

連携記事

低サイクル疲労寿命に優れた制振ダンパー用 Fe-Mn-Si系合金の設計指針

Design Concept of Fe-Mn-Si-based Seismic Damping Alloys with Prolonged Low-cycle Fatigue Lives

澤口孝宏
Takahiro Sawaguchi

独立行政法人
物質・材料研究機構
主幹研究員

1 緒言

鋼材系制振ダンパーは、金属の弾塑性変形によるひずみヒステリシスを利用して、地震のエネルギーを熱に変えて吸収する。オイルダンパーや免震ゴムなど、近年、多様な形態の制振・免震部材が開発され、それぞれの特色を活かして適材適所で使用されているが、鋼材ダンパーの長所は低コストとメンテナンス性にある。新築・既存の建物の耐震化が進められる状況下、低コストで比較的取り付けも容易な鋼材ダンパーは、制振技術の広い普及に重要な役割を担っている。一方、塑性変形を与える鋼材ダンパーには金属疲労への対策が必要である。建物の使用期間に想定される地震の頻度と規模に対して、制振ダンパーの累積疲労損傷を評価して制振ダンパーの健全性を判断し、建物の耐震性能が損なわれないことを検証したうえで採用される。

本稿では、物質・材料研究機構が、株式会社竹中工務店、淡路マテリア株式会社との共同研究によって開発した、従来比10倍の低サイクル疲労寿命を有する新しい制振ダンパー合金を紹介する。2011年の東日本大震災は、本震の巨大さに加えて、長周期地震動の発生や、頻繁かつ長期にわたる大規模な余震など、従来の想定を上回るダメージやその蓄積に備える必要性を教訓として残した。物質・材料研究機構では、震災復興や今後の防災に寄与することを目標に、2012年4月、「社会インフラの復旧、再生に向けた構造材料技術の開発」プロジェクトを第三期NIMS中期計画の一環として立ち上げた。その成果の一つとして開発された長寿命タイプの新制振合金は、制振ダンパーの性能余裕度を飛躍的に高める材料特性が評価され、せん断パネル型制振ダンパー用心材として、2014年3月～4月、名古屋駅前に建設中のJPタワー名古屋

屋に16基実装された(図1、2015年11月竣工予定)。

開発のベースになったのは、鉄系の形状記憶合金として知られるFe-Mn-Si系(FMS)合金である。FMS合金は、変形後に加熱すると初期形状を回復する性質を利用して、レールの締結部材などに実用化されている^{1,2)}。形状記憶効果は変形により結晶構造が変化する「変形誘起マルテンサイト変態」と、その後の加熱による逆変態に伴って現れるが、制振合金では、この結晶構造変化が引張圧縮変形下で可逆的に行われる新現象に着目して耐疲労特性を改善している。形状記憶合金と耐疲労制振合金とでは、注目する特性や最適成分範囲などの合金設計基準が異なるが、原子レベルの変形メカニズムに重要な共通点と密接な繋がりがある。本記事では、両者を対比させながら、新しい制振合金の変形メカニズムや成分設計指針について解説する。第2章では、従来のFMS形状記

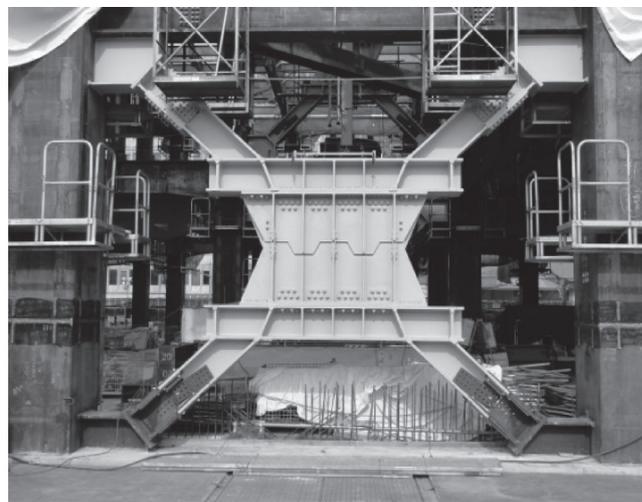


図1 建設中のJPタワー名古屋(2015年11月竣工予定)に実装されたFe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si合金制振ダンパー

憶合金について、必須添加元素 Mn と Si の役割を中心に述べる。第3章および第4章では、それぞれ FMS 合金の繰り返し引張圧縮下の変形挙動と変形組織変化について、形状記憶特性や超弾性(変態擬弾性)と対比させながら整理する。さらに、第5章では対象合金種を高 Mn 鋼の様々な成分に拡張して、塑性変形様式と疲労特性の関係を記述する。ここでは、形状記憶合金として注目されてきた第一世代の FMS 合金と同様に、必須元素 Mn と Si が耐疲労特性改善にも重要な役割を担っていることを示し、耐疲労構造材料として使用可能な第二世代 FMS 合金の設計指針を提案する。

