

碳素钢与合金钢 的 热处理

B. M. 多罗宁 著

冶金工业出版社

碳素鋼与合金鋼的 热 处 理

B.M.多罗宁 著

盧 湘 譯

冶金工业出版社

本書闡述碳素鋼和合金鋼熱處理的理論原理、鋼的性能，缺陷特性和最後檢驗及熔煉檢驗的方法。

本書供冶金工廠和金屬加工工廠的工程人員使用，也適于高等工業學校的學生使用。

目 录

第一章	鋼中相变的一般特性	1
1.	鉄碳合金状态圖	1
2.	鋼在加热时奥氏体的形成	2
3.	在加热时奥氏体晶粒的長大	3
4.	冷却时奥氏体的分解	5
5.	鋼在同火时的轉变	16
第二章	鉄碳合金的合金元素	18
1.	合金元素在鋼中的分布	18
2.	合金元素对鋼性能影响的一般特性	31
3.	鋼按組織的分类	48
第三章	鋼錠的热处理	58
第四章	机械热加工的热制度对鋼組織和性能的影响	70
第五章	合金鋼的預先热处理	79
1.	鋼的正火	79
2.	鋼的退火	80
3.	鋼的軟化同火(高温同火)	101
4.	冷拉用鋼的热处理	106
第六章	鋼最后热处理的一般特性	114
1.	鋼的淬火	114
2.	鋼的同火	122
第七章	碳素鋼和合金鋼的性能与热处理	126
1.	鋼在用途上的一般特征	126
2.	碳素工具鋼 (ГОСТ1435—54)	130
3.	合金工具鋼 (ГОСТ5950—51)	138
4.	高速鋼	155
5.	冲击工具用鋼 (ГОСТ5950—51)	169

6. 錘鍛模具用鋼	180
7. 調質結構鋼	187
非滲碳用碳素結構鋼 (ГОСТ1050—52)	194
調質合金結構鋼 (ГОСТ4543—48)	200
8. 滲碳結構鋼	243
9. 特种用途鋼	248
滾珠軸承鋼	248
磁鋼	261
不銹鋼和耐酸鋼	282
熱穩鋼和耐熱鋼	315
高歐姆電阻的抗氧化合金	324
石墨鋼	330
第八章 鋼質量的檢驗	334
1. 最後檢驗	334
硬度的檢驗	335
鋼的校直和尺寸檢驗	335
表面缺陷的檢驗	338
鋼號的檢驗	344
近代探傷法	361
特殊性能的檢驗	368
2. 熔煉檢驗	374
附 录	381
參考文獻	393

