

## 論 文

UDC 669.14.018.295 : 669.15'74'782-194.53 : 539.4 : 669.74 : 669.782

焼ならしした中炭素鋼の引張性質におよぼす  
Si および Mn 量の影響\*

山 本 俊 郎\*\*・相 沢 武\*\*\*

Effects of Si and Mn Contents on the Tensile Properties of  
Normalized Medium Carbon Steels

Toshiro YAMAMOTO and Takeshi AIZAWA

## Synopsis:

Effects of Si and Mn additions on the tensile properties of medium carbon steels have been investigated to assess the utility as non-hardened high strength steels. Results concerning 0.3% C-Si-Mn steels are summarized as follows:

- (1) The tensile strength increases 9.5 kg/mm<sup>2</sup> per 1% of Si+Mn up to the transitional value of 1.7% Mn, over which the strength is raised only with a rapid fall of elongation due to low temperature transformation.
- (2) The larger the Si/Mn ratio in the steels up to about 6, the higher strength can be obtained with little decrease of elongation, so far as the steels keep ferrite-pearlite structure.
- (3) The limit to strengthen these steels holding at least 18% elongation is estimated to about 90 and 70 kg/mm<sup>2</sup> for tensile and yield strengths respectively. Concerning with 0.47% C-Si-Mn steels,
- (4) The larger the Si/Mn ratio up to about 2, the higher elongation can be obtained.
- (5) The limit to strengthen these steels holding at least 18% elongation is estimated to about 97 and 63 kg/mm<sup>2</sup> for tensile and yield strength respectively.

(Received Mar. 2, 1972)

## 1. 緒 言

非調質型高張力鋼は C-Si-Mn 系を基本成分として、強度、溶接性などの考慮から、Ni および Mo そのほかの合金元素の組み合わせが検討されている。溶接性を重視する場合には、C は 0.2% 程度以下に制限されるが、ボルト接合構造用高張力棒鋼、たとえばタイロッドのごとき溶接が不要な構築用棒鋼としては、強靱鋼なみの中炭素合金鋼を使用することが可能である。本報はかかる中炭素領域において、非調質で使用する場合に構築用鋼として必要な一応の延性を維持しつつどこまで強化するか、そして強度および延性という相反する両性質について、良好な性能をうるには C, Si および Mn の基本組成のバランスをいかに保つべきであるかを検討したものである。

上述のごとく、本研究では C 以外の合金元素として Si および Mn を選んでいるが、この理由はこれら両元素が高張力鋼の基本的成分であること、さらにこれに加

えてフェライト・フォーマーである Si とオーステナイト・フォーマーである Mn が、変態挙動および強化作用の点でそれぞれ対照的な役割を演ずることが期待され、この意味でも両元素の添加には強度と延性を考慮したとき、適正なバランスがあると予想されるからである。

鋼の強度と靱性におよぼす Si および Mn の影響に関する従来の研究において、Si は強化元素として有効であることに異論はないが、靱性に関しては有害、無害の諸説があり、いまだその功罪は明らかではない。このため靱性劣下の危惧より積極的に Si を添加した強靱鋼の例は比較的少ないようである。ただし、調質鋼としては永年ばね鋼 (SUP 6) として使用されており、最近では、超強力マルテンサイト鋼<sup>2)</sup>、軸受鋼<sup>3)</sup> へも応用され

\* 昭和 43 年 9 月、46 年 10 月本会講演大会にて発表  
昭和 47 年 3 月 2 日受付

\*\* 愛知製鋼(株) 工博

\*\*\* 愛知製鋼(株)

るようになって、その有用性が見直されつつある。

一方、中炭素非調質鋼については、炭素鋼における Mn 量の影響<sup>4)5)</sup>、0.4%C-4%Ni 鋼におよぼす Si の影響<sup>6)</sup>、Cr-Cu 系構造用鋼 (約 0.3%C)<sup>7)</sup>、1~2.5% Mn を添加した中炭素鋼におよぼす Mo の影響<sup>8)</sup>などの研究があり、Si-Mn 系では、J. A. JONES<sup>9)</sup> あるいは J. A. RINEOLT ら<sup>10)</sup> の報告がある。また現在実際には、中炭素非調質鋼として 1.5% 程度 Mn を含有したいわゆる Mn 鋼が広く用いられているが、ここに述べたかかすすべての鋼において、55 kg/mm<sup>2</sup> 以上の降伏強度を示すものはみだされていない。

そこで本研究では、最低必要な延性値としては SS 材に関する JIS 規格を参考にして、18% 以上の伸び値を保持することを条件とし、かつ降伏点が 55 kg/mm<sup>2</sup> 以上を目標として、C, Si および Mn の含有量を変化させることによつてどこまで強化しうるか、その限界はどこにあるかなどについて検討を加えた。

## 2. 試料および実験方法

### 2.1 試料

実験に用いた試料はすべて高周波炉で大気中 5 kg 鋼塊に溶製し、25 または 35 mm φ に鍛伸して試験に供している。その代表的化学組成を Table 1 に掲げる。ここで A 系列の試料は、0.30%C-Si-Mn 系の鋼 (25 mm φ に鍛伸) であり、B 系列の試料は、0.47%C-Si-Mn 系の鋼 (35 mm φ に鍛伸) である。表に示すごとく、これらの試料は鋼中の Si, Mn 含有量 (重量%) の比、すなわち Si/Mn 比の大きさによつて分類している。このように Si/Mn 比で整理したのは、前述のごとく、現在実用鋼としては、中炭素 Mn 鋼が広く用いられているので、Mn 量を基準として Si の適正量を検討しようとしたからにはほかならない。C 系列の試料は、C 含有量が 0.3~0.5% に変化した Si-Mn 系の鋼 (25 mm φ に鍛伸) であるが、Si/Mn 比が 1 (試料 C1~C4) および 0.3 (試料 C5~C8) に区別され、質量効果の検討に使用されている。なお、試料の溶製母材としては市販の電気炉鋼を使用しており、不純物としての Cr, Cu および Ni はそれぞれ 0.1, 0.1 および 0.02% 程度含有されている。

### 2.2 実験方法

引張性質は鍛伸材を 870°C, 1 hr 加熱後空冷し、JIS 4号引張試験片を削り出して作製、島津製 100 t 万能試験機にて引張試験を行なつて検討した。試験片はねじ込み式とし、歪速度はストレインペーサーによりラムスピードで 3 mm/min とした。降伏点は本実験では上降伏

点を採用した。

焼ならし処理における質量効果をみる場合には、55

Table 1. Chemical composition of specimens (wt%).

