

Cu-Al 合金の内部摩擦について*

高橋修一郎** 今野 熙**

Shuichiro Takahashi and Hiroshi Konno: On the Internal Friction of Cu-Al Alloys. The internal friction and the Young's modulus of Cu-Al alloys with 0 to 16 weight per cent of aluminium were measured at room temperature using free transversal vibration of about 1000 cycles/sec. An alloy of martensitic structure has an extremely high internal friction ($1-2 \times 10^{-3}$), which is independent of various pretreatments of specimens, such as casting, forging, annealing at 620° , and quenching from 800° , seemingly remaining constant over the frequency range 300 to 7000 cycles/sec and showing a very low Young's modulus ($7.5-8.8 \times 10^3$ kg/mm²). The internal friction of the alloy consisting of α and β' phases is governed by the quantity of the martensitic structure. The internal friction of α -phase depends largely on the pretreatment of the specimen; its value increases with an elevation of the quenching temperature, and decreases with increasing concentration of aluminium according to a power function. The γ -phase has a very low internal friction, and a high Young's modulus.

(Received April 18, 1955)

I. 緒 言

アルミニウム青銅で最も広く用いられているのはアルミニウム含有量 8% 以下の α 相 (f. c. c.) と約 8~12% までの $\alpha + \beta'$ 相のものである (Fig. 2)。ここで、 β' 相は高温において β 相 (b. c. c.) のものが低温に焼入れた場合に

** 三菱金属工業株式会社工業研究所

* 1952 年 11 月本會福岡大會に発表

生じる中間相で、所謂 martensitic 組織である。β' 相は不安定で當然多くの歪を内在させているので、この組織を持つ試料を振動状態に置くとき大きな内部摩擦を生じることが豫想される。また、α 相ではアルミニウム

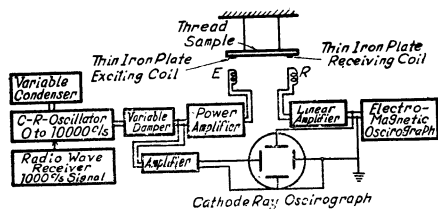


Fig. 1 Schematic diagram of the apparatus for measuring internal friction and Young's modulus.

の濃度が増加すると転位の移動を拘束するので、転位に起因する内部摩擦が減少することが豫想される⁽¹⁾⁽²⁾⁽³⁾。この二つの豫想をたしかめるためにアルミニウム成分が 0~16% までの Cu-Al 合金の内部摩擦と弾性率を鑄造、鍛造および熱処理状態について測定した。

II. 試料および測定方法

高周波電気爐に入れた黒鉛電極製ルツボ中で、木炭で被覆して高純度銅（三菱金屬製，99.99%）を溶解し、十分還元性雰囲気中に置いた後、微量の燐銅で脱酸して所定の高純度アルミニウム（日新化学製，99.99%）を投入し、攪拌、鎮静の後 10mm 角と 20 mm 角鑄型に傾斜鑄造した。前者は 150mm に切断して鑄造試料とし、後者は 800° より 600° の間で 12×12mm まで鍛造した後 10×10×100mm にシェーバー加工して熱処理試料とした。機械加工のときは両者とも發熱しないように注意した。製作した試料のアルミニウム成分（分析値）は 0.00, 0.03, 0.08, 0.54, 1.38, 2.99, 5.56, 8.50, 9.13, 9.40, 10.0, 10.53, 11.47, 12.08, 12.30, 12.80, 13.3, 14.03 および 16.0 wt% である。

測定に用いた装置⁽⁴⁾の略圖を Fig. 1 に示した。上記の内部摩擦試験片の両端に約 0.85×2×10 mm の鐵片をセメダインで付着し、固有振動の節になる 2 點を絹糸で吊し

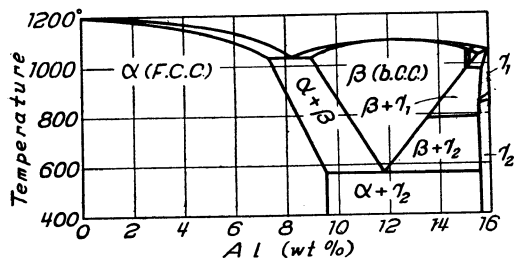


Fig. 2 Equilibrium diagram of copper-aluminium alloy.

