

Y 合 金 に 就 て

西 村 研 究 室

工學博士 西 村 秀 雄

Y合金と稱する合金は Cu 4%, Ni 2%, Mg 1.5%, Al 残分の合金にして鑄造材或は鍛造材として内燃機關のピストン或はシリンダー、ヘッド等に廣く用ひられて居る。此の合金は英國に於て研究せられ、ピストン材として優秀なる性質があるものとして發表せられて以來、我が國にてもピストン或はシリンダー蓋には此の合金が主として使用せられて居る。併し Y合金が如何なるものであるか、其の基礎的研究は未だ完全に出來て居らない。又 Y合金は之を熱處理によつて硬化せしめるものであるが其の焼入硬化の原因をも未だ確められて居らない。著者はピストン用アルミニウム合金の研究の基礎的研究の一端として先づ Y合金に就て研究したのであるが、幸ひ超デュラルミンの研究に附隨し金相學的に此の Y合金の時効の原因も闡明せられるに至つたから、此處に之を發表するものである。

Y 合 金 の 金 相 學 的 研 究

Y合金は Cu 4%, Mg 1.5%, Ni 2%, Al 残分と言ふ合金であるから、其の金相學的の説明を與へる爲には、Al~Cu~Mg~Ni の 4 元系狀態圖を研究して始めて明になるものである。此の 4 元系は Al 側に於て Al~Cu~Mg, Al~Cu~Ni, Al~Mg~Ni の 3 元系から構成せられて居るから、是等の 3 元系を研究してからでないと此の Al 側の 4 元系狀態圖も判明しない。既に著者は Al~Cu~Mg 及 Al~Cu~Ni の Al 側の狀態圖に就ては之を研究して發表した。¹⁾ 従つて此の Al 側の 4 元系狀態圖も其の大略を 2—3 の實驗から之を知ることが出來たから Y合金の時効に關聯して説明する。

Al を主體とせる Al~Cu~Mg 系合金の狀態圖

之に就ては既に發表して居るから繰返して述べる必要はないが、此處に注意すべきは Al~Cu~Mg 系に於ける時効硬化が主として Cu と Mg の割合が 4:1.5 である三元化合物にして S と名付けたるものの析出過程として生じることと、Y合金に於て Cu と Mg の含有量が丁度 4:1.5 である。之が Y合金として優秀なる性質を與へる理由となるのである。其の理由に就ては後に述べたい。

Al を主體とせる Al~Cu~Ni 系合金の状態圖

この Al 側の 3 元系合金の状態圖に就ては著者の研究を既に發表して居る。併し不完全なる點があつたので、研究を繰返して少しく訂正して再び之を發表することにした。第 1 圖は之を纏めたる總合状態圖である。圖に於て AEOPF, FGQP, SQPOR, EOR 及 GQSの區域を夫々 (Al), NiAl_3 , Y, CuAl_2 及 NiAl_2 の初晶區域を示し、一變系反應線として FP, PO, OE, RO, GQ, QP 及 SQ が示されて居る。それぞれ

FP 液相 $\rightleftharpoons$ (Al) + NiAl_3

PO 液相 $\rightleftharpoons$ (Al) + Y

OE 液相 $\rightleftharpoons$ CuAl_2 + (Al)

RO 液相 $\rightleftharpoons$ CuAl_2 + Y

GQ 液相 + $\text{NiAl}_2 \rightleftharpoons \text{NiAl}_3$

PQ 液相 $\rightleftharpoons$ (Al) + Y

SQ 液相 + $\text{NiAl}_2 \rightleftharpoons \text{Y}$

に相應したるものである。而して P, Q 及 O は夫々第 1 表に示す如き反應點である。

第 1 表

Invariant point	Composition			Temperature	Reaction
	Cu	Ni	Al		
O	32	0.5	67.5	540	液相(dig) $\rightleftharpoons$ (Al) + Y + CuAl_2
P	23	2.5	74.5	585	Lig + $\text{NiAl}_3 \rightleftharpoons \text{Y} + \text{(Al)}$
Q	23	4.0	73.0	600	hig + $\text{NiAl}_2 \rightleftharpoons \text{Y} + \text{NiAl}_3$

