

国外科技资料

热处理基础理论译文专辑

3

1980

吉林工学院科技情报室

目 录

1. 低碳低合金钢的逆转变.....	(1)
2. 板条状马氏体→奥氏体的转变.....	(17)
3. 合金钢中的奥氏体转变.....	(23)
4. 钼和铬合金钢中奥氏体高温分解的金相研究.....	(55)
5. 连续冷却过程中改变冷却速度时的珠光体相变行为.....	(65)
6. 贝氏体转变的几个问题和贝氏体的性质.....	(85)
7. 一种硅钢中的贝氏体转变.....	(100)
8. 论钢在连续冷却时贝氏体转变的孕育期.....	(115)
9. 最近马氏体转变的某些发展.....	(124)
10. 奥氏体—马氏体转变机理和碳原子在马氏体中的行为.....	(136)
11. 工业碳钢中板条状马氏体转变的动力学.....	(144)
12. 冷却速度对马氏体点位置的影响 (一、碳素钢)	(150)
13. 冷却速度对马氏体点位置的影响 (二、合金钢)	(159)
14. 应力和形变在钢的马氏体相变中的作用.....	(166)
15. 板条状马氏体的组织构成.....	(173)
16. 铁—碳马氏体中的调幅结构.....	(186)
17. 关于铁—镍—碳合金中的薄板马氏体.....	(196)
18. 钢的转变原理图.....	(205)
19. 评回火脆性—回火脆性对大型蒸汽透平和发电机转子锻件的影响.....	(222)
20. 回火脆性的又一种改善法.....	(241)
21. 回火马氏体脆化: 残余奥氏体与渗碳体的作用.....	(255)

低碳低合金钢的逆转变

松田昭一 岗村义弘

提 要

研究了低碳低合金钢中奥氏体的形成过程。具有针状组织（如马氏体、贝氏体或回火马氏体）的试样在 A_{c1} 和 A_{c3} 温度之间加热。在加热过程中详细地观察了试样的组织变化。

主要结果如下：

（1）奥氏体化过程分为两个阶段。第一阶段，形成块状奥氏体并伴有渗碳体溶解。此外，在早期阶段也有针状奥氏体形成。

（2）第二阶段，块状奥氏体靠针状奥氏体晶粒的合并而形成，两阶段所形成的块状奥氏体都发展成伸长的奥氏体晶粒。

（3）在含硼钢中主要发生 γ 转变。

根据上述试验结果可以认为，逆转变主要受奥氏体的再结晶速度所控制。

1 绪 言

晶粒细化处理是提高钢的韧性的最有效办法，例如，GRANGE^{[1][2]}等已经创造了用快速加热来细化晶粒的新方法。但是，从实用方面考虑，由于这种方法还要受到工厂某些生产条件的限制。所以在现阶段还不能说是有效的办法。

众所周知，利用铁素体—奥氏体相变来细化奥氏体晶粒是有效的，现在就这些问题的主要研究成果概括如下。在针状组织奥氏体化时，由于在 A_{c1} 点形成奥氏体在成长方向上受到限制，故有微细针状奥氏体的形成阶段^{[3][8]}。D'YACHER^[9]断定，在0.6% C钢的奥氏体化过程中，在新形成的奥氏体和原始组织之间存在由于K—S关系的晶体学位向。本间^[10]详细地观察了Ni—C—Mn钢在成长过程中形成的针状奥氏体向常见的粒状奥氏体的过渡过程。他断定，奥氏体的初期针状奥氏体间的晶体学位向的分布所支配。森^[11]等又提出与通常概念相反的观点，认为由于快速加热而引起了奥氏体晶粒的粗大化。但是，如果对上述研究成果，从奥氏体晶粒细化的观点来评价，还不能说已经提供了晶粒细化的新方法。

根据上述现状并考虑将来的发展，为了给寻求晶粒细化的新方法打下基础，我们对钢的逆转变机构进行了详细的讨论。本论文将从奥氏体再结晶的观点来统一说明低碳低

合金钢针状组织（以下作为马氏体、贝氏体及两者回火组织的统称使用）的奥氏体化过程和因加热速度不同而引起的奥氏体初期晶粒度的变化。

2 实验方法

2.1 试样和热处理

试样是含有 0.12% C、3.5% Ni、0.4% Mo 等的低碳低合金钢，其化学成分和转变点如表 1 所示，在 2 号钢中加添了元素硼（B）。

试样以电解铁、电解镍为原料，在 20 公斤的真空炉中熔炼，热轧成 13 毫米厚的钢板，再从钢板上切取 10×10×55 毫米的方形棒料，供以后热处理之用。

表 1 钢的化学成分（重量%）和转变温度（℃）

钢	C	Si	Mn	Ni	Mo	Al	B	A _{c1}	A _{c3}
1 号	0.12	0.20	0.50	3.50	0.35	0.01	<0.0005	694	802
2 号	0.12	0.20	0.50	3.50	0.35	0.01	0.0020	695	805

钢料经 1350℃，1 小时的扩散退火后，按表 2 所示热处理工艺处理成三种典型针状组织，然后从该钢料上切取 φ10×3 毫米的试片。

表 2 获得马氏体、贝氏体和回火马氏体等细密组织的热处理

符 号	组 织	热 处 理
M	马 氏 体	1300℃×30分（水淬）
F/cem	回火马氏体	1300℃×30分（水淬）+600℃×40小时（空冷）
Bu	上 贝 氏 体	1300℃×30分铅淬（420℃）

2.2 奥氏体形成过程的观察

将试样快速加热到 A_{c1}~A_{c3} 温度区间的 700、720、740℃ 后，利用 Formastor-F^① 膨胀仪测定了恒温转变时的奥氏体形成和长大速度；把具有典型针状马氏体组织的试样在连续加热到 A_{c1}~A_{c3} 之间不同温度的过程中，详细观察了奥氏体初期晶粒的形成过程，除表 1 所示成分的试样以外，还用 9% Ni 钢详细研究了残留奥氏体的晶体学特征。

