

金相基础知识讲座



上海市科学技术交流站
理化检验通讯编辑部 编 印
江西省机械科学研究所

说 明

《金相基础讲座》是由上海市科技交流站金相热处理交流队组织上海地区的有关工厂、院校、科研单位，为上海市1974年金相学习班编写的讲义。目的是培养上海地区部份从事金相专业工作二至三年的同志，具备必要的基础知识和进一步提高在实际工作中解决问题的能力。

编写这样的讲义，我们还是第一次。同时由于时间仓猝，未能对各篇作统一的修改，因此难免存在不少问题。

在我们编写过程中，一些兄弟省市和单位来信希望索取《讲座》资料。为了满足同志们的要求，同时也为加强经验交流，《讲座》请江西省机械研究所内部发行，供大家参考。同时阅后请同志们提出批评和指正，以便修改补充。

编 者

一九七四年五月

铁碳状态图及 S 曲线 基本知识

目 录

1. 说明	
2. 铁炭状态及 S 曲线基本知识	上海交大
3. 钢铁低倍组织鉴别	上钢五厂
4. 金相显微镜的使用、维护及保养	上海材料所
5. 钢中非金属夹杂的鉴别	上海钢研所
6. 灰铸铁的金相检验	沪东造船厂
7. 可锻铸铁的金相检验	华丰钢厂
8. 球墨铸铁的金相检验	上海柴油机厂
9. 结构钢的金相检验	上海材料所
10. 工模具钢的金相检验	上海量刃厂
11. 渗碳钢的金相检验	上海拖拉机附件厂
12. 不锈钢的金相检验	上海汽轮机厂
13. 气体软氮化的金相检验	上海工艺所
14. 气体氮化的金相检验	上海机床厂
15. 渗硼的金相检验	上海工艺所
16. 铁基粉末冶金的金相检验	上海拖拉机附件厂
17. 铸造铜及铜合金的金相检验	
18. 铜及铜合金的金相检验	上海有色所
19. 铝及铝合金高低倍检验及常见缺陷	新江机器厂
20. 常用铝合金基础知识	上海交大, 5703 厂
21. 焊接头的金相检验	上海锅炉厂
22. 暗室技术	上海材料所
23. 谈谈怎样进行金属材料缺陷金相分析	上海汽轮机厂
24. 废品分析举例	上海材料所

第一章 铁碳合金显微组织和性能

§ 1、铁碳合金相图和平衡组织

钢和铸铁是机器制造工业中最重要的合金。它的主要成分是铁和碳，同时还有硅、锰、硫、磷、氧、氮等杂质元素，或者加入其他合金元素如硅（ $>0.5\%$ ）、锰（ $>1.0\%$ ）、铬、镍、硼、钛、钨、钼、钒以及稀土元素等。为了研究它们的特性，我们把一定成分的合金称为合金系（体系、系统），组成合金系的金属或非金属称为“组元”。例如铁碳合金系中的铁和碳是两个组元。在合金系中凡成分和性质均匀一致的部分称为“相”，相和相之间有明显的界限，它们一般是能够分离开来的。合金系在一定的条件下（一般指一定的温度和成分）存在着一定的相。当温度和成分这些条件非常缓慢地变化而相之间也是非常缓慢地变化着时，即处于平衡条件下之时，合金系中所存在的相称为平衡相。在研究钢和铸铁等合金系时往往把压力固定为常压，只研究不同成分和温度条件下合金系所具有的相。若将温度作为纵座标，合金成分为横座标所构成的图形来描绘这些情况，这个图称为相图（平衡图、状态图）。相图中任意一点指出了该点对应的成分和温度下合金所具有的平衡组织，并指出这些组织是由什么相组成的，相的相对数量等等。

铁碳合金相图是研究钢和铸铁的显微组织和性能的基础。铁和碳可以形成一系列稳定的化合物： Fe_3C 、 Fe_2C 、 FeC 等，因此完整的铁碳合金相图是由 $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ 、 $\text{Fe}_3\text{C}-\text{Fe}_2\text{C}$ 、 $\text{Fe}_2\text{C}-\text{FeC}$ 、 $\text{FeC}-\text{C}$ 等四个相图所构成的。每一个稳定的化合物可以看成是一个组元，所以整个相图可以分为四段来研究。由于含碳量超过 6.67% 的铁碳合金很脆，工业上没有使用价值，所以通常只研究以 Fe 和 Fe_3C 为组元的铁碳合金相图。见图1—1。

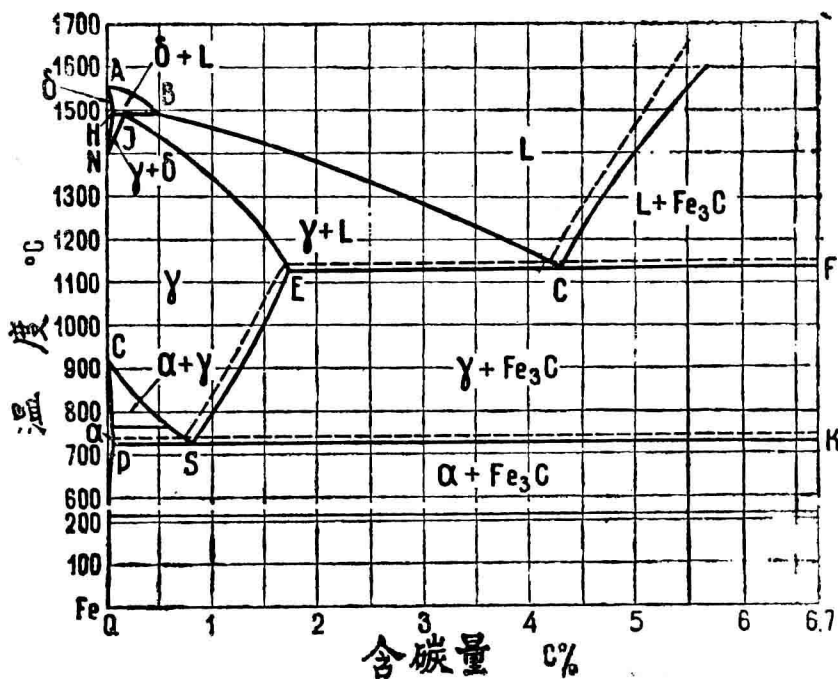


图1—1 Fe—Fe₃C合金相图

一、组元的性质

纯铁的性质

一般说来,最纯的铁是电介铁,其纯度为99.98~99.99%,仅在科学研究或特殊场合使用。而工业纯铁的纯度为99.8~99.9%,含有0.1~0.2%的杂质。

纯铁的熔点为1539℃。在固态时有两种结构形式:在910℃以下是体心立方结构,如图1—2(a),称为 α 铁。在910~1400℃温度范围内是面心立方结构,见图1—2(b),称为 γ 铁。而在1400~1539℃温度范围内,又以体心立方结构存在,称为 δ 铁,也称为 α 铁。

