

鐵と鋼 第十年 第一號

大正十三年一月二十五日發行

銅—アルミニウム—ニッケル三元系合金の研究

飯 高 一 郎

内 容

- 一、緒 言
- 二、銅—アルミニウム、銅—ニッケル、ニッケル—アルミニウム三元系の研究
- 三、固溶體を含む三元系の立體模型に就て
- 四、銅—アルミニウム—ニッケル三元系立體模型の切斷面
 - (イ)ニツケル五〇%斷面
 - (ロ)ニツケル一〇%斷面
 - (ハ)ニツケル二〇%斷面
 - (ニ)ニツケル三〇%斷面
 - (ホ)ニツケル四〇%斷面
 - (ヘ)ニツケル八〇%斷面
 - (ト)ニツケル六〇%斷面
 - (チ)ニツケル五〇%斷面
- 五、銅—アルミニウム—ニッケル三元系の立體模型
- 六、種々の溫度に於ける組織の分布圖
- 七、結 論
- 八、附 記

一、緒 言

著者は曩に發表した論文に於て（機械學會誌第二十五卷第七十二號）本系合金中の或組成のものがタルピン翼スチームヴァルブ火床板等の高溫度工業材料として極めて有力である事、乃ち高溫度に於て殆ど全く酸化せず、甚だ強力で伸長率強靱性屈曲等諸種の機械的性質優秀、顯微鏡的組織小なる事、及び焼入れすれば炭素鋼や一〇%アルミニウム青銅の場合と異り強度硬度等は反つて減少し、焼戻しすれば激増する事等を述べた。

該研究は丁寧煩雜に過ぎた程なれど此合金の示す特異の性質及び變化を確實に認識し、適當の解釋を與へるには未だ十分でない。乃ち興味を中心となつた β 相は安定相である事、銅—アルミニウム二元系の δ 及び β とは類似の點もあれど又種々異つた點も無きにしもあらざる事、機械的性質を優秀にする原因なる事等は確實に知り得たれど β の本性に關しては僅かに α とは別種の銅—アルミニウム—ニッケル三元固溶體ならんと想像し得たに過ぎずして状態圖中に於ける其位置の如きは全く不明であつた。其後研究範圍を擴張して銅—アルミ

ニウム—ニッケル三元系の一般的研究を行ひ、更に進んでニッケル—アルミニウム二元系を研究した結果が相に就て確實な考に到達し、従つて本合金の性質及び變化（熱處理に際しての）に關しても明瞭に理會し得るに至つたので茲に報告する事とした。斯の如く本報告は一面に於ては著者が新に提出した合金の學問的根據を明にするものなれど、又他面に於ては現今工業上極めて普通に用ひられ且つ重要な位置を占めるアルミニウム青銅（銅—アルミニウム合金）及びモネルメタル（銅—ニッケル合金）等と本合金との關係比較を明にするものである。

實驗に用ひた材料は三菱大阪精鍊所製の電解銅、板狀電解ニッケル及び板狀アルミニウムで、銅、ニッケルは分析及び顯微鏡試験の結果十分の純度ある事を確めた。只アルミニウムは純粹の物質を多量に得る事が困難なので止むを得ず最純の工業品を用ひた。○・五%内外の鐵、硅素と銅鉛の痕跡を含むものである。熱分析を行ふには一定の割合に秤量した五〇瓦の試料を磁製のタンマン管に入れ、タンマン爐で良く熔融し、一秒時間に一度宛位の速さで冷却して時間—溫度曲線を作つた。溫度測定には白金と白金—ロヂウム合金との熱電對を石英管に封入して熔融金屬中に入れ、發生するミリボルトを横河電機會社製ミリボルトメーターで測つた。溫度の補正は例によつて當研究所備付の標準器に依つた。顯微鏡試片の腐蝕液は殆ど常に鹽化鐵の鹽酸及びアルコール液を用ひ、ニッケルを多量に含む合金には硝酸を用ひた。

二、銅—アルミニウム、銅—ニッケル、ニッケル—アルミニウム二元系の研究

(イ)銅—アルミニウム二元系。本系の信用し得べき平衡圖としては前著記載のアンドリュウ氏の者 (T.H. Andrew: Enging. Vol. 99, p.446, 1915) 以外にグェル氏のもの (Gwyer: Zeit. Anorg. Chem. Vol.57, p. 119, 1908) 等がある。前者はカーペンター (H.C.H. Carpenter & C.A. Edwards: Eighth Rep. to the Alloys Research. Committee) 及びカーリー兩氏 (Curry: Jour. Phys. Chem. June 1907) の貴重な報告を基礎として之に該著者の研究を加へて作つたものである。最近ストックデール氏は精密の實驗を行つて此平衡圖を論じ、アンドリュウ氏と略々同一の結果を得た。(D. Stockdale: Jour. Inst. Metals, Vol. 28, p. 273, 1922) 著者の經驗はアンドリュウ及びストックデール兩氏の結果と良く一致する。第一圖に於て○印を附したのは著者の求めた點である。電氣抵抗測定の結果に依れば α と β のユーテクトイドの變化は五五五度に於て起る。熱分析の結果は多少溫度が違ふ。アルミニウム二五%以上に就ては經驗少なきを以てカーペンター先生の圖を複寫したに過ぎない。

從來の多數研究者の一致した結果を見るに、相と相との區別は如何なる腐蝕液を使用しても未だ嘗て認められなかつた。只其間に熱分析上一つの變化を觀察したに止る。兩相は極めて類似の（或は全く同一の）固溶體である。故に著者は三元系の研究に於ては暫く兩相を區別しない事にした。實驗の結果も亦其區別を必要としない。

(ロ)銅—ニッケル二元系。總ての割合に固溶體を作り、其顯微鏡組織は焼鈍したものでは皆單相である。著者の得た平衡圖は第二圖に示した。

(ハ) ニツケル—アルミニウム二元系。本系合金に就てはグエル氏が已に一通り研究して第三圖に示す平衡圖を作つた。
 (Gwyer: Zeit. Anorg. Chem. Vol. 57, p. 136, 1908) 之に依ればアルミニウム凡そ一四・五%まで α 固溶體、一四・五—二〇・五%の間は $\alpha+\delta$ の二相で、二〇・五—三二・五%の間は δ 固溶體である。著者は銅—アルミニウム—ニッケル三元系研究中グエル氏の所謂 α 部分に新相を想像するに至つたので此部分に就て詳しい研究をする事とした。

先づ熔融した合金を小なる金型に鑄込んだ儘の組織を見るに、アルミニウム凡そ八・五%までは單相 α である。

寫眞第一は純ニツケルの組織で、第二はアルミニウム四%を含むものである。八・五—一二・〇%の間は單相でない。寫眞第三及第四はアルミニウム九・〇%を含むもので此部分を代表する組織である。一〇〇倍に擴大したものは暗色の一次結晶と其間隙を充填する白い部分とから成り、五〇〇倍にて見る時は暗色の一次結晶は又多くの黒點を析出してユートクトイド組織を示す。この組織に就ては後に詳論する。一二・〇—一四・五%の間は又單相となる。之は α とは別の相と考へざるを得ないので γ と名づけた(寫眞第五)。一四・五—二〇・五%の間はグエル氏は $\alpha+\delta$ と考へたれど著者は $\alpha+\delta$ と見做す。その代表的組織は寫眞第六に示した。暗色の相は δ で白色の相は殆ど γ と見做すべきユートクチックである。二〇・五%以上は δ の單相である(寫眞第七)。之等の諸組織は熔融状態から徐々に凝固しても或は直ちに水中へ焼入れしても、又一旦凝固したものを九〇〇度に三時間熱して焼入れしても全く變化がない。著者が研究の結果として得た第四圖の平衡圖を

假定すれば之等の事實を良く説明する事が出来る。次に材料金屬に含まれる不純物の影響及び攪拌に使用した炭素棒から混入する塵れある炭素又は他の物質の影響を確める爲めにメルク會社製品の最純なニツケルとアルミニウムとを使用し、アラシダム坩堝に入れ、石英棒にて攪拌して作つたインゴットを見るにアルミニウム九・〇%合金の示すユートクトイド組織は寫眞第三第四と全く同一であつた。 α 及び γ 部分も何等の變異を認めない。乃ち前記の諸組織はニツケル、アルミニウム以外の物質の影響でない事が明である。又一旦凝固したものを再び溶融して良く攪拌した後凝固してもユートクトイド組織は少しも變らない、故に此組織はニツケルとアルミニウムとが完全に融合しない爲めに生ずる不安定組織の類のものではない。猶ほアルミニウム一四・五%以下の部分に就て次の如き種々の熱處理を行ひ、 α 、 β 、 γ 、三個の單相の存在、及びその間にユートクトイド組織の存在する事實を確實にした。

アルミニウム含有量	熱處理	組織
六・〇%	一三〇〇度に一時間半熱して焼入れ、	單相 α 。
七・五%	" "	" "
八・三%	" "	" "
八・五%	一二五〇度に二時間熱して焼入れ、	如何程腐蝕しても α の單相。
"	一二五〇度、二時間、焼入れのものを更に一一〇〇度に一時間熱して焼入れ、	淺く腐蝕すれば α で少し深く腐蝕すればユートクトイド多量現はれる。
八・七%	鑄放し及び九〇〇度、三時間焼入れ、	寫眞第三第四の九〇%合金と同じ。
"	一二五〇度、二時間、焼入れ、	單相なれど α とは異ると考へ β と名づけた(寫眞第八)。

” 一二五〇度、二時間、焼入れ、再び一〇〇〇度、一時間、焼入れ、

淺く腐蝕しても斑點現はれ始め、少し深く腐蝕すればユーテクトイドとなり、白い相も少し残る。αであらう(寫真九)。

” 一二五〇度、二時間、焼入れ、之を一〇〇〇度、一時間、焼入れ、最後に九〇〇度、二時間、焼入れ、

前と同じ組織。

九〇〇度、數時間、焼入れ、之を再び一〇〇〇度、一時間、焼入れ、

βの单相。

” 一二五〇度、四一時間、焼入れ、

如何程腐蝕しても单相、βと考へる(寫真第十)。

” 一二五〇度、四一時間、焼入れ、

如何程腐蝕しても己に斑點を認め、深く腐蝕すればユーテクトイドに分れる(寫真第十)。

斯くユーテクトイドとなりたるものを又一三〇〇度に一時間熱して焼入れすれば再び单相となる。又一三〇〇度に半時間熱して徐々に冷却すれば寫真第十二に示す如く一次結晶とユーテクトイドとに分れる。

” 一三〇〇度、八時間、焼入れ、

如何程腐蝕してもユーテクトイドは無い。大體はβと考へる。γの白い相も残る(寫真第十三)。

” 前のものを一〇〇〇度、一時間焼入れ、

淺く腐蝕してもユーテクトイドに分れる(寫真第十四)。

斯くユーテクトイドに分れたものを再び一三〇〇度に一時間熱して焼入れすれば单相となり、又一〇〇〇度に一時間熱して焼入れすれば再びユーテクトイドとなる。

” 一三〇〇度、八時間、焼入れ、

大體は白い单相なれど黒い相も多少残る。白はγで黒はβと考へる。

” 一三〇〇度、半時間、焼入れ、

单相部分とユーテクトイド部分とあり、单相部分はγと考へる。

” 一三〇〇度、八時間、焼入れのものを一〇〇〇度、一時間、焼入れ、

单相部分とユーテクトイド部分とあり、单相部分はγと考へる。

一三・五% 一三〇〇度、八時間、焼入れ、 如何程腐蝕しても单相γ。

” 前のものを一〇〇〇度に一時間熱して焼入れ、 前と全く同じ(寫真第十五)。

次に各部分の標準組織乃ち一三〇〇度附近で長時間焼鈍して該温度で安定の組織となしたものを徐々に常温まで冷却した際に示す組織を考へんに、第四圖のαの部分とγの部分とは寫真第二及び第五と全く同じく、ユーテクトイドの部分は寫真第十二と同じである。

之等の實驗に依ればアルミニウム八・五%以下のα部分及び一・二〇—一四・五%のγ部分には常温と熔融温度との間に組織の變化が無い。八・五—一・二〇%の間は一〇〇度以下ではユーテクトイドを認め、一二五〇度以上から焼入れすればユーテクトイドは全く失はれる。第四圖に示した平衡圖は之等の關係を明瞭に示すものである。グエル氏が單にα固溶體と見做した部分は實は α_{2+3} ユーテクトイド、β、γ、等色々の組織に分れる。之等の事實を説明する爲めには $Zr_{12}Al_{11}$ (アルミニウム八・四五%)、 $Zr_{11}Al_{10}$ (アルミニウム一三・七%)なる二つの新化合物を假定する必要がある。第四圖は全く顯微鏡の研究から定めたものである。熱分析を行つても此圖を一層確實にする程精密の結果は得られない。溶融温度が高い事と狭い範圍で複雑の圖である事とが實驗を極めて困難にするからである。

ユーテクチック停止點は認められないから若し之が存在するとしても極めて狭い範圍に限られる。猶ほ以上に掲げた組成は秤量組成であるが實際にインゴットを分析して其アルミニウム含有量を定めた價は次表に示す如く秤量したものと大差がない。

秤量組成	八・〇〇%	九・〇〇%	一一・〇〇%
分析組成	八・三三%	九・二二%	一一・一九%

三、固溶體を含む三元系の立體模型に就て

銅—アルミニウム—ニッケル三元系の研究に入るに先ち一般的に固溶體を含む三元系に關する理論を簡單に述べる。

(イ)三元系の三邊をなす三個の二元系がいづれも總ての割合に固溶體を作る場合。

三元系に於ても完全に固溶體を作ると考へて論ずれば熔融表面 (Liquidus Surface) は Maximum 又は Minimum を示す事があり得るけれど、之等特別な點の存在しない最も平凡の場合には第五圖の如くである。圖に於て實線は Liquidus、點線は Solidus で其の間の空間は二相の共存する區域である。

今 α なる組成を有する合金の此空間に於ける平衡状態を研究せん α に垂直線を立て、其直線上にあり且つ此空間に存する一點 x を含ん α A'B'C' に平行の平面を作り、該平面が Liquidus Surface を切る線を $a b \alpha \gamma$ Solidus Surface を切る線を ed とする、平衡状態にある液相は ab 上の或一點で固相は ed 上の或る一點である。液相を分析して其組成 e を決定すれば固相の組成は e' x' 直線を延長して e' d' と交る點 f' として求められる。此正三角柱立體模型の一邊を成す二元系に平行する切斷面は極めて簡單である(第六圖)。熱分析に依つて數個の斯かる切斷面を作り、其等を組合すれば立體模型を求め得るのである。

(ロ)三個の二元系の内或る一個の二元系がユートクチックを有し他の二元系は全く固溶體を作る場合。

ユートクチックを含む二元系に第三の物質を加ふれば、其

量の増加するに従つて二相組織の部分は次第に狭少となり遂に全く消失して單相固溶體となる。二元系 AB に於けるユートクチックを C とし、此温度で互に平衡にある飽和固溶體を

$a, b,$ とする。三元系の二個の Liquidus Surfaces は A, B, から C に向つて下降し、一本の空間曲線で連結する。この曲線を底面に投射したものを $O_1 K_1$ とする。C₁ なる液相と平衡にある固相は a_1 及び b_1 である。C₁ が K_1 に近づくに従つて a_1 と b_1 とは次第に接近し、 K_1 に於て遂に一種の固溶體となる(第七圖及び第八圖)。AB に平行する三元系の垂直切斷面は(イ)の場合の如く簡單ではない。A'B' 切斷面は第九圖に示す如くである。A'C', B'C' は液相から I 又は II の固溶體が析出し始める温度を示し、 $a'C', b'C'$ は M+I 又は M+II から更に II 又は I が析出し始める温度を示し、 $A_1 a', C_1 b', B_1$ は液相が消失する温度を示す線である。各區域に存在する相の種類は圖上に示した通りである。二元系に於て aCb なる一本の直線を以つて示されたユートクチックは三元系では $a'C'b'$ 及び $a'C'b'$ の二本の線に分れ、且つ不變系は一變系となる。CK を直線と假定して(實際は曲線の場合多からん)此の上に立てる垂直面を以て切つた斷面は此場合には第十圖(1)の如きものを假定して居るのである。A'B' 斷面は極めて簡單で第六圖と同じである。EF 斷面は第十圖(2)に示した。

(ハ)三個の二元系の内二個の二元系がユートクチックを有する場合。

第十一圖に示す如く二つのユートクチックは一本の空間曲線 cd を以て連結する。 cd 上の液相から結晶し始める飽和固溶體の組成は ab, ef 線上にある。AB に平行の垂直切斷面は前

項の A/B 断面と全く同じである。

(ニ)三個の二元系が皆ユーテクトチックを有する場合。

第十二圖に示す如く $a_1a_2a_3$ 内のもは三個の飽和固溶體 a_1 、 a_2 、 a_3 の三相組織で $b_1c_1a_2a_1b_2c_2^2a_3b_3c_3^2r_3$ 内のもは二個の飽和固溶體から成る二相組織で $Ab_1^2c_3Bb_2a_2c_1Cb_3^2c_2$ 内のもは單相固溶體である。

