

ことが知られるのである。

總 括

本研究によって得られたる主なる結果を總括すれば次の如くである。

(1) 鐵鑛は CO 或は H_2 による還元其物の作用の結果膨脹するものである。而して鐵鑛の還元に伴ふ膨脹はこれが含有する Fe_2O_3 が還元される場合に特に著しく起るものである。

(2) 鐵鑛の還元に伴ふ膨脹の原因に就き種々の方面より考究したる結果著者は鐵鑛内部に存在する獨立氣孔内に還元成生ガスなる CO_2 或は H_2O が蓄積し氣孔内ガス總壓力の増大の爲鐵鑛内部に微細なる龜裂を生ずる爲であると説明した。

(3) 鐵鑛の還元により金屬鐵が成生する場合は還元溫度が比較的低き時は鐵鑛の容積は殆んど變化しないのであるが還元溫度比較的高い時は還元によって生じたる金屬鐵微粒子が互に凝集する結果鐵鑛は收縮する事實を認めた。

(4) 本研究の結果に基き一二の實地問題に就て論じた。

本研究の結果から前研究¹⁾の結果を訂正する必要を生じたのであるがこれは後日に譲りたいと思ふ。

尙本研究は日本學術振興會の援助金によって遂行せられたるものである。又實驗は特に山本次郎及川津重男兩氏の助力に負ふ所頗る大である。茲に日本學術振興會並に上記助手各位に對し深厚なる感謝の意を表する次第である。

¹⁾ 鐵と鋼 22 (昭 11) 121 水曜會誌 9 (昭 13) 279

急 速 可 鍛 鑄 鐵 と 其 應 用

(日本鐵鋼協會第 20 回講演大會講演 昭和 13 年 10 月)

谷 村 澁*

QUICK MALLEABLE CAST IRON AND ITS APPLICATION.

Hiromu Tanimura.

SYNOPSIS:—Quick malleable cast irons, containing 1.2–2.5% of silicon, were investigated.

In irons of a high silicon content, the time required for the first stage of graphitization is very short. Generally it was less than one hour. The limit of carbon and silicon contents, in which cast iron can be converted perfectly white, was investigated at several cooling rates.

Test pieces for the mechanical tests were taken from centrifugally cast cylinders, which were cast in a metal mould and annealed for the first stage of graphitization.

The lower the carbon and silicon contents are, the higher the tensile strength of quick malleable cast iron. A strength of 60 kg/mm^2 was obtained. The impact resistance of quick malleable cast iron depends on the silicon content and the structure of the temper carbon. Irons of a low silicon content show the better impact resistance.

Rings of quick malleable cast iron were tested for compression. Some of them can yield to 1/3 of the original ring diameter before they break.

The author suggests the application of quick malleable cast iron to centrifugally cast iron pipes.

I 緒 言

鑄鐵の材質進歩の跡を辿て見るに先づ炭素と珪素の量を減じてパーライト質鑄物とする事により抗張力、硬度、耐摩耗性等を向上し現在これが廣く用ひられて居る。然るに此材質は形に大小の差こそあれ片狀黑鉛を有するが故に其抗張力は高くとも $30 \sim 35 \text{ kg/mm}^2$ の程度に止て居る。

ニツケルや其他の特殊元素を加ふれば強さが助長さるるが

* 九州帝國大學

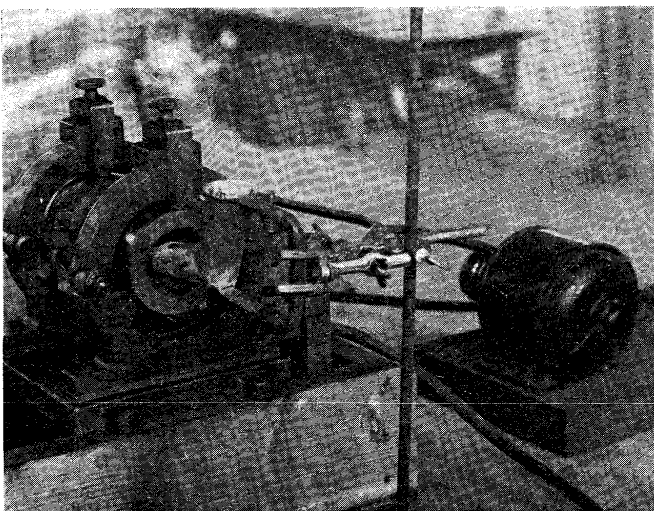
未だ格段の増加を示して居らぬ。一方炭素量を充分低くして其代りに黑鉛化能力を補ふべく稍多量の珪素を加へて鼠組織となる様にすれば黑鉛が微細化し遂に共晶黑鉛(寫真第 3 参照)と稱する組織も現はれ抗張力が 40 kg/mm^2 近くに達する。エンメル法による高級鑄鐵や電氣爐等により炭素を充分低くした鑄鐵に其例を見る。然るに此材質は抗張力が大きい割合には硬度は必ずしも高からず耐摩耗性も餘り良からず且案外脆い事を著者は經驗して居る。著者は此種材質の脆い原因を低炭素鑄鐵に出る顯著な樹狀組織乃至

