

巨大超弾性を示す鉄系形状記憶合金の開発

田中優樹¹⁾ 大森俊洋²⁾ 檜室義幸^{**}
 須藤祐司³⁾ 貝沼亮介⁴⁾ 石田清仁⁵⁾

1. はじめに

形状記憶合金は、加熱により元の形状に戻る現象(すなわち「形状記憶効果」)を示す合金であるが、多くの形状記憶合金が有する他の特性の1つに「超弾性(擬弾性)」がある。通常の金属材料では、弾性歪量はたかだか1%以下であるのに対し、形状記憶合金の超弾性では、数%もの可逆的弾性歪が得られる。本現象は、応力誘起したマルテンサイトが除荷時に逆変態することにより起こり、通常、変態ヒステリシスの小さな熱弾性型マルテンサイト変態を示す合金に顕著に出現する。Ni-Ti基形状記憶合金は、多結晶でも7%以上の超弾性回復歪が得られるため、眼鏡フレームや医療用ガイドワイヤーなど、様々な分野で利用されている。しかしながら、金属間化合物であるNi-Ti基合金は、冷間加工性が悪く原料素材も高価なため、製造性やコストの面からその応用範囲に制約が大きい⁽¹⁾。

一方、安価な形状記憶合金の代表として銅系合金と共に知られている、Fe-Mn-Si⁽²⁾⁽³⁾、Fe-Ni-C⁽⁴⁾、Fe-Ni-Co-Ti⁽⁵⁾⁻⁽⁹⁾等の鉄系形状記憶合金は、不規則fcc相(γ 相)を母相とするため高い加工性を有している。実際、 γ/ϵ (hcp)変態を利用したFe-Mn-Si基合金は、その低コストと優れた形状記憶効果特性を売りにして、クレーンのレール継ぎ目板として実用に供されている。しかしながら、従来の鉄系形状記憶合金の最大の欠点は、いずれの合金系においても形状記憶効果は示すが超弾性が殆ど得られない点であり、これが実用化における大きな障害となってきた。超弾性が得られないのは、 γ/ϵ や γ/α' (bccまたはbct)変態といった鉄系合金のマ

ルテンサイト変態が、基本的に変態ヒステリシスの大きな非熱弾性型だからである。牧らは、Fe-32Ni-10Co-5Ti(at%)合金において、 $L1_2$ 構造の γ' -Ni₃Ti相を母相中に整合析出させると、熱弾性型の γ/α' (bct)変態が現れることを見出したが⁽⁷⁾、この合金系において報告されている超弾性歪量は、低温曲げ試験で得られた0.7%に留まり、室温では全く得られていない⁽⁸⁾。また、Fe-貴金属(Pd, Pt)系合金⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾は、ヒステリシスが非常に小さな熱弾性型fcc/fct変態を示し、それに起因する形状記憶効果は確認されているものの、超弾性については報告が無い。

さて、Fe-Ni-Al₃元系においては、 γ/α' 変態が起きるようなFe-rich側において γ' -Ni₃Al相が準安定的に析出することが古くから知られていた。また、 γ/α' 変態に及ぼす析出の影響についても幾つか報告されている⁽¹²⁾⁽¹³⁾。しかし、この3元系合金における γ/α' 変態は非熱弾性であり、形状記憶効果や超弾性についての報告は無い。最近、著者らは、牧らがFe-Ni-Co-Ti合金に対し熱弾性型変態を得るために提示した合金設計手法⁽⁶⁾⁽⁷⁾を基に、Ni基超合金における合金設計⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾等も参考にして、非熱弾性型のFe-Ni-Al系合金を熱弾性型へ変える試みを行った。すなわち、 γ/α' 変態の変態体積変化を減少させる効果のあるCoを加えると共に、 γ' 相による析出強化向上に有効な合金元素を添加したFe-Ni-Co-Al基合金において、熱弾性型 γ/α' 変態を達成した。さらに集合組織や結晶粒径制御を駆使することで、Ni-Ti基合金実用材の約2倍に相当する13%もの大きな超弾性が室温で得られることを報告した⁽¹⁶⁾。本稿では、Fe-Ni-Co-Al基合金において超弾性を得るために行った基本的な合金設計と組織制御に関する概略、さらにこの合金の磁気特性について

* 東北大学；大学院工学研究科金属フロンティア工学専攻
 1) 博士研究員(〒980-8579 仙台市青葉区荒巻字青葉6-6-02)
 2) 助教 3) 准教授 4) 教授 5) 名誉教授

