

+++++  
研究ノート  
+++++

# 炭素鋼におけるウィッドマン ステッテン組織について

山 根 寿 己\*

## 1. ウィッドマンステッテン組織

ウィッドマンステッテン組織 (Widmanstätten structure) の名は J. Inst. Metals が発行される頃にはすでに知られており、粗い針状組織につけられた名称で、鋼では過熱して中程度の冷却速度で冷すと観察されることが経験的に知られている。その後チタン合金、銅合金などにも名づけられてきている<sup>1)</sup>。ウィッドマンステッテン組織と上部ペーナイト組織の差は、光化学顕微鏡によるとかなり明らかであるが本質的には連続したものと考えた方が良いでしょう<sup>2)</sup>。当然のことながら亜共析鋼ではオーステナイトから析出するフェライト、過共析鋼ではオーステナイトから析出するセメンタイトの

形が粗大で、針状、効状、時にはノコの歯状のような形をしている組織をウィッドマンステッテン組織として、ここでは見ていくことにする。従って、例えば亜共析鋼で板状に生長している $\alpha$ フェライトがパーライト相につき当たると、ウィッドマンステッテン状の $\alpha$ フェライトの生長は止まる<sup>1)</sup>。ウィッドマンステッテン組織の生成により試料の表面に凹凸が生成することが多い<sup>1)</sup>。

## 2. ウィッドマンステッテン組織生成の条件

Fe-C 合金のウィッドマンステッテン組織の生成領域は図1<sup>1)3)</sup>に示す通りである。この組織生成条件を亜共析鋼について述べると

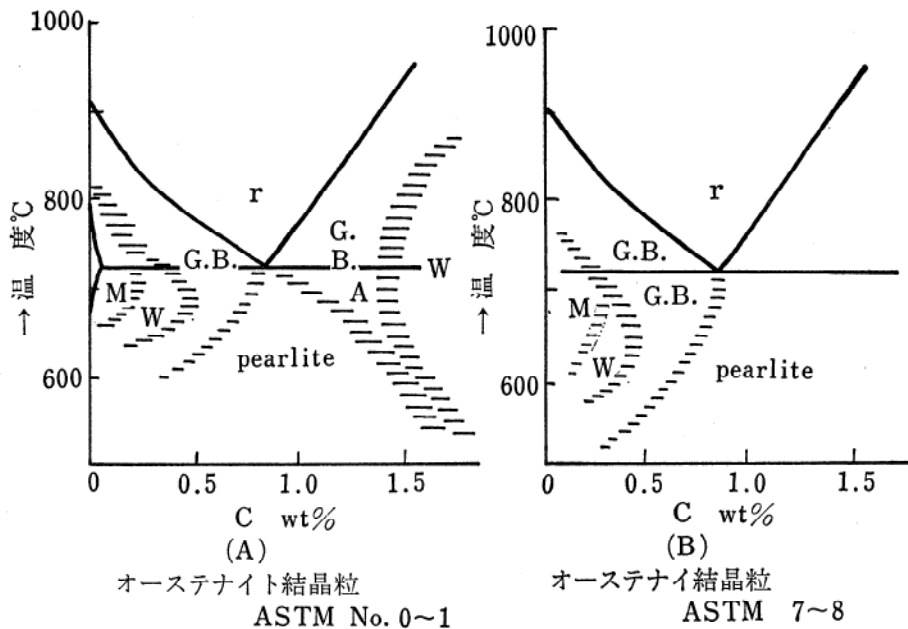


図1 Widmanstätten の組織のあらわれる領域<sup>1)3)</sup>

- G. B. :  $\gamma$  の粒界に  $\gamma$  正常析出
- G. B. A. :  $\gamma$  粒界に  $Fe_3C$  析出
- W : Widmanstätten 板
- M : Massive Ferrite

