

UDC 669.14.018.62.018.29 : 669.14.018.292 : 539.55 :
621.791.05 : 669.782 : 669.781

論 文

ボロン添加と低シリコン化による 60 kg/mm² 級高張力鋼板
の大入熱溶接継手ボンド部の靱性改善*

大 谷 泰 夫**・渡 辺 征 一***

川 口 喜 昭**・山 口 洋 治****

Improvement in Toughness of Large Heat-Input Weld Bond of
60 kg/mm² Grade High Tensile Strength Steel Plates due to Boron
Addition and Low Silicon Content

Hiroo OHTANI, Seiichi WATANABE,

Yoshiaki KAWAGUCHI, and Yoji YAMAGUCHI

Synopsis:

In order to obtain superior toughness of weld bond of large heat-input welded steel plate, the roles of boron addition and low silicon content have been investigated. BN particles precipitate on the austenite grain boundaries in weld bond during cooling after welding. Boron addition less than B/N=0.5 promotes the formation of polygonal ferrites, suppressing degenerate pearlite and martensite islands, and decreases the free nitrogen of weld bond, and consequently notch toughness is largely improved. However, excess boron addition (B/N>0.5) produces degenerate pearlite and or martensite islands and deteriorates the toughness. The role of low silicon content is to reduce the formation of martensite islands by replacing pearlitic reaction and this also improve the toughness of weld bond. The newly developed low Si-Cu-Ni-Mo-V-B steel which has 60 kg/mm² grade tensile strength shows very excellent notch toughness at the weld bond after large heat input welding.

1. 緒 言

溶接性構造用鋼板の成分設計においては母材および溶接熱影響部特にボンド部の強度・靱性を確保するよう留意しなければならない。母材の強度・靱性についてはこれまで多くの研究が行われ、その全貌がほぼ明らかにされているが、溶接継手ボンド部の靱性については不明の点が多い。近年、溶接施工の合理化や省力化を意図して片面一層サブマージアーク溶接、エレクトロガスアーク溶接あるいはエレクトロスラグ溶接などの大入熱溶接法が採用される機会が増えるとともに、各方面から溶接継手ボンド部の靱性の優れた鋼板の開発が要望され、い

ゆるボンド靱性の改善のための広範な研究が推進されつつある¹⁾。

著者らは 1) B 添加および 2) 低 Si 化が大入熱溶接継手ボンド部の靱性の改善に有効であることを見出し²⁾、そのメカニズムを解明するとともに、これらを 60 kg/mm² 級高張力鋼板 (HT 60) に応用し、大入熱溶接用 60 kg/mm² 級高張力鋼板を開発したので、ここに報告する。

2. 実 験 方 法

2.1 ボンドのシャルピー衝撃試験

溶接継手ボンド部の衝撃性能を調査すべく実験的に

* 昭和 51 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 52 年 12 月 12 日受付 (Received Dec. 12, 1977)

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

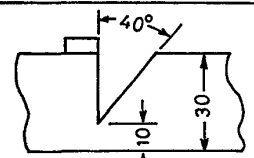
*** 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

**** 住友金属工業(株)和歌山製鉄所 (Wakayama Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of laboratory heats (wt%).

Steel groups	Steel	Chemical composition										Melting atmosphere
		C	Si	Mn	P	S	V	Sol. Al	B	N	O	
A	A-1	0.12	0.05	1.34	0.005	0.007	0.04	0.071	—	0.0087	0.003	Vacuum or N ₂ gas charged
	A-2	0.12	0.17	1.35	0.006	0.008	0.035	0.064	—	0.0085	0.002	
	A-3	0.13	0.32	1.35	0.005	0.007	0.04	0.073	—	0.0093	0.004	
B	B-1	0.14	0.27	1.37	0.005	0.009	0.04	0.075	—	0.0023	0.002	
	B-2	0.13	0.26	1.37	0.005	0.009	0.04	0.067	0.0014	0.0025	0.003	
	B-3	0.14	0.27	1.38	0.005	0.008	0.04	0.075	0.0026	0.0027	0.002	
C	C-1	0.15	0.26	1.37	0.003	0.008	0.04	0.075	—	0.0054	0.003	
	C-2	0.14	0.26	1.38	0.003	0.009	0.04	0.067	0.0040	0.0074	0.003	
	C-3	0.13	0.26	1.37	0.004	0.011	0.04	0.071	0.0102	0.0061	0.002	
D	D-1	0.15	0.28	1.35	0.004	0.008	0.04	0.064	—	0.0055	0.008	Air
	D-2	0.14	0.24	1.39	0.004	0.008	0.04	0.059	0.0026	0.0057	0.005	
	D-3	0.14	0.30	1.38	0.004	0.008	0.04	0.064	0.0055	0.0053	0.006	
E	E-1	0.15	0.29	1.34	0.004	0.008	0.04	0.054	—	0.0095	0.006	
	E-2	0.15	0.26	1.32	0.005	0.009	0.04	0.053	0.0063	0.0121	0.006	
	E-3	0.12	0.28	1.31	0.003	0.005	0.04	0.070	0.0073	0.0094	0.0028	
	E-4	0.14	0.26	1.37	0.005	0.009	0.03	0.052	0.0106	0.0091	0.0055	
F	F-1	0.13	0.28	1.31	0.005	0.009	0.04	0.052	—	0.0247	0.009	
	F-2	0.14	0.32	1.36	0.004	0.008	0.04	0.055	0.0067	0.0239	0.007	
	F-3	0.13	0.24	1.34	0.003	0.005	0.03	0.064	0.0103	0.0204	0.0033	
	F-4	0.14	0.26	1.38	0.004	0.002	0.04	0.055	0.0123	0.0181	0.0054	
G	G-1	0.12	0.24	1.29	0.005	0.005	—	—	—	0.0064	0.0074	
	G-2	0.12	0.23	1.26	0.006	0.005	—	—	0.0023	0.0060	0.0070	
	G-3	0.13	0.24	1.31	0.004	0.008	—	—	0.0059	0.0082	0.0102	

Table 2. Welding condition for laboratory heats.

