

940663

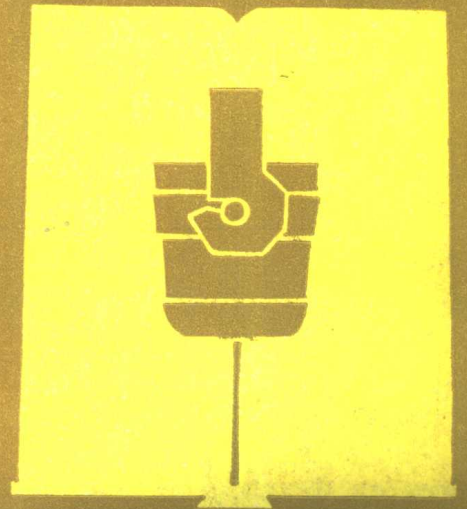
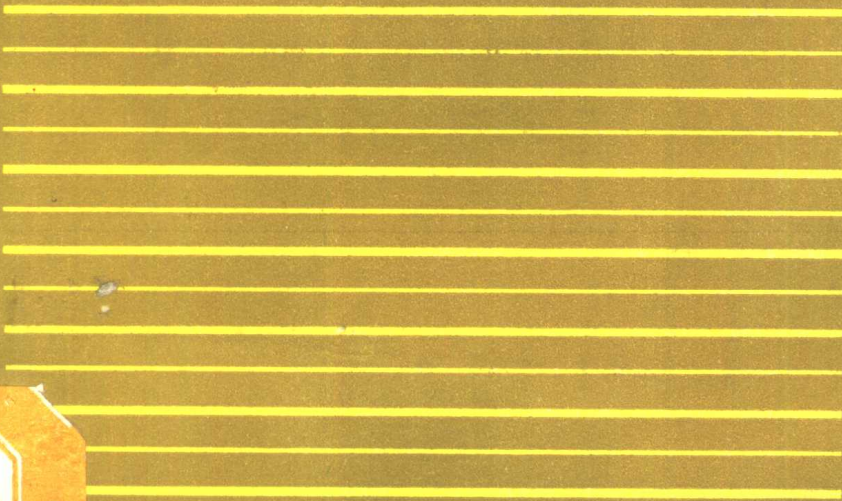
• 高等学校教学用书 •

TG142
0032

钢铁材料学



GAODENG XUEXIAO JIAOXUE YONGSHU



冶金工业出版社

高等学校教学用书

钢铁材料学

北京科技大学 章守华 吴承建 主编

冶金工业出版社

(京)新登字036号

高等学校教学用书

钢铁材料学

北京科技大学 章守华 吴承建 主编

冶金工业出版社出版

(北京北河沿大街高院北巷39号)

新华书店北京发行所发行

河北省阜城县印刷厂印刷

787×1092 1/16 印张 18 3/4 字数 450 千字

1992年3月第一版 1992年3月第一次印刷

印数00,001~2,000册

ISBN 7-5024-0962-9

TG·138(课)定价4.80元

修订版前言

本书是在1981年出版的《合金钢》的基础上经过修订而成。在修订过程中，考虑到学生缺乏铸铁方面的知识，故增加了这方面的内容，因而书名改为《钢铁材料学》。它可作为冶金类高等学校金属材料及热处理专业学生学习“金属材料学”的教材。

在修订过程中，对原书的内容作了调整。删去了原第十章磁性合金，将原第七章耐热钢和耐热合金缩减为耐热钢；增加了工业纯铁及铸铁两章；对其他各章内容进行了精简，补充了一些新资料。全书体现了冶金类专业教学的特点，着重于钢和铸铁的合金化原理的阐述，并强调了钢的冶金质量问题。

参加本书编写的同志有：北京科技大学 吴承建（第一、二、七、八章），东北工学院 阎振梁（第三章），北京科技大学 章守华（第四章），昆明工学院 樊爱民（第五章），武汉钢铁学院 高庆全（第六章），北京科技大学 杨让（第九章），东北工学院 刘景荣（第十、十一章），北京科技大学 宋沂生（第十二章）。全书由章守华及吴承建担任主编。

编 者

1991年7月

EAC58/10

第一版 前言

本书是按照冶金部所属高等学校金属材料专业“合金钢”课程教学大纲编写的，它是我们多年教学实践的总结。本课程的目的是讲授合金钢中的物理冶金问题，使学生掌握合金钢中成分、组织、性能之间的基本规律，并用它来分析合金钢的化学成分设计、冶炼加工、热处理和使用中的问题。我们认为，这是本专业学生要在合金钢的生产和科研领域中发挥作用所必需具备的基本知识。

为此，本书在内容上作了如下的安排：首先在第一章中综述了钢中合金元素在形成合金相及在相变中的作用。第二章到第十章分别讨论了各类钢种的物理冶金问题，即从每类钢种的使用条件和性能出发，由此提出各钢种必需具有的组织结构，最后分析为了获得这种组织结构所应具有的化学成分及其生产工艺。在第十一章中简述了钢的冶金质量问题，冶金质量是钢材要充分发挥其潜在性能所必需具备的先决条件，本书对其给予了应有的重视。

本书除阐述国外合金钢的科学技术新成就外，也介绍了我国结合国家资源发展合金钢的经验。在讨论上述问题时，我们往往选择具有代表性的典型钢种作为实例。鉴于目前已有几种版本的合金钢手册出版，故本书不去罗列每种钢材的有关技术资料。

参加本书编写的同志有：北京钢铁学院吴承建（第一、七、八章）、东北工学院阎振荣（第二章），北京钢铁学院章守华（第三章），东北工学院刘景荣（第四章），昆明工学院樊爱民（第五章），武汉钢铁学院高庆全（第六章），北京钢铁学院杨让（第九章），北京钢铁学院刘慕怡、吴承建（第十章），北京钢铁学院宋沂生（第十一章）。本书由章守华担任主编，各章内容都经过集体讨论。

