

鑄鐵の成分と鬆(引け穴)との關係

(日本鐵鋼協會 第5回講演大會講演)

松 浦 春 吉

RELATION BETWEEN COMPOSITIONS AND SHRINKHOLES
OF CAST IRON.

by Harukiechi Matsuura

SYNOPSIS. In this paper the author proposes to discuss the production of non-porous iron castings which is attributed to the iron of hypo eutectic, metallographically, rather than eutectic.

He insists that sound dense castings without porosity or internal draw can naturally be obtained by the iron of hypo eutectic containing approximately equal proportion of primary austenite and eutectic, provided that it was cast on high temperature, the most satisfactory results being secured on the iron composed of some 40% of the former and 60% of the latter; This fact was proved by the author mathematically and experimentally.

目 次

緒 言

第1編 鬆に関する一般的考察

第1章 鬆と Eutectic 鑄鐵

第2章 高級鑄鐵の成分

第3章 鬆と鑄造温度

第4章 湯の冷却速度の考察

第5章 鬆の防止と Hypo Eutectic 鑄鐵

第1編の結末

第2編 鬆に関する理論的考察

第1章 Heyn 及び Bauer の論說

第2章 鑄鐵の成分と鬆の大小

第3章 Lanz Process と著者の見解

第2編の結末

結 論

緒 言

鑄造物の内部に潜在する孔竅、通稱所謂“巢”(Internal void or Porosity)は、(I)“吹かれ”即ち瓦斯に起因するもの、(II)“引け”即ち融體の收縮に起因するもの、2つに大別し得る。

(I)は瓦斯穴即ち氣孔(Blow or Air hole)にして其の代表的なるは蜂巢(Honeycomb)を見るが如く、(II)は引け穴即ち收縮孔(Draw or Shrink hole)にして其の状恰も大根中の鬆(Pore)に髣髴たるものがある。何れも其の形状外觀元より千差萬別であるが、(I)に屬するものは多くは内面滑力にして酸化の色を帯び、(II)に屬するものは内面粗にして結晶の發達錯雜するを特徴とする。一般に鑄造物の内外に發生する「吹かれ」又は「引け」による空所は凡て巢と總稱せられ同一の文字を以て表はされ居るを常とするが、此は其の成因並に字義の上より前者には巢、後者には鬆なる文字を用ひ之を區別する事が妥當であると考へる。蓋し巢は瓦斯の群り潜める所、鬆は鑄造物の心部に生ぜる鬆性(Porosity)部分に外ならぬからである。

但し鬆は内部の引け穴即ち“内引け”(Internal draw or pipe)を意味し、外部の引け穴即ち“外引け”(External draw or pipe)とは全然區別す

べきものである。以下巢と稱するは氣孔を意味し、鬆と稱するは内部に生ぜる引け穴を意味する。

巢は概して鑄造物の表面近くに發生し、加工の初期に於て發見さるゝ事多く、亦た鑄型の製作並に湯の溫度に注意し瓦斯の排出を容易ならしむる事により之を防止し得るものであるが、鬆は主として鑄造物の肉厚の大なる部分に深く潜在し、加工の初期に於て發見さるゝ事尠く仕上工程の最後に至り製品を廢却に歸せしむる事珍しからず。而も巢の僅少なるものは鑄造物の外觀を損するに止まるも鬆は鑄造物の實質を害する事大なるものなれば高級なる用途の鑄造物には其の微小なるものと雖、之を看過する事が出来ないものである。

然るに之が防止に對しては地金の成分、鑄造溫度、鑄型の製作法等關係する處廣汎にして其の調節容易ならず、單に漫然として收縮の少なき膨脹の大なる鑄鐵に於て引け穴の量尠なかるべき一般論にのみ歸依する鑄造者をして迷路に低回せしむるものがある。實に鬆は鑄造物に取り最も嫌惡すべきものであらう。

されば鬆の發生を防止し、健全 (sound) なる鑄造物を得るためには如何なる性質の地金と鑄造法を必要とするものであるか、蓋し之が研究は鑄造術の根本に關する問題にして最も重要なるものと云ふべく、之を解決する事により高級鑄鐵の製造要訣も自ら闡明せらるゝ處あると信ずる。

思ふに近時鑄鐵の研究大に行はれ、理論上並に實際上より諸般の問題の遂次解決せらるゝものあるも、鬆と成分との關係に就きては一見最も明瞭なるが如くにして事實未だ充分に別抉されたる研究なく、鑄造者により最も曖昧に葬られ居る不明の問題であらう。斯る至難の問題に對し解決を下

さん事元より予輩の企て及ぶ處にあらざるを知るも、敢て不識を顧みず研究の一端を掲げ之が論述を試むる處あらう。

第1編 鬆に關する一般的考察

第1章 鬆と Eutectic 鑄鐵

巢と鬆の別あることは既述の通であるが、實際問題として之が判別には容易ならぬものがある。

一般に鑄鐵は鑄解の際吸收したる瓦斯の一部を凝固中放出するものにして亦た鑄型内の空氣及び瓦斯との交渉元より密接である。殊に鑄鐵により繰返し灼熱さるゝ鑄型面よりは瓦斯を發生する機會多かるべきにより、局部的熾烈なる熱の集中を受けて凝固の遲延を惹起する部分は瓦斯の影響により組織の鬆性を招致すべく想像せらる。

されば鑄造物の形或は鑄鐵の通路 (湯口又は鑄造物本體の肉厚) の關係により局部的高溫部を生じたる個所に於て屢々實見する鬆性組織 (Porous structure) の原因に對し専ら之を瓦斯の影響に歸せんとする論者も尠くないが、予の見る處に於ては夫等の多くは引けによるものにして瓦斯を主因としたるものに非ず、寧ろ鬆の巢と誤認せられ居るもの多きを思はしむ。

今鑄型の中に注入せられたる湯 (molten metal) の凝固の過程を考ふるに、元より鑄造物の形或は湯口の位置等により變化多く之を一律に論ずることは不可能であるが、概して言へば湯は鑄型の内面即ち鑄造物の外皮より凝固し始め順次内部に進み中心部は最後に凝固すべきにより、外部の湯の凝固に連れて生ずる湯の不足量に對し常に充分なる湯の通路を備ふることにより完全に湯の補給を遂行するに非れば中心部に空所即ち鬆の發生を見るは必然的のものである。即ち鬆は鑄造物に於て

湯の補給が断たれ最後に凝固する部分に發生し、其の内面は最後に凝固する鎔湯の隣接部分に吸引せらるゝことにより結晶尖端の露出錯綜するを原則とする。

彼の局部的高温部に生ぜる鬆性の原因も亦た茲に存するものにして、之を致細に檢すれば錯雜交又せる結晶組織を認め得べく、偶々酸化の痕を存するものあるも夫は瓦斯の從屬的影響と考ふべきものである。思ふに凝固中熔解度の變化により鎔鐵よりの逸出瓦斯、或は他の原因により鎔鐵中に潜入したる氣體にして、鎔鐵を通し鑄型外に排出せられざるものは一部は鬆の間隙に溜滞することあり得るも、夫は鬆の發生を因とし瓦斯の停溜を結果したるものにして瓦斯を因とし鬆を生じたるものとは解す可らざるものである。蓋し高温徐冷を受くる部分の湯は最後迄流動性を有し、早期に凝固する隣接部分に引き取られ湯の不足を來たず結果鬆の發生となり、結晶尖端を露出せるものにして、鬆の空所が最初より瓦斯により占められたる個所にあらざることは瓦斯中に結晶の發達を望み得ざることを考ふれば明かであらう。瓦斯説の唱導者は鑄型の通氣を良くすることにより鬆性組織の發生を防止し得る點に就き其の主張を有する處なるも、通氣の良好は熱の放散を助け冷却速度を早むるものにして凝固促進の効果あることに留意するを要する。

さて凝固中常に充分なる湯の通路を保ち湯の供給を行ふに非れば鬆の發生は免れ難き處なるが、湯の通路の持續に對しては其の断面の大き湯の冷却速度等元より重大なる影響を與ふるものあるも、更に重要な關係を有するものは湯夫自身の有する性質である。

一般に凝固温度廣範圍を有する湯は一次結晶の網狀分布を生ずるにより湯の通路を障害し、其の自給を妨ぐる結果、組織の鬆性を醸成し易きは周知のことである。されば湯の自給を容易にし通路の早期断絶をなからしむるためには凝固温度範圍の狭まき地金程可なるべく、而も湯の各部が一定温度にて凝固するとせば鬆の發生なかるべく想像せらるゝにより、凝固温度範圍の皆無なる地金を使用することにより鬆の發生を免れ得べく考へらる。斯る地金は純金屬 (Pure metal) 金屬間化合物 (Intermetallic compound) 又は共晶 (Eutectic) 成分のものであらう。

Dr. Sauver¹⁾ は Eutectic 成分の鑄鐵は鬆の發生なく組織一樣にして最も強力な鑄造物を與ふべしと言ひ、Dr. Osaun²⁾ は近時の所謂高級鑄鐵は凡て Eutectic のものであると説いて居るのは、何れも上述の見解に基いて居るのである。A. Mitiuski 氏³⁾ も亦た其の成分の數的關係に於ては Osaun の見解と稍異なるものあるも同じく Eutectic 成分の鑄鐵を推奨し、更に Dr. Markbaker⁴⁾ は稍疑點を残せるも Osaun の説に賛意を表するものゝ如く觀ぜらる。要するに共晶成分のものは引けなく、從つて引けなきものは共晶成分と見るべく、高級鑄鐵は引けなきにより共晶のものであるとの説が、現時歐米に於て盛なるを認むる。

第2章 高級鑄鐵の成分

鑄鐵の Eutectic 成分は果して如何なるものな

¹⁾ The Metallography and Heat Treatment of Iron and Steel.

²⁾ The Foundry Trade Journal. Vol. 39. No. 644

³⁾ The Foundry Trade Journal. Vol. 39. No. 642

⁴⁾ The Foundry Trade Journal. Vol. 41. No. 681

るか、鑄鐵は之を鐵炭素、珪素、滿俺、磷、硫黃等より成る多元の合金として考るときは頗る複雑なるものあるべく、元より之を確定的に知ること不可能であるが、從來諸大家による實驗結果に徴すれば、磷、硫黃、滿俺等の含有量比較的少なき鑄鐵に於ては Eutectic 成分を與ふる炭素、珪素の關係量は珪素約5% 迄は略次式によつて之を表はし得ると考へる。

$$T.C. = 4.3 - \frac{Si}{3} \dots\dots\dots (1)$$

但し、 $T.C.$炭素量%

Si珪素量%

以下之に準ず。

第1表は各大家の實驗結果にして第1圖に示す如く夫々線 A, B, C により略其の關係を圖示し得るものである。

三者何れも大差なき結果であるが其の平均は略 Gontermann¹⁾の結果に該當するにより之を以て略代表的のものと見做すも大差なきものと考へる。B線は之を示すものにして、第1式は其の炭素、珪素量の關係を表はすものである。但し此は予の獨斷にして其の當を失するなきやを恐るゝものなるも、大體に於て大過なきものと考ふる。殊に不純物中炭素量に最も影響する處多き磷は高級鑄鐵には努めて少なからしむるを原則とするにより、上式の關係を用ひ高級鑄鐵の成分が Eutectic のものなりや否やを論ずるも敢て不當ではないと考へる。

さて日常吾人の經驗する處によれば、鬆の發生尠なく健全なる鑄造物を得るためには、第1式に

より與へらるも炭素並に珪素量よりも一層少なき炭素或は珪素量を有する鑄鐵によらざる可らざるを知つて居る。第2表は現時諸大家により推奨せられ居る高級鑄鐵の成分を示すものであるが、炭素、珪素以外の成分は滿俺を除き殆んど一致し居るを認むる。而して其の炭素、珪素の關係に於ても大差なきを認むるものであるが、予の見る處に於ては現時鑄造者により優良なる鑄造物を與ふる鑄鐵の成分として確認せられ居る炭素並に珪素量の關係は略次式によつて表はし得ると信ずる。但し珪素 1~3.0% の範圍に於て適用さるべきである。

$$T.C. = (3.35 \sim 3.7) - 0.35 Si \dots\dots\dots (2)$$

今第2圖(a)に於て或る珪素量(圖に於ては2%の場合を示す)を有する鐵、炭素、珪素合金の組成圖を示すものとせば、或る適當なる冷却速度を與ふることにより本系の鑄鐵をして all Pearlitic structure) を有するものたらしめたる時、夫等凡ての鑄鐵の有すべき黒鉛量及び其の形の大小は、第2圖(b)に示す如く之を比較し得る。蓋し鑄鐵の黒鉛化は Primary cementite, Eutectic cementite, Eutectic austenite, Primary austenite の順に進行し、其の最も黒鉛化に容易なるべき Primary cementite より析出せられたる黒鉛に於て其の形最も大にして、其の最も困難なるべき Primary austenite より析出せられたるものに於て其の形最小なるものと想像し得やう。第2圖(a)及び第2圖(b)のB點は Saturated austenite の炭素量を示す點にして、第2圖(b)の下部に見る線 GH は各鑄鐵に於て Pearlite 中の化合炭素を 0.834% と假定して劃したるものである。

