AC-MIG 溶接法における Ti-B 系溶接金属の靱性に およぼす酸素の影響*

—AC-MIG 溶接技術の開発（第3報）—

都島 貞雄**, 大北 茂**, 堀井 行彦**

Effects of Oxygen on the Toughness of Ti-B Containing AC-MIG Weld Metal*

—Development of AC-MIG Welding Process (Report 3)—

by Sadao Tsushima**, Sigeru Ohkita** and Yukihiro Horii**

As shown in the previous papers, not only high deposition rate but also low oxygen weld metal without any defects could be obtained by the AC-MIG welding process. To clarify the effect of oxygen content on the mechanical properties, regression analysis of the weld metal toughness, thermal analysis of the transformation during welding and examination of the oxide inclusion have been conducted in this study.

Main results are as follows.

Good correlation between the $vTrs$, the oxygen content and the tensile strength was existed. And the $vTrs$ became lower than $-90^{\circ}C$ at the optimized oxygen content of 150 ppm and the tensile strength of 65-70 Kgf/mm².

There was a suitable transformation temperature and its range for the toughness. This meant high toughness could be achieved by the homogeneous fine acicular ferrite structure transformed intra- and intergranularly at a certain temperature simultaneously.

Fine oxide particles contained Ti at higher oxygen content than 120 ppm, and fine acicular ferrites were nucleated.

Key Words: AC-MIG, low oxygen, high toughness, regression analysis, thermal analysis, transformation, oxide inclusion, tensile strength, acicular ferrite

1. 緒 言

近年、溶接構造物の大型化が進み使用環境の苛酷化にともない、溶接部への材質要求も一段と厳しくなる傾向にある。引張強さ500~600 MPa 級低温使用低合金鋼のサブマージアーク溶接 (SAW) における溶接金属の靱性については多くの研究が行われている。一つの方向は合金元素の添加によるもので、溶接金属に Ti, B を適量複合添加してマイクロ組織を針状フェライト化し低温靱性を向上させた報告^{1,2)}があり、溶接金属に Mo, Ti を適量添加することで $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態挙動を制御しマイクロ組織を微細化して靱性を改善する検討³⁾などがある。さらにもう一方は、溶接金属の材質と不純物の関係に着目したもので、溶接金属の酸素量、介在物の種類等がマイクロ組織および靱性に大きく影響をおよぼすとする報告⁴⁻⁷⁾があり、最近では溶接金属の靱性向上には合金元素の添加とともに酸素量制御の重要性が認識されるようになった。

通常の Si-Mn 系溶接金属などでは、酸素量200~250 ppm 程度までは低酸素化により靱性向上が見られるが、さらに低酸素化すると組織が粗大化し靱性が低下するという報告がある⁸⁾。しかし、Ti-B 系溶接金属では酸素120 ppm 程度まで Ti 酸化物によるフェライト変態核生成促

進効果があるため微細組織を確保でき高靱性が得られる⁹⁾。そこで、低 CO₂ 混合比の Ar シールドガスで無欠陥の溶接が可能な AC-MIG 溶接法¹⁰⁾により低酸素化を図った Ti-B 系溶接金属について靱性におよぼす酸素の影響に関する系統的な検討と酸化物の解析を行った。さらに溶接金属の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度とマイクロ組織との関係を明確にするために、実際の AC-MIG 溶接過程での溶接金属の熱分析を行った。その $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態挙動とマイクロ組織、靱性、酸素量との関係も検討したのでそれらの結果を報告する。

2. 実験方法

2.1 AC-MIG 溶接実験装置、溶接条件および供試材

AC-MIG 溶接には、前報⁹⁾の実験で用いた太径ソリッドワイヤ用大電流 AC-MIG 溶接装置およびカバー付き2重シールドトーチを使用し、25 mm 厚の KT-50Q 鋼板に Fig. 1 に示す V 溝開先をとり、Table 1 に示す溶接条件で 4 mm ϕ の Ti-B 系ソリッドワイヤを使用し入熱 3.0~4.0 kJ/mm の2パス溶接を行った。溶接金属の化学成分は、酸素量をシールドガス組成の変更 (Ar+0.5~16% CO₂) により¹⁰⁾、合金成分量を Table 2 に示す組成の9種類の試作ワイヤにより調整し、種々の酸素量と強度レベルとなるようにした。溶接金属試料は2パス目の溶接のまま溶接金属の中心から、シャルピー試験片、全溶着金属引張試験片、分析試料などを採取した (Fig. 1)。また、比較のために入熱 3.5~5.0 kJ/mm の SAW による多パス溶接の最終溶接ビードから採取した Ti-B 系

