

北京图书馆藏

46499

中文资料

离子氮化法

(译文)

上海市机械制造工艺研究所

八室编印

一九七九年三月

I56.8

79452
7
2

离子氮化法

(译文)

上海市机械制造工艺研究所
八 室 编 印

一九七九年三月

A791478



出版说明

钢的氮化从1923年A·弗里发明以来,经过50多年至今,仍被广泛应用,这是一种通过 NH_3 气体分解产生的原子氮在钢表面形成硬的氮化物导致表面硬化的一种方法。气体氮化存在处理时间长,氮化效率低,氮化层脆等缺点。以后的盐浴氮化法虽有处理时间短,变形小等优点,但因其使用氰盐,存在公害问题。

近年来发展和应用了一项新的热处理技术——即在真空中放电氮化,既防止了氮化层的脆性又缩短了氮化时间。离子氮化在1944年就开始研究,鉴于当时电子工业的发展水平,离子氮化真正在工业上应用是在1967年才开始。离子氮化与过去氮化法比较,具有一系列优点,如:生产周期短、氮化层性能好,工件变形小,耗气耗电量少,并且劳动条件改善,无污染无公害,在国内外得到普遍的重视和推广应用。

我国自1966年开始进行离子氮化设备及工艺方面的研究,近几年来取得迅速发展,目前许多单位都在开展这项工艺的研究,不少工厂自制了离子氮化设备,有的厂开始成批生产这类设备,已制造有20瓩、30瓩、50瓩、100瓩、150瓩及200瓩和300瓩的炉子,许多工艺已基本成熟,比较广泛地用于工业生产,在齿轮、缸套、螺杆、阀片、工具、模具等方面都取得了较好的效果。现在离子氮化的工艺质量正在不断提高,使用范围也正在不断扩大。1977年6—7月召开的全国热处理经验交流会上,已由计委明确78~80年有15项热处理技术作为重点推广项目,离子氮化则被列为第一项,为了使这项技术尽快地赶上和超过世界先进水平,我们本着“一切民族、一切国家的长处都要学,政治、经济、军事、科学、技术、文学、艺术的一切真正好的东西都要学。我们是在独立自主、自力更生的基础上,有分析、有批判地向外国学习。”的方针,将《离子氮化法》一书翻译出版,较系统地介绍离子氮化技术的基本知识、工艺规范和实际应用,供有关单位参考。

本书由我所李贻锦同志和上海工业大学朱雅年同志翻译。

由于我们思想和业务水平有限,在翻译和审校方面,难免有不妥和错误之处,请同志们提出批评指出。

内 容 简 介

本书从介绍作为钢铁表面硬化方法之一，氮化的种类及其有关的基础知识着手，引出当前氮化工艺中的一项先进热处理技术——离子氮化法；阐述了离子氮化的有关原理和目前正在使用的各种离子氮化装置；讨论离子氮化的特点，进而说明离子氮化具有很强的生命力；分析比较了离子氮化后，钢材表面的各种机械性能；对影响氮化层组织、性能的各种工艺参数进行了研究；列举大量的离子氮化法的应用实例；最后对离子氮化法当前尚存在的问题作了简介，探讨了改进意见，并展望今后的发展趋势。

（根据日刊工业新闻社1976年7月版翻译 作者：山中久彦）

目 录

1. 氮化处理的基础.....	(1)
1.1 氮化处理的种类.....	(1)
1.2 Fe-N 系状态图	(2)
1.3 Fe-N-C 系状态图.....	(4)
1.4 氮的扩散系数.....	(8)
1.5 合金元素对氮化的影响.....	(8)
2. 离子氮化的原理.....	(12)
2.1 辉光放电.....	(12)
2.2 离子氮化装置的简介.....	(13)
2.3 等离子区.....	(15)
2.4 离子氮化的原理.....	(16)
2.4.1 溅射.....	(16)
2.4.2 加热.....	(16)
2.4.3 凝附.....	(16)
2.5 离子氮化装置的种类.....	(17)
2.5.1 日本《离子》公司.....	(17)
2.5.2 《富士电子》公司.....	(18)
2.5.3 日本《电子工业》公司.....	(20)
2.5.4 《东方工程技术》公司.....	(20)
3. 离子氮化的特点.....	(23)
3.1 无公害热处理.....	(23)
3.2 氮化速度快.....	(23)
3.2.1 表面活化.....	(24)
3.2.2 氮浓度高.....	(24)
3.2.3 扩散机理.....	(25)
3.3 化合物层组织调整.....	(27)
3.4 适用于不锈钢.....	(31)
3.5 均匀性.....	(34)
3.6 节约能源的热处理.....	(36)
3.7 其他.....	(37)
4. 离子氮化后钢的各种性能(与以前的氮化法相比).....	(40)
4.1 氮化层的硬度和厚度.....	(40)
4.2 氮化层的分析.....	(42)

