

|||||  
 論 文  
 |||||

As-cast SUS430における $\gamma$ 相分解挙動のシミュレーション

柴田 徹\* 川越 崇史\*\*

Simulation of  $\gamma$ -Phase Decomposition in As-cast SUS430

Tohru Shibata, Takafumi Kawagoe

## Synopsis:

The decomposition of  $\gamma$ -phase can significantly affect the material characteristics of ferritic stainless steels. Therefore, a fundamental understanding of the decomposition process must be improved.

In this report, we simulated the  $\gamma$ -phase decomposition of a ferritic stainless steel (SUS 430) by using the MPF model and the CALPHAD method. Our simulation results successfully reproduced the behavior of  $M_{23}C_6$  phase precipitation primarily at the  $\alpha/\gamma$  interface when SUS 430 was held between 700°C and 800°C. The simulation results also reproduced the changes in  $\gamma$ -phase decomposition behavior by varying the content of C and Cr in the steel. Moreover, the simulation results sufficiently explained the experimental observations on Cr enrichment and depletion at the interface between the  $\alpha$ -phase and prior  $\gamma$ -phase. This study thereby validated the simulation method as an effective tool in predicting the  $\gamma$ -phase decomposition behavior of SUS430.

## 1. 緒言

SUS430はフェライト系ステンレス鋼であり、製品ではフェライト( $\alpha$ )相と炭化物( $M_{23}C_6$ )の組織となるが、900~1400°C程度の高温下では $\alpha$ 相とオーステナイト( $\gamma$ )相の2相状態となる。そのため、As Castや熱延板などの製造工程の段階では、 $\gamma$ 相がマルテンサイト( $\alpha'$ )相に変態した組織になっている。特に、熱延後の組織では硬質な $\alpha'$ 相が存在するために、箱型焼鈍を行い、 $\gamma$ 相の分解( $\gamma \rightarrow \alpha + M_{23}C_6$ )を行っている。箱型焼鈍は、長時間の焼鈍が必要とされ、生産性が下がるだけでなく、鋼板表面が酸化されスケール層厚みの増加に伴いデスケール性や歩留りの悪化も懸念される。そのため、より短時間で $\gamma$ 相を分解することは、生産性やコストの観点から重要と考える。

$\gamma$ 相分解の速度は拡散と核生成駆動力の2つの要因に支配されており、合金元素の拡散は高温であるほど速く、分解に伴う炭化物の核生成駆動力は低温であるほど大きい。そのため、元素の拡散と核生成の駆動力の兼ね合いから、ある特定の温度で $\gamma$ 相の分解時間は最短となることが知られている。

$\gamma$ 相の分解には、合金元素の成分や熱処理温度などが影響し、実験的な手法で $\gamma$ 相の分解時間を求める方法もある。しかし、近年発達してきた組織予測シミュレーション技術を用いることも一つの方策であると考えられる。

例えば、汎用のマルチフェーズフィールド(以下、MPF)法計算プログラムMICRESS<sup>1)</sup>では、多元系状態図計算の汎用ソフトウェアであるThermo-Calc<sup>2)</sup>と連携した組織予測シミュレーションが可能である。MICRESSを用いた解析例としては、福元ら<sup>3, 4)</sup>によりSUS304の凝固時の $\delta$ フェライト形状やCrおよびNiの偏析についての解析が報告されている。また、川越<sup>5)</sup>によりSUS304連続铸造スラブ再加熱時のスラブの内層における $\delta$ フェライト量についての解析も報告されている。これらは $\delta$ 相量の変化の予測を行っただけでなく、同一相内における元素の濃度の高低など組織変化の細部についても再現されている。

また、光井ら<sup>6)</sup>によって、フェライト系ステンレス鋼の窒素吸収処理に伴う $\alpha \rightarrow \gamma$ 拡散相変態挙動のシミュレーションが報告されている。

以上のように、組織予測シミュレーション技術を用いることで、組織変化の予測だけでなく、相変態の現象

\*ステンレス・高合金研究所 材料プロセス研究チーム

\*\*ステンレス・高合金研究所 材料プロセス研究チーム 主任研究員 (現 塗装・構造部材研究所 機能性材料研究チーム サブリーダー)

についてもメカニズムの考察を容易にすると考えた。

そこで、本研究では、SUS430の $\gamma$ 相の分解挙動を明らかにすることを目的として、ラボ実験およびシミュレーションを行った。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

Table 1 に供試材の化学成分値、 $\gamma_{1100^\circ\text{C}}$  および  $A_1$  の値を示す。 $\gamma_{1100^\circ\text{C}}$  は  $1100^\circ\text{C}$  における  $\gamma$  相の体積分率であり、 $A_1$  は平衡状態における  $\gamma \rightarrow \alpha + M_{23}C_6$  の変態完了温度である。 $\gamma_{1100^\circ\text{C}}$  および  $A_1$  の値は Thermo-Calc を用いて算出した。計算の際は、鉄系熱力学データベースとして Thermo-Tech 社製 FEDATA6 を採用した。C 量の異なる 16Cr-0.06C 鋼、16Cr-0.09C 鋼および 16Cr-0.11C 鋼を比較すること、また、Cr 量の異なる 16Cr-0.06C 鋼および 17Cr-0.06C 鋼を比較することで、 $\gamma$  相分解挙動に及ぼす C と Cr の影響を調査した。

### 2.2 試料作製方法

30kg VIM を用いて溶解を行い、供試材用の鋼塊を鋳造した。鋳造した 30kg 鋼塊のうち底部約 50mm と外側約 10mm を除いた部分から 15mm 角の試験片を切出し熱処理実験に供した。

Fig. 1 に  $\gamma$  相分解実験の熱処理におけるヒートパターンを示す。熱処理の際には試験片に酸化防止剤を塗布して  $1100^\circ\text{C}$  のエレマ炉に装入し、大気雰囲気下で 2h 加熱・保持して炭化物を固溶させた。次いで初期状態のサンプルを得ることを目的として、試験片をエレマ炉から取り出した後、水冷した。

また各温度・各時間での  $\gamma$  相の分解挙動の確認用のサンプルを得ることを目的として、試験片を  $1100^\circ\text{C}$  にて 2h 加熱した後、 $700^\circ\text{C} \sim 800^\circ\text{C}$  の所定温度で 0~120min 均熱保持し、水冷した。

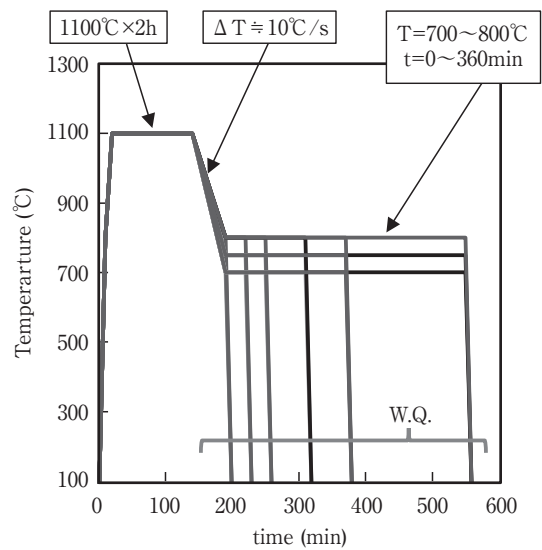


Fig. 1 Heat Patterns of samples for  $\gamma$ -phase decomposition.

