

(119) 合金白鑄鉄の耐熱衝撃性ならびに機械的性質におよぼす熱処理の影響について

川崎製鉄知多工場

千先吉松・〇土居一郎・榊原好郎

Effect of Heat Treatment on Thermal Shock Resistance and Mechanical Properties for Alloy White Cast Iron.

Yoshimatsu Sensaki, Ichiro Doi and Yoshiro Sakakibara.

I. 緒 言

熱間仕上ロールに適用される合金白鑄鉄の matrix は、ベーナイト (Ba), マルテンサイト (Mr) およびオーステナイト (γ_R) の混合組織を呈するが, Ni, Cr, Mo を多量に含有するゆえにかなりの γ_R を残留している。圧延時にくり返し急熱急冷をうけるロール材料として

は, この熱的に不安定な γ_R を熱処理によつてあらかじめ除去しておくことが当然必要なことである。本研究は耐熱衝撃性ならびに機械的性質を改善する見地から, いかなる熱処理がすなわちどんな組織を得ることがより効果的であるかを知る目的で行なわれたものである。

II. 実 験 要 領

(1) 熱衝撃試験

試料は一面 chilling せる約 35 mm の角型で数回タンマン炉溶解によつて多数作成され, 個々の試料について, Table 1 に示した研究の対象となる熱処理が施された。熱処理のすべての温度指示は, CA 熱電対をチル面から 2 mm 内部に鑄包まれた同寸法の温度指示用試料を同行せしめることによつて行なつたものである。

熱衝撃試験は初めに 5 試料を 1 組として, あらかじめ 300°C に保持された函型エレマ加熱炉に装入し 30 分間曝熱せる後とり出して水冷する。この工程を 1 サイクルとするいわゆる急熱急冷処理を実施し, 途中クラックの

Table 1. Chemical composition of test pieces and kinds of heat treatment.

Chemical composition	T. C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	
%	3.29 ~3.36	0.94 ~1.00	0.51 ~0.56	0.168 ~0.180	0.023 ~0.028	0.02 ~0.03	4.48 ~4.59	1.71 ~1.78	0.28 ~0.29	
Heat treatment				Diagrams			Remarks			
①	As cast							Austenite		
②	Direct cooling, 250°C×10 h soaked							Bainite		
③	" " 250°C×30 h soaked									
④	As cast→250°C×3 h tempered							Bainite		
⑤	" →250°C×10 h tempered									
⑥	" →250°C×30 h tempered									
⑦	Direct cooling, air-cooled at 850°C							Martensite		
⑧	" " A. C→water-quenched									
⑨	" " A. C→W. Q→sub-zero treatment									
⑩	As cast→450°C×20 h conditioned							Martensite		
⑪	(As cast→450°C×20 h conditioned 250°C×30 h tempered							Martensite + bainite		
⑫	Direct cooling, 540°C×11 h soaked							Pearlite		

Table 2. Chemical composition of the specimen for mechanical test (%)

T. C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
3.18	0.94	0.79	0.120	0.058	—	4.56	1.77	0.46

Table 3. Results of testing.

Heat treatment	Thermal shocking test			Mechanical test					
	Hardness HRC		Cycles until cracking in	Tensile strength kg/mm ²	Elongation %	Impact strength kg-m/cm ²	Transverse strength kg/mm ²	Deflection mm	Hardness HRC
	Before testing	After testing							
①	61.6	61.3	13	21.1	0.06	0.35	2.1	0.95	55.7
②	60.9	60.4	60	—	—	—	—	—	—
③	60.8	59.4	74	34.5	0.14	0.35	2.7	1.07	54.0
④	60.2	60.8	22	36.8	0.15	0.41	2.7	1.07	55.6
⑤	60.7	60.7	90	—	—	—	—	—	—
⑥	61.8	61.1	98	41.3	0.19	0.41	3.3	1.28	56.7
⑦	61.2	59.3	24	—	—	—	—	—	—
⑧	62.3	60.9	85	—	—	—	—	—	—
⑨	66.5	64.1	150	25.7	0.07	0.32	1.9	1.01	61.0
⑨'	—	—	—	41.1	0.14	0.39	3.0	1.27	60.7
⑩	63.8	62.0	21	—	—	—	—	—	—
⑪	63.3	62.9	52	38.9	0.13	0.32	2.8	1.08	59.1
⑫	59.7	57.1	349	45.1	0.19	0.42	2.9	1.18	54.9