在编写过程中曾得到何肇基、代纯如和秦文秀等同志的帮助，特此致谢。

编 者

1980年11月

目 录

第一章 工业纯铁	1
第一节 纯铁中的相变	1
第二节 杂质元素对纯铁时效的影响	1
第三节 纯铁的工业应用举例	8
第二章 钢中的合金元素	10
第一节 铁基固溶体	10
第二节 合金元素与钢中晶体缺陷的相互作用	15
第三节 钢中碳化物形成规律	18
第四节 钢中的氮化物	22
第五节 钢中的硼化物	24
第六节 钢中的金属间化合物	25
第七节 合金元素对铁碳相图的影响	30
第八节 合金元素对钢在加热时转变的影响	31
第九节 合金元素对过冷奥氏体转变的影响	34
第十节 合金元素对淬火钢回火时转变的影响	45
第三章 碳钢及高强度低合金钢	51
第一节 碳钢	51
第二节 高强度低合金钢	56
第三节 高强度低合金钢的合金化	59
第四节 高强度低合金钢按金相组织分类	67
第五节 高强度低合金钢的冶金问题	72
第四章 机械制造用结构钢	77
第一节 结构钢的强度与脆性	77
第二节 结构钢的淬透性	86
第三节 调质钢	100
第四节 在低温回火状态下使用的结构钢	109
第五节 渗碳钢	113
第六节 氮化钢	118
第七节 弹簧钢	123
第八节 易削钢	126
第五章 轴承钢	130
第一节 滚动轴承的工作条件及对轴承钢的要求	130
第二节 轴承钢的冶金质量	132
第三节 轴承钢的控制轧制与控制冷却	141
第四节 轴承钢的热处理	143
第五节 特殊用途的轴承钢	148

第六章 工具钢	151
第一节 碳素及低合金工具钢	151
第二节 高速工具钢	157
第三节 冷作模具钢	171
第四节 热作模具钢	175
第七章 不锈钢耐酸钢	182
第一节 不锈钢耐酸钢的工作条件及对性能的要求	182
第二节 提高钢耐蚀性的途径	184
第三节 不锈钢耐酸钢的化学成分和组织	188
第四节 奥氏体不锈钢的晶间腐蚀	191
第五节 不锈钢的应力腐蚀	192
第六节 不锈钢的点腐蚀	197
第七节 不锈钢耐酸钢的强化与脆化	198
第八节 不锈钢耐酸钢生产工艺特点	202
第九节 不锈钢耐酸钢钢种选择	204
第八章 耐热钢	206
第一节 耐热钢的工作条件及其对性能的要求	206
第二节 铁素体型耐热钢	207
第三节 工业炉用耐热钢	213
第四节 奥氏体耐热钢	215
第五节 耐热钢的冶金特点	220
第九章 超高强度钢	223
第一节 概述	223
第二节 低合金超高强度钢	225
第三节 马氏体时效钢	231
第四节 $HP9Ni-4Co-x$ 钢	238
第十章 铸钢	243
第一节 铸钢的特点及钢中元素的作用	243
第二节 机械结构用低合金铸钢	247
第三节 高锰钢	250
第十一章 铸铁	255
第一节 概述	255
第二节 灰口铸铁	258
第三节 可锻铸铁	263
第四节 球墨铸铁	266
第五节 蠕墨铸铁	273
第六节 合金铸铁	275
第十二章 钢的冶金质量	278
第一节 钢的低倍组织冶金缺陷	278
第二节 钢的断口	286
第三节 热变形钢的显微组织缺陷	291

第一章 工业纯铁

铁是金属中应用最广的元素。以铁为基组成的合金是工业中应用最广的合金。

纯铁的性能及其变化的潜力，在很大程度上取决于其冶炼和加工方法以及微量杂质和合金元素的含量。因此，纯铁也被划分为特殊钢。随着纯度的提高，其中杂质元素含量微小的变化，就会使纯铁的物理和力学性能有显著的变化。用普通冶金方法生产的纯铁有极软钢、无间隙原子钢（又称IF钢）、阿姆科铁、瑞典铁等，此外还有高纯度的电解铁、羰基铁等。由于纯铁具有低强度、高塑性和深冲性能，并且有优良的物理性能，如低电阻率、高导磁率、低矫顽力，因而在工业上有很广泛的用途，可作为深冲用钢、低电阻通讯线用钢和电工用纯铁等。

第一节 纯铁中的相变

铁在加热或冷却过程中不仅有晶型变化，而且有磁性变化。其临界点相应为 A_2 、 A_3 和 A_4 。 A_2 点的温度为 768°C ，是磁性转变点，又称为居里点。在 768°C 以下铁具有铁磁性， 768°C 以上具有顺磁性。 A_3 点的温度为 910°C ，是 $\alpha\text{-Fe} \rightleftharpoons \gamma\text{-Fe}$ 转变点。 A_4 点温度为 1400°C ，是 $\gamma\text{-Fe} \rightleftharpoons \delta\text{-Fe}$ 转变点。随着自高温冷却速度的加快，钢中所有的相变均在纯铁中出现，如图1-1所示。在一般冷速下，纯铁中的奥氏体将发生多型性转变，形成等轴铁素体，随着冷速增加，达到 10^4°C/s ，在 740°C 将发生块型转变，形成块型铁素体。在 640°C 发生贝氏体转变，形成贝氏铁素体。冷速再加大就将发生马氏体转变，当冷速达到 $6 \times 10^4 \sim 1.5 \times 10^5^\circ\text{C/s}$ ，在 540°C 以下将形成板条马氏体；而冷速在 $1.5 \times 10^5 \sim 3.4 \times 10^5^\circ\text{C/s}$ ，在 420°C 以下形成孪晶马氏体。

