

機関番号：82108

研究種目：若手研究(B)

研究期間：2008 ～ 2010

課題番号：20760476

研究課題名(和文) 高温長時間でのナノ析出物遷移過程予測法の確立

研究課題名(英文) Establishment of Prediction Method of Nano-size Precipitates Sequences at High Temperatures for Long Term

研究代表者

戸田 佳明 (TODA YOSHIAKI)

独立行政法人物質・材料研究機構・新構造材料センター・主任研究員

研究者番号：60343878

研究成果の概要(和文)：組織自由エネルギー法を 18Cr-8Ni オーステナイト鋼における $M_{23}C_6$ と σ 相の粒内析出に応用した。化学的自由エネルギー、界面エネルギーおよび弾性歪エネルギーを評価して、様々な組織からなる組織自由エネルギーの階層を計算した。それらの最急降下パスより、両析出物の析出開始線を理論的に予測した。計算結果は SUS 304H 鋼における実験結果とよく一致したことから、耐熱鋼の組織変化を予測するのに組織自由エネルギー法は極めて有用である。

研究成果の概要(英文)：The system free energy method was applied to prediction of the precipitation of $M_{23}C_6$ carbide and sigma phase within grains in 18Cr-8Ni austenitic steels. The chemical free energy, the interfacial energy and elastic strain energy were estimated for the system free energy hierarchies of various microstructures. From the minimum-energy path, the precipitation initiation curves of both precipitates were theoretically predicted. The calculated curves agreed well with experimental results for Type 304H steels; this suggests that system free energy method is suitable for predicting the evolution of microstructures in heat-resistant steels.

交付決定額

(金額単位：円)

	直接経費	間接経費	合計
2008年度	1,100,000	330,000	1,430,000
2009年度	200,000	60,000	260,000
2010年度	500,000	150,000	650,000
年度			
年度			
総計	1,800,000	540,000	2,340,000

研究分野：耐熱鋼、金属材料組織

科研費の分科・細目：材料工学・構造・機能材料

キーワード：オーステナイト系耐熱鋼、 $M_{23}C_6$ 炭化物、 σ 相、等温変態曲線、組織自由エネルギー、化学的自由エネルギー、弾性歪エネルギー、界面エネルギー

1. 研究開始当初の背景

エネルギー資源の節約や二酸化炭素排出量を削減するには、高温強度に優れた新しい耐熱材料を開発して発電タービンを回す蒸気条件を高温高圧化し、火力発電プラントでのエネルギー効率をより向上させることが最も現実的かつ効果的である。新しい高強度

耐熱材料を開発するには、その材料の高温で長時間までの内部組織の安定性を知る必要がある。しかし、従来のような実験的な手法のみで内部組織変化を解明するのは、合金組成を変えた数多くの試料と 10 万時間を超える長い時間が必要で、大変効率が悪い。これからは、数多くの実用耐熱材料の諸情報を基

礎的な知識に基づいて整理し、種々の条件に対し材料の内部組織がどのように変化するかを理論的に予測することが必要であると考える。耐熱材料の組織安定性が計算により予測できれば、開発材料の設計や選択が容易になり、開発コストの削減や期間の短縮につながる可能性が高い。

金属材料の組織変化を理論的に解析するには、速度論に基づき時間項を含んだ微分方程式を解くのが一般的である。しかし、拡散現象を記述した微分方程式の多くは非線形項を含んでいるために、実用材料の複雑な組織変化に応用するのは容易ではない。特に、実用耐熱材料は四元以上の多元系で、複数種類の析出物を有する複雑な組織で高温安定性を維持しており、計算機の処理能力が著しく進歩した現代においても、微分方程式を解く方法でその組織変化を予測するのは、プログラミングや解析が大変困難である。

