

本书內討論鋼中奧氏体的珠光体轉变和中溫轉变的規律性、合金元素对这些轉变的动力学之影响，以及轉变时所形成的相的结构和成分。书中闡述了珠光体轉变机理和中溫轉变机理的現代概念。同时也对連續冷却时奧氏体轉变的規律性和回火时残余奧氏体轉变进行了討論。

本书适合于金属学工作者、金属物理工作者以及冶金和机械制造工业的热处理工作者閱讀，也可供有关专业的高等学校学生参考。

Р.И.Энтин
ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА В СТАЛИ
Металлургиздат Москва 1960

* * *

鋼 中 奧 氏 体 的 轉 变

李 培 良 譯

*

冶金工业部科学技术情报产品标准研究所书刊編輯室編輯 (北京灯市口71号)

中国工业出版社出版 (北京後門外大街10号)

北京市书刊出版业营业許可証出字第110号

中国工业出版社第三印刷厂印刷

新华书店北京发行所发行 · 各地新华书店經售

开本 $850 \times 1168 \frac{1}{32}$ · 印张 $7 \frac{1}{8}$ · 字数171,000

1965年8月北京第一版 · 1965年8月北京第一次印刷

印数0001—3,500 · 定价(科五)1.00元

*

統一书号: 15165 · 4001(冶金-620)

作 者 序

本书闡述奧氏体冷却时的轉变。

奧氏体轉变的动力学决定了热处理后鋼是否能够获得淬火状态和合适的性能，因此奧氏体轉变的規律性是鋼的热处理理論的重要組成部分。

恒溫条件下的奧氏体轉变在三十年代研究得最多，这些研究确定了碳鋼和合金鋼在各溫度区内的动力学基本規律性。

珠光体区、中溫区和馬氏体区内奧氏体轉变机理的研究也同时开始了。馬氏体轉变的研究发展得特別快，并且在这方面取得了最大的成就。

三十年代末，从相变基本規律的观点出发对珠光体轉变的研究給予很大的注意。結晶理論和固态相变理論的发展、奧氏体内扩散参数的研究以及金属的物理研究方法的发展都进一步为研究合金元素对珠光体轉变动力学影响的机理創造了条件。

对于奧氏体中溫轉变本质的研究近年来給予巨大的注意。中溫区内轉变产物的成分和結構以及各个相的形成机理的实驗研究結果都补充了以前所获得的轉变动力学的資料。

而奧氏体轉变理論的发展，又有助于闡述鋼在回火时残余奧氏体轉变和連續冷却时奧氏体轉变的某些特点。

本书討論了珠光体溫度区和中溫区内奧氏体轉变的基本規律、合金元素对这些轉变的影响、珠光体形成的机理和中溫轉变机理、残余奧氏体轉变和連續冷却时奧氏体轉变的規律性。

为了对构成本书主要内容的一些問題进行闡述的需要才叙述一些关于馬氏体轉变的知識。

书中使用了中央黑色冶金科学研究院金属学及金属物理研究所所完成的一些研究成果，同时也利用了一些文献資料。

IV

作者对 Г.В.Курдюмов 院士的宝贵意见及其对研究工作的讨论表示深深的感谢。作者对技术科学副博士 Л.Н.Коган 在研究工作中的多年合作及其对本书手稿的定形所给予的帮助表示感谢。

作者同时感谢苏联乌克兰科学院 К.П.Бунин 通讯院士和 Ю.А.Геллер 教授的宝贵意见。

目 录

作者序

第一章 奥氏体转变动力学的一般知识	1
1. 緒論	1
2. 連續冷却时临界点的变化	2
3. 奥氏体转变动力学的規律性	6
4. 合金元素对奥氏体恒温转变动力学的影响	21
5. 合金鋼奥氏体恒温转变图的基本类型	33
第二章 奥氏体到珠光体的转变	35
1. 珠光体的形态及其形成机理	35
2. 珠光体内的片間距	41
3. 转变参数	45
4. 合金元素对珠光体转变参数的影响	51
5. 作为相变的珠光体转变	57
相变理論的某些一般原理	58
固态相变的特点	62
珠光体的长大速度与过冷度之間的关系	64
珠光体转变参数与过冷度和合金化之間关系之分析	67
第三章 奥氏体中的扩散参数	70
1. 关于扩散現象的基本知識	70
2. 奥氏体中碳的扩散	75
3. 合金元素在奥氏体中的扩散	76
4. 奥氏体中鉄的自扩散	77
第四章 奥氏体转变时碳化物的形成	80
1. 鋼中碳化物形成的一般知識	80
2. 关于奥氏体转变时所形成的碳化物的成分与結構 的實驗資料	84
3. 碳化物形成过程的某些規律性	101