纯铁的机械性能根据所用纯铁的纯度和晶粒大小的不同而有所差别,其大致范围如下:

拉力强度极限(σ_b)	17~18公斤/毫米 ²
屈服极限($\sigma_{0.2}$)	10~17公斤/毫米 ²
延伸率($\delta\%$)	~50%
断面收缩率($\psi\%$)	70~80%
冲击韧性(α_k)	20~30公斤、米/厘米
硬度(HB)	50~80公斤/毫米 ²

铁在768℃以下具有磁性。

铁可以与许多元素形成固溶体,与金属元素形成置换固溶体,而与碳、氮、氢等元素形成间隙固溶体。

碳在钢中可以三种形式存在:以原子的形式溶入铁的晶格的间隙中,即形成以铁为基体的间隙固溶体;碳可与铁形成稳定的化合物碳化三铁 Fe_3C 相;在一定条件下碳结晶成为游离态的石墨。

二、铁碳合金中的相

从铁碳合金相图中可知,除了液相以外,铁碳合金中还存在下列三种固态相。

(1) 铁素体

碳溶入 α 铁的晶格的间隙中形成的间隙固溶体相,称为铁素体。它仍保持 α 铁的体心立方结构,如图1—3。在 α 铁的体心立方结构中,最大孔隙直径为0.62Å(埃,1Å=10⁻⁸厘米)。而碳原子直径为1.54Å,似乎碳原子不能溶入 α 铁晶格间隙中去,但是经验证明,在 α 铁中可以溶入微量碳原子,其溶入量由室温时的0.006%,随着温度的升高而逐步增加到723℃时的0.02%。碳的溶入是与 α 铁中存在着晶体缺陷分不开的,在晶体结构中的空位,位错和晶界附近都是碳原子可能存在的地方。

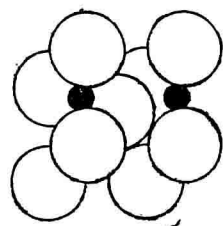


图1—3 碳溶于 α 铁中示意图

铁素体的机械性能接近于纯铁,强度低而塑性好。

σ_b	25~30公斤/毫米 ²
$\delta\%$	~50%
α_k	~30公斤、米/厘米 ²
HB	80~100公斤/毫米 ²

在显微镜下观察铁素体为均匀明亮的多边形晶粒,晶粒直径约为0.01~0.1毫米。如图1

—4。

(2) 奥氏体

碳溶入 γ 铁的晶格中的间隙中形成的间隙固溶体相，称为奥氏体。如图 1—5。奥氏体仍保持面心立方结构。它的最大孔隙直径约为 $1.02 \text{ \AA}$ ，因此溶入碳的能力较大，在 1147°C 时达到最大溶碳量为 2.0% ，随着温度的降低到 723°C 时溶碳量为 0.8% 。

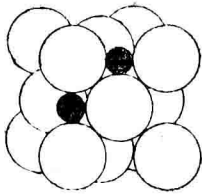


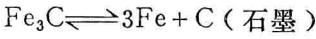
图 1—5 碳溶于 γ 铁中示意图

奥氏体没有磁性。质软而塑性好，其硬度为 $\text{HB}170\sim220$ 公斤/毫米，延伸率 δ 为 $40\sim50\%$ 。因此钢在轧制或锻造时都要加热到形成奥氏体的温度范围以便于压力加工。

(3) 渗碳体

铁与碳形成稳定的化合物碳化三铁 Fe_3C 相称为渗碳体。含碳量为 6.67% 。熔点约 1600°C ，在熔化之前不发生结构上的变化。渗碳体性脆而硬，显微硬度可达 $800\sim1000 \text{ Hm}$ ，而塑性和冲击韧性几乎为零。渗碳体是碳钢中的主要的强化相。渗碳体在钢中与其他相共存时可以有片状、粒状、块状或网状等形态出现，它们的形态、大小以及分布情况对于钢的性能有很大的影响。渗碳体不受硝酸酒精浸蚀，在金相显微镜下观察呈白色发亮。

在一定的条件下，渗碳体可按下列反应分解为铁和石墨：



这个反应对于铸铁有重要意义，将在有关铸铁及其热处理的专题中讨论。

从铁碳合金中这些相的性能可以看到铁素体强度低而塑性好，渗碳体脆而硬，似乎两者都没有实用价值。然而，它们若以一定的比例混合分布时，可以兼有两者的优点。渗碳体以一定的形态、大小分布在铁素体基体上，可以发挥强化的作用，而使合金具有良好的强度与塑性的配合。

