- Thin Sheet, Trans. J.W.R.I., Vol. 9, No. 2 (1980) 83-93.
- 21) F. Matsuda, K. Nakata, K. Arai and K. Tukamoto: Comparison of Weld Crack Susceptibility of Recent Aluminum Alloys, Trans. JWRI, Vol. 10, No. 1 (1981) 71-79.
- 22) F. Matsuda, K. Nakata, K. Tukamoto and T. Uchiyama: Effect of Additional Element on Weld Solidification Crack Susceptibility of Al-Zn-Mg Alloy (Report III), Trans. JWRI, Vol. 13, No. 1 (1984) 57-66.
- 23) I.E. Hernandez and T.H. North: The Influence of External Local Heating in Preventing Cracking During Welding of Aluminum Alloy Sheet, W. J., Vol. 63, No. 3 (1984) 84s-90s.
- 24) 松田福久, 中川博二, 富田正吾, 空田和彦: 凝固前面の挙動および凝固割れの発生・伝播過程の検討, 溶接学会論文集, 第 6 巻, 第 3 号 (1988) 82-88.
- 25) 松田福久, 中川博二, 富田正吾, 田元宏明, 本田義興: 急速引張割れ試験による凝固割れの発生・伝播時の限界歪の測定, 溶接学会論文集, 第 6 巻, 第 3 号 (1988) 89-93.
- 26) 松田福久, 中田一博, 西尾安弘, 塚本建次, 成瀬茂利: Al-Zn-Mg 3 元系合金の溶接凝固割れ感受性に及ぼすジルコニウムの影響, 溶接学会論文集, 第 4 巻, 第 1 号 (1986) 115-120.
- 27) 松田福久, 中田一博, 塚本建次, 成瀬茂利: ジルコニウムを添加した Al-Zn-Mg 3 元系合金の溶接凝固割れ感受性に及ぼす磁気攪拌の効果, 溶接学会論文集第 4 巻, 第 1 号 (1986) 120-125.
- 28) 太田省三郎, 浅井公屋, 大谷真一: Al 合金溶接部の凝固に関する研究 (第 1 報), 溶接学会論文集, 第 1 巻, 第 3 号 (1983) 97-104.
- 29) S. Ohta, K. Asai, S. Ohya: Study on Solidification of Aluminum Alloy Weld Metal (Report I), Trans. J.W.S., Vol. 16, No. 2 (1985) 35-46.
- 30) 太田省三郎, 浅井公屋, 大谷真一: 溶融池における温度分布と冷却速度の検討, 溶接学会論文集, 第 8 巻, 第 1 号 (1990) 59-65.
- 31) 太田省三郎, 浅井公屋, 大谷真一: 溶接凝固過程の固液共存域における温度降下と固相率増加挙動, 溶接学会論文集, 第 8 巻, 第 2 号 (1990) 40-46.
- 32) アルミニウムハンドブック (第 31 版), 軽金属協会, 22.
- 33) 高橋忠義, 鈴木敏夫, 市川列: Al-4% Cu 合金の過冷凝固現象について, 日本金属学会誌, 第 32 巻, 第 9 号 (1968) 821-825.
- 34) 市川理衛, 大橋照男, 池田徹之: Al-Cr, Al-Mn および Al-Zr 合金の凝固時の過冷現象について, 日本金属学会誌, 第 34 巻, 第 9 号 (1970) 929-935.
- 35) 池田徹之, 西成基: Al-Sn-Cu 合金の急冷凝固現象に関する研究, 日本金属学会誌, 第 45 巻, 第 8 号 (1981) 832-840.

Zr 添加低 Cr 系溶加棒による肉盛溶接部の結晶粒微細化機構*

—高純度フェライト系ステンレスクラッド鋼の溶接に関する研究 (第 5 報)—

中尾 嘉邦**, 西本 和俊**, 野井 伸悟***, 塚原 宏****, 原 泰弘****

Mechanism of Grain Refining in the Overlay Weld Metal deposited with Zirconium Containing Low Chromium type Steel Filler Metal*

—Study on Welding of the Low Interstitial Ferritic Stainless Clad Steel (Report 5)—

by Yoshikuni Nakao**, Kazutoshi Nishimoto**, Shingo Noi***,
Hiroshi Tsukahara**** and Yasuhiro Hara****

The mechanism of the grain refining observed in the zirconium containing ferritic stainless steel overlay weld metal has been investigated.

