

207811

伏罗比耶夫著

鋼在零下温度的 热 处 理



机械工业出版社

鋼在零下溫度的熱處理

伏羅比耶夫 著

楊惠華 譯



机械工业出版社

1958

內 容 提 要

本書基于馬氏体轉变的一般理論和新的研究，敘述了在 0°C 以下奧氏体向馬氏体轉变的特点。探討冷却的溫度、淬火后在室溫和低溫的停留持續時間、各种操作的次序和規範对鋼轉变的影响。提出关于低溫处理对結構鋼和工具鋼性質的作用效果的資料和相当的結論。基于对著者的亲自研究以及对生产記錄和文献資料的分析，推荐各种鋼制品的热处理工艺过程。最后一章中敘述在工厂中为了得到低溫度所采用的方法和設備。

本書适用于机器制造工业以及与鋼在零下溫度热处理問題有关的科学研究机构的工程技術人員。

苏联 В.Г.Воробьев 著 ‘Термическая обработка стали при температуре ниже нуля’ (оборонгиз 1954年 第一版)

NO.1961

1958年10月第一版 1958年10月第一版第一次印刷

850×1168 1/32 字数 245 千字 印張 $9\frac{6}{8}$ 0,001—3,100冊

机械工业出版社(北京东交民巷27号)出版

机械工业出版社印刷厂印刷 新华書店发行

北京市書刊出版业營業許可証出字第008号

定价 (11) 2.00 元

目 录

前 言	5
第一章 馬氏体轉变	9
1. 奥氏体的形成	9
2. 鋼在淬火时的轉变	11
3. 馬氏体轉变理論的基本概念	17
4. 鋼在回火时的轉变	29
第二章 淬火鋼在室温以下冷却时的轉变	32
1. 鋼在低溫时补充冷却的目的	32
2. 淬火鋼中的殘留奥氏体数量	34
3. 殘留奥氏体对淬火鋼的性質的影响	41
4. 低溫时馬氏体轉变的特点	46
5. 由于零下冷却殘留奥氏体数量的减少	54
6. 鋼的低溫处理的采用范围	64
第三章 馬氏体轉变的温度	66
1. 关于馬氏体轉变的开始温度和終点温度	66
2. 碳素鋼和简单合金鋼中馬氏体轉变的开始温度	68
3. 馬氏体轉变的技术終点温度的实验测定。某些合金元素 的影响	85
4. 复杂（多元）合金鋼中馬氏体轉变的終点温度。关于馬 氏体轉变实际結束温度間隔的一般結論	94
5. 馬氏体轉变的温度范围 $M \sim M_K$ 。 M 和 M_K 之間的关系	99
第四章 時間对零下温度时轉变的影响和殘留奥 氏体的稳定化	104
1. 一般的規律性	104
2. 馬氏体轉变温度范围内冷却速度的影响；等溫馬氏体轉变	111
3. 关于殘留奥氏体稳定化的本質	123
4. 各种鋼中殘留奥氏体的稳定化效应	134
5. 回火对稳定化影响	148

第五章 在零下温度处理后结构钢的机械性能.....152

1. 低温时钢的机械性能的可逆变化（当组织中不存在残留奥氏体时）.....152
2. 零下冷却对淬火钢硬度的影响.....164
3. 零下冷却对淬火结构钢耐磨性的影响.....183
4. 渗碳钢零件的强度测定的某些特点.....189
5. 零下冷却对渗碳层本身的机械性能的影响.....204
6. 零下冷却对弯曲试验时的渗碳钢强度的影响.....206
7. 零下冷却对渗碳钢的持久极限的影响.....214
8. 零下冷却应用于氮化钢和氰化钢零件.....219

第六章 零下冷却对切削工具质量的影响.....223

1. 零下冷却对工具钢的机械性能的影响.....224
2. 零下冷却对工具的硬度、热硬性和切削性能的影响.....227
3. 零下冷却对工具磨光表面层和氰化表面层的影响.....243

第七章 推荐的热处理规范.....245

1. 热处理各种操作的次序.....245
2. 回火规范的改变.....250
3. 改变渗碳钢零件淬火规范的可能性.....253
4. 零下冷却前淬火钢制品在室温停留的允许持续时间.....256
5. 钢零件和工具在零下冷却的温度.....259
6. 冷却的速度和在最低温度停留的持续时间.....266
7. 零下冷却对钢制品形变的影响.....271

