

冷間加工されたAl-Si合金の減衰能特性*

増本 量** 比内正勝** 沢谷昭八**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 48, No. 3(1984), pp. 319-323

Damping Capacity of Cold-Worked Al-Si Alloys

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

The logarithmic decrement δ , the rigidity modulus G and the tensile strength σ_t were studied on Al-Si alloys containing 0-15%Si after heat-treating or subsequent cold-working. Measurements of δ and G were carried out by the inverted torsion pendulum method at a frequency of 1 Hz, and the σ_t was measured using an Instron-type testing machine.

The water-quenched alloys show the lower δ than that of the furnace-cooled alloys. The δ values of heat-treated alloys are generally low, and increase with Si content. The δ becomes fairly higher by cold-working after heat-treatments.

The G and σ_t values of the heat-treated alloys increase with Si content. These alloys show larger G when furnace-cooled than that when water-quenched, and show larger σ_t when water-quenched. By cold-working, the G becomes smaller and the σ_t becomes larger.

(Received July 5, 1983)

Keywords : *damping capacity, logarithmic decrement, high damping material, aluminium-silicon alloy, cold-worked alloy, rigidity modulus, tensile strength*

I. 緒 言

近年振動あるいは騒音の軽減に効果のある材料として吸振合金に関する研究が盛んに行われるようになった。Alを含む吸振合金としてはZn-22%Al合金⁽¹⁾およびCu-14%Al-Ni合金⁽²⁾があり、これらは非強磁性で磁界の影響を受けないから強磁性型吸振合金^{(3)~(5)}とは異なった用途

に適している。Zn-22%Al合金の場合には急冷すると2相混合の微細な結晶粒が得られその境界における可逆的移動に基づいて減衰能が大きくなり、温度の上昇とともに増大することが報告されているが⁽⁶⁾⁽⁷⁾、減衰能に常温時効が存在する欠点がある。またCu-14%Al-Ni合金の場合には減衰能は母相マルテンサイトにおける非常に動きやすい双晶の境界の移動に基づき常温においてかなり大きな値を發揮

** 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140号

するが⁽⁸⁾⁽⁹⁾, 温度が 350 K 位に上昇すると非常に小さくなり, その上冷間加工が全くできない欠点がある. つぎに著者らは Al-0~100%Zn 系合金について熱処理後冷間加工すると常温における減衰能が非常に増大することを見つけたが⁽⁷⁾, この合金にも常温時効がある⁽¹⁰⁾.

かように従来の Al を含む吸振合金は常温時効が大きいので, 著者らはさらに Al 基合金の研究を進め, ついに数種の Al 基合金が冷間加工状態で常温時効がなくなかなり大きな減衰能を示すことを見出した⁽¹¹⁾⁽¹²⁾. ここでは冷間加工した Al-Si 合金に関する研究結果について報告する.

II. 試料および実験方法

最初に Table 1 に示す純度 99.99% (mass%) 以上の Al と 98.7% の Si を用いて高周波溶解によって Al-15%Si の母合金を得た. つぎに Al と母合金の全量 100 g をアルミナ坩堝中で表面に Ar ガスを通しながら高周波溶解して直径 10 mm 丸の鋳塊を得た. さらに鋳塊に 773 K で 18 ks 間の均一化処理を施した後冷間スエーピングおよび引抜きにより直径 2 mm ならびに 1.1 mm 丸まで加工して冷間加工状態の試料とした. またこれらの一部は 773 K で 3.6 ks 間加熱後炉中冷却あるいは水中冷却して熱処理状態の試料とした. そして直径 2 mm のものは引張試験および比重測定用に, 直径 1.1 mm の試料は減衰能および剛性率測定用とした. 試料は Si 0-15% の組成範囲のもの 10 種である.

減衰能としては対数減衰率を用い, 逆吊り振り振り子法⁽¹³⁾⁻⁽¹⁶⁾により振動数約 1 Hz で測定した. 加工した試料には Köster 効果⁽¹⁷⁾が存在するから, 測定は冷間加工後 86.4 ks (1d) 後に行った.

引張強度はインストロン型試験機を用いて, 比重はアルキメデス法により測定した.

