

(論文)

# 780MPa級高強度鋼溶接金属の組織に及ぼすTi, Bの影響

## Effect of Ti and B on Microstructure of 780MPa Class High Strength Steel Weld Metal



畑野 等\*  
Hitoshi HATANO



中川 武\*\*  
Takeshi NAKAGAWA



杉野 毅\*\*  
Takeshi SUGINO



原 則行\*\*\*  
Noriyuki HARA

The effect of Ti and B on the microstructure of 780MPa class high strength steel weld metal was investigated. It was found that the morphology of bainitic ferrite of weld metal was changed from lath-like into acicular type by adding Ti. It was also revealed that the morphology of bainitic ferrite in the Ti bearing weld metal reverted to lath-like by adding B. The change of microstructure by the Ti addition could be explained by the promotion of nucleation of acicular type bainitic ferrite, which was bainitic ferrite nucleated at Ti-oxides inside of austenite grains. It was supposed that segregation of free B around Ti-oxides restrained the nucleation of bainitic ferrite on Ti-oxides.

まえばき = 鋼構造物の大型化にともない、引張強度が780MPa 級以上の高強度鋼は多くの鋼構造物、例えば明石海峡大橋を代表とする長大橋<sup>1)</sup>やジャッキアップリグなどの海洋構造物、揚水発電所の水圧鉄管<sup>2)</sup>など様々な分野で適用されてきている。高強度鋼の適用は許容応力の上昇などの多くのメリットがあるため、今後もあらゆる分野で適用が拡大していくと考えられるが、鋼材および溶接部の高靱化による安全性の一層の向上や溶接施工性の改善など、適用拡大のための解決すべき課題は未だ多く残されている<sup>3)</sup>。

高強度鋼の高性能化に関する研究は多数取組まれてきているが<sup>4)5)</sup>、溶接金属(溶接材料)に関する研究例は少なく<sup>6)7)</sup>、特に高靱化に重要である組織微細化に関する基礎的な知見も未解明のままとなっている。フェライト/パーライト組織が主体である590MPa 級以下の溶接金属に関してはこれまでに多数の研究が行われ<sup>8)~12)</sup>、溶接金属の微細化にはTi, Bの添加が重要であり、Ti, Bの最適添加により粒内フェライトが微細に生成し、溶接金属の高靱化が図られることが明らかとなっている。しかし、ベイナイト/マルテンサイト組織を主体とする780MPa 級以上の溶接金属に関しては、溶接金属組織に与える合金元素の影響はほとんど研究されておらず、590MPa 級溶接金属の組織微細化に対して最も重要な元素であるTi, Bの影響についても十分な研究がなされているとはいえない。

そこで本研究では、ベイナイト/マルテンサイト組織を主体とする780MPa 級鋼の溶接金属の組織微細化に対する指針を得ることを目的に、780MPa 級の溶接金属の組織に及ぼすTi, Bの影響について調査した。本報告では、被覆アーク溶接法で作製した溶接金属について調査した結果を報告する。

### 1. 実験方法

被覆アーク溶接法(SMAW, Shielded Metal Arc Welding)を用いて表1および図1に示す溶接条件、開先形状、積層方法により供試材料となる溶接金属を作製した。溶接金属の引張強度が780MPa 級となるようにNi, Moを添加した成分(A)に対し、Tiを0.01~0.02%添加した成分(B)とTiに加えてBを30~40ppm添加した成分(C)の3種類の溶接金属を作製した。溶接金属の化学成分を表2に示す。

得られた溶接金属の最終パス原質部組織について、ナイタール腐食液を用いてエッチングした後、光学顕微鏡で観察するとともに、透過型電子顕微鏡(Transmission Electron Microscope, 以下TEMという)を用いて下部組織を観察した。さらに電解抽出残渣のX線回折測定およびエネルギー分散型X線分析(Energy Dispersive X-Ray

表1 溶接条件  
Table 1 Welding conditions

Current (A)	Voltage (V)	Speed (mm/min)	Heat Input (kJ/mm)	Interpass Temperature ( )
150	23~24	120	1.7	90~110

