

## 論 文

UDC 669.14.018.295 : 539.56 : 669.112.228.1 : 621.791.053 : 620.192.45 : 669.78

希土類元素とB添加による高張力鋼の大入熱溶接  
ボンド部の組織と靱性の改良\*船越 督己\*\*・田中 智夫\*\*・上田 修三\*\*\*  
石川 正明\*\*\*・腰塚 典明\*\*\*・小林 邦彦\*\*\*Improvement in Microstructure and Toughness of Large Heat-Input  
Weld Bond Due to Addition of Rare Earth Metals and Boron in High  
Strength SteelTokushi FUNAKOSHI, Tomoo TANAKA, Syuzo UEDA,  
Masaaki ISHIKAWA, Noriaki KOSHIZUKA, and Kunihiko KOBAYASHI

## Synopsis:

For the purpose to improve the weld bond toughness through ferrite grain refinement in 40~60 kg/mm<sup>2</sup> tensile strength steels, the effects of various alloying elements on the grain structure and notch toughness in the weld bond were investigated. Of the alloying elements investigated, small additions of both rare earth metal(REM) and boron(B) were found to accelerate the formation of fine ferrite grains inside prior austenite grains, resulting in a remarkable improvement weld bond toughness.

The main results obtained are summarized as follows:

- (1) The optimum concentration range of REM and B are 0.020-0.040% and 0.0020-0.0035%, respectively.
- (2) With an increase of BN content, the number of fine ferrite grains increases remarkably.
- (3) The amount of BN re-precipitated during welding thermal cycle is larger in REM-B steel than in B steel.
- (4) Spherical inclusions are frequently observed in the center of ferrite grains or adjacent to them and many of them identified as Ce<sub>2</sub>O<sub>3</sub>S and BN.
- (5) According to the observation by IMMA, the location of B<sup>+</sup> -images is in good accordance with that of both Ce<sup>+</sup>- and N<sup>+</sup>-images.

By the use of commercial heats of REM-B steel, brittle fracture tests were conducted and good results were obtained.

## 1. 結 言

最近、船舶、橋梁、圧力容器などの溶接構造物の建造にあたり、溶接工数の低減など溶接の高エネルギー化がはかられている。すなわち、引張強さが 50 kg/mm<sup>2</sup> 級および 60 kg/mm<sup>2</sup> 級の高張力鋼を使用する重要部材にも、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採用される機運にある<sup>1)2)</sup>。しかし、通常の高張力鋼の大入熱溶接熱影響部は、一般に粗大な網目状初析フェライトと上部ベイナイトの混合組織であり、切欠靱性はきわめて低<sup>3)</sup>、

したがって、大入熱溶接に適した鋼材の開発が切望されている。大入熱溶接影響部の靱性を改良する方法の一つとして、Ti を含有させることが行なわれる。この場合、熱影響部組織は、ボンド部近傍においても微細なフェライト・パーライトを主とする組織となり、切欠靱性の劣化は少ない。この Ti 添加鋼に関しては、金沢ら<sup>3)</sup> および松田ら<sup>4)5)</sup> による基礎および工業分野における広範囲な実験がある。著者らは大入熱溶接熱影響部の切欠靱性を改善するために種々の成分系の小型鋼塊を溶製し、熱影響部の組織および靱性に及ぼす合金元素の影響を系統的に調査した。その結果、希土類元素(以後 REM と

\* 昭和 49 年 11 月, 50 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 51 年 3 月 8 日受付 (Received March 8, 1976)

\*\* 川崎製鉄(株)技術研究所 工博 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

\*\*\* 川崎製鉄(株)技術研究所 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chiba 280)

呼ぶ) および B を適量添加すると、熱影響部は Ti 添加の場合と同様に、おもに微細なフェライト・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。

本報告はこれらの結果をまとめたものであるが、(1) 大入熱溶接影響部の靱性改良に対する REM および B の適正含有量、(2) 熱影響部組織を微細なフェライト・パーライトにする REM および B の役割、(3) 工場試作による REM-B 系鋼板の溶接熱影響部について、小型および大型脆性破壊特性を調査することによる実用鋼としての性能確認、の 3 部門からなる。また、(2) についての実験結果にもとづいて、微細フェライトの形成機構についても考察している。

## 2. 供試鋼および実験方法

### 2.1 供試鋼

Table 1 に REM と B の効果に関する基礎実験に用いた供試鋼の化学組成を示す。これらの供試鋼は、高周波誘導加熱式真空溶解炉で溶製後、50 kg 鋼塊に casting し、その後 240 t 圧延機を用いて、17 mm 厚の板に圧延したものである。これらはいずれも 0.12%C-0.25% Si-1.50%Mn を基本組成とし、REM, B, N などの含有量を母材の機械的性質をそこなわない範囲で変化させ

たものである。

実用化試験に用いた鋼は工場において 100 t LD 転炉-RH 脱ガス工程で溶製後、連続 casting し、その後板厚 32 mm に圧延した鋼板である。この鋼の化学組成および機械的性質を Table 2 に示す。

### 2.2 実験方法

#### (1) 再現溶接熱サイクル材の衝撃試験

Table 1 に示す供試鋼から、15×75×80 mm<sup>3</sup> の試片を作製し、富士電波製高周波誘導加熱式急速加熱-冷却装置を用いて、これらの試片の中央部に Fig. 1 に示すⅣの熱サイクルを付与し、これからシャルピー標準試片を 3 本採取し、衝撃試験を行なった。なお、Ⅳの熱サイ

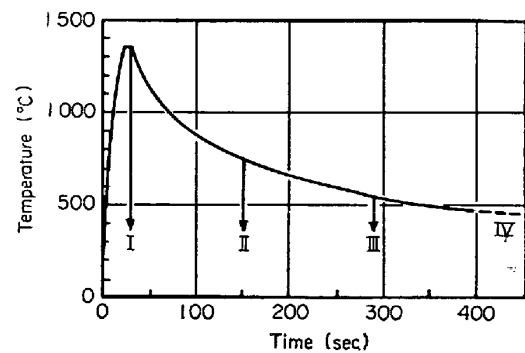


Fig. 1. Various thermal cycles used in the present work.