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

Metal	Fe	Cu	Al	Si	Ca	C
Al	0.002	trace	—	0.003	—	—
Si	0.56	—	0.16	98.7	0.22	0.03

III. 実験結果ならびに考察

Fig. 1 は Al-Si 系の状態図⁽¹⁸⁾である. 図に見るように Al は Si に対してほとんど固溶しないが, Al に対する Si の固溶度は 773 K で 0.80%, 523 K で 0.05% のように温度降下とともに急激に小さくなっている. その共晶組成は Si 12.6% で, 大部分の合金では (Al) 固溶体と Si とが共存している. ここでは 773 K で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について実験を行った.

Fig. 2 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断面減少率 RA=38%, 70% あるいは 95% で冷間加工した状態の Al-9%Si 合金について最大剪断歪

み振幅 γ_m による対数減衰率 δ の変化を示している. 一般に δ の値は γ_m とともに始めゆるやかに後急速に増加する. そして熱処理後に冷間加工すると δ は γ_m の値にかかわらず加工度の大きいほど非常に高くなる. Fig. 3 には 773 K で 3.6 ks 加熱後炉中冷却した Al-9%Si 合金の $\gamma_m = 10 \times 10^{-6}$ における δ ならびに引張強度 σ_t に及ぼす冷間加工の効果が示してある. 炉中冷却しただけの δ ならびに σ_t はかなり小さいが, 冷間加工を施すことによって δ は急激に, σ_t は徐々に大きくなっていく.

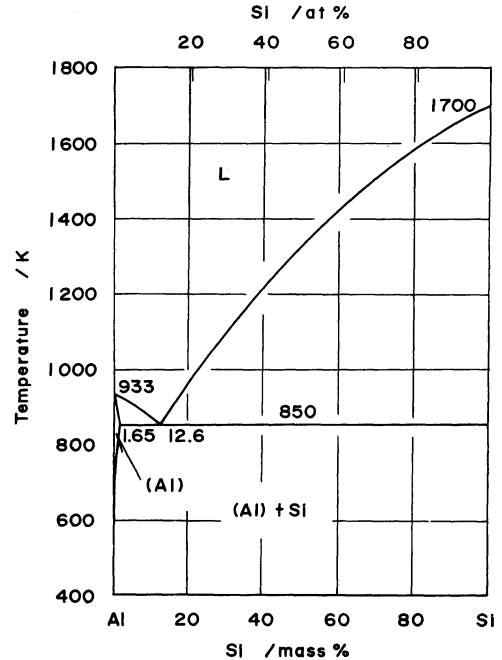


Fig. 1 Phase diagram of Al-Si alloys after L.A. Willey.

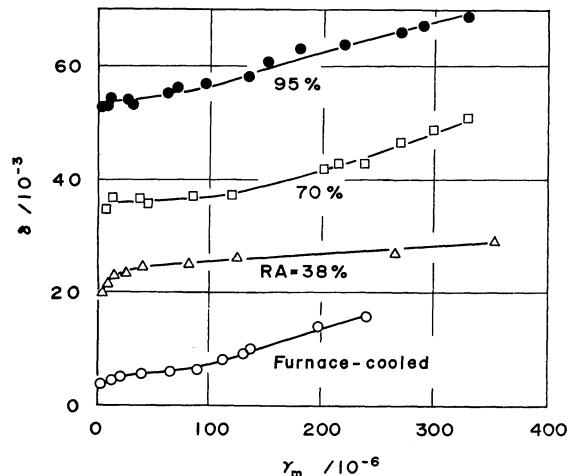


Fig. 2 Variation in logarithmic decrement δ with maximum shear strain-amplitude γ_m for Al-9%Si alloy furnace-cooled and subsequently cold-worked by various reductions in area RA.

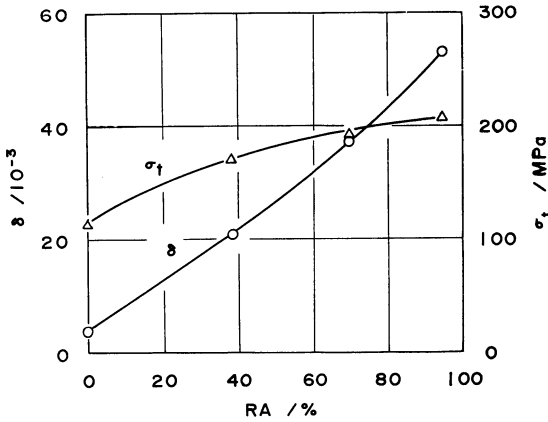


Fig. 3 Logarithmic decrement δ and tensile strength σ_t as a function of reduction in area RA for Al-9%Si alloy cold-worked after furnace-cooling.

