

微量のマグネシウムがアルミニウム-亜鉛系 β 固溶體の共析變態に及ぼす影響に就て

(日本鐵鋼協會第 12 回講演大會講演)

今 井 弘*

萩 谷 正 己**

EFFECT OF MAGNESIUM IN SMALL QUANTITIES OF THE MACHANISM OF EUTECTOID TRANSFORMATION IN ALUMINIUM-ZINC ALLOYS.

By Hiroshi Imai and Masami Hagiya

SYNOPSIS:—The authors have previously published a paper on eutectoid transformation in Al-Zn alloys, in which the mechanism of the transformation was closely studied and a stepped transformation, $\beta \rightarrow \beta' \rightarrow \beta'' \rightarrow \alpha + \gamma$, was proposed. (This Journal, vol. 10, 1934, p. 718; Mem. Ryojun Coll. Eng., Inouye vol., 1934, p. 83) Now in this paper, small quantities of Mg 0.002%~0.3%, were added to specimens, nearly of the eutectoid composition and the effects of Mg on the said transformation were studied. The experiments were carried out on quenched specimens by means of hardness, electric resistance and dilatation methods. So small a quantity of Mg, 0.002%~0.006% retards the changes remarkably, but still even in the case of 0.3% alloy some changes of properties were observed by ageing at room temperature. On the other hand, the unusual characteristic of the intermediate structure, which appears by tempering at 100°~150°, fades away owing to the presence of Mg. This effect is most remarkably observed between 0.01% and 0.02% of Mg-content, which shows that the presence of Mg causes some important changes in the inner parts of the crystal lattice. (This paper was read at the 12th General Meeting, 1934, of this Institute).

I. 緒 言

著者等は曩に Al-Zn 系 β 固溶體の共析變態に伴ふ諸性質の變化に就て研究した¹⁾。既に周知の事實として β 固溶體は共析變態點²⁾以上の溫度から焼入れても、常溫に於てすら不安定な事は實際である。然し決して従來の説の様に簡単に分解したるものではなく、少くも3段の變化過程 $\beta \rightarrow \beta' \rightarrow \beta'' \rightarrow \alpha + \gamma$, が認められる。Al 20~21%の合金を 320°C から焼入れた場合に就て見ると、第1變化は焼入後 10 分以内に急激に起り、第2變化は 2ヶ月以上の常溫時効又は 100°C, 1時間の焼戻によつて徐々に進行する。第3變化即ち最後の分解は共析變態 270°C に近い溫度迄も完了し得ない。第1及第2變化は中間態の出現に伴ふものであり、其の中間組織は純粹な Zn に似て頗る軟く、變形の遅いものである。此の變態機構を推して見るに、焼入れた β 固溶體の Al 型結晶は先づ一旦過飽和固溶體の Zn 型

結晶に轉じ、次いで Al 側固溶體を吐出して分解を終るものと考へられる。共析晶の顯微鏡組織に於て Zn 側固溶體が地となり少量の Al 側固溶體を包むことは、直接此の變態機構に關係あるものと信ぜられる。

Al-Zn 系 β 固溶體は此の様に不安定なものであるが、之に少量の Cd 又は Mg を加へると著しく安定になることは既に知られて居る。0.1%の Mg を加へた合金は屢々此變態機構を研究する爲めに利用されて居る³⁾。

本研究も亦 Mg の量を種々に變へた場合の影響を検べると同時に、此變態機構を一層明かにせんとしたものである。試料は大體共析點に相當する Al 21%の合金を基準とし、之に 0.002%~0.3%の Mg を加へたものを用ひ試料の處理法及試験方法は前論文と同様である³⁾。

II. 長さの變化

1) 時効による收縮— 320°C から 20°C の水に焼入れた場合の時効による長さの變化は第1圖の如くである。Mg

* 九州帝大、冶金學教室

** 滿洲化學工業研究所

1) 今井—萩谷：鐵と鋼 20(1934), 718;

旅順工科大学紀要、井上記念號(1934), 83.

