ノッチ付き試験片を用いた定荷重引張試験による再熱割れ感受性評価

—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4報)—*

西本 和俊**, 森 裕章**, 岡崎 司***, 田中 智大****

Evaluation for Reheat Cracking Sensitivity of Weld Metal with Constant Load Tensile Test using Notched Specimen

—Study of Reheat Cracking in FCAW Stainless Steel Weld Metal (Report 4)—*

by Kazutoshi NISHIMOTO**, Hiroaki MORI**, Tsukasa OKAZAKI*** and Tomohiro TANAKA****

According to previous reports, columnar grain boundary embrittlement caused by bismuth is responsible for the reheat cracking of Type 308 FCAW weld metal. It is necessary to quantitatively evaluate the reheat cracking sensitivity for comprehension of the reheat cracking mechanism. It is considered that grain boundary cracking at elevated temperatures occurred when the strain due to creep deformation caused by residual stress in the relaxation process reached a critical value in the neighborhood of the grain boundary. Therefore it can be said that this critical strain represents the reheat cracking sensitivity of the weld metal.

In this report, a constant load tensile test using a notched specimen is performed and the reheat cracking sensitivity of weld metal is quantitatively evaluated by crack opening displacement (Φ_c) which corresponds to the critical strain of a grain boundary fracture. The results show that Φ_c is reduced with increasing bismuth content and increasing test temperature. At temperatures above 1100 K, Φ_c is remarkably decreased in the bismuth-containing weld metal whose fractured surface shows signs of requation. Φ_c shows a good relation with the cracking ratio of the y-groove self restraint cracking test. Therefore, Φ_c quantitatively represents the reheat cracking sensitivity of the weld metal.

Key Words: stainless steel, FCAW, weld metal, bismuth, constant load tensile test, crack opening displacement, grain boundary fracture, grain boundary liquation, reheat cracking sensitivity

1. 緒 言

前報まで¹⁻³⁾において示したごとく, 308系 FCAW 溶接金属で発生した再熱割れの主たる原因は, Bi による粒界の脆化であることが明らかになった. このような再熱割れでは, 溶接残留応力の緩和過程で発生したクリープ歪が粒界に集積し, 限界の歪量を超えた時に粒界が開口し割れに至ると考えられる. この時, 粒界が開口するまでに周辺のマトリクスがどの程度変形できるかが評価パラメータとなり, この限界の歪量を測定することにより, 再熱割れ感受性を定量的に評価できると考えられる. しかし Y 形拘束割れ試験では, 割れ発生時の歪量を直接測定することは不可能である. またクリープ破断試験や引張試験のような平滑

材での引張試験における変形量の評価では, 粒内の変形と粒界近傍の変形を分離することができず, 粒界の脆化に伴う再熱割れ感受性の増加をこのような粒界近傍の変形量で定量的に評価することは困難である. しかしながら, 粒界の脆化に伴う再熱割れ感受性の増加を定量的に評価するためには, 割れの極近傍領域の発生時の限界歪を知る必要がある.

そこで本報では, ノッチ付き試験片を用いて定荷重引張試験を行い, ノッチ底部で発生する割れにおいて割れ発生に至るまでの限界歪の測定を行った. すなわち塑性歪の発生をノッチ底部に限定し, この歪に相当するノッチの開口変位量を測定することにより, ノッチ底部で発生した割れの極近傍領域 (ノッチ底部) における割れ発生に至るまでの限界歪に相当する, ノッチ底部でクラックが発生した時点でのノッチの開口変位量^{4,5)}について調査を行った. さらに, この限界開口変位を用いて, 再熱割れ感受性の定量的評価の検討を行い, 脆化温度域の特定, Bi や時効による析出などの粒界の脆化要因の割れ発生への寄与について考察を加えた.

*原稿受付 平成11年 5月26日 平成10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(株) Member, NOF CORPORATION

****学 生 員 大阪大学大学院工学研究科(現:日立造船(株)) Student member, Osaka University (HITACHI ZOSSEN CORPORATION)

2. 供試材料および試験方法

2.1 供試材料

試験に供したフラックス入りワイヤは、前報までに用いた Bi を変量させた 3 種である。それぞれの全溶着金属の化学成分を Table 1 に示す。母材は市販の SUS304 を用いた。

Fig. 1 Schematic illustration of constant load testing apparatus.

