

## 冷間加工された Al-Ni 合金の減衰能\*

比内正勝\*\* 沢谷昭八\*\* 増本 量\*\*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 50, No. 6 (1986), pp. 590-593

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

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

The influence of cold working on the damping capacity and the mechanical properties was investigated for Al-Ni alloys containing 0.2 to 12% Ni. The logarithmic decrement  $\delta$  and the rigidity modulus  $G$  were measured by an inverted torsion pendulum method, and the tensile strength  $\sigma_t$  by an Instron-type machine.

In both the furnace-cooled and water-quenched states the  $\delta$  was increased in some degree by the Ni addition. By cold working after heat treatment, the  $\delta$  became considerably higher with increasing reduction rate in area. The alloys cold-worked after furnace cooling was higher in  $\delta$  than those cold-worked after water quenching; the Al-4% Ni alloy showed the highest  $\delta$  value of  $63 \times 10^{-3}$  when cold-worked to 95% reduction rate in area. The increment in  $\delta$  by cold working is considered to be due to a remarkable increase in density of dislocations and an action as pinning of a proper amount of compound  $Al_3Ni$  ( $\epsilon$  phase) on dislocation motion. Cold working after the heat treatment results in a decrease in  $G$  and an increase in  $\sigma_t$ . The  $G$  and  $\sigma_t$  both increased with increasing Ni concentration, irrespective of the heat treatment and the cold working that followed.

(Received March 6, 1986)

**Keywords:** *damping capacity, internal friction, logarithmic decrement, high damping material, aluminum-nickel alloy, cold-worked alloy, rigidity modulus, tensile strength*

## I. 緒 言

著者らは Al 基合金の減衰能特性に関する研究を進め、これまでにかなり高い減衰能を示す数種の Al 基吸振合金を見出した。その一部の Al-Si ならびに Al-Fe 系合金については本誌にすでに報告しておいた<sup>(1)(2)</sup>。これらによれば Al-Si あるいは Al-Fe 合金の減衰能は一般に焼鈍したままでは小さいが、焼鈍後冷間加工するとかなり増大する。そして Si あるいは Fe 含有量に対して減衰能はいずれの場合も共晶組成まで増大し、それ以後はほぼ一定値になっている。さらにこれらの合金の減衰能は振動応力が加わったときに Al 固溶体の基地と Si 粒子あるいは  $Al_3Fe$  化合物との界面で粘性あるいは塑性流動が起きることならびに加工により増加した転位が運動することから発生する。殊に冷間加工された合金の高い減衰能は大部分転位の運動の効果によるものと考えられた。

かように Al 基合金は高減衰能を有し、比重が小さく軽量化ができ、冷間加工性に富む上に非強磁性(永久磁石に全く付かない)などの長所を合せ持つ興味深い吸振材料である。そこで著者らはさらに Al-Ni 系合金について研究を進めた。

## II. 試料および実験方法

最初に **Table 1** に示す不純物を含む純度 99.99% (mass) の Al と 99.9% の Ni を用いて高周波溶解により Al-42% Ni の母合金を造った。つぎに Al と母合金の全量 100 g を溶解して直径 10 mm 丸の铸塊を得た。つぎにこれを 773 K で 18 ks 間の均一化処理の後板状ならびに棒状に熱間鍛造してからそれぞれ冷間圧延あるいは冷間引抜きにより厚さ 0.6 mm の板および直径 2 mm ならびに 1.1 mm の線に加工した。板は結晶構造解析用に、直径 2 mm の線は引張試験用および直径 1.1 mm の線は減衰能ならびに剛性率測定用とした。試料は Ni 0.2-12% の組成範囲のもの 9 種であった。

結晶構造は X線ディフラクトメーター法(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り子法

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

Metals	Fe	Co	Si	Cu	C	S
Al	0.002	—	0.003	Trace	—	—
Ni	0.001	0.01	—	—	Trace	0.02

\*\* 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11月日本金属学会京都大会に発表; 電気磁気材料研究所研究報告第151号。

により振動数約 1 Hz で測定して求めた。加工したままの試料には Köster 効果<sup>(3)</sup>が存在するから測定は冷間加工後 86.4 ks (1d) 放置後行った。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。

