TiNi 形状記憶合金の繰返し変形特性* (マルテンサイト変態と R 相変態に伴う形状記憶効果)

伊 貝 亮^{*1}, 戸 伏 壽 昭^{*2}
林 萍 華^{*3}, 山 田 真 也^{*4}

Cyclic Deformation Properties of TiNi Shape Memory Alloy (Shape Memory Effect due to Martensitic and R-Phase Transformations)

Akira IKAI, Hisaaki TOBUSHI,
Ping-hua LIN and Shinya YAMADA

By performing thermomechanical cycling tests on TiNi shape memory alloy, the cyclic properties of the shape memory effect (SME) due to the rhombohedral phase transformation (RPT) and the martensitic transformation (MT) were investigated. The main results are summarized as follows. (1) In the case of maximum strain in the RPT region, SME does not vary under cyclic deformation. (2) In the case of maximum strain in the MT region, the MT stress decreases and the MT reverse transformation temperature increases under cyclic deformation. The variation in these properties is large in the early cycles but decreases thereafter and increases markedly if maximum strain is in the MT completion region. (3) In the case of maximum strain in the MT region, two-way strain, due to RPT, develops under cyclic deformation. If cyclic deformation with maximum strain in the MT completion region is repeated five times, two-way strain of the same amount as that of the RPT strain caused by loading is obtained.

Key Words: Inelastic Deformation, Nonferrous Material, Titanium-Nickel Shape Memory Alloy, Cyclic Deformation, Martensitic Transformation, R-Phase Transformation, Two-Way Strain, Shape Memory Effect

1. 緒 言

形状記憶合金(shape memory alloy, 以下 SMA)では低温での負荷で生じた数%の変態ひずみが加熱で消滅する形状記憶効果(shape memory effect, 以下 SME)が現れる^{(1)~(3)}。SMA の中では耐食性や疲労強度の点から TiNi SMA が最も多く実用化されている。TiNi SMA ではマルテンサイト(martensite, 以下 M)変態のほかに菱面体晶(rhombohedral phase, 以下 R 相)変態^{(4)~(6)}に伴い SME が生じる。アクチュエータやロボットなどの応用においては SMA 素子は繰返し作動することが多い。

M 変態に伴う SME の繰返しに関して、繰返し数の増加に伴い M 変態応力は低下する⁽⁷⁾。また、一定応力下での加熱・冷却でその逆変態温度は上昇する⁽⁸⁾。これに対して、R 相変態に伴う変態ひずみは小さいが、変態擬弾性(あるいは超弾性と呼ぶ)に伴う繰返し特性は変動せず、安定している⁽⁹⁾。また、M 変態と R 相変態に伴う一定ひずみ下での回復応力は繰返しでほとんど

変化しない⁽¹⁰⁾。このように、繰返し作動する SMA 素子においては、両変態に伴い SME は複雑な繰返し挙動を示す。また、SME は加熱による逆変態で現れるが、最大ひずみが M 変態域にある場合には M 変態の逆変態が完了する前に R 相変態の逆変態が開始する⁽¹¹⁾。このために両変態の逆変態を完全に分離して取扱うのは容易ではない。この両変態の逆変態は SMA 素子の作動特性、すなわち作動温度、作動ストロークおよび作動力を規定するので実用上たいせつである。したがって、SMA 素子の信頼性を評価する上で SME の繰返し特性を明確にすることは重要である。

本研究においては、TiNi SMA 線材が単軸引張りを受ける場合の変形に関して、特に M 変態と R 相変態に伴う SME に着目し、その繰返し特性を調べた。すなわち、種々の最大ひずみに関する低温での負荷・除荷とその後の無応力下での加熱・冷却を繰返すサーモメカニカル繰返し試験を行い、変態応力、変態温度および 2 方向性ひずみの繰返し挙動を調べた。