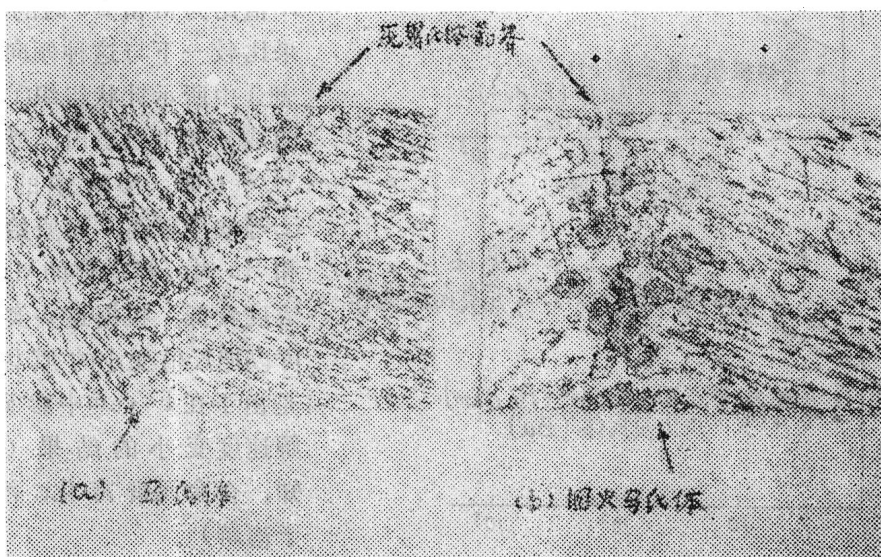
在观察组织时，同时使用光学显微镜和电子显微镜。

① 热膨胀仪（富士电波制）

3 实验结果

3.1 奥氏体的初期形状和长大速度

在长大的初期阶段所形成的奥氏体的形状大致可分为块状和针状两种。照片1—1就是一例，(a)是把马氏体(M)在720℃恒温转变10秒钟后的金相组织；(b)是把回火马氏体(F/cem)在720℃恒温转变10秒钟后的金相组织。由照片1—1可见，在原始奥氏体晶粒边界上所形成的奥氏体，不管原始组织（奥氏体化以前的组织）如何，都以块状为主，而在原始奥氏体晶粒内部形成的则是块状奥氏体和针状奥氏体的混合组织。此外，一般认为，在奥氏体形成的同时伴有渗碳体的溶解，这一特征只要看一看后述的照片1—2 (b) 的复膜组织就清楚了。



照片1—1 试样在720℃恒温10秒钟的显微组织（1号钢，光学显微组织）

r_G —块状奥氏体

γ_A —针状组织

在晶粒内部，块状奥氏体所占比例依赖于原始组织。原始组织为M时，块状奥氏体最多；原始组织为F/cem时，块状奥氏体最少；原始组织为上贝氏体(Bu)时，则块状奥氏体的数量有居于前二者之间的倾向。块状奥氏体所占比例除与原始组织有关外，还随恒温转变温度而变，转变温度升高，所占比例增加。这些现象将在下面详细论述。不过，一般认为，这是由于渗碳体的溶解速度不同引起的。

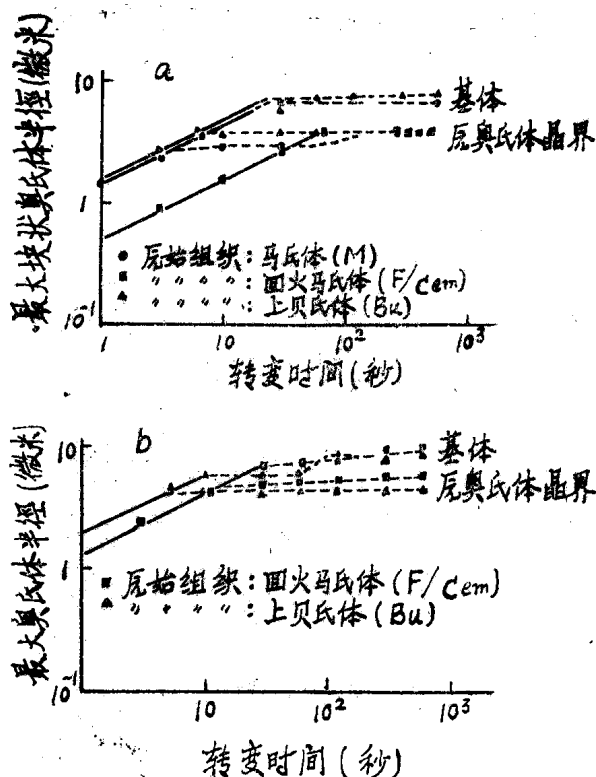
图1—1 (a)、(b)表示块状奥氏体的成长与恒温转变时间的关系。纵座标表示奥氏体晶粒①的半径(R)，横座标表示转变时间(t)。由图1—1可知，无论哪种针

① 测定区域中最大的奥氏体晶粒

状组织，对于块状奥氏体的初期长大（实线部分）都可用下式表示

$$R = K t^{\frac{1}{2}} \quad (1)$$

式中K为反应速度常数。当长大着的奥氏体互相碰上时，其后的长大便几乎停止（虚线部分），最后得到的奥氏体晶粒直径在原始奥氏体晶界上的比晶粒内部的小，这是因为块状奥氏体在晶界上的形核率比在晶粒内部的形核率高，因而使奥氏体在晶界上自由长大时间较短的缘故。



如果注意一下图1—1中的反应速度常数K（试片值）便会发现，针状组织为F/Cem时的K值比为M和Bu时的值小。如果比较一下与这种倾向相关连的表3中所示针状组织①中渗碳体的成分便可以看出，原始组织为F/Cem时，渗碳体的Mn、Mo②等浓度较高，而原始组织为M和Bu时，渗碳体的Mn、Mo等浓度较低。根据这些实验结果，可以把K值变小的原因解释为是由于在F/Cem中渗碳体的溶解速度变小的结果（据经验得知，合金元素富化，渗碳体难于溶解）。

图1—1 块状奥氏体半径与转变时间的关系（1号钢）

(a) 恒温转变温度700℃ (b) 恒温转变温度720℃

- ① 针状组织马氏体即使在快速加热时，在A_{c1}点以下也有渗碳体析出。
- ② 渗碳体中浓度的测定值超过渗碳体中M_c的溶解度，可能是因为析出了部分钨的碳化物。

表 3 渗碳体的化学成分 (重量%)