No	C	Si	Mn	Si/Mn	Si+Mn
A 1	0.28	0.25	1.30	0.19	1.55
2	0.30	0.31	1.65	0.19	1.96
3	0.28	0.52	1.62	0.32	2.14
4	0.33	0.62	1.95	0.32	2.57
5	0.25	0.61	2.16	0.28	2.77
6	0.28	0.47	2.54	0.18	3.01
7	0.30	0.62	2.89	0.21	3.51
A 8	0.29	0.49	0.63	0.78	1.12
9	0.30	0.82	1.10	0.74	1.92
10	0.31	1.43	1.39	1.03	2.82
11	0.31	1.54	1.68	0.92	3.22
12	0.28	1.62	1.62	1.00	3.24
13	0.29	1.94	2.01	0.97	3.95
14	0.31	1.80	2.16	0.83	3.96
A 15	0.29	0.67	0.46	1.46	1.13
16	0.28	1.02	0.60	1.67	1.62
17	0.31	1.13	0.76	1.49	1.89
18	0.33	1.97	1.26	1.56	3.23
19	0.29	2.36	1.56	1.51	3.92
20	0.31	2.44	1.62	1.51	4.06
21	0.29	2.83	2.18	1.30	5.01
A 22	0.28	1.19	0.60	1.98	1.79
23	0.29	2.61	1.35	1.93	3.96
24	0.26	2.59	1.43	1.81	4.02
25	0.27	2.92	1.67	1.71	4.59
26	0.29	3.10	1.70	1.82	4.80
A 27	0.28	0.78	0.37	2.10	1.15
28	0.27	1.67	0.80	2.09	2.47
29	0.26	2.22	0.56	3.97	2.78
30	0.27	2.41	0.57	4.23	2.98
31	0.31	2.25	1.03	2.18	3.28
32	0.27	2.89	0.55	5.26	3.44
33	0.27	2.88	0.99	2.91	3.87
34	0.27	2.98	0.99	3.01	3.97
35	0.30	2.89	1.34	2.16	4.23
36	0.26	3.58	0.98	3.65	4.56
37	0.27	3.52	1.20	2.93	4.72
38	0.26	3.32	1.54	2.16	4.86
B 1	0.46	0.49	1.80	0.27	2.29
2	0.46	0.49	1.97	0.25	2.46
3	0.46	0.60	1.88	0.32	2.48
4	0.47	0.52	2.03	0.26	2.55
5	0.47	0.60	1.99	0.32	2.59
6	0.46	0.65	2.03	0.32	2.68
B 7	0.45	0.62	1.77	0.35	2.39
8	0.46	0.74	1.91	0.39	2.65
9	0.45	1.02	1.69	0.59	2.71
10	0.47	0.65	2.14	0.34	2.79
11	0.47	0.79	2.03	0.40	2.82
12	0.45	0.82	2.03	0.41	2.85
13	0.51	0.87	1.99	0.44	2.86
14	0.47	0.79	2.10	0.38	2.89
B 15	0.47	1.25	1.39	0.90	2.64
16	0.46	1.20	1.54	0.78	2.74
17	0.49	1.45	1.44	1.01	2.89
18	0.48	1.52	1.60	0.95	3.12

No	C	Si	Mn	Si/Mn	Si+Mn
B 19	0.47	1.05	0.88	1.20	1.93
20	0.47	1.25	1.11	1.13	2.36
21	0.47	1.47	1.11	1.32	2.58
22	0.47	1.35	1.27	1.06	2.62
23	0.46	1.67	1.16	1.44	2.83
24	0.48	1.50	1.37	1.09	2.87
25	0.46	1.60	1.37	1.17	2.97
26	0.47	1.62	1.39	1.17	3.01
27	0.47	1.62	1.47	1.10	3.09
28	0.49	1.68	1.43	1.17	3.11
29	0.47	1.67	1.60	1.04	3.27
30	0.47	2.02	1.77	1.14	3.79
31	0.47	1.78	0.95	1.87	2.73
<hr/>					
C 1	0.49	1.45	1.44	1.01	2.89
2	0.43	1.40	1.35	1.04	2.75
3	0.41	1.47	1.39	1.06	2.86
4	0.31	1.43	1.39	1.03	2.82
<hr/>					
C 5	0.51	0.57	1.95	0.29	2.52
6	0.44	0.63	1.95	0.32	2.58
7	0.40	0.63	1.96	0.32	2.59
8	0.33	0.62	1.95	0.32	2.57

および 75 mm φ のケース中に鍛伸材を埋め込み、それぞれの寸法の材料を焼ならしする場合と同等の熱履歴を与えるようにした。

冷却変態特性を調査するためには、鍛伸材を 8 mm φ に再鍛伸後、3 mm φ × 10 mm の熱膨張試験片を作製し、富士電波工機製 Formastor-F によつて、870°C、5 min 加熱後等速冷却中の長さ変化により CCT 線図を作成した。

焼ならし材の顕微鏡組織は光学顕微鏡によつて、引張破面は電子顕微鏡によるフラクトグラフおよび破面に Ni メッキ後縦断し、側面を 2 段レプリカ法によつて観察した。腐食はいずれも 7% ナイタルで行なっている。

### 3. 実験結果

#### 3.1 0.30% C-Si-Mn 系の鋼の引張性質

3.1.1 引張強さにおよぼす Si および Mn 量の影響  
 本実験ではまず、A 系列の試料、すなわち 0.30% C-Si-Mn 系の鋼について、焼ならし状態における引張強さにおよぼす Si および Mn 量の影響を検討した。Fig. 1 に A 系列の試料を焼ならししたときの引張強さと鋼に含有する Si 量と Mn 量の和、すなわち (Si+Mn) % との関係を示す。Fig. 1 にみるごとく、Si/Mn 比が 2 以下の場合は引張強さは (Si+Mn) % に対して直線的に増加し、その傾きは (Si+Mn) 量 1% 当たり、9.5 kg/mm<sup>2</sup> である。したがつて、引張強さは Si および Mn の含有量によつて、およそ次式

$$\text{引張強さ (kg/mm}^2\text{)} = 9.5 \times \{(\text{Si+Mn})\% \} + 50$$

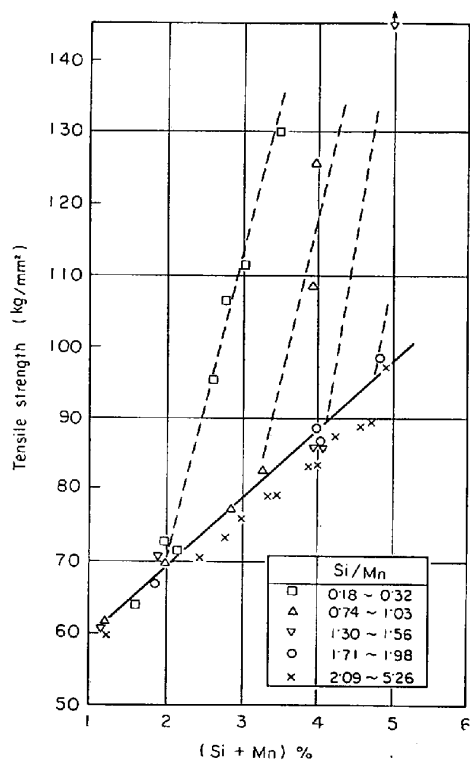


Fig. 1. Tensile strength of 0.3% C-Si-Mn steels as a function of (Si+Mn)%. (normalized, 25 mm φ)

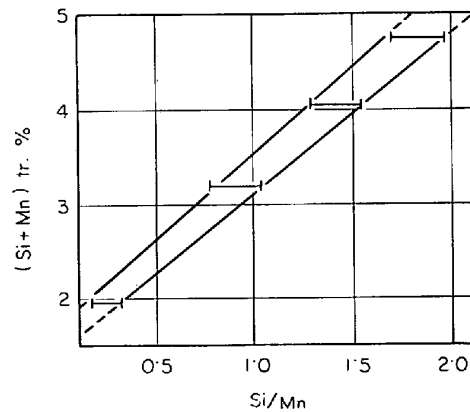


Fig. 2. Transitional (Si+Mn) % as a function of Si/Mn ratio.

であらわされる。ただし、Si/Mn 比が 2 を超える場合には、上式より 3 kg/mm<sup>2</sup> 程度低い値となるが、その傾きについては、Si/Mn 比が 2 以下のそれと大差がない。また Si/Mn 比によつて、ある (Si+Mn) % のところで急に (Si+Mn) 量 1% 当たり、42 kg/mm<sup>2</sup> 程度の別の直線に移行する。この原因に関しては、この組成を境に組織的に変化が生ずるのではないかと推測される (組織についての検討は後に詳述する)。

