
大入熱溶接性の優れた船体用高張力鋼 (BD鋼) の開発

Development of High Strength Hull Structural "BD" Steel Plate Suitable for Large Heat-Input Welding

五藤 勇(Isamu Goto) 船越 督己(Tokushi Funakoshi) 安田 達(Toru Yasuda)
坪井 潤一郎(Jun-ichiro Tsuboi) 青木 真一(Shin-ichi Aoki) 上田 修三(Syuzo Ueda)

要旨：

大入熱溶接ボンド部の靱性が優れた船体用高張力鋼の開発を目的に基礎および応用研究を行った。希土類元素(REM)とBを適量添加した引張強さ 50kg/mm² 級鋼は、入熱 527kJ/cm の溶接ボンド部においてもきわめて高い靱性を示した。この鋼を BD(Bond Ductile)鋼と名づけた。エレクトロガス溶接、片面サブマージアーク溶接およびエレクトロスラグ溶接のいずれの溶接法を用いた場合も、BD 鋼の溶接ボンド部における $vE0$ は約 10kg・m 以上、 $vTrs$ は約 0℃以下である。BD 鋼のエレクトロガス溶接継手は、中央切欠大型引張試験および大型 ESSO 試験などにおいても良好な成績を示した。溶接ボンド部の靱性の改良は、B 窒化物によるもとのオーステナイト粒内における微細フェライトの形成促進作用にもとづく。REM は超微細介在物としてB窒化物の核生成サイトを提供する。

Synopsis：

Basic and applied investigations have been performed to develop high strength full steels with superior notch toughness at the weld bond with a large heat-input. A new steel, so-called "BD" or "bond ductile" steel with a 50kg/mm² tensile strength and microalloyed with rare earth metals and boron, shows as excellent notch toughness even at the weld bond with a heat-input of 527kJ/cm. For example, the weld bond in BD steel shows as absorbed energy higher than 10kg m at 0℃ and a fracture appearance transition temperature lower than 0℃ in V-notched Charpy impact test in any case of electrogas, one-side submerged arc, and electroslog welding. Electrogas welding joints in BD steel also show good performances in brittle fracture tests such as the deep notch fracture test and the large scale ESSO test. Toughness improvement at the weld bonds in BD steel is attributed to the acceleration effect of boron nitrides on the nucleation of fine ferrite grains inside prior austenite grains. Rare earth metals form very fine oxysulfide inclusions and provide easy nucleation sites for such boron nitrides.

本文は次のページから閲覧できます。

大入熱溶接性の優れた船体用高張力鋼 (BD鋼) の開発

Development of High Strength Hull Structural "BD" Steel Plate Suitable
for Large Heat-Input Welding

五 藤 勇*

Isamu Goto

船 越 督 已**

Tokushi Funakoshi

安 田 達***

Toru Yasuda

坪 井 潤一郎****

Jun-ichiro Tsuboi

青 木 真 一*****

Shin-ichi Aoki

上 田 修 三*****

Syuzo Ueda

Synopsis:

Basic and applied investigations have been performed to develop high strength hull steels with superior notch toughness at the weld bond with a large heat-input. A new steel, so-called "BD" or "bond ductile" steel with a 50 kg/mm² tensile strength and microalloyed with rare earth metals and boron, shows an excellent notch toughness even at the weld bond with a heat-input of 527 kJ/cm. For example, the weld bond in BD steel shows an absorbed energy higher than 10 kg·m at 0°C and a fracture appearance transition temperature lower than 0°C in V-notched Charpy impact test in any case of electrogas, one-side submerged arc, and electroslog weldings. Electroslag welding joints in BD steel also show good performances in brittle fracture tests such as the deep notch fracture test and the large scale ESSO test. Toughness improvement at the weld bonds in BD steel is attributed to the acceleration effect of boron nitrides on the nucleation of fine ferrite grains inside prior austenite grains. Rare earth metals form very fine oxysulfide inclusions and provide easy nucleation sites for such boron nitrides.

1. 緒 言

近年、船舶、橋梁、圧力容器などの大型構造物の建造にあたり、溶接の高効率化を図るため片面サブマージアーク溶接、エレクトロガス溶接およびエレクトロスラグ溶接などの大入熱溶接法が広く採用されるようになった¹⁾。しかし構造物の大

型化に伴い、重要部材に使用される機会が多くなった引張強さが 50 kg/mm² 級の高張力鋼については、溶接熱影響部の脆化が懸念されている。ちなみに通常の 50 kg/mm² 級高張力鋼を入熱量 230 kJ/cm で片面サブマージアーク溶接を行うと、その溶接ボンド部は粗大な網状初析フェライトとベイナイトの混合組織となり、V シャルピー試験では 0°C で 2~4 kg·m の低い吸収エネルギーを示す²⁾。この

* 技術研究所次長・工博
*** 千葉製鉄所管理部部長代理
***** 技術本部技術開発部技術開発室課長
〔昭和51年11月9日原稿受付〕

** 技術研究所水島研究室室長・工博
**** 技術研究所溶接研究室主任研究員・工博
***** 技術研究所厚板研究室主任研究員

特性が実用上重大な問題であるか否かを明らかにすることも大きな課題であるが、一方では、溶接ボンド部靱性の劣化が少ない新しい鋼材の開発が強く要望されている。そこでこの要望にこたえるため、種々の組成の実験室鋼塊を用いて溶接熱影響部の組織および靱性に及ぼす合金元素の影響について系統的な調査を行った結果、鋼に希土類元素(REM)とBを少量添加すると、大入熱溶接ボンド部は微細なフェライト-パーライト組織となり、きわめて高い靱性を示すことが明らかになった。

本報は、REM および B による溶接ボンド部の組織および靱性の改善について概説するとともに、工場試作した REM-B 鋼の溶接硬化性、溶接割れ感受性などの基本的溶接性、ならびに前述の大入熱溶接法を用いた場合の溶接継手部の性能について記述する。なお、工業的生産に成功した大入熱溶接性のすぐれたこの REM-B 鋼を BD 鋼 (Bond Ductile steel) と名づけた。

2. REM および B による溶接ボンド部の組織および靱性の改善

引張強さ 50kg/mm² 級鋼の大入熱溶接ボンド部の靱性を改善する適正な REM, B などの含有量をみつけるため、種々の組成の実験室鋼塊を溶製し系統的な調査を行った。つづいて、溶接ボンド部における微細フェライトの形成に対する REM および B の役割を明らかにするため、①溶接熱サイクル中の B 析出物および REM 化合物の溶解-析出挙動、②B 析出物および REM 化合物と微細フェライトの形成位置の関係、などについておもに分析法や光学および電子顕微鏡観察により調べた。筆者らはすでにこれらの実験結果の骨子を別途発表³⁾しているので、ここではおもな実験結果を報告するとともに REM および B による溶接ボンド