### 2.3 試料観察・評価方法

熱処理後の試験片の断面を研磨した後に、SEM観察を行った。反射電子組成像から  $\gamma$  相の面積率を求めた。また、シミュレーションの初期設定に必要となる  $\alpha/\gamma$  界面の面積を得るために、反射電子組成像から、 $\alpha/\gamma$  の界面長さを測定し、単位面積当たりの  $\alpha/\gamma$  界面の長さ  $L_b$  を求めた。

また、炭化物の析出挙動を観察する目的で、試験片の断面を鏡面研磨した後、4.7vol.%HF-5.3vol.%HCl-18vol.%HNO<sub>3</sub>水溶液で 3min エッチングした後、SEM観察を行った。さらに、EPMA分析を行い、合金元素の濃度分布を観察した。

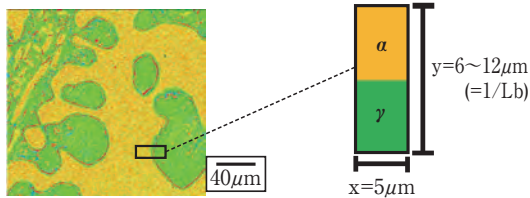
### 2.4 シミュレーション方法

本計算では、ACCESS社製MICRESSを用いた。また、鉄系熱力学データベースとして Thermo-Tech 社製 FEDATA6 を、拡散データベースとして Thermo-Calc 社製 MOBFE2 を使用した。SUS430 中の炭化物析出に関しては、準安定な  $M_7C_3$  および  $M_3C_2$  が確認されたとの報告もある<sup>7)</sup>が、本検討では熱力学的な平衡状態で主に生成する  $M_{23}C_6$  の析出のみを考慮している。

Table 1 Chemical composition,  $\gamma_{1100^\circ\text{C}}$  and  $A_1$  of materials

No.	C	Si	Mn	Ni	Cr	Al	N	$\gamma_{1100^\circ\text{C}}$ (mol%)	$A_1$ ( $^\circ\text{C}$ )
16Cr-0.06C	0.056	0.10	<0.01	<0.01	16.32	0.018	0.0017	24.7	889
16Cr-0.09C	0.087	0.11	<0.01	<0.01	16.43	0.023	0.0016	37.3	886
16Cr-0.11C	0.112	0.10	<0.01	<0.01	16.23	0.010	0.0018	49.4	872
17Cr-0.06C	0.059	0.10	<0.01	<0.01	16.93	0.002	0.0020	20.8	923

Fig. 2 にシミュレーションの初期領域のモデル図を示す。本検討では、簡易な二次元モデルにてシミュレーションを行うため、 $\alpha/\gamma$ 界面近傍における $5\mu\text{m}\times 10\mu\text{m}$ 程度の領域を想定して解析エリアを設定した。Fig. 3 に各供試材の初期領域のモデル図を示す。 $\alpha$ と $\gamma$ の面積率



a) Examples of tissues actually observed b) Area of simulation model

Fig. 2 Initial area of simulation model.

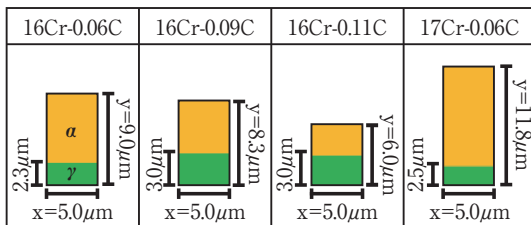


Fig. 3 Models used in the simulation.

の初期値はThermo-Calcによる $1100^\circ\text{C}$ の計算値： $\gamma_{1100^\circ\text{C}}$ を用いた。また、 $\gamma$ 相分解反応が $\alpha/\gamma$ 界面にて進行する場合は、解析モデル中の $\alpha/\gamma$ 界面長さがシミュレーション結果に大きく影響を及ぼすことが考えられる。そこで、前述した単位面積当たりの $\alpha/\gamma$ 界面長さ： $L_b$ を初期モデルに組み込むこととした。具体的には、解析領域における $y$ 方向の長さを $1/L_b$ になるように初期モデルを決定した。Table 2 にMPF法による解析の条件を示す。MICRESSは単なるマルチフェーズフィールド法の特徴である相変化のシミュレーションだけでなく、 $\gamma$ 相分解時の $M_{23}C_6$ の析出などの核生成にも対応している。本検

Table 2 Calculation condition for the MPF method

Parameters	Values
Area size	Fig. 3
Grid size	$0.25\mu\text{m}$
Interface thickness	4 grids
Initial chemical composition	Table 3
Initial Temperature	$1100^\circ\text{C}$
Cooling rate	$10^\circ\text{C/s}$
Minimum undercooling	$1^\circ\text{C}$
Maximum number of nucleofnew $M_{23}C_6$	Interface of $\alpha/\gamma$ 1000 Bulk of $\gamma$ 20
Distance between nucleation positions	$777\sim 927^\circ\text{C}$ $1.9\mu\text{m}$ $427\sim 777^\circ\text{C}$ $1.3\mu\text{m}$
InterfaceEnergy	$\alpha/\gamma$ $0.7\text{J}/\text{m}^2$ $\alpha/M_{23}C_6$ $0.1\text{J}/\text{m}^2$ $\gamma/M_{23}C_6$ $0.1\text{J}/\text{m}^2$
Interface mobility	Table 4
Database	Thermodynamics FEDATA6 Diffusion MOBFE2

討では、 $\gamma$ 相内部よりも $\alpha/\gamma$ 界面に $M_{23}C_6$ が多く析出することを想定して $M_{23}C_6$ の析出条件を設定した。シミュレーションにおける初期温度は $1100^\circ\text{C}$ として所定温度まで $10^\circ\text{C/s}$ で冷却した後、均熱保持し $\gamma$ 相率が $0.0001\%$ 以下になるまでのシミュレーションを行った。Table 3 に初期相比および各相の成分を、Table 4 に界面モビリティを示す。界面モビリティは各相の界面の原子配列の動きやすさを意味し、界面エネルギーやフェーズフィールドなどの大小に従って界面移動速度を決定するパラメータである。界面モビリティは、アレニウス型の温度依存性に従うことを想定して設定した。

### 3. 実験結果

#### 3.1 熱処理実験結果

Fig. 4 に $1100^\circ\text{C}\times 2\text{h}$ 熱処理後の各供試材の反射電子組

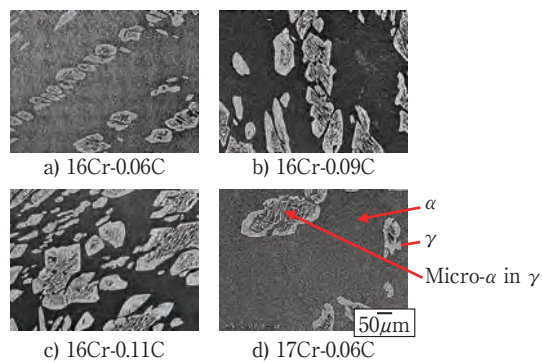
Table 3 Initial phase ratio and composition of each phase used in the simulation

