

溶接熱影響部におけるオーステナイト粒成長シミュレーション

Austenite Grain Growth Simulation in Heat Affected Zone

藤山直人* Naoto FUJIYAMA
西畑敏伸 Toshinobu NISHIBATA
関 彰 Akira SEKI
平田弘征 Hiroyuki HIRATA
小川和博 Kazuhiro OGAWA

抄 録

ピン止め効果は低合金鋼におけるオーステナイト (γ) 粒成長を抑制し、溶接継手における溶接熱影響部の靱性を改善するのに有効である。そこで、ピン止め効果を考慮した γ 粒成長の予測モデルを提案した。本モデルでは、粒界移動に及ぼす粒界偏析の影響 (Solute-drag 効果) を多元系に拡張して反映した。さらに、提案したモデルを温度分布のある実溶接継手 HAZ の γ 粒成長挙動の予測へと拡張を試みた。結果、従来モデルに比して、等温保持過程における γ 粒成長挙動をより良く予測できた。

Abstract

The pinning effect is useful for restraining austenite grain growth in low alloy steels and improving heat affected zone toughness in welded joints. We proposed a new calculation model for predicting austenite grain growth behavior. Influence of grain boundary segregation on grain boundary mobility (solute-drag effect) is considered by multi-element systems and applies it to an austenite grain growth simulation. Furthermore, the calculation considering temperature gradient in heat affected zone (HAZ) was performed. This calculation method was found to provide a good analysis of the austenite grain growth behavior. We showed the possibility of quantitatively predicting the effect of alloying elements and welding conditions.

1. 緒 言

造船や建築分野などの溶接構造物では、例えばサブマージアーク溶接のような大入熱溶接が適用されている。大入熱溶接をした場合、溶融線近傍の溶接熱影響部 (HAZ) は 1400℃ 以上の高温に加熱される。それにより、HAZ の旧オーステナイト (γ) 粒径が大きくなり、それに伴い破壊単位が粗大化するため、靱性が低下する¹⁻³⁾。HAZ の高靱化のために、非金属介在物を活用したピン止め効果や酸化物などをフェライト変態核として利用した粒内変態を活用した技術が報告されている。

例えば、TiO₄⁴⁻⁶⁾、MnAl₂O₄^{7,8)}、Ti₂O₃⁹⁾、Ti₂O₃-TiN-MnS¹⁰⁻¹²⁾、Ti₂O₃-MnS-BN¹³⁾、TiN-MnS¹⁴⁾ などの酸化物が粒内変態核として、TiN¹⁵⁻¹⁸⁾、REM(O, S)-TiN¹⁹⁾、Mg や Ca を含有する酸化物や硫化物²⁰⁾ などがピン止め粒子として報告されている。しかしながら、板厚や溶接入熱、特性要求に応じた適切な非金属介在物のサイズ、分散状態は明確ではない。さ

らに、溶接部は様々な因子が複雑に影響するため、個々の因子を個別に抽出して検討することは実験的に困難である。そのため、溶接部組織のシミュレーション技術、特にその基礎となる γ 粒成長予測モデルの構築は重要である。

γ 粒成長予測についてはこれまでに多く報告されている。Burke は結晶粒成長式 (1) を提案している²¹⁾。

$$R^n - R_0^n = kt \quad (1)$$

ここで、 R は結晶粒径 (m)、 t は時間、 k は速度定数 ($\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$) である。また律速段階によって n 値は 2~4 まで選択される。加えて結晶粒成長はギブス・トムソン効果によって速度式として (2) 式のように表わされる。

$$\frac{dR}{dt} = M^{\text{gb}} \times \frac{2\sigma V}{R} \quad (2)$$

ここで、 M^{gb} は粒界移動度 ($\text{m} \cdot \text{s}^{-1} \cdot \text{J}^{-1} \cdot \text{mol}$)、 σ は粒界エネルギー ($\text{J} \cdot \text{m}^{-2}$)、 V はモル体積 ($\text{m}^3 \cdot \text{mol}^{-1}$) である。この式はモビリティとキャピラリー効果で表わされ、Burke の式に変換できる。結晶粒成長に関して、Solute-drag 効果は低

* 君津技術研究部 主任研究員 千葉県君津市君津1 〒299-1141

合金鋼において γ 粒成長を抑制する手法の一つとして有用である。Solute-drag 効果は不純物の偏析により粒界移動速度を小さくするもので、Lücke と Detert²²⁾, Cahn²³⁾, Hillert と Sundman²⁴⁾, Purdy と Brechet²⁵⁾らによって報告されている。

