

高濃度窒素鋼の加工 (4)

## 高窒素ステンレス鋼の溶接性

Weldability of High Nitrogen Stainless Steels

物質・材料研究機構 小川 真\* Makoto Ogawa

同上 超鉄鋼研究センター 平岡和雄 Kazuo Hiraoka

### 1 緒言

物質・材料研究機構では、Mn を含まず窒素 (N) を 1 mass % 程度含有する高N オーステナイト系ステンレス鋼を開発中である<sup>1,2)</sup>。本鋼材はスーパーステンレス以上の耐海水性が期待でき、かつCr およびMo の主要合金元素の濃度レベルを大幅に高めることなく逆にNi の節減により省資源化を図ることができる鋼材である。また機械的性質が大幅に改善され、高耐食性と高強度を兼ね備えた鋼材として期待される。その溶接性を明らかにすることは重要な課題である。従来より数mass % のMn を含有する高N ステンレス鋼が開発されており、その溶接性が検討されている。例えば24Cr-6Mn-17Ni-4.5Mo-0.5N 鋼をNi 基合金フィラーを用いてガスタングステンアーク (GTA) 等の溶接試験を行い、溶接部の耐食性が母材に近い優れた性能を有し、またHAZ におけるCr 窒化物析出は問題とならないとの報告がある<sup>3)</sup>。一方、本高N ステンレス鋼は加圧式ESR法により製造され、溶融状態あるいは溶体化処理温度以下では窒素過飽和でありブローホールや窒化物析出が生じて継手特性を劣化させることが懸念される。

本研究では、Mn を含まず1 mass % 程度のN を含有する高N ステンレス鋼の溶接金属におけるブローホール発生と熱影響部における窒化物析出挙動を明らかにするとともに、Cr を高めた溶接材料を用いて冷却速度の速い溶接を行うことによる溶接継手部の耐孔食性劣化の改善について検討を行った。

### 2 試験方法

溶接母材として、18Cr-14Ni-2Mo-0.8N 鋼、23Cr-4Ni-2Mo-1N 鋼、同-0.8N 鋼、25Cr-20Ni-0.3N 鋼を用いた。前の3鋼は加圧式ESR装置で溶製した。組織はすべてオーステナイト単相組織であった。

溶接はGTA、プラズマおよびCO<sub>2</sub> レーザ溶接を用いた。また高周波加熱炉を用いて等温加熱による窒化物析出挙動を検討した。組織観察は光学顕微鏡およびTEMを用いた。耐孔食性は6% FeCl<sub>3</sub> 溶液中孔食温度測定により評価した。

### 3 試験結果および考察

#### 3.1 溶接材料に高Cr-Mo鋼を用いた溶接法による

##### ブローホール抑制

図1<sup>4)</sup> 上図に18Cr-14Ni-2Mo-0.8N 鋼を溶接材料を用い

ないで、GTA溶接したビード断面を示す。Fusion line に近い溶接金属中に多くのブローホールが見られた。この溶接金属のN濃度は0.2%に急減した。一方下図は同鋼を、溶接材料として30Cr-20Ni-5Mo 鋼を用いて希釈率40%で溶接した断面を示しており、ブローホールのない溶接継手が得られた。溶接金属中のブローホール抑制のためには、N溶解度の高い高Cr-Mo 鋼を溶接材料として用い、希釈率を制限して溶融金属が平均組成で窒素過飽和とならないように制御することが目安となると考えられる。

#### 3.2 GTA溶接金属の凝固モードと耐孔食性の評価<sup>4)</sup>

溶接金属の耐孔食性は、合金元素の偏析により母材よりも低下する。特に初晶がオーステナイトとなるAおよびAF凝固モードの場合はデンドライト中心でCr, Mo, Nすべてが欠乏し、低下が大きくなる傾向を示す。一方初晶がフェライトでその後オーステナイトが晶出するFA凝固モードの溶接金属はCr, Moの偏析の程度が小さい上にNがCr, Moの欠乏するオーステナイトに相対的に多く分配されて孔食指数を補う形となり、比較的高い孔食温度を示す。以上から溶接金属の耐孔食性劣化を抑制するためには、合金元素偏析を考慮してCr, Mo濃度を高め、組成を制御してFA凝固モードとすることが有利である。

