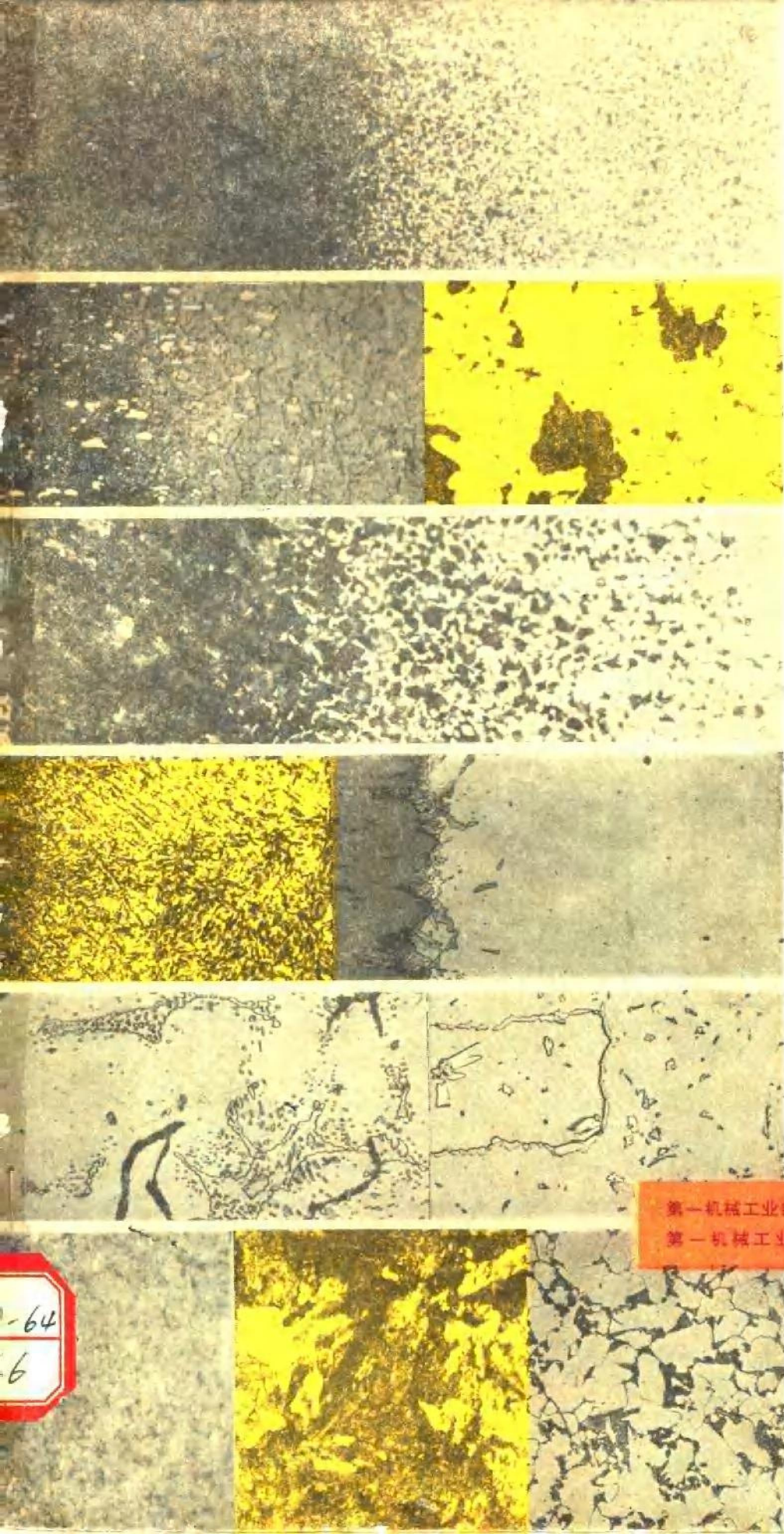


# 钢铁化学热处理金相图谱



第一机械工业部武汉材料保护研究所  
第一机械工业部上海材料研究所

编著

-64  
6

# 钢铁化学热处理金相图谱

第一机械工业部武汉材料保护研究所  
第一机械工业部上海材料研究所

编著



机械工业出版社

本图谱收集有渗碳、碳氮共渗、渗氮、渗硼、渗铝、渗铬、渗锌及其它等化学热处理渗层组织的金相图片。这些图片具有一定的代表性。书中还列有一些组织的评级参考图。

本书可供从事热处理和金相检验的工人和技术人员使用，也可供工业院校的有关师生参考。

## 钢铁化学热处理 金相图谱

第一机械工业部武汉材料保护研究所 编著  
第一机械工业部上海材料研究所

\*

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)

机械工业出版社印刷厂印刷

新华书店北京发行所发行·新华书店经售

\*

开本  $787 \times 1092 \frac{1}{16}$  · 印张  $7 \frac{1}{2}$  · 字数 176 千字

1980 年 10 月北京第一版·1980 年 10 月北京第一次印刷

印数 0,001—7,500 · 定价 1.60 元

\*

统一书号: 15033 · 4797

## 序 言

化学热处理在机械制造工艺中应用日益广泛。由于渗层的组织远较一般热处理后的组织复杂，且国内缺乏化学热处理金相图谱，为了有助于鉴定渗层的组织，特编制本图谱。

本图谱收集了渗碳、碳氮共渗、渗氮、渗硼、渗铝、渗铬和渗锌等几种元素的钢铁化学热处理的图片。渗层中各相的成分、形态和分布的鉴定，以显微观察、硬度测定、X射线分析、化学分析以及热处理工艺等为依据。

