

低炭素鋼の溶接部に生成したフェライトプレートの 3次元観察

榎本 正人*・稲川 庸平*²・呉 開明*³・難波 茂信*⁴・村上 俊夫*⁴

Three-dimensional Observation of Ferrite Plate in Low Carbon Steel Weld

Masato ENOMOTO, Yohei INAGAWA, Kaiming WU, Shigenobu NANBA and Toshio MURAKAMI

Synopsis : The early stages of the formation of acicular ferrite in a low carbon steel weld were studied by serial sectioning and computer-aided three dimensional (3D) visualization. The specimens were taken from the weld of low carbon steel, containing 0.08% C, 0.9% Si, 1.57% Mn and 0.032% O, and were austenitized and isothermally reacted at 600 and 570°C for less than 10 s. Very thin and long plates were formed initially and thickening occurred probably after lengthening was hampered due to impingement on prior austenite grain boundaries and/or pre-formed ferrite plates. Multi-variant ferrite plates were nucleated at inclusions and grew radially in the directions close to $\langle 110 \rangle_\gamma$, with habit planes near $\{111\}_\gamma$, thus forming a characteristic “Widmanstätten star” noted earlier in a medium carbon steel on polished surfaces.

Key words: low carbon steel, acicular ferrite, Widmanstätten ferrite, three-dimensional reconstruction, inclusion, nucleation, growth.

1. はじめに

炭素鋼におけるフェライトプレート（粒界サイドプレートや粒内プレート）の生成メカニズムやカインेटイクスについては、過去数十年にわたって精力的に研究が行われてきた。プレート生成の特徴として、第一に A_{e_3} 点から有限の過冷度で生成し始め（この温度を W_s ¹⁾あるいは、 WB_s ²⁾と呼ぶ）、温度が低くなるにつれ、粒界アロトリオモルフに変わって、主要なフェライトの形態になるという点があげられる。プレート生成の結晶学的特徴については、表面起伏があり³⁾、オーステナイト粒の $\langle 110 \rangle$ 方向に成長し⁴⁾、オーステナイトとほぼ K-S (Kurdjumov-Sachs)か N-W (Nishiyama-Wassermann)の関係を有することなど³⁻⁵⁾、多くの報告がある。速度論では、プレートの成長速度は、ほぼ拡散律速理論で説明できる⁶⁾。ただし、ベイナイトについてはFe-C-Mn-Si合金で拡散律速より速く成長するという報告がある⁷⁾。フェライトプレートが3次元的にどのような形態を有するかについても多くの関心が払われてきた。以前には、2面研磨法によりプレートに近いという報告⁸⁾や、ラスに近いという報告^{3,9)}がなされている。最近、Spanosら¹⁰⁾はシリアルセクションと3次元合成により、スパイク状の粒界サイドプレートを観察した。粒内フェライトについては、Aaronsonら¹¹⁾は中炭素鋼で、極めて特徴的な配列をしたプレートの1群を観察し、これを

ウィドマンステッテンスター (Widmanstätten star)と呼んでいる。また、Yokomizoら¹²⁾は低炭素鋼の粒内フェライトの3次元合成を試み、等温保持温度を20~30°C低くすると、イデオモルフ (idiomorph)に代わって、細長い形態の粒内フェライトの割合が急速に増加することを報告している。

低炭素鋼の溶接部の組織がオーステナイト粒内の介在物に核生成し、多くのバリエーションに属する微細なフェライトプレートから成っていることはよく知られている¹³⁻¹⁵⁾。このような組織はアシキュラーフェライトと呼ばれ、溶接部の靱性を向上させることから¹⁶⁻¹⁸⁾、その形態や結晶学に関心が寄せられてきた。本報告では、シリアルセクションと3次元可視化により^{19,20)}、低炭素鋼の溶接部における組織形成の初期段階を調べたので報告する。具体的には前報²¹⁾に続き、3次元合成により得られた画像から個々のフェライトの大きさを測定し、フェライトの形態や成長挙動について考察する。

2. 実験方法

溶接部の組織観察を行う試験片として、SM490鋼板を母材として、低炭素鋼の溶接ワイヤを用い、100% CO₂のシールドガスの下でシングルビードを作製した。溶接ワイヤと溶接部から採取した試験片の化学成分を Table 1に示

原著論文：ISIJ Int., Vol. 45 (2005), No. 5, pp. 757-763

平成17年2月16日受付 平成17年4月5日受理 (Received on Feb. 16, 2005; Accepted on Apr. 5, 2005; originally published in ISIJ Int., Vol. 45, 2005, No. 5, pp. 757-763)

* 茨城大学工学部物質工学科 (Department of Materials Science, Ibaraki University, 4-12-1 Nakanarusawa Hitachi 316-8511)

*² 茨城大学工学部物質工学科 (現：ダイテック) (Department of Materials Science, now Die Tec, Inc.)