\* 山根寿己 (Toshimi YAMANE), 大阪大学, 工学部, 金属材料工学科

(1) 炭素の過飽和度が大きくなると生成しやすい。過熱温度は最低1100~1150°Cが必要で、等温変態させる時は変態温度にこの過熱温度から焼入れると生成する。

(2) 連続冷却の時はウィッドマンステッテンαの量はある冷却速度で最大になる。このウィッドマンステッテンのαの量を最大にする冷却速度は鋼中の炭素が多くなると徐冷側に移行する<sup>42</sup>。900~500°Cで生成するウィッドマンステッテンαの量は<sup>43</sup> 0.2% C鋼では 100°C/min, 0.45% C鋼では 15°C/min で最大になる。

### 3. ウィッドマンステッテン組織の結晶学

マルテンサイトは母相に対して一定の結晶方位関係を有するのと同じく、ウィッドマンステッテン板とオーステナイト母相の間にある方位関係は調べられている。

ウィッドマンステッテンフェライトに対して

$$\langle 111 \rangle_{\gamma} // \langle 110 \rangle_{\alpha}$$

$$\langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle_{\gamma} // \langle 1\bar{1}\bar{1} \rangle_{\alpha}$$

なる Kurdjumov-Sachs の関係があると言われているが<sup>13</sup>、最近の研究によると<sup>52,53</sup> この関係よりずれており、Fe-0.47% C合金を A<sub>1</sub> 点以上で変態させ {111}<sub>γ</sub> より 0~5° ずれた碎晶面をウィッドマンステッテンαは持ち Kurdjumov-Sachs と Nishiyama-Wassermann の関係の中間<sup>54</sup>にあるという報告と {111}<sub>γ</sub> より 4~20° もずれているという報告<sup>55</sup>もある。

Fe<sub>3</sub>C 板に対しては

$$\langle 112 \rangle_{\gamma} // \langle 100 \rangle_{\text{Fe}_3\text{C}}$$

$$(311)_{\gamma} // (001)_{\text{Fe}_3\text{C}}$$

の関係が主なものであろうが確定していないのが現状である<sup>13</sup>。

### 4. ウィッドマンステッテン組織の形態

#### 4-1 フェライト

##### (A) 1次側板 (Primary side plate)

オーステナイトの小傾角粒界に形成することが多く {111}<sub>γ</sub> に平行に板状に生長する。オーステナイトの双晶に生成することもある。

##### (B) 2次側板 (Secondary side plate)

一度オーステナイト中に生長したフェライトから側板を出して生長する。オーステナイトの大結晶粒に出やすい。過冷却が大きく、変態温度が 625°C のように低いと板の(長さ/幅)の比は大きくなり、板の間隔は狭くなり 700°C のように高いと(長さ/幅)は小さくなり板間隔は大きくなる。

##### (C) オーステナイト粒内生成板

##### (Intergranular plate)

この板の形はレンズ状のフェライトになることが多く、ASTM No. 1~4 のオーステナイト結晶粒に生成しやすい。

##### (D) 退化板 (Degenerate plate)

A~Cタイプに分類されている<sup>13</sup>。

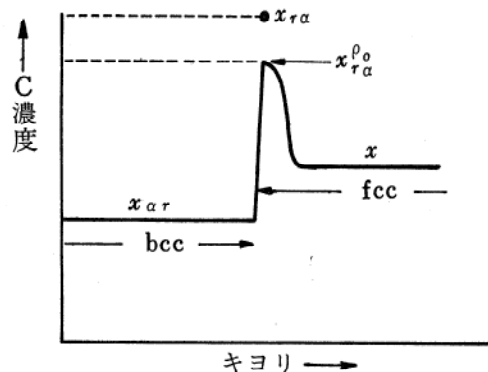
#### 4-2 セメントタイト (Fe<sub>3</sub>C)