VI

第五章 鉄的多晶轉变	107
1. $\gamma - \alpha$ 轉变的动力学	107
2. 合金元素对鉄的多晶轉变的影响	110
3. 合金鉄的馬氏体型多晶轉变	120
4. 鉄的多晶轉变动力学的規律性	124
第六章 奥氏体的中温轉变	126
1. 中温区内奥氏体轉变动力学的規律性	126
2. 中温区内奥氏体轉变产物的成分和結構; 轉变的基础反应	133
碳化物相的結構和成分	133
奥氏体的成分和碳的重新分布	137
α -相的形成机理及其成份	157
3. 关于奥氏体中温轉变的理論	167
第七章 合金元素对奥氏体轉变动力学影响的原因	175
第八章 残余奥氏体	181
1. 中温轉变时奥氏体的稳定化	181
2. 回火时残余奥氏体的轉变	190
3. 二次淬火	195
第九章 奥氏体轉变动力学規律在热处理实践中的应用	202
1. 連續冷却时奥氏体的轉变	202
2. 根据奥氏体轉变的动力学所制訂的鋼的某些热处理方法	207
参考文献	216

第一章 奥氏体转变动力学的 一般知識

1. 緒 論

1868年俄国科学家 Д.К.Чернов 首先指出鋼在 加热和冷却时所发生的转变与临界点的存在有联系^[1]。他指出，鋼只有在加热到高于一定温度后才能承受淬火，此温度称为 a 点。当通过 b 点时，鋼的物理结构发生了变化。

Чернов 以其科学的预见把通过 临界点时所发生的转变与晶体内部原子的相互排列的改变联系起来^[2,3]。

Чернов 同时还指出 d 点的存在。为了达到淬火的目的，只需在 a 点和 d 点之间的温度范围内相当快冷却，而没有必要在低于 d 温度还快速冷却^[3]。

由于当时实验技术的限制，Чернов 不能精确地测定相应的一些临界点的温度。

大約經過了二十年，F.Osmond 使用了 LeChatelier 的热电高温計才比較精确地测定了临界点，并且确定了鋼中磁性转变的存在。但是，正如 Чернов 所写道：“Osmond 对我所提出的一些临界点作了特别的解释，认为淬火鋼的硬性主要是由于鉄的同素异晶体 β 所致，也就是以后所称为的 γ 所致”^[4]。

Osmond 起初认为存在有二种鉄的同素异晶体： α -相是緩慢冷却时在鉄中所产生的軟而能加工的成分，它在低于 700°C 时存在； β -相是由于从一定的临界温度淬火結果而产生的硬而脆的成分，它在高于 855°C 时存在。碳份促使 β -相冷却时保持到較低的温度。在一定的冷却速度下，高温时所具有的鉄与碳的状态被保持下来了。最初 Osmond 认为， $\beta \rightarrow \alpha$ 的转变过程与鉄磁性的产生有关。

但是，在 1891 年他确定了 A_{c3} 不是磁性转变点，而 A_{c2} 才是磁性转变点。从此开始，以前认为的 β -相就称为 γ -相，而 A_{c3} 和 A_{c2} 之间铁的存在状态称为 β 型的。Osmond 同时认为 Чернов 的 b 点与 A_{c3} 是同一点^[15]。

Чернов 本人反对这样来解释 b 点，因而他指出： A_{c3} 是相变温度，而 b 点则是钢的物理结构发生变化的温度，也就是相应于从粗晶粒组织转变为细晶粒组织时的温度（根据断口观察）。

以后几年的金相研究确定了组织成分——铁素体、渗碳体和珠光体。

1895 年 Osmond 把索氏体、屈氏体和马氏体补充到组织成分的分类中。以后他指出，在含有 1.4~1.6% C 的钢中除了马氏体以外还观察到一种成分——奥氏体，这是一种无磁性而具有很低硬度的组织成分。

