

耐熱性アルミニウム輕合金の研究(II)

(日本鐵鋼協會 第 10 回講演大會講演)

伊丹榮一郎*

目次

第 VII 章 四元系合金の高温度試験

I. Mg を含まざる場合

1. Cu (4,6,12)% + (Ni 1% + Cr 0.5%)
2. Cu (4,6,12)% + (Ni 1.5% + Fe 2%)
3. Cu (4,6,12)% + (Cr 0.75% + Mn 1%)
4. Cu (4,6,12)% + (Cr 0.5% + Fe 1%)
5. Cu (4,6,12)% + (Mn 1% + Fe 1%)
6. Cu 12% + (Cr 0.5~0.75% + Si 8%)
7. Cu (4,6,12)% + (Mn 1% + Si 8%)
8. Cu (4,6,12)% + (Fe 1% + Si 8%)

II. Mg を含む場合

1. Cu (4,6,12)% + (Ni 2% + Mg 1.5%)
2. Cu (4,6,12)% + (Cr 0.75% + Mg 1%)
3. Cu (4,6,12)% + (Mn 1% + Mg 1%)
4. Cu 10% + Fe 1.25% + Mg 0.25%
5. Cu (4,6,12)% + (Si 8% + Mg 1%)

III. 總括

第 VIII 章 多元系合金の高温度試験

- I. Cu (4,6,12)% + Ni 2% + Si 8% + Mg 1.5%
- II. Cu (1~12)% + Cr 0.75% + Mn 0.5% + Si 8% + Mg 0.5%
- III. Cu (2~12)% + Ni 2% + Cr 0.75% + Mn 0.5% + Si 8% + Mg 1%
- IV. Cu (2~12)% + Ni 2% + Cr + Mn 0.5% + Si 2% + Mg 1%
- V. Cu (2,4,6)% + Ni 2% + Cr 0.75% + Mn 0.5% + Mg 1%
- VI. Cu (2,4)% + Ni 2% + Cr 0.5% + Mn 0.5% + Fe 1.5% + Si 2% + Mg 1%
- VII. 總括

第 IX 章 Al-Cu-Si-Mg-Ti を主體とせる多元系高力輕合金の系統的的研究

- I. Al-Cu-Si-Mg の相對的含有量の決定
- II. Si 及び Mg の含有量が Al の抗張性質に及ぶ影響
- III. Al-Cu 4%-Si-Mg 1% 合金に及ぶ種々の元素の影響

1. Si 1% の場合
2. Si 10% の場合

IV. Ti 添加の影響 (Al-Cu 4%-Si-Mg 1% + X + Ti)

1. Si 1% の場合
2. Si 10% の場合

V. Al-Cu 4%-Si-Mg 1%-Ti 合金に種々の元素を添加したる場合の顯微鏡組織

1. Si 1% の場合
2. Si 10% の場合

VI. 種々の多元系合金の高温度試験

1. Si 1% 系
2. Si 10% 系

VII. 多元系輕合金の抗張力増加の原因に関する理論的考察 VIII. 總括

第 VII 章 四元系合金の高温度試験

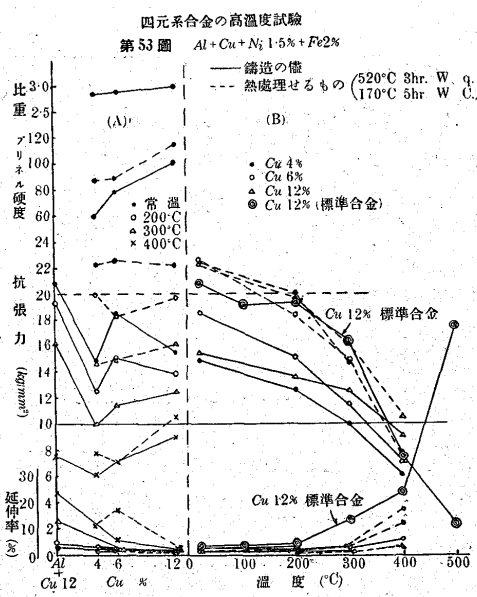
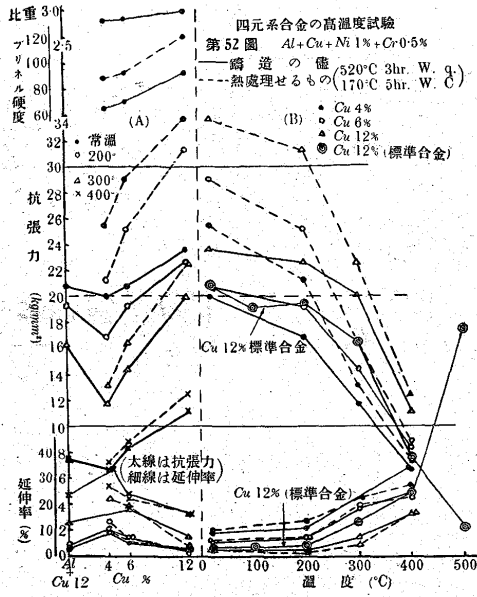
著者は三元系合金に於て Zn の耐熱的に何等效果なきを知つたので Zn を除く他の元素を三種宛 Al に配合し四元系 Al 輕合金の高温度試験を行ふ事にした。此の場合 Cu は最も必要の様に考へられるので Cu を 4, 6, 12% の三通りに變化し之に他の元素 2 種類宛添加して四元合金として試験した。又前章迄の實驗は鑄造状態の試験片に就て行つたのであるが本實驗より熱處理せる場合も併せて研究する事にした。尙英國では¹⁾種々の輕合金の高温度試験には標準として Al-Cu 12% 合金 (鑄造の儘) を以て優劣を比較して居るから、本實驗に於ても既に二元系合金の場合に於て Cu 12% 合金の試験を行つたので其の結果を之に利用して他の合金との比較を容易ならしめた。

I. Mg を含まざる場合

1. Cu (4,6,12)% + (Ni 1% + Cr 0.5%): 一斯くの如き配合は未だ文献に見ざる所である。三元系合金の研究結果より Ni 1% 及び Cr 0.5% 或は 0.75% が良好なるを知つたので此の兩者を組合せ Cu の量を變化したる場合を調べた。第 52 圖 A 及び B は此の抗張試験、硬度及び比重試験等の結果を示すものである。圖中實線は鑄造状態、點線は熱處理状態の結果を表し特に A 圖に於ては曲線の見分けを容易ならしむる爲に抗張力を太線、延伸率を細線にて表す事にした。A 圖に於て Al-Cu-Ni-Cr 合金は Cu が 4% より 12% に増加するに従つて抗張力は殆ど直線的に増加するが、注意すべきは Ni 及び Cr の添加によつて Cu 4% の場合は標準合金 (Al-Cu 12%) よりも抗張力は減少し温度 300°C に於ては最も降下甚しく Cu 6% を含有するものさへ標準合金に劣つて居る事であ

* 神戸製鋼所

¹⁾ Rosenhain: 11th Rep. to the A. R. C.



る。併し 400 C に於ては Cu 4% のものは尙劣るが Cu 6% は最早標準合金よりも良結果を示し Cu 12% 含有の此の系合金は 11 kg/mm² の抗張力を示して居る。而して熱処理せる場合は抗張力は著しく増加し Cu 含有量の増加と共に殆ど直線的に常温曲線は上昇し Cu 12% 含有のものは 33 kg/mm² 以上に達し 200 C に於ても 30 kg/mm² 以上を保ち更に 400 C に於ても 12 kg/mm² 以上を示して居る。常温に於ける硬変は Cu の含有量と共に増加し熱処理されたものは硬度は一般に増加し Cu 12% のものが最も大でブリネル 120 に達して居る。延伸率は Cu の含有量の増加につれて低下し常温に於ては 9% より 2% に減じて居る。B 圖は抗張力—温度曲線を示すものである。之によると鑄造状態にて標準合金に優るものは Cu 12% 含有のもののみであるが、熱処理したる場合には常温に於ては本系合金は何れも良好なる成績を示し鑄造状態のすべてを凌駕し各温度を通じて Cu 量最大のものが優秀である。延伸率は 200 C 迄は各合金共に常温の場合と大なる変化はないが之より高温になるに従つて増加の傾向が大となる。

試験片の破断後の状況を見るに常温に於て Cu 4% 含有のものは表面に微細なる龜裂を生じ且つ小なる皺を有するが Cu の量増加するにつれてこれが減少し Cu 12% の如き熱処理せるものは原状の儘にして表面滑かであるが一般に 300 C より破断點附近に龜裂を生じ 400 C で尙一層多くなる。破断面は結晶粒緻密にして灰白色を帯び温度の上昇と共に稍白色化する傾が見える。Cu 6% 及び Cu 12% に於ては破断面に異種の輝ける微結晶を示し 400 C では結晶面の slip せるものがある。

顯微鏡組織は鑄造状態と熱処理状態とは著しく異り、前者にありては Al-Cu の α 固溶體の基地に CuAl₂, NiAl₃ 等が網狀組織を呈し Al-Cr の化合物は Cu 12% の場合に僅かに見られるが、熱処理後に於ては網狀組織は全く消失し Cu 或は Ni の化合物は丸味を帯びて凝集する傾向を示し Cu 含有量の多い程化合物の形状は大になつて居る寫眞 No.95~98 は Cu 4% 及び 12% の場合を示す。

2. Cu(4,6,12)% + (Ni 1.5

% + Fe 2%):—此の系に屬する合金も未だ從來の文献に見ざる所である。三元系合金の研究に於て Ni と Fe とは殆ど相似たる性質を表したので此の兩者の良好なりし場合を組合せて實驗した。第 53 圖 A 及び B は此の結果を示すものである。A 圖は Cu の含有量による抗張性質の變化を示すもので Ni 及び Fe の添加は却つて之を加へざる場合よりも抗張力を減じ、即ち鑄造状態に於ては殆どすべてが各温度に於て標準合金よりも劣り、唯 400 C にて Cu 12% 含有の本合金のみが之に優り Ni 及び Fe 添加の效果を表して居るのである。而して本系合金に就て考ふるに常温では Cu 6% に於て抗張力は最大となり 200 C に於ても此の傾向はあるが 300 C 及び 400 C に至れば Cu 含有量の増加と共に抗張力は増加する。又常温に於ける硬度は Cu 含有量に應じて増加を示して居る。熱処理したる場合抗張力は著しく増加するが、常温より 300 C 迄は Cu 含有量による影響は少く 400 C に於て Cu 12% のものは Cu 量少き合金よりも抗張力大にして 10 kg/mm² 以上を示して居る。B 圖は温度と抗張力の關係を示すもので之によつて大體本系合金が殆ど標準合金に劣り、唯 Cu 12% 含有のもののみが 400 C に於て優れて居るのが解る延伸率は Ni 及び Fe の含有の爲に著しく減少し 300 C 迄殆ど變化なく 400 C に於て多少増加を示して居る。要するに此の種合金は耐熱的に餘り良好なるものと考へられない。

試験片の破断状況を見るに此の種合金は延伸率少きを以て表面に生ずる變化少く、常温より 300 C 迄は變化ないが 400 C に於て龜裂を生ずる。併し之は Cu 4% の場合

Al-Cu-Ni 1%-Cr 0.5% 合金		Al-Cu-Ni 1.5%-Fe 2% 合金		Al-Cu-Cr 0.75% -Mn 1% 合金		Al-Cu-Cr 0.5%-Fe 1% 合金		Al-Cu-Mn 1%-Fe 1% 合金		Al-Cu 12%-Cr-Si 8% 合金	
鑄造の儘		鑄造の儘		鑄造の儘		鑄造の儘		鑄造の儘		鑄造の儘	
No. 95 Cu 4%	No. 97 Cu 12%	No. 99 Cu 4%	No. 101 Cu 12%	No. 103 Cu 4%	No. 105 Cu 6%	No. 107 Cu 12%	No. 109 Cu 6%	No. 111 Cr 0.5%			
熱處理せるもの		熱處理せるもの		熱處理せるもの		熱處理せるもの		熱處理せるもの		熱處理せるもの	
No. 96 Cu 4%	No. 98 Cu 12%	No. 100 Cu 4%	No. 102 Cu 12%	No. 104 Cu 4%	No. 106 Cu 6%	No. 108 Cu 12%	No. 110 Cu 6%	No. 112 Cr 0.5%			
腐蝕劑 HF		腐蝕劑 HF		腐蝕劑ピクリン酸曹達		腐蝕劑 HF		腐蝕劑ピクリン酸曹達		腐蝕劑ピクリン酸曹達	

(×100 のもの ½ に縮寫)

に鑄造状態のものに多少見られるが、之を熱處理したる場合或は Cu 6% 及び Cu 12% に於ては一二の龜裂を見るに過ぎない。破断面の狀況は緻密であるが其の中には針狀結晶を呈するものがある。而して熱處理したるものは特に結晶の改善を見るに至らないが稍小さくなる様に思はれる。

顯微鏡組織は寫真 No.99~102 に見る如く大なる Al-Cu-Fe の ternary compound が棒狀をなして現れ、其の周圍には $CuAl_2$ 及び $NiAl_3$ が恰も eutectic の如き状態を呈し、此の Fe-compound は Cu の含有量と共に多くなる。熱處理したるものは周圍の組織が改善されるが Fe-compound には變化が起らない。

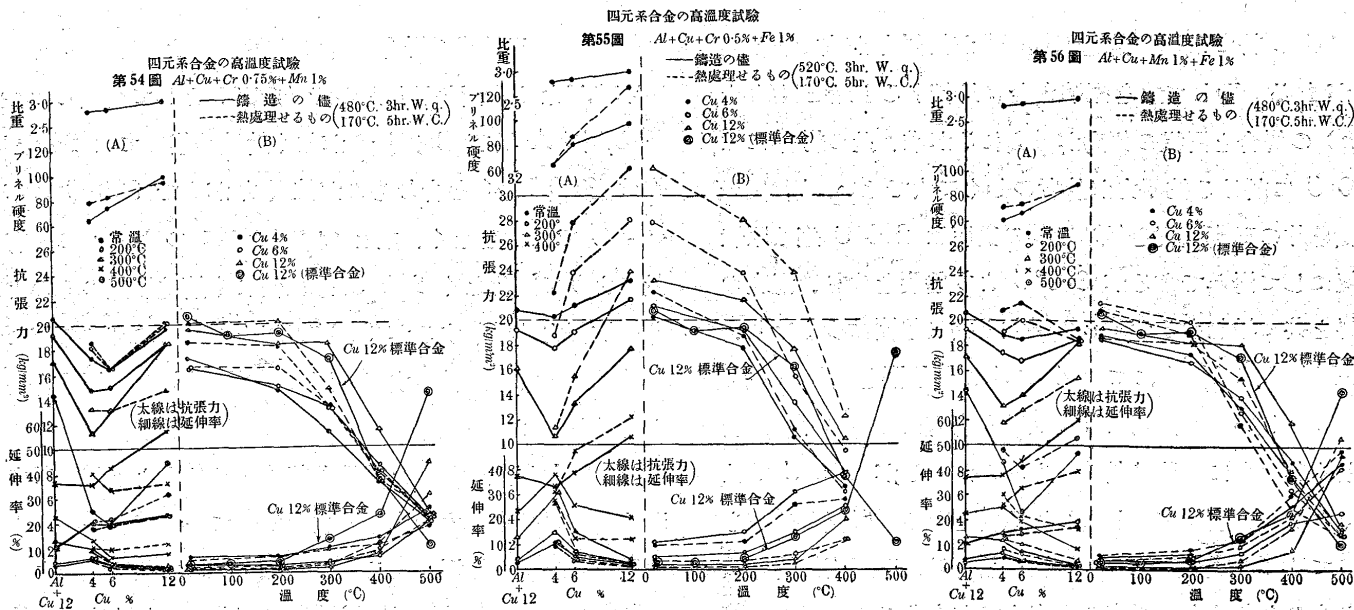
3. Cu(4,6,12)%+(Cr 0.75%+Mn 1%): 一各種元素の抗張力に及す效果率の比較結果に依れば Cu の含有量が増加すれば Mn は 2% も配合すると却つて其の效果率は減少するので Mn 1% とし、又 Cr は 0.75% が常に良好なる結果を示したから (Cr 0.75%+Mn 1%) の影響を見る事にした。第 54 圖 A は Cu の量による抗張性質の變化を示すもので、常溫にては鑄造状態のものは Cu 4% より Cu 6% の方が抗張力は低下し Cu 12% に向つて再び上昇するが、溫度が 200°C, 300°C と上昇するに従つて抗張力は Cu の含有量に應じて殆ど直線的に増加する。而して Cu 12% に於ては 300°C 迄の各溫度曲線が著しく接近するに反し Cu 4% では各溫度曲線の間に相當の開きを示し 400°C の曲線は 300°C の曲線より下方に離れて位し Cu 12% の場合のみが 10 kg/mm² 以上を示して居る。熱處理せる場合は Cu 4% は常溫に於ては鑄造状態よりも抗張力の増加を示すが Cu 6% は殆ど變化なく Cu 12% は稍良好となる。200°C の抗張力曲線に於ては Cu 4% 6%, 12%。何れの場合も鑄造状態より改良され抗張力は増加して居るが Cu 6% の場合に於て最小點を示して居る。300°C 以上の場合には此の最小點の降下の程度が少く Cu

