

砲身の焼蝕に就て

小藪 重行*

ON THE EROSION IN THE BORE OF GUN-BARRELS

Sigeyuki Koyabu

SYNOPSIS:— The principal causes of erosion in the gun-barrel bore are cracks and the deterioration caused by the action of the gun-powder gas, as well as abrasion due to projectiles passing through. The author investigated microscopically and by X-rays the cracks and the characteristic layer on the eroded surface of the bore. It was ascertained that the characteristic layer has a structure which has become martensitic due to the heating effect of the gun-powder gas. At the instant of discharge, the barrel expands and contracts, and also the hard layer itself does so due to the heating effect of the gun-powder gas, so that innumerable number of cracks occurs on that layer by repetition of such actions. The gun-powder gas penetrates through these cracks and accelerates the erosion. Thus it was concluded that the action of the gun-powder gas is the fatal cause of the deformation of the bore by erosion.

I. 緒言

砲身の焼蝕は口径、火薬の種類、腔圧、弾丸の初速等の影響に支配されるところが極めて大きく一般に口径の大なる程焼蝕が烈しいのが普通である。

砲身の使用中に廃棄されるに至るのは此等焼蝕作用に基因する場合が極めて多いのである。即ち砲身の寿命は一に此の焼蝕作用の大小に左右されるのである従つて焼蝕に関しては古くから研究されて居るのであるが此等は弾道、火薬及化学方面の學者に依るものが多く冶金學的に材質方面から研究されたものは比較的少い様である。

本研究は材質方面から耐焼蝕性の材料の探究を目的とするものであるが、先づ其の前提として焼蝕の發生狀態及其の機構に就て材質方面から觀察して明かになつた事項に就て茲に報告する次第である。

II. 焼蝕の發生情況

1) 腔面の焼蝕の狀態

本試験に供した砲身は 37 mm 及 7.5 cm の口径のものである。

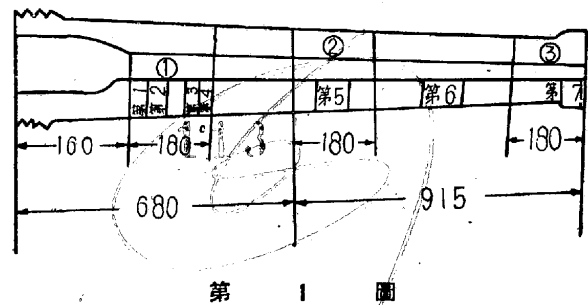
先づ 37 mm 砲に就て述べる。

成分は

C	Si	P	S	Mn	Cu	Ni	Cr
0.33	0.22	0.011	0.032	0.61	0.12	3.12	0.66

のものである。

實物縦断面寫眞の位置は下圖の通りである。



實物寫眞①は薬室先端②は砲身の中央部③は砲口（第 1 圖参照）

顯微鏡寫眞（横断面）は赤線の部分より第 1~7 まで取つた（第 1 圖参照）

寫眞第 1 a は焼蝕面の表面の狀況を示す ×5

寫眞第 1 b は同部横断面研磨の儘 ×6

寫眞第 1 c は同部横断面で綫底即ち凹部 ×100

本組織の特徴は白色の層狀とソルバイト組織から成る。大なる龜裂は第 1 a で見らるる龜甲狀の龜裂に相當し、白色の部の小龜裂は第 1 a の龜甲内の多數の小龜裂に相當する。