*原稿受付 平成3年10月1日 昭和57年4月溶接学会講演大会で発表

**正 員 新日本製鐵㈱, 鉄鋼研究所, 接合研究部 Member, Joining Steel Research Lab., Nippon Steel Corp.

Fig. 1 Groove Shapes and Location of Weld Metal Specimen.

Table 1 AC-MIG Welding Condition.

Wire	Plate	Current (A)	Voltage (V)	Speed (mm/s)	Heat Input (kJ/mm)
4mmφ Solid Ti-B system	KT-50Q 25mm Thick.	750~ 800	30	5.6~ 7.5	3.0~ 4.0

Table 2 Chemical composition of Wires and Plates (wt%).

Sample material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Ti	B	
Wires	A	0.051	0.34	1.70	0.002	0.005	<0.01	<0.01	0.022	0.0034
	B	0.051	0.35	1.74	0.003	0.005	0.01	0.01	0.024	0.0052
	C	0.046	0.36	1.78	0.002	0.004	<0.01	<0.01	0.047	0.0056
	D	0.049	0.31	1.83	0.004	0.004	<0.01	<0.01	0.023	0.0030
	E	0.044	0.43	1.70	0.005	0.004	0.012	<0.01	0.025	0.0035
	F	0.049	0.37	1.85	0.005	0.005	<0.01	0.15	0.100	0.0044
	G	0.048	0.37	1.68	0.004	0.004	<0.01	<0.01	<0.001	0.0050
	H	0.070	0.01	0.58	0.003	0.004	<0.01	<0.01	<0.001	<0.0005
	I	0.110	0.02	2.02	0.004	0.005	<0.01	<0.01	<0.001	<0.0005
Plate	0.075	0.22	1.30	0.024	0.003	<0.01	<0.01	<0.001	<0.0005

Fig. 2 Direct measurement of $\gamma \rightarrow \alpha$ transform temperature of AC-MIG weld metal during welding.

溶接金属試料⁷⁾を用いた。

AC-MIG 溶接時の溶接金属の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度の直接測定は次のような方法で行った。Fig. 2 に示すようにアーク通過直後の溶接プールに 13 PR 熱電対 (0.3φ) を挿入し、熱起電力を 100 倍に増幅した信号をデジタルデータレコーダーに記録しそのデータをコンピュータ解析して溶接金属の熱サイクルカーブ (温度-時間曲線) と熱分析カーブ (冷却速度-温度曲線) を作成した。

2.2 溶接金属の材質試験

溶接金属の化学組成は通常の湿式法または XMA 法により分析した。非金属介在物の化学組成は SEM と EDX を使用して半定量分析した。

B の分布は、 α -フィッシュントラック法により調査し

た¹¹⁾。

非金属介在物の個数の測定には光学顕微鏡 (×1000) を用い、介在物サイズは電解エッチ試料¹²⁾を 3900 倍の SEM 写真上で測定した。

3. 実験結果および考察

3.1 溶接金属の靱性、強度と酸素量

AC-MIG による Ti-B 系溶接金属の靱性、強度と酸素量の試験結果を Fig. 3 に示す。Fig. 3 の溶接金属の成分範囲は、Fig. 4 に示されているがこれを整理して示すと Table 3 のようになり、従来の知見⁹⁾から合金量はほぼ適正に調整されている。高靱化のための Ti, B の適正量は高酸素域を主体とした溶接金属ではこれより多くなる¹⁶⁾。Table 3 の成分範囲での各合金成分の含有量と靱性、強度の関係を Fig. 4 に示す。Fig. 4 から靱性におよぼす合金量の影響は顕著ではなく、強度は Si, Mn により上昇する傾向が見られるのみである。Fig. 3 から、酸素量 120 ppm 以上では低酸素ほど高靱性となり高強度ほど高靱性が得られるが酸素量 100 ppm 以下では逆に靱性が悪くなる傾向が見られる。その理由は後述のように γ 粒内の針状フェライト生成核としての酸化物が不足するようになるためと考えられる。

