



490MPa級溶接金属の組織シミュレーションモデルの開発

Development of Prediction Method on Microstructure of 490MPa Weld Metal

(株) 神戸製鋼所 技術開発本部
材料研究所 所長
同上 主任研究員

関 勇一 Yuichi Seki
難波茂信 Shigenobu Nanba

同左 村上俊夫 Toshio Murakami

1 緒言

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なかで、今後とも溶接構造物の信頼性を確保しつつ、大入熱化や高パス間温度化など溶接施工の高効率化といった社会的要請に応えていくためにも重要な要素技術の一つとされている。一方、溶接金属の機械的性質も一般の金属材料と同様マイ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マイ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的に使われている490MPa級鋼を題材として、その溶接金属中に現れるマイクロ組織の形成過程をモデル化し、さらにそのマイ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り組んだ。

2 溶接部組織予測モデルの検討

多層盛の溶接金属は、溶接後変態点以下に冷却された後、Ae3点以上に加熱されることのない原質部と、いったん冷却された後、次のパスで再度Ae3点以上に再加熱された再熱部からなる。490MPa級鋼の溶接金属では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ュラーフェライトからなり、一方、最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の検討結果を以下に述べる。用いた溶接金属の成分

は表1の通りである。なお、MAは一般に島状マルテンサイトとも呼ばれるが、詳細な組織解析の結果、マルテンサイトとオーステナイトの混合組織であることが明らかとなっており²⁾、本報では以下マルテンサイト／オーステナイト複合体(MA)と表現する。

2.1 粒界フェライトモデル

等温時のフェライト変態率については核生成・成長を考慮した(1)式が鉄鋼材料の分野で提案されている^{3,4)}。

$$X_F(t) = 1 - \exp \left[-2S \left(\frac{C_\gamma - C_a}{C_\gamma - C_0} \right) \alpha t^{\frac{1}{2}} \cdot \int_0^1 \left[1 - \exp \left\{ - \left(\frac{9}{2} \right) \pi I_S \alpha^2 t^2 (1 - 2x^2 + x^4) \right\} \right] dx \right] \quad (1)$$

- $X_F(t)$ ：フェライト変態率
 S ：オーステナイト中の単位体積当たりの粒界面積
 C_γ ：オーステナイト中のC量
 C_a ：フェライト中のC量
 C_0 ：溶接金属のC量
 t ：保持時間
 α ：パラボリックレイト定数
 I_S ：核生成速度

ここでは(1)式を用いて熱力学計算と実験によりパラボ

表1 溶接金属成分 (mass%)

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

リックレイト定数 α と核生成速度 I_s をその成分依存性も含めて求め、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際しては、ある時間で生成した核がその後の連続した温度変化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に種々の溶接条件で溶接された溶接金属中の粒界フェライトの体積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の体積率の比較を示す。ほぼ本モデルにて粒界フェライトの体積率の予測が可能である。

2.2 アシキュラーフェライトモデル

等温変態挙動の観察から (1) アシキュラーフェライト数は等温保持中で変化しない、(2) 長手方向の大きさにはほとんど変化がない、(3) 2次的には放物線則にしたがった成長を示す、ということがわかり、次のような変態機構に基づきモデル式 (2) を構築した。

- (a) アシキュラーフェライトの3次元形態は板状
- (b) 長手方向と幅方向の成長は変態直後に完了
- (c) 板厚方向には放物線則にしたがって成長
- (d) 核生成はサイトサチュレーション

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

$X_{AF}(t)$: 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 $t=0$ での単位体積当たりの核生成サイト数
 α : パラボリックレイト定数 t : 保持時間