4.3 氮化层的氮浓度.....	(45)
4.4 强韧性.....	(48)
4.5 耐磨性.....	(53)
4.6 疲劳强度.....	(59)
5. 离子氮化的处理条件.....	(67)
5.1 气体成分.....	(67)
5.2 气体总压力.....	(70)
5.3 氮化温度.....	(73)
5.4 氮化时间.....	(76)
5.5 放电功率.....	(80)
6. 离子氮化的应用实例.....	(83)
6.1 汽车零件.....	(83)
6.2 注塑成形机零件.....	(84)
6.3 大型零件.....	(85)
6.4 金属模具.....	(86)
6.5 切削工具.....	(89)
6.6 其他.....	(90)
7. 离子氮存在的问题.....	(93)
7.1 温度测量方法.....	(93)
7.2 温度的均匀性.....	(94)
7.3 微量气体的控制方法.....	(96)
7.4 碳氮共渗技术.....	(97)
7.5 离子氮化装置的改进.....	(99)
7.6 离子氮化的未来.....	(100)

1. 氮化处理的基础

在钢铁表面硬化法方面,有化学表面硬化法和物理表面硬化法两类。化学表面硬化法是通过改变钢表面的化学成分而硬化的一种方法,主要有渗碳、氮化和渗硫。物理表面硬化法乃是一种不改变钢表面的化学成分,仅采用淬火而硬化的方法,其中有高频淬火和火焰淬火二种。

这样,在钢铁表面硬化法方面有多种多样方法,按照其不同的目的,在工业中被广泛应用。这些目的主要是提高耐磨性、疲劳强度和抗烧蚀性等。现在,随着机械零件的性能增高,对其要求也日益提高,在目前的状况下,表面硬化法赋有巨大的作用。

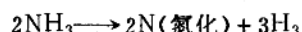
1.1 氮化处理的种类

钢铁表面硬化法中的氮化法乃是西德《克虏伯》公司的 A·弗里在 1923 年发现的,他将含铝和含铬以及含有这两种元素的氮化钢在 NH_3 气中 500°C 左右的低温下加热,使其表面获得一个极硬的氮化层。这个方法是氮化法的开端,随后经过多次研究,逐步完善。

氮化与渗碳和高频率淬火不同,它的特征是在 NH_3 气中加热到 500°C 左右,使钢的表面渗氮,生成氮化铁的硬化层,之后不必再进行淬火等工序。因此,氮化处理时,尺寸变形小,其硬化层具有较大的耐磨性和耐疲劳性,还具有热稳定性,即使温度上升到 500°C 左右,也不会软化。此外,还具有耐蚀性较好等优点,故工业上应用甚广。钢铁低温硬化处理中的氮化处理大致区分如下。

(1) 气体氮化

气体氮化乃是在 NH_3 气中将氮化钢 (Al-Cr-Mo 钢) 于 $500\sim 550^\circ\text{C}$ 长时间加热的方法。 NH_3 气在氮化温度下分解,这时初生态的氮发生氮化作用



氮化是由氮化铁 (Fe_2N 、 Fe_{2-3}N 、 Fe_4N) 而硬化的,故无需淬火,这是氮化法的最大特点。在使氮化层的硬化方面,钢中的铝最为有效,此外,铬和钼等也都是有效的元素。因此,将 JIS 标准中的 SACM-1 钢 ($0.40\sim 0.50\%\text{C}$ 、 $1.30\sim 1.70\%\text{Cr}$ 、 $0.15\sim 0.30\%\text{Mo}$ 、 $0.70\sim 1.20\%\text{Al}$) 规定为氮化钢。氮化处理前,必需进行淬火和回火处理。但是气体氮化时,由于 Fe_{2-3}N 是硬化层的主要成分,因此钢是非常脆的,还有处理时间长和进行氮化的钢种受到限制等缺点。

(2) 盐浴氮化

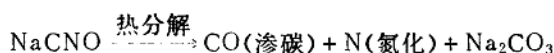
(i) 液体氮化

这个方法所使用的盐浴氮化用盐为 NaCN : $55\sim 65\%$, KCN : $35\sim 45\%$ 的混合盐,加热温度为 $500\sim 600^\circ\text{C}$ 时,主要进行的是氮化,而加热温度为 $800\sim 900^\circ\text{C}$ 时,主要进行的是渗碳。氮化时间约为 $30\sim 120$ 分钟,时间比气体氮化短。另外,在盐浴氮化的情况下,不仅可

以处理氮化钢，而且还可以处理普通的碳钢，它适用于比气体氮化层更为浅的氮化方面。

(ii) 液体软氮化

盐浴氮化的另一种方法是液体软氮化。日本的液体软氮化主要是从西德的《德固沙》公司引进的技术。这个方法的特点是使用氰酸盐类，在570℃的低温下从钛容器的底部吹入空气，对钢和铸铁零件进行处理。与只采用NH₃的气体氮化法相比较，时间短且不受钢种的限制。液体软氮化的反应式为