第一章 鋼中相变的一般特性

1. 鉄碳合金状态圖

Fe-Fe₃C 系状态圖，使我們能够对鋼鉄在加热和冷却过程中内部發生的相变得到一般的概念（圖 1）。

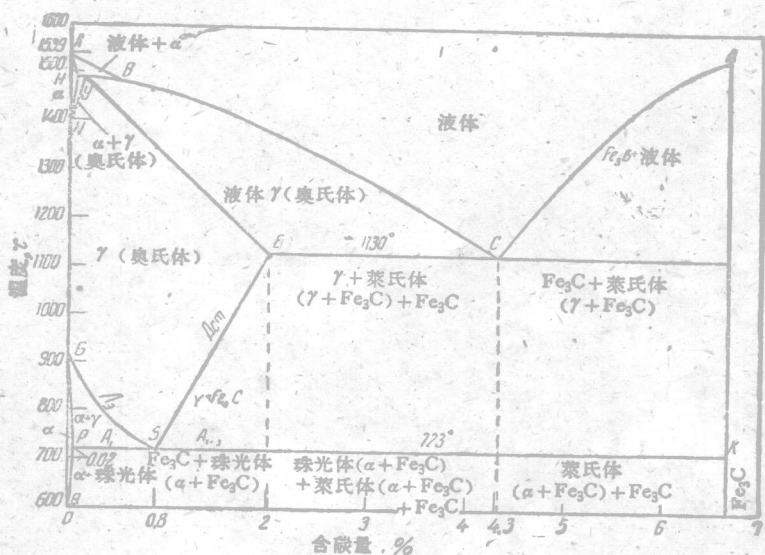


圖 1 鉄碳合金状态圖

在实际条件下，鋼是在与 Fe-C 状态圖中指出的稍有不同的条件下进行相变的。

下面簡單地講講鋼的几个主要轉化的特性。

2. 鋼在加热时奥氏体的形成

得到奥氏体乃是鋼热处理多数工艺过程的头一道工序。因而近来对于鋼在加热时的轉变的問題甚为重視。

加热时珠光体向奥氏体的轉变过程是一个純結晶过程，而轉变速度决定于奥氏体晶粒的产生速度和其長大速度。

温度愈高，則奥氏体晶粒的产生速度和長大速度愈大，因而体积轉变速度也就愈大。最初的那一部分奥氏体晶核，形成于珠光体区段中的鉄素体——渗碳体分界面处。成長着的奥氏体晶粒在其長大过程中吞併着碳化物質点，而后者則逐漸溶入奥氏体晶粒中去。

奥氏体形成过程的發展速度，是随着原組織的分散程度的提高而增大的。粒状渗碳体轉入奥氏体中的过程进行得比片状渗碳体緩慢，因为片状渗碳体的分界面总面积比粒状渗碳体的大。这一点已为实验所証实，它具有重要的实际意义。

奥氏体区段向鉄素体方面扩展的速度，总是超过碳化物溶入奥氏体的速度。因此，在已形成的奥氏体中保持有未溶解的碳化物質点，而加热速度愈大即珠光体被过热得愈高，則这种碳化物質点就愈多。繼續加热或等温停留时，碳化物發生溶解，奥氏体中的碳濃度漸趋一致（固溶体的均匀化）。这两种过程都是扩散性的，并且温度愈高，停留時間愈長，則这两种过程进展得便愈快，愈完全。

在亚共析鋼和过共析鋼中，固溶体的均匀化过程比較难以进展，因为在普通加热条件下由于过剩鉄素体或过剩渗碳体的溶解，結果便使奥氏体保持有某种濃度梯度的不均匀性。

鋼中含有合金元素时，奥氏体的不均匀性还要增高。合金元素的影响，而特别是几种合金元素的共同影响，是極為复杂的，不可能用一般形式来表出。然而要时时注意，在合金鋼中得到均匀的固溶体，是与在加热温度下进行很長時間的停留过程分不开。

的，这是由于扩散过程难以进展的缘故。

3. 在加热时奥氏体晶粒的長大

晶粒在金屬温度升高时的長大过程是符合热力学第二定律的、自發的过程。根据热力学第二定律，任一系統都力圖达到該系統在一定条件下的、最穩定（最可能）的状态。任一系統，其自由能为最小的状态，就是該系統的最穩定的状态。因此，在加热鋼（傳給系統以热能）时，鋼中定要自發地發生力圖使其自由能位下降的过程。晶粒的長大就是这样的过程，因为随着晶粒的長大，总表面积对該体积的相对值便减小，因而該系統表面能的儲备量也减少。

因此，温度的升高要引起奥氏体晶粒的長大。

实际上已确定，不仅是化学成分不同的鋼，甚至連同一牌号而爐次不同的鋼也都具有加热时不相同的晶粒長大傾向性。有的鋼在剛剛超过 A_{c3} 点以后，其晶粒便迅速長大起来，而另一种鋼却能把細小晶粒直保存到約 $1000-1100^{\circ}\text{C}$ 的温度。因此就規定了关于本質細晶粒鋼（不易过热）和本質粗晶粒（易过热）鋼的概念。

这一問題的研究，得出了下述几个結論。

加热时奥氏体晶粒的成長的机构，归結起来是較大的晶粒吸收小晶粒。

奥氏体中是否存在着能阻止晶粒互相“侵蝕”（*поедание*）的“隔壁”（*барьер*），是决定着鋼晶粒長大傾向性的因素。无关相的夹杂物而特別是位于晶界处的夹复物，就是这样的隔壁。这类夹杂物愈分散，它們的数量愈多，它們在奥氏体体积中分布得愈均匀，則阻止晶粒長大的作用就愈大。借着使无关夹杂物轉移到奥氏体中去或者使其团聚的方法消灭了这些隔壁，就会便于于晶粒長大。