の多い程熱處理せるものが鑄造状態より寧ろ抗張力の減少を示し 400°C の曲線は 10 kg/mm² 以上に上昇しない。延伸率は Cu の含有量によりて少くなつて居る。B 圖を見ると溫度による各合金の抗張性質の變化がよく窺はれ、總體的看着此の種の合金は著しき改善の跡を示さず、熱處理されたる場合の各曲線は殆ど鑄造状態の曲線の中に收められ、唯 Cu 12% 含有せる合金が常溫より 200°C 迄此の範圍を僅かに出て居るのみである。而もそれは標準合金と比較して大なる差異を見ない。之を要するに本合金の特徴とも考へらるゝ點は Cu 12% 含有せる合金の鑄造状態に於て溫度 300°C 以上にて比較的抗張力の減少の少い事、殊に 500°C に於ては Cu 含有量の少いものと雖も (Cr+Mn) の効果を現し標準合金に比して其の抗張力は大である。

試験片の破斷狀況を見るに Cu 4% に於ては常溫にて既に微細なる龜裂を生じ高溫度に昇るに従つて龜裂を増加するが、熱處理せるものは稍其の程度が輕減される傾向がある。Cu 6% 及び Cu 12% に於ては 400°C に至つて始めて龜裂を發生するが、Cu 4% の場合に比し著しく少く且つ Cu の多い程度に一層少くなる。破断面は Cu 4% に於ては比較的粗であるが Cu 含有量の増すに従つて密となり、且つ熱處理されたものは更に緻密となる。而して何れの場合にも破断面に特殊の結晶が輝々として散在せるを見るが、Cu の量の増加と共に此の結晶の大小となり且つ其の數を減ずる様に思はれる。

顯微鏡組織は寫真 No.103 及び No.104 に示す如く Cu, Mn, Cr を含有するものは初晶が大きく發達し、基地は Al-Cu solid solution と $CuAl_2$ よりなり此の $CuAl_2$ は普通の場合の如く網狀をなさず恰も eutectic の如き状態で現れて居る。而して初晶 compound は Cu の増加と共に小となる傾向がある。

4. Cu(4,6,12)%+(Cr 0.5%+Fe 1%): 一著者は二



元系或は三元系に於て *Ni* と *Fe* が *Al* 又は *Al-Cu* 合金に及ぶ性質の比較的類似せるを知つたので、茲に四元系の最初に述べたる *Al-Cu-Ni-Cr* 合金の *Ni* の代りに *Fe* を用ひて其の影響を調べた。第 55 圖 A 及び B は此の結果を示すものである。A 圖を見るに鑄造状態に於ては *Cu* 含有量と共に抗張力は増加するが *Cu* 4% のものは標準合金よりも抗張力少く 300°C に於ては此の傾向著しくなり *Cu* 6% 含有のものさへ尚標準合金に劣る現象を呈して居る。併し 400°C に於ては再び良好となり本合金の *Cu* 12% 含有のものは 10 kg/mm² 以上を示して居る。而して熱処理をされたものは抗張力を増加し *Cu* 含有量と共に曲線は急激なる上昇を示すが *Cu* 4% のものは比較的熱処理による改善の効果少い。従つて硬度は *Cu* 4% の場合は鑄造状態及び熱処理状態に於て殆ど變化ないが *Cu* の量増加するに従つて後者の場合に硬度の増加多きを見る。B 圖は温度の上昇による之等各輕合金の抗張性質の變化を示すもので *Cu* 12% 含有のものが著しき耐熱性を有し 400°C に於ても約 12 kg/mm² の抗張力を示して居る。延伸率は A, B 兩圖より考へて *Cu* の量と共に減少し温度と共に増加するが 200°C 迄は増加の傾向殆どない。以上の結果を前述の *Al-Cu-Ni-Cr* 合金の第 52 圖と比較するに著しく曲線の相似性を有するを發見するのである。

破斷後の試験片の状況を觀察するに *Cu* 含有量少いものは表面に淺き皺を生ずるが *Cu* 12% のものは全く原状の儘にして、温度 200°C より *Cu* 含有量少きものは僅かの龜裂を破斷點附近の表面に生ずるが、一般には 300°C 及び 400°C に於て龜裂を見、高温の場合程著しい。破斷面

は結晶粒緻密にして鑄造状態のものは樹枝状を示すが、熱處理されたものは一様となり多少灰色味を増加する傾向が見られる。

顯微鏡組織は又 *Al-Cu-Ni-Cr* 合金の場合によく似て居り *Cr* 或は *Fe* を含有して居つても *Al-Cu-Ni-Fe* 合金又は *Al-Cu-Cr-Mn* 合金の如くに大はる棒狀の化合物現れず、鑄造状態及び熱處理後に於ても組織は比較的均一にして後者の場合には化合物の凝集して居るのが見られる寫眞 No. 105~108 は *Cu* 6% 及び *Cu* 12% 含有の場合を示すもので *Al-Cu* の固溶體を基地として *CuAl₂* *Al-Cu-Fe* compound 及び *Al-Cr* compound 等が現れて居る。即ち *Ni* と *Fe* は *Al-Cu* を含む三元系の場合と同様に *Al-Cu-Cr* を含む四元系の場合にも類似の性質を示すものと考へられる。

5. *Cu* (4,6,12)%+(*Mn* 1%+*Fe* 1%):—第 56 圖 A は *Cu* 含有量による抗張性質の變化を示すものである鑄造状態のものは大體前の *Al+Cu+Cr* 0.5%+*Mn* 1% 合金の場合と變りないが稍前者より良好なる結果を示し、熱處理状態のものは 200°C 迄は鑄造状態よりも抗張力は大となり *Cu* 12% の場合は稍減少の傾きがある。而して 300°C 及び 400°C に於ては熱處理せるものゝ抗張力は *Cr* 及び *Mn* を含有せる場合と同様に鑄造状態の場合よりも減少して居る。延伸率は *Cu* の含有量によつて減少するが (*Cr*+*Mn*) の場合に比して高温に於ける値が大となる。第 56 圖 B を見ると各種合金別に温度による抗張性質の變化がよく解る。要するに (*Cr*+*Mn*) の場合の如く 200°C 迄は熱處理の効果は多少認められるが 300°C 及び

400°C に於ては寧ろ鑄造状態の方が抗張力が大である傾きがある。而して之を標準合金に比較すると殆ど (Cr+Mn) の場合と同様の傾向が見られるが唯、此の場合には 500°C に於ける抗張力が前者の如くに大でない。

試験片の破断状況を見るに其の表面は 200°C 迄は原状の儘にして滑かであるが 300°C より龜裂を生じ、温度の上昇と共に増加するが Cu の増加と共に龜裂は少くなり、Cu 6% 及び 12% にては 400°C より龜裂を生じ 500°C にて稍甚しい。破断面は Cu 4% を含有せるものは稍緻密でなく其の中に針状結晶の如きものがあるが 400°C では斯くの如き結晶は消失し断面は緻密となる。熱処理せるものにては 200°C 迄僅少の針状結晶を見、破断面は鑄造状態のものよりは多少緻密の程度大で灰白色である。Cu 6% のものは Cu 4% のものよりは結晶粒細かく 300°C 迄針状結晶を現し、熱処理によつて此の種の結晶は減少し、鑄造状態のものは灰白色であるが熱処理せるものは灰色を呈して居る。Cu 12% を含有する合金は破断面緻密で 300°C 迄は僅少の針状結晶が出るが熱処理せるものは殆ど認められず断面灰色を帯びて居る。

顯微鏡組織は寫眞 No. 109 及び 110 の如く Al-Cu solid solution α の基地に FeAl₃, 或は Al-Cu-Fe ternary compound が針状をなさず不規則なる形状で點在し其の他は CuAl₂ 及び Al-Mn compound (Al₅Mn) が多く現れる。

6. Cu 12%+(Cr 0.5~0.75%+Si 8%):—此の場合には Cu は 4% 及び 6% を省略して Cu 12% を含む場合に就て Cr の量を 0.5% 及び 0.75% に變化し、又

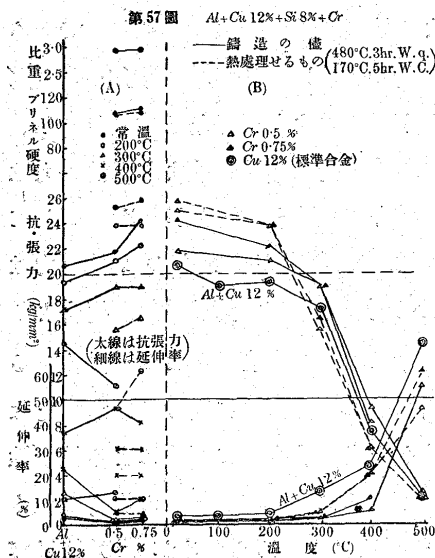
Al-Cu-Si 三元系の場合に於て Si 12% よりも Si 8% の方が良好なる成績を示したので Si 8% として實驗した。第 57 圖 A 及び B に見るが如く鑄造状態にては 200°C 迄は Cr 0.75% を含むものが抗張力が大で 300°C 及び 400°C では大差なく、之を熱処理せるものは Cr の含有量によりて變化なく 200°C 迄は何れも鑄造状態のものより抗張力は増加するが 300°C 以上に於ては却つて何れも鑄造状態よりも減少する。而して Cu 12% の標準合金と比較して 200°C 迄は Cr 及び Si の影響が良好であるが 300°C 以上に於ては鑄造状態のものは之より優れ熱処理せるものは寧ろ之に劣る現象を呈して居る。

試験片の破断状況を見るに、其の表面の状態は常温より 300°C 迄は原状を維持し 400°C に至りて著しく表面に龜裂を生じ 500°C にて一層甚しくなる。破断面は極めて緻密であつて灰色を帯び熱処理せるものは一層結晶粒は細かい。Cr 0.5% で鑄造状態のものは 200°C 及び 400°C に於て結晶面の slip を生ずるものがある。

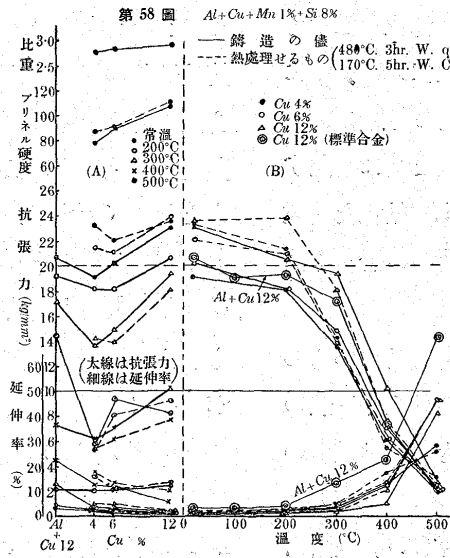
此の Al-Cu 12%-Cr-Si の顯微鏡組織は寫眞 No. 111 及び 112 に示す如く Al-Cu-Si solid solution α に CuAl₂, Al-Cr compound (Al₆Cr) 及び Si の eutectic よりなり尙 CuAl₂ は其の形小さく且つ網状を示さない。

7. Cu(4,6,12)%+(Mn 1%+Si 8%):—前項合金の Cr の代りに Mn 1% を配合し其の影響を調べた、第 58 圖 A の如く鑄造状態にては Cu 4% 及び 6% を含むものは標準合金よりも劣るが Cu 12% を含むものは標準合金より良好である。然るに之等の Al-Cu-Mn-Si 合金を熱処理すると常温並びに 200°C に於ける抗張力は増加

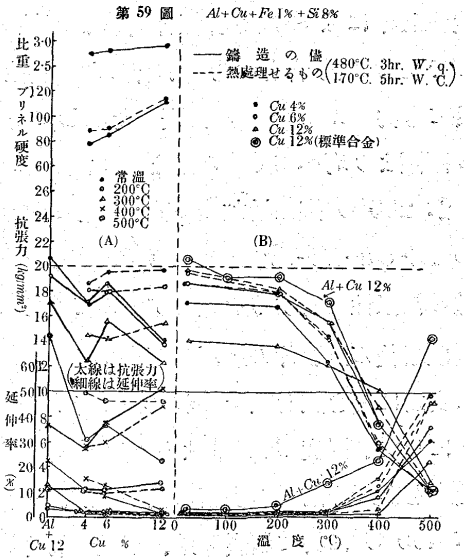
四元系合金の高温度試験



四元系合金の高温度試験



四元系合金の高温度試験



し、就中 Cu 4% を含むものは最も増加の傾向大で Cu 6% のもの之に次ぎ Cu 12% のものは熱処理による増加は比較的少い、然し最大抗張力は矢張り Cu 12% を含むものによつて占められてゐる。常温及 $200^{\circ}C$ に於ける抗張力が熱処理によつて上昇せるは勿論 Cu の影響である事は言ふ迄もないが、 Si の影響も亦大であると考へるべきである。而して之は $200^{\circ}C$ 附近迄は時効硬化の現れる爲と考へられ、又 $300^{\circ}C$ 及び $400^{\circ}C$ では熱処理されたものの方が抗張力の減ずるは、此の温度では時効硬化の減少と $CuAl_2$ の固溶體中に吸収される量の増加及び Si の量の大きな事によるものと推察される。第 58 圖 B は抗張性質と温度との關係を示すもので鑄造状態の Cu 12% 含有の合金が高温度に於て優秀なる結果を示して居る事が明かに分る。併し $500^{\circ}C$ に於ては殆ど標準合金の強さと變りない。延伸率は $300^{\circ}C$ 迄殆ど變化なくそれより $400^{\circ}C$ に向つて稍増加し $500^{\circ}C$ に於て更に増大するが尙標準合金の% に過ぎない。

試験片の破断状況を見るに常温より $300^{\circ}C$ 迄は原状と變りないが $400^{\circ}C$ に於て龜裂を生じ $500^{\circ}C$ では一層著しい。而して熱処理したるものは鑄造状態のものよりも稍龜裂が多くなる傾向がある。破断面は灰色を帯び鑄造状態のものは $400^{\circ}C$ に於て Cu の量の如何に拘らず結晶面の slip を生じて居る。然るに熱処理せるものは斯くの如き slip を生ぜず結晶粒も多少緻密になつて居る。尙破断面は Cu 4% では稍緻密の程度であるが Cu の量の増加するに従つて其の密度を増して居る。

顯微鏡組織は寫眞 No.113 及び 114 に示す如く $Al-Cu-Si$ の solid solution α に $CuAl_2$ 或は $CuAl_2$ や Al_6Mn 及び Si の eutectic よりなり Si の eutectic が大部分を占め小さき初晶 Si の點在するを見る。

8. $Cu(4,6,12)\%+(Fe\ 1\%+Si\ 8\%)$:— $Al-Cu-Fe-Si$ 系に關する状態圖は Gwyer 其他の人々²⁾によつて研究されたが未だ機械的性質の實驗報告を見ない。本實驗に於ては Cu を 4, 6 及び 12% とし之に $(Fe\ 1\%+Si\ 8\%)$ の影響を見た。第 59 圖 A 及び B は此の結果である。鑄造状態に於ては常温及び $200^{\circ}C$ の場合は Cu 6% の場合が最も抗張力大にして Cu 4% 之に次ぎ Cu 12% は最も低い。而して $300^{\circ}C$ に於ては Cu 6% が最大となり Cu

4% 及び Cu 12% は殆ど同等の抗張力を示すが $400^{\circ}C$ に於ては Cu の含有量によつて抗張力は増大し Cu 12% を含むものが最大である。然し乍ら此の系に屬するものは一般に鑄造状態にては抗張力弱く標準の $Al-Cu$ 12% 合金よりも劣り唯 Cu 12% を含むものが $400^{\circ}C$ 以上に於て之に優れて居るのみである。又之等の合金を熱処理すると改善されるものもあるが大なる効果を與へず矢張り標準合金よりも概して劣つて居る。

Budgen³⁾ は $Al-Cu-Si$ 合金に於て Fe が合金に及ぶ影響の良否は合金が熱処理されるか否かによるもので、合金が熱処理される時には Fe が其の機械的性質に害を及ぶから、此の害を相殺する爲には Fe の含有量と等量か或は稍過量の Si の存在を必要とすると述べて居る。其の理由とする所は Si が少い時には Fe の針狀結晶が現れ結晶間の破壊を助長し最大抗張力を得る妨げとなるが Si が過量に存する時は $Al-Fe-Si$ 化合物が Skeletal Chinese Script として現れ性質が良好になり、此の際 Si の餘分は Al 中に固溶體として吸収され ductility を減ずる事なく強度を増すと言ふにある。然し此の事は Si 或は Fe が何れも 1% 或はそれ以下の場合で、本實驗の如く Si 8% も存在したる場合には Budgen の説の如くならずして $200^{\circ}C$ 迄は熱処理されたものが比較的結果良好であるが而も標準合金よりは悪い成績を示して居る。斯くの如く單に $Al-Cu-Fe-Si$ の配合に關する限りシルミンの如く Si 量の多い場合には Fe が悪影響を及ぼすものに非るかと考へられる。

試験片の破断状況を見るに其の表面は Cu 4% 及び Cu 6% を含有するものは、常温より $300^{\circ}C$ 迄は概して原状の儘で $400^{\circ}C$ で僅かに龜裂を生じ $500^{\circ}C$ で稍増加する Cu 12% に於ては龜裂は減少し $400^{\circ}C$ 迄は殆ど變化なく $500^{\circ}C$ に於て稍龜裂を生ず。破断面の状況は緻密なる組織の中に鉛色に輝ける異種の結晶が散在し Cu の含有量の増加と共に之が多くなる。然し温度が上昇すると此の結晶は減少し $500^{\circ}C$ に於ては全く認められず断面灰色を呈す。

顯微鏡組織は寫眞 No.115 及び 116 に示す如く solid solution α に $CuAl_2$, Si 及び complex Fe constituent よりなる eutectic が見られる。尙 $CuAl_2$ は其の形小さく網狀を示して居ない。

以上 Mg を含まざる四元系 Al 合金の試験結果を見るに

²⁾ Gwyer, Phillips and Mann: J. Inst. of Metals. 40 (1928) 297.

³⁾ N.F. Budgen: Heat-treat. and Anneal. of Al. and its Alloys.

