

© 1987 ISIJ

ボロン処理した Cr-Mo-Nb 鋼の強度・靱性に及ぼす Si の影響

論文

津村 輝隆*・岡田 康孝*²・大谷 泰夫*²

Effect of Si on the Strength and the Toughness of Boron Treated Cr-Mo-Nb Steels

Terutaka TSUMURA, Yasutaka OKADA and Hiroo OHTANI

Synopsis:

Effect of Si content on the various mechanical properties and microstructures in B-treated Cr-Mo-Nb steels has been investigated.

1) By increasing Si content, Charpy transition temperature of shear area (vT_{rs}) raises due to solution hardening and coarsening of austenite grain size, when coarse boro-carbides are not formed along grain boundaries during tempering treatment at high temperature.

2) Si suppresses the coarsening of intergranular boro-carbides in case of high temperature tempering. As a result, in a steel containing excess dissolved B and so having boro-carbides along grain boundaries, it is considered that Si does not change vT_{rs} spite of solution hardening and coarsening of austenite grain size due to increase of Si content.

3) In an as quenched condition, austenite grain boundaries in a low Si content steel are clearly revealed, but those in a high Si content steel are not clearly observed after conventional etching. Consequently, it is considered that Si affects the grain boundary segregation.

1. 緒 言

AISI 4130 鋼などの Cr-Mo 系鋼は、焼入後高温で焼もどし処理された均質な焼もどしマルテンサイト (α') 組織が耐硫化物応力腐食割れ性に優れているため、油井管をはじめとする湿潤硫化水素環境での用途に適している^{1)~8)}。

しかしながら厚肉の構造部材が使用される場合が多く、十分な耐硫化物応力腐食割れ性・強度・靱性を安定して確保するためには焼入性の向上が重要な要素となる。そのため極微量で焼入性を著しく向上させる B が添加されてきた^{5)~8)}。B の効果を十分に発揮させるためには B との親和力の大きい O や N の固定化が重要となる⁹⁾¹⁰⁾。特に高温焼もどしの場合には、焼入時の過剰な固溶 B によつて粒界に粗大な $M_{23}(C, B)_6$ 型ほう炭化物が析出し、低温靱性を劣化させる場合があり¹¹⁾、Ti-B-N-sol. Al の影響について前報にて検討し、①焼入性と高温焼もどし後の靱性が Ti 及び sol. Al 量が一定の下で B 量と N 量により 3 領域に大別され、この内の一つは

焼入性は確保できても高温焼もどしによつて粒界に粗大な $M_{23}(C, B)_6$ が析出して Denuded zone が形成され靱性が劣る領域であり、ここでは固溶 B 量が過剰であること、②上記領域の境界線が Ti 及び sol. Al の増減により移動すること、を報告した¹²⁾。

さて Si は低温焼もどし脆性範囲を高温側に移行させるとともに¹³⁾、水素の拡散能を低下させるので¹⁴⁾、AISI 4340 鋼や 300 M 鋼に多量に添加され、耐遅れ破壊性の改善に用いられている¹⁵⁾。さらに Si は鋼の A_{c1} 点を上げるため高 Si 鋼では高い焼もどし温度が採用できるといふ利点があり耐硫化物応力腐食割れ性の改善に対して有利であるとも考えられるが、B 処理鋼において高温焼もどし後の強度・靱性に及ぼす Si の影響を検討した例は少ない。そこで本研究では高温焼もどしの場合にも高い強度の確保できる、焼もどし軟化抵抗の大きな Cr-Mo-Nb 鋼に B 処理を施し、焼入性と高温焼もどし特性に及ぼす Si の影響について検討した。この結果 Si は固溶 B 量が過剰な領域にある鋼¹²⁾を高温焼もどした時に生じる粒界の $M_{23}(C, B)_6$ の粗大化を抑えるなどの知見

昭和 55 年 4 月本会講演大会にて一部発表 昭和 61 年 1 月 16 日受付 (Received Jan. 16, 1986)

* 住友金属工業(株)総合技術研究所 (現:住友金属工業(株)小倉製鉄所) (Technical Research Laboratories, Now Kokura Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1 Konomimachi Kokurakita-ku Kitakyushu 802)

*² 住友金属工業(株)総合技術研究所 工博 (Technical Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of steels investigated (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	Cr	Mo	Nb	Ti	B	sol. Al	N
J1	0.24	0.41	0.52	0.010	1.01	0.50	0.029	0.011	0.0012	0.053	0.0056
J2	0.25	0.60	0.48	0.008	1.01	0.49	0.028	0.010	0.0010	0.046	0.0053
J3	0.24	0.80	0.52	0.010	1.02	0.49	0.033	0.011	0.0012	0.056	0.0060
J4	0.24	0.99	0.53	0.010	1.02	0.49	0.033	0.011	0.0012	0.047	0.0068
J5	0.26	0.02	0.44	0.008	0.96	0.48	0.026	0.021	0.0020	0.051	0.0025
J6	0.27	0.30	0.46	0.008	0.95	0.48	0.026	0.022	0.0017	0.052	0.0028
J7	0.27	0.66	0.48	0.008	0.97	0.49	0.028	0.021	0.0018	0.044	0.0031
J8	0.26	1.03	0.50	0.008	0.95	0.48	0.027	0.020	0.0020	0.051	0.0025
J9	0.27	0.01	0.49	0.009	0.96	0.49	0.026	0.037	0.0002	0.051	0.0029
J10	0.28	1.04	0.51	0.009	0.95	0.47	0.028	0.036	0.0002	0.053	0.0028