*³ (財) 宇宙環境利用推進センター (Japan Space Utilization Promotion Center, now Department of Applied Physics, Wuhan University of Science and Technology)

*⁴ (株) 神戸製鋼所材料研究所 (Materials Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd.)

す。試験片はフォーマスターにより 1200°C で 20 分オーステナイト化後、炉冷し、オーステナイト粒径を大きくした (Fig. 1 を参照)。その後、再度 1350°C で 150 秒オーステナイト化し、600°C と 570°C で短時間 (10 秒以内) 等温保持した。等温保持時間が非常に短いので、同じ熱処理をソルトバスでも行ったが、ほぼ同じ組織が得られた。このことから、本試料で観察したフェライトは大部分、等温保持中に生成したと考えて差し支えない。

シリアルセクションを行う際に、硬さ試験機により試料表面に圧痕を付け、目印とした。3次元化を行った領域は通常、100×100 μm² 程度の大きさである。圧痕の対角線の長さの変化より、1 研磨サイクルごとに取り除かれた

Table 1. Chemical composition of weld wire and specimen (mass%).

	Weld wire	Weld deposit
C	0.11	0.078
Si	1.25	0.90
Mn	2.20	1.57
Ti	0.26	0.03
O	.*	0.0320
N	-	0.0050
S	-	0.0059

* Not measured.

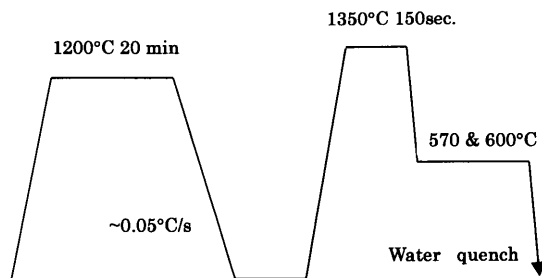


Fig. 1. Schematic illustration of heat treatment of specimens.

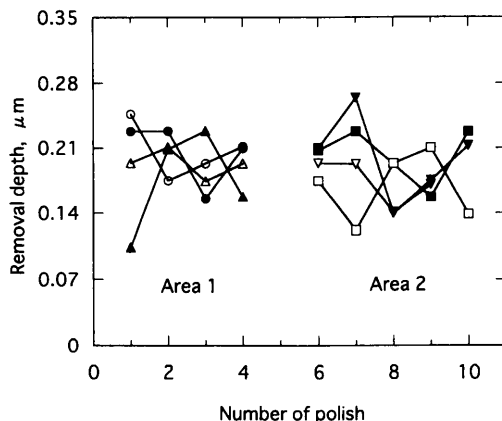


Fig. 2. Thickness of removed layers determined from the diagonal length of hardness indents plotted against the number of polishing cycles. Four indents were applied in the surrounding area of the object.

試料の厚さを測定した。Fig. 2 に研磨と腐食を数回繰り返したとき、研磨により除去された試料の厚さの変化を示す。各回にはばらつきがあるものの、平均としては、ほぼ試料表面に平行に研磨されていることがわかる。1 サイクルの研磨で除去される試料の厚さは平均 0.25 から 0.35 μm であった。圧痕は取り込んだ画像の整列のための目印としても用いた。整列した画像は、対象とするフェライト粒を Photoshop で黒く塗りつぶした後、ボリュームデータに変換し、AVS を用いて 3次元に合成した²⁰⁾。

3. 結果と考察

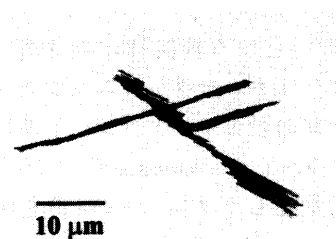
3.1 光学顕微鏡組織とフェライトプレートの 3次元合成画像

Fig. 3(a) と Fig. 4(a) に 600°C と 570°C で 1 秒保持した試料の光学顕微鏡写真を示す。非常に細長いプレートが粒内に生成しており、介在物上に直接生成したと見られるものもある。Fig. 3(b) は Fig. 3(a) の試料中にみられたフェライトプレートの 3次元合成画像である。画像中に見られる黒い線は研磨面とプレートの伸長方向の角度の関係で生じたもので実際の構造とは無関係と考えられる。Fig. 4(b) は 570°C で生成した 13 枚のプレートの 1 群を 3次元合成したものである。図中には示されていないが、酸化物と見られる介在物がプレート 4 (もしくはプレート 11) とプレート