处理后零件的表面是含有大量氮(8~9%)和少量碳的ε相和γ相的化合物层，而内部是渗氮的扩散层。该化合物层的主要作用是提高耐磨性和抗咬合性，而内部的扩散层，由于把氮过饱和地固溶在αFe中，故能有效地提高疲劳强度。又因为液体软氮化的处理温度低，所以与渗碳处理相比较，它的变形极小。

但是，上述的液体氮化和液体软氮化都是使用诸如氰酸盐之类的毒品，因此对近来公害问题非常严重的日本来说，在防止公害方面必需付出相当的费用和劳力，在其排水和排气等处理的成本上，也有所影响。虽然液体软氮化处理的产品在应用方面具有良好的特性，这一点已被公认，但日本更期望着发明其他无公害的热处理方法。

(3) 气体软氮化

气体软氮化乃是为适应这样一个时期的时代要求，即必需解决由氰化物等引起的废水公害问题而必然出现的一种方法。液体软氮化是利用氮和碳扩散的一种方法，而气体软氮化主要是通过渗碳气体和NH₃的混合气氛提供氮和碳来进行处理的，在原理上可以说，两者完全相似。但是，气体软氮化则具有无公害的优点。

氮化时，由于碳的存在而能够更快地促进氮的扩散，这是与以前只使用NH₃的气体氮化的不同之处。由软氮化而生成的最外层中的ε相乃是除氮以外还固溶相当数量碳的碳氮化合物。另外，渗碳气体除RX，还可使用NX气体，而使用NH₃和NX混合气氛的特拉依纳气体软氮化法是最近发明的。

1.2 Fe-N系状态图

钢铁的氮化是通过氮的吸收和扩散的作用而进行的。因此，在铁和氮之间必然形成氮化物和固溶体。所以，有关铁和氮的化合物和固溶性是作为基本问题来研究的。

图1.1所示为Fe-N系的状态图^[1]。图中的α和γ与Fe-C系一样，是铁素体和奥氏体。图1.2是Fe-N系状态图中αFe内氮的固溶极限，而图1.3是Fe-C系中αFe内碳的固溶极限。

从图中可以看到，氮在αFe中的溶解度于590℃时为0.1%，而在常温时为0.01%以下。在Fe-C系中725℃的A₁点时，碳在αFe中的溶解度为0.022%^[2]。对氮来说，在αFe中的固溶度是相当大的，约为碳的4.5倍。另外，根据图1.1，铁的A₃点由于氮的固溶而显著下降，共析点变成含氮量为2.35%的590℃。化合物有以γ'相的Fe₄N为母体的面心立方晶格相和ε(Fe₂₋₃N)的密排六方晶格。

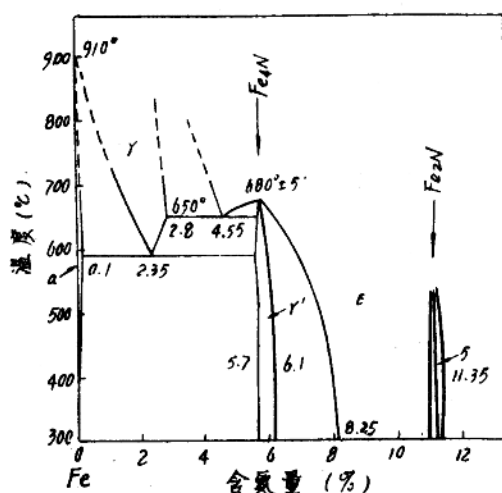


图 1.1 Fe-N 系的二元平衡状态图

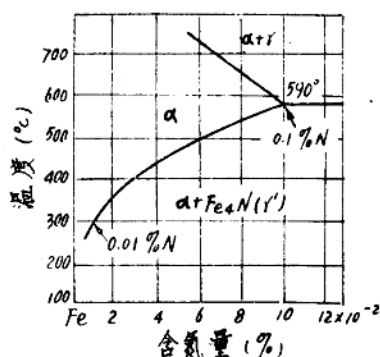


图 1.2 α Fe 内氮的固溶极限

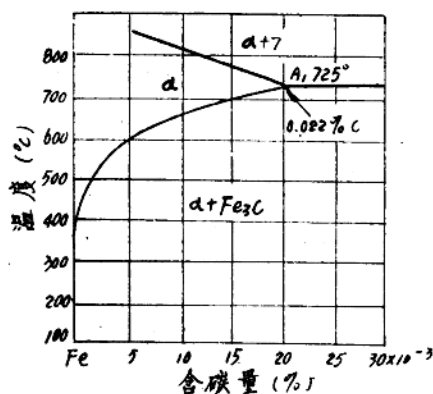


图 1.3 α Fe 内碳的固溶极限

固溶氮的 γ 相在 590 °C 下发生 $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma'$ 的共析转变，此共析组织相当于 Fe-C 系的珠光体，故称之为布氏体（共析氮化铁）。另外，如果急速冷却 γ 相，则与 Fe-C 系的情况一样，变为 α'' (Fe_{16}N_2) 的体心正方晶格，获得针状的马氏体组织，这种组织也称之为斯特劳斯体组织（含氮马氏体）^[3]。