が得られたので以下に報告する。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

供試鋼は 0.25C 系の 0.5Mn-1.0Cr-0.5Mo-0.03Nb-0.05Al をベースとし Si, Ti, B, N 量を変化させたものである。Table 1 にその化学組成を示す。J1~J4 鋼と J5~J8 鋼はそれぞれ、固溶 B 量が適正な領域と固溶 B 量が過剰で高温焼もどしによつて粒界に粗大な M_{23} (C, B)₆ が析出する領域において¹²⁾、焼入性と高温焼もどし時の機械的性質に及ぼす Si 量の影響を調べるためのものである。J9 鋼と J10 鋼は化学量論的に Ti で N を固定した場合の B-free 鋼における焼入性と機械的性質に及ぼす Si 量の影響を調べるために用いた。

鋼塊を 1250°C で 1 h 加熱した後 30 mmφ の棒材と 50 mm 厚さの板材に鍛造した。板材はさらに 1220°C で 1 h 加熱後 10 mm 厚に熱間圧延を行い、次いで平面機削により 7 mm 厚に仕上げた。

2.2 熱処理と実験項目

ジョミニー試験は 930°C のアルゴン雰囲気中で 45 min オーステナイト (γ) 化した後一端焼入れを行つた。硬さは脱 C 及び脱 B¹⁶⁾¹⁷⁾ の影響を考慮して 5 mm 平行切削した面について、ロックウェル C スケールによる測定を行つた。

鋼板は 900~1000°C で γ 化後氷食塩水中に焼入れを行い、700°C×1 h 空冷の高温焼もどしを施した。一部のものについては 500~600°C の温度域 (低温域と称す) での焼もどし挙動調査も行つた。

機械的性質は板厚中央部から圧延方向に試験片を採取して調査した。引張試験は平行部の直径が 3 mm、長さが 30 mm の丸棒引張試験片を用いてインストロン引張試験機により行つた。衝撃試験には 2 mmV ノッチのシ

ャルピーサブサイズ試験片 (5 mm×10 mm×55 mm) を用いた。

組織観察は 5% ピクラールで腐食後カーボンを蒸着し、3% プロムアルコールで析出物を抽出したレプリカを用いて電子顕微鏡観察を行つた。塩化第二鉄水溶液・アルキルベンゼンスルホン酸ナトリウムを添加したピクリン酸飽和水溶液で γ 結晶粒界を現出させ、ASTM E112 に準じた切片法 (Intercept procedure)¹⁸⁾ によつて平均切片長さ ($\bar{l}$) を測定し、これを 1.5 倍して γ 粒径を求めた¹⁹⁾²⁰⁾。

3. 実験結果

3.1 焼入性に及ぼす Si の影響

90% α' 組織の硬さ²¹⁾ を示す水冷端からの距離をジョミニー曲線から求め、Si 量に対してプロットしたものを Fig. 1 に示す。ここで 90% α' 組織を焼入性評価の基準としたのは、耐硫化物応力腐食割れ性が特に α' 率 90% 以上で良好となるためである⁷⁾。Ti $\approx$ 0.01% で焼入性に適正な 10~12 ppm の B を含有する J1~J4 鋼では Si 添加により焼入性の向上することが認められる。ま

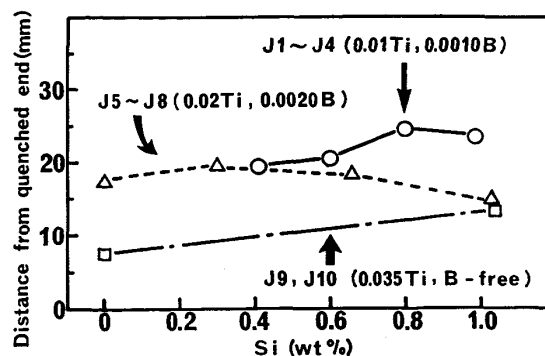


Fig. 1. End-quench hardenability test results of steels investigated (90% martensitic structure).

たNを Ti で固定した B-free 鋼である J9, J10 鋼についても, Si 添加により焼入性は向上する. 一方化学量論的にNを Ti で固定し, 17~20 ppm と過剰なBを含有する¹²⁾ J5~J8 鋼では Si 添加による焼入性の向上は認められず, Si 量が 1.03% の J8 鋼では焼入性はかえって低下し, B-free の J10 鋼と同等のレベルである. B-free 鋼の焼入性に及ぼす Si の影響については種々の成分系で膨大な検討が行われ, Si 添加により焼入性が向上する結果が得られており²²⁾, γ 化時の Si の粒界偏析と焼入性向上との関連性が示唆されている²³⁾. 一方B添加鋼については多量の Ti を添加した系で Si の焼入性に及ぼす影響が認められないことが報告されている²⁴⁾²⁵⁾. 0.25C 系の 0.5Mn-1.0Cr-0.5Mo-0.03Nb 鋼の焼入性に及ぼす Si の影響は B-free 鋼とNを Ti で固定した過剰のB添加鋼で従来の結果とよく一致し, また Ti $\approx$ 0.01% で適正なB添加を行つた場合には Si は焼入性を向上させることが本研究により明らかとなつた.

