MAG 溶接によるパイプライン用鋼 X80 溶接金属の強度特性 および金属組織に関する基礎的検討*

本橋 裕之**, 萩原 直人***, 増田 智紀****

Tensile Properties and Microstructure of Weld Metal of X80 Steel by MAG Welding*

by MOTOHASHI Hiroyuki**, HAGIWARA Naoto*** and MASUDA Tomoki****

Tensile properties and microstructure of weld metal of X80 plates were evaluated. X80 plates were welded using full-automatic Gas Metal Arc Welding (GMAW) under several welding conditions. To clarify effects of welding conditions on weld joint performance in X80 pipeline, strength, toughness and hardness of weld joints were evaluated. Grain size and microstructural component of the weld metal were measured.

Overmatching for the specified minimum yield stress (SMYS) of X80 was obtained for all the welding conditions. If distribution of the yield stress of X80 base metal was taken into consideration, however, welding conditions to obtain overmatching were limited. The strength and hardness of the weld metal decreased as the heat input increased. This was due to the change of acicular ferrite lath width and percentage of grain boundary ferrite and ferrite side plate. On the other hand, Charpy impact energy was high, irrespective of the welding conditions.

Key Words: X80, pipeline, tensile property, microstructure, overmatching, heat input, MAG welding

1. 結 言

近年の天然ガス需要の増大に伴って、ガス輸送パイプラインを用いたより効率的なガス輸送が求められている。この問題に答える一つの解決策として、パイプラインの高グレード化が挙げられる。高グレード化により、同口径、同板厚のパイプを用いれば、操業圧力の増加が見込め、また同じ操業圧力であれば、小口径化、薄肉化が可能となることにより、輸送コストや建設コストの削減が見込まれている。

従来、ガス輸送パイプラインに用いられてきたのは API 5L¹⁾ X65 以下の材料が主であったが、80 年代後半におけるテストラインによるトライアルを経て、90 年代に入り本格的に API 5L X80 グレード材を用いたパイプラインの建設が進められてきている。ただし、これまでの X80 パイプラインの建設は、カナダ、ドイツを始めとする北米やヨーロッパの地震の無い国・地域に限られてきた^{2,3)}。したがって、X80 材を用いたパイプラインの建設において、耐震性を考慮した検討はほとんどなされていないのが現状である。

一方、日本のように優れた耐震性能が要求される地域において X80 パイプラインを導入するためには、諸外国でなされてきた諸課題の検討結果⁴⁾は参考となるものの、これに加えて特に耐震性を考慮した独自の検討が必要と考えられ

る。耐震性を考慮する場合、溶接継手部の設計においては、オーバーマッチングが要求される。

溶接継手のオーバーマッチングは、一般に低強度の鋼材に対しては比較的容易に達成できるものの、高強度になるにつれてその達成が困難となる。このため、X80 材に対しては、研究レベルにおいてはオーバーマッチングが達成されている例⁵⁾があるものの、実際の X80 パイプラインの建設事例においては、溶接部の強度のばらつきに加えて母材強度のばらつきが存在すること^{3,6,7)}なども相まって、必ずしもオーバーマッチングは達成されておらず、事実上アンダーマッチングが許容されている状況である³⁾。

加えて、溶接継手には破壊を防止するために適切な破壊靱性、さらに溶接割れ等の防止の観点から適切な硬度が要求される。ただし、一般に強度が上昇するにつれて破壊靱性は低下し、硬度は上昇する傾向があることから、X80 において強度、靱性、硬度など複数の要求性能を同時に満足できる溶接条件は限定されることが考えられるものの、その条件は未だ明らかとなっていないのが現状である。

そこで本検討では、耐震性を考慮した X80 パイプラインの溶接に関する基礎的検討として、種々の溶接条件で X80 相当の平板を溶接した継手の強度、靱性、硬度を評価した。さらに、溶接金属組織の体積分率や結晶粒径を測定し、溶接条件との相関を調べた。これらの結果を基に、継手の機械的性質に及ぼす溶接条件の影響を金属組織の観点から考察した。

