

昭和 16 年 5 月 25 日 發行

論 說

鑄鐵の焼鈍に関する研究(I)

(日本鐵鋼協會第 24 回講演大會講演 昭 15. 10)

高瀬孝夫*・西田敬太*

STUDY OF THE ANNEALING OF CAST IRON (I)

Takao Takase and Keita Nishida

SYNOPSIS:—The author studied the relations among the tensile, compressive and transverse strengths, hardness, microscopic structure, density and the amount of combined carbon in some plain and nickel-chromium pearlitic cast irons when annealed for 2 hours at different temperatures up to 900°C.

I. 緒 言

鑄鐵はその使用目的及び使用場所に應じて焼鈍される場合が多い。可鍛鑄鐵が焼鈍する事に依て工業上重要な性質が得られる關係上、菊田博士¹⁾を始め多くの研究者²⁾³⁾⁴⁾に依て可鍛鑄鐵の焼鈍に関する研究がなされ、その研究結果は實際作業上重要な指針を與へて居る。

著者等の此處に云ふ鑄鐵とは斯る可鍛鑄鐵の意味でなく主として自動車、車輛用として使用されるパーライト鑄鐵の事である。勿論、この鑄鐵の焼鈍による諸性質の變化は鑄造、焼鈍状況及び成分等に支配される。極めて複雑、廣範圍なものである事は今日迄の主な研究結果^{5)~11)}を見ても明かである。

今パーライト鑄鐵の焼鈍を實際使用状態と結びつけて考

へて見ると

1) 單に鑄造歪を除去する目的で 500~600°C 附近で焼鈍する場合。

この焼鈍は機械的性質を低下させずに鑄造歪のみを除去するのが主要目的である。鑄鐵の鑄造歪は今日迄の研究^{12)~14)}に依ると約 300~500°C 間で急激に減少し、750°C では完全に消失する。この鑄造歪は同一鑄造状態であれば C+Si 含有量の少ない程大きく¹⁵⁾低温度で長時間焼鈍すれば高温度で短時間焼鈍したものと同一効果を得る。極端な例は大氣中で長年月放置すれば歪を除去する事になる。鑄造歪の存在は機械加工後、製品の寸法に狂ひを生じ、引いては機械の性能を低下する原因となるであらう。自動車用氣筒に存在する鑄造歪と氣筒の磨耗との關係はその一例として考へられるであらう。勿論米國の自動車工業に於ては氣筒の鑄造歪除去の目的で 900°F(482°C) で 12h 完全焼鈍を行つて居る文獻を見る¹⁶⁾。

一方鑄鐵の耐磨耗性はフェライトの存在によって著しく低下するので^{17), 18)}切削能率増進のみを主眼として 600°C 以上の温度で焼鈍し、パーライト中のセメントタイトを分解させフェライトの量を増加する事は耐磨耗性を犠牲にする

* 川崎車輛株式會社研究課

¹⁾ Kikuta: Sci. Report, Tohoku 15(1926) 115.

²⁾ Ishihara: do. 12(1924) 309.

³⁾ Schwarty: Trans. of the A. S. S. T. 9(1926) 883.

⁴⁾ White & Schneidewind: Trans. of the A. F. A. 40 (1932) 88.

⁵⁾ 石川博士: 鐵と鋼 11(大 14) 11 號
鑄物 7(昭 10) 663

⁶⁾ 谷山: 鐵と鋼 19(昭 8) 6 號

⁷⁾ Schütz, E.: Stahl u. Eisen 42(1922) 1484.

⁸⁾ Donaldson: Foundry Trade J. 35(1928) 307.

⁹⁾ Massari: Trans. of the A. F. A. 47(1939) No. 1.

¹⁰⁾ 高揚: 機械學會誌 35(昭 7) 1181.

¹¹⁾ Timmins, Foundry Trade J. 63(1940) 109, 121.

¹²⁾ 的場, 岸本: 金研. 9(昭 7) 74.

¹³⁾ Thomas: Foundry Trade J. 1928-12-6.

¹⁴⁾ 石川: 前掲 (5)

¹⁵⁾ 前掲 (5)

¹⁶⁾ Metal Progress 36(1939) 741.

¹⁷⁾ Smith, E. K.: Foundry Trade J. 1940, July, 43.

¹⁸⁾ Yates, B. A.: S.A.E. 44(1939)-No. 2-II, 49.