在加热鋼时，發生和發展着下列几个过程。

由于在 Ac_1 点温度时發生珠光体轉变,結果便形成許多細小的奥氏体晶粒,因为在每一个珠光体晶粒里(在渗碳体——鉄素体晶界处)产生很多奥氏体結晶中心。在 $Ac_1—Ac_3$ (对于亞共析鋼)和 $Ac_1—Acm$ (对于过共析鋼)一段温度間,过剩組成体(相应是鉄素体或渗碳体)向着固溶体中轉移,因此在加热到 Ac_3 和 Acm 温度的过程中晶粒不長大,因为包围着奥氏体晶粒的渗碳体的質点或鉄素体的外壳,成阻止奥氏体晶粒長大的隔壁。繼續提高温度,过剩組成体繼續溶解,便逐漸地消灭了阻止晶粒長大的隔壁,因此,在温度高过 Acm 或 Ac_3 点时奥氏体晶粒便得到了繼續長大的可能性。

除去渗碳体相或鉄素体相的質点以外,在奥氏体中还存在有难以溶解的,所謂非金屬相的夹杂物,它們是煉鋼时脫氧的产物。这类夹杂物,除非它們在鋼中处于高度粉碎状态,才可能具有阻止奥氏体晶粒成長的作用。它們已团聚成較大的聚集物时,則对奥氏体晶粒長大傾向性就沒有重大影响了。

如果对事先在爐中以矽鉄和錳鉄脫过氧的鋼,为了不讓質点团聚起来而又直接在澆注之前用鋁进行了补充脫氧^①,那么鋁的氧化物和氮化物(Al_2O_3 、 AlN)的質点在鋼中就可能处于高度粉碎状态。若遵守了这几个条件,則 Al_2O_3 和 AlN 質点就会以極其細小的(超显微級的)質点的形式析出,散布于鋼的整个体积中,它們就成为阻止晶粒長大的隔壁。这样的鋼不易产生过热而属于所謂的本質細粒鋼。而如果由于某种情况鋼的脫氧产物發生了团聚,則这样的鋼就易于發生晶粒長大而属于所謂的本質粗粒鋼^②。

在液相中就已形成了的 Al_2O_3 和 AlN 非金屬夹杂物質点,具有很高的稳定性,大概只能部分地(主要是 AlN)并且只有在高

① 从爐中放鋼水时将鋁加到流鋼槽中或盛鋼桶中。

② 如果鋼在爐中的脫氧过程进行得不夠好,則在放鋼水时用鋁进行脫氧会得到已团聚起来的粗大夹杂物。用鋁对鋼进行脫氧以后,如果推迟了澆注時間,則夹杂物也会团聚。

温下才能轉移到固溶体中。它們在加热过程中团聚得异常緩慢，因为这类使固溶体比較累贅的質点 (Al_2O_3 和 AlN) 扩散起来是很困难的。

因此，非金屬夹杂物与碳化物相和鉄素体相有所不同，它們直到很高的温度 ($1000-1100^\circ\text{C}$) 时还是稳定的隔壁，在加热时奥氏体中是否存在有这类夹杂物，就基本上可以决定鋼在 A_{cm} 和 A_{c3} 点以上的温度时晶粒長大的傾向性怎样。

对于每一个温度，从热力学观点来看，都存在着某一个稳定的晶粒尺寸。在圖 2 中用点綫表出了本質粗粒鋼的粒度与温度的关系，而用实綫表出了本質細粒鋼的粒度与温度的关系。从此圖可看出，在高温时本質細粒鋼与本質粗粒鋼之間的差別就消失了，这时这两种鋼实际的粒度将是一样的。

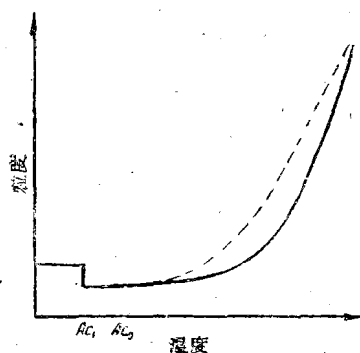


圖 2 奥氏体的粒度与加热温度的关系 (簡圖)