四、銅—アルミニウム—ニッケル三元系立體模型の切断面

第二項に述べた三個の二元系状態圖は之を正しきものと見做し、之等の基礎に立脚し、更に進んで三元系の状態圖を研究する事とした。三元系の状態圖は合金の組成を示す正三角形を底面とし、溫度を縦軸にとつた三角柱の所謂 Space Model を以て明に示される。先づニッケル含有量を恒一に保ち、アルミニウムの含有量を〇—三〇%の間に變へた種々の合金を作り、其熱分析及び熱處理に依る顯微鏡組織の變化を研究し、次にニッケルの含有量を他の種々なる恒一の價に變へて同様の實驗を繰り返し、此の如くにして Space Model の數個の縦断面に於ける状態圖乃ち Liquidus, Solidus, 溶解度線、組織と溫度との關係等を知るべき圖を作製し、之等の諸圖を合して一個の Space Model を作り且つ其底面上に於ける投影圖並に等溫線を求めるとした。

(イ)ニッケル五%断面。

此の断面に就ては簡単に述べる。

アルミニウム九・〇%以上はニッケルを含まない銅—アルミニウム二元系と全く同一である。例へばアルミニウム一三・〇%合金は凡そ五〇〇度以上から焼入れすれば寫真第十六

に示す如く全部 β の針狀組織を呈し、色は暗褐色である。四〇〇度以下から焼入れすれば針狀態は全く失はれてユーテクトイドとなり一面に班點を認める(寫真第十七)。

一一・〇%合金は凡そ八〇〇度以上から焼入れすれば β で、六五〇度附近から焼入れすれば β から a を析出し、四〇〇度邊では β 部分はユーテクトイドとなる(寫真第十八及び十九)。

一五・〇%は六〇〇度から焼入れすれば三割の δ の外は明に β で、四〇〇度から焼入れすれば八割の δ とユーテクトイドとなる(寫真第二十及び二十一)。之等の合金に就て熱分析を行へば冷却曲線に於て凡そ四八〇度に變態を認める。九・〇%以下の合金は九〇〇度から焼入れすれば a の單相で(寫真第二十二)、六〇〇度邊以下から焼入れすれば a の内部(一面に δ の班點を析出し(寫真第二十三)、三・〇%以下には此現象を認めない。

(ロ)ニッケル一〇%の断面。熱分析及び顯微鏡試験とに依つて作つた状態圖は第十三圖に示した。

高溫度に於ける組織を決定するには該溫度に少くとも三十分間以上熱した後焼入れした。A C B A' a d B' は Liquidus 及び Solidus である。ab は a 中に於ける β の溶解度線 b_0c は a 中に於ける δ の溶解度線である。アルミニウム六・〇%合金を九五〇度から焼入れすれば a で、八〇〇度に下げて焼入れすれば a 中へ β の小結晶を析出する。アルミニウム五・〇%合金は九五〇度から焼入れすれば a で(寫真第二十四)。六〇〇度以下に下げて焼入れすれば a から β の小結晶を析出する(寫真第二十五)。アルミニウム四・〇%合金は七〇〇度以上から焼入れ

すれば a で、六五〇度以下の焼入れでは多數の班點を析出する。之等の班點は一〇〇〇倍に擴大した顯微鏡下で見るとは極めて細小の結晶である事が明である。アルミニウム二一〇%は六五〇度以上は a で、六〇〇度以下で焼入れすれば多少の班點を析出する。アルミニウム一〇%は八五〇度に熱した後五〇〇度に下げて三十分間止めて焼き入れしても班點を析出する事がない。之等の實驗に依つて a と β の線を決定したので a は甚だ傾斜し、 β は殆ど垂直である。乃ち a 中の β の溶解度は温度の降下と共に著しく減少するが δ の溶解度は温度に無關係である。猶ほ次の事實は此考を實證する。アルミニウム一〇・〇%合金を一旦一〇〇〇度附近に熱した後冷却して種々の温度に三十分間止めて焼入れすれば寫眞第二十六乃至二十九に見る如く焼入れ温度の降下するに従つて析出する小結晶は次第に増加し、凡そ六〇〇度で最少量となる。析出した小結晶若しくは班點は六〇〇度以上では β で、五〇〇度以下では δ だと考へる。 β は β 中に於ける a の溶解度線で之を定めるには次の實驗に依つた。アルミニウム一一・五%は一〇〇〇度から焼入れすれば β の單相で(寫眞第三十)、九〇〇度以下で焼入れすれば β 中から a を析出する(寫眞第三十一)。一三・〇%は八〇〇度以上では β で、七〇〇度以下は二相に分れる。一五・〇%は六〇〇度以上は單相 β で、以下はユーテクトイド組織である(寫眞第三十二)。 eot は β 及び δ の一相中に於ける他相の溶解度を示す線で β は δ 中の a の溶解度線である。

此線を決定するには圖に示す如き十數箇の合金を作り先づ九〇〇度以上に三十分間熱した後冷却して八〇〇度乃至四〇〇度の各温度に三十分間止めて水中に焼入れして其組織を見たのである。二三の例を擧げんに、寫眞第三十三は一七・〇%合金を九五〇度に一時間熱した後四五〇度以下で半時間止めて焼入れしたもので、高温度で β なりしものから δ を多少析出し残はユーテクトイドに分れた。第三十四は一八・〇%を一〇〇〇度から焼入れたもので單相 β であるが、第三十五は之を八〇〇度以下で焼入れたもので δ である。第三十六は二一・〇%を九五〇度から焼入れたもので單相である。

第三十七は二二・〇%を一旦九五〇度に熱して單相となした後四五〇度以下で焼入れしたもので δ と β とに分れ β は更にユーテクトイドに分れた事を示す。

第三十八は二三・〇%を九〇〇度に熱して單相となした後七〇〇度以下で焼入れしたもので δ と β の二相である。

第三十九は二六・〇%を八〇〇度から焼入れして單相となしたもので第四十は之を六〇〇度以下で焼入れしたもので δ から β の班點を析出した。アルミニウム少量の合金が高温度で a なりし部分へ温度下降した爲めに β 又は δ の班點を析出したと同様にアルミニウム多量の合金では δ から β 又は a の班點を析出し、いづれもユーテクトイドに類似の外觀を呈する。第十三圖の状態圖はユーテクトイドを中心として左右殆ど對稱的である。ニッケルを含まない銅-アルミニウム二元系では β と δ とは高温度でも互に完全に溶解する事は無く其間に二相の部分が存在すれど、ニッケル一〇・〇%断面では九〇〇度以上は β と δ とが全く同一の固溶體を作り、温度降下して始めて二相に分れる。三〇・〇%アルミニウム合金は四

○度以上では δ の單相である。高温度に於て δ 又は γ が β と完全に溶解して其間に二相の區域を認めないのは二元系のペリテクトックが三元系に於て消失する爲である。乃ち第八圖に示した二元系ユーテクトックが三元系に於て消失する場合と同一の經路を辿るもので、(H+I)二相區域が第三元系の増量と共に次第に狭少となり、遂に全く消失するのである。次に二元系の五五五度に於けるユーテクトイド變化を研究せんに、二元系に於ける $\beta \rightarrow \alpha + \delta$ (Eutectoid) 變化は三元系では理論上 $\beta \rightarrow \beta + (\alpha + \delta) \rightarrow \alpha + \delta$ (Eutectoid) の二段に分れ、且つ不變系に非ざるを以て恒一温度に於て完結せず、多少の温度間隔を経て始めて完結するものであるが、我等は簡單の爲にかく二段に考へずして β の單相が二相のユーテクトイドに分れる事實及び熱分析で變化を認める事の二點に根據を置いて圖に示す如く決定した。熱分析の冷却曲線は第十四圖に示した通りで、松田博士の二元系に於ける研究(東北大學理科報告第十一卷第四號二五一頁)と良く一致する。ニッケル一〇・〇%加はつたものでも此ユーテクトイド變化の内容は二元系と同一なる事が分る。アルミニウム一〇・〇%以下の合金は九〇〇—四〇〇度間に熱分析で何等の變態點をも認めない。二元系状態圖に於ける γ 相に相當するものは實驗の範圍内では之を認める必要を感じない。此斷面の標準組織とも云ふ可きもの乃ち九〇〇度邊で良く焼鈍して徐々に冷却した組織を述べんに、アルミニウム一・五%以下は α 單相で、一・五—三・〇%の間は α と δ との二相(寫真第二十五、二十九、三十二、三十三、三十七、四十)、凡そ三〇・〇%以上は δ の單相となる。アルミニウム二・〇—八・〇%の常温に於ける組織及び八・

〇—一三・〇%の高温で α なりし部分の常温の状態は寫真第二十五、二十九の示す如くユーテクトイドに酷似するけれど實は然らず、ユーテクトイドは β が分解して α と δ とに變化した組織であるが、此組織は α が變化して生じたものである。著者は α から β 又は δ が析出したもの考へる。ニッケル二〇・〇—四〇・〇%斷面に就ても同様である。

(ハ)ニッケル二〇・〇%斷面。研究の方法順序は一〇%斷面と全く同じである。但しニッケル含有量多い故短時間の焼鈍では完全に平衡状態に達し得ない虞れがあるので一〇〇〇度に二十一時間焼鈍した合金を作つて短時間焼鈍のものと同じに種々なる熱處理を加へて見た。經驗に依れば一〇〇〇度に半時間熱したものは己に二十一時間焼鈍のものと同じの状態となる事が分つた。状態圖は第十五圖に示した。之を一〇%斷面と比較すれば δ の區域が狭少となつた以外に格段の差異は無し。AC, B, A'ADB' は熱分析で決定した。abc線は α 單相と α 中へ β 或は δ の班點の析出した組織との境界である。アルミニウムを含まない合金は一〇〇〇度に二十一時間熱して焼入れしても、之を更に五〇〇度に一時間熱して焼入れしても全く變化は無い。 α の單相である。僅かに二・〇%アルミニウム加はれば一〇〇〇度に二十一時間保ちて焼入れしたものは α なれど、五〇〇度に下げて焼入れしたものは班點の析出を認める(寫真第四十一)。種々の温度から焼入れして試験するに溶解度線は八〇〇度と九〇〇度との間に存する事が分つた。七・〇%は一〇〇〇度で棒状及び線状の β が一割弱存在し、焼入れ温度の降下するに従つて α の部分から析出する班點次第に増加し、七〇〇度で最多量となる(寫真第四

十二)。一〇・〇%は一〇〇〇度では一次のβ凡そ三割と二次のαとなれど(寫真第四十三)九〇〇度ではα中へ多少析出するものあり、八〇〇度では班點更に増加し、七〇〇度にて最少量となる(寫真第四十四)。βはβ單相とβからαの析出した組織との境界線で、實例としてアルミニウム一五・〇%合金に就て述べんに、一〇〇〇度に二十一時間熱して焼入れしたものは單相で(寫真第四十五)、九〇〇度以下ではβからαを析出する(寫真第四十六)。αβはβ又はδの單相固溶體が二相に分れる温度を示す。例へば二三・〇%は八〇〇度以上で單相にして、七〇〇度以下から焼入れすれば二相となりユーテクトイド組織に酷似する(寫真第四十七及び四十八)。アルミニウム二一・〇%乃至三〇・〇%の合金は八〇〇度以上にては悉く單相なれど八〇〇度に一時間熱して單相となしたものを六〇〇度以下にて半時間止めて焼入れすれば二五・〇%邊までは寫真第四十八と同じく極めて多數の班點析出してユーテクトイドに酷似し、アルミニウム増加するに従つて班點は次第に減少し(寫真第四十九)。二九・〇%以上は析出するもの無くて全く單相となる。Feはβ↑α+ε (Eutectoid) 變化の起る温度を示す。一五・〇%合金は高温から焼入れすれば寫真第四十五及び四十六の如くβ又はα+εなれど、五〇〇度以下で焼入れすれば寫真第五十の如くβはユーテクトイドに分れる。アルミニウム一一・〇%—一三・〇%合金に就て熱分析を行つてもユーテクトイド變化に相當した點を認め得ないから此變化は二元系及びニッケル一〇%斷面とは異り、反つて溶解度線の性質を帯びると考へる。寫真第四十一、四十二、四十四、四十八、四十九、五十に示したものは此斷面の標準組織と認め

て差支ない。此の斷面に於てはβとδとは八〇〇度にて互に完全に溶解して一種の固溶體を作り、七〇〇度附近に冷却して始めてα+βに分離する。アルミニウム少量の合金は高温でαにして低温度でαからβの班點を析出し、アルミニウム多量の合金は高温でδにして低温にてβの班點を析出する事もニッケル一〇%斷面と全く同様である。

(ニ)ニッケル三〇%斷面。

此の斷面の状態圖(第十六圖)を二〇%斷面と比較すればα+βの部分に殆ど消失した事、及びユーテクトイド温度が急に上昇した事の差異を認める。ユーテクトイドの存在を肯定する理由は只アルミニウム一八・〇%合金を一旦高温に熱した後冷却して七〇〇度以下から焼入れした場合にβ相中へ一面に班點を析出してユーテクトイド組織に酷似する事實を認めるからに過ぎない(寫真第五十一)。熱處理と組織との關係を表示すれば次の如くである。

アルミニウム含有量	熱處理	組織
一・五%	九〇〇度、半時間、焼入れ、	α
"	九〇〇度に半時間熱した後八〇〇度に半時間熱して焼入れ、	"
"	九〇〇度に半時間熱した後七〇〇度に半時間熱して焼入れ、	強く腐蝕してもα。
"	九〇〇度に半時間熱した後六〇〇度に半時間熱して焼入れ、	弱く腐蝕してもα中へ多少の班點を析出する。
三・五%	一〇〇〇度、一時間、焼入れ、	深く腐蝕してもα。
"	九〇〇度、半時間、焼入れ、	"
"	九〇〇度に半時間熱した後八〇〇度に半時間熱して焼入れ、	αから多少の班點を析出する
五・〇%	一〇〇〇度に半時間熱した後九〇〇度に半時間熱して焼入れ、	相當量の析出あり。

此断面の組織は標準状態乃ち一〇〇〇度に焼鈍した後徐に冷却したものに於て寫眞第五十三、五十五に示した如くである。

(ホ) ニツケル四〇％断面。

此の断面の状態圖(第十七圖)を作るに要した熱處理と組織との關係を次に列記する。一〇〇〇度に半時間焼鈍すれば己に二十一時間焼鈍したものと同じく安定の組織を得るから大體は短時間焼鈍の方針を採つた。

アルミニウム含有量 熱 處 理 組 織

〇％

一〇〇〇度、二十一時間、焼入れ、

α

〃

一〇〇〇度、二十一時間、焼入れ、

〃 (寫眞第五十九)

〃

一〇〇〇度に二十一時間熱した後七〇〇度に三時間熱して焼入れ、

〃

一〇〇％

一〇〇〇度に二十一時間熱して焼入れれば一次のδ凡そ六割と二次のαとである。αもδも班點を示さない。一〇〇％以上は皆似てゐる。

三〇％

一〇〇〇度、二十一時間、焼入れ、

數倍深く腐蝕してもα。

〃

一〇〇〇度に二十一時間熱した後八〇〇度乃至五〇〇度に下げて一時間止めた後焼入れしても皆αである。

四〇％

一〇〇〇度、一時間、焼入れ、

αから多少の班點を析出する。

〃

一〇〇〇度に一時間熱した後八五〇度に半時間熱して焼入れ、

αからδの班點を澤山析出する。

一〇〇〇度に半時間熱した後八〇〇度乃至五〇〇度に半時間熱して焼入れすればα部分へ班點を澤山析出する。

五〇％

一〇〇〇度、一時間、焼入れ、

α(寫眞第五十六)。

〃

一〇〇〇度に二十一時間熱した後七〇〇度に三時間熱して焼入れ、

αから小結晶δを澤山析出する(寫眞第五十七)。

〃

一〇〇〇度に半時間熱した後九〇〇度に半時間熱して焼入れ、

班點を相當量析出する。

〃

一〇〇〇度に半時間熱した後八〇〇度に半時間熱して焼入れ、

班點は増加した。

一次の薄青いδ凡そ四割と二次のα六割(寫眞第五十八)。δは全く同じαの内部へδの班點を析出する。

一〇〇〇度、二十一時間、焼入れ、

一〇〇〇度に半時間熱した後九〇〇度に半時間熱して焼入れ、

一〇〇〇度に半時間熱した後七〇〇度に半時間熱して焼入れ、

一〇〇〇度に半時間熱した後五〇〇度に半時間熱して焼入れ、

一〇〇〇度に二十一時間熱した後七〇〇度に三時間熱して焼入れ、

一〇〇〇度に半時間熱した後九〇〇度に半時間熱して焼入れ、

一次のδ凡そ七割と二次のαなり(寫眞第六十)。

δからは淡暗色のα班點、αからは濃色のδ班點を析出する。

一〇〇〇度、二十一時間、焼入れと同じ。

一〇〇〇度に半時間熱した後八〇〇度乃至五〇〇度に下げて半時間止めた後焼入れればα及びδへ班點の析出を認める(寫眞第六十一)。

- 一五・〇% δ 八割と α。
一〇〇〇度、二十一時間、焼入れ、
一〇〇〇度に二十一時間熱した後七〇〇度に三時間熱して焼入れ、
α 及び δ へ班點の析出を認め
- " α 及び δ へ班點の析出を認めると同じ。
九〇〇度に半時間熱して焼入れ、
一〇〇〇度、二十一時間、焼入れ
- 一八・〇% α 凡そ九割。(寫眞第六十二)。
一〇〇〇度、二十一時間、焼入れ、
二〇〇〇度に二十一時間熱した後七〇〇度に三時間熱して焼入れ、
α 及び δ へ班點を析出する。
- " 一〇〇〇度、二十一時間、焼入れと同じ。
九〇〇度乃至八〇〇度に下げて半時間熱して焼入れ、
一〇〇〇度、二十一時間、焼入れ
- " 一〇〇〇度に半時間熱した後七〇〇度乃至五〇〇度に半時間熱して焼入れすれば α 及び δ 内部へ班點を析出する。(寫眞第六十三)。
一〇〇〇度、二十一時間、焼入れ、
δ の單相。
- 二五・〇% 一〇〇〇度に二十一時間熱した後七〇〇度以下三時間止めて焼入れしても、又は九〇〇度に半時間熱して五〇〇度以下に下げて焼入れしても皆 δ の單相である。(寫眞第六十四)。
一〇〇〇度、二十一時間、焼入れ

