

形状記憶効果と鉄系形状記憶合金

貝沼亮介 東北大学 大学院 工学研究科 助教授
Ryosuke Kainuma

Shape Memory Effect and Ferrous Shape Memory Alloys

1 はじめに

形状記憶効果(Shape Memory Effect: SM効果)は、図1(a)に示すように、低温状態で変形した後、ある温度以上に加熱した時に高温の元の形状に戻る現象であり、この効果を生じる材料が形状記憶材料である。形状記憶材料としては、従来からNiTi(ニチノール)、Cu-Zn-Al、Cu-Al-Ni系等の合金が良く知られているが、最近では、セラミックスやポリマーでも類似した現象が報告されており、その工業的用途も広がりつつある。本稿では、合金系におけるSM効果の発現機構と鉄系SM合金の概略について、できるだけ平易に解説することを試みた。従って、厳密さに欠けた部分が多々あることを前もっておことわりしておく。さらに詳しく知りたい方には、ごく最近発刊された文献1)及び日本語で書かれた解説書(文献2)の御一読をお勧めする。

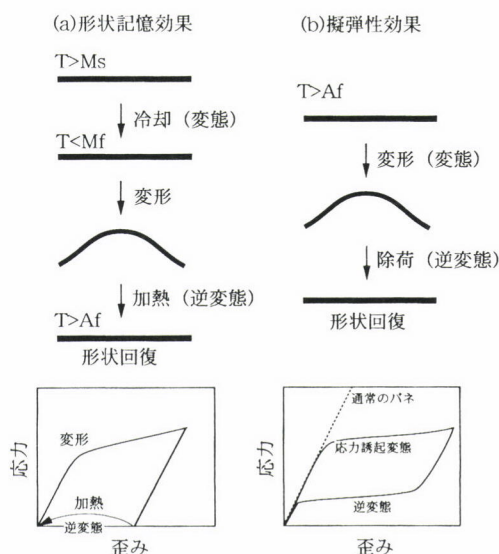


図1 形状記憶効果と変態擬弾性
Ms, Mf: マルテンサイト変態開始及び終了温度
Af: 逆変態終了温度

2 合金系における形状記憶効果

形状記憶材料は、大きく合金系、セラミックス系、ポリマー系に大別され、これらのSM効果には、マルテンサイト変態(以後、M変態)、強誘電体相転移、ガラス-ゴム相転移といった変態が関与している。合金系の場合は、(1)母相(以後、P相)の規則配列の有無、及び(2)熱弾性型(thermoelastic)か非熱弾性型(non-thermoelastic)かといった分類が出来る。この様な分類法に従えば、大まかに言って、(a)規則合金で熱弾性型変態を示す貴金属系、(b)原則的に不規則合金で非熱弾性型の鉄系、(c)不規則合金で熱弾性型のMn系あるいはIn系の3グループに分類できそうである。

2.1 熱弾性型と非熱弾性型

Fe-NiやFe-C系等の通常の鉄系M変態では、Ms(マルテンサイト変態開始)温度まで冷却されると、M相が音速に匹敵する速度で出現し(burst現象)、ある大きさで成長が停止する。それをさらに冷却するとP相中の他の場所から新たに核生成して、既存のマルテンサイトの間を埋めていくように新しいマルテンサイトが出現する。この様子を模式的に表すと図2(a)のようになる。一方、NiTiやCu系などでは、図2(b)に示すようにMs温度で生じたマルテンサイト板は、冷却、加熱に伴い連続的に成長、収縮する。このような温度変化に応じた可逆的な変態は、冷却、加熱により増減する変態駆動力(化学的エネルギー)とMプレートの成長、収縮に伴い蓄積、解放される弾性エネルギーとが釣り合いを取るにより生じると考えられ、この様な特徴をもつM変態が熱弾性型と呼ばれている。また、熱弾性型との対比において、図2(a)の様な特徴を示す変態を非熱弾性型と称する。熱弾性型と非熱弾性型を識別する最も簡単な方法は、示差熱分析や電気抵抗装置により変態温度を測定し、変態ヒステリシス(Af-Ms)を求めることである。一

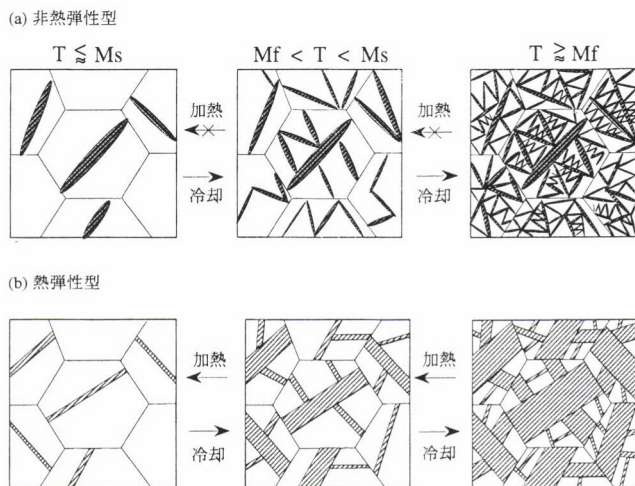


図2 非熱弾性型及び熱弾性型マルテンサイト変態の組織変化

般に、熱弾性型のヒステリシスは、数十度以内であるのに対し、非熱弾性型では、数百度にもなる。熱弾性型のM相に導入される欠陥は殆ど双晶であり、転位が極めて少ないのに対し、非熱弾性型では、双晶以外に多量の転位が導入されるのが一般的である。

