鋼鍛造品に生ずる異常組織

ウィッドマンステッテン組織について

山根 寿己*

Widmanstätten Structure in Steel

Toshimi Yamane

Synopsis

The formation conditions and mechanism for Widmanstätten structure were described. And its mechanical properties were mentioned comparing with fine normal microstructures of steels.

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¹⁾。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よいようである²⁾。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, 板状, 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 α -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 α -フェライト

の生長は止まる¹⁾。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¹²⁾。

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第1図¹⁾³⁾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

- (1) 炭素の過飽和度が大になると生成しやすい。
加熱温度は最低1100~1150℃が必要で, 等温変

第1図 Widmanstätten の組織のあらわれる領域¹⁾³⁾

G.B.: γ の粒界に γ 正常析出
G.B.A.: γ 粒界に Fe_3C 析出
W: Widmanstätten 板
M: Massive Ferrite

昭55年12月10日 受付

*大阪大学工学部金属材料工学科教授, 工博

態させる時は変態温度にこの加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⁴⁾。900~500℃で生成するウィッドマンステッテン α の量は⁴⁾0.2%C鋼では100℃/min, 0.45%C鋼では15℃/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らべられている。

ウィッドマンステッテンフェライトに対して

$$\langle 111 \rangle \gamma // \langle 110 \rangle \alpha$$

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

なる Kurdjumov-Sacks の関係があると言われて¹⁾、最近の研究によると⁵⁾⁶⁾この関係よりずれており、Fe-0.47%C合金を A_1 点以上で変態させ $\{111\}\gamma$ より $0 \sim 5^\circ$ ずれた結晶面をウィッドマンステッテン α は持ち Kurdjumov-Sacks と Nishiyama-Wasserman の関係の間⁵⁾にあるという報告と $\{111\}\gamma$ より $4 \sim 20^\circ$ もずれているという報告⁶⁾もある。

Fe_3C 板に対しては

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

$$\langle 311 \rangle \gamma // \langle 001 \rangle \text{Fe}_3\text{C}$$

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¹⁾。

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 $\{111\}\gamma$ 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)

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℃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℃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¹⁾。

4.2 セメントait (Fe₃C)

セメントait・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¹⁾。

5. ウィッドマンステッテン板の成長

5.1 フェライト板

フェライトもセメントaitも含めてウィッドマンステッテン板の生長を解くには Zener⁷⁾と Hillert⁸⁾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成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_0 、試料中の炭素濃度を X 、ウィッドマンステッテン板の長さ方向の成長速度を G とすると (第2図参照),

$$G = \left[\frac{(X_{\gamma\alpha}^{\rho_0} - X)}{2X_{\rho_0}} \right] D_c^{\gamma} \{X_{\gamma\alpha}^{\rho_0}\} \dots\dots\dots(1)$$

$D_c^{\gamma} \{X_{\gamma\alpha}^{\rho_0}\}$ はオーステナイト γ 中の炭素の拡散係数で炭素濃度 $X_{\gamma\alpha}^{\rho_0}$ の関数であることを示す。(1)式中の $X_{\gamma\alpha}^{\rho_0}$ の値は次式により求められる⁹⁾。

$$\begin{aligned} & \frac{5(X_{\gamma\alpha}^{\rho_0} - X)}{(1 - 6X_{\gamma\alpha}^{\rho_0})(1 - X_{\gamma\alpha}^{\rho_0})} \\ &= \left[1 + (X_{\gamma\alpha}^{\rho_0} - X) \left(\frac{1.9 - 11X_{\gamma\alpha}^{\rho_0}}{10^{-5} \cdot R \cdot T} - 30 \right) \right] \\ & \times \ln \left(\frac{1 - 6X_{\gamma\alpha}^{\rho_0}}{1 - X_{\gamma\alpha}^{\rho_0}} \right) \left(\frac{1 - X_{\gamma\alpha}}{1 - 6X_{\gamma\alpha}} \right) \dots\dots\dots(2) \end{aligned}$$

