

焼鈍炭素の形状について (第2報)

南 波 榮 吉*

Forms of Temper Carbon (2nd Rept.)

By Eikichi Namba

Central Laboratory, Hitachi, Ltd.

Abstract

As told in the article published in the No. 3 issue, Vol. 31 of the Hitachi Hyoron, experiments were carried out on the thickness and the chemical composition of white cast iron (sampling from duplex-melted iron), which would greatly affect the form of temper carbon after graphitization.

To express quantitatively the differences among various forms of temper carbon, such as "spherical", "crab-like" and "sprawling", the writer used the ratio on micrograph of a massed graphite to the remaining area in the minimum circle surrounding the graphite. The ratio of area was termed in the paper the "degree of deformation" of temper carbon, meaning the smaller the degree of deformation of temper carbon the more spherical its form.

The experiments indicated; (1) the thickness of white iron affects little on the form of temper carbon, but if the thickness of white iron is increased, the degree of deformation increases slightly, (2) silicon raises the degree of deformation, while sulphur lowers it. Carbon apparently acts like sulphur.

The influence of the form of temper carbon upon tensile test of annealed iron was examined by increasing the temperature of the first stage of graphitization to produce various forms of temper carbon. It was found that by increasing the degree of deformation of temper carbon, the tensile strength, elongation and reduction of area decrease. The study also solved the problem regarding tensile properties of black heart malleable cast iron due to its chemical composition.

[I] 緒 言

前報告⁽¹⁾においては、白鉄を焼鈍するさいの第一段焼鈍温度が焼鈍炭素の形状におよぼす影響をのべた。そして焼鈍炭素の形状が球形からしだいにくずれた形に析出することを變形なる言葉で表わし、この變形が黒心可鍛鑄鐵の衝撃値をいかに低下せしめるかを示した。また變形の程度を數量的にあらわすために顯微鏡寫眞に見られる黒鉛粒の面積とこれに外接する最小圓の面積との差に

對する該黒鉛粒の面積の比率を焼鈍炭素の變形率と假稱した。すなわち、變形率が小さいものほど球狀に近いわけである。

變形率と第一段焼鈍温度との關係にたいして對數式を與えたが、なお第一段焼鈍温度 1,000° 以下における變形率は大體次式をもつて表わすことができる。

$$\text{變形率} = (0.21 t - A)\% \dots\dots\dots(1)$$

上式中の t は第一段焼鈍温度を示し、 A は常數で熔解條件、白鉄の状態、焼鈍條件、等によつて定まり前報告⁽¹⁾の結果では $A=150$ である。

* 日立製作所中央研究所

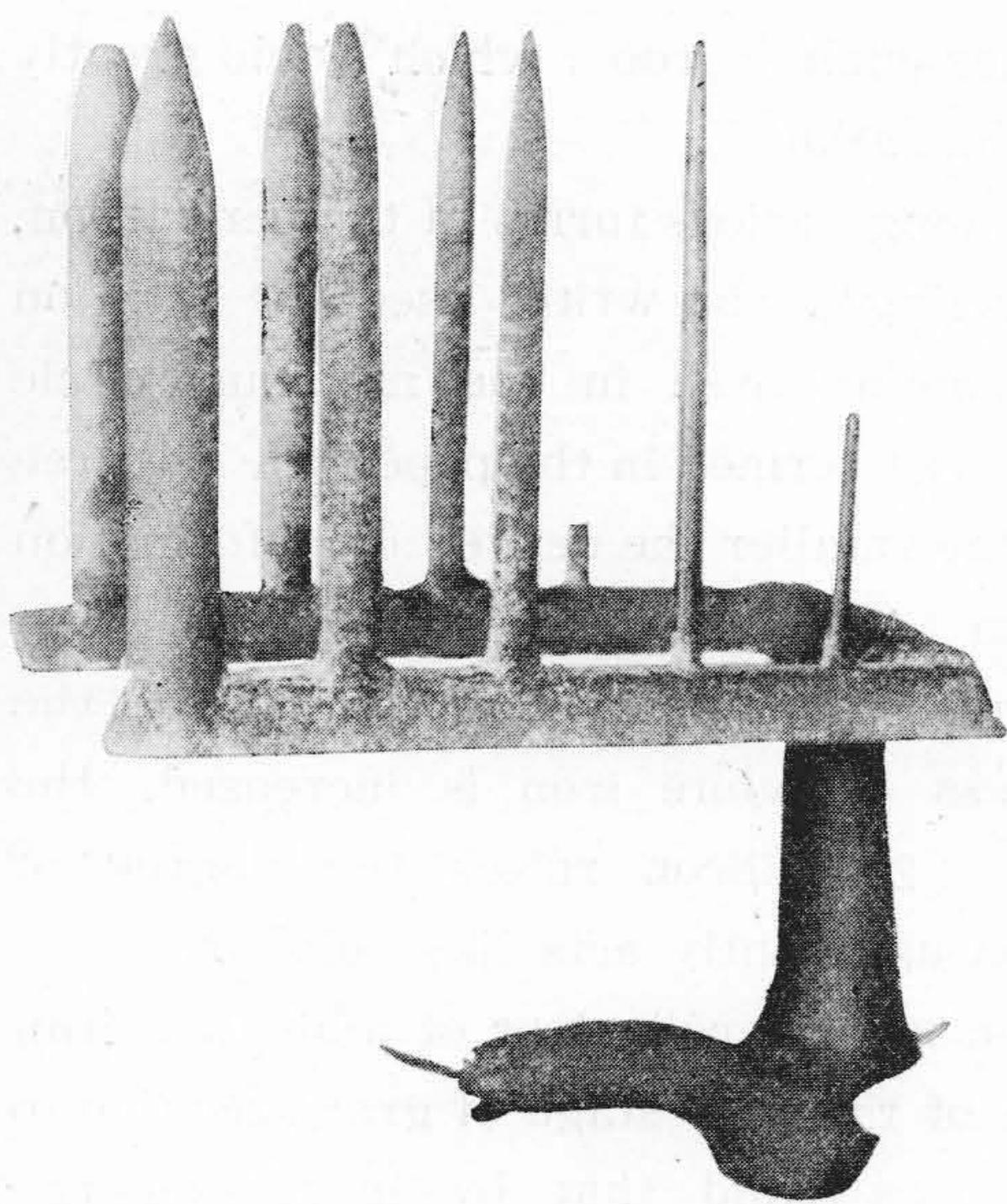
本報告では、焼鈍炭素の形状におよぼす鑄物の厚さ及び化学成分の影響をしらべ、さらに抗張試験結果に対する焼鈍炭素の形状並びに化学成分の影響を検討した。

〔II〕 白鉄の厚さの影響

(1) 実験の方法

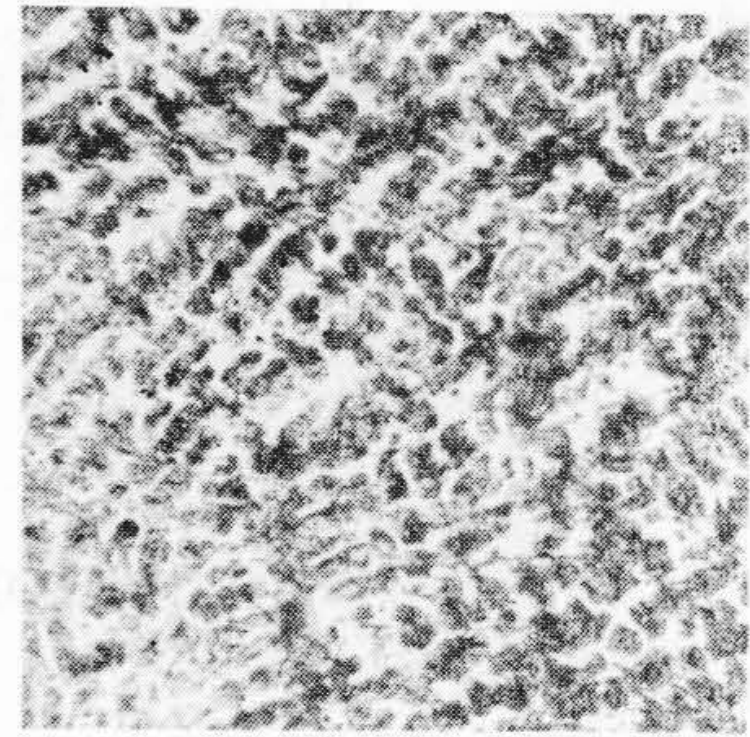
実際の製品は厚さが3~20 mm位におよび、厚物はモッルを生じて材質が脆弱になりやすいが、なおその白鉄組織は薄物にくらべると粗大な樹状晶から成る。このように粗密の程度を異にする白鉄組織が焼鈍炭素の形状におよぼす影響をしらべるために、化学成分を同一にして径を異にする試料を用いて実験した。

電気爐で製鉄されて、C 2.60%, Si 1.19%, Mn 0.32%の組成を有する熔湯を第1圖に示す如き砂型に鑄込ん

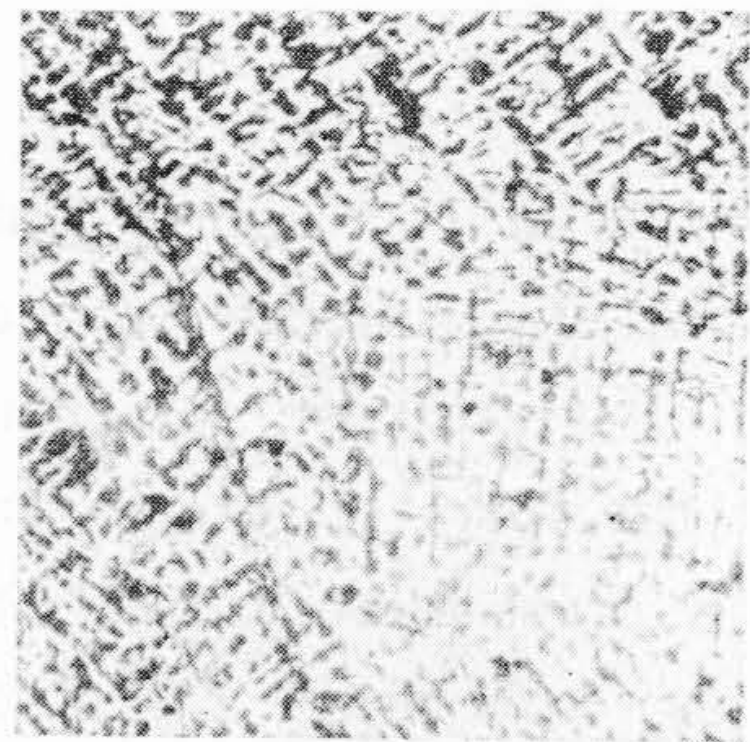


第1圖 種々の径を有する試料の鑄造
Fig. 1 Casting of Samples with Various Diameters.

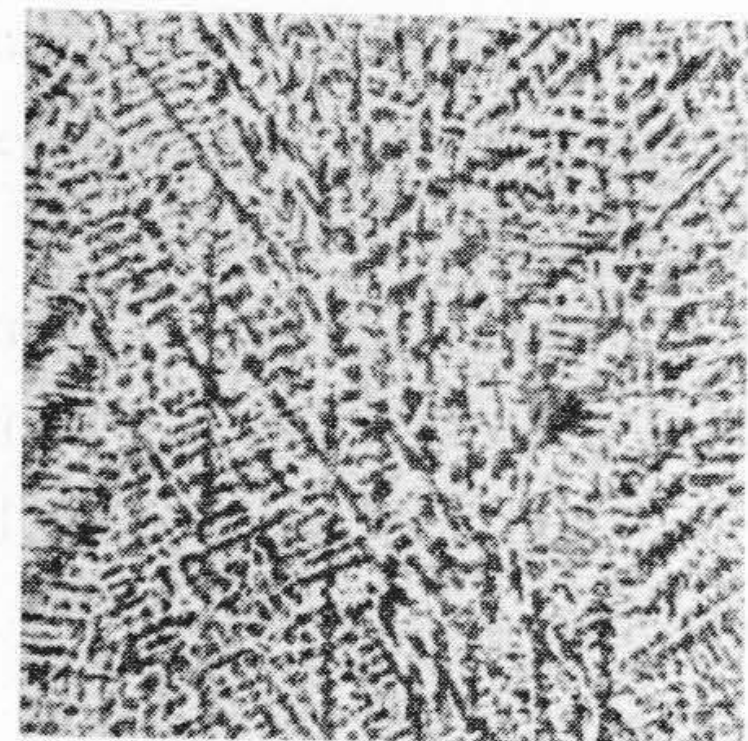
で種々の径を有する白鉄丸棒を鑄造した。その鑄込み温度は1,450°前後である。そしてその中から直径16.5, 8.2, 及び5.3 mmの試料を切りとり、それぞれを長さ15 mmにとり、のえて試験片を作つた。第2圖~第4圖にこれら試験片の白鉄組織を示す。試験片を黒皮のままエレマ管状爐に入れ、真空中で、15°/分の加熱速度で、900°, 1,000°, 及び1,050°に加熱し、各温度に5hr保持してから空冷した。焼鈍を終つた試験片はその端面を3 mm研削して顕微鏡試験にかけた。檢鏡の位置は試料断面の半径の中點に一定にし、焼鈍炭素の分布がなるべく均一な個處をえらび、同一試験片について2~3個處づつを150倍に撮影した。そしてこれらの寫眞から比較的大き



第2圖 No. K 白鉄 16.5 mm ϕ $\times 40$
Fig. 2 No. K, White Iron, Dia. 16.5 mm.



第3圖 No. M 白鉄 8.2 mm ϕ $\times 40$
Fig. 3 No. M, White Iron, Dia. 8.2 mm.



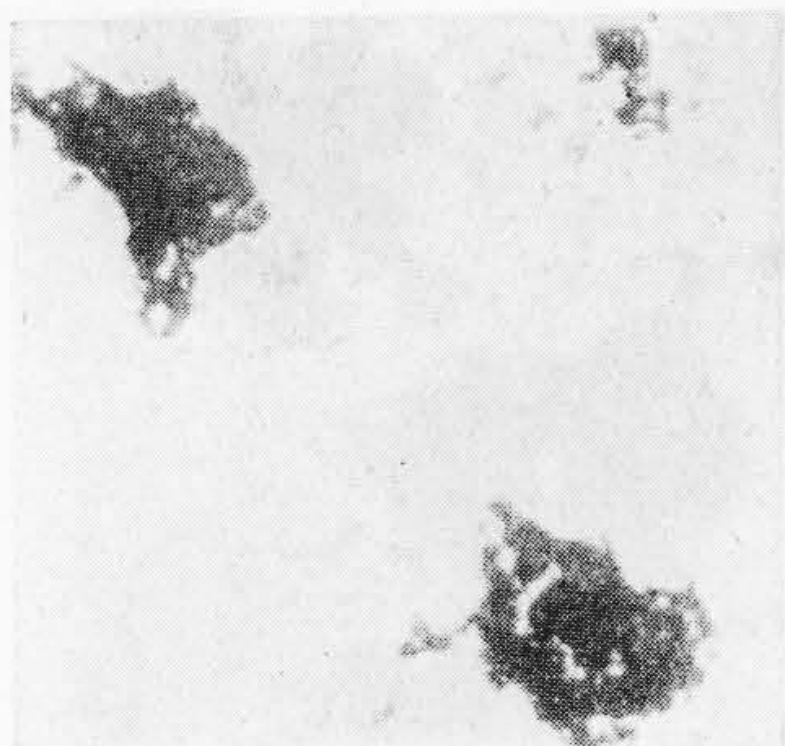
第4圖 No. N 白鉄 5.3 mm ϕ $\times 40$
Fig. 4 No. N, White Iron, Dia. 5.3 mm.