部組織の改善機構について概説する。

2.1 試験材および実験方法

Table 1 に示す化学成分の鋼および 0.12% C-0.25% Si-1.50% Mn を基本組成とし、REM, B および N を変化させた種々の組成の鋼を高周波誘導加熱式真空溶解炉で溶製後 50kg 鋼塊に casting し、その後 240t 圧延機を用いて板厚 17mm に圧延した。これらの試験材に富士電波工業㈱製誘導加熱式急速加熱-冷却装置を用いて、入熱量 28, 60, 100 および 229kJ/cm の片面サブマージアーク溶接継手 (板厚 32mm) のボンド部に相当する熱サイクル (Fig. 1 参照) を付与し、V シャルピー試験を行った。さらに、入熱量 229kJ/cm の溶接ボンド部相当の熱サイクルの冷却途中、種々の温度から急冷した試料について、全析出 B 量、BN としての B 量、化合物としての REM 量などを定量した。BN 量の定量には赤外線吸収法を用いた。また同様の熱サイクルの冷却途中、650°C およびフェライト変態量が 20% になる温度から急冷した試料を用いて、初析フェライトの形態および核生成位置について光学および電子顕微鏡 (レプリカ法) 観察を行った。また、析出物および超微細介在物の同定には XMA 法や IMMA 法も併用した。

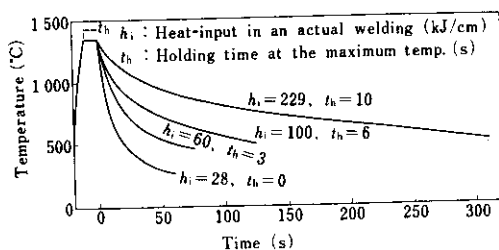


Fig. 1 Thermal cycles corresponding to weld bonds used in the present work

Table 1 Chemical compositions of laboratory heats

Steel	C	Si	Mn	P	S	REM	B	N (wt%)
a	0.13	0.28	1.49	0.016	0.005	—	—	0.0055
b	0.12	0.26	1.48	0.014	0.004	0.027	—	0.0069
c	0.13	0.30	1.62	0.016	0.007	—	0.0026	0.0048
d	0.12	0.27	1.51	0.013	0.004	0.027	0.0023	0.0063

2・2 実験結果および考察

2・2・1 REM および B の最適含有量

入熱量 229kJ/cm の熱サイクルを付与した N 含有量約 60ppm の試料の V シャルピー試験における破面遷移温度 (νT_{rs}) と REM 量および B 量の関係を Fig. 2 に示す。REM および B を含有しない鋼の νT_{rs} は 40°C 以上で靱性がきわめて低く、これに REM または B を単独添加しても靱性の向上はほとんどみられない。しかし、適量の REM, B の共存により, νT_{rs} は著しく低下し, REM 0.02~0.04% および B 0.0020~0.0035% でもっとも高い靱性が得られる。また, BD 鋼の大入熱溶接ボンド部の靱性は, Fig. 3 に示すように B 含有量と同時に N 含有量の影響も顕著に受ける。Fig. 3 で明らかのように, B および N 含有量が領域 II (0.77 > B/N > 0.30) にある場合, 大入熱溶接ボンド部の靱性の改善が著しい。ここで 0.77 という数値は, 含有されている B と N が化学量論的に過不足なくすべて BN となる場合の比に相当する。

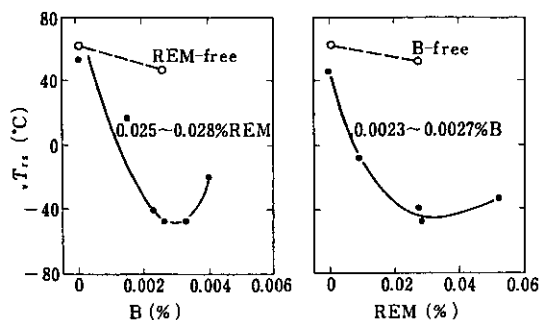


Fig. 2 Effects of B and REM contents on νT_{rs} in steels (N=60ppm) subjected to the synthetic thermal cycle simulated to heat-input of 229kJ/cm as shown in Fig. 1

つぎに, 鋼 a および鋼 d について溶接入熱量と溶接ボンド部の靱性の関係を調査した結果を Fig. 4 に示す。REM, B 無添加の鋼 a がいずれの入熱量においても 0°C で 5kg・m 以下の低い吸収エネルギーを示すのに対し, REM, B 添加鋼 d は 28 および 60kJ/cm の比較的低入熱量においても, 0°C でほぼ 10kg・m の高い吸収エネルギーを示し, 入熱量がさらに増加するとますます高い靱性を示すことは注目される。

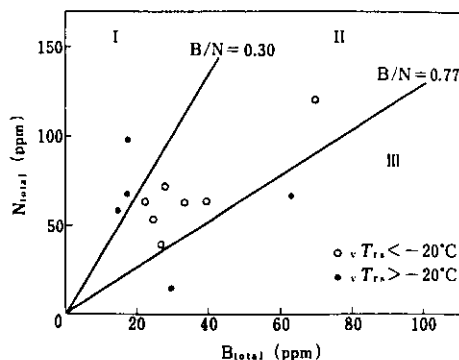


Fig. 3 Relation between B/N ratio and toughness of 0.021~0.028% REM steels which were subjected to the synthetic thermal cycle simulated to heat-input of 229kJ/cm as shown in Fig. 1

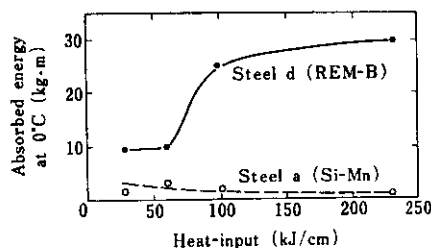


Fig. 4 Change in absorbed energy at 0°C with welding heat-input

2・2・2 微細フェライトの形成に対する REM および B の役割

Fig. 1 に示す入熱量 229kJ/cm 相当の熱サイクルを付与した鋼 a, b, c および d の光学顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。鋼 a はオーステナイト粒界から成長した巨大なウィドマンステッテン・フェライトおよび上部ベイナイトの混合組織を示す。鋼 b は粗大なウィドマンステッテン状フェライトおよびパーライト組織を示し, 鋼 a に比べてフェライト生成量が著しく多いことが特徴である。鋼 c はオーステナイト粒界に沿った細かい網状初析フェライト, オーステナイト粒内で生成されたまばらな塊状フェライトおよび擬似パーライトの混合組織を示す。鋼 d は微細なフェライト-パーライト組織を示す。この場合, オーステナイト粒界で生成した初析フェライトは粒内に向かってほとんど成長せず, 塊状であることが注目される。