3.2 高温焼もどし後の機械的性質に及ぼす Si の影響

3.2.1 Ti $\approx$ 0.01% 鋼 (J1~J4 鋼)

J1~J4 鋼の 7 mm 厚鋼板を 900, 930, 960, 1000°C の各温度で 45 min γ 化後氷食塩水中に焼入れた試料を 700°C で焼もどしを行い, Si 量の機械的性質に及ぼす影響を求めた. なお LEITZ 社製の熱膨張測定装置 (試料形状: 3.8 mm ϕ $\times$ 50 mm) を用いた加熱時変態点の測定により, 885°C 以上で全供試鋼が γ 単相となることを確認した. Fig. 2 に 930, 1000°C で γ 化した場合の結果を示す. γ 化温度にかかわらず Si 量とともに強

度は上昇し, 靱性は劣化する. 7 mm 厚鋼板を氷食塩水焼入れした時の板厚中央部冷却速度は 70°C/s であり, これは ジョミニテストでは水冷端からほぼ 4~5 mm の位置に相当するため²⁶⁾, J1~J4 鋼とも完全焼入組織を呈する. 従つて Fig. 2 における Si に伴う強度上昇はマイクロ組織によるものではなく Si の固溶強化と J1, J2 鋼と J3, J4 鋼における含有 Nb 量の差による Nb の析出物による強化に基づくものと考えられる. また 1000°C 焼入材の破面遷移温度 (vT_{rs}) が 930°C 焼入材のそれより高いのは, 高温加熱による γ 粒の粗大化によるものと考えられる.

一方 Si の多量添加は γ 結晶粒径 (d) を粗大化させることが知られている²⁷⁾²⁸⁾. Fig. 3 に $\log d^{-1/2}$ と vT_{rs} の関係を示した. vT_{rs} は γ 粒度とよい相関関係にあり, しかも vT_{rs} は明らかに Si 量にも依存している. すなわち J1, J2 鋼の 0.4~0.6%Si 系と J3, J4 鋼の 0.8~1.0%Si 系では同一の γ 粒度の場合に vT_{rs} に約 20°C の差があり, この差はそのまま持続されて両系ともに ASTM 粒度番号当たり約 20°C vT_{rs} が変化している. この Si 量の増加に伴う vT_{rs} の上昇は Si の固溶強化⁴⁰⁾と先に述べた Nb 量の違いによる Nb の析出強化によるものと考えられ, 従つて Fig. 2 における Si による vT_{rs} の上昇は, Si による固溶強化と γ 粒の粗大化及び Nb による析出強化の影響が重畳したものであると推察される.

3.2.2 Ti によるN固定鋼 (J5~J10 鋼)

化学量論的に Ti でNを固定した J5~J10 鋼の 7 mm

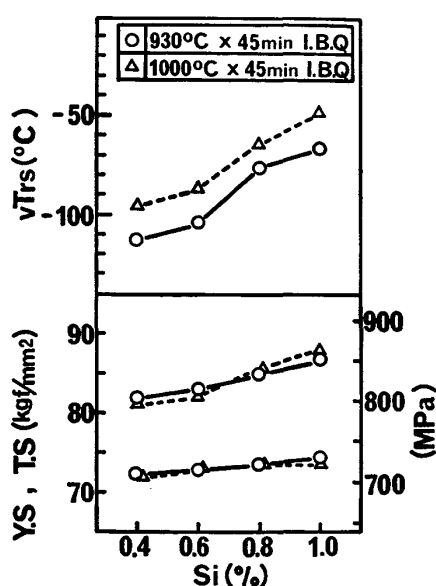


Fig. 2. Effect of Si on mechanical properties of steels J1~J4 tempered at 700°C for 1h.