The grain size in the overlay weld metal manufactured with the filler metal containing chromium ranging from 19% to 30% with no addition of zirconium was almost same regardless of the chromium content.

The grain refining in the overlay weld was remarkably promoted by the increase of the zirconium content in 19Cr-2Mo steel filler metal.

Most intergranular and intragranular zirconium carbide in the overlay weld metal precipitated during cooling in welding thermal cycle. Increasing in zirconium content provided the increase of intergranular carbides and made the grain boundary zigzag manner, which suggested that the zirconium carbides act as the obstacle against the grain boundary migration.

On the basis of these results, it was suggested that the precipitation of intergranular zirconium carbide was a main factor of the grain refining.

The theoretical model has made clear that the grain refining in the overlay weld by the addition of zirconium was attributed to the retardation of grain growth during the weld thermal cycle, which was caused by pinning effect of zirconium carbide against the grain boundary movement.

Key Words: Grain size, Grain refining, Mechanism, Overlay weld metal, Zirconium, Low interstitial ferritic stainless steel, Clad steel

*原稿受付 平成 3 年 3 月 11 日 昭和 62 年度春季全国大会で発表

**正 員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Osaka Univ.

***正 員 新潟潟鉄工所 Member, Niigata Engineering Co., Ltd.

**** 新潟潟鉄工所 Niigata Engineering Co., Ltd.

1. 緒 言

前報^{1),2)}までにおいて、肉盛溶接部の曲げ延性は、下盛材への Zr 添加低 Cr 系溶加棒の採用により大幅に改善されることを報告した。特に、下盛材として 19Cr-2Mo-0.25Zr 鋼溶加棒を用いた場合には溶込率15%~35%までの幅広い溶接条件範囲において、安定して良好な曲げ延性を有する肉盛溶接部を得ることが可能である。この曲げ延性の改善には境界炭化物幅の減少、結晶粒の微細化ならびに低 Cr 化による475°C脆化の軽減が有効に作用していることが明らかになっている。しかしながら、肉盛溶接部における結晶粒微細化機構については未だ十分解明されておらず不明な点が多い。

本報告は、Zr 添加量を変化させた 19Cr-2Mo 鋼溶加棒により作製した急冷凝固組織を用い、結晶粒成長挙動及び微細化に影響を及ぼすと考えられる各種生成物の挙動の観察を通して、Zr 添加低 Cr 系溶加棒採用時の結晶粒微細化機構について検討を行ったものである。

2. 供試材料ならびに実験方法

Table 1 に Zr 添加肉盛溶接部の結晶粒微細化機構の

Table 1 Chemical compositions of filler metals and base metal (mass%) .

Mark	Filler metal or base metal	Diameter of filler metal (mm)	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	N	Nb+Ta	Zr
LM	19Cr-2Mo steel	1.8φ	0.009	0.18	0.27	0.024	0.004	19.34	2.48	0.011	0.22	—
MM	26Cr-2Mo steel	1.8φ	0.0021	0.15	0.09	0.012	0.008	26.20	1.40	0.0065	0.14	—
HM	30Cr-2Mo steel	2.0φ	0.0019	0.16	—	0.016	0.011	29.40	1.98	0.0069	0.10	—
LZ1	Zr containing 19Cr-2Mo steel	2.0φ	0.003	0.10	0.05	0.017	0.0022	19.35	1.86	0.0047	0.070	0.092
LZ2		2.0φ	0.0019	0.07	0.05	0.017	0.0022	18.78	1.84	0.0036	0.074	0.164
LZ3		2.0φ	0.0021	0.07	0.04	0.017	0.0035	19.80	1.88	0.0039	0.066	0.248
LZ4		2.0φ	0.0030	0.11	0.06	0.012	0.0030	17.95	2.00	0.0040	—	0.410
BM	Carbon steel	38*	0.08	0.30	1.10	0.013	0.0030	0.15	0.15	—	—	—
CM	Roll clad steel (Cladding metal)	4**	0.002	0.12	—	0.016	0.009	29.59	1.85	0.007	—	—

* : Plate thickness

** : Thickness of cladding metal

Fig. 1 Schematic illustration of the method to produce rapidly solidified weld metal.