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	REM	B	N
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
e	0.11	0.27	1.43	0.014	0.004	0.025	0.0015	0.0058
f	0.08	0.26	1.46	0.014	0.005	0.028	0.0026	0.0060
g	0.12	0.25	1.46	0.014	0.003	0.028	0.0033	0.0062
h	0.11	0.26	1.48	0.015	0.006	0.028	0.0040	0.0063
i	0.13	0.23	1.45	0.013	0.003	0.023	0.0030	0.0014
j	0.13	0.24	1.46	0.013	0.004	0.027	0.0027	0.0039
k	0.10	0.23	1.46	0.012	0.003	0.026	0.0063	0.0066
l	0.13	0.25	1.44	0.013	0.004	0.022	0.0025	0.0053
m	0.10	0.24	1.47	0.012	0.004	0.024	0.0070	0.0120
n	0.11	0.24	1.47	0.012	0.004	0.026	0.0028	0.0071
o	0.11	0.27	1.45	0.014	0.004	0.009	0.0026	0.0061
p	0.10	0.26	1.46	0.014	0.005	0.052	0.0027	0.0068

Table 2. Chemical composition and mechanical properties of industrial heat.

C	Si	Mn	P	S	Al	REM	B		Y. P. kg/mm <sup>2</sup>	T. S. kg/mm <sup>2</sup>	El %	vE <sub>-20</sub> kg·m	vTrs °C
0.12	0.33	1.50	0.017	0.004	0.031	0.031	0.0032	L	—	—	—	21.6	-45
								C	36.0	51.0	27	7.1	-21

L : Longitudinal, C : Transverse

クルは入熱量 229 kJ/cm の片面サブマージアーク溶接継手 (板厚 32 mm) のボンド部のそれに相当する。

### (2) オーステナイト粒度の測定

鋼 a~d から作った 3 mmφ×10 mm の試料に、全自動変態測定装置 Formastor-F により、950, 1 100, 1 250, 1 350°C×10 sec→急冷の熱サイクルを付与した。これらの試料の横断面を研磨後、ピクリン酸飽和水溶液+表面活性剤で腐食し、光学顕微鏡観察によりオーステナイト粒径を切断法で測定した。

### (3) 初析フェライトの観察

鋼 a~p の 3 mmφ×10 mm の試料に、Formastor-F を用いて Fig. 1 の熱サイクルⅣを与え、その冷却途上、オーステナイト→フェライト変態域である 650°C およびそれぞれの試料について変態量が 20% になる特定温度から急冷した。これらの試料の横断面を研磨後、5% ナイタールで腐食し、初析フェライトの形状、生成箇所などを光学および電子顕微鏡 (抽出レプリカ法) を用いて観察した。さらに倍率 100 倍の光学顕微鏡写真を用い、約 1.5 mm<sup>2</sup> の面積中に存在する微細フェライトの個数を Visual-counting 法により測定し、単位面積あたりの平均フェライト粒子数を算出した。なお、変態量が 20% になる温度は、入熱 229 kJ/cm 相当の熱サイクルを試片に与えたときの温度-膨張曲線から求めた。

### (4) B および REM の存在状態の観察

鋼 c, n および l を用いて、(I) と同様の方法で、Fig. 1 に示すように、入熱量 229 kJ/cm のボンド部に相当する熱サイクル途上、(I) 1 350°C から急冷した試料、(II) 750°C から急冷した試料、(III) 550°C から急冷した試料、および (IV) 常温まで冷却した試料を準備した。これらの試料および母材を用いて、つぎに示す種々の手法により、B および REM の存在状態を調査した。

光学および電子顕微鏡観察：研磨のままおよび 5% ナイタール腐食試料を光学顕微鏡観察した。その後、カーボン抽出レプリカ [5% ナイタール腐食後カーボン蒸着し、その後同液で剝離] を電子顕微鏡観察し、電子線回折により析出物および介在物を同定した。

X 線マイクロアナライザー (XMA) 法：ビーム径 1.5 μ で介在物のラインアナリシスを行なった。

イオンマスマイクロアナライザー (IMMA 法)：ARL 社製 IMMA を用い、Ce<sup>+</sup>、B<sup>+</sup> および N<sup>+</sup> の分布を観察した。測定条件は、加速電圧 20 kV、1 次イオン O<sub>2</sub><sup>+</sup>、入射イオンビーム強度 0.5 nA、ビーム径 3 μ である。なお、N<sup>+</sup> の分布は CeN<sup>+</sup> により求めた。

全析出 B の定量：10% アセチルアセトン+1% テトラメチルアンモニウムクロライド・メタノール電解液電解法 (電位 -200 mV vs. SCE) による抽出残渣について、ジクロロエタン抽出-メチレン青吸光光度法により定量した。

B 窒化物 (BN) の定量：沃素-メタノール残渣について赤外線吸収法により定量した。

Fe 炭硼化合物としての B 量および固溶 B 量の算出：全析出 B 量-(BN としての B 量) を Fe 炭硼化合物としての B 量、(B<sub>total</sub> 量-全析出 B 量) を固溶 B 量と表現することにした。

B<sub>insol</sub> の定量：H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> (1+6) 溶解法 (JIS G 1227) を用いた。

REM 化合物としての REM 量の定量：4% サルチル酸・2% 塩化リチウム・メタノール溶液による電解残渣について吸光光度法により定量した。

### (5) 溶接継手の試験

Table 2 に示す工場溶製材 (板厚 32 mm) を用いて、Table 3 に示す溶接条件で、入熱量 229 kJ/cm の片面サブマージアーク溶接継手および入熱量 506 kJ/cm のエレクトロスラグ溶接継手を製作した。そして溶接部の種々の位置におけるシャルピー試験を行なうとともに、もつともぜい化の著しいボンド部に切欠を導入して中央切欠大形引張試験を行なった。この大形試験は 32×400×500 mm<sup>3</sup> の試験板の長手方向の中央に長手方向に直角に溶接線を位置させ、ボンド部に沿って幅方向の中央部に長さ 160 mm の板厚貫通切欠 (切欠の両端部 3 mm は幅 0.2 mm の機械加工ノッチ) をもつ試片を用い、種々の温度で長手方向に引張試験を行ない、脆性破壊発生特性を調査するものである。

Table 3. Welding condition.

