

(論文)

490MPa級溶接金属の材質予測シミュレーション技術の開発

Development of Prediction Method on Material Properties of 490MPa Grade Weld Metal



村上俊夫*

Toshio MURAKAMI



難波茂信*

Shigenobu NANBA



関 勇一**

Yuichi SEKI

Simulation models were developed which predict major microstructures (grain boundary ferrite, acicular ferrite, pearlite, and martensite-austenite constituent) and mechanical properties (hardness, vE_0) in 490MPa grade weld metal. The models for grain boundary ferrite and pearlite were modifications of the original one proposed by Umemoto et al. An acicular ferrite model based on metallurgical phenomena was established originally. Prediction models for mechanical properties were regression equations between mechanical properties and predicted microstructures. It became possible for the models to predict microstructures and mechanical properties of 490MPa grade weld metals.

まえがき = 溶接構造物の信頼性向上や溶接作業の高効率化が求められるなか、これまでデータベースや実験手法に頼っていた溶接条件の決定を支援するシミュレーション技術の重要性が高まっている。特に溶接金属の機械的性質を予測するシミュレーション技術は、溶接熟練工が減少する中で今後とも溶接構造物の信頼性を確保しつつ、大入熱化やパス間温度の高温化など溶接施工の高効率化を達成するために重要な技術の一つとされている。一方、溶接金属の機械的性質は一般の金属材料と同様ミクロ組織依存性が強く、機械的性質を予測するにはまず溶接金属中に出現するミクロ組織を予測する必要がある。

ここでは、建築構造用鋼として汎用されている490MPa級鋼を題材として、その溶接金属中に現れるミクロ組織の形成過程をモデル化し、さらにそのミクロ組織から機械的性質を予測するシミュレーション技術の開発に取組んだ。

1. 溶接金属組織予測モデルの検討

多層盛溶接の溶接金属は、溶接後、変態点以下に冷却された後、A1点以上に加熱されない原質部と、一旦冷却された後、次のパスで再度A1点以上に加熱される再熱部からなる。490MPa級鋼の溶接金属の場合、原質部は主に粗大なオーステナイト粒界に沿って形成される粒界フェライトとオーステナイト粒内に形成されるアシキユラーフェライトからなり、一方、再熱部は一般的に粒界フェライト、パーライト、マルテンサイト/オーステナイト複合体 (martensite-austenite constituent: 以下 MA と示す) から形成される¹⁾。機械的性質を予測するにはこれらの組織を予測する必要がある。ここでは各組織の形成状況を予測するための冶金モデルについて検討した

結果を述べる。

1.1 粒界フェライトモデル

等温保持中のフェライト分率については、オーステナイト粒界からの不均一核生成とC拡散律速の成長に基づいた式が鉄鋼材料の分野で提案されている(式(1)~(3))²⁾。

$$X_f(t) = 1 - \exp \left[-2 \cdot S \cdot \left(\frac{C - C_0}{C - \bar{C}} \right)^{1/2} \cdot \int_0^t \left[1 - \exp \left\{ -\frac{9}{2} \cdot I_s \cdot t^2 \cdot (1 - 2x^2 + x^4) \right\} dx \right] \right] \dots (1)$$

$$I_s = K_1 \cdot \frac{D_c \cdot (1 - \bar{C})}{\sqrt{T}} \exp \left[-\frac{K_2}{C_v^2 \cdot T} \right] \dots (2)$$

$$= \frac{K_3 \cdot D_c^{1/2} \cdot (C - C_0)}{(C - C_0)^{1/2} \cdot (C_0 - C)^{1/2}} \dots (3)$$

