

低合金鑄鋼の研究 (I)*

宮崎 勢四郎**

STUDIES ON MECHANICAL PROPERTIES OF LOW
ALLOY STEEL CASTINGS (I)

Seishiro Miyazaki

Synopsis:

Mechanical properties of low alloy steel castings, that contained 0.6~1.8% Mn, 0.1~3.0% Cr, and up to 0.5% Mo, were investigated. Heat treatments used were homogenization (1000°C and 1100°C), normalizing (870°C) and tempering (650°C). Without tempering, heat treatments were carried on by air cooling. Temperings were carried on by air cooling and furnace cooling. The results obtained were as follows;

0.35% C, 1.7% Mn, 0.3% Mo steel casting had shore hardness number 33~38, as normalized and tempered. Elongation of Cr-Mo series and elongation and impact value of Mn-Mo series treated by homogenization were better than that which were not homogenized. There was no difference in the other mechanical properties, between homogenized and not homogenized.

I. 緒言

普通鑄鋼は焼鈍状態で使用しシヨアー硬度 20~25 が通常であり、強度や耐摩耗性を要求される部品には使用できない。調質すると硬度が高くなるが、大物となると作業は困難である。そこで安価な合金元素 Cr, Mn を中心に少量の Mo を加えて焼入または高周波焼入のごとき方法を用いないで、空冷を主とした熱処理によってシヨアー硬度 33~38 程度の比較的強力な鑄鋼の材質を得るため調査研究を行った。

II. 実験計画と実験方法

(1) 目標成分

硬度を要求される上に靱性もある程度必要なので、低合金鑄鋼として代表的な Cr-Mo 鑄鋼をまず考えた。

Cr-Mo 鑄鋼は古くから相当研究されているが、焼準焼戻の際に液冷をしないで空冷を施したのものとしては、鑄鋼関係のハンドブックその他に若干データがみえている¹⁾²⁾³⁾⁴⁾⁵⁾。これを参考とし Cr-Mo 系の実験は Cr を 3% までに止め C 量を増すことによつて硬度を上げるように計画した。その成分変化のわりつけは Table 1 のごとくで一定成分としては Si を 0.3~0.5%, Mn を 0.8±0.1%, Mo を 0.3~0.4% に抑えた。

Cr-Mo 系の他に考えられるのは Mn-Mo 系である。わが国では従来あまり用いられなかつたようであるが、米国では相当例が多い¹⁾²⁾。また、硬度を出すのみで焼戻脆性を考慮に入れないならば低 Mn 鋼や、低 Mn-Cr

鋼も Hs で 33 以上を出す可能性もあるとみられる。Mn-Mo 系のわりつけは Table 1 に示すごとくで、Cr-Mn 鋼は省略し、Cr は <0.1% に抑え Si, P, S は Cr-Mo 系と同様一定とした。

つぎに Mn-Cr-Mo 系も 2, 3 の文献にみえている²⁾³⁾。実験では Mn-Mo 系に 1% Cr を添加して、その影響をみることにした。わりつけは Table 1 に示すごとくでその他の一定成分は Cr-Mo 系等と同様とした。

(2) 溶解と鑄込

溶解は 3t エルバー式電弧炉で溶解した SC 46 の 45 kg 鋼塊を 333KVA 500 kg 塩基性高周波電気炉にて再溶解し、全溶後赤熱した Cr, Mn, Mo 等の合金鉄を添加、最高温度 1560~1580°C (以下全部光高温計のヨミのまま) に昇温した後 Fe-Si を加え徐々に電流を下げて 0.5 kg/t の Al を添加する。鎮静するのを待ち 1500°C で出鋼した。

鑄込は取鋼を使用しないで炉から直接 300×150 で深さ約 80 の掛堰兼湯溜から 40φ の湯口棒を経て 4 本の押湯付舟型試験片の乾燥砂型に注湯した。(寸法はどれも mm)

試験片は 1 本約 20 kg で掛堰等を含めて 1 回の出鋼量は約 110 kg の計算となり、この量から 1 回出鋼後の炉内の残湯量を推定した。この残湯推定量に対し加炭材カーブリットを添加して加炭を行った。Table 1 の③

* 昭和 30 年 10 月本会講演会にて発表

** 日立製作所亀有工場

Table 1 Plan of Compositive variation and casting number.

