

て SiO_2 の如く珪酸として溶解せず存在する如き場合には何等の時効硬化をも起さないし又 MnO の如きは熔接の際に熔滓として除去せらるゝが故に問題とするに足らぬものである。

加之結晶粒間に介在して悪影響を及ぼす酸化物も多層熔接を行ふ場合には其特性たる結晶粒の微細化作用に依る非金屬質の微細なる散亂の爲に此等の影響が解消すると想像さるゝことである。而して其一例とも考へらるゝことは一般に酸素含有量の高い鋼は低温度に於ける衝撃値が著しく低いと稱せらるゝに係らず前述せる如く低温度に於ける熔

着鐵の衝撃値が軟鋼に勝る成績を示して居ることで、此の一事を以て見るも熔着鐵中に含有する酸素の影響に就ては餘り問題とするに足らぬのではないかと考へらるゝ節もあるが尙ほ疑問を留めて將來の研究に俟つこととする。

終りに臨み本研究は日本學術振興會から受けた補助金を以て行たものであることを附記して謝意を表すると共に多大の援助を賜た佐々木新太郎氏を始め試験片の製作を受持た浦吉弘氏及び終始熱心に實驗を擔當された内田正穂、酒見次六、出口春造三氏の好意に對して厚く御禮申上げる次第である。(終)

Al 合金の二三の性質に就て (第1報)

森 永 卓 弑*

SOME PROPERTIES OF ALUMINIUM ALLOYS.

Takuyū Morinaga.

SYNOPSIS:—The author determined the effects of the addition of a small amount of metals such as iron, silicon, magnesium, calcium, lead, tin, zinc, cadmium, bismuth, antimony, copper, nickel and manganese, upon the properties of aluminium (99.8%). The specimens were chill-cast in mould and were cold-drawn to wires using dies. These were annealed at 300°C for 4 hours.

For quenching, these annealed specimens were heated to 500°C or 550°C; after having been kept at such temperature for one hour, they were quenched in cold water.

For measuring the specific electrical resistance, a Leeds & Northrup type potentiometer was used. All measurements were made at 20°C. The tensile strength of specimens has been determined by a Schopper's testing machine.

A summary of the results of the investigation is given below.

(1) With addition of iron, the specific electrical resistance and tensile strength gradually increased.

(2) In the hard drawn and annealed specimens, the specific electrical resistance increased with addition of silicon, whilst in the specimens which was quenched from 500°C, the direction of curves, was changed at 0.79% silicon. This result is in conformity with the solubility of silicon to aluminium at 500°C.

(3) Cadmium, antimony, lead, bismuth and tin had no remarkable effect on these properties.

(4) Magnesium, copper, zinc, nickel and manganese increased the specific electrical resistance and simultaneously the tensile strength.

(5) The effects of magnesium on aluminium which contains 0.5% silicon were noticeable. The specific electrical resistance of the hard drawn and annealed specimens was not increased, until the addition of magnesium became equivalent to the silicon content. But, the specific electrical resistance was rapidly increased, when magnesium was added more than 1.0%.

(6) The effects of calcium on aluminium containing 0.45% silicon, have shown nearly the same effects as magnesium.

I 緒 言

高品位 (99.998%) の Al 地金に少量の第 2, 第 3 の金屬元素を加調して物理的並びに化學的性質の變化を探究する豫備實驗として 99.8% 品位の Al 地金に 13 種の金

屬元素を加調して二三の性質に及ぼす影響を調べて見た。

II 試料及び試料の調製

試料に使用した Al 地金は Si 0.07%, Fe 0.1%, 残り Al であった。加調金屬はメルク製のものを使用し、

* 滿洲輕金屬製造株式會社

31

Fe, Si, Ca, Cu, Ni 及び Mn 等は豫め Al と適量な中間合金を作り、所要成分に稀釋した。溶解點の低いものは其儘加調して合金を作たが、分析結果と加調量とは大體に於て良く一致する様である。鑄造溫度は 750~730°C とし、徑 15mm, 長さ 150mm の丸棒に鑄造した。此等の試料は 400°C に1時間保持後空中放冷後、徑 6mm 迄壓延し、さらにダイスを通して徑 3.17mm の針引に引いた。針引は硬引のまゝ、或は熱處理して實驗試料にした。