第八章 钢在零下温度热处理的设备.....275

1. 得到低温的方法.....275
2. 装有现成冷冻剂的钢在零下温度热处理用的设备.....282
3. 钢在零下温度热处理用的电动冷冻机和风动冷冻机.....301
4. 冷冻设备构件的材料.....307

前 言

鋼在零下溫度熱處理也叫做冷處理^①，在冷處理理論研究和實際掌握方面蘇聯科學所獲得的巨大成就是不容爭辯的。

在蘇聯科學院烏拉爾分院中由什金波格 (С.С.Штейнберг) 領導下的比格也夫 (М.М.Бигеев) 所進行的工作，古略也夫 (А.П.Гуляев) 的研究，以及後來由明格維契 (Н.А.Минкевич)、阿索諾夫 (А.Д.Ассонов) 和其他研究家的研究，都與採用“冷”來改善淬火鋼的性質有着密切的聯繫。

僅在蘇聯研究家們的著作發表後好幾年，在外國的出版物中才出現第一批類似的報導，那時這些報導的著者把蘇聯的著作作為原著來引用的。

古爾久莫夫 (Г.В.Курдюмов) 在馬氏體轉變方面的研究，古略也夫及其同事的工作以及我國其他科學家們的研究工作，使得能夠充分地評定冷處理對鋼的性質的影響，並奠定了這種處理方法的現代化發展和利用的基礎。

零下處理通常不能代替其它的熱處理操作；這種方法是熱處理的一種新的輔助方法，能影響到鋼中的轉變和組織。零下處理擴大了熱處理技術人員的工作範圍；熟練地應用零度以下的冷卻，可以得到許多有益的結果，這些結果有時用其它熱處理方法是得不到的。

這一情況的最好的證據是採用這種新的熱處理操作已經日益

① “冷處理”這一術語是不夠恰當的，因為“冷”的概念主觀上和物理涵義上具有的意义僅是表示有着較小熱量的物體的狀態。此外，“鋼在零下溫度熱處理”這一術語強調指出了零度以上和以下的區域內整個熱處理過程的原則性的統一，關於這一點將在本書中詳細敘述。

“在室溫以下處理”或“在生產車間溫度以下處理”這些成語是最確切的，因為在某些情況下，為了達到所予期的結果，把鋼件僅冷卻到 $+10 - +5^{\circ}\text{C}$ 已經足夠。我們採用已經在技術文獻中和實踐中使用的成語“鋼在零下溫度熱處理”。

推广。最初这种方法是用之于高速鋼制的淬火工具（30年代末）；以后，零下处理也应用于量具，而現在还用之于渗碳結構鋼制的机器零件以及本書中所討論的一些其它的情况。

要广泛和正确地应用零下处理，必須充分詳細地了解过程的实質和可能得到的結果。

現在，技术文献中已提出了关于鋼在零下温度处理的理論和实践的許多資料。但是，这些資料大都分散在各种杂志的論文中或科学研究院和工厂实验室的著作集及报告中；必須綜合已經积累的經驗是很显然的。还必须考虑到，为了有效的掌握零度以下的冷却过程，不仅是要求热处理工作人員詳細地熟悉这种过程，并且还要求产品設計人員和金屬切削加工的技术人員也都詳細地熟悉这一过程。

本書嘗試集中現有的資料，并把它們綜合成某些結論，这些結論不仅对鋼热处理专家有益，并且对广大的讀者也有所裨益。

为了这个目的，除了总结性的平均数据以外，書中还列出許多表格，表中包含着各种鋼在一定的热处理以后其力学試驗的詳細結果。根据这些材料能够判断試驗結果的重复性，以及实验数值波动的大小，也就是說，这些材料可以作为結論的可靠証据。

本書对机器制造和仪器制造中广泛利用的一部分零下处理操作，有着較詳細的闡明。直到現在积累起的实验資料的数量还是不足的，这就不能以同样的方法去討論这种处理应用得較少的一些領域。