实綫——本質細粒鋼；点綫——本質粗粒鋼

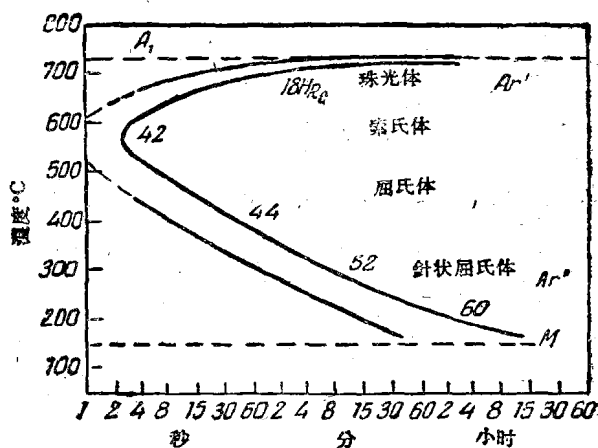
可以为每个牌号的鋼規定出“过热温度”来，这号鋼的晶粒从該温度开始便急剧

地長大。共析鋼因超过 A_{c1} 点以后其中沒有无关相，所以最易过热。对于亞共析鋼和过共析鋼，过热温度位于 A_{c3} 和 A_{cm} 以上，也就是說，这两种鋼的晶粒只有在无关相消失了以后才有可能長大。

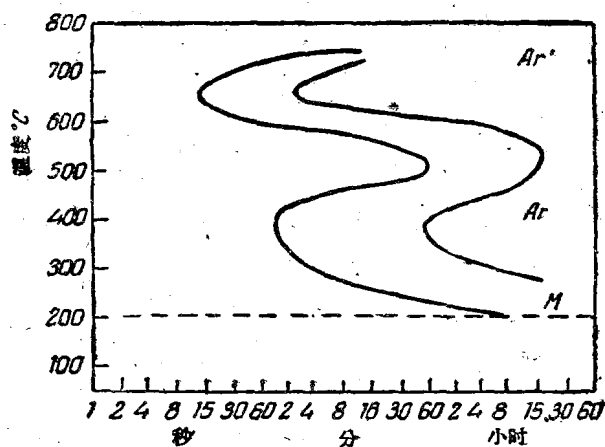
除錳以外，所有的合金元素——錫、鉬、鈮、鉻、鈦等，都能降低鋼的过热傾向性。

4. 冷却时奥氏体的分解

加热鋼到临界点以上，形成了奥氏体，則鋼热处理的第一阶段已告完成。随后从奥氏体状态冷却到常温的过程，乃是决定着



a



b

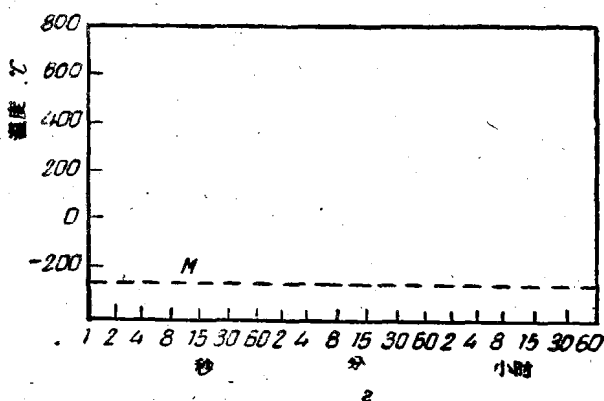
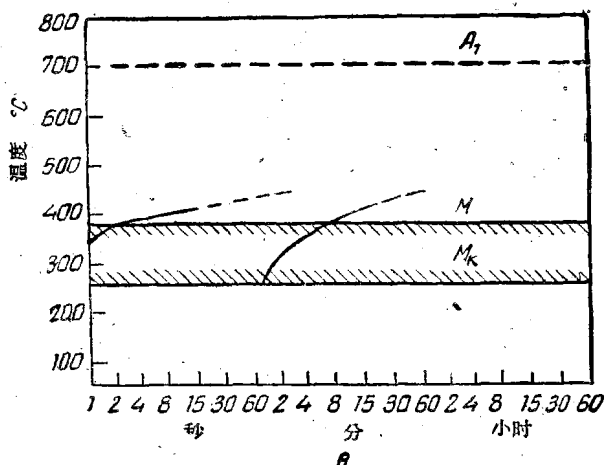


