き、溶融池の振動によって発生したと見られる不連続線が現われる。ブローホール内面では、巻込まれたシールドガスのバブル中の CO_2 , CO 又は O_2 と溶鋼成分のうち、酸素と親和力の高い成分が反応してスラグを生成し、凝固の進行とともにスラグはブローホールの上方に集まる。

5. 結 論

本報告は、パルス MAG 溶接におけるブローホール生成機構を調べるため、溶接条件との関係、ブローホール中のガス成分、ブローホール内面の SEM, EPMA 観察を行なった。その結果、パルス MAG 溶接におけるブローホールはスパッタリングが引き金になって、溶融池内にシールドガスが巻込まれたものであると考えられる。

参 考 文 献

- 1) 笠松, “溶着鋼の気孔生成に関する物理化学的研究” 溶接学会誌 30 (1961) 7, 487~494
- 2) 益本, 篠田 “溶接金属の気孔とそのガス組成” 溶接学会誌 41

- (1972) 4, 354~367
- 3) 大野, 宇田 “ニッケル溶接金属の気孔生成におよぼす水素, 素の影響” 溶接学会誌 48 (1979) 4, 223~229
- 4) 石崎 “気孔生成の機構” 溶接学会誌 50 (1981) 9, 898~904
- 5) ダイヘン技術資料 F-B 3810518 「トランジスタ制御 MAG パルス溶接機」カタログ 1983.
- 6) 益本, 篠田 “溶接金属の気孔について” 溶接学会誌 38 (1969) 10, 1075~1083
- 7) N. Jenkins, F.R. Coe: “Extraction and analysis of gases from pores”, Metal Construction and Britiso Welding Journal 2 (1970)
- 8) I.K. Pokhodnya, A.P. Pal'tsevich: “Determining the composition and amount of gases in pores in weld”, Avt. Svarka (1973) 6, 18~19
- 9) 大坪, 後藤, 安田 “ブローホール中ガスの分析装置の開発と応用” 鉄と鋼 68 (1982) 7, 858~862
- 10) S.V. Gulakov, B.I. Nosovskii: “Effect of heat transfer by the flow of liquid metal on the form of the weld pool”, Svar. Proiz (1982), 10, 2~3
- 11) G.M. Oreper, T.W. Eagar, J. Szekely: “Convection in are weld pools”, Welding Journal, 62 (1983), 11, 307s~312s
- 12) 石崎, 横谷, 岡田, “アークと溶込み現象における電磁力と表面張力の役割” 溶接アーク物理研究委員会資料 84-551
- 13) 西口, 黄地, 安尾, 増田, “アーク溶接部の熱輸送過程とそのモデル化” 溶接アーク物理研究委員会資料 84-553

後熱による湿式水中溶接部の割れ防止について*

——水中溶接部の性能向上に関する研究 (第2報) ——

菅 泰 雄**

On Prevention of Cracks in Underwater Wet Welds by Postheating*

—Study on Improving the Mechanical Properties of Underwater Welded Joints (The 2nd Report)—

by Yasuo Suga**

The effect of postheating on occurrence of underbead cracks and root cracks in underwater wet welds by gravity welding process is investigated. Lime titania type coated electrode (D5003) of 4 mm in diameter and SM50A steel base metal of 12 mm in thickness are used.

Main results obtained are summerized as follows:

- 1) Underbead cracks occur in HAS of underwater welds about 5 min after the welding.
- 2) Occurrence of underbead cracks and root cracks can be prevented by postheating above 100°C . The critical concentration of hydrogen in weld metal to prevent the occurrence of cracks C_{wc} is 0.3 ml/100g W.M.
- 3) As the condition of postheating, the critical time factor c , by which the critical concentration of hydrogen C_{wc} is obtained, should be selected.
- 4) An argolism to obtain the condition of postheating (τ_c, t_c) from dimensions of weld (l_0, l), initial concentration of diffusible hydrogen ($C_0 \approx H_w$), temperature of postheating (T_h) and critical concentration of hydrogen (C_{wc}) is proposed.

