

黄銅加工品の時期割と結晶粒との關係並 に低温焼鈍の影響に就て

(The Effect of Grain-Size and Low-Temperature Heating
Upon The Season-Cracking of Brass.)

(大正十五年十一月日本鐵鋼協會第二回講演大會講演)

中 上 義 勝

目 次

<p>I. 緒 言</p> <p>II. 試 料</p> <p> A. 化學組成</p> <p> B. 機械的性質</p> <p> C. 顯微鏡組織</p> <p>III. 實 驗</p> <p> A. 試料の焼鈍温度と結晶粒並に機械的性質との關係</p>	<p> B. 加工品の各部の壓延率及び硬度測定並に顯微鏡試驗</p> <p> C. 加工品の水銀鹽類試験と結晶粒との關係</p> <p> D. 加工品の低温焼鈍に伴ふ硬度及び顯微鏡組織の變化</p> <p> E. 低温焼鈍が水銀鹽類試験に及ぼす影響</p> <p> F. 水銀鹽類の反應比較</p> <p>IV. 結 論</p>
--	---

I. 緒 言

黄銅加工品の Season Cracking の問題は可成古くから論じられてゐるが、其の發生の原因、豫防法並に適當なる試験の方法に於ては未だ議論の餘地が残つてゐる様に思はれる。ここ數年來は特に歐米の學界を賑はせてゐる様で、例の Rosenhain の Amorphous-Cement Theory や Bielby の Intercrystalline Material の説なんかもからんで可成議論を沸騰させ、一昨年あたりも Anderson⁽¹⁾ 及び Fahlman が Brass Tube の試験に於て従來一般に行はれつつある水銀鹽類の試験法の不適當を唱へ、又内力の測定にも未だ定説を見ざる等、古くからの問題ではあるが決して過去の問題でない事を信ずる。

翻つて我國での歴史を見ると甚だ寡聞のため多くを詳にせないのであるが、俵博士の 2—3 年前本誌上に發表されたものがあり其の他 1—2 聞かないでもないが外國に於ける研究に比較すると其の數に於て甚だ寂寥の感なきを得ないのである。

筆者が大正 9 年始めて Watt-Nour Meter の Front Cover に偶々之れを發見して以來數時或は Socket や Switch の Outside Shell に或は電球口金や Socket の Screw Shell に其の發生を見、時には既に需要家の手に渡つて其の使用中に龜裂せるものもあり、時には半成品としての貯藏中に發生せ

(1) R. J. Anderson and E. G. Fahlman, J. Inst. Metals, 1925, XXXIV, 271—299.

(2) 俵國一、鐵と銅、12, (大正13年), 787—802.

るものもあつて、或人達が言はるるが如く Season Cracking の發生は極めて稀であつて之れが豫防の爲めに費さるる費用は其の發生によつて蒙る損害の幾倍にも及んでゐるなどと嘲笑的言辭を弄せらるる方もある様であるが吾々工場の實際は決して左様な呑氣な統計を示してはゐず極めて重要な問題として取扱はねばならない状態にあるのである。

筆者が加工後の低温焼鈍に於て再結晶前の一時的硬度増加に氣付いたのは大正9年末で時恰も電球口金製作の或作業中に夥しい龜裂を生ずるので其の作業前の低温焼鈍が此の Cracking の誘因をなすのではないか、即ち偶々再結晶前の硬さの増す程度の焼鈍を受け、それが禍をなすのではないかといふ事に非常な疑問を生じたのが抑も此問題に觸れるやうになつた動機であり、次いで其の他の成品にも發生する毎に殆ど一樣に氣付かるる事は材料に焼鈍過度の跡を認むる事で Merica 及び Woodward が材料の表面仕上の粗密により Cracking の危険を比較研究してゐる事からしても必ずや焼鈍過度による Grain Size が何等かの關係を有する事を信じて此の研究を志した次第である。

本論に入るに先ち Season Cracking の實例を二・三紹介して置かう。

寫眞圖第一第二及び第三の A がそれで B は水銀鹽類によつて Crack せしめた Sample で B の右側は硝酸第一水銀によるもの、左側は鹽化第二水銀によるものである。此の Crack せる部分を顯微鏡寫眞にとつたのが寫眞圖第四の A, B, C, D, E, F, で何れも結晶界を縫つて走つてゐる所を示したのであるが甚だ不鮮明である事を遺憾とする。第四の E, F. は水銀鹽類によつて Crack せしめた部分を撮つたのであるが一層不鮮明で殆ど結晶を認むる事が出来ない。これは Polish してもその割目の内部から水銀がにちみ出て眞鍮面の Etch を妨げるが爲めである。然し明に Season Cracking の場合と同様結晶界を縫つてゐる事を認める事が出来る。

II. 試 料

A. 化學組成 試料は電球口金製作に使用する古河電氣工業の日光精銅所より供給さるゝ厚さ 0.010 吋幅 $3\frac{1}{16}$ 吋の極めて長いリボン状のものである。勿論普通は焼鈍された状態で供給を受けてゐるのであるが本試料は特に實驗の目的の爲めに最後の焼鈍を省いた仕上引きのものゝ提供を願つたのである。

次の如き化學組成を有してゐる。

Sn(%)	Pb(%)	Fe(%)	Ni(%)	Cu(%)	Zn(%)
Trace	0.12	0.025	Trace	66.12	33.735 (by diff)

B. 機械的性質 豫め試料の抗張力試験、Shore 硬度試験、Brinell 硬度試験、Erichsen 試験を行つた。その結果は次表第一に示す通りである。

第 1 表

Tensile Strength	39.6 kg/cm.m.	Olsen's Pendulum Type.
Elongation in 50 m.m.	10.5 %	
Shore Hardness	21.8	Diamond Hammer

Brinell Hardness.	122	Ball Dia. 1 m.m., Load 20 kg., Time 15 sec.
Ericksen Value.	4.82	Standard Tool.

此の中最後の Ericksen 装置による試験は、壓搾作業用 Sheet metal に對しては最も適當なるものとして筆者は餘程以前からこれを適用し、仕様書にもその Value を規格してゐるものであるが、W⁽¹⁾ Montgomery, & E. R. Enders も金屬の Drawability の試験として種々の硬さの試験を比較した末 Ericksen 装置が最も適當なるものとして之れに Microscopic Study を斟酌する事を以て最良の方法と推奨してゐる。恐らく現今に於ては Sheet Metal の Drawability 試験用としては實用向便益から言つてもこれ以外には良法がなからうと考へる。此の試験に於ては Drawn された Dome の表面の精粗によつて焼鈍の程度をも推定出來、顯微鏡試験を俟つまでもなく、其の性質の適否を殆ど誤なく判斷を下す事が出来る。寫眞圖第五によつても明に焼鈍溫度に従つて表面の精粗と延びの變化してゐる状態を認めらるゝであらう。

C. 顯微鏡組織 寫眞圖第六の A によつて試料の Reduction の模様を窺知する事が出来る。勿論全部一様な α 組織を示してゐる。

III. 實 驗

A. 試料の焼鈍溫度と結晶粒並に機械的性質との關係、試料に異なる Grain Size を與ふる爲めに次の各溫度に1時間づつ電氣爐中に焼鈍を行つた。勿論試料各部の熱影響を均一にするが爲めに充分の注意を拂ひ、溫度測定には白金-白金ロヂウムの熱電對を使用した。以下溫度は總て攝氏を以て表す。即ち焼鈍溫度は次の9通りである。320°, 350°, 400°, 450°, 500°, 600°, 650°, 700°, 800°,

而して之等各溫度に焼鈍せられたる試料の Microstructure は寫眞圖第六の B 乃至 J に示してある通りで、400° に於て Recrystallization の跡を認め以下 Grain Growth の有様を明に窺ふ事が出来る。表第二線圖第一は Jeffries の方法によつて測定された結晶粒の大きさと焼鈍溫度との關係を示したものである。

第 二 表

燒鈍溫度°C	$n=1\text{ mm}^2$ 中の結晶數	$d=\frac{1}{\sqrt{n}}$ =1mm ² 中の結晶 の平均直徑(mm)	燒鈍溫度°C	$n=1\text{ mm}^2$ 中の結晶數	$d=\frac{1}{\sqrt{n}}$ =1mm ² 中の結晶 の平均直徑(mm)
400°	652.5	0.039	600°	344.3	0.054
450°	585.0	0.041	650°	274.5	0.060
500°	396.0	0.050	700°	162.0	0.079
			800°	117.0	0.092

燒鈍溫度に伴ふ機械的性質の變化は表第三、線圖第一によつて知られる。

(1) J. R., Pennsylvania State College, Pa., Mech. Eng., Vol. 48, No. 2,
Feb. 1926, 119-124.