Series	Composition		% C		
			0.25±0.03	0.35±0.03	0.45±0.03
Cr-Mo	%Cr ↓ <0.1 1.0±0.1 2.0±0.1 3.0±0.1	%Mo ↓ 0.35±0.05 // // //	②②	②③	②④
			①⑨	②⑩	②①
			①⑥	①⑦	①⑧
			①⑧	①④	①⑤
Mn-Mo	%Mn ↓ 0.8±0.1 // 1.2±0.1 // // 1.6±0.1 // //	%Mo ↓ <0.05 0.2±0.05 <0.05 0.2±0.05 0.35±0.05 <0.05 0.2±0.05 0.35±0.05	②⑤	②⑨	③①
			③①	③②	③③
			④⑥	④⑦	④⑧
			④④	④⑤	④⑥
			④⑦	④⑧	④⑨
			④⑩	④①	④②
			④⑤	④⑥	④⑦
			④③	④④	④⑤
Mn-Cr-Mo	%Mn ↓ 1.2±0.1 1.6±0.1	%Cr ↓ 1.0±0.1 //	④②	④③	④④
			④⑨	④⑩	④①

～④の番号は鋳込番号であつて、③④⑥等の3ヶずつが1熔解に鋳込まれ、C以外の成分は一定で、C%は番号の若いほど少くなつてゐる。

熔解に要した時間は約3hで出鋼温度は鋳込毎に測定したが1480～1540°Cで大半は1500°C前後で出鋼した。

(3) 熱処理条件の選定と熱処理要領

鋳鋼の組織を均一にし鋳造組織を破壊するには従来長時間の拡散焼鈍を必要としたが、合金鋳鋼でその強靱性を要求される場合や、合金成分の偏析を除く必要上、最近唱えられている Homogenizing (拡散焼鈍または単に拡散と称すべきか?) を行うべきであるとする。低合金鋳鋼を Homogenize するには通常水冷による。加熱は拡散焼鈍と同様高温長時間がよく、1200°Cで19h保持後水冷してはじめてほぼ完全に均一化された例²⁾もあるほどである。しかし実際の製品で大物を液冷することがむずかしいことを予想して試験片も空冷を行うこ

ととした。

熱処理条件は Table 2 に示すごとくで1成分から約30mm角の試験片粗材12本を採取して1～2本ずつそれぞれの条件で熱処理を行つた。電気炉を用いたのは重油炉が1100°Cの昇温に多少困難を伴うからである。

一般に昇温速度はかなり早く200～400°C/hであつた。一方650°C加熱後の炉冷降温速度は室温までの合計時間から推定すると約30°C/hとなり歪取りにはかなり有効であつた、と考える。また870°Cの焼鈍の炉冷降温速度は3～4°C/mnであつた。

(4) 材料試験

本実験では磨耗試験は行わなかつた。同一成分12本の粗材の中から2本を予備材として残り、各成分10本宛を熱処理後JIS4号試験片およびU-Notch Charpy 衝撃試験片に加工して材料試験を行つた。また顕微鏡組織もその代表的成分のものについて調査した。

Table 2. Heat treatment

Furnace	Heat treatment No.	Homogenize			Normalize or anneal			Stress relief or temper		
		Temp. °C	Time h	Cooling	Temp. °C	Time h	Cooling	Temp. °C	Time h	Cooling
Crude petroleum furnace	① ⑩	1000	2	A.C.	870	2	A.C.	650	2	F.C.
	⑤	//	//	//	//	//	//	//	//	A.C.
	② ⑪	//	4	//	//	//	//	//	//	F.C.
	⑥	//	//	//	//	//	//	//	//	A.C.
	⑦	—	—	—	//	//	//	//	//	//
	⑧ ⑨	—	—	—	//	4	F.C.	—	—	—
Electric furnace	③	1100	2	A.C.	//	2	A.C.	650	2	F.C.
	④	//	4	//	//	//	//	//	//	//
	⑫	//	//	//	//	//	//	//	//	A.C.