二元及多元共渗的图片，收编的较少。非铁金属及其合金、复合工艺、金属和化合物表面沉积等化学热处理图谱尚待编制。

本图谱可供生产、科研及教学单位的金相热处理工作者、特别是化学热处理工作者参考。

本图谱中渗氮、渗硼、渗铝、渗铬、渗锌及其它，由武汉材料保护研究所编制；渗碳和碳氮共渗由上海材料研究所编制。

在编制图谱过程中，曾得到长春第一汽车制造厂、铁道部科学研究院金属及化学研究所、上海中国纺织机器厂、上海机械学院、华南工学院及武汉钢铁研究所等单位的大力协助，在此一并致谢！

希望读者对书中的错误和缺点提出宝贵意见。

第一机械工业部武汉材料保护研究所

第一机械工业部上海材料研究所

1978.10

# 目 录

序言	
绪论 .....	1
第一章 渗碳和碳氮共渗 .....	4
第二章 渗氮 .....	34
第三章 渗硼 .....	52
第四章 渗铝 .....	70
第五章 渗锌 .....	80
第六章 渗铬 .....	88
第七章 其它 .....	108

## 绪 论

化学热处理的基本过程是由介质分解出渗入元素的活性原子，活性原子在工件表面的吸附和扩散。通过渗入元素在基体中的扩散而形成的组织决定着渗层的性能。

渗入元素扩散到基体金属中，首先形成固溶体，这一阶段通常称为线扩散。当其超过在基体金属中的溶解度极限时，发生通常所谓的反应扩散并导致相结构的变化而形成化合物。化学热处理过程中的扩散，是由于单位体积中原子浓度不同而引起的，在稳态扩散情况下，服从扩散第一定律。这一定律还不能确切地描述渗层内各区的浓度随时间而改变的具有非稳态扩散特点的化学热处理过程，需用第二定律来描述。表达该定律的微分方程可以在一定条件下积分，得到如下关系式：

$$C_x = C_0 \left[ 1 - \phi \left( \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \right]$$

式中  $\phi \left( \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right)$  ——高斯误差数；

$C_0$  ——渗入元素在工件表面的浓度；

$C_x$  ——经时间  $t$  后在渗层深度为  $x$  处渗入元素的浓度。

根据  $\frac{x}{2\sqrt{Dt}}$  的数值，可在特殊的函数表中查得  $C_x/C_0$  的比值。反之，若用实验方法测出  $C_0$  及  $C_x$ ，则可计算出扩散系数。

扩散系数随着温度的升高和扩散激活能的降低而提高。影响扩散激活能的因素有晶体结构、固溶体类型与成分、点阵对称性等等。同一温度时，渗入元素在原子密度较低的  $\alpha$  铁中扩散快，而在原子密度较高的  $\gamma$  铁中慢。形成间隙固溶体比形成置换固溶体时扩散激活能小，因此间隙原子的扩散（如渗碳）比置换原子的扩散（如渗铬）快。基体中的合金元素对扩散有显著的影响。如渗碳时，凡属强烈形成碳化物的元素（如钛、钼、钨、铬等）均使扩散激活能提高；不形成碳化物的镍和钴则加速碳的扩散。沿晶界的扩散比晶内快，这是因为晶界缺陷较多，所需的扩散激活能较小。因塑性变形和应力集中造成点阵畸变时，也可加速扩散。在晶体内各个不同晶向，因原子密度不同，扩散速度各有差异。点阵的对称性越低，择优扩散的倾向性越大。例如硼原子在  $Fe_2B$ 、 $FeB$  中以及铝原子在  $Fe_2Al_3$  中都是沿  $C$  轴择优扩散，因而形成垂直于表面的“指状”（齿状）结构。

当基体材料、渗入元素及扩散温度一定时，扩散系数基本上可视为恒量。此时渗层的生长速率取决于渗入元素在工件表面的浓度  $C_0$ 。通常介质活性越强，则  $C_0$  值越大，渗层中渗入元素浓度越高。某些渗层，因渗入元素浓度过高而导致较大的脆性时，则应采用活性较弱的渗剂，以期获得浓度较低、脆性较小的渗层。

渗层厚度  $x$ ，随处理时间  $t$  而发生的变化近似地符合由  $x = Kt^{1/2}$ （ $K$  是与扩散元素类别和温度有关的常数）所描述的抛物线关系。必须指出，在扩散的初期，扩散速度大，渗层厚度随时间的变化不一定符合抛物线关系。保温一段时间后，工件表面对渗入元素的吸附量与时间的关系也近似地符合抛物线关系〔1〕。



