

- 14) 下川義雄, 田上豊助: 鐵と鋼特輯 38 (1952) 10, 60  
T. E. Brower & B. M. Larsen: Trans. A.I. M.E. 176 (1948) 330
- 15) 松下幸雄: 鐵と鋼, 38 (1952) No.3. p. 8
- 16) J.C. Fulton & N. J. Grant & J. Chipman: J. of Metals, 5 (1953) No. 2. 185
- 17) N.E. Densem & W.E.S. Turner: J. Soc. Glass Techn. 22 (1938) 372
- 18) N.J. Grant & J. Chipman: Metals Techn., 13 No.3 (1946) 25
- 19) H. Schenck: Physikalische Chemie der Eisenhüttenprozesse (1932)
- 20) M. Rey: Revue de Metall., 46 (1949) No. 13. 849
- 21) P. Herasymenko & G. E. Speight: J. of Iron & Steel Inst, 166 (1950) No. 11. 169; 166 (1950) No. 12. 289

## ダクタイル鑄鐵の生長について

(昭和 27 年 11 月本会講演大会に於て講演)

長 岡 金 吾\*

### ON THE GROWTH OF DUCTILE CAST IRON

*Kingo Nagaoka*

#### Synopsis:

The growth of ductile cast iron by repeated cyclic heating were measured in air and vacuum in comparison with other type cast irons and in order to observe the process of growth, some experiments were performed by a dilatometer. and micro-structure and strength of these cast irons after cyclic growth were also examined.

The results obtained were as follows:

(1) Growth of ductile cast iron both in air and vacuum were less than that of normal cast iron melted with same conditions except magnesium treatment in ladle, and the growth increased by remelting.

(2) Growth increased with elevated heating temperatures (750~950°C), but the effects were poor.

(3) Oxidation effects and decrease of strength by cyclic heating were not apparent.

(4) With the same rate of cooling and heating on the curves of length-change of ductile cast iron the  $A_{r1}$  expansion and the  $A_{c1}$  contraction apparently were not found, but with other type cast irons these changes appeared. Consequently in the microstructure of ductile cast iron more ferrite were observed.

(5) The growth of ductile cast iron were caused namely by the locational irreversibility of graphite reformation during the heating and cooling, and growth of cast iron varied with the mechanism of ferrite formation through critical range and the effects of oxidation for each cast iron.

#### I. 緒 言

鑄造に関する最近の進歩として多大の関心を集めたダクタイル鑄鐵については多くの特性が報告されているが、

耐熱性もその一つで、この鑄鐵の創始者の一人である A.P. Gagnebin<sup>1)</sup> 他二、三の研究者によつてその優

\* 北海道立工業試験所

良なことが報告されている<sup>2)3)</sup>。最近、この新鑄鐵も欧米に於ては工業材料として広範囲に実用されるに至り、我国でも既に内燃機関シリンダー等としての使用や、特に耐熱的用途としてインゴットケースへの応用の試みもなされている。

ダクテル鑄鐵の耐熱性が優れているならば、良好な機械的性質と、被切削性をもつ耐熱鑄鐵として高く評価し得るところであつて、かゝる観点より、従來の報告では簡単な比較しかなされていないダクテル鑄鐵の生長について詳細な実験を行つた結果、その特質を明かにすることが出来た。実験に使用したダクテル鑄鐵は、つとめて第三元素の介入をさせて、ダクテル鑄鐵の本質を知ろうとする従前よりの此の鑄鐵に関する吾々の実験<sup>4)5)</sup>の方針と同様に純マグネシウム処理により製造したものである。鑄鐵の耐熱性は、高温酸化と繰返し加熱による生長の他、場合により高温強度も重視されるが、この実験では主として生長量と、生長に伴う材質の変化を対象とした。

ダクテル鑄鐵の成分は、鑄鐵の生長に良い影響を与えないと認められている珪素<sup>6)</sup>が一般に多いが一方この鑄鐵の特色であり、多くの優れた機械的性質の原因となっている球状に析出した黒鉛を有するのでダクテル鑄鐵の生長には、鑄鐵の生長現象自体としても可成り興味深い問題がある。

## II. 生長試験

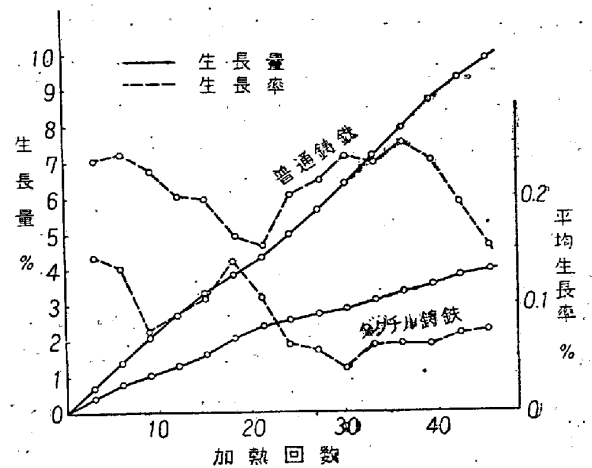
生長試験は先ず實際の使用条件に近い空気中で行い、その生長に関する概括的特性を知り、次で、熱膨脹計を用いて真空中に於ける生長を観測した。

### i) 空気中での生長

試料として用いたダクテル鑄鐵と普通鑄鐵は、高周波誘導電気炉により本溪湖銑を主体にして同時に熔解し、ダクテル鑄鐵は取鍋に分取したこの熔銑に1.5%の純マグネシウム及び0.9%のFe-Siを添加鑄造したもので成分は第1表に示されるが、完全な球状黒鉛組織を有している。普通鑄鐵は、同じ熔銑に鑄込前にFe-Siのみ