Table 3 Chemical composition

Series	Group No.	C	Si	Mn	Cr	Mo	Series	Group No.	C	Si	Mn	Cr	Mo		
Cr-Mo	I	13	0.17	0.21	0.54	3.23	Mn-Mo	Ib	37	0.24	0.48	1.02	0.06	0.36	
		14	0.29	0.20	0.52	3.18			38	0.35	0.42	1.00	0.06	0.34	
		15	0.45	0.37	0.52	2.62			39	0.46	0.42	1.02	0.03	0.40	
	II'	16	0.18	0.14	0.48	2.45		0.54	IIa	46	0.26	0.43	1.32	0.12	0.02
		17	0.31	0.14	0.41	1.92		0.54		47	0.36	0.46	1.34	0.06	0.02
		19	0.18	0.12	0.37	1.20		0.50		48	0.48	0.44	1.32	0.02	0.02
	III	20	0.33	0.14	0.42	1.11		0.54	IIb	25	0.20	0.42	1.33	0.08	0.26
		21	0.47	0.40	0.46	0.11		0.54		26	0.36	0.42	1.32	0.08	0.25
		22	0.21	0.15	0.52	0.10		0.50		27	0.47	0.40	1.24	0.07	0.26
	III	23	0.36	0.15	0.43	0.10		0.52	IVa	40	0.23	0.40	1.64	0.02	—
		24	0.56	0.42	0.45	0.10		0.48		41	0.37	0.41	1.69	0.06	—
										42	0.49	0.42	1.59	0.01	—
Mn-Mo	Ia	28	0.22	0.47	0.56	0.08	—	IVb	43	0.25	0.47	1.74	0.01	0.30	
		29	0.34	0.44	0.56	0.07	—		44	0.35	0.47	1.75	0.07	0.30	
		30	0.43	0.46	0.58	0.08	—		45	0.46	0.50	1.80	0.01	0.31	
	Ib	31	0.23	0.50	0.64	0.08	0.20	Mn-Cr-Mo	I	52	0.19	0.45	1.21	1.13	0.34
		32	0.35	0.55	0.67	0.05	0.20			53	0.32	0.45	1.23	1.16	0.40
		33	0.46	0.48	0.64	0.06	0.22			54	0.46	0.44	1.24	1.17	0.30
	IIa	34	0.22	0.48	1.00	0.07	0.23		II	49	0.20	0.51	1.70	1.05	0.30
		35	0.33	0.48	1.00	0.07	0.20			50	0.34	0.51	1.66	1.15	0.32
		36	0.44	0.48	1.02	0.05	0.20			51	0.45	0.51	1.67	1.10	0.36

III. 実験結果

(1) 化学成分

化学成分は Cr-Mo 系以下全部 Table 3 に示す通りとなった。Table 1 の目標と多少一致しない点もあるので機械的性質との関係を検討する際の区分を表に記入した。

(2) 機械的性質におよぼす主要元素の影響

一般に鋳鋼を焼準焼戻するとすべての機械的性質が焼鈍の状態よりよくなる。これは本実験でも明らかにわかったが、本報には全試料の材料試験結果を掲げることは紙面の都合上不可能なので、各系の焼準焼戻を行ったものの中で、さきに拡散処理を施したものと、行わなかったものについて機械的性質におよぼす主要元素の影響を比較検討することとした。ついで全熱処理による硬度の比較検討を行った。

(A) 拡散を行ったものを行わなかったものとの比較

(a) Cr-Mo 系

拡散の効果が最も大であったと考えられる熱処理番号④ (1100°C 4h 空冷, 870°C 2h 空冷, 650°C 2h 炉冷) と拡散を行わず通常の焼準焼戻を施した番号⑦ (870°C 2h 空冷, 650°C 2h 空冷) についてその機械的性質を比較した。各群別の C 量と機械的性質との関係は Fig. 1 のごとくである。

抗張力, 硬度, 衝撃値は拡散処理によってもほとんどよくなっていないが, 伸びは明らかに上昇している。衝撃値は低 C 量の場合かなり高い値を示すものもあるが,

焼戻後の冷却条件もちがうのではつきりした差を見出すことができなかつた。

結局 1100°C 4h の拡散処理によつても組織の微細化均一化をはかることができなかつたようで, 機械的性質とくに衝撃値は向上されなかつた。

硬度は焼戻温度が 650°C であつたため相当低下し, Cr, および C 量の増加によつて漸く目標たる Hs 33 を越すことができた。これは歪取りを完全にするための高い焼戻温度⁷⁾であるから画期的な高硬度を維持できないことを示す。Cr-Mo 系で Hs 33 以上を出すには Cr 約 3% の時は C 0.3% 以上を, Cr 1% の時は C 0.45% 程度を必要とする。しかし C 量の増加は衝撃値の低下を招きあまり好ましい材質とはいえない。したがつて Cr-Mo 系は硬度と衝撃値との点で満足できないことがわかつた。

(b) Mn-Mo 系

熱処理番号は Cr-Mo 系と同様④ (拡散) ⑦ (拡散せず) の 2 種につき比較を行った。C 量と機械的性質との関係は Fig. 2 に示すとおりである。

Hs 33 を越えるものは group I では皆無で group II の中 1% Mn, 0.35% Mo でしかも 0.4% C 以上ではじめて硬くなつている。group II は Mo の入り方が少なかつた故か group I よりもむしろ硬度が下つたようだが, 高 C でやつと Hs 33 に達している。group IV に至つてはじめて硬度の良好な条件を得た。しかし Mo が入らないものは硬度低く, C, Mn が低いと硬度不足となる。C 0.35% 以上, Mn 1.7% 以上, Mo 0.3% 以上

