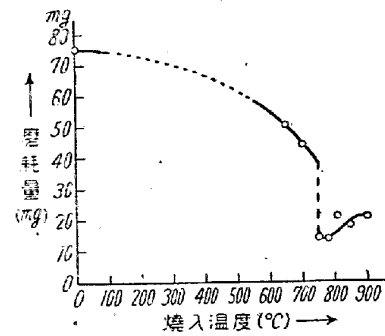


第9圖 共析鋼の焼入温度と磨耗の関係

770°C より水焼入した共析鋼であることが判明した。

又同一成分の鋼に於ては硬度の大なる程、又同一硬度に對しては炭素含有量の異なる程(共析鋼迄)耐磨耗性が大である。



第10圖 0.74% 炭素鋼の焼入温度と磨耗の関係
本實驗に供した2種の特種鋼は豫想外に磨耗に對しては弱い。(昭和25年10月寄稿)

オーステナイト可鍛鑄鐵の研究 (I)

(昭和23年10月本會講演大會にて講演)

提 信 久*

RESEARCHES ON AUSTENITIC MALLEABLE CAST IRON (I)

Nobuhisa Tsutsumi

Synopsis:

A large number of researches to shorten the time of anneal, graphitising of white cast iron have been done during the past ten years. Generally speaking, more than eighty hours annealing of first and second stage has to be done to produce the ordinary black heart malleable cast iron.

In black heart malleable cast iron, however, it has been shown that any type of malleable cast irons having perfect ferritic matrix can not get rid of first or second stage annealing from each malleablising process.

Researches were directed towards to get the black heart malleable cast iron only by one stage graphitising. Adding sufficient manganese to casting changes its matrix austenitic, but all carbon remains in the form of free carbide. Annealing, however, at 950°C for 40 to 60 hours in reducing or neutral atmosphere graphitises all free carbide. This is the austenitic malleable cast iron, having micrographic structure with temper carbon and austenitic matrix in room temperature.

I. 緒 言

従來の黒心可鍛鑄鐵は第一段、第二段の二過程にわたる長時間の焼鈍を行はねば展延性に富む完全フェライト地のものを得ることが出来ない。而も第二段焼鈍に於ては變態點直下の正確な温度範囲に保たねば共析セメンタイトの黒鉛化に非常な長時間を要し、或は又粒狀パーライトが残存して靱性、展延性に缺けた品物になると云う困難がある。若しもこの二過程が1回のみ焼鈍により目的を達し得て、而もこの焼鈍に嚴密な温度範囲を要求

しなくても良い様になれば、實用上頗る便利になることは論をまたない。本研究はこの點に着眼して行つたものである。

II. 實驗目的

従來の黒心可鍛鑄鐵に於ける白鉄のパーライト組織をオーステナイト組織に變えて遊離セメンタイトのみの黒鉛化により、常溫に於て焼戻炭素とオーステナイト地の組織を有するオーステナイト黒心可鍛鑄鐵を得んとする

* 早稻田大學鑄物研究所

ものである。

III. 實 験

實驗 1. オーステナイト地を得るための實驗

一般にオーステナイト範圍を擴げるものとしては Mn, Ni, Co その他 Ru, Rh, Pd, Os, Ir, Pt 等があるが普通工業上用いられるものとしては, Mn, Ni, Co. の三者のみが擧げられる。著者は先づこの中最も入手し易い Mn を採り上げてオーステナイト地を作ることにした。

1-1 實驗方法

第1表に示す如き原料を用ひ Mn 量を順次變化せしめ、夫々に就き Si 量を変えた第2表の如き白銑配合のものを弧光電氣爐にて熔解し生型に 12mm 徑の丸棒を鑄込んだ。

第1表 原料の組成

種類	組 成			
	C%	Si%	Mn%	S%
白銑 1	3.02	1.31	0.31	0.033
白銑 2	2.03	1.26	0.26	0.065
白銑 3	2.54	1.38	0.40	0.048
Fe-Mn 1	2.91		78.96	
Fe-Si 2	0.15	70.34		

この鑄造組織及 900°C に 10 分間保持後空冷した組織は第2表に示す如くである。

1-2 實驗結果及考察

(イ) 第2表により明らかな如くオーステナイト地の白銑を作ると云ふ目的に適するものは AH 8, AH 9, AH 10 である。(ロ) 又興味あることは 900°C に 10

