定速度引張試験による溶接金属の高温延性の評価

—ステンレス鋼 FCAW 溶接金属における再熱割れに関する研究 (第3報)—*

西本 和俊**, 森 裕章**, 岡崎 司***, 松永 泰三****

Evaluation for High Temperature Ductility in Weld Metal with Constant Speed Tensile Test

—Study of Reheat Cracking in FCAW Stainless Steel Weld Metal (Report 3)—*

by Kazutoshi NISHIMOTO**, Hiroaki MORI**, Tsukasa OKAZAKI*** and Taizo MATSUNAGA****

According to previous reports, the main factor causing reheat cracking in stainless steel FCAW weld metal is bismuth added in the flux to improve slag detachability. The cracks, whose surfaces have a dendritic appearance, propagate along the columnar grain boundary. In this report, the constant speed tensile test at elevated temperature in an inert gas atmosphere was performed and the ductility of the FCAW weld metal was evaluated to clarify the temperature range of weld metal embrittlement, and characterization of the fractured surfaces was performed to categorize the fracture type. Also, the effect of initial ferrite content and precipitates such as the σ phase on the ductility was evaluated.

As for the bismuth-free weld metal, a significant ductility drop was not observed at any test temperature and the fractured surface showed a dimple pattern which suggests a ductile and transgranular fracture. On the other hand, in the case of the bismuth-containing weld metal, ductility is remarkably depressed at temperatures above 873 K and the fractured surfaces showed a dendritic appearance. Moreover, at temperatures above 1173 K, the fractured surface showed signs of liquation at higher magnification. The ferrite content in as-welded condition and aging time at 973 K had no effect on the ductility at elevated temperature. Therefore bismuth is the main factor that causes the grain boundary embrittlement at elevated temperature. However, in the case of the high ferrite content under as-welded conditions, the aged weld metal showed slightly depressed ductility compared with the low ferrite content material, therefore, the precipitates in ferrite are considered to be a secondary factor for reheat cracking.

Key Words: stainless steel, FCAW, weld metal, bismuth, ferrite content, high temperature tensile test

1. 緒 言

前報までにおいて^{1,2)}, FCAW 溶接金属で発生したの再熱割れは、柱状晶粒界を主たる破断経路とする割れであり、この原因としてスラグ剥離性の改良を目的としてフラックスに添加した Bi が、柱状晶境界を著しく脆化させることを明らかにした。しかし、Bi による高温での溶接金属の脆化の温度域やメカニズムが未解明である。一般にオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属は $\gamma+\delta$ の組織で、973 K 付近で保持された場合、炭化物や σ 相の析出により著しく脆化することがよく知られている³⁻⁵⁾。再熱割れに対しても、時効による析出やクリープ脆化などの材質劣化が、再熱割れの発生原因となる可能性も考えられる。そこで本報

では、FCAW 溶接金属を不活性ガス雰囲気中で定引張速度の高温引張試験を実施し、再熱割れ感受性と相関があると考えられる高温における破断延性を調査し、脆化の温度域について検討を行った。また、試験片の破断後の破面のキャラクタリゼーションを行い、各温度域における脆化の特徴について検討を加えた。さらに、Bi 以外の再熱割れに影響を及ぼすと考えられる因子、すなわち溶接のままのフェライト量と時効による材質劣化の影響を取り上げ、その各々に対して高温延性に及ぼす影響について検討した。

2. 供試材料および試験方法

2.1 供試材料

試験には、Bi 量を変量させた4種のフラックス入りワイヤを使用した。ワイヤ径は全て1.2 mm である。ワイヤを溶接して得られる全溶着金属の化学成分を、Table 1 に示す。母材には市販の SUS304 を用いた。

2.2 試験方法

溶接金属の定変位速度引張における延性を評価するため

*原稿受付 平成11年5月26日 平成8年度春季全国大会で発表

**正 員 大阪大学大学院工学研究科 Member, Osaka University

***正 員 日本油脂㈱ Member, NOF CORPORATION

****学 生 員 大阪大学大学院工学研究科(現:中部電力㈱) Student member, Osaka University (CHUBU ELECTRIC POWER CO.)

Table 1 Chemical compositions of all deposited metals.

