アルミニウム合金の鑄造歪および鑄造割れ に関する研究 (第 1 報)

小 林 脩 男*

Study on casting strain and the casting crack of aluminium alloys
(1 st Report) (UDC 621.746.77:669.715)

On the casting strain

KOBAYASHI Torao*

By using the wooden pattern of specimen as shown in Fig.1, casting strain has been investigated on the following items:-

1. Effects of casting conditions on casting strain in some kinds of commercial Al casting alloys.
2. Releasing casting strain of those alloys by heat treatment.
3. Relationship between casting strain and composition of five kinds of Al binary alloys and three kinds of Cu binary alloys.

The following general relations were observed:-

- (a) Casting strain of pure metal Al and Cu is very little.
- (b) Within the range of α solid solution, casting strain increases in a progressive, straight line as quantity of other elements increases.
- (c) Maximum value of casting strain is obtainable at the adjacent point of limit of maximum solubility of constituent, and the value gets decreased as the segregated secondary phase is increased.
- (d) The value of casting strain becomes minimum in the neighborhood of eutectic and eutectoid constituent.
- (e) Constituent which has maximum and minimum value of casting strain appreciably shifts to the side of α solid solution, according to the degree of segregation at the solidification of each alloy.
- (f) Degree of casting strain of Al binary alloys is not always proportional to modulus of elasticity at room temperature.

(Received Jan. 14 1959)

1. 緒 言

合金が鑄型に鑄まれ、溶湯が凝固して室温へ冷却する期間に収縮が妨げられるときには、合金は内部応力を生じ、鑄物に残留応力による歪（以下鑄造歪と略称する）を与え、はなはだしき場合は割れを発生する。

内燃機関のクランクケース、シリンダーヘッド、ピストンおよび各種匡体などのように形状複雑にして肉厚の不同多く、切削加工工程を繰り返す、使用中温度の影響を受けるようなアルミニウム合金鑄造部品などはしばしば鑄造歪や鑄造割れに禍いされることがあるので、鑄造

前後のこれらに対する処理に関しては充分明らかにしておく必要のある問題である。

近時アルミニウム合金が金型鑄物やダイカスティングとして用いられる傾向がますます増加してきたが、かかる鑄物に対して鑄造歪や鑄造割れを防止するために使用する合金の処理や組織の選択には特別の注意が肝要となつてきた。

合金の鑄造歪や鑄造割れは試験片の形状や鑄型の性質などによつて種々異つた値となり、その絶対値や試験片の形状による相似性を確保することは不可能である。しかしながらこれは丁度合金の湯流れと同様な性質であつ

* 共立農機株式会社 取締役社長 工博 President of Kyoritsu Noki Co., Ltd., Dr. Eng.

て、一定鑄造条件のもとで、これらの性質に及ぼす一合金の条件に対する影響や合金組成の変化による影響などを定性的ではあるがこれを比較探究することは実際鑄造技術上重大なことである。従来可鑄性としては湯流れのみが過重視されているきらいがあるが、鑄造歪や鑄造割れを湯流れと同様に合金の可鑄性を論ずるうえに、不可欠な重要問題として取上げるべきであると思うのである。

鑄鉄および鑄鋼の鑄造歪に関しては従来個々の合金について単一に研究されたもの¹⁻⁷⁾はあるが系統的に研究されたものはほとんどない。またその鑄造歪発生機構についたは二、三論じられている。しかし非鉄合金とくにアルミニウム合金や銅合金の鑄造歪についてはその文献に乏しい⁸⁻¹⁰⁾。

合金の鑄造割れに関する従来研究¹¹⁻²³⁾を見ると、多くは割れ現象を、試料が常温に冷却した後において考察したものであつて割れ現象を凝固冷却の過程に観察し、これを量的および動的に測定する研究はほとんど見当らない。

著者は本研究においてははじめにまず二、三の実用アルミニウム鑄造合金の鑄造歪に及ぼす諸鑄造条件の影響を明かにし、これらの合金の熱処理による鑄造歪の除去について実験し、鑄造歪発生機構に対し考察した。ついで合金の組成によつて鑄造歪がいかに変化するかを知るために5種類のアルミニウム二元系合金の組成と鑄造歪との関係を求め、これらの間になんらかの普遍性を見出さんとし、系統的に実験を行つた。