2. 研究の目的

拡散律速の組織変化を予測する方法として、組織自由エネルギー法が提案されている。この方法はエネルギーの加減のみの計算で解析を行うため、複雑な非線形微分方程式を解く必要がなく、広い範囲の組成・温度・時間における組織変化過程を容易に予測できる。また、エネルギーという共通の尺度に基づいて組織変化を総合的に解析しているため、組織自由エネルギーが評価できるのであれば、複数種類の反応が同時に進行しているような複雑な組織変化をも取り扱うことができる。これまでに、Ni-Al-Ti 合金での弾性拘束が γ/γ' 相間の平衡組成に及ぼす影響、Nb-Zr 合金の析出遷移過程、亜共析鋼のパラライト変態、Fe-C-Cr-W 鋼における Laves 相の析出形態変化の解析に組織自由エネルギー法が応用されてきた。

18Cr-8Ni オーステナイト鋼には耐熱鋼の基本的な元素が含まれており、823~1023 K の温度範囲における 18 万時間までの内部組織変化が実験的に調べられている。しかし、多くの耐熱鋼と同様、その組織変化を理論的に解析した研究はない。そこで本研究では、18Cr-8Ni 鋼のオーステナイト (γ) 相粒内における $M_{23}C_6$ 炭化物と σ 相の析出を組織自由エネルギー法により予測し、実用耐熱鋼の析出遷移過程をエネルギー論から理論的に解析することの可能性について検討した。

3. 研究の方法

(1) 計算モデル

本計算では、 γ 相粒内に均一に形成された $M_{23}C_6$ と σ 相が一定の速度で成長する過程の、後述する 4 種類の組織の全自由エネルギーを、化学的自由エネルギー、弾性歪エネルギー、界面エネルギーの和として評価し、その時間

変化のエネルギー的階層から最急降下パスを決定することで、18Cr-8Ni 鋼の析出物遷移過程をエネルギー論から予測した。

まず、 $M_{23}C_6$ と σ 相は界面律速により成長し、時間経過に伴い次式に従って各相の平均析出粒子間距離 L_s が増大すると仮定した。

$$L_s = (tD_s)^{1/2} = \left\{ tD_{0,s} \exp\left(-\frac{Q_s}{RT}\right) \right\}^{1/2} \quad (1)$$

D_s は s 相 ($s = M_{23}C_6, \sigma$) の析出に関する有効拡散係数で、 $D_{0,s}$ と Q_s はその振動数項と活性化エネルギーである。本計算では $M_{23}C_6$ と σ 相の析出は、それぞれ γ 母相中の Cr と Ni の拡散によって律速されると仮定し、 $D_{M_{23}C_6}$ と D_σ に表 1 に示す γ 相中の Cr と Ni の不純物拡散係数を用いた。

表 1 拡散係数の評価に用いた物性値

振動数項	$D_{0,M_{23}C_6}$ (m^2s^{-1})	1.08×10^{-3}
	$D_{0,\sigma}$ (m^2s^{-1})	0.3×10^{-3}
活性化エネルギー	$Q_{M_{23}C_6}$ ($Jmol^{-1}$)	2.918×10^5
	Q_σ ($Jmol^{-1}$)	3.14×10^5

次に、下記 4 種類の組織を想定し、それぞれの組織自由エネルギーを、化学的自由エネルギー、弾性歪エネルギー、界面エネルギー、および各相の体積分率 f_s を用いて次式のように評価した。なお、 $M_{23}C_6$ と σ 相の体積分率は大きくないので、本研究では析出相間の弾性相互作用エネルギーは考慮しなかった。

組織 1 : γ 過飽和固溶体

$$G_{system1} = G_\gamma \quad (2)$$

組織 2 : γ 母相中に立方体形状の $M_{23}C_6$ が均一に整合析出

$$G_{system2} = f_\gamma G_\gamma + f_{M_{23}C_6} G_{M_{23}C_6} + E_{str} + E_{surf}^{M_{23}C_6} \quad (3)$$

組織 3 : γ 母相中に立方体形状の $M_{23}C_6$ が均一に非整合析出

$$G_{system3} = f_\gamma G_\gamma + f_{M_{23}C_6} G_{M_{23}C_6} + E_{surf}^{M_{23}C_6} \quad (4)$$