*原稿受付 平成 15 年 1 月 28 日 平成 14 年度春季全国大会で発表

**正 員 東京ガス(株) Member, Tokyo Gas Co., Ltd.

*** 東京ガス(株) Tokyo Gas Co., Ltd.

**** 東京ガス(株)(現: (社)日本ガス協会) Tokyo Gas Co., Ltd. (Japan Gas Association)

2. 試 験 方 法

2.1 供試材料

供試体として TMCP 方式により製鋼された、長さ 500 mm、片側幅 60 mm、板厚 17.5 mm の X80 グレード相当の平板を用いた。平板の化学組成を Table 1 に、機械的性質を Table 2 に示す。これらはいずれもミルシート値であるが、YS（降伏応力）、TS（引張強さ）、EI（破断伸び）および Y/T（降伏応力と引張強さの比）は JIS Z 3111-1986 の A2 号試験片（平行部径 6 mm、標点距離 24 mm）に準拠した丸棒型引張試験片を用いて実測した値である。

2.2 溶接施工方法

本研究では JIS Z 3312 YGW24 に該当する 590 MPa 級鋼用の溶接ワイヤーA、および AWS A5.28 ER100S-G に該当する 690 MPa 級鋼用の溶接ワイヤーBを用いた。溶接ワイヤーの寸法およびミルシートによる溶着金属の機械的性質を Table 3 に、化学成分を Table 4 に示す。

ガスパイプライン用全自動 MAG 溶接機を用いて、平板の突合せ溶接を行った。供試平板を水平に固定し、下向姿勢で溶接を行った。開先形状はルートギャップ 4.5～5.0 mm、ル

ートフェイス 0～1.0 mm の V 型開先とし、開先角度は 20、40、60° とした。シールドガスには Ar 80 % /CO₂ 20 % の混合ガスを用いた。予熱は実施せず、パス間温度は 50℃以下とした。

2.3 溶接条件

溶接試験条件を Table 5 に示す。入熱量の影響を調べるために、2 種類の溶接ワイヤーを用いて、入熱量を変化させて溶接を行った。入熱量は、積層数を 6 層 6 パスの一定として、溶接電流、溶接速度および開先形状を変化させることにより調整した。A-1～A-4 では、溶接ワイヤーA を用いて、全層の平均入熱量を 0.9、1.2、1.6、2.0 kJ/mm とした多層突合せ溶接継手を作製した。B-1～B-3 では、溶接ワイヤーB を用いて、1.0、1.2、1.6 kJ/mm とした多層突合せ溶接継手を作製した。Table 5 には金属組織観察を行った 4 層目の入熱量を併せて示した。なお、入熱量はいずれも実測値である。

2.4 機械試験

2.4.1 引張試験

本研究では、溶接金属部の強度と母材の強度をそれぞれ比較することにより強度マッチングの検討を行った。そのため、各溶接継手の溶接金属部中央から、溶接線に沿って母材と同じ形状の丸棒型引張試験片（JIS Z 3111¹⁹⁸⁶ の A2 号試験片）を板厚中央より採取し、溶接金属部の引張試験を行った。

2.4.2 シャルピー衝撃試験

各溶接継手から、JIS Z 2202¹⁹⁹⁸ に準拠した深さ 2 mm の V 型ノッチ付きシャルピー衝撃試験片を板厚中央より採取した。ここで、ノッチの位置は溶接金属部中央および熱影響部（HAZ）とし、ノッチは板厚貫通方向に加工した。本検討では V 型開先を用いており、ノッチを全て HAZ とすることが不可能であるため、HAZ が最も多く含まれる位置においてノッチ加工を行った。溶接金属および HAZ とともに、0℃においてシャルピー衝撃試験を各条件 3 本ずつ実施し、吸収エネルギー値と脆性破面率を測定した。

2.4.3 硬さ試験

ビッカース硬さ試験機を用いて、継手断面の硬さを JIS Z 2244¹⁹⁹² に準拠して測定した。測定荷重は 98 N、荷重の保持時間は 15 sec である。硬さ測定は継手の内外面側より 2 mm の位置、および溶接金属部の中央を板厚方向に行った。

2.5 金属組織観察

溶接金属組織を明らかにするため、光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡（SEM）を用いて金属組織観察を行った。観察前に、観察面を湿式研磨し、3 % 硝酸/97 % エチルアルコール（ナイタール液）を用いてエッチングを施した。

Table 1 Chemical compositions of X80 base metal (mass%).