次に、アルミニウム合金の鑄造割れの研究を行わんとし、溶湯が鑄型に注入された後、凝固して常温まで冷却してゆく間における試料の冷却曲線応力変化、割れ発生時期における合金の強さなどを自動的に同時記録する実験装置を新しく考案し、この実験装置によつて二、三の合金を使用して実験を行い、本装置の吟味をなし、鑄造割れ発生状況の状況を明らかにした。まず鑄造割れに及ぼす鑄造条件の影響を実験し、ついで4種類のアルミニウム二元系合金について鑄造割れと合金組成との関係を求め、これらの間になんらかの普遍的関係の存在するのを見出さんとした。最後に Al-Cu 二元系合金について合金の凝固点附近の引張り強さを測定し、鑄造割れ機構について考察を行つた。

2. アルミニウム合金の鑄造歪に関する研究

2.1 鑄造歪の測定方法

鑄物が鑄造せられる際に溶湯が凝固終了後常温まで冷却する過程に粘性状態より次第に弾性状態に変化してくる。鑄物の各部の冷却速度に相異があると、常温に冷却後その合金の弾性率および収縮率などに従つて急速に冷

却した部分に圧縮応力、緩慢に冷却した部分に引張応力が発生して、いわゆる鑄造応力を残留する。このため鑄物は変形し、はなはだしい場合は亀裂を生ずる。またその後の切削加工ないし熱処理によつて寸法の狂いを生ずる。とくに鑄物の形状が肉厚、肉薄部の組み合せからなる杵を形成する場合には発生する鑄造応力が大きく、その測定が容易であるので従来研究には方形または円形の杵が使用されている。

著者は鑄造歪測定用試験片の木型として Piwowsky⁵⁾が使用したものとほぼ同様の円形くつわ型試験片を多少改良して使用した。その形状ならびに寸度は Fig. 1 に示す通りである。本研究においては、特記する以外は標準型としてこれを一般に使用した。Fig. 1 において肉薄部の環 A および肉厚部の中央棒 B の断面積をそれぞれ a および b とすれば、その比 $b/a = 10.32$ である。注湯後鑄物が常温に冷却すると急速に冷却した環 A は緩慢に冷却した中央棒 B の収縮のために G_1, G_2 方向に圧縮され、棒 B は張力を受けて鑄造応力が発生する。棒 B を CC 線で切断すれば、平衡が破れて環 A は G_1, G_2 方向に拡張する。 G_1 および G_2 に直径 3 mm の半球の凸部を附し、この間の距離 d をマイクロメーターで測定するのに便利であるようにした。棒 B の中心 C に棒と同断面積で高さ 100 mm の湯口をつけた。鑄型には乾燥砂型を用い、上下鑄杵の見切面を nn 面とした。鑄型砂には神奈川砂、肌砂として神戸砂を使用した。注湯後常温に冷却してから試験片を取り出し、棒 B を C-C 線で機械鋸または手鋸で静

Fig. 1 Pattern of specimen for measuring casting strain.

Fig. 2

かに切断し、切断前後の G_1, G_2 の長さ d をマイクロメーターで測定し、その変化量 Δd と切断前の長さ d との百分率 $\Delta d/d \times 100$ をもって環 A の G_1, G_2 方向の铸造歪とした。 G_1, G_2 方向に荷重を加え Δd だけ復元するに要する荷重 P の大きさを測定すれば、棒 B に生じていた铸造応力 σ は

$$\sigma = P/b \quad (1)$$

σ による棒 B の長さ l の変化量を Δl とすれば歪 ε は

$$\varepsilon = \Delta l/l = \sigma/E$$

$$\Delta l = \sigma l/E \quad (2)$$

によつて実験的に求められる。

中央棒 B のない場合で Fig. 2 に示すような半径 r の円環について、 A および B 点において直径方向に荷重 P を加えて圧縮する場合、 O を原点とする直角座標系 xoy を考えると任意の角 φ に対する円弧上の一点 $F(x', y')$ の変位 $\Delta y'$ は理論的に次の計算式^{2,4)}から求められる。ただし E は弾性係数、 I は慣性モーメントとする。

$$\Delta y' = Pr^3/EI \left[x' \int_0^\varphi (1/\pi - 1/2 \cos \varphi) d\varphi + r \int_0^\varphi (1 - \cos \varphi) (1/2 \cos \varphi - 1/\pi) d\varphi \right] \quad (3)$$