三、铁碳合金相图的特性点和特性线

(1) 特性点

表1—1 Fe—Fe₃C相图中特性点的温度、含碳量及其意义

特性点符号	温 度 $^\circ\text{C}$	含 碳 量 $\%$	说 明
A	1539	—	纯铁的熔点
B	1492	0.5	在包晶温度时液相的含碳量
H	1492	0.1	碳在 δFe 中最大的溶介度
J	1492	0.18	由包晶反应形成的奥氏体的含碳量
N	1400	—	$\delta\text{Fe} \rightleftharpoons \gamma\text{Fe}$ 同素异构转变点 (A_4)
E	1147	2.0	碳在奥氏体中最大溶介度
C	1147	4.3	共晶转变点 $\text{Lc} \rightleftharpoons \gamma_{\text{E}} + \text{Fe}_3\text{C}$
D	~ 1600	6.67	渗碳体的熔点
G	910	—	$\gamma\text{Fe} \rightleftharpoons \alpha\text{Fe}$ 同素异转变点 (A_3)
P	723	0.02	碳在铁素体中最大溶介度
S	723	0.8	$\gamma_{\text{S}} \rightleftharpoons \alpha_{\text{P}} + \text{Fe}_3\text{C}$ 共析转变点 (A_1)
M	768	—	磁性转变点 (A_2)
Q	室 温	0.006	室温时碳在 αFe 中溶介度

在铁碳合金相图上一些特性线的交点，它们对应的温度和成分，对于合金的组织状态有特殊意义，这些点称为特性点。表 1—1 列出这些特性点的温度、含碳量及其意义。

(2) 特性线

特性线是铁碳合金相图上的一些合金状态的分界线，当相应成分的合金处于这些线上所对应的温度时，就产生一定的相变。

液相线 ABCD

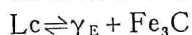
在液相线 ABCD 以上温度范围内合金均处于熔融的液体状态。当合金冷却到液相线时就开始结晶出固体来。

固相线 AHJECF

在固相线 AHJECF 所示的温度以下，合金完全以固态存在。在液相线和固相线之间的区域，合金以液相和固相共存。

共晶线 ECF

共晶线的温度为 1147°C ，在铁碳相图上是一条水平线，表征着共晶转变温度是一个恒定温度值。含碳量在 2.0% 至 6.67% 范围内的铁碳合金当冷却到 ECF 线即 1147°C 时，都要从液相 Lc (含碳量为 4.3%) 中同时结晶出奥氏体 γ_{E} (含碳量为 2.0%) 和渗碳体，这一反应叫做共晶反应，生成的组织是奥氏体和渗碳体的混合物，称为莱氏体。C 点称为共晶点，ECF 线为共晶线。在 1147°C 温度时液相 Lc 与奥氏体 γ_{E} 和渗碳体 Fe_3C 三相平衡共存：



在缓慢冷却过程中，反应自左向右进行，发生共晶反应，而在加热时则反应自右向左进行， γ_{E} 与 Fe_3C 同时熔化成为 Lc 液相。

含碳量为 2.0% 至 4.3% 之间的合金通过 BC 线时，先自液相中结晶出奥氏体，并使液相中碳的浓度逐步升高到 C 点 (4.3% C)，然后发生共晶反应。含碳量高于 4.3% 的合金，冷却时通过 CD 线，先自液相中结晶出渗碳体，并使液相中碳的浓度逐步降低到 C 点，然后发生共晶反应。共晶反应之前由液相中结晶出来的渗碳体称为一次渗碳体。

GSE 线

GSE 线可分为两段：GS 线与 SE 线。

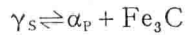
SE 线为碳在奥氏体中的溶解度曲线。在 E 点温度 (1147°C) 时奥氏体可以溶解 2.0% C，随着温度下降，溶碳量逐步减少，到 S 点温度 723°C 时，奥氏体溶碳量为 0.8%。含碳量在 0.8—2.0% 范围内的铁碳合金在冷却到 SE 线后将自奥氏体中析出渗碳体，叫做二次渗碳体。随着奥氏体温度的不断降低，将自奥氏体中不断析出二次渗碳体，而奥氏体中最大允许浓度沿 SE 线下降。

GS 线为含碳量小于 0.8% 的合金自奥氏体开始析出铁素体 (也叫做自由铁素体或先共析铁素体) 的温度线。随着温度的下降，析出的铁素体量增多，而奥氏体中含碳量沿着 GS 线增加。

通常称 GS 线为 A_3 线，SE 线为 A_{cm} 线。

共析线 PSK

共析线的温度为 723°C ，它也是一条水平线，表征着共析转变温度也是一个恒定的温度值。含碳量大于 0.02% 的合金，当冷却到 723°C 温度时，相应于 S 点含碳量 (0.8% C) 的奥氏体同时分解出 P 点成分铁素体 (0.02% C) 和渗碳体，这一反应称为共析反应，生成的混合物的组织称为珠光体。在共析转变温度奥氏体 γ_{S} 与铁素体 α_{P} 和渗碳体三相平衡共存：



S 点称为共析点。通常称共析线 PSK 线为 A_1 线。

如上述含碳量大于 0.02% 的铁碳合金都有共析反应。而含碳量在 0.02~0.8% 的合金, 在奥氏体冷却过程中先析出自由铁素体, 使剩余奥氏体中含碳量逐步升高为 0.8%, 再发生共析反应。含碳量大于 0.8% 的合金先析出二次渗碳体, 使奥氏体的含碳量逐步降到 0.8%, 再发生共析反应。

包晶线 HJB

包晶线 HJB 温度为 1492℃。含碳量为 0.1~0.5% 的铁碳合金将在 1492℃ 温度发生一个包晶反应, 即含碳量为 0.5% 的液相 L_B 和含碳量为 0.1% 的固溶体 δ_H 形成一个新的固溶体相, 含碳量为 0.18% 的奥氏体 γ_J 。在 1492℃ 包晶转变温度时三相平衡共存:



合金在冷却时, 将通过包晶反应而生成奥氏体 γ_J 。

上述铁碳合金相图中的临界转变温度如 A_1 、 A_3 、 A_{cm} 等都是在极其缓慢的加热或冷却条件 (即平衡条件) 之下得到的。而在实际生产的加热和冷却过程中, 加热和冷却总是有一定的速度的, 所以合金的临界转变温度的位置将会发生变化。实际的临界转变温度随着加热速度的增大而升高, 通常以 Ac_1 、 Ac_3 、 A_{cm} 来表示加热时实际临界转变温度; 而实际的临界转变温度随着冷却速度增大而降低, 通常以 Ar_1 、 Ar_3 、 A_{rm} 表示冷却时实际临界转变温度。

