Photo. 17 Alloy No. 113
(3% Ag, 1% Cu) primary
 δ , CuCd_3 - δ eutectic and
peritecto-eutectic (P_6)
 $\times 100$

Photo. 18 Alloy No. 111
(3% Ag, 4% Cu,) primary
 η , enclosing CuCd_3 and
 CuCd_3 - δ eutectic $\times 50$

IX. 總 括

- (1) Cd-Ag-Cu 三元系合金 147 種に就て熱分析並に

顕微鏡試験を行ひ、全系に亘つて初晶面の等温線圖 (Fig. 5), 切斷狀態圖 (Figs. 6~14) 並に平衡狀態圖 (Fig. 15) を構成した。

(2) 本系には三元化合物は存在せず、又 Cu-Cd 系の Cu_5Cd_8 固溶體と Ag-Cd 系の γ 固溶體とは三元系に於て連續して固溶體 η を作る。従つて狀態圖上 9 個の液相面, 14 個の一變系反應曲線及び 6 個の不變系反應點が存在す。これ等の示す反應並に溫度等に就ては Tables 2, 3 及び 4 に示した,

(3) 結晶の過程を異にする數種の合金の顕微鏡組織を掲げ、これが結晶の過程と組織成分に就て説明した。

終りに臨み顕微鏡寫眞撮影に就て助力を與へられた工學士山中直道君に感謝し、併せて本研究費の一部を補助せられたる日本學術振興會に對し謝意を表す

銅を主成分とする Be-Cu 合金の焼入効果に関する研究*

香 取 三 郎**

Saburo Katori: Investigations on the Quenching Effects of the Copper-rich Be-Cu Alloys. Regarding the quenching effects of ordinary chill-cast specimens of the copper-rich Be-Cu alloys the author had previously been investigated and reported⁽¹⁾. In the present research, the same effect has been observed by the microscopic, röntgengraphic and dilatometric methods, with regard to the variations of those effects due to the differences of the crystallized directions of the specimens.

The alloys containing 2.2%~4.4% of Be were cast into the mould, as shown in Fig. 2., designed to ensure the special mode of crystallization, and from the ingot thus obtained, two kinds of specimens, i. e. (B); the normally crystallized, and (A); the uni-directionally crystallized, were taken. Now, these two kinds of cast specimens were respectively normalized and quenched, and then the dilatometric changes during heating were differentially measured. As the results of these experiments, it was found that the quenched specimens indicate the most remarkable variations of changes, according to the direction of crystallization: For instance, vigorous expansion was observed as the quenching effect of the specimen (A), while, a servere contraction was found in the case of the specimen (B), though its composition is the same as (A).

It was elucidated that the cause of those variations of the dilatometric changes in both kinds of specimens, may be considered to rest on the difference of the orientation of α - and β -crystallites.

Moreover, the similar studies were repeated in connection with the rolled specimens of the same alloys.

(Received October 13, 1941)

緒 言

2.2%Be を含有する Be-Cu 合金の金型鑄物試料を、830° から焼入したものは、 α 固溶體均一組織を示し、これを再び加熱しつゝ示差熱膨縮變化を測定すれば、Fig. 1, (a) の如き曲線となり、 α の焼入効果は收縮變化

として現れる。4.4% Be を含むものは、高溫度では β 固溶體になり得るが、斯る領域から焼入した場合も、その組織は矢張り單相組織を呈する。而して、この場合は、加熱の際の熱膨縮曲線が (d) に示す様な著しい異常膨脹變化を呈する。而して、斯る異常變化は β の焼入効果である。これ等の事柄に就ては既に前報告⁽¹⁾ に於て詳細發表した處であるが、然し更に疑問を生ずる部分が存する。例へば、3.3% Be を含有する金型鑄物試料を 830° から焼入

** 京都帝國大學理學部金相學研究室

* 本研究の一部は昭和 14 年 4 月日本化學會第 61 年會(東京)に於て報告したものである。

(1) 香取, 日本化學會誌, 62 (1941), 1128.

し、その顕微鏡組織を調べて見ると、後掲 Photo. 22 の如く、 α と β との略等量混じったものから成つてゐる。従つて、これを加熱すれば當然 α と β との兩方の焼入効果が

Fig. 1 Differential Dilatometric Curves of Quenched Specimens.