(Ni 1%+Cr 0.5%)と(Cr 0.5%+Fe 1%)は頗る相似たる傾向を示し、標準合金(Al+Cu 12%)よりも良好なる成績を與へ且つ Cu 12%含有のものは常温にて熱処理の場合 32 kg/mm², 400°C には鑄造並びに熱処理の兩場合共 10 kg/mm² 以上を保持して居る。次で(Ni 1.5%+Fe 2%), (Cr 0.75%+Mn 1%)及び(Mn 1%+Fe 1%)等の場合は亦大體相似たる傾向を示し、何れも熱処理の効果僅かにして殆ど標準合金に劣るが唯 Cu 12%含有のものが 300°C 以上に於て鑄造或は熱処理状態に於て標準合金に優つて居る事は共通せる特徴である。又(Cr 0.5%+Si 8%), (Mn 1%+Si 8%)及び(Fe 1%+Si 8%)の中で、前二者は抗張性質の曲線の傾向互に相似性を有し、何れも熱処理せる場合は 200°C迄抗張力は高いが 300°Cよりは却つて鑄造状態の場合より劣り Cu 12%含有の鑄造状態のものが 300°C及び 400°Cに於て良好なる結果を示して居る。最後に(Fe 1%+Si 8%)は最も悪く鑄造、熱処理の兩場合共に殆ど標準合金に劣つて居るが唯 Cu 12%

含有の鑄造状態のものが常温より 300°C迄最も劣等なる抗張力を示すに拘らず 400°Cに於ては最も優越し 10 kg/mm²を保持せる事は注意すべき點である。

II. Mg を含む場合

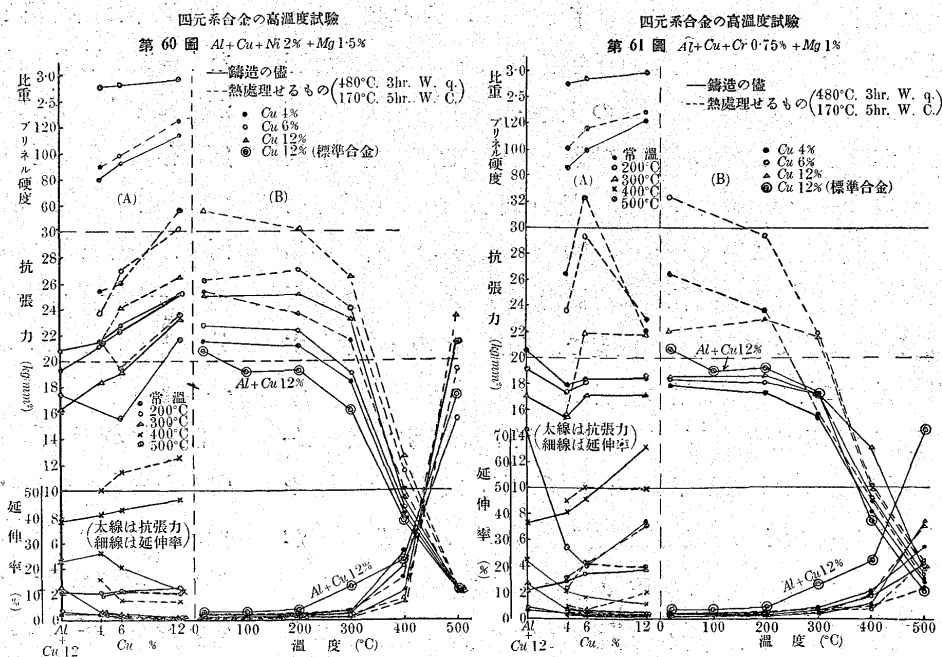
1. Cu (4,6,12)%+(Ni 2%+Mg 1.5%):—これは所謂 Y 系合金に屬するものである。Y 合金の成分の中で Cu の含有量を三通りに變へて見た。第 60 圖 A 及び B は此の結果を示すもので鑄造状態に於ても抗張力は強く總て標準の Al-Cu 12%合金を凌ぎ Cu 含有量と共に抗張力は殆ど直線的に増加し、又熱処理せるものは常に鑄造状態よりも抗張力大にして著しく改善された事を示して居る。温度の上昇と各合金の抗張力の關係を見るに 300°C迄は一般に抗張力の降下少く、それ以上の温度では急激なる降下を示す。而して熱処理を施すと Cu 12%のものは常温に於て 30 kg/mm²以上を示し、其の他のものも 25 kg/mm²以上にして 300°Cに於ても 21~27 kg/mm²の間において 400°Cにて 10 kg/mm²以上を示して居る。延伸率は勿論 Cu の含有量と共に減じ且つ

熱処理したものは鑄造状態のものよりも少くなる傾きはあるが 500°Cに於ては判然と區別がつかない。

試験片の破断後の状況を見るに常温より 300°C迄は表面全く原状の儘にして 400°Cにて断面收縮の生ずると共に其の部分の表面に龜裂を生じ 500°Cにては圓錐形狀に伸びるが小さき龜裂を見る。破断面の状況は結晶緻密にして熱処理されたものは其の密度を稍増加し而して Cu の増加により一層其の密度を増加する傾向がある。

顯微鏡組織は寫真 No.117 及び 118 に示す如く Mg を含有しない場合に比べて趣きが異つて居る。Cu, Ni, Mg, を含有する Y 系合金は Al-Cu-Mg の solid solution α の基地に CuAl₂ 又は Al-Cu-Ni の ternary compound が結晶粒の境界に現れ Cu の増加に従つて此の網狀は太つて来る。

2. Cu(4,6,12)%+(Cr 0.75%+Mg 1%):—此の配合に屬する合金は從來報告されたものを見ないのである。本實驗に於ては Cu の含有量を 4, 6, 12%に變化し



て其の影響を調べた。第 61 圖 A 及び B は其の結果である。A 圖を見るに鑄造状態では常温及び 200°Cに於ける抗張力は寧ろ標準合金よりも劣り且つ Cu の量による影響は殆ど現れないが 300°Cに於ては Cu 6%及び 12%は殆ど標準合金に匹敵し 400°Cに於ては標準合金よりも抗張力は大き Cu の含有量に従つて直線的に増加し Cu 12%含有のものは抗張力 12 kg/mm²以上を示せるは注意すべき點である。之を熱処理すると著しく抗張力は増加し Cu 6%

Al-Cu-Mn 1%-Si 8% 合金		Al-Cu-Fe 1%-Si 8% 合金		Al-Cu-Ni 2%-Mg 1.5% 合金		Al-Cu-Cr 0.75%-Mg 1% 合金			Al-Cu-Mn 1%-Mg 1% 合金		Al-Cu 10%-Fe 1.25%-Mg 0.25% 合金		Al-Cu-Si 8%-Mg 1% 合金	
鑄造の儘		鑄造の儘		鑄造の儘		鑄造の儘			鑄造の儘		鑄造の儘		鑄造の儘	
No. 113	No. 115	No. 117	No. 119	No. 121	No. 123	No. 125	No. 127	No. 129	No. 125	No. 127	No. 129	No. 125	No. 127	No. 129
熱処理せるもの		熱処理せるもの		熱処理せるもの			熱処理せるもの		熱処理せるもの		熱処理せるもの		熱処理せるもの	
No. 114	No. 116	No. 118	No. 120	No. 122	No. 124	No. 126	No. 128	No. 130	No. 126	No. 128	No. 130	No. 126	No. 128	No. 130
腐蝕剤ピクリン酸曹達						腐蝕剤 HF			腐蝕剤ピクリン酸曹達					

(×100 のもの 1/2 に縮寫)

を含有するものが最も良結果を表し、常温に於ては 32 kg/mm² に達し 300°C に於ても尙 22 kg/mm² を示すが、B 圖に於て明かなる如く 400°C に於ては約 10 kg/mm² に低下し、鑄造状態の Cu 12% 含有のものに劣つて居る。而して 500°C に於て標準合金は抗張力 2 kg/mm² に減少するが、此等の合金には 4 kg/mm² 以上を示せるものもあり之等の諸點は Y 合金と異なる點である。延伸率は常温にて極めて少く且つ 300°C 迄は殆ど變化ない事は Y 系合金の場合と同様であるが Y 系合金が 500°C に於て著しく延伸率の増加せるに反し此の系合金のそれは 500°C に於ても 30~35% に過ぎない。

破断後の試験片の状況を見るに Cu 4% 及び 6% に於ては常温より 200°C 迄は表面原状の儘であるが 300°C に於て微細なる龜裂を生じ、又 Cu 12% 含有のものは 400°C に於て同様に微細なる龜裂を生じ温度の上昇と共に龜裂を増加する。熱処理を施したものは稍龜裂減少の傾向がある。破断面は Cu 4% にて稍緻密の程度であるが、Cu の量の増加と共に益々結晶粒は細くなり熱処理によつて更に助長される。破断面には微細なる針状結晶が點在して輝けるのが認められ断面は灰白色であるが温度上昇と共に灰色となる。

顯微鏡組織は寫眞 No. 119~124 に示す如く鑄造状態のものに於ては Al-Cu-Mg の solid solution の基地に CuAl₂ が網状をなし Al-Cr の compound が散在し此の化合物も Cu の量が増加するにつれて小さくなる傾きがある。而して CuAl₂ は Cu の含有量が少ない間は細いが其の量増加するに従ひ其の幅を増し Cu 12% で丸味を帯びて居る。

3. Cu(4,6,12)%+(Mn 1%+Mg 1%):—此の場合には Duralumin 系に屬する合金である。唯、普通の Duralumin は Mn 及び Mg が之等の 1/2 に相當する第 62 圖 A 及び B は此の結果である。鑄造状態に於ては Cu の

含有量に應じて抗張力は増加し特に Cu 6% に於て著しく増加するが、熱処理せる状態に於ては之と反對に Cu の含有量の少いものが抗張力大で Cu 含有量の多いもの程小になり、従つて Cu 4% では鑄造状態のものと熱処理せるものとは抗張力の差極めて大で常温に於ては 10 kg/mm² 以上の差に達するが Cu 12% を含むものは 2 kg/mm² 以下の差に過ぎない。此の現象は 300°C の場合迄認められるが 400°C に於ては再び鑄造状態に於ける傾向を呈し Cu 含有量少いもの程抗張力の小なるを示し且つ熱処理されたものも鑄造状態のものも餘り大なる差異を示さない。而して 300°C に於て抗張力が Y 合金の場合の如く改善され居るは注意すべき事である。併し 500°C に於ては Y 合金の場合と異り Cu 12% の標準合金よりも總て抗張力の増加を示して居るのは Mn の効果であると考えられる。要するに (Mn+Mg) の添加は 300°C 迄の抗張力を著しく増加し 500°C に於ける抗張力に好影響を及す。延伸率は前の場合と同様に 500°C に於ても約 30% を出ない。

破断後の試験片の状況を見るに常温より 300°C 迄は一般に表面は原状を呈し滑かにして何等皺を生ぜず 400°C に至りて前同様に龜裂を生じ 500°C にて一層甚しくなる。熱処理されたものは断面の結晶粒が稍改善されるが表面龜裂には變化を來さない様に考へられ、破断面の色は灰白色にして Cu の含有量に拘らず差異を認めない。

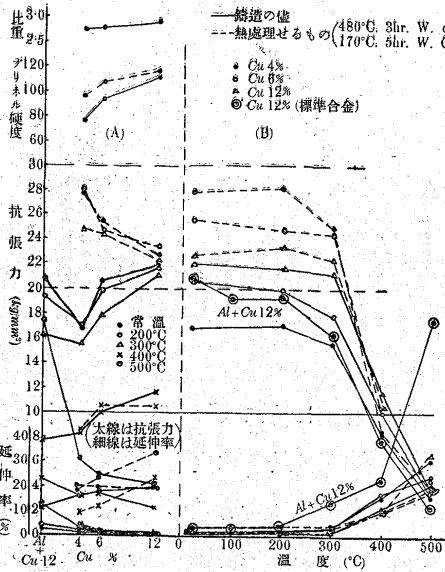
常温に於ける硬度は Cu の含有量と共に増加し、熱処理されたものは更に硬度は増加して居るが Cu の多いものは増加の傾向が少い。

比重は Cu 12% を含有するとも 3 以下である。

Cu-Mn-Mg を含む所謂 Duralumin 系の合金の顯微鏡組織は Al-Cu-Mg の solid solution に CuAl₂, Al-Mn compound が現れて居り Cu の増加と共に其の面積を増加し α の基地が次第に少くなる。寫眞 No. 125 及び 126 は Cu 4% の場合を示すものである。

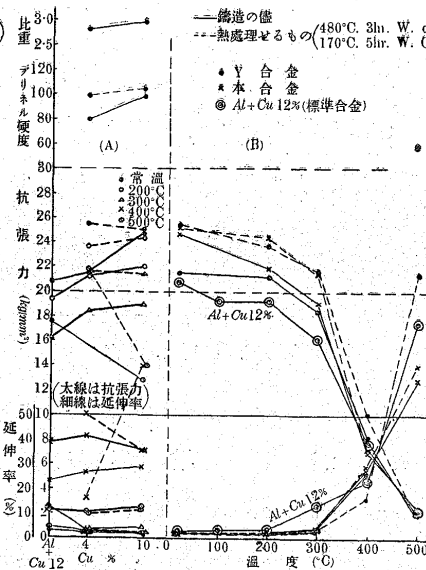
四元系合金の高温度試験

第 62 圖 Al+Cu+Mg 1%+Mg 1%



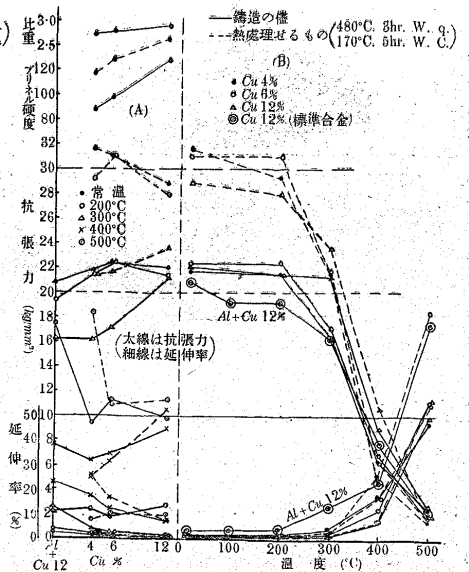
四元系合金の高温度試験

第 63 圖 Al+Cu 10%+Fe 1.25%+Mg 0.25%



四元系合金の高温度試験

第 64 圖 Al+Cu+Si 8%+Mg 1%



4. $Cu\ 10\% + Fe\ 1.25\% + Mg\ 0.25\%$:—此の合金は S. Daniels 氏⁴⁾ がピストン用合金として推奨せるもので彼は此の合金と Y 合金とを各種の温度で焼鈍したる後常温に於て抗張力の比較試験を行ひ、Y 合金は $315^{\circ}C$ で加熱された後最も弱くなるが此の配合によるものは $370^{\circ}C$ で加熱されて最も弱くなると報告して居るもので、即ち再加熱後の影響を調べたものである。著者は之を高温度に於て此の両者が如何に耐熱的であるかを比較する爲に特に此の配合を作つて実験を行つたのである。第 63 圖 A 及び B は此の結果である。之を $Cu\ 4\%$ を含有する正規の Y 合金と比較すると鑄造状態に於ては Y 合金よりも抗張力は温度 $300^{\circ}C$ 迄は大で Y 合金は丁度 $Cu\ 12\%$ 合金と此の Daniels 氏の合金との中間に位するが $400^{\circ}C$ では Y 合金が $Cu\ 12\%$ 合金より稍抗張力の大きなるを示すに反し Daniels 氏の合金は寧ろ之よりも劣つて居る。而して熱処理せる場合に於ては Daniels 氏の合金も Y 合金も $300^{\circ}C$ 迄は殆ど差異を認めないが $400^{\circ}C$ に於て Daniels 氏合金は全く鑄造状態の場合と變りなきに反し Y 合金は $10\ kg/mm^2$ の抗張力を示し前者よりも耐熱性の大きなる事を示して居る。延伸率は Daniels 氏合金も Y 合金も Mg を含有せる故に $300^{\circ}C$ 迄同様に殆ど變りないが $400^{\circ}C$ に於ては Mg の含有量多き Y 合金が延伸率少く $500^{\circ}C$ に於ては Cu 含有量の少い Y 合金の方が延伸率は大きである即ち高温度に於ては Daniels 氏の合金は Y 合金に比して遜色ある事になる。

試験片の破断後の状況を見るに常温より $300^{\circ}C$ 迄は殆ど原状の儘にして $400^{\circ}C$ 及び $500^{\circ}C$ にて急に龜裂を生じ、熱処理されたものは稍龜裂少く $500^{\circ}C$ に於て表面皺を生じて居る。破断面は結晶粒緻密にして灰白色を呈し高温度になるに従ひ灰色味を増し、熱処理されたものは鑄造状態のものに比して結晶粒は更に改良されて居る。

顯微鏡組織は寫眞 No. 127 及び 128 に示す如く $Al-Cu-Mg$ solid solution の基地に $CuAl_2$ と $Al-Cu-Fe$ の ternary compound が現れ熱処理によつて組織は等齊になつて居る。

5. $Cu(4,6,12)\% + (Si\ 8\% + Mg\ 1\%)$:— $Al-Cu-Si-Mg$ の四元系合金に就ては最近既に外國の文獻⁵⁾ に示されて居るが、これは $Cu\ 4\%$, $Si\ 10\%$, $Mg\ 0.2\%$ のもので Na を以て處理して用ひられるとのみ述べられて居り何等此の合金の性質には觸れて居ない。我國では高橋教授⁶⁾ が鑄造用輕合金の研究に於て Cu , Si 及び Mg が Al 輕合金に必要な添加元素として結論したもので、同氏によれば $Cu\ 4\%$, $Si\ 8\sim 10\%$, $Mg\ 0.5\sim 1.5\%$ 附近が最大抗張力を示して居る様である。著者は曩に $Al-Cu-Si$ 合金の実験に於て Cu の少量なる間は Si が多量なる程抗張力は大きなるが Cu の含有量増加すると $Si\ 12\%$ よりも $Si\ 8\%$ の方が大きなる抗張力を示す事を知つたので $Si\ 8\%$ に一定し Cu の含有量を變化して之に $Mg\ 1\%$ を加へて実験を行つた。第 64 圖 A 及び B は此の結果である。A

4) S. Daniels: Trans. Amer. Inst. Min. and met. Eng. (1926) 479

5) N. F. Budgen: Heat-treat and Anneal. of Al. and its Alloys. 235.