第 三 表

焼鈍温度 C	Tensile Strength kg/cm.m.	Elongation % in 50 m.m.	Shore		Brinell	Erichsen Value
			1 Strip	2 Strips		
焼鈍せざるもの	39.6	10.5	21.8	23.8	122.0	4.82
320	38.6	13.5	19.9	22.3	109.1	6.73
350	37.2	17.7	19.3	21.5	104.7	6.30
400	33.8	44.0	13.7	14.0	78.3	12.24
450	33.2	47.0	13.1	13.5	76.4	12.25
500	31.2	47.7	12.5	12.9	75.1	12.98
600	29.6	43.0	10.7	11.1	70.0	13.14
650	29.0	43.0	10.0	10.7	65.7	13.13
700	26.4	36.0	9.7	9.8	62.5	13.29
800	25.1	33.3	9.6	9.8	60.7	13.45

Shore 硬度試験に於て、試料 1 枚の場合と 2 枚の場合とを測定せるに、常によく Associate してゐるが、1 枚の場合の方値低く正確に近かるべく信ぜらる。尤もかかる薄き試料に對して Scleroscope を適用する事は望ましくない事柄で、先年も ⁽¹⁾Blenkarn が特に薄い試料に就ての試験の結果、1 枚にては Anvil Effect を受けて高き値を示すが故に、2 枚若しくは 3 枚を重ねて測定すべき事を説いてゐるが、著者の此の場合は却つて 1 枚の方が低き値を示してゐる。

寫眞圖第六を参照しながら線圖第一を見る時は、何れの Curve もよく焼鈍の影響を明示してゐる事が首肯される。即ち 400° 附近までの連続的ではあるが急激なる變化を表す過渡期を経、500° までに既に完全に再結晶を了へて、600° 附近まで標準的 Grain Growth をなし、650° を超ゆるに及んで漸次過鈍の状態に入つてゐる。

Elongation の Curve は 500° 附近に於て Maximum を示し、Erichsen Value も同温度に至つて既に充分なる値に達してゐる。即ち焼鈍の目的は 500° に至つて完全に達せられたものと考へらるべきである。

別に線圖第八は Grain Size と Hardness との關係を示したものであるが、これは嘗て Angus & ⁽²⁾Summers 及び Bassett & Davis 等が Copper, bronze 或は Cartridge-Brass 等に就て求めたものと軌を一にしてゐる。

B. 加工品の各部の歴延率及び硬度測定並に顯微鏡試験、

上記 9 通りの温度に焼鈍せられたる試料を以て電球口金用 Cup を作り、(便宜上之れを Drawn Cup と名づける) その各部の厚さの變化を測定して Reduction percentage を求めたのが表第四である。加工前の斷面を S とし、加工後の斷面を s とした時 $(S-s)/s \times 100$ を以て Reduction Percentage とした。

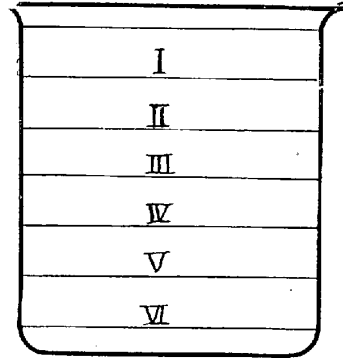
(1) G. H. Blenkarn, J. Inst. Metals, 1921, XXV, 345.

(2) H.T. Angus & P. F. Summers, J. Inst. Metals, 1925, XXXIII, 115-141.

表中 II. III. IV. V. とあるは、下圖の如く Cup の全體の高さを6等分し、その上部よりの部位を示したものである。(以下部位の表示は總て之れに準ず、)

第 四 表

焼鈍温度 Deg. C.	II	III	IV	V
320	40%	42%	40%	33%
350	43	46	46	43
400	45	45	44	43
450	42	45	45	43
500	45	47	49	45
600	40	36	35	32
650	43	48	50	50
700	42	42	43	41
800	54	56	54	48
平均	43.8	45.2	45.1	42.0



即ち中央部が最も多く Reduction を受けてゐるやうである。

Reduction の程度を検すると同時に硬度 (Brinell) の分布をも見た、表第五、線圖第二に示す通りである。

第 五 表

焼鈍温度 Deg.C	Brinell Hardness.						平均
	I	III	III	IV	V	VI	
320	165.2	156.5	156.5	156.5	156.5	156.5	158.0
350	169.8	165.2	165.2	156.5	148.6	148.6	159.0
400	152.4	165.2	160.8	144.8	144.8	148.6	152.8
450	152.4	165.2	156.5	152.4	144.8	137.6	151.5
500	156.5	152.4	152.4	144.8	137.6	141.2	147.5
600	165.2	160.8	165.2	156.5	132.6	144.8	154.2
650	152.4	156.5	160.8	152.4	148.5	141.2	152.0
700	160.8	156.5	156.5	152.4	141.2	134.2	150.3
800	160.8	152.4	152.4	152.4	148.6	144.8	151.9
平均	159.5	159.0	158.5	152.1	144.8	144.2	

即ち Cup の部位に就て言へば中央部より上方に於て略一様に硬度高く、下方に低い。又試料の焼鈍温度によつて比較する時は 500° 附近のものが最低の値を取るやうである。

次に Drawn Cup に更に鍛錬の度を加ふる目的を以て、普通電球口金に見るが如き Threading 作業を施した。(假りに之れを Threaded Shell と稱へる) 實際これまでには Drawn Cup に於ては絶対 Season Cracking を見ないで Threaded Shell に於てのみ発見せられるのである。Threaded Shell の硬度分布は表第六、線圖第三によつて知られる。

第 六 表

焼鈍温度 °C	Brinell Hardness.						
	I	II	III	IV	V	VI	平均
320	148.6	144.8	156.5	148.6	148.6	144.8	148.7
357	144.8	152.4	148.6	144.8	141.2	131.0	143.8
400	148.6	141.2	152.4	141.2	141.2	121.8	141.1
450	144.8	152.4	156.5	141.2	127.8	124.8	141.3
500	141.2	137.6	137.6	137.6	121.8	119.0	132.5
600	137.6	144.8	148.6	134.2	131.0	127.8	137.3
650	148.6	137.6	144.8	137.6	134.2	127.8	138.4
700	137.6	141.2	137.6	134.2	134.2	127.8	136.5
800	141.2	144.8	152.4	144.8	131.0	127.8	140.3
平均	143.7	144.1	148.3	140.0	134.6	128.8	

線圖第三に明かなるが如く、IIIの部位最も硬く上方稍低きも略之れに似、下方に著しく低下してゐる。焼鈍温度に對しては全々 Drawn Cup に於ける場合と軌を一にし 500° 附近に最底を示してゐる。

顯微鏡下に Reduction の模様を比較すると寫眞圖第七に見るが如く、Drawn Cup に於て III の部分 (B) が最も激しく、II の部分、V の部分と漸次緩なるを認める。これは Reduction percentage を示す表第四とよく一致してゐる。

焼鈍温度を異にし従つて Grain Size を異にする試料を以て製作せる Drawn Cup 及び Threaded Shell の III の部位の Microstructure を夫々寫眞圖第八 (A, B, C, ……L.) 及び第九 (A, B, C, ……I.) に示しておいたが、甚だ不鮮明の憾みはあるが、その一斑を窺ふ事が出来ると思ふ。

次に Internal Stress 測定の目的を以て Drawn Cup 及び Threaded Shell を I より VI まで 6 個の Ring に切離し之れを Cut して Hatfield⁽¹⁾ の行へる方法により計算を試みたが、外側に開くもの、内側に閉づるもの等區々で、尙充分なる考察を遂ぐる必要があるため茲に暫く其の發表を保留し度いと思ふ。此の内力測定の問題は猶種々議論されてゐる事柄で、Rod 及び Bar に對しては Heyn⁽²⁾ 及び Merica & Woodward⁽³⁾ の方法あり、Cup に對しては Hatfield の方法あり、更に最近 Anderson は Brass Tube に就て彼の所謂 Strip Method を推奨してゐる。彼が 1924 年の 9 月 Inst. of Metals の London に於ける Meeting で之れを發表した時恰も本多博士が列席して居られてその Discussion に於て X-Ray による Photometric Method で Internal Stress の Absolute Value の測定を提唱して居られるが筆者も之れを試みたいと思つてゐるので他日改めて發表の機会がある事と思ふ。

(1) W. H. Hatfield, & G. L. Thirkell, J. Inst. Metals, 1919, XXII, 67-91.

(2) Heyn, E., J. Inst. Metals, 1914, XII, 3-37

(3) Merica, P. D., & R. W. Woodward, U. S. Bur. Stand. Tech. Paper, 82, 1927.

(4) R. J. Anderson, E. G. Fahlman, J. Inst. Metals, 1924, XXXII.