2.2 試験方法

試験に用いた高周波誘導加熱型定荷重引張試験装置の構成を Fig. 1 に、試験片の形状および寸法を Fig. 2 に示す。試験片は、前報と同じ試験板の U 形の開先に溶接した溶接金属を中心として溶接線に垂直な方向から切り出した。なお、ノッチを 4 つ設けた理由は、ノッチ部に柱状晶粒界を含むようにするためである。

試験は、Ar 雰囲気中で、所定の試験温度に保持した後、静荷重により試験片に所定の応力を 1.8 ks 間負荷することにより行った。試験温度は 773~1173 K とし、試験温度ま

Fig. 3 Definition of Φ_c .

Table 1 Chemical compositions of all deposited metals.

Material	(mass%)									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	N	Bi	FN
308 F	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

Fig. 2 Dimension of notched specimen.

で加熱速度は50 K/sとした。限界開口変位 Φ_c は、試験後にノッチ底部にクラックの発生した試験片を板厚方向に中央まで研削し、Fig. 3 の図中の式に示すごとく、試験後のノッチ幅 (Nf) から試験前のノッチ幅 (Ni) およびクラックの幅 (C) を差し引いた値として求めた。

3. 試験結果

3.1 限界開口変位

3.1.1 溶接のまま材

溶接のままの試験片において、773 K~1173 K での定荷

Fig. 4 Effect of Bi content and test temperature on Φ_c (As welded).

Fig. 5 Effect of aging time on Φ_c .

(a) 308B4 tested at 973K

(b) 308F tested at 973K

(c) 308F tested at 1073K

Fig. 6 SEM microstructure of crack in bottom of notch.

重引張試験により得られた Φ_c を Fig. 4 に示す。ただし、柱状晶粒界にクラックが観察されない場合（試験温度 773～973 K の 308F 材）、その試験温度条件でクラックを有する試験片のうち一番小さい応力で引張を行った試験条件からの値を採用した。Bi 無添加材である 308F 材については、973 K 以下の試験温度条件において、 Φ_c はほぼ一定であるが、1073 K 以上の試験温度条件で、 Φ_c が急激に低下することがわかる。一方、Bi 添加材である 308B2、308B4 材については、 Φ_c は全温度域で 308F 材より小さい値となり、試験温度の上昇とともに低下するが、773 K から 873 K と 1073 K から 1173 K の温度域において大きな低下が認められる。また、溶接金属中の Bi 量の増加に伴い、 Φ_c の低下が認め

られ、試験温度が 873 K 以上の温度域での Bi 量の増加による Φ_c の低下度は、773 K におけるそれに比べ大きくなっている。

3.1.2 時効材

時効による材質劣化が限界開口変位に及ぼす影響を調査するため、時効材を用いた定荷重引張試験を行った。308F と 308B4 材について、973 K で 360 ks および 3.6 Ms の時効を行った試験片の、973 K における Φ_c の測定結果を Fig. 5 に示す。溶接のまま材と同様に、Bi 添加材である 308B4 の Φ_c はいずれの時効時間においても Bi 無添加材である 308F に比べ低い値となる。しかしながら、308B4、308F と

Fig. 7 Fractured surface of cracks occurred in bottom of notch (308F).

Φ_c は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値を示している。このことから、時効による材質劣化の影響は Φ_c に対してはほとんど影響を及ぼさないことがわかる。

3.2 割れ伝播経路

ノッチ底部に発生したクラックについて伝播経路を SEM を用いて観察した。その結果を、Fig. 6 に示す。代表例として Bi 添加材については試験温度 973 K、Bi 無添加材については特徴的に 2 つの形態の割れが見られることからそれぞれに対応した試験温度 973 K および 1073 K の試験条件で発生したクラックの観察結果をそれぞれ示した。こ

の図より、Bi 添加材では、割れは主に柱状晶粒界を伝播しているのが認められる。また、Bi 無添加材においては、試験温度 973 K 以下で、クラックは柱状晶粒内の δ/γ 粒界含み粒内を伝播しており、試験温度 1073 K 以上では、柱状晶粒界を伝播しているのが認められる。

3.3 破面解析

試験温度保持中に破断した試験片の破断面を SEM を用いて観察した結果を、Fig. 7 から Fig. 9 に示す。Bi 無添加材である 308F は、試験温度 873 K および 973 K において、破面は粒内破壊の特徴であるディンプル状の破面を示す。試験温度 1073 K 以上では、高倍率ではディンプル状である

Fig. 8 Fractured surface of cracks occurred in bottom of notch (308B2).