III. 実験結果ならびに考察

Fig.1 は Willey による Al 側の Al-Ni 系状態図である<sup>(4)</sup>。これによると Al に対する Ni の最大固溶度は 913 K で 0.05% でわずかししか固溶しない。そしてこの固溶体は Ni 6.1% において  $\text{Al}_3\text{Ni}$  化合物 (Ni 42.0%) と共晶をつくっている。本研究の Al-Ni 系合金の特性はその内部構造と密接に関係すると考えられるので<sup>(2)</sup>、熱処理状態ならびに熱処理後冷間加工した状態の結晶構造を X 線回折法によって調べた。その結果の一例として Fig.2 には Al-4%Ni 合金について 773 K で 3.6 ks 間加熱後炉中冷却ならびに水中冷却してからそれぞれ断面減少率  $RA=70\%$  で冷間加工した状態の X 線回折図形が示してある。図に見るように Al 固溶体 ( $\alpha$  相) と  $\text{Al}_3\text{Ni}$  化合物 ( $\epsilon$  相) の反射強度は冷間加工前の冷却速度の差によって異なり、 $\epsilon$  相の回折線強度は炉中冷却の方が大きい。このように Al-Ni 系の大部分の合金は熱処理状態あるいは強度の冷間加工状態ともに  $\alpha$  と  $\epsilon$  の 2 相状態にあり、 $\epsilon$  相は格子定数  $a=6.611$ ,  $b=7.366$  および  $c=4.812 \text{ nm}$  をもつ斜方格子化合物である<sup>(5)</sup>。

Fig.3 は 773 K で 3.6 ks 間加熱後炉中冷却した状態ならびにさらにこれに 38, 70 あるいは 95%RA の冷間加工

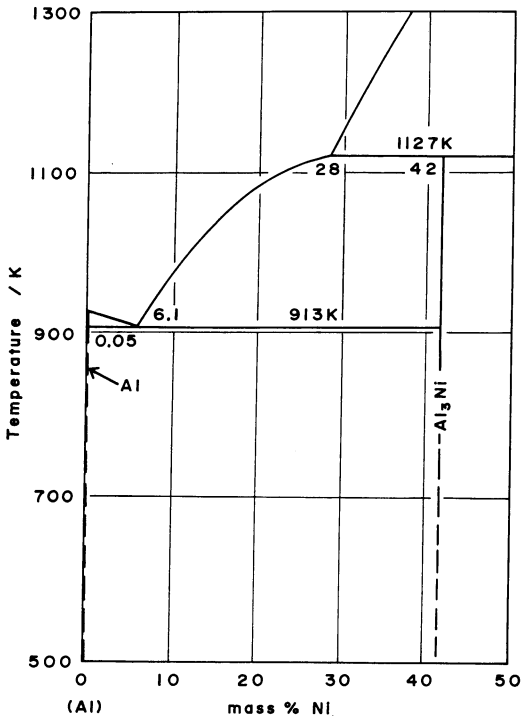


Fig.1 Phase diagram of Al-Ni alloys after L.A. Willey.

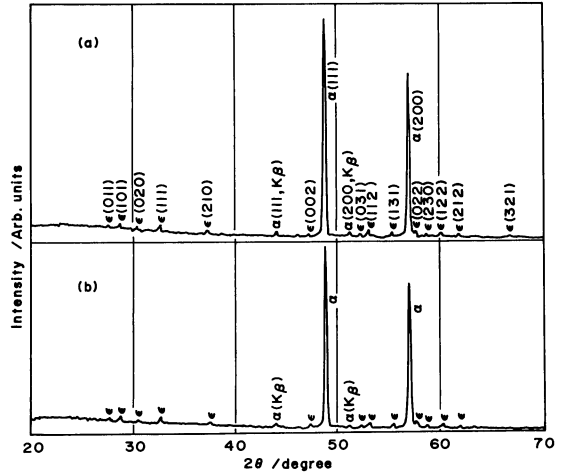


Fig.2 X-ray diffraction patterns of Al-4%Ni alloy cold-worked by 70% reduction rate in area after furnace cooling (a) or water quenching (b).