以后指出，碳钢的奥氏体和无磁性合金钢的奥氏体具有相同的显微组织（带有孪晶的多边形），高温下碳钢的显微组织与室温时无磁性钢的显微组织一样。根据所有这一切得出了结论：淬火时的马氏体是由奥氏体产生的^[15]。

在 Чернов 的发现之后经过了 30 年，Roberts-Austin 作出了铁—碳状态图。此图于 1900 年由 Roozeboom 根据相律加以明确化。

2. 连续冷却时临界点的变化

经验和理论分析指出，状态图的知识对于了解钢中所发生的转变是不够的。Чернов 指出，在 $a \sim d$ 的温度范围内，冷却速度对于淬火来说是具有格外重要的意义。

早在 1887 年 Osmond 已经确定，临界点 A_1 和 A_3 随着冷却速度的增加而降低， A_2 点在这种情况下没有变动。

1914 年 А.М.Маслов 指出，冷却速度的增加会剧烈地降低镍铬钢的临界点，但是对于只含有镍的合金钢来说，临界点只是略微降低^[7]。

在 1917~1919 年間 A. Portevin, M. Garvin 和 P. Chevenard 确定了随着冷却速度的增加 Ar' 不断地降低；当冷却速度进一步增加时出现了第二个点 Ar'' ，并发现转变的“分叉”。随着冷却速度的增加 Ar'' 转变的强度减弱，最后仅仅只有 Ar' 转变。

Ar' 点的降低与依次形成珠光体、索氏体和屈氏体组织有关； Ar'' 点的出现则与马氏体的形成有关[8]。

在 1921~1922 年間，A. Portevin 和 P. Chevenard 以及后来另外一些研究工作者确定，在某些合金钢，尤其是铬镍钢的冷却时的膨胀曲线上出现三个转变点—— Ar' 、 Ar'' 和 Ar''' 。加热温度提高使 Ar'' 消失。因此作者就认为，中温临界点的出现和奥氏体的不均匀性有关，从而也就与马氏体转变范围的分叉有关[8]。

A. Portevin 在冷却速度对临界点的示意图上总结了大量的研究结果（图 1）。根据此图，当奥氏体组织没有

被固定下来之前，马氏体点随着冷却速度的增加而下降。

后来，С.С. Штейнберг 对 A. Portevin 的示意图提出了严厉的批评，同时强调指出了当冷却速度增加时马氏体点下降的结论之错误[9]。1932~1933 年間 Esser、Eilender 和 Spenle[10]指

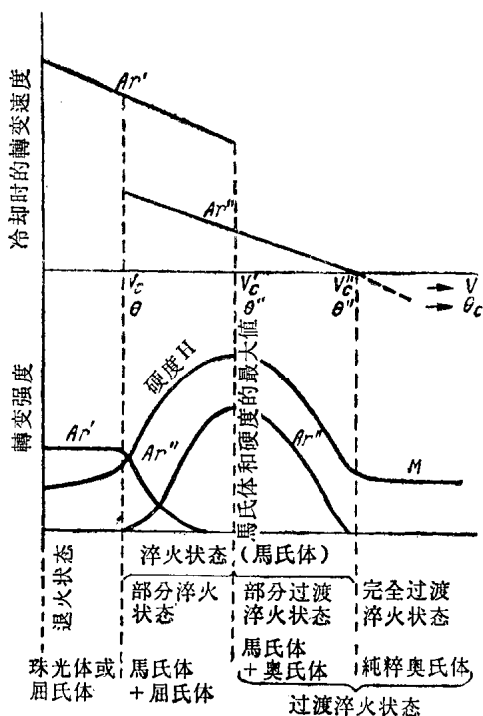


图 1 冷却速度对 Ar' 和 Ar'' 转变的温度和强度的影响（示意图）
(A. Portevin[8])