5 μm

a)



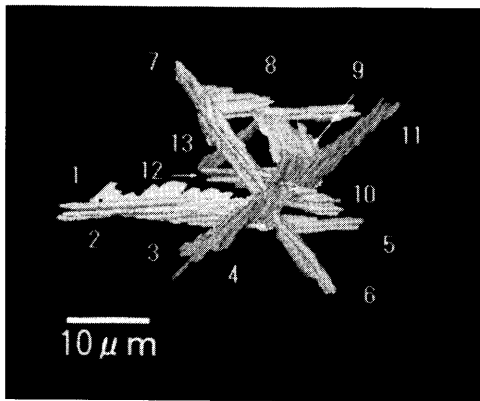
10 μm

b)

Fig. 3. (a) Optical micrographs and (b) 3D-reconstructed image of specimens isothermally held at 600°C for 1 s.



a)

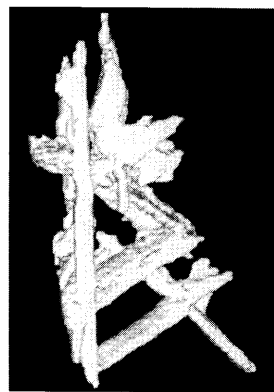


b)

Fig. 4. (a) Optical micrographs and (b) 3D-reconstructed image of specimens isothermally held at 570°C for 1 s.



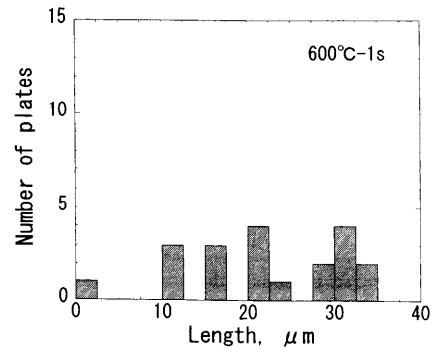
a)



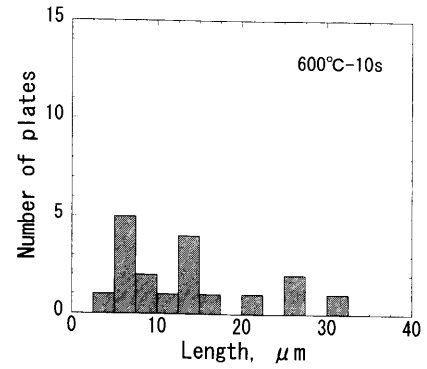
b)

Fig. 5. (a) Optical micrographs and (b) 3D-reconstructed image of specimens isothermally held at 570°C for 5 s.

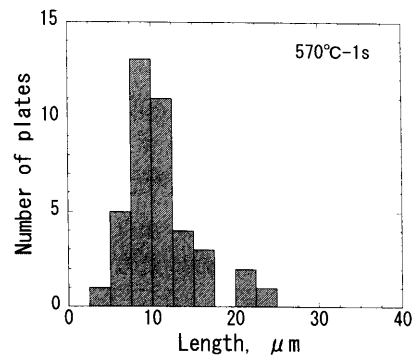
6 (もしくは7) とが交差している箇所に観察された。介在物に接していないプレートは、先に生成したプレートの表面に核生成したと考えられる。特に、プレート1と3はプレート2と4の表面に生成したと見られる。Fig. 5(a)は570°Cで5秒保持した試料の光学顕微鏡組織、Fig. 5(b)はそれと同じ領域の3次元画像である。この画像から、プレー



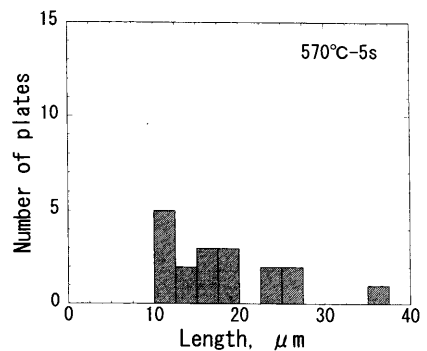
a)



b)



c)



d)

Fig. 6. Distribution of plate lengths measured from 3D-reconstructed images in the specimen isothermally held, (a) at 600°C for 1 s, (b) at 600°C for 10 s, (c) at 570°C for 1 s, and (d) at 570°C for 5 s.

トの厚さが増し、プレート間のぶつかり合い、交差、あるいはおそらく合体も起こっていることがわかる。

Table 2. Mean plate length, width and thickness measured from 3D-reconstructed images (in μm).

