

# トレーニング処理によるFe-32Mn-6Si合金の 形状記憶効果の向上とその異方性

森岡 頼弘\*・友田 陽\*<sup>2</sup>

Enhancement of Shape Memory and Its Anisotropy by Training Treatment in an Fe-32Mn-6Si Alloy  
Yorihiko MORIOKA and Yo TOMOTA

**Synopsis :** The improvement of shape memory effect due to the austenite ( $\gamma$ )  $\rightleftharpoons$  epsilon ( $\epsilon$ ) martensitic transformations and the development of its anisotropy by training treatment were studied by using an Fe-32Mn-6Si alloy. The training treatment of five times repetitions of 2% tensile deformation at 300K and heating up to 723K was given to the solution-treated samples. By this treatment, lots of stacking faults are introduced in the samples. The test specimens were cut from the trained plates either parallel ( $0^\circ$  sample) or vertical ( $90^\circ$  one) with respect to the training direction.

In the  $0^\circ$  samples the pre-existing stacking faults are found to be very effective not only to produce the stress-induced  $\epsilon$  martensite but also to increase the  $\gamma$  strength against usual slip. A seemingly one thick  $\epsilon$  plate has been revealed to consist of nano-scale  $\gamma/\epsilon$  lamellar structure which is preferable to hold the back stress. The shape recovery improved due to the reversible motion of Shockley is partial dislocations assisted by this back stress. The recovery stress for backward motion of Shockley partial dislocations during the  $\epsilon \rightarrow \gamma$  reversion is found to increase markedly by the training treatment.

On the other hand, in the  $90^\circ$  samples, the pre-existing stacking faults are of no use to enhance the stress-induced  $\epsilon$  martensitic transformation and they rather hinder the transformation. Intersections of  $\epsilon/\epsilon$  plates and/or  $\epsilon$  plates/stacking faults were frequently observed. Since the  $\gamma$  is almost equally strengthened in the  $0^\circ$  and  $90^\circ$  samples by the training, the slight increase in the shape recovery strains in the  $90^\circ$  samples compared with the non-treated samples is presumably resulted from the existence of higher back stress.

**Key words :** shape memory effect ;  $\gamma \rightleftharpoons \epsilon$  martensitic transformation ; training treatment ; anisotropy ; recovery stress ; Fe-Mn-Si alloy.

## 1. 緒言

Fe-Mn系合金の形状記憶現象はfccのオーステナイト( $\gamma$ )からhcpのイプシロンマルテンサイト( $\epsilon$ )への応力誘起変態と加熱による $\epsilon \rightarrow \gamma$ 逆変態により発現する<sup>1)</sup>。 $\gamma$ と $\epsilon$ の間には庄司-西山の方位関係があり<sup>2)</sup>、ショックレイ部分転位が(111) $\gamma$ 面上を1層おきに移動することによりfccからhcpに変態する。(111) $\gamma$ 面および(0001) $\epsilon$ 面には3種の等価なショックレイ部分転位があり、正逆変態時にどの部分転位が移動しても変態が起こるが、形状記憶効果が発現するのは正逆変態時に移動した部分転位が逆変態時に可逆的に移動したときのみである。この変態を利用して優れた形状記憶効果を得るためには以下の条件が重要である<sup>3-6)</sup>。

(a) すべりを抑制し、変形が応力誘起 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態で行われること。

(b)  $\epsilon \rightarrow \gamma$ 逆変態が $\gamma \rightarrow \epsilon$ 正変態時に移動したショックレイ

部分転位の可逆的な移動で行われること。

Otsukaら<sup>7)</sup>は、Fe-Mn-Si合金に引張変形と加熱による逆変態を数回繰り返す「トレーニング処理」と呼ばれる加工熱処理を施すことにより、形状記憶効果が著しく向上することを示した。彼らはトレーニング処理による形状回復率の向上を $\gamma$ 母相強化によるすべり変形の抑制と $\epsilon$ の核となる積層欠陥の導入により $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態に必要な応力が低下すること、すなわち上記(a)の観点から説明している。Satoら<sup>8)</sup>はトレーニング処理により逆変態 $\gamma$ 中に同じバーガスベクトルをもった部分転位の密度が増加することを示し、やはり(a)の観点から考察している。一方、OgawaとKajiwara<sup>9)</sup>およびKikuchiら<sup>10,11)</sup>はトレーニング処理を施した場合は低倍率では1枚に見える $\epsilon$ 板がナノスケールの $\gamma/\epsilon$ 積層状態を呈することを明らかにし、このような $\gamma/\epsilon$ ナノ積層板では逆変態において $\gamma$ の核生成の必要がなく可逆性が増すであろうと(b)の観点から考察した。

平成8年12月25日受付 平成9年3月7日受理 (Received on Dec. 25, 1996; Accepted on Mar. 7, 1997)

\* 茨城大学大学院 (Graduate Student, Ibaraki University)

\* 2 茨城大学工学部 (Faculty of Engineering, Ibaraki University, 4-12-1 Nakanarusawa-cho Hitachi 316)