No.	Rate of $\gamma$ -Phase (mol%)	Initial chemical composition of $\alpha$ -phase (mass%)	Initial chemical composition of $\gamma$ -phase (mass%)	$L_b$ ( $\mu\text{m}/\mu\text{m}^2$ )
16Cr-0.06C	24.7	16.94%Cr-0.014%C-0.10%Si	14.41%Cr-0.184%C-0.09%Si	0.111
16Cr-0.09C	37.7	17.40%Cr-0.016%C-0.12%Si	14.80%Cr-0.206%C-0.10%Si	0.120
16Cr-0.11C	49.4	17.52%Cr-0.016%C-0.11%Si	14.89%Cr-0.211%C-0.09%Si	0.166
17Cr-0.06C	20.8	17.51%Cr-0.016%C-0.10%Si	14.88%Cr-0.210%C-0.09%Si	0.085

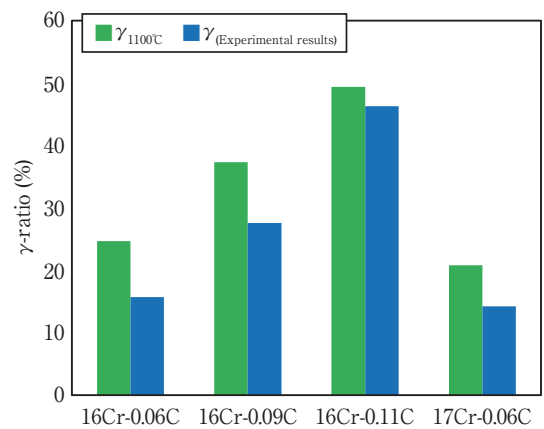
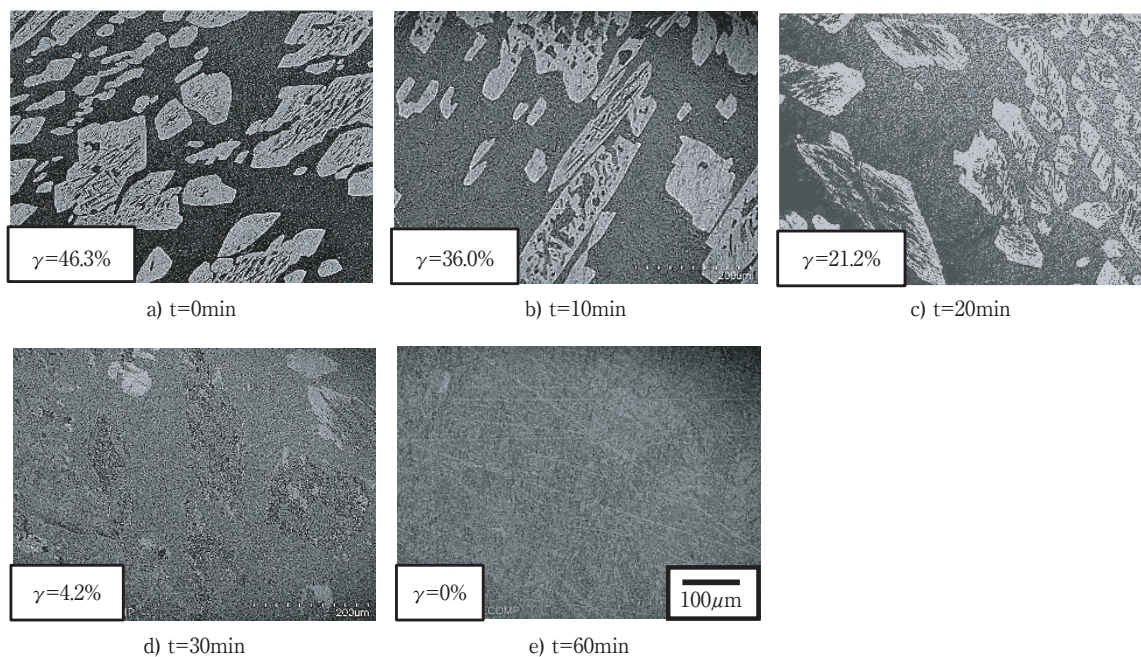


**Table 4** Interface mobility used in the simulation

Temperature (°C)	$\alpha/\gamma$ ( $\text{m}^4/\text{J}\cdot\text{s}$ )	$\alpha, \gamma/M_{23}\text{C}_6$ ( $\text{m}^4/\text{J}\cdot\text{s}$ )
1100	$4.10 \times 10^{-16}$	$8.00 \times 10^{-20}$
1050	$4.00 \times 10^{-16}$	$7.50 \times 10^{-20}$
1000	$3.90 \times 10^{-16}$	$7.00 \times 10^{-20}$
950	$3.70 \times 10^{-16}$	$6.50 \times 10^{-20}$
900	$3.40 \times 10^{-16}$	$6.00 \times 10^{-20}$
850	$3.20 \times 10^{-16}$	$5.30 \times 10^{-20}$
800	$2.50 \times 10^{-16}$	$4.50 \times 10^{-20}$
750	$2.00 \times 10^{-16}$	$2.00 \times 10^{-20}$
700	$7.50 \times 10^{-17}$	$5.00 \times 10^{-20}$
650	$2.25 \times 10^{-17}$	$1.20 \times 10^{-20}$
600	$5.00 \times 10^{-18}$	$1.80 \times 10^{-20}$

**Fig. 4** Microstructural change in SUS430 during heat treatment (1100°C × 2h).

成像を示す。図中の同じ供試材内でも $\gamma$ 相の粒径は10~100 $\mu\text{m}$ と様々であり、サイズの大きな $\gamma$ 相粒の内部には微細な $\alpha$ 相が存在している。C量の増加に伴い $\gamma$ 相量が増加し、 $\gamma$ 相の粒径は大きくなっており、Cr量の増加に伴い、 $\gamma$ 相の粒径は大きくなっている様子が観察される。**Fig. 5**に1100°C×2h熱処理後の $\gamma$ 相の面積率を示す。 $\gamma$ 相率の実験データは全て体積率(vol.%)である。図中に $\gamma_{1100^\circ\text{C}}$ をあわせて示す。実験結果と計算結果には若干の差異があるものの、いずれもC量の増加に伴って $\gamma$ 相率が増加し、Cr量の増加時に $\gamma$ 相率が減少する傾向を示している。**Fig. 6**に16Cr-0.06C鋼を800°Cで熱処理した供試材のSEM観察結果を示す。図から、均

**Fig. 5**  $\gamma$ -ratio in 1100°C .**Fig. 6** Compositional image of 16Cr-0.11C steel during heat treatment. (1100°C × 2h ⇒ 800°C)