この限界組成を遷移点と称すれば、遷移点は Si/Mn 比が大なるほど、高 (Si+Mn) % 側へ移行している。

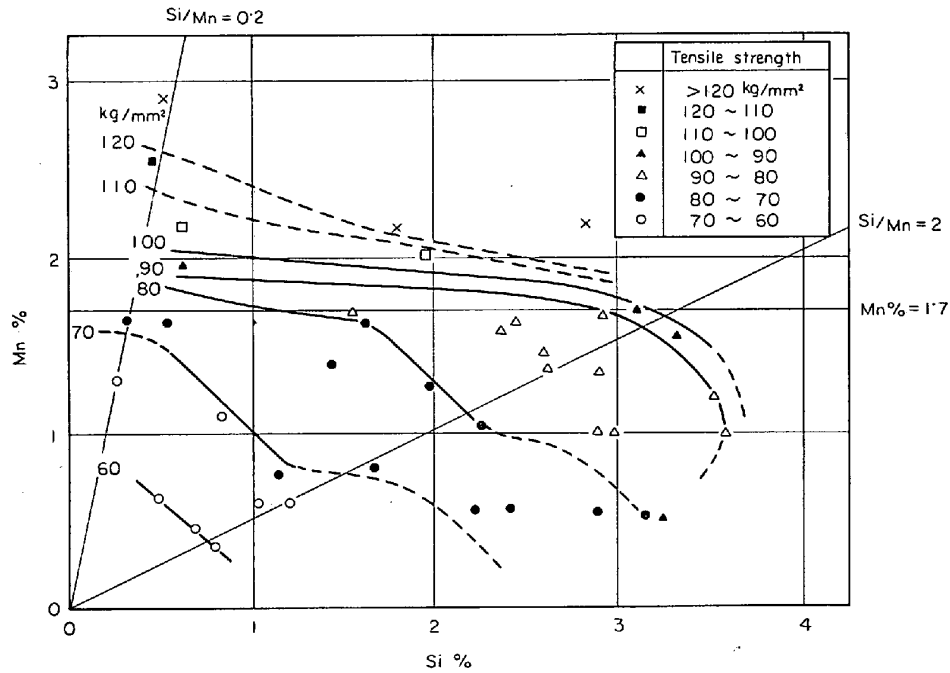


Fig. 4. Iso-tensile strength curves of 0.3% C-Si-Mn steels.

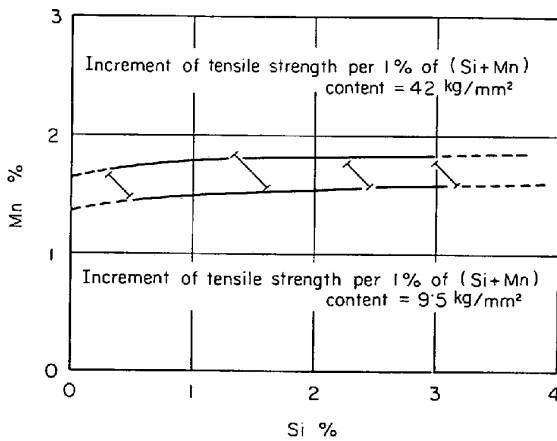


Fig. 3. Transitional content of Si and Mn in 0.3% C-Si-Mn steels, derived from Fig. 2.

Fig. 2 は Si/Mn 比と遷移点との関係を示すが、両者はほぼ直線の関係にある。

これらの関係を一層明確にするために、Fig. 2 を Si と Mn 量との関係図に換算して示したのが Fig. 3 である。これより限界組成をみると、Mn 量は Si 量の増加に伴いわずかに上昇するが、大体 1.7% でほぼ一定値を示し、これに対して Si 量は 0.4~3% にまでおよんで変化している。このことは遷移点は主として Mn 量で決定され、その値は約 1.7% であることを意味するものである。

Fig. 4 には、引張強さと Si および Mn 量との関係を示した。本実験においては、等強度線図を正確に図示するほどデータの数は多くはないが、それでも Si/Mn

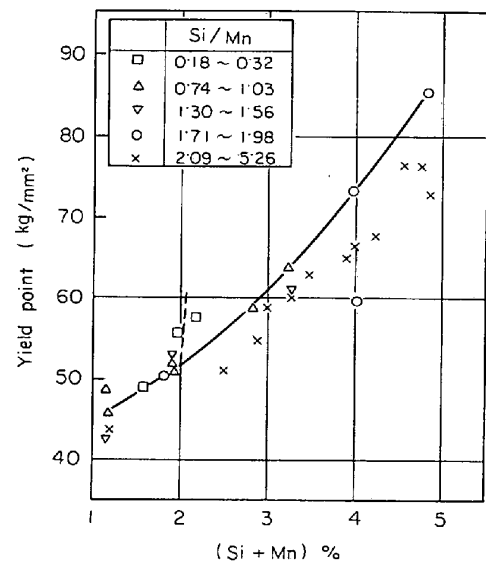


Fig. 5. Yield point of 0.3% C-Si-Mn steels as a function of (Si+Mn) %.

比が 0.2~2 の範囲では、Mn 量が 1.7% を超えると引張強さが急激に上昇することが、Fig. 4 より認められる。

Fig. 5 にはまた、降伏点と (Si+Mn)% との関係を示したが、前掲 Fig. 1 における引張強さの結果の場合と同様に、(Si+Mn) 量に対する降伏点の関係は、Si/Mn 比でやや異なり、Si/Mn 比が 2 を超える場合には、同一 (Si+Mn) 量における降伏点の値は、Si/Mn 比が 2 以下の場合のそれより 5 kg/mm<sup>2</sup> 程度低い値を示している。なお、Fig. 1 において、(Si+Mn) 量 1% 当た

り、42 kg/mm<sup>2</sup> の強度上昇を示した試料は降伏点が明確にあらわれるものが少なかったので、これらの試料の結果は Fig. 5 においては除外され図示されていない。

3.1.2 伸びにおよぼす Si および Mn 量の影響

引張強さの検討にひきつづき、伸びにおよぼす Si および Mn 量の影響を検討した。前節で述べた引張強さの検討に使用した試験片と同一の試験片における伸び値を、(Si+Mn)% との関係でみたのが Fig. 6 である。同図より (Si+Mn)% が増大するにつれて伸びはゆるやかに減少するが、引張強さの場合に対応して、おのおの

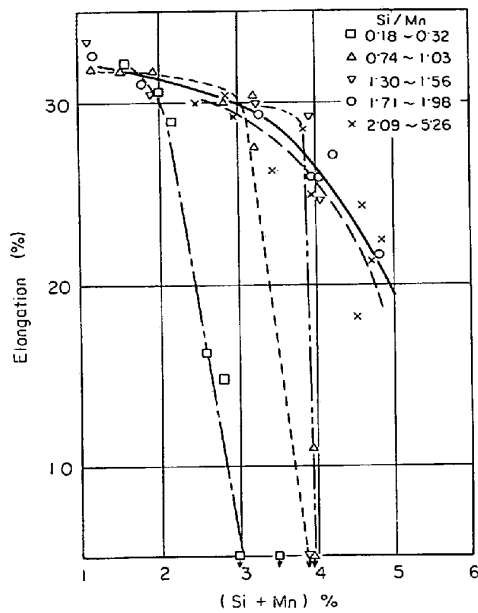


Fig. 6. Elongation of 0.3% C-Si-Mn steels as a function of (Si+Mn) %.

の Si/Mn 比によつてある限界 (Si+Mn)% より伸びは急激に低下するのが認められる。この限界量は、Si/Mn 比が 0.18~0.32, 0.74~1.03 および 1.30~1.56 の場合、それぞれ 2.0, 3.0 および 4.0% であり、これは Fig. 2 に示した遷移点に対応している。

Fig. 7 は伸び値と Si および Mn 量との関係をあらわしているが、これより Mn 量が 1.8% 以下の場合には、Si 量を 3% 程度まで増加しても伸びはきわめてゆるやかにしか低下しないが、Mn 量が 1.8% を超えると Si 量と無関係に伸びは急激に低下して 20% 以下になることが明りように認められる。

また、Si/Mn 比は 2.5 まではこの比が大きいほど (Si+Mn)% の増加に対して伸びの低下が小さく、Si/Mn 比が 6 程度では Si 量が 3% を超えると伸びが急激に減少することが知られる。

3.1.3 強度と伸びとの関係におよぼす Si/Mn 比の影響

上述のごとく、(Si+Mn)% が高くなるほど降伏点は上昇する (Fig. 5) が、一方伸びは低下する (Fig. 6) ことが明らかとなった。実用材料としては同一強度における延性の大小に興味をもたれるので、これらの実験データを降伏点と伸びとの関係で整理した。その結果が Fig. 8 である。ところで前述したごとく、降伏点が明らかにあらわれる試料というのは、Fig. 1 において引張強さの増加率が (Si+Mn) 量 1% 当たり 9.5 kg/mm<sup>2</sup> で示される試料がほとんどであるので、Fig. 8 においても、かかる降伏点のあらわれる試料の結果のみがプロットされ