を添加し珪素量を調整したものである。

鑄込まれた直径2.5mmの丸棒を黒皮のまま900°Cに加熱保持された電気マッフル炉に挿入して加熱し1.5時間の後に取出し空中放冷した。1時間の後再びこれを炉に入れこの過程を繰返した。生長量は長さ190mmに仕上げた試料丸棒の両端面中心に穿孔して、13Cr鋼片を打込み、この鋼片端面間の200mmを測定の基準とし、加熱繰返し3回毎に室温に於てその長さを測定して求めた。



第1圖 空氣中に於ける生長(900°C)

第1図は両鑄鐵の生長曲線である。45回の加熱繰返しによつて普通鑄鐵は10%以上生長したがダクテル鑄鐵は4.2%で平均生長率は第2表に示されるように概ね1/2.8である。3回毎に測定した生長量は、加熱回数と共に第1図中に点線で示すように変化したが両者はその大きさ、傾向共に異つている。特に普通鑄鐵では一旦低下した生長率が35回附近で著しく増大しているのは、その直後に著しい内部酸化の現れた破面を以て破損していることから、酸化の影響と認められるがダクテル鑄鐵にはかゝる変化は現れていない。しかし此の鑄鐵も低率ながら生長し続け30回附近の最低を経て以後はむしろ増加の傾向を示した。

酸化の影響は破面に著しい相異となつて現われ、ダクテル鑄鐵は表面1mm程度が脱炭して輝いた粗粒破面に

第1表 試料成分A, 空氣中

成分	C	Si	Mn	P	S	Mg	試験前の顯微鏡組織
ダクテル鑄鐵 No.13D	3.38	3.72	0.54	0.030	0.010	0.027	N.G+P+F (寫眞第10)
普通鑄鐵 No.38N	3.55	3.37	0.50	0.030	0.014	—	F.G+P+F (寫眞第4)

N.G: 球状黒鉛, F.G: 片状黒鉛, P: パーライト, F: フェライト

第2表 生長と酸化剝脱量 (空气中 900°C 45 回)

試料*	總生長量 mm	平均生長率 %/回	酸化剝脱量 mm(計算)
ダクチル鑄鐵 No.13 D	8.05	0.08	0.64
普通鑄鐵 No.38 N	19.60	0.22	2.35

\* 直徑 25mm, 長さ 190mm

変化したが、内部は依然として鋼状破面であるに対して普通鑄鐵は全く金屬色を失い、外表より 3.5mm は灰青色に、その内部は灰黒色になり、著しい変質が認められた。又これ等の試料の表面酸化膜を十分に剝離して、鉄地肌を現わし、直徑の方向にも長手方向と同率の生長をなしたとして計算により求めた酸化剝脱層の厚さは第2表中に示す如くダクチル鑄鐵は普通鑄鐵の 1/3.6 に過ぎない。

普通鑄鐵は 48 回の加熱冷却を終えて炉より取出す際の僅かの衝撃で折損し、既に材力が零に等しい程度に低下したが、曲げ試験を行つたダクチル鑄鐵は第3表に示すように試験前の材力の 75% 以上を保持している。硬度はダクチル鑄鐵ではブリネル硬度 214 が試験後 153 に普通鑄鐵は試験前の 159 が中心部 86、表面近くではそれ以下に低下した。

第3表 曲げ試験

曲げ試験	ダクチル鑄鐵 No.13 D		普通鑄鐵 No.38 N	
	破片荷重 kg	撓み mm	破片荷重 kg	撓み mm
試験前	4.140	9.0	1.480	3.0
試験後**	3.115	4.5	0	0

\* 直徑 25mm, 180mm スパン

\*\* 900°C 迄、空气中 45 回加熱冷却

## ii) 真空中での生長

空气中での生長試験により鑄鐵によつて酸化による影響の差の大なること、ダクチル鑄鐵も低率ながら毎回

相当量の生長をなすことを知つた。酸化の影響を除き、且生長の過程を観測するために本多式熱膨脹計を用い真空中に引きつゝ加熱冷却を繰返した。試料は空气中の試験に用いた2試料の外に第4表に示す試料を加えた。普通鑄鐵 No.20N はダクチル鑄鐵 No.20D を坩堝炉によつて再溶解し、折出黒鉛を片状にしたもので No.38 N の普通鑄鐵よりも細い片状黒鉛を有している。No.13 D, No.20 D, No.42 D のダクチル鑄鐵及び No.5 N, D の不完全ダクチル鑄鐵はいずれも同一条件で溶解し、純マグネシウムにより処理したものであるが、処理条件を多少異にしている。No.42 D は処理効果が多少不充分で極く少量乍ら、片状黒鉛を混え、No.5 N, D は片状黒鉛が更に多く析出している。坩堝炉で溶製した No.100 N, D も同様で粗大な片状黒鉛と球状黒鉛を混えている。可鍛鑄鐵はいづれも坩堝溶解の白銑を焼鈍し、黒鉛化したものである。