Groove	Flux and wire	Welding condition				
		Electrode	Current	Voltage	Speed	Heat input
	PFH-60A X US40A(48 ^φ)	L	1100 ^A	40 ^V	38 ^{cm} /min	130 ^{kJ} /cm
		T	900 ^A	42 ^V		

溶製した供試鋼の化学成分を Table 1 に示す。鋼グループ A は変態挙動におよぼす低 Si 化の効果をもたらし、また B ～ G によりボンド靱性におよぼす B 添加の影響を検討した。このうち B および C は真空溶解炉中に N₂ ガスを封入しその分圧を変えて N 含有量をコントロールした鋼で、D, E および F は大気溶解において窒化マンガにより N 量をそれぞれ 0.0055%, 0.0091～0.0155% および 0.0181～0.0249% の 3 レベル変化させた試験材、また G は窒化物形成元素である V および Al を含有しない系である。

鍛造および圧延により板厚 30 mm とした後、これらについて Table 2 に示す溶接条件で溶接すると同時に、

Gleeble 試験機によつて溶接熱サイクルを与えボンド靱性およびマイクロ組織を調べた。

2.2 固溶 N 量の分析および確認

ボロンは鋼中の固溶 N 量に大きな影響をおよぼすと考えられるので、鋼グループ B, D, E および F の試験材に Gleeble 試験機によつて溶接熱サイクルを与え、均熱帯から切粉を採取して N の態別分析を行なつた。固溶 N 量はトータル N-N as nitride として求めたがトータル N は溶融ガス分析法により、また N as nitride はブロムエステル法によりそれぞれ求めた。これらの分析値をチェックするため、同一部分に平均 5% の歪を加えた後 100°C×2 h の時効処理を行ない時効後の応力増加分 $\Delta\sigma$

を求めて固溶 N 量と $\Delta\sigma$ の対応を確認した。固溶 N 量を求めるシステムを模式的に Fig. 1 に示す。

2.3 変態特性の調査

変態特性におよぼす B 添加および低 Si の影響を調査すべく、鋼グループ ④、⑤、⑥ および ⑦ の試料を 1300 °C に加熱後 700 °C 以下の各温度に保持した鉛バス中に一定時間浸漬水冷して、等温変態 (T. T. T.) 特性を調査した。変態量は光学顕微鏡視野内でマイクロ試料を走査しリアル・アナリシス法で測定した。

2.4 実用材の溶接継手性能試験

製造現場において 250 t LD-DH 工程で溶製し、焼入れ・焼もどし工程を経て製造された大入熱溶接用 HT60 (板厚 40 mm) および市販 Mo-V 系 HT60 (板厚 46 mm) の化学組成および母材性能を Table 3 に示す。溶接入熱量を変えるにあたって、溶接方法は手溶接、デルタオッシレート溶接、エレクトロガスアーク溶接および

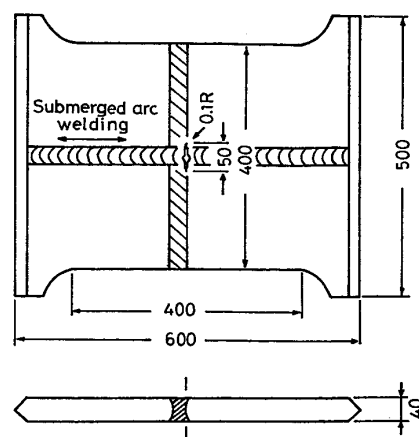


Fig. 2. Specimen geometry of the cross weld notch test.

消耗ノズル式エレクトロスラグ溶接を採用し、17~680 kJ/cm の範囲の入熱量を得た。ボンド部の衝撃性能は JIS 4号シャルピー衝撃試験片によつて評価した。また大入熱溶接継手部ボンドの脆性破壊発生温度を確認するために、大入熱溶接用 HT60 に対して、十字継手広幅引張試験を行なった。試験片形状を Fig. 2 に示す。Fig. 2 において残留応力ビードはサブマージアーク溶接によつた。

3. 結 果

3.1 大入熱溶接継手部ボンド靱性におよぼす B 量の影響

Table 1 に示す鋼グループ ④~⑦ の溶接継手部ボンドのシャルピー試験結果を Fig. 3 に示す。Fig. 3 によれば大入熱溶接継手部ボンドの vTs に対する B および N の影響は B/N で整理でき、N=50~250 ppm の場合 (以下高 N 材と記す)、B/N=0.5 近傍で vTs は最良となる。このことは V および solAl を含有しない鋼グループ ④ についてもあてはまるので、V および Al 量の影響はほとんどないことがわかる。これに対し N=20 ppm の場合 (以下低 N 材と記す)、B あるいは B/N の増加に伴い単調にかつ緩やかに劣化しており、高 N 材の場合

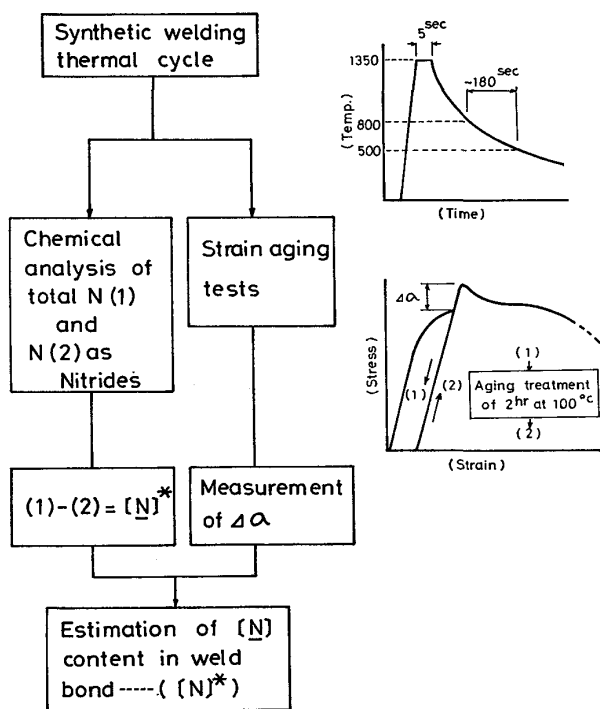


Fig. 1. Experimental procedure to obtain [N] content at weld bond.

Table 3. Chemical composition and mechanical properties of industrial heats.