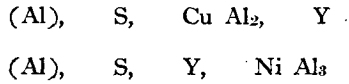
但し上記の Y なる相は 3 元化合物であるが其の正確なる成分に就ては尙研究を必要とするから Y 合金に關聯する化合物と云ふ意味を以てした。

Al を主體とせる Al~Mg~Ni 系合金の状態圖

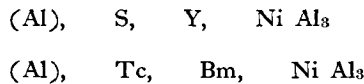
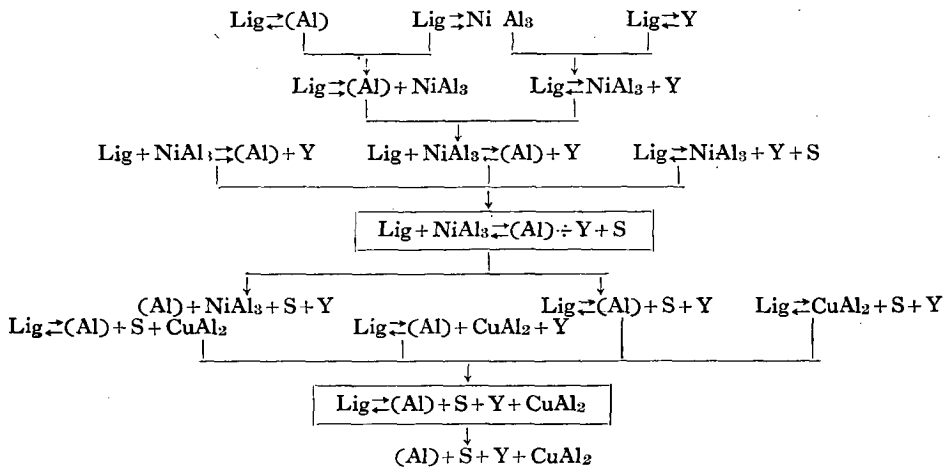
此の合金系の研究の發達せられたるものはないが、Fass²⁾ は其の著書に於て Al 側に於ける状態圖を與へて (Al), NiAl_3 , $\beta\text{-AlMg}$ の 3 相平衡區域に出来るものであつて 3 元化合物の生成せないものと考へて居る。

Al を主體とする Al~Cu~Mg~Ni 系合金の状態圖

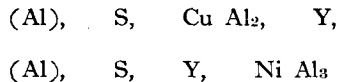
上記の 3 種の 3 元系合金の状態圖の大略が明になつて居るから 4 元化合物の生成がないものとして此の Al~Cu~Mg~Ni 系合金の状態圖も相像せられる。即ち (Al) 側に於ける固態に於ける平衡關係として



第 2 表



の 4 区域が出来ると思はれる。但し Tc 及 Bm は夫々 Al~Cu~Mg 系及 Al~Mg 系の T 及 β 相を示した、このうち Y 合金に關聯しては

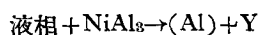
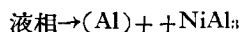
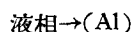


の 2 区域の平衡關聯が必要であつて、此の区域は 4 元系に於て (Al)~S~Y の 3 元平衡區域で相隣接して居る。是等の正確なる平衡狀態圖を知るには多くの實驗を必要とするから、此處には 2~3 の實驗結果から考へることにした。

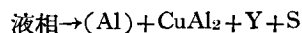
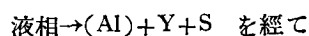
これ等の範圍内の合金に就て行つたる熱分析の結果から見ると何れに於ても最低凝固溫度としての不變系反應に相當する停止點が現はれた。此の溫度は約 500°C である。之は Al~Cu~Mg 系に於ける 500°C の 3 元共晶反應たる 液相 $\rightleftharpoons (\text{Al}) + \text{Cu Al}_2 + \text{S}$ に相當するものと思はれる。併し Cu=Mg が 4=1.5 の割合にして Ni を含んだる合金は (Al), S, Y, NiAl₃ の 4 相平衡内の合金となるべきであるから、之は過冷の爲に生じたるものと思へてよい、即ち (Al), S, Y 及 NiAl₃ の 4 相平衡區域が獨立したるものではなく凝固に於ける反應が (Al), CuAl₂, S, Y の區域迄に及んで居るものと思はれる。之より第 2 表に示す如き凝固に於ける平衡反應を経て凝固するものであらうと思はれるのである。第 2 圖は此の 4 元系の狀態圖を

