耐食性 75Ni-15Cr-Fe 合金の溶接熱影響部 割れに関する研究（第3報）*

—耐食性 75Ni-15Cr-Fe 合金の溶接熱影響部割れの
冶金学的解明とそれの防止法—

小 泉 勇**

Study on the HAZ Cracking of 75Ni-15Cr-Fe Alloy (3rd Report)*

—Metallurgical inquiry and prevention for the HAZ
cracking of 75Ni-15Cr-Fe alloy—

by Isamu Koizumi**

Abstract

The studies in this report were carried out to clarify the effect of Mg on the hot ductility of 75 Ni-15 Cr-Fe alloy and to investigate the relation between the existence of Ni_2Mg and $(\text{Ni}_2\text{Mg} + \text{Ni})$ and HAZ cracking.

The results are summarized below:

1. Increasing content of Mg, hot ductility of 75 Ni-15 Cr-Fe alloy becomes worse and grain boundary breaking occurs remarkably.
2. The existence of Ni_2Mg and $(\text{Ni}_2\text{Mg} + \text{Ni})$ is thought to be the cause of HAZ cracking in 75 Ni-15 Cr-Fe alloy.
3. HAZ cracking of 75 Ni-15 Cr-Fe alloy can be prevented by means of solid solution treatment for Mg.

1. 緒 言

第2報より、耐食性 75Ni-15Cr-Fe 合金の溶接熱影響部割れの発生率は Mg 量に影響されることを明らかにした。

そこで、本報では上記の現象を冶金学的に究明するとともに、これにもとずき耐食性 75Ni-15Cr-Fe 合金の溶接熱影響部割れの防止法につき検討したので、その実験結果について報告する。

2. 耐食性 75Ni-15Cr-Fe 合金の溶接サイクル時の高温延性におよぼす Mg の影響

第2報より耐食性 75Ni-15Cr-Fe 合金の溶接熱影響部割れは Mg 量により影響されることがみとめられた。そこで、この事実をさらに明確にするため、溶接熱サイクル再現装置をもちいて、耐食性 75Ni-15Cr-Fe 合金の高

温延性におよぼす Mg の影響について調べた。

2.1 供試材および実験方法

供試材として Mg を 0.026~0.118% の範囲で 4 段階に変化した Table 1 の 75Ni-15Cr-Fe 合金をもちいた。供試材は 17 kg 真空溶解炉で溶製し、1200~1000°C で $13\phi \times 600$ mm に鍛造した。鍛造後 950°C × 1 hr A.C の熱処理をおこない、平行部 $8\phi \times 40$ mm の高温延性試験片に加工した。

Fig. 1 The curve of heat cycle used

* 原稿受付 昭和47年12月18日（48年度春季全国大会に発表）

** 正 員 住友金属工業 Member, Sumitomo Metal Industries Co., Ltd.

Table 1 Chemical analysis of materials used (%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe	Ti	Mg
0.01	0.41	0.25	0.005	0.007	74.8	16.0	8.3	0.14	0.026
0.02	0.49	0.23	0.005	0.007	75.1	17.3	6.7	0.13	0.032
0.01	0.43	0.27	0.005	0.006	75.2	16.8	7.1	0.14	0.050
0.02	0.45	0.26	0.005	0.007	74.8	16.0	8.2	0.11	0.118

再現溶接熱サイクル高温延性試験は直接通電式の溶接熱サイクル再現装置（電元社製）をもちいておこなった。Fig. 1 に使用した再現溶接熱サイクル曲線を示す。高温延性試験条件は最高加熱温度 1320°C、破断温度は 1100°C, 1150°C, 1200°C, 1250°C, 1300°C で、すべて