Steel	Chemical composition (wt%)													Plate thickness (mm)	Mechanical properties			
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Sol. Al.	B	N		Y. S. (kg/mm ²)	T. S. (kg/mm ²)	El. (%)	vEo (kg·m)
X	0.12	0.08	1.40	0.016	0.006	0.31	0.26	0.01	0.08	0.04	0.035	0.0030	0.008	40	56.2	67.2	26.9	18.8
Y	0.13	0.31	1.30	0.022	0.014	—	—	—	0.20	0.05	0.044	—	0.008	40	62.1	72.1	25.3	19.0

X : Weldable HT60 developed for large welding heat-input
Y : Ordinary weldable HT60

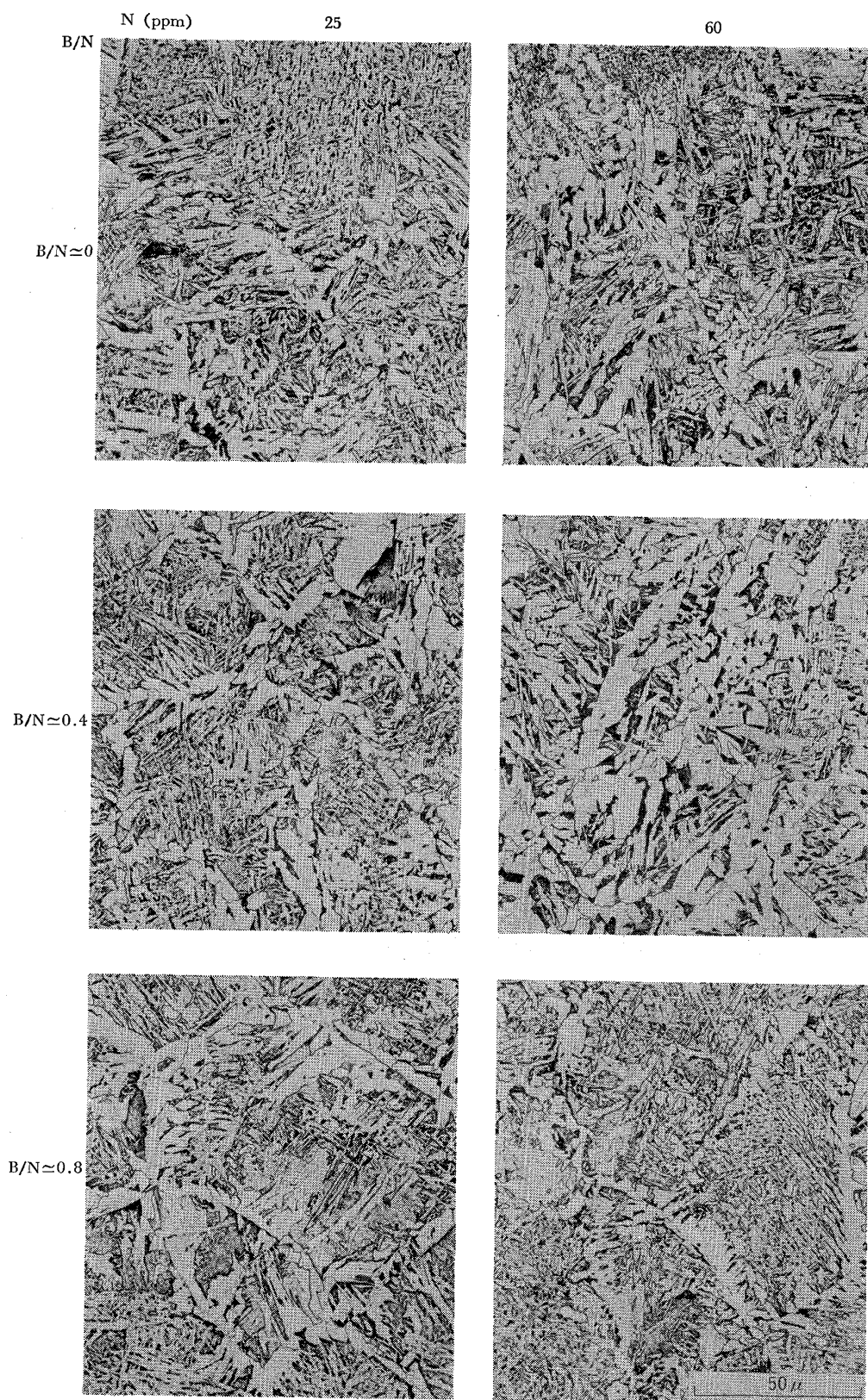


Photo. 1. Effects of B/N and N content on the microstructures of the weld bound.

に認められる特異な変化は示されない。またその vTs レベルは高N材の最良のレベルに一致する。Photo. 1 に大入熱溶接継手部ボンドの光学顕微鏡組織におよぼす高N

材および低N材のB量，すなわち B/N の影響を示す。低N材 (N=25ppm) では B/N の増加に伴い γ 粒界上に生成するフェライト量はわずかに増えるのに対し，高

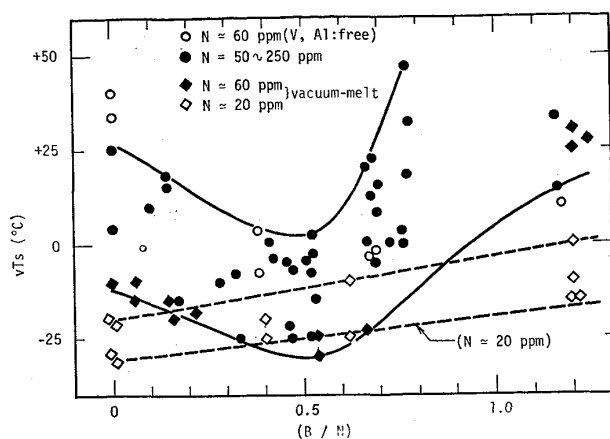


Fig. 3. Effect of B/N on the Charpy transition temperature (vTs) of the weld bond of large heat input welding.