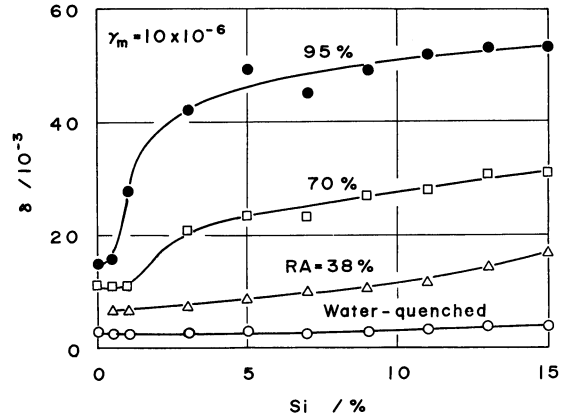


Fig. 5 Logarithmic decrement δ as a function of Si content in Al-Si alloys water-quenched and subsequently cold-worked by various reductions in area RA.

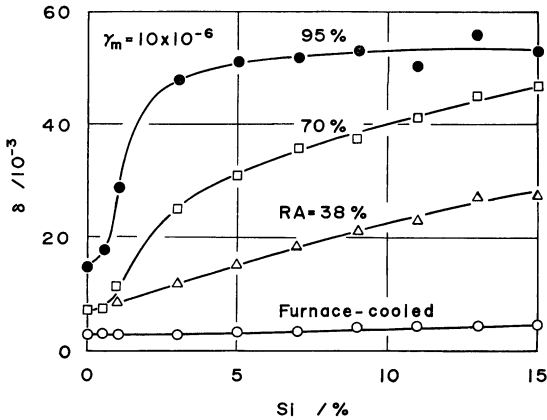


Fig. 4 Logarithmic decrement δ as a function of Si content in Al-Si alloys furnace-cooled and subsequently cold-worked by various reductions in area RA.

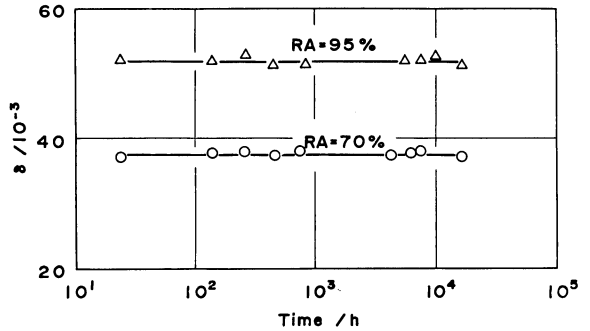


Fig. 6 Ageing curve at room temperature of logarithmic decrement for Al-9%Si alloy cold-worked by 70% or 95% reduction in area RA after furnace-cooling.

Fig. 4 は 773 K で 3.6 ks 加熱後炉中冷却した状態ならびにさらに RA=38%, 70% あるいは 95% で冷間加工した状態の Al-Si 系合金について δ ($\gamma_m=10 \times 10^{-6}$) と Si 含有量との関係を示している。炉中冷却の場合の δ は Si 量とともに徐々に増加するが、一般に $3 \sim 4 \times 10^{-3}$ の非常に小さい値を示している。しかし炉中冷却後冷間加工した状態では一般に δ は Si 量とともに始め徐々に後急激に増加し、加工度が高いほどその値は大きい。そして Al-5%Si 合金は RA=95% の冷間加工によって $\delta=51 \times 10^{-3}$ の高い値を示している。つぎに Fig. 5 には 773 K で 3.6 ks 加熱後水中冷却した状態ならびに RA=38%, 70% あるいは 95% で冷間加工した状態における Al-Si 系合金の δ ($\gamma_m=10 \times 10^{-6}$) と Si 含有量との関係が示してある。水中冷却したままの状態でも δ は Si 量とともに徐々に高くなるが一般に炉中冷却のままの場合に比べて低い。さらに水中冷却後冷間加工した場合の δ の組成による変化は炉中冷却後冷間加工したときと類似しているが、一般にその値は前者の方が低く、その差は加工度が小さいほど大きい。Fig. 6 に