示したものである。

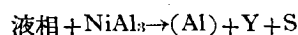
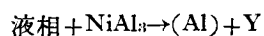
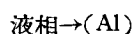
第2表或は第2圖に見る如くなると考へるとY合金の如き金が液態から凝固する迄の反應は



の包共晶反應が生じて



を生じて來るのであらう。平衡が成立して進むものとする

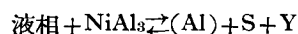


の包共晶反應によつて

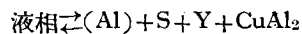


の混晶として凝固すべきであるが、冷却曲線に見る如く過冷する爲に低温の反應が生じて第3

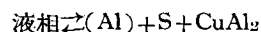
圖 (a) — (c) の冷却曲線に於ける 560°C の反應は



の包共晶反應であると考へられる、又約 500°C に於ける不變點は、

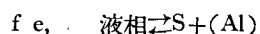
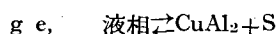
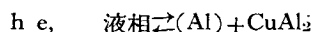


の4元共晶であらうと思はれるが之は Al~Cu~Mg 系の

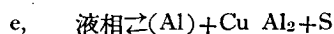


と殆ど一致することも實驗的に其の間違ないことを定めた* 従つて第2圖の状態圖は成立する

ものと考へられる。圖に於て Al~Cu~Mg 系に於ける Al~CuAl₂~S の3相間には

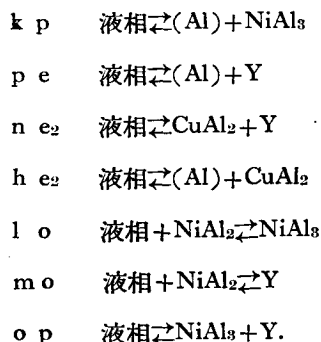


の2元共晶線と

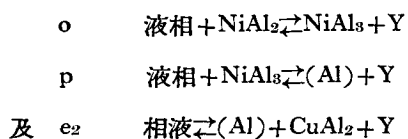


* 顯微鏡組織に於ても確めたが之は省略した。

の 3 元共晶點とがあり、又 Al~Cu~Ni 系に於ては既述の如き

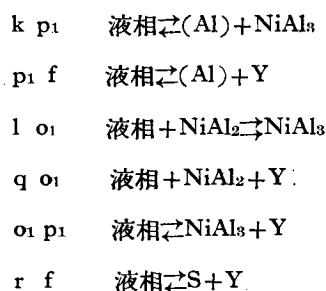


の一變系反應線と

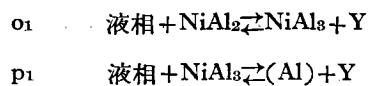


の各不變點とが示されて居る。

Al~S~NiAl₃ の 3 相間に於ては丁度 Al~Cu~Ni 系に於けると同様なる平衡關係が生じるものと假定すると、此の 3 相間に於ては

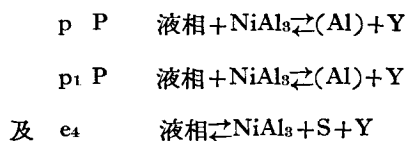


なる一變系反應線と



の不變點が出来ることになる。

かくして (Al)~NiAl₃~S~Y の 4 相間に於ては凝固反應は包共晶反應が生じる結果として (Al)~S~CuAl₂~Y の 4 相平衡範圍に及んで来る。即ち



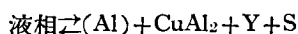
で示される如く p 及 P₁ の不変系が 4 元系になると p P 及 p₁ P の一変系反應線となつて P に變る様になる。



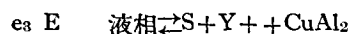
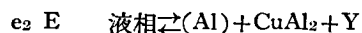
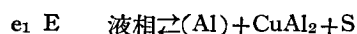
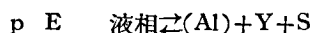
である。この反應にて Al~S~Y~NiAl₃ の範圍の合金は凝固で終る筈であつて Al~CuAl₂~S~Y の範圍の合金では