は晶間偏析によると考へる。若し晶間偏析を伴はずして微細なる黒鉛組織を得ることが出来るならば鑄鐵の材質が格段の向上をする筈である。可鍛鑄鐵は丁度此條件を満足してゐる適例である。何となればテンパー炭素が発生するならば原の游離セメントが消失し白銑組織の有してゐた樹狀組織や晶間偏析が必然的に變化するからである。通常の可鍛鑄鐵は焼鈍に餘りに長時間を要し且成分が限定せられ製品の大さも比較的小さい物に限られる。又普通の可鍛鑄鐵は柔軟で粘り氣があるが耐摩耗性は優れて居らぬ。著者は鑄鐵の白銑化可能範圍と高温熔解との關係を研究した結果炭素と珪素の適當なる組合せの材質を用ふる時は金型鑄造を以て容易に完全なる白銑を得、これを適當なる温度に焼鈍する時は短きは十數分長くとも2時間以内の焼鈍により所謂第一段の黒鉛化を終了せしめ得る事を知た。此様な材質を急速可鍛鑄鐵と稱して數年來研究し其利用法を考究して來た。偶々獨逸でも同様の材質の研究が進められて居て最近 Piwowarsky 教授等が同様の材質 (Schnell temper guss) に關する論文を發表して居る。^{1) 2)} 但し Piwowarsky 等の研究では Si の割合に低い材質を取扱つてゐるが著者の研究對稱は更に高い珪素のものに及んでゐる。

II 急速可鍛鑄鐵と遠心鑄造法 に於ける應用

急速可鍛鑄鐵の試料を鑄巢や收縮窩の無い様に作る事は困難である。それは徐冷(砂型鑄造)したり或は押湯をき

寫眞 1. 遠心鑄造實驗裝置

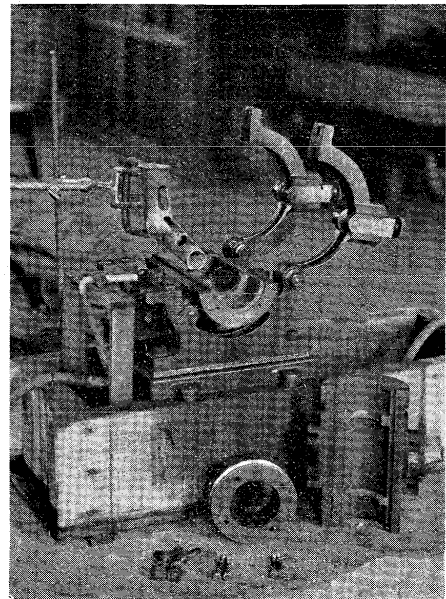


¹⁾ R. Grade, E. Piwowarsky, Giesserei, 23, Sept. 1938, p. 37.

²⁾ E. Piwowarsky: Giesserei, 18 Nov. 1938, p. 584.

かせる爲に徐冷部分を付けるとたちまち鼠組織となるからである。著者は苦心の後遠心鑄造法を採用して初めて満足

寫眞 2. 遠心鑄造裝置の鑄型を分解せる状態



な材料を得た。寫眞 1, 2 は著者の用ひた装置を示す。實驗試料は圓壙の外徑 70mm 長さ 110mm 管の肉厚 10~12mm であつた。又此經驗に基き著者は急速可鍛鑄鐵の工業的利用法として先づ可能性あるのは遠心力鑄鐵管に對する應用であると考へた。

近年鑄鐵管の大量生産法として水冷式金型に遠心力を以て鑄造する方法即ちドラボー (de Lavaud) 法が多く用ひられるに至た。又ピストンリングやシリンダーライナーにも其利用が研究されてゐる。1926 年 J. E. Hurst³⁾ の報告に依れば遠心鑄造管は從來の型込方法による管に比し機械的性質がすぐれ、例へば抗張力に就て見るに後者の $10 \cdot 37 t/in^2$ に對し前者が $18 \cdot 86 t/in^2$ となる事を示して居る。且鑄鐵の成分を見るに一例を示せば C 3.5% Si 3.0% の如く一般に兩元素共に高い、これは金型に鑄造した場合にも完全なる鼠組織を得んが爲であるが實際作業には外皮のチルを全然免れる事が難しいと見えドラボー法では遠心鑄造後に鐵管を $900^\circ C$ 附近に焼鈍するのが原則となつてゐる然し乍ら此材質は衝撃にはあまり強くない様である。

H. W. Stuart⁴⁾ は遠心鑄造に際しフェロシリコンの微粉を金型に散布して外皮のチルを防ぐ超ドラボー法 (Super de Lavaud) と稱する改良方法を報告して居る。其材

³⁾ J. E. Hurst: Tr. American Foundrymen's Association' Vol. 34, 1926, p. 163.

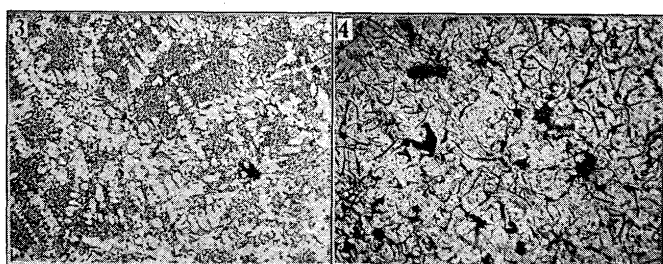
⁴⁾ H. W. Stuart: Tr. American Foundrymen's Association' Vol. 43, 1935, p. 443.

質の代表成分を見るに C 3.65%, Si 1.80% の如く珪素が稍低い。其報告によれば此材質は従来のドラボー法に比し衝撃に強いといふ。又其組織を見るに全面鼠組織であるが外皮から中央にかけて共晶黒鉛が現はれてゐる。

著者は $T.C.$ 3.56% Si 2.13% なる鑄鐵を片面を金型に他面を砂型に當てて厚さ 15mm の板狀鑄物を鑄込み後に $900^{\circ}C$ に 1 時間焼鈍して試験した。其組織は金型に當た側から中央にかけては共晶黒鉛を示し(寫眞 3) 砂型に當た側の方は寫眞 4 の如き片狀黒鉛を示してゐる。同一鑄

寫眞 3.

