

れ、その点より CRUSSARD らの見解も一応納得できる。

#### IV. 総 括

静的切欠引張試験（ティッパー試験）片の延性ならびに脆性破面を電子顕微鏡で観察することにより、つぎのことが明らかになった。

- 1) パーライト層状組織の部分においても脆性亀裂が発生する。
- 2) 結晶粒界は亀裂吸収の役目をしている。すなわち結晶粒の微細化により延性は増大する。
- 3) 球形非金属介在物 ( $5\mu \sim 0.1\mu$ ) は亀裂伝播に影響がない。場合により伝播阻止効果もある。
- 4) 延伸状非金属介在物 (約  $0.5\mu$  以下) は亀裂伝播に対する抵抗とはならない。
- 5)  $5\mu$  以上の非金属介在物は亀裂発生ならびに伝播に対し直接的な影響を有しない。
- 6) かまぼこ型剝離面は双晶の初期段階で、これによつても破面における亀裂伝播のエネルギーは吸収される。

#### V. 結 言

鋼の静的切欠引張試験破断面を電子顕微鏡により観察することにより、脆性ならびに延性亀裂の発生、および

伝播の様相を推定し得た。

この結果よりみて適当な熱処理を鋼板に適用することにより、鋼のパーライト帯状組織を消失せしめ、かつ細粒にすることにより、鋼の切欠靱性を増大せしめることができる。

終りに臨み、研究中、多大の御鞭達を戴いた富士製鉄広畑製鉄所鶴野研究所長に、また実験の一部を担当された中木村、横田の両氏に対し、深く感謝するしだいである。

(昭和 35 年 9 月寄稿)

#### 文 献

- 1) W. PITSCH: Arch. Eisenhüttenw., 28 (1957) Okt., p. 663~665
- 2) J. B. LEAN et alii.: Rev. Metallurg. 56 (1959) p. 427~451
- 3) 中西: 鉄と鋼, 46 (1960) p. 146~151
- 4) J. R. Low: The Colloquium of the International Union of Theoretical and Applied Mechanics, Madrid, Sept., (1955)
- 5) OTTO WERNER et alii.: Arch. Eisenhüttenw., 27 (1956) Okt., p. 645~656
- 6) G. CRUSSARD et alii.: J. Iron & Steel. Inst. (U.K.), 183 (1956) June., p. 146~177
- 7) J. PATEAU et alii.: Communication to the congress on Electron Microscopy, Liege (1956) May

## Si-Mn 鋼および Si-Mn-Cr 鋼におよぼす B および Mo の影響\*

(構造用高抗張力鋼の研究—II)

浅野 栄一郎\*\*・石田 徹\*\*\*

Effect of Addition of B and Mo on Si-Mn and Si-Mn-Cr Steel.

(Study on high-strength structural steel—II)

Eiichirō ASANO and Tōru ISHIDA

#### Synopsis:

Effects of addition of some elements on properties of Si-Mn structural steel were investigated. In the report I (Tetsu to Hagané, Vol. 45, No. 10 (1959), 1158), the effects of addition of V were researched, while in this report II, effects of B and Mo on Si-Mn and Si-Mn-Cr structural steel were studied.

There were four groups among specimens tested:

The 1st group, containing 4 grades steel, was prepared for testing the effects of B on properties of Si-Mn steel. The 2nd group, containing 3 grades of steel, was for testing the effects of B with Mo on properties of Si-Mn steel. The 3rd group, containing 3 grades of

\* 昭和34年11月本会講演大会にて発表 \*\* 東都製鋼株式会社 工博 \*\*\* 東都製鋼株式会社

steel, was for testing B, and the 4th group, was for B with Mo on properties of Si-Mn-Cr steel.

All samples were melted by a high-frequency induction furnace and cast into 10kg ingots, and then rolled or forged down to 16mm $\phi$  bars.

The specimens were tested under various conditions; such as rolled or as forged, furnace-cooled or air-cooled after heating and, as quenched-and-tempered.

Mechanical properties as well as hardenability were tested.

It was concluded as follows:

(1) Addition of B to Si-Mn steel was found to enhance both tensile and yield strength as well as hardness, with specimens subjected to quenching and tempering treatment. No appreciable effect of B, however, was recognized on the strength and hardness of the steel in the case of furnace-cooling or air-cooling treatment. Addition of 0.0050% B to these grades of steel was presumably essential to give the best result on the strength of specimens as quenched and tempered.

