

© 1991 ISIJ

論 文

Fe-Ni-Mn 合金の制振挙動

渡辺 敏*・佐藤昭治*²・中上一平*²・長島信一*³

Damping Behavior of Fe-Ni-Mn Alloys

Satoshi WATANABE, Shoji SATO, Ippei NAKAGAMI and Shinichi NAGASHIMA

Synopsis:

Fe-Ni-Mn alloys having appropriate value of stacking fault energy possess good damping characteristics at plastically deformed conditions.

5 types of the alloys containing 3~7 wt%Ni and 11~15 wt%Mn were investigated with an intention of development of high damping ferrous materials. A transversal vibration method was used to examine their characteristics evaluated by a logarithmic decrement δ .

For a Fe-5 wt%Ni-15 wt%Mn alloy deformed by 15%, the highest δ , 1×10^{-2} , was obtained at 4×10^{-5} as the maximum strain amplitude. The value is not enough for the practical use, but it was expected that the alloys would have more high damping potentials from the fact that the δ has been remarkably increased with increasing of strain amplitude on the specimen. Because of an unsufficient power of the apparatus used here, experiments were limited to a very small range of amplitude.

A model is proposed for the mechanism of energy consumption in the alloy where recombination of half dislocations to a perfect one is caused at the intersection of two different slip planes during vibration and vice versa.

Key words: damping alloy; logarithmic decrement; stacking fault; ϵ phase; cross slip; n -value; work hardening.

1. 緒 言

金属系制振材料は社会的な潜在ニーズが高いにもかかわらず、実用化されているものは極めて少ない。現在までに異なったタイプの制振合金が数多く発表¹⁾²⁾されているが、いずれも実用化にあたって問題を抱えている。

例えば熱弾性マルテンサイト型あるいは双晶型に属するソノストンやニチノールは高価であると共に加工が困難である。強磁性型に属する合金は機械的性質に問題があるほか、応力の掛かった状態で制振機構が働かないという致命的な欠点を有する。最近、自動車のオイルパン用として開発されたラミネート鋼板は、優れた制振性と安価さのために建築材料や家電製品にまで用途が広がっているが、当然その利用は鋼板という性格によって限定される。

本研究は、従来発表されているいずれのタイプ³⁾にも属さない鉄系制振合金の開発を目指したものである。すなわち、本合金はオーステナイト中に存在する拡張転位

の幅を合金元素の添加によって制御し、外力の作用の下にクロススリップする際の擬弾性挙動を利用して制振性を得ることを特徴としている。

Fig. 1 は、本研究で得られた一部試料の制振性を既存の他の材料と比較したものである。性能の評価は対数減衰率 (δ) によった。実験装置上の制約から十分なひずみ振幅が取れなかったため、本試料の δ は見かけ上低い値を示している。しかし、別の測定法により大きなひずみ振幅の範囲では 10^{-1} に達する値が得られており、また、約 190 MPa の引張応力下でも優れた制振性を有することが確認されている。これらの点については、次回以降に報告する予定である。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

Table 1 に、本実験で用いた供試材の化学組成を示す。室温でオーステナイト組織を現出させるために、Ni と Mn を複合添加した。Ni は鋼の積層欠陥エネルギー

平成 2 年 4 月 18 日受付 (Received Apr. 18, 1990)

* 法政大学工学部 工博 (College of Engineering, Hosei Univ., 3-7-2 Kajino-cho Koganei, Tokyo 184)

*² 法政大学工学部 (College of Engineering, Hosei Univ.)

*³ 法政大学工学部 (現: 日本冶金工業(株) (College of Engineering, Hosei Univ., Now Nippon Yakin Kogyo Co., Ltd.))

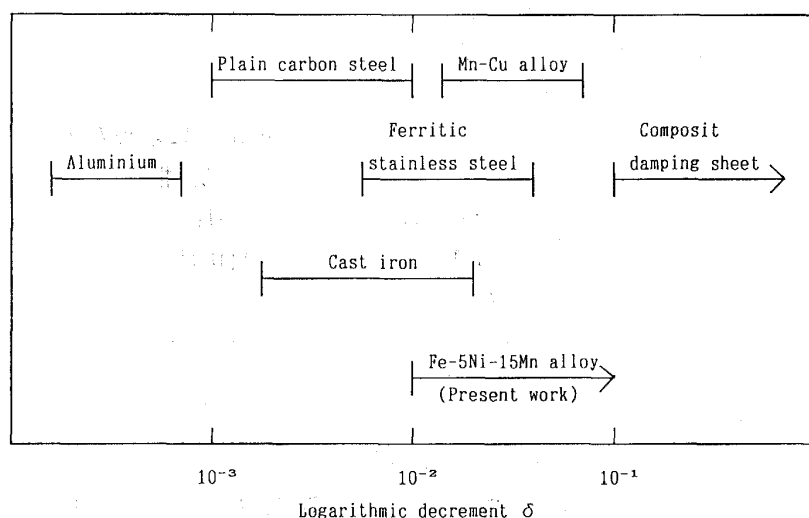


Fig. 1. Damping characteristics of various metals and alloys at room temperature.

