

超弾性材料によるエネルギー貯蔵

Energy Storage Utilizing Superelastic Alloys.

宮崎 修一*・大塚 和弘**

Shuichi Miyazaki, Kazuhiro Otsuka

1. はじめに

1973年のオイルショック以来、世界のエネルギー資源の量的限界が改めて重要な問題として認識されるようになった。先進工業国の1次エネルギーに対する石油の占める割合は約50%に及び、特に我が国においては約65%にも達している。¹⁾ そのため石油に代わるエネルギーとして電気エネルギー、自然エネルギー、生物エネルギー、化学エネルギー、核融合エネルギー等の利用に関する研究が盛んに進められている。各種エネルギーの有効利用に関する研究もそれと並行して進めるべき重要な課題である。例えば、我が国では自動車の石油消費量は全石油消費量の約20%という大きな値を占めているため、自動車の燃費向上は、我が国のエネルギー政策の直面する重要課題の一つである。²⁾ 燃費の向上には、エンジン本体の効率向上、車体の軽量化および制動エネルギーの回生利用等が考えられる。エンジン本体の効率向上に関しては長年にわたり開発され尽くされた感があり、飛躍的な燃費向上は期待できない。しかし、車体の軽量化は、車体の小型化あるいはプラスチック、軽合金等の軽量材料の使用により可能であり、燃費向上のための現在まさに進みつつある一つの方向である。十年後の乗用車の材料構成予測によると、10%の重量軽減が見込まれており、その結果燃費は約11%向上し得ることになる。³⁾ しかし、それにも増して燃費向上に有効な手段は制動エネルギーの回生利用である。例えば市街地を走行する自動車では頻繁な発進停止の繰返しにより、無駄に捨てられているエネルギーは全燃料消費量の約半分にも及ぶことがある⁴⁾。このような制動時の無駄に捨てられている運動エネルギーを回生利用できるならば、燃費向上に大いに

役立つことは明らかである。

本稿で述べる超弾性(あるいは擬弾性)は、そのような目的に利用できる特性であり、熱弾性型のマルテンサイト変態を起こす材料に現われる^{5,6)}。この材料に応力を加えると見掛け上数%~十数%にも及ぶ塑性変形を起こすが、除荷時にはそれらのひずみが回復してしまう。後述のように単位体積あたり材料に蓄え得るエネルギー密度は、超弾性材料では普通のバネ鋼の40倍にも及ぶ。その結果、時速50km/hで走行中の重さ1トンの自動車の運動エネルギーの貯蔵は3ℓ程度の体積で十分となり、現実性のある用途と考えられる^{7,8)}。超弾性を示す材料は、Ti-Ni, Cu系合金, Ag-Cd, Au-Cd, In-Tl 等数多くあるが、上のような目的には強度などの面からTi-Ni合金が最も適している⁹⁻¹¹⁾。以下では、まず他のエネルギー回生利用方法と超弾性を用いる方法との特徴の比較検討を簡単に行うと共に、超弾性の基本原理と材料開発上の要点を述べる。続いて熱処理、組成、加工組織等の材料学的因子を調整することにより超弾性特性を飛躍的に改善できたことを紹介する¹²⁾。さらに繰返し使用したときの超弾性特性の安定性および疲労寿命についても紙面の許す限りふれたいと思う。

2. エネルギー回生装置の比較検討

車両の制動作用は、運動エネルギーを他の形態のエネルギーに変換することにより行われるが、変換後のエネルギーを発進時に再び運動エネルギーに変換できる場合にのみ制動エネルギーの回生利用が可能になる。最も一般的な制動装置は、固体摩擦による方法を利用しているため、制動時のエネルギーは熱として散逸してしまいエネルギーの回生は望めない。現在考えられている回生可能な変換エネルギーの形態を表1に示しているが、次にこれらの回生方法の特徴を簡単に述べ、それぞれの比較検討を行う。

* 筑波大学物質工学系講師
〒305 茨城県新治郡桜村
** 筑波大学物質工学系教授

表1 運動エネルギー回生利用が可能な変換エネルギー形態

変換エネルギーの形態	貯蔵に必要な搭載物	自動車への適用の可能性
1 流体圧力エネルギー	圧力タンク、コンプレッサー等	可
2 電気エネルギー	発電機、蓄電池	可
3 位置エネルギー	不要	不可
4 運動エネルギー	フライホイール等の回転体	可
5 弾性エネルギー	弾性材料	可
6 超弾性エネルギー	超弾性材料	可