III 實驗方法

電氣抵抗は Leeds & Northrup 型の電位差計に依り、一定間隔にある2つの支え間に試料を載せ、溫度は常に 20°C に保ちつゝ測定した。實驗の方法は試料に 1amp の電流を流して生ずる2點間の電位差を測定して比抵抗を求めた。著者の燒鈍した Al 線の比抵抗値は $2.68 \times 10^{-3} \Omega/cm^2$ で、松田及び堀兩氏³⁾の燒鈍試料の 0°C に於ける測定値は $2.49 \times 10^{-3} \Omega/cm^2$ であった。 $R_t = R_0(1 + \alpha_0 t)^*$ の式で 20°C に於ける値に換算すると $2.69 \times 10^{-3} \Omega/cm^2$ となり著者の測定値と良く一致する。機械試驗用の試料としては比抵抗測定後の試料をそのまま使用し、最大荷重 300kg の Schopper 型抗張力試驗機で引張り強さを求めた。

荷重を加へる速さが引張り強さに及ぼす影響はあまり大きくない様であつたが、出来るだけ一定速度を以て、荷重を加へる様に注意した、常に同一試料2本の試験結果の平均値を採て實驗結果としたが、あまり差の著しいものはなかつた。

IV 實驗結果と考察

(1) Fe の影響 第1圖に示す様に比抵抗-組成曲線は殆んど直線的に増加する。硬引線の比抵抗が幾分高いのは常溫加工の影響に依るもので、此を 300°C で燒鈍すると加工に依る影響が消失して、比抵抗も本來の Fe のみの影響が現はれる。300°C で燒鈍した線をさらに 550°C から燒入れすると、比抵抗は燒鈍線のそれに比してやゝ高くなる。第2圖は抗張力-組成曲線で、硬引線、燒鈍線及び燒入線の順に抗張力は減少するが、一般に Fe の増加と共に抗張力は増大して居る。殊に第2圖から解る様に、硬引線では Fe 1% 内外、燒鈍線で Fe 0.8% 内外、燒入線

に於ては Fe 0.7% 附近迄は抗張力は直線的に増加するが此等の成分範圍を超えると一度減少して再び増加して居る。著者の斯くの如き抗張力-組成曲線に於ける變化は黒田氏²⁾ Zeerleder 及び Bosshard⁵⁾ 等の實驗結果に於て認められない事實である。

Zeerleder 及び Bosshard 等の實驗では實驗試料が少く著者の實驗結果と比較するのは困難であるが、黒田氏の比較的詳細な實驗結果に於ても認められない。

さらに著者は Amsler 型萬能試驗機に依り今一度此の系の試料に就て引張り強さを求めたが、前結果と同様な結果を得た。目下の處原因を詳かにすることが出来ないが、再實驗に依り結果を得たいと考へて居る。550°C から燒入した試料の抗張力が、燒鈍したものに比して小さいのは結晶の成長に基く軟化である。

(2) Si の影響 第3圖に示す様に硬引、300°C 燒鈍線の比抵抗は Si 量と共に殆ど直線的に増加する。常溫の溶解度は約 0.05% 程度と測定されて居るが、Al 地金中に已に 0.07% の Si を含むため本實驗では肩點を求め得なかつた。300°C で燒鈍し試料を 500°C から燒入したものの比抵抗-組成曲線は Si 約 0.79% 迄は Si 量の増加に従って著しく増加し、此點で曲線は明瞭な方向の變化を示して居る。即ち此點は 500°C に於ける Si の固溶體度限を示して居るわけである。第4圖の抗張力-組成曲線と比較すると 500°C 燒入試料の抗張力はやはり Si 0.79% 附近で殆んど水平になるから、此點からも 500°C に於ける Si の固溶體度限は 0.79% と定まる。

(3) Cd の影響 第5圖に示す様に Cd の加調に依る比抵抗の増加は著しくない。第6圖の抗張力-組成曲線からも、此の程度の Cd の加調は抗張力に殆ど影響を與へない。

(4) Mg の影響 Mg の加調が 4% 以上になると線引するとき加工硬化激しく割れ易く、線にするのに困難である。状態圖から解る様に固溶體範圍が廣いから、第7圖に示す様に Mg の加調と共に比抵抗は急激に増加する。第8圖は抵抗力-組成曲線で抗張力も Mg 量の増加と共に急激に増加する。

