

に 300 時間浸漬せるものであるが, Fig. 3 は肉厚 70 mm の鑄鉄 (TC 3.34, GC 2.21, CC 1.13, Si 1.62 Mn 0.36) の 13,000 時間使用後の表面を示す.

500 度苛性曹達と鑄鉄との化学反応による反応生成物は反応にあずかる温度, 鑄鉄の化学成分, および接触時間により異なることが考えられる. しかしなおこの外に Fig. 4 (省略会場にて掲示) に見るごとく, 300 度および 320 度近傍に転移点を有する苛性曹達中に含有される水分, 炭酸ガスにも影響される. Fig. 5 は Mn 0.4% なる鑄鉄の TC, Si % を変え熔解温度 1,500 度 (保持時間 3 分間) 鑄造温度 1300 度, 肉厚 25 mm より得られた直径 20 mm 厚サ 5 mm の試片の減量を示す. 500 度苛性曹達浸漬時間 100 時間の結果である.

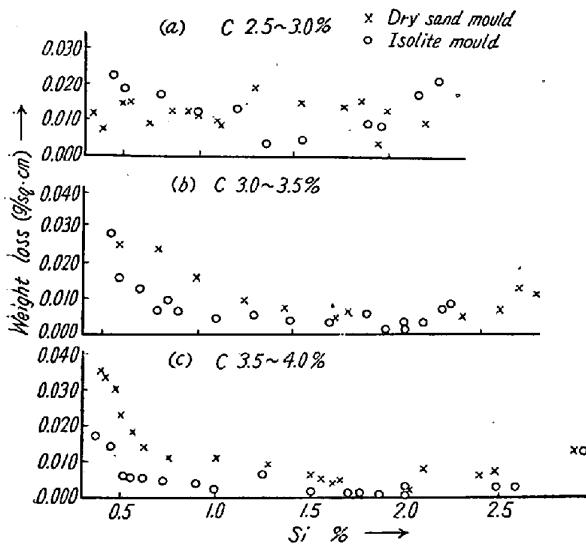


Fig. 5.

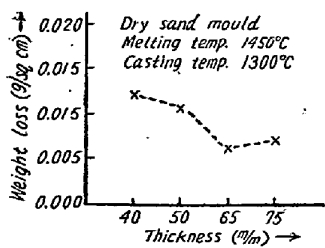


Fig. 6.

Fig. 6 は熔解温度 1450 度鑄造温度 1300 度乾燥砂型へ鑄込まれた鑄鉄 (TC 2.92, GC 2.40, CC 0.52, Si 1.37, Mn 0.75 P 0.22 S 0.09) の肉厚を異にするものの減量を示す. このように鑄鉄の減量は化学成分

分, 鑄造条件で与えられる組織によると思われる. 筆者等はこれらの諸条件を変えて得られる種々の普通鑄鉄を鑄造し可鍛鑄鉄, 延性鑄鉄と併せその腐蝕減量を測定した. その結果に依れば普通鑄鉄では粗大ならざる黒鉛が一様に分布せるパーライト鑄鉄の減量が最も少いことが確められた.

(81) 鑄鉄のベーナイト変態について (I) Study on the Bainitic Transformation of Cast Iron

M. Hanai, et alius.

静岡県静岡工業試験場

工〇花井 優・工 遠藤 隆

I. 緒 言

鑄鉄の組織の特徴は黒鉛を多量に含有することである. この黒鉛は強度的には零に等しいから, 鑄鉄の強度を考える場合には, この形状が大巾に影響することは当然のことである. 最も影響の少ない形状は, 球状である. こゝで鋼の分野で普通用いられている熱処理を鑄鉄に適用したとすれば, 主として黒鉛以外の生質を対象としているといえよう. しかしこの場合と雖も, 黒鉛と生質は必ず平衡状態にあるはずであるから, 多少の黒鉛の変動はあるべきである. 今仮りに黒鉛の任意の形状を考えてこの強度的欠陥を少なくする工夫をしてみよう.