四、铁碳合金在室温下的平衡组织

根据铁碳合金相图, 可以判定不同成分的铁碳合金在室温下的平衡组织。如表 1—2 所示。

通常把铁碳合金分成三类: 工业纯铁、钢和生铁。按照含碳量的不同, 钢又分成为共析钢 (0.8% C)、亚共析钢和过共析钢。生铁分成为共晶生铁 (4.3% C)、亚共晶生铁和过共晶生铁。

(1) 共析钢在室温下的平衡组织是由共析反应所产生的铁素体与渗碳体的混合物组织, 叫做珠光体。其特征是铁素体与渗碳体相间的层片状组织, 见图 1—6 (a) 及 (b)。珠

表 1—2 铁 碳 合 金 平 衡 组 织

名 称		含 碳 量	室 温 下 平 衡 组 织
工 业 纯 铁		<0.04%	铁 素 体
钢	亚 共 析 钢	<0.8%	铁素体 + 珠光体
	共 析 钢	0.8%	珠 光 体
	过 共 析 钢	0.8~2.0%	二次渗碳体 + 珠光体
生 铁	亚 共 晶 生 铁	2.0~4.3%	珠光体 + 莱氏体
	共 晶 生 铁	4.3%	莱 氏 体
	过 共 晶 生 铁	4.3~6.67%	一次渗碳体 + 莱氏体

光体内各组层片的方向不尽相同。较粗的层片状组织经硝酸酒精溶液浸蚀以后，在金相显微镜下观察可以鉴别渗碳体的相界。当层片较细时，则在金相显微镜下难于分辨清楚。应用电子显微镜观察可以清晰地显示珠光体层片状组织的特征。

(2) 亚共析钢在室温下的平衡组织为铁素体和珠光体。铁素体的数量随钢的含碳量的增加而减少。含碳量较高的钢，铁素体沿奥氏体晶界析出而形成网状。含碳量较低的钢中铁素体呈块状。经硝酸酒精溶液浸蚀的试样，在金相显微镜下观察，铁素体呈白色发亮多边形块状，珠光体则依层片粗细不同而呈层片状或暗黑色，如图 1—7 为含碳量为 0.4% 的 40 钢的显微组织。白亮的为铁素体，暗黑色的为珠光体，两者约各占 50%。

(3) 过共析钢的平衡组织为珠光体和二次渗碳体。二次渗碳体是钢在冷却时通过 A_{cm} 线在奥氏体的晶界首先析出，并随着温度下降不断析出。最后共析成分的奥氏体转变成珠光体。因此二次渗碳体呈网状分布包围着珠光体。钢的含碳量越高，二次渗碳体的网愈完整。图 1—8 为 T10 钢显微组织，珠光体周界为白亮的二次渗碳体网。若用苦味酸钠溶液腐蚀则可将渗碳体网染成黑色。

(4) 含碳量为 4.3% 的铁碳合金为共晶生铁。高温下的组织是由熔液发生共晶反应而生成奥氏体和渗碳体组成的共晶混合物，称为莱氏体。温度降低时，将从奥氏体中析出二次渗碳体而到 723°C 奥氏体又发生共析反应而生成珠光体。所以室温时莱氏体的显微组织是由渗碳体和珠光体组成。二次渗碳体分布弥散而细小，不易分辨。图 1—9 为共晶生铁显微组织，白亮者为渗碳体，黑色的为珠光体。

在含碳量为 2.0—4.3% 的亚共晶生铁中，除莱氏体以外还有大块的珠光体。这是由于在高温时首先从熔液中析出奥氏体，然后由共晶反应生成莱氏体，因此高温时合金的组织为块状的奥氏体和莱氏体。当温度下降过程中，奥氏体析出二次渗碳体，到 723°C 又发生共析转变生成珠光体。因此室温时的显微组织中除莱氏体以外还有块状的珠光体。图 1—10 为亚共晶白口生铁的显微组织。

含碳量大于 4.3% 的过共晶白口生铁中则有从熔液中直接析出的一次渗碳体与莱氏体共存。如图 1—11 所示大片白亮者为一次渗碳体。

§ 2、钢中过冷奥氏体转变产物的显微组织和性能

在铁碳合金相图所指出的钢在室温时的平衡组织都是在极其缓慢的冷却条件下，在恒定的平衡临界转变温度由奥氏体发生共析反应等转变过程而形成的。但是在实际的生产过程中，加热和冷却都不会是极其缓慢的，都是有一定的速度的，这将影响钢的临界转变温度。冷却速度越大，实际临界转变温度越低。这一温度差值称为“过冷度”。因此奥氏体发生转变都是在一定的过冷条件下进行的；而且奥氏体的转变产物也由于过冷度的大小而异。现以含碳量为 0.8% 的共析钢 T8A 来研究过冷奥氏体在不同的过冷度下等温转变的组织 and 性能。

一、奥氏体等温转变曲线 (C—曲线)

选用 0.83% C 共析钢制成很薄的试样，将试样加热到临界转变温度 A_1 以上，经过保温以后，迅速冷却到 A_1 以下某一温度，然后在等温过程中观察奥氏体的转变。奥氏体在开始一段时间还观察不到转变，经过一定时间以后就可以看到珠光体逐渐形成，如图 1—12 所示。

试样加热至760℃,然后淬入盐水,其室温金相组织为马氏体加残余奥氏体,即未发生珠光体转变。试样自760℃淬入705℃铅浴中等温100秒后淬入盐水,则其组织中开始出现极少量珠光体。试样在705℃铅浴中等温320秒后淬入盐水,则其金相组织为少量珠光体,其余为马氏体加残余奥氏体,如图1—12(a)所示。若试样在705℃铅浴中等温1150秒后淬入盐水,则金相组织为25%珠光体,其余为马氏体和残余奥氏体,如图1—12(b)。试样在705℃铅浴中等温1320秒后淬入盐水,则有50%珠光体。在705℃铅浴中等温1450秒则有75%珠光体,如图1—12(c)所示。当试样在705℃铅浴中等温3600秒,则奥氏体全部转变成珠光体。图1—12(d)为在705℃铅浴中等温4000秒的室温金相组织,全部是珠光体。