まず、(1)の流体圧力エネルギーは、車軸の回転で圧力媒体を圧縮することにより貯蔵されるものである。この原理を利用した装置により市街地走行で25%の燃費向上が得られている¹³⁾。しかし、この方法では圧縮媒体の断熱保持、圧力容器、コンプレッサー等の組込みが必要であり、200kgにも及ぶ重量増となる。次に(2)の電気エネルギーは車軸の回転力で発電機を作動させることにより得られる。現実には電車に利用されており、制動時の発生電力を電線により他の電車に供給するか変電所に送り返したりすることにより回生利用を計っている。回生率は20~40%程度である。自動車に利用するには発電機の他に電力貯蔵用の蓄電池が必要になるが、充電、放電時の効率が悪く、又制動時の回転数が低いことを考えると現在のところ実用的ではない。(3)は制動時に登り勾配を利用して運動エネルギーを位置エネルギーに変換し、下り勾配で発進時の駆動力を引き出す方式である。この場合は制動装置は不要であり、電車などには利用されており約30%の電力節約が可能とのことである。この方式では車両の停止場所は坂の頂上と定められるため、自由走行をする自動車には不相当である。(4)の方法は、車両の運動エネルギーをフライホイール等の回転体の運動エネルギーに変換し、発進時に利用するというものである。自動車は車軸の回転により走るものであるから、回転体によるエネルギーの回生利用はエネルギー変換上便利である。そのため実用化を目指して多くの試作車が作られている。ニューヨーク市の地下鉄の車両に搭載した試験の結果、19%のエネルギーが節約され、自動車への応用では、まだ試作の段階ではあるが、初期車両エネルギーの約9%が有効エネルギーとして回生されたという報告がある¹³⁾。しかし、このとき自動車に搭載されたフライホイールの重量は100kgであり、これは普通自動車の10%の重量に相当する。そのため、車体

の重量増により約11%の燃費低減が予想される。更にフライホイールを効率よく利用するためには、高速回転する必要があるが、事故時を考えると、このような高速回転体の存在は極めて危険である。それをさけるには頑丈なケーシングを必要とするが、それは新たな重量増を誘発する。尚現在効率のよい無段変速機の得られないことももう一つの大きな欠点である。(5)の弾性体によるエネルギー貯蔵は、おもちゃなどの動力源に利用されているように昔からある最も単純な形態の貯蔵方式である。ところが鋼製バネで実際の自動車の運動エネルギーを回生利用しようとする、自動車と同程度の重量のバネを搭載する必要があり、上記のフライホイール方式以上の重量化による燃費の低下が起こる。エネルギー貯蔵方式が最も単純であり利用し易いにも拘らず、貯蔵しうるエネルギー密度が低いため実際の応用には利用されていない。ところが、(6)の超弾性材料は普通の弾性体と全く同じ簡単な方式でエネルギー貯蔵が可能であり、エネルギー密度が弾性体の40倍にも達するので、3ℓ程度の体積で自動車の運動エネルギーを貯蔵できる。トランスミッション等のエネルギー伝達効率を無視すると、後述のように超弾性材料そのもののエネルギー回生効率は70%以上にもなる。そのため他の方式のエネルギー貯蔵に較べて実用化には有利な点が多い。最近になって上述のような超弾性材料のエネルギー回生装置としての利用が現実性のあるものとして取り上げられることになった理由は、後述のようにTi-Ni合金が多結晶の状態では非常に優れた超弾性特性を示すことが見出されたためである。¹²⁾

