熱時効による2相ステンレス鋼の フェライトの組成変化[†]

三浦孝之^{*††} 桑野 寿^{*}
伊藤清彦^{**} 石川雄一^{***}

^{*}室蘭工業大学工学部材料物性工学科

^{**}株式会社クレノートン

^{***}株式会社日立製作所機械研究所

J. Japan Inst. Metals, Vol. 63, No. 12 (1999), pp. 1503-1509

Compositional Evolution of Ferrite in Cast Duplex Stainless Steel during Thermal Aging

Takayuki Miura^{*††}, Hisashi Kuwano^{*},
Kiyohiko Itoh^{**} and Yuichi Ishikawa^{***}

^{*}Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Muroran Institute of Technology,
Muroran 050-8585

^{**}Kure-Norton Co. Ltd., Kure 737-8518

^{***}Mechanical Engineering Research Laboratory, Hitachi Ltd., Tsuchiura 300-0000

A cast duplex stainless steel practically used in the intermediate temperature range of 280 to 330°C was investigated in terms of its aging behavior in the temperature range of 350 to 450°C for aging times up to 20000 h. A change in ferrite composition with increasing aging time was detected at room temperature by Mössbauer spectroscopy. The characteristic changes in internal magnetic field distribution and its full width at half maximum revealed that the ferrite phase decomposes by the spinodal process. The change in ferrite composition with time during aging was analyzed and the corresponding equation proposed was that of the sum of two hyperbolic tangent curves. The activation energy for the compositional change during decomposition was about 200 kJ/mol, which is comparable to that for volume diffusion of Cr or Fe in ferrite. An aging parameter $p(t, T)$ calculated from the above activation energy was introduced to estimate the decomposition behavior at temperatures lower than 350°C. The time required for the ferrite phase to reach completion of phase decomposition was estimated to be about 1700000 h at 320°C.

(Received March 31, 1999; In Final Form September 16, 1999)

Keywords: Mössbauer spectroscopy, spinodal decomposition, internal magnetic field, phase decomposition, duplex stainless steel, composition fluctuation

I. 緒 言

高温強度と耐食性にすぐれた性質をもつ2相ステンレス鋼は昇温環境で工業的に広く使用されているが、中間温度域で長時間時効されるとフェライト相が相変態を起こす⁽¹⁾。この相変化の本質は古くから現象的にFe-Cr合金の「475°C脆性」として知られるフェライトのスピンノーダル分解であり⁽²⁾⁻⁽⁴⁾、耐食性と機械的性質を徐々に低下させるため、長期的な使用においてさまざまな問題を引き起こす可能性があ

る。それゆえ2相ステンレス鋼の時効研究は使用装置の長期的な耐久性を予測する上で重要であるとともに、機器装置の交換時期を推定するためにも必要と考えられる。450°C近辺で起こるフェライト相の2相分離は、アトムプローブ法⁽⁵⁾やメスバウアー分光法⁽⁶⁾などから明らかにされ、最終的にフェライト相は約85 at%CrのCr濃縮 α' 相と10~12 at%CrのFe濃縮 α 相に相分離することが報告されている⁽⁶⁾。メスバウアー分光法で測定される内部磁場はフェライトの相分離の時間変化を追跡する上で、特に有効であることが実証されている。2相ステンレス鋼の450°Cの時効挙動をメスバウアー分光法で研究した結果はすでに報告した⁽⁷⁾。本研究は前報の基礎的研究の成果を踏まえて、さらに低温側の350°Cおよび400°Cで相分離の加速時効を行い、メスバウ

[†] 1997年9月日本金属学会秋期大会において発表

^{††} 室蘭工業大学大学院学生 (Graduate Student, Muroran Institute of Technology)

Table 1 Chemical compositions of CF3M duplex stainless steel and phases.