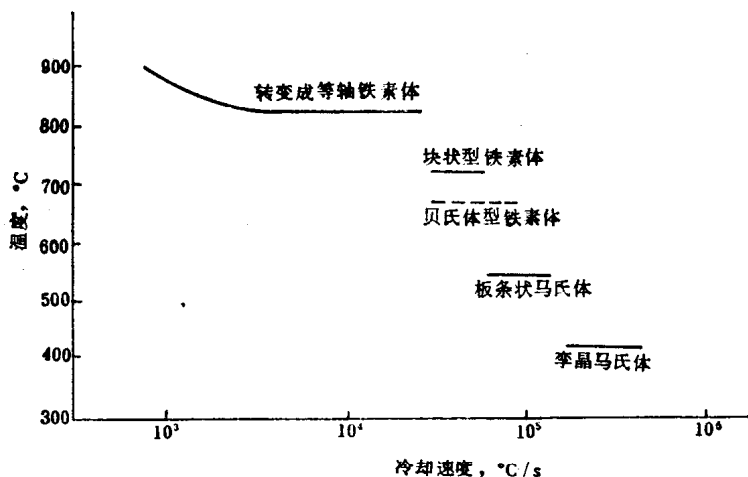


图 1-1 0.01% C 纯铁中在不同冷速下的相变

第二节 杂质元素对纯铁时效的影响

纯铁中杂质元素可分两类。一类是间隙原子，如碳、氮和氢；另一类是代位原子，如锰、铜、磷、硅、铝、硫和氧等。此外还为特殊需要加入微量的钛和铌等。工业用高纯铁

的纯度可达99.99%，各种级别的纯铁规定有不同的杂质元素含量，其化学成分见表1-1。

表 1-1 各种级别纯铁的化学成分(wt%)

纯铁级别	C	Mn	Si	P	S	O	N	Al	Nb	Ni	Cr	Cu
极 软 钢	0.04	0.10	<0.02	<0.02	<0.035	<0.005						
无间隙原子钢	≤0.0024	0.05~0.15	0.01	0.010	0.010	0.003	≤0.0030	0.010~0.065	≤0.017			
电子管纯铁	≤0.025	≤0.035	<0.02	≤0.015	≤0.025	—	—	—	—	≤0.20	≤0.10	≤0.15
阿姆科铁	0.015	0.02	0.01	0.01	0.02	0.15						
瑞典铁	0.03	0.005	0.005	0.002	0.037	—						
电解铁	0.008	0.002	0.007	0.006	0.003	—						
羰基铁	0.02	—	0.01	痕迹	0.004	—						
高纯铁	0.002	0.0004	0.0009	0.00005	0	—	—	—	—	0.0018	0.00027	0.00071

一、 α -Fe中的间隙原子

碳、氮等间隙原子在 α -Fe中存在于八面体间隙中。虽然其四面体间隙的尺寸比较大，但碳、氮原子仍处于八面体间隙中。这是因为八面体间隙是不对称的，在 $\langle 110 \rangle$ 方向有四个次近邻原子，原子间隙比较大；在 $\langle 100 \rangle$ 方向只有两个最近邻原子，所以溶入碳、氮原子后，仅在 $\langle 100 \rangle$ 方向引起较大畸变。总之，间隙原子溶入 α -Fe八面体间隙中，引起的畸变能较小。由于亚稳相在端极固溶体中的溶解度总是大于稳定相在此固溶体中的溶解度，因此， ϵ 碳化物(ϵ -Fe_{2.4}C)在 α -Fe中的溶解度大于渗碳体(Fe₃C)在 α -Fe中的溶解度；而渗碳体在 α -Fe中的溶解度又大于石墨在 α -Fe中的溶解度。石墨、渗碳体和 ϵ 碳化物与铁平衡时，它们分别在 α -Fe中的溶解度如下：

$$\text{石 墨:} \quad \log[C]_{\text{ppm}} = -\frac{5550}{T} + 7.81$$

$$\text{Fe}_3\text{C} \quad : \quad \log[C]_{\text{ppm}} = -\frac{4040}{T} + 6.38$$

$$\epsilon\text{-Fe}_{2.4}\text{C} \quad : \quad \log[C]_{\text{ppm}} = -\frac{1335}{T} + 4.06$$

铁碳相图在铁素体区域的平衡图见图1-2。在723℃共析温度，与渗碳体平衡的 α -Fe中溶解度0.0218%；当温度降低到室温（20℃），溶解度下降到低于0.00005%，即接近于零。

α' -Fe₁₆N₂， γ' -Fe₄N和N₂气与 α -Fe相平衡时，它们分别在 α -Fe中的溶解度如下：

$$\alpha'\text{-Fe}_{16}\text{N}_2 \quad : \quad \text{N}(\text{wt}) = 3.3 \times 10^2 \exp\left(-\frac{41.4}{RT}\right)$$

$$\gamma'\text{-Fe}_4\text{N} \quad : \quad \text{N}(\text{wt}) = 12.3 \exp\left(-\frac{34.7}{RT}\right)$$

$$\text{N}_2 \quad : \quad \text{N}(\text{wt}) = 9.8 \times 10^{-2} \exp\left(-\frac{30.1}{RT}\right)$$

