

金属学与热处理手册

第三分册

鋼 的 热 处 理

冶金工业出版社

75.073
155
:3

金属学与热处理手册

第三分册 鋼的热处理

H. T. 古 德 佐 夫

M. Л. 別 伦 施 捷 茵 主 編

A. Г. 拉 赫 施 廸 特

小 冰 譯

吳 兵 校

31601/12

冶金工业出版社

Н. Т. Гудцов, М. Л. Бернштейн, А. Г. Рахштадт
МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ
ОБРАБОТКА СПРАВОЧНИК
Металлургиздат (Москва, 1956)

金属学与热处理手册 第三分册 钢的热处理

小冰译 吴兵校

——*——

冶金工业出版社出版 (北京市灯市口甲 45 号)

北京市书刊出版业营业许可证出字第 093 号

中央民族印刷厂印 新华书店发行

——*——

1959年8月 第一版

1959年8月 北京第一次印刷

印数 7,010 册

开本 850×1168·1/32·96,000 字·印张 7 $\frac{2}{32}$

——*——

统一书号 15032·1712 定价 0.90 元

本書內容包括金屬與合金的研究試驗方法、鋼的結構和現代的狀態圖。根據各國最近的科學成就敘述鋼的熱處理，其中包括熱處理方法的分類、加熱與冷卻時的轉變、等溫轉變等。對蘇聯工廠廣泛採用的熱處理和表面化學熱處理分別作了研究。

書中列舉了各種鋼特別是合金鋼的詳細特性數據。用了較多的篇幅介紹現代機械製造工業部門必需的具有特殊物理性能和化學性質的鋼與合金。闡述了熱處理的設備與工藝。詳細論述採用成套設備及建立流水作業綫時使用的進步的處理方法。

本書適合合金和機械製造廠、實驗室、科學研究機關的工程技術人員和高等學校學生閱讀。

全書分十一篇，約有126萬字，是由幾個單位共同翻譯的。由於篇幅較大，而且譯者脫稿時間先後不一，不能同時合訂出版。為了加速出版，及時滿足廣大讀者需要，本書中譯本分十一冊出版。各分冊內容如下。

第一分冊——試驗與研究方法

第二分冊——鋼的結構

第三分冊——鋼的熱處理

第四分冊——半制品的結構、性能和熱處理

第五分冊——表面處理

第六分冊——建築鋼

第七分冊——機械製造鋼

第八分冊——工具鋼

第九分冊——特殊鋼與特殊合金

第十分冊——鑄鐵的成分與性能

第十一分冊——熱處理車間的設計原理與典型設備

目 录

第三篇 鋼的热处理

第24章 鋼的热处理方法的分类	1
一 般定义	1
1. 热处理的种类	1
鋼的退火	1
正火	3
淬火	3
鋼的回火	6
鋼的时效处理	6
冷处理	7
化学热处理	7
第25章 鋼在冷却时的轉变	8
1. 相变的理論基础	8
2. 奥氏体在临界范围内的轉变	15
3. 奥氏体在低于临界范围时的轉变	21
过冷奥氏体在固定溫度下的轉变	21
在中部溫度范围内的轉变和針状托氏体的形成	26
在下部溫度范围内的轉变 (馬氏体轉变)	28
連續冷却时的轉变	36
4. 淬火鋼中的內应力	38
热应力	39
組織应力	43
合应力	45
高频电流表面淬火后的残余应力	53
第26章 加热时的轉变	57
1. 鋼在低于临界点时的轉变	57
2. 鋼在高于 A_1 点加热时发生的轉变	75
第27章 奥氏体等溫轉变的动力学曲綫图	88

1.	过冷奥氏体转变的动力学曲线图的意义·····	88
2.	动力学曲线图的作图方法·····	88
3.	奥氏体等温转变动力学曲线图的几种主要类型·····	93
4.	过冷奥氏体分解的热动力学曲线图·····	101
第28章	钢的淬透性·····	180
1.	基本定义·····	180
2	测定淬透性的方法·····	181
3.	合金元素的影响·····	187

