

特別講演

□第183回春季講演大会学術貢献賞(浅田賞)受賞記念
特別講演(2022年3月16日)

高疲労寿命鉄基合金の開発と 制振ダンパーへの応用

Development of Ferrous Alloy with High Plastic Fatigue
Life and its Application to Seismic Dampers



*脚注に略歴

澤口孝宏

Takahiro Sawaguchi

国立研究開発法人 物質・材料研究機構
構造材料研究拠点 振動制御材料グループ
グループリーダー

はじめに

建物を地震から守るため、新しい制振・免震技術の開発が進んでいます。鋼材制振ダンパーは弾塑性変形の繰り返しにより地震エネルギーを吸収し、地震による建物の揺れを低減する建築部材です。降伏点を100~225MPaまで低下させた低炭素鋼や極低炭素鋼を筋交いに用い、圧縮時の座屈をコンクリート補剛によって防止した「アンボンドブレース」が鋼材制振ダンパーとして1980年代に登場しました¹⁾。

著者らが開発したFe-Mn-Si系合金(以下、FMS合金)は、弾塑性変形の繰り返しに対する破断繰り返し数(塑性疲労寿命)が極めて高いことを特徴とします(図1(a))²⁾。FMS合金を心材に用いたFMS合金制振ダンパーは、最大震度7で約6分続いた2011年の東北地方太平洋沖地震の揺れに対して26回以上耐える耐久性を有すると試算されています。FMS合金制振ダンパーはこれまでに2件の実建築構造物(2014年:

JPタワー名古屋、2018年:Aichi Sky Expo)への適用を果たしました(図1(b,c))^{3,4)}。

FMS合金はFCC構造を有し、塑性変形するとHCP構造へのマルテンサイト変態やFCC構造の双晶変形を生じることが、その優れた塑性疲労寿命と密接に関連しています。FMS合金の変形挙動は、高Mnオーステナイト鋼とFe-Mn-Si基形状記憶合金という二系統の合金系の変形挙動を対比させることによってよく理解することができます。高Mnオーステナイト鋼ではオーステナイト相の「積層欠陥エネルギー」 Γ_{SFE} を設計パラメーターとして塑性変形機構を制御しています⁵⁾。形状記憶合金ではマルテンサイト変態の特性温度(M_s 点など)と変形温度の関係が重要です。成分設計においては、高温相オーステナイト(γ)、低温相マルテンサイト(ϵ)のギブス自由エネルギー差($\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$)が重要な設計パラメーターになります。本報では、これら二系統の材料設計指針について述べたのちに、「 $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} = 0$ 」という条件が満足され

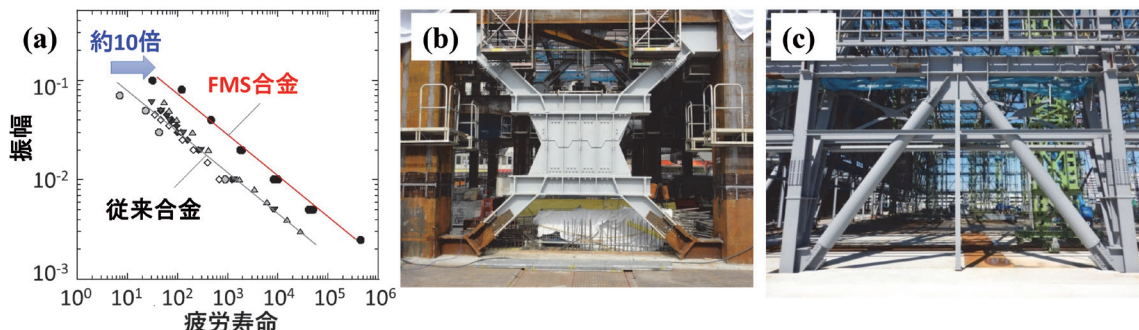


図1 (a) FMS合金の塑性疲労寿命、(b) せん断パネル型FMS合金制振ダンパー (JPタワー名古屋 写真提供: 株式会社竹中工務店)、(c) 溶接構造ブレース型FMS合金制振ダンパー (Aichi Sky Expo 写真提供: 株式会社竹中工務店) (Online version in color.)