	600°C		570°C	
	1s (20)	10s (18)	1s (36)	5s (18)
Length (μm)	22.1±9.1	13.1±8.4	10.8±4.5	18.1±7.0
Width (μm)	3.1±1.9	5.9±3.9	2.8±1.4	4.6±1.8
Thickness (μm)	0.88±0.37	2.1±1.2	0.66±0.25	1.9±0.6
Length / width	7.1	2.2	4.5	4.2
Length / thickness	25.1	6.2	16.4	10.1
Fraction transformed (%)	7.9	62.0	25.4	48.5

3.2 プレート長さの分布

Fig. 6(a)~(d)に3次元画像で測定したプレートの長さの分布を示す。570°C, 1秒で生成したプレートの分布は10 μm にピークを有するが、それ以外では大きくばらついている。プレート長さの平均値を幅や厚さの平均値とともにTable 2に示し、Fig. 7にプロットした。成長初期のプレートの成長速度（ここでは1秒における長さから推定）をZener-Hillertの式²²⁾,

$$G_l = \frac{D_C^\gamma}{8r_c} \frac{\Omega}{1-\Omega} \dots\dots\dots (1)$$

と比較した。ここに、 G_l は成長速度、 $r_c = \sigma V_m / RT(c^\gamma - c^0)$ はプレート先端の臨界半径、 Ω はスーパーサチュレーション、 σ ($\sim 0.2 \text{ J/m}^2$)は界面エネルギー、 V_m はモル体積、 c^γ は界面のオーステナイト側の炭素の濃度、 c^0 は炭素の平均濃度、 D_C^γ はオーステナイト中の炭素の拡散係数、 R は気体定数、 T は絶対温度である。 D_C^γ はKaufman-Radcliffe-Cohen (KRC)の式²³⁾により、 c^0 , c^γ における値と平均値*の3通りで計算した。Fig. 8に示すように、測定結果は c^0 で計算した曲線1に近く、初期の成長速度は炭素の拡散律速と矛盾していないと言える。

プレートの長さは、初期を除き、相互のぶつかり合いや交差、あるいは、遅く核生成したプレートは未変態母相内でしか成長できないことから、保持時間とともに減少することが考えられる。実際、プレートの平均の長さは保持時間とともに570°Cでは増加しているが、600°Cでは減少している。したがって、600°Cでプレートの平均長さが減少したことは、10s保持の試料が、570°Cで5秒保持した試料より変態分率がやや大きいことと関係していると考えられる。

* D_C^γ の平均値は、

$$\bar{D}_C^\gamma = \frac{\int_{c^0}^{c^\gamma} D_C^\gamma dc}{c^\gamma - c^0}$$

で計算した²⁴⁾。

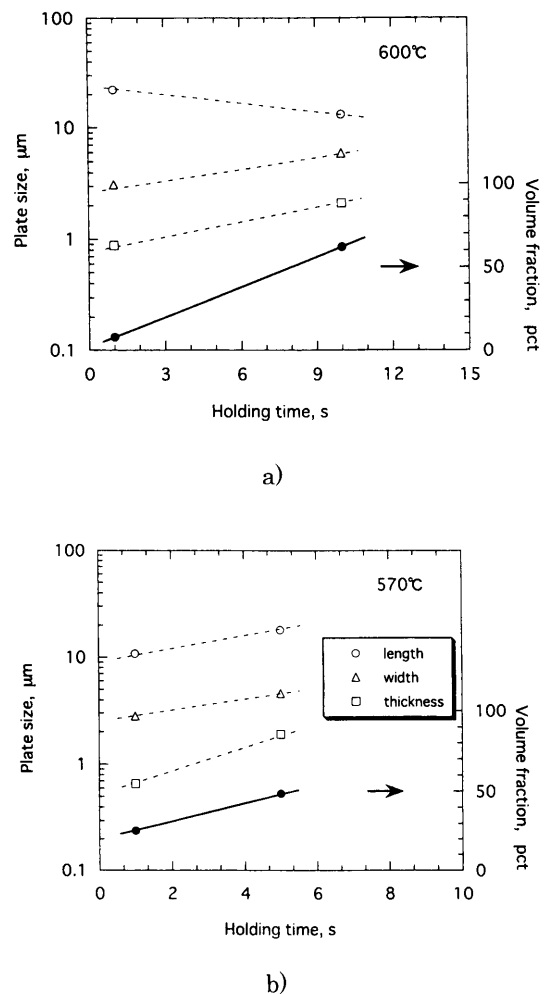


Fig. 7. Variation with holding time of plate length (open circle), width (open triangle), thickness (open square) and fraction transformed (solid circle) (a) at 600°C, and (b) at 570°C.