が必要と考えられる。

Mn, Mo の増加は衝撃値の急激な低下をふせぎ, C 0.35% 程度では各 group ともかなりよい値を示した。とくに拡散処理を行つたものは, Mn, Mo の増加するにしたがい, その効果を歴然とあらわし group II, IV 中の Mo の入つたものではいづれもが拡散を行わなかつたものに比し 1~4 kg-m/cm² も高い値を示している。この場合ほとんど硬度が変つていないので明らかに靱性を増したものと判断できる。

抗張力は硬度と同様の傾向を示し Mn が低い時は単に C 量が増すことによつてのみ抗張力が上昇し, 他の因子 (Mo, Mn 拡散等) は影響していない。Mn が 1.3% から上となると Mo の入ることにより抗張力を増している。しかし拡散処理の効果は全然わからない。伸びの場合は衝撃値と同様の傾向を示したが, これよりさらに顕著であつて低 Mn, Mo の場合でも歴然と拡散処理の好影響を裏書きしている。

(c) Mn-Cr-Mo 系

他の系と同様熱処理番号④と⑦とにつき C 量と機械的性質との関係と比較したのが Fig. 3 である。Cr が入ると抗張力, 硬度は上昇し, 伸び, 衝撃値は Mn の多い group II で拡散を行わなかつたもの以外は低下した。とくに group I における抗張力の大巾な増加と衝撃値がさほど低下しないこと。および Mn 量を増しても抗張力, 硬度はあまり増加せず, 衝撃値のみがやや低下する事実からみて Mn-Cr-Mo 系では Mn, Cr とともに 1% 程度, C 0.35% 程度で初期の目的たる Hs 33~38 を出し靱性を有する材質を得られることがわかつた。

(B) 各種熱処理条件と硬度との関係

前節では熱処理番号④と⑦とについてのみ検討したが拡散温度および時間の変化が硬度におよぼす影響や焼準焼鈍状態等の硬度が化学成分の変化によつてどれほど影響されるかということなどを検討した。

(a) Cr-Mo 系

Fig. 1 の上半部に示したのは各種の熱処理条件がシヨアー硬度におよぼす影響であつて第 1 回の焼準はすなわち拡散を意味している。3 段あるグラフの中最下段は拡散温度 1000°C, 中段は 1100°C における保持時間ならびに焼戻の冷却方法の差 (空中放冷が炉内冷却か) が硬度におよぼす影響を比較したものである。左の 3% Cr の group では 1000°C 拡散の場合 2h 保持が若干硬くなつていふことと焼戻空冷がやや硬度を増すように見受けられる。1100°C の場合も大体において 2h 保持の方が硬度が大である。1% Cr と Cr なしの group は拡

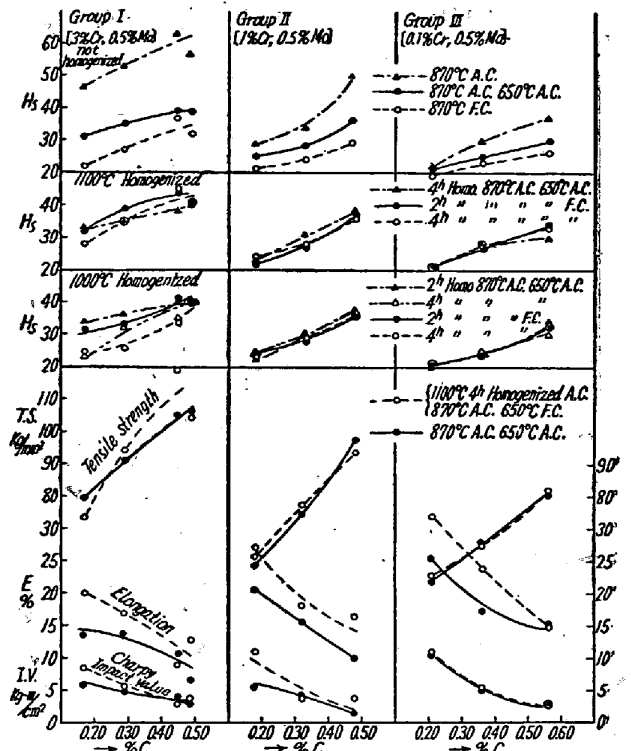


Fig. 1. Relation between C content and mechanical properties. (Cr-Mo series, several heat treatments)