6) 高橋清: 金屬の研究 第 6 卷 (昭和 5 年) 237

圖を見るに鑄造状態では常温の場合 Cu の含有量による抗張力の差少く Cu 6% に於て僅に最大を示し $200^{\circ}C$ 曲線に於ても同様の傾向を示すが $300^{\circ}C$ に於ては Cu の含有量に應じて抗張力は著しく上昇し Cu 12% 含有のものは殆ど常温の抗張力と大差を認めない。 $400^{\circ}C$ に於ても矢張り Cu の含有量大なるもの程抗張力は増加して居るが、前者の如く著しからずして Cu 12% のものでも 10 kg/mm^2 以下に落ち標準合金に比して大差を示して居ない状態である。然るに熱処理を施すと Cu 含有量の少き Cu 4% の場合が常温に於て抗張力最も大となり Cu の量多きものは寧ろ低下を示して居る。此の傾向は $200^{\circ}C$ に於ても見られるが $300^{\circ}C$ になると Cu 含有量大なるもの程抗張力は増加して曲線の方向は反對となる。而して $300^{\circ}C$ 迄は熱処理せるものは鑄造状態のものに比して抗張力の増加極めて著しい。B圖の温度と抗張力の關係曲線を見ると恰も Y 系合金の場合に類する形狀を呈する様であるが Y 系合金に於ては Cu 含有量に應じ抗張力の増加せるに反し、此の合金に於ては Cu 含有量に依る影響は左程大ならずして Si 並びに Mg による影響が大で、従つて Cu 含有量を異にする曲線は鑄造状態の場合と熱処理せる場合とによつて群をなして離れて居る。而して熱処理せる場合は $200^{\circ}C$ 迄は抗張力の減少極めて小にして $300^{\circ}C$ に於ては比較的其の減少著しく、それより $400^{\circ}C$ に向つて殆ど急轉直下的に抗張力の降下を示す。 $400^{\circ}C$ にては Cu 4% 及び Cu 6% のものは熱処理せるものが鑄造状態より悪く之に反して Cu 12% を含むものは熱処理せるものの方が抗張力大で 10 kg/mm^2 以上を示して居る。併し、何れにしても此の配合のものは $300^{\circ}C$ 迄の抗張力は熱処理によつて著しく改善されるが $400^{\circ}C$ に於て Cu 12% 含有のものを除き全部標準合金よりも低下し $500^{\circ}C$ にても亦同様に悪い。延伸率は鑄造状態或は熱処理状態の何れに於ても $300^{\circ}C$ 迄は極めて少く殆ど變化を認めないが $400^{\circ}C$ では Cu 含有量の少いもの程多少増大し $500^{\circ}C$ に於ては大體 50~60% の延伸率を示す。但し此の場合 Cr , Mn を含むものよりはる大で Ni を含む Y 合金よりも小である。

試験片の破断後の状況を見るに常温より $300^{\circ}C$ 迄は原状を呈し $400^{\circ}C$ 及び $500^{\circ}C$ に於て龜裂を生じ、破断面は常温に於ては灰色に稍黒味を帯びて居るが温度の上昇と共に稍白味を帯び來り $500^{\circ}C$ にては再び灰黒色を呈して居る。 Cu の含有量の増加に従ひ結晶粒が稍細くなる傾

きがあるが、熱処理による影響は殆ど破断面には現れて來ない。

顯微鏡組織は $Al-Cu-Si-Mg$ の solid solution α の基地に $CuAl_2$, Mg_2Si 及び Si 等よりなる eutectic からなつて居る。寫真 No.129 及び 130 は Cu 6% の場合を示す。

以上 Mg を含有せる各種合金の高温度抗張試験の結果を通覽するに Mg を含まざるものに比べて一つの特異性を發見する、此の特異性なるものは既に $Al-Cu-Mg$ の三元系の場合に見られたのであるが、尙此の四元系の場合にても現れるもので、即ち $300^{\circ}C$ 迄の抗張力を著しく増加する事で、これは熱処理によつて一層有効にされるのである。而して勿論之には他の元素が共存して一層其の効果を助長するものであらうが、主なる原因としては Cu 及び Si は $200^{\circ}C$ 迄の抗張力を増加するもので Mg の添加により $300^{\circ}C$ 抗張力が特に増大されるものである事は想像出来るのである。

尙之等四元系の實驗に於て Mg を含まざる場合及び Mg を含む場合を通じて注意すべきは $Al-Cu$ に ($Cr+Mn$)、($Mn+Fe$) が加へられたる時或は $Al-Cu$ に ($Mn+Mg$) ($Cr+Mg$) が加へられたる場合に限り Mn , Cr が $500^{\circ}C$ に於ける耐熱的效果を現し同時に延伸率を減少する事である。

III. 總 括

1. $Al-Cu$ を基礎とし三元系輕合金の研究結果を參考として之に夫々 2 種の元素を添加し、而して Cu の含有量は常に 4, 6, 12% の三通りに變化し、鑄造状態及び熱処理状態に於ける兩場合の高温度試験を施行し、之等添加元素の組合せは Mg を含む場合と然らざる場合と二通りに別けた。

2. (Ni 1% + Cr 0.5%), (Ni 1.5% + Fe 2%), (Cr 0.75% + Mn 1%), (Cr 0.5% + Fe 1%), (Mn 1% + Fe 1%), (Cr 0.5% + Si 8%), (Mn 1% + Si 8%), (Fe 1% + Si 8%) 等の Mg を含有せざる場合に就て實驗を行ひたるに、上記の中で ($Ni+Cr$) 及び ($Cr+Fe$) の場合は抗張性質を表す各曲線の傾向殆ど類似せる現象を示し、顯微鏡組織も化合物は異なるが出現状況が相似性を示し、熱処理の場合には何れも良好なる結果を與へた。而して ($Ni+Fe$) ($Cr+Mn$)、及び ($Mn+Fe$) の 3 者も亦抗張性質を表す各曲線が相似性を示し、前二者は顯微鏡組織にも大なる棒状

化合物を有し後者は多少越きを異にするが何れも良好なる成績を示さない。唯 400°C に於て Cu 12% 含有のものが耐熱性を有する事は共通性である。(Cr+Si)、(Mn+Si) の二者も亦相似性の曲線を示し、常温より 200°C 迄は熱処理の効果を表したが 300°C より以上は却つて鑄造状態のものに劣り、又 (Si+Fe) は鑄造状態及び熱処理状態に於て何れも標準合金に劣る結果を示したが、唯、之等三者共に Cu 12% 含有の鑄造状態のものが 400°C に於て比較的的良好なる耐熱性を示した。

3. (Ni 2%+Mg 1.5%), (Cr 0.75%+Mg 1%), (Mn 1%+Mg 1%), (Fe 1.25%+Mg 0.25%), (Si 8%+Mg 1%) の Mg を含有する場合には何れも良好なる影響を及し、殊に熱処理によつて全部改善せられ常温より 300°C 迄の抗張力の増加著しく 400°C にては (Ni+Mg) は熱処理の効果大であるが (Cr+Mg), (Mn+Mg), (Fe+Mg), (Si+Mg) 等は其の影響が少く、而して此の Mg 含有の四元系に於ては常温より 300°C 迄の抗張力の増加は必ずしも Cu の含有量と並行せずして、此温度の範圍に於ける最大抗張力を得るには Cu 含有量の最大點が各合金によつて異なるが 400°C に於ては一般に Cu 12% 含有のものが最大を示して居る。

4. Mg を含有するもの及び然らざる四元系を通じて Mn 或は Cr を含有するものは 500°C に於ける抗張力の増加が比較的明瞭に現れる。

第 VIII 章 多元系合金の高温度試験

前章に於ける研究結果より更に進んで五元系或は多元系の研究を行ひ、熱処理は 480°C 或は 520°C で焼入し 170°C で焼戻を行つた。

I Cu(4,6,12)%+Ni 2%+Si 8%+Mg 1.5%:—これは Y 系合金と Al-Cu-Si-Mg 合金を組合せたもので四元系合金の研究に於て此の兩者は何れも常温より 300°C 迄の抗張力は大で、後者は 400°C に於ける抗張力が比較的低下して居つたので、此の兩者の長所を助長せしめ又後者の缺點を相殺せしめんとしたのであるが、其の結果は第 65 圖 A 及び B に示す如く鑄造状態に於ける抗張力の傾向は、四元系 Al-Cu-Si 8%-Mg 1% の場合によく似たる傾向を示し、稍之よりは抗張力の増加を見、而して Cu 6% の場合常温及び 200°C にて同様に抗張力の最大を示して居る。熱処理したる場合は抗張力は増加するが四元

系に比して殆ど變らず唯 400°C に於ける抗張力が少しは改善されて居り、全體として恰も Y 系合金と Al-Cu-Si-Mg 合金の中間性を示して居る。斯くの如く抗張性質には餘り好影響を見ないが硬度の増加は著しく、熱処理されると Cu 4% 含有のものはブリネル 120 に達し Cu 12% 含有せるものは 150 以上に昇つて居る。然るに 400°C に於ける抗張力の 10 kl/mm^2 以上を示さないのは矢張り Si の量の影響かと考へられる。

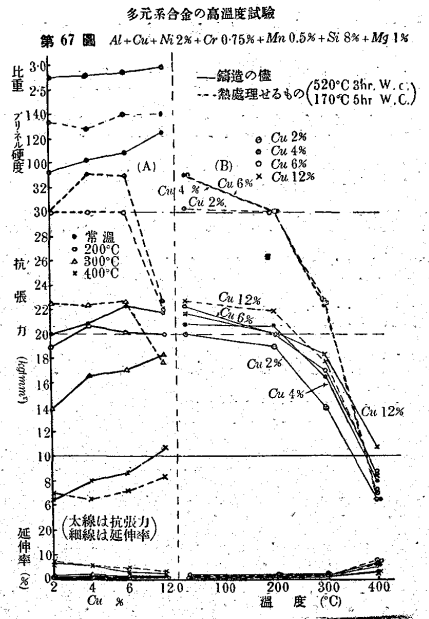
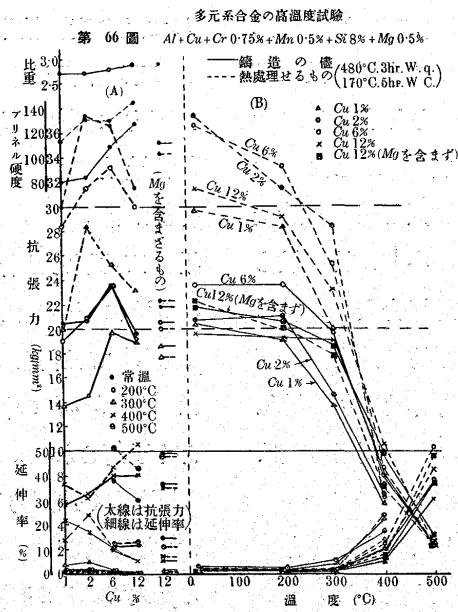
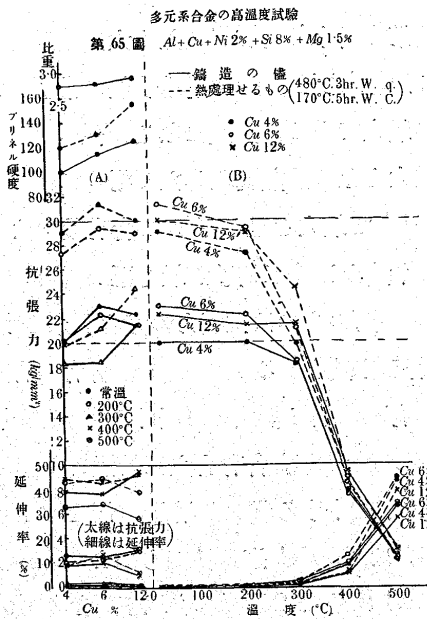
試験片の破断後の状況を見るに上述の如く硬度高きを以て表面の變形なく常温より 300°C 迄は全く原状を保ち滑かであるが、概して此の配合のものはピンホールが相當に多い。400°C に於て僅かに微細なる龜裂を生じ 500°C に至れば著しくなる。破断面は薄鼠色を呈し結晶粒緻密にして 300°C 迄は殆ど平面に近いが 400°C より凹凸を生じ一層緻密なる破面を呈し、熱処理したるものも破断面に變化を生じない。

顯微鏡組織は Al-Cu-Si の固溶體 α の基地に $CuAl_2$, Al-Cu-Ni ternary compound が現れ、之に Si が eutectic となりて廣がり尙、倍率を擴大すれば Mg_2Si の化合物が見えるものがある。寫眞 No.131 及び 132 は Cu 6% の場合を示す。

II. Cu(1~12)%+Cr 0.75%+Mn 0.5%+Si 8%+Mg 0.5%:—本實驗は Cu-Cr-Mg, Cu-Mn-Mg, Cu-Si-Mg 等の各系合金の配合を組合せたものである。二元、三元或は四元に於て適當と思はるゝ各添加元素の量も多元系に進むにつれて其の量を變更する必要があるかも知れないので、次表の如く此の實驗では Cu の含有量を 1~12% の廣範圍に互つて變化して其の影響を調べる事にした。尙特に Mg を含まざる場合とも比較した。

Cu%	Cr%	Mn%	Si%	Mg%
1	0.75	0.5	8	0.5
2	"	"	"	"
6	"	"	"	"
12	"	"	"	"
12	"	"	"	—

第 66 圖 A 及び B に見るが如く鑄造状態に於ける結果は Cu 12% で Mg を含有するものも然らざる場合も餘り抗張力に大差なく寧ろ Mg を含まざるものゝ方が抗張力は大である。而して Cu 1% と Cu 2% のものも Cu 12% 含有の合金に比して常温及び 200°C に於ては殆ど變りなく 300°C 以上、於ては之等 Cu 含有量の少きものは抗張力の降下著しく 400°C に於ても最低を示して居る。Cu 6% 含有のものは最も抗張力大で 300°C 迄は最高位を占



めるが 400°C に於ては Cu 12% 含有の合金に稍劣つて居る。然るに之等の合金を熱処理する時は Mg を含有せざるものは鑄造状態よりも寧ろ劣れる成績を示すが Mg を含有するものは總て良好なる結果を示し常温より 300°C に

断面収縮率の増加と共に龜裂は多くなり Cu 含有量の多いものに微細なるピンホールが現れて来る。破断面は結晶粒稍緻密の程度にして熱処理によつて僅かに改善される傾きがある。

至る迄抗張力は著しく改善せられ Cu 1% 含有のものとも雖も常温に於て約 29 kg/mm² の値を、又 Cu 2% のものは常温にて 37 kg/mm² を示し 300°C に於ても

	Al-Cu-Ni 2%-Si 8% Mg 1.5% 合金				Al-Cu-Cr 0.75 -Mn 0.5 -Si 8 -Mg 0.5% 合金				Al-Cu-Ni 2 -Cr 0.75 -Mn 0.5 -Si 8 Mg 1% 合金		
	鑄造の儘		鑄造の儘 (Mg を含まず)		鑄造の儘		熱処理せるもの		熱処理せるもの		
鑄造の儘	No. 131	No. 133	No. 135	No. 137	No. 139	No. 141	No. 143				
熱処理せるもの	No. 132	No. 134	No. 136	No. 138	No. 140	No. 142	No. 144				
	腐蝕剤 HF	腐蝕剤 HF	腐蝕剤 HF	腐蝕剤 HF	腐蝕剤 HF	腐蝕剤 HF	腐蝕剤 HF				

28 kg/mm² を保持し此の温度にては第一位を占めて居る。Cu 6% は稍之に劣るが殆ど大差なく 400°C に於ては矢張り Cu 含有量の多いもの程抗張力が大である。本実験に於ても Cu 12% で Mg を含有せる合金のみが 400°C で 10 kg/mm² 以上を示し、其の他は全部 10 kg/mm² 以下に降下して居るが或は Si 量の多きに非るかと思へられる。延伸率は極めて少く常温より 200°C 迄は殆ど變化なく 300°C に於て Cu 含有量の少ないものが僅かに増加し其他は 400°C に至つて稍増加を見る。硬度は Cu 含有量と共に増大し熱処理によつて更に増加しブリネル 110~145 を示して居る。

破断後の試験片の表面は Cu 含有量の少い間は 300°C に於て微龜裂を生ずるが熱処理されたものは 300°C 迄は何等變化なく、其の他 Cu 含有量の多いものも 400°C に至れば僅かに微細なる龜裂を生じ 500°C に於て延伸率、

顯微鏡組織は寫眞 No.133~138 に示す如く Mn-compound が星状に發達し Cu 含有量と共に大になり、殊に Mg を含まざる場合は一層著しい傾向がある。其他 CuAl₂ Cr-compound, Si eutectic が存在し小なる初晶 Si も見られる事がある。