C	Si	Mn	P	S	C _{eq}	P _{cm}
0.06	0.25	1.85	0.008	0.002	0.42	0.18

Table 2 Mechanical properties of X80 base metal.

YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	Y/T	CVN (J)
572	699	26.7	0.82	269(0℃)

Table 3 Mechanical properties of deposited metal.

Wire	Classification	Diameter (mm)	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	CVN (J)
A	JIS Z3312 YGW24	0.9	651	729	21	96(+20℃)
		1.2	570	679	23	63(+20℃)
B	AWS A5.28 ER100S-G	0.9	—	—	—	—
		1.2	694	744	23	120(+30℃)

Table 4 Chemical compositions of welding wires (mass%).

Wire	Diameter (mm)	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Mo
A	0.9	0.10	0.66	1.90	0.012	0.006	0.16	—	—
	1.2	0.10	0.67	1.89	0.014	0.008	0.18	—	—
B	0.9	0.05	0.51	1.52	0.008	0.002	0.25	2.01	0.50
	1.2	0.05	0.51	1.52	0.008	0.002	0.19	2.01	0.50

Table 5 Welding conditions.

No.	Wire	Diameter (mm)	Groove configuration	Heat input (kJ/mm)	
				Average	4 th layer
A-1	A	0.9	20-degree V	0.9	0.9
A-2			40-degree V	1.2	1.5
A-3			60-degree V	1.6	1.6
A-4				2.0	2.0
B-1	B	1.2	20-degree V	1.0	1.0
B-2			40-degree V	1.2	1.5
B-3			60-degree V	1.6	1.7

3. 継手の機械的性質

3.1 全溶接金属引張試験

3.1.1 マッチングの検討

Fig. 1 に降伏応力と入熱量の関係を示す。図中に示した実線は本実験で使用する鋼材の降伏応力 (Fig. 1) および引張強度 (Fig. 2) の値を示している。また、SMYS は規格下限降伏応力、SMTS は規格下限引張強度を示す。これらの図より本実験で使用した鋼材に対しては、溶接ワイヤーA、Bともに、鋼材の降伏応力、引張強度を上回っており、オーバーマッチングが達成された。

Fig. 1 Relationship between yield stress of weld metal and heat input.

Fig. 2 Relationship between tensile strength of weld metal and heat input.

ただし、鋼材の強度は規格下限値を上回る範囲である程度のばらつきを有している。X80 鋼材の実際の降伏応力は、SMYS (552 MPa) に対して、最大で+100 MPa 程度のばらつきを有しているとの報告^{3,6,7)}がある。この場合、Fig. 1 に破線で示すように鋼材の降伏応力は最大 650 MPa 程度になるため、一部の溶接条件でオーバーマッチングを達成できない。したがって、降伏応力のばらつきを考慮すると、溶接ワイヤーAを用いた場合は入熱量 0.9 kJ/mm の小入熱において、溶接ワイヤーBを用いた場合は 1.0 および 1.2 kJ/mm においてオーバーマッチングが達成された。このことから、X80 材の強度のばらつきを考慮してオーバーマッチングを達成するためには、溶接条件に注意を払う必要がある。

3.1.2 強度に及ぼす入熱量の影響

Fig. 1, 2 に示すように、溶接ワイヤーA、Bともに、降伏応力、引張強度は入熱量が増加するにつれて低下する傾向がみられた。溶接ワイヤーA、Bともに、入熱量の比較的小さい範囲において、降伏応力および引張強度の低下が大きく、入熱量が大きくなるにつれて強度の低下の度合いは小さくなる。入熱量と降伏応力の関係については、5章で金属組織の観点から詳述する。