* 1999年東北大学大学院工学研究科博士課程を修了後、直ちに科学技術庁金属材料技術研究所に入所。2001年より独立行政法人物質・材料研究機構研究員、主任研究員、主幹研究員、主席研究員を経て、現在、同機構構造材料研究拠点グループリーダー。

た場合に塑性疲労寿命が極大となることと、その結果から推測される可逆的な転位運動モデルについて述べます。

2 高Mnオーステナイト鋼の設計指針からみたFMS合金

高Mnオーステナイト鋼はMnを10wt%程度以上含有する主相 γ の鋼です。耐疲労鋼として19世紀から使用されていますが、低温用鋼、非磁性鋼、低Niステンレス鋼など、時代と地域によってさまざまな位置づけが与えられてきました。2000年ごろからは変態誘起塑性 (Transformation-Induced Plasticity: TRIP) 効果、双晶誘起塑性 (Twinning-Induced Plasticity: TWIP) 効果による優れた強度・延性バランスを示す高Mnオーステナイト鋼が第二世代高強度鋼 (Advanced High-Strength Steel: AHSS) として注目されました⁶⁾。

高Mnオーステナイト鋼におけるTRIP/TWIP効果の発現は、オーステナイト相の積層欠陥エネルギー Γ_{SFE} の値によって制御されます。 Γ_{SFE} が20mJ/m²程度より低くなるとマルテンサイト変態によるTRIP効果が得られます。高Mnオーステナイト鋼で現れるマルテンサイトはHCP構造の ϵ 相です。 ϵ 相がさらにBCC構造またはBCT構造の α' に変態する場合もあります。 Γ_{SFE} が20~40mJ/m²の範囲にある場合には γ 双晶変形が生じます。

TRIP/TWIP効果は、マルテンサイトや γ 双晶の形成による加工硬化が局所ネッキングを抑制することに起因します。 ϵ マルテンサイトや γ 双晶は母相の[111]面上に板状に発達して粒を分断するため、変形の進行に伴って結晶粒が微細化することが「動的ホール・ペッチ効果」と呼ばれ、 ϵ マルテンサイトや γ 双晶による加工硬化機構と考えられています。

ϵ マルテンサイトや γ 双晶がともに母相の[111]面上に

板状に発達するのは、その素過程に部分転位と積層欠陥の形成を含んでいるためです (図2 (a-c))。FCC金属のすべり系は{111}<110>ですが、積層欠陥エネルギーが低くなると完全転位{111}<110>は二つの部分転位{111}<112>とその間の積層欠陥に分解します。この積層欠陥が毎層形成して積み重なったものが γ 双晶、隔相形成して積み重なったものが ϵ マルテンサイトになります。この関係は、もとのFCC構造における最密面の積み重なり「ABCABC」が「ACBACB」(γ 双晶)、または「ABABAB」(ϵ マルテンサイト)と変化することで理解できます (図2 (d-f))。

高Mnオーステナイト鋼の力学特性を予測・設計するためには、成分などの情報から Γ_{SFE} を予測することが不可欠であり、その基礎として Γ_{SFE} の測定方法も重要になります。 Γ_{SFE} の測定はノード法、ウィークビーム法など透過型電子顕微鏡を用いた手法、X線回折や中性子線回折により得られた回折プロファイルを解析する方法などがあります。また、第一原理法や熱力学計算により導出する方法も近年発達を遂げています。本研究では、 $\gamma \rightarrow \epsilon$ マルテンサイト変態と積層欠陥との密接な関係から、特に γ/ϵ 相間のギブス自由エネルギー差 $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ から求められる Γ_{SFE} の値を用いてFMS合金の諸特性を整理しました。図2 (c) で積層欠陥が一枚だけ存在する状態を考えれば、積層欠陥は原子2層厚さの ϵ 相に他ならないことがわかります。この関係から $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ と Γ_{SFE} の間には次式が成立します⁷⁾。

$$\Gamma_{SFE} = 2\rho\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} + 2\sigma^{\gamma/\epsilon}$$