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N
CF3M	0.018	1.19	0.69	0.017	0.004	9.98	19.89	2.42	0.025
Ferrite	—	1.24	0.47	—	—	5.48	24.0	3.73	—
Austenite	—	1.09	0.55	—	—	9.11	19.4	2.47	—

アー分光法を用いて相分離に伴う合金組成の時間変化を調べ、その温度依存性から実用温度付近での相分離の時間経過を推定することを目的とした。

II. 試料および実験方法

前報⁽⁷⁾と同じ CF3M 系 2 相ステンレス鋼を研究試料として用い、その構成組織であるフェライト対オーステナイトの体積比は 1 対 3 であった。化学分析値を Table 1 の上段に示す。表の中段および下段は X 線マイクロアナライザーによる分析結果で、フェライトの主要成分は 24 mass%Cr-5.5 mass%Ni-3.7 mass%Mo であった(以後、mass%は単に %と記す)。铸造したままの小塊から約 1 mm 厚さの薄板を採取し、350, 400, 450°Cで最長 20000 h まで時効した。その後エメリー研磨を行い、さらに過塩素酸と無水酢酸の混合比が 1 : 4 の液で電解研磨して約 40 μm の厚さにして、メスバウアー分光法で内部磁場変化を測定した。メスバウアー効果測定は⁵⁷Co(Rh)線源を用いて常温において透過法で行われた。得られたメスバウアースペクトルから Le Caër らが提案した解析方法を用いて内部磁場分布を計算した⁽⁸⁾。

III. 実験結果

1. 2 相分離過程

(1) Fe 濃縮 α 相の生成

CF3M 鋼の 450°Cでの時効挙動は前報に記述したので、本報では 350 および 400°C時効について述べる。Fig. 1 に铸造し状態の未時効材(AC)およびそれを 350, 400°Cで時効した試料のメスバウアースペクトルの時効時間変化の代表例を示す。黒点は実測スペクトル、実線は後述する内部磁場分布から合成された計算スペクトル、鎖線は常温における純鉄のメスバウアースペクトルの第 1 および第 6 ピーク位置を示す。メスバウアースペクトルは速度ゼロ付近の常磁性ピークとその裾に広がる強磁性ピークから構成される。前者はオーステナイト相、後者はフェライト相の Fe に起因するスペクトルである。なお、図において強磁性スペクトルを拡大して見やすくしたため、常磁性スペクトルの下部は切断されて全容が枠内に表示されていない。時効時間の増加とともに強磁性スペクトルの第 1~第 6 ピーク間隔が次第に広がり、フェライト相中の Fe の平均内部磁場は増加する。400°C-400 h (350°C-1000 h)時効では純鉄のピーク位置に相当する速度に

Fig. 1 Mössbauer spectra of duplex stainless steel in the as cast state(AC) followed by aging at 400(top) and 350°C(bottom) for the labelled times. Spectra for the aged specimen are offset upwards.

サテライトピークが認められるが、それはすでに 40 h (350°C-100 h)で出現しており、時効時間が増すとともにその吸収量が増加する。このことはフェライト相内で純 Fe にかなり近い組成の領域すなわち 450°C時効で知られているスピノーダル分解の最終相の一つである Fe 濃縮 α 相が生成し、時効時間とともにその量が増えることを意味している。

これらのメスバウアースペクトルから求めた内部磁場分布曲線(以後、P(H)カーブと呼ぶ)を Fig. 2 に示す。これらの P(H)カーブにおいて、フェライトに対応する 10 T 以上の強磁性成分を拡大して強調したため、オーステナイトに対応する 5 T 以下の低内部磁場成分の上端は図の枠内に収まっていない。未時効材 AC の P(H)カーブにおいて、23 T に位置する強磁性成分は滑らかなピーク形状をもつので、Fe 原子の分布がランダムに近いことを示している。時効後はピークの中心位置が高内部磁場側にずれるとともに凹凸の激しい曲線となる。たとえば 400°C時効を例に挙げると、30 min では 14 T(A 位置)、20 T(B 位置)に副ピークが現れ、40 h ではこれらのほかに 28 T(C 位置)に別な副ピークが現れる。これらの副ピークは、ある特定の組成をもつ領域が優勢的に存在すること、すなわち偏析あるいは濃度ゆらぎの発生を示唆する。10000 h になるとこれらの副ピークは無視できるまで小さくなるので濃度揺らぎは消滅したとみなせ、30 T に位置するシャープな主ピークが観測される。この内部磁場の値を平均内部磁場とクロム量との間の実験式