此の断面では β と δ とは最早全く同一の固溶體となり、ニツケル三〇%以下の諸断面に見る如く δ と β の二相の部分を認め得ない。α 中の δ の溶解度線 γ は高温では左に傾き八〇度以下では殆ど垂直である。又 δ 中の α の溶解度線は多少右に傾く、故に一旦高温から焼入れした合金の α 相の部分へ、次に低温で熱して焼入れした際に析出する班點は δ 相である。δ 相内部へ析出する班點は α 相である。

(ハ) ニツケル八〇% 断面。

第十八圖に示した此の断面はニツケル—アルミニウム二元系に酷似する。アルミニウム八・〇—一一・五%の間は寫眞第六十六に見る如く一二五〇度から焼入れすれば單相 β で之を

- 一〇〇〇度以下に熱して焼入れすればユーテクトイドに分れる(寫眞第六十七)。
- 一一・五—一二・五%の間は又單相で γ と見做す。熱處理と組織との關係を次に示す。
- アルミニウム含有量 熱處理組織
- 三・〇% α
一二五〇度、十時間、焼入れ、
一二五〇度に十時間熱した後一〇〇〇度に一時間熱して焼入れ、
α
- 七・〇% β
一二五〇度、十時間、焼入れ、
一二五〇度に十時間熱した後一〇〇〇度に一時間熱して焼入れ、
β (寫眞第六十五)
- 一〇・〇% 殆ど單相 β となる。
一二五〇度、十時間、焼入れ、
一二五〇度に十時間熱して焼入れしたものを一〇〇〇度に一時間熱して焼入れ、
全部ユーテクトイドとなる。
- 一二五〇度、四十一時間、焼入れ、
全く β となる(寫眞第六十六)。
- 一三・〇% γ
一二五〇度に四十一時間熱して焼入れして β としたる者を再び九〇〇度に二時間熱して焼入れしたるに寫眞第六十七に示す如く圓形の一次結晶とユーテクトイドとに分れた。
- 一五・〇% γ (寫眞第六十八)
一二五〇度、十時間、焼入れ、
一二五〇度に十時間熱して焼入れ、
γ (寫眞第六十九)

(ト) ニツケル六〇% 断面。
第十九圖に示した此の断面を八〇% 断面と比較すれば γ の區域は殆ど消失せんとし α の部分も稍々狭くなり δ と β の部分

がそれだけ廣くなつた。アルミニウム一三・〇% 合金はニツケル八〇% 断面では γ の單相であつたが六〇% 断面では δ と β の

の二相である、但し δ 相の分量は二割弱に過ぎないで八割強は α である。熱處理と組織との關係を表示すれば次の如くである。

アルミニウム含有量 熱處理 組織

三・〇% 一一五〇度、十時間、焼入れ、深く腐蝕しても α 。
前のものを九〇〇度、一時間熱して焼入れしても、又は六〇〇度に一時間熱して焼入れしても皆 α の单相である。

四・〇% 一一〇〇度、十時間、焼入れ、 α 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 α 。

五・〇% 一一〇〇度、十時間、焼入れ、 α 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 α 。

六・〇% 一一〇〇度、十時間、焼入れ、 α 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 α 。

七・〇% 一一五〇度、十時間、焼入れ、 α 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 α 。

八・〇% 一一五〇度、十時間熱した後六〇〇度、一時間止めて焼入れしたものは前と同じ。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 α 。

九・〇% 一一〇〇度、十時間、焼入れ、 α 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 α 。

一〇・〇% 一一〇〇度、十時間、焼入れ、 α 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 α 。

一〇・〇% 一一〇〇度、十時間、焼入れ、 α 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 α 。

一〇・〇% 一一〇〇度、十時間、焼入れ、 α 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 α 。

一〇・〇% 一一〇〇度、十時間、焼入れ、 α 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 α 。

一〇・〇% 一一〇〇度、十時間、焼入れ、 α 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 α 。

一〇・〇% 一一〇〇度、十時間、焼入れ、 α 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 α 。

一〇・〇% 一一〇〇度、十時間、焼入れ、 α 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 α 。

一〇・〇% 一一〇〇度、十時間、焼入れ、 α 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 α 。

一〇・〇% 一一〇〇度、十時間、焼入れ、 α 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 α 。

一一五〇度、十時間、一二〇〇度、十五時間焼入れ、单相 β (寫眞第七十三)。

一二〇〇度から焼入れして一旦 β の单相となしたものを再び九〇〇度に二時間熱して焼入れすればユーテクトイドとなる。

一二〇〇度から焼入れしたものを次に一〇五〇度に一時間熱して焼入れしたるに γ の白い結晶が β から析出した(寫眞第七十四)。 γ の分量が寫眞第七十二より少いのはアルミニウム含有量が多少少ない爲めである。之を再び九〇〇度に一時間熱して焼入れしたるに γ は増加して β の部分は減少し且ユーテクトイドに分れた(寫眞第七十五)。

一二〇〇度、十時間、焼入れ、 β 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 β 。

一二〇〇度、十時間、焼入れ、 β 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 β 。

一二〇〇度、十時間、焼入れ、 β 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 β 。

一二〇〇度、十時間、焼入れ、 β 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 β 。

一二〇〇度、十時間、焼入れ、 β 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 β 。

一二〇〇度、十時間、焼入れ、 β 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 β 。

一二〇〇度、十時間、焼入れ、 β 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 β 。

一二〇〇度、十時間、焼入れ、 β 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 β 。

一二〇〇度、十時間、焼入れ、 β 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 β 。

一二〇〇度、十時間、焼入れ、 β 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 β 。

一二〇〇度、十時間、焼入れ、 β 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 β 。

一二〇〇度、十時間、焼入れ、 β 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 β 。

一二〇〇度、十時間、焼入れ、 β 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 β 。

一二〇〇度、十時間、焼入れ、 β 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 β 。

一二〇〇度、十時間、焼入れ、 β 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 β 。

一二〇〇度、十時間、焼入れ、 β 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 β 。

一二〇〇度、十時間、焼入れ、 β 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 β 。

一二〇〇度、十時間、焼入れ、 β 。
前のものを九〇〇度、一時間、焼入れ、 β 。

一一五〇度、十時間熱した後
六〇〇度、一時間熱して焼入れ、
前と同じ。

一八〇〇度、十時間、焼入れ、
一一五〇度、十時間熱した後
九〇〇度、一時間熱して焼入れ、

多少の γ を析出して、 $\gamma+\delta$ となる(寫眞第八十三)。

一一五〇度、十時間熱した後
六〇〇度、一時間熱して焼入れ、
析出する γ は更に増加する。

二五〇〇度、十時間、焼入れ、
一一五〇度、十時間熱した後
九〇〇度、一時間熱して焼入れ、

時間止めた後焼入れしても全く變らない(寫眞第八十四)。

(チ) ニッケル五〇%断面。

ニッケル五〇%附近はニッケル四〇%以下の断面と六〇%以上の断面とが接續する所である。双方の α 部分及び δ 部分が互に連續する事は明なれど、ニッケル四〇%断面に於ては α と δ との間に單に $\alpha+\delta$ なる二相部分が存在したに過ぎないに反して、六〇%以上の断面では α と δ との間に γ 、 β 、 $\gamma+\alpha$ 、 $\gamma+\delta$ 等の種々なる組織が存在する故双方の連結は極めて複雑となり、到底實驗的に研究し盡す事は出来ない。

著者は實驗に依つて己に決定した前記の諸断面から推論して此接續部分を先づ理論的に想像し、次に實驗的に得た熱處理と顯微鏡組織との關係が此想像と一致する事を確めた。此三元系立體模型を *Solidus* に近き高温度にて切斷した恒溫切斷面を底面に投射したものは第二十圖の如くであらう。少しく低溫の切斷面は第二十一圖の如くにして更に低溫にては第二十二圖の如くなると想像する。實際の場合には $\alpha+\delta$ 區域は殆ど消失した形である。此場合にニッケル五〇%垂直切斷面は第二十三圖の如き形をとるであらう。點線は二個の表面が

相接する谷を示し、周圍の線は常溫に於ける境界線で、○點は三元ユークトイドである。熱處理と組織との關係は次表の通りである。ニッケル四〇%断面では一〇〇〇度、半時間焼鈍したものは己に二十一時間焼鈍のものと同じ組織を示して完全に平衡状態に達したと考へ得られるから五〇%断面で本表の如く一〇〇〇度、十時間熱したものは己に全く平衡に達したと見做し得る。

アルミニウム含有量	熱處理	組織
六〇%	一一八〇度、二時間、焼入れ。	單相である、 β と考へる。
七〇%	"	"
八〇%	"	"
九〇%	"	"
一一〇%	"	"
一二〇%	"	"
一四〇%	"	"
一五〇%	"	"
一六〇%	"	"
七〇%	一一八〇度、二時間、焼入れ のものを再び一〇七〇度、一時間焼入れ、	單相である β と考へる(寫眞第八十五)。
九〇%	"	"
一二〇%	"	"
一五〇%	"	"
一〇〇〇度、十時間、焼入れ、	"	"
六〇%	"	"
七〇%	"	"
八〇%	"	"
九〇%	"	"

二相となる、 $\alpha+\delta$ と考へる少しく熔融した。
單相である。少しく熔融した。

一八〇度で單相であつたものから他の相が析出した。 β が $\beta+\gamma$ に分れたのである(寫眞第八十六)。
二相 $\alpha+\delta$ である(寫眞第八十七)。
 δ (寫眞第八十八)。
單相、 β であらう。

白い γ の痕跡を認める外は β 。
白い γ は凡そ四割を占め殘部

一四・〇%
 一五・〇%
 一一・〇%
 一二・〇%
 一四・〇%
 一五・〇%
 一六・〇%
 六・〇%
 七・〇%
 八・〇%
 九・〇%
 一一・〇%
 一二・〇%

一〇〇〇度に十時間熱した後
 五〇〇〇度に一時間止めて焼入

はβである(寫眞第八十九)。
 三相である、白いγ凡そ六割
 の外に黒いβと褐色のδとを
 認める(寫眞第九十)。

γは凡そ二割位に減少し、β
 とδとが略々等量に存在する
 (寫眞第九十一)。

γの痕跡を認むる外はβとδ
 とである。

γは全く消失して八割のδと
 二割のβとなる。(寫眞第九十
 二)。

高温度で单相であつたものは
 ユーテクトイドに酷似する組
 織となつた(寫眞第九十三)。

γの痕跡を認める外七・〇%と
 同じ。白いγは一〇〇〇度焼入れ
 (寫眞第八十九)と變らず、黒
 いβはユーテクトイドに分
 れた。α+γのユーテクトイドと
 考へる(寫眞第九十四)。

γは一〇〇〇度焼入れのもの
 (寫眞第九十)と變らず、βは
 ユーテクトイドに分れた。δ
 へも析出するものありて色は
 黒くなつた(寫眞第九十五)。

一〇〇〇度焼入れのもの(寫
 眞第九十一)と比較すればγ
 は著しく増加した。δ及びβ
 からγが析出したと考へる。
 従つてδは非常に減少し、且
 つ圓味を失ひ、又δの内部へ
 も斑點狀に析出した爲めに色
 は黒くなつた。βはユーテク
 トイドに分れた(寫眞第九十
 六)。

δはγを析出し、βはユーテ
 クトイドに分れた(寫眞第九
 十七)。

銅-アルミニウム-ニッケル三元系合金の研究

一六・〇%

此の表に依つて五〇%切斷面を作れば第二十四圖の如くな
 る。理論的に想像した斷面第二十三圖と比較すれば殆ど同一
 である。

五、銅-アルミニウム-ニッケル三元系の
 立體模型

三組の二元系狀態圖に加ふるに第十三圖乃至第十九圖及び
 第二十四の切斷面を以てすれば三元系の立體模型を作り得る
 のである。此模型を斜上方から見つた圖を第二十五圖に示した。
 點線は等温度線で熔融表面の傾斜を知る事が出来る。熔融表
 面は銅-アルミニウム側からニッケル-アルミニウム側に向
 ふに従つて次第に高くなる所の二個の曲面が一つの谷(ユー
 テクチック線)を堺として互に相接したもので、比較的簡單で
 ある。この立體模型を底面上に投射したのが第二十六圖であ
 る。右の曲面はニッケル少い部分にては境界谷からの傾斜が
 緩慢であるが、ニッケル多い部分では急傾斜である。左の曲
 面は傾斜が一樣で且つ比較的緩慢である。銅-アルミニウム
 二元系ではβ、γ、δに相當するLiquidsは連續した一本の曲
 線で各部分の堺は不明であるが、三元系に於てもβ、γ、δ、に
 相當する熔融表面は區別して認める事が出来ない。ニッケル
 -アルミニウム二元系のα、β、γに相當する表面も三元系に
 於ては連續して一つの表面となり、その間の區別は明でない。
 六、種々の温度に於ける組織の分布圖

熔融狀態から丁度凝固し終つた温度に於ける合金が單相な
 るか二相なるか、又二相ならばいづれの相が一次結晶でいづ
 れが二次なるか等の事實を明瞭にする爲め第二十七圖を與へ

δの内部へあらしい斑點を析
 出した。

た。之は第十三圖乃至第十九圖に與へた立體模型の切斷面に基いて作つたもので、Solids 線附近に於ける固相の組織分布圖である。第一區は α の單相が結晶する範圍なれど普通に冷却すれば簡單の單相とならずしてデンドライトとなる、之を高溫度で焼鈍すれば勿論 α となる。第二區は α が一次に結晶してユークチツクが二次に結晶する範圍である。第三區は β 又は δ が一次に結晶してユークチツクが二次に結晶する範圍である、但しニッケル多き場合にはユークチツク線は殆ど α との境界線と一致する故に二次結晶は Lamellar 状態を示さないで α と見做して差支ない外觀を呈する。第四區は β 又は δ の單相が結晶する範圍である。第五區は γ の單相が結晶する範圍なれど確實とは云へない。第六區は β の單相が結晶して直ちにユークチツクに分解し第七區は γ の單相が結晶する。第八區は δ が一次に γ に近いユークチツクが二次に結晶する。第六區の兩側には $\alpha+\gamma$ 、 $\alpha+\beta$ の區域が存在する筈なれど其範圍は極めて狭い。ニッケル五〇%附近は圖示する程明確に區域が分つて居ない。完全に結晶し終つて固相となつた合金が冷却する際に受ける組織の變化は立體模型の切斷面を見れば明である。各組織の分布區域が溫度と共に變化する有様を知らん爲に九〇〇度及び五〇〇度に於ける組織分布圖を作つた。(第二十八圖及び二十九圖)常溫に於ける分布は五〇〇度と殆ど差異が無い。九〇〇度の分布圖で、 β 相と δ 相とは連續する、従つて $\alpha+\delta$ と $\alpha+\beta$ も連續する。 β 區域に示した點線はユークチツク線で此 β 相を冷却すれば $\alpha+\delta$ ユークチツクに分解する。 γ 相の區域は明でない。 $\beta+\delta$ と記した區域の一部は $\beta+\gamma$ で、一部

は $\alpha+\delta$ であらう。五〇〇度に於ける分布圖は簡單である。 $\alpha+\delta$ 區域は九〇〇度の圖よりも遙かに廣い。 $\alpha+\gamma$ 、 $\gamma+\delta$ 等の區域は九〇〇度と變らなう。

ニッケル五〇%附近に $\alpha+\gamma$ の三相組織の部分存在する事は前項に述べた所で、略々圖示した如き範圍を占めるであらう。

七、結 論

(イ) 銅—アルミニウム、銅—ニッケル、ニッケル—アルミニウム以上三組の二元系を研究して銅—ニッケル系は從來の平衡圖を肯定し銅—アルミニウム系も殆ど從來知られたると同じ結果を得た。只ニッケル—アルミニウム系はグエル氏の結果と異り、同氏が單に α 固溶體と見做した部分に α 、 β 、 γ 三個の單相及び之等の共存する二相組織の存在を認め、依つて新に β 、 γ 及び δ なる二つの化合物を假定し、第三圖の平衡圖を第四圖の如く訂正して此事實を説明した。