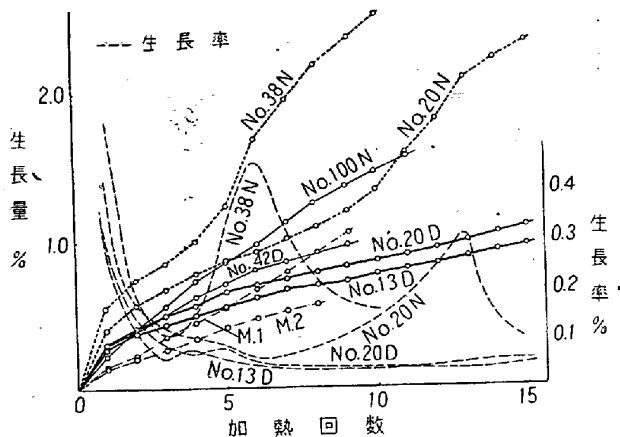
熱膨脹計による加熱温度は 950°C 迄とし、この温度に於て長さの変化の停止した後冷却したが変態温度附近の加熱及び冷却速度は概ね 10°C/min とし、500°C 以下の冷却は炉の電流を断ち炉中放冷した。一回の加熱毎に真空を開放し、室温で膨脹量を測定したが、この毎回の開放と、真空度が 1.0~1.5mm 水銀柱である為に試料表面には僅かの酸化色が現われた。950°C 迄の加熱冷却を繰返した場合の各試料の生長は第2図の如くである。ダクチル鑄鐵は最も生長が少く、片状黒鉛を混えると増加する。ダクチル鑄鐵を再溶解した場合も同様に生長は多い。可鍛鑄鐵は成分により差があり、一概に、その優劣は断じられないが可成りの生長が見られる。

普通鑄鐵では C, Si の多い方が生長が多いがダクチル鑄鐵では逆に、C, Si の多い No.13 D が最も少い結果になつた。生長率の変化を現わす曲線も空气中の場合と概ね同一の傾向を示し、ダクチル鑄鐵は第1回目の膨脹が大きい、2回目には急に低下する。この第1回目の生長は主に變態点以下の温度に於けるパーライトの分解によるものである。而して 3~5 回に生長率に多少の

第4表 試料成分 B. 真空中 950°C

	C	Si	Mn	P	S	Mg	試験前の組織
ダクチル鑄鐵 No.20 D	3.36	3.03	0.60	0.027	0.008	0.014	N.G+P+F
" No.42 D	3.36	2.98	0.58	0.032	0.024	0.067	N.G+P+F(F.G)
不完全ダクチル鑄鐵 No.5 N.D	3.48	2.57	0.54	0.030	0.010	0.013	N.G+F.G+P+F
" No.100 N.D	4.05	1.72	0.42	tr	0.013	微量	N.G+F.G+P.F
普通鑄鐵 No.20 N	3.01	3.03	0.60	0.027	0.012	—	F.G+P+F
可鍛鑄鐵 M.1	1.90	0.83	0.28	0.088	0.062	—	T.G+P+F
" M.2	2.26	1.07	0.28	0.160	0.063	—	T.G+P+F

N.G: 球状黒鉛, F.G: 片状黒鉛, T.G: 焼戻炭素, P: パーライト, F: フェライト



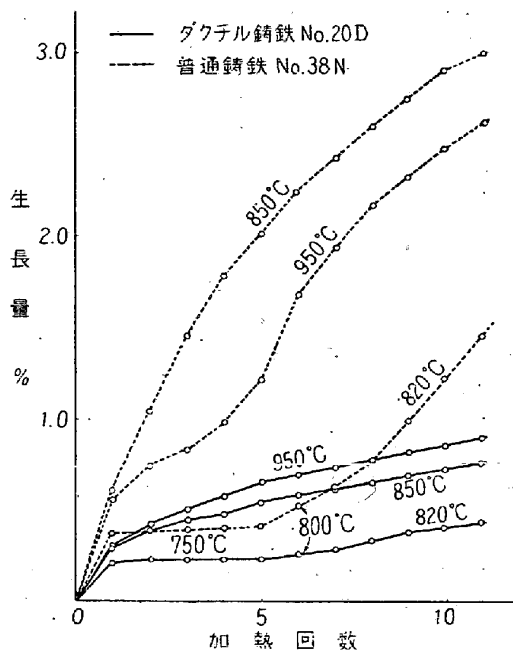
第2圖 真空中に於ける生長 (950°C)  
 N: 普通鑄鐵, D: ダクチル鑄鐵,  
 N.D: 不完全ダクチル鑄鐵, M: 可鍛鑄鐵

変動が現われるが 10 回附近で略々一定の毎回 0.04% 程度になる。これに対して普通鑄鐵は生長率の変動が著しい。第5表は試験前後の試料硬度の変化と、熱膨脹計試料より作製した小試験片により行つた引張試験の結果であるがダクチル鑄鐵は 15 回の加熱後に抗張力 45kg/mm<sup>2</sup>, 伸 10~20% 程度であるに対して普通鑄鐵 No. 38 N は試験前の抗張力 14.5kg/mm<sup>2</sup> のものが 10 回の加熱 2.5% の生長の後 7.8kg/mm<sup>2</sup> に低下した。生長試験後のダクチル鑄鐵を冷却速度を大にして空冷したものは、鑄造のまま略々等しい抗張力 73.5kg/mm<sup>2</sup>, 伸 6.5% 及び硬さ Rb 79.5 で、この程度の生長による材力の低下は殆ど無いことが知られた。

iii) 加熱温度の影響

ダクチル鑄鐵 No.20 D と普通鑄鐵 No.38 N を選んで加熱温度の影響を真空中に於て実験した。加熱温度としては 950°C の外に 850°C, 750°C を選んだが Ac<sub>1</sub> より低い 750°C の加熱温度では試料は共に、第1回の加熱により地質のパーライトが黒鉛化した後は殆ど生長しない。次でこれ等の試料を状態域にかゝる 800°C に