氮化铁的生成热： Fe_2N 为 3 卡， Fe_4N 为 -1~4 卡，与 GN 为 29.5 卡， AlN 为 57.7 卡相比较，其值极小，由此可见，铁的氮化物比铝和铬的氮化物更不稳定。表 1.1^[4] 所示为 Fe-N 系中的氮化物种类、结晶构造和晶格常数等，而表 1.2 所示为添加铝、镁、硅、钛和钒元素的氮化物种类、结晶构造和含氮量等。

表1.1 Fe-N 系中氮化物的性质

相		结 晶 构 造	晶 格 常 数 (Å)			比 重 g/cm³	氮 %
			a	b	c		
α	α-Fe	体心立方晶格	2.8664			7.874	0
γ	γ-Fe	面心立方晶格	3.57			8.15	0
			3.66			7.78	3.0
α' 氮马氏体组织	α'-Fe-N	体心正方晶格	2.85		3.05		
			2.84		3.10		
α''	α''-Fe ₁₆ N ₂ α''-Fe ₈ N	体心正方晶格	5.71		6.29		
			5.72				
γ'	γ'-Fe ₄ N	面心正方晶格	3.789			7.22	5.64
			3.797			7.20	5.88
			3.803			7.18	6.14
ε	ε-Fe ₂₋₃ N	密排六方晶格	2.70		4.377	7.21	7.00
			2.72		4.387	7.17	7.72
			2.74		4.414	7.11	9.00
			2.77		4.422	7.07	11.00
ζ	ζ-Fe ₂ N	斜 方 晶 格	2.762	4.83	4.422	7.05	11.05

1.3 Fe-N-C 系 状 态 图

在判断氮化处理后钢的性能方面,最重要的是 Fe-N-C 系状态图。图 1.4(a)~(d)^[5]内列示了氮化温度为 565℃、575℃、580℃和 600℃ 的状态图。表 1.3 和表 1.4 所示是 Fe-N-C 系内产生氮化物 ϵ 相和 γ' 相的 500~700℃ 时,氮和碳的固溶极限。由图和表可知, γ' (Fe₄N) 中氮的固溶极限,在 500℃ 时,含氮量为 5.4~6.1%,而温度为 600℃ 时,含氮量为 5.2~5.7%,固溶极限变化不大。当温度在 680℃ 以上时, γ' 分解。此外, 500~600℃ 时,碳的最大固溶极限为 0.2%。

ϵ 相中氮的固溶极限在 Fe-N 二元系内,当温度为 500℃ 时,多达 7.7~11%,而在 Fe-N-C 系内,当温度为 500~550℃ 时,含氮量最低为 5%, 600℃ 时,含氮量为 3.6%,氮的固溶极限减小颇多。在碳方面,当温度为 500℃ 时, ϵ 相中含碳量最高为 4.1%, 600℃ 时,含碳量为 3.4%,碳的固溶量较大。因而,在 Fe-N-C 系内 γ' 相几乎是不固溶碳的,严格地说, ϵ 相乃是固溶较多碳量的碳氮化合物。表 1.5^[5,6]内列示了 Fe-N-C 系中氮化物种类、结晶构造和晶格常数等。

表 1.2 铝、镁、硅、铬、钛和钒的氮化物性质

元素	结 晶 构 造	晶 格 常 数 (Å)		比 重 克/厘米 ³	氮 化 物	氮原子 %	含 氮 量 %	结 晶 构 造	晶 格 常 数 (Å)		比 重 克/厘米 ³
		a	c						a	c	
铝	面心立方晶格	4.05		2.70	AlN	50	34.20	密排六方晶格	3.11	4.98	3.26
镁	密排六方晶格	3.21	5.21	1.74	Mg ₃ N ₂	40	27.44	菱 形 晶 格	9.97		2.71
硅	菱 形 晶 格	5.43		2.32	α -Si ₃ N ₄ β -Si ₃ N ₄	57.2	39.90	密排六方晶格	7.75	5.62	3.18
						57.2	39.90		7.61	2.91	3.19
铬	体心立方晶格	2.88		7.20	ϵ -Cr ₂ N CrN	33.3	11.90	密排六方晶格	4.76	4.44	6.71
						50	21.20	面心立方晶格	4.15		6.10
钛	密排六方晶格	3.95	4.68	4.50	TiN ϵ -Ti ₃ N	50	22.63	面心立方晶格	4.25		5.29
						33.3	11.40	体心正方晶格	4.94	3.04	4.90
钒	体心立方晶格	3.02		6.13	β -VN 0.37~0.4 VN		5	体心立方晶格	2.96	3.39	
						27~30	9.25~10.6	密排六方晶格	4.91	4.54	14.3
						50	21.60	面心立方晶格	4.14		29