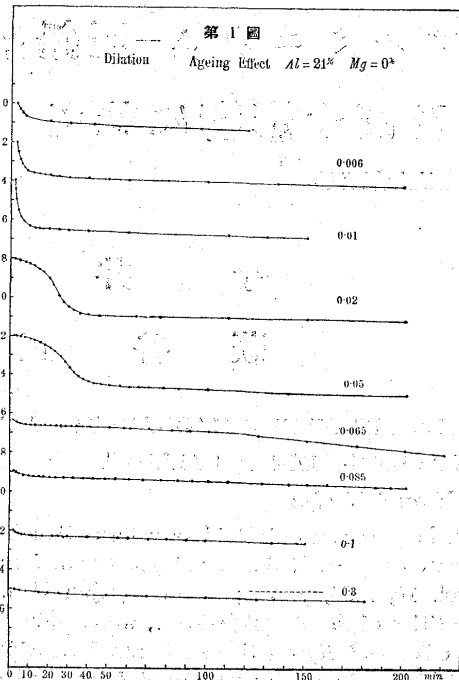
2) $\beta \rightleftharpoons \alpha + \gamma$, Al 21%, 270°C

1) Meyer: Zeits. Physik, 78 (1932), 268.

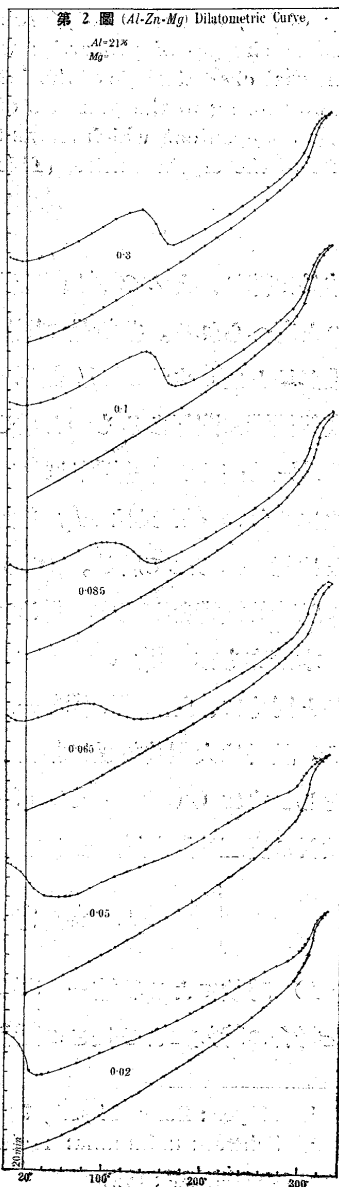
2) Schwarz u. Summa: Metallwirts., 11 (1932), 369.

3) 今井—萩谷：前掲

が0.01%以下の場合は大體似た傾向を示し焼入後10分以内で大きい收縮を終つて居るが Mg を含まない場合に變化が小さく出て居るのは測定開始前に急激な變化の大部分が進んだ爲めである Mg 0.01%



になると既に變化の遅れが著しくだけに却て收縮は大きく見られて居る。然るに Mg 0.02% では焼入後 20 分後になつて初めて最も顯著な收縮が起る。更に Mg 0.065% の合金になると既に、焼入後 2 時間の後に幾分變化の促進が認められる程度に迄遅れる。