た。CR 發振器の主コンデンサー (0.0474μF) に 500 PF の精密級可變コンデンサーを並列に連結させた發振装置で、試料の固有振動數附近的振動を發振させるとその電壓は減衰器、電力増巾器および勵振コイル (E) を通して電磁的に試料をその一端から勵振させる。試料の振動の大きさや位相は受信コイル (R) によつて試料の他端より電磁的に受信し直線増巾器で増巾しブラウン管の縦軸または電磁オシログラフに入れて測定した。電磁オシログラフを用いる場合は、勵振と試料の振動の位相差を見ることは振動數がきわめて小さい時以外は困難であるが、ブラウン管を用いる場合は、その横軸に勵振電壓に比例する電壓を入れて Lissajous 圖形を畫かせると、豫め電気回路から来る位相差を測定して置くと、圖形の形狀から勵振と試料の振動の位相差を簡単に直視できるので共鳴狀況を知るのにきわめて有利である。勵受振マグネットと試料の間隔は 1 mm にして、振巾と電壓が比例するようにした。測定に際してはまず受信増巾器の増巾率 (A) を最大にし、發振装置の振動數を變えて、共鳴状態にする。このさい振巾を餘り大きくしないように注意する（大きくして塑狀變形させると内部摩擦が變わる）のみでなく、ブラウン管上の縦の振巾を特定振巾になるように勵振側の減衰器を調整した。内部摩擦の大きさは、その値が大きい試料については可變コンデンサーの角度を變えて共鳴曲線を取りその 1/2 巾より求め、内部摩擦の値が小さい試料については 10db または 15db 間の自然減衰時間より求めた。またこの折の共鳴振動數より弾性率を求めた。次に受振増巾率 (A) を 5 db または 10 db 置きに減少させ、ブラウン管上に前と同じ振巾と位相を持つように勵振振動數と減衰器を調整し同様な測定を行い、最後に顯微鏡で測定できる程度の大振巾にした際に振巾の絶對値を測定した。かくして 10⁻⁵ ~ 10⁻⁴ mm より 10⁻¹ mm の振巾範圍を 5db または 10 db 置きに實測した。また測定に用いた振動型は主として兩端自由の基準振動 (約 1000 cycles/sec 程度) で、測定は常溫である。

なお本測定に用いた發振器は特に安定度のよいものを選び、また電源として電池と定電壓裝置を並列に結んだものを用いているので時間的變化も少ない。絶對値は 1000 cycles/sec の放送標準電波を用いて較正した。それ故測定振動數は有効數字 5 桁まで信頼出来る。

III. 鑄造組織に対する測定結果

上述のように 10⁻⁵ ~ 10⁻⁴ mm 程度の小振巾で測定した後、次第にその振巾を大きくして行くとある特定の振巾までは内部摩擦と弾性率はほぼ一定であるが、その振巾を超すと内部摩擦は急激に上昇し弾性率は低下する。このことはさきに亜鉛の單結晶について報告したが⁽⁵⁾、銅合金の場合も（單結晶でも多結晶でも）同様である。この臨界振巾は溶質濃度の増加とともに増大する。（この振巾依存法および臨界振巾については別に報告する）以下この臨界振巾以

(1) F. Seitz, Imperfections in nearly Perfect Crystals (Symposium held at Pocono Manor), (1952), 3.
 (2) J. S. Koehler, " " 197.
 (3) J. Marx, J. S. Koehler, A Symposium on the Plastic Deformation on Crystalline Solids, Mellon Institute, (1950), 171.
 (4) 高橋, 本誌, B-16(1952), A-15.

下での内部摩擦を振巾非依存内部摩擦とよぶことにする。

1. 鑄造後の測定結果

(1) 内部摩擦

鑄造状態の振巾非依存内部摩擦と金属組織との関係は Fig. 3 の如くであつて、次の五つの部分にわかれてい

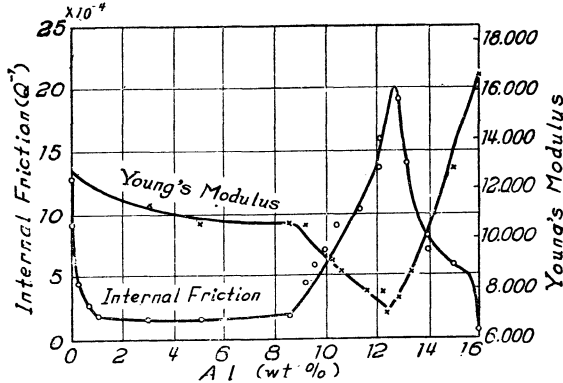


Fig. 3 The effect of aluminium content on the internal friction and Young's modulus of cast specimens of 10×10×150 mm.