Fig. 9 Fractured surface of cracks occurred in bottom of notch (308B4).

が、低倍率で観察するとデンドライト状に見える破面が観察される。一方、Bi 添加材である308B2 および308B4 の破面は、試験温度873 K でディンプル破面の中に一部デンドライト状の破面が観察される状態であるが、973 K 以上ではほぼ全面にわたりデンドライト状となる。このようなデンドライト状の破面は、前報までで報告した実機やY形拘束割れ試験で観察された割れの破面とほぼ同じ様相を呈している。さらに、試験温度1173 K では、定速度の高温引張試験で得られた破面と同様に、高倍率の観察で破面の突起部が丸みを帯びる傾向が認められる。このことから、この試験においても試験温度が1173 K では破面が液化していることが推察される。以上の破面観察結果より、定荷重試験のノッチ底部での破壊も、前報で示した高温引張試験と

同様に Bi 添加材の破壊は発生温度域によって3つに大別でき、873 K 以下の粒内破壊が主たる領域、973 K から1073 K の粒界脆化による粒界破壊が主となる領域と、1173 K 以上の粒界液化による粒界破壊の領域とに分けられる。

4. 考 察

一般に、溶接部をその材料の再結晶温度以上の温度に保持すると、溶接残留応力が緩和される。これは、溶接部に残留した弾性ひずみが、クリープ変形により塑性ひずみに変換されるために起こる現象である。このような場合、変形は溶接部に一様に生じているとは言い難く、応力集中部に局所的に大きな変形が発生しているものと考えられる。

この応力緩和過程で発生する割れが再熱割れである。ステンレス鋼において再熱割れは、高温での低延性破壊の典型である粒界破壊の形態をとる^{6,7)}。このような高温における粒界割れをミクロ的に見ると、変形集中部で粒界すべりが生じ、それが止められる三重点での応力集中が粒界の固着力を上回るために発生する現象と言える。溶接金属における再熱割れも、これまで観察してきたとおり粒界破壊が主であり、従って、変形集中部で粒界が開くまでの塑性歪で再熱割れ感受性を評価できると考えられる。

恒温保持中の応力集中部における残留応力の解放に必要な塑性変形量を δ_p 、割れ発生に至るまでの材料固有の限界塑性変形能を δ_c とし、再熱割れ発生条件を式で表すと次式のごとくとなる。

$$\delta_p \geq \delta_c \quad \dots(1)$$

δ_p は主として継手の拘束距離、残留応力、応力集中度、材料の塑性流動応力など外的要因により決定されるものと考えられる。一方、 δ_c は結晶粒界の固着力、結晶粒内の変形能、結晶粒径などに依存する項で、材料定数の一種であると考えられる。 δ_p と δ_c のこのパラメータを用いて再熱割れ発生温度領域で割れが発生する状況を Fig. 10 に模式的に示す。曲線 A と曲線 B は材料固有の塑性変形能曲線 (δ_c) であり、これは温度の上昇とともに低下する。また曲線 D1 から D4 は σ_1 から σ_4 なる残留応力 ($\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3 > \sigma_4$) で発生する溶接金属の塑性変形量曲線 (δ_p) となる。この図に示すように、曲線 A の δ_c が何らかの原因で塑性変形能が低下し曲線 B となった場合、 σ_1 や σ_2 の残留応力による曲線 D1 や D2 のように δ_p が曲線 B と交差するようになる。この時、再熱割れが発生することになる。従って、 δ_p が一定の場合には、材料定数である δ_c が再熱割れ発生を左右することとなり、 δ_c は材料の再熱割れ感受性を評価しえるパラメータであると考えられる。 δ_c を直接に測定することは困難であるが、Fig. 2 に示す本研究で用いた試験片のノッチ底部のように、ひずみが集中する箇所を切欠部のように特定の箇所と限定すると、そのひずみ集中部の変形量である限界開口変位 (Φ_c) と δ_c は相関を持つと考えられる。