検討に用いた溶加棒及び母材の化学組成を示す。溶加棒としては、Cr 量を19%~30%まで3段階に変化させたもの及びCr 量を19%一定とし、Zr 添加量を0.1%~0.41%まで4段階に変化させたものを用いた。これらの溶加棒は、実験室的に真空溶解により作製し、線引き加工を行ったものである。なお、溶加棒径は、1.8 mm~2.0 mm である。

急冷凝固組織は次のような方法により作製した試料を用いて検討を行った。まず、Table 1 中の炭素鋼板を150'×38'×10'の形状に加工し、溶接実施前に母材表面をシェーパーにより研削した後、アセトンによる脱脂を行った。

溶接は、台車の走行及び溶加棒の送給を自動的に行う全自動 GTAW で行い、Fig. 1 に示すごとく溶接途中で試片を溶融温度553 K~593 K のハンダバス中に落下させることにより、肉盛溶接部の急冷凝固組織を作製した。なお、溶接には、Table 2 に示す溶込率25%の溶接条件を用いた。

組織観察は、光学顕微鏡及び走査型電子顕微鏡（以後 SEM と呼ぶ）を用いて行った。これらの試料には、塩酸（10%）+エチルアルコール（90%）溶液中で電圧35 V で

Table 2 Welding condition.

Welding current (A)	190
Arc voltage (V)	12 - 15
Welding speed (mm/s)	1
Heat input (J/mm)	2280 - 2850
Shield gas	Ar 100%
Gas flow rate (cm ³ /s)	417 (Nozzle) 833 (Funnel)
Weaving width (mm)	10
Weaving cycle (cycle/s)	0.67
Rod feeding speed (mm/s)	10.7

20 s 間の電解研磨の後、電圧 3 V で10 s 間の電解腐食を行った。

生成物の元素分析は、SEM に付属するエネルギー分散型X線分析装置（以後 EDX と呼ぶ）及び波長分散型X線分析装置（以後 EPMA と呼ぶ）を用いて行った。また、肉盛溶接部中の生成物の同定には抽出レプリカを用いた透過型電子顕微鏡（以後 TEM と呼ぶ）による電子線回折を実施した。

3. 急凝固肉盛溶接部の結晶粒径に及ぼすZr添加量の影響

Fig. 2 に 19Cr-2Mo-0.25Zr 鋼下盛溶接棒を用いて作製した急凝固肉盛溶接部を溶接線方向にビード中央で切断した断面の光学顕微鏡組織ならびに同一箇所の模式図を合わせて示す。Fig. 2 に示す急凝固肉盛部の組織をそれぞれの領域の特徴から次のように分類した。

(1) Rapidly solidified region (溶融金属部)

試料がハンダバス中に浸漬される直前まで溶融状態であった領域であり、組織中には亜粒界ならびにハンダの侵入による割れが観察される。

(2) Solidification interface (凝固界面)

上述の溶融金属部とハンダバスに浸漬される直前に凝固が完了していた領域との界面で、亜結晶粒が観察される領域側が溶融金属部、その反対方向が既に凝固が完了した領域(肉盛溶接部)である。

(3) Overlay weld (肉盛溶接部)

アーク消弧した後、急冷操作を開始するまでに既に完全に凝固している領域である。この領域では亜結晶粒が観察されない。

(4) Carbon steel (母材)

肉盛溶接部急凝固組織の作製に用いた炭素鋼部である。

この急凝固肉盛溶接部の結晶粒成長挙動を定量的に把握するため、凝固界面からの距離と結晶粒径との関係について検討を行った。なお、Grain size (結晶粒径) を肉盛溶接部と母材との溶融境界線から成長している溶融境界線近傍の柱状結晶粒幅として定義し、結晶粒径の測定に際しては、4～5 試料の急凝固肉盛溶接部(2 断面/1 試料)の測定結果の平均値として求めた。

Fig. 3 に Cr 含有量を19%～30%まで変化させた Zr

Fig. 2 Microstructure of rapidly solidified weld metal and its schematic illustration. Filler metal: 19Cr-2Mo-0.25Zr steel. Penetration ratio: 25%.