2.2 形状記憶効果のメカニズム^{1,2)}

2.2.1 冷却M変態過程の組織変化

M変態に起因するSM効果のメカニズムについて、規則合金で熱弾性型変態を示すNi-Al合金を例に挙げて説明する。図3(a)に示す通り、NiAlのM相(規則fcc(L1₀)構造)の原子配列は、単位包の取り方を変えればP相(規則bcc(B2)構造)をc軸方向に少し引き伸ばした構造に対応している。このことは、原子サイズのスケールでは、P相からM相への変態は、いわゆるBainの変形による格子変化であることを意味している。この変形は、図3(b)に示したB2の最密面{110}とL1₀の最密面{111}に関して見ると、図3(c)に示す様な最密面内の変形と、図3(d)に示す様な最密面の積層におけるせん断変形の2つの成分に分けられる。M変態が生じると、このような大きな格子変形が生じるので発生する歪み(特にせん断歪)を緩和する必要がある。緩和機構としては、第1に図4(a)に示す様なナノサイズレベルのマイクロ双晶の導入があり、第2に図4(b)の様な転位や積層欠陥などのすべりの発生が挙げられる。M相は、一般にこのようなナノスケールの欠陥を有しており、このような欠陥によって緩和される歪みを格子不変歪と呼ぶ。格子不変歪が、双晶であるかすべりであるかは、SM効果に関して極めて重要な意味を持ち、一般に双晶の場合にのみ、良好なSM効果が得られる。変態に際してこのようなマイクロ欠陥が導入されることにより、P相とM相がある晶癖面を挟んで共

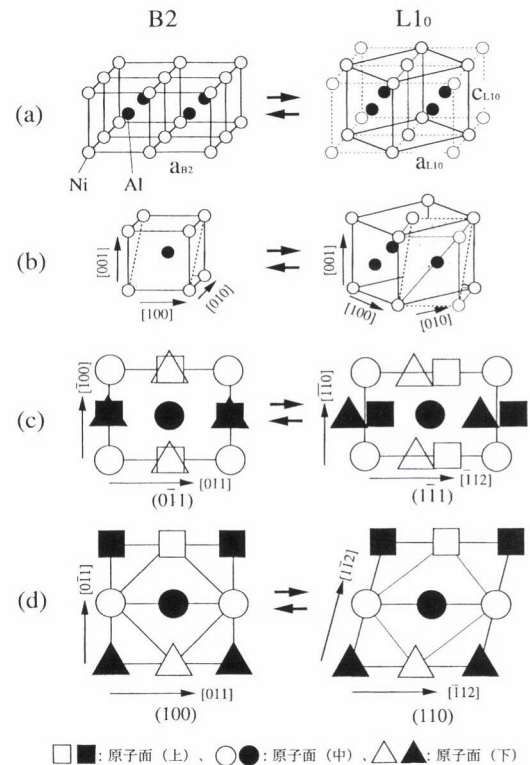
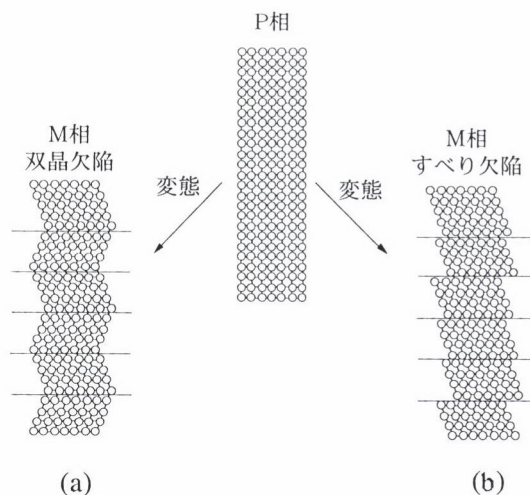
図3 B2/L1₀マルテンサイト変態におけるP相とM相の格子対応

図4 マルテンサイト変態で導入される欠陥

存できるようになる。このようなP/M間の結晶学的な方位関係や晶癖面方位等は、いわゆる現象論的な解析^{3,4)}によりかなり精密な予測が可能である。

多結晶試料の場合、冷却中にM変態が生じた時には、周りの結晶粒からの拘束が有るため変態歪みをマクロ的な変形の形で出すことはなく、様々な方位の格子不変歪の導入により変態歪みを打ち消し合う。この時、組織的には、互いの変態歪みを打ち消し合うのに都合の良い兄弟晶(格子不変歪(マイクロ双晶)を含んだドメイン)同士が、変態歪み