** 東北大学大学院生；大学院工学研究科金属フロンティア工学専攻(現在；古河スカイ株式会社)
 Development of Ferrous Shape Memory Alloy Showing Huge Superelasticity; Yuuki Tanaka, Toshihiro Omori, Yoshiyuki Himuro, Yuji Sutou, Ryosuke Kainuma and Kiyohito Ishida (Department of Metallurgy, Tohoku University, Sendai)
 Keywords; *shape memory alloy, shape memory effect, superelasticity, martensitic transformation, γ/α' transformation, γ' -L1₂ phase, Fe-Ni-Co-Al-based alloy, alloy design, microstructural controlling*
 2011年3月9日受理

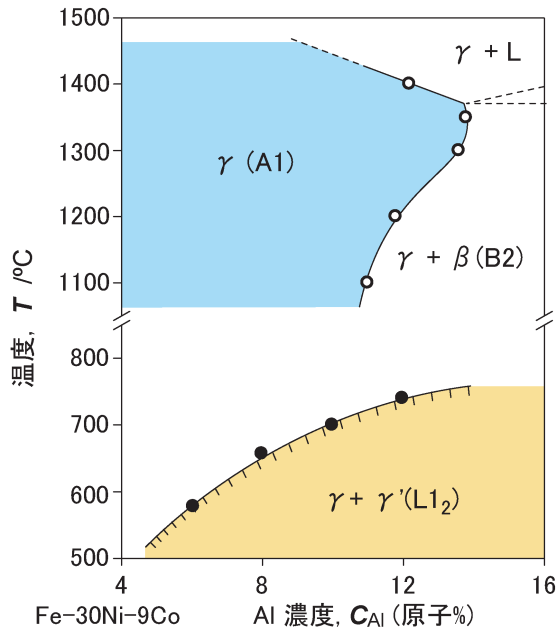


図1 Fe-30at%Ni-9Co-Alの縦断面状態図.

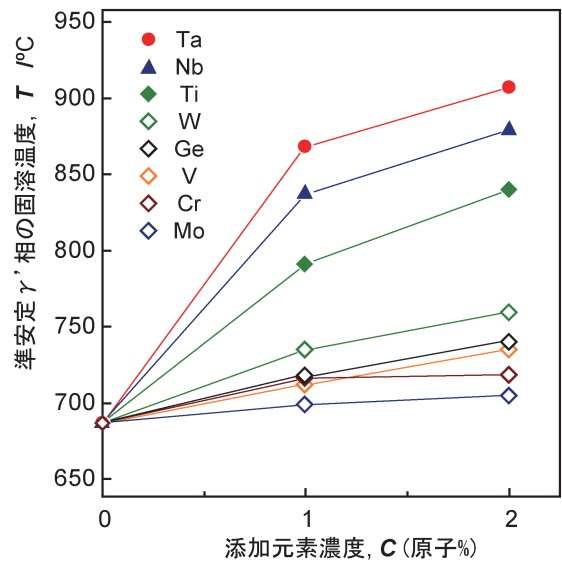


図2 Fe-28Ni-17Co-11.5Al合金の準安定 γ' 相固溶温度における添加元素依存性.

も紹介する.

2. Fe-Ni-Co-Al 基合金の合金設計と組織制御

(1) Fe-Ni-Co-Al 基合金における準安定 γ' 相の相安定性と第5元素添加の影響

図1にFe-30Ni-9Co-Al(以下at%)の縦断面状態図を示す⁽¹⁷⁾. Fe-Ni-Co-Al4元素合金の場合, マルテンサイト変態温度は, Ni濃度の増加に伴い低下していくが, 室温で超弾性を得るために適した変態温度が得られるのが, Ni濃度30at%付近の合金である. このようなNi濃度を有するFe-Ni-Co-Al系においては, 高温域では γ 単相域が14%Al程度まで広がっており, 750°C以下の低温域においては $\gamma + \gamma'$ -Ni₃Al₂相域が準安定的に存在する. 従って, 比較的高いAl濃度を有する合金に対し, 高温 γ 単相域からの焼入れと600°C程度での時効を行うことで, 多量の微細 γ' 相を整合析出させることが出来る.

さて, Ni基耐熱合金においては, Ti, Nb, Ta等の合金元素は γ' -Ni₃Al相を安定化し, その析出量を増加させることが良く知られている⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾. 図2は, Fe-28Ni-17Co-11.5Al合金に, これらの元素を含めた様々な元素を添加した時の, 準安定 γ' 相の固溶温度の変化を示したものである. ここで, 合金元素はFeに置換する形で添加した. 本合金系においても, Ti, Nb, Taは γ' 相の固溶温度を大きく上昇させ, γ' 相を安定化させる. 中でも, その効果が最も大きいのがTaである. 図3に600°Cで40時間時効したFe-28Ni-17Co-11.5Al合金および2at%Ta添加合金の母相(γ 相)から得られた電子回折図形と $\langle 100 \rangle_{\gamma}$ 超格子反射による暗視野像を示す. 白く見える微細粒子が γ' 相であるが, Taを添加することで γ' 相がより微細かつ多量に析出することが分かる.