出, Ar'' 点 (馬氏体轉变开始的溫度) 的位置不取决于冷却速度 (当冷却速度在 $15000^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下时)。当冷却速度低于 $100^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 时, Ar'' 并不出現, 而 Ar' 不低于 600°C 。随着冷却速度增加到 $250^{\circ}\text{C}/\text{秒}$, Ar' 的溫度范围降低到 $500\sim 400^{\circ}\text{C}$, 而含 $0.35\sim 1.1\%$ C 的鋼的 Ar'' 点出现在 $350\sim 100^{\circ}\text{C}$ 的溫度范围内。当冷却速度为 $1000^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 时, 含 $0.3\sim 1.4\%$ C 的鋼只能发现 Ar'' 的溫度范围 (图 2)。这一工作以及 F. Wever 和 N. Engel 的研究工作^[11]中, 同时还有其它一些作者的工作中都已确定, 冷却速度和鋼的化学成分之改变将使 Ar' 的溫度范围发生移动 (即珠光体轉变的溫度范围发生移动), 并且可能引起第三个 (按溫度来說是中間的) 临界点的出現。

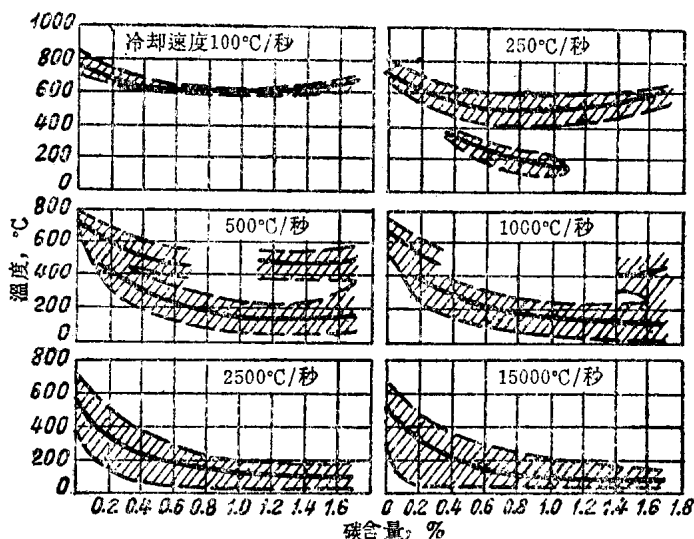


图 2 鋼中含碳量和冷却速度对临界点位置的影响

(Esser、Eilender 和 Spenle^[10])

因此, 即使当冷却速度在很大范围内变化时, 馬氏体轉变开始的溫度仍然与冷却速度无关 (图 3)。

連續冷却时, 也就是說, 在实际的淬火过程的条件下研究奥

氏体转变可以积累大量的实验事实，并且可以确定出一系列重要的规律性。

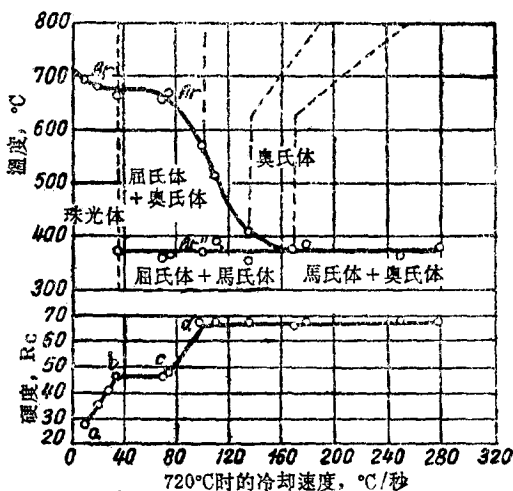


图 3 冷却速度对共析钢的临界点和硬度的影响

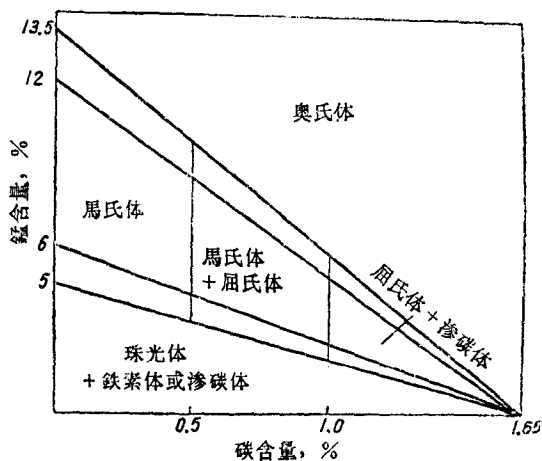


图 4 锰钢的组织图

与此同时，这种研究奥氏体转变的方法也还存在着严重的缺点。转变过程的研究是在温度和时间两者同时改变的条件下进行

的，因此不同溫度範圍內奧氏體轉變的動力學仍然不明白。某些情況下則認為，奧氏體轉變的速度隨着過冷度的增加而不斷地增加。在很多著作中也沒有明顯地將奧氏體轉變的各個區域區分開來，尤其是沒有把馬氏體轉變區與中溫轉變區區分開來。