#### 3.3 不完全混合部の合金組成分布

溶接金属/母材界面では、両者の混合が十分でない部分が存在することがある。図2にプラズマ溶接継手における境界部の合金組成と孔食指数の分布の一例を示す。境界部の幅約180μmの部分は、溶接金属がFA凝固モードとなるように成分調整されているにもかかわらず、母材が溶接金属と十分に混合しないままA凝固モードで凝固したため、孔食指数の変動が大きくなって最小値が母材や通常の溶接金属部よりも小さくなっている。この部分で孔食が発生することがあり、注意が必要である。

#### 3.4 高Nステンレス鋼のTTP曲線

通常の条件でGTA溶接した高Nステンレス鋼の熱影響部ではCr窒化物 (Cr<sub>2</sub>N) の析出が見られ、耐孔食性が劣化する。図3に3種の高Nステンレス鋼のTime-Temperature-Precipitation線図を示す<sup>5)</sup>。ここではCr<sub>2</sub>N析出の判断を、6% FeCl<sub>3</sub> 溶液中での孔食温度が母材に比べて5℃以上低下したという基準で行った。析出により孔食温度低下に至る最短時間は、23Cr-4Ni-2Mo-1N 鋼2秒、同-0.8N 鋼4秒、25Cr-20Ni-0.3N 鋼15秒であった。図4に孔食温度が低下した短時間加熱試料のオーステナイト結晶粒界のTEM像を示

\* 現所属 三菱重工業 (株) 広島研究所 物質工学研究室

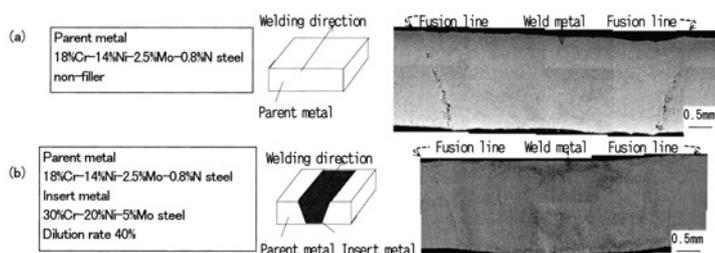


図1 高窒素ステンレス鋼溶接ビード断面比較

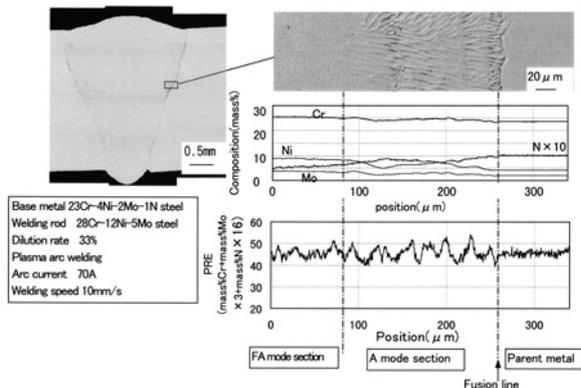


図2 不完全混合部の組織、組成および孔食指数分布

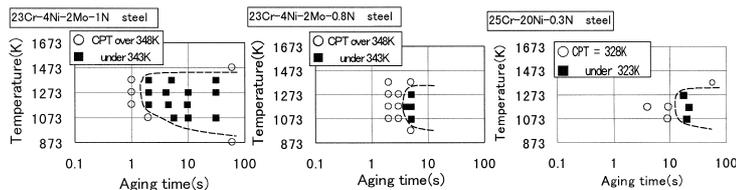


図3 高窒素ステンレス鋼のTTP線図比較

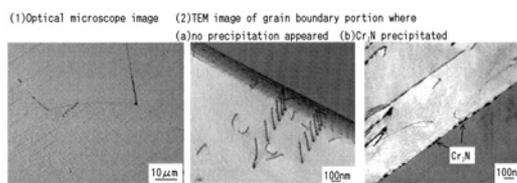


図4 粒界に析出した窒化物のマイクロ組織

す。粒界に直径約20 nmの点状のCr<sub>2</sub>Nが観察された<sup>6)</sup>。このような僅かな析出が、孔食温度低下を引き起こすことが明らかになった。

