

钢铁材料学

[日] 荒木 透 主编
金子秀夫
简光沂 译

北京冶金研究所

71.2221
386
C.2

钢 铁 材 料 学

〔日〕荒木透 主编
金子秀夫
简光沂 译
康振川、万永 校

31554/22

北京冶金研究所

1977.12. 北京 -

编 者 按

《钢铁材料学》一书系日本荒木透、金子秀夫等人主编，分别由金尾正雄、中村正久和布村成具等人执笔撰写的。该书列为《钢铁工学讲座》之七（1975年10月初版）发行。

本书主要介绍了钢铁材料的物理冶金学和材料学。这些内容对于从事钢铁材料的制造加工技术人员、研究人员及钢铁材料的使用者颇为有用。该书是在日本大学讲义的基础上增添了新的资料编写而成的。叙述简明扼要，通俗易懂，故对于理工科大学教师和学生亦有较大的参考价值。

钢 铁 材 料 学

〔日〕荒木透 主编
金子秀夫
简光沂 译

*

开本 $787 \times 1092 \frac{1}{32}$ • 插页 • 字数 200 千字

北京冶金研究所

目 录

1. 钢铁材料学基础	(1)
1.1 纯铁	(1)
1.1.1 晶体结构的转变	(1)
1.1.2 物理性质	(2)
1.1.3 晶格缺陷和晶界	(4)
1.2 含有置换型固溶元素的铁合金	(14)
1.2.1 休谟-饶塞里定律	(14)
1.2.2 铁基二元合金的平衡状态图	(16)
1.2.3 铁基三元合金的状态图	(20)
1.3 含有间隙型固溶元素的铁基合金	(21)
1.3.1 间隙型固溶元素及其在钢中的地位	(21)
1.3.2 铁碳二元合金及其状态图和平衡组织	(22)
1.3.3 第三组元对铁碳系平衡图的影响	(25)
1.3.4 铁氮、铁氢二元合金及其平衡状态图	(25)
1.4 碳化物	(27)
1.4.1 渗碳体	(27)
1.4.2 特殊碳化物	(28)
1.5 钢铁的相变和析出	(29)
1.5.1 连续冷却时的奥氏体的转变	(29)
1.5.2 马氏体转变	(31)
1.5.3 等温转变	(34)
1.5.4 马氏体回火	(37)
1.5.5 碳化物的析出	(39)
1.5.6 金属和金属间化合物的析出硬化	(43)
1.6 加工硬化、回复和再结晶	(48)
2. 钢铁的机械性能	(53)

2.1 钢铁的弹性性能	(54)
2.1.1 弹性范围内的变形和弹性模量	(54)
2.1.2 影响弹性系数的各种因素	(59)
2.2 钢铁的屈服和塑性变形	(61)
2.2.1 钢铁的屈服强度	(63)
2.2.2 温度和变形速度对钢铁屈服强度的影响	(71)
2.2.3 钢铁的应变硬化	(77)
2.3 钢铁的断裂	(79)
2.3.1 延性断裂	(79)
2.3.2 脆性断裂	(83)
2.3.3 冲击断裂	(98)
2.3.4 疲劳断裂	(107)
2.3.5 应力腐蚀断裂	(113)
2.3.6 蠕变断裂	(115)
2.3.7 磨损	(126)
2.4 钢铁的脆性	(130)
2.4.1 回火脆性	(130)
2.4.2 热脆性	(133)
3. 钢铁材料的不均匀性和缺陷	(142)
3.1 概述	(142)
3.2 杂质元素	(142)
3.3 非金属夹杂	(144)
3.3.1 非金属夹杂	(144)
3.3.2 非金属夹杂对钢铁各种性能的影响	(145)
3.4 钢锭的不均匀性	(148)
3.4.1 镇静钢	(148)
3.4.2 沸腾钢	(149)
3.5 钢材的不均匀性	(149)
4. 结构钢的组织 and 韧性	(151)
4.1 铁素体·珠光体组织	(151)

