研 究

Al に對する Fe 及び Si の舉動に就て*

(I) 共 晶 過 冷 現 象 と 偏 析

大 日 方 一 司** 寺 澤 正 式**

Ichiji Obinata and Seiji Terazawa: On the Behaviour of Fe and Si in the Aluminium. (Report I). Adding 1~6 % of Fe to the purest Al(99.999%), the effect of cooling velocities on the microstructure of cast Al-Fe alloys has been studied. As the result of retardation of the crystallization of FeAl_3 , the eutectic point is supercooled if the alloys are cooled rapidly, and the apparent eutectic point shifts to the Fe-side. On the contrary, if the alloys are cooled slowly, the primary crystals of FeAl_3 segregate in the mother-liquor and sink to the bottom of the ingot. Utilising the phenomena of segregation of the primary crystals, the composition for the eutectic point of the Al-Fe system has been studied and assigned to be 1.7% Fe. Mechanical properties of the Al-Fe alloys, cooled at various rates, have also been measured.

Adding 1~10% Si to Al-Fe alloys, containing 5% of Fe, the molten alloys are cooled very slowly ($10^\circ/\text{hr.}$) from the liquid in a Tammann-tube. Then structure of the ingot is examined as to the state of segregation of the primary crystals, the sorts of the ternary compounds and also the change of the phases during cooling. Further the composition of the mono-variant eutectic line, existing in the Al-Fe-Si system, has been determined by analysing the segregated portion of the ingots.

(Received May 10, 1941)

I. 緒 言

Al 地金中の主な不純物は Fe 及び Si の兩者で、現行製錬方法を以てしてはこれ等不純物の少量の混入を防止することは不可能である。又 Al の熔解、攪拌、鑄造等の作業に際しても屢々鐵器が用ひられ、鐵器を用ひない迄も、耐火材料の多くは Fe_2O_3 、 SiO_2 等を含み、熔融 Al はこれ等の酸化物を還元する性質があるから、Al の熔解に際しては熔融 Al は必ず多少の Fe、Si と接觸し、擴散に依りこれ等不純物を吸収する機会が多い。従て Al の諸性質に及ぼすこれ等不純物の影響を熟知して置くことは勿論、熔融 Al に對する Fe 及び Si の舉動を觀察し、これ等不純物の組織、状態、習性等をも詳細に調べて置くことは、不純地金の利用厚生、不純物混入防止問題等に對する基礎的資料となる許りでなく、不純地金を積極的に精製せんとする企圖に對しても亦重要な事項である。本研究は上述の意味に於て、Al に對する Fe 及び Si の舉動を觀察せんとするものであるが、本報告はその第 1 報で、主として Al-Fe 系並に Al-Fe-Si 系の共晶過冷並に偏析の現象に關する實驗結果に就て報告する。

II. Al-Fe 系

(1) 共晶過冷現象

Fig. 1 には Al-Fe 系 Al 側の状態圖を示した。Al 中の Fe は FeAl_3 なる化合物を形成して Al と平衡し、Fe の Al 中への固溶量は微量である。共晶點の位置は研究者に依て異なるが、Fe 1.7%、 655° が正しいとされてゐる。

この系の共晶は合金を熔液から急冷すれば著しく過冷され、共晶點の位置は Fig. 1 點線に示した様に Fe 側に移行することは、古く Dix⁽¹⁾ に依り指摘せられた所である。然るに反對に超共晶合金を徐冷すれば、初晶 FeAl_3 は容易に偏析して

Fig. 1 Partial diagram of the system Al-Fe.

** 東北帝國大學金屬材料研究所

* この研究は昭和 16 年 4 月本學會第 9 回東京大會で講演した。

(1) E. H. Dix, Proc. Am. Soc. Test. Mat., **25**(1925), 120.