を打ち消し合うのに最も都合の良い組織形態を取る。このような組織形成プロセスを自己調整機構という。この機構により、冷却中に生じる変態歪みは、表面起伏の様な限られた範囲で観察されるにとどまり、試料片のマクロ的な変形といった形で現れることがない。

2.2.2 変形過程の組織変化

兄弟晶内部ばかりでなく、兄弟晶間の界面も一種の双晶である場合、外部から応力がかけられると、その応力を最も都合良く緩和する特定方位の結晶が、兄弟晶界面やマイクロ双晶界面の移動を介して成長し、図5(a)に示すように、ほぼ単結晶に近い状態まで変形できる。この時、図5(b)にある様に、双晶界面の移動は、界面前方の原子面が双晶界面に平行な方向に少しだけ移動することによるので、元々の原子配列の相対的位置関係は、全く不変である。しかし、双晶界面が全て消滅した単結晶状態が、形状回復の限界であり、これ以上の歪みを与えると転位が導入されてしまい、SM効果が劣化する。変形時に、転位が導入されるのは、このような歪みの限界を越える場合だけではなく、双晶界面の移動度が低い場合も考えられる。図6(a)、(b)は、それぞれBain変形量の小さいbcc/fct変態と大きいbcc/fcc変態のM相中における双晶界面の配列を模式的に示したものである。前者では、双晶界面の移動の素過程である界面前方の原子面の動きが小さいのに対し、後者はそれが大きい。このことは、Beinの歪が大きい後者的の方が、

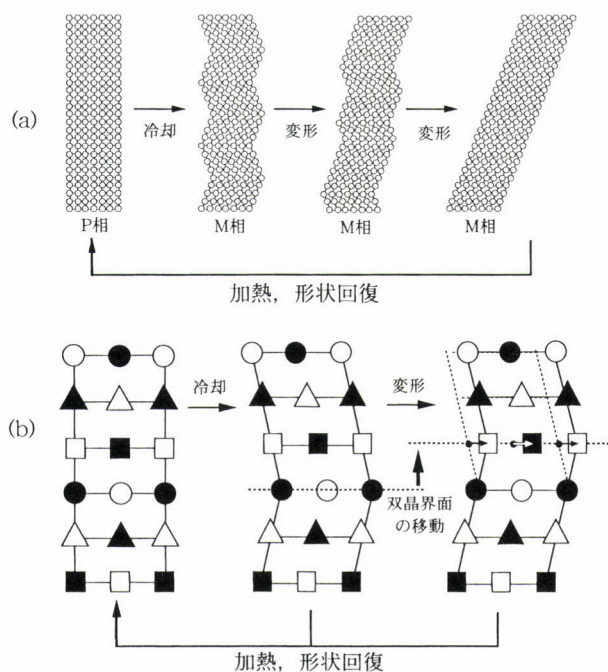


図5 形状記憶効果のメカニズム

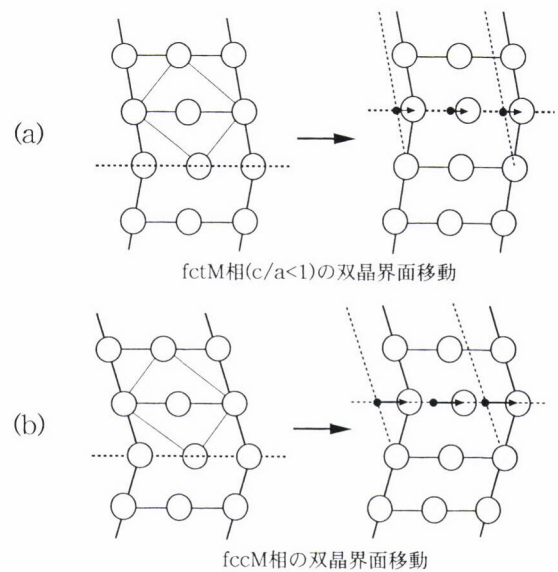


図6 双晶界面における原子面のシア

生成された双晶界面を移動させるためにより大きな応力が必要とされることを意味し、その場合すべりが導入される可能性が高くなる。

2.2.3 加熱逆変態過程の組織変化

転位が殆ど導入されずに単結晶に近い状態まで変形されたならば、M相を加熱してP相へと逆変態させた時、M相の原子面の積層が元のP相の積層状態へと完全に戻るか否かが、形状回復能のカギを握る⁹⁾。従って、転位の様な永久歪がここまでの過程において導入されているならば、その分の形状回復は望めない。ここで、転位が全く導入されていない状態を仮定し、逆変態時の最密面の動きに関して、不規則bcc/fcc変態の場合と比較して考えてみる。図7は、bcc、fcc、B2、L1₀それぞれの格子の最密面を真上から眺めた時の原子配列を示している。図7(a)に示すように、bcc/fcc変態の場合、M相であるfcc構造の対称性は高く不規則配列なので、B、Cで示した配列もAと全く等価である。すなわち、△で示した原子面は、α、β、γのいずれの方向にシアしてもP相に戻ることができる。ところが、B2/L1₀変態では、fctの対称性が低く、規則配列の区別も必要なので、B'、C'で示した配列はA'とは全く異なる。従って、bcc/fcc変態の場合には、逆変態がM変態の全く逆の道筋を通る必然性はないのに対し、B2/L1₀変態では、もし、図7(b)におけるβ'の様な異なる方向で戻ると、生成するP相の規則配列は、安定なB2とは全く異なるものとなり、エネルギー的に不利である。また、規則配列を無視しても、fctの対称性により、α'の方向が一番小さいシアで逆変態できることがわかる。このように、完全なSM効果を得るためには、