トレーニング効果のメカニズムに関しては上述のように様々な説が考えられているが、いまだに十分な理解には至っていない。我々は、応力誘起 $\epsilon$ の生成がシュミット因子に強く依存することに注目し、前報<sup>12)</sup>でトレーニング処理を施した試料には形状記憶の異方性があることを明らかにした。本論文ではFe-32Mn-6Si合金を用い、トレーニング処理により形状回復量が向上する原因についてその異方性に着目し、透過型電子顕微鏡(TEM)観察を中心に詳しく検討した結果を報告する。

## 2. 実験方法

試料は高周波溶解炉にてArガス雰囲気中で溶製した。化学分析の結果は質量%で表して32.07Mn-6.20Si-0.007S-0.0015C-0.001Pであった。インゴットは熱間圧延および、冷間圧延で厚さ1.5mmの板材とした。この板材から平行部が200mm×50mm×1.5mmの大型板状引張試験片を放電加工にて作製した。試料はArガス雰囲気中で1273K, 3.6ksの溶体化処理を施した後、323Kの水中に焼き入れた。この状態での試料のMs点は300K以下であった。次にトレーニング処理としてインストロン型引張試験機(INSTRON 1195)を用いて室温で2%の引張変形を与え、その後Af点以上の723Kまで加熱する処理を5回繰り返した。以後この試料をトレーニング材と呼ぶ。続いて、試料平行部が20mm×4mm×1.5mm小型引張試験片をトレーニング方向に対して平行方向(0°材)あるいは垂直方向(90°材)に切り出した。

トレーニング処理を施していない試料(以後、未処理材と呼ぶ)およびトレーニング材は室温で予ひずみ( $\epsilon_F$ )を与え徐荷後 $\epsilon \rightarrow \gamma$ 逆変態終了温度(Af点)以上の1000Kまで加熱した。形状回復ひずみ( $\epsilon_R$ )は以下の方法により算出した。

$$\epsilon_R(\%) = 100 \times (L1 - L2) / L0 \dots\dots\dots (1)$$

ここでL0, L1, L2はそれぞれ変形前、変形後および加熱逆変態後の試験片の標点間距離を表す。 $\epsilon_F$ は $100 \times (L1 - L0) / L0$ で表されるのでL2=L0のとき $\epsilon_F = \epsilon_R$ となり、完全な形状回復状態となる。また、すべり変形に対する $\gamma$ 強度を測定するために523Kで引張試験を行った。熱膨張曲線は示差熱膨張計(マックスサイエンス社製, DILATO 1000)により昇温速度0.33K/sで測定した。TEMによる組織観察は、ツイングレットポリッシング法を用いた電解研磨により薄膜を作製し、JEOL 2000FX IIを用い、加速電圧は200kVで行った。

回復力の測定には小型インストロン型引張試験機を用いた。試料に4%の $\epsilon_F$ を与え、いったん徐荷し、続いてクロスヘッドを固定したまま赤外線反射炉により昇温速度0.33K/sで650K付近まで加熱した。昇温に伴い最初熱膨張による圧縮応力が発生するので、試料の座屈を防ぐため逆変態が始まる直前まで応力ゼロのクリープモードに保った。

## 3. 実験結果

### 3.1 トレーニング処理材の初期組織の特徴

トレーニング処理を施した試料をTEMにより観察すると他の研究者らの報告<sup>13)</sup>と同様に $\gamma$ 粒中に非常に多くの積層欠陥(SF)が導入されている(後出のFig. 3(a)に近い組織なので頁数制限のため写真は割愛した)。Sato<sup>8)</sup>が示したように主としてシュミット因子の大きい1種類のバーガースペクトルの転位群が拡張している様子が見られ、力学的特性や形状記憶効果に異方性が現れる可能性が大きいと予想された。

### 3.2 引張変形挙動および変形組織の特徴

Fig. 1(a)は室温における応力-ひずみ曲線<sup>12)</sup>である。室温での変形は主として $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態によって進行する。未処理材と比較して0°材の変形応力は低下し、 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態が起きやすくなっていることがわかる。しかし、90°材の変形応力は未処理材のそれよりも大きい。一方、Fig. 1(b)は $\gamma$ が安定な523Kにおける応力-ひずみ曲線である。トレーニング処理を施していない未処理材に対して、トレーニング処理を施した0°材および90°材はトレーニング処理時に導入された転位による加工硬化のために $\gamma$ 強度が上昇し、変形応力が大きくなっている。(a)と異なり0°材と90°材の間には大きな差は見られなかった。0°材に関しては、このように $\epsilon$ 生成応力の低下と $\gamma$ 強度の上昇が見られ、従来の報告<sup>7)</sup>と一致している。これに対して90°材は523Kでは0°材と同程度の $\gamma$ 強度を示したが、室温での変形応力は未処理材よりも高い値を示した。

