

(論文)

# 490MPa級鋼溶接金属に形成されるアシキュラフェライト変態モデル

## Acicular Ferrite Transformation Modeling in 490MPa Grade Weld Metals



村上俊夫\*  
Toshio Murakami



難波茂信\*  
Shigenobu Nanba



武田裕之\*\*\*(工博)  
Dr. Hiroyuki Takeda

In this paper, the transformation model of acicular ferrite, the main microstructure in 490MPa grade weld metals, was investigated. Weld metals were maintained at various temperatures, in the range at which acicular ferrite is formed, to investigate acicular ferrite transformation behavior and establish an acicular ferrite transformation model. It was confirmed that the fraction of the acicular ferrite transformed can be predicted by this model.

まえがき = 現在社会における構造物の建設には、溶接は欠かせない工法となっている。構造物の建造方法の根本的な変革が起こらない限り、その重要性が変化することはない。そのため、溶接技術の高度化は産業上非常に有用である。溶接技術に関する研究は盛んに行われているが、溶接現象は金属の溶融、凝固、晶出物の形成、複雑な熱履歴による金属組織の変化など様々な現象が複雑に絡み合い、解明されていない問題が多々存在する。そのため、溶接施工の条件決定は解析的に決定することができず、熟練技術者の知識と経験と勘に頼る部分が多い。

しかし、近年、作業効率の向上を目的に大入熱・高パス間温度に代表される低コスト溶接法が採用され始めている。このように、従来とは異なる溶接条件が求められると、従来のような技術者の勘と経験に頼る方法には限界があり、様々な溶接条件における溶接部の特性を予測できるシステムが求められている。しかし、実際に利用できるような溶接部特性予測方法は未だ提案されていないのが実情である。

そのような背景のもと、溶接部、特に溶接金属部の特性予測システムの開発が取組まれてきた<sup>1)2)</sup>。このシステムは、溶接材料と溶接条件から溶接金属部の組織を予測し、予測した組織から機械的性質を予測することを目指している。

建築分野で一般的に利用されている490MPa級鋼の溶接金属の場合、主体組織として粒界フェライト、ウイドマンステッテンフェライト、アシキュラフェライトなどが挙げられ、これらが溶接金属の機械的性質を支配している。溶接金属の機械的性質を予測するためには、これらの組織の変態モデルを確立する必要がある。

このうちアシキュラフェライトは、溶接金属の機械的性質を強く支配する組織として知られている<sup>3)</sup>。アシキュラフェライトは粒内核生成した針状フェライトであり、非常

に微細かつ方位の異なるフェライトが混在して存在するため、アシキュラフェライトが存在することで溶接金属の機械的性質、特に靱性が改善される。そのため、様々な観点からアシキュラフェライトの研究が行われている。特にアシキュラフェライトの変態機構について多数の報告<sup>4)~11)</sup>があるが、未だ明らかになっていない。変態機構に関する調査以外には、結晶学<sup>12)</sup>、核生成サイト<sup>13),14)</sup>などに関して報告されているが、アシキュラフェライトに関する定量的な変態モデルは未だ提示されていない。

アシキュラフェライト変態挙動の予測方法について言及している報告<sup>15)</sup>があり、アシキュラフェライト分率  $X_{AF}$  を下式のように示している。

$$X_{AF} = 1 - X_{GBF} - X_{WF} - X_{MP} \dots\dots\dots(1)$$

ここに、 $X_{GBF}$ ：粒界フェライト分率

$X_{WF}$ ：ウイドマンステッテンフェライト分率

$X_{MP}$ ：マイクロフェイズ分率

このように、粒界フェライト、ウイドマンステッテンフェライトなどの組織分率を変態モデルを用いて求めてから余った部分をアシキュラフェライトとしているため、アシキュラフェライトの変態挙動そのもののモデル化はできていない。

アシキュラフェライト変態挙動を明確にすることは、本研究の最終目的である溶接金属の特性予測技術のためだけでなく、より高度なアシキュラフェライト制御技術を打立てていくためにも重要である。