寫眞 4.



寫眞 3 C 3.56% Si 2.13% なる鑄鐵を急冷せる組織(共晶黒鉛)
寫眞 4 寫眞 3 と同一鑄鐵の稍徐冷せる組織 (片狀黒鉛)

鐵を別に熱した乾燥砂型に鑄込んだ。之等の機械的性質を對稱すれば第 1 表の如くなる。

第 1 表

鑄鐵の成分%	鑄造及處理法	組織	抗張力 kg/cm^2	ブリネル硬度	アイゾット衝擊値 mkj/cm^2
C 3.56 Si 2.13 Mn 0.80 P 0.32 S 0.56	板狀鑄物, $900^{\circ}C$ に焼鈍, 金型に接した側	共晶黒鉛	28.00	159	0.141
片狀黒鉛		21.28	131	0.154	
	熱したる砂型鑄造せる棒	片狀黒鉛大形	16.40	136	0.170

之を見るに共晶黒鉛組織を有する材質は抗張力が優れてゐるが衝撃に對しては案外弱い。

著者が前記の小型遠心力鑄造機を用ひて得た急速可鍛鑄鐵の抗張力は $30 kg/mm^2$ 以上 $60 kg/mm^2$ に達し衝擊値は $0.2 mkj/cm^2$ 以上 $1.04 mkj/cm^2$ に及んでゐて其材質はドラボー法或は超ドラボー法のそれよりも優れてゐる事を知た。

又別に鑄型の内面に砂をライニングして遠心鑄造をなすサンドスパン法 (sand-spun 法) があり現在滿洲久保田鑄鐵管會社でも實施せられて居る。其材質は可なり良いと云はれて居るが砂のライニングに手数を要する。

III 鑄鐵の白銹化の範圍

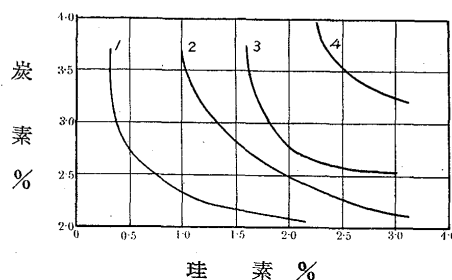
急速可鍛鑄鐵の必要條件としては鑄造状態で完全な白銹

となる事を要する。純粹な鑄鐵に就ては C, Si の量と白銹化可能範圍に關して著者はかつて本誌⁵⁾に報告した。

第 1 圖の曲線 1, 2 は其結果であつて曲線 1 は充分に徐冷しても白銹となり易い範圍を示し曲線 2 はチルド鑄物の

第 1 圖 鑄鐵の炭素, 珪素量と白銹化可能範圍

- 曲線 1. 純鑄鐵に於て徐冷によるも白銹化し易き範圍
- " 2. 純鑄鐵に於て急冷により白銹化し易き範圍
- " 3. 通常鑄鐵に於て, 金型により 10mm 迄白銹化する範圍
- " 4. " " 5mm 迄白銹化する範圍



出來易い範圍を示して居る。更に著者は普通材料を原料として(鞍山三號銹, フェロシリコン, 軟鋼) C, Si を異にする多くの鑄鐵を配合して第 1 圖 3, 4 の白銹化曲線を得た。

曲線 3 は直徑 20mm の棒を肉厚 40mm の金型に冷硬鑄造した場合の白銹に範圍を示す。從て此成分の範圍内の C, Si であれば同じ厚さの鑄型に板狀のものを鑄造すれば 10mm 迄白銹化し得る事が推定される。

棒の直徑 10mm 鑄型の肉厚 25mm の場合の曲線は第 1 圖 4 である。此場合には白銹化可能範圍は更に廣い。ドラボー法の如く鑄型を水のジャケットにして冷却速度を大きくするならば白銹化範圍が擴大し得るであらふ。

又著者は本誌⁶⁾上で一般に鑄鐵は或溫度以上の過熱熔解を受けた場合には白銹化し易くなる事を各種成分の鑄鐵に於て確めた。從て急速可鍛鑄鐵の熔解を電氣爐の如き過熱の容易なる爐により行ふ時は白銹化範圍を廣くする事が可能であらふ。

第 1 圖から推定すればよく冷却した鑄型を用ふるとせば肉厚 10mm を超えぬ遠心鑄造管は Si を 1.6% 迄に撰ぶならば急速可鍛鑄鐵となし得可く、又炭素量 2.7% 以下のものを用ふれば Si 2% 以上の鑄鐵をも白銹化し、炭素量 2.25% 以下なる時は Si の含量に關せず白銹化して急速可鍛鑄鐵となし得るであらふ。