Table 1. Chemical composition of samples (wt%).

No.	Type	Ni	Mn	Si	Cr	C	P	S
1	3Ni-15Mn	3.00	15.20	0.06	<0.002	<0.001	0.004	0.004
2	5Ni-13Mn	5.00	13.20	0.04	<0.002	<0.001	0.004	0.003
3	5Ni-15Mn	5.12	15.48	0.06	<0.002	<0.001	0.003	0.006
4	7Ni-11Mn	6.90	11.20	0.05	<0.002	<0.001	0.003	0.002
5	5Ni-15Mn-0.1C	5.00	15.10	0.06	0.010	0.070	0.004	0.005

(SFE) を上げ, Mn は反対に SFE を下げる⁴⁾ ので, 両元素の添加量を調整することにより, オーステナイトの SFE の値を制御することができる. 実際は, 若干の予備実験の結果を参考にして本表のような組成範囲を選んだ.

試料は真空溶解とし, 7 kg または 50 kg インゴットに溶製後 20 φ に圧延または鍛造した. 素材から機械加工により, 制振性測定用として 1×10×150 mm の短冊状試料および引張試験用として JIS 14A 号試験片を作成した. これらの試験片は, いずれも 1073 K×3.6 ks の真空焼なましを施して実験に供した.

本試料は, 後に示すように塑性加工を加えることによって優れた制振性を示すので, 焼なまし以外の試料は引張試験機によりそれぞれ 5%, 10% および 15% の引張加工を加え, そのまま実験に供した. その際の試料長さは始め 180 mm とし, 引張後端部を切り落とした.

2.2 実験方法

2.2.1 対数減衰率の測定

Fig. 2 に本実験で用いた二本吊り横振動法のブロックダイアグラムを示した. 両端フリーの横振動の場合, 一次振動の節点は試験片の両端からそれぞれ全長の 22.4% の位置となる. その節点を糸で支持し, トランスデューサーを通してオシレーターからの入力を試料の一端に

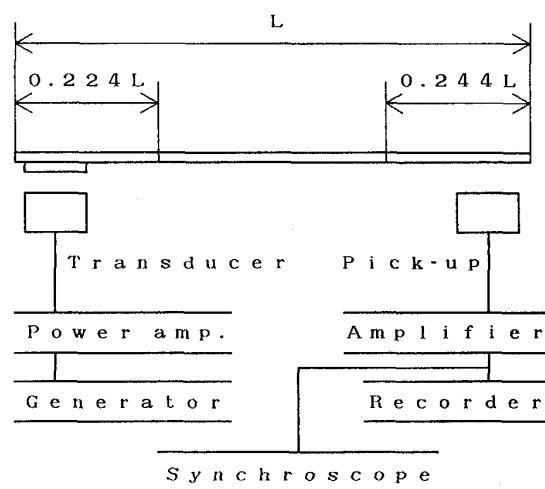


Fig. 2. Block diagram of the measuring equipment for damping characteristics by transversal vibration method.

加えた. なお, 本合金は非磁性のオーステナイト相を有するので, 吸引力を増すために試料の端面に軟鋼の薄膜を接着した.

共振周波数は約 195 Hz であった. 試料は強制振動させた後スイッチを切って自由減衰させ, ピックアップを介して X-Y レコーダーにより, Fig. 3 に示すような減

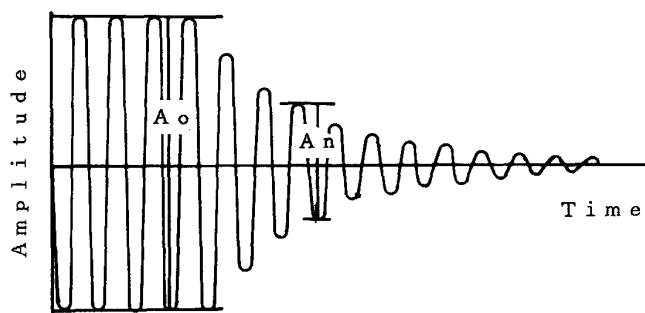


Fig. 3. Free vibration curve used for calculation of δ .

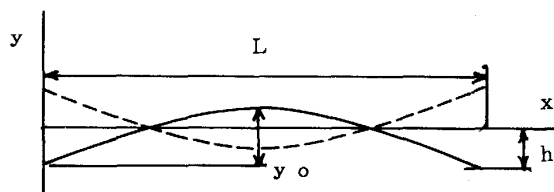


Fig. 4. Normal elastic curve of free-free bar.