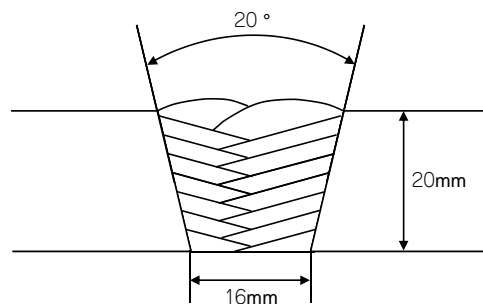


図1 開先形状および積層方法  
Fig. 1 Geometry of weld metals produced

\*技術開発本部 材料研究所 \*\*溶接カンパニー 技術開発部(現:神鋼溶接サービス㈱) \*\*\*溶接カンパニー 技術開発部

表2 供試溶接金属の化学成分  
Table 2 Chemical compositions of weld metals examined

Weld metal	Chemical composition (mass%)										
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Ti	B	O	N
A (Ti free)	0.041	0.58	1.77	0.004	0.003	2.71	0.78	0	<0.0002	0.026	0.0120
B (Ti bearing)	0.040	0.52	1.73	0.004	0.003	2.78	0.79	0.013	<0.0002	0.022	0.0150
C (Ti, B bearing)	0.039	0.64	1.84	0.004	0.003	2.83	0.82	0.016	0.0034	0.022	0.0096

Spectrometer, 以下 EDX という) により溶接金属中の酸化物を同定した。また, 溶接金属中の B の挙動を調査するために, 電解抽出残渣および二次イオン質量分析法 (Secondary Ion Mass Speetrometry, 以下 SIMS という) を用いた。変態挙動の調査には全自動変態記録測定装置 Formastor-EDP (富士電波工機製) を用いた。本研究では加熱条件を  $1,350 \times 5s$  とし, 冷却速度は実際の溶接金属の冷却速度範囲を含むように  $1 \sim 90 /s$  とした。なお, 本研究で供試材とした溶接金属の溶接時の冷却速度は, Rosenthal 式から  $540 /s$  で約  $18 /s$  と推定された。

## 2. 実験結果

### 2.1 溶接金属の引張強度

溶接金属の引張強度を表3に示す。溶接金属(A), Ti 添加溶接金属(B) および Ti, B 添加溶接金属(C) ともに, 引張強度は  $860 \sim 880MPa$  の範囲であり, Ti 添加および Ti, B 添加により引張強度は大きくは変化しない。

### 2.2 溶接金属組織に及ぼす Ti および Ti, B の影響

溶接金属の光学顕微鏡による組織観察結果を図2に示す。溶接金属(A)ではラス状組織が発達しているのに対し, Ti 添加溶接金属(B)は, 針状で非常に微細な組織となっている。また, Ti, B 添加溶接金属(C)は溶接金属(A)と同様にラス状組織となっているが, 溶接金属(A)よりもラス状がやや発達しており, Ti 添加および Ti, B 添加により溶接金属組織が著しく変化していることがわかる。

溶接金属の下部組織を TEM により観察した結果を図3(a)~(c)に示す。いずれの溶接金属も, ラス組織間にフィルム状や塊状の MA (Martensite-Austenite constituent) と推定される第2相組織が存在したことから, マトリックス組織は上部ベイナイトであり, TEM で観察されるラス組織はベイニティックフェライトである。溶接金属(A)はラス組織が束状になっており, 粒界から核生成した典型的なベイナイト組織となっているのに対し, Ti 添加溶接金属(B)は, 酸化物からベイニティックフェライトが生成した粒内核生成型のベイナイト組織となっている。一方, Ti, B 添加溶接金属(C)は, 溶接金属(A)と同様に, ラス組織が束状になったベイナイト組織となっている。

以上の結果から, Ti 添加によりラス状組織から針状で非常に微細な組織へと変化し, Ti と同時に B を添加した場合は, 再度, ラス状の組織に変化することが明らかとなった。

### 2.3 酸化物に及ぼす Ti および Ti, B の影響

溶接金属中の酸化物について TEM-EDX により分析し

表3 溶接金属の引張特性  
Table 3 Tensile properties of weld metals

Weld metal	YS (MPa)	TS (MPa)	El. (%)
A (Ti free)	729	869	22
B (Ti bearing)	727	863	23
C (Ti, B bearing)	793	877	24