い黒鉛粒をえらんで4~5倍に寫眞を引き伸ばし、プランニメーターでその面積を測定して變形率を求めた。

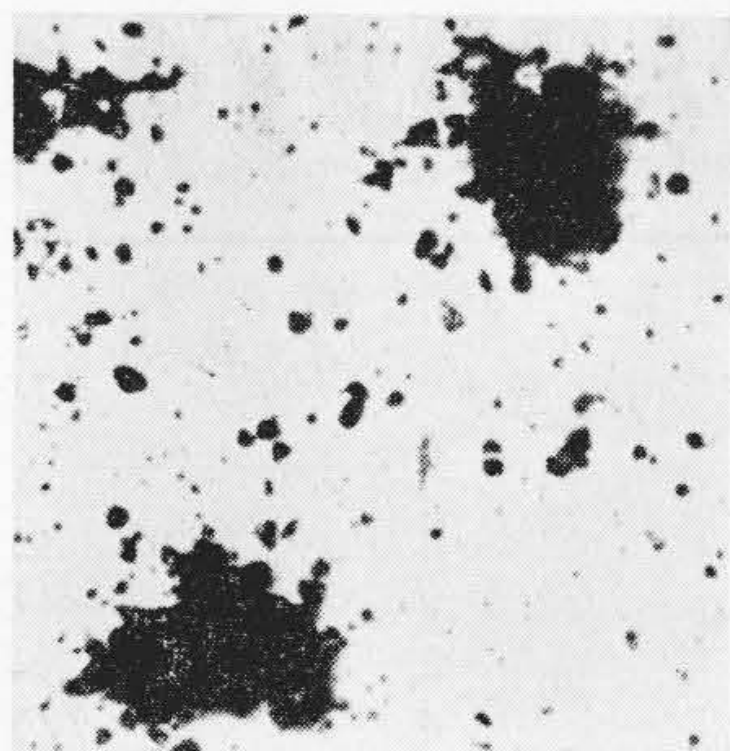
(2) 実験の結果

第5圖~第10圖(次頁参照)に900°及び1,050°に焼鈍した各試験片の焼鈍炭素の一例を示す。いずれも焼鈍炭素は温度を高くするに従つてしだいに片状となることは第1表(112頁参照)の通りであつて、この表から焼鈍炭素の變形率と試験片の直径及び第一段焼鈍温度との關係を圖示すると第11圖及び第12圖(次頁参照)をうる。

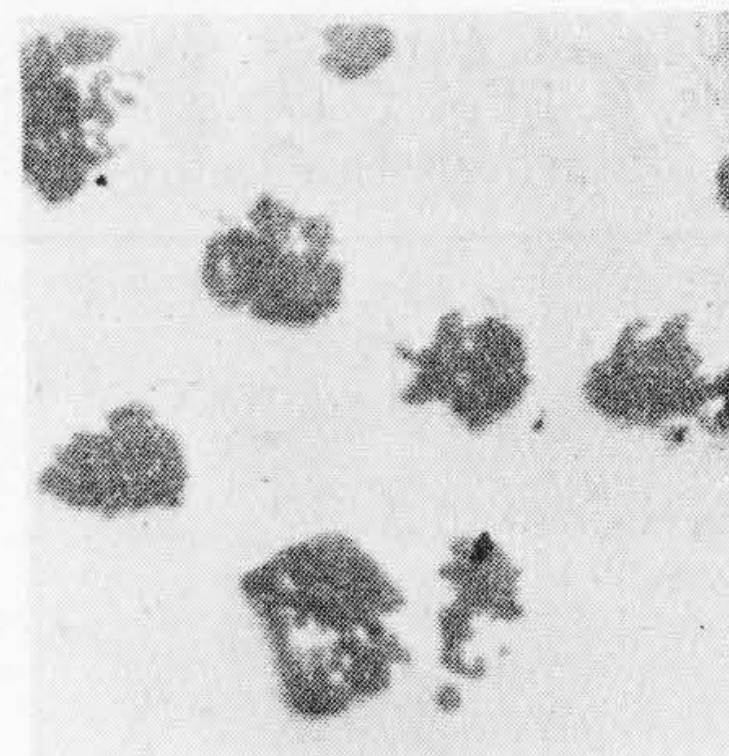
すなわち、變形率は試験片の厚さとともに大となるがその影響は僅少である。また厚さの大小、白鉄組織の粗密による變形率の相違は低温において小さく温度とともに増加するが、さらに温度を上げるとしだいに一定の値に近づく。



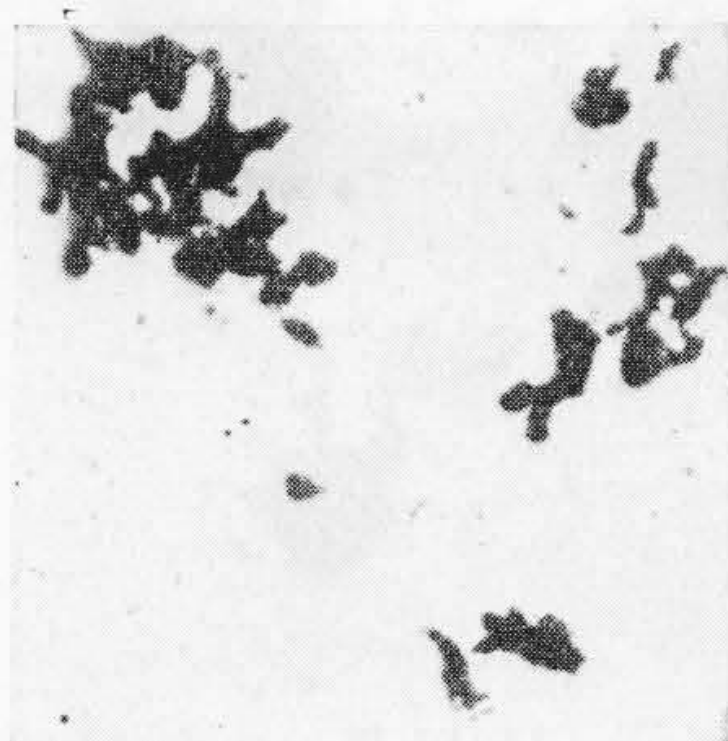
第5圖 No. K₁-900° 焼鈍×150
Fig. 5, No. K₁-900° Annealed.



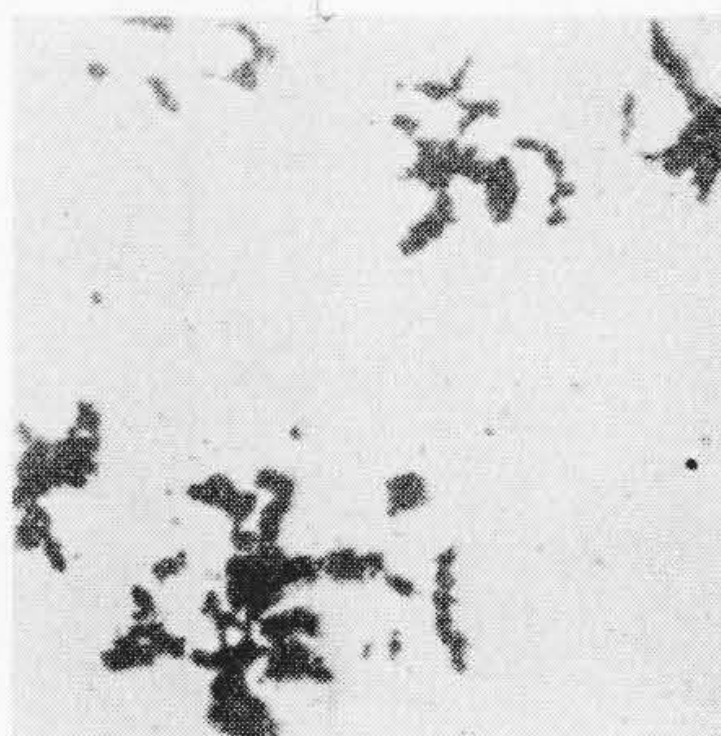
第6圖 No. M₁-900° 焼鈍×150
Fig. 6, No. M₁-900° Annealed.



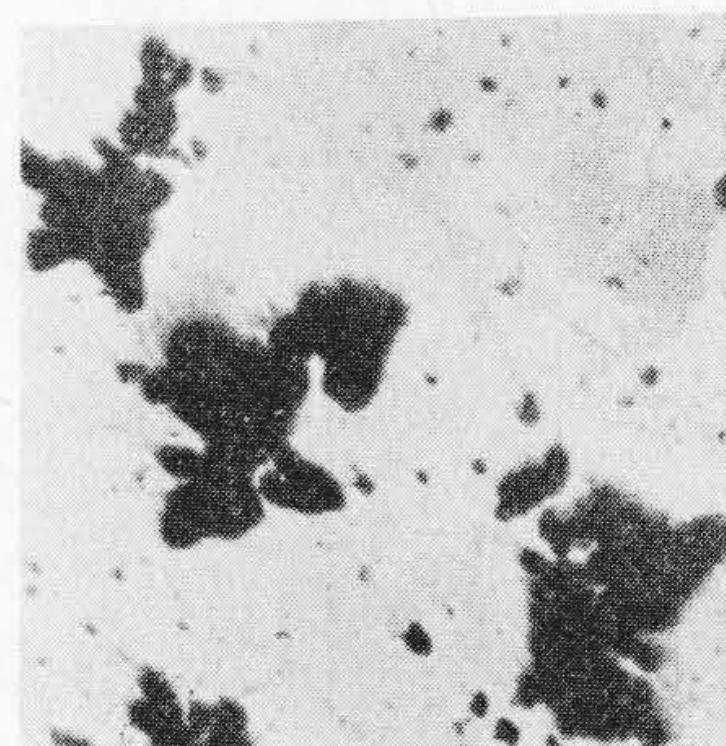
第7圖 No. N₁-900° 焼鈍×150
Fig. 7, No. N₁-900° Annealed.



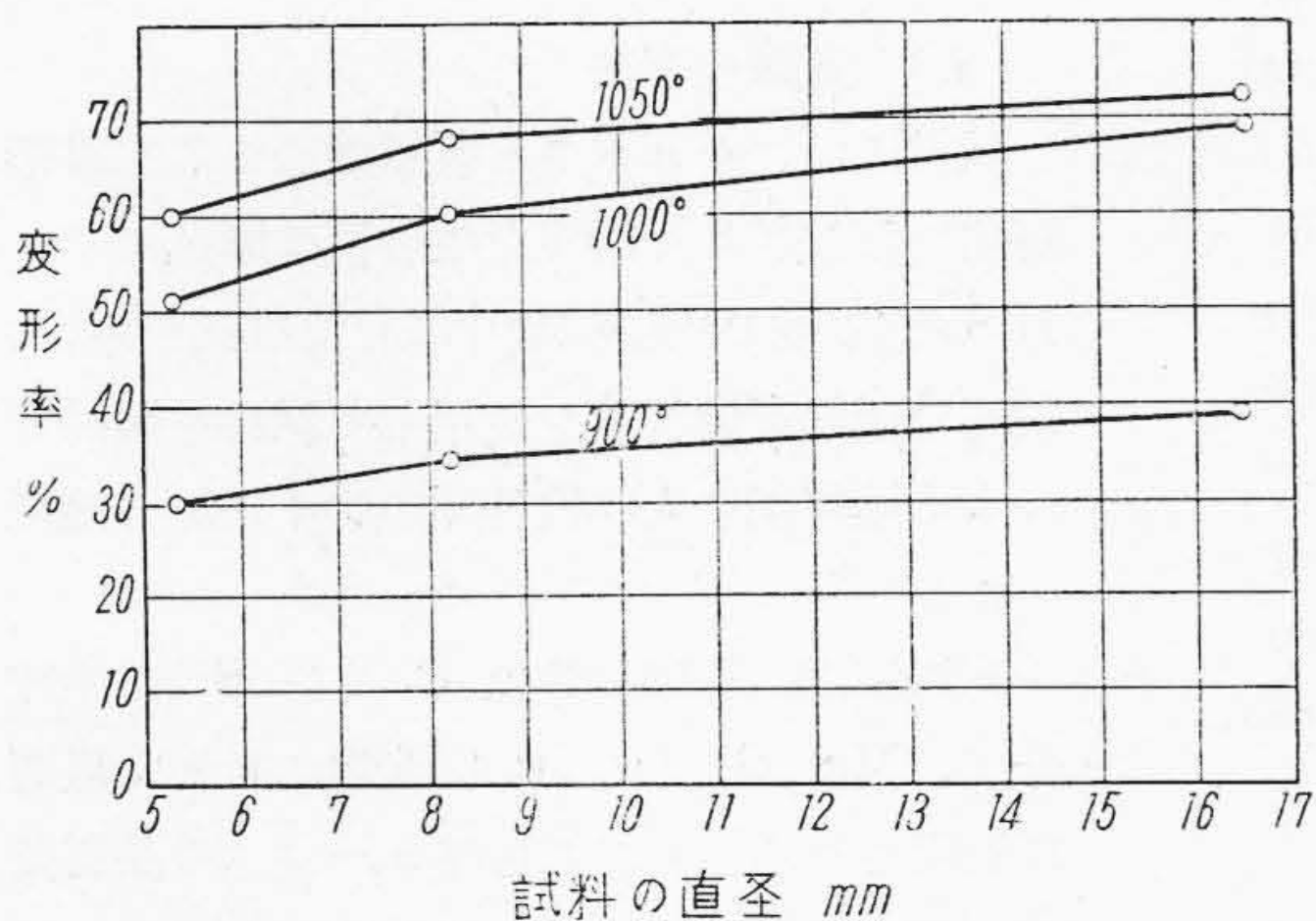
第8圖 No. K₃-1,050° 焼鈍×150
Fig. 8, No. K₃-1,050° Annealed.



第9圖 No. M₃-1,050° 焼鈍×150
Fig. 9, No. M₃-1,050° Annealed.

