剪薄钢板的剪刀可选用T7A、T8A、T10A、T12A等碳素工具钢制造。有些大型简单切边模,也可选用T8A、T10A、T12A等碳素工具钢制造。这类钢淬透性低,其中以T10A钢应用最普遍。

尺寸较大、形状复杂、淬透性要求较高的冷作模具,一般选用9SiCr、9Mn2V、CrWMn或GCr15等高碳低合金刀具钢或轴承钢。这类钢属低变形冷作模具钢。

尺寸大、形状复杂、负荷重、变形要求严的冷作模具,须采用中合金或高合金模具钢,如Cr12Mo、Cr12MoV、Cr4W2MoV、Cr2Mn2SiWMoV、Cr6WV等。这类钢淬透性高、耐磨性高,属于微变形钢。高速钢W18Cr4V、W6Mo5Cr4V2也满足这类模具的性能要求。但是选用高速钢作冷作模具主要是利用其高淬透性和高耐磨性,而不用其高红硬性的特点,故一般采用高速钢低温淬火,例如W18Cr4V钢采用 1100°C 淬火,可以提高钢的韧性,延长模具的使用寿命。

冷作模具钢的化学成分及热处理后的性能如表11-15所示。

表11-15 冷作模具钢的化学成分及热处理后的性能

钢 号	化 学 成 分 $\times 100$							淬 火 状 态		回 火 状 态	
	w_C	w_{Si}	w_{Mn}	w_{Cr}	w_W	w_{Mo}	w_V	温度/ $^\circ\text{C}$ 及 淬火介质	硬度 HRC	温度 / $^\circ\text{C}$	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	0.80~1.05	≤ 0.40	0.80~1.10	0.80~1.20	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	58	150~425	55~63
Cr6WV	1.00~1.15	≤ 0.40	≤ 0.40	5.50~7.00	1.10~1.50	—	0.50~0.70	1115~1130硝盐	60	510~520	60~62
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	960~1020油或空	60	150~210	58~62
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	960~980油	60	260~300	>60
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	1020~1040硝盐	60	500~540	60~62
								840~860油或空	60	180~200	62~64
								1180~1200	60	180~200	62~64

3. 典型冷作模具钢及其热处理

用作冷作模具的碳素工具钢、低合金刀具钢及轴承钢,其典型钢种及热处理已在前面介绍过,这里不作重复。下面仅就Cr12型冷作模具钢及其代用钢种进行讨论。

Cr12型冷作模具钢属于高碳高铬钢,代表钢种为Cr12、Cr12Mo、Cr12MoV,也包括Cr4W2MoV、Cr2Mn2SiWMoV等钢。这类钢的共同特点是具有高的淬透性、耐磨性、红硬

性和抗压强度。由于高硬度的碳化物热膨胀系数小，淬火钢残余奥氏体数量多，故Cr12型钢热处理变形很小。因此，Cr12型钢属于高耐磨、微变形的冷作模具钢，它是冷冲裁模、冷锻模的主要材料。

Cr12型钢含碳量在 $w_c=1.5\%$ 以上，合金元素含量（ $w_{Cr}\approx 12\%$ ），使S点和E点显著左移，钢中含有大量一次和二次碳化物，故Cr12型钢属于莱氏体钢。铸态组织为马氏体加共晶碳化物。退火和淬火组织中亦有大量碳化物。这些碳化物（主要是 Cr_7C_3 ）显著提高了钢的耐磨性。加入Mo和V能细化晶粒，提高钢的韧性。

和高速钢相似，Cr12型钢也有组织和碳化物不均匀性问题（按YB7—59标准评级）。由于含碳量高，共晶莱氏体数量多，碳化物不均匀性更为严重，故Cr12型钢脆性较大。为了克服这个缺点而保留Cr12型钢较高耐磨性的优点，相应发展了Cr5MoV、Cr6WV等高碳中铬型冷作模具钢。由于Cr和C量降低，碳化物数量少，碳化物不均匀性有所改善，因此韧性和切削加工性有所提高。改善Cr12型钢碳化物不均匀性的方法主要靠锻造，通过反复锻粗、拔长的锻造工艺，打碎一次或二次碳化物并使之均匀分布。钢经锻造后应缓慢冷却，随后进行退火，以消除内应力、降低硬度，并使碳化物球化。退火方法一般采用等温退火，例如Cr12MoV钢在 $850\sim 870^\circ\text{C}$ 加热 $3\sim 4\text{ h}$ ，尽快冷至 $730\sim 750^\circ\text{C}$ 等温 $6\sim 8\text{ h}$ ，炉冷至 500°C 然后空冷，可以获得粒状珠光体组织。退火后钢的硬度为 $207\sim 255\text{ HB}$ 。

Cr12MoV钢通常采用 $980\sim 1030^\circ\text{C}$ 油淬， $150\sim 180^\circ\text{C}$ 回火 $2\sim 3\text{ h}$ 。热处理后的硬度为HRC61~63。为了提高钢的韧性，可将回火温度提高至 $200\sim 275^\circ\text{C}$ ，硬度降低为HRC57~59。近期研究表明，采用 1030°C 油淬并 400°C 回火，可使模具获得最好的强韧性。用此工艺处理的冷锻模断裂抗力高，使用寿命长。Cr12型钢在 $275\sim 375^\circ\text{C}$ 之间存在回火脆性，应当避开这个回火温度区间。

Cr12MoV钢导热性差，为减小热应力，淬火加热前要在 $550\sim 650^\circ\text{C}$ 和 $820\sim 850^\circ\text{C}$ 进行两次预热。该钢含铬量高，淬透性好，小尺寸模具空冷即可淬火，采用油冷淬火是为了减少氧化、脱碳现象。对于形状比较复杂的模具，为减小变形和开裂倾向可在硝盐槽中进行 $250\sim 300^\circ\text{C}$ 分级淬火，对于形状特别复杂的模具甚至可采用多次分级淬火。

为了节约用Cr，简化锻造和淬火工艺，一些高精度的大、中型冷冲模具采用低温空淬微变形钢Cr2Mn2SiWMoV取代Cr12MoV钢。该钢的成分特点是高碳、合金元素含量较少（见表13-15）。Cr、Mo使钢获得高淬透性，较多的Mn和Cr使残余奥氏体量增加，故淬火变形很小，W、Mo、Si、V提高钢的耐磨性，降低过热敏感性。这类钢可采用轴向锻拔的较为简单的锻造工艺，淬火温度低（ $860\sim 920^\circ\text{C}$ ），空冷即可淬硬，淬火变形均匀。经 $200\sim 250^\circ\text{C}$ 回火可获得较高的强度和韧性。可见Cr2Mn2SiWMoV钢具有淬透性高、耐磨性好（与Cr12MoV相近）、淬火变形小、热处理工艺简单等优点，这是我国研制的一种Cr12-MoV代用钢。类似的钢种在美国、苏联、日本等国已广泛使用。

（二）热作模具钢

1. 热作模具钢的工作条件及性能要求

热作模具钢是使热态金属或液态金属成形的模具用钢。热作模具包括热锻模、热挤压模和压铸模三类。

热作模具在工作时与热金属相接触，模腔表面会受热升温至 $300\sim 400^\circ\text{C}$ （热锻模）、 $500\sim 800^\circ\text{C}$ （热挤压模），甚至高达千度以上（压铸模）。为此，热作模具钢应具有足够的高温硬

度和高温强度,即要求钢具有高的回火稳定性。热作模具在工作时还承受很大的冲击力和较大的摩擦、磨损,因此热模具钢必须具备良好的耐磨性和一定的韧性。热作模具在每次使热金属成形之后需用水、油或空气冷却,模腔表面金属由于反复急冷急热产生交变热应力作用而引起的龟裂现象称为热疲劳。因此,热模具钢应当具有高的抗热疲劳性能和抗氧化能力。对于尺寸较大的热作模具,为使整个截面性能均匀,热模具钢还应具有高的淬透性和较小的热处理变形。

为满足上述性能要求,热模具钢一般采用中碳钢($w_c = 0.3 \sim 0.6\%$),既保证钢的塑性、韧性和导热性,又不降低钢的硬度、强度和耐磨性。加入合金元素Cr、W、Mo、Si等能提高钢的高温硬度、强度和回火稳定性,同时还有助于提高钢的临界点 A_{c1} ,从而避免模具在受热和冷却过程中产生相变组织应力,有助于提高钢的抗热疲劳性能。此外,热模具钢加入Cr、Ni、Si、Mn等元素可以提高钢的淬透性。

我国常用热作模具钢的化学成分及热处理规范分别列于表11-16和表11-17中。

表11-16 热作模具钢的化学成分 (GB1299—77)

钢 号	$w_C \times 100$	$w_{Si} \times 100$	$w_{Mn} \times 100$	$w_{Cr} \times 100$	$w_{Mo} \times 100$	$w_W \times 100$	$w_V \times 100$	$w_{Nb} \times 100$
5CrMnMo	0.50~0.60	0.25~0.60	1.20~1.60	0.60~0.90	0.15~0.30			(w_{Ni})
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	4.50~6.50	1.00~1.50		0.30~0.50	
3Cr3Mo3V	0.25~0.35	≤ 0.50	≤ 0.50	2.60~3.50	2.50~3.50		0.30~0.60	(w_{Ti}) 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11-17 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/°C	硬度 HB	温度/°C	冷却介质	温度/°C	硬度 HRC	
5CrMnMo	780~800	197~241	830~850	油	490~640	30~47	中型热模(模高275~496mm)
5CrNiMo	780~800	197~241	840~860	油	490~660	30~47	大型热模(模高>406mm)
3Cr2W8V	830~850	267~255	1050~1150	油	600~620	50~54	压铸模、精锻或高速锻模、热挤压模
4Cr5MoSiV	840~900	190~229	1000~1025	油	540~650	40~54	热锻模、压铸模、热挤压模、精锻模
3Cr3Mo3V	845~900		1010~1040	空 气	530~600	40~54	热锻模
4Cr3W4Mo2VTiNb	850~870	180~240	1160~1220	油或耐盐	580~630	48~56	热锻模
5Cr4W5Mo2V	850~870	200~220	1130~1140	油	600~630	50~56	热锻模、压铸模

2. 典型热作模具钢及其热处理

热锻模是在高温下通过冲击压力迫使金属成形的热作模具,在工作过程中承受较大的冲击负荷和较高的单位压力。5CrNiMo和5CrMnMo是常用的热锻模用钢。中碳既保证淬火后获得一定的硬度,同时也具有良好的淬透性和导热性。加入Cr($w_{Cr} = 1\%$)可提高钢的淬透性,冲击韧性和回火稳定性。Ni能显著提高钢的强度、韧性和淬透性。Mo能细化晶粒,提高韧性、提高回火稳定性,减小过热倾向和回火脆性。因此,5CrNiMo具有最佳综合性能。其冲击韧性和淬透性均优于其它模具用钢。通常用于形状复杂、冲击负荷大的大型或特大型热锻模(边长达600mm)。5CrMnMo以Mn代Ni,虽然强度不降低,但塑性、韧性及淬透性均比5CrNiMo钢低,过热敏感性稍大。因此5CrMnMo一般用来制造中、小型热锻

5: (当长为 400 mm 以下)。

热锻模用钢在工作时承受很高应力和冲击,应当具有均匀的组织 and 性能。尤其是尺寸较大的锻模,通常要进行多向锻造,并反复锻粗和拔长。锻造后应缓冷以防生成白点。

锻模坯料锻后应进行退火,5CrNiMo 钢退火加热温度为 780~800℃,电炉加热一般保温 4~6 h,炉冷至~500℃空冷。退火后硬度为 197~241 HB。5CrNiMo 或 5CrMnMo 钢淬火温度通常为 830~860℃,由于钢的淬透性好,可以采用空冷、油冷、分级淬火或等温淬火。尺寸较大的锻模,为了防止淬火变形或开裂,应先在空气中预冷至 750~780℃,然后油冷至 150~200℃并出油空冷。模具淬火后应立即回火。锻模的回火温度应根据其尺寸大小和硬度要求决定。小型模具要求硬度 HRC44~47,回火温度为 490~510℃,得到回火屈氏体组织;中型模具硬度要求 HRC38~42,回火温度为 520~540℃,得到回火屈氏体或回火索氏体组织;大型模具硬度要求 HRC34~37,回火温度为 560~580℃,得到回火索氏体组织。较低的回火硬度可以保证锻模足够的韧性。一般来说,锻模燕尾部分的回火温度应比工作部位回火温度高 60~80℃以使这部分保持较高的韧性。亦可在锻模淬、回火后对燕尾再进行一次 600~650℃高温回火,得到均匀回火索氏体组织。为了减小锻模内应力,回火加热应缓慢升温或预热。回火后应油冷,以防止第二类回火脆性。

热挤压模或压铸模在工作时与热态金属长时接触,受热温度高达 500~800℃甚至千度以上,同时还承受很高的应力,因此高的热稳定性,高的高温强度和耐热疲劳性能是这类模具用钢的主要性能要求。我国新标准中属于这种高热强模具钢的代表钢号有 3Cr2W8V、4Cr5MoSiV 等。3Cr2W8V 钢中 W 含量较高,回火稳定性高,在 500~600℃回火时能析出 W_2C 、VC 等碳化物,产生二次硬化,故该钢具有较高的红硬性、耐磨性和热稳定性。W 还提高钢的 M_s 点,故可提高钢的热疲劳抗力。Cr 主要提高钢的淬透性,并可提高热疲劳抗力、抗氧化性和抗蚀性。少量的 V 能细化晶粒,提高耐磨性。3Cr2W8V 钢的主要缺点是脆性较大,室温下抗冲击能力较差。3Cr2W8V 钢虽然仅含碳 0.3%,但由于 W、Cr 含量高,使其相当于过共析钢。锻造后应进行不完全退火。退火温度为 830~850℃,退火组织为铁素体加颗粒状碳化物 ($M_{23}C_6$ 及 M_6C 型),退火后硬度为 207~255 HB。

为使 $M_{23}C_6$ 及 M_6C 型碳化物较多地溶解到奥氏体中又不使晶粒粗化,对于冲击负荷较大、尺寸较大的 3Cr2W8V 钢模具,其淬火温度以 1050~1100℃为宜。对于冲击负荷较小的模具,淬火温度可提高到 1140~1150℃。3Cr2W8V 钢淬透性很好,一般采用油冷即可,但对形状复杂的模具必须采用分级或等温淬火。

和高速钢回火相似,3Cr2W8V 钢大约在 550℃左右,从马氏体中析出弥散合金碳化物,产生明显二次硬化。回火温度升高到 600~650℃时硬度显著下降。回火硬度处于峰值时,冲击韧性最低。通常回火温度的选择应根据性能要求和淬火温度高低决定(见表 11-18)。回火次数以进行 2~3 次为宜。多次回火不仅能保证模具的红硬性,也能大大减少模具裂纹的形成。

研究表明,适当提高 3Cr2W8V 钢的回火温度、降低硬度,可以提高钢的断裂韧性,有利于提高热挤压模具的热疲劳抗力和防止模具的早期脆断。

为了克服 3Cr2W8V 钢热疲劳抗力较低的缺点,发展了 $w_{Cr}=5\%$ 型热作模具钢。4Cr5MoSiV 是其中代表钢号之一。这类钢的主要特点是含铬量高,淬透性高,淬火时空冷即得到马氏体组织;钢在 500~600℃回火,由于 Mo_2C 、 V_4C_3 等合金碳化物弥散析出产生二次硬化,因此有较高的回火稳定性。钢的高温强度、热疲劳抗力及抗氧化性能也优于钨系钢。

表11-18 3Cr2W8V钢硬度与淬火温度和回火温度的关系

淬火温度/℃	淬火后硬度HRC	回 火 后 硬 度HRC					
		500℃	550℃	600℃	650℃	650℃	700℃
1050	49	46	47	48	49	36	27
1075	50	47	48	44	41	37	30
1100	52	48	49	45	42	40	32
1150	55	49	53	50	47	45	34
1250	57	—	54	52	—	49	40

虽然同3Cr2W8V钢相比,该钢出现二次硬化峰值的回火温度稍低,其回火抗力也略低于前者,但韧性比前者高,抗热疲劳性能比前者为优。因此,用Cr系钢制作的热挤压模具能适应急冷急热的工作条件。

四、量具钢

(一) 量具钢的工作条件及性能要求

量具钢是用以制造各种度量工具的钢种。卡尺、千分尺、块规等各种量具主要用于计量工件的尺寸。量具在使用和存放过程中保持其尺寸精度是量具钢最基本的性能要求。为此,量具钢必须具有高的尺寸稳定性。热处理后的钢由于残余奥氏体转变、马氏体分解及残余内应力作用会引起其尺寸变化。因此,精密量具必须尽量减少不稳定组织和降低内应力。量具在使用中常与被测工件接触,易于发生磨损和碰撞。因而要求量具有高的硬度和耐磨性,并有一定的韧性。对于块规等量具,为保证彼此紧密接触和贴合,要求有很高的表面光洁程度。为此除要求高硬度外,还应要求钢材纯净,组织致密,不允许有粗大碳化物或大块非金属夹杂物。此外,量具钢还应具有一定的淬透性,较小的淬火变形和良好的耐蚀性。

为了满足上述性能要求,量具钢的含碳量较高($w_c=0.9\sim1.5\%$),以保证足够的硬度和耐磨性。钢中加入Cr、Mn、W等合金元素能形成大量合金碳化物,从而进一步提高钢的耐磨性,同时这些元素也提高钢的淬透性,从而允许采用较缓慢的介质淬火,有利于减少淬火应力和变形。这些元素还能提高钢的回火稳定性,使马氏体或残余奥氏体稳定性增加,使其在常温使用时不发生转变,以保证量具的尺寸稳定性。

(二) 常用量具钢及其热处理

根据量具的种类及精度要求,量具可选用不同的钢种。

形状简单、精度要求不高的量具可选用碳素工具钢,如T10A、T11A、T12A。但碳素工具钢淬透性低,尺寸大的量具需采用水淬会引起较大变形。因此这类钢只能制造尺寸小、形状简单、精度较低的卡尺、样板、量规等。

精度要求较高的量具(如块规、塞规等),通常选用高碳低合金工具钢,例如Cr2、GCr15、CrMn和CrWMn等。由于这类钢是在高碳钢中加入Cr、Mn、W等元素,可以增大淬透性,减小淬火变形,提高钢的耐磨性和尺寸稳定性。

对于形状简单、精度不高、使用中易受冲击的量具,如简单平样板、卡规、直尺及大型量具,可采用渗碳钢15、20、15Cr、20Cr等制造。量具经渗碳、淬火并低温回火后表面具有高硬度、高耐磨性,心部保持足够的韧性。用中碳钢50、55、60、65制作量具经调质后再进行高频表面淬火,亦可保证量具的尺寸精度。

在腐蚀条件下工作的量具可选用不锈钢4Cr13、9Cr18制造,经淬火后钢的硬度达到

HRC56~58, 可同时保证量具具有良好耐蚀性和足够的耐磨性。

若量具要求特别高的硬度、耐磨性及尺寸稳定性, 可选用渗氮钢 38CrMoAl 或冷模具钢 Cr12MoV 制造。38CrMoAl 钢经调质后精加工成形, 氮化后研磨可使量具有高的耐磨性, 良好的抗蚀性及尺寸稳定性。Cr12MoV 钢经调质或淬、回火后再进行表面渗氮或碳、氮共渗, 亦可使量具具有很高的耐磨性、抗蚀性和尺寸稳定性。

对用于制造量具的过共析钢, 例如低合金工具钢等, 通过正常的淬火和低温回火可以获得高硬度和高耐磨性。但在热处理工艺上应采取一些附加措施, 以保证量具的尺寸精度。量具淬火时, 在保证高硬度、高耐磨性条件下要尽量降低淬火加热温度; 淬火加热时量具要进行预热, 这样可以减小加热和冷却过程中的温差及淬火应力。淬火冷却采用油冷而不进行分级或等温淬火, 否则残余奥氏体量增加过多影响量具的尺寸稳定性。量具低温回火时间一般较长, 以提高钢的组织稳定性, 保证量具的尺寸精度。精度要求较高的量具淬火后要进行冷处理, 使残余奥氏体继续转变为马氏体, 减少残余奥氏体数量可增大钢的尺寸稳定性。一般淬火冷却至室温应立即在 $-70 \sim -80^{\circ}\text{C}$ 进行冷处理, 以免残余奥氏体发生陈化稳定。精度要求特别高的量具在低温回火后有时还要再进行一次冷处理, 以进一步消除残余奥氏体, 并相应再增加一次低温回火。或者在淬、回火后进行 $120 \sim 130^{\circ}\text{C}$ 、几小时至几十小时的人工时效处理, 使马氏体析出碳化物、降低其正方度, 使残余奥氏体稳定并消除残余内应力, 从而使量具尺寸进一步趋于稳定。

§ 11-6 特殊性能钢

具有特殊使用性能的钢种叫做特殊性能钢。特殊性能钢包括不锈钢、耐热钢、超高强度钢、耐磨钢、磁钢等。本节只讨论机械工程中最常用的几种特殊性能钢。

一、不锈钢

不锈钢是石油、化工、化肥等工业部门中广泛使用的金属材料。各种容器、管道、阀门、泵等总是同各种腐蚀性气体和介质相接触, 在工作中常因腐蚀而失效。通常所说的不锈钢是不锈钢和耐酸钢的总称。所谓“不锈钢”是指能抵抗大气及弱腐蚀介质的钢, 而“耐酸钢”是指在各种强腐蚀介质中耐蚀的钢。实际上没有绝对不锈、不受腐蚀的钢种, 只是在不同介质中腐蚀速度不同而已。

(一) 金属腐蚀的概念

金属腐蚀的形式有两种, 一种是化学腐蚀, 一种是电化学腐蚀。化学腐蚀是金属直接与周围介质发生纯化学作用。例如钢在氧化性气氛中加热发生氧化反应形成氧化铁皮。电化学腐蚀是金属在酸、碱、盐等电介质溶液中由于原电池的作用而引起的腐蚀。

钢在电介质中由于本身各部分电极电位的差异, 在不同区域产生电位差, 如图 11-29 所示, 例如 I 区电位低, 为阳极; II 区电位高, 为阴极。电介质溶液在钢的这两个区域发生不同的反

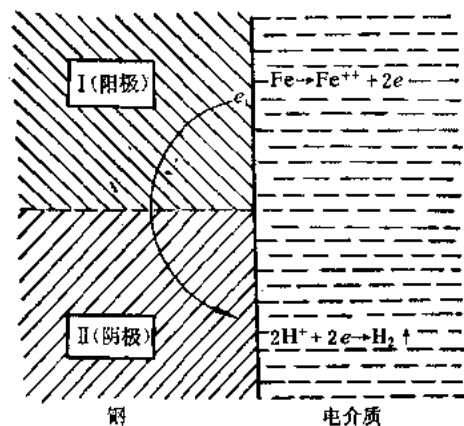


图 11-29 金属腐蚀过程原电池作用示意图

应。在阳极发生氧化反应： $\text{Fe} \rightarrow \text{Fe}^{++} + 2e$ ，即铁原子变成离子进入溶液，而在阳极区留下价电子。在阴极（Ⅱ区），介质中的氢离子接受阳极流来的电子发生还原反应： $2\text{H}^+ + 2e \rightarrow \text{H}_2$ 。显然，电位较低的阳极区将不断被腐蚀，而电位较高的阴极区受到保护，不被腐蚀。可见，金属在电解质溶液中的腐蚀是由于形成腐蚀原电池的结果。钢中的阳极区是组织中化学性较活泼的区域，例如晶界、塑性变形区、温度较高的区域等；而晶内、未塑性变形区、温度较低的区域等则为阴极区。显然，钢的腐蚀原电池是由于电化学不均匀性引起的。钢的组织 and 化学成分不均匀会产生原电池，例如钢中碳化物、硫化物、夹杂物等第二相和基体，晶内和晶界会产生电极电位差。变形和应力的不均匀分布也会造成各部分之间产生电极电位差。微阴极和微阳极电极电位差越大，阳极电流密度越大，钢的腐蚀速度越大。

但是钢的实际腐蚀速度总比计算值要小得多。这是由于在原电池作用接通开始和腐蚀过程中，系统的总电阻没有改变，故腐蚀电流逐渐减小并很快稳定在一定数值上，使阳极和阴极的电极电位差发生改变，产生所谓极化作用。阳极电位由负向正升高叫做阳极极化。阴极电位由正向负降低叫做阴极极化。

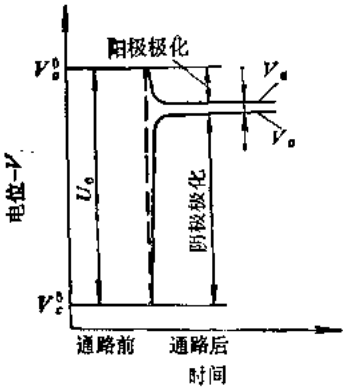


图 11-30 原电池接通后阴阳两极电位变化示意图

图 11-30 是两极接通前后电位的变化。图中 V_a 和 V_c 分别表示原电池正在作用时阴阳两极的稳定电位。显然，极化作用使腐蚀电流强度降低，因而降低了钢的腐蚀速度。阳极极化是由于腐蚀过程中阳极表面形成了保护膜（氧化膜），阻碍了阳极金属与溶液接触，阻止阳极过程进行，阻止金属形成离子进入溶液，降低了阳极表面电荷密度，导致阳极电位升高，从而显著减慢金属的腐蚀。消耗电子的阴极过程速度比阳极流来电子的速度低，使阴极过程受阻，结果在阴极造成电子堆积，升高了阴极表面电荷密度，导致阴极电位降低，产生所谓阴极极化。

（二）不锈钢的合金化原理

提高钢耐蚀性的方法很多，如表面镀金属、涂非金属层、电化学保护和改变腐蚀环境、介质等。但是钢件在高温、高压以及强腐蚀性介质下工作时，利用合金化方法，提高材料本身的耐蚀性是最有效的控制腐蚀的措施。

加入合金元素 Cr、Ni、Si 等提高基体金属的电极电位，减少微电池数目，可有效地提高钢的耐蚀性。Cr 是决定不锈钢耐蚀性的主要元素。它能提高铁的电极电位，故可提高其耐蚀性。当 Cr 加入铁中形成固溶体时，其电极电位随着 Cr 量增加呈突变式变化（ $\frac{n}{8}$ 规律），Cr 的摩尔比（ r_{Cr} ）达 12.5%、25%……，即达 1/8、2/8…… $n/8$ 时，铁的电极电位突然显著升高（图 11 31），腐蚀则跳跃式地显著减弱。 r_{Cr} 为 12.5% 时，可折合 w_{Cr} 为 11.6%。如果考虑钢中 C 和 Cr

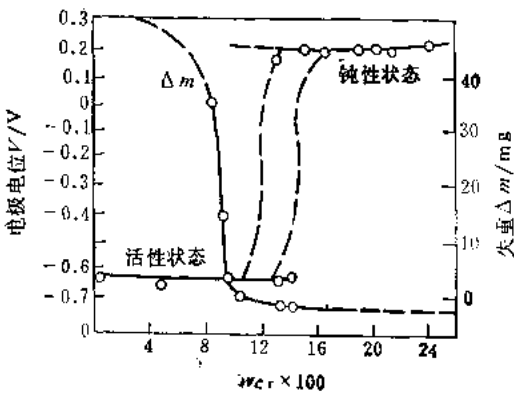


图 11-31 铁铬合金在浓度为 1 mol/L 的 H_2SO_4 溶液中相对于甘汞电极的电极电位及这种合金在浓度为 3 mol/L 的 HNO_3 溶液中腐蚀后的失重量 Δm

形成一系列碳化物夺走基体中的一部分 Cr, 不锈钢总的铬含量应当超过上述数值 (如 $w_{Cr} = 11.6\%$)。因此, 一般不锈钢中含铬量均在 $w_{Cr} = 13\%$ 以上。在 Cr 钢中加 Ni, 也能显著提高基体的电极电位, 但 Ni 较为稀缺。Si 虽然也能提高基体的电极电位, 但当 $w_{Si} > 4 \sim 5\%$ 时, 钢的脆性很大, 不能锻、轧。因此, Cr 是提高钢电极电位的主要元素。

加入合金元素使钢在室温下获得单相固溶体组织, 也能减少微电池数目, 从而有效提高钢的耐蚀性。不锈钢中的 Ni、Mn、Cu 等都是扩大 γ 区的元素。从图 11-32 可见, 随含镍量增多, A_3 点降低, A_4 点升高; 当超过一定含镍量后, Fe-Ni 合金不再出现 α 相, 从高温到室温都是单相奥氏体。Cr 是很强的铁素体形成元素, 当含铬量超过 12.7% 时, Fe-Cr 合金为单相铁素体组织 (见图 11-33)。

在钢中加入合金元素使钢的表面形成结构致密、不溶于腐蚀介质、电阻又高的保护膜亦能显著提高钢的耐蚀性。改变金属的表面状态, 使电极电位升高的现象称为钝化。金属表面形成致密的氧化膜可使电极电位升高, 造成钝化效应, 能妨碍电荷移动, 阻止微电池作用。在铁中加入 Cr、Si、Al 可有效地提高铁的钝化能力, 从而提高钢的耐蚀性。Cr 是钝化能力很强的元素, 可使钢的表面很快形成一层致密、稳定、完整并能与铁的基体牢固结合的 Cr_2O_3 钝化膜, 从而有效地防止或减轻钢的继续腐蚀。为了形成氧化物膜, 溶液中必须有氧存在, 因此 Cr 不锈钢只是在氧化性酸中才容易发生钝化。Si 和 Al 亦能在钢表面形成一层致密的氧化膜, 提高钢的耐蚀性。

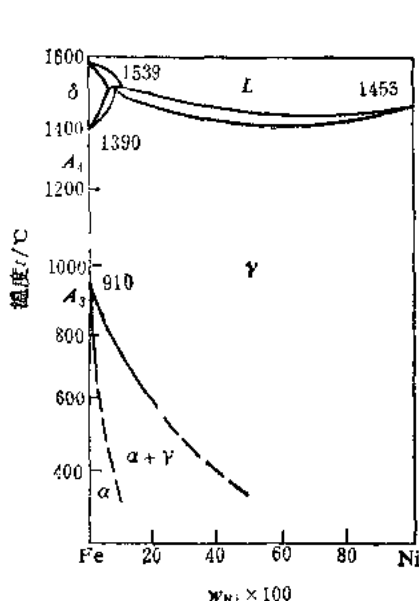


图11-32 Fe-Ni二元合金相图

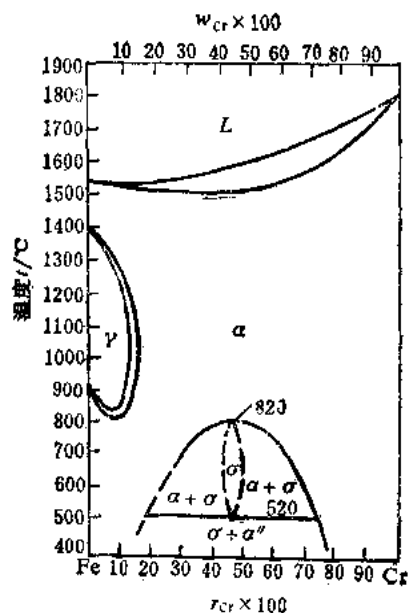


图11-33 Fe-Cr二元合金相图

在 Fe-Cr、Fe-Cr-Ni 不锈钢中加入 Mo 能形成更稳定的氧化膜 (MoO_3), 可在氧化性及非氧化性介质中具有满意的耐蚀性。Mo 还能提高 Ni-Cr 不锈钢的抗晶间腐蚀的能力。

碳对不锈钢的耐蚀性有重要影响, 如钢中的碳完全进入固溶体, 则对耐蚀性无明显影响。当不锈钢中的含碳量增高时, 则以碳化物的形式析出, 一方面增加钢中微电池的数目, 同时也减少基体中的含 Cr 量, 使其电极电位降低, 从而加剧钢的腐蚀。如果 Cr 碳化物沿晶界析出, 将使晶界附近基体中的含 Cr 量减少, 电极电位降低, 从而导致晶间腐蚀。因此 不锈钢

含碳量一般较低,大多数不锈钢的 $w_c = 0.1 \sim 0.2\%$, 不超过 0.4% 。只有要求高硬度、高耐磨性的不锈钢,含碳量才增加到 $w_{c,} = 0.85 \sim 0.95\%$ (如 9Cr18 钢),为了提高钢的耐蚀性,必须相应提高钢中含铬量。

此外,减少或消除钢中各种不均匀现象也是提高钢的耐蚀性的重要措施。通过真空冶炼、电渣重熔等净化工艺,提高钢的纯度,减少夹杂物数量;加入合金元素,提高钢的淬透性;进行适当的热加工和热处理,消除应力、组织及化学成分的不均匀性,例如细化晶粒,使碳化物粒子弥散分布、去应力退火或回火,扩散退火消除偏析等。这些措施都可以减少阳极面积,减少微电池数目,从而改善钢的耐蚀性。

应当指出,不锈钢除了要求良好的耐蚀性,还应要求一定的机械性能和工艺性能,因此各种合金元素和碳的含量应有合理的配比。

(三) 马氏体不锈钢

这类钢的 $w_{c,} = 13 \sim 18\%$, $w_c = 0.1 \sim 1.0\%$, 主要包括 Cr13 型不锈钢和高碳不锈钢 9Cr18 等(见表 11-19)。生产上应用最广泛的马氏体不锈钢是 1Cr13、2Cr13、3Cr13、4Cr13 等。

马氏体不锈钢中的含铬量 $w_{c,} > 12\%$, 使钢的电极电位明显升高,因而耐蚀性有明显提高。但这类钢含有较高的碳,含碳量增加,钢的硬度、强度、耐磨性及切削性能显著提高,而耐蚀性能下降。含碳量较高的 3Cr13、4Cr13 等不锈钢适于制造医疗器械、弹簧和轴承部件等机器零件。而含碳量较低的 1Cr13、2Cr13 等不锈钢具有较高的塑性、冲击韧性和良好的综合力学性能,常用来制造汽轮机叶片、水压机阀以及在较高温度下工作的螺钉、螺帽等机器零件。可见,马氏体不锈钢多用于制造机械性能要求较高、耐蚀性要求较低的零件。

Cr13 型不锈钢含大量 Cr 元素,淬透性好,故高温加热后空冷也能淬硬。这类钢锻造后应缓慢冷却,以防残余应力过大引起锻件表面产生裂纹。锻造后应立即进行完全退火或高温回火以提高钢的塑性。高温回火温度为 $700 \sim 800^\circ\text{C}$, 保温 $2 \sim 6\text{h}$ 后空冷;完全退火工艺是加热 $840 \sim 900^\circ\text{C}$, 保温 $2 \sim 4\text{h}$, 然后缓冷至 600°C 再出炉空冷。

为了提高钢的耐蚀性和机械性能,Cr13 型钢要进行淬火与回火。除了 1Cr13 以外,2Cr13~4Cr13 钢高温都是单相奥氏体,淬火得到马氏体。Cr13 型钢淬火加热是为了得到单相奥氏体,让碳化物充分溶解而晶粒又不过分粗大。1Cr13、2Cr13 钢的淬火温度为 $1000 \sim 1050^\circ\text{C}$;3Cr13、4Cr13 的含碳量高,淬火温度应高些,为 $1000 \sim 1100^\circ\text{C}$,可保证碳化物充分溶解而得到高的硬度、强度和耐蚀性。马氏体不锈钢淬透性较高,对形状复杂、尺寸较小的零件可采用空冷或吹风冷却;尺寸较大的零件则采用油冷或水冷。一般均采用油冷淬火。3Cr13、4Cr13 钢淬火温度高,回火时碳化物析出较多,使基体贫 Cr,降低耐蚀性,故通常采用 $200 \sim 300^\circ\text{C}$ 低温回火,保温 $2 \sim 4\text{h}$,得到回火马氏体组织。此时基体仍保留大量的 Cr,可使钢在保持较高硬度的同时具有较高的耐蚀性。1Cr13、2Cr13 钢淬火后在 $660 \sim 740^\circ\text{C}$ 进行高温回火,得到综合力学性能良好的回火索氏体组织。采用更高的回火温度,可使碳化物聚集长大,弥散度减小,合金元素扩散较充分,使碳化物周围的贫 Cr 区获得平衡的 Cr 浓度,从而保证钢有较高的耐蚀性。马氏体不锈钢有回火脆性倾向,回火后应采用较快速度冷却。