Procedure	Electrode (mmφ)	Current (A)	Voltage (V)	Velocity (cm/min)	Heat-input (kJ/cm)
One side welding	L 4.8 T 6.8	1 350 800	34 38	20	229
Electroslag welding	3.2	550	40	2.6	506*

L : Lead, T : Trail \* without cooled shoes

### 3. 実験結果

#### 3.1 溶接ボンド部の靱性に及ぼす REM および B の影響

鋼 a~d の 4 鋼種に、入熱 229 kJ/cm の片面サブマージーク溶接のボンド部相当の熱サイクルを付与し、これらについてシャルピー試験を行なった結果を Fig. 2 に示す。REM あるいは B を単独添加した鋼 b および鋼 c の切欠靱性は、両元素とも無添加の鋼 a にくらべて、わずかに良好であるが、大きな差はみられない。これに対して、REM および B を同時に添加した鋼 d の切欠靱性は、鋼 a, b および c にくらべて顕著にすぐれている。ここで、鋼 a および鋼 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ッドマンステッテン・フェライトおよび上部ベイナイトの混合組織を示す。一方、鋼 d は微細なフェライト・パー

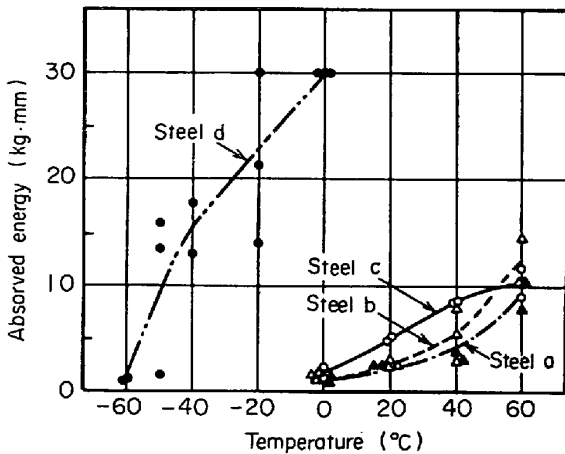


Fig. 2. Charpy transition curves of synthetic heat-affected specimens; thermal cycle corresponding to weld bond of 32 mm plate with heat-input of 22.9 kJ/cm.



Photo. 1. Optical micrographs of steels a and b subjected to weld thermal cycle corresponding to heat-input 299 kJ/cm as shown in Fig. 1.

ライト組織であり、しかもオーステナイト粒界に生成した初析フェライトはオーステナイト粒内に向けてほとんど成長せず、オーステナイト粒内に生成したものと同様、塊状を示す。

つぎに、靱性改良に対する適正な REM および B 量を明らかにするため、鋼 a~h, o, p に、入熱量 229 kJ/cm のボンド部に相当する熱サイクルを付与し、シャルピー試験を行なった。破面遷移温度 ( $vTrs$ ) と REM 量および B 量の関係を Fig. 3 に示す。REM, B とも無添加の鋼の  $vTrs$  は  $40^{\circ}C$  以上であり、靱性はきわめて低い。これに REM または B を単独添加しても、靱性の向上はわずかである。これに反して、B が 0.0023~0.0027% の鋼に REM を添加すると、REM 量の増加とともに  $vTrs$  は急激に低温側へ移行し、REM が 0.025~0.028% で  $vTrs$  は  $-40^{\circ}C$  以下を示す。同様に REM が 0.025~0.028% の鋼に B を添加すると、B 量の増加とともに切欠靱性は著しく向上し、B が 0.0020~0.0035% で  $vTrs$  はもつとも低く、 $-40^{\circ}C$  以下になる。すなわち、入熱量 229 kJ/cm の溶接ボンド部は REM 0.020~0.040% および B 0.0020~0.0035% の共存で著しく高い靱性を示す。

#### 3.2 溶接ボンド部組織の改良に対する REM および B の役割

##### (1) オーステナイト粒の粒成長阻止効果

一般に溶接熱影響部の組織および靱性は溶接加熱時のオーステナイト粒径に支配される。鋼 a, b, c および d について、オーステナイト粒径と加熱温度の関係を調査した結果を Fig. 4 に示す。 $950^{\circ}C$  の加熱温度では、いずれの鋼のオーステナイト粒径も小さく  $20\sim 25\mu$  であるが、加熱温度の上昇とともに、しだいに粒成長を起

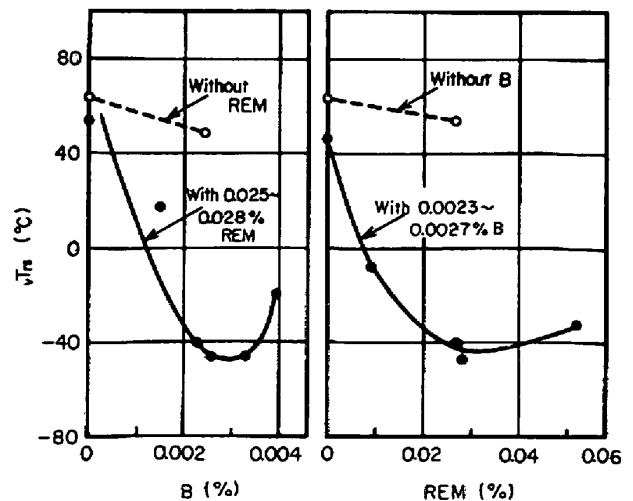


Fig. 3. Effect of B and REM contents on  $vTrs$  in synthetic heat-affected specimens.

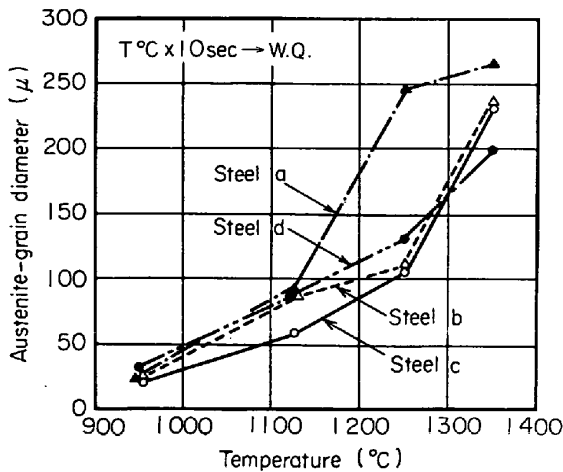


Fig. 4. Relation between austenite grain diameter and heating temperature.