る。

(a) 第一に1% Al 以下の部分では Al が多くなるに従つて内部摩擦は 1.3×10^{-3} より約 1.6×10^{-4} まで冪函数的に減少している。(b) 第二に1% Alより8% Al までの合金ではほとんど一定である。(c) 第三に8% から共晶点約 12% までの領域ではアルミニウムが増すに従つて増加し、共晶点で最大値を示している。その大きさは振巾 1.05×10^{-4} mm において α 相合金の約 10 倍、振巾 1.68×10^{-3} mm において α 相合金の約 20 倍に達する。(d) 第四には 12% より 15.5% までの領域ではアルミニウムの成分の増加とともに内部摩擦は急激に減少している。(e) 最後に 15.5% 以上のアルミ成分の領域の測定は 1 点しかないが、内部摩擦は 6.8×10^{-5} であつて非常に小さい。金型鑄造のままでのこのような小さい内部摩擦の値を持つものはめづらしい。また、振動振巾を 1.68×10^{-3} mm まで増加せしめてもその内部摩擦の値に變化はない。

(2) 弾性率

上記鑄造のままの試料の共鳴振動数より弾性率を測定した結果は Fig. 3 に X 点をつなぐ点線で示した通りである。鑄造品であるので厚みの測定の誤差のため測定値はやや低めに出ているのみでなく變動も多いが、内部摩擦の測定結果と同様に組織により顯著な差を示している。この結果によれば前記の領域 (1) と (2) は同一の傾向を示し、弾性率は純銅の $12,500 \text{ kg/mm}^2$ よりアルミニウムが増加するにつれて次第に減少している。次に

約 8% より 12% まですなわち前記領域 (3) において、アルミニウムの成分が増加すると弾性率は急激に減少し、12% Al において $7,000 \text{ kg/mm}^2$ を示している。最後に 12% より 16% までの領域ではアルミニウム成分とともに急激に増加し 16% Al では約 $16,000 \text{ kg/mm}^2$ の値を示している。

2. 540° 12 hr 熱処理後の測定結果

上記鑄造品を $\alpha+\gamma_2$ 變態の最も速かに起ると思われる温度 (540°) にて 12hr 熱処理後、爐中にて 100° まで徐冷 (約 6hr) して取り出し、室温に達した後に弾性率と内部摩擦を測定した結果はそれぞれ Fig. 4 の X 点および O 点に示す通りである。こゝに見られる如く 8% までの領域ではアルミニウム成分による内部摩擦の變化は少なく皆約 1.5×10^{-4} の値を示している。注目すべきは 1% 以下のアルミニウム成分が微量のときに鑄造直後に大きく現われた内部摩擦 (Fig. 5 の直線 I) が非常に減少している (Fig. 5 直線 II)。しかも振巾が大きいほどその差は大きい。またこれらの領域での弾性率は熱処理前とほとんど變化がない。次にアルミニウムの成分が 8% を超すと

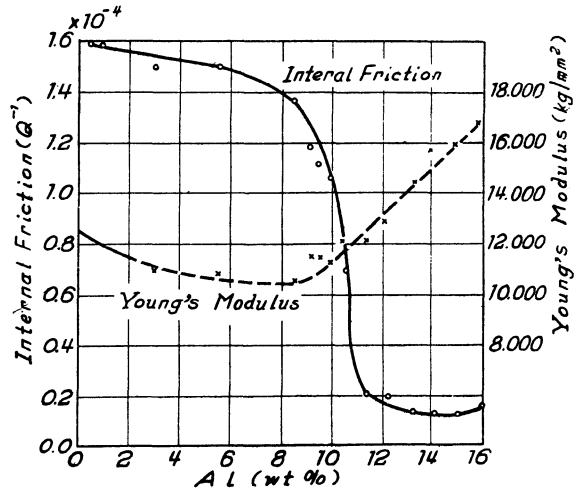


Fig 4 The effect of aluminium content on the internal friction and Young's modulus of specimens annealed at 540° for 12 hrs after cast.