(四) 铁素体不锈钢

表11-19 马氏体不锈钢的化学成分、热处理及机械性能

类 型	钢 号	化 学 成 分 $\times 100$									
		w_C	w_{Si}	w_{Mn}	w_S	w_P	w_{Cr}	w_{Ni}	w_{Mo}	w_{Ti}	w_V
马 氏 体	1Cr13	0.08~0.15	≤ 0.6	≤ 0.6	≤ 0.030	≤ 0.035	12~14				
	2Cr13	0.16~0.24	≤ 0.6	≤ 0.6	≤ 0.030	≤ 0.035	12~14				
	3Cr13	0.25~0.34	≤ 0.6	≤ 0.6	≤ 0.030	≤ 0.035	12~14				
	4Cr13	0.35~0.45	≤ 0.6	≤ 0.6	≤ 0.030	≤ 0.035	12~14				
	3Cr13Mo	0.25~0.35	≤ 0.6	≤ 0.6	≤ 0.030	≤ 0.035	12~14		0.5~1.0		
	1Cr17Ni2	0.11~0.17	≤ 0.8	≤ 0.8	≤ 0.030	≤ 0.035	16~18	1.5~2.5			
	9Cr18	0.90~1.00	≤ 0.8	≤ 0.8	≤ 0.030	≤ 0.035	17~19				0.07~
	9Cr18MoV	0.85~0.95	≤ 1.0	≤ 0.8	≤ 0.030	≤ 0.035	17~19		1.0~1.3		0.1
体 型	钢 号	热 处 理				机 械 性 能 (不小于)					
		淬火温度 /°C	冷却剂	回火温度 /°C	冷却剂	$\sigma_s / (MN \cdot m^{-2})$	$\sigma_{0.2} / (MN \cdot m^{-2})$	$\delta \times 100$	$\psi \times 100$	$\alpha_K (J \cdot cm^{-2})$	HRC
型	1Cr13	1000~1050	油、水	700~790	油、水、空	600	420	20	60	90	
	2Cr13	1000~1050	油、水	660~770	油、水、空	600	450	16	55	80	
	3Cr13	1000~1050	油	200~300							48
	4Cr13	1050~1100	油	200~300							50
	3Cr13Mo	1025~1075	油	200~300							50
	1Cr17Ni2	950~1050	油	275~350	空	1100		10		50	—
	9Cr18	1000~1050	油	200~300	油、空						55
	9Cr18MoV	1050~1075	油	100~200	空						55

这类钢的成分特点是含铬量高 ($w_{Cr} > 15\%$), 含碳量低 ($w_C \leq 0.15\%$)。在加热和冷却过程中没有或很少发生 $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ 转变, 属于铁素体钢 (见图11-33)。随着含铬量增多, 基体电极电位升高, 钢的耐蚀性提高。该类钢在氧化性酸中具有良好的耐蚀性, 同时具有较高的抗氧化性能。广泛用于硝酸、氮肥、磷酸等工业, 也可作为高温下的抗氧化材料。工业上常用的铁素体不锈钢牌号有 1Cr17、1Cr17Ti、1Cr28、1Cr25Ti 及 1Cr17Mo 2 Ti 等, 其化学成分、热处理和机械性能如表 11-20 所示。其中以 Cr17 型不锈钢使用最为普遍。1Cr17 钢含碳量 $w_C \leq 0.12\%$, 高温下有部分 γ 相形成, 但铁素体占主要部分, 属于半铁素体钢。其它钢是单相铁素体组织。1Cr17Ti 或 1Cr17Nb 是在 1Cr17 钢基础上发展起来的铁素体不锈钢。向钢中添加 Ti 或 Nb 形成稳定的 TiC 或 NbC, 使 Cr 基本上溶于固溶体中, 避免出现贫 Cr 区, 可以阻止晶间腐蚀发生。1Cr25Ti、1Cr28 钢的含铬量高, 在氧化性酸介质中耐蚀性更高。

铁素体不锈钢的主要缺点是韧性低, 脆性大。引起脆性的原因有三:

(1) 晶粒粗大: 铁素体不锈钢在加热和冷却时不发生相变, 粗大的铸态组织只能通过压力加工碎化, 而不能通过热处理改变。若高温加热、焊接或压力加工不当, 例如温度超过 $850 \sim 900^\circ\text{C}$, 晶粒即显著粗化。粗大晶粒导致钢的冷脆倾向增大, 室温冲击韧性很低。采用降低停轧温度真空冶炼、加入少量合金元素 Ti 等办法可防止因晶粒粗大产生的室温脆性。

(2) 475°C 脆性: $w_{Cr} > 15\%$ 的高铬铁素体不锈钢在 $400 \sim 550^\circ\text{C}$ 温度范围内长时间停留或在此温度范围内缓冷时, 会导致室温脆化, 强度升高, 塑性、韧性接近于零, 同时耐热性能降低。由于 475°C 左右脆化现象最严重, 故称为 475°C 脆性。引起这种脆性的原因是在 475°C 加热时, 铁素体内的铬原子趋于有序化, 形成许多富铬的铁素体 ($w_{Cr} = 80\%$, $w_F = 20\%$)。

表11-20 铁素体不锈钢的化学成分、热处理及机械性能

类型	钢 号	化 学 成 分 $\times 100$									
		w_C	w_{Si}	w_{Mn}	w_S	w_P	w_{Cr}	w_{Ni}	w_{Mo}	w_{Ti}	w_N
铁 素 体	0Cr13	≤ 0.08	≤ 0.6	≤ 0.8	≤ 0.030	≤ 0.035	12.0~14.0				
	1Cr14S	≤ 0.15	≤ 0.6	≤ 0.8	0.20/0.40	≤ 0.035	13.0~15.0				
	1Cr17	≤ 0.12	≤ 0.8	≤ 0.8	≤ 0.030	≤ 0.035	16~18				
	1Cr28	≤ 0.15	≤ 1.0	≤ 0.8	≤ 0.030	≤ 0.035	27~30				
	0Cr17Ti	≤ 0.08	≤ 0.8	≤ 0.8	≤ 0.030	≤ 0.035	16~18			≤ 0.20	
	1Cr17Ti	≤ 0.12	≤ 0.8	≤ 0.8	≤ 0.030	≤ 0.035	16~18			$5 \times w_C \sim 0.80$	
	1Cr25Ti	≤ 0.12	≤ 1.0	≤ 0.8	≤ 0.030	≤ 0.035	24~27			$5 \times w_C \sim 0.80$	
	1Cr17Mo2Ti	≤ 0.10	≤ 0.8	≤ 0.8	≤ 0.030	≤ 0.035	16~18		1.6~1.9	$\geq 7 \times w_C$	
紫 铜	钢 号	热 处 理				机 械 性 能 (不 小 于)					
		淬火温度 /°C	冷却剂	回火温度/°C	冷却剂	σ_b /(MN ·mm ⁻²)	$\sigma_{0.2}$ /(MN ·mm ⁻²)	$\delta \times 100$	$\psi \times 100$	$\frac{a_K}{(J \cdot cm^{-2})}$	HRC
	0Cr13	1000~1050	油、水	700~790	油、水、空	500	350	24	60		
	1Cr14S	1010~1050	油	680~780	油、水	550	300	16	55		
	1Cr17			退火750~800	空	400	250	20	50		
	1Cr28			700~800	空	450	300	20	45		
	0Cr17Ti			700~800	空	450	300	20	—		
	1Cr17Ti			700~800	空	450	300	20	—		
型	1Cr25Ti			700~800	空	450	300	20	45		
	1Cr17Mo2Ti			750~800	空	500	300	20	35		

该富铬相在母相{100}晶面族上或位错处析出,它们与母相保持共格关系,产生很大的晶格畸变和内应力,同时使滑移难以进行,易于产生孪晶,孪晶面成为解理断裂形核地点,因而导致钢的脆化,降低钢的耐蚀性。通过加热至580~650℃保温1~5 h后快冷的办法可以消除475℃脆性。

(3) σ 相脆性: $w_{Cr} > 15\%$ 的高铬铁素体不锈钢在520~820℃长时间加热时,从 δ -铁素体中析出金属间化合物 $FeCr$,叫做 σ 相。由于 σ 相的析出使铁素体不锈钢变脆的现象叫 σ 相脆性。 σ 相具有复杂六方点阵,硬度很高(HRC>68),脆性很大, σ 相析出的同时还伴随很大的体积变化,且 σ 相又常常沿晶界分布。因此造成钢的很大脆性,也会引起钢的晶间腐蚀,降低抗氧化性能。已经产生 σ 相脆性的钢重新加热820℃以上,使 σ 相溶入 δ -铁素体,随后快速冷却,从而消除 σ 相脆性,也避免产生475℃脆性。

(五) 奥氏体不锈钢

奥氏体不锈钢是工业上应用最广泛的不锈钢。最常见的是 $w_{Cr} = 18\%$ 、 $w_{Ni} = 9\%$ 的所谓18-8型不锈钢。0Cr18Ni9、1Cr18Ni9、2Cr18Ni9、0Cr18Ni9Ti、1Cr18Ni9Ti等都属于18-8型钢。在18-8型钢基础上加Ti、Nb是为了消除晶间腐蚀。加入Mo和Cu是为了提高钢在盐酸、硫酸、磷酸、尿素中的耐蚀性,如0Cr18Ni12Mo2Ti等。奥氏体不锈钢典型钢的化学成分、热处理及性能如表11-21所示。这类钢有很好的耐蚀性,同时具有优良的抗氧化性和高的机械性能。其在氧化性、中性及弱氧化性介质中耐蚀性远比铬不锈钢为优。室温及低温韧性、塑性及焊接性也是铁素体不锈钢不能比拟的。

奥氏体不锈钢中若含碳量较多,则奥氏体在冷却时易发生分解形成 $(CrFe)_{23}C_6$,不能保持单相奥氏体状态,故奥氏体不锈钢中含碳量 w_C 应小于0.1%。

表11-21 常用奥氏体不锈钢的化学成分、热处理及机械性能

类型	钢 号	化 学 成 分 × 100									
		w _C	w _{Si}	w _{Mn}	w _S	w _P	w _{Cr}	w _{Ni}	w _{Mo}	w _{Ti}	w _{Nb}
奥氏体不锈钢	00Cr18Ni10	≤0.03	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.035	17.00~19.00	8.00~12.00			
	0Cr18Ni9	≤0.06	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.035	17.00~19.00	8.00~11.00			
	1Cr18Ni9	≤0.12	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.035	17.00~19.00	8.00~11.00			
	0Cr18Ni9Ti	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.035	17.00~19.00	8.00~11.00		5 × w _C ~0.70	
	1Cr18Ni9Ti	≤0.12	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.035	17.00~19.00	8.00~11.00		5(w _C ~0.02)~0.80	
	0Cr18Ni12Mo2Ti	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.035	16.00~19.00	11.00~14.00	1.80~2.50	5 × w _C ~0.70	
类型	钢 号	热 处 理		机 械 性 能 (不小于)							
		淬火温度/℃	冷却剂	σ_b /MN·m ⁻²	$\sigma_{0.2}$ /MN·m ⁻²	$\delta \times 100$	$\psi \times 100$				
奥氏体不锈钢	00Cr18Ni10	1050~1100	水	490	120	40	60				
	0Cr18Ni9	1080~1130	水	500	200	45	60				
	1Cr18Ni9	1100~1150	水	550	200	45	50				
	0Cr18Ni9Ti	950~1050	水	500	200	40	55				
	1Cr18Ni9Ti	1000~1100	水	550	200	40	55				
	1Cr18Ni11Nb	1000~1100	水	550	200	40	55				
	0Cr18Ni12Mo2Ti	1000~1100	水	550	220	40	55				

Cr-Ni奥氏体不锈钢在400~850℃保温或缓慢冷却时会发生严重的晶间腐蚀破坏。这是由于晶界上析出富铬的 $Cr_{23}C_6$, 使其周围基体形成贫铬区造成的。钢中含碳量越高, 晶间腐蚀倾向越大。奥氏体不锈钢在进行气焊或电弧焊等工艺时, 焊接及热影响区(550~800℃)晶间腐蚀尤为严重, 甚至导致晶粒剥落, 钢件脆断。

防止晶间腐蚀的方法一是改变钢的化学成分, 二是在工艺上采取一些措施。

降低钢中含碳量, 当其降低至400~850℃碳的溶解度极限以下或稍高时, 使Cr碳化物不能析出或析出甚微可有效地防止晶间腐蚀, 例如钢中 $w_C \leq 0.03\%$ 时, 焊后或在400~850℃间加热都不会发生晶间腐蚀。

加入Ti、Nb等能形成稳定碳化物(TiC或NbC)元素, 避免在晶界上沉淀出Cr碳化物亦可有效防止奥氏体不锈钢的晶间腐蚀。

改变钢的化学成分, 使组织中铁素体的体积分数 φ 达5~20%, 从而形成铁素体和奥氏体双相组织, 亦能防止晶间腐蚀。由于铁素体大多沿晶界形成, 含铬量又高。当Cr碳化物在晶界上析出时所引起的贫Cr程度不足以产生晶间腐蚀。具体办法是在18-8型钢基础上增加含铬量或加入其它铁素体形成元素, 形成A-F型双相不锈钢。我国这种奥氏体-铁素体钢有0Cr21Ni5Ti、1Cr21Ni5Ti、1Cr18Mn10Ni5Mo3、Cr17Mn14Mo2N等。这类钢具有良好的耐蚀性、焊接性和韧性, 晶间腐蚀倾向较奥氏体不锈钢低, 但由于含铬量高, 在高温长期工作会从铁素体内产生 σ 相, 引起脆性并降低钢的耐蚀性能。

为使奥氏体不锈钢得到最好的耐蚀性能以及消除加工硬化, 必须进行热处理。常用的热处理工艺有固溶处理、稳定化处理 and 去应力处理。

固溶处理是将 $w_c < 0.25\%$ 的 18-8 型钢加热至 $1060 \sim 1150^\circ\text{C}$ ，使碳化物全部溶解到奥氏体中，然后快速冷却获得单相奥氏体组织的热处理工艺。含碳量偏高取上限温度，含碳量偏低时取下限温度。固溶处理后的冷却方式，对于薄壁件可采用空冷，一般情况多采用水冷。

稳定化处理是将含 Ti、Nb 的奥氏体不锈钢经固溶处理后，再经 $850 \sim 900^\circ\text{C}$ 保温 $1 \sim 4\text{h}$ 后空冷的一种处理方法。其目的是使大部分 Cr 碳化物 (Cr_{23}C_6) 溶解，而使碳化物 (NbC、TiC) 部分保留，不会在晶间沉淀出 Cr_{23}C_6 。从而达到防止晶间腐蚀最大的稳定效果。

去应力处理是消除钢在冷加工或焊接后的残余内应力的热处理工艺。一般加热至 $300 \sim 350^\circ\text{C}$ 回火。对于不含稳定化元素 Ti、Nb 的钢，加热温度不超过 450°C ，以免析出 Cr 碳化物而引起晶间腐蚀。对于超低碳和含 Ti、Nb 不锈钢的冷加工件和焊接件，需在 $500 \sim 950^\circ\text{C}$ 加热，然后缓冷消除应力，可以减轻晶间腐蚀倾向并提高钢的应力腐蚀抗力。

二、耐热钢

耐热钢是指在高温下工作并具有一定强度和抗氧化、耐腐蚀能力的钢种。耐热钢包括热稳定钢和热强钢。热稳定钢是指在高温下抗氧化或抗高温介质腐蚀而不破坏的钢。热强钢是指在高温下有一定抗氧化能力并具有足够强度而不产生大量变形或断裂的钢。

(一) 耐热钢的热稳定性和热强性

耐热钢常用来制造蒸汽锅炉、蒸汽轮机、燃气涡轮、喷气发动机以及火箭、原子能装置等构件或零件。这些零、构件一般在 450°C 以上，甚至高达 1100°C 以上工作，并且承受静载、疲劳或冲击负荷的作用。钢件与高温空气、蒸汽或燃气相接触，表面要发生高温氧化或腐蚀破坏。材料在高温作用下，屈服极限和抗拉强度要降低，尤其要降低钢的形变强化作用。如果在高温下给钢件加一比该温度下屈服极限还低的恒定的应力，那么在温度和载荷的长时间作用下，钢将以一定的速度产生塑性变形。这一现象称为蠕变。蠕变的发生最终能导致钢件的断裂。因此，钢件要在高温下承受各种负荷应力的作用，必须具备足够的热稳定性和热强性。

钢的热稳定性是指钢在高温下抗氧化或抗高温介质腐蚀的能力。钢的抗氧化性高低一般用单位时间、单位面积上氧化后重量增加或减少的数值表示。钢在高温下与氧发生化学反应，若能在表面形成一层致密的、并能牢固地与金属表面结合的氧化膜，那么钢将不再被氧化。但是碳钢一般不能满足这个要求。铁与氧可以形成 FeO 、 Fe_3O_4 及 Fe_2O_3 三种氧化物。但氧化膜的结构与温度有关。 560°C 以下，形成的氧化膜由 Fe_2O_3 和 Fe_3O_4 组成。这种氧化物层很致密，点阵结构复杂，点阵常数小，铁离子难以通过它们进行扩散，可以防止铁的进一步氧化。当温度超过 560°C 时，在 Fe_2O_3 和 Fe_3O_4 下面形成 FeO 层。 FeO 层很厚，点阵结构简单，是铁原子的缺位固溶体，点阵中原子有一些空隙，铁离子易通过 FeO 层进行扩散，氧原子易于向内扩散与铁离子结合，因此加剧铁的氧化。

为了提高钢的抗氧化性，首先要防止 FeO 形成，或提高其形成温度。加入元素 Cr、Al、Si 形成 Cr_2O_3 、 Al_2O_3 或 $\text{FeO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$ 、 $\text{FeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ 、 Fe_2SiO_4 等很致密的、与钢件表面牢固结合的合金氧化膜，可以阻止铁离子和氧原子的扩散，故具有良好的保护作用。加入这些元素还能提高 FeO 形成温度，当 Cr、Al、Si 含量较高时，钢和合金在 $800 \sim 1200^\circ\text{C}$ 也不出现 FeO 。零件工作温度越高，保证钢有足够抗氧化性的 Cr、Al、Si 含量也应越高。如图 11-34 所示。Al 也是提高钢抗氧化性能的重要元素，但 Al 亦能导致钢的强度下降，脆性增大。由于 Si 增大钢的脆性，一般 w_{Si} 要限制在 3% 以下。为了提高钢的抗氧化性，通常 Cr、

Al、Si 要同时加入抗氧化性钢中。

在抗氧化钢中加 Ni，主要是形成奥氏体，改善工艺性能，提高钢的热强性。

碳对钢的抗氧化性不利，因为碳和铬很容易形成铬的碳化物，减少基体中含铬量，易产生晶间腐蚀。所以耐热钢中 w_c 一般为 0.1~0.2% 左右。

热强性表示金属在高温和载荷长时间作用下抵抗蠕变和断裂的能力，即表示材料的高温强度。通常以条件蠕变极限和持久强度来表征。

蠕变极限是在一定温度下，规定时间内试样产生一定蠕变变形量的最大应力，如某钢 $\sigma_{1/10000}^{550} = 68.6 \text{ MN/m}^2$ ，表示钢在 550℃ 经 10⁵ h 工作或试验后，允许总变形量为 1% 时的应力为 68.6 MN/m²。持久强度表示在一定温度下，经过一定时间而引起破断的应力，如 σ_{1000}^{700} 表示在 700℃ 下，经 1000 h 的破断应力。

和钢的常温机械性能不同，钢的高温机械性能不仅与加载时间有关，而且还与温度和组织变化有关。

温度升高，钢的晶粒强度和晶界强度都下降。但是由于晶界原子排列不规则，扩散易在晶界进行，因此晶界强度下降较快，如图 11-35 所示。晶粒强度和晶界强度相等时的温度叫等强温度。当受载零件在等强温度以上时，金属断裂由常温常见的穿晶断裂过渡为晶间断裂。这是由于在高温下钢中原子扩散显著加剧，晶界区含有大量空位、位错等缺陷，在应力作用下，原子易于沿晶界产生有方向性的扩散移动，引起塑性变形。这种变形机构和扩散在本质上是相似的，所以又称扩散形变。由于此时晶界强度低于晶粒强度，故在高温下塑性变形集中于薄弱的晶界区。

如果受载零件在等强温度以下的较低温度，由于晶界原子排列规则性差，存在较大的点阵畸变，滑移只能在晶内进行，晶界阻碍位错运动，从而使钢得到强化。由此可见，钢在低温下细晶粒材料比粗晶粒材料蠕变强度高。高温下蠕变主要是晶界扩散变形引起的，晶界反而加速了多晶体弱化过程。因此，粗晶粒材料具有较高的蠕变强度。但是晶粒过于粗大，又会影响高温塑性和韧性。

钢在高温下塑性变形引起加工硬化使钢强化，但是已强化了了的钢位错结构不稳定，会产生回复再结晶以及弥散质点球化和聚集等软化过程，使钢的强度降低。

钢的热强性主要取决于原子间结合力和钢的组织结构状态。金属晶格中原子间结合力越大，则热强性越高。可以近似地认为，金属熔点越高，原子间结合力越大，再结晶温度越高，则钢可在更高温度下使用，故热强性越高。通过合金化，改变钢的化学成分，既可提高原子间结合力，又可通过热处理造成适当的组织结构，从而达到提高钢的热强性的目的。

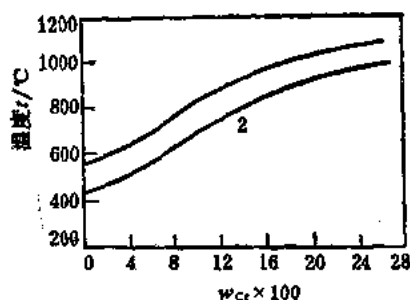


图11-34 含铬量对钢的抗氧化性的影响100 h 增重试验：
1—1 g/(m²·h) 2—0.1 g/(m²·h)

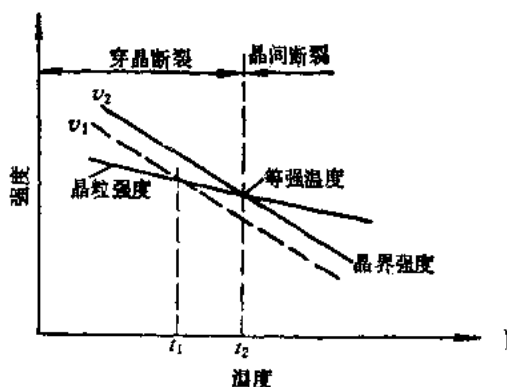


图11-35 温度对晶粒和晶界强度影响示意图 (加载速度 $v_2 > v_1$)

往基体钢中加入一种或几种合金元素,形成单相固溶体,可提高基体金属原子间的结合力和热强性。溶质原子和溶剂金属原子尺寸差异越大,熔点越高,则基体热强性越高。

W、Mo、Cr、Mn是提高基体热强性效果显著的几种合金元素。W、Mo等高熔点金属溶入固溶体,阻碍扩散、自扩散过程,增强原子结合力,提高基体的再结晶温度,故可使处于高强度的不平衡组织状态能保持在更高的温度,从而提高钢的热强性。

从过饱和的固溶体中沉淀出弥散的强化相可以显著提高钢的热强性。W、Mo、V、Ti、Nb等元素在钢中能形成各种类型的碳化物或金属间化合物。如 Mo_2C 、 V_4C_3 、 VC 、 NbC 等。这些强化相在沉淀时与基体保持共格或半共格联系,在其周围产生很强的应力场,阻碍位错运动,使钢得到强化。由于这些强化相的熔点和硬度很高,晶体结构复杂,且与基体晶格不同,因此在高温下很稳定,既不易溶解,又不易聚集长大。故在高温下能保持很高的强化效果,从而显著提高钢的热强性。

晶界是钢在高温下的一个弱化因素,加入化学性质极活泼的元素(如Ca、Nb、Zr及稀土等)与S、P及其它低熔点杂质形成稳定的难熔化合物,可以减少晶界杂质偏聚,提高晶界区原子间结合力。加入B、Ti、Zr等表面活化元素,可以充填晶界空位,阻碍晶界原子扩散,提高蠕变抗力。

通过热处理或形变热处理,获得适当的晶粒大小,促进合金碳化物的弥散分布,调整基体和强化相的成分,细化基体亚结构等亦可有效地提高钢的热强性。

(二) 常用耐热钢及热处理

耐热钢按照正火组织可分为珠光体钢、马氏体钢和奥氏体钢等。

1. 珠光体耐热钢

这类钢属于低碳合金钢,工作温度在 $450\sim 550^\circ\text{C}$ 时有较高的热强性。主要用于制造载荷较小的动力装置上的零部件,例如锅炉钢管或其它管道材料。常用的典型钢种有15CrMo、12Cr1MoV、12Cr1MoV、12MoVWBSiRe及12Cr2MoWVSiTIB等,其中12Cr1MoV是大量使用的钢管材料(见表11-22)。这类钢中的Cr和Si可提高钢的抗氧化性和抗气体腐蚀能力;Cr、Mo、W可溶于铁素体,提高其再结晶温度,从而提高基体金属的蠕变强度;V、Ti、Mo、Cr能形成稳定、弥散的碳化物,起沉淀强化作用。微量的B和RE起强化晶界作用。

珠光体耐热钢的热处理一般采用正火($950\sim 1050^\circ\text{C}$)和高于使用温度 100°C 的回火($600\sim 750^\circ\text{C}$),得到铁素体-珠光体组织。正火冷却速度快些可以得到贝氏体组织,提高其持久强度。回火温度高些,可以得到弥散的碳化物并使组织趋向稳定。

2. 马氏体耐热钢

这类钢包括用来制造汽轮机叶片的 w_{Cr} 为 $10\sim 13\%$ 的Cr钢和用于制造汽油机或柴油机排气阀的Cr-Si钢。工作温度可在 $550\sim 600^\circ\text{C}$ 之间。

汽轮机叶片用钢的常用牌号有1Cr13、15Cr11MoV、15Cr12WMoVA等(见表11-22)。在1Cr13马氏体不锈钢基础上,加入W、Mo、V、Ti、Nb是为了强化基体固溶体及形成更稳定的碳化物,加B可以强化晶界,从而可以提高钢的热强性和叶片的使用温度。这类钢的热处理工艺为 $1000\sim 1150^\circ\text{C}$ 油淬, $650\sim 740^\circ\text{C}$ 回火,得到较为稳定的回火屈氏体或回火索氏体组织。

排气阀用钢的常用牌号有4Cr9Si2和4Cr10Si2Mo等(见表11-22),钢中的Cr和Si量适当配合,可以获得较高的热强性。Si能提高钢的 $A_{\text{c}1}$ 点,从而提高钢的使用温度。加Mo

表11-22 常用耐热钢的牌号、成分、热处理及用途

类 别	钢 号	化 学 成 分 $\times 100$							热 处 理 规 范	用 途
		wC	wSi	wMn	wCr	wMo	wV	WS		
珠 光 体 钢	16Mn	0.13~0.17 0.19	0.17~0.40 0.37	0.40~0.70	—	0.40~0.55	—	≤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℃的管路中的大型钢件和高温高压垫圈
	12CrMo	≤0.15 0.12~0.17 0.37	0.17~0.40 0.37	0.40~0.70	0.40~0.60	0.40~0.55	—	≤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、隔热螺栓、法兰盘以及壁温达475℃的各种蛇形管和相应的锻件
	15CrMo	0.12~0.17 0.18	0.17~0.40 0.37	0.40~0.80	0.80~1.10	0.40~0.55	—	≤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
	20CrMo	0.17~0.17 0.24	0.17~0.40 0.37	0.40~0.80	0.80~1.10	0.15~0.25	—	≤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
	12CrMoV	0.08~0.17 0.15	0.17~0.40 0.37	0.40~0.70	0.40~0.60	0.25~0.35 0.35~0.50	—	≤0.04	正火: 950~980℃空冷 高温回火: 700~760℃	用作蒸汽温度≤540℃的主汽管、转向叶片、汽轮机隔板、隔板套以及壁温≤570℃的各种过热蒸汽管、导管和相应的锻件
钢	12Cr1MoV	0.08~0.17 0.15	0.17~0.40 0.37	0.40~0.90	0.90~1.20	0.25~0.35 0.35~0.55	—	≤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℃的管道附件、法兰、法兰盘等, 以及其它用途的锻件, 如平孔盖、温度计插座
	12MnWVBR	0.08~0.60 0.15	0.60~0.40 0.90	0.40~0.70	(w _{RE}) 0.45~0.15 0.85	0.45~0.55 0.65	—	(w _W) 0.15~0.30 (w _{Ti}) 0.06~0.007 (w _N)	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℃
	12Cr2MoWVTiB	0.08~0.15 0.15	0.46~0.75 0.65	0.45~1.6	1.6~2.1	0.5~0.6 0.6	0.28~0.42	(w _W) 0.3~0.5 (w _{Ti}) 0.06~0.12 (w _B) 0.008	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℃

(续)

类 别	钢 号	化 学 成 分 $\times 100$					热 处 理 规 程	大 致 用 途
		w_C	w_{Cr}	w_{Ni}	w_{Si}	w_{Mn}		
马 氏 体	1Cr13	≤ 0.15 12.0~14.0	—	—	≤ 0.6	—	淬火: 950~1050°C油冷 回火: 700~750°C空冷	主要用于汽轮机, 作变速轮及其它各轴叶片, 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: 950~1051°C油冷 回火: 700~750°C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°C。还可作高压汽轮机中的阀件螺钉、螺帽等
	Cr11MoV	0.11~0.18 10.0~11.5	—	—	≤ 0.5 0.5~0.7	$(w_V) 0.25 \sim 0.40$	淬火: 1050~1100°C油冷 回火: 720~740°C空冷	工作温度为535~540°C的汽轮机静叶片、动叶片及氧化零件
	15Cr12WMoVA	0.12~0.18 11~13	0.4~0.8	—	≤ 0.4 0.5~0.7	$(w_W) 0.7 \sim 1.1$ $V 0.15 \sim 0.30$	淬火: 1000~1050°C油冷 回火: 530~760°C空冷	550~580°C汽轮机叶片, 550~570°C的汽轮机隔板, 550~560°C的紧固件, 550~560°C工作的叶轮, 转子
珠 光 体	4Cr9Si2	0.35~0.50 8.0~10.0	—	2.0~3.0	—	—	淬火: 950~1050°C油冷 回火: 700~850°C空冷	适用于700°C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°C发以下的加热炉构件, 如料盘、炉底板等
	4Cr10Si2Mo	0.35~0.45 9.0~10.5	≤ 0.5	1.90~2.60	0.70~0.90	—	淬火: 1030~1050°C油冷 回火: 750~800°C	用于制造正常载荷及高载荷的汽轮机叶片和柴油机的排气阀, 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	1Cr18Ni9Ti	< 0.12 16~20	8~11	—	—	$(w_T) 0.8$	1100~1150°C水冷	在锅炉和汽轮机方面, 用来制作610°C以下长期工作的过热蒸汽管道以及构件、部件等
	1Cr18Ni9Mo	< 0.14 16~20	8~11	—	—	2.5	1100~1150°C水冷	
	4Cr13Ni8Mo6VNb (GH36, 3H481)	0.34~0.40 11.5~13.5	7~9	$(w_{Mo}) 7.5 \sim 9.5$	1.1~1.4	$(w_{Nb}) 0.25 \sim 0.50$	1140°C, 1.5 h 水冷 650~670°C时效12~16 h 770~800°C时效10~12 h 1100°C空冷 750°C时效 5 小时	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、或重汽车的发动机进气、排气阀门, 以及蒸汽和气体管道
	4Cr14Ni14W2Mo	0.4~0.5 13~15	13~15	—	—	$(w_W) 1.75 \sim 2.25$		

可提高钢的热强性和消除回火脆性。4Cr9Si2钢在800~880℃退火状态下使用；4Cr10Si2Mo钢在1050℃油淬并720~780℃回火后使用，这两种钢的使用温度最高可在750℃以下。

3. 奥氏体耐热钢

由于 γ -Fe原子排列较 α -Fe致密，原子间结合力较强，再结晶温度高。因此，奥氏体耐热钢比珠光体、马氏体耐热钢具有更高的热强性和抗氧化性。最高工作温度可达850℃。

这类钢中加入大量的Cr和Ni是为了提高钢的抗氧化性和稳定奥氏体，也有利于热强性。加入W、Mo、V、Ti、Nb、Al、B等元素，起强化奥氏体（W、Mo等）、形成合金碳化物（V、Nb、Cr、W、Mo等）和金属间化合物（Al、Ti、Ni等）以及强化晶界（B）等作用，可进一步提高钢的热强性。

奥氏体耐热钢钢种很多，1Cr18Ni9Ti、1Cr18Ni9Mo等18-8型钢（见表11-22）属于固溶强化奥氏体耐热钢，可在600~700℃以下使用，具有良好抗氧化性和一定的热强性。通常用来作喷气发动机排气管和冷却良好的燃烧室零件。

4Cr13Ni8Mn8MoVNb（GH36）是国内外应用较多的一种以碳化物作强化相的奥氏体耐热钢（见表11-22），具有较高的热强性，可在600~700℃使用。用来作喷气发动机涡轮及叶片材料或高温紧固件。

1Cr15Ni36W3Ti是一种以金属间化合物作为强化相的奥氏体耐热钢。其主要强化相是 Ni_3Ti ，并含少量TiC。该钢具有较高的热强性，适于制造在650℃以下工作的叶片和在650~680℃下工作的紧固件以及轮盘和焊接转子。

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，进行固溶处理；然后在高于使用温度60~100℃进行一次或两次时效处理，以沉淀出强化相，稳定钢的组织，进一步提高钢的热强性。

各种耐热钢的化学成分、热处理规范及用途见表11-22。

三、耐磨钢

耐磨钢是指具有高耐磨性的钢种，广义上也包括结构钢、工具钢、滚动轴承钢等。在各种耐磨材料中，高锰钢是具有特殊性能的耐磨钢。它在高压力和冲击负荷下能产生强烈的加工硬化，因而具有高耐磨性。高锰钢属于奥氏体钢，所以又具有优良的韧性。因此，高锰钢广泛用来制造在磨料磨损、高压力和冲击条件下工作的零件，如坦克和矿山拖拉机履带板、破碎机颚板、挖掘机铲齿以及铁路线和电车铁道叉等耐磨件。

高锰钢的化学成分为 $w_c=0.9\sim1.3\%$ 、 $w_{Mn}=11.5\sim14.5\%$ 、 $w_{Si}=0.30\sim0.80\%$ 、 $w_P<0.05\%$ 、 $w_S<0.05\%$ 。为了某种特定的目的，还可加入Cr、Ni、Mo、V、Ti等元素。钢号为Mn13，由于该钢机械加工性能差，通常都是铸造成形，钢号为ZGMn13。C和Mn是高锰钢中两个主要元素，高碳保证高锰钢足够的强度、硬度和耐磨性， w_c 过高易析出较多碳化物，影响钢的韧性，故一般 w_c 不超过1.3%。钢中含大量的锰是为了得到奥氏体组织、增大钢的加工硬化率和提高钢的韧性及强度。Mn量过多会增大钢冷凝时的收缩量，形成热裂缝，降低钢的强度和韧性。故C与Mn的含量比取0.1为宜。Si能改善钢的铸造性能，提高钢中固溶体的硬度和强度，但Si量过高易使碳化物沿晶界析出降低钢的韧性和耐磨性，导致铸件开裂。所以 w_{Si} 一般为0.30~0.80%。高锰钢中含磷量应尽量低，以免在晶界形成脆性磷化物共晶体，产生低温冷脆。

高锰钢的铸态组织基本上由奥氏体和残余碳化物 $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$ 组成。由于碳化物沿晶

界析出降低钢的强度和韧性，影响钢的耐磨性。因此，铸造零件必须进行热处理使高锰钢获得全部奥氏体组织。高锰钢消除碳化物并获得单一奥氏体组织的热处理叫“水韧处理”或固溶处理。即将铸件加热到 $1000\sim 1100^{\circ}\text{C}$ ，并在高温下保温一段时间，使碳化物完全溶解于奥氏体中，然后水冷淬火，使高温奥氏体固定到室温。淬火加热温度不宜过高，保温时间不宜太长，否则晶粒粗大，氧化脱碳严重，降低钢的强度。高锰钢水韧处理后不能再加热至 350°C 以上，否则会有针状碳化物析出，使钢的性能脆化。所以高锰钢水冷处理后不回火。

高锰经水韧处理后机械性能为： $\sigma_s = 784\sim 981\text{MN/m}^2$ ， $\sigma_b = 392\sim 441\text{MN/m}^2$ ， $\delta = 40\sim 80\%$ ， $\psi = 40\sim 60\%$ ， $\alpha_K = 1960\sim 2940\text{kJ/m}^2$ ， $180\sim 220\text{HB}$ 。由此可见，高锰钢屈服比很低，塑性和韧性很好，硬度也不高。在使用过程中，高锰钢在很大压力、摩擦力和冲击力作用下会发生塑性变形，表面奥氏体产生很强烈的加工硬化，形变强化的结果又促使奥氏体向马氏体转变以及 ϵ -碳化物沿滑移面形成，使钢的硬度高达 $450\sim 550\text{HB}$ 。这就是高锰钢既具有高韧性又具有很高耐磨性的原因。

但是，如果没有外加压力或冲击力，或压力和冲击力很小，高锰钢的加工硬化特征不明显，马氏体转变不能发生，高锰钢高耐磨性就不能充分显示出来，甚至不及一般的马氏体组织钢或合金耐磨铸铁。因此，要充分发挥高锰钢高耐磨性特点，必须有足够的C、Mn溶入固溶体，必须进行正确的热处理（水韧处理），同时还必须选择适当的使用条件。

除ZGMn13钢外，在液体或气体流冲击作用下受磨损的零件可采用30Cr10Mn10钢制造，由于水力冲击作用，在钢的表面产生形变马氏体，因而具有高的抗汽蚀性能。

对于无很大工作压力而只要求耐磨的零件，不应选用高锰钢。一般的农业机械和某些矿山机械，在很多情况下可采用中碳低合金钢，甚至低碳低合金钢。例如41Mn2SiRe、55Si-MnCuRe、65SiMnRe及18MnPRe等。41Mn2SiRe钢经 850°C 淬火， $400\sim 450^{\circ}\text{C}$ 回火后，硬度为HRC 38~45，具有较高耐磨性，其热轧状态和45钢相比，强度提高40%，耐磨性提高50%，冲击韧性亦有提高，可用以制造大型履带式拖拉机履带板。55SiMnCuRe钢淬透性好，具有良好的耐磨性和一定的抗蚀性，韧性也较好，适于制造在撞击和磨损条件下工作的构件，如推土机铲刀、犁铧等。其热处理工艺为 $780\sim 820^{\circ}\text{C}$ 淬火， $200\sim 250^{\circ}\text{C}$ 回火，热处理后的硬度为HRC50。65SiMnRe钢亦有较高的强度和耐磨性，淬透性和回火稳定性也良好。主要用于制造农机犁铧，其使用寿命比65Mn钢提高25~50%。对于煤矿输煤槽中和洗煤设备等一些受压力不大但要求耐磨的零件，用18MnPRe钢即能满足性能要求。

习 题

- 11-1 试述影响材料强度的因素及提高强度的途径。
- 11-2 试述影响材料塑性的因素及提高塑性的途径。
- 11-3 试述影响材料韧性的因素及提高韧性的途径。
- 11-4 试就合金元素与碳的相互作用进行分类，指出
 - (1) 哪些元素不形成碳化物？
 - (2) 哪些元素为弱碳化物形成元素，性能特点如何？
 - (3) 哪些元素为强碳化物形成元素，性能特点如何？
 - (4) 何谓合金渗碳体，与渗碳体相比，其性能如何？
- 11-5 合金元素提高淬透性的原因是什么，常用以提高淬透性的元素有哪些？
- 11-6 合金元素提高钢回火稳定性的原因是什么，常用以提高回火稳定性的元素有哪些？

- 11-7 试述碳及合金元素在普低钢中的作用, 提高普低钢强韧性的途径是什么?
- 11-8 分析说明如何根据机器零件的服役条件选择机器零件用钢中的含碳量和组织状态?
- 11-9 汽车、拖拉机变速箱齿轮和后桥齿轮多半用渗碳钢来制造, 而机床变速箱齿轮又多半用中碳(合金)钢来制造, 你能分析其原因吗?
- 11-10 某厂原用45MnSiV生产 $\phi 8\text{mm}$ 高强度钢筋, 要求 $\sigma_b > 1450\text{MN/m}^2$, $\sigma_{0.2} > 1200\text{MN/m}^2$, $\delta > 5\%$, 其热处理工艺是920℃油淬, 470℃回火。因该钢种缺货, 库存有25MnSi钢, 请考虑是否可能代用, 热处理规程该如何调整?
- 11-11 分析碳和合金元素在高速钢中的作用及高速钢热处理工艺的特点。
- 11-12 比较热作模具钢和合金调质钢的合金化及热处理工艺的特点, 并分析合金元素作用的异同。
- 11-13 为什么正火状态的40CrNiMo及37SiMnCrMoV钢(直径25mm)都难于进行切削加工? 请考虑最经济的改善切削加工性能的方法。
- 11-14 滚齿机上的螺栓, 本应用45钢制造, 但错用了T12钢, 退火、淬火都沿用45钢的工艺, 问此时将得到什么组织? 性能如何?
- 11-15 用9SiCr钢制成圆板牙, 其工艺路线为: 锻造→球化退火→机械加工→淬火→低温回火→磨平面→开槽开口。试分析: ①球化退火、淬火及回火的目的; ②球化退火、淬火及回火的大致工艺。
- 11-16 大螺刀要求杆部为细珠光体而顶端为回火马氏体, 只有一种外部热源, 应如何处理?
- 11-17 有一批碳素工具钢工件淬火后发现硬度不够, 估计或者是表面脱碳, 或者是淬火时冷却不好未淬上火, 如何尽快判断发生问题的原因?
- 11-18 简述不锈钢的合金化原理。为什么Cr12MoV钢不是不锈钢, 也不能通过热处理的方法使它变为不锈钢?
- 11-19 高碳高铬钢的拔丝模磨损之后内孔变大, 采用怎样的热处理能减小内孔直径?
- 11-20 分析合金元素对提高钢的热强性和热稳定方面的特殊作用, 比较高温和常温结构钢的合金化方向。
- 11-21 有些量具在保存和使用过程中, 尺寸为何发生变化? 可采用什么措施使量具的尺寸长期稳定?