成分依存性を考慮するには (2) 式中の $A_0 \cdot N \cdot \alpha$ の成分依存性を決定する必要がある。 α に関しては熱力学計算から導出することが可能であるが、 $A_0 \cdot N$ は明らかではない。ここでは $A_0 \cdot N$ を支配する因子を種々検討した結果、無拡散変態の駆動力 dG と強い相関があることがわかり、その相関を表す (3) 式を用いることとした。

$$A_0 \cdot N = -1.70 \times 10^5 + 7.57 \times 10^2 dG \dots\dots\dots (3)$$

図2に本モデルを用いて計算で求めたアシキュラーフェライトの体積率とその実測値の比較を示すが、概ね良い精度で予測可能であることがわかる。

2.3 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⁾。

$$X_P(t) = 1 - \exp\left(-S_{a/\gamma} G \cdot t \cdot \int_0^1 \left[1 - \exp\left(-\pi \cdot I_{gb} \cdot G^2 t^3 \cdot \left(\frac{1-x^3}{3} - x^2 \cdot (1-x)\right)\right)\right] \cdot dx\right) \dots\dots\dots (4)$$

$X_P(t)$: パーライト変態率
 $S_{a/\gamma}$: 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 t : 保持時間
 I_{gb} : パーライトの核生成速度

なお (4) 式中の $S_{a/\gamma}$ は Umemoto ら³⁾ によって詳細に検討されているが、簡易的には (5) 式によって与えられ、また、パーライトの成長速度 G およびラメラ間隔 S はそれぞれ (6) 式および (7) 式によって与えられる⁵⁾。

$$S_{a/\gamma} = \frac{4}{\sqrt{D_\gamma} \cdot 2\pi} \dots\dots\dots (5)$$

$$G = \frac{D_\gamma^\gamma (c_\gamma - c_{\gamma\theta})}{(c_c - c_a) F_{a\beta} F_{\theta\beta}} \cdot \frac{1}{S} \dots\dots\dots (6)$$

$$S = \frac{2}{3} S_0 = \frac{2}{3} \cdot \frac{2\sigma_{a\theta}}{dG_\beta} \dots\dots\dots (7)$$

D_γ : オーステナイト粒径

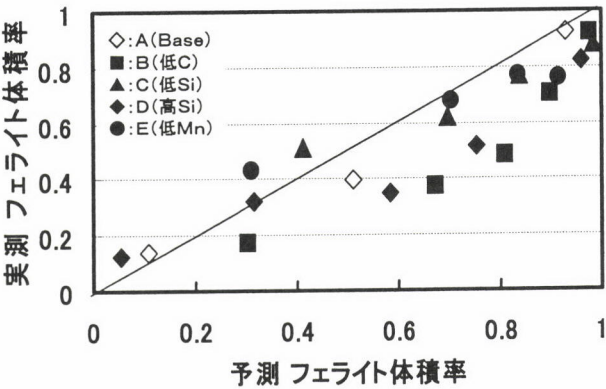


図1 粒界フェライト体積率の予測値と実測値の比較

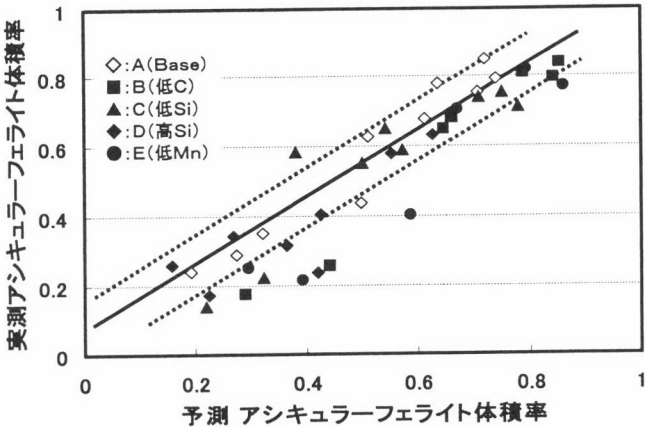


図2 アシキュラーフェライト体積率の予測値と実測値の比較

- D_c^{γ} : オーステナイト中のCの拡散係数
 C_{γ} : オーステナイト中のC濃度
 $C_{\gamma\theta}$: オーステナイト／セメンタイト界面のオーステナイト側のC濃度
 C_c : セメンタイト中のC濃度
 C_a : フェライト中のC濃度
 F_{aP} : パーライト中のフェライト分率
 $F_{\theta P}$: パーライト中のセメンタイト分率
 S : ラメラ間隔
 S_0 : 理論的なラメラ間隔の最小値
 $\sigma_{a\theta}$: 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