は Al-9%Si 合金について 773 K で 3.6 ks 加熱後炉中冷却してから RA=70% あるいは 95% で冷間加工したときの δ の常温における時間変化が示してある。両加工状態において δ は全く常温時効を起さずに安定であることがわかる。

以上の実験結果から Al-Si 系の δ の起因について考えて見よう。まず熱処理状態では Fig. 1 に見るように合金は (Al) 固溶体と Si との共晶とからなっているので、振動エネルギーは (Al) 固溶体と Si との界面の運動に伴う熱エネルギーとして消費され、その消費の度合は δ の大きさとなって現われることになる。そして δ は界面積に比例するので共晶の多いほど、したがって Si 量の多いほど高い値を示すものと考えられる。さらにこの他に転位の運動に伴う δ が考えられる。すなわち合金を水中冷却する場合には過剰の空格子点が生じて転位の運動をさまたげるのでその δ が炉中冷却のときより小さくなるのである⁽¹⁹⁾。Al-Si 系合金の δ は熱処理したままではさほど大きくないので上述の 2 つの効果の寄与は少ないことがわかる。しかし熱処理後に冷間加工を施すと結晶粒は次第に細分化されて界面の効果による δ は若干高められるものと思われるが、その他に

転位の密度が急激に増大するのでその運動による δ の増加の方は非常に大きいものと考えられる⁽²⁰⁾.

Fig.7 には Al-Si 系について 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 RA=70% の冷間加工を施した状態の剛性率 G と Si 含有量との関係が示してある。 G はいずれの状態においても Si 量とともに徐々に増加してゆき、その増加の割合は加工状態より熱処理したままの状態の方が高く、また一般に炉中冷却のままあるいは炉中冷却後冷間加工した状態の方が水中冷却のままあるいは水中冷却後冷間加工した状態よりそれぞれ高い値を示している。この冷間加工状態の G が熱処理状態のままの値より低いことは加工した Ag の多結晶で確かめられた Bailey と Hirsch の関係式⁽²¹⁾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.8 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

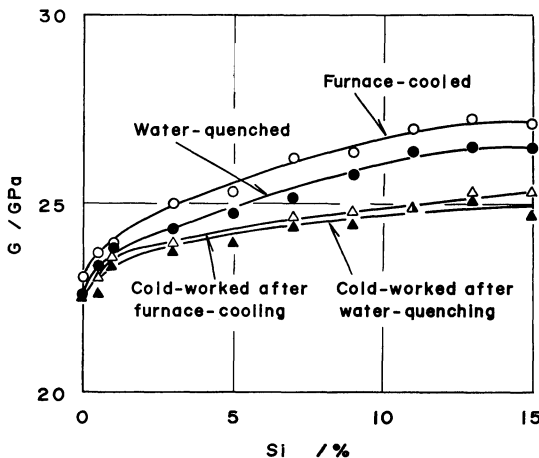


Fig.7 Rigidity modulus G as a function of Si content in Al-Si alloys furnace-cooled or water-quenched and subsequently cold-worked by 70% reduction in area.

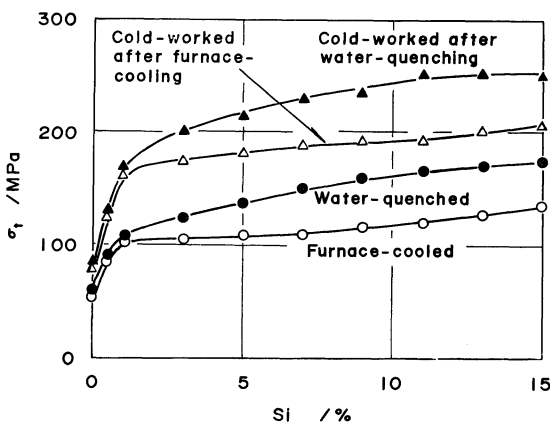


Fig.8 Tensile strength σ_t as a function of Si content in Al-Si alloys furnace-cooled or water-quenched and subsequently cold-worked by 70% reduction in area.