共晶溶液中に沈降する性質があり、著者の一人⁽²⁾は曩にこの現象を應用して含鐵 Al を精製する特殊の方法を紹介した。

本研究に於ては Fe 含有量の異なる試料を種々なる冷却速度を以て凝固せしめた場合の組織を系統的に觀察した。

試料の熔製には A J A G 社製純度 99.999% と稱せられる Al 地金を使用し、これに豫め同一地金とピアノ線を使用して造つた Fe 約 10% を含む母合金を配合して、Table 1 に示した 6 種の試料を鑄造した。次に各試料 50g 宛を採り、これを徑 24mm 深さ 120mm のタンマン管中に於て再熔解した後、Fig. 1 中に記した温度から、それぞれ下記の方法に依て冷却、凝固せしめた。

- 水中に注入して急冷
- 金型(徑 20mm)中に鑄造
- 冷坩堝(徑 24mm)中に鑄造
- 坩堝の儘大氣中に於て放冷
- 坩堝の儘爐中に於て放冷

冷却速度の測定は別に行つてゐないが、試料は a→e の順序に順次徐冷されてゐるわけである。

Table 1 Composition of the specimens prepared from the purest Al.

Sp. No.	1	2	3	4	5	6
Fe %	1.01	1.56	2.17	2.65	3.36	5.59

これ等の試料の代表的組織は Photo. 1~3 に示した通りで、Fig. 2 には全試料の組織の檢鏡結果を説明的に總括した。

試料 1 (Fe=1.01%) 及び 2 (Fe=1.56%) Fe 1.01% を

Fig. 2 Explanatory diagram showing the micro-structure of the Al-Fe alloys cooled at various rates.

- Primary crystal of Al.
- ◐ Eutectic.
- Primary crystal of FeAl_3 .

含む試料 1 を水中又は金型中で冷却した場合の組織は、Photo. 1, No. 1 及び 2 に示した様に、共晶は極めて微粒子より成り、初晶 Al の結晶粒界に僅に認められる程度に過ぎない。これに反して徐冷した

ものの組織は Photo. 1, No. 3 に示した様に、全體として粗粒より成り共晶中の FeAl_3 もよく發達してゐる。而して共晶對初晶の割合も徐冷する程大となることは注意すべき事項で、このことは共晶點の位置が急冷の場合には Fe 側に移行するものとも見做される。

Fe 1.56% を含む試料 2 の場合も大體同様の傾向にあつて、たゞ全體として共晶部分が多くなつてゐるに過ぎない。殊に徐冷した e の試料では、 FeAl_3 の針狀晶は極め

Photo. 1

Micro-structure of the alloy, containing 1.01% of Fe.

て大きく發達し、初晶と認む可き部分は僅少である。この關係は Fig. 2 に示されてゐる。

試料 3 (Fe=2.17%) 及び 4 (Fe=2.65%) Fig. 1 に示した平衡狀態圖に依れば、これ等の試料は超共晶組成に相當する。然るに急冷した試料 a, b にはいづれも Al の初晶が認められる。尤もこれ等の試料の組織は部分に依て著しく異り、例へば Photo. 2, No. 1 に示した様に殆んど共晶組織のみより成ると認められる可き部分がある。而してかような部分はこの程度の Fe を含む試料の場合には試料の中央、即ち比較的徐冷された箇所に多い。

Sp. 3 a. x400 cooled in water

Sp. 3 e. x100 cooled in furnace

Photo. 2 Micro-structure of the alloy, containing 2.17% of Fe.

従つてこれ等の合金は急冷に依り FeAl_3 の晶出が遅れる結果、Fig. 1 に示した様に共晶點が過冷され、却つて Al が初晶として晶出し、徐冷部分に Fe の多い共晶組織が凝固するものと解される。

(2) 大日方一司, 日本鐵業會誌, 53 (1937), 542; 本誌 3 (1939), 197.

FeAl_3 は正斜方晶乃至は單斜晶系に屬し、Al の結晶に比すれば遙に複雑な結晶構造を有する⁽⁹⁾。従つて斯様な高熔融點を持つ金屬間化合物の晶出には充分の時間が必要であり、急冷の場合にはその晶出が遅れるものと考へられる。

Photo. 2, No. 2 は試料 3 を爐中冷却 (e) した場合の組織で、共晶組織は極めて大きく發達し、殆んど初晶部分と認められる可きものがない。試料 4 も大體に於て同様であるが、徐冷した試料 d 及び e には幾分初晶狀の FeAl_3 が存在する。

Photo. 3 Micro-structure of the alloy, containing 3.36 % of Fe.