(2) Addition of both B and 0.5% Mo to Si-Mn steel improved the yield and tensile strength as well as hardness of the specimen as quenched and tempered. The similar effects were observed on the hardness of specimens subjected to furnace-cooling or air-cooling. It was found that 0.0050% B was suitable to give the best effect for strengthening of the steels after air cooling or furnace cooling, but that 0.0100% B was essential to give the best effect on it after quenching and tempering.

(3) Addition of both B and Mo to Si-Mn steel resulted in an increase of pearlitic hardenability, where as addition of only B had no effect on it.

## I. 結 言

さきに第1報<sup>1)</sup>においては Si-Mn 系鋼におよぼす V および二、三の元素の影響について発表した。本報では Si-Mn 系および Si-Mn-Cr 系鋼におよぼす B および Mo の影響について調査実験した。すでに第1報にも述べたごとく 60 kg/mm<sup>2</sup>~70 kg/mm<sup>2</sup> の高張力鋼の製造を考慮する場合に、わが国の現状からみて Si-Mn 系あるいは Si-Mn-Cr 系を基としてゆくのが得策と考えられるので、これにおよぼす添加元素の影響を調査したものである。

Si-Mn 系, Si-Mn-Cr 系, 低合金高抗張力鋼におよぼす Mo あるいは B の影響については、すでに研究発表<sup>2)~4)</sup>がなされているが、いわゆる低合金高張力鋼に対して B を添加したことを唱っている製品は比較的少なく、U.S.S. T-1 鋼や Fortiweld 鋼などがある。しかし T-1 鋼では Mn, Ni, Cr, V, Ti, Mo などと同時に併用しており、B の占める役割は必ずしも明らかとは言えない。他方、B 添加の効果はこれが Mo と併用されたときに明瞭であるともいわれているので、本報では Mo, B の二元素を添加元素として単独または併用してとりあげ、調査を進めることとした。

## II. 試料の熔製および実験方法

本実験に使用した試料は高周波電気炉にて熔製し、10 kg の小形鋼塊とし、これを 35mm $\phi$  ピレットに鍛造

したのち、小形条鋼圧延機で 16mm の丸棒に圧延して実験に供した。またジョミニー端焼入試験片は 35mm $\phi$  のピレットより切削採取した。これらの諸試料の化学組成は Table 1 に示すごとく、従来の Si-Mn 系高張力鋼に B を単独で加えたもの (MB系), B と Mo をあわせて加えたもの (MBM系), Si-Mn-Cr 系高張力鋼に B を単独で加えたもの (MCB系), および B と Mo をあわせて加えたもの (MCBM系), の 4 系である。

本実験は一般構造用高張力鋼が対象であるので、まず調質以前の使用の場合を考えて、圧延のままの状態、再加熱後空冷あるいは炉冷処理をしたものについて機械試験を行なつたが、Cr, Mo, B などが添加されてくれば、調質して使用に供する場合も多くなるので、諸種の条件における焼入、焼戻の熱処理による機械的性質の変化、ジョミニー端焼入法による焼入性の調査などを行なつた。

## III. 実験結果および考察

1. Si-Mn 鋼(MB系)の機械的性質におよぼす B の影響

Fig. 1 は MB 系の引張り試験結果、Fig. 2 は硬度試験結果を示すものである。これによると、焼ならし(空冷)および焼なまし状態における硬さ、引張強さには、成分の相違による変化の傾向は認められない。しかし調質(焼入、焼戻)をした場合には、はつきりした傾向が現われてくる。すなわち、硬さ、引張強さは MB-2,

Table 1. Chemical compositions of the specimens. (%)

Series	Marks	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ti	B*
I	MB-0	0.15	0.414	1.31	0.016	0.019	—	—	—	—
	MB-1	0.15	0.484	1.26	0.017	0.018	—	—	0.01	0.0025
	MB-2	0.15	0.376	1.11	0.018	0.019	—	—	0.01	0.0050
	MB-3	0.16	0.468	1.03	0.025	0.019	—	—	0.02	0.0100
II	MBM-1	0.16	0.528	1.17	0.017	0.018	—	0.49	0.01	0.0025
	MBM-2	0.17	0.496	1.16	0.019	0.019	—	0.60	0.01	0.0050
	MBM-3	0.17	0.588	1.03	0.018	0.020	—	0.62	0.02	0.0100
III	MCB-0	0.21	0.412	1.43	0.023	0.025	0.50	—	—	—
	MCB-1	0.20	0.468	1.40	0.022	0.025	0.50	—	0.01	0.0050
	MCB-2	0.21	0.438	1.48	0.022	0.023	0.48	—	0.04	0.0100
IV	MCBM-1	0.20	0.624	1.48	0.019	0.022	0.51	0.86	0.01	0.0050

\* Percentage, added.