ここで、 ρ は{111}面上の表面モル分率、 $\sigma^{\gamma/\epsilon}$ は γ/ϵ 間の界面エントロピーです。様々な成分のFe-Mn基合金で塑性疲労寿命と Γ_{SFE} の関係を調査した結果、 $\Gamma_{SFE} = 20\text{mJ/m}^2$ の値を示す合金で塑性疲労寿命が高くなることを見出しています²⁾。これは変形により ϵ マルテンサイト変態を生じる上限

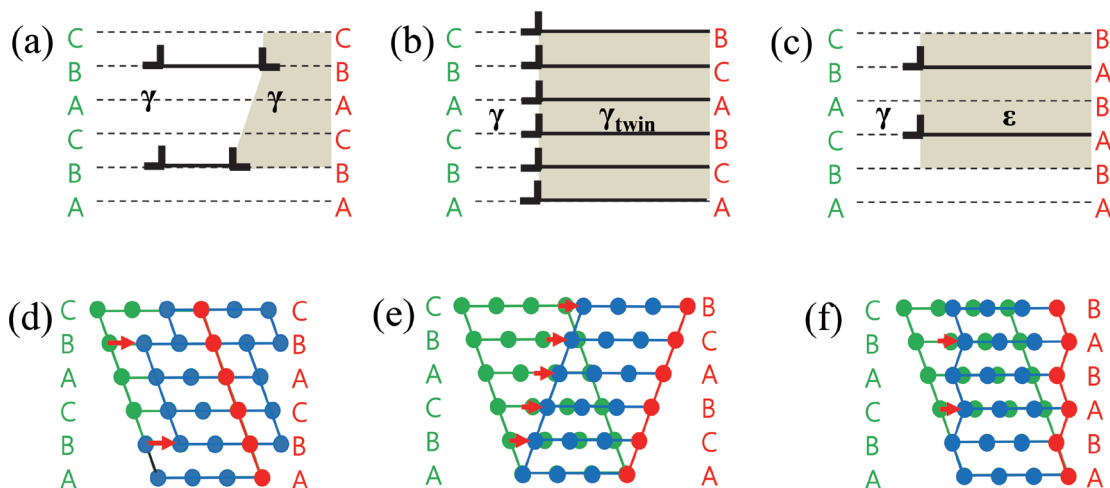


図2 FMS合金の塑性変形における部分転位－積層欠陥ユニットの規則化 (a-c) と最密原子面の積層規則変化。(a, d) 拡張転位すべり、(b, e) γ 双晶変形、(c, f) $\gamma \rightarrow \epsilon$ マルテンサイト変態 (Online version in color.)

の Γ_{SFE} 値に相当します。このことについて、次章ではマルテンサイト変態の発生条件の側から眺めてみます。

3 形状記憶合金の設計指針からみた FMS 合金

形状記憶合金の設計では、マルテンサイト正変態開始・終了温度 (M_s 点, M_f 点)、マルテンサイト逆変態開始・終了温度 (A_s 点, A_f 点)、および相平衡温度 T_0 ($= (M_s + A_s) / 2$) と変形温度の関係が、力学特性や形状記憶効果・超弾性効果などの機能特性に支配的な影響を及ぼします。図3 (a) は FMS 合金と M_s , T_0 , A_s と $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ の温度依存性の関係を模式的に示したものです。FMS 合金は変形温度が M_s 点の上になるように成分を設計してオーステナイト単相の状態から塑性変形によりマルテンサイト変態が生じるようにします。

M_s 点以上の変形によるマルテンサイト変態は、図3 (b) に示すように、変形によってマルテンサイト変態が生じる上限温度 M_d 点と、 M_s 点と M_d の間にあるもう一つの特性温度 M_s' 点によって、マルテンサイト発生機構が異なる二つの温度域に分類されます⁸⁾。 $M_s \sim M_s'$ の温度域では、塑性変形の開始がマルテンサイト誘起応力によって決まる「応力誘起マルテンサイト変態」が生じます（「応力助長マルテンサイト変態」と呼ぶ場合もあります）。 $M_s' \sim M_d$ の温度域では、すべり変形による降伏応力で塑性変形が開始した後に塑性変形組織を発生核としてマルテンサイト変態が進行する「ひずみ誘起マルテンサイト変態」が生じます。以下、この2タイプを合わせて「変形誘起マルテンサイト変態」と呼びます。前節で述べたように、FMS 合金が高い塑性疲労寿命を示すのは変形誘起マルテンサイト変態が生じる上限ぎりぎりの条件、すなわち、ひずみ誘起マルテンサイト変態が発現する M_d 点直下の変形温度です。