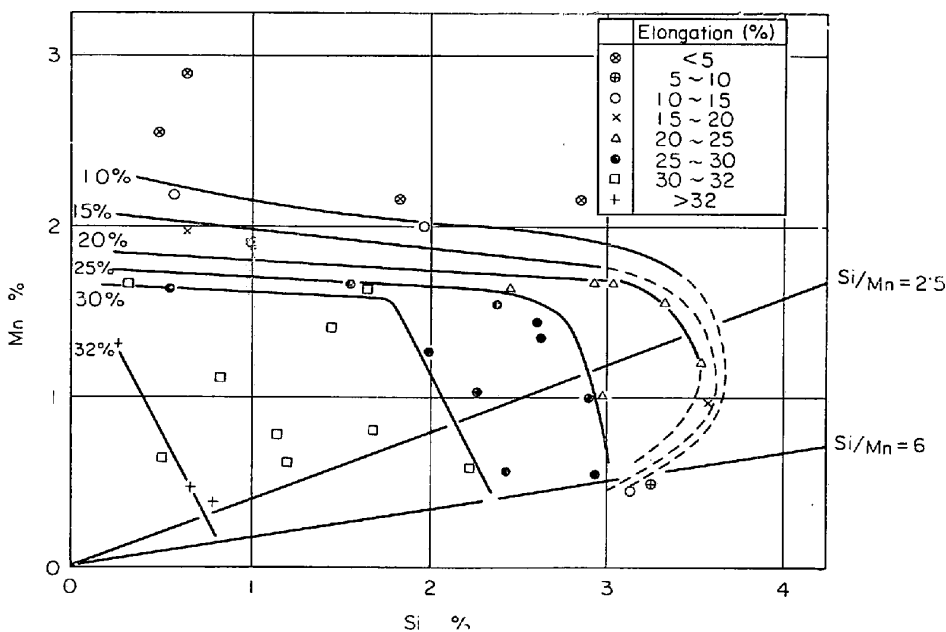


Fig. 7. Iso-elongation curves of 0.3% C-Si-Mn steels.

ている。このような場合には、同図にみるごとく、Si/Mn 比とは無関係に降伏点が増加するにしたがつて伸び値がゆるやかに減少することが認められる。

3.1.4 Si/Mn 比による顕微鏡組織の相違

つぎに Si/Mn 比が よそ 0.2 および 2 の試料 (試料 A1, A2, A6, A7 および A27, A28, A31, A35) について、(Si+Mn)% を増加したときの Si/Mn 比による顕微鏡組織の相違を比較した。おのおのの試料の光学顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。写真より知られるごとく、遷移点以下の (Si+Mn)% の範囲では Si/Mn 比によらずフェライト・パーライト組織であり、遷移点を超えるとマルテンサイトを混在したベイニテックな組織となつている。すなわち Si/Mn 比が 0.2 の場合、(Si+

Mn)% が 1.96% (試料 A2) と 3.01% (試料 A6) の間で組織の変化が認められるが、一方 Si/Mn 比が 2 の場合には、(Si+Mn) 量が 4% 程度までフェライト・パーライト組織を維持している。

3.1.5 CCT 線図におよぼす Si および Mn 量の影響

焼ならしした材料の引張強さは、Si/Mn 比および (Si+Mn)% によつて大きな影響を受けることが知られたが、組織との関連をさらに明らかにする目的でいくつかの鋼について CCT 線図を作成した。その数例を Fig. 9 にまとめて示す。Fig. 9 において、(Si+Mn) 量が 2.5% 程度の試料 A4 と A28 とを比較すると、Si/Mn 比のより大きい試料 A28 のフェライト変態開始点およびパーライト変態終了点はきわめて高く、これに対して

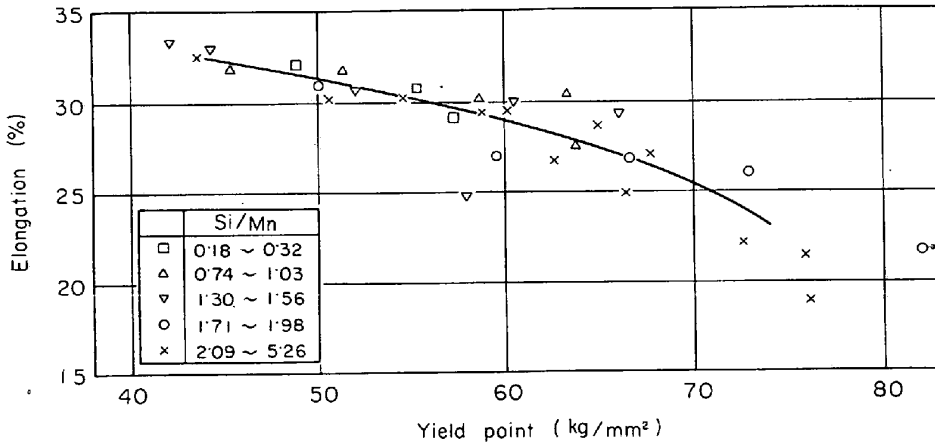


Fig. 8. Elongation as a function of yield point of 0.3% C-Si-Mn steels having various Si/Mn ratios.

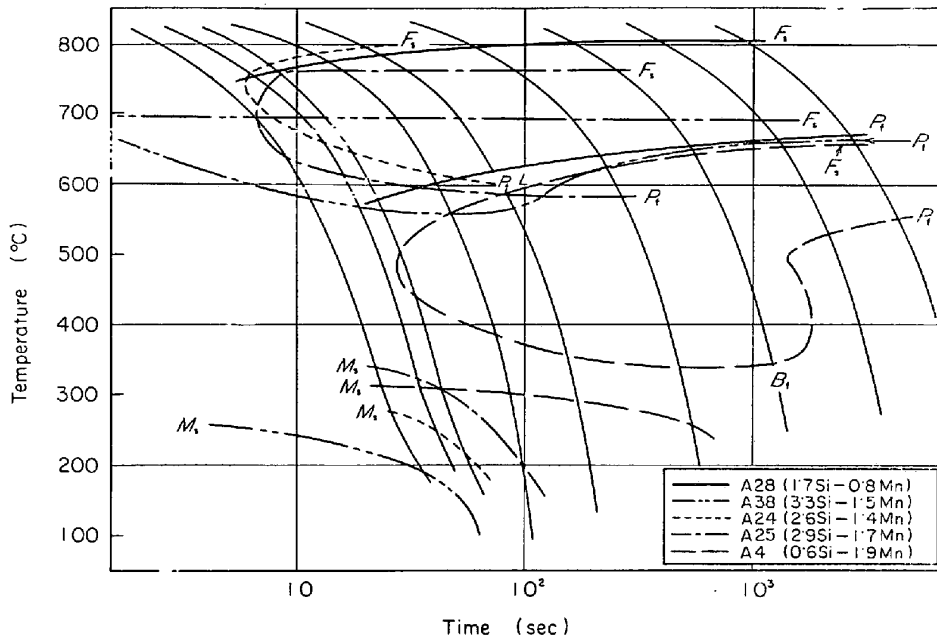


Fig. 9. CCT curves of 0.3% C-Si-Mn steels. (Cooling lines are shown for A4 as a representative case.)