3 回, 更に温度をあげて 820°C に 2 回加熱した。第3 図は加熱温度の生長に対する影響を比較した結果である。



第3圖 生長に及ぼす加熱温度の影響

850°C の場合は両試料の相違が 950°C の場合よりも著しく特に加熱回数の少い初期にその傾向が大きい。ダクチル鑄鐵は 950°C の方が 850°C の場合よりも生長が増しているがこの普通鑄鐵では逆に 850°C の場合が大きい。共に第1回の加熱による生長には殆ど差がない。鑄鐵の生長は加熱温度の上昇と共に増加すると一般に考えられているが、生長が後述の如く、単一の条件によつて生ずるものでないと考えられるので酸化を抑制した此の実験では逆の影響が現れたのであろう。これと同様の傾向の結果も二、三<sup>7)</sup> 見うけられるが詳細は更に研究の要がある。

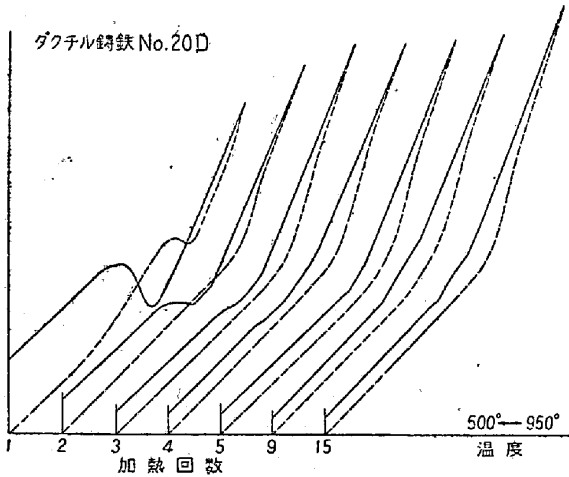
II. 熱膨脹曲線

第5表 生長試験と材力 (950°C, 真空中)

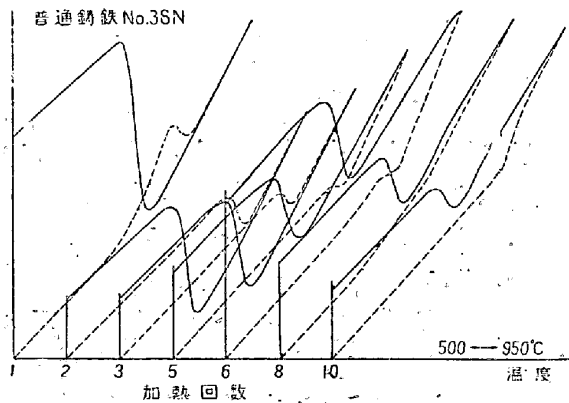
試料	No.13 D	No.20 D	No.42 D	No.5N.D	No.38 N	No.20 N	No.100N.D	M.1	M.2
加熱回数 生長量	15 0.96	15 1.08	8 0.90	8 0.86	10 2.50	15 2.31	11 1.55	(9)* (1.03)	(8) (0.56)
硬さ Rb	試験前 96.5 試験後** 65.0	95.5 61.0	69.5 67.5	77.0 55.5	82.5 13.5	81.5 27.5	72.0 33.5	94.0 76.5	82.5 85.5
抗試張力 (試験後)	42.2 11.5	46.8 20.0	43.5 9.5	27.0 0	8.0 0	15.1 0	19.5 4.0	42.3 0	50.5 2.0

\* 焼鈍をなしたもの; \*\* 冷却速度 8~10°C/min

生長試験の結果、ダクチル鑄鉄は、普通鑄鉄に比べて真空中に於ても、空气中と同様に生長が少く、生長率の変化の傾向と、加熱温度の影響に相違のあることが知られたが、この原因を明かにする為、熱膨脹計により求めた加熱、冷却曲線について比較した。