これらの報告では、数値解モデルで Solute-drag 効果を解析しているが、主に 2, 3 元系での検討である²⁶⁻²⁸⁾。また、その効果が γ 粒成長挙動にどの程度影響を及ぼすかは調査されていない。Solute-drag 効果に加え、ピン止め効果についても予測式が提案されている。Zener の式として (3) 式に示す結晶粒径と粒子半径 r (m) との関係式が提案されている²⁹⁾。

$$R = \frac{4}{3} \frac{r}{f} \quad (3)$$

ここで、 f はピン止め粒子の体積分率である。この式をベースとしたピン止め効果予測式について多く報告がなされている³⁰⁻³⁵⁾。

しかしながら、Solute-drag 効果と組み合わせて γ 粒成長挙動に対するピン止め効果の影響を報告したものは無い。本報告では、多元系での Solute-drag 効果予測モデルを構築し、さらにピン止め効果を考慮した γ 粒成長計算式を提案した。その式を用いて三次元的に等温保持過程における γ 粒成長シミュレーションをした。さらに、実継手 HAZ のような温度勾配を考慮したモデルに拡張し、二次元的に HAZ での γ 粒成長もシミュレーションした。

2. 実験方法

供試材の化学成分を表 1 に示す。実験室真空溶解炉で 100mm×180mm×200mm のインゴットを作成し、1150℃で 2h 加熱後、20mm×200mm×1000mm に圧延した。仕上げ温度は 780℃、水冷開始温度は 750℃、冷却停止温度は 400℃である。

圧延材より 11mm×11mm×60mm の試験片を採取し、再現熱サイクル試験をした。100℃/s で加熱後、1200℃および 1400℃で 1~30s 保持後、He ガスで急冷した。また、圧延材に開先加工を施し、入熱 5.0kJ/mm でサブマージアーク溶接した。両試験後、旧 γ 粒径を測定するために、光学顕微鏡観察をした。

3. γ 粒成長計算式の導出³⁶⁾

3.1 Solute-drag 効果を考慮した γ 粒成長式

(a) 純鉄と (b) 溶質原子を含む場合の γ 粒界移動の模式図を図 1 に示す³⁷⁾。このモデルは液相を γ 粒界相として、

また γ 粒界に存在する原子数は一定と仮定している。図 1(a) において、鉄原子が γ 粒界に侵入すると γ 粒界内に存在する鉄原子は一定数を保つために γ 粒界から粒内に移動しなければならない。このように鉄原子が移動することで γ 粒界は移動していく。この挙動は (4) 式で表わされる。

$$v_{Fe} = I_{Fe} \cdot \delta \quad (4)$$

ここで、 v_{Fe} は鉄原子の移動速度 (m·s⁻¹)、 I_{Fe} は移行頻度 (s⁻¹)、 δ は粒界幅 (m) である。図 1 (b) では、溶質原子 i が存在することにより、 γ 粒内濃度よりも粒界濃度の方が高くなる。この濃度差によって γ 粒界移動度が低下する。定常状態では、単位時間に溶質原子 i が γ 粒界に入る流束と γ 粒界中の溶質原子 i の流束は等しくなるため、(5) 式が成り立つ。

$$\frac{X_i \times (\delta / \tau_i)}{V} = \frac{x_i \times v_{Fe}}{V} \quad (5)$$

ここで、 X_i は γ 粒界での i 原子分率、 τ_i は溶質原子 i が γ 粒界に滞在する時間 (s)、 x_i は溶質原子 i の原子分率である。(5) 式より、溶質原子 i の移行頻度 I_i は (6) 式で表わされる。

$$I_i = \frac{1}{\tau_i} = \frac{x_i}{X_i} \times \frac{v_{Fe}}{\delta} = \frac{x_i}{X_i} \times I_{Fe} \quad (6)$$

(6) 式より、溶質原子 i の移動速度 v_i は (7) 式で表わされる。

$$v_i = I_i \cdot \delta = \frac{x_i}{X_i} \times I_{Fe} \cdot \delta \quad (7)$$