$\varphi = \pi/2$ の場合、すなわち A 点における y 方向の変位 Δy_1 は次のようになる。

$$\Delta y_1 = -Pr^3/EI(\pi/8 - 1/\pi) = -Pr^3(\pi^2 - 8)/8\pi EI \quad (4)$$

従つて直径方向の全体的変位 $\Delta d'$ は

$$\Delta d' = 2\Delta y_1 = -Pr^3(\pi^2 - 8)/4\pi EI$$

$$\therefore P = -4\pi EI \Delta d' / r^3(\pi^2 - 8) \quad (5)$$

この場合図中点線で示す中央線が荷重 P に代つて環を圧縮していると考えたと中央棒には張力が働く、中央棒の断面積を b とすれば、その応力 σ は

$$\sigma = 4\pi EI \Delta d' / r^3(\pi^2 - 8) b \quad (6)$$

試験の材質形状が一定すれば、

$$4\pi EI / r^3(\pi^2 - 8) b = K$$

で一定である。

$$\therefore \sigma = K \Delta d' \quad (7)$$

すなわち中央棒に生ずる铸造応力は環の直径の変化に正比例する。中央棒のある場合は P による A 点の変位は中央棒と環との接続部 $E(x_2, y_2)$ 点の変位であると仮定すれば、 $2\Delta y_2$ は $\Delta d'$ に近似するものと考えられる。実測によると $\angle ECO = 80^\circ = 4\pi/9$ であるから (3) 式において、 $\varphi = 4\pi/9$ とすれば、 E 点の変位 Δy_2 は次のようになる。

$$\Delta y_2 = -Pr^3/EI \left[4/9 \cos 4\pi/9 - 1/\pi \sin 4\pi/9 - 1/8 \sin 8\pi/9 + \pi/9 \right] \quad (8)$$

今 Y 合金を Fig. 1 に示す铸造歪測定用鋳型に鑄込温度 $730^\circ C$ で铸造したものを CC 線から切断して G_1, G_2 方向の直径の変位 (拡張) を測定した結果 $\Delta d = 0.916 \text{ mm}$ が得られた。

容量 30 t のアームスラー型引張試験機を用いて、本試験片に直径方向の圧縮荷重を加え、試験機の読みから P を測定した。中央棒をあらかじめ二箇所で切断し、その切断間隙を広くしておいて、その間隙にダイヤルゲージを挿入して P に応ずる Δd を測定した。

中央棒を環の接続部から完全に取り去つた環のみの場合 [I] および中央棒を CC 線で切断したのみで棒の二部分が環に接着している場合 [II] について P の実験値ならびに (5)~(8) 式から得た計算値を比較すれば Table 1 のようになる。表中 P によつて中央棒に生じた铸造応力 σ および σ による棒の長さの変化 Δl をも記した。

式の計算において $E = 7200 \text{ kg/mm}^2$ (実測値)、

$I = St^3/12 = 1067 \text{ mm}^4$, $r = 140 \text{ mm}$ にとつた。

Fig. 3 は Y 合金を用い [I] および [II] の場合について行なつて得た Δd と P との関係実験値を示すもので、この関係はほぼ直線的に変化することが知られる。 P の値は [I] の場合は実験値と計算値とがほぼ一致するが、[II] の場合は相当差異がある。これは環と棒との接続部にある隅角のためであり、(8) 式の φ を実際は今少し小さくとるべきであろう。

Table 1 Comparison between experimental value of P obtained by compressing the ring of tested specimen (Y -alloy) in direction of central bar to put back $\Delta d = 0.916 \text{ mm}$ to $\Delta d = 0$ and calculated value of P by equation (5)~(8).