等に関する仔細なる研究の外、又 X 線に依る査察をも試み、なほこれ等の各實驗結果相互間の比較検討をも行つた。

I. 示差熱膨縮的研究

(1) 特殊砂型鑄物の場合

著者は嘗て 2.2% Be の場合を例に採り、試料の來歴如何に依つて、熱膨縮曲線の形が著しく相違して居ることを認め、既にこれに關しては詳細に亘りて報告⁽²⁾した。宇野教授⁽³⁾並に著者等は數種合金の示差熱膨縮現象測定中、試料鑄造の際の晶結の方向に平行に測定した場合と、これに直角に測定した場合とでは合金の種類又は組成に依り、著しく曲線の姿態を異にすることを認めた。著者は Be-Cu 合金の場合に於て、斯くの如き晶結の方向と示差熱膨縮變化との關係に就て類似の研究を試みた。

(2) 香取, 本誌, 2 (1938), 352.

(3) 宇野, 香取, 昭和 16 年 4 月本會第 9 回講演大會 (東京) に報告。

宇野, 繁富, 昭和 16 年 4 月本會第 9 回講演大會 (東京) に報告。

宇野, 大川, 昭和 16 年 4 月日本化學會第 63 年會 (東京) に報告。

宇野, 佐藤, 昭和 16 年 4 月日本化學會第 63 年會 (東京) に報告。

今、測定方向による熱膨縮變化の相違を見るために、

Fig. 2 Special Sand Mould with Copper.

Fig. 2 の如き砂型を作り、これを豫め 850° 位に加熱して置き底部の兩側に銅の太い丸棒を挿入し、その上に氷塊を載せて充

分冷した後、上方の湯口から本合金の融液を注入した。

斯る砂型に於ては、融液の凝固は砂型の壁では遅延し、銅棒に接觸せる部分では著しく早い。

而して、一般に金屬及び合金を鑄造する場合、晶結の方向は鑄型の壁に直角である。且つ銅は熱の傳導が極めて良好である上に、更に氷塊で冷して居るが故に、合金の融液の熱は銅棒の方に主として取られ、結局、晶結は銅棒の接觸面に直角に進行するものと考えねばならない。即ち、圖では水平方向に晶結が起つて居るものと考えるのが妥當である。

従つて、斯る鑄型の底部より採取した試料に就て、水平方向に熱膨縮變化を測定すれば、それは結局、晶結方向に並行に測定したことに該當し、所期の目的に適ふ譯である。

(i) 3.3% Be の場合 先づ、3.3% Be を含有する試料を選び、これを Fig. 2 の様な鑄型に鑄造し、これより圖中に示せる如き、(A) 及び (B) なる試料を作製した。斯る試料に就て既報⁽¹⁾と同じ條件で熱膨縮變化を測定したのであるが、その結果は Fig. 3~5 の如くである。

Fig. 3 Differential Dilatometric Curves of Cast Specimens.

Fig. 3 は鑄造の儘の試料を加熱した場合の結果で、Fig. 4 は標準化試料、Fig. 5 は 830° に 1 時間焼鈍後焼入したものに就て測定した結果である。これ等の圖中に、相互の比較に便ならしむるため

細線にて示した曲線は、何れも金型鑄物試料の場合に該當する。

Fig. 3 の鑄物試料に就て見るに、圖の上方の兩曲線には何れも 400° 附近に β の焼入効果と覺しき膨脹變化が微弱乍ら認められるが、下方の曲線 (太い方) には認められないのである。即ち、鑄型の B 部は他の部分に比し、最も徐冷されてゐると考へれば諒解出来る。然し乍ら、 α

の焼入効果即ち、400° 附近より起る収縮は (B) 試料が最も明瞭である。

Fig. 4 Differential Dilatometric Curves of Normalised Specimens.

金型鑄物試料では加熱曲線上に 630° から急激膨脹が現れ、冷却曲線には 575° 附近から急激収縮が現れ、可逆変化になつて居るが、(A) 試料ではこれと異り、加熱曲線上には微弱乍ら急激な収縮と膨脹があり、冷却曲線には、その反対に膨脹に続く収縮変化が現れて居て、上記の如き可逆変化にはなつて居ない。尚、加熱曲線に於ける収縮変化を吟味するにこれは吸熱変化だけに依るもので、続いて起る膨脹はそれが恢復するのに基くと解すべきであつて、この変化は結局、熱理変化のみに起因するものと思ふ。

更に、冷却曲線で該変化が反対になつてゐるのは、それは熱理変化が逆に發熱として現れるからである。

Fig. 5 Differential Dilatometric Curves of Quenched Specimens.