Fig. 2 に0°材((a), (b))と90°材((c), (d))の応力誘起 $\epsilon$

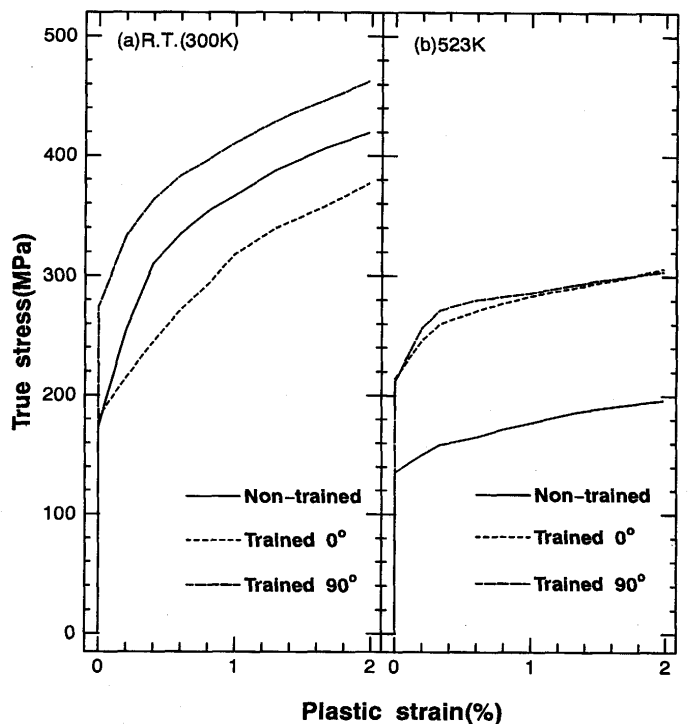


Fig. 1. Stress-strain curves in non-trained, trained 0° and trained 90° specimens at RT(a) and at 523K(b) respectively<sup>12)</sup>.

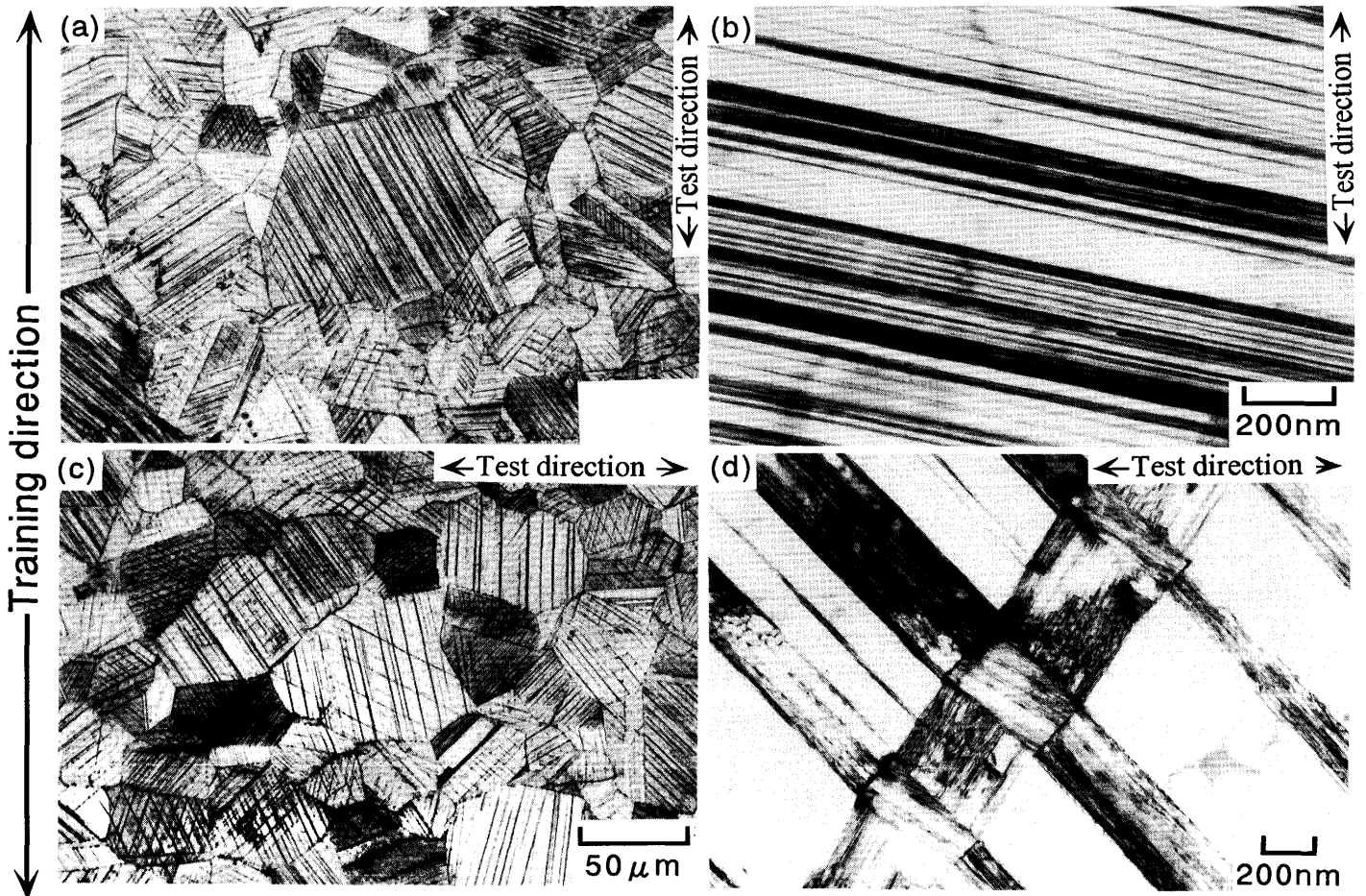


Fig. 2. Microstructures in trained 0° (a)(b) and 90° (c)(d) samples deformed by 4% at room temperature, where (a) and (c) are optical micrographs while (b) and (d) are TEM ones (incident beam was parallel to  $[011] \gamma$ ).