試料 5 (Fe=3.36 %) 及び 6 (Fe=5.59 %) 急冷した試料 a 及び b の組織は複雑で、先の場合と同様にやはり部分に依て相違する。概して周邊の急冷された部分には微細な共晶組織が認められ、中心部には、例へば Photo. No. 3, No. 1 の様な特徴ある組織が現はれる。即ちこの部分には初晶狀の比較的大きな Al の結晶粒子と微細な共晶組織の他に、初晶狀の FeAl_3 も存在する。斯様な組織の成因は必ずしも明らかでないが、急冷に依り FeAl_3 の晶出が遅れる結果、先づ Fe の多い熔液が共晶狀に凝固し、然る後に Al 並に FeAl_3 が大小種々なる形態を採つて晶出するものであらう。

徐冷した試料 c, d, e の組織は極めて簡単で、Photo. 3, No. 2 に示した様な板狀の FeAl_3 の初晶の周圍を粗大な共晶が充填する。この場合の初晶並に共晶の割合は、凡そ Fig. 2 に示した程度である。

(2) 偏析と共晶組成

上述の様に本系合金を急冷すれば、初晶 FeAl_3 の晶出が遅れる結果共晶點は過冷され、その組成は Fe 側に移行する。而して顯微鏡試験の結果では、共晶組成は徐冷の場合に Fe 1.56~2.17 % 間、急冷の場合に 3.36 % 附近となることは、Fig. 2 から明かである。然らば眞の平衡の場合に於ては、共晶組成は何處に定むべきであらうか。著者等は偏析の現象を應用してその組成を定めた。

(3) 大澤與美, 金屬の研究, 10 (1933), 431.

Photo. 4 は Fe 約 3.25 % を含む Al を熔解し、これを 660° に 25 hrs 保持した後凝固せしめた試料のマクロ組織を示す。寫眞から明かに、極めて徐々に冷却すれば

Photo. 4 Macro-structure of the specimen No. S3, shown in the Table 2.

FeAl_3 の初晶は著しく成長し、然も比重の差に依て鑄塊の下部に偏析、沈降することが知られる。試料の上部は粗粒より成る共晶組織で、 FeAl_3 の初晶と認む可きものは存在しない。従つてこの部分を分析すれば、共晶組成を決定し得る筈である。

Table 2 は Fe 含有量の異なる 2, 3 の試料を、それぞれ表示の方法に依り徐冷した後、上部共晶部分の Fe 含有量を定量した結果である。

表から明かに共晶點の組成としては 1.7 % 附近が正しい。

(3) 機械的性質

Fig. 3 には共晶過冷現象の検鏡に使用した試料の硬度を測定した結果を示す。全體として Fe 量の増加に基く硬度の増加は比較的少く、又冷却速度の差違に基く硬度の變化も大きくない。尤も徐冷した試料では組織が荒いために測定位置に依つて合金の硬度は著しく異なる。

Table 2 Composition of the eutectic, separated from the slowly cooled Al-Fe ingots.

Sp. No.	Fe % added	Method of cooling	Composition of the eutectic separated
S 1	~3	heated for 3 hrs at 660°	2.34 % Fe
S 2	3.20	cooled from 800°, at the rate of 10° 1 hr	2.00 „
S 3	3.25	heated for 25 hrs at 660°	1.80 „
S 4	3.85	cooled from 800°, at the rate of 10° 1 hr	1.71 „
S 5	~5	heated for 7 hrs at 660°	1.88 „

- a. Cooled in the iron-mould.
- b. Cooled in the cold-crucible.
- c. Cooled in air.
- d. Cooled in the furnace.

Fig. 3 Hardness of the specimens in the Table 1, cooled at various rates.