こし、1350°Cになると、鋼 a, b, c および d の粒径はそれぞれ 266, 235, 230 および 200 μとなる。1350°Cにおける粗大化阻止効果は REM あるいは B のいずれかいつぼうのみを含有する場合にはほとんど認められないが、両者が共存すると、わずかに粒成長が抑制される。

## (2) 光学顕微鏡組織

入熱量 229 kJ/cm 相当の熱サイクルを付与し、その冷却途中 650°C から急冷した鋼 a, b, c および d の試料を光学顕微鏡観察した結果を Photo. 2 に示す。いずれの試料においても、もとのオーステナイト粒界の大部分と粒内の一部に初析フェライトが観察されるが、それらの生成量および形状には大きな相違がある。なお、他の部分は 650°C における未変態オーステナイトが急冷により変態したマルテンサイト組織である。各鋼の特徴をまとめると、つぎのようになる。(i) 鋼 a にくらべて鋼 b はフェライト生成量が多い。(ii) 鋼 c のオーステナイト粒界に生成された初析フェライトの幅は、鋼 a

にくらべて狭い。(iii) 鋼 c ではオーステナイト粒内に粒界とは独立に塊状のフェライトが生成される。(iv) 鋼 d では鋼 c で観察されたものと同様の塊状フェライトがオーステナイト粒内に著しく多数観察され、さらにオーステナイト粒界の一部にも塊状のフェライトが鎖状に並んで観察される。

## (3) 微細フェライトの形成および B の形態別生成量と B および N の関係

Photo. 2 において、REM-B 系鋼の初析フェライトの形状および生成箇所が B 系鋼のそれらに類似していることから、フェライトの生成は B にかなり支配されていることが推察される。また、B は強力な窒化物形成元素であること、一般に熱影響部の靱性は N 量に影響されること<sup>6)</sup>、などを考え合わせ、つぎの実験を行なった。

REM 0.025~0.028% および N 0.0058~0.0066% の鋼において、B 量を変化させた試料、ならびに REM 0.023~0.028%, B 0.0027~0.0033% の鋼において、N 量を変化させた試料に入熱量 229 kJ/cm 相当の熱サイクルを付与し、B の形態別生成量を調査した。さらに、この熱サイクル中のフェライト変態量が 20% のときのオーステナイト粒内に生成される微細フェライトの個数を測定した。これらの結果を Fig. 5 および 6 に示す。Fig. 5 よりつぎのことがわかる。全析出 B 量は  $B_{total}$  の増加とともにほぼ比例的に増加する。BN としての B 量は  $B_{total}$  の増加とともに、はじめ全析出 B に近い値で増加するが、しだいに飽和し、同時に Fe 炭硼化合物としての B 量が急激に増加するようになる。また固溶 B 量は  $B_{total}$  量の増加とともに、漸次増加する。一方、微細フェライトの析出個数は、BN としての B 量が飽和値近傍になるとともに固溶 B 量が数 ppm になるまでは、 $B_{total}$  量とともに増加するが、 $B_{total}$  量がさらに増加して BN としての B 量の増加が緩慢になり、Fe 炭

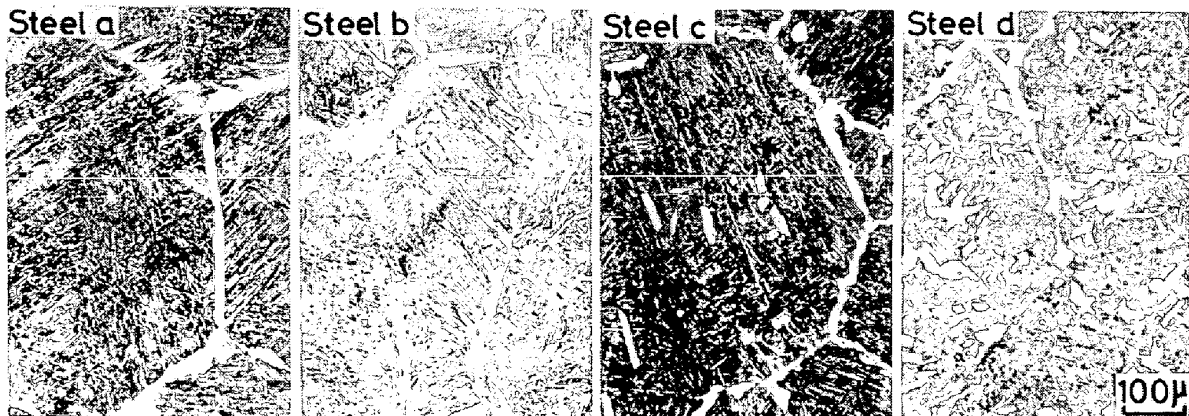


Photo. 2. Optical micrographs of steels a, b, c and d quenched at 650°C on the way of weld thermal cycle. (see Fig. 1).

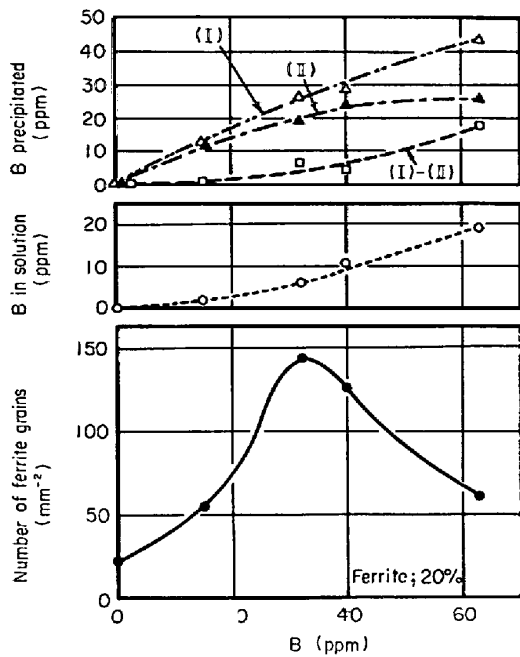


Fig. 5. Relation between number of ferrite grains formed inside austenite grains and B content: (I), (II), and (I)-(II) represent precipitated B, B as BN and B as Fe-borocarbide, respectively.

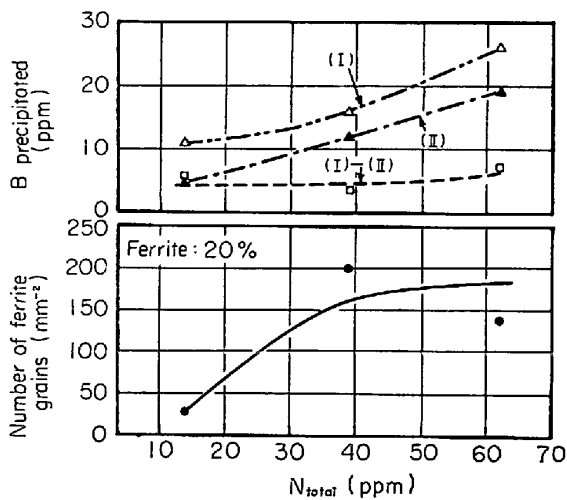


Fig. 6. The number of ferrite grains formed inside austenite grains and B precipitated as a function of N content: (I), (II) and (I)-(II) represent precipitated B, B as BN and B as Fe-borocarbide, respectively.