III. Cu(2~12)%+Ni 2%+Cr 0.75%+Mn 0.5%+Si 8%+Mg 1%:一前節に於て Cu の量は餘り低量にては抗張力の減少あるを知つたので、此の實驗では Cu 2,4,6, 12% とし前節の合金に Ni 2% を添加し Mg を 1% にした。第 67 圖 A 及び B は此の結果である。A 圖を見るに鑄造状態の常温に於ては Cu 2% より Cu 6% 迄抗張力は増加し Cu 12% に於ては却つて減少するが 300°C 及び 400°C にては Cu 含有量と共に抗張力は増加して居る。熱処理せる場合は鑄造状態の時よりも一般に抗張力は

増加し 32 kg/mm^2 以上に上るものもあるがこれは Cu 4% 及び Cu 6% の場合である。併し 200°C の曲線に於ては Cu 2%, 4%, 6% 何れも殆ど同一の抗張力を有し唯 Cu 12% が著しく低下して居るが 400°C に於ては矢張り Cu 含有量に應じて抗張力は上昇して居る。B 圖を見るに鑄造状態に於ける Cu 12% 含有のものが 400°C に於て最も優秀なるは注意すべきである。本合金は前節合金に Ni 2% を添加したものであるが寧ろ抗張力は總體的に減少した傾きがある。硬度は鑄造状態のものは Cu 含有量と共に増加するが、熱処理したる場合は Cu 含有量による硬度の差は餘り著しくなくブリネル 125~140 の範圍である。

破斷後の試験片の状況を見るに此の合金は Ni を含有するを以て、ピンホール比較的多く抗張力の比較的低いものも或は其の原因の一つを之に歸する事が出来る。而して Cu 2%, 4% 及び 6% 含有の合金は 300°C 迄は何等表面に變化ないが 400°C に於て僅かに微細なる龜裂を破斷點附近に生じ Cu 12% 含有のものは 400°C に於ても龜裂を生ぜず、一般に破斷面は鼠色を呈し 300°C 迄は平面に近い型であるが 400°C では然らざる様になり、破斷面の結晶粒は Cu の含有量の増加と共に益々緻密となる。

顯微鏡組織は寫眞 No.139~144 に示す如く頗る複雑となつて來るが α solid solution の基地に CuAl_2 , NiAl_3 , Cr -compound, Mn -compound 等が存在し、之に Si の eutectic が現れて居るのが分る。斯る多元系になると Cu の含有量が多くても最早網狀を呈しない様になる。而して Cr -compound は Cu の含有量の少い間は星狀に大きく出現するが Cu の量が 4% 以上になると急に小さくなり且つ比較的等齊に分布される傾向がある。而して熱処理により此の Cr -compound は凝集して成長する様に思はれる。

IV. $\text{Cu}(2\sim 12)\% + \text{Ni} 2\% + \text{Cr} + \text{Mn} 0.5\% + \text{Si} 2\% + \text{Mg} 1\%$: 一上記の各種合金は皆 $\text{Si} 8\%$ を含有せる爲か殆ど總て 400°C に於て抗張力 10 kg/mm^2 以下に降下した之が爲に 400°C に於ける Ni , Cr 或は Mn 等の耐熱的效果が $\text{Si} 8\%$ の存在の爲に相殺される様に想像されたので、本實驗に於ては Si を減じて 2% として其の結果を考察する事とした。此の配合を示せば次表の如くである。而

$\text{Cu}\%$	$\text{Ni}\%$	$\text{Cr}\%$	$\text{Mn}\%$	$\text{Si}\%$	$\text{Mg}\%$
2	2	0.75	0.5	2	1
4	"	0.4	"	"	"
6	"	0.4	"	"	"
12	"	0.4	"	"	"

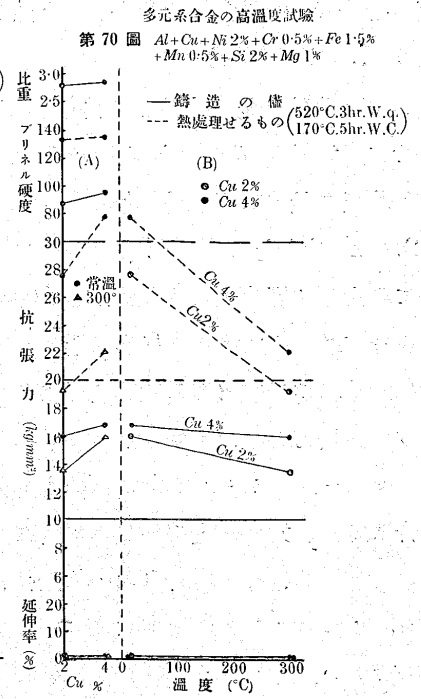
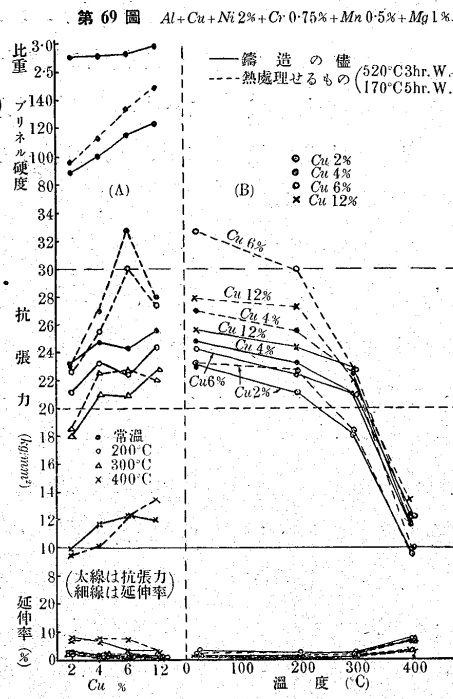
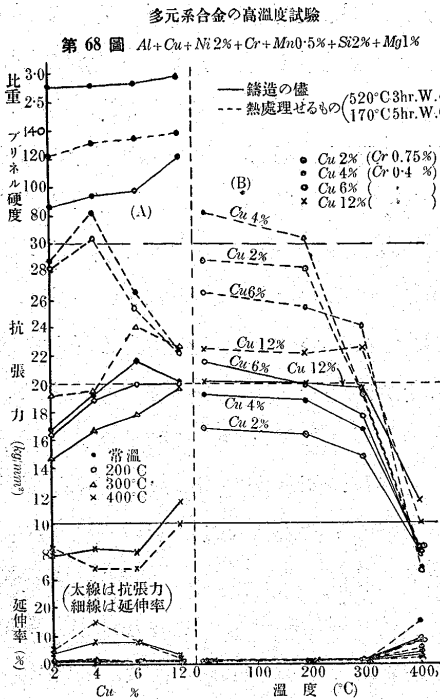
して此の實驗結果は第 68 圖 A 及び B の如く大なる改善を見る事が出来なかつた。A 圖を見るに鑄造状態の常溫では抗張力は Cu 6% が最大であるが高溫になるに従つて Cu 12% 含有の合金が最大となる。熱処理したる場合には Cu 4% が常溫及び 200°C で最大を呈し Cu の含有量之より増せば抗張力は著しく減少し Cu 12% が最も悪い。 200°C , 300°C に至つては Cu 12% のものは抗張力の減少を來さず、 400°C では何れも著しく減少するが Cu 12% 含有の合金は 10 kg/mm^2 の線に停つて居る。之を B 圖で見ると一層よく了解される。即ち Cu 12% 含有合金は常溫より 300°C 迄全く抗張力は降下せず寧ろ幾分か増加の傾きがある Cu 4% 及び Cu 2% は 200°C 迄は他のものよりも抗張力は大であるが 300°C に於て 20 kg/mm^2 以下となり 400°C に於ては 10 kg/mm^2 以下に落ちる。延伸率は僅少の爲に論ずるに足らないが何れも 400°C に於て Cu 含有量の少い程延伸率が稍大になるが Cu 12% 含有のものは殆ど變化はないと言つてよい。硬度は熱処理したる場合は 120~140 の範圍内に於て Cu 含有量に應じて増加して居る。

破斷後の試験片の状況を見るに延伸率極めて少い故に表面に變化少く、常溫より 300°C 迄は原狀を呈し、 400°C に於て僅かに微細なる龜裂を生ずるのみである。破斷面は本合金は $\text{Si} 2\%$ の含有であるから $\text{Si} 8\%$ の時と異り鼠色を呈せず灰色を帯び、結晶粒は Cu の増加と共に緻密となり Cu 2% の場合には特殊の結晶の輝けるを見るが、此のものは特に他の Cu 含有量の多いものに比して Cr の量が多い故に恐らく後述の顯微鏡試験の結果と照合して Cr -compound の結晶であらうと思はれる。 Cu の量の増加するにつれて結晶粒は一層緻密となる。

顯微鏡組織は前項合金の場合の如く Cu 2% の場合には Cr -compound が比較的大なる結晶をなして出現して居る。勿論此の場合には Cu 含有量の多い場合よりも Cr 量が多いのである。 Si が少いと CuAl_2 は網狀を呈して居る。 Cu 4% 以上は compound は小さく現れ、熱処理によつて多少凝集する傾きがある。寫眞 No.145~150 は此の合金の組織を示すものである。

V. $\text{Cu}(2,4,6)\% + \text{Ni} 2\% + \text{Cr} 0.75\% + \text{Mn} 0.5\% + \text{Mg} 1\%$: 一本合金は前合金の $\text{Si} 2\%$ を除きたるもので丁度四元系合金の Cu-Ni-Mg (Y 系) Cu-Cr-Mg 及び Cu-Mn-Mg (Duralumin 系) の三つの組合せと見るべきである。第 69 圖 A 及び B は此の結果を示すもので、鑄造

多元系合金の高温度試験



状態に於ても相当抗張力は強く Cu 含有量に従つて増加する傾向はあるが其の差は餘り著しくなく Cu 6% に於て比較的抗張力の降下を示して居るが 400°C に於ては Cu 含有量の如何に拘らず 10 kg/mm² 以上となつて居る。熱処理を施したる場合 Cu 2% の如き Cu 含有量の少いものは殆ど其の効果が認められないが Cu 含有量の増すに従つて抗張力の増加著しく Cu 6% に於て最大を示し 32 kg/mm² 以上を有し Cu 12% に於ては却つて抗張力は減少する。200°C の抗張力曲線も大體之に準ずるが 400°C には矢張り Cu の含有量によつて抗張力は上昇して居る。B 圖を見るに本合金は常温及び 200°C に於て熱処理の効果が現れて居るが 300°C に於ては殆ど鑄造状態のものと變りなく 400°C に於て Cu 2% 含有のものは僅かに 10 kg/mm² より下るが其の他の大部分は 11~14 kg/mm² の範圍を保持して居る。延伸率は極めて少く 300°C 迄變化なく 400°C に於て僅かに増加するが 10% 以下に過ぎないのである。

破断後の試験片の表面は 400°C に至れば龜裂を生じ Cu の増加する程少くなり Cu 12% に於ては殆どないと言つてよい。破断面は灰白色にして結晶粒緻密であるが其の中に特殊の針狀結晶が認められる。

顯微鏡組織は寫眞 No.151~156 に示す如く solid solution α の基地に CuAl₂, NiAl₃ 等が網狀を呈し、之に Cr-compound が星狀に現れ Cu 含有量の増加と共に其の形小に且つ等齊に分布する傾向がある。

VI. Cu(2,4%)+Ni 2%+Cr 0.5%+Mn 0.5%+Fe 1.5%+Si 2%+Mg 1%:—第 IV 項に述べたる合金に Fe 1.5% を加へたもので常温及び 300°C に於ける實驗を行つたのみである。第 70 圖 A 及び B の如く鑄造状態では著しく抗張力小にして常温に於て Cu 4% 含有のものは 17 kg/mm² に過ぎず、又熱処理せるものは約 32 kg/mm² を示すが特に改善されたる結果と見做す事は出来ない。

これは本合金の破断面を見るに Fe の添加によつて却つ

て結晶粒子の稍粗大なるを來せる事も一原因で、顯微鏡組織も従前のものと異り丸味を帯びたる化合物の出現を示して居る。寫眞 No.157及び 158 は Cu 4% 含

Al-Cu-Ni 2%-Cr-Mn 0.5%-Si 2%-Mg 1% 合金			Al-Cu-Ni 2%-Cr 0.75%-Mn 0.5%-Mg 1% 合金			Al-Cu-Ni 2%-Cr 0.5%-Mn 0.5%-Fe 1.5%-Si 2%-Mg 1% 合金		
鑄造の儘			鑄造の儘			鑄造の儘		
No. 145 Cu 2%, Cr 0.75%	No. 147 Cu 4%, Cr 0.4%	No. 149 Cu 12%, Cr 0.4%	No. 151 Cu 4%	No. 153 Cu 6%	No. 155 Cu 12%	No. 157 Cu 4%	No. 158	
熱処理せるもの			熱処理せるもの			熱処理せるもの		
No. 146 Cu 2%, Cr 0.75%	No. 148 Cu 4%, Cr 0.4%	No. 150 Cu 12%, Cr 0.4%	No. 152 Cu 4%	No. 154 Cu 6%	No. 156 Cu 12%	No. 157 Cu 4%	No. 158	
腐蝕剤 HF			腐蝕剤 HF			腐蝕剤 HF		

有の場合で Cu 2% を含める場合と餘り異なる。

VII. 總 括

1. 四元系合金の結果より種々の特徴を有する配合を組合せて五元系乃至八元系に互る各種合金の鑄造状態及び熱處理状態に就て高温試験を行つた。

2. Y 系合金に Si 8% を添加したるものは鑄造状態に於ては大なる影響を示さないが、熱處理したる場合 Cu 含有量の少いものに好影響を及し Cu 含有量の多なるものには却つて良好なる効果を及さない。且つ $400^{\circ}C$ に於ける抗張力を下げる傾向がある。

3. $Al-Cu$ に Cr, Mn, Si (8%), Mg を添加したる場合は此の多元系合金の實驗中に於て常溫にて最も大なる抗張力を示し、此の場合 Cu 含有量は 2% が最も良好である。然し $400^{\circ}C$ に於ては Si の多量なる爲に抗張力は良好でない。

4. $Al-Cu$ に Ni, Cr, Mn, Si (2%), Mg を添加せるものは Cu 含有量の多いもの、即ち Cu 12% に於て却つて抗張力に悪影響を示し Cu 6% 以下の場合には餘り影響を及さない。 $400^{\circ}C$ に於ては Si 含有量の多き爲に前同様抗張力は良好でない。

5. $Al-Cu$ に Ni, Cr, Mn, Si (2%) Mg を添加したる場合、即ち Si を少くしたる場合には $400^{\circ}C$ に於ける抗張力を多少増加する傾向がある。

6. $Al-Cu$ に Ni, Cr, Mn, Mg を添加したる場合、即ち Si を除外したる時は $400^{\circ}C$ に於ける抗張力を増加し鑄造状態及び熱處理状態の如何に拘らず殆ど $10kg/mm^2$ 以上を示した。

7. $Al-Cu$ に Ni, Cr, Mn, Fe, Si (2%), Mg を添加したる場合、即ち Fe を特に加へたる場合は鑄造状態に於ける抗張力を低下し、熱處理後に於ける常溫抗張力は殆ど影響されないが $300^{\circ}C$ に於ける抗張力は多少増加の傾向がある。

8. 之を要するに本實驗に於ては $Al-Cu-Cr-Mn-Si$ 8%- Mg が常溫より $300^{\circ}C$ 迄に於ける最大抗張力を示し又 Si の多量含有は $400^{\circ}C$ に於ける抗張力を低下し Si を含有せざる場合は $400^{\circ}C$ に於て抗張力の低下を少くし $10kg/mm^2$ 以上を保つ事が出来る。

第 IX 章 $Al-Cu-Si-Mg-Ti$ を主體とせる多元系高力輕合金の系統的研究

著者は純 Al より二元系、三元系、四元系に互つて研究を進め更に此の結果より多元系の研究を行ひ、鑄造の儘で常溫に於て抗張力 $5\sim 6kg/mm^2$ $400^{\circ}C$ に於て約 $1kg/mm^2$ の純 Al が種々の元素と配合の結果、熱處理を受けた場合常溫に於て最高 $37kg/mm^2$, $400^{\circ}C$ に於て $12kg/mm^2$ 迄も著しく抗張力の増加される事を知つた。尙これ迄の實驗に於て、著者が特に感じたる事は Cu, Si は $200^{\circ}C$ 迄の抗張力の増加に、又 Mg は $300^{\circ}C$ 迄の抗張力の増加に多大の効果を呈する事を認たのである。而し世の諸元素は二元系、三元系迄は其の効果が判然と現れて居るが、四元系多元系に進むにつれ、實驗の頗る廣範圍となりたる結果其の配合の%を決定する事が甚だ困難なる状況に立ち至り、多元系に於ては四元系の最良のものに比して遜色なき成績を収めたが、然し之が爲に嶄然頭角を表すものは多元系中の一種の合金のみに過ぎなかつた。而もそれは Cu 2%, Si 8% に Cr, Mn, Mg 等を含めるもので常溫に於ては $37kg/mm^2$ 強を示すが $400^{\circ}C$ に於ては $6kg/mm^2$ となり、又 Cu の量が多くても Si 8% のものは $400^{\circ}C$ に於ける抗張力は概して $10kg/mm^2$ 以下となり、之に反して Si 2% 含有のものは $400^{\circ}C$ に於ける抗張力は Cu の量に依つて變化するが $10kg/mm^2$ 内外を示した。之等の結果より考へると常溫に於ける抗張力必ずしも Cu の量の多きを要求せず、又高温度に於ける抗張力も其の溫度によつて Cu の量の加減を必要とし、之に Si, Mg 或は其の他の元素の相對的含有量を探究する必要に迫られて來るのである。併し相對的含有量を決定するには必ずしも總ての元素を何れも同程度の含有量の範圍に互つて實驗する必要を感じない。著者は既に上記の實驗によつて或種の特殊の元素は比較的少量の含有量に於て既に二元、三元に於てすら極大點を通過して居るもの、或は Zn の如き耐熱性の研究の爲には全く用をなさないものさへも知つて居るからである。