散温度, 時間によつて硬度に顕著な差を見出すことはできない。とくに Cr なしの場合 C が高くなつたために硬度はバラツキを生じた程度で全く差がなかつた。

上段は焼準のままおよび焼準, 焼戻ならびに焼鈍のままの硬度を示す。Cr の多い場合は焼きが入り易いので焼準硬度がきわめて大となつた。ここでは焼準焼戻したものと下段の拡散後焼準焼戻した場合の硬度とがほぼ同様となるが, 結局拡散は硬度を上昇せしめるための処理ではないことが明らかとなる。

(b) Mn-Mo 系

Fig. 2 において上半部のグラフの中, group IVb 中の 1000°C 拡散の場合バラツいた結果を示す他はいづれも拡散時間や焼戻の冷却条件の如何に拘らず C 量の増加にしたがい硬度は上つている。

1100°C の場合 group IVa IVb の Mn の高い所では 2h 保持の方が若干硬くなる傾向を示しているが他は顕著な影響が認められない。また group IIa では 1000°C 2h が硬度が低かつたのに 1100°C では 2h の方が硬くなつていふ。この現象は Mo の入つた group IIb では顕著でなくなる。これは Mo の影響とみられ拡散のみの影響が少くなつたとみられる。group IVa は拡散条件の影響をうけていないが group IVb が group IIa と同

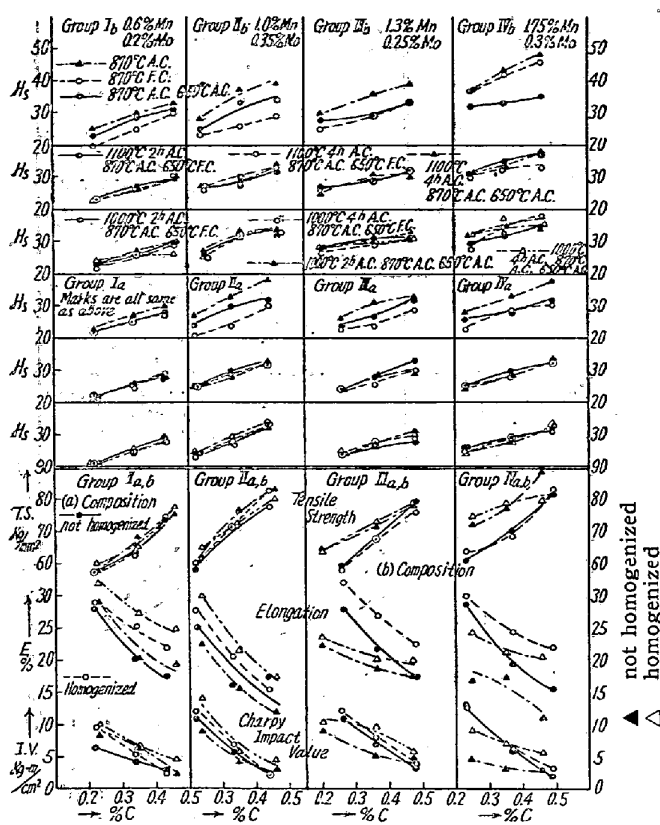


Fig. 2. Relation between C content and mechanical properties (Mn-Mo series, several heat treatments)

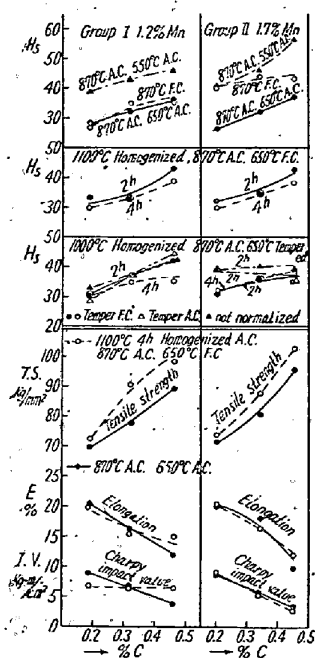


Fig. 3. Relation between C content and mechanical properties (M-Cr-Mo series, several heat treatments)

様の傾向を示しているのは注目に値する。これは焼きの入り易い成分なので拡散後の空冷の際の硬化の影響もあり 1000°C 2h では拡散不充分だが、焼準の効果は確実に揚つて硬度が増し 1100°C 4h では拡散がかなり利くので硬度は反つて下るが一樣な組織に近づくのではないかと考えられる。

以上の様に Mn, Mo 等拡散の容易でない元素をある程度多く含む場合は拡散を温度、時間ともに充分かけることにより硬度は低下するが一樣な組織に近づくものとみてよい。