圖 3 奧氏體等溫分解曲綫圖

a—Y12 碳鋼 (C 1.14%, Mn 0.22%, Si 0.16%) 的過冷奧氏體 C 形等溫分解曲綫。曲綫右側的數字表示轉變產物的硬度；б—含有碳化物形成元素的合金鋼的奧氏體 C 形等溫分解曲綫 (簡圖)；
 б—18XHBA 號馬氏體類鋼 (C 0.18%, Cr 1.5%, Ni 4.3%, W 1% 或 Mo 0.35%) 的奧氏體等溫分解曲綫 (A, П, 古里亞耶夫和 3. B. 季亞康諾娃 [167])；r—奧氏體類鋼的綫圖 (簡圖)

热处理产品組織和性能的重要工序。

在实际条件下，奥氏体是在多少过冷了一些的条件下进行分解的，而过冷程度則依鋼的冷却速率为轉移。

奥氏体的轉变，依着温度的不同，可能有两种不同的形式，按其特性，它們有着原則上的区别。

在馬氏体点M以上时，奥氏体的分解有着扩散特性，而分解的产物是鉄素体-渗碳体混合物。

在M点以下时，發生奥氏体向馬氏体的非扩散轉变，同时只有晶格类型發生了变化，而固溶体濃度不变。因而，固溶体在馬氏体轉变时不發生分解[4, 5, 6, 7]。

过冷奥氏体在下临界温度間段中的分解过程，可以用奥氏体等温分解綫圖来表述，現将其例列入圖3中。

圖3a 曲綫是碳素工具鋼典型的奥氏体等温分解曲綫，这种鋼的特性是，奥氏体在 550°C 左右的温度时的稳定性是極其低的。奥氏体的稳定性随着温度的繼續降低是不断增高的，一直到馬氏体点M。低于M点时，便發生馬氏体轉变。

含有那些不形成碳化物的元素（鎳、錳^①、硅、鋁、鈷）的合金鋼，具有原則上类似于圖3a 等温分解曲綫圖。

从鎳鋼、錳鋼、矽鋼和鋁鋼的奥氏体等温分解曲綫圖（圖4）可以看出；鎳和錳强烈地提高奥氏体稳定性并且使最大轉变速度区带移向低温区域。矽和鋁在較小程度上提高奥氏体稳定性。鈷能降低奥氏体稳定性。

圖3b 中的是有一个稳定性較高的中間区带（ $600-400^{\circ}\text{C}$ ）的第二种形式的奥氏体等温分解曲綫，它表示了含有碳化物形成元素（鉻、钒、鉬、鎢）的合金鋼的特性。所有这几种元素都使分解速度最高的上区带的位置移向高温方面。圖5中列入的是鉻鋼、鉬鋼、鎢鋼和钒鋼的奥氏体等温分解曲綫。

① 錳形成很不穩固的碳化物，实际上錳完全在于固溶体中。

經過細致地研究了奧氏體的轉變速度與溫度的關係，查明了就是碳鋼也有第二個最大點，約在 350°C 左右（圖 6）。目前對於奧氏體等溫分解曲綫中產生第二最大點的原因尚未確切地弄清楚。

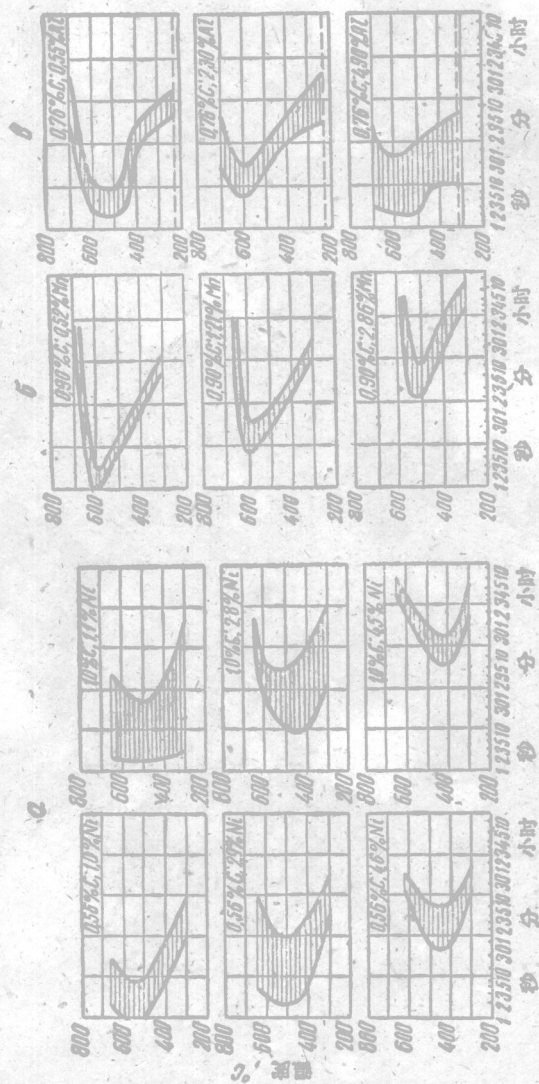
根據 B. Д. 薩多夫斯基[8] 的意見，兩個最大點的存在乃是奧氏體等溫分解曲綫圖的一個不可分割的特點。在上溫度區域，碳化物是奧氏體分解時的主要相，分解產物是片狀結構的、分散程度不同的鐵素體-碳化物混合物（珠光體、索氏體、屈氏體）（ Ar' ——轉變）。在下溫度區域，鐵素體是主要相，同時形成針狀結構的鐵素體-碳化物混合物（針狀屈氏體）。這一中間性的轉變過程（ Ar'' ——轉變）本身兼有着珠光體轉變和馬氏體轉變的某些特點。