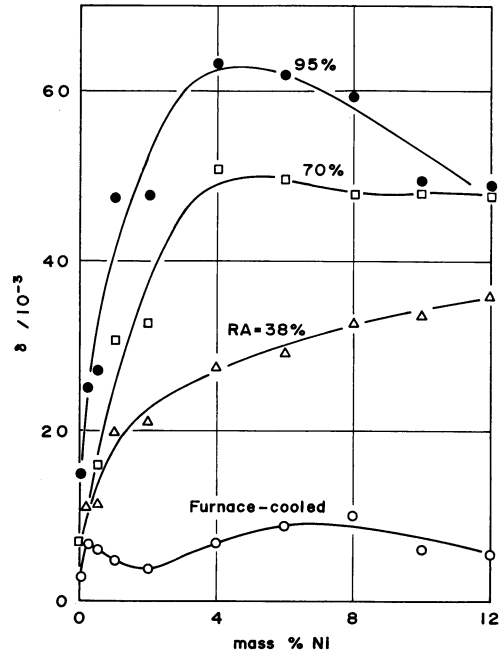


Fig.3 Logarithmic decrement  $\delta$  as a function of Ni concentration in Al-Ni alloys furnace-cooled and subsequently cold-worked by various reduction rates in area RA.

を施した状態の Al-Ni 系合金について最大剪断歪み振幅  $\gamma_m=10 \times 10^{-6}$  に於ける対数減衰率  $\delta$  と Ni 含有量との関係を示している。炉中冷却のままの  $\delta$  は全体的に  $5-10 \times 10^{-3}$  程度の低い値を示すにすぎない。しかし炉中冷却後に冷間加工すると  $\delta$  は 38%RA の場合には Ni 2% 付近まで比較的急に後徐々に増大する。つぎに 70%RA および 95%RA のときには 4% 付近の高い値まで急激に増大するが、さらに Ni 量が増大すると 70%RA の場合には一定であるが 95%RA のときには逆に小さくなる。

ここで先ず炉中冷却状態の  $\delta$  の起因について考察すると 2 相組織の合金に振動応力が加わると基地の  $\alpha$  相と析出した  $Al_3Ni$  化合物が振動し、これらの界面では粘性あるいは塑性的流動が起き、そのためにエネルギーが消費されるので  $\delta$  が発生する。したがって  $\delta$  の大きさは境界の総面積ならびに基地と析出相の機械的硬さや強さの度合に影響されるものと考えられる。

また合金内部の転位は、例えば Granato-Lücke モデル<sup>(6)</sup>によれば振動応力が作用することによって歪み振幅 ( $\gamma_m$ ) の小さい時には不純物原子 ( $Al_3Ni$ ) 間の長さ ( $L_c$ ) で弦振動し、 $\gamma_m$  の大きい時には転位網の結び目間の長さ ( $L_N$ ) で振動する。これらの転位線の振動から  $\delta$  が発生するが、その大きさは転位の密度 ( $A$ ) ならびに  $Al_3Ni$  化合物の量に密接に関係するものと考えられる。しかし、炉中冷却したままの Al-Ni 系合金の  $\delta$  はかなり低いので上述の 2 つの効果はかなり小さいものと思われる。

つぎに冷間加工によって  $\delta$  が増大する原因について考察してみよう。冷間加工すると  $\alpha$  および  $\epsilon$  相の結晶粒が細分されるので、それらの境界の総面積が増加するが、Al-Ni 合金の場合にはこの効果による  $\delta$  の増大はそれほど大きくないものと思われる。他方冷間加工することによって合金内部に転位が導入されるが、 $A$  は加工度と共に急激に増加する。

転位による  $\delta$  は  $\gamma_m$  に依存しない部分 ( $\delta_I$ ) と依存する部分 ( $\delta_H$ ) に分けられる<sup>(6)</sup>。 $\delta_I$  は  $AL^4$  ( $L$  は転位ループの平均長さ) に比例することが知られているので、 $\delta_I$  は加工度の増加と共に増大することになる。他方転位線は  $L_N$  間で  $Al_3Ni$  化合物によって多くの点で固着されているが、 $\gamma_m$  が大きくなると固着点から引き離され (break away point)  $L_N$  間で振動するようになる。この時転位線の運動による応力-歪み曲線に履歴現象が生ずる。 $\delta_H$  はその履歴損失から計算されてほぼ  $AL_N^3$  に比例する。 $\delta_H$  は加工度を増加した時初めは  $L_N$  がほぼ一定といえるから  $A$  の増加と共に増大する。しかしながら、強加工になれば  $A$  が非常に大きくなるので  $L_N$  が小さくなっていき、その結果  $\delta_H$  は逆に減少し始める。さらに Fig. 3 に見るように  $Al_3Ni$  化合物の量が多くなり過ぎても  $L_c$  が小さくなるから、 $\delta_H$  は減少することになる<sup>(6)</sup>。したがって適量の  $Al_3Ni$  化合物は転位線の運動に対してピンニングとして働いており、 $\delta$  の増大に寄与しているものと考えられる。