从上述一组试验可以知道在705℃奥氏体等温转变开始的时间为100秒,而等温转变終了时间为3600秒。同样方法可以测定在540℃等温时,转变开始时间为1秒,转变終了时间为5秒。如在260℃等温时,转变开始时间为300秒,转变終了时间为7200秒。选择一系列的等温的温度作试验,就可以得一系列的转变开始与終了的时间。把这些数据标记到以等温转变温度为纵座标;时间为横座标的曲线图上去,并且分别连接各个转变开始点和转变終了点,就可以得到如图1—13所示的曲线。左边一条是奥氏体转变开始曲线,右边一条是奥氏体转变終了曲线,这组曲线称为奥氏体等温转变曲线。因为形状如字母“c”,所以也简称“c-曲线”。

过冷奥氏体中开始生成新相,以前所停留的时间称为孕育期。在c-曲线拐弯处,如T8A钢约在550℃左右孕育期最短,即过冷奥氏体在此温度范围最不稳定,容易发生奥氏体→珠光体的转变。

奥氏体过冷到一定温度就产生马氏体转变,如共析钢马氏体转变开始温度为240℃。这种转变不需要孕育期,而且转变速度极大。但是在一定温度等温转变只形成一定数量的马氏体尚有残余奥氏体,继续降低温度等温,转变才能继续进行,温度越低,能形成的马氏体量越多,到一定温度马氏体转变终止,共析钢的马氏体转变终止温度为-50℃。所以在其c-曲线图上两条水平线表示马氏体转变开始温度(M始)和马氏体转变終了温度(M终)。

在一般热处理淬火操作中,过冷奥氏体是在连续冷却过程中发生马氏体转变的。有关淬火组织情况后面再讨论。

二、奥氏体等温转变产物的组织和性能

随着钢中奥氏体过冷度的不同,转变产物和性能也不同。共析钢T8A中奥氏体等温转变产物的组织与性能如表1—3。根据它们的特点,可以将C-曲线分成两个区域来加以讨论。

(1) 珠光体转变区域(A₁至550℃温度范围)

从A₁至550℃温度范围内奥氏体等温分解为片状铁素体和片状渗碳体的机械混合物,成为层片状组织。等温转变的温度越低,形成的铁素体和渗碳体片越细。习惯上按层片的粗细把它们分别称为珠光体、索氏体、屈氏体(或称托氏体)。它们的形成温度和硬度如表1—3所列。珠光体可以在金相显微镜下观察到,它是铁素体和渗碳体的层片状混合物。索氏体要用高倍金相显微镜才能分辨它的铁素体和渗碳体的层片。而屈氏体由于它的铁素体和渗碳体的层片极细密,在一般的金相显微镜下观察为暗黑色组织,如图1—13所示,而应用电子显微镜可以分辨出它的层片状组织,如图1—14所示。

珠光体、索氏体和屈氏体都是铁素体和渗碳体的层片状混合物,差别仅在于层片粗细不

表 1—3

T8A 钢过冷奥氏体等温转变组织和性能

转 变 温 度 ℃	转 变 产 物	组 织 特 点	硬 度 值	
			H _B	HRC
723—650	珠 光 体	片间距 0.6—0.7 μ	190—250	—24
650—600	索 氏 体	片间距 0.25 μ	250—300	24—32
600—550	屈 氏 体	片间距 0.1 μ	300—400	33—36
550—450	上 贝 氏 体	羽毛状		35—45
450—240	下 贝 氏 体	针 状		45—55
240 以下	马 氏 体	针 状		56—64

同，没有本质的不同。层片越细，硬度就增高。这三种组织统称为珠光体型组织。对于共析碳钢而言 A₁ 至 550℃ 温度区域称为珠光体转变区域。

在亚共析钢中，奥氏体发生珠光体转变前，首先从奥氏体中析出铁素体，使残余奥氏体的含碳量达共析成分后再转变成珠光体。而在过共析钢中，将首先从奥氏体中析出二次渗碳体。先共析铁素体和二次渗碳体的析出量，随过冷度的增大而减少。接近 C 一曲线拐弯处不再有先共析铁素体或二次渗碳体相析出，而直接由奥氏体分介成共析产物——铁素体和渗碳体，但是其成分不同于共析钢，故称为“伪共析组织”。

(2) 贝氏体转变区域 (550℃ 至 240℃ 温度范围)

在 C 一曲线的拐弯处以下的温度范围 550—240℃ 奥氏体等温转变产物称为贝氏体。贝氏体也是铁素体和渗碳体的混合物，但是它的形态，性能以及形成过程都和珠光体不同的。根据转变产物形态的不同，将贝氏体分为上贝氏体和下贝氏体。

上贝氏体是奥氏体在 550—400℃ 温度范围内的转变产物，其特征为由晶粒间界开始向晶内同一方向生长的扁平状的铁素体，密集而相互平行，渗碳体呈短片状断续地分布在铁素体层片之间。在显微镜下观察，上贝氏体呈羽毛状。如图 1—15(a)。它的硬度可达 HRC45。下贝氏体是奥氏体在 400—240℃ 温度范围内的转变产物。其特征为沿着奥氏体内若干晶面，或从晶界开始向晶内单独地或成堆地生长针状的铁素体，极为细小的渗碳体质点呈弥散状分布在针状铁素体内。由于冷却速度较大，碳原子来不及完全从 α Fe 中析出，而使 α Fe 呈一定的过饱和状态。下贝氏体在显微镜下观察呈黑色针状形态，很象回火马氏体，如图 1—15(b)。在电子显微镜下观察，下贝氏体中的碳化物按一定方向规则地排列在铁素体针内，而回火马氏体中碳化物排列无方向性。下贝氏体硬度可达 HRC55。

上贝氏体中铁素体片较肥厚，易与马氏体区别。下贝氏体由于在铁素体片上沉淀许多弥散的渗碳体质点，腐蚀以后不均匀性很显著。在金相显微镜下便可根据这一特征区别下贝氏体和未回火的马氏体，前者呈暗黑色针状组织，而后者呈灰色针状组织。