铁氮系铁素体区域的平衡图见图1-3。在585℃与 α -Fe平衡的 γ' -Fe₄N的溶解度为

0.095%；当温度下降到室温（20℃），溶解度下降到低于0.0001%。

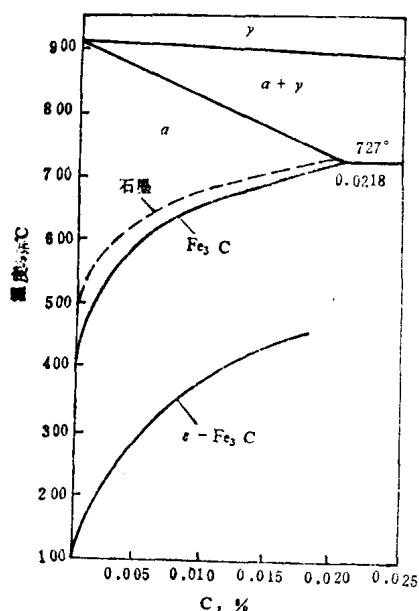


图 1-2 Fe-C, Fe-Fe₃C及Fe-ε-Fe_{2.1}C
相平衡图的一角

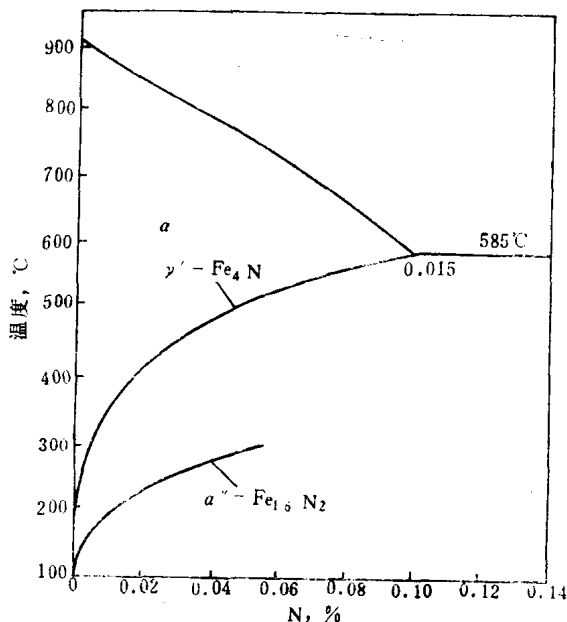


图 1-3 Fe-N₂, Fe-Fe₄N和Fe-Fe₁₆N₄
相平衡图的一角

用内耗法测定了碳和氮在α-Fe中的扩散系数：

$$D_C = 0.02 \exp\left(\frac{80}{RT}\right) \text{ cm}^2/\text{s}$$

$$D_N = 6.6 \times 10^{-3} \exp\left(\frac{76}{RT}\right) \text{ cm}^2/\text{s}$$

由于碳和氮在α-Fe中的含量很低，以及在低温下仍有高的扩散系数，故碳和氮原子易于与晶体中的点缺陷、线缺陷和面缺陷相互作用而产生偏聚。

二、间隙原子的应变时效

纯铁中即使碳和氮的含量低到0.005%，在拉伸时，拉伸曲线上仍将出现由弹性变形到塑性变形的突然转换，出现上、下屈服点，在试样表面出现吕德斯带。在下屈服点应力下，吕德斯带扩展及整个试样。若中断变形，在室温下停留或100~150℃短时间停留后，重新拉伸时，又出现新的屈服点，这就是静态应变时效。若这种屈服点的变化与范性形变同时发生，即为动态应变时效。纯铁中即使碳低到0.002%，氮低到0.001~0.002%水平，也会出现应变时效，而且氮比碳的应变时效敏感性更严重。

柯垂耳首先揭示了碳、氮间隙原子与位错应力场的强相互作用，并驱使碳、氮原子富集于位错周围而形成柯垂耳气团。气团中间隙原子的浓度C等于

$$C = C_0 \exp\left(\frac{U}{RT}\right)$$

式中C₀为基体中平均间隙原子浓度；U为间隙原子与位错应力场的结合能。在变形时，位

错摆脱气团的钉扎作用，这是出现上屈服点的原因。位错此后在低应力下运动，即出现下屈服点。当室温下纯铁经变形后，在室温到150℃温度范围停留，此时间隙原子有足够的扩散速度偏聚于位错而重新建立起柯垂耳气团，于是位错再度被钉扎，在室温拉伸中引起屈服强度增加，又出现上屈服点，这就是静态应变时效。

动态应变时效出现在形变过程中，它具有以下的特征：①伴随有高的加工硬化速率，②应变速率增大，流变应力减小，③应力—应变曲线呈锯齿状，④当在给定的拉伸应变量以恒定的应变速率下，纯铁的硬度与温度的关系曲线上有一个极大值。图1-4为0.03% C的沸腾钢产生静态应变时效和动态应变时效的比较。由图可看到，在初次形变卸载时，虽然在200℃的应变比在室温的预应变小，但动态应变时效使钢强化更为有效。这种加工硬化增大的原因，是由于在动态应变时效温度200℃下，当位错脱钉后，新生的位错又重新建立起柯垂耳气团，位错很快又被钉扎，要使形变继续发生，必须产生新的位错。因此，在同样的应变下，在动态应变时效条件下，位错密度要高于在非动态应变时效温度范围的位错密度。图1-5所示为在相同的应变速率 $3.3 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ 时，0.03% C沸腾钢在200℃和25℃条件下应变 ϵ 对位错密度 N 的影响。200℃正是在纯铁的动态应变时效温度范围，而