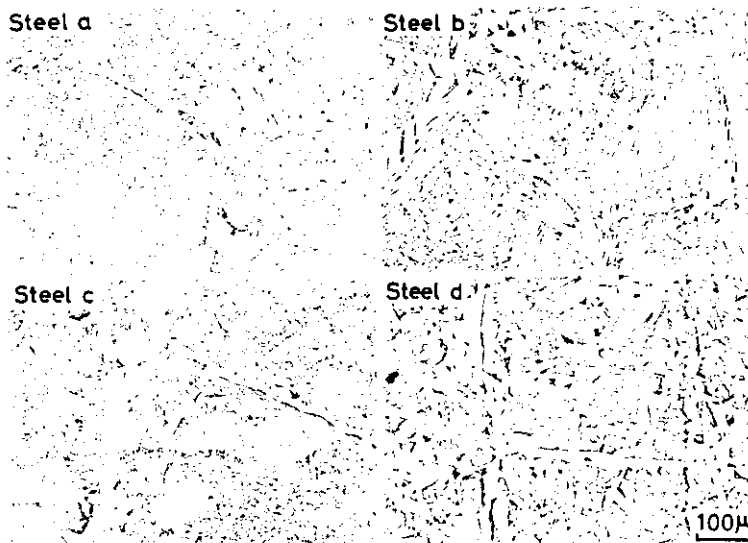


Photo. 1 Optical micrographs of steels a, b, c and d subjected to weld thermal cycle corresponding to heat-input of 229kJ/cm as shown in Fig. 1

Fig. 2 と Photo. 1 からわかるように、大入熱溶接ボンド部の靱性の改善に対する REM および B の効果は、おもにボンド部における微細フェライトの形成にもとづくものである。この微細フェライトの形成と B 析出物および REM 化合物との関係についてつぎの諸現象が明らかになった。

- (1) 微細フェライトのほぼ中心部において超微細粒子がしばしば観察される。
- (2) オーステナイト→フェライト変態温度域からの急冷材では、超微細粒子に接した微細フェライトが多数観察され、それらの界面には BN 晶が高頻度で認められる。
- (3) 微細フェライトの生成個数は、BN 量の著しい増加ならびに数 ppm までの固溶 B および Fe 炭硼化合物としての B 量のおずかな増加とともにほぼ比例的に増加するが、その後 BN 量が飽和し、固溶 B 量および Fe 炭硼化合物としての B 量がさらに増加するとしだいに減少する。

上述の現象のうち、(2)および(3)に関する実験結果をそれぞれ Photo. 2 および Fig. 5 に示す。

一方、B 析出物と REM 介在物の関係についてつぎの諸現象が明らかになった。

- (4) IMMA によると Ce^+ 、 B^+ および N^+ は同一箇所を観察されることが多く、そのうえそれらの分布は不規則である。

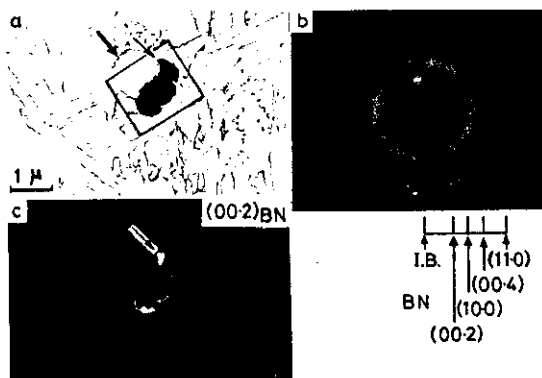


Photo. 2 Electron micrographs showing ferrite grain (large arrow) nucleated at BN (small arrow) precipitated around REM oxysulfide particle

- (5) 抽出レプリカを電顕観察した結果、 Ce_2O_3 と BN が同一箇所でも認められた。
- (6) 溶接熱サイクル時に再析出する BD 鋼中の BN 量は、B 鋼におけるそれより著しく多い。
- (7) REM 化合物の量は溶接熱サイクル中ほとんど変化しない。

前述の(1)~(7)の諸現象から、BD 鋼の大入熱溶接ボンド部における塊状の微細フェライトは、REM 化合物が BN の析出を促進し、これら BN がフェライト核の形成を助長するという連鎖反応を通して形成されることがわかる。また、B がオーステナイト粒界における初析フェライトの形成

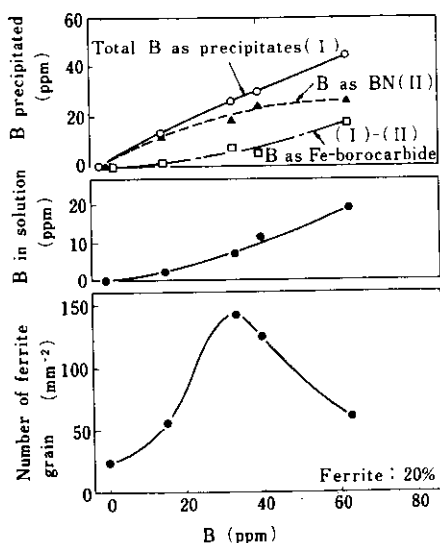


Fig. 5 Relation between number of ferrite grain formed inside austenite grain and B content in 0.023~0.031% REM-0.0058~0.0066 %N steels

を抑制する作用は、オーステナイト粒内の初析フェライトの優先的形成に間接的に役立っている。

3. 工場試作した REM-B 鋼 (BD 鋼) の確性試験

工場において試作した BD 鋼について、溶接硬

化性、溶接割れ感受性などの基本的な溶接性を調べるとともに、種々の溶接法による大入熱溶接継手部の広範囲な小型および大型脆性破壊試験を行い、BD 鋼の実用鋼としての諸性質を確認した。

