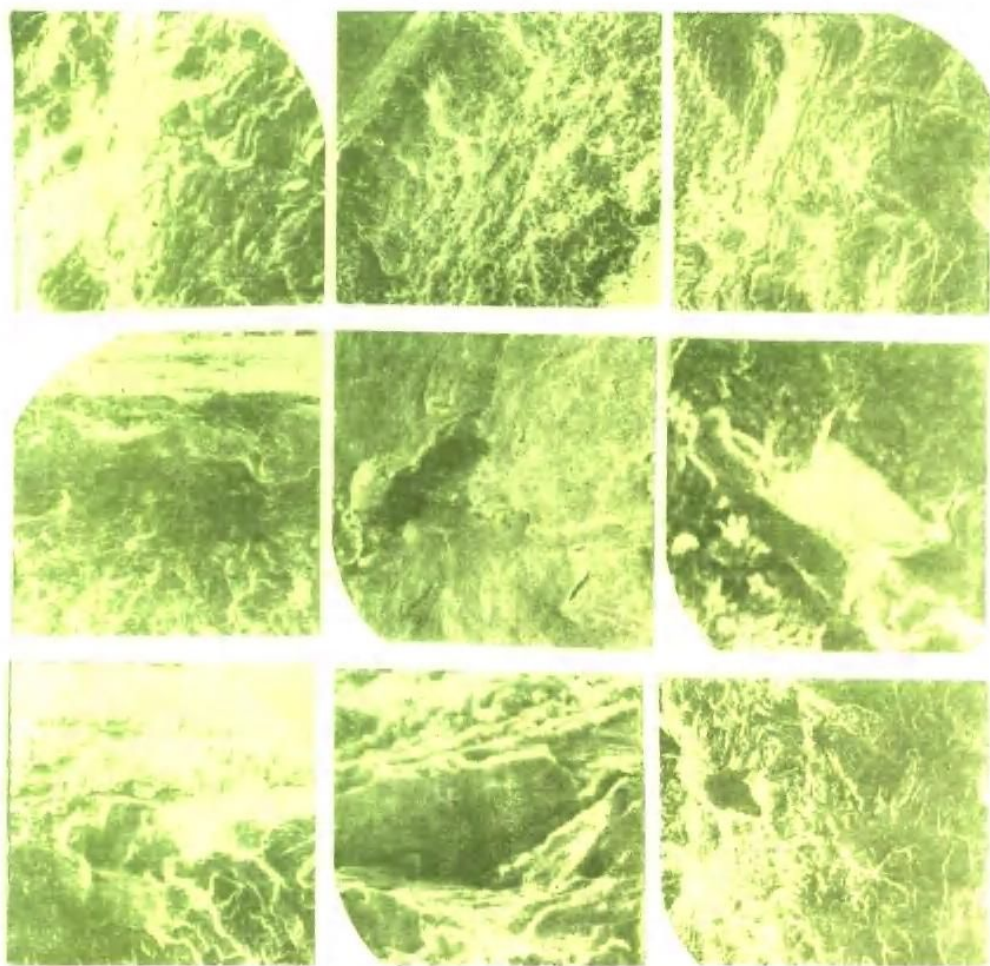


# 钢铁材料渗氮层 金相组织图谱

机械工业部机电研究所 主编



# 钢铁材料渗氮层 金相组织图谱

机械工业部机电研究所 主编



机械工业出版社

本图谱较系统地介绍了各种钢铁材料经气体渗氮、离子渗氮和低温氮碳共渗（又称软氮化）处理后，渗层典型的金相组织及缺陷组织图片，为了阐明组织与性能的关系，书中还附有相应性能数据、曲线和图表。此外，书末还附有机电工业部颁发的“钢铁零件渗氮层金相检验标准”（JB2849—80），供生产检验使用。

本书可供从事金相热处理工作的工程技术人员参考，也可供大专院校有关专业的师生参考。

## 钢铁材料渗氮层金相组织图谱

机械工业部机电研究所 主编

机械工业出版社出版（北京阜成门外百万庄南里一号）

（北京市书刊出版业营业许可证出字第117号）

北京市密云县印刷厂印刷

新华书店北京发行所发行·新华书店经营

开本787×1092 1/16·印张12<sup>1</sup>/<sub>2</sub>·插页2·字数300千字

1986年10月北京第一版·1986年10月北京第一次印刷

印数 0,001—2,813·定价8.50元

统一书号：15033·5963

## 序

渗氮化学热处理可提高机械零件的耐磨性和疲劳强度，改善零件耐介质腐蚀的性能，因而在机械制造工业中得到了广泛的应用。虽然渗氮处理的发展已有六十年的历史，但是对金属材料渗氮后的金相组织、零件性能与渗层组织的依赖关系等，仍远没有研究清楚，在生产中制订工艺和质量控制仍凭借经验，带有一定的盲目性。自从离子渗氮工艺被应用以来，人们对渗氮层的组织控制已开始有所了解，它将有可能发展成为生产过程中控制质量的主要环节，因而迫切需要一本介绍渗氮层组织分析的书籍。本图谱的编写和出版正是适应了这种需要。

本图谱收集了各种钢铁材料经不同渗氮方法和工艺处理后的金相组织照片，对组织与性能的关系作了专门阐述。这些资料都来自国内许多工厂、研究所和学校，收集了我国十几年来在渗氮处理的生产及科研中非常活跃和富有成果的部分经验。本图谱是一本对渗氮化学热处理生产的质量控制、科研、教学都有益的参考书。