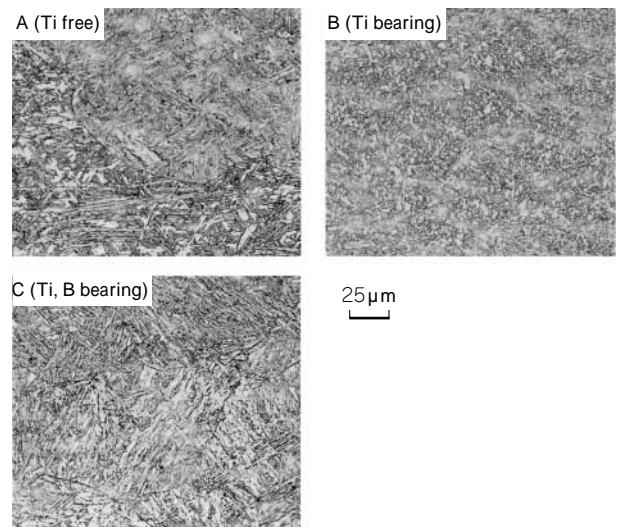


図2 溶接金属のマイクロ組織  
Fig. 2 Microstructures of weld metals

た結果を, 図3(d)~(f)に示す。溶接金属(A)では, Si および Mn 主体の酸化物であるのに対し, Ti 添加溶接金属(B)では, Ti, Mn および Si を主体とする酸化物に変化している。また, Ti, B 添加溶接金属(C)においても Ti, Mn 主体の酸化物が生成している。Ti, B 添加溶接金属(C)の方が, Ti 添加溶接金属(B)に比べ酸化物中の Ti 割合が若干多くなっている。

図4に, Ti 添加溶接金属(B) および Ti, B 添加溶接金属(C)の電解抽出した残渣についての X 線回折測定結果を示す。Ti 添加溶接金属(B)に存在した酸化物は  $Mn_2TiO_4$  が主であるが, Ti, B 添加溶接金属(C)では TiO が主となっている。B 添加により酸化物が  $Mn_2TiO_4$  から TiO へと, Ti 割合がより大きい酸化物へと変化したと考えられ, TEM-EDX の結果と対応している。

### 2.4 B の存在形態と存在位置の調査

Ti, B 添加溶接金属(C)について, 電解抽出法により B の存在状態を調査した結果を表4に示す。全 B 量の半分が固溶していることから, 変態前には  $17ppm$  以上の B が固溶していたものと考えられる。図5に SIMS により B の存在位置を調査した結果を, 測定位置での光学顕微鏡組織とともに示す。酸化物は Ti, Mn 主体であること