Fig. 4 は 773 K で 3.6 ks 加熱後水中冷却した状態ならびに 38, 70 あるいは 95% RA で冷間加工した状態における Al-Ni 系合金の  $\delta$  ( $\gamma_m = 10 \times 10^{-6}$ ) と Ni 含有量との関係を示している。水中冷却したままの合金の  $\delta$  は炉中冷却の場合同様に Ni 添加により若干増大するが、その値はかなり低い。この場合にも水中冷却後冷間加工を施すことによって  $\delta$  はかなり高くなっている。しかしながら  $\delta$  の値は Fig. 3 の炉中冷却後冷間加工した状態よりもかなり小さい。その原因としては  $Al_3Ni$  化合物の分布状態あるいは

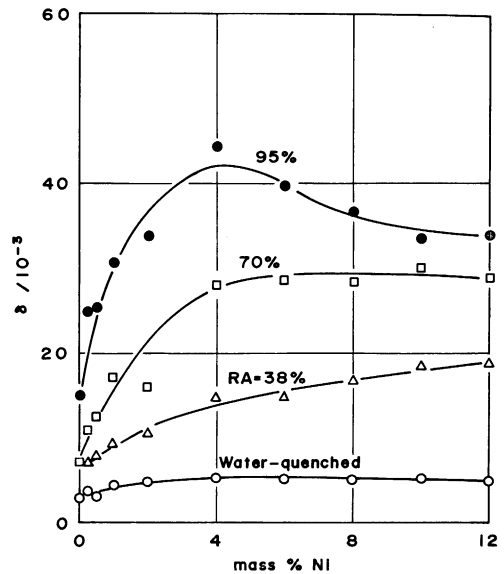


Fig. 4 Logarithmic decrement  $\delta$  as a function of Ni concentration in Al-Ni alloys water-quenched and subsequently cold-worked by various reduction rates in area RA.

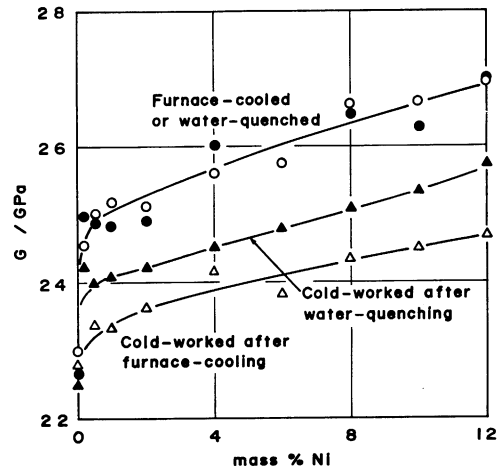


Fig. 5 Rigidity modulus  $G$  as a function of Ni concentration in Al-Ni alloys furnace-cooled or water-quenched and subsequently cold-worked by 70% reduction rate in area.

析出量が冷却速度により相違することが挙げられるが、詳細は今のところ不明である。

Fig. 5 は Al-Ni 系合金について 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をさらに 70% RA の冷間加工を施した状態の剛性率  $G$  ( $\gamma_m = 10 \times 10^{-6}$ ) と Ni 含有量との関係を示している。いずれの状態でも  $G$  の値は Ni の添加により増大し、熱処理したままでは冷却速度による差は殆んど見出されない。熱処理後に冷間加工することによって  $G$  の値はかなり小さくなり<sup>(7)</sup>、炉中冷却後冷間加工した状態の方が水中冷却後冷間加工した状態より低い値を示す。このように  $G$  の場合にも合金内の転位密度ならびに  $Al_3Ni$  化合物の析出量や分布状態が