章守华

1983.12.1

于北京钢铁学院

## 编者的话

渗氮（又称氮化）作为表面强化的一种手段已经显示出它的重要地位。工件通过渗氮能提高表面硬度、疲劳强度、耐磨性、抗腐蚀性、热稳定性等，其工艺具有处理温度低，工件变形小，尺寸稳定性好，公害少，耗能低等优点。所以近年来渗氮技术特别是离子渗氮和低温氮碳共渗等新工艺在我国已获得了迅速地发展，被广泛地应用于机床、汽车、轻纺、化工等机械零件和工模具的生产中，在提高产品质量，挖掘材料潜力，延长使用寿命等方面取得了十分突出的综合技术经济效益。但渗层组织比较复杂，难于鉴别分析，到目前为止，尚缺乏统一的渗层质量检验与评定标准，国内也还没有一本专门系统叙述渗氮层金相组织的图谱以资借鉴。为此，我们特在1979年编制“钢铁零件渗氮层金相检验”标准的基础上，进一步增补了不同钢种、不同渗氮工艺条件下的金相组织图片，透射电镜和扫描电镜图片，以及许多工厂在生产实践中积累的典型组织照片，同时还增加了关于渗氮化合物层组成相的显示方法，渗层氮浓度分布与硬度值之间的关系，脉状氮化物对低周疲劳（又称高应变疲劳）性能的影响等方面的最新研究成果。经整理、汇总编写成册，介绍给读者，以便为推广应用这一新工艺新技术提供较详尽的理论与实践基础。

本图谱由机械工业部机电研究所林丽华、上海市机械制造工艺研究所徐韵琴、上海拖拉机汽车公司中心试验室施友方等同志参加编写。并于一九八一年七月在北京召开了有十个单位十三名代表参加的预审会，经初步修改后，又于同年十月在安徽省黄山召开了有上级领导、工厂、科研单位和大专院校等29个单位37名代表参加的审稿会。图谱经过再次修改和增删，最后又由北京钢铁学院章守华教授审定。

在编写过程中，福州大学、清华大学、上海交通大学、北京工业大学、江西机械研究所、兵器工业部第六设计院、无锡机床厂、上海淬火厂、宁江机床厂、北京重型机器厂、大连海运学院、北京重型电机厂、上海轻工业研究所、杭州齿轮箱厂等单位提供了不少宝贵资料和图片，得到不少同志的帮助与支持，在此，一并表示感谢。

由于编者水平有限，书中缺点与不妥之处在所难免，希广大读者多提宝贵意见。

编者

# 目 录

序

编者的话

## 第一章 渗氮过程及渗层的组织结构

一、渗氮方式.....	1
1. 气体渗氮.....	1
2. 离子渗氮.....	2
3. 低温氮碳共渗.....	2
二、Fe-N 和 Fe-N-C 相图.....	3
1. Fe-N 二元系相图.....	3
2. Fe-N-C 三元系相图.....	4
三、渗氮时的扩散过程及影响因素.....	6
1. 活性氮原子的扩散.....	6
2. 影响渗氮过程的因素.....	7
四、渗氮材料.....	7
五、渗氮层的组织与结构.....	9
1. 化合物层.....	9
2. 过渡层.....	10

## 第二章 渗氮层深度的显示和测量方法

一、电化学浸蚀法.....	74
二、薄膜沉积法.....	76
1. 化学着色法.....	76
2. 加热染色法.....	76
三、显微硬度法.....	78
四、热处理法.....	76
1. 回火法.....	76
2. 淬火法.....	76
3. 退火脱碳法.....	77

### 第三章 渗氮层组织对性能的影响

一、渗氮层组织对脆性的影响 .....	116
1. 不同调质淬火温度的影响 .....	116
2. 渗氮工艺的影响 .....	116
3. 气体渗氮和离子渗氮比较 .....	118
二、渗氮层组织对疲劳性能的影响 .....	118
三、渗氮层的磨损特性 .....	120
四、渗氮层对抗腐蚀性能的影响 .....	120

### 第四章 渗氮层常见的缺陷组织

一、化合物层疏松 .....	150
二、针状氮化物 .....	150
三、网状氮化物 .....	151
四、脉状氮化物 .....	151

附录： 《钢铁零件渗氮层金相检验》标准 JB2849-80 .....	180
-------------------------------------	-----

# 第一章 渗氮过程及渗层的组织结构

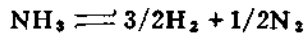
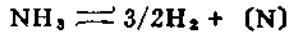
渗氮是使氮以原子态渗入金属表面的一种化学热处理工艺。它借助渗氮介质分解出活性氮原子或高能氮离子，与热的金属表面发生作用，被吸收并向内部扩散后形成氮化层，其中包含化合物层和过渡层。

## 一、渗氮方式

根据氮分解的形式和渗入元素不同，渗氮工艺主要可分气体渗氮、离子渗氮和低温氮碳共渗三种方式。

### 1. 气体渗氮

气体渗氮在生产中应用已有五十多年的历史，工艺比较成熟。通常采用的介质为氨气，在渗氮温度下（400~600℃），当氨与铁接触时就分解出氮原子固溶于铁中。也可以产生氮分子及氢分子，化学表达式如下：



氮在铁表面的固溶度则由下列平衡式确定。

$$(\text{N}) = K \frac{P_{\text{NH}_3}}{P_{\text{H}_2}^{3/2}}$$

式中 (N) —— 固溶于铁中的氮原子，  
K —— 在给定温度下的平衡常数，  
 $P_{\text{NH}_3}$  —— 氨气的分压，  
 $P_{\text{H}_2}$  —— 氢气的分压。

渗氮气氛通常都是氨和氢的混合气体，因此，根据氨和氢的分压，用上式即能算出 (N) 值。 $P_{\text{NH}_3}/P_{\text{H}_2}^{3/2}$  就是气体的氮势。氨的分解率随着温度升高而增加，在其他条件相同的情况下，氨气流量增大，氨的分解率减少。在炉气中，氢分子和氮分子过多，亦影响  $P_{\text{NH}_3}/P_{\text{H}_2}^{3/2}$  值，从而影响氮势。

当气体的氮势使氮在铁中的浓度达到与氮化铁  $\gamma'$ - $\text{Fe}_4\text{N}$  或  $\epsilon$ - $\text{Fe}_{2-3}\text{N}$  相平衡的浓度时，试样表面即形成这些氮化铁相。这以后气体中的氮，将与  $\gamma'$  或  $\epsilon$  中的氮相平衡。