⁵⁾ 谷村: 鐵と鋼 第 12 年 大正 15, 3, p. 277

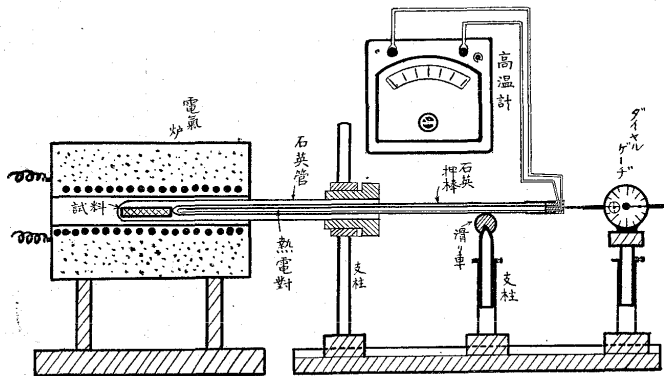
⁶⁾ 谷村: 鐵と鋼 13 年, 昭 2, 11, 月, p. 889

IV 急速可鍛鑄鐵の燒鈍に要する時間

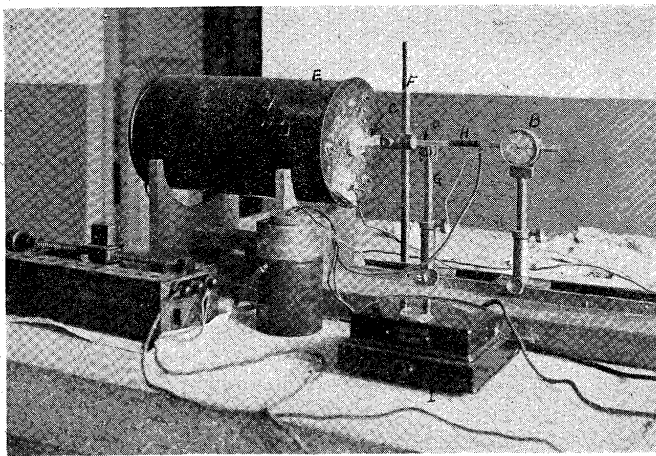
可鍛鑄鐵の黒鉛化に關しては既に澤村⁷⁾ 菊田⁸⁾ 兩博士の廣汎な研究があつて其機構や各種元素の影響が明かにされて居る。兩氏は共に本多式熱膨脹計を使用された。珪素、炭素共に高い急速可鍛鑄鐵に於ては黒鉛化が極めて迅速に進行するを以て反射鏡を有つ此膨脹計では取扱ひに不便を感じた。

依て著者は第2圖、寫眞第5に示す簡易な膨脹計を使用

第2圖 膨脹計



寫眞 5. 本實驗に用ひた膨脹計

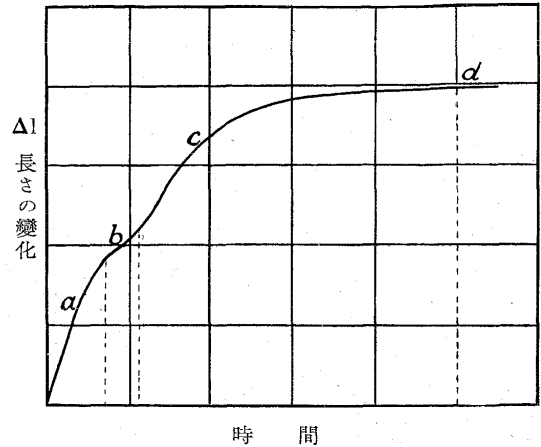


した。此膨脹計では鐵と石英との膨脹量の差だけ石英棒がダイヤルゲージを押し其讀みを直接讀み取るのである。此膨脹計は定量的の測定には精密とは云へぬが本實驗の如く黒鉛化により膨脹の持續期間を測るには便利である。又 A_1 變態點の膨脹、收縮をよく示すを以て振動の多い現場の附近で熱處理に適する温度を確める爲に利用出来る。

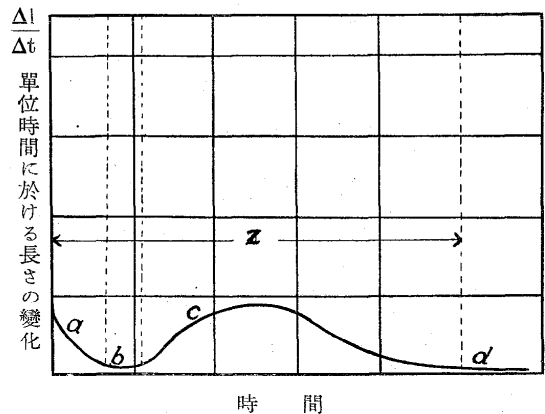
著者の實驗方法は豫め電氣爐を 900°C に加熱し置き直徑 8mm 長さ 80mm の金型鑄造白銑試料を迅速に爐中に

入れ直ちに押し棒をダイヤルゲージに接觸せしめる。然る時時間と長さの變化を讀めは第3圖の如き曲線となる。各時間の温度は押し棒の中にある熱電對で別に讀む。或は又第4圖の如く單位時間内の長さの變化 ($\Delta l/\Delta t$) と時間の

第3圖 急速可鍛鑄鐵の膨脹曲線



第4圖



關係曲線を作れば一層變化が分り易い。圖中 a の間は豫熱されて膨脹あり b の間は A_{c1} 變態が起て膨脹が一時やみ c に至れば急速に膨脹を起し黒鉛化の進行を示し。d に至れば第一段黒鉛化が終る。此場合試料の温度が爐の温度と同一になる迄約 30 分を要し一方試料の黒鉛化は此温度に達する迄に開始せられる事が多い。従て嚴密な意味では一定温度の黒鉛化時間と言ふ事が出来ぬ。又黒鉛化時間は嚴密に云へば c と d の間を取る可きであるが開始時が明瞭でない。以上の如き事情がある爲本實驗に於ては便宜上試料挿入より膨脹の終る迄の時間 Z を爐の温度 (900°C) に於ける黒鉛化時間として各種試料を比較する事にした。