ここで、 $X_f(t)$: フェライト変態率、 S : 単位体積あたりのオーステナイト粒界面積、 C_0 : 平均炭素量、 C : フェライト/オーステナイト界面におけるオーステナイトの炭素量、 \bar{C} : フェライト/オーステナイト界面におけるフェライトの炭素量、 I_s : 成長速度定数、 t : 保持時間、 D_c : オーステナイト中の炭素の拡散定数、 I_s : 核生成速度、 \bar{C} : 未変態オーステナイト中の平均炭素量、 K_1, K_2, K_3 : フィッティングパラメータである。このうち、 S, C, \bar{C}, I_s, G_v は熱力学計算ソフト (例えば Thermo Calc) を用いて算出できる。このモデルを溶接金属の粒界フェライトに適用するために、表1の鋼種をフェライトが形成する温度域(700 ~ 800)で保持してフェライトの核生成、成長挙動を解析し、実験的に K_1, K_2, K_3 を決定した。各フィッティングパラメータの式を以下に示す。

$$K_1 = 10^{24.3 - 22.1[\%C]} \dots (4)$$

$$K_2 = 10^{10.4 - 21.7[\%C] + 0.93[\%Si] - 1.2[\%Mn]} \dots (5)$$

$$K_3 = 1 \dots (6)$$

ここで、 $[\%C], [\%Si], [\%Mn]$ はそれぞれ溶接金属

*技術開発本部 材料研究所 **技術開発本部 材料研究所 (現: 開発企画部)

表 1 溶接金属成分

Table 1 Chemical contents of weld metal

(mass%)

	C	Si	Mn	Ti	O	N
A (Base)	0.078	0.90	1.57	0.030	0.032	0.0057
B (Low C)	0.049	0.90	1.52	0.030	0.033	0.0051
C (Low Si)	0.080	0.36	1.33	0.023	0.035	0.0120
D (High Si)	0.069	1.74	1.66	0.033	0.028	0.0049
E (Low Mn)	0.062	0.87	1.00	0.039	0.039	0.0060

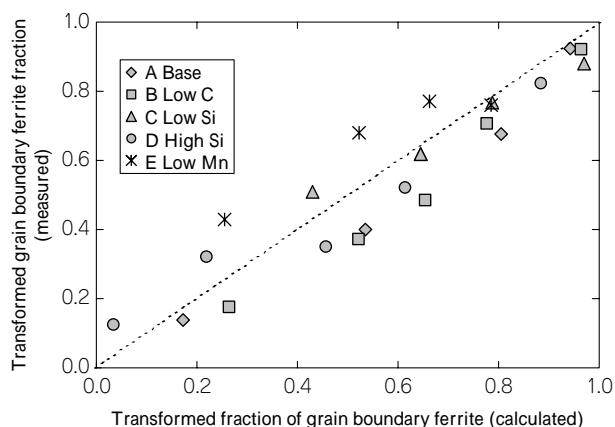


図 1 粒界フェライト分率の実験値と計算値の比較結果

Fig. 1 Comparison of measured and calculated value of transformed fraction of grain boundary ferrite

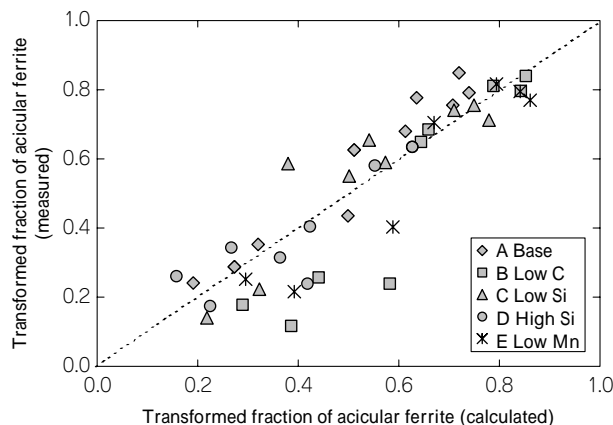


図 2 アシキュラーフェライト分率の実験値と計算値の比較結果

Fig. 2 Comparison of measured and calculated value of transformed fraction of acicular ferrite.