に進んで来る。而して E 點の反應即ち



で凝固を終ることになる。この E 點は



の各線が集つて出來たものである。而して p 點は 560°, E 點は 500° と考へられるので之は e₁ と殆ど一致するものとなるのであらう。かく Al~Cu~Mg~Ni 系の狀態圖を考へて Y 合金の時効硬化を檢討して見ると各種の現象が明になる。

Y 合 金 の 時 効

Y 合金は之を 500°~520°C に加熱して水に焼入して常溫に時効せしめるか亦沸騰水に投じて焼入し時効せしめて使用するのが普通である。

此の時効の現象を探究する爲に次の如き實驗を行つた。

先づ第 3 表に示す如き Cu 4%, Mg 1.5%, 及 Cu 4%, Mg 1% を含む Al 合金に Ni を 0.5%, 1%, 及 1.5%を加へたるものを板に壓延して 500°C にて焼入して常溫にて時効せしめた。其の硬度の變化を調べたが何れもよく硬化することを知つた。特に Ni の添加によつて其の硬化が阻止せられることも認められない。

第 3 表

Number	Composition (分析)%			Al balance
	Cu	Mg	Ni	
N. 1	4.02	1.55	0.57	
N. 2	3.84	1.53	1.00	"
N. 3	3.97	1.49	1.49	"
N. 4	3.97	1.23	1.70	"

N. 5	4,01	1,06	1,09	"
N. 6	3,99	1,03	0,57	"

第 4 表

Composition (%)				Brinell Hardness		
Cu	Mg	Ni	Al	Aged at room temp	Tempered (10 hrs) 100°	150°
4,02	1,55	0,57	残分	114	110	113
3,84	1,53	1,00	"	110	107	102
3,97	1,49	1,49	"	115	116	107
3,99	1,03	0,57	"	110	106	105
4,01	1,06	1,09	"	107	105	105
3,97	1,23	1,70	"	107	104	101

次に 500°C にて焼入して之を 100° 及 150°C で 10 時間焼戻したるに第 4 表に示す如く焼戻によつて硬化するが其の程度は著しくなく、寧ろ常溫時効以上に硬化しないか或はそれ以下である。この現象は Al~Cu~Mg 系合金の時効現象と大差ない。之は Ni が Al に殆ど固溶しないから時効の現象が Al~Cu~Mg 系の合金と同様となる爲であると云ふてよい。

次に 500°C に焼入して直に加熱したときの膨張變化を調べた。之を見ると 80° 附近に異常膨張の山があつてそれから收縮して来る。それから 280°C 附近に小さい山が見られる。之は既報の如く Al~Cu~Mg 系並に Al~Cu~Mg~Mn 系の合金に於けるものと同様である。

上記の實驗から考へて Y 合金に於ける時効の現象が CuAl_2 の析出の爲でなく Al~Cu~Mg 系の S 化合物に基くものとすることは状態圖と併せて考へれば間違ないものであらう。

Y 合金の時効及熱處理

上記の如く状態圖から Y 合金の時効の原因が超デュラルミンと同様であると考へられる。且上記の實驗から單に Y 合金を熱處理する場合には之を焼戻するの必要はない譯であるが、ピストンとして使用する場合航空機エンジンの如きものに使用するとピストンの底部が 300°C 以上に加熱せられる。熱處理を施しても結局は焼鈍せられて来るであらう。其の際に如何なる現象が生じるかを調べ熱處理を施した方が合理的である。

其の目的で Y 合金 (Cu 4%, Mg 1.5%, Ni 2%) の焼入試料の焼戻による膨張變化を調べて見た。第 3 圖は結果を示したるもので焼入直後から加熱すると既述の如く異常膨張が生じて来て再び收縮し 280°C で僅に膨張が認めらる、之を 350°C 迄加熱して冷却し、之を再び加熱して見ると第 3 圖に示す如く全く變化がない、二度繰返し加熱しても同様であつて 350°C 迄加熱せられると全く焼鈍せられたる状態となる。