硼化物としてのB量および固溶B量の増加が著しくなると減少する。つぎに、N量の影響をみてみると、Fig. 6に示すように、全析出B量、BNとしてのB量はともにN量にほぼ比例して増加する。ここで、全析出B量の増加分はBNとしてのB量の増加分に相当する。一方、Fe炭硼化物としてのB量はほぼ一定値を示す。微細フェライトの析出個数は、測定のばらつきを考慮すると、

N量の増加すなわちBN量の増加とともに増加する。

(4) 微細フェライトの生成箇所

入熱量 229 kJ/cm 相当の熱サイクルを与え、650°Cから急冷した鋼dの試料について、塊状の微細フェライトに注目して、詳細に光学顕微鏡および電子顕微鏡観察した結果を Photo. 3 (a), (b) および (c), (d) に示す。(a) および (b) にみられるように、大部分の微細フェライトのほぼ中央部に数μの球状介在物が存在する。また、(a) 中に観察されるAは介在物を中心にした数個の放射状フェライトである。さらに、(c) は介在物を中心にもつフェライト、(d) は球状介在物(↑)の界面の一部と接しているフェライト(↑)を示す。

このような観察から、微細フェライトの生成に介在物が関与していることが推察されるので、この介在物をXMA, IMMA および電子顕微鏡を用いて詳細に観察した。この介在物をXMAによりラインアナリシスした結果、介在物の位置で、Ce, La, O, S, B, C およびNのピークがみられた。また、IMMAを用いて、広い領域におけるCe<sup>+</sup>, B<sup>+</sup> およびN<sup>+</sup>の分布を同一視野で調べた結果を Photo. 4 に示す。Ce<sup>+</sup>, B<sup>+</sup> およびN<sup>+</sup>のイオン像の大部分は同一箇所に見われており、また、これらの箇所は素地に不規則に分布し、連なつた状態ではないことなどが注目される。さらに、カーボン抽出レプリカを電子顕微鏡観察した結果の一例を Photo.

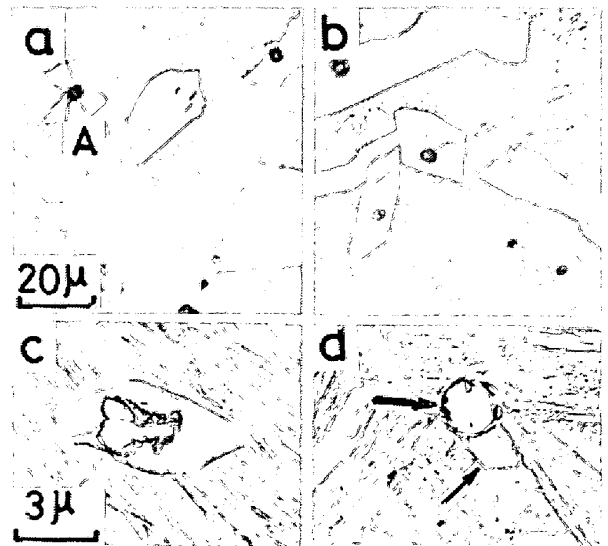


Photo. 3. Ferrite formed in the interiors of austenite grains. Globular inclusions are observed inside ferrite grains. (a) and (b) are optical micrographs and (c) and (d) are electron micrographs: (a) A indicates several ferrite grains nucleated at an inclusion and (d) thick arrow and thin arrow indicate an inclusion and a ferrite grain, respectively.

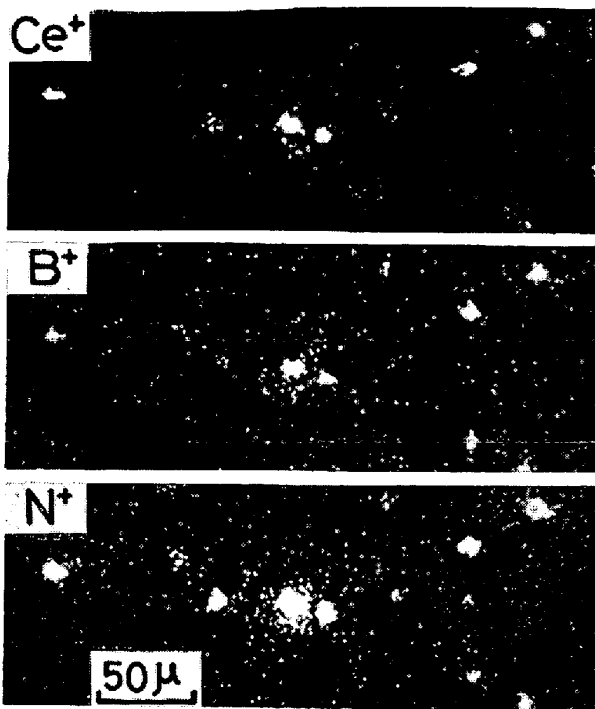


Photo. 4. Distribution of Ce<sup>+</sup>, B<sup>+</sup>, and N<sup>+</sup> revealed by IMMA.

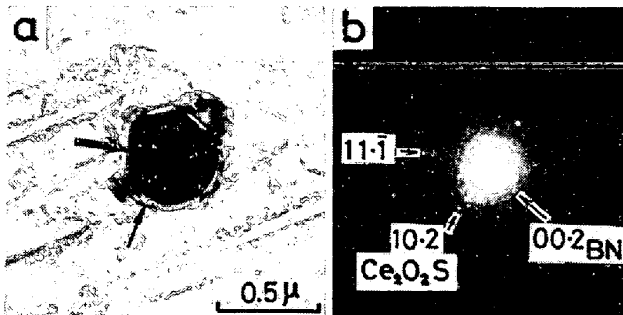


Photo. 5. Electron micrographs showing that REM-oxysulfide (↑) provides nucleation site for BN (↑) (replica).