逆変態により元のP相の原子配列に完全に戻る必要性があるが、M相の原子配列の対称性が低く、規則配列である事が、この条件を満たすために重要である事がわかる。

以上をまとめると、完全なSM効果を得るための大切な要素としては、

- (1) M変態及び変形時に、永久欠陥(転位等)が殆ど導入されない。
- (2) 変形のための双晶界面または晶癖面の移動が容易である。また、逆変態により元のP相の原子配列に完全に戻る必要

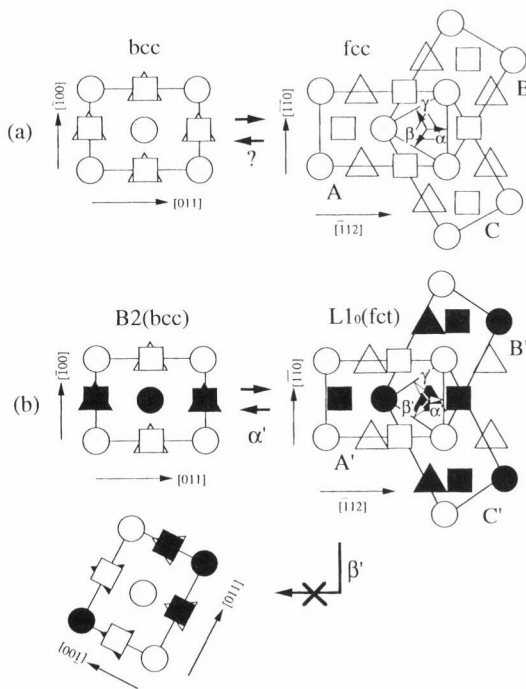


図7 fcc/bcc及びL1₀/B2逆変態における最密原子面の逆変態シアー

- (a) fcc/bcc逆変態では、△の原子面は、α、β、γの等価な3方向へ戻ることができるが、α以外の方向へ戻ると形状回復に寄与しない
- (b) L1₀/B2逆変態の場合には、△(▲)の原子面は、α'の方向へ戻ることが一番都合が良い。従って、逆変態により元のB2格子に完全に戻り、形状回復する

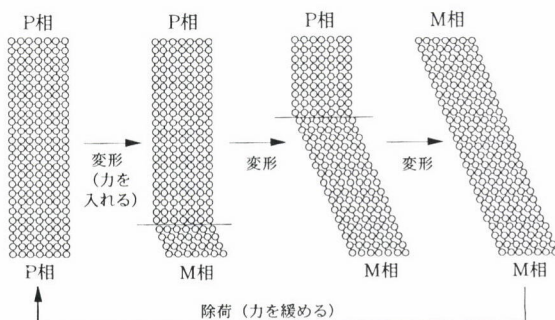


図8 変態超弾性のメカニズム

性から、

- (3) M相の結晶対称性がP相に比して相対的に低い。

- (4) 規則配列を有している。

の4つが挙げられる。

2.3 変態擬弾性²⁾

合金系の場合、SM効果に付随してよく見られる現象に、擬弾性(Pseudoelasticity: PE)効果がある。図1(b)は、PEを模式的に示したものである。SM効果の場合には、母相(P相)をM相へ変態させた後に変形を加え、それを加熱してP相へ戻す時に形状回復が得られるのに対し、PE効果では、P相に応力かけることによりM相へと変態(応力誘起変態)して歪みが生じ、次にそれを除荷する時に逆変態が生じて、形状回復する。なお、この時の変形は、SM効果の場合の様な双晶界面の移動によるのではなくて、晶癖面の移動が関与している。この現象を模式的に示したのが図8である。PEは、一見通常のパネと全く同様であるが、(1)得られる弾性的歪みが、通常のパネに比して1桁程大きく、(2)応力-歪曲線にプラトーが生じることから分かるように、応力と歪みの関係が線形ではない、等の違いがある。最近のSM合金の応用では、SM効果よりPEを利用したものの方が多勢を占めている。一般に、PEは、ヒステリシスの小さい熱弾性型合金でのみ顕著に現れる。

3 鉄系形状記憶合金⁶⁾

表1に、現在までに報告された、ほぼ100%の形状回復を示す鉄系SM合金を示す⁷⁻¹⁷⁾。鉄系SM合金は、原則的に不規則合金で非熱弾性型変態を生じると述べたが、厳密には、Fe-Pt系¹⁶⁾、Fe-Pd系¹⁷⁾等のFe-(貴金属)系では熱弾性型変態が報告されている。これは、Bainの変形量が極わずかなfcc/fct変態か、時効によりP相を完全なL1₂型規則fcc相にしたfcc/bct変態の場合である。しかし、鉄系が既存のSM材

