

技術資料

UDC 669.15:621.8:534.833

防振合金の最近の進歩*

杉本孝一**

Recent Advances in High Damping Alloys

Koichi SUGIMOTO

1. ま え が き

近年、機械の振動や騒音を低減する必要性はますます高まっている。これに対しては従来機械工学あるいは音響工学の立場から種々の対策が考えられており、実際に効を奏した例も数多く認められる。けれども、場合によつては条件が厳しすぎて、従来採用されてきた手法だけでは必ずしも充分でないこともあるようである。ここに紹介する防振合金はこのような場合に使用して大きな偉力を発揮すると期待される新型の高減衰能合金材料である。これは金属材料として十分な強度を有することはもちろん、そのうえ高い減衰能を兼ね備えた新材料であり、したがつてこのような防振合金をうまく活用すれば、従来の手法が行き詰まりとなつたような苛酷な条件のもとでの防振設計をより容易にする可能性がある。以下まずこのような防振合金をその防振機構に重点を置いて基礎的に概説し、つぎにその合金の応用を実例を挙げながら展望する。

2. 防振対策と金属材料の減衰能

2.1 防振対策の三原則

振動を防止するための対策としては元来つぎの三原則がある。すなわち、i) 質量を増し、剛性を高めること、ii) 共振を避けること、iii) 振動を減衰させることなどが有効とされている。これらのうちで i) はいわゆる剛構造と呼ばれるもので、振動を起こさないように全体をしつかりと丈夫な構造に作り上げようとする考え方である。重量とスペースあるいはコストなどをまったく無視すれば、ほぼ理想に近いすぐれた防振設計を実現することができる方法である。けれども実際には多くの場合これは実現不可能である。とりわけ軽量化と高速回転などを必要とする場合、その実施は不可能であろう。そこで実際には ii) または iii) の方法が用いられるわけである。ii) は共鳴振動による大振幅の発生を抑制するために、共鳴点を避ける方法である ((4), (5)式参照)。これは振動源が単一の振動数を持つような比較的単純な場合にのみ有効である。もし振動源が幅広い振動数スペクトルを持つときはこの方法はもはや有効ではない。つ

まり i) と ii) の対策は現実問題として不十分な点を含んでおり、多くの場合これらの二つの方法だけでは振動を充分除去することはできない。

そこで実際にはやむをえず振動はいわば起こるがままに起こさせてやることとし、そして起こつた振動をなるべくすみやかに減衰させるための工夫がはらわれる。いわゆる柔構造と呼ばれるものがこれである。iii) の方法はこれに属し、i) や ii) の方法にくらべてより現実的なやり方である。機械の多くはこのような減衰の問題、すなわち振動エネルギーの吸収の問題をかかえている。振動を減衰させる方法には a) システムダンピング、b) ストラクチャルダンピング、c) マテリアルダンピングの三種がある。システムダンピングは流体の粘性力や固体の摩擦力などを利用したり、あるいは電磁誘導作用力を利用したりして、振動エネルギーを消費させ振動を抑制する。したがつてこの目的に沿つた特別のダンパーシステムを外部に設ける必要がある。たとえば、自動車のオイルダンパーまたはエアードンパーが車体振動の防止に使用されたり、風変りな場合としてペン書きレコーダーのペン先の余分な振動を除去するためにダンピング調整回路が設けられたりするものは、いずれもシステムダンピング応用の実例である。

ストラクチャルダンピングは金属材料と高分子材料とを交互に重ね合わせた積層複合体を作つて、振動エネルギーをやわらかい高分子材料が変形するための仕事として消費させ振動を減衰させるものである。たとえば、二枚の薄い鋼板で特殊な有機物質をはさみ込んだサンドイッチ構造の防音鉄板や、薄い金属板の表面に貼りつけて使用されるダンピングテープなどはその実例である。

以上のとおり、システムダンピングとストラクチャルダンピングはうまく設計され使用された場合、防振対策として大きな偉力を発揮する。しかし、この両者において共通した点はつぎの事実であろう。すなわち、従来このような場合に使用された金属材料は単に強度的な因子にのみ着目して選択されたものであり、少なくとも金属材料の減衰能に関する限り、ほとんどまたはまったく

* 昭和49年4月1日受付 (依頼技術資料)

** 大阪大学産業科学研究所 工博

注意がはらわれていないという点は特記すべきであろう。所詮、金属材料とは強くて振動しやすいものであるという先入観が設計者の頭の中にあつて、「金属的な音」あるいは「金切り声」などという言葉で象徴されるように、どうにも仕方のない事であるとあきらめに似た感があつたと思われる。そこで、振動エネルギーの吸収策として上述のような流体の粘性力や有機物質の塑性流動などのように、金属以外の物質の性質に頼らざるをえないのが実情であつた。筆者は金属学徒の一人として、かねてこの点を非常に残念に思つてきた次第であり、筆者の目からすれば金属以外の物質の性質に頼るシステムダンピングやストラクチャルダンピングは、極めて消極的な防振対策にすぎない。例えていえば、振動という病氣に対する対症療法の一つにしかすぎないと思われる。したがつて、根本的な治療方法の確立が必要であると考えられる。

マテリアルダンピングは材料そのものが持つ大きな減衰能を活用して振動を抑制しようとする考え方である。その点、上述の対症療法的なものとは異なり、これは抜本的な防振対策であるといえる。強度や使用温度などが許容する少数の場合について従来主としてプラスチック

材料が金属材料と置き換えて使用され、効果をあげている。ナイロン製歯車などはその実例であろう。もし、金属材料でナイロンと同程度の大きな減衰能を持つ材料が出現すれば、用途範囲はいつそう広がるであろう。従来、ねずみ鋳鉄が振動減衰能の大きい特徴を買われて、機械の台枠などに好んで用いられた実例はあるものの、大多数の金属材料はほとんど例外なしに減衰能がきわめて小さく、ナイロンなどとはとうてい競合できないのが現状であつた。

さて、このような情勢の中にあつて高い強度と大きな減衰能を持ち合わせた新しい金属材料を開発する動きは米国ならびに英国に端を発し、十年余りにわたる研究の結果、今日数種類の新型防合金が出現するに到つたことは金属学の立場からすればまことに喜ばしい限りである。将来この方面の研究開発がいちだんと進めば、防振対策はより容易となり、抜本的なものとなることが期待される。本稿ではこのような新型防合金と、従来からよく知られている鋳鉄などのような減衰能の大きい材料について述べる。

2.2 金属材料の強度と減衰能

図1は各種金属材料の強度と減衰能との関係を示す。

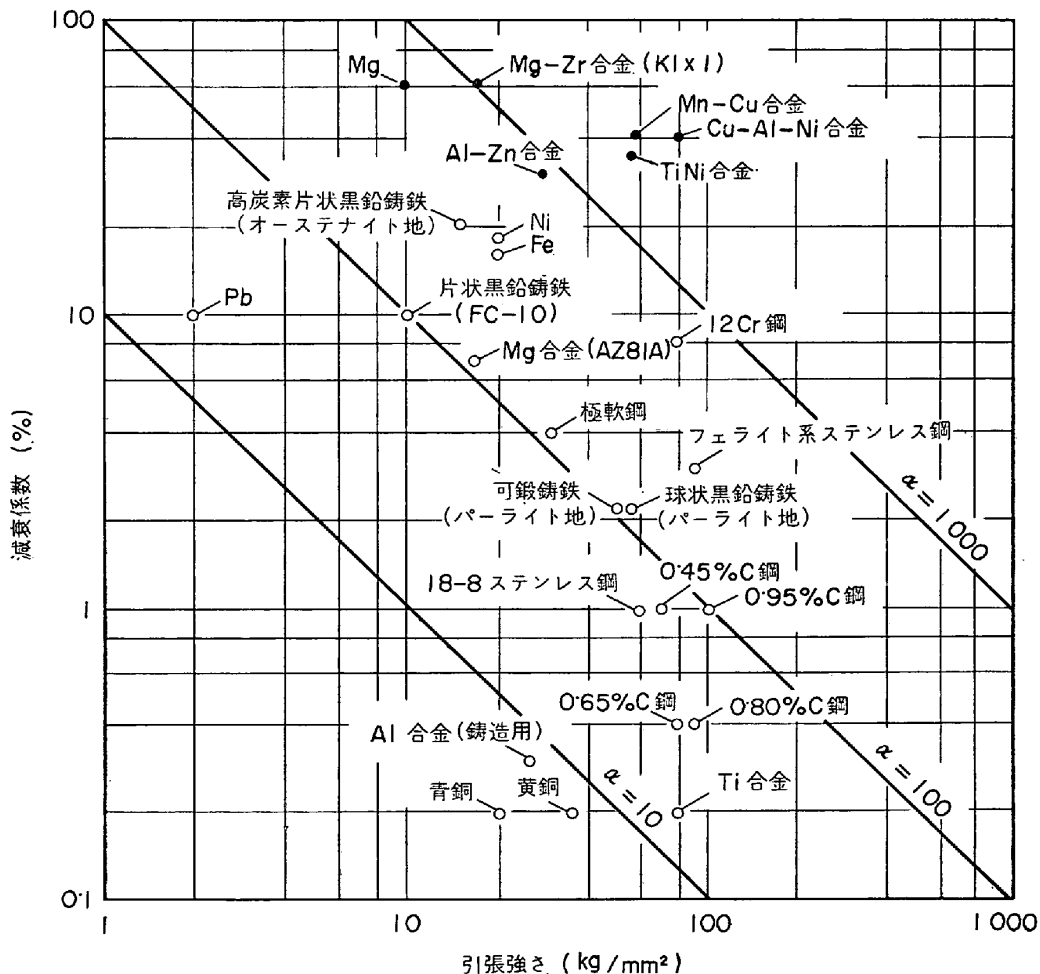


図1 各種金属材料の強度と減衰係数

ここで減衰能としては固有減衰係数 (specific damping index) という数値が用いられている。これは各種材料の 0.2% 引張り永久ひずみに相当する応力、すなわち耐力を σ_y とし、 $\sigma_y/10$ のせん断応力振幅を用いて振り振動法で測定した場合に得られる固有減衰能 (specific damping capacity, 以下 S.D.C. と略す) を表わしている。材料の種類により耐力の大きさはまちまちであるし、また一方、S.D.C. の値そのものは同じ材料においても応力振幅に大きく依存することが多いので、このような表現を用いることが必要である¹⁾。

つぎに、S.D.C. と内部摩擦や対数減衰率について述べる。工学上で広く使用される固有減衰能 S.D.C. は一般に振動する試験片の一周期当たりの振動エネルギー損失率としてつぎのように定義される。

$$\text{S.D.C.}(\%) = \frac{\Delta W}{W} \times 100 = \frac{A_n^2 - A_{n+1}^2}{A_n^2} \dots\dots(1)$$

ここで、 ΔW は一周期当たりの振動エネルギー損失、 W は弾性エネルギー、 A_n および A_{n+1} はそれぞれ n 番目と $(n+1)$ 番目の振幅の大きさである。(1)式のS.D.C. は固体の内部摩擦に関する表示方法の一つであるが、防振合金に対してはすべてこの表示方法が使用されるのが好ましい。このほかに、一般に内部摩擦の大きさを表わす方法として共鳴曲線の鋭さを表わす因子 Q^{-1} や、対数減衰率 δ などがある。しかし、防振合金の内部摩擦は比較的大きいので、 Q^{-1} や δ による表示は不適當である。通常内部摩擦があまり大きくない場合には、

$$Q^{-1} = \frac{\delta}{\pi} = \frac{1}{2\pi} \cdot \frac{\Delta W}{W}$$

の関係が近似的に成り立つ。実際問題としては測定技術上の問題からしばしば上記の Q^{-1} や δ などが防振合金に対しても使用される。減衰能の絶対値を求めるのではなく、異なる材料の減衰能を同一試験方法により相対的に比較しようとする場合には、これで充分である。本稿で示した例の多くも、このような理由から内部摩擦を Q^{-1} や δ を用いて表示している。

