

## 冷間加工された Al-Fe 合金の減衰能\*

比内正勝\*\* 増本 量\*\* 沢谷昭八\*\*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 48, No. 3(1984), pp. 323-326

### Damping Capacity of Cold-Worked Al-Fe Alloys

Masakatsu Hinai\*\*, Hakaru Masumoto\*\* and Showhachi Sawaya\*\*

The influence of cold-working on the damping capacity and the mechanical properties was investigated for Al-0.2~6 mass%Fe alloys. The logarithmic decrement  $\delta$  and the rigidity modulus  $G$  were measured by the inverted torsion pendulum method, and the tensile strength  $\sigma_t$  by an Instron-type machine.

In the states of furnace-cooling and water-quenching, the  $\delta$  has a fairly low value,  $3-6 \times 10^{-3}$ , increases gradually with the increase in Fe content up to 2% and then becomes nearly constant.

By cold-working after the heat treatments, the  $\delta$  becomes considerably higher with increasing reduction rate of area  $RA$ , and that of the alloys cold-worked by 95%  $RA$  has a large value, about  $40 \times 10^{-3}$ . The  $\delta$  of the alloys cold-worked after furnace-cooling is higher than that after water-quenching. The increase in  $\delta$  by cold-working should be due to dislocations. It appears that the compound  $Al_3Fe$  ( $\theta$  phase) acts on the motion of dislocations.

The  $G$  in the heat-treated alloys increases gradually up to 6%Fe, while the  $\sigma_t$  increases up to 4%Fe and then decreases gradually. By cold-working, the  $G$  decreases and  $\sigma_t$  increases.

(Received September 30, 1983)

**Keywords:** *damping capacity, logarithmic decrement, aluminium-iron alloy, high damping material, tensile strength, rigidity modulus, dislocation, compound  $Al_3Fe$*

### I. 緒 言

これまで非強磁性吸振合金に関する研究はかなり多く報告されているが<sup>(1)-(5)</sup>, 軽量で加工性に富む合金としては Al-Zn 系合金のみである<sup>(1)(6)</sup>. しかし Al-Zn 合金の減衰能には常温時効が存在し, 早急に解決すべき問題点となっている. よって著者らは最近 Al 基合金の研究を進め, つ

いにかなり大きな減衰能を示し常温時効がない数種の Al 基合金を見出し, そのうち Al-Si 合金についてはすでに報告しておいた<sup>(7)</sup>. この合金の減衰能は熱処理したままではかなり小さいが, 熱処理後に冷間加工を施すとかなり大きくなる. したがって著者らはその原因として Al 固溶体と Si との界面における運動の効果はそれほど大きくないが, 転位の運動による減衰能の方が非常に大きいものと考え

\*\* 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 982)

\* 1981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141号

た。その後さらに Al-Fe 合金の減衰能特性について研究したので、その結果についてつぎに報告する。

II. 試料および実験方法

Table 1 に示す不純物を含む純度 99.99 mass% の Al と 99.9% の Fe を用いて高周波溶解により Al-15%Fe の母合金をつくり、つぎに Al と母合金を用い 0.2~6.0%Fe の組成になるように計量して溶解し直径 10 mm 丸の鋳塊を得た。さらにこれを 773 K で 18 ks (5 h) 均一化処理した後熱間鍛造ならびに冷間圧延、スエーピングおよび引抜きにより厚さ 0.6 mm の板と直径 2 mm および 1.1 mm 丸の線に加工した。そして板は X 線回折用に、直径 2 mm の線は引張試験用に、1.1 mm の線は減衰能と剛性率測定用とした。

結晶構造は X 線ディフラクトメータ法 (Fe-K $\alpha$  線) によって調べ、対数減衰率および剛性率は逆吊り振り振子法により振動数約 1 Hz で測定し、引張試験はインストロン型試験機により  $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  の歪み速度で行った。

Table 1 Chemical composition of starting materials (mass%) .

Material	Fe	C	Mn	Si	Cu	S	P
Al	0.002	—	—	0.003	Trace	—	—
Fe	—	0.005	0.006	0.005	0.004	0.005	0.004

III. 実験結果ならびに考察

1. 結晶構造

Fig.1 は L.A.Willey による Al 側の Al-Fe 系状態図<sup>(6)</sup> である。それによると Al に対する Fe の最高固溶度は 928 K でわずか 0.05% で、その温度(共晶温度)以下では