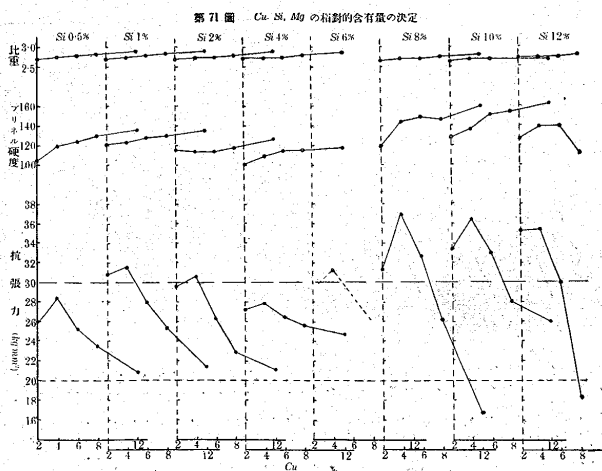
上述の各種合金に對する試験結果を考察するに抗張力の著大なるものは何れにしても熱處理によつて得られる事は確實である。而して此の熱處理によつて抗張力の著しく増加される原因は Al に溶解度を有する元素を含有する事が其の主なるもので、著者が實驗に使用したる範圍に於て其の元素名を挙げれば Cu, Zn, Si 及び Mg 等である。然し此の中で Zn は其の配合量も solid solubility の範圍内であり、且つ輕合金の耐熱性を極度に減ずるを以て此の種の研究の目的には合致しない。故に残るものは Cu, Si

及び Mg である。著者は先づ此の三元素の関係を定め而して後他の元素を添加したる場合を調査する事にした。

I. $Al-Cu-Si-Mg$ の相対的含有量の決定:— Cu は $Al-Cu$ 二元系の場合にて述べたるが如く共晶温度にて約5%の溶解度を有するが常温に於ては0.5%以下である。又 Si は共晶温度に於て1.6%の溶解度を有するが常温に於ては1%以下になつて居る。 Mg は約10%迄溶解度を有し Al の抗張力を其の量と共に増加するが、三元系に於ては既に少量にして極大点を現して居り、結局多元系にては Mg 0.5~1.5% の範圍で充分である様に考へられる。故に本實驗に於ては先づ Mg の量を1%として他の元素の量を求める事にして次の範圍に於て種々配合して實驗を行つた。

Cu 2~12% Si 0.5~12% Mg 1%

此等の試験片は全部 $520^{\circ}C$ で焼入し $170^{\circ}C$ にて焼戻しを行つた。此の結果は第71圖の如くである。此の圖によれば Si 量の如何に拘らず Cu 4% に於て何れも最大を示し、又 Si 量より考ふれば Si 1% と Si 10% に於て最



大を生ずるを見る。而して Cu の量之より多くなれば抗張力は殆ど直線的に減少し Si の含有量大なる程其の減少の傾向は著しい事を示して居る。茲に注意すべきは Si 1% と Si 10% 附近に於て最大を示せる点であるが、斯くの如く Si と Mg とが合金中に同時に存在する場合には Si と Mg とが別個の作用をのみなすものでなく Si と Mg が Mg_2Si なる化合物を作りこれが一つの元素の如く作用し solid Al 中に溶解度を有して居るのである。即ち Dix, Keller and Graham¹⁾ の研究によれば共晶温度 $595^{\circ}C$ に於て Mg_2Si の最大溶解度は1.85% にして温度の下降と共に

其の溶解度は急激に減少して居る。此の性質がある爲に Si と Mg とが共存する場合熱処理によつて時効硬化の現象を生じ、硬度並びに抗張力を著しく増大するもので既に述べ來りし實驗結果に徴しても明かなる所である。然らば Si と Mg とは如何なる配合にあれば最も宜しきやと云ふ問題になる。著者の實驗結果によれば第71圖の如く Si 0.5% よりも Si 1% の場合が抗張力が大で、それより Si 量の増加と共に抗張力は減少し再び Si 10% 附近に至つて著しく増加して居る。 Mg_2Si が時効硬化に最大の効果を與へるは Mg と Si が Mg_2Si なる化合物を作る比例に於て存在する時にして此の比例より Mg が多い時は Mg_2Si の溶解度を著しく減少するもので従つて時効硬化に好影響を與へないと言はれて居る。N. P. L. で行はれた Hanson and Gayler²⁾ 兩氏の實驗結果 (Eleventh Report to A. R. C p 243 参照) は此の事を明示するもので、今 Mg の原子量を 24.3 とし Si の原子量を 28.3 とすれば b なる曲線は丁度 Mg_2Si の化合物を作る如き成分の場合で尙それよりも a なる曲線、即ち Mg_2Si の化合物を作る比例よりも稍 Si の過剰に存する場合がより良好なる結果を示して居る。これは前記兩氏の言へる如く Si の過剰は Mg_2Si の溶解度に關係なく恐らく寧ろ少し之を増加する傾きがある爲で c, d なる曲線は Mg の過剰なる爲に結果が悪くなつて居る。著者の實驗に於ても Mg 1%, Si 0.5% は殆ど Mg_2Si の化合物の成分に一致するもので、それよりも尙 Si の稍過剰なる場合即ち Mg 1% Si 1% 場合が最も良好なる結果を呈し Si 之より多くなると又悪いが Si が更に多くなつて 8%, 10% となれば 層良好なる結果を示して居る。之を Hanson and Gayler 兩氏³⁾ の状態圖を以て説明すれば、即ち Si 1% 迄は Si 及び Mg は solid solution として Al 中に含まれて居るが Si 2% よりは其の組織に Si が出現し始め、更に Si を増すと合金の基地が Al と Si の eutectic にづく爲であると考へられる。即ち $Al-Cu-Si-Mg$ 合金に於ては $Al-Cu$ 4%- Si 1%- Mg 1% 附近か、或は $Al-Cu$ 4%- Si 10%- Mg 1% 附近が最も良好なる結果を呈する所である。

寫眞 No.159~176 は此等合金の顯微鏡組織の代表的のものを示す。 Si 0.5% 系に於ては Cu 2% を含有せる場

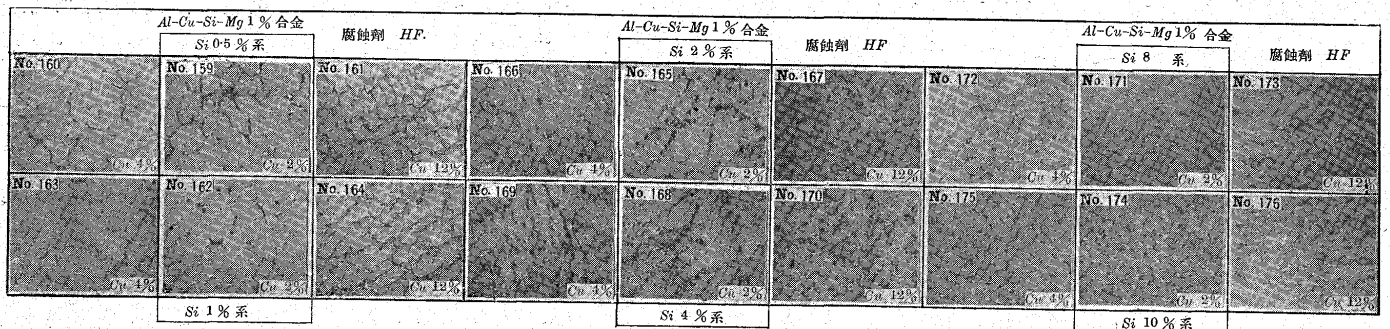
²⁾ Hanson and Gayler: Eleventh Rep. to the A. R. C.

³⁾ Hanson and Gayler: 前掲

¹⁾ Dix, Keller and Graham: The Al. Industry. 87

合は殆ど固溶體となつて居るが Cu 4% になると僅かに $CuAl_2$ の化合物が現れ Cu 12% では $CuAl_2$ が網状組織を示して居る。 Si 1% 系に於ては全く之等と同様であるが Cu の含有量の多いものは $CuAl_2$ 化合物が肥大して切離せんとする状態を示し Si 2% 系になると Cu 2% に於て既に $CuAl_2$ が出現し更に Si の微結晶を示し Cu 12% では $CuAl_2$ は網状を呈せず丸味を帯び、更に Si 4% 系に於ては Cu 含有量の少ない場合にも $CuAl_2$ は丸味を生じ Cu 12% に於ては一層此の傾向著しく此の間に Si が細かく散在して居る。斯くの如くして Si が更に増加すると Si 8% 及び Si 10% 系の如く Cu の量少い間は Si eutectic の面積が大で恰もシルミンに於ける如き組織を示し $CuAl_2$ は小さくして認め難いが Cu の含有量が増加するにつれ此の Si eutectic 及び $CuAl_2$ は著しく凝集をなし固溶體の面積が甚だしく増大する。先に抗張力が Si の多き場合 Cu の増加に従つて急激なる減少を生ぜるは、全く斯くの如き組織の變化に基因するもので以上顯微鏡組織の結果から考へると Cu 4% 迄は組織は良好であるが

に過ぎない。故に従來の文獻にては Si 及び Mg の含有量の抗張性質に及ぶ影響を窺知するに不充分である。而して硬度と抗張力とは必ずしも並行せざる事は既に是迄の實驗に於て幾多經驗せる所であるから、著者は $Al-Si-Mg$ 三元系に於ける Si , Mg の抗張性質に及ぶ影響を確めるべく Si 0.5~12%, Mg 1~8% に互つて鑄造状態及び熱處理状態に於ける實驗を試みた。第 75 圖は此の結果を示すもので、即ち Si 0.5% 及び Si 1% の場合鑄造状態に於ては Mg の含有量と共に抗張力は増加するが、之を熱處理したる場合は抗張力曲線は鑄造状態の其の曲線に並行せずして Mg 1% に於て最高抗張力を示し、之より Mg の増加するや急激に減少し Mg 3% に於て何れも最低を示し鑄造状態の場合と殆ど變りなく、それより Mg の増加と共に抗張力は徐々に増加して居る。此の第一段の變化は明かに Mg の量が多くなると Mg_2Si の Al 中に於ける溶解度の減少する爲に時効硬化の感受性が鈍くなつて來る事を物語るものである。而して第二段の變化、即ち Mg が 4% より 8% に増加すると共に抗張力の徐々に上昇する事は



Cu 6% から組織が悪くなつて來る事が解る。

II. Si 及び Mg の含有量が Al の抗張性質に及ぶ影響：一著者は前節に於て $Al-Cu-Si-Mg$ 合金の相對的含有量を決定するに先づ Mg を 1% に一定した。併し之は $Al-Cu$ 系に他の元素を添加したる種々の實驗の結果より推定したもので $Al-Si-Mg$ の關係に就ては調査を行はなかつたのである。前述の如く Hanson and Gayler 氏等は單に Si , Mg の極めて少量の範圍に互つて之等の含有量と時効硬化との關係を見、又 Budgen 氏⁴⁾ は彼の著書に於て $Al-Si-Mg$ 合金の時効溫度による抗張力の變化に就て G. Suhr 氏⁵⁾ の研究結果を引用せるが、單に Si 1%, Mg 1.35% の一種の合金に對して行ひたる實驗結果

Mg_2Si の時効硬化に及ぶ影響は最早微量となるが Mg が Al に固溶體として溶解せる結果抗張力の増加を來すものと考へられる。次に Si 4%, Si 8% 及び Si 12% 等の場合には何れも Mg の含有量と共に鑄造状態の抗張力は却つて減少の傾向を示し Si の量大なる場合程著しい。而して熱處理したる時には鑄造状態に比して抗張力の増加は著しいが矢張り抗張力は Mg 含有量と共に降下し、結局 Mg の含有量の少ない場合には Si 含有量が多くても最大抗張力が得られる事を示せるものである。而して抗張力と硬度との關係を見るに Si 4% 迄は此の兩者の曲線は大體並行するが Si 8% 及び Si 12% に於ては熱處理による硬度の増加は認められるが Mg 含有量による影響が少い。以上の實驗結果より前節 $Al-Cu-Si-Mg$ の相對的含有量を決定するに Mg の含有量を先づ 1% に選定したる事は妥當で

⁴⁾ Budgen: The Heat-treatment and Annealing of Al. and its Alloys.

⁵⁾ G. Suhr: Rev. de l'Aluminium, 1927

(×100 のもの ½ に縮寫)

Al-Si-Mg 合金 Si 0.5% 系 腐蝕剤 HF		Al-Si-Mg 合金 Si 1% 系 腐蝕剤 HF		Al-Si-Mg 合金 Si 4% 系 腐蝕剤 HF		Al-Si-Mg 合金 Si 12% 系 腐蝕剤 HF	
鑄造の儘	熱処理せるもの	鑄造の儘	熱処理せるもの	鑄造の儘	熱処理せるもの	鑄造の儘	熱処理せるもの
No. 177 Mg 1%	No. 178 Mg 1%	No. 183 Mg 1%	No. 184 Mg 1%	No. 189 Mg 1%	No. 190 Mg 1%	No. 195 Mg 1%	No. 196 Mg 1%
No. 179 Mg 4%	No. 180 Mg 4%	No. 185 Mg 4%	No. 186 Mg 4%	No. 191 Mg 4%	No. 192 Mg 4%	No. 197 Mg 4%	No. 198 Mg 4%
No. 181 Mg 8%	No. 182 Mg 8%	No. 187 Mg 8%	No. 188 Mg 8%	No. 193 Mg 8%	No. 194 Mg 8%	No. 199 Mg 8%	No. 200 Mg 8%

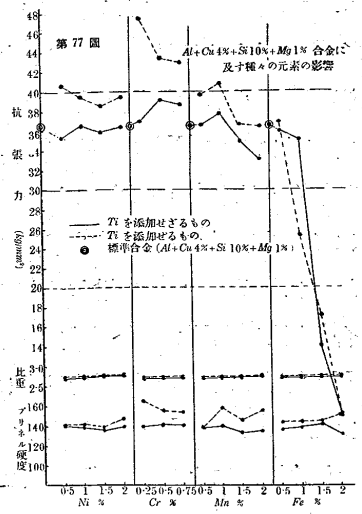
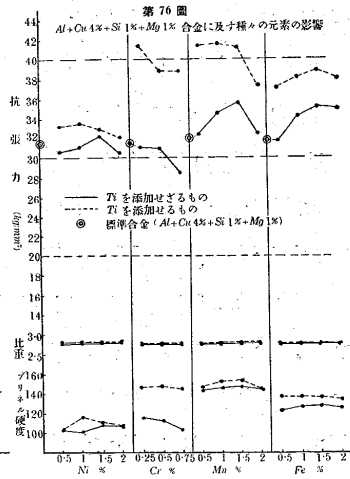
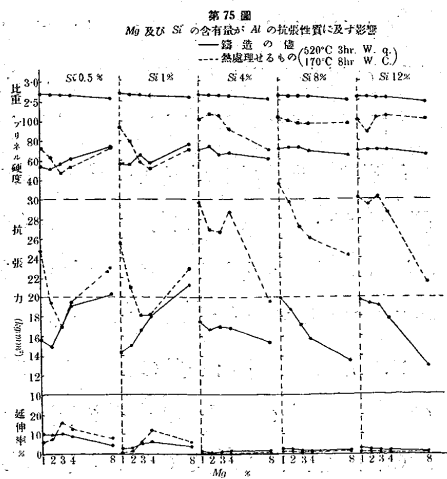
あると言へる。

之等 Al-Si-Mg 合金の顕微鏡組織を見るに寫眞 No.177 ~200 に示す如く Si 0.5% 系に於ては Mg 1% の場合は殆ど固溶體を呈し Mg_2Si の微細なるものが極めて微量のみ認められるに過ぎないが Mg の量増加するに従つて次第に Mg_2Si が多くなり Mg 8% に於ては鑄造状態のものは Al_3Mg_2 なる化合物も現れるが、熱処理状態にては見られないで唯 Mg_2Si の散在せるのみである。Si 1% 系に於ては前の場合と殆ど似て居るが Mg 1% の時には Mg_2Si の出現が更に少く感ぜられる。Si 4% 系にては Mg 量 1% では Mg_2Si は微量で Si が eutectic として現れて居る即ち此の場合には組織は $(\alpha + Si + Mg_2Si)$ で Mg が増加するにつれて Mg_2Si も従つて増加する。而して Si が増加しても組織は變らないが Si の多量を含有する場合には Mg 8% に於て Mg_2Si の大なる結晶を見る事が出来る。一般に Mg 1% の時は熱処理によつて Si 或は Mg_2Si の凝集が少いが Si 及び Mg の増加する程此の傾向が大なる様に考へられる。

III. Al-Cu 4 % - Si-Mg 1% 合金に及す種々の元素の影響: 一第 I 節に於て著者は Al-Cu-Si-Mg 合金に就て Cu-Si-Mg の相対的含有量を決定し Cu 含有量は常に 4% Si 含有量は 1% 及び 10% に於て最大抗張力を得る事を知

つたので、之等を基礎として他の元素の影響を調べる事にした。而して之等の元素は Ni, Cr, Mn, Fe 等で Ni 0.5 ~2%, Cr 0.25~0.75%, Mn 0.5~2%, Fe 0.5~2% の範囲に添加し熱処理を施したる状態に於て試験したのである。

1. Si 1% の場合: 一第 76 圖の實線は此の結果を示すものである。Ni の添加は Al-Cu-Si-Mg 合金の抗張力に殆ど影響を與へず Cr も亦殆ど效果を表さず且つ其の含有量の増加は却つて抗張力を害する傾向を示して居る。然るに Mn は最も其の影響著しく、所謂 high Si Duralumin 或は Super Duralumin⁶⁾ と稱せらるゝ合金と其の成分の種類を同くするものである。然し此の種の Duralumin は通常 Mn 0.5% を含有して居るが、本實驗によれば Mn 1.5% が最も良結果を示して居る。Fe は Mn に次いで好影響を與へ Fe 0.5% では餘り効果はないが Fe 1% で急に抗張力を増加し Fe 1.5% で最大を示し Fe 2% も殆ど之と異なる。



⁶⁾ The Heat-treatment and Annealing of Aluminium and its Alloys. 65, 100.