3.3 フェライトプレートの形態

長さとは対照的に、プレートの幅と厚さは両方とも増加している。Figs. 9(a)と9(b)に個々のプレートの幅を長さに対してプロットした。最小二乗法により計算したプレートのアスペクト比（長さ／幅）を破線で示す。600°C, 1秒保持ではアスペクト比は非常に大きいですが、10秒では2.2まで

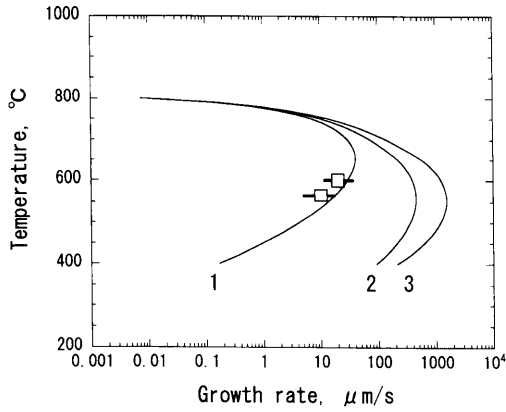


Fig. 8. Comparison of observed lengthening rate of ferrite plates with calculation. Curves 1 and 3 were calculated with the carbon diffusion coefficient (D_C^γ) at the bulk carbon concentration and the carbon concentration at the boundary in austenite and curve 2 was calculated with the averaged D_C^γ .

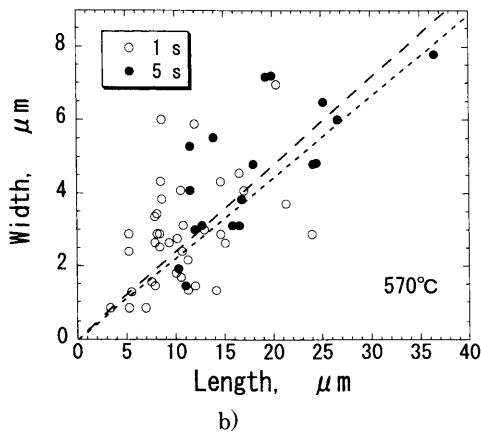
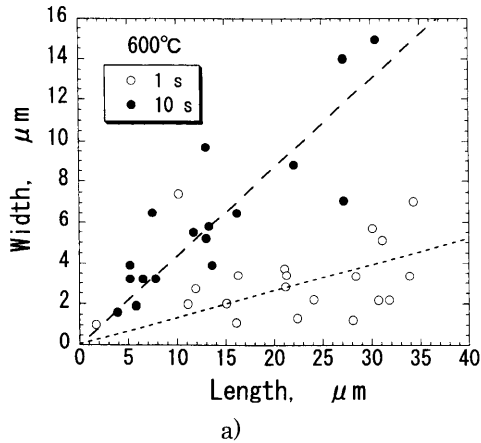


Fig. 9. Plot of width against length of ferrite plates, (a) formed at 600°C, and (b) formed at 570°C.

減少している。したがって、フェライトの形態は初期にはラスであるが、急速に板状に近づくといえる。一方、570°Cではアスペクト比は1秒、4秒保持ともほぼ4であり、プレートというよりラスと言った方が適当であろう。Fig.10(a)と10(b)にプレートの厚さを長さに対してプロットした。プレートの厚さはどちらも増加しているが、600°Cにおける増加の割合がやや大きい。プレートの幅や

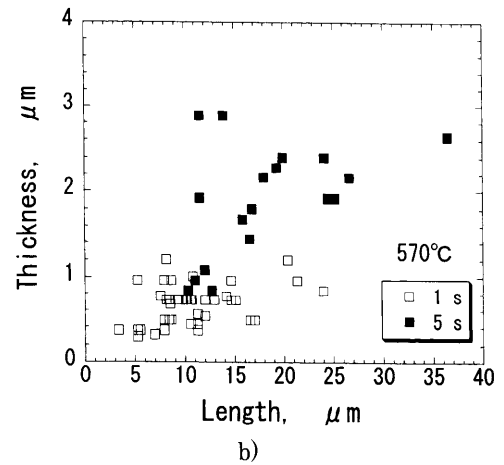
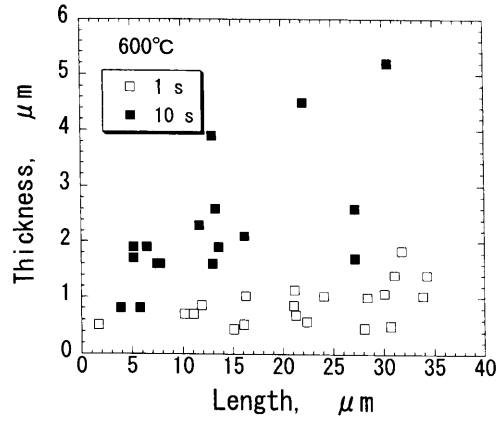


Fig. 10. Plot of thickness against length of ferrite plates, (a) formed at 600°C, and (b) formed at 570°C.