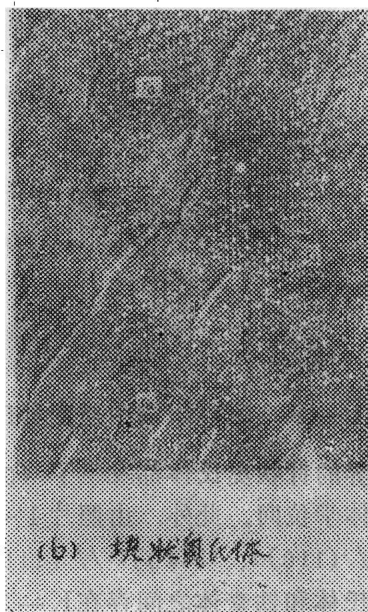
符 号	Mn	Ni	Mo	Fe
M	0.50 (1.00)	3.50 (1.00)	0.35 (1.00)	95.65
F/cem	4.55 (9.10)	1.77 (0.50)	11.47 (32.75)	82.21
Bu	0.73 (1.46)	3.68 (1.04)	0.73 (2.09)	94.86

园括弧中数字: (Mn、Ni、Mo) 渗碳体/ (Mn、Ni、Mo) 基体

照片 1—2 (a)、(b) 是 F/cem 在 720℃ 经 10 秒钟恒温转变后的组织, (a) 是针状奥氏体区, (b) 是块状奥氏体区。在各个针状奥氏体区观察到的形态特征是: 针状奥



(a) 针状奥氏体



(b) 块状奥氏体

照片 1—2 试样在 720℃ 恒温 10 秒后的金相组织 (1 号钢, 复膜), 原始组织: 回火马氏体

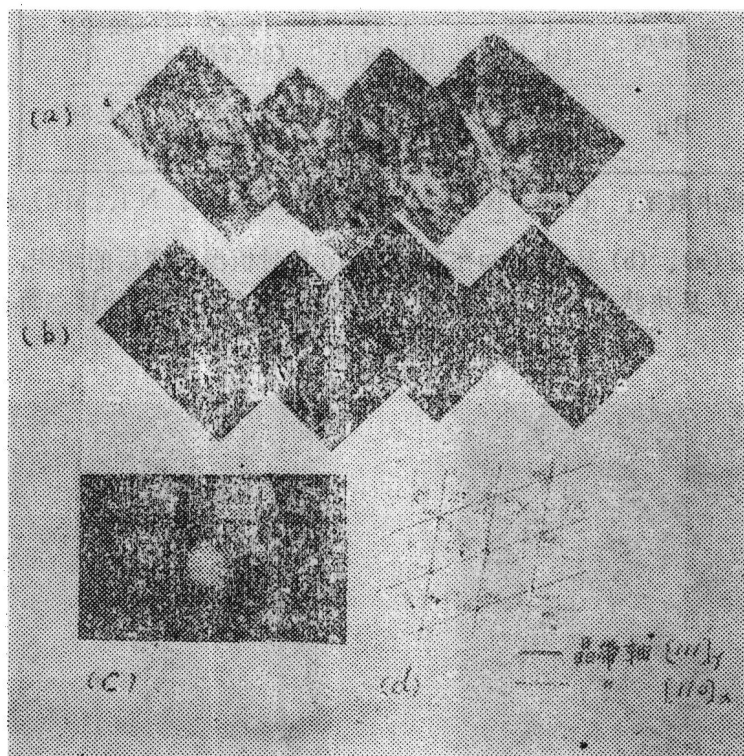
r_G —块状奥氏体

r_A —针状奥氏体

Cem—渗碳体

氏体的纵向基本上与原始组织的铁素体板条界一致; 针状奥氏体晶粒内部和晶粒边界上的渗碳体与未转变铁素体中的渗碳体相比, 大小基本相同。这后一特征, 即针状奥氏体形成时渗碳体基本不溶解的现象, 恰好与照片 2 (b) 所示的块状奥氏体在形成时伴随着渗碳体的溶解的情况形成鲜明的对照。此外, 除在照片 1—2 中所看到的以外, 作为一般特征, 是一旦奥氏体形成后就几乎不再长大。

照片1—3 (a) ~ (b) 表示9%Ni钢①中针状残留奥氏体群〔热处理: $1300^{\circ}\text{C} \times 1$ 小时 (水淬) + $600^{\circ}\text{C} \times 1$ 小时 (空冷)〕的相互晶体学位向和铁素体—奥氏体的位向关系。(a) 是电子显微镜的明场像, (b) 是选区衍射像 (c) 的 $(022)_r$ 斑点的暗场像, (d) 是对选区衍射像的指数标定。如照片1—3 (b) 所示, 沿回火马氏体的



照片1—3 9%Ni钢中逆变奥氏体的晶体学分析 (透射电镜显微照片)

铁素体板条界的针状奥氏体都发生了 $(022)_r$ 斑点的反射, 这说明针状奥氏体群具有大致相同的晶体学位向。此外, 由照片1—3 (c)、(d) 可知, 在奥氏体和铁素体之间有 $(111)_r // (110)_a$ 、 $[\bar{1}10]_r // [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_a$ 和 $[112]_r // [11\bar{2}]_a$ 的位向关系, 因此在逆变针状奥氏体和铁素体之间存在K—S关系。

