

第 44 篇 热 处 理

(试 用 本)

机械工程手册 编辑委员会
电机工程手册



机 械 工 业 出 版 社

1. 1. 1. 1. 1. 1.

2. 2. 2.

3. 3. 3. 3. 3. 3.



4. 4. 4. 4. 4. 4.

TH-62
3
3:44

机械工程手册

第44篇 热处理

(试用本)

机械工程手册 编辑委员会
电机工程手册

包47



机械工业出版社



A581197

本篇主要介绍钢件的热处理基本过程及各种热处理工艺方法。关于铸铁的热处理与非铁金属的热处理可参阅本手册第13、14两篇。

机 械 工 程 手 册

第44篇 热 处 理

(试 用 本)

哈 尔 滨 工 业 大 学 主 编
一机部机械科学研究院机电研究所

*

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 $9 \frac{1}{4}$ · 字数 255 千字

1979年1月北京第一版·1979年1月北京第一次印刷

印数 00,001—94,000 · 定价 0.71 元

*

统一书号: 15033·4517

编辑说明

(一) 我国自建国以来，特别是无产阶级文化大革命以来，机械工业在伟大的领袖和导师毛泽东主席的无产阶级革命路线指引下，坚持政治挂帅，以阶级斗争为纲，贯彻“独立自主、自力更生”的方针，取得了巨大的成就。为了总结广大群众在生产和科学技术方面的经验，加强机械工业科学技术的基础建设，适应实现“四个现代化”的需要，我们组织编写了《机械工程手册》和《电机工程手册》，使出版工作更好地为无产阶级政治服务，为工农兵服务，为社会主义服务。

(二) 这两部手册主要供广大机电工人、工程技术人员和干部在设计、制造和技术革新中查阅使用，也可供教学及其他有关人员参考。《手册》在内容和表达方式上，力求做到深入浅出，简明扼要，直观易懂，归类便查，以便广大机电工人使用，有利于工人阶级技术队伍的发展和壮大。

(三) 这两部手册是综合性技术工具书，着重介绍各专业的理论基础，常用计算公式，数据、资料，关键问题以及发展趋向。在编写中，力求做到立足全局，勾划概貌，反映共性，突出重点。读者在综合研究和处理技术问题时，《手册》可起备查、提示和启发的作用。它与各类专业技术手册相辅相成，构成一套比较完整的技术工具书。《机械工程手册》包括基础理论、机械工程材料、机械设计、机械制造工艺、机械制造过程的机械化与自动化、机械产品六个部分，共七十九篇；《电机工程手册》包括基础理论、电工材料、电力系统与电源、电机、输变电设备、工业电气设备、仪器仪表与自动化七个部分，共五十篇。

(四) 参加这两部手册编写工作的, 有全国许多地区和部门的工厂、科研单位、大专院校等五百多个单位、两千多人。提供资料和参加审定稿件的单位和人员, 更为广泛。许多地区的科技交流部门, 为审定稿件做了大量的工作。各篇在编写、协调、审查、定稿各个环节中, 广泛征求广大机电工人的意见, 坚持实行工人、技术人员和领导干部三结合的原则, 发挥了广大群众的智慧和力量。

(五) 为了使手册早日与读者见面, 广泛征求意见, 先分篇出版试用本。由于我们缺乏编辑出版综合性技术工具书的经验, 试用本在内容和形式方面, 一定会存在不少遗漏、缺点和错误。我们热忱希望读者在试用中进一步审查、验证, 提出批评和建议, 以便今后出版合订本时加以修订。

(六) 本书是《机械工程手册》第44篇, 由哈尔滨工业大学和一机部机械科学研究院机电研究所主编, 参加编写的有武汉材料保护研究所、山东工学院、上海交通大学、汉川机床厂、上海热处理厂等单位。上海工具厂等许多有关单位对编审工作给予大力支持和帮助, 在此一并致谢。

机械工程手册
电机工程手册 编辑委员会编辑组

目 录

编辑说明

第 1 章 概 述

第 2 章 钢的热处理基础

1 热处理与 Fe-Fe ₃ C 状态图	44-2
1.1 Fe-Fe ₃ C 状态图	44-2
1.2 热处理与 Fe-Fe ₃ C 状态图的关系	44-2
2 钢在加热时的转变	44-3
2.1 奥氏体形成过程	44-3
2.2 奥氏体的等温形成	44-4
2.3 连续加热时奥氏体的形成	44-5
2.4 奥氏体晶粒的长大	44-6
3 钢在冷却时的转变类型及转变动力学	44-7
3.1 控制过冷奥氏体转变的方法	44-7
3.2 过冷奥氏体转变的类型	44-7
3.3 过冷奥氏体的等温转变动力学	44-8
3.4 过冷奥氏体连续冷却转变动力学	44-8
4 过冷奥氏体的珠光体转变	44-9
4.1 珠光体的组织形态及形成过程	44-9
4.2 珠光体组织的机械性能	44-10
4.3 亚(过)共析钢的珠光体转变	44-11
4.4 影响珠光体转变的因素	44-12
5 过冷奥氏体的马氏体转变	44-13
5.1 马氏体的结构	44-13
5.2 马氏体转变特点	44-14
5.3 马氏体的组织形态及形成过程	44-14
5.4 影响马氏体转变的因素	44-16
5.5 马氏体的性能	44-17
5.6 奥氏体稳定化现象	44-19
6 过冷奥氏体的贝氏体转变	44-19
6.1 贝氏体转变的特点	44-19
6.2 贝氏体的组织形态及形成过程	44-20
6.3 影响贝氏体转变的因素	44-23
6.4 贝氏体的机械性能	44-23
6.5 贝氏体钢	44-24

7 过冷奥氏体转变图主要类型及其应用	44-24
7.1 过冷奥氏体转变图主要类型	44-24
7.2 过冷奥氏体转变图的应用	44-27
8 淬火钢的回火转变	44-27
8.1 淬火碳钢回火时的组织转变	44-27
8.2 合金元素对回火时组织转变的影响	44-28
8.3 淬火钢回火时的性能变化	44-31
8.4 非马氏体组织的回火转变	44-35