2. 実 験 方 法

2.1 供試材および試験片 供試材は古河電気工業(株)製の Ti-55.4 wt.%Ni SMA 線材であり、外径は 0.75 mm であった。この線材を形状記憶熱処理温

* 原稿受付 1995 年 4 月 7 日。

^{*1} 学生員, リンナイ(株) (〒454 名古屋市中川区福住町 2-26)。

^{*2} 正員, 愛知工業大学 (〒470-03 豊田市八草町八千草 1247)。

^{*3} 正員, 東南大学 (中国南京市 210096)。

^{*4} 学生員, 愛知工業大学大学院。

度 673 K に 60 min 保持した後、炉冷により試験片を作製した。記憶を施した形状は直線であり、試験片は一樣形状の線材であった。試験片の逆変態終了温度 (A_f 点) は約 323 K であった。

2・2 実験装置 材料の SME 特性試験には形状記憶合金特性試験装置⁽¹²⁾ を用いた。この試験装置は引張試験機と加熱・冷却装置とから構成されている。試験片の加熱と冷却は、熱風と液化炭酸ガスを吹付けて行う。変位は標点距離 20 mm の伸び計で測定した。

2・3 実験手順 SME 特性試験におけるサーモメカニカル繰返し試験の応力-ひずみ関係を図 1 の模式図に示す。図 1 に示すように、始めに逆変態開始温度 (A_s 点) 以下の温度 T_1 のもとで、最大ひずみ ϵ_m まで引張り、その後除荷した。除荷で残った残留ひずみは無応力下で温度 $T_h > A_f$ まで加熱することによって消滅する。この現象が SME である。続いて T_1 まで冷却を行い、5 分間 T_1 に保持後再び負荷した。これらの過程を 10 回繰返すサーモメカニカル繰返し試験を行った。実験では、 $\epsilon_m = 1, 2, 4, 6, 8\%$ とし、試験温度は $T_1 = 293$ K および $T_h = 353$ K とした。なお、負荷および除荷過程でのひずみ速度は 0.4%/min 一定とし、加熱・冷却速度は約 7 K/min とした。

3. 実験結果および考察

3・1 応力-ひずみ関係 種々の最大ひずみ ϵ_m 一定のもとで、負荷・除荷と加熱・冷却を 10 回繰返すサーモメカニカル繰返し試験で得られた応力-ひずみ曲線を代表的なサイクル数 $N=1, 2, 5$ および 10 について図 2 に示す。

図 2 からわかるように、 $N=1$ の負荷過程において約 60 MPa の応力 σ_R で R 相変態による降伏が生じる。この R 相変態に伴う降伏は約 0.15% のひずみで開始し、約 0.8% のひずみで終了する。その後、約 280 MPa の応力 σ_M で M 変態による降伏が生じる。 $\epsilon_m =$

Fig. 1 Stress-strain relationship in the thermomechanical cycling test

1%および2%の場合には、R 相変態応力 σ_R は繰返しでほとんど変化しない。これに対して、M 変態応力 σ_M は繰返しに伴い大きく減少する。 $N=1$ から 2 までの σ_M の減少量は大きく、 $N=5 \sim 10$ の間での減少量とほぼ同じである。このように繰返しに伴う σ_M の減少量は N の増加とともに小さくなる。したがって、M 変態域での SME を繰返し使用する場合、一定の繰返し特性を得るためには実用前にメカニカルトレーニングを施すことが有効である。

一方、 ϵ_m が大きい場合、負荷の初期に現れる R 相変態に伴うひずみは繰返し数の増加とともに小さくなる。特に、 $\epsilon_m = 6\%$ および 8% の場合、 $N=10$ になると R 相変態に伴う降伏はほとんど現れなくなる。また、加熱に引続く冷却後に現れるひずみ ϵ_t は $N=1$ から 2 で増加し、その後その増加量は徐々に減少していく。一方、 $\epsilon_m = 1\%$ および 2% の場合には、 $N=10$ までの応力の低下や ϵ_t の増加は少ない。したがって、SMA の応用において SME を繰返し利用する場合には 2% 以下のひずみ範囲で使うことが望ましい。特に高サイクルで使用し、SME の繰返し特性の安定性が必要な場合には、R 相変態が最適である。