著者自己完全知道本書可能是有一些缺点的；其中有些缺点是由于：問題中有些东西是較新穎的，很多資料沒有經過多次驗證，金屬学在不断地迅速发展着，特別是在馬氏体轉变的理論方面。某些还是不久以前提出的观点很快就被新的更可靠的观点所代替。但是，把这些观点加以綜合并应用于生产中，虽然是暫时的局部的綜合和应用，那也是很必要的。然而，在許多情況下著者不得限于叙述一些現行的假說；嘗試基于統一的理論来写本書

的所有各章节还为时过早。

除了著者自己获得的结果之外，書中还利用了其他研究者們的許多材料。著者有許多工作是在鋼零下热处理的理論和实际应用的奠基者之一技术科学博士古略也夫（А.П.Гуляев）教授的指导下进行的，为此著者对他表示眞摯的謝意。

著者对提出了宝貴意見并参与手稿付印的准备工作技术科学博士盖勒尔（Ю.А.Геллер）表示感謝。

第一章 馬氏体轉变

1. 奥氏体的形成

为了說明鋼在零下温度热处理的特点，必須簡略地談談关于淬火过程的現代概念。

大家都知道，为了提高鋼的力学性質，大多数的热处理过程的原始操作，是将鋼加热到临界点以上。加热使鋼中形成奥氏体——碳在 γ -鐵中的固溶体。

奥氏体的形成过程取决于两个不相关的变数：時間和温度；这两个因素的作用是一样的，都是促使形成均匀的、在鋼的整个体积內碳原子濃度相同的（在統計的意义上來說）固溶体。

图 1（根据什金波格[C.С.Штейнберг]）是退火鋼在加热时奥氏体的形成过程的示意图。在原始状态下渗碳体和純鉄体之間碳的分布如示意图 I 所示。当加热温度超过临界点 A_{c1} 以后，碳开始从渗碳体中扩散到 γ -鐵內（示意图 II）。紧接着渗碳体的 γ -鐵

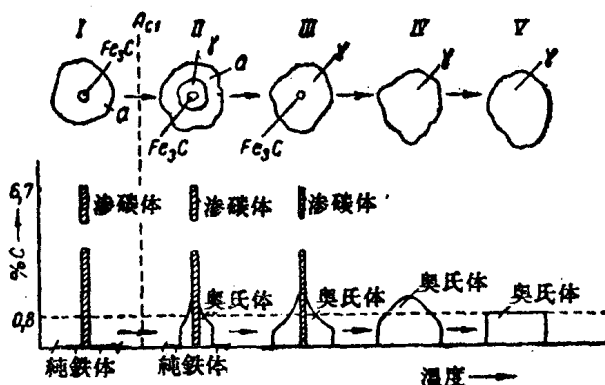


图 1 純鉄体-渗碳体混合物中逐渐形成奥氏体的示意图
(C.С.Штейнберг)

的各层，碳的饱和度最大。随着温度的升高，渗碳体的溶解速率增大；同时，当温度升高时，奥氏体存在的浓度范围扩大，这可能使奥氏体的不均匀性增高。但是，实际上，随着温度的升高，原子的活动性增大，浓度峰的扩散消退就较剧烈。钢达到图 1 上示意图 IV 表示的状态，在这种状态下得到的单相奥氏体，其浓度还不均匀，这种奥氏体力求取得平衡状态 V，在这种状态下全部奥氏体的成分都等于钢的平均成分。在相当于示意图 IV 的时期中将钢淬火，将淬火后的这种钢作特殊的浸蚀，可以显示出微观的单相奥氏体的内部浓度是不均匀的（图 2）。



图 2 用特殊浸蚀显示出的奥氏体内的碳浓度不均匀性。在消失掉的渗碳体小片的部位上还保存着碳浓度较高的条带

在实际的钢中，由于存在着杂质，这些杂质形成了附加的相，特别是在合金钢中，上述过程显著地复杂化。钢中存在的每一种单独的相，在这种或那种程度上重复着奥氏体中碳化物溶解的上述方案，其间的区别在于，不均匀的浓度峰可能显著地高于 $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ 二元系中的浓度峰（由于

合金元素的扩散速度较慢）。此外，在合金钢中，根据它的成分，还可以存在着在实际采用的加热温度下不完全溶解的碳化物和金属互化物。在这样一些相的周围，存在着碳和其他元素的浓度可变的区域，随着平衡的外在因素的变化，此区域或者扩大或者缩