C. 加工品の水銀鹽類試験と結晶粒との關係、

焼鈍温度を異にする試料によつて製作せられたる Threaded Shell の水銀鹽類試験により Season Cracking の傾向と Grain Size との關係を求めてみた。表第七、線圖第四がそれである。Anderson & Fahlam は種々の例を擧げて水銀鹽類試験の不適當を晶へてゐるが筆者等の經驗では此の方法を工場の實際に適用する事は敢て差支へなきのみならず實用的に相當效果あるのもと信するが故に茲にも此の方法を採つて Season Cracking の傾向を比較する事にしたのである。

第 七 表

焼鈍温度°C	結晶の大きさ	水銀鹽類中に龜裂を生ずるまでの時間(秒)	
		0.5% HgCl ₂	65HgNO ₃ + 15c.c. HNO ₃ + 900H ₂ O
320	{ 再結晶後の 1 mm ² 中の結晶數 n	43.8	8.6
350		39.3	6.5
400	652.5	33.4	3.4
450	585.0	29.6	3.1
500	396.0	28.7	2.9
600	344.3	28.0	2.7
650	274.5	23.8	2.3
700	162.0	21.0	1.9
800	117.0	22.0	1.7

表中互に相接近する數字を結ぶと4つの Group に區分される。勿論これは線圖第四に見るが如き連續的傾向を持つものであるが、筆者は假りに400°までを過渡晶帶、400°—500°の範圍を再生晶帶、500°—600°を標準晶帶、以下650°を超ゆるに及んで之れを過鈍晶帶と稱へたいと思ふ。此の考は線圖第一寫眞圖第六に就て前にも述べておいた通りである。

表、線圖により Grain Size の増大に伴ひ、Season Cracking の危險の増して行く傾向は自ら明かである。別に線圖第八に結晶粒の大きさと龜裂を生ずるまでの時間との關係を示しておいたが之れは又よく Angus の結晶粒と硬さとの關係を表す線圖に酷似してゐる。

D. 加工品の低温焼鈍に伴ふ硬度及び顯微鏡組織の變化、

加工後の低温焼鈍が Season Cracking に及ぼす影響を検するため前項試験の結果比較的龜裂の危險少きもの(350°C 焼鈍の試料によつて作られたるもの)と多きもの(700°C 焼鈍の試料によつて作られたるもの)とを選び次の如き温度に各30分間油中に焼鈍を行つた。即ち 50°, 70°, 100°, 130°, 150°, 170°, 200°, 230°, 250°, 270°, 300°、

之等の低温焼鈍を受けた Drawn Cup 及び Threaded Shell の III 及び IV の部位の硬さの變化を夫々表第八、線圖第五、及び表第九、線圖第六に示しておいた。

第 八 表 (Drawn Cup)

焼鈍温度 deg. C.	Brinell Hardness		焼鈍温度 deg. C.	Brinell Hardness	
	IV	III			
焼鈍せざる(350)	160.8	165.2	50 (350)	165.2	165.2
同 上(700)	144.8	148.6	50 (700)	144.8	152.4
			70 (350)	156.5	169.8

焼鈍温度 deg. C.	Brinell Hardness		焼鈍温度 deg. C.	Brinell Hardness	
70 (700)	141.2	156.5	200 (350)	169.8	174.4
100 (350)	148.6	160.8	200 (700)	134.2	165.2
100 (700)	137.6	152.4	230 (350)	152.4	165.2
130 (350)	144.8	156.5	230 (700)	144.8	152.4
130 (700)	141.2	144.8	250 (350)	156.5	160.8
150 (350)	152.4	169.8	250 (700)	148.6	152.4
150 (700)	137.6	144.8	270 (350)	152.4	148.6
170 (350)	169.8	169.8	270 (700)	141.2	144.8
170 (700)	141.2	141.2	300 (350)	127.8	124.8
			300 (700)	131.0	134.2

第九表 (Threaded Shell)

焼鈍温度 Deg. C.	Brinell Hardness		
	IV	III.	平均
焼鈍せざる (350)	144.8	144.8	144.8
同上 (700)	131.0	134.2	132.6
50 (350)	141.2	144.8	143.0
50 (700)	137.6	144.8	141.2
70 (350)	134.2	148.6	141.4
70 (700)	131.0	134.2	132.6
100 (350)	148.6	156.5	152.5
100 (700)	134.2	131.0	132.6
130 (350)	141.2	148.6	144.9
130 (700)	141.2	144.8	143.0
150 (350)	152.4	152.4	152.4
150 (700)	137.6	141.2	139.4
170 (350)	144.8	144.8	144.8
170 (700)	141.2	144.8	143.0
200 (350)	141.2	144.8	143.0
200 (700)	131.0	134.2	132.6
230 (350)	141.2	137.6	139.4
230 (700)	127.8	134.2	131.0
250 (350)	144.8	137.6	141.2
250 (700)	127.8	131.0	129.4
270 (350)	124.8	131.0	127.9
270 (700)	127.8	127.8	127.8
300 (350)	113.6	111.0	112.3
300 (700)	111.0	113.6	112.3

表中焼鈍温度の欄に於て括弧中の数字は試料の焼鈍温度を示す。

線圖第五、第六は必ずしも一致せないが略同様の傾向を呈してゐる。即ち何れの Curve も必ず焼鈍せざる場合よりは一度硬度の上昇を示し、然る後再結晶に基く急激なる軟化に至つてゐる。尙 350° のものは 700° のものよりも、又 III は IV よりも常に硬度の高い事を示してゐる。Angus & Summers⁽¹⁾

は低温焼鈍と硬度及び Grain Size との関係に就て極めて興味ある Curve を発表してゐるが著者の上記 Curve との間に多少の共通點ある事を發見する。

次に低温焼鈍による Microstructure の變化を寫真第十 (Drawn Cup に就て) 及び第十一に (Threaded Shell に就て) 示しておいたが兩圖に於て見るが如く 300° に於て明かに Recrystallization の跡を認める事が出来る。尙 Recrystallization 前に既に Stress の Release ある筈に拘らず何等 Microstructure に變化のない事は Anderson & Fahlman 及び Mathewson & Phillips 等の既に等しく立證してゐる所である。

前述の Hatfield 方法により焼鈍に伴ふ Stress Release の模様をも檢したのであるが茲には之れを省略する。

E. 低温焼鈍が水銀鹽類試験に及ぼす影響、

加工後の低温焼鈍が Season Cracking に如何なる影響を及ぼすかを水銀鹽類によつて試験してみた。表第十、線圖第七はその結果を表はしてゐる。

第 十 表

加工後の焼鈍 温度 Deg. C	0.5% HgCl ₂ 中に龜裂を生ずるまでの時間(秒)		
	350°に焼鈍せられたる試料を以て 加工せられたる Threaded Shell	700°に焼鈍せられたる試料を以て 加工せられたる Threaded Shell	普通工場製 Threaded Shell
加工後焼鈍せ ざるもの	41.4	22.3	26.0
50	54.8	21.8	32.8
70	45.0	14.0	28.0
100	57.5	19.4	33.3
130	85.7	21.1	41.7
150	116.0	24.9	46.5
170	267.0	35.0	49.0
200	579.0	83.0	98.3
230	—	143.5	279.0
250	—	377.0	—
270	—	—	—
300	—	—	—

表中線を引ける部分は水銀鹽類中に20分以上経過するも尙 Crack を生ぜざるものである。即ち350° 焼鈍の試料に就ては加工後 230° の焼鈍によつて既に著しく龜裂の危険を減殺し得るに對し 700° 焼鈍の試料に就ては 270° の焼鈍を必要としてゐる。過焼鈍の試料によつて製作せられたる加工品が龜裂し易き事實は既に論じた通りであるが茲に更に興味ある事は此の種加工品が低温焼鈍によつて Stress を Release する場合より低き温度に焼鈍せられたる試料による加工品よりも高き温度を必要とする事實である。前述の Angus & Summers の研究に於て種々の Grain Size を有する試料の焼鈍温度と硬さとの關係を表す線圖によく如上の事實を立證するに足る結果を發表してゐる。

(1) H. T. Angus, & P. F. Summers, J. Inst. Metals, 1925, XXXIII, 115-135

(2) C. H. Mathewson & A. Phillips, Trans. Amer. Inst. Min. Eng., 1916, 54, 608-657.