(2)式に試料中の炭素濃度 X 、変態温度 T K、ガス定数 $R = 2 \text{ cal/mol}$ を代入し $X_{\gamma\alpha}^{\rho_0}$ を求める。また (1)式は

$$G = \frac{(X_{\gamma\alpha}^{\rho_0} - X)}{2X} \left[\frac{RT}{50V} \ln \frac{(1 - 6X_{\gamma\alpha}^{\rho_0})(1 - X_{\gamma\alpha})}{(1 - X_{\gamma\alpha}^{\rho_0})(1 - 6X_{\gamma\alpha})} \right] \times D_c^{\gamma} \{X_{\gamma\alpha}^{\rho_0}\} \dots\dots\dots(3)$$

と α と γ の間の表面張力 σ を考慮に入れて導入される⁹⁾。ここで V は鉄のモル容積 ($7 \text{ cm}^3/\text{mol}$)、

第2図 γ 中の α のC濃度曲線

$X_{\gamma\alpha}^0$: α の最大成長速度先端でのC濃度
 $X_{\alpha\gamma}$: 状態図中の $\alpha/\alpha+\gamma$ 境界でのC濃度
 $X_{\gamma\alpha}$: 状態図中の $\gamma/\alpha+\gamma$ 境界でのC濃度

第3図 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

$\sigma = 200 \sim 800 \text{ erg/cm}^2$ である。同じような考え方の計算法は文献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で文献3)のFig. 22を第3図として示す。変態温度を下げた実験¹⁾では、M鋼(C 0.69, Cr 0.85, Mo 0.81, Ni 1.8) Ni鋼供に345°Cで成長速度を $\frac{1}{T}$ (K⁻¹) に対してプロットするとニックがあり、345°C以下で下部ペーナイト、345°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第3図から見ると少しずれているように見える。

5.2 セメントナイト板

セメントナイト (Fe_3C) 板の成長はフェライト板 (α) の時と同じく Zener の考え方で計算されている。第4図は、その一例を示す¹⁰⁾。

5.3 計算の補正

第4図 1.72% C鋼の Fe_3C 板の成長速度

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¹¹⁾。

6. 板状の形になる理由¹⁵⁾

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 の考え方で、母相と析出相の比容積が違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 c/a の関数 $f(c/a)$ で決まり

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

ここで μ は母相の剛性率、 V は析出相の容積、 λ は母相と析出相のミスフィット (同じ結晶系の時は格子定数の差を考えると良い)。第5図に(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。

第1表 0.4%C鋼の機械的性質¹³⁾

	降伏点 (kgf/mm ²)	引張強さ (kgf/mm ²)	伸 (%)	絞 (%)	疲れ強さ (kgf/mm ²) (小野回曲)	シャルピー 値 α ノッチ (kgf/cm ²)	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 トを含む粗大パー ライト 粒度 3~4	33.2	59.6	28	41	24.0	3~5.5	0.025*

* 減衰係数 5 Mc 水晶 V_1 80%なおパーライトの α を Fe_3C 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¹⁴⁾は参考になる。

第5図 母相のひずみエネルギーWと析出物の軸比c/aの関係

(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¹³⁾(第1表)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一つである。

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: Decomposition of

Austenite by Diffusional Processes, Proceedings of a Symposium, Oct. 19(1960), 387

2) J. M. Oblak, R. F. Hehmann: Symposium on Transf. Hardenability Steel, (1968), 15

3) R. D. Townsend, J. S. Kirkaldy: Trans. Ame. Soc. Metals, 61 (1968), 605

4) Metall. Term. Obrabotka. Metall, 6(1973), 59

5) A. D. King, T. Bell: Met. Sci. J., 8(1974), 253

6) Y. C. Liu, H. I. Aaronson: Metall. Trans., 3 (1972), 1318

7) C. Zener: Trans. AIME, 167 (1946), 550

8) M. Hillert: Jernkontorets Ann., 141(1957), 757

9) L. Kaufman: Decomposition of Austenite by Diffusional Processes, Proceedings of a Symposium, Oct. 19. (1960), 313

10) R. W. Heckel, H. W. Paxton: Trans. Met. Soc. AIME, 218 (1960), 799

11) W. P. Bosze, R. Trivedi: Acta. Meta., 23 (1975), 713

12) L. T. Kogan: Phys. Metal & Metallog., 27 (1967), 125

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, 昭和33年9月

14) J. H. Gross: Weld. J., 30 (1951), 481S

15) J. N. Hobstetter: Proc. of Sympo. on Decomposition of Austenite by Diffusional Processes, Metallurgical Soc. AIME, (1962), 15