在這一時期內，Гийе提出了根據正火狀態下顯微組織的種類而進行合金鋼分類的方法。圖4所示的為錳鋼的組織圖。但是Гийе的這種分類方法意義不大，因為這些組織圖上綫的位置不僅決定於鋼在合金化時狀態圖的改變，而且還決定於奧氏體轉變動力學的变化。

3. 奧氏體轉變動力學的規律性

當研究工作者開始研究恆溫條件下奧氏體轉變之後，就獲得了有關奧氏體轉變過程的一些原則上是新的資料。1929年D. Lewis在研究中採用了由0.8% C鋼制成的直徑為5.5毫米的試樣，把試樣加熱到816°C後放入溫度為150°C至425°C的熔融鹽中保溫不同的時間，然後將試樣在空氣中冷卻^[13]。根據長度和磁感應的測量表明，200~250°C保溫5分鐘的試樣保留奧氏體組織，因為隨後在空氣中冷卻時出現馬氏體轉變。

C. C. Штейнберг証實了D. Lewis這一原則性的結論，並且指出，370°C時共析鋼內奧氏體的轉變發生在1分鐘之內，290°C時奧氏體的轉變發生在5~10分鐘內，而200°C時則在10~20分鐘內進行轉變^[14]。

在一些較早的著作中指出，低於臨界點時的轉變速度可用一切化學反應所共有的規律來描述。轉變的絕對溫度越高和轉變溫度與轉變的平衡溫度相差越大，則轉變的速度越大^[15,16]。Н. И. Беляев^[16]曾寫道：“冷卻時，直接在轉變點附近時為零的轉變速度開始增加，經過最大值後又下降，在非常低的溫度下就接近於零……當鋼快速浸入水中冷卻時……使它經過了很短的時間間隔就達到不可能發生任何轉變的低溫”。

但是，說明奧氏體恆溫轉變動力學與過冷度之間關係的實驗

資料在 1930 年之前還沒有。

在這方面最早的工作是由 E.S.Davenport 和 E.C.Bain 所完成的[17]。他們用厚度為 1.5 毫米的試樣加熱到 Ac_3 以上，然後移入不同溫度的熔池中，稍微保溫一段時間後在水中冷卻。轉變動力學是由顯微組織和硬度的研究來確定的，而當溫度低於 350°C 時，則还用膨脹儀法來確定。根據這些數據所作的圖表明，奧氏體轉變的速度隨着過冷度的增加在開始時是增加，當達到最大值之後又開始降低了（圖 5）。

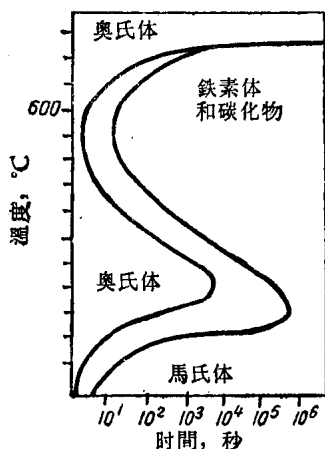


圖 5 共析鋼過冷奧氏體的恒溫轉變圖 (Davenport 和 Bain[17])

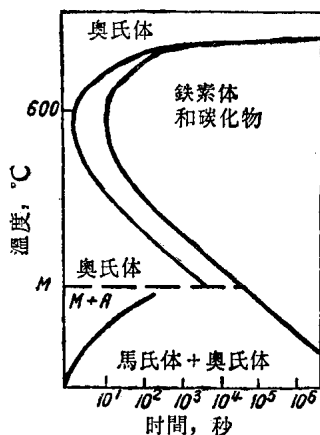


圖 6 C.C. Штейнберг 修正後的奧氏體恒溫轉變圖

C.C. Штейнберг 修正了此圖，並且指出，溫度低於馬氏體點時可以觀察到二種過程：一是以很大速度進行的馬氏體轉變，而另一是緩慢進行的屈氏體類型的轉變。恒溫轉變的開始曲線不可能連續地過渡到馬氏體轉變曲線（圖 6）。