第 三 篇

鋼 的 熱 處 理

第 24 章 鋼的熱處理方法的分類

一 般 定 義

加熱、保溫和冷卻工序的總合叫做熱處理，這些工序的目的是改變合金的組織和性能。

任何一種熱處理操作都是由下列各主要參數決定的：合金的原始組織，開始和終了溫度，溫度變化的速度和在一定溫度下的保溫時間。除此以外，用於制件熱處理的介質的化學作用也影響熱處理的結果。

1. 熱處理的種類

鋼熱處理操作的基本形式有：退火，正火，淬火，回火，時效處理，各種類型的化學熱處理和冷處理。

鋼 的 退 火

鋼加熱到一定溫度，在這溫度保溫一定時間，隨後緩慢冷卻的熱處理過程叫做退火。退火的目的是獲得接近平衡狀態的組織。

根据包奇瓦尔 (A. A. Бочвар) 的分类法, 退火分为第一类和第二类两种:

A. 第一类退火——冷变形金属的退火, 在退火过程中并不同时发生相变 (回复, 再结晶)。

B. 第二类退火——加热到超过低临界点或高临界点的温度进行退火, 在退火过程中同时发生相的重结晶。

钢进行退火是为了:

- a) 改善机械性能;
- б) 使成分均匀化 (扩散退火);
- в) 改善钢在机床上的加工性;
- г) 减少残余应力;
- д) 为下一步热处理作好组织上的准备;
- e) 改变冷作硬化金属的性能 (回复, 再结晶)。

根据加热温度, 退火可分为:

a) 扩散退火——加热到大大超过 A_3 点 (切尔诺夫 b 点) 的温度;

б) 完全退火——加热到少许高于 A_3 点的温度 (高出 A_3 点 $30 \sim 40^\circ\text{C}$), 目的是使之发生相的重结晶、细化钢的组织并改善钢的机械性能;

в) 不完全退火——在临界范围内加热; 不完全退火主要用于过共析钢;

г) 摆动退火——在 A_1 点 (切尔诺夫 a 点) 上下的温度作周期性摆动, 目的是为了使渗碳体球化并改善钢的切削加工性;

д) 低温退火——加热到低于临界点的温度以减少残余应力; 对于冷作硬化的钢, 低温退火可以在某种程度内恢复钢的性能 (回复, 再结晶)。

根据冷却条件, 可以分为:

A. 连续冷却的退火。

B. 分段冷却的等温退火; 在奥氏体稳定性较低的温度保温

(中断冷却)，直至奥氏体完全分解为铁素体—碳化物的混合物为止。冷却到中断温度和中断温度以下的冷却速度可以较高。等温退火比之连续冷却的退火，可以节省更多的时间，特别对合金钢而言。

B. 在临界范围内以较高速率冷却的退火（切尔诺夫所谓的“油中退火”）。这种形式的热处理系由切尔诺夫最先采用的，这就是将加热到 A_3 点以上的制件浸入油中 2~3 分钟，使制件的温度下降到“赤褐色”（即下降到 $600\sim 650^{\circ}\text{C}$ ）。随后，再放入炉内缓慢冷却。

根据退火时采用的加热介质，可以分为：

- a) 普通退火，和
- б) 采用保护气体或在真空加热炉内加热的光亮退火。

正 火

钢加热到临界范围以上 $30\sim 40^{\circ}\text{C}$ ，在这温度保温一段时间，随后在静止空气中冷却的热处理过程叫做正火。正火用于细化低碳钢和中碳钢的组织，提高它们的机械性能。此外，这种操作常常是用来为下一步热处理作好组织上的准备；有时对于截面小的制件，可以用正火来代替渗碳后的第一次淬火。