ものと考へなければならぬ。

又單に鑄造歪を除去する目的で 550°C 附近で長時間焼鈍しても鑄鐵の成分、組織に依てはセメントイトが黒鉛化してフェライトを生ずるので、耐摩耗性を必要とする鑄鐵部分品は成分、組織、焼鈍状況等に注意を要する。

2) 切削能率増進のための焼鈍 これはセメントイトを分解してフェライトと黒鉛とに分解させて材料を軟化させ加工し易くする目的の焼鈍で、最低軟化温度は A₁ 變態直下であつて A₁ 變態以上の温度では充分軟化しない¹⁹⁾

使用場所から考へると、例へば高温に曝される爐とか、瞬間的に高温になるブレーキ類等で高温加熱に依てその性質が著しく變化する場所がある。

上記の如き種々の状態での鑄鐵の性質の變化に最も重大な役割を演ずるものはセメントイトの黒鉛化即ち不安定系から安定系への變化である。セメントイトの黒鉛化に依てフェライト及び黒鉛量を増加する事は機械的性質、耐摩耗性を低下し、切削性を増加する事は上述の通りであるが、高温に曝される鑄鐵の成長及び龜裂に對しても重大な意味を與へるものであつて、耐熱鑄鐵に黒鉛化を防止する元素例へば Cr など含有せしめた安價な耐熱鑄鐵も焼鈍による黒鉛化を防止する事が主な目的の一つである。

以上の如く鑄鐵の焼鈍を實際使用状態と結びつけて考へて見ると、この焼鈍に關する研究が極めて廣範圍であり且重要である事が判るが、それ等個々の場合に於ける詳細の研究は今後の研究に譲るとして、本報告は、最も普通使用される自動車、車輛用パーライト鑄鐵の焼鈍温度(2時間)と機械的性質、化合炭素、成分、顯微鏡組織の關係及び今日迄餘り明かにされてゐない諸性質の變化と状態圖との關係を求めたものである。

II. 實驗試料及び實驗方法

¹⁹⁾ 高場, Timmins: 前掲 (10, 11)

第1表 試験に供した鑄鐵の化學成分

成分記號	T.C	C.C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	C+Si	鑄放し状態の抗張力 kg/mm ²	鑄放し状態の硬度	備考
No. 1	2.99	0.76	1.81	0.76	0.21	0.07	—	—	4.79	31.0	248(B. H. N)	
No. 2	3.38	0.71	1.89	0.83	0.44	0.07	—	—	5.7	23.8	217(")	
No. 3	3.35	0.65	2.71	0.97	0.24	0.07	—	—	6.06	17.0	187(")	
No. 4	2.95	0.82	2.21	0.46	0.28	0.07	—	—	5.16	—	90(R. B)	ピストン
No. 5	3.01	0.79	1.97	0.40	0.33	0.05	0.90	0.23	4.98	—	90(")	ガソリン機關 用シリンダ
No. 6	3.10	0.81	2.00	0.71	0.45	0.05	1.47	0.27	5.10	—	90(")	ディーゼル機關 用シリンダ

1. 試料 先づ3種の異なる成分のキヌボラ製鑄鐵を徑 30mm 長さ 250mm の乾燥砂型に鑄込み、焼鈍温度(2時間)と硬度、抗張力、壓縮力、抗折力、化合炭素、比重及び顯微鏡組織との關係を求めた。抗張力試片は徑 20mm 平行部の長さ 25mm、壓縮力試験片は徑 13.8mm、高さ 15mm、抗折力は徑 20mm、スパン 200mm のものを用いた。

次に、ディーゼル自動車氣筒用 Ni-Cr 鑄鐵、ガソリン自動車氣筒用 Ni-Cr 鑄鐵、ガソリン自動車用ピストンの各一種の焼鈍による性質と成分との關係を求めた。

上記に使用した各鑄鐵の化學成分は第1表に示す通りである。

2. 焼鈍方法 加熱爐はニクロム電氣爐を使用し、加熱及び冷却速度は第2表の如くで、最高加熱温度に 2h 保持して爐冷した。而して實驗數値は各 2~3 個の試料の平均

第2表 加熱、冷却速度

温度範圍	加熱に要したる時間 (mn)	冷却に要したる時間 (mn)
500° ⇔ 600°	25	30
500° ⇔ 700°	50	40
500° ⇔ 800°	90	63