パーライト変態率の成分依存性を考慮するために I_{gb} ならびに $\sigma_{a\theta}$ を実験的に求めた結果、 $I_{gb}=1\times 10^{10}\text{ s}^{-1}$ 、 $\sigma_{a\theta}=3.5\text{ Jmol}^{-1}$ を得た。図3に各成分の溶接金属中のパーライト変態率の計算結果と実測値を示すが、ほぼパーライト変態に関しても本モデルでの予測が可能である。

2.4 マルテンサイト／オーステナイト複合体 (MA) 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の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の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ている。現在、本手法を検証中である。

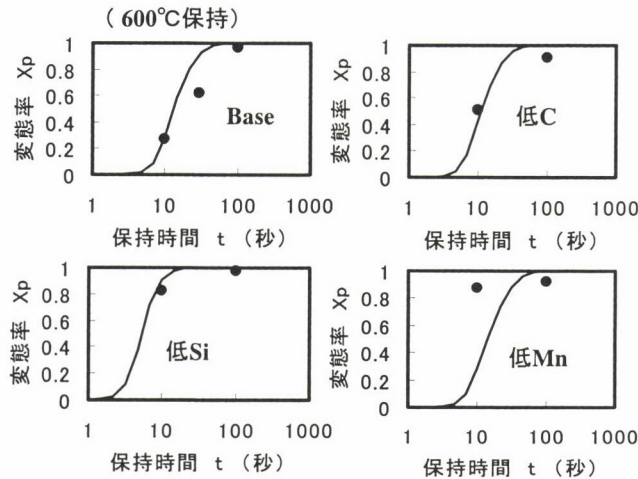


図3 パーライト変態率の計算結果（実線）と実測値の比較

3 溶接部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毎にマイクロ組織が異なる複雑組織となっている。そのため、ここでは溶接金属部の機械的性質を予測するために溶接金属部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のち、個別に予測した機械的性質の特性の総和を求めることで全体の特性を予測す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が大きく異なるため、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、その組織因子と機械的性質の関係を実験的に求めることで、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。

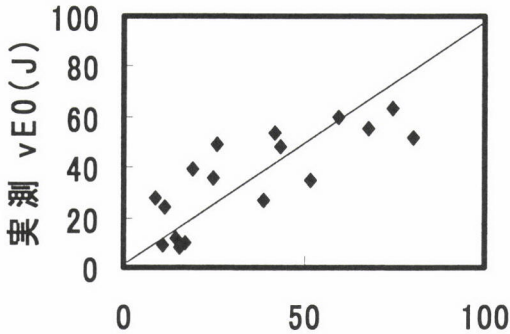
3.1 原質部の特性予測モデル

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し、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。0℃シャルピー吸収エネルギー (vE_0) と組織因子との関係を求めた結果、粒界フェライトの体積率とアシキュラーフェライトの板厚方向の断面長さの平均値 (以下AF短径と示す) をパラメータとした場合に図4に示す関係が得られ、最も相関が高くなることがわかった。本関係は以下の式で表される。

$$vE_0 = 153 - 0.56 \times (\text{粒界フェライト体積率}) - 63.2 \times (\text{AF短径: 単位 } \mu\text{m}) \dots\dots\dots (8)$$

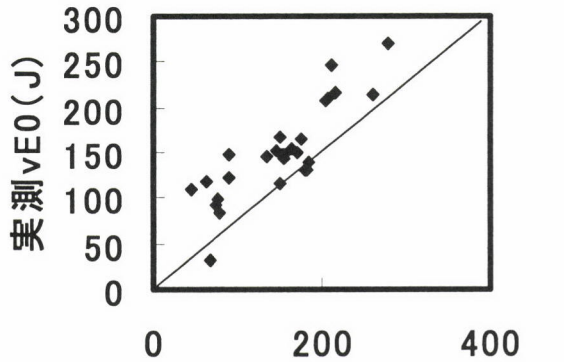
3.2 再熱部の特性予測モデル

一方、再熱部は成分や再加熱温度によって形成される組織が異なるが、原質部に比べて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の濃縮がより高温で進むため、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5はその場合のシ



$$153 - 0.56 \times (\text{粒界フェライト体積率}) - 63.2 \times (\text{AF短径: } \mu\text{m})$$