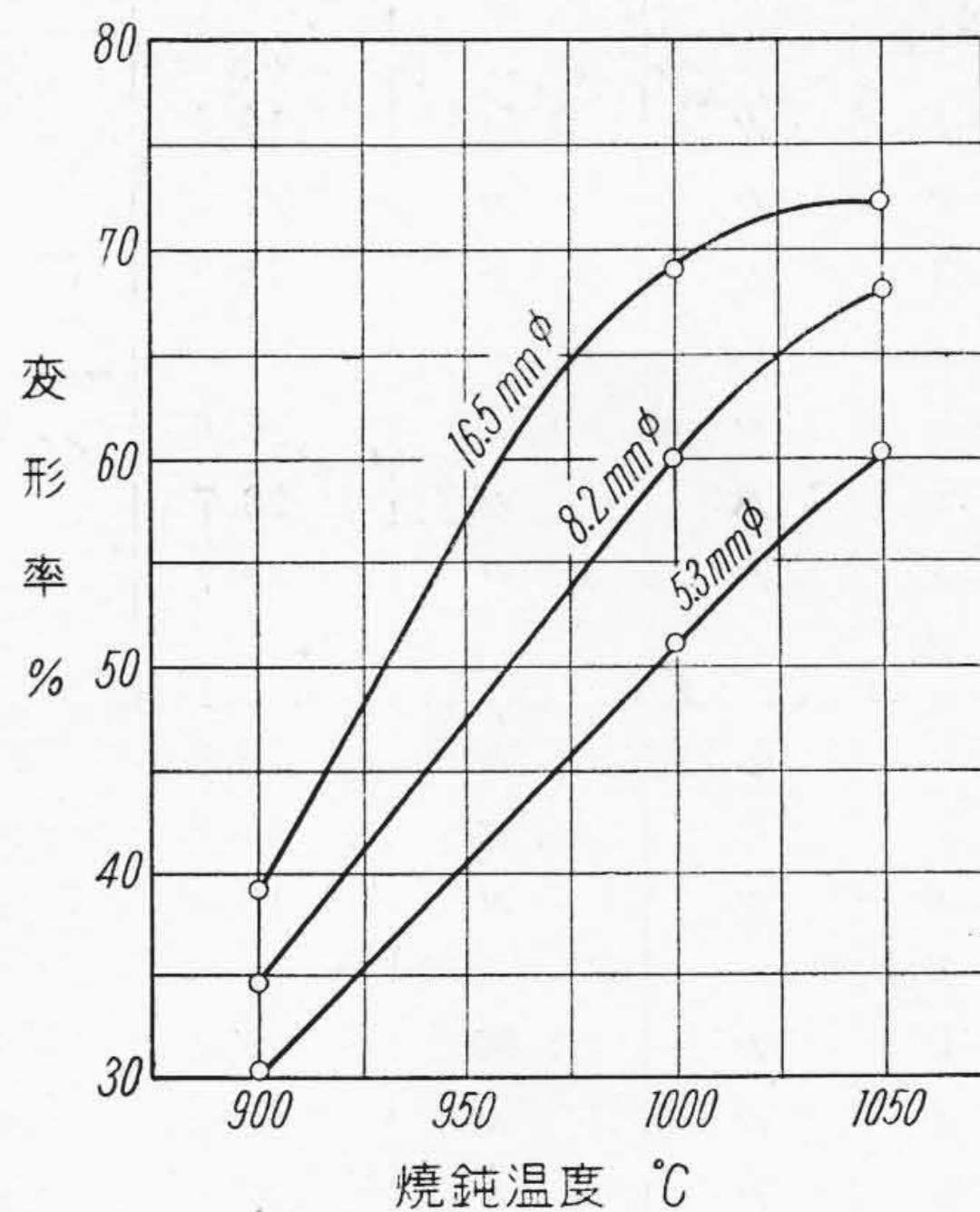


第10圖 No. N₃-1,050° 焼鈍×150
Fig. 10, No. N₃-1,050° Annealed.



第11圖 各温度における焼鈍炭素の變形率と試料の直径との關係

Fig. 11 Effect of Diameter of White Iron on the Degree of Deformation of Temper Carbon.



第12圖 各試料における焼鈍炭素の變形率と焼鈍温度との關係

Fig. 12 Effects of Annealing Temperature on the Degree of Deformation of Temper Carbon with Various Diameters.

(3) 實際製品による比較

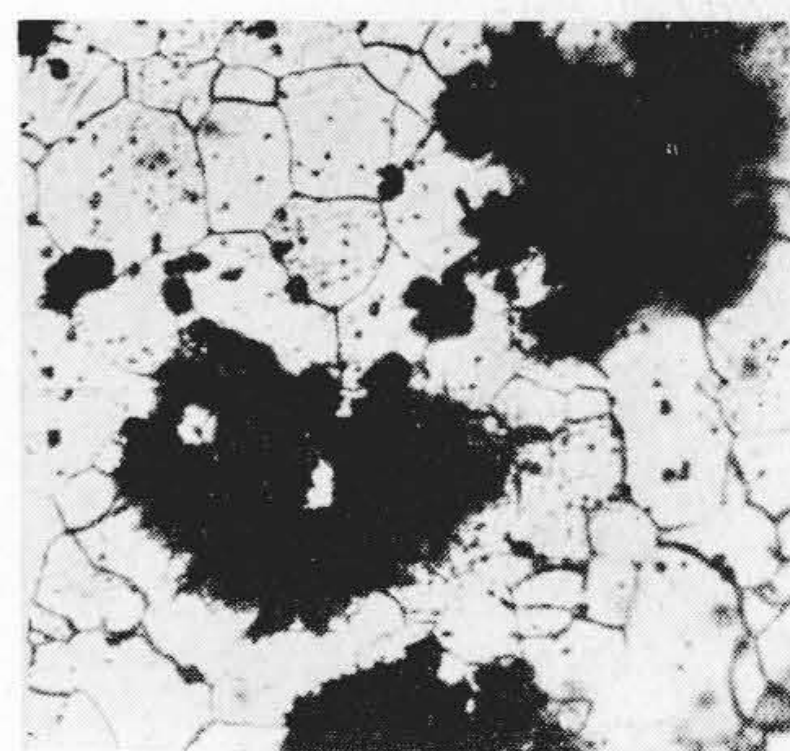
實際製品の肉厚が不同の部分について焼鈍炭素の形状を比較した。試料にはスパナの白銑鑄物を用い、現場の爐で焼鈍されたものを、その頭部の厚さ 15 mm 及び 4 mm の部分についてしらべた。

第13圖及び第14圖は兩者の焼鈍炭素を例示したもので、焼鈍炭素の形状は肉厚の大きい方が僅かではある

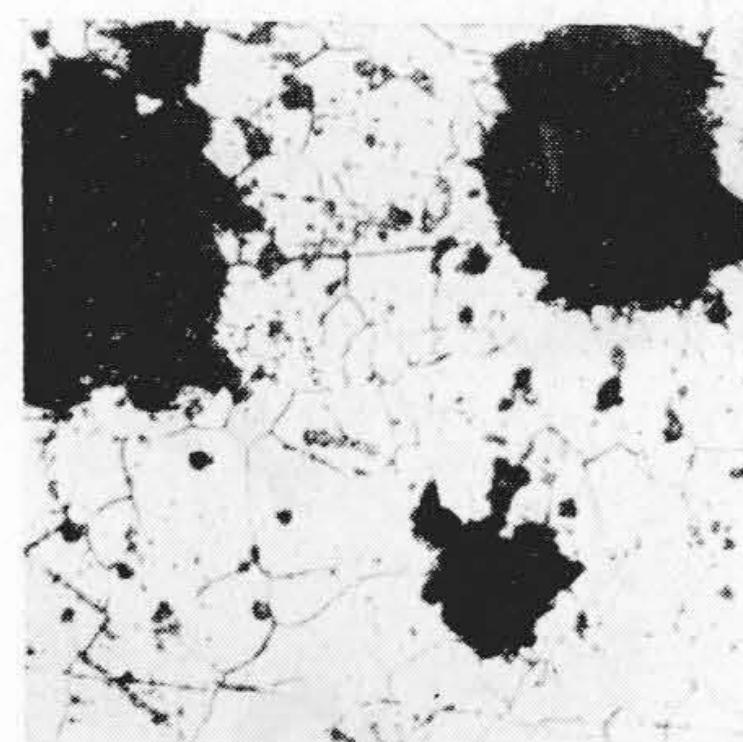
が變形の大きいことが明かに知られる。

第1表 徑を異にする試料の焼鈍炭素の變形率測定結果
Table 1 Effects of Dia. of White Iron and Annealing Temperature on the Degree of Deformation of Temper carbon.

試料 No.	試料の直径 mm	焼鈍温度 °C	外接圓面積 (A) cm ²	黒鉛面積 (B) cm ²	變形率 (A-B)/A %
K ₁ -1	16.5	900	32.8	20.9	36
2	//	//	46.1	24.0	48
3	//	//	40.2	26.2	35
4	//	//	34.0	20.4	40
5	//	//	29.9	18.8	37
平均					(39)
K ₂ -1	//	1,000	66.1	13.9	79
2	//	//	28.2	11.6	59
3	//	//	60.4	19.4	68
4	//	//	35.9	10.5	70
平均					(69)
K ₃ -1	//	1,050	30.2	9.9	67
2	//	//	46.6	7.0	85
3	//	//	66.3	23.2	65
平均					(72)
M ₁ -1	8.2	900	18.4	12.5	32
2	//	//	10.8	7.6	30
3	//	//	12.7	7.5	41
4	//	//	18.4	12.3	33
平均					(34)
M ₂ -1	//	1,000	19.2	7.7	60
2	//	//	21.4	8.4	61
3	//	//	13.2	5.2	60
平均					(60)
M ₃ -1	//	1,050	26.6	7.4	72
2	//	//	23.7	6.9	71
3	//	//	39.7	15.9	60
平均					(68)
N ₁ -1	5.3	900	16.6	11.7	30
2	//	//	16.6	10.8	35
3	//	//	10.3	7.7	25
平均					(30)
N ₂ -1	//	1,000	18.4	9.0	51
2	//	//	20.4	10.2	50
3	//	//	16.8	8.4	50
4	//	//	16.6	8.4	49
5	//	//	19.4	8.7	55
平均					(51)
N ₃ -1	//	1,050	54.9	23.0	58
2	//	//	53.0	15.9	70
3	//	//	60.0	23.5	61
4	//	//	34.3	16.8	51
平均					(60)



第13圖 15 mm 厚 ×150
Fig. 13, 15 mm Thickness.



第14圖 4 mm 厚 ×150
Fig. 14, 4 mm Thickness.

〔Ⅲ〕 化學成分の影響

(1) 實驗の方法

試料には、キュボラと電気爐による二重熔解法で製銑された熔湯を生砂型に鑄込んで、JES 第4號の抗張試験片にした白銑を用い、現場の微粉炭焼鈍爐を使用して試料を製品とも焼鈍函に入れ数日間のサイクルで焼鈍した。

可鍛鑄鐵の化學成分は C 及び Si が主成分で、Mn, S, 及び P は非常にせまい範圍に制限される。しかし近時コークスの品質低下と裝入地金の悪化のために白銑の S 量が増加の傾向にあり、また P は 0.2% まで含有を許容されていたが材質の優良な製品を作るには P 0.1% 以下にするが有利であることが明かとなつた。かゝる實情を考慮して本實驗では C, Si 及び S の影響をしらべることにした。しかして Mn は S との相對的含有量によつて黒鉛化に有害であるが、こゝには Mn 量を一定にして S 量の影響をしらべた。これらの試料は同一種類の原材料で製銑し、キュボ湯の裝入割合、鋼屑及珪素銑で成分の調整を行つた。

焼鈍後の試料はいづれも完全に黒鉛化して

化合炭素の残留をみとめず、これらの焼鈍炭素の變形率を上記の方法で測定した。

(2) Si の影響

焼鈍炭素の形状におよぼす Si 量の影響をしらべるために、第2表に示す如く Si 量以外の成分量を一定に保

第2表 Si 量を變えた試料の化學成分
Table 2 Compositions of Samples with various Silicon Content.

試料 No.	C	Si	Mn	S	P	Cr
Si 1	2.64	1.16	0.42	0.089	0.196	0.047
Si 2	2.66	1.35	0.43	0.099	0.188	0.040
Si 3	2.68	1.54	0.46	0.097	0.188	0.038

つて、Si 1.16~1.54% の3種の試料を3本づつ作り、960°まで上昇 22 hr, 960° 保持 24 hr, 690°まで冷却 60 hr, 690° 保持 30 hr のサイクルで焼鈍した。