厚さはインピンジメントなどで長さ方向の成長が抑制されてから起こると考えられる。

3.4 プレートの晶癖面と成長方向

Fig. 4(b)などから明らかのように、フェライトプレートはオーステナイト粒内で特定の方向に優先的に成長する。これまでに報告されたFe-C合金と低炭素鋼における粒界サイドプレート、ウィドマンステッテンプレート、およびアシキュラーフェライトの晶癖面と成長方向をTable 3に示す^{3-5,8,25-28})。多くの報告が晶癖面はほぼ $\{111\}_\gamma$ に平行で、成長方向は $\langle 110 \rangle_\gamma$ に近いことを示しているが、これとは異なる観察も報告されている。前報²¹⁾では、プレートのなす角度から成長方向や晶癖面を推定したが、ここでは13枚のプレートについてそれらの指数付けを試みた。はじめに、1枚のプレート(ここではプレート7)を選んで、プレートの平坦な面と長手方向がそれぞれ、オーステナイトの $(\bar{1}11)$ 面と $[101]$ 方向に平行とする。そして、プレートの画像を回転させながら、平坦な面と長手方向が4つの $\{111\}$ 面と6つの $\langle 110 \rangle$ 方向のいずれに相当するかを調べた。Fig.11にプレート11の指数付けの様子を示す。その結果、Table 4に示すように、多くのプレートについて、比較的容易に成長方向と晶癖面の指数付けができた。

Table 3. Data on the habit plane and growth direction of ferrite plate in Fe-C base alloys.

Alloys	Morphology	Habit plane	Growth direction or maximum dimension	Refs.
Plain carbon steel	Probably grain boundary sideplate	Unique $\{111\}_\gamma$		[26]
Plain carbon steel	Grain boundary sideplate	Unique $\{111\}_\gamma$		[8]
Fe-C-Si	Sideplate	4-20° from $\{111\}_\gamma$		[27]
Fe-0.45C	Widmanstätten ferrite (grain boundary sideplate)	(free surface) ~12° from $\{111\}_\gamma$ (away from free surface) closer to $\{111\}_\gamma$		[3]
Fe-0.47C	Grain boundary sideplate	Within 0-5° of $\{111\}_\gamma // \{110\}_\alpha$	Deviate up to ~12° from $\langle 110 \rangle_\gamma // \langle 111 \rangle_\alpha$	[4,28]
Fe-0.6C-2Si	Widmanstätten ferrite (grain boundary sideplate)	9-11° from $\{111\}_\gamma$		[5]
Fe-0.2C-1.8Mn-0.44Si (weld deposit)	Intragranular ferrite (acicular ferrite)	$\{3\ 10\ 15\}_\gamma$		[25]

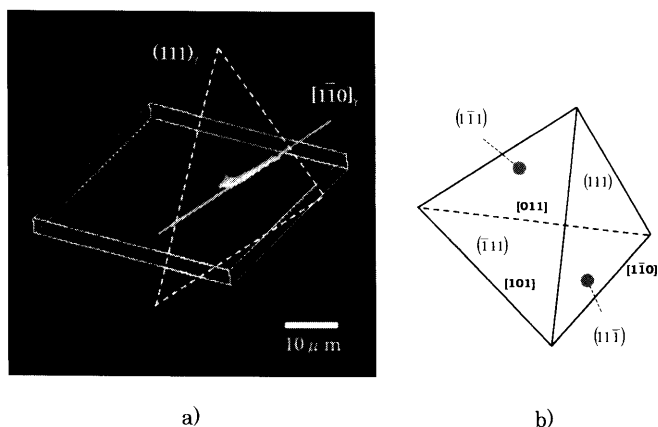


Fig. 11. (a) Identification of crystallographic indices of the longest direction and broad face of plate 11 in Fig. 4(b). (b) Schematic illustration of $\{111\}\langle 110 \rangle$ directions in the austenite matrix.