線圖第七には硬さとの関係をも見得るやうに 350° 及び700°に焼鈍せられたる試料を以て製作せる Threaded Shell の III及び IV の部位の平均硬度 (表第九)をも Plot しておいた。

圖に於ても明かなるが如く、焼鈍温度の上昇と共に伴從的に Cracking は生じ難くなつて行くのであるが硬さの變化は必ずしもさうでない。前にも述べた通り、硬さは一旦最高を示し然る後降下するのであるが、此の降下温度の附近までは極めて緩慢であつた Cracking の Curve は此の頃より急激に上騰してよく硬度の降下と一致の傾向を示してゐる。而して此の硬さの増加若しくは最高を示す範圍の温度に於ては未だ充分に Season Cracking の危険を脱し得たるものとは言ふを得ない。Moore & Beckinsale は適當なる焼鈍温度を得ば Strength, Hardness の Loss なくして Elastic Limit を著しく増加し Stress を充分に除去し得べしと言ひ、Anderson & Fahlman も此説に同意して、機械的性質の Improvement と共に著しき Stress の Release を伴ひ得ると稱してゐるが、之れは強ち Strength, Hardness 等の増加若しくは最高の範圍の温度を指すのではなからうと考へられる。即ち著者の實驗に従へば、Season Cracking の危険から充分に脱するがためには、硬度が最高よりも稍降下せる範圍の温度を必要とするものと信ずる。換言すれば、硬さそのものは必ずしも焼鈍前よりは増加し得るものとは信じられない、然し又假令低減する事あるも殆ど顧慮の要なき程度に止め得るものと考へられる。中には硬度を相當に犠牲にせなければならぬやうな説をなす人もあるやうであるが、筆者は直にその説には賛成出来ない。

尙本實驗に於て、筆者がかねて懸念してゐた硬度増加の範圍の焼鈍が Season Cracking の傾向を助長しやしないかといふ事は杞憂に過ぎなかつた事を確證し得た。即ち前述の通り硬度増加の範圍に於ては未だ充分に Season Cracking を防止し得るに至らないとはいへ焼鈍前よりは著しくその危険を減殺し得る事は確かである。

F. 水銀鹽類の反應比較、

Cracking の試験液として適用せらるるものにその種類極めて多い。筆者は下記の7種を選び、工場に於ける實用として又實驗用として最も適當なるものを撰定せんがために、その反應の比較試験を行つた。表第十一はその結果である。

第 十 一 表

水銀鹽類の種類	鹽類中に龜裂を生ずるまでの時間(秒)
1. $100\text{HgNO}_3 + 13\text{c.c. HNO}_3 + 100\text{c.c. H}_2\text{O}$ International Aircraft Standard Board Specification 3N ₄ for Naval Brass(1917-18)	1.3
2. $65\text{HgNO}_3 + 15\text{c.c. HNO}_3 + 450\text{c.c. H}_2\text{O}$	2.3
3. $65\text{HgNO}_3 + 15\text{c.c. HNO}_3 + 900\text{c.c. H}_2\text{O}$ Hatfield & Thirkell (1919)	3.2
4. HgCl_2 Sat. Sol. The New York Board of Water Supply Specification (1915).	4.4

(1) H. Moore & S. Beckinsale, Trans. Faraday Soc. 1921, 17, 162-192.

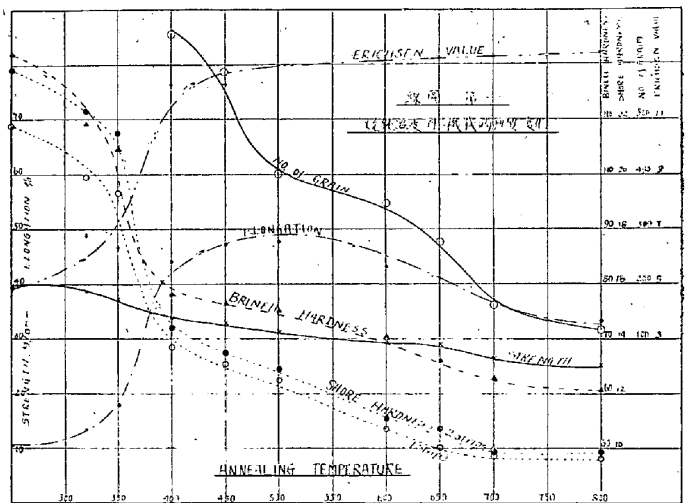
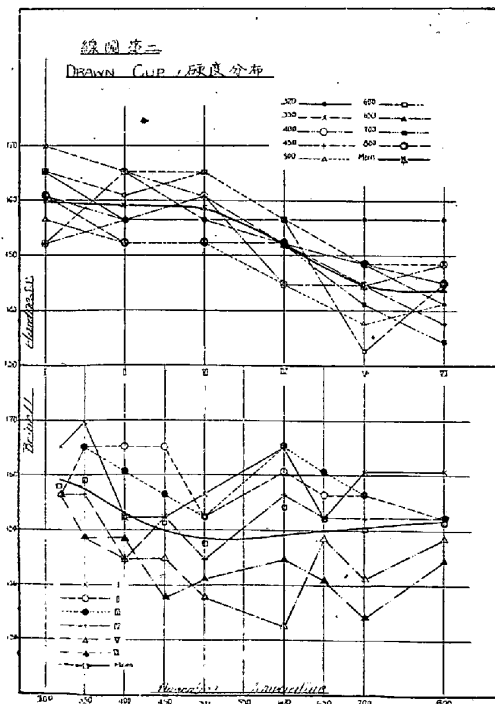
5.	HgCl ₂ 1.5 % Ordnance Inspection Department America (1917)	16
6.	HgNO ₃ 1 %	16
7.	HgCl ₂ 0.5 %	28.4

反應の強弱により、(1.2.) (3.4.) (5.6.) (7.) と4階級に分類する事が出来る。此の中實用上の便宜から考へて HgCl₂ 0.5% 液(7.) と 65HgNO₃+15c.c.HNO₃+900c.c.H₂O (3.) との2種を撰定する事にした。

IV. 結 論

以上實驗の結果を總括すると、

- (1.) 加工前に持つ材料の結晶粒が大なれば大なる程龜裂を起し易い。
- (2.) 従つて over anneal されたる材料は甚だ危険であつて、出来るだけ焼鈍温度を低くし結晶を小に保つ事が必要である。
- (3.) Drawability 其他の性質に斟酌して、工場の実際作業には本實驗の 500° 焼鈍に相當する程度を適當と考へる。即ち Erichsen Value 13 附近、結晶の平均直径 0.05m.m. 附近である。
- (4.) Drawing によつて作られたる Cup 状製品に於ては深さの中央部が最も強く Reduction を受け、硬さも中央部及び上部に高く下部に低い。



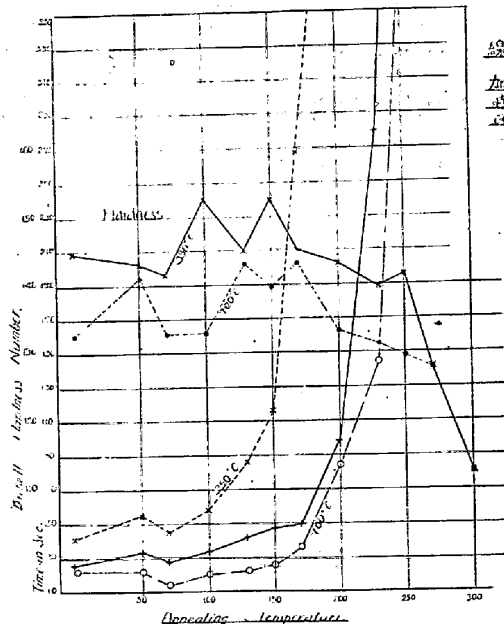
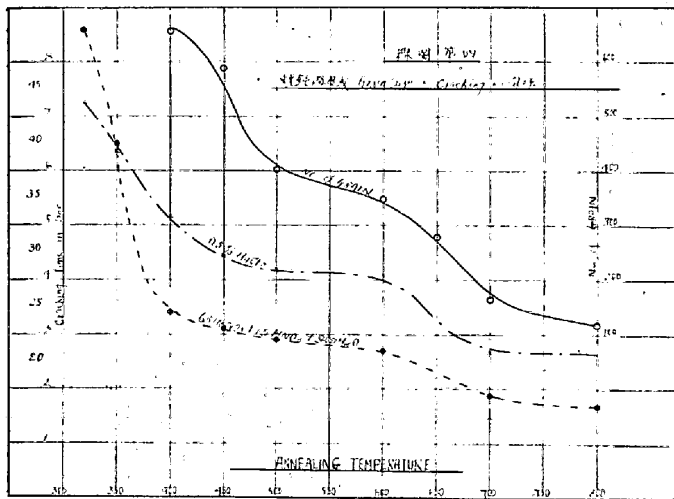
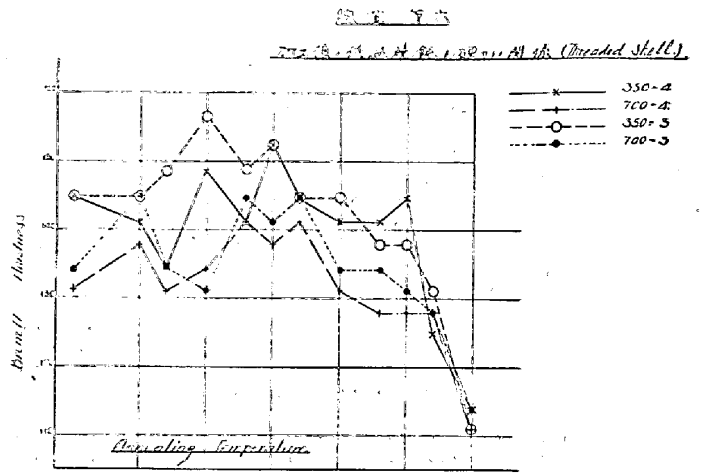
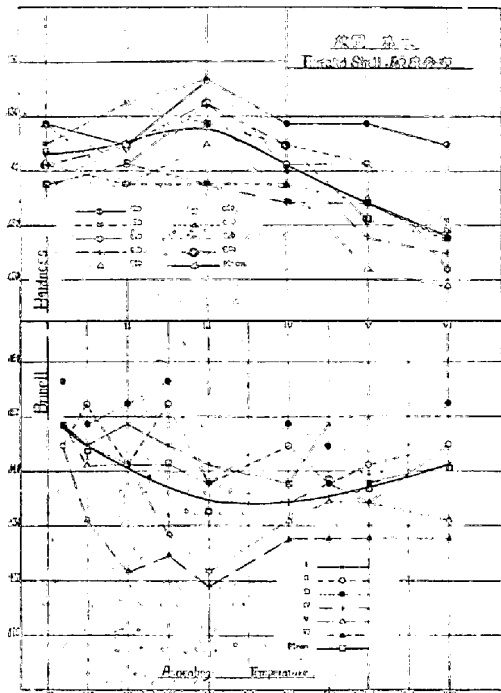
(5.) 加工後の低温焼鈍に於ては再結晶前に Stress の Release あり硬さの増加を示す範圍あるも、Microstructure には何等の變化をも認めない。

