

焊接金属学

〔日〕 铃木春义 著
田村博

机械工业出版社



焊 接 金 属 学

〔日〕鈴木春義 田村博 著

严鸢飞 罗志昌 田 燕 合译

陈 伯 鑫 校

*

机械工业出版社出版(北京阜成门外百万庄南街一号)

(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·新华书店经售

*

开本 $787 \times 1092^{1/16}$ ·印张11·字数265千字

1982年11月北京第一版·1982年11月北京第一次印刷

印数00,001—11,000·定价1.15元

*

统一书号:15033·5412

译 者 的 话

本书是1978年日本産報出版的《溶接全書》的第一卷(共20卷)。全书大体可以分为两部分,第1、2章为第一部分,是预备知识部分;第3~10章为第二部分,是焊接金属学部分,是本书的主体。这部分主要叙述了焊接热循环、热影响,焊接冶金反应,焊接缺陷,焊接接头性能和试验方法以及碳钢、低合金高强钢、不锈钢、主要有色金属的特性、焊接性等。内容简明扼要,系统全面,文字深入浅出,图文并茂,是高等学校焊接专业的师生较好的教学参考书,也可供有关工程技术人员参考。

本书由罗志昌(第1、2、4、9章)、田燕(第6章)、严鸢飞(前言、第3、5、7、8、10章)共同翻译,由陈伯蠡审校。

原书错误较多,凡属一目了然的印刷错误,翻译时均已改正过来,且未加译者注,其它性质的错误在翻译时除作了改正之外,还在相应部分加了译者注,请读者注意。

限于翻译和业务水平,译稿必然还有许多不足和错误之处,望读者批评指正。

清华大学焊接教研组陈伯蠡副教授和一机部教材编辑室董连仁同志对译稿进行了认真细致的审阅,特此表示感谢。

译 者

前 言

最近焊接技术的进步及其广泛应用的成就确实是惊人的。今天，焊接已作为所有金属加工中不可缺少的技术得到了重视。这是由于除了焊接的优越的经济性之外，还能实现提高结构的安全性和使用性能。人们对于现今焊接技术的信赖，乃是基于作为其基础的焊接学的已经充分建立，其中焊接金属学则是最重要的领域。

焊接金属学也可以叫做焊接冶金学，是用与焊接关系最密切的金属学的观点来处理焊接问题的学科。说到焊接金属学，应该是从金属学的角度，对于被焊材料的特性、焊接热循环、热影响、焊接材料、焊接金属、焊接缺陷、焊接区的性能和试验方法等的叙述。然而，整个看来金属是一个范围相当广的领域，本书限于篇幅，无论如何也不能全都谈到。因此，关于这套全书的其他几卷中叙述的焊接材料、特殊钢、有色金属以及电阻焊将从简从略，把重点放在与许多焊接有关人员平时经常碰到的碳钢和低合金高强钢的说明上。可是关于不锈钢、铝以及主要有色金属将在相应的各章中说明。

本书的内容将涉及从基础到较高深理论的知识领域。这是因为企图作为从事焊接设计、施工、检验、研究的技术人员以及面向焊接的材料制造者的参考书，做到即使缺少焊接和金属学的预备知识也能够理解。

本书的前一部分（到第2章）是预备知识，而在后一部分（第3～10章）中，作为焊接金属学专著，尽可能做到具有特色。但是由于作者才学浅薄，苦于语言贫乏，不能尽意。关于这一点希望各位读者给予斧正。

此外，在本书执笔时，曾引用了许多资料。为此，对允许引用资料的许多研究报告的作者致以深深的敬礼。引用的文献列于书末，文中的图表上同时标记作者姓名，也是作为敬意和感谢的象征。

作 者 1978年1月

目 录

第1章 基础	1	3.2 冷却速度与冷却时间	27
1.1 焊接金属学的意义	1	3.2.1 焊接热循环	27
1.2 焊接方法	2	3.2.2 冷却速度	27
1.2.1 种类	2	3.2.3 冷却时间	31
1.2.2 手弧焊	2	3.3 热影响区的组织与机械性能	32
1.2.3 其它电弧焊	3	3.3.1 组织与 CCT 图	32
1.3 材料试验	4	3.3.2 硬度分布与机械性能	35
1.3.1 抗拉试验	4	3.3.3 缺口韧性	38
1.3.2 焊接区的机械性能试验	4	3.4 热影响区的脆化	39
1.4 金相检验	5	3.5 残余应力	40
1.5 金属的晶体结构与状态图	5	3.5.1 残余应力及其分布举例	40
1.5.1 金属的晶体结构	5	3.5.2 残余应力的影响	42
1.5.2 平衡状态图	7	3.5.3 消除应力退火	42
第2章 钢铁及其炼制方法	9	第4章 焊缝金属与焊接缺陷	45
2.1 铁—碳平衡状态图	9	4.1 焊缝金属与气体	45
2.1.1 铁与碳化铁	9	4.1.1 熔融金属的吸收气体	45
2.1.2 铁—碳平衡状态图	9	4.1.2 氧	45
2.2 铁—碳平衡状态的性质	11	4.1.3 氮	46
2.2.1 转变与组织	11	4.1.4 氢	47
2.2.2 机械性能	12	4.2 焊接时的化学反应	49
2.3 钢铁的炼制方法	13	4.2.1 焊接熔渣与碱度	49
2.3.1 炼钢法	13	4.2.2 各种元素的氧化	50
2.3.2 钢锭的凝固	15	4.2.3 手弧焊的脱氧反应	51
2.3.3 轧制	17	4.2.4 其它焊接方法的脱氧反应	53
2.4 钢材的种类与规格	17	4.2.5 脱硫、脱磷反应	55
2.4.1 钢的种类	17	4.2.6 埋弧焊的焊接现象与化学反应	55
2.4.2 结构钢	17	4.3 焊缝金属的凝固	57
2.5 钢的热处理特性	18	4.3.1 焊缝金属的形成	57
2.5.1 缓慢加热冷却过程中的组织变化	19	4.3.2 焊缝金属的凝固组织	58
2.5.2 急冷引起的组织变化	20	4.4 焊接缺陷	58
2.5.3 晶粒度	21	4.4.1 气孔	59
2.6 各种热处理方法	22	4.4.2 夹渣	61
2.6.1 热处理的目的与种类	22	4.4.3 白点	61
2.6.2 淬火硬化	23	4.4.4 焊接裂纹	61
第3章 焊接热影响与残余应力	25	4.5 焊缝金属的韧性	62
3.1 焊接过程中的温度变化	25	4.5.1 韧性与化学成分	62
3.1.1 长焊道的焊接(等速热源)	25	第5章 钢材的缺口韧性	65
3.1.2 非稳态温度分布	27	5.1 钢材的脆性断裂	65