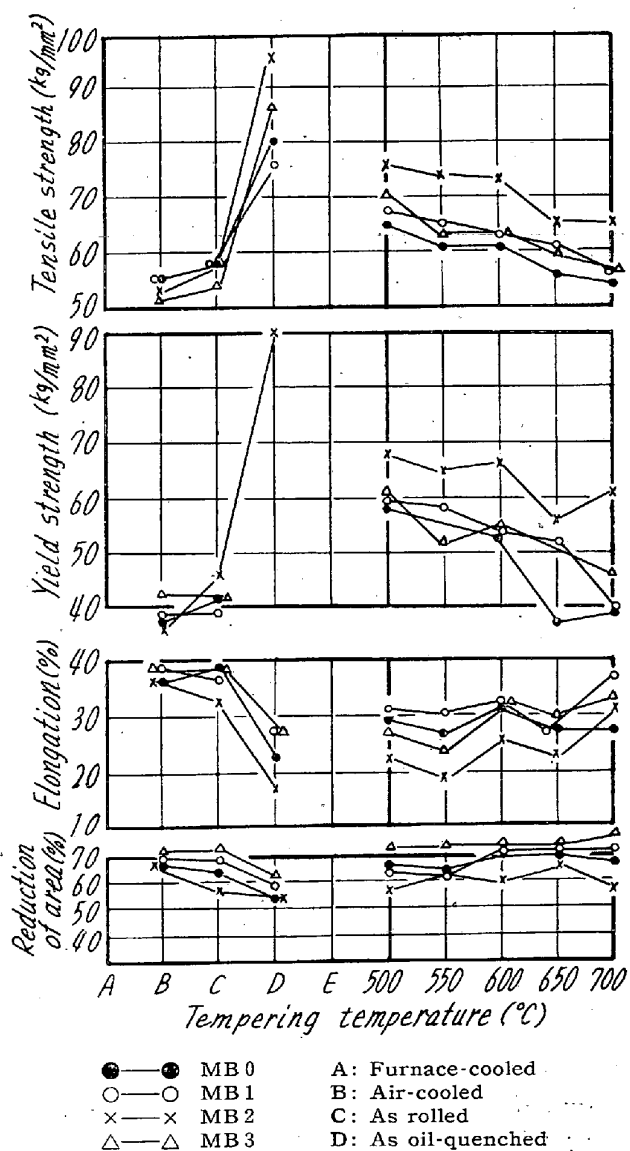


Fig. 1. Mechanical properties of Mn-Si steel.

MB-3, MB-1, MB-0 の順序であり、これに対応する B 添加量は 0.0050%, 0.0100%, 0.0025%, 0.0000

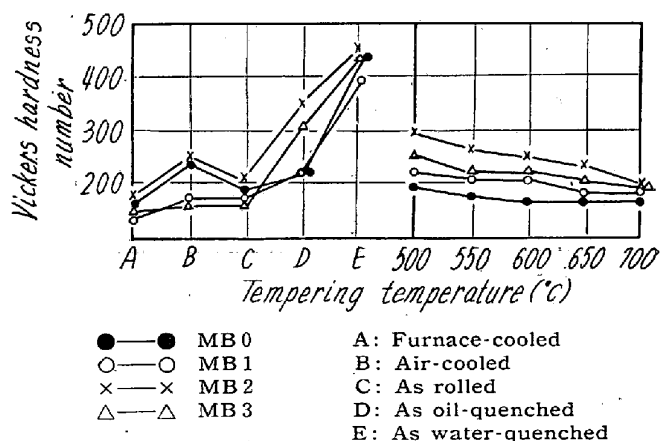


Fig. 2. Hardness of Mn-Si steel.