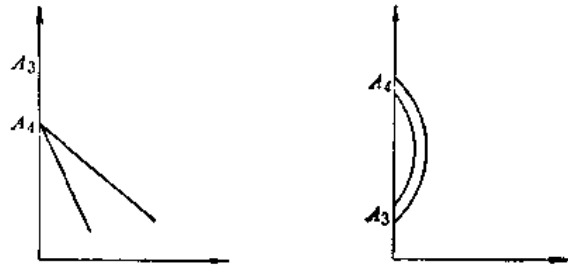
随着渗入元素、钢材成分和处理温度的不同，在处理过程中，有的在表面形成柱状的新相；有的没有相变，仅有渗入元素固溶于基体金属中，从而改变表层的化学成分和性能，且无柱状晶。

柱状晶的形成，需具有一定的条件，当  $b$  元素向  $a$  金属扩散时，其条件如下〔2〕：

1. 在扩散温度时， $b$  能在  $a$  中形成具有极限溶解度的  $\alpha_1$  相；
2.  $b$  在  $\alpha_1$  中可达到过饱和程度，并能形成新相（柱状晶） $\alpha_2$ 。
3. 新相  $\alpha_2$  对  $b$  要有一个溶解度范围（可以形成浓度梯度），以提供通过新相扩散的可能性。
4. 冷却时， $\alpha_2$  没有相变，使柱状晶能够保留到室温。

钢铁表面的固溶体渗层，随着渗入升高  $A_3$  点或降低  $A_3$  点的元素（缩小  $\gamma$  区元素如铝、硅等或扩展  $\gamma$  区元素如镍、锰等）的不同而出现不同的组织和形态。见图 1 和图 2。

在钢铁渗入降低  $A_3$  点（ $910^\circ\text{C}$ ）元素时，如果处理温度在  $A_3 \sim A_4$  点之间（ $910 \sim 1390^\circ\text{C}$ ）。 $\gamma$  无相变，扩散层的厚度只能由渗入元素在层中分布的浓度不同所导致的硬度的不同和渗层侵蚀的深浅来确定。如铁渗镍或渗锰时即属此类。又如渗碳过程中， $\gamma$  相是稳定不变的，冷却时  $\gamma$  即析出  $\text{Fe}_3\text{C}$ ，当到达  $A_1$  点时，即转变为珠光体，其扩散层厚度，由珠光体的分布来确定。



绪图 1 渗入降低  $A_3$  点元素 绪图 2 渗入升高  $A_3$  点元素时，富铁端的部分平衡图

如低于  $A_3$  点渗入降低  $A_3$  点元素，当基体为  $\alpha$ ，扩散元素超越溶解度极限， $\alpha$  即转变为  $\gamma$  相，快冷后， $\gamma$  相即以柱状晶保留下来，渗层与基体之间有一明显的平行于表面的界线。这一界线是分开在处理温度时  $\alpha$  和  $\gamma$  两区的界面线，它是母相重结晶的结果，可称为“重结晶线”。由于渗入元素在处理温度下必然越过此线向内扩散至一定的深度，因此它并不是元素扩散的边界。

当钢铁中渗入升高  $A_3$  点的元素时，如果处理温度低于  $A_3$ ，铁为  $\alpha$  状态，渗入铁中的元素不引起相变，无柱状晶。

在高于  $A_3$  点渗入升高  $A_3$  点元素，扩散开始时基体为  $\gamma$  铁，当渗入元素不断在  $\gamma$  中溶解而超越饱和极限时， $\gamma$  即转变为  $\alpha$ 。渗层的组织形态与在低于  $A_3$  渗入降低  $A_3$  点元素时一样，即前者的  $\gamma$  和后者的  $\alpha$  相都是柱状晶，它们与基体之间有平行于表面的“重结晶线”。但前者的  $\gamma$  柱状晶在冷却过程中有  $\alpha$  相变，因而“重结晶线”和柱状晶都不复存在，只可能看到柱状晶留下来的痕迹。后者（ $\alpha$  柱状晶）冷却后没有相变，因此在显微组织中可清楚地看到由扩散温度保留下来的柱状晶和“重结晶线”〔3〕。

“重结晶线”是分开  $\alpha$  和  $\gamma$  两相区的界线，渗入元素在  $\alpha$  和  $\gamma$  中的溶解度不同，因此渗层浓度梯度曲线到达“重结晶线”后是不连续的、突变的。“重结晶线”总是与此一突变点相对应。由于柱状晶下渗入元素继续向内扩散，且无相变，因此试样侵蚀之后，往往在柱状晶下还可以看到侵蚀深浅不同的扩散层。

柱状晶的形成，是由于处理过程中有  $\gamma \rightleftharpoons \alpha$  相变，随着元素的不断渗入，使钢表层的成分向提高渗入元素浓度的方向变化，从而形成  $\gamma \rightleftharpoons \alpha$  的同素异构转变。

如在  $A_3 \sim A_4$  点之间渗入升高  $A_3$  点的元素，渗入元素在  $\gamma$  中达到溶解度时，表面形成  $\alpha$  粒子并不断吸收从  $\gamma$  重结晶出来的  $\alpha$  微粒〔4〕。