3.1 試験材および実験方法

試験材として、85t 転炉-脱ガス工程で溶製した板厚 25.4mm (鋼 A) および 32mm (鋼 B1 および B2) の圧延のままの鋼板を用いた。これらの鋼板の化学成分および機械的性質をそれぞれ Table 2 および Table 3 に示す。母材の強度および靱性は船体用高張力鋼 (K5D) として十分な値を示している。これらの実験材について、Table 4 に示す種々の溶接法および溶接条件で継手を製作した。いずれの溶接継手についても種々の位置で V シャルピー試験を行った。また、エレクトロガス溶接継手部について、日本造船研究協会 SR147 部会の試験方案に準拠して小型 COD 曲げ試験および切欠付大型引張試験により脆性破壊発生特性を、さらに大型 ESSO 試験により脆性破壊伝ば特性を調べた。なお、大型 ESSO 試験には 8000t 構造物引張試験機を使用した。

3.2 実験結果および考察

3.2.1 最高硬さ、テーパー硬さおよび y 開先拘束割れ試験

Table 2 Chemical compositions of industrial heats

Steel	Plate thickness (mm)	C	Si	Mn	P	S	Al _{sol}	REM	B	C _{eq} (WES)
A	25.4	0.12	0.34	1.51	0.017	0.004	0.030	0.030	0.0035	0.386
B1	32	0.12	0.33	1.50	0.017	0.004	0.031	0.031	0.0032	0.384
B2	32	0.13	0.33	1.50	0.018	0.004	0.031	0.035	0.0035	0.394

Table 3 Mechanical properties of industrial heats

Steel	Plate thickness (mm)	Tensile test (G.L.=200mm, transverse direction)			Charpy impact test (longitudinal direction)	
		Y.P. (kg/mm ²)	T.S. (kg/mm ²)	El. (%)	$\sqrt{E_{-20}}$ (kg·m)	T _{rs} (°C)
A	25.4	35.1	50.2	29	18.9	-36
B1	32	36.0	51.0	27	21.6	-45
B2	32	33.0	50.0	30	12.0	-33

Spec. of K5D: Y.P. ≥ 32 kg/mm², T.S. ≥ 48 kg/mm², El. $\geq 20\%$, $\sqrt{E_{-20}} \geq 3.2$ kg·m

Table 4 Welding conditions

Welding process	Joint geometry (steel)	Consumables	Diameter of electrode (mm)	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (cm/min)	Heat-input (kJ/cm)
Covered electrode arc welding	(B1)	KS76	4.0	170	24	15	16
Electrogas welding	(A)	HS-42G	3.2	600~660	32~37	5.7~7.3	185~236
One side submerged arc welding	(B2)	US-43X PFI-53X PFI-50R	L* 4.8 T ₁ ** 4.8 T ₂ ** 6.4	1 400 1 200 1 100	36 42 48	43	214.2
Electroslag welding	(B2)	Wire : US-49P Flux : MF-38 Nozzle : KOB	2.4	380~400	35~58	16	526.5

* Leading electrode

** Trailing electrode

板厚 32mm の鋼板(鋼 B1) を用いて溶接硬化性および溶接割れ感受性を調査した結果を Table 5, Fig. 6, 7 に示す。JIS Z 3101 による溶接部最高硬さ試験の結果, Table 5 で明らかなように予熱を行わない場合の最高硬さはビッカース硬さで 373 である。この成績と Fig. 6 に示す WES によるテーパ硬さ試験結果を合わせてみると, BD 鋼の溶接硬化性は市販 K5D 鋼と同等であるといえる。γ 開先拘束割れ試験の結果, Fig. 7 に示すように湿度 83% という苛酷な条件においてもルート割れ阻止温度は 75°C であり, BD 鋼は溶接割れ感受性もまた市販 K5D 鋼と同等であることが明らかになった。

3・2・2 継手部の硬さ試験および引張試験

大入熱溶接継手部の硬さ試験および引張試験結

Table 5 Results of maximum hardness tests of BD steel

Preheating temperature (°C)	Maximum hardness (H_v -10kg)
23	373
50	360
75	357
100	345

Welding material : KS76

Heat-input : 17.7kJ/cm

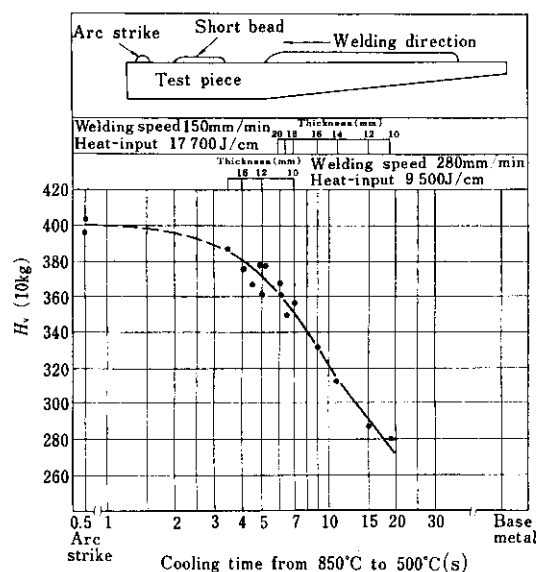
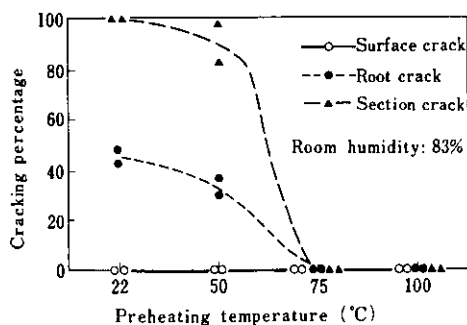


Fig. 6 Result of taper hardness test of BD steel

Fig. 7 Results of γ -groove restraint cracking tests of BD steel

果をそれぞれ Fig. 8 および Table 6 に示す。いずれの溶接法を用いた場合にも継手部は正常な硬さ分布を示し、引張試験の結果母材破断を示した。

3・2・3 継手部の衝撃試験

被覆溶接棒を用いたアーク溶接法および種々の大入熱溶接法による継手部 (エレクトロガス溶接継手部 ($t=25.4\text{mm}$) については $\frac{1}{2}t$ 部, 他の継手 ($t=32\text{mm}$) については $\frac{1}{4}t$ 部) の V シャルピー試験結果を Fig. 9, 10 に示す。これらの図には市販 K5D 鋼のエレクトロガスならびにエレクトロスラグ溶接ボンド部の特性²⁾を併記した。いずれの溶接法を用いた場合も, BD 鋼のボンド部の靱性はきわめて優れている。たとえば, エレクトロガス溶接ボンド部の 0°C における吸収エネルギー vE_0 は約 $10\text{kg}\cdot\text{m}$, vT_{rs} は約 0°C であり, これら