ノッチ付き試験片を用いた定荷重引張試験では、Bi 無添加材において、973 K 以下の試験温度では、ノッチ底部のクラックは粒内破壊の様相を呈しており、試験温度が上昇しても Φ_c はほぼ一定である。しかし、1073 K 以上の試験温度では柱状晶粒界でクラックが発生するようになり、この破壊様式の変化に対応して Φ_c も大きく低下する。一方、Bi 添加材では、粒界破壊が顕著となる 873 K と粒界が液化する 1173 K で Φ_c の大きな低下が認められ、ここでも破壊様式の変化に対応した Φ_c の低下が見られる。このように Φ_c の値は前報で報告した平滑材での定速度引張試験での絞り値に比べ、粒界の脆化に対して敏感であり、粒界の脆化を評価するのに適していることがわかる。さらに Φ_c は溶接金属中の Bi 量の増加とともに低下している。Fig. 11 に本

Fig. 10 Schematic diagram indicating condition of crack initiation.

Fig. 11 Relationship between Φ_c and cracking ratio of y-groove self restraint cracking test.

試験で測定した Φ_c と同一ワイヤで Y 形拘束試験を保持温度 973 K、保持時間 3.6 ks で試験した時の割れ率との関係を示す。溶接金属の Bi 量の増加に伴う割れ率の増加と Φ_c の低下はよく対応しており、 Φ_c により再熱割れ感受性が評価できることがわかる。このように Bi 量の増加により、再熱割れ感受性が増加することから、Bi が FCAW 溶接金属の Φ_c の低下、すなわち、割れの極近傍領域の割れ発生に至るまでの限界歪を低下させることは明らかである。一方、973 K における時効はほとんど Φ_c に影響を及ぼさないことから、本試験に用いた溶接金属のフェライト量 (約 3 FN) では、時効による材質劣化は再熱割れ感受性に大きな影響を及ぼさず、再熱割れ発生には Bi の存在による材質劣化が最も大きな要因となっていることが明らかになった。

5. 結 言

本報では、再熱割れ感受性と密接な関連があると考えられる粒界破壊までの限界開口変位 (Φ_c) をノッチ付き試験片を用いた定荷重引張試験により測定し、 Φ_c が再熱割れ感受性評価パラメータとして妥当か否かについて検討した。得られた結果を以下に要約する。

(1) Bi 添加材の Φ_c は、全温度域で無添加材より低い値となり、Bi 添加量の増加に伴い低下する。

(2) 973 K 付近で Bi 添加材で発生したノッチ底部のクラックの破面は、実機溶接金属における割れと同様、デンドライト状で粒界脆化型破面特有の様相を呈している。

(3) 定荷重引張試験における Bi 添加材の破断は、低速度引張試験と同様に、873 K 以下の粒内破壊と、973 K ~ 1073 K の粒界脆化による破壊および1173以上の粒界液化による破壊に大別でき、この破壊形態の遷移に応じて Φ_c は低下する。

(4) 溶接金属中の Bi 増加による Y 形拘束割れ試験にお

ける割れ率の増加と Φ_c の低下はよく対応しており、 Φ_c で再熱割れ感受性を定量的に評価できるものと考えられる。

(5) 時効による材質劣化は再熱割れ感受性に大きな影響を及ぼさず、再熱割れは Bi の存在自体による材質の劣化が最も大きな要因となっている。

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) 西本, 森, 岡崎, 松永: 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), 本誌投稿中。
- 4) 井川, 中尾, 武原: 鋼の再熱割れに関する基礎的研究 (第1報), 本誌47-3 (1978) 153-160。
- 5) 井川, 中尾, 香川: Ni 基耐熱合金の溶接後熱処理割れに関する研究 (第2報), 本誌47-4 (1978) 220-225。
- 6) 大塚: 金属の割れ・破壊, 経営開発センター出版部, (1980) 680-694。
- 7) A. Dhooze: Survey on Reheat Cracking in Austenitic Stainless Steel and Ni Base Alloys, IIW doc. IX-1876-97 (1997)。