$\frac{(Si+Mn)}{\%}$	Si/Mn $\approx$ 0.2	$\frac{(Si+Mn)}{\%}$	Si/Mn $\approx$ 2
1.55% (A1)		1.15% (A27)	
1.96% (A2)		2.47% (A28)	
3.01% (A6)		3.28% (A31)	
3.51% (A7)		4.23% (A35)	

Photo. 1. Microstructure of normalized 0.3% C-Si-Mn steels.  $\times 400$  (2/3)

Si/Mn 比の比較的小さい試料 A4 については、ベーナイト変態域を有しかつマルテンサイト変態もおこしやすいことが知られる。また、Si/Mn 比が同一で 2 程度の試料 A28 と A38 とを比較すると、(Si+Mn) 量が 4% 以上でより高い値をもつ試料 A38 のフェライト変態開始点はかなり低下し、加えてマルテンサイト変態もおこしやすくなる。測定例が少ないので Si および Mn 量の影響を詳細に論ずることはできないが、マルテンサイト

変態のおこしやすさは、主として Mn 量によつて決められているようである。

そこでマルテンサイト変態がおこる最低の冷却速度(下部臨界冷却速度)と Mn 量との関係を見た。その結果が Fig. 10 である。Fig. 10 において示したおのおの試料の Si 量は大きく異なつていたので、Mn 量の影響を断定するのは適切でないとはいえ、下部臨界冷却速度の値は Mn 量の増加とともに減少していく傾向が認

められる. 同図にはまた, この系統の鋼について, 25 および 52 mm  $\phi$  の材料を焼ならしたとき, 冷却時の温度範囲 870~600°C での平均冷却速度も併示してあるが, 材料径が 25 および 50 mm  $\phi$  の場合, その平均冷却速度はそれぞれ 70 および 30°C/min 程度である. これらの結果を考慮すれば, Mn 量が 1.9% 以上では, 25 mm  $\phi$  の材料で焼ならし処理を施した場合, マルテンサイトを混在する可能性のあることが知られ, この結果は, 鋼の Mn 含有量が 1.7% のとき強度特性を変える限界組成(遷移点)になっているという 3.1.1 の結果とも一致している.

3.2 0.47% C-Si-Mn 系の鋼の引張性質

以上, 0.30% C-Si-Mn 系の鋼において, その引張性

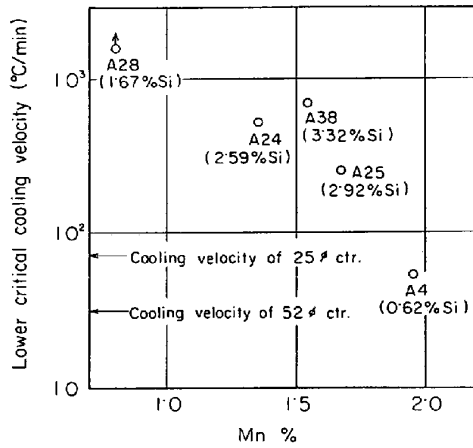


Fig. 10. Effect of Mn % on the lower critical cooling velocity.

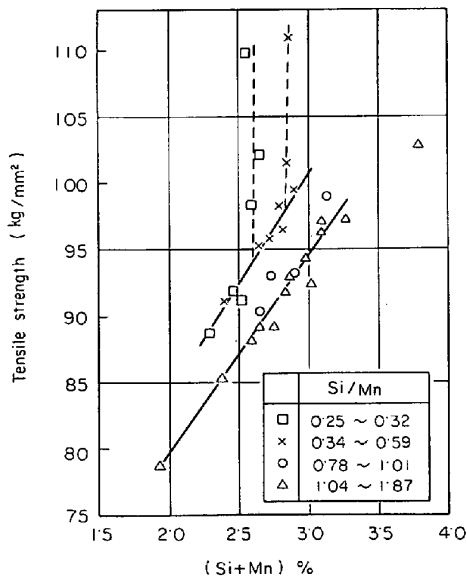


Fig. 11. Tensile strength of 0.47% C-Si-Mn steels as a function of (Si+Mn) %. (normalized, 35 mm  $\phi$ )

質について種々検討を加えた. 本実験ではさらに C 量の影響をみるために, より高い C 含有量の B 系列の試料, すなわち 0.47% C-Si-Mn 系の鋼についてその引張性質を検討した.

B 系列の試料については各試料を 35 mm  $\phi$  に鍛伸後, 焼ならしを施して引張試験を行なった. Fig. 11 に引張強さと (Si+Mn)% との関係を示す. 図にみるごとく, 引張強さは (Si+Mn)% に対して直線的に増加するが, その傾きは Si/Mn 比が 0.3~0.6 程度の場合および 1.5 程度の場合について, (Si+Mn) 量 1% 当たり, それぞれ 15.5 kg/mm<sup>2</sup> および 15.0 kg/mm<sup>2</sup> である. また,

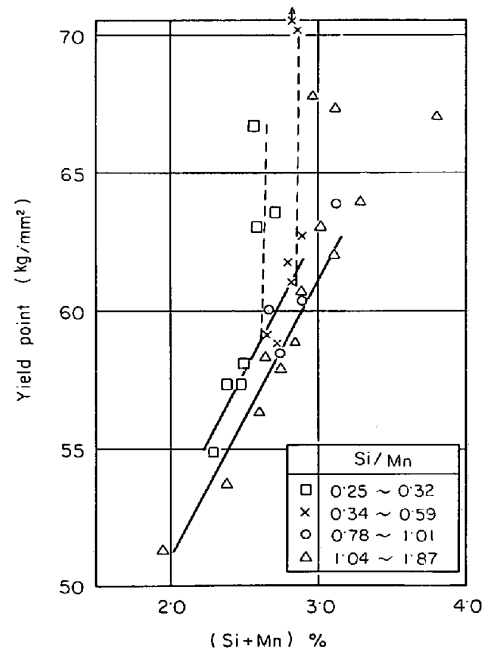


Fig. 12. Yield point of 0.47% C-Si-Mn steels as a function of (Si+Mn) %.

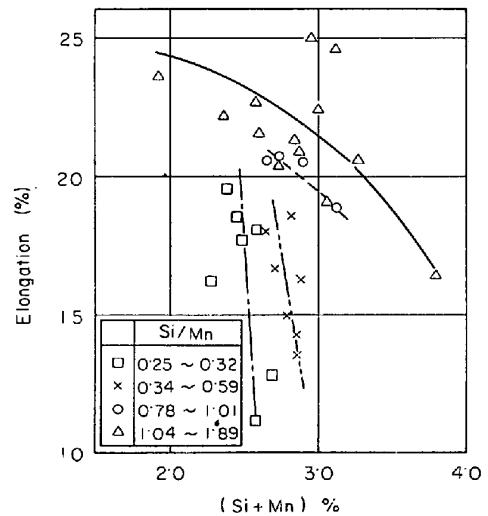


Fig. 13. Elongation of 0.47% C-Si-Mn steels as a function of (Si+Mn) %.



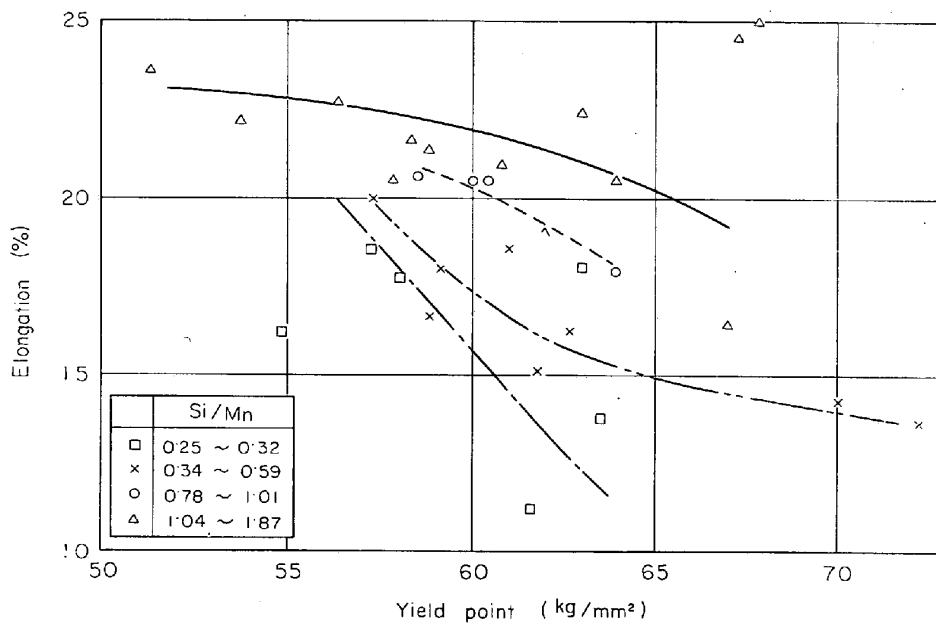


Fig. 14. Elongation as a function of yield point of 0.47% C-Si-Mn steels having various Si/Mn ratio.