2 Fe-Mn-Si 系形状記憶合金

FMS 合金の第一の必須元素 Mn には、熱力学的相安定性に関する二つの役割がある。一つ目は、鉄の高温相である FCC 構造の γ オーステナイトを室温で安定化、あるいは準安定化させることである。二つ目は、 γ 相中に、純鉄では高压下でしか現れない HCP 構造の ϵ マルテンサイトを生じさせることである。 ϵ マルテンサイトは γ 状態からの冷却または変形により現れる。図2に示すように、 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態は最密面のせん断変位によって起こり、両相の間に結晶格子の対応関係がある³⁾。また、このせん断変位は γ 相中の Shockley 部分転位が $\{111\}$ 面2層毎に運動して後ろに積層欠陥 (= 最密面2枚の ϵ 相と等価) を形成しながら進行するので、図2 (c) のように表現することもできる。変形により ϵ を誘起させた状態(図2 (b)) から、加熱によって γ 状態(図2 (a)) に逆変態で戻るのが形状記憶効果であるが、二元系 Fe-Mn 合金の形状記憶効果は非常に小さい⁴⁾。有意な形状記憶効果を発現させるためには第二の必須元素 Si の添加が必要である。

1982年、Satoらは単結晶 Fe-30Mn-1Si 合金が非常に大きな形状回復ひずみを示すことを最初に報告した⁵⁾。この発見は、低コスト鉄系形状記憶合金の登場として注目を集めた。形状記憶効果は多結晶でも確認され、最適成分範囲も明らかにされた。三元系 FMS 形状記憶合金において、Mn、Si の最

適添加量はそれぞれ 28~33mass%、5~6mass% である。Mn の最適添加量は、 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態のマルテンサイト変態開始温度 (M_s 点) が室温付近になる条件を満たしている。Mn の役割は、一部、Cr、Ni、Cu、Al、C、N などで置換することができる^{6,8)}。添加成分元素濃度のバランスは、 γ オーステナイトの安定性と $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態の M_s 点の二つの条件を満足するように調整されるが、これら元素の添加は FMS 合金の耐食性、強度、加工性などの諸特性改善や低材料コスト化など、合金の工業材料としての付加価値を高める効果もある。

一方、Si の役割は多様で複雑である。まず、母相を固溶強化する一方積層欠陥エネルギーを低下させて、変形時の母相のすべり変形を抑制、 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態を促進する役割がある⁹⁾。また、合金の磁性におよぼす影響が $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態を発生させるために重要であることも指摘されている¹⁰⁾。逆変態時の可逆性への Si の影響については、原子の短範囲規則化の可能性がしばしば議論される¹¹⁾。特定の原子間にカップリングしやすい性質があれば、変形時に切断されたカップリングが元に戻るように可逆的に逆変態することがエネルギー的に有利に働くためである。また、Si 添加量の増加に従い、 γ 、 ϵ 両結晶格子間の対応する原子間距離の差や変態に伴う格子体積変化が減少するという報告もある¹²⁾。文献を横断的に比較して言えることは、上記各要因はそれぞれに有力な実験証拠や解釈の説得性が有り、Si はこれらの複合的效果を有していると考えられる。興味深いことに、このような複雑な効果が組み合わされているにもかかわらず、Mn を一部置換する Cr、Ni、C などの存在によらず、Si の最適添加量は常に 5~6mass% である^{13,14)}。

Si の役割と同様の議論は、加工熱処理を用いた特性改善にも当てはまる。FMS 合金の形状記憶効果は、変形と加熱による形状回復を繰り返すと、形状回復率が漸次上昇していく「トレーニング効果」を示すことがよく知られている¹⁵⁾。トレーニング効果は、母相の加工強化や積層欠陥導入による ϵ 核の増加に起因すると考えられている。同様の効果は、冷間・熱間圧延や NbC、VN 等の微細析出物の添加によっても得られる¹⁶⁾。圧延材においては、集合組織の発達¹⁷⁾や粒界の性