発生をみたものを新しい試料にとりかえて継続された。かくして得たクラック発生にいたるくり返回数をその試料の耐熱衝撃性を表わすものと考えていろいろの検討を加えた。

(2) 機械試験

試験片の溶製に多量の溶湯を要するので可傾式ルツボ炉を用い Table 2 に示す成分の 100kg の溶湯を得た。研究の対象となる熱処理は、Table 1 から、①、③、④、⑥、⑨、⑪、⑫ のほか ⑨ を焼戻せるもの (9') を加えた 8 種類が選ばれた。熱処理の温度指示は上記の方法に準じて行なわれた。

引張および衝撃試験片はシエル型の鋳出し注入とし、表面を軽く削つて、前者をその平行部 14φ×50mm に、後者を 10×10×55 mm/l (無溝) に仕上げた。引張時の伸びは標点距離 50 mm について XY 記録計で測定したものである。抗折試験片は 20φ×250 mm の CO₂ 型に注入されそのまま試験に供された。

III. 実験結果と考察

熱衝撃試験および機械試験で得られた線果を一括して Table 3 に、またいろいろの熱処理によつて得た代表的な組織を Fig. 1 にさらに γ_R の量を lineal analysis (シエル・カウンター

を使用) によつて定量せる結果の一部を Table 4 にあげた。一方、熱によるクラックの発生状況も検鏡された。

これらの実験結果から考察されることは——まず、 γ_R を最も多く含有せる試料すなわち as cast (①) および 850°C で空冷せる試料 (⑦) の耐熱衝撃性は最も劣つてゐる。しかしながら、Mr を多量に得るため水冷または深冷せる⑧および⑨試料はいちじるしく改善されている。機械的性質についても、後者すなわち可及的に γ_R の量を減少せしめたものが、衝撃値を除く他の性質をおおむね向上せしめ、なかんづく深冷処理後歪取りの目的で 150°C で焼戻された 9' 試料が飛躍的な向上を示している。

つぎに Ba 変態処理を主眼とした熱処理のうち as cast を 250°C で焼戻した場合について、その焼戻時間の長いほど、つまり、Ba 生成量の多いほど耐熱衝撃性の改善がいちじるしく、また強度、靱性ともによく向上を示している。一方、直接冷却における恒温変態によつて得た Ba は耐熱衝撃性、機械的性質をとともによく向上せしめたが、焼戻による Ba 生成の場合に比較してその成績が劣つてゐるのは、Table 4 に示されるごとく γ_R

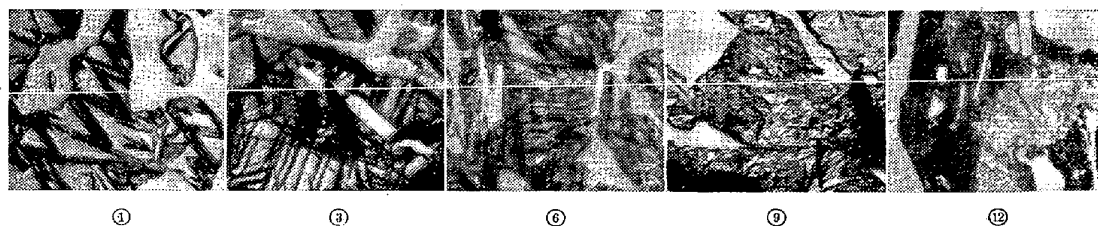
Fig. 1. Structures obtained by typical heat treatments. $\times 1000(1/2)$

Table 4. Quantity of γ_R on different treatments.

Heat treatment	% of γ_R to matrix
①	37.0
③	18.5
⑥	13.5
⑨	4.0

量がより多いことによるものであろう。

試料⑨は 450°C (この組成の T-T-T 線図におけるパーライトおよびベーナイトの両 knees の間で変態の生起しない温度) の conditioning によつて Mr の変態を容易にし、さらに 250°C での焼戻によつて Ba を生成せしめることを目的とするいわゆる “double treatment” であり、理論的には当を得た熱処理であるが期待せるほどの好結果を示さなかつた。

パーライト (Pe) 組織を得るために 540°C で恒温変態処理を施した試料⑩は、耐熱衝撃性が抜群で、また機械的性質も焼戻 Ba 組織 (⑥) に匹敵する好成績を示した。