4.2	淬火回火组织	(154)
4.2.1	实用钢的分类	(154)
4.2.2	淬火回火组织的强化因素	(155)
4.2.3	淬火回火组织的韧性和疲劳性能	(157)
4.2.4	立方晶体的马氏体时效组织	(159)
4.3	贝氏体组织	(161)
5.	焊接结构钢	(166)
5.1	普通结构用轧材	(166)
5.2	焊接结构用高强度钢	(166)
5.2.1	焊接结构用高强度钢	(166)
5.2.2	可焊性	(169)
5.2.3	高强度钢的种类	(172)
5.3	耐大气腐蚀钢	(182)
5.3.1	耐大气腐蚀钢	(182)
5.3.2	耐大气腐蚀钢的种类	(183)
5.4	低温用钢	(184)
5.4.1	概述	(184)
5.4.2	低温用 Al 镇静钢	(187)
5.4.3	调质型高强度钢	(188)
5.4.4	低镍钢	(188)
5.4.5	9% Ni 钢	(189)
5.4.6	低温用奥氏体不锈钢	(191)
5.5	超高强度钢	(192)
5.5.1	超高强度钢的发展和分类	(192)
5.5.2	对超高强度钢要求的性能	(195)
5.5.3	中碳低合金超高强度钢	(195)
5.5.4	中合金超高强度钢	(196)
5.5.5	高合金超高强度钢	(196)
6.	机械结构用钢	(200)
6.1	机械结构用碳钢	(200)

6.2	机械结构用低合金钢	(207)
6.3	保证淬透性的结构用钢材	(214)
7.	不锈钢和耐热钢	(218)
7.1	不锈钢	(218)
7.1.1	抗氧化性和耐酸性	(218)
7.1.2	马氏体系不锈钢	(221)
7.1.3	铁素体系不锈钢	(227)
7.1.4	奥氏体系不锈钢	(231)
7.1.5	沉淀硬化型不锈钢	(240)
7.1.6	双相不锈钢	(243)
7.2	耐热钢	(244)
7.2.1	概述	(244)
7.2.2	低合金耐热钢	(245)
7.2.3	高铬耐热钢	(248)
7.2.4	奥氏体系耐热钢	(250)
7.2.5	高温合金	(252)
8.	特殊用途钢	(260)
8.1	工具钢	(260)
8.1.1	概述	(260)
8.1.2	碳素工具钢	(261)
8.1.3	合金工具钢	(261)
8.1.4	高速工具钢	(267)
8.2	轴承钢	(268)
8.3	弹簧钢	(271)
8.3.1	概述	(271)
8.3.2	热成形弹簧钢	(273)
8.3.3	冷加工弹簧钢	(276)
8.4	易切削钢	(282)
8.4.1	概述	(282)

8.4.2	含硫易切削钢.....	(284)
8.4.3	含铅易切削钢.....	(285)
8.4.4	钙脱氧钢.....	(286)

索引(略)

1. 钢铁材料学基础

1.1 纯 铁

1.1.1 晶体结构和转变

看一看熔融的纯铁自然冷却时温度和时间关系曲线,就能发现除了 1536°C 的凝固点外还有约在 1400°C 、 710°C 和 770°C 的停留点。这是因为一旦产生同素异晶转变冷却时放热,加热时吸热造成的。

在 1400°C 的停留点上,晶体结构在冷却时体心立方晶格(图 1.1. a)变成面心立方晶格(图 1.1. b)。人们把它叫做 A_4 转变。在 910°C ,再从面心立方晶格转变为体心立方晶格,这叫做 A_2 转变,在 1400°C 以上稳定的体心立方结构的铁叫做 δ 铁,在 $1400\sim 910^{\circ}\text{C}$ 稳定的面心立方结构的铁叫做 γ 铁,而在 910°C 以下稳定的体心立方结构的铁叫做 α 铁。其中 δ 铁和 α 铁本质上是相同的。

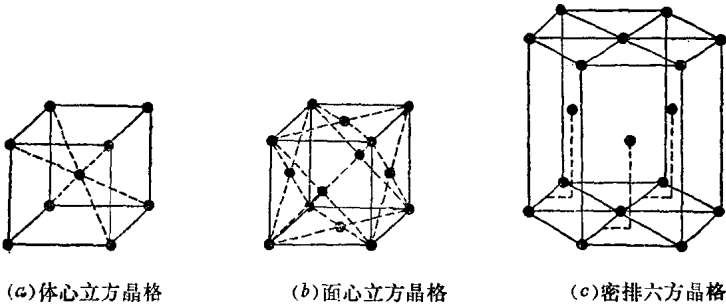


图 1.1 晶体点阵

在 770°C 左右的变化是 α 铁的磁性转变,也就是居里点,从高温下的顺磁性向低温下的铁磁性转变,这叫做 A_2 转变,但过去把这种磁性转变同相变混淆了,把 A_2 转变点以上的 α 铁叫做 β 铁。另外,在铁同碳的合金即钢中还存在着 A_0 和 A_1 两个转变点。 A_0 转变点是渗碳体(Fe_3C)的磁性转变, A_1 是珠光体转变,在纯铁中是不存在的。