次に之を 500°C 焼入後 120°C にて 6 時間焼戻してから加熱したが第 3 圖に示す如く僅に異常

膨張を認めたが、之を 350°C 迄加熱しても膨張には全く變化がない。之から考へて Y 合金を使用するときに結局は局部的でも 350°C 以上に加熱せられて焼鈍せられたる状態となる以上は、焼入して常溫時効せしめて硬化せしめて置いても結局は軟くなるとすると使用の際に缺陷の生じない方がよい、之より 120°C 位で焼戻して置いた方が異常膨張がなくしてよいであらうと考へる。

殊に複雑なる形状のピストンの如きは加熱によつて歪が生じる懼があるときには殊に油なり沸騰水に焼入して割れない様にしたい。

以上は膨脹試験の結果から考へたのであるが硬度から見てもかかる熱処理をしても差支へないか如何を見る爲に同様の試料を 500°C から水に焼入して常溫時効してから 500°C に30分加熱し冷却し再び 350°C に加熱といふ操作を五回繰返して硬度を調べた、第4圖は其の結果を示して居る。

之を見ると 350°C に加熱せられると焼入した儘でも焼戻しても何れにしても一旦 350°C に加熱せられると硬度が同様の程度になつて来るから此の點からも焼戻して置いた方が歪が除かれた状態となつてよいであらうと考へる。

Y 合金に及ぼす珪素の影響

Y 合金に就て注意しなければならないものはアルミニウム地金に不純物として含有せられて来る珪素及鐵などである。殊に珪素に就ては其の影響が大きいから特に注意を要する。珪素が超デュラルミンの常溫時効を阻害することは之を状態圖の方面から證明することが出来て居る如く Y 合金に於ても同様に珪素が多く含まれると平衡關係が移動して S 化合物の析出範圍から離れて来るものであることは此の Y 合金に於ても其の常溫時効の原因が S 化合物の析出に基くものと言ふことが明である以上、同様に考へて差支へないであらう。

之を例證する爲に次の如き實驗を行つた。即ち Cu 4%, Mg 1.5%, Ni 2%, Si 1% を含む合金を造り、Y 合金と同様に 500°C にて焼入して之を常溫時効の後或は 130°C にて焼戻してから 350°C にて繰返し加熱して硬度を測定したるが珪素が多いと珪素を特に加へてないものに比して硬化の程度低く、繰返し加熱にても硬度が低い、これから考へても珪素の含有が多いことは望ましくない。

又 500°C にて焼入し直後示差膨張を測定したる結果は常溫より加熱するにつれて異常膨張を示すことが殆どなく 280°C 附近に於て CuAl_2 の析出によるべき異常膨張收縮が生じて来る、之を第4圖と比較して見ると明に其の差がある。之は超デュラルミンに對する珪素の影響と全

く同様であつて珪素の含有によつて平衡關係が移動して S—化合物の析出範圍から離れて來る爲である。280°Cの異常膨張收縮が CuAl_2 によつて生じることから考へて CuAl_2 の析出が多くなることも想像せられる。

かく 350°Cに加熱して冷却後加熱を繰返して膨張變化を測定した結果は圖に示された如く一回目の繰返加熱では幾分 280°C附近で膨張の傾向を示して居るが二回目の繰返加熱では、最早著しい變化が生じない。

上記の結果を纏めて考へると Y合金に珪素の含有せられることは望ましくないと云ふことになる。即ち焼入して使用したる場合、珪素の含有が少いときは加熱しても低温度にて異常膨張を示しても高温度にて異常膨張變化が少い爲に局所が 350°Cの如き温度に加熱せられても歪を生じることが少いが珪素が多く含まれて來ると 280°Cに於ける膨張收縮が生じて來て歪を生じることになつて、之が繰返されると遂に破壊したり割目が出來たりする懼があるから、珪素の含有には出来るだけ少いことが望ましい。