柱状晶总是沿着浓度梯度自外而内降低的方向，即与扩散相一致的方向，垂直于工件表面。钢材在  $A_1 \sim A_3$  之间加热脱碳，也往往形成柱状晶层。柱状晶的大小和形状不一：有的从表面到达“重结晶线”，大小均匀形态相似；有的在表层较宽。柱状晶的均匀成长，可能与晶粒的位置不同、形核先后、长大速度有关。

化合物层是渗入元素在基体金属中的溶解超越了固溶体的饱和极限时形成的。首先形成晶核，并沿着渗入元素的扩散方向向内生长。形成与固溶体层相似的垂直于表面的柱状晶层。

化合物层（一层或多层）与基体的界面，通常是平行于表面的。但具有显著的择优取向的  $Fe_2Al_3$ 、 $FeB$ 、 $Fe_2B$  等形成楔入基体的“指状”或“齿状”结构的除外。

钢中渗入某些元素时，基体中原有的合金元素往往有再分布现象。有的向渗层浓集，有的被推向基体。最常见的是碳的再分布。当钢中渗入铝、硼、硅等缩小  $\gamma$  区而又不强烈形成碳化物的元素时，碳被推向渗层之下而形成富碳区。有时（如渗铝层）在渗层和富碳区之间还有贫碳区，可能是由于渗入元素降低了碳在奥氏体中的溶解度，使层下的奥氏体在处理过程中处于贫碳所致。当渗入既缩小  $\gamma$  区又强烈形成碳化物的元素时，基体中的碳向渗层浓集而形成碳化物层，其下则为贫碳区。如果钢中含碳量高或含有钨、钽等元素时，则富碳区与贫碳区皆不太明显。

在鉴定渗层相组成时，必须特别注意的一个问题是有些金属化合物优先形成，而另一些化合物并不按照与状态图相对应的浓度关系一一出现。例如钢铁在纯铝液中热浸时，根据  $Fe-Al$  状态图，应在纯铝薄层之下依次出现  $FeAl_3$ 、 $Fe_2Al_3$  和  $FeAl_2$ ，但一般只形成  $Fe_2Al_3$ ，其它两相均不出现〔5〕。

钢铁热浸锌或渗锌时， $FeZn_{13}$  和  $FeZn_{10}$  优先形成， $Fe_3Zn_{11}$  很少出现。铝渗铝时， $Al-Zr$  系中九种金属间化合物仅有  $Al_3Zr$  和  $AlZr_3$  相出现，其余七种化合物皆不出现〔4〕。

有时需要对优先形成相加以控制以利于其它相的形成，常用的方法是添加一种金属或氧化物。例如，在热浸铝浴中加入少量硅，则不仅出现  $Fe_2Al_3$ ，而且也出现了  $FeAl_3$  和  $FeAl_2$  两种化合物。

各类渗层相组成的成因和具体的鉴定方法详见各章。

### 参 考 文 献

- 〔1〕 J. Iron and steel Inst 169, 101-107 1951.
- 〔2〕 American Inst of mining and metallurgical engineers 1929, Inst of metals divisin p. 591.
- 〔3〕 J. Iron and steel inst 130, 429~437, 1934.
- 〔4〕 J. Iron and steel inst 124, 71~93, 1931.
- 〔5〕 D. R. Gobe; "The structure of diffusion coatings", 《Physical metallurgy aspects of surface coatings》meeting, 2~3, May 1973.



# 第一章 渗碳和碳氮共渗

渗碳、碳氮共渗主要是对钢材表面添加一定数量的碳或碳、氮元素，以改善钢材表面的机械性能，提高硬度、耐磨性以及疲劳强度等，而心部则保持良好的韧性。

## 一、渗 碳

渗碳有固体、液体和气体法。碳能渗入钢表面的基本原理是由于低碳钢或低碳合金钢在单相奥氏体时有足够的空隙可以溶解碳原子（最大的固容量可达1.7~2.0%）。因而具备了吸收碳的条件。

由于固体渗碳法劳动条件较差，液体法通常使用含有剧毒的氰盐，现在使用最广泛的是气体法。一般常用的渗碳剂是煤油或苯类、醇类。通过控制滴入量来调节渗碳气氛的浓度，渗碳深度则用渗碳保温时间来控制。一般渗碳层深度要求为1~1.5毫米，如为满足特殊需要渗层深度可达7~8毫米。为了保证渗碳质量，工件表面浓度以0.9~1.1%为宜，渗层碳浓度梯度应比较平缓。这可以通过控制调整扩散与吸附量的关系来达到目的。一般原则是：当钢中含有Ti、Mo、Cr等强烈形成碳化物的元素时，可选用活性较低的介质；反之20钢、20Mn等钢种则可采用活性较高的介质。

渗碳后空冷所得到的显微组织大致可分为三个区域：

1. 表层区：根据碳浓度的高低可形成过共析或共析组织。
2. 过渡区：随着向心部延伸，碳量逐渐下降，珠光体数量相应减少。
3. 中心区：又称原始组织区。一般渗碳钢多采用低碳钢或低碳合金钢，心部的显微组织为铁素体和珠光体。