N材 ($N=60\text{ppm}$) では $B/N=0.4$ において、 γ 粒内に細粒のポリゴナルフェライトが生成し、低N材と著しい対照をなしている。Fig. 3 に認められるように高N材において $B/N=0.5$ 近傍で最良のボンド靱性が得られるのは、このようなマイクロ組織の変化に起因することは明らかである。渡辺ら⁴⁾の結果から推測すると、溶接後冷却過程でまずBNが介在物あるいは γ 粒界上に析出し、BNがポリゴナルフェライトの変態核として働いていると考

えられる。この組織変化は船越ら³⁾によつて既に指摘されているが、このような組織が得られるのは適当な B/N の値の範囲内である。 B 量が増加して $B/N=0.8$ に達すると、 γ 粒内でのポリゴナル・フェライトはほとんど認められず擬似パーライトおよび島状マルテンサイトが混在してくることが知られた。これは、ボンド部の固溶B量が増加し焼入性が向上したことに起因している。 $B/N=0$ では高N材および低N材のマイクロ組織の間にはほとんど差異が認められない。

Table 1 の鋼グループ④、⑤および⑥を用いて等温変態挙動を調べ、 B/N の影響を定量的に求めた。Fig. 4 にその等温変態図を示す。 $B/N=0$ および 0.4 では変態挙動に大きな変化は認められないが、 $B/N=0.8$ になるとN量 25~100ppm の範囲でN量に関係なく変態終了が遅れるが、その程度は高N材の方が顕著である。固溶Bが過剰に存在するとき、 γ/α 界面にB原子が偏析し γ/α 界面がB原子雰囲気を伴つて移動するため移動度が低下し、フェライト成長速度が遅くなるからと考えられる。同一の B/N 値では高N材の方が低N材よりもB量が多いので $B/N>0.5$ の範囲で、前述の理由でフェライト成長速度が遅くなり未変態 γ 量が多く残り連続冷却変態するとき島状マルテンサイトがより多く生成する。

Fig. 5 に $N=100\text{ppm}$ の試料について保持時間=50

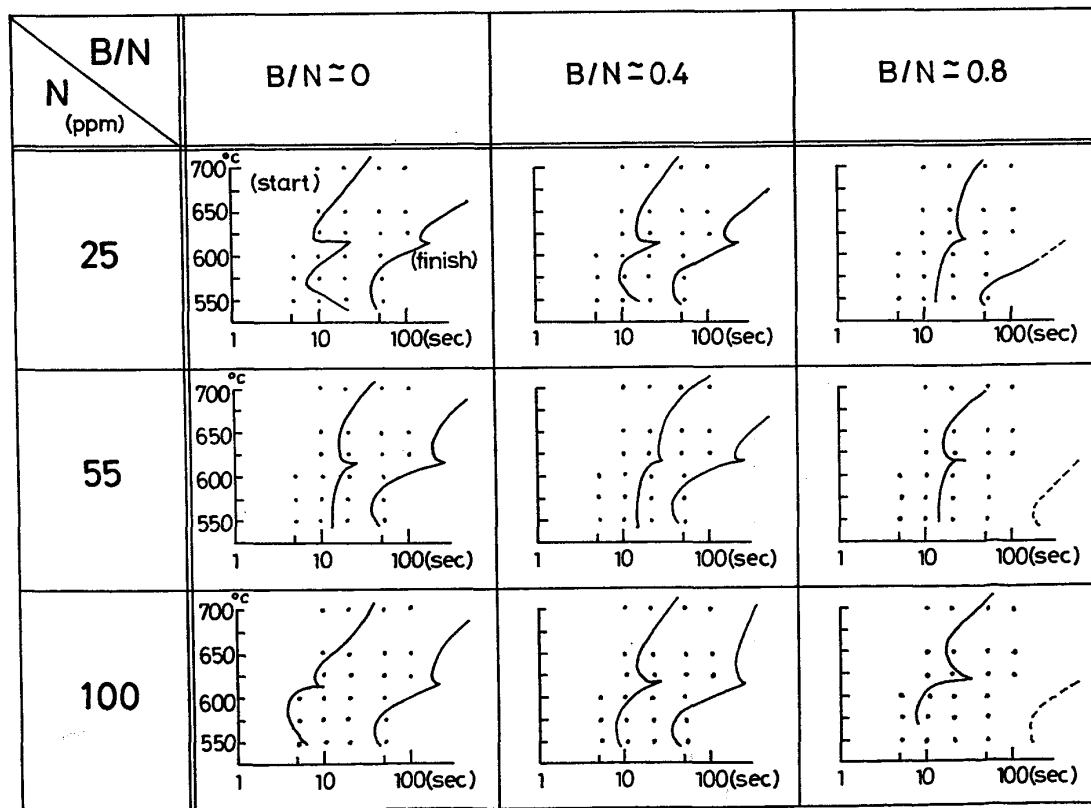


Fig. 4. Time temperature transformation (TTT) diagrams for steels with various B/N and N contents.

sec 一定としたときの変態量におよぼす B/N および温度の影響を示す。600°C 以下で B/N=0 のとき変態が抑制されていることがわかる。B/N=0 と 0.4 との差異は

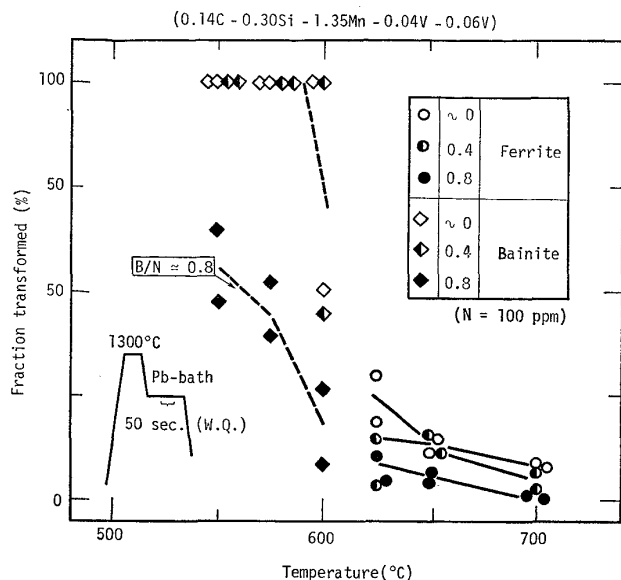


Fig. 5. Influences of B/N and temperature on the transformed fraction of high nitrogen steel.