と全く異り、顕著な異常膨脹を示す。斯くて (B) 試料は 2.2% Be の場合とその変化が類似であつて、 α の焼入効

Fig. 4 の標準化試料に就て窺ふに、下方の曲線では金型鑄物試料の場合と甚だ能く似て居るが、上方の曲線では金型鑄物試料の場合と大いにその趣を異にして居る。

例へば、 $\alpha + \gamma \rightleftharpoons \beta$ なる擬共晶變態の場合、[B]試料及び

果のみが現れてゐる様に思はれるのである。而して、上方の曲線では、200° 附近から膨脹変化が起り、その度合は 330° 附近から更に大となり、430° 位を極大として遂に収縮する。この異常膨脹変化は既述 4.4% Be の場合と全く同じ傾向のもので、従つて、 β の焼入効果と解することが出来る。即ち、(A) 試料には、2.2% Be 試料と 4.4% Be 試料との合成された如き変化が現れたのであると考ふことが出来、誠に興味ある事柄である。Fig. 1, (a) 及び (d) 兩曲線を参照する時はこの間の消息が略判る。

以上の實驗結果より推定すれば、金型鑄物試料及び B 部の試料の方は、急冷の場合 β の焼が入らないことになる譯で、これに反して A 部の試料の方は焼が入ることになつて来る。

然るに、後述する X 線並に顯微鏡組織的研究を試みた結果、金型鑄物試料の場合も、B 部の試料の場合も共に、急冷に當りては焼が入ることが證明せられた。それ故に、上記の推理は不穩當と斷ぜざるを得ない。

従つて、 $\alpha + \beta$ 複相組織の場合、焼入効果は或方向では収縮変化となり、他の或方向では膨脹変化として現れ、熱膨縮變化に對して特に著しい異方性を呈するものと解すべきであらう。

(ii) 2.75% Be の場合 次に、同様の實驗を 2.75% Be

Fig. 6 Differential Dilatometric Curves of Cast Specimens.

Fig. 7 Differential Dilatometric Curves of Normalised Specimens.

の場合に就て行つた。その結果は Fig. 6~8 に示す如くである。但し、Fig. 6 は鑄物の場合で、Fig. 7 は標準化、Fig. 8 は焼入試料の場合に該當する。

これ等の場合も、試料の測定方向如何により曲線の姿態に可成りの差異が認められる。而して、來歴による相違は前掲 Fig. 3~5 と略同様の關係にある。即ち、焼入効果に於て異方性最も顯著である。尤も、これ等

の中 Fig. 8 の上方の曲線では膨脹度が Fig. 5 のそれに比し可成り小さくなつてゐるが、それは β の量が少い爲である。

(iii) 熱処理時間の影響 Fig. 9 は熱処理時間の長短に依る影響を見るために行つた測定曲線で、2.75% Be を含有する試料を何れも 830° に 10 時間焼鈍した後、焼

Fig. 8 Differential Dilatometric Curves of Quenched Specimens.

入した場合である。その結果は焼鈍時間の短い即ち、Fig. 8 の場合と殆ど相違して居らぬ。従つて、斯る來歴を有する試料では充分永く焼鈍しても、前述の様な異方性は除去されぬことが判つた。

(iv) 焼入温度の影響 次に、(A) 試料に就て、焼入温度高低の影響を見るために、前實驗と異り 700° から焼入したものに就て同様な測定を行つた。その結果は Fig. 10 の如くであつて、830° から焼入せるものに較べ、その膨脹度は減少して居る。恰も 4.4% Be の場合に認められたものと同一現象が現はれて居る。

尙、この場合に於ても、3.3% Be の方が、2.75% Be に比し、膨脹度は一層大である。

(v) 2.2% Be 並に 4.4% Be の場合 以上の實驗により、 $\alpha + \beta$ 複相組織を示すものゝ焼入効果には著しい異方性が認められることが判つたので、次に α 又は β 各單相の場合にも斯る異方性ありや否やを確むるために、2.2% Be 及び 4.4% Be を含有するものに就て同様な實驗を行つた。但し、B 部の試料の場合は金型鑄物試料の場合と、その曲線相互の形が極めて類似してゐるのでこれを省略し、A 部の試料に就てのみこれを述べる。

Fig. 11 はその結果であつて、何れも 830° に 1 時間焼鈍後焼入したものを加熱する際の熱膨縮變化を示す曲線である。

圖中 a 曲線は、2.2% Be の場合を示し、200° 附近から急激収縮が起り、250° 附近で一旦終了した後、約 350° か

ら再び収縮する二段収縮變化が認められる。これを、同圖中の細線にて示した金型鑄物試料の場合と比較すれば明かな如く、試料の測定方向による相違としては第一収

Fig. 11 Differential Dilatometric Curves of Quenched Specimens.