無添加溶接棒を用いて作製した急凝固肉盛溶接部の凝固界面から凝固が完了した肉盛溶接部方向に対する距離と各位置での結晶粒径との関係を示す。いずれの肉盛溶接部においても凝固直後の結晶粒径は約0.15 mm であり、その後、成長して凝固界面から6 mm の位置で結晶粒径約0.32 mm となり、それ以後成長がほぼ停止している。このような結晶粒径の分布は溶接棒中の Cr 含有量が変った場合でも変化しない。この結果より、溶接棒中の Cr 量の相違は肉盛溶接部の結晶粒成長挙動に対してほとんど影響しないことがわかる。

次に、Cr 含有量を19%一定とし、Zr 添加量を種々変化させた溶接棒(Zr 添加量: 0.1%～0.41%) 使用時の肉盛溶接部中の結晶粒径について検討した結果を Fig. 4 に示す。溶接棒中の Zr 添加量が増加するにつれ、肉盛溶接部の結晶粒成長がかなり抑制されていることがわかる。例えば、19Cr-2Mo-0.25Zr 鋼溶接棒を用いた場合の最終

Fig. 3 Distribution of the width of columnar grain in the rapidly solidified weld metal. Filler metal: (19Cr-30Cr)-2Mo steel. Penetration ratio: 25%.

Fig. 4 Distribution of the width of columnar grain in the rapidly solidified weld metal. Filler metal: Zr containing 19Cr-2Mo steel. Zr content: 0-0.41%. Penetration ratio: 25%.

結晶粒径は約0.19 mm であるのに対し、Zr 無添加 19Cr-2Mo 鋼溶加棒のそれは約0.32 mm と約1.7倍もの粗大化を生じている。しかしながら、いずれの溶加棒を用いた場合でも、凝固直後の肉盛溶接部の結晶粒径は約0.15 mm とほぼ一定であった。

4. 結晶粒微細化に及ぼす生成物の影響

これまでの報告にあるように、Zr 添加に起因した結晶粒微細化機構として溶融金属中に存在する Zr 系晶出物が生成核となり結晶粒が微細化すると考えた場合³⁾、より多量の Zr を添加された 19Cr-2Mo 鋼溶加棒を用いて作製した急冷凝固肉盛溶接部ほど Zr 系晶出物の形成は容易になることから、Zr 添加量の増加に伴い、凝固界面近傍の結晶粒径は微細化することが予想される。

しかしながら、Fig. 4 から明らかなように、Zr 添加フェライト系ステンレス鋼急冷凝固肉盛溶接部の凝固界面近傍の結晶粒径は溶加棒中の Zr 添加量の差にかかわらず、ほぼ0.15 mm と一定の値となっている。

この事実より、Zr 添加フェライト系ステンレス鋼肉盛溶接部では、溶融金属中に存在する Zr 系晶出物が生成核として作用することにより、結晶粒が微細化されている可能性の小さいことが示唆される。

一方、Zr 添加鋼の結晶粒微細化機構として Zr 系生成物が固相状態で結晶粒成長阻止サイトとして作用することに起因した機構^{4),5)} が考えられている。

そこで、肉盛溶接部における結晶粒成長に及ぼす Zr 添加の影響について、急冷凝固肉盛溶接部を用いて検討した。この機構では結晶粒界に存在する生成物が結晶粒成長に対して抑止効果を有すると考えられるため^{6)~9)}、粒界の生成物の挙動に着目して検討を行った。肉盛溶接部の曲げ延性改善に最も有効である 19Cr-2Mo-0.25Zr 鋼溶加棒を用いて作製した急冷凝固肉盛溶接部の溶接線方向の断面組織を Fig. 5 に示す領域に分け、各領域の結晶粒界に存在する生成物に対して SEM 観察を行った。

