TiNi 形状記憶合金線材の引張変形と横ひずみ*

蜂須賀 孝^{*1}, 戸伏 壽 昭^{*2}
橋本 隆 弘^{*3}, 占野 栄 朗^{*3}Tensile Deformation and Lateral Strain
of a TiNi Shape-Memory Alloy WireTakashi HACHISUKA, Hisaaki TOBUSHI,
Takahiro HASHIMOTO and Yoshirou SHIMENO

The tensile deformation properties due to the martensitic transformation of a TiNi shape-memory alloy wire were investigated experimentally. The martensitic transformation started at a gripping part of a specimen due to stress concentration. During the propagation of the martensitic transformation, the martensitic transformation started in the middle part of gauge length. The diameter decreased locally according to the propagation of the martensitic transformation. Poisson's ratio due to the martensitic transformation was 0.45. Poisson's ratio due to elastic deformation of a martensitic and a rhombohedral phase was 0.35.

Key Words: Shape Memory Alloy, Titanium-Nickel Alloy, Martensitic Transformation, Rhombohedral-Phase Transformation, Poisson's Ratio, Tensile Deformation, Lateral Strain

1. 緒 言

形状記憶合金 (shape memory alloy, 以下 SMA) では, マルテンサイト (martensite, 以下 M) 変態により形状記憶効果と超弾性が現れる。これらの特性は常用金属では現れず, 機能材料としての応用が注目されている⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾。TiNi SMA ではこれらの特性が菱面体晶 (rhombohedral phase, 以下 R 相) 変態でも現れる。R 相変態では特に疲労寿命が長いので, 最も多く実用されている。

実用において SMA は線材の形で使用されることが多い。また, 形状記憶効果に伴う回復ひずみと回復応力を組合わせて使用することが多い。回復変形や回復応力の利用例としては, 他の物品を結束する際の巻付力あるいは SMA 線材を張って横方向の押付力を得る場合がある。このような場合には, 線材の伸びに対する横方向の縮みの割合が重要である。一方, SMA の持つ機能を有効に利用するために複合材料への応用も行われている⁽⁵⁾。この場合にも複合材料の機能特性評価のために伸びに対する横ひずみの割合が必要である。線材の引張変形特性は多く研究されているが, 伸びに対する横方向の縮みの割合, すなわちポアソン比に関する研究報告は余りない。

本研究においては, TiNi SMA 線材の引張試験により伸びと直径の変化を測定した。伸びと直径の測定は計測部間を 10 等分して行った。ポアソン比の変化を調べた結果, ポアソン比は局所的に変化し, M 変態は標線間を伝播することを明らかにした。

Fig.1 Set up of testing part

* 原稿受付 1998 年 1 月 27 日。

^{*1} 正員, 菱友計算(株) (〒108-0074 東京都港区高輪 2-19-13)^{*2} 正員, 愛知工業大学 (〒473-0392 豊田市八草町八千草 1247)。^{*3} 学生員, 愛知工業大学大学院。

2. 実験方法

2. 1 供試材および試験片

供試材は、古河電気工業（株）製の直径 0.75mm の Ti-55.4wt%Ni SMA 線材であった。この線材を 673K で 1 時間保持し、炉冷によって直線形状を記憶させる形状記憶熱処理を行い試験片とした。試験片の変態温度は DSC で測定した。その結果マルテンサイト変態と逆変態の開始と終了の温度は $M_s=253\text{K}$, $M_f=205\text{K}$, $A_s=296\text{K}$, $A_f=333\text{K}$ であり、R 相変態についてはそれぞれ $M_s'=325\text{K}$, $M_f'=311\text{K}$, $A_s'=320\text{K}$, $A_f'=333\text{K}$ であった。

2. 2 実験装置

実験には形状記憶合金特性試験装置⁽⁶⁾を用いた。試験片の取付状態と試験部を模式的に図 1 に示す。図 1 に示すように、上下のつかみ具の間の試験片に 10mm 間隔で 11 本の標線を設けた。全伸びはクロスヘッドの変位で測定した。また、ハイトゲージを用いて標線を読みとり、①～⑩の標線距離を求めた。直径は①～⑩の標線間でマイクロメータを用いて測定した。標線①および⑩とつかみ具との間隔は約 10mm であった。

2. 3 実験手順

実験は室温で最大ひずみ 10% の引張試験を行った。負荷・除荷における全伸びのひずみ速度は 0.5%/min であった。所定の全伸びでクロスヘッドを停止し、標線位置①～⑩の直径および標線距離を測定した。