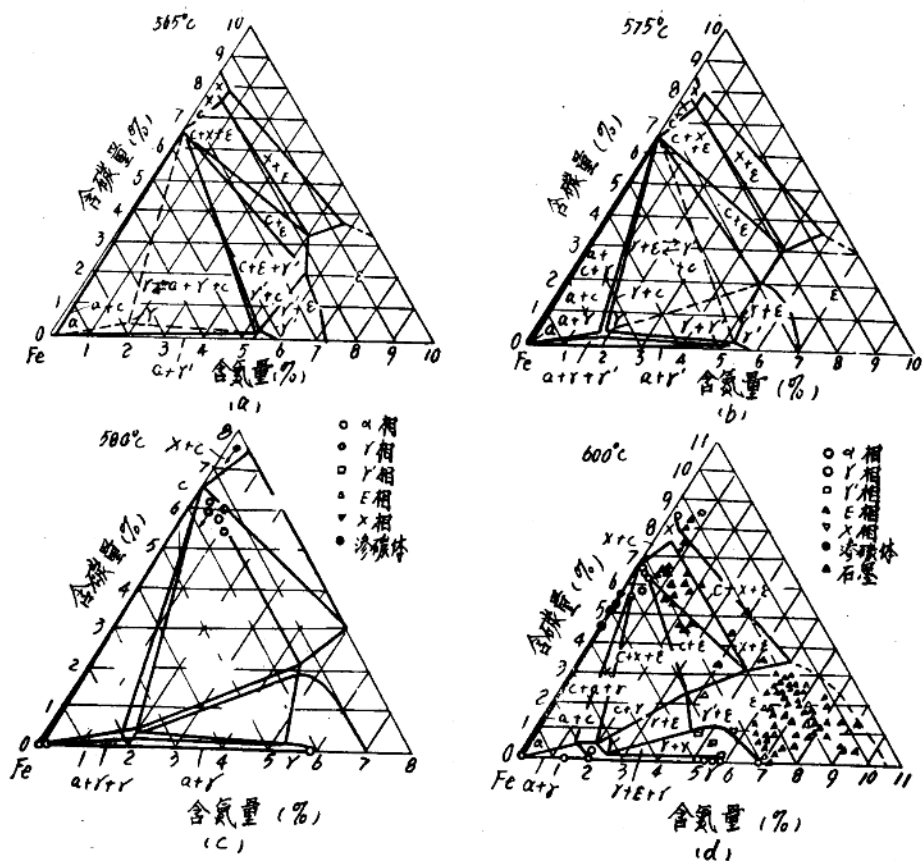


图1.4 565~600°C的Fe-N-C三元平衡图

表 1.3 Fe-N-C系 ϵ 相中氮、碳固溶极限

温度(°C)	含氮量(%)	含碳量(%)
500	5.0(最低)	4.1(最高)
550	5.0(最低)	3.8(最高)
600	3.6(最低)	3.4(最高)
700	3.0(最低)	3.0(最高)

ϵ 相中氮和碳的总和处于8~11%之间

表 1.4 Fe-N-C系 γ' 相中氮碳固溶极限

温度(°C)	含氮量(%)	含碳量(%)
500	5.4~6.1	几乎无固溶
550	5.3~5.9	(0.2%以下)
600	5.2~5.7	

680°C以上时, γ' 不存在

表1.5 Fe-N-C系中氮化物的性质

相	结晶构造	氮		温度 (°C)	碳		氮+碳		碳最大 氮原子	晶格常数(Å)		
		原子%	含量%		原子%	含量%	原子%	含量%		a	b	c
α	α -Fe	0.4	0.3	590	0.035	0.0076	0.435	0.1076		~ 2.87		
γ	γ -Fe	6.8 5.0~9.0	1.8 1.3~2.4	565 600	9.86 7.9~10.6	2.3 1.8~2.5	15.66 12.9~19.6	4.1 3.1~4.9		$\sim 3.57 \sim 3.66$		
γ'	Fe_4N	18.9~20.6 18.3~20.1 18.0~19.4	5.4~6.1 5.3~5.9 5.2~5.7	500 550 600	<0.9	<0.2	18.9~21.5 18.3~21.0 18.0~20.3	5.4~6.3 5.3~6.1 5.2~5.9	0.01	3.787~3.79		
ϵ	Fe_{2-3}N Fe_{2-3} (C+N)	9.6~13.6 >17.4 >13.0 >11.0	2.6~3.8 >5.0 >3.6 >3.0	450 500 550 600 580	19.9 <16.6 <15.8 <14.1	5.0 <4.1 <3.8 <3.4	29.5~33.5 8~11 39	57.6~8.8	1.2	2.705 2.745	4.395 4.415	
ζ	$\text{Fe}_3\text{N}_4 \sim \text{Fe}_3\text{C}_3\text{N}$			450			33.5 36.0		3	2.705 2.753	4.826 4.851	4.422 4.381
渗碳体	Fe_3C	≤ 0.4 ~ 2.1	≤ 0.1 ~ 0.53	650	25	5.67	25	6.67 6.67	6.25 12.1	4.52	5.09	6.74
χ	Fe_{20}C_9 Fe_7C_3	> 0.64 (~ 1.7)	> 0.16 (~ 0.5)	450 470 500 500	28.8~30.1 18.0~8.5	29.4~30.7 8.2~8.7	29.9~31.8		12.5	9.06	15.69	7.94