マルテンサイトの観察結果を示す。光顕観察では両者の相違はあまりはっきりしないが、TEMによる微細組織の観察では、0°材の組織は比較的SFが少なく、1あるいは2方向に生成された $\epsilon$ 板の存在する $\gamma$ 粒が多いのが特徴である。すなわち、トレーニング処理により導入されたSFが核となり $\epsilon$ 板が生成されたと考えられる。これに対して90°材ではトレーニング処理時に導入されたSF群と $\epsilon$ 板の交差、あるいは $\epsilon$ 板同士の交差が多く粒で観察された。90°材ではトレーニング処理時に導入されたSF群が $\epsilon$ 生成の障害になる場合があると考えられる。光顕観察ではSFは観察困難なため電顕観察のような明瞭な相違は検出できず、交差する $\epsilon$ 板が(a)よりも(c)の方がより程度の違いしか見出せなかったものと考えられる。

次にトレーニング材の523Kにおける $\gamma$ 強度 (Fig. 1 (b))には異方性が認められなかったため、その変形組織を観察した。Fig. 3は0°材と90°材に523Kで3%ひずみを加えた組織を室温で観察したものである。両試料とも $\gamma$ 粒中に数多くのSFが観察される。90°材の方がより多くの $\{111\} \gamma$ にSFが存在しているが大きな相違は認めがたい。

### 3.3 逆変態挙動と形状回復

未処理材、0°材および90°材に約4%の予ひずみを加えた

後、加熱し逆変態させたときの熱膨張曲線をFig. 4に示す。形状回復量は0°材が最も大きく、90°材、未処理材の順である。0°材は変態開始温度が低く逆変態速度(中心部分の傾き)は最も大きい。変態終了付近の温度は3つの試料でほぼ同じである。一方、90°材は変態開始温度は0°材とほぼ同じで未処理材の傾きに近い。以上の結果は0°材が他の2つの試料に比べて逆変態しやすくなっていることを表している。

未処理材、0°材および90°材の形状回復ひずみ( $\epsilon_R$ )と最初に与えたひずみ( $\epsilon_F$ )の関係をFig. 5に示す。溶体化処理後、圧延方向に対して0°方向(●)と90°方向(◆)に切り出した未処理材の $\epsilon_R$ を比較すると90°材がわずかに高い程度である。これに対してトレーニング処理を施した試料には方向によって明らかに形状記憶の異方性が存在している。0°材(○)の $\epsilon_R$ は著しく向上しているが、90°材(◇)の $\epsilon_R$ はあまり向上していない。

## 4. 考察

### 4.1 集合組織の影響

Matsumuraら<sup>14)</sup>は熱間圧延板の表面近傍では集合組織の発達が目立ち、そのために形状記憶に異方性が生じる

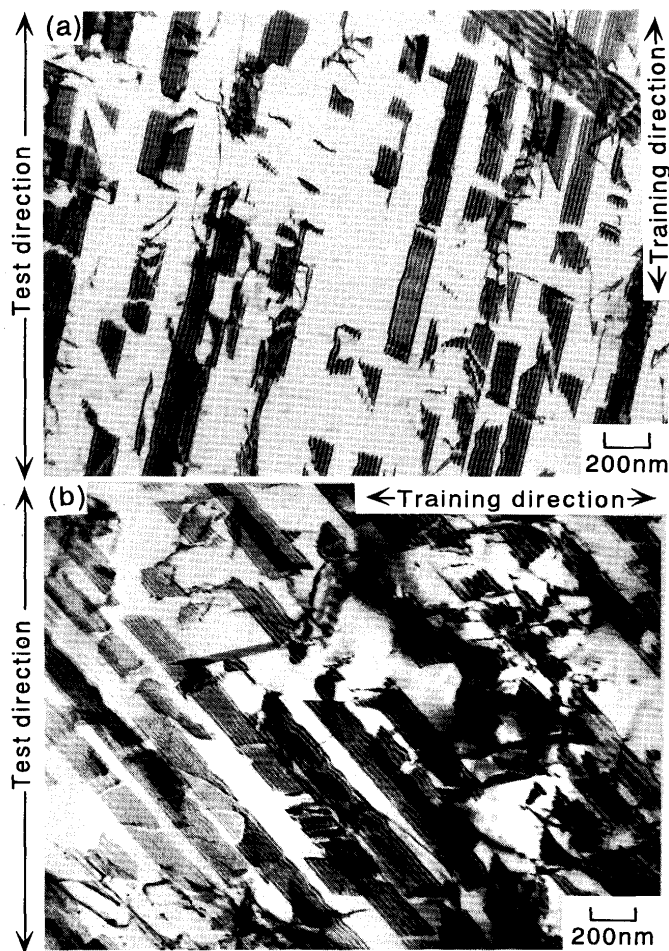


Fig. 3. Electron micrographs showing microstructures in (a) trained 0° and (b) 90° specimens deformed at 523K by 3%.