%である。かように B 添加量 0.0050% の場合が、硬さ、引張強さともに最高となり、その前後の B 添加量では、いずれも硬さ、引張強さは若干低くなる。降伏点についてもまったく同様な結果が得られた。B 添加量 0.0025% および 0.0100% では、B をまったく添加しないものと比較して、機械的性質はたいして向上しない。焼戻温度は 500°C ~ 700°C の範囲とした。これは構造用鋼として靱性を要求されることを考えて、高めの温度で試験したものである。なお、650°C 以上に焼戻せば、焼ならし状態のものと機械的性質はあまり差がなくなり調質の意味が失われることも認められた。

この MB 系の顕微鏡組織は、焼ならし状態では完全なフェライトとパーライト組織である。フェライト結晶粒は B 添加量がまずにつれて小さくなる。焼戻し状態ではほとんどソルバイト状中間段階組織で、ごくわずかの初析フェライトが存在している。600°C 以上の焼戻しをすればパーライトも見受けられた。このパーライトは B を添加しない MB-0 や B 添加量の少ない MB-1 に多く、引張強さで最高の値を示した MB-2 では非常に少

なかつた。

2. Si-Mn-Mo 鋼(MBM系)の機械的性質におよぼすBの影響

Fig. 3 は MBM 系の引張試験結果を示し, Fig. 4 は硬度試験結果を示す. 焼なまし, 焼ならし状態における硬さおよび引張強さは, MBM-1, MBM-3, MBM-2 の順に高く, これに対応する B 添加量は, 0.0025%, 0.0100%, 0.0050% である. したがって前述の MB 系

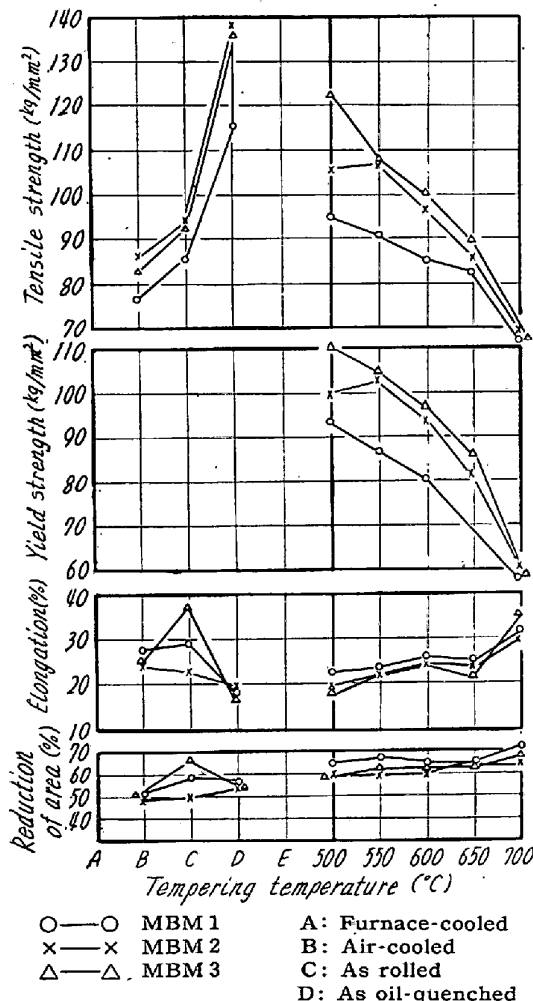


Fig. 3. Mechanical properties of Mn-Si-Mo steel.

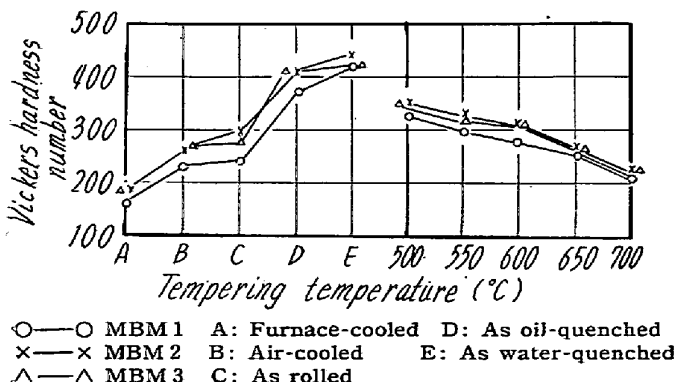


Fig. 4. Hardness of Mn-Si-Mo steel.