さて、図1において便宜上強度 σ_B と固有減衰係数との積を α とし、 $\alpha=10$, $\alpha=100$, $\alpha=1000$ で示される三つの直線について考えてみる。一般に σ_B の大きい材料ほど減衰係数は小さいという傾向が認められる。たとえば、主な鉄鋼材料は $\alpha=100$ の直線に沿ってこの傾向が明白である。また非鉄金属材料全般についていえば、減衰係数は大きい強度が極端に小さい Pb を出発点に、 $\alpha=10$ の直線に沿って、強度の増加につれて減衰係数低下の傾向が認められる。図1で黒丸で示した6種類の防振合金は $\alpha=1000$ の直線の近くに位置しており、強度と減衰係数の両面で他の材料よりはるかに優れていることがわかる。とくに減衰係数は同じ強度を持つ他の材料にくらべて約 10 倍ないし 100 倍も大きく、この点 2.1 で述べたマテリアルダンピングを利用した積極的な防振

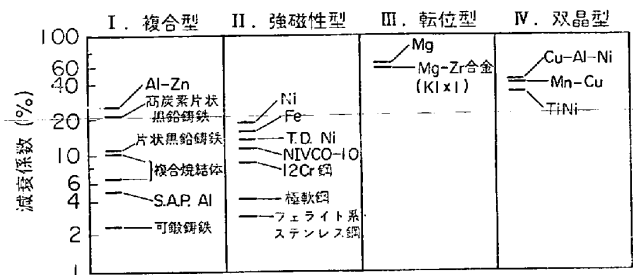


図2 防振合金材料の分類

対策を実施するための新材料として実用に供しうる可能性がある。

3. 防振機構による分類

図2は現在知られている新型防振合金と従来から一般に用いられている合金のうちで比較的防振効果の大きいものについて、それぞれ防振機構すなわち振動エネルギー消費のメカニズムを四とおりに分類して示したものである。図2ではI. 複合型、II. 強磁性型、III. 転位型、IV. 双晶型の四とおりに分けたが、材料によつては必ずしも単一の機構だけによらず、二つあるいはそれ以上の機構が同時に働いて振動エネルギーの消費が起きている場合もあることに留意されたい。以下これらの機構をさらにくわしく説明する。

3.1 複合型

この型に属する合金は一般にその顕微鏡組織は複雑で二相あるいはそれ以上の組織成分から成っている。たとえば、共晶、共析組織あるいは粒界もしくは粒内析出物を含む組織がこれに相当する。よく発達した過共晶片状黒鉛を多量に含む鑄鉄はすぐれた防振材料として従来からよく知られており、実際に使用された実績もある。

この例でもわかるように、一般に強くて靱性のある基地中に軟かい第二相が混在した合金組織を持つているものがこの型に属する。振動に際して第二相と基地との境界面で塑性流動(または粘性流動)がひき起こされて、エネルギーが消費されるのである。この型の材料としては現在鑄鉄のほか Al-Zn 合金 (40~78%の Zn を含む) がある。しかし、将来これと似た性質を持つ合金が他の合金系においても新しく見出される可能性があると考えられる。その際、基地の強度にくらべて第二相の強度が極端に小さく、界面での塑性流動(または粘性流動)が起こりやすいものであることが重要である。

相境界での塑性流動(または粘性流動)の機構は実験事実にもとづく推論の結果として提唱されたものであり、固体の内部摩擦理論ではまだ明確な解明がなされたわけではない。したがって、複合型防振合金の減衰能の機構と原因についての原子的な詳細な説明はできない現状である。しかしながら、非常に大きな減衰能が比較的高温度において容易に得られる利点があり、実用防振合金の開発においては一つの重要な方向であると考えられる。

3.2 強磁性型

これは磁区壁の非可逆移動にともなう磁気・機械的静履歴 (magneto-mechanical static hysteresis) によるエネルギー消費を利用するものである。強磁性材料、とくに軟質磁性材料のように磁区壁の外部応力による移動が容易に起こる場合に認められる。たとえば Fe-3.8% Si 合金単結晶における磁区壁の応力による移動の様相を観察した。結果を写真1に示す。

一般に強磁性体の材料は外部に対して磁性を示さない場合でも、その内部は小さな磁区と呼ばれる小磁石に分れており、各磁区はその磁化方向と一定の関係の方向にひずみを持っている。このひずみを磁歪という。写真1 (a) または (b) でささの葉状の形をした領域は一つの磁

区であり、これらの磁区内では結晶は $X-X'$ 方向に磁化している。鉄の場合磁歪は正であるから、結晶は $X-X'$ 方向にわずかに伸長している。ささの葉のすき間に相当する領域では、結晶は $Y-Y'$ 方向に磁化しており、写真1 (a) 中に見られる白い境界線は 90° 磁区壁と呼ばれる。

いま、このような結晶に対して $Y-Y'$ 方向に外部から引張り応力を作用させる場合を考えてみる。各磁区はその磁歪方向に応じてポテンシャルエネルギーに差が生じ、磁区の境界である磁壁に対してそのポテンシャルエネルギーを解放させる方向に移動させようとする力が作用し、磁壁の移動が起こる。たとえば (c) \rightarrow (d) \rightarrow (e) \rightarrow (f) は引張り応力を順次増すと時の変化を示すが、

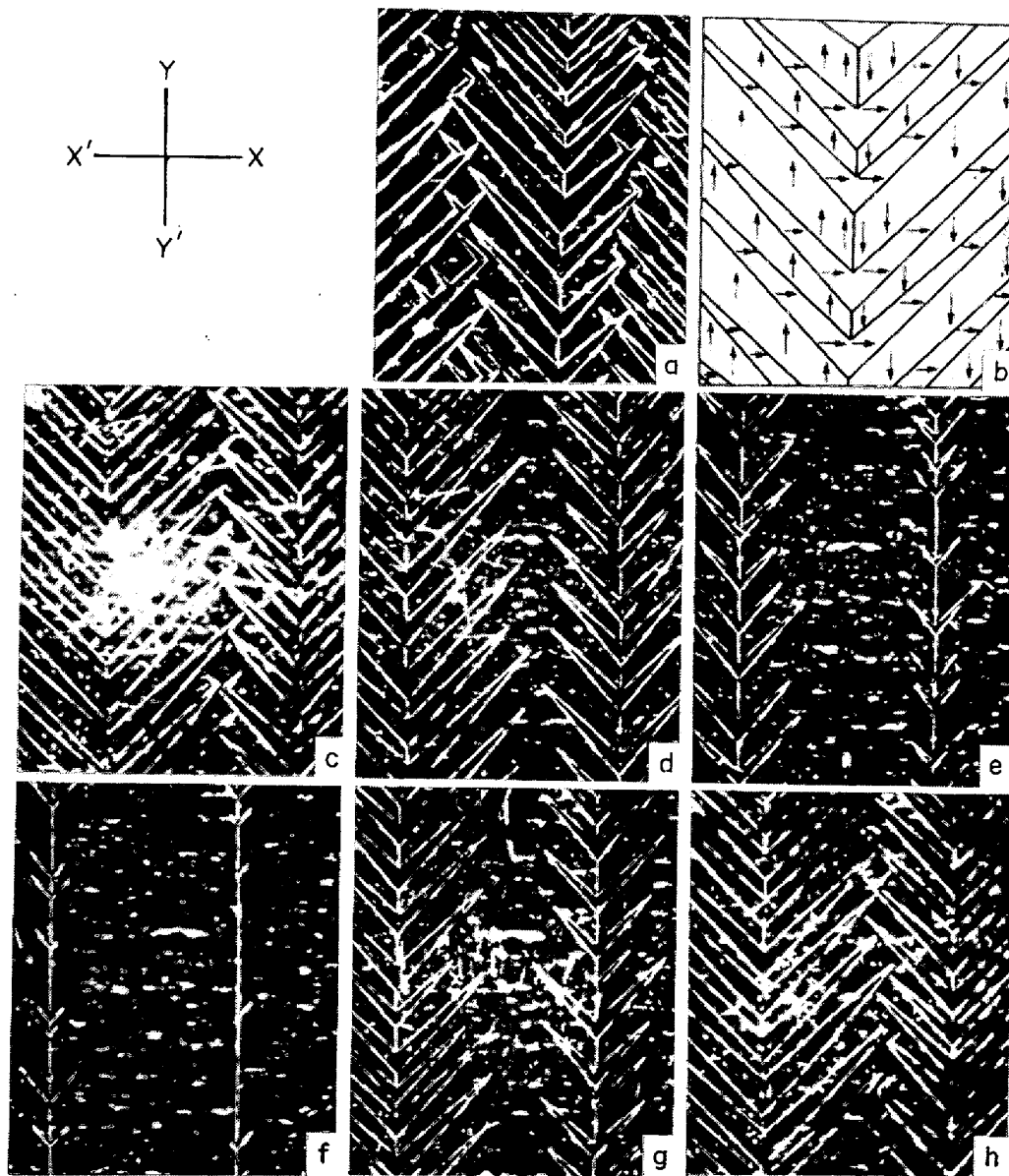


写真1 Fe-3.8%Si 合金における磁壁移動の観察, (a)無応力のとき, (b)同磁化ベクトルの配列, (c) \rightarrow (d) \rightarrow (e) \rightarrow (f) $Y-Y'$ 方向の引張り応力を順次増して行くときの磁区配列の変化, (g) \rightarrow (h)引張り応力を減じたときの変化 (Bozorth²⁾).

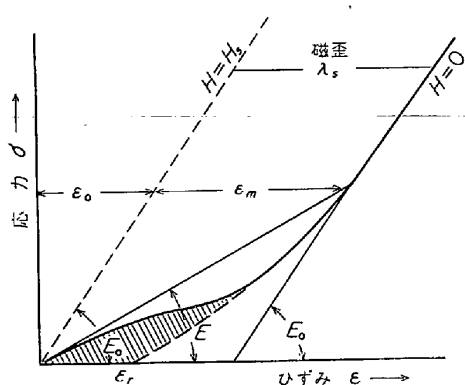


図3 強磁性体の応力-ひずみ曲線 (FRANZ³⁾).

Y-Y' 方向に磁化ベクトルを持つ領域 (ささの葉のすき間の部分) がこれと直角方向に磁化ベクトルを持つ領域 (ささの葉の部分) を喰つて成長する模様がわかる。(g)→(h)は応力を取り除いた場合に磁区壁が逆向きに移動して、はじめの磁区配列に近い状態に戻ることを示している。磁壁移動の非可逆性から応力をまったく取り除いても完全にもとの状態には戻らない。このことは磁気・機械的静履歴の発生にとって重要な点である。

さて、磁壁が外部応力のもとでこのようにして移動すると、強磁性体の応力-ひずみ曲線には一般に図3のような特異な効果が認められる。これは ΔE 効果とも呼ばれ、磁気・機械的静履歴の原因となる。図3で ε₀ および ε_m はそれぞれ弾性ひずみと磁気ひずみ (磁歪) を表わす。無磁場下 (H=0) では弾性ひずみのほかに上述の磁気ひずみが余分に付随しているから、応力-ひずみ曲線は直線関係から下方にずれる。磁気ひずみは飽和磁歪 λ_s に等しくなるまで増加すると、その後一定値に保たれるから、応力-ひずみ関係は再び直線となる。応力を減じるときは、ほぼ直線的な経過をたどり応力がゼロのとき残留ひずみ ε_r を生じる。これは残留磁化に対応するものである。このようなわけで応力-ひずみ関係には図3の斜線の部分に相当する履歴現象が起こる。これがエネルギー損失の原因となる。一方、飽和磁化の状態 (H=H_s) では全体が単一磁区となつているから、応力-ひずみ関係は直線となり、弾性ひずみのみが認められる。このときエネルギー損失はゼロとなり、減衰能は非常に小さくなる。

純鉄におけるこのような磁気-機械的静履歴にもとづく内部摩擦は図4に示されている。この種の静履歴現象の特徴である内部摩擦の振幅依存性と磁場依存性が、とくに 100α 以下の低磁場のもとで顕著に認められる。この材料を冷間加工したり、あるいはCやNのような侵入型不純物原子の含有量を増したりすると、内部摩擦の大きさがいちじるしく減じることも実験で確かめられている。これは転位や侵入型溶質原子の存在が磁壁移動を妨げる結果として理解されている。

強磁性型の分類に加えられる他の種類の減衰能機構と

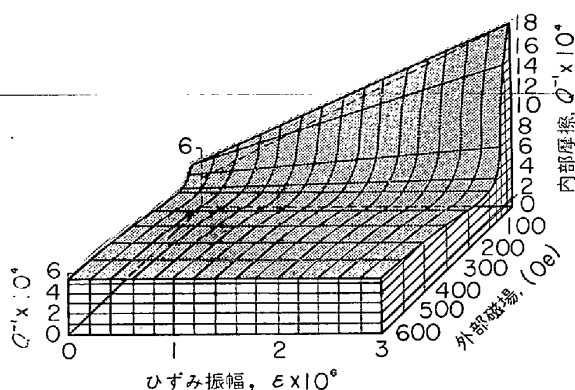


図4 脱炭～脱窒したPuronの内部摩擦におよぼす振幅と磁場の影響 (杉本, 他⁴⁾).