衰曲線を得た。この波形から振幅が初期振幅の 80% になるまでの振動数 n を求め、 δ を計算した。すなわち、初期振幅を A_0 とすると n 番目の振幅 $A_{0.8}$ は次式で表される。

$$A_{0.8} = A_0 \exp(-\pi n / \delta) \quad (1)$$

従って δ は

$$\delta = (1/n) \ln(A_0 / A_{0.8}) \quad (2)$$

から求められる。

2.2.2 最大ひずみ振幅

最大ひずみ振幅 ϵ_{max} は以下のように求めた⁵⁾。すなわち Fig. 4 において、試料長さを L 、振れの最大振幅を y_0 、試料端の振れを h とし、試料長さ方向を X 軸に、振幅方向を Y 軸にとれば、両端自由はりの正規弾性曲線は次式で表される。

$$y = y_0 \sin(\pi x / L) - h \quad (3)$$

このとき曲率半径 R は

$$R = \frac{2L^2}{\pi^3 h \sin(\pi x / L)} \quad (4)$$

となる。ひずみが最大となる位置は、 R が最小、すなわち $X = L/2$ の時であるから、式 (3) より最小曲率半径は

$$R_{min} = \frac{2L^2}{\pi^3 h} \quad (5)$$

となる。従って、試験片の厚さを d とすれば最大ひずみ ϵ_{max} は次式によって求められる。

$$\epsilon_{max} = \frac{d/2}{R_{min}} = \frac{\pi^3 h d}{4L^2} \quad (6)$$

なお、 h の測定は光学スコープで行った。またトランスデューサーと試験片との間隔は、静止状態で 4 mm 一定とした。これは、トランスデューサーに永久磁石が用いられているため、あまり近づけると減衰曲線に影響が及ぶからである。

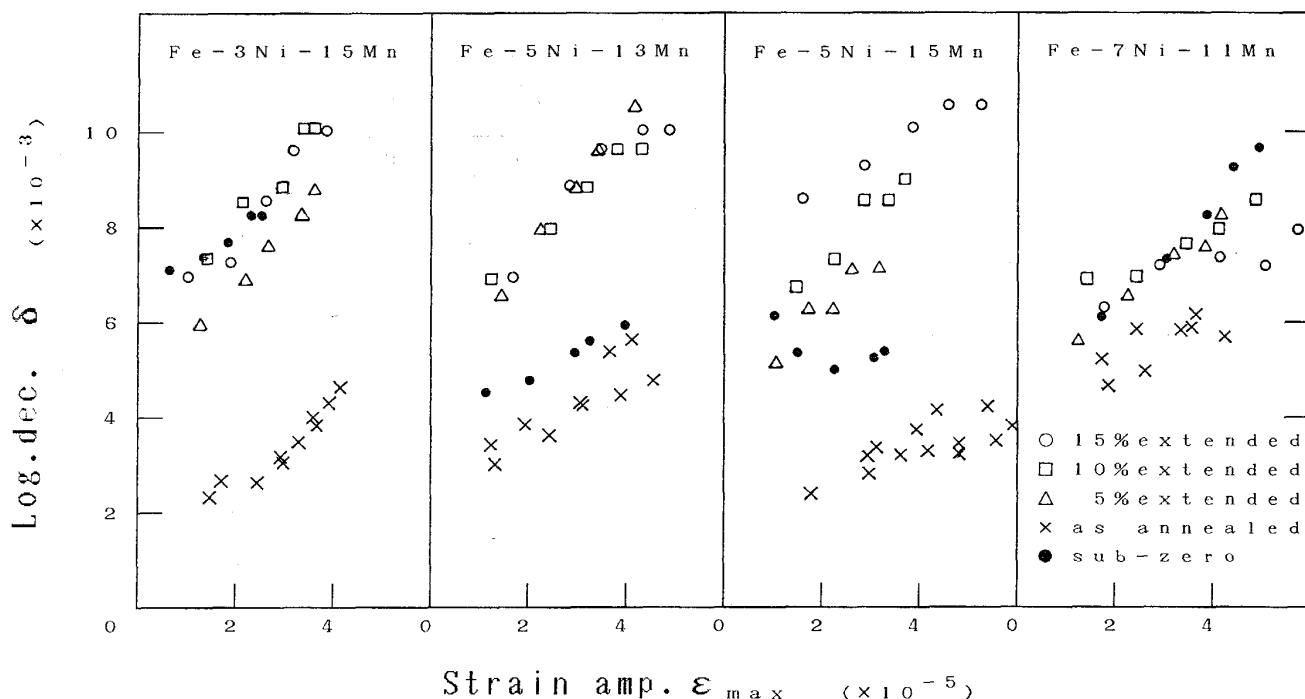


Fig. 5. Relationship between logarithmic decrement and strain amplitude for Fe-Ni-Mn system.