は市販 K5D 鋼の $2\text{kg}\cdot\text{m}$, 約 50°C に比べて著しく改善されている。また, BD 鋼のボンド部靱性は, エレクトロガス溶接法を用いた場合よりもさらに入熱量が高い片面サブマージアーク溶接法およびエレクトロスラグ溶接法を用いた場合の方が高いことは注目される。この現象は実験室鋼塊で得られた Fig. 4 の現象と同様である。

3・2・4 継手部の光学顕微鏡組織の観察

BD 鋼のエレクトロガス溶接およびエレクトロスラグ溶接継手のボンド部およびボンドから 2mm 離れた熱影響部の組織を Photo. 3 に示す。いずれの溶接法の場合も, 熱影響部はボンド部を含めすべての箇所でおもに微細なフェライト-パーライト組織を示し, 市販 K5D 鋼にみられた上部ベイナイト組織は観察されなかった。

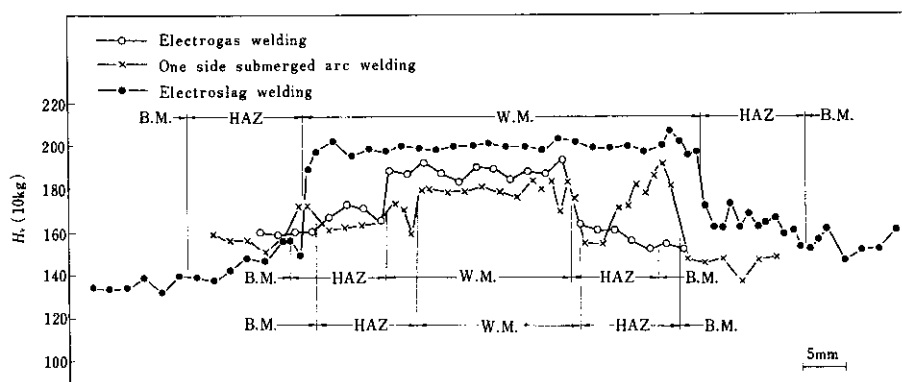


Fig. 8 Distribution of hardness in welded joints of BD steel

Table 6 Results of tensile tests in welding joints of BD steel

Welding process	Gauge	Y.P. (kg/mm^2)	T.S. (kg/mm^2)	El. (%)	Fracture position
One side submerged arc welding	Short gauge (JIS Z 3121)	—	52.2 53.4	—	Base plate "
	Long gauge (G.L.=200mm)	—	48.4 49.3	25 25	Base plate "
Electroslag welding	Short gauge (JIS Z 3121)	—	56.6 55.6	—	Base plate "
	Long gauge (G.L.=200mm)	33.7 32.5	49.8 50.4	25 23	Base plate "

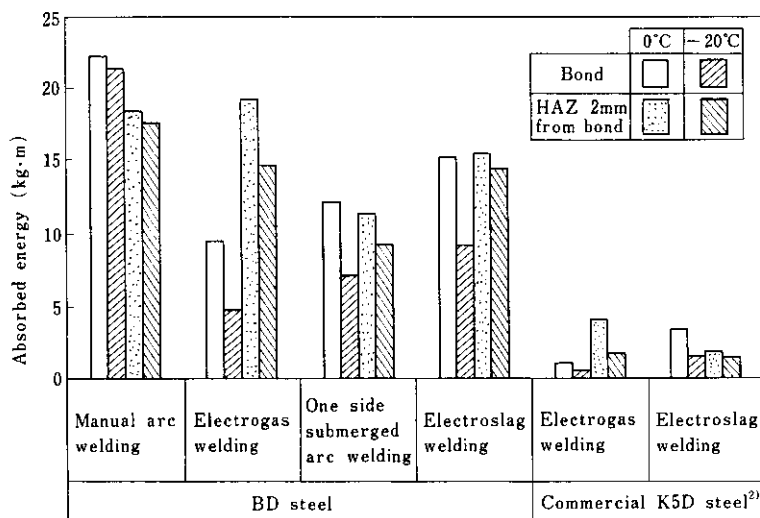


Fig. 9 Results of Charpy impact tests of heat affected zones in welded joints

3.2.5 脆性破壊発生試験

母材およびエレクトロガス溶接継手の脆性破壊発生特性を調べるために、小型 COD 曲げ試験お

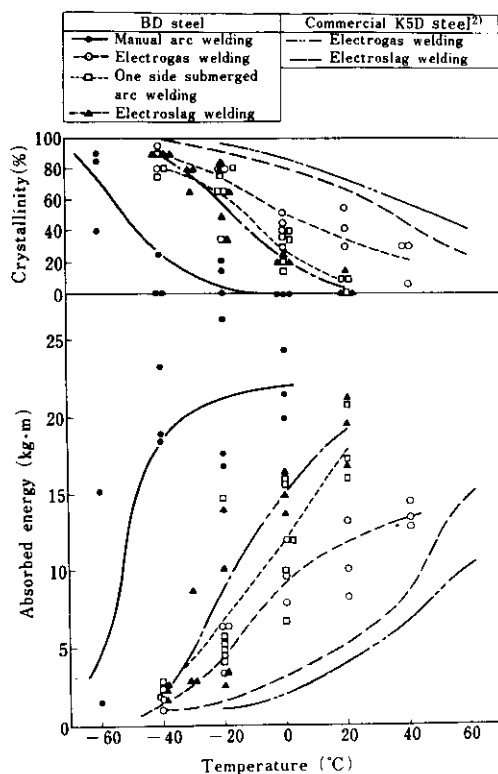


Fig. 10 Charpy transition curves of the weld bonds

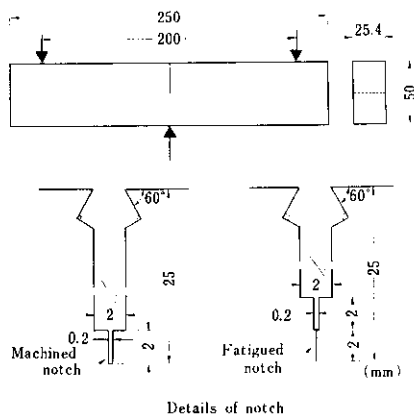


Fig. 11 Geometries of three point bend specimen

よび中央切欠大型引張試験を行った。

Fig. 11 に示す形状および寸法の小型 COD 曲げ試験片を用い、限界 COD 値の温度依存性を調べた結果を **Fig. 12** に示す。クリップゲージを用いて測定した切欠の開口変位 V_0 は、 σ_N/σ_Y (試験片実断面の nominal skin stress の降伏応力に対する比) が 2.0 以上のものに対しては rotational factor ($r=1/3$) 法を、1.5 以下のものに対しては FEM 法を、そして 1.5 と 2.0 の間のものに対しては先の 2 方法で得られた値の平均値をとるという方法を用