組織 4 : γ 母相中に立方体形状の $M_{23}C_6$ と回転楕円体の σ 相が均一に非整合析出

$$G_{system4} = f_\gamma G_\gamma + f_{M_{23}C_6} G_{M_{23}C_6} + f_\sigma G_\sigma + E_{surf}^{M_{23}C_6} + E_{surf}^\sigma \quad (5)$$

(2) 化学的自由エネルギーの評価

18Cr-8Ni 鋼の化学的自由エネルギーは次のように表される。

$$G_0 = f_\gamma G_\gamma + f_{M_{23}C_6} G_{M_{23}C_6} + f_\sigma G_\sigma \quad (6)$$

ここで f_s と G_s は s 相 ($s = \gamma, M_{23}C_6, \sigma$) の体積分率と 1 mol あたりの化学的自由エネルギーである。

各相の化学的自由エネルギーは副格子モデルを用いて表される。 γ 相の副格子構造は $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Ni})_1(\text{C}, \text{VA})_1$ と表され、第 I 副格子 (FCC 構造の置換型原子位置) に Fe、Cr、Ni の金属元素が、第 II 副格子 (FCC 構造の侵入型原子位置) に C 元素と原子空孔 (VA と表す) がそれぞれ置換できる。第 I 副格子と第 II 副格子における原子数の比は 1 : 1 である。 M_{23}C_6 の副格子構造は $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Ni})_{20}(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Ni})_3\text{C}_6$ と表される。原子数の比が 20 : 3 : 6 の 3 つの副格子のうち、第 I および第 II 副格子の中を Fe、Cr、Ni の三金属元素が自由に置換でき、第三副格子は C 原子で占められている。同様に σ 相の副格子構造は $(\text{Fe}, \text{Ni})_8(\text{Cr})_4(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Ni})_{18}$ と表される。

副格子モデルを用いた場合の s 相 ($s = \gamma, \text{M}_{23}\text{C}_6, \sigma$) の化学的自由エネルギーは次式で表される。

$$G_s = \frac{1}{\sum_{n=I-III} a^{sn}} \left\{ \begin{aligned} & \sum_m y_m^{sIII} \sum_k y_k^{sII} \sum_i y_i^{sI} \circ G_{i:k:m}^s \\ & + RT \left(\begin{aligned} & a^{sI} \sum_i y_i^{sI} \ln y_i^{sI} \\ & + a^{sII} \sum_k y_k^{sII} \ln y_k^{sII} \\ & + a^{sIII} \sum_m y_m^{sIII} \ln y_m^{sIII} \end{aligned} \right) \\ & + \sum_m y_m^{sIII} \sum_k y_k^{sII} \sum_i y_i^{sI} \left(\begin{aligned} & a^{sI} \sum_{j>i} y_j^{sI} L_{i,j:k:m}^s \\ & + a^{sII} \sum_{l>k} y_l^{sII} L_{i:k,l:m}^s \\ & + a^{sIII} \sum_{n>m} y_n^{sIII} L_{i:k:m,n}^s \end{aligned} \right) \end{aligned} \right\} \quad (7)$$

a^{sn} ($n = I, II, III$) は各副格子における原子数の数、 y_h^{sn} は第 n 副格子における h 原子 ($h = \text{Fe}, \text{C}, \text{Cr}, \text{Ni}$) の占有率、 $\circ G_{i:k:m}^s$ は、第 I 副格子を i 原子、第 II 副格子を k 原子、第 III 副格子を m 原子が占めた場合の、純金属または化学量論組成を有する炭化物や化合物の 1 mol あたりの Gibbs 自由エネルギーを示す。 R と T はガス定数と絶対温度である。 $L_{i,j:k:m}^s$ は第 II 副格子を k 原子、第三副格子を m 原子が占めた場合の、第 I 副格子における i 原子と j 原子の原子間相互作用パラメータを表す。同様に、 $L_{i:k,l:m}^s$ は第 I 副格子を i 原子、第 III 副格子を m 原子が占めた時の、第 II 副格子における k 原子と l 原子の相互作用パラメータを表す。各相に固有の $\circ G_{i:k:m}^s$ 、 $L_{i,j:k:m}^s$ 、 $L_{i:k,l:m}^s$ 、 $L_{i:k:m,n}^s$ の値は、状態図計算ソフト Thermo-Calc の熱力学データベース SSOL4 から引用した。いずれの相においても、原子間相互作用パラメータには Redlich-Kister 多項式を用いて温度と組成の依存性が考慮さ