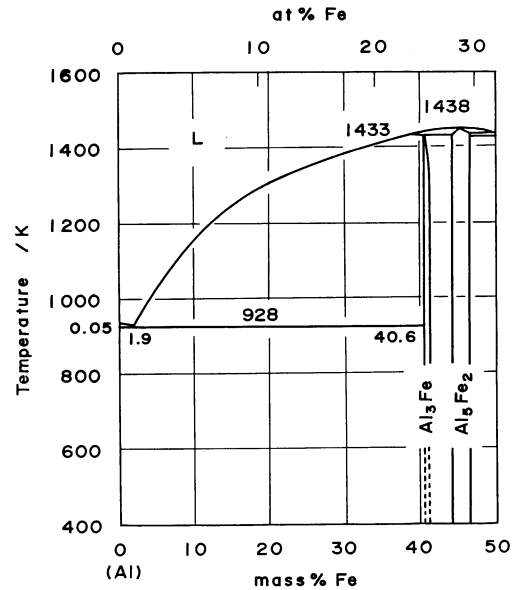


Fig.1 Phase diagram of Al-Fe alloys after L.A. Willey.

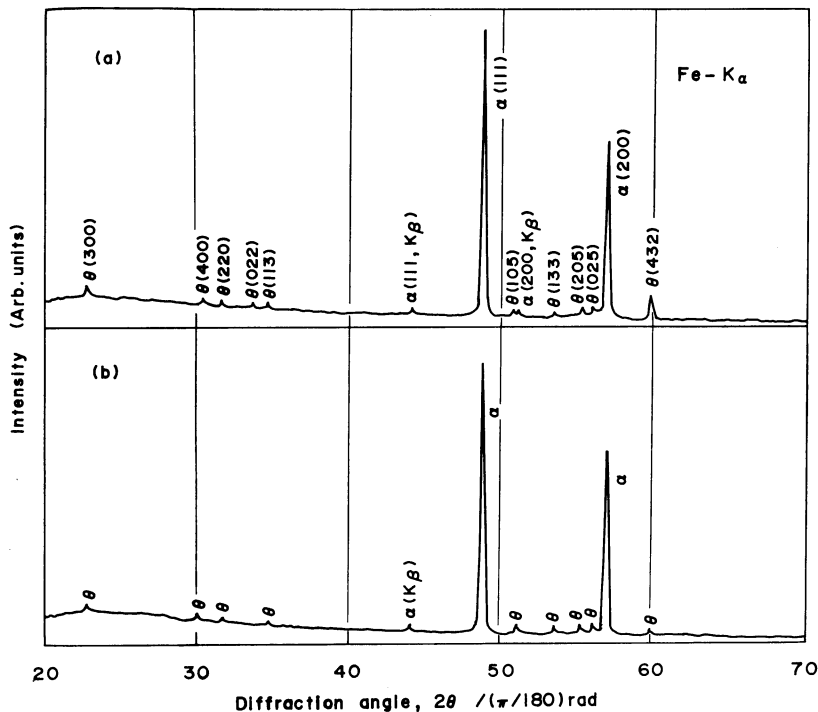


Fig.2 Spectra of X-ray diffraction from Al-3%Fe alloys cold-worked by 70% reduction rate in area after furnace-cooling (a) and water-quenching (b).

Al の  $\alpha$  固溶体と  $Al_3Fe$  化合物とが組成の広い範囲にわたって共晶をつくっている。本研究は合金の組織と密接な関係があるのでまず上記の状態図の組成範囲の合金について X線回折法によって熱処理状態ならびに冷間加工状態の結晶構造を調べた。その結果の一例として Fig.2 に 773 K 3.6 ks (1 h) で加熱後 (a) 炉中冷却ならびに (b) 水中冷却してから 70% の断面減少率で冷間加工した Al-3%Fe 合金の X線回折図を示す。図に見るように Al-Fe 系合金は熱処理状態同様に強度の冷間加工状態でも  $\alpha$  相と格子定数  $a = 1.5489$ ,  $b = 0.8083$ ,  $c = 1.2476$  nm, 格子軸間の角度  $\beta = 107^\circ 43'$  (1.88 rad) をもつ  $Al_3Fe$  化合物 (単斜格子  $\theta$  相)<sup>(9)</sup> とから成っていることがわかった。

2. 対数減衰率

Fig.3 は 773 K で 3.6 ks (1 h) 加熱後炉中冷却した状態ならびにさらに断面減少率  $RA = 38\%$ ,  $70\%$  あるいは  $95\%$  で冷間加工した状態の Al-Fe 系合金について室温におけ

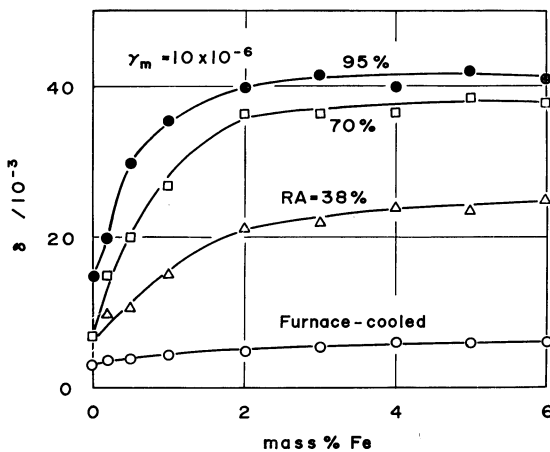


Fig.3 Logarithmic decrement  $\delta$  vs. Fe content in the alloys furnace-cooled or subsequently cold-worked by various reduction rates in area RA.