さて第2圖(b)に於て GH 線か、AF 線、AD 線、ED 線との交點を夫々 I, J, K とせば、I

¹⁾ The Journal of the Iron and Steel Institute. No. 1, 1911

點より下したる垂線 IL か OD 線との交點 L に於て示さるべき全炭素を有する鑄鐵は其の Pearlite 中の炭素が全部 Primary austenite のものより成立つことを示し、J 點より下したる垂線 JM の M 點によりて示さるべき炭素量の鑄鐵は其の黒鉛中に Eutectic austenite よりの黒鉛皆無なるを示して居る。

L 點により示さるべき成分の鑄鐵は物理性最も優秀にして、M 點により示さるべき成分の鑄鐵は實際上物理性の最も劣等なるものと認むべきものである。従つて前者の炭素量は優秀鑄鐵に求むべき最低量を示し、後者の夫は鑄鐵の最高量を示すものと見做すべきであらう。

今任意の鑄鐵（但し炭素、珪素以外の不純物少なきものを意味す、以下同じ）に於て、

- a... 任意の鑄鐵の Sturated Austenite 中の炭素量%
- b... " " Eutectic " " %
- c... " " 全炭素量 %

とせば、all Pearlitic structure を有する任意の鑄鐵に於て Primary austenite 中より析出せらるべき黒鉛量は次の如くにして知ることが出来る。

之を $G.C.(A_P)$ を以て表はせば、

$$G.C.(A_P) = c - 0.834 - \frac{100(c-a)}{15(6.67-a)} - \frac{a(c-a)(6.67-b)}{(b-a)(6.67-a)}$$

$$= \frac{a}{b-a} \left[\left\{ 0.834 + \frac{b(a-0.834)}{a} \right\} - c \right] \dots (3)$$

亦た all Pearlitic structure を有する任意の鑄鐵に於て Eutectic austenite 中より析出せらるべき黒鉛量は次の如くにして求むることが出来る。

$G.C.(A_E)$ を以て之を表はせば、

$$G.C.(A_E) = c - 0.834 - \frac{(6.67(c-b))}{(6.67-b)} - \frac{6.67(b-a)(6.67-c)}{(6.67-a)(6.67-b)}$$

$$= \frac{a}{6.67-a} \left\{ \left(7.5 - \frac{5.56}{a} \right) - c \right\} \dots (4)$$

第 2 圖 (b) に於て L 點に該當する鑄鐵は第 3 式の右邊の値をして零ならしむるものなるべく、従つて此等の鑄鐵の全炭素量は一般に

$$c = 0.834 + \frac{b(a-0.834)}{a} \dots (5)$$

によつて求むることが出来やう。亦た第 2 圖 (b) に於て M 點に該當する鑄鐵は第 4 式の右邊の値をして零ならしむるものなるべく、従つて此等の鑄鐵の全炭素量は一般に、

$$c = 7.5 - \frac{5.56}{a} \dots (6)$$

によつて知ることを得やう。

さて Gontermann の研究によれば鑄鐵に於て Austenite の炭素飽和量は略第 3 圖線 A B により之を示し得べく、一般に之を a にて表はせば、

$$a = 2(1 - 0.09 Si) \dots (7)$$

により其の近似値を示し得るものである。然るに Eutectic 中の炭素量は已に第 1 式に示す處にして、

$$b = 4.3 - \frac{Si}{3} \dots (8)$$

なるにより、第 7 式及び第 8 式の関係を用ひ第 5 式及び第 6 式の炭素量を計算すれば夫々或る珪素量の含有に於て L 點及び M 點に該當する鑄鐵の有すべき全炭素量を求むることが出来る。但し元より近似値にして 0.1% 内外の差異は論外で

ある。

第3表は斯くして求められたる珪素1%~3%の鑄鐵に於て定まるべき炭素量の高低兩限度を示すものである。第4圖は第3表の關係を圖示せるものにして、線ABは實用上最も劣等なる物理性を有するに過ぎざるべき鑄鐵の炭素、珪素量の關係を示し、線CDは最も優秀なる物理性を備ふべき鑄鐵の成分を示す。線GHは此等兩界限の中間の成分を示すものにして普通鑄鐵と高級鑄鐵との境界成分と見做さるべきものである。線EFはEutectic成分を示す。亦た線IJは線GH、線CDによりて示さるゝ成分の中間に位するものを示し高級鑄鐵中の氣箆鑄鐵と特殊高級鑄鐵との境界成分と見做し得べきものである。圖に見る如く各種著名の高級鑄鐵の成分は殆んど皆線IJ、線CD間に位するを認むる。従つて線IJによる成分並に線CDによる成分の範圍は最優秀の鑄鐵の成分と見做すべく、夫々次式により之を表し得る。

線IJによる成分

$$T.C. = 3.7 - 0.35 Si \dots\dots\dots (9)$$

線CDによる成分

$$T.C. = 3.35 - 0.35 Si \dots\dots\dots (10)$$

第2式 $[T.C. = (3.35 \sim 3.7) - 0.35 Si]$ は上記兩式を綜合したるものにして、第4圖IJ、CD線間の優秀鑄鐵の成分範圍を表はすものである。

さて炭素珪素の關係量にして第2式による程度の鑄鐵にありては著者の經驗及び所々に散見する此種鑄鐵の凝固冷却曲線の上より見て凝固溫度範圍を有することを知ることにより之をEutectic成分のものと見ることは聊か疑問であると考へる。

第1式による炭素並に珪素量の關係にして

Eutectic成分を示すとせば第2式の成分は皆Hypo Eutectic成分のものと見做さなければならぬ。然らば吾人はHypo Eutectic成分の鑄鐵によりEutecticのものよりも鬆のなき健全なる鑄造物を製造し得る所以は如何に之を説明して可なるべきか。

第3章 鬆と鑄造溫度

融體の收縮に二あり、(I)は融點以上の溫度より融點に達する迄の收縮、(II)は融點の液體より其の溫度の固體迄の收縮これである。

予は假に(I)の收縮即ち湯としての收縮(Liquid shrinkage)を一次湯詰り、(II)の收縮即ち凝固に際しての收縮(Solidification shrinkage)を二次湯詰りと呼び、之を總稱して單に湯詰りと呼稱することにする。

鑄型を充たしたる湯の凝固につれ常に湯の補給を行ふに非れば原鑄型の容積に相當したる體積を有し而も各部の充實せる鑄造物を實現し得ざる所以は實に此の湯詰りのある結果に外ならない。従つて湯詰り即ち收縮の大なる地金に於て引け量の大なるべきは當然である。但し其は“内外で”即ち鬆の發生となるが、“外引け”即ち外部に凹所を生ずるかは別個の問題であると考へる。

さて鑄造物の外圍が未だ凝固點に達せざる以前に湯の供給が斷たれ、鑄造物本位は單に鑄型を充たし切りにされたる融體より凝固し始むるとせば、鑄型を充たしたる湯は他に支障なき限り凝固點にある融體に達する迄の收縮により湯全體としての沈下を來たし、亦た凝固による收縮の結果鑄造物は其の上部に於て鑄型の寸法よりも遙かに短縮したる寸法を與ふるに至るだらう。従つて鑄型に相當せる定容積の充實したる鑄造物を得るため

には少くとも鑄造物本體を形成する鑄型部分は其の外殻形成の當時に於て完全に湯を以て充たされ居ることを必要とし、尙ほ凝固中連続的に湯の補給を要するのである。實際の鑄造物は其の本體より湯口亦は押湯迄の連續體なれば鑄造物本體は其の凝固中常に本體以外より湯の補給を受け鬆の發生を免れ得るのであるが、湯の通路の凝固閉塞により其の實現を期し得ざる場合に於ても所謂“ツンベ”(Rod feeding or Pumping)等の手段により之を遂行して居るは周知のことである。

若し鑄型を充たすに凝固點に最も近き低温度の湯即ち一次湯詰りを極度に經たる湯を以てし、更に二次湯詰りに對し常に湯の補給を行ひ得たらんには必然的に鬆の發生を防止し得べき理なるが、之が實現には實際上種々の困難が伴つて來る。

今凝固點近くに於ても尙ほ鑄型に注入し得る丈の流動性を有したる湯を以て最も低温度に於て鑄型を充たし得たりとするも、斯る湯により果して凝固中放出する瓦斯若しくは他の潛入瓦斯或は汚物の通過排出をして完全ならしめ得るであらうか。亦た凝固中湯詰りに對し果して個々の湯の移動即ち湯の自給が支障なく營まれ得るであらうか、疑問は一にして止らない。亦假りに鑄型を充たし居る湯は一次湯詰りを了したるものとし、各部一樣の温度にて一時に凝固するとしても、二次湯詰りを有するものにありては凝固と同時に鑄型面より相離れ全體として瞬時に内方に收縮するか或は凝固中更に湯の補給を受くるに非れば完全なる固體とはなり難く、凝固體は單に一ヶ所に集まれる收縮孔を有する代りに各部に分布されたる鬆を有するに過ぎざるものであらう。而して凝固に際し飽和點以上の瓦斯を放出するものあらば其の

内壓の之を阻止するに充分ならざる限り鬆中に瓦斯の存在を豫想し得べく、假令之を肉眼的に識別し得ざるにしても其の物理性に影響あるべきは推測に難からぬであらう。

Ronceray¹⁾は極めて高温の鎔鐵を小湯口(Pencil gate)を通し最も徐々に注入することにより鑄型の各部をして凝固點に近き最も低温度の湯を以て充滿したる状態に導くことにより、内容の充實したる鑄造物を實現せんとする所謂細堰注入法(Jet pouring)なるものを紹介せるが、實際問題として注入時間の長きを要すること、特別なる高温の湯を必要とすること等は鑄造上幾多の困難を生ずべく、賛否兩々相決せざるものがある。

一般に健全なる鑄造物を結果すべき鑄造温度に關しては從來實驗者により其の見解區々たるものあるも、思ふに此は(I)適當なる流動性を有する範圍に於て低温度を可とし、(II)適當なる冷却速度を存する範圍に於て高温を可とするものと概言し得るであらう。適當なる流動性とは鑄込並に湯の自給及び瓦斯の逃出等に支障なきを意味し、適當なる冷却速度とは凝固速度を遅延し過ぎざることを意味する。此の2項に對する温度關係は相反するが常である。是れ適當なる鑄造温度は夫々地金の性質に應じ定まるべき所以にして、亦た漫然として鑄造温度を語るものをして錯誤に陥らしむる點も茲に存すると考へる。思ふに實際上燐青銅其他多くの非鐵合金に對しては極めて低き鑄造温度を可とし、亦た高級鑄鐵の鑄造に對しては極めて高き鑄造温度を可とするの事實も、其の因つて來たる所は上述2項の關係を満足する上の

¹⁾ The Foundry Trade Journal.

結果に外ならず。而して一は低温鑄込により、一は高温鑄込によるも共に湯の自給の行はれ得る範圍に於て勉めて一樣に一次湯詰りを了したる湯により鑄型の各部が充たさるゝ状態に結果せしめんとするにあるは同一である。

さて一方鑄造物の物理的性質は湯の鑄込温度或は冷却速度の支配を受くること大にして、一般に徐冷による凝固は結晶粒を大にし力弱き粗鬆組織を生せしめ、急冷による凝固は結晶粒を小にし力強き緻密組織を與ふべく信ぜらる。勿論急冷の度を失し柱狀結晶組織 (Columnar structure) を生じて實質の脆弱を引き起し、或は組成の擴散 (Diffusion) を缺き其の均等を損ふに至りては危険なるも、概して言へば鑄造物の一般的物理性の優良は凝固中適當に冷却速度を早むることにより得らるゝを常とする。蓋し鑄造物の物理性の優劣は夫々地金夫自身に特有なる結晶相互の密着程度により定まるものと云ひ得べく、而して鑄造物に於て地金により其の有する本來の結晶粒子間の凝集力 (Intercrystalline cohesion) が完全に發揮され居るや否やは之を阻害する間隙 (例へば鑄鐵にありては黒鉛) 或は巢及鬆の存在するや否やに關係するものと言へやう。鑄造物の強度が比重に大關係あるは注意すべき事實である。

思ふに適當なる鑄造温度により鑄造物の内外に適當なる温度傾度 (Temperature gradient) を存し、亦た常に液相と固相との接觸を緊密ならしめ完全に湯詰りを充たすものあらば必然的に各部の充實を實現し得るであらう。換言すれば冷却速度の迅速は凝固を促進し、湯詰りに對し湯の連續的供給を旺盛ならしむる結果鬆を外部に驅除し得ると信ずる。

彼の上部開放の鑄型に鑄込まれたる鑄造物に於て、單に鑄型を充たし切りにしたる場合、金型 (Permanent mould) に鑄込みたるものゝ砂型に鑄込したるものに比し常に上部に V 字形の引けを生ずる代りに鬆を排除して鑄造物の密度或は比重を大にし、更に上部を砂型にて塞き湯口により湯の補給を營ましめたる場合、常に前者即ち金型によるものに於て後即ち砂型によれるものよりも鑄造物の全體に涉り健全なるものを得ることの事實は這般の消息を如實に物語るものと言へる。