値で、急に軟化し始める温度に對しては實驗結果が區々になり勝ちであつたから2個だけ數値を示したのものもある。

III. 實驗結果

1. C+Si=4.79% (No.1)の場合 第3表及び第1圖はその結果で、いづれも化合炭素量の減少とともに諸性質が變化して居り、化合炭素の分解し始める温度は本實驗では 600°C 附近である。即ち機械的性質は 600°C 附近より急減し 750~800°C に最小値を示し、再び微小乍ら上昇の傾向をとる。

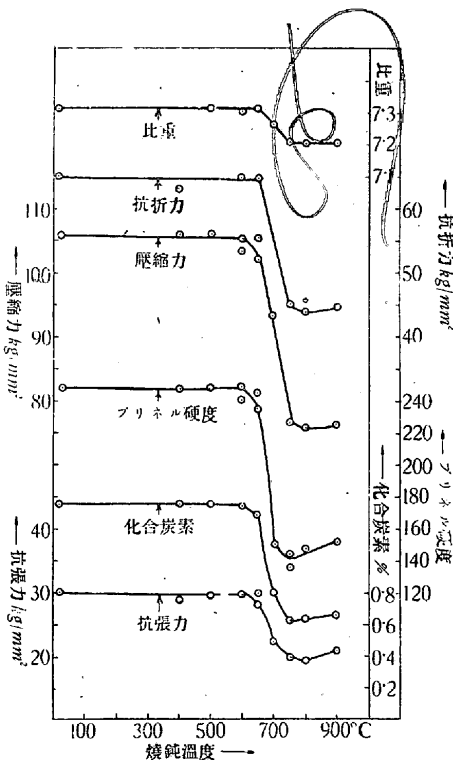
顯微鏡組織も 600°C を越すとセメントイトが分解してフェライトを生じ、750~800°C 附近では殆どフェライト

第3表 No.1 鑄鐵の焼鈍結果

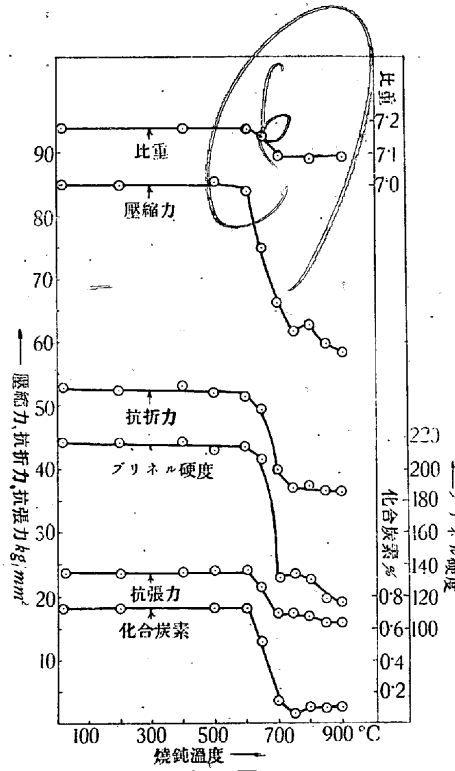
焼鈍温度 (時間)	化合 炭素	抗張力 kg/mm ²	抗折力 kg/mm ²	壓縮力 kg/mm ²	ブリネ ル硬度	比重
鑄放し	0.76	31.0	65.2	107.5	248	7.32
400°C(2h)	0.76	29.0	63.2	106.0	248	7.30
500°C(〃)	0.77	30.2	—	105.5	248	7.33
600°C(〃)	0.77	30.8	65.0	(105.3 103.2)	(250 241)	7.31
650°C()	0.70	28.5	65.3	(104.6 102.0)	(236 245)	7.32
700°C(〃)	0.20	22.3	—	93.6	150	7.26
750°C(〃)	0.02	19.8	45.4	76.5	137	7.21
800°C(〃)	0.03	19.5	45.2	76.8	149	7.21
900°C()	0.06	21.2	44.8	77.2	153	7.21