Fig. 2 Internal magnetic field distributions of duplex stainless steel in the as cast state(AC) followed by aging at 400(top) and 350°C(bottom) for the labelled times.

$$\langle H \rangle = 33.5 - 0.36x_{Cr} \quad (1)$$

を用いて⁽⁹⁾Cr 濃度 x_{Cr} に換算すると約 10 at%Cr となる。この値は後述する計算で求められた Fe-Cr-Ni 3 元状態図のバイノードル線の Fe 側組成、すなわち Fe 濃縮 α 相の組成にはほぼ一致することから、450°C 時効と同様にフェライトの相分離が起こっていることが分かる。C 位置の副ピーク高さは 30 min から 40 h にかけて急激に増加するので、Fe 濃縮 α 相はこの時効時間帯に生成・成長すると思われる。以上のような特徴的な $P(H)$ カーブの変化は 350°C および 450°C 時効⁽⁷⁾でも同様に確認されたことから、350~450°C で CF3M 2 相ステンレス鋼中のフェライト相は同じ機構で 2 相分離を起こすと結論でき、スピノーダル分解が起きているといえる。

Fig. 3 はこれらの $P(H)$ カーブの半値幅 ($FWHM$) の時効時間変化を示す。350~450°C いずれの時効温度においても時効初期において一度 $FWHM$ が増加する。

溶体化処理されたランダム合金において、 $P(H)$ カーブの中心位置は平均 Cr 量の増加とともに直線的に低内部磁場側に移動する⁽¹⁰⁾。したがって時効による $FWHM$ 増加は、スピノーダル分解による局所的な濃度ゆらぎに対応して $P(H)$ カーブの中心位置が変動するため起こると考えられる⁽¹¹⁾。

$FWHM$ がピークに到達する時効時間は時効温度の低下とともに長時間側に移動するので、濃度ゆらぎの形成に原子の拡散が関与することを示している。そこでアレニウスプロッ

Fig. 3 Full widths at half maximum of the internal magnetic field distribution shown in Fig. 2 as a function of aging time at the labelled temperatures.

トよりピーク移動に関する見掛けの活性化エネルギー (Q) を求めると 189 ± 36 kJ/mol が得られた。これはフェライト中の Fe あるいは Cr の拡散の活性化エネルギーにほぼ等しいので⁽¹²⁾、したがって、フェライトのスピノーダル分解の初期段階における組成変動を律速するのは Fe または Cr の体積拡散と推定される。

400°C での $FWHM$ は、3 h 付近でピークに到達したのち時効時間の経過とともに減少する。これが起こる時効時間帯においては、Fig. 2 で C 位置のピーク高さに急激な増加が起こっているため、 $FWHM$ の減少は Fe 濃縮 α 相とそれに平衡する Cr 濃縮 α' 相の生成に関係すると思われる。

(2) 2 相分離の最終段階

Fig. 4(a) はフェライト中の Fe の平均内部磁場 $\langle H \rangle$ を次式より求め、時効時間に対して表示したものである。

$$\langle H \rangle = \frac{\sum \{H \cdot P(H)\}}{\sum P(H)} \quad (2)$$

Fe-Cr-Ni フェライト合金の $\langle H \rangle$ は式 (1) のように Cr 量に比例して減少するので⁽⁹⁾、 $\langle H \rangle$ はフェライト相の 2 相分離に伴う平均 Cr 濃度の変化を示す。350°C での曲線が示すように、 $\langle H \rangle$ は時効時間に対して 2 段階で増加する。Fig. 3 と対比すると、第 1 段階目の $\langle H \rangle$ 増加は $FWHM$ の緩やかな増加、第 2 段階目はその減少と対応している。したがって前者はスピノーダル分解初期の濃度ゆらぎの振幅成長過程に対応しており、後者はその濃度ゆらぎから平衡相が生成・成長する過程と考えられる。