第15圖~第17圖に各試料の焼鈍炭素を示す。その形状及び分布状態は各3本の試料とも圖示のものと同様であつて、Si 量の増加とともに焼鈍炭素の變形が増し、

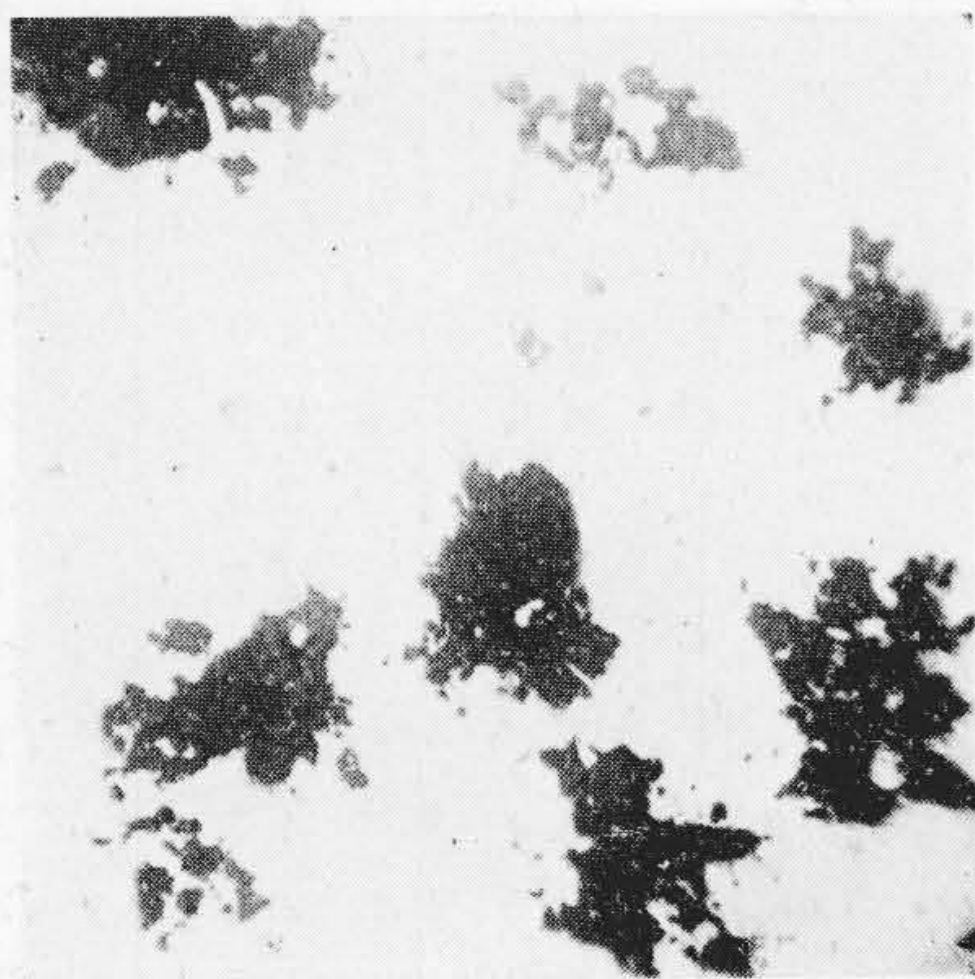


Fig. 15, No. Si, Si 1.16% ×60

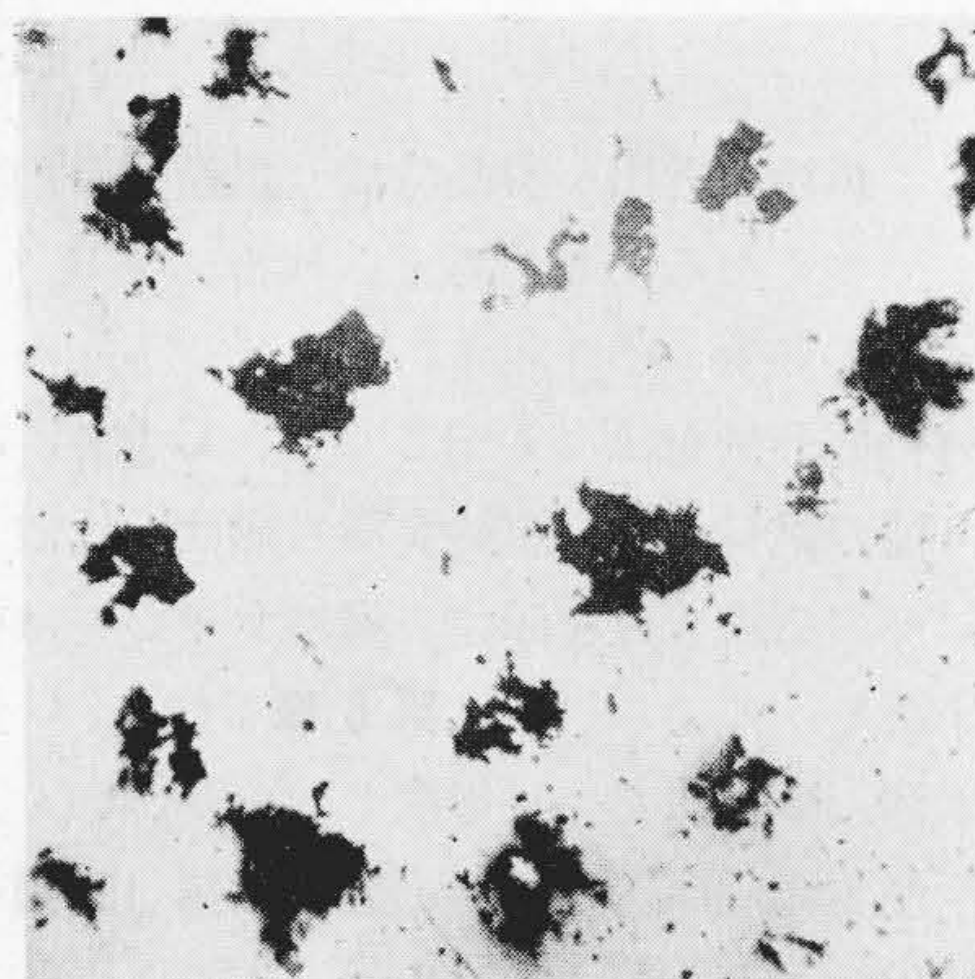


Fig. 16, No. Si, 2 Si 1.35% ×60

粒は細かく、その數が多くなる。これらの變形率は第3

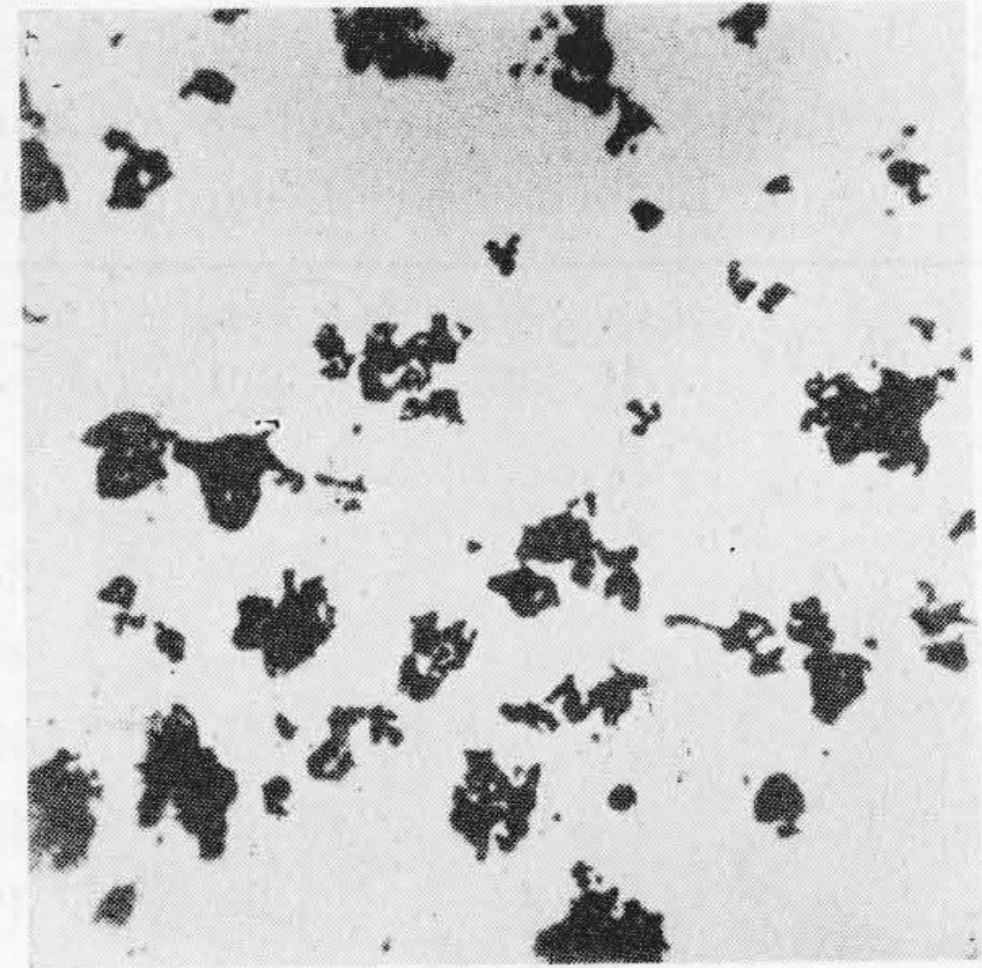
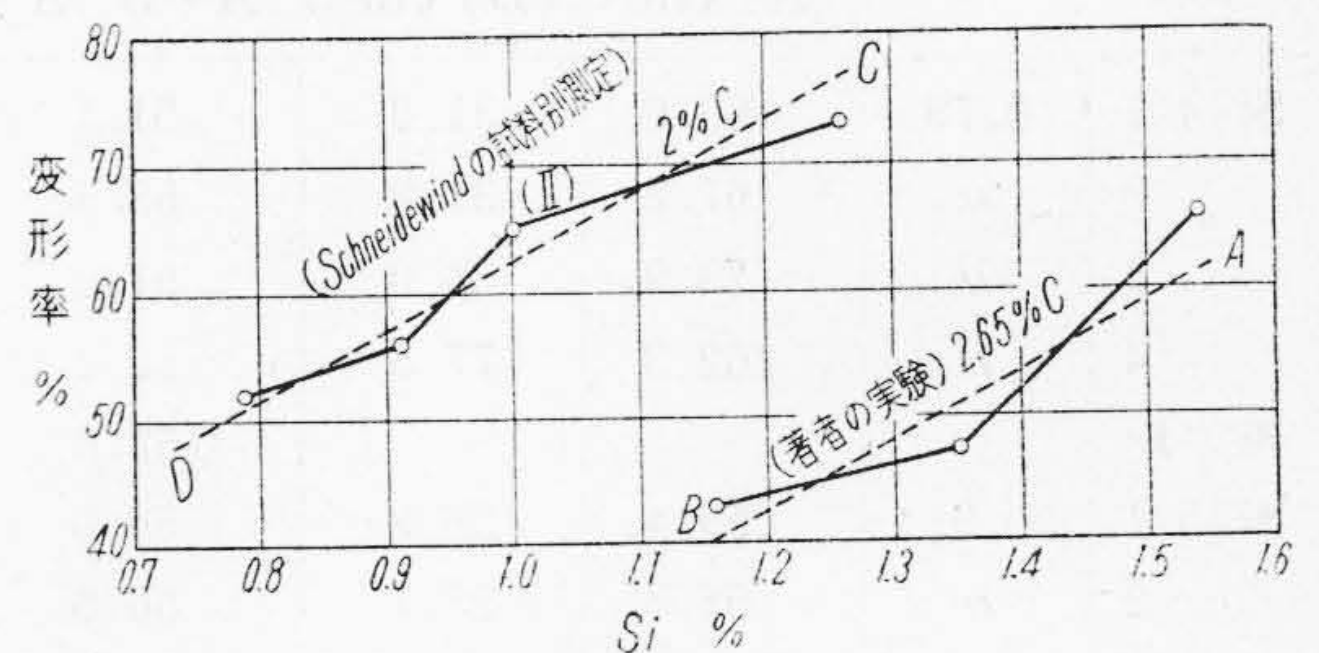


Fig. 17 No. Si 3 Si, 1.54% ×60

表 (次頁参照) の通りである。

なお Schneidewind⁽²⁾ が、C 量を 2% に一定にして Si 量を種々に變えた白銑を、930° に充分時間保持し、760° まで冷却 4 hr, 760° に 4 hr 保持、710° まで冷却 1 hr, 710° に充分時間保持のサイクルで焼鈍して黒鉛化速度に及ぼす Si 量の影響をしらべた時にかゝけておる顯微鏡寫眞から、焼鈍炭素の變形率を求めると第4表 (次頁参照) の如くなる。

第18圖は第3表及び第4表の結果を圖示したもので曲線 (I) は著者の實驗結果を、また曲線 (II) は Schneidewind の顯微鏡寫眞から求めた結果を示し、Si 量と焼鈍炭素の變形率はいずれも大體直線的關係を有してお



第18圖 焼鈍炭素の變形率に及ぼす Si 含有量の影響
Fig. 18 Effect of Silicon Content on the Degree of Deformation of Temper Carbon.

る。これら各點の中間を結ぶ直線 AB 及び CD から選點法によつて (2) 式及び (3) 式を得る。

$$AB \text{ 線から } D = 55 Si - 23.5 \dots \dots \dots (2)$$

$$CD \text{ 線から } D = 55 Si + 7.5 \dots \dots \dots (3)$$

D = 焼鈍炭素の變形率 (%)

Si = 白銑の Si 含有量 (%)

故に變形率を表わす一般式として (4) 式が得られる。

$$D = 55 Si + a \dots \dots \dots (4)$$

この式は Si 0.7~1.6% の範圍におけるものであり、式中の a は白銑の状態及び熔解條件や焼鈍 條件によつて

第 3 表 Si 含有量と變形率との關係

Table 3 Influence of Silicon Content on the Degree of Deformation of Temper Carbon.

試料 No.	Si %	外接圓面積 (A) cm ²	黒鉛面積 (B) cm ²	變形率 (A-B)/A %
Si 1-1	1.16	31.2	17.7	43.3
2	//	22.9	14.5	36.7
3	//	28.3	14.8	47.7
平均				(42.9)
Si 2-1	1.35	9.6	5.4	43.7
2	//	10.2	5.2	49.0
3	//	12.6	6.5	48.4
4	//	6.2	3.4	45.0
平均				(46.6)
Si 3-1	1.54	11.6	4.5	61.1
2	//	19.2	5.9	69.2
3	//	11.9	3.4	71.4
4	//	17.4	6.9	60.4
平均				(65.5)

第 4 表 Si 含有量と變形率との關係 (Schneidewind の試料より求む)

Table 4 Influence of Silicon Content on the Degree of Deformation of Temper Carbon. (obtained from the microphotographs showed by Schneidewind.)

試料 No.	Si %	外接圓面積 (A) cm ²	黒鉛面積 (B) cm ²	變形率 (A-B)/A %
Si 4-1	0.79	63.6	31.0	51.1
2	//	67.2	31.2	53.5
3	//	73.9	36.0	51.2
4	//	162.3	77.5	52.1
平均				(52.0)
Si 5-1	0.91	59.4	26.2	56.0
2	//	58.8	25.7	56.5
3	//	77.7	35.0	55.0
平均				(55.7)
Si 6-1	1.04	50.9	18.7	65.2
2	//	76.2	26.2	65.5
3	//	77.0	27.5	64.3
平均				(65.0)
Si 7-1	1.26	33.2	10.5	68.4
2	//	81.7	28.0	65.7
3	//	50.2	10.7	78.6
4	//	141.0	27.0	81.0
平均				(73.4)

決定される常數である。このように Si 量の増加とともに焼鈍炭素の變形率が増す理由は、主として、Si 量の増加とともにオーステナイトにおける C の溶解度が減少

第 5 表 C 量を變えた試料の化學成分

Table 5 Compositions of Samples with various Carbon Content.

實驗 No.	試料 No.	C	Si	Mn	S	Cr
I	C 1	2.38	1.09	0.31	0.111	0.03
	C 2	2.53	1.02	0.27	0.115	0.01
	C 3	2.83	1.07	0.29	0.118	0.03
II	C 4	2.35	1.09	0.27	0.090	—
	C 5	2.51	1.17	0.27	0.094	—
III	C 6	2.38	1.37	0.33	0.090	0.04
	C 7	2.54	1.33	0.29	0.116	0.01
	C 8	2.83	1.28	0.29	0.115	0.01

第 6 表 C 含有量と變形率との關係

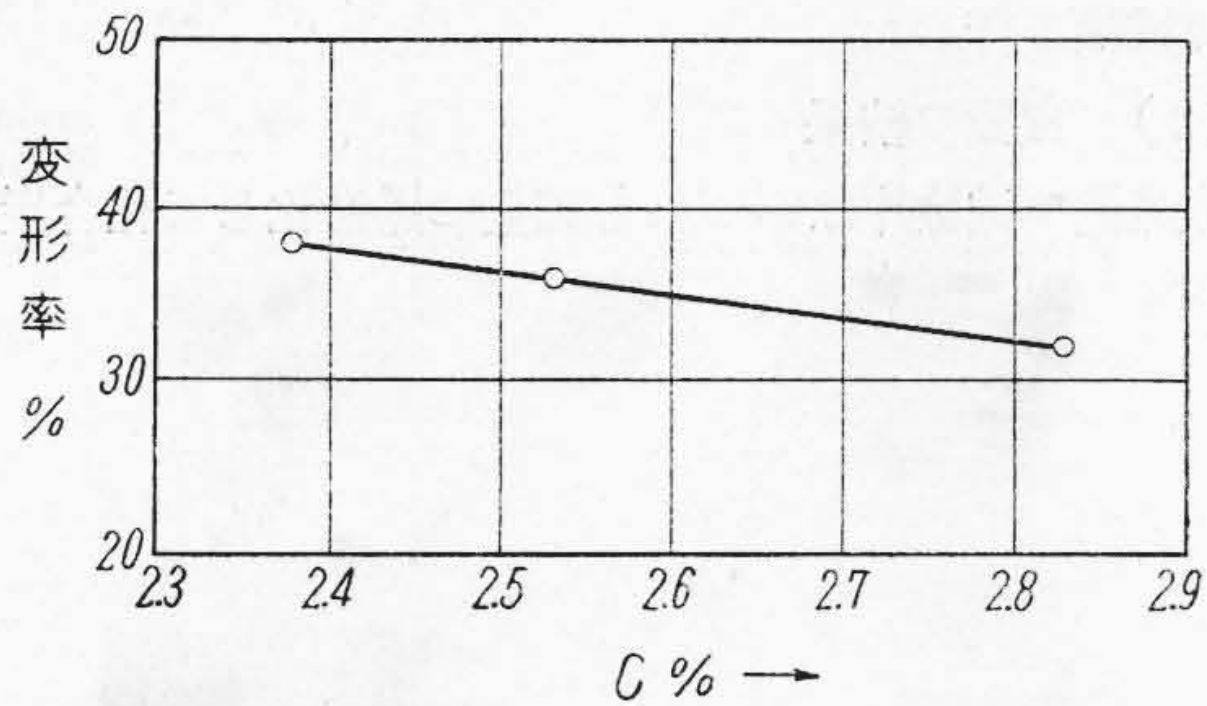
Table 6 Influence of Carbon Content on the Degree of Deformation of Temper Carbon.