3.2 靱性の重回帰分析による酸素量と強度の交絡効果¹³⁾

溶接金属の靱性、強度と酸素量の試験結果 (Fig. 3) から、靱性に対して酸素量は最適値が存在しその効き方は対数的であり強度約 700 MPa まではその増加で靱性が向上する傾向が見られたので、靱性に対する酸素量の対数および強度の 2 次式を適用して重回帰分析を行った結

Table 3 Chemical composition of AC-MIG weld metals.

C	Si	Mn	Ti	B	N	O
0.060	0.28	1.49	0.013	0.0024	0.0050	0.0177
±	±	±	±	±	±	±
0.0056	0.026	0.096	0.0075	0.00072	0.0018	0.0066

Fig. 3 Effect of oxygen content on notch toughness in Ti-B containing AC-MIG weld metals.

Fig. 4 Relation between the amount of alloying elements, TS and vTrs in AC-MIG weld metals.

Fig. 5 Effect of oxygen and TS on notch toughness of Ti-B bearing AC-MIG weld metals.

果、次式に示す相関の良い実験式が得られた。

$$\begin{aligned} vTrs(^{\circ}C) = & 1970 - 1174 \log [O] - 2.406 TS \\ & + 319.7 (\log [O])^2 - 0.3049 TS \cdot \\ & \log [O] + 0.002308 TS^2 \quad \cdots \cdots \cdots (1) \\ (n=30, R=0.96, R^2=0.92) \end{aligned}$$

vTrs: シャルピー破面遷移温度(°C), [O]: 溶接金属酸素量 (ppm), TS: 溶接金属強度 (MPa)

実験式(1)から計算で求めた酸素量と強度の変化による靱性推定値を層別して Fig. 5 に示す。Fig. 5 (a) および (b) から、溶接金属の靱性向上には強度上昇より適度の低酸素化の方が有効といえる。例えば、酸素量を 300 ppm から 200 ppm に下げると vTrs は約 30°C 改善される。一方、

強度は 588 MPa から 687 MPa に上昇しても vTrs は 15°C 程度しか改善されないことが解る。Fig. 5 (c) は、この実験式(1)から計算で求められた酸素量と強度に対する vTrs の等高線を示す。この図から最も高い靱性が得られるのは酸素量 150 ppm 前後で強度 637~688 MPa の範囲であり vTrs は -90°C となる。またこの図から所要の vTrs と強度の得られる酸素量が明らかになった。さらに、vTrs -85°C を得るには、酸素量は 100~200 ppm とかなり広い許容範囲があることが解り、AC-MIG 法は実用上有利な溶接法といえる。

3.3 ミクロ組織におよぼす酸素量の影響

強度が 687 MPa とほぼ同じで溶接金属酸素量が異なる

Fig. 6 Effect of oxygen content on microstructure of Ti-B bearing AC-MIG weld metals.

る場合のミクロ組織を Fig. 6 に示す。酸素量50~100 ppm 未満では針状フェライトの核生成に必要な酸化物が不足するようになり、低靱性なラス状組織となるが (Fig. 6 (a)), 100 ppm 以上では僅かな初析フェライト (PF) と大部分が高靱性な針状フェライト (AF) 組織となり前述のように150 ppm で最も高靱性となる (Fig. 6 (b))。

酸素量が260 ppm に増加すると γ 粒内は150 ppm の場合と同様な AF 組織であるが vTrs は悪くなる (Fig. 6 (c))。これは介在物が増加して清浄度が悪くなったことが原因と考えられる¹⁴⁾。酸素量と清浄度の関係を Fig. 7 に示す。清浄度は光学顕微鏡 ($\times 1000$) で60視野測定している。酸素量300 ppm では清浄度は約0.3%であるが、150 ppm ではその半分の0.15%になっている。

溶接金属の PF 量と強度、靱性の関係を Fig. 8 に示す。Fig. 8 から、強度は PF 量によって支配される傾向があり、酸素量による優位差はなさそうである。PF 量が同程度では酸素量約120 ppm までは低酸素ほど高靱性となるようである。