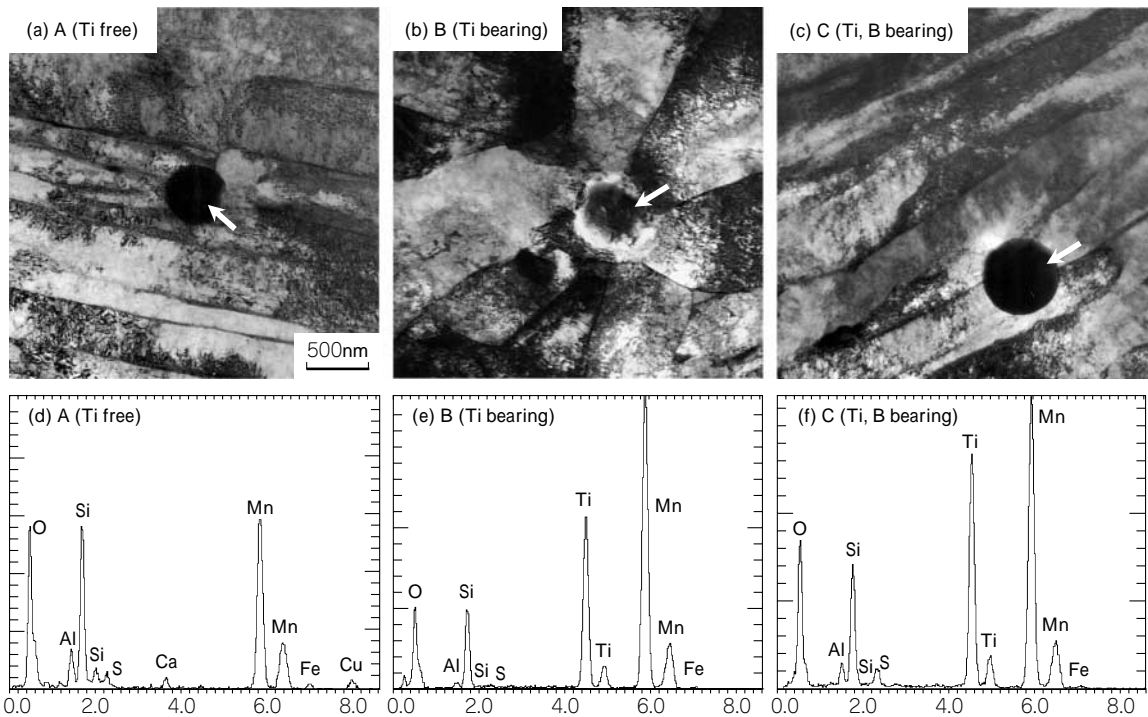


図3 溶接金属のTEM像および酸化物のEDX結果  
 (a) 溶接金属AのTEM像, (b) 溶接金属BのTEM像, (c) 溶接金属CのTEM像,  
 (d) 溶接金属A中の酸化物のEDX結果, (e) 溶接金属B中の酸化物のEDX結果, (f) 溶接金属C中の酸化物のEDX結果  
 Fig. 3 TEM images of weld metals and EDX results of oxides in weld metals  
 (a) TEM image of weld metal A, (b) TEM image of weld metal B, (c) TEM image of weld metal C,  
 (d) EDX of the oxide in weld metal A, (e) EDX of the oxide in weld metal B, (f) EDX of the oxide in weld metal C

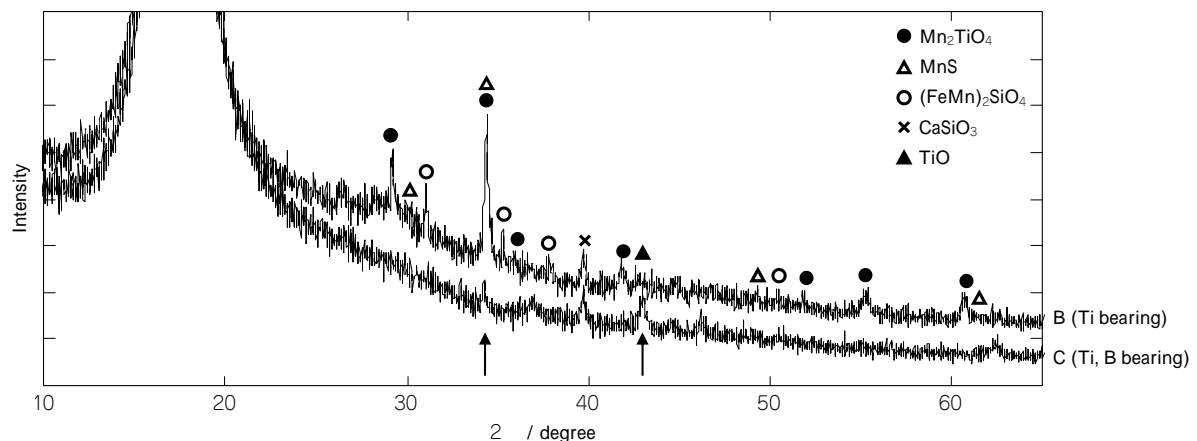


図4 溶接金属中の酸化物の構造に与えるBの影響(X線回折測定結果)  
 Fig. 4 Effect of B on structure of oxide in weld metal (result of X-ray analysis)

表4 溶接金属Cにおける析出B量  
 Table 4 Boron content as precipitation in weld metal C

Weld metal	Boron as precipitation (ppm)	Free boron (ppm)	Total boron (ppm)
C (Ti, B bearing)	17	17	34

からTi, Mnについても同時に調査し,酸化物の位置と対応させた。その結果,BはTi, Mnと同一の位置に存在することが確認できた。このことから,ほとんどのBは酸化物に取込まれている<sup>13)</sup>が,酸化物の周囲に析出または偏析<sup>14)</sup>しているものと考えられる。一般にBは旧粒界に偏析することが知られているが,SIMSの結果からは旧粒界のBを検出できなかった。これは,SIMSの空間分解能が $1\mu\text{m}^2$ と大きいために,粒界でのBの