の C, Si, Mn の含有量 (重量%) である。

式(1)~式(6)をもって等温変態時の粒界フェライトモデルとした。連続冷却変態への変換については、ある時間で核生成したフェライトがその後の熱履歴で成長し続けるものとして、それらを微小時間に分割、足し合わせることで求めた。図 1 に種々の溶接条件にて求めた粒界フェライト変態率の実測値と、本モデルを用いて計算で求めた粒界フェライト変態率の予測値との比較を示す。この結果から、本モデルにより粒界フェライトを良好な精度で予測可能であるといえる。

1.2 アシキュラーフェライトモデル

筆者らはこれまでに等温保持時のアシキュラーフェライトモデルとして式(7)を提案している³⁾。

$$X_{AF}(t) = 1 - \exp\left[-\frac{1}{4}A_0 \cdot N \cdot t^{1/2}\right] \dots\dots\dots(7)$$

ここで、 $X_{AF}(t)$: アシキュラーフェライト変態率、 A_0 : アシキュラーフェライトの側面の面積、 N : 時間 $t=0$ での単位体積あたりの核生成サイト数である。

式(7)のモデルで、アシキュラーフェライトの形成挙動の成分依存性および温度依存性を考慮するには、 $A_0 \cdot N$ の成分依存性と温度依存性を決定する必要がある。

に関しては熱力学計算から導出することが可能である。一方、 $A_0 \cdot N$ については解析的に決定することができないため、表 1 に示す成分の溶接金属をオーステナイト単相に加熱後急冷し、550~600 で等温保持してアシキュラーフェライトを生成させて、その密度および形態

から $A_0 \cdot N$ を求めた。この $A_0 \cdot N$ を支配する因子について種々検討した結果、 $A_0 \cdot N$ とも核生成に強く関わるパラメータであることから無拡散変態の駆動力 dG と強い相関を持ち、 dG により温度依存性と成分依存性の両方を考慮できることがわかった。 $A_0 \cdot N$ と dG との関係式を式(8)に示す。

$$A_0 \cdot N = -1.70 \times 10^5 + 7.57 \times 10^2 dG \dots\dots\dots(8)$$

式(7)と式(8)からなる等温変態時のアシキュラーフェライトモデルを連続冷却に拡張するために、粒界フェライトの場合と同様に、熱履歴を微小時間に分割し、微小時間の等温保持の足し合せとして計算した。

図 2 に本モデルを用いて計算したアシキュラーフェライトの変態率と実測値を比較した結果を示す。おおむね良い一致を示しており、本モデルでアシキュラーフェライトの予測が可能であることがわかった。

1.3 パーライトモデル

亜共析鋼のパーライト変態率は以下の式を用いて表される⁴⁾。

$$X_p(t) = 1 - \exp\left[-S_f \cdot G \cdot t \int_0^1 \left[1 - \exp\left\{-I_{gb} \cdot G \cdot t \left(\frac{1-x^3}{3} - x^2(1-x)\right)\right\}\right] dx\right] \dots(9)$$

ここで、 $X_p(t)$: パーライト変態率、 S_f : 単位体積中のフェライト-オーステナイト界面積、 G : パーライト成長速度、 I_{gb} : パーライトの核生成速度である。また、 S_f は式(10)⁵⁾、 G は式(11)および式(12)⁵⁾で与えられる。

$$S_l = \frac{4}{\sqrt{D} \cdot 2} \cdot (1 - X_F)^{2/3} \dots\dots\dots(10)$$

$$G = \frac{D(C_c - C)}{(C_c - C)F_p F_p} \cdot \frac{1}{S} \dots\dots\dots(11)$$

$$S = \frac{2 \cdot 2}{3 \cdot dG_p} \dots\dots\dots(12)$$

ここで、 D : オーステナイト粒径, C : オーステナイト/セメンタイト(以下、と示す)界面のオーステナイト側のC濃度, C_c : 中のC濃度, F_p : パーライト中のラメラフェライト分率, F_p : パーライト中のラメラセメンタイト分率, S : ラメラ間隔, : パーライト中のフェライト/セメンタイト界面エネルギー, dG_p : パーライト変態の駆動力である。

これらのパラメータのうち、核生成速度 I_{gb} , フェライト/セメンタイト界面エネルギー について実験的に求めた。その結果、 $I_{gb} = 1 \times 10^{10} [s^{-1}]$, $= 3.5 [J \cdot mol^{-1}]$ が得られた。本モデルでパーライト変態挙動を予測可能となった。

1.4 マルテンサイト/オーステナイト複合体分率の予測

MA に関しては、上記の拡散型変態に伴うオーステナイト中へのC濃縮を熱力学計算により行い、冷却過程にある溶接金属の温度が計算されたC量から求められるMs点を下回った際に未変態オーステナイトから形成されるものとして、その分率を計算する手法をとった。