3. マルテンサイト変態と超弾性

超弾性特性の改善結果を紹介する前に、マルテンサイト変態や超弾性の原理について簡単に説明しておきたい。まず、マルテンサイト変態とは一言で表現すれば、固相中における相変態の一種で原子の拡散を伴うことなく若干の体積変化を示す擬せん断変形で引き起こされる相変態に対する総称である。¹⁴⁾ 試料を冷却していくとき、高温側で安定な母相(オーステナイト)から低温で安定なマルテンサイト相へ変態が開始する温度を M_s 点、さらに冷却して変態が終了する温度を M_f 点と呼ぶ。逆にマルテンサイト相状態の試料を加熱していくとき、マルテンサイト相から母相への逆変態が起こるが、逆変態の始まる温度を A_s 点、終了温度を A_f 点と呼ぶ。熱弾性型マルテンサイト変態の場合には、この変態・逆変態は結晶学的に可逆的に行わ

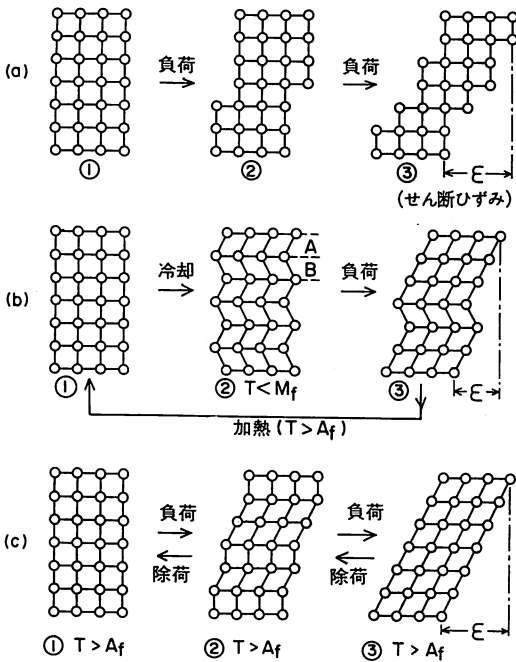


図-1 (a)すべり変形, (b)形状記憶効果および(c)超弾性を示すときの原子の移動と試料形状変化を示す模式図。

れる。

マルテンサイト変態および超弾性の本質を要領よく理解して頂くため、以下では結晶を2次元の簡単な結晶模型で置き換えて説明する。超弾性の原理は、それと兄弟の関係にある形状記憶効果も含めて述べると説明し易く、さらに一般の金属材料の変形様式であるすべり変形との違いを比較するとさらに理解が容易になる。図-1は、それぞれの変形様式が働く場合の原子の動きと形状変化を示した模式図である。まず、すべり変形の場合は、(a)②に示すように外力により特定の結晶面ですべりが起こり、せん断ひずみが(a)③に示すように生ずる。このときの原子は、大きなポテンシャルの山を越えて元と等価な安定位置に移動するため、変形後加熱しても元の形には戻らない。すべり変形のもう一つの特徴として、(a)①と②、③を比較することにより判るように、変形後結晶構造は変わらない。それに対してマルテンサイト変態が起こる材料では、(b)①の母相は冷却により(b)②に示すような結晶構造に変わる。一般には、冷却により24通りのマルテンサイト兄弟晶が形成される。兄弟晶とは、結晶構造は同じで結晶方位が異なるマルテンサイト晶のことであり、(b)②にはA、Bで示された2種類の兄弟晶が形成されてい

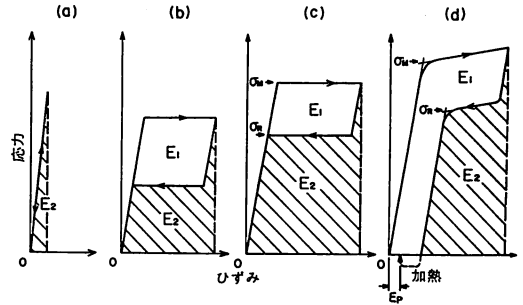


図-2 (a)一般のバネ材の弾性変形および(b)~(d)超弾性変形を示すときの応力-ひずみ曲線。(b), (c)は完全な超弾性を示す場合であり(d)は変形中すべりが生ずる場合である。