偏析がSIMSの検出限界以下となってしまうためと考えられる。

## 2.5 連続冷却変態特性に及ぼすTiおよびTi, Bの影響

オーステナイト化温度 $1,350^\circ\text{C}$ で5sec保持後に測定した各溶接金属の連続冷却変態(Continuous Cooling Transformation, 以下CCTという)線図を図6に示す。また,冷却速度 $25^\circ\text{C}/\text{s}$ で冷却後の光学顕微鏡による組織を図7に示す。変態開始温度は10%変態終了温度とした。図7から,Ti添加溶接金属(B)は針状の微細な組織,溶接金属(A)とTi, B添加溶接金属(C)はラス状の粗大な組織となっていて,CCT前と同様な組織となっている。このことから, $25^\circ\text{C}/\text{s}$ で冷却することにより溶接金属の変態を再現できていると考えられる。

図6から,Ms点と考えられる $90^\circ\text{C}$ での変態開始温



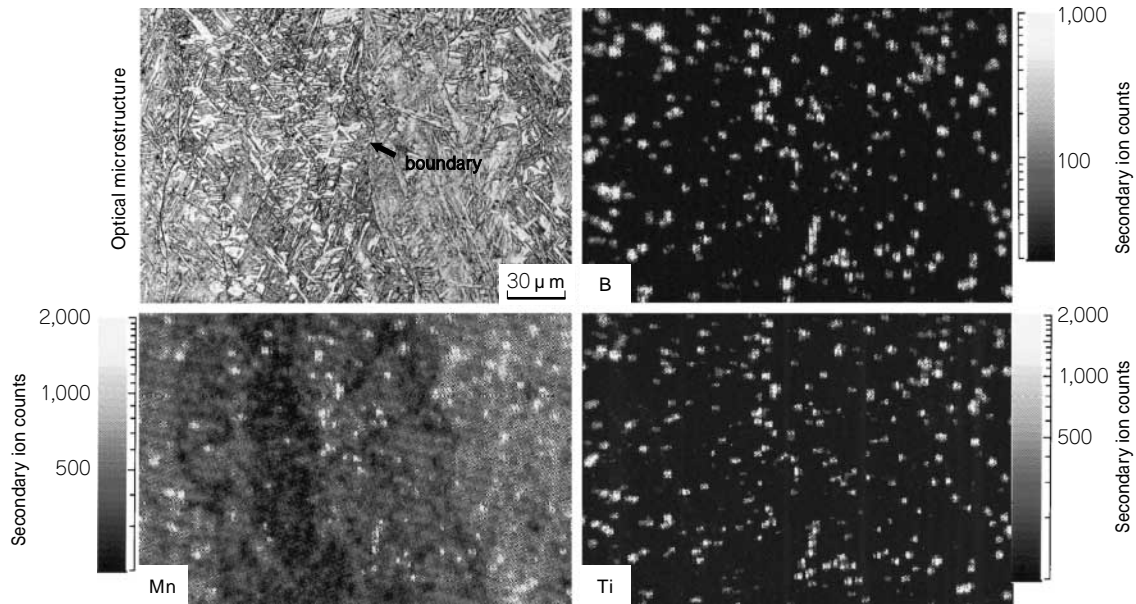


図5 溶接金属 C における B, Ti, Mn の分散 (SIMS 測定結果)  
 Fig. 5 B, Ti and Mn distribution in weld metal C (result of SIMS analysis)

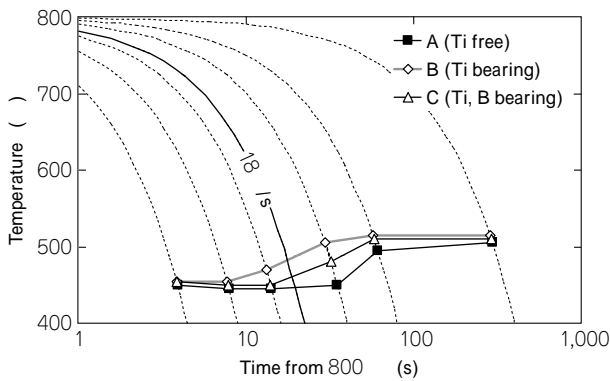


図6 CCT 線図に与える Ti, B の影響 (10%変態完了曲線)  
 Fig. 6 Effect of Ti and B on CCT diagram (10% transformation curve)