熱保持時間が長くなるほど $\gamma$ 相が減少し、30min保持で4.2vol%, 60minでは完全に分解している様子が観察される。Fig. 7に16Cr-0.06C鋼を800°Cで熱処理した後にエッチングした供試材のSEM観察結果を示す。図から、a)およびc)に示す均熱0min後では、b), d)に示す $M_{23}C_6$ と思われる白い針状の相が認められない。また、この針状の相は主に $\alpha/\gamma$ 界面に存在している様子が観察される。Fig. 8に16Cr-0.11C鋼の800°C、750°Cおよび700°Cで $\gamma$ 相

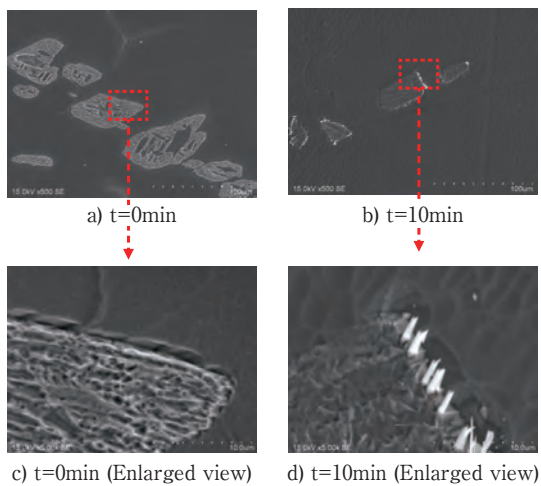


Fig. 7 Secondary electron image of 16Cr-0.06C steel during heat treatment. (1100°C × 2h → 800°C)

が完全に分解した60min均熱後のEPMAマッピング結果を示す。図から、Cr濃度マッピング結果において黄色で示されている(Cr濃度が高い)部分が初期の $\alpha$ 相、緑色および青色で示されている(Cr濃度が低い)部分は $\gamma$ 相が分解されて生成した $\alpha$ 相であると判断される。また、C濃度が高い部分は $M_{23}C_6$ が析出している部位と判断される。

熱処理温度別で比較すると、800°C熱処理材では、旧 $\alpha/\gamma$ 界面での $M_{23}C_6$ の析出が多く、750°Cおよび700°C熱処理材では、旧 $\alpha/\gamma$ 界面だけでなく、 $\gamma$ 相のバルク中からも $M_{23}C_6$ が析出している様子が確認できる。また、Fig. 7で示した $\alpha/\gamma$ 界面における針状の相は、 $M_{23}C_6$ 相が析出したものと判断される。

### 3.2 シミュレーション結果

Fig. 9に各組成の $\gamma$ 相率の経時変化のシミュレーション結果を示す。シミュレーション結果は実線で示し、実験結果はプロットで示している。実験値と比較してシミュレーション開始時における初期の $\gamma$ 相率が高いが、いずれの $\gamma$ 相分解を示すラインも実験結果の点近傍を通っている。また、16Cr-0.06C鋼と比較して16Cr-0.09C鋼、16Cr-0.11C鋼は初期 $\gamma$ 相率が高いに関わらず、 $\gamma$ 相分解速度が速いため最終的に $\gamma$ 相分解完了時間は同程度の値という結果になっている。以上のことから、 $\gamma$ 相分解

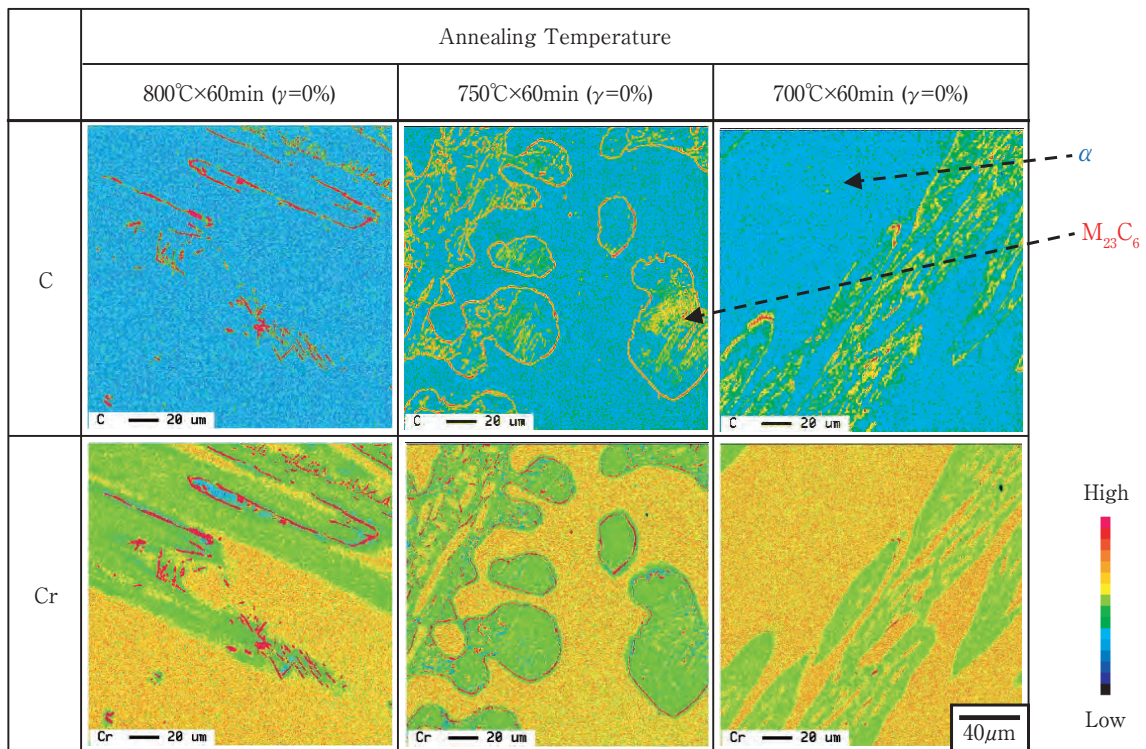


Fig. 8 Area analysis map of C and Cr in 16Cr-0.11C steel.