試料調製には雲伯白銑 ($T.C. 3.14\%$, $Si 0.25\%$, $P 0.046\%$, $Mn 0.15\%$, $S 0.032\%$) を主とし、フェロシリコン、軟鋼を熔製した中間合金を配合して不純物の少いものを作た。先づ試料の炭素を約 3% に一定とし、珪素を種

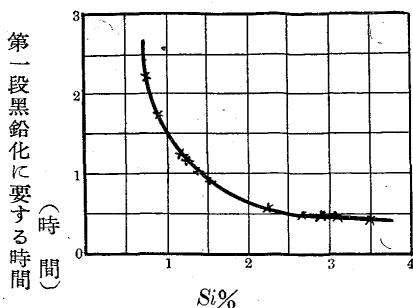
7) 澤村: 鐵と鋼 第 11 年 大正 14, 12 月 p. 891

同 第 14 年 昭 3. 9 月 p. 241

8) 菊田: 東北, 理科報告, 第 15 卷 大正 15, p. 115

々變へた場合に第一段黒鉛化に要する時間を試験した結果は第5圖の如き曲線を得た。本實驗では Si が1.5%以上

第5圖 急速可鍛鑄鐵の珪素量と第一段黒鉛化に要する時間



の場合には900°Cで1時間以内で第一段黒鉛化が起る事を示した。豫熱に要する時間を差引けば15分位で黒鉛化を終るものがある。菊田博士の實驗結果と對稱

して黒鉛化に要する時間が少いのは試料の製作が一方は砂型鑄造であるに對し急速可鍛鑄鐵は金型であつたからセメントタイトの組織が細かい事や或は急冷による⁹⁾影響があつた爲であらふ。

次に珪素量を約2.1%に揃え、炭素量を變へた。試料に就て第一段黒鉛化に要する時間を比較せし處第2表の如き結果を得た。

第2表

Si%	C%	第一段黒鉛化に要した時間	Si%	C%	第一段黒鉛化に要した時間
2.12	2.29	65	2.20	3.12	40
2.09	2.42	45	2.21	3.26	40
2.11	2.46	43	2.22	3.32	40
2.07	2.83	40	2.13	3.41	40
2.07	2.81	40			

即ち珪素量の多い白銑に於ては炭素の影響は極めて少い。たゞ炭素が2.3%近くなると幾分第一段黒鉛化時間も長くなる結果を示してゐる。Si 1.20%を用ひた菊田博士の實驗結果でも炭素の影響が少い事が報告されて居る。

本研究では急速に可鍛鑄鐵を得るを目的として居る爲地鐵にパーライトが残存する組織を取扱て居るが第二段黒鉛化に要する時間に就ても本多式膨脹計を用ひて一部の實驗を行つた。珪素量の高い試料では黒鉛化が迅速であるのとγ鐵中の炭素の溶解量が少い爲に測定が困難であつた。著者が Si 1.5%迄の數種の試料に就き實驗した結果は菊田博士の結果と同様に第二段黒鉛化時間は Si の増加と共に對數曲線的に減少する事を知た。然し其所要時間は急速可鍛鑄鐵では短い。例へば C 3.13%, Si 1.49% の試料の所要時間は1時間であつた。菊田博士のデータでは之に該當するものが5時間半程要してゐる。これは試料の鑄造組

織や冷却状態に起因するのであらふ。而して Si 2.2%以上の試料は焼鈍後其儘爐中冷却をした状態でも大部分フェライト組織を呈してゐる。

V 急速可鍛鑄鐵の機械的性質

急速可鍛鑄鐵の機械的性質の試験に當て最初は試験片を金型に白銑丸棒として鑄造し次に焼鈍して作たが孰れも中央に收縮窩を生じ無疵の試料を得る事が出来なかつた。後に遠心鑄造によつて肉厚約12mmの管體を鑄造し之を豫め膨脹試験により知り得た時間以上に焼鈍して第一段黒鉛化を行はしめ其儘爐中に冷却せしめて可鍛鑄鐵質となしこれより抗張及衝擊の試験片を採た。焼鈍温度は孰れも900°Cである。多數の試料を得たが其内代表成分を撰び第3表に試験結果を示した。之等試料の配合には不純物も實用鑄鐵の程度にする爲に鞍山銑鐵、軟鋼(釘)、普通のフェロシリコンを原料とした。其成分を示せば第4表の如きものである。

抗張試験は直径10mm標點距離30mmの小さい丸棒につき行つた。第6圖に各成分と抗張力との關係を示す。

第3表

No.	化學成分		抗張力 (kg/mm ²)	伸% (3cmに付)	衝擊値 (ml/g/cm ²)	ブリネル硬度	組織
	C	Si					
1704	1.99	1.21	60.00	3.5	0.592	269	P質, 殘留セメントタイト微量
1705	2.01	1.32	51.10	3.0	0.813	241	P質, F少量
1699	2.23	1.42	52.12	2.5	0.773	217	P質, F2.1%
1706	2.71	1.26	43.50	3.25	0.726	207	P質, F20%
1707	2.95	1.24	40.25	3.5	0.771	214	P質, F20%
1735	1.92	1.62	59.94	2.25	0.870	217	P質, F15%
1709	2.05	1.65	51.35	2.25	0.631	235	P質, F20%
1723	2.32	1.68	44.11	3.75	0.315	192	半P質, F50%
1712	2.70	1.63	37.20	2.50	0.470	190	半P質, F60%
1749	2.96	1.76	32.25	1.75	0.373	187	F質, F90%
1731	2.12	2.10	39.79	1.50	0.492	197	F質, F70%
1724	2.60	2.00	39.57	2.50	0.364	207	F質, F81%
1741	1.86	2.34	39.47	1.25	0.377	207	F質, F85%
1733	2.21	2.27	38.24	2.25	0.282	197	F質, F95%
1728	2.32	2.30	34.99	3.50	0.224	185	F質 F95%以上