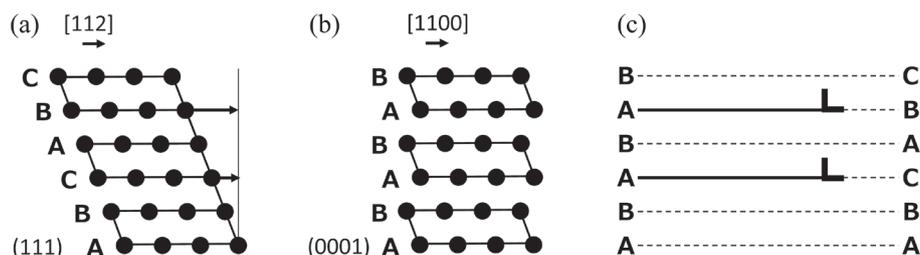


図2 $\gamma \rightarrow \epsilon$ マルテンサイト変態における結晶構造変化と転位運動の模式図。(a) γ 結晶配列の投影図、(b) ϵ 結晶配列の投影図、(c) 規則化された Shockley 部分転位運動と積層欠陥の形成による $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態の表現

質¹⁸⁾、析出物添加は新たな ϵ 核発生サイトの形成も形状記憶特性改善に寄与していると考えられている。加工熱処理等の組織設計が形状記憶特性に及ぼすこれらの組織学的特徴は、Siの役割に関する熱力学的、物理学的、結晶化学的特徴と同様に、変形-加熱サイクルにおける正逆マルテンサイト変態の可逆性を向上させる条件である。この整理は、耐疲労制振合金の設計においても、修正して適用できることについて後述する。

3 変態擬弾性とFMS合金の制振特性

Ti-Ni系合金など、熱弾性型と呼ばれるタイプの形状記憶合金には、図3 (a) に示すような特徴的な変形特性が現れる¹⁹⁾。これは超弾性と呼ばれる現象で、5~6%もの大きなひずみが、加えた力を取り除くだけで自発的に回復する。変形曲線には、弾性変形に続いて、ほぼ一定の応力でひずみが増加していくステージが現れるが、これはマルテンサイト変態が変形誘起されることによって生じる。除荷すると、これとは逆のプロセスを辿って加熱することなく形状が回復する。超弾性は相変態の寄与で異常に大きなひずみが回復する現象であるので、変態擬弾性ともよばれる。

超弾性現象によるしなやかな変形挙動は、眼鏡フレームや医療用ステントなどに応用され、形状記憶合金の重要な用途の一つとして活用されるが、負荷・除荷の応力レベル差によるヒステリシスをエネルギー吸収に利用して、形状回復可能な制振ダンパーとして用いることも精力的に検討されている。繰り返し引張圧縮変形では、引張側、圧縮側のそれぞれで超弾性が得られ(非対称性を示すことが多い)、無応力下では常に元の形状が維持される。

超弾性効果は、合金のマルテンサイト逆変態終了温度 A_f 点、すなわち、合金が完全にオーステナイトに逆変態してしまう温度以上で変形した場合に起こる。超弾性合金は A_f 点が室温以下になるように設計されている。しかし、同じように設計しても超弾性効果を示さない形状記憶合金もある。変形

によりマルテンサイト変態を誘起するために必要な応力は、変形温度とマルテンサイト変態の開始温度 M_s 点との差によって決まるが、この温度差が大きくなると変態誘起応力が母相の降伏点を上回り、すべり変形が負荷時の塑性変形を支配してしまうためである。したがって、 A_f 点以上でマルテンサイト変態を変形誘起させるためには、 A_f 点と M_s 点の温度差が十分小さいことが条件の一つになる。

FMS合金のマルテンサイト変態は温度ヒステリシスが大きく、顕著な超弾性効果は見られない(図3 (b))。微小析出物の添加やトレーニング処理などにより形状記憶効果を改善させた合金では、除荷曲線に非線形性が現れ、弾性変形よりも有意に大きいスプリングバックが得られることから、部分的に変態擬弾性の寄与はあると考えられる²⁰⁾。しかし、その効果は小さく、FMS合金の弾塑性変形挙動は、図3 (c) に模式的に示す通り、一般金属と同様の紡錘形の弾塑性変形ヒステリシスになる。しかし、次章で述べるように、FMS合金の繰り返し引張圧縮下の変形組織変化には、耐疲労特性改善の鍵となる相変態メカニズムが関与していることがわかった²¹⁾。

4 繰り返し引張圧縮変形下のマルテンサイト変態

図4は、Fe-30Mn-6Si合金を3%引張変形(a)した後、3%圧縮してほぼ残留ひずみゼロに戻し(b)、さらに-3%まで圧縮(c)する三段階の変形を行い、各段階で予め研磨しておいたサンプル表面の同一箇所を原子間力顕微鏡(AFM)で観察した結果である²²⁾。3%引張材のAFM組織(図4 (a))には、変形誘起された ϵ マルテンサイトが濃いコントラストの平行バンド状組織として観察されている。これは、マルテンサイト変態に伴うせん断変形の結果現れた縞状表面起伏を捉えたものである。この状態から圧縮すると表面起伏が消失(図4 (b))することから、引張時のマルテンサイト変態によるせん断変形が、圧縮時、同一箇所で生じた逆方向のせん断変位でキャンセルされていることがわかる。この原因は圧縮応力でマル