本報告では、アシキュラフェライトの変態挙動を詳細に観察し、その結果をもとにアシキュラフェライト変態のモデル化に取り組んだ。

### 1. 実験方法

#### 1.1 試料作製

溶接金属中に形成されるアシキュラフェライトの変態

\*技術開発本部 材料研究所 \*\*技術開発本部 開発企画部

挙動を観察するため、試験片は原質部のみから構成される溶接金属から採取した。原質部にのみ限定した理由は、多層盛溶接金属のように原質部と再熱部が混在した場合、両者のミクロ組織が大きく異なるため、再加熱した際の 粒度に差が生じ、変態挙動に局所的な差異が現れる可能性があるため<sup>1)</sup>である。以下に、溶接金属を作成するために用いた供試材および溶接条件を示す。

鋼板には板厚 20mm (長さ 400mm × 幅 125mm) の SM490 を用いた。鋼板成分を表 1 に示す。

使用した溶接材料(ワイヤ)の成分を表 2 に示す。このワイヤは、粒界フェライトの形成を抑制してアシキュラフェライトの変態挙動を観察しやすくすることを目的に、490MPa 級ソリッドワイヤ (JIS YGW11) をベースに Mn・Si 量を増加させて試作した。

図 1 に溶接開先形状を示す。母材希釈による溶接金属の化学成分変動が大きくなることを避けるため、3 層バタリング溶接後に機械加工で開先加工するとともに、ルート部をシーリング溶接した。

表 3 にその他の溶接条件を示す。以上の条件で溶接して作製した溶接金属の成分を表 4 に示す。

上記の溶接により作成した溶接金属は、微細な組織であるアシキュラフェライトが主体であるため、これを A<sub>3</sub> 点以上に加熱してもオーステナイト変態の核生成サイトが多く、凝固組織に比べ微細なオーステナイトしか得る

表 1 母材化学成分

Table 1 Chemical compositions of steel used (wt%)

C	Si	Mn
0.16	0.39	1.42

表 2 溶接ワイヤの化学成分

Table 2 Chemical compositions of welding wire used (wt%)

C	Si	Mn	S	Ti	O	N
0.068	1.25	2.22	0.006	0.23	0.016	0.0042

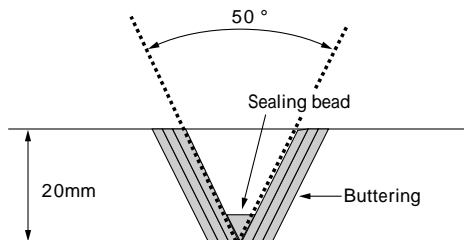


図 1 開先形状

Fig. 1 Configuration of butt joint

表 3 溶接条件

Table 3 Welding conditions

Welding current (A)	300
Welding voltage (V)	36 ~ 37
Welding speed (cm/min)	15
Preheat	None
Heat input (J/cm)	43 800
Shielding gas flow rate (l/min)	25 (CO <sub>2</sub> )

表 4 溶接金属の化学成分

Table 4 Chemical compositions of weld metal (wt%)

C	Si	Mn	S	Ti	O	N
0.078	0.90	1.57	0.0059	0.030	0.032	0.0050

ことができない。そのため、粒界フェライトの核生成サイト数が大きくなり粒界フェライト変態が促進されるため、アシキュラフェライトを生成させて変態挙動を観察することが難しい。そこで、いったん A<sub>3</sub> 点以上に加熱した後、徐冷することで前組織をポリゴナルフェライトに変化させ、それを再度加熱することで粗大なオーステナイトを得る方法が提案されている<sup>2)</sup>ので、この方法を用いてオーステナイト粒径を粗大化させ、アシキュラフェライトの変態挙動を観察しやすくした。熱処理条件は、加熱温度 1 200 , 加熱時間 20 分, 冷却速度 1 /s である。