第4表 機械試験に用ひた急速可鍛鑄鐵の原料

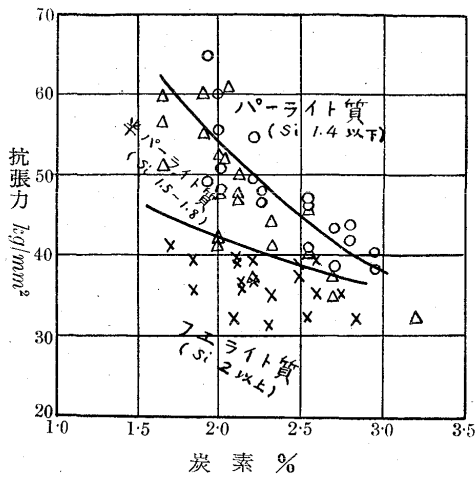
	T.C	Si	Mn	P	S
鞍山銑鐵	4.01	2.19	0.80	0.32	0.056
軟鋼	0.16	0.02	0.55	0.016	0.05
フェロシリコン	0.13	85.53	—	—	—

本實驗に於ては次に述べる事情により機械的性質と成分との關係を單純なる曲線に求める事が難かしいので第6圖は強さに對する各種成分の分布圖となつて居る。即ち各試料は900°Cの焼鈍、爐中自然冷却を行つたのみであつて Si の低い試料に於ては第一段黒鉛化のみ行はれて地鐵はパー

⁹⁾ 澤村: 齋藤: 鐵と鋼 第12年 12月 p. 1006
同上 同上 第13年 9月 p. 711

ライト質であり Si の高いものは第二段黒鉛化迄進んで

第 6 圖 急速可鍛鑄鐵の成分抗張力との關係

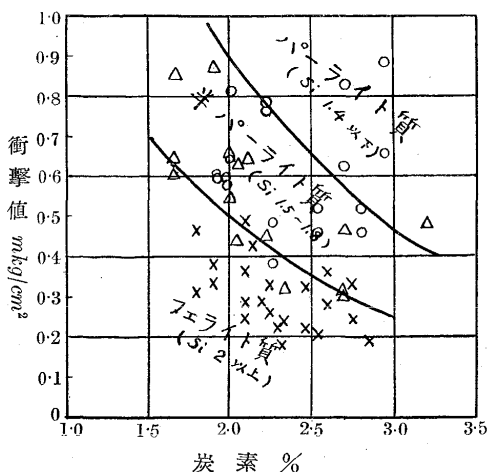


フェライト質になるといふ様に組織を異にしてゐる。大體 Si 1.5% 以下の試料は殆どパーライト質 Si 1.5~2.0% はフェライトとパーライトが半し Si 2% 以上ではフェライトの割合多く Si 2.5% 以上では殆ど全部フェライトとなつて居る。

第 6 圖に於て見るに抗張力は炭素が減するに従ひ顯著に上昇し。同一炭素量のものゝを比較すれば珪素の低いパーライト質のものが強い。炭素 2.2% 以下でパーライト質の急速可鍛鑄鐵は抗張力 50 kg/mm² となり或ものは 60 kg/mm² に達する。伸は本實驗の如き小試験片では他のものとの比較が出来難いが、鋼や通常の可鍛鑄鐵の様に大ならず。通常の鑄鐵に比すれば粘り強い事を示した。

次に衝撃試験には鑄鐵の如き脆い材質に適する小型アイゾット型試験機 (容量 0.4 mkg) を用ひた。試料の寸法は 5×5 mm 角、長さ 50 mm で切り込み無とした。其結果を

第 7 圖 急速可鍛鑄鐵と衝撃値の關係



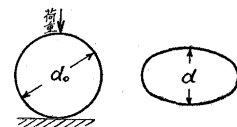
第 7 圖に示す。これも衝撃値に對し各成分の分布圖とした之を見るに衝撃抗力は低炭素である程又低珪素である程大きい。而して炭素の影響よりも、珪素の影響を受ける事が著しい。急速可鍛鑄鐵の衝撃値は普通鑄鐵の衝撃値 0.1~0.3 mkg/cm² に比すれば大であるが一般の可鍛鑄鐵の 4~5 mkg/cm² に比すれば可なり低い但其珪素量が減少し且つ第二段黒鉛化を行はしむればこれに近づくものと考へられる。

第 5 表 急速可鍛鑄鐵の輪狀試片撓み量の實例

輪の原寸法

直徑(外) 65.5 mm

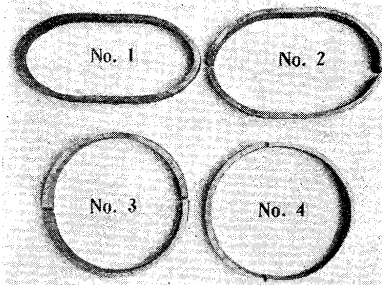
肉厚 2.5 mm



No.	化學成分		組織	撓み mm (d-d ₀)	割合 $\frac{d_0-d}{d_0} \times 100$
	C	Si			
1736	2.14	2.00	F質 F90%	25.0	38
1727	2.11	1.90	F質 F90%	17.0	26
1711	2.53	1.73	F質 F70%	14.0	21
1730	2.21	2.10	F質 F70%	12.5	19
1709	2.05	1.65	P質 F20%	7.0	11
	普通鑄鐵管			0.5	0.8
	高級鑄鐵管				

一方珪素の多いフェライト質の急速可鍛鑄鐵は第 7 圖で衝撃値が低くなつてゐるが此材質は脆いかと云ふに然らず、遠心鑄造管體から燒鈍後輪狀の試料を削り取り其直徑と肉の厚さを揃へて* 壓縮撓み試験を行た。第 5 表に示す如くフェライト質の急速可鍛鑄鐵は直徑の 1/3 以上も撓んで初めて裂れ目を生ずるものがある。同様の寸法の普通鑄鐵及高級鑄鐵管に就き行て見たが殆ど撓まずして破壊した。兩者の破壊後の試料を寫眞第 6 に示した。パーライト

寫眞 6.