1930 年以後奧氏體恒溫轉變的研究已經很普遍了。在蘇聯，由 C.C. Штейнберг 及其合作者得到了最重要的而又是原則性的一些結果。在西德，則是由 F. Wever 及其合作者獲得了這些結果。

在最初的一些研究工作中，C.C. Штейнберг 研究了含 0.7~

0.8% C、16~18% W、3.5~4.5% Cr 和 0.7~1.0% V 的高速鋼中的奧氏體轉變^[19]。結果指出，過冷奧氏體是在三個不同的

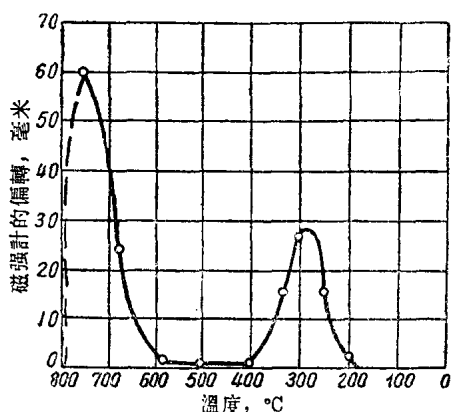


圖 7 高速鋼的奧氏體轉變曲線。保溫100分鐘檢流計偏轉的平均值^[19]

溫度區內進行轉變(圖7)。

在800~600°C區域內轉變是析出碳化物和形成屈氏體，而且奧氏體完全分解。轉變速度的最大值出現在700~750°C。

在600~400°C的溫度範圍內奧氏體具有高的穩定性。

在400~200°C的溫度範圍內轉變又重新加速，但是不能進行到奧氏體完

全分解；轉變產物的顯微組織是針狀的。

低於一定的溫度（此溫度取決於鋼加熱的溫度和持續時間，還決定於其它一些因素）就開始了以極大速度進行的馬氏體轉變（第三區域）。轉變的程度取決於溫度。

快冷時能抑止奧氏體在高溫區和中溫區內的轉變，而馬氏體轉變在無論怎樣大的冷速下都不能被抑止。С.С.Штейнберг 得出以下的結論：奧氏體在高溫區和中溫區內的轉變與擴散過程有關，而馬氏體轉變則是作改組晶格所必需的原子重排。

中溫區內保溫使鋼的馬氏體點降低。

淬火高速鋼中所保留的殘余奧氏體的轉變並不是在回火加熱時觀察到，而是在回火後冷卻時才觀察到。“看來，加熱和保溫僅僅是改變了殘余奧氏體的性質，因為一些超顯微狀的碳化物從其中析出，這就為冷卻時轉變成馬氏體作好準備”^[19]。

С.С.Штейнберг 及其合作者對碳鋼和合金鋼的過冷奧氏體恒溫轉變、恒溫分解動力學和馬氏體轉變進行了大量的研究工作，從而使他們可以建立下面一些原理。

奥氏体的珠光体-屈氏体转变具有“孕育期”。在这个时期内过冷奥氏体没有发现任何转变的形迹。孕育期的存在保证了奥氏体过冷的可能性。如果保温足够长的时间，则珠光体-屈氏体转变便进行到奥氏体分解完为止。在 $500\sim 600^{\circ}\text{C}$ 时碳钢的孕育期最短。高于或低于此温度，孕育期就增加了。已过冷到 250°C 的共析钢奥氏体可以缓慢地冷却到马氏体点。

当温度一达到马氏体点时，马氏体转变就立刻像爆炸似地一瞬间就发生了。任何冷却速度均不能使马氏体点降低。马氏体转变不能进行到底，当还留下一部分奥氏体时转变就停止了。随着温度的降低，转变的程度也就增加（图8）。