試料 No.	C %	外接圓面積 (A) cm ²	黒鉛面積 (B) cm ²	變形率 (A-B)/A %
C 1-1	2.38	7.5	4.7	37.3
2	//	7.1	4.5	36.7
3	//	8.3	5.0	39.7
平均				(37.9)
C 2-1	2.53	5.9	4.0	32.2
2	//	4.0	2.5	38.6
3	//	4.5	3.0	33.4
4	//	4.5	2.7	40.0
5	//	4.7	3.0	36.2
平均				(36.1)
C 3-1	2.83	6.4	4.5	29.6
2	//	3.5	2.5	28.6
3	//	2.0	1.5	25.0
4	//	6.2	3.6	42.0
平均				(31.3)

するために黒鉛の析出が容易に成り黒鉛固有の結晶方向に發達しやすくなるためと考えられる。

(3) C の影響

C 以外の成分量をほぼ一定にして、C 量が 2.3~2.8% の 3 種の試料を作り焼鈍炭素の形狀を比較した。第 5 表に試料の白銑成分を示す。焼鈍サイクルは前記と大同小異である。測定の結果は第 6 表の如く、C 量の増加は焼鈍炭素の變形にあまり影響しないが、いくぶん變形率を減少する傾向にある。その關係は第 19 圖のように測定點が少いから明瞭ではないが、大體直線的であつて (5) 式をもつて表わされ、一般式としては (6) 式の如くなる。



第19圖 焼鈍炭素の變形率に及ぼすC含有量の影響
Fig. 19 Effect of Carbon Content on the Degree of Deformation of Temper Carbon.

$$D = 72.8 - 14.65C \dots\dots\dots (5)$$

$$D = b - 14.65C \dots\dots\dots (6)$$

C = 白銑のC含有量 (%)

ここに b は白銑の成分その他の状態、溶解条件、及び焼鈍条件等によつて定まる常數である。第20圖~第22圖は第5表中の實驗 No. I における各試料の焼鈍炭素

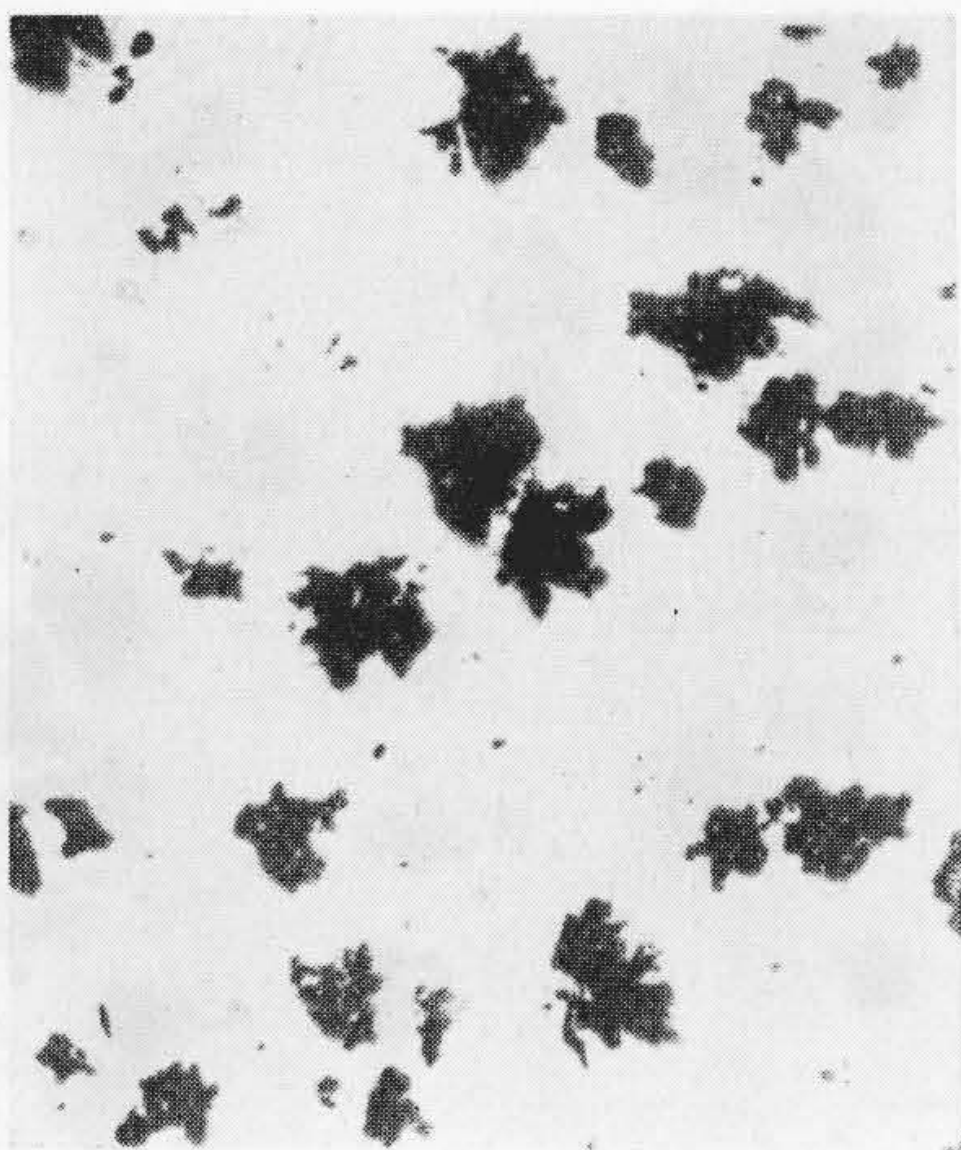


Fig. 20, No. C1, C 2.38% ×50

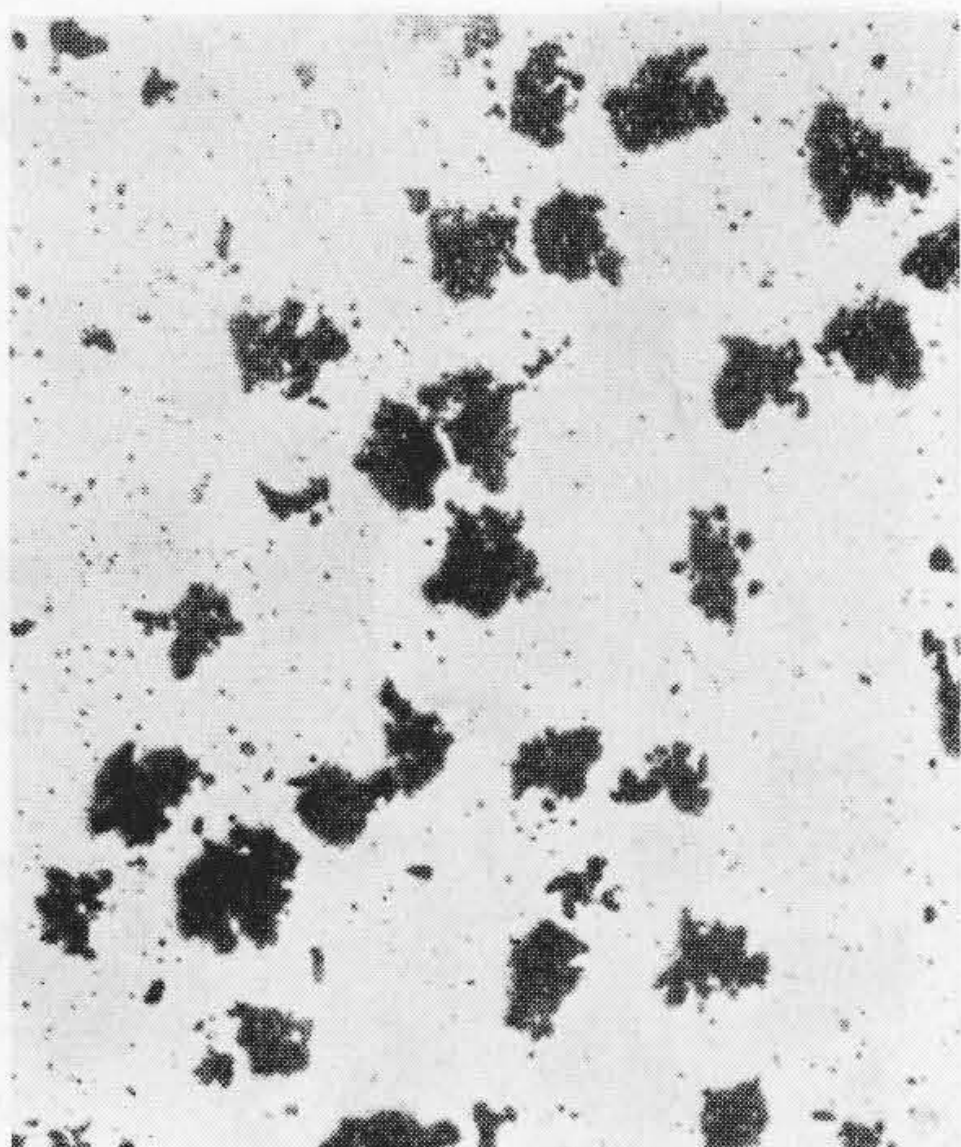


Fig. 21, No. C2, C 2.53% ×50

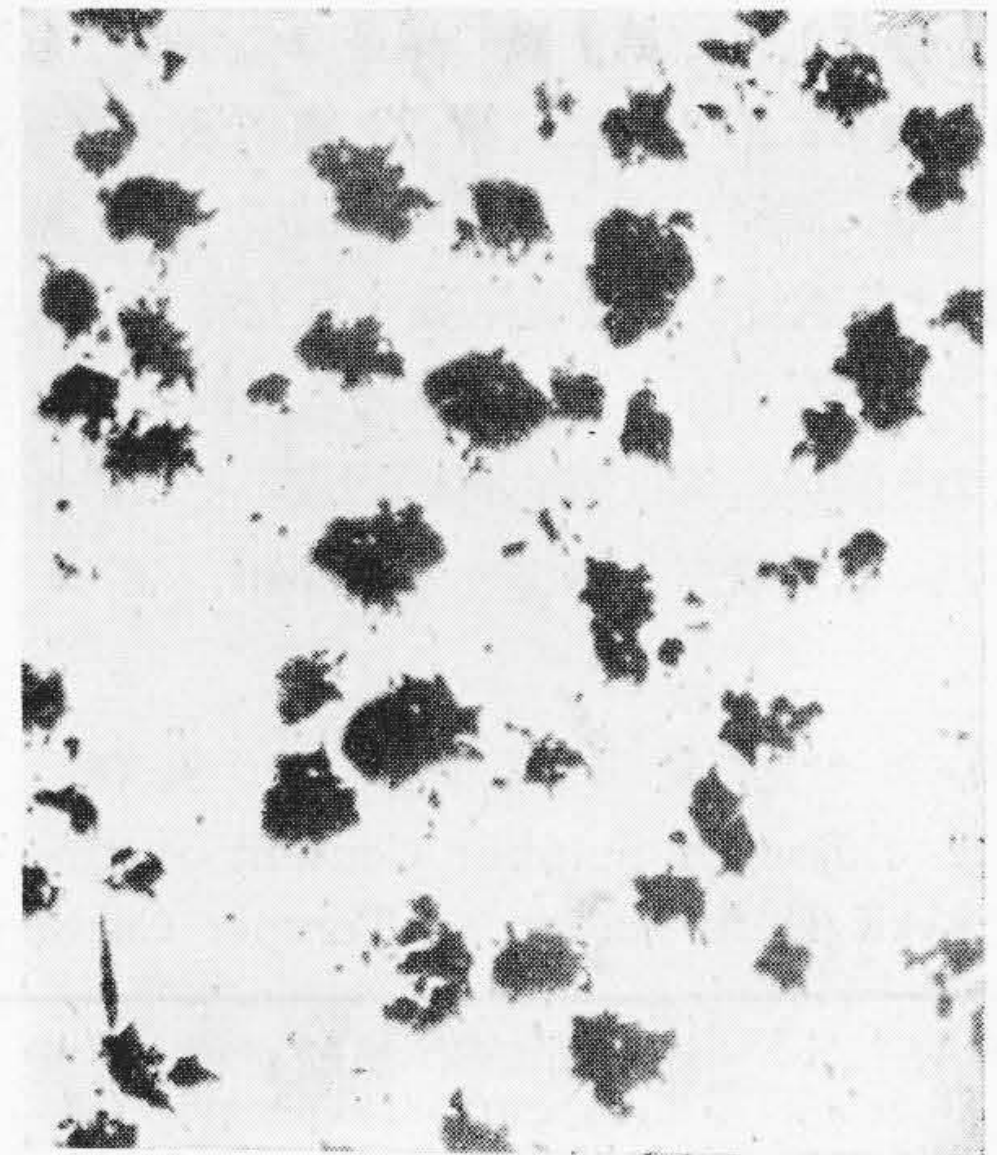


Fig. 22, No. C3, C 2.83% ×50

を示す。

(4) S の影響

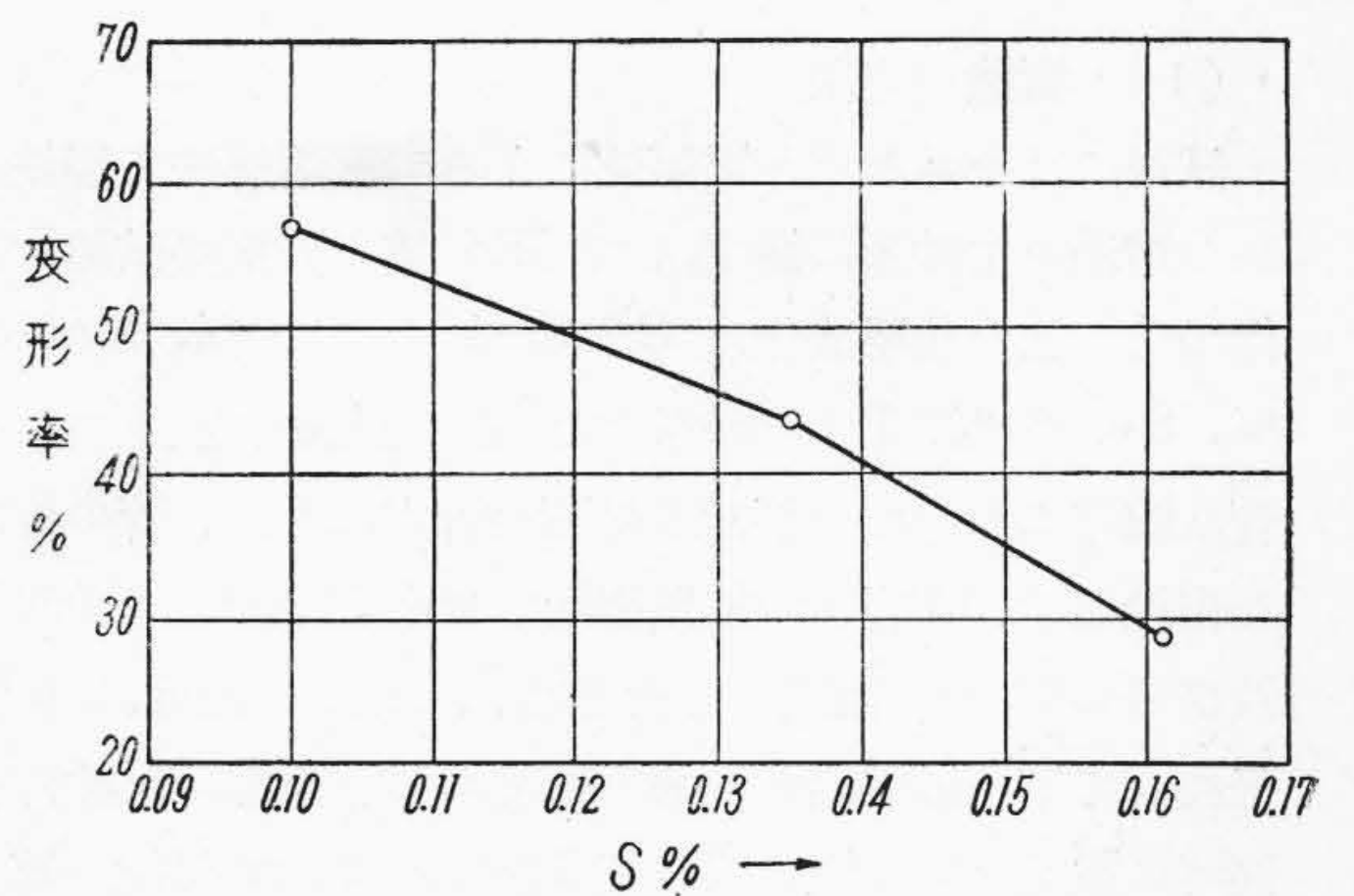
S は Mn と化合して MnS を形成して兩者の黒鉛化に對する有害作用を相殺し、S 量が MnS を形成する以上に過多であれば黒鉛化に對して S が有害となり、それ以下に低ければ Mn が有害と成る。故に S 量の影響は Mn 量との相對量が問題になる。本實驗では Mn を 0.36% に一定にして S を 0.1~0.16% に變え他の成分

第7表 S 量を変えた試料の化學成分

Table 7 Compositions of Samples with various Carbon Content.