第 4 章 湯の冷却速度の考察

今鑄型に注入せられたる湯の冷却速度を考へんに

t_{h1} …… 湯の始の温度 °C

t_{h2} …… 湯の終の温度 °C

t_{e1} …… 鑄型の始の温度 °C

t_{e2} …… 鑄型の終の温度 °C

t_h …… 湯の或時刻の温度 °C

t_e …… 鑄型の或時刻の温度 °C

W_h …… 湯の重量

C_h …… 湯の比熱

W_e …… 鑄型物質の重量

C_e …… 鑄型物質の比熱

A …… 鑄型の表面積 cm^2

U …… 熱傳達率 $Cal/秒\ cm^2/°C$

T …… 湯の或温度降下に要する時間 秒

T_m …… 湯と鑄型との平均温度差 °C

とし冷却の大體の傾向を知るために湯の各部は常に一樣な温度に冷却するものとし、高温度に於ける比熱の變化も無視し、Newton の冷却法則に従ふものと假定せば、或る單位時間後の湯の温度 dth の降下に對し鑄型は dte 丈の温度上昇を見

るべきにより單位時間 dT の間に傳達さるゝ熱量は

$$UA(t_h - t_c)dT \dots \dots \dots (11)$$

にして、此時鑄型の得る熱量は $c_c w_c dt_c$ 、湯の失ふ熱量は $c_h w_h dt_h$ にして相等しかるべきにより、

$$UA(t_h - t_c)dT = c_c w_c dt_c = c_h w_h dt_h$$

なる關係が成立する。然れば時間及び温度の變化は次式によつて表はすことが出來やう。

$$dT = \frac{c_c w_c dt_c}{UA(t_h - t_c)} = \frac{c_h w_h dt_h}{UA(t_h - t_c)}$$

$$T = \frac{c_c w_c}{UA} \int_{t_{c1}}^{t_{c2}} \frac{dt}{t_h - t_c} = \frac{c_h w_h}{UA} \int_{t_{h1}}^{t_{h2}} \frac{dt_h}{t_h - t_c} \dots \dots \dots (12)$$

然るに t_h は t_c の函數にして鑄型の得たる熱量は湯の失ひたるものと等しかるべきにより或時間の経過に於ての熱量は、

$$c_h w_h(t_{h1} - t_{h2}) = c_c w_c(t_{c1} - t_{c2}),$$

従つて、

$$t_{h2} = t_{h1} + \frac{c_c w_c}{c_h w_h} (t_{c1} - t_{c2}),$$

亦た、

$$t_{h2} - t_{c2} = t_{h1} + \frac{c_c w_c}{c_h w_h} t_{c1} - \left(1 + \frac{c_c w_c}{c_h w_h}\right) t_{c2},$$

なる關係あるにより、

$$T = \frac{c_c w_c}{UA} \int_{t_{c1}}^{t_{c2}} \frac{dt_c}{t_h - t_c}$$

$$= \frac{c_c w_c}{UA} \int_{t_{c1}}^{t_{c2}} \frac{dt}{t_{h1} + \frac{c_c w_c}{c_h w_h} t_{c1} - \left(1 + \frac{c_c w_c}{c_h w_h}\right) t_c}$$

$$= \frac{c_c w_c}{UA \left(1 + \frac{c_c w_c}{c_h w_h}\right)} \log_e \left[\frac{t_{h1} + \frac{c_c w_c}{c_h w_h} t_{c1} - \left(1 + \frac{c_c w_c}{c_h w_h}\right) t_{c1}}{t_{h1} + \frac{c_c w_c}{c_h w_h} t_{c1} - \left(1 + \frac{c_c w_c}{c_h w_h}\right) t_{c2}} \right] \dots \dots \dots (13)$$

亦た、

$$c_h w_h(t_{h1} - t_{h2}) = c_c w_c(t_{c2} - t_{c1}),$$

$$c_h w_h t_{h2} = c_h w_h t_{h1} - c_c w_c t_{c2} + c_c w_c t_{c1},$$

$$t_{h2} = t_{h1} + \frac{c_c w_c}{c_h w_h} (t_{c1} - t_{c2}),$$

$$t_{h2} - t_{c2} = t_{h1} + \frac{c_c w_c}{c_h w_h} t_{c1} - \left(1 + \frac{c_c w_c}{c_h w_h}\right) t_{c2},$$

なる關係より、

$$T = \frac{c_c w_c}{UA \left(1 + \frac{c_c w_c}{c_h w_h}\right)} \log_e \left(\frac{t_{h1} - t_{c1}}{t_{h2} - t_{c2}} \right) \dots (14)$$

を得べく亦た、

$$1 + \frac{c_c w_c}{c_h w_h} = 1 + \frac{t_{h1} - t_{h2}}{t_{c2} - t_{c1}} = \frac{(t_{c2} - t_{c1}) + (t_{h1} - t_{h2})}{t_{c2} - t_{c1}},$$

なるにより結局、

$$T = \frac{c_c w_c}{UA} \left[\frac{t_{c2} - t_{c1}}{(t_{c2} - t_{c1}) + (t_{h1} - t_{h2})} \right] \log_e \left[\frac{t_{h1} - t_{c1}}{t_{h2} - t_{c2}} \right] \dots \dots \dots (15)$$

となるべきである。此を言葉をもて表はせば次の如くである。

湯の或温度降下に要する時間 = 常數 \times $\frac{\text{鑄型の前後の温度差}}{\text{鑄型及び湯の各前後の温度差の和}}$ $\times \log_e \frac{\text{湯と鑄型との最初の温度差}}{\text{湯と鑄型との最後の温度差}}$

次に或時間中傳達さるゝ熱量は、

$$T_m UAT = c_c w_c(t_{c2} - t_{c1}) = c_h w_h(t_{h1} - t_{h2}),$$

より

$$T_m = \frac{c_c w_c(t_{c2} - t_{c1})}{UAT} = \frac{(t_{h1} - t_{c1}) = (t_{h2} - t_{c2})}{\log_e \left(\frac{t_{h1} - t_{c1}}{t_{h2} - t_{c2}} \right)} \dots \dots \dots (16)$$

によつて表はし得る。

さて同一温度例へば t_{c1} の温度の鑄型に注入せられたる湯の、或一定度の温度降下に要する時間 T は湯の初温度の高低により如何に相異なるやを

考ふるに、第 14 式に於て $UA \left(1 + \frac{c_c W_c}{c_s W_h}\right)$ は湯の初温度の如何に係らず一定なるを以て、 T の値の大小は $\log_e \left(\frac{t_{h1} - t_{c1}}{t_{h2} - t_{c2}}\right)$ の値の大小によつて定まるであらう。

今湯の一定度の温度 α° の降下に對し鑄型の温度上昇を β° とせば、

$$\begin{aligned} t_{h2} - t_{c2} &= (t_{h1} - \alpha) - (t_{c1} - \beta) \\ &= t_{h1} - (t_{c1} + \alpha + \beta), \end{aligned}$$

にして、假に $t_{c1} = c$, $t_{c1} + \alpha + \beta = c'$ とし表せば

$$\frac{t_{h1} - t_{c1}}{t_{h2} - t_{c2}} = \frac{t_{h1} - c}{t_{h1} - c'}$$

となし得る。但し $c' > c$ とす。

湯の初温度を t_{h1} 及び t_{i1} とし $t_{h1} > t_{i1}$ とせば、

$$\frac{t_{h1} - c}{t_{h1} - c'} - \frac{t_{i1} - c'}{t_{i1} - c'} = \frac{c' - c}{t_{h1} - c'}$$

亦た

$$\frac{t_{i1} - c}{t_{i1} - c'} - \frac{t_{i1} - c'}{t_{i1} - c'} = \frac{c' - c}{t_{i1} - c'}$$

然るに $t_{h1} - c' > t_{i1} - c'$ なるにより、

$$\frac{c' - c}{t_{h1} - c'} < \frac{c' - c}{t_{i1} - c'}$$

即ち

$$\frac{t_{h1} - c}{t_{h1} - c'} - 1 < \frac{t_{i1} - c}{t_{i1} - c'} - 1,$$

然るに $\frac{t_{h1} - c}{t_{h1} - c'}$ 及び $\frac{t_{i1} - c}{t_{i1} - c'}$ は 1 より大なる正の値なるにより、

$$\frac{t_{h1} - c}{t_{h1} - c'} < \frac{t_{i1} - c}{t_{i1} - c'}$$

依つて、 $\log_e \frac{t_{h1} - t_{c1}}{t_{h2} - t_{c2}}$ の値は t_{h1} の大なるとき小である。即ち第 14 式或は第 15 式に於て T の値は湯の初温度の高き程小である。亦た湯と鑄型

との平均温度差は湯の初温度の大なる程大なるを知り得る。

以上により初温度の異なる湯を同一温度の異なる湯を同一温度の鑄型に注入したる場合、一定度の温度降下に要する時間は、湯の初温度の高き程小なるを知る。従つて湯の冷却速度は湯の初温度の大なる程大なるを知り得やう。

第 5 章 鬆の防止と Hypo Eutectic 鑄鐵

鑄造物の内容を充實し鬆の發生を少なからしむるためには凝固中適當に冷却速度を早むる必要あること既述の通であるが、一般に鑄造物に於て凝固中の冷却速度の迅速は他の條件にして同一なる限り低温鑄込により實現せらるべきである。然るに鑄鐵は湯の流動性 (Fluidity) 及び其の活力 (Life) の上より低温鑄込を困難とするにより、可及的高温度に於て迅速に鑄込むを以て常道とする。而して一般に凝固温度範圍の大なる地金に於て其の小なるものよりも高温鑄込を必要とし且つ實行せられ居るは當然である。

元より高温度と云ひ低温度と云ふも其は夫々地金の鎔融點に關し區別すべきことにして、實際上の鑄造温度は凝固温度範圍の大なる Hypo Eutectic の湯も凝固温度範圍の小なる Eutectic に近き湯も大差なきを常とし、其の差多くも 100°C を出でず、之を夫々鎔鐵の凝固開始點の温度上より見れば凝固温度範圍の小なる湯に於て其の大なるものよりも寧ろ高温度に過熱され居るを見るものである。故に Hypo Eutectic の湯にして假りに凝固開始點以上過熱を受けたること Eutectic の湯の夫れと同一度なりとしても、他の條件にして同一なる限り夫々其の鑄造温度による凝固開始點に於ける冷却速度は前章により Hypo Eutectic

のものに於て大なるを知るべく、通常の場合多くは凝固温度範囲の大なる鑄鐵に於て其の小なるものよりも大なることを窺ひ得やう。

勿論凝固中の冷却速度の遅速は凝固温度範囲の大小並に鑄造温度の高低に關すべきにより、一般的斷論は下し得るものではないが、實際上の鑄造温度の範囲 ($1,300^{\circ}\text{C}$ ~ $1,400^{\circ}\text{C}$) に於ては少くとも凝固初期に於ける冷却速度は Hypo Eutectic の鑄鐵に於て Eutectic のものよりも迅速なるものと云ひ得る。亦た凝固中發生する熱量は前者に於て後者よりも小なるのみならず Eutectic の凝固中發生する熱量は已に晶出せる固溶體に傳導吸收さるゝにより凝固の促進を助成する處あらう。概言すれば Hypo Eutectic の鑄鐵は實際上多くの場合 Eutectic のものよりも凝固中冷却速度早く、凝固貫徹力 (Solidity penetrating power) 大なるため結晶小なる緻密組織を生ずべく考へらる。

第 5 圖及び第 6 圖は第 7 圖に示す如く一邊の長さ 100 mm を有する立方形の乾燥砂鑄型に注入せられたる普通鑄鐵並に高級鑄鐵に於て、鑄型の中心部と夫れと同一の深さに位する鑄型面に近き外部に就き同時に測定したる凝固冷却曲線を示せるものにして、第 5 圖は $T.C. 3.6\%$ 、 $Si 1.8\%$ 、 $Mn 0.9\%$ 、 $P 0.35\%$ 、 $S 0.064\%$ の普通鑄鐵を $1,310^{\circ}\text{C}$ にて鑄込めるもの、亦た第 6 圖は $T.C. 3.0\%$ 、 $Si 1.4\%$ 、 $Mn 1.6\%$ 、 $P 0.14\%$ 、 $S 0.05\%$ の高級鑄鐵を $1,400^{\circ}\text{C}$ にて鑄込めるものである。前者は略 Eutectic 成分の鑄鐵にして後者は Eutectic の量約 60% の Hypo Eutectic 成分の鑄鐵であるが、其の凝固中の冷却速度は後者に於て前者に於けるよりも迅速なることを認め得る。尙ほ $T.C. 3.7\%$ 、 $Si 2.1\%$ 、 $Mn 0.9\%$ 、 $P 0.8\%$ 、 $S 0.07\%$

の鑄鐵を $1,340^{\circ}\text{C}$ にて鑄込めるものは略第 5 圖と略同様なる冷却曲線を示し、 $T.C. 3.0\%$ 、 $Si 1.4\%$ 、 $Mn 1.2\%$ 、 $P 0.2\%$ 、 $S 0.07\%$ の鑄鐵を $1,410^{\circ}\text{C}$ にて鑄込めるものは略第 6 圖と同様なる冷却曲線を示すを見る。亦た凝固中の冷却速度の遅速の關係も略夫々同様なるを認むる。