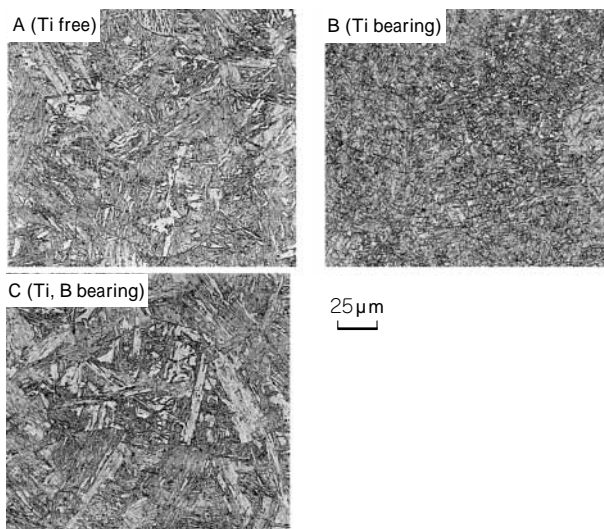


図7 冷却速度 25 °C/s・連続冷却変態後の溶接金属のミクロ組織  
 Fig. 7 Microstructures of weld metals after continuous cooling transformation at cooling rate of 25 °C/s

度はいずれの溶接金属も同一であるが、本研究の溶接条件における冷却速度 (18 °C/s) では、それぞれの溶接金属で変態温度が変化している。すなわち、溶接金属 (A) に対し、Ti 添加溶接金属 (B) は約 40 °C 変態開始温度が

高くなっている。また、Ti, B 添加溶接金属 (C) は Ti 添加溶接金属 (B) に対し、20 °C 程度変態開始温度が低下している。このことから、Ti 添加は変態温度を上昇させ、B 添加は変態温度を低下させているといえる。

### 3. 考察

本研究の結果から、Ti 添加によりラス状組織から針状で非常に微細な組織へと変化する事、また、Ti と同時に B を添加した場合は、再度、ラス状の組織に変化することが明らかとなった。これらの組織変化について考察する。

ラス状組織から針状組織への変化は、Ti 添加により Si-Mn 系酸化物が Ti-Mn-Si を主体とする Ti 系酸化物に変化することで、酸化物からのベイニティックフェライトの核生成が促進されたことによるものと考えられる。フェライト/パーライト組織が主体である 590MPa 級以下の溶接金属に関しては、Ti 添加による組織変化について多く研究されてきており、フェライトの核生成サイトとなる Ti 系酸化物が形成されることで、粒内針状フェライトの生成が促進されることが明らかとなっている<sup>8)~12)</sup>。Si-Mn 系酸化物はフェライトの核生成能が低いため、粒界のみしかフェライトが生成できないが、Ti 系酸化物は粒界と同程度の核生成能があるため、粒内フェライトが多く生成する。本研究の溶接金属は、ベイニティックフェライト組織が主体であるが、ベイニティックフェライトの核生成頻度の支配因子は、 $\frac{1}{\text{界面エネルギー}}$ 、 $\frac{1}{\text{ひずみエネルギー}}$ およびフェライトの核生成の駆動力であり<sup>15)</sup>、基本的にはフェライトと同一である。このことから、核生成サイトになる要件もフェライトの場合と同一と考えられ、Ti 系酸化物はベイニティックフェライトの核生成も促進すると推察できる。粒内からの核生成が促進されていることは、CCT の結果からも裏付けられる。図6 から、溶接金属 (A) に対し Ti 添加溶接金属 (B) では変態温度が 40 °C 高まっている。一方、溶接金

属(A)は粒界から生成したベイニティックフェライトが主体であるのに対し、Ti 添加溶接金属 (B) は粒内から核生成したベイニティックフェライトが主体であることから、Ti 系酸化物から核生成したベイニティックフェライトは、粒界から生成したベイニティックフェライトよりも高温で変態開始するといえる。すなわち、Ti 系酸化物は粒界よりもベイニティックフェライトの核生成能が高いと考えられる。