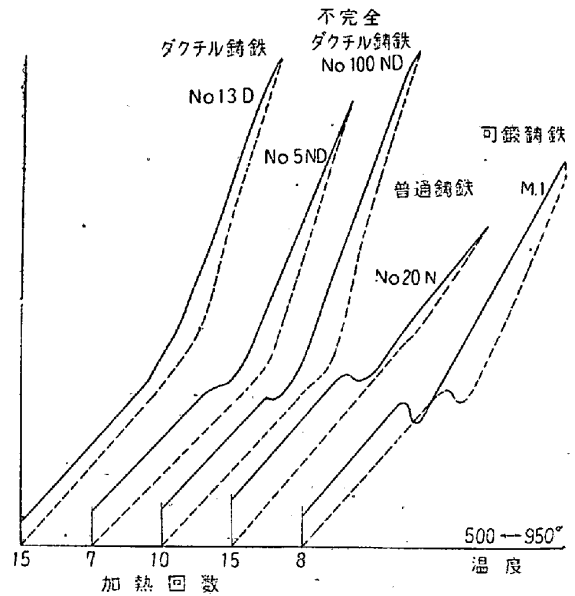
第 4 圖 ダクチル鑄鉄の熱膨脹曲線



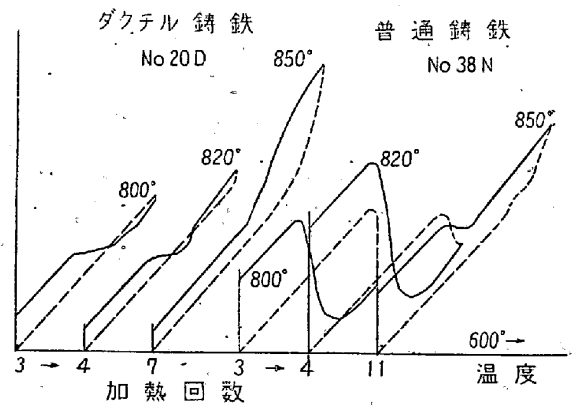
第 5 圖 普通鑄鉄の熱膨脹曲線

第 4 図はダクチル鑄鉄 No. 20 D , 第 5 図は普通鑄鉄 No. 38 N の 950°C の加熱温度に於ける熱膨脹曲線の加熱回数による変化を示している。ダクチル鑄鉄では第 1 回の加熱に於ける冷却曲線に現われた変態域での膨脹曲線が数回の加熱で消失し極めて単純な曲線になっている。普通鑄鉄ではこの膨脹は常に残り、6 回目の加熱では異常の増加が現われている。No. 20 N でもこの変化は 13 回目に見られた。而して、この前後の曲線形状は異つている。尚この変化は 850°C の場合は、950°C の加熱温度に於けるように著しくない。両鑄鉄共に実験条件の冷却速度ではフェライトのみの地質になるが普通鑄鉄の冷却曲線の変態域の膨脹が異常に増加した後は同一冷却条件で地質にパーライトが残る傾向が現れている。

この様な冷却曲線形状の相違は他の試料の熱膨脹曲線



第 6 圖 各種鑄鉄生長後の熱膨脹曲線

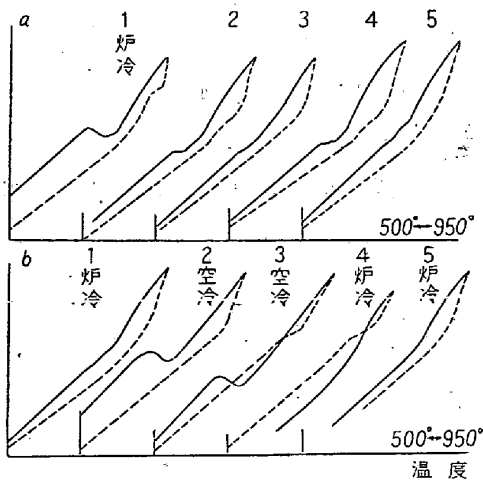


第 7 圖 熱膨脹曲線に於ける加熱温度の影響

を示す第 6 図に明かで、普通鑄鉄、可鍛鑄鉄はこの冷却時の膨脹が頭着で球状黒鉛を有するものは膨脹が減じている。但し、いづれも第 1 回には膨脹が現われる。温度を変えた場合は第 7 図に示すが 750°C で 1~2 回で生長しなくなった試料を加熱温度を上げてゆくと生長が生ずるが、両鑄鉄は冷却曲線の Ar<sub>1</sub> 膨脹に著しい差がある許りでなく、加熱時の Ac<sub>1</sub> 収縮の現われ方にも相違があり、ダクチル鑄鉄では早々に明瞭な収縮が現われなくなる。又、加熱による全膨脹はダクチル鑄鉄の方が大である。

次に、加熱及び冷却速度を変え 10°C/min より小にした場合にはダクチル鑄鉄の熱膨脹曲線の形状は殆ど変化しない。熱膨脹計では冷却速度をこれ以上大にすることは困難なので、空气中ではあるが、自記熱膨脹計を用い描かせた熱膨脹曲線は第 8 図に示される。ダクチル鑄鉄 (No. 20D) を炉内で数回加熱冷却すると、真空中の

場合と同様に冷却曲線に変態膨脹が現われなくなる。之を冷却速度を大にして空冷すると図の b-2 の曲線に明かな如く、膨脹が現われる。更にこの試料を加熱すると加熱時の変態収縮も現われる。(b-3) 空冷した試料を次に炉冷すると、冷却曲線は單純になり、この場合試料は結局収縮になる。而して再加熱炉冷すると b-5 のように元の曲線形状に戻る。

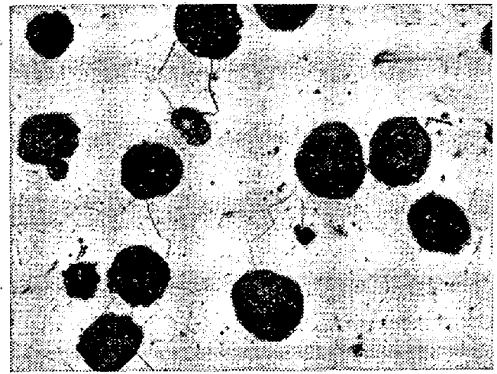


第8圖 熱膨脹曲線に於ける冷却速度の影響

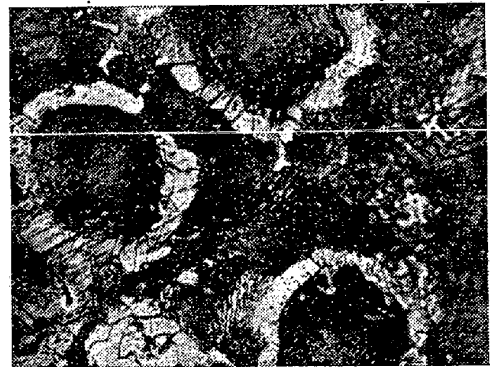
従つて、この熱膨脹曲線の形状は冷却及び加熱速度に関係のあることで、同じ冷却速度ではダクタイル鑄鐵の冷却曲線には普通鑄鐵の如き  $A_{r1}$  変態膨脹は現われぬ單純な曲線になり、やゝ早い冷却速度の場合にこの膨脹が現われる。加熱の場合は、加熱前の組織に影響されてその曲線形状が異なる。加熱温度迄の全膨脹はダクタイル鑄鐵が大であるのは線膨脹係数が大きい<sup>1)</sup> 外に変態域に於ける曲線形状の相違が関係していると認められる。