結晶粒成長の駆動力は (8) 式のように鉄原子と溶質原子 i の総和となる。

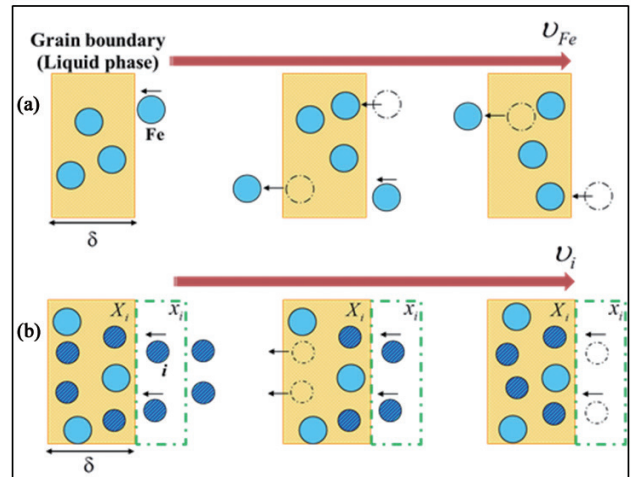


図 1 粒界移動挙動の模式図³⁷⁾
(a) 純鉄、(b) 溶質原子 i を含む場合
Schematics of grain boundary movement³⁷⁾
(a) In pure iron and (b) Including solute i

表 1 供試材の化学成分 (mass%)
Chemical compositions of the steels (mass%)

Heat	C	Si	Mn	P	S	Ti	Nb	Al	N	O
Steel A	0.05	0.14	1.60	0.01	0.002	—	0.006	0.02	0.0044	0.002
Steel B	0.05	0.14	1.60	0.01	0.002	0.012	0.006	0.02	0.0038	0.002

$$\Delta G = \frac{2\sigma V}{R} = \frac{X_{\text{Fe}}}{X_{\text{Fe}} + X_i} \times \frac{v}{M_{\text{Fe}}^{\text{gb}}} + \frac{X_i}{X_{\text{Fe}} + X_i} \times \frac{v}{M_i^{\text{gb}}} \quad (8)$$

ここで、 X_{Fe} は γ 粒界での Fe 原子分率、 $M_{\text{Fe}}^{\text{gb}}$ は純鉄の γ 粒界移動度 ($\text{m}\cdot\text{s}^{-1}\cdot\text{J}^{-1}\cdot\text{mol}$)、 M_i^{gb} は Fe- i 二元系において、溶質原子 i で γ 粒界が覆われたときの γ 粒界移動度 ($\text{m}\cdot\text{s}^{-1}\cdot\text{J}^{-1}\cdot\text{mol}$) である。 γ 粒界での原子分率の総和は 1 であるため、(8) 式は (9) 式のように置き換えられる。

$$\frac{2\sigma V}{R} = \frac{v}{M_{\text{Fe}}^{\text{gb}}} \times (1 - X_i) + \frac{v}{M_i^{\text{gb}}} \times X_i = \left(\frac{1 - X_i}{M_{\text{Fe}}^{\text{gb}}} + \frac{X_i}{M_i^{\text{gb}}} \right) v \quad (9)$$

従って、(10) 式が導出される。

$$\frac{dR}{dt} = v = \frac{1}{\frac{(1 - X_i)}{M_{\text{Fe}}^{\text{gb}}} + \frac{X_i}{M_i^{\text{gb}}}} \times \frac{2\sigma V}{R} \quad (10)$$

M_i^{gb} は純鉄と溶質原子 i の移行頻度と比例関係にあるため、(11) 式が成り立つ。

$$M_i^{\text{gb}} = \frac{x_i}{X_i} \times M_{\text{Fe}}^{\text{gb}} \quad (11)$$

(10)、(11) 式より、2 元系での結晶粒成長速度式は (12) 式となる。

$$\frac{dR}{dt} = \frac{1}{(1 - X_i) + \frac{X_i}{x_i}} M_{\text{Fe}}^{\text{gb}} \times \frac{2\sigma V}{R} \quad (12)$$

(12) 式を多元系に拡張する場合、(13) 式に示すように、それぞれの溶質原子の影響を総和して表わすことができる。

$$\frac{dR}{dt} = \frac{1}{\left(1 - \sum_{i \neq \text{Fe}} X_i\right) + \sum_{i \neq \text{Fe}} \frac{X_i}{x_i}} M_{\text{Fe}}^{\text{gb}} \times \frac{2\sigma V}{R} \quad (13)$$

結晶粒は成長と収縮をし、隣接する結晶粒同士は粒界でつながっているため、単一の粒界よりも移動しにくい。このことより、(13) 式は多結晶組織の定常成長を解析して (14) 式のように表わすことができる³⁸⁾。

$$\frac{dR}{dt} = \frac{1}{4} \frac{1}{\left(1 - \sum_{i \neq \text{Fe}} X_i\right) + \sum_{i \neq \text{Fe}} \frac{X_i}{x_i}} M_{\text{Fe}}^{\text{gb}} \times \frac{2\sigma V}{R} \quad (14)$$