第 3 章 钢的退火与正火

1 钢的退火	44-36
1.1 退火的目的、分类及其应用	44-36
1.2 退火工艺参数	44-36
2 铸钢件的退火	44-38
3 锻轧件退火	44-39
3.1 去应力退火	44-39
3.2 再结晶退火	44-39
3.3 完全退火	44-39
3.4 不完全退火	44-39
3.5 等温退火	44-40
3.6 球化退火	44-41
3.7 去氢退火	44-44
4 焊接件退火	44-46
5 钢的正火	44-47
6 退火及正火后的机械性能	44-48

第 4 章 淬火及回火

1 淬火、回火的目的及分类	44-49
2 钢的淬透性	44-49
2.1 淬透性的表示及测定方法	44-49
2.2 影响钢淬透性的因素	44-50
2.3 淬透性类型	44-51
2.4 淬透性曲线的应用	44-52
3 淬火加热	44-52
3.1 加热过程	44-52
3.2 加热介质	44-53
3.3 加热温度的确定	44-54

3.4 加热时间的确定	44-56
4 淬火冷却	44-57
4.1 冷却过程	44-57
4.2 淬火冷却介质	44-58
4.3 各种淬火冷却方法	44-62
5 淬火应力、变形及开裂	44-66
5.1 淬火应力	44-66
5.2 淬火变形	44-67
5.3 减少工件热处理变形的途径	44-67
5.4 淬火裂纹及其防止方法	44-68
6 钢的回火工艺	44-68
6.1 回火温度与保温时间的选择	44-68
6.2 各种回火处理方法	44-68

第5章 表面淬火

1 感应加热表面淬火	44-69
1.1 感应加热表面淬火的应用	44-69
1.2 钢的表面感应加热过程	44-70
1.3 快速加热对钢相变的影响	44-70
1.4 感应加热表面淬火件的预备热处理	44-71
1.5 感应加热表面淬火件的性能	44-71
1.6 感应器	44-72
1.7 感应加热表面淬火工艺	44-78
1.8 感应加热淬火机床	44-80
1.9 感应加热表面淬火件的回火	44-81
1.10 感应加热化学热处理	44-82
2 火焰表面淬火	44-82
2.1 火焰加热表面淬火的特点	44-82
2.2 火焰加热表面淬火方法及其应用	44-82
2.3 火焰加热表面淬火工艺	44-83
3 电接触加热表面淬火	44-84
3.1 电接触加热表面淬火的特点及应用	44-84
3.2 电接触加热表面淬火工艺	44-84
3.3 电接触加热表面淬火机	44-85
4 浴炉加热表面淬火	44-85
5 电解液加热表面淬火	44-85
6 脉冲淬火	44-86

第6章 钢的化学热处理

1 化学热处理基本过程	44-88
2 钢的渗碳	44-88

2.1 气体渗碳	44-88
2.2 液体渗碳	44-91
2.3 固体渗碳	44-91
2.4 膏剂渗碳	44-93
2.5 局部防渗措施	44-93
2.6 渗碳后的热处理	44-93
2.7 渗碳层的组织与性能	44-96
3 钢的渗氮	44-96
3.1 气体渗氮设备和介质	44-96
3.2 渗氮用钢	44-96
3.3 渗氮前的热处理	44-97
3.4 提高钢表面机械性能的渗氮	44-97
3.5 抗蚀渗氮	44-99
3.6 渗氮层的组织与性能	44-100
4 钢的碳氮共渗	44-101
4.1 气体碳氮共渗	44-101
4.2 液体和固体碳氮共渗	44-104
4.3 碳氮共渗后的热处理	44-104
4.4 碳氮共渗件的组织与性能	44-104
4.5 低温碳氮共渗	44-105
5 钢的渗硫、硫氮共渗、 硫碳氮共渗	44-108
5.1 渗硫	44-108
5.2 硫氮共渗、硫碳氮共渗	44-109
6 钢的渗硼	44-109
6.1 渗硼方法及渗硼后的热处理	44-110
6.2 渗硼层的组织与性能	44-111
6.3 碳氮硼共渗	44-112

第7章 应用可控气氛的热处理 及真空热处理

1 钢在各种气体中加热时的氧化 与还原、脱碳与增碳	44-113
1.1 钢在各种气体介质加热时的行为	44-113
1.2 钢在放热式气氛中的无氧化加热	44-114
1.3 碳势控制原理	44-114
2 热处理用可控气氛及其制备	44-116
2.1 制备可控气氛的原料	44-116
2.2 可控气氛的分类、制备方法及应用	44-118
3 炉气的分析、控制方法和仪器	44-118
4 可控气氛热处理工艺	44-119

4.1 低碳钢的光亮退火	44-119
4.2 中碳和高碳钢的光亮淬火	44-119
4.3 复碳	44-120
4.4 低温碳氮共渗 (气体软氮化)	44-120
5 真空热处理	44-121
5.1 钢在真空中加热时的行为	44-121
5.2 钢在真空中的加热速度	44-122
5.3 真空淬火油	44-122
5.4 真空热处理典型工艺	44-123
5.5 真空热处理设备	44-125

第 8 章 形变热处理及其他

热处理方法

1 形变热处理	44-128
1.1 形变热处理基本工艺分类	44-128

1.2 低温形变淬火 (亚稳奥氏体的 形变淬火)	44-130
1.3 高温形变热处理 (稳定奥氏体的 形变热处理)	44-131
1.4 变塑钢的形变热处理	44-133
1.5 预先形变热处理	44-134
2 预应力热处理	44-135
3 流动粒子炉中的热处理	44-135
4 磁场热处理	44-136
5 获得超硬覆盖层的方法	44-137
5.1 气相沉积法	44-137
5.2 盐浴沉积法	44-138
5.3 真空溅射沉积法	44-138
参考文献	44-139

第1章 概述

热处理是机器零件及工具制造过程中的重要工序之一,对发掘金属材料强度潜力以改善零件的使用性能,提高产品质量,延长寿命具有极其重要的意义。热处理对改善毛坯的工艺性能以利于进行各种冷热加工方面也有重要作用。

热处理强化金属的效果日益得到广泛重视。汽车拖拉机钢铁零件总数中,热处理件已达70~80%;工模具则几乎全部需要进行热处理方可使用。热处理工序在零件整个生产流程中的重要地位可从CrWMn(或9Mn2V)钢精密淬硬丝杠的例子中得到充分说明,见图44·1-1。