这些转变点可用热膨胀测量、热分析、磁性测量、组织变化等方法测量，但在加热时测量同冷却时测量的数值相差很大。分别把加热时测出的转变点和冷却时测出的转变点叫做 A_c 点和 A_r 点，以示区别， A 下角的 c 字系法语的 *chauffage* 和 r 是 *refroidissement* 的字头。

存在 A_3 转变点，亦即 A_3 以上的高温下面心立方结构的 γ 铁是稳定的，在 A_3 以下的低温下体心立方结构的 α 铁是稳定的，这对于实用上都起着非常重要的作用，但从热力学角度讲一般是很难出现的现象。体心立方结构并不是像面心立方和密排立方结构那样的原子密排结构。而是较松的结构。而且，随着高温下原子热运动的加剧，体心立方结构的振动熵增大，因此，由于熵项增大，下式的自由能(G)降低，体心立方结构往往变得稳定。

$$G = H - TS$$

事实上，即使在 Fe 的场合下 A_4 转变时 也同其它许多金属的场合一样，低温侧的相也应是密排结构的。

Fe 的这种反常性质被认为是铁合金具有磁性的原因⁽¹⁾。

如果在纯铁上施加 130 千巴以上的高压，则如图 1.2⁽²⁾所示那样，就将从 α 铁变成密排六方晶格(图 1.1.c)的 ϵ 铁。由 Fe-Ru 合金相密排立方的晶格常数外推到 100%Fe 的晶格常数，便得到 $a = 2.54 \text{ \AA}$ ， $c = 4.10 \text{ \AA}$ ⁽³⁾。随合金的不同，这种相在大气压下也存在，例如在层错能低的高锰钢和 Cr-Ni 不锈钢进行低温处理和加工等情况下就存在这种相。

1.1.2 物理性质

图 1.3~1.5 上示出了温度对纯铁比热⁽⁴⁾、晶格常数⁽⁵⁾、自扩散系数的影响。由这些图亦可看出， δ 铁的性质处在 α 铁的延长线上， δ 铁同 α 铁本质上是一样的。值得注意的事实是，面心立方结构的 γ 铁的自扩散系数显著比体心立方结构的 α 铁和 δ 铁小。前述之吉布斯(Gibbs)自由能 G 也是根据等压比热 $[C]_p$ 的实测值由下式计算的：