(6.) 龜裂に對する傾向は、焼鈍温度の上昇に伴ひ、漸

進的に安全を示し、硬度 Maximum の場合も變化なく、再結晶前に既に危険區域を脱し得る。

(7.) 然れ共硬度増加を示す範圍に於ては未だ充分ではなく、それよりも稍進める程度即ち硬度 Maximum より多少低下せる範圍の温度を必要と考へる。いふまでもなく此の範圍に於ては焼鈍前の硬さを損ずる事はない。

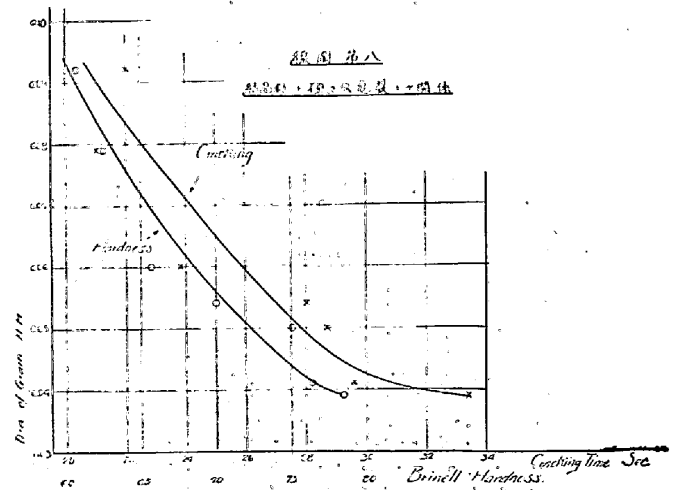
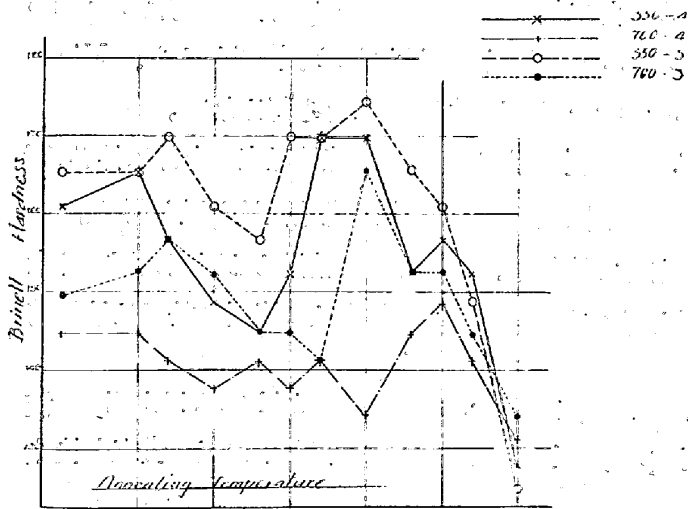
(8.) 工場に於ける實用として 65HgNO₃+15c.c.HNO₃+900c.c.H₂O (Hatfield & Thirkell) の液を撰定し別に實驗用として 0.5% HgCl₂ を適用する事にした。稿を終るに當り本研究の發表を快く許可せられたる東京電氣株式會社の好意を謝す。



線圖第七
加工後，低溫時硬度
仍維持，及至影響其
硬度，即低。

線圖第五

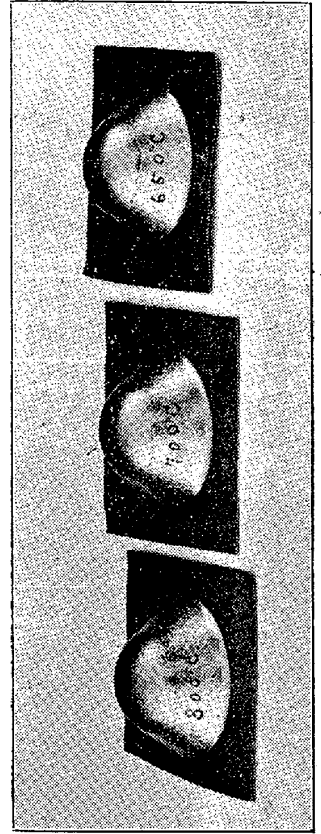
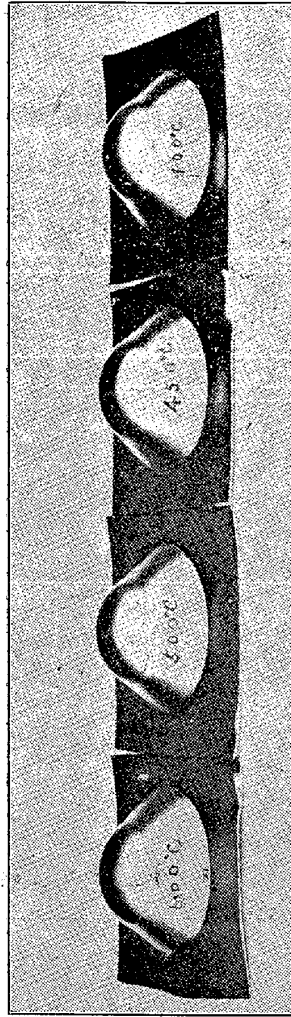
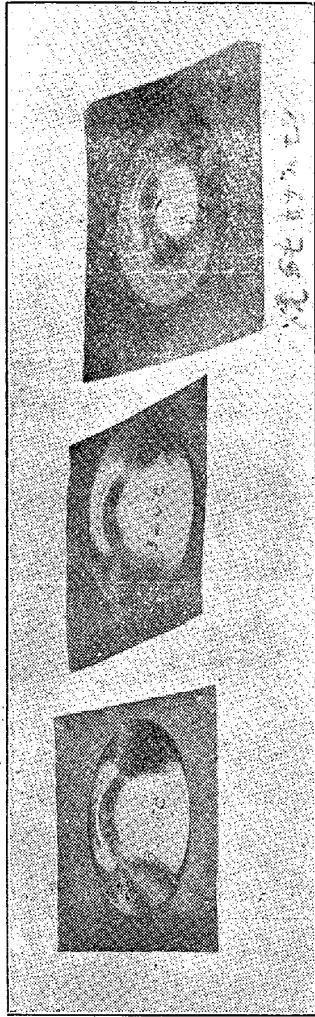
加工後，低溫時硬度 (Drawn Cup)