れている。

(3) 弾性歪エネルギーの評価

γ 母相と M_{23}C_6 の格子定数の差に起因する弾性歪エネルギーは次式で評価した。また、弾性歪エネルギーを評価するのに用いた物性値を表 2 に示す。

$$E_{str} = \frac{E}{1-\nu} \eta^2 f_{\text{M}_{23}\text{C}_6} (1 - f_{\text{M}_{23}\text{C}_6}) V_m \quad (8)$$

E と ν はそれぞれ弾性率とポアソン比で、様々な温度で測定された SUS304 鋼の弾性率と剛性率の実験値を、最小二乗法より温度の一次関数で近似した値を用いた。 η は γ 母相と M_{23}C_6 の格子ミスマッチである。18Cr-8Ni 鋼における η の値は分からなかったため、25Cr-24Ni オーステナイト鋼における値で代用した。組織のモル体積 V_m は平均組成に比例すると仮定し、18Cr-8Ni 鋼の密度 ρ と各元素の原子重量 M_i 、平均組成 $c_{0,i}$ ($i = \text{Fe}, \text{C}, \text{Cr}, \text{Ni}$) を用いて (9) 式で表した。なお、 σ 相は析出の初期段階から非整合であると仮定し、 σ 相の弾性歪エネルギーは評価しなかった。

$$V_m = \frac{1}{\rho} \sum_i M_i c_{0,i} \quad (9)$$

表 2 弾性歪エネルギーと界面エネルギー評価に用いた物性値

		E
弾性率	$(\times 10^9 \text{ N m}^{-2})$	227.0-0.0896T
ポアソン比	ν	48.6-0.0202T 178.4-0.0694T
格子ミスマッチ	η	0.0137
密度	$\rho (\text{kg m}^{-3})$	8.0×10^3
原子重量	$M_{\text{Fe}} (\text{kg mol}^{-1})$	55.845×10^{-3}
	$M_{\text{C}} (\text{kg mol}^{-1})$	12.011×10^{-3}
	$M_{\text{Cr}} (\text{kg mol}^{-1})$	51.996×10^{-3}
	$M_{\text{Ni}} (\text{kg mol}^{-1})$	58.693×10^{-3}
界面エネルギー	$\gamma_{\text{M}_{23}\text{C}_6}^c (\text{J m}^{-2})$	0.3
	$\gamma_{\text{M}_{23}\text{C}_6}^i (\text{J m}^{-2})$	0.7
密度	$\gamma_\sigma^i (\text{J m}^{-2})$	0.3

(4) 界面エネルギーの評価

γ 母相と s 相 ($s = \text{M}_{23}\text{C}_6, \sigma$) の間の界面エネルギー評価には、析出物が整合、非整合の場合ともに次式を用いた。

$$E_{surf}^s = A_s \gamma_s V_m = \frac{f_s}{V_s} S_s \gamma_s V_m \quad (10)$$

A_s と γ_s はそれぞれ、単位体積あたりの γ 母相と s 相間の全界面積、 s 相の界面エネルギー密度を表す。 V_s と S_s は s 相の析出物 1 個あ