$$G = H_0 + \int_0^T [C]_p dT - T \int_0^T \frac{[C]_p}{T} dT$$

虽然比热是一个重要的性质，但是由图 1.3 所见，磁性对比热有很大

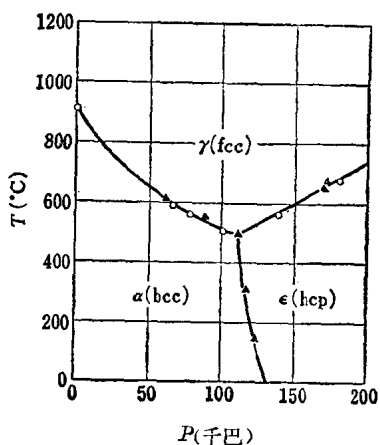


图 1.2 压力对 Fe A_3 点的影响

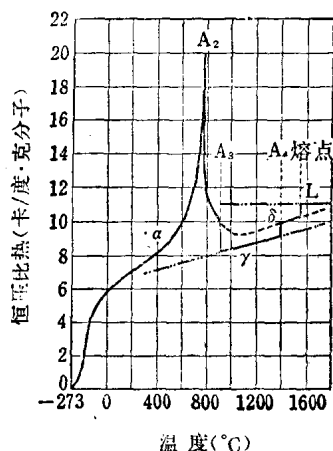


图 1.3 纯铁的比热曲线

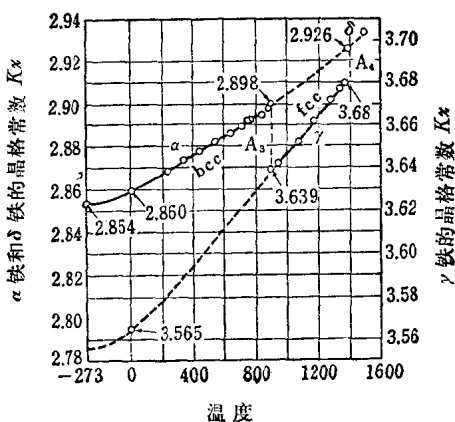


图 1.4 纯铁的晶格常数

影响。磁性转变对自扩散系数和电阻也有影响。

由于铁熔点高，含有 C、N 等间隙型固溶元素，故难以获得高的纯度。

1.1.3 晶格缺陷和晶界^{7)~11)}

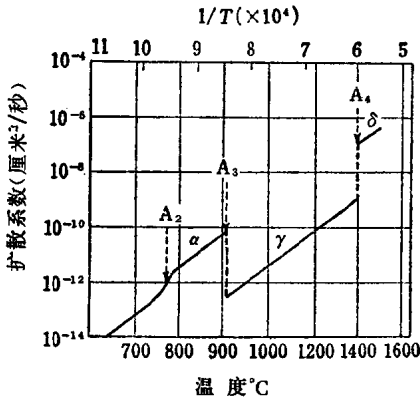


图 1.5 纯铁的自扩散系数

人们把它叫做亚晶界。再者,即使在单晶内或在多晶体的一个晶粒内,实际存在的晶体的原子排列决不是象原子规整的排列在结点上那样完整,而是包含着种种紊乱的。人们把偏离这种完整性的区域叫做晶格缺陷。对组织敏感的性质,例如机械性能和扩散等现象若不考虑到晶格缺陷是不可能理解的。这种晶格缺陷可分成点缺陷、线缺陷和面缺陷三类。在此,对这些晶格缺陷和晶界只作一简要说明,要详细了解有许多专著可供参考。

(1) 点缺陷

图 1.7 上示出各种点缺陷。原子从晶格结点离开的地方叫做原子空位或简称空位。又把进入晶格结点和晶格结点之间的原子叫做间隙原子。存在不同种类的合金元素或杂质原子时,若其原子之大小比晶格间距小则有可能进入晶格之间。而且如果这些原子大体与点阵上的原子有相同的大小的话可置换阵点上的原子进入晶体点阵。人们把前者叫做间隙型固溶体,把后者叫做置换型固溶体。有人把杂质原子列为点缺陷。

由于空位同原子的扩散有关,所以很重要。亦即,通过空位旁边的原子依次移到晶体中的空位来进行原子的移动。由空位形成引起的能量增加为由空位的形成带来的熵增加所抵消,所以自由能没有增加。

本书所论述的所有实用钢都不是单晶,而是多晶。亦即是许多细小的单晶各自沿着任意方向生长,互相接触而形成了交界。人们把这一交界叫做晶界。图 1.6 为其示例。而且依情况而定,在一个晶粒之中还存在着晶粒取向彼此稍有差异的分界,

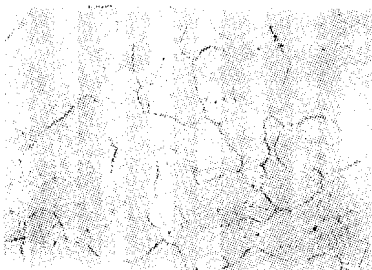


图 1.6 多晶铁素体($\times 200$)

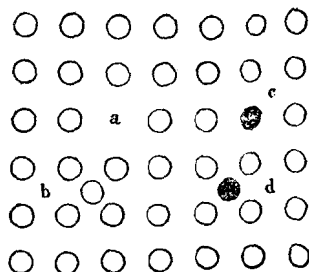


图 1.7 各种点缺陷

a : 原子空位, b : 晶格间原子, c : 置换型杂质原子, d : 间隙型杂质原子

因此, 空位不同于后述的位错等晶格缺陷, 它是在热平衡下稳定的缺陷。

热平衡状态具有的空位数 n 可由下式给出,

$$n = N \exp\left(-\frac{E}{kT}\right)$$

式中, N 是理想晶体中的原子数, k 是波尔兹曼常数, T 是绝对温度, E 是空位形成的能量。这样一来, 温度一升高空位密度便显著增加。在高温下的各种现象, 例如扩散、析出、蠕变、回复等现象中, 空位都起着重要的作用。

在不同情况下能形成热平衡浓度以上的空位(一般讲是点缺陷)。例如, 如果从高温进行急冷, 则在高温下处于平衡浓度的空位便依旧被冻结, 若在很低的温度保持便得到过饱和空位。如果进行塑性变形, 由于下面将要谈到的位错运动, 位错相互交割, 这种割阶运动产生许多点缺陷, 在某种程度上, 由于变形温度低, 这些点缺陷不被消除而过饱和地残存下来。作为一种特殊的情况, 若将高能放射线照射到金属上, 晶格结点的原子就被撞击出来, 成为间隙原子, 原位上只剩下空位。

