

一、填空.

1. 形成强, 中, 弱碳(氮)的合金元素
2. 耐大气腐蚀的合金元素
3. 铸铁的分类
4. 不锈钢, 耐热钢, 耐蚀钢.(参考《金属学与热处理》机械工业出版社 钢的牌号)

二、名词解释

1. 相间沉淀: 合金元素钒在钢中的有利作用主要是以其碳、氮化物形式存在于基体和晶界上, 起到沉淀强化和抑制晶粒长大的作用. 钒在铁素体中的溶解度比在奥氏体中的溶解度小的很多, 随着相变的进行, 在一定的热力学和动力学条件下, 钒的碳、氮化物在相界析出, 通过两相区加速冷却, 可以细化晶粒, 控制其碳、氮化物的析出, 其沉淀物的大小和分布, 决定了其沉淀强化的效果.

2. 晶间腐蚀: 晶间腐蚀是一种常见的局部腐蚀. 腐蚀沿着金属或合金的晶粒边界或它的邻近区域发展, 晶粒本身腐蚀很轻微, 这种腐蚀便称为晶间腐蚀.

3. 高温回火脆性: 在回火过程中随着回火温度的升高, 塑性不断增加, 而冲击韧性却不是呈直线上升的, 在低温 250-400 度回火和高温 450-650 度范围内回火时, 韧性会出现下降现象, 这就是回火脆性. 前者称为低温回火脆性, 后者称为高温回火脆性. 低温回火脆性又称为不可逆回火脆性或第一类回火脆性. 碳钢与合金钢均会出现这种回火脆性, 可能与低温回火时在晶界或亚晶界上析出连续碳化物薄片有关, 对于低温回火脆性, 只有避免在该脆性温度范围内回火才能防止.

合金钢在 450-650 度范围内回火时可能产生高温回火脆性, 高温回火脆性可以用更高温度回火+快冷的办法消除.

4. 475℃脆性: Fe-Cr 合金在 400~550℃环境中长期加热时, 会产生一种特殊的脆性, 硬度显著提高, 冲击韧性严重下降. 此情况称为 475℃脆性, 可用加入稀土元素的方法解决.

三、大题:

1. 沉淀强化

位错和第二相交作用形成第二相强化. 对于一般合金来说第二相强化往往比固溶强化效果更为显著. 根据获得第二相的工艺不同, 按习惯将各种第二相强化分别称呼. 其中通过相变热处理获得的称为沉淀强化; 而把通过粉末烧结获得的, 称为弥散强化. 有时也不加区分地混称为分散强化或颗粒强化. [4] 如果要单独对析出强化给出一个定义. 析出强化是指金属在过饱和固溶体中溶质原子产生偏聚和(或)由之脱溶出微粒弥散分布于基体中而产生的一种强化.

析出强化在微合金钢等金属材料的生产中有相当重要的作用. 微合金钢生产中, 只加入微量的合金元素, 只能形成碳、氮化物, 主要通过细晶强化和析出强化来进行强化. 微合金化钢的特点之一就是利用碳、氮化物的溶解—析出行为. 微合金钢的基体内分布的碳、氮化物, 还有金属间化合物、亚稳中间相等第二相质点的析出在晶界、运动位错之间产生的相互作用, 导致钢的流变应力和屈服强度的提高. 这就是微合金钢的析出强化.

就位错与第二相的交互作用而言, 一般将第二相分为变形的和不变形的两大类, 其强化机制不同.

对于多数的析出强化合金, 在经过固溶处理及时效后, 在其早期阶段, 析出相的尺寸小, 与

基体保持共格，这时的析出相是可以变形的，位错可以切过析出相。当析出相有一定尺寸的时候，就属于不可变形的，运动位错接近它们时，只能绕过它们。像钢中的碳化物、氮化物一般都是不可变形的。

对于可变形的析出相，其强化效果主要决定于析出相的本性，由于强化来源的不同，可以有不同的机制。对于不变形的析出相，其强化效果主要决定于第二相尺寸或相间的平均距离。析出相对位错的障碍力集中施加在位错的钉扎点上。

可变形第二相的切过机制下，位错穿越质点，能够造成共格应变以及对层错、有序化以及弹性模量等产生种种影响。例如析出强化合金在经过固溶处理和时效后，析出相与基体保持共格，因而能够产生共格应变能。这种共格应变能是由析出相与基体原子的错配度引起的。当位错在析出相的共格内应力场中运动时，因弹\*\*互作用产生强化。