Fig. 4 には Fe 含有量の異なる試料を径 10mm 長さ 60mm の金型、生砂型、アルミナ型 (300°) に鑄造した場合の機械的性質を示す

この場合の試料の熔製には、満洲輕金屬製造會社製品位 99.5% の Al (Fe=0.21%, Si=0.31%) を使用した。従て Fig. 3 とは異なり、Si その他の不純物の影響も現は

a. Metal-mould
b. Green sand mould
c. Hot alumina-mould

Fig. 4 Mechanical properties of the Al-Fe alloys, cast in metal-, green sand-and alumina-mould.

Fe 約 1% 附近に於て極小點が現はれる。その原因は必ずしも明かでないが、恐らく Si の存在 (0.31%) に基くためであらう。即ち少量の Si は Al 中に固溶してゐる筈であるが、Fe の添加に依りその溶解度が減少する結果と考へたい。砂型又はアルミナ型の場合にはほぼ Fe 2% 附近、即ち共晶組成で抗張力、伸共に極大値を示し、以下減少する。然るに金型の場合にはこの極大値は 2.5~3% 附近に現はれる。このことは先の實驗に依て得られた共晶點の位置のずれとよく一致する。

III. Al-Fe-Si 系

Al-Fe-Si 系に關しては古くから澤山の研究結果があつて、Gwyer-Phillips,⁽⁴⁾ Dix-Heath,⁽⁵⁾ Fuss⁽⁶⁾ 西村博士⁽⁷⁾

Table 3 Ternary compounds which may co-exist with Al in the Al-Fe-Si system.

Investigators	Compounds
Gwyer-Phillips ⁽⁴⁾	X, β , δ .
Dix-Heath ⁽⁵⁾	X, α .
Fuss ⁽⁶⁾	X, $\text{Fe}_3\text{Al}_6\text{Si}_3$.
Nisimura ⁽⁷⁾	$\text{Fe}_2\text{Al}_3\text{Si}_2$ (X)
Takeda-Mutuzaki ⁽⁸⁾	FeAl_3Si_2 (K_4), $\text{Fe}_6\text{Al}_{15}\text{Si}_5$ (K_5) FeAl_4Si (K_6)

等に依りそれぞれ異なる状態圖が提出せられてゐる。而して Al と平衡す可き三元化合物の種類も Table 3 に總括した様に、研究者に依て著しく相違する。

然るに最近武田、六崎兩氏⁽⁸⁾ は Al-Fe-Si 全系に渉る廣範な實驗を施行した結果、Fig. 5 に示した様な状態圖を提出し、Al と平衡する化合物も Table 3 に記載した

Fig. 5 Ternary diagram of the system Al-Fe-Si (Takeda-Mutuzaki)⁽⁸⁾.

れてゐるわけである。圖に於て抗張力、伸のいづれにも

3種があることを示した。

著者等は一つには本系状態圖としてはいづれが正しいか、又一つには Al-Fe 系合金の初晶の偏析現象が Si の存在に依て如何に影響されるかを調べる目的を以て、次の様な實驗を行つた。

試料の熔製には満洲輕金屬會社製純度 99.5% (Fe=0.21%, Si=0.31%) の Al を使用し、これに先づ Fe 約 5% を配合した。次にこの母合金各 100g 宛を採り、径 24mm、深さ 120mm のアルミナ製坩堝中に於て熔融し、これに 1~10% の Si を配合して 10 種の試料をつくつた。各試料はいづれも 850° に加熱、均一化した後 660° 迄徐冷し、以下凝固し終る迄 10°/hr の極めて徐々なる冷却速度を以て冷却した。

Photo. 5 a~j にはこれ等の試料の縦断面のマクロ組織を示し、各試料の組成と組織との關係は Table 4 に、又状態圖との關係は Fig. 5 に示されてゐる。

Photo. 5, a Fe 5% 合金に Si 1% を加へた場合である。顯微鏡的にも FeAl_3 (ζ) と Al (β) の 2 相のみよりなり、特別の相は存在しない。従つてこの程度の Si が存

- (4) A. G. C. Gwyer, H. W. L. Phillips, J. Inst. Metals, **38** (1927), 29.
- (5) E. H. Dix, W. D. Heath, Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng., Techn. Publ., No. 30, (1927).
- (6) V. Fuss, "Metallographie des Al und seiner Leg." (1934).
- (7) 西村秀雄, 鐵と鋼, **18** (1932), 849.
- (8) 武田修三, 六崎賢亮, 鐵と鋼, **26** (1940), 335.