经过淬火及淬火后回火的显微组织特征与相应含碳量的钢相似，最外层为回火马氏体和残余奥氏体。如果碳的浓度较高，还会有碳化物颗粒，显微硬度可达到HM700以上。次层为回火马氏体或回火马氏体和回火屈氏体；心部为低碳马氏体或低碳马氏体和铁素体。

渗碳后的质量检验，首先对其深度进行测定，用于生产上的检验方法有：

断口法：在工件装炉的同时放入试样，渗碳结束后取出淬入水中，然后将其敲断，观察断口。渗层部分呈白色瓷状，心部呈灰色纤维状，渗层与心部交界处碳含量约为0.4%。此法简便，但误差较大。也可在正火状态下进行检查，即将试棒取出空冷，然后切取断面，磨平后采用热染法或侵蚀法可清晰地显示渗层厚度。用4%硝酸酒精溶液侵蚀数十秒后，渗层呈黑色，心部为灰色。

热染法：对低碳合金渗碳钢（如12CrNi3A）较为合适。将被渗试棒放在260℃空气炉中加热15分钟，取出后渗碳层染成黄色而心部颜色不变，若再加热至400~600℃则渗层被染成蓝紫色。

显微组织法：所用试样应为退火状态，将其磨抛成镜面，经3~4%硝酸酒精溶液侵蚀至显微组织清晰呈现，然后在显微镜下观察渗层深度和碳浓度的分布。

渗层深度的测量：根据实际生产的需要，碳素钢之渗层一般应自表面测至亚共析层的二分之

一处，即测至略高于原始含碳量处。对 10、20、30 钢等渗层之总深度应为：过共析层、共析层和二分之一的亚共析层之和。对合金钢（如 20Cr、18CrMnTi 等钢）渗层总深度应为：过共析层、共析层和亚共析层之和，即应测至出现原始组织处。本图谱提供了一组渗层深度测量图片，以供参考。

对于 12CrNi3A、12Cr2Ni4A、18Cr2Ni4WA 等合金渗碳钢，由于它们属于珠光体和马氏体及马氏体型钢，渗碳后空冷即获得马氏体。经生产试验反复验证，渗层深度的测量方法有：直接测深法、等温淬火法、多次高温回火法和等温退火法等。直接测深法是模拟测定淬硬层深度的方法进行的，界线为半马氏体区，即自表面测至 50% 马氏体和 50% 屈氏体处。试样用 5% 硝酸酒精溶液侵蚀，但有时这个区域不明显，有时不易测准。

等温淬火法是将被测件加热到淬火温度（一般取 840~860℃）保温一定时间，然后放入 280℃ 盐浴内等温，等温时间的控制较为重要，若等温时间小于 3 分钟时，试样相当于连续冷却，全部转变成为马氏体。故测得的深度要比实际深度深。而等温时间超过 15 分钟时，则在渗碳层内进行了等温转变，产生了黑色针状贝氏体组织，这样测得的深度比实际深度要浅，所以等温保温时间以 5~6 分钟最为合适，测得的渗层深度较为准确。经等温淬火后的试样的制备与一般金相试样相同，经 4% 硝酸酒精溶液侵蚀后，在回火马氏体和淬火马氏体之间，得到明显的黑白两层，并有明显的界线，这一界线就是此种合金钢渗层终点的标志，又叫“条件边界”。测量时测至出现第一条黑针为止。

渗碳层显微组织，按等级参考图片评定。渗碳件经淬火回火后表面硬度一般为 HRC58~63，心部为 HRC 33~38。

## 二、碳氮共渗

碳氮共渗较为普遍使用的有液体和气体法。由于液体碳氮共渗通常使用含有剧毒的氰盐，为保障人体健康，减少公害，从生产发展趋势来看，多由气体法所代替。较为广泛地使用的共渗介质为三乙醇胺。由于碳氮共渗为中温，故被渗件可以直接淬火，以减少因多次加热而引起的变形，并可减少热处理工序，缩短生产周期。由于有氮渗入，还可提高钢件的淬透性，故用较为缓和的冷却剂就可以达到硬度要求。碳氮共渗一般在 700~840℃ 进行。

渗层深度的测量：最好在渗后空冷状态（正火态）下进行。测量淬火零件的渗层深度时，需先经 800℃ 加热保温 20 分钟后，移至 640℃ 炉中等温 15 分钟取出空冷。测量时应由零件表面起测至心部组织为止。详见参考图。

碳氮共渗的显微组织：最外层易产生一层白亮层为含氮渗碳体，过渡层和心部组织与渗碳显微组织相似。

以上两部分常见的缺陷有：

反常组织：原奥氏体晶界上存在的网状碳化物不直接与片状珠光体相连，其中间隔着一层较宽的铁素体区。这种工件经热处理后会有硬度不均匀现象。产生原因主要是钢中含氧量较高或因渗碳介质的滴入量控制不当所引起。

表层贫碳或脱碳：主要是由于渗碳后期炉内碳浓度下降、气体渗碳炉漏气或渗碳件在冷却坑内冷却时保护不好。这种缺陷可以通过补渗或采用喷丸处理来补救。如果被渗件加工余量较大也可将脱碳层车去或磨去。