	Δd (mm)	P (kg)		Casting stress occurring in central bar σ (kg/mm ²)	Casting strain by casting stress σ Δl (m.m.)
		[I]	[II]		
measured	0.916	16.7	24.5	0.0139	0.00053
calculated		17.0	18.3	0.0104	0.00039

[I] without central bar

[II] with central bar

Fig. 3

中央棒に生ずる鑄造応力は非常に小さく、従つて棒の長さの変化も極めて少い。よつて薄肉の環の方を切断して中央棒の収縮量 Δl を測定して鑄造応力を出すことはマイクロメーター類での測定法としてはほとんど不可能である。

本研究においては鑄造歪を変化量の大きい環Aの直径 d の変化量 Δd を測定して $\Delta d/d \times 100$ をもつて表わすことにした。

2.2 鑄造歪に及ぼす鑄造条件の影響

Fig. 1 に示す標準試験片の鑄型に対してその鑄造歪に及ぼす種々の鑄造条件の影響を吟味した。アルミニウム鑄造合金としてもつとも一般的に広く使用されつつあるY合金 (Cu 4%, Mg 1.5%, Ni 2%, Al 残余), ラウタル (Cu 3%, Si 7%, Al 残余) について代表的に実験を行なつた。

Y合金は比較的強靱で耐熱性を要求される個所に使用される合金で、ラウタル合金は比較的粘性の多い合金で匡体類に盛んに使用されているものである。その鑄込温度は特記するものの外Y合金は730°C、ラウタルは700°Cとした。一回の溶解量はすべて100~300kgで、一個所の試験値をとるのに試験片は3~4個の結果から採ることにした。

2.2.1 湯口の断面積および高さの影響

湯口の高さを100mmに一定し、湯口の断面を正方形とし、湯口の断面積を種々変更して鑄造歪に及ぼす影響を求めた。Fig. 4 にその実験結果を示す。湯口の断面積が中央棒の断面積より小さいときは押湯が不足で試験片の湯口附近が鑄引けのためヒケや荒れを生じ鑄造歪の値が僅少で不安定であるが、中央棒の断面積より大きくなると押湯が充分で鑄物の出来上りも完全に鑄造歪も一定値を示す。つぎに湯口の断面積を中央棒の断面積と同一の正方形にし湯口の高さを変化して鑄造歪との関係を求めた。

Fig. 5 にその実験結果を示す。湯口の高さが低いものでも前の場合のようにヒケや荒れを生ずることなく鑄物のできは良好である。湯口の高さの変化に影響なく鑄造歪はほぼ一定値を示している。

以上の結果より見ると、湯口の断面積の大きさは湯口をつけた部分の断面積とほぼ同様にすればヒケや荒れのない完全な鑄物ができ、鑄造歪の値も一定のものを得られることになる。

2.2.2 湯口および上りの位置の影響

湯口および上りの位置を Fig. 6 に示すように5種類の場合に変更して鑄造歪に及ぼす影響をY合金およびラウタルについて測定した。その結果は Fig. 6 の附表に示す通りである。表の値は3個の試験の平均値を示す。両合金ともⅡの場合がもつとも鑄造歪が小で、次いでⅢ、

Fig. 4

Fig. 5

I, IV, V の場合の順である。

鋳物の肉の分岐点に湯口および上りを立てることは湯の平滑な流れからしても、鋳造歪を小さくすることからしても好適なことであり、薄肉の個所に湯口や上りを立てることはあまり意味がないばかりでなく、鋳造歪を大きくすることにもなつて不都合なことを示している。

2.2.3 鋳込温度の影響

鋳造歪に及ぼす鋳込温度の影響を実験した結果を示すと **Fig. 7** のようになる。Y 合金では鋳込温度の上昇につれて鋳造歪はわずかながら直線的に減少する傾向が見られる。この理由については溶湯と型砂の熱容量や熱伝導率などの関係が考えられ、この問題を一概に断定する

Fig. 7

Fig. 8 Relation between casting strain and ratio in sectional area of thin part (ring) against thick part (central bar)

ことは困難であるが鋳込温度が高くなると鋳型も加熱することになり、従つて肉薄部と肉厚部との温度差を少なくする結果、鋳造歪を減少するのではないかと考えられる。鋳造歪の少いラウタルにおいては鋳込温度の影響が殆んど認められない。