根據 B. Д. 薩多夫斯基[8] 的意見，某些曲綫圖之所以沒有第二最大點，是由于兩個過程的溫度間段重合起來了，或者是由于這兩個過程之一因某種原因受到困難而未能表現出來。

H. H. 西羅達[9]認為，難以存在第二最大點的那一種形式的 C 形曲綫是析出相中某一相的成分（有時是組織）發生變化的結果。其中，他們試驗的鉻鋼（C1.0% 和 Cr 自 0% 到 3%）存在着兩個最大點，是由于析出碳化物的成分依過冷奧氏體分解溫度的改變而發生了變化。

如果同時用幾種元素使鋼合金化，那麼等溫轉變曲綫圖從奧氏體穩定性的大小上和從外形上都和只用一種元素加在鋼中時所得到的有很大的區別。例如，某幾種鋼的上最大轉變速度點能夠向右移得很遠，以致實際上完全不存在了，而在圖中只剩下向針狀屈氏體轉變的中間轉變（ Ar'' ——轉變）和馬氏體轉變。圖 3B 中的 18XHB 號鉻鎳鎢鋼的曲綫圖就是這一種形式的等溫分解曲綫的典型例子。

鋼中若含有大量像鎳和錳這類元素，而特別是配合有鉻的時候，就會使得 Ar' 和 Ar'' 轉變消失，而使馬氏體點位於比 0°C 低得很多的地方（圖 3r）。在這種情況下，奧氏體在高于和低于室溫



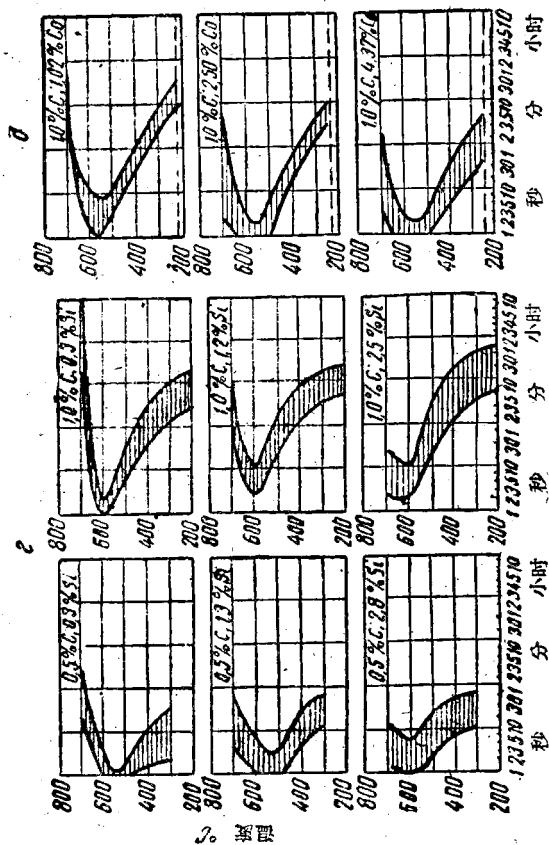


圖 4 奧氏体等温分解曲线 (B. И. 久津[12])

a—銀鋼; б—錳鋼; в—鉛鋼; г—硅鋼; д—鉍鋼