して、磁壁の可逆移動や磁区の可逆回転ともなつて発生する渦電流損失がある。場合によつては材料の種類と形状・寸法を適当に選んで、渦電流損失を極端に大きくすることもできる。

3.3 転位型

金属材料の減衰能を高める第三の機構として、結晶中のすべり転位の運動にもなう内部摩擦を挙げることができる。この問題に関しては GRANATO-LÜCKE の理論⁵⁾があり、この理論によれば転位の運動による内部摩擦をひずみ振幅の大きさに依存しない部分 Q₁ⁱ と依存する部分 Q₂ⁱ とに分けて取り扱っている。一般に防振対策で問題となる振動数領域 (数 Hz から可聴周波数域の上限付近の 20KHz 位まで) においては後者の Q₂ⁱ が重要である。これは結晶中のすべり転位と不純物原子との相互作用の結果生じる機械的静履歴にもとづくエネルギー損失として図5, 6によつて模式的に説明される。

いま図5の(A)のような一つのすべり面上にある長さ L_N の転位線の運動を考えてみる。外部応力が働らないうち転位線は(A)のようにその両端で強く固着されている。このような両端を結ぶ転位線の中間の部分は不純物原子によつて間隔 L_C をもつて弱く固着されている。このような転位線に外部応力 τ が作用すると、転位線は (B)→(C) のように長さ L_C の小さな弦として張り出す。不純物原子による固着点の固着力は一般に転位線の両端における固着力に比べてずっと小さい。そこで応力

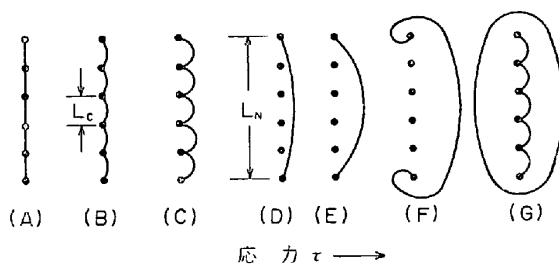


図5 不純物による固着点からの転位の離脱 (GRANATO et al.⁵⁾).

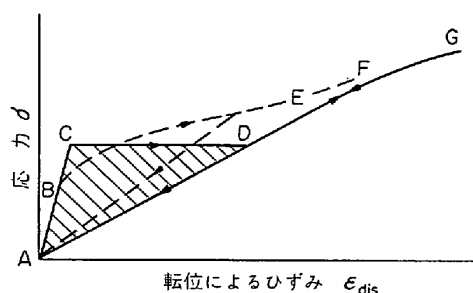


図6 図5の転位離脱現象にともなう機械的静履歴. A~Gは図5を参照のこと. 点線は L_c の長さに分布がある場合を示す (GRANATO et al.⁵⁾).

がある一定値をこえると、不純物による固着点から転位は離脱して、そのためにひずみが急激に増大する(D). このような臨界の応力を転位離脱応力 σ_b (break away stress) という。応力が σ_b より大きくなると、転位の張り出しはますますひどくなり (E, F), ついに転位の増殖が起こる (G). 図6は図5に示した各過程に対応する応力-ひずみ関係を模式的に描いたものである。ただし、ここではひずみとして転位の運動によるひずみ (転位ひずみ) のみを示し、弾性ひずみは除かれている。A→B→Cの経路は不純物による固着点から転位が離脱することなく、小さな弦として張り出す過程に対応している。CからDまでのひずみの急激な増大は、転位が不純物による固着点から離脱するために生じたものである。応力がさらに増すとき、E→F→Gの経路でひずみは増大する。

さて、つぎに応力の大きさを減じていく場合について考える。G→F→E→Dの経路は応力を増すときのものと同一であるが、D→Aの経路はA→Dの経路とは異なる。すなわち、応力を減じるときはDからAまで直接戻ることができるから、結局、図中の斜線で示した部分の面積に相当するだけの静履歴型エネルギー損失を生じる。履歴損失は最大応力が高いほど増大するから、内部摩擦は振幅の増大につれて増加し、いわゆる振幅依存型の転位による内部摩擦 $Q_{\bar{n}}^{-1}$ を生じる。

GRANATO-LÜCKEの理論によれば、上記の原因で起こる振幅依存内部摩擦 $Q_{\bar{n}}^{-1}$ の大きさは

$$Q_{\bar{n}}^{-1} = \frac{\Omega AL^2}{\pi^2 L_c} \cdot \frac{K\epsilon' A}{L_c} \cdot \frac{1}{\epsilon_0} \cdot \exp\left(-\frac{K\epsilon' a}{L_c} \cdot \frac{1}{\epsilon_0}\right) \dots\dots\dots (2)$$

で与えられる。ここで Ω はすべり面上の分解せん断応力が外力より小さいことを考慮した方位係数、 A は転位密度、 K は転位の離脱に必要な力に関する方位依存性の因子、 ϵ' はミスフィットパラメーター、 ϵ_0 はひずみ振幅の大きさ、 a は格子定数である。(2)式は複雑な形をしているが、一般に $Q_{\bar{n}}^{-1}$ は ϵ_0 の増大につれて増加の傾向を示す。したがって応力振幅が大きいほど減衰能は大き

くなり、防振合金の具備すべき条件にかなっていないといえよう。

この型の防振合金の例としては Mg および Mg-0.6%Zr 合金がある。なお、この型の合金の具備すべき条件として、(1)転位が比較的低い応力のもとで離脱するために、弱い固着点を形成するような不純物を適量含んでいること、(3)すべり面上の分解せん断応力が大きくなるために、単結晶ではシュミット因子を考慮した方位の選択が、また多結晶では粒状晶組織を持つことなどがあげられる。発達した集合組織のためにすべり面上の分解せん断応力が減少して、転位の離脱が起こりにくくなり、その結果減衰能が低下する場合があるから注意を要する⁶⁾。

3.4 双晶型

防振合金の研究が最近急速な進歩を遂げたのは、実はこの型の合金が見出されてその異常に高い減衰能に注目がはられるようになったためであるといつても過言ではない。この型の合金は図1でも明らかなように、高い減衰能とすぐれた強度とを兼ね備えている。また、加工が比較的容易で、棒材や板材として大量に製造できる可能性があることも利点の一つである。

ここで、双晶と呼んでいるものは、一般の金属・合金で認められる変形双晶⁷⁾あるいは焼鈍双晶をさすものではない。すなわち、マルテンサイト変態に付随する格子不変せん断変形¹⁷⁾の一種として起こる内部双晶¹⁷⁾ (変態双晶¹⁶⁾とも呼ぶ) のことである。図7にマルテンサイト変態における変形の様式を示す。

マルテンサイト変態は原子の拡散をとまわず、原子の協力的な運動によるせん断によつて起こる。マルテンサイトの名称は最初鋼のマルテンサイト組織に対して与えられたものであるが、今日では鋼以外の金属・合金の場合に対してもこの名称が用いられている。現在では鋼以外の多くの合金においてもこのような変態が起こることが知られている。その変態機構は図7のように格子変形と格子不変せん断変形とに分けて考えることができる。すなわち、母格子(a)がその結晶格子を変える格子変形(b)と、それにとまらぬ形状変化に由来する応力を緩和するための格子不変せん断変形(または補足変形¹⁷⁾(c)または(d)とに分けられる。このうち(c)はすべりによる場合であり、(d)は双晶形成による場合である。本稿ではとくに熱弾性マルテンサイト変態において見られる変態双晶の場合につき述べる。この種の双晶の境界は非常に動きやすい性質があつて、そのために大きな減衰能が発生する。

注) Mgのような稠密六方晶金属においては、変形双晶の形成と消滅にともなうエネルギー損失による減衰能の発生を主張する考え方がある⁵⁾。このため、筆者は他の解説¹²⁾で Mg を双晶型防振合金のうちに加えて取り扱ったことがある。ところが、最近の研究によりこれはすべり転位の運動に関する振幅依存内部摩擦として明確に証明されたので⁶⁾、この解説では Mg を転位型の分類に入れた。

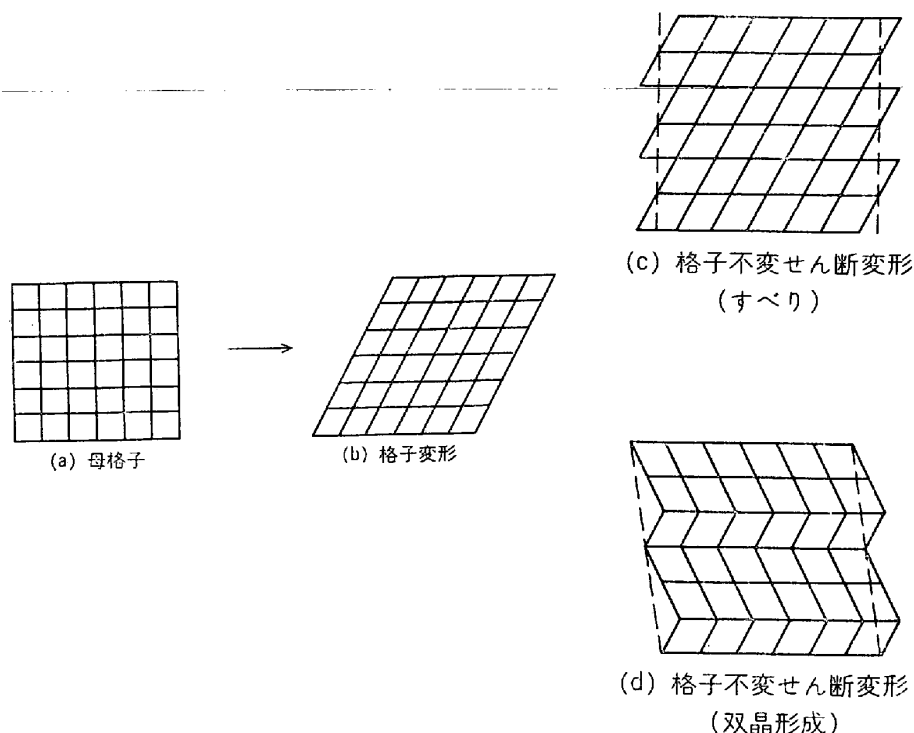


図7 マルテンサイト変態における変形様式。母格子が格子変形を起こしたために生じた応力は、すべりまたは双晶形成をともなう格子不変変形によつて緩和される。(c)および(d)の点線は母格子からの形状変化が少ないことを示している (BILBY et al.⁷⁾。

双晶型防振合金の例としては、Au-46.5~51 at% Cd 合金⁸⁾、In-20at% Tl 合金⁹⁾、Cu-Al-Ni 合金¹⁰⁾、TiNi¹¹⁾ などがある。また、厳密な意味では2次変態的なマルテンサイトの中に入るが、類似の変態双晶が磁気変態に付随して発生する特別な場合の例として Mn-50~90%Cu 合金^{12)~14)}がある。本稿では現在実用の可能性が高いものとしておもに Mn-Cu 系合金について述べ、ついで Cu-Al-Ni 合金につき述べる。なお熱弾性マルテンサイトの詳細については他の解説^{15)~16)}を参照されたい。