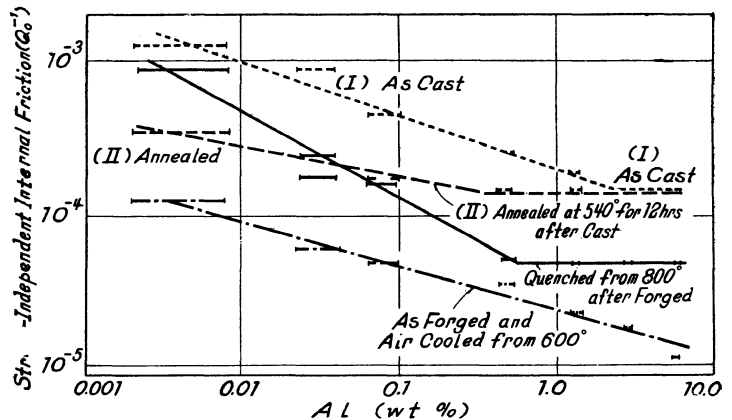


Fig. 5 Relation between the content of aluminium and the strain-independent internal friction.

熱処理により内部摩擦は急激に變化し、内部摩擦がそれぞれ 5.9×10^{-4} , 8.0×10^{-4} および 1.04×10^{-3} であつた 9.5, 10.5, および 11% Al 成分の合金がそれぞれ、 1×10^{-4} , 7×10^{-5} , 2×10^{-5} に低下した。その領域では内部摩擦は 540° 熱処理により甚しく低下しその代表である 12% Al においては約 1/200 に減少している。またこの領域での弾性率はアルミニウムの成分が増加するとともに直線的に上昇し、16% Al において $16,700 \text{ kg/mm}^2$ の値を示している。

IV. 鑄造および熱処理組織に對する測定結果

(1) 800° より 600° の間で熱間鍛造し 600° より空冷した試料について内部摩擦を測定した結果を Fig. 6 に示す

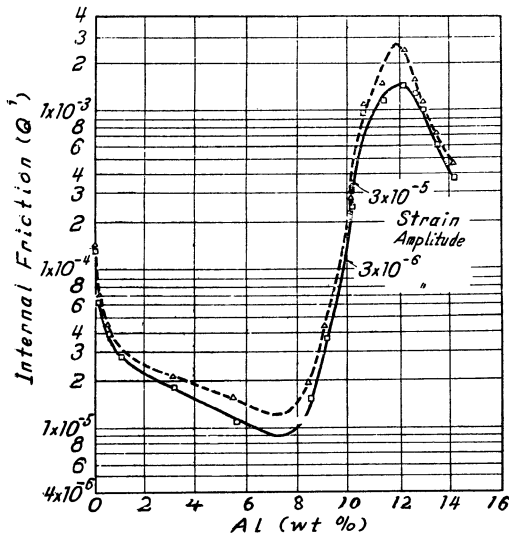


Fig. 6 The effect of aluminium content on the internal friction of specimens forged at temperature range of 800~600° and air cooled.

た。8% 以下のアルミニウム成分では溶質濃度の増加に従つて冪函数的に減少し (Fig. 5 の續線参照) Al 5% の試料では 1.1×10^{-5} という非常に小さい値を示している。アルミニウム成分が 8% を超すと内部摩擦は急激に上昇し 11.5~12% の間で最大値 1.5×10^{-3} である。それ以上のアルミニウム成分では内部摩擦は低下する。またこの鍛造組織の内部摩擦は振巾依存性は小さい。鍛造後 620° で 1hr 焼鈍後空冷したものゝ振巾非依存内部摩擦はほとんど上記の鍛造後空冷したものと等しいが、臨界歪振巾は小さくなり内部摩擦の振巾依存性は大きくなつている。

(2) 相組織と非弾性とを關係を明確にするには加工組織が完全に取り除かれるまで高温度で十分熱処理した後に水中に焼入れした試料について研究する方が望ましいと考えられるので、800° で 270 min 間加熱後水中に焼入れ、48 hr 経過後いろいろな振巾で内部摩擦と固有振動数を測定した。(48 hr の経過を待たしたのは、焼入れ直後は時効變化が甚しいからである。martensitic 組織が多い場合この時