*原稿受付 昭和59年9月28日 (昭和56年度春季全国大会にて発表)

**正 員 慶応義塾大学 Member, Keio University

Key Words: Underwater welding, Hydrogen induced cracking, Underbead crack, Root crack, Postheating, Prevention of crack, Hydrogen

1. 緒 言

被覆アーク溶接棒による湿式水中溶接法は、比較的水深の浅い海中構造物の簡単な補修溶接などに使用されている¹⁾。しかし、この方法は簡便な反面、急冷により溶接部が硬化する、溶接部の拡散性水素量が多いなどの理由で、しばしば溶接部に割れが発生するという欠点を持つ²⁻⁴⁾。一方、近年、水中溶接継手の性能向上を目的とする水中後熱法の開発が行われつつある⁵⁾。したがって、溶接終了後直ちにこれらの方法で後熱を施し、溶接部より速やかに拡散性水素を逸出させることができれば、割れの発生を防止できる可能性がある。そこで、本報では、後熱による水中溶接部の割れ防止に関する基礎的知見を得るために、重力式溶接法による湿式水中溶接部の割れ発生及び溶接部からの水素の逸出過程に及ぼす後熱条件の影響について検討を行った。また、得られた知見を基に、割れ発生防止のための後熱条件設定に関する考察を行った。

2. 実験方法及び供試材料

実験は、既報⁶⁾と同様の重力式溶接装置を用い、水道水中において下向き姿勢で行った。水深は200mmである。溶接電源には、垂下特性の直流溶接機を用い、極性は棒マイナスとした。用いた溶接棒は市販のライムチタニヤ系(D5003)で、棒径は4mmである。溶接棒は100℃の炉中で2時間以上乾燥してから防水処理なしで溶接に供した。Table 1に、用いた溶接条件をまとめて示す。

Table 1 Welding conditions

Electrode	D 5003 (Dia. 4mm)
Welding current	175 A
Arc voltage	30 ~ 36 V
Bead length	1
Electrode length	1
Welding speed	30 ~ 33 cm/s
Weld heat input	10 ~ 12 kJ/cm
Electrode angle	60°

Table 2 Chemical composition of base metals (%)

	C	Si	Mn	P	S	Ceq*
SM50A	0.16	0.37	1.45	0.020	0.008	0.417
SM41A	0.12	0.22	0.64	0.018	0.018	0.236

$$*) Ceq = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} \quad (%)$$

溶接母材には、主に厚さ12mmのSM50A材を用いた。なお、拡散性水素捕集試験にはSM41A材を使用している。これは、SM50材を用いると溶接部に割れが生じ、水素がこの割れの中に拡散して外部に逸出されず、結果的に拡散性水素量が実際より低く測定される恐れがあるからである。Table 2に母材の化学成分分析結果を示す。

ビード下割れ発生に及ぼす後熱の影響に関する実験は以下の手順で行った。まず、所定の寸法(150×50×12mm)を有する母材上に長さ130mmのビード溶接を行う。溶接終了後スラグの剝離・洗浄を行い、これを直ちに所定温度の恒温槽に投入する。この作業に要する時間は60s一定とした。なお、恒温槽の加熱媒体として、グリセリン(50℃)、沸騰水(100℃)、油(200℃)、熔融塩(300, 400℃)を用いた。所定時間恒温保持した後、水冷し、室温の水中にて7日間放置した。その後、溶接部を五箇所切断しその横断面を電解研磨後2% Nitalで腐食してから光学顕微鏡で割れの観察をした。なお、割れ長さの総計とビード巾の比をビード下割れ率Cuとした。

斜めY形溶接割れ試験は、JIS Z 3158-1966に準じて行った。ただし、溶接後熱処理はビード下割れ試験と全く同様の手順で行った。

3. 実験 結果

3.1 溶接部の冷却速度、硬さ及び拡散性水素量の測定

Table 3は、ビード下割れ及び斜めY形溶接割れ試験と同一条件で溶接を行った場合の、溶接ボンド部における800℃から500℃までの冷却時間 S_{500} 、800℃から300℃までの冷却時間 S_{300} ならびに500℃における冷却速度 R_{500} を示したものである。比較のため、大気中ビード溶接におけるそれらの値も示した。なお、熱サイクルの測定は、C.A.熱電対を用い、既報⁷⁾と同様の方法で行った。表より、水中溶接部の冷却速度は大気中溶接部のそれに比べて著しく速いことがわかる。ちなみに、前者の S_{500} は2.1sあるいは2.5sであるのに対し、後

Table 3 Cooling rate at weld bond

Dimension of specimen	Environment	Cooling time (s)		Cooling rate at 500°C (°C/s)
		800~500°C	800~300°C
In air	8.3	32	20
	Underwater	2.1	4.0	111
Underwater	2.5	4.8	92