3.2 γ 粒界中の原子分率の算出方法

(14) 式より、 γ 粒界での i 原子分率を算出する必要がある。モル自由エネルギー曲線の模式図を図 2 に示す。 $\mu_{\text{Fe}}^{\text{gb}}$ は γ 粒界での純鉄の化学ポテンシャル、 μ_i^{gb} は γ 粒界での溶質原子 i の化学ポテンシャル、 μ_{Fe}^{γ} は γ 相での純鉄の化学ポテンシャル、 μ_i^{γ} は γ 相での溶質原子 i の化学ポテンシャル、 G^{gb} は粒界でのモル自由エネルギー、 G^{γ} は γ 相でのモル自由エネルギー、 x_i^{γ} は γ 相での溶質原子 i の原子分率である。本モデルでは γ 粒界を液相と仮定し、Hillert の平行接線則を用いた³⁹⁾。従って、粒界エネルギー曲線と平行接線交点から γ 粒界での i 原子分率を推定することができる。この

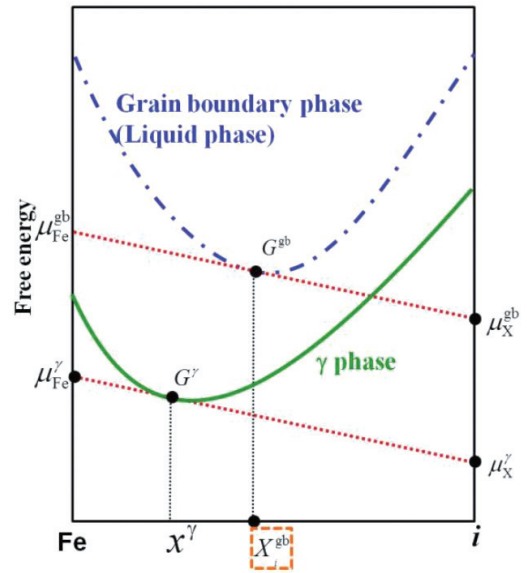


図 2 モル自由エネルギー曲線模式図
Schematic diagram of free energy curves

算出は Thermo-Calc を用いた。データベースは TCFE6 である。また、偏析元素として C, Si, Mn, P, S, Nb を計算に用いた。

3.3 フェーズフィールド法を用いた γ 粒成長計算

実継手 HAZ を模擬した γ 粒成長二次元計算にはフェーズフィールド法⁴⁰⁻⁴²⁾を用いた。フェーズフィールド方程式を以下に示す⁴²⁾。

$$\frac{\partial \varphi_j}{\partial t} = M_{\text{Fe}}^{\text{gb}} \sum_{j=1}^n \frac{1}{v} \left\{ \sum_{k=1}^n \left[(\sigma_{jk} - \sigma_{ik}) \left(\frac{\pi^2}{\delta^2} \varphi_k + \nabla^2 \varphi_k \right) \right] + \frac{2\pi}{\delta} \sqrt{\varphi_i \varphi_j} \Delta G_{ij} \right\} \quad (15)$$

ここで、 $\varphi_{(i,j,k)}$ はフェーズフィールド変数、 v はバルクや界面によって 1~3 の値となる。 σ_{jk} は結晶粒 j と k の間の界面エネルギー、 σ_{ik} は結晶粒 i と k の間の界面エネルギー、 δ は界面幅、 ΔG_{ij} は i と j の間の結晶粒成長駆動力である。フェーズフィールド法では、それぞれの結晶粒を番号で区別し、フェーズフィールド変数を与え、それらの連立方程式を解くことで結晶粒の成長を算出する。

本計算ではフェーズフィールド法の汎用ソフトウェアである MICRESS[®] を用いて計算した⁴³⁾。MICRESS[®] における粒界移動度には数値入力に必然性がない。そこで、(14) 式を利用して、Solute-drag 効果を考慮した γ 粒界移動度を算出し、入力した。なお、 σ の値は純鉄の粒界エネルギー 0.8 ($\text{J}\cdot\text{mol}^{-1}$) を用いた。また、MICRESS[®] ではピン止め効果も考慮可能で、(16) 式に示すようなピン止め力 κ として入力する。