Fig. 12 には降伏点と (Si+Mn)% との関係とを示したが、傾きはいずれの Si/Mn 比においても (Si+Mn) 量 1% 当たり、10 kg/mm<sup>2</sup> 程度であつて、Si/Mn 比によつてあまり影響を受けない。そして 0.30% C-Si-Mn 系の鋼の場合と同様、Si/Mn が小なるほど、少ない (Si+Mn) 量で急激に強度が上昇し始めることがわかる。

### 3.2.2 伸びにおよぼす Si および Mn 量の影響

B 系列の試料についても、伸びにおよぼす Si および Mn 量の影響を検討した。B 系列試料における伸び値と (Si+Mn)% との関係を示す。同図より知られるごとく、Si/Mn 比が 0.8 以上の場合は (Si+Mn)% の増加にしたがつてゆるやかに伸び値は低下するが、Si/Mn 比が 0.6 以下ではかなり急激に伸び値は低下している。

### 3.2.3 強度と伸びとの関係におよぼす Si/Mn 比の影響

上述のごとく、Fig. 11 および 12 より、Si/Mn 比が小さいほど (Si+Mn)% の増加に対して強度の上昇が大きく、一方 Fig. 13 より、Si/Mn 比が小さいほど (Si+Mn)% の増加に対して伸びの低下の著しいことが明らかとなつた。そこでさらに降伏点と伸びとの関係を明確にするために、それぞれを横軸と縦軸にとり図示したのが Fig. 14 である。Fig. 14 において、Si/Mn 比が大なるほど同一強度における伸び値が大きくなる傾向が認められる。

### 3.2.4 破面の電子顕微鏡観察

強度が同一であつても延性が Si/Mn 比によつて異なることが知られたが、このことから破断状況にも Si/Mn 比によつて差異が生ずるものと推測される。そこで強度が同一で延性の異なる、したがつて Si/Mn 比の異なる試料の破面のフラクトグラフおよび破面近傍の 2 段レプリカ組織を観察した。用いた試料は Table 1 における



Photo. 2. Fractograph of a 0.47% C-Si-Mn steel.  $\times 5000$  (2/3)  
(Specimen B26)

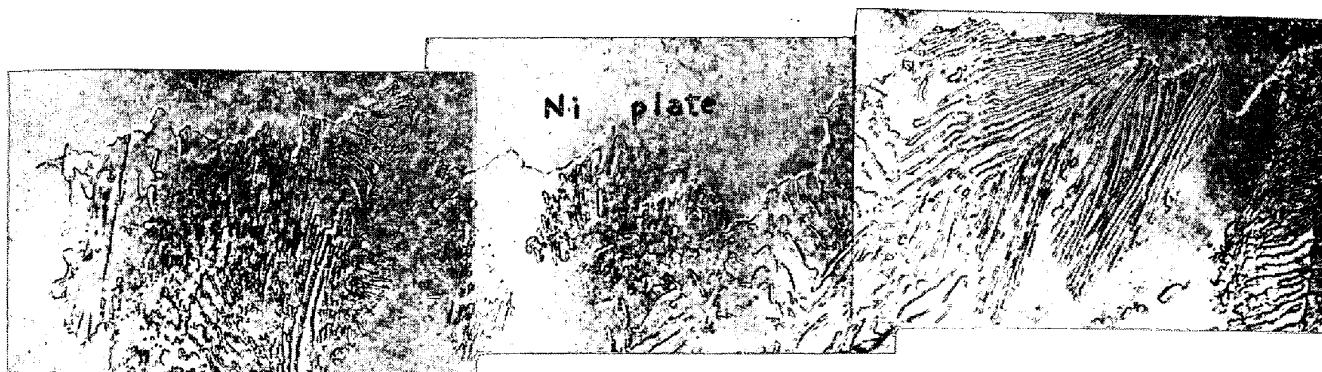


Photo. 3. Replica showing a crack path of a 0.47%C-Si-Mn steel.  $\times 5000$  (2/3)  
(Specimen 26)

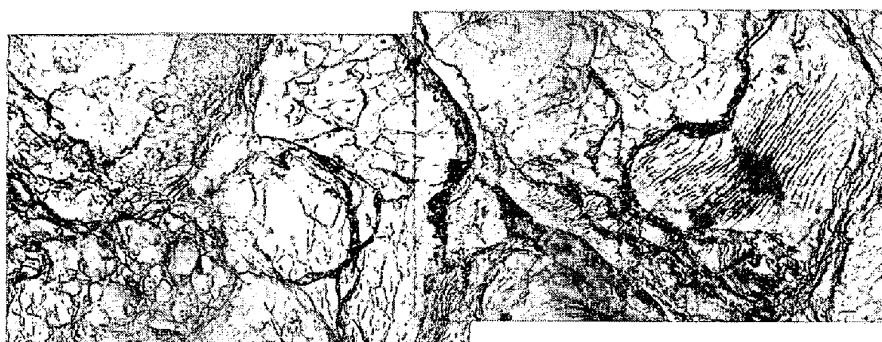


Photo. 4. Fractograph of a 0.47%C-Si-Mn steel.  $\times 5000$  (2/3)  
(Specimen B11)

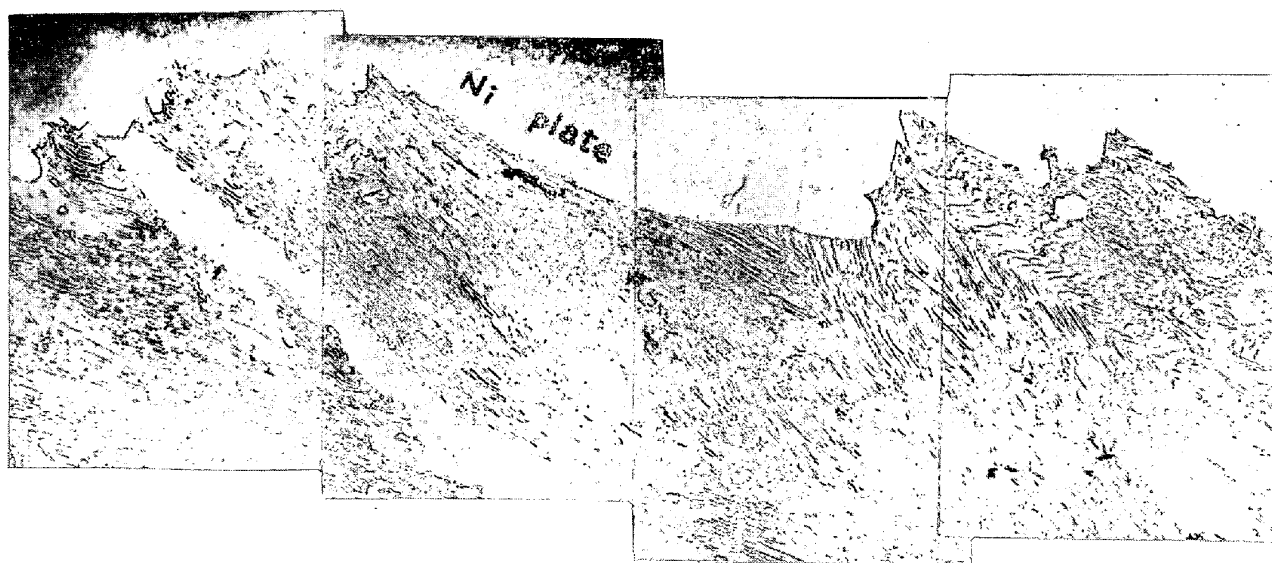


Photo. 5. Replica showing a crack path of a 0.47%C-Si-Mn steel.  $\times 5000$  (2/3)  
(Specimen B11)