第十二章 铸 铁

§ 12-1 概 述

铸铁是 $w_c > 2.11\%$ 的铁碳合金。除碳以外，铸铁还含有较多的 Si、Mn 和其它一些杂质元素。同钢相比，铸铁熔炼简便、成本低廉，虽然强度、塑性和韧性较低，但是具有优良的铸造性能，很高的减摩和耐磨性，良好的消震性和切削加工性以及缺口敏感性低等一系列优点。因此，铸铁广泛应用于机械制造、冶金、石油化工、交通、建筑和国防工业各部门。

根据碳在铸铁中存在的形式，铸铁可分为：

(1) 白口铸铁：碳全部或大部分以渗碳体形式存在，因断裂时断口呈白亮颜色，故称白口铸铁。

(2) 灰铸铁：碳大部分或全部以游离的石墨形式存在。因断裂时断口呈暗灰色，故称为灰铸铁。

(3) 麻口铸铁，碳既以渗碳体形式存在，又以游离态石墨形式存在。

根据石墨的形态，灰铸铁可分为：①普通灰铸铁，石墨呈片状；②球墨铸铁，石墨呈球状；③可锻铸铁，石墨呈团絮状；④蠕墨铸铁，石墨呈蠕虫状。因此，除白口铸铁外，各种铸铁之间的区别仅仅在于石墨形态不同，铸铁与钢的区别仅在于铸铁组织中存在不同形状的游离态石墨。

铸铁和钢具有相同的金属基体，铸铁中的金属基体相当于纯铁、亚共析钢和共析钢的组织，主要有铁素体、珠光体及铁素体加珠光体三类。由于金属基体不同，灰铸铁可分为铁素体灰铸铁、珠光体灰铸铁和铁素体加珠光体灰铸铁。

一、铸铁组织的形成

无论是铸铁的金属基体组织，还是游离态石墨，它们的形成都与铸铁的石墨化过程有关。

铸铁中石墨的结晶过程叫做石墨化过程。石墨是碳的一种结晶形态， $w_c = 100\%$ ，具有六方晶格，原子呈层状排列（图 12-1）。同一层晶面上碳原子间距为 0.142nm ，相互呈共价键结合；层与层之间的距离为 0.34nm ，原子间呈分子键结合。石墨本身的强度和塑性非常低。

由于铁液化学成分、冷却速度以及铁液处理方法不同，铸铁中的碳除了少量固溶于铁素体外，既可以形成石墨碳，也可以形成渗碳体。

渗碳体的 $w_c(6.69\%)$ 和铁液的 $w_c(4.26\%)$ 之差，远远小于石墨的 $w_c(100\%)$ 和铁液的 w_c 之差，铁液中近程有序原子集团的空间结构以及奥氏体的晶体结构又与渗碳体晶格相近，奥氏体和渗碳体之间在成分上较奥氏体与石墨更相近一些。在成分和结构上石墨碳与液相差别很大，但渗碳体和液相的差别较小，因此，从铸铁

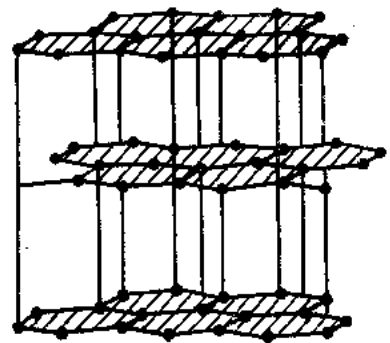


图12-1 石墨的晶体结构

液相或奥氏体中析出渗碳体比析出石墨较为容易。

但是,石墨是稳定相,而渗碳体是亚稳定相,即铁素体+石墨或奥氏体+石墨的混合物比铁素体+渗碳体或奥氏体+渗碳体的混合物有较低的自由能。

当铁液中C、Si的含量较高,并且冷却非常缓慢时,可直接从铁液中析出石墨。已经形成渗碳体的铸铁在高温下长时间退火,可使渗碳体分解析出石墨, $\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow 3\text{Fe} + \text{C}$ (石墨),可见,从热力学上考虑,在一定条件下,从铁液或奥氏体中形成石墨更为有利。

因此,根据成分和冷却速度不同,铁碳合金的结晶过程和组织形成规律,可用Fe- Fe_3C 相图和Fe-C(石墨)相图综合在一起形成的所谓铁碳双重相图来描述(图12-2)。

图中实线表示Fe- Fe_3C 相图,虚线表示Fe-C(石墨)相图。虚线与实线重合的线条都用实线表示。

由图可见,虚线在实线的上方或左上方。表明Fe-C(石墨)系较Fe- Fe_3C 系更为稳定。在同一温度下,石墨在液相、奥氏体和铁素体中的溶解度分别低于渗碳体在这些相中的溶解度。同时,Fe-C(石墨)系的共晶温度和共析温度比Fe- Fe_3C 系相应的温度要高。

对于同一成分的铁碳合金,在熔炼条件等完全相同的情况下,石墨化过程主要取决于冷却条件。当铁液或奥氏体以极缓慢速度冷却(过冷度很小)至图12-2中 $S'E'F'$ 和 SEF 之间温度范围时,通常按Fe-C(石墨)系结晶,石墨化过程能较充分地进行。例如:共晶成分铁液从高温一直缓冷至 1154°C 开始凝固,形成奥氏体加石墨的共晶体。此时奥氏体的饱和碳的含量为 $w_c = 2.08\%$,随着温度下降,奥氏体的溶碳量下降,其溶解度按 $E'S'$ 线变化,过饱和碳从奥氏体中析出二次石墨,当温度降至 738°C 时,奥氏体含碳量达到 $w_c = 0.68\%$,发生共析转变,奥氏体形成铁素体加石墨共析体,此时铁素体的固溶度为 $w_c = 0.0206\%$ 。温度再继续下降,铁素体中固溶碳量减少,其溶解度沿 $P'Q'$ 线变化,冷至室温时,铁素体中含碳量远小于 $w_c = 0.0006\%$ 。从铁素体中析出的三次石墨量很少。上述共晶合金的石墨化过程如图12-3所示。

如果合金冷却较快,过冷度较大,通过 $S'E'C'$ 和 SEC 范围共晶石墨或二次石墨来不及析出,而过冷到实线以下的温度时,则将析出 Fe_3C 。

根据铁碳双重相图和上述共晶合金结晶过程分析,在极缓慢冷却条件下,铸铁石墨化过程可分为两个阶段:

第一阶段,即从液相至共晶结晶阶段,又称一次结晶阶段。包括从过共晶合金液相中直接析出一次石墨和共晶成分液相在共晶反应时结晶出的共晶石墨以及在铸铁凝固过程中一次

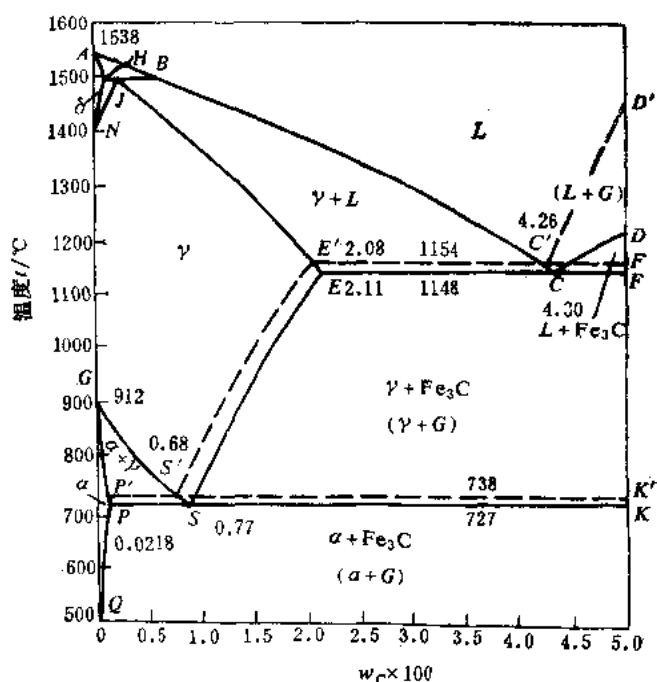


图12-2 铁碳双重状态图

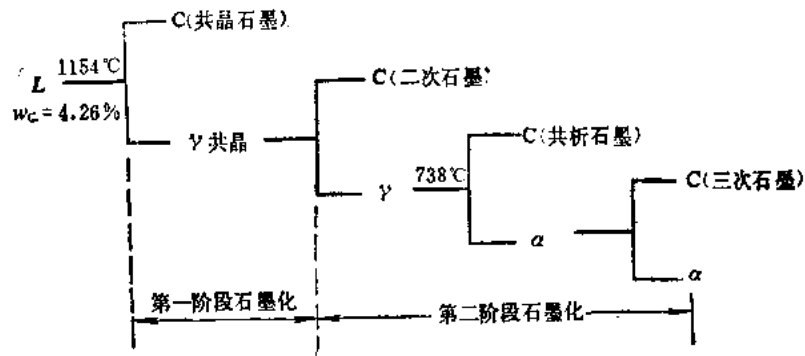


图12-3 共晶合金石墨化过程

渗碳体和共晶渗碳体在高温下分解而形成的石墨。

第二阶段，即从共晶结晶至共析结晶阶段，又称二次结晶阶段。包括奥氏体冷却时沿 $E'S'$ 线析出的二次石墨和共析成分奥氏体在共析转变时形成的共析石墨以及二次渗碳体、共析渗碳体在共析温度附近及以下温度分解而析出的石墨。第二阶段石墨化形成的石墨大多优先附加在已有石墨片上。

铸铁的组织与石墨化过程及其进行的程度密切相关。铸铁的一次结晶过程决定了石墨的形态，二次结晶过程决定了基体组织。

石墨的形态主要由一次结晶，即第一阶段石墨化所控制（以铁素体基为例）。普通灰铸铁由液态结晶的石墨多为粗片状（见图12-4 a）。如果在浇注前向铁水中加入少量硅铁或硅钙等孕育剂，进行孕育处理，促进石墨的非自发生核，可使灰铸铁粗片状石墨细化（见图12-4 b）形成孕育铸铁。如果在浇注前向铁水中加入纯镁或稀土镁合金，可以阻止铁液结晶

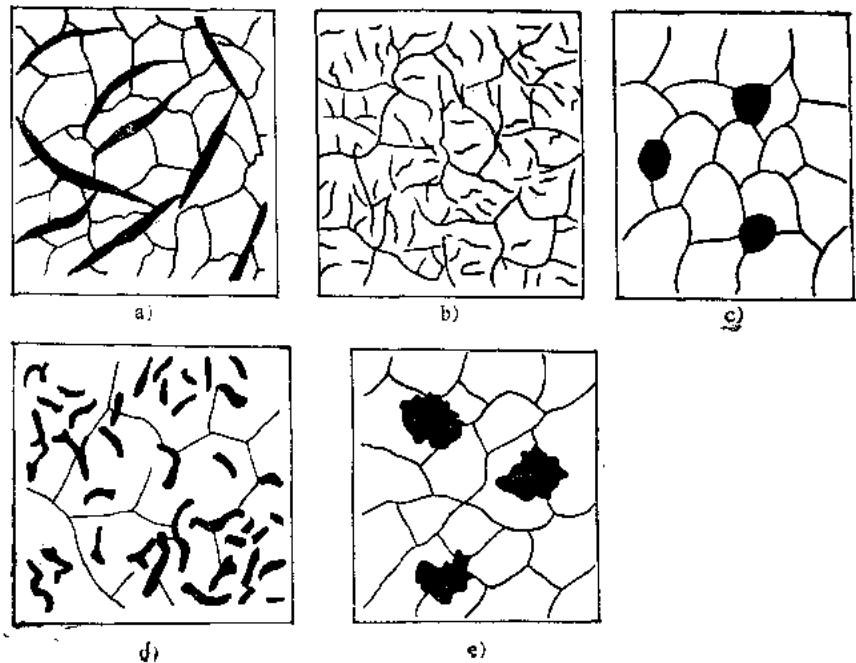


图12-4 铁素体基铸铁不同石墨形态示意图

a) 粗片状（灰口铸铁） b) 细片状（孕育铸铁） c) 球状（球墨铸铁）
d) 蠕虫状（蠕墨铸铁） e) 团絮状（可锻铸铁）

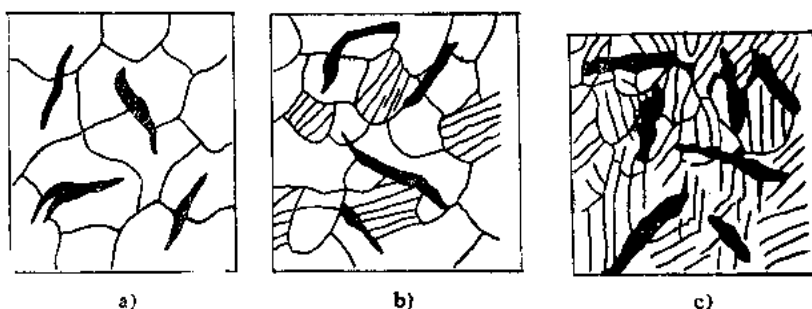


图12-5 不同基体的灰铸铁示意图

a) 铁素体基 b) 铁素体-珠光体基 c) 珠光体基

时片状石墨析出, 促进球状石墨生成 (图 12-4 c), 形成球墨铸铁。如果在浇注前向铁水中加入稀土硅铁、稀土镁铁等稀土合金进行适当处理, 可促使石墨呈蠕虫状 (图 12-4 d), 形成蠕墨铸铁。若将白口铸铁经过长时间石墨化退火, 使渗碳体分解, 由于石墨数量较少, 可形成团絮状分布于金属基体中 (图 12-4 e), 形成可锻铸铁。

根据石墨化过程进行的程度, 将得到铸铁的不同基体组织 (以灰铸铁为例)。

如果第一阶段和第二阶段石墨化过程都能够充分地进行, 那么可得到铁素体基灰铸铁 (图 12-5 a)。如果第一阶段完全石墨化, 而第二阶段石墨化完全没有进行, 则得到珠光体基灰口铸铁 (图 12-5 c)。如果第一阶段石墨化充分进行, 第二阶段石墨化能部分进行, 则得到铁素体 + 珠光体基灰铸铁 (图 12-5 b)。若第一阶段和第二阶段石墨化都不进行, 那么将得到白口铸铁 (见图 4-17)。

由上可见, 影响铸铁石墨化 (即铸铁组织) 的主要因素有化学成分、冷却速度及对铁水的处理。图 12-6 表示不同 C、Si 含量和不同壁厚铸铁件的组织。在其它条件一定的情况下, 铸铁的冷却速度取决于铸件壁厚, 铸件越厚, 冷却速度越小。由图 12-6 可见, 当铸件壁较薄时, 为防止出现白口或麻口, 必须增加铸铁中 C、Si 的含量。当铸件中 C、Si 的含量一定时, 铸件越厚, 铸铁石墨化程度越充分, 越容易得到铁素体基灰口铁; 要得到珠光体基灰铸铁, 必须相应地降低铸铁中 C、Si 的含量。图 12-6 将 C 和 Si 对组织的影响同等看待是不符合实际的。C 和 Si 是影响铸铁组织和性能的主要元素, 为综合考虑它们的影响, 引入碳当量 (C_E) 和共晶度 (S_c) 的概念。

碳当量是将 w_{Si} 折合成相当的 w_C 与实际 w_C 之和, 即 $C_E = w_C + \frac{1}{3}w_{Si}$ 。共晶度是指铸

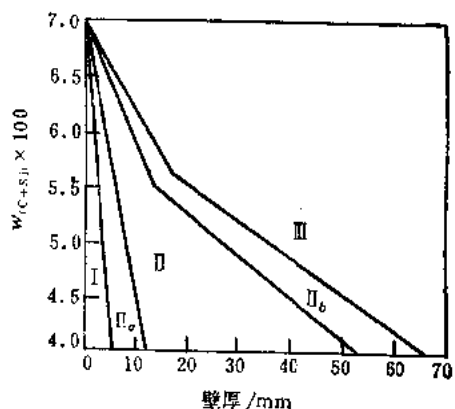


图12-6 C、Si 总量及铸件壁厚对铸铁组织的影响

I — $Ld' + P + Fe_3C$ II_o — $P + Fe_3C + G$
II — $P + G$ II_o — $P + F + G$ III — $F + G$

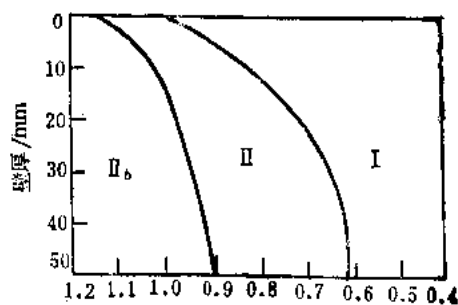


图12-7 铸铁组织图

I — 白口、麻口铸铁 II — 珠光体灰铸铁
II_o — 珠光体加铁素体灰铸铁

铁的实际 w_c 与 共晶 w_c 之比值。当 $S_c = 1$ (即 $C_E = 4.26$) 时, 为共晶铸铁; 当 $S_c < 1$ (即 $C_E < 4.26$) 时, 为亚共晶铸铁; 当 $S_c > 1$ 时 (即 $C_E > 4.26$) 时为过共晶铸铁。生产中一般将铸铁的碳当量控制在 4% 左右, 共晶度应该接近于 1。图 12-7 为铸铁的共晶度和壁厚与铸铁组织的关系。这是目前比较符合实际的铸铁组织与化学成分和铸件冷却速度的关系。

除了 C 和 Si 是强烈促进石墨化的元素外, Al、Ti、Ni、Cu、P、Co 等元素也是促进石墨化的元素, 而 Mn、Mo、Cr、V、W、Mg、Ce、B 等元素属于阻碍石墨化的元素。Cu 和 Ni 既促进共晶时的石墨化又能阻碍共析时的石墨化。生产中为了避免产生白口和麻口, 铸铁中必须加入足够的 C、Si、Al 等促进石墨化的元素。为了提高铸铁的强度, 又希望得到珠光体基体。加入 Cu 和 Ni 可起这种作用。铸铁中加入适量的 Mn 可以阻碍共晶转变石墨化, 得到珠光体基体, 但过多的 Mn 又易使铸铁产生白口, 除了 Si、Mn 外, 一般铸铁中还存在 S、P 等杂质元素。S 是铸铁中一个有害元素, 它强烈阻碍石墨化, 恶化铸铁机械性能及铸造性能, 因此应该严格控制铸铁中的含硫量, 一般应小于 0.15%。铸铁中适量的 Mn ($w_{Mn} = 0.5 \sim 1.4\%$) 既有利于珠光体基体形成, 又能消除 S 的有害作用。P 是一个促进石墨化不太强的元素, 它在奥氏体或铁素体中固溶度很低, 并随含碳量的增加而降低, 当超过其溶解度极限时, 会出现 Fe_3P , 它同渗碳体和铁素体形成磷共晶, 磷共晶硬而脆, 若沿晶界分布, 将使铸铁强度降低, 脆性增大, 所以含磷量一般限制在 0.3% 以下。但少量的均匀分布的磷共晶能显著提高铸铁硬度和耐蚀性。因此 C、Si、Mn 为调节组织元素, P 是控制使用元素, S 属于限制元素。

二、石墨与基体对铸铁性能的影响

铸铁的组织由金属基体和石墨组成。铸铁的性能则取决于金属基体的性能和石墨的性质及其数量、大小、形状和分布。

石墨十分松软而脆弱, 抗拉强度在 20MPa 以下, 延伸率趋近于零。因此, 石墨就象金属基体中的孔洞和裂缝, 可以把铸铁看成是含有大量孔洞和裂缝的钢。石墨一方面破坏了基体金属的连续性, 减少了铸铁的实际承载面积; 另一方面石墨边缘好似尖锐的缺口或裂纹, 在外力作用下会导致应力集中, 形成断裂源。因此, 灰铸铁的抗拉强度、塑性和韧性都很低。

石墨的数量、大小和分布对铸铁的性能有显著影响。就片状石墨而言, 石墨数量越多, 对基体的削弱作用和应力集中程度越大, 灰铸铁的抗拉强度和塑性越低。但是灰铸铁的抗压强度比抗拉强度高得多, 这是由于在压应力作用下, 石墨片不引起过大的局部应力。石墨数量一定时, 石墨片越粗, 虽然应力集中程度减弱, 但在局部区域使承载面积急剧减少, 性能也显著下降; 石墨片很细, 石墨片增多, 应力集中程度增大, 尤当石墨片相互连结时, 承载面积也显著下降。所以石墨片尺寸应以中等为宜 (长度约 0.03~0.25mm)。当石墨的数量和尺寸一定时, 石墨分布不均匀, 产生方向性排列, 则灰口铁的强度和塑性也显著下降。尤其当石墨形成封闭的网络时, 则铸铁的机械性能最低。

石墨形状也显著影响铸铁的性能。当基体为珠光体的铸铁, 石墨由灰铁的粗片状分别变成细片状 (孕育铸铁)、团絮状 (可锻铸铁) 和球状 (球墨铸铁) 时, 则抗拉强度由 100~200MN/m² 分别提高到 200~400MN/m²、450~700MN/m² 和 600~800MN/m²。延伸率从 0~0.3%, 分别提高到 0.2~0.5%、2.5~5% 和 2.0~4.0%; 无缺口试样冲击韧性从

0~3 J/cm²分别提高到3~8 J/cm²、5~15 J/cm²和15~30 J/cm²。片状石墨由于对基体的削弱程度和应力集中程度最大，所以灰铁强度最低，塑性和韧性最差。可锻铸铁中石墨呈团絮状，对基体的割裂作用显著降低，因而强度增大，塑性明显提高。球墨铸铁石墨呈球状，对基体的割裂作用最小，并不造成明显的应力集中，故对基体的破坏作用最小，强度利用率最高（达到70~90%），因此强度最高，塑性和韧性也明显改善，断裂韧性也较高。当石墨从片状变为团絮状或球状时，铸铁的强度可以和中碳钢的强度相当。因此改善石墨形状是提高铸铁性能的一条最重要的途径。

基体组织对铸铁的机械性能也起着重要的作用。对于同一类铸铁来说，在其它条件相同的情况下，可以显示出基

体组织对铸铁性能的影响。铸铁基体中铁素体相越多，铸铁塑性越好，基体中珠光体数量越多，则铸铁的拉伸强度和硬度越高（见图12-8）。但是普通灰铸铁由于粗片状石墨对基体的强烈割裂作用，即使得到全部铁素体基体组织，塑性和冲击韧性仍然很低。因此，只有当石墨为团絮状、蠕虫状或球状时，改变金属基体组织才能显示出对性能的影响。例如，铁素体可锻铸铁具有一定的强度和较高的塑性和韧性。珠光体可锻铸铁具有较高的强度、硬度和耐磨性及一定的塑性和韧性。

球墨铸铁的基体组织对铸铁的机械性能起着更显著的作用。铁素体基球墨铸铁塑性和韧性相当高，延伸率为10~20%，冲击韧性可达50~150 J/cm²。珠光体基球墨铸铁强度很高，耐磨性较好，并具有一定的塑性和韧性。例如：铸态珠光体球墨铸铁抗拉强度高达588~735 MN/m²。此外，通过热处理可使球墨铸铁基体得到下贝氏体、回火马氏体、回火索氏体等组织，从而使球墨铸铁具有更高的强度、塑性和断裂韧性。

由上可知，铸铁的机械性能主要受基体和石墨所控制，因此强化铸铁时，一方面要改变石墨的数量大小、形状和分布，尽量减少石墨的有害作用。另一方面又可通过合金化、热处理或表面处理方法调整基体组织，提高基体性能，以改善铸铁的强韧性。表12-1列出了具有各种基体石墨组织的铸铁的机械性能。

石墨基体除了影响铸铁常规机械性能外，还能使铸铁具有某些特殊性能及优良的工艺性能。

石墨在铸铁中具有良好的吸振作用和减磨作用。石墨对铸铁的振动起缓冲作用，将振动能转变为热能，削弱和阻止震动能的传递。尤其是粗片状石墨对基体分割作用大，吸振能量比较强，所以普通灰铸铁比球墨铸铁具有更好的消震性。因此，对于承受震动的零、部件，如机床床身、汽缸体等往往采用低强度灰铸铁制造。

石墨本身具有良好的润滑作用和减磨作用。在有润滑的条件下，石墨脱落后空洞可以吸附和储存润滑油，使摩擦面保持良好润滑条件，从而使铸铁比钢有更好的耐磨性。就灰口

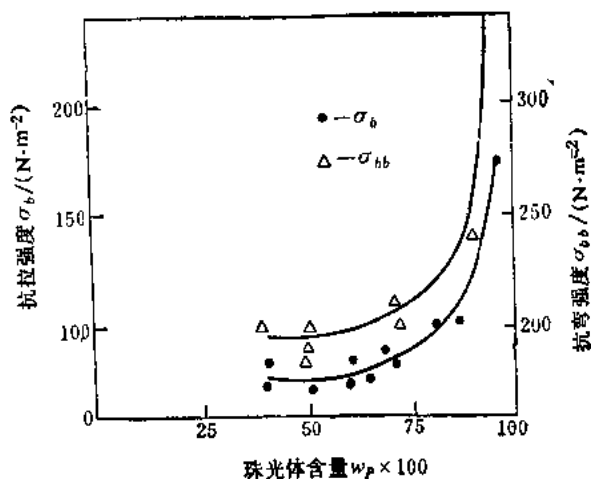


图12-8 灰铸铁珠光体数量与强度之关系 (φ 40mm)

表12-1 各种铸铁的机械性能

材料种类	组 织	抗拉强度	屈服强度	抗弯强度	延伸率	冲击韧性	硬 度 HB
		σ_b (10MN·m ⁻²)	$\sigma_{0.2}$ (10MN·m ⁻²)	σ_{bh} (10MN·m ⁻²)	$\delta \times 100$	a_K (10J·cm ⁻²)	
铁 素 体 灰 铸 铁	F + G(石墨)片	10~15	10~15	26~33	<0.5	0.1~1.1	143~229
珠 光 体 灰 铸 铁	P + G(石墨)片	20~25	20~25	40~47	<0.5	0.1~1.1	170~240
变质铸铁	P + G(石墨)细片	30~40	30~40	54~68	<0.5	0.1~1.1	207~296
铁 素 体 可 锻 铸 铁	F + G(石墨)团	30~37	19~28	54~68	6~12	1.5~2.9	120~163
珠 光 体 可 锻 铸 铁	P + G(石墨)团	45~70	28~56	54~68	2~5	0.5~2.0	162~270
铁 素 体 球 墨 铸 铁	F + G(石墨)球	40~50	25~35	54~68	5~20	>2	147~241
珠 光 体 球 墨 铸 铁	P + G(石墨)球	60~80	42~56	54~68	>2	>1.5	229~321
白口铸铁	Fe ₃ C + P + L _d	23~48	23~48	54~68	>2	>1.5	375~630
铁 素 体 蠕 墨 铸 铁	F + G(石墨)虫	>28.6	>20.4	54~68	>3	>1.5	>120
珠 光 体 蠕 墨 铸 铁	P + G(石墨)虫	>39.8	>28.6	54~68	>1	>1.5	>180
45 钢	P + F	61	36		16	8	<229

铸铁而言,石墨呈均匀片状分布时,珠光体基灰口铸铁耐磨性最高,铁素体基灰口铸铁耐磨性较差。同样,珠光体球墨铸铁的耐磨性比铁素体球墨铸铁高。

一般钢制零件,表面若有刀痕、键槽、油孔等缺口存在,易造成应力集中,使疲劳强度降低,故缺口敏感性高。石墨的存在,尤其是片状石墨的存在,相当于存在很多小切口,因此,铸铁对表面缺口或缺陷几乎不具有敏感性,所以对铸铁疲劳强度影响不大,但铸铁疲劳强度绝对值比钢低。

由于石墨具有润滑作用和断屑作用,因此铸铁具有良好的切削加工性,尤其是灰铸铁切削加工性最好。

此外,铸铁比钢具有优良的铸造性能。因为铸铁的C、Si含量较高(一般碳当量调整到共晶成分),其熔点比钢低,故具有良好的流动性,和充模性,另外,由于石墨比容大,使凝固时铸件的收缩量减少,故可减少铸件内应力,防止铸件变形和开裂,同时可以减少冒口,简化铸造工艺。因此,铸铁是工业上十分有价值的结构材料,可以广泛用于制造各种机器零件,尤其适宜铸造薄壁复杂的机器零件。

§12-2 常用普通铸铁

一、灰铸铁

(一) 灰铸铁的牌号、成分及组织

我国国家标准对灰铸铁的牌号、机械性能及其它技术要求均有新的规定。

灰铸铁根据直径30mm单铸试棒的抗拉强度进行分级。按GB5612—85规定,灰铸铁共

有六个牌号。表 12-2 为灰铸铁的分级及单铸试样的抗拉强度。灰铸铁牌号由“灰铁”二字汉语拼音字首“HT”和其后的三位数字组成。数字表示最低抗拉强度 σ_b 。例如灰铸铁 HT200, 表示最低抗拉强度为 200 N/mm²。验收时, n 牌号的灰铸铁, 其抗拉强度应在 n 至 $(n+100)$ N/mm² 范围内。

表12-2 灰铸铁的分级及单铸试样的抗拉强度

牌 号	抗 拉 强 度 (\geq)	
	[σ_b /(N·mm ⁻²)]	
HT100	100	
HT150	150	
HT200	200	
HT250	250	
HT300	300	
HT350	350	

表12-3 灰铸铁化学成分的一般范围

铸 铁 牌 号	基 体 组 织	铸 件 厚 度 mm	化 学 成 分 $\times 100$					处 理 方 法
			w_C	w_{Si}	w_{Mn}	w_P	w_S	
HT100	珠光体 $w_P=30\sim 70\%$ 粗片状; 铁素体 $w_F=70\sim 30\%$; 二元磷共晶 $w<7\%$	—	3.4~3.9	2.1~2.6	0.5~0.6	<0.3	<0.15	
HT150	珠光体 $w_P=40\sim 90\%$ 中粗片状; 铁素体 $w_F=10\sim 60\%$; 二元磷共晶 $w<7\%$	<30	2.0~2.4	0.5~0.8				
		30~50	3.2~3.5	1.9~2.3	0.5~0.8	<0.03	<0.15	
		>50	1.8~2.2	0.6~0.9				
HT200	珠光体 $w_P>95\%$ 中片状; 铁素体 $w_F<5\%$; 二元磷共晶 $w<4\%$	<30	3.2~3.5	1.6~2.0	0.7~0.9			
		30~50	3.1~3.4	1.5~1.8	0.7~0.9	<0.3	<0.12	
		>50	3.0~3.3	1.4~1.6	0.8~1.0			
HT250	珠光体 $w_P>98\%$ 中细片状; 二元磷共晶 $w<2\%$	<30	3.0~3.3	1.5~1.8	0.8~1.0			
		30~50	2.9~3.2	1.4~1.7	0.9~1.1	<0.2	<0.12	
		>50	2.8~3.1	1.3~1.6	1.0~1.2			
HT300	珠光体 $w_P>98\%$ 中细片状; 二元磷共晶 $w<2\%$	<30	3.0~3.3	1.4~1.7	0.8~1.0			
		30~50	2.9~3.2	1.3~1.6	0.9~1.1	<0.15	<0.12	孕育
		>50	2.8~3.1	1.2~1.5	1.0~1.2			
HT350	珠光体 $w_P>95\%$ 细片状; 二元磷共晶 $w<1\%$	<30	2.8~3.1	1.3~1.6	1.0~1.3			
		30~50	2.8~3.1	1.2~1.5	1.0~1.3	<0.15	<0.10	孕育
		>50	2.7~3.0	1.1~1.4	1.1~1.4			

表 12-3 为一些工厂所用各牌号灰铸铁的化学成分, 其中 HT300 和 HT350 两种灰铸铁的化学成分为经过孕育处理后的化学成分。

灰铸铁的组织由片状石墨和金属基体组成。根据石墨化进行的程度, 金属基体可以得到铁素体、铁素体加珠光体和珠光体三种。因此便得到三种不同基体的灰铸铁, 其显微组织分别如图 12-9、图 12-10 和图 12-11 所示。铁素体灰铸铁 (HT100) 用于制造盖、外罩、手轮、支架、重锤等低负荷、不重要的零件。铁素体-珠光体灰铸铁 (HT150) 用来制造支柱、底座、齿轮箱、工作台等承受中等负荷的零件。珠光体灰铸铁 (HT200、HT250) 可以制造

气缸套、活塞、齿轮、床身、轴承座、联轴器等承受较大负荷和较重要的零件。孕育铸铁（HT300、HT350）可用来制造齿轮、凸轮、车床卡盘、高压液压筒和滑阀壳体等承受高负荷的零件。