小。

在鋼零件的实际的加热条件下, 除掉加热温度和加热持續時間可以調节奥氏体形成的上述过程以外, 同样还有以下的因素影响到奥氏体形成的上述过程:

- (1) 加热到某一定温度的过程中的加热速度;
- (2) 鋼的晶粒的实际尺寸及其长大的傾向;
- (3) 原始状态下相的形状和大小;
- (4) 晶粒間界上形成碳化物网或純鉄体网所造成的組織不均匀性和液析造成的組織不均匀性;
- (5) 合金元素和雜質。

因此, 某一牌号的鋼的奥氏体状态, 并不是严格地一样的和始終相同的。奥氏体相的特点, 是以鋼的成分和先前的热处理的特点为前提的。

为了得到最好的結果, 預先选定一个加热状态, 以这种或那种冷却速度从这个状态快速冷却, 这就是鋼的淬火操作。

2. 鋼在淬火时的轉变

当把冷却曲綫和奥氏体的等温轉变图加以图解比較时(图3)①, 从高温淬火时鋼的冷却过程的实質和意义就清楚地显示出来。

图3上的字母 π 和 σ 分別表示淬火鋼零件的表面和心部的冷却曲綫。

薩道夫斯基 (В.Д. Садовский) 的著作②确定, 过冷奥氏体的轉变速度具有两个最大值的图, 是等温轉变图的最普通的形式。图的两个凸起部分相当于組織不同的两个区域: 在上部珠光

① 把連續冷却的曲綫画到等温轉变图上, 这样做在理論上是不很严格的, 仅为了定性分析淬火的結果才允許这样做。

② В.Д. Садовский, Труды Института физики металлов, УОАН СССР, 1949, вып. 12, стр. 127.

体转变区域中，转变的核心是渗碳体微粒，在下部区域中，纯铁体核心导致形成不同形状的针状托氏体。

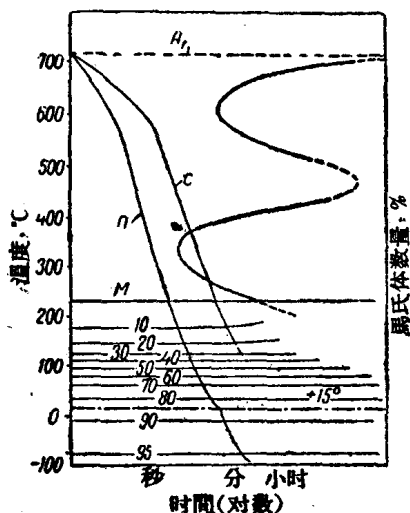


图 3 奥氏体的等温转变图；这些水平线表示冷却时在M点开始的马氏体转变的发展程度；曲线n和c表示淬火钢零件的表面和心部的冷却。钢零件的心部部分地分解成针状托氏体，部分地转变成马氏体

为了进行完全淬火，钢零件的冷却速度应该足以使冷却带（n—c）在等温转变图的两个突起部分的左边经过，以便避开纯铁体析出的区域（在亚共析钢中）和珠光体及托氏体转变的区域。因此，将加热到奥氏体状态的钢在这个状态下过冷到较低的温度（约350~200°和以下），并达到马氏体转变的开始温度（什金波格〔С.С.Штейнберг〕用M点表示）。以后，马氏体转变在较大或较小的温度间隔内进行着，直到马氏体转变的终点 M_{κ} 。

马氏体转变的开始时期是铁的同素异形转变：面心立方晶格的 γ -Fe 改排成体心立方晶格的 α -Fe。在一般的条件下，在钢的每一单位体积内转变是以极大的速度进行的，实际上是瞬间的^①。由于转变发展时的温度较低和转变速度很高，所以扩散过程被抑制。

关于奥氏体晶格的构造和奥氏体中碳原子的位置，以及关于奥氏体晶格改排成马氏体晶格的示意图中，都存在着各种不同的几何学概念。这些概念中的许多概念，可能还有马氏体转变现象