ここでは、フェライトプレートがオーステナイトと Kurdjumov-Sachs (K-S) の関係を有し^{4,29)}、プレートの平坦な面は晶癖面に平行と仮定して議論を進める。K-Sの関係では、平行関係の面としてオーステナイトの4つの稠密面 $\{111\}_\gamma$ があり、それぞれに6つの稠密方向 $\langle 110 \rangle_\gamma$ を平行関係にとることができるため、合計24のバリエントが存在する。まず、プレートを晶癖面により4つのグループに分類した。 $(111)_\gamma$ に平行なプレート面を有するものをグループAとすると、Aに属するすべてのプレートの成長方向は $[\bar{1}10]_\gamma$ であった。Table 4では成長方向を区別するために、便宜的に1, 2のように番号を付けた。プレート面が $(\bar{1}11)_\gamma$ に平行なグループBに属するプレートの成長方向もすべて

Table 4. Crystallographic indices of broad face and growth direction of plates in Fig. 4b.

Plate number	Broad face and growth direction in austenite	Symbol
1	$(1\bar{1}\bar{1})\{011\}$ or $[\bar{1}\bar{1}0]$	D-1
2	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})\{011\}$	C-1
3	$(1\bar{1}\bar{1})\{1\bar{1}0\}$ or $[011]$	D-2
4	$(111)\{1\bar{1}0\}$	A-1
5	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})\{011\}$	C-1
6	$(\bar{1}11)\{101\}$	B-1
7	$(\bar{1}11)\{101\}$	B-1
8	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})\{011\}$	C-1
9	$(1\bar{1}\bar{1})\{101\}$, $[011]$ or $[\bar{1}\bar{1}0]$	D-3*
10	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})\{011\}$	C-2**
11	$(111)\{1\bar{1}0\}$	A-1
12	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})\{011\}$	C-1
13	$(111)\{1\bar{1}0\}$	A-1

* The growth direction can not be determined uniquely.

** A significant deviation from the directions shown is observed.

$[101]_\gamma$ である。同様に、プレート面が $(\bar{1}\bar{1}1)_\gamma$ に属するグループCではプレート10を除き、単一の成長方向 $[011]_\gamma$ を有している。これに反し、プレート面が $(11\bar{1})_\gamma$ に平行なグループDに属するプレート1, 3, および9の成長方向ははっきりと特定できなかった。たとえば、プレート1の長

手方向は $[011]_{\gamma}$ であって、プレート2と同じである。したがって、プレート1はプレート2と共に長手方向に成長したか、あるいはプレート2が生成した後でその表面に共鳴核生成したとすれば^{11,30)}、面から遠ざかる $[1\bar{1}0]_{\gamma}$ 方向が成長方向とも考えられる。プレート3の成長方向も同様の意味で特定できなかった。また、プレート9はその形状から成長方向を決めるのは困難である。以上をまとめると、これら13枚のプレートはオーステナイト中のすべての $\{111\}_{\gamma}$ 面を晶癖面として生成するが、プレート9, 10を除けば、成長方向は6つの $\langle 110 \rangle_{\gamma}$ 方向のうち3つしか選択していない。

4. 結論

シリアルセクションングとコンピューターの3次元合成により、低炭素鋼のアシキュラーフェライトの生成初期段階における形態と成長挙動を調べた。試料は溶接デポ部から採取し、オーステナイト化後、600°Cと570°Cで10秒以下の短い時間等温保持した。3次元合成画像からプレートごとに長さ、幅および厚さを測定した。また、画像を回転しながら、プレートの晶癖面と成長方向の結晶学的指数を決定した。

フェライトプレートの成長は初期には、炭素の拡散で律速されると見られる。570°Cでは保持時間とともに、長さ、幅、厚さはいずれも増加するが、600°Cでは、長さは減少した。プレートの長さ方向の成長はオーステナイト粒界や先に生成したプレートとのインピンジメントにより変態初期に阻止されるため、その後は幅や厚さ方向に成長すると考えられる。成長初期段階ではプレートの形状はラスと見られるが、後期にはプレート相互のインピンジメント、交差あるいは、合体が盛んに起こるようになり、プレートの平均の長さやアスペクト比は減少する傾向にある。

プレートの晶癖面と成長方向は、ほぼ $\{111\}_{\gamma}$ と $\langle 110 \rangle_{\gamma}$ に平行である。ただし、少数のプレートは成長方向を特定するに至らなかった。ウイドマンステッテンスター(Widmanstätten star¹¹⁾)と呼ばれる放射状に伸びた特徴あるフェライトプレートの配列は、粒内介在物、あるいはプレート表面に核生成した多数のプレートからなることが3次元合成で示された。