生产高强度灰铸铁时，希望获得珠光体基体和细片状石墨。为此，可以适当减少C、Si含量，降低铸铁石墨化程度，但是C、Si含量下降又增大壁厚较小的铸件出现麻口倾向，为消除麻口，可提高铸型温度，减小铸铁的冷却速度。由于铸铁铁水中C、Si含量较低，减少了石墨数量，为此熔炼铸铁配料时，要采用较多的废钢配比。此外，可以提高加热温度，增大铁的过冷度并加快冷却速度，促进自发生核，从而得到细片状石墨。采用孕育处理方法可以细化石墨和基体共晶团，以提高铸铁的机械性能。常用的孕育剂为 $w_{Si}=75\%$ 的硅铁、 $w_{Si}=60\sim 65\%$ 和 $w_{Ca}=25\sim 35\%$ 的硅钙合金。经过孕育处理后得到具有细小石墨片的珠光体基铸铁，亦即孕育铸铁。孕育铸铁的机械性能与灰铸铁相比，具有较高的强度、硬度、耐磨性、延伸率和冲击韧性。孕育铸铁HT300和HT350属于高强度耐磨铸铁。



图12-9 铁素体灰铸铁

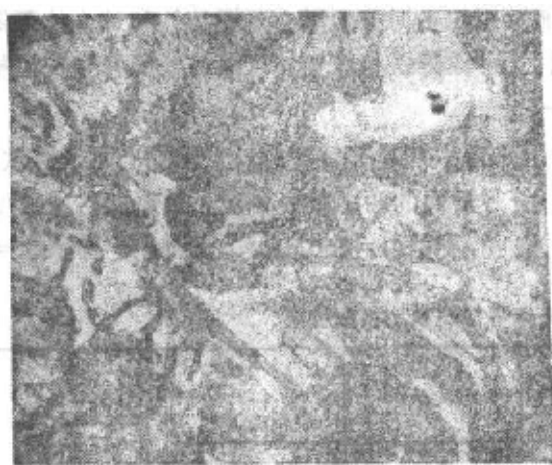


图12-10 铁素体-珠光体灰铸铁



图12-11 珠光体灰铸铁

（二）灰铸铁的热处理

灰铸铁热处理只能改变基体组织，不能改变石墨的形状和分布。所以灰铸铁热处理不能显著改善其机械性能。主要用来消除铸件内应力、稳定尺寸、改善切削加工性和提高铸件表面耐磨性。

1. 消除内应力退火

在铸造过程中，产生很大的内应力不仅降低铸件强度，而且使铸件产生翘曲、变形，甚至开裂。因此，铸铁件铸造后必须进行消除应力退火，又称人工时效。即将铸件缓慢加热到 $500\sim 560^{\circ}\text{C}$ 适当保温（每10mm截面保温2h）后，随炉缓冷至 $150\sim 200^{\circ}\text{C}$ 出炉空冷。去

应力退火加热温度一般不超过 560℃, 以免共析渗碳体分解、球化, 降低铸件强度、硬度和耐磨性。

2. 消除铸件白口、降低硬度的退火或正火

铸件冷却时, 表层及截面较薄部位由于冷却速度快, 易出现白口组织使硬度升高, 难以切削加工。通常将铸件加热至 850~950℃保温 1~4 h, 然后随炉缓冷, 使部分渗碳体分解, 最终得到铁素体基或铁素体加珠光体基灰铸铁, 从而消除白口、降低硬度、改善切削加工性。正火是将铸件加热至 850~950℃保温 1~3 h 后出炉空冷, 使共析渗碳体不发生分解, 最终得到珠光体基灰铸铁。从而既消除了白口、改善切削加工性, 又提高了铸件的强度、硬度和耐磨性。

3. 表面淬火

铸铁件和钢一样, 可以采用感应加热、火焰加热和电接触加热等表面淬火工艺使铸件表面获得细马氏体加石墨的硬化层, 从而提高灰铸铁件表面强度、耐磨性和疲劳强度, 延长其使用寿命。为了获得较好的表面淬火效果, 对高、中频淬火铸铁, 一般希望采用珠光体基灰铸铁, 最好是细片状石墨的孕育铸铁。

二、可锻铸铁

可锻铸铁是由一定成分的白口铸铁经石墨化退火得到的一种高强度铸铁。由于石墨呈团絮状分布, 对基体破坏作用较小, 所以可锻铸铁比灰铸铁具有较高的强度、塑性和冲击韧性。因此名谓可锻铸铁或韧性铸铁。实际上可锻铸铁并不能锻造。

(一) 可锻铸铁的牌号、性能及组织

可锻铸铁根据化学成分、热处理工艺、性能及组织不同分为黑心可锻铸铁和珠光体可锻铸铁以及白心可锻铸铁三类。表 12-4 列出了黑心可锻铸铁和珠光体可锻铸铁的牌号及机械性能。白心可锻铸铁的牌号及机械性能见表 12-5。

可锻铸铁牌号中“KT”为“可铁”二字汉语拼音字首, 其后面的 H 表示黑心可锻铸铁; B 表示白心可锻铸铁; Z 表示珠光体可锻铸铁。符号后面的两组数字分别表示最低抗拉强度和最低延伸率值。例如 KTH350-10 表示最低抗拉强度 $\sigma_s = 350\text{MPa}$, 最低延伸率 $\delta =$

表 12-4 黑心可锻铸铁和珠光体可锻铸铁的机械性能

牌 号 及 分 级		试 样 直 径	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta \times 100$ ($l_0 = 3d$)	HB
A	B	d mm	不 小 于			
KTH300-06	KTH330-08 KTH350-10 KTH370-12	12	300	—	6	≤ 150
		或	330	—	8	
KTH350-10		15	350	200	10	
			370	—	12	
KTZ450-06		12	450	270	6	150~200
KTZ550-04		或	550	340	4	180~230
KTZ650-02		15	650	430	2	210~260
KTZ700-02			700	530	2	240~290

注: 1. 试样直径 12mm 只适用于铸件主要壁厚小于 10mm 的铸件。

2. 牌号 KTH300-06 适用于气密性零件。

3. 牌号 B 系列为过渡牌号。

表12-5 白心可锻铸铁的牌号与机械性能

牌 号 及 分 级	试 样 直 径	σ_B/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta \times 100$ ($l_0=5d$)	HB
	$\frac{d}{\text{mm}}$	不 小 于			不 大 于
KTB350-04	9	340	—	5	230
	12	350	—	4	
	15	360	—	3	
KTB380-12	9	320	170	15	200
	12	380	200	12	
	15	400	210	8	
KTB400-05	9	360	200	8	220
	12	400	220	5	
	15	420	230	4	
KTB50-07	9	400	230	10	220
	12	450	260	7	
	15	480	280	4	

注：白心可锻铸铁试样直径应尽可能与铸件的主要壁厚相近。

10%。

黑心可锻铸铁和珠光体可锻铸铁是由白口铸铁经长时间石墨化退火得到的。如白口铸铁在退火过程中的第一阶段和第二阶段石墨化能充分进行，将得到铁素体基加团絮状石墨的组织（见图 12-12），称铁素体可锻铸铁。其断口心部由于铁素体基体上存有大量石墨而呈墨黑色，表层因退火时脱碳而呈灰白色，故有“黑心可锻铸铁”之称。如白口铸铁在退火过程中完成第一阶段石墨化和析出二次石墨后，以较快速度冷却通过共析转变温度，使共析渗碳体不发生分解，则可得到珠光体基加团絮状石墨组织（见图 12-13），即为珠光体可锻铸铁。

如果白口铸铁件在氧化性介质中退火，深度为 1.5~2.0mm 的表面层完全脱碳，得到铁素体组织，心部为珠光体基加团絮状石墨，其断口中心呈白色，表面呈暗灰色，故有“白心可锻铸铁”之称。目前我国生产的可锻铸铁多数为黑心可锻铸铁和珠光体可锻铸铁。白心可锻铸铁生产工艺较为复杂，退火周期长，性能和黑心可锻铸铁差不多，故应用较少。

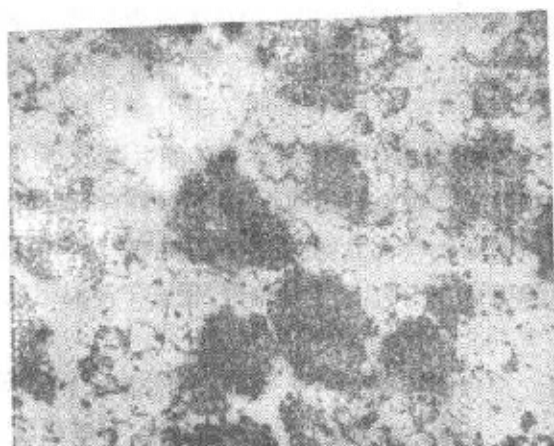


图12-12 铁素体可锻铸铁

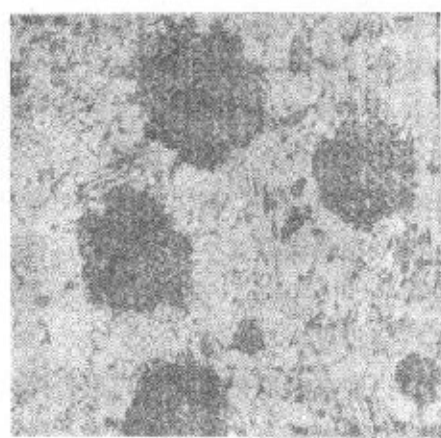


图12-13 珠光体可锻铸铁

黑心可锻铸铁强度不算高,但具有良好的塑性和韧性。珠光体可锻铸铁塑性和韧性不及黑心可锻铸铁,但强度、硬度和耐磨性高。因此,可根据性能要求选择适当的基体。若要求高强度和高耐磨性,应选择珠光体可锻铸铁,如汽油机或柴油机曲轴、连杆、齿轮、凸轮及活塞等零件。若要求高塑性和韧性时,应选用黑心可锻铸铁,如汽车、拖拉机后桥外壳、转向机构、低压阀、管接头等受冲击和振动的零件。

(二) 可锻铸铁的化学成分及石墨化退火

可锻铸铁的生产首先必须得到白口铸件,然后进行石墨化退火,使渗碳体较快地分解,得到团絮状石墨,而不致于出现片状石墨。为了保证获得完全的白口组织,必须控制铸铁的化学成分,适当降低C、Si等促进石墨化元素含量和增加Mn、Cr等阻碍石墨化元素的含量。但是C、Si的含量亦不能太低,否则会影响石墨化过程,延长退火周期。为此,C、Si含量应分别控制在 $w_C = 2.4 \sim 2.8\%$ 和 $w_{Si} = 0.8 \sim 1.4\%$,Mn量以去除S的有害作用为宜,一般 w_{Mn} 为 $0.3 \sim 0.6\%$,珠光体可锻铸铁 w_{Mn} 提高到 $1.0 \sim 1.2\%$ 。此外, $w_{Cr} \leq 0.06\%$, $w_S \leq 0.18\%$, $w_P \leq 0.20\%$ 。

可锻铸铁的显微组织取决于石墨化退火工艺。图12-14为可锻铸铁石墨化退火工艺曲线。如将白口铸铁在中性介质(高炉炉渣、细砂)中加热到 $900 \sim 1000^\circ\text{C}$ 长时间保温,珠光体转变为奥氏体,渗碳体在此温度下完全分解,形成团絮状石墨,此乃石墨化第一阶段。然后从高温随炉缓冷到 $720 \sim 750^\circ\text{C}$,以便从奥氏体中析出二次石墨。在 $720 \sim 750^\circ\text{C}$ 之间应以极缓慢速度($3 \sim 5^\circ\text{C}$

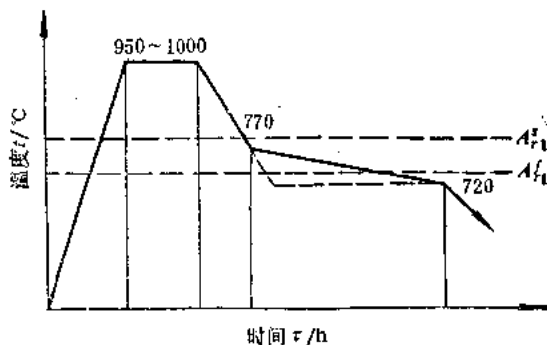


图12-14 可锻铸铁石墨化退火工艺曲线

/h)通过共析转变温度区,避免二次渗碳体析出,保证奥氏体直接转变为铁素体加石墨,完成第二阶段石墨化,则可得到铁素体基体的可锻铸铁(见图12-12)。为了便于控制第二阶段石墨化,亦可从高温加热后直接缓冷至略低于共析转变温度范围($720 \sim 750^\circ\text{C}$)长时间($15 \sim 20\text{ h}$)等温保持,如图12-14中虚线所示,使珠光体中渗碳体分解为铁素体加石墨。当共析渗碳体石墨化完毕后,即可随炉缓冷至 $600 \sim 700^\circ\text{C}$ 出炉空冷。

若将白口铸铁在 $900 \sim 1000^\circ\text{C}$ 加热保温完成第一阶段石墨化后,随炉缓冷至 $800 \sim 860^\circ\text{C}$,使奥氏体析出二次石墨,然后出炉空冷通过共析转变温度,使共析渗碳体不发生石墨化分解,从而得到珠光体基体的可锻铸铁(见图12-13)。也可将铁素体可锻铸铁重新加热至共析温度以上进行一次正火处理得到珠光体可锻铸铁。

可锻铸铁石墨化退火周期很长,一般需 $70 \sim 80\text{ h}$ 甚至上百小时。为了缩短退火周期,提高生产率,可采用“低温时效”、“淬火”等新工艺。低温时效即在退火前将白口铸件先在 $300 \sim 400^\circ\text{C}$ 加热保温 $3 \sim 6\text{ h}$ 。经这种处理后可显著加快高温保温时渗碳体的分解,使退火时间缩短到 $15 \sim 16\text{ h}$ 。这是由于在低温时效过程中发生了碳原子的偏聚,促进了高温退火时石墨晶核的形成。

白口铸铁在石墨化退火前先进行淬火亦可实现可锻铸铁的快速退火。铸件淬火后得到细晶粒组织和高内应力,造成大量的石墨结晶核心,从而大大加速了第一、二阶段石墨化过程,可使石墨化退火时间缩短到 $10 \sim 15\text{ h}$ 。

三、球墨铸铁

球墨铸铁是石墨呈球状的灰铸铁，简称球铁。球铁比普通灰铸铁具有高得多的强度、塑性和韧性，同时保留普通灰铸铁耐磨、消震、易切削、好铸造、缺口不敏感等一系列优点。球铁也比可锻铸铁具有更高的机械性能。因此，球铁是最重要的铸造金属材料，在工业上获得了广泛的应用。

(一) 球墨铸铁的化学成分及其处理方法

球铁的化学成分和灰铸铁相比，主要是C、Si含量较高，含锰量较低，S、P含量限制很严，同时含有一定量的残余Mg和稀土元素。表12-6列出球墨铸铁和灰铸铁化学成分的对比。球铁碳当量较高(4.5~4.7%)，属于过共晶铸铁。碳当量过低，石墨球化不良；碳当量过高，容易出现石墨漂浮现象。球铁含较高的碳量，铁液石墨化能力强，石墨结晶核心多，可以细化石墨、提高石墨球圆整度、改善铁液的流动性。适当提高硅含量可降低球铁因镁及稀土处理引起的白口化倾向，促进石墨析出，并有利于获得铁素体基球铁，提高塑性和韧性。适当降低硅含量有利于得到高强度的珠光体基球铁。球铁中 w_{Mn} 一般 $<1\%$ ，要求高塑性的球铁， w_{Mn} 以小于0.6%为宜，若要得到珠光体基球铁， w_{Mn} 可为0.6~0.9%。球铁S、P含量应严格控制， $w_s < 0.03\%$ ， $w_p < 0.1\%$ ，S量过多，易造成球化元素的烧损。P量过多，则降低球铁的塑性和韧性。

表12-6 球铁与普通灰铸铁化学成分对比

	$w_C \times 100$	$w_{Si} \times 100$	$w_{Mn} \times 100$	$w_P \times 100$	$w_S \times 100$
球 墨 铸 铁	3.5~3.9	2.0~2.1	$\leq 0.3 \sim 0.8$	< 0.08	< 0.03
球化处理前的铁水	3.7~4.0	1.0~2.0	$\leq 0.3 \sim 0.8$	< 0.08	< 0.06
灰 铸 铁	2.9~3.5	1.4~2.1	0.6~1.0	0.1~0.15	0.1~0.12

球铁是用灰铁成分的铁液经球化处理和孕育处理得到的。将球化剂加入铁水的操作过程叫球化处理。我国常用的球化剂有镁、稀土或稀土硅镁合金三种。纯镁的球化作用很强，球化率高，容易获得完整的球状石墨。但是纯镁又是强烈的阻碍石墨化元素，有增大铸铁白口化倾向。由于纯镁的沸点(1120℃)远低于铁水温度，因此纯镁加入铁水中沸腾飞溅、烧损严重，需采用压力加镁办法，处理工艺和设备较为复杂。而且铸件的收缩、疏松夹渣、皮下气泡等缺陷较为严重。

我国目前广泛应用的球化剂是稀土-硅铁-镁合金。主要成分为 $w_{RE} = 17 \sim 25\%$ ， $w_{Mg} = 3 \sim 12\%$ ， $w_{Si} = 34 \sim 42\%$ ， $w_{Fe} = 21 \sim 22\%$ 。采用这种球化剂时，由于 w_{Mg} 低，球化反应平稳，通常采用冲入法，即将球化剂放入铁水包中，然后冲入铁水使球化剂逐渐熔化。

因为镁及稀土元素都强烈阻碍石墨化，铁水经球化处理后容易出现白口，难以产生石墨核心。因此球化处理的同时，必须进行孕育处理。孕育剂必须含有强烈促进石墨化的元素，通常采用 $w_{Si} = 75\%$ 的硅铁和硅钙合金。要求珠光体基球铁时，孕育剂的含量为 $w = 0.5 \sim 1.0\%$ ；要求铁素体基球铁时，其含量为 $w = 0.8 \sim 1.6\%$ 。经孕育处理后的球铁，石墨球数量增加，球径减小，形状圆整，分布均匀，从而显著改善了球铁的机械性能。

(二) 球墨铸铁的牌号、组织和性能

根据国家标准 GB1348—78，我国球墨铸铁的牌号用“球铁”二字的汉语拼音字首“QT”和其后两组数字表示。第一组数字表示最低抗拉强度，第二组数字表示最低延伸率。表12-7

表12-7 球墨铸铁的牌号、机械性能和用途

牌 号	基体组织	机 械 性 能					应 用 举 例
		σ_b (10MN·m ⁻²)	$\sigma_{0.2}$ (10MN·m ⁻²)	$\delta \times 100$	ψ_K (10J·cm ⁻²)	HB	
QT40-17	铁素体	40	25	17	6	≤179	机引犁铧、牵引架、 汽车、拖拉机牵引框、 后桥壳、箱体、轮毂、 圆盘
QT42-10	铁素体	42	27	10	3	≤207	
QT50-5	铁素体加珠光体	50	35	5	—	147~241	齿轮、传动轴、阀门、 电动机架、抽油泵齿轮
QT60-2	珠光体	60	42	2	—	229~302	发动机曲轴、凸轮轴、 连杆、机床主轴、 齿轮、液压缸缸等
QT70-2	珠光体或回火索氏体	70	49	2	—	229~302	
QT80-2	珠光体或回火索氏体	80	58	2	—	241~321	
QT120-1	下贝氏体 或回火屈氏体 或回火马氏体	120	84	1	3	≥HRC 38	汽车、拖拉机传动齿轮、 柴油机凸轮轴、曲轴

列出球墨铸铁的具体牌号、性能及其用途。

球铁组织由金属基体和球状石墨组成。由表 11-7 可见，球铁的基体组织常用的有珠光体、珠光体-铁素体和铁素体三种。图 12-15 为这三种基体组织球铁的显微组织。经过合金

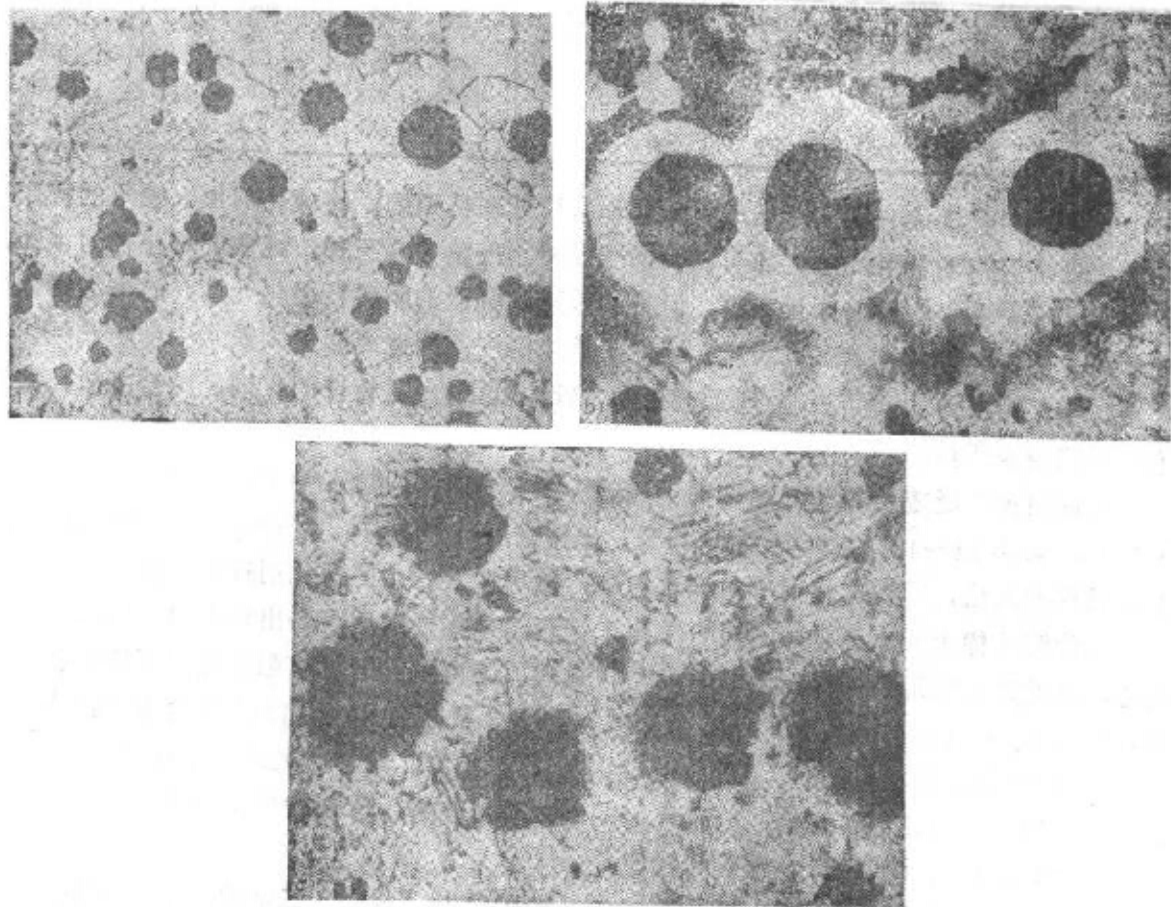


图12-15 球墨铸铁的显微组织

a) 铁素体基体 b) 铁素体-珠光体基体 c) 珠光体基体

化和热处理,也可以获得下贝氏体、马氏体、屈氏体、索氏体和奥氏体等基体组织。珠光体球铁的抗拉强度比铁素体球铁的高50%以上,而铁素体球铁的延伸率是珠光体球铁的3~5倍。经热处理后以马氏体为基的球铁具有高硬度、高强度,以下贝氏体为基的球铁具有优良的综合机械性能。球状石墨的大小也显著影响球铁的机械性能。一般来说,石墨球径越小,强度越高,塑性、韧性越好。例如石墨球径为0.05~0.11mm的珠光体基球铁, $\sigma_s = 676.2 \text{ MN/m}^2$, $\delta = 1.1\%$,而球径为0.04~0.06mm的同样基体的球铁, $\sigma_s = 784 \text{ MN/m}^2$, $\delta = 2.6\%$ 。同其它铸铁相比,球铁不仅抗拉强度高,而且屈服极限也很高,屈强比达到0.7~0.8,比钢高得多。因此对承受静载荷的零件,可以用球铁代钢,以减轻机器之重量。球铁的塑性和韧性虽低于钢,但高于其它各类铸铁。此外,球铁的疲劳强度亦可和钢相媲美。总之,球铁具有优异的机械性能,可用于制造负荷较大、受力复杂的机器零件。例如珠光体球铁常用于制造汽车、拖拉机或柴油机中的曲轴、连杆、齿轮、凸轮轴、机床主轴、蜗轮蜗杆、水压机气缸、缸套、活塞等。铁素体球铁多用于制造受压阀门、机器机座、汽车后桥壳等。

(三) 球墨铸铁的热处理

球铁的机械性能主要取决于金属基体,通过热处理改变基体组织可以显著改善球铁的机械性能。球铁的相变规律同钢相似,但球铁中有石墨存在并含有较多的C、Si、Mn等元素,因此热处理又具有一定的特殊性。

球铁共晶和共析转变温度较高,而且是在一个温度范围内进行。因此奥氏体化加热温度一般高于碳钢。在共析温度范围内存在铁素体、奥氏体、石墨的稳定平衡,包括铁素体、奥氏体、渗碳体准稳定平衡,在此温度范围不同温度下,铁素体和奥氏体有不同的相对量,所以控制不同的加热温度和保温时间可以获得不同比例铁素体和珠光体基体,从而可大幅度调整球铁的机械性能。

在热处理过程中,石墨作为球铁中的一个相,也参予相变过程。石墨的存在相当于一个贮碳库,形成铁素体球铁时,碳全部或绝大部分集中于石墨这个碳库中。球铁热处理加热时,球状石墨表面的碳又部分溶入奥氏体,供应必要的碳量。控制加热温度可以控制奥氏体中含碳量,从而可以得到低碳马氏体或者高碳马氏体。奥氏体化后的球铁在 A_{r1} 以下缓慢冷却时析出石墨,或沉积在原来石墨表面上,形成退火石墨。冷却速度较快时将沿奥氏体晶界析出网状渗碳体。因此,控制奥氏体化温度、保温时间和冷却条件可以改变奥氏体及其转变产物碳的质量分数,从而可在较大范围内改变球铁的机械性能。

虽然石墨在热处理过程中参与相变,但热处理并不能改变球铁石墨的形态和分布。灰铸铁石墨呈片状,热处理不能显著改变其机械性能。球铁中石墨呈球状,可以显示出最佳的热处理效果。

由于硅能减小碳在奥氏体中的溶解能力,因此为使奥氏体中溶解必要的碳量,高温下保温时间应延长。石墨导热性差,故石墨向奥氏体中溶解较渗碳体困难,因此球铁热处理时加热温度要高,保温时间要长,加热和冷却速度要缓慢。

球铁主要热处理工艺有退火、正火、调质和等温淬火。

1. 退火

球铁退火工艺包括消除内应力退火、高温退火和低温退火三种。球铁消除内应力退火工艺与灰口铸铁相同,此处不再作介绍。

(1) 高温退火: 用 Mg 处理的球铁形成白口的倾向较大, 铸态组织中常出现莱氏体和自由渗碳体, 使铸件脆性增大, 硬度升高, 切削性能恶化。为消除白口, 获得高韧性的铁素体球铁, 需进行高温石墨化退火, 其工艺是将铸件加热 $900\sim 950^{\circ}\text{C}$, 保温 $1\sim 4\text{ h}$, 进行第一阶段石墨化, 然后炉冷至 $720\sim 780^{\circ}\text{C}$ ($Ac_1\sim Ar_1$), 保温 $2\sim 8\text{ h}$, 进行第二阶段石墨化。如果在 $900\sim 950^{\circ}\text{C}$ 保温后炉冷至 600°C 空冷, 则由于第二阶段石墨化没有进行, 将得到铁素体-珠光体球铁。

(2) 低温退火: 当铸态球铁组织只有铁素体、珠光体及球状石墨而无自由渗碳体时, 为了获得高韧性的铁素体球铁, 可采用低温退火。其工艺是将铸件加热到 $720\sim 760^{\circ}\text{C}$, 保温 $3\sim 6\text{ h}$, 然后随炉缓冷至 600°C 出炉空冷, 使珠光体中渗碳体发生石墨化分解。

2. 正火

正火的目的是使铸态下的铁素体-珠光体球铁转变为珠光体球铁, 并细化组织, 以提高球铁的强度、硬度和耐磨性。根据正火加热温度不同, 可分为高温正火和低温正火两种。

高温正火即将铸铁加热到 $800\sim 950^{\circ}\text{C}$ 保温 $1\sim 3\text{ h}$, 使基体全部转变为奥氏体, 然后出炉空冷、风冷或喷雾冷却, 从而获得全部珠光体基体球铁。球铁导热性差, 正火冷却时容易产生内应力, 故球铁正火后需进行回火消除之, 加热到 $550\sim 600^{\circ}\text{C}$ 保温 $2\sim 4\text{ h}$ 空冷。

低温正火即将铸件加热到 $820\sim 860^{\circ}\text{C}$ (共析温度区间), 保温 $1\sim 4\text{ h}$ 使球铁组织处于奥氏体、铁素体和球状石墨三相平衡区, 然后出炉空冷, 得到珠光体加少量铁素体加球状石墨组织, 从而可以使球铁获得较高的塑性、韧性和一定的强度, 具有较高的综合机械性能。前已述及, 在共析温度范围内, 不同温度对应着不同铁素体和奥氏体的平衡数量, 温度越高, 奥氏体越均匀, 则珠光体数量越多。因此通过控制正火温度, 可以在很宽范围内控制球铁的机械性能。

3. 调质处理

调质处理即将球铁加热到奥氏体区 ($850\sim 900^{\circ}\text{C}$), 保温 $2\sim 4\text{ h}$ 后油淬, 再经 $550\sim 600^{\circ}\text{C}$ 回火 $4\sim 6\text{ h}$, 得到回火索氏体基体加球状石墨组织。其目的是为了得到高的强度和韧性的球铁, 其综合机械性能比正火还高。尤其适于铸造受力复杂、截面较大、综合性能要求高的连杆、曲轴等重要机器零件。球铁淬透性比较好, 一般中、小铸件, 甚至形状简单的较大铸件均可采用油淬, 以防淬火开裂。控制球铁淬火温度和保温时间可以获得不同碳量奥氏体, 淬火后得到不同成分的马氏体, 从而可以控制淬火后球铁的基体组织和性能。在保证完全奥氏体化条件下应尽量采用较低的淬火温度, 以获得低碳马氏体基体组织, 经回火后可以获得较好的综合机械性能。过高淬火温度将使马氏体针变粗并出现较多的残余奥氏体量, 在冷却稍慢时甚至可出现网状二次渗碳体, 从而使球铁性能变坏。

4. 等温淬火

球铁等温淬火是将铸件加热到 $850\sim 920^{\circ}\text{C}$ (奥氏体区) 保温以后, 立即放入温度为 $250\sim 350^{\circ}\text{C}$ 的硝盐中等温 $30\sim 90\text{ min}$, 使过冷奥氏体转变为下贝氏体。其目的是提高球铁的综合机械性能, 在获得高强度或超高强度的同时, 具有较好的塑性和韧性 (见表 12-7 中的 QT 120-1)。等温淬火后应进行低温回火, 使残余奥氏体转变为下贝氏体或等温后空冷过程中形成的少量马氏体转变为回火马氏体, 以进一步提高球铁的强韧性。等温淬火适用于截面不大但受力复杂的齿轮、曲轴、凸轮轴等重要机器零件。

四、蠕墨铸铁

蠕墨铸铁是近年来得到迅速发展的一种新型铸铁材料。它兼备灰铸铁和球墨铸铁的某些优点,可以用来代替高强度灰铸铁、合金铸铁、黑心可锻铸铁及铁素体球墨铸铁,因此日益引起人们的重视。

(一) 蠕墨铸铁的获得

蠕墨铸铁的化学成分要求与球墨铸铁相似,即要求高碳、低硫、低磷,一定的Si、Mn含量。一般成分范围如下: $w_C=3.5\sim3.9\%$ 、 $w_{Si}=2.1\sim2.8\%$ 、 $w_{Mn}=0.4\sim0.8\%$ 、 $w_S, w_P<0.1\%$,碳当量为4.3~4.6%。

蠕墨铸铁的生产是在上述成分铁水中,加入一定量蠕化剂进行炉前处理得到的。我国目前采用的蠕化剂主要有稀土镁钛合金、稀土镁、硅铁或硅钙合金。稀土合金的加入量与原铁水含硫量有关,原铁水 w_S 越高,则稀土合金加入量越多。如 w_S 为0.03%时,采用 $w_{Mg}=5\%$ 、 $w_{Ti}=7\%$ 、 $w_{Ca}=0.3\%$ 的Mg-Fe-Si-Ti-Re中间合金($w=1.1\sim1.3\%$)进行蠕化处理,可以稳定地得到蠕虫状石墨铸铁。蠕化处理方法和球铁球化处理完全相似,即将蠕化剂放入铁水包内一侧,从另一侧冲入铁水,利用高温铁水将蠕化剂熔化。蠕墨铸铁经蠕化处理后的也要进行孕育处理,以获得良好的蠕化效果。

(二) 蠕墨铸铁的组织 and 性能特点

蠕墨铸铁中的石墨是一种介于片状石墨和球状石墨之间的一种过渡型石墨。灰铸铁中片状石墨的特征是片长而薄,端部较尖。球墨铸铁中石墨大部分呈球状。蠕虫状石墨在光学显微镜下的形状似乎也呈片状,但是石墨片短而厚,头部较钝、较圆,形似蠕虫状,故有蠕墨铸铁之称。图12-16、12-17分别为铁素体蠕墨铸铁和铁素体-珠光体蠕墨铸铁的显微组织。蠕墨铸铁基体组织在铸态时铁素体体积分数高,约为50%或更高。通过加入Cu、Ni、Sn、Sd等稳定珠光体元素,可使铸态珠光体体积分数增加至70%左右。若再进行正火处理,可将珠光体体积分数提高至90~95%。



图12-16 铁素体蠕墨铸铁

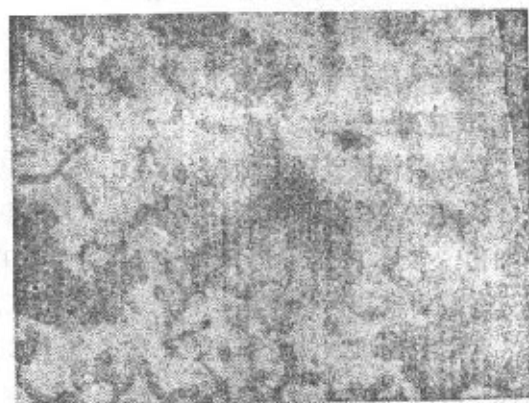


图12-17 铁素体-珠光体蠕墨铸铁

蠕墨铸铁的机械性能介于基体组织相同的灰铸铁和球墨铸铁之间(见表12-1)。当成分一定时,蠕墨铸铁的强度和韧性比灰铸铁高。由于蠕虫状石墨是互相连接的,其塑性和韧性比球墨铸铁低,但强度接近于球墨铸铁。蠕墨铸铁还具有优良的抗热疲劳性能。此外,蠕墨铸铁的铸造性能和减震能力都比球铁为优。因此蠕墨铸铁广泛用来制造电动机外壳、柴油机缸盖、机座、机床床身、钢锭模、飞轮、排气管、阀体等机器零件。目前,蠕墨铸铁尚无明

确的牌号、分类和编号。

§ 12-3 特殊性能铸铁

在普通铸铁基础上加入某些合金元素,可使铸铁具有某种特殊性能,例如耐磨性、耐热性或耐蚀性等,从而形成一类具有特殊性能的合金铸铁。

一、耐磨铸铁

铸铁件经常在摩擦条件下工作,承受不同形式的磨损。为了保持铸铁件精度和延长其使用寿命,除要求一定机械性能外,还需要提高其耐磨性能。

耐磨铸铁分为减摩铸铁和抗磨铸铁两类。前者在有润滑、受粘着磨损条件下工作,例如机床导轨、发动机缸套、活塞环、轴承等。后者在干摩擦的磨料磨损条件下工作,例如轧辊、犁铧、磨球等。

(一) 减摩铸铁

减摩铸铁的组织通常是在软基体上牢固地嵌有坚硬的强化相。控制铸铁的化学成分和冷却速度获得细片状珠光体能满足这种要求,铁素体是软基体,在磨损后形成沟槽能贮油,有利于润滑,可以降低磨损;而渗碳体很硬,可承受摩擦。铸件的耐磨性随珠光体数量增加而提高,细片状珠光体耐磨性比粗片状好;粒状珠光体的耐磨性不如片状珠光体。故减摩铸铁希望得到细片状珠光体基体。屈氏体和马氏体基体铸铁耐磨性更好。石墨也起贮油和润滑作用。球墨铸铁的耐磨性比片状石墨铸铁的好,但球墨铸铁吸震性能差,铸造性能又不及灰铸铁。所以,减摩铸铁一般多采用灰铸铁。在普通灰铸铁基础上,加入适量的Cu、Mo、Mn等元素,可以强化基体,增加珠光体含量,有利于提高基体耐磨性;加入少量的P能形成磷共晶,加入V、Ti等碳化物形成元素形成稳定的、高硬度的C、N化合物质点,起支撑骨架作用,能显著提高铸铁的耐磨性。

在普通灰铸铁基础上加入 $w_P=0.4\sim0.7\%$ 的P即形成高磷铸铁,由于高硬度的磷共晶细小而断续地分布,提高了铸铁的耐磨性。用高磷铸铁作机床床身,其耐磨性比孕育铸铁HT250提高一倍。