3. 実験結果

3.1 制振性

Fig. 5 に各試料の δ を ϵ_{max} の関数として測定した結果を示す。Fe-3Ni-15Mn 合金の δ は、焼なまし状態では通常の鋼板の値と変わらないが、5% の塑性加工によって著しく上昇する。 δ は 10% の加工によってさらに上昇するが、明らかに飽和の傾向を示し、15% の加工ではそれ以上の改善は認められない。図中の黒丸は液体窒素中でサブゼロ処理した試料に対する測定結果であって、その効果は 10~15% 加工とほぼ同等である。

Fe-5Ni-13Mn 合金は焼なまし状態でやや高い δ 値を示すほかは前者とあまり変わらないが、加工率の影響はほとんど認められなくなっている。また、サブゼロ処理の効果も低下していることがわかる。

Fe-5Ni-15Mn 合金も基本的には前二者と同じ傾向を示すが、ここでは再び加工率の影響が現れている。また、振幅依存性にはやや低下の傾向が見られる。サブゼロ処理の影響は変則的である。

Fe-7Ni-11Mn 合金は焼なまし状態で最も高い制振性を有するが、加工の影響は減少している。一方、サブゼロ処理の効果は他の試料に比べて最も顕著である。

炭素を添加した Fe-5Ni-15Mn-0.1C 合金は上記の試料とは全く異っており、Fig. 6 に示すように焼なまし、加工、サブゼロのいずれの処理でも制振性の向上は認められず、 δ の値は極めて低い。

3.2 顕微鏡組織と X 線による相の定量

Photo. 1 に Fe-5Ni-15Mn 合金の焼なまし状態における光学顕微鏡組織を示す。炭素添加試料を除く合金はい

ずれも Photo. 1 と類似の組織を有し、 $\gamma + \epsilon$ の二相または $\gamma + \epsilon + \alpha$ の三相混合組織から成っていた。炭素添加試料は、外観的には γ 単相組織であり、 ϵ 相の存在を示す特徴的な線状組織は認められなかった。

Table 2 は焼なまし、加工、あるいはサブゼロ処理を行った本合金試料のすべてについて、X 線による各相組織の定量を行った結果である。測定は FeK α 線を用い、回折線は、他の線と重ならぬ程度に近く、高角度側に出る (200) γ 、(10 $\bar{1}$ 1) ϵ 、(200) α の各線を使用した。

加工試料には多少異方性の影響が心配されたが、後に振動試験台で一部試料を再測定した結果、実質的な影響はないことが判明した。

Table 2 によれば、Fe-3Ni-15Mn と Fe-5Ni-15Mn は焼なまし状態では α 相は存在しないが、引張加工に

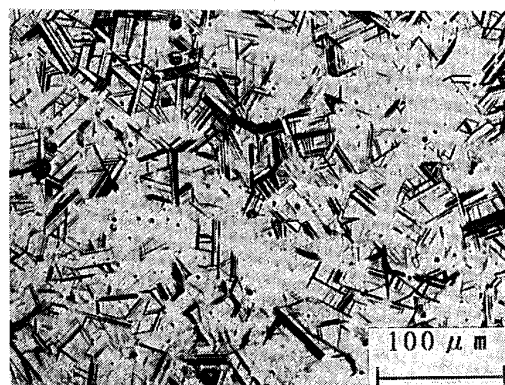


Photo. 1. Optical microstructure of Fe-5Ni-15Mn alloy (annealed at 1073 K for 3600 s).

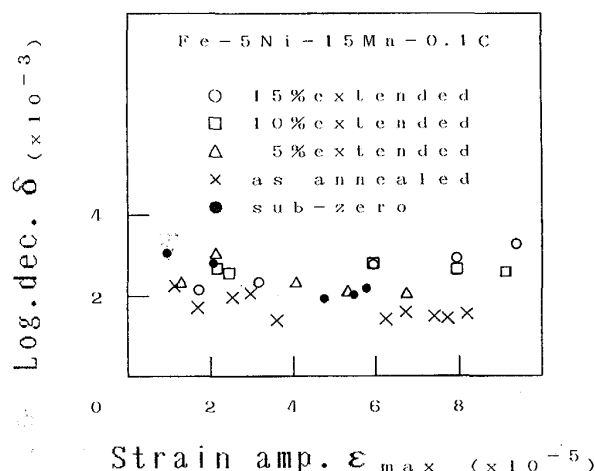


Fig. 6. Relationship between logarithmic decrement and strain amplitude for a Fe-5Ni-15Mn-0.1C alloy.

Table 2. Volume fraction of composite structure.

No.	Type	Treatment	γ (%)	ϵ (%)	α (%)
1	3Ni-15Mn	Annealed	53	47	0
		5% extended	21	33	46
		10% extended	17	32	51
		15% extended	15	31	54
		Sub-zero	22	74	4
2	5Ni-13Mn	Annealed	27	48	25
		5% extended	25	30	45
		10% extended	14	22	64
		15% extended	8	16	76
		Sub-zero	22	46	32
3	5Ni-15Mn	Annealed	63	37	0
		5% extended	56	34	10
		10% extended	46	32	22
		15% extended	25	35	40
		Sub-zero	56	36	8
4	7Ni-11Mn	Annealed	42	18	40
		5% extended	23	14	63
		10% extended	11	6	83
		15% extended	10	4	86
		Sub-zero	19	21	60
5	5Ni-15Mn-0.1C	Annealed	85	15	0
		5% extended	66	27	7
		10% extended	55	35	10
		15% extended	45	43	12
		Sub-zero	65	35	0

Table 3. Tensile properties of samples.