3.4 AC-MIG 溶接金属の熱分析による $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度の検討

高靱性組織の要因として重要な溶接金属の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態特性を溶接ビード温度の実測により検討した。冷却中の溶接金属に相変態があると発熱が生ずるので冷却速度が下がることから $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を検出する方法^{3,15)} を改良して試験した。

$\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度の実測結果を Fig. 9, Fig. 10 に示す。Fig. 9 および Fig. 10 に記された PF および粒内の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の開始・終了温度は熱分析カーブ (冷却速度-温度曲線) から求められたものである。溶接熱サイクル再現装置を用いて得られた同様の熱分析カーブ¹⁵⁾ は、比較的なめらかであるが、本実験は実際の溶接ビードの熱分析カーブであるため、アーク等のノイズによりカーブに少し凹凸があり、変曲点がやや不明確になる場合があるので、Fig. 11 に示すような溶接再現熱サイクル試験による He ガス急冷後のミクロ組織観察により熱分析実施溶接金属について $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度の確認を行った。その一例を Fig. 12 に示す。再現熱サイクル試験による急冷試料では常温まで冷却された溶接金属を約1300°C に再加熱するため、厳密には実際の溶接過程で形成された溶接ままの溶接金属とは変態特性要因 (凝固偏析, γ 粒度など) が多少異なると考えられるが、その γ 粒界の PF の変態開

Fig. 7 Relation between oxygen content and purity of weld metals.

Fig. 8 Relation between the amount of proeutectoid ferrite (PF), TS and vTrs.

始温度, γ 粒内のフェライト変態開始・終了温度は Fig. 12 に示すようにおおむね熱分析カーブ変曲点から求めたものと一致していた。Fig. 10 に示す熱分析変態点測定結果と Fig. 13 に示すミクロ組織を材質試験結果とともに検討すると次のようになる。

Fig. 9 Typical thermo analysis curves of Ti-B bearing AC-MIG weld metal.

Fig. 10 Transformation temperature curves of various AC-MIG weld metals.

(1) $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度範囲は100 ppm 未満の極低酸素 Ti-B 系溶接金属が126 deg で最も狭く、適正酸素-Ti-B 系は140 deg 前後で比較的狭い。300 ppm の高酸素で Ti-B が少ない焼入れ性不足ともいえる成分系では変態温度範囲は210 deg で最も広い。 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態開始および終了の温度もこの3つの成分系で順に高くなっている。Ti-Mo 系の SAW 溶接金属の研究³⁾でも高靱性な溶接金属の変態温度範囲は中間的(相対的に高くも低くもない)となっている。

(2) ミクロ組織と $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度の関係を見ると、適正低酸素 Ti-B 系では Fig. 10 b) および c) のように変

Fig. 11 Synthetic weld thermal cycles.

Fig. 12 Micro-structures of reheated and quenched samples with synthetic weld thermal cycles in optimum low oxygen and Ti-B containing AC-MIG weld metal (Ti 0.009%, B 15 ppm, O 165 ppm).

Fig. 13 Microstructures of weld metals measured transformation temperature directly.

態温度範囲が138~141 deg と比較的狭く、700~720°Cで γ 粒界にPFが出始めるがこれはBの焼入れ性向上効果⁷⁾のためかなり下がっていると考えられる。続いて約660~570°Cで γ 粒内のAF変態が起こるのは後述のTi酸化物のフェライト核生成効果のためと考えられる⁷⁾。

(3) 極低酸素 Ti-B系ではFig. 10 d)に示すように、変態開始温度が低く、650°CでPFが出始め、粒内変態が615°Cで始まり524°Cで終わり、変態温度範囲は最も狭くなっている。これは低酸素のため γ 粒界の焼入れ性が上がり変態開始温度が下がることと γ 粒内の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態に必要な酸化物のフェライト生成核が不足し、変態が遅れるためと考えられ、このような場合はFig. 13 a)に示すようなラス状組織となり、低靱性となる。

(4) 高酸素でTi-Bが不足した成分系の溶接金属では強度が下ると共に低靱性となる。組織はFig. 13 c)に示すようにPFの多い粗大混粒組織となるのは $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態開始は790°Cと高く、変態温度範囲が210 degと広く、 γ 粒内の変態温度範囲も106°CとAF組織の場合の約90 degに比して広いとと考えられる。