3. 実験結果および考察

実験結果の処理において、応力およびひずみはそれぞれ公称応力および公称ひずみで整理した。また、実験結果を示す図中の記号①～⑩は図 1 で示した標線位置①～⑩を表す。実験は 5 本の試験片について行った。軸ひずみおよび

横ひずみに関して、いずれの試験片についてもほぼ同様の現象が観察された。本報告では実験結果の代表例を示し、考察する。

3. 1 局所横ひずみと全軸ひずみの関係

実験によって得られた局所横ひずみ $-\Delta d/d$ と全軸ひずみ $\Delta L/L$ との関係を図 2 に示す。図 2 では、応力-ひずみ曲線を太実線で同時に描いてある。ここで、局所横ひずみは図 1 で示した試験片の①～⑩のそれぞれの位置での直径 d に対するその変化 Δd の割合を示し、全軸ひずみはチャック間距離 L に対する引張試験機のクロスヘッドの移動量 ΔL の割合を表す。

図 2 の応力-ひずみ曲線からわかるように、全軸ひずみが 1% 以下の小さなひずみ範囲で R 相変態 (RPT) による降伏段が現れる。続いてマルテンサイト変態 (MT) による降伏が約 2% のひずみ (点 MS) で開始し、約 6.5% のひずみ (点 MF) で終了する。負荷過程において最初の RPT に続く M 変態開始点 MS のひずみ約 2% までは、局所横ひずみは①～⑩についてほぼ同じである。点 MS で局所横ひずみは約 0.75% となる。M 変態開始点 MS を越えた後の局所横ひずみはほぼ水平であり、ほとんど変化しなくなる。この後、M 変態が進行していく過程で、局所横ひずみは約 0.75% から約 2.7% に急激に増加する。この時、急激な増加は一端⑩から順番に中央部に移動して生じる。また、局所横ひずみの急激な増加は M 変態の進行する過程で他端①からも遅れて順番に生じる。横ひずみの急増は M 変態終了点 MF では計測部のすべての部分で終了する。また、この変化した局所横ひずみは点 MF に達するまで約 2.7% を保ったまま変化しない。点 MF を越えた後、局所横ひずみは、①～⑩について全て比例的に小さな傾きで増加する。除荷過程においては、①～⑩について点 MF 以降と同じように局所横ひずみは比例的に減少する。除荷後の残留ひずみは形状記憶効果により加熱で消滅する。

Fig.2 Relationship between local lateral strain and total axial strain

Fig.3 Relationship between local axial strain and total axial strain

Fig.4 Deformation pattern due to RPT and MT under tension

3. 2 局所軸ひずみと全軸ひずみの関係

実験によって得られた局所軸ひずみ $\Delta l/l$ と全軸ひずみ $\Delta L/L$ との関係を図3に示す。図3では、応力-ひずみ曲線を太実線で同時に描いてある。ここで、局所軸ひずみは図1で示した試験片の①～⑩のそれぞれの標線距離 l に対するその変化量 Δl の割合を示す。全軸ひずみは引張試験機のクロスヘッドの移動量 ΔL から定めた。

図3の局所軸ひずみは、試験片上の標線にハイトゲージを合わせて標線距離を測定し求めた。標線距離の測定には線材に白色の修正液で細い標線を描き、これを測定した。直径 0.75mm の線材の標線を高精度で読み取るのは難しい。このため、伸び計を用いたような精度の良い測定は難しい。したがって、図3からわかるように、ばらつきのある曲線になっている。しかしながら、全体的には次のような傾向が認められる。図2で見られたように、図3についても全軸ひずみが R 相変態および M 変態開始点 MS の約 2% までは、局所軸ひずみは①～⑩についてほぼ同じように増加する。M 変態が進行していく過程で、局所横ひずみの急激な増加にほぼ対応して局所軸ひずみは⑩から順次急激に増加する。局所軸ひずみは約 2% から 6% へ増加する。その後、M 変態終了点 MF に達するまで急増した局所軸ひずみは変化しない。点 MF を越えた後の M 相の弾性域では、局所軸ひずみは徐々に増加する。

3. 3 M 変態の進行に伴う形状の変化

一般的に棒を引張ると断面積が減少し、圧縮すると断面積が増加する。したがって、横断面の寸法の変化を表すためには横ひずみを考える必要がある。この横ひずみは弾性変形においては、軸ひずみに比例する。すなわち、軸ひずみ増分 $\Delta \varepsilon$ と横ひずみ増分 $\Delta \varepsilon'$ の割合 $\nu = |\Delta \varepsilon' / \Delta \varepsilon|$ がポアソ