5 (a) および (b) に示す。この試料の介在物の多くは、(a) にみられるように、2種類の物質が附着して存在するような形態を示す。すなわち、大きな介在物(↑)の周辺に、これとは異質のもの(↑)が存在する。これらを電子線回折すると、(b) のように  $Ce_2O_2S$  の明瞭な回折斑点と BN を示すリング状回折像が得られた。

Photo. 6 は微細フェライトの生成箇所と BN の析出位置の関係を示す典型的な例である。Photo. 6 (a) は明視野像であり、(c) は (a) における黒枠内の電子線回折線で、BN のリング状回折像を示す。(b) は  $(00\cdot2)_{BN}$  反射の暗視野像である。(a) における黒い不定型ものは介在物であり、それに接して、塊状のフェライト(↑)が観察される。また、(a) および (b) における矢印(↑)は、これらの界面に存在する BN 析出物である。

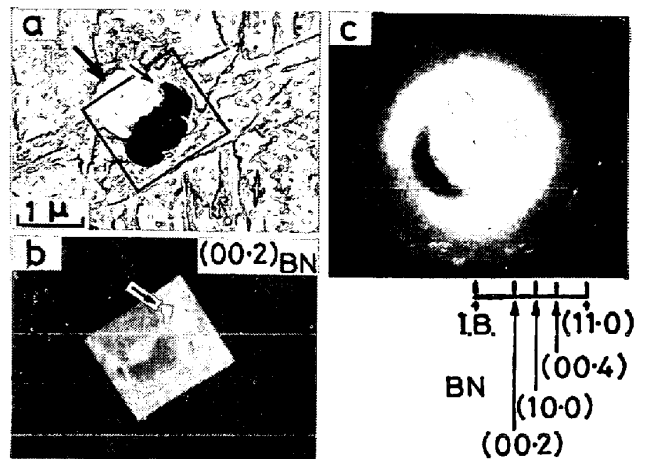


Photo. 6. BN (↑) is observed adjacent ferrite grain (↑) which is formed inside austenite grain (replica).

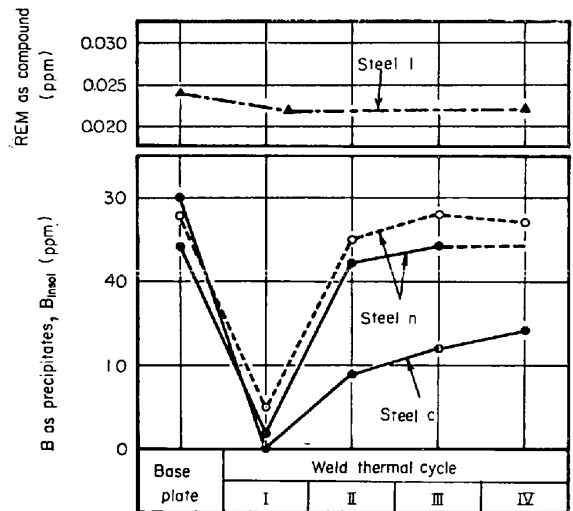


Fig. 7. Variation in precipitated B and REM accompanying weld thermal cycle (see Fig. 1); broken line, dotted line and solid line represent REM as compound, B as precipitates and  $B_{insol}$ , respectively.

(5) REM 介在物およびB析出物の溶接熱サイクル時の溶解-再析出挙動

上述の諸現象から、REM 介在物やB析出物が微細フェライトの形成に重要な役割をしていることが推察される。そこで、その役割をさらに明瞭にするため、鋼 l および n を用いて、Fig. 1 の熱サイクルを与え、それぞれ REM 介在物および B 析出物の溶接熱サイクル中の溶解-析出挙動を調査した。その結果を Fig. 7 に示す。母材では、REM および B のほぼ全量がそれぞれ化合物および析出物である。溶接熱サイクルの過程において、化合物としての REM 量は、分析誤差を考慮すると、ほとんど変化しないのに対し、析出物としての B 量は大きく変化する。すなわち、析出物としての B 量は、1350

°C 加熱により、急激に減少し数 ppm となる。しかし、固溶した B は 1350°C からの冷却過程で再び析出し、析出物としての B 量は、750 および 550°C において、それぞれ  $B_{total}$  量のほぼ 90 および 100% になる。 $H_2SO_4$  (1+6) による  $B_{insol}$  量は熱サイクル中、電解抽出法による析出物としての B 量とほぼ同様の变化を示し、前者は後者にくらべて、つねに数 ppm 少ない。これは後述するように、 $H_2SO_4$  (1+6) による  $B_{insol}$  量が近似的に BN としての B 量のみを示すのに対して、電解抽出法により求められる析出物としての B 量が BN + Fe 炭硼化合物として B 量を示すことにもとづく現象である。

つぎに、溶接熱サイクル中の  $B_{insol}$  量の変化に及ぼす REM の影響を明らかにするため、鋼 c について同様の調査を行なった結果を Fig. 7 に併記した。母材および最高加熱温度の 1350°C からの急冷材では、鋼 c と鋼 n の  $B_{insol}$  量はほぼ等しいが、熱サイクルの冷却途中、750 および 550°C からの急冷材では、REM-B 系の鋼 n の  $B_{insol}$  量は B 系の鋼 c にくらべて著しく多い。すなわち、REM は溶接熱サイクルの冷却中の試材の  $B_{insol}$  量を顕著に増加させる。

3.3 REM-B 系実用大入熱溶接用鋼の確性試験

100 t LD-RH 工程で溶接した Table 2 に示す化学組成の 32 mm 厚鋼板を用いて、入熱 229 kJ/cm の片面サブマージアーク溶接継手および入熱 506 kJ/cm のエレクトロスラグ溶接継手を製作し、これらの溶接部のシャルピー試験および中央切欠大型引張試験を行なった。それらの結果をそれぞれ Fig. 8 および Fig. 9 に示す。なお、図中に比較材として市販 SM-50 鋼の入熱量約

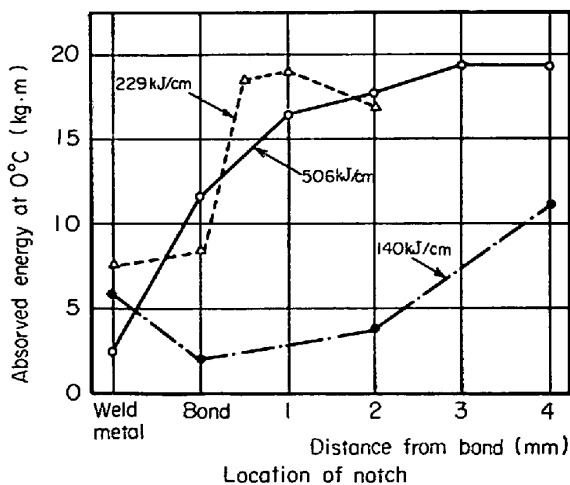


Fig. 8. Results of Charpy impact test of the weldment. (Commercial steel [●])<sup>7)</sup>-present experimental steel [○] and [△].