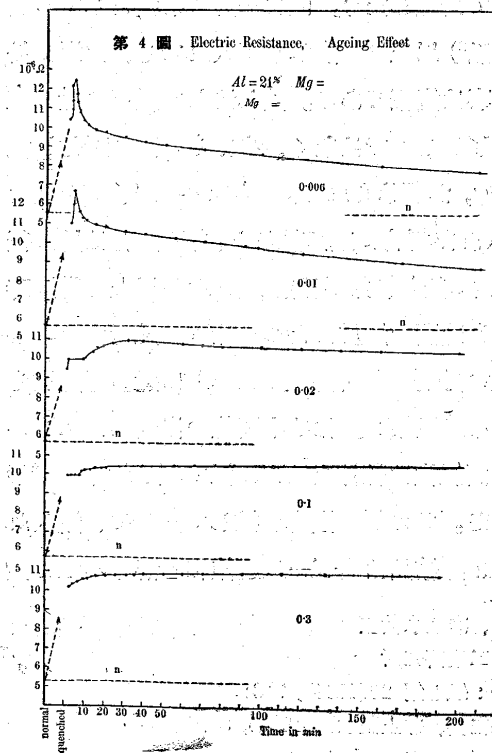
2) 焼戻による收縮—第2圖及第3圖の下方の曲線は焼鈍試料の加熱曲線であつて、上の曲線は 320°C から焼入れて 20 分を經過した試料を毎分 3°C の割合で焼戻した曲線である Mg 0.01% 以下では大體似た傾向を示して居る。焼戻温度の上昇に伴つて徐々に進む收縮の中で、100°C 以下の温度に第1段收縮の終りを示すやうな撓みが見ら

れる。Mg 0.02% 以上になると常温の變化が少いだけに 40°C 以下に於て、Mg 0.05% では 60°C 以下に於て著しい收縮が見られる。Mg 0.065% になると 90~130°C の間に現はれるが 0.1% 以上に Mg を増すと 140~170°C に至つて可成り急激な變化が見られる。注目すべきは變態點に近い温度の焼戻によつて起る最終の收縮は Mg の量が増すと共に小さくなり、

0.065% になると既に何等著しさが認められないことである。

III. 電氣抵抗の變化

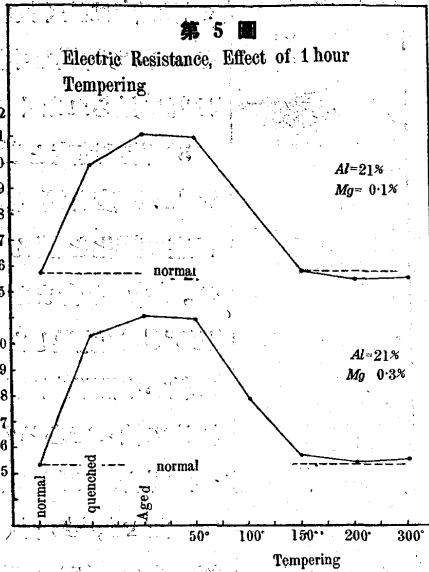
1) 時効による抵抗變化— 320°C から焼入れた合金の電氣抵抗の時効による變化を測定したのが第4圖である。Mg 0.01% では大體 Mg を含まない場合と同様の傾向を示すが Mg 0.02% になると著しく傾向を異にする。



焼入後 10 分頃から緩い抵抗増加を見 30 分頃小さい極大點を示して後は徐々に減少する抵抗増加が最も著しい時間は大體第1圖に見る收縮が最も著しい時間と合致する。