試料 B11 (Si/Mn 比=0.4, 降伏点: 61 kg/mm<sup>2</sup>, 伸び: 18.5%) および試料 B26 (Si/Mn 比=1.2, 降伏点: 63 kg/mm<sup>2</sup>, 伸び: 22.4%) である。

Photo. 2 は Si/Mn 比のより大きい試料 B26 のフラクトグラフであるが、ディンプルがよく発達しており、またパーライトラメラに沿った模様が見える箇所も多く存在している。破面断面における組織写真(Photo. 3)

もこれに対応して凹凸が多く、パーライト部ではとくに細かくステップを形成していることが認められる。一方、Si/Mn 比のより小さい試料 B11 については、Photo. 4 および 5 にそれぞれフラクトグラフと破面断面組織を示すがディンプルは未発達でパーライトラメラ部におけるステップもきわめて少なく、より平坦な破面である。このように Si/Mn 比が大きい鋼のほうが複雑な破面を

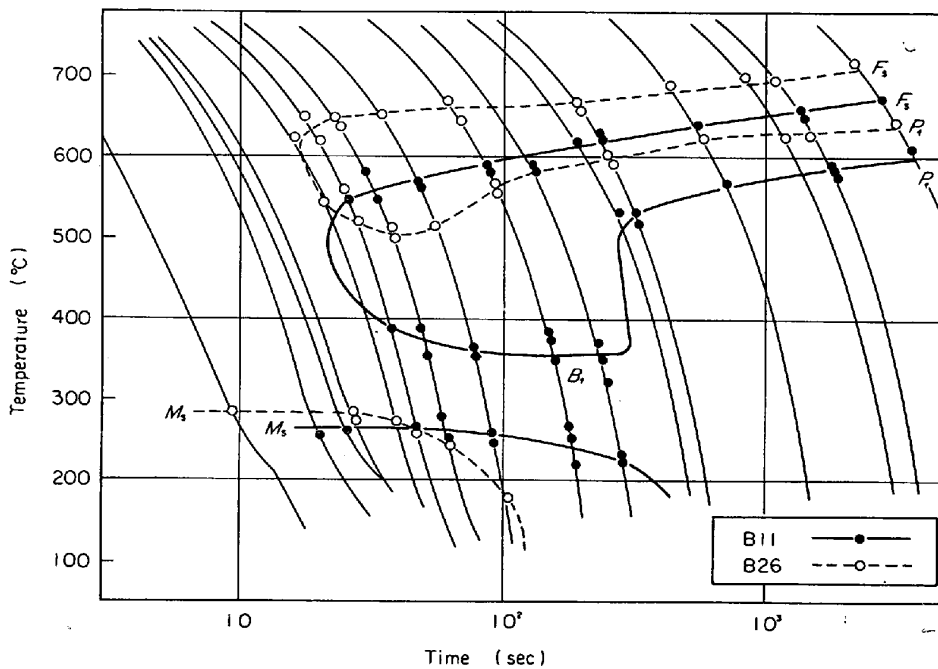


Fig. 15. CCT curves of a 0.47% C-Si-Mn and a 0.47% C-Mn steel.

呈することは、破断に至るまでの伸び値が大きいことと関係があるものと思われる。

3.2.6 CCT 線図におよぼす Si/Mn 比の影響

CCT 線図におよぼす Si/Mn 比の影響を知るため、電子顕微鏡で破面を観察した試料 B 11 (Si/Mn 比, 0.4) および試料 B 26 (Si/Mn 比, 1.2) について CCT 線図を作成して比較した。Fig. 15 に両試料の CCT 線図を示す。両者はほぼ同等の降伏点を有しているが、Si/Mn 比が小さい場合 (試料 B 11) はフェライト・パーライトの変態開始点および終了点とも低く、ベーナイト、マルテンサイトを生成しやすいことがわかる。ただし本実験では、試料 B 11 は 35 mm φ について焼ならしを施しており、このような条件では試料 B 11 の組成はベーナイトを生成するかしないかちょうどその境界となつていたので、顕微鏡組織にはベーナイトあるいはマルテンサイトは認められない。しかしながら試料 B 11 の組織を電顕によつて観察すれば (Photo. 5), Si/Mn 比の高い試料 B 26 (Photo. 3) に比較してラメラの間隙は小さく、このことは CCT 線図の比較結果と対応していると思われる。

3.3 焼ならし処理における質量効果

本実験では A および B 系列の試料の引張特性に関する検討に加えて、C 系列の試料を用いて焼ならし処理における質量効果、すなわち材料径の寸法の変化に応じた引張特性の変化を検討した。実験結果を Fig. 16 に示す。Fig. 16 において、55 および 75 mm φ の径の材料の結

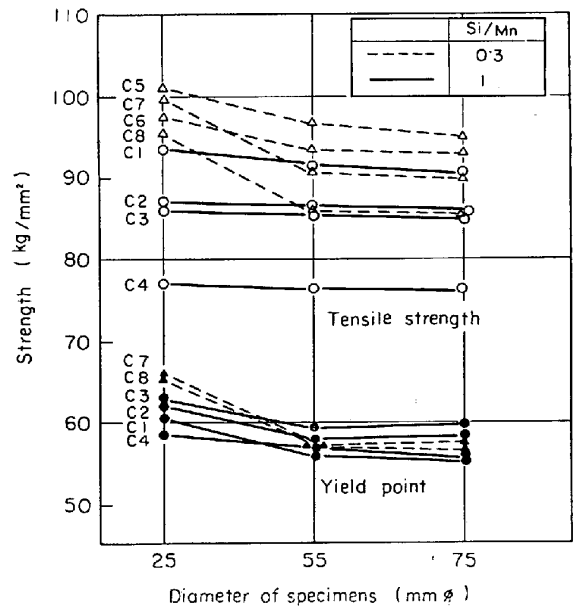


Fig. 16. Mass effect of normalized Si-Mn steels.

果は前述のごとく、25 mm φ の鍛伸材を上記の径のケース中に埋め込み、それぞれの寸法の材料を焼ならしする場合と同等の熱履歴を与えた後試験してえられたものである。Fig. 16 にみるごとく、Si/Mn 比が 0.3 の鋼では、25 mm φ から 55 mm φ へと径が大きくなるにしたがつて強度の低下が著しいのに対して、Si/Mn 比が 1 の鋼は 25 mm φ から 75 mm φ までの径の変化に対して強度の変化が小さいということで、この点でも Si/Mn 比が高い方が実用上有利な性質をもっている。

4. 考 察

以上、各試料について行なつた実験結果について順を追つて述べてきたが、ここにこれらの実験結果を総括し、それらについて考察を加えてみたい。0.30% C 系の鋼の引張強さに対する Si および Mn の効果を、J. A. JONES<sup>9)</sup> および J. A. RINEBOLT ら<sup>10)</sup> の結果と比較したのが Fig. 17 である。これより知られるごとく、引張強さについてはいずれの実験結果も比較的近似した値になつてゐるのが認められるが、降伏点については、本研究の場合他の実験結果のそれと比較して相当高目の値となつてゐる。この理由は断定することはできないが、一つには JONES および RINEBOLT らの場合がオーステナイト化後の冷却速度が 14°C/min と相当遅いのに対し、本実験では 25 mm φ の空冷で比較的冷却速度が大きいためであるからとも考えられる。いずれにしても本研究の結果、Si と Mn との比を適当に保つてフェライト・パーライト組織を維持しつつ (Si+Mn)% を増大させることにより、降伏点を 55 kg/mm<sup>2</sup> 以上にすることができること、そしてそのときの限界組成は Mn は 1.8%、Si は 3% 程度であり、さらに降伏点は 70 kg/mm<sup>2</sup> 程度が限界値であることが明らかとなつた。

また Si および Mn の効果は C 量によつて異なつてゐることも知られた。すなわち (Si+Mn) 量 1% 当たりの引張強さ増加率は、0.30% C 系の鋼と 0.47% C 系の鋼ではそれぞれ 9.5 および 15.0 kg/mm<sup>2</sup> である。し