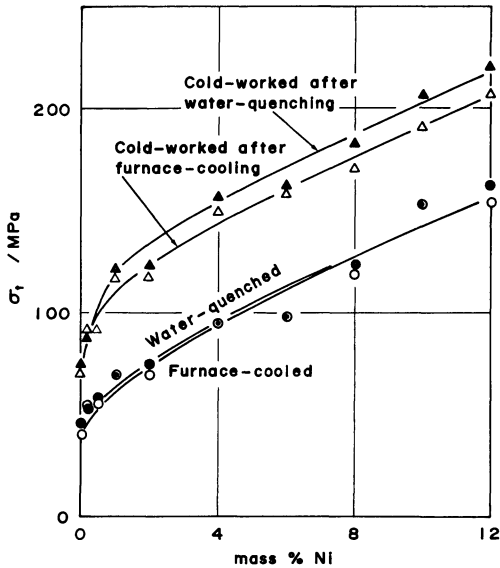


Fig.6 Tensile strength  $\sigma_t$  as a function of Ni concentration in Al-Ni alloys furnace-cooled or water-quenched and subsequently cold-worked by 70% reduction rate in area.

関係している。つぎに Fig.6 は Fig.5 と同じ状態の Al-Ni 系合金の引張強度  $\sigma_t$  と Ni 含有量との関係を示すが、熱処理状態ならびに冷間加工状態のいずれの場合にも  $\sigma_t$  は Ni 量とともに急激に増大している。 $\sigma_t$  は熱処理後に冷間加工することによって転位や歪みが急激に増大するので熱処理状態よりもかなり大きくなるが、その値は冷却速度によりあまり差がないことがわかる。

以上述べたように Al-Ni 系合金の  $\delta$  は一般的に炉中冷却後冷間加工した状態で最も高い値を示す。例えば 95% RA で冷間加工した Al-4%Ni 合金は  $\delta=63 \times 10^{-3}$  で、すでに発表した Al-5%Si 合金の  $50 \times 10^{-3}$  あるいは Al-2% Fe 合金の  $40 \times 10^{-3}$  に比べてかなり高い値を示している。かように Al-Ni 合金は高い  $\delta$  を示す上に非常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ならびに磁気を嫌う部位に実用する場合には特に好適な吸振材料と考えられる。

#### IV. 総括

Ni 0.2~12% を含む Al-Ni 合金について 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結晶構造、対数減衰率  $\delta$ 、剛性率  $G$  および引張強度  $\sigma_t$  を測定して次の結果を得た。

(1) 熱処理したままの Al の  $\delta$  は Ni 添加によって若干高くなるが、その値は  $3-10 \times 10^{-3}$  でかなり低く、一般に炉中冷却したときには水中冷却したときよりも高い値を示す。

(2) 熱処理後冷間加工すると  $\delta$  は一般に加工率とともに急激に増大するが、その効果は水中冷却の場合よりも炉中冷却の場合の方が大きく、その  $\delta$  の最高値は Al-4%Ni 合金を炉中冷却後 95% 加工率で冷間加工したときの  $\delta=63 \times 10^{-3}$  である。冷間加工による  $\delta$  の増大は転位密度が激増することならびに転位線の運動に対して適量の  $Al_3Ni$  化合物がピンニングとして働く結果と考えられる。

(3) 熱処理後に冷間加工すると  $G$  は低下し  $\sigma_t$  は増大するが Ni 量に対しては両者とも熱処理、加工の如何にかかわらず常に増加する。

(4) かように Al-Ni 合金は高い  $\delta$  を示す上に比重が小さく、さらに非強磁性であるなどの長所を有するので振動、磁気を嫌う装置の部品として好適な吸振材料である。

#### 文 献

- (1) 比内正勝, 沢谷昭八, 増本 量: 日本金属学会誌, **48**(1984), 319.
- (2) 比内正勝, 増本 量, 沢谷昭八: 日本金属学会誌, **48**(1984), 323.
- (3) W. Köster: Arch. Eisenhüttenw., **14**(1940-41), 271.
- (4) L.A. Willey: Appendix I, Phase diagrams, 377, in "Aluminum", vol.1, Ed. by K.R. Van Horn, ASM, (1967).
- (5) A.J. Bradley and A. Taylor: Phil. Mag., **23**(1937), 1049.
- (6) A. Granato and K. Lücke: J. Appl. Phys., **27**(1956), 583, 789.
- (7) J. E. Bailey and P. B. Hirsch: Phil. Mag., **5**(1960), 485.