2) 焼戻

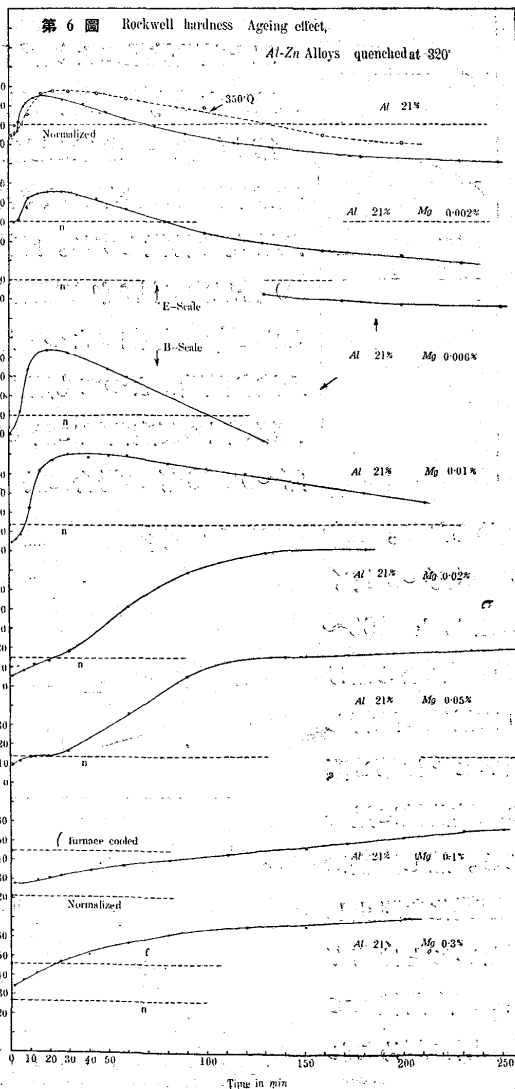
による抵抗変化—Mgが0.1~0.3%になると常温時効では抵抗増加を見るのみであるが第5圖の焼戻効果を見ても50°C、1時間の焼戻迄は殆んど影響無い。100°Cになつて軟化が著しく150°Cで常態の抵抗に合致する。



IV. 硬度の變化

1) 時効による硬度の變化—第6圖は320°Cから焼入

れた合金のRockwell硬度に対する時効の變化を示すものである。電気抵抗と長さの變化の試験ではMg 0.01%迄は著しい影響も認められなかつたが硬度では0.002%~0.006%に對しても既に明かな變化が認め

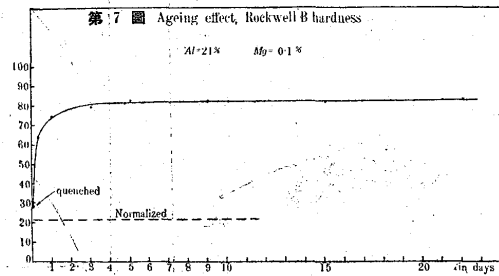


られる。焼入直後は焼鈍したものよりも稍軟いが、間もなく硬化してやがて極大點に達する。次いで次第に減少して焼鈍した場合よりは一層軟くなる。試みに極大點に達する迄と、焼鈍した場合の硬度に復する迄の時間を調べて見ると第1表の如くなる。

第 1 表

Mg(%)	0	0.002	0.006	0.01	0.02
時効(極大に達する迄)	13	20	20	30	200
時間(焼鈍値に下る迄)	75	80	100	300?	?

表によるとMg 0.01%以下でもMgの増す程時効が



遅れる事は明かである。既に0.02%になれば200分で漸やく極大に達するものと見られる。

即ち電気抵抗や長さの變化に比べて硬度の變化は著しく遅れることを示して居る。更にMg 0.1%にもなると一層硬化の遅れるのは勿論であるが、第7圖に示す様に24時間迄には著しい硬化が起り、其後5日以上20日迄は餘り變化が認められない。

2) 焼戻による硬度變化—焼戻による硬度の變化を測定した結果が第8圖である。點線(f)は350°Cで72時間焼鈍して爐中冷却した場合の硬度で、點線(n)は350°Cから徐冷の途次230°Cで48時間保持して常態化したものである。焼入は320°Cで行ひ、焼戻後は爐中冷却を行つた。第6圖及第8圖の孰れの場合にも爐中冷却したものの硬度は常態化した場合の硬度よりも高い。即ち、爐中冷却しても尚ほ共析變態に伴ふ變化が完全に終了し得ないことを示すものである。

Mgを加へない場合は、焼入後一旦硬化するが900分後に可成り軟くなり100~150°Cの焼戻によつては更に著しい軟さを示すことは既に前論文に述べた通りである。Mg 0.01%の場合にも同様焼入後900分で可成り軟化するがMgを含まない場合程には至らず、之を焼戻しても其以上の軟化を示さず寧ろ硬化が見られる。