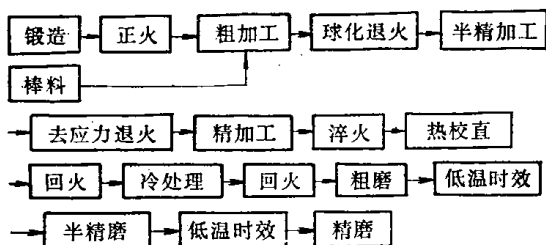


图44·1-1 CrWMn 或 9Mn2V 钢精密淬硬丝杠的生产流程

钢件在毛坯到成品的整个加工过程中,均处于某种内部的组织状态,包括基体相(成分、点阵结构、晶粒形态及尺寸大小、晶界结构、晶内的亚组织),强化相与夹杂物(成分、结构、形态、分布状况)以及各种缺陷及内应力。钢的使用性能或工艺性能都是这种组织状态在外界条件(温度、应力、介质等)下的表现。热处理工艺正是通过在特定条件下将钢件加热、保温和冷却,造成与随后的加工或使用条件相适应的组织状态,以获得预期的性能指标。因此,热处理的基础就是对钢中各种组织转变规律性的认识。合理的工艺规范的制定必须以正确认识这些规律性为前提,而新工艺的出现总是与对这些规律性认识的不断深入紧密相关。

各种机器零件的形状尺寸、性能要求及所用钢材互不相同,因而热处理工艺方法十分繁多。按照钢材组织变化的特征,可将现有主要的热处理工艺方法归纳为六大类。

- 1) 退火及正火。
- 2) 淬火。
- 3) 回火及时效。
- 4) 表面淬火。
- 5) 化学热处理。
- 6) 形变热处理。

退火及正火常用于毛坯的预备热处理,其目的在于使钢的成分均匀化,细化晶粒,改善组织,消除加工应力,降低硬度,改善切削性能等,为下一步冷、热加工或热处理工序作准备。退火时,将毛坯加热到临界点以上并保温一段时间,然后进行缓慢冷却(通常为炉冷),以获得接近于平衡的组织。正火时,则将加热到临界温度以上的毛坯进行较快的冷却(通常为空冷或风冷),可得到比退火时较高的强度。

淬火是将钢加热到临界点以上并保温一定时间(通常以透热为准)、然后急速冷却的工艺,其主要目的是使钢获得较高的强度和硬度,是热处理强化中最重要的工序。淬火还可防止某些沉淀相在过饱和固溶体自高温冷却时析出,为下一步冷变形加工或时效强化作好准备。

经过淬火的钢件虽具有很高的强度和硬度,但塑性和韧性很差,同时还存在较大的残余应力。为提高综合机械性能并消除应力,必须再加热到临界点以下的某个温度,并保持一定时间,然后以适当的速度冷却,称为回火。淬火钢在回火过程中强度及硬度不断下降,而塑性及韧性逐渐提高。根据钢件使用性能的要求,选择适当的回火温度及保温时间,则可得到两者之间的良好配合。将淬火得到的过饱和固溶体(如某些奥氏体钢)再加热到某一较低温度并保温一定时间,以获得沉淀强化效果的工艺称为时效。有时,将低温($<200^{\circ}\text{C}$)长时(12~24小时)加热以消除加工应力的工艺也称为时效或低温时效。

一般的淬火强化是在整体加热及冷却条件下进行的,但有些钢件(如齿轮、凸轮、曲轴等),要求表面层耐磨、具有较高的疲劳强度或接触疲劳强度,而心部却要求良好的塑性及韧性,因此需要进

行表面热处理。常用的表面热处理工艺包括表面淬火及化学热处理两大类。

表面淬火是在钢件经适当的整体热处理(退火、正火或淬火高温回火)之后,将表面层加热至临界点以上并急速冷却的工艺方法。表面淬火后常需进行低温回火以降低应力并部分地恢复塑性。钢件表面层加热方法主要有感应加热、火焰加热、电解液加热、电接触加热、脉冲加热等。

化学热处理是将钢件在活性介质中加热并保持一定时间,促使合金元素的活性原子渗入表面层并随后进行适当热处理的复合工艺方法。经化学热处理后,表面层的化学成分及组织状态与心部有很大的不同,因而能够显著提高钢件的耐磨性、抗蚀性、疲劳强度或接触疲劳强度等性能指标。根据渗入元素的不同,化学热处理工艺方法有渗碳、渗氮、碳氮共渗、渗硼、渗硫、渗金属等。

形变热处理是将压力加工与热处理工艺相结合,同时发挥形变强化与热处理强化双重作用的综

合强化工艺。采用形变热处理可使钢件获得通常单一的强化方法所不能达到的强韧化效果。同时,还能省略普通热处理时的重新高温加热,从而节约大量的能量消耗与加热设备,使工艺成本大为降低。

钢件热处理工艺质量的优劣主要取决于加热及冷却的条件。常见的热处理缺陷(氧化、脱碳、变形、开裂等)大都与加热及冷却介质有着十分密切的关系。在可控气氛中加热,可获得光洁的表面,避免脱碳,使钢件的机械性能得到改善,并且还可进行多种化学热处理。真空热处理在净化钢件表面,减小变形开裂等方面也显示出十分良好的效果。

热处理工艺的制定通常不是孤立地进行的,而是要按照零件的工作条件及性能要求与钢材选择一并来考虑。零件结构设计(参见本手册第25篇)以及各种冷、热加工所造成的表面状态和内部金相组织,对热处理工艺质量均有相当影响。因此,必须重视热处理与零件设计及加工的关系,以期更好地发挥钢材潜力,提高零件质量,延长使用寿命。