さて Hypo Eutectic の湯は Eutectic の湯よりも凝固中の冷却速度迅速なりと云ふも其は元より相對的の關係に於て然るのみにして、之を夫々單獨なる湯の上より見れば凝固中の冷却速度は高温鑄込の場合程緩徐となるべきである。思ふに凝固温度範囲を有せざる地金は徐冷により各部一定温度にて同時に凝固するとしても凝固と同時に鑄型面より離れ、全體として瞬時に内方に收縮するに非れば完全なる固體となり難く、鑄造物は單に一樣に各部分に鬆を分布されたる状態にあるに過ぎざるものであらう。Eutectic 成分の鑄鐵も此の軌を洩れまい。然るに鑄造物は特に過冷状態に持ち來たさるゝに非れば内外同時に凝固するものではない。第 5 圖及び第 6 圖の凝固冷却曲線は夫々普通鑄造物の肉厚に比し遙かに大なる肉厚を有し、相當徐冷の下に凝固せる鑄造物に於て各鑄鐵の示したるものであるが、之によれば Eutectic 成分のものと雖必ずしも内外同時に凝固するものに非るを知るものである。

一般に鬆を完全に排除するためには湯の自給の行はれ得る丈の内外温度差を必要とすべく、其は亦た一般に湯口に近き程其の差の小なるを要するは勿論であらう。普通上部より鑄込まるゝ鑄造物は上部程湯の通過接觸頻繁なるため鑄型面の加熱さるゝこと大にして必然的に鑄型上部に高温の湯を存すべく、亦た一般に肉厚の大なる物に於て

は熱の對流により上部に於て高溫度を生すべく、高溫度なる Hypo Eutectic の湯に於て夫等の傾向大なるべきは鬆の防止上重要なる意義を有するものと考へる。

第8圖 A, Bは第7圖右側に示す如くにして乾燥砂型を用ひ鑄造せられたる一邊の長さ 100 mm を有する立方形鑄造物の中央部斷面に就き鬆の有無の概念を圖示せるものにして、第9圖の A, Bは第10圖に示す寸法を有し同じく乾燥砂型鑄込にて作られたる楔形鑄造物の中央部斷面の概念を圖示せるものである。Aは夫々圖に示す如く下部より點線迄の所要部分に鬆を生じたるを表はし、Bは所要部分の内容充實せるを示して居る。

第5圖の冷却曲線を示せる Eutectic 成分とも見做し得べき鑄鐵にては A の結果を生じ、第6圖の冷却曲線を示せる Hypo Eutectic の鑄鐵にては B の結果を生ずるを見る。

寫眞 No. 1 及び寫眞 No. 2 の A, Bは第8圖及第9圖の實際鑄造物 A, Bを示すものにして A は前顯、 $T.C. 3.7\%$ 、 $Si 2.1\%$ 、 $Mn 0.9\%$ 、 $P 0.8\%$ 、 $S 0.07\%$ の鑄鐵を $1,340^{\circ}C$ にて鑄込めるもの、B は同じく $T.C. 3.0\%$ 、 $Si 1.4\%$ 、 $Mn 1.2\%$ 、 $P 0.2\%$ 、 $S 0.07\%$ の鑄鐵を $1410^{\circ}C$ にて鑄込めるものである。寫眞 No. 3 及び寫眞 No. 4は夫々寫眞 No. 1 に見る A, B の中央部分を、亦た寫眞 No. 5 及び寫眞 No. 6 は寫眞 No. 2 に示す A, B の中央部分を實示せるものである。以て其の實際を明かに認め得るであらう。

尙ほ此等の結果は獨り上記成分を有する鑄鐵に於てのみ見るべきにあらず、例へば $T.C. 3.8\%$ 、 $Si 1.6\%$ 、 $Mn 1.2\%$ 、 $P 0.2\%$ 、 $S 0.03\%$ の鑄鐵にては A の結果を生じ、 $T.C. 2.9\%$ 、 $Si 1.3\%$ 、

$Mn 1.4\%$ 、 $P 0.18\%$ 、 $S 0.06\%$ の鑄鐵にては B の結果を生ずるを見る。前者は略 Eutectic のものにして、後者は Eutectic の量約 54% の Hypo Eutectic の鑄鐵である。尙ほ此外同様の結果を生ずべき鑄鐵の種々の成分を擧げ得るも、要するに Eutectic に近きものに於て鬆の發生多く、Eutectic に遠き Hypo Eutectic のものに於て鬆の發生少なきを見る。而して Eutectic の量 60% 内外、Primary austenite の量 40% 内外の鑄鐵により多くの場合健全なる鬆のなき鑄造物を實現し得るを知るものである。

思ふに鑄造物は特に過冷状態に持ち來たさるゝに非ざる限り内外同時に凝固することなく先以て外殻を生すべきものなるが、凝固點一定なる Eutectic 成分の鑄鐵に於ては凝固の瞬間に於て形成せらるゝ外殻は剛性大にして内方に收縮すること難く、而も黒鉛の折出多くして膨脹大なるため Hypo Eutectic のものに比し一層大なる鑄型の擴大影響 (Box effect) を受くべきにより、冷却速度を早め湯の自給を完全にするに非れば鬆の發生を免れ得ざるであらう。通常砂型の場合 Eutectic の湯は冷却速度遅く、上下部分の溫度差小にして且つ凝固中折出する黒鉛のため湯の自給力 (Self feeding power) を減殺し、假令上部に充分の湯を存するにしても湯詰りによる收縮孔を鑄造物の外面に驅逐し得ず、内部の一ヶ所に集合したる鬆の發生を見るに至ると解せらる。

然るに凝固溫度範圍を有する湯にありては、徐冷凝固の場合にありても凝固開始の瞬間に於て凝固部分に隣接殘存する湯は凝固溫度範圍のなきものゝ場合に比し關係的に高溫度にあるため、鑄型に接觸形成する外殻は凝固點一定なる湯の場合に

比し剛性に乏しく、其の組成にして共晶の量が固溶體の量を下らざる限り融體は全體として沈下し得べく、刻々の凝固による收縮間隙を充填し得るであらう。勿論固溶體に比し共晶の量少なき場合には固溶體の網狀分布を生じ其の間隙を充たすものなきに至るため、鑄造溫度或は冷却速度の正鵠を失すれば組織の鬆性を生ずる恐あるも、固溶體の量にして共晶の量を超過することなくば高温鑄造の結果凝固中徐冷を受くるとしても湯の自給を阻害することなく湯詰りにより生ずる間隙を充たし得べく、而も Eutectic のものに比し鑄型の擴大影響少なく、亦た凝固潜熱の發生小にして凝固を促進するにより湯の自給を活潑ならしめ、鬆を逐次鑄造物の外面に驅逐し得るものと解せらる。

第 1 編 の 結 末

鑄鐵に於て鬆の發生は初晶共晶の割合にして適當ならば高温鑄込を條件として Hypo Eutectic の鑄鐵に尠なかるべきを述べたが、今任意の Hypo Eutectic の鑄鐵に於て Eutectic の量を求めんに、

- a... 任意の鑄鐵の飽和 Austenite 中の炭素量%
- b... " " Eutectic 中の炭素量%
- c... " " 全炭素量%

$E_{(0)}$... " Hypo Eutectic 鑄鐵の Eutectic 量%
とせば Eutectic の量は、

$$E_{(0)} = \frac{100}{b-a}(c-a) \dots \dots \dots (17)$$

により表すことが出来る。之に第 7 式及び第 8 式の關係を入れ計算を行へば任意の Hypo Eutectic 鑄鐵中に含まる Eutectic の量を知ることが出来るやう。

第 2 章に述べたる優秀鑄鐵の炭素並に珪素量の關係は珪素量 1%乃至 3% の場合炭素量は 3.3%

乃至 2.3% にして夫等各種の鑄鐵中に含まるべき $E_{(0)}$ の量は計算により約 50% 乃至 70% に相當し居るを知るものである。原ち已述優秀鑄鐵の組成は正に鬆の發生尠なかるべき鑄鐵の組成に該當し、其の炭素量並に珪素量の關係を表はす第 2 式

$$T.C. = (3.35 \sim 3.7) - 0.35 S_i$$

は直ちに鬆の發生尠なき鑄鐵の炭素量並に珪素量の關係を表はすものと言へる。但し炭素量 2.5% 以下の場合には $E_{(0)}$ の量 50% 以下に減すべきにより最低炭素量を 2.5% に止むるを可とす。

要するに凝固溫度範圍を有する地金は初晶を晶出するため低温鑄込を困難ならしめ、或は初晶の網狀分布を生じ組織の鬆性を招く恐あるにより、此點より見て共晶成分のものは最も鑄造に容易なる理なるも、鑄造の容易は必ずしも健全なる鑄造物を結果すべき唯一の條件ではない。而も鑄造の困難は高温鑄解迅速處理作業の進歩せる今日問題とするに足らず、亦た初晶の網狀分布に就きては固溶體共晶の割合を適當にし夫々地金に適應したる鑄造溫度或は冷却速度を調節することにより其の弊を除き得る處にして、地金本來の有する性能を充分に發揮せしむることにより凝固溫度範圍を有する Hypo Eutectic の鑄鐵に於て反つて Eutectic のものよりも鬆のなき優良なる結果を實現し得るものである。鑄造物は鑄造應力の危險を避くる上より見ても成るべく徐冷凝固を可とする。然るに Eutectic 成分の鑄鐵は徐冷の下にては鬆を發生するも適當なる範圍の Hypo Eutectic 成分の鑄鐵に於て其の恐なきは鑄造上重要な點である。

一般に鑄鐵は炭素量の小なるものに於て大なる收縮を有するが常である。Hypo Eutectic の鑄鐵は他の成分にして大差なき限り Eutectic のもの

に比し炭素量小なるべきにより、大なる收縮を有すべきである。従て鬆の發生は收縮の大なる鑄鐵に於て尠く收縮の小なる鑄鐵に於て多きものと言はざるを得ない。但し收縮即ち引けの量は收縮の大なる鑄鐵に於て其の小なるものよりも大なるべきであるが、前者に於ては“外引け”となり鬆を鑄造物の外部に移し所要部分の充實を期し得るに反し、後者に於ては“内引け”となり鬆を鑄造物の外部に驅逐し得ず内部の一ヶ處に集合したる結果を生ずるは注意すべき點であらう。彼の齒車又は調車の轂(Boss)或は肉厚の大なる鑄造物の心部に生ずる鬆の防止に對し收縮の大なる膨脹の少なき成分の鑄鐵を可とすべき一見非に似て是なる逆説(Paradox)は以上説明したる諸點により釋然融和せらるゝものあるを信ずる。

第2編 鬆に関する理論的考察

第1章 Heyn¹⁾及びBauerの論說

一般に肉厚の異なる複雑なる鑄造物に於ては肉厚の大なる部に對し薄手の個所を通し凝固中湯の補給を望み難き場合尠なからず。即ち鑄造物の肉厚大なる部分は時として充分湯の補給を受け得ずして單に鑄鐵により充たし切りにされたる状態に於て凝固を終始するの止むを得ざる場合を生ずるものである。斯る場合鬆の發生の有無如何は地金夫自身の有する性質によつて決せられねばならぬ。然らば其の際如何なる成分の鑄鐵により所要部分の充實を期し得るであらうか。

Heyn 及び Bauer 兩氏は立方形の鑄型に融體を充たし切りにせる場合凝固の結果如何に鬆の發生あるべきやに就き論究せるが是れ恰も上記問題の解答に對し指針を示すものと考へる。次に之を

¹⁾ Materialienkunde für den Maschinenbau. II. A.