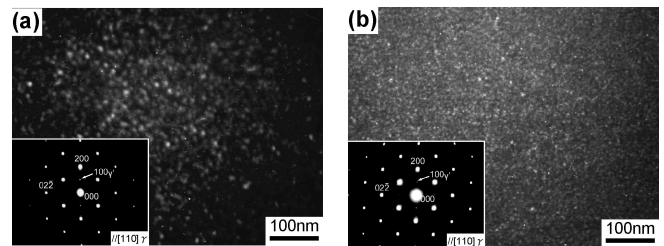


図3 溶体化処理後(1300°C×30分), 600°Cで40時間の時効を行った試料の母相(γ 相)内部組織 (a) Fe-28Ni-17Co-11.5Al合金, (b) Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2Ta合金.

以上の結果を踏まえ, Ta添加合金の変態特性についてさらに詳しく見ていきたい.

(2) Fe-Ni-Co-Al 基合金の γ/α' 変態に及ぼすTa添加の影響

図4にFe-28Ni-17Co-11.5Al合金およびこれにTaを2.5at%添加した合金を1300°Cで溶体化後, 600°Cで時効した試料のマルテンサイト変態付近における電気抵抗曲線を示す. M_s , M_f , A_s , A_f はそれぞれマルテンサイト変態開始温度, マルテンサイト変態終了温度, マルテンサイト逆変態開始温度, マルテンサイト逆変態終了温度である. また, 表1には, これらの合金と共に牧らにより報告されたFe-32Ni-10Co-5Ti合金⁽⁷⁾⁽⁹⁾について, 母相の強度とマルテンサイトの正方晶性を示した. 従来, Fe-Ni-Co-Ti合金において熱弾性型変態が得られるのは, γ' 相の析出に起因した高い母相強度と α' 相の大きな正方晶性($c/a > 1.1$), さらに基地相に整合な規則析出相による部分的な規則配列の導入によると考えられている. すなわち, 母相の高強度化によって変態時の転位導入が抑制され, さらに, 正方晶性の増大と部分的規則化

により、晶壁面の移動度が上昇したためと説明されている⁽¹⁾⁽⁷⁾⁽¹⁸⁾。Fe-Ni-Co-Al4 元系合金の場合、 γ 単相状態では、転位を含んだ“レンズ状マルテンサイト”が生成するが、 γ' 相を析出させると、Fe-Ni-Co-Ti 合金で見られると同様な完全双晶から成る“薄板状マルテンサイト”が生成するようになる。また、 γ' 相を析出させた Fe-Ni-Co-Al4 元系合金では、形状記憶効果は得られるものの非熱弾性型変態であり、その変態温度ヒステリシスは、図 4(a) に示すように少

なくとも 500°C 以上である。このため、4 元系合金で超弾性を得ることは明らかに困難である。表 1 を見ても分かるように、4 元系合金において変態が非熱弾性型となるのは、母相強度やマルテンサイトの正方晶性が低いことが原因であると考えられるが、Ta を添加することでその変態挙動は劇的に変化し、2% 程度の添加によって完全な熱弾性型に変えられることが分かった。ちなみに、熱弾性型変態を示す Ta 合金における変態ヒステリシスは、図 4(b) に示す通り 40°C 以下である。本合金が熱弾性型になったのは、表 1 に見られるように、Ta 添加により変態 γ' 相の析出量が増加して、母相強度や正方晶性が大幅に上昇し、Fe-32Ni-10Co-5Ti 合金とほぼ同程度のレベルまで達したためであることは明らかである。