No. 1 急速可鍛鑄鐵管の輪狀試験片壓縮により撓みたる状態を示す

No. 3 高級鑄鐵管 } 殆ど撓まずして破壊せる状態を示す
No. 4 普通鑄鐵管 }

* 此直徑と肉厚との割合は略 300 mm の水道鐵管の寸法の割合となつてゐる

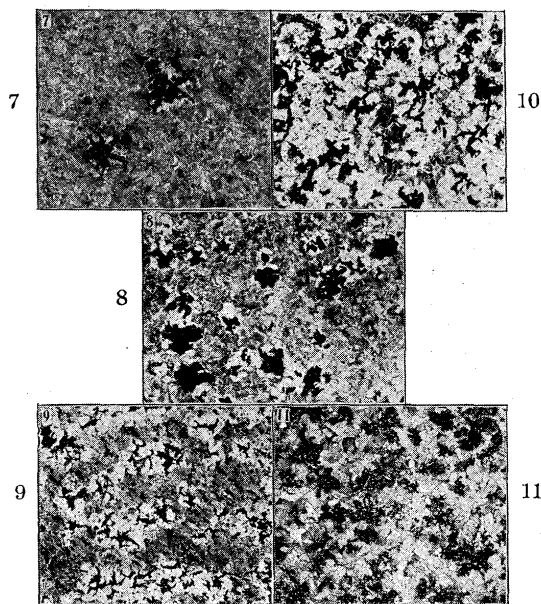
質の急速可鍛鑄鐵は弾性に富むが故に撓み量が少く原直徑に對する割合が 10% 以下のものが多い。孰れにしても急速可鍛鑄鐵は著しく粘り強い事が明かである。

VI 顯微鏡組織

本研究で取扱た急速可鍛鑄鐵は前述の如く Si の低いものは完全なパーライト質であり Si が増すと共にフェライトの割合を増す。同じ Si 量ならば炭素の多いもの程フェライトの割合を増す。寫眞 7~11 に Si と共に組織の

寫眞 7~11

×125 を 0.46 に縮寫す



寫眞 7. パーライト質急速可鍛鑄鐵

試料 A T.C 1.90, Si 1.43 抗張力 59.48 kg/mm² 衝擊値 1.038 mkg/cm²

寫眞 8. パーライト質に少量フェライト混ず

試料 B T.C 1.92, Si 1.62 抗張力 59.94 kg/mm² 衝擊値 0.87 mkg/m²

寫眞 9. 半パーライト質急速可鍛鑄鐵

試料 C T.C 2.45, Si 1.69 抗張力 49.47 kg/mm² 衝擊値 0.471 mkg/cm²

寫眞 10. フェライト質にパーライト混ず

試料 D T.C 2.11, Si 1.90 抗張力 39.31 kg/mm² 衝擊値 0.367 mkg/cm²

寫眞 11. フェライト質急速可鍛鑄鐵

試料 D T.C 2.21, Si 2.27 抗張力 38.24 kg/mm² 衝擊値 0.281 mkg/cm²

變化する状態を示した。

低炭素、低珪素のものは殆ど完全なるパーライト質でありテンパー炭素の分布は疎にして丸味を有する。テンパー炭素に接した處には僅かのフェライトが認められる。

珪素が同様でも炭素が増せばテンパー炭素の数が多くなり従てそれに近接する部分のフェライトは多くなり全體としてフェライトの割合が増す。

珪素量が増加すればフェライト質となるは勿論であるが

テンパー炭素が星状或は細長い形態をとり易く一箇一箇の形が小さくて数が多く密になる。Si 2.2% 以上の試料ではテンパー炭素が、小さいのみならず互ひに連続して共晶形黒鉛に近い組織を呈すものがある。

組織と關聯して機械的性質を考察するに低炭素低珪素の急速可鍛鑄鐵の抗張力衝擊値が優れて居るのはパーライト質であること又組織を弱くするテンパー炭素の分布が疎である爲であらふ。珪素の高いものが抗張力、衝擊値共に低いのはフェライト質であり、珪素を含むフェライトが脆い爲でもあるが一方テンパー炭素が密に分布されて居る事や其形状にも起因するものと考へられる。

結 尾

急速可鍛鑄鐵として從來使用されて居る可鍛鑄鐵よりも珪素の高い材質を研究した。其結果は次の如くである。

1. 炭素及珪素共に從來の材質よりも高い可鍛鑄鐵に於ては第一段黒鉛化に要する時間は珪素の量に支配せらるる事が大きく炭素の影響は比較的少い。炭素の割合に高いものでは第一段黒鉛化に要する時間は Si 1.5% 以上に至れば 1 時間以内に短縮される。