(ロ) 銅—アルミニウム—ニッケル三元系の内アルミニウム三〇%以下の範圍に就てニッケル五%、一〇%、二〇%、三〇%、四〇%、五〇%、六〇%、八〇%以上八個の切斷面を研究し熔融から結晶する順序、結晶後冷却に際して受ける組織の變化、熔解度線の溫度による移動等を明にした。

(ハ) 銅—アルミニウム二元系に於ては β と δ とは高溫度にても完全に溶解しないけれど、ニッケル一〇%斷面に於ては九〇〇度以上では互に完全に溶解して一相となり、溫度下降すれば二相となる。ニッケル二〇%斷面に於ては八〇〇度でも完全に溶解し、七〇〇度で始めて二相に分れる。ニッケルが増加するに従つて溶解する範圍が擴大し、四〇%以上では

如何なる温度でも完全に溶解して β と δ との區別は全く失はれる。

(ニ)三元系の熔融表面を求めて大體二つの曲面が一つの谷(ユーテクチック線)に於て會する事を知り、且つ等温度線を與へた。

(ホ)銅—アルミニウム及びニッケル—アルミニウム兩二元系のユーテクチック點が三元系では一本のユーテクチック線を以て連續し、前記二曲面の境界をなす事、及びMaximum Minimumの存在しない事を確めた。三元共融點は存在しない。

(ヘ)研究した範圍には三元化合物の存在する兆候も見えない。

(ト)熔融状態から冷却して丁度結晶し終つた温度及び九〇度と五〇〇度に於ける組織分布圖を與へた。

(チ)前著に興味を以て研究した β' 相は本研究の結果 δ 又は β と同一相である事を知つた。乃ちニッケル—一〇%断面等に見る如く α 中の β の溶解度は高温から冷却するに従つて急激に減少し此際析出する β は極めて細小なる斑點状を呈してユーテクトイドに酷似し、材料を強く硬く優秀のものとするのである。凡そ五〇〇度以下に於ては斑點は β に非ずして δ なりと考へる。顯微鏡的外見が小結晶又は斑點の形を呈して他の β 又は δ と異れど、熔融状態から直接に析出せずして一旦凝固したる固溶體から析出した爲めである。猶ほ $\alpha \rightarrow \beta + \delta$ (Sp.)變化が電氣抵抗、硬度、強度の測定に依つては認められるに反して熱分析には現はれないけれど溶解度線に相當する變化にあつては差支ない現象である。

八、附 記

稿を草し終つた後オウステン及びマルフキイ兩氏の本三元系に關する研究論文の豫稿を手にするを得た。

該論文は一九二三年三月七日及び八日の英國金屬學會に於て發表さるべき豫定のもので、未だ一般の批評を経ざるものなれど、之に關する卑見を述べ著者の研究との比較を明にする事とした。

(一)該研究は單に主として熔融表面を決定したのみで、立體模型の切斷面の狀況、固相に於ける變態及び溶解度線の温度に依る移動が三元系に入りては如何に變移するか、二元系の $\alpha\beta\gamma\delta$ 等諸相が三元系では如何なる範圍區劃に亘つて存在するか等に就ては殆ど述べてゐない。熔融表面は著者が決定したものと全く同一である。

(二)オウステン等はニッケル・アルミニウム系としてはグエル氏の平衡圖を正しいものと假定して研究を進めたれど此の平衡圖の不備なる事は著者の研究に述べた所である。

(三)ユーテクチック線の左の部分は丁度結晶し終つた温度に於ては α 固溶體なりと述べてあれど(第二十四頁)著者の結果に依ればニッケル五〇%以上は α のみに非ずして $\beta\gamma$ 及び其等の共存する區域がある。

(四)(第二十三頁)ニッケル八〇%アルミニウム一四%合金に少量の暗色ユーテクチックありと記述したれど(第廿四圖)之はユーテクチックに非ずして δ だと考へる。アルミニウム一三%では此の δ は全く消失する(著者の寫眞第六十八)。

故にアルミニウム一%に五割以上も現はれる(第二十五圖)暗色の二相部分はオウステン等の云ふ如きユーテクチックではあり得ない、之は著者の研究に依つて明となつたニ

ツケル・アルミニウム系に見るユートクトイドである。(著者の寫眞第六十七)

(五)(第三十三頁)ニッケル五〇%アルミニウム一四%合金は第二十六圖の如く Coring を示して一個の一次相とユートクトイドとから成ると考へた。著者の經驗によれば之等合金は一〇〇〇度に數時間焼鈍すれば平衡状態が得られる。今ニッケル五〇%アルミニウム二一四%合金を一〇〇〇度に十時間焼鈍して焼入れたるに明に三相組織となつた(著者の寫眞第九十一)。オウスチン氏等が Coring と考へたのは實は二相であつて入とどである。

(六)(第三十一頁)ニッケル八%アルミニウム八%合金を高温から焼入れた第十六圖の白い α の地が徐々冷却した爲めに二相に分れる事(第十五圖)、及びニッケル一六%アルミニウム八%合金の高温から焼入れたもの(第十七圖)に見る黒色の一次結晶 δ が徐々に冷却したもの(第十八圖)では白くなり、前者で白い地が後者で黒くなつた事に就ては只腐蝕液に於ける電位の變化とのみ述べて其原因を明に示さなす。

著者の研究に於てはニッケル一〇、二〇、三〇%等諸断面に就て溶解度線の温度に依る移動を明にし、高温から焼入れたものに見る α の白色部分は徐々に冷却すれば β 又は δ を析出してユートクトイドに似たる黒色に腐蝕される二相組織となる事を説明した。

(七)以上列記した以外の事實は著者の經驗と良く一致する。(完)。

(大正十二年八月、三菱造船株式會社研究所にて稿)

Fig. 1.

Equilibrium Diagram of Cu-Al.

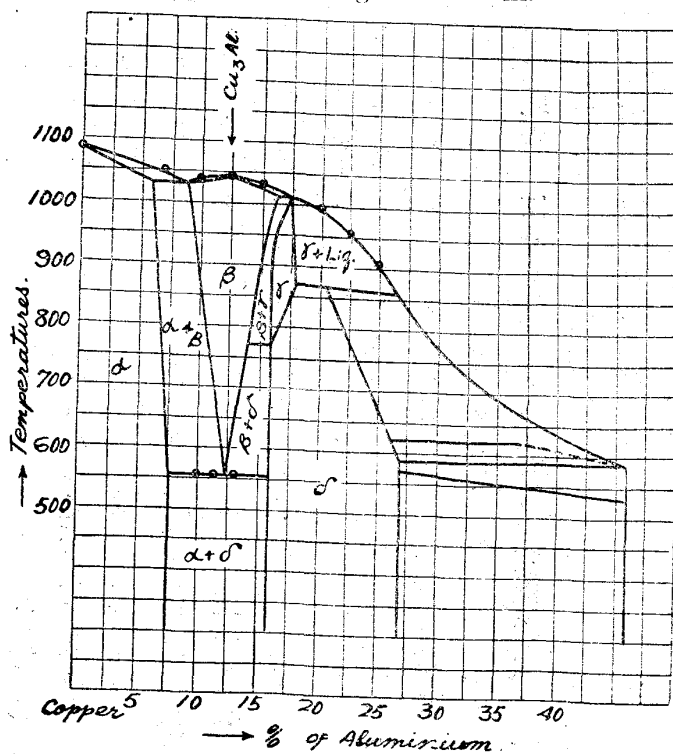


Fig. 2.

Equilibrium Diagram of Cu-Ni.

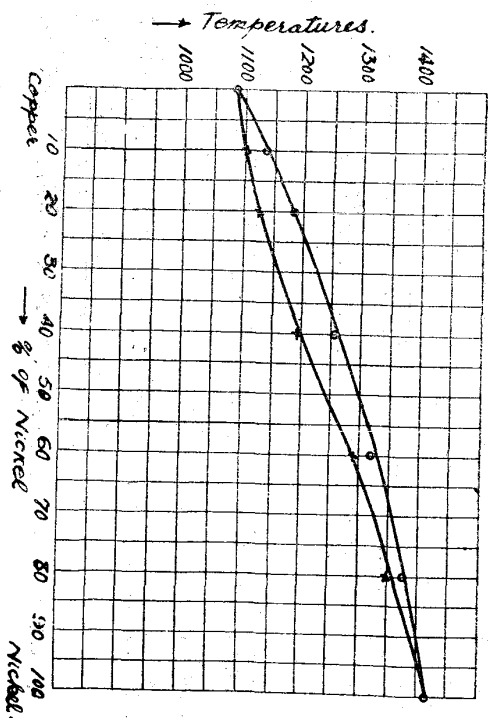


Fig. 5

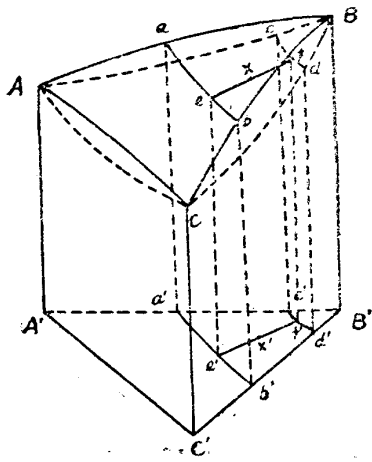


Fig. 6

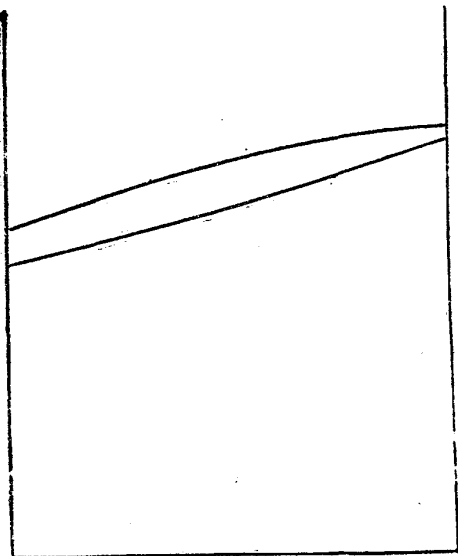


Fig. 7

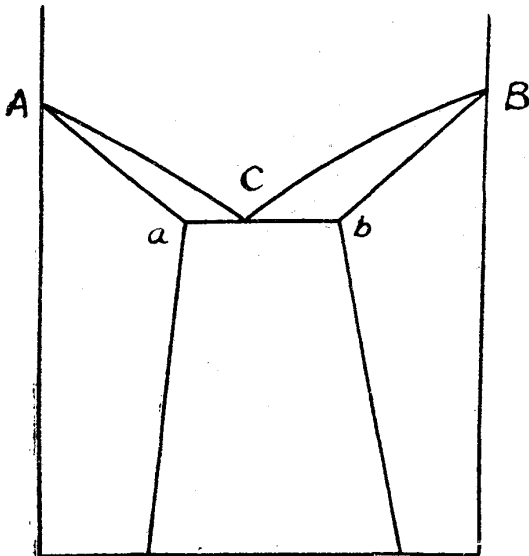


Fig. 3.

Equilibrium Diagram of Ni-Al. by Gwyer.

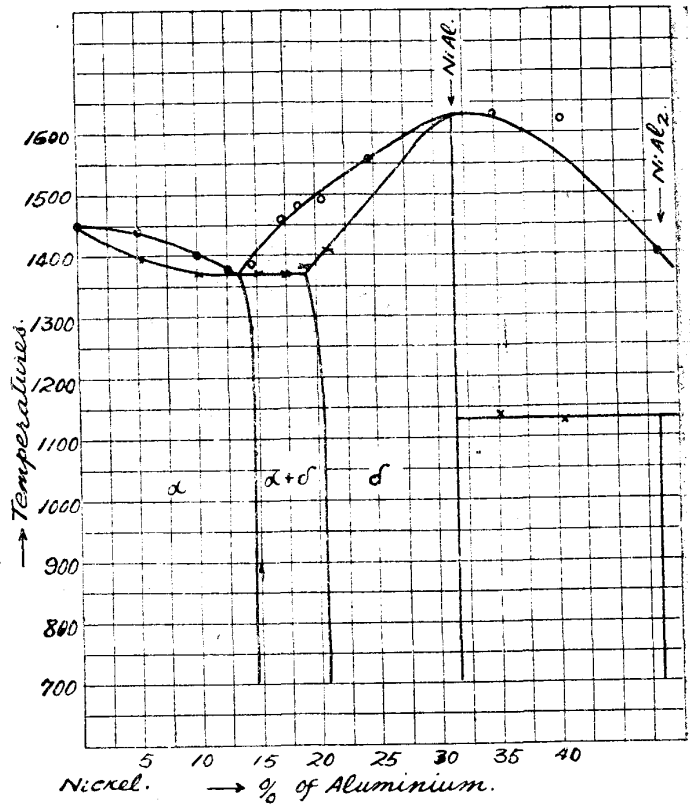


Fig. 4.

Equilibrium Diagram of Ni-Al by Author.

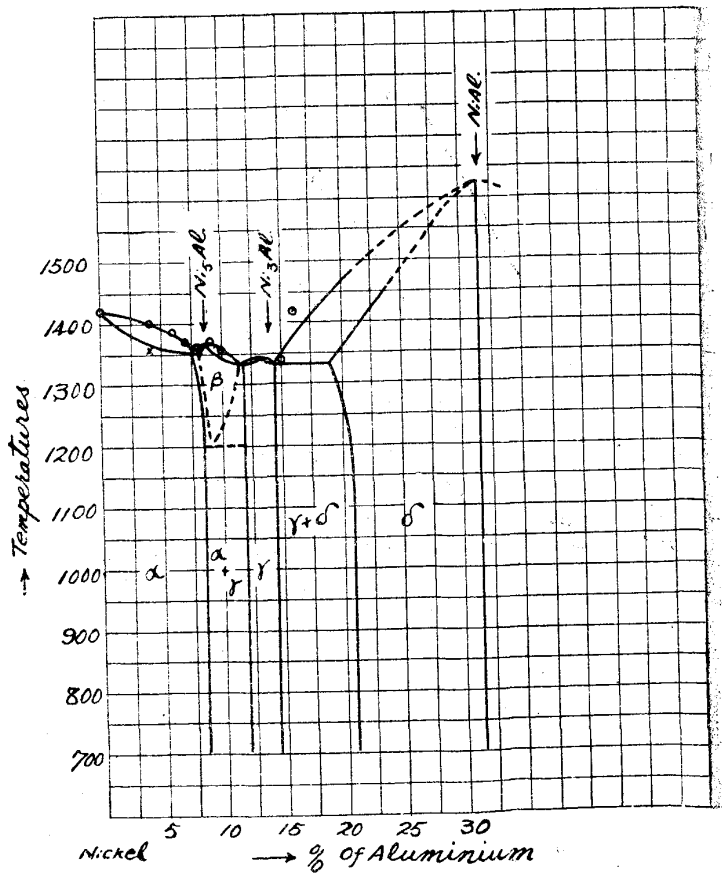


Fig. 9.

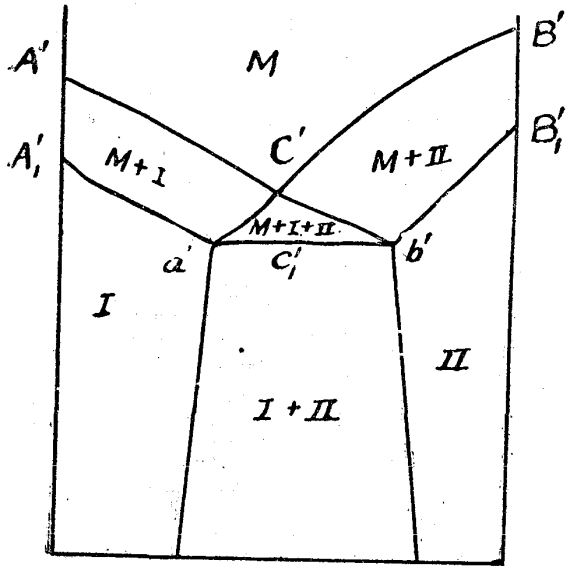


Fig. 8.

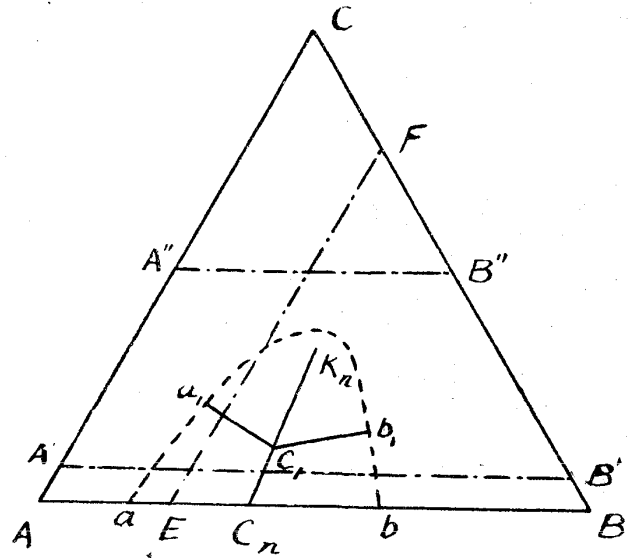


Fig. 11.