第 1 d は同部の横断面で隔牆部即ち凹部 ×100
龜裂の数が少ない。

白色層が 100 倍では認められる。

第 2 a は焼蝕面の表面の狀況を示す ×5

第 2 b は同部の横断面研磨の儘 ×6

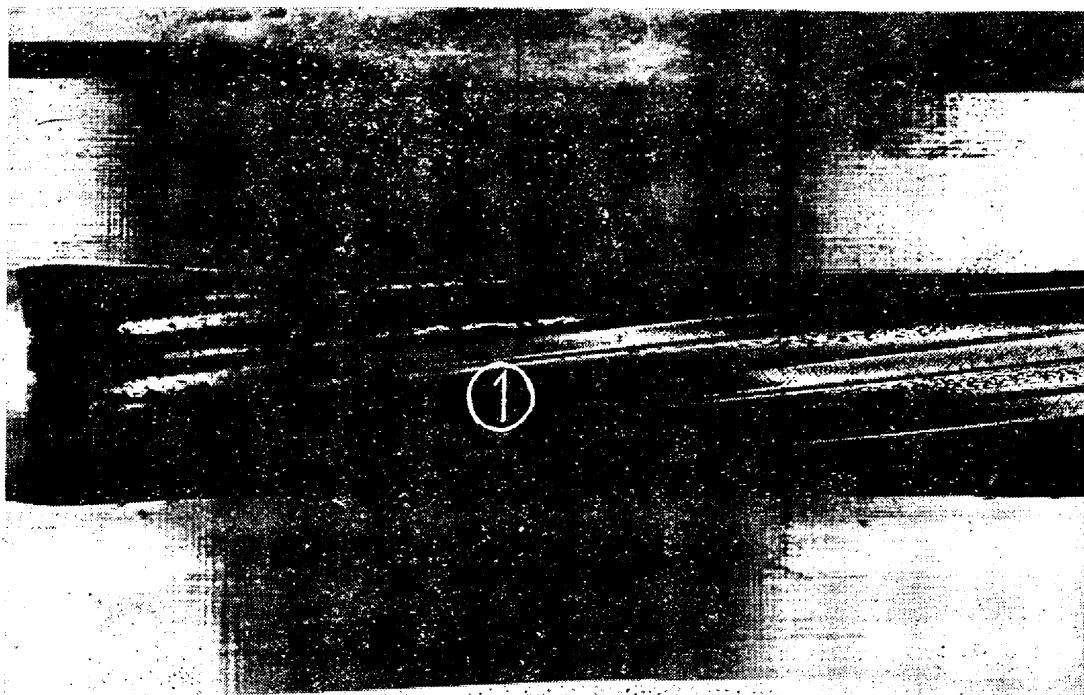
第 2 c は同部の横断面(綫底凹部) ×100

狀況は第 1 c と殆んど同様である。

第 2 d は同部の横断面で隔牆部即ち凸部 ×100

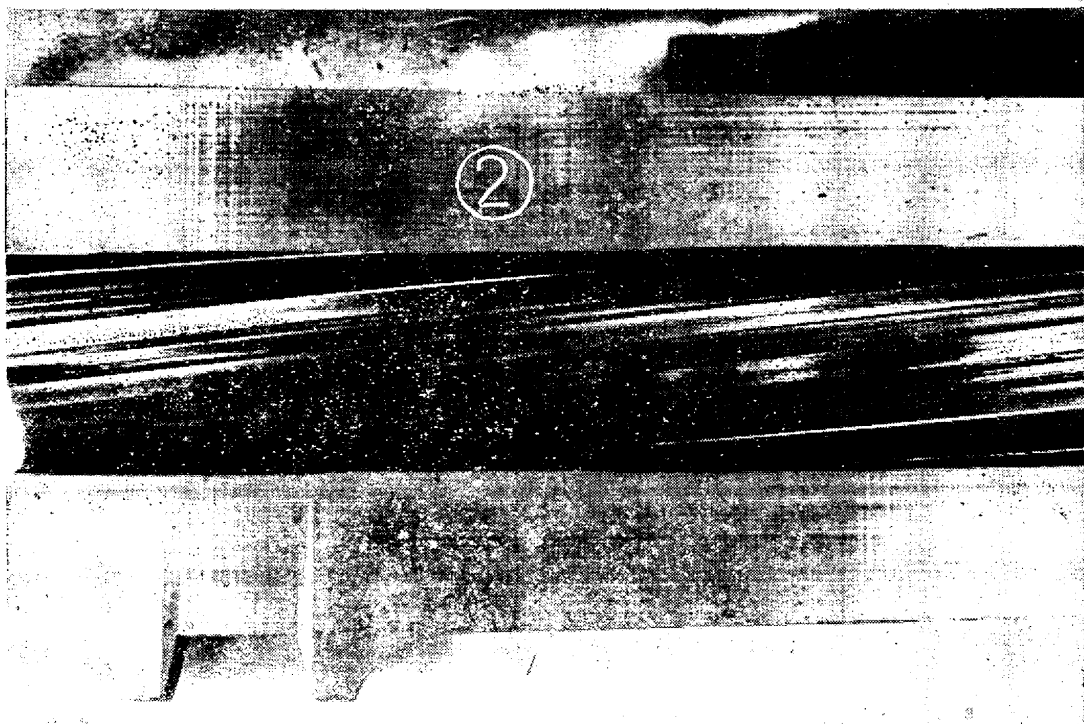
* 大阪陸軍造兵廠

44 x 30 = 1320



寫眞 第 1

39 x 48 = 1872



寫眞 第 2

45 x 27 = 12.15



寫眞第 3



寫眞第 1 a 表面 x5



寫眞第 1 b 横断面 x6

白色の層が極めて薄い，龜裂の數も少い。

第 3 a は始綫部から 160 mm 位の所の燒蝕面の狀況

x5

第 3 b は同部の横断面で研磨の儘

x6

龜裂の數も深さも大分減少して居る。

第 3 c は同部の横断面で綫底即ち凹部

x100

100 倍では白色の層比較的薄い。

第 3 d は同部の横断面で隔牆部即ち凸部

x100

白色の層を認めず，龜裂の數も程度も小である。

第 4 a は第 3 a の隣接した所(始綫部より約 180 mm)で燒蝕面の狀況を示す。

x5

第 4 b は同部の横断面研磨の儘

x6