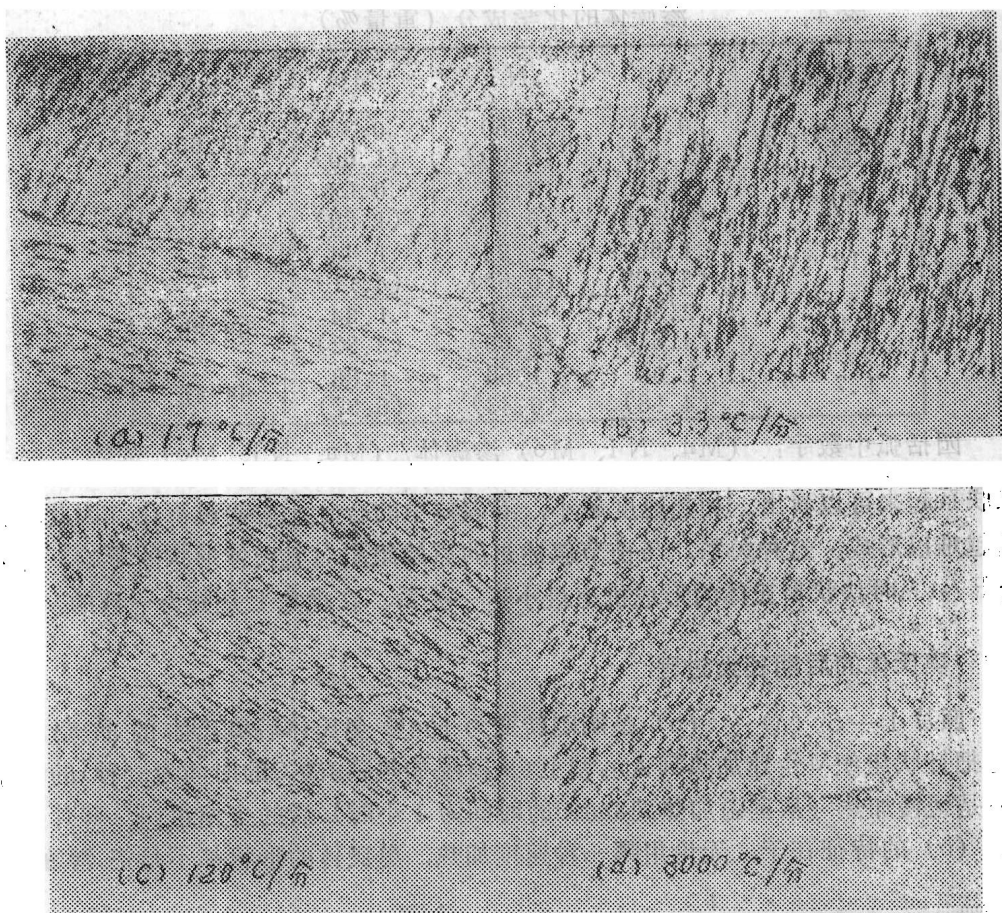
根据上述观察结果可以认为, 与块状奥氏体的形成相比, 针状奥氏体的形成可能是具有马氏体型逆转变特征的转变, 这一推论或许是不会错的。

3.2 奥氏体的形状和加热速度

照片1—4 (a) ~ (d) 是把针状组织M以各种不同速度 ($1.7 \sim 6000^{\circ}\text{C}/\text{分}$) 连续加

① 另一方法弄清了9%Ni钢的马氏体和在逆转变过程中所形成的针状奥氏体, 在形状上与3.5%Ni钢的没有多大差别。因此是在假定两个钢种逆转变奥氏体晶体学特征相同的情况下研究的。因为在3.5%Ni钢不存在残留奥氏体, 因此不能进行晶体学特征的分析。

热到 A_{c1} 转变点稍上的 700°C 并冷却后的光学显微组织的一部分，说明了奥氏体在长大初期阶段的形状是如何随加热速度而变化的。另外，在图 1—2 中表示出根据照片



照片 1—4 在奥氏体化途中从 700°C 淬火的试样的显微组织 (1 号钢) 光学显微组织)，原始组织：马氏体

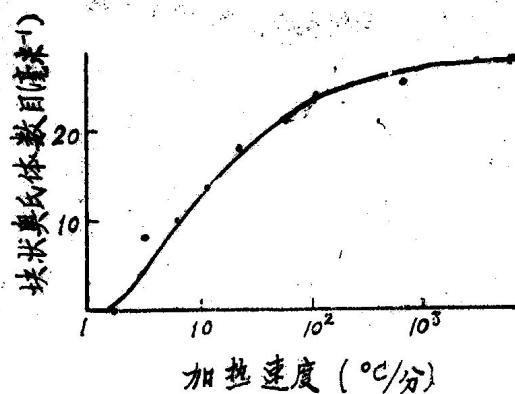


图 1—2 块状奥氏体数目与加热速度的关系。(1 号钢) 原始组织：马氏体

1—4 所求得的块状奥氏体个数与加热速度的关系。图 1—2 表明，块状奥氏体的形成机率随加热速度的增加而减小，当加热速度低于 $1.7^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 时，块状奥氏体已经不能形成。

表 4 所列为用与图 1—2 相同的加热速度 ($1.7 \sim 6000^{\circ}\text{C}/\text{分}$) 将具有针状组织 M 的试样加热到 700°C 的途中，从 A_{c1} 转变点稍下的 680°C 急冷下来后

试样中渗碳体分析结果的一部分，它表明因加热速度不同渗碳体成分的变化情况。由表4可知，随加热速度降低，渗碳体中的Mn、Mo^①等含量增加。将这种倾向和奥氏体

表4 渗碳体的化学成分(重量%)

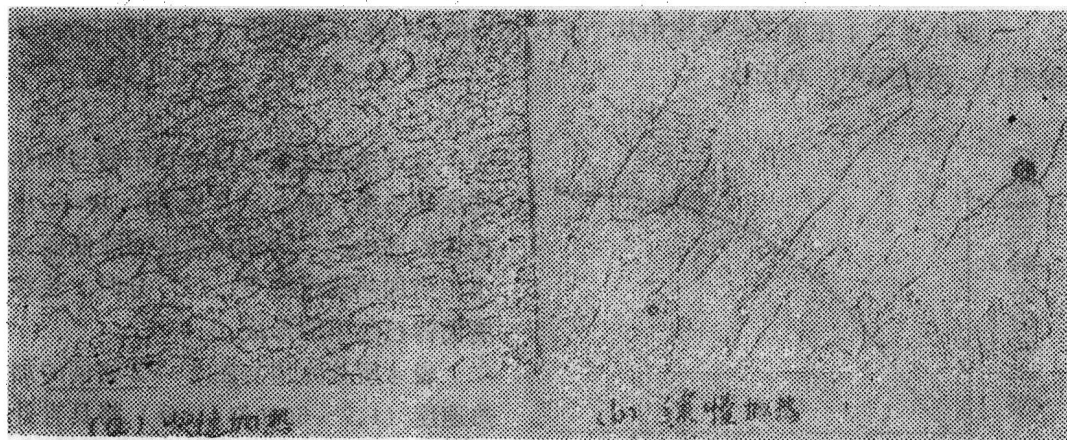
加热速度	Mn	Ni	Mo	Fe
3000℃/分	0.50 (1.00)	3.50 (1.00)	0.35 (1.00)	95.65
120 "	1.63 (3.26)	3.26 (0.92)	0.63 (1.80)	94.46
12 "	1.66 (3.32)	2.24 (0.63)	1.44 (4.11)	94.65
3.3 "	2.32 (4.64)	2.47 (0.69)	1.34 (3.82)	93.86
1.7 "	2.09 (4.18)	1.54 (0.43)	1.88 (5.37)	94.47