また、 ϵ_m が M 変態域にある $\epsilon_m = 2\%$ と 4% の場合には、 N が大きくなると負荷過程の終了点 ($\epsilon = \epsilon_m$ の点) の直前から M 変態応力 σ_M は急増し、 $N=1$ での σ_M の値と同じになる。この現象は M 変態域内でひずみ変動する変態擬弾性のサブループ⁽¹³⁾ で観察された σ_M の挙動と同じである。すなわち、サブループ挙動においては、 σ_M は繰返し変形により減少するので、 σ_M は繰返しを受けた回数に依存して定まる。M 変態を受ける場合、軟鋼の降伏段におけるリュウダース帯の進展と同様に、M 変態の降伏段においては R 相と M 相の界面が進展する⁽¹⁴⁾。繰返し変形で最大ひずみ ϵ_m が一定の場合、各サイクルにおいて界面は ϵ_m に対応する位置まで移動して止まる。界面が通過しないこの位置から先の領域では M 変態を経験していないので、降伏応力は $N=1$ での σ_M と同じ値になる。

3・2 ひずみ-温度関係 種々の最大ひずみ ϵ_m 一定のもとでのサーモメカニカル繰返し試験で得られたひずみ-温度曲線を代表的なサイクル数 $N=1, 2, 5$ および 10 について図 3 に示す。また、ひずみ-温度関係の模式図を図 4 に示す。図 3 (a)～(e) は、それぞれ図 2 (a)～(e) と対応する。

まず、M 変態と R 相変態の両変態の逆変態が明りように現れる図 3 (d) について検討する。M 変態終了域の $\epsilon_m = 6\%$ からの除荷より約 4.5% の除荷ひずみ ϵ_u が現れる。その後の加熱過程においては、M 変態の逆

変態が約 3.5% のひずみから開始し、約 1% のひずみで終了する。引続いて R 相変態の逆変態が約 0.8% のひずみから開始し、約 0.05% のひずみで終了する。加熱過程においてひずみの回復する M 変態の逆変態温度は、サイクル数が増すにつれ高温側に移動している。また、M 変態の逆変態温度は $N=1$ から 2 の加熱過程で高温側に大きく移動し、 $N=5\sim 10$ ではこの移動量は減少する。これらのことは、その他の ϵ_m の場合も同様であり、繰返しに伴う M 変態の逆変態温度の高温側への移動量は ϵ_m が大きいほど多くなる。一方、

ひずみが 1% 以下で回復する R 相変態の逆変態に関しては、逆変態温度の繰返し数への依存性は小さい。

上述のように ϵ_m が M 変態域にある場合、加熱過程においては M 変態の逆変態終了温度 A_f と R 相変態の逆変態開始温度 A_s 点とが明りようには区別できない。図 2 でみたように、負荷過程においては R 相変態応力 σ_R と M 変態応力 σ_M とは大きく離れている。これは、無負荷のもとで示差走査熱量測定法により変態温度を測定した場合⁽¹⁰⁾と同様の現象を示す。すなわち、冷却過程では 320 K 近傍の温度で R 相変態が生じ、230 K 近傍の温度で M 変態が生じるのに対して、加熱過程では 300 K 近傍の温度で M 変態の逆変態が生じ、320 K 近傍の温度で R 相変態の逆変態が生じる。加熱過程で現れる吸熱曲線の二つのピークは M 変態の逆変態の終了域と R 相変態の逆変態の開始域とで重なる。このために、それらの逆変態の開始と終了の温度を明りようには区別し、定めることはできない。すなわち、試料全体を考えると、始めに M 相からの逆変態により R 相に変化した要素は、他の要素が M 相から R 相への逆変態をしている間に、R 相変態の逆変態により R 相から母相(オーステナイト相)に変化し