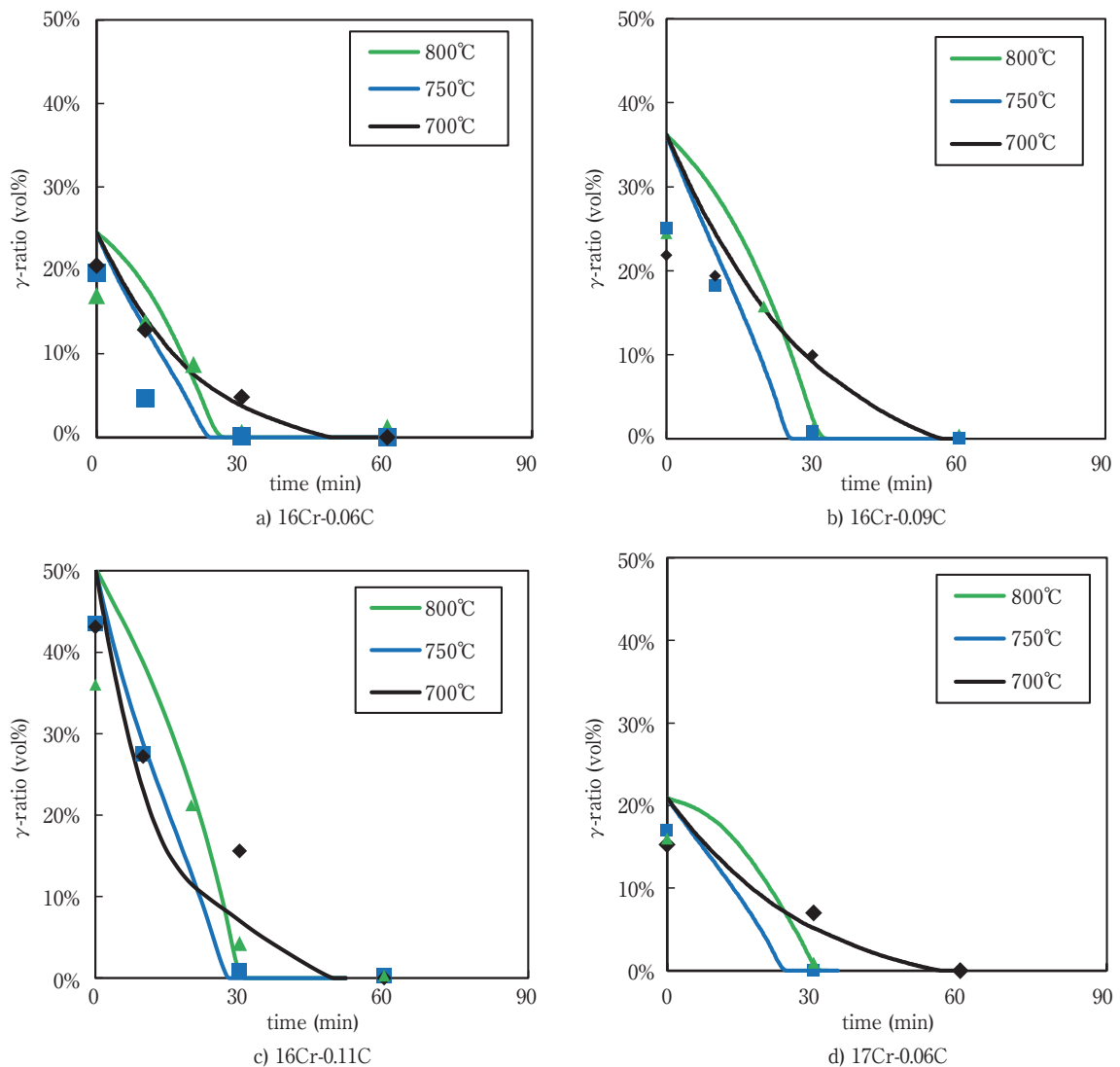


Fig. 9 Time evolution of  $\gamma$ -ratio simulated by MPF simulation.

傾向は概ね再現できたと判断できる。

Fig.10に16Cr-0.11C鋼の $M_{23}C_6$ 相の分布とCr分布のシミュレーション結果を示す。800°C×30min経過時点では上段中央図に示すように $\alpha/\gamma$ 界面に集中的に $M_{23}C_6$ 相が析出している。一方、750°C×30min経過時点では上段右図に示すように800°C条件と比較して $\alpha/\gamma$ 界面における炭化物の析出量は少なく、 $\gamma$ 相内の $\alpha/\gamma$ 界面から離れた側に高密度に $M_{23}C_6$ 相が析出している。

Fig.11に800°Cおよび750°Cにて30min熱処理した後の16Cr-0.11C鋼の供試材断面のEPMA分析結果を示す。熱処理温度800°Cの試料では $\alpha/\gamma$ 界面に $M_{23}C_6$ 相の析出とCr欠乏層が認められる。熱処理温度750°Cでは800°Cと比較すると $\alpha/\gamma$ 界面における $M_{23}C_6$ 相の析出とCr欠乏層が狭い。また、 $\gamma$ 相内部における $M_{23}C_6$ 相の析出が確認される。

以上のように、Fig.10に示したシミュレーション結果はFig.11に示したEPMA分析結果と同様に、高温では $M_{23}C_6$ が $\alpha/\gamma$ 界面で析出し、低温では $\gamma$ 相のバルク中にも析出することを示している。このことから、本シミュレーションはSUS430の $\gamma$ 相分解挙動を再現できたと判断される。

#### 4. 考察

前章までの結果で、SUS430の $\gamma$ 相の分解時の $\gamma$ 相の比率の経時変化についてだけでなく、 $\gamma$ 相の分解挙動や $M_{23}C_6$ の析出位置などについてもシミュレーションで再現できることが分かった。本章では、EPMA分析結果とシミュレーション結果を比較することによりSUS430の $\gamma$ 相の分解挙動についての考察を行った。

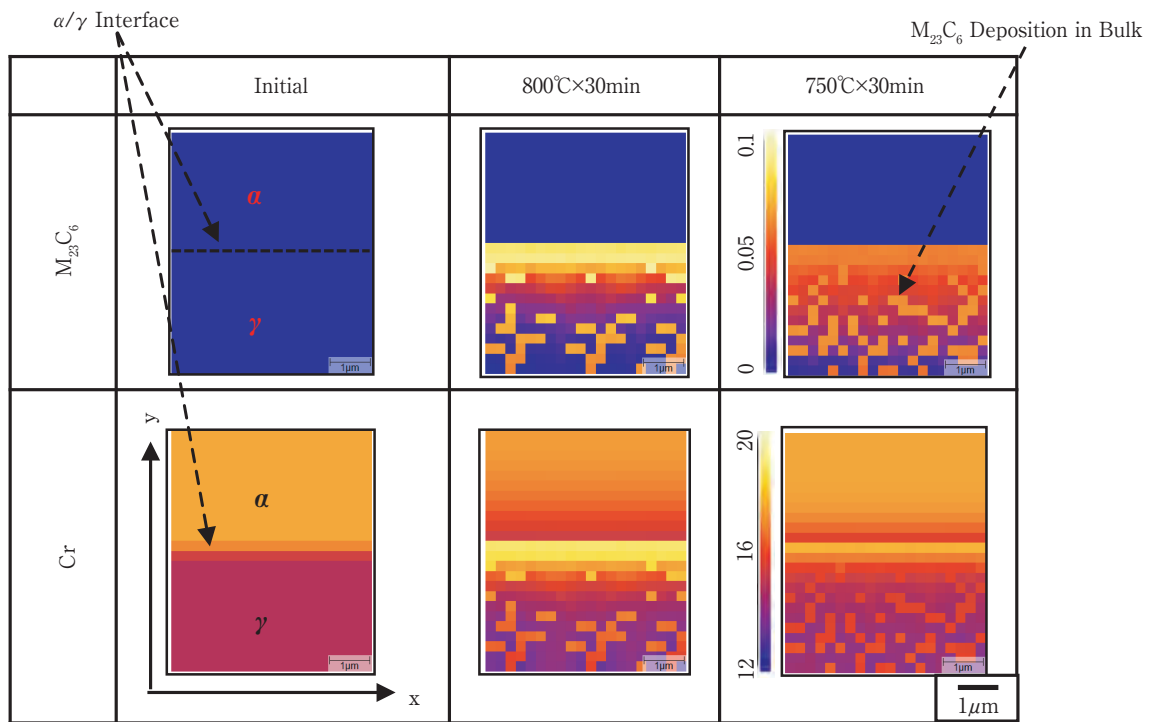


Fig.10 Phase evolution and distribution of  $M_{23}C_6$  and Cr in 16Cr-0.11C steel using the MPF method.