No.	Type	0.2%proof stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	n-value		
						5%	10%	15%
1	3Ni-15Mn	216	628	52	83	0.35	0.41	0.42
2	5Ni-13Mn	147	696	41	82	0.41	0.39	0.31
3	5Ni-15Mn	275	628	50	81	0.24	0.34	0.39
4	7Ni-11Mn	137	765	36	79	0.31	0.26	0.23
5	5Ni-15Mn-0.1C	226	853	69	68	0.31	0.41	0.49
	SUS 304	206~	519~	40	60			

よって γ のかなりの部分が α 相に変化し、 $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ 変態が生じたことを示唆している。しかし、 ϵ 相の量は加工の前後であまり変化していない。サブゼロ処理では、前者の方が $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態しやすくなっている。

これに対し、Fe-5Ni-13Mn と Fe-7Ni-11Mn は焼なまし状態ですでにかなりの α 相を含み、相対的に γ 量が少なくなっている。また、後者の ϵ 相の割合が特に低いことから、変態の形式は主として $\gamma \rightarrow \alpha$ 直接変態であると推定される。一方、炭素添加を行った Fe-5Ni-15Mn-0.1C は、当然のことながら γ の安定度は高くなっていることがわかる。

3.3 機械的性質

Table 3 にインストロン試験機による引張試験の結果を示す。ひずみ速度は $4 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ とした。

Fe-3Ni-15Mn と Fe-5Ni-15Mn は、Fe-5Ni-13Mn と Fe-7Ni-11Mn に比較して共に 0.2% 耐力が高く、引張強さはやや低い。また、伸びは前二者の方が勝り、絞りの値はほぼ同等になっている。このようなグループ化の傾向は、X 線による相の定量の際にも認められた現象である。

n 値については後述するが、真応力-真ひずみ曲線はいずれも直線とならず、複雑な加工硬化特性の存在を示唆している。一応、5%、10%、15% の各加工段階で n 値を求めた。ここでも前者のグループでは n 値が増加するのに対し、後者のグループではその反対となっている。いずれにしても、このような変化は加工誘起変態に関係がある現象と考えられる。

加工中に生成した α マルテンサイト相は、実質的にはフェライトであるが、剪断変態によって生じたものであるから転位密度が高く、かなり硬い。参考のために、18-8 ステンレス鋼の機械的性質を表の下部に示した。

4. 考 察

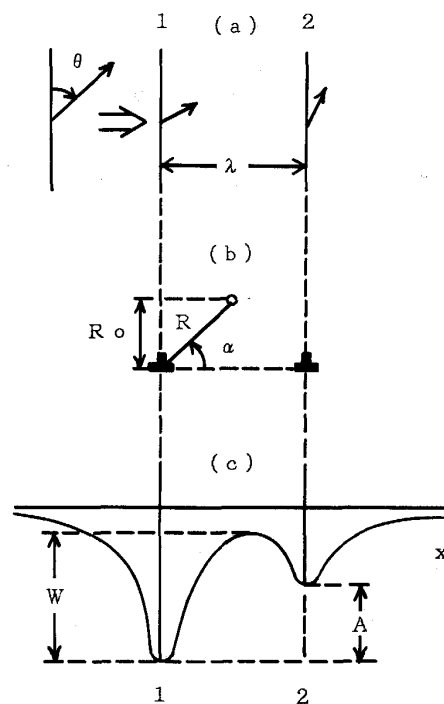
本合金の制振機構は、その相組成から考えても双晶型ではありえないし、ましてや強磁性型でもない。また、不純物が非常に少ない合金であるので、G-L 理論⁶⁾ による転位型とも考えにくい。

4.1 積層欠陥密度と制振性

この種の合金は塑性加工によって組織中に多数の積層欠陥を発生するので、加工によって制振性が改善される事実は、両者の間に密接な関係が存在することを示唆するものである。

BRUNER⁷⁾ は主として純 Cu の内部摩擦に関する研究からそのメカニズムとして、積層欠陥を構成する 2 本の部分転位と空孔との相互作用にもとづく擬弾性挙動がその原因であると結論した。

Fig. 7 において、 γ 中の 1 本の混合転位が 2 本の部分転位に分かれると、それらのバーガースベクトルの刃状成分と空孔との間の相互作用により、図の (c) に示すような二つのポテンシャルの井戸を生ずる。完全転位が



λ : Width of stacking fault (after BRUNER⁶⁾)

Fig. 7. Schematic representation of the dissociation of a complete dislocation into partials. (a) viewed from above the glide plane, and (b) viewed along the glide plane. The shape of the double potential well for interaction between split partials and a point defect is shown in (c).