#### IV. 顯微鏡組織

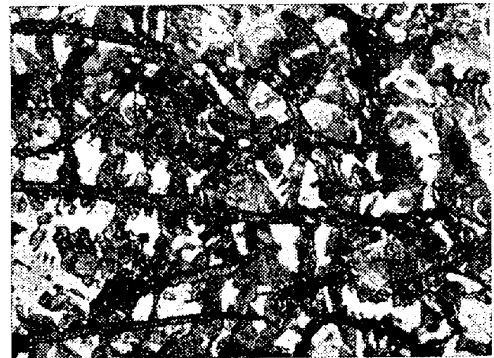
真空中で加熱冷却を繰返したダクテ鑄鐵の顯微鏡組織は  $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$  の冷却速度では  $750^{\circ}\text{C}$  乃至  $950^{\circ}\text{C}$  に対していづれも略々同じで、鑄造のまゝの試料に見られたパーライトは消失し、写真第1の如く、フェライトと球状黒鉛のみである。この組織から出発して加熱され再び此の組織に戻る間に若干の生長が生ずるのであるが、生長の過程を知るに足る変化は現われない。 $950^{\circ}\text{C}$  から空冷し、冷却曲線に変態膨脹の現れた試料の組織は写真第2で、多量のパーライトが地を占めている。普通鑄鐵を  $950^{\circ}\text{C}$  に加熱したものは1回でフェライトのみの地質になるが10回加熱した場合は写真第3(試料 No. 38N) に示すように黒鉛に接してパーライトが鋸齒状に現われている。加熱温度の低い場合はパーライトは実験の範囲では現れていない。



写真第1 ダクタイル鑄鐵, 真空中  $950^{\circ}\text{C}$  15回, 徐冷 (No. 13. D)  $\times 500$  (3/5 縮寫)



写真第2 ダクタイル鑄鐵, 真空中  $950^{\circ}\text{C}$  15回, 空冷 (No. 13. D)  $\times 1,000$  (3/5 縮寫)



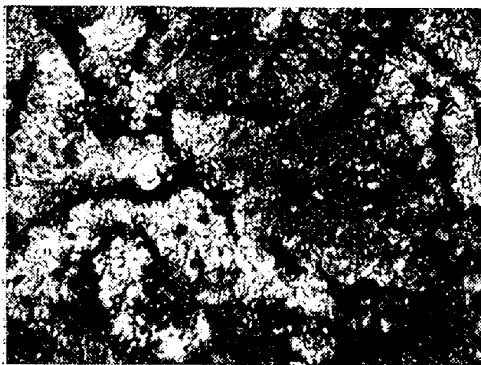
写真第3 普通鑄鐵, 真空中  $950^{\circ}\text{C}$  10回, 徐冷 (No. 38. N)  $\times 500$  (3/5 縮寫)

写真第4乃至第13は空气中で  $900^{\circ}\text{C}$  に48回加熱空冷を繰返した試料の顯微鏡組織である。普通鑄鐵 (No. 38N) の表面の著しい酸化層の内部のパーライトの現われ方が試料の中心部分と比べて異つているのが認められる。(写真第5, 第7) ダクタイル鑄鐵の表面の脱炭層には球状黒鉛の痕跡を残している。内部には球状の黒鉛を析出しているが写真に明かなように鑄造のまゝの球状黒鉛とは趣を異にしており、元の黒鉛の痕跡は又欠如した黒鉛に接し(写真11) 又は少し距てた新しい位置に小黒鉛が析出(写真12) している。これ等の黒鉛の輪廓は多少不規則になつておりノテンパーカーボンに類してい

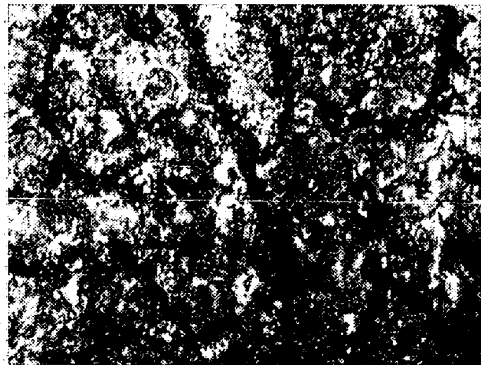
普通鑄鐵，空氣中 900°C 48回  
(No.38.N) 倍率 500 (3/5 縮寫)



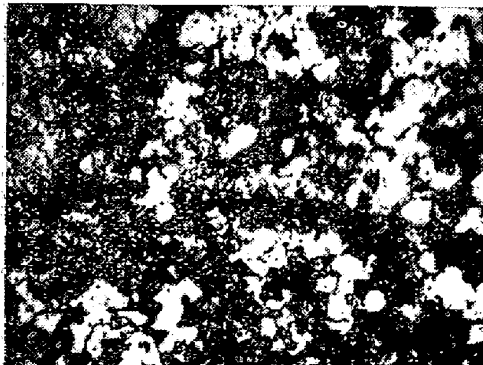
寫真第4 試驗前 (鑄造のまま)