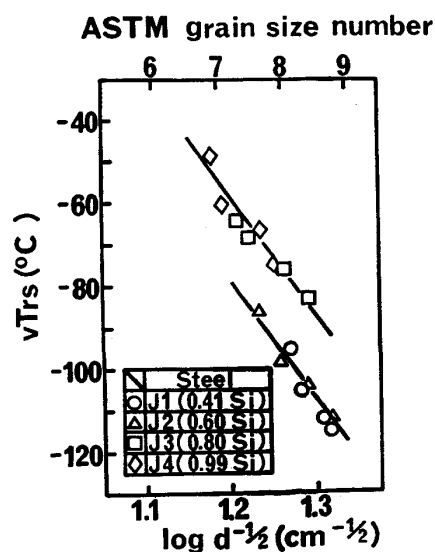
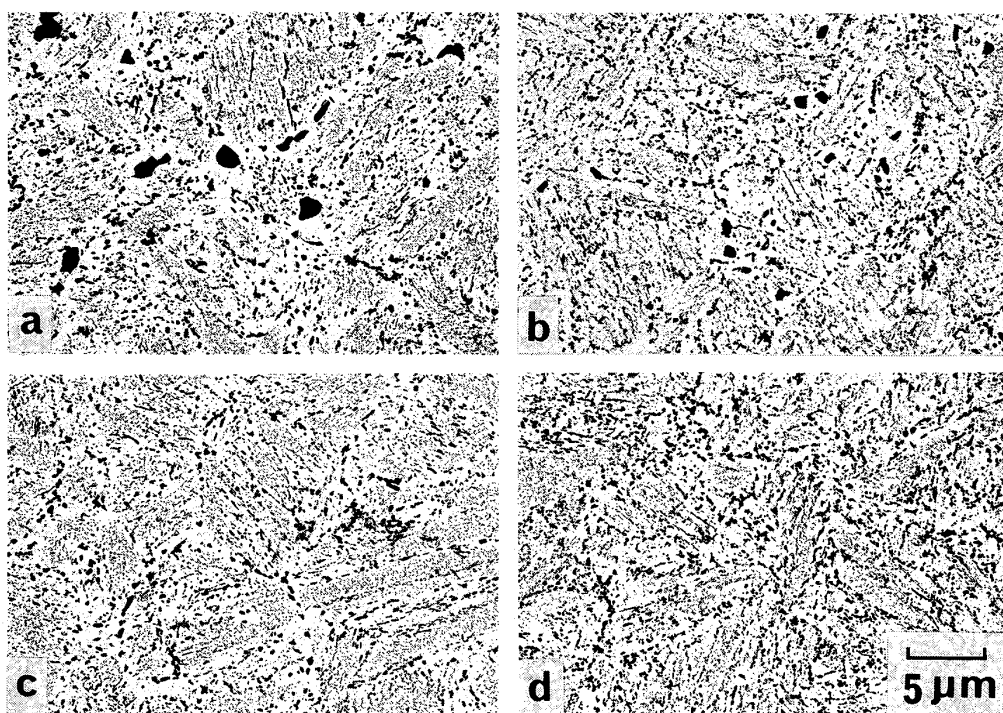


Fig. 3. Relation between austenite grain size (d) and vT_{rs} of steels J1~J4 austenitized at 900~1000°C for 45 min and tempered at 700°C for 1h.



a : Steel J5 b : Steel J8 c : Steel J9 d : Steel J10

Photo. 1. Extraction replicas of steels after IBQ and tempering for 1h at 700°C.

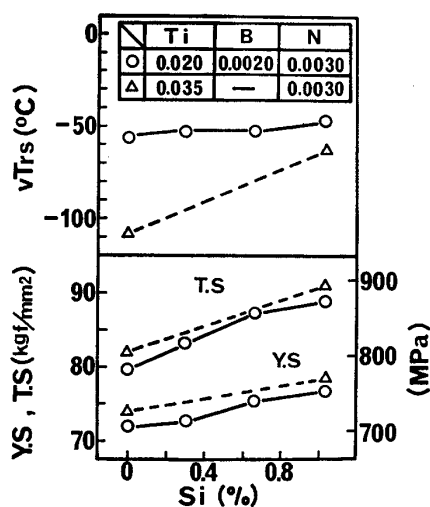


Fig. 4. Effect of Si on mechanical properties of N fixed steels J5~J10 austenitized at 930°C for 45 min and tempered at 700°C for 1h.

厚鋼板を 930°C で 45 min γ 化後氷食塩水中に焼入れし、700°C×1h 空冷の焼もどしを行って Si 量の機械的性質に及ぼす影響を調べた。結果を Fig. 4 に示す。B-free の J9, J10 鋼においては Si 量とともに強度は上昇し、靱性は劣化して適正な B 処理¹²⁾ を施した J1~J4 鋼と同様の傾向を呈している。これは Si による固溶強化と γ 粒の粗大化によるものと考えられる。ところが B≈20 ppm と過剰に B を添加した J5~J8 鋼に

関しては、Si 増量により強度は上昇し、 γ 粒も粗大化 (ASTM No. で J5 鋼の 8.4 から J8 鋼の 7.5 へと変化) するにもかかわらず vT_{rs} にはほとんど差が認められない。この靱性に対する Si の挙動の差を明らかにするために 700°C での焼もどし後のミクロ組織を調査した。結果の一例を Photo. 1 に示す。Ti-B-N の量的関係から予想されたごとく¹¹⁾¹²⁾、B≈20 ppm と過剰な B を含み Ti で N を固定した J5~J8 鋼には粒界に粗大な $M_{23}(C, B)_6$ が認められる。一方 B-free の J9, J10 鋼には粗大なほう炭化物は生じていない。これより、十分な焼入組織について、高温焼もどし時に粒界に粗大な $M_{23}(C, B)_6$ が析出しない場合には、 vT_{rs} に対して固溶強化と γ 粒粗大化を通じた Si 量の影響が現れ、Si 量の増加につれて vT_{rs} は上昇してゆくと考えられる。一方粒界に粗大な $M_{23}(C, B)_6$ の析出する Ti-B-N の組合せ¹²⁾ の場合に、粒界のほう炭化物のサイズが Si 量とともに小さくなるのが Photo. 1 において観察される。すなわち Si が高温焼もどし時に粒界に析出する $M_{23}(C, B)_6$ の粗大化を抑えることが認められる。粒界に析出した $M_{23}(C, B)_6$ の大きさ・形状は靱性を決定する一つの要因になり、従って J5~J8 鋼にみられた Si 量による vT_{rs} の変化は Fig. 5 に模式的に示したような機構によるものと推察される。すなわち Si 増量による固溶強化・ γ 粒粗大化による vT_{rs} の上昇と、 $M_{23}(C, B)_6$ の