Material	(mass%)									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	N	Bi	FN
308F	0.063	0.38	2.21	0.027	0.005	10.31	19.37	0.023	<0.001	3.5
308B2	0.063	0.40	2.15	0.028	0.005	10.25	19.36	0.023	0.020	3.8
308B4	0.064	0.37	2.12	0.026	0.006	10.28	19.36	0.025	0.041	3.4
308E	0.047	0.38	2.15	0.028	0.006	10.06	20.36	0.025	0.020	10.0

Fig. 1 Dimension of base plate and groove.

Table 2 Welding conditions for welding of tensile test specimen.

Welding Current	200A
Welding Voltage	30V
Polarity	DCEP
Welding Velocity	5mm/s
Shielding Gas	Ar+20%CO ₂

するため、試験は Ar 雰囲気中で行った。延性の評価には絞り値を用いた。破面観察は SEM により行った。

3. 試験結果

3.1 高温引張性能

3.1.1 引張速度の影響

一般に、高温における破壊には歪速度依存性があり、歪速度を低下させると延性が低下することが知られている⁹⁾。そこでまず、高温延性に対する引張速度の影響を調査した。各溶接金属の973 K と1273 K でのグリーブル試験と高温引張試験での破断延性をクロスヘッド速度で整理した結果を Fig. 3 に示す。1273 K の試験温度では引張速度は絞り値にほとんど影響せず、973 K では引張速度の低いグリーブル試験において絞り値が低くなる傾向が認められるが、特に各溶接金属においてクロスヘッド速度の低下による絞り値の逆転などは認められない。以上の結果から0.35 mm/s の引張速度においても、各溶接金属の高温延性の評価が可能であると判断される。

3.1.2 溶接まま材の高温引張性能

308F, 308B2 および 308B4 の各溶接金属の、高温引張試験の結果を Fig. 4 に示す。Bi 添加材である 308B2 と 308B4 材では室温から773 K までは Bi 無添加材の 308F と同程度の絞り値であるが、873 K 以上では試験温度が上昇するのにしたがって絞り値が低下し、973 K 以上では絞り値は30%以下とかなり低い値となっている。873 K 以上の温度域で各溶接金属の絞り値は Bi 量が0.04% の 304B4 の方が Bi 量0.02% の 304B2 に比べ常に低い。特に、試験温度1273 K 以上においては、308B4 は10%以下の極めて低い

(a) Gleeble and hot tensile specimen

(b) Hot tensile specimen (293K and 773K)

Fig. 2 Dimension of tensile test specimen.

(a) Gleeble and hot tensile specimen

(b) Hot tensile specimen (293 K and 773 K)

に、高周波誘導加熱型定速度引張試験機とグリーブル試験機を用いて高温引張試験を行った。Fig. 1 に示す U 形状の開先に各フラックス入りワイヤにより 8 層溶接を行った試験板を作製し、Fig. 2 に示す試験片を溶接方向と垂直な方向より採取した。試験板の溶接条件を Table 2 に示す。

引張試験には、引張速度の影響を調査する目的で、高周波誘導加熱型引張試験 (引張速度0.35 mm/s) とグリーブル試験 (引張速度0.0033 mm/s) を実施した。引張条件は、高周波誘導加熱型引張試験では、加熱速度20 K/s、引張速度0.35 mm/s とし、グリーブル試験では加熱速度50 K/s、引張速度0.0033 mm/s とした。試験温度は室温から1523 K とし、破断後の破面の酸化を防ぎ詳細な破面観察を可能に

(a) Test temp. : 973K

(b) Test temp. : 1273K

Fig. 3 Cross head speed dependence of hot ductility for 308B4, 308B2 and 308F weld metal (As welded).

(a) Test temp. : 973 K

(b) Test temp. : 1273 K

(a) Reduction of area

(b) Tensile strength

Fig. 4 Ductility and tensile strength for 308B2, 308B4 and 308F weld metal (As welded).

(a) Reduction of area

(b) Tensile strength

絞り値を示す。一方、308F材は全温度域においてBi添加材に比べ絞り値は高く、特定の温度域で延性が低下する現象は認められない。特に873 K以上のBi添加材の延性の低下する領域で、308Fの絞り値は試験温度の上昇とともに増加する傾向にある。引張強さは、Biの添加の有無に関わらず、試験温度が高くなるに従い単調に低下しており、Biの有無による溶接金属の強度の差はほとんど認められない。

3.1.3 時効材の高温引張性能

時効による材質劣化が高温での引張性能に与える影響を調査するため、973 Kでの時効材で高温引張試験を行った。308Fおよび308B4について、試験温度973 Kでの破断延性