ン比である。本論文では、この関係を相変態が生じる場合にまで拡張し、 ν を一般化ポアソン比と定義する。図2において、原点から点 MS まで、および点 MF から最大ひずみまでのそれぞれの曲線の傾きは R 相および M 相でのポアソン比 ν を表す。各過程での ν の値はそれぞれ 0.35 および 0.36 である。これは①～⑩についてほぼ同じである。このことから R 相と M 相でのポアソン比の値は一般の金属材料の値とほぼ同じであることがわかる。

次に M 変態域での変化について考察する。軟鋼では、比例限を超えると降伏段が現れる。この時、つかみ部が大きい試験片ではリューダース帯が平行部の端部付近から現れ、ひずみの増加に伴い平行部全体に広がる。リューダース帯がすべての部分に現れると、その後に応力は増加し始め、硬化塑性域に入る。TiNi SMA の M 変態に関しても、軟鋼のリューダース帯と同様に M 変態が進行している。このことを示すために、図4に TiNi SMA の変形様式を模式的に示す。図4では、代表的な5つのひずみ領域に対応する変形様式を示してある。初期無負荷状態の室温は M_f 点以下であり、 M_s 点以上の温度であるので、試験片は R 相になっている。図4(a) は応力の作用による R 相 (R) の再配列の生じる前の状態である。図4(b) は応力の作用により R 相の再配列した状態 (R') を示す。点 MS を過ぎると図4(c) のように、一端で M 変態 (M) が起り、局所的に伸び、局所的に直径が小さくなる。この時、他の部分では伸びの変化および直径の変化は現れない。さらにひずみが増加すると、図4(d) のように M 変態は進展し、他端でも M 変態が起り、局所的に伸び、局所的に直径が小さくなる。この時、既に M 変態の生じた部分では伸びの変化および直径の変化は現れない。以上のように M 変態が進行していくと図4(e) のように試験片の全面で M 相が現れ、この時に M 変態は終了し、点 MF に達する。図4に類似した M 変態の進展に伴う組織変化は Cu 系 SMA 単結晶試料について光学顕微鏡で直接的に観察されている⁽⁷⁾。

一方、図2は全軸ひずみと局所横ひずみとの関係を表している。軸ひずみと横ひずみとの関係を求めれば、M 変態域での一般化ポアソン比が明確になる。図2から M 変態域での一般化ポアソン比を求める。図3からわかるように、M 変態の開始と終了のひずみは局所軸ひずみと全軸ひずみとでほぼ同じ値をとる。ここでは変態ひずみが明確に定まる全軸ひずみを局所軸ひずみと等価な量として用いる。M 変態の開始と終了の全軸ひずみはそれぞれ $\varepsilon_{Ms} = 1.8\%$ 、 $\varepsilon_{Mf} = 6.2\%$ である。したがって、M 変態で生じる全軸ひずみ (平均伸びひずみ) は 4.4% である。M 変態に伴う局所横ひずみの変化は約 2% である。この結果、M 変態に伴う一般化ポアソン比は約 0.45 となる。この値は体積変化を伴わない

変形の $\nu = 0.5$ に近い。このことは形状記憶合金のM変態が双晶のせん断変形により生じていることに依る。

3. 4 M変態の進展過程

図2で観察したM変態の生じる標線位置の順番と全軸ひずみとの関係を図5に示す。図5では、局所横ひずみが変化したときの試験片上の①～⑩の標線位置と全軸ひず

Fig.5 Relationship between the martensitic transformation (MT) starting position and total axial strain

Fig.6 Relationship between local lateral strain and total axial strain

Fig.7 Relationship between local axial strain and total axial strain

みとの関係を○印で示す。

図5からわかるように、M変態は試験片の下端⑩から生じ始め、次第に上方へ進展していく。この過程において、上端①からもM変態が生じ、全面に亘りM変態が順番に生じる。これらの過程は図4の模式図で示した変形様式に対応する。

このような変態に伴う界面の挙動は、SMAの実用上大切なサブグループ特性⁽⁸⁾および繰返し変形特性⁽⁹⁾を理解する上で重要である。すなわち、SMAがサブグループまたは繰返し変形を受ける場合、M変態が生じた領域では変態の生じた回数 N に対応してM変態応力が低下する。一方、未変態領域に変態が進展するとM変態応力は増加し、 $N=1$ でのM変態応力で変形が生じる。このような複雑な変形特性は、上述の界面の挙動で合理的に説明できる。