熱衝撃試験におけるクラックの発生状況を検鏡した結果は、一般に、クラックは樹枝状晶の方向にそして遊離離セメントタイトとの境界に沿つて進行する傾向がみえる。そして as cast のように早期にクラックの発生をみたものほどこの傾向は強い。

IV. 結 言

いろいろの熱処理を施すことによつてその matrix がそれぞれ γ_R , Mr, Ba あるいは Pe を主体とせる組織を得て、これらの組織が耐熱衝撃性ならびに機械的性質にどう結果するかを明らかにした。すなわち——

- 1) 鑄放しの残留オーステナイトを多量に含むものが最も劣る。
- 2) したがつて、オーステナイトの残留量を可及的に少なくするために、深冷処理する (マルテンサイト変態) あるいは低温焼戻する (ベーナイト変態) 熱処理法ははなはだ効果的である。
- 3) パーライト組織は熱衝撃に最も強く、かつ強度、靱性をいちじるしく改善するが、硬度の低下が大きい。

(以上)

(120) 鑄鉄の熱膨脹曲線に関する一考察

北海道立工業試験場 ○長岡金吾
北海道大学工学部 工博萩原巖

Consideration on the Dilatometer Curves of Cast Iron.

Kingo Nagaoka and Dr. Iwao Hagiwara.

I. 緒 言

鑄鉄の熱膨脹曲線は加熱冷却の経過において不可逆的变化をあらわし、あとに生長が残る。生長の原因には多くの説があるが、筆者の一人は、加熱冷却による黒鉛の再分布と, porosity の発生による生長機構を報告した。炭素移動による porosity の発生は実験によつて直接確かめることが困難なので、熱膨脹曲線のあらわす体積変化を解析して、その実在の間接的な立証とした。また実験の鑄鉄の熱膨脹曲線の形状とその変化について考察した。

II. 炭素移動をともなう加熱冷却による体積変化

鑄鉄の熱膨脹曲線には、Fig. 1 のごとく二段階の可逆変化があらわれる。変態以上の温度における曲線 cd と ed の傾斜の違い、bc, ef で示される変態における収縮、膨脹の差が、不可逆膨脹に関係ある量である。これらの説明は、生長に関する諸説それぞれの立場から与えられている。この報告では炭素移動を考慮した体積変化として考察した。

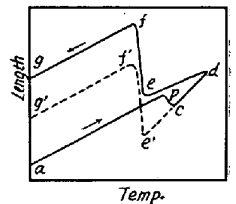


Fig. 1. Length changes of cast iron during heating and cooling.

鑄鉄を変態以上の温度に加熱冷却した場合には、matrix の平衡炭素溶解度の変化によつて、matrix と黒鉛あるいはセメントタイトとの間で炭素が移動する。平衡状態図によれば、炭素移動はオーステナイト域と変態域で行なわれるが、その現象は同一ではない。変態を上下した加熱サイクルでは両者が加重される。

(1) オーステナイト域

鑄鉄の重量を 100 とし、その中の析出黒鉛量を G とする。任意の温度 T における matrix の炭素量 m に、温度 ΔT の上昇によつて Δm の炭素が溶け込んだとすれば、体積変化 ΔV はつぎのようにあらわされる。

$$\Delta V = (100 - G) \left(\frac{1}{\rho_{m'}} - \frac{1}{\rho_m} \right) + G \left(\frac{1}{\rho_{g'}} - \frac{1}{\rho_g} \right) + \Delta m \left(\frac{1}{\rho_{m''}} - \frac{1}{\rho_{g'}} \right) \dots \dots \dots (1)$$

$\rho_{m'}$, $\rho_{m''}$ は matrix ρ_g , $\rho_{g'}$ は黒鉛の温度 T と $T + \Delta T$ における比重である。matrix の炭素量に変化が無い場合の比重を $\rho_{m'}$, 炭素 m , $m + \Delta m$ を含む matrix の常温の比重を ρ_{m0} , $\rho_{m0''}$, 熱膨脹係数を α とすれば (1) 式はつぎのように書き改められる。

$$\Delta V = (100 - G) \left(\frac{1}{\rho_{m'}} - \frac{1}{\rho_m} \right) + G \left(\frac{1}{\rho_{g'}} - \frac{1}{\rho_g} \right) + (100 - G) \left(\frac{1}{\rho_{m''}} - \frac{1}{\rho_{m'}} \right) + \frac{\Delta m}{\rho_{m''}} - \frac{\Delta m}{\rho_{g'}} \dots \dots \dots (2)$$