冷却途中でおこなった。

2.2 実験結果

再現溶接熱サイクルによる高温延性試験結果を Fig. 2 に示す。Fig. 3 に Mg 含有量と各破断温度における高温延性の関係を図示した。この結果から各破断温度において、Mg 含有量の増加とともに高温延性が低下していることが明らかにみとめられる。また、破断温度が低くなると高温延性は一般に回復するが、Mg 量が増加すると高温延性の回復する温度が低下している。以上の結果より Mg の増加とともに再現熱サイクルにおける高温延性は低下し、Mg 量の増加とともに溶接熱影響部割れ率が増加する傾向と一致した結果を示す。Photo. 1 に高温延性試験片破断部の顕微鏡写真を示したが、これから Mg 量が少ない場合粒界破断は顕著でないが、Mg 量が

Fig. 2 Result of hot ductility test **Fig. 3** Relation between Mg content and hot ductility

Mg : 0.032%

Mg : 0.050%

Mg : 0.118%

Photo. 1 Microstructures of breaking parts in hot ductility test specimens (×100) breaking temperature: 1150°C

増加するにしたがい粒界破断がいちぢるしくなるのがみられる。

以上の再現溶接熱サイクルによる高温延性試験結果は Mg が溶接熱サイクル下における高温延性を低下させることを明確に示しており、Mg の多量の添加が耐食性 75Ni-15Cr-Fe 合金の溶接熱影響部割れ感受性を高めていることを裏付けている。

3. 耐食性 75Ni-15Cr-Fe 合金中の低融点物質と溶接熱影響部割れ

いままでの実験結果より耐食性 75Ni-15Cr-Fe 合金の溶接熱影響部割れは Mg 量により影響をうけることがあきらかになった。高 Ni 合金の溶接時に発生する溶接熱影響部割れは粒界の低融点物質の存在によって生ずるものと考えられている¹⁻⁴⁾。したがって、第1報で報告したように耐食性 75Ni-15Cr-Fe 合金中に低融点共晶 ($\text{Ni}_2\text{Mg} + \text{Ni}$) が存在することから、低融点共晶 ($\text{Ni}_2\text{Mg} + \text{Ni}$) および低融点共晶 ($\text{Ni}_2\text{Mg} + \text{Ni}$) (溶融点: 1095°C) とほぼ同一の溶融点をもつ Ni_2Mg (溶融点: 1145°C) の生成の多少が溶接熱影響部割れ発生率に大きく影響をあたえているものと考えられる。そこで、耐食性 75Ni-15Cr-Fe 合金中の低融点共晶 ($\text{Ni}_2\text{Mg} + \text{Ni}$) および Ni_2Mg の生成量と溶接熱影響部割れ現象との関連性を追求した。

3.1 供試材および実験方法

供試材は 17 kg 真空高周波溶解炉で溶製後、(83~93

mmφ)×170 mmh のインゴットに鋳込み常温まで徐冷したものをもちいた。供試材の化学組成は Table 1 と同一である。各供試材のインゴットから 10×10×10 mm の試料を切り出しそれぞれについて Table 2 の熱処理をおこない、研摩後、光学顕微鏡 (倍率1000倍) により低融点共晶 ($\text{Ni}_2\text{Mg} + \text{Ni}$) および Ni_2Mg の有無を判定した。また、非金属介在物の顕微鏡試験方法 (JIS Z 0555) に準じて低融点共晶 ($\text{Ni}_2\text{Mg} + \text{Ni}$) および Ni_2Mg の生成量を測定した。これらの顕微鏡組織の一例を Photo. 2 に示す。

3.2 低融点共晶 ($\text{Ni}_2\text{Mg} + \text{Ni}$) および Ni_2Mg の生成量と溶接熱影響部割れの関係

耐食性 75Ni-15Cr-Fe 合金の Mg 含有量、熱処理温度と低融点共晶 ($\text{Ni}_2\text{Mg} + \text{Ni}$)、 Ni_2Mg 生成量の測定結

Fig. 4 Existent region of eutectic ($\text{Ni}_2\text{Mg} + \text{Ni}$) and Ni_2Mg in 75Ni-15Cr-Fe alloy

Table 2 Conditions of heat treatment.