园括弧中数字：(Mn、Ni、Mo) 渗碳体/(Mn、Ni、Mo) 基体

的形状联系起来可以看出，加热速度越小，渗碳体中的合金元素就越富化，因此块状奥氏体就越难以形成。这种关系，与前节叙述过的原始组织对奥氏体形状的影响，即原始组织为F/cem时块状奥氏体的形成机率最小这一关系，在现象上是颇为一致的。

3.3 奥氏体的后期长大过程

照片1—5(a)、(b)是刚刚转变为100%奥氏体后奥氏体的晶粒形状，(a)是把针状组织M快速加热到 A_{cs} 稍上(从室温加热到850℃的时间为30秒)的金相组织，(b)是缓慢加热(从室温加热到850℃的时间为1小时)后的金相组织。照片1—5(a)、(b)的特征在于，无论用哪一种速度加热，奥氏体的形状都不是正常的多角

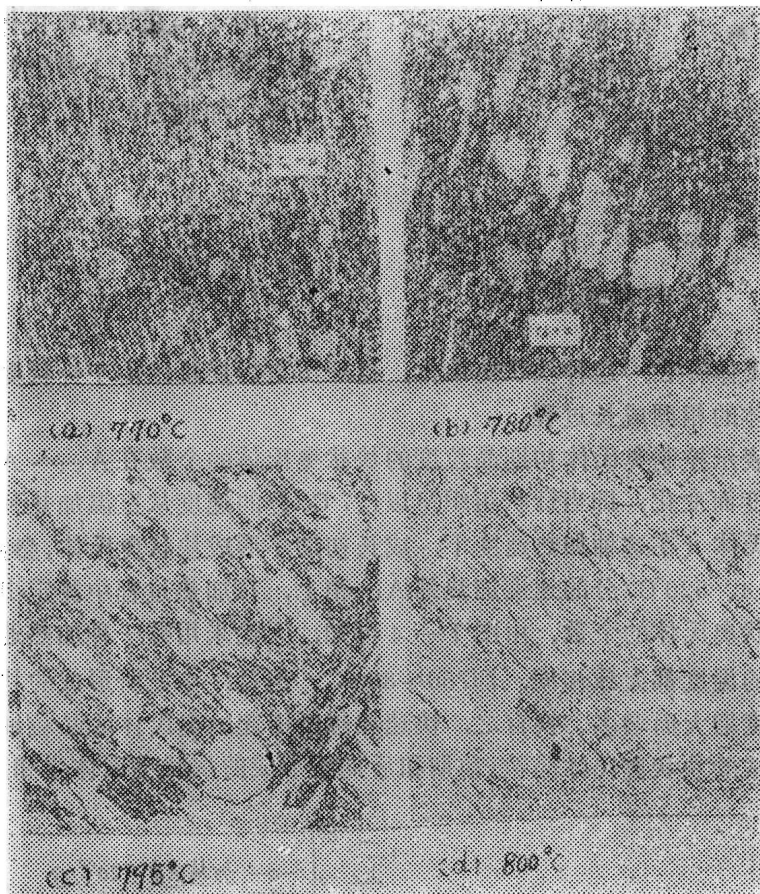


照片1—5从 A_{cs} 稍上的温度下淬火后试样的显微组织(1号钢，光学显微照片)，原始组织：马氏体，

① 和表3的情况相同，在加热速度缓慢时，Mo的碳化物也有析出的可能性。

形，而是近于伸长的晶粒。

照片1—6 (a) ~ (d) 是观察上述伸长晶粒全部形成过程的金相组织，(a)、(b)、(c)、(d) 分别为把针状组织M以8.4℃/分的加热速度加热到 α - r 两相共存温度区域的770℃、780℃、795℃和800℃后冷却时所得到的金相组织。图1—3是由针状奥氏体群合并而重新形成的块状奥氏体的纵向和横向长大速度的对比。根据照片1—6



照片1—6在奥氏体化过程中从770℃、780℃、795℃和800℃淬火的试样的显微组织（1号钢，光学显微照片），原始组织：马氏体

γ_G —块状奥氏体

$\gamma_A + \alpha$ —针状奥氏体+铁素体

和图1—3可把长大后期的奥氏体形状变化大致归纳成以下几个阶段：

(1) 成长初期阶段形成的针状奥氏体群在750~800℃的温度范围内开始合并重新形成块状奥氏体。这种块状奥氏体的形成机构和成长初期形成的块状奥氏体是不同的（见照片1—6(a)），即初期的块状奥氏体是伴随渗碳体的溶解而形成的。

(2) 新形成的块状奥氏体，其长大方向受到限制，沿铁素体板条界（纵向）的长大比在与其垂直的方向（横向）上的长大要快（见照片1—6(b)、(c)和图1—3）。

(3) 由于长大速度不同而形成的伸长晶粒，当达到某一温度时就停止长大，从停止长大温度到 A_{c3} 点这一温度期间，形状几乎不变（见照片1—6(c)、(d)和图1—3）

在加热速度快的情况下，如照片1—4和图1—2所表明的那样，在成长的初期阶

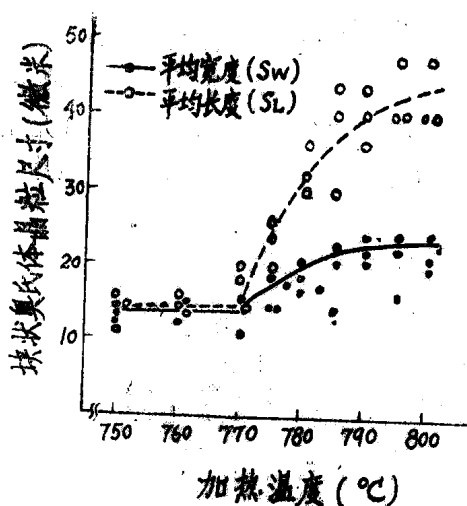


图 1—3 块状奥氏体晶粒尺寸与加热温度的关系 (1号钢) 原始组织: 马氏体, 加热速度: $8.4^{\circ}\text{C}/\text{分}$

段就有块状奥氏体存在, 这种块状奥氏体, 也经历与后期阶段由于针状奥氏体合并而形成的块状奥氏体的相同成长过程。

图 1—4 表示控制奥氏体初期晶粒度的块状奥氏体的个数在 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 温度范围内如何随加热速度而变化。即当针状组织 M 以 $1.7^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 的速度从室温加热到 A_{c3} 稍上, 使其形成针状奥氏体 (在这种加热速度下, 成长初期不形成块状奥氏体, 参照图 1—2), 然后以 3.8 、 8.4 、 $520^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 的速度加热到 A_{c3} 稍上, 在加热过程中测定出对应于各种温度所形成的块状奥氏体的个数。由图 1—4 可知, 无论采用哪一种加热速度, 发生针状奥氏体群合并的温度都大致相同, 即 $750 \sim 800^{\circ}\text{C}$ 。但是, 由此所形成的块状奥氏体的个数却随加热速度增大而增多。换言之, 快速加热所引起的奥氏体的晶粒细化可以说是在长大过程中形成的块状奥氏体晶粒 (前期和后期所形成的块状奥氏体之和) 增多的结果。