明瞭ではない。

Photo. 2 に 625°C に 50 sec 保持した後水冷したときの光学顕微鏡組織を示す。N=55 および 100ppm で B/N=0.4 の場合には γ 粒内に多数の細粒ポリゴナル・フェライトが認められ実際の大入熱溶接継手部ボンドのミクロ組織を示す Photo. 1 との間にポリゴナル・フェライトの生成という点で良好な対応がみられる。

Fig. 6 に $\Delta\sigma$ と $[N]$ との関係を示す。 $[N]=50\text{ppm}$ 程度までは $\Delta\sigma$ はほぼ直線的に $[N]$ の増加につれ上昇しているが、それ以上になると $\Delta\sigma$ は飽和する傾向を示す。Fig. 6 より両者はかなり正確に一对一の対応を示していることがわかる。

Fig. 7 は $[N]$ と B/N との関係を示すもので、トータル量が 200 ppm の場合、 $[N]$ は B/N=0.5 までは急激に低下する。N 量が 100ppm 以下の場合でも $[N]$ は B/N の増加とともに低下し、BN として固定されることがわかる。

Fig. 8 は大入熱溶接継手部ボンドのシャルピー破面遷移温度 vTs と固溶 N 量との関係を示す。Fig. 8 において vTs と $[N]$ の関係はボンドの組織ごとに 3 つに大別され、各組織とも $[N]$ の増加につれ vTs は直線的に劣

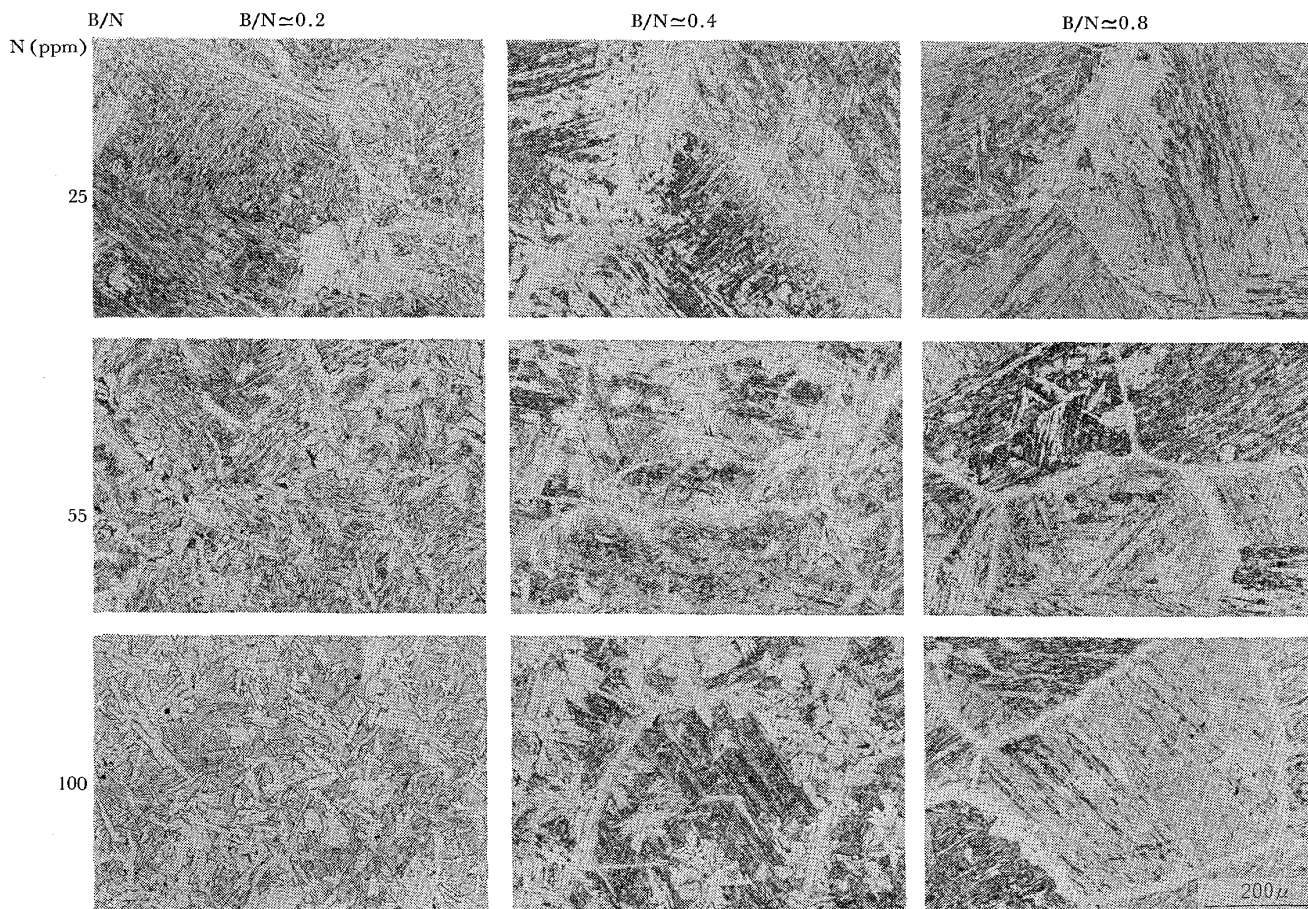
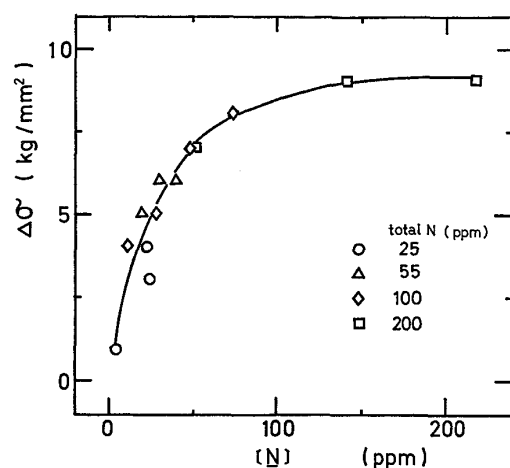
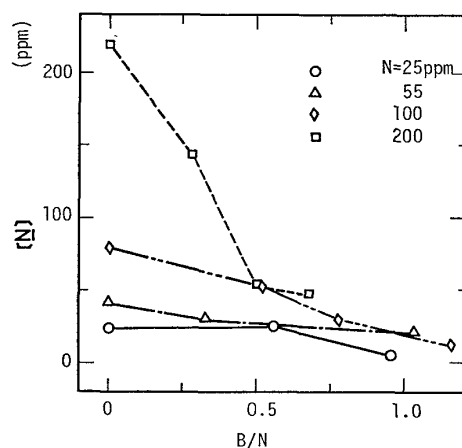


Photo. 2. Effects of B/N and N content on the microstructure transformed at 625°C.