3.2 シャルピー衝撃試験

Fig. 3 に 0°C におけるシャルピー吸収エネルギーと入熱量の関係を示す。溶接金属部のシャルピー吸収エネルギーは、溶接ワイヤーA、Bともに入熱量との相関はほとんどみられず、いずれも 100 J 程度の比較的高い値を示した。一方、HAZのシャルピー吸収エネルギーは、溶接ワイヤーAを用いた入熱量 2.0 kJ/mm の場合に 200 J 程度であった以外は、いずれも 300 J 程度の高い値を示した。

Fig. 4 に 0°C における脆性破面率と入熱量の関係を示す。

Fig. 3 Relationship between Charpy impact energy at 0°C and heat input.

Fig. 4 Relationship between cleavage fracture area at 0°C and heat input.

Fig. 6 Relationship between maximum hardness and heat input.

Fig. 5 Hardness of weld joint (A-1 : Wire A, 0.9 kJ/mm).

脆性破面率は溶接金属部、HAZ とともに、入熱量との相関は見られず、溶接金属部で 20 % 未満、HAZ で 10 % 未満の良好な結果を示した。したがって、本実験の範囲内では、溶接金属部、HAZ とともに良好なシャルピー衝撃特性を得ることが可能である。本実験の入熱量範囲はガスパイプラインの現地周溶接において一般的なものである。したがって、これらの結果は、X80 の溶接においては、マッチングのみを考慮して溶接条件を選定しても、シャルピー衝撃特性は良好な性能を得ることが可能であることを示すものである。

3.3 硬さ試験

Fig. 5 に溶接継手断面における硬さ分布の一例 (A-1) を示す。白丸は外面側、黒丸は内面側のデータを示す。Hv220 程度の母材に比べて、溶接金属部の硬さは Hv60 程度上昇し、Hv280 程度であった。硬さの上昇は溶接条件により異なったものの、いずれの入熱量においても最高硬さは溶接金属部

(WM) で観察された。

一方、最小硬さはいずれも HAZ で確認された。一般に、炭素含有量の低い TMCP 鋼を大入熱溶接すると、HAZ が軟化することが知られている⁸⁾。本実験においては、入熱量が大きい 2.0 kJ/mm の場合に母材に比べて Hv20 程度の軟化がみられたものの、他の入熱量においては HAZ の軟化はほとんど確認されなかった。

Fig. 6 に最高硬さと入熱量の関係を示す。溶接ワイヤー A、B とともに、およそ Hv250～285 の範囲で、入熱量が増加するに伴い最高硬さは低下する傾向が見られ、一般的な傾向と一致した。

4. 溶接金属の組織

4.1 マクロおよびミクロ観察結果

溶接継手部のマクロ観察結果の一例を Fig. 7(a), (b) に示す。(a) は溶接ワイヤー A による入熱量 0.9 kJ/mm の場合、(b) は溶接ワイヤー B による入熱量 1.0 kJ/mm の場合の観察結果である。溶接ワイヤー A、B とともに、入熱量が比較的小さいために次層による熱影響を受けた領域（再熱部）は小さく、原質部が多く割合を示していた。

溶接金属部のミクロ組織観察結果の一例を Fig. 8, 9 に示す。観察箇所は 4 層目中央付近の原質部である。Fig. 8 は光学顕微鏡による観察結果、Fig. 9 は SEM による観察結果を示す。Fig. 8, 9 とともに、(a), (b) はそれぞれ溶接ワイヤー A による入熱量 0.9 および 1.6 kJ/mm の場合の観察結果、(c), (d) はそれぞれ溶接ワイヤー B による入熱量 1.0 および 1.6 kJ/mm の場合の観察結果である。

いずれの溶接ワイヤーおよび入熱量においても、溶接金属部の金属組織は、粒界フェライト、フェライトサイドプレートおよび微細なアシキュラーフェライトから構成されてい

Fig. 7 Macrostructure of weld joints.