(5) Si 0.5% を含む Al 合金に及ぼす Mg の影響 Si 量を一定にし Mg を加調して比抵抗及び抗張力を求めた結果を夫々第9圖及び第10圖に示す。第11圖の硬引及び燒鈍試料の比抵抗-組成曲線で見ると Mg 0.1% までは

* R_t : t°C に於ける比抵抗 R_0 : 0°C に於ける比抵抗, α_0 : 溫度係數



比抵抗は増加しないが Mg 1.0% 以上になると比抵抗は著しく増加する。 Mg を添加して Si が Mg と過不足なく Mg_2Si を作るまでは比抵抗は増加しない。此飽和點が Mg 1.0% 附近に存在することを意味し、此以上の Mg の加調量になると Al に対する固溶範圍の大きい Mg が過剩に残るために比抵抗は増加すると考へられる。 $550^{\circ}C$ から焼入した試料は硬引線及び焼鈍線に比して全く趣を異にする。高温に於ては Mg_2Si の溶解度が増して居るため、 $550^{\circ}C$ 焼入線では Mg 1.0% 附近までは固溶して比抵抗は増して居る。此以上の Mg 量になると Mg_2Si は Al に固溶しなくなって比抵抗は増加しない。さらに比抵抗は Mg 約 1.5% から再び増して来る。此は Mg 1.5% 附近で飽和點に達し、過剩の Mg が Al に固溶し初めるから比抵抗は増加する。以上の實驗結果は Zeerleder 及び Bosshard 等⁵⁾ が 0.7% の Si を含む合金に Mg を少量づゝ加えて電氣抵抗を測定した結果と大體の傾向は一致して居る。第 10 圖の抗張力-組成曲線で、焼入した試料は Mg 1.26% までは抗張力は急激に増加する。 Mg_2Si が固溶しなくなると抗張力は減少する。第 1 表に焼入試料を 24 時間及び 48 時間常溫時効せしめて比抵抗を測定した結果を示す。比抵抗-組成曲線の傾向は焼入直後のものと變りないが比抵抗値はかなりの増加が認められる。

第 1 表 測定溫度 $20^{\circ}C$

試料 番 號	Si %	Mg %	比抵抗 $\mu\Omega/cm^3$		
			焼入直後	24hrs 常溫時効	48hrs 常溫時効
1	0.48	0.14	3.085	3.085	3.098
2	0.46	0.32	3.182	3.202	3.229
3	0.48	0.57	3.344	3.407	3.421
4	0.45	0.76	3.442	3.502	3.527
5	0.51	1.07	3.583	3.622	3.650
6	0.49	1.26	3.572	3.654	3.680
7	0.53	1.53	3.569	3.638	3.651
8	0.52	1.73	3.583	3.655	3.687
9	0.60	2.04	3.680	3.678	3.737

(6) Pb , Sn , 及び Bi の影響 第 11~16 圖に示す様に此等金屬元素の比抵抗及び抵抗力に及ぼす影響は僅少であつた。此等加調元素は Al と固溶せず機械的に混合するためと想はれる。注目すべきは焼入線が何れも素材 Al の焼入線の比抵抗値に等しいか、或はそれより多少減じて居ることである。此は上記の諸金屬元素が Al と固溶しないことと Pb , Sn 及び Bi が焼入溫度では融體として結晶粒界に存在し、其まゝ焼入に依て凝固したと考へると、比抵抗の減少も説明出来る。即ち結晶粒界の間隙がな

くなると假定すれば、比抵抗は素材 Al の焼入試料より減少する結果となるのであらう。

(7) Sb の影響 Dix¹⁷⁾ の研究に依れば Sb は Al に僅かに固溶する様である。然しながら第 17 圖及び第 18 圖から明かな様に比抵抗及び抗張力に及ぼす影響は著しくない。