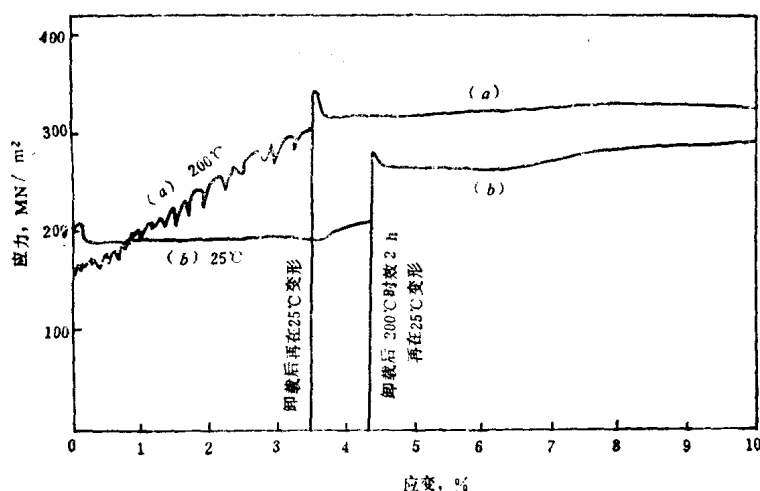


图 1-4 0.03% C沸腾钢的动态应变时效 (a) 和200℃静态应变时效 (b)

25℃低于动态应变时效温度范围。应变时效的结果，纯铁的塑性和断裂韧性降低，韧脆转化温度升高。这种韧性的损失量正比于纯铁中间隙原子的浓度，但不妨碍应变时效作为一种强化机制。

改善纯铁的应变时效，可进一步降低纯铁中的碳、氮含量。最新的炼钢工艺能够很方便地把碳含量降低到0.002%以下。若进一步添加强碳化物和强氮化物形成元素，如钛、铌等，纯铁中微量碳和氮便与之结合，使固溶的碳和氮原子呈现完全固定状态。因此为了完全消除纯铁的应变时效，必须添加足够的、与碳、氮含量相对应的钛或铌等。TiN的化学计量比 $\text{Ti}:\text{N} > 3.4$ 。当 $\text{Ti}:\text{N} < 4$ 时，TiN粒子细小；当超过此限时，TiN粒子粗化。当 $\text{Ti}:\text{N} = 8$ 时，保证有足够的钛存在，可以消除所有的间隙原子，如氮、碳和硫等，从而产生无间隙原子的铁素体。

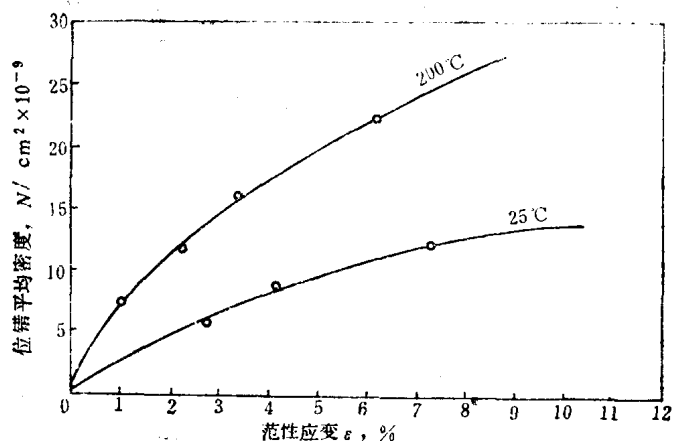


图 1-5 0.03% C 沸腾钢在 $3.3 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ 应变条件下, 不同变形温度时平均位错密度 N 与应变 ϵ 的关系

三、间隙原子的淬火时效

α -Fe 在 700°C 可溶解 0.02% C, 在 500°C 可溶解 0.095% N。由这两个温度淬火后, 可获得碳或氮在铁素体中的过饱和固溶体。在室温下由于间隙原子扩散快, 将产生脱溶沉淀。碳、氮析出相的形貌与在基体中引起的应变能有关。为降低应变能, 析出相形成片状或针状。因立方系金属 (除铝外) 在 $\langle 100 \rangle$ 方向的弹性模量最小, 故在低温下时效, 析出相常以盘状沉淀在基体的 $\{100\}$ 面上。

碳在 α -Fe 中的过饱和固溶体在室温到 300°C 间将脱溶分解, 析出铁的碳化物, 这种时效过程包括两个阶段: 200°C 以下为时效的第一阶段, 析出相为介稳的密排六方的 ϵ - $\text{Fe}_{2.4}\text{C}$ 。它与 α 相的取向关系为:

$$(101)_\alpha // (101)_\epsilon$$

$$(001)_\alpha // (001)_\epsilon$$

$$[100]_\alpha // [110]_\epsilon$$

ϵ - $\text{Fe}_{2.4}\text{C}$ 开始析出时沿 α 相 $\langle 100 \rangle_\alpha$ 方向以平行针状生长, 接着在 α 相的 $\{100\}_\alpha$ 面聚集呈盘状。低温下 ϵ - $\text{Fe}_{2.4}\text{C}$ 在 α 相中普遍形核, 而在 $150 \sim 200^\circ\text{C}$ 范围选择在位错上形核。高于 200°C 析出正交晶系的 Fe_3C 为时效第二阶段。 Fe_3C 初始析出也呈针状, 但在 α 相的 $\{110\}_\alpha$ 。