たりの体積と界面積である。本研究では、 $M_{23}C_6$ の形状は立方体、 σ 相はアスペクト比が10の棒状回転楕円体と仮定した。立方体や回転楕円体と同体積の球の半径を、それぞれ $r_{M_{23}C_6}$ 、 r_σ とすれば、 V_s と S_s は回転楕円体のアスペクト比 p を用いて次式で表される。

$$V_{M_{23}C_6} = \frac{4}{3}\pi(r_{M_{23}C_6})^3 \quad (11)$$

$$S_{M_{23}C_6} = 6\left(\frac{4}{3}\right)^{2/3}(r_{M_{23}C_6})^2 \quad (12)$$

$$V_\sigma = \frac{4}{3}\pi r_\sigma^3 \quad (13)$$

$$S_\sigma = \pi r_\sigma^2 p^{-2/3} \left[2 + \frac{2p^2}{(p^2-1)^{1/2}} \tan^{-1} \left\{ (p^2-1)^{1/2} \right\} \right] \quad (14)$$

γ 相粒内に $M_{23}C_6$ と σ 相が均一に析出するとすれば、母相内の $(4/3)\pi(L_s/2)^3$ の領域に1個の析出物粒子が存在することになり、析出相の体積分率 f_s と平均粒子間距離 L_s には次式の関係が成り立つ。

$$\frac{4}{3}\pi r_s^3 = \frac{4}{3}\pi \left(\frac{L_s}{2}\right)^3 f_s \quad (15)$$

(1)式と(15)式を用いることで、析出物の粒子サイズ r_s を時間 t に変換できる。

γ_s^c と γ_s^i は析出物が整合および非整合である場合の界面エネルギー密度であり、これらは計算で予測されるTTP曲線が実験結果と合うように、表2で示す値に任意に設定した。ただし、材料の界面エネルギー密度は、整合界面では $0.05\sim 0.2 \text{ J m}^{-2}$ 、部分整合界面では $0.2\sim 0.8 \text{ J m}^{-2}$ 、非整合界面では 0.8 J m^{-2} 以上との報告があり、表2に示した値は界面エネルギー密度として妥当である。

(5) 組織自由エネルギーの計算

(6)、(7)式を用いて化学的自由エネルギー、(8)、(9)式より弾性歪エネルギー、(1)式および(10)~(15)式より界面エネルギーを評価することができ、これら3種のエネルギーの和で、(2)~(5)式に示す4組織の組織自由エネルギー値を求めた。平均組成、温度、時間を設定すれば、Gibbsエネルギー値や原子間相互作用パラメータ、および表2に示した物性値から、 $G_{system1}$ は一様に求まり、 $G_{system2}$ 、 $G_{system3}$ 、 $G_{system4}$ は、 $M_{23}C_6$ の副格子占有率 $y_{Cr}^{M_{23}C_6 II}$ 、 $y_{Ni}^{M_{23}C_6 II}$ 、 $y_{Cr}^{M_{23}C_6 III}$ 、 $y_{Ni}^{M_{23}C_6 III}$ と体積分率 $f_{M_{23}C_6}$ 、 σ 相の副格子占有率 $y_{Ni}^{\sigma I}$ 、 $y_{Cr}^{\sigma III}$ 、 $y_{Ni}^{\sigma III}$ と体積分率 f_σ の関数となる。これらの独立変数をSIMPLEX法のアルゴリズムに基づいて変化させ、 $G_{system2}$ 、 $G_{system3}$ 、 $G_{system4}$ の各関数値の最小値を探索した。そして、得られた最小値をそれぞれの真の組織自由エネルギー値とした。