淬 火

钢加热到临界范围以内或超过临界范围的温度，在这温度保温一段时间，随后快速冷却的热处理过程叫做淬火。

淬火的結果将得到不平衡的组织，因为快速冷却阻碍了相变。

淬火用于：

a) 在相应的回火后，获得所需要的性能（机械性能和物理性能）；

б) 作为下一步热处理操作的准备工序，例如从高温淬火为

的是消除过共析鋼的組織中，以及滲碳后制件表面层中的网状滲碳体組織；調質之前进行預淬火以細化組織和使結構鋼（如鉻結構鋼）获得均匀的性能；

В) 保証耐腐蝕鋼組織的均匀性和改善抗蝕性。

根据加热溫度，淬火可分为：

а) 完全淬火，加热溫度超过 A_3 或 A_{cm} 临界点；

б) 不完全淬火，加热溫度在临界范围以内。

根据冷却速度和鋼在冷却后所得的組織，淬火可以分为：

а) 以超过临界值的速度进行冷却的淬火，冷却后鋼的組織由馬氏体和残余奥氏体組成；

б) 以低于临界值的速度进行冷却的淬火，冷却后鋼的組織由分散程度不同的鉄素体和碳化物混合物（淬火索氏体和淬火托氏体）組成。

根据明克維奇 (Н. А. Минкевич) 的提議，把这种处理叫做一次热处理 (одинарная термическая обработка)，因为經这样处理后，随后可以不再进行回火。

根据冷却的方法，淬火可以分为：

а) 在水中、油中和其他介质中連續冷却的淬火，介质的溫度低于馬氏体点 M (切尔諾夫 d 点)；

б) 等溫淬火，在溫度高于 M 点 (馬氏体点) 的介质 (盐浴或金屬浴) 内进行冷却，并在浴槽内停留足够的时间，使奥氏体得到完全的分解；鋼絲的鉛浴淬火就是等溫淬火的一种形式，鉛浴淬火时鋼絲在 $540 \sim 560^\circ\text{C}$ 的鉛浴中冷却，鋼絲鉛浴淬火后的組織为索氏体；

в) 分段淬火，从高溫浸入溫度高于 M 点的热介质 (浴槽) 中冷却，在热介质中停留的时间比相当該溫度时的孕育期为短；当繼續冷却 (通常是在空气中冷却) 时，便发生奥氏体向馬氏体的轉变；

г) 降溫 (подстуживание) 淬火，在制件浸入冷却剂中冷

却之前，先于空气中停留若干时间；停留的时间用試驗方法决定，使奥氏体在制件浸入冷却剂之前来不及开始转变；

д) 在两种液体介质内淬火，先迅速冷却至高于馬氏体点的温度，随后緩冷至低于馬氏体点的温度。要做到这点，一般是先将制件浸入水中，随后将其移入油中（水淬油浸法）；每一种制件在水中冷却的时间由試驗方决定；

е) 限定在冷却剂中停留的时间，随后于空气中繼續冷却的淬火，制件从冷却槽中取出时，其温度应低于馬氏体点；

ж) 自发回火的淬火，就是限定制件在冷却剂中停留的时间，使制件的截面内部保留足够热量，以保证制件在空气中繼續停留时鋼的外部硬化层得到回火；在实践中，当制件表面出现一定回火色（例如鑊子的淬火），或隔一定时间（由試驗方法确定每一种制件所需的时间）后，常常把制件重新浸入冷却剂中，使制件表面不致于加热到过高的温度。