縮と第二収縮の度合に差異が生ずるのみに過ぎない。即ち、 α の焼入効果は兩者共収縮變化であることが判つた。

次に、同圖中の b と記した曲

線は 4.4% Be の場合であるが、これに就て見るに、100° 附近から始まり、約 400° で完了する収縮變化が認められる (但し、試料の長さは a の場合の 1/3)。而して、金型鑄物試料の場合は顯著な異常膨脹となるのであるから、従つて、焼入せる β を焼戻する際、或方向には膨脹し、他の或方向には収縮すると考へざるを得ない。

以上述べた示差熱膨縮的研究結果からすれば、Fig. 5 及び Fig. 8 の [A] 曲線は恰も Fig. 11 の a 曲線 (太線の方) 及び Fig. 1 の (d) 曲線の合成の如き觀があり、[B] 曲線は Fig. 1 の (a) 曲線及び Fig. 11 の b 曲線 (太線の方) の重複したものと思はれるのである。換言すれば、Fig. 2 の (A) 試料の圖中で水平方向に於ける熱膨縮變化は、 $\alpha + \beta$ 複相組織を呈するものでは、 α の焼入効果は Fig. 11, a 曲線 (太線の方) の如くなり、 β の焼入効果は Fig. 1 の (d) 曲線の様に現れるものと解せられるのである。而して (B) 試料に於ては、 α の焼入効果は Fig. 1 の (a) 曲線、 β の焼入効果は Fig. 11 の b 曲線 (太線の方) の如くなるものと思はれる。

即ち、2.2% 乃至 3.3% の Be を含有する試料に於ては、状態圖から明かな如く、鑄造の際、何れも初期品として、 α を晶出するものであるが故に、斯る試料の α の焼入効果は A 部では Fig. 11, a 曲線 (太線の方) の如く現れ、B 部では Fig. 1, (a) 曲線の如く現れるのは當然のことであらう。これに反し、2.75% Be 或は 3.3% Be 等の如く $\alpha + \beta$ 複相組織を呈する場合の A 部の試料に於ては、 β の焼入効果は、Fig. 1, (d) 曲線の如くに現れて居るが、それは兩者共 β の晶結方向が 4.4% Be の金型鑄物試料の場合と略同様のものになつてゐる爲と推測される。而して、4.4% Be の場合は状態圖から明かな如く、初期品としては β を晶出するが故に、その晶結方向は金型鑄物試料では鑄型の壁に直角になり示差熱膨縮變化測定の方角は β の晶結方向と直角になつてゐるものと推定される。従つて、2.75% Be 或は 3.3% Be 等の場合の A 部の試料

に於ても、 β の晶結方向は示差熱膨縮變化の測定方向に垂直になつて居るものと考へられる。即ち、この場合、 β は初期品の α が凝固して後に晶出するものであるが故に、既に凝固せる α の影響を受けて、これに直角、従つて Fig. 2 の砂型に挿入せる銅棒との接觸面には並行に晶結するのであらう。而して示差熱膨縮變化の測定方向に直角となつて居る。

Fig. 2 の B 部或は金型鑄物試料の場合に就ても略同様のことが云へる。即ち、この場合 β の焼入効果は Fig. 11, b 曲線 (太線の方) の如くに現れてゐるので、鑄造の際最後に凝固する β は鑄型の壁に並行に晶結すると考へられる。而して、示差熱膨縮變化測定方向に並行となる。

(2) 壓 延 試 料

2.2% Be を含む本合金の金型鑄物試料を焼入後加熱した場合示差熱膨縮曲線は Fig. 1, (a) 曲線の如くなるが、

Fig. 12 Differential Dilatometric Curves of Quenched Rolled Specimens.

今豫め冷間壓延或は熱間壓延を施された試料を採り、これに Fig. 1 の場合の如き焼入、焼戻の熱処理操作を加へると、Fig. 12, (a) 及び (b) 曲線の如くなるのである。

(a) 及び (b) を測定後更に 3 時間焼鈍し、焼入したものに就てそれぞれ再測定を行つた結果は (a') 及び (b') の如き曲線となる。尙圖中細線にて描ける曲線は比較の爲再録せる金型鑄物試料の場合である。

これ等の曲線に就ては既に詳細報告⁽²⁾したから、今その説明は省略するが、何れも Fig. 1, (a) 曲線或は圖中の細線とはその姿態を著しく異にして居り、例へば (a'), (b') 兩曲線では著しい膨脹變化が認められるのである。即ち、成分は同一であつても、試料の來歴が異れば、得られる曲線の形は著しく異なる場合のことが判つたのである。

従つて、 $\alpha + \beta$ 領域の試料も來歴の相違に依り、その測定結果は當然異なるものと容易に豫想される處である。仍

て、上述と同様の實驗を更に 2.75% Be の場合に就ても行つた。而して、得られた結果は同圖 (c), (d) 及び (c'), (d') 曲線等の如くである。