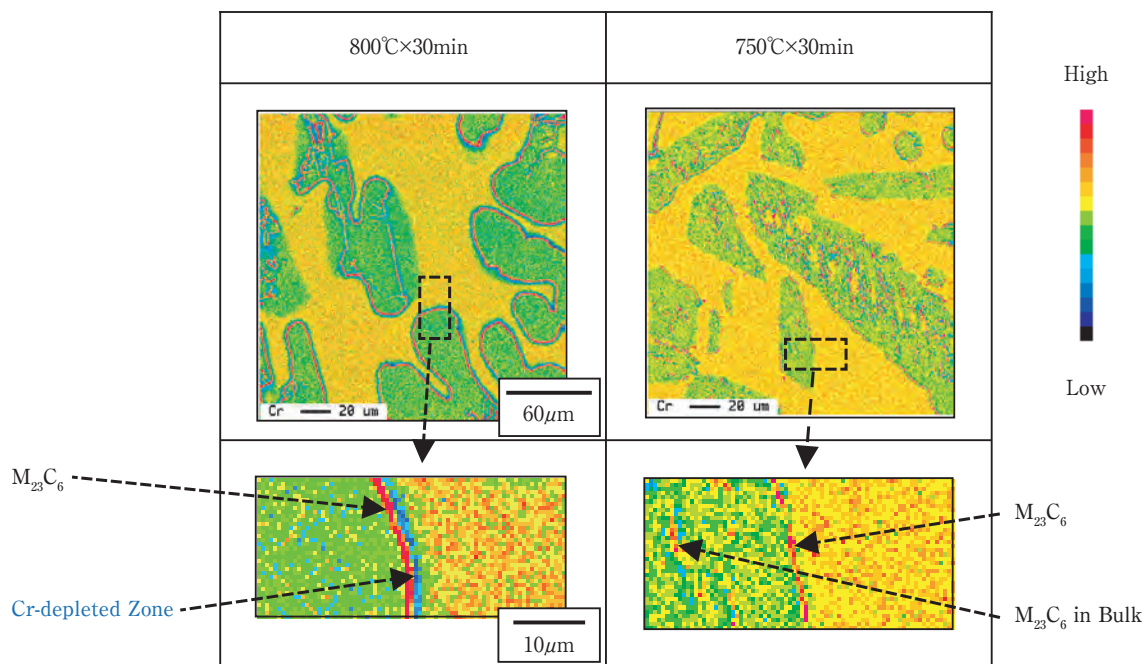


Fig.11 Area analysis map of Cr in 16Cr-0.11C steel.

Fig.12に、16Cr-0.06C鋼の800°C熱処理時のCおよびCrのEPMA分析結果を示す。

まず、0min熱処理後では $\gamma$ 相は $\alpha$ 相と比較して低Cr高Cの相となっている。また、高Crかつ高Cの領域が確

認されず、炭化物が未だ析出していないと判断される。Fig. 7に示したように800°Cで0min熱処理した供試材では $\alpha/\gamma$ 界面に炭化物の析出が認められず、これを裏付ける結果となっている。

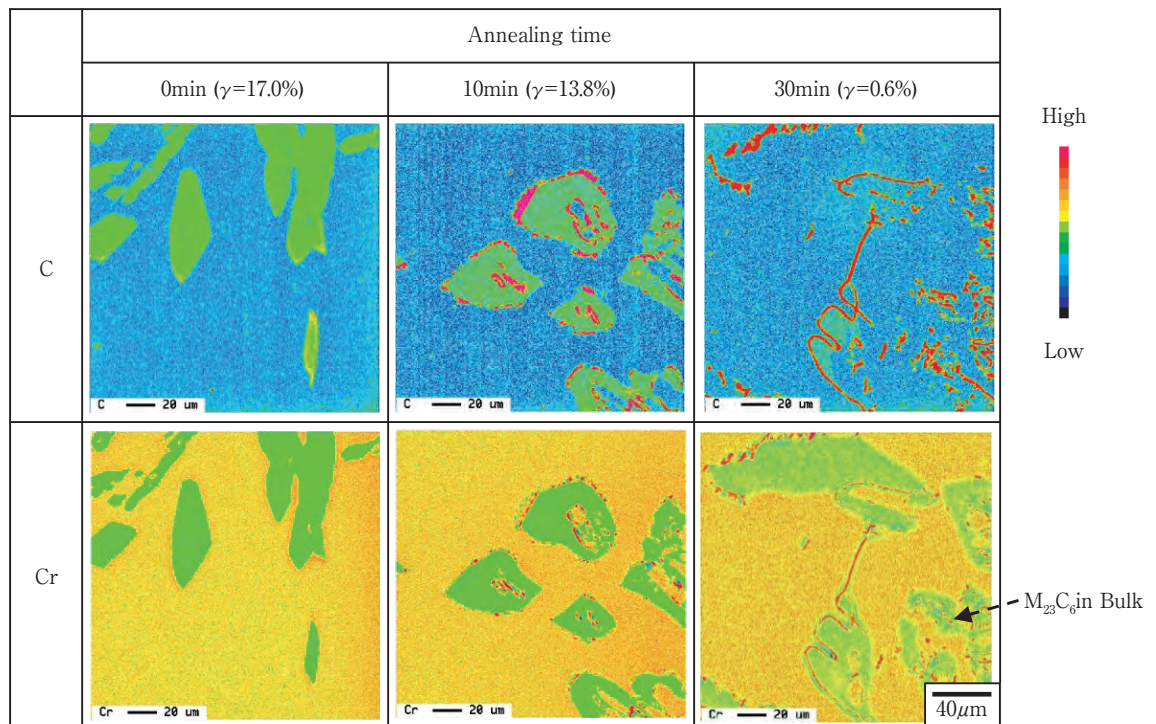


Fig.12 Area analysis map of C and Cr in 16Cr-0.06C steel during heat treatment. (1100°C × 2h ⇒ 800°C)

次いで、10min熱処理後では、 $\alpha/\gamma$ 界面に炭化物が析出している。また、 $\alpha$ 相は高Cr低C、 $\gamma$ 相は低Cr高Cのままであり、変態の初期段階は界面移動ではなく、炭化物の析出であるとわかる。これは、析出の際の界面エネルギーの点で有利な異相界面に析出したためと考えられる。