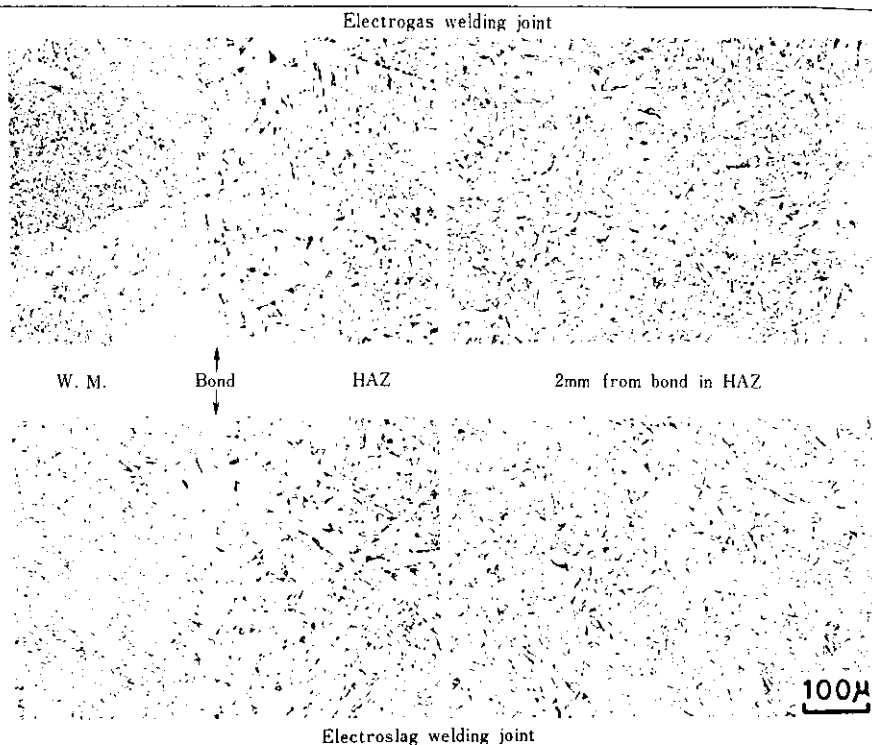


Photo. 3 Optical micrographs of heat-affected zone in electrogas and electroslag welding joints

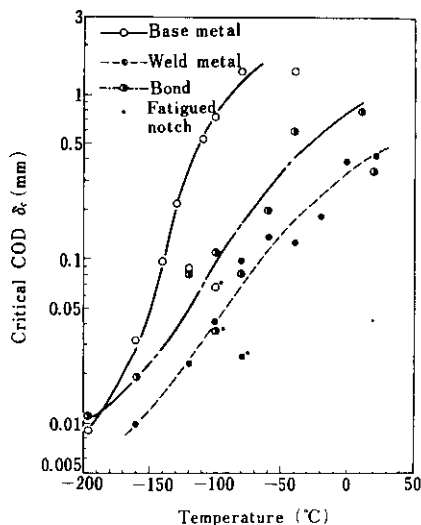


Fig. 12 Relation between critical COD δ_c and temperature obtained by three point bend test

いることにより、切欠先端での開口変位量 δ_c に換算した。Fig. 12 で明らかなように、溶接ボンド部の δ_c 値はいずれの温度においても母材のそれに比べると小さいが、溶接金属に比べるとわずかに大きい。ボンド部と溶接金属部の δ_c 値の温度依存性はほぼ同等であり、母材に比べて小さい。Fig. 12 において * 印をつけた δ_c 値は、疲労亀裂を

施した試験片について得られた値である。母材に疲労亀裂を入れた試験片の δ_c 値は機械切欠 (0.1 mmR) を入れた試験片のその 9% に過ぎないが、溶接ボンド部および溶接金属のそれらはそれぞれ 25% および 27% である。溶接ボンド部および溶接金属の δ_c 値に及ぼす切欠先端の尖鋭度の影響は、母材に比べて小さいことが注目される。

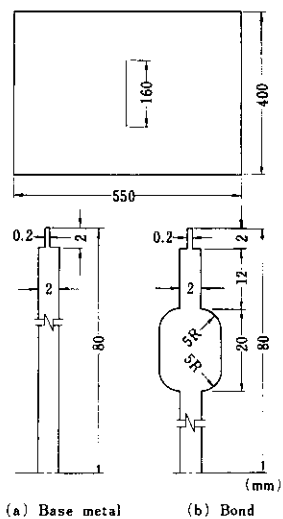


Fig. 13 Geometries of deep notch specimens

中央切欠大型引張試験片の形状および寸法を Fig. 13 に示す。破壊靱性値 K_c は、破壊発生応力から板幅補正を行い計算した。限界 COD 値 δ_c は、Bilby らの BCS モデルによる亀裂開口変位についての計算式⁴⁾を用いて、切欠先端から 7mm の位置に挿入したクリップゲージの開口変位を切欠先端における開口変位に換算して求めた。母材、溶接ボンド部および溶接金属部の破壊靱性値 K_c および限界 COD 値 δ_c の温度依存性をそれぞれ Fig. 14 および Fig. 15 に示す。これらの図には、比較材として市販 K5D 鋼の特性²⁾を併記した。Fig. 14 から明らかなように、母材、溶接ボンド部および溶接金属部のいずれについても、 K_c の自然対数と試験温度 T_k (°K) の逆数の間には直線関係が成り立つ。BD 鋼および市販 K5D 鋼の溶接ボンド部についての上記の直線関係は、それぞれ次式で与えられる。

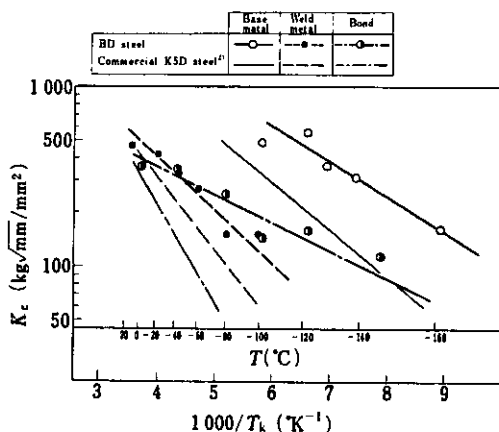


Fig. 14 Relations between fracture toughness K_c and temperature for base metals and electrogas welding joints obtained by deep notch test