試料 No.	C	Si	Mn	S	Cr
S 1	2.48	1.04	0.35	0.100	—
S 2	2.51	1.05	0.37	0.135	0.02
S 3	2.55	1.04	0.37	0.161	—

(S % は燃焼法による)



第23圖 焼鈍炭素の變形率とS含有量の関係
Fig. 23 Effect of S Content on the Degree of Deformation of Temper Carbon.

はほぼ一定にした。第7表に試料の化學成分を示す。

測定の結果は第8表及び第23圖に示す通り、S量の増加とともに焼鈍炭素の變形率が減少する。第24圖～第26圖は各試料の顯微鏡組織でS量の多いものほど焼鈍炭素の丸味が明かに増しておる。一般に白心可鍛鑄鐵に存在する焼鈍炭素は黒心可鍛鑄鐵のそれに比して丸味が大きいのは前者が後者よりも低Mn、高Sであるためである。

第8表 S含有量と變形率との關係

Table 8 Effect of Sulphur Content on the Degree of Deformation of Temper Carbon.

試料 No.	S %	外接圓面積 (A) cm ²	黒鉛面積 (B) cm ²	變形率 (A-B)/A %
S 1-1	0.100	11.1	5.8	47.7
2	"	7.2	3.5	51.4
3	"	25.2	9.9	60.7
4	"	10.0	4.9	51.0
平均				(57.2)
S 2-1	0.135	11.1	6.8	38.8
2	"	9.3	4.8	48.4
3	"	8.9	5.0	43.9
4	"	7.3	4.9	32.9
5	"	17.3	8.0	53.7
平均				(43.5)
S 3-1	0.161	9.9	7.5	24.2
2	"	9.6	7.3	24.0
3	"	7.1	5.2	26.8
4	"	13.3	9.3	30.0
5	"	17.0	10.1	40.5
平均				(29.1)

[IV] 黒心可鍛鑄鐵の抗張試験結果に及ぼす焼鈍炭素の形状の影響

(1) 實驗の方法

試料にはキュボラと電気爐による二重熔解法で製銑された熔湯を生砂型に鑄込んで JES 第4號抗張試験片を作つた。その化學成分は C 2.92%, Si 1.05%, Mn 0.46%, S 0.084%, P 0.165% である。試験片を、エレマ管狀爐内においた一端封じの石英管内に入れ、管の他端を密栓して、10°/分の加熱速度で 950°, 1,000°, 1,050°, 及び 1150° の各温度に達せしめ、これらの温度に 6 hr 保持して第一段黒鉛化を終らせてから、全部の試験片を同時に電気マフル爐に入れて 700° に 20 hr 保持し第二段黒鉛化を完了させた。焼鈍を終つた試験片はアムスラー試験機にかけて抗張試験を行い、破斷後の各試験片からその平行部を破斷部より 20 mm の位置で切斷して顯

微鏡試験を行つた。

(2) 實驗の結果

焼鈍後の試験片はいづれも完全に黒鉛化して化合炭素



Fig. 24 No. S 1, S 0.100% ×50

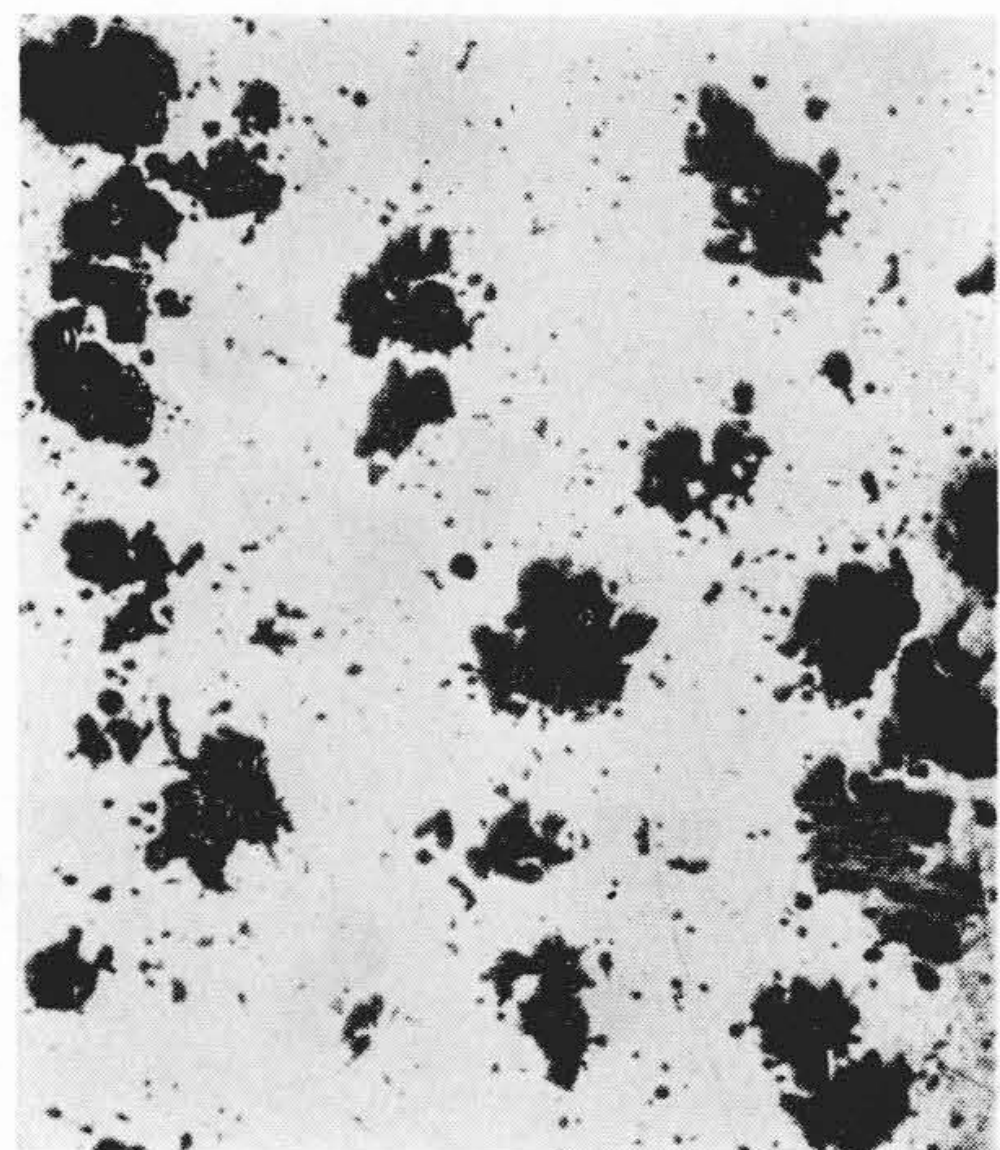


Fig. 25 No. S 2, S 0.135% ×50

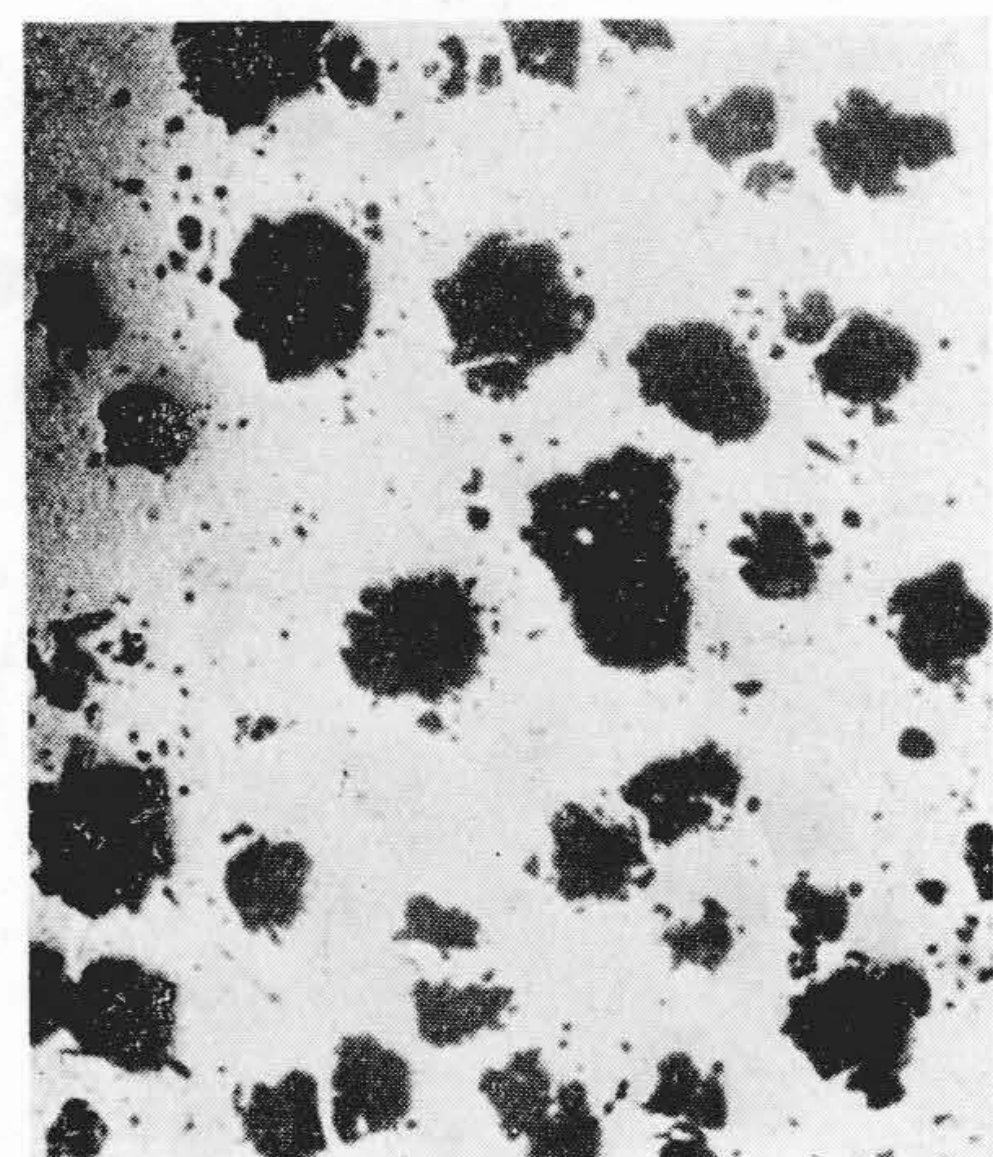
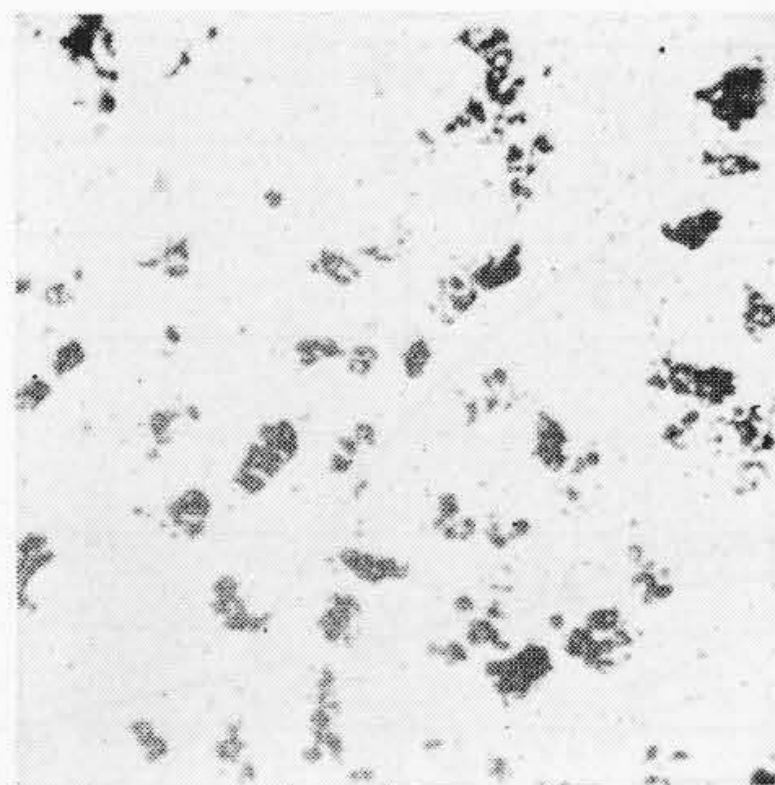
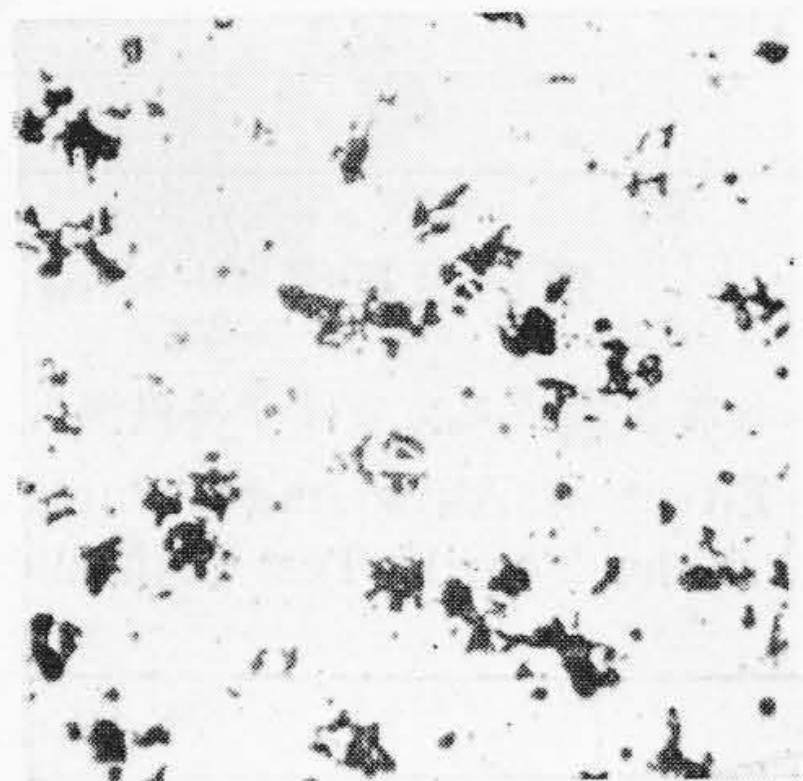