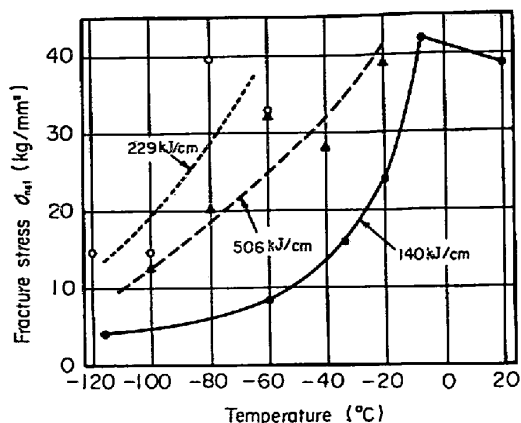


Fig. 9. Temperature dependence of fracture stress obtained by deep notch tests. (Commercial steel [●])<sup>7)</sup>-present experimental steel [○] and [△].

140 kJ/cm のエレクトロガス溶接部特性<sup>7)</sup>を併記した。REM-B 系鋼の入熱量 229 kJ/cm および 506 kJ/cm のボンドおよび熱影響部の 0°C における吸収エネルギーは、SM-50 鋼の入熱量 140 kJ/cm のそれらより、きわめて高い値を示している。また、REM-B 系鋼の入熱量 229 kJ/cm および 506 kJ/cm のボンド部にノッチをつけた中央切欠大型引張試験の破壊応力曲線は、SM-50 鋼の入熱量 140 kJ/cm のそれより 20~60°C 低温側へ移行している。また、-60°C における破壊応力で比較すると、SM-50 鋼では 8.5 kg/mm<sup>2</sup> であるのに対し、REM-B 系ではいずれの入熱量においても 25 kg/mm<sup>2</sup> 以上である。すなわち、REM-B 系鋼の大入熱溶接ボンド部における脆性破壊発生阻止特性は、SM-50 鋼にくらべて著しく改良されていることがわかる。

4. 考 察

4.1 微細フェライトの形成機構

前章で明らかになった微細フェライトの生成に関するおもな現象をまとめると、つぎのとおりである。

- (1) REM および B を適量含有すると、微細フェライトの生成が非常に容易になる。また、B の適正量は N 量の影響を受ける。
- (2) 微細フェライトのほぼ中心部には、球状介在物が観察されることが多い。
- (3) 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、介在物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 晶が高い頻度で認められる。
- (4) 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



量の緩慢な増加とともに、ほぼ比例的に増加するが、その後、BN 量が飽和し、固溶および Fe 炭硼化物量の顕著な増加がみられようになると、しだいに低減する。

これらの諸現象から、微細フェライトの核生成に BN が重要な役割をしていることが容易に推測できる。この BN は、Fig. 8 から明らかなように、溶接熱サイクルの  $1350^{\circ}\text{C}$  以上の温度域で固溶化された B が、冷却中  $\text{Ar}_3$  点以上で微細に再析出したものである。このような過程で生成された BN 晶とオーステナイトの地の界面がフェライトの核生成場所を提供していると考えられる。この考え方はつぎに示す現象によつて支持される。Fig. 10 に示すように、入熱量  $229\text{ kJ/cm}$  相当の熱サイクルの冷却中、 $650^{\circ}\text{C}$  までに生成される微細フェライトの個数は、その熱サイクル中に  $850^{\circ}\text{C}\times 3\text{ h}$  の熱処理を付加すると、著しく減少する。この現象は、 $850^{\circ}\text{C}\times 3\text{ h}$  処理により BN の析出が促進され、 $B_{\text{insol}}$  量は増加するが、個々の BN 晶は凝集、粗大化し、BN 晶の数が減少することにもとづくと思われる。すなわち、微細フェライトの形成には、微細な BN が多数存在することが必要である。

一方、微細フェライトの形成がもつとも顕著に起こるのは、Fig. 5 で明らかなように、固溶 B および Fe 炭硼化物量が数 ppm になつたときでもある。かりに、数 ppm の固溶 B および微細な Fe 炭硼化物がオーステナイト粒界にそれぞれ偏析および析出しているとすると、ADAIR<sup>8)</sup>をはじめとする多くの研究者<sup>9)~12)</sup>が述べているように、これらはオーステナイト粒界エネルギーを低下させ、オーステナイト粒界におけるフェライトの形成を抑制すると考えられる。この抑制作用はオーステナイト粒内で優先的に初析フェライトを形成することに間接的に

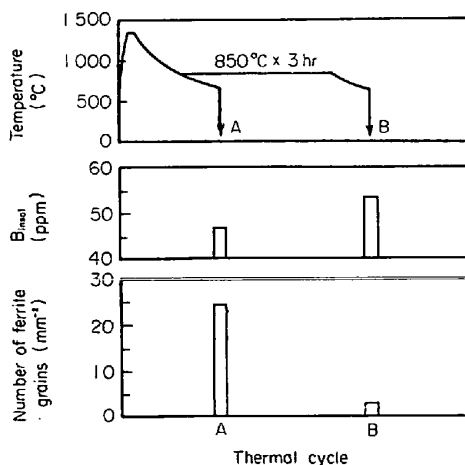


Fig. 10. Decrease in number of ferrite particles in austenite grains by accompanying heat treatment on the way of thermal cycle. (Steel m)

役立つている。

また、Fig. 5 において、Fe 炭硼化物量および固溶 B 量が顕著に増加するようになると微細フェライトの生成量が低減する現象はつぎのように説明できる。B 量が  $0.0040\%$  以上と多くなると、オーステナイト粒界に偏析する B 量も多くなる。その結果、そこでは粗大な Fe 炭硼化物が鎖状に生成される<sup>11)</sup>。これらの Fe 炭硼化物とオーステナイト地の界面は、MELLOY<sup>11)</sup>、MAITRE-PIERRE<sup>12)</sup> および DEVLETIAN<sup>13)</sup> が明らかにしたように、フェライトの核生成場所となる。したがつて、これらの粗大な Fe 炭硼化物がオーステナイト粒界に優先的に析出すると、オーステナイト粒界における初析フェライトの生成は粒内におけるより高い温度ではじまり、それらはオーステナイト粒内に向けて大きく成長するため、粒内における塊状フェライトの生成数は少なくなると考えられる。