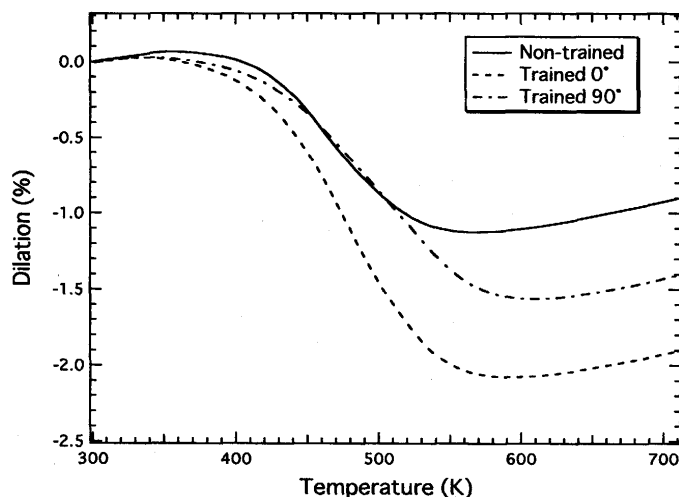


Fig. 4. Dilatometry measurements of non-trained, trained 0° and 90° specimens deformed by 4% at 300K.

と報告している。Fig. 5において溶体化処理後の材料, すなわち未処理材について圧延方向に対して平行方向(●)と垂直方向(◆)で $\epsilon_R$ を比較すると, 両試料にわずかな差が見られる。本試料では集合組織の影響は小さいと思われたが, 確認のためにX線回折による極点図を求めた。その結果による

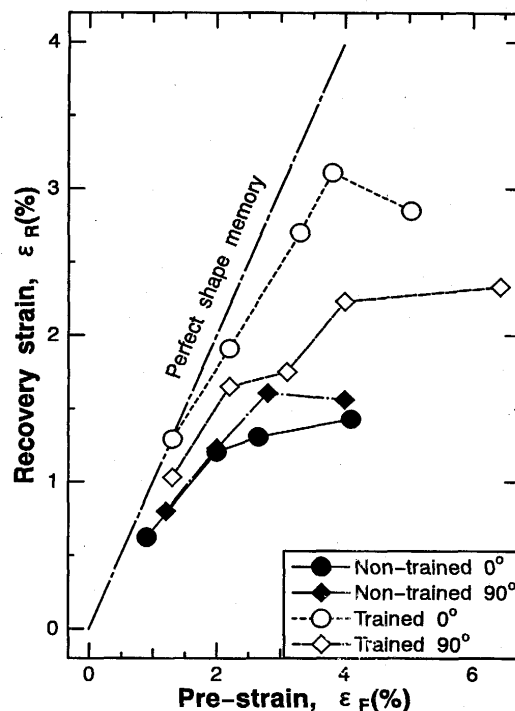


Fig. 5. Recovery strain ( $\epsilon_R$ ) as a function of initially given strain ( $\epsilon_F$ ) by tension at room temperature.

と集合組織方位の同定は困難であるがランダム配向とは言い難い結果であった。しかし, 集合組織がトレーニング処理によっては変化しないこと, およびトレーニング処理後の形状回復ひずみは0°材の方が90°材よりも著しく向上していることから, Fig.6で示した形状記憶の異方性は集合組織によるものではなくトレーニング処理に起因すると考えられる。

4・2 トレーニング処理材の $\epsilon$ マルテンサイトの特徴

Fig. 2 (b)に示すように0°材では90°材よりも薄い $\epsilon$ 板が多く見られる。トレーニング処理を施すと $\epsilon$ 板が薄くなり, 一見1枚に見える $\epsilon$ 板がナノサイズの $\epsilon/\gamma$ ラメラ構造を有することはOgawaとKajiwara<sup>9)</sup>により報告されている。このラメラ構造は $\gamma$ の核があらかじめ存在するため $\epsilon \rightarrow \gamma$ 逆変態しやすいと彼らは考えているが, 本論文では内部応力の発生とその緩和の方がより重要と考えられることを後に指摘したい。

$\gamma/\epsilon$ ラメラ組織の生成に関してTomotaら<sup>15)</sup>はFe-24Mn-6Si合金の電顕内その場観察によって興味深い結果を得ている。すなわち加熱にともなう $\epsilon \rightarrow \gamma$ 逆変態は $\epsilon$ 板の外側および内部からランダムに起こり $\gamma/\epsilon$ 層状組織を経て $\gamma$ 相になる。逆変態 $\gamma$ 内にはSFやプラナーな転位が粗に分布する。この状態から冷却すると転位が拡張しSFが重なり合い $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態の再現が認められる。再現 $\epsilon$ 板内には層状に $\gamma$ 層が残存し, 逆変態前の $\epsilon$ 板よりも薄くなる傾向がある。したがって, 逆変態時の加熱上限温度を調整することにより, 逆変態転位群に交差すべりや上昇による回復が進み他の $\{111\}$  $\gamma$ 面に移