心部组织中出现过多的游离铁素体：一般是因为淬火加热温度偏低使许多铁素体未溶入奥氏

体，经淬火后保留下来。

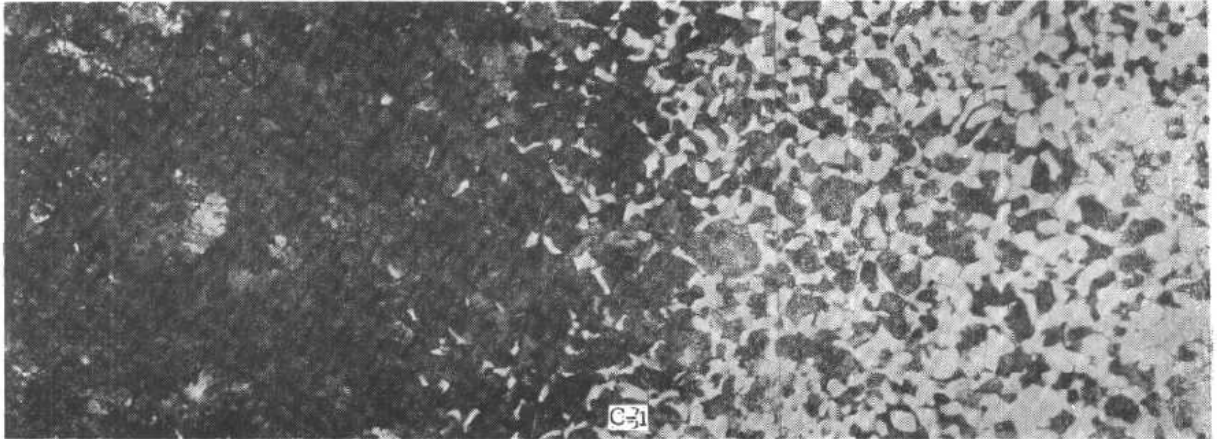
粗大的块状或网状碳化物：主要是由于渗碳浓度过高所造成的。当工件尖角处存在块状或网状碳化物时，这些零件的寿命显著降低，在进行热处理时也易产生裂纹。

壳状化合物：由于渗入过量的活性原子，而且扩散速度较慢时，使表面形成一层坚硬的壳状

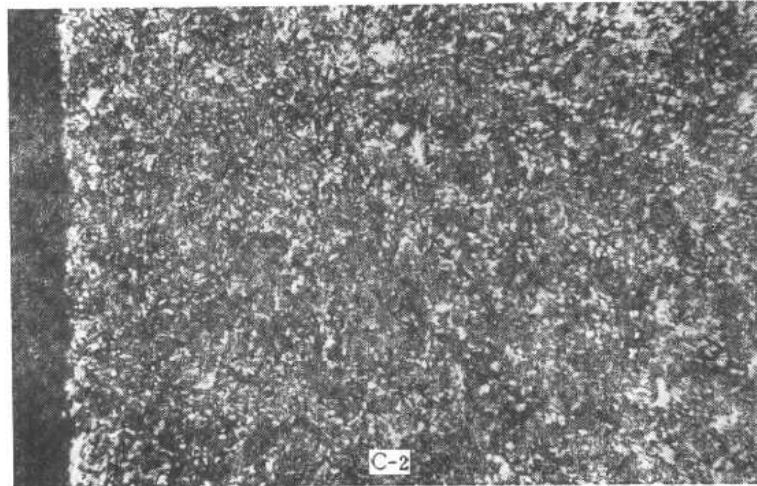
图号	基体材料	工 艺	组 织 与 说 明	侵 蚀 剂
C-1	10钢	气体 渗碳： $930 \pm 10^{\circ}\text{C}$ 3 小时，罐中冷却，煤油分解	表面为珠光体，过渡区为珠光 体和铁素体，心部为铁素体和珠 光体  渗层深度0.40毫米	3%硝酸酒精溶 液
C-2	10钢	经C-1工艺渗碳后，重新 加热至 $860 \pm 10^{\circ}\text{C}$ 油冷， $180$ $\pm 10^{\circ}\text{C}$ 回火	表面为回火马氏体和少量残余 奥氏体	3%硝酸酒精溶 液