の場合とまったく同じように, B 添加量が 0.0050% の場合が, 硬さおよび引張強さともに最高となる. なお量的には 0.0100% と 0.005% B であまり差はない. 他方, 同じ鋼を調質した場合には, 硬さおよび引張強さともに, B 添加量の多いほど高くなり, MBM-3, MBM-2, MBM-1 の順であつた. しかし, この場合も MBM-3 と MBM-2 との差はわずかである. 降伏点についてもまったく同じ傾向が得られた. このように B 添加量が多くなれば一応機械的性質の向上を期待できるが, 一方低炭素低合金鋼に対しては, B を 0.007% 以上添加すれば, 熱間加工性がわるくなるという報告<sup>3)</sup>もあり, 一般にも B の限界添加量は 0.010% 前後にあることが認められている. 本実験の場合でも試料作成の工程中に, B 添加量が 0.015%, 0.020% のインゴットでは鍛造中または圧延中に完全に破壊しており, 熱間加工は困難であつた. したがって B 添加量も 0.010% が上方の限界であり, できうれば, この量よりも少なくすることが加工性より安全といえよう.

この MBM 系はさきの MB 系に Mo を 0.5% 添加したものであるが, 焼ならしおよび比較的低温の焼戻し状態において 0.5% の Mo の添加により, 引張り強さが 20 kg/mm<sup>2</sup>~30 kg/mm<sup>2</sup> 以上向上する. また降伏比も Mo の添加によりやや向上する. Table 2 は各種試料の降伏比を示したものである. 一方引張強さの向上に対する伸びの低下および断面収縮率の低下はわずかである. このような機械的性質の向上が Mo の添加によるものかあるいは Mo と B との相乗効果によるものかは本実験の範囲では明らかでない.

焼戻し温度が 700°C にも高くなれば, 軟化がいちじるしく B の影響はきわめて微弱になりかつ, Mo の効果も低い温度での焼戻し状態のそれと比較し低下する. ここに注意すべきことは 600°C にて焼戻した場合, 伸びが低下することで, この傾向は MB 系, MBM 系に共通したものであり, とくに MB 系では, この傾向がいちじるしい. この原因には, 炭化物の析出, Fe<sub>2</sub>B の生成などが考えられるが, 顕微鏡的には明らかでなく, 針状フェライトがやや粗大になつているのが見受けられるに過ぎない.

MBM 系の顕微鏡組織は焼なまし状態では, フェライトとパーライト組織であるが, 焼ならし状態ではすでにソルバイト状のパーライトが現われてくる. フェライト結晶粒度は, B 添加量にあまり関係ないが, 前述の MB 系よりはやや粗大である. 焼戻し状態ではトルースタイトの末期, ソルバイトの初期に相当し, 焼戻し温度が

650°C 以上のものはフェライトがわずかに認められる。前述の MB 系と比較すると、この MBM 系では針状フェライトがやや微細でありかつトルースタイトが 650°C の焼戻し状態のものにまで残存している。この傾向はとくに引張強さで最高値を示す B 添加量の多い MBM-3 (B=0.0100%) でいちじるしい。

### 3. Si-Mn-Cr 鋼 (MCB系) の機械的性質におよぼす B の影響

Fig. 5 に MCB 系の引張試験結果を、Fig. 6 に硬度試験結果を示す。焼なまし、焼ならし状態における硬さ、引張強さは MCB-2, MCB-0, MCB-1 の順であり、これに対応する B 添加量は 0.0100%, 0.0000%, 0.0050% である。したがってこの場合の B の効果は明らかでない。焼入状態における、硬さ、引張り強さは、焼ならしの場合と異なり B 添加量の多いほど高くなり、