写真2は70%Mn-30%Cu合金中に見られる{101}変態双晶境界が外力の作用のもとで移動したり、または新たな双晶の形成が起こる様子を観察した結果である¹⁸⁾。双晶は外力が加えられないときにも認められるが(A)、外力を加えると非常にその数を増す(BおよびD)。外力を取り除けばもとの状態にもどる(CまたはE)。この観察結果は写真1の磁壁移動観察結果と類似するものでありしたがつてこの場合に対しては双晶の形成と消滅、あるいは双晶境界の移動ともなう静履歴現象として、Mn-Cu系合金の比較的大きな振幅(0.7~3.5 kg/mm²)における減衰能が説明されている¹⁸⁾¹⁹⁾。一方、SUMINO²⁰⁾²¹⁾、SUGIMOTO et al.¹³⁾¹⁴⁾はより小さな振幅(応力にして0.1 kg/mm²以下)の場合について、変態双晶境界移動の素過程に関連する緩和ピークと、fcc ⇌ fct 変態^{注)}ともなう相変態ピークの存在を認めた。したがつて、Mn-Cu合金の高い減衰能の原因としては、静履歴

現象のほかこれらの緩和ピークや相変態ピークによるエネルギー損失も考慮に入れて理解する必要がある。図8は双晶境界移動の素過程として提唱された階段状リングの模式図である。また、図9はこのようなリングの形成と成長ともなう応力緩和現象の結果として生じる緩和ピーク(A)と相変態ピーク(B)を示す。双晶境界移動は図8のリングの形成と成長の結果として考えれば、この合金の変態双晶境界が非常に動きやすいものであることが理解される。

相変態ピーク(B)と類似のピークはIn-Tl合金⁹⁾、TiNi¹¹⁾、Cu-Al-Ni合金¹⁰⁾、^{22)~26)}などで認められている。一般に母相とマルテンサイト相との間の境界、あるいはマルテンサイト相中に発生した変態双晶の境界などの運動と関連づけた説明がなされているが、その詳細はなお不明の点が多い。また、Mn-Cu系合金における変態は前述したとおり2次的な変態であり、 γ -Mnの反強磁性規則化の現象ときわめて密接な関係がある¹⁴⁾。この意味で一般の熱弾性マルテンサイト(1次変態)の場合

注) 73%以上のMnを含むMn-Cu二元合金を850°C付近の温度から急冷すると、準安定な γ 固溶体がえられる。これは面心立方格子(fcc)を持つている。また、これは室温付近にネール点を持ち反強磁性に変態する。それともない、格子はc軸方向に収縮を起して、結晶が面心正方格子(fct)に変わる。正方ひずみの大きさは組成と温度によつて異なるが、一般に0.97~0.99の範囲にあり非常にわずかなものである。これによる歪エネルギーを緩和するためにマルテンサイト変態の格子不変せん断変形に似た機構で{101}双晶が形成される。したがつて、この変態は磁気変態とも、またマルテンサイト変態とも、いずれにも解釈できる。

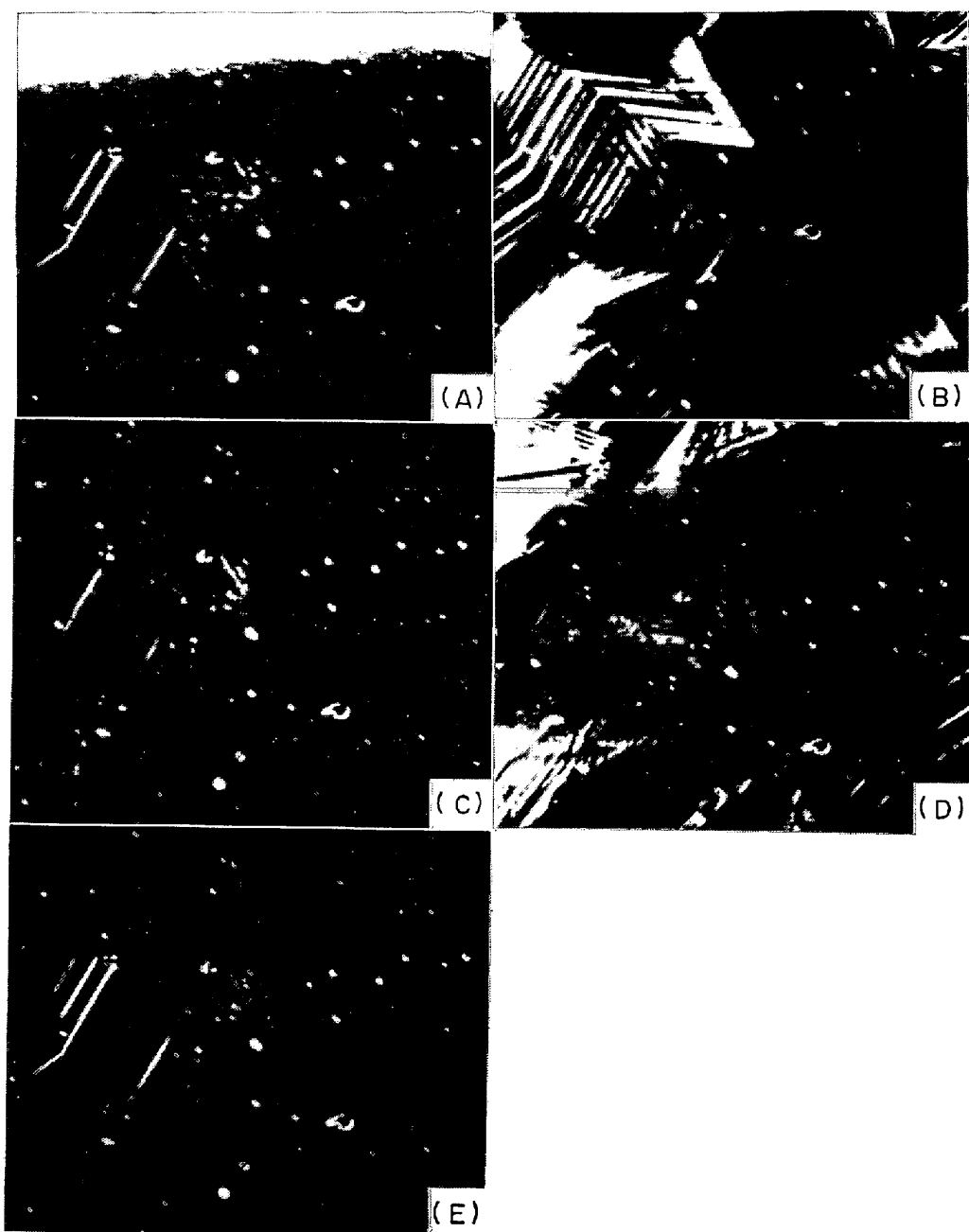


写真 2 70%Mn-30%Cu 合金中の変態双晶の Nomarski 法による観察. (A) $S=0$, (B) $S=2.5 \times 10^{-3}$ (引張りひずみ), (C) $S=0$, (D) $S=-2.5 \times 10^{-3}$ (圧縮ひずみ), (E) $S=0$. 800°C で溶体化処理後急冷し, 425°C で 2hr 時効処理 (BIRCHON et al.¹⁸⁾).

と本質的に異なるものである点は注意を要する.

以上をまとめると, 防振合金は現在表 1 のように分類して示すことができる. なお, 各合金の使用例などについては第 5 章で述べる.

4. 防振合金の用途

防振合金の用途は一般につきの四つに大別される. ここでは具体的な使用例を挙げるに先立つて, 原則的な用途分野の方向を示しておく.

4.1 疲労破壊の防止

物体が周期的な外力のもとで振動するとき, その運動方程式は²⁷⁾

$$m \frac{d^2u}{dt^2} + k \frac{du}{dt} + \alpha u = f_0 \cos \omega t \dots\dots\dots (3)$$

で与えられる. ここで m は物体の重量, k は摩擦力で材料の減衰能に相当し, 減衰係数と呼ばれる. α は弾性の大きさを, また u は変位を示す. f_0 は外力の大きさを表わし, ω はその角振動数である. (3) 式の解を求める条件から振幅の大きさ A は,

表 1 防振合金の分類

名 称	防 振 機 構	例
複 合 型	母相と析出相との界面または粒界での粘性流動 (または塑性流動)	片状黒鉛鑄鉄, Al-Zn 合金
強 磁 性 型	磁区壁の非可逆移動にともなう磁気・機械的静履歴	12%Cr 鋼, NIVCO-10 合金, Fe, Ni, T.D.-ニッケル
転 位 型	すべり転位と不純物原子の相互作用による機械的静履歴	Mg, Mg-0.6%Zr 合金 (KIXI), Zn
双 晶 型	熱弾性マルテンサイトにおける変態双晶境界または母相とマルテンサイト相との境界の移動に関連するエネルギー損失	Mn-Cu, Cu-Al-Ni, TiNi

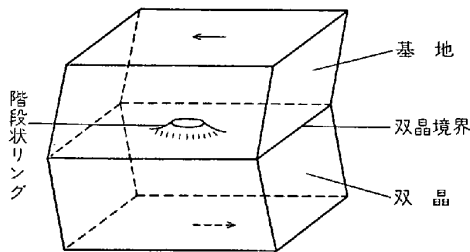


図 8 双晶境界移動の素過程として提唱された階段状リングの形成. リングの形成と成長が図 9 の双晶ピーク(A)の原因となる (SUMINO²¹).

$$A = \frac{f_0}{\sqrt{[m^2(w_0^2 - w^2)^2 + k^2 w^2]}} \dots\dots\dots (4)$$

となる. ただし, $w_0 = \sqrt{\alpha/m}$ は固有振動数である. (4) 式は $w = w_0$ のとき共鳴振動が起こって, 振幅は最大値 A_{max} をとることを示す. この値は,

$$A_{max} = \frac{f_0}{k w} \dots\dots\dots (5)$$

で与えられる. (5)式は一定の周期的外力のもとで共鳴振動している物体の振幅の大きさは, 材料の減衰能が大きいほど小さいことを表わしている.

材料の疲労寿命は材料が疲労破壊を起こすまでに材料に繰り返し加えられた応力の回数で表わされる. この回数は応力が低い場合ほど増加するので, 疲労寿命は低応力のときほど長くなることが知られている. それゆえ, いま同じ強度を持った二種類の材料を比較して考えてみると, 減衰能の大きな材料の方が減衰能の小さな材料よりも疲労寿命が長くなることが(5)式に照らして理解される. このことが, 防振合金の採用で疲労寿命を伸ばすことが可能な理由である. 実例としてタービン翼用材料²⁸⁾, フラッパーバルブ用材料¹⁾などがあり, 特別な場合としては航空機に見られる acoustic fatigue²⁹⁾ の防止があげられる SUMINO²¹⁾.

4.2 振動の防止

原理的には上記疲労破壊の防止で述べた(5)式による点で 4.1 と同一のものである. 最近, ロケット, 誘導ミ

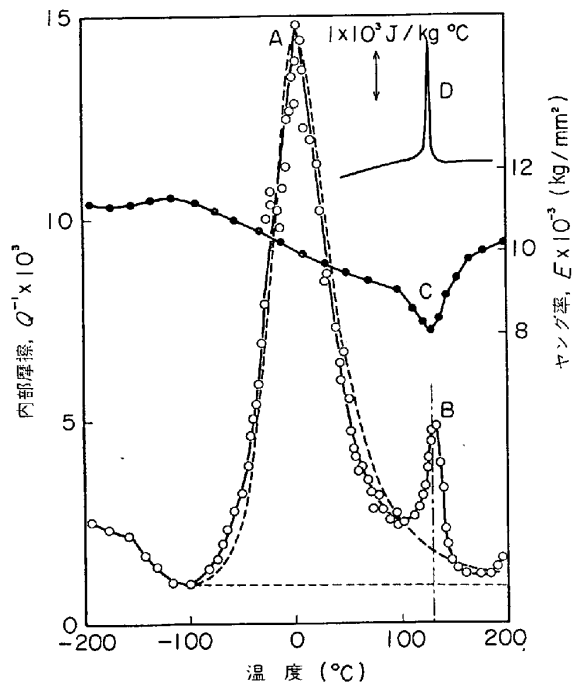


図 9 88%Mn-Cu 合金に見られる双晶ピーク(A)と相変態ピーク(B). (C)は相変態にともなうヤング率の異常変化, (D)は同じく比熱異常を示す. (SUGIMOTO et al.¹³⁾).