第2章 钢的热处理基础

热处理工艺主要包括加热、保温及冷却三个阶段,其中保温只是加热的继续。因此,钢在加热及冷却中组织转变的规律及其对性能的影响便是各种热处理工艺方法的共同基础。

1 热处理与 Fe-Fe₃C 状态图

1.1 Fe-Fe₃C 状态图

Fe-Fe₃C 状态图示于图 44-2-1,图中各点、线以及各种相的特性分别列于表 44-2-1、2、3 中。

1.2 热处理与 Fe-Fe₃C 状态图的关系

Fe-Fe₃C 状态图表示不同成分的铁碳合金在各个温度区域内平衡存在的相的结构、成分与相对含量(双相区可利用杠杆定律计算),能够指明在加热和冷却过程中相变的方向,对热处理工作有重要参考意义。但是,Fe-Fe₃C 状态图所表明的热力学平衡(稳定)状态,只有在极为缓慢的加热及冷却条件下才能达到。实际上,热处理工艺中采用的加

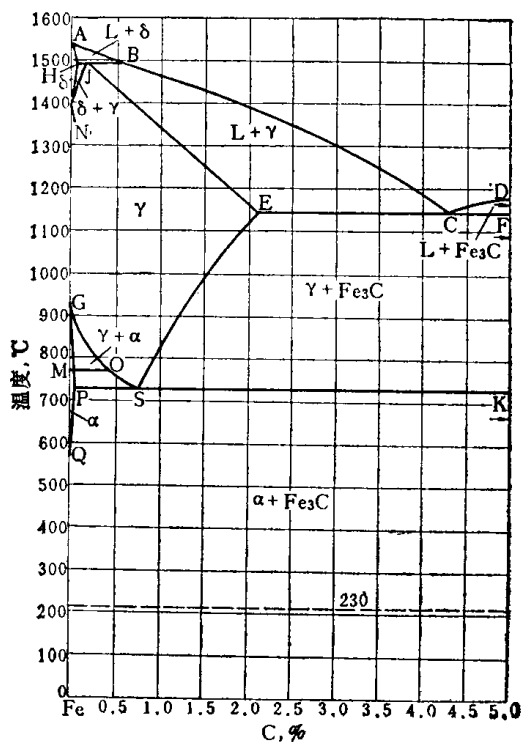


图 44-2-1 Fe-Fe₃C 状态图

表44·2-1 Fe-Fe₃C 状态图中的特性点

特性点	温度 °C	碳含量 %	说 明
A	1538	0	纯铁熔点
B	1495	0.53	包晶转变时液态合金的碳浓度
C	1148	4.30	共晶点 $L_C \rightleftharpoons \gamma_E + Fe_3C$
D	~1227	6.69	渗碳体 (Fe ₃ C) 的熔点(计算值)
E	1148	2.11	碳在 γ 相中的最大溶解度
F	1148	6.69	共晶转变线与渗碳体成分线的交点
G	912	0	$\alpha - Fe \rightleftharpoons \gamma - Fe$ 同素异构转变点 (A ₃)
H	1495	0.09	碳在 δ 相中的最大溶解度
J	1495	0.17	包晶点 $L_B + \delta_H \rightleftharpoons \gamma_I$
K	727	6.69	共析转变线与渗碳体成分线的交点
M	770	0	α 相磁性转变点 (A ₂)
N	1394	0	$\gamma - Fe \rightleftharpoons \delta - Fe$ 同素异构转变点 (A ₄)
O	770	~0.5	α 相的磁性转变点 (A ₂)
P	727	0.0218	碳在 α -相中的最大溶解度
Q	~600	~0.005	碳在 α 相中的溶解度
S	727	0.77	共析点 $\gamma_S \rightleftharpoons \alpha_P + Fe_3C$

表44·2-2 Fe-Fe₃C 状态图中的特性线

特性线	说 明
AB	δ 相的液相线
BC	γ 相的液相线
CD	Fe ₃ C 相的液相线
AH	δ 相的固相线
JE	γ 相的固相线
HN	碳在 δ 相中的溶解度线
JN	($\delta + \gamma$) 相区与 γ 相区分界线
GP	高于 A ₁ 时, 碳在 α 相中的溶解度线
GOS	亚共析铁碳合金的上临界点 (A ₃)
ES	碳在 γ 相中的溶解度线, 过共析铁碳合金的上临界点 (A _{cm})
PQ	低于 A ₁ 时, 碳在 α 相中的溶解度线
HJB	$\gamma_I \rightleftharpoons L_B + \delta_H$ 包晶转变线
ECF	$L_C \rightleftharpoons \gamma_E + Fe_3C$ 共晶转变线
MO	α 铁磁性转变线 (A ₂)
PSK	$\gamma_S \rightleftharpoons \alpha_P + Fe_3C$ 共析反应线, 铁碳合金的下临界点 A ₁
230°C 线	Fe ₃ C 的磁性转变线 (A ₀)

表44·2-3 Fe-Fe₃C 状态图中各相的特性

符 号	说 明
α	体心立方结构。碳在 α -Fe 中的间隙固溶体, 常称为铁素体 (以符号 F 表示)
γ	面心立方结构。碳在 γ -Fe 中的间隙固溶体, 常称为奥氏体 (以符号 A 表示)
δ	体心立方结构。碳在 δ -Fe 中的间隙固溶体, 又称为高温 α 相
Fe ₃ C	正交系点阵结构, 复杂的化合物。每个晶胞中含有 12 个铁原子, 4 个碳原子
L	铁碳合金的液相

热及冷却都是在动态下进行的, 离平衡状态往往较远, 相变温度总是偏离相图上所示的位置, 而且还经常出现状态图上未能给出的许多亚稳定或不稳定相。因此, 探讨钢在加热及冷却中的组织转变时必须着重进行动力学 (相变与温度、时间的关系) 及形态学 (各相含量、形状大小及分布情况) 的研究, 才能得出正确的结论以指导实际工作。表 44·2-4 列出了热处理常用的临界温度。至于各种组织转变中的动力学及形态学上的问题, 将在以后各节予以详细讨论。

表44·2-4 热处理常用的临界温度

符 号	说 明
A ₁	在平衡状态下奥氏体、铁素体、渗碳体 (或碳化物) 共存的温度, 即下临界点
A ₃	在平衡状态下亚共析钢中奥氏体和铁素体共存的最高温度, 即亚共析钢的上临界点
A _{cm}	在平衡状态下过共析钢中奥氏体和渗碳体 (或碳化物) 共存的最高温度, 即过共析钢的上临界点
A _{c1}	钢加热时开始形成奥氏体的温度
A _{c3}	亚共析钢加热时, 铁素体全部转变为奥氏体的温度
A _{c_{cm}}	过共析钢加热时, 渗碳体或碳化物完全溶入奥氏体的温度
A _{r1}	钢经奥氏体化后冷却时, 奥氏体分解为铁素体和渗碳体的温度
A _{r3}	亚共析钢奥氏体化后冷却时, 铁素体开始析出的温度
A _{r_{cm}}	过共析钢奥氏体化后冷却时, 渗碳体 (或碳化物) 开始析出的温度
M _s	马氏体转变开始温度
M _f	马氏体转变终了温度