200°C × 200 hr	W.Q
300°C × 100 hr	W.Q
400°C × 100 hr	W.Q
600°C × 50 hr	W.Q
800°C × 50 hr	W.Q
1000°C × 5 hr	W.Q
1100°C × 5 hr	W.Q
1150°C × 5 hr	W.Q
1200°C × 5 hr	W.Q

Photo. 2 Microstructure of the specimen containing 0.118% Mg, no etching (×400)
□: ($\text{Ni}_2\text{Mg} + \text{Ni}$) and Ni_2Mg

Fig. 5 Relation between Mg content and quantity of ($\text{Ni}_2\text{Mg} + \text{Ni}$), Ni_2Mg at the each heat treatment temperature

果を Fig. 4 および Fig. 5 に示す。

これからつぎのことがわかる。

1. 低融点共晶 ($\text{Ni}_2\text{Mg} + \text{Ni}$), Ni_2Mg の生成量は Mg 量の増加とともに増加する。
2. 1150°C 以上の加熱で Mg はマトリックスに固溶する。

以上の結果より、耐食性 75Ni-15Cr-Fe 合金中の低融点共晶 ($\text{Ni}_2\text{Mg} + \text{Ni}$) および Ni_2Mg の生成量は Mg 量の増加とともに増加しており、Mg 量の増加とともに溶接熱影響部割れ発生率が大きくなる傾向と一致し、Mg が低融点共晶 ($\text{Ni}_2\text{Mg} + \text{Ni}$) および Ni_2Mg のかたちで溶接熱影響部割れに悪影響をおよぼしていることが推定される。

Mg : 0.118 %
TREATMENT TEMP: 1000°C

Fig. 6 および Table 3 は 0.032% Mg 材 (熱処理温度: 200°C) および 0.118% Mg 材 (熱処理温度: 1000°C) 中の生成物の X線マイクロアナライザー測定曲線およびその組成分析結果を示している。この結果から、Mg 量および熱処理温度がことなっても生成物の組成はほとんど変化していないことがわかる。

4. 耐食性 75Ni-15Cr-Fe 合金の溶接熱影響部割れ防止法

前章までの結果から耐食性 75Ni-15Cr-Fe 合金の溶接

Table 3 Compositions of precipitation measured by electron probe microanalyser (%).

Sample			Ni	Mg	Fe	Cr
Mark	Mg content	Heat treatment temp.	(%)	(%)	(%)	(%)
61	0.032%	200°C	82	14	2	2
86	0.118%	1000°C	84	14	2	4

Mg : 0.032 %
TREATMENT TEMP: 200°C

Fig. 6 Distribution of Mg, Cr, Fe and Ni in the specimens varied Mg content and heat treatment temperature

熱影響部割れの発生は低融点共晶 ($\text{Ni}_2\text{Mg} + \text{Ni}$) および Ni_2Mg の生成と関係があることが推定された。したがって、Mg に対する溶体化処理をおこない、Mg をマトリックスに固溶することにより溶接熱影響部割れを防止することができると考えられる。そこで、Mg に対する溶体化処理をおこなった供試材について溶接熱影響部割れ試験を実施し、その考え方の妥当性について検討した。

4.1 供試材および実験方法

Table 4 に供試材の化学組成を示す。Fig. 4 の実験結果より、Mg の固溶温度がほぼ 1150°C 以上であることから、Mg に対する溶体化処理温度として 1200°C をえらんだ。供試材を $1200^\circ\text{C} \times 1 \text{ hr W.Q.}$ の固溶化処理後、シール溶接による溶接熱影響部割れ試験をおこない、Mg に対する溶体化処理により溶接熱影響部割れが防止

できるかを検討した。

4.2 実験結果

溶接熱影響部割れ試験結果を Table 5 に示す。これから、Mg に対する溶体化処理をおこなった供試材には溶接熱影響部割れの発生はみられず溶体化処理により溶接熱影響部割れが防止できることがわかる。本実験結果は Mg が Ni と結びついて、すなわち低融点共晶 ($\text{Ni}_2\text{Mg} + \text{Ni}$) および Ni_2Mg のかたちで耐食性 75Ni-15Cr-Fe 合金の溶接熱影響部割れに悪影響をおよぼしていることを示している。

なお、Table 6 に供試材の母材および溶接熱影響部の結晶粒度測定結果を示したが、溶体化処理により結晶粒がかなり粗大化していることがわかる。Photo. 3 に母材および熱影響部の顕微鏡写真を示す。

Table 4 Chemical composition of material used (%).