1.4 氮的扩散系数

表 1.6 所示为 αFe 中氮和碳的扩散系数^[7]。由于氮化处理的温度在 $500\sim 570^\circ\text{C}$ 左右,因此,处于此温度的 αFe 中氮和碳的扩散系数乃是氮化的必需数据。从表中可以看到,在常温到 300°C 的低温内,氮的扩散系数要比碳大 $1.2\sim 4.4$ 倍左右。但是在 500°C 以上时,却相反,碳在 αFe 中的扩散系数大于氮,当 500°C 时,约为 1.14 倍。尤其当温度为 950°C 时,如果比较 αFe 和 γFe 两个扩散系数的话,则可以看到, αFe 中的氮约为 γFe 的 50 倍。在碳方面, αFe 约为 γFe 的 40 倍,两者在 αFe 中的扩散系数均比 γ 状态大,所以 αFe 是属于容易扩散的状态。

表 1.6 αFe 中氮和碳的扩散系数(D)

温 度 ($^\circ\text{C}$)	D(氮) (厘米 ² /秒)	D(碳) (厘米 ² /秒)
20	8.8×10^{-17}	2.0×10^{-17}
100	8.3×10^{-14}	3.3×10^{-14}
300	5.3×10^{-10}	4.3×10^{-10}
500	3.6×10^{-8}	4.1×10^{-8}
700	4.4×10^{-7}	6.1×10^{-7}
900	2.3×10^{-6}	3.6×10^{-6}
950(α)	3.1×10^{-6}	5.1×10^{-6}
950(γ)	6.5×10^{-8}	1.3×10^{-7}
D950(α) D950(γ)	50	40

以前,碳和氮是在 570°C 扩散的,这是气体软氮化和液体软氮化处理。但是由于 αFe 中碳的固溶极限比氮要小得多,故很快就饱和,形成超显微的 Fe_3C ^[8],并以此为核心促进氮的扩散^[9]。经过 $\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \text{Fe}_3\text{CFe}_4\text{N} \rightarrow \text{Fe}_3\text{CFe}_3\text{N} \rightarrow \epsilon(\text{N}, \text{C})$ 的过程,氮被增加。一旦产生 ϵ 相,碳就固溶其内,继而引起上述的变化,产生最外层的 ϵ 相 $\rightarrow \gamma'$ 相 $\rightarrow$ 扩散层。扩散层中,氮首先渗入晶界,然后向晶粒扩散。碳在 Fe_3C 的过程中被消耗,而氮则仍有剩余,这也就是 αFe 中只有氮扩散的原因。

1.5 合金元素对氮化的影响

(1) 碳的影响

氮化钢内含有的碳乃是为了满足钢的机械性能所必需的,一般的含量为 $0.25\sim 0.5\%$ 左右。对 $1.45\%\text{Al}$, $1.5\%\text{Cr}$ 和 $0.24\sim 0.40\%\text{Mo}$ 的氮化钢,在只改变其中的含碳量的情况下(从 $0.2\sim 2.0\%$),研究它在 500°C 、 NH_3 气体氮化时,碳对氮化层厚度和硬度的影响,其研究结果示于图 1.5^[9]。

从图中可以看到,含碳量愈多,氮化愈困难、厚度和硬度随含碳量增加而下降。氮化时间短时,硬度下降的幅度比厚度大得多。氮化时间愈长,厚度则反比硬度下降得快。氮化是在此温度下对氮饱和。总之,含碳量愈多,氮和铁达到平衡状态所需的时间就愈长。当达到平衡状态在向内部扩散时,也是含碳量愈多,其扩散速度则愈迟缓。完全不含碳的纯铁氮化层是非常脆的,会在氮化处理中崩裂。由于碳有防止这类崩裂的作用,故在氮化钢内含 $0.4\sim 0.5\%$ 的碳乃是必要的。