龜裂も程度が大分減少し隔壁の境界も少々判然として來た

第 4 c は同部横断面で綫底即ち凹部

x100

第 4 d は同部横断面で隔牆部即ち凸部

x100

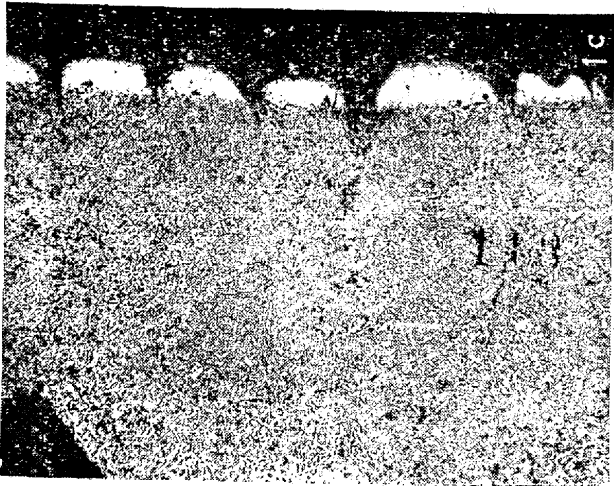
第 4 e も第 4 d も白色層を認めず，龜裂も少い。

第 5 a は砲身中央部の燒蝕面の狀況

x5

第 5 b は同部の横断面で研磨の儘

x6



寫眞第 1 c 横断面凹部×100



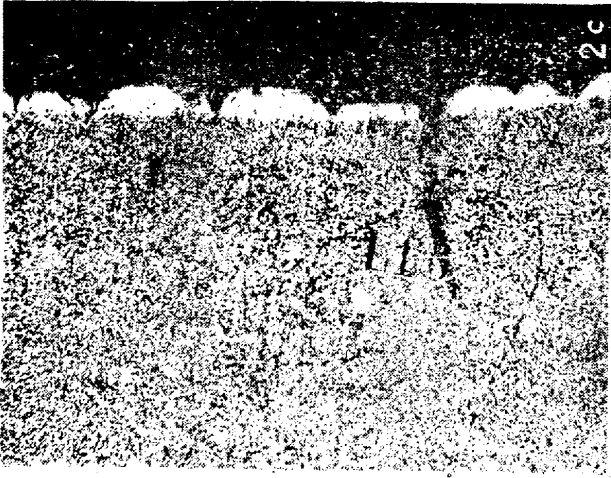
寫眞第 1 d 横断面凹部×100



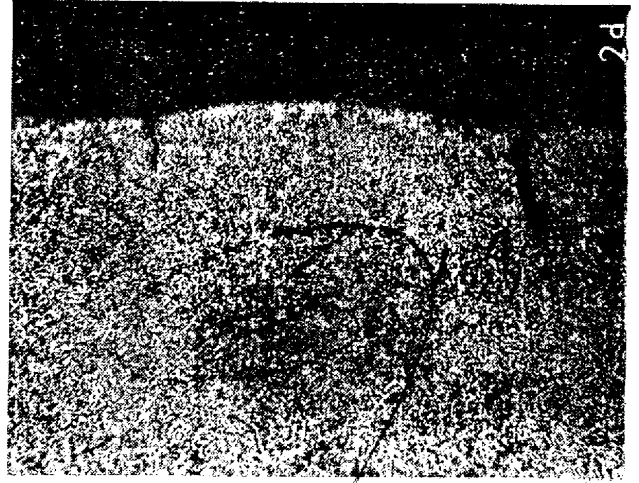
寫眞第 2 a 表面×5



寫眞第 2 b 横断面×6



寫眞第 2 c 横断面×100



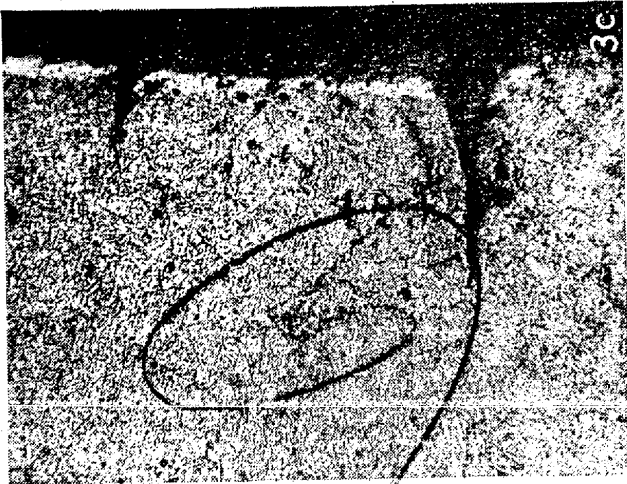
寫眞第 2 d 横断面凸部×100



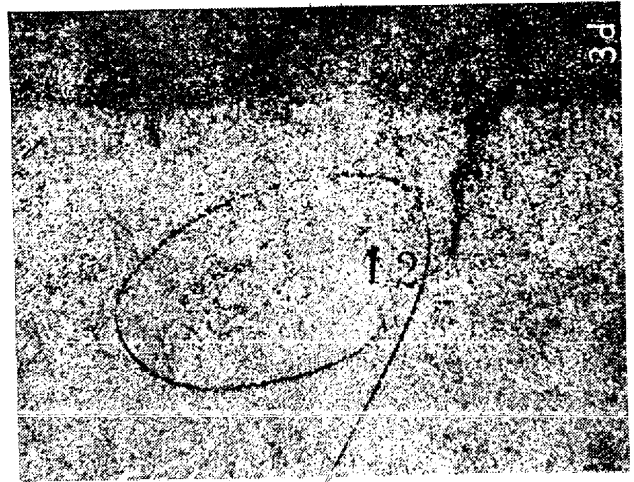
寫眞第 4 a 表面×5



寫眞第 4 b 表面×6



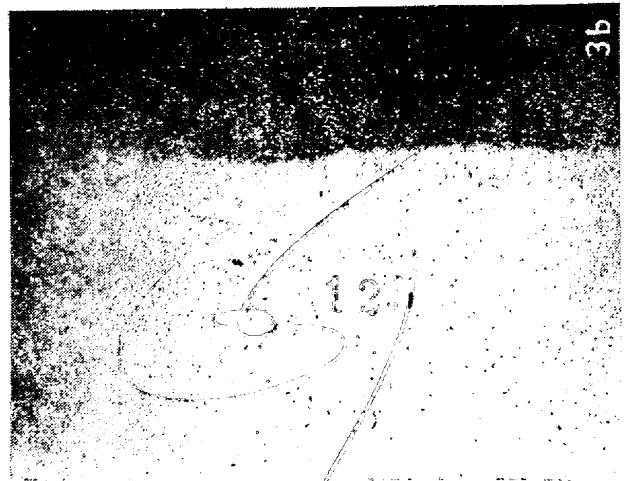
寫眞第 3 c 橫斷面凹部×100



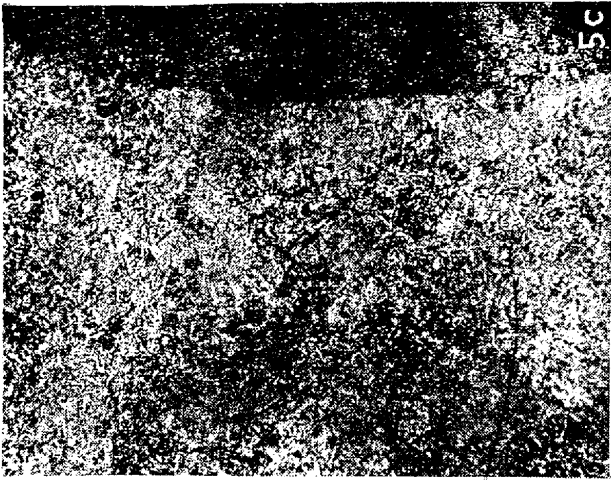
寫眞第 3 d 橫斷面凸部×100



寫眞第 3 a 表面×5