2. *Si* 10% の場合:—第 77 圖の實線は此の結果である。此の場合に於ても亦 *Ni* の抗張力に及ぶ影響は殆ど認められない。之は第八章第 1 節に於ける *Cu-Ni* 2%-*Si* 8%-*Mg* 1.5% 合金に就て行ひたる結果と一致するものである。*Cr* は *Si* 1% の場合には殆ど影響はなかつたが *Si* 10% の場合には稍効果を現し *Cr* 0.5% で最大を示し *Cr* 0.75% では多少抗張力は降下する傾きがある。次に *Mn* は *Si* 量多き場合には反對に特に良好なる効果を與へないが *Mn* 1% に於て最大を示し之より *Mn* 量を増加すると抗張力を減少する。最後に *Fe* の場合は何等好影響の見るべきものなく *Fe* 含有量の増加と共に特に著しく抗張力の降下を示して居る。これは *Al-Cu-Fe-Si* 四元系に於て *Si* 量の大きな場合 *Fe* の含有の悪影響を及したると同様である。

IV. *Ti* 添加の影響 (*Al-Cu* 4%-*Si-Mg* 1%+X+*Ti*):—著者は曩に輕合金鑄物のピンホール除去の研究⁷⁾に於て四鹽化チタニウム ($TiCl_4$) の添加は、輕合金鑄物の缺點たるピンホール除去に効果あるのみならず、同時に結晶粒を微細化し以て其の抗張性質を著しく改善する事を知つたのであるが、茲に多元系輕合金の研究をなすに當り此の $TiCl_4$ の利用によつて *Ti* を輕合金中に添加し其の影響を調べる事にした。即ち前項に於て述べたる各種の合金に $TiCl_4$ 1% を添加し合金中に *Ti* 約 0.08~0.12% が含有される様にして、前同様に熱處理を施した。之等の結果は前掲第 76 圖及び第 77 圖中に點線を以て示されて居るもので、之を説明すれば次の如くである。

1. *Si* 1% の場合(第 76 圖参照):—*Ti* の添加によつて各種合金の抗張力に及ぶ影響は一般に良好であるが *Ni* 含有の場合は比較的其の効果少く且つ *Ni* の含有量による影響も亦少い。併し *Ti* 添加の場合は *Ni* は 1.5% 以下で充分にして *Ni* 2% は却つて抗張力を減少する傾きがある。*Cr* は *Ti* の添加によつて著しく抗張力を増加し、殊に *Cr* 含有量の少い 0.25% に於て最大を示し 40 kg/mm^2 以上に達し *Cr* 量の増加は却つて之を減じ、又 *Mn* の場合も同様に *Mn* 0.5~1.5% 迄は 40 kg/mm^2 以上を示し *Mn* 2% になると抗張力は急に減少して居る。*Fe* の場合には *Cr* 或は *Mn* の如き大なる抗張力を有しないが、*Ti* の添加による影響は良好にして *Fe* 1.5% に於て最大抗張力を示し *Fe* 含有量による抗張力の變化は著しくない

様になる。

2. *Si* 10% の場合(第 77 圖参照):—*Ni* を含有せる場合は *Ti* の添加によつて相當の効果が認められ 40 kg/mm^2 以上に上るものもあるが *Ni* 含有量による影響は比較的少い様に思はれる。*Cr* を含有せる場合は *Si* 1% 系の場合の如く *Ti* の影響著しく大にして、抗張力は *Cr* の含有量と共に減少する傾向がある。而して *Cr* 0.25% に於ては最高 47.6 kg/mm^2 を出し輕合金鑄物としては未だ如何なる文獻にも見ざる世界的記録を示した。*Mn* の場合は *Ti* の添加によつて *Cr* の如き顯著なる効果を見ないが *Mn* 1% 迄は 40 kg/mm^2 内外を示し、之より含有量増加すれば抗張力は減少を來たし *Fe* の場合は *Ti* の添加は何等好影響を及さず全く之を添加せざる場合と同様で、換言すれば *Si* の多量含有される時の *Fe* の害は *Ti* の添加を以てしても之を改善する事は不可能であると言ふ事になる。

V. *Al-Cu* 4%-*Si-Mg* 1%-*Ti* 合金に種々の元素を添加したる場合の顯微鏡組織:—第 III 節及び第 IV 節に於て述べたる諸種の輕合金の顯微鏡組織に就て *Ti* を添加したる場合と然らざる場合とを對照して掲げる事にした。寫眞 No. 201~230 は之等の代表的のもので *Si* 1% 系及び *Si* 10% 系に分類して示されて居る。

1. *Si* 1% 系:—*Al-Cu* 4%-*Si* 1%-*Mg* 1% に *Ni* を添加したるものは $CuAl_2$ 、及び $NiAl_3$ 、*Al-Cu-Ni* ternary compound 等によつて網狀組織を呈し且つ共晶を現し *Ni* の量の増加と共に此共晶の面積が増加して居る。而して之に *Ti* を添加したるものは幾分か化合物が小さくなる傾向がある。*Cr* を添加したる場合は *Ni* の場合の如く完全なる網狀を呈せず $CuAl_2$ 及び *Al-Cr* 化合物が現れ *Cr* 量が増加するに従つて其の共晶が増加する。而して *Mn* の場合も殆んど同様に $CuAl_2$ と *Al-Mn* 化合物が現れて居る。此の兩者は何れも *Ti* 添加によつて顯微鏡組織に顯著なる變化を生じない。*Fe* を含有する場合にも網狀組織を示さず $CuAl_2$ 或は $FeAl_3$ 等の化合物は丸味を帯び *Fe* 2% を含有するものは更に *Al-Cu-Fe* の ternary compound の針狀を現して居る。

2. *Si* 10% 系:—此の系に於ける顯微鏡組織は固溶體の基地に *Si* の共晶が大部分の面積を占め其他の化合物は此の間に散在して居るのである。即ち *Ni* を含有する場合には $CuAl_2$ 、 $NiAl_3$ 、*Al-Cu-Ni* ternary compound 等が現れ *Ni* の含有量が増加すると後者の ternary com-

⁷⁾ 伊丹榮一郎: 鐵と銅 第 17 卷 第 12 號 1288

(×100 のもの ½ に縮寫)

Al-Cu 4%-Si-Mg 1% + X 合金 Si 1% 系 腐蝕剤 HF		Al-Cu 4%-Si-Mg 1% + X 合金 Si 10% 系 腐蝕剤 HF		Al-Cu 4%-Si-Mg 1% + X 合金 Si 10% 系 腐蝕剤 HF		Al-Cu 4%-Si-Mg 1% + X 合金 Si 10% 系 腐蝕剤 HF	
Ti を添加せざるもの	Ti を添加せるもの	Ti を添加せざるもの	Ti を添加せるもの	Ti を添加せざるもの	Ti を添加せるもの	Ti を添加せざるもの	Ti を添加せるもの
No. 201 Ni 0.5%	No. 202 Ni 0.5%	No. 209 Mn 1%	No. 210 Mn 1%	No. 215 Ni 0.5%	No. 216 Ni 0.5%	No. 223 Mn 0.5%	No. 224 Mn 0.5%
No. 203 Ni 1.5%	No. 204 Ni 1.5%	No. 211 Fe 1.5%	No. 212 Fe 1.5%	No. 217 Ni 1.5%	No. 218 Ni 1.5%	No. 225 Mn 1.5%	No. 226 Mn 1.5%
No. 205 Cr 0.25%	No. 206 Cr 0.25%	No. 213 Fe 2%	No. 214 Fe 2%	No. 219 Cr 0.25%	No. 220 Cr 0.25%	No. 227 Fe 1%	No. 228 Fe 1%
No. 207 Cr 0.5%	No. 208 Cr 0.5%			No. 221 Cr 0.5%	No. 222 Cr 0.5%	No. 229 Fe 2%	No. 230 Fe 2%

pound が增大する傾向があるが Ti の添加によつて Si 並びに之等の化合物が小さくなる傾向がある。Cr の含有の場合には $CuAl_2$, Si, Al-Cr compound の組織を示し Mn の場合には $CuAl_2$, Si, Al-Cu-Mn ternary compound が現れ、後者は Mn 0.5% の場合には塊状をなすが Mn が増加すると星状に出現する傾向がある。Fe の場合には Fe が少量なる間は Fe-compound は塊状をなすが Fe 1.5% になると Fe-compound は針状を呈してゐる。而して此の際 Ti の添加によつて Si eutectic は著しく小さくなるが抗張力に何等の變化を與へないのは不思議である。

以上の顯微鏡組織にては結晶粒の大小は判定する事は出來ないが、肉眼的に見たる抗張試験片の破断面に於ける結晶粒は Ti の添加によつて微細化されて居る。

VI. 種々の多元系合金の高温試験:一著者は前節に至る迄の研究に於て常温に於ける超高力軽合金を得たが、

類別	符號	Cu	Si	Mg	Ti	Ni	Cr	Mn	Fe
Si 1% 系	405	4	1	1	少量				
	316	"	"	"	"		0.25		
	323	"	"	"	"			0.5	
	303	"	"	"	"				1.5
	407	"	"	"	"	1	0.25		
	411	"	"	"	"	1			0.5
	409	"	"	"	"		0.25		0.5
	327	"	"	"	"	1			1.5
	333	"	"	"	"		0.25		1.5
	331	"	"	"	"				0.5
	340	"	"	"	"	1	0.25		1.5
	344	"	"	"	"		0.25		0.5
Si 10% 系	338	"	"	"	"	1		0.5	1.5
	348	"	"	"	"	1	0.25	0.5	1.5
	385	"	10	"	"		0.25		
	438	"	"	"	"	1	0.25		
	442	"	"	"	"	1			0.5
	440	"	"	"	"		0.25		0.5

更に諸元素の組合せを行ひたる種々の多元系軽合金と共に高温試験を行つた。今之等の配合を示せば上表の通りである。但し Ti は $TiCl_4$ として 1% を添加し Ti として大抵 0.08~0.12% が含有されるやうにした。

而して上表に類別せる如く Si 1% 系と Si 10% 系に分ちて試験した。

1. Si 1% 系:一第 IV 節の常温試験に於て Cu 4%-Si 1%-Mg 1%-Ti 合金に Cr 及び Mn が加はりたる場合が他の元素を加へたる場合よりも特に優秀なる成績を示したのである。A. J. Lyon^{*)} 氏は飛行機用發動機のピストン及びシリンダー頭部の Al 軽合金を研究し、次の如き成

Cu Ni Fe Si Mg Al
3.4~3.8% 0.6~0.8% 0.75~1.75% 0.6~0.8% 0.5~0.7% 残り

分の合金が Y 合金の如き偏析を生ぜず且つ mass effect の小なるものとして推奨し Ni の含有は抗張力、硬度及び伸度には殆ど影響を及さないが、此の元素の添加は抗張性質の安全度を著しく上げる様に思はれ、且つ時効硬化の際に合金の成長と共に $CuAl_2$ の分解を減ずる利益ありと言ひ、又 Fe 1.5% の含有を激賞し最高硬度及び抗張力は Fe 1.5%, Si 0.6~0.8% の時に得られると述べて居る。著者の実験に於ても Fe は Si 1% 系に於て良好なる効果を收め、之に反して Si 10% 系に於ては却つて抗張力を害するが如き結果を示したのである。従つて著者は上述の Cr 及び Mn の他に Fe 1.5% の高温度に於ける影響をも調査し尙 Ni と Cr, Mn 或は Fe とを組合せ、或は Cr と Mn 又は Fe と結び最後に Ni, Cr, Mn, Fe を全部網羅せる

^{*)} A. J. Lyon: Z. f. Metallkunde (1932). 84

於ける抗張力高く同時に高温度に於ても良好なる成績を示して居る。

以上の結果を通覧するに *Cr* 單獨添加の場合が最も優秀なる結果を與へる様に考へられる。

2. *Si* 10% 系:—第 79 圖は *Al-Cu* 4%-*Si* 10%-*Mg* 1%-*Ti* 合金に他の元素を加へたる場合の高温試験の結果である。符號 385 は *Cr* 0.25% を含む場合で常温に於て抗張力は 47.65 *kg/mm*² 硬度 164 を示したが 200°C 及び 300°C に於て豫想外の抗張力の降下を示し 200°C に於ては 36 *kg/mm*² 弱となり 300°C に於ては 25 *kg/mm*² に低下した。これは試験片に焼割れを生じた爲で、若し此の缺陷がなければ今少しく高温度に於て大なる抗張力を得る事が出来たと考へるが之に關しては尙研究の餘地がある。符號 438 は (*Ni* 1%+*Cr* 0.25%) を加へたるもの、符號 442 は (*Ni* 1%+*Mn* 0.5%) を含むもの又符號 440 は (*Cr* 0.25%+*Mn* 0.5%) を添加せるもので何れも大同小異であるが、常温に於て總て 40 *kg/mm*² 以上を示し 200°C 及び 300°C に於ても夫々 36 *kg/mm*² 附近及び 22 *kg/mm*² を示し 400°C に於ては總て 10 *kg/mm*² 以下となつて居る之を要するに *Si* 10% 系は *Si* 1% 系に比して高温度に於ける性質が稍劣る。即ち *Si* 1% 系に於ては常温並びに 200°C に於ける抗張力は中には比較的低いものがあるが、300°C 及び 400°C に於ける抗張力は一般に *Si* 10% の場合に比して大である。而して *Si* 1% 系及び *Si* 10% 系に於て *Al-Cu-Si-Mg-Ti* の基本合金に單に *Cr* を添加

せる場合に最大抗張力を得たる事は特に注意すべき事であらうと思ふ。

上述各種合金の顯微鏡組織を示すと寫眞 No.231~256 の如くである。*Al-Cu-Si-Mg-Ti* 合金に各種金属を單獨に添加したる場合は既に其の組織を述べたから茲に詳説しない。而して各種金属を組合せたる場合は未知の化合物を生じ從來の文獻にては説明し難いものがある。*Si* 1% 系に於ては種々の化合物の eutectic が明瞭に解るが *Si* 10% 系にては *Si* eutectic の間に種々の化合物が散在して居る。

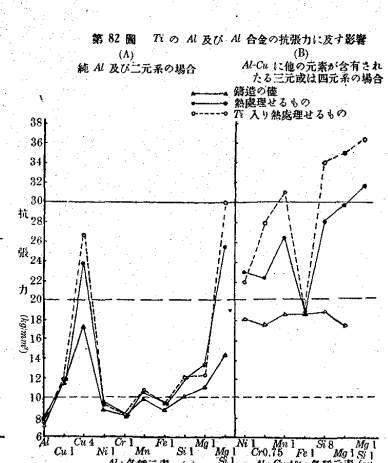
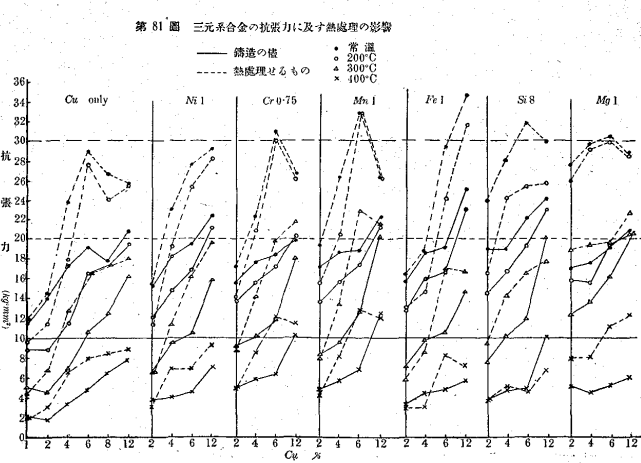
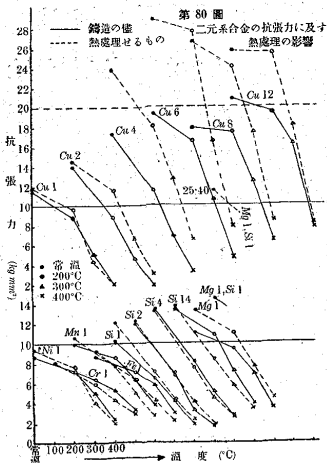
VII. 多元系軽合金の抗張力増加の原因に關する理論的考察:—著者は以上種々の多元系合金の研究を行ひ常温並びに高温度に於て從來普通に知られて居つた輕合金に比して頗る優越せる超高力輕合金を知る事が出来たが、斯くの如き高力なる抗張力が如何なる原因によつて得られるものなるかを考察して見度いと思ふ。*Al* の抗張力を増加するには、第一、他の元素が固溶體として溶け込む場合、第二、或元素が *Al* 中に固溶體として含まれるが之が温度の降下と共に著しく其の溶解度を減少する場合、第三、*Al* と他の元素或は *Al* と他の元素との化合物が共晶を作る場合、第四、組織の改良と pin hole の除去等の四つの場合が考へられる。而して固溶體として溶解する場合は *Cu*, *Zn*, *Si*, *Mg* 等であつて此の内 *Zn*, *Mg* は最も其の代表的のもので *Zn* は常温にて 23%, *Mg* は 10% 迄固溶體として存し何れも其の含有量と共に抗張力は殆ど直線的に増加す