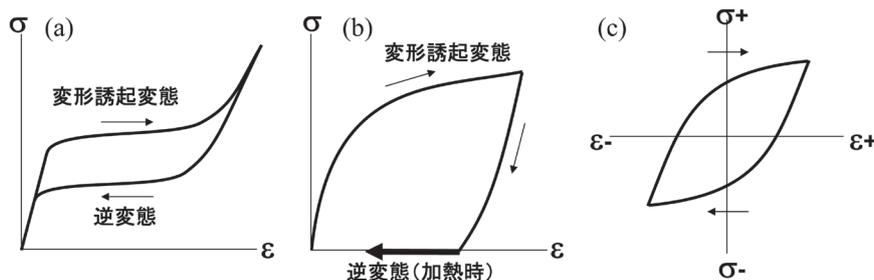


図3 変態擬弾性とFMS合金の変形挙動。(a) 熱弾性型合金の超弾性、(b) FMS合金の引張変形における部分的変態擬弾性と形状記憶効果、(c) FMS合金の引張圧縮変形挙動

テンサイト逆変態が誘起されたためであると著者らは考えており、XRD 回折等を用いてこれを裏付ける結果を得ている。

図4 (a) → (b) の組織変化は、変形誘起されたマルテンサイトが加熱によって逆変態する形状記憶効果と同様の組織変化が、引張とその後の圧縮によっても生じることを示している。形状記憶効果や超弾性の場合には、逆変態による形状回復は熱力学的な駆動力によって自発的に生じるが、引張圧縮変形の場合には、外力の方向反転によって受動的に行われる点が異なっている。さらに圧縮変形を進めると、圧縮方位に対応するせん断変形を生じるように、引張とは別の ε マルテンサイトが形成される (図4 (c))。

圧縮変形誘起された ε マルテンサイトも変形方向の反転 (圧縮→引張) によって逆変態に転じ、以後、同様の組織変化が繰り返し可逆的に生ずるのが可逆的 $\gamma \leftrightarrow \varepsilon$ 変態のモデルである。これは理想化したモデルであり、AFM 観察像は単一品癖面バリエーションが活動する結晶粒を選んで、1回の引張とこれに続く2段の圧縮課程を観察したに過ぎない。繰り返し変形による実際の組織変化はもっと複雑であり、結晶粒の方位によっては異なる品癖面バリエーションが複数形成されて複雑な変化を示す粒やすべり変形が混在する粒もある。しかし、図4(a) ~ (c) で観察された、相変態が関与する引張圧縮下の変形組

織変化は、繰り返し変形に可逆的性質があることを示唆するものであり、制振合金の低サイクル疲労寿命改善の重要なヒントとなった。この発見をベースに、FMS 合金の耐疲労特性改善のためにはさらに次章に示す成分設計を行っている。

5 塑性変形様式と耐疲労合金の設計指針

高 Mn 系オーステナイト鋼などの、積層欠陥エネルギー (SFE) が低い FCC 金属は、積層欠陥エネルギーの値に応じて多様な塑性変形様式を発現する。発生する積層欠陥エネルギー範囲が低い順に、① $\gamma \rightarrow \varepsilon$ マルテンサイト変態、② γ 双晶変形、③ 拡張転位すべり、④ 完全転位すべりなどの塑性変形様式があり、この他、鋼種によっては、⑤ $\gamma \rightarrow \alpha'$ マルテンサイト変態も発生する。このうち、①~③の塑性変形様式は、Shockley 部分転位の運動と積層欠陥の形成を共通の素課程として含んでいる²³⁾。前章で紹介した引張圧縮応力下の可逆的 $\gamma \rightarrow \varepsilon$ マルテンサイト変態を、Shockley 部分転位の集団反復運動と捉え直すと、①~③の塑性変形様式すべてで部分転位の反転運動を想定することができる。