(3) β 相の粒界反応析出に及ぼす B 添加と集合組織形成の効果

図 5 (a) に Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta 合金の時効後の組織写真を示す。多量の β 相が粒界に析出しているのが分かる。Fe-Ni-Co-Al-Ta 合金では、熱弾性型変態が得られたものの時効中にこのような β -NiAl (B2) 相の析出が起こり脆化してしまうため、形状記憶効果や超弾性は殆ど得られない。さて、Ni 基や Fe 基合金に B を添加することで、粒界における有害相の析出が抑制され、粒界が強化されることは古くから知られている。これは、B が粒界に偏析することで、粒界エネルギーが低下して不均一核生成が起こりにくくなるためであると考えられている⁽¹⁴⁾。そこで、本合金において B の添加を試みたところ、微量の添加により β 相の出現を抑制できることが判明した。図 5(b) は、同図 (a) の合金に 0.05 at% の B を添加した合金の時効後の組織(母相の結晶方位はランダム)である。B 添加により粒界の β 相析出量は大幅に減少していることがわかる。ただし、Fe-Ni-Co-Al-Ta-B 合金の場合、粒界エネルギーの低い小角粒界(方位差 $\leq 15^\circ$)や対応粒界 ($\Sigma 3 \sim 29$) では β 相析出が完全に抑制されるが、粒界エネルギーの高い大角粒界(方位差 $> 15^\circ$) においては析出を抑制することはできず、図 5(b) のように、全体の約半数以上の粒界に β 相が析出してしまふ。

そこで、さらなる β 相析出の抑制を図るために、集合組

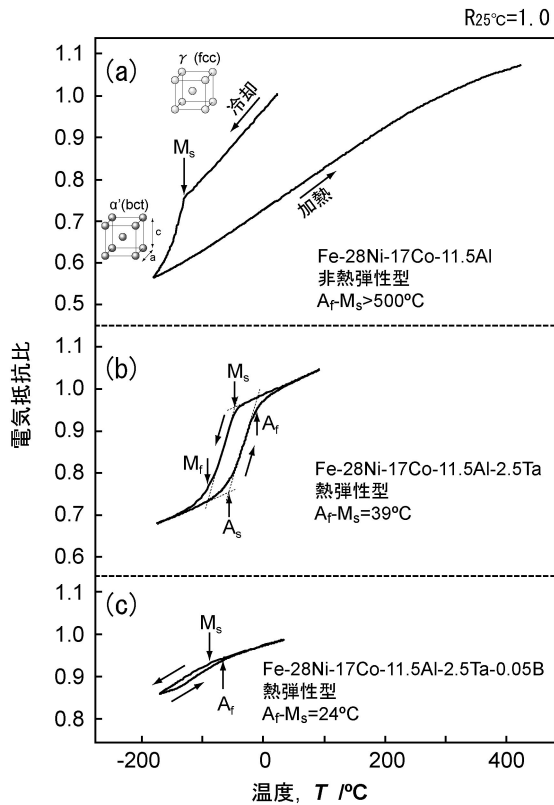


図 4 600°C で時効した後の試料におけるマルテンサイト変態付近の電気抵抗曲線。(a) Fe-28Ni-17Co-11.5Al 合金 (1300°C × 30分 → 600°C × 60時間), (b) Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta 合金 (1300°C × 30分 → 600°C × 60時間), (c) Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta-0.05B 合金 (1300°C × 16時間 → 600°C × 72時間) ここでの電気抵抗比は室温における値を 1 としている。

表 1 Fe-Ni-Co-Al 基合金と Fe-Ni-Co-Ti 合金との特性比較。

合金組成 (at%)	γ' 相固溶温度 /°C	ビッカース硬さ /HV	熱弾性/非熱弾性	M_s /°C	A_s	A_f	変態ヒステリシス ($A_f - M_s$) /°C	マルテンサイトの正方晶性
Fe-28Ni-17Co-11.5Al	687	330	非熱弾性	-130	>400	>400	>500	1.01*
Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta	924	450	熱弾性	-44	-55	-5	39	1.11**
Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta-0.05B	932	402	熱弾性	-86	-143	-62	24	1.11*
Fe-31.9Ni-9.6Co-4.7Ti ⁽⁷⁾⁽⁹⁾	—	445	熱弾性	-146	-155	-114	22	1.14*