气体渗氮通常有一段渗氮、二段渗氮，近年来又发展了气相催渗等新工艺方法。后者主要通过催渗剂使工件表面净化，加快渗氮速度，减少“白层”，见图 I-27。但缺点是渗层表面容易产生腐蚀微孔。

一段渗氮法一般处理周期比较长，使工件表面形成一层比较厚的化合物，从而导致脆性，在使用过程中，该层容易剥落。

二段渗氮（即 Floe 工艺）是把处理过程分为两个阶段。第一段采用较低的渗氮温度（如 525℃）和较高的氮势，使工件表面具有高的氮浓度。第二段则提高温度（如 535~550℃），促使表面氮原子以较快的速度向里扩散，这样既保证了渗氮层有足够高的硬度，又可缩短渗氮时间，同时还可限制化合物层的厚度，使渗层中氮浓度分布趋于平缓。



尽管二段渗氮工艺已经大大减轻了“白层”的影响，但在渗层表面仍留有0.005~0.01毫米厚的白层，不能满足一些精密零件的要求，因此，近年来，国内外又发展了辉光离子渗氮技术，经离子渗氮获得的白层，既具有一定的硬度，又有良好的韧性。

## 2. 离子渗氮

离子渗氮过程是在一个真空容器内进行的。容器内通入0.1~10托<sup>⊖</sup>的氮或氮氢混合气体，以真空容器罩壁为阳极，被处理工件为阴极，通入一个从几百伏至上千伏的可控直流电源使气体电离。电子移向阳极，氮氢正离子移向阴极，并以极高的速度撞击工件，氮离子所带的动能转化为热能，使工件加热到所需的温度，部分氮离子为工件表面所吸收，然后向工件内层扩散，达到渗氮的目的。

氮离子撞击工件时，能把表面的铁原子打击出来。被打出的铁原子一部分与氮离子化合成FeN，又附着到工件表面上，促进渗氮效果。另一部分铁原子就溅射到炉膛内，称之为阴极溅射现象。通过阴极溅射可以抑制工件表面白色脆性层的形成，这就是离子渗氮零件比一般气体渗氮的零件脆性小的原因之一。同时由于一部分铁原子被溅射掉了，亦可抵消由于渗氮所造成的部分体积膨胀，从而使被处理工件的变形量减少。

离子渗氮的硬化机理与一般气体渗氮的硬化机理基本相同。在渗氮过程中，由于氮原子的渗入而造成固溶体硬化、晶格缺陷硬化和弥散硬化等。普通碳素钢渗氮主要是固溶体硬化。合金钢渗氮除固溶体硬化外，更主要的是弥散硬化。钢中合金元素（如钛、铝、铬、钨、钼、钒、硅等）与氮化合成高度弥散的合金氮化物，使渗层硬度大大提高，从而达到硬化渗层的目的。如果渗氮温度过高（600℃以上），合金氮化物开始聚集长大，渗层的硬度就会降低。因此，渗氮温度不宜过高。

离子渗氮最大特点是其渗层的组织结构和厚度均可通过调节炉内的气氛组成、压力、电压等来控制。用热分解氨气或用适当比例的氮、氢混合气渗氮，可得到一层很薄的单相化合物 $\gamma'-Fe_4N$ 。这种白色氮化层不必用机械加工除去，它既硬又韧，既耐磨又抗腐蚀，渗层性能很好。所以近年来，离子渗氮在各国引起了普遍的重视，并广泛地应用于生产。

## 3. 低温氮碳共渗

低温氮碳共渗（又称软氮化）其实质是在含有活性碳、氮原子的盐浴或气体气氛中，以渗氮为主，进行低温（570℃左右）氮碳共渗。

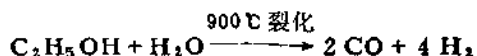
早期使用的液体氮碳共渗主要是在氰盐和氰酸盐溶液中进行。由于氰盐剧毒，公害严重，后来随着研究出许多新的渗剂，它就慢慢地被其它渗剂代替了。

目前国内外采用比较多的是低温气体氮碳共渗，可归纳为以下几种：

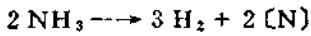
（1）氨气+吸热式气氛（50%氨气+50%吸热式气氛），又称Nitemper法。其共渗过程的主要反应是：



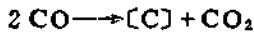
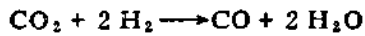
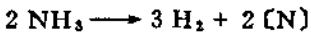
（2）氨气+酒精水溶液裂化气（或甲醇裂化气）。由于酒精比甲醇容易获得，价格又便宜，并对人体无害，试验证明渗氮效果很好。其反应式如下：



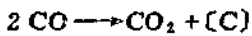
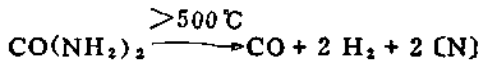
⊖ 1托 = 133.322帕（下间）。



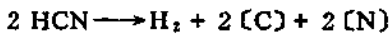
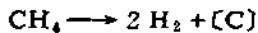
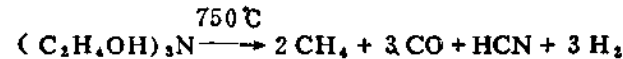
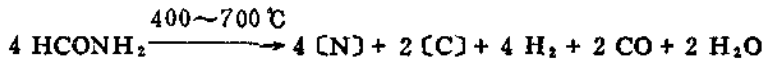
(3) 氨气 + 含  $\text{CO}_2$  气体 (亦称NITROC法, 西德爱协林公司的专利)。



(4) 尿素热分解法 (又称Vnisof法)。尿素可用螺旋推进器直接送入井式炉内, 亦可预先制成0.3克左右的丸粒, 靠其自重落入炉中。为了使尿素很快地进行热分解, 避免产生衍生物, 必须把尿素直接投入500℃以上的炉内急速加热, 这种反应才能完全。



(5) 甲酰胺和三乙醇胺法。其反应式分别如下:



这两种有机液体, 主要用于高速钢刀具的表面处理, 强化效果较好, 而且不容易崩刃。

低温气体氮碳共渗的缺点是渗层较浅, 不能承受重负荷和冲击负荷。为了弥补这一缺陷, 目前有些单位对一些变形要求不严格的中碳钢结构件, 采用在共析温度以上 (600~650℃) 共渗, 渗后进行快速冷却以改善过渡层的硬度, 进而提高承载能力。

## 二、Fe-N和Fe-N-C相图

根据Fe-N二元系相图, 在渗氮温度将出现由 $\alpha$ 、 $\gamma$ 、 $\gamma'$ 、 $\epsilon$ 和 $\zeta$ 等五种不同相中的一个或几个相组成的金相组织。其出现的先后和各相层排列的顺序原则上与相图是一致的。 $\gamma$ 相在快冷时即转变为含氮马氏体 ( $\alpha'$ 相), 含氮马氏体回火时, 可能经 $\alpha'$ 阶段产生氮化物沉淀。缓慢冷却时,  $\gamma$ 相将共析分解为 $\alpha + \gamma'$ 相。

### 1. Fe-N二元系相图

Fe-N合金系各相存在的温度、成分范围见图1-1。

各相的晶体学特征如下:

$\alpha$ 相为氮在 $\alpha$ -Fe中的间隙固溶体。体心立方晶格, 点阵常数 $a$ 为2.8664~2.8770Å。在590℃时氮在 $\alpha$ -Fe中的极限溶解度为0.1%, 而在室温时则为0.004%。自渗氮温度缓慢冷却, 将因氮在 $\alpha$ -Fe中溶解度的降低而导致针状 $\gamma'$ 相析出。相反, 如快速冷却, 则氮在 $\alpha$ -Fe相中处于过饱和状态。

$\gamma$ 相为氮在 $\gamma$ -Fe中的间隙固溶体。面心立方晶格, 点阵常数随含氮量的增加而增大。在590℃以上温度时存在。650℃时, 氮在 $\gamma$ -Fe中的极限溶解度为2.8%。在590℃时,  $\gamma$ 相发生共析转变 $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma'$ , 形成共析组织。

$\gamma'$ 相是以 $\text{Fe}_4\text{N}$ 为基的固溶体。面心立方晶格, 点阵常数 $a = 3.78 \sim 3.80\text{Å}$ 。在450℃时

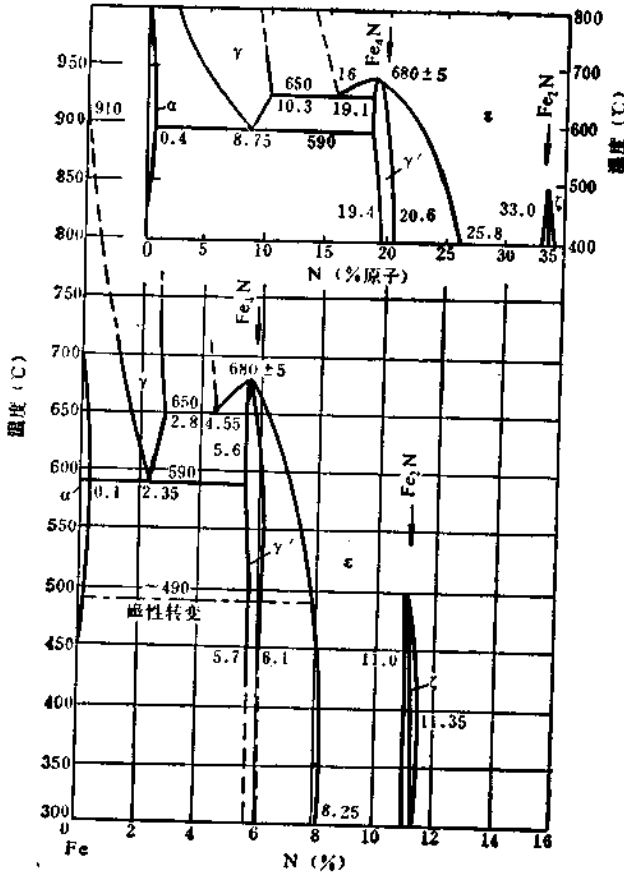


图 1-1 Fe-N 系相图

含氮在5.7~6.1%之间。680℃以上 $Fe_3N$ 分解而不再存在。

$\epsilon$ 相是以氮化物 $Fe_{2-3}N$ 为基的固溶体。密排六方晶格，点阵常数 $a = 2.65 \sim 2.78 \text{ \AA}$ ， $c = 4.35 \sim 4.42 \text{ \AA}$ 。含N在4.55~11.00%的很宽范围内。在650℃时， $\epsilon$ 相发生共析分解 $\epsilon \rightarrow \gamma + \gamma'$ 。在一定含氮量范围内，从高温缓冷， $\epsilon$ 相将沉淀出 $\gamma'$ 相。

$\zeta$ 相是以氮化物 $Fe_2N$ 为基的固溶体。正交晶格，点阵常数 $a = 2.75 \text{ \AA}$ ， $b = 4.82 \text{ \AA}$ ， $c = 4.43 \text{ \AA}$ 。含氮量在11.0~11.35%之间。在高氮势下，低于500℃长时渗氮或高温渗氮缓冷，且渗层具有相当高含氮量时才出现。

以上五种相是在相图中出现的，还有两种是亚稳定相 $\alpha'$ 和 $\alpha''$ ，不出现在相图中。

$\alpha'$ 相是含氮马氏体，为氮在 $\alpha$ -Fe中的过饱和固溶体。体心正方晶格。高于590℃渗氮处理后快冷，由 $\gamma$ 相转变而得。点阵常数随含氮量的变化而变化，当含氮量增大的时候， $c/a$ 比增大，但在相同原子比例下，含氮马氏体的正方度比含碳马氏体小。

$\alpha''$ 相为介稳定氮化物 $Fe_{10}N_2$ 。体心正方晶格，点阵常数 $a = 5.72 \text{ \AA}$ ， $c = 6.29 \text{ \AA}$ 。 $\alpha''$ 相是含氮马氏体回火时析出氮化物 $\gamma'$ 前相的介稳相。