熱処理後、溶接金属の中央部から 5.2mm × 長さ 7.8 mm の円柱状の試験片を作製し、TTT (Time-Temperature-Transformation) 試験に供した。

## 1.2 TTT 試験

アシキュラフェライトの変態挙動を詳細に観察するため、TTT 試験を行った。TTT 試験には富士電波工機製 Thermecmaster-Z を用いた。粗大なオーステナイトを得るために、加熱温度 1 350 で 150s 保持した。その後、粒界フェライト変態をできるだけ抑制するため 50 /s の等速冷却で 570 まで冷却し、各変態段階のアシキュラフェライトを含む試料を作製するため、570 で 1 ~ 15s 保持した。また、等温保持を行った後、変態組織を凍結するために水冷した。

## 1.3 組織観察ならびに解析

試料は湿式研磨、パフ研磨で鏡面に研磨した後、3% ナイタルで腐食した。これを光学顕微鏡、走査型電子顕微鏡 (SEM) で観察した。

アシキュラフェライト変態率は、粒界フェライトやウイドマンステッテンフェライトが存在しない旧オーステナイト粒中心付近を SEM を用いて観察し、ポイントカウンティング法で分率を求め、その後、熱力学計算から求めた平衡フェライト分率を用いて変態率に換算した。そのため、ここでいうアシキュラフェライト変態率は系全体に占める変態率ではなく、粒界フェライト、ウイドマンステッテンフェライトを除いた領域に占めるアシキュラフェライト変態率のことを指す。

## 2. 実験結果および考察

### 2.1 アシキュラフェライトの恒温変態挙動

写真 1 に 570 で 1, 15s 等温保持した試料の光学顕微鏡組織写真を示す。1 350 で保持した後、50 /s で急冷することで粒界フェライトの形成を抑制しようとした

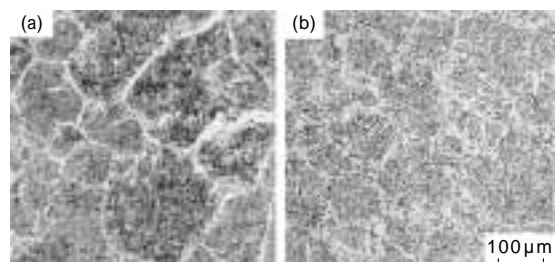


写真 1 570 保持後のミクロ組織 (a) 保持時間 1s, (b)15s  
Photo 1 Optical micrograph of specimen held at 570 for 1s (a) and 15s (b)

が、完全には抑制できておらず一部粒界フェライトが観察された。しかし、15s まで保持しても粒界フェライト変態がほとんど進行していなかったため、570 保持中に形成されるアシキュラフェライトの変態挙動に及ぼす影響はほとんどないと考えられる。そのため、本報告では粒界フェライト変態については考慮しない。

写真 2 に各保持時間の試料の SEM 写真を示す。写真中の矢印で示した組織がアシキュラフェライトである。保持時間が 1s では非常に細い針状のアシキュラフェライトが観察された。保持時間が長くなるにつれてアシキュラフェライトが短軸方向に成長し、1s 保持では短軸長さが約  $0.8 \mu\text{m}$  だったが 15s 保持では約  $2 \mu\text{m}$  となった。

一方、長さ方向に関しては、1s 保持の段階から十分に長いアシキュラフェライトが観察されており、15s 保持のものとは大きくは変わらなかった。また、アシキュラフェライトの数に関しても、保持時間に対し大きな変化は見られなかった。

図 2 にアシキュラフェライト変態率の測定結果を示す。保持時間が伸びるに従いアシキュラフェライト変態率が増加した。その増加挙動は保持時間に対してパラボリックに増加していた。