上、下贝氏体的形成温度范围并无严格的界限，随着钢中成分不同，温度范围也不同。合金钢中较碳素钢更常见贝氏体组织。

贝氏体的力学性能随等温处理的温度而变化。大体上、下贝氏体强度高于同一成分的钢在高温下形成的珠光体。下贝氏体和相应温度的回火马氏体相近。等温温度越低，渗碳体质点越细少，弥散度越大，使钢的强度、硬度提高，而且塑性和韧性也得到提高，使钢具有良好的综合力学性能。所以生产上已经采用等温淬火方法来得到下贝氏体组织以改善钢的性能。

以上讨论了共析碳钢的C—曲线，它的形状比较简单，可用来讨论C—曲线的一般规律。在实际生产上使用的钢种很多，它们的C—曲线形状各不相同，所以要进一步讨论一下影响C—曲线的因素。其中奥氏体的化学成分的影响为最大。

(1) 碳的影响 共析碳钢的过冷奥氏体最稳定，含碳量增加或减少，都使C—曲线位置向左移动，使过冷奥氏体趋于不稳定而易于分解。亚共析钢首先析出先共析铁素体，而过共析钢使首先析出渗碳体，然后再发生过冷奥氏体→珠光体转变。至C—曲线拐弯处，只发生珠光体转变。不同含碳量的钢在相同温度等温转变产物的硬度是不同的，含碳量大的硬度高。例如 600℃等温，都得到屈氏体组织，但是50钢(0.5%C)硬度为HRC27，T8钢(0.8%C)硬度为HRC37，T11钢(1.1%C)硬度为HRC45。

(2) 合金元素影响 大多数合金元素加入钢中都使过冷奥氏体趋向稳定，不易发生分解，使C—曲线位置右移。按其影响程度依次排列为：Mo，Mn，W，Cr，Ni，Cu，Si，B，V，Al。而Co使C—曲线左移。上述元素中如Mn，Ni，Cu，Si，B，Al等只影响C—曲线的位置，而另一类元素不仅影响C—曲线的位置，而且还会改变C—曲线的形状。如Mo，W，Cr，V等元素，它们溶入奥氏体一定数量以后，不仅延缓奥氏体的分解，而且使整个转变明显地分为两个区域。C—曲线出现两个拐弯处，一个是珠光体转变区域，一个是贝氏体转变区域，两者之间出现一个奥氏体稳定地带。

(3) 其他影响因素 加热温度和加热时间都直接影响奥氏体的成分均匀和晶粒大小。奥氏体成分越均匀，晶粒越大，奥氏体就越稳定，C—曲线就右移。

三、奥氏体连续冷却转变产物的组织和性能

大部分热处理工艺如退火、正火和淬火操作中，都是将钢加热到奥氏体状态以后，由高温连续冷却到室温的。在连续冷却的过程中，奥氏体发生了组织转变。不同的冷却速度，使钢得到不同的组织，因而它的性能也就不同。

共析碳钢连续冷却的奥氏体转变曲线如图1—16所示。在温度——时间座标上，带箭头的线表示冷却曲线。每一条冷却曲线上相应于开始转变和完成转变的温度，分别有一临界

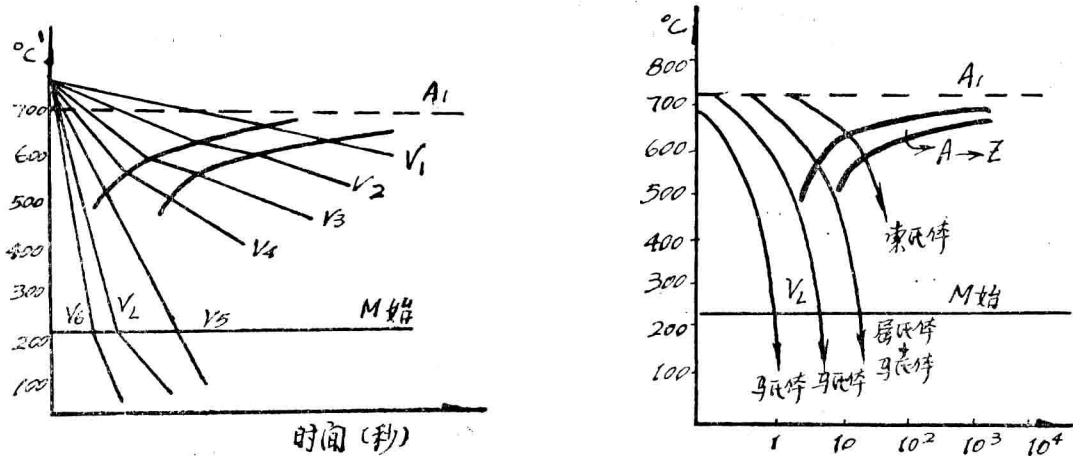


图1—16(a) 共析钢连续冷却奥氏体转变曲线示意图

点，可由实验测得（如膨胀法、磁性法、金相等）。将表示不同冷却速度的各条冷却曲线上的临界点连起来，可得到在连续冷却条件下奥氏体转变曲线。

T8A 钢中奥氏体连续冷却时冷却速度，临界转变温度，形成的组织和硬度见表 1—4

表 1—4 T8A 钢奥氏体连续冷却时冷却速度与转变温度，
组织和性能的关系

冷 却 速 度	冷 却 方 式	开始转变温度℃	生 成 组 织	硬 度 HB	
V ₁	10℃/分	炉 冷	710	片状珠光体	~180
V ₂	60℃/分	炉 冷	680	细片状珠光体	~230
V ₃	600℃/分	空 冷	650	索氏体	~250
V ₄	50℃/秒	喷 雾	600	屈氏体	~350
V ₅	100~500℃/秒	油 淬	600~300	马氏体+少量屈氏体	HRC50
V ₆	>500℃/秒	水 淬	240以下	马氏体	HRC62
V ₇	1100℃/秒	盐 水 淬	240以下	马氏体	HRC63