効變化が 2 段の面白い變化をするが、このことについては別に報告する豫定である)。測定結果は Fig. 7 に示す。振巾非依存内部摩擦はアルミニウム成分が 1% まで

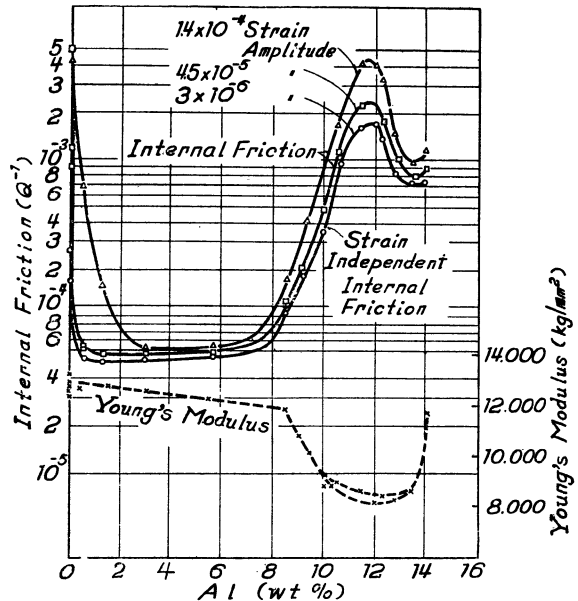


Fig. 7 The effect of aluminium content on the internal friction and Young's modulus of the specimens quenched from 800° after annealing for 270 mins.

は指數函数的に低下し、1% より 8% までは約 5×10^{-5} の一定の値を示し、8% 以上 11.5~12% までは急激に上昇し 11.5~12% で最大値約 1.8×10^{-3} を示し、この値は鑄造、鍛造、620° 焼鈍組織とはほぼ等しい。それ以上では再び低下している。またアルミニウム成分が 3% 以下では内部摩擦の振巾依存性は特に大きい (この振巾依存性は別に報告の豫定である)。次に弾性率は同圖の點線にて示した。焼入試料は試料の寸法を正確に仕上げたので、固有振動数から求めたこの弾性率は、試料の寸法の測定誤差内で正確である。弾性率はアルミニウム成分が 8% まではアルミ

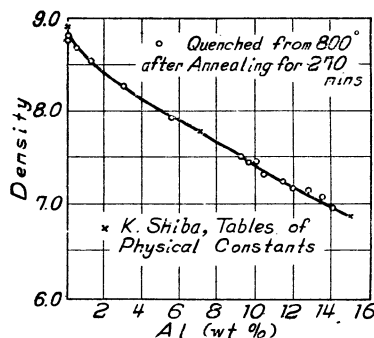


Fig. 8 Relation between content of aluminium and density of Cu-Al alloys quenched from 800°.

ニウムの増加に比例して徐々に低下し、8% を超すと急激に低下し、10~13% までは最低値を示し (この領域ではかなりバラツキが多い)、それ以上になると再び上昇する。また本試験から測定した比重は Fig. 8 の如くである。

V. 考 察

以上の實驗結果と各試料に對する顯微鏡組織より、次の

二つの現象について考察する。一つはアルミニウム成分 8~15% の間に現われる martensitic 組織による異常に高い内部摩擦と低い弾性率であり、他は α 相領域における内部摩擦におよぼす溶質濃度の影響と、鑄造、焼入による不安定さから来る影響である。

鑄造、鍛造、熱処理および焼入れ組織の内部摩擦はアルミニウム成分 8% より 11.5~12% まではアルミニウムの増加とともに増大し、弾性率は逆に低下している。Fig. 2 の状態図からも知られることであるが各試料の顯微鏡寫眞 (Photo. 1) 参照を見ると martensitic な β' 組織の



Photo. 1 Micro structure of the specimen (10%Al) quenched from 800°. ($\alpha+\beta$)

量の増加に従つて内部摩擦が増加していることが明瞭である。しかも共晶點 (11.8% Al) 附近の成分でその内部摩擦の値が極大となり、鑄造、鍛造、620° 焼鈍、800° より焼入れたものが