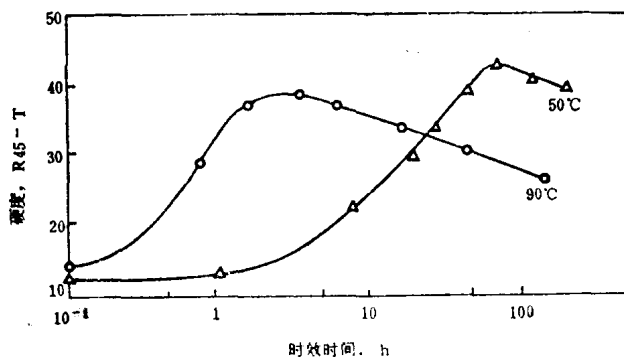


图 1-6 Fe-0.015% C 合金在 50°C 和 90°C 时效时硬度的变化

面上, Fe_3C 的 b 轴 $[010]_{\text{Fe}_3\text{C}}$ 沿着 Fe_3C 针长度方向与 α 相的 $[111]_\alpha$ 方向平行, 每个单针直径为 $3.5 \sim 5.0 \text{ nm}$ 。 Fe_3C 由 $5 \sim 7$ 单针组成, 逐渐生长成树枝状, 继续时效生长成颗粒状。由 $\epsilon\text{-Fe}_{2.4}\text{C}$ 向 Fe_3C 转变时, Fe_3C 在 $\epsilon\text{-Fe}_{2.4}\text{C}/\alpha$ 相界面形核, 并伴随有介稳相 $\epsilon\text{-Fe}_{2.4}\text{C}$ 的溶解。

伴随着时效的进行, Fe-C 系 α 相中性能将发生变化, 电阻率下降、硬度上升。图1-6为 $\text{Fe-0.015\%C}$ 合金在 50°C 和 90°C 时效时硬度的变化曲线。由于介稳碳化物 $\epsilon\text{-Fe}_{2.4}\text{C}$ 析出并与基体共格, 硬度曲线上出现峰值。 50°C 时效 60h 出现硬度峰值; 90°C 时效在 2h 达到硬度峰值。

另外, 由于 α 相中可溶解 $0.095\%\text{N}$, 因而在固溶和时效后, 可得到高体积分数的氮化物析出相。 Fe-N 系的时效过程也具有两个阶段, 在 200°C 以下是析出介稳相 $\alpha''\text{-Fe}_{16}\text{N}_2$, 具有体心四方点阵, 它既可以在 α 相基体中均匀形核, 也可以在位错形核。 $\alpha''\text{-Fe}_{16}\text{N}_2$ 在 α 相 $\{100\}_\alpha$ 面析出, 呈盘状, 且具有 $(100)_{\alpha''} \parallel (100)_\alpha$ 。 $\alpha''\text{-Fe}_{16}\text{N}_2$ 以盘状析出在 α 相 $\{100\}_\alpha$ 面上是为了降低析出相引起的应变能。在 200°C 以上由介稳氮化物 $\alpha''\text{-Fe}_{16}\text{N}_2$ 转变为有序的 $\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$, 具有面心立方点阵, 析出相形貌呈片状, 具有 $\{112\}_{\gamma'} \parallel \{210\}_\alpha$ 的取向关系。

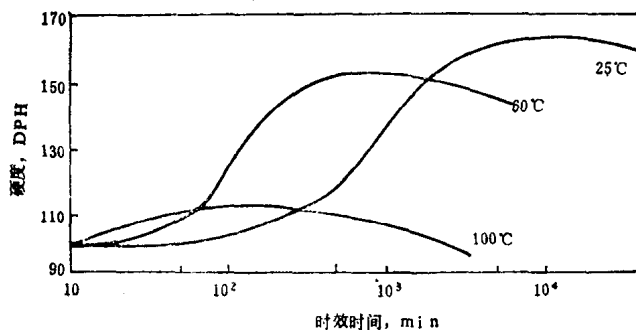


图 1-7 $\text{Fe-0.02\%N}$ 合金经 500°C 固溶后在 25°C 、 60°C 和 100°C 时效硬度的变化

Fe-N 系合金时效时将发生电阻下降, 硬度上升。图1-7所示为 $\text{Fe-0.02\%N}$ 合金经 500°C 固溶后, 在 25°C 、 60°C 和 100°C 时效不同时间, 其硬度的变化。由于析出 $\alpha''\text{-Fe}_{16}\text{N}_2$ 而出现硬度升高, 并且出现硬度峰值。与 Fe-C 系相似, 时效温度低则出现硬度峰值时间长, 而且硬度峰值高。

四、杂质原子在纯铁中的晶界偏聚

杂质原子在铁基固溶体中将在各种界面间发生重新分配, 这些界面包括外表面, 晶界和相界等, 杂质原子将在晶界上偏聚。纯铁中的杂质如硫、磷、碳、氮、硼、锡、碲、铈和铋等, 将发生强烈的晶界偏聚。对实用材料来讲, 晶界偏聚远比外表面偏聚来得重要, 因为它强烈影响晶界的强化。这种影响表现在溶质原子对霍尔—佩奇公式中晶界对强度贡献有关的系数 k 上。公式:

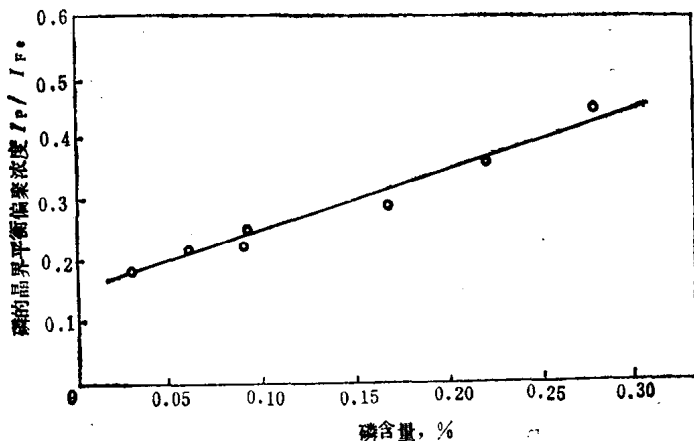
$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2}$$