2. 溶接金属の特性予測モデルの検討

多層盛溶接金属は、複雑な熱履歴を受けることから各位置ごとにマイクロ組織が異なる複雑な組織となっている。そこで、溶接金属部の機械的性質の予測にあたっては、当該部位を細かなメッシュに分割し、各メッシュ位置におけるマイクロ組織から機械的性質を個別に予測した後、それらの総和を求めることで全体の特性を得るメッシュ分割モデルを採用した。また、原質部と再熱部とで形成される組織は大きく異なるため、まず、それぞれにおいて機械的性質を支配する組織因子を求めた。つぎに、その組織因子と機械的性質の関係を実験的に求め、組織因子をパラメータとする機械的性質の予測式を作成した。

2.1 原質部の特性予測モデル

原質部のマイクロ組織は、旧オーステナイト粒界に核生成、成長した粒界フェライトと、旧オーステナイト粒内に核生成したアシキュラーフェライトから構成される。 $\sqrt{E_0}$ シャルピー吸収エネルギー($\sqrt{E_0}$)と組織因子の関係を検討した結果、き裂の伝播経路となる粒界フェライトの体積率と、き裂が旧オーステナイト粒内を経由した場合にき裂伝播の抵抗になるアシキュラーフェライトのサイズ(板厚方向の断面長さの平均値、以下、AF短径と示す)をパラメータとして、以下に示す重回帰式を作成した。

$$\sqrt{E_0} = 1.53 - 0.56 \cdot V - 63.2 \cdot V_{AF} \dots\dots\dots(13)$$

ここで、 V : 粒界フェライト分率(%), V_{AF} : AF短径(μm)とする。

式(13)で求めた予測値と実測値を比較した結果を図3に示す。予測値と実測値が良い相関を示すことから、式(13)によって原質部の $\sqrt{E_0}$ シャルピー吸収エネルギー

を予測できるといえる。

2.2 再熱部の特性予測モデル

再熱部は、原質部に比べオーステナイト粒径が小さく、粒界フェライトの形成によってオーステナイト中へのC濃縮が進行しやすいため、粒界フェライト+パーライトにMAが混在する組織となる場合が多い。図4はその場合のシャルピー吸収エネルギーと各組織の関係を表したものである。本関係は以下の式で表すことができる。

$$\sqrt{E_0} = 417 - 13.4 \cdot D - 107 \cdot C_{Si} - 20.7 \cdot V_{MA} \dots\dots\dots(14)$$

ここで、 D : フェライト粒径(μm), C_{Si} : Si量(mass%), V_{MA} : MA分率である。

2.3 硬さ予測

溶接金属の硬さに及ぼす組織の影響について検討した結果、原質部、再熱部を問わず、軟質組織(粒界フェライト)と硬質組織(アシキュラーフェライト、パーライト, MA)の混合比とSiの固溶強化量が主たる支配因子であることがわかった。上記の2因子と硬さの関係は式(15)で表すことができる。

$$HV = 180.5 + 35.0 \cdot C_{Si} - 0.643 \cdot V \dots\dots\dots(15)$$

ここで、 C_{Si} : Si濃度(mass%), V : 粒界フェライト分率(%)である。式(15)で算出した硬さの予測値と実測値を比較した結果を図5に示す。原質部、再熱部ともに予測値と実測値が強い相関を示しており、式(15)により硬さ予測が可能といえる。引張強度が必要な場合は、一般に用いられている硬さからの換算式($TS [MPa] = 3.3HV$)を用いて算出した。

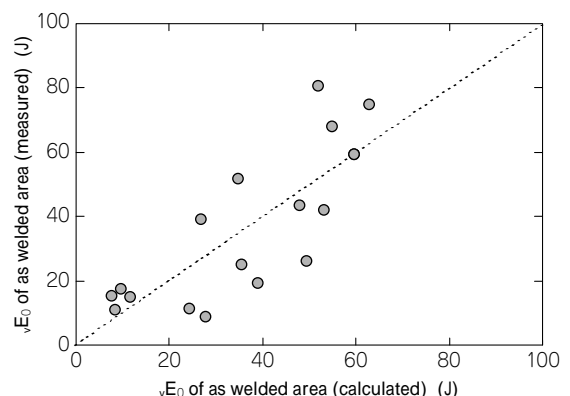


図3 原質部の $\sqrt{E_0}$ シャルピー吸収エネルギーの実験値と計算値の比較
Fig. 3 Comparison of measured and calculated charpy impact value at 0 of as welded area.