図4は、制振ダンパーに用いた FMS 合金 (Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si) の塑性疲労寿命の温度依存性、Fe-Mn-Si 基形状記憶合金 (Fe-28Mn-6Si-5Cr) の塑性疲労寿命の温度依存性、Fe-Mn-Si-Al 系 TRIP/TWIP 鋼の塑性疲労寿命の組成依存性を、塑性疲労寿命と $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ の関係に変換してプロットしたものです⁵⁾。 $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} = 0$ の条件を中心とする $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ 成分域 (中間温度域) II で塑性疲労寿命が極大値を示していることが明瞭にみとれます。この条件を満足する合金では、繰返し弾塑性変形で ϵ マルテンサイトがゆっくり成長し、疲労破断した試料の組織は γ / ϵ 二相になることが共通の特徴です。低 $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ 成分域 (M_s' 以下の低温域) I では、繰返し弾塑性変形下で応力誘起 ϵ マルテンサイト変態が急速に進行して、疲労破断材はほぼ ϵ 単相になります。領域 I の塑性疲労寿命は領域 II よりは低くなりますが、従来材よりは十分に高い値です。高 $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ 成分域 (M_d 以上の高温域) III では、変形誘起 ϵ

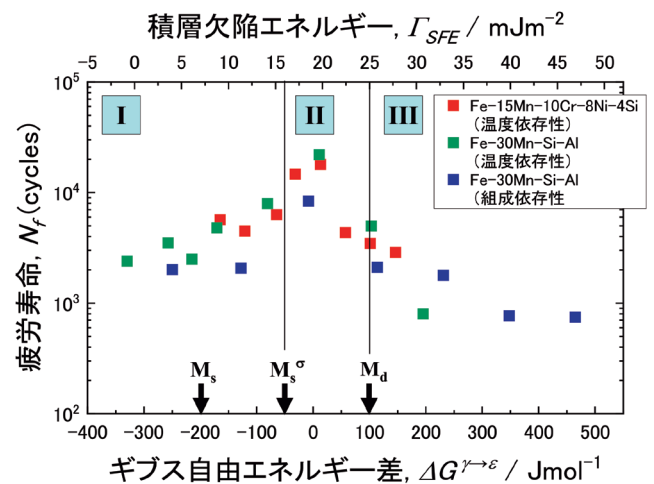


図4 FMS 合金の塑性疲労寿命 (振幅1%) におよぼすオーステナイト相の積層欠陥エネルギーと γ / ϵ 相の自由エネルギー差の影響⁵⁾ (Online version in color.)

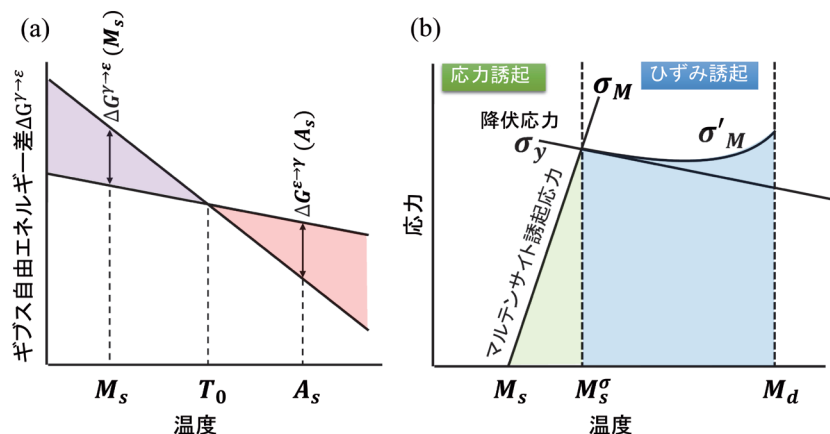


図3 (a) マルテンサイト変態の特性温度 (M_s , T_0 , A_s) と γ / ϵ 相間のギブス自由エネルギー差の関係。(b) 応力誘起マルテンサイト変態、ひずみ誘起マルテンサイト変態とその特性温度 (M_s' , M_d)⁸⁾ (Online version in color.)