根据加热的方法，淬火可以分为：

а) 透热后淬火；

б) 表面加热后淬火，有用高频电流表面加热（伏洛格金法），有用接触电热（盖維林格法），有在电解液中加热（雅斯諾果罗德斯基法），有用气焰或其他各种方法加热。

根据淬火后組織和性能的均匀性，可以分为：

а) 淬透淬火，制件被完全淬透，并且淬火后制件的截面具有实际上均匀的組織（馬氏体和残余奥氏体）和相同的性能；

б) 未淬透淬火，制件的截面上获得不均匀的組織（奥氏体在高于 M 点分解所得的产物）和不同的性能。

根据淬火后制件表面的状态，可以分为：

а) 普通淬火，制件表面复有氧化物；

б) 洁淨淬火，加热是在通有控制气体的爐子内进行，但制件表面上留有油焦或回火色；

в) 光亮淬火，由于在通有控制气体的爐子内加热并在光亮

油或熔碱中进行冷却，因而制件表面既无氧化物，也无油焦斑。

鋼的回火

所謂鋼的回火就是將淬火後的鋼在低於 A_1 臨界點的溫度下加熱和保溫，目的是使不穩定組織轉變為較穩定的組織，同時使鋼的各種性能發生相應的變化，並使殘余應力減少。如果鋼沒有回火脆性的傾向，回火後可以緩慢冷卻，在相反情況下，則採取快速冷卻。

根據加熱的條件，回火可以分為：

a) 高溫回火，加熱溫度相當高，使鋼獲得索氏體組織，結構鋼高溫回火的溫度通常在 $450\sim 670^{\circ}\text{C}$ 範圍內。包括淬火和高溫回火的熱處理過程叫做調質；

b) 低溫回火，加熱溫度以必需保留高的硬度為限；大部分牌號的鋼，低溫回火的溫度不超過 250°C ；高鉻工具鋼和高速鋼是在 $400\sim 600^{\circ}\text{C}$ 的溫度範圍內進行低溫回火；

c) 中溫回火，要求保留彈性性能，同時保持相當的韌性；加熱溫度一般在 $350\sim 480^{\circ}\text{C}$ 範圍內（例如，圓彈簧或板彈簧）；

d) 多次回火，把加熱、保溫和冷卻的過程重複操作若干次；主要用於處理高速鋼。

鋼的時效處理

鋼的時效處理就是將具有亞穩定組織的鋼在室溫或較高的溫度下保溫一定的時間。這時，鋼的組織便由亞穩狀態局部過渡為較穩定的狀態，鋼的物理性能和機械性能也隨着發生相應的變化。

根據溫度的條件，時效處理可以分為：

a) 自然時效，在室溫時進行；

b) 人工時效，在較高的溫度下進行（一般不超過 200°C ）。

根據原始的組織，可以分為：

- a) 淬火鋼的时效处理，用于稳定制件的尺寸和形状；
- б) 冷作硬化鋼的时效处理，通常也为了稳定制件的尺寸和形状；
- в) 組織中有过饱和 α -固溶体或 γ -固溶体的 鋼的时效处理（彌散硬化）。

冷 处 理

冷处理就是把淬火后的鋼冷却到零度以下至 -80° 或更低的溫度，随后又在空气中加热制件。在冷却时，残余奥氏体轉变为馬氏体。

冷处理的目的是：

- a) 提高切削刀具的使用寿命；
- б) 改善制件（特别是渗碳后制件）的耐磨性；
- в) 稳定淬火鋼制件的尺寸。

化学热处理

化学热处理是将鋼件放在相应的介质中加热至高溫，使制件的表面层饱和某种元素。

根据扩散元素的化学成分，化学热处理可以分为以下几种：

- a) 渗碳，使制件表面饱和碳；
- б) 渗氮，使制件表面层饱和氮；
- в) 氰化，氮和碳同时进行扩散；
- г) 渗硅，扩散硅；
- д) 渗鉻，使制件表面饱和鉻；
- е) 渗鋁，使制件表面饱和鋁，等等。

化学热处理更詳細的分类，在下面有关 这問題 的一章 中說明。

第 25 章 鋼在冷却时的轉变

1. 相变的理論基礎

关于相变的现代概念是与伟大的俄国学者切尔諾夫 (Д. К. Чернов, 1839~1921 年) 的名字分不开的, 他在 1868 年发现了鋼中的临界点, 并且指出: 当溫度改变时, 在这些点发生轉变, 这种轉变“完全类似于聚集状态的改变” [1]。