分間保持したことにより殆ど凡ての試料に極く細かく焼戻炭素が生じたことである。

實驗 2. 高マンガン含有オーステナイト地白銑の焼鈍性

一般に Mn は黒心可鍛鑄鐵に於ては黒鉛化を著しく妨げるものとして嫌はれ、僅かに S の害を除く程度即ち $Mn\% = 1.7S + (0.15 \sim 0.25)$ なる式に示す含有量に抑へられ、普通 0.4% 以下にされている。本實驗に於てはこの Mn を 7~11% の如く多量に用いている爲、特殊の黒鉛化促進元素を加えねば黒鉛化は極めて困難或は不能であることは既に明らかであるが、一應 Mn 單獨にていかなる黒鉛化狀況を示すかを觀察した。

2-1 實驗方法

AH 6, 8, 9 及 10 の四種を選びこれを管狀電氣抵抗爐中にて 950°C に 30 時間及 50 時間保持し 600°C より空冷して黒鉛化狀況を觀察した。この際各試料の温度均一に就いては特に細心の注意を拂つた。

2-2 實驗結果及考察

實驗結果は第3表に示す通りである。(イ) AH 9 は 50 時間の焼鈍によるも少しも變化が見られなかつたが、これは Mn 量が 11% もあり Si 量が低い爲、黒鉛化するに到らなかつたものと思われる。(ロ) 黒鉛化時間は Mn 量とともに著しく長くなることは知られているが、AH 6, 8, 10 の 50 時間焼鈍後の狀況を見るに何れも未だ大部分遊離セメントタイトが残存している中に寫眞 1 に示す如く明らかに凝集した焼戻炭素を生じている。この結果より黒鉛化を促進する爲には適量の Si 量増加或は特殊元素、例へば Cu, Ni, Al 等を添加することが

第2表 マンガン添加による組織の變化

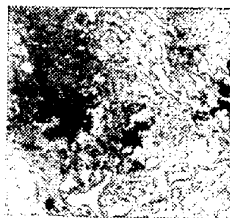
試料 番 號	組 成			顯 微 鏡 組 織	
	C%	Si%	Mn%	生型に鑄造	900°C より空冷
AH 1	2.54	1.55	4.00	P+K	P+K
AH 2	2.54	2.07	4.08	P+K	P+A極少+K
AH 3	2.54	1.52	5.64	P+A極少+K	P+A僅少+K
AH 4	2.53	2.03	5.66	P+A+M少+K (P:A=7:3)	P+A+M少+K
AH 5	2.56	1.51	7.24	P+A少+K	P+A+M少+K
AH 6	2.56	2.01	7.20	P+A+K	P少+A+K
AH 7	2.57	1.50	8.80	P+A+M少+K	P+A+M少+K
AH 8	2.56	2.00	8.80	P少+A+K	A+K
AH 9	2.57	1.50	10.40	A+K	A+K
AH 10	2.57	2.00	10.46	A+K	A+K

註) P パーライト M マルテンサイト A オーステナイト K 炭化物

第3表 特殊元素を添加せずに焼鈍した結果

試料番 号	焼鈍後の顕微鏡組織	
	950°C 30hr 焼鈍後	950°C 50hr 焼鈍後
AH6	細かい焼戻炭素が数多く点在 炭化物は小さく分裂	焼戻炭素が割合大きく集つて数少くなつた 炭化物は小さいが可成多い
AH8	細かい焼戻炭素が数多く点在 炭化物は細かくなり少くなつた	星形の凝集した焼戻炭素が存在 炭化物は小さくなつたが未だ未だ多い
AH9	焼鈍により炭化物は殆ど変化しない	焼鈍により殆ど変化しない
AH10	焼戻炭素が丸く比較的大きく出ているが少い。炭化物は多い	焼戻炭素は 30hr の時より幾分大きくなつた 炭化物は未だ多い

必要であることが明らかになつた。



寫真1 200×

AH8 (C 2.56%, Si 2.0%, Mn 8.8%)
950°C 50hr 焼鈍後 600°C より空冷
5% 硝酸アルコール腐蝕

實驗 3. 珪素含有量を増加させた場合の組織

Mn 量を 8.5, 10, 11% の三種とし, Si 量を多く増加して第4表の如き組成にて熔解し生型鑄造した。この結果は表に見る如く何れも Si 量が多過ぎて鑄造組織に既に片状黒鉛を析出した爲焼鈍は行はなかつた。又 Si

量が増して偏析し易くなつた爲, この増加によつてのみ黒鉛化を促進させることは出来ないと思われる。Si 量の増加に就いては機会を見て詳細に實驗を行う豫定である。

實驗 4. 特殊元素を添加した場合の黒鉛化

黒鉛化を促進させる元素としては種々あるが, 先づ比較的入手し易い Cu, Al, Ni を選んで, これらを單獨に添加した時の黒鉛化状況を觀察した。

第4表 珪素含有量を増した時の組織

試料番 号	組 成			生型鑄造組織
	C%	Si%	Mn%	
AH11	2.45	4.39	8.38	片G+K少+A
AH12	2.40	6.13	8.42	片G+K少+A
AH13	2.45	4.35	10.20	片G+K少+A
AH14	2.43	5.95	10.20	片G+K少+A
AH15	2.48	4.35	10.65	片G+K少+A
AH16	2.40	6.13	10.65	片G+K少+A