化合物薄层，这是碳氮共渗中易产生的一种缺陷。这种壳状化合物为含氮碳化物，由于这种脆硬层的存在，使得抗冲击和承载能力大大降低。

黑洞黑网和黑带：黑洞主要是内氧化造成的。有时也由于共渗的浓度掌握不好而造成表面疏松成为黑洞。黑带和黑网则是由于显微偏析所造成。这些黑带、黑网等主要是屈氏体组织。

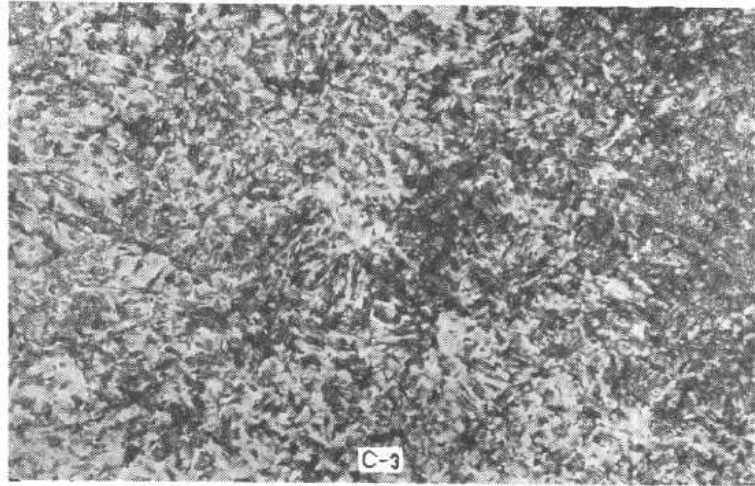


250 ×

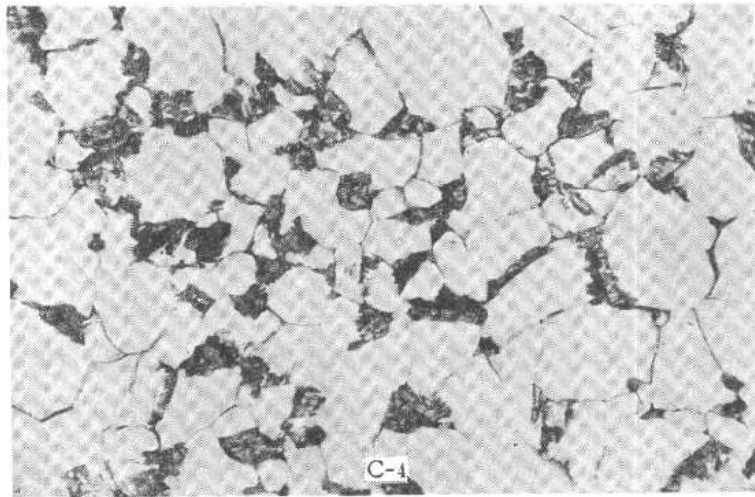


500 ×

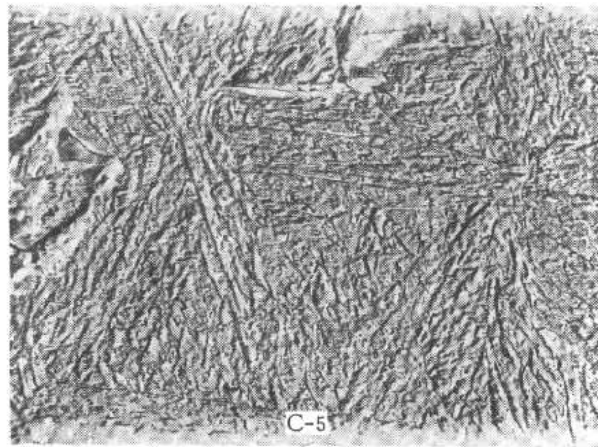
图号	基体材料	工 艺	组 织 与 说 明	侵 蚀 剂
C-3	10钢	经C-1工艺渗碳后,重新 加热至 $860 \pm 10^\circ\text{C}$ 油冷, $180 \pm 10^\circ\text{C}$ 回火	过渡区为回火马氏体和少量屈 氏体	3%硝酸酒精溶 液
C-4	10钢	经C-1工艺渗碳后,重新 加热至 $860 \pm 10^\circ\text{C}$ 油冷, $180 \pm 10^\circ\text{C}$ 回火	心部组织为铁素体和低碳马氏 体	3%硝酸酒精溶 液
C-5	10钢	经C-1工艺渗碳后,重新 加热至 $860 \pm 10^\circ\text{C}$ 油冷, $180 \pm 10^\circ\text{C}$ 回火	C-2的电镜照片,可看出马氏 体针叶呈 $60^\circ$ 角	3%硝酸酒精溶 液