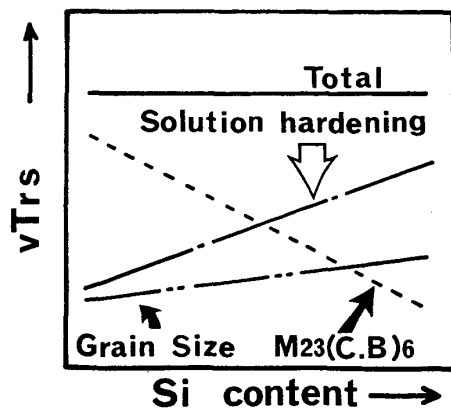


Fig. 5. Schematic illustration of relation between vT_{rs} and Si content in steels which contain excessively dissolved B.

粗大化抑制による vT_{rs} の低下とがあいまって、全体として Si 量によらず vT_{rs} がほぼ等しくなったものと考えられる。

3.3 低温域での焼もどし後の特性に及ぼす Si と B の影響

J1, J6, J8 鋼の 7 mm 厚鋼板を 960°C で 45 min γ 化後氷食塩水中に焼入れし 500, 550, 600°C × 30 min 空冷及び 550°C × 24 h 空冷の低温域での焼もどしを行って、Si と B の vT_{rs} に及ぼす影響を求めた。結果を Fig. 6 に示す。低 Si であつても B と N の量比が適正な¹²⁾ J1 鋼と、化学量論的に Ti で N を固定し B を 20 ppm と過剰に添加した系であつても Si を 1% 含有する J8 鋼とは、焼もどし条件に対して同様な vT_{rs} の変化挙動を呈している。焼もどし後のミクロ組織を観察したところいずれも粒界の析出物が微細な焼もどし α' 組

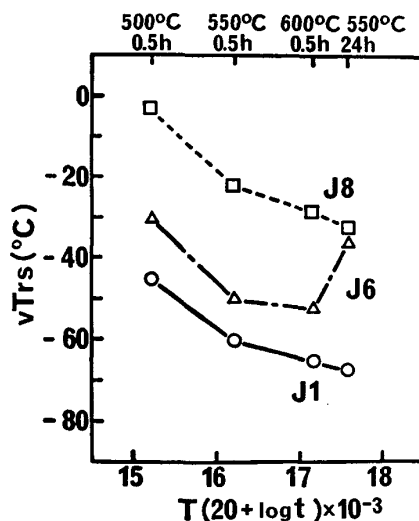


Fig. 6. Effect of tempering condition on vT_{rs} of steels J1, J6 and J8 austenitized at 960°C for 45 min.

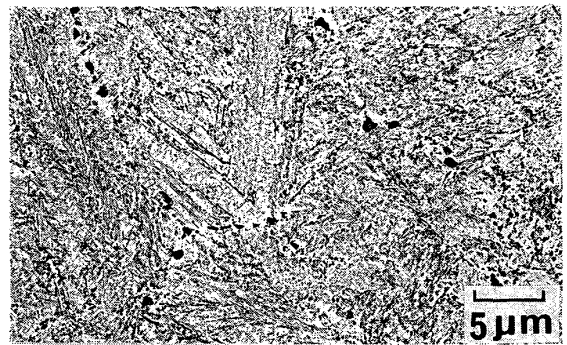


Photo. 2. Extraction replica of steel J6 after IBQ and tempering for 24h at 550°C.

織であり、従つて J1 鋼と J8 鋼の vT_{rs} の差は C と Si 量の差による強度レベルの影響と Si 量による γ 粒度の影響が重畳したものと考えられる。一方低 Si で固溶 B 量が過剰な¹²⁾ J6 鋼についても、500~600°C で 30 min の焼もどしを行つた場合には粒界の析出物は微細であつた。この場合 1% Si を含有する J8 鋼に比べ vT_{rs} は低く靱性は良好である。しかしながら焼もどしパラメーター値の大きい 550°C で 24 h の焼もどし処理を行うと靱性は劣化し、この時 Photo. 2 に示すように粒界に粗大な析出物が生じている。この析出物は電子線回折の結果 $M_{23}(C, B)_6$ と同定された。すなわち低 Si 鋼について固溶 B が過剰な場合¹²⁾には、比較的低温での焼もどしを行つても、その焼もどし時間が長くなれば、Photo. 1 に示した高温での焼もどしの場合と同様に粒界に粗大なほう炭化物が析出し靱性劣化が生じることが明らかとなった。

なお Fe-C-B 3 元系による検討では $Fe_{23}(C, B)_6$ は約 600°C 以下の低温では不安定となつて存在しないとされているが²⁹⁾、本供試鋼は Mn, Cr 及び Mo を含有するためか 550°C の低い温度でも長時間焼もどしすることにより粗大な $M_{23}(C, B)_6$ が認められた。このほう炭化物中には、レプリカ試料を用いた分析電顕観察により Fe, Cr, Mo 及び Mn が検出された。