5.1.1 焊接结构的脆性断裂	65	7.4 高强钢的焊接性	125
5.1.2 塑性断裂与脆性断裂	66	7.4.1 缺口韧性与断裂韧性	125
5.2 断裂力学与试验方法	68	7.4.2 焊接硬化	128
5.2.1 脆性裂纹的起裂	68	7.4.3 焊接裂纹	131
5.2.2 脆性断裂试验方法	73	第8章 不锈钢的焊接性	132
5.3 缺口韧性及其影响因素	77	8.1 不锈钢的种类	132
5.3.1 试验条件的影响	77	8.2 不锈钢的性能	132
5.3.2 金属学因素的影响	77	8.2.1 物理性能与机械性能	132
5.3.3 腐蚀、石墨化、疲劳	79	8.2.2 金属学特性	134
5.3.4 焊接的影响	80	8.3 焊接性	136
5.4 防止脆性断裂的措施	83	8.3.1 焊接裂纹	137
5.4.1 基础	83	8.3.2 晶间腐蚀	139
5.4.2 韧性要求值	84	8.3.3 应力腐蚀裂纹	140
第6章 焊接裂纹	88	8.3.4 缺口韧性	141
6.1 焊接裂纹的种类与氢	88	8.3.5 高温性能	141
6.1.1 焊接裂纹的种类	88	8.3.6 异种钢焊接	142
6.1.2 裂纹与氢	88	第9章 铝合金的焊接性	144
6.2 冷裂纹	94	9.1 铝合金的种类	144
6.2.1 焊道下裂纹	94	9.2 铝合金的性能	145
6.2.2 根部裂纹	95	9.2.1 物理性能与机械性能	145
6.2.3 层状撕裂	102	9.2.2 金属学特性	145
6.2.4 微观裂纹及角变形裂纹	104	9.3 焊接性	146
6.2.5 高强钢和低碳钢厚板的焊接条件	106	9.3.1 焊缝金属	146
6.3 热裂纹	107	9.3.2 焊接热影响区	147
6.3.1 热裂纹与试验方法	107	9.3.3 焊接裂纹	148
6.3.2 凝固裂纹与合金成分	109	9.3.4 气孔	149
6.4 再热裂纹	110	9.3.5 焊接接头性能	150
6.4.1 再热裂纹与试验方法	110	第10章 其它金属的焊接性	151
6.4.2 消除应力退火 (SR) 裂纹的影响因素与防止方法	111	10.1 高镍合金的焊接性	151
6.5 应力腐蚀裂纹	113	10.1.1 种类与特性	151
6.5.1 应力腐蚀裂纹的性质与状态	113	10.1.2 焊接性	152
6.5.2 硫化氢裂纹	114	10.2 铜合金的焊接性	154
第7章 结构钢的焊接性	116	10.2.1 种类与特性	154
7.1 金属的焊接性概念	116	10.2.2 焊接性	156
7.1.1 焊接性的定义	116	10.3 钛合金的焊接性	158
7.1.2 焊接性评定试验	116	10.3.1 种类与特性	158
7.2 碳钢的焊接性	117	10.3.2 焊接性	159
7.2.1 低碳钢	117	10.4 其它金属的焊接性	161
7.2.2 低碳钢的焊接性	118	10.4.1 钴的焊接性	161
7.2.3 中碳与高碳钢的焊接性	119	10.4.2 钼的焊接性	163
7.3 焊接用高强钢及其种类	119	10.4.3 钽的焊接性	164
7.3.1 焊接用高强钢的种类	122	10.4.4 铍的焊接性	164
7.3.2 高强钢的机械性能	123	参考文献	164

第1章 基 础

1.1 焊接金属学的意义

焊接 (welding) 是两个或数个物体间局部实现原子结合的方法, 以第一次和第二次大战为转折而得到飞跃发展。现今, 焊接在船舶、车辆、汽车、飞机、建筑、桥梁、贮罐、压力容器、建筑机械、管道、闸门和各种工业机械、家用电器制造中已成为不可缺少的加工技术。

焊接学大致可以分为设计、材料、工艺、检验和设备诸方面, 除设备以外的其余四个领域和金属学均有密切关系。焊接是在短时间内伴随高温而发生的一种复杂的金属学的接合, 如若不留意, 则可产生明显的材质恶化、变形、残余应力和种种的焊接缺陷, 从而容易损害焊接结构的性能。这与铆接或螺栓连接的情况有本质上的不同。采用焊接时, 必须在设计、施工和材料方面有充分的知识, 本书就是叙述这些方面的基础知识的。

焊接金属学 (welding metallurgy) 以前称作焊接冶金学, 但最近由于广泛使用金属学这一措词来替代冶金学, 故本书书名也就采用焊接金属学。

一般金属学大致分为制造冶金 (process metallurgy) 和物理冶金 (physical metallurgy) 二个部门。前者涉及从矿石中分离金属、还原、精炼、铸造以及产品的加工成形; 在物理冶金中涉及有关热处理、材料试验、金相以及有关产品的各种检验等。焊接时, 由于金属局部熔化和凝固而形成焊缝金属 (weld metal), 为此, 就必须有熔化、精炼、铸造等制造冶金方面的知识。但是, 与普通制造冶金的情况相比, 在焊接时熔化或反应, 不仅温度非常高, 而且时间短促, 因此必须注意到它不是平衡状态而是一种过渡现象。此外, 邻接焊缝金属的母材 (base metal, 被焊材料) 由于焊接而受到急热急冷的热处理, 同时还受到由于膨胀和收缩造成的塑性变形。另外, 为了检查焊接区各种物理的和机械的性能或有无缺陷, 要进行各种机械性能试验或物理性能试验。所有这一切事情都属于物理冶金。