る. さらに SEM を用いた観察の結果, 微細な島状マルテンサイトが確認された.

4.2 結晶粒径

本検討では, 2 種類の溶接ワイヤーを用いて, 入熱量をパラメータとして継手性能を調べた. そこで, 溶接ワイヤーおよび入熱量による金属組織の相違を定量的に調べるために, 結晶粒径や組織の体積分率を調べた.

Fig. 9 に示した 5000 倍の SEM 観察結果において, 画像解析ソフトウェアを用いて計測した島状マルテンサイトの面積から, 円相当径として島状マルテンサイトの結晶粒径を算出し, 入熱量との相関を調べた. 観察位置によるばらつきを極力排除するため, 4 層目の中央付近の原質部において 5 箇所測定を行い, その平均値を求めた. なお, 入熱量は観察を行った 4 層目の値をとった. 結果を Fig. 10 に示す.

入熱量が 1.6 kJ/mm 程度より小さい範囲では, 溶接ワイヤー A, B ともに粒径は入熱量の影響を受けず, 溶接ワイヤー A では約 0.6 μm , 溶接ワイヤー B では約 0.4 μm でほぼ一定であった. 溶接ワイヤー A では, 入熱量がさらに大きくなると粒径は増加した.

Fig. 8 Optical micrographs of weld metal.

Fig. 9 SEM micrographs of weld metal.

Fig. 10 Relationship between M-A constituent grain size and heat input.

4.3 体積分率

4.1 節で述べたように、溶接金属部の金属組織は粒界フェライト、フェライトサイドプレート、アシキュラーフェライト、島状マルテンサイトから構成されている。そこで、これらの金属組織の体積分率を測定した。4 層目の中央付近の原質部における SEM による 5000 倍の観察結果から島状マルテンサイトとフェライトの体積分率を求め、光学顕微鏡による 200 倍の観察結果からアシキュラーフェライトの体積分率を求めた。光学顕微鏡による観察結果において、粒界フェライトとフェライトサイドプレートを明瞭に識別することが困難であったため、これらについては両方を合わせた分率とした。溶接ワイヤー A の結果を Fig. 11 に、溶接ワイヤー B の結果を Fig. 12 に示す。図において入熱量は結晶粒径と同様、観察を行った 4 層目の値をとった。

溶接金属の構成組織はアシキュラーフェライトが 80 % 程度を占める主体組織であった。粒界フェライトおよびフェライトサイドプレートの体積分率は 5~15 %, 島状マルテンサイトの体積分率は 5~10 % 程度であった。溶接ワイヤー A, B は強度レベルが異なるものの、体積分率は両者で特に相違はみられず、同様の結果を示した。

溶接ワイヤー A では、入熱量が 1.6 kJ/mm 程度までは入熱量が増加するにつれて、粒界フェライトおよびフェライトサイドプレートの体積分率が増加した。それに伴い、アシキュラーフェライトの体積分率は減少する傾向がみられた。また、島状マルテンサイトはアシキュラーフェライトと同様に入熱量の増加に伴い、減少する傾向がみられた。入熱量が 1.6 kJ/mm 程度を超えると、粒界フェライトおよびフェライトサイドプレートの体積分率が減少し、島状マルテンサイトの体積分率が増加した。これに対して、アシキュラーフェライトの体積分率は変化しなかった。

Fig. 11 Relationship between microstructural component and heat input for welding wire A.

Fig. 12 Relationship between microstructural component and heat input for welding wire B.