* X 線回折により決定

** TEM により決定

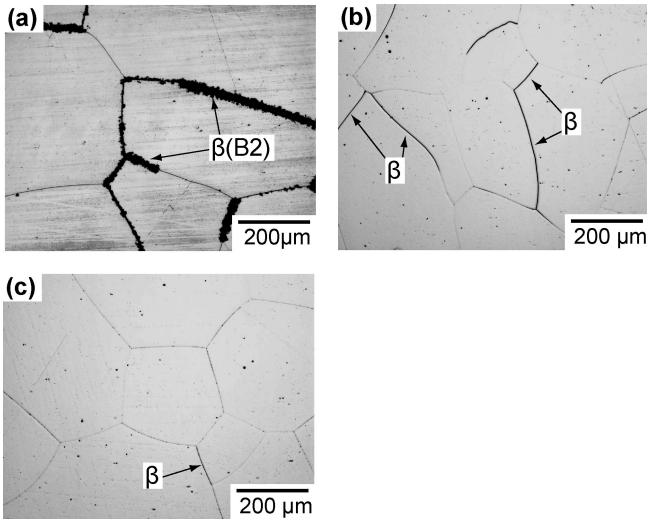


図5 非集合組織材，および{035}<100>集合組織材の600°Cで時効後の光学顕微鏡組織写真。
 (a) Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta 非集合組織材 (90%冷間圧延→1300°C×30分→600°C×60時間)
 (b) Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta-0.05B 非集合組織材 (90%冷間圧延→1300°C×30分→600°C×72時間)
 (c) Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta-0.05B{035}<100>集合組織材 (98.6%冷間圧延→1300°C×16時間→600°C×72時間)

織を利用した。集合組織の形成は、特定の優先方位を与えるだけでなく、粒界性格も変化させることが知られている⁽¹⁹⁾。すなわち、集合組織により粒界性格を制御することで、粒界エネルギーの低い小角粒界を増やし有害なβ相をさらに低減することを試みた。Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta-0.05B合金を途中焼鈍なしで98.6%の冷間圧延をした後、1300°Cで再結晶させた時の背面反射電子回折(EBSD)法による方位カラーマップと(100)極点図を図6に示す。RD, TD, NDは圧延方向，圧延面内の圧延直角方向，圧延面法線方向である。図から，この板材では，強烈な{035}<100>再結晶集合組織が形成されているのが分かる。なお，この集合組織材では，全粒界の60%が小角粒界から成り，対応粒界(Σ3~29)を除いた大角粒界の割合はわずか30%である。このような集合組織は，98%以上の強冷間圧延と1250°C以上の高温再結晶を施すことで形成されることが分かった。また，図5(c)は本集合組織材を時効した後の組織写真であるが，集合組織材では，非集合組織材(図5(b))と比べて，粒界を覆うβ相の量はさらに減少し，析出はほぼ完全に抑制されていること分かる。尚，BフリーのFe-Ni-Co-Al-Ta5元系合金でも，同様の加工熱処理により同等の集合組織を形成できるが，β相の析出は全く抑制されない。本合金においてβ相の析出を抑制するためには，B添加と集合組織形成の両手法を併用することが必要である。

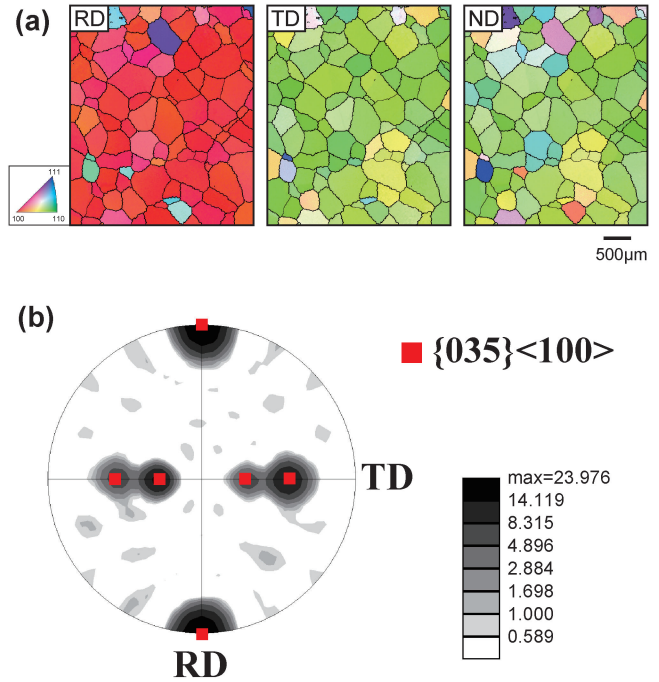


図6 98.6%の冷間圧延後に1300°C(16時間)で溶体化を行ったFe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta-0.05B合金板材における(a)方位カラーマップ，(b)(100)正極点図。

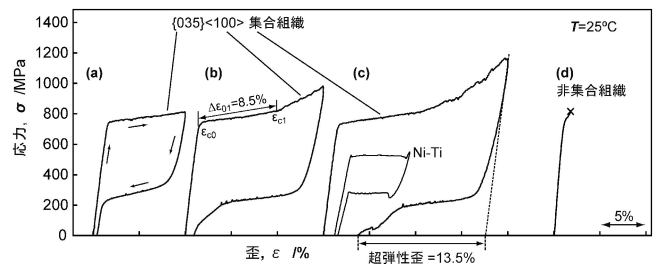


図7 Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta-0.05B板材において得られた室温における引張りサイクル試験結果。
 (a)~(c) {035}<100>集合組織材 (98.6%冷間圧延→1300°C×16時間→600°C×72時間)，(d) 非集合組織材 (90%冷間圧延→1300°C×30分→600°C×72時間)。(c)中には，Ni-Ti超弾性合金ワイヤー(Ni-49.4 at%Ti, φ0.48 mm)を示す。