Region I は溶融金属部であり、Region II~V は凝固界面からそれぞれ 2 mm, 4 mm, 6 mm 及び 10 mm の位置の肉盛溶接部に対応している。それぞれの領域の観察結果を Fig. 6 に示す。

急冷凝固肉盛溶接部の結晶粒界に存在する生成物は粒状のもの及びフィルム状のもの 2 種類に大別される。このうち、粒状の生成物は溶融金属部 (Region I) 中に既に存在しているのに対し、フィルム状の生成物は凝固界面から 6 mm の位置 (Region IV) から粒界上に析出しているのがみられる。

Fig. 5 Schematic illustration showing the location of each designated region in the rapidly solidified weld metal.

これらの生成物に対して抽出レプリカを用いた TEM 観察を行った結果、Region I~III 中に認められた粒状の生成物は電子線回折パターンの解析より、ZrC であることが判明した。Region V (凝固界面から 10 mm の位置) 中に認められた粒界上の粒状及びフィルム状の生成物は、電子線回折パターンの解析よりそれぞれ ZrC 及び $M_{23}C_6$ であることが同定された。

また、上述の生成物以外に各領域には ZrO_2 及び ZrN も若干認められた。Fig. 7 に急冷凝固肉盛溶接部の各領域の結晶粒界上に存在する生成物の種類ならびにその粒界占有率についての調査結果を示す。ZrC は溶融金属中にその量は僅かであるが既に存在し、凝固界面から肉盛溶接部側へ離れるにつれ、徐々にその量が増加する傾向が認められる。これに対して、 $ZrO_2 + ZrN$ はほとんど変化せず、その量も ZrC に比べてかなり少ない。一方、 $M_{23}C_6$ は凝固界面から 4 mm 離れた位置まで存在せず、凝固界面から 6 mm 離れた領域から、その存在が認められ、その後急激に増加している。また、 $M_{23}C_6$ の析出時期と結晶粒成長停止時期がほぼ一致していることがわかる。

以上の結果より、肉盛溶接部の結晶粒成長に対して関与する可能性のあるのは、主に粒界の ZrC 及びフィルム状の $M_{23}C_6$ の両者が考えられる。このうちでフィルム状

Region	L* (mm)	Rod-like product	Film-like product
I	Rapidly solidified region		
II	2		
III	4		
IV	6		
V	10		

L* : Distance from solidification interface

10 μm

Fig. 6 Rod-like products and film-like products observed in each region of the rapidly solidified weld metal. Filler metal: 19Cr-2Mo-0.25Zr steel.

Fig. 7 Relation between fraction of carbide, oxide and nitride on the grain boundary and distance from solidification interface in the rapidly solidified weld metal. Filler metal: 19Cr-2Mo-0.25Zr steel.

の $M_{23}C_6$ は溶加棒中の Zr 添加の有無にかかわらず析出すること及び $M_{23}C_6$ が析出する段階では Zr 無添加溶加棒使用の場合においても既に肉盛溶接部の結晶粒は粗大化していることを考慮すると、結晶粒微細化現象にあまり寄与していないものと推察される。

5. 結晶粒微細化機構

5.1 結晶粒界の形態に及ぼす生成物の影響

Fig. 8 に Zr 添加量を変化させた 19Cr-2Mo 鋼溶加棒を用いて作製した急冷凝固肉盛溶接部の凝固界面から 4 mm の位置における結晶粒形状の SEM 観察結果を示す。溶加棒中の Zr 添加量が増加するにつれて、結晶粒の形状はよりジグザグ状を呈するようになる。また、その屈曲点のほとんどに粒状の生成物の存在が認められる。Fig. 7 の結果より、例えば、凝固界面から 4 mm の位置では生成物中の大部分が ZrC であることから、これらの粒状の粒界生成物も ZrC であることが推察される。