溶接ワイヤー B では、粒界フェライトおよびフェライトサイドプレートの体積分率は、入熱量 1.5 kJ/mm までは入熱量の増加に伴い増加した。それに伴い、アシキュラーフェライトの体積分率は減少した。入熱量が 1.5 kJ/mm を超えると、粒界フェライトおよびフェライトサイドプレート、ならびにアシキュラーフェライトの体積分率は変化しなかった。島状マルテンサイトの体積分率は入熱量によらず一定の値を示した。

このうち、島状マルテンサイトの挙動は以下のように説明される。島状マルテンサイトの生成量は一般に合金元素量や冷却速度と相関があり、例えば冷却速度の減少に伴い生成量は増加することが知られている⁹⁻¹¹⁾。溶接ワイヤー A において、入熱量が 1.6 kJ/mm より大きい範囲では、入熱量の増加

すなわち冷却速度の減少に伴い島状マルテンサイトの体積分率は増加しており、これらの報告結果と一致した。一方、入熱量が 0.9 kJ/mm の場合、1.6 kJ/mm の場合に比べて体積分率が多い。体積分率は結晶粒の数と粒径に影響される。結晶粒径は Fig. 10 に示すように、両者で相違が無かった。これに対して結晶粒の数は、0.9 kJ/mm の場合に 122 個 ($3.7 \times 10^{-4} \text{ mm}^2$)、1.5 kJ/mm の場合に 63 個であり、2 倍程度の違いがみられた。したがって、入熱量の比較的小さい範囲においては、島状マルテンサイトの結晶粒の数が多くなったために、体積分率が増加したことが示唆される。

一方、溶接ワイヤー B では、本実験の範囲における入熱量すなわち冷却速度の変化は、島状マルテンサイトの生成に影響を及ぼさなかった。

4.4 アシキュラーフェライトのラス幅

主体組織であるアシキュラーフェライトのラス幅を測定した。測定は 4 層目中央付近の原質部の 5000 倍の SEM 観察画像において行った。結果を Fig. 13 に示す。溶接ワイヤー A では、ばらつきはあるものの入熱量の増加に伴い、ラス幅が増加する傾向がみられた。溶接ワイヤー B では、入熱量の増加に伴い、0.9 μm から 1.3 μm まで増加した。したがって、溶接ワイヤー A、B ともに、主体組織であるアシキュラーフェライトのラス幅には、入熱量すなわち冷却速度の影響がみられた。これらの結果は、Viano ら¹²⁾ が行った X80 材と同等の強度レベルを有する HSLA80 鋼におけるサブマージーク溶接の結果と同様の傾向であった。

5. 溶接金属の機械的性質に及ぼす金属組織の影響

3.1.2 節で述べたように、降伏応力および引張強さは入熱量の増加に伴い低下するという関係が確認された。一方、4

Fig. 13 Relationship between acicular ferrite lath width and heat input.

章で述べたように、金属組織の結晶粒径および体積分率は入熱量と相関がある場合と無い場合が確認された。一般に溶接金属の機械的性質は金属組織に支配されるため、入熱量に伴う継手性能の変化を金属組織の観点から考察することを試みた。

5.1 溶接金属部の強度に及ぼす金属組織の影響

Fig. 14 に粒界フェライトおよびフェライトサイドプレートの体積分率と溶接金属部の強度の関係を示す。溶接ワイヤー A、B ともに、アシキュラーフェライトより変態点が高く強度の低い組織である粒界フェライトおよびフェライトサイドプレートの体積分率が増加するにつれて、降伏応力および引張強さは低下した。

Fig. 14 Relationship between yield stress/tensile strength of weld metal and percentage of grain boundary ferrite and ferrite side plate.

Fig. 15 Relationship between yield stress / tensile strength of weld metal and acicular ferrite lath width.

Smith ら¹³⁾ は HSLA80 鋼のサブマージアーク溶接部の金属組織に関する研究において、入熱量の増加に伴う強度の低下は、定性的に結晶粒の粗大化に起因するとしている。また、一般に鋼材の強度は、Hall-Petch 則により結晶粒径の $-1/2$ 乗に比例する。そこで、Fig. 15 に主体組織であるアシキュラーフェライトのラス幅 (Fig.13) の $-1/2$ 乗と強度の関係を示した。Fig. 15 より、アシキュラーフェライトのラス幅が増加するほど、降伏応力および引張強さは低下し、両者は良い相関を示した。