3. Fe-Ni-Co-Al-Ta-B合金の超弾性特性

β相析出が十分に抑制されたFe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta-0.05B集合組織材と，抑制が不十分な非集合組織材の室温における引張りサイクル試験の結果を図7に示す。これらの試料のマルテンサイト変態温度は，図4(c)からわかるように $M_s = -86^\circ\text{C}$ ， $A_f = -62^\circ\text{C}$ であり，結晶粒径はいずれも約400 μmに揃えた。また，試験片は20 mm×1 mm×0.22 mmの板材であり，引張り軸方向は，圧延方向と平行とした。{035}<100>集合組織を有する本試料の場合，引張り軸

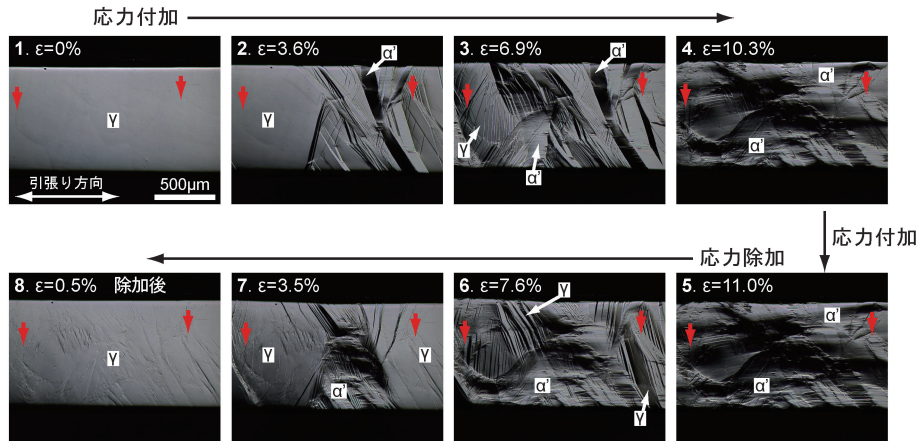


図8 Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta-0.05B 集合組織材に対し，応力を付加，さらに除加した時の表面組織.

は母相の $\langle 100 \rangle$ 方向に対応する．図7に示すように，非集合組織材では， β 相の存在に起因する粒界破壊により非常に脆く超弾性は殆ど得られないのに対し，集合組織材では20%以上もの伸びが得られ，さらに単結晶で得られる様なほぼ水平な応力プラトーと良好な超弾性が現われる．図8には本集合組織材に応力を印加・除加した時の表面組織を示すが，歪と共にマルテンサイトが可逆的に出現・消失しており，確かに応力誘起変態を生じていること分かる．なお，図7(c)に示すように，本集合組織材では多結晶でありながら最大13.5%もの非常に大きな超弾性歪が確認された．この超弾性歪量は，実用Ni-Ti超弾性合金ワイヤー(Ni-49.4at%Ni, $\phi 0.48$ mm, 図7(c)中参照)の約2倍に相当する．

形状記憶合金の超弾性歪量は，現象論を基に予測することが可能であり，母相とマルテンサイトの結晶構造と格子定数が分かれば，容易に算出することができる⁽¹⁾．Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta-0.05B合金単結晶に対し，Wechsler-Lieberman-Read理論⁽²⁰⁾を基に計算した超弾性歪量を逆極点図上に示したのが，図9である．計算には，X線回折により実験的に決定した母相(γ 相)とマルテンサイト相の格子定数(それぞれ， $a_p = 0.3604$ nm, $a_M = 0.2771$ nm, $c_M = 0.3069$ nm)を用いた．尚，マルテンサイト相では，引張り変形により応力誘起させた状態でX線回折を行い，その結果を格子定数とした．この計算によると，Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta-0.05B単結晶では， $\langle 100 \rangle$ 方向に最大で8.7%の超弾性歪が予測される．幸いなことに，今回得られた集合組織材では，圧延方向が最大超弾性歪を生み出す $\langle 100 \rangle$ 方向に一致しており，大きな超弾性を得るに最適な条件を持っている．多結晶でありながら，まるで単結晶の様なきれいな応力変態挙動と大きな超弾性歪が得られたのはそのためである．しかし，今回実験で得られた集合組織材の超弾性歪量は，この単結晶に対する計算結果よりもはるかに大きく，計算値と一致しない．この原因は今のところ不明であるが，一つの可能性としてfcc \rightarrow bct($c/a = 1.11$) \rightarrow bccなる二段階的な変態の発現が考えられる．例えば，bct- α' マルテンサイト($c/a = 1.11$)を経由して，最終的に同じモル体積のbcc- α' マ