拡張転位すべりをする低積層欠陥エネルギーの FCC 金属

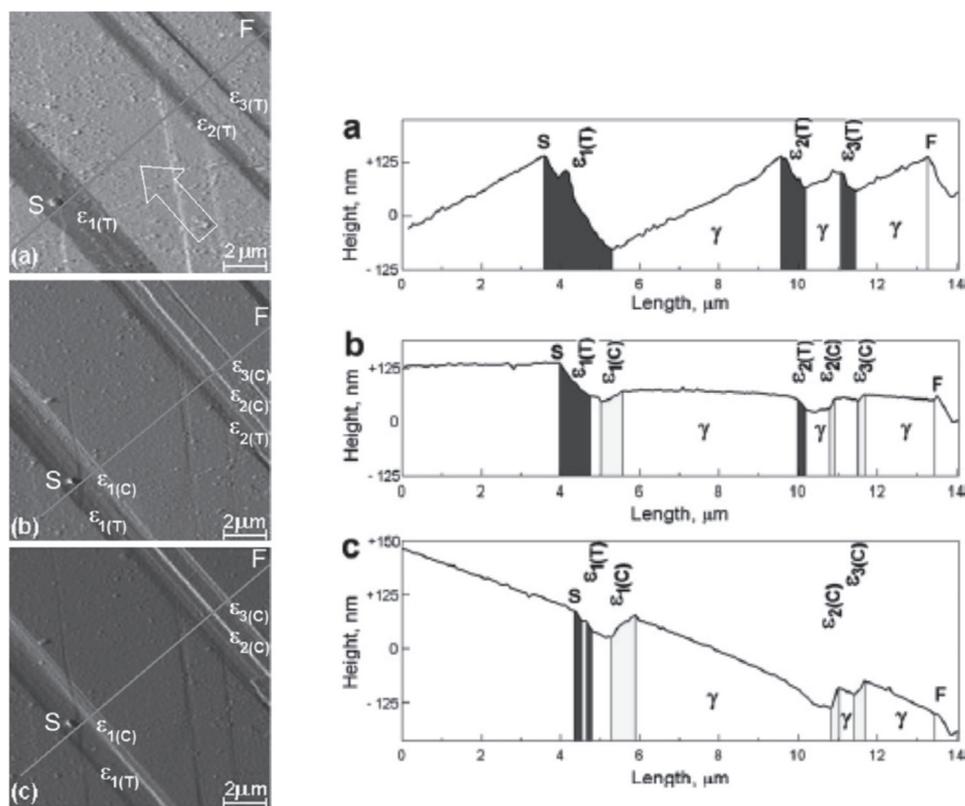


図4 Fe-30Mn-6Si 形状記憶合金における可逆的 $\gamma \rightarrow \varepsilon$ マルテンサイト変態を示す原子間力顕微鏡像および断面プロファイル。観察は同一サンプル同一箇所、(a) 3% 引張、(b) 3% 引張 + 3% 圧縮、(c) 3% 引張 + 6% 圧縮後に行った²²⁾

中に、低サイクル疲労試験によって発達する変形組織は板状の転位配列を示すとともに、疲労寿命が改善される傾向にあることは従来からよく知られていることである²⁴⁾。しかし、上記の様々な塑性変形様式が低サイクル疲労特性に及ぼす複雑な影響については十分わかっていないことも多かった。著者らの研究では、系統的に積層欠陥エネルギーを変化させた次のような実験で、変形組織と耐疲労特性の間に興味深い関係が見つかった。

図5はFe-30Mn-(6-x) Si-xAl合金 (x=0, 1, 2, 3, 4, 5, 6) の、ひずみ振幅±1%、変形速度 $4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で行った低サイクル疲労試験における疲労寿命である²⁵⁾。比較のため同一条件で試験したステンレス鋼SUS304の値も示してある。2mass%のAl (x=2) を含有する合金が飛び抜けて高い値を示している。また、周辺成分のx=0, 1, 3などもSUS304より有意に高い値を示していることもわかる。この実験は、Al濃度を連続的に増加させることで積層欠陥エネルギーを少しずつ上昇させて塑性変形様式を制御し、その耐疲労特性に対する影響をみたものであり、x=0は実は代表的な形状記憶合金の一つであるFe-30Mn-6Si合金⁶⁾、x=3のサンプルは、引張試験においては、変形双晶の働きにより優れた強度・延性バランスを示すFe-30Mn-3Si-3Al TWIP (Twinning Induced-Plasticity) 鋼²⁶⁾である。

図6は三つの代表的な疲労変形組織として、x=0, 2, 3の各サンプルで疲労破断後、破断面近くの微小き裂周辺を観察したEBSD像である²⁵⁾。形状記憶合金 (x=0) では、第4章で示したように、試料の一部では可逆的マルテンサイト変態を示すが、全体としては累積塑性ひずみが増加していき、疲労破断後き裂周辺は ϵ マルテンサイトが支配的になっている。ま