本研究は、新エネルギー・新産業技術総合開発機構(NEDO)の委託研究「溶接技術の高度化による高効率・高

信頼性溶接技術の開発」(委託先、宇宙空間利用推進センター、東京)の1テーマとして行われたものである。

文 献

- 1) H.I.Aaronson: Decomposition of Austenite by Diffusional Processes, ed. by V.F.Zackay and H.I.Aaronson, Interscience Publishers, New York, (1962), 546.
- 2) M.Hillert: The Growth of Ferrite, Bainite and Martensite, Internal Report, Swedish Institute for Metal Research, Stockholm, Sweden, (1960).
- 3) J.D.Watson and P.G.McDougall: *Acta Metall.*, **21** (1973), 961.
- 4) A.D.King and T.Bell: *Met. Sci. J.*, **8** (1974), 253.
- 5) J.M.Rigsbee and H.I.Aaronson: *Acta Metall.*, **27** (1979), 351.
- 6) E.P.Simonen, H.I.Aaronson and R.Trivedi: *Metall. Trans.*, **4** (1973), 1239.
- 7) H.K.D.H.Bhadeshia: Phase Transformations in Ferrous Alloys, ed. by A.R.Marder and J.I.Goldstein, AIME, Warrendale, (1984), 335.
- 8) R.F.Mehl, C.S.Barrett and D.W.Smith: *Trans. AIME*, **105** (1935), 215.
- 9) C.M.Wayman: Phase Transformations, ed. by H.I.Aaronson, ASM, Metals Park, OH, (1970), 59.
- 10) G.Spanos and M.Kral: Proc. on Solid-Solid Phase Transformations, ed. by M.Koiwa, K.Otsuka and T.Miyazaki, Japan Institute of Metals, (1999), 1469.
- 11) H.I.Aaronson and C.Wells: *Trans. AIME*, **206** (1956), 1216.
- 12) T.Yokomizo, M.Enomoto, O.Umezawa, G.Spanos, R.O.Rosenberg: *Mater. Sci. Eng. A*, **A344** (2003), 261.
- 13) R.A.Ricks, P.R.Howell and G.S.Barritte: *J. Mater. Sci.*, **17** (1982), 732.
- 14) O.Grong and D.K.Matlock: *Int. Met. Rev.*, **31** (1986), 27.
- 15) F.J.Barbaro, P.Krauklis and K.E.Easterling: *Mater. Sci. Technol.*, **5** (1989), 1057.
- 16) H.K.D.H.Bhadeshia: Int. Conf. on Trends in Welding Research, Gatlingburg, TN, (1989), 189.
- 17) J.R.Yang and H.K.D.H.Bhadeshia: *Mater. Sci. Technol.*, **5** (1989), 93.
- 18) T.K.Lee, H.J.Kim, B.Y.Kang and S.K.Hwang: *ISIJ Int.*, **40** (2000), 1260.
- 19) M.V.Kral, M.A.Mangan, G.Spanos and R.O.Rosenberg: *Mater. Charact.*, **45** (2000), 17.
- 20) M.Enomoto: *Tetsu-to-Hagané*, **90** (2004), 183.
- 21) K.M.Wu, Y.Inagawa and M.Enomoto: *Mater. Charact.*, **52** (2004), 121.
- 22) M.Hillert: *Jernkonterets Ann.*, **141** (1957), 757.
- 23) L.Kaufman, S.V.Radcliffe and M.Cohen: Decomposition of Austenite by Diffusional Processes, ed. by V.F.Zackay and H.I.Aaronson: Interscience, New York, (1962), 313.
- 24) R.Trivedi and G.M.Pound: *J. Appl. Phys.*, **38** (1967), 3569.
- 25) M.Strangwood and H.K.D.H.Bhadeshia: Advances in Welding Research, ed. by S.A.David, Metals Park, OH, ASM International, (1987), 209.
- 26) N.T.Belaiew: *J. Inst. Metals*, **29** (1923), 379.
- 27) Y.C.Liu, H.I.Aaronson, K.R.Kinsman and M.G.Hall: *Metall. Trans.*, **3** (1972), 1318.
- 28) A.D.King and T.Bell: *Metall. Trans. A*, **6A** (1975), 1419.
- 29) W.T.Reynolds, Jr., M.Enomoto, and H.I.Aaronson: Phase Transformations in Ferrous Alloys, ed. by A.R.Marder and J.I.Goldstein, TMS-AIME, Warrendale, (1984), 155.
- 30) H.I.Aaronson, G.Spanos, R.A.Masumura, R.G.Vardiman, D.W.Moon, E.S.K.Menon and M.G.Hall: *Mater. Sci. Eng. A*, **B32** (1995), 107.