一方、B 添加によるマトリックス組織のラス状化に関しては、フリー B が酸化物周囲に偏析することにより、Ti 系酸化物のベイニティックフェライトの核生成能を抑制したためと考えられる。B がマトリックス組織に与える影響に関しては、(a) B が酸化物を変化させることで与える影響、(b) B の析出物として与える影響、(c) フリー B として与える影響、の3つが考えられる。まず、(a) 酸化物を変化させることで与える影響について考察する。B 添加により酸化物が  $Mn_2TiO_4$  から TiO に変化しているが、ベイニティックフェライトの核生成能について森らは、TiO が  $\gamma$ -Fe との結晶整合性がよいことから、粒内針状フェライトの核生成を促進するとしている<sup>8)</sup>が、濱田らは、 $M_3O_4$  型のスピネル型酸化物が  $\gamma$ -Fe との結晶整合性がよく、粒内針状フェライトの核生成を促進すると報告しており<sup>10)</sup>、いずれも、核生成能としては大きな差はないものと考えられる。このことから、酸化物の変化によりマトリックス組織が変化したとは考え難い。次に、(b) B が析出物として与える影響には、B は BN,  $Fe_2(CB)_3$  などを形成することが知られているが、いずれもフェライトの核生成を促進すると報告されている<sup>16),17)</sup>。CCT の結果から、B 添加により変態が抑制されていることから、B の析出物による影響とは考えられない。一方、(c) フリー B として与える影響に関しては、フリー B は 粒界に偏析し、界面エネルギーを低減させることで拡散型変態を抑制することが知られている。ベイニティックフェライトの変態に対しても、フリー B が変態を抑制することが報告されている<sup>18)</sup>。また、溶接金属中の B は、酸化物の周囲にフリー B として存在することが報告されている<sup>14)</sup>。本研究においては、図5から B は Ti 系酸化物の周囲に存在すること、図6の CCT から変態を抑制していることが明らかとなった。これらのことから、ベイナイト主体の溶接金属においては、B 添加によりフリー B が Ti 系酸化物の周囲に偏析することで Ti 系酸化物と との界面エネルギーを低下させ、粒内ベイナイトの核生成を抑制していると推察できる。一方、粒界においても B の偏析によりベイニティックフェライトの核生成が、ある程度は抑制されていると考えられる。図5の SIMS の結果からは 粒界への B の偏析は認められなかったものの、SIMS で検出できない程度の B の偏析は生じていると考えられる。しかし、Ti 系酸化物の周囲に対して 粒界に偏析する B の密度が低い、あるいは、B による核生成の抑制量が Ti 系酸化物の方が大きいなどの理由により、粒界よりも Ti 系酸化物のベイニティックフェライトの核生成が大きく抑制されたため、粒界から核生成したベイニティックフェライト主

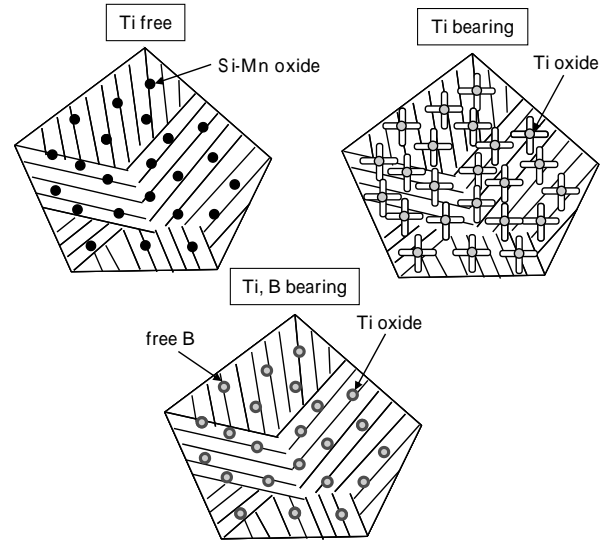


図8 Ti, B による組織変化のメカニズムを説明した模式図  
Fig. 8 Schematic illustration showing microstructure change mechanism by Ti and B bearing