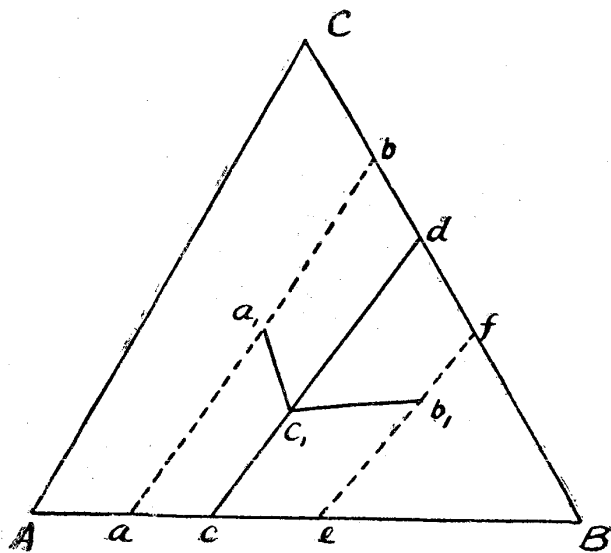


Fig. 10.

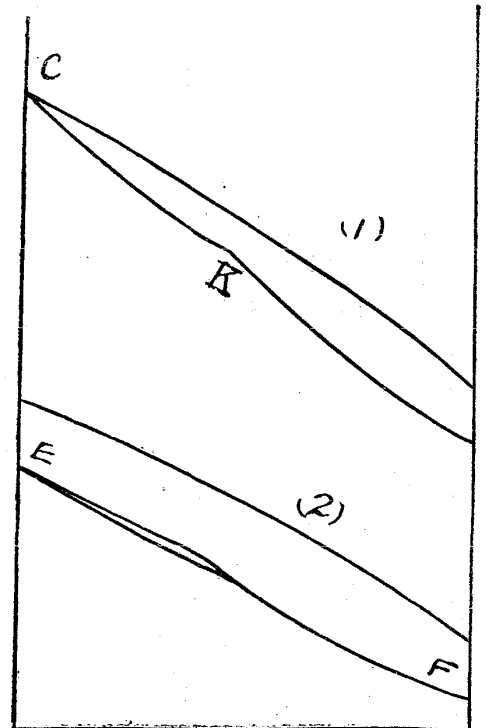


Fig. 14.
Cooling Curves of 10% Ni Section

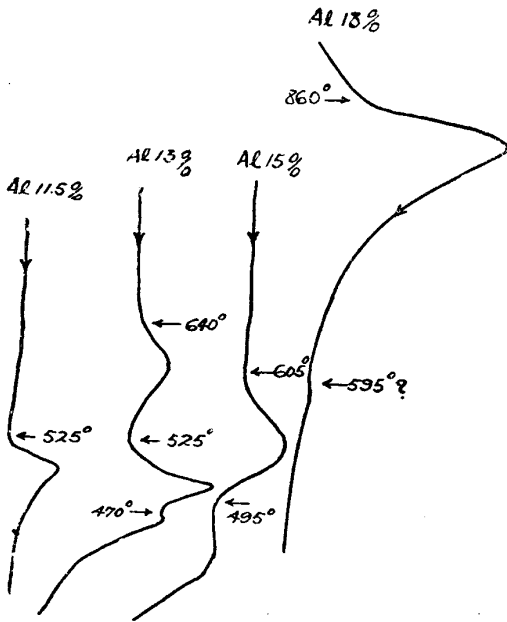


Fig. 12.

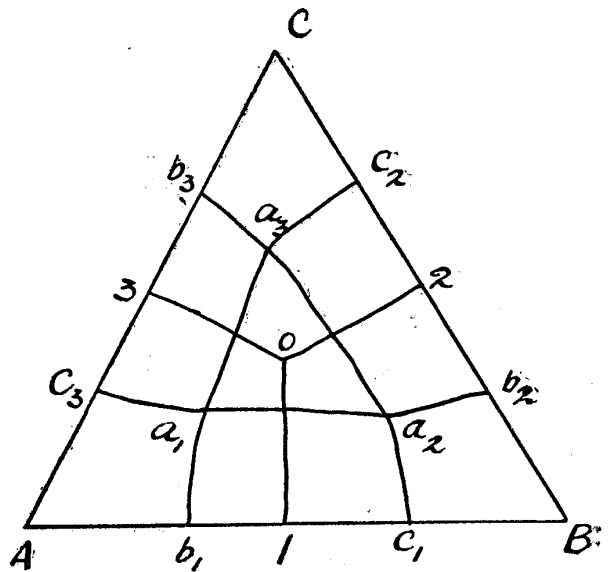


Fig. 15. Diagram of 20% Ni Section.

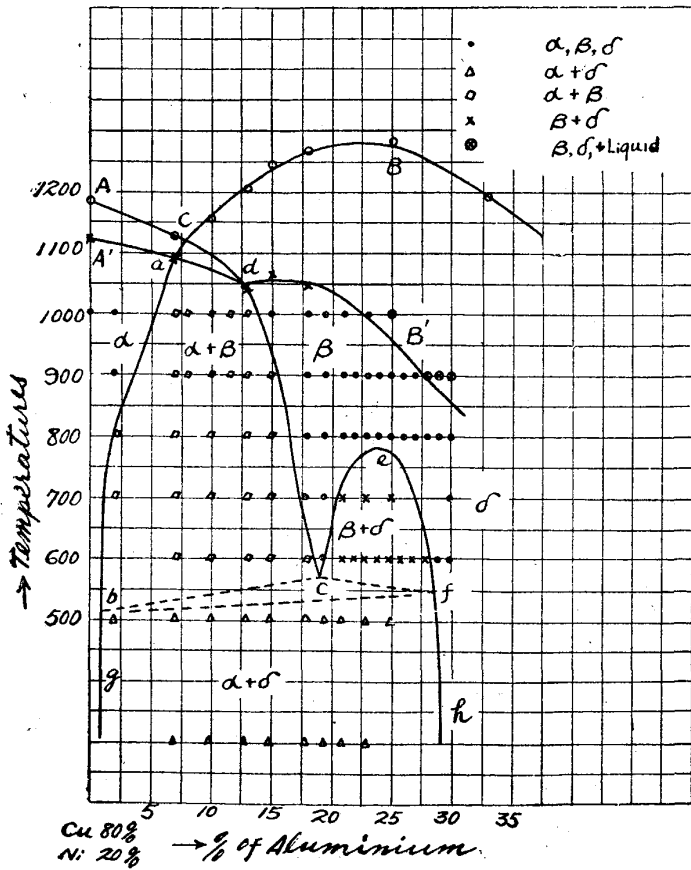


Fig. 13.
Diagram of 10% Ni Section.

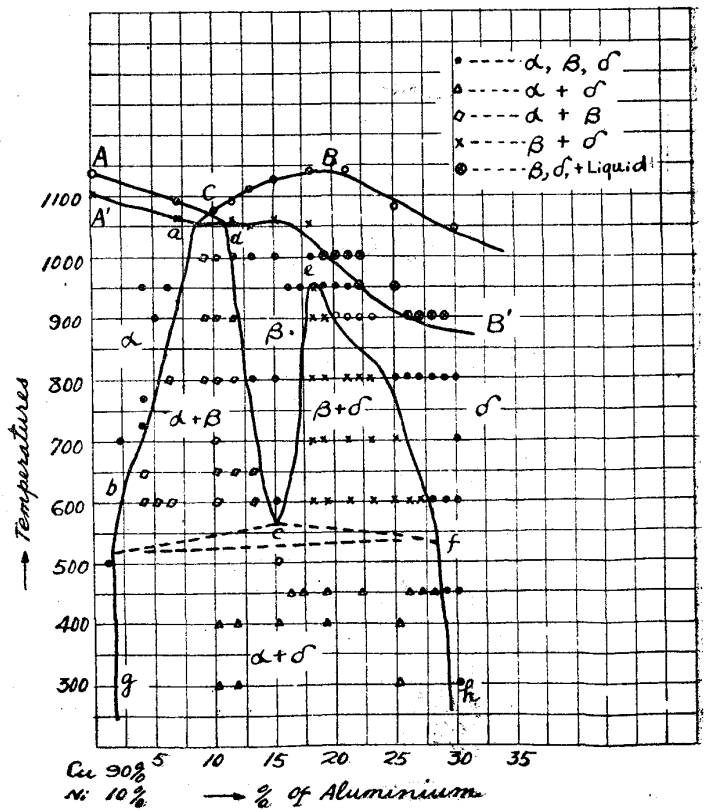


Fig. 18.
Diagram of 80% Ni Section

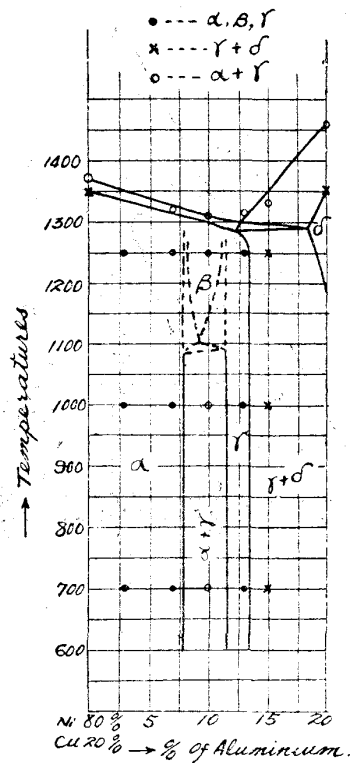


Fig. 19.
Diagram of 60% Ni. Section.

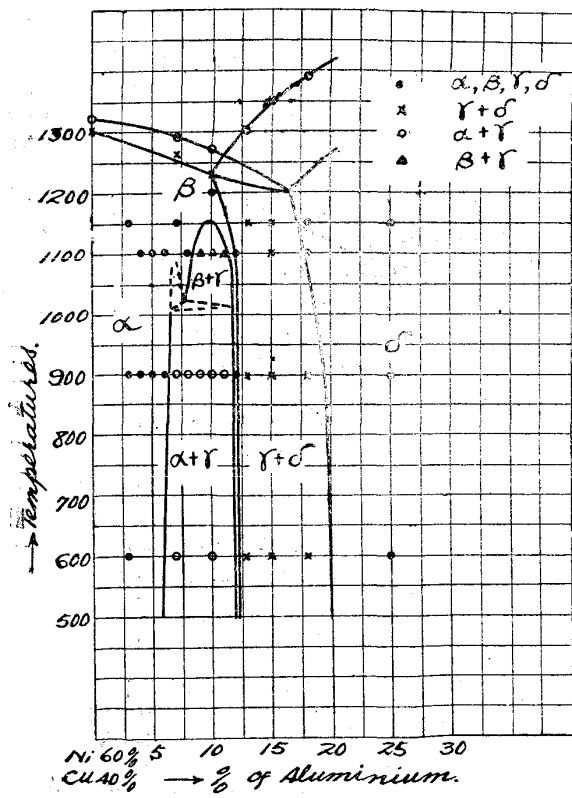


Fig. 16.
Diagram of 30% Ni Section.

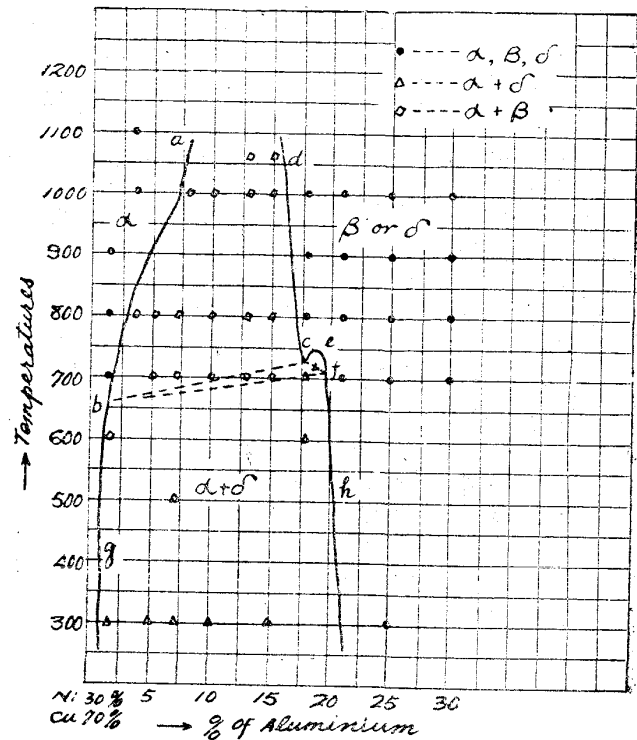


Fig. 17.
Diagram of 40% Ni. Section.

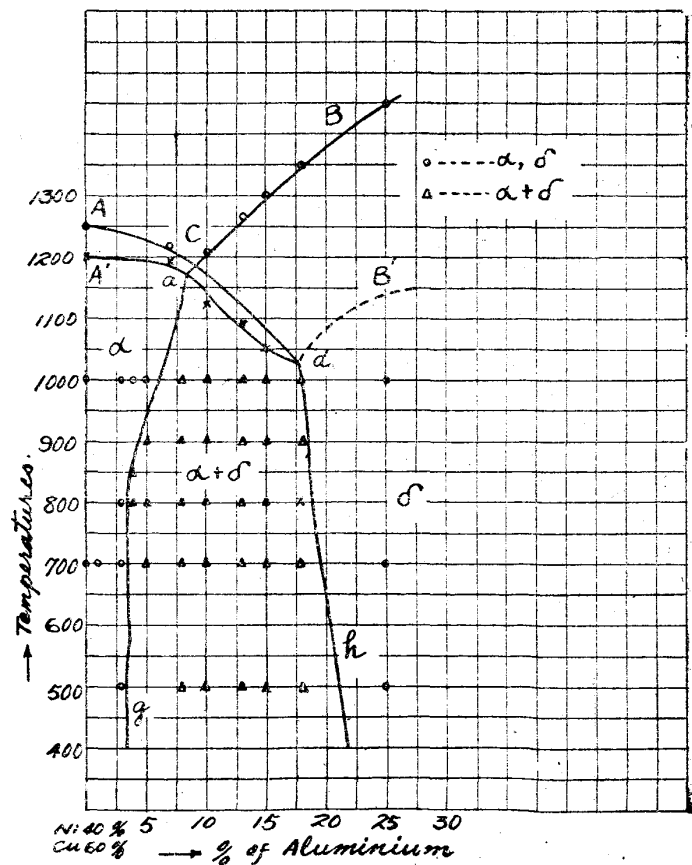


Fig. 23

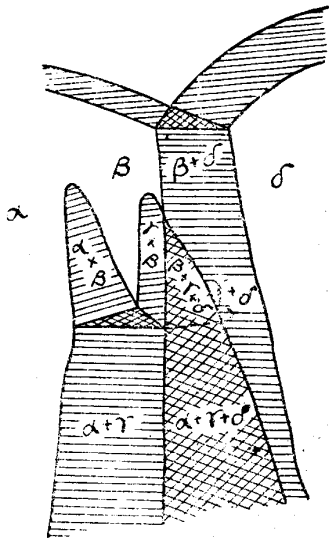


Fig. 21.

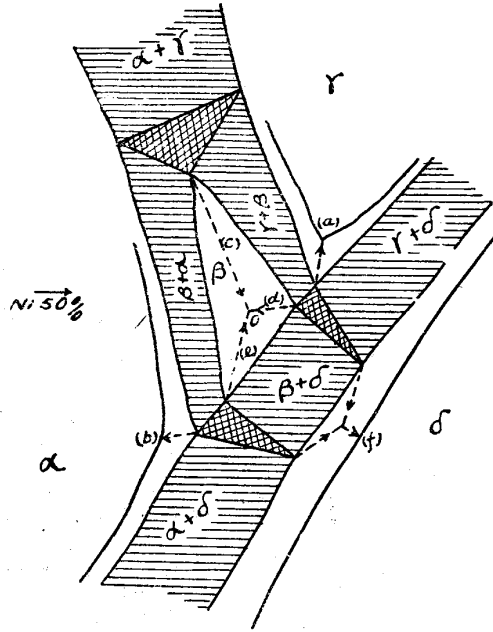


Fig. 20.

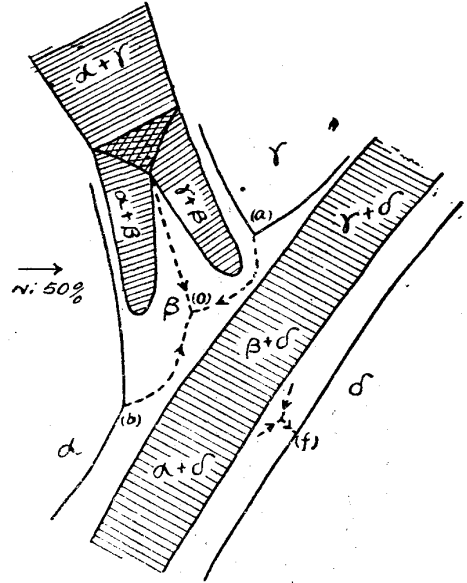


Fig. 21.