2.2.4 肉薄部および肉厚部の断面積比の影響

鋳造歪発生の大きな原因をなす肉薄、肉厚部の温度差に直接影響を及ぼすものは肉薄および肉厚部の断面積の比である。この断面積の変化に応ずる鋳造歪の大小によつて合金の鋳造歪に対する感度を知ることができる。この目的のために外径は標準試験片と同一であるが、環の断面を 1 cm^2 の正方形とし、中央棒の断面積を環の断面積の整数倍になる正方形とした特別の試験片を作つて試験した。用いた合金は Y ラウタルの外にシルミン (Si 13%, Al 残余), No. 12 合金 (Cu 8%, Al 残余), および砲 (Sn 11%, Zn 2.5%, Cu 残余) の 5 種類である。その試験結果は **Fig. 8** に示す通りである。4 種類のアルミニウム合金は断面積の比が 3 までは、鋳造歪は急激に増大するが、それ以上になると緩慢になる。シルミンおよびラウタルのように多量の Si を含む合金は断面積比の変化による鋳造歪に対する感度は鈍感であるが No. 12, Y 合金および砲金は非常に敏感である。No. 12 合金は断面積比が 11 以上になると中央棒に接続する環の部分に鋳造応力による亀裂を生じた。

以上のことから見るも金型鋳物、ダイカスティングおよび肉厚の激変する鋳物など鋳造応力による欠陥の生じ易いアルミニウム合金鋳物に対しては Si を多量に含むアルミニウム合金を選定する方が安全であることがわかる。

2.2.5 冷し金の影響

鋳物に肉の不同がある場合、肉厚部に諸種の欠陥が生ずるので肉厚部に冷し金（または当金とも称す）を施して肉薄、肉厚部の冷却速度を調節することはしばしば行われることである。

湯の冷却に際して、冷し金によつて肉薄と肉厚部との温度差を小さくすることは直接鋳造歪の発生を減少することになるので **Fig. 9** に示すように標準型鋳造歪測定試験片鋳型について中央棒の両側に砲金の冷し金を当

Fig. 9 Effect of thickness of chill plate on casting strain.

てて、冷し金の厚味 t と鑄造歪との関係を求めた。**Fig. 9** にその結果を示す。

鑄造歪は冷し金の厚味 t に比例して直線的に減少し、中央棒の厚味の $2/3$ 位の冷し金を当てると鑄造歪はほぼ零となる。この傾向はラウタルに比し Y 合金の方が著しい。

2.3 熱処理による鑄造歪の除去

寸度の正確を要し、使用中切削加工および温度の影響を受ける鑄造部品に対しては、鑄物に残留する鑄造応力を使用前に完全に除去しておく必要がある。鑄造応力は合金の弾性変形温度範囲を越えて粘性変形温度範囲まで加熱すれば完全に除去することができる。この温度から常温まで冷却するときにはもちろん熱的歪の生じないように緩慢に冷却することが必要である。一般の合金においては、弾性変形温度範囲は変態点のように判然としたものでなく漸次弾性変形から粘性変形へ変つて行くものであつて、従つて完全に除去する温度は実験的に決定する以外にない。

Fig. 1 に示す標準試験片で、鑄造したままの環の直径を d とし、電気炉中で加熱し各温度に 2 時間保持した後炉中冷却を行い、常温に冷却した環の直径を d_0 とし、中央棒の CC 点より切断し、弾性余効果があるので 24 hr 放置後の直径を d_1 とすれば、熱処理による変形率は、 $(d_0 - d)/d \times 100$ 、熱処理によるもなお存在する鑄造歪は $(d_1 - d_0)/d_0 \times 100$ で示すことができる。同時にビツカーズ硬さを測定して加熱による硬度の変化を求めた。この外 Y 合金のみは空中放冷の場合も試験した。その結果は **Fig. 10** に示す通りである。ウラタル、No. 12 および Y 合金において残留歪が大部分除去する温度はそれぞれ 250, 250 および 350 °C、完全に除去する温度はそれぞれ 300, 350 および 500 °C である。最大変形率を示す温度はラウタルおよび No. 12 でそれぞれ 350, 330 °C、Y 合金の変形率は小さくて明瞭でない。最大軟化を示す温度はそれぞれ 400, 450 および 450 °C であつて、残留歪の除去する温度とほぼ一致して現われている。