Fig. 14, 15 における実線および破線は、溶接ワイヤーにより区別せず、降伏応力の平均および引張強さの平均を示したものである。Fig. 14, 15 より、粒界フェライトおよびフェライトサイドプレートの体積分率と溶接金属部の強度、ならびにアシキュラーフェライトのラス幅と溶接金属部の強度は、溶接ワイヤーによらず直線関係を示している。この結果は、溶接金属部の強度特性は、化学成分の異なる溶接ワイヤーに対しても、金属組織に一義的に支配されていることを示唆している。

ただし、Fig. 14, 15 に示した溶接金属部の強度は、原質部と再熱部を含む値であるのに対して、本研究で実施した金属組織の定量化は原質部においてのみ行っている。再熱部では成分系により焼入れ性が変化するなど、強度特性に影響を及ぼす因子が存在するものの、本研究で用いた入熱量の範囲においては、4.1 節で述べたように再熱部の割合が比較的少ないため、原質部による評価のみで比較的良い相関が得られたと考えられる。

なお、Fig. 10, 11 に示すように、溶接ワイヤーA では、島状マルテンサイトの結晶粒径および体積分率は入熱量により変化した。そこで、島状マルテンサイトの結晶粒径および体積分率と強度の相関を調べたが、ともに溶接金属部の強度との相関は見られなかった。したがって、本試験の範囲においては、島状マルテンサイトの結晶粒径および体積分率の変化は強度に影響を及ぼさない。

5.2 シャルピー衝撃特性に及ぼす金属組織の影響

Gianetto ら¹⁴⁾ は HSLA80 鋼のサブマージアーク溶接において、1~4 kJ/mm の入熱量範囲では、1~4 μm のラス幅のアシキュラーフェライトの体積分率が 80 % 程度の高い値を示すために、入熱量によらず良好なシャルピー衝撃特性が得られたとしている。本研究では、アシキュラーフェライトのラス幅は 0.7~1.6 μm 、体積分率は 80 % 程度であり、Gianetto らの結果と同様の値であった。このことから、本研究においても、3.2 節で述べたように、入熱量によらずシャルピー衝撃特性は良好であったことが説明される。なお、アシキュラーフェライトのラス幅は Fig. 13 に示すように入熱量により変化したものの、これはシャルピー衝撃特性に影響を及ぼさなかった。

また、島状マルテンサイトは破壊靱性に影響を及ぼす組織

として知られているが、本研究の範囲においては、島状マルテンサイトの結晶粒径および体積分率とシャルピー衝撃特性の相関は確認されなかった。

6. ま と め

X80 材の継手性能と溶接条件の関係を定量的に把握することを目的として、継手の機械試験および金属組織観察を行った結果、以下の結論を得た。

- (1) 本試験で使用した X80 材に対してはオーバーマッチングを達成した。ただし、鋼材の強度のばらつきを考慮すると、オーバーマッチングを達成できる溶接条件は限定されるため、X80 の溶接においては注意が必要である。
- (2) 入熱量の増加に伴い溶接金属部の強度は低下した。一方、シャルピー衝撃特性は入熱量に依存せず、いずれの溶接条件においても良好な性能が得られた。したがって、本検討の範囲においては、X80 の溶接においてマッチングのみを考慮して溶接条件を選定しても、シャルピー衝撃特性は良好な性能が得られることが明らかとなった。
- (3) X80 材の強度レベルに適する溶接ワイヤーの溶接金属部組織は、粒界フェライトおよびフェライトサイドプレートを含む微細なアシキュラーフェライトを主体としている。さらに微細な島状マルテンサイトが 5~10 % 程度含まれる。
- (4) 旧オーステナイト粒径および島状マルテンサイト粒径は、溶接ワイヤーA では入熱量との相関がみられたものの、溶接ワイヤーB では入熱量によらず一定であった。アシキュラーフェライトのラス幅は、溶接ワイヤーA、B ともに入熱量との相関が見られ、入熱量の増加に伴い増加する傾向がみられた。
- (5) 溶接金属部の強度は粒界フェライトおよびフェライトサイドプレート体積分率、ならびにアシキュラーフェライトのラス幅が増加するにつれて低下した。島状マルテンサイトは結晶粒径、体積分率ともに強度に影響を及ぼさなかった。
- (6) アシキュラーフェライトのラス幅は入熱量により変化したものの、最大 1.6 μm の微細な組織であり、また体積分率が入熱量によらず 80 % 程度と高い。このことから、溶接金属部のシャルピー衝撃特性が入熱量によらず良好であったことが説明される。