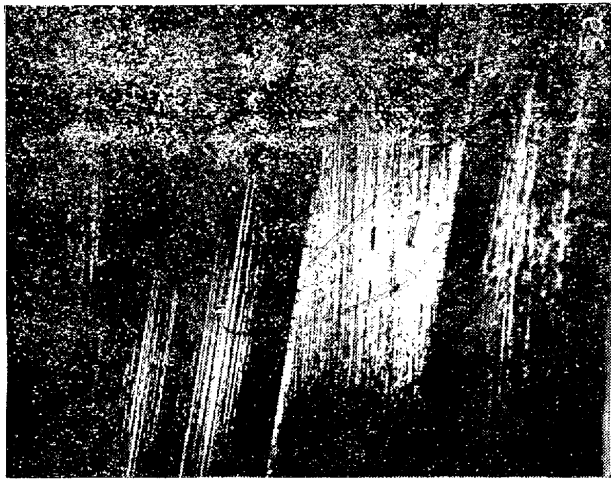
寫眞第 3 b 橫斷面×6



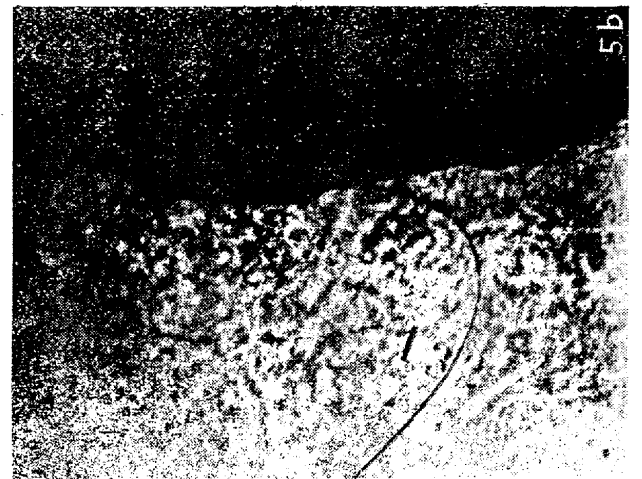
寫眞第 5 c 横断面凹部×100



寫眞第 6 a 横断面×6



寫眞第 5 a 表面×5



寫眞第 5 b 横断面×6



寫眞第 4 c 横断面凹部×100



寫眞第 4 d 横断面凸部×100

隔牆が判然として焼蝕が比較的少い。

第 5 c は同部の横断面で綫底部即ち凹部 ×100
白色の層を認めず。龜裂も少い。

第 6 a は砲口より砲身の約 1/6 の所 (約砲口から 250
m/m) の横断面。 ×6

龜裂は認めないが隔牆の境界が第 5 程判然として居ない。
此の附近は相當磨耗をして居る。

第 6 b は同部の横断面で綫底部即ち凹部 ×100
白色の層も龜裂も認めない。

第 7 は砲口の先端部の綫底部凹部の横断面 ×100
一面ソルバイト組織で白色層は勿論龜裂も認めない。
次には 7.5 cm 砲の焼蝕の状況を述べる。

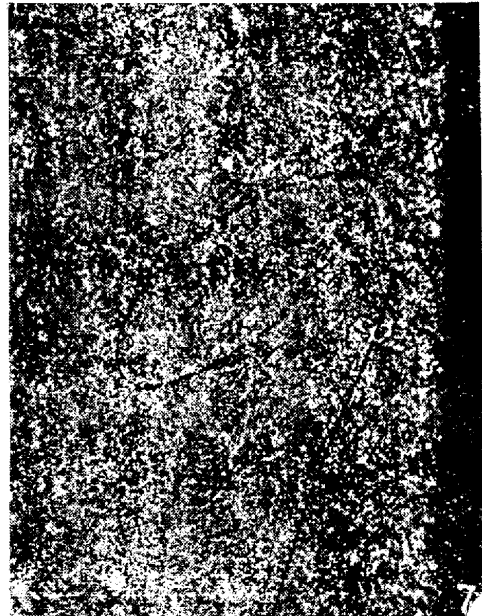
本砲に於ては前のものに比して火薬の量も多く腔壓も初
速も大であるから焼蝕も甚しい。

特に本砲は異状焼蝕を呈したもので起綫部から 50 mm
以内は全然隔牆は衰損して居る。而して約 20 mm 及約 60
mm の範圍に隔牆が 2 箇所缺損したものである。