Fig. 1 Hardness distribution of welds

Table 4 Content of diffusible hydrogen

Environment	Type of weld	Diffusible hydrogen content	
		H _p (ml/100gDM)	H _w (ml/100gWM)
In air	Bead weld ^(*)	32.2	18.2
Underwater	Bead weld ^(*)	49.6	24.5
Underwater	Butt weld ^(**)	38.7	20.7

Note: Base metal: SM41A, Electrode: D5003

者のそれは 8.3 s であった。

Fig. 1 は、同様に、溶接部のマイクロビッカース硬さ(荷重 500 g) 分布を示したものである。図より、水中溶接部の最高硬さは約 Hv 390 であり、大気中溶接におけるその約 Hv 280 に比べて著しく硬化していることがわかる。なお、溶接金属の硬さに関しては、水中溶接と大気中溶接における大きな違いは認められず、いずれも Hv 200~Hv 240 であった。

Table 4 は、ビード溶接部及び斜め Y 形突合せ溶接部の拡散性水素量を測定した結果を示したもので、測定手順は JIS のグリセリン法に準じて行った。試験片の形状は表の下に添記してある。なお、測定結果は溶着金属 100 g に対する水素量 H_p 及び溶接金属部の横断面積より溶接金属量を推定し、溶接金属 100 g に換算した水素量 H_w についても表示した。表より、水中溶接部の拡散性水素量は大気中溶接部のそれに比べて多いこと、また同じ水中溶接においても、ビード溶接部の水素量の方が突合せ溶接部のそれより多いことがわかる。

3.2 ビード下割れ及びルート割れの発生

Fig. 2 は、母材熱影響部に観察されたビード下割れ及びその周辺の顕微鏡組織の一例を示したものである。割れは、ボンドに沿ってほぼ平行に発生しており、多くの場合、マルテンサイト組織の粒界(C_{IG})または粒内のラース(C_{IL})に沿って選択的に進展している。それらの割れを連結するように、ラースを横切って階段状に進展している部分(C_{TL})も認められた。また、しばしば

Fig. 2 An example of underbead crack

Fig. 3 Effect of holding time at room temperature on cracking ratio of weld

Fig. 4 Examples of surface crack and root crack

鋼材の圧延の際に引き伸ばされた非金属介在物から進展している割れも観察された。割れ率 C_w にはかなりのばらつきが認められたが、その平均値は約 45% であった。

次に、ビード下割れ発生時の潜伏期間を測定するため、以下の実験を行った。ビード溶接終了後、試験片をそのまま室温の水中に保持し、所定時間経過後水中より取出す。直ちにガスバーナで加熱した後、試験片を 600℃ の炉中で 2 hr 以上保持し、溶接部の水素を逸出させる。その後溶接部横断面における割れ発生状態を観察した。Fig. 3 は、その結果を示したもので、水中保持時間と割れ率 C_w との関係を示している。図より、水中保持時間が 5 min 以下では溶接部に割れの発生は認められないが、10 min 以上では割れが発生している。このことより、常温におけるビード下割れ発生時の潜伏期間は約 5 min であると推察される。

Fig. 4 は、斜め Y 形溶接割れ試験後の溶接部に観察された割れの一例を示したものである。図中、(A) は表面割れを、(B) はルート割れを、(C) はその拡大写真を示

Fig. 5 Effect of holding time at room temperature on occurrence of cracks

している。割れはルート部より発生し、母材熱影響部を経て溶接金属中に伝播し、凝固方向に沿って進展した後ビード表面に達している。なお、ルート割れ発生潜伏期間は試験片によりばらつきが大きく、明確な値は得られなかったが、割れは溶接終了後およそ数分から数日の間に発生するようである。

3.3 割れ発生に及ぼす後熱条件の影響

Fig. 5(A), (B)は、ビード下割れ試験結果及び斜めY形溶接割れ試験結果に及ぼす溶接後熱条件の影響をまとめて示したもので、割れの発生に及ぼす恒温保持温度と保持時間との関係を示している。図中、白丸は割れの発生が認められなかった場合、黒丸及び半黒丸は割れが観察された場合を示している。なお、実線及び鎖線で示されている曲線は、計算によって求めた割れ防止のための限界後熱時間を示しているが、その詳細については後の考察で述べる。図より、ビード下割れ及びルート割れは、いずれも100℃以上の温度で恒温保持すれば、その発生を防止できること、また保持温度の上昇と共に割れ発生の限界保持時間が短くなることがわかる。たとえば、ビード下割れを防止するための保持時間は、後熱温度が100℃では約100 minであるのに対し、400℃では約5 minである。