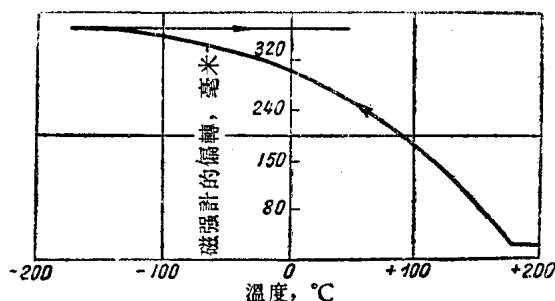


图8 含1.17% C 的钢的奥氏体之温度-马氏体转变曲线

低于马氏体点时，冷却速度的增加将会使奥氏体转变成马氏体的量增加，因而残余奥氏体量就减少了。

在马氏体点以下的恒温停留将使在随后几十度的温度范围内冷却时奥氏体不发生进一步转变。

增加奥氏体中的含碳量将会使 550°C 以下温度的奥氏体稳定性增加。 300°C 时，含 0.5% C 的奥氏体在 1~2 分钟内分解；含 1% C 的奥氏体在 10~15 分钟内分解，而含 1.5% C 的奥氏体则要在 100~150 分钟内进行分解。高于 650°C 时，随着含碳量增加到共析成分，奥氏体的稳定性是增加的，但是进一步再增加含碳量则奥氏体的稳定性反而下降。

馬氏体点的溫度随着奧氏体内碳浓度的增加而降低。

溶解于奧氏体内的一切合金元素都是增加奧氏体的稳定性的，而鈷則是例外，它加速了奧氏体的分解。

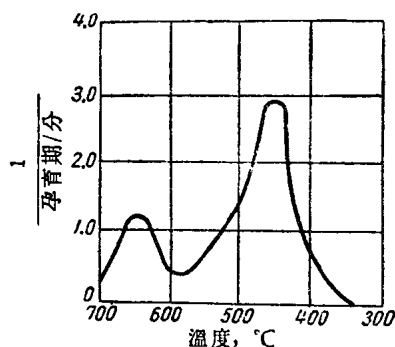


图 9 含 0.95% C 和 0.54% Mo 的鋼的奧氏体轉变孕育期曲綫〔9〕

鋼中不形成碳化物的合金元素 (Ni、Cu、Si、Co) 不改变奧氏体分解图的形状。在 600~500°C 左右发现奧氏体的稳定性最小。在对奧氏体稳定性作用的强弱上，元素 Ni、Si、Cu、Al 依次减弱。形成碳化物的元素 (Cr、W、Mo、V、Mn) 会引起二个奧氏体稳定性最小的区域出現，而这二个区域之間奧氏体稳定性极高 (图 9)。

当鋼同时用这二类合金元素合金化时，奧氏体稳定性的增加要比每一类元素单独作用的简单迭加起来大。

用形成碳化物的合金元素进行合金化时，所形成的第二个奧氏体加速轉变的区域 (中溫区) 的特征是具有孕育期 (这与高溫珠光体区所出現的孕育期一样) 以及轉变进行得不完全 (像在馬氏体区内轉变一样)。

合金元素在不同程度上使馬氏体点降低；而鈷和鋁則例外，它們提高了馬氏体点。

馬氏体点越低，則相同的冷却速度下室溫时所保留的残留奧氏体越多。

奧氏体的过热会增加珠光体区孕育期的時間，因而使临界淬火速度降低 (临界淬火速度就是获得馬氏体組織所必需的冷速)。但是，如过热时并不发生碳化物向奧氏体内的再次溶解，并且奧氏体成分不发生变化，則过热就不会影响馬氏体点的位置和残余奧氏体量。

为了使室温下鋼中完全保留奥氏体状态，馬氏体点应低于室温，而且冷速应该足够大，以防止奥氏体在珠光体区和中温区发生转变。

根据 С.С.Штейнберг 的意见，残余奥氏体和原始的奥氏体在化学成分上是沒有区别的。但是与原始奥氏体相比較，残余奥氏体的馬氏体点是降低了。

残余奥氏体的稳定性比原始奥氏体的稳定性小。用形成碳化物的合金元素合金化的鋼中，残余奥氏体加热时具有二个稳定性最小的温度，两者之間以高稳定性的区域相隔开。

С.С.Штейнберг 屡次强调 珠光体-屈氏体 转变和馬氏体转变的原则性区别。珠光体-屈氏体转变符合一般的相变规律，也就是通过形核和以后的长大来进行的，在快速冷却时却可能被抑制。