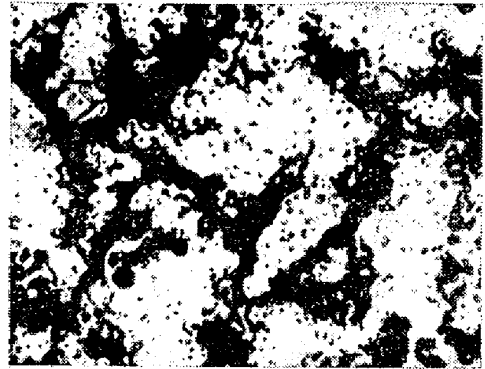
寫真第5 試驗後 中心部



寫真第6 中間層



寫真第7 やゝ外層

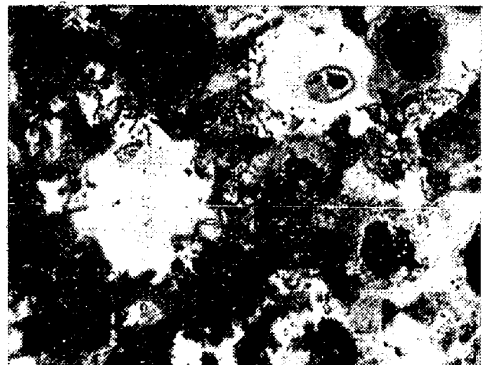


寫真第8 外層部

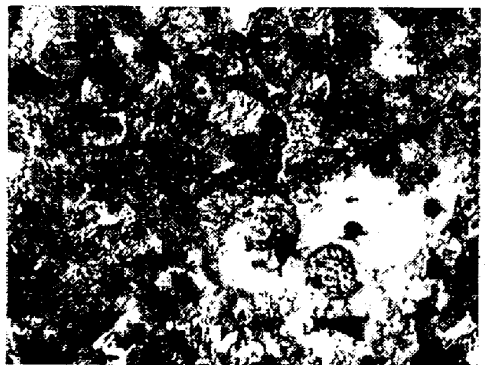
ダクタイル鑄鐵，空氣中 900°C 48回  
(No.13 D) 倍率 500 (3/5 縮寫)



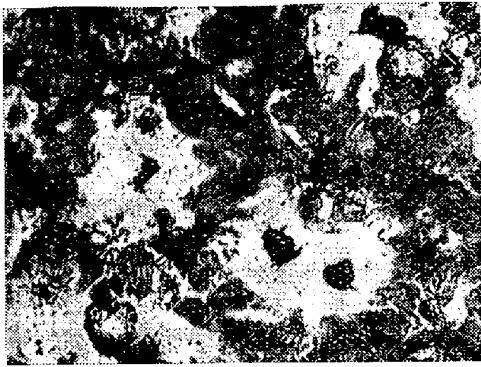
寫真第9 試驗前 (鑄造のまま)



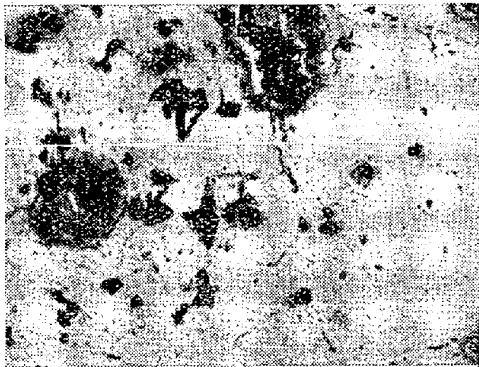
寫真第10 中心部



寫真第11 中間層



写真第 12 ヤ、外層



写真第 13 最外層

る。この傾向は表面になるに従って著しく、中心部分の相当広範囲では、黒鉛は一般に大きいが周囲に Bull's eye 組織のフェライトを伴わない黒鉛が多く現われている。(写真10)

## V. 考 察

ダクタイル鑄鐵の生長の少いことは、既にその黒鉛形状から酸化の滲透性の少いことによつて説明されている<sup>1)</sup>。確かに、ダクタイル鑄鐵では酸化の影響の少いことが空气中での加熱による実験の結果によつて認められたが、同様の著しい生長の差が酸化の影響の少い真空中に於ても生ずるのであつて、これと共に温度の影響等を考慮するならば酸化のみを以てダクタイル鑄鐵の生長を説明することは必ずしも充分でない様に思われる。又、この鑄鐵の地質は容易にフェライトになり、生長の少い原因を他の耐熱鑄鐵の如く、成分の調整によるパーライトの分解、黒鉛化の阻止に求めることも出来ない。

冷却曲線に於て、ダクタイル鑄鐵は小なる冷却速度の場合に  $Ar_1$  変態での膨脹が消失し、且、加熱時の変態収縮も容易に現われなくなり、極めて単純な曲線になることは、加熱繰返しによる変態域での体積変化による表面酸化被膜の亀裂発生を減じ酸化の内部滲透を防ぐであろうことは酸化に関連した耐熱性の特質として挙げるこ

が出来るとして、この性質は、フェライトが地質に現われ易いことと関連するものであることが冷却速度を変えた実験等によつて知られた。ダクタイル鑄鐵のフェライト生成は、所謂 Bull's eye 組織を呈するが、このフェライト生成の過程は  $\gamma$  相より  $\alpha_m$  相を介しての炭素の拡散移動による黒鉛析出によるものであるから、ダクタイル鑄鐵では、その黒鉛間距離が大なるにもかかわらず炭素の移動拡散を伴う黒鉛化の容易なることが知られる。一方、普通鑄鐵では同じ冷却速度では、この過程をとるよりも、一旦パーライトが生成し、これが冷却曲線の変態膨脹として現われ易く、引續いて起る Subcritical graphitization により地質がフェライトになる傾向が強いものと認められる。この傾向は、炭素の移動の困難なることを示すもので、生長するにつれて増す如くである。Bull's eye 組織によるフェライト生成には成分 Si が影響すると認められているがダクタイル鑄鐵の試料成分に普通鑄鐵よりも少い Si のものを選んだ場合でも同様の結果を得ているのでこれは Si の影響ではない。従つて、ダクタイル鑄鐵に於て、黒鉛化の容易な原因の一つとしてはマグネシウムによる強力な脱炭作用を挙げることが出来るが、これは、この鑄鐵に於ける球状黒鉛の生成に深い関係のある事柄であろう<sup>9)10)11)5)</sup>。加熱曲線に於る変態域の変化も、同様にこの鑄鐵で極めて速かな  $\gamma$  相への炭素の溶解に帰因するものと判断される。空气中の加熱の場合には、鑄造時に於ける脱炭の外に外部よりの酸化の影響が加わるものであろうが、此等に関連して加熱温度の影響も或程度理解されるように思われる。