マルテンサイト変態が起こらず疲労破断材は γ 単相です。単調引張では γ 双晶変形が観察される Γ_{SFE} の条件になりますが、繰り返し変形下で γ 双晶の発生はあまり顕著ではなく、塑性疲労寿命も Γ_{SFE} の上昇とともに急激に低下します。

FMS合金の変形機構は、このように組成と変形温度で決まる $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ や Γ_{SFE} の値によって変化します。各条件で発現する変形機構は複数あり、互いに複雑に関係しています。部分転位と積層欠陥を共通の基本ユニットとするこれらの塑性変形機構は、プラナーに発達することが繰り返し変形下の反復運動を可逆的に進行させて、疲労き裂の発生・伝ぱを抑制していると考えられます。その詳細メカニズムはまだ未解明の部分が多く残っていますが、SUS304鋼などと比較して疲労き裂の伝ぱが遅いことが実験的に確認されています⁹⁾。

4 部分転位運動の一方向性と可逆的反復運動

FMS合金が優れた塑性疲労寿命を示すメカニズムとしてショックレー部分転位の可逆的反復運動を仮定し、繰り返し変形下の変形機構の選択とその可逆性におよぼす $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ や Γ_{SFE} を制御することを通じて塑性疲労寿命を向上させることがFMS合金の成分設計指針です²⁾。 $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} = 0$ の条件では、可逆的な $\gamma \leftrightarrow \epsilon$ マルテンサイト変態という興味深い現象も生じます。部分転位がこのような可逆的な反復運動を起こしやすいのは、部分転位が動ける方向に一方向性があることが影響していると考えられます。

部分転位運動の一方向性とは、図5 (a) に示すように、原子Aが下層の原子 B_1 , B_2 の間の「鞍部 (Saddle-point)」を通過する方向への変位は可能だが、その反対に原子 B_3 の真上に上る方向への変位は極めて高い圧縮応力を必要とするために起こりえないということです。 γ 相と ϵ 相の熱力学的相安定性が釣り合う $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} = 0$ 付近の条件では($\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態するためにはわずかに負の値でなければならないと考えられる)、 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態を担う部分転位とすべり変形を担う完全転位のシュミット因子の高低によって、変形機構の選択に結晶方位依存性が現れます。

図5、6、および表1に、部分転位の一方向性に注意しながら、

「トムソン四面体」(図5 (b)) の表記体系を用いて、部分転位と完全転位のシュミット因子が変形機構の結晶方位依存性に及ぼす影響をまとめました。一軸変形において動ける部分転位のシアー方向は図5 (c, d) のように判別します。図5 (c) では、円柱上部の下部に対するせん断変位は頂点Dの原子が頂点B, Cの鞍部を超える方向に生じます。下方から見てトムソン四面体の内側 $\bar{a}$ 面で δA の方向のシアーになります。図5 (d) では、円柱上部の下部に対するせん断変位は頂点Aの原子が頂点B, Cの鞍部を超える方向に生じます。下方から見てトムソン四面体の外側 d 面で $D\alpha$ の方向のシアーになります。図6、表1に、変形軸が $[001]$ と $[101]$ に平行な二つの結晶方位について、動ける部分転位と完全転位を引張、圧縮のそれぞれに対して示しました。

変形機構の選択がシュミット因子の高低だけで決まるならば、リーディング部分転位のシュミット因子がトレーリング部分転位のシュミット因子や完全転位のシュミット因子より高ければマルテンサイト変態、その反対ならすべり変形が生じます。表1より、 $[001]$ 方位は引張ですべり変形、圧縮