サイル, ジェット機などの場合のように, 小型化, 軽量化のために本格的なシステムダンピングの採用が不可能で, 防振合金の積極的利用が効を奏した実例が見かけられる. たとえば, 誘導ミサイルの制御盤やジャイロコンパスなどのような精密機器を, ミサイル発射時の激しい衝撃から保護する目的で, 後述するように Mg 系防振合金が使用されたとの報告がある¹⁾²⁹⁾³⁰⁾. そのほか, 振動を極力避ける必要のある各種精密測定機器用材料として防振合金は広い利用があると考えられる. たとえば, 移動無線機用パリアコンの電極板材料として Mo-Cu 系防振合金の利用が提唱されている¹⁾. また, 防振合金の持つ弾性と減衰能との両者をそのまま活用した self-damped spring¹⁾²⁹⁾ なども考案されよう. 変わった用途とし

て、ドリルやバイトなどのような工具の柄の部分に用いる材料としての利用がある。柄の部分の不必要な振動が抑制されるために、仕上げ精度の向上、切削速度の増大、工具寿命の延長など多くの利点があると指摘されている¹⁾²⁹⁾。

4.3 騒音の防止

これはいうまでもなく機械などの騒音を軽減するために、実際に騒音源となつている部分を防振合金で置き換える方法である。騒音源が比較的簡単に見きわめられるような場合にはしばしば効を奏する。これまで非常に多くの使用例が報告されているが、なかでも効果が顕著で実用価値が高いとされているものに潜水艦や魚雷のスクリューへの応用がある。これらの場合には自己のスクリューが高速で回転するときに発生する騒音が、敵艦のソナー（超音波探知機）に捉えられて、所在を発見される危険を極力少なくする必要があるといわれる。また潜水艦においては自己のソナーのノイズレベルを低く保つて分解能と感度を高める必要要件からも、スクリューの回転による騒音をできる限り小さく保つことが重要であるという。そこで、後述の使用例で述べる Mn-Cu 系防振合金をはじめ、Cu-Al-Ni 系合金や TiNi 合金などがこのようなスクリュー用材料として使用されるようである^{26), 29)}。この場合、騒音低下という効果のほかに高い減衰能に由来すると考えられるスクリューの応力腐食現象の抑制という利点もあるといわれる。キャピテーションによる振動応力は高い減衰能のために(5)式に従つて低い値に保たれることが応力腐食傾向の改善に寄与するものと考えられている²⁶⁾。

現在わが国でも騒音にまつわる深刻な問題が多いが、防振合金の適切な応用はこれらの難問題をある程度解消する可能性があるといえる。しかしながら防振合金を騒音防止対策として利用する際の基本的な考え方は、音源となる部分の材料そのものをこれで置き換えてやることにある。既存の部品が発する騒音を防振合金を用いて吸収したり、あるいは遮音したりするやり方は一般に不適当である。すなわち、空気の振動としての音波がいつたん放射されれば、これを防振合金によつて取り除くことは大抵の場合不可能に近いと思われる。要するに音波としてのエネルギーの放射が起こらないか、あるいは起こつてもそれを極力小さくおさえるような設計と工夫が必要である。

4.4 騒音源の実験的解明

これは非常に複雑な機械、たとえば繊維機械などの運転騒音を低減するための対策を確立しようとする場合に主要な騒音発生源をつきとめることがまず第一に必要なにもかかわらず、機械の複雑さのために通常的手段では充分騒音源の解明ができないときに有効な方法である。防振合金の利用の特殊な例に属するが、将来の騒音防止対策を考えるに当つてはきわめて有益な資料を提供

するものと期待される。防振合金のうちでもとくに双晶型のは熱処理条件を変えることによつて簡単にその減衰能の大きさを自由に広範囲に変化できるものがある。たとえば Mn-Cu 系防振合金では同一組成の材料において S.D.C. の値を 1% から 40% までの範囲にわたり自由に変化することができる。このような特徴を利用すれば非常に複雑な機械の運転騒音の発生源を簡単にしかも的確に究明して、その対策を立てることが可能となる。

まず、調査の対象となる機械の部品のうちで、騒音の発生に比較的關係が深いと考えられる部品を、すべて前記の Mn-Cu 系防振合金を素材として製作する。つぎに各部品を熱処理して 1%~40% の範囲で任意の S.D.C. を持たせ、これを所定の従来部品と取り換えて運転騒音を調べる。調査対象部品を一つずつ取りはずしては熱処理を変えて減衰能を変化させ、そのつど騒音を測定する。このようにして各部品が具備すべき最適の減衰能を決定してゆき、騒音発生の重要な鍵を握る部品をつきとめるのである。この手法は一種の原型 (prototype) をり上げる実験方法であり²⁹⁾、防振合金を直接実用に供するというものではないが、このようにして得られた知識をもとに実際に使用する材料の選択と設計を押し進めて、より騒音の低い機械を製造する方向に導くことができる。この意味ではこの手法はもつとも当を得た本格的な対策の方向を与えるものであろう。

5. 防振合金の使用例

ここではこれまでに報告されたもののうちから、効果が認められた実験的使用例のいくつかを、それぞれ材料別に述べる。

5.1 鉄鋼材料

5.1.1 鋳鉄

大きく発達した片状黒鉛を多量に含む過共晶ねずみ鋳鉄は大きな減衰能を持つことは古くから知られている³¹⁾。これまでかなりの実際使用例があるものと思われる。最近このような鋳鉄のダンピング特性の問題が再び採り上げられ、詳しい研究がなされる傾向にある^{32)~36)}。それらのうちから自動車用ブレーキディスクへの応用例につき述べる。図 10 はストロンチウムを含有するフェロシリコンを接種剤に使用して基地をパーライト化した高炭素高珪素鋳鉄 (3.65~3.74% C, 2.39~2.77% Si) のブレーキディスクについての試験結果である³⁶⁾。制動時にブレーキがきいーと鳴く現象 (ブレーキ鳴き) はディスクの振動がその原因であり、ディスク材料の減衰能が大きいほど起こりにくくなる。図 10 において横軸の平均得点というのは、熟練した複数のテストドライバーがそれぞれ交替で各種のディスク材料を用いたブレーキを装備した自動車を運転し、路上で各スピードにおいて制動試験を行なつた際のブレーキ鳴き現象の発生状況を

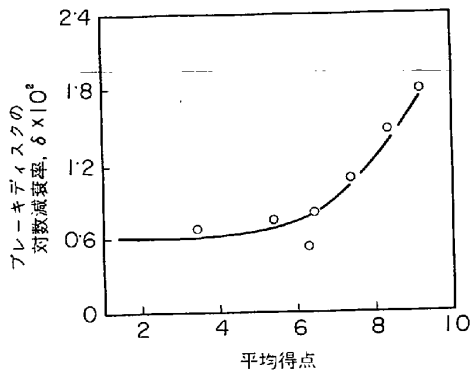


図10 鑄鉄製自動車用ブレーキディスクの対数減衰率 δ と制動テストにおけるブレーキ鳴き試験成績の採点結果との関係。得点の評価基準はブレーキ鳴きもつともひどかつた場合を1とし、これより鳴きが起こりにくくなつた場合をそれぞれ2~10点としている。8点以上は合格とし、10点はブレーキ鳴きがまったく起こらなかつた場合である。(MILLER³⁶⁾).

採点した結果の平均値である。採点の1点はブレーキ鳴きもつともひどかつた場合を示し、10点は鳴きがまったく起こらなかつた優秀な場合を示す。明らかにディスク材料の減衰能が大きいときほどブレーキ鳴きは起こりにくいことが示されている。このように片状黒鉛鑄鉄も地をパーライト化するなどの方法で強度をある程度補えば、場合によつては防振合金としてこのような顕著な効果が得られる事実は興味深いものがある。

元来、片状黒鉛鑄鉄は複雑な形状の製品を安価に大量生産するのに適した材料の一つであるが、強度や材質的な信頼性にやや欠ける場合も珍しくない。そのためか最近これは必ずしも好んで広く使用されているとは言えないように思われる。けれども、ここに述べた例に見るごとく、製造方法と使用目的によつては安価ですぐれた防振合金材料の一種でありうる。今後このような特性を活かしたうまい使用例が出現することを期待する。とはいえ、鑄鉄本来の欠点ともいえるつぎの二点は致命的であろう。すなわち、小型や薄肉の製品が作れないことと塑性加工が出来ないことである。この点、後述する新型防振合金には劣ることは事実であろう。

5.1.2 純鉄・極軟鋼

図1および図2から明らかなように、純鉄は典型的な強磁性型の防振合金で、10%以上のS.D.C.を示すことが知られている。極軟鋼はこれに劣るが、それでもなお4%のS.D.C.を有していて、一般の鉄鋼材料や非鉄金属材料にくらべると減衰能ははるかに大きい。このように高い減衰能を示す理由はすでに3.2で述べたが、強磁性に原因する減衰能はとくに侵入型溶質原子(CやNなど)の量ならびに内部応力を減少することで非常に高められる。したがつて、純鉄や極軟鋼を防振合金材料

として使用する場合には固溶炭素または窒素の量をできるだけ少なくすることと、十分な焼鈍を行なつて内部応力を除去してやることが重要である。

純鉄や極軟鋼を防振合金として使用した実例の報告はとくに見当たらない。けれども使用範囲の広大な現実に鑑み、場合によつてはこれらの減衰能に着目して一考を要する実例もあるかも知れない。たとえば、極軟鋼で作られたアングルや板材・棒材などは一般に冷間加工を施したまま使用されるが、加工による高い内部応力のために強磁性に原因する減衰能がいちじるしく低下している。もし強度的な問題が許容されるならば、これらの材料を充分焼きなまして内部応力を除去してやれば、減衰能は非常に高められる。

5.1.3 12% Cr 鋼

材料の減衰能が重要な役割を演じ、設計者や材料技術者達の間で伝統的に重要視されてきた好例はタービン翼材の問題であろう。タービン翼の場合には振動が複雑ですべての可能な共振を設計上の手段だけで避けることは困難である。そこで通常もつとも危険な共振のみを設計的な手段によつて避け、その他の共振は減衰能の大きな材料を使用することにより、言いかえるとタービン翼材のマテリアルダンピングを利用することにより防止している²⁰⁾。図11は各種材料の減衰能の比較である。12% Cr および 13% Cr 鋼は他の材料にくらべてとくに減衰能が大きい。これら二種の材料の減衰能は顕著な振幅依存性を示し、磁気・機械的静履歴がその主要原因であることはすでに述べたとおりである。

12% Cr 鋼と 13% Cr 鋼は必ずしも最初から減衰能を考慮して採用された材料ではない。その耐熱性、耐食性や強さの点から考えて選ばれたものである。それがたまたま減衰能の点でも有利であることが後になつて示された。ところで、磁気・機械的静履歴損失を利用した防振合金の一つの大きな欠点は、遠心力に起因する平均応力の作用の下で減衰能が大幅に低下することである。この欠点は最近の蒸気タービンの大型化にともない重要な問題の一つに取り上げられて、その対策が研究されて

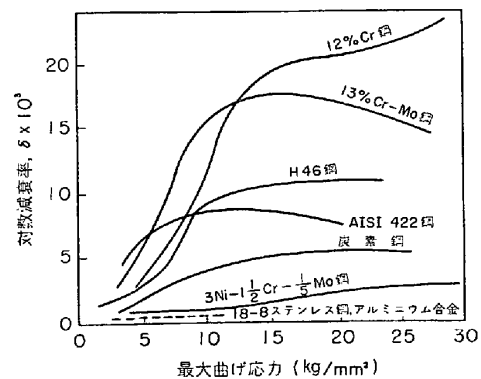


図11 各種実用材料の減衰能と応力振幅の関係 (織田, 他²⁸⁾)