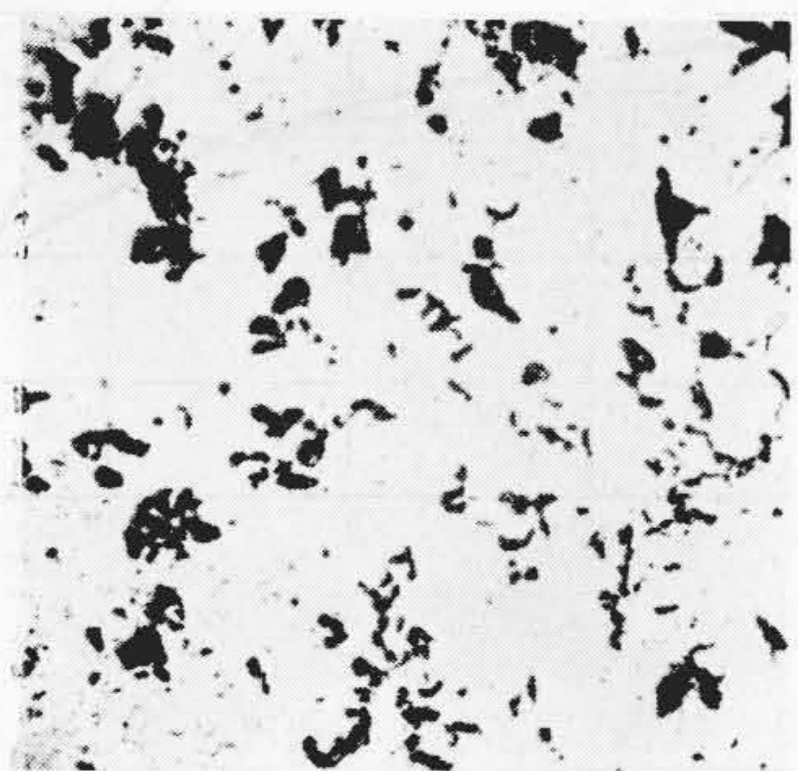
Fig. 26 No. S 3, S 0.161% ×50



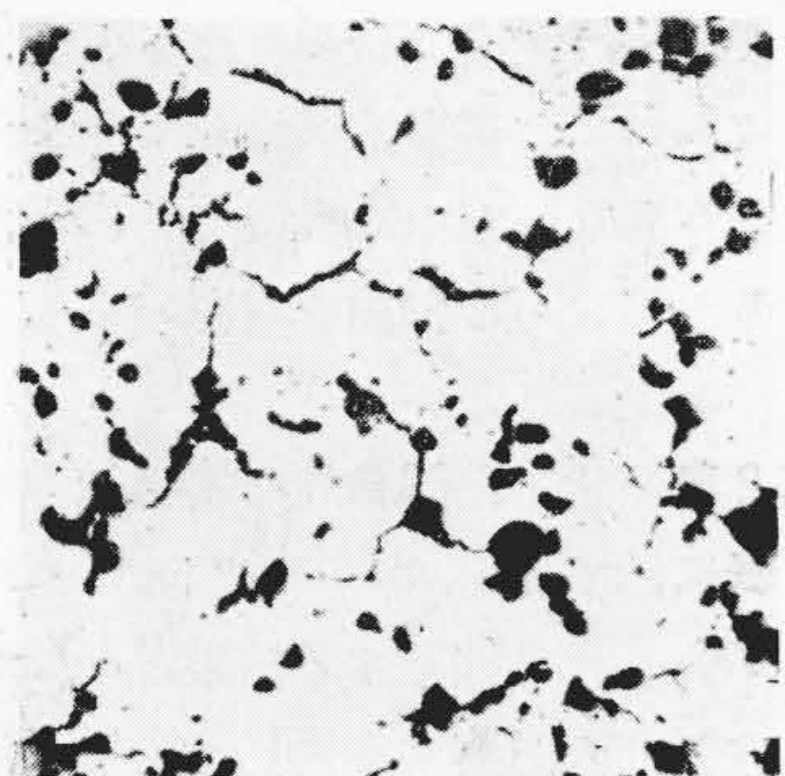
第27圖, 950° 焼鈍 ×40
Fig. 27 950° Annealed.



第28圖, 1,000° 焼鈍 ×40
Fig. 28 1,000° Annealed.



第29圖, 1,050° 焼鈍 ×40
Fig. 29 1,050° Annealed.



第30圖, 1,150° 焼鈍 ×40
Fig. 30 1,150° Annealed.

の残留を認めず、各試料の焼鈍炭素を示すと第27圖～第30圖の通りであつて、950°ではすでに變形をおこし、1,050°では片状となり、1,150°における黒鉛はオーステナイト粒界にそつて析出しておる。第9表にこれら焼

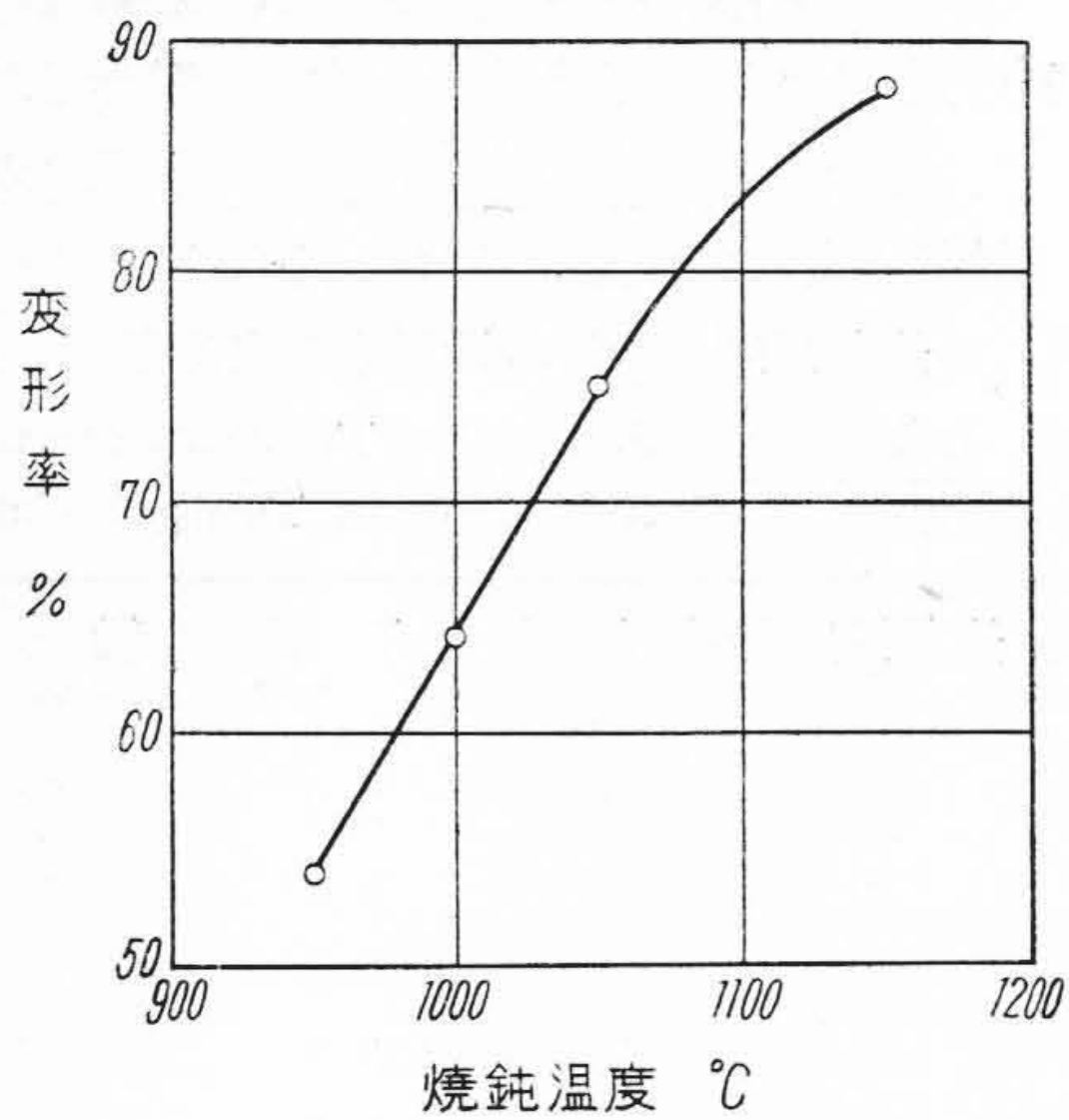
第9表 各焼鈍温度における變形率測定結果
Table 9 Influence of Annealing Temperature on the Degree of Deformation of Temper Carbon.

試料 No.	焼鈍温度 °C	外接圓面積 (A) cm ²	黒鉛面積 (B) cm ²	變形率 (A-B)/A %
1-1	950	7.3	3.3	55
1-2	//	3.6	1.8	50
2-1	//	12.3	4.1	63
2-2	//	7.4	3.3	55
2-3	//	5.2	2.7	48
平均				(54)
3-1	1,000	21.2	5.0	76
3-2	//	14.2	6.7	53
4-1	//	13.7	4.9	64
平均				(64)
5-1	1,050	32.4	7.4	77
5-2	//	25.4	7.2	72
6-1	//	32.5	5.8	79
6-2	//	23.2	5.6	76
6-3	//	12.8	3.8	70
平均				(75)
7-1	1,150	63.0	8.5	87
7-2	//	57.2	6.7	88
8-1	//	43.3	6.5	85
8-2	//	36.2	3.6	90
平均				(88)

鈍炭素の變形率を示し、鈍焼温度との關係を圖示すると第31圖となる。この圖によつて焼鈍温度1,050°以下における變形率と温度との關係を求めると(7)式のように前記の(1)式と同様であるが、たゞこの場合の常数が前記(A=150)に比してやゝ小さい(A=145.5)のは試料の厚さが後者は10mmであつたのが前者では14mmに増したためである。

$$D = 0.21 t - 145.5(\%) \dots \dots \dots (7)$$

抗張試験の結果を示すと第10表の通りで、この平均値を圖示すると第32圖となる。すなわち抗張力、伸び、及び絞りはいづれも焼鈍温度の上昇とともに低下し、1,050°附近をこえると急激に減少する。また焼鈍炭素の形状と抗張試験結果との關係は第33圖の如く、變形率の増加とともに強度も延性も低下するが變形率75%をこえるとその影響がいちゞるしい。故に黒心可鍛鑄鐵の脆弱化を防止するためには、第一段焼鈍温度を1,050°以下にし、焼鈍炭素の變形率を75%以下に止めることが



第31圖 燒鈍炭素の変形率と燒鈍温度の關係
Fig. 31 Relation between Annealing Temperature and the Degree of Deformation of Temper Carbon.

第10表 抗張試験結果に及ぼす燒鈍温度の影響
Table 10 Effect of Annealing Temperature on the Tensile Test of Malleable Iron.

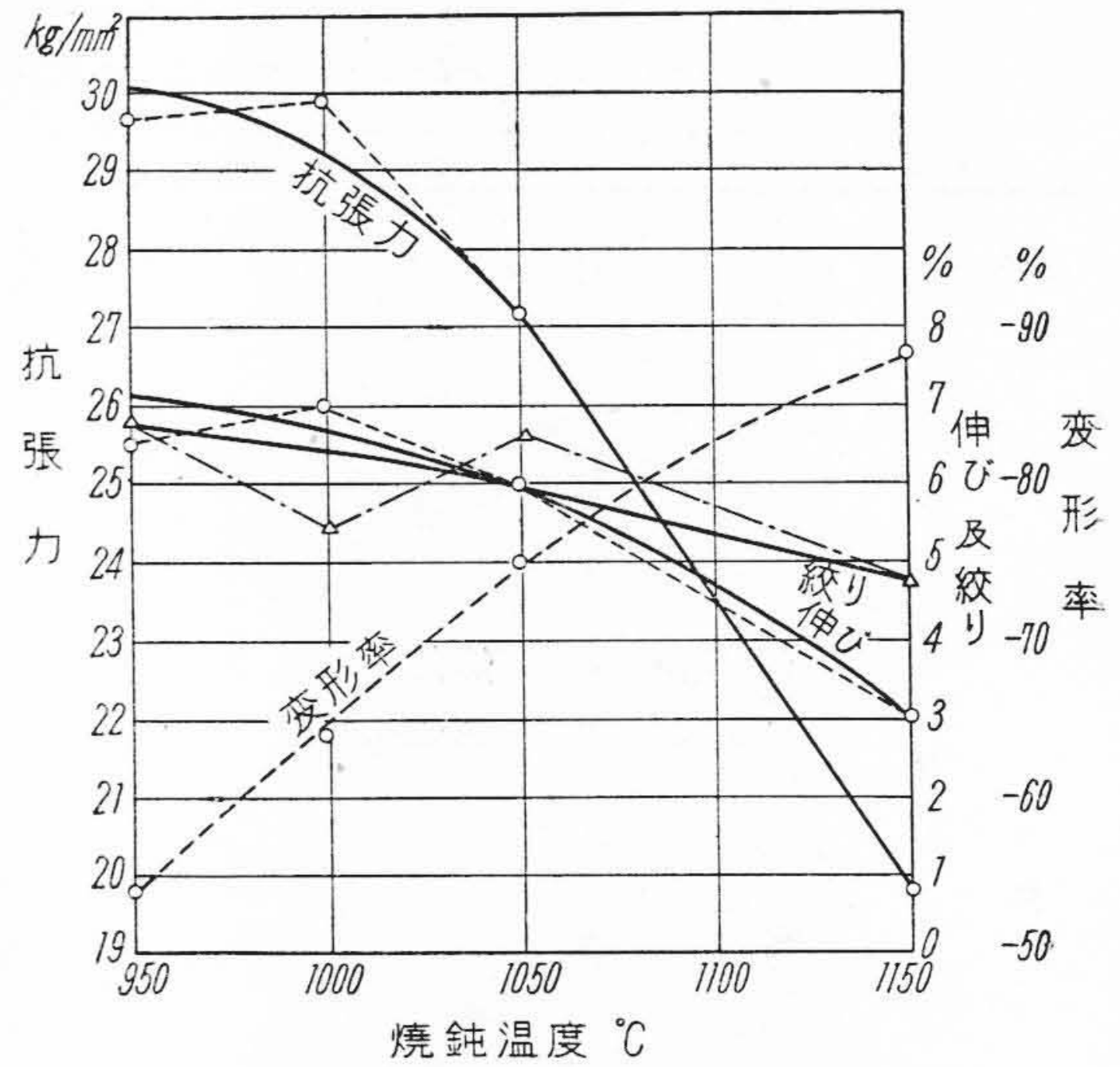
試料 No.	燒鈍温度 °C	抗張力 kg/mm ²	伸び %	絞り %
1	950	30.0	7	6.8
2	"	29.3	6	6.7
平均		(29.7)	(6.5)	(6.8)
3	1,000	28.9	7	6.8
4	"	30.8	7	4.1
平均		(29.9)	(7.0)	(5.5)
5	1,050	26.8	6	8.0
6	"	27.5	6	5.4
平均		(27.2)	(6.0)	(6.7)
7	1,150	19.5	2	4.1
8	"	20.0	4	5.4
平均		(19.8)	(3.0)	(4.8)