在高磷铸铁基础上加入 $w_{Cu}=0.6\sim0.8\%$ 的Cu和 $w_{Ti}=0.1\sim0.15\%$ 的Ti,形成磷铜钛铸铁。Cu在铸铁凝固时能促进石墨化并使石墨均匀分布,在共析转变时促进珠光体形成并使之细化。少量Ti能促进石墨细化,并形成高硬度的化合物TiC。因此磷铜钛铸铁的耐磨性超过高磷铸铁和镍铬铸铁,是用于精密机床的一种重要结构材料。

利用我国钒、钛资源加入一定量稀土硅铁,处理得到高强度稀土钒钛铸铁,其中 $w_V=0.18\sim0.35\%$, $w_{Ti}=0.05\sim0.15\%$ 。钒、钛是强碳化物形成元素,能形成稳定的高硬度的强化相质点,并能显著细化片状石墨和珠光体基体。其耐磨性高于磷铜钛铸铁,比孕育铸铁HT300高约2倍。

近年来迅速发展了廉价的硼耐磨铸铁,其中 $w_B=0.02\sim0.2\%$,形成珠光体基体加石墨加硼化物的铸铁组织。若铸铁中含少量磷,则可形成磷共晶、硼化物硬质点,珠光体是软基体。因此具有优良的耐磨性,用来制造柴油机缸套,其寿命比高磷铸铁提高50%。

(二) 抗磨铸铁

抗磨铸铁在干摩擦及磨粒磨损条件下工作。这类铸铁件不仅受到严重的磨损,而且承受

很大的负荷。获得高而均匀的硬度是提高这类铸铁件耐磨性的关键。

白口铸铁就是一种良好的耐磨铸铁，普通白口铸铁中加入 Cr、Mo、Cu、V、B 等元素，形成珠光体合金白口铸铁，既具有高硬度和高耐磨性，又具有一定的韧性。加入 Cr、Ni、B 等提高淬透性的元素可以形成马氏体合金白口铸铁，可以获得更高的硬度和耐磨性。

将铁液注入放有冷铁的金属模成型，形成激冷铸铁，铸件表层因冷速快得到一定深度的白口层而获得高硬度、高耐磨性，而心部为灰口铸铁，具有一定的强度和韧性。加入合金元素 Cr、Mo、Ni 可进一步提高铸件表面的耐磨性和心部强度。广泛用来作轧辊和车轮等耐磨件。

$w_{Mn} = 5.0 \sim 9.0\%$ 、 $w_{Si} = 3.3 \sim 5.0\%$ 的中锰合金球墨铸铁耐磨性很好，并具有一定的韧性。这种铸铁的组织为马氏体加碳化物加球状石墨 ($w_{Mn} = 5 \sim 7\%$) 或为奥氏体加碳化物加球状石墨 ($w_{Mn} = 7 \sim 9\%$)，适于制造在冲击载荷和磨损条件下工作的零件，如犁铧、球磨机的磨球及拖拉机履带板等。可以用来代替部分高锰钢和锻钢。

二、耐热铸铁

加热炉炉底板、换热器、坩锅、废气管道以及压铸模等在高温下工作的铸件要求选用耐热性高的合金耐热铸铁。铸铁的耐热性是指在高温下铸铁抵抗“氧化”和“生长”的能力。氧化是铸铁在高温下与周围气氛接触使表层发生化学腐蚀的现象。生长是铸铁在反复加热冷却时产生的不可逆体积长大的现象。铸件“生长”的原因是由于氧化性气体沿石墨片边界或裂纹渗入铸铁内部发生了内氧化；铸件中的渗碳体在高温下分解形成密度小而体积大的石墨以及在加热冷却过程中铸铁基体组织发生相变引起体积变化。铸件在高温和负荷作用下，由于氧化和生长最终会导致零件变形、翘曲、产生裂纹，甚至破裂。耐热铸铁就是在高温下能抗氧化和生长，并能承受一定负荷的铸铁。

加入 Cr、Al、Si 等元素可在铸铁表面形成 Cr_2O_3 、 Al_2O_3 、 SiO_2 等稳定性高、致密而完整的氧化膜，具有良好的保护作用，能阻止铸铁继续氧化和生长。Cr、Si、Al 等元素能提高铸铁的相变温度，促使铸件得到单相铁素体基体；加入 Ni、Mn 或 Cu 时，能降低相变温度，有利于得到单相奥氏体基体。从而使铸件在高温时不发生相转变。加入 Cr、V、Mo、Mn 等元素使碳化物稳定，在高温下不发生分解，以免发生石墨化过程。此外，通过加入球化剂和 Cr、Ni 等合金元素，促使石墨细化和球化，球状石墨互不连通可防止或减少氧化性气体渗入铸铁内部。白口铸铁无石墨存在，氧气渗入机会少。显然，白口铸铁、球墨铸铁的耐热性比灰铸铁要好。

耐热铸铁分为硅系、铝系、铝硅系及铬系铸铁等。

牌号为 RTSi-5.5 的中硅耐热铸铁， $w_{Si} = 5 \sim 6\%$ ，高温下能形成 SiO_2 保护膜，同时能获得单相铁素体基体，其上分布细片状石墨，Si 还使铸铁的相变温度 (A_{c1} 点) 提高到 900°C 以上，故在 850°C 以下工作温度范围不发生 $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ 转变，因此中硅耐热铸铁具有良好的耐热性。但是这种耐热铸铁的含硅量高，故硬度高，脆性大。适宜制造载荷较小、不受冲击的零件，如锅炉炉栅、横梁、换热器、节气阀等零件。

采用 RQTSi-5.5 中硅球墨铸铁可进一步提高中硅铸铁的耐磨性。这种铸铁的组织为铁素体加球状石墨（珠光体体积分数不大于 10% ），由于石墨呈球状，不仅改善机械性能，铸铁的耐热性也明显提高，工作温度可提高到 $900 \sim 950^\circ\text{C}$ 。

铸铁中加入 Al ($w_{Al} = 20 \sim 24\%$), 形成高铝耐热铸铁, 在高温下表面可形成 Al_2O_3 保护膜, 能得到单相铁素体基体。因此具有很高耐热性, 能在 950°C 以下温度长期使用。用于制造加热炉炉底板、炉条、滚子框架等零件。同样, 采用高铝球墨铸铁可以改善高铝耐热铸铁脆性较大的缺点, 并使耐热温度提高到 $1000 \sim 1100^\circ\text{C}$, 用于制造炉管、热交换器以及粉末冶金用坩埚等零件。

$w_{Si} = 4.0 \sim 5.0\%$ 和 $w_{Al} = 4.0 \sim 6.0\%$ 的铝硅耐热铸铁, 铸造性能良好, 耐热性能更高, 可在 $1000 \sim 1100^\circ\text{C}$ 高温下工作, 是耐热铸铁中最常用的一种材料, 广泛用于制造加热炉炉门、炉条、炉底板、炉子传送链及坩埚等。

含 Cr 耐热铸铁也具有很好的耐热性, w_{Cr} 越高, 铸铁耐磨性越好。例如低 Cr 铸铁 (RTCr-0.8 和 RTCr-1.5) 适用于 650°C 以下工作。高 Cr 铸铁 (RTCr-28 和 RTCr-34) 使用温度高达 $1000 \sim 1200^\circ\text{C}$, 例如可作在 1000°C 下工作的热处理炉的运输链条等, 但因价格高, 应用较少。

三、耐蚀铸铁

在石油化工、造船等工业中, 阀门、管道、泵体、容器等各种铸铁件经常在大气、海水及酸、碱、盐等介质中工作, 需要具备较高的耐蚀性能。普通铸铁通常是由石墨、渗碳体和铁素体组成的多相合金。在电介质溶液中, 石墨的电极电位最高, 渗碳体次之, 铁素体最低。石墨和渗碳体是阴极, 铁素体是阳极, 组成微电池。因此, 铁素体将不断被溶解, 产生严重的电化学腐蚀。铸铁表面与水气接触, 也能产生化学腐蚀作用。

耐蚀合金中加入 Si、Al、Cr、Mo、Ni、Cu 等合金元素可在铸件表层形成牢固、致密的保护膜 (Si、Al、Cr), 能提高铸铁基体的电极电位 (Cr、Si、Mo、Cu、Ni 等), 还可使铸铁得到单相铁素体或奥氏体基体 (Cr、Si、Ni), 从而显著提高铸铁的耐蚀性。此外, 减少石墨数量、形成球状或团絮状石墨等也能减少微电池数目, 提高铸铁的耐磨性。

常用耐蚀铸铁有高硅、高铝、高铬、高硅铝等耐蚀铸铁。

高硅耐蚀铸铁的组织由硅铁素体、细小石墨和硅化铁 (Fe_3Si 或 $FeSi$) 组成。主要牌号有 NSTSi-15 (高硅铸铁) 和 NSTSi15Re (稀土高硅铸铁)。高硅铸铁硬度很高, 强度和韧性很低, 加工性能差。此外, 流动性好, 但吸气性大, 线收缩和内应力较大, 铸造时易于开裂。稀土高硅铸铁由于加入稀土合金处理, 去气效果好, 铸件致密度增加。稀土元素又能细化晶粒和改善石墨形态, 因此合金强度和冲击韧性都有提高。高硅铸铁硅含量高, 机械性能下降, 为进一步提高铸铁强度, 适当降低 w_{Si} 至 $10 \sim 12\%$, 再加入 $w_{Cu} = 1.8 \sim 2.0\%$ 的 Cu、 $w_{Cr} = 0.4 \sim 0.6\%$ 的 Cr, 仍用稀土合金处理, 形成稀土中硅合金 (NSTSi11CrCu2RE), 虽然耐蚀性稍有下降, 但机械性能显著提高, 广泛用于耐酸泵、管道、阀门等零件。

近年来在 $w_{Si} = 14.5\%$ 的基础上附加 $w_{Cu} = 2.5\%$ 的 Cu, 或在含稀土并含 $w_{Si} = 14.5\%$ 的 Si 基础上附加 $w_{Cu} = 7 \sim 9\%$ 的 Cu, 使铸铁既有很高的耐蚀性, 又能提高其强度和冲击韧性。

高铝耐蚀铸铁主要用作重碳酸钠、氯化铵、硫酸氢铵等设备上的耐蚀材料, 如各种泵类零件。化学成分为 $w_{Al} = 4 \sim 6\%$ 、 $w_C = 2.8 \sim 3.3\%$ 、 $w_{Si} = 1.2 \sim 2.0\%$ 、 $w_{Mn} = 0.5 \sim 1.0\%$ 、 $w_P < 0.2\%$ 、 $w_S < 0.12\%$ 。组织为珠光体加铁素体加石墨和少量的 Fe_3Al 。含 $w_{Al} = 4 \sim 6\%$ 的 Al 可在铸铁表面形成 Al_2O_3 保护膜, 因而高铝铸铁具有良好的耐蚀性能, 同时具有一定的耐热性, 其工作温度可达到 $600 \sim 700^\circ\text{C}$ 。

高铬耐蚀铸铁中 w_{Cr} 高达 26~36%，能在铸铁表面形成 Cr_2O_3 保护膜，并能提高基体电极电位。因此高铬铸铁不仅具有优良的耐蚀性，同时具有优异的耐热性，而且机械性能亦良好。主要缺点是耗 Cr 量太多。常用来作离心泵、冷凝器、蒸馏塔、管子等各种化工铸件。

习 题

12-1 整理教材中的性能数据，说明石墨的形状、大小、数量和分布以及基体组织对铸铁性能的影响？

12-2 在实际生产中，用灰铸铁制成的薄壁铸件上，常有一层硬度高的表面层，致使机械加工困难，试指出形成高硬度表面层的原因。如何消除？在什么工作条件下应用的铸件，反而希望获得这种表面硬化层？

12-3 机床导轨系用铸铁制成，试根据工件条件选择铸铁牌号并制定热处理工艺规程。

12-4 在铸铁的石墨化过程中，如果第一阶段完全石墨化，第二阶段或完全石墨化，或部分石墨化，或未石墨化，问它们各得何种组织铸铁？

12-5 现有三块铸铁试样，其硬度分别为 170HB、340HB、HRC50，试分析三个试样的铸铁类型、金相组织特点及获得条件。

12-6 假定白口铸铁的组织十分密实，当进行可锻退火时，渗碳体全部转变为石墨和铁素体，此时铸铁的组织发生什么变化？

12-7 为什么铸铁焊接时一定要预热？为了保证焊接点的塑性，为什么焊后必须完全退火？

第十三章 有色金属及合金

有色金属及合金是钢铁材料以外的各种金属材料，又称非铁材料。这些金属及合金具有许多特殊的性能，例如比强度高、导电性好、耐蚀性及耐热性高等。因此，有色金属材料在机电、仪表，特别是在航空、航天及航海等工业中具有重要的作用。本章仅介绍机械工业中常用的铝、钛、铜及其合金和轴承合金的成分、组织和性能。

§ 13-1 铝 及 铝 合 金

一、铝及铝合金的性能特点及分类编号

纯铝的最大特点是密度小 ($\rho = 2.7 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$)、熔点低 (660°C)、强度低 ($\sigma_s = 80 \text{ MN/m}^2$)、塑性高 ($\psi = 80\%$)。铝合金的密度也很小，热处理后强度高， $\sigma_s = 490 \sim 588 \text{ MN/m}^2$ ，因此铝合金具有很高的比强度 (σ_s/ρ)，是重要的航空结构材料。

纯铝导电性和导热性良好，仅次于银和铜，室温时，约为纯铜导电率的65%，按单位重量的导电能力计算，其导电能力是铜的二倍。因此，大量用Al代替Cu制作导线。

铝由于在其表面能形成致密的 Al_2O_3 保护膜，因而在空气或其它介质中具有良好的耐蚀性。纯度越高，铝的耐蚀性越好。

铝具有面心立方晶格，塑性高、强度低，因此纯铝和许多铝合金可以进行各种冷、热加工，能轧制成很薄的铝箔和冷拔成极细的丝，焊接性能亦良好。经冷变形或热处理可以显著提高纯铝及其合金的强度。例如：冷变形可使工业纯铝的抗拉强度提高到 150 MN/m^2 ，延伸率降低至6%。

纯铝按其纯度分为高纯铝、工业高纯铝和工业纯铝三类。纯铝的牌号用“铝”字汉语拼音字首“L”和其后面的编号表示。高纯铝的纯度为99.996~99.93%，牌号有L01、L02、L03、L04四种，编号数字前面的零表示高纯铝，编号越大，纯度越高。高纯铝主要用于科研及电容器。

工业高纯铝的纯度为99.9~

99.85%，牌号用L0、L00表示，主要用于制造铝箔、包铝及铝合金原料。工业纯铝的纯度为99.0~98.0%，其牌号有L1、L2、L3、L4、L5五种，编号越大，纯度越低。主要用于配制铝基合金和制造导线、电缆和电容器等。

铝合金中常用合金元素有Si、Mg、Cu、Mn、Zn及稀土元素等。这些元素在Al中能形

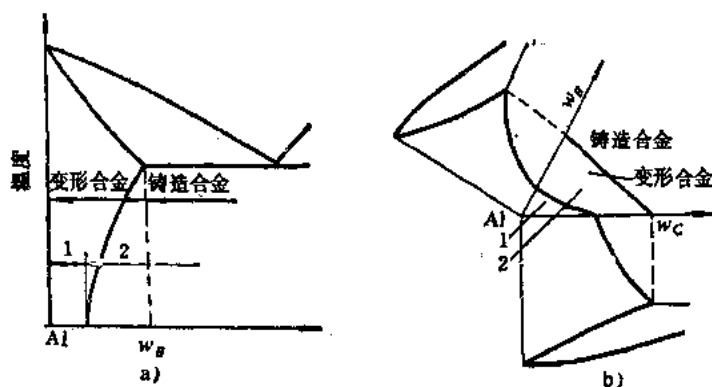


图13-1 铝合金分类示意图

a) 二元系 b) 三元系

1—热处理不能强化的合金 2—热处理可强化的合金

成Al基有限固溶体 (α), 它们大多能与Al形成二元或三元共晶类型相图 (见图13-1)。根据合金元素和加工工艺特性, 可将铝合金分为变形铝合金和铸造铝合金两大类。由图13-1可见, 这两类合金理论分界线应该是共晶温度时, 饱和固溶体的极限溶解度。变形铝合金加热时, 呈单相固溶体状态, 合金塑性好, 适宜压力加工。通过冷变形和热处理, 可使其强度进一步提高。变形铝合金又可分为可热处理强化铝合金和不能热处理强化铝合金, 这两类铝合金的理论分界线应该是室温下饱和固溶体的极限溶解度。实际铝合金按相图分为铸造合金和变形合金是有局限性的, 因为铝合金的铸态组织并非平衡组织。

变形铝合金按照性能特点和用途分为防锈铝、硬铝、超硬铝和锻铝四种。防锈铝属于不能热处理强化铝合金, 硬铝、超硬铝、锻铝属于可热处理强化合金。防锈铝用“LF”和其后的顺序号表示, “LF”是“铝”和“防”二字汉语拼音字首。如LF6表示6号防锈铝, 同理, 硬铝、超硬铝、锻铝分别用LY(“铝”、“硬”)、LC(“铝”、“超”)和LD(“铝”、“锻”)及后面的顺序号表示。如LY12表示12号硬铝, LC4表示4号超硬铝, LD5表示5号锻铝。

铸造铝合金按加入主要合金元素不同, 分为Al-Si系、Al-Cu系、Al-Mg系和Al-Zn系四种合金。合金牌号用“铸铝”二字汉语拼音字首“ZL”后跟三位数字表示。第一位数表示合金系列, 1为Al-Si系合金; 2为Al-Cu系合金; 3为Al-Mg系合金; 4为Al-Zn系合金。第二、三位数字表示合金顺序号。如ZL101表示1号铝硅系铸造合金; ZL202表示2号铝铜系铸造铝合金, 余类推。表13-1为铝合金的分类及性能特点。

表13-1 铝合金的分类及性能特点

分 类		合 金 名 称	合 金 系	性 能 特 点	编 号 举 例
铸 造 铝 合 金		简单铝硅合金	Al-Si	铸造性能好, 不能热处理强化, 机械性能较低	ZL102
		特殊铝硅合金	Al-Si-Mg	铸造性能良好, 能热处理强化, 机械性能较高	ZL101
			Al-Si-Cu		ZL107
			Al-Si-Mg-Cu		ZL105、ZL110
			Al-Si-Mg-Cu-Ni		ZL109
		铝铜铸造合金	Al-Cu	耐热性好, 铸造性能与抗蚀性差	ZL201
		铝镁铸造合金	Al-Mg	机械性能高, 抗腐蚀性较好	ZL301
		铝锌铸造合金	Al-Zn	能自动淬火, 宜于压铸	ZL401
		铝稀土铸造合金	Al-Re	耐热性能好	
变 形	不 能 热 处 理 强 化 铝 合 金	防 锈 铝	Al-Mn	抗蚀性、压力加工性与焊接性能好, 但强度较低	LF21
			Al-Mg		LF5
铝 合 金	可 热 处 理 强 化 铝 合 金	硬 铝	Al-Cu-Mg	机械性能高	LY11、LY12
		超 硬 铝	Al-Cu-Mg-Zn	室温强度最高	LC4
		锻 铝	Al-Mg-Si-Cu	锻造性能好	LD5、LD10
			Al-Cu-Mg-Fe-Ni	耐热性能好	LD8、LD7

二、铝及铝合金的强化

纯铝的机械性能较低, 不宜制作承受较大载荷的结构零件。通过合金化、热处理或其它

强化方式, 可以使铝合金在保持密度小, 耐蚀性好等条件下, 显著得到强化。

(一) 形变强化

纯铝及不能热处理强化的铝合金, 例如: Al-Mg、Al-Si和 Al-Mn等合金, 通常只能以退火或冷作硬化状态使用。冷作硬化可使简单形状的工件强度提高, 塑性下降。例如: $w_{Mn} = 1.0 \sim 1.6\%$ 、 $w_{Mg} < 0.05\%$ 的铝合金, 退火态 $\sigma_s = 127.4 \text{ MPa}$ 、 $\delta = 23\%$, 经强烈加工硬化后 $\sigma_s = 215.6 \text{ MPa}$, 而 $\delta = 5\%$ 。经冷作硬化的铝合金, 需进行再结晶退火, 以达到消除加工硬化和获得细小晶粒的目的。大多数铝合金当变形度为 $50 \sim 70\%$ 时, 开始再结晶温度约为 $280 \sim 300^\circ\text{C}$ 。再结晶退火温度约为 $300 \sim 500^\circ\text{C}$, 保温时间为 $0.5 \sim 3 \text{ h}$ 。退火温度亦可采用低于再结晶温度, 得到多边化组织或部分再结晶组织, 以获得介于冷变形和再结晶之间的性能。这种不完全退火方法通常用于不能热处理强化的铝合金。

(二) 时效强化

热处理可强化的铝合金, 例如 Al-Cu、Al-Cu-Mg、Al-Mg-Si 等铝合金, Cu、Mg、Si 等元素与 Al 能形成 CuAl_2 、 Mg_2Si 、 Al_2CuMg 等金属间化合物 (强化相)。这些强化相在铝中有较大溶解度, 且随温度下降而显著减小。因此, 过饱和固溶体由于强化相在脱溶过程中的某些中间状态具有特殊晶体结构, 而使铝合金得到强化。铝合金加热到单相区保温后, 快速冷却得到过饱和固溶体的热处理工艺叫固溶处理, 也叫淬火。过饱和固溶体在室温放置或加热到某一温度保温, 随着时间延长, 其强度和硬度升高, 塑性和韧性下降的现象叫做时效强化或时效硬化。时效强化是铝合金强化的主要途径。合金在室温放置过程中, 发生时效强化称之为自然时效; 合金在一定温度下加热过程中发生的时效强化, 则称之为人工时效。铝合金的时效硬化效果取决于 α 固溶体的浓度和时效温度及时间 (见图 13-2)。

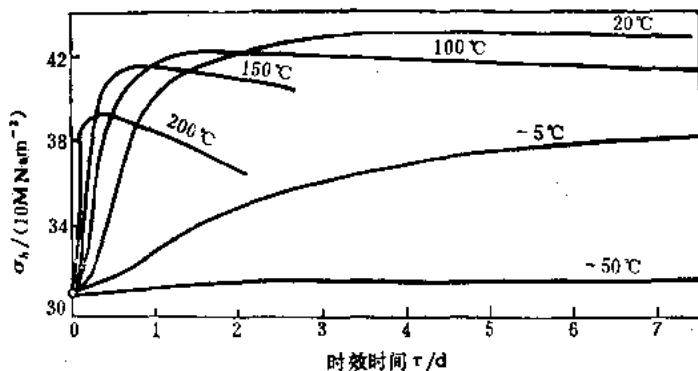


图13-2 铝合金在不同温度时的时效硬化曲线

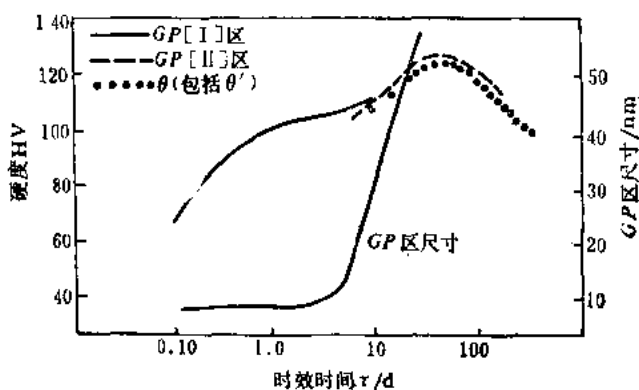


图13-3 $w_{Cu} = 4\%$ 的 Cu-Al 合金在 130°C 时效曲线及其结构变化

一般来说, α 固溶体浓度越高, 时效强化效果越好。自然时效时, 合金放置 4 d , 强化即达到最高值。提高时效温度, 可以显著加快时效硬化速度, 但却显著降低时效获得的最高强度值。时效温度过高, 时效时间过长, 将使合金软化, 谓之过时效。

现以 $w_{Cu} = 4\%$ 的 Al-Cu 合金为例, 说明铝合金的时效强化过程。该合金室温平衡组织为 $\alpha + \text{CuAl}_2$ 。

图13-3为 $w_{\text{Cu}} = 4\%$ 的 Al-Cu 合金经固溶处理后, 在 130°C 时效时, 合金硬度以及析出物“质点”的平均直径随时效时间的变化规律。合金时效过程即是发生过饱和 α 固溶体分解, 同时伴随着合金强化的过程。尽管最终析出相是 CuAl_2 (又称 θ 相), 但时效过程早期阶段析出的是几个过渡相, 并因此造成时效曲线上硬度的复杂变化。时效过程大致分以下几个阶段。

1. 形成铜原子的富集区 ($\text{GP}[I]$ 区)

过饱和 α 固溶体在时效的初期阶段发生铜原子在母相 $\{100\}$ 晶面上富集, 形成铜原子的富集区, 称为 $\text{GP}[I]$ 区。 $\text{GP}[I]$ 区呈薄片状, 其厚度约为 $0.4 \sim 0.6 \text{ nm}$, 直径约为 9.0 nm , 密度达 $10^{17} \sim 10^{18} / \text{cm}^3$ 。 $\text{GP}[I]$ 区的结构与基体 α 相相同, 二者保持共格界面。由于 $\text{GP}[I]$ 区中的 Cu 原子浓度高, Cu 原子比 Al 原子又小, 故使 $\text{GP}[I]$ 区周围的母相产生严重的晶格畸变, 阻碍位错运动, 因而使合金的硬度、强度升高, 在图 13-3 中, 第一个硬度峰就是由于 $\text{GP}[I]$ 区的形成而产生的。

2. 铜原子富集区有序化 ($\text{GP}[II]$ 区)

随着时效过程的继续, 铜原子在 $\text{GP}[I]$ 区基础上继续富集, $\text{GP}[I]$ 区不断增大并发生有序化, 即溶质原子和溶剂原子按一定的规则排列。这种有序化的富集区称为 $\text{GP}[II]$ 区, 又称 θ'' 相, θ'' 相是具有正方晶格的中间过渡相, 直径约为 $10.0 \sim 40.0 \text{ nm}$, 厚度可达 $1.0 \sim 4.0 \text{ nm}$, 由于 $\text{GP}[II]$ 区仍以 $\{100\}$ 晶面与母相保持共格, 故使其周围基体产生比 $\text{GP}[I]$ 区更大的弹性畸变, 对位错运动的阻碍更大, 因而产生更大的强化效果。由图 13-3 中的硬度曲线可见, 由于 θ'' 相的析出, 使 $w_{\text{Cu}} = 4\%$ 的 Al-Cu 合金达到最大强化阶段。

3. 形成过度相 θ'

$\text{GP}[II]$ 区形成以后, 随着时效过程的进一步发展, 铜原子在 $\text{GP}[II]$ 区进一步富集, 当 r_{Cu} 和 r_{Al} 之比为 $1:2$ 时, 即形成过度相 θ' 。 θ' 相与 CuAl_2 化学成分相当, 具有正方晶格, 并仍以 $\{100\}$ 晶面与母相保持共格, 所以对于 $w_{\text{Cu}} = 4\%$ 的 Al-Cu 合金来说, 当开始出现 θ' 相时, 时效曲线上硬度达到最大值, 以后随着 θ' 相增多、增厚, 与母相的共格关系开始破坏, 由完全共格变为局部共格, 故合金硬度开始降低, 发生“过时效”现象。可见 $w_{\text{Cu}} = 4\%$ 的 Al-Cu 合金, 时效形成 θ'' 相 ($\text{GP}[II]$) 后期与过渡相 θ' 相析出初期, 具有最大的强化效果。

4. 形成平衡相 θ

在时效后期, 合金进入过时效阶段, 过渡相 θ' 和母相 α 固溶体共格关系被破坏, 过渡相完全从母相脱溶, 形成稳定的 θ 相 (CuAl_2) 和平衡的 α 固溶体。 θ 相具有正方晶格, 由于 θ 相与母相脱离共格关系, 弹性畸变消失, 合金开始软化, 随着 θ 相的聚集长大, 合金硬度和强度进一步下降 (见图 13-3)。

应当指出, 上述过饱和 α 固溶体的时效脱溶过程的四个阶段并不是截然分开的, 由于时效温度和时间不同, 几个阶段可以交叉进行, 在一定温度和时间范围内, 则以某一阶段为主。

此外, 其它合金的时效原理和一般规律与铝铜二元合金基本相似。但时效过程中的四个阶段可能不全部出现, 也可能一开始就直接析出 θ' 相甚至 θ 相。所形成的 GP 区过渡相及平衡相也不相同, 它们的形成温度和时间范围也不相同, 因此时效强化效果也不一样。

总之, 在铝合金时效过程中, 当形成 $\text{GP}[I]$ 区时, 由于质点引起一定的应变场, 所以强度升高, 当形成共格应变场最大的 θ'' 相时, 强度达到最高值, 出现 θ' 或 θ 相时, 由于过时效, 强度反而降低。

铝合金在淬火后进行一定量的塑性变形,然后再进行时效处理的复合工艺叫做形变时效。合金经塑性变形后,位错密度显著增加,促进时效时过饱和相的生成,加速人工时效过程,提高铝合金的常温力学性能及热强性。例如 $w_{Cu} = 0.4\%$ 的 Al-Cu 合金在 500°C 淬火后,以 10%、50% 形变量冷轧,并在 160°C 进行人工时效,其屈服强度的峰值增加,出现的时间提前 (见图 13-4)。

除了时效沉淀强化之外,铝中加入合金元素的含量若超过其极限溶解度,则淬火加热时便有一部分不能溶解到固溶体中的强化相质点存在,称之为过剩相。铝合金中的过剩相多数也为硬而脆的金属间化合物。它们存在于合金中,同样也起阻碍位错运动的作用,因而能产生过剩相强化,使合金强度、硬度升高,而塑性、韧性下降。例如二元铝硅铸造合金,其主要强化手段就是通过过剩相强化。随着含硅量增加,铝硅合金中的过剩相(硅晶体)数量增多,合金的强度、硬度相应提高,过剩相过多,合金强度和塑性反而显著下降。

(三) 固溶强化和细晶强化

纯铝中加入合金元素,形成铝基固溶体,起固溶强化作用,可使其强度提高。Al-Cu、Al-Mg、Al-Si、Al-Zn、Al-Mn 等二元合金一般都能形成有限固溶体,并且均有较大的溶解度,因此具有较大的固溶强化效果。

对于不能热处理强化或强化效果不大的铸造铝合金和变形铝合金,可以通过加入微量合金元素细化晶粒,提高铝合金的机械性能。例如二元铝硅合金以及所有高硅合金淬火及时效后强化效果很弱,若在浇铸前在液态合金中加入微量的钠或钠盐等其它某些物质进行变质处理,那么合金组织将显著细化,从而显著提高合金的强度和塑性。例如 $w_{Si} = 13\%$ 的 Al-Si 合金,未经变质处理时, $\sigma_s = 137.2 \text{ MN/m}^2$, $\delta = 3\%$,而经变质处理后,合金的 $\sigma_s = 176.4 \text{ MN/m}^2$, $\delta = 8\%$ 。

变形铝合金中加入微量 Ti、Zr、Be 及稀土元素,能够形成难熔化合物,可作为合金结晶的非自发核心,从而细化晶粒,提高合金的强度和塑性,例如 Al-Mn 防锈铝合金,添加 $w_{Ti} = 0.02 \sim 0.3\%$ 的 Ti 时,可使组织明显细化。

三、变形铝合金

(一) 不能热处理强化的变形铝合金

这类铝合金主要包括 Al-Mn 系和 Al-Mg 系合金。因其主要性能特点是具有优良的抗蚀性,故称为防锈铝合金。此外这类合金还具有良好的塑性和焊接性,适宜制造需深冲、焊接和在腐蚀介质中工作的零、部件。防锈铝合金的主要牌号、化学成分、机械性能及用途见表 13-2。

1. Al-Mn 系防锈铝合金

Al-Mn 系防锈铝合金的主要牌号是 LF21,它是 $w_{Mn} = 1.0 \sim 1.6\%$ 的二元 Al-Mn 合金。退火状态的组织为 $\alpha + \text{MnAl}_6$ 。锰的主要作用是产生固溶强化和提高抗蚀性,并能形成少量

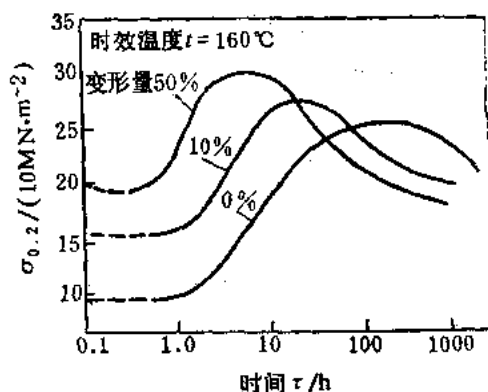


图13-4 预变形对 $w_{Cu} = 4\%$ 的 Al-Cu 合金在 160°C 时效后屈服强度的影响

MnAl_6 , 产生弥散强化作用, 因此强度比纯锰高。该合金性能特点是强度较低、塑性很好、抗腐蚀性能和焊接性能优良。主要用于制造各种深冲压件和焊接件。

由图13-5 Al-Mn合金相图可见, Mn在Al中的最大溶解度为1.82%, 合金结晶温度区间小, 水平间隔很大。因此Mn在结晶过程中极易产生晶内偏析, 造成微区分布不均匀, 但Mn能显著提高再结晶温度, 因此退火时低Mn部分易发生再结晶, 从而使退火板材晶粒特别粗大, 在随后深冲或弯曲时使表面粗糙或产生裂纹。为了细化 LF21 合金制件的晶粒, 在合金中加入少量Ti的同时, 可适当加入 w_{Fe} 为0.5%左右的Fe, 以形成不固溶于Al中的 $(\text{FeMn})\text{Al}_3$, 减少Mn的偏析, 达到细化合金组织的目的。此外, 将铸锭进行600~620℃的均匀化退火, 消除晶内偏析, 增大板材退火加热速度, 也有利于获得细小晶粒。

2. Al-Mg 系防锈铝合金

这类合金除主要合金元素Mg外, 还加入少量Mn、Ti、Si等元素。从Al-Mg合金相图(图13-6)可见, Mg在Al中溶解度较大, 并随温度下降而显著减小。经固溶处理, 可充分发挥Mg的固溶强化效果, 理论上应具有强烈的时效硬化效应。但该合金时效产生的过渡相 β' 与基体不存在共格关系, 而平衡相 β (Mg_2Al_3)易沿晶界分布, 因此合金不具有明显的时效硬化。通常合金在退火或一定程度的冷作硬化状态使用。为了防止 β 相沿晶界呈网状析出或 β 相过多而使合金变脆, 合金的 w_{Mg} 应小于5~6%。Al-Mg系防锈铝合金常用牌号有LF2、LF3、LF6(见表13-2)。这类合金的主要性能特点是密度小、塑性高、强度较低、耐腐蚀性和焊接性优良, 故在工业上得到广泛应用。

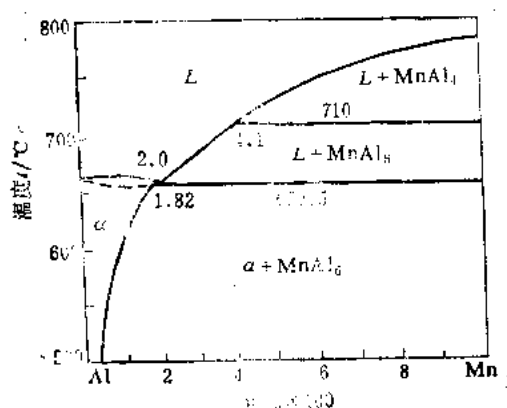


图13-5 Al-Mn合金相图

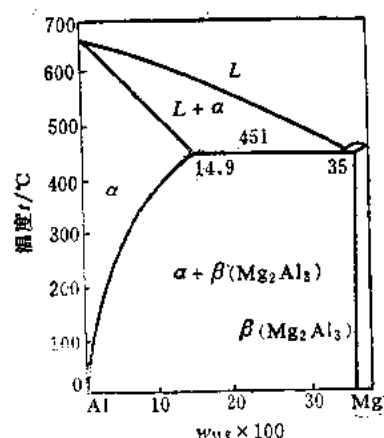


图13-6 Al-Mg合金相图

(二) 能热处理强化的变形铝合金

工业上得到广泛应用的热处理强化变形铝合金不是二元合金, 而是成分更复杂的三元系和四元系合金。主要有Al-Cu-Mg系、Al-Cu-Mn系合金(硬铝); Al-Zn-Mg系、Al-Zn-Mg-Cu系合金(超硬铝); Al-Mg-Si系、Al-Mg-Si-Cu系合金(锻铝)。这些合金系都靠时效硬化提高合金强度。

1. 硬铝合金

Al-Cu-Mg系合金是使用最早, 用途很广, 具有代表性的一种铝合金, 由于该合金强度和硬度高, 故称为硬铝, 又称杜拉铝。

该合金系主要强化相有 θ (CuAl_2)相、 β (Mg_2Al_3)相、 S (CuMgAl_2)相和 T (CuMg_2Al_6)