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Fe	Ti	Al	Mg
0.03	0.23	0.23	0.003	0.003	0.01	74.3	15.3	Bal	0.28	0.23	0.10

Table 5 Effect of solution treatment for Mg on the HAZ cracking.

Condition	Section No. Sample No.	Number of HAZ cracks						Cracking percentage $\frac{\text{No. of crack sections}}{\text{No. of test sections}} \times 100$
		1	2	3	4	total	sum up	
As Received	1	4	0	2	8	14	32	58%
	2	0	0	0	5	5		
	3	0	5	7	1	13		
Solution treatment ($1200^\circ\text{C} \times 1 \text{ hr W.Q.}$)	1	0	0	0	0	0	0	0%
	2	0	0	0	0	0		
	3	0	0	0	0	0

Photo. 3 Microstructures of materials as recieved and solid solution treated ($\times 100$)

Table 6 Austenitic grain size No. of test materials.

Location Condition	Base metal		HAZ	
	Range	Mean	Range	Mean
As received	6~8	6.8	5~6	5.4
Solution treatment	1~2	1.8	1	1

5. 結 論

溶接熱サイクル再現装置をもちいて、耐食性 75Ni-15Cr-Fe 合金の高温延性におよぼす Mg の影響をしらべるとともに耐食性 75Ni-15Cr-Fe 合金中の低融点共晶 ($\text{Ni}_2\text{Mg} + \text{Ni}$) および Ni_2Mg の生成と溶接熱影響部割れとの関連性を追求した。その結果、

1. Mg 含有量の増加とともに溶接熱サイクル冷却途上の各温度において高温延性は低下し、粒界破断は顕著となる。
2. 耐食性 75Ni-15Cr-Fe 合金中における低融点共晶 ($\text{Ni}_2\text{Mg} + \text{Ni}$)、 Ni_2Mg の生成量は Mg 含有量とともに増加し、溶接熱影響部割れ発生率の傾向と一致する。

3. Mg に対する溶体化処理をおこなうことにより、耐食性 75Ni-15Cr-Fe 合金の溶接熱影響部割れを防止することができる。
4. 上記の結果から、耐食性 75Ni-15Cr-Fe 合金の溶接熱影響部割れに対して Mg が低融点共晶 ($\text{Ni}_2\text{Mg} + \text{Ni}$) および Ni_2Mg のかたちで悪影響をおよぼしているものと考えられる。

参 考 文 献

- 1) P.P. Puzak, W.R. Apblett and W.S. Pellini, Hot Cracking of Stainless Steel Weldments, Weld. J., 35-1 (1956), 9-S~17-S.
- 2) J.N. Corda, P.A. Kammer and D.C. Martin; Causes of Fissuring in Nickel-Base and Stainless Steel Alloy Weld Metals, Weld. J., 43-11 (1964), 481-S~491-S.
- 3) H. Fredriks and L.J. van der Toorn; Hot cracking in austenitic stainless steel weld deposits, Brit. Weld. J., 15-4 (1968), 178~182.
- 4) J.C. Borland; Generalized Theory of Super-Solidus Cracking in Welds (and Castings), Brit. Weld. J., 7-8 (1960), 508-512..
- 5) 日本金属学会：金属便覧，丸善，(1961)

第6回国際溶接展 御案内

<会 期> 1974年5月20日から25日まで。

<会 場> ユーゴスラヴィアの Zagreb.

<主催者> Zagrebački Velesajam とユーゴスラヴィア溶接学会。

またこのフェアと関連して第2回国際表面処理技術展が催されます。

参加希望者は、1974年1月15日までに手続きを済ませて下さい。

詳細については、学会事務局まで御連絡下されば、コピーをお送りいたします。