式中 d 为平均晶粒尺寸; σ_0 为常数。溶质元素对系数 k 的影响见表2-2。微量碳、氮及磷极大地增加 k 值, 镍和硅增大 k 值, 而铬对 k 值无影响。这表明溶质原子的晶界偏聚使晶界强化, 降低了晶界作为位错源的能力。

表 2-2 溶质原子对霍尔—佩奇公式中系数 k 的影响(295K)

合	金	$k(\text{MPa}/\text{mm}^{-1/2})$
	Fe	5.45 ± 0.83
	Fe—1.5Cr	5.45 ± 0.83
	Fe—1.5Ni	9.65 ± 2.48
	Fe—3Ni	15.6 ± 2.56
	Fe—3Si	9.45 ± 1.45
	Fe(含C,N)	18.02 ± 1.24
	Fe—0.09P	26.9
	Fe—0.13P	27.5

随着 α 相中杂质元素含量的增加, 不仅其在晶界平衡偏聚浓度增高, 而且杂质元素在晶界的化学状态也将发生改变。在Fe-P合金中, 随着磷含量由微量逐渐增加, 在晶界磷的平衡偏聚浓度也增加, 见图1-8。磷在晶界的平衡偏聚浓度将影响磷在晶界的化学状态。用X光电子谱研究磷在晶界的化学状态表明, 当磷的晶界偏聚浓度较低时, 晶界磷原子处于固溶状态; 当晶界磷的偏聚浓度较高时, 晶界磷原子处于类似 Fe_3P 中磷原子的化学状态, 即磷原子与铁原子之间存在着结合状态。这种杂质元素结合状态的变化将对晶界的强化和脆化产生强烈的影响。

图 1-8 在 α -Fe中, 磷含量对磷在晶界平衡偏聚浓度的影响(I_P —磷的俄歇峰高, I_{Fe} —铁的俄歇峰高)

五、铁基固溶体中代位原子的脱溶

铜在 α -Fe中有限溶解, 并且不形成金属间化合物。铜在851℃在 α -Fe中最大固溶度为2.1%, 随温度下降, 铜在 α -Fe中的溶解度急剧减小, 在室温的可溶解0.2%铜。当铜在高温 α 相中固溶后淬火, 将形成铜在 α 相中的过饱和固溶体, 然后在低温下铜原子能扩散的温度下时效(如在500℃), 铜原子将在 α 固溶体中形成球形富铜原子团, 它具有体心立方点阵, 与 α 相保持共格, 可测到的最小富铜原子团的直径为0.8nm。在Fe-1.4%Cu合金中, 每毫升体积中有 10^{28} 个铜原子团。原子团长大到2.4nm时, 合金具有最高的强度。在沉淀初期, 富铜原子团含有50%铁原子, 随着原子团长大, 铜原子含量增高, 长大到5nm时, 富铜原子团由体心立方点阵改组成面心立方点阵, 并与基体失去共格关系, 此时出现平衡态的铜粒子, 达到过时效阶段。

第三节 纯铁的工业应用举例

一、电工用纯铁

铁的物理性能使纯铁在电工技术中得到广泛应用。纯铁是铁磁性物质，具有很高的磁化率 κ 值，磁导率 μ 值可达数万，并且随着磁场强度的变化而改变。另外，纯铁还具有低的矫顽力 H_c 值，可以做为软磁材料应用。电工用工业纯铁按用途可分为四种，即电工合金原料纯铁、电磁纯铁、电子管纯铁和特殊用途纯铁，它们可用于制造电器、通讯器材、仪表的电磁元件、电子管零件等，以及用于其他尖端技术，如高能加速器主磁铁等。极软钢由于电阻率低，可用于制造通讯线用镀锌钢丝。

对于电磁元件，要求只有在外磁场作用下才显示出磁性，去掉外磁场后不再显示磁性，即要求纯铁在外磁场作用下有高的初始磁导率，低的矫顽力。这些性能与纯铁的纯度密切相关。杂质元素的存在，第二相的存在，时效过程等都恶化其磁性。另外还与纯铁的组织有关，要求有均匀的粗晶组织。

通过高温氢气处理可以进一步改善纯铁的磁性。纯铁在高温下退火，用高纯度氢气保护，可以使纯铁中的硫化物、氮化物和碳化物分解，硫、氮和碳从中逸出，被保护气体带走。同时高温下氢可以除去溶解于纯铁的微量氧和 FeO 、 MnO 中的氧，使纯铁杂质减少，纯度进一步提高。

一般工业纯铁的初始磁导率 μ_0 约250Gs/Oe，矫顽力 H_c 约0.89Oe；电解铁的 μ_0 约600Gs/Oe， H_c 约0.35Oe，高纯铁（C：0.005%，O：0.003%，高温氢气处理）的 μ_0 约6000Gs/Oe， H_c 约0.05Oe。由于工业纯铁的电阻率低，约 $0.1\Omega\cdot\text{cm}^2/\text{m}$ ，在交流电情况下反复磁化的结果，使涡流损耗值很大，故纯铁常用于直流电情况下。

二、深冲用钢

极软钢由于具有低的屈服强度，高的延伸率和塑性应变比 R 值，故可用做深冲级钢。板材的冲压成型性与其基本性能有密切的关系。当屈服强度 σ_s 值低时，材料易屈服，成型后回弹小，贴模性好，定形性好；当屈强比 σ_s/σ_b 低时，材料由屈服到断裂的塑性变形阶段长，有利于冲压成型，不易破裂。延伸率（包括均匀延伸率和总延伸率）越大，则板材允许的塑性变形程度也大，抗破裂性好。塑性应变比 R 值的定义为 $R = \frac{\epsilon_b}{\epsilon_t}$ ，其中 ϵ_b 为单