Fig. 9 に溶加棒中の Zr 添加量と凝固界面から 4 mm の位置における肉盛溶接部中の ZrC をともなう屈曲数との関係を示す。なお、屈曲数は倍率 1000 倍の SEM 画面上で 20 視野前後観察することにより求めた。溶加棒中の Zr 添加量の増加に伴い、肉盛溶接部中の結晶粒の屈曲数が増加する。また、ZrC の粒界占有率の測定を行ったところ溶加棒中の Zr 添加量が増加するにつれ、肉盛溶接部の ZrC の粒界占有率が増加する傾向がみられた。

前述のごとく、溶加棒中の Zr 添加量の増加により肉盛溶接部中の結晶粒はより微細化することから、結晶粒の屈曲数及び ZrC の粒界占有率の増大に伴い、結晶粒は微細化することがわかる。この事実は粒界上に存在する ZrC が結晶粒のピンニングサイトとして働き、結晶粒成長の抑止による微細化の要因となっていることを示唆するものといえる。

5.2 微細化機構

これまでの検討結果から、Zr 添加 19Cr-2Mo 鋼溶加棒採用による肉盛溶接部の結晶粒微細化は ZrC のピンニング効果による可能性が高いといえるが、このことをより明確にするため ZrC が存在した場合の結晶粒成長現象に関して理論的な検討を加えた。

析出物が存在する場合の結晶粒の成長速度は、一般

Fig. 8 Shape of grain boundary of the rapidly solidified weld metal deposited by using various filler metal. Filler metal: Zr containing 19Cr-2Mo steel. Zr content: 0-0.41%.

Fig. 9 Effect of Zr content in the filler metal on the number of pinning point of the grain boundary in the rapidly solidified weld metal.

に最終結晶粒径 (D_0) が規定されている場合、次式で表せることが知られている¹⁰⁾。

$$dD/dt = K^* \times (1/D - 1/D_0) \dots\dots\dots (1)$$

但し、 D は粒径、 $K^* = K_0 \times \exp(-Q/RT)$ 、

K_0 は定数、 R はガス定数、 Q は結晶粒成長のためのみかけの活性化エネルギーである。

(1)式より、

$$\int 1/(1/D - 1/D_0) dD = \int K^* dt$$

$$= \int K_0 \times \exp(-Q/RT) dt \quad \dots\dots\dots(2)$$

となる。(2)式を解くことにより、

$$(D_0 - D)/D_1 + \ln\{(D_1 - D_0)/(D_1 - D)\} = K^* t/D^2$$

$$= K_0 \times t \times \exp(-Q/RT) dt \quad \dots\dots\dots(3)$$

を得ることができる。

但し、(1)式の初期条件として $t=0$ で $D=D_0$ とした。(3)式はある所定温度 T で t 時間保持した場合の最終結晶粒径 D_1 と時間 t の時の結晶粒径 D との関係を求めた式で、一般には、最終結晶粒径が規定された恒温熱処理過程に適用される。

一方、溶接熱サイクル過程において、肉盛溶接部中の分散粒子の体積占有率 (f) 及び粒子半径 (r) との比である r/f が常に一定に保持されていると仮定した場合、Zener⁶⁾ が提唱したように最終結晶粒径 D_1 と r/f との間には

$$D_1 = K \times (r/f) \quad \dots\dots\dots(4)$$

但し、 K は定数

が成立することが知られている。この関係を(3)式に代入することにより、(5)式を得ることができる。

$$-D/(K \times (r/f)) + \ln\{(K \times (r/f))/(K \times (r/f) - D)\}$$

$$= (K^* \times t)/(K \times (r/f))^2 \quad \dots\dots\dots(5)$$

なお、(5)式においては、計算を容易にするため、初期粒径 $D_0=0$ とした。

溶接熱サイクル過程をも考慮した結晶粒成長式である(5)式より結晶粒径 (D) を求めるためには、 $K^* \times t$ の値が既知であることが必要である。そこで、以下の手法を用いて $K^* \times t$ を求めた。