第4表 No.2 鑄鐵の焼鈍結果

焼鈍温度 (時間)	化合 炭素	抗張力 kg/mm ²	抗折力 kg/mm ²	壓縮力 kg/mm ²	ブリネ ル硬度	比重
鑄放し	0.70	23.8	53.0	85.1	217	7.18
200°C(2h)	0.70	23.6	52.3	84.9	217	7.18
400°C(〃)	—	23.8	53.0	—	217	7.19
500°C(〃)	0.70	24.3	51.7	85.0	212	—
600°C(〃)	0.71	24.1	51.3	84.0	217	7.18
650°C(〃)	0.30	21.1	49.3	74.9	207	7.16
700°C(〃)	0.12	17.4	40.0	66.4	131	7.10
750°C(〃)	0.06	17.2	37.2	61.0	134	—
800°C(〃)	0.09	16.6	37.5	63.9	131	—
850°C(〃)	0.08	15.3	36.4	59.9	118	7.09
900°C(〃)	0.08	15.3	36.6	58.7	116	7.09



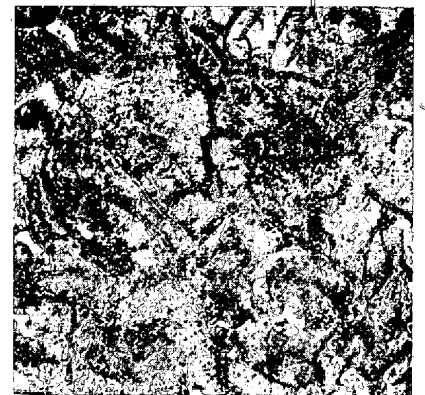
第1圖



第2圖

寫眞第1. 鑄造状態

No.2 鑄鐵 0.71% C.C × 300



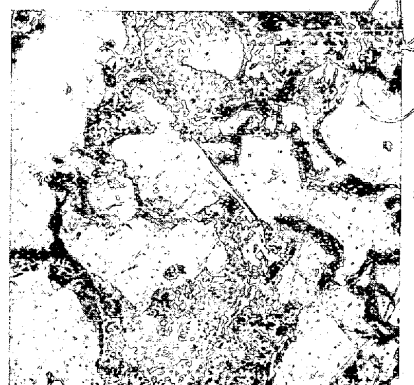
寫眞第2. 600°C×2h 焼鈍

No.2 鑄鐵 0.71% C.C × 300



寫眞第3. 900°C×2h 焼鈍

No.2 鑄鐵 0.08% C.C 磷化鐵共晶附近のみパーライトが残る × 300



と黒鉛とに變化するが、只磷化鐵共晶附近のみパーライトが残る。

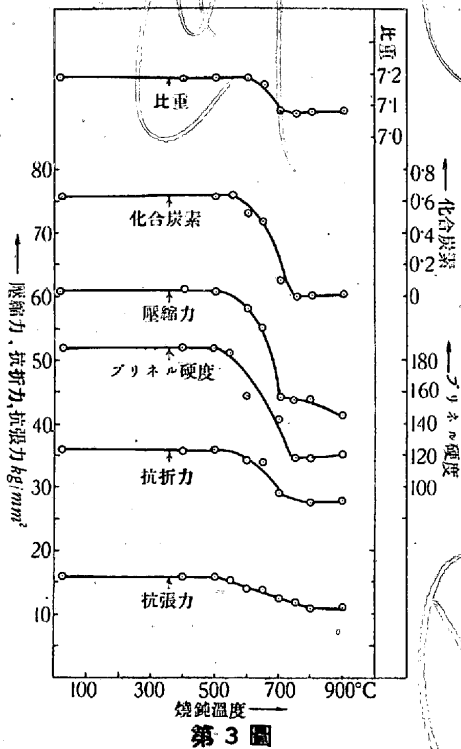
組織は後述の No. 2, No. 3 とその傾向が類似するので省略する。

この結果より上記の如き成分の鑄鐵の焼鈍温度と諸性質の變化を知り得る譯で、例へば只軟化する目的のみならば 750~800°C 附近で 2h 焼鈍で充分軟化し、それ以上焼鈍温度が上昇すれば却て硬化する。又 600°C 以上ではフェライトが出来るので耐磨耗性を必要とする鑄鐵部品で鑄造歪除去の焼鈍は 600°C 以上上昇しないやうに注意する事が肝要である。而して 600°C 以下の焼鈍では何等性質の變化は認められぬ

