定量的に評価されたオーステナイトステンレス鋼 溶接金属組織と靱性の関係*

神谷 修^{*1}, 熊谷 一男^{*1}, 五十嵐 敬喜^{*2}

The Relationship between Quantitatively Evaluated Microstructure and Fracture Toughness on Austenitic Stainless Steel Weld Metal

Osamu KAMIYA, Kazuo KUMAGAI and Keiki IGARASHI

The microstructures of stainless steel weld metals which had absorbed nitrogen were analyzed quantitatively by means of a computer-aided image analyzer. Then, the relationships between quantitative microstructural factors and the low-temperature fracture behaviors were investigated. Generally, the δ ferrite which is included in the stainless steel weld metal causes cleavage fracture at low temperatures and brings about a decrease in the fracture toughness property. There is much potential for improving the toughness by controlling the amount and shape of δ ferrite. The amount of δ ferrite decreased and its shape became more globular with increasing nitrogen content in weld metal. Consequently, cleavage fractures rarely occurred at low temperature, and the fracture toughness values were improved. The δ ferrite amount (A) and the shape factor (S) were combined into the factor of $A \cdot S$. The $A \cdot S$ factor has a linear relationship with fracture toughness values.

Key Words: Weld Metal, Austenitic Stainless Steel, Nitrogen Content, Fracture Toughness, δ Ferrite, Cleavage Fracture

1. 結 言

オーステナイト系ステンレス鋼は、低温でも優れた靱性を有するため、極低温用の機械構造材料として使用される。しかし、一般に溶接部の破壊靱性は、母材に比べて低いことが問題となっている^{(1)~(6)}。本研究では、SUS 304 L 形ステンレス鋼溶接金属の組織を定量的に評価し、さらに適当な手段により組織の量や形状を制御することにより、低温における靱性を改善することを目的とする。

このようなステンレス鋼溶接部における靱性の低下は、主に δ フェライトの存在^{(3)~(6)}によるものと考えられているが、そのミクロ的な破壊のメカニズムや破壊靱性値と δ フェライトとの定量的関係については多くの問題や課題が残されている。例えば、低温で δ フェライト自身がへき開破壊を引き起こすのか、あるいは δ フェライトとマトリックスの界面で分離しているのか明確でない。また、低温での破壊様式には δ フェライトの量のみならず、その形状が影響を及ぼしている可能性が高い⁽⁵⁾ことから、 δ フェライトの量と

形状を定量的に評価し、それを制御して破壊靱性の改善を検討する必要がある。

そこで、本研究では、SUS 304 L 形オーステナイト系ステンレス鋼溶接部の δ フェライト形状と破壊様式の関係、低温 (77 K) におけるシャルピー衝撃破壊試験により調べた。次に、溶接金属中に窒素を固溶させる⁽⁶⁾ ことにより δ フェライトの量と形状を変化させ、溶接部の低温靱性を改善できることを示した。さらに以上のような破壊靱性に及ぼす金属組織の影響を、画像解析装置を用いて定量的に明らかにしたので以下に報告する。

2. 実 験 方 法

2・1 供試材料と靱性試験 実験に用いた、厚さ 12 mm の SUS 304 L 形オーステナイト系ステンレス鋼母材と直径 1.6 mm の溶接ワイヤーの化学成分を表 1 に示した。溶接法は溶極式ガスシールドアーク溶接 (MIG 形式) であり、図 1 で示した溶接開先に 3 パスの溶接を、シールドガス流量 333 cm³/s、溶接電流 300 A、アーク電圧 30 V、溶接走行速度 5 mm/s の条件で施した。また、溶接金属中の δ フェライトの量と形状を変化させるため、溶接シールドガスはアルゴンと窒素の混合ガス (Ar + N₂) とし、窒素混合率を 0, 20,

* 原稿受付 平成 4 年 1 月 20 日。

*¹ 正員、秋田大学鉱山学部 (〒010 秋田市手形学園町 1-1)。

*² 学生員、秋田大学鉱山学部。

60, 100%の4種類に変えて、溶接金属中の窒素含有量を変化させた。

溶接金属から、図1に示すようにVノッチシャルピー衝撃試験片 (JIS Z 3112-4号, 厚さ10 mm) を採取し、77 Kの試験温度で衝撃試験を行った。

試験後の破面は走査型電子顕微鏡で観察するとともに、画像解析によりへき開破面率を測定した。

2.2 定量評価パラメータの測定法 溶接金属中の窒素含有量の違いによる δ フェライトの面積率と形状の変化ならびに衝撃試験後のへき開破面率は、画像解析装置 (ピラス製, LA 525形) により定量的に測定した⁽⁷⁾⁽⁸⁾。