(8) Ca の影響 使用した地金は 99.8% 程度のものであるが、此に少量の Ca を加調して比抵抗を求めて見ると、第 19 圖に示した様に僅かではあるが Ca のために電氣的性質が改善されるのを認める。不純物として Al 中に含まれて居る Si は加調した Ca と $CaSi_2$ の如き化合物を作て Al に固溶しなくなる。従て Ca を加調して Si を $CaSi_2$ の化合物に變ずれば、多少なりとも Al の比抵抗を減少せしめることが出来る。第 19 圖の焼鈍線では Al 地金中に存在する Si は 0.07% であるから Ca 約 0.05% 附近までは $CaSi_2$ の化合物を作る範圍であるから、比抵抗は減少する。松田及び堀兩氏⁸⁾ の實驗では此等の傾向が著しくない。此は兩氏の使用された Al 地金の品位が 99.9% で含有 Si 量が 0.02% 程度であつたのに依ると考へる。 Ca の加調量がそれ以上になると比抵抗は増加する。焼入線に於ても略々焼鈍線と同様に Si の溶解限度までは比抵抗は僅かながら減少して居る、第 20 圖の抗張力-組成曲線から Ca の加調に依て抗張力は幾分増加することが解る。

(9) Si 0.45% を含む Al 合金に及ぼす Ca の影響

前述の影響を著しくするために Si 0.45% を含む Al 合金に Ca を加調した實驗結果を第 21 圖及び第 22 圖に示す。硬引線及び焼鈍線では常溫に於ける Si の溶解度が少ないために $CaSi_2$ なる化合物を作ても、あまり著しい効果はないが、それでも Ca 0.4% 迄は比抵抗の増加を見ない。過不足なく $CaSi_2$ を作た後は、過剩の Ca は Al と $CaAl_3$ の化合物との共晶となるために比抵抗は増加する。

焼入試料では 0.4% 迄は Al 中に存在する Si が $CaSi_2$ となつて Al 中に固溶しなくなるので、比抵抗は著しく減少して極小値に達する。即ち此點が Si 0.45% 含むときの大體の飽和點であつて、それ以上に Ca を加調しても有効でない。Grogan⁶⁾ も Al に対する Ca の影響を調べ Ca の加調に依て電導度が或程度改善されると報告して居る。



第 23 圖で焼入線は $Ca\ 0.4\%$ で抗張力が極小値を示して居る。過剰の Ca が Al と $CaAl_2$ の化合物を作り Al と $CaAl_2$ が共晶を作るに及んで微細な組織に變化すれば抗張力は増加して来る。

(10) **Zn** の影響 Al と Zn は廣い範圍に固溶體を作るため、第 23 圖及び第 24 圖に示した様に硬引線、焼鈍線及び焼入線共に直線的に増加し、抗張力も略々同様の傾向を示した。

(11) **Cu** の影響 第 25 圖の比抵抗-組成曲線で示す様に焼鈍線は約 0.7% 迄は比抵抗は急に増し、それ以上の Cu 量に對しては比抵抗の増加は緩慢である。此點は Cu の溶解度限を示すもので、松田及び堀兩氏³⁾の實驗結果と良く一致して居る。硬引線で明瞭でないのは、加工に依る影響が均一でなかったためと想ふ。焼入線は Cu が Al 中に全部固溶するために比抵抗は直線的に増加する。第 26 圖は抗張力-組成曲線で Cu の加調が増加するに従て抗張力は増加す。

(12) **Ni** の影響 第 27 圖に示した様に硬引線、焼鈍線及び焼入線共に Ni の添加量に比例して比抵抗は増すけれども増加の割合は僅少である。然しながら第 28 圖の結果の様に抗張力は Ni 量の増加と共に比較的急激に増加することが解る。

(13) **Mn** の影響 第 29 圖は比抵抗-組成曲線であるが Mn は焼鈍に依る擴散速度が遅いから $300^\circ C$ で4時間焼鈍したのでは完全に焼鈍されない。此のために焼鈍に依る比抵抗の減少は僅かであつた。又本系合金は鑄造溫度が比抵抗に及ぼす影響が相當であると想はれるが、此點に關しては更に詳細な實驗を必要とする。 $Mn\ 0.37\%$ 迄は比抵抗は急激に増加し、硬引線、焼鈍線及び焼入線共に此點から曲線の方向を變へて居る。

精確なことは詳細な實驗を行はない以上は解らないが、常溫から $500^\circ C$ 附近までの溶解度はあまり差がない様に想はれる。第 30 圖の抗張力-組成曲線から見ても、此點附近迄は抗張力は増加するが、此點を過ぎると殆ど増加しない。