$$\kappa = \frac{\Delta G_{\text{pin}}}{2\sigma V} \quad (16)$$

ここで、 ΔG_{pin} はピン止めエネルギー ($\text{J}\cdot\text{mol}^{-1}$) である。本モデルでは、(17) 式のように置き換えて計算した^{29,30)}。

$$\Delta G_{\text{pin}} = \frac{3}{4} \frac{\sigma V f^{2/3}}{r} \quad (17)$$

従って、(16) 式は (18) 式のようになり、これを用いて計算した。

$$\kappa = \frac{3f^{2/3}}{8r} \quad (18)$$

4. γ 粒成長シミュレーション結果

4.1 等温保持過程における γ 粒成長挙動調査結果

等温保持したときの粒成長計算結果を図 3 に示す。プロットは実験結果である。図 3 (a) より, Steel A について (1) Solute-drag 効果を考慮しない場合, γ 粒成長を抑制する因子がないため, 実験値よりも計算値の方が大きくなる。一方, (2) Solute-drag 効果を考慮した場合, 計算値は実験値と概ね一致した。さらに, Steel B について (3) ピン止め効果を考慮した場合も計算値は実験値と概ね一致した。なお, Steel B については TiN が鋼中に微細分散しており, 体積分率は Thermo-Calc で算出, TiN 粒子半径については, 鋼中で最も数の多かった $50\mu\text{m}$ を代入して計算した。図 3 (b) 1400°C で計算した場合, (1) Steel A については, 同様に Solute-drag 効果を考慮することで, 計算値は実験値と概ね一致した。このことより, 実際の γ 粒成長挙動を精度よくシミュレーションするためには, γ 粒界移動度に Solute-drag 効果を考慮することが重要であることがわかった。

一方, Steel B については, (2) 本手法で計算した場合, ピン止め効果が効きすぎて実験値と乖離があることがわかった。これは, TiN が約 1350°C 程度で溶解することで, ピン止め効果が保持時間の経過と共に小さくなったためである。そこで, (19) 式に示される溶解式⁴⁾を考慮して計算した。

$$r^2 - r_0^2 = -2 \left(\frac{C_{\text{Ti(N)}\theta}^{2/\theta} - C_{\text{Ti(N)}\theta}^0}{C_{\text{Ti(N)}\theta}^{\theta} - C_{\text{Ti(N)}\theta}^{2/\theta}} \right) D_{\text{Ti(N)}\theta}^{\gamma} \cdot t \quad (19)$$

ここで, r_0 は TiN(θ) の初期粒子半径 (m), $C_{\text{Ti(N)}\theta}^{2/\theta}$ は Ti(N)

の γ/θ 相界面濃度, $C_{\text{Ti(N)}\theta}^0$ は γ 相中のバルク Ti(N) 濃度, $C_{\text{Ti(N)}\theta}^{\theta}$ は Ti(N) の θ 相での濃度, $D_{\text{Ti(N)}\theta}^{\gamma}$ は Ti(N) の体拡散係数 ($\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$) である。 $D_{\text{Ti(N)}\theta}^{\gamma}$ は以下の式を用いた。

$$D_{\text{Ti}}^{\gamma} = 1.5 \times 10^{-5} \exp\left(-\frac{251000}{RT}\right) \quad (20)$$

$$D_{\text{N}}^{\gamma} = 3.6 \times 10^{-5} \exp\left(-\frac{157000}{RT}\right) \quad (21)$$

本計算では界面での局所平衡を考慮している。計算では Ti と N の γ/θ 界面が等しいと仮定した。従って, (22) 式が成り立つ。

$$2 \left(\frac{C_{\text{Ti}}^{2/\theta} - C_{\text{Ti}}^0}{C_{\text{Ti}}^{\theta} - C_{\text{Ti}}^{2/\theta}} \right) D_{\text{Ti}}^{\gamma} \cdot t = 2 \left(\frac{C_{\text{N}}^{2/\theta} - C_{\text{N}}^0}{C_{\text{N}}^{\theta} - C_{\text{N}}^{2/\theta}} \right) D_{\text{N}}^{\gamma} \cdot t \quad (22)$$

この式と TiN の溶解度積により $C_{\text{Ti(N)}\theta}^{2/\theta}$ を算出し, (19) 式に代入することで溶解計算をしている。図 3 (b) (3) より, 溶解を考慮した結果, 実験値と概ね一致した。

以上の結果より, Solute-drag 効果, ピン止め効果および非金属介在物の溶解を考慮することでより精度よく γ 粒成長挙動をシミュレーションできることがわかった。