Fig. 6. The relation between $\Delta\sigma$ and $[N]$.

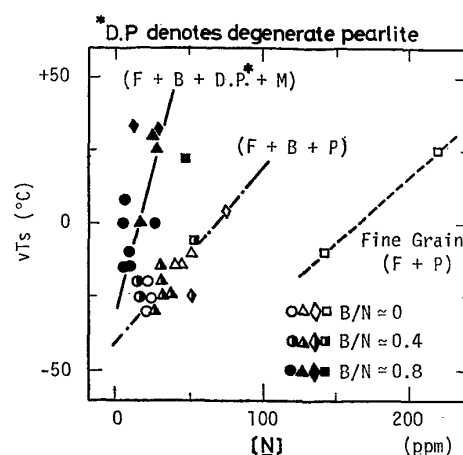
$\Delta\sigma$: increase of yield strength due to strain aging

$[N]$: nitrogen content in solid solution

Fig. 7. The relation between B/N and $[N]$.

化する傾向が明らかである。固溶N量 10ppm あたり約 7~20°C vTs が劣化しており、固溶Nがマイクロ組織以上にボンド靱性を支配する重要な因子であることがわかる⁵⁾。

以上の結果から大入熱溶接継手ボンド部の靱性に対するBの効果は次のように結論される。すなわち、Bは溶接後の冷却過程において主として γ 粒界上でNと結合してBNを生成し、ポリゴナルな細粒フェライトの変態核となり、組織因子を改善すると同時に、固溶NをBNとして固定し、固溶Nによる靱性劣化を除く。しかしN量に対し過剰なBはボンドの焼入性を高めポリゴナルなフェライト発生を妨げ、島状マルテンサイトおよび擬似パーライトを生成し、靱性を損ない、逆に過少なBはボンド部の固溶Nを固定し得ないので、固溶Nによる靱性劣化をひき起こす。B/N=0.5 近傍に①マイクロ組織ならび②固溶N量の両方の因子を同時に満足する領域が存在する。Fig. 3 において B/N>0.5 での高N材および低N

Fig. 8. Influences of $[N]$ and microstructure on vTs of weld bond.

材の靱性の大きな差異は以下の理由による。すなわち、Fig. 3 ではB量とN量の比 (B/N) で整理してあるので、同一の B/N 値でも高N材のB量は低N材のそれに比較してかなり多い。このため高N材の方が固溶B量が多く、マイクロ組織因子を低N材よりも大きく劣化させるからである。

3.2 大入熱溶接継手ボンド部のマイクロ組織におよぼす低Si化の影響

低Si化によりボンド靱性が改善されることは、これまでたびたび発表されてきたが⁶⁾、その主原因はマイクロ組織因子の改良にある。この点を 60 kg/mm² 級高張力鋼を用いて明らかにすべく、連続冷却変態および等温変態におよぼす低Si化の影響を鋼グループ④を用いて、1300°C に γ 化後 700~550°C の温度範囲で 50 sec 間等温変態させ、変態の進行過程を調査した。Fig. 9 に Si 量 0.06 および 0.33% を含有する 2 種の試料の結果を示す。0.06%Si と 0.33%Si とでは各温度において変態速度に大きな差が生じ、低Si化により変態速度が著るしく高くなることがわかる。とくに 625°C×50 sec の条件下では、低Si鋼の変態量は通常Si量のそれに比較して3倍にも達する。

Photo. 3 に実際に大入熱溶接した継手ボンド部の光学顕微鏡組織を示すが、これまでの連続冷却変態および等温変態の観察から得られた傾向と同様に、Si量=0.30%では島状マルテンサイトが多数みられるのに対し、Si<0.10%ではそのような組織はほとんど認められず、ベイナイトのバンドル間には比較的方向性の小さいパーライトが点在している。Photo. 3 には vTs も併記しているが、約 50°C 低Si鋼の vTs が優れていることがわかる。

以上の結果から溶接継手ボンド部の靱性に対する低Si化の効果は溶接後冷却過程でセメンタイトおよびパ

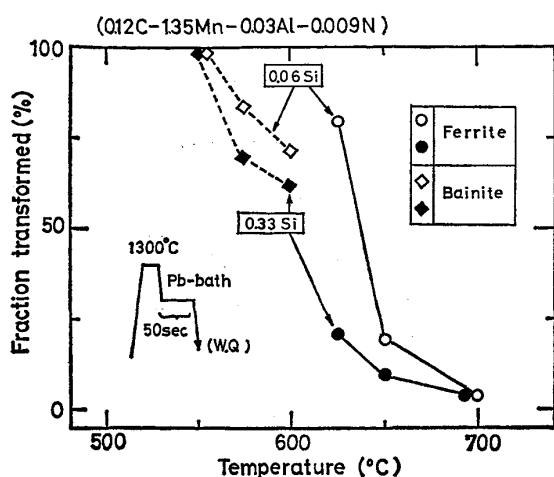


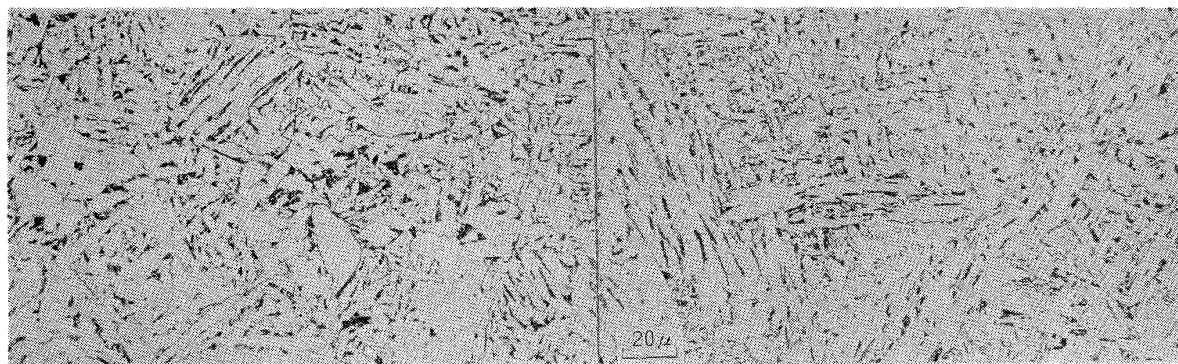
Fig. 9. Influences of silicon content and temperature on the transformed fraction.