と強度に及ぼす時効時間の影響をFig. 5に示す。溶接のままの場合と同様に、Bi添加材の絞り値はいずれの時効時間においてもBi無添加材に比べ低い値となるが、Bi添加材およびBi無添加材とも、時効時間が増加しても溶接のままの値と変わらずほぼ一定の絞り値を示す。引張強さについても、Bi添加材でややばらつきが大きいのが、時効時間の増加に関係なくほぼ一定の値となっている。

973 Kで3.6 Ms時効した溶接金属について、試験温度を室温から1173 Kに変化させた場合の張試験結果をFig. 6に示す。溶接のままの試験結果と同様に、Bi添加材である308B2と308B4では、973 Kを超えると、急激に絞り値が低下し、Bi無添加材の308Fではこの温度域で絞り値が

Fig. 5 Effect of aging time at 973 K on ductility and tensile strength at 973 K for 308B4 and 308F weld metal.
(a) Reduction of area
(b) Tensile strength

Fig. 6 Ductility and tensile strength for 308B2, 308B4 and 308F weld metal (973 K-3.6 Ms aged).
(a) Reduction of area
(b) Tensile strength

上昇することがわかる。引張強さも溶接のままと同様、試験温度の上昇とともに単調に低下し、Biの有無による溶接金属の強度の差はほとんど認められない。

3.1.4 フェライト変量材の高温引張性能

フェライト量が高温での引張性能に与える影響を調査するため、Bi量が同じで、溶接のままのフェライト量を3FNと10FNに変化させた308B2と308Eを用いて高温引張試験を行った。溶接のまま材での試験結果をFig. 7に、973 Kで3.6 Msの時効材の試験結果をFig. 8に示す。溶接ままでの引張試験では、308B2と308Eの773 K以上の温度域における絞り値で両者に大きな差が認められない。一方、973

Kで3.6 Msの時効材の引張試験では、フェライト量の高い308Eの773 K以上の温度域における絞り値が308B2に比べやや低下する傾向が認められる。しかし、これらの結果から、溶接のままのフェライト量が、高温延性を若干低下させるものの、Biほど大きな影響を与えていないと判断できる。また、引張強さについては、フェライト量の影響は認められない。

3.2 破面解析

各溶接金属で、溶接のまま材の高温引張試験で得られた破面の、SEMによる観察結果をFig. 9からFig. 11に示す。873 Kでは各溶接金属ともディンプル破面を示し、破壊

(a) Reduction of area

(b) Tensile strength

Fig. 7 Ductility and tensile strength for 308B2 and 308E weld metal (As welded).

(a) Reduction of area

(b) Tensile strength

(a) Reduction of area

(b) Tensile strength

Fig. 8 Ductility and tensile strength for 308B2, 308E and 308F weld metal (973 K-3.6 Ms aged).

(a) Reduction of area

(b) Tensile strength

が粒内破壊であることを示している。973 Kでは、Bi添加材である308B2および308B4では、破面の一部に低倍率でデンドライト状に見える破面が観察される。さらに1073 Kでは、このデンドライト状の破面は高倍率においてもフラットな破面となる。このデンドライト状の破面は、Bi量の多い308B4においてより明瞭に認められる。このデンドライト状の破面は第1報で報告した実機における再熱割れや、y形拘束割れ試験において発生した割れの破面と同じ特徴を有しており、その破面は液化しておらず、粒界脆化型破面であることがわかる。これに対して、1173 K以上では、Bi添加材の破面は1073 Kと同様にデンドライト状で

あるが、高倍率の観察では表面の突起部は丸みを帯びており、液化している様相が観察される。またBi添加材の破面において、全体の破面に占めるデンドライト状の破面の割合は、試験温度が高くなるに従い増加する。一方、Bi無添加材の308Fではいずれの試験温度においても破面全体がディンプル状の破面であり、デンドライト状の破面は観察されず、1173 K以上においてもBi添加材で見られたような液化の兆候は認められない。

Fig. 9 Fractured surfaces of tensile test specimen (308F).

Fig. 10 Fractured surfaces of tensile test specimen (308B2).

Fig. 11 Fractured surfaces of tensile test specimen (308B4).