450°C では 2000 h 時効後に $\langle H \rangle$ は最高値 28.8 T に到達する。CF3M 鋼のフェライトには Mo が 3.7% (2.2 at%) 含有されているので、式 (1) を用いて $\langle H \rangle$ を x_{Cr} に換算するには、平均内部磁場に対する Mo の影響を補正する必要がある。Vincze と Campbell⁽¹³⁾ によると、Fe-Mo 合金において Mo は 1 at% あたり Fe の内部磁場を 0.38 T 減少させる。こ

Fig. 4 (a) Mean internal magnetic fields of ferrite as a function aging time at the labelled temperatures. (b) Decomposition fractions converted from the mean internal magnetic field change shown in Fig. 4(a). Lines are calculated from eq. (4).

の結果が Fe-Cr-Ni 系にも適用できると仮定して上述の値を補正すると、450°C・2000 h 時効試料の $\langle H \rangle = 29.6$ T となり、これは式(1)から $x_{Cr} = 10.6$ at% に相当することとなり、後述する計算状態図のバイノーダル線の組成とはほぼ一致するので、450°C では 2 相分離は完了したものとみなしうる。しかし、400, 350°C では本研究でなされた最長の時効時間にいたっても 450°C と同程度の $\langle H \rangle$ までしか達成していないので、まだ相分離は完了にいたるまで進行していない。

$\langle H \rangle$ はフェライト相の平均 Cr 濃度に比例するので、相分離の分解率 $y_{\langle H \rangle}$ は次式より求めることができる。

$$y_{\langle H \rangle} = \frac{\langle H_t \rangle - \langle H_0 \rangle}{\langle H_e \rangle - \langle H_0 \rangle} \quad (3)$$

ここで、 $\langle H_e \rangle$, $\langle H_t \rangle$, $\langle H_0 \rangle$ はそれぞれ 2 相分離完了後、時効時間 t 後、未時効材の平均内部磁場である。ここで 450°C では 2 相分離の完了まで時効がなされたものとみなしうるが、400 および 350°C については、まだ相分離の完了まで到達していないので $\langle H_e \rangle$ を実験的に求めることができない。そこでこれらの値は以下の手順で計算状態図より推定した。まず Chuang と Chang⁽¹⁴⁾ の熱力学的データおよびプログラムを

Fig. 5 Calculated binodal and spinodal lines for the ternary Fe-Cr-Ni system.

Table 2 Calculated binodal compositions and their corresponding mean internal magnetic field in the Fe-Cr-Ni system.

$T/^\circ\text{C}$	Binodal compo. (at%Cr)	$\langle H \rangle / \text{T}$
450	10.3	29.8
400	8.3	30.5
350	6.7	31.1
300	4.8	31.8

Table 3 Appropriate parameters for eq. (4).

	$T/^\circ\text{C}$			
Parameter	450	400	350	320
A_1	0.081	0.107	0.128	0.143
B_1	-14.79	-14.51	-15.78	-16.08
C_1	0.46	0.64	1.05	1.23
A_2	0.419	0.393	0.372	0.357
B_2	-13.29	-13.23	-13.09	-13.03
C_2	1.25	1.50	1.06	0.99

用いて Fe-Cr-Ni 3 元系のバイノーダル線とスピノーダル線を計算した。Fig. 5 はその計算結果で、Ni 濃度が 5 at% のときの 300, 350, 400, 450°C におけるバイノーダル線の Fe 側の Cr 濃度は Table 2 の第 2 列目のように求められる。これらの値を式(1)より $\langle H \rangle$ に換算すると Table 3 の第 3 列目の値となる。最後に実際の試料は Mo を含有しているので上述した方法でその影響を補正して、400, 350°C での時効が完了したときの平均内部磁場をそれぞれ $\langle H_e \rangle = 29.8$ T, 30.3 T と推定した。以上の値を用いて計算した $y_{\langle H \rangle}$ の時効時間変化を Fig. 4(b) に示す。

(3) 律速過程

Fig. 4(b) の $y_{\langle H \rangle} < 0.3$ においては、350°C とそれ以上の温度では y 曲線の形状が異なるので、クロスカット法で活性化

Fig. 6 Arrhenius plots for various decomposition fractions.