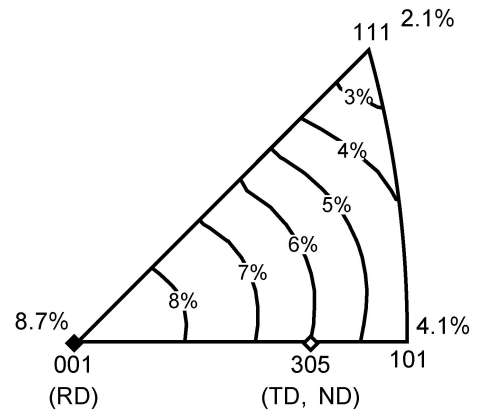


図9 Wechsler-Lieberman-Read理論⁽²⁰⁾を基に計算されたFe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta-0.05B合金単結晶における超弾性歪量.

ルテンサイト($a = 0.2867$ nm)が生成するとすれば，fcc \rightarrow bcc変態により現れる超弾性歪の計算値は12.5%であり，実験結果をうまく説明できる．また，図7(b)の応力歪曲線における，印加時の応力プラトー域の歪量(=8.5%)が，bct- α' 相($c/a = 1.11$)の $\langle 100 \rangle$ 方向で得られる歪量(=8.7%)とほぼ一致することも，この二段階的な変態モデルの可能性を支持している．ただ，図8の写真4($\epsilon = 10.3\%$)と写真5($\epsilon = 11\%$)を比較すると，Cu系形状記憶合金等で度々見られる二段変態とは異なり，二段階目の新たなマルテンサイト(bcc- α' 相)の生成は観察されない．おそらく，Fe-Ni-Co-Al-Ta-B合金におけるbct($c/a = 1.11$) \rightarrow bcc変態は，bct- α' 相の正方晶性が連続的に低下することで徐々にbccに変化していくのではないかと推測される．ただ，この変態モデルは推測の域を脱しておらず，その解明は今後の課題である．

4. Fe-Ni-Co-Al-Ta-B合金の磁気特性

鉄系形状記憶合金の長所は，その原料の安さと高い加工性にあるが，Ni-Tiや銅系合金と比べた時のもう一つの魅力的

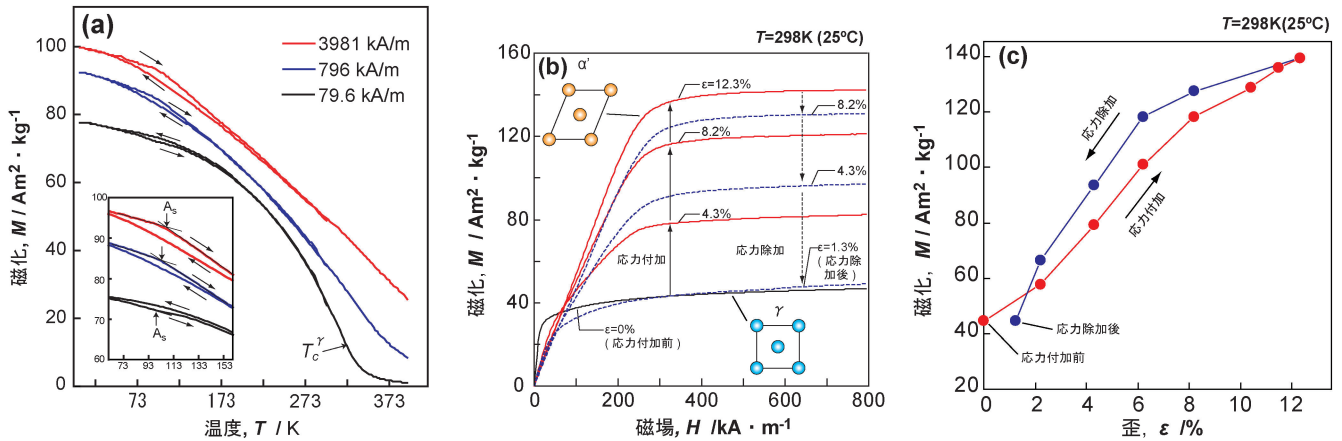


図10 Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta-0.05B 集合組織材の磁気特性。
 (a) 印加磁場, $H = 79.6 \sim 3981$ kA/m の時の熱磁化曲線
 (b) 室温で引張り応力を付加し, 歪を与えている状態で得られた磁化曲線
 (c) 超弾性サイクル中の試料の磁化 ($H = 398$ kA/m の時) を歪に対してプロットした図