3. 5 熱処理温度が僅かに異なる場合の変形

形状記憶熱処理温度が670Kの場合の変形特性を検討する。この実験では最大ひずみは8%であった。他の実験条件は2章で示した条件と同じであった。実験で得られた全軸ひずみに対する局所横ひずみの関係、局所伸びひずみと全軸ひずみとの関係、および局所横ひずみが増変した試験片の標線位置とそのときの全軸ひずみとの関係をそれぞれ図6、図7および図8に示す。変形特性は3本の試験片ともほぼ同様であった。

図6～8からわかるように、M変態は完全には両端からは生じていないが、全体的には一端から開始し、順番に中央部で生じている。M変態は試験片上の端面に近い部分⑧において最初に現れ、順次進展する。その過程において、上端①からもM変態が進展している。M変態の進展はすべての試験片について図4および図5で示したように一端から開始した。これは、試験片のつかみ部において応力集中が存在し、その応力集中の影響によってM相の核が形

Fig.8 Relationship between the martensitic transformation (MT) starting position and total axial strain

成され、そこから M 変態が進展するからである。一方、実験に用いた試験片の半数については、M 変態の進展過程において計測部の中間部分（図 8 では標線位置⑧）において M 変態が開始した。この原因としては、微視的には内部欠陥の周りなどでは応力が高く、M 相の核が形成され、そこから M 相の界面が伝播していくことが考えられる。このように、計測部の中間部分において M 変態が開始することは Leo⁽¹⁰⁾らや Gadaj ら⁽¹¹⁾により報告されている。

R 相および M 相でのポアソン比および M 変態に伴う一般化ポアソン比の値は、3. 3 節の場合とほぼ同じであり、それぞれ約 0.35 と約 0.45 である。

図 2 および図 6 において、応力-ひずみ曲線上の M 変態開始点 MS と局所横ひずみの急増開始点のひずみ $\Delta L/L$ との間にはずれがある。マイクロメータで直径を測定するために、①と⑩の標線とつかみ部との間には隙間がある。 ΔL はこの隙間の変位を含む。M 変態はつかみ部から開始し、試験片の中央部に進展する。このために、応力-ひずみ曲線上の点 MS に比し、局所横ひずみの急増開始点のひずみ $\Delta L/L$ には遅れが生じる。

4. 結 言

TiNi SMA 線材の単軸引張試験により M 変態に伴う一般化ポアソン比と変態の進展に伴う変形特性を実験的に調べた。その結果、以下の点を確かめた。

- (1) M 変態は応力集中の生じる試験片のつかみ部から開始する。M 変態の進展過程において計測部の中間部分からも M 変態は開始する。M 変態の進展に伴い直径は局所的に減少する。この M 変態に伴う一般化ポアソン比は約 0.45 である。

- (2) R 相および M 相での弾性変形に伴うポアソン比は約 0.35 である。

終りに、本研究を行うに当り有益なご助言をいただいた東京都立科学技術大学の田中喜久昭教授に感謝する。また、文部省科学研究費補助金一般研究 (C) の補助を受けたことを記し、謝意を表す。

文 献

- (1) 舟久保熙康編，形状記憶合金，(1984)，産業図書。
- (2) 形状記憶合金用途開発委員会編，形状記憶合金とその使い方，(1987)，日刊工業。
- (3) 鈴木雄一，実用形状記憶合金，(1987)，工業調査会。
- (4) 田中喜久昭・戸伏壽昭・宮崎修一，形状記憶合金の機械的性質，(1993)，養賢堂。
- (5) 日本機械学会編，知的複合材料と知的適応構造物，(1996)，20，養賢堂。
- (6) 戸伏壽昭・田中喜久昭・木村君男・堀達哉・沢田隆之，機論，57-543，A(1991)，2753-2759。
- (7) 舟久保熙康編，形状記憶合金，(1984)，35，産業図書。
- (8) Tanaka, K., Nishimura, F. and Tobushi, H., J. Intell. Mater. Syst. Struct., 5(1994), 487-493.
- (9) Lin, P.H., Tobushi, H., Tanaka, K., Hattori, T. and Makita, M., J. Intell. Mater. Syst. Struct., 5(1994), 694-701.
- (10) Leo, P.H., Shield, T.W. and Bruno, O.P., Acta Metall. Mater., 41-8(1993), 2477-2485.
- (11) Gadaj, S.P., Nowacki, W.N. and Tobushi, H., Abstracts of 32nd Solid Mechanics Conference, Zakopane, Poland, Sep. (1998), 421-422.