金属組織については光学顕微鏡写真から、破面については直接試験片から、CCDカメラを通して画像解析装置へ入力する。測定対象となる視野の総画素数は約20万画素であり、各画素は256段階の輝度に分類されている。次に輝度むらを補正した後、フィルター処理をして画像を強調した。さらに、適切な「しきい値」を定めて、測定対象物を黒く、背景を白くする2段階の輝度になるように、すなわち2値化処理をする。

つぎに、対象物の面積率 (A)、周囲長 (L) および形状係数 (S) のパラメータを計算する。面積率は対象物の画素数を計数して全体の画素数で割った値であり、周囲長は対象物の周囲を構成する画素数を示し、形状係数は後述する式(1)に A と L を代入して計算する。

これらのパラメータの測定精度は、主に対象物輪郭のコントラストに依存する。すなわち、輪郭が不明り

ようであれば2値化の段階であいまいさが生ずる。本研究では、光学顕微鏡写真と破面のコントラスト不足から、同一視野において $\pm 3\%$ 程度の誤差があった。

また、観察視野ごとのばらつきは、金属組織や破壊面の不均質に依存しており、本研究では $\pm 10\%$ 程度の比較的大きな変動があったため、同一試料について5視野以上を測定して平均をとった。

3. 実験結果と考察

3.1 窒素量と靱性値 図2に示すように、溶接金属中の窒素含有量 (N) が多いほど、シャルピー衝撃値 (Ev) は増加する。母材の衝撃値 2.5 MJ/m^2 に比較した場合、溶接金属における衝撃値は、窒素含有量が約300 ppmと低い場合、母材の値の50%以下に低下するが、窒素量が約1500 ppmと高い場合は、溶接金属における衝撃値は母材の値の75%程度に改善される。

窒素による δ フェライト形状の変化や靱性の改善効果は、ほかの研究者によっても報告されている⁽⁶⁾⁽⁹⁾が、一方では窒素は靱性をほとんど変化させないとする報告⁽¹⁰⁾もあり、破壊機構や δ フェライト形状などからさらに検討する必要がある。

図2 衝撃値と窒素含有量の関係

表1 供試材料の化学成分 (mass%)

Materials	Chemical composition						
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
Base metal SUS304L	0.017	0.49	0.84	0.031	0.009	9.49	18.54
WIG wire Y308L	0.012	0.35	1.70	0.018	0.004	9.96	20.30

図1 溶接金属のビード形状とシャルピー試験片の採取位置

N ppm	Microstructure (δ -ferrite + γ)	Fracture mode (Ductile + Brittle)
324		
1449		

図3 金属組織と破壊様式に及ぼす窒素の影響

図3に、フェライト形状と破面のマクロ写真を示した。窒素含有量が増加するにしたがって、 δ フェライトの量は減少し、形状も変化している。それと同時に破面の脆性的な部分は、少なくなっている。

図4に示したように、破面はディンプルとへき開から形成され、へき開が多いほど靱性は低下する傾向にある。すでに報告したように、へき開破壊は、 δ フェライトのへき開面に沿って発生しており⁽⁵⁾、へき開破壊に関与する δ フェライトの面積が多いほど靱性は低くなっている⁽⁵⁾。

以降では、ミクロ的な破壊機構にもとづいて、 δ フェライト量と形状、へき開破面率および靱性値の関係を評価する。

3・2 へき開形破壊に及ぼす金属組織の影響 これまでの観察から、へき開破壊が多いほど靱性は低下し、 δ フェライトの一部は低温でへき開破壊することがわかった。つまり、 δ フェライト、へき開破面率、および靱性値の三つの因子を定量的に関連付けることにより、靱性の改善や理想的な溶接金属の材料設計が可能になる。さらに、 δ フェライトの金属学的な特徴を知ることにより正確な定量的評価が可能になる。

ここでは、ミクロ的な破壊機構や金属組織を結晶学的に検討した。図5にAr 100%のシールドガスでMIG溶接した溶接金属中央部付近の微細組織を示す。マトリックスはオーステナイトであり網目状の組織が δ フェライトである。 δ フェライト形状はバミキュラー状、レース状およびグロービュラー状の3種類に分類される。