結 論

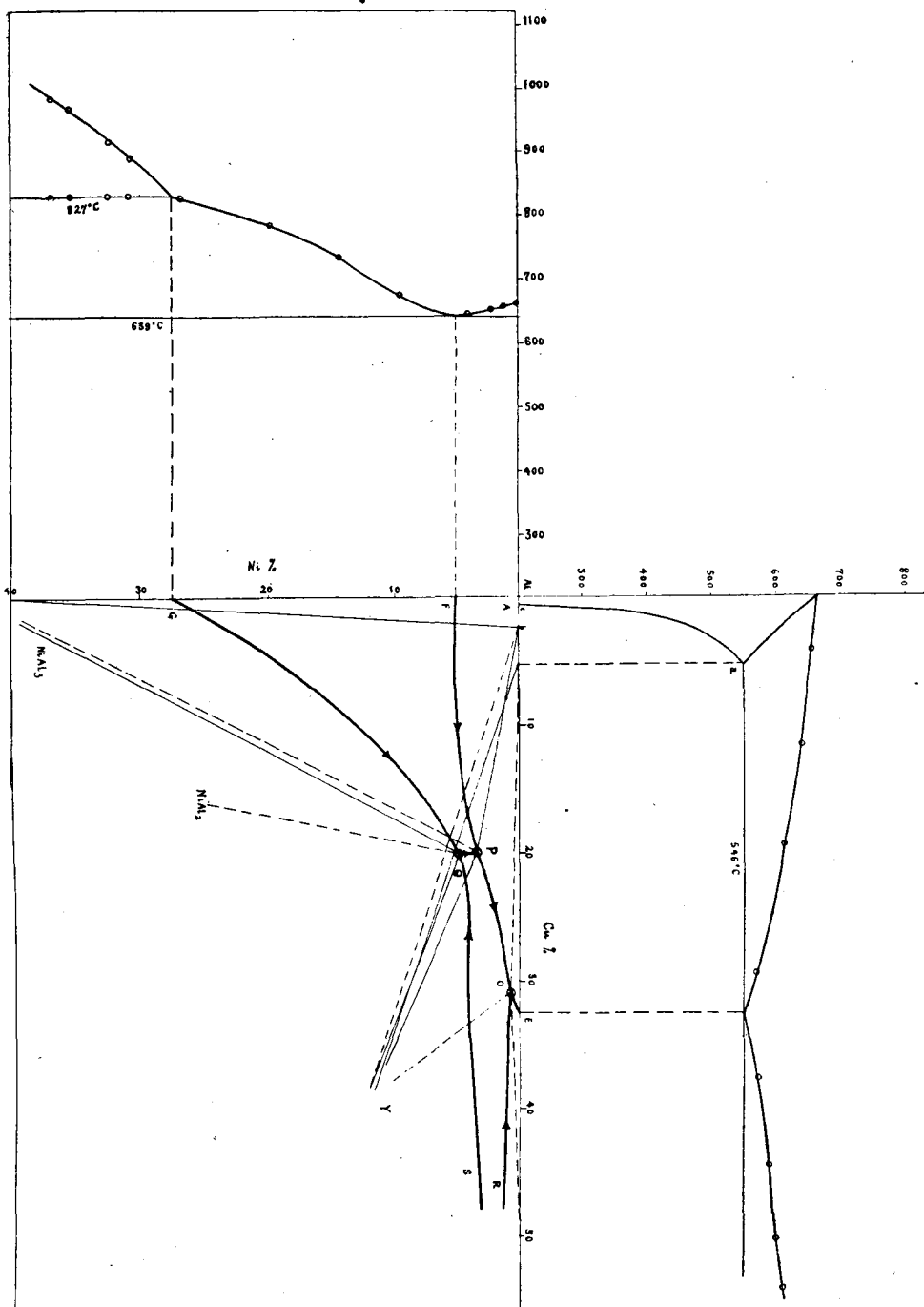
- 1) Al~Cu~Mg~Ni 系の狀態圖を研究して金相學的に Y合金の組織を明にした。
- 2) Y合金の焼入時効の原因が Al~Cu~Mg 系の 3 元化合物 S によつて生じるものなることを證明した。
- 3) Y合金の熱處理としては、ピストンに用ゐるならば 500—520°Cにて焼入してから 130°C位で焼戻して置いた方がよいことを知つた。
- 4) Y合金に珪素が 1%も含まれると其の焼入及焼戻による硬化を阻害することの理由を超デユラルミンの場合と同様に平衡關係の移動にて説明した。