根据他的意见，馬氏体转变不是借助于晶核的形成和长大来进行的，而是通过相当大体积的奥氏体迅速转变为馬氏体的方式进行的。这种转变的速度是相当大的，“看来是随着温度的下降而增加”，而所形成的馬氏体量基本上是温度的函数。弹性剪切应力是馬氏体转变的驱动力。

F.Weaver 和 H.Lange 于 1932 年研究了含 0.35% C、0.86% Cr 和 4.04% Ni 的合金鋼。他們确定了转变的三个区域。

在高温区（650~500°C 之間）转变是緩慢地开始，经过比較长时期的保温之后，转变就具有显著的速度（图 10）。在中温区（500~120°C 之間）保温短时期转变就迅速地进行（图 11）。在馬氏体区内（低于 270°C）

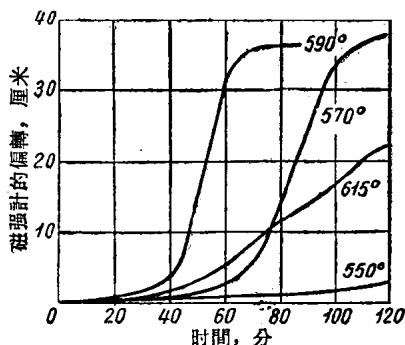


图 10 含 0.35% C、0.86% Cr 和 4.0% Ni 的鋼奥氏体的珠光体转变动力学曲线[20]

转变不可能因过冷而抑制；当温度一旦冷却到马氏体点以下，转变就立刻开始，但是在恒温下转变就很快地停止了。

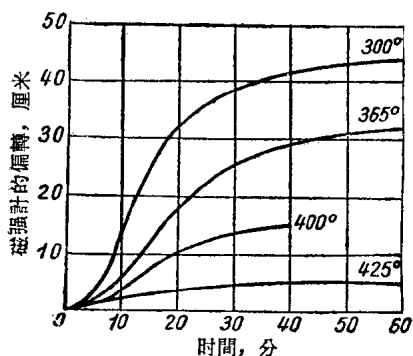


图 11 含 0.35% C、0.86% Cr 和 4.0% Ni 的鋼在中溫区内奥氏体转变动力学曲线[20]

图 12 表示这种鋼的奥氏体转变最大速度与温度的关系。高温区和中温区之间以奥氏体高稳定的区域相分开。转变的中温区一直伸展到马氏体点以下。马氏体转变只有当温度逐渐下降时才能逐渐发展，但中温区内的转变在恒温下还是按其固有的动力学规律来进行，根据这一特点便能区别出这二个转变过程。

根据 F. Wever 和 H. Lange 的意见，高温区内的转变决定于碳的扩散，但对中温区的转变来说扩散过程仅仅是起从属的作用，而马氏体转变根本就没有扩散过程。

由于过冷度的增加，高温区内转变的速度开始时是增加的，然后在达到最大值以后，进一步过冷时则由于扩散困难而使转变速度下降。在中温区内，从奥氏体内直接析出渗碳体的能力被抑制了，但是根据铁-碳状态图上 GP 的延长线可知铁素体溶解碳的能力较大，所以就容易形成铁素体。在中温区的上部，这种过饱和铁素体比较容易析出渗碳体。

从这一观点出发，珠光体转

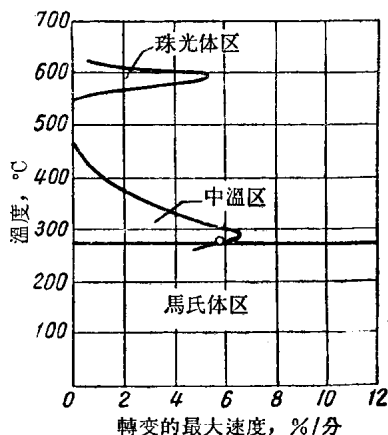


图 12 含 0.35% C、0.86% Cr 和 4.0% Ni 的鋼奥氏体转变最大速度与温度的关系图[20]