レース状 δ フェライトは、その長手方向が(110) δ 面内にありへき開面とは異なり、へき開破壊しにくいので、低温靱性に悪影響を及ぼしていないことが明らかとなっている⁽⁵⁾。

つぎに、バミキュラー状 δ フェライトは、その長手方向が(100) δ 面で構成されている⁽⁵⁾。これは、 δ フェライトが凝固するときの優先方位がそのまま保存され

たためと考えられる。微視的破壊機構を考慮したとき、この(100) δ 面はへき開面に一致するため、低温で低い性破壊しやすい。グロービュラー状 δ は、バミキュラー状 δ が分断されたものであるため、グロービュラー状 δ の結晶方位はバミキュラー状 δ に等しく、長手方向は(100) δ 面内にある。通常のSUS 304 L鋼溶接金属においては、 δ フェライトの90%以上がバミキュラー状の形状であるためこの形状に注目すれば靱性の改善が可能になる。

すなわち、 δ フェライトに沿ってへき開破壊が発生すれば、 δ フェライトの面積率が多いほどへき開は発生しやすい。また、面積率が等しい場合、その形状が偏平であるほど破面に占める面積率が大きくなり、へき開は起こりやすいと考えられる。したがって、面積率と形状を同時に評価したパラメーターが必要になる。

以上のことから、バミキュラー状 δ フェライトに注目して、窒素添加によりその量と形状を変化させ、靱性に及ぼす効果を定量的に調べることにする。

3・3 金属組織の定量的評価と靱性値との関係

δ フェライトの量と形状ならびにへき開破面を画像解析して定量的に評価することにより、溶接部の低温靱性を推測できると思われる。

図6に示したように、 δ フェライトの顕微鏡写真原画を画像解析装置により2値化した後で、面積率(A)と次式で表される形状係数(S)⁽⁷⁾を求めた。

図5 溶接金属中の δ フェライト形状

図4 溶接金属の低温における微視的破壊形態

図6 δ フェライトの顕微鏡写真とその2値画像

$$S = L^2 / (4\pi \cdot A) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 L は δ フェライトの周囲の長さの総和、 A は面積の総和である。対象となる δ フェライトは三次元的な立体構造を有しているの、その切断面を観察していることになる。この場合、周囲長 L と面積 A は δ フェライトの表面積と体積にそれぞれ対応している。

式(1)で示される形状係数 S の値は、1に近いほど対象物の断面形状が円形に近いことを示し、凹凸が激しかったり、楕円や長い帯状である場合は1以上の数値となる。なお、フェライトの断面形状が円形に近づくことは、立体的には球形に近づくことを意味している。

図7に δ フェライトの A ならびに S の値を示したが、窒素量が多くなるとともに A と S はいずれも低下している。すなわち窒素は強いオーステナイト形成元素であるため、 δ フェライトの量を減少させるだけでなく、その形状を球形に近づける。

一方、へき開破面率($A_c\%$)を求めるため、CCDカメラを用いて、試料の破壊面を直接画像析装置に入力した。そして、破壊面におけるディンプル破壊領域とへき開破面領域のコントラスト差から画像を白黒の2値化処理して A_c を求めた。その結果を図8に示すが、へき開破面率が減少するにしたがって、シャルピー衝

図7 δ フェライトの量(A)と形状係数(S)に及ぼす窒素含有量(N)の影響

図8 衝撃値とへき開破面率の関係

撃値が増加することが明らかであり、へき開破面率と衝撃値との間には密接な関係があることがわかる。

さらに、へき開破面率は A と S の両方のパラメータと密接な関係があると考えられる。つまり、 δ フェライト量 A が同じでも形状係数 S が1に近く円に近いほど、破面に占めるへき開破面率が少なく靱性は高いと考えられる。

図9は、 δ フェライトがへき開破壊する場合の模式図を示しているが、この図をもとに破壊機構を考え、へき開破面率 A_c とパラメータ A および S との関係を検討する。図9(1)において、 δ フェライト面積率と形状係数の初期値をそれぞれ A_0 と S_0 とする。つぎに、窒素添加して A_0 が初期値の半分すなわち $A_0/2$ になったとする。このとき、形状係数 S の変化には9(2-a)、(2-b)に示すような二つの場合が考えられる。