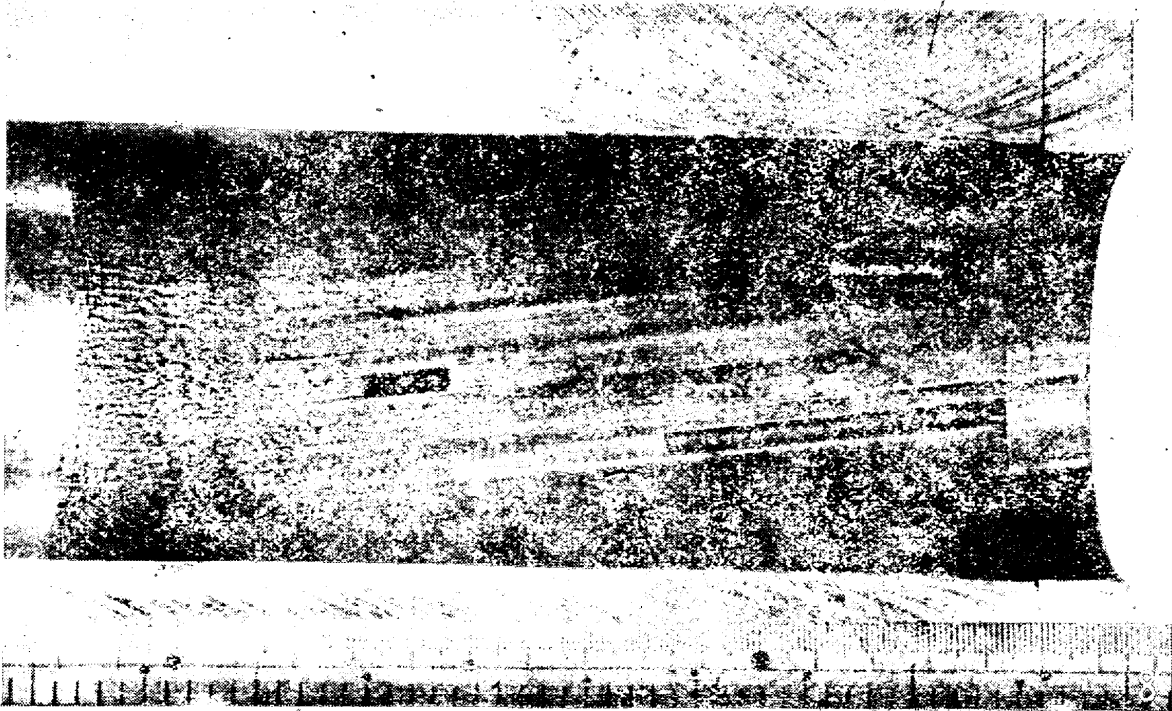
其の焼蝕の状況を寫真により示せば次の通である (附圖



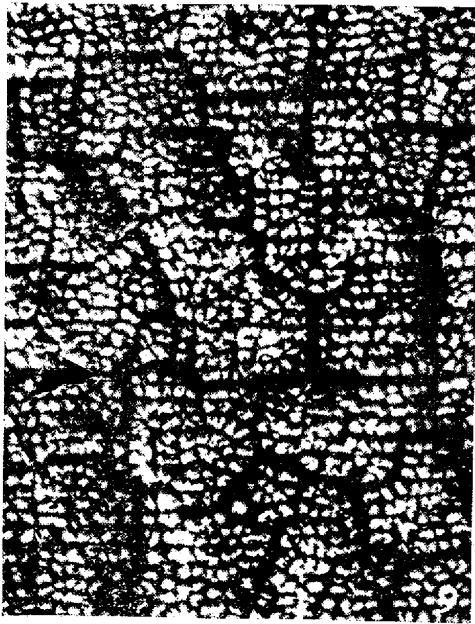
寫眞第 6 b 横断面凸部 ×100



寫眞第 7 横断面凹部 ×100



寫眞第 8 綫断面 ×0.7



写真第 9 薬室部表面 × 10



写真第 10 施綫部表面 × 2



写真第 11 薬室部縦断面 × 100



写真第 12 横断面 × 100

参照) 写真第 8 は焼蝕の最も烈しい薬室に近い部分の縦断面を示したものである。

第 9 及第 10 は夫々薬室部及施綫部の表面の状況を示す。

第 11 は薬室部で非焼蝕部の縦断面(×100)であるフェライトの分離が少々認められるも大體均一のソルバイト組織を呈す。

第 12 は第 11 に隣接した焼蝕部の横断面(×100)である。

37mm 砲の第 1 と同様白色層があつて大小の龜裂が内部に垂直に侵入して居る。又多少表面より内部に向つて熱

影響が認められる。

第 13 は施綫部に近い所で隔墻缺損部に隣接した部分の横断面(×100)である。

白色の層があつて此の層が缺損して居り又龜裂が深く内部に浸入し途中から彎曲した岐線から出て居る。

第 14 は薬室部から約 170 mm の所の横断面(×3.5)で→の方向より見たものである。

研磨の儘で各隔墻は僅かに其の跡を残して居る、而して各隔墻の所に一定方向に彎曲した龜裂が生じて居る。

第 15 は同部の龜裂の附近の横断面(×300)白色層を認める、龜裂の部分には銅帶の銅が熔填して居る、



寫眞第 13 横断面×100



寫眞第 14 横断面×3.5



寫眞第 15 縦断面×300

又白層の表面に鋼が附着して居る。

2) 燒蝕面の状態に就ての總括

以上砲腔内の燒蝕の状況に就て述べたが之を總括すれば

(イ) 燒蝕は藥室部附近が最も甚しい。

(ロ) 龜裂の状態は藥室部は網狀を呈し施綫部に於ては大體に於て綫底は砲身軸方向、隔牆部は横方向が發達して居る。

(ハ) 燒蝕の最も甚しい附近一帶の腔面は白色の變質層を以て覆はれ龜裂多く又其の程度も強烈である。而して藥室部から遠ざかるに従ひ白色層の厚さが漸次薄くなり遂に之が認められなくなる。

龜裂も之と同様漸次減少して行く、

III. 燒蝕の機構

燒蝕の發生状態に就ては前項に於て詳細述べた通にして藥室前方及始綫附近が最も烈しく前方に進むに従ひ漸次減少して居る。これは火藥ガスの作用が其の主因をなすものであることは首肯出来る。而して爆發の際のガス壓は2000~3000 atm 又理論上の温度は約 2800°C にして燃焼ガスは CO, CO₂, CH₄N 及 H₂O より成る。従つて從來燒蝕の原因は是等高温高压ガスの熱効果を主とするものと化學的作用を主とするものと2つに大別される。特に後者の化學的作用に依るものとしては燒蝕面が CO ガスに依る滲炭作用又は N ガスに依り、窒化作用に依り表面硬化を生起し之が龜裂の原因をなし燒蝕を促進するのであるとする説が相當多いが未だ定説がない。

本研究に於ては此等の點を顯微鏡, X線, 硬度試験等を行ひ明かにした。

1) 白色層の性状

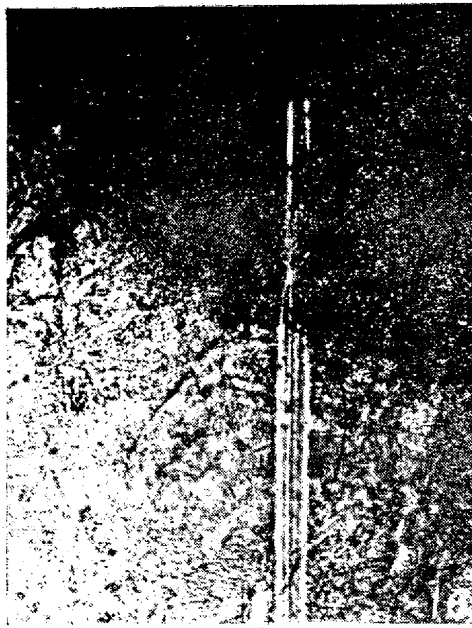
白色層の發生状態に就ては前記の通り藥室前方より始綫部の燒蝕の最も烈しい所が最も厚く先方に行くに従ひ漸次薄くなつて居る、而して施綫部に於ては綫底が厚く隔牆部は薄く其の最厚い部分で約 6/100 mm である。

此の白色層は極めて硬く且脆く手力を以て剝離することも出来る位である。而して強く腐蝕した顯微鏡組織は淡褐色を呈し極めて緻密である。

其の組織は寫眞第 16 に示す通である、之を 550°C 1.5h 真空加熱したるに大體地質と同様な組織となつた。

寫眞第 17 及第 18 に示す通である。

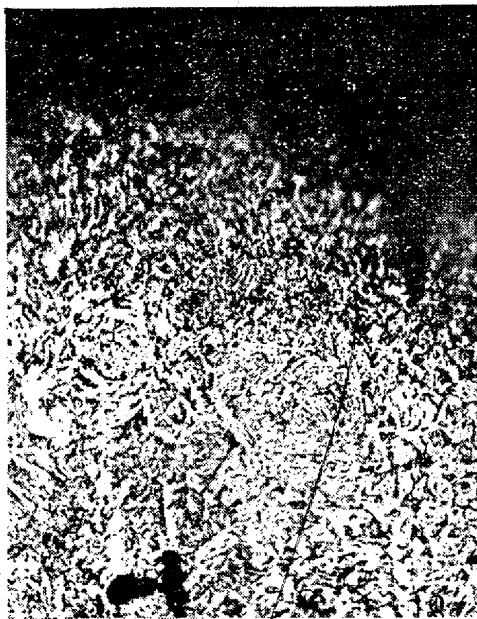
硬度を測定したのであるが層が極めて薄く、且表面に無



写真第 16 横断面×500



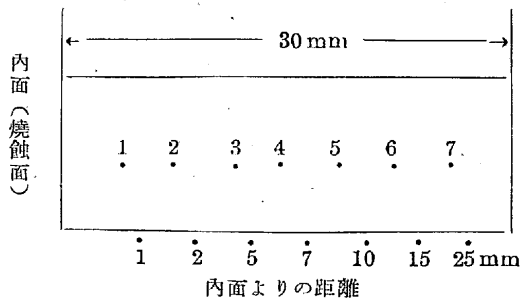
写真第 17 第 16 を 550°C 1.5 h 加熱×200



写真第 18 550°C 1.5 h 加熱×500

数の龜裂がある爲、直接に押壓に依る普通の方法では測定は困難で且不正確であるからスクラッチテストを行った。其の結果は第 2 表の通である。

第 1 表 砲身焼蝕面及地質の Hv 硬度



各資料につき Hv を測定したが地質の硬度の分布は大なる差異はなかつた。

硬度測定位置	1	2	3	4	5	6	7	平均
内面よりの距離	1mm	2	5	7	10	15	25	
B ₃ (Hv)	264	266	263	273	276	281	277	271
B ₃ 内面(Hv)	施綫底凹部 { 312 339 345 551 323 }							333
	隔塔凸部 { 351 351 322 322 322 }							
	隔塔凸部 { 262 262 274 }							
B ₃ 550°C に 1.5 h 真空加熱後の内面硬度	施綫底凹部 { 224 218 212 206 200 }							215
	隔塔凸部 { 212 224 212 227 215 }							
	隔塔凸部 { 215 224 224 }							
A ₃ (Hv)	222	216	213	196	197	219	213	211
A ₃ 内面 (Hv)	内面粗鬆にて測定不能							