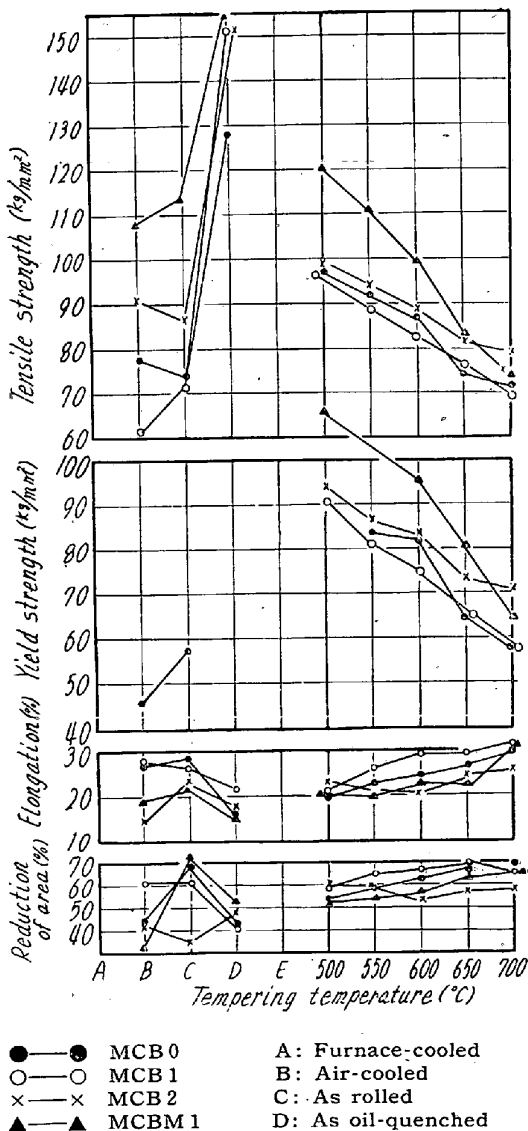


Fig. 5. Mechanical properties of Mn-Si-Cr and Mn-Si-Cr-Mo steel.

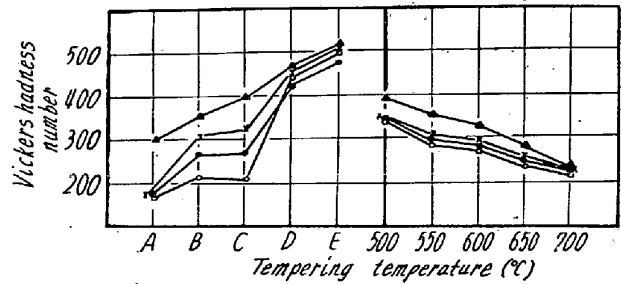


Fig. 6. Hardness of Mn-Si-Cr and Mn-Si-Cr-Mo steel.

この場合は B の効果を認めた。しかし焼戻し状態においては、硬さ、引張り強さは、焼ならし状態における傾向とまったく同じで、MCB-2, MCB-0, MCB-1 の順である。しかし、この 3 者の差異は、ごくわずかであるので、B 添加の影響が現われたものとは考えられない。

この MCB 系の鋼はさきに II-1 で述べた MB 系に Cr を約 0.5% 添加したものであるが、焼ならしおよび焼戻し状態において 0.5% の Cr の添加により、引張り強さが 10~20 kg/mm<sup>2</sup> 程度向上する。また降伏比も Table 2 に示すように、MB 系よりやや向上し、伸びの低下もわずかである。この MCB 系を II-2 で述べた MBM 系と比較してみると、焼入状態における硬さ、引張強さでは MCB 系が MBM 系よりも高い。焼戻し状態では MCB 系は MBM 系のうち B 添加量の低い MBM-1 とほぼ同じであるが、B 添加量の多い MBM-2, MBM-3 よりかなり低い。これは MCB 系では、B の効果が認められないのに反し、MBM 系では、その効果はかなり認められるためと思われる。

MCB 系の顕微鏡組織は焼ならし状態でパーライトはすでにソルバイト状となつている。焼戻し状態では MBM 系とまったく同じように、ソルバイト初期で、針状のフェライトがわずかに存在している。このフェライトの量は前述の I-2 の MBM 系よりもやや多い。また焼戻し温度が 500°C のものではトルースタイトもわずかに認められる。

この Mn-Si-Cr 鋼にさらに Mo を 0.5% 添加した Mn-Si-Cr-Mo 鋼の機械的性質を MCB 鋼と同じく Fig. 6 に示す。この 0.5% Mo の添加によりかなり機械的性質が向上するが、MB 系に Mo を添加した場合の向上に比較すればその度合はきわめて少ない。さきに述べたように MBM 系の焼戻し温度が 650°C 以上になれば B および Mo とくに Mo の効果は急激に消失する傾

Table 2. Yield-tensile ratio of Si-Mn and Si-Mn-Cr steels.