2. Fe-N-C三元系相图

Fe-N-C三元系相图的五个等温截面图见图1-2。碳钢渗氮或氮碳共渗后的相组成将符合这些相图。

在Fe-N-C三元系中， $\alpha$ 和 $\gamma$ 均为含碳、氮的铁基固溶体。 $Fe_3C$ 中可溶解少量氮。 $\alpha + Fe_3C$ 两相区的含氮量不大于0.1%。 $\chi$ 碳化物在500℃时最多溶解N0.5%。高于650℃， $\chi$ 碳化物不再存在。三元共析点的温度为565℃，高于此温度将有 $\gamma$ 相存在。铁-碳合金渗氮时，随着氮含量增加，相继出现 $\gamma'$ 相区和 $\epsilon$ 相区。 $\gamma'$ 是 $Fe_4N$ 化合物，它的氮含量变动范围很狭小，在 $\gamma'$ 中，碳的溶解度也比较小，并且碳将强烈缩小 $\gamma'$ 相区。 $\epsilon$ 相的含氮量变化范围很宽广，同时还能溶解大量碳，碳则扩大了 $\epsilon$ 相区。不同温度渗氮时，均可从Fe-N-C三元相图中查找 $\gamma'$ 和 $\epsilon$ 相中的碳、氮溶解度。表1-1列举了几个温度截面的三元相图中 $\epsilon$ 和 $\gamma'$ 相的氮和碳的溶解度。

⊖ 相图中 $\chi$ 碳化物是指未知结构的碳化物。

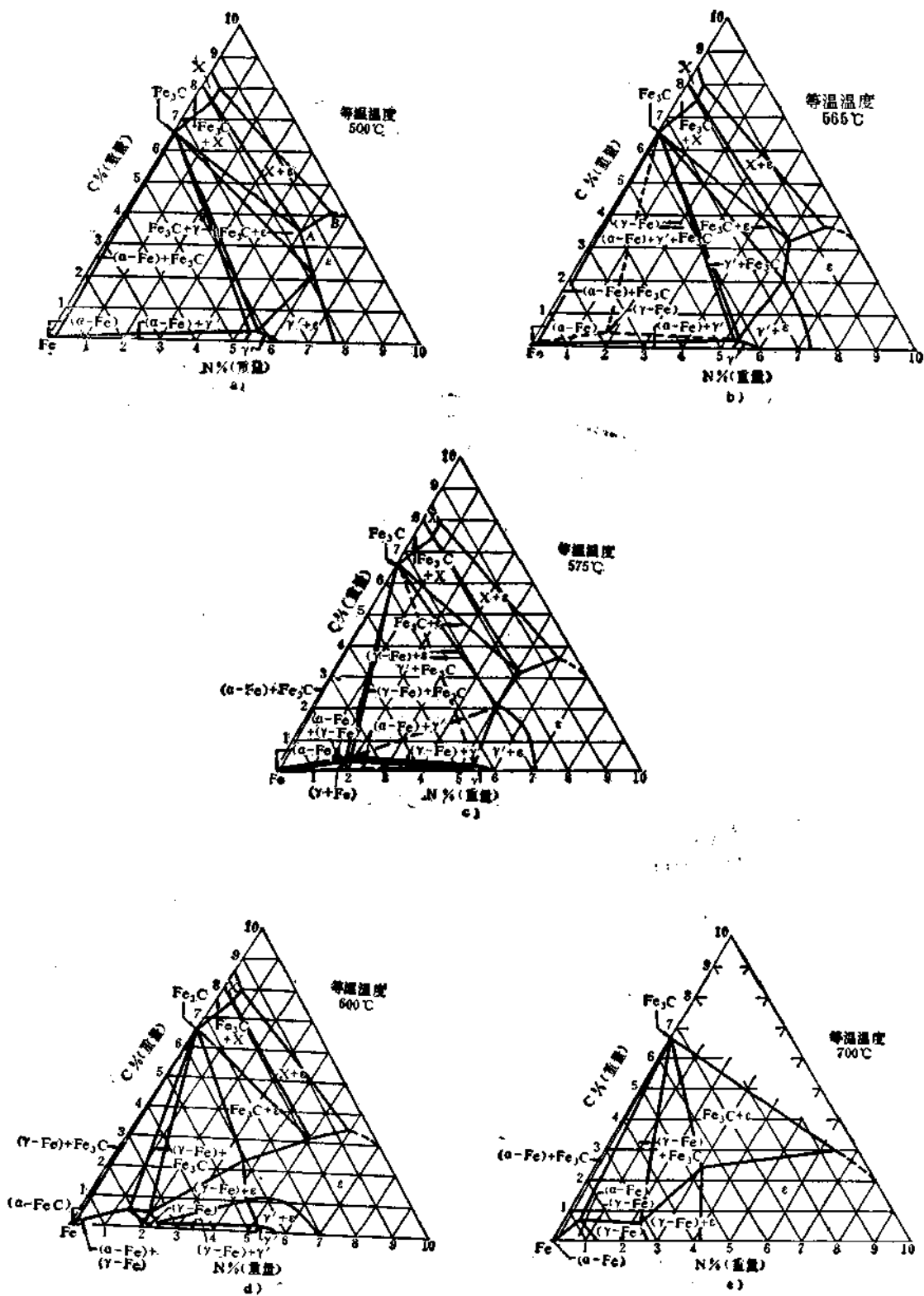


图 1-2 Fe-N-C等温截面图

表1-1  $\epsilon$  和  $\gamma'$  相中氮和碳的溶解度

温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	$\epsilon$ 相 中		$\gamma'$ 相 中	
	N%	C%	N%	C%
500	5.0 (最低)	4.1 (最高)	5.4~5.1	几乎不溶解 (在0.20%以下)
565	5.2 (最低)	3.8 (最高)	6.4~5.9	
600	3.6 (最低)	3.4 (最高)	5.2~5.7	
700	3.6 (最低)	3.0 (最高)	680 $^{\circ}\text{C}$ 以上 $\gamma'$ 相不存在	
在共折点565 $^{\circ}\text{C}$ 时			(1.8%N, 0.35%C)	
e相中N+C在8~11%之间				