まず黒鉛の切欠作用を少なくすることが思いうかぶ. つぎには生質がいちじるしく強力な組織であれば, 黒鉛が無視できることになろう. 前者に対しては, 変形能を大きくするために生質を全部フェライトまたは少なくとも黒鉛の周囲を相当厚い巾のフェライト層で包めば充分であろう. 後者には生質をパーライト以上の強い組織に変えることを意味することになろう.

実際には黒鉛の形状も溶解条件ならびに鑄造後の冷却条件などによりある程度は変え得るのであるから, こゝでは生質の強化を考えてみよう. 最も簡単な方法は, i) 焼入, 焼戻法である. つぎに薄肉のものなら, ii) 恒温変態によるベーナイト組織があり, さらに iii) 合金元素添加により, 連続冷却によるベーナイト組織が考えられる. 斯様な考え方から, 以下の実験を行った.

II. 試料ならびに実験法

まずパーライト鑄鉄の TTT 曲線をもとめる目的で, 角形鑄物から 5φ×70, 曲げ試験片には, 同一鑄物より 6φ×60 の丸棒を旋削した. この素材の化学成分, 抗張力ならびに変態範囲は次表のごとくである.

C	Si	Mn	P	S	σ_B	Ae
2.98	1.48	0.63	0.086	0.084	kg/mm ² 37	°C 742~798

焼入温度は 850°C とし, 真空加熱した. 熱浴には, 400°C 以上は鉛浴, 250°C 以上はハンダ浴, 100°C 以上はローズ合金浴を用いた. 700~100°C の間 50°C 毎の各温度に保つた熱浴に焼入して 10 秒後, 同温度に保つ

たコイル内の炉に移して、弾動電流計法により、恒温変態磁気曲線を測定した。これらの恒温変態を行った試片については、硬度、検鏡磁気分析などを行った。次にベーナイト組織にした曲げ試験片については常温磁気、電気抵抗なども測定した。さらに FC 23 に 3% Mo, 2% Cu 添加したものについても同様に TTT 曲線をとった。

III. 実験結果および考察

上述のごとく、磁気的にもとめたパーライト鑄鉄の TTT 曲線は Fig. 1 のごとくである。すなわちいわゆるパーライト段階はきわめて短時間側に位置し、約 500°C 付近でベーナイト段階に移行している。恒温変態磁気曲線を見ると、開始点の様相は両段階共大差はないが変態途中においてはやゝ差異を生じて来る。すなわちパーライト段階では単純に増加して磁気飽和点に達し、これ以後は変化がなくなっている。ところがベーナイト段階では変態途中に変曲点が明瞭に現われ、これ以後ほぼ直線的に、これ以前よりやゝ遅く磁気の増加が続き、ついに飽和点すなわち変態終了点に達している。これらの変曲点を各温度ごとに結ぶと E' 線が得られる。

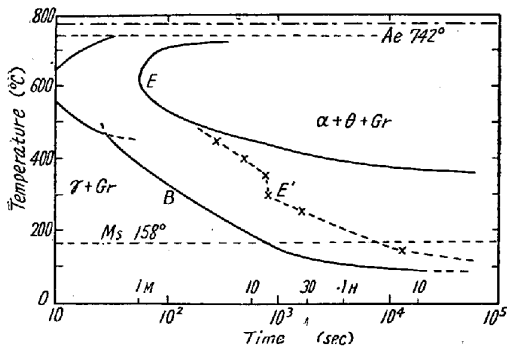


Fig. 1. T.T.T.-Curve of pearlitic cast iron.

次にこの E' 線と変態終了線 E の間の範囲の試片につき、磁気分析を行つてみると Fig. 2 のごとく、まだ残留オーステナイトの存在が認められ、かつ、この残留オーステナイト分解温度も恒温変態温度が上昇とともに高まっていることがわかる。この原因としては、固溶している諸元素の濃度が変態温度の上昇とともに高められることが考えられる。

次に変態内容をベーナイト段階上限部である 450°C の場合についてみると Fig. 3 のごとくなる。この図の、上の曲線は E' 直前、中のは E' と終了線の間、下の曲線はほぼ終了線のものである。常温の値をみると Fig. 2 の水焼入のものより E' 附近のものが低値を示し、以後漸次中、下のものと変態時間とともに上昇している。すなわち E' 付近に常温磁気の極小を見出す。この現象は