いる。たとえば、17-4PH 鋼に特殊な熱処理を施して網目状組織を析出させ減衰能におよぼす平均応力の悪影響を除去した材料などが開発されている。このような網目状組織は NIVCO-10^{注)}合金の減衰能改善にも有効に利用されているといわれる²⁰⁾。網目状組織の詳細については不明の点が多いが、要するに NIVCO-10 合金においては高い減衰能が得られる理由として、磁気・機械的静履歴損失だけでなく、その他の原因たとえば 3・1 で述べた複合型の場合のように網目状組織が演ずる役割も大きいものと考えられている。

5.1.4 複合焼結体

銅を含有する焼結鉄合金は 6~10% の S.D.C. を持ち、これを切削工具の柄の材料として使用すれば効果があることはすでに 4.2 で述べたところである。この場合鉄の強磁性に原因する磁気・機械的静履歴損失のほか、第二相としての銅に起因する複合型のエネルギー損失もまた減衰能に寄与しているものと推定される。けれどもこのような焼結体の減衰能に関する研究報告は少なく、その減衰能の機構については不明の点が多く残されている。

5.2 非鉄金属材料

5.2.1 Mn-Cu 系合金

この合金系の過冷 γ 相はある温度以下で面心立方格子から面心正方格子を持つマルテンサイト相に変態する。後者の軸比は $c/a=0.98$ 程度で、この値は Mn の濃度と熱処理の方法、あるいは測定温度などにより変化する。マルテンサイト相は多数の微細な {101} 変態双晶を含んでおり、その境界移動または相変態に原因する高い減衰能が防振合金としてのこの合金の利用価値を高めている。1968年頃よりこの合金の減衰能に関する研究報告は多数発表され、基礎的な研究から応用試験結果報告までその数は非常に多い。詳細は他の解説¹⁾¹²⁾²⁹⁾⁴⁶⁾⁴⁷⁾や報告^{13)14)18)~21)37)~42)}にゆずることとし、ここではその応用実験結果報告のうちから数例を紹介する。

図 12 は音さ時計の騒音レベル低下への本合金の応用例である。150 Hz の振動数でたえず振動している音さ本体の振動が、音さの支柱を通じて外箱に伝達され、そこから音波として空気中に放射される。これは安眠の妨害となる欠点があり、その防止対策の一つとして音さの支柱材料に 18-8 ステンレス鋼を使用した場合と 70% Mn-30%Cu 合金を使用した場合との両者の騒音を比較測定した⁴³⁾。その結果支柱材料に減衰能の高い Mn-Cu 系合金を使用した場合 5~7 db の騒音低下が認められ、効果のあることが証明された。ここで使用した合金は 750°C で 2 hr 溶体化処理したのち 425°C で 2 hr 時効処理したものである。

図 13 はさく岩機ロッドへの応用例である。従来の 19

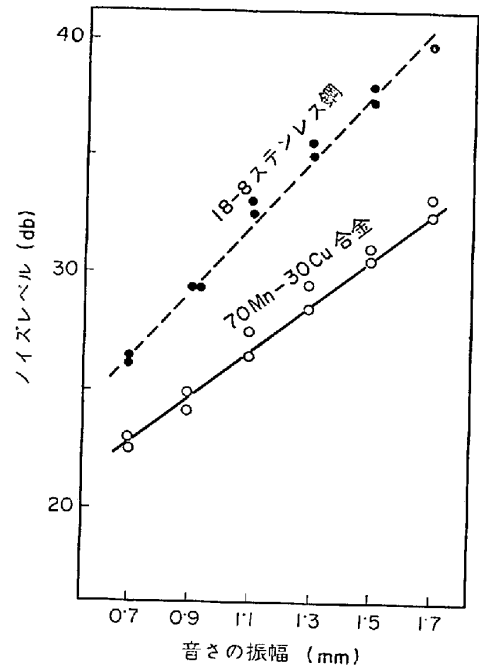


図 12 音さ時計のノイズレベルにおよぼす音又の支柱材料の影響 (今井, 他⁴³⁾)。

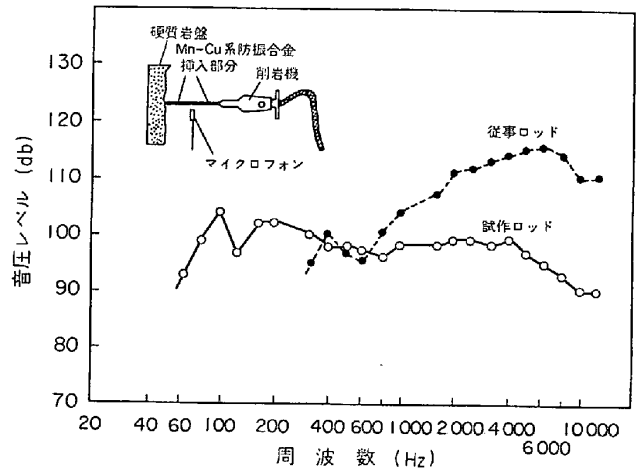


図 13 さく岩機騒音防止への Mn-Cu 系防振合金の応用実験結果 (大中, 他⁴⁴⁾)。

mm ϕ ロッド材を図のように二箇所切断し、Mn-Cu 系防振合金の薄片を中間に挿入して作った試作ロッドと、従来ロッドとの両者を用いて実際に岩盤に孔を開けるとききの騒音を比較測定した⁴⁴⁾。試作ロッドは従来ロッドにくらべて高音域では約 20 db もの音圧低下を示し、高減衰能材料が衝撃騒音の防止に有効なことが証明された。しかし残念なことに激しい衝撃力に対する強度の不足から、試作ロッドは約 40 sec の使用の後に接合部から破損してしまつた。実用的にはまだまだほど遠いが、衝撃音の低減に関する興味深い一つの可能性を示すものである。

図 14 はチェーンコンベアー用のチェーンガイドへの応用例である。エレクトロニクス機器の組立て工場にお

注) 高温タービン翼用材料として知られ、22~24% Ni, 1.8~2.0% Ti, 0.15~0.25% Al, 73~76% Co を含む実用合金である。

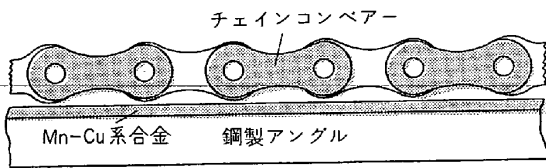


図14 チェーンコンベアーの騒音防止へのMn-Cu系防振合金の応用 (神谷, 他⁴⁵⁾).

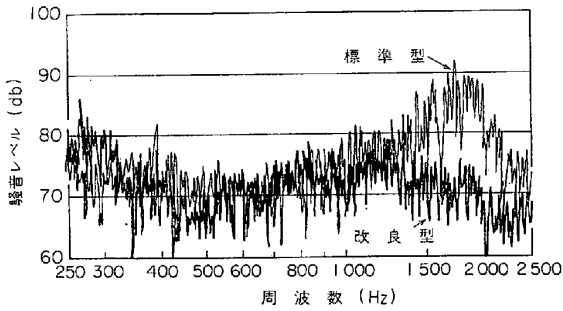


図15 台所用ゴミ処理機の騒音防止へのMn-Cu系防振合金の応用実験結果 (NACHMAN⁴⁶⁾⁴⁷⁾).

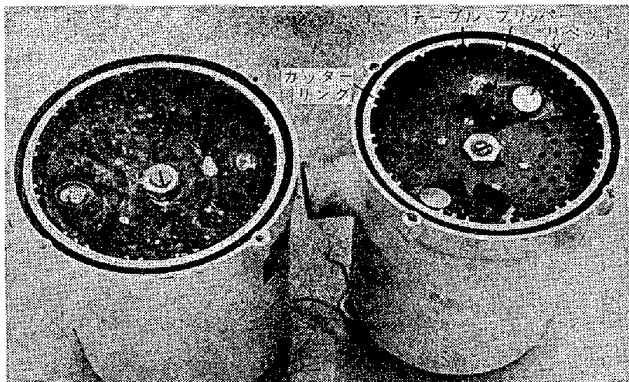


写真3 図15の実験に使用した台所用ゴミ処理機の外観。左はステンレス鋼を用いた標準型, 右はMn-Cu系防振合金をテーブルなどに用いた改良型を示す (NACHMAN⁴⁶⁾⁴⁷⁾).

表2 台所用ゴミ処理機の騒音測定結果 (NACHMAN⁴⁶⁾⁴⁷⁾

被処理材料	騒音レベル (db)		騒音低下量 (db)
	標準型	改良型	
ゴム栓	100	91	9
ゴム栓	102	94	8
鋼球 1/2"φ	107	103	4
ガラス瓶	100	92	8
硬質木製釘	101	95	6

いて作業環境改善の目的でコンベアー騒音の低減に対する各種の対策が考えられた。そこで図のように鋼製アングルとチェーンとの衝突音を防止するための種々の方法が試され、ナイロンなど各種の材料を中間に置いて衝突音をやわらげる方法が実験された。その結果、ナイロン

などのような材料は騒音低下には有効であるものの、耐久性の点で必ずしも充分ではないことが判明した。そこでMn-Cu系防振合金が利用されたが、これにより騒音レベルは92ホンから87ホンまで低下し、耐久性の点でもナイロンなどに比べるとはるかに優れていることが示された。

図15は台所用ゴミ処理機への応用試験結果である⁴⁶⁾⁴⁷⁾。写真3に見られるようにフリッパー、テーブルおよびリベットなどの材料として従来のステンレス鋼(左)とMn-Cu系防振合金(右)をそれぞれ使用したものの二基を製作して、実際に水を流しながらゴム栓を被処理材として運転したときの騒音を比較した結果である。ゴミ処理機の上方40cmの位置にマイクロフォンを置いて測定したものであるが、ステンレス製のテーブルの固有振動数に相当する1750Hz付近では約15dbの騒音レベルの低下がある。すなわち、Mn-Cu系合金を使用した改良型のものではテーブルの固有振動数が約1675Hz付近にあるにもかかわらず、とくに顕著な音圧ピークを生じていない点は注目し得る。表2は破碎される材料を種々変えたときの騒音測定結果をまとめたものである。この表の数値はテーブルのみをMn-Cu系防振合金とおき換えたときのものであるが、リベットやフリッパーの材料もMn-Cu系防振合金とおき変えて試験を行なってみたが、結果は表2の値と大差ないことが示された。Mn-Cu系防振合金の利用による騒音低下の効果は碎かれる材料が硬い場合ほど少ないことが示されている。

写真4はガスタービン用5 1/2"-リングギヤの騒音低下への応用例である⁴⁶⁾⁴⁷⁾。左は改良前のAISI 4340鋼製のもので、右はその外側にMn-Cu系防振合金製のリングを取りつけてダンピングを大きくした改良型のもの

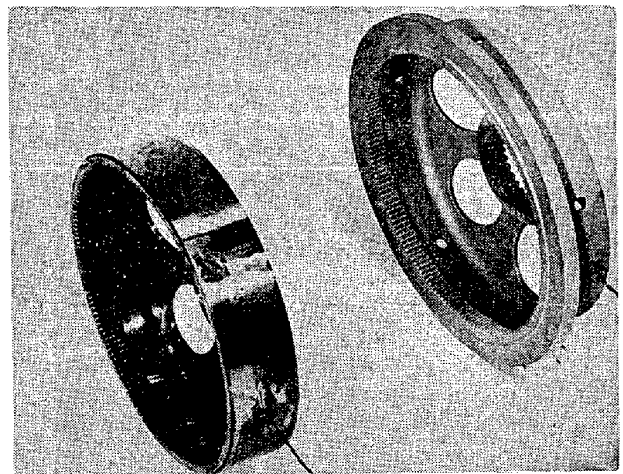


写真4 ガスタービン用5 1/2"-リングギヤへのMn-Cu系防振合金の応用。左は4340鋼製の標準ギヤ, 右はその外側にMn-Cu系防振合金製のリングを焼きばめした改良型ギヤ (NACHMAN⁴⁶⁾⁴⁷⁾).