如上所述, 作为焊接金属学, 本书所要讨论的重要内容有以下四部分。

- (1) 金属的基础知识
- (2) 焊缝金属的熔化和凝固
- (3) 焊接的热影响
- (4) 焊接区的性能

要包括全部焊接方法和材料, 那么所定的篇幅是不够的, 所以本书主要讨论碳钢、低合金钢和不锈钢的电弧焊。关于其他金属只作极为简单地叙述, 电阻焊和钎焊问题则予以省略。另外, 对于焊接材料 (焊条、焊丝、焊剂等) 亦只作简单的阐述。关于这方面的内容请参考本全书中的另卷。此外在卷末列举了参考文献。

1.2 焊接方法

1.2.1 种类

焊接方法 (welding process) 大致分为熔化焊 (fusion welding)、压焊 (pressure welding) 和钎焊 (brazing) 三类。

熔化焊是在连接处形成或供给熔融金属而进行焊接的一种方法, 因母材也局部熔化, 故不必加压。电阻焊时, 虽然母材局部熔化, 但必需施加很大的压力。钎焊时母材完全不熔化, 只是熔融的钎料金属由于表面张力的作用被吸引到接合面的间隙之中, 这一点和熔化焊不同。熔化焊已成为应用最广泛的焊接方法中的主要方法, 但其中作为本书主题的则是电弧焊。

1.2.2 手弧焊

(1) 基础

手弧焊 (美 shielded metal arc welding 英 covered arc welding) 是利用在金属焊丝四周涂敷固态药粉的焊条 (covered electrode) 和被焊物体之间发生的电弧热进行焊接的方法。这种方法发展的最早, 设备费也便宜, 再者由于能简便地实现优质焊接, 所以在钢铁、铜合金、高镍合金等材料中得到广泛使用。

这种焊接如图 1.1 的简图所示, 在用焊把 (electrode holder) 夹住的焊条和被焊物体 (称作母材 base metal) 之间加上交流或直流电压, 使之产生电弧。焊条由于电弧的高热作用 (温度约 6000°C) 而熔化, 焊条金属变成蒸气或熔滴而沉落 (deposit) 到熔池 (molten pool) 中, 并与部分母材熔合而形成焊缝金属 (weld metal)。焊接两块板材时, 事先开好适当的坡口, 以熔敷金属将其填满就完成连接, 随着熔池金属的凝固焊道表面呈现波纹状。

焊条就是在裸金属焊丝 (core wire) 四周, 涂挂了有机物、无机物或二者的混合物所构成的稍厚的涂药 (coating)。这种涂药受电弧热作用可分解使电弧稳定, 与此同时所产生的气体或熔渣除了保护熔融金属免受空气的氧化、氮化外, 还可以因适当的化学反应使熔融金属得到精炼, 另外也可能添加必要的合金元素。如果使用没有涂药的光焊条焊接时, 由于受空气的污染可使焊接区变脆, 所以不能用于重要部件的焊接。

焊条和母材之间的电压, 即电弧电压 (arc voltage) 随电弧长度的增大而增大, 也随电流增大而增大。另外焊条的熔化速度与电弧电流 (arc current) 成正比, 而与电弧电压几乎无关。因此, 为了提高效率要采用大电流。从母材表面测定的焊缝金属的深度称作熔透 (penetration), 一般电流愈大则愈深, 焊接速度 v 愈快则愈小, 熔透随 $I/\sqrt{v}$ 值而增加。

从外部给予焊接区的热量叫做焊接线能量 (weld heat input)。假若手弧焊中电弧在

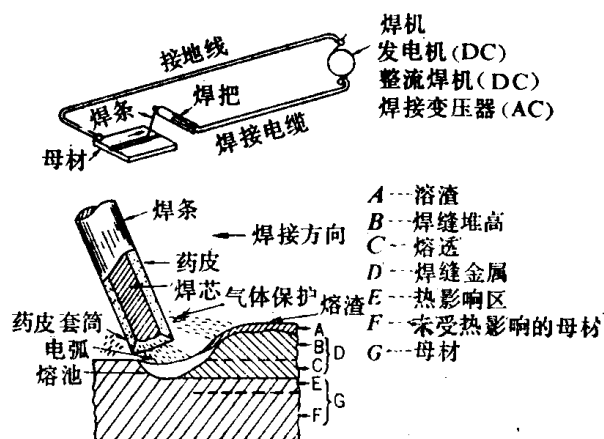


图1.1 手弧焊简图

每焊接单位长度 (1 cm) 上所提供的电能是 H , 电弧电压为 $E(V)$, 电弧电流为 $I(A)$, 焊接速度为 v (cm/min), 则焊接线能量可以表达为:

$$H = \frac{60EI}{v} (\text{J/cm})$$

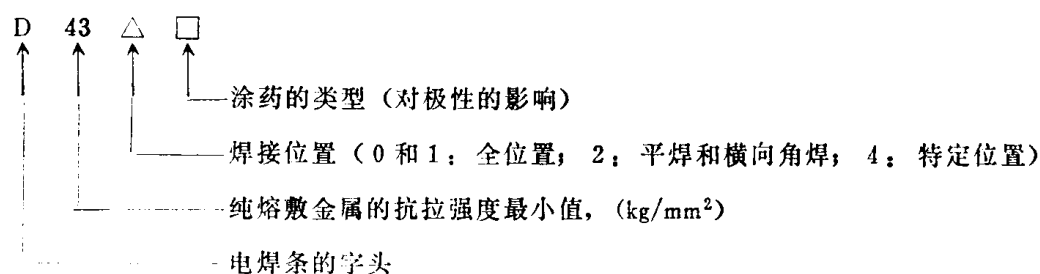
实际上, 除了电能之外, 随着涂药的分解产生的化学热能也要加在上述的电能中。

手弧焊一般用的电弧电流为 50~400A, 电弧电压为 20~40 V, 电弧长度为 1.5~4mm, 焊接速度为 8~30cm/min。例如焊接电流 (与电弧电流相同, welding current) 为 200A, 电弧电压为 25V, 速度为 15cm/min 时, 每 1 cm 焊接长度的焊接线能量就成为 20000 J (焦耳)。这一线能量中有若干百分数被母材所吸收, 这一比率就称为热效率。弧长愈长, 热效率愈低, 在实用的弧长情况下热效率约为 75~85%。