即ち、(c) 曲線は金型鑄物試料を 830° に 20 分間焼鈍後焼入し、これに約 16% の冷間壓延と、830°, 20 分間焼鈍後焼入の如き熱處理との兩操作を交互に繰返して、結局 85% の冷間壓延を施し、最後に亦 830° に 1 時間焼鈍後焼入した場合の熱膨縮變化を表はすもので、(c') 曲線は (c) を測定後、更に 830° で 3 時間焼鈍し焼入したものに就ての測定結果である。即ち、これ等の兩曲線は上記 (a) 及び (a') に該當してゐる。

(d) 及び (d') は、金型鑄物試料を 830° に 1 時間焼鈍した後、その温度でこれに熱間壓延を施し、遂に 80% 壓延した試料に於ける結果で、(d) は 830° に 1 時間焼鈍後焼入、又 (d') は (d) を測定後更に同温度に 3 時間焼鈍して焼入した場合等それぞれの結果である。即ち、上記 (b) 及び (b') 曲線と同様の來歴を有する場合である。

これ等の曲線は加工を施さない試料、即ち Fig. 1, (b) 曲線とは、その形態が相違してゐることは明かである。即ち、豫め加工を施された試料では、200° 乃至 450° の範圍内に認められた收縮變化の度合は著しく小となり、且つ微弱乍ら膨脹變化も認められるのである。然し乍ら、2.2% Be の場合に於けるが如き著しい膨脹變化は現れないのである。このことからして、(a') 及び (b') 兩曲線に於ける異常膨脹變化は α の状態で加工されたものに現れ $\alpha + \beta$ 複相状態で加工されたものでは明瞭には現れぬことが判つたのである。

而して、茲に附言して置きたいことは、本實驗によつて、2.2% Be の場合に現れる異常膨脹は見掛け上 4.4% Be の場合の焼入効果たる異常膨脹と類似して居るが、焼入のまいで β 存在してゐる 2.75% Be の場合では、同一來歴の試料であつても膨脹變化明瞭でないからして、Fig. 12, (a') 及び (b') 兩曲線の膨脹は初めから存在してゐた β に因るものではないと謂ふことが推定されることである。更に、この點を確むる爲、2.2% より Be 含有分の少い試料に就ても同様の實驗を試みた。即ち、同圖 (e), (e') 及び (f), (f') 等の各曲線はそれぞれ 2% 及び 1.8% Be を含むものゝ熱間壓延試料に就て得られた結果であるが、圖から明かな如く、何れの場合にも可なり著しい異常膨脹變化が認められる。

今、試みに 3 時間焼鈍後焼入せる場合の曲線、即ち、(d'), (b'), (e') 及び (f') 等を比較して見るに、異常膨脹變化の度合は 2.2% Be の場合が最大であつて、これより Be の含有分が少くなるに従ひその度合は徐々に減少し、又多くなれば急激に減少する傾向のあることが判る。

更に又、圖から明かな如く、焼入前の焼鈍時間の長短に

依る熱膨縮變化の差異は、2.2% Be の場合が最大であつて、1.8% Be では極めて微弱である。

従つて、上述の異常膨脹變化を β の焼入効果と同一現象と解するならば、それは α 固溶體から β が析出し、この β に基因するものとせねばならぬ。即ち Fig. 12, (b) 曲線の場合では、析出せる β が Fig. 11, b 曲線 (太線の方) の如き收縮現象を呈し、(b') 曲線では Fig. 1, (d) の如き膨脹現象を現すものであらう。

次に、2.2% Be の場合の熱間圧延試料に就て、測定方向に基く變化の相違を見るため、

Fig. 13

Fig. 13 の ①, ② 及び ③ に示す位置に該当する各試料に就て測定を行つた。その結果は Fig. 14 の如くである。但し、圖の上方の曲線は、830° に 1 時間焼鈍後焼入せら

Fig. 14 Differential Dilatometric Curves of Quenched Rolled-Specimens.

れたものに就て得られた結果で、下方の曲線は 3 時間焼鈍後焼入の場合である。而して、何れも圧延面に並行に熱膨縮變化が測定せられたものである。

圖から明かな如く 3 試料とも略類

似的の曲線であつて、異方性のしかく顯著ならざることが推測される。尤も壓延方向に對し 45° の角度をなす ③ 試料では膨脹度が多少弱くなつてゐる。兎に角、壓延面に並行な面では何れの方でも異方性は顯著でないことが判つた。尙 α から γ の析出する際の容積變化を理論的に計算した結果、收縮變化になつた。又測定結果も焼入前の焼鈍時間 1 時間の場合はこの事實の通りになつてゐる。これに反し焼鈍時間 3 時間の場合は膨脹になつた。或は壓延面に直角の面に於て試料を採れば收縮して居るのかも知れない。