Diagram of 50% Ni Section.

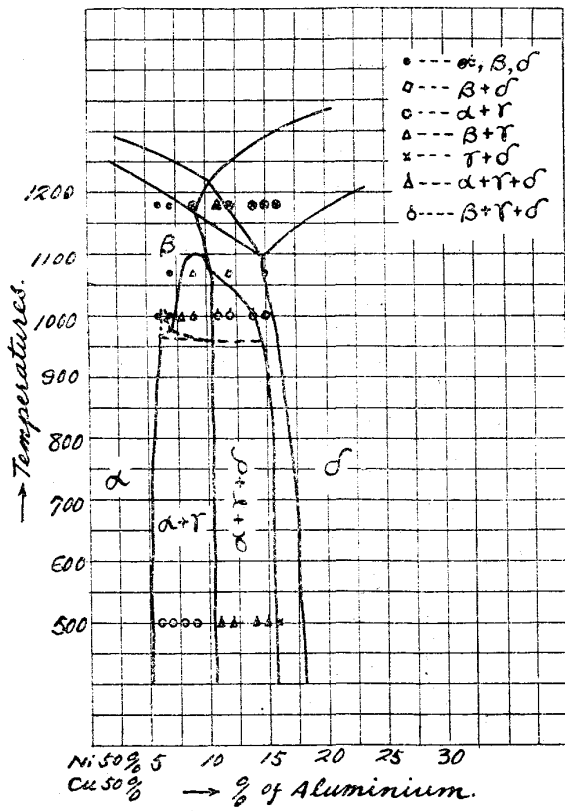


Fig. 22.

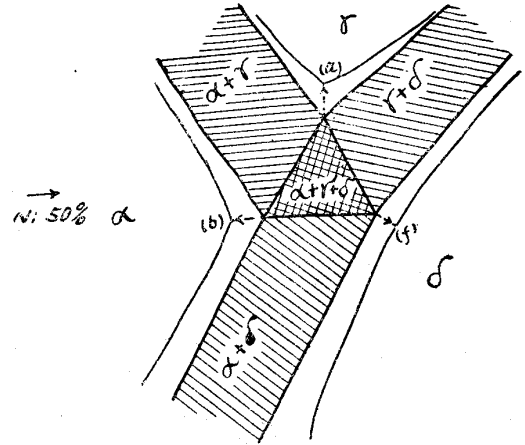


Fig. 26. Isothermal lines of Cu-Al-Ni.

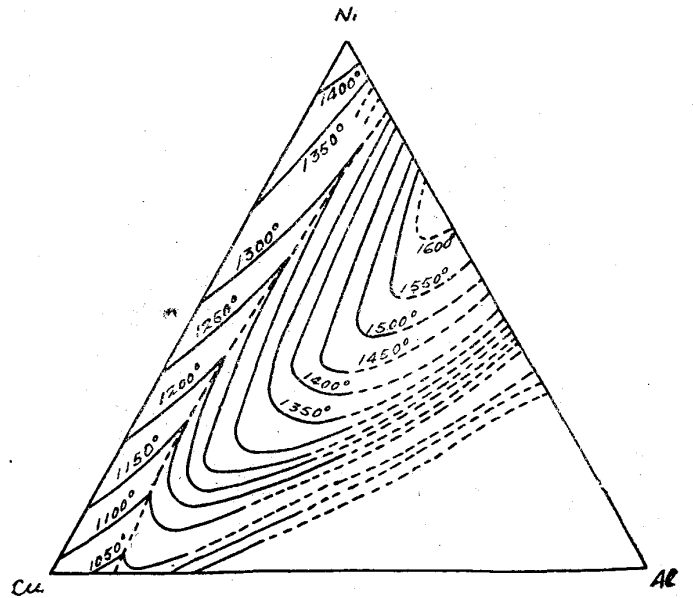


Fig. 27.

Structural Diagram at Solidified Temperatures.

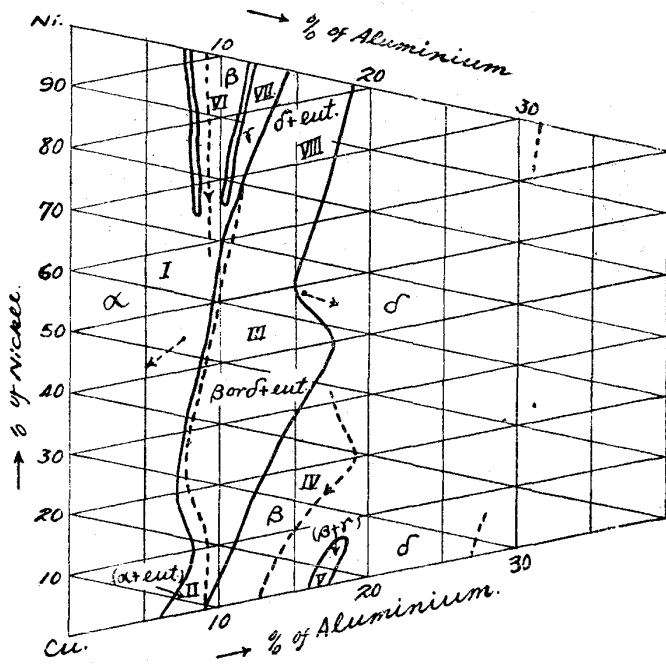


Fig. 25.

Space model of Cu-Al-Ni.

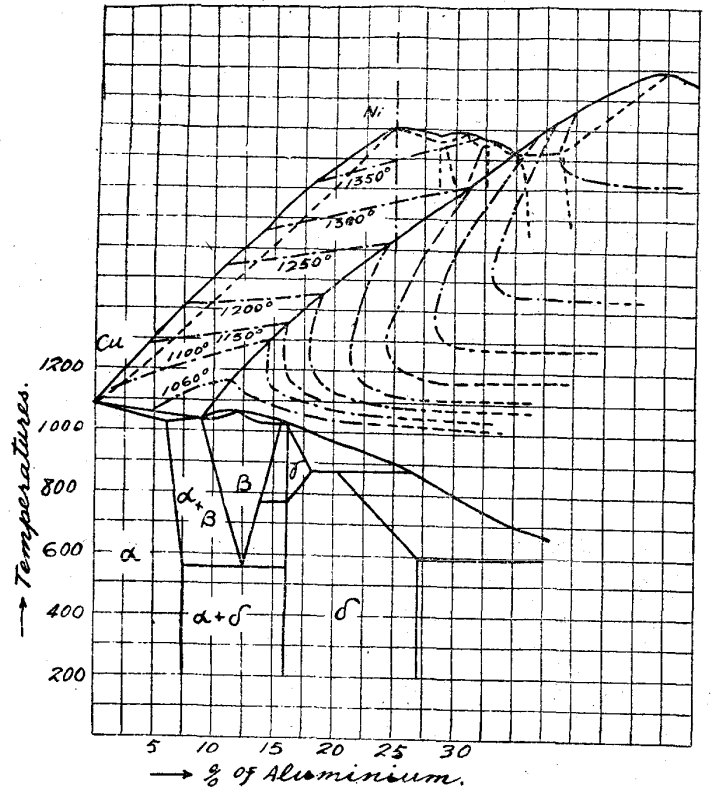


Fig. 29.

Structural Diagram at 500°C or Ordinary Temperature.

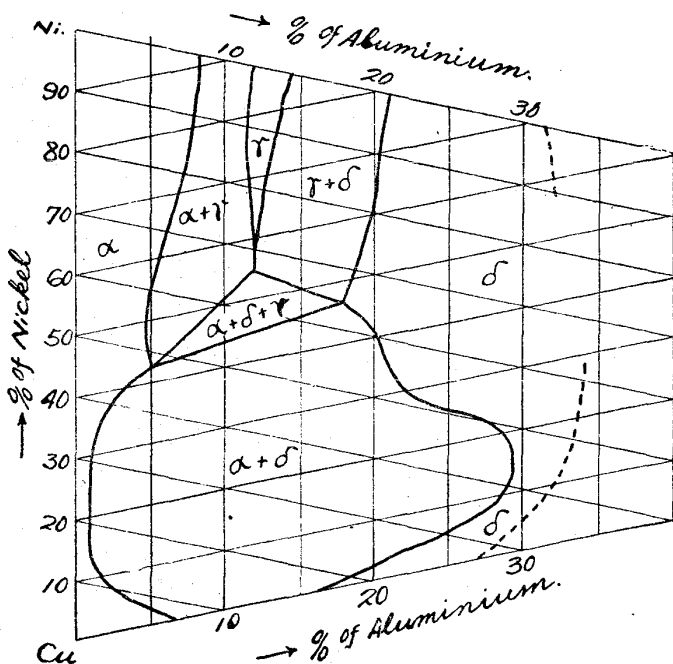
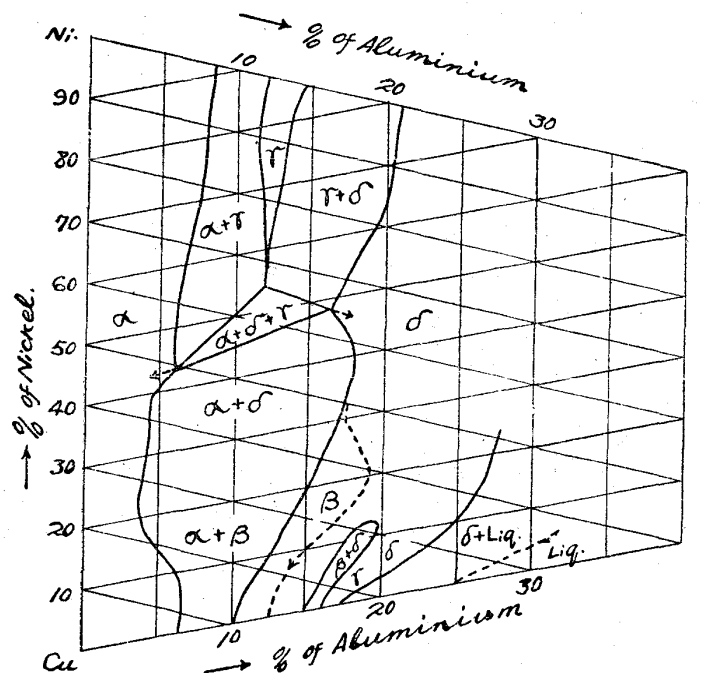


Fig. 28.

Structural Diagram at 900°C.



鐵
鋼
第十年
第一號

二四

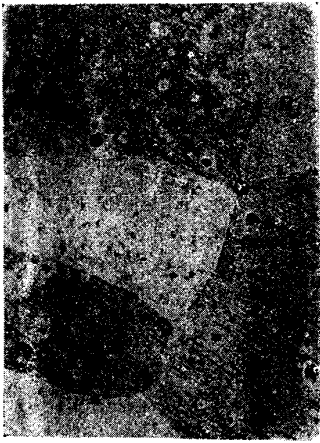


Photo. 1

Nickel annealed.

$100 \times \frac{2}{3}$ 倍



Photo. 4

Ni. 91% cast.

Al. 9%

$500 \times \frac{2}{3}$ 倍



Photo. 7

Ni. 75% 900°, 6h; 600°, 1h, Q.

Al. 25% same as cast.

$100 \times \frac{2}{3}$ 倍

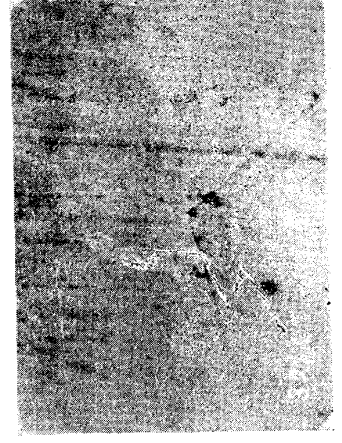


Photo. 10

Ni. 90% 1250°, 41h, Q.

Al. 10%

$500 \times \frac{2}{3}$ 倍



Photo. 2

Ni. 96% cast.

Al. 4%

$50 \times \frac{2}{3}$ 倍



Photo. 5

Ni. 87% cast.

Al. 13%

$50 \times \frac{2}{3}$ 倍



Photo. 8

Ni. 91.3% 1250°, 2h, Q.

Al. 8.7%

$500 \times \frac{2}{3}$ 倍

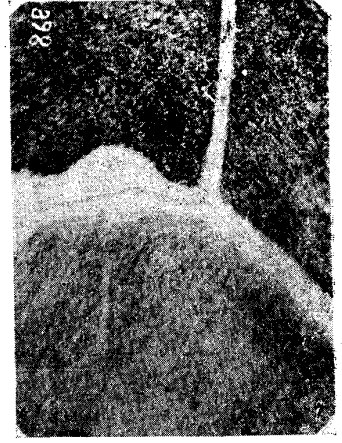


Photo. 11

Ni. 90% 1250°, 41h, Q.

Al. 10% 1000°, 1h, Q.

$500 \times \frac{2}{3}$ 倍

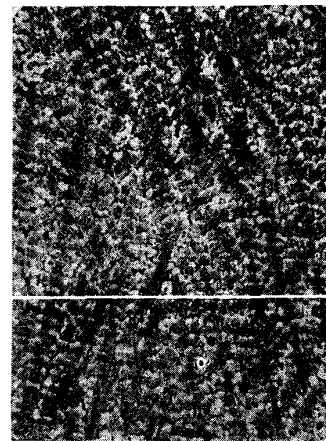


Photo. 3

Ni. 91% cast.

Al. 9%

$100 \times \frac{2}{3}$ 倍

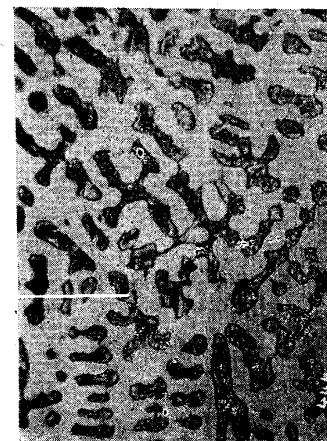


Photo. 6

Ni. 84% cast.

Al. 16%

$100 \times \frac{2}{3}$ 倍

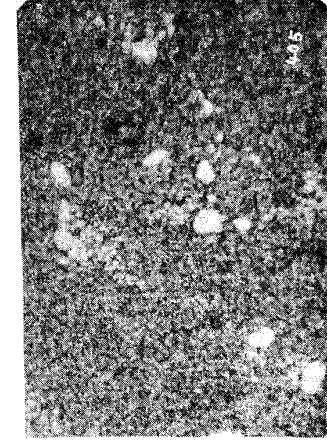


Photo. 9

Ni. 91.3% 1250°, 2h, Q.

Al. 8.7% 1100°, 1h, Q.

$500 \times \frac{2}{3}$ 倍

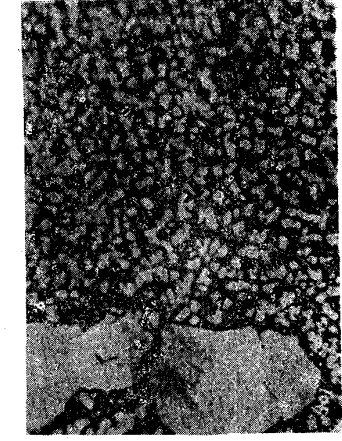


Photo. 12

Ni. 90% 1250°, 41h, Q.

Al. 10% 1300°, 1/2h, S. C.

