

成雰囲気の CO/CO_2 , $\text{H}_2/\text{H}_2\text{O}$ 関係を示す計算値である。この図に明らかなようにこの系雰囲気は CO/CO_2 , $\text{H}_2/\text{H}_2\text{O}$ のいずれか一方を知れば他方は (4) 平衡により決まる。多量の水蒸気は室温において分離するから一般に $\text{CO}-\text{CO}_2$ の方が正確に分析測定できる。

変成雰囲気の平衡組成を確認する目的で 950°C , $f = 10 \sim 18$, $f = 14$, $600^\circ \sim 1000^\circ\text{C}$ にて流動法により炉内ガスの CO_2 , CO を分析せる結果は計算値と近似的に一致し、この範囲において (4) 平衡は割合よく成立する。またこの系雰囲気の (1) 反応による α あるいは γ 相の平衡炭素濃度は気相組成が $[\text{FeO}]$ の境界に近く、かつ高温ほど低い。0.2mm 厚の軟鋼板で測定の結果は $f = 14$, 950°C で $0.02\% \text{C}$, 湿潤水素は $0.002\% \text{C}$ である。

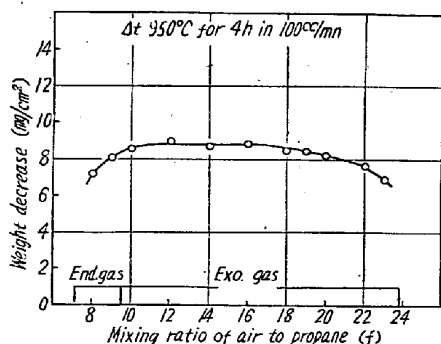


Fig. 2. Relation between mixing ratio of air to propane and weight decrease.

Fig. 2 は混合比と生成ガス中における白銑の重量減少の関係である。 $f = 10$ 以下では表面炭素濃度が急に高くなるので脱炭量は減少するが、 $10 \sim 17$ 範囲では表面炭素は全体に非常に低く、拡散濃度差は殆んど変化ないから大体一定である。(2) 平衡の計算値は 950°C で $f = 16$ であるが $f = 17 \sim 18$ 以上で $[\text{FeO}]$ が生成し脱炭と同時に酸化が起り、重量減が少なくなり、 $f = 23.8$ 近くなると (3) 反応が起りこの傾向を増す。

Fig. 3 は脱炭量におよぼす時間、Fig. 4 は温度の影響

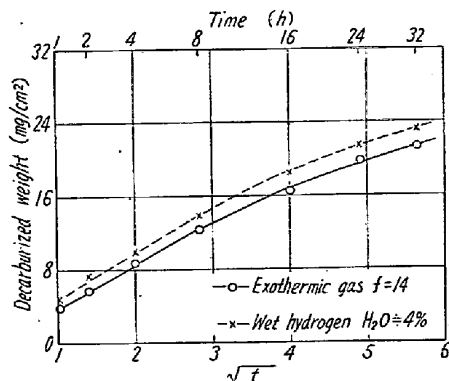


Fig. 3. Relation between square root of time and decarburizing weight.

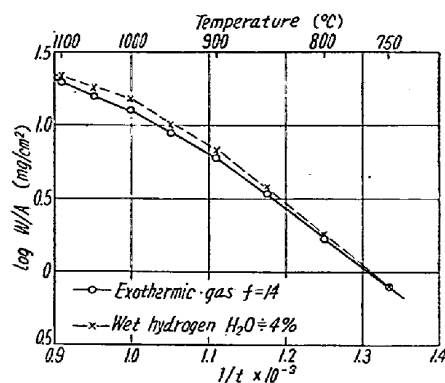


Fig. 4. Relation between reciprocal temperature and logarithmic decarburizing weight.

響である。 $W/A - \sqrt{t}$ の関係は約 10 時間以上で直線関係より脱炭が減じ、黒鉛化が始まる。また $\log W/A - 1/t$ の関係は 900°C の上下で別の直線となるが 1000°C 以上では下側に偏し黒鉛化が顕著となる。湿潤水素は若干脱炭量が多いがこれは脱炭反応の迅速なためであろう。共晶セメントが分解して黒鉛になるとオーステナイトに難溶となり、結局炭素の拡散距離が増大する結果脱炭が緩慢となる。試料の手前に別の白銑を置くと脱炭により雰囲気組成が (1) の CO 側に変化するので著しく脱炭が阻害される。これに打勝つためには当然ガス流量を増大しなければならないが経済的には f' で示す水分を分離しない弱酸化性ガスの使用が有効である。

V. 要 約

- 1) 以上の結果を要約すると $\text{Fe}-\text{CO}-\text{CO}_2-\text{H}_2-\text{H}_2\text{O}$ 系とプロパンの発熱的変成雰囲気 の平衡関係をガス分析、炭素分析により検討し計算結果と近似的に一致することを確認した。
- 2) 白銑の脱炭は空気混合比の広い範囲で余り変化ない。
- 3) 長時間、高温度では黒鉛化が起り脱炭が緩慢となる。
- 4) 湿潤水素は変成ガスよりも脱炭量が多いが、白銑の黒鉛化は前者の場合に幾分遅い程度で大差ない。

(99) 高クローム鉄の熱处理的性質について

日立製作所, 亀有工場 清水 貞一
Heat Treatment of High-Chromium Cast Irons.

Teiichi Shimizu.