るものである。併し *Zn* は耐熱性が全くないから本論に於ては之を處理しない事にする。次に solid solubility を有し而も之が温度の降下と共に減少するものは熱處理によつて所謂時効硬化の現象を起して硬度並びに抗張力を著しく増加するものである。第 80 圖は二元系合金の鑄造状態と熱處理状態

熱處理せるもの		熱處理せるもの		鑄造の儘		熱處理せるもの		熱處理せるもの	
No. 231	No. 232	No. 233	No. 234	No. 235	No. 236	No. 237	No. 238	No. 239	No. 240
<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Cr</i> 0.25%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Mn</i> 0.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Ni</i> 1, <i>Fe</i> 1.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Fe</i> 1.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Ni</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Fe</i> 1.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Ni</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Fe</i> 1.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Mn</i> 0.5, <i>Fe</i> 1.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 10, <i>Mg</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 10, <i>Mg</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Mn</i> 0.5, <i>Ti</i>
熱處理せるもの		鑄造の儘		熱處理せるもの		熱處理せるもの		熱處理せるもの	
No. 233	No. 234	No. 235	No. 236	No. 237	No. 238	No. 239	No. 240	No. 241	No. 242
<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Mn</i> 0.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Ni</i> 1, <i>Fe</i> 1.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Fe</i> 1.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Fe</i> 1.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Ni</i> 1, <i>Mn</i> 0.5, <i>Fe</i> 1.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Ni</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Fe</i> 1.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Ni</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Fe</i> 1.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Ni</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Fe</i> 1.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 10, <i>Mg</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Mn</i> 0.5, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 10, <i>Mg</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Mn</i> 0.5, <i>Ti</i>
鑄造の儘		熱處理せるもの		鑄造の儘		熱處理せるもの		熱處理せるもの	
No. 234	No. 235	No. 236	No. 237	No. 238	No. 239	No. 240	No. 241	No. 242	No. 243
<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Ni</i> 1, <i>Fe</i> 1.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Fe</i> 1.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Fe</i> 1.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Fe</i> 1.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Ni</i> 1, <i>Mn</i> 0.5, <i>Fe</i> 1.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Ni</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Fe</i> 1.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Ni</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Fe</i> 1.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Ni</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Fe</i> 1.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 10, <i>Mg</i> 1, <i>Ni</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 10, <i>Mg</i> 1, <i>Ni</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Mn</i> 0.5, <i>Ti</i>
熱處理せるもの		熱處理せるもの		熱處理せるもの		熱處理せるもの		熱處理せるもの	
No. 236	No. 237	No. 238	No. 239	No. 240	No. 241	No. 242	No. 243	No. 244	No. 245
<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Ni</i> 1, <i>Cr</i> 0.25%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Mn</i> 0.5, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Fe</i> 1.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Fe</i> 1.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Ni</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Mn</i> 0.5, <i>Fe</i> 1.5, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Ni</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Mn</i> 0.5, <i>Fe</i> 1.5, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Ni</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Mn</i> 0.5, <i>Fe</i> 1.5, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 1, <i>Mg</i> 1, <i>Ni</i> 1, <i>Cr</i> 0.25, <i>Mn</i> 0.5, <i>Fe</i> 1.5, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 10, <i>Mg</i> 1, <i>Ni</i> 1, <i>Mn</i> 0.5%, <i>Ti</i>	<i>Cu</i> 4, <i>Si</i> 10, <i>Mg</i> 1, <i>Ni</i> 1, <i>Mn</i> 0.5%, <i>Ti</i>

との抗張力の比較を示せるもので、之によつて Cu, Si, Mg, (Si+Mg)等を含む場合熱処理の抗張力に及ぶ影響が認められるが Ni, Cr, Mn, Fe 等の如き單に Al と化合物のみを作り solid solubility を有しないものは殆ど熱処理の効果のない事が解る。而して Mg は此の例に於ける如き含有量 1% 位では理論上熱処理の効果がないはずであるが、純 Al の中には少量の Si を含有せるを以て之と Mg₂Si なる silicide を作り之が時効硬化の現象を生ずるもので (Si+Mg) の如きは更に此の影響の大なる現れであると説明する事が出来る。又 Cu は常温に於ける溶解度が可成り大であるから餘り少量にては殆ど時効硬化の現象を起さないものであつて Cu が相當量以上に含有される時は著しく時効硬化をなし、特に Al-Cu 系に於ては max. solubility 附近の Cu 6% 含有のものが最も其の効果大である様に見える。Si は含有量 1% の時に熱処理の効果が認められるが 2% 以上は殆どない。而して高温度に於ける抗張力に及ぶ熱処理の影響を見るに、時効硬化を生ずべき元素を含む場合には高温度に於ける抗張力増加の影響が認められるが Ni, Cr, Mn 及び Fe 等の如きは高温度に於ては熱処理によつて何れも却つて抗張力の減少を來たし、亦 Si 含有量の多きものも此の傾向がある様に思はれる。又 Ni, Cr, Mn, Fe 等の Al との化合物或は Si は eutectic に近づくに従つて抗張力を増加するものである。而して Cu の如き solid solubility を有し且つ Al と化合物を作る如きものは、高温度に於ける抗張力増加に最も影響を與へるもので圖に於て Cu 含有量と共に高温度に於ける抗張力の上昇して行く事が解る。併し常温及び 200°C には Cu 6% に於て最大を示しそれより抗張力は下降する傾きがある。次に Al-Cu を主體とし之に Ni, Cr, Mn, Fe, Si, Mg 等の各元素を夫々添加したる

場合を考ふるに、第 81 圖に見る如く Al-Cu に Ni を加へたる時は前同様に Cu 2% には未だ熱処理の効果殆どなく Cu 4% に至りて其の影響は大となり更に Cu の含有量と共に抗張力は増加するが、高温度に於ける抗張力増加量は Cu の量が著しく増せば却つて減少する傾向がある。而して茲に注意すべきは Al-Cu 二元系に於ては常温及び 200°C は Cu 6% が最大で Cu 12% になれば抗張力は寧ろ減少せる傾向あるに反し Ni を添加したる場合は Cu 含有量と共に抗張力の増加を示せる點で之より考ふるに Ni は Cu 量増加と共に Al-Cu の抗張力増加に影響を與ふるものと想像せらる。Al-Cu-Ni-Mg 合金に於て Cu の増加と共に抗張力を増加したるは全く Ni の此の性質ある爲である。次に Cr 及び Mn は何れも其の傾向が類似して居るが Mn の方が熱処理の効果が大きい。而して何れも高温度に於ける抗張力が Ni の場合よりも高く Cu の量 12% になると何れも Cu 6% 含有の場合よりも抗張力が減少する。Al-Cu-Fe の場合は其の傾向 Al-Cu-Ni の場合に類似し Cu の量と共に抗張力が増加する。次に Al-Cu に Si 8% を加へたる場合は常温及び 300°C に於て熱処理の効果が認められ Cu 4% 及び 6% に於て最も著しく Cu 12% になると減少し、且つ他の場合と異り 400°C に於て Cu 含有量の増加に従ひ鑄造状態よりも抗張力の減少を來たすものである。Al-Cu に Mg を加へたる場合は Al 中の少量の Si と Mg₂Si を作る故に Cu 2% と雖も其の影響大で、且つ 400°C に於ける抗張力の増加が特に著しく Cu 含有量に従つて増大せるは注目し値する。之を要するに Al-Cu 系に他の元素が加はる時 Cu 2% 以上となる時は熱処理の効果が現るゝもので Ni 及び Fe は常温及び 200°C に於て Cu 量大なる場合抗張力の増加著しいが Cr 及び Mn は Cu 6% 迄は



常温より 300°C に至る効果良好にして 400°C に於ては特に熱処理により抗張力が他に比して大である。Si は常温乃至 300°C の抗張力を増加するが Cu の量が多い場合は 300°C 並びに 400°C に於ける影響は却つて不良にして Mg は Cu の量に拘らず常温より高温に至る抗張力の増加が大である。斯くの如くして Al-Cu に Si, Mg が加はる時は尙一層熱処理による効果を増し常温より 300°C迄の抗張力を甚しく増加するが 400°C に於ては特に著しき影響を示さない。而して此の効果ある Cu, Si, Mg は配合の比例が重要なる問題で Cu 4%, Si 1%, Mg 1% 或は Cu 4%, Si 10%, Mg 1% 附近に於て最大抗張力を出すものである。次に著者は多元系に $TiCl_4$ を應用して Al 合金中に Ti を添加する事により更に抗張力の増加を見たのであるが、此の Ti の添加は英國に於ても Rosenhain 氏¹⁰⁾が Al 軽合金鑄物中のピンホール除去の研究に使用し Ti の添加によつて結晶粒を改善し且つ抗張力を増加すると稱して居るが、彼は Ti の抗張性質に及ぶ影響は Y 合金に就てのみ行ひたるもので純 Al 又は Al-Si 合金に關しては單に結晶粒に就いて報告して居る。故に Ti の添加によつて總ての合金が抗張性質を改善するものと考ふるは早計である。著者も同氏と偶然にも時を同じくしてピンホール除去の研究を行つたのであるが、使用した合金は普通使用されて居る重要なる軽合金に關するものであつた。従つて其等の合金に對する Ti 添加の適、不適は判明して居るが Al と合金すべき各元素に對しては未だ系統的に調べて居ない。故に多元系の Ti の添加が果して何故に或る種の合金に對して効果ありしやを論ずる事が出来ない。而も之等の點を明かにして置く事は工業上頗る必要な事と考へる。依つて著者は純 Al より前記二元、三元系の合金に亘つて常温に於ける Ti の影響を調べた。第 82 圖は此の結果を示す者である。二元系に於ては純 Al に Cu 1%, 4% Ni, Cr, Mn, Fe, Si, Mg 等は總て 1% とし特に (Si 1%+Mg 1%) を之に付け加へた。又三元系に於ては Al-Cu 4% に夫々 Ni 1%, Cr 0.75%, Mn 1%, Fe 1%, Si 8%, Mg 1% を加へ亦特に (Si 1%+Mg 1%) を添加したる場合をも實驗した。之によると純 Al は熱処理したるものも Ti を添加したるものも殆ど變りない。又 Cu 1% の場合も鑄造、熱処理、Ti 添加後熱処理せるものと殆ど同様であるが Cu 4% の場合には Ti 添加によつて抗張力は

増加を示して居る。之に反して Ni, Cu, Mn, Fe, Si 等は全く影響なく Mg 1% の場合は Ti の添加によつて却つて抗張力は減少して居るが、之は曩に著者が行へるピンホール除去¹¹⁾の研究の結果より考ふれば Ti の爲に Mg の或る量が驅逐されたものと推定する事が出来る。而して (Si 1%+Mg 1%) の Mg_2Si を含有する場合は Ti の熱処理後に於ける効果は著しい。次に Al-Cu 4% に他の元素を配合したる場合に就て見るに Al-Cu-Ni の場合は効果なく寧ろ Ti を添加せざる場合よりも劣つて居るが Al-Cu-Cr, Al-Cu-Mn の場合は Ti の影響著しく、更に Al-Cu-Si, Al-Cu-Mg, Al-Cu-Si-Mg の場合は其の効果を増大する。唯 Al-Cu-Fe は Ti 添加の効果殆ど認められない。以上の結果より考ふるに Ti は時効硬化の著しき元素を含有せる場合に最も有効に作用するもので Al-Si は時効硬化比較的少い故に單に Al-Si のみにては Ti の効果を發揮しないもので、著者が行へるピンホール除去の研究に於てシルミンに Ti を作用したるも抗張力の上に殆ど効果なかりし點より見ても此の實驗の正確なる事を證明する事が出来るものである。而して若し Cu 又は Mg_2Si 等の如き時効硬化の著しき元素の存在する時 Ni, Cr, Mn 或は Fe の添加によつて夫々特殊の作用を生じ、此の Ti の効果が助長されるものにして、著者が曩に Al-Cu-Si-Mg-Ti 合金に Cr 或は Mn 等の添加によつて著大なる抗張力を得たる原因が那邊に存するかが窺はれるのである。

VIII. 總 括

1. 超高力軽合金を得る目的を以て先づ軽合金の時効硬化を生ずべき元素、即ち Cu, Si 及び Mg の相對的含有量を決定し Cu 4%-Si 1%-Mg 1% 及び Cu 4%-Si 10%-Mg 1% 附近に熱処理後の抗張力の最大點のあるを見出した。
2. Al に Si 及び Mg が含有される時抗張力の最大を得べき Si 及び Mg の相對的含有量の關係を試験した。
3. Al-Cu 4%-Si-Mg 1% 合金に及ぶ Ni, Cr, Mn, Fe 等の影響を調べた。Si 1% の場合には Ni 及び Cr は殆ど好影響を及さないが Mn 及び Fe は其の効果良好であり Si 10% の場合にも Ni は殆ど影響少く Cr 及び Mn は好影響を與へ Fe は却つて之を害する傾向が著しい。
4. 上記の場合に Ti を添加する時 Si 1% の場合には

¹⁰⁾ Rosenhain: J. Inst. of Metals. 44 (1930), 305

¹¹⁾ 伊丹榮一郎: 前掲

何れも効果あるが *Ni* は其の程度比較的小にして *Cr* 及び *Mn* が特に有効で *Fe* は之に次で好影響を與へる。

5. *Si* 10% の場合には *Ni*, *Cr*, *Mn* は好影響を與へ *Fe* の場合は *Ti* は何等良好なる効果を示さない。而して *Cr* 含有の場合は特に其の効果著しく鑄物輕合金として未だ文獻に見ざる最高の抗張力を示した。

6. *Al-Cu* 4%-*Si-Mg* 1%-*Ti* 合金を主體とし之に *Ni*, *Cr*, *Mn*, *Fe* 等の種々の組合せを行ひたる多元系合金に就て高温度試験を行つた。

7. 多元系合金の抗張力増加の原因に關して考察を試み *Ti* が *Al* 又は *Al* 合金に對する影響は制限的のもので之等合金の抗張力に良好なる効果を及す爲には、時效硬化を生ずべき元素又は化合物の存在を必要とする事を見出した。

終りに臨み本研究の發表を許可せられたる株式會社神戸製鋼所に對して深厚なる謝意を表し、且つ本研究の實驗は研究室各員の手を煩したる所甚だ多きを附記し其の勞を多とするものである。

緩徐な冷却速度を與へる二三の焼入液に就いて

(日本鐵鋼協會 第 12 回講演大會講演)

大 日 方 一 司*

中 島 孝 夫*

I. 緒 言

最近、松繩鈴木兩氏は、¹⁾ バネ鋼材の焼入に乳化油を應用して一段操作により直接ソルバイト組織を有する良好な材質を得られる事を報告して居られる。これは兩氏の發明にかゝる乳化油が普通の焼入液即ち水、油等に比して著しく小なる冷却速度を與ふる故に他ならない。

焼入の場合の冷却速度を支配する因子は複雑であつて、獨り焼入液の性能に依るばかりでなく焼入材料の性質、形狀、大きさ、表面の状態、焼入温度其他に依つても支配せられるわけであり之等の點に關しては、Pilling and Lynch,²⁾ French and Klopsch,³⁾ 石垣,⁴⁾ 三上,⁵⁾ 佐藤,⁶⁾ 及び著者の一人⁷⁾ 等の研究がある。

一段操作に依つて鋼材に常に一定のソルバイト組織を附與せんとするには従つて之等の因子に應じて適當な冷却速

度を與ふる様な各種焼入液を用意する必要がある。この意味に於て著者等は緩徐な冷却速度を與ふる二三の焼入液についてその冷却能力を比較して見たのである。勿論焼入液としては第一に安價である事が必要であり、取扱簡易にして危険性の少いものを選ぶ必要があるのでこれ等の點を顧慮して第 1 表に示した様な焼入液について實驗を行つた。

第 1 表 焼入液の種類

焼入液 番 號	焼 入 液	備 考
1	水	旅順市水道の水
2	30% トノコ水	水にトノコを粉末にして溶かしたもの
3	白 絞 油	
4	85% 粘 土 油	白絞油に粘土(顯微鏡實驗用)を溶かしたもの
5	50% トノコ水	
6	70% トノコ水	
7	1% 石 鹼 水	國産ヒノデ石鹼を水に溶かしたもの
8	2% 石 鹼 水	
9	乳 化 油	石灰の飽和溶液... 73% 白 絞 油... 25% 石 油... 2%

II. 實驗装置と實驗の結果

焼入冷却速度の測定には先に著者の一人の考案した冷却速度測定装置¹⁾を使用した。即ち一定小時間毎に明滅する平行光線を周期小なる鏡電流計に依つて反射せしめ焼入に伴ふ熱電對の電流降下の状態を乾板上に印刻せしめるの

* 旅順工科大学

¹⁾ 松繩、鈴木、機械學會誌 36, 1933, 503,

²⁾ N. B. Pilling & T. D. Lynch; Bulletin Trans. Amer. Inst. Min. Eng., No. 153, Sept 1924, p. 251.

³⁾ H. J. French & O. Z. Klopsch; Trans. Amer. Soc. Steel Treat., Sept. 1924, p. 251; Jan. 1926, p. 33

⁴⁾ 石垣 金屬の研究 6, 1929, 424.

⁵⁾ 三上 同 8, 1931, 398,

⁶⁾ 佐藤 同 9, 1932, 174; 同, 10, 1933, 63,

⁷⁾ 大日方 同 7, 1930, 161, Mem. Ryojun Coll. Eng. II. 1930, 315,

¹⁾ 大日方: 金屬の研究 7, 1930, 161.