硝酸コバルト/ゼイン濃度比を用いた場合、ゼイン濃度の低いほど、また粉末濃度の高いほど大きくなる。これは多量の粉末を少量の電荷を持つ担体で運ぶからである。また本方法によるクーロン効率は、同じニクロム合金を電気めっき法で電着させる場合の約1000倍であり、これは被覆速度および電力コストの面での本方法の長所といえる。

(4) ニクロム系合金粉あるいは Ni/Cr 混合粉からの析出後の試料はいずれも水素中で加熱処理することによりニクロム合金被膜を形成する。被膜合金素地中には20%前後の Mo を固溶しており、さらに素地 Mo に接した部分は50%程度の Mo を含む金属間化合物層となっている。

最後に試料を提供して下さった東邦金属株式会社(Mo

棒)、住友金属鉱山株式会社(ニクロム系自溶合金粉サーフェロイ)、粉末の粒度分布測定をして下さった高千穂精機株式会社、EPMA 測定でお世話になった金属材料技術研究所 木村 隆氏の皆様に感謝の意を表する。

文 献

- (1) V.A. Lamb and W. E. Reid Jr.: Plating, **47** (1960), 291.
- (2) M. Ortner: Plating, **51** (1964), 885.
- (3) 玉虫文一: コロイド化学, (1967), 134.
- (4) 玉虫文一: コロイド化学, (1967), 132.
- (5) Index to the Powder Diffraction File 1971: Joint Committee on Powder Diffraction Standards, Pennsylvania. No.7-50.

Fe-W系合金(Gentalloy)の減衰能について*

増 本 量** 沢 谷 昭 八** 比 内 正 勝**

Hakaru Masumoto, Showhachi Sawaya and Masakatsu Hinai: Damping Capacity of Gentalloy in the Fe-W System. Measurements of the internal friction Q^{-1} and mechanical properties have been carried out on open-melted Fe-W alloys containing 0~20%W. The highest Q^{-1} value of 34×10^{-3} at room temperature is obtained with an Fe-14%W alloy rapid-cooled after heating at 1200°C for 1 h. The Q^{-1} value measured at temperature T increases with increasing T , and shows a minimum near $T/T_c = 0.7$ (T_c : magnetic transformation temperature). If a static magnetic field H is applied to the specimen, Q^{-1} shows a two-step decrease with increasing H . The variations of Q^{-1} and the coercive force H_c with composition and/or heat-treatment are opposite to each other, i. e. the alloys having larger Q^{-1} exhibit smaller H_c . The mechanical strength of the alloys increases considerably with the W content.

(Received March 10, 1978)

I. 緒 言

近年各種機器の振動や騒音の発生を防止するために、その部材として吸振合金を使用する試みが盛んである。吸振合金として要求される特性としては(1)振動減衰能が大きいこと、(2)その大きさを高い温度まで維持すること、(3)冷間加工性の良好なもの、(4)機械的強さが大きいことなどが考えられる。

従来知られている転位型、複合型および双晶型吸振合金^{(1)~(5)}は金属材料として非常に高い減衰能を示す。しかし、これらの合金の減衰能が100°C位の温度で急激に小さくなったり、あるいは機械的強さが小さいとか、冷間加工性が悪いなどという欠点があるために、一部の合金を除いて実用化に至っていない。よって著者らは上記の特性を兼ね備えた新しい吸振合金の開発と研究にとりかかり、す

で Fe-Mo⁽⁶⁾および Fe-Co⁽⁷⁾系合金の減衰能と機械的性質について報告した。本報では Fe-W 系の熱処理による減衰能と磁気的性質の変化の相関について報告する。

II. 試料および実験方法

合金の原料としては Table 1 に示す不純物を含む Fe および W を用いた。また前報⁽⁷⁾と同様な製造法により直径 2 mm、長さ 150 mm ならびに直径 0.55 mm、長さ 200 mm の2種類の丸線を得た。最後にこれらを真空中で 900, 1000, 1100 および 1200°C の温度でそれぞれ 1 h 加熱後室温まで徐冷(平均冷却速度 5°C/min)ならびに急冷(5000°C/min)して試料とした。試料は Fe-0~20 wt%W の組成範囲のものを1~3%おきに15種作製した。

振動減衰能は振り振子法⁽⁸⁾⁽⁹⁾により振幅の自然減衰から

** 財団法人電気磁気材料研究所(The Research Institute of Electric and Magnetic Alloys, Yagiyama-Minami 2, Sendai)

* 1976年4月および1977年4月日本金属学会東京大会に発表; 財団法人電気磁気材料研究所研究報告第112号

Table 1 Chemical analysis of metals used.