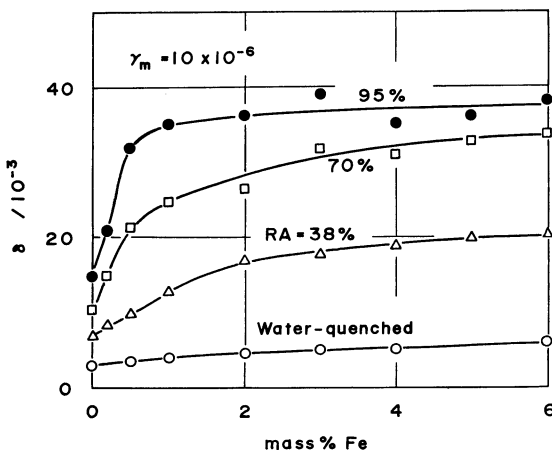


Fig.4 Logarithmic decrement  $\delta$  vs. Fe content in the alloys water-quenched or subsequently cold-worked by various reduction rates in area RA.

る対数減衰率  $\delta$  (最大剪断歪み振幅  $\gamma_m = 10 \times 10^{-6}$ ) と Fe 含有量との関係を示している。炉中冷却のままの  $\delta$  はわずか  $3 \sim 6 \times 10^{-3}$  程度の小さい値にすぎないが、これを冷間加工すると非常に大きくなり加工度が高いほどその効果が大きい。一般に  $\delta$  は Fe 量とともに 2% 付近までは増大するが、その量を越えると大体一定となる。ここで熱処理した 2 相組織の合金の  $\delta$  は基底相と析出相との界面における運動に伴って生じ、その大きさはこれらの界面の総面積ならびに粘性の大小に影響されるものと考えられる。さらに冷間加工した状態では転位密度が加工度とともに急激に増加するので、転位の運動に伴う  $\delta$  が考えられる<sup>(10)</sup>。Al-Fe 系合金の  $\delta$  は熱処理したままではかなり小さいから界面での運動による効果はさほど小さくなく、また転位密度が低いから転位の運動による  $\delta$  も小さい。しかし熱処理後に冷間加工した状態ではそれぞれの結晶粒が加工によって細分化されるので界面における  $\delta$  は若干増大するかも知れないが、転位の運動に伴う  $\delta$  は Granato-Lücke モデル<sup>(10)</sup> から  $Al_3Fe$  化合物が転位の運動に対してピンニングとして有効に働くために非常に大きくなるものと思われる。つぎに Fig.4 には 773 K で 3.6 ks 加熱後水中冷却した状態における Al-Fe 系合金の  $\delta$  ( $\gamma_m = 10 \times 10^{-6}$ ) と Fe 含有量との関係が示してある。水中冷却したままの合金の  $\delta$  は炉中冷却の場合同様にかなり小さいが、さらに冷間加工を施すと  $\delta$  は非常に大きくなっている。しかしその値は炉中冷却後冷間加工した状態よりも小さい。これは  $Al_3Fe$  化合物相の熱処理による分布状態の相違によるのかも知れない。

3. 剛性率ならびに引張強度

Fig.5 には 773 K で 3.6 ks 加熱後炉中冷却あるいは水中冷却した状態ならびにこれらにさらに  $RA = 70\%$  の冷間加工を施した Al-Fe 系合金の室温における剛性率  $G$  と Fe 含有量との関係が示してある。 $G$  の値はいずれの場合にも Fe 量とともに Fe 0.5% 付近までは急に増大するが、

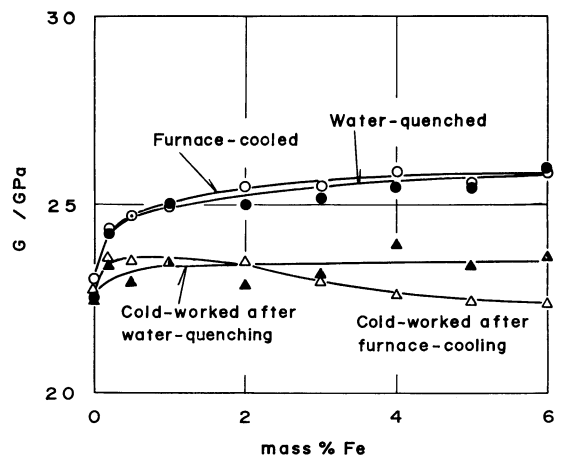


Fig.5 Rigidity modulus  $G$  as a function of Fe content in the alloys furnace-cooled, water-quenched or subsequently cold-worked by 70% reduction rate in area.