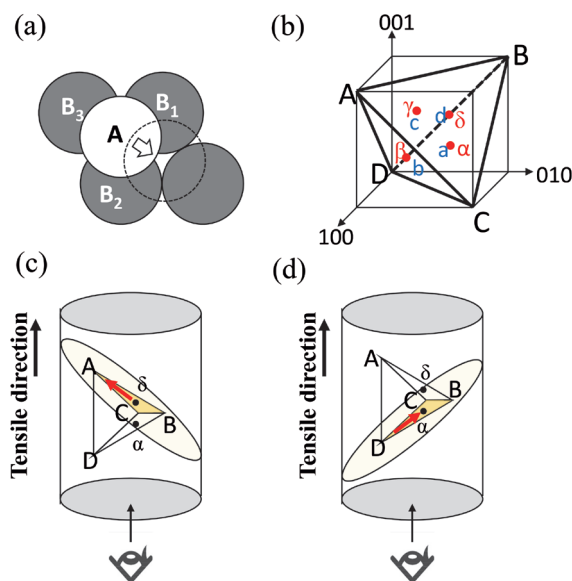


図5 (a) ショックレー部分転位の一方向性、(b) トムソン四面体、(c) 下方から見てせん断面はトムソン四面体の内側になっている場合の円柱上部のせん断方位、(d) 下方から見てせん断面はトムソン四面体の外側になっている場合の円柱上部のせん断方位 (Online version in color.)

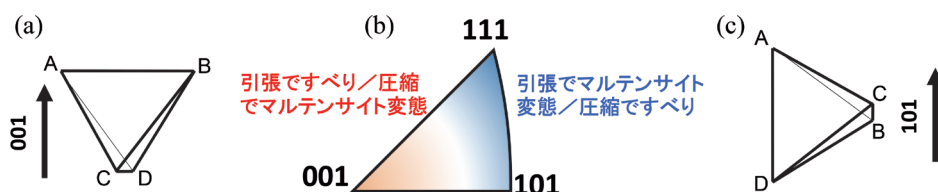


図6 引張・圧縮変形における部分転位と完全転位のシュミット因子の結晶方位依存性。(a) 001変形軸のトムソン四面体、(b) 001-101-111ステレオ三角形、(c) 101変形軸のトムソン四面体 (Online version in color.)

表1 001方位と101方位の引張・圧縮変形における完全転位と部分転位のシュミット因子 (Online version in color.)

Tension in 001	Tension in 101
Leading partial Da/a: 0.24, Ca/a: 0.24, Dβ/b: 0.24, Cβ/b: 0.24, γA/c: 0.24, γB/c: 0.24, δA/d: 0.24, δB/d: 0.24	Leading partial Da/a: 0.47, δA/d: 0.47
Trailing partial αB/a: 0.47, βA/b: 0.47, Dγ/c: 0.47, Cδ/d: 0.47	Trailing partial αB/a: 0.24, αC/a: 0.24, Bδ/d: 0.24, Cδ/d: 0.24
Perfect BC/a: 0.41, BD/a: 0.41, AD/b: 0.41, AC/b: 0.41, AD/c: 0.41, BD/c: 0.41, BC/d: 0.41, AC/d: 0.41	Perfect CD/a: 0.41, BD/b: 0.41, AB/c: 0.41, AC/d: 0.41
Reverse transformation αB/a: 0.47, βA/b: 0.47, Dγ/c: 0.47, Cδ/d: 0.47	
Compression in 001	Compression in 101
Leading partial Ba/a: 0.47, Aβ/b: 0.47, γD/c: 0.47, δC/d: 0.47	Leading partial Ba/a: 0.24, Ca/a: 0.24, δB/d: 0.24, δC/d: 0.24
Trailing partial αD/a: 0.24, αC/a: 0.24, BD/b: 0.24, BC/b: 0.24, Aγ/c: 0.24, Bγ/c: 0.24, Aδ/d: 0.24, Bδ/d: 0.24	Trailing partial αD/a: 0.47, Aδ/d: 0.47
Perfect CB/a: 0.41, DB/a: 0.41, DA/b: 0.41, CA/b: 0.41, DA/c: 0.41, DB/c: 0.41, CB/d: 0.41, CA/d: 0.41	Perfect DC/a: 0.41, DB/b: 0.41, BA/c: 0.41, CA/d: 0.41
	Reverse transformation αD/a: 0.47, Aδ/d: 0.47