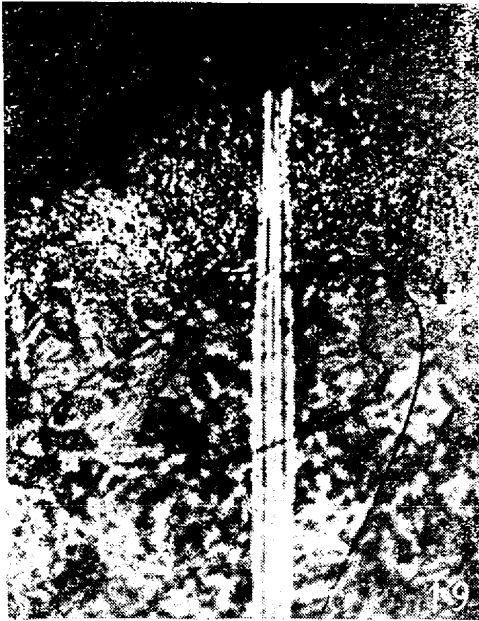
上記の値は其の 1 例であつて B₃ (始綫部) の地質は平均 271 を示した。此の部の焼蝕面を直接 Hv を測つたが施綫底部は平均 333 を示し硬度が高くなつてゐる。

隔塔部は平均 266 を示し硬度の高上を示さなかつた、焼蝕面は硬度が高いことは窺ひ知ることが出来るが Hv の値は不正確であるからマルテン搔痕値を求めた。

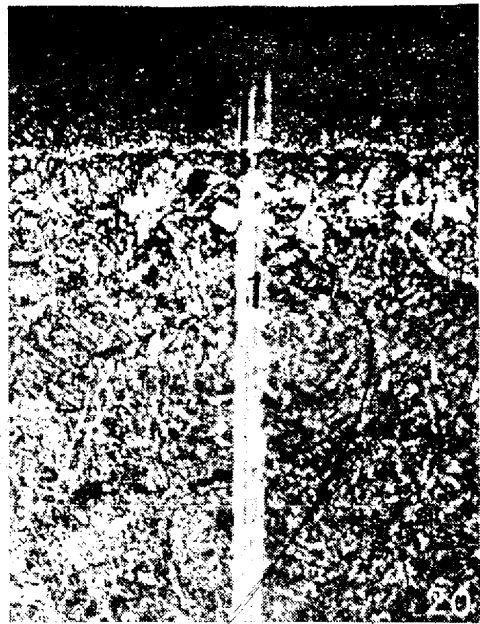
第 2 表 砲身焼蝕面及地質のマルテン搔痕値(荷重 10g)

試料	真空加熱	mm(×500)					平均
B ₃	施綫底凹部	2.0	2.2	2.2	2.0	2.2	2.1
	隔塔凸部	2.6	2.6	3.0	3.0		2.8
	地質	3.3	3.3	3.4	3.4	3.6	3.4
A ₃	施綫底凹部	3.0	3.2	2.8	3.0	3.0	3.0
	隔塔凸部	3.0	3.0	4.2	3.0	3.0	3.1
	地質	4.0	3.0	4.0	4.0	4.0	4.0
B ₃ 550°C 1.5 h 真空加熱	施綫底凹部	4.0	4.0	3.8	4.0	3.8	3.9
	地質	4.2	4.0	4.0	4.2	4.0	4.1
A ₃ 550°C 1.5 h 真空加熱	施綫底凹部	4.0	4.0	4.0	4.0	4.0	4.0
	地質	4.0	4.0	4.0	4.0	4.0	4.0

前表に明かなる如く焼蝕面の白色層は地質より硬度が著し



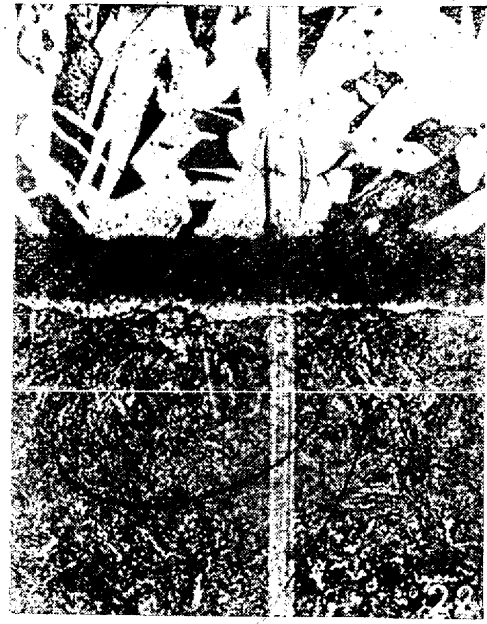
寫眞第 19 550°C 加熱×500



寫眞第 20 510°C 6h 窒化×500



寫眞第 21 480°C 15h 窒化×500



寫眞第 22 550°C 100h 加熱×500

く高いことが明瞭である、又 550°C に加熱すれば硬度は低下し、大體の地質と同程度となる(寫眞第 16, 第 17, 第 19 参照)

2) 窒化試験

最初 510°C, 6h, アンモニア氣流中で窒化を行つたが窒化面は寫眞第 20 の如く 3 層より成り焼蝕の白色層とは全然異なる組織を示したから試料を再製し 480°C, 15h, 再び窒化した其の組織は寫眞第 21 の如く厚さ約 1/100mm の 1 層を得た、此の層は地質との境界が極めて明瞭で此の點焼蝕面の白色層とは趣きを異にして居る、又硬度を測定したが、前と同様 10g 荷重のマルテンス搔痕値を求め