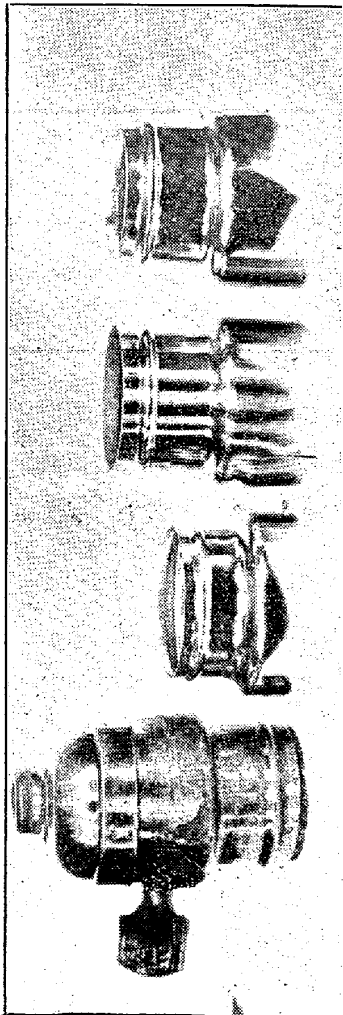
線圖第八

加工後，低溫時硬度 (Drawn Cup)

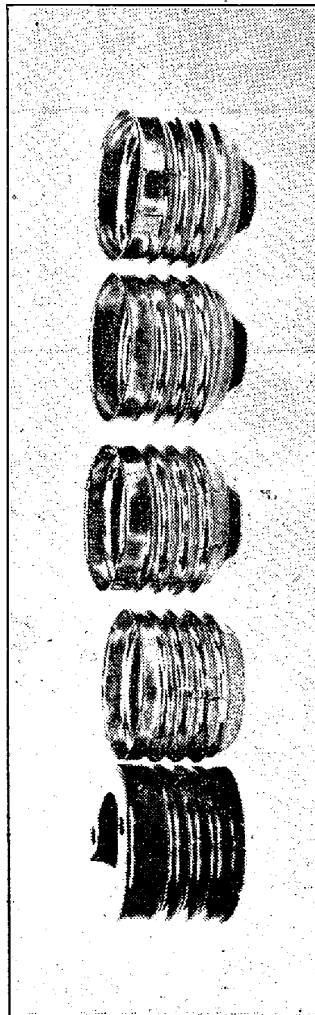
同 第五 (圖中の數字は焼鈍溫度を示す)



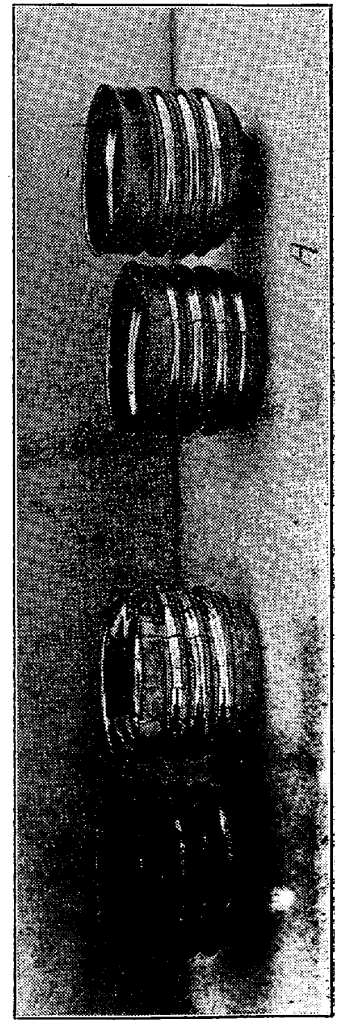
寫眞 第一・時期割を生ずる見本



同 第二 同上



同 第三 Aは時期割 Bは硝酸第一水銀中に
左側は鹽化第二水銀中に
鑄製せるもの

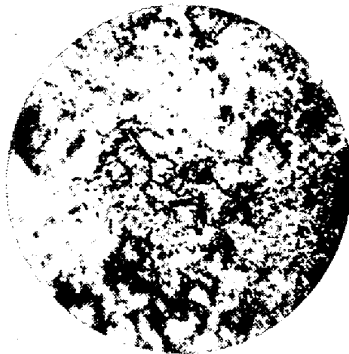


寫眞 第 四

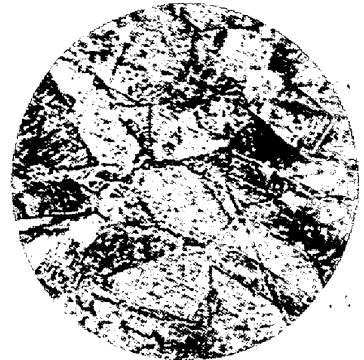
A



E



C (350°C)



B



F



C' (350°C)

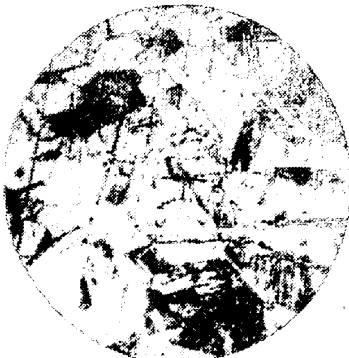


寫眞 第 六

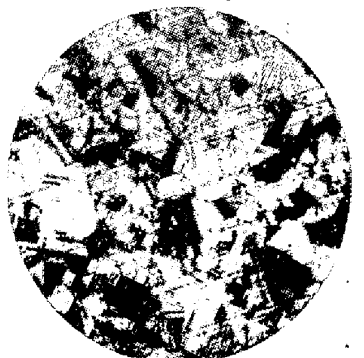
C



A (燒鈍せざるもの)



D (400°C)



D



B (320°C)

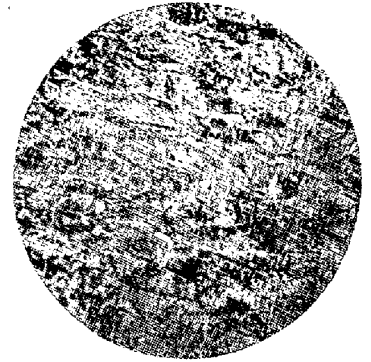


E (450°C)

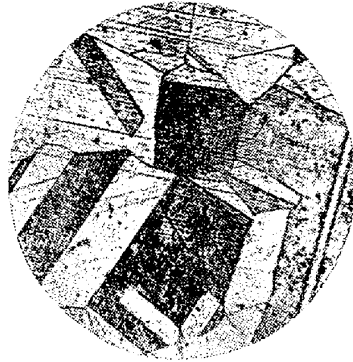


寫眞 第 八

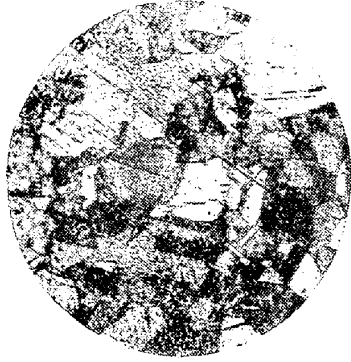
A (320°C)



J (800°C)

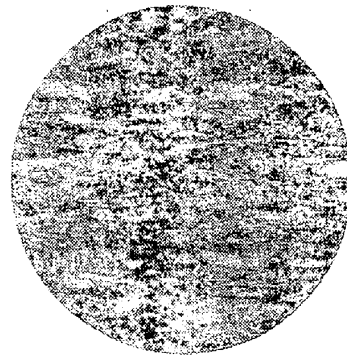


F (800°C)



寫眞 第 七

A (IIの部分 即ち上部)



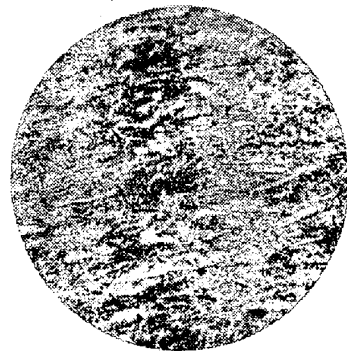
B (350°C)



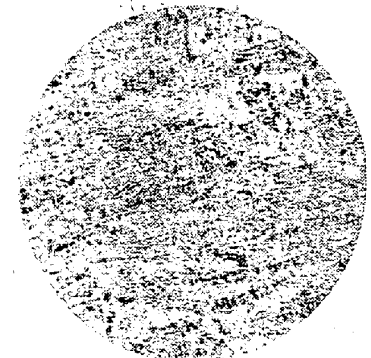
G (600°C)



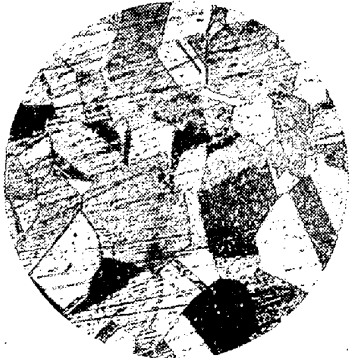
B (III即ち中央部)