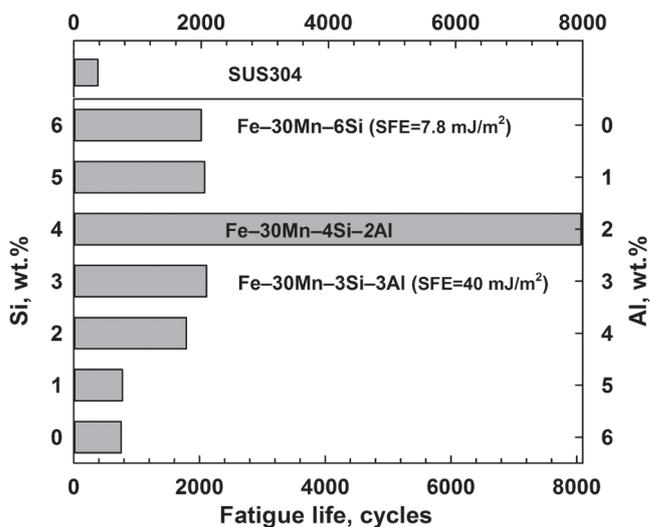


図5 Fe-30Mn-(6-x) Si-xAl合金 (x=0, 1, 2, 3, 4, 5, 6) の低サイクル疲労寿命 (軸ひずみ制御、ひずみ振幅±1%、変形速度 $4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)

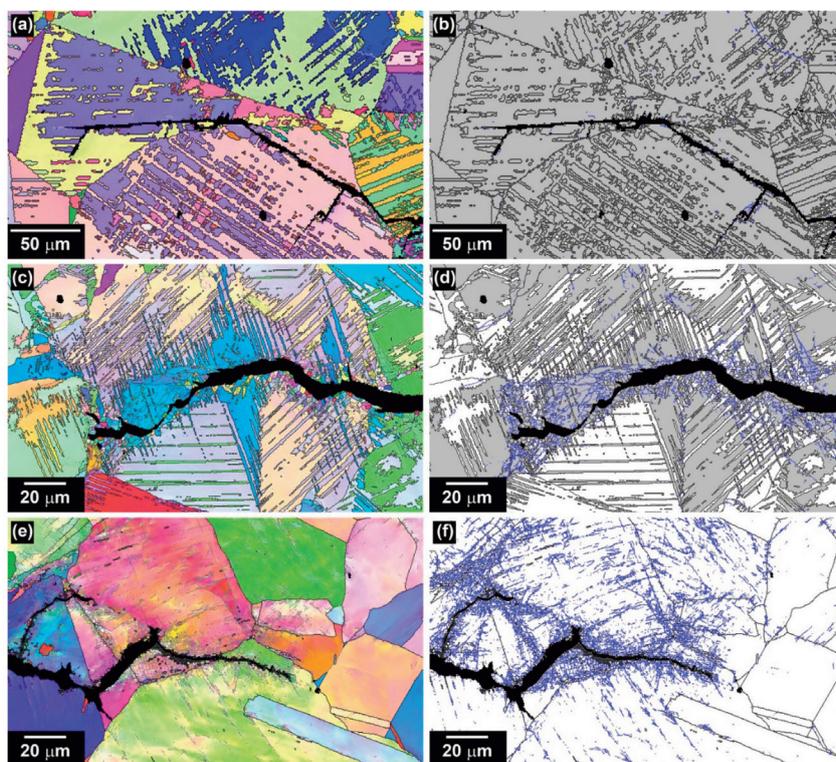


図6 Fe-30Mn-(6-x) Si-xAl合金の疲労破断後のき裂周辺で観察したEBSD-IPF像 (a, c, e) および相分布図 (b, d, f)。 (a, b) Fe-30Mn-6Si形状記憶合金 (x=0)、(c, d) 疲労寿命最長のFe-30Mn-4Si-2Al合金 (x=2)、(e, f) Fe-30Mn-3Si-3Al TWIP鋼 (x=3)²⁵⁾

た、き裂はこの ϵ の基底面に沿って直線的に伝播するなど脆性的な特徴も示すが、疲労寿命は SUS304 より有意に長いなど、ユニークな特徴を示す。TWIP 鋼 ($x=3$) では、引張圧縮変形では顕著な双晶の発達に繰り返し変形下では認められず、き裂周辺は γ 単相で高密度な転位の存在が見られ、き裂はジグザグに成長している。この合金は比較的通常の金属に近い変形の仕方をするが、引張変形下で双晶変形することが示すように、積層欠陥エネルギーはやや低めで有り、転位は部分転位に拡張して運動するものとそうでないものが混在していると考えられる変形組織特徴が見られる。