Photo. 5 Macro-structures of the slowly cooled Al-Fe-Si ingots, containing 5% of Fe and 1 to 10% of Si. $\times 1$

Photo. 5, c Si 3% の場合で、凝固の過程は Si 2% の場合とほぼ同様であるが、この場合には偏析沈澱してゐる初晶 ζ の周圍に包晶に依て生じた K_5 晶がみえる。寫眞に於て幾分丸味を帯びてゐるのがそれである。

Photo. 5, d Fig. 5 の状態圖に従へば ζ が初晶出し、液の濃度は $O_{12}O_{16}$ 線上に落ちる。従つて液は初晶 ζ と包晶して K_5 を生じつつ濃度を變じ O_{16} 點に達し、この點に於て前述の 4 相平衡に入る。而して完全な平衡状態を得れば、 ζ が全部消失して $(K_5 + \beta + L_{16})$ の 3 相平衡に入り、更に溶液から $K_5 + \beta$ の二元共晶を晶出し、液の濃度は O_{17} に向つて變化する筈である。

寫眞をみると偏析沈澱してゐる結晶は大部分 K_5 であるが、底部に沈澱してゐる結晶には ζ の周圍に K_5 が包晶してゐるものが多い。

Photo. 5, e この合金もやはり先づ ζ を初晶出すが、 $O_{12}O_{16}$ 上の溶液と包晶して K_5 晶に變はる。而して溶液の濃度が O_{16} 點に達する以前にこの反應に依つて ζ

在しても現はれる相の種類は Al-Fe 二元系の場合と同様で、 $FeAl_3$ (Si が固溶) の初晶はよく偏析、沈降する。

Photo. 5, b この場合の組織も Photo. 5a と同様で、沈澱してゐる初晶は ζ である。Fig. 5 の平衡状態圖に従へば、先づ ζ を初晶として晶出し、溶液の濃度は HO_{16} 上の一點に落ち、溫度の降下と共に $\zeta + \beta$ の二元共晶を晶出しつつ液の濃度は O_{16} 點に達する。この點では

なる包晶反應を生じて ζ , K_5 , β の 3 相に凝固し終る筈であるが、 ζ 初晶の周圍には包晶に依て生じた K_5 晶は殆んど認められない。但し上部共晶部分を檢鏡すると、微少な K_5 晶の混入をみる。

が消失するから溶液は K_5 の初晶面 ($O_{12}O_{16}O_{17}O_{15}O_{14}$) に入り、二次的に初晶として K_5 が晶出する。写真に於て底部の針状を帯びた結晶は ζ の初晶から包晶に依て變化した K_5 晶、その上部の丸味を帯びた結晶は K_5 の初晶面に於て晶出したものと考へられる。いづれにしても三元化合物 K_5 の初晶も亦よく偏析する性質がある。

Photo. 5, f 凝固の過程は先の場合と全く同様で、初晶状にみえる結晶は總て K_5 晶、 ζ 或は K_6 晶の存在は殆んど認められない。

Photo. 5, g この合金も大體に於て前二者と同様の凝固の過程を採る筈であるが、 K_5 晶の周圍に K_6 の包晶が認められ、又幾分 K_6 の初晶も存在する。従つてむしろ K_5 を初晶面とする合金と考へたく、凝固の過程は次記の試料の場合に近いものと思はれる。

Photo. 5, h Fig. 5 の状態圖に依ればこの合金の初晶は K_5 である。先づ K_5 晶を晶出して溶液の濃度は $O_{15}O_{17}$ 線上に落ち、この溶液と既出の K_5 とが反應して K_6 晶に變る。この反應が完了すれば溶液は K_6 の初晶面 ($O_{15}O_{17}O_{19}O_{18}$) に入り、 K_6 を晶出しつつ液の濃度は $O_{17}O_{19}$ 上に落ちるから、結局最後には $K_6 + \beta + Si$ の三元共晶に凝固し終る筈である。写真に於て底部丸味を帯びた結晶は内部が K_5 、その周圍に K_6 が包晶してゐる。その上部の針状の結晶は K_6 晶で、二次的に晶出した初晶とみられる。