4.2 溶接継手 HAZ の γ 粒成長シミュレーション

HAZ を模擬して温度勾配を考慮して二次元的に γ 成長計算をした。MICRESS[®] での計算条件を図 4 に示す。計算領域は $500 \times 500\mu\text{m}$ とし, グリッドサイズは $\Delta x = \Delta y = 1\mu\text{m}$, 界面幅は $6\mu\text{m}$, 初期 γ 粒径は $35\mu\text{m}$ とした。また, 入熱 5.0kJ/mm を模擬し, 溶融線位置を 1400°C , 溶融線から $500\mu\text{m}$ 位置を 1200°C とした。粒界移動度は (14) 式を用いて各温度毎に算出した。その計算結果を図 5 に示す。温度が低いほど, 粒界移動度が小さい, すなわち Solute-drag 効果が効果的であることが予測される。ピン止め効果については体積分率を Thermo-Calc で算出, TiN 粒子半径については, 再現熱サイクル試験結果を基に値を代入して計算した。

溶融線近傍の HAZ γ 粒成長シミュレーション結果を図 6 に示す。(a) Solute-drag 効果のみを考慮した場合, 溶融線

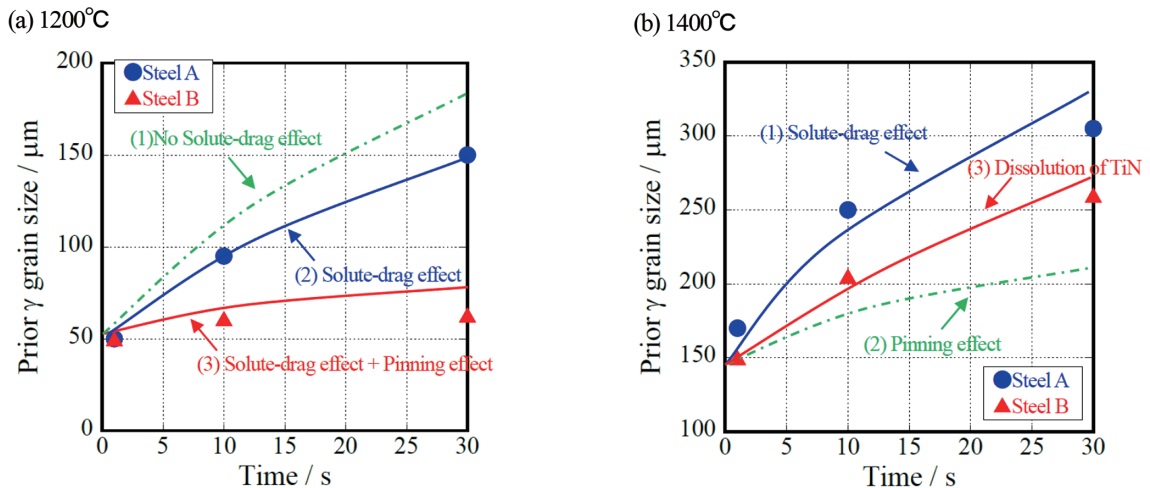


図 3 等温保持過程における γ 粒成長シミュレーション結果
Result of austenite grain growth simulation in an isothermal process

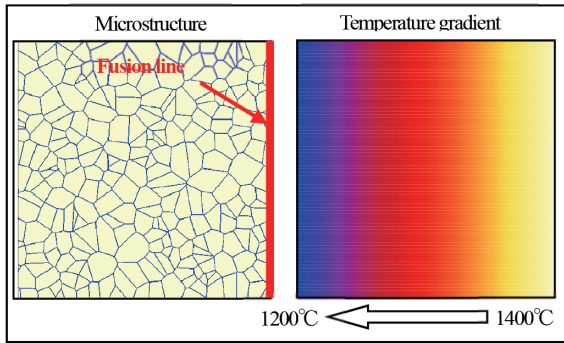


図4 MICRESS®での γ 粒成長計算条件模式図
Schematic of γ grain growth calculation condition in MICRESS®