直流焊接时, 焊接电源的正极与焊条相接的情况下称作反极性 (reverse polarity), 相反的情况称作正极性 (straight polarity)。在交流焊接时极性以每秒 50 或 60 周波交替变化。

(2) 涂药焊条

多数涂药焊条都是根据其纯熔敷金属的抗拉强度、涂药系统和操作位置进行分类的。例如, 在日本的低碳钢用涂药焊条标准 (JIS Z3211-1970) 中, 规定了如下的焊条代号。



就是说, 确定了纯熔敷金属的抗拉强度为 43kg/mm² (422N/mm²) 以上, 屈服强度为 35kg/mm² (343N/mm²) 以上, 延伸率 ($L=4D$) 17~25% 以上 (由涂药类型而定)。涂药系统有钛铁矿型 (D4301), 钛钙型 (D4303), 高纤维素型 (D4311), 高氧化钛型 (D4313), 低氢型 (D4316), 铁粉氧化钛型 (D4324), (铁粉) 低氢型 (D4326), 铁粉氧化铁型 (D4327) 和特殊型 (D4340) 等。另外在 0°C 时的 V 型缺口冲击值, 钛铁矿型 (D4301) 和低氢型 (D4316, D4326) 定为 4.8 kg-m (47J) 以上, 其他统一定为 2.8 kg-m (27J) 以上。

1.2.3 其它电弧焊

(1) 埋弧焊 (submerged arc welding)

此方法的别名称作潜弧焊, 是将光焊丝 (welding wire, rod) 伸入铺在接头表面上的小颗粒焊剂中进行弧焊的方法。电弧埋藏在焊剂中, 外面看不见。能采用大电流作高效率焊接。

(2) 惰性气体保护焊 (inert-gas arc welding)

这是利用从喷嘴流出的 Ar 或 He 等即使在高温下亦不和金属起反应的惰性气体, 并使裸钨棒或金属焊丝与被焊物体之间产生电弧, 用其所产生的热量进行焊接的一种方法。采用非熔化极钨电极时称作 TIG 法焊接, 采用熔化极焊丝时称作 MIG 法焊接。惰性气体保护焊广泛应用于以往用手弧焊焊接有困难的各种高级钢和有色金属的焊接上。

(3) 二氧化碳气体保护焊 (CO₂ 焊)

是和 MIG 焊接相似的方法, 但采用的是二氧化碳气体 (CO₂) 而不是用惰性气体。用于碳钢或低合金钢的焊接。手弧焊时必须除去每道焊缝表面的渣壳, 而 CO₂ 焊时可节省这一工时, 由于效率高, 最近被广泛应用。

1.3 材料试验

使用材料时, 首先会提出它的强度和塑性问题。作为金属的机械性能 (mechanical properties), 狭义上是指抗拉试验的特性, 广义上除此之外还包含弯曲塑性、硬度、疲劳强度等, 为了测定这些性能采用了各种材料试验方法。

1.3.1 抗拉试验

在抗拉试验 (tensile test) 中, 将均一横断面的圆形或方形的试件缓慢拉伸, 获得如图 1.2 所示的应力-应变曲线 (stress-strain diagram)。

拉伸应力 σ (kg/mm^2) = P/A_0 = (载荷)/(拉伸开始前的横截面积)

拉伸真应力 σ_t = (载荷)/(各瞬间的截面积)

应变 $\epsilon = (\Delta l/l_0)$ = (标点距离 l_0 的伸长 $\Delta l/l_0$)

在弹性极限 (图 1.2 的 F 点) 之内 (准确地说是在比例极限 E 点以前), 应力和应变成正比, 即

$$\sigma = E\epsilon$$

E 是杨氏模量, 低碳钢在常温时 $E = 20700 \text{ kg}/\text{mm}^2 = 203000 \text{ N}/\text{mm}^2$ 。

在弹性极限以内, 卸载后应变成为零, 变形完全复原, 但超过这一载荷, 特别是在载荷超过屈服点 (yield point A, B 点) 时, 与应力增加相比, 应变 (变形) 则增加加剧。超过弹性极限的变形叫做塑性变形。另外若把超过屈服点的载荷除去时, 应力将平行于 OF 线下降, 到零载荷时仍残留永久应变 ϵ_r 。

拉伸试件在达到最大载荷点 C 以前, 在轴向任何处都均一地伸长, 但在 C 点以上时则有局部颈缩, 不久到达 D 点而破断。作为抗拉试验的特性, 下述四个量很重要。

屈服强度 σ_y (kg/mm^2) (N/mm^2) = 在屈服点的拉伸应力

抗拉强度 σ_b (kg/mm^2) (N/mm^2) = 在最大载荷点的拉伸应力

延伸率 δ (%) = 在破断点的拉伸应变百分率

断面收缩率 ψ (%) = 在破断点的断面缩小率 $[(\Delta A/A_0) \times 100\%]$

根据情况, 设计的许用应力可采用 $1/2\sigma_y$, $2/3\sigma_y$, $1/4\sigma_b$ 等值。

1.3.2 焊接区的机械性能试验

作为焊接区的机械性能试验, 熔敷金属的试验和焊接接头的试验都是很重要的。前者

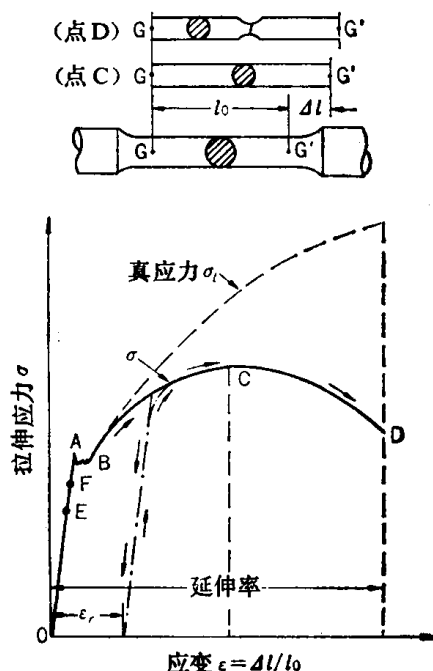


图1.2 抗拉试验的应力-应变曲线

仅是取决于熔敷金属的机械性能试验，后者是实际接头的性能试验（反映母材、焊接材料以及焊接方法和焊接工艺条件的综合特性）。

1.4 金相检验

钢的外貌尽管相同，但不同的钢种，其化学成分、机械和物理性能却大不相同。即使都是同样的低碳钢，热轧状态和热处理状态在性能上就有很大差别。这是因为钢的内部组织有所不同。