最長の疲労寿命が得られたのは形状記憶合金と TWIP 鋼の中間の積層欠陥エネルギーを有する $x=2$ の合金である。き裂周辺領域は γ/ϵ 二相であり、き裂は γ/ϵ 界面に沿う傾向はあるものの、その成長はジグザグであり、き裂のまわりには微細なマルテンサイト結晶の発達が認められる。この合金では、拡張転位すべりが支配的な塑性変形であり、 ϵ マルテンサイトは変形の繰り返しに対して非常にゆっくりと発達する。同様の変形組織変化をする場合に耐疲労特性が改善することは、他の様々な成分系でも確認を行っている。変形組織についてのさらに詳細な情報は文献²⁵⁾を参照されたい。

様々なモデル合金系の結果をもとに、耐疲労特性改善のためには、次の条件を満たすべきであることが経験的に判明した²⁷⁾。：① γ 相と ϵ 相の相安定性を釣り合わせること。② α' マルテンサイトが変形誘起されないこと。③ 3~4mass% の Si を含むこと。①と②の条件は、第2章で整理した FMS 形状記憶合金の成分設計指針のうち、Mn および Mn を置換する各種元素の役割に相当する。ただし、形状記憶合金よりはややオーステナイトを安定化（積層欠陥を上昇）させて成分調整するのがポイントである。さらに、少なくともこれまでに行った実験の範囲では、形状記憶合金と同様に Si が耐疲労特性改善の必須添加元素である。変形加熱サイクルにおける相変態の可逆性改善に効果のある Si が、引張一圧縮サイクルにおける部分転位の反復運動に可逆性を与えるためと考えられる。しかし、その最適添加量は形状記憶合金の場合よりやや低く、溶質原子と転位運動の相互作用に関する奥深い関係性を示している。メカニズムの詳細は今後随時発表していく予定である。

6 結言

FMS 形状記憶合金の引張圧縮変形下の特徴的な変形挙動と変形組織にヒントを得て、高 Mn 鋼の耐疲労特性を改善させる条件を見いだした道筋について述べてきた。形状記憶合金とは最適成分範囲が異なるが、耐疲労制振特性合金においても Mn と Si は必須元素であった。FMS 形状記憶合金は、もともとその化学成分、優れた力学特性、およびその変形メカ

ニズムの観点から、高 Mn 鋼に分類することができ、構造材料としても使用可能であることは以前から指摘されていた²⁸⁾。FMS 形状記憶合金の主要な用途であるレール継目板も、形状記憶特性を発現させるのは施工時、加熱によってレールを締結する間だけであり、残りの使用期間はレール構造物の一部として存在し続ける、いわば「形状記憶機能を有する構造材料」として使われていると言える。本稿で解説した FMS 合金の耐疲労特性改善指針は、FMS 合金の構造材料としての特性を高めた第二世代 FMS 合金としての使い方を提案するものである。

本文で紹介した Fe-Mn-Si-Al 系の結果は、モデル合金系として Mn 含有量が高い (30mass%) 成分を対象に行ったものであるが、これは基礎研究の過程で現象に影響する因子のなるべく少ない成分系を選んだためであり、応用上は、例えば量産型電気炉で溶解するなどの事情からこれよりも Mn 濃度が低いものが適している。JP タワー名古屋に適用されたのは、このような観点から設計した新成分 Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si 合金である²⁷⁾。これは、ステンレス型形状記憶合金として知られる Fe-16Mn-12Cr-4Ni-5Si 合金と類似しているが、新しい設計指針に準じて、形状記憶合金よりも、積層欠陥エネルギーがやや高く、Ni 当量が低く、Si 濃度もやや低くなっている。各成分パラメータの微妙な変化が、変形組織や機能・力学特性に顕著な変化を与えることについては、今後基礎研究成果の発表も重ねていきたい。耐疲労特性改善のための新しい成分設計指針は、このように従来の形状記憶合金やステンレス鋼の成分設計指針にアドオンで組み合わせることが期待できる。その汎用性がどこまで広いかについて調べていくことも、今後の研究の主眼とするところである。

謝辞

新制振合金開発と実用化の共同研究を行った、株式会社竹中工務店（研究代表：櫛部淳道博士）、淡路マテリア株式会社（研究代表：丸山忠克氏）の皆様と、物質・材料研究機構中期計画プロジェクト「社会インフラの復旧、再生に向けた構造材料技術の開発（プロジェクトリーダー：津崎兼彰現九州大学教授）」耐震耐火構造材料サブテーマのメンバー各位に感謝いたします。本稿で紹介した実験結果は、NIMS 材料創製ステーションを初めとする支援ユニットの協力により行いました。新合金の電気炉設備による製造には日本高周波鋼業株式会社（開発担当：水野幸隆博士）のご協力を頂きました。本研究開発のシーズとなった鉄系形状記憶合金による制振技術は、独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構平成 18 年度産業技術研究助成事業（06A25005d）の支援によって開発されたものです。研究の萌芽の段階でご指導を頂いた故梶原節夫博士と菊池武丕見博士に謝意を表します。