終りに臨みて本研究を行ふに當りて日本學術振興會の補助を受けたることを記して感謝の意を表するものである。

文 獻

- 1) Al~Cu~Mg 系, 化學研究所講演集 1 (昭12), 8,
Al~Cu~Mg 系, 水曜會誌 5 (昭3), 616,
- 2) Metallographie des Aluminiums und seinen Legierungen 142,

Fig. 1



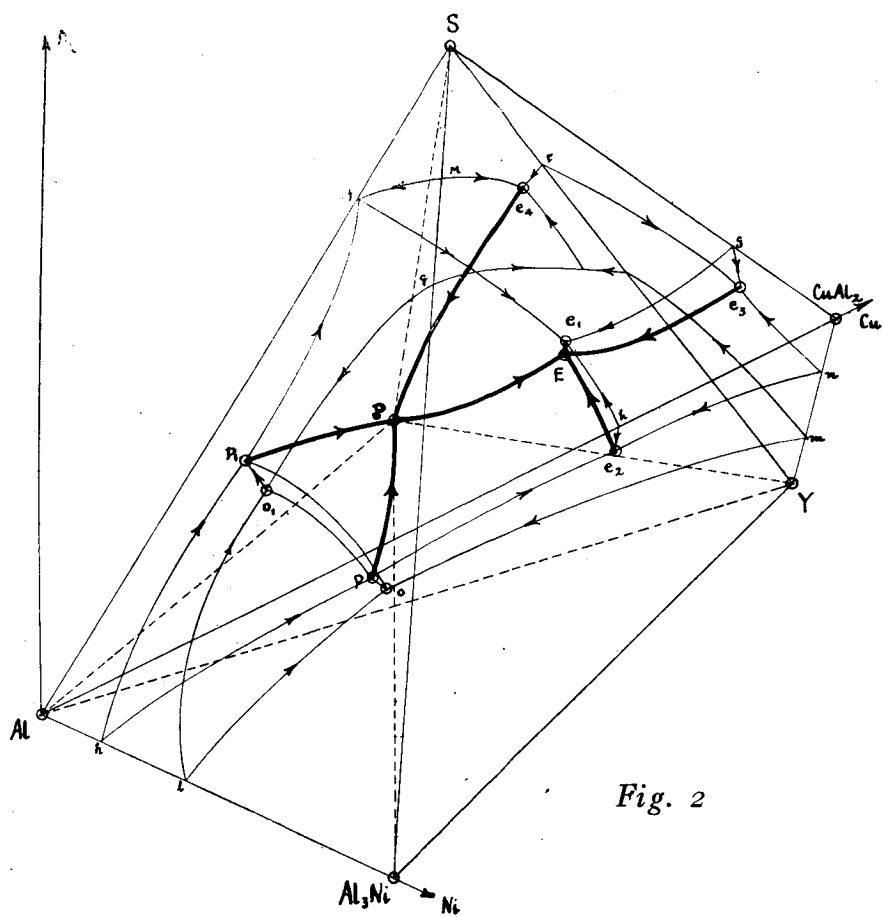


Fig. 2

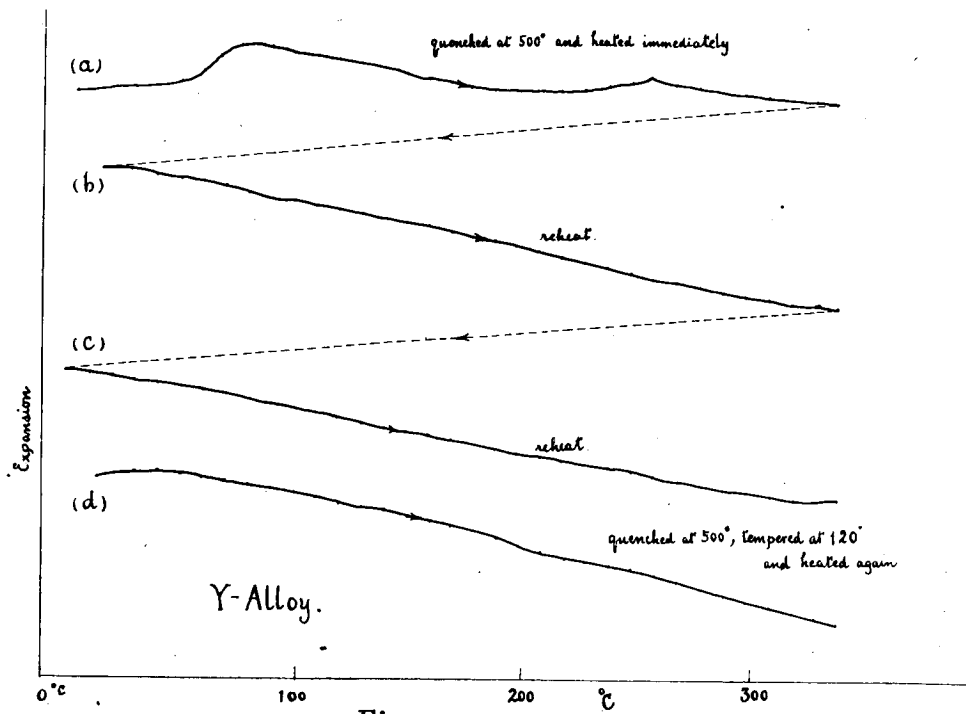


Fig. 3

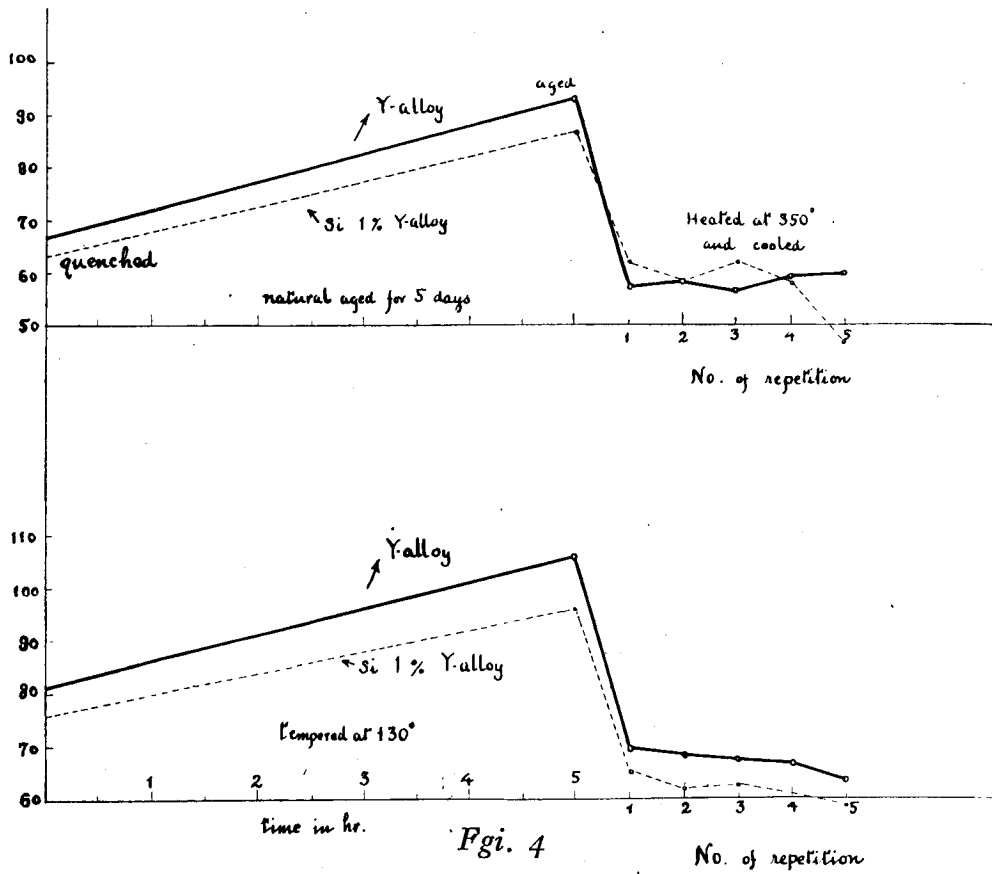


Fig. 4