は前処理に依存せず約 $1.5\sim 2\times 10^{-3}$ の値をとり、弾性率皆逆に極小値をとること、およびこれらの試料を 560° 以下で長時間焼鈍して共析變態させ $\alpha+\gamma_2$ 組織にするとその内部摩擦は 1×10^{-5} 程度に低下することから、この異常に高い内部摩擦が martensitic 組織によることは明かである。アルミニウム成分が共晶點以上になると内部摩擦が低下し弾性率が上昇するのは γ_2 相の増加のためであると考えられる。また martensitic 組織であれば β' 相のみでなく γ' 相も同様に高い内部摩擦を示している。この martensitic 組織試料の内部摩擦を 300 cycles/sec より 7,000 cycles/sec まで測定したがこの全領域で $1\sim 2\times 10^{-3}$ の高い値をとり、あまり振動数に對する依存性を示さないでこの組織で大きな内部摩擦をもたらす機構は C. Zener によつて提出された standard linear solid⁽⁶⁾ よりむしろ martensitic 變態によつて生じる轉位による寄與のように思えるがこの點に關しては今後研究を行う豫定である。

次に α 相内での現象であるが、Fig. 3, Fig. 6 および Fig. 7 には内部摩擦に對し溶質アルミニウム濃度は直線尺

(5) S. Takahashi, J. Appl. Phys., 23(1952), 866.

度で圖示し、Fig. 5 には對數尺度で圖示したが、振巾非依存内部摩擦は溶質濃度が小さいときは溶質濃度の増加に従つて冪函数的に減少している。しかもその絶対値は鑄造および焼入れ組織のものが熱間鍛造後空冷または熱処理後空冷のものより大きい。これらの内部摩擦の要因として、(a) 轉位および空格子、(b) C. Zener の外部歪力による溶質原子の選擇配列⁽⁶⁾、(c) 熱弾性効果⁽⁵⁾ が考えられるが本實驗は常温で約 1000 cycles/sec を用いて行つたのであるから、銅中のアルミニウム原子の移動に要する活性化エネルギーから (b) の要因による内部摩擦は 10^{-5} 程度にはなり得ない⁽⁶⁾⁽⁷⁾ (250° 以上になつて初めて考慮を要する程度になる)。また (c) は本試料の結晶粒度からして 1000 cycles/sec 附近では測定値には寄與し得ない。それ故、最も大きな要因として、(a) の要因、すなわち移動し易い轉位と空格子が考えられる。内部摩擦は高温より焼入れた試料が高く、徐冷の試料が低いのは、前者では焼入歪による塑性變形のために移動し易い轉位が多く、後者では徐冷のために焼入の塑性變形を起すことが少ないのでそれだけ移動し易い轉位は少ないし、また途中の温度で不安定な轉位はより安定な位置へ移動するためであろう、また焼入直後に過飽和に存在する空格子は前者より後者が多く消失していることが豫想される。濃度に従つて内部摩擦が減少するのは轉位が溶質原子によつて拘束されるために外部振動應力による移動が困難となるためであると考えられる (この點および臨界歪力の溶質濃度による變化は別に報告する)。

以上 Cu-Al 合金の内部摩擦におよぼすアルミニウムの濃度 (0~16% Al) の影響についての實驗結果を要約すると、(1) アルミニウム濃度の小さいところでは内部摩擦は濃度に對し冪函数的に低下する。(2) 焼入温度が高温になるほど α 相の内部摩擦は大きくなる。(3) martensitic 組織は異常に高い内部摩擦 ($1\sim 2\times 10^{-3}$) と低い弾性率を示す。(4) $\alpha+\beta'$ 相の組織のものは β' 組織の量に従つて内部摩擦が増加し弾性率は低下する。(5) γ_2 相の内部摩擦は非常に小さく弾性率は大きい。

最後に本研究に興味と指導と激勵を戴いた岩瀬慶三教授、澤田明信氏、益田 宣氏および渡邊英造氏の御鞭撻を賜わりかつ發表を許可して下さいた三菱金屬鑛業株式會社高橋幸三郎常務取締役、淺田寛二研究所長に深く感謝する。

(6) C. Zener, *Elasticity and Unelasticity of Metals* Univ., Chicago Press, (1948).

(7) C. Weert, J. Marx, Act. Met., 1(1953), 113.