る。個々の兄弟晶は、元の母相から見るとせん断ひずみを生じているが、冷却により形成された兄弟晶はお互いのひずみを緩和し合いながら形成されるため、(b)②のようにマクロ的には試料形状は変化しない。古くから知られている鋼のマルテンサイトは非常に硬いが、熱弾性型マルテンサイト変態をする合金では、AとBの境界のような双晶界面が低応力で移動するため、マルテンサイト相状態の試料は非常にやわらかい。外力が加わると(b)③のように外力に対して優先方位の兄弟晶Aが成長し、試料はせん断変形することになる。Ar点以上に加熱すると全てのマルテンサイト相は母相に逆変態し、その結果試料形状も(b)①のように完全に元に戻ることになる。これが形状記憶効果である。厳密には、完全な形状記憶効果はAs点以下の温度での変形により現われる。

以上のようにマルテンサイト変態は、せん断変形を引き起こされるため、Ms点以上の温度でも外力によってマルテンサイト相は誘起する。そこで、Ar点以上の温度で試料に外力を加えると、(c)②、③のように優先方位のマルテンサイト兄弟晶Aが形成され試料にはせん断ひずみが生ずる。Ar点以上の温度では、マルテンサイト相はエネルギー的に不安定なため、除荷のみで母相に逆変態し形状は元に戻る。これが本稿で取上げる超弾性である。以上のように、同一の試料が変態温度と変形温度の相対的關係により形状記憶効果を示したり超弾性を示す訳であり、いずれの場合にも形状回復の原因はマルテンサイト相が母相へ戻ろうとする復元力に起因している。

上述の超弾性を示すときの応力-ひずみ曲線の模式図を図-2に示してある。図には一般のバネ材料の弾性変形も示してあるが、弾性変形の場合(a)のように材料

に蓄えられるエネルギーは、斜線を施した面積で表わされ非常に小さい。しかるに、超弾性変形の場合には(b)に示すように、変態開始応力 (σ_M) に達するとマルテンサイト晶が応力誘起されるため、見掛けの塑性変形をした後でも、除荷により逆変態終了応力 (σ_R) 以下で母相に逆変態終了し形状は完全に回復する。その結果、試料から有効に取出せるエネルギー密度は斜線を施した部分の E_2 で表わされ、(a)の図と比較するとはるかに大きい。超弾性変形のもう一つの特徴は、負荷と除荷に際して応力-ひずみ曲線はヒステリシスを描くことである。負荷時に材料に加えらるる全機械的エネルギーは $E_1 + E_2$ 、応力-ひずみ曲線のヒステリシスのために回収不能なエネルギーは E_1 で示される。その結果、エネルギー貯蔵効率 (η) を $E_2 / (E_1 + E_2)$ で評価することができる。変形応力が高くなり、すべり変形の始まる応力 (σ_s) 以上では、(d)のように除荷およびその後の加熱によっても回復不能なひずみ (ϵ_p) が生ずるため変形は非可逆的に行われるようになる。曲線(b)と(c)を比較すると判るように、応力の増加とともに σ_M と σ_R の差が小さくなるため、変形応力が高い程 E_2 および η は高くなる。そこで E_2 および η を上げるためには、すべりの発生をどれだけ高い応力まで阻止できるかが材料開発上の重要な課題となる。

形状記憶効果および超弾性の出現条件を応力と温度の関数として模式的に示したのが図-3である。応力下での M_s 点と外部一軸応力の間には σ_M で表わされるような直線関係が成立する (Clausius - Clapeyron の関係)。さらに同図には、 σ_s が高い場合 (σ_{SH}) と低い