析出物粒子が存在する場合の結晶粒径の成長速度は最終結晶粒径 (D_1) が規定されている場合、上述のごとく(1)式で表される。ところで、析出物粒子が存在しない場合、(4)式より D_1 は無限大となる。(1)式中の $D_1 \rightarrow \infty$ とすると、

$$dD/dt = K^* \times 1/D \quad \dots\dots\dots(6)$$

として表すことができる。(6)式より、

$$D^2 - D_0^2 = K^* t \quad \dots\dots\dots(7)$$

を得ることができる。この式に肉盛溶接部中に析出粒子が存在しない 19Cr-2Mo 鋼溶加棒を用いて作製した急冷凝固肉盛溶接部において、本研究で主に調査の対象領域として採用した凝固界面から 4 mm の位置での結晶粒径 D を代入することにより、この位置での D を得るために必要な $K^* \times t$ の値を求めることができる。なお、ここでは計算をより容易にするため初期粒径 $D_0=0$ と仮定し、Fig. 4 より $D(4 \text{ mm の位置}) = 0.3 \text{ mm}$ を(7)式に代入し、肉盛溶接部の 4 mm の位置に付与された $K^* \times t (=0.09)$ を求めた。

本計算に際しては、同一位置では肉盛溶接部中の Zr 添加量にかかわらず、同じ $K^* \times t$ を有すると仮定して計算を行った。(5)式中に上述の 4 mm の位置における $K^* t$ を代入することによって溶接熱サイクル過程を考慮した結晶粒成長式である(8)式が求められる。

$$-D(4\text{mm})/(K \times (r/f)) + \ln\{(K \times (r/f))/(K \times (r/f) - D(4\text{mm}))\} = 0.09/(K \times (r/f))^2 \quad \dots\dots\dots(8)$$

一方、(8)式中には肉盛溶接部中に存在する分散粒子に関係する r/f の項が含まれている。Fig. 10 に 19Cr-2Mo-0.25Zr 鋼溶加棒を用いて作製した肉盛溶接部の溶融境界線からの距離と r/f との関係を示す。 r/f の値は溶接熱サイクルが付与される各段階で時間の経過とともに変化してゆくのがわかる。

しかし、(8)式中の r/f の値は、溶接熱サイクル過程を通じて一定であると仮定して求められていることから、ここでは、0.1%-0.41%まで Zr 添加量を変化させたそれぞれの 19Cr-2Mo 鋼溶加棒を用いた肉盛溶接部の r/f 値として最も大きな r/f 値を有する $t=0$ 時の値を肉盛溶接部の r/f として採用した。

Fig. 11 に Zr 添加量を変化させた 19Cr-2Mo 鋼溶加棒を用いた肉盛溶接部における実測の r/f と凝固界面から 4 mm の位置での結晶粒径との関係を示す。また、図中には、Zener⁶⁾ が恒温状態での熱処理過程の結晶粒成長式より求めた $K=2.7$ の場合の r/f と D との計算値を合わせて示している。肉盛溶接部中の r/f と結晶粒径との関係を求めた実測値は、Zener が提唱した K 値 (2.7) を用いて(8)式より計算された理論値曲線と比較的良好の対応関係を有していることがわかる。

以上述べたごとく、粒界の ZrC が結晶粒成長のピンニングサイトであると仮定し、Zener の理論を溶接熱サイ

Fig. 10 Distribution of r/f in the rapidly solidified weld metal.

Fig. 11 Comparison of the measured grain size in the weld metal with theoretical curves calculated from equation (8). Filler metal: Zr containing 19Cr-2Mo steel. Measured location: Location along the fusion line 4 mm apart from solidification interface in the weld metal.