由图 1—16 及表 1—4 可以看出，当冷却速度较为缓慢时如 V₁，奥氏体在较高温度下分解成珠光体。随着冷却速度增大，临界点逐渐移向低温，转变进行的温度范围也扩大，生成的珠光体层片更细，硬度值也增加，如 V₂ 至 V₄。当冷却速度较快时如 V₅，奥氏体部分转变为屈氏体，而剩余部分过冷到低温发生马氏体转变而形成马氏体加屈氏体的多相组织。当冷却速度更大时，如 V₆，则奥氏体的共析分解完全被抑制而只能在低温发生马氏体转变。通常将保证奥氏体不发生共析转变而获得马氏体组织的最低冷却速度 V_L 称为淬火临界冷却速度。在图 1—16 中，表示此冷却速度的冷却曲线与 C 一曲线转变开始线相切。

对于亚共析钢和过共析钢而言，从过冷奥氏体中首先要析出，先共析铁素体或二次渗碳体，所以在 C 一曲线中 A→Z 转变开始曲线的上方还有一条表示铁素体或渗碳体开始析出的线。如图 1—17 为 45 钢的连续冷却奥氏体转变曲线，图中 A→Z 区上面还有 A→α（铁素体）区域。此外在曲线中还有 A→B（贝氏体）区域，即奥氏体在一定范围的冷却速度下除了先析出一定数量的铁素体、珠光体以外，还可能出现贝氏体。在许多合金钢中均会发生贝氏体转变。

目前已经生产的钢种，它们的奥氏体等温转变曲线都已经测制出来，而奥氏体连续冷却转变曲线没有做全。但是可以借用等温转变 C 一曲线来近似地估计在连续冷却条件下钢的淬火临界冷却速度 V_L。即有了等温转变 C 一曲线图，在图上与 C 一曲线拐弯处相切的冷却曲线所代表的冷却速度可以近似地作为这个钢的淬火临界冷却速度，如图 1—18 所示。而实际的连续冷却条件下的临界冷却速度要小一些，因为连续冷却转变曲线的位置要比等温转变 C 一曲线的位置更靠右边一些。

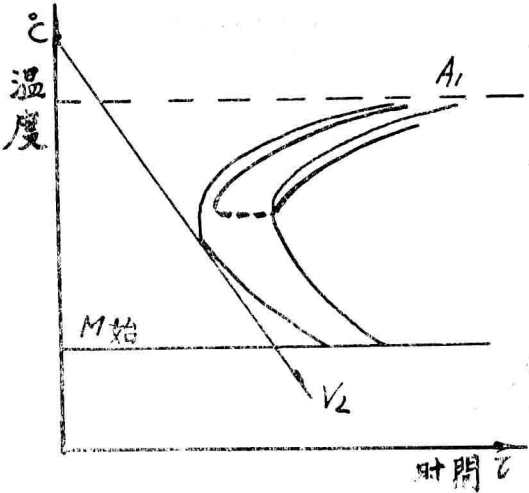


图 1—18 钢的临界冷却速度

§ 3、钢的淬火组织和性能

钢加热到奥氏体后，如以大于淬火临界冷却速度 V_2 冷至 $M_{\text{始}}$ 温度就发生马氏体转变。奥氏体是以面心立方结构的 γFe 为基体而溶有一定碳的固溶体，作为基体的 γFe 过冷到低温下是不稳定的，必然要转变到更稳定的 αFe 。由于冷却速度很大，奥氏体中的碳原子扩散过程被抑制了，因此奥氏体被快速冷却到室温时，基体结构虽然由 γFe 转变为 αFe ，但是处于间隙位置的碳原子却保留了高温下的分布状态，即新相马氏体中碳的成分与高温下母相奥氏体的成分相同。所以马氏体是碳在 αFe 中的过饱和固溶体。由于碳的过饱和，使 αFe 的体心立方结构发生畸变而呈体心正方结构。如图 1—19， $c/a > 1$ 。随着含碳量的增加，马氏体的晶格畸变越严重。

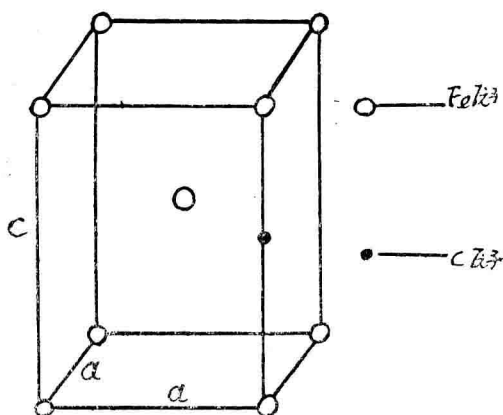


图 1—19 钢中马氏体的体心正方结构

一、马氏体的金相形态和性能

马氏体是沿着奥氏体一定结晶面形成的片状晶体，如图 1—20 为 1.6% C 钢的马氏体片（1000℃ 水淬，750×），在金相显微镜下，马氏体间奥氏体晶体内生生长形成针状，针间呈一定的角度，彼此交接但不穿过。如图 1—21 为 T12 钢淬火马氏体（1000℃ 淬油，400×）。针状形态实际上是马氏体片与试样磨面的截面。

未经加热的马氏体试片经硝酸酒精腐蚀以后，马氏体针仍为白亮的，针间夹着白色的残余奥氏体。加热超过 80℃ 以后，腐蚀以后马氏体针即变暗。

在钢的实际淬火操作中，在正常加热温度下奥氏体化以后淬火所形成的马氏体细而均匀，在普通放大率下已不能分辨单个马氏体晶粒，但局部仍可隐约可见马氏体的方向性及针状形态。如图 1—22 为 45 钢淬火马氏体（850℃ 淬水，400×）。

钢中马氏体有很高的硬度，其显微硬度值可达 800—1200 Hm，而塑性趋近于零。马氏体的硬度值随马氏体中含碳量的增加而增加。含碳量达 0.7% 时马氏体的硬度值接近最大值