参考文献

- 1) T.Maruyama, T.Kurita, S.Kozaki, K.Andou, S.Farjami and H.Kubo : *Mater.Sci.Technol.*, 24 (2008) 8, 908.
- 2) 佐藤彰一 : まてりあ, 44 (2005) 1, 4.
- 3) 西山善次: マルテンサイト変態 基本編, 丸善, 東京, (1971)
- 4) K.Enami, A.Nagasawa and S.Nenno : *Scripta Metall.*,9 (1975) 9, 941.
- 5) A.Sato, E.Chishima, K.Soma and T.Mori : *Acta Metall.*, 30 (1982) 6, 1177.
- 6) 村上雅人, 鈴木洋夫, 大塚広明, 松田昭一 : 鉄と鋼, 72 (1086) 13, S1574.
- 7) K.Tsuzaki, Y.Natsume, Y.Kurokawa and T.Maki : *Scripta Metall.Mater.*, 27 (1992) 4, 471.
- 8) K.Ullakko, P.T.Jakovenko and V.G.Gabriljuk : *Scripta Mater.*, 35 (1996) 4, 473.
- 9) Y.Tomota, W.Nakagawara, K.Tsuzaki and T.Maki : *Scripta Metall.Mater.*, 26 (1992) 10, 1571.
- 10) A.Sato, Y.Yamaji and T.Mori : *Acta Metall.*, 34 (1986) 2, 287.
- 11) V.G.Gavriljuk, V.V.Bliznuk, B.D.Shanina and S.P.Kolesnik : *Mat.Sci.Eng., A* 406 (2005) 1-2, 1.
- 12) N.Stanford and D.P.Dunne : *Acta Mater.*, 58 (2010) 20, 6752.
- 13) B.C.Maji, M.Krishnan, Gouthama and R.K.Ray : *Metall. Mater.Trans.A-Phys.Metall.Mater.Sci.*, 42A (2011) 8, 2153.
- 14) M.Koyama, T.Sawaguchi and K.Tsuzaki : *Mat.Sci.Eng., A* 528 (2011) 6, 2882.
- 15) M.Murakami, H.Otsuka, H.G.Suzuki and S.Matsuda : The International Conference on Martensitic Transformations, (1986) , 985.
- 16) S.Kajiwara, D.Liu, T.Kikuchi and N.Shinya : *Scripta Mater.*, 44 (2001) 12, 2809.
- 17) O.Matsumura, S.Furusako, T.Furukawa and H.Otsuka : *ISIJ Int.*, 36 (1996) 8, 1103.
- 18) Y.H.Wen, H.B.Peng, D.Raabe, I.Gutierrez-Urrutia, J.Chen and Y.Y.Du : *Nature Com.*, 5 (2014)
- 19) 大塚和弘 : 合金のマルテンサイト変態と形状記憶効果, 内田老鶴圃, (2012)
- 20) T.Sawaguchi, T.Kikuchi and S.Kajiwara : *Smart Mater. Struct.*, 14 (2005) , S317.
- 21) T.Sawaguchi, P.Sahu, T.Kikuchi, K.Ogawa, S.Kajiwara, A.Kushibe, M.Higashino and T.Ogawa : *Scripta Mater.*, 54 (2006) 11, 1885.
- 22) T.Sawaguchi, L.G.Bujoreanu, T.Kikuchi, K.Ogawa, M.Koyama and M.Murakami : *Scripta Mater.*, 59 (2008) 8, 826.
- 23) G.B.Olson and M.Cohen : *Metall.Trans., A* 7 (1976) 12, 1897.
- 24) J.O.Nilsson : *Scripta Metall.*, 17 (1983) 5, 593.
- 25) I.Nikulin, T.Sawaguchi and K.Tsuzaki : *Mat.Sci.Eng., A* 587 (2013) , 192.
- 26) O.Grassel, L.Kruger, G.Frommeyer and L.W.Meyer : *Int.J.Plast.*, 16 (2000) 10-11, 1391.
- 27) T.Sawaguchi, I.Nikulin, K.Ogawa, K.Sekido, S.Takamori, T.Maruyama, Y.Chiba, A.Kushibe, Y.Inoue and K.Tsuzaki : *Scripta Mater.*, 99 (2015) , 49.
- 28) 丸山忠克, 澤口孝宏 : 金属, 82 (2012) 6, 501.

(2014年12月25日)