註) 片G=小片状黒鉛と細かい黒鉛

4-1 實驗方法

第5表に示す如き試料を熔解鑄造した。これらを實驗2と同じ方法にて 950°C に 20 時間, 40 時間焼鈍した後 600°C より空冷した。

4-2 實驗結果及考察

鑄造組織及焼鈍組織は第6表に示す通りである。寫真2~7にその主なる組織を示す。

(イ) 黒鉛化を著しく妨げるものとして普通 0.4% 以下に抑えられている Mn 量が 8.5% に達するものでも Cu 或は Ni 3~5% 添加により黒鉛化する。但し完全黒鉛化は困難であつた。

(ロ) Ni 添加は極微細な初期黒鉛を析出し易い傾向がある。Al 添加は鑄造時の黒鉛化を著しく促進し流動性

第5表 特殊元素を添加した試料の組織

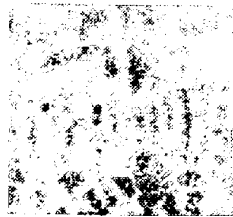
試料番 号	組 成						生型鑄造 顕微鏡組織	破面
	C%	Si%	Mn%	Cu%	Ni%	Al%		
AH17	2.50	3.10	8.53	3.10			A+K	○
AH22	2.50	1.50	8.50	4.00			A+K	○
AH23	2.50	2.00	8.50	3.00			A+K	○
AH24	2.47	2.03	8.50	3.97			A+K+g	⊙
AH19	2.50	3.10	8.53		3.10		A+K+g	⊙
AH25	2.52	1.53	8.63		3.00		A+K	○
AH26	2.47	1.50	8.50		5.06		A+K+g	⊙
AH27	2.50	2.00	8.50		3.20		A+K+g	⊙
AH28	2.54	1.15	8.50			0.5	A+K	○
AH30	2.51	2.04	8.50			0.5	A+K	○

註) g=黒鉛存在を示す。○ 白鉄 ⊙ 少し斑鉄 ⊙ 顕微鏡的斑鉄

第6表 特殊元素を添加した時の鑄造及焼鈍後の顯微鏡組織

試料番號	鑄造組織	950°C 20hr 焼鈍後	950°C 40hr 焼鈍後
AH17	A+K	小さな焼戻炭素が集る傾向にある。比較的大きなものも出ているが丸くない。Kは非常に少く粒界にあり	焼戻炭素が凝集しかゝつているが球状ではない。Kは粒界に細くある。
AH22	A+K	焼戻炭素は球状に大きく出た。Kは粒界に網目状に出て粒内にもある。	焼戻炭素は球状で大きいのが餘り變化していない。粒内のKは少くなり粒界のが細く残存
AH23	A+K	焼戻炭素は球状に集つて大きいのがAH22より少し小さい。Kは細かく分裂した。	焼戻炭素は幾らか數を増した。細かいKは無くなり比較的大きいもののみ残存している。
AH24	A+K+g gが點在	片状に近いgが存在しKはとげとげした太い針状	
AH19	A+K+g gが僅か出ている	焼戻炭素が相當良く出て集りつつある。Kは分裂して粒界、粒内に散在	焼戻炭素は更に良く集つたが球状ではない。Kは粒界に細く残つている。
AH25	A+K gがあるところもあり	焼戻炭素の數は全く少く、Kが多い。始めgのあつた所は變化していない。	小さな焼戻炭素が現れて來た。Kは細かくなつた。
AH26	A+K+g gが點在	Kは細かく分裂した。始めのgがそのままのこり焼戻炭素は見えない。	焼戻炭素の小さいものが現れ全體としてgが増した。
AH27	A+K+g 片状黒鉛が出ている偏析部あり	小片状黒鉛はそのままKが多い。	
AH28	A+K	焼戻炭素は星型のものが小さく多く出ている。	小さな焼戻炭素が澤山出ている。Kは幾分少くなつた。
AH30	A+K g極少あり	焼戻炭素は大きいものと小さいものがある。Kは細かく分裂している。	Kは數少くなつたが未だ相當多く残存。小さい焼戻炭素が澤山現れて來た。

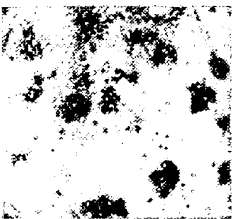
註) A=オーステナイト地。K=炭化物。g=黒鉛



寫眞2 200×(1/2 縮寫)