セメントタイトウィッドマンステッテン板も形の上ではフェライトと同様に分類され生成の傾向もフェライトと似ている<sup>13</sup>。

### 5. ウィッドマンステッテン板の生長

#### 5-1 フェライト板

フェライトもセメントタイトも含めてウィッドマンステッテン板の生長を解くには Zener<sup>77</sup> と Hillert<sup>83</sup> によって求められた結果を用いるのが常である。これはオーステナイト中の炭素の拡散が生長を律するとしている。今、フェライトウィッドマンステッテンのフェライト板の最大成長速度での先端の曲率半径を ρ<sub>0</sub>、試料中



$x_{r\alpha}^{\rho_0}$  : αの最大成長速度先端でのC濃度

図2 γ中のαのC濃度曲線

$x_{\alpha\gamma}$  : 状態図中の α/α+γ 境界でのC濃度

$x_{\alpha\gamma}$  : 状態図中の γ/α+γ 境界でのC濃度

の炭素濃度を  $x$ ，ウィッドマンステッテン板の長さ方向の生長速度を  $G$  とすると（図2参照），

$$G = \left[ \frac{(x_{ra}^0 - x)}{2x\rho_0} \right] D_c^r \left\{ x_{ra}^0 \right\} \dots\dots\dots(1)^{7)}$$

$D_c^r \left\{ x_{ra}^0 \right\}$  はオーステナイト  $r$  中の炭素の拡散係数で炭素度  $x_{ra}^0$  の関数であることを示す。(1)

式中の  $x_{ra}^0$  の値は次式により求められる<sup>9)</sup>。

$$\frac{5(x_{ra}^0 - x)}{(1 - 6x_{ra}^0)(1 - x_{ra}^0)} = \left[ 1 + (x_{ra}^0 - x) \left( \frac{1.9 - 11x_{ra}^0}{10^{-5} \cdot R \cdot T} - 30 \right) \right] \times \ln \left( \frac{1 - 6x_{ra}^0}{1 - x_{ra}^0} \right) \left( \frac{1 - x_{ra}}{1 - 6x_{ra}} \right) \dots\dots\dots(2)$$

(2)式に試料中の炭素濃度  $x$ ，変態温度  $TK$ ，ガス常数  $R = 2 \text{ cal/mol}$  を代入し  $x_{ra}^0$  を求める。また(1)式は，

$$G = \frac{(x_{ra}^0 - x)}{2x} \left[ \frac{RT}{50V} \ln \frac{(1 - 6x_{ra}^0)(1 - x_{ra})}{(1 - x_{ra}^0)(1 - 6x_{ra})} \right] X D_c^r \left\{ x_{ra}^0 \right\} \dots\dots\dots(3)$$

と  $\alpha$  と  $r$  の間の表面張力  $\sigma$  を考慮に入れて導入される<sup>9)</sup>。ここで  $V$  は鉄のモル容積 ( $7 \text{ cm}^3/\text{mol}$ )  $\sigma = 200 \sim 800 \text{ erg/cm}^2$  である。同じような考え方は計算法は文献3)の考察にも述べられている。

実測と計算の比較は文献9)に詳しく出ているが、ペーナイトについてのものであるので文献3)の Fig 22を図3として示す。変態温度を下げた実験<sup>1)</sup>では、M-鋼 (C 0.69, Cr 0.85, Mo 0.81, Ni 1.8) 9 Ni 鋼共に  $345^\circ\text{C}$  で成長速度を  $\frac{1}{T} (\text{k}^{-1})$  に対してプロットするとニックがあり、 $345^\circ\text{C}$ 以下で下部ペーナイト、 $345^\circ\text{C}$ 以上で上部ペーナイトでウィッドマンステッテン組織は図3から見ると少しずれているように見える。