Mg 0.02%の合金は焼入後150分の時効、更に100°C迄の焼戻では硬化するのみである。100~300°Cの焼戻によつて徐々な軟化を見るが、變態點以下の250°C焼戻でも未だ變態點を超へた300°C焼戻の場合よりも硬いことは、變態點に近い温度の焼戻でも完全に變化が終らぬことを示

む場合に於ては Rockwell と Shore の兩硬度は全く同様の傾向を示すに至る。即ち特異な中間状態が性質の上には既に見られなくなる。

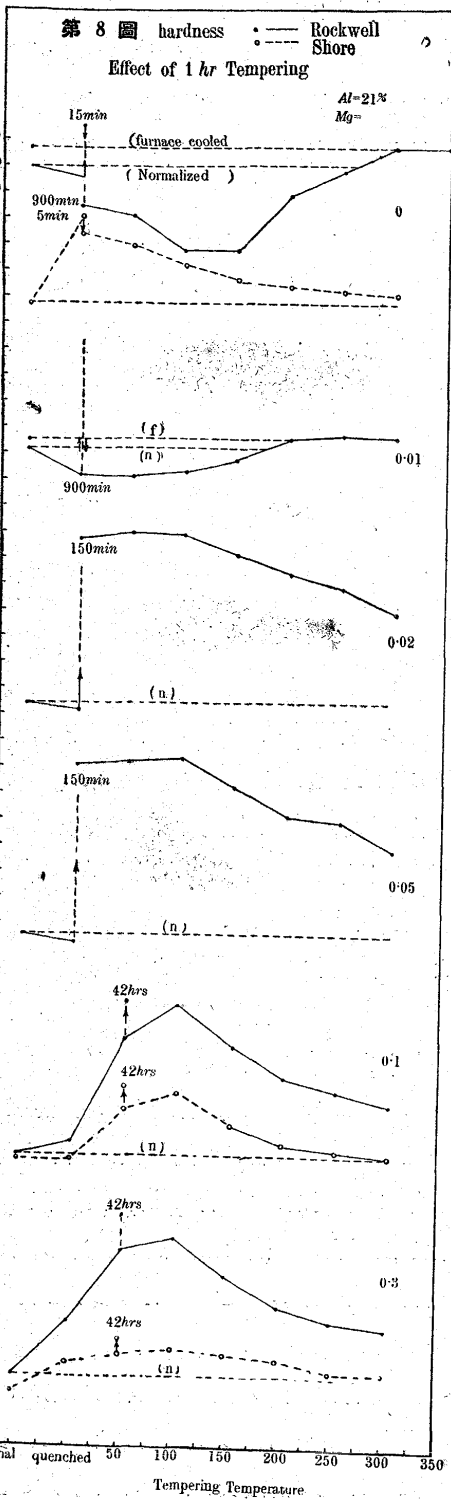
3) 荷重速度と變形速度— Rockwell 硬度を測定する場合に荷重後の目盛の變化を讀んだのが第9圖である。Mg を含まない β 合金を 100~150°C に焼戻した時に現はれる異常に軟い中間状態に於ては目盛の變化が極めて徐々であるが Mg 0.02% を加へた場合には既に殆んど異常を認め難い。たと 1,440 分(24 時間)の時効を経たものに極めて微弱に其の傾向を見るのみである。

V. 結 論

以上試験結果により β 固溶體の分解に及ぼす Mg の影響を見るに、

第1變化— 急激な發熱、急激な收縮電気抵抗の急増に次ぐ急減、硬度の急増等の特徴とする。此變化は焼入後 10 分以内に見られる顯著なものであるが Mg の添加によつて遅れることは上述各試験によつても明白であり、特に第6圖の硬度曲線に於ては Mg 0.002%~0.006% の場合に於ても既に充分