Metal	Fe	Mn	Si	Cu	C	S	P	Sn	As
	(wt%)								
Fe									
W	0.088	0.006 0.001	0.005 —	0.004 —	0.005 —	0.005 0.002	— 0.006	0.004 0.002	— 0.001

求めた。このとき内部摩擦 Q^{-1} は A_n, A_{n+1} を振動の n 番目と $(n+1)$ 番目の振幅の大きさとしたとき $1/\pi \cdot \ln(A_n/A_{n+1})$ から求められる。測定の振動数は約 1 Hz, 最大剪断歪み振幅 ϵ_m は $2 \sim 12 \times 10^{-5}$, 測定中重畳して加わっている引張荷重 σ_l は 1.18 MPa であった。 Q^{-1} の外部磁場依存性は 40 kA/m までの直流磁場中で, その温度変化は無誘導電気炉中で求めた。磁気特性は自記磁束計, 硬さはマイクロビッカース硬度計によって測定し, 引張試験はインストロン型試験機を用いて行なった。

III. 実験結果および考察

Fig.1 には真空中において 900, 1000, 1100 および 1200 °C でそれぞれ 1 h 加熱後室温まで徐冷した Fe-W 合金について $\epsilon_m = 8 \times 10^{-5}$ および $\sigma_l = 1.12$ MPa における Q^{-1} と W 量との関係が示してある。 Q^{-1} の値は W 量に対して複雑な変化を示しており, W 2~5% および W 10~14% で 2 つの極大を現わしている。そして Fe-10~14% W 合金の Q^{-1} は加熱温度が高いほど大きくなっているが, Fe-2~5% W 合金では 1200 °C の加熱でかえって小さくなっている。徐冷したときの Q^{-1} の最大値は 1200 °C で 1 h 加熱した Fe-14% W 合金の 22×10^{-3} であり, W 18% 以上の合金の Q^{-1} は加熱温度の如何にかかわらず非常に小さい。

Fig.2 には 900~1200 °C でそれぞれ 1 h 加熱後急冷した Fe-W 合金の Q^{-1} ($\epsilon_m = 8 \times 10^{-5}$ および $\sigma_l = 1.12$ MPa)

Fig.1 Relation between W content and internal friction Q^{-1} for Fe-W alloys slow-cooled after heating at the specified temperatures for 1h.

Fig.2 Relation between W content and internal friction Q^{-1} for Fe-W alloys rapid-cooled after heating at the specified temperatures for 1h.

Fig.3 Variation in internal friction Q^{-1} with measuring temperature T in an Fe-14%W alloy rapid-cooled after heating at 1200 °C for 1h.

と W 量との関係が示してある。図で見るとこの場合には徐冷の場合に比べ W 2~5% 付近の Q^{-1} の極大は消失して, 全体的にその値が小さくなっているが, Fe-12~20% W 合金の Q^{-1} は逆に大きくなっている。急冷したときの Q^{-1} の極大値は 1200 °C で 1 h 加熱した Fe-14% 合金の 34×10^{-3} である。

Fig.3 には 1200 °C で 1 h 加熱後急冷した Fe-14% W 合金の Q^{-1} ($\epsilon_m = 4 \times 10^{-5}$ および 8×10^{-5}) の温度変化が示してある。 Q^{-1} の値は T/T_c (T : 測定温度, T_c : 磁気変態温

度 $=768^{\circ}\text{C}^{(10)\sim(12)}$ の増加とともに徐々に増大して T/T_c 約0.6で極大に達し、ついで0.7の極小を経た後急に増大する。さらに Fig.4 には 1000°C で1h加熱後急冷した Fe-W 合金の引張強さ σ_t および降伏強さ σ_y と W 量の関係が、Fig.5 には伸び El およびビッカース硬さ Hv と W 量の関係が示してある。Fe-W 合金の σ_t, σ_y および Hv は W 量の増加とともに徐々に大きくなり、El は小さくなる。 Q^{-1} の最大値を示す Fe-14%W 合金の σ_t および σ_y はそれぞれ414 および 245 MPa, Hv は 155 であり、機械的強度は非鉄合金などに比べてかなり大きくなっている。

Fig.4 Tensile strength σ_t and yield strength σ_y as a function of W content in Fe-W alloys rapid-cooled after heating at 1000°C for 1h.

Fig.5 Elongation El and Vickers hardness Hv as a function of W content in Fe-W alloys rapid-cooled after heating at 1000°C for 1h.

Fig.6 には 1200°C で1h加熱後急冷した Fe-14%W 合金について、 Q^{-1} の外部磁場 H_{ex} による変化が示してある。 Q^{-1} は 0.2 kA/m ($=2.5\text{ Oe}$)程度の H_{ex} によって最初の値のほぼ75%に減少し、 50 kA/m (628 Oe)のような大きな H_{ex} のもとでは6%位の非常に小さな値となる。ここで Q^{-1} は2段的減少を示しているが、これは著者らの

Fig.6 Variation of internal friction Q^{-1} under external magnetic field H_{ex} in an Fe-14%W alloy rapid-cooled after heating at 1200°C for 1h.