でマルテンサイト変態、[101] 方位は引張でマルテンサイト変態、圧縮ですべり変形です。EBSD による FMS 合金の変形組織解析結果もその通りになっています。ここで、変形誘起マルテンサイト変態した粒 ([001] の圧縮／[101] の引張) で変形方向が反転した状況 (それぞれ、引張→圧縮／圧縮→引張) を考えます。ε→γ 逆変態が生じるための部分転位シアは、正変態の真逆の方向であり、表1に赤字で示したごとく、シュミット因子は正変態と同じ高い値になります。すなわち、熱力学的に逆変態が余分なエネルギーを必要としないならば ($\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} = 0$ とはまさにそのような条件です)、当該粒内では γ→ε 変態がすべり変形を生じるよりも、先に形成した ε マルテンサイトの逆変態が優先的に生じうることになります。これは、図5 (a) の原子 A が鞍部 B₁B₂ を通って元の位置に戻る運動に対応し、部分転位運動の一方方向性が反復部分転位運動の可逆性を向上させる要素過程になっていることを示唆しています。

変形による材料組織変化は複雑なマルチスケール構造を示し、原子レベルでの欠陥の構造や相互作用についての詳細は未解明ですが、部分転位運動を素過程とする FCC 金属の塑性変形においては、一方方向性と繰り返し変形下の可逆性がマクロ特性に現れていると考えることができます。

5 おわりに

この度は学術貢献賞 (浅田賞) を受賞させていただき大変身に余る光栄です。新開発材を用いた制振ダンパーの開発と社会実装は株式会社竹中工務店、淡路マテリア株式会社の皆様との共同研究によるものです。基礎研究が実用化につながるまでの様々な障壁を超えることができたのは志高い企業人の決断とご努力の賜物です。金属材料の変形機構を探索する基礎研究を、建物を地震から守る制振ダンパー開発の目標に向かって進められたことは、研究者として恵まれた針路であ

りました。非常に多くの鋼材を試作できたのは NIMS 材料創製・加工ステーションが有する国内有数の溶解・鍛造・圧延設備のおかげであったほか、NIMS の材料研究環境とスタッフのおかげであることはいふまでもありません。これまでご指導・ご支援いただきました諸先輩、同僚、共同研究者の皆様は心より御礼申し上げます。

参考文献

1) E.Saeki, M.Sugisawa, T.Yamaguchi and A.Wada : J. Mater. Civ. Eng., 10 (1998) 3, 143.
2) T.Sawaguchi, I.Nikulin, K.Ogawa, K.Sekido, S.Takamori, T.Maruyama, Y.Chiba, A.Kushibe, Y.Inoue and K.Tsuzaki : Scr. Mater., 99 (2015), 49.
3) Y.Inoue, A.Kushibe, K.Umemura, Y.Mizushima, T.Sawaguchi, T.Nakamura, H.Otsuka and Y.Chiba : Japan Architectural Review, 4 (2020) 1, 76.
4) T.Sawaguchi, T.Maruyama, H.Otsuka, A.Kushibe, Y.Inoue and K.Tsuzaki : Mater. Trans., 57 (2016) 3, 283.
5) T.Sawaguchi, I.Nikulin, K.Ogawa, S.Takamori, F.Yoshinaka, Y.Chiba, H.Otsuka, Y.Inoue and A.Kushibe : Acta Mater., 220 (2021), 117267.
6) B.C.De Cooman, Y.Estrin and S.K.Kim : Acta Mater., 142 (2018), 283.
7) G.B.Olson and M.Cohen : Metall. Trans. A , 7 (1976) 12, 1897.
8) G.B.Olson and M.Cohen : J. Less Common Met., 28 (1972) 1, 107.
9) H.C.Li, M.Koyama, T.Sawaguchi, K.Tsuzaki and H.Noguchi : Philos. Mag. Lett., 95 (2015) 6, 303.

(2022年5月25日受付)