Mark	Yield-tensile ratio						
	Air cooled	As rolled	500°C temper	550°C temper	600°C temper	650°C temper	700°C temper
MB—0	0.670	0.690	0.890	—	0.865	0.665	
MB—1	—	0.668	0.880	0.895	0.850	0.855	
MB—2	0.680	0.800	0.890	0.870	0.915	0.870	
MB—3	0.825	0.780	0.860	0.810	0.855	—	
MBM—1	—	—	0.985	0.945	0.950	—	0.855
MBM—2	—	—	0.945	0.965	0.970	0.945	0.875
MBM—3	—	—	0.920	0.970	0.970	0.960	0.865
MCB—0	0.580	0.780	—	0.910	0.940	0.873	0.815
MCB—1	—	0.710	0.946	0.906	0.897	0.850	0.825
MCB—2	0.460	—	0.955	0.920	0.940	0.900	0.900
MCBM—1	—	—	0.940	0.910	0.950	—	0.865

向があつたが、この Mn-Si-Cr-Mo 鋼の機械的性質でもまったく同じ傾向が示された。すなわち、650°C 以上の焼戻し状態では Mo をまったく含まない MCB 系の引張り強さとほとんど変らなくなる。

#### 4. Mn-Si 系および Mn-Si-Mo 系鋼の焼入性におよぼす B の影響

試験片を 930°C にて 1h 保持後空冷し、焼ならし処理をしたのち、950°C に加熱し、一端焼入試験を行なつた。Fig. 7 は一端焼入試験により得られたジョミニイ H バンドを示す。

まず MB 系焼入性は、図で明らかなように、急激に硬さが低下し、B 添加量による差は認められなかつた。一方、水冷端の最高硬度は B 添加量が増すほど高くなつており、前掲 Fig. 2 の MB 系の焼入硬さの傾向と類

似している。つぎに MBM 系の焼入性は、Mo を 0.5% 添加したことにより、Mo を含まない MB 系に比べいちじるしく良好な H バンドが得られる。鋼の pearlitic hardenability に対する Mo の焼入性倍数は  $1+3.14 \times (\%Mo)$  で示される<sup>5)</sup>といわれるが、今 Mo を 0.5% とすれば、焼入性倍数は 2.6 となる。実際 MB 系と MBM 系の H バンドを比較すれば、MB 系の 2.6 倍以上の焼入性を示している。MBM 系は MB 系に Mo および B を添加したものであり、この焼入性の向上は両者の併合した効果によるものと想像される。また B 量が若干変化しても焼入バンドに大差のないのは、適量の範囲の B があれば焼入性は向上するのであり、必ずしも B 添加量に比例するものではないことによるものと思われる。

MBM 系にさらに Cr を 0.5% 添加せる MCBM 系 (B=0.0050%) の H バンドも Fig. 7 に例示した。鋼の pearlitic hardenability に対する Cr の焼入性倍数は  $1+2.33(\%Cr)$  で示される<sup>5)</sup>が、Mn その他の共在元素が多ければ焼入性に対する Cr の効果は弱められる<sup>5)</sup>といわれている。上式によつて Cr 0.5% のときの焼入性倍数を計算すると 2.2 となる。Fig. 7 の MCBM-1 は MBM と比較して Hrc 40 以上の範囲でみれば 2 倍以上の焼入性を示している。