純らせん転位の場合、刃状成分は反対符号となり、部分転位が積層欠陥を伴って左右に振動する際に最も強い相互作用を生ずる。一方、純刃状転位の場合には部分転位の刃状成分は同符号となり、ポテンシャルの深さも同じになるので、相互作用は最小になる。

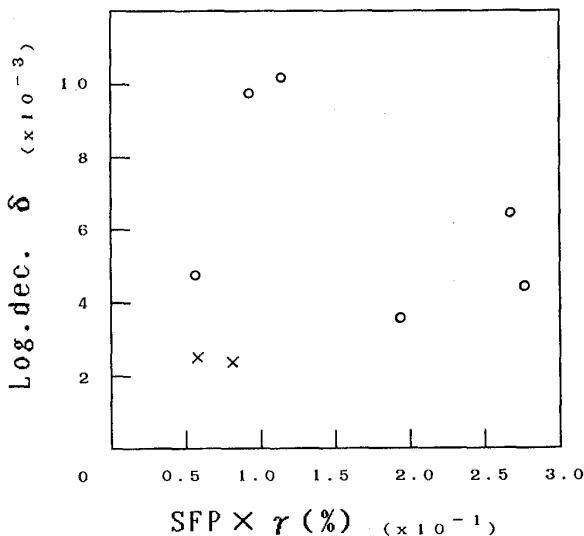
本合金にも同様な機構が働くとするば、制振性を表す δ の値は、組織中に存在する積層欠陥密度 (SFP) に比例するはずである。

SFP の求め方についてはすでに報告^{8)~10)} がある。すなわち、積層欠陥が存在すると見かけ上可干渉領域が減少し、特定反射面にその密度に応じた左右へのピークシフトを生ずる。しかし、本試料には加工による残留応力が存在し、残留応力はすべてのピークを同じ方向へシフトさせるので、真の密度を求めるためにはそれらの差を取らなければならない。

測定に使用した X 線は MoK α 線であり、ステップス

Table 4. Stacking fault probability of sample subjected to various treatments. ($\times 10^{-3}$)

No.	Type	Treatment			
		Annealed	5% extended	10% extended	15% extended
1	3Ni-15Mn	5.17			
2	5Ni-13Mn	2.04	4.50	6.53	
3	5Ni-15Mn	3.04			
4	7Ni-11Mn	6.34			
5	5Ni-15Mn-0.1C	0.94	0.87	6.63	8.06



○ : Fe-Ni-Mn alloys
× : Data from the carbon containing alloy

Fig. 8. Relationship between logarithmic decrement and the product of stacking fault probability by volume fraction, showing no correlation exists between them.

キャンニング法で (111), (200), (222), (400), (331), (420) の六つの回折線の正確なピーク位置を測定した。なお、二重線の分離は Modified-Rachinger¹¹⁾¹²⁾ 法を用い、ピーク位置はプロファイルにバックグラウンドと平行に直線を引き、その中点をピークトップに外挿して求めた。しかし、試料中には三つの相が混在するため回折線がオーバーラップしていたり、双晶の存在にもとづく非対称なラインブロードニングのために、測定値は必ずしも正確なものではない。

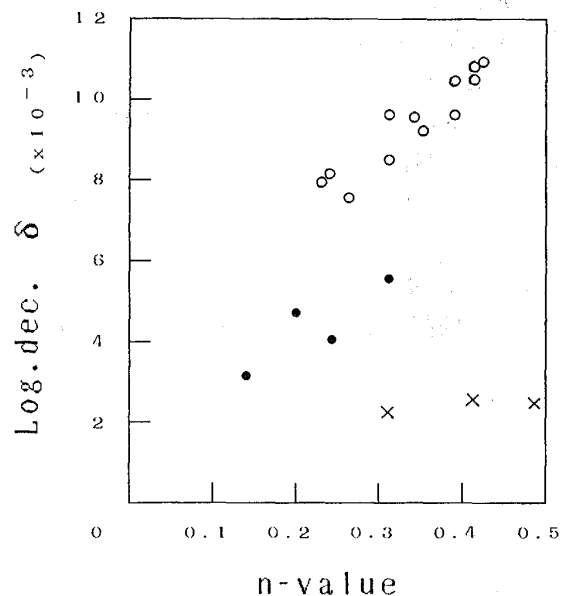
Table 4 に、SFP の測定値を示す。加工試料についての測定は、上述の理由からごく一部のものに限定されてしまった。

Fig. 8 は、SFP $\times \gamma$ (%) と δ との関係をプロットしたものである。×印は Fe-5Ni-15Mn-0.1C の値である。この図から明らかなように、両者の間には全く相関が認められない。以上のことから、SFP と δ を直接関係づけることは難しい。

4.2 加工硬化指数と制振性

拡張転位は積層欠陥を伴ったまま他のすべり面に移ることはできず、その場合はいったん閉じて完全転位にならなければならない。

すでに述べたように、本合金の加工硬化特性は単一の n 値では整理できない。Table 3 と Table 4 を比較して考えると、Fe-3Ni-15Mn と Fe-5Ni-15Mn では γ の先



○ : Fe-Ni-Mn alloys
● : Data from preliminary samples
× : Data from the carbon containing sample

Fig. 9. Relationship between logarithmic decrement and n -value showing a good correlation between them.