2 钢在加热时的转变

大多数热处理工艺 (退火、正火、淬火以及在高温下进行的化学热处理) 都需将钢加热到临界温度以上 (奥氏体区域) 才能进行, 因而弄清钢在加热时的组织转变十分重要。加热转变主要包括奥氏体形成及晶粒长大两个过程。

2.1 奥氏体形成过程

将共析碳钢加热到稍高于 A_{c1} 的温度, 便发生珠光体 (P) 向奥氏体 (A) 的转变, 其反应式可写成 $F_{0.0218} + Fe_3C \rightarrow A_{0.77}$ 。奥氏体化包括图 44·4-2 所示的三个阶段: 1) 在铁素体和渗碳体相界处形核, 并向两侧推移而不断成长; 2) 残余渗碳体继续向奥氏体中溶解; 3) 奥氏体成分均匀化。

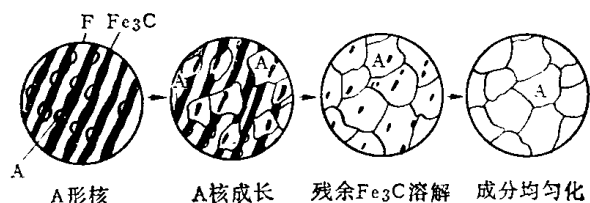


图44-2-2 共析碳钢奥氏体形成过程示意图

在亚共析钢及过共析钢的平衡组织中，除珠光体外尚有过剩的铁素体或渗碳体。加热时，继珠光体转变为奥氏体之后，进行残余铁素体或渗碳体向奥氏体的转变或溶解（图44-2-3）。

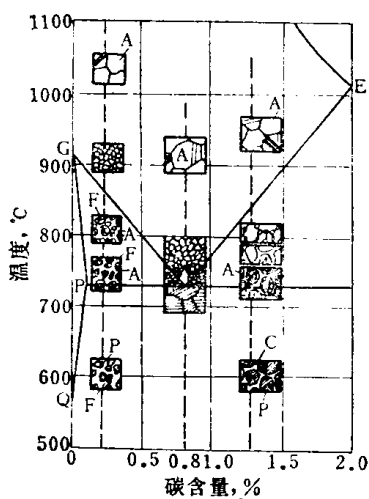


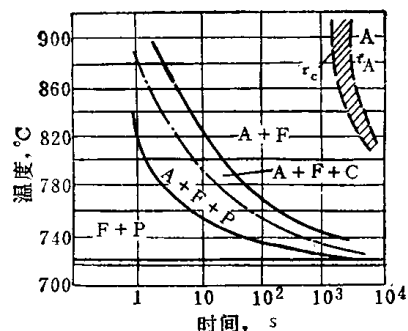
图44-2-3 碳钢加热的组织转变示意图

实际上，钢中奥氏体的形成有两种方式：等温形成和连续加热时形成。

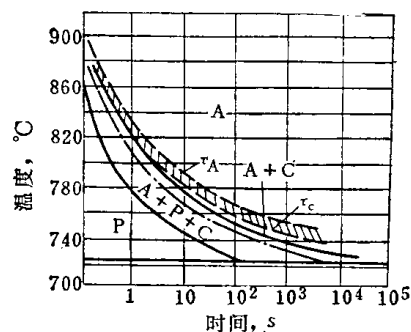
2.2 奥氏体的等温形成

2.2.1 奥氏体等温形成图

图44-2-4为碳钢的奥氏体等温形成图。可看出：1）存在一定孕育期。等温保持的时间小于此孕育期时，奥氏体可以认为形成过程尚未开始。等温保持的温度越高，孕育期越短；2）随着等温保持温度的升高，奥氏体化终了的时间不断缩短；3）还需一段时间进行奥氏体成分的均匀化。图44-2-4中 τ_c 和 τ_A 线分别表示残余渗碳体溶解终了线和奥氏体均匀化完成线。



a) 0.7% C



b) 0.83% C

图44-2-4 碳钢奥氏体等温形成图(C-残余渗碳体)

2.2.2 影响奥氏体等温形成的因素

a. 加热温度的影响 提高加热温度，增大碳原子的扩散能力和奥氏体的形成速度，从而缩短奥氏体等温形成的时间（表44-2-5）。

表44-2-5 加热温度对奥氏体等温形成速度的影响

加热温度 °C	过热度 °C	形核率 晶核数/ mm ³ ·s	晶核成长 速度 mm/s	转变50% 的时间 s
740	17	2300	0.001	100
760	37	11000	0.010	9
780	57	52000	0.025	3
800	77	600000	0.040	1

b. 原始组织的影响 加热温度相同时，随着珠光体片间距的减小，奥氏体晶核成长速度增大。例如，当片间距从0.5 μ 减至0.1 μ 时，奥氏体晶核在760°C下的长大速度几乎增加7倍。

球状珠光体的奥氏体形成速度要比片状的慢，而且等温保持温度越低时这种差别越明显（图44-2-5）。

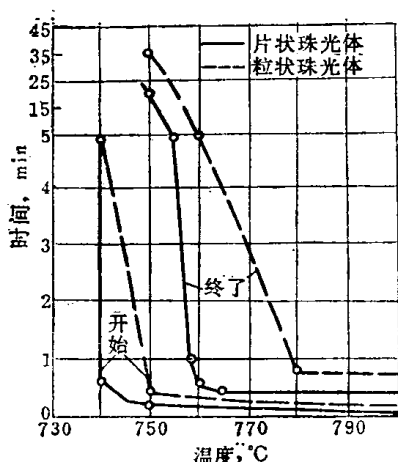


图44-2-5 原始组织对0.9% C碳钢奥氏体等温形成时间的影响

c. 碳及合金元素的影响 增加钢中碳含量时，能够加快碳原子在奥氏体中的扩散速度，同时还因增加了渗碳体数量，使铁素体与渗碳体相界面面积增大，有利于奥氏体形核。所以随着钢中碳含量的增加，奥氏体等温形成的速度增大（图44-2-6）。