さらに、30min熱処理後では、下段右図に矢印で示す通り界面だけでなく $\gamma$ 相中でも炭化物の析出が認められる。また、 $\gamma$ 相が分解して生成した $\alpha$ 相中のCは初期の $\alpha$ 相と同濃度である。これは、 $\gamma$ 相の分解および炭化物析出に伴い固溶Cが減少したためと考えられる。また、Crは初期の $\alpha$ 相と比較して濃度が低い。これはCrの拡散が遅いためと考えられる。

Fig.13に、800°C熱処理における各相の変化のシミュレーション結果を示す。

まず、0min熱処理後では $\alpha/\gamma$ 界面に $M_{23}C_6$ が析出しておらず、 $\alpha$ 相は高Cr低Cとなっており、 $\gamma$ 相は低Cr高Cとなっている。

次いで、10min保持後には、 $\alpha/\gamma$ 界面および $\gamma$ 相内部で $M_{23}C_6$ が析出しており、Cr濃度が高くなっていることが確認できる。特に、 $\alpha/\gamma$ 界面は $\gamma$ 相内部と比較してCおよびCrの濃度が高くなっており、 $M_{23}C_6$ が $\gamma$ 相内部より析出しているといえる。

さらに、30min後には、 $M_{23}C_6$ の析出や成長が顕著に

なり、 $\gamma$ 相が分解消失していることがわかる。 $\gamma$ 相が存在した箇所は、Cは拡散・析出で低濃度になり、Crは拡散が遅いためCrの低濃度域が残存する。

Table 5にMICRESSの解析結果から得られた800°Cにおける各元素の拡散係数を示す。 $\alpha$ 相も $\gamma$ 相もCrの拡散

Table 5 Diffusion coefficient of the simulation in 800°C

	$\alpha$	$\gamma$
C	$6.00 \times 10^{-16}$	$6.03 \times 10^{-13}$
Cr	$1.05 \times 10^{-10}$	$1.15 \times 10^{-18}$

係数はCの拡散係数と比較して5桁以上小さい。Fig.14にフィックの第二法則を基に $\alpha$ 相中のCとCrそれぞれの拡散距離 $C_M(x,t)$ を計算した結果を示す。計算は下記の式で行った。

$$C_{M(x,t)} = C_{M,0} + (C_{M,1} - C_{M,0}) \cdot \operatorname{erfc} \frac{x}{2\sqrt{Dt}}$$

$$\operatorname{erfc}(a) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^x e^{-a^2} da$$

$C_{C,0}$ は初期 $\gamma$ 相のC濃度である0.184mass%、 $C_{C,1}$ は初期 $\alpha$ 相のC濃度である0.014mass%と設定した。また、 $C_{Cr,0}$ は初期 $\gamma$ 相のCr濃度である14.41mass%、 $C_{Cr,1}$ は



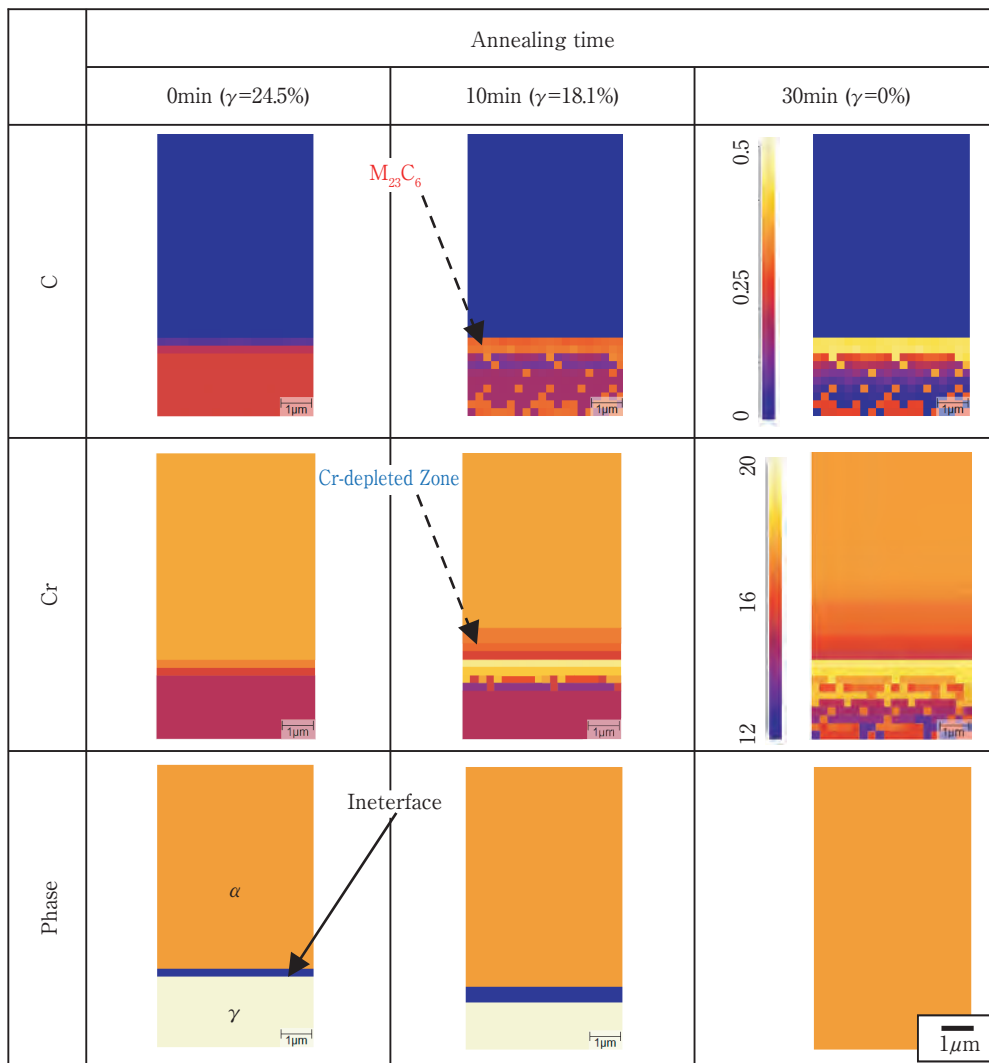


Fig.13 Phase evolution and distribution of C and Cr in 16Cr-0.06C steel using the MPF method.