相变的方向由系統自由能 (等容热力势) 的降低倾向决定。在图 1 上, 溫度 T_1 表示临界点, 高于 T_1 較稳定的状态是 β 状态, 而低于 T_1 是 α 状态。

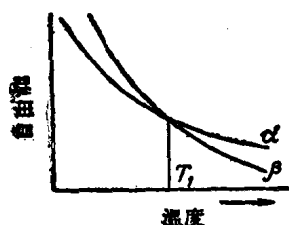


图 1 表明相变热力学条件的示意图

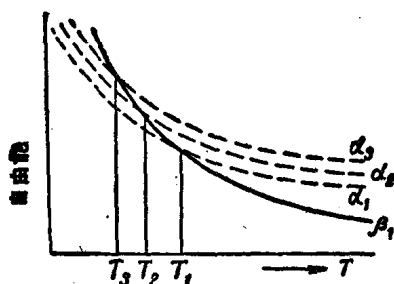


图 2 α 相的分散程度对于轉变溫度的影响

正如切尔諾夫指出的, 在加热和冷却时所显示的热滞现象是临界点的一个特性。切尔諾夫把沒有滞后现象認為是表明鋼中点 A_2 不是临界点, 而只是磁性轉变点的标志 [2]。研究了在加热和冷却时系統的相变热力学条件, 便可以証明, 临界点的滞后现象是不可避免的。

实际上, 設图 2 的 β_1 綫代表 β 相在冷却时自由能的变化。設 α_1 綫代表由較大晶粒組成的 α 相互冷却时自由能的变化, α_2

綫代表由較小晶粒組成的 α 相互冷却时自由能的变化， α_3 綫代表处于极度分散状态的 α 相在冷却时自由能的变化。从这示意图上可以看出， $T_1 > T_2 > T_3$ ，即随着 α 相的分散程度增加，临界点便不断降低。

因为在 β 相冷却时，新的 α 相必然以极小的晶粒形态出现，所以只有在相系冷却至相当低的温度时（例如冷却至图 2 上的 T_3 ），转变才可能开始。同时，在加热时，代替 α 相而出现一些新的 β 相的稳定晶粒，在这种情况下，必须稍许过热到 T_5 点，从图 3 上可以看到这点；图上 β_1 、 β_2 和 β_3 綫代表分散程度不同的 β 相的自由能。将图 2 和图 3 比较可以得出： $T_5 > T_3$ 。这就是说，加热时的临界点和冷却时的临界点不是吻合的，也就是临界点是有滞后现象的。

研究图 2 和图 3，还可以得出一个结论：临界点在加热时和冷却时的位置要依原始相的分散程度而定。情形的确这样，例如，在高温时呈稳定状态的 β 相，由于其晶粒长大，冷却时的临界点便降低，也就是变得易于过冷到 T_1 点（见图 3）。加热时情形恰恰相反，粗晶粒 α_1 相（见图 2）的临界点 T_1 要高于分散程度较大的 α_2 相和 α_3 相的临界点（ T_2 和 T_3 ）。

通常状态图上所指的各个临界点是符合于由巨大结晶晶粒组成的各个相的平衡条件的，这些晶粒的表面接近于平面。

切尔诺夫还指出 [3]，结晶过程由结晶中心或晶核（“萌芽”）的形成及其进一步长大所组成。

以后，塔曼(Тамман)作出表明晶核形成速度和晶粒长大速度与过冷程度之间关系的经验曲线。但相变的理论主要是

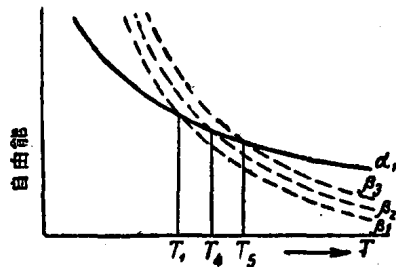


图 3 β 相的分散程度对于转变温度的影响

在最近时期在苏联研究人員的工作中获得发展的〔4, 5, 6, 7, 8 和 9〕。

当合金过冷到临界点以下时, 就出现了形成新的相的可能性。但这时必須消耗一部分能量用于构成新相和旧相之間的分界面上。

考虑到这种情况, 可以認為, 当形成新的相时, 相系自由能的总变化如下:

$$\Delta\Phi = -V\Delta f_V + S\sigma, \quad (1)$$

式中: V ——新相的体积; Δf_V ——旧相和新相每单位体积自由能(即体积自由能)之差; S ——新相的表面积; σ ——相界面上的表面张力。

新相粒子的尺寸增大时, 方程式(1)中第一項的值与体积成正比例地增加, 第二項的值則与表面积成正比例地增加; 当粒子的尺寸很小时, 它們的相对表面积就很大, 所以 $\Delta\Phi$ 的值是正的, 因为方程式(1)右面部分的第二項在式子中占主要地位。当粒子的尺寸增大时, 方程式(1)中第一項的值增加得比第二項的值快, 所以 $\Delta\Phi$ 就开始下降。

所謂晶核的临界尺寸就是超过此尺寸时相系自由能开始降低的粒子的尺寸 r_{κ} 。

如果假定晶核是球形的, 那末方程式(1)便具有以下形式:

$$\Delta\Phi = -\frac{4}{3}\pi r^3 n \Delta f_V + 4\pi r^2 n \sigma, \quad (2)$$

式中: n ——新相粒子的数目; r ——粒子的半径。

如果設 $\frac{d\Delta\Phi}{dr} = 0$ 。則从方程式(2)中可以求出晶核的临界半径。

$$\text{这时,} \quad r_{\kappa} = 2 \frac{\sigma}{\Delta f_V}. \quad (3)$$

与新的状态和旧的状态下相系自由能均等相应的尺寸 r_0 ，可根据 $\Delta\Phi=0$ 的条件求出。

这时，从方程式（2），我們得出：

$$r_0 = 3 \frac{\sigma}{\Delta f_V} \quad (4)$$

或

$$r_0 = 1.5 r_K \quad (5)$$

由图2可以看出，随着温度的降低，与旧相处于平衡状态的新相彌散度就愈大，因而 r_0 和 r_K 是随过冷的程度而减小的。

实验証明，新相的晶核通常是在原始相的晶粒表面上形成的，这与晶界上的晶格畸变（晶界的自由能较高）有着关系。

假如以 β_3 綫表示晶界层的自由能， β_1 綫表示晶粒内部的自由能，那末由图3上就可看出这点。当合金冷却时， α 相的晶核于温度 T_0 时首先在晶界上变得稳定。此外，新的相所以容易在晶界上出现还由于各种夹杂物多半沿晶界上分布，因而促使晶核的生成。

夹杂物的作用与形成分界面时所作功之值的变化有关，也即与方程式（1）右面部分第二项的变化有关。如果新相和夹杂物之间的表面张力小于新相和旧相之间交界面上的表面张力，则形成晶核所需的功减小，而产生晶核的几率便增大。在这种情况下，新相的結晶发生于现成的基面上。

但由于存在着能量和浓度的起伏，所以有理由认为結晶中心也能自发地产生。例如，根据米尔金（И. Л. Миркин）的计算，如果碳原子在奥氏体晶格中的分布服从于泊桑公式，那末在共析鋼中同一区带内聚集24个碳原子和72个鉄原子以形成渗碳体晶核的几率就很小，其值等于 2.4×10^{-14} 。但是因为每1立方公分中含72个鉄原子的地区有 1.18×10^{24} 个，所以同时含有24个碳原子的地区数量仍然极大，其值等于 2.34×10^7 。

計算証明，随着与平均浓度有一定偏差之地区的体积减小，