硬引線に於ても抗張力は Mn 約 0.3% 迄は急激に増加するが、それ以上の Mn 量に對する増加は僅少である。

V 總 括

以上の實驗結果を要約すれば次の様である。

(1) Fe の増加と共に Al の比抵抗及び抗張力は幾分増加する。殊に $Fe\ 0.71\sim 1.26\%$ の範圍に於て抗張力に或る變化を認めたが、其が何に原因するか明かでない。

(2) Si の増加と共に比抵抗は直線的に増加するが、 $500^\circ C$ から焼入した線では $Si\ 0.79\%$ 迄は比抵抗は急激に増す。此點を超すと増加の割合は緩慢になる。焼入線の抗張力も $Si\ 0.79\%$ 迄は増すが、此點を超えると殆ど増加しない。

(3) $Si\ 0.50\%$ を含む Al に Mg を加調して比抵抗と抗張力に及ぼす影響を見るに、硬引線及び焼鈍線に於ては Si と Mg が過不足なく Mg_2Si を作る範圍、即ち $Mg\ 1.0\%$ 迄は増加しない。此點を超すと比抵抗が急激に増加するのは、過剰の Mg の固溶するためである。焼入したものは $Mg\ 1.0\%$ 迄は固溶して比抵抗を増すが Mg_2Si を作て固溶しなくなると比抵抗は増加しなくなる。然しながら $Mg\ 1.5\%$ で飽和點に達すると再び比抵抗は増す。抗張力も略々比抵抗と同様な傾向を示すが、特記すべきは抗張力が著しく改善されることである。

(6) Pb , Sn 及び Bi 等は幾分電氣抵抗を改善するが、抗張力は改善されない。

(7) Sb の比抵抗及び抗張力に及ぼす影響は僅少である

(8) Ca は Si と不溶性の $CaSi_2$ を作るため、比抵抗は改善され、抗張力も Ca が増加すると良くなる。

(9) $Si\ 0.45\%$ を含む Al に Ca を加へると硬引線及び焼鈍線では充分な効果はないが、焼入した場合には Ca の加調に依り Si を含む Al の比抵抗は著しく減少せしめることが出来る。即ち $Ca\ 0.4\%$ 迄の $500^\circ C$ から焼入した線の比抵抗は著しく減少し、抗張力は此點で最小値を示した。

(10) Zn は Mg と同様に廣い範圍に固溶するが Mg の如く比抵抗及び抗張力の増加著しくない。

(11) Cu は比抵抗及び抗張力を増加する。焼鈍線では $Cu\ 0.7\%$ 附近で、溶解度に依る變化を示した。焼入したものは著者の實驗範圍では全部固溶するため比抵抗は直線的に増加した。

(12) Ni は加調量に比例して比抵抗及び抗張力も増加した。

(13) Mn の比抵抗に及ぼす影響は著しい。抗張力は Mn 約 0.3% 迄は急激に増加したが、それ以上の Mn 量に對する増加は僅少であつた。



終りに種々の便宜を賜た松浦研究課長に御禮申し上げます。

文 献

1) 原田: 水曜會誌, 4 (1925), 1054.
 2) 黒田: 理化彙報, 10 (1931), 751.
 3) 松田及び堀: 住友報告, 7 (1936), 609.
 4) J. D. Edwards & C. S. Taylor: Trans. Amer. Electrochem., 50 (1926), 399.
 5) A. V. Zeerleder u. M. Bosshard: Z. Metallk., 19 (1927), 457.

6) J. D. Grogan: J. Inst. Metals, 37 (1927), 77.
 7) W. Sander: Z. Metallk., 19 (1927), 21.
 8) H. Bohner: Z. Metallk., 20 (1928), 132.
 9) L. Guillet et M. Ballay: Rev. Met., 27 (1930), 398.
 10) W. Fraenkel u. R. Hahn: Metallwirts., 10 (1931), 643.
 11) M. Hansen u. Blumenthal: Metallwirts., 11 (1932), 671.
 12) A. J. Field & J. D. Dickin: J. Inst. Metals, 51 (1933), 183.
 13) W. Fraenkel: Metallwirts., 12 (1933), 159.
 14) L. H. Callendar: J. Inst. Metals, 51 (1933), 199.
 15) H. Bohner: Z. Metallk., 26 (1934), 45.
 16) G. G. Gauthier: J. Inst. Metals, 59 (1936), 375.