一つは図9(2-a)で示したように、ネットワーク状の δ フェライトが分断し、さらに長さが半分程度に短くなることによりフェライト量が減少する場合であり、このときの形状係数を S_a とする。この場合、面積 A と周囲長 L はいずれも半分程度に減少するため、 S_a は式(2)のように表され、形状係数は減少する。

$$S_a = (L/2)^2 / (4\pi \cdot A/2) = S_0/2 \dots\dots\dots (2)$$

この時、図9(3-a)に示すように、へき開破面は初期の δ フェライトに比較して減少する。なぜなら、すでに3・2で明らかにしたように、へき開面は δ フェライトの長手方向に一致するからである。

二つめは、図9(2-b)で示したように、 δ フェライトは連続しており、周囲長 L がほとんど変化しないまま薄くなり、面積 A が減少する場合であり、このときの形状係数を S_b とする。この場合の S_b は次式で表される形状係数に増加する。

$$S_b = L^2 / (4\pi \cdot A/2) = 2S_0 \dots\dots\dots (3)$$

この時、図9(3-b)に示すように、へき開破面率は初期状態における値と同じである。

図9 δ フェライト形状と破壊機構の模式図

図 10 衝撃値とパラメーター $A_f (= A \cdot S)$ との関係

形状係数 S が変化することの意味は、定義式(1)より「 δ フェライト周囲長を2乗した値の、面積に対する比率」であるが、金属組織中の δ フェライトの破壊を考えたとき、 S が増加することはへき開を引き起こしやすい形状に変化したことを示す。図9(3-a)と(3-b)に示すように周囲長が長いほどへき開は起こりやすいと考えてよい。したがって、へき開破壊に関与する「 δ フェライト周囲長の2乗の総和」は、 S に δ フェライト面積率 A を掛ければよいので、 A と S の積として次のパラメータ A_f を考えることにする。

$$A_f = A \cdot S \quad \dots\dots\dots (4)$$

こうすると A_f は、図9(2-a)の場合では、初期値の1/4に減少し、(2-b)の場合では A_f は変化しないことになり、へき開破面率の変化によく対応する。

図10にこの A_f の値と衝撃値との関係を示した。比較的よい直線関係が成立することから、溶接金属中の δ フェライトを定量的に測定して A_f を求めることにより、低温靱性が推測できると考えられる。さらに、ステンレス鋼溶接金属の低温靱性を改善するためには、 δ フェライトの量を少なくし、形状を球形に近づけることが必要であり、窒素を含有させることはその具体的な方法の一つである。

4. 結 言

オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属の δ フェライトを定量的に評価して、低温靱性との関連を調べ、次のような結論が得られた。

(1) 溶接金属中の窒素含有量が多くなれば、 δ フェライト量は減少し、形状は球に近づく。

(2) δ フェライト量が減少し、形状が球に近づくほどへき開破壊は起こりにくく、靱性は改善される。

(3) へき開破壊が少ないほど、低温靱性は増加する。

(4) δ フェライト面積率(A)と形状係数(S)の積(A_f)をパラメータとすることにより、低温靱性を、定量的に推測することが可能となった。

本研究を進めるにあたり、実験装置を使用させて頂いた大阪大学溶接工学研究所の関係各位、ならびに実験を援助して頂いた秋田大学の葦原文夫技官に対して深く感謝の意を表す。

文 献

- (1) Witherell, C. E., *Welding J.*, 59-11(1980), 326s.
- (2) McCowan, C. N., Siewert, T. A. and Tobler, R. L., *Trans. ASME, J. Eng. Mater. Technol.*, 108-4(1986), 340.
- (3) 小川・中村・常富, 溶接学会誌, 50-12(1981), 1203.
- (4) Whipple, T. A., Mchenry, H. I. and Read, D. T., *Welding J.*, 60-4(1981), 72s.
- (5) Kamiya, O., Kumagai, K. and Kikuchi, Y., *Trans. Jpn. Welding. Soc.*, 21-2(1990), 129.
- (6) 圓城・菊地・永田, 溶接学会論文集, 1-2(1983), 170.
- (7) 神保, パソコン画像処理入門, (1990), 161, 地人書館.
- (8) DeHoff, R. T. and Rhines, F. N., *Quantitative Microscopy*, (1968), 145, McGraw-Hill.
- (9) Kuwana, T., Kokawa, H. and Tsujii, H., *Trans. Jpn. Welding. Soc.*, 17-1(1986), 10.
- (10) 堀・伊東・吉野, 日本ステンレス技報, 9(1972), 39.