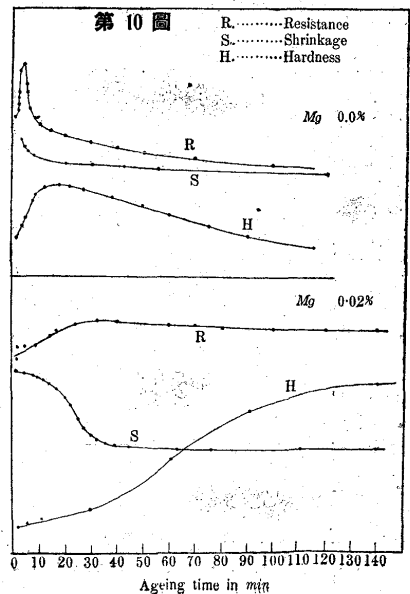
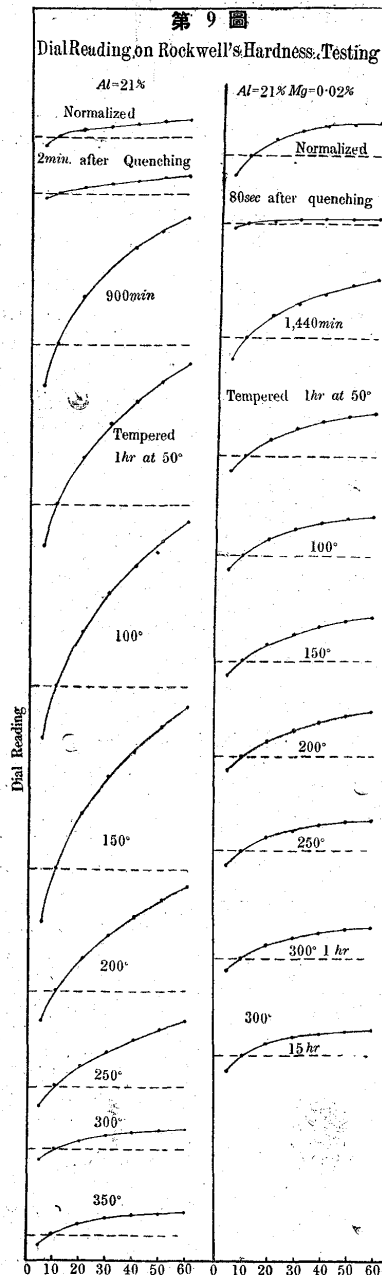
認められる。Mg 0.065%~0.1% になると 100~150°C にならなければ活潑に進行しないことは第2圖の收縮曲線に見られる。然し完全に常溫變化を阻止し得ないことは第7圖の硬度曲線にて特に明に認められる。



して居る。Mg 0.1% の場合は 100°C の焼

戻で最も高い硬度を示し、其後は漸次軟化の傾向を示す。

此の様に焼入れた β 合金の焼戻による變化の状況は Mg の添加によつて著しく變る。Mg を含まない場合に 100~150°C の焼戻によつて現はれる著しく軟い中間状態は、既に Mg 0.01~0.02% の添加によつて失はれる。此の中間状態の出現は Rockwell 硬度に現はれて Shore 硬度に現はれない著しく特異な傾向を示すことは既に前論文に述べたし又第8圖にも再掲した。然し Mg 0.1% を含



第2変化— 緩漫に進行する發熱、收縮、電氣抵抗減少を伴ひ、硬度の減少を以て最も特徴とする。第1変化と第2変化の境界は時効硬度曲線の極大点によつて最も明かに示される。此の境界は當然第1変化の中を含められた電氣抵抗の極大点より遅れることは、第10圖に示す様に Mg を含まない場合にさへ既に認められるが Mg 0.02% の場合に於て一層明瞭である。

第3変化— 共析變態点に近い温度の焼戻によつて著しくなる收縮で知り得る變化であるが Mg を加へるに従つて此の收縮に次第に認められなくなる。然し第8圖の焼戻硬度に見られる様に變態点に近い焼戻でも容易に焼鈍状態