エネルギーを求めることは問題がある。そこで y 曲線の形状が類似している相分離の後期段階に着目し、 $y_{(H)} = 0.4, 0.5, 0.6, 0.7$ に到達する時効時間をアレニウスプロットした結果が Fig. 6 である。 y によって直線の勾配はほとんど変わらないので同じ機構が考えられ、これらの勾配から活性化エネルギー Q として 203 kJ/mol が求められる。この値は前述の FWHM 変化から求めた Q 値と大体一致する。このことは 2 相分離後半の相分離速度は初期と同様にフェライト中の Fe または Cr の拡散によって支配されることを意味している。

2. 時効曲線の解析

(1) 双曲線関数の適用

Strangwood と Druce⁽¹⁵⁾, Bonnet ら⁽¹⁶⁾ はシャルピー衝撃値および硬度の時効時間変化を tanh による 1 つの双曲線関数で近似した。しかし、Fig. 4(b) が示すように実用上の興味がある 350°C 近傍では $y_{(H)}$ は時効時間に対して 2 段階で増加する。そこで彼らの取り扱いを拡張して、2 相分離の時間経過は次式のように 2 つの双曲線関数の和で表すことができると仮定する。

$$y_{(H)} = A_1 \cdot \left[1 + \tanh \left\{ \frac{\log t - B_1 - \left(\frac{Q \cdot \log e}{RT} \right)}{C_1} \right\} \right] + A_2 \cdot \left[1 + \tanh \left\{ \frac{\log t - B_2 - \left(\frac{Q \cdot \log e}{RT} \right)}{C_2} \right\} \right] \quad (4)$$

ここで第 1 項および第 2 項はそれぞれ時効の初期段階と後期段階に対応する。 $A_i (i=1, 2)$ はそれぞれの段階における y の最大値と最小値の差の 1/2, $B_i (i=1, 2)$ と $C_i (i=1, 2)$ はフィッティング係数、 Q は活性化エネルギー、 R は気体定数、 T は時効温度である。先に求めた $Q = 203$ kJ/mol を用いて、実験値と式 (4) の計算値の差が最小になるように A_i, B_i, C_i を求めた結果が Table 3 の 2~4 列目である。Fig. 4(b) の実線はこれらの数値を用いて式 (4) で計算した結果である。これらの数値はいずれも時効温度とともに変化する傾向があるので、その温度依存性を外挿して 320°C での値を推測した

Fig. 7 Decomposition fractions as a function of aging parameter.

予測値が Table 3 の 4 列目である。これらの値を用いて計算した 320°C での $y_{(H)}$ の予想曲線を Fig. 4(b) の鎖線で示す。図の中の▽印は 320°C 時効の実測値であり、予想曲線とはほぼ一致しており、式 (4) の適用は妥当ではないかと考えられる。時効温度が低くなると、時効曲線はふたつに分離する傾向が強くなる。一方、時効温度が高くなると、相分離の後半の過程が早く開始して前半の段階と重複するようになるため、時効曲線は見かけ上 1 本になる。

(2) 時効パラメータによる解析

一般に拡散律速で起こる相変化においては、次式で定義される時効パラメータを用いて、時効時間 t と時効温度 T を関係づけることができる⁽³⁾。

$$P(t, T) = \log(t) + 0.4343 \frac{Q}{R} \cdot \left(\frac{1}{673.2} - \frac{1}{T} \right) \quad (5)$$

この式はある温度(この場合は 400°C)を基準温度として、ある時効温度 T での時効時間 t を、基準温度で等価な時効効果をあげるために必要な時効時間に換算するものである。 Q 値が適正であれば異なる温度での時効曲線はすべて 1 本の基本曲線の上に集合し、そのことが解析結果の妥当性の裏づけとなる。Fig. 7 は前節で得られた Q 値を用いて Fig. 4(b) を整理したもので、 $y_{(H)} > 0.3$ の時効後期段階で 350~450°C の実験結果と 320°C の予測曲線は、仮想的な一本の曲線付近に集合しており、実験的に求められた Q 値および式 (5) の適用は妥当であることを示している。