J6 鋼の 550°C × 24 h 焼もどし材の靱性はかかる理由で劣化し、高 Si の J8 鋼と同等のレベルに至っている。一方 500~600°C で 30 min の焼もどし処理では Si による固溶強化と γ 粒の粗大化のために J8 鋼の靱性が J6 鋼より劣ると考えられる。

4. 考 察

本研究では焼入性は Si 量の増加につれて向上する場合と向上しない場合があることが観察された。また Si 量の増加は Ti-B-N の組合せからは固溶 B 量が過剰な

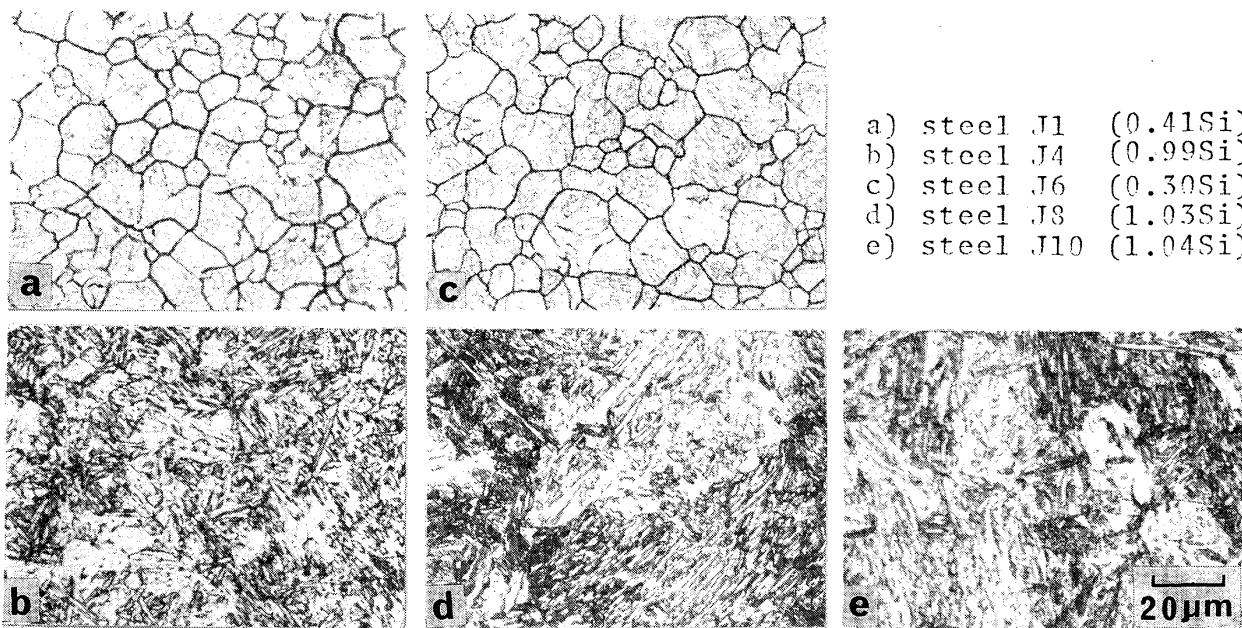


Photo. 3. Microstructures of steels revealed by grain boundary etchant under the as quenched condition.

領域にある鋼¹²⁾を高温焼もどした時に生じる粒界の $M_{23}(C, B)_6$ の粗大化を抑えることが明らかになった。

焼入性に対して、従来焼入時 (γ 化加熱時) の固溶 $B^{30) \sim 33)}$ や $Si^{23)}$ 及び $P^{34)}$ の粒界偏析がフェライトやベイナイトのノーズの位置に関与していることが示唆されており、また高温焼もどしを行うと、焼入時の粒界の過剰な固溶 B によつて粒界に粗大なほう炭化物が生じる¹¹⁾¹²⁾。これより本研究で観察された現象に対して焼入時の Si の粒界偏析に及ぼす影響が考えられる。そこで次に粒界腐食よりみた Si の粒界偏析に及ぼす影響について検討を加える。

$P \approx 0.01\%$ を含有する J1, J4, J6, J8, J10 鋼について $930^\circ C$ で γ 化した焼入れまま材を用い、塩化第二鉄水溶液・アルキルベンゼンスルホン酸ナトリウムを添加したピクリン酸飽和水溶液で腐食を行つた粒界腐食の程度を Photo. 3 の顕微鏡組織に示す。低 Si 鋼である J1, J6 鋼の γ 粒界が明瞭に現出しているのに対し、ほぼ 1% の Si を添加した J4, J8, J10 鋼では B 量のいかんを問わず粒界は腐食されていない。一方 Photo. 4 は $0.28C-1.02Si-0.54Mn-0.075P-0.98Cr-0.48Mo-0.029Nb-0.015Ti-0.0018B-0.055Al-0.0028N$ 鋼を $930^\circ C$ で γ 化した焼入れまま材を上記の腐食液で腐食した顕微鏡組織である。 $1\%Si$ 鋼であつても P 量が高いと γ 粒界は明瞭に現出することが明らかである。Photo. 3 と Photo. 4 の比較から上記腐食液による γ 粒界の現出が P の偏析を利用したものであることが示唆されるが、粒界に析出した Fe_3C の凝集によつて粒界が腐食

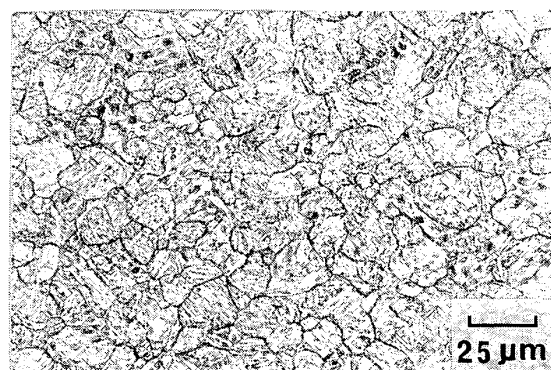


Photo. 4. Microstructure of 1Si-0.075P steel revealed by grain boundary etchant under the as quenched condition.