① 形成一个马氏体晶体的时间，各著者测定为“小于0.02秒”；0.001秒； 7×10^{-5} 秒等等。

的几何学解释的方法本身，都嫌简单化，这些概念和这种解释方法只能作为直观的模式。

在 γ -铁的晶格中，碳原子位于铁原子之间的最大间距的中点和八面体的中心，这些位置相当于面心立方单位晶胞的中心和它的

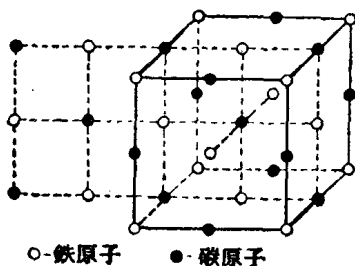


图4 奥氏体晶格的晶胞。(所有可能的位置假定填满了碳原子)

的棱边的中点(图4)。如果碳原子占据了所有的这些位置，那末奥氏体中的碳含量为50%的原子数或17.7%的重量。但是，奥氏体中碳的浓度极限实际上不超过1.7%的重量，例如，在含1% C的钢中，21个可能的位置仅有一个位置有碳原子。碳的原子半径(0.77埃)比铁的原子半径(1.27埃)为小，在

这样的条件下，有大量空穴，因为 γ -铁中碳的扩散活动性很大。例如，在980°时，碳的扩散比镍快60000倍；在室温时，这个比数增高到 10^6 倍以上^①。可能，在微观均匀的奥氏体中碳原子的实际分布不是完全无规律的；根据热力学第二定律，固溶体中可能含有较富和较贫的碳群，这就促使体系达到最小的自由能。碳的溶解稍稍地增大了 γ -铁的晶格常数，但不改变它的晶型。碳对奥氏体的强化影响不大。

基于尺寸对应和取向对应原理提出 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变的动力学是适宜的，这一原理是由丹可夫(П.Д.Данков)和康诺毕也夫斯基(С.Т.Конобеевский)提出的，并由乌曼斯基(Я.С.Уманский)、古尔久莫夫(Г.В.Курдюмов)和其他研究者們用之于金属体系。

当平衡的外在条件变化时所产生的新相，力求尽可能地保持着形成这些相的原相的晶型、取向和尺寸。新相形成时遵循尺寸

① М.Кохон, «Trans.ASM», 1949, т.41.

对应和取向对应原理的程度很大，这就使得能量的规律性促使新相的形成。在某些情况下，以这种方式形成新相就可以导致多阶段的转变：从原相转变到与原相显著不同的新相，要经过了一系列的中間亚稳形态，这些亚稳形态从其开始的形状逐渐变化到终止的形状。就是这一情况使转变的过程易于进行，因为限制着每一种相存在的区域的能垒已分解为一系列的較低的、即較易于克服的能垒。

在我們探討的 $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$ 多相转变的情况下，尺寸对应和取向对应原理可以用丹可夫 (П. Д. Данков) 的示意图来闡明，这个示意图列在图 5 上。这个示意图能帮助我们來理解铁的 α -变态和 γ -变态之間存在的联系，这种联系首先表现为两者之間是保持着共同的原子面的。 $\gamma\text{-Fe}$ 的 (111) 面相当于 (或平行于) $\alpha\text{-Fe}$ 的 (110) 面，这已由古尔久莫夫 (Г. В. Курдюмов) 用 X-射线組織分析法查明。两种晶格的晶面几何尺寸以精确度約 3.6% (两个参数) 和約 10.3% (第三个参数) 相符合。

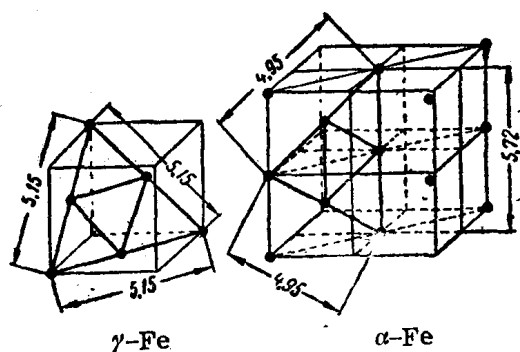


图 5 $\gamma\text{-Fe}$ 面心立方晶格的 (111) 面和 $\alpha\text{-Fe}$ 体心立方晶格的 (110) 面的比較 (П. Д. Данков)

上面已經指出过，馬氏体转变的特点是抑制了扩散过程；因此，铁的晶格在发生改排时，組元——铁和碳的相互濃度并不改变；原子仅可能在原子間距的範圍內移动。

根据古尔久莫夫 (Г. В. Курдюмов) 发现的取向对应原理，阿尔哈洛夫 (В. И. Архаров) ^① 提出了奥氏体的单位晶胞向 α -铁

① В. И. Архаров, Кристаллография закалики стали, Металлургиздат, 1961.