溶接部の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度測定例としてTi-Mo系のサブマージアーク溶接の微細組織では780~680°C³⁾、TiNによるHAZの高靱性組織では740~560°Cである¹⁵⁾。本研究のPFの出始めからAF生成終了までは710~570°Cとなっているので高靱性な低酸素Ti-B系溶接金属の変態温度域はTiNによるHAZの高靱性組織の場合とはほぼ同じである。一方、本研究の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度域は、高酸素Ti-B系溶接金属でAF生成が510~440°Cとする報告¹⁷⁾とは大きく異なっている。

(5) 溶接金属強度は変態温度の低いものほど高くなる。

以上のように、高靱性な適正低酸素Ti-B系溶接金属では約710°CでPFが出始め、約660~570°Cで粒内のAFが析出すると考えられる。

3.5 Ti-B系溶接金属の酸化物のミクロ解析

AC-MIG溶接金属の酸化物の個数はFig. 14に示すようにSAW溶接金属より若干多く、100 ppm以上の酸素域では酸素量により変化していない。また酸化物のサイズについてはFig. 15に示すが、酸素量の減少に伴い相対的に小さいものが増える傾向がある。しかしミクロ組織の観察によると、Fig. 16に示すようにこの相対的に多くなる0.3~0.5 μm 程度の酸化物がAF生成能を有しているのが認められ、溶接金属の酸素量が減少してもフェライト核生成能が十分現れている。

酸素量が少なくなると靱性が改善される理由として、Fig. 16に示すように γ 粒内のAFは変化せず、 γ 粒界のPFが減少することが挙げられる。これは低酸素化によりSi, Mnの歩留りが上がるとともにBの酸化が抑制され、有効B量が増えるためと考えられる。また、Fig. 16はミクロ組織と α トラック法によるBの分布を示すが、低酸素溶接金属では γ 粒界に沿ってBが密集しており、このBがPFの増加を抑制していると考えられる。

さらに、酸化物の組成をEDX分析し、検出される各元素の相対比について検討した結果をFig. 17およびFig.

Fig. 14 Relation between the number of non-metallic inclusions and oxygen content.

Fig. 15 Size distribution of nonmetallic inclusion.

18 に示す。Fig. 17 および Fig. 18 から、溶接金属の酸素量が減少すると酸化物中の Si, Mn は Ti, Al に対して相対的に減少することが解った。この理由は Ti, Al は酸素との親和力を強く優先的に酸化物を形成するためと考え

られる。このように AF の核生成能を持つ Ti の酸化物が存在することがマイクロ組織を微細化し⁷⁾、さらには高靱性が得られる理由である。

4. 結 論

500~600 MPa 級低温用鋼を母材として、Ti-B 系 AC-MIG 溶接金属の低酸素化による靱性向上効果を検討し、次のことが明らかになった。

(1) シールドガス組成の変更により 60 ppm の極低酸素域から 300 ppm の高酸素域まで酸素量を自由に变化させた無欠陥の AC-MIG 溶接金属が得られる。

(2) 入熱 3.0 KJ/mm の Ti-B 系 AC-MIG 溶接金属の靱性 ($vTrs, ^\circ C$) と酸素量 ($[O], ppm$) および強度 (TS,

Fig. 16 Microstructure and B distribution with α -fission track method in High-current AC-MIG weld metals of Ti-B system.

Fig. 18 Effect of oxygen content in AC-MIG weld metals on oxide composition.

Fig. 17 Examples of energy dispersive X-ray analysis of fine oxide particles.