つぎに Mn 1.6% 附近から上は焼鈍硬度が上昇し、group IV a では焼準焼戻の

ものに匹敵する。さらに Mo 0.3% の添加により急激に硬化し焼鈍のまま焼準硬度と匹敵するに至っている。これは冷却速度が 3°C/mn 程度でも焼きが入るほど焼入性のよいことを示している。

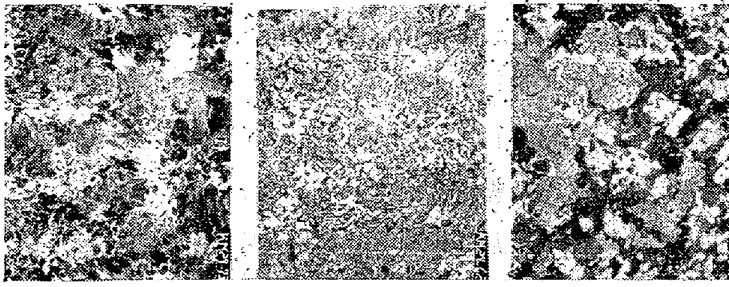
(c) Mn-Cr-Mo 系

Fig. 3 の上半部で 1000°C 拡散の場合 group II が正常の硬度変化 (C% の増すにしたがい硬度が増す) を示していないのは試験片の欠陥によるものだろう。傾向としては group I, II とともに拡散後ただちに焼戻を行ったものが、拡散後再び焼準を行ったものより硬度が高くなっている。これは硬度以外の性質 (数字略) があまりよくないから問題とならない。4h 拡散が硬度の低下をみたのは Mn-Mo 系同様の理由と考えられる。以上は 1100°C 拡散の場合も同様である。ただ 1.7% Mn のものが 1000°C 4h の場合に 2h の場合よりも硬くなったが Mn-Mo 系の group IV b と同様の傾向とみられる。1% Cr の添加がさらに拡散を困難にしたためと考えられる。

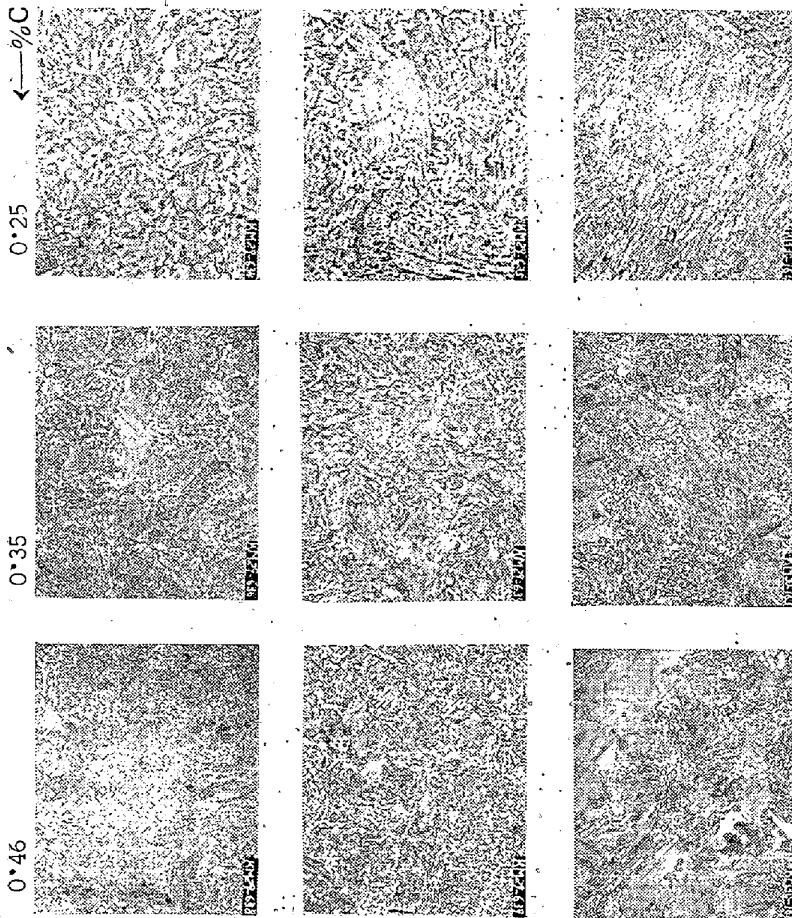
IV. 考 察

前章ではいずれも C% についてその機械的性質におよぼす影響を検討したものである。結果としては C は 0.35% 附近とし Mn, Mo, Cr 等の効果によつて硬度を上昇せしめ衝撃値をある程度高目に維持せしめなければならぬことが判明した。しかし Cr-Mo 系では Cr を 1% 程度に抑えた時硬度衝撃値ともに満足すべき性質を示さなかつた。