行的な変形に伴って拡張転位がバリアーの近くに堆積し、急速に硬化していくものと思われる。 ϵ 相は加工によってその量がほとんど変化しないことから、硬化の挙動には直接影響しないと見てよい。

一方、Fe-5Ni-13Mn と Fe-7Ni-11Mn では γ は加工と共に急速に減少し、 α に変化していく。従って、硬化の後半の段階では α の加工硬化が主体となる。一般に α あるいはマルテンサイトの n 値は低いので、Table 3 にはその影響が現れているものと推測される。

Fig. 9 に、 n 値と δ との関係を示した。図中、 $\times$ 印は Fe-5Ni-15Mn-0.1C のデータであり、 $\bullet$ 印は予備実験で溶製した Fe-3Ni-13Mn と Fe-5Ni-11Mn の値を追加したものである。

この図から、 n 値と δ との間に明瞭な相関があることが分かる。すなわち、本合金の制振機構はバリアーにパイルアップした拡張転位と密接に関係しているものと推定される。 $\times$ 印の試料は上記の傾向と一致しないが、これは除外してもよいと考えられる。

4.3 制振機構のモデル

バリアーにパイルアップした拡張転位は、先頭のものほど応力集中の影響を受け、積層欠陥の幅はちぢまっているであろう。これに更に振動応力が加われば、欠陥の幅も同期して振動する可能性がある。しかし、単に弾性的に振動するだけではエネルギーの吸収は起こりえない。

もし、拡張転位がクロススリップするとすれば、積層欠陥はいったん収縮した後別のすべり面に移り、その面上で再拡張することになる。この現象は振動に対するダッシュポットとして働き、エネルギーを吸収する。

拡張転位の収縮に必要なエネルギーは Stroh¹³⁾ によって計算され、単位長さ当たり以下のように求められる。

$$W = 0.016 G a^2 d (\log R / r_0)^{1/2} \dots\dots\dots (6)$$

ただし、 G は横弾性係数、 a は格子定数、 d は積層欠陥

の幅であり、 R は部分転位の湾曲部の長さ、 r_0 は転位心の半径を表す。 $d = 20 a$ の程度とすれば、このエネルギーは $9.6 \times 10^{-19} \text{ J}$ 程度となり、相当大きな値である。

Fig. 10 は本合金の制振機構のモデルをイラストで示したものである。Fig. 5 の結果からも分かるように、焼なまし試料でもごくわずかな振幅の段階からエネルギーの吸収が始まっている。もし、改めてパイルアップと収縮の過程が必要であるならば、振幅にあるしきい値が現れてしかるべきである。始めから図に示すような転位の Configuration が存在しているからこそ、わずかな振動でもエネルギーの吸収が起こるものと思われる。

二つのすべり面にまたがるこのような拡張転位のつり合い条件は、Escaig¹⁴⁾ によって計算されている。彼の説によれば、主すべり面上の集中応力と二次すべり面上で拡張しようとする転位の力の和が、完全転位への収縮のための仕事と平衡している。このような状態にあれば、上述のように微小応力下でも転位の振動は可能となる。

炭素のような侵入型原子は積層欠陥上に析出あるいは偏析¹⁵⁾ してその移動を阻止する傾向が強い。Fig. 6 に示されるように、炭素を微量添加しても δ が著しく低下する事実は、この現象の反映として解釈される。

次の問題は、パイルアップした転位群の応力集中に抵抗して、クロススリップを起こさせる強力なバリアーの実体は何かという点である。本試料の γ 量はオーステナイト鋼と呼ぶには低すぎ、加工後は更に減少する。しかし γ 量を増やせば確実に制振性が向上するかと言えば、必ずしもそうではない。組織中に α や ϵ が共存しないと十分な制振性は得られないのである。つまり、これらの相はクロススリップのためのバリアーになっていると考えられる。今まで α や ϵ は不要な相と見なしてきたが、このように考えれば実験の結果をうまく説明することができる。なお、バリアーとしてはこのほか結晶粒界も考えられる。

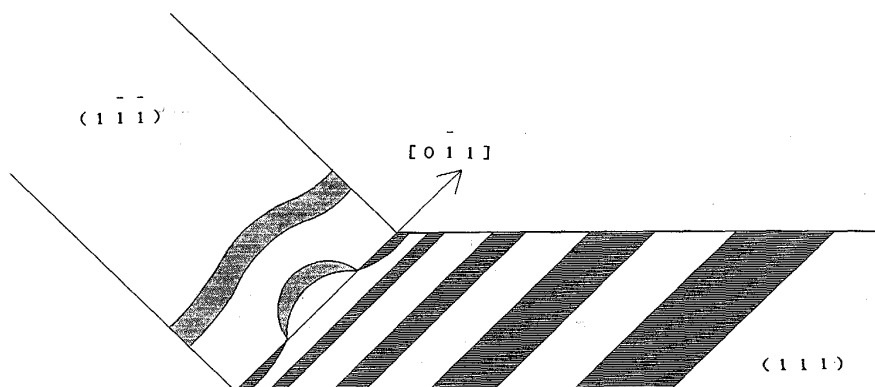


Fig. 10. Schematic illustration of damping mechanism for the Fe-Ni-Mn alloys.