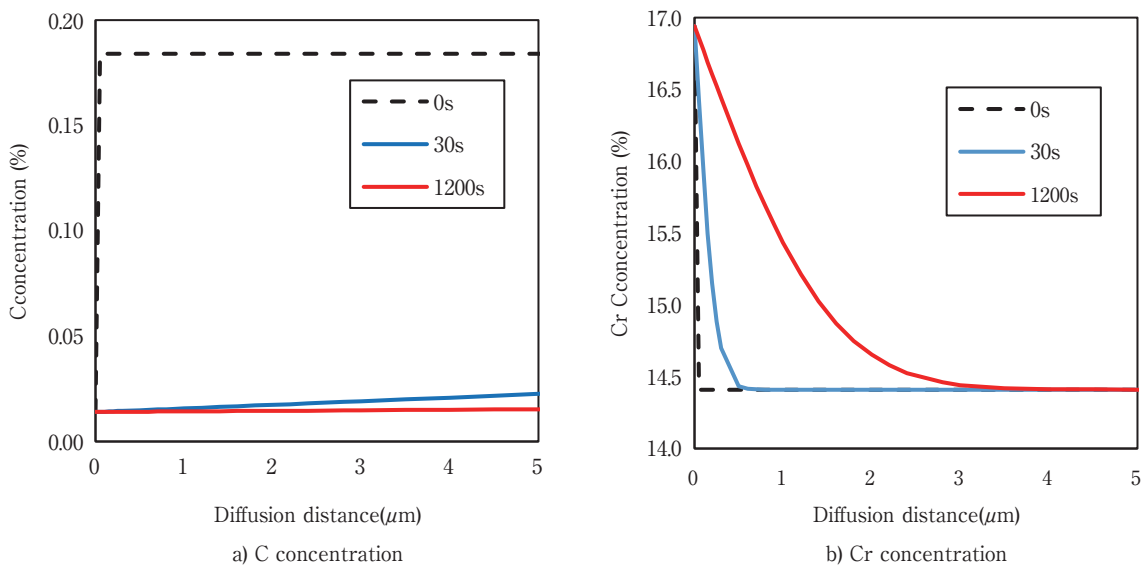


Fig.14 Result of calculation in Fick's law of diffusion.

初期 $\alpha$ 相のCr濃度である16.74mass%と設定した。また、DはTable 5に記載した各元素の $\alpha$ 相中における拡散係数を設定し、拡散時間 $t$ を0s, 30s, 1200sで計算した。計算結果より、Cはシミュレーション領域における $\gamma$ 相の長さに相当する距離 $2.2\mu\text{m}$ における濃度が30sで0.018mass%と初期 $\alpha$ 相のC濃度0.014mass%に近い値まで下がっており、拡散が非常に速いことがわかる。一方、Crは $2.2\mu\text{m}$ における濃度が1200sで14.58mass%と元のCr濃度14.41mass%とほとんど変化がなく、拡散が遅いことがわかる。以上より、 $\gamma$ 相が存在した箇所は、Cは拡散・析出で低濃度になり、Crは拡散が遅いため低濃度域が残存することが示された。

Fig.13に示した通り、SUS430における $\gamma$ 相分解挙動のシミュレーション結果は実験結果と同様の挙動を示すことがわかった。以上の結果から、Fig.15にSUS430の $\gamma$ 相分解の模式図を示す。

- 熱処理初期段階で、 $\alpha/\gamma$ 界面に $\text{M}_{23}\text{C}_6$ が析出する。
- その後、 $\gamma$ 相は $\alpha$ 相へ変態する。この時生成した $\alpha$ 相は初期の $\alpha$ 相と比較してCr濃度が低い。
- 一部 $\gamma$ 相中でも $\text{M}_{23}\text{C}_6$ が析出するが、 $\alpha/\gamma$ 界面に $\text{M}_{23}\text{C}_6$ が析出し、その成長に初期 $\alpha$ 相中のCrが供給され、Cr欠乏層が生成する。
- (b)、(c)が進行し、最終的に $\gamma$ 相の分解が完了する。 $\gamma$ 相が変態して生成した $\alpha$ 相のCr濃度は初期の $\alpha$ 相と比較して低く、低濃度域が残存する。

## 5. 結 言

本研究では、SUS430の $\gamma$ 相の分解挙動を明らかにすることを目的として、ラボ実験およびシミュレーション

を行い、以下の知見を得た。

- $\gamma$ 相の分解挙動は、 $800^\circ\text{C}$ では $\alpha/\gamma$ 界面に炭化物が析出しやすく、 $750^\circ\text{C}$ および $700^\circ\text{C}$ では $\alpha/\gamma$ 界面だけでなくバルク中でも炭化物の析出しやすい傾向にあることをシミュレーションで再現できた。
- EPMA分析結果およびシミュレーション結果から炭化物の析出およびCr濃度分布について考察した。その結果、 $\gamma$ 相分解の初期では $\alpha/\gamma$ 界面に炭化物が析出し、中期では $\gamma$ 相中にも炭化物が析出すること、また、 $\gamma$ 相が $\alpha$ 相に変態した後もCr低濃度域が残存することを明らかにした。
- フェーズフィールド法によるシミュレーション結果は実験結果と同様な傾向を示し、 $\gamma$ 相率の予測だけでなく、 $\gamma$ 相分解挙動の再現や考察などのツールとしての有効性を確認できた。

## 参考文献

- I.Steinback, F.Pezzola, B.Nestler, M.Seesselberg, R.Prieler and G.J.Schmitz : Physica D, 94 (1996), 135.
- B.Sundman, B.Jansson and J.O.Andersson : Calphad 9 (1985), 153.
- S.Fukumoto, S.Nomoto : J.Japan Inst.Met.Mater., 73 (2009), 502.
- S.Fukumoto, Y.Iwasaki, H.Motomura, Y.Fukuda : Tetsu-to-Hagane, 97 (2011), 467.
- T.Kawagoe : Technical report of Nisshin Steel Works, Ltd., 94 (2014), 1.
- H.Mitsui, K.Koshiba, T.Oonuma : Tetsu-to-Hagane, 101 (2015), 336.
- R.Matsuki, H.Aoyama : CAMP-ISIJ, Vol.11 (1998), 1145.

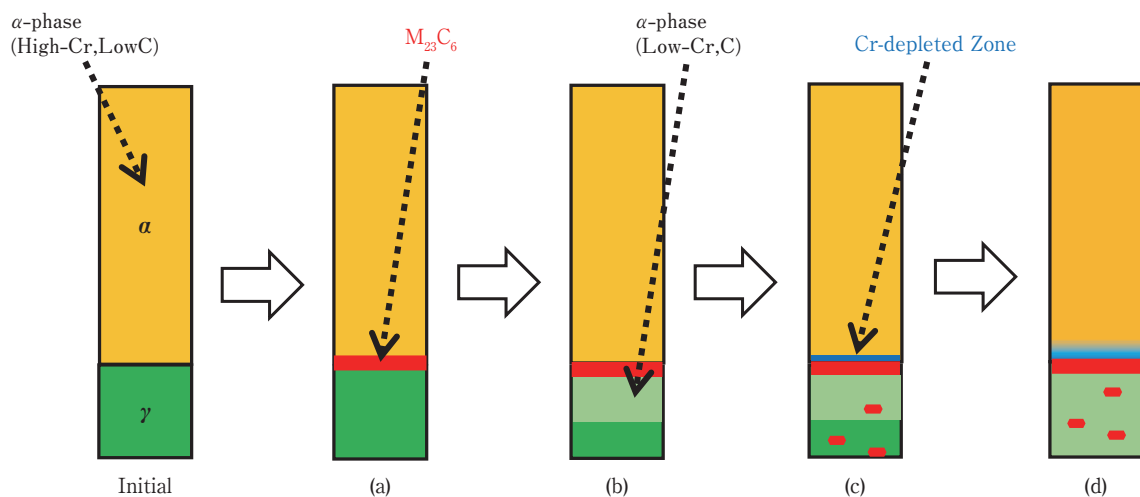


Fig.15 Model of  $\gamma$ -phase decomposition.