そこで Mn-Cr-Mo 系として Mn-Mo 系の 1.3% Mn と 1.7% Mn のものに、それぞれ Cr を 1% と Mo を 0.3% 添加したものおよび添加しないもの等の 6 つの群について顕微鏡組織を検査し考察を試みた。Mn は最も硬度を上昇させる元素である。Fe-Mn-C 系の状態図および 900°C 空冷の Mn 鋼の組織図⁹⁾をみても、Mn% の上昇は A₃ 点の急激な下降を促し Ar' が現われ易くなる。0.3% C, 1.7% Mn で明らかに空冷によるマルテンサイトの析出をみる事がわかる。1°C/mn の極めて徐冷を行うことによつてはじめて 0.7% C 2.7% Mn 附近までの範囲でマルテンサイトを析出しないようになるものであるから、本実験の焼鈍炉冷却速度約 3°C/mn は普通鉄鋼から低 Mn における場合と低 Cr 域においては下部臨界冷却速度以下であつても、1.7% Mn の中炭素部ならば明らかに下部臨界冷却速度を上廻るものとなりマルテンサイトの析出による硬化は明白と考えられる。



0.37%C 0.35%C 0.33%C 1.23%Mn
 1.69%Mn 1.75%Mn 0.30%Mo 1.16%Cr 0.40%Mo
 Fig. 4. Annealed structures of low alloy steel casting ×100 (1/2)



Homogenized 1100°C 4h A.C. — —
 Normalized 870°C 2h A.C. 870°C 2h A.C. 870°C 2h A.C.
 Tempered 650°C 2h F.C. 650°C 2h A.C. —

Fig. 5. Relation between microstructure and carbon content in 1.7% Mn, 0.3% Mo steel castings after several heat treatments ×400 (1/2)

Mo は本実験では焼戻脆性防止のために添加したものであるが、もちろん結果は 0.3% 程度の添加により顕著な硬度上昇を示し焼準組織の微細化にも役立つ。

0.35% C, 1.75% Mn, 0.3% Mo 鑄鋼の変態点を測定したところ。

Ac₁ 678°C Ar₃ 578°C
 Ac₃ 727~747°C Ar₁ 524~539°C

Ar'₁ 約 450°C Ar''₁ 約 350°C
 であつた。この実験の冷却速度は 3°C/min の程度であつた。

したがつて組織は Fig. 4 に見られるようにトルースタイト、マルテンサイトの混合組織となつている。

上記成分以外の Mn-Mo 系では焼鈍組織はいづれも鑄造組織の完全に破壊されないフェライトとパーライトないしトルースタイト組織である。また Cr が入つても Mn が低いと上と同様の組織となる。これは Mn の自硬性におよぼす影響が最も大なることを証明したものである。さらに根本¹⁾によれば焼入性曲線に現われる異常性すなわち空冷ないし炉冷でも硬度がかなり大となることは残留オーステナイト量が約 20% にも達することが原因であるとしている。これは Cr-Mo 鋼についての実験であるが Mn-Mo 鋼については、焼入性曲線がさらになだらかな形となることから Cr-Mo 鋼以上にこの現象が顕著と考えられ自硬性増大の原因と推定できる。

つぎに拡散を行つた組織について検討すると 1.7% Mn, 0.3% Mo 鑄鋼では Fig. 5 に示すごとくであつた。拡散したものの組織は微細化して、伸び、衝撃値の向上を裏付けているがなお均一でない部分を残して拡散の容易でないことを物語つている。Cr が入つても組織は顕著な変化を示さずソルバイト中のフェライトが多少微細化して硬度上昇の因をなしたように解される。(写真略)

本報で機械的性質の変化を論じてきた際常に対称となつたのは C であつた。事実上 C% の増加は抗張力、硬度を上昇し、伸び衝撃値を低下せしめることが明瞭である。顕微鏡組織をみても (Fig. 5) 0.25% C の No 43 が焼準状態で微細でやや細長いフェライト、パーライトの混合組織を示すのに対し、0.35% C, 0.46% C と増加するにしたがいペーナイト的さらにはマルテンサイトの組織に漸次移行することがみられ、機械的性質におよぼす C の影響の大なることが立証された。それ故とくに硬度の増加を主目的とする本実験においては C% の適当なる選定こそ最も重要となつたのである。