ーライトの析出を促進し、靱性に有害な島状マルテンサイトの生成を抑制し、かつ粒内に微細フェライトを生成させることにあとと結論できる。

3.3 実用大入熱溶接用 60 kg/mm² 級高張力鋼の試験結果

以上の検討結果にもとづいて溶製した大入熱溶接用 HT60 および比較材とした通常の Mo-V 系 HT60 の溶接継手ボンドのシャルピー試験結果を Table 4 に示す。また Fig. 10 に溶接継手部ボンドの vTs と入熱量の関係を示す。大入熱溶接用 HT60 は市販 Mo-V 系 HT60 に比較してすべての入熱量の範囲で優れた性能を示し、特に 100 kJ/cm を越える高入熱領域で 30~50°C 程度の差がみられる。

また十字継手広幅引張試験結果を Fig. 11 に示す。脆性破壊発生応力が公称降伏点 (50 kg/mm²) 以下になる



Si=0.05% [vTs=-7°C]

Si=0.32% [vTs=+45°C]

Photo. 3. Effect of Si content on the microstructure.

Table 4. Results of charpy impact test for weld bond.

Steel plate	Welding method	Heat input (kJ/cm)	vE-20 (kg·m)	vEo (kg·m)	vTs (°C)
Developed steel (thickness 46 mm)	Shielding metal arc	17	15.4	15.8	-66
		71	12.3	16.6	-40
	Delta oscillation gas shielded arc	49	11.2	14.7	-35
		101	8.9	18.4	-20
	Electro gas arc	334	2.9	9.0	-11
	Consumable nozzle electroslag	595	6.3	12.8	-13
Ordinary Mo-V steel (thickness 46 mm)	Shielding metal arc	17	9.3	18.0	-20
	Delta oscillation gas shielded arc	55	6.5	9.8	-11
		106	8.4	8.9	-7
	Electro gas arc	450	1.9	3.1	+40
	Consumable nozzle electroslag	680	1.7	4.2	+35

温度はデルタオシレート溶接の場合で -41°C 、エレクトロガスアーク溶接の場合で -25°C であり、 $2C=50\text{ mm}$ 程度の切欠からの脆性破壊の発生に対しては十分安全であることが確認された。

4. 考 察

B のボンド靱性におよぼす影響のうち固溶 N の減少についてはこれまで指摘された例は極めてまれである。渡辺ら⁴⁾によれば AlN および BN が固溶する温度に加熱後冷却途中で析出するのは BN であり、AlN は極め

て遅い速度で冷却しなければ生成しない。すなわち溶接後の冷却過程に話を限定すれば、生成する窒化物は BN のみと考えてさしつかえない。このとき BN が生成する場所は大部分 γ 粒界である。

粒界破壊を生じやすい基本成分 (0.3C-1Mn-1.5Ni-1Cr-0.05P) に B および N をそれぞれ 0.0025 および 0.013% 添加し、 $1300^{\circ}\text{C} \times 15\text{ min} \rightarrow 700^{\circ}\text{C} \times 5\text{ min}$ の熱処理を加えた後、室温で衝撃荷重により粒界破壊せしめた破面より採取した抽出レプリカ電顕組織を Photo. 4 に示す。完全な粒界破面を呈するが、ディンプルを有する延性粒界破面である。ディンプルの中には球状の析出物が存在し、これが破面全体をおおっている。電子線回折リングの直径から析出物の面間隔を求めると BN と同

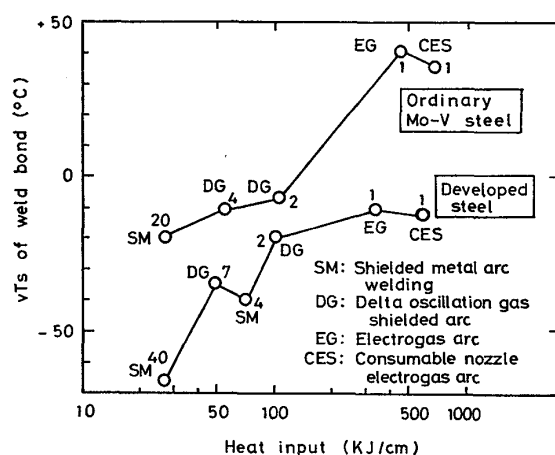


Fig. 10. Influence of welding heat input upon the vTs of weld bond of industrial heats. (Numerals show the number of welding passes.)

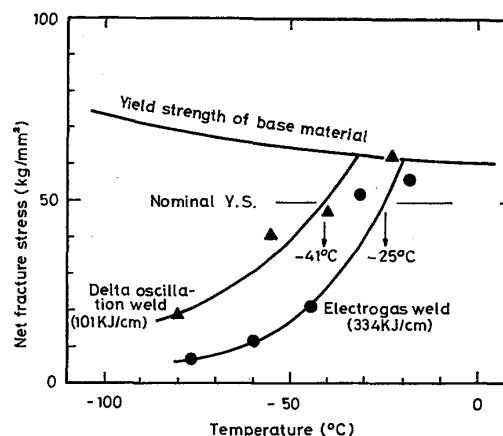


Fig. 11. Results of the cross weld notch test on the developed steel plate.