体の組織となったものと考えられる。

590MPa 級以下の溶接金属に関しては、B は Ti との組合わせにより、粒内フェライトの生成を促進することが知られており<sup>11)</sup>、本研究の粒内ベイナイトにおける場合とは異なる。これは、590MPa 級以下においては粒内フェライトよりも変態温度の高い粒界フェライトをフリー B が抑制することで粒内フェライトの生成を促進しているのに対し、ベイナイト主体の溶接金属では、粒内ベイナイトが最も変態温度が高いために、フリー B は粒内ベイナイトの変態を抑制するものと考えられる。

上記の溶接金属組織に及ぼす Ti および B の影響のメカニズムの考察を図8に示した。ベイナイト/マルテンサイト組織主体の溶接金属においては、Ti フリーの場合は 粒界からラス状のベイナイト組織が形成されるが、Ti 添加により Ti 系酸化物が生成し、Ti 系酸化物がベイナイトの核生成サイトとなることで粒内ベイナイトが多数生成し、微細な組織となる。また、Ti 添加溶接金属にさらに B を添加すると、Ti 系酸化物の周囲にフリー B が偏析し、界面エネルギーを低下させることで Ti 系酸化物からのベイナイトの生成が抑制され、粒界からラス状ベイナイトが再度形成されるようになると考えられた。

むすび=ベイナイト/マルテンサイト組織を主体とする780MPa 級高強度鋼溶接金属の組織に及ぼす Ti, B の影響について調査し、フェライト/パーライト組織が主体である590MPa 級以下の溶接金属の場合と比較した。Ti 添加は780MPa 級鋼においても粒内ベイナイトの生成による組織微細化を促進するが、B は逆に組織を粗大化させることが明らかとなった。これらの Ti, B の組織形成に与える影響は、Ti 系酸化物によるフェライト、ベイナイトの核生成促進効果とフリー B による核生成抑制効果から説明することができた。これらの結果は、ベイナイト/マルテンサイト組織を主体とする高強度溶接金属における組織微細化指針に対する基礎的な知見となるだけでなく、フェライト/パーライト組織が主体である

590MPa 級以下の溶接金属における一層の組織微細化，高靱化に対しても貢献できるものと考えられる。本研究結果が溶接金属の高靱化のための基礎的知見となり，鋼構造物のパフォーマンスを一層高めることに貢献できることを切に願う。

#### 参 考 文 献

- 1) 社)日本鋼構造協会編：高張力鋼(780N/mm<sup>2</sup> 級鋼)の建築構造物への適用(1998) p.48.
- 2) 社)日本鋼構造協会編：高張力鋼(780N/mm<sup>2</sup> 級鋼)の建築構造物への適用(1998) p.26.
- 3) 社)日本鋼構造協会編：高張力鋼(780N/mm<sup>2</sup> 級鋼)の建築構造物への適用(1998) p.167.
- 4) H. Hatano : Tetsu-to-hagane, 90 (2004) 271.
- 5) Y. Okamura, et al. : Steel Constr. Eng., 1 (1994) 53.
- 6) H. Honma et al. : J. Jpn. Weld. Soc., 52 (1983) 218.
- 7) N. Hara : Expected Materials for the Future, 2 (2002) 36.
- 8) N. Mori et al. : J. Jpn. Weld. Soc., 50 (1981) 174.
- 9) N. Mori et al. : J. Jpn. Weld. Soc., 50 (1981) 786.
- 10) M. Hamada et al. : Preprints of the National Meeting of J. W. S., 59 (1996) 408.
- 11) Z. Si, Z. WANG, P. Liu, D. Yu and L. Liu : Chin. J. Met. Sci. Technol., 8 (1992) 294.
- 12) G. M. Evans : Weld. J., 72 (1993) 123.S.
- 13) K. Yamamoto et al. : Tetsu-to-hagane, 79 (1993) 1169.
- 14) K. Yamashita et al. : Proc. of 7th Int. Symp. JWS 2001 Kobe (2001) 737.
- 15) H. K. D. H. Bhadeshia : BAINITE IN STEELS , IOM Communications LTD, London, (2001) 135.
- 16) T. Funakoshi et al. : Tetsu-to-hagane, 63 (1977) 303.
- 17) Y. Ohno, et al. : Tetsu-to-hagane, 73 (1987) 1010.
- 18) H. Hatano : Tetsu-to-hagane, 89 (2003) 362.