2. C+Si=5.27% (No.2) の場合 第4表, 第2圖及び寫眞第1~3 圖は實驗結果を示す。

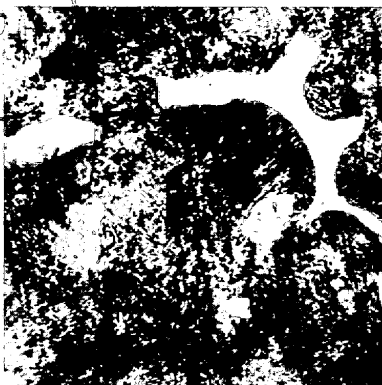
化合炭素, 組織に就て見るに 600°C 迄はセメントイトが分解せず 600°C 以上で分解し始め 900°C に於て磷化鐵附近のみパーライトが残る。

この際 900°C 焼鈍でも 750~800°C 焼鈍と諸性質が、第1圖と異なり相違を認めぬ。即ち 750~800°C でも 900°C



第3圖

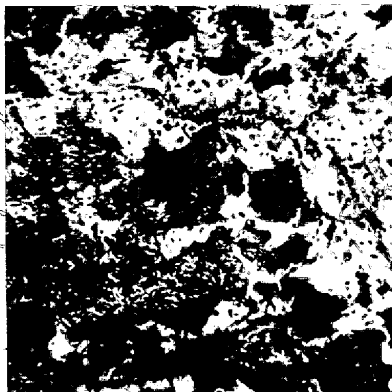
寫眞第4. 鑄造状態
No. 3 鑄鐵 0.65% C.C. ×300



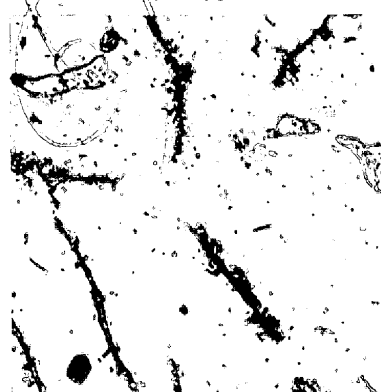
寫眞第5. 650°C×2h 焼鈍
No. 3 鑄鐵 0.47% C.C. ×300



寫眞第6. 70°C×2h 焼鈍
No. 3 鑄鐵 0.10% C.C. ×300



寫眞第7. 80°C×2h 焼鈍
No. 3 鑄鐵 0% C.C. ×300



第5表 No. 3 鑄鐵の焼鈍結果

焼鈍温度 (時間)	化合炭素	抗張力 kg/mm ²	抗折力 kg/mm ²	壓縮力 kg/mm ²	ブリネル硬度	比重
鑄放し	0.65	17.0	36.2	61.5	187	7.18
400°C(2h)	0.64	16.8	35.5	61.2	187	7.18
500°C(〃)	0.63	15.7	35.7	60.5	187	7.18
550°C(〃)	0.66	15.0	—	—	181	7.18
600°C(〃)	0.52	13.8	34.0	57.9	156	7.18
65°C(〃)	0.47	13.5	33.8	55.2	—	7.16
700°C(〃)	0.10	12.5	29.3	44.4	143	7.08
75°C(〃)	0	11.8	—	43.7	118	7.07
800°C(〃)	0	11.2	27.2	43.9	118	7.08
900°C(〃)	0	11.0	27.7	41.8	121	7.07

である。

4. その他の自動車用ピストン及び気筒 (No. 4~6) の場合 第6表, 第4圖, 寫眞第8~11圖 (No. 4) 及び寫眞第12~14圖 (No. 6) は實驗結果で Ni·Cr を含有せざるピストン鑄鐵は 750~800°C でのセメントタイトの分解大にして, 更に温度上昇につれて分解の程度が少なくなり, 従て硬度が増加する。

然し第4圖の Ni·Cr を含有する鑄鐵に於ては No.5

でも化合炭素の分解量は大差ない。

3. C+S=6.06% (No. 3) の場合 第5表, 第3

圖及び寫眞第4~7圖は實驗結果を示す。第3圖より, 550°C 附近から軟化し始め, 750°C 以上では完全にセメントタイトが分解する事が判る。之等の關係は顯微鏡寫眞よりも明かであつて 750°C になれば燐化鐵共晶附近のパーライトも完全に分解する。700°C ではパーライトが残るが, 黒鉛化を助長するC及び珪素量の多い本鑄鐵では低温度で長時間焼鈍しても完全に分解する傾向が上記 No. 1, No. 2 鑄鐵に比して大きい。故にかゝる鑄鐵の鑄造歪除去の焼鈍は 550°C 以下の温度で長時間行ふ方が安全