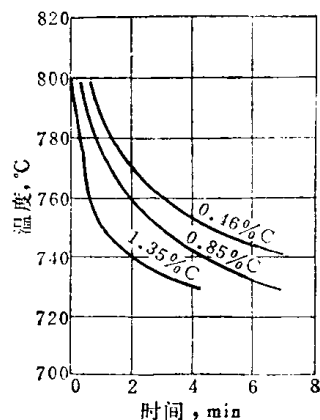


图44-2-6 碳含量对珠光体向奥氏体等温转变50%所需时间的影响

钢中加入合金元素并不从根本上改变奥氏体形成过程，但对奥氏体形成速度及均匀化有很大影响。合金元素的影响可归纳如下：

（1）改变奥氏体化温度 扩大 γ -相区的元素（Ni、Mn、Cu等）使 A_1 和 A_3 点降低，因而在同样的加热温度下，与碳钢相比增加了过热度，使奥氏体形成加速。缩小 γ -相区的元素（Si、Cr、W、Mo、Ti等）升高 A_1 和 A_3 点，因而减小过热度，使奥氏体形成减慢。

（2）影响碳在奥氏体中的扩散速度 Co、Ni使碳的扩散加速，因而能增快奥氏体形成速度。Si、Al、Mn对碳的扩散速度影响不大，故对奥氏体形成几乎无影响。Cr、Mn、W、Ti、V等强碳化物形成元素显著降低碳的扩散速度，使奥氏体形成

速度大为减慢。

（3）影响残余碳化物的溶解 与碳亲和力大的合金元素，形成稳定的特殊碳化物，加热时不易溶解。为使合金钢中残余碳化物充分溶解，常用比碳钢高的加热温度。图44-2-7给出钨高速钢中碳化物数量与淬火温度的关系。

（4）对奥氏体成分均匀化的影响 与碳亲和力强的元素（Ti、Zr、Nb、V、W、Mo、Cr等）大多分布在碳化物中，与碳亲和力弱的元素（Si、Al、Ni、Cu、Mn）大多集中在铁素体中。因此，奥氏体形成后，除碳以外还有合金元素的均匀化过程。由于合金元素在奥氏体中的扩散速度比碳原子要慢得多，因此合金钢需要较长的加热时间才能得到化学成分基本上均匀的奥氏体。

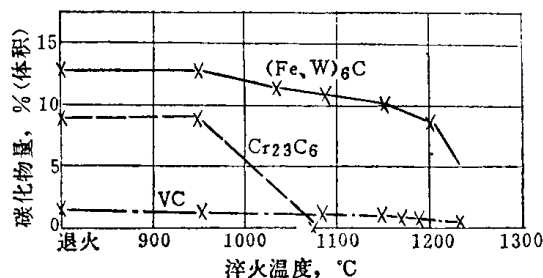


图44-2-7 W6Mo5Cr4V2钢淬火后碳化物量与淬火温度的关系

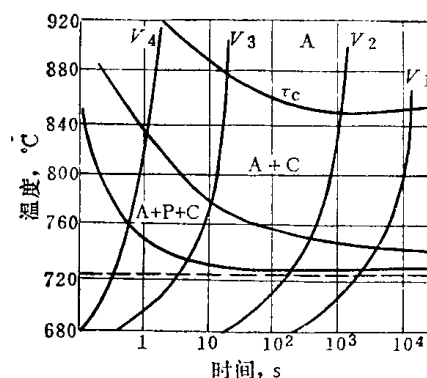


图44-2-8 共析碳钢连续加热时的奥氏体形成图 ($V_1 < V_2 < V_3 < V_4$)

2.3 连续加热时奥氏体的形成

在大多数热处理工艺中，奥氏体是在连续加热条件下形成的，也是经过形核长大、残余碳化物溶解及成分均匀化三个基本过程。影响这些过程的因素也大致与等温形成时相同。但是，连续加热时奥

氏体的形成过程具有以下两方面突出的特点：1) 在一个温度范围内进行。加热速度越大时，开始形成的温度越高，而且温度范围越宽，但所需时间越短（图 44-2-8）；2) 加热速度越大时，奥氏体成分均匀化越困难（图 44-2-9 及 44-2-10）。在实际生产中，快速加热可能导致亚共析钢淬火后得到碳含量低于平均成分的马氏体与碳化物，而在低碳钢中还可能看到来不及转变的铁素体。

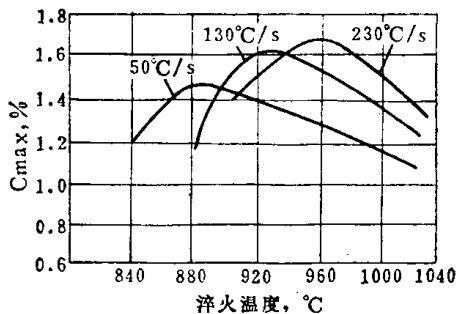


图44-2-9 加热速度和温度对0.4%C钢奥氏体中高碳区最高含碳量的影响

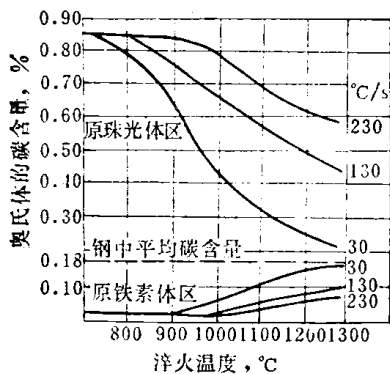


图44-2-10 加热速度和温度对0.18%C钢奥氏体碳含量不均匀度的影响

2.4 奥氏体晶粒的长大

在临界温度以上，奥氏体形成过程完成后，如继续加热或在高温下保持，将会发生奥氏体晶粒的长大。

2.4.1 奥氏体晶粒度

奥氏体晶粒度有三种不同的概念：

a. 起始晶粒度 指在临界温度以上奥氏体形成刚结束时（即奥氏体形核长大中晶粒相碰时）的晶粒大小。

b. 实际晶粒度 指某一具体加热条件下所得到的晶粒大小（基本上决定钢在室温下的晶粒大小）。

c. 本质晶粒度 表示钢的奥氏体晶粒长大倾向性。测定时，将钢样加热到 $930 \pm 10^\circ\text{C}$ ，保温3~8 h，然后冷却，于室温下测量晶粒尺寸（详见 YB27-64）。晶粒长大倾向性大的钢称为本质粗晶粒钢，反之称为本质细晶粒钢。