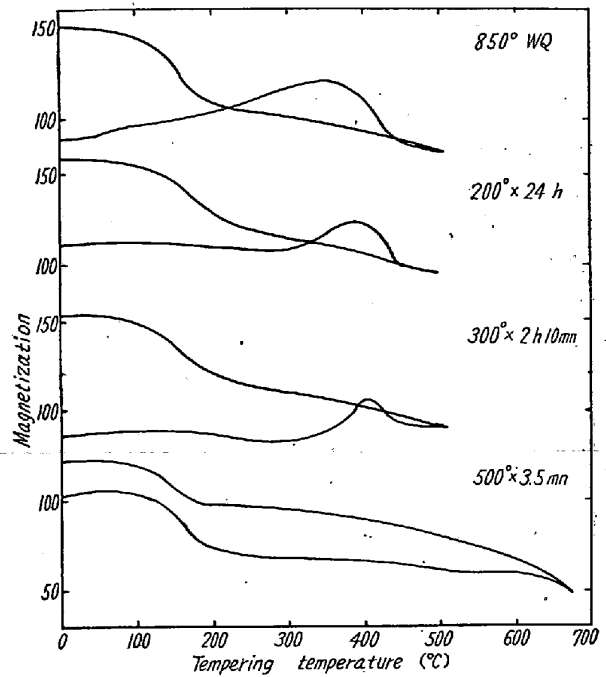


Fig. 2. Magnetic tempering curves of each austempered specimen.

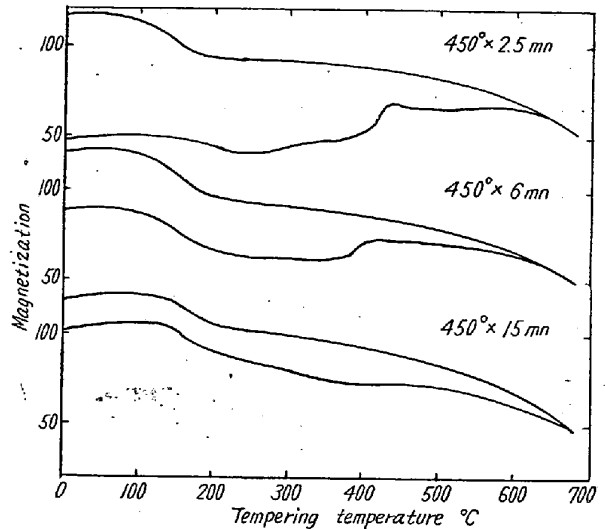


Fig. 3. Magnetic tempering curves of each austempered specimen.

武田・花井によりさきに説明され、保田、立川らにより確認されたいわゆる見掛の終了点 E' に外ならぬ。またこの 450°C の各焼戻磁気曲線にはセメントタイトのキュリー点が現われている。

要するに、ベーナイト段階では第 1 段の変態として、 $\gamma \rightarrow \alpha_m + \gamma'$ なる反応が進行してベーナイト α_m と二次的生成物の、各種元素に高濃度となり安定化した残留オーステナイト γ' を生成して未変態 γ は消失する。この点が E' 点であり、 γ' の量が最大となり、以後は第 2 段の変態となり主として $\gamma' \rightarrow \alpha_m + \theta$ 、従として $\alpha_m \rightarrow \theta$ が進

行する。しかして変態温度によりこれらの反応速度が異なって来て 450°C では α_m 生成とともに $\alpha_m \rightarrow \theta$ が進行すると解釈される。

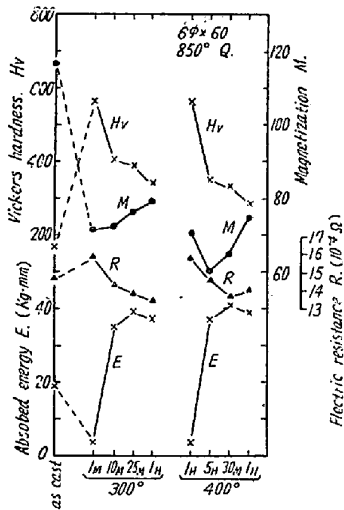


Fig. 4. Relations between austempering times and these properties.