以上の観察結果を元に考慮したアシキュラフェライトの変態挙動の模式図を図 3 に示す。写真 2 の観察結果から、アシキュラフェライトは 2 次元的には針状に観察さ

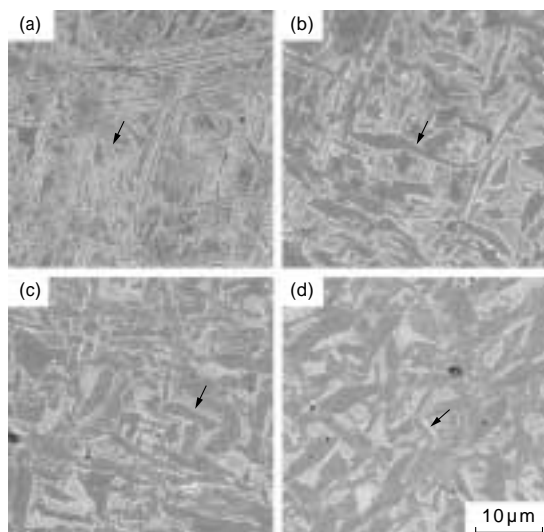


写真 2 570 保持後の SEM 組織写真 (a) 保持時間 1s, (b) 5s, (c) 10s, (d) 15s  
Photo 2 SEM micrograph of specimen held at 570 for 1s (a), 5s (b), 10s (c) and 15s (d)

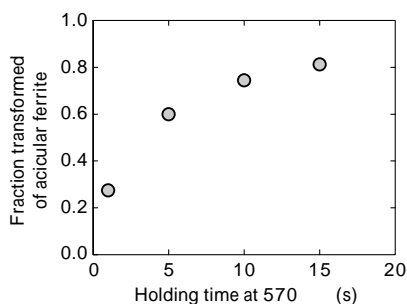


図 2 アシキュラフェライト変態率に及ぼす 570 保持時間の影響  
Fig. 2 Relation between fraction of acicular ferrite and holding time at 570

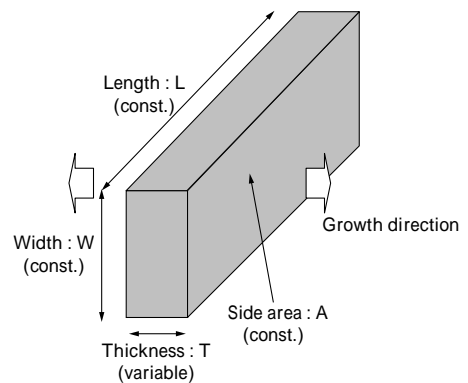


図 3 アシキュラフェライト変態挙動の模式図  
Fig. 3 Illustration of transformation behavior of acicular ferrite

れるため、3 次元形態は板状と考えられる。また、保持時間に対して長軸方向の成長はほとんど見られなかったのに対し、短軸方向への成長が見られたことから、3 次元成長挙動としては長さ・幅方向には核生成直後に成長が完了し、その後の保持中には厚さ方向にだけ成長すると考えられる。

また、アシキュラフェライトの数に関しては、保持時間に対しあまり変化していないと見受けられることから、570 に保持した直後にアシキュラフェライトの核生成が終了し、その後の保持の中では新たな核生成は起こらないと取扱うことができると考えられる。

## 2.2 アシキュラフェライト恒温変態モデル

2.1 で検討したアシキュラフェライトの変態挙動を用いて変態モデルについて検討した。

変態挙動をモデル化するにあたって、変態が完了した領域からは新相の核生成が起こらないこと、新相同士の衝突により新相の成長が停止することを考慮する必要がある。この問題については、古典的なモデルの中で拡張体積  $X_{ex}$  という概念を導入することで解決できることが見出されている<sup>16)</sup>。本報告でも、変態モデルを構築する上で拡張体積率  $X_{ex}$  を用いた。拡張体積率  $X_{ex}$  とは、全体の体積を 1 とした母相中から、ランダムに核生成した新相（ここではアシキュラフェライト）が互いに重なり合っても成長するとし、重なり合った部分も含めて足し合わせた体積率のことである。拡張体積率  $X_{ex}$  を用いることで、実際の体積率  $X_{AF}$  は次のように表すことができる。

$$X_{AF} = 1 - \exp(-X_{ex}) \dots\dots\dots(2)$$

ここで、拡張体積率  $X_{ex}$  は下式のように表される。

$$X_{ex} = \int_0^t V(t, \tau) I(\tau) d\tau \dots\dots\dots(3)$$

ここで、 $V(t, \tau)$ : 時間  $t$  で核生成した生成相の時間  $\tau$  での体積 [ $\text{m}^3$ ]