クル過程に拡張することにより導いた理論式から計算された結晶粒径は実測された肉盛溶接部の結晶粒径と良く一致していることより、Zr添加溶加棒を用いた肉盛溶接部の結晶粒微細化は、生成されたZrCがフェライト結晶粒をピンニングし、溶接熱サイクル冷却過程での粗大化を阻止することに起因したものであると考えられる。

6. 結 論

本報は、高純度フェライト系ステンレス鋼肉盛溶接部の曲げ延性改善要因の一つであるZr添加低Cr系溶加棒採用時の結晶粒微細化機構について検討を行ったものである。以下に、得られた結論を列記する。

(1) 19%~30%までCr含有量を変化させたZr無添加溶加棒を用いて作製された急冷凝固肉盛溶接部の結晶粒径を調査した結果、溶加棒中のCr量の相違は肉盛溶接部の結晶粒成長挙動に対してほとんど影響しないことが明らかとなった。

(2) Zr添加量を変化させた19Cr-2Mo鋼下盛溶加棒を用いて急冷凝固肉盛溶接部を作製し、肉盛溶接部中の結晶粒成長挙動を調査したところ、Zrの添加量の増加に伴い、結晶粒径は微細化した。しかし、凝固直後の結晶粒径はZr添加量の異なるいずれの肉盛溶接部においても、大きな差異は認められず、肉盛溶接部の結晶粒微細化はZr系晶出物が結晶核として作用する機構により生じる可能性の小さいことが示唆された。

(3) Zr添加19Cr-2Mo鋼溶加棒を用いた肉盛溶接部中では、ZrCは溶融金属部凝固時に存在が認められるが、大部分は冷却過程において粒界及び粒内に析出し、冷却に伴いその生成量が増加することが明らかとなった。また、Zr添加量の増加に伴い、ZrCの粒界占有率が増加するとともに、結晶粒界はより著しいジグザグ状を呈し、その屈曲点の大多数に粒状のZrCの存在が認められた。

(4) 結晶粒成長式を用いて肉盛溶接部の結晶粒径に及ぼす分散粒子の影響について定量的な検討を行った結

果、分散粒子の粒径/体積分率(r/f)の減少に伴い、結晶粒微細化を生じることが肉盛溶接部においても確認された。

これらの結果より、溶加棒中のZr添加による肉盛溶接部の結晶粒微細化の主要因は、凝固直後から生成され、冷却過程で析出量が増加する粒界のZrCによる粒界のピンニング効果に起因したものであることが明らかとなった。

参 考 文 献

- 1) 中尾, 西本, 山崎, 野井, 塚原, 原: “肉盛溶接部の曲げ延性改善方策”, 溶接学会論文集, Vol. 6 (1988), No. 4, p. 557-564.
- 2) 中尾, 西本, 山崎, 野井, 塚原, 原: “Zr添加低Cr系下盛溶加棒による肉盛溶接部の曲げ延性改善機構”, 溶接学会論文集, Vol. 6 (1988), No. 4, p. 564-571.
- 3) 三ヶ島, 迎, 橋本: “溶着金属の切欠き靱性におよぼすTi及びZrの影響(第1報)”, 溶接学会誌, Vol. 38 (1969), No. 6, p. 623-630.
- 4) 迎, 加藤, 西尾, 中山: “Zrによる溶接部の結晶粒微細化効果について”, 溶接学会誌, Vol. 46 (1977), No. 4, p. 214-220.
- 5) 足立, 水川, 大本, 平岡: “オーステナイト結晶粒におよぼすジルコニウムの影響について”, 鉄と鋼, Vol. 44 (1958), No. 10, p. 1192-1197.
- 6) C. Zenner: 1949 Private communication to C.S. Smith, Trans. Amer. Inst. Min. Metall. Engrs, 175, 15.
- 7) T. Gladman: “On the theory of the effect of precipitate particles on grain growth in metals”, Proc. Roy. Soc. A. Vol. 294, plate 12, p. 298-309.
- 8) 津村, 鎌田, 田ノ上, 大谷: “低合金鋼のオーステナイト結晶粒の微細化と粗大化”, 鉄と鋼, Vol. 70 (1984), No. 15, p. 1993-2000.
- 9) 井川, 大重, 馬久地, 野井: “鋼の溶接熱影響部の結晶粒粗大化に及ぼす析出物の影響”, 溶接学会誌, Vol. 46 (1977), No. 12, p. 862-868.
- 10) J. Gerald Byrne: “Recovery recrystallization and grain growth (回復及び再結晶)”, 丸善, p. 107-112.