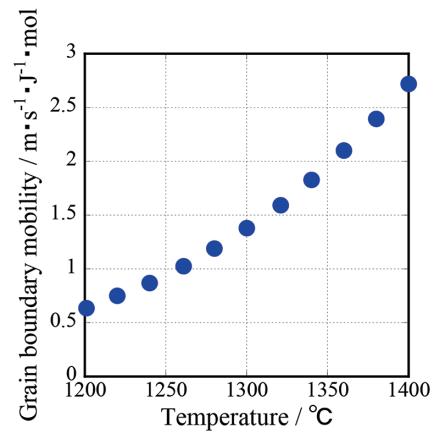


図5 γ 粒界移動度の温度依存性
Temperature dependency of γ grain boundary mobility

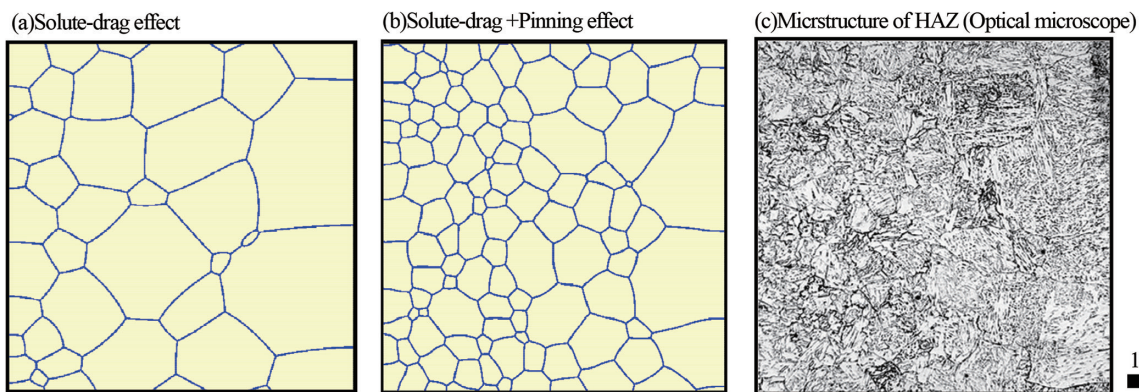


図6 HAZにおける γ 粒成長シミュレーション結果 (5.0kJ/mm)
Result of γ grain growth simulation at HAZ (5.0kJ/mm)

近接の旧 γ 粒径が最も大きく、溶融線から離れるにつれて旧 γ 粒径が小さくなっていることがわかる。しかしながら、ピン止め効果を考慮していないため、(c)実溶接部の旧 γ 粒分布と比較して全体的に粗粒となっている。一方、(b) Solute-drag 効果とピン止め効果を考慮した場合、(a) Solute-drag 効果のみを考慮した場合と同様に溶融線近接の旧 γ 粒径が最も大きく、溶融線から離れるにつれて旧 γ 粒径が小さくなっているが、ピン止め効果により旧 γ 粒径は全体的に小さくなっている。このシミュレーション結果は、(c)実溶接部の旧 γ 粒分布と概ね一致している。

本計算は二次元計算であり、この入熱レベルでは実継手HAZの旧 γ 粒径分布を概ね再現できたが、より高入熱側でシミュレーションした場合、計算値と実験値で乖離が生じる。二次元計算と三次元計算には相違があることは既に報告されており⁴⁵⁾、本計算でも二次元計算のため、乖離があると考えられる。今後本フェーズフィールドモデルを三次元計算に拡張することが課題である。

5. 結 言

γ 粒成長挙動を予測する新しい計算モデルを構築した。この計算モデルは γ 粒界移動度に多元系での Solute-drag

効果、ピン止め効果に非金属介在物の溶解を考慮している。また、シミュレーションにはフェーズフィールド法を用いることで、 γ 粒成長挙動を可視化することも試みた。本モデルを用い、等温保持過程における γ 粒成長シミュレーションし、その妥当性を確認した。さらに、実溶接HAZを想定して、温度勾配を考慮したモデルに拡張した。その結果、実験によるHAZでの旧 γ 粒分布を γ 粒成長シミュレーションによって精度よく再現することができた。これらより、合金元素や溶接条件の影響を定量的に予測できる可能性を示した。

参照文献

- 1) Cochrane, R.C.: *Welding in the World*. 21, 16 (1983)
- 2) Tweed, J.H., Knott J.F.: *Acta Metall.* 35, 1401 (1987)
- 3) Ameyama, K. et al.: *Tetsu-to-Hagané*. 74, 1839 (1988)
- 4) Mori, N. et al.: *J. Jpn. Weld. Soc.* 50, 786 (1981)
- 5) Watanabe, I. et al.: *J. Jpn. Weld. Soc.* 52, 773 (1980)
- 6) Mills, A.R. et al.: *Mater. Sci. Technol.* 3, 1051 (1987)
- 7) Thewlis, G.: *Mater. Sci. Technol.* 10, 110 (1994)
- 8) Grong, Ø. et al.: *Metall. Trans. A.* 26A, 525 (1995)
- 9) Byun, J.S. et al.: *Mater. Sci. Eng A.* 319-321, 326 (2001)