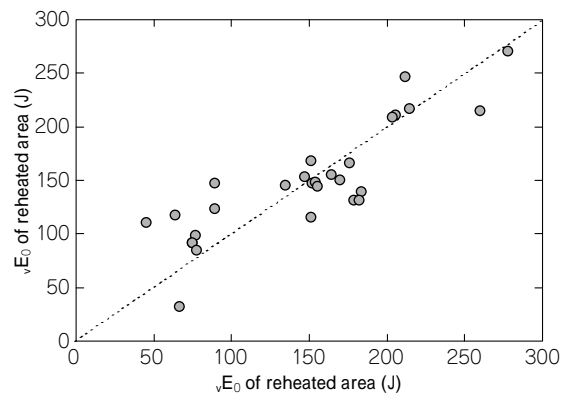


図4 再熱部の $\sqrt{E_0}$ シャルピー吸収エネルギーの実験値と計算値の比較
Fig. 4 Comparison of measured and calculated charpy impact value at 0 of reheated area

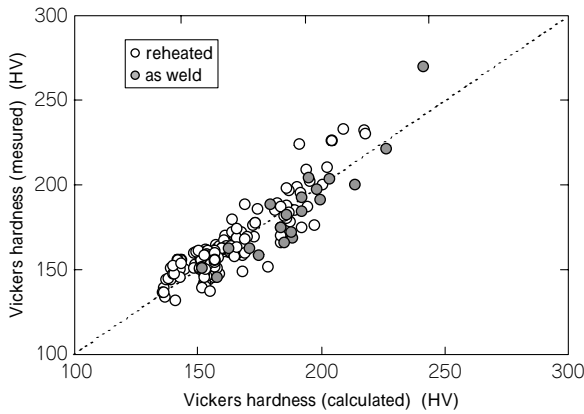


図5 原質部および再熱部のピッカース硬さの実験値と計算値の比較
Fig. 5 Comparison of measured and calculated vickers hardness of as welded and reheated area

3. 多層盛溶接における溶接金属の組織予測および特性予測の検証

1章の組織予測モデルおよび2章の特性予測モデルにより、多層盛溶接で形成される溶接金属の組織および特性が予測可能かの検証を行った。ここでは山本ら⁶⁾の3層3パスMAGアーク溶接の実験結果とプロセスモデルを用いた熱履歴予測結果を用いて組織、および特性を予測し、実際の組織観察結果および特性評価結果と比較した。

図6に3層3パス溶接の断面マクロ組織と断面中の代表的な3点(板上面から1mm, 5mm, 9mm)の熱履歴予測値とミクロ組織観察結果を示す。板上面から1mmの点は、3パス目に形成された原質部で、組織はフェライト、アシキュラーフェライト、パーライト、MAの混合組織となっていた。一方、5mm, 9mmの点は2パス目もしくは1パス目に形成され、その後のパスの入熱によりオーステナイト化した再熱部で、組織はフェライト、パーライトもしくはフェライト、パーライト、MAから構成されていた。

上記の溶接金属について、各点の組織解析結果と熱履歴を元に組織計算した結果を表2に示す。計算値、実験値がおおむね一致している。

また、溶接金属の特性予測として、メッシュ分割モデルに基づいて1mm間隔でメッシュ分割し、各メッシュの引張強度およびシャルピー吸収エネルギーを求めた。これらを実験値と比較したところ、図7に示すように良