に達し得ないことが知り得る。

之を要するに β 固溶體の安定度が Mg の添加によつて増大することは既に 0.002%~0.006% の微量に對しても充分認められる。然し 0.1% を加へても完全に變化を阻止し得るものではない。一面 β の分解に至る迄の中間状態が示す特異な性質は Mg の添加によつて次第に平凡化する。此の變化は Mg 0.01%~0.02% の間に於て最も著しい。即ち β 固溶體に Mg を加へた場合の結晶組織は格子型に變りなくとも、格子内の狀況は著しく變化するものと考へ得る。

鑄造用 Al 合金の流動性

森 永 卓 式*

THE FLUIDITY OF THE CASTING ALUMINIUM ALLOYS.

By Takuji Morinaga.

SYNOPSIS:—The author has measured the fluidity of the casting aluminium alloys, namely No. 12 alloy, Lantal, Silumin, Al-Zn (25%) alloy, German alloy and Y-alloy. After the molten alloys were cast into the special mould (see Fig. 1) under constant conditions, he determined a spiral length filling up with alloys and assumed that its spiral length shows testing alloy's fluidity at that temperature.

From the results of the above test, he can find that Silumin is good fluidity No. 12 alloy, Lantal, German alloy, and Y-alloy, are next to Silumin, but Al-Zn (25%) alloy as compared with the above five kinds alloys is inferior fluidity.

I. 緒 言

熔融状態に於ける合金の流動性は、その材料の可鑄性を支配する重要な因子となる所から、從來多くの人々に依つて色々な研究がなされてゐる。1930年以降の諸誌に散見する文献だけでも A. Courty,¹⁾ A. Portiven, 及 P. Bastien,²⁾ L. Losana,³⁾ C. M. Saeger 及 A. J. Krynitzky,⁴⁾ A. V. Zeerleder 及 R. Irrmann⁵⁾ 等の結果を數へることが出来る。

之等流動性の物理的意義は複雑であつて、絶對的の値を測定することは極めて困難な仕事であるが、合金の可鑄性を支配する因子と云ふ意味に於て流動性を相對的に比較することは、さまで難事でない許りでなく、實際問題としてはそれで十分な場合が多い。然しながら後の意味に於ける流動性の比較測定方法には種々なる種類があつて、甲の方法に依つて得られた數値を以て直ちに乙の結果と比較し難い缺點がある。Al 合金の流動性に関しても、二三の研究結果を見るが、上述の意味から鑄造用 Al 合金の全般に涉つてその優劣を比較對稱し得ない。従て著者は普通鑄造用 Al 合金として最も廣く使用されてゐる No.12 合金、ラウタル、シルミン Al-Zn 合金、獨逸合金及 Y 合金等に就て廣く流動性の比較對稱を試みた。本實驗に使用した裝置は齋藤博士及林氏⁶⁾ の考案されたものと、殆んど同様で一定温度に加熱した螺旋状金型に一定温度の熔融合金を注

* 正田飛行機製作所

¹⁾ A. Courty: Compt. Rend., 191(1930), 1129; 190(1930), 936. Rev. Metallurgie, 28 (1931), 169~182, 194~208.

²⁾ A. Portiven & P. Bastien: C. R. Acad. Sci., 194 (1932), 850~853. Jr. Inst. Metals, 54 (1934).

³⁾ L. Losana: Alluminio, 1 (1932), 237~243.

⁴⁾ C. M. Saeger & A. J. Krynitzky: Met. Ind., 40 (1932), 171~174, 197~198.

Jr. Res. National Bur. Standard, (1934).

The Foundry, 3 (1935).

⁵⁾ A. V. Zeerleder u. R. Irrmann: Z. Metallk., 26(1934), 271.

⁶⁾ 齋藤及林: 京大工學部紀要, 2(1919), 83.