$I(\tau)$ : 核生成速度 [ $\text{s}^{-1} \cdot \text{m}^{-3}$ ]

アシキュラフェライト 1 個の体積  $V(t, \tau)$  と核生成速度  $I(\tau)$  を定式化することで、アシキュラフェライトの拡張体積率  $X_{ex}$  を求めることができる。

アシキュラフェライト 1 個の体積  $V(t, \tau)$  は、図 3 に示した成長挙動の模式図を元に求めることができる。アシキュラフェライトの長さ・幅方向への成長は核生成直後に終了、厚さ方向への成長を拡散成長と仮定する

と、アシキュラフェライトの体積は下式で表すことができる。

$$V(t) = L \times W \times T = A_0 t^{0.5} \quad \dots\dots\dots(4)$$

ここで、 $A_0$ ：アシキュラフェライトの側面積 [m<sup>2</sup>]  
 $= L$  (長さ)  $\times$   $W$  (幅)  
 $A_0$ ：パラボリックレイト定数 [m $\cdot$ s<sup>-0.5</sup>]  
 $t$ ：保持時間 [s]

核生成速度  $\lambda(t)$  は、ある時刻で単位体積当りに形成される核の数を示している。1つの核生成サイトから核生成する頻度を時間に依らず一定と仮定すると、ある時刻  $t$  での核生成速度  $\lambda(t)$  は、核生成サイト数  $N(t)$  と核生成頻度を用いて下式のように表すことができる。

$$\lambda(t) = N(t) \quad \dots\dots\dots(5)$$

ここで、核生成サイト  $N(t)$  は核生成するにつれて減少する。そのため、核生成速度  $\lambda(t)$  も時間依存性を考慮する必要がある。この問題について、Avrami は下式を用いて核生成速度を考慮すれば良いことを示している<sup>17)</sup>。

$$\lambda(t) = N \exp(-t) \quad \dots\dots\dots(6)$$

ここで、 $N$ ：時刻  $t = 0$  での核生成サイト数 [m<sup>-3</sup>]  
 $N$ ：核生成サイトでの核生成頻度 [s<sup>-1</sup>]

式(3)、式(4)、式(6)を用いると、拡張体積率  $X_{ex}$  は下式のように表すことができる。

$$X_{ex} = \int_0^t A_0 (t - \tau)^{0.5} N \exp(-\tau) d\tau \quad \dots\dots\dots(7)$$

このとき核生成頻度について、写真2で570に保持した直後に核生成がほとんど終了していたという観察結果から、 $N$  は非常に大きな値を示すと考えられる。ここで、 $N$  を無限大と仮定すると式(7)は下式に示すようにきわめて単純な形で表すことができる。

$$X_{ex} = \frac{1}{4} A_0 N t^{0.5} \quad \dots\dots\dots(8)$$

以上の結果から、アシキュラフェライト変態率  $X_{AF}$  は以下の式で表すことができる。

$$X_{AF} = 1 - \exp\left(-\frac{1}{4} A_0 N t^{0.5}\right) \quad \dots\dots\dots(9)$$

ここで、 $A_0$ ：アシキュラフェライトの側面の面積 [m<sup>2</sup>]  
 $N$ ：時間  $t = 0$  での核生成サイト数 [m<sup>-3</sup>]  
 $A_0$ ：パラボリックレイト定数 [m $\cdot$ s<sup>-0.5</sup>]  
 $t$ ：保持時間 [s]