II. X 線 的 研 究

(1) デバイ シェーラー法に依る査察

今、Fig. 5 に示した (B) 試料及び金型鑄物試料の場合を見るに α の焼入効果のみが現れ、 β の焼入効果が認められないのは、斯る試料では焼入により β の儘過冷されないのではあるまいかと考へられるので、この點を確める爲、デバイ・シェーラー法により X 線分析を行つた。試料としては、3.3% Be を含有するものを選び、金型鑄造により、先づ徑 1 mm の丸棒を作り、次にこれを注意し

て徑 0.5 mm の丸棒に仕上げ、830° に 1 時間焼鈍した後焼入した。斯る試料を廻轉せしめつゝ、これに Cu の K_{α} 線を垂直に衝て、撮つた X 線廻折圖形は Photo. 1 の如くである。即ち、 α 相に基く反射線の外、 β 相に基くものも明瞭に出て居る。

従つて、金型鑄物試料を用ひても、高温から焼入すれば、 $\alpha + \beta$ 複相組織が得られ、 β の儘過冷することが出来ることは明かと成り、斯くて Fig. 5 及び Fig. 8 の曲線相互間の相違は主として方向性に基因すると解した方が結局妥當であると謂ふことになつた。

尙、茲に Photo. 2 に就て一言附言して置きたい。即ち、本寫眞は焼入試料を濃硝酸で腐蝕した後撮つたものであつて、 α 相に基く反射線は上掲 Photo. 1 と同様であるが、 β 相による反射線は消失し、全く異つた他の線が認められる。而して、この新らしい線は計算の結果によれば、純銅の場合のそれと全く合致するのである。従つて、腐蝕に依り、 β 相内の Be 原子が酸に溶解し、残りの Cu 原子は體心立方格子から面心立方格子に變化するものと解せざるを得なくなつたが、この見解の確否は遽に斷定し難い。但し、事實はこの見解の通りになつて居る。Photo. 3 は Photo. 2 の試料の表面を研磨して後撮つたもので、Photo. 1 と全く同様になつた。従つて、表面のみが叙上の變化をなしたものと見ることが出来る。

(2) ラウエ法に依る査察

次に、ラウエ法により結晶組織を査べた。即ち、2.75% の Be を含有するものを既掲 Fig. 2 の如き砂型に鑄造し、A 部及び B 部からそれぞれその横斷面及び縦斷面を作り、これを 830° に 1 時間焼鈍後焼入したものに Mo 對陰極から放射せられた不均質 X 線線束を衝てた。得られた干涉圖形は Photo. 4 ~ Photo. 7 の如くである。但し、試料の厚さは總て 0.1 mm に一定した。

Photo. 4 は A 部から熱膨縮變化測定の方に平行な薄片を截出し、これに垂直に X 線を入射せしめた場合である。この試料は、Fig. 2 の A 部を水平方向に切斷して作成したもので、即ち試料の表面は晶結方向に平行となつて居る。

而して、晶結方向は寫眞では上下の方に該當して居る。Photo. 5 は、上述の場合と直角な方向の薄片に X 線を入射せしめた場合である。即ち、入射 X 線の方角と晶結の方角とは平行である。

Photo. 6 及び Photo. 7 は、B 部の試料に就て得られたもので、Photo. 6 は横斷面、Photo. 7 は縦斷面に垂直に X 線を衝てた場合である。即ち、Photo. 7 は熱膨縮變化測定の方に平行な面から得られた結果で、茲に掲ぐる寫眞の上下は斯る方向に一致させてあるから、其儘の位置で比較することが出来る。

Photo. 16 3.3% Be, as Cast, transv. Sec. of Chill-Cast. ($\times 4$)

Photo. 17 3.3% Be, as Cast, transv. Sec. of A. ($\times 4$)

Photo. 18 3.3% Be, as Cast, long. Sec. of A. ($\times 4$)

Photo. 19 Same as Photo. 16. ($\times 100$)

Photo. 20 Same as Photo. 17. ($\times 100$)

Photo. 21 Same as Photo. 21. ($\times 100$)

Photo. 22 3.3% Be, as Quenched, transv. Sec. of Chill-Cast. ($\times 100$)

Photo. 23 3.3% Be, as Quenched, transv. Sec. of A. ($\times 100$)

Photo. 24 3.3% Be, as Quenched, long. Sec. of A. ($\times 100$)

Photo. 25 2.75% Be, as Quenched, transv. Sec. of Chill-Cast. ($\times 100$)

Photo. 26 2.75% Be, as Quenched, transv. Sec. of A. ($\times 100$)

Photo. 27 2.75% Be, as Quenched, long. Sec. of A. ($\times 100$)

Photo. 28 3.3% Be, Tempered at 300°, transv. Sec. of Chill-Cast. ($\times 700$)