Fig. 2 Stress-strain curves

ているものと考えられる。図 3 (b)～(e) の場合もこれと同様に、M 変態の逆変態終了域と R 相変態の逆変態開始域とが重なるために、両者の区別が明りようにはできない。

最大ひずみ $\varepsilon_m = 1\%$ の場合には、図 2 (a) でもみたとおり、R 相変態のみが生じる。この場合の加熱過程においては、図 3 (a) からわかるように、R 相変態の逆変態開始点は明りようには現れない。このことはその他の ε_m の場合も同様である。加熱過程の初期にお

いて逆変態開始前に加熱によるひずみの回復がわずかに生じる。この点は、M 変態の逆変態開始点が明りように現れる図 3 (d) および (e) でも確認される。無負荷のもとでの加熱過程において熱膨張のみが生じるならば逆にひずみは増えるはずである。しかし、ひずみが減少していることを考えると、負荷過程の R 相変態あるいは M 変態に伴い材料には内部応力が発生し、この内部応力の作用によりひずみがわずかに回復しているものと考えられる。特に $\varepsilon_m = 1\%$ の場合には変態ひずみが小さく、内部応力によるひずみの回復と R 相変態の逆変態によるひずみの回復とが重なるために、逆変態によるひずみの回復開始点は明りようには現れないと考えられる。

また、 $\varepsilon_m = 4\% \sim 8\%$ の場合に冷却過程において、320 K 近傍の温度で小さなひずみの増加(約 0.5%)が現れている。これは可逆形状記憶効果⁽¹⁵⁾に基づくものであり、2 方向性ひずみと呼ばれる。図 2 および図 3 からわかるように、負荷過程において M 変態に伴い生じるひずみおよび加熱過程においてその逆変態に伴い回復するひずみはともに繰返して変化せず、負荷過程において R 相変態で生じるひずみのみが繰返して

(a) $\varepsilon_m = 1\%$

(b) $\varepsilon_m = 2\%$

(d) $\varepsilon_m = 6\%$

(c) $\varepsilon_m = 4\%$

(e) $\varepsilon_m = 8\%$

Fig. 3 Strain-temperature curves

小さくなっている。したがって、繰返し変形により現れる2方向性ひずみは、R相変態によるものと考えられる。すなわち、図2(e)の負荷曲線から観察されるように、 $N=10$ まででR相変態がみられなくなることから、冷却過程において現れるひずみは内部応力の作用により生じるR相変態に伴う2方向性ひずみであることがわかる。この点に関しては、さらに3・5節で検討する。

3・3 変態応力 図2の応力-ひずみ曲線でみたように、最大ひずみ ϵ_m がR相変態域にある場合にはR相変態応力 σ_R は繰返しで変化せず、一定値をとる。

一方、 ϵ_m がM変態域にある場合にはM変態応力 σ_M は繰返し数の増加とともに減少する。この繰返し挙動を詳細にみるために、繰返しに伴う σ_M の変化を図5に示す。図5において、 σ_M の減少量 $\Delta\sigma_M$ は $N=1$ での $\sigma_M(1)$ を基準にして N 回の繰返しを受けた場合の σ_M の変化量である。すなわち、 $\Delta\sigma_M(N)=\sigma_M(1)-\sigma_M(N+1)$ である。 σ_M の減少 $\Delta\sigma_M$ が現れるのは、M変態に伴う繰返し変形によりR相とM相の界面は繰返し移動し⁽¹⁶⁾、界面の移動に伴い転位が発生し、この転位に基づき内部応力が生じることによるものと考え