これらの合金の実用的鑄造歪の除去法として、この試験片ぐらいの寸法のものであればラウタル No. 12 および Y 合金において加熱温度は、それぞれ 250, 300 および 00 °C とし、保持時間を 2 hr とし 炉中冷却すれば充分である。Y 合金において加熱後空中放冷した場合は加熱温度が 350 °C まではほとんど炉中冷却したものと同様であるが、400 °C 以上になると熱的歪のため再び残留歪を増加する。とくに 530 °C から空中放冷したものはその傾向が著しい。これは焼入歪と称すべきものである。

2.4 焼入焼戻しによつて発生した残留歪の測定

前項において、Y 合金の熱処理による鑄造歪の除去の実験で空中放冷した場合、熱的残留歪の再発生すること

Fig. 10 Releasing cast strain of commercial alloys by heat treatment.

Table 2. Thermal strain by quentching and tempering of Y-alloy.

Method of cooling	Quentching (520° C 4 h)		Tempering (190° C 6 h)	
	Residual strain(%)	Vickers hardness No.	Residual strain(%)	Vickers hardness No.
Furnace cooled	0.001	32	—	—
Quentched in boiling water	0.108	90	0.075	107
Quentched in air	0.119	105	0.104	109
Quentched in cold water	0.427	92	0.272	117

を認めた。よつて本鑄造歪測定用試験片を使用すれば焼入焼戻によつて発生した熱的残留歪の測定が簡単にできるので、参考のため Y 合金鑄物について実験を行なつた。

520 °C に 4 hr 加熱後沸騰水中、空気中および冷水中に焼入したものおよび焼入後 190 °C に 6 hr 焼戻したものについて前と同様にして残留歪、同時にビツカーズ硬さをも測定した。**Table 2** にその結果を示す。

焼入による熱的残留歪は炉中、沸騰水中、空気中および冷水中の順序で大きくなる。炉中冷却では残留歪はほとんど零で、冷水中焼入が最も大きく沸騰水および空気中冷却の約 4 倍を示している。沸騰水および空気中冷却

はほぼ同様であるが幾分沸騰水中冷却の方が小さい。焼戻時効を行うと残留歪は幾分除去されることになるが沸騰水、空气中冷却のものの減少は僅少で冷水中冷却のものは約半分に減少するが、前者に比較するとなお残留歪の量は相当大である。

2.5 二元系合金の組成と鑄造歪との関係

鑄造歪が合金の組成によつていかに変化するかを知るために5種類のアルミニウム合金、Al-Cu, Al-Si, Al-Mg, Al-Zn および Al-Fe の二元系合金についてその組成と鑄造歪との関係を求めた。鑄造状態では偏析などの原因で平衡状態図とはかなり相異したものであるが参照に便するため各合金系についてその実験結果に状態図を付した。試験方法その他はすべて前述のものと同一である。ただし鑄込温度は各組成の液相点より100°C高い温度に一定した。使用したAlはALCOA製純度99.8%級(Fe 0.103%, Si 0.079%, Al 99.818%)・Cuは電気銅、その他の金属は工業的に入手できる高純度のものを使用した。各試験片合金の添加成分の含有量はすべて化学分析によつて決定した。

実験結果によると、純アルミニウムおよび純銅の鑄造歪はそれぞれ0.004および0.010%程度で、その値は極めて僅少である。その理由はこれらの純金属の粘性変形温度範囲が非常に低くなつて、常温附近におよんでいて、常温においてほとんど粘性変形を呈するためと考えられる。

2.5.1 Al-Cu 系合金

Al-Cu 二元合金の組成と鑄造歪との関係を実験した。本系合金においてはとくに鑄造歪と弾性係数との関係を見るため常温における弾性係数と組成との関係を求めた

Fig. 11 Relation between castin strain, modulus of elasticity and Cu content Al-Cu alloy.