述ぶることにする。

第11圖(b)に於て線 ABCD は或る鑄造物の收縮を示すもので、溫度を縦軸、收縮の割合(百分比)を横軸に取つて表はしたものとす。線 AB は融體の凝固點迄の收縮、BC は凝固後の膨脹、CD は固體としての收縮を表はしたものである。

今此の溶體を一邊の長さ $6l$ なる立方形の鑄型に充たし切りにしたる場合、鑄型に接觸する外圍の溫度が凝固點 t_e に達したる時刻(1)に於て鑄型内の融體の溫度分布は第11圖(a)に示す如く等溫線 x, t_1 (EFE') 曲線によつて表はさるゝと假定する。但し溫度を縦軸、融體の中心より鑄型面に至る距離を横軸に取つて表はすとす。F 點は融體の中央部にして溫度最も高く、是れより鑄型面に近づくに従ひ次第に溫度の遞下を示すものとする。

次に時刻(2)に於て融體の中心部は凝固點に達し正に全體として凝固を完了したと假定する。此時融體の溫度分布は x, t_2 (GHG') 曲線にて表はさるゝと想像する、亦た此時鑄型内面の溫度は t_0 と假定す。

さて時刻(1)に於て鑄型に接觸し凝固形成せられたる薄き表皮は時刻(2)に於ては溫度 t_0 より t_0 に降る結果 B'D に該當する收縮を伴ふに至る。但し本例に於ては B'D は正量なれば膨脹を表はして居る。従つて時刻(1)及び時刻(2)の間に形成せられたる鑄造物の表皮の一邊は、

$$6l \left(1 + \frac{B'D}{100} \right),$$

となり此の表皮により圍まるべき立方體の體積は之を V_a とせば、

$$V_a = 6^3 l^3 \left(1 + \frac{B'D}{100} \right)^3,$$

或は省略して、

$$V_a = 6^3 l^3 \left(1 + 3 \frac{B'D}{100} \right) \dots \dots \dots (18)$$

となるであらう。

時刻(2)に於て凝固する鑄造物の體積を V_b とせば、 $V_a > V_b$ のときは引け穴(鬆)を生じ、 $V_a < V_b$ の場合は鬆の發生不可能であらう。今時刻(1)より時刻(2)迄の間に凝固する融體は何等互に拘束せらるゝことなく最も自由に凝固收縮することを得るものと假定せば、 V_b は其の時間内に中心より鑄型面に至る迄の各 dx の厚を有する微小なる立方體が占むる容積を計算することにより之を知ることが出来る。

中心より x の距離にある dx の厚みを有する立方體の外殻が溫度 t_1 即ち J 點に於て占むる容積を dV とせば、

$$dV = 24x^2 dx \dots \dots \dots (19)$$

にして之れが溫度 t_2 (K 點) 迄に冷却する間には x は、

$$x \left(1 - \frac{\epsilon_{1-2}}{100} \right) \dots \dots \dots (20)$$

に變化すべきにより x の此の値を第 19 式に代入すれば、

$$dV' = 24x^2 \left(1 - 2 \frac{\epsilon_{1-2}}{100} \right) dx \dots \dots \dots (21)$$

となる。 ϵ_{1-2} は溫度 t_1 より t_2 迄に降下の際生ずる長さの變化(百分比)を表したもので x の函數である。

さて此等の凝固體は何等間隙を有せざるものとせば、

$$\begin{aligned} V_b &= \int dV' = 24 \int_0^{3l} x^2 \left(1 - \frac{2\epsilon_{1-2}}{100} \right) dx \\ &= 216l^3 - 0.48 \int_0^{3l} x^2 \epsilon_{1-2} dx \dots \dots \dots (22) \end{aligned}$$

故に結局 V_a と V_b との差即ち鬆の量は、

$$\begin{aligned} V_l &= V_a - V_b = 216l^3 + 6.48l^3 B'D \\ &\quad - 216l^3 + 0.48 \int_0^{3l} x^2 \epsilon_{1-2} dx \\ &= 6.48l^3 B'D + 0.48 \int_0^{3l} x^2 \epsilon_{1-2} dx \dots (23) \end{aligned}$$

により表はさる。

V_l の量を測るために先づ ϵ_{1-2} の値を x に對し收縮線 $ABCD$ より導くことにより之を線圖に畫く。圖の NSN' は之を示すもので横軸の上部は收縮、下部は膨脹である。

次に x に對する $x^2 \epsilon_{1-2}$ の量を縦軸に横軸 x の上に畫き之を $OPQP'O'$ とせば此の曲線と水平線 GG' により圍まるゝ表面は、

$$2 \int_0^{3l} x^2 \epsilon_{1-2} dx,$$

にして GG' の線の上部は正量、下部は負量である。第 11 圖 (a) に示されたる場合に就きては、

$$RPQ + R'P'Q - GOR - G'OR',$$

は零より大にして亦た $B'D$ も正量なるにより第 23 式 V_l の量は零より大なる値を與へる。即ち上記の場合には溶體は凝固に際して膨脹するにしても尚ほ鬆の發生を見るべきである。

さて以上は第 11 圖 (b) に示されたる如き收縮線並に第 11 圖 (a) に示したる如き凝固開始及び凝固完了の際に見るべき溫度分布の下に論じたるものなるが、函數 ϵ_{1-2} は溫度分布線 EFE' 並に GHG' の形の如何により變化するものにして亦た收縮線 $ABCD$ の方向により變化するにより、或る特定の場合に關し鬆の發生あるや否やは夫等の關係を考へなければ決定することは出来ない。若し融體の收縮を表はす線 AB が先きの溫度分布の

場合に於て中心よりの任意距離 x に對し ε_{1-2} の値をして零ならしむる如き位置即ち圖の L 點及び M 點が同一垂直線上に来る如く描かれたる線 A_0B_0 により表はさるゝとし、凝固直後の膨脹は線 B_0C 、膨脹後の固體の收縮は CD に従ふものとせば第 23 式の V_l は零に歸するに至るだらう。即ち斯る場合には鬆の發生は不可能である。

亦た線 AB か線 A_0B_0 の右方に位する程 $x\varepsilon_{1-2}$ 線即ち NSN' 曲線は横軸上の隆起を著しく、従つて $OPQP'O'$ 線並に GG' 線の間表面積は正量を大ならしむるに至るため鬆の量は一層大となるべきである。之に反し AB 線か A_0B_0 線の左方に位し或は A_0B_0 線に一致するとせば V_l の量は負或は零となり鬆の發生を不能ならしむるのである。若し凝固開始の際の溫度分布が極端に高低の差を生じ F 點か F_1 點の如き位置を占むるとせば、 A_0B_0 線の A_0 點も亦た上部に移動し A_{01} 點を占むるに至るべく、斯くて線 BA 、線 A_0B_0 の間の距離は一層大になり従つて一層大なる鬆の發生を見るに至るだらう。

されば若し凝固の開始に當り鑄型内面の溫度と融體中心部との溫度差が大なれば大なる程鬆の發生には好都合となるべく、従つて鑄造物は其の大きさの大なるもの程亦た迅速に鑄込まれたるもの程鬆の發生を大ならしむる筈である。亦た同一の融體を同一溫度にて鑄込めは鑄型の溫度の低き物程鬆の發生大なるべきである。

次に凝固開始の際の溫度分布が第 11 圖 (a) に於て曲線 $E F E'$ の代りに $E F_2 E'$ に従ふとせば F_2 點に關する A_0 點は C 點と同一垂直線上に位し鬆の發生皆無なるべき界限收縮線 $A_{02}B_0$ 上の一點にして此の場合 AB 線は $A_{02}B_0$ 線と略一致

するにより鬆を生ずることなかるべきである。

亦た或る融體が凝固中體積を減少するのみにして膨脹なきものなりとせば、收縮線は第 11 圖 (c) に見る如く $ABCD$ の形を取るべく鬆の皆無界限收縮線 A_0B_0 の點 A_0 は溫度分布線 $E F E'$ 、 $G H G'$ の形の如何に係らず常に C 點に立てられたる垂直線上に来るべく、而して B_0 點は常に此の線の左方に位するのである。即ち收縮線 AB は常に A_0B_0 線の右方にあるべきにより常に鬆の發生を見るべき理である。唯一の場合として $E F E'$ 線か $E E'$ 線と一致したる時即ち凝固開始の瞬間に於て融體の溫度が凡て一樣なりし時に限り鬆の發生は不可能であらう。蓋し此の場合には初期に於て鑄型内壁に接觸して凝固する結晶なく、鑄造物内の各處に結晶核を生じ之れより結晶の發達を見るべく、何等外殻を形成することなくして融體は最も自然に其の形體を形づくるに至るからである。

故に一般凝固中收縮する物質は凝固中餘分の湯を供給して之れが吸引せらるゝことなくば常に鬆の發生を見るべく、亦た凝固開始の時に於て融體の内部と鑄型面との溫度差が大なれば大なる程鬆を生ずるに至るだらう。唯融體の凝固開始に際し溫度略一樣なる時に於てのみ鬆の發生なきものと言ひ得る。

以上は Heyn により論究せられたる處にして、鬆の發生に關し一般融體に涉り最も明快を極めたる説明であるが、予は次に之を應用し鑄鐵の場合に就き論述を試むる處あらう。

第 2 章 鑄鐵の成分と鬆の大小

鑄鐵の凝固收縮線は溫度に關し如何なる形を示すものであるか、夫々成分の相違及び冷却速度の變化の下に之れが實驗研究せられたるものあらん

には鑄造上裨益する處大なるものあるべきも、此は蓋し至難の業と云ふべく今日未だ詳細なる實驗結果の公表せられたるものあるを知らず、之を定量的に示し得ざるを遺憾とする。乍併近時本邦金屬材料研究所及び歐米の諸學者により鑄鐵に關する研究大に行はれ其の融體の比容の變化或は凝固に際する體積の變化等の明かにされつゝあるは斯界に光明を與ふること尠なからざるを信ずる。

思ふに鑄鐵の凝固收縮線は之を定性的に見れば大體に於て第12圖(a)の如き形を取るべく、更に之を簡略にせば第12圖(b)に示す如きものと見做し得るであらう。圖に於て AB は融體の收縮、BC は融體より固體に變化する際の收縮、CC' は凝固直後の黒鉛折出による膨脹、C'D は溫度降下による固體の收縮、DE は Pearlite 及び α 鐵に變化する際の膨脹、EF は常溫迄の溫度降下による收縮である。C'D 間には燐の共晶體あれば第12圖(a)に見る如き膨脹を示すべきも第12圖(b)に於ては之を省略したものである。

本多、遠藤兩博士¹⁾の研究によれば炭素4%~4.3%、珪素1.8%~2.3%の鑄鐵は 1,130°C の融體に於ては比容 0.1432 にして夫より溫度を高むるに従ひ略溫度と正比例に體積の膨脹を來たし 1,300°C に於ては比容 0.148 となり 1,130°C に於ける體積に比し約3%の膨脹を見るに至る。故に 1,300°C の融體より 1,130°C の融體に冷却する際には同量の收縮を伴ふべきである。亦た同研究所及び本多、加瀬兩博士並に松山博士²⁾の研究によれば鑄鐵は凝固の際約3.7%の體積の減少を來たすを知る。

1) 金屬の研究 第3巻、3號

2) 金屬の研究 第6巻、8號

高溫度に於ける融體の比容の變化及び凝固による體積の減少量が炭素珪素の多寡と如何なる關係を有するか近時 Schwartz¹⁾ 氏等により研究せられたるものあるも、尙ほ未だ詳細を盡くせるものと言ひ難く、各種成分の鑄鐵に對し定量的には不明のものと言はざるを得ない。然し大體に於て、融體の收縮及び常溫に於て見る結核の收縮量は、同一珪素量の鑄鐵にありては炭素量の減少に反比例に増大するものと見做し得べく、亦た凝固收縮は略一定、凝固直後の膨脹は Primary 及び Eutectic cementite の分解によるものと見做し得べきにより、同一珪素量の鑄鐵に於て其の凝固收縮線を炭素量の多寡に應じ、夫々第13圖(b)に示す(I), (II), (III) の如く表はし得ると考へる。但し此等の鑄鐵は炭素、珪素以外の不純物の含有量小にして夫々大差なきものと假定しての事である。

第13圖(b)に於て收縮線(I)は珪素約1.5%、炭素約3.8%、Eutectic 成分の鑄鐵、收縮線(II)は珪素約1.5%、炭素約3.4%、Hypo Eutectic 成分の鑄鐵の收縮線(III)は珪素約1.5%、炭素約3.0%、Hypo Eutectic 成分の鑄鐵の凝固收縮線を想像したるものにして融體の體積膨脹を 1,150°C より 1,300°C 迄に於て夫々3.0%、3.5%、4% とし、亦た常溫迄の線收縮の量を夫々1%、1.25%、1.5%、と假定したるものである。以下此等3種の鑄鐵を夫々鑄鐵(I)、鑄鐵(II)、鑄鐵(III)として區別する事にする。

凝固直後に於て分解すべき Eutectic cementite の量は之を $C_{m(OE)}$ にて表はせば、

$$C_{m(OE)} = \frac{100}{6.67-a}(c-a) \dots \dots \dots (24)$$

1) Transaction of the American Foundrymeris Association. 1929, 1930.