肝要である。

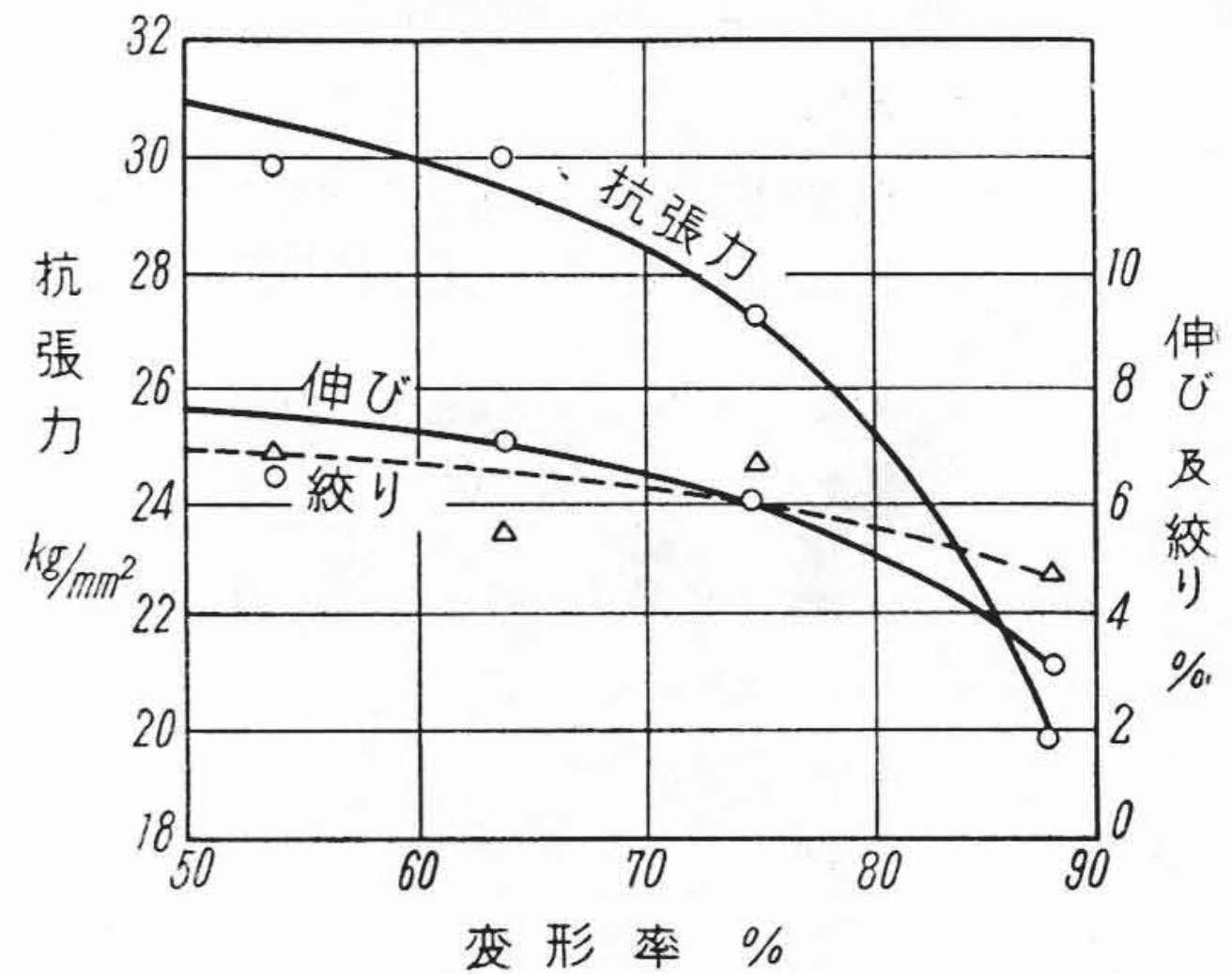
[V] 黒心可鍛鑄鐵の機械的性質に及ぼす化学成分の検討

(1) Si の影響

菊田博士⁽³⁾によれば、黒心可鍛鑄鐵は Si を増すにしたがつて抗張力と伸びが對數曲線的に増加する。そしてその理由は、Si の増加とともに、燒鈍が充分に進んでパーライトの残留量が少くなるために伸びが増加し、またフェライトに固溶する Si 量が増すために抗張力が増加するものとされておる。しかし黒心可鍛鑄鐵の強さ及び延性に及ぼす化学成分の影響は、すべて完全に燒鈍され



第32圖 抗張試験結果に及ぼす燒鈍温度の影響
Fig. 32 Effect of Annealing Temperature on the Tensile Test of Malleable Iron.



第33圖 抗張試験結果に及ぼす變形率の影響
Fig. 33 Effect of Degree of Deformation of Temper Carbon on the Tensile Test of Malleable Iron.

てフェライトと燒鈍炭素のみからなる組織のものについて論ずべきであつて、事實、黒鉛化が完全に行われてパーライトを残留しないものにおいても、Si 量を増せば伸びが増加するから、その理由を残留パーライトの減少のみによるとは考えられない。

著者は第2表に示した試験片を抗張試験にかけたところ、第11表に示す如く Si の増加とともに抗張力、伸び及び絞りがいづれも低下する結果となつた。一般に、フェライトはこれに固溶する Si 量を増すほど抗張力が増加し伸び及び絞りが減少する。また前章の實驗結果によれば燒鈍炭素の変形率が増すほど抗張力、伸び、及び

第11表 抗張試験結果に及ぼす Si の影響
Table 11 Influence of Silicon Content on the Tensile Test of Malleable Iron.

試料 No.	Si %	抗張力 kg/mm ²	伸び %	絞り %
Si 1-1	1.16	27.3	11.4	10.7
2	//	23.3*	9.1	13.2
3	//	26.7	11.5	10.7
平均		(26.8)	(10.7)	(11.5)
Si 2-1	1.35	28.4	8.5	11.9
2	//	25.7	7.7	10.7
3	//	25.8	6.5	9.4
平均		(26.6)	(7.6)	(10.7)
Si 3-1	1.54	23.6	7.3	9.4
2	//	23.6	8.0	6.8
3	//	24.8	6.8	8.1
平均		(24.0)	(7.4)	(8.1)

(* 印は平均より除外す。全試料はモツル存在せず)

絞りが減少し、そして [III] 章 (2) 項に述べたように Si 量を増せば焼鈍炭素の變形率が增加し黒鉛は細かくなつてその数が増加する。よつて以上の事柄を綜括すると次のことが云われる。第一に、Si 量を増せばフェライトに固溶する Si が増すために抗張力が増大するとともに、焼鈍炭素を細かくするために抗張力、伸び、及び絞りが増加することになる⁽⁴⁾。これに反して第二に、Si 量の増加はフェライトの伸び及び絞りを減少する上に、焼鈍炭素の變形率を増すとともに、SiO₂ の如き介在物を増すために抗張力及び延性を害することになる。

すなわち黒心可鍛鑄鐵の機械的性質におよぼす Si 量の影響は、上記の第一及び第二の影響の総合的結果によつて定まるものであつて、第11表の實驗結果において Si 量の増加がかえつて抗張力、伸び、及び絞りの減少を招來した理由は、第一の影響よりも第二の影響の方が大きく作用した結果に他ならない。かゝる理由に依つて黒心可鍛鑄鐵は Si 量を増加してもかならずしもその機械的性能が向上するとは限らないのである。

(2) C の影響

第5表の試験片を抗張試験にかけた結果を第12表に示す。すなわち C 量の増加とともに抗張力、伸び、及び絞りが減少する。これは菊田博士⁽³⁾の研究によつておるが第5表もまた同様のことを示しておる。その理由は C 量の増加とともに焼鈍炭素の析出量が増すためである。

(3) S の影響

黒心可鍛鑄鐵の S 量はふつう非常にせまい範囲に限られておるので、これが強さにおよぼす影響は今日まで知られていない。前章の實驗において S 量の増加は焼

第12表 抗張試験結果に及ぼす C の影響
Table 12 Influence of Carbon Content on the Tensile Test of Malleable Iron.

試料 No.	C %	Si %	抗張力 kg/mm ²	伸び %	絞り %
C 1	2.38	1.09	43.3	17.8	21.2
C 2	2.53	1.02	39.1	18.2	18.2
C 3	2.83	1.07	38.0	7.6	8.6
C 4	2.33	1.09	40.9	22.0	20.3
C 5	2.51	1.17	36.2	12.4	14.7
C 6	2.38	1.37	38.4	12.0	12.3
C 7	2.54	1.33	34.9	11.4	10.9
C 8	2.83	1.28	33.5	8.0	9.4

鈍炭素の變形率を減少することが判明したので、第7表の試験片を用いて抗張試験結果に及ぼす S 量の影響をしらべた。第13表にその結果を示す。この表は試験片の数が少いので S の影響が明かでないが、S 量が最高の

第13表 抗張試験結果に及ぼす S の影響
Table 13 Influence of Sulphur Content on the Tensile Test of Malleable Iron.

試料 No.	S %	抗張力 kg/mm ²	伸び %	絞り %
S 1	0.100	40.6	14.0	12.1
S 2	0.135	36.9	10.8	6.4
S 3	0.161	37.5	10.6	8.5

(S % は燃焼法による)

試料 S3 は試料 S2 よりも強度及び延性がやゝ大きい。しかして S 量が最小の試料 S1 は強度も延性も最大であるがこれは試料の C 量が最低であることによるものと考えられる。

S 量の影響をさらに明らかにするために下記の如く多数の試験片を用いて實驗を行つた。試料としては現場作業における毎日の二重熔解法による試験片の中から、S 以外の化學成分は大體同一で S 量が 0.1% 以上のものと 0.09% 以下のものを 10 本づゝえらんで抗張試験にかけた。第14表に試験片の白銑成分と焼鈍後の抗張試験結果を示す。この表によれば、各試験片には S 量にかなりの變動があり、かつ焼鈍サイクルも多少異つておるが大體として S 量の高い試料 (H) の方が S 量の低い試料 (L) よりも伸び及び絞りが大きく抗張力には大差がない。このことはたんに S 量の影響のみによるものではなく、介在物、含有ガス、脱炭程度、等の諸影響もあるべく、しかも S 量が増せば硫化物が増加して延性を減少するはずである。それにもかゝらず第14表に示す如く

第14表 抗張試験結果に及ぼすS量の影響

Table 14 Influence of Sulphur Content on the Tensile Test of Malleable Iron.

No.	C %	Si %	Mn %	S %	Cr %	抗張力 kg/mm ²	伸び %	絞り %
H 1	2.53	1.02	0.27	0.115	0.01	39.1	18.2	18.2
2	2.50	1.06	0.37	0.118	0.02	40.9	20.4	20.0
3	2.54	1.10	0.30	0.126	0.02	39.9	16.6	16.5
4	2.53	1.13	0.25	0.110	0.02	41.1	16.8	17.2
5	2.54	1.17	0.28	0.113	0.03	39.1	13.6	16.5
6	2.53	1.07	0.29	0.125	0.03	37.6	13.6	13.3
7	2.52	1.12	0.35	0.100	0.01	37.2	15.2	17.0
8	2.51	1.05	0.37	0.135	0.02	36.9	10.8	6.9
9	2.55	1.04	0.37	0.161	0.04	37.5	10.6	8.5
10	2.52	1.08	0.35	0.099	0.04	50.9	20.4	12.3
11	2.53	1.04	0.35	0.100	—	40.6	14.0	12.1
平均						(39.1)	(15.4)	(14.4)
L 1	2.53	1.19	0.36	0.050	0.04	39.4	15.4	9.7
2	2.54	0.95	0.32	0.059	0.06	40.3	16.6	14.5
3	2.52	1.14	0.36	0.074	0.02	41.6	11.2	9.7
4	2.54	1.04	0.32	0.074	0.04	38.4	14.4	10.7
5	2.50	1.11	0.35	0.080	0.01	38.1	14.0	14.4
6	2.49	1.11	0.34	0.080	0.04	36.8	9.0	7.8
7	2.52	1.08	0.36	0.090	0.05	39.7	14.8	9.2
8	2.56	1.06	0.37	0.090	0.04	36.5	7.6	5.5
平均						(38.8)	(12.9)	(10.1)

S量の多いものが延性が多少大きく抗張力も低下していないのは、本実験試料程度のS量の増加によつては、焼鈍炭素の変形率が減少して焼鈍炭素の丸味を増した事が大きく影響しておるものと考えられる。しかしS量を増すと黒鉛化を困難にし、かつまた、硫化物が増加する危険があるので実際作業には可及的Sを少なくすることが必要である。

[VI] 結 言

以上の結果を総括すると次の通りである。

(1) 鑄物の厚さが増すにしたがい焼鈍炭素の変形率が大となるが、その影響は小さい。厚さの大小による焼鈍炭素の変形率の差違は、低温焼鈍においては小さく焼鈍温度の上昇とともに増加し、さらに温度を上げると同一の変形率に近づく。

(2) Siは焼鈍炭素の変形率を増加し黒鉛の大きさを小にしてその数を増加する。Sは変形率を減少し、Cもまたその傾向を有するようである。

(3) 焼鈍炭素の変形が増すに従い抗張力、伸び、及び絞りが低下する。これらの低下は変形率75%以上においていちどるしい。

(4) 材質の脆弱化を防止するためには第一段焼鈍温

度を1,050°以下に止めることが肝要である。

(5) Si量を増せば、フェライトに固溶するSiが増加するために抗張力が大となる。また焼鈍炭素が細くなるために抗張力、伸び、絞りが増加するものと考えられる。しかしSi量を増せばフェライトの伸び及び絞りが減少し、かつ焼鈍炭素の変形率が増し、SiO₂の如き酸化物の介在物も増加するから、Siの増加がかならずしも黒心可鍛鑄鐵の機械的性質を向上するとは限らない。

(6) C量を増せば焼鈍炭素が増加するために抗張力伸び、絞りが低下する。

(7) S量を増せば、黒鉛化に支障ないある範囲内においては、焼鈍炭素の変形を減少せしめて抗張力、伸び絞りがいくぶん増加する。

終りに臨み、本研究に助力を賜った前田、山口、小林諸氏並びに日立製作所深川及び桑名工場の各位に深謝の意を表す。

参 考 文 献

- (1) 南波榮吉：日立評論、31, (1949), 39
- (2) R. Schneidewind, A. White : Trans. Am. Foundrymen's Assoc., 41 (1933) 98.
- (3) 菊田多利男：金屬の研究、3 (大15) 185.
- (4) 南波榮吉：未發表