に RA=70% の冷間加工を施した状態の引張強度 σ_t と Si 含有量との関係を示している。熱処理状態の σ_t は G の場合と同様に Si 量とともに大きくなるが、その値は水中冷却の方が炉中冷却より大きくなっている。また冷間加工を施すと σ_t は転位の蓄積によって G のときと逆にかなり大きくなるのがわかる。

最後に Al-Si 系の比重は Si 量とともに徐々に小さくなって、Si 3% で 2.69 Mg/m³, Si 9% で 2.67 Mg/m³ のように非常に小さい値を示している。かように Al-Si 系合金は高い δ を示し、小さな比重さらに非強磁性であるなどの長所を有するので、装置(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非常に好適な吸振材料と考えられる。

IV. 総 括

Si 0-15% を含む Al-Si 系合金につき 773 K で 3.6 ks 間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における対数減衰率 δ 、剛性率 G 、引張強度 σ_t および比重を測定して次の結果を得た。

(1) 熱処理したままの δ は炉中冷却、水中冷却ともに Si 量とともに徐々に増加するが、一般にその値は非常に小さく炉中冷却の場合に比べて水中冷却状態の方が小さい。

(2) 熱処理後冷間加工すると δ は加工度とともに急激に増大する。この場合にも水中冷却後冷間加工したときの δ は炉中冷却後冷間加工したときより小さく、その差は加工度が小さいほど大きい。

(3) 熱処理状態の G および σ_t は Si 量とともに徐々に増加してゆくが、 G は炉中冷却したときに、 σ_t は水中冷却したときに大きな値を示す。熱処理後に冷間加工を施すと G は小さくなるが、 σ_t は増大する。また比重は Si 量とともに徐々に小さくなる。

(4) かように Al-Si 系合金は高い δ 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、振動を忌避する装置の部品として好適である。

文 献

- (1) A.S. Nowick: J. Appl. Phys., **22**(1951), 925.
- (2) I. A. Arbutova, V. S. Gavriluk and L. G. Khandros: Phys. Met. and Metallog., **27**(1969), 183.
- (3) A. Cochardt: *Magnetic properties of metal and alloys*, ASM, (1958), 251.
- (4) 増本 量, 沢谷昭八, 比内正勝: 日本金属学会誌, **41**(1977), 820, **43**(1979), 471; Trans. JIM, **18**(1977), 581, **20**(1979), 409.
- (5) 増本 量, 沢谷昭八, 比内正勝: 日本金属学会誌, **45**(1981), 1145; Trans. JIM, **23**(1982), 95.
- (6) K. Nuttall: J. Inst. Metals, **99**(1971), 266.
- (7) 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.

- (8) V.A.Teplov, K.A.Malyshev and V.A.Pavlov : Phys. Met. and Metallog., **34**(1972), 151.
- (9) 大塚和弘, 清水謙一: 日本金属学会会報, **11**(1972), 12.
- (10) 増本 量, 比内正勝, 沢谷昭八: 日本金属学会講演概要, (1980・10月), 229.
- (11) 増本 量, 比内正勝, 沢谷昭八: 日本金属学会講演概要, (1981・4月), 105.
- (12) 増本 量, 沢谷昭八, 比内正勝: 日本金属学会講演概要, (1981・11月), 326.
- (13) S.Siegel: J.Acoust. Soc. Am., **16**(1944), 26.
- (14) C.Wert: *Modern Research Techniques in Physical Metallurgy*, ASM, (1953), 225.
- (15) P.Kofstad, R.A.Butera and R.S.Croig: Rev. Sci. Instr., **33**(1962), 850.
- (16) M.Koiwa and M.Hirabayashi: Sci. Rep. RITU, **A-18**(1966), 344.
- (17) W.Köster: Arch. Eisenhüttenw., **14**(1940-41), 271.
- (18) L.A.Willey: *Appendix I, Phasediagrams*, 378 in "Aluminum", Vol.1 (K.R.Van Horn, editor), ASM, 1967.
- (19) G.A.Alers and D.O.Thompson: J.Appl. Phys., **32**(1961), 283.
- (20) A.Granato and K.Lücke: J.Appl. Phys., **27**(1956), 583.
- (21) J.E.Bailey and P.B.Hirsch: Phil. Mag., **5**(1960), 485.
-