すなわち、オーステナイト粒内における塊状の微細フェライトは、(1) BN 晶のオーステナイト粒内におけるフェライトの核生成を促進させる作用、および (2) オーステナイト粒界に偏析した数 ppm の固溶 B および微細 Fe 炭硼化物のオーステナイト粒界における初析フェライトの生成を抑制させる作用、により形成されると考えられる。

#### 4.2 REM 介在物と B 析出物の関係

微細フェライトの形成に重要な役割を果たす B 析出物と REM 介在物の関係に関して、本実験で明らかになつたおもな現象はつぎのとおりである。

(1) IMMA によると、 $\text{Ce}^+$ 、 $\text{B}^+$  および  $\text{N}^+$  は同一箇所を観察されることが多く、しかもそれらの分布は不規則である。

(2) 微細フェライトの中心部に光学顕微鏡で観察される球状介在物を XMA によりラインアナリシスした結果、Ce、La、O、S、B、N および C のピークが同一箇所認められた。

(3) 抽出レプリカを電子顕微鏡観察した結果、 $\text{Ce}_2\text{O}_3$  と BN が同一箇所認められた。

(4) 溶接熱サイクル時に再析出する REM-B 系鋼の  $B_{\text{insol}}$  量は B 系鋼のそれより著しく多い。

(5) REM 介在物の量は溶接熱サイクル中、ほとんど変化しない。

ここで、 $B_{\text{insol}}$  量と BN としての B 量の関係を Fig. 11 に示す。これは Table 1 に示した種々の REM-B 系鋼を用いて求めたものである。 $B_{\text{insol}}$  量は BN としての B 量に近い値を示す。したがつて、(4) の現象は REM が BN の析出を促進することを意味すると考えら

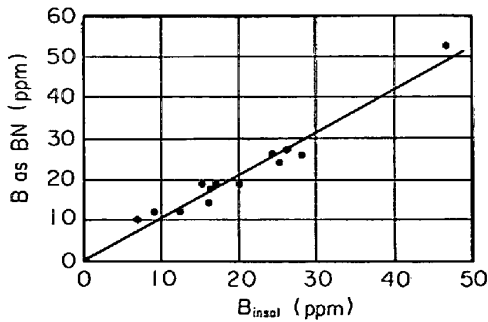


Fig. 11. Relation between B as BN and  $B_{insol}$  in synthetic heat-affected specimens of REM-B steels.

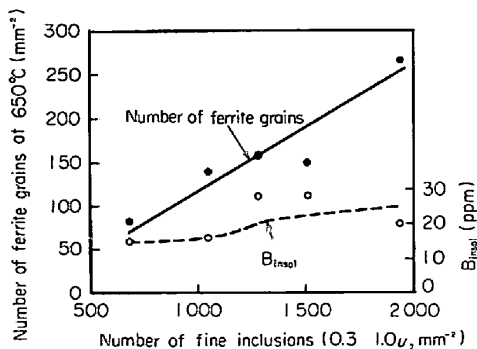


Fig. 12. Relation between the numbers of ferrite grains and fine inclusions.

れる。

これらの実験事実から、REM 介在物は溶接熱サイクル中の BN の析出サイトを提供する役割を考えると考えられる。したがって、微細フェライトの生成に有効な BN を多数析出させるには、それらの核生成サイトとなる REM 介在物が多数分散分布している必要がある。

そこで、0.12%C-0.25%Si-1.45%Mn を基本組成とし、超微細介在物 (0.3~1.0 $\mu$ ) 量の異なつた 0.030%REM-0.0030%B 系鋼について、これらの介在物個数と微細フェライトの個数および  $B_{insol}$  量の関係进行调查した結果を Fig. 12 に示す。0.3~1 $\mu$  の超微細介在物の個数が増加するとともに、溶接熱サイクルの冷却中、650 $^{\circ}$ C までに形成される微細フェライトの個数は増加する。また、この際、 $B_{insol}$  量も増加する傾向がある。4.1 で述べたように、微細フェライトの形成は BN のフェライトの核生成促進作用にもとづくので、Fig. 12 における超微細介在物個数の増加は BN の析出個数の増加を暗示している。

ここで述べた超微細介在物の大部分は REM 介在物である。したがって、REM 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った連鎖反応を通して微細フェライトが形成されるのである。

## 5. 結 言

REM と B による大入熱溶接熱影響部の組織および靱性の改良とその機構について調査した。実験結果の概要を述べるとつぎのとおりである。(1) 引張強さが 40~60 kg/mm<sup>2</sup> 級の鋼 (N 量 0.0050~0.0070%) の大入熱溶接ボンド部の靱性は、0.020~0.040% 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はたす。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) 工業的に生産された REM-B 系 50 kg/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼はきわめて良好な大入熱溶接性を示した。

本研究の遂行にあたり、終始ご指導およびご激励賜わつた当研究所長 三本木貢治博士、当研究所次長 五藤勇博士に深甚なる謝意を表する次第である。また、実験にあたり、熱心にご協力ご指導頂いた当研究所の関係各位および B の形態分析にご尽力下さつた当研究所分析研究室の吉田良雄氏ならびに工業生産技術の確立のために多大の努力をされた当社千葉製鉄所、水島製鉄所および本社関係各部の皆様へ深く感謝の意を表する。

## 文 献

- 1) 賀来, 白石, 笹路: 日本造船研究協会第 147 研究部会, SR 147-11-97 (1974)
- 2) 新名, 森田, 中島, 山戸: 溶接技術, (1975), p. 15
- 3) 金沢, 中島, 岡本, 金谷: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2589
- 4) 松田, 奥村, 岡村: 鉄と鋼, 60 (1974), p. S174
- 5) 松田, 奥村: 鉄と鋼, 60 (1974), p. S175
- 6) 関野: 「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
- 7) 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 SR 147 研究部会, SR 147-9-76 (1974), p. 55
- 8) A. M. ADAIR, J. W. SPRETNAK, and R. SPEISER: Trans. Met. Soc. AIME, 203 (1955), p. 353
- 9) Y. OHMORI: Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 339
- 10) R. C. SHARMA and G. R. PURDY: Met. Trans., 4 (1973), p. 2303
- 11) G. F. MELLODY, P. R. SLIMMON, and P. P. PODGURSKY: Met. Trans., 4 (1973), p. 2279
- 12) Ph. MAITREPIERRE, D. THIVELLIER, and R. TRICOT: Met. Trans., 6A (1975), p. 287
- 13) J. H. DEVLETIAN and R. W. HEINE: Welding J., (1973), p. 529s