4. 研究成果

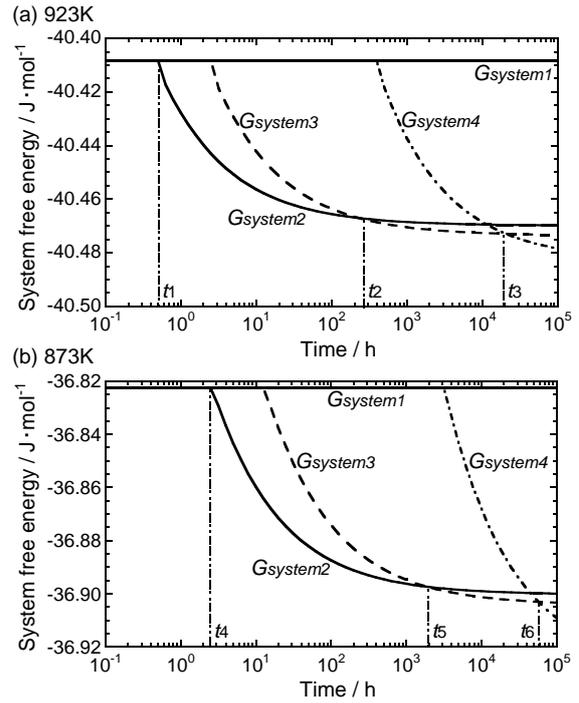


図1 Fe-0.07C-18.95Cr-9.57Ni 鋼の (a) 923 K と (b) 873 K における 4 種類の組織自由エネルギーの時間変化。

図1 (a)には、平均組成が Fe-0.07C-18.95Cr-9.57Ni で、温度が 923 K の場合の 4 組織の組織自由エネルギーの時間変化を示す。図中の水平線 ($G_{system1}$) は γ 過飽和固溶体のエネルギーレベルに対応し、界面エネルギー項が含まれていないことから時間には依存しない。実曲線 ($G_{system2}$) と点曲線 ($G_{system3}$) はそれぞれ、整合と非整合の $M_{23}C_6$ が γ 母相中に析出した組織の組織自由エネルギー変化を示し、一点鎖線 ($G_{system4}$) は γ 母相中に $M_{23}C_6$ と σ 相が析出した場合の組織自由エネルギー変化を示す。拡散律速に基づく組織変化は、時効の初期段階からエネルギーの最小状態を達成しながら進行していると考えられる。よって、エネルギー最急降下パスの考えに基づく、この材料の内部組織は時間が t_1 までは γ 固溶体で、 t_1 にて $M_{23}C_6$ が整合に析出し、 t_2 で $M_{23}C_6$ の整合性がなくなり、 t_3 で γ 母相中に $M_{23}C_6$ に加え σ 相が析出すると予測できる。図1 (b)は、図1 (a)と同じ材料組成で温度を 873 K に変えた時の計算結果であり、図の見方は図1 (a)と同じである。この場合は、 $t < t_4$ では γ 固溶体、 $t_4 < t < t_5$ では $M_{23}C_6$ が整合析出、 $t_5 < t < t_6$ では $M_{23}C_6$ が非整合析出して、 $t > t_6$ では非整合な $M_{23}C_6$ と σ 相の両方が析出すると予測できる。

上記の方法で、様々な温度における 4 組織の組織自由エネルギーの時間依存性を算出

し、各曲線の交点の軌跡を描けば、 $M_{23}C_6$ と σ 相の等温変態曲線を予測することができる。図 2 の 3 種類の曲線は、Fe-0.07C-18.95Cr-9.57Ni 鋼の 823~973 K における組織自由エネルギー曲線の交点の軌跡を示す。実線と一点鎖線はそれぞれ整合 $M_{23}C_6$ と σ 相の析出開始線に相当する。また、点線は γ 母相と $M_{23}C_6$ の間の整合性が消失する変態線を示す。図 2 の実線よりも左側では γ 単相がエネルギー的に安定で、実線と一点鎖線の間領域では γ 粒内に整合または非整合な $M_{23}C_6$ が析出し、一点鎖線よりも右側では $M_{23}C_6$ と σ 相が γ 粒内に析出するのが安定であると予測される。さらに図 2 には、透過型電子顕微鏡観察より得られた SUS304H 鋼の粒内析出のみの実験結果も示した。 γ 相のみが観察された温度と時間の条件を ○ で、 γ 粒内に $M_{23}C_6$ が観察された条件を ● で、 $M_{23}C_6$ と σ 相の両方が観察された条件を ▲ で示した。計算と実験結果を比較すると、計算より予測した $M_{23}C_6$ と σ 相の析出開始線は、10 万時間 (約 11.4 年) の時間範囲まで実験結果とよく一致した。 $M_{23}C_6$ の整合から非整合への組織変化は実験で観察していないために、 $M_{23}C_6$ の非整合化については比較することはできない。しかしながら、組織自由エネルギー法では $M_{23}C_6$ の整合性の消失条件を算出することもできた。