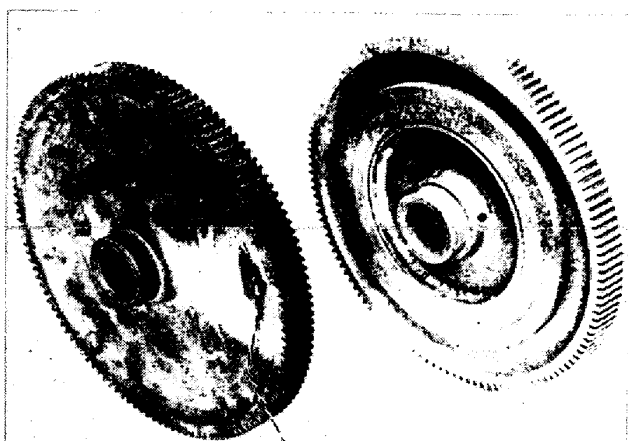


写真5 ガスタービン用補助駆動ギヤーへの Mn-Cu 系防振合金の応用. 左は合金鋼製の標準ギヤー, 右はその片面に Mn-Cu 系防振合金製リングを焼きばめした改良ギヤー, 詳細は図16を参照 (NACHMAN⁴⁶⁾⁴⁷).

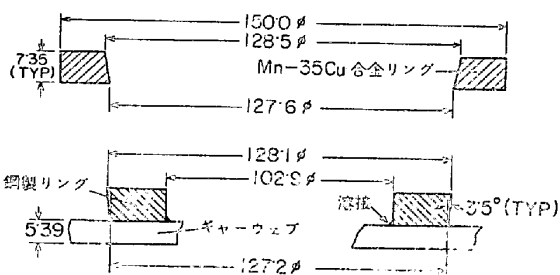
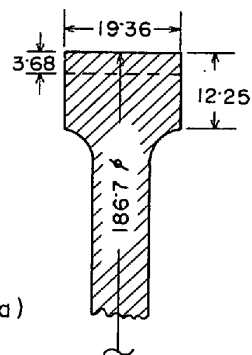


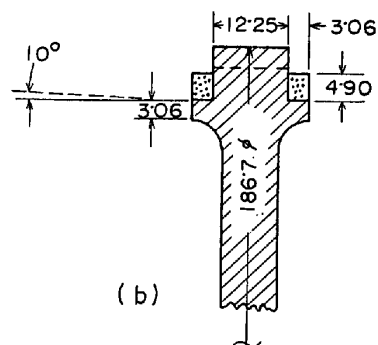
図16 Mn-Cu 系防振合金製リングの焼きばめ方法の詳細. 写真5を参照 (NACHMAN⁴⁶⁾⁴⁷).

である. 写真5は同じくガスタービン用補助駆動ギヤーへの応用例で, この場合には図16に示したような方法でまずギヤーウェブの上に合金鋼製のリングを溶接してこれに Mn-Cu 系防振合金製のリングを焼きばめの方法により取りつけている. 焼きばめに際しては鋼製リングをあらかじめ液体窒素温度付近まで冷却しておき, これに 200°C 程度に加熱した Mn-Cu 系防振合金製リングを挿入する方法が用いられている.

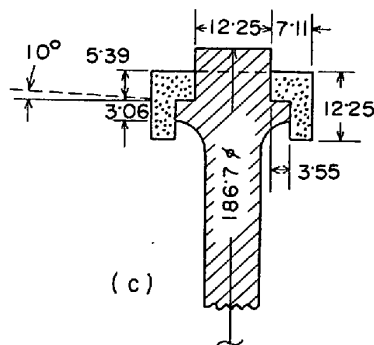
表3は写真4のギヤーについてその減衰能を測定した結果である. Mn-Cu 系防振合金リングを取りつけたことによる効果はギヤーの減衰能が300倍以上にも増加したことで立証されている. このギヤーを使用して実際に



(a)



(b)



(c)

図17 自動車用カムシャフトギヤーの騒音防止への Mn-Cu 系防振合金の応用. (a) 鋼製標準ギヤー (b) と (c) は鋼製ギヤーの外側に Mn-Cu 系防振合金製のリングを焼きばめした改良型ギヤー, 写真6の (b), (c) を参照 (NACHMAN⁴⁶⁾⁴⁷).

表3 ガスタービン用リングギヤーの減衰能測定結果. 写真4参照. (NACHMAN⁴⁶⁾⁴⁷)

	鋼製標準ギヤー	改良型ギヤー注2)	改良型ギヤー注3)
対数減衰率 δ 注1)	3.4×10^{-4}	1.090×10^{-4}	1.060×10^{-4}
測定回数	1	4	4
δ 測定値の標準偏差	—	$\pm 70 \times 10^{-4}$	$\pm 100 \times 10^{-4}$
δ 平均値の標準偏差	—	$\pm 40 \times 10^{-4}$	$\pm 50 \times 10^{-4}$
固有振動数 (Hz)	1104	1400	1400

注1) 応力振幅 0.2 kg/mm^2 での測定値 注2) 改良後1日目に測定 注3) 改良後51日目に測定

タービンを運転した際の騒音測定結果はまだ報告されていないが、ある程度の効果は期待される。

図 17 は自動車用カムシャフトギヤーへの応用例である⁴⁶⁾⁴⁷⁾。従来カムシャフトギヤーによる騒音を少なくするために、鑄鉄製ギヤーが使用されていた。しかしこれは摩耗がはげしく耐久性に乏しいので、鋼製ギヤーに取り換えたところ、摩耗の問題は解決されたものの騒音が大きくなるという新たな難問が起こった。そこで、Mn-Cu 系防振合金製リングを鋼製リングの外側にクラッドする方法が試みられ、ギヤーノイズ低下の効果が試験された。試験に用いたギヤーは図 17 に示した三種のほか、従来の鑄鉄製ギヤーを加えた合計四種類である。図で(a)は鋼製ギヤー、(b)と(c)はそれぞれ Mn-Cu 系防振合金製のリングをクラッドした改良型ギヤーである。(b)、(c)各ギヤーの外観を写真 6 に示す。表 4 は各ギヤーの減衰能測定結果である。Mn-Cu 系防振合金製リングの使用でギヤーの減衰能は 10 倍ないし 40 倍にも高められ、従来の鑄鉄製ギヤーの持つ減衰能とほぼ同程度の値が得られた。したがって、鑄鉄製ギヤーを鋼製ギヤーと取り換えたことによる騒音の増大はこの方法で充分除去しうることが判明した。

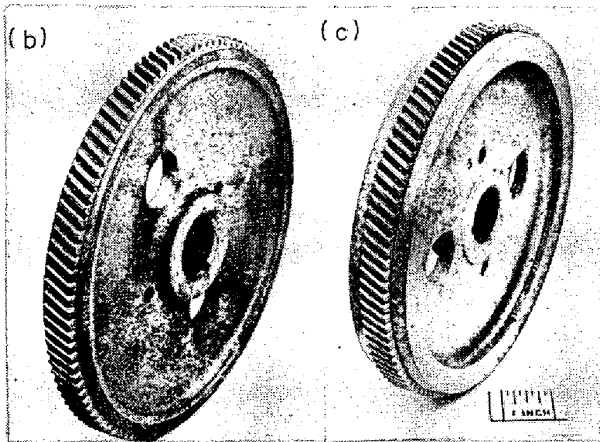


写真 6 自動車用カムシャフトギヤーの外側に Mn-Cu 系防振合金製のリングを焼きばめして作った改良型ギヤー二種類。(b)、(c)はそれぞれ図 16 の(b)、(c)に相当する (NACHMAN⁴⁶⁾⁴⁷⁾。

表 4. 自動車用カムシャフトギヤーの減衰能測定結果。図 17 および写真 7 参照。(NACHMAN⁴⁶⁾⁴⁷⁾。

ギヤーの種類	対数減衰率 δ	
	応力振幅 0.70 kg/mm ²	応力振幅 1.41 kg/mm ²
鋼製標準ギヤー (図 17(a))	3.4×10^{-4}	5.7×10^{-4}
改良型ギヤー (図 17(b))	34.0×10^{-4}	45.7×10^{-4}
改良型ギヤー (図 17(c))	137.5×10^{-4}	183.0×10^{-4}
鑄鉄製ギヤー	239×10^{-4}	654×10^{-4}

以上、とくに実用化実験の動きが活発な Mn-Cu 系防振合金の騒音防止への種々の応用例を概説したが、現在のところこの合金はまだ充分な量産態勢にないために、価格などの問題がその実用化試験の普及を妨げていると思われる。また、高い減衰能が維持される最高温度が合金のマルテンサイト変態温度 (約 150°C 以下) により制限されること、および耐食性に欠けることなどの技術的な問題もいくつか残されている。将来これらの問題が解決されれば応用面もさらに拡大されると思われる。

5.2.2 Cu-Al-Ni 系合金および TiNi 合金

熱弾性マルテンサイト型変態を持つ典型的な合金としてかなり古くから知られており、これらの合金の減衰能が異常に高いことについてもすでに基礎的な研究報告がなされている^{10)11)22)~25)}。最近、Cu-Al-Ni 系合金の防振合金としての実用化を指向した注目すべき報告がなされた²⁶⁾。表 5 に示すような組成の合金を作製してその室温における減衰能を測定したところ、非常に大きな値を得たと報告されている。この合金系の β 相を急冷して得られる γ' マルテンサイト相中の変態双晶境界の移動および β 相と γ' 相との界面の移動にもなうエネルギー損失が高い減衰能の原因であるといわれている。マルテンサイト変態温度は防振合金としての最高使用温度を決定する重要な因子である。その点表 5 に示された数値から明らかとなり Al 含有量を少なくすれば変態温度は数百度にまで高められ、この合金の利用範囲は Mn-Cu 系合金の場合よりも広いと考えられる。表 6 にこの合金の機械的性質を示すが、加工性において Mn-Cu 系合金にやや劣るものの、上記の使用温度の点ですぐれており、

表 5. Cu-Al-Ni 系防振合金の組成と減衰能測定結果 (TEPLOV et al.²⁶⁾)

組 成 (%)		マルテンサイト変態温度 (°C)	減衰能 ψ (%) 注)	
Al	Ni		ひずみ振幅 12×10^{-4}	ひずみ振幅 1×10^{-1}
10.30	3.34	620~660	36	62
11.30	3.39	595~660	34	37
12.00	3.35	575~625	32	32
12.63	3.34	330~370	40	42
13.45	4.00	80~100	46	70
13.60	3.00	70~115	55	75
13.80	3.32	10~60	55	52

注 (1) 式の S.D.C. に同じ。

表 6. Cu-Al-Ni 系防振合金の機械的性質 (TEPLOV et al.²⁶⁾。

組 成 (%)		引張強さ (kg/mm ²)	降伏点 (kg/mm ²)	伸 び (%)	減衰能 ψ (%)
Al	Ni				
9.5-13.2	3.34	45	25	4~5	20~50
13.2-13.8	3.34	21~24	11	3.2	40~60
9.9-5	3.34	76	26~28	14.8	15
10.3	3.34	81~88	72~75	1.6~1.9	35~40

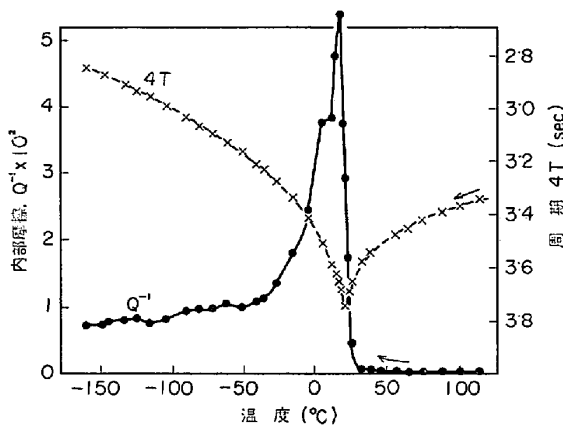


図18 Ti-51 at%Ni 合金の内部摩擦と剛性率(振動の周期で表わす)の温度による変化. 600°Cで2hr焼鈍後炉冷したもの (HASHIGUTI et al.¹¹⁾).

鍛造品または鋳造品としての利用の可能性がある. とくに, キャビテーション・エロージョンの傾向がこの合金の高い減衰能のゆえに小さいことが指摘されている. これは4.1で述べた原理で理解できる. 減衰能が高いために材料に働く応力が低下することが耐エロージョン性能が高まる原因である.