動し、転位が $\gamma$ 粒中へ均一に分布して次の $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態に有利な転位組織が得られることが期待される。Fig. 2 (b)のような観察結果からトレーニング処理の役割はこのような逆変態 $\gamma$ 内の転位組織制御にあると考えられる。

一方、90°材では $\epsilon$ 板とSFあるいは $\epsilon$ 板同士の交差が高頻度で観察された。 $\epsilon$ 板同士の衝突による応力集中は、Mn量が17%程度以下の合金では交差部に $\alpha'$ マルテンサイトが生成されて緩和される<sup>10)</sup>が、Mn量が30%程度になると他の応力緩和機構が働くようである。Fig. 2 (d)は90°材で観察された交差した2枚の $\epsilon$ 板に関して入射ビームを[011] $\gamma$ に平行にして観察したときの明視野像である。すなわち交差する2枚の $\epsilon$ 板は写真に垂直になっている。 $\epsilon$ 板同士の交差部では(0001) $\epsilon$ トレースが約16°変化している。他の視野の観察結果から、この値は衝突される $\epsilon$ 板が薄いときは $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態のせん断ひずみである19°に近づき一定ではないことがわかった。 $\epsilon$ 板の交差部に形成される組織に関してYangとWayman<sup>17)</sup>は2次元的 $\epsilon$ の生成を考えており、一方、Matsumotoら<sup>18)</sup>は双晶変形とすべりで説明している。ここで観察された交差部の組織に関しては長くなるので別途報告したい。90°材ではこのような交差が $\epsilon$ 生成応力をFig. 1 (a)のように大きくしていると考えられる。しかし、Fig. 5に見られるようにこの交差部の存在は $\alpha'$ 生成の場合<sup>19)</sup>と同様に形状回復を著しく低下させることはない。

#### 4.3 トレーニング処理による形状記憶向上と異方性出現の原因

トレーニング処理が形状記憶効果を向上させる原因として、 $\epsilon$ 生成応力の低下と $\gamma$ 強度の増加が指摘されてきた。Tsunamiら<sup>20)</sup>は変形が主に $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態で起こる室温での2.5%変形応力( $\sigma(2.5\%)$ )と $\gamma$ が安定な高温域での変形応力から外挿した室温でのすべり変形に対する応力( $\sigma(\gamma\text{slip})$ )の差を用いて $\epsilon_F$ が2.5%の場合の $\epsilon_R$ を整理している。Fig. 6の右上部に挿入した図は変形応力の温度依存性を表す模式図である。図中の●は実測値を、○は推測値を表す。A点は室温ですべり発生以前に $\epsilon$ が生成する場合の0.2%耐力、C点は室温での2.5%変形応力を示し、D点は $\gamma$ が安定な523Kでの変形応力(0.2%耐力)を表す。室温ではすべりに先立って $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態が起きるため、 $\gamma$ 強度( $\sigma(\gamma\text{slip})$ )を直接求めることができない。そこで $\gamma$ が安定な高温域において変形応力の負の温度依存性を示す直線を室温まで外挿し、室温における $\gamma$ 強度( $\sigma(\gamma\text{slip})$ )を推測する。すなわち図のC点がB点以下であれば最初に形状変化を与えた際すべりが混入した可能性は低く、CB間の大きさ(図の横軸)が大きくなるほどすべりが混入した割合が大きいと推定される。本研究ではTsunamiら<sup>20)</sup>の実験結果から、本実験に用いた合金の化学組成に近いFe-33Mn-6Si合金の $\sigma(\gamma\text{slip})$ の温度依存性を利用して、室温の $\sigma(\gamma\text{slip})$ を推定した。その結果得られた( $\sigma(2.5\%) - \sigma(\gamma\text{slip})$ )と $\epsilon_R$ の関係を文献20のFig. 4にプロットするとFig. 6のようになった。未処理材(●)の値は破線から少しはず