Photo. 29 3.3% Be, Tempered at 300°, long. Sec. of A. ($\times 700$)

Photo. 30 3.3% Be, Tempered at 450°, transv. Sec. of Chill-Cast. ($\times 100$)

Photo. 31 3.3% Be, Tempered at 450°, long. Sec. of A. ($\times 100$)

Photo. 32 2.75% Be, Tempered at 450°, transv. Sec. of A. ($\times 100$)

Photo. 33 2.75% Be, Same as Photo. 32. ($\times 700$)

これ等の干涉図形を比較して見れば、Photo. 4 と Photo. 6 及び Photo. 5 と Photo. 7 とはそれぞれよく類似して居ることが判る。即ち、前二者はラウエ斑点の集合からなり、後者は放射帯から成つて居る。

従つて、A 部の試料と B 部の試料とでは、その結晶組織の関係全く反対になつて居ることが判るのである。このことは、Fig. 8 の [A], [B] 兩曲線の膨縮變化が反対になつて居る事柄とよく合致し、異方性の見解を實に能く支持するものと思ふ。

次に、Photo. 8, 9, 10 及び 11 はそれぞれ前記 Photo. 4, 5, 6 及び 7 の場合と同様の試料から得られた結晶組織であるが、但し後者は焼入状態の場合に相當し、前者は鑄物状態の結晶組織である。今これ等の相該当する寫眞相互間の比較に依つて明かな如く、Photo. 8 及び Photo. 9、即ち (A) 試料から得られた結晶組織は豫想に反して、規則性が餘り認められない。

尚又、鑄物試料を焼入すれば、或る場合には焼入前に認められた纖維狀組織は幾分不明瞭になるが、(Photo. 4, 8 並に 6, 10 参照)、又或る場合には却つて顯著になることもあつて (Photo. 5 及び 9 参照) 一律には論じられない。

Photo. 4, 5, 6 及び 7 の場合を 450° に焼戻せる場合の干涉図形はそれぞれ Photo. 12, 13, 14 及び 15 の如くである。これ等の中、Photo. 12 及び 13 ではデバイ・ハル環が認められ、結晶が微細化したことが推測される。

III. 顯微鏡組織的研究

顯微鏡組織を研究するに先立ち、一應概觀組織を調べた。その一例を示せば、Photo. 16, 17 及び 18 の如くである。これ等は何れも 3.3% Be を含有するもの、鑄造の儘の組織であるが、Photo. 16 は金型鑄物試料の横断面から、Photo. 17 及び 18 は前掲 Fig. 2, A 部から得られたものである。而して、Photo. 17 は Fig. 2, A 部の横断面、即ち砂型に挿入せる銅棒との接觸面に平行な面の組織であつて、Photo. 18 はその縦断面の場合である。寫眞から明かな如く、Photo. 16 及び 17 では兩組織の微

細度は幾分相違して居るが、孰れも晶結の方向が一定して居ない。これに反し、Photo. 18 では晶粒が左右の方向 (この寫眞は Fig. 2 の水平方向と一致させてある) に伸びて居ることが認められる。即ち、このことから A 部では晶結が水平方向に起つて居ると考へた譯である。

次に、これ等のものに就て、顯微鏡組織の研究を行つた。Photo. 19, 20 及び 21 はそれぞれ上記 Photo. 16, 17 及び 18 の各場合に相當してゐるものである。Photo. 19 及び 20 に於ては、樹枝狀晶は任意の方向に發達してゐるが、Photo. 21 では明かに冷却面に垂直、即ち寫眞では左右の方向に發達して居る。

以上は總て鑄造の儘の組織であるが、これ等を 830° に 1 時間焼鈍後焼入すれば、その組織はそれぞれ Photo. 22, 23 及び 24 に掲ぐるが如くなる。即ち、焼鈍により何れも粗大な組織になる。尙寫眞に於て、白色晶は β 相で、灰色に着色せられたものは α 相である。これ等の中、Photo. 21 は前の場合と同様他の二者と異つて居り、 α も β も共に左右の方向に長く伸びてゐるのである。

次に、同様の鏡査を 2.75% Be を含むものに就て行つた。Photo. 25, 26 及び 27 はその焼入組織である。これ等の場合に於ても略前記と同様の関係が認められる。即ち、Photo. 25 及び 26 は、 α 相と β 相とが無秩序に配列せる組織であるが、Photo. 27 では帶狀に伸びて居ることが判る。但し、Be の含有分が少い爲、前の 3.3% の場合に較べ β 相の量は減少してゐる。