られる⁽¹⁷⁾。図5からわかるように、 $\Delta\sigma_M$ は $\epsilon_m=2\%\sim 6\%$ ではほぼ同じ値をとり、 $\epsilon_m=8\%$ の場合にはそれらの約2倍である。これは次の理由により生じる。 $\epsilon_m=2\%\sim 6\%$ ではほぼ同じ応力 σ_M で繰返し変形を受けるので、 $\Delta\sigma_M$ は同じになる。これに対して $\epsilon_m=8\%$ の場合には、M変態終了域において応力は急増し、 $\epsilon_m=8\%$ では約700 MPaと大きい。このために、 $\epsilon_m=8\%$ の場合には、M相と母相の界面の移動に伴い発生する転位のほかに、M相において約700 MPaの応力の作用による転位も発生し、対応して内部応力も大きくなり、 $\Delta\sigma_M$ が大きくなるものと考えられる。

繰返しに伴う $\Delta\sigma_M$ の変化量は、いずれの ϵ_m に関しても N が大きくなるに従い小さくなる。

3・4 逆変態温度 図3でみたように、 ϵ_m がR相変態域にある場合には、逆変態温度は繰返しでほとんど変化しない。

一方、 ϵ_m がM変態域にある場合には逆変態温度は繰返しで上昇する。逆変態温度の繰返し特性を詳細にみるために、M変態の逆変態終了温度 A_f と繰返し数 N との関係を図6に示す。図6からわかるように、 ϵ_m が大きいほど A_f は高くなる。特に、 $\epsilon_m=8\%$ の場合の A_f は $\epsilon_m=6\%$ での A_f に比較して10~15 K高い。いずれの ϵ_m に関しても、 A_f は繰返し初期で大きく上昇し、 $N\geq 5$ での A_f の上昇は小さい。また、 ϵ_m が異なる場合の A_f について、 $N=1$ での A_f は異なるが、それ以降の A_f の増加量はいずれの ϵ_m についてもほぼ同じ値をとる。

逆変態終了温度 A_f の上昇は、負荷過程におけるM変態に伴い生じた内部応力の作用により生じるものと考えられる。このことは、応力-温度相図における境界線(変態線)が繰返し変形を受けることにより低応力側あるいは高温度側に移動する⁽⁹⁾⁽¹⁸⁾ことに対応する。そこで、この関係を検討するために、図5で観察した $\Delta\sigma_M$ と逆変態終了温度の変化量 ΔA_f との関係を図7

Fig. 4 Schematic strain-temperature curve

Fig. 5 Dependence of decrease in MT stress $\Delta\sigma_M$ on the number of cycles N

Fig. 6 Dependence of A_f on the number of cycles

に示す。図7において、 ΔA_f は $\epsilon_m=2\%$ で $N=1$ の場合の $A_f(1)$ を基準とし、この $A_f(1)$ からの上昇量として定めた。すなわち $\Delta A_f = A_f(N) - A_f(N=1, \epsilon_m=2\%)$ とした。図7からわかるように、 $\Delta \sigma_M$ の増加とともに ΔA_f は増加する。 $\epsilon_m=2\% \sim 6\%$ の場合には、3者はほぼ同じような関係にある。これらの場合の ΔA_f と $\Delta \sigma_M$ との関係を直線で近似すると、その傾きは、

$$\Delta \sigma_M / \Delta A_f = 6 \sim 8 \text{ MPa/K}$$

である。M 変態と逆変態の変態線の傾き c_M と c_A はそれぞれ 6.1 MPa/K と 8.8 MPa/K である⁽¹⁹⁾。したがって、 $\Delta \sigma_M / \Delta A_f$ と c_M および c_A とは近い値をとる。このことは、繰返し変形を受けることにより変態線が平行に近い形で移動する⁽¹⁸⁾ ことを反映している。