向拉伸试样的宽度变化， ϵ_t 为单向拉伸时试样厚度变化。 $\bar{R} = \frac{1}{4}(R_0 + 2R_{45} + R_{90})$ ，式中

R_0 为拉伸试样与板轧向平行， R_{45} 为拉伸试样与轧向成 45° ， R_{90} 为拉伸试样与轧向成 90° ，当 $\bar{R}$ 值越大，应变分布越均匀，提高了材料的深冲成型性。极软钢的铁素体晶粒度对深冲性能有较大的影响，一般在轧制后采取退火处理，以得到较粗大的铁素体晶粒。

一般极软钢经退火处理后有较低的屈服强度， σ_s 在 $180\sim 200\text{MN}/\text{m}^2$ ，延伸率 $\delta = 30\sim 40\%$ ，而且具有较粗的铁素体晶粒。为了适应在连续退火生产线上生产深冲钢板，提高其深冲性能，常通过添加碳化物和氮化物形成元素钛和铌等，它们与固溶的碳和氮结合，形成稳定的碳化物和氮化物，大大减少了固溶的间隙原子，成为无间隙原子状态，这种钢称为无间隙原子钢，或IF钢，为此必须加入足够的钛和铌。由于炉外精炼工艺的发展，可将碳含量降低到0.002%的超低碳状态，因此生产无间隙原子钢所需的钛或铌的加

入量可大大降低。加入钛或铌而生产的无间隙原子钢进一步降低了钢的屈服强度, 由 200MN/m^2 降低到低于 150MN/m^2 , 提高了延伸率, 达到50%左右, 并且具有连续屈服行为, 完全消除了应变时效。由于加入足够量的钛或铌, 能形成较粗大的氮化物粒子, 不会抑制铁素体晶粒的长大, 因而在连续退火生产线上, 虽然退火时间短, 约1分钟, 也不会抑制铁素体晶粒长大。用无间隙原子钢代替极软钢, 由于其性能全面改善, 更有利于深冲, 这样可从根本上消除了应用极软钢 ($0.03\sim 0.06\% \text{C}$) 产生的冲裂现象, 同时还提高了生产率和改善产品质量。

主要参考文献

- [1] Leslie W. C., *The Physical Metallurgy of Steels*, Mc Graw-Hill Book Company, 1981.
- [2] Honeycombe RWK, *Steels — Microstructure and Properties*, Edward Arnold Ltd, 1981.
- [3] 特殊钢, 第一分册, 中国工业出版社, 1965年.

第二章 钢中的合金元素

在纯铁和碳钢中加入合金元素能改变其使用性能和工艺性能，从而使它们得到原来所不能具备的、优良的或特殊的性质。如合金钢具有较好的强度和韧性的配合；或高的低温韧性；或高温下有较高的硬度、强度及抗氧化性；或具有良好的耐蚀性；良好的工艺性能，如热塑性、冷变形性、淬透性及可焊性等等。这主要是由于合金元素的加入改变了铁和钢的内部组织结构的缘故。合金元素加入铁和钢，产生了异类原子之间的相互作用，如合金元素与铁、碳及合金元素之间的相互作用，改变了铁和钢中各相的相对稳定性，并产生了许多稳定的新相，从而改变了原有的组织或形成新的组织。

合金元素与铁、碳及合金元素之间的相互作用是合金内部相、组织和结构变化的基础。而这些元素之间在原子结构、原子尺寸及晶体点阵之间的差异，则是产生这种作用的根源。目前钢中常用的合金元素有十几个，分属于元素周期表中不同周期。

第2周期：B、C、N；

第3周期：Al、Si、P、S；

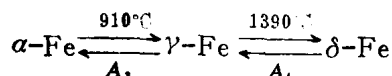
第4周期：Ti、V、Cr、Mn、Co、Ni、Cu；

第5周期：Y、Zr、Nb、Mo；

第6周期：La族、Ta、W。

第一节 铁基固溶体

铁在加热和冷却过程中产生如下的多型性转变：



钢中的合金元素对 $\alpha\text{-Fe}$ 、 $\gamma\text{-Fe}$ 和 $\delta\text{-Fe}$ 的相对稳定性及多型性转变温度 A_3 和 A_4 均有极大的影响。对于那些在 $\gamma\text{-Fe}$ 中有较大的溶解度，并稳定 $\gamma\text{-Fe}$ 的合金元素，称为奥氏体形成元素；在 $\alpha\text{-Fe}$ 中有较大的溶解度，使 $\gamma\text{-Fe}$ 不稳定的合金元素，称为铁素体形成元素。它们对铁的多型性转变影响的特点如下：

(1) 使 A_3 温度降低， A_4 温度升高。这类是扩大 γ 相区的奥氏体形成元素，它包括以下两种情况：

开启 γ 相区：如锰、钴和镍与 $\gamma\text{-Fe}$ 可以无限固溶，使 γ 相区存在的温度范围变宽，与 $\gamma\text{-Fe}$ 无限溶解，使 δ 和 α 相区缩小。这些奥氏体形成元素如镍，本身就具有面心立方点阵，而锰和钴的多型性转变中，在一定温度范围内存在着面心立方点阵。这种类型的相图如图2-1所示。

扩大 γ 相区：如碳、氮、铜等元素，它们虽然使 γ 相区扩大，但与 $\gamma\text{-Fe}$ 是有限溶解，碳和氮与铁形成间隙固溶体，铜形成代位固溶体。这些元素也是属于奥氏体形成元素。这种类型的相图如图2-2所示。

(2) 使 A_3 温度升高， A_4 温度降低。这类是缩小 γ 相区的铁素体形成元素，它也包