金相组织观察分二类。即用肉眼或低倍放大镜能观察到的宏观组织（macrostructure）和用高倍率（50~2000倍）的光学显微镜或更高倍率（2000~数十万倍）的电子显微镜（electron microscope）能观察的微观组织（microstructure）。

为了观察宏观组织，要把表面粗磨加工到光滑的程度，随后用适当的药液浸蚀加工面，使得即使用肉眼亦能辨认组织的差异。它被用于研究大裂纹、气孔、夹杂物，晶粒的大小与方向等方面。

为了研究金属的微观组织，把试样表面加工光滑，用砂纸（emery paper）研磨表面，再用抛光布把表面小心地研磨成镜面那样。然后用适当的药液轻轻地将这表面加以腐蚀（etch）。经此处理，表面由于晶界、结晶方向、化学成分和结晶构造的不同而受到选择性腐蚀，在表面上形成很多微小的凹凸。如图 1.3 所示，若将强光垂直射向这一表面并把反射光用显微镜放大，则由于凹凸的乱反射，部分反射光脱离开物镜，因而在视场里按其明暗的情形可以辨认出结晶内部的细节、晶界及夹杂物等等。本书将给出一些这样的微观组织实例。

图 1.3 是光学显微镜的情况，而电子显微镜的原理与此稍有不同。在电子显微镜的情况下，凭借电磁透镜把短波电子束（加速电压为几万伏到 100 万伏）收敛发散，把试样的透射像放大并投影在荧光屏上。因为试样太厚电子束不能透过，故要用极薄的试样。或者，如果是厚试样的话，要用表面复膜（复型薄膜）。

在不经研磨的自然形态下来研究金属试样表面的一个局部，常常要利用扫描电子显微镜（scanning electron microscope）。它是将微细的电子束射在试样表面，并同时作高速扫描，将反射电子像或二次电子像映在荧光屏上的一种方法，它对各种断口的试验很有用。

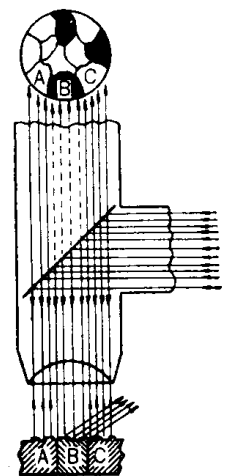


图1.3 显微组织显示原理

1.5 金属的晶体结构与状态图

1.5.1 金属的晶体结构

（1）晶体点阵

在金属中固体内的原子由于显示有规则的几何排列，所以称之为晶体（crystal）。空间内的原子排列称作空间点阵（space lattice）。

金属晶体中的原子排列，都属于几种简单的基本形式中的一种。晶体点阵的基本单位称作晶胞 (unit cell)。晶胞是原子排列的基本单位，若把它的三度空间，即在前后、左右和上下方向堆积时就能作成一个晶体。恰似造房的砖一样。实际金属中最多见的晶胞是立方形，是体心立方点阵 (body-centered cubic lattice) 或面心立方点阵 (face-centered cubic lattice)。

图1.4 a)、b) 就是这样的晶胞，图上的黑点表示原子的中心位置。在体心立方点阵中立方体的各个角上和中心各有一个原子，在面心立方点阵中在立方体的各个角上和表面中心各有一个原子。经X射线衍射法研究，这些晶胞极小，铁的体心立方点阵在室温时的边长只有 $2.86 \times 10^{-8} \text{cm}$ 。铬、钨、钼是体心立方晶系，铝、铜、银、金、镍是面心立方晶系。铁有这样的特性，若缓冷时，在 910°C 将由面心立方方向体心立方转变，相反，若缓慢加热至这同一温度又将从体心立方转变为面心立方。

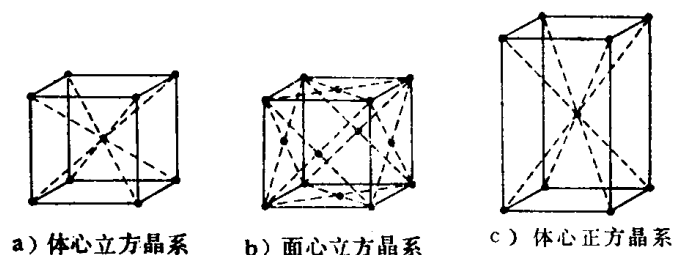


图1.4 晶体的晶胞

a) 体心立方点阵 b) 面心立方点阵 c) 体心正方点阵，
黑点是原子的中心位置

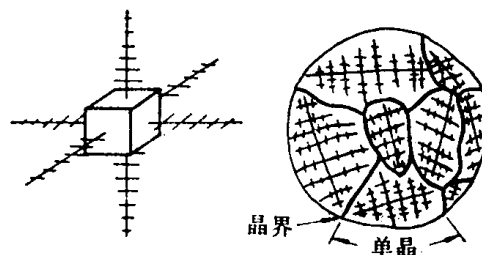


图1.5 树枝状结晶的生长和晶界

(2) 结晶组织

液体中最早产生固体晶体的地点，是比液体平均温度稍低，且在原子偶然形成聚集而促使结晶容易产生的地点。通常，容器壁就是这样的地点，所以结晶就从此处开始。最初的微小晶体叫做晶核 (nucleus)。晶核作为起源，随结晶进展即成长为晶粒。悬浮于液体中的微小固体杂质也可作为晶核的基底。