Mo が 0.3% 前後添加された場合、各 Mn% において C% を変えた場合どの程度に C 量を上げれば所期の目

的たる硬度 Hs 33 以上を出し、しかも衝撃値 4 kg-m/cm² 程度を維持できるかを検討した。Fig. 6 は Mn-Mo 系の group IIb と IVb の C 量の 0.30% 以上の試料における硬度と衝撃値との関係を熱処理条件毎に打点したものである。1.3% Mn 程度ではどうしても C 量が多くなければならないこと、この場合は高温拡散処理がとくに必要とは思えないこと等がわかった。また 1.7% Mn となれば C 量は 0.35% で充分なこと、C 量が上つても充分拡散することによつて衝撃値の低下をみないこと、一般に拡散は必要であること等がこの図から理解できた。

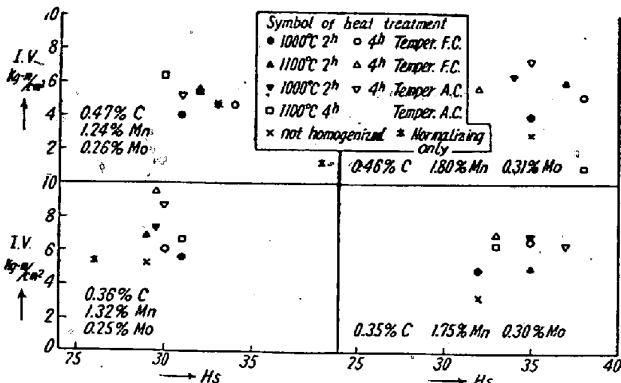


Fig. 6. Relation between Shore hardness and Charpy impact value (Mn-Mo series, several heat treatments)

V. 結 言

500 kg 塩基性高周波電気炉を用いて 0.15~0.5% C, 0.5~1.7% Mn, 0~3.0% Cr, 0~0.5% Mo の範囲にある各種鋳鋼を熔製し、その試験片を高温拡散、焼準、焼戻ならびに焼鈍等の液冷によらない熱処理を施して機械的性質を検討した結果、硬度と衝撃値の点から中炭素低 Mn-Mo 鋳鋼が比較的高級な用途に使用できる鋳鋼であるとの結論に達した。

熔解操業上からみても C 0.35% 程度ならば炉中分析と現場的判定法の両面から確実に調整できるし、Mn 2% までならば押湯等の戻屑を随時使用できて繰返し操業も可能である。もちろん成分調整にさほどの困難を感じない。鋳造上もこの程度では鋳型の侵蝕は普通鋳鋼と大

差なく、熱処理も拡散した方がより完全ではあるが、極端に高温長時間でなくともある程度目的を達し得る。

砂落し、ガス切断等の作業も支障なく、高炭素のものが熔接性、切削性においてやや劣るという報告をきいたのみである。これらの現場における作業上の諸問題についてならびに耐磨耗性等については調査の結果後報することとし、ここに本報の結論としてつぎのごとき Mn-Mo 鋳鋼を推奨する。

(1) 化学成分 C 0.33~0.38%, Si 0.3~0.5%, Mn 1.7~1.9%, Mo 0.3~0.4%, P, S それぞれ <0.03%, Cr <0.10%

(2) 熱処理 焼鈍 900°C 炉冷、焼準 850~900°C 空冷、焼戻 600~650°C 炉冷、要すれば焼準の前に 1000~1100°C の拡散を行つた後空冷する。

(3) 機械的性質 降伏点 >60 kg/mm² 抗張力 >75 kg/mm² 伸び >15%, 絞り >30%, ブリネル硬度 220~256, ショアー硬度 33~38 シャルピー衝撃値 >4 kg-m/cm²。

終りに本実験全般につき御指示をいただいた当所顧問東北大学名誉教授村上武次郎博士、御指導御援助を賜つた当工場幹部に対して深甚の謝意を表する。

(昭和 31 年 3 月寄稿)

文 献

- 1) Hoyt: Metal Data 1952 p. 256~258.
- 2) Steel Casting Handbook SFSA 1950 年版 p. 317, 359
- 3) J. L. Gregg, H. W. Gillet
- 4) Climax Molybdenum Co. of Europe (3) (4) 共三ヶ島: 鋳物 26 (1954) p. 267
- 5) M. T. Aktutay and P. C. Rosenthal: Foundry: 79 (1951) p. 100
- 6) J. G. Kura and P. C. Rosenthal: Trans. AFA 54 (1946) p. 154
- 7) 長島: 鋳鋼資料, 1953, p. 98
- 8) 小柴: 特殊鋼, 1952, p. 57, 58
- 9) 根本: 日立評論別冊第11号, 1955, p. 21