2. 完全なる白銑を生ずる可能性は低炭素である程大きい。珪素の影響は炭素よりは輕少である。C 3% 以下の鑄鐵であれば過熱溶解によつて白銑化能力を増す。此理由により低炭素にして適當に多く珪素を含む鑄鐵は急速可鍛鑄鐵の目的に適ふ。金型を用ひて大なる冷却を與へるならば炭素量 3.2% を超えぬ範圍の普通成分の鑄鐵をも白銑化し短時間焼鈍によつて急速可鍛鑄鐵とする事が出来る。

3. 急速可鍛鑄鐵の機械的試験の結果は抗張力は炭素の減少と共に著しく高まる。それに珪素の低い場合にはパーライト質となり一層大である。Si 2.2% 以上のものは軟いフェライト質となり抗張力が低い。低炭素パーライト質急速可鍛鑄鐵の抗張力は 60 kg/mm² に達する。最も柔軟なものと雖 30 kg/mm² を下らず。

4. 衝擊抗力は從來の可鍛鑄鐵に比し劣るが普通鑄鐵よりは遙に大きい。急速可鍛鑄鐵の中では低炭素、低珪素である程衝擊値が大きい。

5. 遠心鑄造法に依り得た急速可鍛鑄鐵の輪狀試片の撓み量を試験した結果は其優秀なるものは直徑の 1/3 以上撓みて初めて裂れ目を生じた。之に比し同一寸法の鑄鐵は殆ど撓む事無く破壊する。

6. 遠心鑄造法を利用して金型を以て急速可鍛鑄鐵管を

製するならば其抗張力は普通鑄鐵管の二倍にも達せしめ得るのみならず粘り強い點に於て管の安全性を大いに増加し得る。現今鐵鋼材不足の際に此材質を利用すれば鐵管の材

料を節約し得る事が大きいと思考する。

終りに本研究に多大の援助を與へられし久保田權四郎氏に謝意を表し又實驗に従事せし彌吉正人君の勞を多とす。

24S 型 デュラルミン 鋁 の 機 械 的 性 質 に 及 ぼ す Al 地 金 の 純 度 に 就 て

森 永 卓 式*
溝 口 文 作*

EFFECT OF THE PURITY OF ALUMINIUM INGOTS UPON THE MECHANICAL PROPERTIES OF SUPER-DURALUMIN PLATE OF 24S TYPE.

Takutti Morinaga, and Bunsaku Mizoguti.

SYNOPSIS:—Using various aluminium ingots produced from Manchurian alumina-shales, the super-duralumin plates of 24S type were prepared and their mechanical properties have been examined. The purities of the aluminium ingots used were 99.53%, 99.62% and 99.67%, respectively. For a comparison, the imported aluminium ingots of 99.57% was also used.

From the results of the experiments, it was confirmed that the mechanical properties of the duralumin plates made from the Manchurian aluminium is superior to those produced from the imported aluminium ingots.

I 緒 言

滿洲産礬土頁岩製アルミニウム地金の純度の相違するものを選び、之等から 24S 型デュラルミン鋁を試作し、その機械的性質を比較した。使用したアルミニウム地金の純度は第 1 表に示す様に 99.53%、99.62% 及び 99.67% の 3 種である。さらに比較のために外國産輸入アルミニウム

第 1 表 Al 地金の分析結果

試料番號	Fe %	Si %	Ti %	Na %	Cu %	Al % 差
MK ₁	0.12	0.14	0.009	0.041	なし	99.69
MK ₂	0.16	0.18	0.008	0.037	"	99.62
MK ₃	0.18	0.25	0.010	0.032	"	99.53
外國品	0.29	0.12	0.004	0.039	"	99.57

地金、99.57% 純度のものをも使用して同様に 24S 型デュラルミン鋁を試作し機械的性質の對照を試みた。

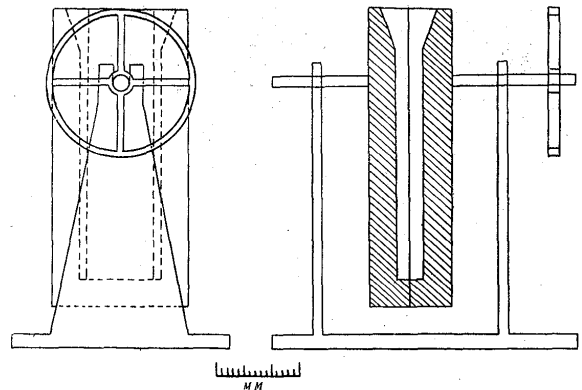
II 熔 解 及 び 鑄 造

電氣爐中で黒鉛坩堝を 900°C に赤熱し、計量した Al 地金を加えて熔解し、所定の Al・Mn 及び Al・Cu 母合金を加調した。

熔解が終れば Mg を添加し、700°C より 100°C に豫熱した傾倒式金型に鑄造した。傾倒式金型の型狀は第 1 圖

の如くである。注湯と同時に徐々に起して行く方法のものである。

第 1 圖



之等金型の肉厚が鑄造組織に重要な關係があることは勿論で、次の様な計算式でスラップと金型の厚さを求めて見た。比熱及び熔解潜熱等は Al の値をそのまま使用した。

スラップの重量	X kg
金型の重量	Y kg
鐵の 250~350°C 間の比熱	0.14
アルミニウムの 658~700°C 間の比熱	0.25
アルミニウムの熔解潜熱	92.4 Kcal
700°C より凝固する迄の放熱量	102.9 Kcal
金型の加熱される溫度	102.9/0.14 Y°C(1)

(1) の値が略 100°C に近い値になる様にすれば良い。

* 滿洲輕金屬製造株式會社研究部