如果氮化钢内含碳量过多,氮化层就变浅,这是因为固溶在 αFe 中的铬原子被碳化物所吸收,使 αFe 中的铬下降到低于氮化所需的含量。铬具有加深氮化层厚度的作用,所以在

多数的碳以碳化物的形式而残留时,如果铬量不变,则可以认为,含碳量愈多,固溶在 αFe 中的铬量相对减少,氮化层的厚度就变浅。

(2) 镍的影响

对氮化而言,镍几乎不影响硬化,只是为了提高钢的性能而添加的。但是,如果含镍量过多,会变成 γ 组织,而减弱氮化作用。图 1.6^[9]所示是对 1.7%Al、1.5%Cr、0.3%Mo 和 0.3%C 的氮化钢,在将含镍量从 0 改变到 35% 最大时,其含镍量对硬度和厚度的影响。在最高硬度与不同含镍量的组织关系方面,珠光体组织时(含镍量约 5% 以下)为最高,而奥氏体组织时(约 20% 以上)为最低。氮化层厚度,当含镍量为 3% 以下时,完全不变,一旦超过此值,就变浅。尤其在奥氏体组织中,厚度明显减浅。

(3) 锰的影响

锰在氮化钢氮化时,多少有助于硬化,但不如铝和铬那样有效。当对 Al-Cr-Mo 氮化钢添加锰元素于 500℃ 进行氮化时,如图 1.7^[9]所示,含锰量在 1% 以下时,其最高硬度没有变化,超过此值就逐渐下降。氮化层厚度当含锰量在 1% 以下时,略为加深,超过此值,反而变浅。锰对氮化的影响并不很大。

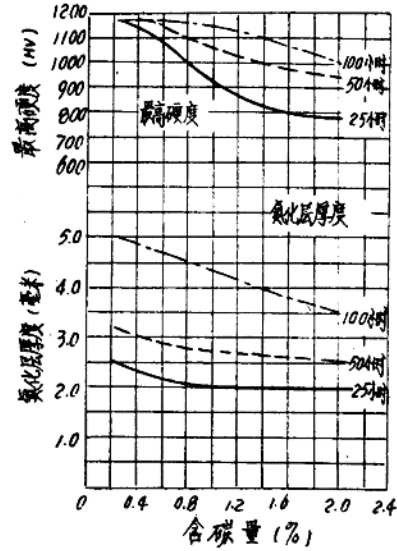


图 1.5 碳对氮化层硬度和厚度的影响

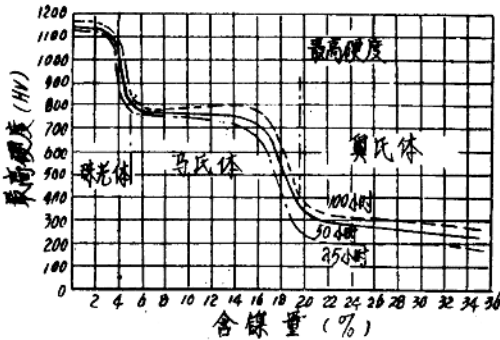


图 1.6 镍对氮化层硬度的影响

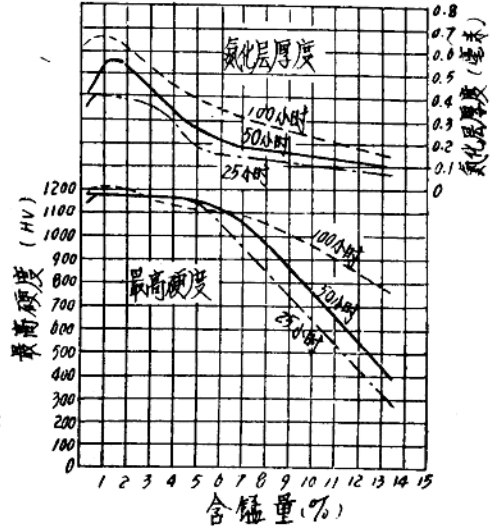


图 1.7 锰对氮化层硬度和厚度的影响

(4) 铝和铬的影响

对氮化钢而言,最需要的元素是铝和铬。当对 Al-Cr-Mo 钢分别添加铬和铝至 2% 左右进行气体氮化时,有关其硬度的结果示于表 1.7^[9]。从表中可以看到,与相同含量的铬比较,

铝则更能提高硬度。当铝和铬共存时，含铝量在低于1%的情况下，最高硬度随之急速增高，但是，如果含铝量在1%以上，即使再增加铝的含量，硬度也不再增高。如果铝的含量不变，只增加铬，最高硬度仅略有提高，这主要是受含铬量的限制。

表 1.7 室化钢内分别添加铝和铬时对最高硬度的影响

铝	0	0	0	0	0	0.58	1.08	1.75	2.19
铬	0	0.54	1.02	1.61	2.06	0	0	0	0
最高硬度 Hv	274	455	499	673	716	464	743	973	1097