$\epsilon_m=8\%$ の場合には、特に ΔA_f の値が大きく、 $\Delta \sigma_M$ の増加とともに A_f はある一定値に飽和する傾向にある。このような傾向の現れる理由は次のように考えられる。図2でみたように、 $\epsilon_m=8\%$ の場合には M 変態応力 σ_M に比較して2倍以上大きい約 700 MPa の最大応力が作用する。このために大きな内部応力が発生する。この最大応力は繰返しであまり変化しないので、繰返しに伴う新たな内部応力の発生は少なく、対応して A_f の増加は少ないものと考えられる。これらの点は、変態擬弾性現象に関して繰返し変形を受ける場合

Fig. 7 Relationship between ΔA_f and $\Delta \sigma_M$

Fig. 8 Dependence of two-way strain on the number of cycles

に繰返し数の増加とともに σ_M は大きく減少するが逆変態応力 σ_A の低下は少ないこと⁽²⁰⁾、および ϵ_m が M 変態終了域にあると σ_A は大きく減少すること⁽²¹⁾ と対応している。

3.5 2方向性ひずみ 図3でみたように、加熱過程において回復したひずみの一部分は冷却過程において増加する。このように加熱と冷却でそれぞれ逆方向のひずみが生じる現象は2方向性形状記憶効果(two-way SME)あるいは可逆形状記憶効果(reversible SME)と呼ばれている。2方向性 SME は、繰返し作動する SMA 素子の応用においてバイアス要素を必要としないのでその開発が特に期待されている。しかし、2方向性 SME の発現機構やその特性は完全には把握されていないのが現状である。

図3で観察された2方向性ひずみ ϵ_t と繰返し数 N との関係を図8に示す。図8からわかるように、 ϵ_t は初期の繰返しで大きく増加し、その後は徐々に増加する傾向がある。いずれの場合にも、 $N \geq 5$ での ϵ_t の変化は少なく、 ϵ_t はほぼ一定値に飽和する。また、最大ひずみ ϵ_m が大きいほど ϵ_t の値は大きい。

次に、繰返しで発生する ϵ_t と M 変態応力 σ_M の減少量 $\Delta \sigma_M$ との関係を図9に示す。3.2節で考察したように、繰返し変形で発生する内部応力の作用により σ_M は減少し、また、 ϵ_t が現れるものと考えられる。そして、 ϵ_t は R 相変態に伴い生じるものと考えられる。図2で観察されたように、R 相変態の生じる応力 σ_R は約 60 MPa である。したがって、 $\Delta \sigma_M \geq \sigma_R$ で R 相変態は完了することになる。

図9からわかるように、 ϵ_t の値は $\epsilon_m=2\%$ の場合に比較して、 $\epsilon_m=4\%$ では約2倍であり、 $\epsilon_m=6\%$ と 8% の場合ではほぼ一致し、約 0.7% に飽和する傾向にある。R 相変態および M 変態に伴い試料の内部では R 相と M 相の界面が軟鋼の降伏段におけるリュウダース帯のように移動する⁽¹⁴⁾⁽¹⁶⁾⁽¹⁹⁾。したがって、 ϵ_m が M

Fig. 9 Relationship between two-way strain and decrease in σ_M

変態にある場合($\epsilon_m=2\%$ と 4%)には、試料の内部ではある一定の部分だけが R 相から M 相に変化している。また、 ϵ_m が M 変態の完了域($\epsilon_m=6\%$ と 8%)にある場合には試料全体は M 相になっている。したがって、一定の ϵ_m に関して繰返し変形を受ける場合、応力 σ_M の作用による M 変態を受ける試料内部の領域は、 ϵ_m が M 変態にある場合には ϵ_m に比例して大きくなり、 ϵ_m が M 変態の完了域にある場合には試料全体である。このように、 σ_M に基づき発生する内部応力の作用により R 相変態の生じる部分は ϵ_m に依存する。すなわち、 ϵ_t は ϵ_m が M 変態域にある場合には ϵ_m に比例して大きくなり、 ϵ_m が M 変態の完了域にある場合には ϵ_m に依存せず一定値をとる。 $\epsilon_m=8\%$ の場合における ϵ_t の飽和値は、図 2 で観察された R 相変態ひずみの大きさ約 0.7% となる。