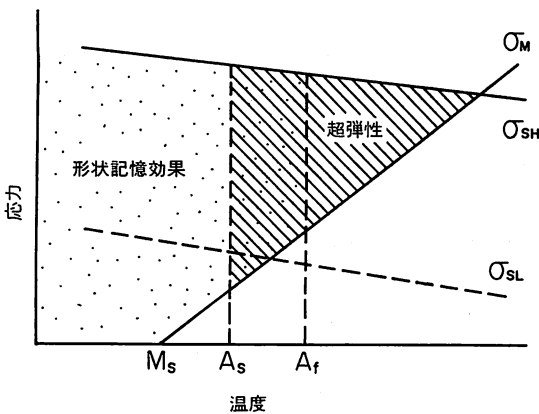


図-3 形状記憶効果と超弾性の現われる条件を示す模式図。

σ_M ; 応力誘起変態に対する臨界応力。
 σ_{SH}, σ_{SL} ; すべりなどの永久変形に対する臨界応力。

場合 (σ_{SL}) の両方を示してある。 σ_{SL} の場合には形状記憶効果を示す領域は存在するが、完全な超弾性を示す領域はない。これは図のように A_f 点以上の温度ではマルテンサイトが応力誘起する前にすべり変形が生ずるためである。しかし、すべりが σ_{SH} で生ずる場合には、 A_f 点以上の温度域で完全な超弾性を示すことになる。また σ_s が高い場合には形状回復力は増加し形状記憶効果特性の改善にも有効である。前述の E_2 および η を高めることと同時に形状記憶効果および超弾性の利用範囲を広げるためには、 σ_s を如何に高めるかが材料開発上重要な問題であることが明らかである。次章ではそのような視点で Ti-Ni 合金の超弾性特性改善を行った我々の結果について述べる。

4. 超弾性特性の改善

前述のように超弾性特性を改善するには、すべり変形の生ずる応力 σ_s を高くすれば良い訳であるが、そのためには①時効、②Ni 濃度および③加工組織を利用すると有効である。これらの効果について以下に紹介する。^{12,15)} ①、②の効果については文献(6)にも類似の結果が得られていることをお断りしておきたい。

4.1. 時効による超弾性特性の改善

合金によっては高温で溶体化処理(二つの元素が均一に混ざり合った状態にすること)をした後低温の適当な温度で焼鈍すると、地の合金の中に第2相が細かく析出して合金を著しく硬化させ、すべりの臨界応力を著しく高めるものがある。このような処理を時効処理といっている。身近な例としてよく知られているジュラルミンはこのようにして作られたものである。ほとんどの形状記憶合金あるいは超弾性材料は溶体化処

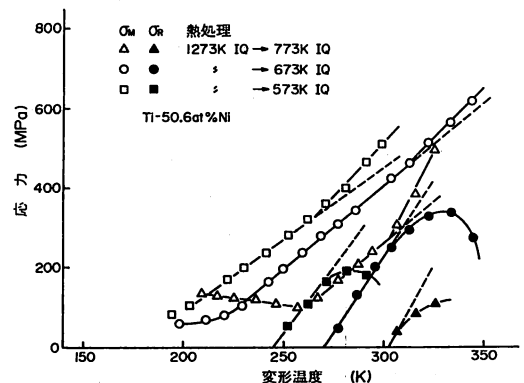


図-4 Ti - 50.6at % Ni 合金の変態開始応力 (σ_M) と逆変態終了応力 (σ_R) の変形温度依存性及び時効温度の影響。

表2 Ti-Ni合金の超弾性特性に及ぼす(1)時効、(2) Ni濃度、(3)加工組織および(4)時効と加工組織の組合せの効果。

	Ni濃度 (at%)	熱処理	σ_s (MPa)	E_2 max (MJ/m ³)	η max
(1)	50.6	1273K IQ*	110	8.9	0.18
	"	1273K IQ→773K IQ	320	15.1	0.40
	"	1273K IQ→673K IQ	470	33.3	0.68
	"	1273K IQ→573K IQ	320	20.5	0.50
(2)	49.8	1273K IQ→673K IQ	< 100	3.8	0.21
	50.1	"	230	6.7	0.27
	50.6	"	470	33.3	0.68
	51.6	"	650	37.7	0.78
(3)	49.8	1273K IQ	< 100	6.8	0.18
	"	773K IQ	280	15.7	0.48
	"	673K IQ	500	31.5	0.70
	"	1273K IQ→673K IQ	< 100	3.8	0.21
(4)	50.6	673K IQ	620	42.2	0.81