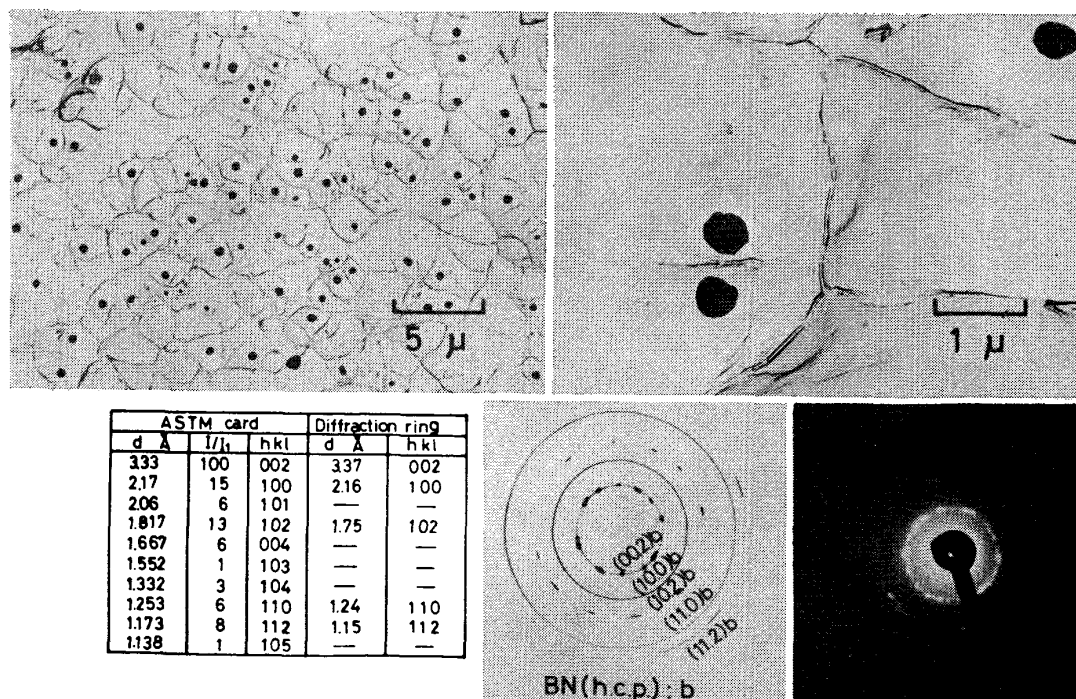


Photo. 4. BN particles on the intergranular fracture surfaces.

定できる。これに反し粒内にはほとんど BN は生成していない。

B および N 原子は γ 中における拡散速度が大であるため、溶接後冷却途中で γ 粒界に偏析し温度低下に伴い局部的に溶解度積を越えて BN として析出する。Al は拡散速度が遅いために粒界に偏析し得ず、大部分粒内に固溶状態で存在している。したがって溶接ボンド部における固溶 N の固定という点では Al は無力である。

関野ら⁶⁾によれば溶接継手部ボンドの靱性に対して N は悪影響をおよぼし、トータル N 10ppm あたり約 14 °C vTs を劣化させる。本実験結果では、Fig. 8 に示すように、ミクロ組織が F+B+D.P.+M とならない限りそのような大きな効果は認められない。関野らは低 N 化を推奨しているが、B 添加鋼は溶接後冷却時に N を BN として無害化することによって実質低 N 鋼を実現している。また逆に低 N 鋼を用いるならば B を添加せずとも大入熱溶接継手部ボンドの靱性をかなり改善することが可能である。

B/N が 0.5 を越えると島状マルテンサイトが増大するのは、溶接後冷却途中で γ 粒界よりフェライトが生成し γ/α 界面が粒内に向かつて移動するが、その時過剰に固溶 B が存在すると γ/α 界面に B 原子が偏析し γ/α 界面の移動度を下げするために、 α の成長速度が遅くなり、未変態 γ 量が増え連続冷却時それがマルテンサイト変態するからと考えられる。 γ 粒内における固溶 B 濃度は極めて低いものであつても、 γ/α 界面が移動した体積内の B を γ/α 界面に集めつつ移動するため γ/α 界面は B フリー鋼に比較して移動度は小さくなり成長しにくい。この結果、未変態 γ が Ms 点近傍まで持ちきたされマルテンサイト変態する。同一の B/N 値であつても、高 N 材の方が B 量に多いので、上述のような島状マルテンサイトを生成しやすく、Fig. 3 において B/N > 0.5 での靱性劣化が顕著に現われる。また DELVETIAN ら⁶⁾の指摘するように、過剰の B が存在すると M_{23} (CB)₆ が生成して靱性を劣化させる作用も B/N > 0.5 の範囲では含まれていると考えられる。

5. ま と め

1) 高 N 鋼 (N ≥ 50ppm) の大入熱溶接継手部ボンドの靱性に対し B/N = 0.5 の B および N 量の組み合わせのとき靱性は最良となり、それより小さくてもまた大き

くても靱性は劣化するが、大きい場合の方が靱性劣化の度合は急激である。低 N 鋼 (N ≤ 30ppm) では高 N 鋼における最良の vTs のレベルで B/N の増加につれ緩やかに靱性が劣化する。

2) 高 N 鋼では B/N = 0.5 近傍で粒界に微細なポリゴナルフェライトを生成するが、それ以上 B/N が高くなると擬似パーライトおよび島状マルテンサイトを生成する。

3) B/N の増加につれ溶接継手部ボンドの固溶 N 量は単調に低下する。これは BN が溶接後冷却過程で γ 粒界に析出するためである。

4) 高 N 鋼で B/N = 0.5 近傍でボンド靱性が最良となるのは、

- ① BN の析出による固溶 N 量の低下
- ② 擬似パーライトや島状マルテンサイトを生じることなく粒内にポリゴナル・フェライトを生成し組織が微細になること。

の 2 つの因子に起因する。

5) 低 Si 化することによりフェライトおよびパーライト変態が促進されるため、ベイニティック・フェライトの間にマルテンサイトが生成しにくくなる。低 Si 低はこのようなミクロ組織因子の改善を通してボンド靱性を改善する。

6) 上記の結果に基づいて工業的に生産された B 添加低 Si 60 kg/mm² 級高張力鋼はきわめて良好な大入熱溶接継手性能を示した。

おわりに本論文の発表を許可された住友金属工業(株)取締役中央技術研究所長小田尚輝博士に深く感謝致します。

文 献

- 1) 日本造船研究協会: 「船体用高張力鋼板大入熱溶接継手の脆性破壊強度評価に関する研究」, 日本造船研究協会 SR147 研究部会, SR147-9-76 (1974), p. 55
- 2) 山口洋治, 渡辺征一, 川口喜昭, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 62 (1976), S 675, S 676
- 3) 船越督己, 田中智夫, 上田修三, 石川正明, 腰塚典明, 小林邦彦: 鉄と鋼: 63 (1977), p. 303
- 4) 渡辺征一, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1851
- 5) 関野昌蔵: 「厚鋼板の材質上の諸問題」, 日本鉄鋼協会第 36・37 回西山記念技術講座 (1975), p. 151
- 6) J. H. DELVETIAN and R. W. HEINE: Welding Journal (1973), p. 529S