### 三、渗氮时的扩散过程及影响因素

#### 1. 活性氮原子的扩散

在一般条件下,扩散是渗氮过程的控制因素之一,它对渗层的组织及其厚度起着决定性的作用。渗氮和其他表面合金化一样,渗层内各点元素的浓度和浓度梯度常随时间的延续而变化,这个过程可用扩散第一定律和第二定律来描述。

(1) 扩散第一定律:

$$dm = -D \cdot dF \cdot \frac{dc}{dx} \cdot dt \quad \text{或} \quad J = -D \frac{dc}{dx} \quad (1)$$

式中  $dm$ ——通过横截面的物质质量;

$D$ ——扩散系数;

$dF$ ——截面面积;

$dt$ ——时间;

$J$ ——通过横截面单位面积、单位时间内的扩散流量;

$$\frac{dc}{dx} \text{——浓度梯度。}$$

(2) 扩散第二定律:

$$C_{xt} = C_0 \left[ 1 - \operatorname{erf} \left( \frac{X}{2\sqrt{Dt}} \right) \right] \quad (2)$$

式中  $C_{xt}$ ——经时间  $t$  后在渗层深度为  $X$  处渗入元素的浓度;

$C_0$ ——渗入元素在工件表面的浓度;

$\operatorname{erf} \left( \frac{X}{2\sqrt{Dt}} \right)$ ——误差函数。

在恒温下,从上述定律可以看出:当渗入元素和基体金属一定,渗入元素在工件表面的浓度为  $C_0$  时,渗层中的浓度  $C_{xt}$  随  $\frac{X}{2\sqrt{Dt}}$  而异。若以渗层中某一浓度  $C_{xt}$  处作为层深,那末扩散层深度与处理时间呈抛物线关系。

$$X^2 = Dt \quad (3)$$

式中  $X$ ——渗层深度;

$t$ ——处理时间;

$D$ ——扩散系数。

## 2. 影响渗氮过程的因素

从上述(1)、(2)、(3)方程式可看出:

(1) 扩散的物质质量、扩散深度或扩散速度均与渗入元素在基体中的扩散系数有关。扩散系数越大, 扩散通过的物质质量越多。

(2) 扩散的物质质量又与浓度梯度有关。根据(1)式,  $\frac{dc}{dx}$  越大, 扩散的物质质量越多。

(3) 渗氮时扩散深度可用  $X \approx \sqrt{Dt}$  式近似计算。渗氮过程是反应扩散, 在渗氮过程中相继生成  $\gamma'$  及  $\epsilon$  相层, 从理论上每层的生长, 都服从抛物线规律。在同一扩散温度下,  $D_N^\alpha > D_N^\epsilon > D_N^{\gamma'}$ , 并且基体在渗氮温度下是复相组织, 所以扩散系数是综合扩散系数, 因而计算所得的扩散深度往往与实际深度有些差别。

(4) 氮在钢中及含氮的化合物相中的扩散系数常与处理温度、钢中碳和合金元素的含量、晶格类型等有密切关系。扩散系数与温度为指数函数关系: 渗氮温度越高, 对氮的扩散越有利, 是控制层深的主要因素; 钢中氮化物形成元素量增加, 氮的扩散速度减小, 减小的程度与该元素和氮的亲合力有关; 渗层的深度又与渗氮过程形成的相结构有关。若在  $600^\circ\text{C}$  形成  $\gamma$  相, 这一渗层将有碍于氮原子向内层扩散, 在同一温度下对比,  $D_N^\gamma$  最低, 见表 1-2。

表 1-2 氮在  $\alpha$ 、 $\gamma$  及  $\epsilon$  相中之扩散系数和温度的关系

扩散温度 ( $^\circ\text{C}$ )	扩散系数 (厘米 <sup>2</sup> /秒)		
	$D_N^\alpha \times 10^{11}$	$D_N^\gamma \times 10^{11}$	$D_N^\epsilon \times 10^{11}$
400	65	—	—
500	372	—	2.82
600	1428	0.70	39.48
700	4578	5.48	334.1
800	8140	29.16	1828.0
1000	—	375.2	—
1200	—	1379.6	—

## 四、渗氮材料

适用于气体渗氮的钢可分成三类:

第一类为含铝渗氮钢 (如 38CrMoAl 等), 这类钢经渗氮后表面硬度很高, 常在 HV1000 以上。

第二类为含 Cr 2.0~3.5% 的铬-钼或铬-钼-钒钢。这类钢淬透性好, 渗氮后表面硬度不如含铝钢高, 约在 HV700~900 左右。

第三类为含 Cr 1% 的铬-钼钢等, 这类钢的渗氮层表面硬度更低, 一般在 HV500~800。

离子渗氮适用的钢种非常广泛, 除上述的特殊渗氮钢以外, 合金结构钢、高速钢、工模具钢、不锈钢耐热钢、铸铁等材料亦都可以通过离子渗氮来提高表面的硬度。

低温氮碳共渗使用的钢种更加广泛。因为它在渗氮的同时还渗入少量的碳原子, 生成的  $\epsilon\text{-Fe}_2\text{-}$ , (N,C) 化合物具有良好的耐磨、耐蚀等性能, 故除上述的钢种都适用外, 对于一般碳素钢、低碳合金钢、耐酸钢等也都能达到相应的硬化效果。