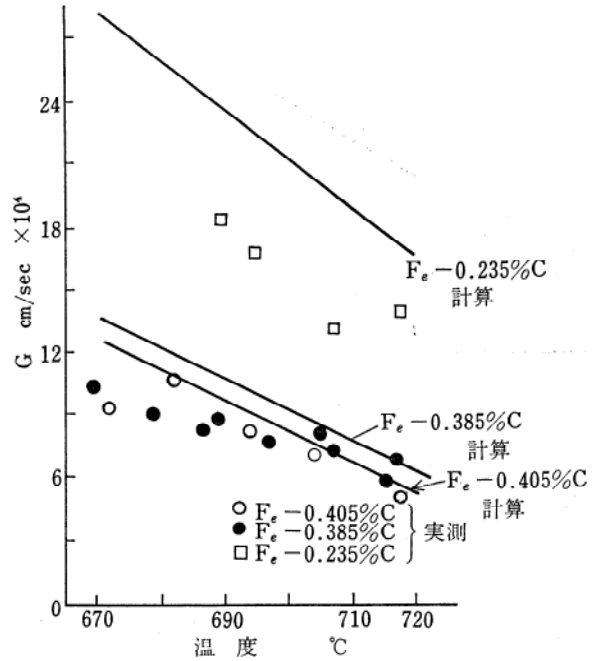


図3 ウィッドマン・フェライト板の長さ方向の成長速度  $G$  と変態温度の関係

### 5-2 セメントタイト板

セメントタイト ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) 板の成長さフェライト板 ( $\alpha$ ) の時と同じく Zener の考え方で計算されている。図4は、その一例を示す<sup>10)</sup>。

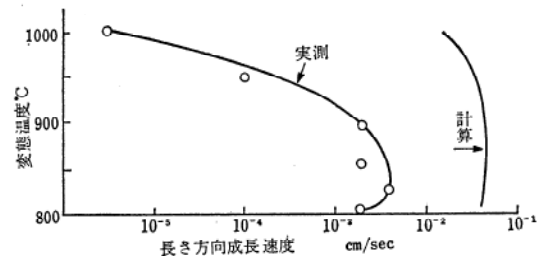


図4 1.72% C鋼の  $\text{Fe}_3\text{C}$  板の応長速度

### 5-3 計算の補正

5-1 と 5-2 で述べた計算には結晶の不等方性を考えに入れていないので、それを考えに入れている論文がある<sup>11)</sup>。

## 6. 板状の形になる理由<sup>2)</sup>

ウィッドマンステッテン組織が板状になる説には種々ある。それらをまとめてみると、

#### (A) 拡散方位説

(Diffusion geometry theory)

Mehl, Barrett の考えで、析出核の先の方

表1 0.4% C鋼の機械的性質<sup>13)</sup>

	降伏点 kg/mm <sup>2</sup>	引張強さ kg/mm <sup>2</sup>	伸 %	絞 %	疲れ強さ kg/mm <sup>2</sup> (小野回曲)	シャルピー値 uノッチ kg/cm <sup>2</sup>	減衰係数
均一微細パーライト 粒度 7~8	36.8	59.5	32	53	27.6	7~8	0.005
粗大パーライト20% 粒度 5	34.4	59.4	29	45	25.4	4~6	0.012
ウィッドマンフェライトを含む粒大パーライト 粒度 3~4	33.2	59.6	28	41	24.0	3~5.5	0.025*

\* 減衰係数 5Mc 水晶 V<sub>17</sub>80%

なおパーライトのαを F<sub>03</sub>C の間隔も機械的性質に関係し、特にノッチタフネスについての報告<sup>14)</sup>は参考になる。

に拡散が著しく、板面には拡散が遅いとした。

(B) 歪エネルギー最小説 (Strain energy minimization theory)

Nabarro, Laszlo の考方で、母相と析出相の比容積が遠うので生ずる歪エネルギーを最小にする形になる。母相の歪エネルギー (W) は析出物の軸比  $\frac{c}{a}$  の関数  $f(c/a)$  で決まり

$$W = 6\mu v \lambda^2 \cdot f(c/a) \dots\dots\dots(4)$$

ここで  $\mu$  は母相の剛性率、 $v$  は析出相の容積、 $\lambda$  は母相と析出相のミスフィット (同じ結晶系の際は格子常数の差を考えると良い)。図5に(4)式の関係を示す。母相と析出相の整合がなくなると板が最も歪エネルギーを低下することになる。