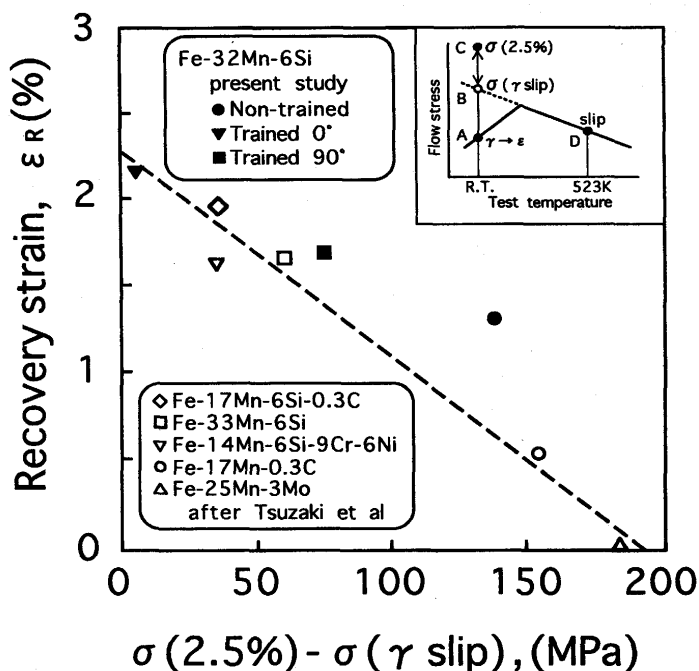


Fig. 6. The recovery strains ( $\epsilon_R$ ) of 2.5% tensile-strained specimens as a function of the difference between  $\sigma(2.5\%)$  and  $\sigma(\gamma\text{slip})$ .

れているが、0°材(▼)と90°材(■)の値はTsunamiらの破線にほぼ位置する。この結果から、トレーニング処理により $\gamma$ 強度が増加し、すべりが抑制され、予変形は $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態でまかなわれる部分が多くなると判断される。

Fig. 6を見る限り $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態で形状変化を与えることさえできれば、形状記憶が向上するのように見える。ところがこれは緒言で述べた(a)  $\gamma \rightarrow \epsilon$ 正変態の条件を検討したに過ぎず、(b)  $\epsilon \rightarrow \gamma$ 逆変態の条件に関しては考慮されていない。(b)の重要性に関してはFe-MnおよびFe-Mn-Si合金の $\gamma \rightleftharpoons \epsilon$ 繰り返し変態挙動の観察から、形状回復の悪い場合の原因は $\gamma \rightarrow \epsilon$ 正変態時のすべりの混入のみではなく $\gamma \rightleftharpoons \epsilon$ 変態の可逆性の欠如にあることをTomotaら<sup>3-5)</sup>が明らかにしている。Tsunamiら<sup>21)</sup>もFe-33Mn-6Si合金の表面観察の結果から、 $\epsilon \rightarrow \gamma$ 逆変態の不可逆性により完全な形状記憶効果が得られないことを示している。

そこで逆変態の可逆性を上記(b)の視点から見るために0°材と未処理材の回復力を測定した。その結果をFig. 7に示す。未処理材と0°材では回復力に大きな違いがあることがわかった。回復力の最大値を比較すると未処理材が6MPaであるのに対し、0°材では15倍以上の91MPaを示した。Ohtsukaら<sup>22)</sup>はFe-14Mn-6Si-9Cr-5Ni合金トレーニング処理材で4%の予ひずみを加えたとき最大で125MPa程度の回復力が得られることを報告している。本実験の結果は彼らの値よりは低いですが、トレーニング処理には $\epsilon \rightarrow \gamma$ 逆変態にともなう回復力を大きくする効果があることが本実験によって初めて明らかになった。

以上の結果から、トレーニング処理の逆変態に及ぼす影

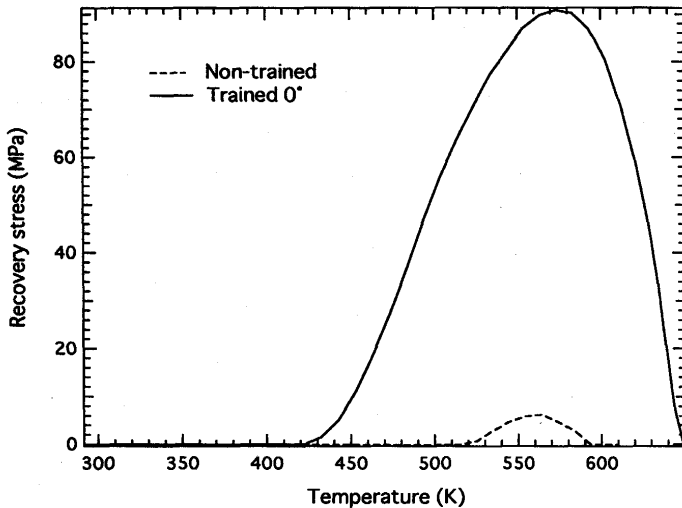


Fig. 7. Recovery stress vs. temperature curves in non-trained and trained  $0^\circ$  specimens initially strained by 4% at 300K.

響は緒言で述べた(a)(b)の観点から次のようにまとめられる。(a)の観点から与変形が $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態でまかなわれることの重要性はFig. 6が示すとおりである。(b)の観点からは次の効果が考えられる。トレーニング処理は $\gamma \rightarrow \epsilon$ 正変態時において $\gamma/\epsilon$ ラメラ組織化によって発生する内部(逆)応力の緩和を抑制する。すなわち厚い $\epsilon$ 板が生成すると先端の内部応力が大きくなりすべりや $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態で緩和され易いがトレーニング処理によってナノスケールの $\gamma/\epsilon$ ラメラ組織状になれば $\epsilon$ 板の先端で発生する内部応力が小さく広い領域に分散されるため緩和が起こりにくいと予想される。そして $\epsilon \rightarrow \gamma$ 逆変態時にはその内部応力の助けによってショックレイ部分転位の可逆的な移動が促進されると思われる。トレーニング処理によって $\sigma(\gamma_{\text{slip}})$ が大きくなることも内部応力の保持に有益である。このようにトレーニング処理は応力誘起 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態による形状変化を容易にし、同時に $\epsilon \rightarrow \gamma$ 逆変態の可逆性を助長していると結論される。