下面根据零件的工作条件和对性能的要求将合理选用钢材和渗氮方法及渗后表面硬度列于表1-3, 以供参考。

表1-3 零件工作条件、性能要求与钢材、渗氮工艺、表面硬度的关系

工作条件	性能要求	选用钢材	渗氮工艺	表面硬度HV <sub>0.1</sub>
一般零件	表面耐磨	20Cr 20CrMnTi 45 40Cr	离子渗氮 低温氮碳共渗	770 <sup>(4)</sup> 640~700 <sup>(4)</sup> 700~800(HV <sub>0.1</sub> ) 490~520 <sup>(7)</sup>
冲击负荷下工作	表面耐磨 心部韧性高	18CrNiWA 25CrNiWA	离子渗氮 低温氮碳共渗	860~920(HV <sub>0.1</sub> ) 900~960(HV <sub>0.1</sub> )
重负荷下工作	表面耐磨 心部高强度	30CrMnSiA 30Cr <sub>2</sub> WA 35CrMo 35Cr <sub>2</sub> MoVA	离子渗氮 低温氮碳共渗	84~86(HRN <sub>15</sub> ) <sup>(4)</sup> 92.8(HRN <sub>15</sub> ) <sup>(4)</sup> 513~564 <sup>(7)</sup> 700~900 <sup>(5)</sup>
精密零件	表面高硬度 心部高强度	38CrMoAlA	气体渗氮 离子渗氮 低温氮碳共渗	1000~1180(HV <sub>0.1</sub> )
重负荷冲击下工作	表面耐磨 心部强度高 韧性好	35CrNiMoA 40CrNiMoA 45CrNiMoA	气体渗氮 离子渗氮 低温氮碳共渗	500~650 <sup>(4)</sup> 82~86(HRN <sub>15</sub> ) <sup>(4)</sup>
在高温下工作 400~490℃ 490~510℃ 510~540℃ 540~570℃ 570~590℃ 590~600℃	表面耐磨 高温状态下 热稳定性好	38CrMoAlA 25Cr <sub>2</sub> MoVA 25Cr <sub>2</sub> MoVA 1Cr <sub>15</sub> 15Cr <sub>11</sub> MoV 15Cr <sub>22</sub> WMoV 1Cr <sub>15</sub> Ni <sub>9</sub> Ti 4Cr <sub>14</sub> Ni <sub>10</sub> W <sub>2</sub> Mo 25Cr <sub>18</sub> Ni <sub>8</sub> W <sub>2</sub> 1Cr <sub>17</sub> Ni <sub>13</sub> Mo <sub>2</sub> Nb 3Cr <sub>19</sub> Ni <sub>9</sub> MoWNBti	气体渗氮  离子渗氮  低温氮碳共渗	  856~946 <sup>(7)</sup>  927~1020 <sup>(7)</sup> 84~88(HRN <sub>15</sub> ) <sup>(4)</sup> 90(HRN <sub>15</sub> ) <sup>(4)</sup>

上述各种钢材在渗氮以前, 根据对基体性能要求均需经过预先热处理。一般结构钢(如38CrMoAl、42CrMo等)通常都先经调质处理, 调质处理后的金相组织为回火索氏体, 见图I-1~2。

工模具钢(如W<sub>18</sub>Cr<sub>4</sub>V, Cr<sub>12</sub>MoV, 3Cr<sub>2</sub>W<sub>8</sub>等)一般需先经淬火和回火处理。处理后的金相组织为回火马氏体+颗粒状合金碳化物, 见图I-3~4。GCr<sub>15</sub>和高碳工具钢若需要渗氮, 预先可经球化退火处理, 得到组织为球状珠光体, 见图I-5。

低碳合金钢(如20CrMnTi, 20Cr等)一般可先采用正火处理。得到铁素体+珠光体组织, 见图I-6。这些组织处在随后的渗氮处理温度下(500~575℃)都是稳定的, 不会产生相变。

各种钢材渗氮后达到的硬度和深度不仅与渗氮工艺有关，而且还和渗氮材料的化学成分与原始金相组织有密切关系。其渗氮层组织形貌见图 I-7~33。

### 五、渗氮层的组织与结构

各种钢铁材料制件经不同方式渗氮处理后，从横截面取样，在光学显微镜下观察，其渗层由化合物层和过渡层所组成。经硝酸酒精溶液浸蚀，前者不易被浸蚀而称为白亮层，后者易受浸蚀而呈深暗色。

#### 1. 化合物层

##### (1) 化合物层的形成过程

在渗氮过程中，氮原子优先沿金属的晶界扩散，进而从晶界向晶内扩散形成氮在铁中的固溶体。当氮含量超过基体金属中的溶解度极限时，发生反应扩散，导致相结构的变化。见图 I-34~36。在表面层首先形成氮浓度较低的 $\gamma'$ 相，随着渗氮时间的增加， $\gamma'$ 相开始形成连续的薄层。当 $\gamma'$ 相外侧氮浓度达到 $\gamma'$ 相的饱和浓度时，即产生 $\epsilon$ 相晶核。若渗氮时间再延长， $\gamma'$ 薄层逐渐向内推移， $\epsilon$ 晶核逐渐长大相互连成一片并继续向内生长，呈柱状晶形态，见图 I-37~41。

低温氮碳共渗过程中，由于碳元素的影响，在表面层首先形核的可能是 $\text{Fe}_3(\text{C}, \text{N})$ 和 $\text{Fe}_{2-3}(\text{N}, \text{C})-\epsilon$ 相，然后才是含碳量较低的 $\text{Fe}_3\text{N}-\gamma'$ 相开始形核与成长，见图 I-42~45。所以化合物层的相组成及其形态主要与被渗材料的化学成分和渗氮工艺有关。