## IV. 結 言

Si-Mn 系および Si-Mn-Cr 系の高張力鋼におよぼす B および B+Mo の影響について調査した結果を総括すれば、つぎのとおりである。

(1) Si-Mn 鋼 (MB 系) に対する少量の B 添加の効果は、焼なましおよび焼ならしの状態では認められぬ。

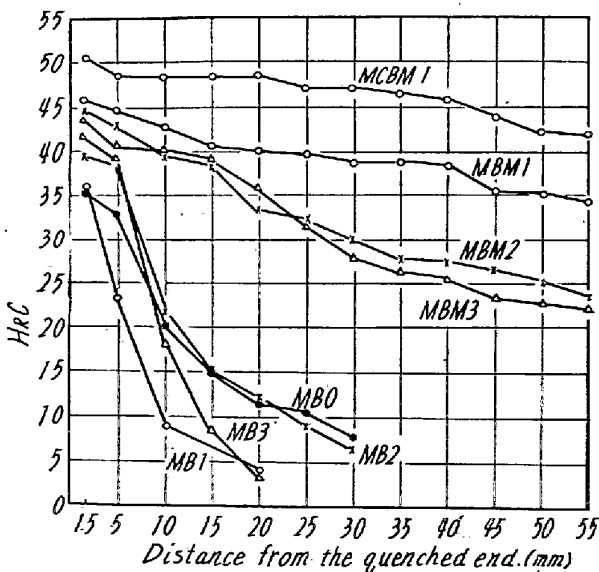


Fig. 7. Jominy curves of Mn-Si, Mn-Si-Cr, Mn-Si-Mo and Mn-Si-Cr-Mo steels.

が、焼戻し処理をすれば、硬さおよび引張強さを上昇せしめる。この場合のB添加の適量は0.0050%程度である。

(2) Si-Mn 鋼に対し、0.5%のMoおよび少量のBを併せ添加すれば焼なまし、焼ならしおよび焼戻しの状態でいずれも、硬さおよび引張り強さ、降伏比がいちじるしく向上する。この場合のB添加量は焼ならしの状態では、0.0050%の場合に最高となるが焼戻しの状態では0.0100%の方が高い値を示した。しかしBが0.0100%以上では、熱間加工性がきわめて悪くなる。

(3) Si-Mn 鋼にMoとBを併せ添加した場合の機械的性質の向上の原因は、その度合(焼戻し状態において、引張り強さで20~30 kg/mm<sup>2</sup>)からみて、MoとBの相乗効果であると思われる。しかし焼戻し温度が650°C以上になれば、Bの効果はほとんど消失し、またMoの効果も弱くなる。

(4) Si-Mn-Cr 鋼に対し少量のB添加の効果は焼

ならしおよび焼戻しいずれの状態においても認められず、ただ焼入状態においてのみ、硬さ、引張り強さに対し効果がある。

(5) ジョミニー端焼入試験の結果、Si-Mn 鋼の焼入性に対して、B添加はあまり効果がないが、MoとBを併せ添加すれば、焼入性は非常に良好となり、この量はBのみ添加したものよりもいじるしく高い。

(昭和35年9月寄稿)

#### 文 献

- 1) 浅野栄一郎, 他: 鉄と鋼, 45 (1959), 10, p. 1158~1163
- 2) 今井勇之進, 他: 日本金属学会誌, 20 (1956), 10, p. 554~558
- 3) K. J. IRVINE 他: Iron and Steel, 6 (1957), p. 272~280
- 4) W. E. BRADGETT: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 163 (1949), p. 277~294
- 5) 津谷和男: 鉄と鋼, 44 (1958), 8, p. 893~908

## タービン軸車の加熱計測試験における 撓みの成因に関する研究\*

—特にA型, C'型およびD型撓みについて—

下田秀夫\*\*・小野寺真作\*\*\*・徳田昭\*\*\*・本間亮介\*\*\*・吉田宏\*\*\*\*

On the Cause of Deflection of the Turbine Shaft during Heat-Indication Test.

— On the Type A, C' and D deflections —

Hideo SHIMODA, Shinsaku ONODERA, Akira TOKUDA,

Ryosuke HOMMA and Hiroshi YOSHIDA

#### Synopsis:

In order to investigate into the cause of various deflections liable to take place in turbine shafts during heat-indication test, the authors reproduced deflections experimentally using model shafts as big as about 1/3~1/6 in dimensions of an actual shaft.

Thus, it was made clear that, besides the physical properties of a shaft itself, surface conditions of a shaft such as the way of sticking of dirt and scales, and conditions of machined surface possibly would be important causes for appearance of the deflections.

A new type of deflection which, though seemingly resembling the type C deflection, would be due to causes quite different from the said type C was found and designated as type C' deflection. Further it has been made clear that, as well as the deflection of types A and D, this C' type probably would be ascribed to an asymmetric thermal emissivity on the surface of a shaft.

The results thus obtained from the tests of model shafts were confirmed in practical heat-indication tests of turbine shafts

\* 昭和35年4月本会講演大会にて発表

\*\* 株式会社日本製鋼所室蘭製作所研究所, 工博

\*\*\* 株式会社日本製鋼所室蘭製作所研究所

\*\*\*\* 石川島芝浦タービン株式会社検査部