表13-2 变形铝合金的牌号、化学成分、机械性能和用途

类 别	合金牌号	化 学 成 分①	热处理状态	机 械 性 能			用 途 举 例
				$\sigma_b / (MN \cdot m^{-2})$	$\delta \times 100$	HB	
防锈铝合金	LF21	Al-1.3Mn	退 火	130	23	30	贮液体用焊接件、管道、容器等
	LF2	Al-2.4Mg-0.3Mn	退 火	180	23	45	油管、焊接油箱和管道配件
	LF3	Al-3.5Mg-0.5Mn-0.7Si	退 火	200	15	—	高强度焊接结构(板、带、棒)
	LF6	Al-6.3Mg-0.7Mn-0.02Ti-0.003Be	退 火	320	15	—	焊丝、铆钉及挤压制品
硬 铝 合 金	LY1	Al-2.6Cu-0.4Mg	淬火 + 自然时效	320	24	70	中等强度、工作温度不超过100°C的铆钉
	LY11	Al-4.3Cu-0.6Mg-0.6Mn	淬火 + 自然时效	330	18	100	中等强度的零件和构件,如骨架、螺旋桨、叶片、铆钉等
	LY12	Al-4.4Cu-1.5Mg-0.6Mn	淬火 + 自然时效	480	17	131	高强度构件及150°C以下工作的零件,如梁、铆钉等
超硬铝合金	LC4	Al-8Zn-2.3Mg-1.7Cu-0.4Mn-0.18Cr	淬火 + 人工时效	600	12	150	受力构件及高载荷零件,如飞机大梁、起落架
	LC6	Al-7.1Zn-2.8Mg-2.5Cu-0.4Mn-0.2Cr	淬火 + 人工时效	680	7	180	受力构件及高载荷零件,如飞机大梁、起落架
锻 铝 合 金	LD2	Al-0.4Cu-0.7Mg-0.25Mn-0.8Si	淬火 + 人工时效	330	16	95	中等载荷零件、形状复杂锻件、模锻件
	LD7	Al-2.2Cu-1.6Mg-1.3Fe-1.3Ni-0.06Ti	淬火 + 人工时效	440	13	120	内燃机活塞及高温下工作的零件
	LD5	Al-2Cu-0.6Mg-0.6Mn-0.25Si	淬火 + 人工时效	420	13	105	中等载荷的航空零件如叶轮、接头
	LD10	Al-4.4Cu-0.6Mg-0.7Mn-0.9Si	淬火 + 人工时效	480	19	135	高载荷锻件及模锻件

① 表中元素前面的数值表示各元素的含量%。

相。其中S相强化作用最大， θ 相次之， β 相和T相较差，这些化合物在Al中均有显著的溶解度变化（见图13-7）。因此硬铝合金具有明显的热处理强化能力。硬铝合金的相继成因合金中Cu、Mg的含量比不同而异，其强化效果也不同， w_{Cu} 高，S相少， θ 相是主要强化相，合金强化效果不高。 w_{Mg} 增多， θ 相少，S相是主要强化相，合金强化效果好。 w_{Mg} 进一步增加，则形成强化效果较差的T相和 β 相。研究表明，Cu、Mg含量比为2.61（即 $w_{Cu} = 4 \sim 5\%$ 、 $w_{Mg} = 1.5 \sim 2.0\%$ ）时，合金强化相几乎全是强化效果最高的S相。除Cu和Mg外，硬铝合金还加入 $w_{Mn} = 0.3 \sim 1.0\%$ 的Mn，目的是提高合金耐蚀性，提高再结晶温度，细化晶粒，改善机械性能。合金中加入少量Ti，可细化晶粒，降低热脆倾向。

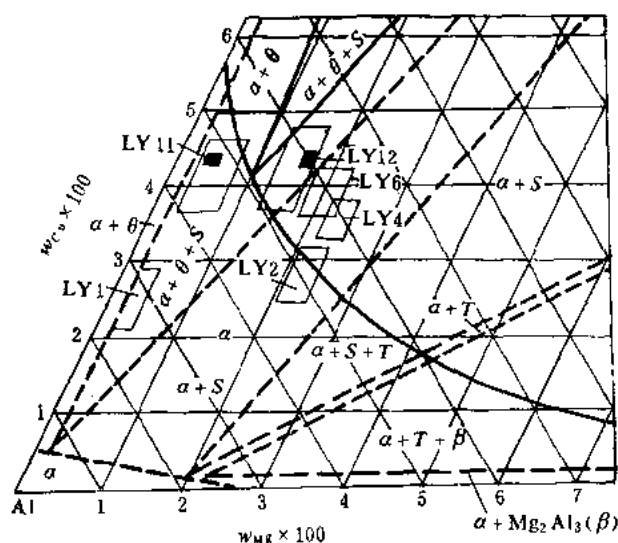


图13-7 Al-Cu-Mg三元系相图（富Al角）

——500°C时的等温截面 ---- 室温时的等温截面

常用硬铝合金牌号、成分和机械性能见表13-2。

其中LY12是航空工业应用最广泛的一种高强度硬铝合金。经445~503°C淬火并自然时效4d，具有较高强度和塑性： $\sigma_b = 392 \sim 441 \text{ MN/m}^2$ ， $\sigma_{0.2} = 254.8 \sim 303.8 \text{ MN/m}^2$ ， $\delta = 8 \sim 12\%$ 。若合金在150°C以上使用，可采用185~195°C人工时效处理。

LY12及其它硬铝合金，由于含Cu固溶体和 CuAl_2 电极电位比晶界高，容易产生晶间腐蚀，故自然时效态的硬铝抗海水和大气腐蚀性能差，人工时效后其抗蚀性更差。

为了提高硬铝合金的耐蚀性，通常在硬铝板材表面通过热轧包一层工业纯铝，称之为包铝。以包铝板材使用的LY12合金具有很高的耐蚀性，广泛用于生产锻件以外的各种类型半成品，用以制造飞机蒙皮、桁条和梁及动力骨架和建筑结构等。

2. 超硬铝合金

Al-Zn-Mg-Cu系合金是变形铝合金中强度最高的一类铝合金，因其强度高达588~686 MPa，超过硬铝合金，故称超硬铝合金。除强度高外，塑性比硬铝低，但在相同强度水平下，断裂韧性比硬铝高，同时具有良好的热加工性能，适宜生产各种类型和规格的半成品，因此超硬铝是航空工业中的主要结构材料之一。

超硬铝是在Al-Zn-Mg三元系基础上加入Cu及其它微量元素发展起来的。Zn、Mg和Al能形成一系列强化相： $\gamma(\text{MgZn}_5)$ 相、 $\beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$ 相、 $\eta(\text{MgZn}_2)$ 相、 $T(\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3)$ 相等。其中主要强化相 $\eta(\text{MgZn}_2)$ 和 $T(\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3)$ 在Al中有很高的溶解度并随温度下降而显著减少，因此合金有强烈的时效强化效果。

增加Zn和Mg的含量，可提高合金强度，但合金塑性和抗应力腐蚀性能却显著降低。合金中加入一定量Cu可显著改善其塑性和抗应力腐蚀性能。同时形成 θ 和S相，能提高合金强度。但是 w_{Cu} 若超过3%，合金耐蚀性下降，强化效果也减弱。

超硬铝合金中加入Cr、Mn、Zr、Ti等元素可进一步细化晶粒，提高合金的强度和塑性。

超硬铝合金的主要牌号、化学成分和机械性能如表13-2所示。

LC4是超硬铝的代表性牌号,具有较高的综合机械性能,是使用最早最广泛的一种超硬铝合金。退火状态下, $\sigma_s = 245 \text{ MN/m}^2$, 人工时效的板材, $\sigma_s = 490 \text{ MN/m}^2$, 挤压型材料, $\sigma_s = 568.4 \text{ MN/m}^2$ 。LC4合金抗拉强度比LY12高20%, 屈服极限比LY12高40%, 但延伸率不如LY12。该合金的主要缺点是耐热性低, 工作温度一般不超过120°C。

LC6合金是合金化程度和强度最高的一种超硬铝合金, 经淬火并人工时效后抗拉强度高达600~700 MN/m^2 。耐热性低也是其主要缺点。

和硬铝一样, 超硬铝合金耐蚀性低, 故也需包铝保护, 但超硬铝电位比纯铝低, 故采用电位更低的 $w_{Zn} = 1\%$ 的Al-Zn合金作包铝层。

超硬铝合金通常在淬火加人工时效状态使用, 各种超硬铝淬火温度为465~475°C。板材人工时效120°C(24 h); 硬铝板材和型材采用135~145°C16 h时效; 为了改善合金抗应力腐蚀性能, 还可采用120°C、3 h加160°C、3 h的分级时效工艺, 以进一步消除内应力并大大缩短时效时间。

3. 锻造铝合金

Al-Mg-Si-Cu系合金具有优良的热塑性, 适于生产各种锻件或模锻件, 故称锻造铝合金。该合金系是在Al-Mg-Si系基础上加入Cu和少量Mn发展起来的。Al中加入Mg和Si能形成强化相 Mg_2Si , 它在Al中有较大的溶解度, 并随温度下降而显著减小。因而合金具有明显的时效强化效应。Al-Mg-Si系中加入Cu能形成强化相 $W(\text{Cu}_4\text{Mg}_5\text{Si}_4\text{Al})$, w_{Cu} 高时还出现 $\text{CuAl}_2(\theta)$ 和 $\text{Al}_2\text{CuMg}(S)$ 相, 随 w_{Cu} 增加, 时效强化能力增大。锻铝合金的主要强度相是 Mg_2Si 和 W 相, 它们在室温下析出速度很慢, 故通常采用人工时效。

Al-Mg-Si-Cu系合金有LD2、LD5、LD7、LD10等牌号, 它们的Si、Mn的含量相同, 含铜量则顺序增加。其常用牌号、合金平均化学成分、机械性能和用途见表13-2。它们都可用热处理提高强度。LD2淬火温度546°C, 时效温度150~160°C(6~15 h); LD5淬火温度515~525°C, 时效温度150~170°C(4~5 h); LD10淬火温度 $500 \pm 5^\circ\text{C}$, 时效温度165°C(6~15 h)。

四、铸造铝合金

铸造铝合金除要求必要的机械性能和耐蚀性外, 还应具有良好的铸造性能, 为此铸造铝合金比变形铝合金含有较多的合金元素, 可形成较多低熔点共晶体以提高流动性, 改善合金的铸造性能。

常用的铸造铝合金有Al-Si系、Al-Cu系、Al-Mg系和Al-Zn系四大类, 其中Al-Si系合金是航空工业中应用最广的铸造铝合金, 该合金具有良好的铸造性能、抗蚀性能和机械性能。简单的二元Al-Si合金虽然铸造性能和抗蚀性能优良, 但强度较低。若在Al-Si合金基础上加入Mg、Cu等合金元素, 可以加强热处理强化效果, 从而提高合金的机械性能。

二元Al-Si合金(ZL102)又称硅铝明, 含硅量为 $w_{Si} = 11 \sim 13\%$, 就其组织而言, 属于过共晶合金(图13-8), 共晶温度577°C, 共晶成分中含硅为 $w_{Si} =$

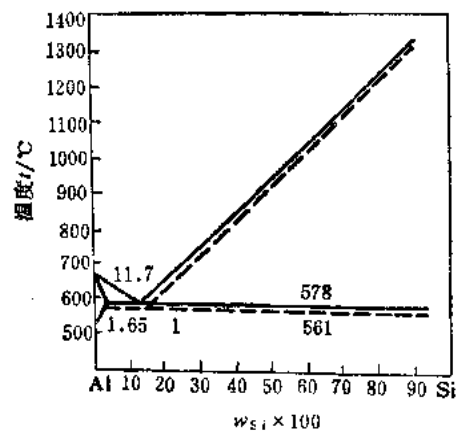


图13-8 Al-Si合金相图

----- 变质处理 ———— 未变质处理

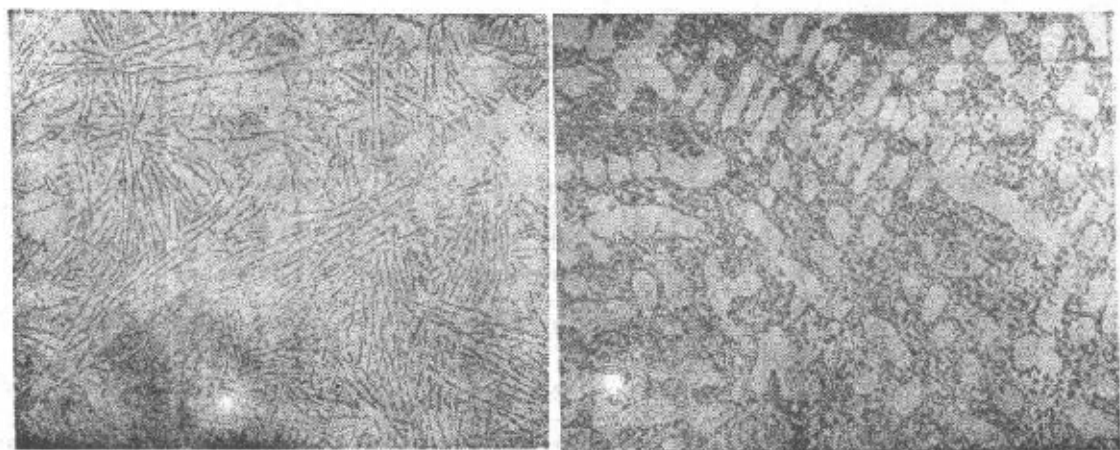


图13-9 $w_{Si} = 12\%$ 的Al-Si合金铸态组织

a) 未变质处理100× b) 变质处理100×

11.7%。该合金铸造后的组织为粗大针状硅和铝基固溶体组成的共晶体 ($\alpha + Si$)，以及少量块状的初晶硅 (见图13-9 a)。由于共晶硅呈粗大针状，所以合金强度和塑性都很低。

若浇注前在液态合金中加入微量钠 ($w_{Na} = 0.005 \sim 0.15\%$) 或钠盐 ($w_{NaF} = \frac{2}{3} + w_{NaCl} = \frac{1}{3}$)

进行变质处理，可以得到由初晶 α -Al 和细小共晶体 ($\alpha + Si$) 组成的亚共晶组织 (图13-9 b)。加入变质剂，可降低Al-Si合金的共晶温度，并使共晶点明显右移 (图13-8)。因此，

$w_{Si} = 12 \sim 13\%$ 的过共晶合金变成了亚共晶合金。在过冷条件下，形核率急剧升高，共晶组织变质，对于过共晶合金，由于共晶温度降低又使Si质点的形核点减少。由于共晶体细化和脆性的初晶Si的消失，使合金的机械性能得到明显地改善。例如， $w_{Si} = 13\%$ 的Al-Si合金经变质处理后，抗拉强度由126MPa提高到195MPa，延伸率由2%提高到13%。简单的Al-Si合金的流动性好，铸件致密，不易产生铸造裂纹，是比较理想的铸造合金。然而即使经过变质处理，合金强度仍然较低。通常用来制作机械性能要求不高而形状复杂的铸件。为了进一步提高Al-Si合金的机械性能，通常需加入Cu、Mg、Mn等合金元素，造成 Mg_2Si 、 $CuAl_2$ 或 θ ($AlMg_2SiCu$) 等强化相，通过淬火和时效使合金进一步强化，从而形成所谓特殊硅铝明。

常用铸造合金的牌号、化学成分和主要机械性能等见表13-3。常用特殊硅铝明合金有ZL101、ZL104、ZL107、ZL103和ZL105等。

ZL101和ZL104合金是含Mg的特殊硅铝明，在Al-Si二元合金中加入Mg，能形成强化相 Mg_2Si ，合金在变质处理后进行淬火和人工时效得到细小亚共晶加强化相 Mg_2Si 组织，使强度得到提高。ZL104合金的强度比ZL101合金高，经变质处理金属模铸造后再进行淬火加完全人工时效处理，抗拉强度 $\sigma_b = 240 \text{ MN/m}^2$ ，延伸率 $\delta_s = 2\%$ ，硬度HB = 70。ZL101和ZL104合金的铸造性能很好。前者用于铸造薄壁、形状复杂和中等负荷的零件，后者适宜铸造柴油机气缸体、排气管等大负荷零件。

ZL107是含Cu的特殊硅铝明，在Al-Si合金中加入Cu能形成 θ ($CuAl_2$) 相，通过淬火和时效可进一步提高强度，该合金经变质处理金属模铸造后再进行淬火加完全人工时效，抗拉强度 $\sigma_b = 280 \text{ MN/m}^2$ ，延伸率 $\delta_s = 3\%$ ，硬度HB = 100。其机械性能超过ZL101、ZL104合金。该合金铸造性能较好，适宜铸造高强度和尺寸稳定的零件。

表13-3 铸造铝合金的牌号、成分、处理状态、机械性能和用途

牌 号	主 要 成 分 $\times 100$					状 态	机 械 性 能			应 用 举 例
	w_{Si}	w_{Cu}	w_{Mg}	w_{Mn}	w_{Fe}		$\sigma_b / (10MN \cdot m^{-2})$	$\delta \times 100$	HB	
ZL101	6.0~8.0		0.2~0.4			金 型 T5	21	2	60	形状复杂的中等负荷零件
						砂 型 T5	20	2	60	
						砂型变质 T6	23	1	70	
ZL102	10.0~13.0					金 型 T2	14	4	50	形状复杂的低负荷零件 工作温度在200℃以下的高气密性零件
						砂型变质 T2	15	3	50	
ZL103	4.5~6.0	1.5~3.0	0.3~0.7	0.3~0.7		砂 型 T5	22	0.5	75	航空发动机零件
						金 型 T5	25	0.5	75	
ZL104	8.0~10.5		0.17~0.3	0.2~0.5		金 型 T6	24	2	70	200℃以下工作的气缸体机、床等
						砂型变质 T6	23	2	70	
ZL105	4.5~5.5	1.0~1.5	0.35~0.6			砂 型 T5	20	1	70	225℃以下工作的风冷发动机的缸头、油泵壳体等
						金 型 T5	24	0.5	70	
ZL106	7.0~8.5	1.0~2.0	0.3~0.6	0.2~0.6		砂型变质 T6	25	1	90	在较高温度下工作的零件
ZL107	6.5~7.5	3.5~4.5				砂型变质 T6	25	2.5	90	
						金 型 T6	28	3	100	
ZL108	11.0~13.0	1.0~2.0	0.4~1.0	0.3~0.9		金 型 T1	20	—	85	内燃机活塞
						金 型 T6	26	—	90	
ZL109	11.0~13.0	0.5~1.5	0.8~1.5		(w_{Ni}) 0.5~1.5	金 型 T1	20	0.5	90	在较高温度下工作的零件如活塞等
						金 型 T6	25	—	100	
ZL110	4.0~6.0	5.0~8.0	0.2~0.5			砂 型	13		80	在较高温度下工作的零件如活塞等
						砂 型 T1	15		80	
ZL111	8.0~10.0	1.3~1.8	0.4~0.6	0.1~0.35	(w_{Ti}) 0.1~0.35	金 型 T6	32	2	100	
ZL201		4.5~5.3		0.6~1.0	(w_{Ti}) 0.15~0.35	砂 型 T4	30	8	70	175~300℃下工作的零件
						砂 型 T5	34	4	90	
ZL202		9.0~11.0				砂、金 T6	17	—	100	要求硬度较高的零件
ZL203		4.0~5.0				砂 型 T5	22	3	70	中等负荷形状简单的零件
ZL301			9.5~11.5			砂 型 T4	28	9	60	能承受大振动载荷的零件
ZL302	0.8~1.3		4.5~5.5	0.1~0.4		金型、砂型	15	1	55	耐腐蚀的低载荷零件
ZL401	6.0~8.0		0.1~0.3		(w_{Zn}) 9.0~13.0	砂 型 T1	20	2	80	200℃以下工作的形状复杂零件
ZL402			0.3~0.8		(w_{Zn}) 5.0~7.0 (w_{Ti}) 0.1~0.4 (w_{Cu}) 0.3~0.8	砂 型 T1	22	4	65	
						金 型 T1	24	4	70	

注：T1 人工时效；T2 退火；T4 淬火；T5 淬火+部分人工时效；T6 淬火+完全人工时效；
T7 淬火+稳定化回火；T8 淬火+软化回火。

ZL103和ZL105是同时含Cu和Mg的特殊硅铝明。其强化相除 Mg_2Si 和 $CuAl_2$ 外, 还有 Al_2CuMg 和 $W(Al, Cu, Mg, Si)_2$ 相。其强度和耐热性更高, 故有耐热硅铝明之称。例如ZL105合金经淬火和人工时效处理后的室温强度 $\sigma_b = 264.6 \text{ MN/m}^2$, $\delta = 1.3\%$, $HB = 70$ 。高温 (250°C) 强度 $\sigma_b = 147 \text{ MN/m}^2$, $\sigma_{100} = 58.8 \text{ MN/m}^2$ 。这两种合金适宜金属模铸造, 制作在 250°C 以下工作的负荷较大的零件, 例如内燃机缸体、缸盖曲轴箱等。

Al-Cu系合金是应用最早的一种铸造铝合金, 其最大特点是耐热性高, 因此适宜铸造高温铸件, 但合金铸造性能和耐蚀性较差。航空工业上常用的铝铜系铸造合金有ZL201、ZL202和ZL203, 其化学成分和机械性能见表13-3。其中, ZL201合金是Al-Cu-Mn系合金, 加Ti是为了细化晶粒, 改善铸态组织。Mn在合金结晶冷却过程中具有获得过饱和固溶体的特性, 该合金除含有强化相 $CuAl_2(\theta)$ 外, 还生成耐热强化效果更大的 $T(CuMn_2Al_{12})$ 相, 因此, 合金既具有高的室温强度, 又具有良好的耐热性, 故有高强度耐热合金之称。该合金能进行热处理强化, 塑性要求较高的铸件可采用自然时效状态, 要求高屈服强度的铸件则进行淬火加人工时效处理, 也可以进行淬火加稳定化处理。该合金经砂型铸造并经淬火加人工时效后, $\sigma_b = 333.3 \text{ MN/m}^2$, $\delta = 4\%$ 。适于铸造在 300°C 以下工作的形状简单、负荷较大的零件。

Al-Mg系铸造合金的最大特点是抗蚀性高, 密度小 ($2.55 \times 10 \text{ kg/m}^3$), 强度和韧性较高, 切削加工性好, 表面粗糙度低。该类合金的主要缺点是铸造性能差, 容易氧化和形成裂纹。此外热强性较低, 工作温度不超过 200°C 。Al-Mg系合金主要用于造船、食品和化学工业。主要牌号有ZL301、ZL302, 其化学成分和机械性能见表13-3。

其中, ZL301是高镁合金 ($w_{Mg} = 10\%$ 的Al-Mg合金), 利用镁在铝中的固溶强化效果获得较高的强度和优良的耐蚀性能。固溶处理是该合金唯一的热处理方式。合金经 $430^\circ\text{C} \pm 5^\circ\text{C}$ 加热 $10 \sim 20 \text{ h}$ 后于 $40 \sim 50^\circ\text{C}$ 油冷或 $80 \sim 100^\circ\text{C}$ 水冷淬火, 可具有综合的机械性能, $\sigma_b = 300 \sim 400 \text{ MPa}$, $\sigma_{0.2} = 170 \text{ MPa}$, $\delta_b = 12 \sim 15\%$, 并具有良好的抗蚀性。适于铸造在海水环境下工作的、承受大载荷的、外形简单的零件, 但是该合金铸造性能和高温性能较差, 且具有自然时效倾向, 在使用或存放过程中, 塑性会明显降低, 因而限制了它的广泛应用。

Al-Zn系合金的主要特点是具有良好的铸造性能、切削性能、焊接性能及尺寸稳定性。铸态下就具有时效硬化能力, 故称为自强化合金。Al-Zn系铸造合金具有较高的强度, 是一种最便宜的铸造合金, 其主要缺点是耐蚀性差。

常用的Al-Zn系铸造合金牌号有ZL401和ZL402, 其主要化学成分和机械性能见表13-3。

其中, ZL401合金属于Al-Zn-Si系合金, 加入大量的Si可显著改善Al-Zn合金的铸造工艺性能, 故有含锌硅铝明之称, 可用砂模或金属模铸造, 亦可压铸并进行变质处理。合金中加入少量的Mg、Fe和Mn, 可以提高合金的耐热性。ZL401合金通常进行人工时效 (175°C , $5 \sim 10 \text{ h}$) 或退火处理 ($250 \sim 300^\circ\text{C}$, $1 \sim 3 \text{ h}$) 即可提高强度和尺寸稳定性。ZL401合金经人工时效后, $\sigma_b = 220 \sim 230 \text{ MN/m}^2$, $\sigma_{0.2} = 150 \text{ MN/m}^2$, $HB = 80$, $\delta = 2\%$ 。该合金主要用于制造工作温度不超过 200°C , 形状复杂的压铸件, 例如汽车、飞机零件及医疗器械和仪器零件等。

五、耐热铝合金

耐热铝合金主要用于制造在 $200 \sim 300^\circ\text{C}$ 甚至在 350°C 下工作的零件, 如内燃机活塞和汽

缸盖、发动机叶片等。因此这类合金应具有较高的热稳定性和抗蠕变能力。

根据加工工艺特点,耐热铝合金可分为耐热变形铝合金和耐热铸造铝合金两类。

(一) 耐热变形铝合金

耐热变形铝合金包括Al-Cu-Mn系和Al-Cu-Mg-Fe-Ni系两种。

Al-Cu-Mn系合金属耐热硬铝合金,主要牌号有LY16和LY17,其化学成分如表13-4所示。LY16合金的主要相组成物为 α 固溶体、 θ (CuAl_2)相和 T ($\text{CuMn}_2\text{Al}_{12}$)相,并有少量的 TiAl_3 相,其中 θ 相和 T 相是合金的主要耐热强化相。与LY12、LD7相比,由于合金中 w_{Cu} 较高(约6.5%),故合金中 θ 相数量较多。Cu、Ti和Mn还有利于提高合金的再结晶温度,在250~300℃的高温强度比LY12和LD7高。例如LY16合金在350℃、100h时,持久强度 $\sigma_{100}^{350} = 39.2 \text{ MN/m}^2$,超过耐热强度很高的LD7合金。二元Al-Cu合金在350℃100h的持久强度 $\sigma_{100}^{350} = 9.8 \text{ MN/m}^2$ 。

LY17合金是在LY16基础上加入 $w_{\text{Mg}} = 0.25 \sim 0.45\%$ 的合金。Mg能提高合金的室温强度,有利于提高合金在150~250℃温度下的耐热性能。工作温度在300℃以下,LY17合金的持久强度最高。LY16和LY17合金均在人工时效状态下使用,LY16合金淬火温度520~530℃,时效温度165~175℃(时效10~16h)。LY17合金淬火温度515~525℃,时效温度180~190℃(16h)。

耐热硬铝合金可用于制造在200~300℃下工作的零件,如发动机叶片、盘,还可用作焊接容器。

国外新发展起来的Al-Cu-Li系合金(美国牌号2020,苏联牌号БАЛ23)是以硬铝为基础,Cu和Mn量保持不变,用 $w_{\text{Li}} = 0.9 \sim 1.7\%$ 的Li代替Mg。该合金系的强化相有 $\text{Al}_3\text{Cu}_2\text{Li}$ 、 Al_2CuLi 及 Al_6CuLi_3 。其中 Al_2CuLi 相与Al-Cu-Mg系中的S相(Al_2CuMg)相似,起重要的强化作用。此外,还有 $\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$ 、 TiAl_3 和 CuAl_2 等强化相。这类合金的性能特点是室温强度比超硬铝高, $\sigma_s = 620 \sim 640 \text{ MN/m}^2$, $\delta = 4 \sim 6\%$ 。在150~225℃间的高温强度超过其它耐热铝合金。此外,因为Li是超轻元素,故该合金的密度很小。是制作超音速飞机蒙皮的良好材料。

Al-Cu-Mg-Fe-Ni系属于耐热锻铝合金。常温强度高。当分别加入Fe或Ni时,由于形成含Cu的脆性相,减少了主要强化相S相的数量,因此反使高温性能下降。

LD7合金中Ni和Fe的含量相当,正好形成 Al_3FeNi 相,无多余的Ni或Fe形成含Cu脆性相,合金的主要相组成为 α (Al)、S(Al_2CuMg)、 Al_3FeNi 及少量 AlCuNi 、 Mg_2Si 相。因此合金耐热性和热塑均有提高。该合金通常进行人工时效,淬火温度525~540℃,时效温度165~180℃,时间10~16h。适宜制作叶片、叶轮、盘等在150~225℃高温下工作的航空结构零件。

LD9合金含Ni量高,导热性好,热膨胀系数小,但因形成脆性相 AlCuNi 且 Al_3FeNi 相过多,而使热塑性和耐热性降低。该合金可进行热处理强化,淬火温度510~540℃,时效温度150~180℃,时间6~16h。

(二) 耐热铸造铝合金

耐热铸造铝合金主要用来制造内燃机活塞,又称活塞铝合金。活塞材料要求密度小,高温疲劳强度大,热膨胀系数小,导热性、耐热性及耐磨性好。二元Al-Si合金铸造性能好,热膨胀系数小,但高温强度低,因此活塞材料通常在二元Al-Si合金(ZL102)基础上分别

加入一定量的Cu、Mg、Ni、Mn及稀土元素，组成多元Al-Si铸造合金。多元Al-Si铸造合金的特点是热膨胀系数小、耐磨性高、密度小、耐热性能和热硬性较高，缺点是延伸率较低。

常用的耐热铸造铝合金牌号有ZL110、ZL108和ZL109，国内成功研制的无镍铸铝活塞新材料有66-1和69-1，其化学成分见表13-4。

表13-4 常用耐热铝合金的牌号及化学成分

合金类型	合金名称	合金系	合金 牌 号	化 学 成 分 × 100										杂质总量 (不大于) $w \times 100$
				w_{Cu}	w_{Mg}	w_{Mn}	w_{Si}	w_{Fe}	w_{Ni}	w_{Ti}	w_{Zn}	w_{R_2}	w_{Al}	
耐热硬铝	耐热硬铝	Al-Cu-Mn	LY2	2.6~ 3.2	2.0~ 2.4	0.45~ 0.7	—	—	—	—	—	—	余量	0.8
			LY16	6.0~ 7.0	—	0.4~ 0.8	—	—	—	0.1~ 0.2	—	—	余量	1.05
			LY17	6.0~ 7.0	0.25~ 0.45	0.4~ 4.8	—	—	—	0.1~ 0.2	—	—	余量	0.8
耐热变形铝合金	耐热变形铝合金	Al-Cu-Mg-Fe-Ni	LD7	1.9~ 2.5	1.4~ 1.8	—	—	1.0~ 1.5	1.0~ 1.5	0.02~ 0.1	—	—	余量	0.95
			LD8	1.9~ 2.5	1.4~ 1.8	—	0.5~ 1.2	1.1~ 1.6	1.0~ 1.5	—	—	—	余量	0.6
			LD9	3.5~ 4.5	0.4~ 0.8	—	0.5~ 1.0	0.5~ 1.0	1.8~ 2.3	—	—	—	余量	0.6
耐热铸造铝合金	耐热铸造铝合金	Al-Si-Cu-Mg	ZL110	6.0~ 7.0	0.3~ 0.5	—	5.5~ 6.5	<0.5	<0.30	—	—	—	余量	1.5
			ZL108	1.0~ 2.0	0.4~ 1.0	0.5~ 0.9	11.0~ 13.0	<0.7	<0.05	<0.25	1.0	—	余量	0.8
		Al-Si-Cu-Mg-Ni	ZL109	0.5~ 1.5	0.7~ 1.3	0.2~ 0.5	11.0~ 13.0	<1.6	2.0~ 3.0	<0.25	0.35	—	余量	1.0
		Al-Si-Cu-Mg-Re	66-1	1.5~ 2.0	0.4~ 0.7	0.35~ 0.40	10.0~ 12.0	<0.3	—	≤0.20	<0.40	1.0~ 1.3	余量	
			69-1	1.5~ 2.0	0.4~ 0.6	<0.5	16.0~ 18.0	<1.5	—	0.2	—	1.0~ 1.5	余量	

ZL108和ZL109合金是铸造铝合金中Cu、Mg含量较高的两种合金，Si含量也高。因此合金铸造性能好，线膨胀系数小，硬度和高温强度高，耐磨性和耐蚀性好，是良好的铸铝活塞材料。这两种合金铸造活塞通常要作变质处理，铁模铸造。铸造后合金可进行热处理强化，ZL108合金在515℃±5℃淬火（保温6~8h），在205±10℃时效8h，主要用于柴油机活塞。ZL109合金在513~518℃淬火（保温8h），在225±5℃时效8h，主要用于在较高温度下工作的活塞。ZL101合金中含铜量高（ $w_{Cu} = 6 \sim 7\%$ ），也具有上述类似的性能特点，但强度较低，可用牌号有LD7、LD8和LD9，其化学成分如表13-4所示。这类合金的主要耐热强化相是 $S(Al_2CuMg)$ 相。降低含铜量、增加含镁量有利于得到最多数量的S相，从而提高合金的耐热性。

元素Fe和Ni同时加入也有利于提高合金的耐热性，当Fe、Ni的比例为1时，可形成热稳定性很好的 Al_3FeNi 化合物，该强化相不含Cu，也不影响S相的数量，故能显著提高合金的高用于制造小型汽油机活塞。

66-1合金的化学成分和热处理工艺与ZL108相似，由于加入了一定量稀土元素，从而进

一步提高了活塞的耐热性能。该合金在 500~525℃ 淬火 (保温 6 h), 205±5℃ 时效 8 h, 主要也用作活塞材料。

§ 13-2 钛 及 钛 合 金

钛及其合金是航空、航天、造船及化工工业重要的结构材料, 由于具有比强度高、耐热性好、抗蚀性能优异等突出优点, 近30年来发展极为迅速。但是, 钛的化学性质十分活泼, 因此钛及钛合金熔铸、焊接和部分热处理均要在真空或惰性气体中进行, 加工工艺复杂, 价格昂贵, 限制了其推广应用。但随着钛及钛合金生产技术的发展, 必然会降低其成本并获得更广泛的应用。

一、纯钛

Ti 的性质与其纯度有关, 纯度越高, 硬度和强度越低。用 Mg 还原 TiCl_4 制成的工业纯钛叫做海绵钛 (镁热法钛), 其纯度可达 99.5%; 用 TiI_4 分解生产的钛 (碘化法钛) 属于高纯度钛, 其纯度高达 99.9%。

Ti 在固态下具有同素异晶转变。在 882.5℃ 以下为 α -Ti, 具有密排六方晶格, 在 882.5℃ 以上直至熔点为 β -Ti, 具有体心立方晶格。

钛的密度小 ($4.5 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$)、熔点高 (1668℃), 钛及钛合金的强度相当于优质钢, 因此钛及钛合金比强度很高, 是一种很好的热强合金材料。钛的热膨胀系数很小, 在加热和冷却过程中产生的热应力较小。钛的导热性差 (约为 Fe 的 $\frac{1}{6}$), 摩擦系数大 ($\mu = 0.422$), 因此钛及其合金切削、磨削加工性能和耐磨性较差。此外, 钛的弹性模量较低, 既不利于结构的刚度, 也不利于钛及钛合金的成形和校直。钛在大气、高温气体 (550℃ 以下) 以及中性、氧化性及海水等介质中具有极高的耐蚀性。钛在不同浓度的硝酸、铬酸以及碱溶液和大多数有机酸中, 也具有有良好的耐蚀性, 但氢氟酸对钛有很大的腐蚀作用。

钛中的常见杂质有 O、N、C、H、Fe、Si 等。O、N、C 与 Ti 能形成间隙固溶体, 显著提高钛的强度和硬度, 降低其塑性和韧性。Fe、Si 等元素与 Ti 能形成置换固溶体, 亦能起固溶强化作用。H 的影响最坏, 微量的氢即能强烈降低钛的冲击韧性, 增大缺口敏感性, 并引起氢脆。故 w_H 应当不大于 0.015%。

工业纯钛按其杂质含量及机械性能不同, 分为 TA1、TA2、TA3 三个牌号, 碘化法高纯钛的牌号为 TA0。牌号顺序数字增大, 杂质含量增加, 钛的强度增加, 塑性降低。工业纯钛退火后的抗拉强度 (550~700 MPa) 约为高纯钛 (250~290 MPa) 的两倍。经冷塑性变形可显著提高工业纯钛的强度, 例如经 40% 冷变形可使工业纯钛强度从 588 MPa 提高至 784 MPa。工业纯钛再结晶退火温度 593~700℃, 保温 0.25~3 h, 采用空冷方式。消除应力退火温度 450~650℃, 保温 0.25~3 h, 采用空冷方式。

工业纯钛是航空、船舶、化工等工业中常用的一种 α -Ti 合金, 其板材和棒材可以制造 350℃ 以下工作的零件, 如飞机蒙皮、隔热板、热交换器等。

二、钛的合金化

钛有 α -Ti (密排六方) 和 β -Ti (体心立方) 两种晶体结构。钛合金化的主要目的就是利用合金元素对 α -Ti 或 β -Ti 的稳定作用, 改变 α 和 β 相的组成, 从而控制钛合金的性能。

合金元素与钛的相图主要有四种类型（见图13-10）。按照合金元素对 $\alpha\text{-Ti} \rightleftharpoons \beta\text{-Ti}$ 转变温度的影响和在 α 或 β 相中的溶解度不同，所有合金元素分为三类。能提高 α/β 转变温度，在 α 相中比在 β 相中有较大溶解度并扩大 α 相区的元素叫做 α 稳定元素，如 Al、O、N、C、B 等（图13-10 a）。