鑄造条件は鑄造歪の場合とほぼ同一に保つた。試験片の寸法は直径14mm標点距離80mm試験機は容量30 tのアーメスラー型を使用した。実験結果を示すと Fig. 11 の通りである。

鑄造歪は Cu の添加に従つて Cu を含む Al の固溶体成分範囲においては直線的に急激に増大し、固溶体の最大溶解限 Cu 5.7% 付近に最大点を示し、それ以上ではわずかに減少して、共晶成分 Cu 33% 付近に最小点を示しそれ以上では再び増加している。

弾性係数の測定値はかなり散つてはいるが、Cu の添加に従つてはじめ急に増大し、Cu 5% を過ぎるとほぼ直線的に増大する。これを鑄造歪の曲線と比較すると、固溶体範囲内では同様な傾向にあるが、それ以上に Cu が増すと相当異つた傾向を示している。鑄造歪は常温で求めた弾性係数に、必ずしも比例しないことが認められた。

2.5.2 Al-Si 系合金

Al-Si 二元合金の組成と鑄造歪との関係を実験した。

Fig. 12 Relation between casting strain and Si content of Al-Si alloy.

Fig. 13 Relation between casting strain and Mg content of Al-Mg alloy.

Fig. 12 にその結果を示す。

鋳造歪は Si の添加に従い Si を含む Al の固溶体範囲においては急激に増大して固溶体の最大溶解限成分 (Si 1.5%) 付近に最大点を示し、それより以上に Si が増すと急速に減少して共晶成分 (Si 12%) 付近で最小となり、それ以上 Si が増すと再び少し増加する。この系の合金の鋳造歪の値は他系に比して概して僅少である。

2.5.3 Al-Mg 系合金

Fig. 13 にその実験結果を示す。鋳造歪は前と同様に Mg を含む Al の固溶体範囲においては増大するが、この場合は Mg 3% 付近までは急激に増し、それよりゆるやかに増加して固溶体の最大溶解限 Mg 15.3% 付近に最大を示し、その後は共晶成分へと減少する。固溶体範囲内で鋳造歪の曲線が非連続的であるのは不純物として含まれている Si が Mg_2Si として影響していること、および本系の合金が凝固に際して偏析を生じやすいことなどに原因するものではないかと考えられる。

2.5.4 Al-Fe 系合金

本系合金は合金としての存在価値はないがアルミニウム合金の不純物としての Fe の影響は甚しいものがある。とくに再生地金を使用した場合、不純物としての Fe 1.0% 以上の含有をよぎなくされる場合がある。

実験結果を示すと Fig. 14 の通りである。Al-Fe 系の鋳造歪の大きさは、他の合金系に比して小さい。Fig. 14 に示すように Fe 0.25% 付近に最大を示し、共晶成分 1.55% 付近で最小となり、それ以上は Fe 含有に従い再び増加する。

従来この系には Fe を含む Al の固溶体範囲は認められていなかったが、X線による研究の結果僅少ながら存在することが認められた。その値は区々でまだ決定的でない。本研究に使用した金属の純度では鋳造による鋳造歪の量が Fe 0.1% と 0.25% を含む Al-Fe 合金におい

Fig. 14 Relation between casting strain and Fe content of Al-Fe alloy.

Fig. 15 Relation between casting strain and Zn content of Al-Zn alloy.

ては著しく差異があり、上述した Al-Si, Al-Cu および Al-Mg 系において固溶体の最大溶解限成分において鋳造歪が最大値を示した共通点から推して、Al-Fe 系において Fe 0.1~0.25% に Al の固溶体範囲が存在するように考えられるのはまことに興味深いことである。Al-Fe 二元系のみでは鋳造歪に及ぼす影響は大ではないがこれが Al の三元以上の合金として働く Fe の影響は大きいのではないかと考えられる点がある。

2.5.5 Al-Zn 系合金

Al-Zn 系については全系にわたって実験を行なつた。その結果は Fig. 15 に示すようである。Al-Zn 系合金はアルミニウム合金中でも最も特異な合金で、前述のような合金とは甚だ相異した結果を得た。鋳造歪は Zn の添加に従い Al の固体成分中は急激に増加し、Zn 17% 付近に第 1 の最大点、それから急に減少して Zn 50% に第 1 の最小点、Zn 75% にわずかながら第 2 の最大点、前例と同様に共晶成分 Zn 95% 付近に第 2 の最小点が存在する。

Fig. 16 Effect of additional elements of Al alloys on casting strain.