両鑄鐵の冷却時の黒鉛化とフェライト生成の過程の相違により生長に差が生ずるものであろうが、更に他の実験事実との関連に於て、生長の過程について考察したい。空气中加熱により生長したダクタイル鑄鐵の顕微鏡組織に認められた新たな小黒鉛の生成(写真 11, 12)は、フェライト地のダクタイル鑄鐵を加熱し変態域に達すると黒鉛より炭素が  $\gamma$  相に移動し、冷却により炭素が黒鉛として析出する過程の繰返しに於て析出黒鉛の量は一定としても必ずしも元の位置の黒鉛に戻らず、或いは小黒鉛として析出した結果と認められる。その結果は占有体積核数を増す一方に空虚を残し、生長をなすが、ダクタイル鑄鐵の如き地質間距離の大なる場合にはあり得ることであろう。

この場合も更に地質中の炭素の移動の難易が関係する如くで、外部よりの酸化脱炭の影響のある外側に於て小黒鉛の析出が著しい。

生長の他の過程として、熱膨脹曲線の形状から変態の



進行、相間の炭素の移動等による不連続体積変化に伴い、黒鉛を中心とした cavity に歪が不可逆的に残ることが考えられる。先に挙げた両鑄鉄の変態過程の相違はこの型式の生長に関係のあるものであろう。

以上のダクタイル鑄鉄に関する生長の過程は普通鑄鉄の生長にも考えられることであつて、真空中の場合の両鑄鉄間の著しい生長差の主たる原因は変態過程の相違によるものであるが、ダクタイル鑄鉄の生長は、主として加熱冷却による炭素移動の履歴現象による空虚の生成によるものと言えよう。酸化は普通鑄鉄の生長では重要であるがダクタイル鑄鉄では附加的事象のように認められる。尙本実験は、普通鑄鉄の生長の全般を理解するには不充分であつて、こゝでは同一熔銑より得たダクタイル鑄鉄との比較に用いるに止め、詳細は更に研究を行いたい。

## VI. 結 論

ダクタイル鑄鉄の繰返し加熱による空气中及び真空中に於ける生長と生長に伴う材質の変化を主として普通鑄鉄と比較した。又その実験事実よりダクタイル鑄鉄の生長の機構について考察を及ぼした。その結果を総括すると次の如くである。

1. 同一の熔銑をマグネシウム処理して得た鑄鉄は、処理しない普通鑄鉄に比べ空气中及び真空中のいずれの場合も著しく生長が少い。
2. 組織に片状黒鉛と球状黒鉛を混えたものは球状のみのものよりも生長が大である。
3. ダクタイル鑄鉄を再熔解（空气中坩堝炉）した結果片状黒鉛になつた鑄鉄では生長が増加した。
4. ダクタイル鑄鉄の生長量は加熱温度の上昇と共に増加するがその影響は少い。同一条件で普通鑄鉄は高温で逆の結果が現われた。
5. 酸化の影響は普通鑄鉄に比べて著しく少いと認められ、生長後の材力の低下も少い。
6. 同じ冷却及び加熱速度に対して、ダクタイル鑄鉄の変態域での長さの変化が少く、このことは表面よりの酸化滲透を少なくする一原因となるものであろう。

7. ダクタイル鑄鉄は地質に Bull's eye 組織のフェライトが現れ易く、此の点合金鑄鉄に見られる如き、パーライトの分解を困難にして生長を防ぐ形式の耐熱鑄鉄と相違している。

8. 普通鑄鉄とダクタイル鑄鉄の生長の著しい差は酸化の影響の外に、変態の過程の相違によるもので、これは熱膨脹曲線形状に現われているが、不可逆的体積変化を残す。

9. ダクタイル鑄鉄の生長は加熱冷却に伴う黒鉛の溶解析出の履歴現象による空虚の生成による。

10. ダクタイル鑄鉄の加熱温度迄の全膨脹量は普通鑄鉄に比べて大きい。

最後に、本研究に対して御懇篤なる指導を賜つた北海道立工業試験場機械金属部長萩原巖博士に深く感謝いたします。（昭和 28 年 7 月寄稿）

## 文 献

- 1) A.P. Gagnebin: The Iron Age, Feb. 17, 1949 163 No.7
- 2) 飯高: 球状黒鉛鑄鉄の研究 p. 10
- 3) 岡本: 日本機械學會誌, 昭和 26 年 9 月第 54 巻第 392 號, p. 371
- 4) 萩原, 金森外: 北海道立工業試験場報告, 昭和 26 年 3 月第 104 號
- 5) 萩原, 長岡: 北海道立工業試験場報告, 昭和 27 年 3 月第 118 號
- 6) 菊田: 鑄物本質論, p. 361
- 7) W.C. Heselwood: Journal of the Iron and Steel Institute July, 1951, p. 281
- 8) M.M. Hallett: Journal of the Iron and Steel Institute, April 1952, p. 324
- 9) 本間, 橋本: 日本金屬學會誌, 1952 年 9 月第 16 巻, 第 9 號 p. 486
- 10) 岡本, 鳥取: 鐵と鋼, 昭和 27 年 8 月第 38 年 8 號 p. 25
- 11) 岡本, 白井: 鐵と鋼, 昭和 27 年 10 月第 38 年, 10 號 p. 27