MPa)との間に次の相関のよい2次回帰式が得られた。

$$\begin{aligned} vTrs(^{\circ}C) = & 1970 - 1174 \log[O] - 2.406TS \\ & + 319.7(\log[O])^2 - 0.3049TS \cdot \\ & \log[O] + 0.002308TS^2 \dots\dots\dots(1) \end{aligned}$$

この式より約150 ppmまでは低酸素化するほど靱性が向上し、このような低酸素域で強度637~688 MPaの範囲では $vTrs$ が $-90^{\circ}C$ 以下の高靱性が得られる。この式より靱性向上には強度上昇より適度の低酸素化の方が有利といえる。

(3) また回帰式により $vTrs-85^{\circ}C$ を得るには酸素量の許容範囲は100~200 ppmと広いことが判明した。

(4) 酸素量100 ppm以上では僅かなPFと大部分が高靱性なAF組織となる。強度が同一の場合、PF量は同一である。PF量は強度を支配し、強度の項を含む上式に従って靱性を支配する。

(5) 実際の溶接金属の熱分析において、入熱3.0~4.0 kJ/mmの高靱性な低酸素Ti-B系溶接金属では約700°CでPFが始め、約660から570°Cで粒内のAFが析出する。

(6) 酸素量が100 ppm未満の溶接金属では $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度が低下し低靱性なラス状組織となる。また、変態温度範囲は狭くなる。また酸素量が多すぎる場合は $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態開始温度は高くなり γ 粒界、 γ 粒内ともに変態温度範囲が広くなりPF量の多い低靱性組織となる。

(7) 溶接金属の変態温度が低いほど強度が高くなる。

(8) 酸素量が少なくなると靱性が改善される理由として、Bの酸化が抑制され、 γ 粒界に沿って密集した有効BがPFの増加を抑制しているためと考えられる。

(9) Ti-B系のAC-MIGおよびSAW溶接金属では120 ppm程度の低酸素域でも γ 粒内はTiの酸化物(TiO)によるAF核生成効果が認められ高靱性が得られる。

謝 辞

本研究を遂行するにあたり有益な御助言を賜った元新日本製鐵(株)第二技術研究所接合研究センター森直道所長に対し、深く謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) K. Shinmyo et al.: A new submerged arc welding flux for offshore structure in arctic use, "IIW Doc. XII-A-138-77", IX-1073-78.
- 2) 常富他: HT50 大入熱溶弧溶接 Ti-B 系溶接材料の開発の研究, 溶接学会誌, 47 (1978) 18.
- 3) 伊藤, 中西: 溶接部の靱性に関する研究(第2報), 溶接学会誌, 44 (1975) 815.
- 4) D.J. Abson, R.E. Dolby: Microstructural transformation in steel weld metals-a reappraisal, The Welding Institute Research Bulletin, July 1978, 202.
- 5) R.C. Cochrane and P.R. Kirkwood: The effect of oxygen on weld metal microstructure, Welding Institute 'Conference Trend in steel and Consumables for welding', 1978.
- 6) 渡辺, 小嶋: 靱性におよぼす Ti, および酸素の影響, 溶接学会誌, 49 (1980) 772.
- 7) S. Ohkita, H. Homma, S. Tsushima, N. Mori: The Effect of Oxide Inclusion on the Microstructure of Ti-B containing Weld Metal, IIW Doc. II-1070-86.
- 8) Ito and Nakanish: 'Study on Charpy impact properties of weld metal with submerged arc welding', The Sumitomo Search 1976 (15) May, 42-62.
- 9) 都島ほか: AC-MIG 溶接技術の開発(第1報), 本会論文集, 第10巻1号(平成4年2月) 88.
- 10) 都島ほか: 大電流 AC-MIG 溶接法, 溶接学会アーク物理研究委員会第81回資料, 1985.
- 11) 森, 本間, 大北, 若林: Ti-B 系溶接金属における靱性向上機構, 本誌, 50 (1981) 174.
- 12) 黒沢ほか: 鋼中の析出物と金属学的結晶方位の無水電解質ポテンシオスタット腐食法による観察, 日本金属学会誌, 43 (11), 1068 (1979).
- 13) 奥野, 久米, 芳賀, 吉沢: 多変量解析法, 日科技連出版社, (1974) 81.
- 14) 寺島, 坪井: 第69回 溶接冶金研究委員会資料, 1977. 8.
- 15) 迎, 加藤, 西尾, 川西: 第88回 溶接冶金研究委員会資料, 1982. 5.
- 16) 伊藤, 中西, 小溝: 溶接金属の連続冷却変態挙動におよぼす酸素の影響, 溶接学会誌, 50 (1981) 1211.
- 17) 伊藤, 中西, 小溝: 低炭素低合金鋼溶接金属の組織形態について, 溶接学会誌, 51 (1982) 111.