能降低 α/β 转变温度，在 $\beta\text{-Ti}$ 中比在 $\alpha\text{-Ti}$ 中有较大溶解度扩大 β 相区的元素叫 β 稳定元素，其中 Mo、V、Nb、Ta 等元素与 $\beta\text{-Ti}$ 同晶型，形成无限固溶体，与 $\alpha\text{-Ti}$ 形成有限固溶体（图13-10 b）。

Cu、Mn、Cr、Fe、Ni、Co、H 等元素与 $\beta\text{-Ti}$ 形成有限固溶体并形 β 共析型相图（图13-10 c）。Sn、Zr 等元素对 α/β 转变温度影响不大，在 α 和 β 相均能大量溶解或完全互溶，称为中性元素。（图13-10 d）。

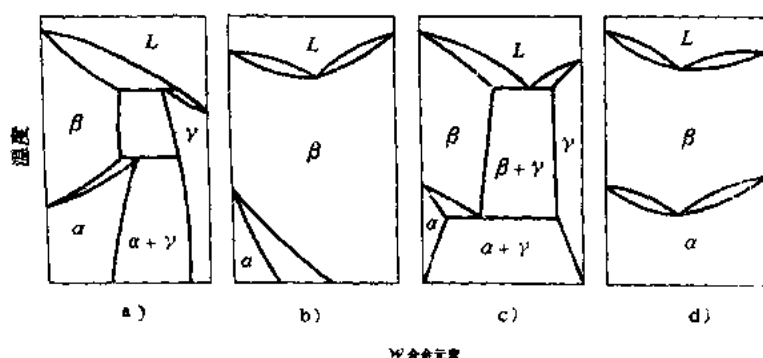


图13-10 钛与合金元素之间的四种基本类型相图示意图

a) α 稳定元素 b) 同晶型 β 稳定元素 c) 共析型 β 稳定元素
d) 中性元素

工业钛合金的主要合金元素有 Al、Sn、Zr、V、Mo、Mn、Fe、Cr、Cu 及 Si 等。

Al 是典型的 α 稳定元素，Al 在 Ti 中主要溶入 α 固溶体，少量溶于 β 相。在室温下 Al 在 $\alpha\text{-Ti}$ 中的溶解度达 7%，故有明显的固溶强化效果。Al 还能提高钛合金的热稳定性和弹性模量，Ti-Al 合金的密度小，所以 Al 是钛合金中重要的合金元素。

Zr 和 Sn 同属中性元素。Zr 在 $\alpha\text{-Ti}$ 和 $\beta\text{-Ti}$ 中均能形成无限固溶体。Sn 在 $\alpha\text{-Ti}$ 和 $\beta\text{-Ti}$ 中的溶解度也较大。因此 Zr 和 Sn 不仅能强化 α 相，也能提高合金的抗蠕变能力，也是钛合金中的主要合金元素之一。

Mo、V 都是 $\beta\text{-Ti}$ 的同晶元素，钛中加入 Mo 或 V 都能起固溶强化作用，并能提高钛合金的热稳定性和蠕变抗力。这类元素越多，钛合金中 β 相越多、越稳定。当其达到某一临界含量（如 Mo 和 V 的临界质量分数分别为 11% 和 19.3%）时，快冷至室温，可以得到全部 β 相，形成 β 型 Ti 合金。

Fe、Mn、Cr、Cu、Si 等 β 稳定元素能形成共析反应，其临界浓度比 β 同晶元素都低，故其稳定 β 相能力比 β 同晶元素还大。其中 Cu、Si 等属于活性共析型 β 稳定元素，其共析反应速度很快，在一般冷却条件下， β 相能完全分解，使合金具有时效强化能力，提高合金的热强性。例如 Cu 加入 Ti 中， β 相可以分解为 α 相和金属间化合物 TiCu_2 ，从而明显提高钛合金的热稳定性和热强性。Ti 合金中的 Cu 超过极限溶解度时，亦可产生弥散强化作用。

三、工业用钛合金

工业钛合金按其退火组织可分为 α 、 β 和 $\alpha + \beta$ 三大类，分别称之为 α 钛合金、 β 钛合金和 $\alpha + \beta$ 钛合金。牌号分别以“钛”字汉语拼音字首“T”后跟 A、B、C 和顺序数字表示。例如 TA4~TA8 表示 α 钛合金；TB1~TB2 表示 β 钛合金，TC1~TC10 表示 $\alpha + \beta$ 钛合金。表13-5列出了国产钛合金的化学成分及其机械性能。

（一） α 钛合金

表13-5 钛合金的化学成分及主要机械性能 (棒材) (GB3520—83)

类型	合金 牌号	化 学 成 分	热处理规范	室 温 机 械 性 能			高 温 机 械 性 能 (不小于)		
				σ_b /(MN· m ⁻²)	$\delta_5 \times 100$	$\phi \times 100$	σ_K/I , cm ⁻²	试验温 度/°C	持久强度 $\sigma_{100}/(MN·$ m ⁻²)
α 钛合金	TA1	工业纯钛	650~700°C, 1h, 空冷	350	25	50	—	—	—
	TA5	Ti-3.3~4.7Al-0.005B	700~850°C, 1h, 空冷	450	20	40	—	—	—
	TA6	Ti-4.0~5.5Al	750~800°C, 1h, 空冷	700	10	27	30	350	400
	TA7	Ti-4.0~6.0Al-2.0~3.0Sn	750~850°C, 1h, 空冷	800	10	27	30	350	450
	TA8	Ti-4.5~5.5Al-2.0~3.0Sn-2.5~3.2Cu- 1.0~1.5Zr	750~800°C, 1h, 空冷	1000	10	25	20~30	500	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800~850°C, 30min空冷或 水冷 时效450~500°C, 8h, 空冷	<1000 1400	40 10	30 15	—	—	—
$\alpha + \beta$ 钛合金	TC1	Ti-1.0~2.5Al-0.7~2.0Mn	700~750°C, 1h, 空冷	600	15	30	45	350	330
	TC2	Ti-1.0~2.5Al-0.8~2.0Mn	700~750°C, 1h, 空冷	700	12	30	40	350	400
	TC4	Ti-5.5~6.0Al-3.5~4.5V	700~800°C, 1~2h, 空冷	920	10	30	40	400	580
	TC6	Ti-5.5~7.0Al-0.8~2.3Cr-2.9~3.0Mo	750~870°C, 1h, 空冷	950	10	23	30	450	550
	TC8	Ti-5.8~6.8Al-2.8~3.8Mo-0.20~0.35Si	—	1050	10	30	30	450	700
	TC9	Ti-5.8~6.8Al-2.8~3.0Mo-1.8~2.0Sn- 0.20~0.4Si	950~1000°C, 1h, 空冷 + 530±10°C, 6h, 空冷	1080	9	25	30	500	600
	TC10	Ti-5.5~6.5Al-1.5~2.5Sn-5.5~6.5V- 0.35~1.0Fe-0.35~1.0Cu	700~800°C, 1h, 空冷	1050	12	30	40	400	800

注: 表中各种钛合金的化学成分均以质量分数表示。

α 钛合金的主要合金元素是 α 稳定元素 Al 和中性元素 Sn、Zr，它们主要起固溶强化作用。 α 钛合金有时也加入少量 β 稳定元素，因此 α 钛合金又分为完全由单相 α 组成的 α 合金、 β 稳定元素的含量小于 $w = 20\%$ 的类 α 合金和能时效强化的 α 合金 ($w_{Cu} < 2.5\%$ 的 Ti-Cu 合金)。 α 钛合金的主要化学成分和机械性能见表 13-5。其中 TA7、TA8 是应用较多的 α 钛合金。

TA7 合金是强度比较高的 α 钛合金。它是在 $w_{Al} = 5\%$ 的 Ti-Al 合金 (TA6) 中加入 $w_{Sn} = 2.5\%$ 的 Sn 形成的，其组织是单相 α 固溶体。由于 Sn 在 α 和 β 相中都有较高的溶解度，故可进一步固溶强化。其合金锻件或棒材经 $850 \pm 10^\circ\text{C}$ 空冷退火后，强度由 $700 \text{ MN} \cdot \text{m}^{-2}$ 增加至 $800 \text{ MN} \cdot \text{m}^{-2}$ ，塑性与 TA6 合金基本相同， $\delta = 10\%$ ，而且合金组织稳定，热塑性和焊接性能好，热稳定性也较好，可用于制造在 500°C 以下长期工作的零件，例如用于冷成形半径大的飞机蒙皮和各种模锻件，也可用于制造超低温用的容器。

TA8 合金是在 TA7 合金中加入 $w_{Zr} = 1.5\%$ 的 Zr、 $w_{Cu} = 3\%$ 的 Cu 形成的一种类 α 合金。中性元素 Zr 在 α 和 β 相中均能无限固溶，既能提高基体 α 相的强度和蠕变抗力，又不影响合金塑性，加入活性共析型 β 稳定元素 Cu，既能强化 α 相，又能形成 Ti_2Cu 化合物，从而提高了合金耐热性，TA8 合金的室温和高温机械性能均比 TA7 合金高，同时具有良好的热塑性、焊接性能和抗氧化性能，可在 500°C 温度下长期工作，用于制造发动机压气机盘和叶片等零件。

类 α 钛合金在加入足够 α 相稳定元素产生固溶强化的同时，加入少量 ($w \leq 2\%$) β 稳定元素，产生少量 β 相，可以改善合金锻造性能和抑制脆性相的析出。

$w_{Cu} = 2.5\%$ 的 Ti-Cu 合金能产生明显的热处理强化效应，该合金经 800°C 固溶处理后空冷或油冷至室温，再进行 400°C 和 475°C 双级时效处理后， $\sigma_t = 805 \text{ MN}/\text{m}^2$ ， $\sigma_{0.2} = 640 \text{ MN}/\text{m}^2$ ， $\delta = 30\%$ ，若在时效前进行冷变形，强度可进一步提高。该合金焊接性能很好，焊后进行双级时效，强度得到恢复。该合金在 $200 \sim 500^\circ\text{C}$ 的耐热性比 TA7 合金高，又具有良好的冷成型性能，主要用于制造发动机外壳、排气导管、框架等。

(二) $\alpha + \beta$ 钛合金

$\alpha + \beta$ 钛合金是同时加入 α 稳定元素和 β 稳定元素，使 α 和 β 相都得到强化。加入 $w = 4 \sim 6\%$ 的 β 稳定元素的目的是得到足够数量的 β 相，以改善合金高温变形能力，并获得时效强化的能力。因此 ($\alpha + \beta$) 钛合金的性能特点是常温强度、耐热强度及加工塑性比较好，并可进行热处理强化。但这类合金组织不够稳定，焊接性能不及 α 钛合金。然而 $\alpha + \beta$ 钛合金的生产工艺较为简单，其机械性能可以通过改变成分和选择热处理制度在很宽的范围内变化。因此这类合金是航空工业中应用比较广泛的一种钛合金。 $\alpha + \beta$ 钛合金的牌号、化学成分及其机械性能如表 13-5 所示。这类合金的牌号达 10 种以上，分别属于 Ti-Al-Mg 系 (TC1、TC2)、Ti-Al-V 系 (TC3、TC4 和 TC10)、Ti-Al-Cr 系 (TC5、TC6) 和 Ti-Al-Mo 系 (TC8 和 TC9) 等。

其中，Ti-Al-V 系的 Ti- ($w_{Al} = 6\%$) Al- ($w_V = 4\%$) V (TC4) 合金是应用最多的一种 $\alpha + \beta$ 钛合金。该合金经热处理后具有良好的综合机械性能，强度较高，塑性良好。该合金通常在 $\alpha + \beta$ 两相区锻造，经 $700 \sim 800^\circ\text{C}$ $\alpha + \beta$ 相区保温 $1 \sim 2 \text{ h}$ 空冷退火，可以得到等轴细晶粒的 $\alpha + \beta$ 组织。退火状态下 $\sigma_t = 931 \text{ MPa}$ ， $\delta = 10\%$ ， $\psi = 30\%$ 。该合金通常可在退火状态下使用。对于要求较高强度的零件可进行淬火加时效处理。淬火温度通常在 $\alpha + \beta$ 相

区,为 $925\pm 10^{\circ}\text{C}$,保温 $0.5\sim 2\text{h}$ 后水冷。时效温度 $500\pm 10^{\circ}\text{C}$,保温 4h 后空冷。经过淬火和时效后,抗拉强度可进一步提高至 $\sigma_t=1166.2\text{MN}/\text{m}^2$,延伸率 $\delta=13\%$ 。合金在 400°C 时有稳定的组织和较高的蠕变抗力,又有很好的抗海水和抗热盐应力腐蚀能力,因此广泛用来制作在 400°C 长期工作的零件,如火箭发动机外壳、航空发动机压垂机盘和叶片以及其它结构锻件和紧固件。

(三) β 钛合金

β 钛合金中含有大量 β 稳定元素,在水冷或空冷条件下可将 β 相全部保留到室温。 β 相系体心立方晶格,故合金具有优良的冷成形性,经时效处理,从 β 相中析出弥散 α 相,合金强度显著提高,同时具有高的断裂韧性。 β 钛合金的另一特点是 β 相合金浓度高,淬透性好,大型工件能够完全淬透。因此 β 钛合金是一种高强度钛合金(σ_t 可达 $1372\sim 1470\text{MN}/\text{m}^2$),但该合金的密度大、弹性模量低、热稳定性差、其工作温度一般不超过 200°C 。 β 钛合金有TB1和TB2两个牌号,其中TB2的化学成分和机械性能见表13-5所示。

TB1合金(Ti-3Al-8Mo-11Cr)加热至 $760\sim 800^{\circ}\text{C}$,保温 0.5h ,水冷淬火后进行双级时效处理。第一级在 450°C 或 $480\sim 500^{\circ}\text{C}$ 保温 $12\sim 15\text{h}$,获得均匀分布的 α 相弥散质点;第二级在 560°C 保温 0.25h ,经短时间时效,使沉淀相略有长大,以改善塑性,保证合金具有优良的综合机械性能。

TB2合金(Ti-3Al-8Cr-5Mo-5V)的淬火和时效工艺与TB1合金基本相同,淬火后得到稳定均匀的 β 相,时效后从 β 相中析出弥散的 α 相质点,使合金强度显著提高,塑性大大降低。

TB1和TB2合金多以板材和棒材供应,主要用来制作飞机结构零件以及螺栓、铆钉等紧固件。

四、钛合金的热处理

纯钛自高温缓冷至 882.5°C 时,发生同素异晶转变,体心立方的 β 相转变为密排六方晶格的 α 相。

钛合金中 $\beta\rightleftharpoons\alpha$ 的同素异晶转变与过冷度有关。当过冷度很小,也就是略低于 $\beta\rightleftharpoons\alpha$ 平衡转变温度时,通常以扩散的形式发生转变,得到多边形的 α 固溶体组织(图13-11a);当过冷度很大时(如自 β 区淬火),将发生非扩散型马氏体转变,形成过饱和的 α 固溶体,得到针状(片状)的马氏体组织(图13-11b)。

钛合金中同素异晶转变与合金系、合金成分及热处理条件有关。

仅含单一 α 稳定元素或中性元素的 α 钛合金不能热处理强化,通常只进行退火处理。

β 稳定型钛合金自高温快速冷却(淬火)时,随着合金成分和热处理条件不同, β 相可以得到马氏体 α' (或 α''), ω 或过冷 β 等不同的亚稳定相,从而改变合金的机械性能。这类钛合金可以进行热处理强化。

从图13-12可以看出 β 稳定元素的含量对 β 向 α 转变的影响。合金从 β 相区缓冷时,将从 β 相中析出 α 相,其成分沿 AC_e 曲线变化, β 相成分沿 AB 曲线变化。合金自 β 区快速冷却(淬火)时,将发生马氏体转变,形成过饱和的 α 固溶体。同钢中的马氏体转变一样,钛合金中的马氏体转变也存在一个马氏体转变开始温度 M_s 点和马氏体转变终了温度 M_f 点,并且 M_s 和 M_f 点随合金 β 稳定元素的增加而降低(图13-12中虚线)。如果 β 稳定元素含量少,则体心立方晶格 β 相将转变为密排六方晶格的马氏体,即 α' 相;如果合金元素含量较大,由

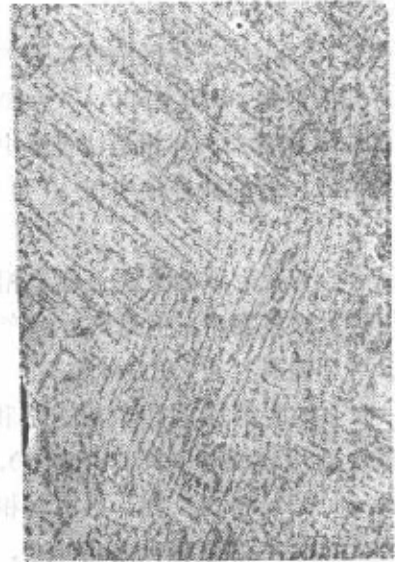
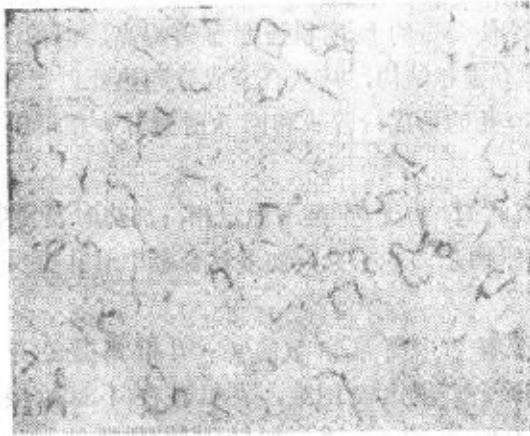


图13-11 钛合金的显微组织

a) 工业纯钛等轴 α 固溶体 200 \times b) TC4经1000 $^{\circ}\text{C}$ 加热2h水淬后的针状 α' 100 \times

于晶格转变阻力大, 只能形成斜方晶格的马氏体, 即 α'' 。如果合金元素含量很高 (大于图13-12中的临界浓度 C_1), 马氏体开始转变温度 M_s 点降低至室温以下, 则淬火后 β 相保留至室温, 不发生马氏体转变。这种 β 相称为过冷 β 相, 用 β' 表示。

同样, 成分一定的合金, 在 $\alpha + \beta$ 相区温度范围内, 随着淬火温度的降低, β 相的成分沿 AB 曲线增加。当淬火温度降低至某一临界温度 t_1 (图13-12) 时, β 相浓度升高至临界浓度 C_1 , 则淬火至室温时, β 相也不发生马氏体转变。

由图13-12可见, 在 t_1 温度以下, β 相成分大于临界浓度 C_1 , 淬火不发生马氏体相变。淬火组织为 $\alpha + \beta$; 当加热温度在 t_1 和 t_2 之间时, β 相成分低于临界浓度 C_1 , 淬火冷却过程中发生马氏体转变, 但是淬火至室温, β 相不能全部转变为马氏体, 因 β 相成分高于室温时 M_s 点所对应的临界浓度 C_1 , 淬火组织为 $\alpha + \alpha' + \beta$, 当加热温度高于 t_2 时, β 相成分相对应的 M_s 点已高于室温, 合金淬火冷却至室温时, β 相全部转变为马氏体 α' 。淬火组织为 $\alpha + \alpha'$ 。若淬火温度高于 $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ 相变温度 (图13-12中 AB 曲线), 则淬火组织为 α' 相。由于 β 相中原子扩散系数大, 钛合金的加热温度超过相变点 (或 β 转变温度) 后, β 相晶粒极易发生异常长大, 而在 α 或 $\alpha + \beta$ 相区加热时, 晶粒大小变化不大。粗大的 β 相晶粒会使合金脆性显著增大。因此, 在制定钛合金加热工艺时, 应当注意这一特点。

成分位于临界浓度 C_1 附近的合金, 从高温淬火时, 还能通过无扩散型相变形成 ω 相, 用 ω 表示。这是一种特殊形式的马氏体相, 具有特异的六方晶格, 并且与母相 β 保持共格关系。 β' (过冷 β) 相可以转变为 ω 相。这种 ω 相称为回火或时效 ω 相, 用 ω_r 表示。回火时形成 ω_r 相的原因是由于不稳定的过冷 β 相, 在回火时发生溶质原子偏聚, 形成溶质原子的富

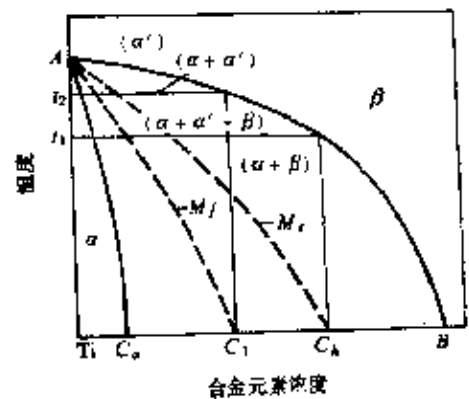


图13-12 $\alpha + \beta$ 钛合金淬火温度和淬火组织关系示意图

集区和贫化区,当贫化区浓度接近 C_k 时即转变为 ω_k 相。

ω 相硬而脆 ($HB=500$, $\delta=0$), 虽然使合金的硬度和强度显著提高, 但塑性急剧下降, 脆性显著增大。 ω 相是钛合金中的一种有害相结构, 应从合金成分和热处理工艺上设法避免和消除。例如钛合金中加 Al 可以抑制 ω 相的形成; 淬火和回火时避开 ω 相形成区间等等。

钛合金淬火形成的上述亚稳定相 α' (或 α'')、 ω 及 β' 是不稳定相, 加热时要发生分解, 其分解过程比较复杂, 但最终分解产物均为平衡态的 $\alpha + \beta$ 。如果钛合金中有共析反应, 则最终分解产物则为 $\alpha + \text{Ti}x\text{My}$ 。

钛合金的时效强化主要依靠 β' 和 α' 相分解析出高度弥散的 $\alpha + \beta$ 相来提高合金的强度。时效温度较低时 ($250\sim 450^\circ\text{C}$), 由于原子扩散比较困难, β 相往往不能直接分解为 $\alpha + \beta$, 而是先析出 ω 相, 再由 ω 相转变为平衡的 $\alpha + \beta$ 。如果时效温度转高 ($500\sim 600^\circ\text{C}$), 可由 β' 相直接分解出 α 相, 不经 ω 相的过渡阶段。若钛合金淬火后进行适当冷塑性变形再时效, 将析出更细的 α 相, 使合金强度进一步提高。

钛合金热处理强化效果与合金中 β 稳定元素的含量及热处理工艺有关。图13-13是不同热处理过程中钛合金的拉伸强度与合金成分之间变化关系示意图。退火合金的强度随合金中 β 稳定元素含量增加呈线性提高。合金从 β 相区淬火后的强度与合金成分之间呈复杂的变化关系。当合金中 β 稳定元素含量低时, 由 β 相到 α' 相的马氏体转变也起到了对合金的一些强化作用, 但这种强化效果远不如钢铁材料马氏体转变的强化效果大。在马氏体转变终止温度 M_f 是室温时所对应那一点的成分 (图13-12 C_1 成分), 由 β 到 α' 的马氏体转变引起的强化作用最大。合金中 β 稳定元素含量继续增大, 由于从 β 相区或 $\alpha + \beta$ 相区淬火保留下来的 β 相逐渐增加而使淬火合金的强度逐渐下降至最小值, 该成分是马氏体开始转变温度 M_s 在室温时所对应的那一点的成分 (图13-12中的 C_k), 即得到 100% 亚稳定相 β' , 所以强度最低。

合金淬火并时效后的强化效果随着合金中 β 稳定元素含量增多而增大, 由于合金中 β 稳定元素含量越多, 淬火后得到亚稳定 β 相越多, 合金时效强化越大。当合金中 β 稳定元素含量达到临界浓度 C_k 时, 因淬火得到 100% 亚稳定 β 相, 故合金时效强化效果最大。 β 稳定元素进一步增加, 由于 β 相稳定性增大, 时效析出的 α 相量减少, 强化效果反而下降。

钛合金中不同的合金元素对热处理的强化效果不同。一般来说, 临界浓度 C_k 越低的元素 (即稳定 β 相能力越强的元素), 热处理强化效果越大。

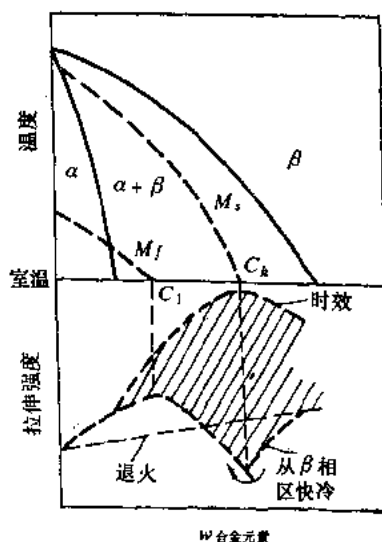


图13-13 二元 β 同晶钛合金热处理强化效果示意图

§ 13-3 铜 及 铜 合 金

一、纯铜

纯铜又称紫铜, 密度 $8.9 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$, 熔点 1083°C 。纯铜有良好的导电性、导热性和耐

蚀性。纯铜具有面心立方晶格,无同素异晶转变,塑性高而强度低,延伸率 $\delta = 50\%$,强度 $\sigma_s = 240\text{MN/m}^2$ 。可加工成板、带和线材,广泛应用于电机、电器和机械制造等部门。

冷变形可使退火纯铜的强度提高一倍以上,但却使塑性明显降低。另外,还使铜的导电性略微降低,因此纯铜可在加工硬化状态下用作导线。 Sn 、 Bi 、 Pb 、 O 、 S 、 P 等杂质元素对纯铜的机械性能和物理性能影响极大,应当严格限制它们在 Cu 中的含量。

工业纯铜按氧的含量和生产方法不同可分为韧铜、无氧铜和脱氧铜三类。

1. 韧铜

它是 $w_o \approx 0.02 \sim 0.1\%$ 的纯铜,用符号“T”表示,后面的数字为牌号顺序号,如T1、T2、T3和T4等。顺序号越大,纯度越低。T1、T2主要用于导电材料和熔制高纯度铜合金;T3、T4用作一般铜材。

2. 无氧铜

这种铜是在碳和还原性气体保护下进行熔炼和铸造的,氧含量极低,不大于 0.003% ,牌号有TU1、TU2。“U”表示无氧。一号和二号无氧铜主要用于电真空器件。

3. 脱氧铜

用磷或锰进行脱氧的铜,分别称为磷脱氧铜或锰脱氧铜,用符号TUP或TUMn表示。前者主要用于焊接方面;后者主要用于电真空器件方面。用真空去氧而得到的无氧铜称为真空铜(TK)。

纯铜强度低,不宜直接用作结构材料,除用于电机、电器工业外,多作为配制铜合金的原料。

二、黄铜

以锌作为主要合金元素的铜合金称为黄铜。简单的 Cu-Zn 合金称为普通黄铜。加入 Al 、 Sn 、 Pb 、 Si 等第三种元素的黄铜称为特殊黄铜。图13-14是 Cu-Zn 合金相图。图中有五个包晶转变和六个单相区。锌在铜中的溶解度随着温度下降而增加。 α 相是 Zn 在铜中的固溶体,具有面心立方晶格,塑性良好,适宜进行冷、热加工。 β 相是以电子化合物 Cu_5Zn_8 为基的固溶体,具有体心立方晶格。当温度下降至 $456 \sim 468^\circ\text{C}$ 时,它发生有序化转变,成为有序固溶体 β' 。高温无序固溶体 β 相塑性好,可进行热加工。 β' 相很脆,难以承受冷加工,因而室温单相 β' 合金实用意义不大。 γ 相是以电子化合物 Cu_9Zn_4 为基的固溶体,具有复杂立方晶格。

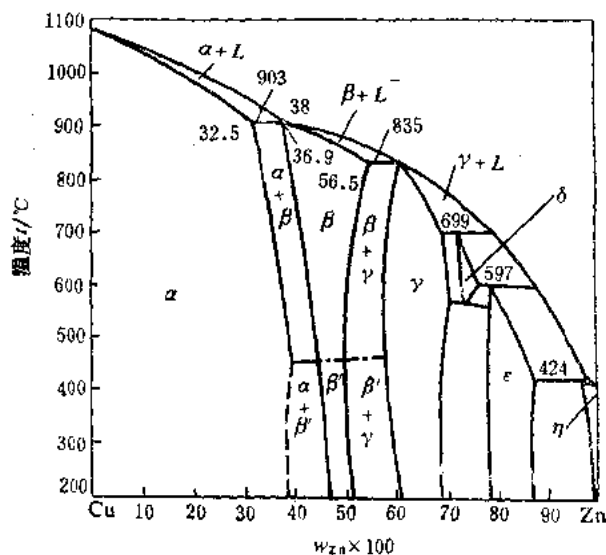


图13-14 Cu-Zn 合金相图

黄铜的机械性能与化学成分、组织状态的关系极大(图13-15)。 $w_{Zn} \leq 30 \sim 32\%$ 时,强度和塑性都随含锌量的增加而提高。当 w_{Zn} 超过 32% 以后,因组织中有 β' 相出现,故塑性急剧下降,而强度在 $w_{Zn} = 45\%$ 附近达到最大值。当 w_{Zn} 达 47% 时,合金全部为 β' 相,强度

和塑性都很低,无实用价值。工业用黄铜的 w_{Zn} 一般不超过 50%,按其退火组织可分为 α 黄铜和 $\alpha + \beta$ 黄铜。

1. α 黄铜

α 黄铜又称单相黄铜。它的塑性很好,可进行冷、热压力加工,适宜制造冷轧板材、冷拉线材以及形状复杂的深冲压零件。单相黄铜在铸态下化学成分不均匀,有树枝状偏析(图13-16),经变形和再结晶退火后可得到带有退火孪晶的多边形晶粒(图13-17)。常用的 α 黄铜典型牌号有 H80、H70、H68 等。“H”表示黄铜,其后的数字表示平均铜含量。

2. $\alpha + \beta$ 黄铜

$\alpha + \beta$ 黄铜又称双相黄铜。其典型牌号有 H59、H62。由于 β 相高温塑性好,所以 $\alpha + \beta$ 黄铜适宜热加工。图13-18为 H62 的铸态组织。双相黄铜一般轧成棒材、板材,再经切削加工制成各种零件。

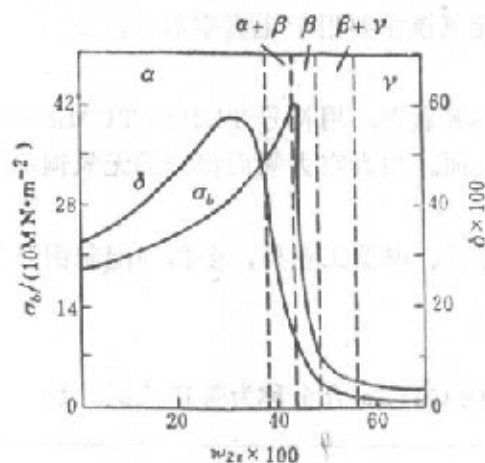


图13-15 锌对铜机械性能的影响 (退火)

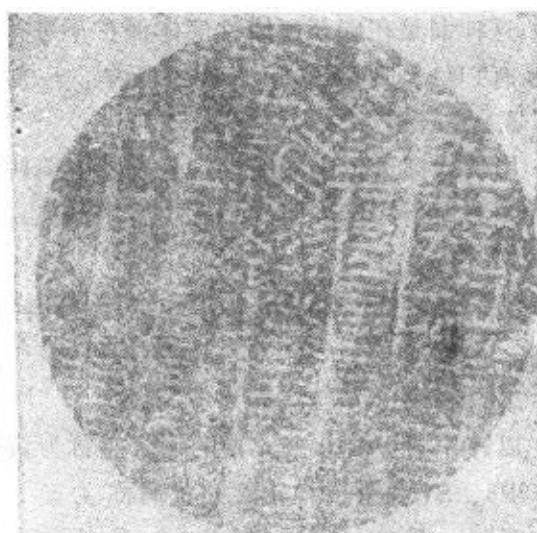


图13-16 $w_{Zn} = 30\%$ 的 α 黄铜铸态组织 250 \times

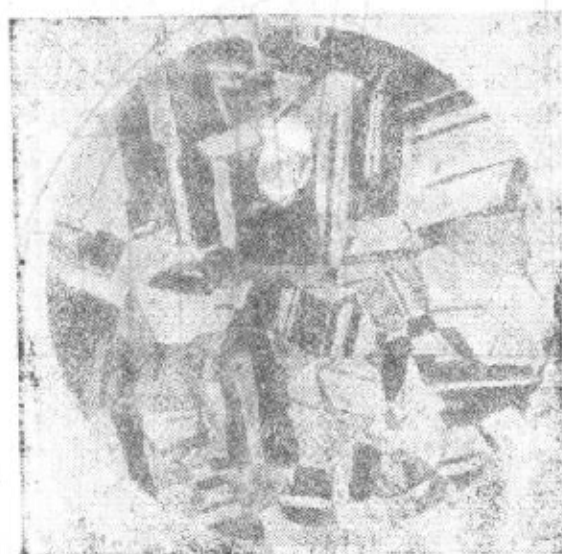


图13-17 $w_{Zn} = 30\%$ 的 α 黄铜变形退火组织 75 \times

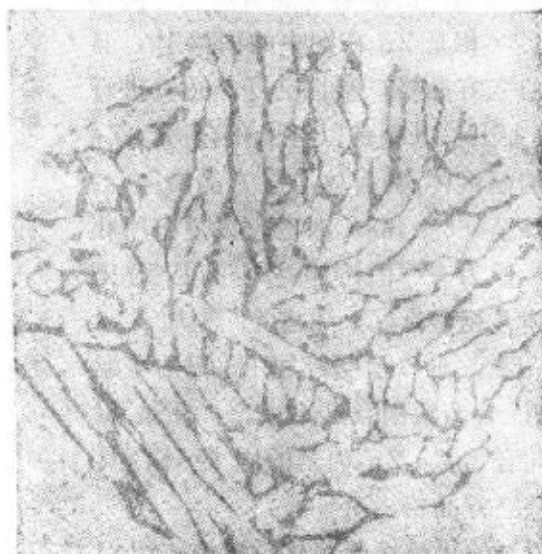


图13-18 $w_{Zn} = 40\%$ 的 $\alpha + \beta$ 黄铜铸态组织 150 \times

黄铜的抗腐蚀性能与纯铜相近,在大气和淡水中是稳定的,在海水中抗蚀性稍差。黄铜最常见的腐蚀形式是“脱锌”和“季裂”。

脱锌是指黄铜在酸性或盐类溶液中,由于锌优先溶解受到腐蚀,使工件表面残存一层多孔(海绵状)的纯铜,因而合金遭受破坏。 $\alpha + \beta$ 黄铜脱锌比 α 黄铜更显著。为防止 α 黄铜脱锌,可加入少量砷($w_{As} = 0.02 \sim 0.06\%$)。添加元素镁,形成致密的 MgO 薄膜也能防止脱锌。

季裂是指黄铜零件因内部存在残余应力,在潮湿大气中,特别在含氨盐的大气、汞和汞盐溶液中受腐蚀而产生的破裂现象。为了防止黄铜的应力腐蚀开裂,加工后的黄铜零件应在 $260 \sim 300^\circ\text{C}$ 进行低温消除应力退火或用电镀层(如镀锌、镀锡)加以保护。

在二元黄铜的基础上添加Al、Fe、Si、Mn、Pb、Ni等元素形成特殊黄铜。按添加第二主添元素不同分别称为铝黄铜、铁黄铜、硅黄铜、锰黄铜、铅黄铜、镍黄铜。它们具有比普通黄铜更高的强度、硬度、抗腐蚀性能和良好的铸造性能。生产中用得较多的有锰黄铜、铝黄铜、锰铁黄铜等,用来制造螺旋桨、压紧螺帽等许多重要的船用零件及其它耐蚀零件。在黄铜中加入 $w_{Mn} = 1 \sim 4\%$ 的Mn能显著提高合金强度及在海水中、过热蒸汽中的抗蚀性,且不降低其塑性。硅黄铜耐磨性好且具有较高的抗蚀性和良好的铸造性能。黄铜中加铝可改善其切削加工性能。铝黄铜强度很高,塑性良好,抗蚀性也较高。如铝黄铜HA159-3-2($w_{Cu} = 57 \sim 60\%$ 、 $w_{Al} = 2.5 \sim 3.5\%$ 、 $w_{Ni} = 2.0 \sim 3.0\%$,余为Zn)的 $\sigma_s = 637 \text{ MN/m}^2$, $\delta = 15\%$,可用来制作在常温工作的高强度及高化学稳定性零件,在造船、电机及化学工业中得到广泛应用。