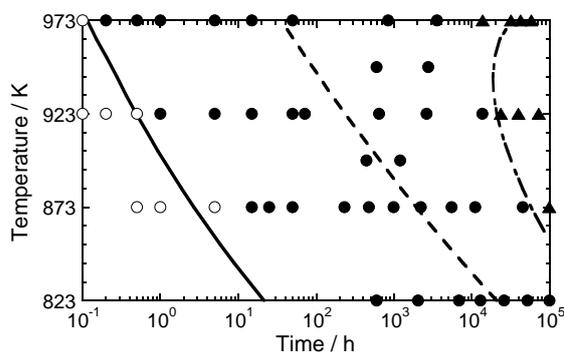


図 2 Fe-0.07C-18.95Cr-9.57Ni 鋼の実験および計算より求めた等温変態曲線。

組織自由エネルギー法では、18Cr-8Ni 鋼に限らず、他の平均組成を有する材料の長時間にわたる等温変態曲線も容易に計算できる。それに加えこの方法では、化学的自由エネルギーと、表 1 と表 2 に示した実用耐熱鋼の基本的な物性値が与えられれば計算が可能である。よって、実用耐熱材料の析出物遷移過程を理論的に予測するのに、組織自由エネルギー法は大変有用であると考えられる。

5. 主な発表論文等

(研究代表者、研究分担者及び連携研究者には下線)

[雑誌論文] (計 4 件)

- ① Y. Toda, F. Abe, Prediction of Precipitation Sequences within Grains in 18Cr-8Ni Austenitic Steel by Using System Free Energy Method, Proceedings of the 3rd Symposium on Heat Resistant Steels and Alloys for High Efficiency USC Power Plants 2009, 査読無、2009、CD-ROM
- ② Y. Toda, F. Abe, Prediction of Precipitation Sequences within Grains in 18Cr-8Ni Austenitic Steel by Using System Free Energy Method, ISIJ International, 査読有、Vol. 49, 2009, 439-445
- ③ 戸田佳明、阿部富士雄、組織自由エネルギー法による 18Cr-8Ni 鋼の粒内での TTP 曲線の予測、日本学術振興会耐熱金属材料第 123 委員会報告書、査読無、50 巻、2009、27-36
- ④ Y. Toda, F. Abe, Prediction about Precipitation Sequence in 18Cr-8Ni Steel by System Free Energy Method, Proceedings of the 34th MPA-Seminar, 査読無、2008、20.1-20.16

[学会発表] (計 3 件)

- ① 戸田佳明、組織自由エネルギー法による 18Cr-8Ni 鋼の粒内での TTP 曲線の予測、NIMS 構造材料国際クラスター第 1 回シンポジウム、2010 年 4 月 26 日、物質・材料研究機構
- ② 戸田佳明、阿部富士雄、組織自由エネルギー法による 18Cr-8Ni 鋼の析出遷移予測、日本鉄鋼協会第 156 回秋季講演大会、2008 年 9 月 25 日、熊本大学
- ③ 戸田佳明、阿部富士雄、組織自由エネルギー法による 18Cr-8Ni 鋼の粒内析出遷移過程の予測、第 5 回「耐熱鋼および耐熱合金の組織安定性と寿命推定」フォーラム、2008 年 5 月 16 日、名古屋工業大学

6. 研究組織

(1) 研究代表者

戸田 佳明 (TODA YOSHIKI)
独立行政法人物質・材料研究機構・新構造材料センター・主任研究員
研究者番号：60343878

(2) 研究分担者

なし

(3) 連携研究者
なし