Photo. 5, i 及び Photo. 5, j いづれも前二者と同様の過程を経て凝固したものと思へられる。但し Si 量の増大と共に初晶 K_6 の量が増え、この結晶も比較的よく偏析沈澱することが判る。

以上を總括するに、Al-Fe 系の初晶 $FeAl_3$ の偏析現象は、Si が添加されても殆んど同様に現はれる。然し乍ら Si 量が増大すると、これに三元化合物 K_5 ($Fe_6Al_{15}Si_5$) が包晶する。更に Si 量が増えたと K_5 , K_6 等が初晶出するに至るけれども、これ等の三元化合物も亦よく偏析沈澱する。

而してこれ等の合金の凝固の過程は武田-六崎兩氏の状態圖に依てほぼ満足に説明され、少くとも K_5 , K_6 なる 2 種の三元化合物の存在することは確實である。

Table 4 には Photo. 5 a~j に示した偏析試料の上部、即ち初晶の存在しない部分の分析結果を示す。

前述の様にこれ等の試料の凝固の過程は甚だ複雑であり、又包晶反應が多いから、本實驗の冷却速度を以てしても必ずしも平衡の状態にあるものとは斷じ難いけれども、初晶出する結晶が完全に偏析沈澱すれば、上部の偏析部分はほぼ二元共晶溶液の組成、即ち Fig. 5 に示した $HO_{16}O_{17}O_{19}$ 線に該當するものと言へる。斯様な考への下に鑄塊の上部、初晶の偏析した部分の組成を状態圖上に

記入すると Fig. 6 が得られる。

これ等の結果から見ると、Al-Fe 系の共晶點は Si の添加に依て Al-Si 側にづれ、Fe 含有量は低下する。従つて Si を添加して初晶を偏析せしめれば、Fe 含有量を減少せしめることが可能であり、このことは著者の一人の曩の研究結果⁽²⁾とよく一致する。

Table 4 Chemical analysis of the upper part of the specimens shown in Photo. 5 a~j.

Specimen	Fe % added	Si % added	Composition of the upper part of the ingot	
			Fe %	Si %
Photo. 5, a	5	1	—	—
" b	"	2	—	—
" c	"	3	1.03	3.62
" d	"	4	1.20	3.78
" e	"	5	0.85	5.50
" f	"	6	1.01	5.74
" g	"	7	0.91	6.90
" h	"	8	0.59	6.68
" i	"	9	0.67	8.50
" j	"	10	0.81	9.02

Fig. 6 Diagram showing the concentration of the mono-variant eutectic in the system Al-Fe-Si.

IV. 總 括

(1) 高純度 Al に Fe 1~6% を配合し、種々なる冷却速度を以てこれを凝固せしめた後その組織を調べた。急冷すると $FeAl_3$ の晶出が遅れる結果共晶點は過冷され、その組織は Fe 側に移行するに反し、徐冷すれば比重の差により $FeAl_3$ の初晶は熔液の底部に沈降、偏析する。この現象を應用して共晶點の組成を定め、Fe=1.7% を得た。又普通純度の Al (99.5%) に 1~5% の Fe を配合した合金をつくり、引張試験を施行して合金の機械的性質に及ぼす組成並に冷却速度の影響を調べた。

(2) Fe 5%, Si 1~10% を配合した Al-Fe-Si 合金を極めて徐々に冷却して得た鑄塊の断面の組織を観察して、本三元系に現はれる化合物の種類、凝固の過程を調べると共に初晶の偏析現象を研究した。本三元系には $FeAl_3$ の他に少くとも K_5 ($Fe_6Al_{15}Si_5$), K_6 ($FeAl_4Si$) な

る2種の三元化合物が存在するが、これ等の初晶も亦よく偏析、沈澱する。而してこの現象を應用して本三元系に於ける一變系共晶線の組成を定めた。

終りに臨み分析を擔當された後藤助教並に本實驗中熱心に助力された菅原節男、榎戸、信田兩君に對し謝意を表する。又本研究は滿洲輕金屬製造株式會社よりの委囑研究事項の一部に屬する事を附記する。