三、青铜

铜与锡的合金最早称为青铜。现在则把除黄铜以外的所有铜合金均称作青铜。这里重点介绍锡青铜以及铝青铜、铍青铜等特殊青铜。

(一) 锡青铜

以锡为主加元素的铜合金称为锡青铜。 Cu-Sn 合金相图如图13-19所示。 α 相是锡在铜中的固溶体,为面心立方晶格,塑性良好。 β 相是以电子化合物 Cu_5Sn 为基的固溶体,为体心立方晶格,高温塑性很好。 γ 相是以 Cu_3Sn 为基的固溶体,硬而脆。 δ 相是以电子化合物 $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ 为基的固溶体,系复杂立方晶格,硬而脆。 ϵ 相是以电子化合物 Cu_3Sn 为基的固溶体。在实际生产条件下,相图中的一系列共析转变常常进行的不完全,尤其在低温下进行的 $\delta \rightleftharpoons \alpha + \epsilon$ 转变更是如此。一般情况下得不到 $\alpha + \epsilon$ 组织,只能得到 $\alpha + \delta$ 组织。

含锡量对青铜机械性能的影响见图13-20。 $w_{Sn} < 5 \sim 6\%$ 时,随着 w_{Sn} 增多,合金强度和塑性均上升。当 w_{Sn} 超过 $5 \sim 6\%$ 以后,因出现硬脆相 δ ,使塑性显著下降。当 w_{Sn} 达到 20% 以上时,由于 δ 相过多,合金已完全变脆,强度也显著下降。故工业锡青铜 w_{Sn} 大多在 $3 \sim 14\%$ 范围内。变形用锡青铜塑性要求高,故 w_{Sn} 一般应低于 $5 \sim 7\%$ 。 w_{Sn} 大于 10% 的

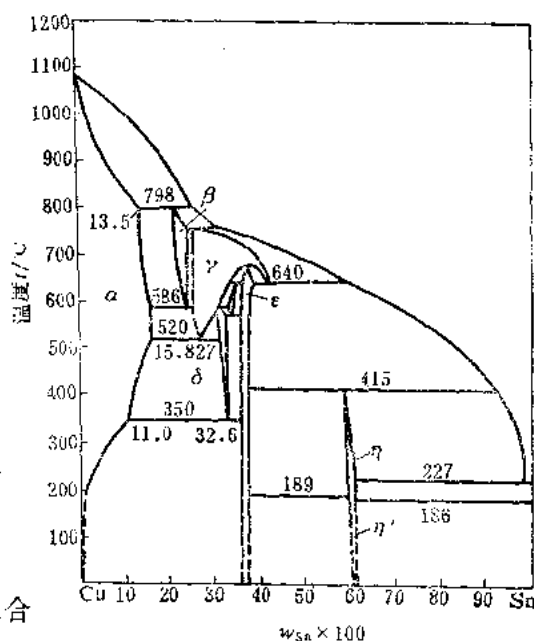


图13-19 Cu-Sn合金相图

青铜适用于铸造。锡青铜在大气、海水及低浓度的碱性溶液中抗腐蚀性能极高，超过纯铜和黄铜。因而锡青铜应用于航海事业。

锡青铜中加入铅可改善合金的铸造性能。铸造锡青铜含有较多的锡及铅，可以改善其铸造工艺性。主要牌号有 ZQSn10、ZQSn10-2 等。铸造性能良好，还具有优良的减磨性和抗蚀性，可浇注成形状复杂的砂模与金属模铸件，如阀门、泵体、齿轮、水管附件、轴承材料等。QSn4-3 及 QSn6.5-0.1 等是航空工业中常用的变形锡青铜，其抗腐蚀性很好，弹性高，耐磨性好，用以制造仪器上的弹性元件、抗磁元件及耐磨零件。例如弹簧、片簧、振动片、膜盒以及轴承衬垫、衬套、蜗轮等。

(二) 铝青铜

以铝为主加元素的铜合金称为铝青铜。图 13-21 是 Cu-Al 二元相图。 β 相是以电子化合物 Cu_3Al 为基的固溶体， γ_2 相是以 $\text{Cu}_{32}\text{Al}_{10}$ 化合物为基的固溶体，硬而脆。在平衡条件下， $w_{\text{Al}} < 9.4\%$ 的合金应为单相 α 组织。但是 $w_{\text{Al}} = 8 \sim 9\%$ 的合金在实际铸造条件下，由于 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变进行不完全，仍有一部分 β 相被保留，随后分解成 $\alpha + \gamma_2$ 组织。当 w_{Al} 超过 10% 时，由于出现含有脆性 γ_2 的共析组织，不仅塑性降低，而且强度也降低。因此，变形铝青铜 w_{Al} 不大于 7%。

铝青铜的强度、硬度、耐磨性都超过锡青铜和黄铜，其抗腐蚀性能也比锡青铜和黄铜为优，但铸造性、切削性、焊接性较差。

工业上应用的有二元铝青铜和多元铝青铜两类合金。QA15 及 QA17 属于低铝青铜，退火后具有均一的 α 相组织，塑性好，抗蚀性高又有适当的强度，可在压力加工状态下使用，用于制造弹簧及要求高抗蚀性的弹性元件。

QA19-2、QA19-4、QA110-3-1.5、QA1-10-4-4 是航空工业中用得较多的复杂铝青铜。这些合金由于在铜铝基础上又添加了 Fe、Mn、Ni 等元素，使合金的强度、耐磨性及抗蚀性均显著提高，可用来制作在复杂条件下工作的高强度抗磨零件，如齿轮、轴套、摩擦片、蜗轮等。

(三) 铍青铜

铍青铜是 w_{Be} 为 1.7~2.5% 的铜合金。铜内添加少量的铍即能使合金性能发生很大变化。铍青铜热处理后，可以获得很高的强度和硬度， $\sigma_s = 1250 \sim 1500 \text{ MN/m}^2$ ，HB = 350~400，远远超过其它所有铜合金，甚至可以和高强度钢相媲美。与此同时，铍青铜的弹性极限、疲劳极限、耐磨性、抗蚀性也都很优异。此外，还具有良好的导电性、导热性和耐蚀性。

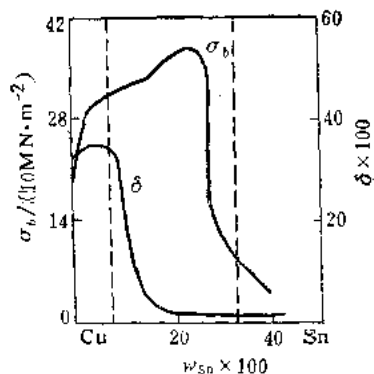


图13-20 铸造Cu-Sn合金机械性能与含Sn量的关系

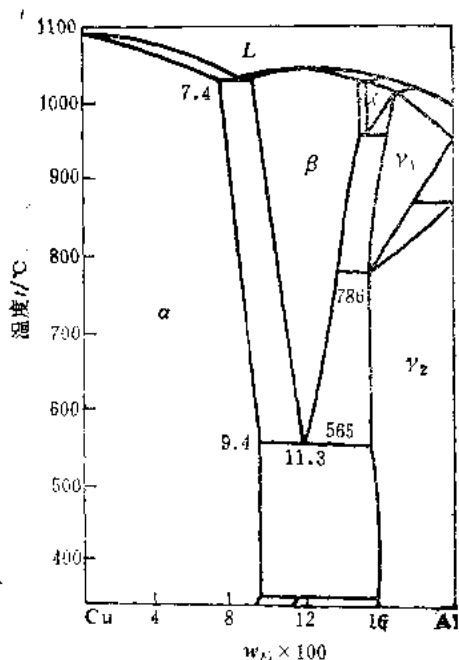


图13-21 Cu-Al合金相图

以及无磁性、受冲击时不产生火花等一系列优点。因此铍青铜在工业上用来制造各种精密仪器、仪表的重要弹性元件、耐磨零件（如钟表、齿轮、高温高压高速工作的轴承和轴套）和其它重要零件（如航海罗盘、电焊机电极、防爆工具等）。由于铍在铜中有较高的溶解度，并随温度下降而显著减少，故铍青铜有强烈的淬火时效硬化效应。 w_{Be} 高于1.7%的铍青铜的最佳热处理规范是：加热到780~790℃，保温8 min至1 h（视零件厚度和装炉量而定），然后水冷。时效规范为：时效温度300~330℃，保温1~3 h。铍青铜淬火时效强化效果与合金成分和热处理工艺有关。当 w_{Be} 在2%以下时，硬度和强度随 w_{Be} 增加而急剧升高，超过2%以后，合金塑性明显下降（见图13-22），故铍青铜的 w_{Be} 不应超过2.3%。

工业铍青铜的主要牌号有QBe2、QBe2.15、QBe1.7和QBe1.9。经淬火和时效后，QBe2和QBe2.15合金性质相近，后者强度稍高而塑性较低。QBe1.7和QBe1.9中 $w_{Ti}=0.1\sim0.25\%$ ，减少了贵金属铍的质量分数，改善了工艺性能，提高了周期强度，减少了弹性滞后，还保持了很高的强度和硬度，因此我国推荐以QBe1.9和QBe1.7代用QBe2.5。

§ 13-4 轴 承 合 金

一、轴承合金的性能要求

滑动轴承是汽车、拖拉机及机床等机械制造业中用以支撑轴进行工作的零件，是由轴承体和轴瓦组成的。制造轴瓦及其内衬的合金叫做轴承合金。轴在轴瓦中高速旋转时，必然发生强烈摩擦，同时轴瓦还要承受轴颈传给它的周期性负荷。因此必然造成轴和轴承的磨损。轴通常造价昂贵，经常更换是不经济的。选择满足一定性能要求的轴承合金可以确保轴的最小磨损。

轴承合金应当耐磨并具有较小的摩擦系数，以减少轴的磨损；应当有较高的疲劳强度和抗压强度，以承受巨大的周期性负荷；应具有足够的塑性和韧性，以抵抗冲击和震动，并改善轴和轴瓦的磨合性能；应有良好的导热性和耐蚀性，以防轴瓦和轴因强烈摩擦升温而发生咬合，并能抵抗润滑油的侵蚀。

在合金组织中，如在软基体上均匀分布一定大小的硬质点（或在硬基体上分布一定的软质点），则基本上能满足上述性能要求。当轴在轴承中运转时，软基体易于磨损而凹陷，而硬质点则凸出在软基体之上。这样，轴和轴瓦的接触面积减少，其间空隙可贮存润滑油，降低了轴和轴承的摩擦系数，减少了轴和轴承的磨损。软的基体可以承受冲击和震动并使轴和轴瓦能很好地磨合。而且偶然进入的外来硬质点也能被压入软基体内，不致擦伤轴颈。

常用轴承合金，按其主要化学成分可分为锡基、铅基、铝基、铜基和铁基。下面重点介绍锡基、铅基和铝基三种轴承合金。

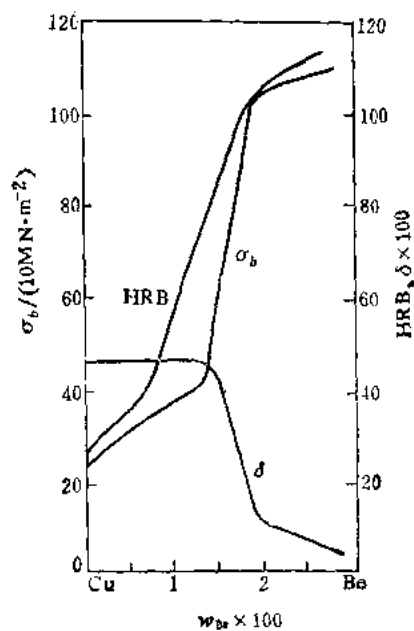


图13-22 铍对铜机械性能的影响
(780℃淬火, 300℃时效3 h)

二、锡基轴承合金

锡基轴承合金是以锡锡合金为基的合金。又称巴氏合金。最常用的锡基轴承合金是ZChSnSb11-6, “Ch”表示轴承的“承”字, 合金中约含 $w_{\text{Sn}}=11\%$ 的Sb、 $w_{\text{Cu}}=6\%$ 的Cu, 余为Sn。Sb和Cu溶解于Sn中的 α 固溶体是软基体(图13-23中黑色部分), 而Sn和Sb、Cu形成的化合物 Cu_2Sn (图13-23中白色针状或星状)及 SnSb (白色方块或多边状)是硬质点。当 $w_{\text{Cu}}=6\%$ 时, 形成高熔点化合物 Cu_2Sn , 可以阻止以 SnSb 为基的固溶体在溶液中上浮, 防止比重偏析, 同时也能提高合金的耐磨性。

锡基轴承合金摩擦系数小, 塑性和导热性好, 是优良的减摩材料, 应用于最重要的轴承上, 如用来浇铸汽轮机、发动机、压气机等巨型机器的高速轴承。

锡基轴承合金的强度, 尤其是疲劳强度较低。生产上常采用所谓双金属轴承, 即在低碳钢轴瓦上浇注一层锡基轴承合金, 提高了轴承的强度和寿命, 而且节省了大量锡基轴承合金。

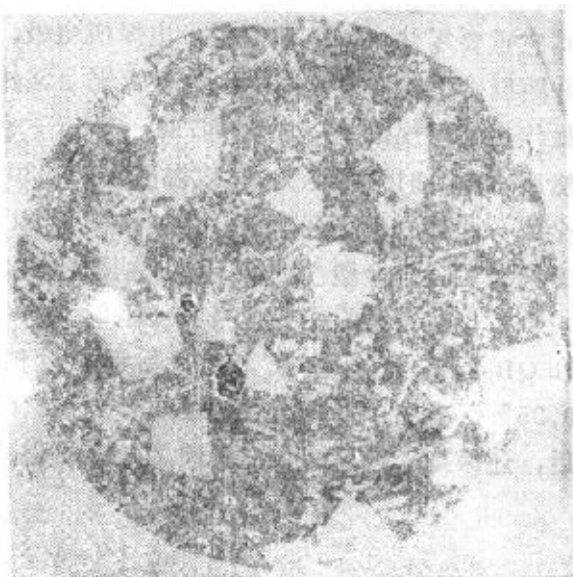


图13-23 ChSnSb11-6合金显微组织 100×

三、铅基轴承合金

铅基轴承合金又称铅基巴氏合金。它可作锡基轴承合金的代用品, 其中以Pb-Sb系合金应用最广。

Pb-Sb二元合金相图(图13-24)具有共晶型转变。共晶成分中 w_{Sb} 为11.2%。图中阴影部分为合金的室温组织由初生 β 相硬质点和 $(\alpha + \beta)$ 共晶软基体组成。但是由于二元Pb-Sb合金同样有严重偏析, 而且 β 相很脆, 易破碎, 基体又太软, 易磨损, 因此Pb-Sb合金还加入Cu、Sn等其它元素。加Cu可防止偏析, 形成 Cu_2Sb 硬质点, 可提高合金耐磨性。加Sn能形成金属化合物 SnSb 硬质点, 它能大量溶解于铅中而强化基体, 故可提高Pb-Sb合金的强度和耐磨性。ZChPbSb16-16-2是工业中最常用的铅基轴承合金, 其 $w_{\text{Sb}}=16\%$ 、 $w_{\text{Sn}}=16\%$ 、 $w_{\text{Cu}}=2\%$, 属于过共晶合金。其组织中的软基体是 $\alpha(\text{Pb}) + \beta$ 共晶体, 白色方块为化合物 SnSb , 白色针状晶体是化合物 Cu_2Sb 。初生的 β 和化合物 Cu_2Sb 、 SnSb 是合金中的硬质点(见图13-25)。

ZChPbSb16-16-2铅基轴承合金可以制成双层或三层金属结构, 其强度、硬度和耐磨性虽低于锡基轴承合金ZChSnSb11-6, 但由于 w_{Sb} 减少, 成本降低。此外铸造性能及耐磨性较好, 一般用于制造中、低载荷的轴瓦, 如汽车、拖拉机曲轴轴承。

除Pb-Sb系铅基轴承合金外, 还有Pb-Ca-Na系铅基轴承合金, 这类合金同时含有锡($w_{\text{Sn}} \approx 2\%$)等其它元素。钠和钙溶于铅中形成的 α 固溶体是合金的软基体。钠在铅中有相当大的溶解度, 可强化基体。钙能与铅形成化合物 Pb_2Ca 作为硬质点。该合金不论在低温或高温下均有足够的硬度且不脆, 具有良好的减摩性能和抗冲击性能, 广泛应用于铁路车辆和拖拉机等轴承中。

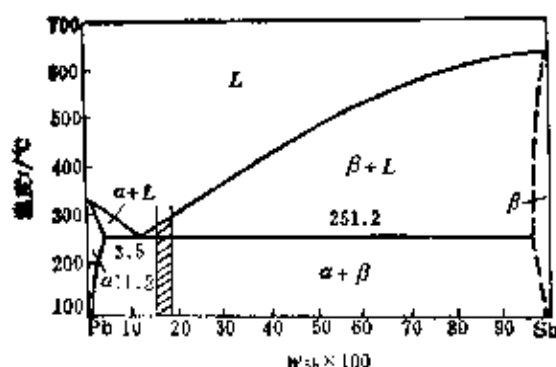


图13-24 Pb-Sb合金相图

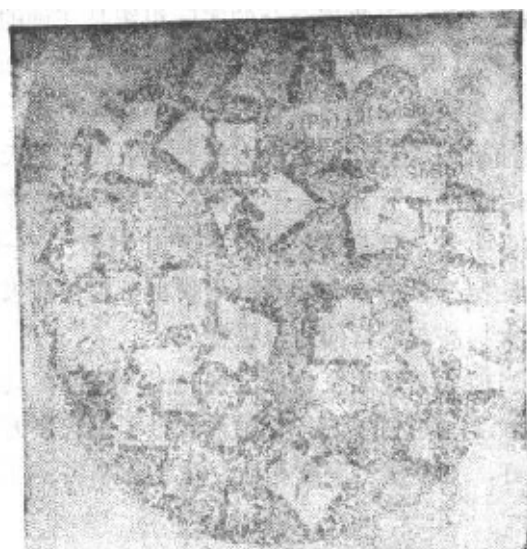


图13-25 ChPbSb16-16-2的显微组织 100×

四、铝基轴承合金

铝基轴承合金是60年代发展起来的一种新型减磨材料。我国也已逐渐用它代替锡基、铅基和铜基轴承合金，因而大量节约了工业用铜。铝基轴承合金资源丰富，价格低廉，疲劳强度高，导热性能好，其抗腐蚀性也不亚于锡镉巴氏合金。因此铝基轴承合金广泛用于高速度、高载荷下工作的汽车、拖拉机的柴油机轴承。

常用的铝基轴承合金有 Al-Sb-Mn 轴承合金和 Al-Sn 轴承合金。

(一) Al-Sb-Mn 轴承合金

其成分中 $w_{\text{Sb}} = 3.5 \sim 5\%$ 、 $w_{\text{Mn}} = 0.3 \sim 0.7\%$ ，余为 Al。由图13-26可见， $w_{\text{Sb}} = 4\%$ 的 Al-Sb 合金的组织为金属化合物 $\beta(\text{AlSb})$

硬质点加软基体 $\alpha(\text{Al})$ 。加入镁可形成镁化合物硬质点并能使针状的 AlSb 变为片状，改善合金的塑性、韧性和强度。Al-Sb-Mn 合金的显微组织是金属化合物 AlSb 和 Mg_2Sb 硬质点均匀地分布在软的以铝为基的固溶体上。该合金用低碳钢作衬背，将 Al-Sb-Mn 轴承合金浇注在钢背上作成双金属轴承，或与低碳钢带复合在一起轧制成双金属钢带。

Al-Sb-Mn 轴承合金有高的抗疲劳性能及耐磨性，在拖拉机工业中可以取代铅青铜 QPb30。但其承载能力不大，用于中等负荷的内燃机上。

(二) Al-Sn 轴承合金

高锡铝基轴承合金具有更高的承载能力和疲劳强度。它和低碳钢一起轧制成双金属轴瓦，可在压力为 $280 \times 10^5 \text{ N/m}^2$ 、滑动线速度为 13 m/s 的条件下工作，其抗咬合性能与巴氏合金相当。高锡铝基轴承合金的化学成分为： $w_{\text{Sn}} = 20\%$ 、 $w_{\text{Cu}} = 1\%$ ，余为 Al。锡在铝中的溶解度极小。 $w_{\text{Sn}} = 20\%$ 的 Al-Sn 合金的共晶组织较多，锡呈网状包围着铝晶体，大大降低了合金的机械性能。为了消除网状共晶体，浇注以后可与钢背一起轧制并经 350°C 退火 3 h，

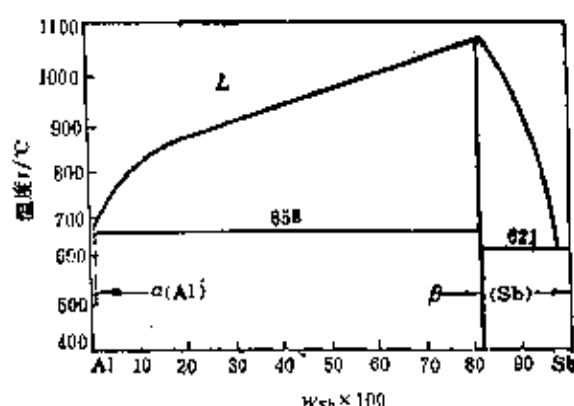


图13-26 Al-Sb合金相图

则锡被球化。因此该合金的实际组织是在硬的铝基体上均匀分布着软的粒状锡质点。

在 Al-Sn 合金中加入 Cu 和 Ni, 因它们能溶于 Al 中, 可进一步提高基体强度。

高锡铝基轴承合金生产简便, 成本不高, 在我国已经广泛应用于中、高速汽车、拖拉机的柴油机轴承上, 已在许多机器上取代了巴氏合金和其它轴承材料。但是生产这种轴瓦时, 如果合金层与钢背结合不牢固, 使用时会造成合金层早期剥落。为使高锡铝基轴承合金和钢背结合牢固, 目前这种轴承采用由钢带、Al-Sn 合金及夹有铝箔中间层的三层合金轧制而成。轧制过程中铝表面的氧化膜由于延伸而破碎, 剩下的氧化膜由随后再结晶退火而球化, 故大大提高与钢背的结合强度。

当前英美等国在含多量锡的铝合金方面进行了大量研究, 已经把 w_{Sn} 提高到 30%、40%。例如 $w_{Sn} = 30\%$ 的 Al-Sn 轴承合金可用轧制方法制造双金属钢带。其减磨性能和抗咬合性能均很好, 只是疲劳强度稍低, 适于在恶劣、复杂条件下工作。

习 题

- 13-1 试述铝合金的合金化原则。为什么 Si、Cu、Mg、Mn 等元素作为铝合金的主加元素? 而 Ti、B、Re 等作为辅加元素?
- 13-2 LY11、LY12 合金中的主要成分是什么? 其热处理有何特点? 其性能和用途如何?
- 13-3 为什么铸造的或经压力加工及热处理后的 Al-Cu 系铝合金的耐蚀性不如纯铝和 Al-Si 系合金好?
- 13-4 硅铝明属哪类铝合金? 为什么硅铝明具有良好的铸造性能?
- 13-5 怎样的合金才能进行时效强化? 黄铜和铍青铜各采用何种强化方式? 为什么?
- 13-6 Cu-Al 合金相图在 $w_{Al} = 11.8\%$ 处与 Fe-Fe₃C 相图在 $w_C = 0.77\%$ 处在形式上有什么相似之处? 铝青铜淬火和回火处理与钢的淬火和回火处理有什么异同?
- 13-7 钛合金的合金化原则是什么? 为什么几乎所有钛合金中均含有合金元素铝? 为什么铝的质量分数通常限制在 5~6%?
- 13-8 轴承合金在性能上有何要求? 在组织上有何特点?
- 13-9 有色金属的强化方法和钢的强化方法有何不同?

参 考 文 献

- [1] 王健安主编:《金属学与热处理》, 机械工业出版社, 1980。
- [2] 胡赓洋、钱苗根主编:《金属学》, 上海科技出版社, 1980。
- [3] 刘国勋主编:《金属学原理》, 冶金工业出版社, 1980。
- [4] 宋维锡主编:《金属学》, 冶金工业出版社, 1980。
- [5] 曹明盛主编:《物理冶金基础》, 冶金工业出版社, 1983。
- [6] 卢光熙、侯增寿主编:《金属学教程》, 上海科技出版社, 1985。
- [7] 徐祖耀:《金属学原理》, 上海科技出版社, 1964。
- [8] 胡德林主编:《金属学原理》, 航空专业教材编审室, 1984。
- [9] J. D. 费豪文著, 卢光熙、赵子伟译:《物理冶金基础》, 上海科技出版社, 1980。
- [10] A. G. 盖伊等著, 徐纪楠主译:《物理冶金学原理》, 机械工业出版社, 1981。
- [11] 金属学编写组:《金属学》, 上海人民出版社, 1977。
- [12] 哈宽富编著:《金属力学性质的微观理论》, 科学出版社, 1983。
- [13] J. 弗里埃德尔著, 王煜译:《位错》, 科学出版社, 1980。

- [14] 《晶体缺陷和金属强度》，科学出版社，1932、1963。
- [15] 冯端、王业宁、丘弟荣：《金属物理》，科学出版社，1964、1975。
- [16] 余宗森、田中卓主编：《金属物理》，冶金工业出版社，1982。
- [17] 汪复兴主编：《金属物理》，机械工业出版社，1981。
- [18] 麦克林著，杨顺华译：《金属中的晶粒间界》，科学出版社，1965。
- [19] 李庆春主编：《铸件形成理论基础》，机械工业出版社，1982。
- [20] 王家圻等编：《金属的凝固及其控制》，机械工业出版社，1983。
- [21] 冈乃本：《晶体生长的物理基础》，上海科技出版社，1982。
- [22] M. C. 弗莱明斯著，关玉龙等译：《凝固过程》，冶金工业出版社，1981。
- [23] R. C. 乌曼斯基、Ю. А. 斯卡科夫著，赵坚、蔡淑卿译：《金属物理》，冶金工业出版社，1985。
- [24] 胡汉起编著：《金属凝固》，冶金工业出版社，1985。
- [25] R. E. Reed-Hill: *Physical Metallurgy Principles*, Van Nostrand Co., New York, 1964.
- [26] Ю. М. Лахтин: *Металловедение и термическая обработка металлов*, Металлургияиздат, 1983.
- [27] Ф. Райн: *Диаграммы фазового равновесия в металлургии* (译自英文: F. N. Rhines, *Phase Diagrams in Metallurgy*), Металлургияиздат, 1961.
- [28] В. Т. Рил: *Дислокации в кристаллах* (译自英文: W. T. Reed, *Dislocations in crystals*), Металлургияиздат, 1957.
- [29] И. А. Олиня: *Теория ползучести и длительной прочности металлов*, Металлургияиздат, 1959.
- [30] М. Хансен, К. Андерко: *Структуры двойных Сплавов*, Металлургияиздат, 1962.
- [31] Л. А. Петров: *Двойные и тройные системы*, Металлургияиздат, 1986.
- [32] ASM, *Grain Boundary Structure and kinetics*, 1980.
- [33] Peter Hassen: *Physical Metallurgy*, Cambridge Univ. Press, 1978.
- [34] R. W. Cahn: *Physical Metallurgy*, North-Holland Publishing Comp., 1970.
- [35] G. J. 戴维斯著，陈邦迪、舒震译：《凝固与铸造》，机械工业出版社，1981。
- [36] Higgins Raymond A.: *Engineering Metallurgy, Part I*, 5th ed. London Hodder and Stoughton, 1983.
- [37] 陈永彝主编：《钢冶金》，冶金工业出版社，1980。
- [38] 侯增寿、陶岚琴编著：《实用三元合金相图》，上海科技出版社，1983。
- [39] 姚枚主编：《金属力学性能》，哈尔滨工业大学教材科出版，1979、1980。
- [40] 俞德刚、谈育照编著：《钢的组织强度学——组织与强韧性》，上海科技出版社，1983。
- [41] A. H. Cottrell 著，葛庭燧译：《晶体中的位错和范性流变》，科学出版社，1960。
- [42] 金属机械性能编写组编：《金属机械性能》，机械工业出版社，1982。
- [43] Я. С. 乌曼斯基：《金属学物理基础》，科学出版社，1958。
- [44] R. E. 斯莫尔曼著，张人估译：《现代物理冶金》，冶金工业出版社，1980。
- [45] 断口分析编写组编：《金属的断口分析》，上海交通大学金属热处理教研组，1976。
- [46] 大连工学院：《金属学与热处理》，科学出版社，1977。
- [47] A. G. Gay: *Essentials of Materials Science*, 1976.
- [48] 葛列里克著，全健民等译：《金属与合金的再结晶》，机械工业出版社，1985。

- [49] 古里亚耶夫著, 赵振果主译:《金属学》, 机械工业出版社, 1986。
- [50] 上海交通大学金相分析编写组编:《金相分析》, 国防工业出版社, 1982。
- [51] 邹信等编:《焊接方法及设备第四分册, 钎焊与胶接》, 机械工业出版社, 1981。
- [52] 徐祖耀:《马氏体相变与马氏体》, 科学出版社, 1980。
- [53] 姚忠凯等编译:《钢的组织转变译文集》, 机械工业出版社, 1980。
- [54] 刘云旭主编:《金属热处理原理》, 机械工业出版社, 1981。
- [55] 刘永铨主编:《钢的热处理》, 冶金工业出版社, 1981。
- [56] 大连铁道学院、吉林工业大学、哈尔滨工业大学:《金属热处理原理》, 1976。
- [57] 赵连城主编:《金属热处理原理》, 哈尔滨工业大学出版社, 1987。
- [58] 夏立芳编:《金属热处理工艺学》, 哈尔滨工业大学出版社, 1986。
- [59] Г. Е. Курдюмов, Л. М. Углевский, Р. И. Зимиц: *Превращение в железе и стали*, 1977。
- [60] E. C. Bain: *Principles of Heat Treatment*, ASM, 1962。
- [61] 《大连铁道学院学报》, “金属材料及热处理专辑”, 1983。
- [62] 上海交通大学:《碳钢热处理》, 1976。
- [63] 热处理手册编委会编:《热处理手册, 第一分册》, 机械工业出版社, 1984。
- [64] 冶金部钢铁研究院:《合金钢手册, 上册第二分册》, 冶金工业出版社, 1974。
- [65] 洪班德等编著:《化学热处理》, 黑龙江人民出版社, 1981。
- [66] 哈尔滨工业大学“感应热处理”编写小组编著:《感应热处理》, 黑龙江人民出版社, 1975。
- [67] А. П. Гуляев: *Термическая обработка стали*, МАШГИЗ, 1960。
- [68] 哈尔滨工业大学:《淬火工艺发展动向》, 1979。
- [69] 雷廷权, 傅家骥编:《热处理工艺方法300种》, 中国农业机械出版社, 1984。
- [70] W. F. 史密斯著, 张泉等译:《工程材料的组织与性能》, 冶金工业出版社, 1983。
- [71] R. M. 布瑞克等著, 王健安等译:《工程材料的组织与性能》, 机械工业出版社, 1984。
- [72] 章守华主编:《合金钢》, 冶金工业出版社, 1981。
- [73] 崔崑主编:《钢铁材料及有色金属材料》, 机械工业出版社, 1981。
- [74] 王笑天主编:《金属材料学》, 机械工业出版社, 1987。
- [75] 哈尔滨工业大学金属材料及热处理教研室编:《金属材料学(上册)》, 哈尔滨工业大学教材科出版, 1979。
- [76] 肖纪美:《金属的韧性与韧化》, 上海科技出版社, 1980。
- [77] 合金钢编写组编:《合金钢》, 机械工业出版社, 1978。
- [78] 肖纪美:《高速钢的金属学问题》, 冶金工业出版社, 1976。
- [79] М. И. Голбштейн: *Специальные стали*, М. Металлургия, 1985。
- [80] 赵世臣编:《常用金属材料手册, 钢铁产品部分》, 冶金工业出版社, 1987。
- [81] 肖纪美:《不锈钢的金属学问题》, 冶金工业出版社, 1983。
- [82] 冯晓曾等编著:《模具用钢和热处理》, 机械工业出版社, 1984。
- [83] 易文质:《模具热处理》, 湖南人民出版社, 1981。
- [84] 陈蕴博、汤志强编著:《冷作模具用材料及热处理》, 机械工业出版社, 1986。
- [85] 姜振雄编:《铸铁热处理》, 机械工业出版社, 1978。
- [86] 东北工学院等院校编:《铸铁及其熔化》, 冶金工业出版社, 1978。
- [87] 上海机械学院铸造教研室编:《铸铁》, 上海人民出版社, 1975。
- [88] 陆文华主编:《铸铁及其熔炼》, 机械工业出版社, 1981。
- [89] 河北机电学院编:《国内外可锻铸铁标准汇编》, 1987。

- [90] 赵建康主编:《铸造合金及其熔炼》,机械工业出版社,1986。
- [91] 沈阳铸造厂中心试验室汇编:《灰铸铁金相标准编制的技术说明(内部资料)》,1987。
- [92] 林肇琦编著:《有色金属材料学》,东北工学院出版社,1986。
- [93] 有色金属及其热处理编写组编:《有色金属及其热处理》,国防工业出版社,1981。
- [94] 《重有色金属材料加工手册,第一分册》,冶金工业出版社,1979。
- [95] 波尔米尔著:《轻合金》,国防工业出版社,1985。
- [96] Б. И. Бовлер: *Модифицирование алюминиевых деформируемых сплавов*, 1979。
- [97] 徐坚等编著:《腐蚀金属学及耐蚀金属材料》,浙江科技出版社,1981。
- [98] А. И. Беляев и др.: *Металловедение алюминия и его сплавов*, М. Металлургия, 1983。
- [99] Б. А. Комагов и др.: *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов*, М. Металлургия, 1981。
- [100] 冶金工业部钢铁研究院、北京钢厂、齐齐哈尔钢厂合编:《合金钢断口分析金相图谱》,科学出版社,1979。
- [101] 郑明新主编:《工程材料学》,中央广播电视大学出版社,1986。

- [90] 赵建康主编:《铸造合金及其熔炼》,机械工业出版社,1986。
- [91] 沈阳铸造厂中心试验室汇编:《灰铸铁金相标准编制的技术说明(内部资料)》,1987。
- [92] 林肇琦编著:《有色金属材料学》,东北工学院出版社,1986。
- [93] 有色金属及其热处理编写组编:《有色金属及其热处理》,国防工业出版社,1981。
- [94] 《重有色金属材料加工手册,第一分册》,冶金工业出版社,1979。
- [95] 波尔米尔著:《轻合金》,国防工业出版社,1985。
- [96] Б. И. Бовлер: *Модифицирование алюминиевых деформируемых сплавов*, 1979。
- [97] 徐坚等编著:《腐蚀金属学及耐腐蚀金属材料》,浙江科技出版社,1981。
- [98] А. И. Беляев и др.: *Металловедение алюминия и его сплавов*, М. Металлургия, 1983。
- [99] Б. А. Комагев и др.: *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов*, М. Металлургия, 1981。
- [100] 冶金工业部钢铁研究院、北京钢厂、齐齐哈尔钢厂合编:《合金钢断口分析金相图谱》,科学出版社,1979。
- [101] 郑明新主编:《工程材料学》,中央广播电视大学出版社,1986。

- [90] 赵建康主编:《铸造合金及其熔炼》,机械工业出版社,1986。
- [91] 沈阳铸造厂中心试验室汇编:《灰铸铁金相标准编制的技术说明(内部资料)》,1987。
- [92] 林肇琦编著:《有色金属材料学》,东北工学院出版社,1986。
- [93] 有色金属及其热处理编写组编:《有色金属及其热处理》,国防工业出版社,1981。
- [94] 《重有色金属材料加工手册,第一分册》,冶金工业出版社,1979。
- [95] 波尔米尔著:《轻合金》,国防工业出版社,1985。
- [96] Б. И. Бовлер: *Модифицирование алюминиевых деформируемых сплавов*, 1979。
- [97] 徐坚等编著:《腐蚀金属学及耐蚀金属材料》,浙江科技出版社,1981。
- [98] А. И. Беляев и др.: *Металловедение алюминия и его сплавов*, М. Металлургия, 1983。
- [99] Б. А. Комагев и др.: *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов*, М. Металлургия, 1981。
- [100] 冶金工业部钢铁研究院、北京钢厂、齐齐哈尔钢厂合编:《合金钢断口分析金相图谱》,科学出版社,1979。
- [101] 郑明新主编:《工程材料学》,中央广播电视大学出版社,1986。

- [90] 赵建康主编:《铸造合金及其熔炼》,机械工业出版社,1986。
- [91] 沈阳铸造厂中心试验室汇编:《灰铸铁金相标准编制的技术说明(内部资料)》,1987。
- [92] 林肇琦编著:《有色金属材料学》,东北工学院出版社,1986。
- [93] 有色金属及其热处理编写组编:《有色金属及其热处理》,国防工业出版社,1981。
- [94] 《重有色金属材料加工手册,第一分册》,冶金工业出版社,1979。
- [95] 波尔米尔著:《轻合金》,国防工业出版社,1985。
- [96] Б. И. Бовлер: *Модифицирование алюминиевых деформируемых сплавов*, 1979。
- [97] 徐坚等编著:《腐蚀金属学及耐蚀金属材料》,浙江科技出版社,1981。
- [98] А. И. Беляев и др.: *Металловедение алюминия и его сплавов*, М. Металлургия, 1983。
- [99] Б. А. Комагев и др.: *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов*, М. Металлургия, 1981。
- [100] 冶金工业部钢铁研究院、北京钢厂、齐齐哈尔钢厂合编:《合金钢断口分析金相图谱》,科学出版社,1979。
- [101] 郑明新主编:《工程材料学》,中央广播电视大学出版社,1986。