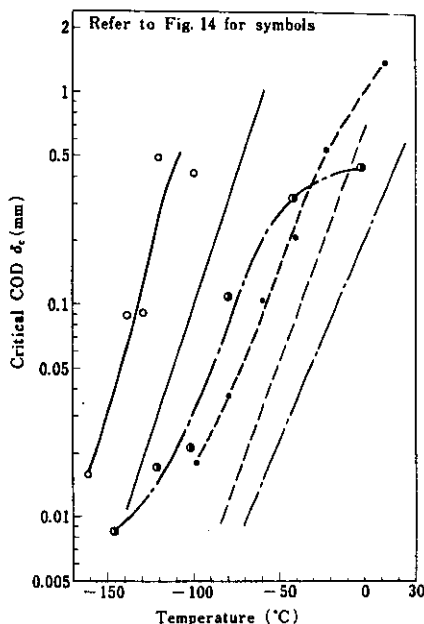


Fig. 15 Relations between critical COD δ_c and temperature for base metals and electrogas welding joints obtained by deep notch test

および限界 COD 値 δ_c の温度依存性をそれぞれ Fig. 14 および Fig. 15 に示す。これらの図には、比較材として市販 K5D 鋼の特性²⁾を併記した。Fig. 14 から明らかなように、母材、溶接ボンド部および溶接金属部のいずれについても、 K_c の自然対数と試験温度 T_k (°K) の逆数の間には直線関係が成り立つ。BD 鋼および市販 K5D 鋼の溶接ボンド部についての上記の直線関係は、それぞれ次式で与えられる。

$$\text{BD 鋼} \quad \ln K_c = -\frac{288.57}{T_k} + 6.95$$

$$\text{市販 K5D 鋼} \quad \ln K_c = -\frac{1221.94}{T_k} + 10.28$$

BD 鋼の母材および溶接ボンド部の K_c 値は市販 K5D 鋼に比べ著しく高いが、溶接金属部の K_c 値は両材で大差がない。母材と溶接ボンド部の試験温度の低下に伴う K_c 値の減少の傾向はほとんど同じであり、溶接金属部のそれに比べて緩慢である。また、BD 鋼の母材および溶接ボンド部の限界 COD 値は、Fig. 15 で明らかなように破壊靱性値の場合と同様に市販 K5D 鋼のそれらに比べて著しく高い値を示す。

3・2・6 脆性破壊伝ば試験

母材およびエレクトロガス溶接部の脆性破壊伝ば停止特性を調べるために、前者については温度勾配型、後者については温度平坦型の大型 ESSO 試験を行った。試験片形状および寸法を Fig. 16 に示す。脆性破壊伝ば抵抗値 K_{ca} は、偏心亀裂をもつ有限板に対する石田の厳密解⁵⁾を用いて計算した。

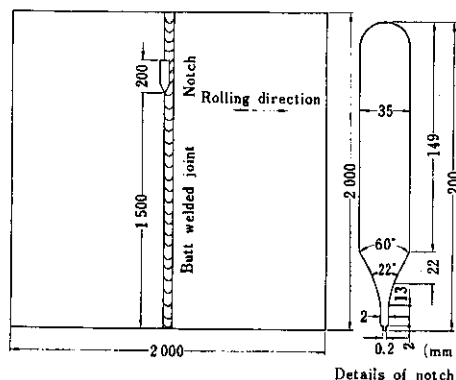


Fig. 16 Geometries of large scale ESSO test specimen

母材についての試験結果を Table 7 および Fig. 17 に示す。Fig. 17 には市販 K5D 鋼の特性²⁾を併記した。試験は 3 条件で行われたが、いずれの場合も脆性亀裂は枝分かれすることがなく 1 本で伝ばした。脆性破壊伝ば抵抗値の温度依存性を示す Fig. 17 で明らかなように、BD 鋼の母材の脆性破壊伝ば停止特性は市販 K5D 鋼とほぼ同じである。Fig. 17 を用いて公称降伏応力 (32kg/mm²) の 1/2 の応力が負荷された状態で、半長が 10mm (WES G 種) と 100mm (WES A 種) の亀裂が伝ばを停止する温度を BD 鋼について求めると、それぞれ -82°C (G 種) および -48°C (A 種) である。すなわち、BD 鋼は船体用 50kg/mm² 級鋼として十分な脆性破壊伝ば停止能をもつといえる。

溶接ボンド部についての試験結果を Table 8 および Fig. 18 に示す。脆性亀裂はいずれの試験片においてもボンド部に沿ってわずかに伝ばしたのち母材へそれた。したがって、ボンド部の脆性破壊伝ば抵抗値 K_{Ic} の計算に必要なボンド部における亀裂長さおよび亀裂停止温度は、それぞれ脆性亀裂がボンドから母材へそれた位置までの切欠先端からの距離およびその位置での温度を用いている。このような条件で求めたボンド部の K_{Ic} 値は真の K_{Ic} 値より大きいといえる。ボンド部からそれた亀裂はすべて母材で停止したので、参考のためこの停止位置から母材の脆性破壊伝ば抵抗値を計算した結果を Table 8 および Fig. 18 に示す。溶接ボンド部の伝ば停止特性は、通常脆性破壊伝ば抵抗値と脆性亀裂伝ば径路の二つの観点から考察される。前者の観点から本実験結果をみると、Fig. 18 で明らかなように、BD 鋼の溶接ボンド部の脆性破壊伝ば抵抗値は母材のそれとほぼ同等である。すなわち、BD 鋼の溶接ボンド部の靱性の

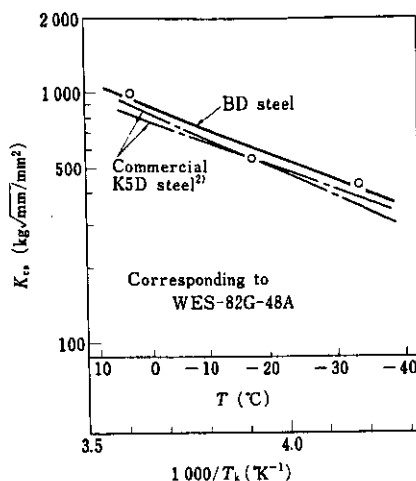


Fig. 17 Relations between resistance against brittle fracture propagation K_{Ic} and temperature for base metals obtained by large scale ESSO test