这种过剩的空位在常温或稍高的温度下随时间的推移而消失。

溶质原子也被认为是一种点缺陷, 溶质原子同空位结合时的总能

量比脱离时的低，故存在着相互作用。因此，它对析出硬化型合金的低温时效和溶质原子的扩散等予以强烈的影响。

(2) 线缺陷

图 1.8 是仔细将钢切成薄片后用砂纸、化学药品、电解等方法磨成极薄的薄膜，再在电子显微镜下将电子束穿透薄膜，利用衍射现象观察其组织的照片(把它叫做透射电子显微镜观察)。在照片上呈线状出现的就是所谓位错的线状晶体缺陷。在图 1.9 上可以看到在冷塑性变形的钢的组织中由于位错大量增殖而构成的位错网。图 1.10 是钢的淬火组织，同样地位错密度非常高。因此，位错对于金属的塑性和强度等机械性能来说，是非常重要的晶体缺陷，位错密度在退火很好的晶体内为 $10^6 \sim 10^8/\text{cm}^2$ ，在冷加工状态下约为 $10^{10} \sim 10^{12}/\text{cm}^2$ 。



图 1.8 铁素体中的位错($\times 40000$)

图 1.11¹²⁾是根据 Taylor 的滑移机理解释的图例。在受剪切应力的场合下，滑移面上下的原子不是同时滑移的，而是部分的滑移依次进行而达到总体滑移的。因此，在产生了滑移的范围内就已经不存在晶体的紊乱状态了，晶体结构紊乱集中在已经滑移的范围和没有滑移的范围的分界上，这叫做位错。而形成的位错，在位错存在处用“ $\perp$ ”表示(它为刃型位错)，把相反情况用“ $\neg$ ”表示(它为负刃型位错)。一条位错移动过去后就产生了一个原子间距的滑移。把这种滑移的单位叫做柏格斯矢量(Burgers vector)。



图 1.9 冷加工后铁素体中的位错结构($\times 25000$)



图 1.10 透镜状马氏体中的位错($\times 38000$)

把位错线方向和滑移方向成直角的位错叫做刃型位错，两者平行的位错叫做螺型位错。处于两者之间的叫做混合位错，它是刃型分量和螺型分量混合而成，螺型位错是以位错线为中心，绕着它旋转的上一层或下层原子面的螺旋状的原子排列，依据绕位错线旋转一周进到上一层或是下一层原子面来区分螺型位错的正或负。

一个位错通过所引起的滑移是一个原子间距。因此，我们在光学显微镜中所能看到的滑移线的形成，必是很多位错扫过同一滑移面的滑移的结果。由于起初对于很多位错在同一滑移面上存在状况的不同考虑，所以关于位错的增殖机理有各种各样的见解。

若 x 轴取柏格斯矢量的方向，刃型位错取 z 轴方向，则滑移面就成了 xz 面(参照图 1.12)。在位错中原子的排列明显的错乱，其周围存在着应力场。如果用弹性理论计算位错核近处的应力，则刃型位错的情况如下：

$$\sigma_{xx} = -\frac{\mu b}{2\pi(1-\nu)} \cdot \frac{y(3x^2 + y^2)}{(x^2 + y^2)^{\frac{3}{2}}}$$

$$\sigma_{yy} = \frac{\mu b}{2\pi(1-\nu)} \cdot \frac{y(x^2 - y^2)}{(x^2 + y^2)^{\frac{3}{2}}}$$

$$\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$$

无对称面的点阵面

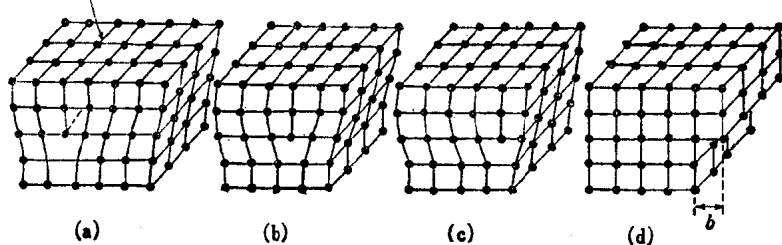


图 1.11 刃型位错移动引起的滑移

$$\sigma_{xy} = \frac{\mu b}{2\pi(1-\nu)} \cdot \frac{x(x^2 - y^2)}{(x^2 + y^2)^2}$$

$$\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = 0$$

其中 σ_{xx} 是在垂直于 x 轴的面上沿 x 方向起作用的法线应力, σ_{xy} 是在垂直于 x 轴的面内沿 y 方向起作用的剪切应力(其它符号一样), μ 是刚性率, ν 是泊松比。