第6表 自動車鑄鐵の焼鈍結果

焼鈍温度 (時間)	硬度(ロックウエルBスケール)		
	No. 4 (ピストン)	No. 5 (ガソリン気筒)	No. 6 (ディーゼル気筒)
鑄放し(2h)	90.0	90	90
300°C(〃)	—	—	89.5
400°C(〃)	89.2	89.2	—
500°C(〃)	89.5	89.0	89.2
550°C(〃)	—	—	88.5
600°C(〃)	88.5	88.0	85.0
650°C(〃)	82.5	80.0	78.0
700°C(〃)	67.0	76.0	83.0
750°C(〃)	63.5	82.0	—
800°C(〃)	63.8	88.0	87.8
850°C(〃)	—	—	87.5
900°C(〃)	67.5	88.0	89.5

に於ては 700°C, No.6 に於ては 650°C 附近に硬度の最低値があり更に温度が上昇するにつれて急に硬度が増す. No. 6 の 650°C に於ける組織を見ても No. 4 のピストンの 800°C 焼鈍に於ける組織の如くセメントイトは完全に分解して居

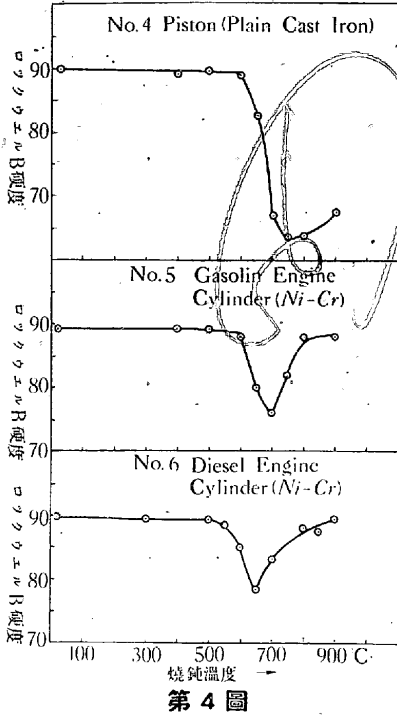


写真 第 8. 鑄造状態
No. 4 鑄鐵 ×300

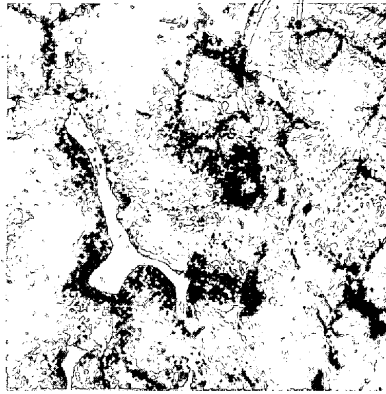


写真 第 9. 500°C×2h 焼鈍
No. 4 鑄鐵 ×300

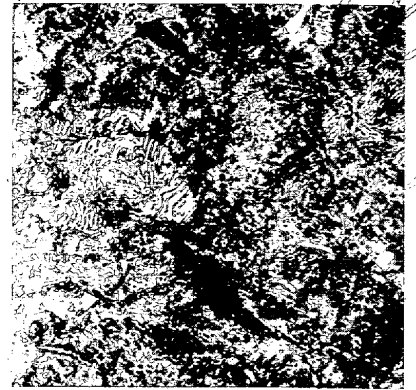


写真 第 10. 650°C×2h 焼鈍
No. 4 鑄鐵 ×300

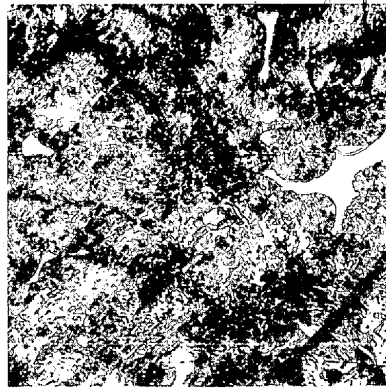
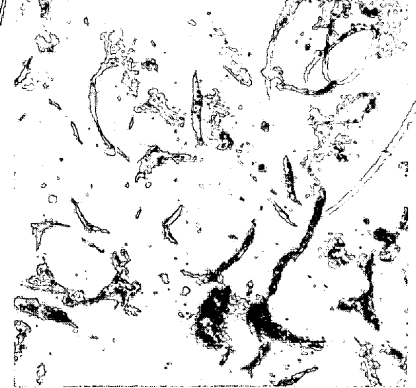


写真 第 11. 800°C×2h 焼鈍
No. 4 鑄鐵 ×300

セメントイト殆ど分解するも炭化鉄共晶附近のみ球状化して残る



ない. 而して Ni・Cr を含む鑄鐵の軟化温度が Ni を含まざる鑄鐵に比して低いのは Ni を含有する程變態點が低下する爲である. 故に Ni・Cr 鑄鐵を軟化焼鈍する際にはその成分によって適當な温度を定める可きである.