## 5. 結論

Fe-32Mn-6Si形状記憶合金を用いてトレーニング処理による記憶特性の向上および異方性化について検討し以下のような結果が得られた。

(1)  $0^\circ$ 材ではトレーニング処理時に導入されたSFを利用して、低応力で $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態が起こる。また、転位間相互作用による強化のためにすべり変形が抑制されるので、変形を多量の応力誘起 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態でなうことができる。生成された $\epsilon$ 板は非常に薄い $\gamma/\epsilon$ ラメラ組織となるために粒界などで $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態時に生じた内部応力を蓄えておくことができる。この内部応力が逆変態時にショックレイ部分転位を可逆的に押し戻すので形状記憶効果が向上する。実際にトレーニ

ング処理により回復力が増大した。

(2)  $90^\circ$ 材ではトレーニング処理時に導入されたSF群が $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態の障害となり変形応力が高くなり未処理材と同様に比較的厚い $\epsilon$ 板が生成される。しかし、 $\gamma$ 強度が上昇しているため、 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態時に発生する内部応力をある程度蓄えることができるため $0^\circ$ 材ほどではないが形状回復率が上昇すると思われる。

(3) 以上の実験結果を基にトレーニング処理による形状記憶向上の原理が $\gamma$ 内の転位組織制御にあることを指摘した。その転位組織が $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態を容易にし $\gamma/\epsilon$ ラメラ組織を生み出し、その特有な組織のために変態に伴う内部応力が保持され回復力を大きくすると考えられる。

最後に、本研究の遂行に際し、試料の提供および有益な討論をしていただいた京都大学工学部の津崎兼彰助教授および茨城大学機器分析センターでのTEM観察において御指導いただいた野口高明助教授ならびに吉沢勲教授に感謝いたします。

## 文 献

- 1) A.Sato, E.Chishima, K.Soma and T.Mori: Acta Metall., **30** (1982), 1177.
- 2) 西山善次: マルテンサイト変態基本編, 丸善(株), (1971), 36.
- 3) 友田 陽, 朴 敏, 蓮沼 孝, 木村好里: 日本金属学会誌, **54** (1990), 628.
- 4) Y.Tomota, W.Nakagawara, K.Tsuzaki and T.Maki: Scripta Metall. Mater., **26** (1992), 1571.
- 5) K.Tsuzaki, M.Ikegami, Y.Tomota, Y.Kurokawa, W.Nakagawara and T.Maki: Mater. Trans. JIM, **33** (1992), 263.
- 6) K.Tsuzaki, Y.Natsume, Y.Tomota and T.Maki: Scripta Metall. Mater., **33** (1995), 1087.
- 7) H.Otsuka, M.Murakami and S.Matsuda: Proc. Int. Meeting on Advanced Materials, Tokyo, Materials Research Society, **9** (1989), 451.
- 8) A.Sato: MRS Int'l Mtg. on Adv. Mats., **9** (1989), 431.
- 9) K.Ogawa and S.Kajiwara: Mater. Trans. JIM, **34** (1993), 1169.
- 10) T.Kikuchi, S.Kajiwara and Y.Tomota: Mater. Trans. JIM, **36** (1995), 719.
- 11) T.Kikuchi, S.Kajiwara and Y.Tomota: Jour. Physique IV, Colloque C8, **5** (1995), 445.
- 12) K.Yamaguchi, Y.Morioka and Y.Tomota: Scripta Materialia, **35** (1996)10, 11247.
- 13) H.Inagaki: Z.Metallkd., **83** (1992), 97.
- 14) O.Matsumura, S.Furusako, T.Furukawa and H.Otsuka: ISIJ Int., **36** (1996), 1103.
- 15) Y.Tomota, Y.Morioka and W.Nakagawara: submitted to Acta Materialia.
- 16) T.Suzuki, H.Kojima, K.Suzuki, T.Hashimoto and M.Ichimura: Acta Metall., **25** (1977), 1151.
- 17) J.H.Yang and C.M.Wayman: Acta Metall. **40** (1992), 2011, 2025.
- 18) M.Matsumoto, A.Sato and T.Mori: Acta Metall. mater., **42** (1994)4, 1207.
- 19) Y.Tomota and K.Yamaguchi: Jour. Physique IV. Colloque C8, **5** (1995), 421.
- 20) K.Tsuzaki, Y.Natsume, Y.Tomota and Y.Maki: Scripta Metall. Mater., **33** (1995)7, 1087.
- 21) K.Tsuzaki, Y.Natsume and T.Maki: Jour. Physique IV. Colloque C8, **5** (1995), 409.
- 22) H.Ohtsuka, S.Kajiwara and T.Ishihara: Mat. Res. Sympo. Proc., (1992), 189.