$930^\circ C \times 45min WQ$

Photo. 5. TEM image of steel J8.

され難くなることが報告されている³⁵⁾。 Si は C と斥力を生ずるといわれており³⁶⁾、 $Si \approx 1\%$ の鋼では C が粒界に排斥されて、未固溶炭化物が生じ、そのため粒界腐食

が生じなかつたことも考えられたので、電子顕微鏡により薄膜の直接観察を行つた。しかしながら Photo. 5 に J8 鋼を用いた観察結果を示すように、いずれの鋼についても 930°C で 45 min の γ 化処理で粒界に炭化物は認められなかつた。一方粒界現出に参与する P は B と競合偏析作用を有し、 γ 化時に B が優先的に粒界に偏析して、そのため P の粒界偏析が軽減されることが知られているが³⁷⁾³⁸⁾、B 量のいかんにかかわらず $P \approx 0.01\%$ の 1% Si 添加鋼で粒界現出が生じていないことから、B-P の競合偏析作用による影響よりも、Si 添加の影響の方が大きいと考えられる。

次に 1%Si 添加鋼に 500°C×24 h 炉冷の脆化処理を施し、 γ 粒界の現出を試みた。J8 鋼を用いた観察結果を Photo. 6 に示す。Photo. 3 の焼入れまま材に比べて、脆化処理材では粒界腐食が生じていることが明らかである。400°C 以上の焼もどしにより P の粒界偏析量が



Photo. 6. Microstructure of steel J8 with embrittling treatment revealed by grain boundary etchant.

増加することが報告されており³⁹⁾、1%Si 鋼における粒界現出はこの結果ともよく合致するものである。

以上示したごとく $P \approx 0.01\%$ の下での γ 粒界は低 Si 鋼では焼入れままの状態でも容易に腐食されるが、1%Si 鋼では焼入れままでは腐食されず 500°C で脆化処理を施してはじめて腐食が生じ焼入時の粒界偏析に差のあることが推測された。

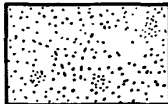
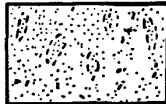
従つて焼入性、高温焼もどし時の粒界のほう炭化物、 γ 粒界の現出で観察された現象に対する Si の影響はすべて、焼入時の γ 粒界での合金元素 (Si, B) と不純物元素 (P) の相互作用によつて生じたと考えられる。これらの現象に対する Si の役割としては ① γ 粒界における B と P の偏析量や偏析速度を変化させる、② Si 自体が粒界に偏析し粒界エネルギーを変化させる、③ γ 粒を粗大化させることによつて間接的に B と P の偏析量を変化させる、などが考えられる。しかしながら上記の現象に対しては種々の機構が複雑に絡み合っていると思われる、個々の機構の寄与がどの程度であるかは明らかでなく、今後に残された課題である。

5. 結 言

高温加熱後熱間加工した 0.5Mn-1.0Cr-0.5Mo-0.03Nb 鋼について、種々の Ti-B-N の組合せの場合に、Si が焼入性と、高温焼もどし後の機械的性質と、マイクロ組織及び γ 粒界の現出に大きな影響を及ぼすことを明らかにした。結果をまとめると Table 2 のとおりである。

1) 高温焼もどし時に粒界に粗大な $M_{23}(C, B)_6$ が析出しない鋼の場合には、 vT_{rs} は Si による固溶強化と

Table 2. Summary of present investigation.

features of steels investigated	Si	Ti	B	N	Si	Ti	B	N
	0.41				0			
	?	0.01	0.0010	0.0070	?	0.02	0.0020	0.0030
	0.99				1.03			
	0, 1.04	0.035	—	0.0030				
	 ◦ fine carbides ◦ vT_{rs} rises with the increase of Si content ◦ Si increases the hardenability and the strength				  Si—free 1.03%Si ◦ Si delays the coarsening of $M_{23}(C,B)_6$ ◦ Si has no effect on vT_{rs} and the hardenability ◦ Si increases the strength			
	Austenite grains are revealed only in the low Si steels under the as quenched condition							

γ 粒粗大化のために, Si 量とともに上昇する.

2) Si は高温焼もどし時に粒界に析出する $M_{23}(C, B)_6$ の粗大化を抑制する. そのため固溶 B 量が過剰で高温焼もどしによつて粒界に $M_{23}(C, B)_6$ が析出する鋼においては, Si 増量による固溶強化・ γ 粒粗大化による vT_{rs} の上昇と, $M_{23}(C, B)_6$ の粗大化抑制による vT_{rs} の低下とがあいまつて, vT_{rs} が見かけ上 Si 量によらなくなる.