$500 \times \frac{2}{3}$ 倍

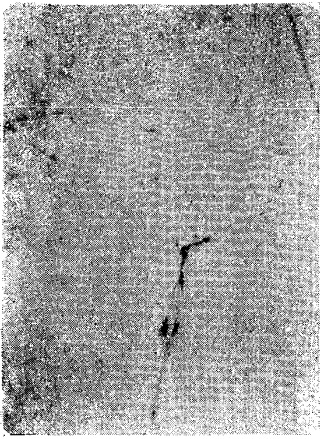


Photo. 13

Ni. 89% 1200°, 8h, Q.
Al. 11%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 16

Ni. 5% 800°, 1h; 550, Q.
Al. 13%
Cu. 82%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 19

Ni. 5% 800°, $\frac{1}{2}$ h; 400°, $\frac{1}{2}$ h, Q.
Al. 11%
Cu. 84%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍

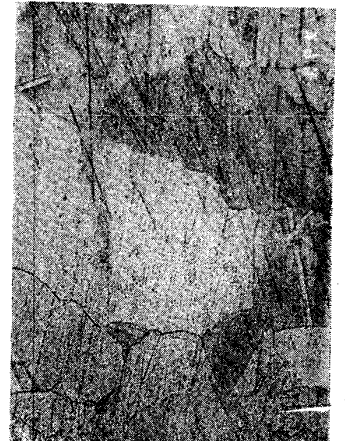


Photo. 22

Ni. 5% 900°, 1h, Q.
Al. 8%
Cu. 87%
100 × $\frac{2}{3}$ 倍

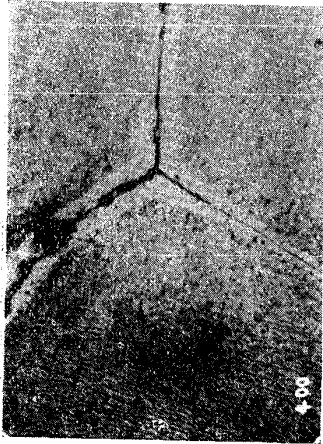


Photo. 14

Ni. 89% 1300°, 8h, 1000°, 1h, Q.
Al. 11%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 17

Ni. 5% 900°, 3h; 400°, 2h, Q.
Al. 13%
Cu. 82%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 20

Ni. 5% 900°, 3h; 600°, 1h, Q.
Al. 15%
Cu. 80%
650 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 23

Ni. 5% 800°, 3h; 600°, 1h, a.c.
Al. 8%
Cu. 87%
100 × $\frac{2}{3}$ 倍

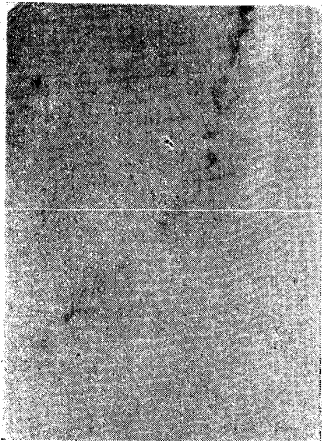


Photo. 15

Ni. 86.5% 1300°, 8h, 1000°, 1h, Q.
Al. 13.5%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 18

Ni. 5% 800°, $\frac{1}{2}$ h; 650°, $\frac{1}{2}$ h, Q.
Al. 11%
Cu. 84%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍

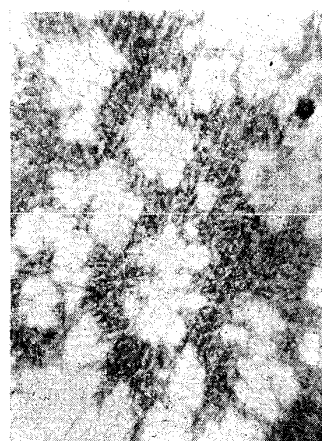


Photo. 21

Ni. 5% 800°, $\frac{1}{2}$ h; 400°, $\frac{1}{2}$ h, air cooled.
Al. 15%
Cu. 80%
650 × $\frac{2}{3}$ 倍

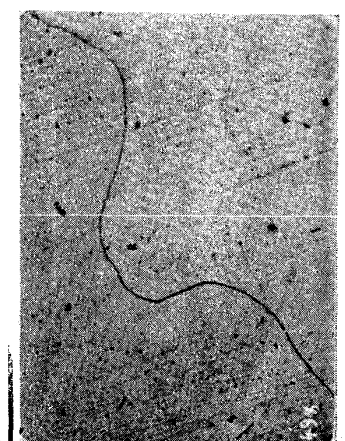


Photo. 24

Ni. 10% 950°, 3h, Q.
Al. 5%
Cu. 85%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 25

Ni. 10% 990°, 3h; 600°, 1h, Q.
Al. 5%
Cu. 85%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 28

Ni. 10% 900°, $\frac{1}{2}$ h; 600°, $\frac{1}{2}$ h, Q.
Al. 10%
Cu. 80%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 31

Ni. 10% 1000°, 1h, 800°, 1h, Q.
Al. 11.5%
Cu. 78.5%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍

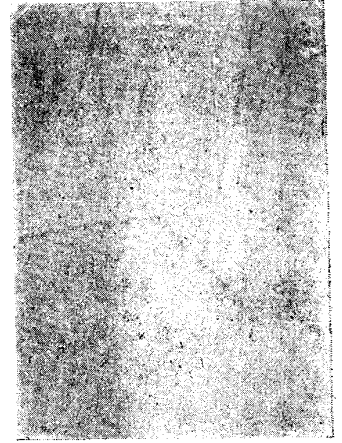


Photo. 34

Ni. 10% 1000°, 3h, Q.
Al. 18%
Cu. 72%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 26

Ni. 10% 1000°, 1h, 800°, 1h, Q.
Al. 10%
Cu. 80%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍

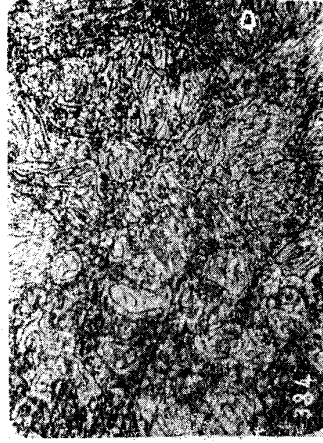


Photo. 29

Ni. 10% 900°, 3h; 600°, 1h,
a'r cooled (a.c.)
Cu. 80%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍

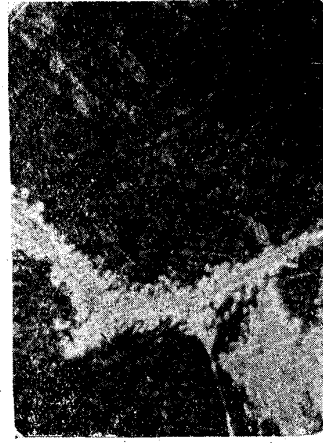


Photo. 32

Ni. 10% 9000°, 1h; 400°, 1h, Q.
Al. 15%
Cu. 75%
650 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 35

Ni. 10% 980°, $\frac{1}{2}$ h; 800°, $\frac{1}{2}$ h, Q.
Al. 18%
Cu. 72%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍

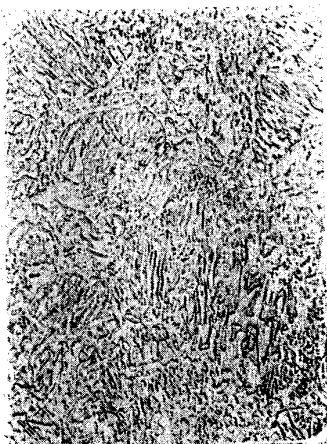


Photo. 27

Ni. 10% 900°, $\frac{1}{2}$ h; 700°, $\frac{1}{2}$ h, Q.
Al. 10%
Cu. 80%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 30

Ni. 10% 1000°, 3h, Q.
Al. 11.5%
Cu. 78.5%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 33

Ni. 10% 950°, 1h; 450°, $\frac{1}{2}$ h, Q.
Al. 17%
Cu. 73%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 36

Ni. 10% 900°, $\frac{1}{2}$ h, Q.
Al. 21%
Cu. 69%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍

銅-アルミニウム-ニッケル三元系合金の研究

二七

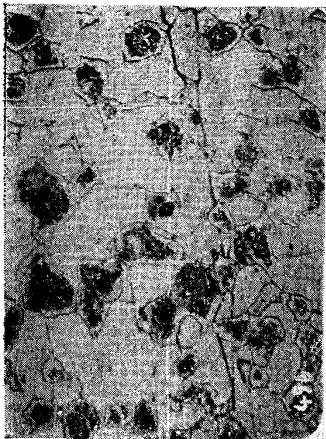


Photo. 37

Ni. 10% 800°, 1h; 450°, ½h, Q.
Al. 22%
Cu. 68%
500 × ⅔ 倍

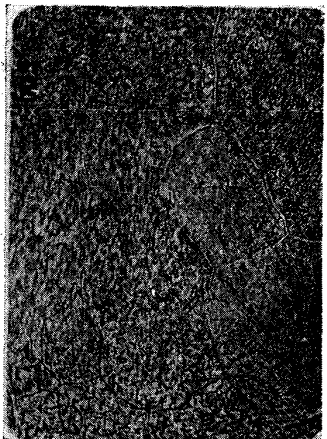


Photo. 40

Ni. 10% 800°, 1h; 600°, ½h, Q.
Al. 26%
Cu. 64%
500 × ⅔ 倍

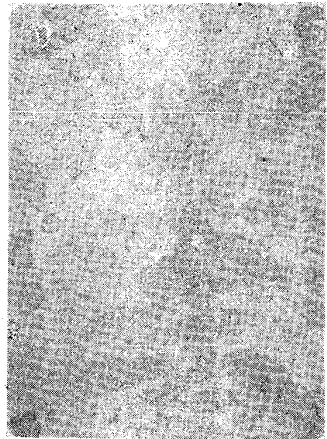


Photo. 43

Ni. 20% 1000°, 21h, Q.
Al. 10%
Cu. 78%
500 × ⅔ 倍

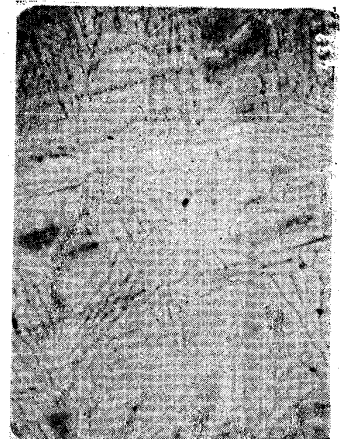


Photo. 46

Ni. 20% 900°, ½h; 800°, ½h, Q.
Al. 15%
Cu. 55%
500 × ⅔ 倍



Photo. 38

Ni. 10% 900°, ½h; 700°, ½h, Q.
Al. 23%
Cu. 67%
500 × ⅔ 倍

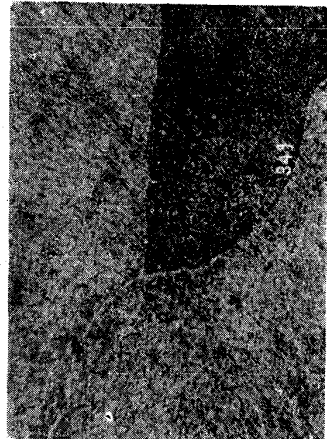


Photo. 41

Ni. 20% 1000°, 21h; 500°, 1h, Q.
Al. 20%
Cu. 78%
500 × ⅔ 倍

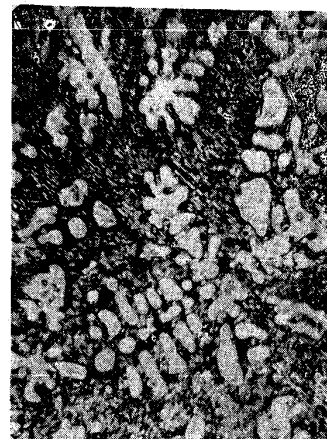


Photo. 44

Ni. 20% 900°, ½h; 300°, ½h, Q.
Al. 10%
Cu. 70%
500 × ⅔ 倍

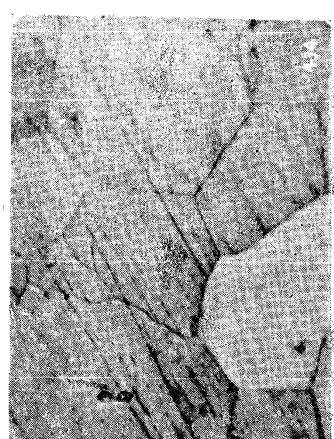


Photo. 47

Ni. 20% 1000°, ¼h; 900°, ½h, Q.
Al. 23%
Cu. 57%
500 × ⅔ 倍

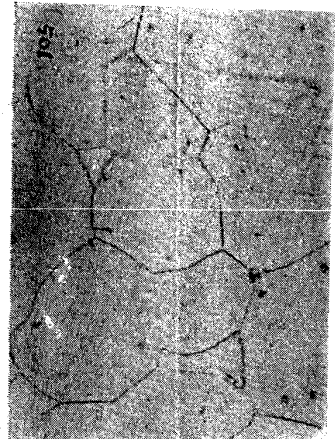


Photo. 39

Ni. 10% 800°, 1h, Q.
Al. 26%
Cu. 64%
500 × ⅔ 倍

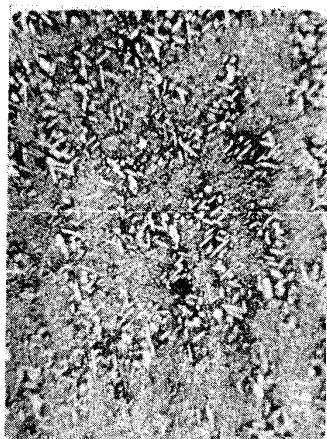


Photo. 42

Ni. 20% 900°, 3h; 600°, 1h, a.c.
Al. 7%
Cu. 73%
500 × ⅔ 倍

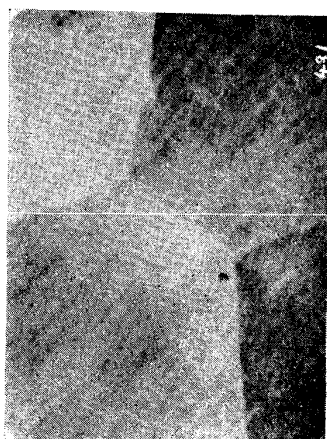


Photo. 45

Ni. 20% 1000°, 21h, Q.
Al. 15%
Cu. 65%
500 × ⅔ 倍

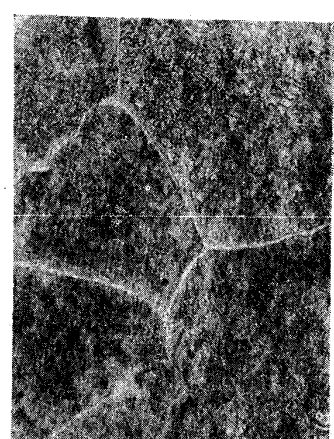


Photo. 48

Ni. 20% 900°, ½h; 600°, ½h, Q.
Al. 23%
Cu. 57%
500 × ⅔ 倍

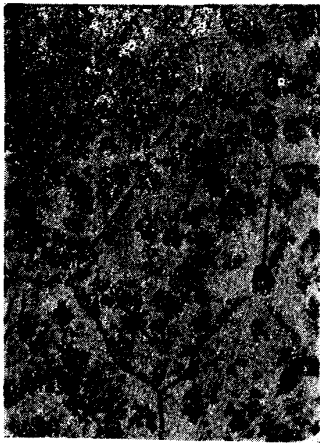


Photo. 49

Ni. 20% 900°, 1h; 600°, 1/2h, Q.
Al. 27%
Cu. 53%
500 x 2/3 倍



Photo. 52

Ni. 30% 900°, 3h, Q.
Al. 8%
Cu. 62%
500 x 2/3 倍

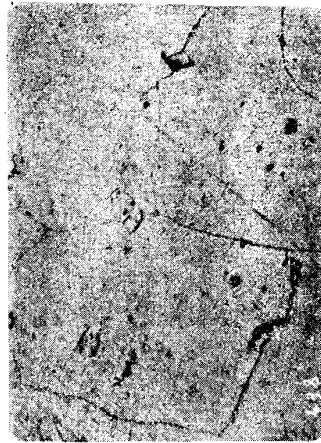


Photo. 55

Ni. 30% 1000°, 1h; 300°, 1h, Q.
Al. 25%
Cu. 45%
500 x 2/3 倍

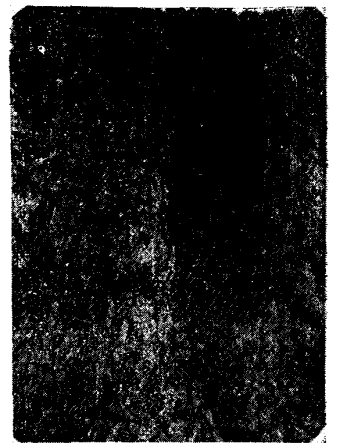


Photo. 58

Ni. 40% 1000°, 21h, Q.
Al. 8%
Cu. 52%
500 x 2/3 倍

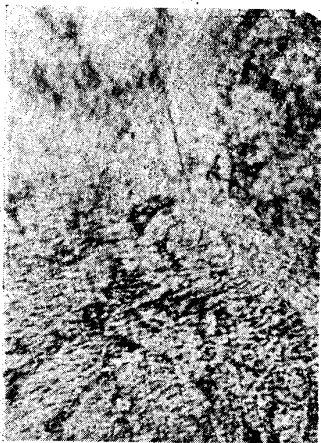


Photo. 50

Ni. 20% 1000°, 21h; 500°, 3h, Q.
Al. 15%
Cu. 65%
650 x 2/3 倍

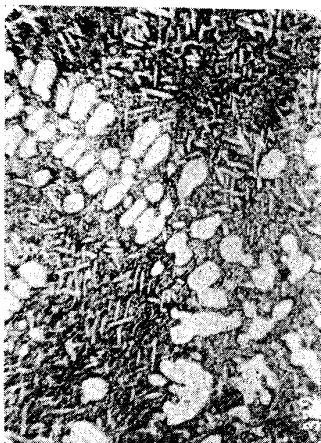


Photo. 53

Ni. 30% 900°, 3h; 600°, 1h, air cooled.
Al. 8%
Cu. 62%
500 x 2/3 倍



Photo. 56

Ni. 40% 1000°, 1h, Q.
Al. 5%
Cu. 55%
500 x 2/3 倍



Photo. 59

Ni. 40% 1000°, 1/2h; 500°, 1/2h, Q.
Al. 8%
Cu. 52%
500 x 2/3 倍



Photo. 51

Ni. 30% 1000°, 1/2h; 700°, 1/2h, Q.
Al. 18%
Cu. 52%
500 x 2/3 倍

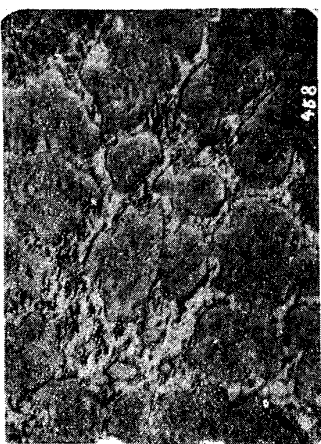


Photo. 54

Ni. 30% 900°, 1/2h; 300°, 1/2h, Q.
Al. 15%
Cu. 55%
500 x 2/3 倍



Photo. 57

Ni. 40% 1000°, 21h, Q.
Al. 5%
Cu. 55%
500 x 2/3 倍



Photo. 60

Ni. 40% 1000°, 21h, Q.
Al. 13%
Cu. 47%
500 x 2/3 倍



Photo. 61

Ni. 40% 1000°, ½h; 500°, ½h, Q.
Al. 13%
Cu. 47%

500 × ⅔ 倍



Photo. 64

Ni. 40% 900°, ½h; 500°, ½h, Q.
Al. 25%
Cu. 35%

500 × ⅔ 倍

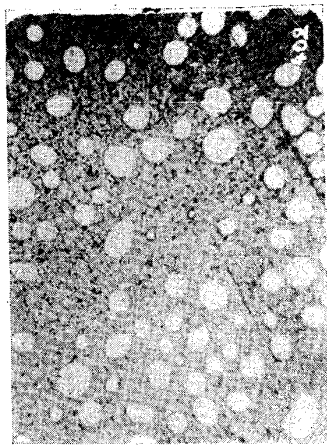


Photo. 67

Ni. 80% 1250°, 41h, Q.
Al. 10% 900°, 2h, Q.
Cu. 10%

500 × ⅔ 倍

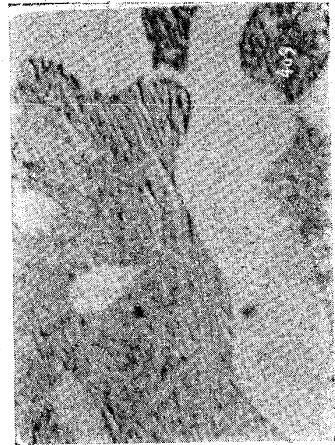


Photo. 70

Ni. 80% 1250°, 10h; 1000°, 1h, Q.
Al. 15%
Cu. 5%

500 × ⅔ 倍

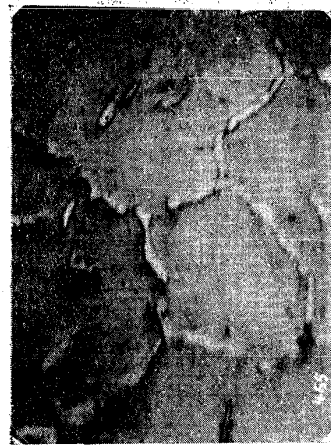


Photo. 62

Ni. 40% 1000°, 21h, Q.
Al. 18%
Cu. 42%

500 × ⅔ 倍

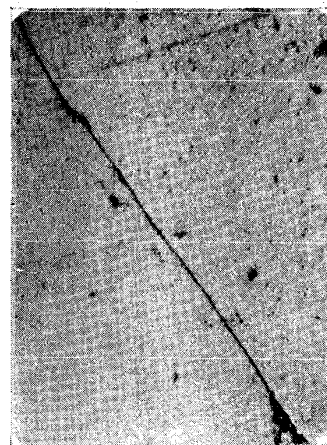


Photo. 65

Ni. 80% 1250°, 10h; 1000°, 1h, Q.
Al. 7%
Cu. 13%

500 × ⅔ 倍

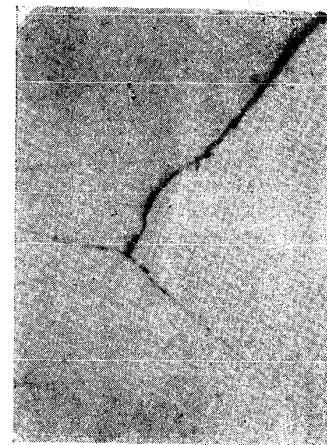


Photo. 68

Ni. 80% 1250°, 10h; 1000°, 1h, Q.
Al. 13%
Cu. 7%

500 × ⅔ 倍

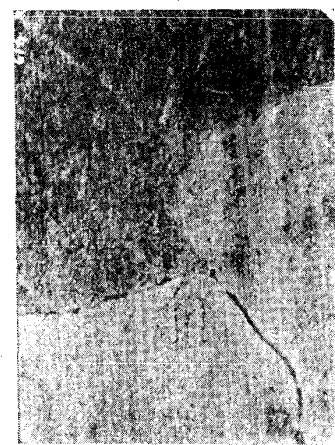


Photo. 71

Ni. 60% 1150°, 10h; 900°, 1h, Q.
Al. 7%
Cu. 33%

500 × ⅔ 倍



Photo. 63

Ni. 40% 1000°, ½h; 500°, ½h, Q.
Al. 18%
Cu. 42%

500 × ⅔ 倍

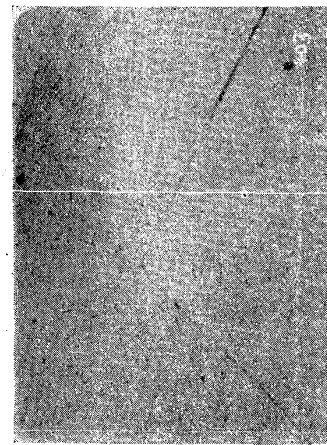


Photo. 66

Ni. 80% 1250°, 41h, Q.
Al. 10%
Cu. 10%

500 × ⅔ 倍

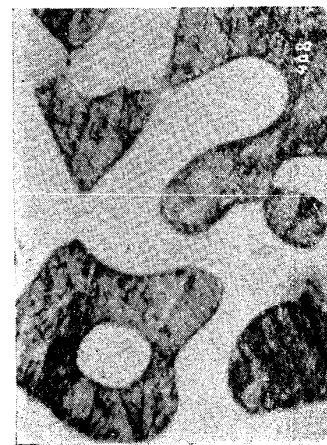


Photo. 69

Ni. 80% 1250°, 10h, Q.
Al. 15%
Cu. 5%

500 × ⅔ 倍



Photo. 72

Ni. 60% 1100°, 10h, Q.
Al. 10%
Cu. 30%

500 × ⅔ 倍

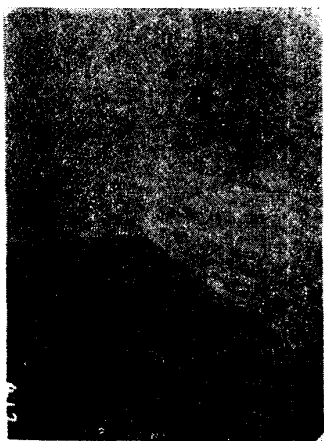


Photo. 73

Ni. 60% 1150°, 10h; 1200°, 15h, Q.
Al. 10%
Cu. 30%

500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 76

Ni. 60% 1100°, 10h, Q.
Al. 11%
Cu. 29%

500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 79

Ni. 60% 1150°, 10h, Q.
Al. 13%
Cu. 27%

500 × $\frac{2}{3}$ 倍

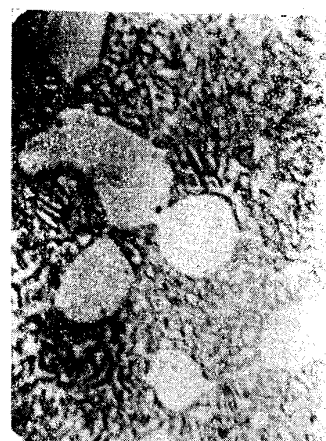


Photo. 82

Ni. 60% 1150°, 10h; 900°, 1h, Q.
Al. 15%
Cu. 25%

500 × $\frac{2}{3}$ 倍

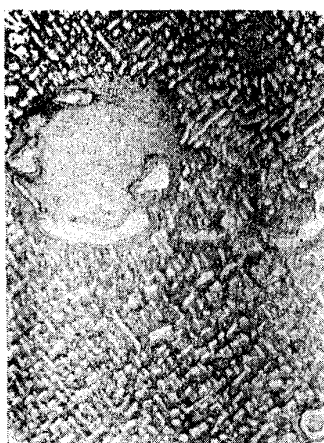


Photo. 74

Ni. 60% 1150°, 10h; 1200°, 15h, Q.
Al. 10% 1050°, 1h, Q.
Cu. 30%

500 × $\frac{2}{3}$ 倍

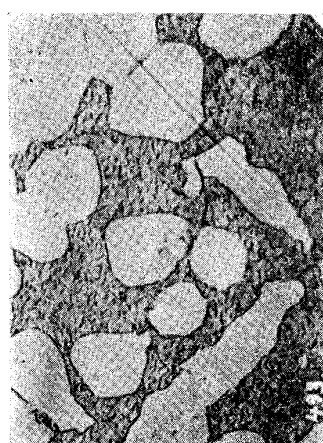


Photo. 77

Ni. 60% 1100°, 10h; 900°, 1h, Q.
Al. 11%
Cu. 29%

500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 80

Ni. 60% 1150°, 10h, 900°, 1h, Q.
Al. 13%
Cu. 27%

500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 83

Ni. 60% 1150°, 10h; 900°, 1h, Q.
Al. 18%
Cu. 22%

500 × $\frac{2}{3}$ 倍

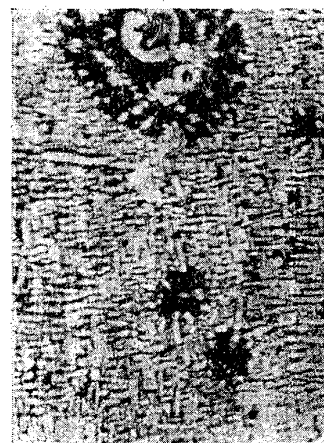


Photo. 75

Ni. 60% 1200°, Q. 900°, 1h, Q.
Al. 10%
Cu. 30%

500 × $\frac{2}{3}$ 倍

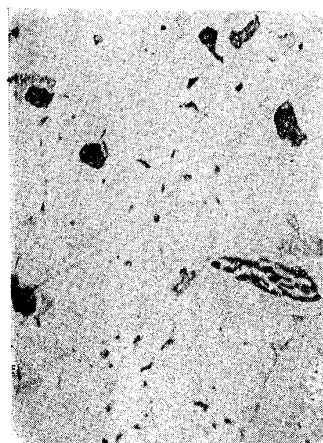


Photo. 78

Ni. 60% 1100°, 10h; 900°, 1h, Q.
Al. 12%
Cu. 28%

500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 81

Ni. 60% 1150°, 10h, Q.
Al. 15%
Cu. 25%

500 × $\frac{2}{3}$ 倍

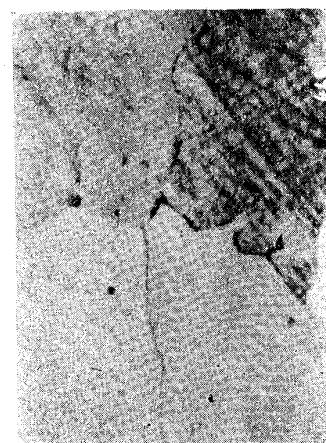


Photo. 84

Ni. 60% 1150°, 10h; 900°, $\frac{1}{2}$ h,
600°, $\frac{1}{2}$ h, Q.
Al. 25%
Cu. 15%

500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 85
Ni. 50% 1180°, 2h; Q. 1070°, 1h, Q.
Al. 27%
Cu. 43%
100 × $\frac{2}{3}$ 倍

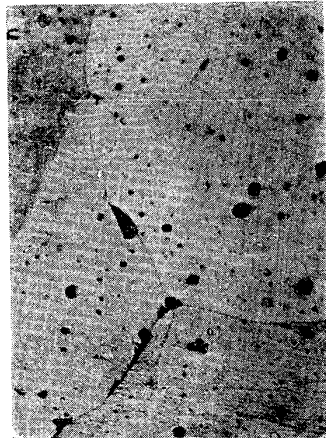


Photo. 88
Ni. 50% 1180°, 2h; Q. 1070°, 1h, Q.
Al. 15%
Cu. 35%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍

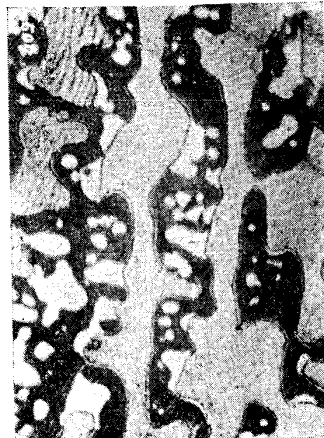


Photo. 91
Ni. 50% 1000°, 10h, Q.
Al. 12%
Cu. 38%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 94
Ni. 50% 1000°, 10h; 500°, 1h,
Al. 9% air cooled.
Cu. 41%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 86
Ni. 50% 1180°, 2h; 1070°, 1h, Q.
Al. 9%
Cu. 41%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍

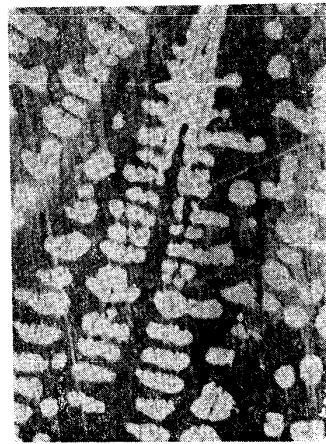


Photo. 89
Ni. 50% 1000°, 10h, Q.
Al. 9%
Cu. 41%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 92
Ni. 50% 1000°, 10h, Q.
Al. 15%
Cu. 35%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 95
Ni. 50% 1000°, 10h; 500°, 1h,
Al. 11% air cooled.
Cu. 39%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 87
Ni. 50% 1180°, 2h; 1070°, 1h, Q.
Al. 12%
Cu. 38%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍

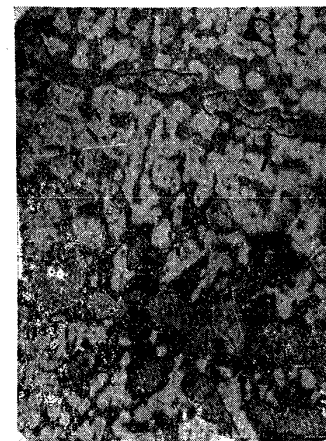


Photo. 90
Ni. 50% 1000°, 10h, Q.
Al. 11%
Cu. 39%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍

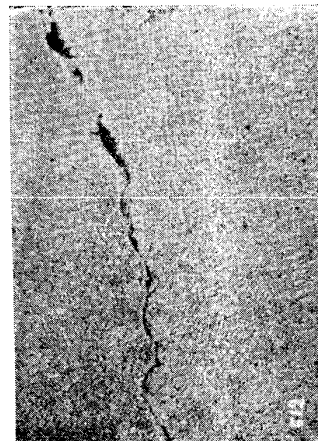


Photo. 93
Ni. 50% 1000°, 10h; 500°, 1h, Q.
Al. 6%
Cu. 44%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍



Photo. 96
Ni. 50% 1000°, 10h; 500°, 1h,
Al. 12% air cooled.
Cu. 38%
500 × $\frac{2}{3}$ 倍

「アルミニウム亜鉛系合金の研究」の訂正

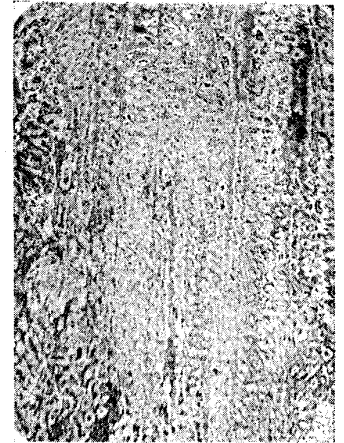


Photo. 97
 Ni. 50% 1000°, 10h, 500°, 1h,
 Al. 15% air cooled.
 Cu. 35% 100× $\frac{2}{3}$ 倍

本誌第九年第九號六二七頁一六行目に次表を脱した。

第四表 電気傳導度

試料番號	組成アルミ%	組織 (常溫)	比電導度 ($\times 10^{-4}$ Mohs)	常溫 (三五〇度 $^{\circ}$ C)	純アルミ
一	三・九五	a+Ent.	一七・〇〇	六・四一	二
二	一三・九〇	ニ	一七・五五	七・一四	一三
三	一七・七〇	ニ	一七・七〇	七・一四	一四
四	二〇・〇〇	ニ	一八・一八	七・四〇	一五
五	二二・〇五	Ent. + γ	一八・一〇	七・二四	一六
六	二四・七〇	ニ	一八・六〇	七・一四	一七
七	二九・七〇	ニ	一八・〇〇	七・一四	一八
八	三六・二三	ニ	一八・二七	七・四〇	一九
九	四二・八三	ニ	一八・〇〇	七・四〇	二〇
一〇	五一・〇五	ニ	一九・四二	九・〇四	二一
一一	五八・九二	ニ	一九・七五	九・五二	二二

田邊友次郎