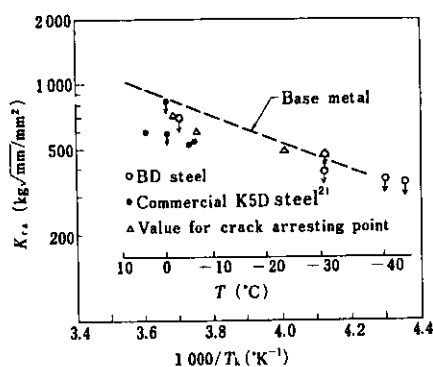


Fig. 18 Relation between resistance against brittle fracture propagation K_{Ic} and temperature for bond of electrogas welding joints obtained by large scale ESSO test

Table 7 Large scale ESSO test results of base metal

Specimen No.	Temperature distribution in specimen	Impact energy (kg·m)	Gross stress σ_s (kg/mm ²)	Arrested crack length C_s (mm)	Temperature at arrested crack tip		Resistance against brittle fracture propagation K_{Ic}^* (kg√mm/mm ²)
					T_s (°C)	$10^3/T_k$ (°K ⁻¹)	
M1	Gradient type	—	16.3	1100	4	3.61	991
M2		300	12.0	776	-17	3.91	554
M3		300	10.0	695	-34	4.18	435

* Calculated using Ishida's equation⁵⁾

Table 8 Large scale ESSO test results of bond of electrogas welding joint

Specimen No.	Temperature distribution in specimen	Impact energy (kg·m)	Gross stress σ_g (kg/mm ²)	Arrested crack length * C_a (mm)	Temperature at arrested crack tip		Resistance against brittle fracture propagation K_{Ia} ** (kg√mm/mm ²)	Remarks
					T_a (°C)	$10^3/T_k$ (°K ⁻¹)		
B-1	Flat type	300	18.0	542 (618)	> -3 (-1)	< 3.70 (3.68)	< 695 (738)	Crack was arrested in base metal after having run 542mm along bond
B-2		350	18.0	16 (400)	> -43 (-6)	< 4.35 (3.75)	< 341 (610)	Crack was arrested in base metal after having run 16mm along bond
B-3		300	20.0	25 (155)	> -30 (-23)	< 4.12 (4.00)	< 387 (498)	Crack was arrested in base metal after having run 25mm along bond
B-4		—	19.0	13 (484)	> -40 (-3)	< 4.29 (3.70)	< 357 (697)	Crack was arrested in base metal after having run 13mm along bond
B-5		300	24.9	10 (12)	> -30 (-30)	< 4.12 (4.12)	< 467 (467)	Crack was arrested in base metal after having run 10mm along bond

* Distance between the notch tip and the point where the crack leaves the bond or the arrested crack tip

** Calculated using Ishida's equation⁵⁾

Values in the parentheses are those for the arrested crack tip

劣化はたいして大きくないといえる。一方、後者の観点からみると、市販 K5D 鋼の場合脆性亀裂はボンドに沿って大きく伝ばするが、BD 鋼の場合 Table 8 に示すように一例を除いて亀裂はボンドに沿ってわずかに伝ばし、その後母材へそれている。これは BD 鋼の溶接ボンド部の靱性劣化が比較的小さいことを示唆する。

4. 結 論

大入熱溶接ボンド部の組織および靱性の改善に対する REM および B の効果に関する基礎的実験、ならびに工場試作した船体用 50kg/mm² 級の REM-B 鋼(BD 鋼)について広範囲な溶接性試験を行った結果、おもにつぎの事柄が明らかになった。

(1) 引張強さ 50kg/mm² 級鋼の大入熱溶接ボンド部の靱性は、0.02~0.04%の REM および 0.0020~0.0035% の B を添加することにより著しく向上する。

(2) この靱性の改良は溶接ボンド部に塊状の微細フェライトが多数形成されることにもとづく。こ

こで B はオーステナイト粒界におけるフェライトの生成を抑制するとともに、BN としてオーステナイト粒内における微細フェライトの形成に直接的な役割を果たす。一方、REM は鋼中に微細に分散した REM 介在物が BN の析出サイトとなることにより、微細フェライトの形成に寄与する。

(3) 溶接部最高硬さ試験による H_{max} は 373、そして γ 開先拘束割れ試験における割れ阻止温度は湿度 83% の苛酷な条件で 75°C であり、溶接硬化性および溶接割れ感受性は市販 K5D 鋼とほぼ同等である。

(4) エレクトロガス溶接、片面サブマージアーク溶接およびエレクトロスラグ溶接のいずれの溶接法を用いた場合も、ボンド部は微細なフェライト-パーライト組織となり、きわめて優れた靱性を示した。たとえば、エレクトロガス溶接ボンド部の 0°C における吸収エネルギー E_0 は約 10kg·m、 $\sqrt{T_{Ia}}$ は約 0°C であり、これらは市販 K5D 鋼の E_0 2kg·m、 $\sqrt{T_{Ia}}$ 50°C に比べて著しく改善されている。

(5) エレクトロガス溶接ボンド部の小型 COD 曲げ試験と中央切欠大型引張試験の結果、限界 COD 値および破壊靱性値は市販 K5D 鋼に比べ向上し

ており、大型引張試験による限界 COD-温度曲線は市販 K5D 鋼に比べ約 60°C 低温に移行し、きわめて優れた脆性破壊発生阻止特性を示した。

(6) エレクトロガス溶接ボンド部の大型 ESSO 試験の結果、多くの場合ボンドで発生した脆性亀裂は約 20mm 伝ばしたのち母材へそれて停止した。すなわち、BD 鋼の溶接継手部の脆性亀裂はボンドに沿って長く伝ばする可能性は小さく、母材へ

それる傾向が大きいといえる。

本実験におけるエレクトロガス溶接継手は石川島播磨重工業(株)溶接研究所および船舶事業本部技術開発室、ならびに片面サブマージアーク溶接継手およびエレクトロスラグ溶接継手は川崎重工業(株)坂出造船事業部の製作によるものであり、御尽力いただいた両社の方々に深甚の謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 賀来, 白石, 笹路: 日本造船研究協会第 147 研究部会 SR147-11-97, (1974)
- 2) 日本造船研究協会第 147 研究部会 SR147-9-76, (1974)
- 3) 船越, 田中, 上田, 石川, 腰塚, 小林: 鉄と鋼, 63 (1977), 2, 105
- 4) B. A. Bilby, A. H. Cottrell, E. Smith and K. H. Swinden, Proc. Roy. Soc. A279, (1964), 1
- 5) M. Ishida: Trans. ASME, Ser. E: J. Appl. Mech., 33 (1966), 674