*IQ: 氷水中へ焼入れ

理後水中に焼入れないと中間温度域で2相分離が起こる結果、マルテンサイト変態をしなくなり時効処理は施せないが、Ti-Ni合金は例外でありどの温度範囲で熱処理を行っても完全にマルテンサイト変態を示す。そのため、Ti-Ni合金では低温での時効処理により σ_s を増加させ超弾性特性を改善することが期待できる。図-4は、Ti-50.6at%Ni合金につき各種温度で時効処理をした後引張試験を行って超弾性特性を調べた結果である。縦軸は図-2で定義したマルテンサイト変態誘起応力 σ_M と、逆変態終了応力 σ_R であり、横軸は試験温度である。また図中1,273K IQ→773K IQ等とある記号は、1,273K(1,000℃)で溶体化処理後氷水中に焼入れ(IQ)し、しかる後773Kで時効処理をした後氷水中に焼入れしたという意味である。この図から σ_M の値は温度と直線関係を示す領域があるが、ある応力以上ではすべり変形が起こり、超弾性特性が劣化することが判る。尚この図には溶体化処理をしただけの試料の結果を示してないが、その場合には超弾性特性を殆んど示さない。このことから時効処理は超弾性特性の改善に有効であることが明らかである。表2(1)には、これらの結果をまとめてあるが、1,273Kで溶体化処理したままの試料(1,273K IQ)の σ_s は110MPa(約11kg/mm²)であるが、溶体化処理後各種温度で時効処理を施した試料の σ_s は溶体化処理材の数倍高くなり、特に673Kで時効した試料が最も高く470MPaにも達した。それにともない単位体積あたり貯え得るエネルギー密度 E_2 およびエネルギー貯蔵効率 η も大幅に増加することが表から確認できる。

4.2 超弾性特性に及ぼすNi濃度の影響

上述の時効の効果はTi-Ni系の状態図から考えてNi過剰組成のTiNi₃あるいはTi₁₁Ni₁₄等の析出物の形成によるので、Ni濃度の高い組成のものほど時効の影響は強いと考えられる。そこで、上述の時効が最も顕著に現われる熱処理(1,273Kで溶体化処理後673Kで時効)を異なる組成の試料に施して、時効効果の組成依存性を調べた結果を表2の(2)に示してある。49.8at%Niの試料では σ_s は100MPa以下であり、超弾性は現われず時効効果は全く現われていない。50.1at%Niの試料では σ_s は230MPaと増加するが、完全な超弾性を示すには至らない。ところが、50.6at%Niの試料では時効効果が顕著に現われ470MPaにも達した。Ni濃度がさらに増加し、51.6at%Niの試料では σ_s は650MPaとなり、 E_2 の最大値は37.7MJ/m³にも及ぶ。これは普通のバネ鋼の貯え得るエネルギーの約40倍にも達する値である。

4.3 加工組織を利用した超弾性特性の改善

以上の結果から、Ni濃度の高い試料では時効の効果は顕著に現われ、超弾性特性が大幅に改善されることが明らかである。しかし、Ni濃度が増せば材料は硬くなり加工が困難になるので、実際の応用に際しては、加工性を考え合わせて最適の組成を選択する必要がある。加工性という面からはNi濃度が低いほど優れており、低Ni濃度の試料で σ_s を高めることができる他の因子の探求は実用上興味深い問題である。変形応力が転位密度の $\frac{1}{2}$ 乗に比例するという関係から予想されるように、転位密度を増せば σ_s を増加することが期待できる。そこで冷間加工時に導入された転位組織を有効に利用する条件を探るために、加工後の焼鈍温度の効果調べた結果を表2(3)に示す。表には加工組織の効果の時効の効果と分離して評価するために、時効効果の全く現われない49.8at%Niの試料の結果を示してある。1,273Kで溶体化処理をして加工組織を完全に消した場合に σ_s は100MPa以下であるが、冷間加工後673Kで焼鈍した試料では σ_s が500MPaにも達し、高Ni濃度試料における時効効果に匹敵する効果が得られることになる。上記の最適の時効温度と加工後の焼鈍温度はいずれも673Kであることから、これら二つの効果を複合した形で利用すれば超弾性特性はさらに改善される。その結果は表2(4)に示してあり、 E_2 が42.2MJ/m³、 η が81%にも達している。