晶粒的生长 (growth)，是自由液体原子加入已经按晶体点阵类型排列的固体原子块上去的过程。由于液体原子容易附着在某些特定结晶面上，所以晶粒生长一般在某些方向上有选择地进行。例如立方晶系的晶粒生长，在垂直于立方面的方向上容易发生。其结果产生了如图 1.5 所示的树枝状骨格，大枝小枝相互垂直地生长。这种树枝状结晶叫做枝晶 (dendrite)。随着晶粒生长的进展，树枝变厚变大，树枝间的空隙充满了最后凝固的液体或杂质。随着结晶的进展，树枝状结晶相互接触，但由于各自的结晶方向不相同，不可能合并成一个晶粒，因此就产生了晶粒的边界，即晶界 (grain boundary)，其结果是结晶后的金属一般都是由很多单晶组成的集合体。各个单晶在晶界上由原子间的相互吸引力所连系。

一个树枝状晶体的大小，随材质、杂质的多少和冷却条件而不同，从大到像手指那样大，小到百分之几毫米，各样都有。在方砂糖那样大的金属中一般含有几千个晶粒 (crystal grain)。如后所述，钢的晶粒大小对钢的机械性能和热处理有很大的影响。

1.5.2 平衡状态图

(1) 组织成分和相

由于显微组织受金属的合金成分，温度、加工、热处理等的影响显著，所以对显微组织的研究，就可能在某种程度上对合金的种类，经过什么处理和性能是否良好作出推断。

显微组织是由各种组织成分 (microstructural constituent) 组成，一个组织成分可由单一相 (phase) 或二、三个相构成。例如轧制低碳钢的组织是由后面所说的铁素体 (α 相) 和珠光体 (组织成分) 组成。其中珠光体是显微成分的一种，如图 2.3 所示呈条纹状，若放大研究时，它是由所谓铁素体和渗碳体不同的二相交互排列而成的层状混合物。这样，相是显示金属的一个纯粹状态，凡属于它的任何部分都是均质 (homogeneous) 的，然而与其他相却可能在物理上加以区别。例如冰水是固相冰和液相水的二相混合物。

(2) 平衡状态图

显示形成组织的成分或相在平衡状态下 (温度变化无限缓慢的情况) 对于温度变化情况的全貌图叫做状态图 (constitutional diagram) 或者平衡图 (equilibrium diagram)。由于它极为重要，学习焊接金属学就必须事先弄懂它。状态图一般不是从理论上求得的，而是由实验确定的。

若将高温液体极为缓慢地冷却，虽然纯金属是在一定的固有温度下凝固，但大多数的合金是在某一温度范围内凝固。显示凝固开始温度的曲线称作液相线 (liquidus)，显示凝固終了温度的曲线称作固相线 (solidus)。

例如制作银铜系的各种成分的合金，由其冷却曲线可求得液相线和固相线，如图 1.6 所示。在此图中左侧与银接近的合金 ($\text{Cu} < 8.8\%$) 的液体冷却至固相线以下的温度时，成为单一的 α 固溶体。 α 相是铜完全固溶于银的状态。同样在图的右侧接近铜的合金 ($\text{Ag} < 8\%$) 的液体冷却至固相线以下的温度时，就生成单一的 β 相固溶体。 β 相是银完全固溶于铜的相。

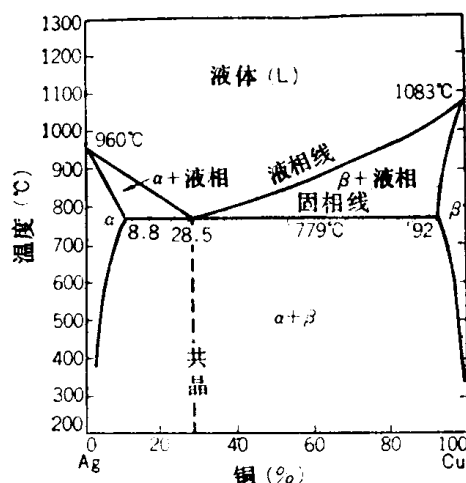


图1.6 Ag-Cu合金的平衡状态图

在图 1.6 中含 Cu 28.5% 的合金其液相线和固相线一致，和纯金属一样在一定的温度 (此时为 779°C) 下凝固。其显微组织是 α 相和 β 相的二相同时结晶，成为密切混合相互交替的薄层，或是形成如黑芝麻撒在盐中那样的状态。这种组织称作共晶 (eutectic)。共晶

不仅出现在Ag-Cu合金中，是在很多合金系中均容易出现的组织，它在此合金系中显示了最低的熔点（因此，在钎焊中采用适当的共晶合金把金属连接起来）。

其次，讨论一下15%铜—85%银合金的凝固这个复杂例子。在图1.7中，液体合金缓慢冷却到液相线（ A ）时，则开始产生固体结晶。这是 α 相粒子，称作初生晶（primary crystal）。这一最早生成的结晶和液体不会有同样的成分，因为这结晶是浮于液体中的，它必须在这温度下和液体处于平衡状态，满足这个条件的合金成分就是从图1.7中的 A_1 点引

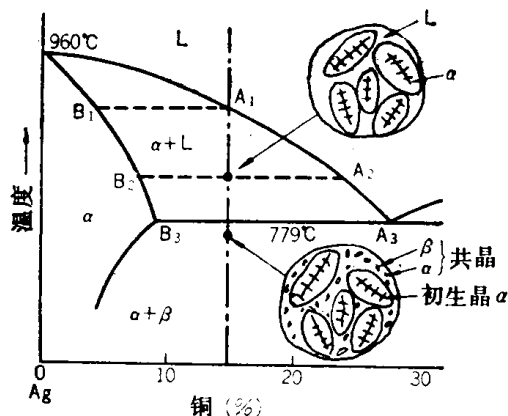


图1.7 Ag-Cu 合金的银一侧的状态图

一条水平等温线与固相线相交的交点 B_1 。因为 B_1 的成分比母液的含铜量少，所以余液中的含铜量就增加。随着进一步降低温度，初生晶的 α 和余液的化学成分，各自沿固相线 B_1B_2 和液相线 A_1A_2 而变化。就是说在温度 A_2B_2 的平衡状态下， α 相的化学成分用 B_2 点表示，余液的成分用 A_2 点表示。温度进一步下降至 A_3B_3 线（779°C），结晶具有 B_3 点的成分（8.8%铜），余液具有 A_3 点的成分即共晶成分（28.5%铜），二者相互平衡。若温度比共晶温度779°C再稍稍下降一点，余液全都凝固，成为 α 和 β 相混合的共晶。结果使15%铜—85%银合金的固体组织，成为高温生成的大块 α 相初晶散布在（ $\alpha + \beta$ ）共晶中的组织。