にて表はし、中心より外部に至る收縮の減少の割合を a にて表はせば本例に於ては、

$$\epsilon_{1-2} = c - ax \dots\dots\dots (27)$$

により表はさる。但し $x=1/2l$ に於て鑄鐵(I)は膨脹 $B'D'$ を示し、鑄鐵(II)に於ては零、鑄鐵(III)に於ては收縮 $B'D'$ を示して居る。但し第13圖(a)に於て POP' 線は x を表はし其の上部は收縮、下部は膨脹を示す。

さて第26式の ϵ_{1-2} に第27式の ϵ_{1-2} の値を代入し鬆の量を求めんに、以上3種の鑄鐵に於て上記温度分布の下に生ずべき鬆の量は何れの場合も皆、

$$V_i = V_a - V_b = 0.3 l^3 (a/2 l - c) + 0.48 \int_0^{1/2 l} x^2 (c - ax) dx = 0.01 l^3 (0.75al - c) \dots\dots\dots (28)$$

にて表はさる。

本例に於ては鑄鐵(I)の場合は $1/2 al - c > 0$ 、鑄鐵(II)の場合は $c = \frac{1}{2} al$ にして共に c は $0.75al$ より小さく、亦た鑄鐵(III)の場合は $\frac{1}{2} al - c < 0$ であるが實際上圖に於ては c は $0.75al$ より小なるを示すにより三者何れの場合も V_i の量は正量にして鬆の發生ある事を知るものである。

然るに c 及び a は收縮の大なる鑄鐵に於て何れも其の小なる鑄鐵に於けるよりも大であるが其の増加の割合に於ては a の増加の割合よりも c の増加の割合が遙かに大なるを示すにより、結局の鬆の量は收縮の大なる鑄鐵(III)に於て最も小にして收縮の小なる鑄鐵(I)に於て最も大なるを知るものである。換言すれば同一温度分布に於ては Hypo Eutectic の鑄鐵に於て Eutectic のものよ

りも發生小なるを窺ひ得る。

次に鑄鐵(I)に於て時刻(2)の温度分布 GHG' に對し時刻(1)の温度分布を EF_1E' (場合(1)) 或は EF_2E' (場合(2)) とせば夫等の場合生ずべき ϵ_{1-2} は第13圖(a)に於て(IV)及び(V)に見る如く常に膨脹を示すにより、

$$\text{場合(1)にては } \epsilon_{1-2} = -(c - ax) \dots\dots (29)$$

$$\text{場合(2)にては } \epsilon_{1-2} = -(c + ax) \dots\dots (30)$$

により表はさるべく、從つて鬆の量は、

$$V_i = 0.03 l^3 \left(c \mp \frac{1}{2} al \right) - 0.48 \int_0^{1/2 l} x^2 (c \mp ax) dx = 0.01 l^3 (c \mp 0.75 al) \dots\dots\dots (31)$$

但し $V_i = 0.01 l^3 (c - 0.75 al)$ は場合(1)を示し、

$V_i = 0.01 l^3 (c + 0.75 al)$ は場合(2)を示す。

場合(1)に於ては $c > 0.75 al$ なる事を示すにより鬆の發生ある事を知るべく、場合(2)に於ては V_i は常に正量なるにより鬆の發生は必然的である。

一般に外圍に於ける膨脹が大なれば大なる程 $0.75al$ の値をして大ならしむるにより鬆の量を大ならしむる事を知る。

即ち或時刻(1)の温度分布に對し時刻(2)の温度分布をして緩徐なる傾斜を取らしむれば即ち徐冷凝固を行はしむれば鬆の發生は一層大となるべきである。亦た時刻(2)に於ける温度分布は常に一定なるものとせば時刻(1)の温度分布に急激なる傾斜(例へば EF_3E')を取らしむるも同様にして c に對し $0.75 al$ の値を大ならしむべく F 點の高き程即ち鑄型内面の温度と融體心部の温度差の大なる程第28式の $(0.75al - c)$ の値を大ならしむものなれば鬆の量を大ならしむるものと云へる。是れ Heyn の所説と一致するものである。併乍ら此

は時刻(1)の溫度分布の如何に係らず時刻(2)の溫度分布を不變と見做したる場合に於てのみ眞にして、事實は時刻(1)の溫度分布の異なるに従ひ時刻(2)の溫度分布も之に對應して變化すべきにより上説は只特別の場合にのみ成立つものと云べやう。

さて以上の各場合鬆の發生をして皆無ならしむるためには、

$$\text{第 28 式に於て } 0.01l^3(0.75al - c) \leq 0,$$

$$\text{第 31 式に於て } 0.01l^3(c \mp 0.75al) \leq 0,$$

なる事を必要とする、即ち c の値は其の絶對値に於て、

$$c \geq 0.75al \dots\dots\dots (32)$$

なる事を必要とするのである。

上記の關係を満足せしむべき ε_{1-2} の値の界限値は各場合夫々第 13 圖(a)に於て (I)、(II)、(III)、(IV)、(V) に示す x, ε_{1-2} 線圖中の線 TST' にて表はさるゝものである。

即ち時刻(1)の溫度分布 EFE' に對し時刻(2)に於て鑄造物の外圍に生ずる ε_{1-2} の値が鑄鐵(I)、鑄鐵 (II)、鑄鐵 (III) に於て夫々 N'P' の代りに P'Q' なる收縮をなし、亦た鑄鐵(I)に於て時刻(1)の溫度分布 EF₁E' 或は EF₂E' に對しては P'Q' なる僅小なる膨脹に止むるに非れば鬆の防止は不可能である。外圍 ($x = \frac{1}{2}l$) に於て P'Q' なる長さの變化を生ぜしめんためには 時刻(2) に於ける溫度分布をして時刻(1)に於ける溫度分布 EFE' に對し鑄鐵(I)、鑄鐵 (II)、鑄鐵 (III) に於て夫々 G₁HG'₁、G₂HG'₂、G₃HG'₃ を必要とし、亦た鑄鐵(I)に於て時刻(1)の溫度分布 EF₁E' に對し G₄HG'₄ を亦た時刻(1)の溫度分布 EF₂E' に對しては G₃HG'₃ を必要とするのである。即ち夫々適當

なる冷却速度を必要とするであらう。而して其の遲速の度は炭素量大なる鑄鐵 (I) に於て最も早きを要し炭素量の小なるもの程急冷の要なきことを認むる。即ち Hypo Eutectic の鑄鐵は Eutectic のものよりも徐冷に於て凝固するも鬆の發生尠なきことの特徴あるは注意すべき點であらう。而も前者の冷却速度が後者の夫れよりも大ならば一層鬆の發生はなかるべきである。

以上により (I) 或る地金に於て時刻 (1) に際する或る任意の溫度分布に對し鬆を皆無ならしむるために必要とすべき時刻(2) に於ける溫度分布の存すること、換言すれば鬆の防止に對し適當なる冷却速度を必要とすること、(II) 收縮の大なる Hypo Eutectic の鑄鐵は收縮の小なる Eutectic に近き鑄鐵よりも鬆の防止に對し急冷の必要なきこと、(III) 同一の溫度分布に於ては炭素少なき Hypo Eutectic の鑄鐵は鬆の發生量尠なきことを窺ひ得る。

第 3 章 Lenz Process と著者の見解

(a) $\varepsilon_{1-2} = -(c + ax)$ に於て、 $a=0$ ならば $\varepsilon_{1-2} = -c$ (第 13 圖(a)、VI に示す) にして膨脹の割合が一様なる時である。然れば鬆の量は、

$$V_1 = 0.03l^3c - 0.48 \int_0^{1/2l} x^2 c dx = 0.01c^3 \dots\dots (33)$$

にして正量なるにより常に鬆の發生を見るべきである。

ε_{1-2} が一様なる割合にて 膨脹を示すは凝固開始並に凝固完了の際の溫度分布が共に EE' に一致した場合である。即ち極めて一様な溫度にて凝固する様理想的徐冷を受けた場合である。然るに此

の際究極膨脹を伴ふ地金なりとせば鬆の發生は免れ難きを知る。但し c の値の小なる程即ち膨脹の小なる程換言すれば炭素或は珪素量の小なる程鬆の量は小なるべきである。第 13 圖(a)、VI に示す ϵ_{1-2} の量は銻鐵(I) の收縮線に於て BC' に該當するものであるが、銻鐵(II) の收縮線に見る BC' の量は前者に比し小なるにより銻鐵(II) に於て銻鐵(I) の場合よりも鬆の量小なるべきは明かである。

此は鑄造上頗る重要なことにして通常乾燥鑄型に於ける如く湯の冷却速度が比較的緩徐なる場合には凝固直後の膨脹少なき地金即ち炭素又は珪素、磷等の少なき或は滿俺の多き地金により内部の充實したる鑄造物を實現し得ることの事實を證明するものである。

若し膨脹の皆無なるとき、詳言すれば凝固の際の收縮と凝固直後の膨脹とが相殺して更に餘分の膨脹なく鑄造物の外形的膨大或は鑄型の擴大を引起すべき究極膨脹量の皆無なる地金ならば理想的徐冷の下に凝固するにしても完全に鬆の發生を防止し得るであらう。是れ肉厚の異なる複雑なる大型鑄造物に對しては低炭素或は低珪素、或は高滿俺の成分を必要とする所以にして彼の豫め鑄型を加熱して鑄造物に徐冷を與ふることにより低珪素鑄鐵の性能を活用したる Lanz Process の合理的なることも窺ひ得る處である。

(b) 次に收縮の一樣なる場合には $\epsilon_{1-2} = c$ (第 13 圖(a)、VI) なるにより鬆の量は、

$$V_i = -0.03l^3 + 0.18 \int_0^{\frac{1}{2}l} x^2 dx$$

$$= -0.01cl^3 \dots\dots\dots (34)$$

にて表はさるべく V_i は負量なるにより鬆の發生

不可能なるを示す。此は銻鐵(III) に於て時刻(1)及び時刻(2)の溫度分布が共に EE' に一致せる場合即ち極めて徐冷の下に凝固するときに該當するものにして、其の際鬆の發生皆無なるを知る。

此は凝固中體積の減少を來たすのみにして究極膨脹の皆無なる地金に於て徐冷凝固の際に望み得べきことである。

されば Heyn は一般に凝固中收縮する物質は其の凝固中餘分の融體を補給し吸引せらるゝ事なくば常に引け穴を生ずべく、亦た凝固開始のとき融體の内部と鑄型面との溫度差の大なる程引け穴を生じ唯融體の凝固開始に際し溫度略一樣なる時に於てのみ引け穴を生ぜざるものと言ひ得ると述べて居る點も如上の理により之を論證し得るものである。

(c) 次に $\epsilon_{1-2} = -ax$ 即ち膨脹が中心よりの距離に比例する場合(第 13 圖(a)、VII、VIII)、鬆の量は、

$$V_i = 0.03l^3 \frac{1}{2} al - 0.48 \int_0^{\frac{1}{2}l} ax^3 dx$$

$$= 0.0075al^4 \dots\dots\dots (35)$$

にして常に鬆の發生を見るべきである。此は例へば銻鐵(I) に於て GHG' なる時刻(2)の溫度分布に對し $x = \frac{1}{2}l$ に於ける ϵ_{1-2} の値をして零ならしむる如き時刻(1)の溫度分布 EF₄E' を取れる時、或は銻鐵(II) に於て G₅HG' なる時刻(2)の溫度分布に對し EF₅E' なる時刻(1)の溫度分布を取れる時なるが、斯る溫度分布に於ても餘分の湯を供給せざる限り鬆の發生は免れ難きを知る。

但し a の値の小なる程即ち膨脹の度の小なる程鬆の量は小なるべく $a=0$ のとき始めて鬆の發生皆無とならう。

$a=0$ を示す點は鑄鐵(I)に於ては B₀ 點、鑄鐵(II)に於ては B' 點に相當する。即ち時刻(2)に於ける溫度分布は鑄鐵(I)、鑄鐵(II)に對し夫々 $G_0HG'_0$ 、 GHG' なるを要する。換言すれば炭素量の多き地金程冷却速度の早きを要する。

尙ほ $\epsilon_{1-2} = ax$ にして常に收縮を示す場合には引け穴の量は、

$$V_1 = -0.0075al^4 \dots\dots\dots (36)$$

にして負量なるにより鬆の發生は勿論不可能である。但し如斯は實際上起り得ぬことである。

さて本章及び前章の理論は凝固中黒鉛の膨脹により鑄型の擴張を引き起すものとして導きたるものなるも、若し鑄型の側壁にして何等原形を變ずることなからんには其の際黒鉛による膨脹にして凝固中湯詰りを完全に補ふか或は補ふて尙ほ餘りある限り鬆の發生はなかるべきである。但し此は實際上實現不可能にして、通常の砂型にては擴大作用を伴ふべきにより鬆の發生を大ならしむるものである。

今 $\epsilon_{1-2} = -c$ の場合外圍 ($x=1/2 l$) に於て生ずる膨脹は鑄型の抵抗により一部内方に向けらるゝと假定するも、

$$V_a > l^3 + 0.2cl^3, \text{ 或は } V_a > l^3 \left(1 + 3 \frac{2/3 c}{100} \right)$$

なる限り鬆の發生あるべく、鬆の皆無に必要とすべき外圍の膨脹限界は $\epsilon_{1-2} = -2/3 c$ にして、之を鑄鐵(I)及び鑄鐵(II)に就き見るに僅かに前者に於ては約 0.4%、後者に於ては約 0.2% の線膨脹に過ぎざることを知るものである。

然るに實際上鑄造物の外圍に生ずる膨脹が鑄型の抵抗により内部に向けらるゝ場合には凝固中融

體內の壓力を高め遂には内壓に抗し得ざる外皮の一部を破り融液を外部に押出すに至ることは屢々實見する處である。若し内壓大にして溶融瓦斯を内部に至る程固溶の状態に止むるならんには瓦斯の接觸作用による黒鉛化を阻止するに至るべきにより上記の計算は極めて特別の場合に於てのみ成立つものと解すべきであらう。

一般に $\epsilon_{1-2} = -c$ の場合外部に向ふべき膨脹が阻止せらるゝも内壓を高むることとなり、平衡を保つものと見做すためにはに $\epsilon_{1-2} = -(c \mp ax)$ に従ふものと考ふるを適當とすべく、此場合鬆の發生を皆無ならしむるためには c は $0.75al$ より小なるを要し、 $x=1/2 l$ に於ける ϵ_{1-2} は正に $1/3$ より大ならざる限り満足なるを知るものである。従つて其の界限は鑄鐵(I)に於ては 0.2%、鑄鐵(II)に於ては 0.1% の線膨脹に過ぎざるを知る。斯る程度の膨脹は充分堅固なる鑄型にあらざる限り起り得ると考へる。Longdon¹⁾ 氏の實驗に於て $T.C 3.65\%$ 、 $Si 1.59\%$ の鑄鐵を砂型に鑄込める場合外圍の膨脹は 0.6~0.9% (線膨脹) を示せるを見る。