IV. 實驗結果に對する考察

鑄鐵を焼鈍する場合, その組織變化を正確に知る事が焼鈍に依る諸性質の變化を知る根本であるから, 今上記の如き鑄鐵の實驗結果を状態圖と結び付けて考へて見よう. 鑄

鐵の状態圖を考へるとき, 一般に Fe・Si・C 三元系から出發するのが普通である.

第5圖は Hanemann

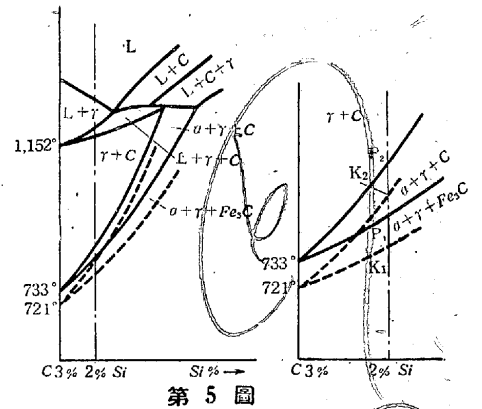


写真 第 12. 鑄造状態 No.6鑄鐵 ×300



写真 第 13. 650°C×2h 焼鈍
No. 6 鑄鐵 ×300
完全にフェライトと黒鉛とに分解し得る

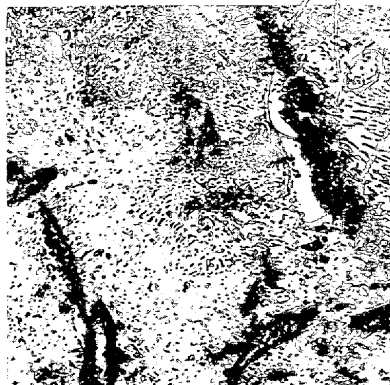
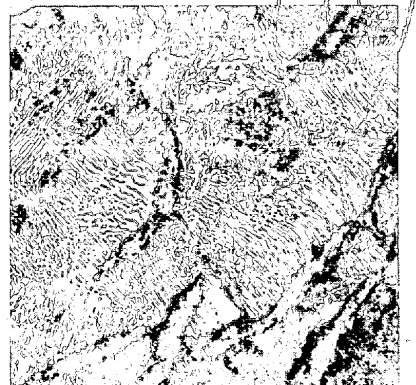
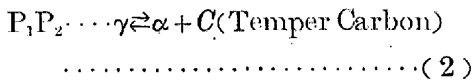
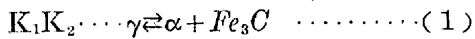


写真 第 14. 700°C×2h 焼鈍 No.6 鑄鐵 ×300
650°C 焼鈍の寫真第13よりもセメントイト量多い事が判る

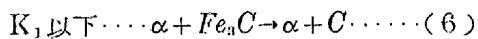
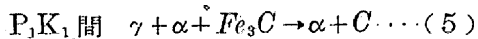
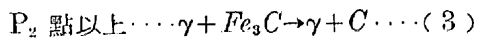


und Schrader²⁰⁾の常に採用して居る Jass²¹⁾によつて研究された $Fe \cdot Si \cdot C$ 三元系より $C 3\%$ の切斷圖で、今 $Si 2\%$ 附近のものとして探て見よう。上記實驗に供した鑄鐵の状態圖はこの状態圖と大差ないので、鑄鐵焼鈍の際の組織變化をこの圖によつて説明する事とする。圖に示す如く鑄鐵は $Fe \cdot Si \cdot C$ 三元系として A_1 變態範圍を有するのみならず、この A_1 變態に不安定系（パーライト共析變態範圍）及び安定系（黒鉛共析範圍）とがある。

圖で K_1K_2 及び P_1P_2 間では次の可逆變化が起る。



著者等の試験に供したパーライト鑄鐵は焼鈍前上記(1)式即ち不安定系に屬するが、焼鈍すれば不安定系より安定系へと變化する。即ち圖で、



上記より安定系に於ては P_1 點以下の溫度に於ては、總てセメントイトが分解して $\alpha + C$ となる理であるが、燐化鐵共晶附近及び Cr 等黒鉛化を防止する元素を含有する鑄鐵に於ては分解し難い。