な点は、磁性を有することである。ここでは、図7(a)~(c)で示した Fe-Ni-Co-Al-Ta-B 超弾性合金の基本的な磁気特性とこの合金の持つ特異な磁気特性の一つを紹介する。

図10(a)に Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta-0.05B 集合組織材から得られた熱磁化曲線(磁場, $H = 79.6, 796, 3981$ kA/m)を示す。室温付近で見られる常磁性/強磁性変態は、母相における磁気変態であり、この図から母相のキュリー温度は約45°Cと決定できる。一方、-150°C近傍の低温域においてはマルテンサイト変態によるヒステリシスが見られるが、比較的飽和磁化に近いと考えられる $H = 3981$ kA/m の加熱曲線を見てみると、逆変態に伴って熱磁化曲線の折れ曲がりが見られることから、母相とマルテンサイト相の磁気特性に何らかの差異があることが示唆される。そこで、Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5Ta-0.05B 集合組織材に引張り応力を加え、室温でマルテンサイト相を強制的に出現させた状態で磁化を測定した。図10(b)は、その様にして得た磁化曲線である。ここで、図中実線は、応力印加過程の所定の歪量において得られたものであり、点線は、12.3%の歪を与えた後の除加過程で得られた結果である。なお、印加した磁場の方向は、引張り方向に対して垂直とした。図に示すように、歪をかけていない状態の試料の磁化は $40 \text{ Am}^2/\text{kg}$ 程度の低い状態にあり、図10(a)の結果と一致するが、歪を加えていくと磁化は上昇し、12.3%の歪を与えた状態では無歪時の約3倍の $140 \text{ Am}^2/\text{kg}$ に達する。この状態から応力を除去していくと、超弾性によって歪は回復していくが、それに伴い磁化は低下していき、除加後はほぼ変形前の状態に戻っている。このような磁化の上昇と低下は、マルテンサイト相の応力誘起と消失によるものと考えられるが、この結果から、Fe-Ni-Co-Al-Ta-B 合金では、母相とマルテンサイトの磁性が室温においては大きく異なり、マルテンサイト相の方が高い磁化とキュリー温度を有していることが分かる。また、超弾性サイクル中の試料の磁化 ($H = 398$ kA/m) を歪に対してプロットすると、図10(c)に示す様な関係が得られ、概ね磁化が歪

に比例する。このような磁気特性は、材料の変形を磁化の変化により検出する磁気歪センサーへの応用が考えられる。

5. 終わりに

Fe-Ni-Co-Al 基合金を超弾性材料としてみた場合、その優れている点は大きな超弾性歪であるが、もう一つは高い見掛け上の降伏強度(厳密には応力誘起変態の変態開始臨界応力)である。本鉄基合金の臨界応力は、750~800 MPa に設定でき、実用に使われている Ni-Ti 超弾性合金の臨界応力(室温ではおよそ500 MPa)のおよそ1.5倍である。従って、Ni-Ti 基合金では適用できなかったより大きな超弾性歪、あるいは、高い強度レベルが要求される新しい用途の創出が期待できると共に、眼鏡フレームや医療用ガイドワイヤー、ステントといった従来の用途に適用することで、その小型化や高性能化も期待できる。また、Fe-Ni-Co-Al 基合金は、図7の応力歪曲線からも分かるように、非常に大きな応力ヒステリシスを示す。応力ヒステリシスに囲まれた面積は、1回の超弾性サイクルによって応力印加時に蓄えられた機械的エネルギーが除加中に熱エネルギーに変えられ散逸するエネルギーに対応しており、合金が超弾性サイクルによって吸収する機械(制振)エネルギーとも言え換えることが出来る。現在 Ni-Ti 超弾性合金は、そのエネルギー吸収能により、復元機能を持った新しい制震材料として応用が検討されているが⁽²¹⁾、Fe-Ni-Co-Al 基合金は、Ni-Ti 合金よりもさらに大きなエネルギー吸収能を有するので、制震材料としても大いに期待できる。ただし、本合金を実用化させるには、耐食性や耐熱性、疲労特性の向上など、具体的に改善すべき問題も数多く残されており、その実現にはまだ多くの研究が必要である。

鉄系形状記憶合金は、Ni-Ti や銅系合金と並んで古くから研究が行われてきた合金系であるが、鉄系に関する研究は Ni-Ti や銅系と比べるとはるかに少なく、その合金設計や組