4.4 積層欠陥エネルギー

SFE が制振性に及ぼす影響は、特に重要である。上述のモデルから考えて、SFE の値が低すぎると積層欠陥を収縮させることは困難になる。事実、18-8 ステンレス鋼についての実験¹⁶⁾では、 δ の向上は認められていない。

いずれにしても、本合金系の Ni 量と Mn 量の組合せには最適値が存在する。一応、Ni/Mn の値を SFE に関係のあるパラメーターとみなせば、この比が 0.2~0.3 の範囲では制振性が良好であるのに対し、0.4~0.6 の範囲ではやや特性が低下すると言える。

4.5 γ 量、加工率およびサブゼロ処理の影響

Table 2 の結果から分かるように、 δ は γ 量の減少にもかかわらず増大し、SFP とは相関を持たない。しかし、本合金の制振機構を考慮すれば、これらの現象は必ずしも矛盾であるとは言えない。

制振性が Fig. 10 のような転位の Configuration に直接対応しているものとすれば、 δ はそのような転位の単位体積当たりの密度に比例するであろう。塑性加工を加えることはこの種の転位密度を増加させるものと思われる。

しかし、密度の増加は加工率に比例するばかりでなく、組織中の α 相や ϵ 相の分布にも関係するであろう。一般に、 α は活性すべり面上に形成された ϵ 相の交差部や多重すべりした γ 相中に核発生すると言われる¹⁷⁾が、 α が微細に分布して、成長合体しないような状態が望ましいと思われる。

サブゼロ処理は Ni 量が比較的高く、相対的に Mn 量が低い場合に効果が現れやすい模様であるが、今後更に検討が必要である。

5. 結 言

Ni と Mn を適度に含む Fe-Ni-Mn 合金の制振性について調べ、以下の結論を得た。

1) 本合金に現れる制振性は従来発表されている制振

合金とは異なるタイプのものである。

2) 本合金の制振性は塑性加工によって増大し、 n 値および積層欠陥エネルギーと密接な関係を有する。

3) 本合金は軟鋼やステンレス鋼より優れた機械的性質を有する。

4) 本合金の制振機構についてモデルを提案した。

本研究は昭和 57 年度文部省科学研究費によって行われたものである。試料溶解にあたっては、金属材料技術研究所主任研究官中島広興氏、大同特殊鋼株式会社前中央研究所長加藤哲男氏、同第 2 研究室長飯久保知人氏にお世話になった。また、制振性の測定については新日本製鉄(株)第二技術研究所薄板研究センター遠藤 紘氏にご教示をいただいた。なお、三井造船(株)玉野研究所材料研究部三浦健蔵氏には研究内容について討論していただいた。ここに記して厚くお礼申し上げます。

文 献

- 1) 杉本孝一: 日本金属学会会報, **10** (1971), p. 44
- 2) 杉本孝一: 日本金属学会会報, **14** (1975), p. 491
- 3) 新素材ハンドブック (新素材ハンドブック編集委員会編) (1988), p. 235 [丸善]
- 4) L. REMY: Acta Metall., **25** (1977), p. 173
- 5) J. P. Den HARTOG: Mechanical Vibrations (1947), p. 185 [McGraw-Hill Book Company Inc.]
- 6) A. GRANATO and K. LÜCKE: J. Appl. Phys., **27** (1956), p. 583
- 7) L. J. BRUNER: Physical Rev., **118** (1960), p. 399
- 8) H. M. OTTE and D. O. WELCH: Phil. Mag., **9** (1964), p. 299
- 9) C. N. J. WAGNER, J. P. BOISSEAU and E. N. AQUA: Trans. Metall. Soc. AIME, **233** (1965), p. 1280
- 10) C. N. J. WAGNER and J. C. HELION: J. Appl. Phys., **36** (1965), p. 2830
- 11) L. J. ZAGORSKY and A. PEARLMAN: J. Appl. Cryst., **8** (1975), p. 499
- 12) G. PLATBROOD: J. Appl. Cryst., **16** (1983), p. 24
- 13) A. N. STROH: Proc. R. Soc., **B67** (1954), p. 427
- 14) B. ESCAIG: Dislocation Dynamics, ed. by R. I. JAFFEE (1967), p. 655 [McGraw-Hill Book Company Inc.]
- 15) H. SUZUKI: Scientific Rep. of R. I. T. U., **A4** (1952), p. 455
- 16) 中上一平, 渡辺 敏, 佐藤昭治: 材料とプロセス, **2** (1989), p. 349
- 17) 片山哲也, 藤田広志: 日本金属学会誌, **52** (1988), p. 935