一般说来，析出强化产生的强化作用在析出的第二相是尺寸细小、数量较多而且分布均匀的情况下，可以使材料获得最大的强化效果。比如在 Nb、V、Ti 三种微合金元素中，Nb、V 和 Ti 的微细析出相才能起这种作用，所以钢的热机械处理（或控轧控冷）要力图实现细小的析出，然而 0.003~0.1mm 颗粒度的析出也都能产生一定的效果。

## 2. 固溶强化

一般来说，无论置换固溶体还是间隙固溶体，固溶体的硬度、强度总是比组成它的纯金属要高，并且随着溶质原子浓度的增加，溶质原子和溶剂原子尺寸差别的增大（置换固溶体情况下），强化的效果加大。比如，低碳钢在常温状态属于体心立方晶格结构的材料，较小原子半径的元素如 C、N，通常以间隙的形式固溶在铁的晶格之中，多数合金元素的原子如 Nb、V、Ti、Mo、Al 等等都置换晶格某个铁原子的位置的形式。固溶造成晶格的畸变，使钢的屈服强度提高。这种由于溶质原子的固溶而引起的强化效应，即称为“固溶强化”。[2]

就固溶强化的微观机理而言，固溶强化是由于溶质原子和位错的交互作用的结果。溶质原子和位错的交互作用就其性质而言，可以是弹性的、化学的、电性的和几何的等几种类型。溶质原子可以偏聚到位错周围形成各种气团，也可以是均匀不规则地分布在基体中，这两种情况都可以使金属材料的基体造成强化。[3]

在几种性质类型的交互作用中，溶质原子和位错的弹\*\*互作用最为重要。

晶体中的溶质原子是点缺陷的一种，会引起其周围发生弹性畸变。

## 3. 铝合金时效强化四个阶段（参考《金属学与热处理》）

在时效热处理过程中，该合金组织有以下四个阶段：补充：时效强化：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、硬度升高，塑性、韧性下降的现象

### (1) 形成溶质原子偏聚区—G•P (I) 区

在新淬火状态的过饱和固溶体中，铜原子在铝晶格中的分布是任意的、无序的。时效初期，即时效温度低或时效时间短时，铜原子在铝基体上的某些晶面上聚集，形成溶质原子偏聚区，称 G•P (I) 区。G•P (I) 区与基体  $\alpha$  保持共格关系，这些聚合体构成了提高抗变形的共格应变区，故使合金的强度、硬度升高。

### (2) G•P 区有序化—形成 G•P (II) 区

随着时效温度升高或时效时间延长，铜原子继续偏聚并发生有序化，即形成 G•P (II) 区。它与基体  $\alpha$  仍保持共格关系，但尺寸较 G•P (I) 区大。它可视为中间过渡相，常用  $\theta'$  表示。它比 G•P (I) 区周围的畸变更大，对位错运动的阻碍进一步增大，因此时效强化作用更大， $\theta'$  相析出阶段为合金达到最大强化的阶段。

(3) 形成过渡相  $\theta'$  随着时效过程的进一步发展，铜原子在 G•P (II) 区继续偏聚，当铜原子与铝原子比为 1: 2 时，形成过渡相  $\theta'$ 。由于  $\theta'$  的点阵常数发生较大的变化，故当其形成时与基体共格关系开始破坏，即由完全共格变为局部共格，因此  $\theta'$  相周围基体的共格畸变减弱，

对位错运动的阻碍作用亦减小，表现在合金性能上硬度开始下降。由此可见，共格畸变的存在是造成合金时效强化的重要因素。

#### (4)形成稳定的 $\theta$ 相

过渡相从铝基固溶体中完全脱溶，形成与基体有明显界面的独立的稳定相  $\text{Al}_2\text{Cu}$ ，称为  $\theta$  相。此时  $\theta$  相与基体的共格关系完全破坏，并有自己独立的晶格，其畸变也随之消失，并随时效温度的提高或时间的延长， $\theta$  相的质点聚集长大，合金的强度、硬度进一步下降，合金就软化并称为“过时效”。 $\theta$  相聚集长大而变得粗大。

#### 4. 工程结构钢的焊接性