成分在共晶成分和92%铜之间的合金，与上述相同，都是 β 相初生晶散布在（ $\alpha + \beta$ ）共晶中的组织。

较上述二例（Cu-Ni，Ag-Cu系）●复杂的合金为数很多，但一般复杂的状态图若细分时仍可归结为上述二例。但是，也许生成金属间化合物，但若把它作为一种金属看待，并把它所在的位置看成是把状态图划分为左右两个的界线时就变得简单了。

第2章 钢铁及其炼制方法

2.1 铁—碳平衡状态图

2.1.1 铁与碳化铁

工业纯铁 (commercially pure iron) 虽然塑性好但强度不很高(抗拉强度约为 27kg/mm^2), 因此很少用作结构材料。但若在铁中加入少量碳 (约 1 % 以下), 铁就具有种种优异的性能, 成为现在最有价值的工业材料。

铁的重要特性是在加热冷却过程中固态时就会改变其晶体结构, 称作转变 (transformation)●。就是说, 在室温下是体心立方点阵的 α 铁, 若缓慢加热而逐渐膨胀直至 910°C 时, 在此温度下即转变成面心立方点阵的 γ 铁, 同时体积收缩约 1 %。 γ 铁加热至 1400°C 以前是面心立方点阵, 在 1400°C 温度下又一次转变为体心立方点阵, 称作 δ 铁。 δ 铁在 1539°C 熔化成液体。相反, 液体铁缓慢冷却的话, 在与缓慢加热几乎相同的温度下, 进行完全相反的 $\delta \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 转变。此外, 同一体心立方点阵的 α 铁, 在 768°C 时有磁性的转变。也就是说, 在 768°C 以下具有强磁性, 768°C 以上是非磁性的。这个磁性转变点 (768°C) 称作居里点 (Curie point)。

碳是铁的重要合金元素, 两元素形成分子式为 Fe_3C 的金属间化合物。这种化合物极为硬脆, 含碳 6.67 % (重量)。此碳化物通常称作渗碳体 (cementite)。铁—碳合金在平衡状态下, 碳以碳化铁形式存在, 所以这种合金系亦称作铁—碳化铁合金系。

2.1.2 铁—碳平衡状态图

铁—碳平衡状态图, 如图 2.1 所示, 在铁 (C 0 %) 和碳化铁 (C 6.67 %) 之间, 乍一看极为复杂, 如果把它分成简单的局部图来研究, 就较容易理解了。

铁—碳合金的凝固发生在图 2.1 的液相线 $A B C D$ 和固相线 $A H J E C F$ 之间。由于左上角的复杂部分 ($A H N J B A$) 在本书中因为不重要而将其省略后, 则状态图就是共晶合金的例子。也就是说, 在温度 1130°C 时生成 C 4.3 % 的共晶。这共晶称作莱氏体 (ledeburite)。莱氏体是由几乎等量的渗碳体和奥氏体细晶粒杂乱地混合在一起, 好像盐中撒满黑芝麻那样的一种组织。莱氏体在铁—碳合金中熔点最低。

其次, 在 $G S E$ 和 $P S K$ 线所表示的部分内, 当然只有固相存在, 但由于状态图的形态与共晶系很相似, 为了与共晶区 (eutectic region) 相区别, 把它称作共析区 (eutectoid region)。

在图 2.1 中室温下固溶于纯铁的含碳量为 0.008 %。含碳量少于此值的范围可认为是铁 (iron), 将 $C = 0.008 \sim 2.0\%$ 范围内的称作钢 (steel), $C = 2.0 \sim 6.67\%$ 范围内的称作铸铁 (cast iron), 以示区别。铸铁中的碳化铁 Fe_3C 容易分解成铁和石墨状碳。

在图 2.1 中出现的各种相或组织成分的名称和含义列举如下:

● 此处意指同素异构转变 (allotropic transformation)。——译者注

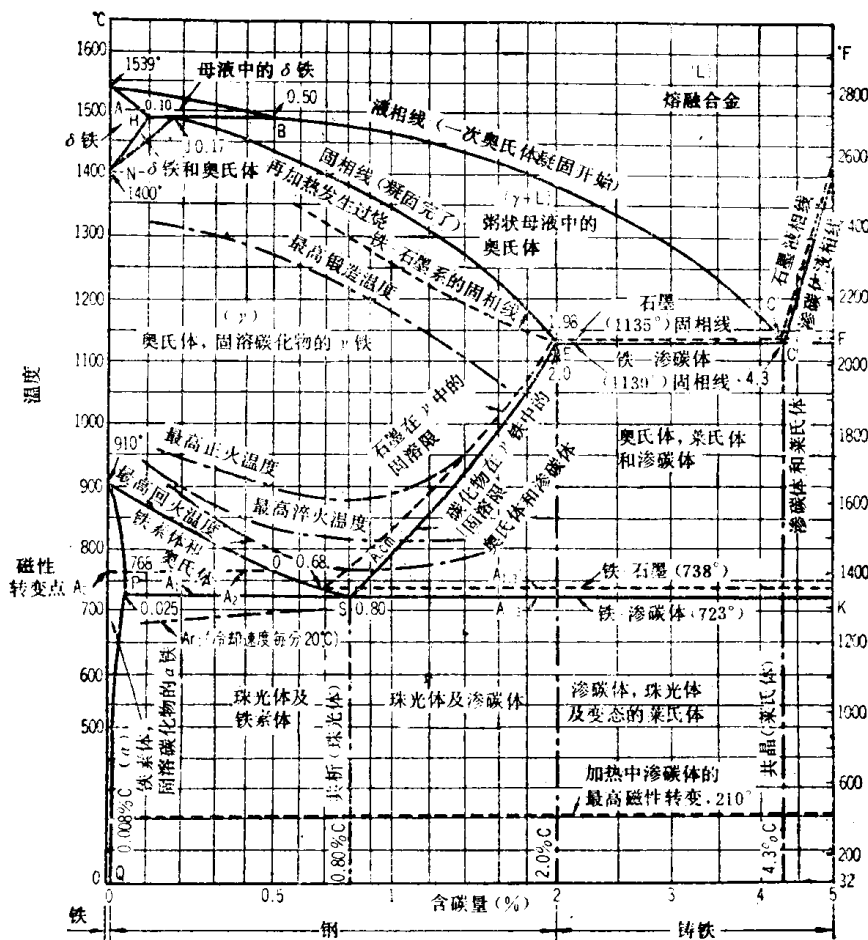


图2.1 铁—碳平衡状态图 (Metals Handbook)

奥氏体 (austenite) = γ ……碳固溶于面心立方点阵 γ 铁中的相, 1130°C 时最大固溶度为 C 2.0%。

铁素体 (ferrite) = α ……碳固溶于体心立方点阵 α 铁中的相, 723°C 时最大固溶度为 C 0.025%。

渗碳体 (cementite) = Fe_3C ……含 C 6.67% 的碳化铁 (iron carbide), 也可只称为碳化物 (carbide)。

莱氏体 (ledeburite) ……铁—碳系的共晶组织 (eutectic structure) 的别名。是 C 4.3% 共晶成分的液体, 在 1130°C 凝固生成的细粒奥氏体和渗碳体粒子的混合物。

珠光体 (pearlite) ……铁—碳系的共析组织 (eutectoid structure) 的别名。C 0.80% 的奥氏体缓慢冷却, 在 723°C 时转变成铁素体和渗碳体二相的层状组织。

A_{cm} ……过共析钢 ($C > 0.80\%$) 的奥氏体 $\rightleftharpoons$ 渗碳体的转变温度, 随含碳量增加而增加。

A_3 ……亚共析钢 ($C < 0.80\%$) 的奥氏体 $\rightleftharpoons$ 铁素体的转变温度, 处在 910~723°C 范围内, 含碳量愈少则其值愈高。

A_2 ……768°C 的磁性转变温度, 但点阵不产生转变。

A_1 ……产生共析转变的温度 723°C。

在图 2.1 的平衡状态图中的合金的含碳量或温度处于非平衡变化场合的相变将在 2.5 节中说明。

2.2 铁—碳平衡状态的性质

2.2.1 转变与组织

(1) 共析钢 (eutectoid steel)

考虑含碳量 0.8% 的共析钢从熔点缓慢冷却至室温的情况。在图 2.1 的平衡状态图上，共析钢液体冷却至液相线，在约为 1470°C 时奥氏体晶粒开始析出，这是碳在 γ 铁中的固溶相。随着温度下降液体中逐渐产生很多的奥氏体晶粒，最终均在 1380°C 时达到固相线而析出终结，完全成为奥氏体。奥氏体在冷却至 723°C (A_1) 的过程中没有任何相变，晶粒的尺寸大致保持着析出终了时的大小。奥氏体在平衡状态下只存在于 723°C 以上的高温，用高温显微镜可以把它拍摄成照片。

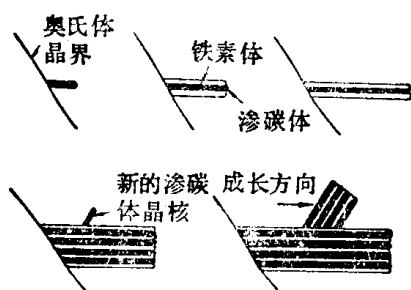


图2.2 珠光体层状组织的生成 (Mehl)

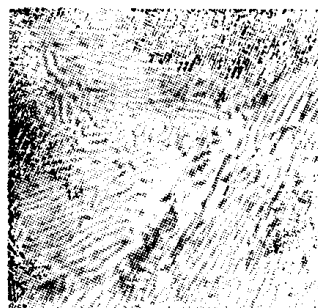


图2.3 共析钢 (C 0.80%) 的珠光体组织 (金研) ($\times 400$)

共析钢的奥氏体根据图 2.1 在 723°C 时将同时转变成铁素体和渗碳体。其转变如图 2.2 所示，从奥氏体晶粒边界成核和长大，最终如图 2.3 所示，奥氏体晶粒被全部层状组织所覆盖。这一组织叫做珠光体。即使在同一珠光体晶粒内片层的方向不一定相同，从图 2.2 的生成过程可以很容易地理解。珠光体是显微组织成分的一种，不是单一相，而是铁素体和渗碳体二相的混合物。图 2.3 中白色连续的相是铁素体，黑色线状者为渗碳体。在珠光体中铁素体含 88% (重量)，12% 是渗碳体。此外珠光体的条纹在放大 100 倍时不能识别，因而整个晶粒看起来是黑的。

(2) 亚共析钢 (hypo-eutectoid steel)

取 C 0.45% 碳钢作为亚共析钢 ($C = 0.008 \sim 0.80\%$) 的例子。该钢在凝固完了后，成为奥氏体组织。当它冷却至 780°C，到达 G S 线 (A_s)，奥氏体开始分解，在晶粒边界上开始析出铁素体，称此为亚共析铁素体 (pro-eutectoid ferrite)。在这温度 (780°C) 下亚共析铁素体是固溶约 0.02% 碳的 α 铁。在工业纯铁中可见到由许多铁素体晶粒集合成的组织。

C 0.45% 碳钢的铁素体产生在奥氏体晶粒边界上，因为是从几个铁素体晶核上成长起来的，在接近 723°C (A_1) 温度时，如图 2.4 的显微组织 (从上数第 3 个圆圈内) 所示，奥氏体晶粒周围生成了铁素体晶粒的网络。这时奥氏体由于析出低碳的铁素体，它的含碳量沿 G S 线增加，在 723°C 时就变成 0.80% 的共析成分，在这温度下剩余的奥氏体就转变