IV. 考 察

1. 2 相分離過程

非時効試料のフェライトの組成は 300~450°C における計算状態図上でちょうどスピノーダル線上あるいはそのわずかに

内側に位置する。したがって320~450°Cでの時効においてフェライトがスピノード分解で相分離するのは合理的である。スピノード分解による濃度揺らぎの振幅の増加に対応してP(H)カーブのFWHMは時間とともに増加すると考えられる。時効の途中でFWHMがいったんピークに到達したのち減少するのは、ピーク時間付近から2相分離最終相が生成することにより、はじめに生成した濃度揺らぎは次第に消滅の経過をたどるためと考えられる。このことはFig. 2の $H=30$ Tの矢印が示すように、30 minから40 h時効にかけて、P(H)が急激に増加することでわかる。なぜなら、400°Cにおける計算パイノード線の組成は8.3 at%Crで、これは $H=30$ Tに相当し、Fe濃縮 α 相の増加を意味するからである。この相と平衡するCr濃縮 α' 相も当然存在すると考えられるが、それに起因するメスbauer吸収ピークはオーステナイト相の吸収ピークに妨害され、観測できなかった。350°C時効の場合、FWHMは $\log t=2$ でピークとなるが(Fig. 3)、 $y_{(H)}$ 曲線はこの時間付近で二つの曲線に別れている(Fig. 4(b))。スピノード分解による組成変化は2段階で進行するので、二つの双曲線関数で記述することは妥当である。濃度揺らぎにより組成が変化する初期段階は時効温度によらず分解率にすると0.3付近で終了する。その後引き続き起こる組成変化は最終相の生成・成長によるもので、耐食性や機械的性質に悪影響がでるのはこの後期段階と思われる。

2. 320°Cにおける相分離の予測

使用されている2相ステンレス鋼が実際にさらされる環境温度は装置の種類や使用箇所によって異なる。 $p(t, T)$ の有用性は環境温度が特定できれば、任意の時効温度での時効寿命を予測することができるところにある。たとえばFig. 7において2相分離の後期段階がはじまるのは $y_{(H)} \sim 0.3$, $p(t, T) \sim 1.4$ である。仮に環境温度を320°Cとすると、 $p(t, T) = 1.4$ は3400 hの時効時間に相当し、これ以上の時効ではFe濃縮 α 相の生成が起こるので、フェライトマトリクスに局所的に10 at%Cr程度の低Cr領域が現れはじめ、局所的に耐食性に影響が出るかも知れない。同様に、 $y_{(H)} = 0.5$ になるのは $p(t, T) = 2.3$ で、これは320°Cでは24000 h時効に相当する。このとき式(3)、(1)からそれぞれ $\langle H_t \rangle = 27.2$ T、平均Cr濃度 $x_{Cr} = 17.5$ at%Crとなるのでフェライトの耐食性は相当低下するとともにシャルピー衝撃値などの機械的性質にも影響が出始めるものと予想される。さらに図の450°Cデータが $y_{(H)} = 1$ に到達して相分離が完了するのは $p(t, T) = 4.2$ である。これは320°Cでは2160000 hと換算される。しかし、実際は測定値に ± 0.05 のばらつきがあるので、上述の結果は相分離の完了時間を少々過大に見積もっている可能性が高い。 $y_{(H)} = 0.95$ までは曲線の勾配が大きいので測定は比較的容易であるが、それを越えると勾配が小さくなり測定がかなり困難になる。相分離の完了点をどこに定めるべきかについて明確な根拠はないが、データのばらつきや

反応速度の遅さを考慮して、仮に中間の $y_{(H)} = 0.97$, $p(t, T) = 4.1$ とすると320°Cでの相分離完了時間は1700000 hとなり、この推定値が妥当かどうかを実験的に確認することは到底不可能である。