尙ほ $\epsilon_{1-2} = c$ の場合鬆の發生不可能なるを示すは鑄造物の外圍が凝固と同時に鑄型面より離れ内方に收縮するものとして計算したる結果なるも若し鑄造物の外圍が鑄型面より直ちに離るることなしとせば鬆の發生なきにしもあらざるべし。此の際鬆の發生限界は $x=2/1 l$ に於ける收縮、 $\epsilon_{1-2} = c/3$ なるべく ϵ_{1-2} の値にして之れより小なれば鬆の發生を見るべきである。

鑄鐵(III)に就き之を計算するに僅かに 0.027%

1) The Foundry Trade Journal. Vol. 31. No. 44

以下の線收縮に過ぎざるを見る。即ち鑄鐵 (III) に於ては外圍の收縮が約 0.03% よりも小なる場合には鬆の發生となるべきである。

此に就きては更に實驗的數字を有せざるも、假りに收縮の際鑄型面を離るゝことなしとしても發生すべき鬆は微量にして且つ鑄造物内に一樣に分布せられたる状態に止るにより物理的性質に大害を及ぼすことなきを知り得やう。因に鑄造物の外殼が凝固中鑄型を離るゝこと大なりとせば鬆の發生尠き理なるも鑄型を離るゝ結果は空隙を生じ熱傳導を害し收縮量を小ならしむるに至る。工藤博士は其の間隙に熱傳導高き金屬を鑄込み冷却速度を早むることにより鋼塊鑄造に於て鬆の發生を防止することの特許を得る處あつた。

第 2 編 の 結 末

以上により一樣な温度にて凝固し鬆の發生なきためには凝固の結果膨脹が零なるか或は收縮のものでなければならぬ。少くとも膨脹の極小なることを必要とする。Eutectic 成分の鑄鐵は一樣な温度にて凝固すべきにより鬆の發生なく内部の充實を期し得ることの主張は凝固の際究極膨脹が極小である場合にのみ限らるべきである。

鑄鐵の凝固に際する收縮は成分により大差なきものと見做し得べきにより徐冷凝固の場合究極膨脹が皆無なるためには凝固直後の膨脹は 3.7% に相當すべきである。黒鉛の折出により之に相當する體積膨脹を引起すべき Eutectic cementite の量は第 25 式の、

$$V = \frac{c_{m(OE)} \times 0.135 \times 0.145}{0.1435}$$

に於て $V=3.7$ とせば $c_{m(OE)}$ の量は約 27% なるを知る。即ち或る鑄鐵に於て $c_{m(OE)}$ の量約 27%

なるときは徐冷の下に凝固する場合鬆の發生なかるべきである。

今夫等の鑄型の炭素並に珪素量の關係を求めんに第 24 式及び第 7 式の關係を用ひ珪素量 1% 乃至 3% を含有する鑄鐵に於て $c_{m(OE)}$ の量 27% を與ふるものは其の含有炭素量約 3.1% 乃至 2.9% なるを知る。従つて此等の鑄鐵の炭素並に珪素量の關係は一般に、

$$T.C. = 3.2 - 0.1 Si \dots \dots \dots (37)$$

により表はし得るものである。此等の鑄鐵は Eutectic の量約 60% 乃至 70% を有する Hypo Eutectic 鑄鐵にして第 4 圖に於て線 KK 即ち Kerpely の推奨する高級鑄鐵の成分に略一致するを見る。

要するに第 2 式の、

$$T.C. = (3.35 \sim 3.7) - 0.35 Si$$

により表はさるゝ成分範圍に包括され居るを見る。尙ほ $c_{m(OE)}$ の量約 27% を有する Eutectic 成分の鑄鐵、即ち炭素量約 2.6%、珪素量約 5% の鑄鐵は鬆の發生尠なかるべきも、其は高級鑄鐵の成分範圍を出でたものである。

寫眞 No. 7, A, B は夫々第 14 圖に示す寸法を有する鑄造物の斷面を示すものにして前者は T.C. 3.8%, Si 1.6%, Mn 1.2%, P 0.23%, S 0.03% の成分の鑄鐵、後者は T.C. 3.2%, Si 1.3%, Mn 1.8%, P 0.26%, S 0.05% の成分を有する鑄鐵により試験されたるものである。

寫眞 No. 8 及び寫眞 No. 9 は夫々寫眞 No. 7 A, B の下部厚肉部の中央部即ち第 14 圖 M 部を示すものであるが、鬆の發生は明かに炭素及珪素の小なるものに於て少なきことを知り得る。M 部は S 部の凝固後に於て凝固すべく、凝固中 S 部を通し充分なる湯の補供を受け難き形の鑄造物

にして形大なるため冷却速度遅く比較的徐冷により一様に凝固すべく考へらるゝものなるが、斯る鑄造物に於ては炭素珪素の少なき收縮の大なる鑄鐵に於て鬆の發生尠なきことを認め得やう。前者は略 Eutectic に近き成分にして後者は Eutectic の量約 70% の Hypo Eutectic 成分の鑄鐵である。

尙ほ本例の鑄造物は M 部の凝固が S 部の凝固後に完了するとしても事實は S 部の凝固前已に M 部の一部に於て凝固の開始せらるゝは當然にして必ずしも S 部の凝固の瞬間に於て M 部の周圍が始めて凝固點に達したる例とはならない。凡そ鑄造物は如何に高温鑄造或は鑄型の加熱により徐冷するにしても各部の一樣の溫度にて凝固せしめんことは不可能にして只極めて溫度差を小ならしむるに過ぎず、従つて本編第 3 章の理論は全く理想的の場合に止るのであるが、然し之により凝固直後の膨脹少なき地金に於て各部一樣の溫度にて徐冷凝固する事により鬆の發生なかるべきことの大體の傾向を知り得るものである。第 14 圖に示す如き形の鑄造物に於ては多くの場合 S 部の早期凝固により M 部の一部は引き取られ鬆の因をなすにより、實際上 M 部に對し冷し金を利用し溫度の等齊を計るを以て賢策とする。

結 論

以上論述せしことにより、(I) 鬆の眞因をなすものは融體の凝固に伴ふ收縮即ち湯詰りにあること、(II) Hypo Eutectic の鑄鐵は大なる凝固貫徹力並に湯詰りに對する湯の自給力を有すること、(III) 地金の成分により夫々鬆の發生防止に必要な冷却速度を存すること、(IV) 鬆の防止には凝固中膨脹の大なる地金程冷却速度を早むる必要あること、(V) 凝固に際し膨脹の少なき地金に於てのみ徐冷により一樣の溫度にて凝固すること

により鬆の發生少なかるべきこと、(VI) Hypo Eutectic 成分の地金は Eutectic のものよりも鬆の發生尠なきこと等を明かにしたと信ずる。

亦た鬆の眞因は地金の收縮に起因するにより、收縮の小なる地金程鬆の發生少なかるべき考へを懐くべきも、事實は收縮の大なる地金に於て反つて内部の充實を期し得ることの逆説の正しきことも釋然たらしむる處あつたと考へる。但し湯詰りの或量は Eutectic に近きものは鑄造物の内部に鬆として現はるゝに反し、Hypo Eutectic のものは鑄造物の外圍に引け穴として現はることは特に注意しなければならない。従つて一般に湯詰りの大なる地金に對しては鑄造物の要所に押し湯亦は湯の補給堰 (Feeder) を附する必要がある。亦た元より酸化し居らざる高温の湯を必要とする。

一般に鑄造物は徐冷により凝固する如く鑄造するを良策とする。然るに徐冷により鬆の發生をなからしむるためには凝固直後の膨脹少なき地金によらねばならぬことを論證した。思ふに Lanz の方法は果して此の理より出發せるや否やを知らざるも正に理論と實際の一致を示すものである。

要するに鑄鐵の Eutectic 成分は果して如何のものであるか明瞭ではないが、予の見處にては内部に鬆の發生少なき高級鑄鐵は Hypo Eutectic 成分のものにして初晶の割合が共晶の割合に略相半ばする迄のものにあると考へる。而して其の炭素並に珪素量の關係は珪素約 1%~3.0% の範圍に於て略次式即ち第 2 式によりて表はし得る。但し其の運用は鑄鐵物の肉厚の大小により適當に選擇するを要すること勿論である。

$$T.C. = (3.35 \sim 3.7) - 0.35 Si$$

尙ほ次式は其の代表的成分を表はすものと見做し得る。

$$T.C. = 3.55 - 0.35 Si \dots \dots \dots (38)$$

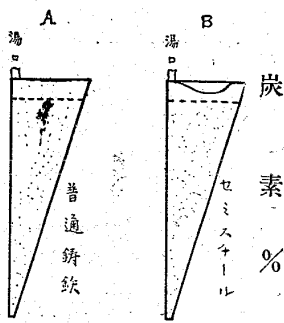
第 1 表 鐵炭素珪素合金のユーテクトック

珪素 %	0.013	0.21	0.41	0.66	0.90	1.14	1.41	1.60	2.00	2.07	2.68	3.00	3.25	3.69	3.96	4.10	4.86	5.00	5.06
Wüst	4.29	4.23	4.11	4.05	—	3.96	3.88	—	—	3.79	3.56	—	3.41	3.32	3.24	—	3.08	—	2.86
Gontermann	4.30	—	—	—	3.92	—	—	3.75	3.63	—	—	3.30	—	—	—	3.06	—	—	—
Honda	—	—	—	—	—	—	—	3.40?	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	2.43?

珪素約 5% 以上省略

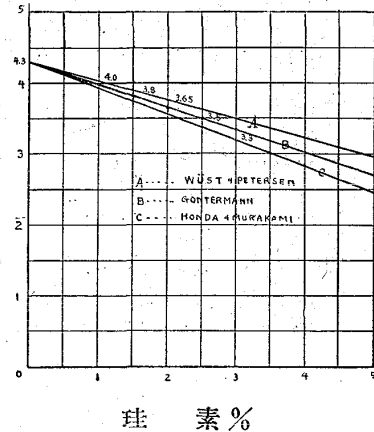
第 9 圖

緊密度比較圖



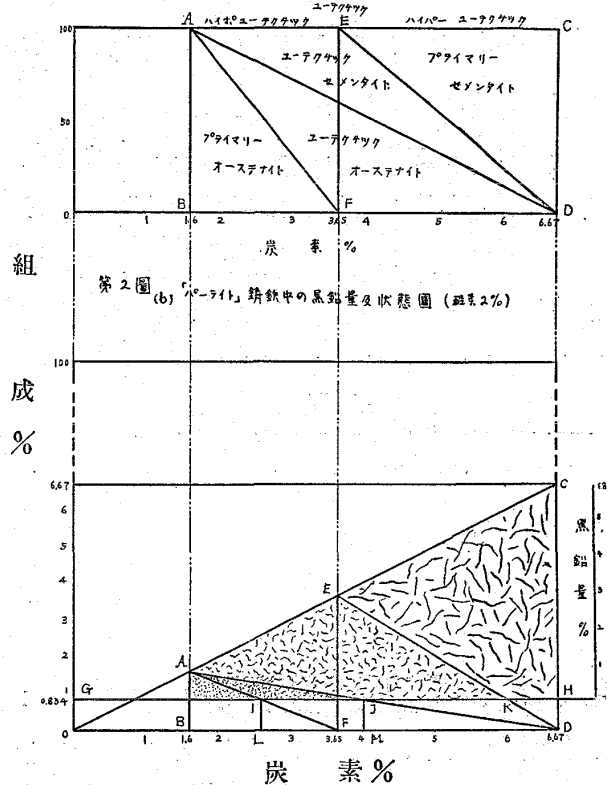
第 1 圖

鐵、炭素、珪素合金のユーテクトック



第 2 圖 (a)

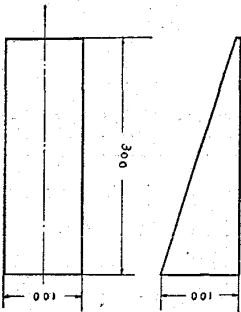
鐵、炭素合金の組成圖 (珪素2%)



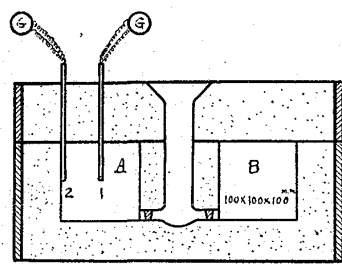
第 2 圖 (b) 「フェライト」鑄鉄中の黒鉛量及状態圖 (珪素2%)