HRC64。合金元素对马氏体硬度影响不大。

二、钢的淬火组织与性能

淬火钢内除马氏体以外还不可避免地有残余奥氏体。残余奥氏体的量随钢中含碳量的增加而增加，如图 1—23 所示。如溶入奥氏体中的含碳量超过 0.8% 时，淬火钢的硬度就会因为残留奥氏体量的急剧增加而降低。

过共析钢通常用作工具钢，要求高的硬度和耐磨性。所以其淬火加热温度控制在 A_{c1} 和 A_{cm} 之间，通常为 $A_{c1} + 30 \sim 50^\circ\text{C}$ 。这首先是为了控制溶于奥氏体中的碳含量在 0.8% 左右以减少淬火组织中残余的奥氏体。同时，加热不超过 A_{cm} 可以保留原始球化退火组织中的粒状碳化物以提高淬火组织的硬度和耐磨性。还可以防止钢的过热以获得细小的淬火组织。所以过共析钢的淬火组织是由粒状碳化物，隐针状马氏体及残余奥氏体组成。如图 1—24 是 T12 钢的淬火组织（ 770°C 水淬， $500\times$ ）。

亚共析钢的淬火组织不应出现自由铁素体，故钢应加热到 A_{c3} 以上 $40 \sim 60^\circ\text{C}$ ，以使自由铁素体完全转变为奥氏体，并使固溶体成分均匀化。淬火以后获得细小而均匀的马氏体组织。

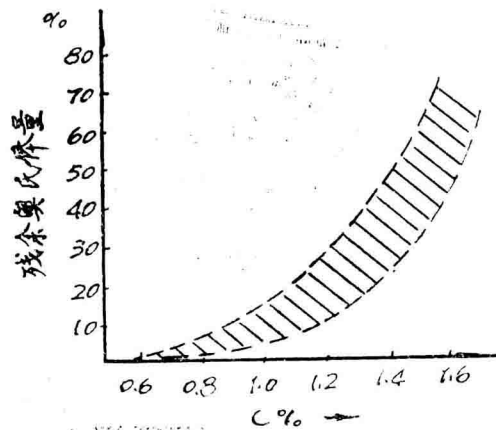


图 1—23 碳钢淬火后钢中的残余奥氏体量

§ 4、钢的回火组织和性能

工件在淬火以后需要进行回火，其主要目的是获得良好的综合机械性能，消除钢中内应力，稳定工件尺寸。对于不能采用退火操作得到球化组织的马氏体类钢，也采用高温回火来软化钢以便切削加工。

淬火以后钢的组织为马氏体和残余奥氏体。它们都是不稳定的，在 A_1 以下范围内加热就有向稳定相铁素体和碳化物转变的倾向。回火过程的实质就是马氏体和残余奥氏体向平衡

组织转变的过程。转变形成的组织随回火温度和加热时间而不同。一般将钢在回火加热过程中的组织转变分为四个阶段：碳自马氏体中析出，残余奥氏体的分解，内应力消除及碳化物的聚集和长大。

回火钢的显微组织决定于回火温度，而回火温度主要依据对零件力学性质的要求而定。

低温回火：回火温度为150~250℃，用于要求高硬度（HRC59—64）及高耐磨零件，如滚动轴承、切削刀具、渗碳零件等。形成的组织为回火马氏体。

中温回火：回火温度为300—450℃，用于需要足够的硬度（HRC44—54），高弹性极限并保持一定韧性的零件，各种弹簧均作此处理。形成的组织为回火屈氏体。

高温回火：回火温度为500—650℃，用于要求高的综合力学性能的结构零件。形成组织为回火索氏体。

图1—25为45钢中回火马氏体、回火屈氏体及回火索氏体三种金相组织照片。

回火马氏体保留了淬火马氏体针的方向性，因固溶体中碳聚集形成了弥散度极高的亚稳定的与基体共格的碳化物质点，使回火马氏体较淬火马氏体更易受腐蚀。

回火屈氏体是在 α Fe的基体上弥散分布着许多细小的碳化物颗粒，碳化物与基体脱离，相界很多，易被浸蚀而发黑。

回火索氏体的形成温度更高，碳化物颗粒较回火屈氏体更粗大。

淬火钢的回火组织中的碳化物是颗粒状的，与奥氏体冷却时分解而得到的层片状珠光体的组织的形态不同。虽然两者都是铁素体和碳化物的复相组织，但是其力学性能是不完全同的。调质处理得到的回火索氏体和正火处理得到的细片状珠光体，在它们的硬度值相同时，虽然强度极限和延伸率很相近，但是细片状珠光体的屈服极限和断面收缩率比回火索氏体要低得多。如图1—26所示。所以对于综合力学性能要求高的结构钢采用调质处理，而性能要求不高的材料，一般采用正火或热轧后空冷处理以简化热处理工艺。

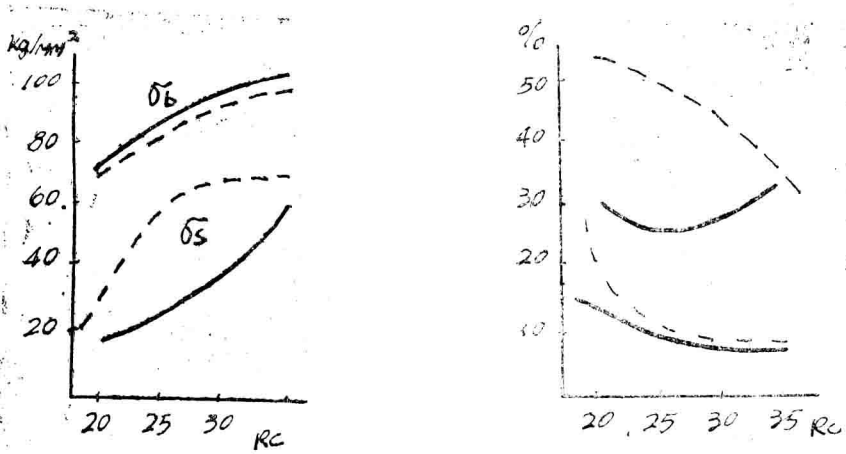


图1—26 含0.84%C碳钢的片状组织（实线表示）和颗粒组织（虚线表示）的力学性能比较