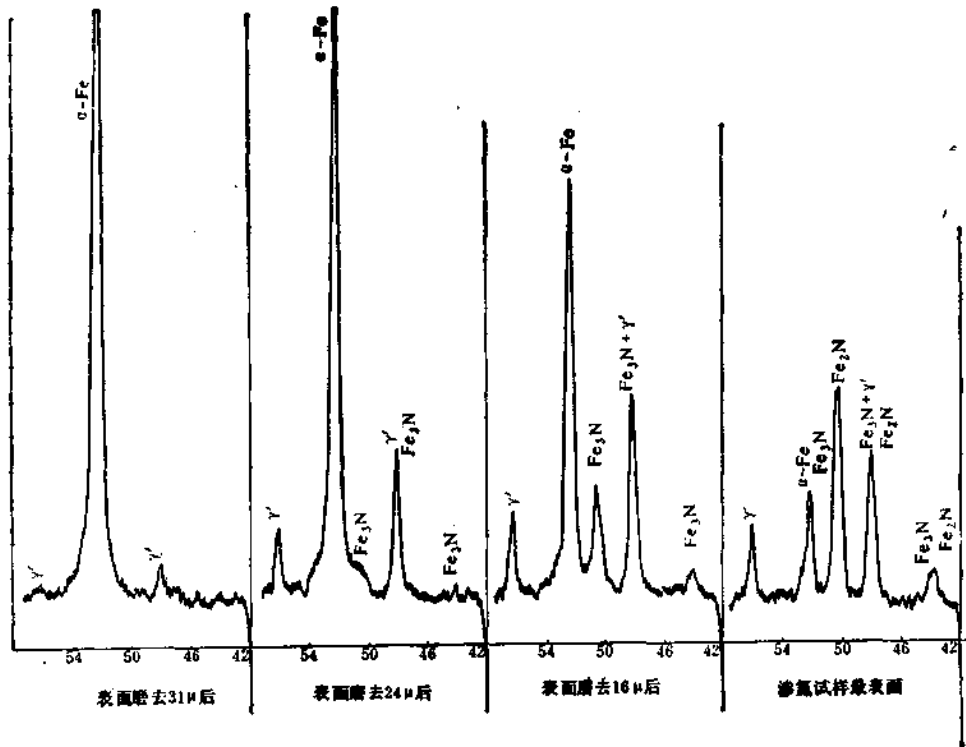


图 1-3 34CrNiMo钢X-射线衍射曲线



## (2) 化合物层的相组成及其形态

气体渗氮一般可得到20~30微米厚的化合物层, 该层大都由 $\epsilon$ 和 $\gamma'$ 相组成; 低碳钢渗氮后的化合物层比较厚, 且容易用浸蚀方法显示, 见图 I-46。合金钢渗氮后的化合物层比较薄, 且不易被浸蚀显示(由于过渡层与化合物层之间的电极电位差较大, 过渡层已受浸蚀变黑, 而化合物层仍是白亮色)。若要观察合金钢化合物层的组织形态, 需把试样斜磨, 使化合物层扩大, 然后再浸蚀。此时化合物中的显微组织就可被显示, 见图 I-48 图 I-54。

在高氮势下低于500℃长时间渗氮, 表面层可出现 $\text{Fe}_2\text{N}-\zeta$ 相, 见图 I-3 X-射线衍射曲线和图 I-58~60。

进行离子渗氮时, 可以根据钢的化学成分与组织, 通过调节气氛组成、气压和温度来控制其化合物层的厚度及其相组成。通常在不控制氮的条件下进行离子渗氮, 能生成一种不同比例的 $\epsilon + \gamma'$ 相的混合化合物层; 若在渗氮气氛中加入适量的含碳气体, 则可得到 $\epsilon$ 单相化合物层; 减少气氛中的含氮量(用氢气或惰性气体稀释混合气氛), 同时又不含碳, 即可得到均匀的 $\gamma'$ 单相化合物层, 厚度一般不超过8微米。此部分金相图见图 I-69图 I-74~75。

低温氮碳共渗时, 所形成的化合物层根据渗剂和工艺参数的不同, 可生成 $\epsilon$ 单相、 $\epsilon + \gamma'$ 或 $\epsilon + \gamma' + \text{Fe}_3\text{C}$ 等多种相组成的化合物层, 见图 I-61~67。

## 2. 过渡层

由于渗氮钢种和渗氮工艺不同, 过渡层的组织形态也各不相同。

### (1) 共析温度以下渗氮

#### 1) 碳钢

低碳钢经渗氮处理后, 如果采用快速冷却, 则较多的氮原子保留在 $\alpha\text{-Fe}$ 中, 形成过饱和固溶体。经一般硝酸酒精溶液浸蚀后, 在光学显微镜下难以分辨其过渡层和心部组织; 若渗氮后采用缓冷或再经300℃回火1~2小时处理后, 在光学显微镜下可观察到 $\gamma'$ 相呈针状沿铁素体一定晶面析出, 与试样表面距离增加,  $\gamma'$ 相的数量逐渐减少, 见图 I-76~84。过渡层的深度测至 $\gamma'$ 针消失为止。

原始组织为退火状态或球化退火的中碳钢和高碳钢也可采用上述方法, 使铁素体内的氮呈 $\gamma'$ 针析出, 借此可区分过渡层和心部组织。见图 I-86~89。

在光学显微镜下, 原始组织为调质状态的高、中碳钢渗氮后虽经缓冷, 在过渡层中也观察不到针状 $\gamma'$ 相析出。为此, 衡量过渡层深度的方法主要是根据该层受较强烈浸蚀后变暗而与心部形成明显的颜色反差来加以区别的, 见图 I-90~92。

在渗氮工艺参数相同的情况下, 碳钢渗氮层中过渡层深度常随着钢中碳含量的增高而逐渐减小。

#### 2) 合金钢

钢中固溶在 $\alpha$ 相的Ti, Al, V, W, Mo, Cr等合金元素与氮均有较强的亲和力, 能生成合金氮化物, 起到弥散强化作用。近年来, 国外一些研究者认为: 在渗氮过程中, 氮与这些合金元素相互作用形成G-P偏聚区, 这种偏聚区只有几个或几十个原子间距大小, 与基体保持共格, 形成畸变, 因而产生强烈的沉淀硬化作用, 显著地提高渗氮层的硬度。

合金元素同时也阻碍氮原子的扩散, 降低了渗氮速度, 从而使合金钢的过渡层深度远较低碳钢为浅。

38CrMoAl, 34CrNiMo等合金钢渗氮过渡层中, 还经常出现沿晶界分布的脉状和网状含碳合金氮化物。萃取后进行电子衍射及电子探针分析结果均发现有合金氮化物( $\text{AlN}$ 和