報告した ΔE 効果の同様な変化に対応すると考えられるが詳細は後日考察したい⁽¹³⁾。

Fig.7 および Fig.8 には $900, 1000, 1100$ および 1200°C でそれぞれ1h加熱した Fe-W 合金について徐冷状態および急冷状態の保磁力 H_c と W 量との関係が示してある。図に見るようにいずれの場合にも H_c はある W 含有量から急激に大きくなり、その W 量は加熱温度が高いほど多くなる。そして徐冷状態と急冷状態を比較すると、一般に W 2~5% 付近の合金の H_c は徐冷したときの方が小さく、W 10% 以上の合金の H_c は急冷したときの方が小さい値を示す。W 量および熱処理を変えたとき H_c は Fig.1 および Fig.2 の Q^{-1} の変化と非常に密接に関係して変化して、 Q^{-1} の値が大きい状態では H_c が $0.1\sim 0.2\text{ kA/m}$

Fig.7 Relation between coercive force H_c and W content for Fe-W alloys slow-cooled after heating at the specified temperatures for 1h.

Fig.8 Relation between coercive force H_c and W content for Fe-W alloys rapid-cooled after heating at the specified temperatures for 1h.

(1.3~2.5 Oe)の小さい値を示している。したがって、Fe-W 系の W 量の多い組成領域で析出硬化によって H_c が急激に大きくなることが報告⁽¹⁴⁾されているから、大きな Q^{-1} を得るためには H_c の小さくなる単相化熱処理をすることが重要と考えられる。このように Fe-W 合金が磁氣的に軟かい状態にあることは合金に振動応力が加わった場合に磁気弾性的効果によって磁区の再配列が起り易いことを意味している。そして以上の実験結果から Fe-W 系の減衰能の大部分は非可逆的な磁壁移動および磁区の回転によるもので、強磁性型に属する。従来 Fe-W 合金を吸振合金として研究した報告はないが、上述したように Fe-W 合金の室温付近の Q^{-1} は先に報告した Fe-Mo 系および Fe-Co 系のものより若干小さいが純 Fe の約 6 倍大きく、温度が上昇するとともに増大する。さらに従来の吸振合金と比較してその冷間加工性が良好な上に機械的強さも一般に大きいから機器の振動または騒音の発生を忌む部分の材料として好適である。よって著者らはすでに報告しておいた Fe-Mo および Fe-Co 合金と同様に Fe-W 合金を Gentalloy と称することにした。

IV. 総 括

Fe-W 合金の内部摩擦 Q^{-1} および機械的性質を測定して

次の結果を得た。

(1) Fe-W 合金の Q^{-1} の値は加熱温度ならびに加熱後の冷却条件によって変化する。W 2~5% 付近の合金の Q^{-1} は徐冷したときに、W 10% 以上の合金の Q^{-1} は急冷したときに大きな値を示す。得られた Q^{-1} の最大値は 1200°C で 1h 加熱した後急冷した Fe-14%W 合金の 34×10^{-3} である。

(2) 高温における Q^{-1} の値は測定温度 T の上昇とともに増大するが、 T/T_c (T_c : 磁気変態温度) が 0.7 付近で極小を示している。

(3) Fe-W 合金の引張強さ σ_t 、降伏強さ σ_y およびビッカース硬さ Hv は W 量の増加とともに大きくなる。1200 $^{\circ}\text{C}$ で 1h 加熱後急冷した Fe-14%W 合金は最大の Q^{-1} を示すとともにその σ_t , σ_y および Hv がそれぞれ 414 MPa, 245 MPa および 155 でかなり大きい。

(4) Fe-W 合金の Q^{-1} は外部磁場 H_{ex} に大きく依存して H_{ex} の増大とともに 2 段的減少を示す。また Fe-W 合金の組成または熱処理を変えたときの Q^{-1} は保磁力 H_c に密接に関係しており、 Q^{-1} の値が大きな状態では H_c が 0.1~0.2 kA/m で小さく磁氣的に軟らかい。

文 献

- (1) A.S.Nowick: J. Appl. Phys., **22**(1951), 925.
- (2) G.F.Weissmann: Proc. ASTM, **58**(1958), 869.
- (3) D. Birchon, D. E. Bromley and D. Healey: Met. Soc. J., **21**(1968), 41.
- (4) R.Hashiguti and K.Iwasaki: J. Appl. Phys., **39**(1968), 2128.
- (5) I. A. Arbutzora, V. S. Gavriluyh and L. G. Khandros: Phys. Met. and Metallog., **27**(1969), 183.
- (6) 増本 量, 沢谷昭八, 比内正勝: 日本金属学会誌, **41**(1977), 820; Trans. JIM, **18**(1977), 581.
- (7) 増本 量, 沢谷昭八, 比内正勝: 日本金属学会誌, **42**(1978), 337; Trans. JIM, **19**(1978), 312.
- (8) R.Becker and M.Kornetzki: Z. Phys., **88**(1934), 634.
- (9) A.W.Cochardt: J. Appl. Phys., **25**(1954), 670.
- (10) H.Harkort: Metallurgie, **4**(1906), 617, 639, 673.
- (11) S. Ozawa: Sci. Repts. Tōhoku Imp. Univ., **11**(1922), 333.
- (12) S. Takeda: 金属の研究, **6**(1929), 298; Tech. Repts. Tōhoku Imp. Univ., **19**(1930), 447.
- (13) 増本 量, 沢谷昭八, 比内正勝: 日本金属学会講演概要, (1977・4月), 161.
- (14) K.S.Seljesater and B.A.Rogers: Trans. Am. Soc. Steel Treating, **19**(1932), 553.