以上のことから、2 方向性ひずみは R 相変態で生じること、および M 変態終了域の最大ひずみに関して 5 回のサーモメカニカルトレーニングを施せば信頼性のある 2 方向性ひずみの得られることが認められる。

4. 結 言

TiNi SMA についてサーモメカニカル繰返し試験を行い、R 相変態および M 変態に伴う SME の繰返し特性を調べた。得られたおもな結果は次のとおりである。

(1) 最大ひずみが R 相変態域にある場合、SME 特性は繰返し変形を受けても変化しない。

(2) 最大ひずみが M 変態域にある場合には、繰返し変形により M 変態応力は減少し、その逆変態温度は上昇する。繰返し変形に伴う M 変態応力とその逆変態温度の変化は繰返し初期で大きく、その後は小さくなる。また、これらの特性の変化は最大ひずみが M 変態終了域になると著しく大きくなる。M 変態ひずみの大きさは繰返しでほとんど変化しない。

(3) 最大ひずみが M 変態域にあると繰返し変形により 2 方向性ひずみが現れる。2 方向性ひずみは R 相変態で生じ、その大きさは最大ひずみに依存する。最大ひずみが M 変態終了域にある変形を 5 回繰返すことにより、R 相変態ひずみと同じ大きさの 2 方向性ひずみを得られる。

終わりに、本研究を行うに当たり、実験に協力された愛知工業大学の学生諸君、ご援助いただいた木村君男教授ならびに岩永弘之教授に感謝する。また、文部省科学研究費補助金一般研究(C)の補助を受けたことを記し謝意を表す。

文 献

- (1) 舟久保編, 形状記憶合金, (1984), 24, 産業図書.
- (2) 鈴木, 実用形状記憶合金, (1987), 1, 工業調査会.
- (3) 田中・戸伏・宮崎, 形状記憶合金の機械的性質, (1993), 30, 養賢堂.
- (4) Miyazaki, S. and Otsuka, K., *Phil. Mag.*, A, **50**-3(1984), 393.
- (5) Miyazaki, S. and Otsuka, K., *Met. Trans.*, A, **17**(1986), 53.
- (6) Miyazaki, S., Kimura, S. and Otsuka, K., *Phil. Mag.*, A, **57**-3(1988), 467.
- (7) 戸伏・岩永・稲葉・川口, 機論, **55**-515, A(1989), 1663.
- (8) 戸伏・大橋・齋田・堀, 機論, **57**-533, A(1991), 109.
- (9) 戸伏・林・服部・牧田, 機論, **59**-562, A(1993), 1497.
- (10) 林・戸伏・田中・服部・牧田, 機論, **60**-569, A(1994), 113.
- (11) 林・戸伏・田中・伊貝, 機論, **60**-575, A(1994), 1660.
- (12) 戸伏・田中・木村・堀・沢田, 機論, **57**-543, A(1991), 2753.
- (13) 林・戸伏・田中・服部・牧田, 機論, **60**-574, A(1994), 1390.
- (14) 文献(1)の 34 ページ.
- (15) 武沢・佐藤, 日本金属学会会報, **24**-1(1985), 9.
- (16) 宮崎・坂本, 文献(15)の 33 ページ.
- (17) Miyazaki, S. (Duerig, T. W., Melton, K. N., Stockel, D. and Waymann, C. M. 編), *Engineering Aspects of Shape Memory Alloys*, (1990), 394, Butterworth-Heinemann.
- (18) 戸伏・田中・堀・沢田・服部, 機論, **58**-552, A(1992), 1411.
- (19) 林・戸伏・田中・服部・内野, 機論, **60**-569, A(1994), 126.
- (20) 戸伏・岩永・田中・堀・沢田, 機論, **57**-535, A(1991), 651.
- (21) 戸伏・田中・堀・沢田・服部, 機論, **58**-549, A(1992), 694.