钢中奥氏体晶粒大小分为8级，1级最粗，8级最细。8级以上称为超细晶粒。晶粒度级别(N)与晶粒大小间的关系为：

$$n = 2^{N-1}$$

或

$$n' = 2^{N+3}$$

式中 n ——放大100倍进行金相观察时每平方英寸（6.45 cm²）视野中所含的平均晶粒数目

n' ——实际上每 mm² 试样面积中的平均晶粒数目

2.4.2 奥氏体晶粒长大过程及影响因素

晶界是取向不同的两个晶粒之间原子排列比较紊乱的区域，能量较高。晶粒越细时，晶界数量越多，能量越高。晶粒长大（亦即晶界数量减少），可使能量降低，因而能够自发地进行。奥氏体晶粒长大可视为晶界推移和小晶粒合并为大晶粒的综合过程。

影响奥氏体晶粒长大的主要因素有：

a. 原始组织及加热条件 原始组织为片状珠光体时，片间距离越小，奥氏体形核率越大，故起始晶粒越细。原始组织为片状珠光体比球状珠光体所形成的奥氏体起始晶粒为粗，这是因为，沿片状

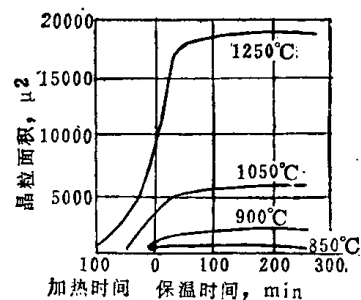


图44-2-11 0.48%C、0.82%Mn钢奥氏体晶粒尺寸与加热温度及保温时间的关系

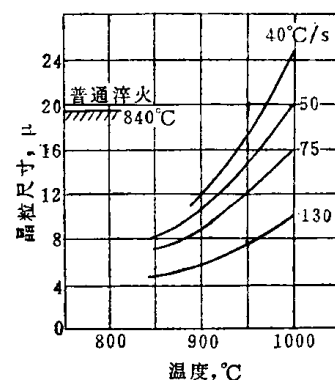


图44-2-12 45钢在不同加热速度下奥氏体晶粒尺寸与加热温度的关系

渗碳体表面所形成的大量晶核，具有同样的取向，解，将产生 奥氏体晶粒的“爆发”性长大(图 44·2-13)。

当它们长大时彼此相遇而结合成一个较大的晶粒。当加热温度高出临界温度较多时，晶粒逐渐增大，原始组织对奥氏体起始晶粒度的影响逐渐消失。

奥氏体晶粒尺寸随加热温度的升高或保温时间的延长而不断增大。由图 44·2-11 可以看出，在每一温度下均有一个晶粒加速长大的阶段。当达到一定尺寸后，长大过程逐渐减弱。加热速度越大时，奥氏体在高温下停留的时间越短，因而晶粒越细(图 44·2-12)。

b. 冶金因素 用适量的 Al 对钢液进行脱氧，可得本质细晶粒钢(晶粒长大倾向小)。这是因为，形成的 AlN 对晶粒长大有机械阻碍作用。但当加热温度超过 1000~1050℃ 时，AlN 开始溶

c. **碳及合金元素** 增加钢中碳含量可使奥氏体晶粒长大加速。但当超过奥氏体饱和碳浓度以后，由于出现残余渗碳体，产生机械阻碍作用，使晶粒长大倾向性减小(图 44·2-14)。

合金元素的作用较为复杂。Ti、Zr、V、Nb 等可形成难溶入奥氏体的碳(氮)化物或氧化物，有阻碍晶粒长大作用。在较高温加热时，这些碳(氮)化物可能溶入奥氏体，使阻碍作用逐渐消失。Mn、P、C 等溶入奥氏体后能使铁原子扩散加速，促进奥氏体晶粒长大。W、Mo、Cr 等溶入奥氏体后可形成较为稳定的碳化物，对晶粒长大也有阻碍作用，而当加热温度较高而溶入奥氏体时，却能减慢铁原子的扩散，同样可使晶粒长大过程减缓。

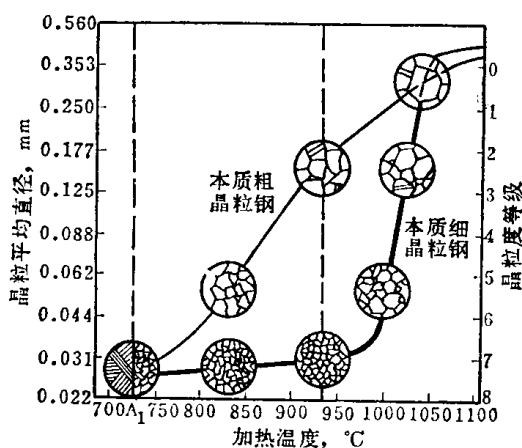


图44·2-13 加热温度对奥氏体晶粒尺寸的影响

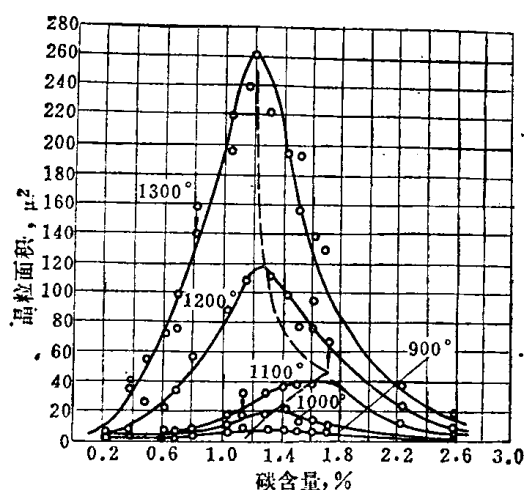


图44·2-14 碳含量对奥氏体晶粒长大的影响
(每一温度下的保温时间均为3小时)