第 10 圖

緊密度試験片



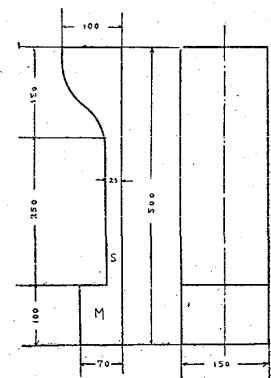
第 7 圖



第 2 表 著名高級鑄鉄の成分

鑄鉄の種類	全炭素%	珪素%	炭素+珪素 %	kg/cm ² 抗張力	Mn%
石川博士菊目均質鑄鉄	2.8~3.2	1.2~2.5	4.4~5.3	30 内外	1%内外
ランツ「パーライト」鑄鉄	3.0~3.5	0.7~1.2	4.2~4.6	30 "	1.2~1.5%
チッセンエムメル低炭素鑄鉄	2.6~3.0	2.0~2.5	5.0~5.1	35 "	1.5~2.5%
クルツブ社「ステルン」鑄鉄	2.5~2.8	1.9~2.3	4.7~4.8	40 "	1.0~1.5%
堀切氏低炭素高珪素鑄鉄	2.6~2.8	2.5~3.0	5.3~5.6	35 "	
濱住博士推奨鑄鉄	2.8~3.2	1.5~2.0	4.7~4.8		

第 14 圖 緊密度試験片

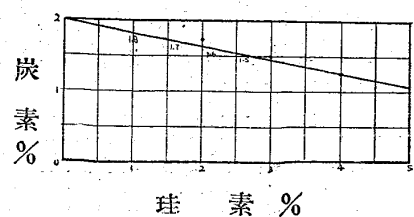


第 3 表 鑄鉄の成分範囲

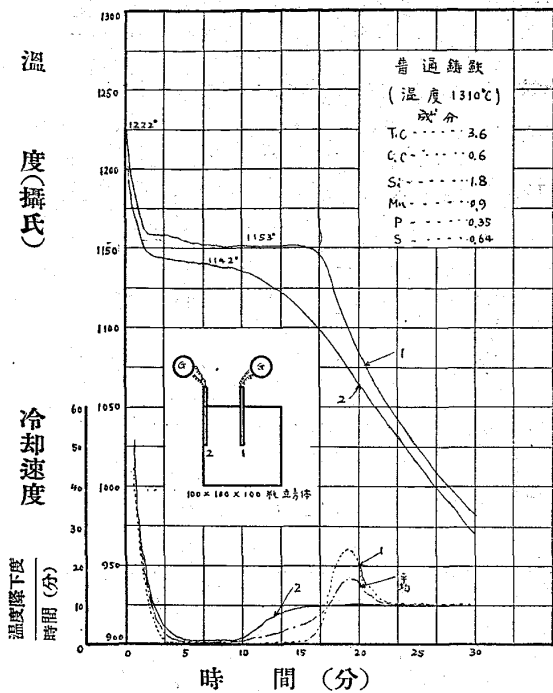
珪素%	1.0	1.5	2.0	2.5	3.0		
炭素% } 最高	4.4	4.3	4.1	3.9	3.7		
	3.0	2.8	2.6	2.4	2.2		
炭素+珪素% } 普通鑄鉄	4.7~5.1	5.0~5.8	5.3~6.0	5.6~6.4	6.0~6.7		
	高級鑄鉄 } 普通	4.4~4.7	4.6~5.0	4.9~5.3	5.2~5.6	5.5~5.9	
		正規	4.4	4.6	4.9	5.2	5.5
			特殊	4.0~4.4	4.3~4.6	4.6~4.9	4.9~5.2

第 3 圖

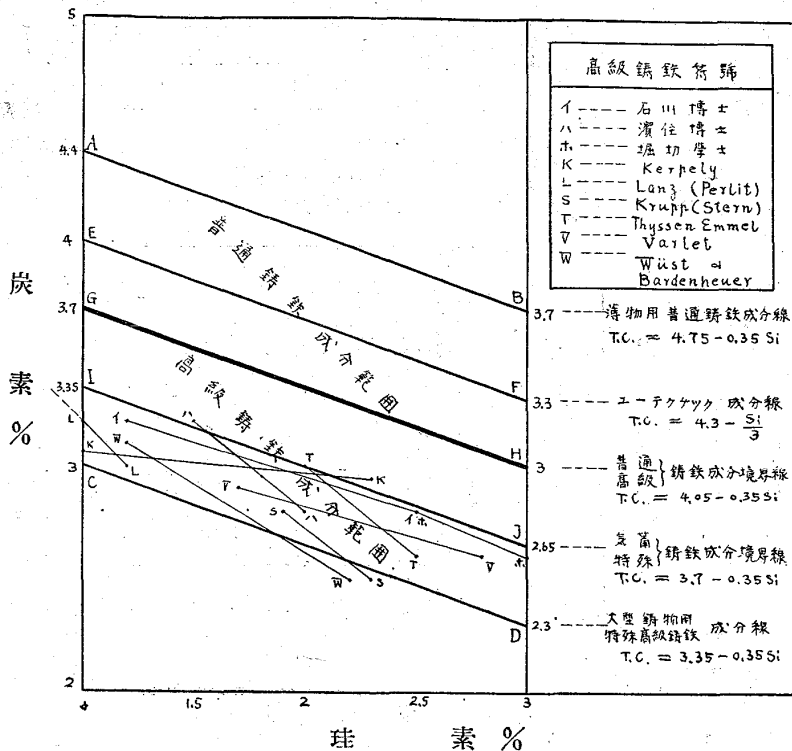
鐵、炭素、珪素合金固溶體中の炭素量



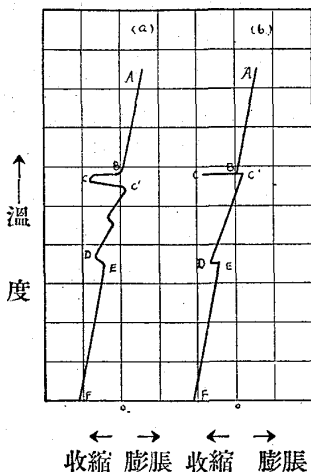
第 5 圖 冷却曲線と冷却速度 (普通鑄鐵)



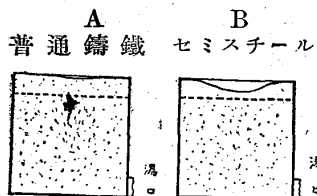
第 4 圖 鑄鐵の成分範圍



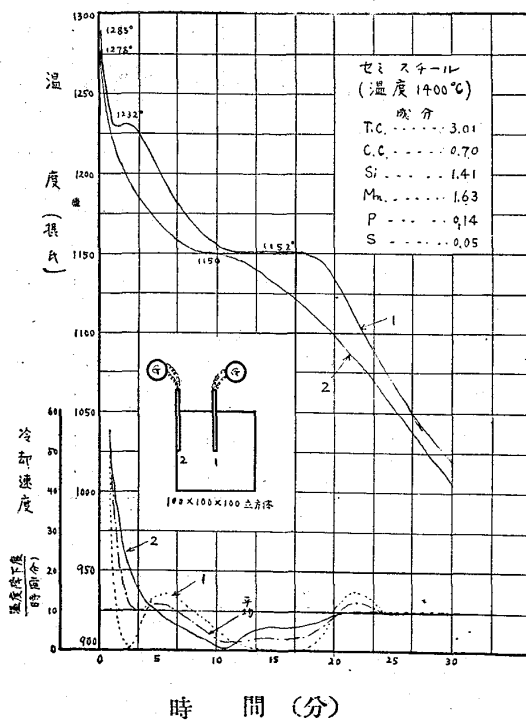
第 12 圖



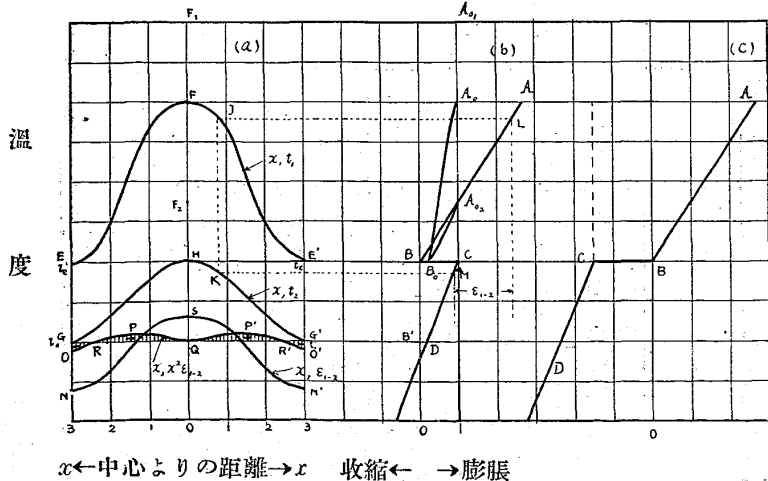
第 8 圖 緊密度比較



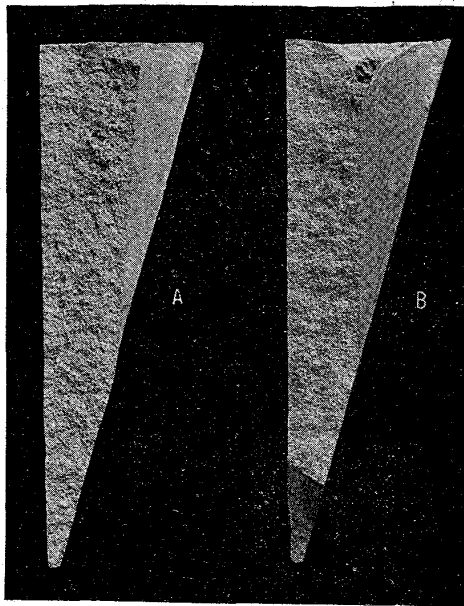
第 6 圖 冷却曲線と冷却速度 (セミスチール)



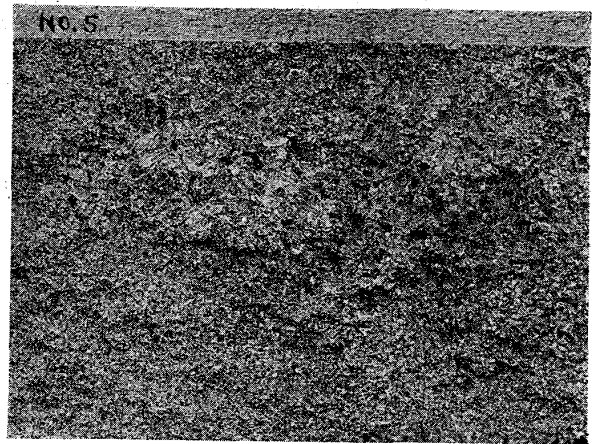
第 11 圖



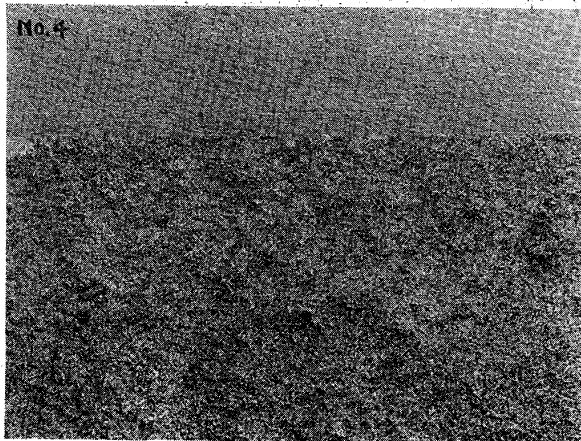
寫 眞 No. 2



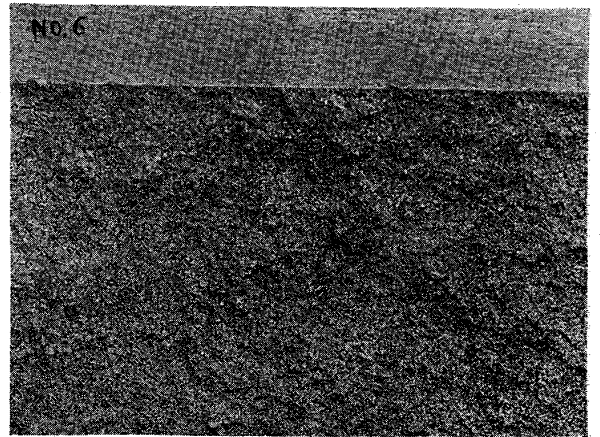
寫 眞 No. 5



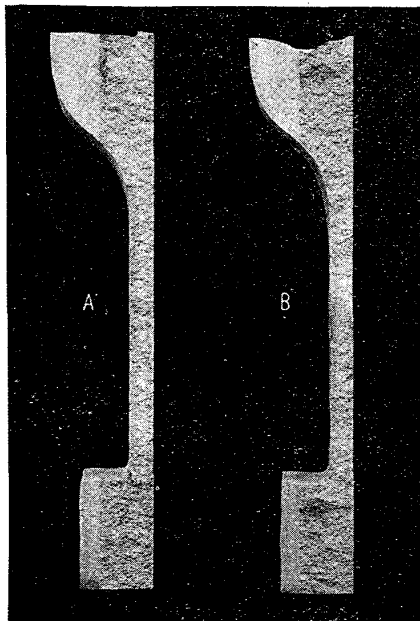
寫 眞 No. 4



寫 眞 No. 6



寫 眞 No. 7



寫 眞 No. 8



寫 眞 No. 9