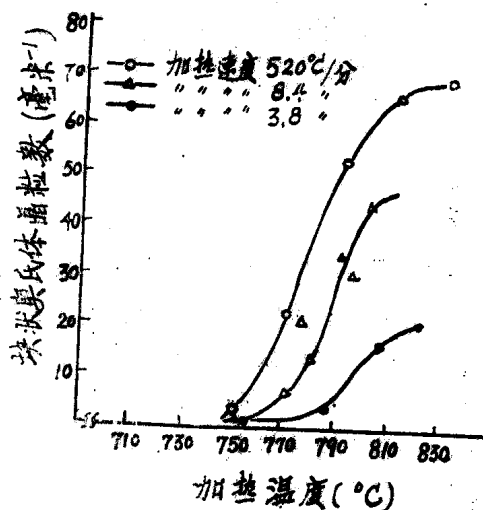
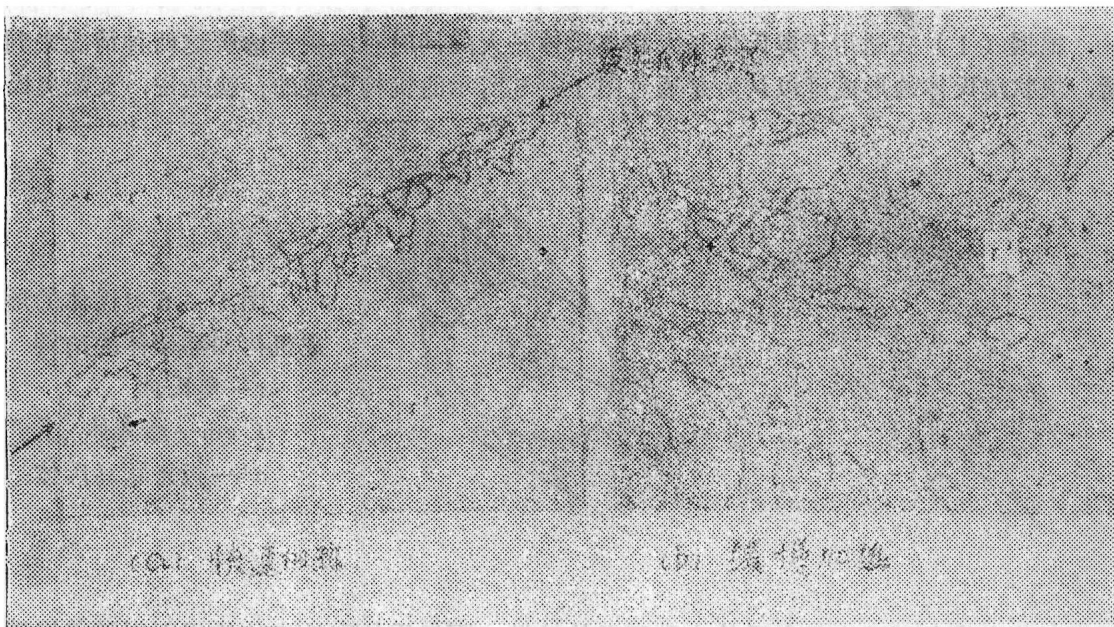


图 1—4 加热速度对块状奥氏体晶粒数的影响 (1号钢), 原始组织: 马氏体

3.4 硼对奥氏体形成过程的影响

照片 1—7 (a)、(b) 表示 2 号钢 (加添硼的试样) 的奥氏体晶粒的形状。(a) 是把

针状组织M快速加热到 A_{c3} 转变点稍上(从室温到 850°C 的加热时间为30秒),然后立即冷却所得到的光学显微组织;(b)是缓慢加热(从室温到 850°C 的加热时间为10分)而后以同样方式冷却所得到的光学显微组织。由照片可见,在原始奥氏体晶粒边界上可以观察到大量的块状奥氏体,但是在原始奥氏体晶粒内部,在奥氏体化的过程中几乎没得到细化,而以原有的形状结束转变。以下把具有这种特征的逆转变称为 γ' 转变。



照片1—7 A_{c3} 从稍上的温度下淬火后的试样的显微组织(2号钢,光学显微照片),原始组织:马氏体

$\gamma' - \gamma'$ 转变

为了弄清 γ' 转变的机构,和一号钢一样,对2号钢也进行了同样的观察,即观察渗氏体化过程。现仅就观察结果所得到的特征归纳如下:

(1) 在长大的初期阶段,2号钢和1号钢一样,同样为针状和块状奥氏体的混合组织,但是在原始奥氏体晶粒内部,块状奥氏体所占的比例非常小。此外,渗碳体的溶解速度也比一号钢慢得多。

(2) 在长大的后期阶段,首先发生针状奥氏体群的合并。在此阶段之前,2号钢和1号钢的情况是一样的。但是,在2号钢中,合并区与未合并区的边界是非常模糊的,一般难以辨认,这是2号钢和1号钢的区别。

(3) 直到转变的终了阶段,针状奥氏体群的合并过程一直在继续进行。并通过这种过程而得到100%的奥氏体。与此相反,在1号钢中则通过前期和后期形成的块状奥氏体的成长来结束转变。

为了用一个概念统一说明具有上述特征的 γ' 转变和通常的逆转变,把成长的后期阶段与奥氏体的再结晶联系起来考虑或许是有益处的。关于这个问题将在下一节的讨论中详细叙述。