表1 完全な形状記憶効果を示す鉄系SM合金

合金系	組成	Ms点 (K)	変態温度ヒステリシス (K)	構造変化	M相のc/a比	体積変化 (%)	文献
Fe-Ni-C	31%Ni-0.4%C	<77	>477 (NT)	fcc/bct	1.06		7)
Fe-Ni-Co-Ti	33%Ni-10%Co-4%Ti	146	73 (T)	fcc/bct	1.13	1.78	8)
Fe-Ni-Nb	31%Ni-10%Co-3%Ti	193	515 (NT)	fcc/bct	1.08	1.70	8)
Fe-Pt (ordered)	31%Ni-7%Nb	~80	large (NT)	fcc/bct	1.025		9)
Fe-Mn-Si	~24at%Pt	~160	~20 (T)	L1 ₂ /bct	1.106	0.3	10)
Fe-Mn-Si	(28~33)%Mn-(4~6)%Si	~320	~130 (NT)	fcc/hcp	1.618	<-2.0	11,12)
Fe-Mn-Cr-Ni-Si	(8~20)%Mn-(8~13)%Cr-(5~6)%Ni-(5~6)%Si	~290	~280 (NT)	fcc/hcp			13,14)
Fe-Mn-Si-C	17%Mn-6%Si-0.3%C	323	171 (NT)	fcc/hcp			15)
Fe-Pt	~25at%Pt		small (T)	fcc/fct	0.9426		16)
Fe-Pd	~31at%Pd	179	4 (T)	fcc/fct	0.96	0.2	17)

(T): 熱弾性型、(NT): 非熱弾性型

料に優りうるのは、低廉であるという点が見のがせないことから、ここでは、このような高価な合金系を除外して、Fe-Ni系とFe-Mn-Si系に絞った解説をしたい。

3.1 Fe-Ni系形状記憶合金

Fe-Ni系合金は、基本的には非熱弾性型fcc/bcc変態を生じるが、この時のP相とM相間の格子対応は図9に示す通りであり、変態は、図3で示したbcc/fct変態とは逆にfccを[001]方向に圧縮する様なBainの変形により生じる。しかし、変態シア一面や双晶界面は、基本的にはbcc/fct変態の時の様な最密面ではなく、fccの{110} (すなわちbccの{112})面である。

この系のマルテンサイト組織は、Ni濃度の増加に伴うMs温度の低下によってラス状からバタフライ状、レンズ状、薄板状へと変化することが知られている¹⁸⁻²¹⁾。図10は、牧らによりまとめられた、Fe-Ni-C系マルテンサイトの組織と、C濃度やその生成温度との関係を示したものである²¹⁾。比較的高い炭素濃度を有する合金中に低温域で生成する薄板状M組織は、図11(b)に示すように、その内部に転位がほとんど無く、欠陥の大抵はマイクロ双晶からなっている²²⁾。この様な薄板状組織は、完全な形状記憶を得るための要件の1つ(転位を含まない)を満たしており、SM効果を示すFe-Ni系合金に共通した組織である。従って、fcc/

bcc(bct)変態型のSM合金を新たに見出そうとするならば、まずは、薄板状M組織を得るための合金系や熱処理条件を探索することが肝要である。このような薄板状組織を得るための大切な要素は、牧らにより次のようにまとめられている^{6,23)}。(1) P相が高強度であること、(2) 変態による体積変化や生じる変態歪が小さいこと、(3) Ms温度が低いこと、(4) M相がbctであり、c/aが出来るだけ大きいこと。ところが、この合金系の場合、薄板状M組織に転位が殆ど存在しないにもかかわらず、その多くは非熱弾性型である。fcc/bcc(bct)変態のM相組織において、非熱弾性型と熱弾