たが、窒化層には搔痕が出来なかつた、其の狀況は寫眞第 21 の通りで焼蝕面の白色より著しく硬いことが解る、 H_v は 500 であつた。

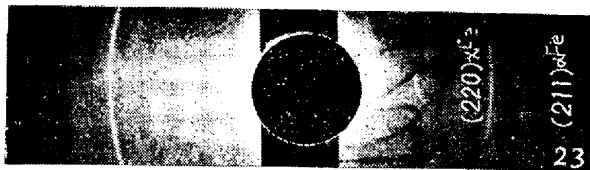
此の試料を 550°C, 1.5h, 眞空加熱をした表面は窒素が幾分か消散して居るが尙窒化層は判然と殘存して居る、其の搔痕寫眞は第 22 に示す通りである、其の H_v は 414 あつた。

3) X線に依る試験

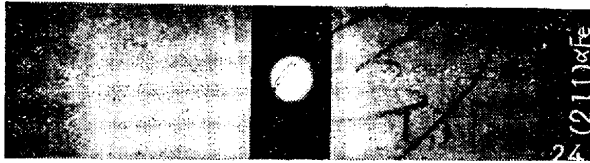
焼蝕面の白色層、地質及窒化層の結晶構造に如何なる相違があるかをX線に依りて調査した。

地質の構造は寫眞第 23 に示す通り α -Fe の構造が明瞭

寫眞第 23
地質 α Fe



寫眞第 24
白色層



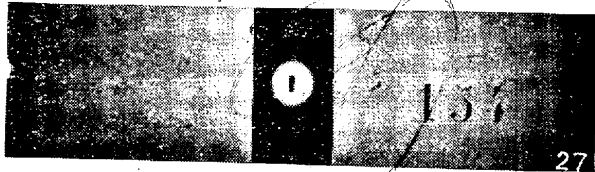
寫眞第 25
白色層
550°C
1h30'mm
加熱



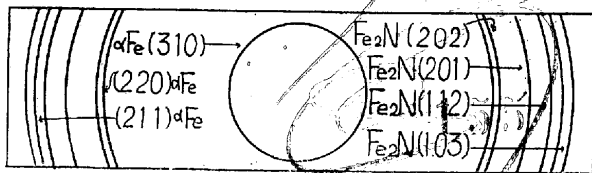
寫眞第 26
窒化せざる
地質



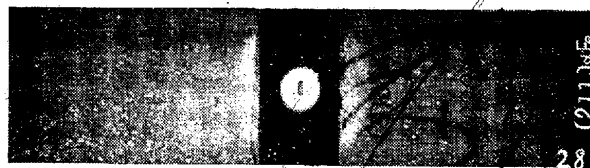
寫眞第 27
窒化層



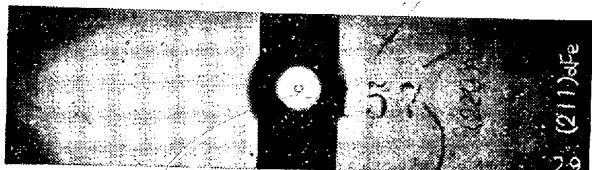
寫眞第 27
説明圖



寫眞第 28
窒化層
550°C 1h30
mm 加熱



寫眞第 29
「ノズル」の
内面



に現れて居る、

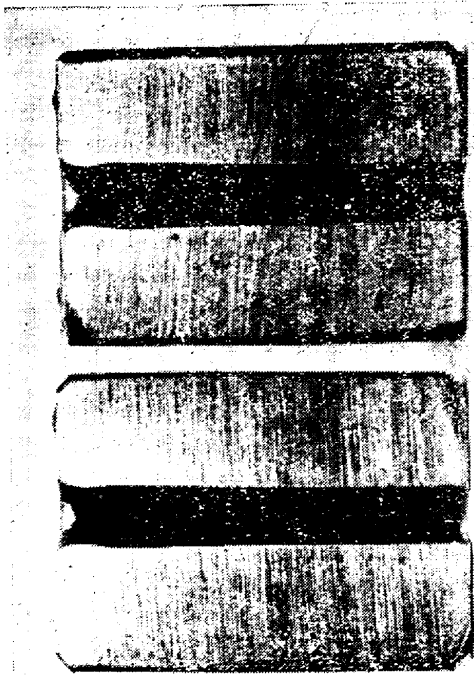
次に白色層の表面を直接X線にあてたが結晶が非常に緻密で餘り明瞭に現はれなかつたがマルテンサイトなることは確に認められた、寫眞第 24 に示す通り α 鐵及 γ 鐵の結晶が認められる。尙同一試料を 550°C, 1.5 h 眞空加熱を

行ひ之をX線に當てたが地質と同程度に α 鐵の線が明瞭に現れ尙残留 オーステナイトの線が認められた、即ち寫眞第 25 に示す通りである。

次に 480°C 15 h 窒化せる資料に就て地質及窒化層のX線寫眞は夫々第 26 及第 27 に示す通りにして地質は前の第 23 と同様で、窒化層は Fe_2N 及び α 鐵の線が現はれ、白色層のX線寫眞とは大いに趣きを異にして居る、又同一試料を 550°C 1.5 h 眞空加熱したる表面層を調査したるに寫眞第 28 に示す通り Fe_2N と α 鐵との線が表はれた、之も白色層を同一の熱處理したものと大に趣きを異にして居る、又ポンプ試験後(火薬ガス増約 2000 K)のノズルの断面に就て調査したが其の状況は寫眞第 30 第 31 及第 32 に示す通りで、100 倍では殆んど焼蝕腔面の状態に酷似して居る。500 倍では未だ完全にマルテンサイトには變化して居ないが、其の部分のX線寫眞は第 29 に示す通りで、白色層のそれと酷似して居る、ノズルの場合は只 1 回の爆發である爲に腔面の白色層の如く緻密なマルテンサイトには變化して居ないがX線では γ 線が微弱ながら現れて居るのは其の表面は溶解して急冷した爲、幾分オーステナイトが残留して居るのであらう。

(4) 熱効果の試験

ポンプ試験に於けるノズルの内面に於ける熱効果に就いては前項に於て述べた通りであるが、更に同一試料に就て火花放電を行ひ其の熱効果を觀た、寫眞第 33, 第 34 に示す通りで 100 倍では大體ノズルの場合と酷似して居る。放電の時間は 15160 s 位で火薬の爆發時間とは單位が異なるので、1 回ではマルテンサイトをを得ることは出来なかつたが略々熱効果の状態を察知することは可能である、以上白色層の性状に就て顯微鏡組織、硬度及X線試験を行ひ、又比較の爲に窒化層に就ても同様の調査を行つたが之等の試験の結果より綜合するに白色層は滲炭層でもなく、又窒化層とも全く異なるもので高温の火薬ガスに依つて焼入効果を生じ極めて緻密にマルテンサイト化したものであることを知つた。又念の爲に焼蝕面と地質との窒素含有量を分析したが焼蝕面の窒素量は 0.0145% 地質の夫れは 0.0100% であつた、幾分焼蝕面は窒素含量が高い様に思はれるが、其の差は極く僅少であり、又前記