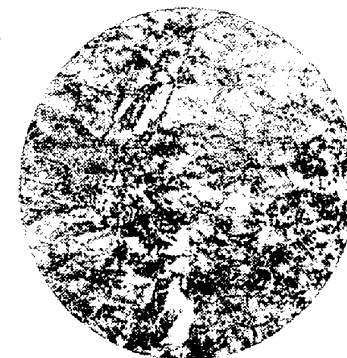
C (400°C)



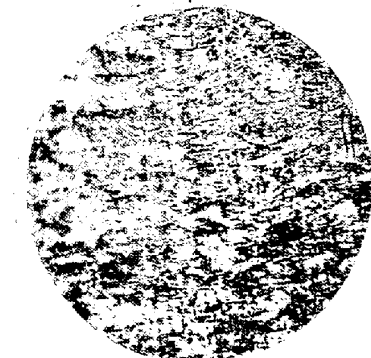
H (650°C)



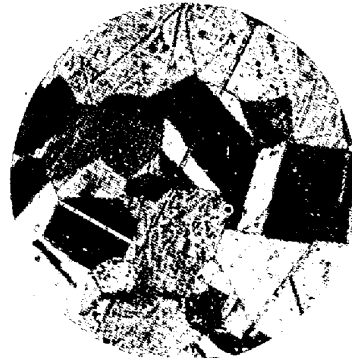
C (Vの部分即ち下部)



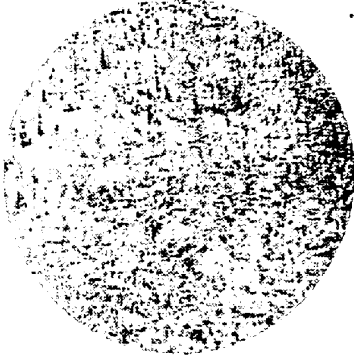
D (450°C)



I (700°C)



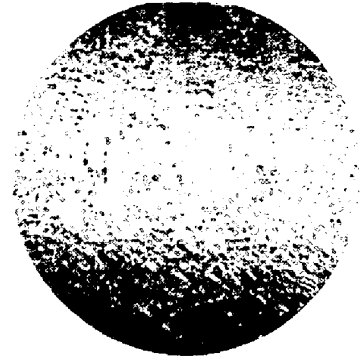
E (500°C)



I (800°C)



D (450°C)

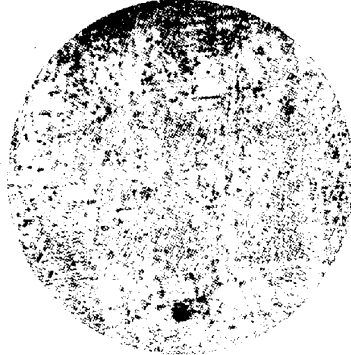


(記入の温度に焼鈍せられたる試料を以て)
(加工せられたる Drawn Cup III の部分)
寫真 第九
A (320°C)

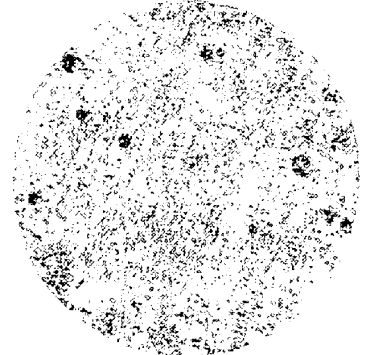
F (600°C)



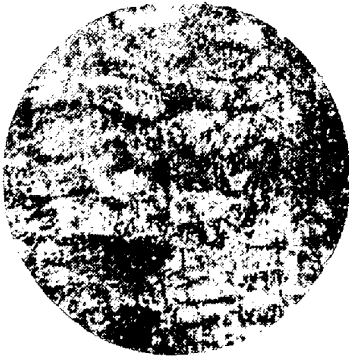
A (320°C)



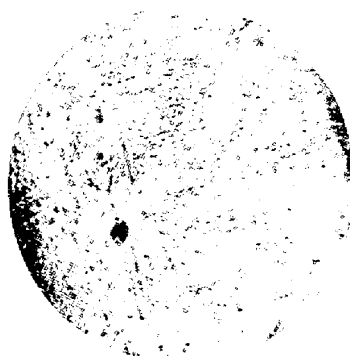
E (500°C)



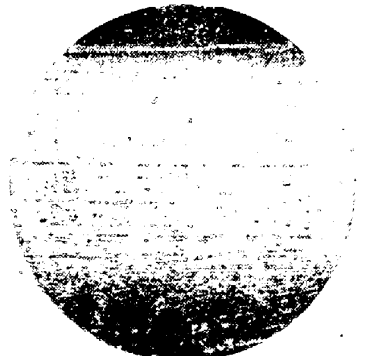
G (650°C)



B (350°C)



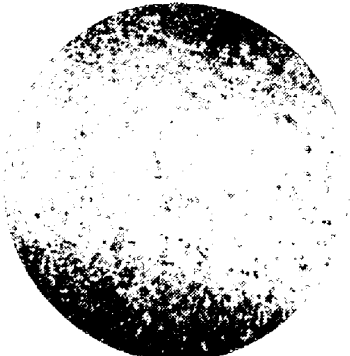
F (600°C)



H (700°C)



C (400°C)



G (650°C)



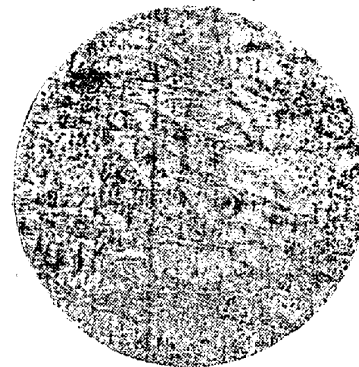
H (700°C)



B 1 (130°C)



D 1 (170°C)



I (800°C)



B 2



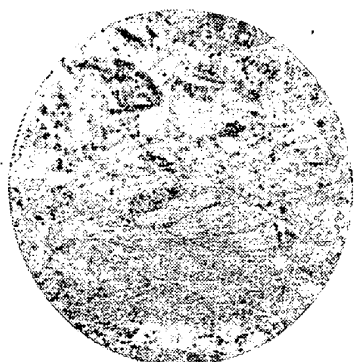
D 2



(記入の温度に焼鈍せられたる試料を以て加工せられたる Threaded Shell III の部分)

寫眞 第十 (加工後の低温焼鈍の影響)

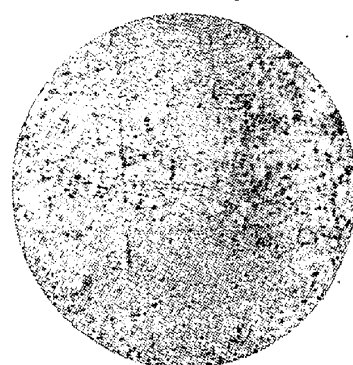
A 1 (100°C)



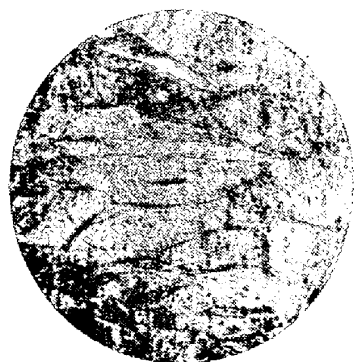
C1 (150°C)



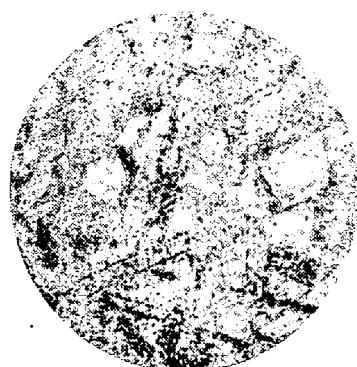
E 1 (200°C)



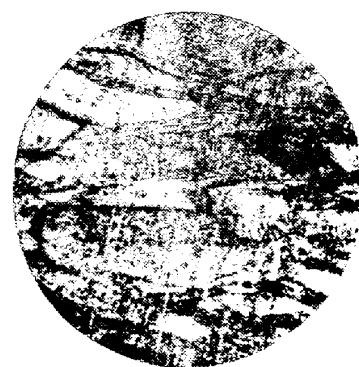
A 2



C 2



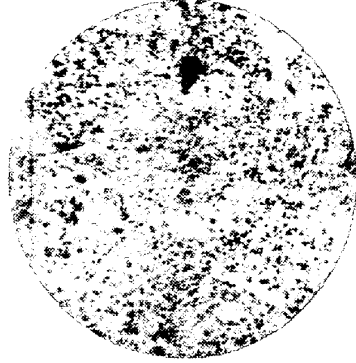
E 2



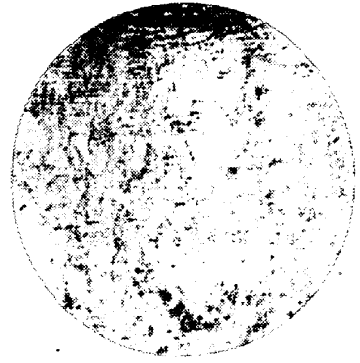
F 1 (230°C)