4. 考 察

溶接のままの溶接金属の高温引張試験において、Bi 無添加材では、いずれの試験温度においても Bi 添加材に比べ高い延性を示し、873 K 以上の温度域では試験温度の上昇に伴い延性が増加する傾向にある。また破面観察から、全温度域で粒内破壊を特徴づけるディンプル状の延性破面が認められる。これに対し、Bi 添加材においては、973 K 以上の温度域で延性は試験温度の上昇とともに単調に低下し、1000 K を超える温度域では Bi 無添加材に比べ著しい低延性となる。高温延性の低下が始まる約973 K 以上の温度域で、デンドライト状の破面が現われ始め、試験温度の上昇とともにデンドライト状の破面の全破面に占める割合が多くなる。このようなデンドライト状の破面は前報で報告したクリープ破断試験片における破面と同様に、柱状晶粒界での破壊を特徴づける破面であると考えられる。さらに1173 K 以上では破面上の突起部が丸みを帯びてることから、粒界が液化していることが考えられる。以上の破面の様相から、Bi 添加材の引張試験による破壊様式は試験温度域によって以下の3つに大別できる。すなわち、873 K 以下の Bi 無添加材と同様に粒内破壊で大きな延性の低下がない領域、973 K から1073 K の粒界脆化により延性の低下する領域と、1173 K 以上の粒界液化により延性の低下する領域とに分けられる。この結果より、報告されている973 K 付近での FCAW 溶接金属の再熱割れは、粒界の脆化に起因した延性低下割れであることが推察される。また、Bi を添加された溶接金属において、固溶化熱処理や Ti もしくは Nb 安定化鋼における安定化熱処理のように、1100 K を超える温度の熱処理を施す場合には、短時間の加熱においても粒界の液化により再熱割れ感受性が高くなることも予想される。

一方、溶接のままの引張試験においては、初期フェライト量の差は高温延性に影響を与えず、また溶接のままのフェライト量が同程度であれば、高温延性は Bi の有無による差だけで973 K での長時間時効による影響は受けない。このことは延性の低下は Bi が時効時に何らかの組織変化に関与し、材質劣化させるのではなく、Bi の存在自体が粒界脆化を引き起こしていることを示唆している。ただし、溶接のままのフェライト量が10FN と他の溶接金属（約3FN）に比べ高い場合、時効後の高温延性が若干低下して

おり、フェライト量が高い溶接金属では、時効によるフェライト相内での σ 相や炭化物等の析出が、再熱割れの二次的な要因であることも推察される。

5. 結 言

定速度引張試験を用いて、各溶接金属の高温延性の評価ならびに破面解析を行った。得られた結果を以下に要約する。

(1) 溶接ままの延性曲線は、いずれの温度条件でも Bi 添加材の方が Bi 無添加材に比べ低い延性値を示し、Bi 添加材は試験温度の上昇に伴い、単調に延性値が低下する。

(2) Bi の添加の有無に関わらず、高温延性に対する973 K での時効の影響はほとんど認められず、Bi 添加材においては溶接ままの状態で再熱割れを起こす主要因が内在していると考えられる。

(3) 溶接のままのフェライト量が異なる溶接金属の時効後の高温延性を比較すると、フェライト量が高い溶接金属の延性が若干低下することから、時効による材質劣化も再熱割れ感受性に二次的な要因となり得ると考えられるが、延性低下の主たる要因は Bi であると考えられる。

(4) 破面解析の結果、試験温度が873 K では、Bi の有無に関係なく粒内破壊であるのに対し、973 K では Bi 添加材において一部デンドライト状の粒界脆性破面が認められ、1173 K 以上の温度域では一部液化した様相が見られる。

(5) 973 K 付近で生じるとされている再熱割れは、主として Bi 添加に起因した粒界脆化による延性の低下により起こる割れであると推察される。

参 考 文 献

- 1) 岡崎, 西本, 森: ステンレス鋼 FCAW 溶接金属における再熱割れに関する研究 (第1報), 本誌投稿中。
- 2) 岡崎, 西本, 森: ステンレス鋼 FCAW 溶接金属における再熱割れに関する研究 (第2報), 本誌投稿中。
- 3) 稲垣, 中村: オーステナイト系ステンレス鋼肉盛溶接金属の後熱処理に関する冶金学的考察, 本誌, 40-6 (1971) 563-569。
- 4) 井川, 末代: 耐熱鋼・耐熱材料の溶接, 産報出版, (1978) 105-111。
- 5) 稲垣, 春日井, 額娃, 五代, 田中: オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属の溶接条件と長時間加熱による材質変化について, 鉄と鋼, 65-14 (1979) 2047-2056。
- 6) 鈴木, 西村: 凝固組織を持つ種類の鋼の高温域における脆化特性, 鉄と鋼, 65-14 (1979) 2038-2046。