3) 低 Si 鋼では γ 粒界は焼入れままの状態ですぐに腐食されるが, 1%Si 鋼では脆化処理を施してはじめて腐食が生じ粒界偏析に差のあることが推測された.

終わりに本研究の遂行と発表にあたり御援助を賜つた総合技術研究所副所長行俊照夫博士, 同所次長松岡 孝博士, 並びに小倉製鉄所技術管理部長藤田通孝氏に深く感謝いたします. また実験に御協力いただいた村田憲一氏, 浜上耕二氏に感謝いたします.

文 献

- 1) T. M. SWANSON and J. P. TRALMER: Mater. Protection and Performance, 11 (1972) 1, p. 36, Mater. Perform., 14 (1975) 6, p. 33
- 2) T. W. HAMBY and R. N. TUTTLE: World Oil (1975) 6, p. 39
- 3) P. J. GROBNER, D. L. SPONSELLER and W. W. CIAS: Mater. Perform., 14 (1975) 6, p. 35
- 4) P. J. GROBNER, D. L. SPONSELLER and D. E. DIESBURG: Trans. ASME J. Eng. Ind., 98 (1976), p. 708
- 5) 小若正倫, 永田三郎: 住友金属, 22 (1970), p. 210
- 6) 小若正倫, 行俊照夫, 諸石大司, 永田三郎, 西田和彦: 住友金属, 24 (1972), p. 267
- 7) A. IKEDA, S. NAGATA, T. TSUMURA, Y. NARA and M. KOWAKA: Symposium on Line Pipe and Tubular Goods, API Production Dept. (1977) Standardization Conference, Paper No. SS-5: 1
- 8) 池田昭夫, 津村輝隆, 西田和彦, 奈良好啓, 松木則夫, 稲垣美民: 日本金属学会シンポジウム講演概要集 (1978 年 10 月), p. 143
- 9) M. C. UDY: Met. Prog., 52 (1947), p. 257
- 10) T. G. DIGGES and F. M. REINHART: Trans. ASM, 40 (1948), p. 1124
- 11) 津村輝隆, 岡田康孝, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 233
- 12) 津村輝隆, 岡田康孝, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 1367
- 13) A. G. ALLTEN and P. PAYSON: Trans. ASM, 45 (1953), p. 498
- 14) R. O. RITCHIE, M. H. C. CEDENO, V. F. ZACKAY and E. R. PARKER: Metall. Trans., 9A (1978), p. 35
- 15) 鉄と鋼, 61 (1975), p. 694, p. 712
- 16) T. G. DIGGES, C. R. IRISH and N. W. CARWILL: J. Research NBS, 41 (1948), p. 545
- 17) 井上 毅, 落田義隆: 鉄と鋼, 67 (1981), S 1351
- 18) Annual Book of ASTM Standards, 03. 03 (1984), p. 120
- 19) R. L. FULLMAN: Trans. AIME, 197 (1953), p. 447
- 20) H. E. EXNER: J. Inst. Met., 97 (1961), p. 191, Int'l Met. Rev., 17 (1972), p. 25
- 21) 大和久重雄: 焼入性 (1956), p. 137, p. 140 [日刊工業新聞社]
- 22) 鋼の焼入性予測に関する研究 (日本鉄鋼協会材料研究委員会編) (1980)
- 23) 大谷泰夫, 村山順一郎: 文献 22), p. 220
- 24) 浅野栄一郎, 石田 徹, 丹 秀夫: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 1456
- 25) 結城 晋, 梶川和男, 坪田一一: 鉄と鋼, 58 (1972), S 551
- 26) F. WEVER and A. ROSE: Stahl Eisen, 74 (1954), p. 749
- 27) 邦武立郎, 大谷泰夫, 渡辺征一: 日本金属学会会報, 21 (1982), p. 589
- 28) 津村輝隆, 鎌田芳彦, 田ノ上修二, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 1993
- 29) 長谷部光弘, 西沢泰二: 日本金属学会誌: 38 (1974), p. 46
- 30) R. A. GRANGE and T. M. GARVEY: Trans. ASM, 37 (1946), p. 136
- 31) C. R. SIMCOE, A. R. ELSIA and G. K. MANNING: Trans. AIME, 203 (1955), p. 193
- 32) J. W. SPRETNAK and R. SPEISER: Trans. ASM, 46 (1954), p. 1089
- 33) 今井勇之進: 日本金属学会誌, 19 (1955), p. 106
- 34) 田中淳一, 山田 真, 高野俊夫: 文献 22), p. 217
- 35) 山中和夫, 大森靖也: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1162
- 36) 鉄鋼製造法第 4 分冊 (日本鉄鋼協会編) (1973), p. 262 [丸善]
- 37) 井上 毅, 落田義隆, 難波吉雄: 鉄と鋼, 68 (1982), S 623
- 38) 阿部 隆, 東田幸四郎, 小指軍夫: 鉄と鋼, 71 (1985), S 652
- 39) C. L. BRIANT and S. K. BANERJI: Metall. Trans., 10A (1979), p. 1729
- 40) P. ABRAMOWITZ and R. A. MOLL: Metall. Trans., 1 (1970), p. 1773