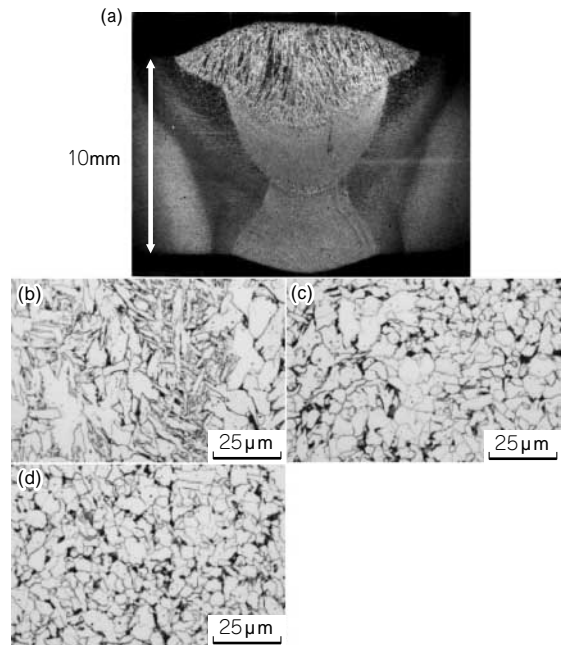


図6 パス多層盛の溶接金属組織
(a) 断面全体, (b) 上面から1mm, (c) 5mm, (d) 9mm
Fig. 6 Microstructure for weld metal made by multi-passed welding (3pass-3layer)
(a) whole section, (b) 1mm, (c) 5mm, (d) 9mm below the top surface

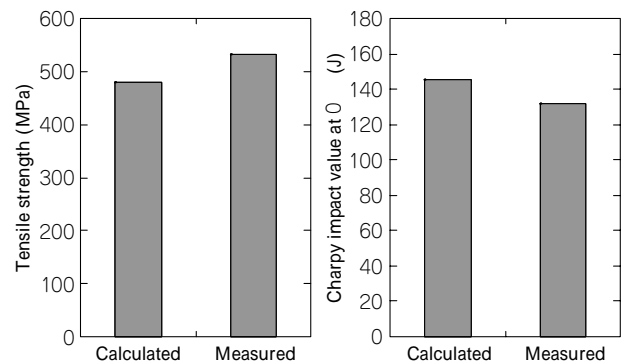


図7 多層盛溶接の溶接金属の機械的特性の実験値と予測値の比較
Fig. 7 Comparison of measured and calculated mechanical properties of weld metals made by multi-pass welding

い一致が見られた。

このように、本モデルの構築により、プロセスモデルと組合せることで多層盛溶接の溶接金属組織、および特性を予測することが可能となった。

表2 多層盛溶接の溶接金属の各部位における組織分率の計算値と実験値

Table 2 Volume fraction of microstructures at each area of weld metal made by multi-pass welding

Distance from top surface	Grain boundary ferrite		Acicular ferrite		Pearlite	
	calculated	measured	calculated	measured	calculated	measured
1mm	58%	60%	32%	30%	-	-
5mm	87%	81%	0%	0%	13%	19%
9mm	93%	80%	0%	0%	7%	19%

むすび = 490MPa 級鋼の溶接金属中に形成される金属組織のモデル化および特性予測モデルを構築することにより多層盛溶接の溶接金属組織と特性を予測可能なシミュレーション技術を開発した。今後、本技術を溶接施工の高度化に活用していく。

多層盛溶接の溶接金属および溶接中の熱履歴予測結果を提供いただいた大阪大学接合科学研究所の黄地先生に深く感謝いたします。また、本研究は、経済産業省重要地域技術開発制度の一環として(独)新エネルギー・産業

技術総合開発機構から(財)宇宙環境利用推進センターを通じて委託された「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」の成果である。

参 考 文 献

- 1) 関 勇一ほか：溶接学会誌，Vol.72, No.6 (2003) p.18.
- 2) M. Umemoto et al. : ISIJ Int., Vol.32, No.3 (1992) p.306.
- 3) 村上俊夫ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.54, No.2(2004) p.11.
- 4) J. W. Cahn : Acta Metall., Vol.4 (1956) p.449.
- 5) M.Hillert : jerkout. Ann., Vol.141 (1957) p.757.
- 6) 山本ほか：溶接学会論文集，Vol.23, No.1 (2005) p.71.