かしいずれの場合にも Si/Mn 比が小さいほど、わずかな (Si+Mn)% で急激に強度が上昇し、これに対して伸びは減少するようになる。この現象は組織の変化を考察すれば理解でき、急激に強度あるいは伸びが変化する点で、組織的にはベイナイトやマルテンサイトの低温変態生成物を混在するようになるのである。したがつて、Si/Mn 比を高くとつてフェライト・パーライト組織を維持しつつ強化したほうが実用上有利であると考えられる。さらに 0.30% 系の鋼では、フェライト・パーライト組織であるかぎり Si/Mn 比は変えても降伏点と伸びとの関係は同一であるが、0.47% C 系の鋼では Si/Mn 比が高いほど同一降伏点に対して伸び値が大きい。

伸びを 18% 以上とする場合、0.30% C-Si-Mn 系の鋼では Fig. 6 より (Si+Mn) 量は 4.5% 以下に抑えられるが、このときの引張強さおよび降伏点は、Fig. 1 および Fig. 5 よりそれぞれ 90 および 70 kg/mm<sup>2</sup> 程度となる。実験した試料の中では試料 A30 がもつともよい性能を示し、引張強さ、降伏点および伸びはそれぞれ 97 kg/mm<sup>2</sup>、72 kg/mm<sup>2</sup> および 22.0% であつた。一方、0.47% C-Si-Mn 系の鋼の場合には、Fig. 13 より Si/Mn 比によつて傾向は相当異なるが、この値が 1 以上の場合で伸びを 18% 以上とするためには (Si+Mn) 量を 3.1% 以下とする必要があり、このときの引張強さおよび降伏点は、Fig. 10 および Fig. 11 よりそれぞれ 97 および 63 kg/mm<sup>2</sup> 程度となる。実験した試料の中では試料 B26 がもつともよい性能を示し、引張強さ、

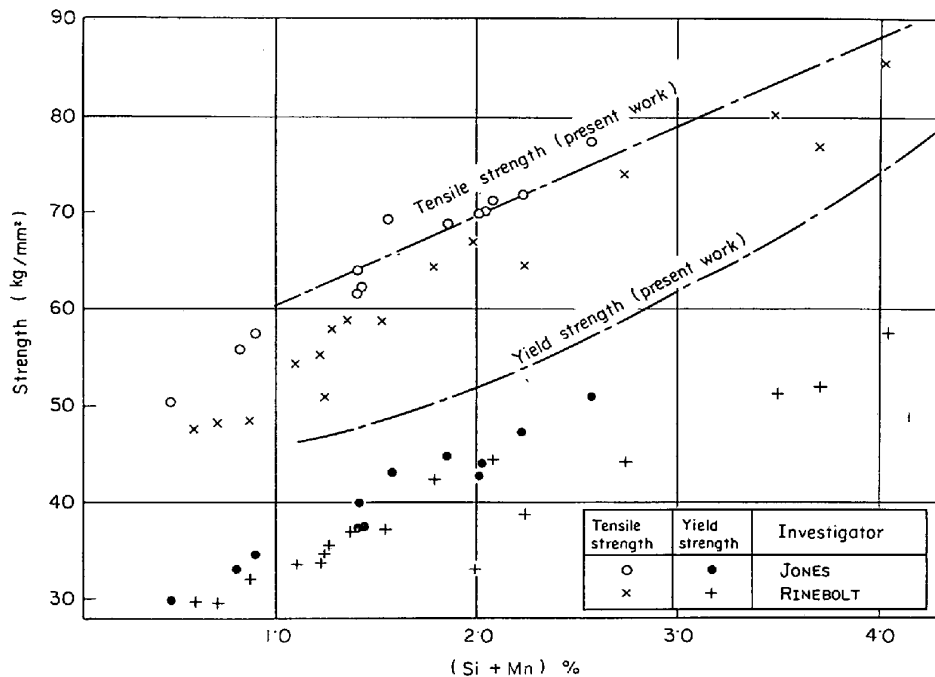


Fig. 17. Tensile properties as a function of (Si+Mn) % in published works on 0.30% C-Si-Mn steels.

降伏点および伸びはそれぞれ  $92 \text{ kg/mm}^2$ ,  $63 \text{ kg/mm}^2$  および  $22.4\%$  であつた。

降伏点と伸びにおよぼす C 量の影響を検討するため、Fig. 8 および Fig. 14 において  $0.30\% \text{ C}$  および  $0.47\% \text{ C}$  の 2 系列の Si-Mn 鋼の結果を比較すると、同一伸び値に対する降伏点は  $0.30\% \text{ C}$  系の鋼のほうが大きい。このことは降伏点を重視する構築用鋼の場合は、C 量を低く抑えて Si および Mn で強化したほうが好ましいということを意味するものである。

さて、本研究では非調質で使用される中炭素構築用鋼において、強度および延性という相反する両性質について良好な性質をうるには、C, Si および Mn の基本組成のバランスをいかに保つべきかのみを検討しているが、さらにその性能を向上させるためには、これら中炭素 Si-Mn 系の鋼の基本組成に V や Nb を添加してその炭窒化物によるフェライトの析出硬化<sup>11)</sup>、あるいは急速加熱などによる結晶粒微細化<sup>12)</sup>なども併用することを考慮する必要があると思われる。

## 5. 結 言

非調質型高張力鋼として焼ならしした中炭素 Si-Mn 系の鋼を検討した結果、以下のように要約される。

(1)  $0.30\% \text{ C}$  系の鋼において、引張強さは (Si+Mn) 量  $1\%$  当たり  $9.5 \text{ kg/mm}^2$  の増加率を示すが、Mn 量が  $1.7\%$  を超えると組織的には低温変態生成物を混在するようになり、強度の増加率は大きくなるが伸びは急激に減少する。

(2) かかる系の鋼では、Si/Mn 比の値が約 6 までは、その値が大きいほどフェライト・パーライト組織を維持しつつ (Si+Mn)% を増大させて伸びの大きな低下

なしに強度を高めることができる。しかし Si/Mn 比が 6 程度にもなると、Si 量が  $3\%$  を超える場合、伸びは急激に低下する。

(3) 伸びを  $18\%$  以上必要とする構築用鋼の場合、 $0.30\% \text{ C}$  系の鋼でえられる最大強度は、引張強さおよび降伏点において、それぞれ  $90$  および  $70 \text{ kg/mm}^2$  程度と思われる。

(4)  $0.47\% \text{ C}$  系の鋼においては、Si/Mn 比が 2 以下の本実験の範囲内では、この比が大なるほど同一降伏強度に対する延性値が大きい。

(5) 伸びを  $18\%$  以上必要とする場合、 $0.47\% \text{ C}$  系の鋼でえられる最大強度は、引張強さおよび降伏点においてそれぞれ  $97$  および  $63 \text{ kg/mm}^2$  程度と思われる。

おわりに、本研究の遂行に絶えずご指導をいただいた愛知製鋼(株)、丸田良平、荒川武二の両氏に厚くお礼申し上げます。

## 文 献

- 1) 沢, ほか: 鉄鋼と合金元素 (下) (1966), p. 301 [誠文堂新光社]
- 2) 荒木: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 163
- 3) 山本, ほか: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 1514
- 4) 城: 鉄と鋼, 19 (1923), p. 263
- 5) 城: 鉄と鋼, 20 (1924), p. 427
- 6) R. HARRISON: JISI, 124 (1931), p. 261
- 7) J. A. JONES: JISI, 121 (1930), p. 209
- 8) G. BURNS: JISI, 124 (1931), p. 241
- 9) J. A. JONES: JISI, 120 (1929), p. 127
- 10) J. A. RINEBOLT, et al.: Trans. ASM, 43 (1951), p. 1175
- 11) たとえば E. E. FLETCHER, et al.: Trans. ASM, 54 (1961), p. 1
- 12) たとえば R. A. GRANGE: Trans. ASM, 26 (1966), p. 26