5. 繰返し変形に対する超弾性特性の安定性

時効および加工時に導入された転位組織により改善

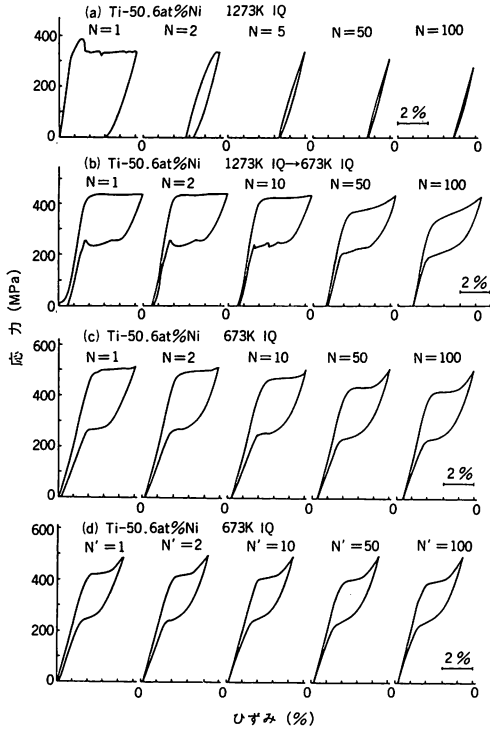


図-5 繰返し変形に対する超弾性特性の安定性。
 (a)溶体化処理材, (b)時効処理材, (c)時効と加工組織の複合効果を利用した試料および(d)トレーニング後の複合効果を利用した試料の応力-ひずみ曲線の変化。

された超弾性特性の繰返し変形に対する安定性および疲労寿命は、実用上重要な関心事である。これらの問題のうち、まず前者についての結果を述べる。図-5にはTi-50.6at%Ni合金を(a)1,273Kで溶体化処理した試料、(b)1,273Kで溶体化処理後さらに673Kで時効処理を施した試料、(c)冷間加工後673Kで焼鈍した試料について、繰返し変形に対する応力-ひずみ曲線の変化の様子を示している。比較のために図では変形量を5%に限定したときの結果を示してある。標準的な熱処理を行った(a)では、ほとんど超弾性を示さず、2回目の変形時に曲線は初めのものとは全く異なる形に変化している。これに対して時効処理を行った(b)では曲線の変化の程度は少なく、時効と加工組織を利用した(c)では100回後も応力一定のもとで変態が進行する特徴を残し、曲線の形状変化は少ない。 σ_M と σ_R は変形の繰返しとともに減少するが、その変化の度合は初めは急であるが繰返し数が増加すると定常状態が存在し、その後は安定した超弾性特性を示す。このことから、あらかじめ使用前に繰返し変形を加えてトレ

ニングしておくことと安定した超弾性特性が得られることになる。図-5(d)には時効と加工組織を複合した試料のトレーニング後の結果を示してあるが、曲線の形は全く変化していない。繰返し変形によるもう一つの変化は、応力ヒステリシス($\sigma_M - \sigma_R$)が変形の繰返しとともに減少することであるが、これはエネルギー貯蔵効率 η を高める結果になり、このような変化はむしろ望ましいものである。例えば、(c)では1回目の変形時の η は64%であるが100回目の変形時には72%に達している。前述の σ_s の値、加工性および上述の繰返し変形に対する超弾性特性の安定性という面から考え合わせて、Ni濃度が50.5~51.0at%の試料で複合効果を利用することが最も有効な材料設計であると結論できる。

6. 疲労寿命

次に疲労寿命であるが、図-6には時効と加工組織を利用するため冷間加工後673Kで焼鈍したTi-50.8at%Ni合金の片振り引張疲労試験の結果を示してある。△印は最大ひずみを6.0%にしたときの結果である。表示の応力は1回目の繰返し変形時の値であり、その値は試験温度を変えることにより変化させている。結果は二つの領域に整理することができる。低寿命側は超弾性を示す温度範囲に対応し、長寿命側は形状記憶効果を示す温度範囲に対応している。実験が片振りで行われているため、形状記憶効果を示す温度範囲では2回目以後の繰返し変形はマルテンサイト相状態の弾性変形である。他の印で示された結果は、それぞれ表示の温度で応力制御により実験したものである。この場合にもそれぞれの結果は二つの領域に分けられ、ひずみ制御の超弾性を示すときの結果とほぼ同じ傾向を示す領域と、そこから折れ曲がる領域がある。前者はマルテンサイト相が応力誘起される場合に対応し、後者は