图 1.8(c)^[3]所示为含碳量 0.4% 的铬钢的氮化层硬度和厚度的关系，是在 500℃ 经 50 小时氮化处理所取得的结果。从图可知，在只含铬的钢内，铬量愈大，硬度就愈高，而且氮化层也愈深。但是，即使在含铬量为 3.26% 的情况下，其硬度仍达不到 800 Hv，是比较低的。图 1.8(b) 为含碳量 0.45% 的铝钢的氮化硬度。当含铝量为 2.38% 时，硬度显著增高，达 1100Hv 以上。但是当含铝量较低时，硬度也低，氮化层也浅。

图 1.8(a) 列示了添加铝和铬的钢的实验结果。与单一元素相比，两种元素时能够获得更

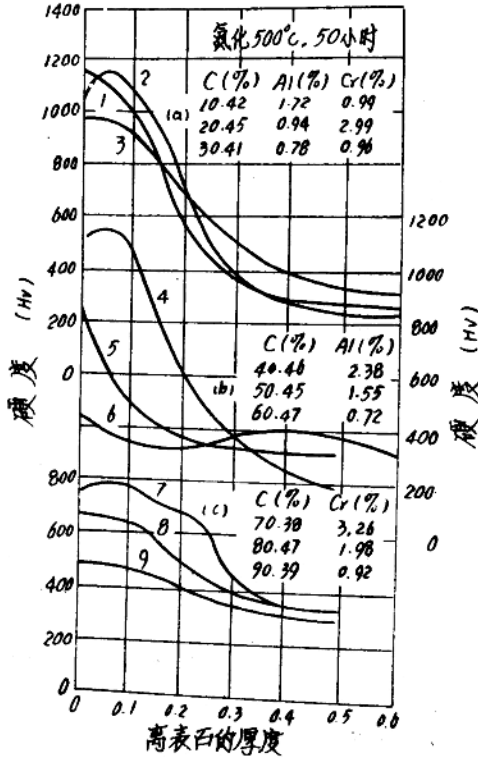


图 1.8 各种钢材氮化层的断面硬度分布

高硬度的氮化层。图 1.9 是七种元素分别对钢的氮化硬度的影响。氮化温度 520 °C，处理 48 小时。从图 1.9 中可以看到，在氮化层的硬度方面，含铝量 1% 与含铬量 3% 相近，在不含铝的场合中，铬对氮化有重要的影响。

图 1.10 是由铝和铬组成的氮化层的最高硬度和厚度的关系。氮化是在 500 °C、100 小时和 NH_3 气分解率为 30% 的条件下进行的。当含铝量相同时，随着含铬量的增加，氮化层的硬度提高。另外，当含铬量不变时，随着含铝量的增加，氮化层的硬度也提高。在氮化层厚度方面，与单一元素相比较，铬和铝共存时的厚度较浅。

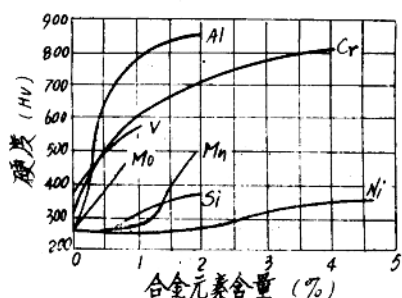


图 1.9 添加元素对氮化层硬度的影响

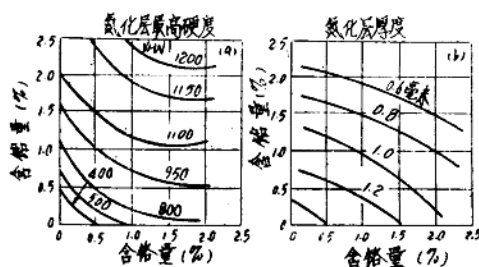


图 1.10 铝和铬的含量对氮化层硬度和厚度的关系

参 考 文 献

- [1] M. Hansen: Constitution of Binary Alloys 671 (1958).
- [2] 今井ほか 2 名: 日本金属学会会报, 7 (1968) 136.
- [3] 日本金属学会编: 新制金属讲座新版材料篇, 322 (1967).
- [4] Slavinski, M. P.: Physicochemical Properties of Elements Metallurgizdat 590 (1952).
- [5] F. K. Naumann and G. Lanscheid: Arch Eisenhüttenw 36 (1968) 677.
- [6] K. H. Jack: Acta Cryst. 5 (1952) S. 404.
- [7] J. D. Fast and M. B. Verrijp: J. Iron Steel Inst. 183 (1954) 24.
- [8] B. Prenosil: Harterei-Techn. Mill, 20 (1954) 41.
- [9] 今井ほか: 日本金属学会会志, 7, (1968) 136. 石泽: 实用金属材料讲座材料编 共立社, (1935) p. 110.
- [10] V. O. Homerberg: Iron Age, Vol. 138, Oct. 15 (1936) 49.