### 3.5 溶接継手の耐孔食性評価

図3に示すTTP線図から、入熱が小さく冷却速度の速い溶接を行えば、窒化物析出による耐食性の劣化が小さい溶接継手を製作することが可能であると考えられる。溶接材料としてFA凝固モードとなるように成分調整した高Cr-Mo鋼を用い、レーザー、プラズマおよびGTA突き合せ溶接を行なって、溶接継手を試作し、6% FeCl<sub>3</sub>溶液中で孔食温度を測定した。図5にその結果を示す<sup>5)</sup>。図横軸は、熱影響部が1073K以上に上がった時間を示す。23Cr-4Ni-2Mo-1N鋼では、レーザーおよび入熱の最も小さいプラズマ溶接継手が348Kの比較的高い孔食温度を示した。入熱の大きいプラズマ溶接およびGTA溶接継手の孔食温度は大きく低下した。23Cr-4Ni-2Mo-0.8N鋼では孔食温度低下の度合いがやや緩和される傾向にあった。25Cr-20Ni-0.3N鋼では、母材の孔食温度は328Kとやや低いが、溶接継手の孔食温度低下は小さい。本試験では、孔食はほとんどの場合熱影響部で発生した。23Cr-4Ni-2Mo-1N鋼母材は358K以下では孔食が発生せず、これに比べると溶接継手の耐孔食性はなお10K以上劣っている。今後さらにこの差を小さくする検討が必要である。

## 4 まとめ

高Nステンレス鋼の溶接金属でのブローホール発生と熱影響部でのCr<sub>2</sub>N析出挙動および溶接継手部の耐孔食性に関して検討した。

(1) 高Cr-Mo鋼を溶接材料として用い、希釈率を制御することでブローホール発生が抑制できる。(2) 溶接金属の耐孔食性は合金元素偏析により劣化する。FA凝固モードの溶接

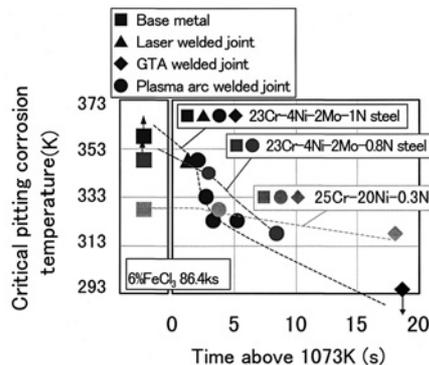


図5 溶接継手の6% FeCl<sub>3</sub>溶液中孔食温度

金属が比較的高い耐孔食性を示した。(3) 溶接金属/母材境界部では、凝固モードがAモードとなり、孔食指数が最小値となる場合がある。(4) 熱影響部では、粒界にCr<sub>2</sub>Nが析出し、耐孔食性が劣化する。(5) 高Cr-Mo鋼を溶接材料として用い冷却速度を速めた溶接継手は孔食温度348Kを示した。

### 参考文献

- 1) 片田康行, 相良雅之, 小林能直, 小玉俊明: CAMP-ISIJ, 15 (2002), 438.
- 2) 相良雅之, 片田康行, 小玉俊明: CAMP-ISIJ, 15 (2002), 442.
- 3) N.Arlt, Chr.Gillessen, W.Heimann: High nitrogen steels HNS90, (1990), 150.
- 4) 小川 真, 平岡和雄, 片田康行, 相良雅之, 志賀千晃: 溶接学会論文集20 (2002) 1, 96.
- 5) 小川 真, 平岡和雄, 片田康行, 相良雅之, 塚本進: CAMP-ISIJ, 15 (2002), 446.
- 6) 小川 真, 平岡和雄, 片田康行, 相良雅之, 塚本進, 志賀千晃: 溶接学会論文集20 (2002) 1, 106.

(2002年8月26日受付)