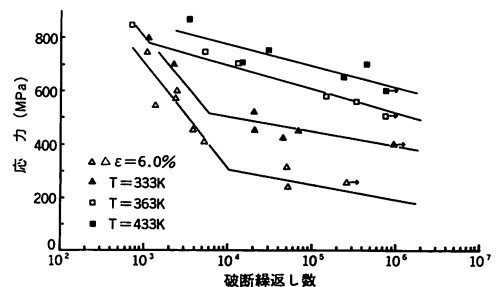


図-6 Ti-50.8at%Ni合金の片振り引張疲労寿命。詳細は本文参照。

母相の弾性変形に対応している。弾性変形で使う場合には、例えば 433 K で変形した結果によると 600 MPa の繰返し応力で 10^6 回の寿命を示し非常に疲労特性が優れている。しかし、マルテンサイト相が応力誘起すると寿命が短くなり、最高 10^4 回程度の寿命しか示さない。この原因は現時点ではまだ不明であり、その解明にはさらに多くの系統的な研究が必要である。超弾性材料の疲労の研究は始まったばかりであり¹⁷⁾ 今後第 3 元素の添加などにより寿命の改善を行って行く予定である。

7. おわりに

最近 Ti-Ni 合金で改善された超弾性特性が、簡単な機構で自動車あるいは他の原動機の制動エネルギー回生利用に十分利用できることを紹介した。本稿によりエネルギーの有効利用に関する分野の技術者、研究者が超弾性材料の応用に興味を持って戴けるならば幸である。

超弾性と兄弟の関係にある形状記憶効果を利用した他の省エネルギー用デバイスも数多く考案されている。これらの応用に関して興味のある方は末記の文献^{8, 9) 18)-22)} を参考にされたい。

尚ここで取り上げた問題については、日頃杉本和俊氏から多くの御教示を受けており、深く感謝の意を表する次第です。

参 考 文 献

- 1) Energy Balances of OECD Countries (1980).
- 2) 羽鳥鷹兵; エネルギー・資源, 2巻, 6号(1981), 74~81.
- 3) 新美 格; 日本金属学会会報, 20巻, 8号(1981), 678~683.
- 4) 林 洋; 内燃機関, 14巻, 171号(1975), 31~42.
- 5) Otsuka, K., Shimizu, K.; Metals Forum, No 4 (1981), 142~152.
- 6) Otsuka, K., Wayman, C. M.; Pseudoelasticity and Stress-induced Martensitic Transformation, in Review on the Deformation Behavior of Materials, Ed. P. Feltham, Vol. II, No 2, Freund Publishing House, Israel, (1977), P. 81.
- 7) 大塚和弘, 杉本和俊; 塑性と加工, 22巻, 246号(1981), 645~653.
- 8) 杉本和俊, 大塚和弘; 特許出願済(1979).
- 9) 宮崎修一, 大塚和弘; 金属, 51巻, 12号(1981), 2~10.
- 10) 宮崎修一; 日本金属学会会報, 22巻, 2号(1983), 140~141.
- 11) 宮崎修一, 大塚和弘; 金属, 53巻, 3号(1983), 38~47.
- 12) 宮崎修一, 大塚和弘; 日本金属学会会報, 22巻, 1号(1983), 33~41.
- 13) 松浦 謙; 自動車技術, 32巻, 5号, (1978), 410~416.
- 14) 西山善次; マルテンサイト変態(基本編)(1971), 丸善.
- 15) Miyazaki, S., Ohmi, Y., Otsuka, K., Suzuki, Y.; Journal de Physique, Vol. 43, Supplement No 12 (1982), C 4-255~260.
- 16) Saburi, T., Tatsumi, T., Nenno, S.; 同上(1982), C 4-261~266.
- 17) 宮崎修一, 大塚和弘, 清水謙一; 金属物理セミナー, 4巻, 3号(1980), 111~120.
- 18) Wayman, C. M. (唯木次男訳); 日本金属学会会報, 19巻, 5号(1980), 323~332.
- 19) 清水謙一; エネルギー・資源, 2巻, 6号(1981), 87~92.
- 20) 本間敏夫; 鉄と鋼, 第67巻, 1号(1981), 47~53.
- 21) 清水謙一, 坂本英和; 科学と工業, 55巻(1981), 358~364, 394~400.
- 22) 大塚和弘; 応用物理, 51巻, 12号(1982), 1351~1356.