刃型位错周围存在着拉伸、压缩和剪切应力。图 1.12 以模型形式示出这种应力分布图, 图中正位错的情况下, 在滑移面之上压缩应力起作用, 在其下拉伸应力起作用, 在滑移面上剪切应力是最大的。

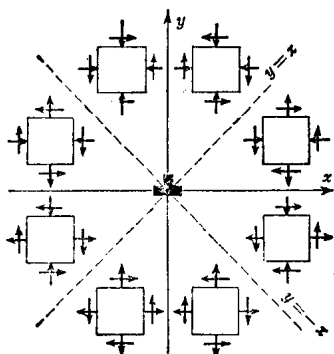


图 1.12 弹性各向同性的晶体刃型位错周围的应力分布(引自 Read)

刃型位错周围存在着拉伸、压缩和剪切应力。图 1.12 以模型形式示出这种应力分布图, 图中正位错的情况下, 在滑移面之上压缩应力起作用, 在其下拉伸应力起作用, 在滑移面上剪切应力是最大的。

另外, 在螺型位错的情况下, 如果位错线沿 z 轴, 则得到下式:

$$\sigma_{xz} = -\frac{\mu b}{2\pi} \cdot \frac{y}{x^2 + y^2}$$

$$\sigma_{yz} = \frac{\mu b}{2\pi} \cdot \frac{x}{x^2 + y^2}$$

$$\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \sigma_{zz} = \sigma_{xy} = 0$$

亦即, 在螺型位错的周围仅存在剪切应力。

如果同基体原子差异很大的溶质原子发生固溶,晶格就发生畸变。亦即,大的置换型固溶溶质原子和间隙型固溶的原子周围产生压缩应力,而小的置换型固溶的原子周围产生拉伸应力。因此,前者被吸引到刃型位错周围张应力的区域,后者被吸引到压缩应力的区域,从而产生溶质原子的偏析。把这样的情况叫做科垂尔气氛,而把溶质原子同刃型位错的这种相互作用叫做科垂尔效应。位错的运动,由于这种相互作用就需要有更大的力,从而科垂尔气氛使位错难以运动(钉扎作用)。这个效应 C 和 N 尤其强烈,它同进行过冷加工的软钢在室温或稍高于室温下时效硬化的应变时效现象、软钢的屈服和蓝脆性等许多现象有关。

当晶界是由刃型位错群构成时,溶质原子在热平衡的状态下会发生偏析,不仅在晶界是由刃型位错构成的情况,而且在普通情况下在晶界上也存在着应力场,在发生应力松弛的情况下,也发生这样的平衡偏析,

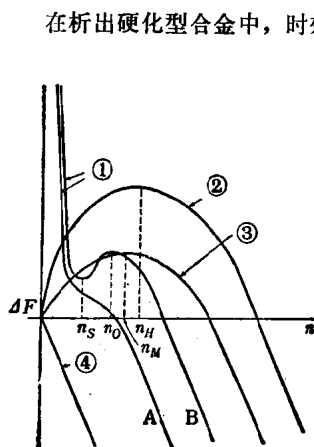


图 1.13 对于各种类型形核的临界核大小之模式图

- ① 位错上成核 ② 均匀成核
- ③ 空位所贡献的基体成核
- ④ 理想的共格子

在析出硬化型合金中,时效时存在的位错在很多情况下都变成析出核优先成核的地方。伴随新相均匀形核,自由能的变化分为表面自由能(正项)、应变能(正项)和化学自由能(负项)三部分。正如图 1.13⁽¹⁸⁾ 上所示的均匀形核曲线那样,由于上列各项随核内的原子数 n 以各自不同的函数变化,故随 n 的增加体系的总自由能起初增加,而后又减少。这一临界的 n 表示能够长大的临界核的大小。

如图 1.13 中所示的那样,位错使表面能和应变能减小,从而克服形核所必须的临界自由能势垒 ΔF 降低,因而临界核尺寸变小。在图中,时效前在位错线上发生溶