500 ×



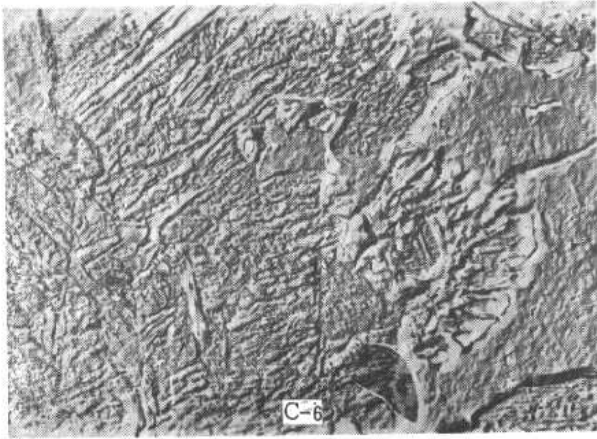
500 ×



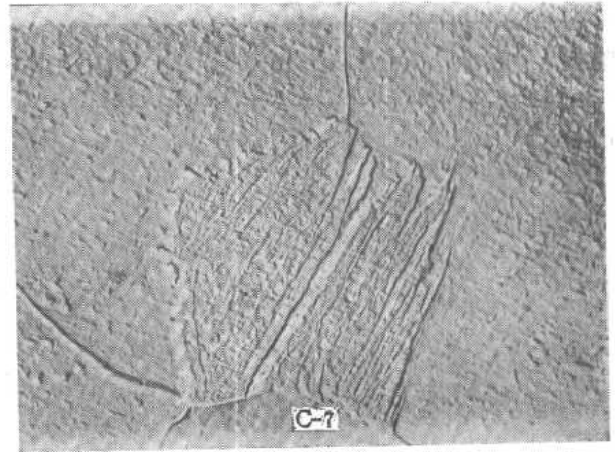
4500 ×



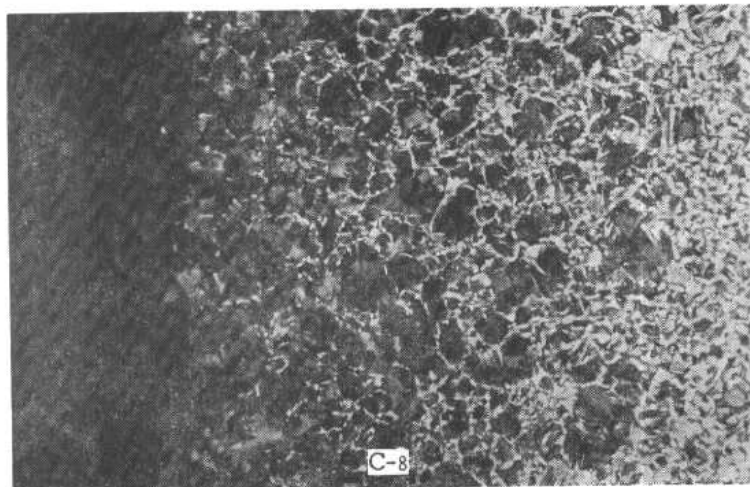
图号	基体材料	工 艺	组 织 与 说 明	侵 蚀 剂
C-6	10钢	经 C-1 工艺渗碳后, 重新加热至 $860 \pm 10^\circ\text{C}$ 油冷, $180 \pm 10^\circ\text{C}$ 回火	C-3 的电镜照片, 除有针状马氏体外, 还有堆积状的屈氏体	3% 硝酸酒精溶液
C-7	10钢	经 C-1 工艺渗碳后, 重新加热至 $860 \pm 10^\circ\text{C}$ 油冷, $180 \pm 10^\circ\text{C}$ 回火	C-4 的电镜照片, 除基体为铁素体外, 晶界上分布有板条状马氏体	3% 硝酸酒精溶液
C-8	20钢	无毒液体渗碳: $920 \sim 940^\circ\text{C}$ 2 小时, 空冷 渗碳剂: 氯化钠: 24%, 碳酸钠: 39%, 氯化钾: 37%, 活性渗碳剂 603:1%, 每分钟通 2 公升丙烷	表层为珠光体, 过渡区为珠光体和铁素体网, 心部为铁素体和珠光体 渗层深度 0.40 毫米	3% 硝酸酒精溶液
C-9	20钢	同 C-8	表层经碱性苦味酸钠热蚀后, 有明显的黑色渗碳体网络, 经扩大放大倍数观察, 清晰可见	碱性苦味酸钠水溶液



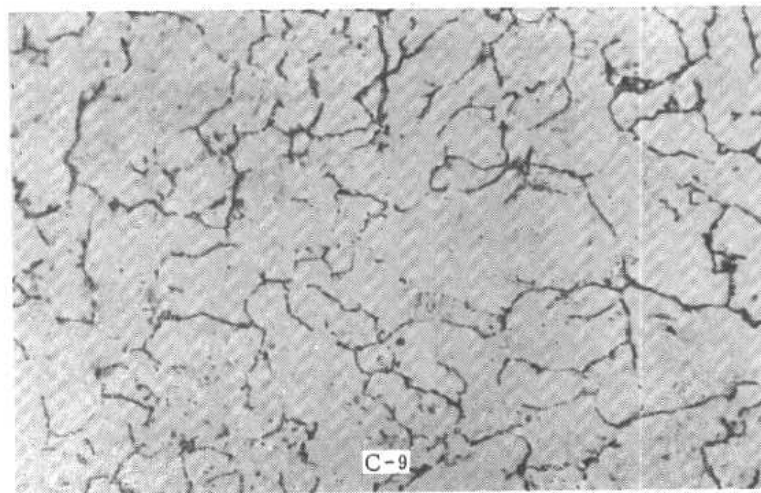
4500 ×



4500 ×



100 ×



1000 ×

图号	基体材料	工 艺	组 织 与 说 明	侵 蚀 剂
C-10	20Cr	气体渗碳: $930 \pm 10^\circ\text{C}$ 4 小时, 空冷 渗碳剂: 煤油。后经 $800^\circ\text{C}$ 10分钟水冷, $160^\circ\text{C}$ 1小时回火	表层为回火马氏体 硬度: HM713~752 HRC58~59	3%硝酸酒精溶液
C-11	20Cr	同 C-10	过渡区为回火马氏体和屈氏体 硬度: HM524, HRC49	3%硝酸酒精溶液
C-12	20Cr	同 C-10	心部组织为低碳马氏体和铁素体 硬度: HM296 HRC25	3%硝酸酒精溶液