TiNi 合金は熱弾性マルテンサイト変態とそれに関連する形状記憶効果を示すことで知られている¹¹⁾¹⁶⁾. 同時にまたすぐれた耐食性, 耐エロージョン性でも知られるが, その異常に高い減衰能は防振合金としても注目値する. 潜水艦や深海艇などに使用すれば騒音低下に加えて, 耐エロージョン性による大きな効果があることが指摘されている¹¹⁾. 図18は51 at%Ti-49 at%Ni 合金の内部摩擦の温度による変化の一例を示す.

5.2.3 Al-Zn 系合金

Al-39.3% Zn 合金の溶体化処理材を 150°C で長時間時効処理し, 粒界に Zn の不連続析出物が形成された状態の試料では室温から 150°C 付近の温度にかけて減衰能がいちじるしい上昇を示し, S.D.C. にして 30% 程度の高い減衰能が得られる⁴⁸⁾. また, Al-78%Zn 合金溶体化処理材においては減衰能は 100°C 付近から急激に増大して 200°C 付近の温度で非常に大きな減衰能のピークが現われる⁴⁹⁾. これらの現象は母相と Zn 析出相との界面または両相中の粒界などに起こる一種の粒界すべりによる内部摩擦現象として解釈されている. 筆者らは最近この合金の減衰能を測定したが, たとえば図19のような結果をえた. 150°C で時効した各組成の合金について 100°C 以上の温度にかけて内部摩擦の急激な増大があることを確かめている⁵⁰⁾.

この合金の具体的な使用例に関する報告はほとんど見当たらない. しかし, 防音壁用建築材料として Pb 板の代用に使用すれば, 経済性と軽量化の点ですぐれているとの指摘がなされている¹¹⁾. なお, 純 Al の基地中に微粒

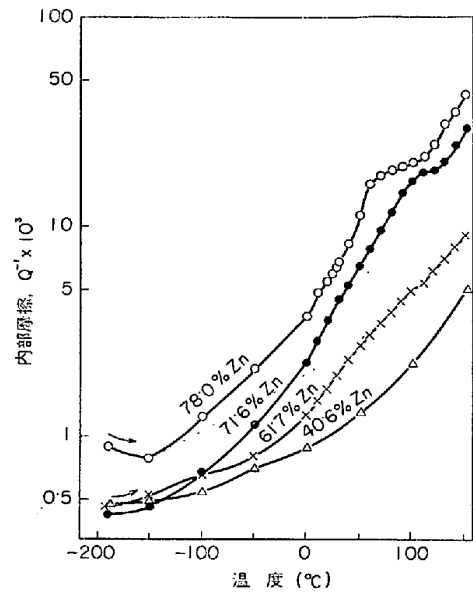


図19 Al-Zn 系防振合金の内部摩擦の温度による変化. 各合金はαまたはα₁領域の温度で溶体化処理後急冷し, つづいて 150°C で 26~360hr の時効処理を行なったのち測定した (杉本, 他⁵⁰⁾).

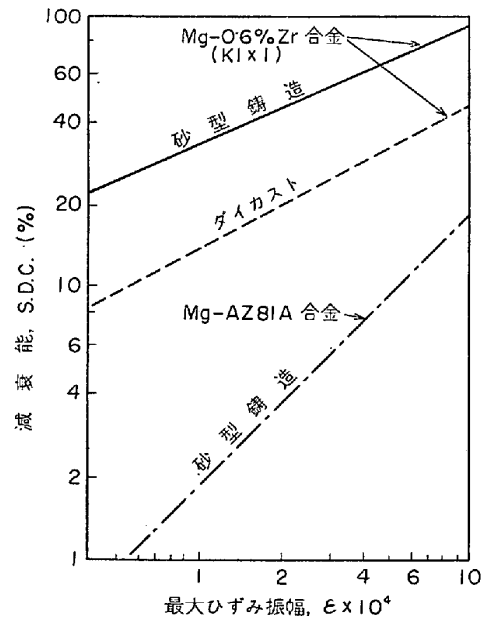


図20 Mg鋳造用合金 KIXI と AZ81A の減衰能の比較. 各合金の組成は, KIXI (Mg-0.6%Zr), および AZ81A (Mg-7.5%Al-0.7%Zn-0.15%Mn) である (WEISSMANN³⁰⁾).

子状の Al₂O₃ を分散させた SAP アルミニウム合金はコンプレッサーブレード材として使用される. この場合には分散した Al₂O₃ 粒子が示す耐クリープ特性と減衰能特性 (S.D.C. にして約 5~10%) という二重の利点が活用されているという¹¹⁾.

5.2.4 Mg および Mg 合金

図20は4.2で述べた誘導ミサイルに使用された KIXI

合金と AZ81A 合金の減衰能を比較したものである。軽量化をめざして Mg 合金の利用が進められたが、当初 AZ81A 合金が使用されたため発射時の衝撃による電子装置の故障という重大な支障が起こった。そこで多数の Mg 合金についてその減衰能が比較測定され、その結果 KIXI 合金という高減衰能合金が開発された³⁰⁾。これは Mg に 0.6% の Zr を添加したものである。Mg や Mg-0.6%Zr 合金の減衰能がとくに大きい理由はこれまで変形双晶説⁵¹⁾または転位説^{52)~56)}の両立場から見解が述べられてきたが、いずれも実験的証拠が不十分で推論の域を出ないものであった。筆者らは最近単結晶および多結晶試料を多数用いて精密な測定と解析を行ない、純 Mg に見られる大きな減衰能の原因はすべり転位と不純物原子の相互作用で起こる振幅依存内部摩擦であることを明らかにした⁶⁾。

Mg 合金は近い将来現在の Al 合金の使用範囲のうちのかなりの部分をうばい取ることが予想される未来材料といわれる。とりわけ軽量化が重大問題である垂直離着陸用ジェット機の製造には欠かすことができない材料といわれている。鑄造状態で容易に大きな減衰能が得られるので、将来広い応用の可能性を含む防振合金であると考える。

6. あとがき

われわれの周囲から振動と騒音を少しでも取り除いてよりよき環境を作り上げるための努力を金属学の立場からもつづける必要があるように思われる。本稿ではこれまでこのような立場から行なわれた実験と研究の成果を簡単に述べてみたが、筆者の知識不足から不十分な点が多いと思われる。読者諸賢のご叱正をお願いする次第である。おわりに、本稿の執筆に当たり応用例に関する貴重な資料を多数提供して下さった日本銅センター榎淵徹氏はじめ関係諸氏に厚くお礼を申し上げる。

文 献

- 1) D. W. JAMES: Mater. Sci. Eng., 4 (1969), p. 1
- 2) R. BOZORTH: Ferromagnetism, (1956), p. 535 [Van Nostrand].
- 3) H. FRANZ: Z. Metallk., 52(1962), p. 27
- 4) 杉本孝一, 茨木正雄: 日本金属学会誌, 31(1967) p. 67
- 5) A. GRANATO and K. LÜCKE: J. Appl. Phys., 27 (1956), p. 583, 789
- 6) 杉本孝一, 他: 日本金属学会第74回講演大会講演概要, p. 45
- 7) B. A. BILBY and J. W. CHRISTIAN: The Mechanism of Phase Transformation in Metals, (1956), p. 121, [Institute of Metals, London].
- 8) N. NAKANISHI, T. MORI, S. MIURA, Y. MURAKAMI, and S. KACHI: Philo. Mag., 28 (1973), p. 277
- 9) M. E. DEMORTON: J. Appl. Phys., 40(1969), p. 208
- 10) K. SUGIMOTO, T. MORI, K. OTSUKA and K. SHIMIZU: Scripta Met., 8 (1974) Dec.(印刷中)
- 11) R. HASIGUTI and K. IWASAKI: J. Appl. Phys., 39(1968), p. 2182
- 12) 杉本孝一: 日本金属学会会報, 10(1971), p. 44
- 13) K. SUGIMOTO, T. MORI, and S. SHIODE: Met. Sci. J., 7(1973), p. 103
- 14) K. SUGIMOTO and T. MORI: Proc. 5th ICIFUA held on 27-30 August 1973 Aachen (to be published)
- 15) 中西典彦: 日本金属学会会報, 11(1972), p. 435
- 16) 大塚和弘, 清水謙一: 日本金属学会会報, 11 (1972), p. 12
- 17) 西山善次: マルテンサイト変態, (1971), [丸善]
- 18) D. BIRCHON: Met. Sci. J., 2(1968), p. 41
- 19) J. A. HEDLEY: Met. Sci. J., 2(1968), p. 129
- 20) T. AOYAGI and K. SUMINO: Phys. Stat. Soli., 33(1969), p. 317
- 21) K. SUMINO: Phys. Stat. Soli., 33(1969), p. 327
- 22) V. A. TEPLOV et al.: Fiz. Metal. Metalloved., 27(1969), p. 339
- 23) I. A. ARBUZOVA et al.: Fiz. Metal. Metalloved., 27(1969), p. 1126
- 24) I. A. ARBUZOVA et al. Fiz. Metal. Metalloved., 30(1970), p. 181
- 25) V. S. POSTONIKOV et al.: Fiz. Metal. Metalloved., 33(1972), p. 222
- 26) V. A. TEPLOV et al.: Fiz. Metal. Metalloved., 34(1972), p. 166
- 27) A. H. COTTRELL: The Mechanical Properties of Matter, (1964), p. 173, [John Wiley and Sons]
- 28) 織田貞四郎, 中村誠: 日本金属学会会報, 6 (1967), p. 729
- 29) D. BIRCHON: Eng. Mater. Design, (1968), p. 606, p. 692
- 30) G. F. WEISSMANN: Proc. ASTM, 58(1958), p. 869
- 31) E. PIWOWARSKY: Hochwertiges Gusseisen (Grauguss), Berlin, (1961), s. 457, [Springer-Verlag]
- 32) 松井啓: 学振第133委員会研究会資料, 昭和46年7月27日
- 33) 松井啓, 他: 鑄物, 45(1973), p. 508
- 34) M. FOX and R. D. ADAMS: JISI, 210 (1972), p. 527
- 35) R. D. ADAMS and M. FOX: JISI, 211 (1973), p. 37
- 36) E. MILLER: Proc. Inter. Auto. Eng. Congress S.A.E., held on 13th Jan. in Detroit, (1969)
- 37) R. S. DEAN et al.: Trans. ASM, 34(1945), p. 443, p. 465
- 38) A. V. SIEFERT and F. T. WORRELL: J. Appl. Phys., 20(1951), p. 1257

-
- 39) Discussion on "The Physical Metallurgy of Alloys of High Damping Capacity", J. Inst. Met., 93(1964-65), p. 546
- 40) R. GOODWIN: Met. Sci. J., 2(1968), p. 121
- 41) E. P. BUTLER et al.: Trans. AIME, 242(1968) p. 2099, p. 2107
- 42) 杉本孝一, 森喬子: 学振第133委員会研究会資料昭和47年9月25日
- 43) 今井嘉文, 他: 日本時計学会誌, (1970) 56, p. 38
- 44) 大中・西脇: 私信
- 45) 神谷, 他: 私信
- 46) J. F. NACHMAN et al.: 梶淵徹訳: 銅と技術, 8 (1972) 1, p. 9, 2, p. 12
- 47) 梶淵徹: 金属, 42(1972), p. 105
- 48) A. S. NOWICK: J. Appl. Phys., 22(1951), p. 925
- 49) K. NUTTAL: J. Inst. Met., 99(1971), p. 266
- 50) 杉本孝一, 他: 私信
- 51) E. PLÉNARD: Proc. 34th Inter. Foundry Congr., Paris, Oct. 1967
- 52) D. F. WELSH et al.: Bur. Mines Rep. Invest., 6116, (1962), p. 16
- 53) J. G. KAUFMAN: Mater. Design Eng., 56 (1962)
- 54) A. E. SCHWANEKE et al.: Met. Trans., 2(1971) p. 3453
- 55) M. E. DRITS et al.: Met. Sci. Heat Treat., (1970), p. 939
- 56) L. L. ROKHLIN et al.: Met. Sci. Heat Treat., (1969), p. 643
-