謝 辞

本研究の遂行に際して、溶接継手の作製におきましては新日本製鐵㈱殿に、金属組織の定量化におきましては㈱日鐵テクノリサーチ山本広一氏にご協力いただきました。また、機械試験の実施において、東京理学検査㈱内木伸氏、六谷英樹氏にご協力いただきました。ここに記して感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) API specification 5L : Specification for Line Pipe, American Petroleum Institute, 42nd edition, (2000).
- 2) V. Chaudhari, H.P. Ritzmann, G. Wellnitz, H.G. Hillenbrand and V. Willings : German gas pipeline first to use new generation line pipe, Oil and Gas Journal, Jan. 2, (1995), 40.
- 3) A.G. Glover, D.J. Horsley and D.V. Dorling : High-Strength Steel Becomes Standard on Alberta Gas System, Oil and Gas Journal, Jan. 4, (1999), 44.
- 4) J.C. Price : Applying the Latest Technology to Optimize Production and Cost in the Construction of Pipelines using X80 and X100 Steels, Pipeline Technology (Editor : R. Denys), Vol. II, (1995), 287.
- 5) 例えば, M. Ushio, Y. Sugitani, K. Kanayama, I. Aida, N. Hara and T. Nakano : Cracking in GMAW Pipeline Girth Welds Based on Experiences in Pipeline Construction in Japan, First International Conference on Weld Metal Hydrogen Cracking in Pipeline Girth Welds, Welding Technology Institute of Australia, (1999), 10-1.
- 6) C. Dallam and M. Quintana : Welding X-80 and Beyond : A Consumable Manufactures Perspective, Pipeline Technology (Editor : R. Denys), Vol. II, (2000), 483.
- 7) H.G. Hillenbrand and C. Kalwa : Production and Seivice Behavior of High-Strength Large-Diameter Pipe, Pipe Dreamer's Conference, (2002), 203.
- 8) N. Yurioka : TMCP steels and their welding, Welding in the World, 35-6, (1995), 375.
- 9) Y. Hirai : Effect of Martensite-Austenite Constituent on Toughness of High Strength Steel Weldments : Quar. J. JWS, 50-1, (1981), 37.
- 10) H. Okada, F. Matsuda and Z. Li : The Behavior of M-A Constituent in Simulated HAZ with Single and Multiple cycles : Quar. J. JWS. 12-1, (1994), 126.
- 11) F. Matsuda, Y. Fukuda, H. Okada, C. Shiga, K. Ikeuchi, Y. Horii, T. Shiwaku and S. Suzuki : Review of mechanical and metallurgical investigations of martensite-austenite constituent in welded joints in Japan, Welding in the World, 37-3, (1996), 134.
- 12) D.M. Viano, N.U. Ahmed and G.O. Schumann : Influence of Heat Input and Travel Speed on Microstructure and Mechanical Properties of Double Tandem Submerged Arc High Strength Low Alloy Steel Weldments, Science and Technology of Welding and Joining, 5-1, (2000), 26.
- 13) N.J. Smith, J.T. Mcgrath, J.A. Gianetto and R.F. Orr : Microstructure/Mechanical Property Relationship of Submerged Arc Welds in HSLA 80 Steel, Weld. J., 68-3, (1989), 112.
- 14) J.A. Gianetto, N.J. Smith, J.T. Mcgrath and J.T. Bowker : Effect of Composition and Energy Input on Structure and Properties of High-Strength Weld Metals, Weld. J., 71-11, (1992), 407.