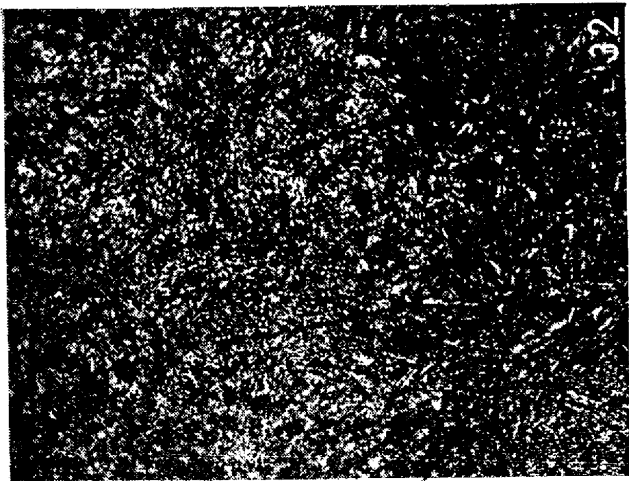


220.15 = 6.94
A 505 30

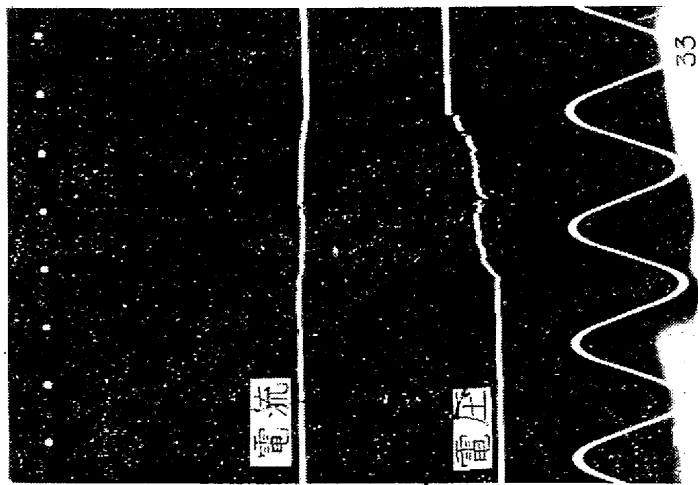
寫眞第 30 ポンプ試験用ノツヅル断面



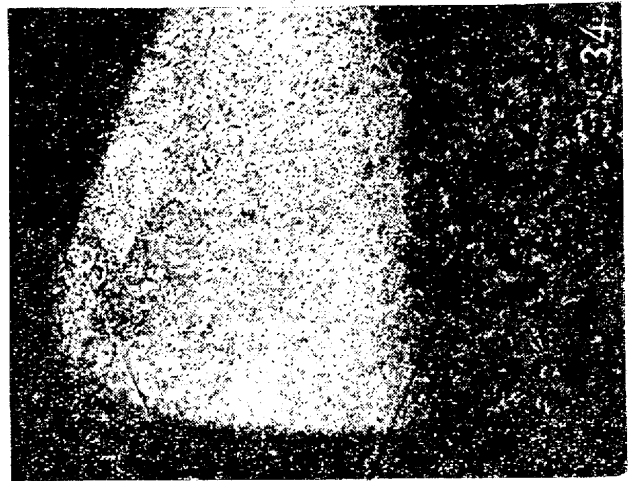
寫眞第 31 ノツヅル縦断面×100



寫眞第 32 第 31 × 500



寫眞第 33



寫眞第 34 ×100

の通り燒蝕面は無数の龜裂を生じ其の割目に火薬残渣があり十分注意しても完全を期し難い憾がある。

之を要するに砲身の内面は發射を重ねる毎に火薬の瞬間的爆發時の加熱作用に依り漸次微細なる即ち非結晶質に近い程緻密なるマルテンサイトに變化し、特有の白色層を成生し、之が熱の交感を受け又發射時に於ける砲身自身の膨脹收縮並に彈丸の摩擦に依り龜裂を生ずる、之燒蝕の第1階程とも稱すべきものである、これ等龜裂は漸次擴大せられ且相續して居る爲火薬ガスは彈丸銅帶とこれ等の龜裂との極小の間隙より非常に大なる速度を以て噴出し單に機械的に龜裂を擴大するのみならず溶解作用をも伴ひ銅帶と腔面との間隙を益々大ならしむるに至る、而して此の現象は綫底に於て最も著しく恰もポンプ試験と類似の結果を呈する。

寫眞第 30~31 はポンプのノズルの断面の状態を示す隔牆も彈丸旋動に依り間隙を生じ同様の現象を起すであらう。

一旦斯くの如き状態に到達すれば、燒蝕は一段と猛烈に促進せられ、漸次先方に進展するであらう、斯くの如くにて砲腔面の衰損を來し裝填時の彈丸前進距離を増大し、従つて藥室容積の大變化を生じ彈丸發射速度の著しき低下を招來する、又隔牆衰損の爲遂に彈丸の反轉するものを生ず

る。茲に於て砲身の生命は全く失はれるものである。

又前にも述べたる如く、砲身の燒蝕は口径の大なる程又初速の大なるものに於て益々著しい事實より推測しても、其の主要なる致命的原因是火薬ガスの噴出作用に依るものである、尤も彈丸銅帶の摩擦作用も或る時期には之に參與するであらうが、銅が腔面に附着して居る狀況より觀て之に依る磨耗は僅少の様である、尙隔牆が途中で一部分缺損する場合があるが、之は隔牆基部に沿ふて生じた龜裂がノッチの作用を爲し、彈丸銅帶の隔牆側面に働く壓力に依る機械的作用に基因することは明かである（寫眞第 13 及第 14 参照）

IV. 結 言

以上燒蝕状態及其の機構に就て述べたのであるが、其の研究結果より推察するに、砲身の燒蝕を防止することに就ては使用すべき火薬の研究が素より極めて必要であると思考される、然し茲には材質的方面のみより觀察すれば所謂白色層を生ぜしめざる如き又一方高熱に耐へ得る即ち熔融點の高き耐熱性材質を選ぶか、又は腔面を之等の現象から防護し得る被膜例へばクローム鍍金の如き方法を講ずれば燒蝕を或る程度防止し得るに有效であると思考されるが此等に就ては今後の研究に俟つことにする。