斯くの如く、焼入状態に於ても著しい方向性のある組織が認められるから、焼戻の際熱膨縮變化に異方性を呈することは想像に難くない處である。

次に、焼戻組織に就て簡単に述べる。Photo. 28 及び 29 は 3.3% Be の場合の 300° 焼戻組織である。即ち、Photo. 28 は Photo. 22 の場合を、Photo. 29 は Photo. 24 の場合をそれぞれ 300° に焼戻した場合の組織であるが、孰れも β 内に線條組織が現れて来る。而して、この線條組織は前報告⁽¹⁾に於て詳述した如く、焼入された β から焼戻によつて α が析出した組織と解すべきものである。従つて、金型試料に於ても、又 Fig. 2 の砂型試料の A

部に於ても、 β の焼入効果は當然同じ様に現れねばならぬことが判る。即ち、既述 Fig. 5 の曲線相互間の差異は測定方向に依る相違と解さねばならぬ。

これ等兩者を、更に 450° に焼戻すれば、Photo. 30 及び 31 の如くなり、孰れの場合にも α の焼戻組織が認められる。而して後者では方向性が依然として残存して居る。

尙、Photo. 32 は 2.75% Be の場合であるが、晶界には黑色帯も認められる。Photo. 33 は 32 の場合を倍率を高めて窺つたもので、 α 相内の線條組織を特に示した

ものである。

斯くて以上の研究結果に依つて、示差熱膨縮變化の上に現れる試料内の晶結の方向性に基く著しい差異は、結局その主因たるや α 及び β の配列方向の相違にありと謂ふ著者の考へ方の妥當なことが明かとなつたのである。

終りに臨み、終始御懇篤なる御指導と御鞭撻とを賜りました恩師宇野教授に厚く感謝の意を表す。尙、X 線に關し種々御助言下さつた平田助教授に対しても深甚なる謝意を表す。

Al 合金押出材の研究* (第3報)

北 原 五 郎**

Goro Kitahara : A Study on Extruded Bars of Aluminium Alloys. (The Third Report). The influence of alloying elements for a peculiarity on extruded bars of Al alloys, as well as, the relation between the microstructure and heat treatment and the peculiarity have been examined mechanically and microscopically. The results obtained are summarised as follows : —

(1) In general, the peculiarity on extruded bar seems to appear on the Al alloys containing Mn or Cr, and it becomes more frequent with the increase of Mn or Cr content to the limit of its solid solubility at high temperature in Al, and also its stability increases with the rise of extruding temperature.

(2) A extruded bar with the peculiarity has a fibrous structure even when it is subjected to such a high temperature as the nominal quenching temperature, but it changes into a normal structure by heating at higher temperature or more prolonged heating ; by the latter treatment the peculiarity disappears.

(3) The peculiarity always appears without presence of Mn or Cr, if alloys are quenched from such a temperature as they retain the characteristic fibrous structure and undergo hardening.

(4) The peculiarity may be regarded as a phenomenon which appears only in the Age hardenable Al alloy, because it occurs more frequent as the progress of Age-hardening and it does not almost appear in alloys of the annealed state.

(5) It is thus concluded from the results of the present investigation that the peculiarity on extruded bar of Al alloys containing such element as Mn or Cr is caused by the woked-structure based upon the special deformation in the cause of extrusion process, and the betted mechanical properties has been attribute to the slip interference effect and increasing dispersion degree of distorsion due to Age-hardening.

(Received November 21, 1941)

I. 緒 言

デュラルミン及び超デュラルミンの押出加工に依りて製作した物の焼入時効した状態でその合金の普通の方法で加工した物、即ち壓延板とか抽伸材の如き材料の焼入時効した物に比べて機械的性質の優秀である事柄に關しては、既に小崎、中田兩氏の共同研究⁽¹⁾で詳細に指摘し盡くされた所であるが、その原因及び機構に關しては明解な説明が與へられてゐない。仍つて著者は押出材の特性

が押出の特殊加工條件に起因するものか、それとも合金の成分元素に因るものか又押出材が結晶組織的に見て如何なる特殊性を保有し居るものか、これ等の點を探究し押出材の特性の本質を明かにする目的で (1) 押出材の特性に對する添加成分の影響 (2) 押出材の結晶組織 (3) 押出材の方向性並にその特性の安定性 (4) 熱處理に依る押出材の特性の變化等の諸事項に就き主として機械的及び顯微鏡的に研究を行つた。又必要に應じて X 線的に検討をも試みた。

II. 試材の調製及び實驗方法

試料の調製はアルコア製 99.8% 純度のアルミニウム地金を用ひ、合金元素の添加はマグネシウム及び亜鉛の

** 住友金屬工業株式會社住友銅所研究部。

* 本研究は昭和 16 年 4 月本會第 9 回東京大會に發表したものである。

(1) 本誌 3 (1939), 449, 5 (1940), 329.