3 钢在冷却时的转变类型及转变动力学

3.1 控制过冷奥氏体转变的方法

钢经加热及保温后获得奥氏体组织，为实现热处理目的创造了前提条件。钢的最终性能决定于奥氏体经冷却转变后所得到的组织。

通过改变连续冷却时的冷却速度或等温处理时的温度(图 44·2-15)，可使过冷奥氏体转变为各种不同的产物，从而得到所需的性能。

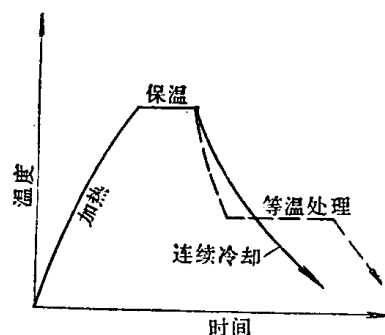


图44·2-15 控制过冷奥氏体转变的两种方法

3.2 过冷奥氏体转变的类型

根据转变的温度范围、转变机理及产物的不同，过冷奥氏体的转变可分为珠光体、马氏体及贝氏体三种基本类型(表 44·2-6)。

表44-2-6 过冷奥氏体转变类型及主要特征

主要特征	珠光体转变	马氏体转变	贝氏体转变
扩散性	有Fe、C及合金元素的原子扩散	无扩散性	有C原子扩散, 无Fe及合金元素的原子扩散
共格性	无共格性	有共格性, 抛面产生浮凸	
生核性及领先相	生核长大, 领先相是渗碳体	生核长大	生核长大, 领先相是 α -相
形成组织	两相组织(α 相+渗碳体); 珠光体(P) 索氏体(S) 屈氏体(T)	单相组织: 马氏体(M)	两相组织: 上贝氏体(B _u , 为 α -相+渗碳体) 下贝氏体(B _d , 为 α -相+ ϵ 碳化物)
备注	亚(过)共析钢在珠光体转变前, 还形成先共析铁素体(渗碳体)	含C>0.4%的钢中存在未转变的残余奥氏体	上贝氏体转变不能进行到底, 继而发生二次珠光体转变

3.3 过冷奥氏体的等温转变动力学

将经奥氏体化的共析碳钢急冷至临界点(A₁)以下某一温度, 并在该温度下保持, 然后测定转变

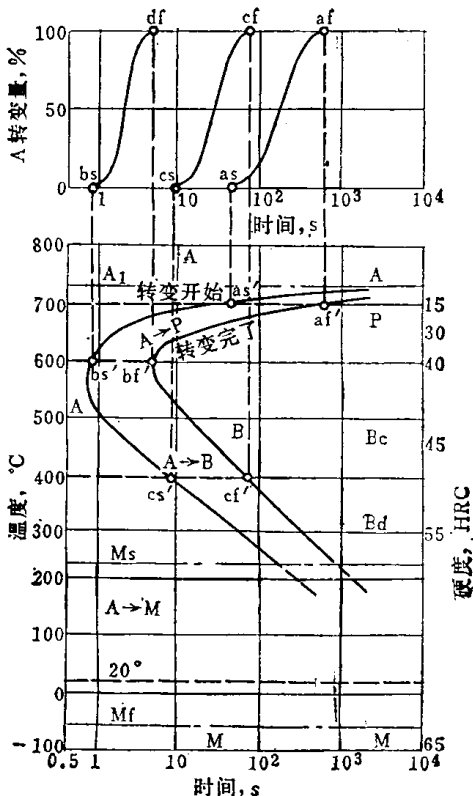


图44-2-16 共析碳钢等温转变图

量与时间的关系, 可绘出等温转变动力学曲线 (图44-2-16 上半部)。在许多根动力学曲线上截取转变开始及转变终了 (或一定转变量) 所需的时间 $\ominus$, 则可绘成等温转变综合动力学图 (图44-2-6 下半部), 通常简称为等温转变图或“S”曲线图。S曲线表明过冷奥氏体在各个温度范围内进行等温转变的温度、时间与变量三者的关系。

当钢种及奥氏体化条件不同时, S曲线图的形状和在温度-时间座标中的位置可能发生很大变化, 但转变的基本规律大致相同:

1) 过冷奥氏体等温转变有三个区域: 高温区为珠光体转变 (共析碳钢为A₁~550°C左右); 中温区为贝氏体转变 (550°C~M_s); 低温区为马氏体转变 (M_s~M_f)。

2) 在珠光体及贝氏体转变开始前有一个孕育期 (图44-2-16中oa、ob、oc), 在此期间无明显的转变发生, 但在奥氏体内进行着由单相分解为两相组织 (α 相及碳化物) 的准备过程。

3) 新相的形成过程由形核及核的长大所组成。开始阶段转变进行较慢, 然后逐渐加速, 至接近50%时最快, 而后又缓慢下来。

4) 随转变温度的降低, 孕育区先逐渐缩短, 然后又逐渐加长。在最小孕育期 (S曲线鼻部) 温度下, 奥氏体最不稳定, 完成转变所需时间也最短。

5) 马氏体转变为降温型的。由M_s (马氏体转变开始温度) 向下, 随温度的降低, 转变量不断增多, 至M_f (马氏体转变终了温度) 停止。

3.4 过冷奥氏体连续冷却转变动力学

将经奥氏体化的钢以各种不同速度冷却至室温 (或室温以下), 在冷却中途记取转变开始及终了 (以及一定转变量) 时的温度 (或时间), 便可得到连续冷却转变动力学图, 简称连续转变图。共析碳钢的连续转变图示于图44-2-17。

当钢种及奥氏体化条件不同时, 过冷奥氏体连续冷却转变图的形状及在温度-时间座标中的位置可能有很大变化, 但转变的基本规律大致相同:

1) 以大于某临界冷速 (共析碳钢为~138°C/s) 连续冷却时, 可以抑止珠光体及贝氏体转

$\ominus$ 根据测定方法精度的不同, 转变开始点可能是0.1%、1%或5%转变所需的时间, 转变终了点可能是99%或95%转变所需的时间等。