次に 300°C および 400°C 変態にて生じたペーナイト組織の曲げ試験片の結果を Fig. 4 に示す。左端に鑄造状態の値がある。両変態温度共、E'線附近で硬度および曲げ性質ともに大略一定となる。300°C 変態の硬度 Hv が 400~350、400°C のものが Hv 350~300 となり、鑄造状態の Hv 170 の約 2 倍の値を示しながら、曲げ破壊までの吸収エネルギーの値は、ペーナイト組織の約 40 に対し鑄造状態のものは 20 となっている。ペーナイト鑄鉄は斯様に高硬度でかつ比較的高い曲げ性能を有していることがわかった。

また Cu-Mo 鑄鉄の TTT 曲線はパーライト段階が大巾に遅くなり、ペーナイト段階は大差なく、かつ両者が分離した C 曲線を示す。したがって、この組成では明らかに鑄造のままでペーナイト組織が得られることがわかる。

次に 300°C および 400°C 変態にて生じたペーナイト組織の曲げ試験片の結果を Fig. 4 に示す。左端に鑄造状態の値がある。両変態温度共、E'線附近で硬度および曲げ性質ともに大略一定となる。300°C 変態の硬度 Hv が 400~350、400°C のものが Hv 350~300 となり、鑄造状態の Hv 170 の約 2 倍の値を示しながら、曲げ破壊までの吸収エネルギーの値は、ペーナイト組織の約 40 に対し鑄造状態のものは 20 となっている。ペーナイト鑄鉄は斯様に高硬度でかつ比較的高い曲げ性能を有していることがわかった。

(82) 鉛快削鋼の研究 (VI)

(合金肌焼鉛快削鋼の性能に関する研究)

Study of Leaded Free-Cutting Steels

(Study on characters of the leaded case-hardening alloy steel)

T. Araki, et alii.

大阪特殊製鋼

工〇荒木 透・工 小柳 明・工 大橋久道

I. 緒 言

近来自動車工業などにおいてギヤシャフト類の生産能力が非常に重要視されてきているが合金肌焼鉛快削鋼について本田技研浜松工場生産技術課と協力し、基礎および実用事項に関する系統的な性能試験が大体まとまったので以下報告することにする。

II. 供 試 材

500 kg 高周波電気炉にて熔解脱酸処理後鉛添加の前後に 190 kg 型鋼塊 2 本を熔製し 45φ および 16φ に分塊圧延後諸試験の供試材とした。化学成分は Table 1 に表示する。

III. 基礎的試験

(a) 標準機械試験

45φ の素材より試片を採取し標準熱処理の後機械試験を行った結果を Table 2 に表示する。結果としては以前の試験値と同様含鉛による影響は認められない。

(b) ジョミニー試験

上記と同一素材についてジョミニー試験を行った結果焼入性に関して両者ほとんど変りがない。

(c) 滲炭衝撃試験

シャルピー試片を種々の条件で滲炭熱処理をして衝撃試験を行った結果を Fig. 1 に図示する。図中各衝撃値は 3 箇の平均値であるが、この結果検鏡組織と相まって

Table 1. Chemical composition of specimens tested.

Symbol	Type	Chemical composition (%)								
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Pb
(9)	SCM22	0.19	0.23	0.80	0.021	0.019	0.09	1.06	0.22	—
(9 F)	SCM22+Pb	"	"	"	"	"	"	"	"	0.11

Table 2. Mechanical properties ($X_n=3$)

Symbol	Y.S.	T.S.	EI	R.A.	C.S.V	Hard	Grain size	Heat treatment
(9)	85.2	99.8	20.2	48.6	9.2	285	7.2	880 O.Q. 830 O.Q.
(9 F)	85.1	99.5	20.6	49.1	9.1	285	7.8	180 T.a.c.