図4 原質部のシャルピー吸収エネルギーと組織因子の関係



$$\begin{aligned} & -13.4 \times (\text{フェライト粒径: } \mu\text{m}) - 107 \times (\text{Si量: mass}\%) \\ & -20.7 \times (\text{MA体積率}) + 417 \end{aligned}$$

図5 再熱部のシャルピー吸収エネルギーと組織因子の関係

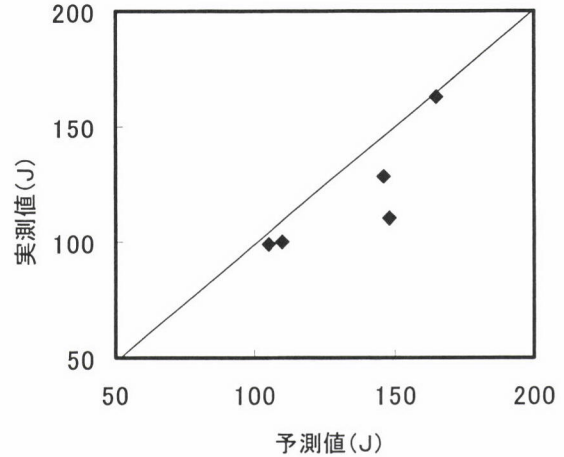


図6 多層盛溶接金属のシャルピー吸収エネルギーの予測値と実測値の比較

シャルピー吸収エネルギーと各組織因子と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出来る。

$$\begin{aligned} vE_0 = & -13.4 \times (\text{フェライト粒径: 単位 } \mu\text{m}) \\ & -107 \times (\text{Si量: 単位 mass}\%) \\ & -20.7 \times (\text{MA体積率}) + 417 \dots\dots\dots (9) \end{aligned}$$

3.3 メッシュ分割モデルの検証

メッシュ分割モデルの妥当性を検証するために多層盛溶接を行い、形成された溶接金属を0.5 mm間隔でメッシュ分割し、各メッシュの金属組織を観察して組織パラメータを求めた。次に(8)式、(9)式を用いて各メッシュ位置のシャルピー吸収エネルギーを算出し、次式に基づき溶接金属部のシャルピー吸収エネルギーを求めた。

$$vE_0^{\text{TOTAL}} = \Sigma (\text{各メッシュ } vE_0 \times \text{各メッシュ面積率}) \dots\dots\dots (10)$$

図6にシャルピー吸収エネルギーの予測値と実測値の比較を示すが、溶接金属のミクロ組織に着目したメッシュ分割モデルにより、シャルピー吸収エネルギーの傾向を予測できることがあきらかとなった。

4 結言

溶接金属部に現れる金属組織のモデル化の状況ならびに金属組織をパラメータとした機械的性質(シャルピー吸収エネルギー)の予測技術の現状について述べた。今後、プロセスシミュレーションと組み合わせ、溶接条件、溶接材料成分、母材成分から金属組織を予測し、予測した金属組織からさらに機械的性質を予測するためのシステム化も進める予定である。

参考文献

- 1) 関 勇一, 難波茂信: 溶接学会誌, 72 (2003) 6, 18.
- 2) 百合岡信孝, 大北茂: 鉄鋼材料の溶接, 産報出版, (1998), 73.
- 3) M.Umemoto, et al: ISIJ Int., 32 (1992), 306.
- 4) J.W.Cahn: Acta Metall., 4 (1956), 449.
- 5) M.Hillert: Jerkout. Ann., 141 (1957) 757.

(2004年12月22日受付)