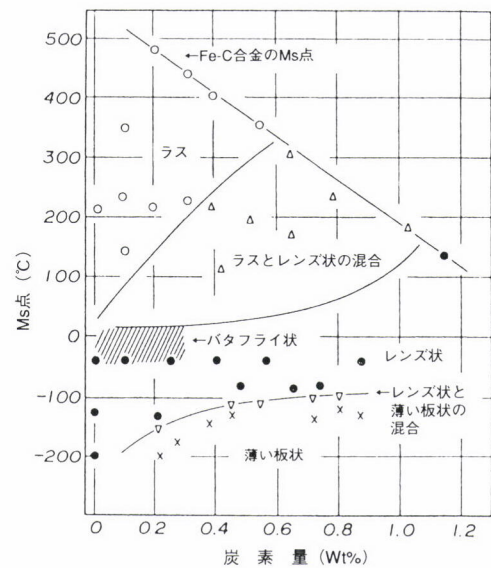


図10 Fe-Ni-C系合金のマルテンサイト組織の形態と炭素量との関係²¹⁾

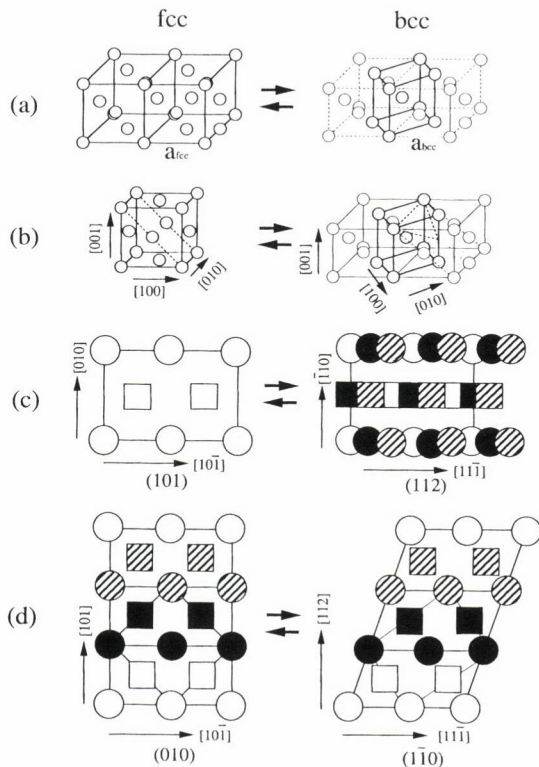


図9 fcc/bccマルテンサイト変態におけるP相とM相の格子対応

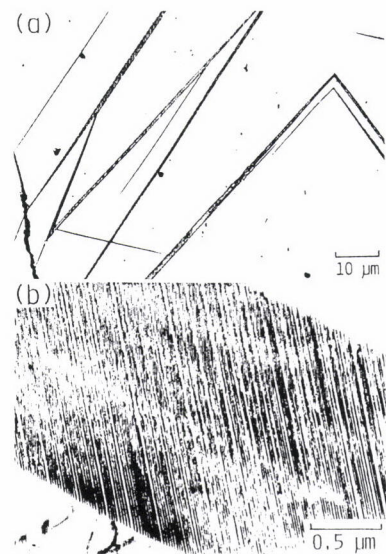


図11 Fe-Ni-C系薄板状マルテンサイトの光学顕微鏡及び透過電子顕微鏡組織²²⁾

性型(Fe-Pt系、Fe-Ni-Co-Ti系)の組織的違いは、熱弾性型M相のマイクロ双晶の厚みが非熱弾性型に比べ小さい点が挙げられている。また、非熱弾性型を熱弾性型へ変化させるためには、P相を強化したりM相の c/a を大きくする事が重要であると指摘されている⁶⁾。表1によれば、Fe-Ni系熱弾性型合金は、いずれも $c/a > 1.1$ であり、非熱弾性型と熱弾性型合金の違いは、変態体積変化以上に c/a が大きく寄与していることがうかがえる。M相の c/a を大きくする事は、Bainの歪量を小さくすることを意味するので、図6(a)に示すように、双晶界面や晶癖面の移動度が高まることが熱弾性型になる一因であると考えられる。

3.1.1 Fe-Ni-C系合金

Fe-Ni-C系のM相は、C濃度の増加に伴い格子が歪み、結晶構造がbccからbctに変化することは、古くから知られている。同時に、このような炭素の添加により、M相の降伏強度は飛躍的に向上し(つまり、転位の導入を防ぎ)、組織も薄板状になる。本合金系は、2.2.3に示した4つの要件の内(4)以外を不十分ながらも満足するが、これをさらにオースフォーミングにより強化したFe-31%Ni-0.4%C合金において完全なSM効果が報告されている⁷⁾。ただし、本合金系の様な非熱弾性型合金の場合、双晶界面の移動度が極めて低いため、変形に際しては、晶癖面の移動による応力誘起変態を利用しなければならない。

3.1.2 Fe-Ni-Nb系⁹⁾及びFe-Ni-Co-Ti系^{8,22,23)}合金

これらの合金系は、オースエージングによりP相に整合な規則析出相($L1_2$ -Ni₃Tiや $D0_{22}$ -Ni₃Nb)を微細に分散させ、2.2.3に示した4つの要件を満足させている。すなわち、(1)析出強化による転位の導入の抑制、M相の結晶構造がbctへ変化することによる(2)界面移動度の改善及び(3)結晶対称性の低下、さらに(4)微細な規則相の整合析出による部分的な規則化、の効果を得ている。しかし、この合金系も、その殆どはFe-Ni-C系と全く同様に非熱弾性型である。ここで、特筆すべき点は、Fe-Ni-Co-Ti系におけるCo添加の影響である。30%程度のNiを含むFe-Ni合金は、fcc相の熱膨張係数が極めて小さくなるインバー効果で知られている。このインバー効果は、fcc相の特殊な磁気構造に起因した現象であると解釈されているが、fcc相を強磁性化するとモル体積が増加する特徴を有している。Coの添加はこの性質を利用したもので、Ni以上にFeを強磁性化する傾向の強いCoを10%以上添加することにより、fcc相のモル体積が増加するので、fcc/bcc変態の体積変化を減少させることができる。変態歪みの減少は、双晶界面や晶癖面の移動度の向上をもたらし、変態を熱弾性的にさせる傾向が期