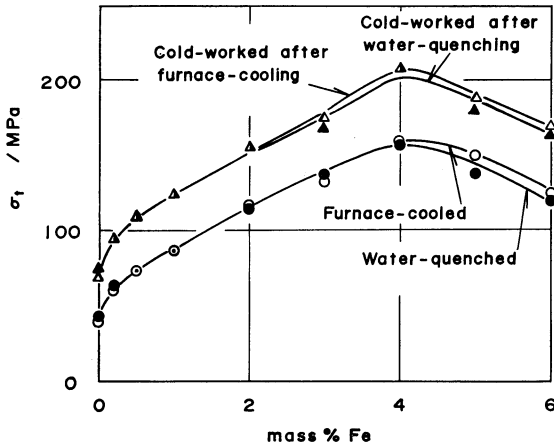


Fig.6 Tensile strength  $\sigma_t$  as a function of Fe content in the alloys furnace-cooled, water-quenched or subsequently cold-worked by 70% reduction rate in area.

その後は炉中冷却後冷間加工した場合を除いて増加の割合がゆるやかになる。そして冷間加工状態の  $G$  の値が熱処理したままの値より低いことは加工した Ag の多結晶で確かめた Bailey と Hirsch の関係式<sup>(11)</sup>の変形応力が増大して転位密度が増加すると  $G$  が低くなることから理解できる。

つぎに Fig.6 は Fig.5 と同じ状態の Al-Fe 系合金の室温における引張強度  $\sigma_t$  と Fe 含有量との関係を示すが、 $\sigma_t$  はいずれの場合も Fe 量とともに急激に増大し、Fe 4% で極大をあらわしている。そして  $\sigma_t$  の値は冷間加工による転位の蓄積によって  $G$  とは逆にかなり大きくなることわかる。

かように Al-Fe 系合金は高い  $\delta$  を示す上に小さな比重と非強磁性であるなどの長所を有するので、装置や部品の軽量化を計る場合、あるいは磁気を嫌う部位に実用する場合に好適な吸振材料と考えられる。

#### IV. 総 括

773 K で 3.6 ks 加熱後炉中冷却あるいは水中冷却した状

態、ならびにこれらにさらに冷間加工を施した状態の Fe 0.2~6% を含む Al-Fe 系合金について結晶構造、対数減衰率  $\delta$ 、剛性率  $G$  および引張強度  $\sigma_t$  を調べて次の結果を得た。

(1) 熱処理したままの  $\delta$  は炉中冷却、水中冷却ともに Fe 量とともに 2% 付近までは漸増し、その後は大体一定となるが、その値は  $3\sim 6 \times 10^{-3}$  でかなり小さい。これを冷間加工すると  $\delta$  は両熱処理法とも加工度とともに非常に大きくなり、95% の加工率で  $40 \times 10^{-3}$  程度になるが、 $\delta$  の値は一般に炉中冷却後冷間加工したときの方が大きい。冷間加工による  $\delta$  の増加は転位密度が激増し、転位の運動に対して  $Al_3Fe$  化合物がピンニング (Granato-Lücke モデル) として有効に働くためと考えられる。

(2) 熱処理状態では  $G$  は Fe 量とともに 6% まで増大するが、 $\sigma_t$  は Fe 4% で極大を示した後減少する。これらに冷間加工を施すと  $G$  は低下し、 $\sigma_t$  は増大する。

(3) かように Al-Fe 系合金は高い  $\delta$  を示す上に小さな比重と非強磁性などの長所を有するので、装置や部品の軽量化を計る場合、あるいは磁気を嫌う部位に好適な吸振材料である。

#### 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. Hasiguti and K. Iwasaki : J. Appl. Phys., **39** (1968), 2182.
- (5) I.A. Arbutova, V.S. Gavriluk and L.G. Khandros : Phys. Met. and Metallog., **27** (1969), 183.
- (6) 増本 量, 比内正勝, 沢谷昭八 : 日本金属学会誌, **46** (1982), 929; Trans. JIM, **24** (1983), 681.
- (7) 増本 量, 比内正勝, 沢谷昭八 : 日本金属学会誌, **47** (1983), 319.
- (8) L.A. Willey : Appendix 1, Phase Diagrams, 373, in "Aluminum", vol. 1 (K.R. Van Horn, editor), ASM, 1967.
- (9) P.J. Black : Acta Cryst., **8** (1955), 43, 175.
- (10) A. Granato and K. Lücke : J. Appl. Phys., **27** (1956), 583.
- (11) J.E. Bailey and P.B. Hirsch : Phil. Mag., **5** (1960), 485.