ニッケル銅合金の全組成範囲に於ける密度の測定

山本美喜雄*

Mikio Yamamoto: The Measurement of Densities in the Whole Composition Range of Nickel-Copper Alloys. The densities at ordinary temperatures in the whole composition range of nickel-copper alloys were measured by the "weighing in water" method. The density of copper increases slowly at first with an addition of nickel, making a flat maximum at about 27 weight-percent nickel, and afterwards decreases monotonously down to nickel. These results coincide well with those which Owen and Pickup calculated from lattice constants measured by X-rays.

(Received July 21, 1941)

ニッケル-銅合金は工業的には勿論學術的にも亦重要な合金の一つであるから、その物理的、機械的及び化學的の諸性質に就てはこれ迄實に多數の研究が爲されて居る。併し、意外な事には、その密度乃至比重に就ては局限された組成範囲に於ける測定値が文献に見出だされるに過ぎない。著者は目下この合金の強磁性相のヤング弾性率及びその磁化に伴ふ變化に就て研究しつつあるが、⁽¹⁾ それに關聯して密度を知る事が必要であつたので、ついでに全組成範囲の合金の密度を常溫に於て測定した。

この合金の常溫に於ける密度に就ては、西山博士⁽²⁾の水中秤量法に依る、0~30 及び 70~100 % Ni の兩組成範囲に於ける測定と、Owen 及び Pickup⁽³⁾ が、全組成範囲に就て、格子常數から計算する方法に依つて間接的に決定したものがあつた⁽⁴⁾。兩者の結果は Fig. 1 に示す如くである。

Owen 及び Pickup の間接測定に依れば、この合金の密度對組成曲線は 30 % Ni の附近で平滑な極大を示し、

Fig. 1 Relation between the density and composition in nickel-copper alloys at ordinary temperatures.

西山博士の直接測定の結果はこれを裏書する如くに見える。

* 東北帝國大學金屬材料研究所

(1) 日本金屬學會第8回講演大會に於て講演。

(2) 西山、東北帝大理科報告, 18 (1929), 359.

(3) E. A. Owen, L. Pickup, Z. Krist., 88 (1934), 116.

るが、後述する如く、著者の直接測定はこの極大の存在を明確にした。

著者の用いた測定方法は、通例の如く、アルキメデスの原理に基づくところの水中秤量法であつて、次の公式に依つて密度 ρ を計算した：

$$\rho = \frac{W}{W'} \Delta + \left(1 - \frac{W}{W'}\right) \sigma,$$

こゝに

ρ = 試料の質量と、試料と同一の容積をもつ4°の水の質量の比、

W = 空氣中に於ける試料の重量、

W' = 試料と同一の容積をもつ水の重量、

Δ = 測定を行つた溫度に於ける水の密度、

及び σ = 空氣の密度

である⁽⁵⁾。

試料は直徑5mm、長さ10cmの圓棒であるが、これは嘗て青山及び伊藤の兩氏⁽⁶⁾がこの合金の低溫に於ける熱膨脹の測定に使用されたものであつて、その組成(化學分析の結果)は Table 1 に示す如くである。これ等の試料は次の如くにして作られた：秤量した電解ニッケル(含有不純物：0.53 % Co, 0.05 % Fe 及び 0.02 % Al)と電解銅(含有不純物：0.015 % Sb, 0.010 % Fe 及び 0.007 % S)とを高周波誘導爐に依つて溶解混合し、鑄造

(4) 猶、N. P. Allen 及び A. C. Street [J. Inst. Metals, 51 (1933), 233] の 0~75 % Ni の組成範囲に於ける直接測定があるが、その正確度が劣つてゐる上に、35~65 % Ni の範圍の測定値は明かに低過ぎる。

(5) W. Watson, A Text-book of Practical Physics, 19 頁。

(6) 青山、伊藤、本誌, 2 (1938), 100; 東北帝大理科報告, 27 (1939), 348.