4 讨 论

4.1 奥氏体的初期成长过程

4.1.1 块状奥氏体的形成机构

根据(1)式适用于奥氏体长大和奥氏体长大的同时有渗碳体溶解这两种情况来判断, 块状奥氏体的形成可以认为是通过图1—5所示的机构完成的。就是说, 支配奥氏

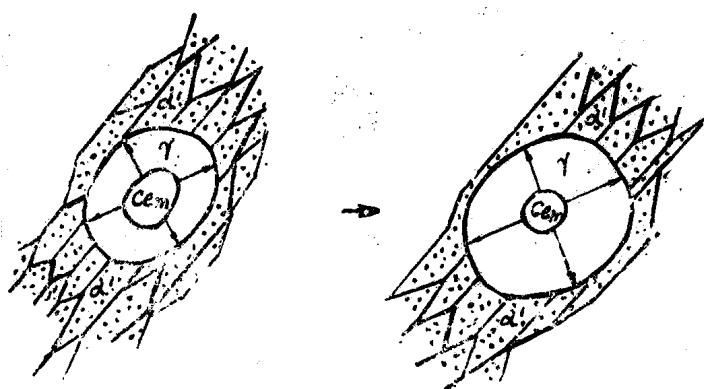


图1—5奥氏体的形成机构和渗碳体的溶解

r—奥氏体

Cem—渗碳体

α'—板条状马氏体

体长大速度的主要因素是奥氏体中碳原子的扩散, 而奥氏体和铁素体的界面则随着渗碳体的溶解而向箭头方向移动。关于这样的溶解和析出问题已由ZENER [12]、HILLERT [13]等作了理论上的推导, 如果把推导的结果应用于图1—5, 则块状奥氏体的恒温转变与时间的关系由下式确定,

$$R^2 = \frac{(C_2 - C_1)(C_{cem} - C_0)}{(C_{cem} - C_2)(C_2 - C_0)} \cdot 2D_c^r t \quad (2)$$

式中: R——块状奥氏体的半径;

D_c^r ——奥氏体中碳的扩散速度;

C_{cem} ——和奥氏体平衡的渗碳体中的碳浓度;

C_2 ——和渗碳体平衡的奥氏体中的碳浓度;

C_1 ——和铁素体平衡的奥氏体中的碳浓度;

C_0 ——和奥氏体平衡的铁素体中的碳浓度。

根据WELLS [14]求出的 D_c^r 和由Fe-C-3.5Ni三元状态图 [15]求出 C_{cem} 、 C_2 、 C_1 、 C_0 ,

并用以上各值计算反应速度常数K [$K^2 = 2D_c^r (C_2 - C_1)(C_{cem} - C_0) / (C_{cem} - C_2)(C_2 - C_0)$], 再与由图1—1(a)、(b)求出的实验值比较可得表5。从该表看出, 无论在哪一个恒温转变温度下, 实验值都略微偏高, 但可以认为符合良好。由上述事实可以得出如下结论, 即在长大初期所形成的块状奥氏体是扩散转变的结果。

表5

长大参数测定值与计算值的对比

反应温度 (°C)	长大参数K (厘米·秒 ^{-1/2})		碳在奥氏体中的扩散系数 D_c^r (厘米 ² ·秒 ⁻¹)
	测定值 K	计算值 K	
700	1.5×10^{-4} (M, Bu) 0.5×10^{-4} (F/C _{cem})	0.8×10^{-4}	0.55×10^{-8}
720	2.0×10^{-4} (Bu) 1.3×10^{-4} (F/C _{cem})	1.0×10^{-4}	0.78×10^{-8}

反应速度常数K依赖于针状组织, 在F/C_{cem}那样的原始组织中, 由于渗碳体被Mn、Mo等碳化物形成元素所富化, 因此, 一般K值变小(如图1—1和表3、5)。在球化退火组织奥氏体化时查明了同样的现象, J_{DD}和P_{AXTON}^[16]、HECKEL和P_{AXTON}^[17]、MOLINDER^[18]等指出, 由于合金元素和微量杂质元素的存在, 渗碳体的溶解速度和奥氏体的形成速度减小。这样的实验事实表明, 在合金元素在渗碳体中呈平衡分配的条件下, 不管支配奥氏体长大速度的主要因素从根本上变化或不变化, 边界条件总有变化的可能(C₂值变化)。HILLERT^[13]最近分析了J_{DD}的实验结果后指出, 即使是在渗碳体中合金元素被富化的情况下, 如果考虑到边界条件, 则奥氏体的长大速度将受后者即奥氏体中碳的扩散所支配。

根据HILLERT的观点, 在针状组织为F/C_{cem}的情况下, K值的减小可以这样解释, 即由于充分回火(650°C×40小时)而使渗碳体中的合金元素大致呈平衡分配, 结果在奥氏体中起作用的碳的浓度梯度变小了。

4.1.2 针状奥氏体的形成机构

弄清针状奥氏体到底是通过扩散型逆转变还是通过马氏体型逆转变形成的, 对下节所要进行的有关长大后期阶段的讨论是非常重要的。

如3.1节所述, 针状奥氏体的长大有如下特征: 针状奥氏体的长大受针状组织的强烈影响, 因此其纵向与铁素体板条界一致(如照片1—2(a)、照片1—3(b)); 与块状奥氏体相比较, 在针状奥氏体的形成区域内, 针状奥氏体的长大几乎不能促进渗碳体的溶解(见照片1—2(a)、(b)), 因此不宜把它当作伴随着碳的扩散所进行的转变。此外, 在9%Ni钢中, 残留奥氏体(针状)群的晶体学位向在一个原始奥氏体晶粒内部是大致相同的, 而且在奥氏体和铁素体之间存在K—S位向关系(见照片1—3)。

与奥氏体形成机构有关的问题, 如矢野、楼井、三村^[19]和邦武^[20]等查明, 在9%Ni钢中存在的残留奥氏体具有与本实验相同的同一晶体学位向, 还有, D¹YACHENKO等在用高温X射线观察0.6%C钢马氏体的奥氏体化过程时查明, 当超过A_{c1}点时, 在最初形成的奥氏体中出现最严重的织构, 并且在新形成的奥氏体和原始组织之间存在着(111)_r//(110)_α晶体学位向关系:

如上所述, 从本实验和以前所查明的事实判断, 针状奥氏体的形成或许是具有马氏

体型逆转变特征的转变，这一结论大概是不会错的。

4.2 奥氏体的后期长大过程

4.2.1 针状奥氏体的合并方式

在奥氏体的后期长大阶段，首先由针状奥氏体的合并而形成块状奥氏体。必须注意，后期形成的块状奥氏体和初期形成的块状奥氏体在形成机构上是完全不同的，即初期形成的块状奥氏体是通过扩散型逆转变形成的，在它形成的时候一定伴随着渗碳体的溶解。