ここでに関しては、アシキュラフェライト変態が起こる温度域が570程度と低いため、パラ平衡を仮定して熱力学計算で求めた値を用いる。また、 $A_0$ 、 $N$  についてはそれぞれ解析的に求めることが非常に困難なため、 $A_0 \cdot N$  という実験定数として取扱う。

式(9)を用いて570でのアシキュラフェライト変態率を予測した値と実測した値を比較した結果を、図4に示す。予測値と実測値が一致しており、式(9)で予測できることがわかった。

しかし、本モデルは現状では不完全であり、実際の溶接過程におけるアシキュラフェライト変態率の予測を行うためには、恒温変態モデルから連続冷却モデルへの拡張、 $A_0 \cdot N$  の予測技術の確立が必須となる。このうちについては、連続冷却を微小時間の恒温保持の足し

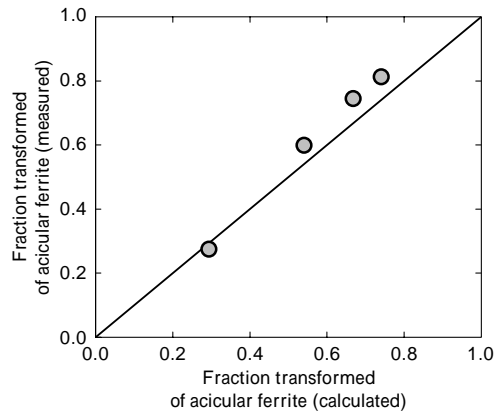


図4 アシキュラフェライト変態率の予測値と実測値の関係  
 Fig.4 Relation between calculated and measured fraction of acicular ferrite

合わせとして取扱うことで拡張可能である<sup>18)</sup>。については今後取組むべき課題である。

むすび＝溶接金属中に形成されるアシキュラフェライトの変態挙動のモデル化に取組んだ結果、アシキュラフェライトの形態を板状、成長挙動を長さとは一定、厚さ方向に成長すると仮定し、古典的なモデルを用いて計算した結果、式(9)を用いることでアシキュラフェライト変態率を予測できることがわかった。

現在、溶接金属組織から機械的特性を予測するモデル並びにほかの組織予測モデル(粒界フェライト・パーライトなど)の開発を同時平行で行っており、本報告の結果と組み合わせることで、溶接金属部の特性予測技術を構築していく。

参考文献

- 1) 関勇一ほか：「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」平成12年度成果報告書、(2001) p.101, 新エネルギー・産業技術総合開発機構
- 2) 関勇一ほか：「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」平成13年度成果報告書、(2002) p.125, 新エネルギー・産業技術総合開発機構
- 3) J. R. Yang et al. : J. of Mater. Sci. Let., 12 (1993) p.1290.
- 4) J. R. Yang et al. : Advances in Welding Technology and Science, (1987) p.187.
- 5) M. Strangwood et al. : Advances in Welding Technology and Science, (1987) p.209.
- 6) A. A. B. Sugden et al. : Met. Trans. A, 20A (1989) p.1811.
- 7) P. R. Howell : Trends Weld Res, (1999) p.149.
- 8) J. R. Yang et al. : J. Mater. Sci., 26 (1991) p.839.
- 9) G. I. Ree et al. : Mater. Sci. Technol., 10 (1994) p.353.
- 10) R. A. Ricks et al. : J. Mater. Sci., 17 (1982) p.732.
- 11) T. Yokomizo et al. : Mater. Sci. Eng. A, A00 (2002) p.1.
- 12) J.R. Yang et al. : Mater. Sci. Technol., 5 (1989) p.93.
- 13) T. K. Lee et al. : ISIJ Int., 40 (2000) p.1260.
- 14) J. M. Gregg et al. : Acta Mater., 45 (1997) p.739.
- 15) H. K. D. H. Bhadeshia et al. : Advances in Welding Technology and Science, (1987) p.225.
- 16) W. A. Johnson : AIME, 135 (1939) p.416
- 17) M. Avrami : J.Chem. Phys., 9 (1941) p.17
- 18) 梅本実：溶接学会誌, 58 (1989) p.413.