待できる。実際、牧らは、Fe-33%Ni-10%Co-4%Ti合金を適当な条件でオースエージングすることにより、Fe-Ni系では唯一の熱弾性型変態を得ることに成功し、PE効果も確認している。ただ、残念な事に、現時点では熱弾性型変態が得られる温度が低いことや、高価なCoが多く含まれるなど、実用化する上での問題が残されている。今後の発展が期待される。

3.2 Fe-Mn-Si系形状記憶合金

fcc/hcp変態により生成するマルテンサイトは、 ϵ マルテンサイトとして知られているが、以前より高Mn鋼において、fcc/hcp変態により若干のSM効果が認められていた^{24,25)}。1982年、佐藤らは、Fe-30%Mn-1%Si単結晶において、応力誘起変態により生じた ϵ 相を逆変態させた時に顕著なSM効果が生じる事を報告したが²⁶⁾、その後、高Siの多結晶合金においてもほぼ完全な形状記憶が得られることが明らかになった¹¹⁾。本合金系の場合、他の多くの場合とは異なり、変態時に導入される欠陥は、fccの最密面の積層において2枚おきに導入される積層欠陥(ショックレー部分転位、 $a/6 \langle 112 \rangle$)であり、SM効果を得るためには、応力誘起変態を利用しなければならない。しかし、形状回復の機構は、本質的に他の合金と全く同様である。Mnは、fcc相の積層欠陥エネルギーを低下させ、hcp相を安定化することにより ϵ マルテンサイトを生じさせるが、良好なSM効果を得るためには、Siの添加が不可欠である。SiがSM特性を向上させる理由としては、(1)P相の強度を上昇させ、形状回復を損なう変態すべり以外の転位の導入を抑制すること、(2)積層欠陥エネルギーを低下させること、(3)P相のネール温度を低下させ、応力誘起変態しやすくなること、等が挙げられている¹¹⁾。

本合金系のM相は、すべり面内の結晶構造の対称性が高

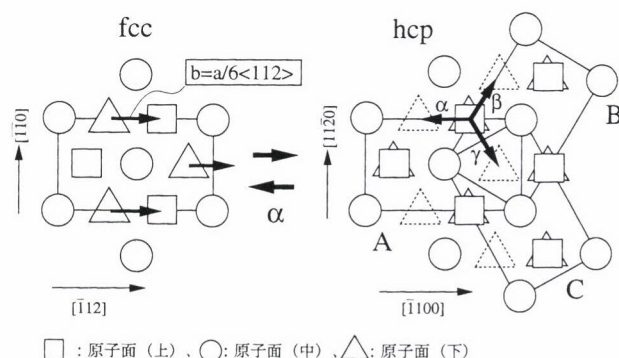


図12 fcc/hcp変態における最密原子面の変態シアー
hcp/fcc逆変態において、△の原子面は、 α 、 β 、 γ の等価な3方向へ戻ることができるが、 α 以外の方向へ戻ると形状回復に寄与しない

い不規則hcpであり、2.2.3に示した要件の内、(3)及び(4)を満足していない。図12に、fccからhcpへの配列の変化を模式的に示した。hcp構造の最密{0001}面は、A, B, Cの記号で示す全く等価な3方向を有するので、 α のシアーのみが生じて元のfcc配列に戻る保証は無い。ところが、現実には、元のfcc格子と生成するhcp格子とは可逆的な変態すべりを繰り返す。このように、変態すべりが可逆性を示す説明としては、M変態時に生じた内部歪み場による説と、短範囲規則の存在による説があるが、未だ決着はついていない。また、表1に示すように、fcc/hcp変態は、意外に体積変化(約2%の収縮)が大きく、hcpの $c/a(=1.618)$ は、剛体球モデルによる $c/a(=1.633)$ と比べ1%程小さい。このような体積変化が、M変態やSM特性にどのような影響を与えているのかも、今後の研究として興味のあるところである。

本合金系のSM特性を向上させる手法としては、予歪みと加熱を繰り返すトレーニング処理²⁷⁾や、Cの添加による強化¹⁵⁾が挙げられる。Fe-Mn-Si合金の欠点の1つは、耐食性に乏しいことであるが、最近、MnをCr, Niで置換した、Fe-Mn-Si-Cr-Ni系が、良好なSM特性と耐食性を示すことが報告されている^{13,14)}。

4 おわりに

表2は、主要な鉄系SM合金の諸特性をまとめたものである。比較のために、代表的実用合金であるTiNi系と、鉄系と競合する部分の多いCu-Zn-Al系をも示している。鉄系の最大の長所は、TiNi系と比して原料が安価で冷間加工性が高い点であり、最大の短所は、PE効果が殆ど期待できない点であるが、あえてもう1つの魅力を取り上げるとすれば、それは、bcc(bct)M相が強磁性である点である。既存の実用SM合金は、全て非磁性なので、強磁性であることだけで魅力的であるが、加熱時にM変態によって形状記憶が生じると共にbcc強磁性からfcc非磁性へ磁性的な変化が加わるならば、もう一つの機能を加えた新しい駆動素子が得られる可能性がある。