又 $Fe \cdot Si \cdot C$ 三元系の共析變態溫度は Si の含有されるにつれて上昇するのであるが、 Ni が這入ると却て降下する故に P_1 點も鑄鐵の成分によつて異なる譯である。著者等の實驗に於て、最も軟化した溫度が成分によつて異なるのは成分によつて各々 P_1 點を異にする譯で P_1 點以下の γ の存在しない溫度で長時間焼鈍すれば理論的にはセメントイトが全部分解して安定系 $\alpha + C$ に變化する譯である。然るに P_1 點以上に於ては γ が存在するのであるから P_1 點以上の溫度では $\alpha + C$ に全部なり得ない。而して溫度が降下するにつれて γ の量を減じ P_1 點以下に於て普通の爐冷でも $\alpha + C$ に分解し得るものと、し難いものがある。即ち黒鉛化を助長する元素を多く含むものは分解し易く、 Cr の如き元素を含むものは分解し難い。又冷却速度が早ければ分解し難い

P_1 點より溫度が上昇するにつれて γ の量を増すのであ

るから、これが冷却の際 $\alpha + C$ に分解しなくてパーライト ($\alpha + Fe_3C$) に分解すれば硬度を上昇する事になる。同一成分で、同一焼鈍状態であれば、 P_1 點より溫度が上昇するにつれて γ の量が多いのであるから $\alpha + C$ に分解し難い Cr を含む No.5, No.6 鑄鐵等は P_1 點以上の溫度で焼鈍した方が却つて P_1 點以下よりも硬い。 $C + Si$ 量の多い No.3, No.2 は P_1 點以下を冷却される際、殆ど全部が $\alpha + C$ に分解したと考ふべきであり $C + Si$ の稍少ない No.1, No.4 は上兩者の中間を示し P_1 點以上溫度が上昇すれば硬度増加の傾向を這つて居る。

斯くの如く考へると鑄鐵は P_1 點以下で焼鈍する事が軟化する目的では最も適當であつて短時間でその目的を得んとせば普通鑄鐵では $750 \sim 800^\circ C$ が適當であり實驗に供した程度の $Ni \cdot Cr$ 鑄鐵では Ni の量とともにこの溫度は低下し、 Cr が少量含有されて居るので A_1 點直下で焼鈍しても全部黒鉛化せず、 A_1 點を越せば溫度上昇につれて分解し難くなり、從て硬度も上昇する。

V. 總 括

主として自動車用、車輛用として使用されるパーライト鑄鐵につき、焼鈍溫度(2時間)と諸性質の關係を求めた。その結果、

1) $C + Si$ 含有量の 5% 附近のものは $600^\circ C$ 附近よりセメントイトが分解し始めて軟化し $800^\circ C$ 附近で機械的性質が最低となり、その後稍上昇する。 $600^\circ C$ 以下では2h 焼鈍により性質の變化を認めず。

2) $C + Si$ 含有量 $5.30 \sim 6.0\%$ 附近のものは軟化溫度が $600 \sim 550^\circ C$ で、機械的性質は $750^\circ C$ 以上で最も低下する。 $C + Si$ が増すにつれ軟化溫度は低温へ移動する。

3) $Ni \cdot Cr$ 鑄鐵の最低軟化溫度は Ni 含有による A_1 變態降下のため相當降下し、而も Ni の増加につれてその降下程度は大きい。但し焼鈍溫度が A_1 點を上昇するにつれて分解し難くなり從て機械的性質が上昇する。これは黒鉛化を防止する Cr の影響である。

4) 顯微鏡組織は化合炭素の減少とともにフェライト及び黒鉛の量を増加す。而して $C + Si$ 含有量の少ないものは A_1 點直下の焼鈍でも燐化鐵附近のセメントイトは殘存する。

5) 以上の數種の鑄鐵の焼鈍による諸性質の變化に就き $Fe \cdot Si \cdot C$ 三元系の不安定系より安定系への變化より説明を加へた。

²⁰⁾ Hanemann und Schrader: Archiv, Eisenh., 12 (1939) 603.

²¹⁾ Jass, H: Diss. T. H. Berlin, (1935)