V. 結 論

昇温環境下で長期間使用される2相ステンレス鋼の中間温度周辺における時効特性を予測するため、350~450°Cで最長20000 hの加速時効試験を行い、メスbauer分光法を用いてフェライトの組成変化を測定して以下の結論を得た。

- (1) 平均内部磁場および内部磁場分布の変化から、フェライト相がスピノード分解による濃度変化を起こすことが確認された。平均内部磁場より推定された450°Cでの相分離完了時におけるFe濃縮 α 相の組成は10.6 at%Crで、計算状態図のパイノード線の組成とはほぼ一致した。
- (2) スピノード分解の濃度変化に伴う内部磁場変化は2段階で起こり、初期段階は濃度揺らぎの成長、後期段階はFe濃縮 α 相の生成に対応する。
- (3) 2段階の内部磁場変化は対応する2つの双曲線関数の和で表すことができ、その曲線の温度依存性を外挿することにより320°Cでの時効曲線を予測することができた。
- (4) 内部磁場の時効時間および時効温度依存性から求めた濃度変化の活性化エネルギーは約200 kJ/molで、フェライト中のFeまたはCrの拡散の活性化エネルギーに相当する。
- (5) この活性化エネルギー値を用いた時効パラメータで時効曲線の横軸を整理することにより、3種の温度での内部磁場変化を一本の基本曲線にまとめることができた。この基本曲線より320°Cにおいて相分離が完了する時間を1700000 hと推定した。

本研究は室蘭工業大学共同研究規則に基づき、株式会社日立製作所機械研究所との共同研究で行われた。さらに平成7年度文部省科学研究費補助金の交付を受けた。ご協力をいただいた関係各位に深く感謝の意を表します。

文 献

- (1) P. H. Pumphrey and K. N. Akhurst: Mater. Sci. Technol., **6**(1990), 211-219.
- (2) P. Auger, F. Danoix, A. Menand, S. Bonnet, J. Bourgion and M. Guttman: Mater. Sci. Technol., **6**(1990), 301-313.
- (3) A. Trautwein and W. Gysel: *Stainless Steel Castings*, ASTM STP756, Ed. by V. G. Behal and A. S. Melilli, (1982), pp. 165-189.
- (4) J. M. Vitec, S. A. David, D. J. Alexander, J. R. Keiser and R. K. Nanstd: Acta Metall., **39**(1991), 503-516.
- (5) Y. Ishikawa and T. Yoshimura: Mater. Trans., JIM, **35**(1994), 895-901.
- (6) H. Kuwano, Y. Ishikawa, T. Yoshimura and Y. Hamaguchi: J. Japan Inst. Metals, **57**(1993), 141-146.
- (7) K. Itoh, H. Kuwano, T. Yoshimura and Y. Ishikawa: J. Japan Inst. Metals, **58**(1994), 1113-1119.

- (8) G. Le Caër and J. M. Dubois: J. Phys. E., **12**(1979), 1083-1090.
- (9) K. Itoh, T. Yamaguchi and H. Kuwano: J. Japan Inst. Metals, **59**(1995), 237-243.
- (10) H. Kuwano, K. Iioka and Y. Hamaguchi: J. Japan Inst. Metals, **6**(1987), 496-502.
- (11) H. Kuwano, Y. Ishikawa, T. Yoshimura and Y. Hamaguchi: Hyperfine Interactions, **69**(1991), 501-504.
- (12) C. J. Smithells: *Metals Reference Book*, 5th edition, Butterworths, (1976), pp. 860-939.
- (13) I. Vincze and I. A. Campbell: J. Phys. F: Metal Phys., **3**(1973), 647-663.
- (14) Ying-Yu Chuang and Y. Austin Chang: Metall. Trans. **18A**(1987), 733-745.
- (15) M. Strangwood and S. G. Druce: Mater. Sci. Technol., **6**(1990), 237-247.
- (16) S. Bonnet, J. Bourgion, J. Champredonde, D. Guttman and M. Guttman: Mater. Sci. Technol., **6**(1990), 221-229.