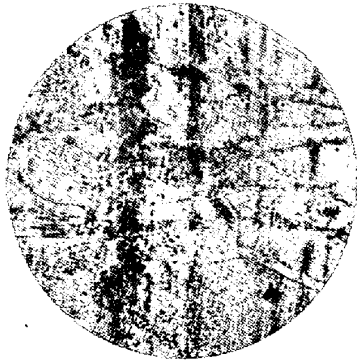
H 1 (300°C)



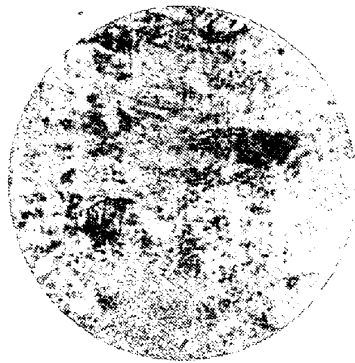
B 1 (70°C)



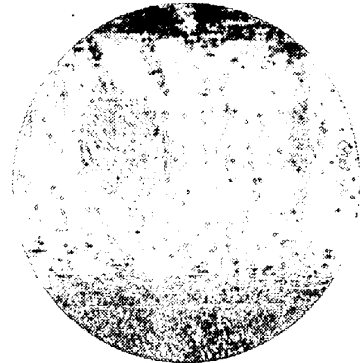
F 2



H 2



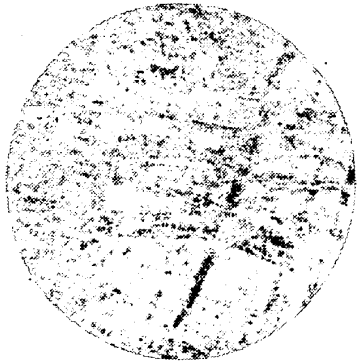
B 2



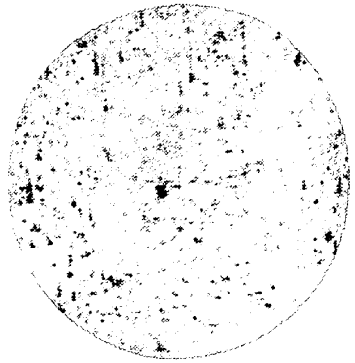
加工後記入の温度に焼鈍せられたる Threaded Shell の III の部分
A₁B₁……K₁ は最初350°Cの焼鈍を受けたる試料
A₂B₂……K₂ は 700°C の焼鈍を受けたるもの

寫眞 第十 一
A 1 (50°C)

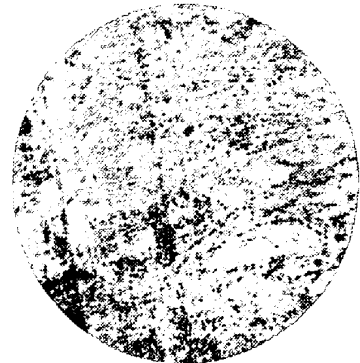
G 1 (250°C)



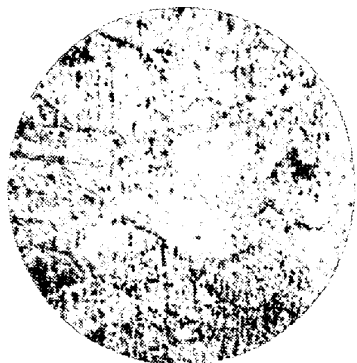
A 1 (50°C)



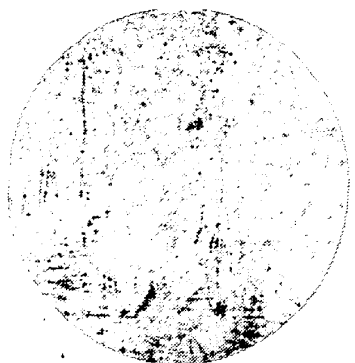
C 1 (100°C)



G 2



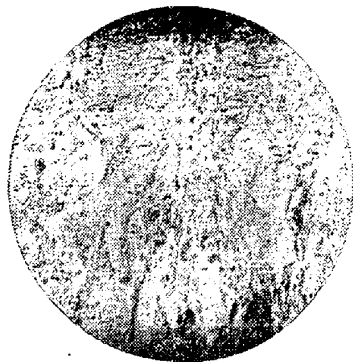
A 2



C 2



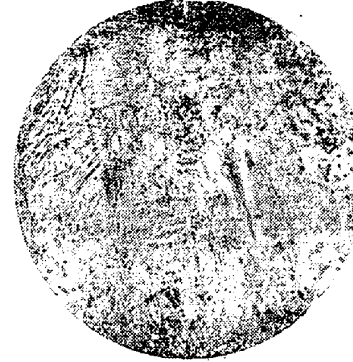
D 1 (130°C)



F 1 (170°C)



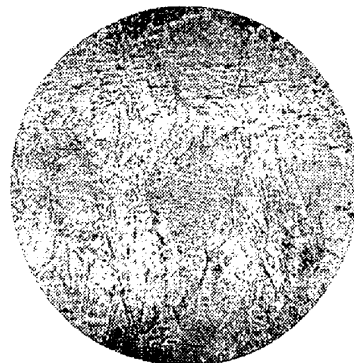
H 1 (230°C)



D 2



F 2



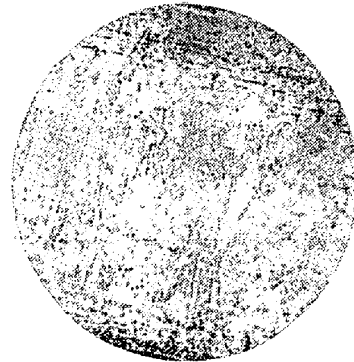
H 2



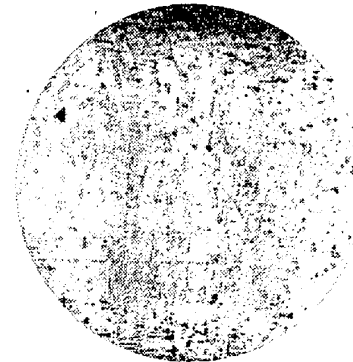
E 1 (150)



G 1 (200°C)



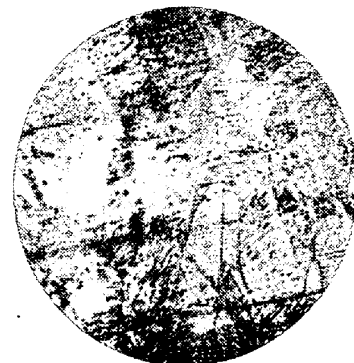
I 1 (250°C)



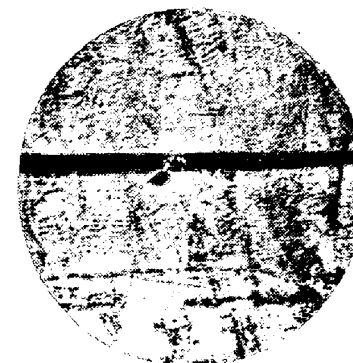
E 2



G 2



I 2



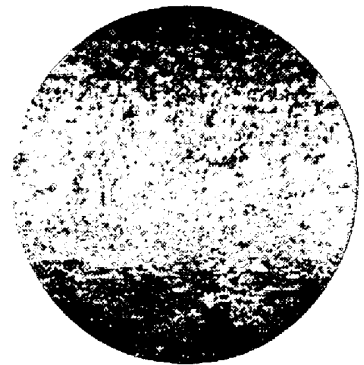
J 1 (270°C)



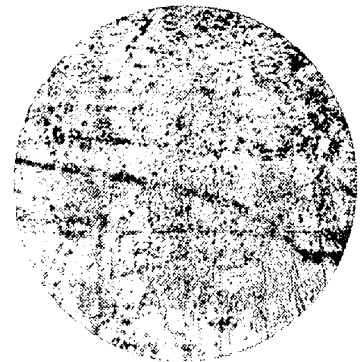
J 2



K 1 (300°C)



K 2



加工後記入の温度に焼鈍せられたる Drawn Cup のIII の部分
 $A_1B_1 \cdots H_1$ は最初320°C或は350°Cの焼鈍を受けたる試料
 $A_2B_2 \cdots H_2$ は700°C或は800°Cの焼鈍を受けたるもの