- 10) Imagunbai, M. et al.: HSLA Steels'85. 1985, p.557
- 11) Chijiwa, R. et al.: Proceeding of the 7 th Int. Conf. OMAE, Houston, ASME. 1988, p.165
- 12) Yamamoto, K. et al.: Residual and Unspecified Elements in Steels. ASTM STP1042. 1989, p.266
- 13) Yamamoto, K. et al.: Tetsu-to-Hagané. 79, 1169 (1993)
- 14) Tomita, Y. et al.: ISIJ International. 34, 829 (1994)
- 15) Kanazawa, S. et al.: Tetsu-to-Hagané. 61, 2589 (1975)
- 16) Nakanishi, M. et al.: Q. J. Jpn. Weld. Soc. 52, 117 (1983)
- 17) Kasamatsu, Y. et al.: Tetsu-to-Hagané. 65, 1232 (1979)
- 18) Rak, I. et al.: Metall Mater. Trans. A. 28A, 199 (1997)
- 19) Deshimaru, S. et al.: Kawasaki Steel Technical Report. 18, 295 (1996)
- 20) Kojima, A. et al.: Nippon Steel Technical Report. 90, 1 (2004)
- 21) Burke, J.E., Turnbull, D.: Recrystallization and Grain Growth, Progress in Physics 3. Ed. B. Chalmers, Pergamon, London, 1952, p.220
- 22) Lücke, K., Detert, K.: Acta Met. 5, 628 (1957)
- 23) Cahn, J.W.: Acta Met. 10, 789 (1962)
- 24) Hillert, M., Sundman, B.: Acta Met. 24, 731 (1976)
- 25) Purdy, G.R., Brechet, Y.J.M.: Acta Met. 43, 3763 (1995)
- 26) Turbull, D.: Trans. ASME. 191, 661 (1951)
- 27) Nishizawa, T.: Tetsu-to-Hagané. 70, 1984 (1984)
- 28) Hillert, M.: Institute of Metals. 231 (1968)
- 29) Zener, C. quoted by Smith, S.: Trans. AIME. 175, 15 (1948)
- 30) Nishizawa, T. et al.: Mat Trans. JIM. 38, 950 (1997)
- 31) Gladman, T.: Proc. Roy. Soc. A294, 298 (1966)
- 32) Hillert, M.: Acta Metal. 36, 3177 (1988)
- 33) Hunderi, O., Ryum, N.: Acta Metal. Mater. 40, 543 (1992)
- 34) Srolovitz, D.J. et al.: Acta Metall. 32, 1429 (1984)
- 35) Anderson, M.P. et al.: Scripta Metal. 23, 753 (1989)
- 36) Fujiyama, N. et al.: Sci. Technol. Adv. Mater. 18, 88 (2017)
- 37) Nishizawa, T.: Mater. Trans. 42, 2027 (2001)
- 38) Hillert, M.: Acta Metall. 13, 227 (1965)
- 39) Hillert, M.: The Use of Gibbs Free Energy-Composition. In: Aaronson HI, Editor. Lectures on the Theory of Phase Transformations. Pennsylvania, The Metallurgical Society of AIME. 1975, p.36
- 40) Rabbe, D.: Computational Materials Science. Weinheim, Wiley-VCH, 1988
- 41) Steinbach, I. et al.: Physica D. 94, 135 (1996)
- 42) Eiken, J. et al.: Phys. Rev. E. 73, 066122-1 (2006)
- 43) MICRESS®: <http://www.micress.de> (accessed 2015-06-17)
- 44) Fujiyama, N. et al.: Preprints of the National Meeting of the Japan Welding Society. 93, 176 (2013)
- 45) Suwa, Y.: Nippon Steel Technical Report. 102, 19 (2013)



藤山直人 Naoto FUJIYAMA
君津技術研究部 主任研究員
千葉県君津市君津1 〒299-1141



平田弘征 Hiroyuki HIRATA
鉄鋼研究所 接合研究部長
博士(工学)



西畑敏伸 Toshinobu NISHIBATA
先端技術研究所 基盤メタラジー研究部
主幹研究員



小川和博 Kazuhiro OGAWA
鉄鋼研究所 委嘱研究員
博士(工学)



関 彰 Akira SEKI
日鉄住金テクノロジー(株)
数値解析ソリューション部
専門主幹 工学博士