关于针状奥氏体的合并方式问题，本间观察了Ni-Cr-Mo钢从针状奥氏体到粒状奥氏体（相当于本文的块状奥氏体）的形成过程后推断，向粒状奥氏体的过渡是通过针状奥氏体的长大进行的；粒状奥氏体的形成位置是针状奥氏体晶体学位向的一致性较差的区域；加热速度越快，这些区域越多，因之，粒状奥氏体的形成机率就越大。但是，也有与此推断相反的情况。如3.3节所述，初期形成的针状奥氏体是比较稳定的，它不易成长。可以想象，即使针状奥氏体的晶体学位向的不一致性相同，块状奥氏体的形成机率也会因以后的加热速度的不同而不同。

若针状奥氏体的形成具有马氏体型逆转变的特征，并设针状奥氏体的合并不是它们侧向成长的结果，那最好把由于合并而产生的块状奥氏体看作是在针状奥氏体之间未转变铁素体区域内重新形成针状奥氏体并且把这些区域完全填充的结果。

4.2.2 后期形成的块状奥氏体的再结晶

如4.1节所述，针状奥氏体的形成是马氏体型逆转变的结果，它们彼此之间几乎具有相同的晶体学位向。因此，在一个原始奥氏体晶粒内部，通过针状奥氏体群的合并而形成后期块状奥氏体应该具有与周围的针状奥氏体相同的晶体学位向。留意这一点并参看图1—6可知，块状奥氏体的轮廓是非常清楚的，它与周围组织的边界是大角晶界。与此相反，在 γ' 转变的情况下（2号钢，加硼），块状奥氏体和周围组织的边界非常模糊，两者的边界是小角晶界。

过去一直认为，形成块状奥氏体的一般逆转变和 γ' 转变，从奥氏体形成的初期它们的转变机构就有根本的不同，前者是扩散型逆转变，后者是马氏体型逆转变，但是，本实验的结果表明，两者奥氏体化过程的差别是在针状奥氏体群合并以后才开始发生的。

为了统一说明上述奥氏体化过程的差别，在此提出“奥氏体再结晶的概念”。因为由马氏体逆转变所形成的针状奥氏体含有很多相变位错，因此可以认为，由它们合并而形成的块状奥氏体的地方也同样存在很多位错群。假设这个推论是正确的，那么，与周围组织构成大角晶界的块状奥氏体便是通过它基体的回复和再结晶而产生晶体回转形成的。与此相反，在回复和再结晶进行缓慢因而基体未发生再结晶的状态下，则发生 γ' 转变。换句话说，可以做出这样的结论，即在针状奥氏体合并后，当每个块状奥氏体的基体再结晶速度较快时，则发生一般的奥氏体化过程；相反，在再结晶速度较慢时，则发生 γ' 转变。加硼有利于 γ' 转变的事实证明了硼对奥氏体再结晶的抑制作用。关于这一点将在另文中说明。

通过块状奥氏体的再结晶而形成大角晶界的机构如图 1—6 所示。在奥氏体化初期所形成的针状奥氏体，由于没有周围的约束，可按 K—S 关系转变，因而它们具有大致相同的晶体学位向（见照片 1—3）。但是，当转变进行到块状奥氏体即将形成之前，在未转变铁素体区域内所形成的针状奥氏体，因受周围的约束，故已难于按 K—S 关系

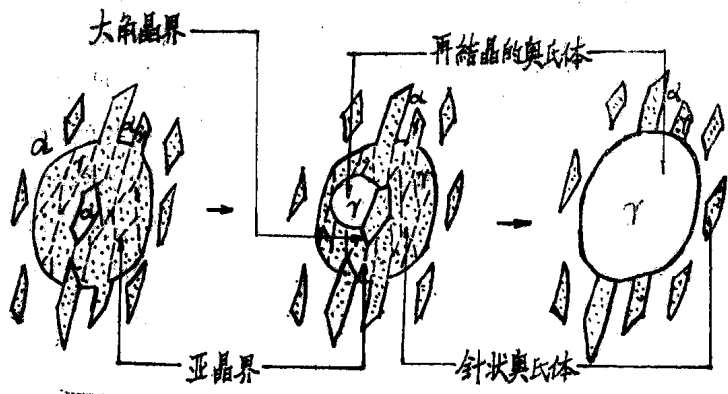


图 1—6 形成块状奥氏体的推荐机构

转变，可以预料其结果将是在后期形成的针状奥氏体和周围的奥氏体之间形成大角度晶界。这种大角度晶界对再结晶晶核的形成比在块状奥氏体中所存在的其他任何亚晶界都更加有利。如图 1—6 所示，可以认为由于在大角晶界的形核及其长大而发生的再结晶，使全部块状奥氏体都发生了晶体的回转。

4.2.3 在前期和后期所形成的块状奥氏体的成长机构

在成长初期由于扩散转变所形成的块状奥氏体以及后期由于针状奥氏体群的合并和再结晶所形成的块状奥氏体，都在 770℃ 以上的温度开始成长，其形状伴随着长大而从块状向伸长晶粒变化（见照片 1—6 和图 1—3）。

首先考虑块状奥氏体的横向长大速度。在长大初期的长大速度，可由图 1—3 求得（加热温度为 770℃ 时的切线斜率），其值约为 8.3×10^{-6} 厘米·秒⁻¹。这是因为从长大开始的 770℃ 加热到 780℃ 的 72 秒内块状奥氏体的宽度从 14μ 加宽到 20μ 的缘故。为了把这一实测值与由下述长大模型所求得的计算值进行比较，我们假设图 1—3 所示的初期长大是在 750℃ 与铁素体处于平衡状态的奥氏体被加热到 775℃ 并在该温度下所发生的恒温长大。根据观测到的块状奥氏体的形状的变化发生在非常狭窄的温度范围内，以及在 750℃ 到 770℃ 之间块状奥氏体的长大有孕育期这两点来判断，可以认为这个假设是合理的。

设在长大的奥氏体和铁素体的界面上建立起平衡，且成长速度由奥氏体中碳的扩散所控制，则平均速度可由下式近似地求得

$$\langle V \rangle = D_C^r ({}_{775}C_1 - {}_{750}C_1) / R ({}_{775}C_1 - {}_{775}C_0) \quad (3)$$

式中： ${}_{750}C_1$ 、 ${}_{775}C_1$ ——在 750℃、775℃ 与铁素体处于平衡状态的奥氏体中的碳浓度；