晶胞轉变的結晶几何机构。这种改排可能有24种原則上相同的、对原始晶格的取向各自不同的方式。这24种中的4种状态如图6所示。

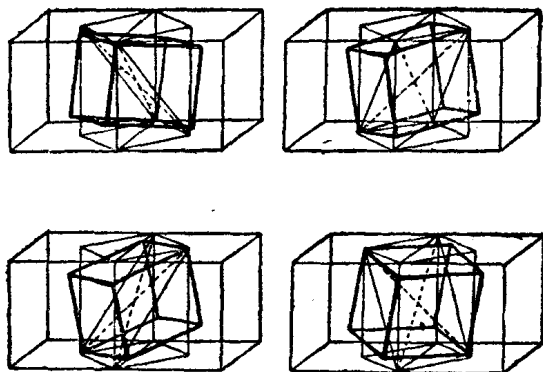


图6 由奥氏体形成的 α -相单位晶胞的24种可能取向中的4种取向 (B. И. Архаров)

改排后，形成正方馬氏体的单位晶胞，其正方度与碳濃度成正比。晶格滑动之所以有这样的方向，而不是一般地均匀增大所有的晶格参数，可能是由于碳的选择位置即轉变的部分有序化。

我們都記得，在馬氏体无扩散形成的情况下，馬氏体中实际的碳濃度等于原始奥氏体中的碳濃度（平衡状态下 α -Fe中碳的极限溶解度仅为0.01~0.4%）。

淬火鋼冷却到 M 点以下时发生馬氏体轉变过程。对于某一定化学成分的奥氏体， M 点通常不变，并与冷却速度无关；根据什金波格 (С. С. Штейнберг) 的公式“馬氏体轉变的开始不会因过冷而滞后”^①。

显微組織中看到的轉变的次序，是奥氏体晶粒中逐渐地长出許多馬氏体針-片。新相数量的增加，并不是已存馬氏体針体积的增大，而是产生新馬氏体針所致。X-射綫組織研究証明，每一个針状体积是一个单独的馬氏体晶体。在較自由或較不自由地产生馬氏体晶体的条件下，这些晶体大都在八面体的結合面上形

① 在大多数工业鋼淬火的实际条件下，都遵循什金波格 (С. С. Штейнберг) 的这一論点。此論点的正确性一直保持，对于直到现在达到的最大冷却速度約 $10000^{\circ}/\text{秒}$ (M. Кохон)，也是正确的。特殊的情况在以下研究。



图 7 奧氏体場中的馬氏体。鋼含 1.6% C，从 1100° 淬火。× 600

成，这些結合面与密排面心立方組織的滑动表面相吻合。在显微磨片上，这些馬氏体表現得和針一样；它們經常形成接近 60° 的角度，有时圍合成規則的三角形（图 7）。馬氏体片对原始奧氏体晶粒的取向与温度沒有关系，也就是說，在 M 至 M_s 的温度間隔內是以一种方式取向的。由于存在着先前产生的

的馬氏体晶体，以及这些馬氏体晶体的位置不改变，所以，新产生的一批馬氏体針在其形成时就受到阻碍。新的馬氏体片通常不能与先前产生的馬氏体片相交，所以它們变成較短的和較破碎的，它們具有鋸齿形状和短針形状。在其中实现断續长大的介質（奧氏体）被分裂为較小的格子，这些格子被馬氏体骨骼包围着。馬氏体針的大小和組織形状都是极不相同的一从所謂“无組織的”馬氏体起，到最粗的馬氏体針止，这种最粗的馬氏体針有时从一个奧氏体晶粒的这个边界穿到那个边界。

馬氏体晶体的最大尺寸受着奧氏体晶粒大小的限制，因为馬氏体針不能穿越晶粒的边界；在馬氏体針的尺寸减小方面，現在还未确定其与奧氏体晶粒尺寸有什么关系。

温度下降 1° 所产生的新相数量在某种程度上与冷却的速度