AH17 (C 2.5%, Si 3.1%, Mn 8.53%,
Cu 3.1%)

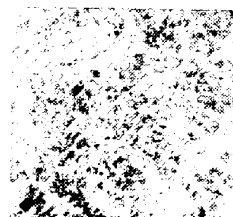
生型鑄造狀態 5% 硝酸アルコール腐蝕



寫眞3 200×(1/2 縮寫)

AH17 (C 2.5%, Si 3.1%, Mn 8.53%
Cu 3.1%)

950°C 60hr 焼鈍後 600°C より空冷
5% 硝酸アルコール腐蝕



寫眞4 200×(1/2 縮寫)

AH19 (C 2.5%, Si 3.1%, Mn 8.53%,
Ni 3.1%)

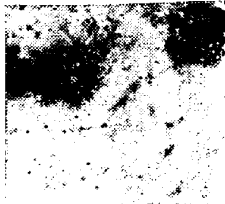
生型鑄造狀態 5% 硝酸アルコール腐蝕



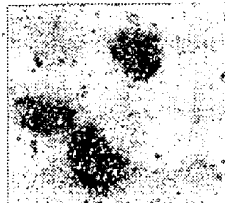
寫眞5 200×(1/2 縮寫)

AH19 (C 2.5%, Si 3.1%, Mn 8.53%
Ni 3.1%)

950°C 60hr 焼鈍後 600°C より空冷
5% 硝酸アルコール腐蝕



寫眞6 200×(1/2 縮寫)
AH22 (C 2.5%, Si 1.5%, Mn 8.5%,
Cu 4.0%)
950°C 40hr 焼鈍後 600°C より空冷
5% 硝酸アルコール腐蝕



寫眞7 200×(1/2 縮寫)
AH23 (C 2.5%, Si 2.0%, Mn 8.5%,
Cu 3.0%)
950°C 40hr 焼鈍後 600°C より空冷
5% 硝酸アルコール腐蝕

を悪くしたが、微量では焼鈍時の黒鉛化に餘り好影響がなく、焼戻炭素を稍微細化する傾向がある。Cu 添加は黒鉛の球狀化に好影響を與える。

(ハ) Mn 量が高い爲何れも脱炭層が厚くなつたが、

第7表 硬度試験結果 (ブリネル硬度)

試料番號	生型鑄造	焼 鈍 後	
		950°C 42hr	950°C 60hr
AH6	386	325	
AH8	600	380	
AH10	454	380	
AH17	458	232	164
AH22	434	185	
AH23	403	205	181
AH24	452		224
AH19	475	202	158
AH26	370		225

焼鈍函の完全密閉により幾分防止できた。爐内雰囲気調節により防止出来ると思う。

(ニ) AH17, 19, 22, 23 はオーステナイト地を有する黒心可鍛鑄鐵と云える。

實驗 5. 硬度試験

硬度測定はロックウェルC硬度にて行いブリネルに換算した。その結果は第7表の通りである。鑄造状態では380~500の如く極めて高硬度で、500~600の如く高いものはオーステナイトと共存してツルースタイト、マルテンサイト組織が認められる。950°Cで40~60時間の焼鈍により良く黒鉛化したものでは著しく低下して150~200となる。一方黒鉛化の悪いものは250程度或は鑄造時と殆ど變らぬものもある。

IV. 結 論

従來の黒心可鍛鑄鐵界には見られなかつた第二段焼鈍を必要としないオーステナイト地の黒心可鍛鑄鐵が得られた。これを詳述すれば次の通りである。

(1) C 2.0~3.0%, Si 1.5~2.0%, Mn 8~13% に Cu 或は Ni を3~5% 添加した白鉄を 950°C に 40~60 時間焼鈍することによりオーステナイト地と焼戻炭素の組織を有する黒心可鍛鑄鐵を得ることが出来る。

(2) 焼鈍温度は 950°C 附近或はそれ以上の高温で良く嚴密な温度範囲はない。

(3) 硬度はブリネル硬度 150~230 の範囲にある。

(4) Mn 量が高い爲焼鈍による脱炭層が厚くなるから還元性或は加炭性爐内雰囲気望ましい。

(5) オーステナイト地である爲耐磨材料等の特殊な目的に使われるのではないか。

(6) 配合の改善により更に良いものを作り得る。

(附記) 機械的性質に關しては第2報以下に詳述することとし、本報告では組織上に就いて述べた。報告の終りに臨み御指導を頂いた飯島一郎教授及實驗を援助して頂いた小林廣次氏に厚く感謝致します。

(昭和 25 年 9 月寄稿)