表2 主な形状記憶合金の特性

合金系	形状回復率(%)	弾塑性特性	回復力	冷間加工性	磁性の変化 P相/M相	耐食性	経済性	備考
Fe-Ni-C	~2%?	×	△	◎?	強磁性/強磁性	○	◎	熱的に不安定
Fe-Ni-Co-Ti	~2.5%?	△	○	◎?	強磁性/強磁性	○	○	弾塑性の得られる温度が低い
Fe-Mn-Si	~3%	×	○	○	非磁性/非磁性	△	◎	トレーニング必要
Fe-Mn-Cr-Ni-Si	~3%	×	○	○	非磁性/非磁性	○	◎	トレーニング必要
NiTi	~8%	◎	◎	△	非磁性/非磁性	◎	△	コスト高
Cu-Zn-Al	~4%	○	○	○	非磁性/非磁性	△	○	

◎大変良好、○良好、△可、×不良

形状記憶材料として見た場合、変態体積変化が非常に小さな熱弾性型規則合金の貴金属系と比べ、Fe系は熱弾性的にすることすら困難な“難しい”合金系である。日本を中心に行われてきたFe系SM合金の開発は、そのような多くの問題を克服してきた歴史であると言えるが、その過程において、Fe系SM合金が、熱弾性型や非熱弾性型、SM効果やPE効果の本質を掘り下げるに格好の教材であったことも見のがせない。今後、この分野の研究がさらに発展し、貴金属系にまさる優れた鉄系形状記憶材料が開発される事を期待したい。

最後に、本稿を執筆するにあたり御協力を頂いた、東北大学大学院生、松室義幸氏に感謝申し上げる。

参考文献

- 1) Shape Memory Materials, ed. by K. Otsuka and C. M. Wayman, Cambridge University Press, (1998)
- 2) 形状記憶合金, 舟久保熙康編, 産業図書, (1984)
- 3) D. S. Lieberman, M. S. Wechsler and T. A. Read : J. Appl. Phys., 26 (1955), 473.
- 4) J. S. Bowles and J. K. Mackenzie : Acta Metall., 2 (1954), 129, 138, 224.
- 5) K. Otsuka and K. Shimizu : Scripta Metall., 11 (1977), 757.
- 6) T. Maki : 文献1), 117.
- 7) S. Kajiwaru : Trans. JIM, 26 (1985), 595.
- 8) T. Maki : Proc. of MRS Int. Mtg. on Advanced Materials, vol. 9, ed. by M. Doyama et al., MRS, Pittsburgh, (1989), 415.
- 9) Yu. N. Koval and G. E. Monastyrsky, Scripta Metall., 28 (1993), 41.
- 10) M. Umemoto and C. M. Wayman : Metall. Trans. A, 9A (1978), 891.
- 11) M. Murakami, H. Otsuka, H. G. Suzuki and S. Matsuda : Proc. of Int. Conf. on Martensitic Transformations (ICOMAT-86), JIM, (1986), 985.
- 12) A. Sato, Y. Yamaji and T. Mori : Acta Metall., 34 (1986), 287.
- 13) 大塚広明, 山田寛之, 棚橋浩之, 丸山忠克 : 1989年日本金属学会春期大会予稿集, (1989), 222.
- 14) 森谷 豊, 三瓶哲也, 小指軍夫 : 同上, 222.
- 15) K. Tsuzaki, Y. Natsume, Y. Kurokawa and T. Maki : Scripta Metall., 27 (1992), 471.
- 16) R. Oshima, S. Sugimoto, M. Sugiyama, T. Hamada and F. E. Fujita : Trans. JIM, 26 (1985), 523.
- 17) T. Somura, R. Oshima and F. E. Fujita : Scripta

- Metall., 14 (1980), 855.
- 18) C. L. Magee and R. G. Davies : Acta Metall., 19 (1971), 345.
- 19) T. Maki, S. Shimooka, T. Arimoto and I. Tamura : Trans. JIM, 14 (1974), 62.
- 20) 牧 正志, 下岡真正, 藤原 茂, 田村今男 : 日本金属学会誌, 38 (1974), 366.
- 21) 牧 正志, 田村今男 : 日本金属学会報, 13(1974), 329.
- 22) T. Maki, S. Furutani and I. Tamura : ISIJ Int., 29 (1989), 438.
- 23) 牧 正志, 田村今男 : 日本金属学会報, 23(1984), 229.
- 24) K. Enami, S. Nenno and Y. Minato : Scripta Metall., 5 (1971), 663.
- 25) K. Enami, A. Nagasawa and S. Nenno : Scripta Metall., 9 (1975), 941.
- 26) S. Sato, E. Chishima, K. Soma and T. Mori : Acta Metall., 30 (1982), 1177.
- 27) H. Otsuka, M. Murakami and S. Matsuda : 文献 8), 451.
- (1998年12月1日受付)