I. 緒 言

高 Cr 鋳鉄はその優れた耐摩耗性と耐酸化性を有するため¹⁾²⁾³⁾、耐摩耗鋳物、耐熱鋳物として用いられているが、熱処理的性質についての報告に乏しい。今度筆者はこの鋳鉄の恒温変態、熱処理歪、残留オーステナイト、焼割性等の熱処理的性質について調べたので、その結果につき報告する。

II. 試料および実験方法

試料としては Table 1 に示すように 4 種の C 量の異なる 27%Cr 鋳鉄を高周波電気炉にて 100kg ずつ熔製し、舟型試験片 (肉厚 30mm) および直径を異にする (12~60mm ϕ) 丸棒試験片に鋳造した。試験片は 1050°C にて拡散焼鈍を行なった後、熱処理用試験片 (10 $\times$ 10 $\times$ 5)、熱膨脹、歪、磁気測定用試験片 (5 ϕ $\times$ 90) を舟型試験片より加工した。また各直径の丸棒試験片にて硬度および組織を調べ、60 ϕ 丸棒試験片より Jominy の焼割試験片⁴⁾ を作製し焼割性を試験した。

III. 実験 結果

(1) 恒温変態: 各試料とも加熱温度 950°C

の場合の恒温変態に伴う硬度、組織変化より恒温変態図を求めた。Fig. 1 は試料 B (2% C-27% Cr 鋳鉄) の恒温変態図で、いちじるしく長時間側で変態が起り、最も変態の速い 650°C 付近では変態開始まで数十分を要する。各試料の 650°C における恒温変態中の硬度変化を Fig. 2 に示す。3% C の試料 D は他に比して僅か数分で変態が開始しており、これは Photo. 1 の顕微鏡組織から明ら

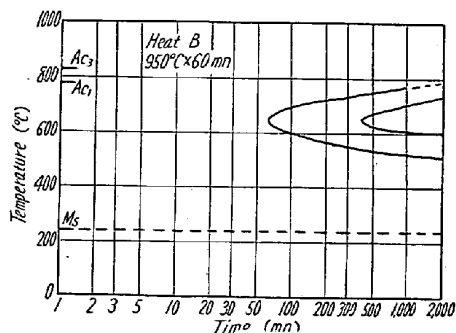


Fig. 1. Isothermal transformation curves of 27% Cr cast iron.

Table 1. Chemical composition of high-Cr cast iron.

Heat No.	Chemical composition (%)									Transformation point (°C)	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu		Ac	Ms (950°C $\rightarrow$ A.C.)
A	1.55	0.57	0.91	0.026	0.027	26.98	0.34	0.14		785~830	245
B	1.96	0.40	0.85	0.029	0.028	26.80	0.38	0.16		780~825	240
C	2.53	0.83	1.01	0.026	0.028	25.91	0.31	0.10		770~820	240
D	2.93	0.38	0.53	0.030	0.031	27.40	0.33	0.16		755~815	240

かのように 3% C のものは共晶に近い組織であるため組織が微細である事によるものと考察される。

500°C ~ 300°C の温度範囲で過冷されたオーステナイトは極めて安定で、13% Cr ダイス鋼 (SKD 2) に見られるようなベ

ーナイト変態は認められないようである。

(2) 焼入温度と残留オーステナイト量、熱処理歪と

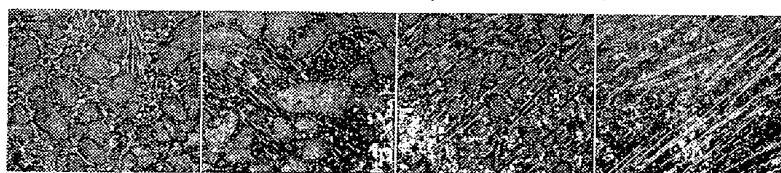


Photo. 1. Microstructure of high-Cr cast iron. (as cast) $\times 400$ (2/5)

の関係: 残留オーステナイト量および熱処理歪 (長さ方向) におよぼす焼入温度の影響を Fig. 3 に示す。焼入温度 1,000°C までは焼入により若干膨脹するが、1,000°C 以上になると残留オーステナイト量が急増するため、収縮がいちじるしくなる。また

焼戻に伴う歪変化は Fig. 4 の通りで焼入の際残留したオーステナイトは 500°C 以上に焼戻しないと分解せず、高温焼入によつて生じた残留オーステナイトほど分解が遅れる。

(3) 硬度

高 Cr 鋳鉄は自硬性が大きいから油冷硬度と空冷硬度

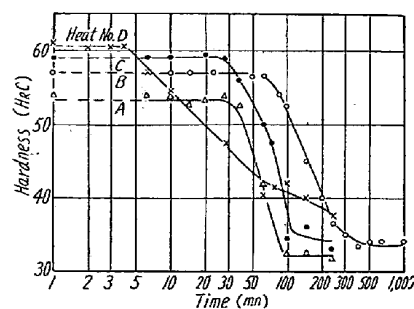


Fig. 2. Hardness changes during isothermal transformation at 650°C.

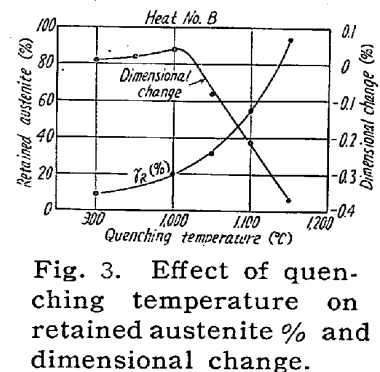


Fig. 3. Effect of quenching temperature on retained austenite % and dimensional change.