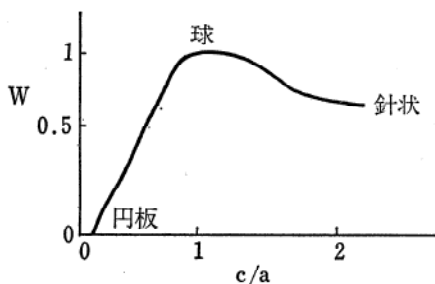


図5

(C) 変態による比容積変化により生ずる過冷と過熱による考え方もある。

(D) 界面構造とエネルギーの関係の説などがある。

7. ウィッドマンステッテン組織をもつ鋼の機械的性質

C 0.4%, Mn 0.7%, Si 0.25% を含む中炭

素鋼のデータ<sup>13)</sup>について述べる。一般にウィッドマンステッテン組織をもつ鋼は静的な引張強さでは微細なパーライト組織を持つものと変わらないが、降伏強さ、伸び、シャルピー値、疲れ強さの劣化が認められる。また非破壊検査の超音波の減衰が大きいこともその特長の1つである。

8. ウィッドマンステッテン板の間隔

これについては文献3)の後半に詳しく述べられている。

参考文献

- 1) H. I. Aaronson, "The Proeutectoid Ferrite and Proeutoid Cementite Reactions" [Decomposition of Austenite by Diffusional Processes], Proceedings of a Symposium, Oct, 19, 1960. P. 387~548. edited by V. F. Zackay, H. I. Aaronson, Interscience Publishers.
- 2) J. M. Oblak, R. F. Hehmann, Symposium on [Transf. Hardnability Steel] (1968) p.15~38. "Structure and Growth of Widmanstätten Ferrite and Bainite" コピーは科学技術情報センター 記事番号 5026271 で取りよせられる。
- 3) R. D. Townsend, J. S. Kirkaldy, Trans. American Society for Metals, 61 (1968). p. 605~619 "Widmanstätten Ferrite Formation in Fe-C Alloys".
- 4) Metall TepM OopaooTKA METaπPB [6] (1973) p.59-60. 科学情報センター文献番号 55028946
- 5) A. D. King, T. Bell, Metal Science J. 8 (1974), p. 253-260. "Morphology and Crystallography of Widmanstätten Proeutectoid Ferrite."

- 6) Y. C. Liu, H. I. Aaronson, et al., Metallurgical Trans., 3 (1972) P1318-1320. "The Habit Plane of Widmanstätten Ferrite Sideplate."
- 7) C. Zener, Trans, AIME, 167 (1946) p.550
- 8) M. Hillert, Jernkontorets Ann., 141 (1957) p.757.
- 9) L. Kaufman, et al., 1と同じ文献の中で p.313~352. "Thermodynamics of the Bainite Reaction."
- 10) R. W. Heckel, H. W. Paxton, Trans. Met, Soc, AIME, 218 (196), p. 799-806. "Rate of Growth of Cementite in Hypereutectoid Steels."
- 11) W. P. Bosze, R. Trivedi, Acta Met., 23 (1975) P713~722. "The Effects of Crystallographic Anisotropy on the Growth Kinetics of Widmanstätten Precipitate."
- 12) L. T. Kogan et al., Phys, Metal & Metallography, 27 (1967) p.125~131, "Conditions and Mechanism of Widmanstätten Ferrite Formation in Steels."
- 13) 神戸製鋼所, 高尾善一郎, 関西鉄鋼技術研究会第16回委員会資料, 昭33年9月.
- 14) J. H. Gross et al., Welding, J., 30 (1951) p.481S-485S. "The Effect of Microstructure on Notch Toughness-Part I."