この系合金の Al 側の合金はアルミニウム軽合金としてもつとも古くから研究せられたものであるが、その鑄造割れや、時期割れが多いため工業的にはあまり用いられなくなっている。Zn 側の 4~5% Al を含む合金は Zn のダイカスト合金としてもつとも多く使用されつつあるもので、本実験において鑄造歪が最小値を示す結果からしてもうなずかれることである。

2.5.6 アルミニウムの鑄造歪に及ぼす添加元素の影響

アルミニウムの鑄造歪に及ぼす添加元素の影響を比較に便利のためまとめると Fig. 16 のようになる。合金組成の実用範囲ではアルミニウム合金においては、Si, Zn, Cu および Mg の順で鑄造歪の生成が大きくなっている。

2.5.7 実験結果に対する考察

Fig. 1 に示すような標準試験片の鑄型に一定条件のもとで合金を鑄造し、発生した内部応力による鑄造歪を測定して、一連の二元系合金の組成との関係を求めた。

二元系合金の組成と鑄造歪との関係に関する以上の実験結果に対して考察すれば、二元合金の状態図において α 固溶体の溶解度に限度があり、第二次相 β が共晶または共析反応で晶出するような場合が一般実用合金には多いがかかる二元系合金の組成と鑄造歪との間には次のような普遍的関係のあることが認められた。

I 純金属 Al および Cu の鑄造歪は非常に小さく、ほとんど零に近い。これは、これらの金属の粘性変形温度範囲が常温付近にまで及び、常温においてほとんど弾性変形温度範囲が存在せず、従つて鑄造応力が内部応力として残留し得ないためと考えられる。

II 純金属に他の元素が添加されるに従い、これらの合金では常温が弾性変形温度範囲となり、次第に鑄造歪を発生するようになってくる。 α 固溶体範囲内では固溶さるべき他の元素の量が増加するに従い鑄造歪はほぼ直線的に増大する。

III α 固溶体の最大溶解限成分付近で鑄造歪の最大値を現わし、ついで第二次相の析出が増すに従つて減少する。

IV 共晶点または共析点付近で最小値を示す。

V これらの最大および最小値を示す点は各合金の凝

固偏析の程度により多少 α 側に移る。

VI Al 二元系合金の鑄造歪はその常温で求めた弾性係数に必ずしも比例しない。

文 献

- 1) E. Heyn, Stahl u. Eisen, 27 (1907) 1309.
- 2) R. v. Steiger, Stahl u. Eisen, 33 (1913) 1442.
- 3) O. Banse, Stahl u. Eisen, 39 (1919) 313.
- 4) G. Mergerberg, Zeits. V. D. I. 71 (1927) 1427.
- 5) E. Piwowarsky, Congr. Ass. Inst. Mat. Zürich (1931) 15.
- 6) 的場, 岸本 金属の研究 9 (1932) 74.
- 7) 石川登喜治 鑄物 7 (1935) 593.
- 8) G. Sachs, Praktische Metallk., 1 (1933) 169.
- 9) R. Scheneider, Aluminium, 20 (1938) 188.
- 10) R. A. Dodd, J. Inst. Metals, 81 (1952) 77.
- 11) Rosenhain, D. Ewen, J. Inst. Metals, 8 (1912) 149.
- 12) F. Nix, E. Schmidt, Z. Metallk., 21 (1929) 286.
- 13) J. Verö, Metal Ind., 48 (1936) No. 15, No. 17.
- 14) D. C. G. Lees, J. Inst. Metals, 72 (1946) 343.
- 15) A. R. E. Singerd P. H. Jennings, J. Inst. Metals, 73 (1947) 197.
- 16) Singerd Jennnings. J. Inst. Metals, 73 (1947) 273.
- 17) Jennings, Singerd W. I. Pumphrey, J. Inst. Metals, 74 (1948) 227.
- 18) Jennings & Pumphrey, J. Inst. Metals, 74 (1948) 249.
- 19) Pumphrey & D. C. Moore, J. Inst. Metals, 74 (1948) 425.
- 20) Pumphrey & J. V. Lyons, J. Inst. Metals, 74 (1948) 439.
- 21) Pumphrey & Jennings, J. Inst. Metals, 75 (1948~1949) 235.
- 22) Pumphrey & Moore, J. Inst. Metals 75 (1948~1949) 257.
- 23) 池野尚志 日本金属学会誌 17 (1953) 249 296.
- 24) 小野鑑正 材料力学, 4 版 (1942) 190.