4. 考 察

4.1 溶接部からの水素の逸出挙動

水中溶接部に後熱を施した場合の溶接部からの拡散性水素の逸出過程と割れ発生状態との関係を検討するに当たって、まず、Fig. 6に示すごとく、(A)板厚 l の母材上に1パスビード溶接した場合の溶接金属の横断面形状を深さ l_0 であるような長方形のビード溶接モデルに、(B)1パス突合せ溶接した場合の溶接金属の横断面形状を厚さ l_0 であるような長方形の突合せ溶接モデルに置き換えて、水素の逸出過程の理論的な取扱いを試みた。

Fig. 6 Analytical model of cross-section of weld

ここで、突合せ溶接モデル(B)は、ビード溶接モデル(A)において、 $l=l_0$ と置くことと数学的に等価である。茶野⁸⁾、藤井⁹⁾は、モデル(A)について、溶接金属中の水素の拡散が1次元のFickの第2法則に従うものと仮定し、その水素濃度分布を理論的に求めている。すなわち、溶接金属中の初期水素濃度を C_0 とすると、溶接部の残留拡散性水素濃度比 $U=C/C_0$ は次式で示される¹⁰⁾。

$$U = 2 \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{n\pi} \cdot (1 - \cos n\pi L_0) \cdot \sin n\pi X \cdot \exp(-n^2 \pi^2 L_0^2 \tau) \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 $X=x/l$ 、 $\tau=Dt/l_0^2$ 、 $L_0=l_0/l$ 、また、 D :鋼中の水素の拡散係数、 x :溶接部表面からの距離、 t :恒温保持時間である。また、溶接部の残留拡散性水素量比 R_c (溶接部に残留している拡散性水素量 Q /初期拡散性水素量 Q_0)は、次式で与えられる。

$$R_c = \frac{4}{\pi^2 L_0} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\{1 - \cos(2n-1)\pi L_0\}}{(2n-1)^2} \cdot \exp\{- (2n-1)^2 \pi^2 L_0^2 \tau\} \dots \dots \dots (2)$$

溶接金属中の平均残留拡散性水素濃度 C_w は、 $C=C_0U$ を X に関して0から L_0 まで積分し、 L_0 で除することによって得られるから、(3)式で与えられる。

$$C_w = \frac{2C_0}{\pi^2 L_0} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{(1 - \cos n\pi L_0)^2}{n^2} \cdot \exp(-n^2 \pi^2 L_0^2 \tau) \dots \dots \dots (3)$$

(1)~(3)式を突合せ溶接モデル(B)に適用する場合は $L_0=l_0/l=1$ とすればよい。

さて、ここで水中溶接部からの水素の逸出過程の実験結果を以上の解析結果を用いて評価してみる。Fig. 7(A), (B)は、それぞれTable 4の参考図に示した形状の試験片に(A)ビード溶接及び(B)突合せ溶接し、得られた溶接試験片を15℃から400℃までの種々の温度に種々の時間恒温保持した後 R_c を実測した結果をまとめて示したものである。なお、残留拡散性水素量 Q は次の手順に従って測定した。まず、溶着完了後試験片を洗浄し、所定の恒温槽に投入する。この作業に要する時間は60s一定とした。所定時間保持した後、直ちに水冷し、45℃のグリセリン中で72hr以上捕集して水素量を測定する。これを溶着金属100gに対する0℃に換算した

Fig. 7 Change of residual diffusible hydrogen in weld by isothermal treatment

Fig. 8 Diffusion coefficient of hydrogen

値を残留拡散性水素量 Q とした。なお、 Q_0 として、Table 4 に示した H_D を用いた。図中、プロットは実験値であり、実線は(2)式による数値計算から求めたもので、それぞれの保持温度における実験値に最も近似していると思われる理論曲線を示している。また、それぞれの曲線を得るために計算に使用した鋼中での水素の拡散係数 D の値も示した。数値計算に当たって使用した平均ビード深さ l_0 は、(A) ビード溶接の場合、溶接金属の横断面積をビード巾で除した値の平均値 $l_0 = 0.22$ cm、(B) 突合せ溶接の場合、溶接金属中央部の厚さの平均値 $l_0 = 0.39$ cm を使用している。図より、いずれの保持温度においても、実験結果と理論曲線とが良好な一致を示していることがわかる。

ここで、図中に示した D の値の妥当性を確認するために、その値を一般に知られている鋼または鉄中のそれと比較する。Fig. 8 は、既に報告されている幾つかの D をまとめて示したもので、図中、本実験より得られた値

Fig. 9 Relation between C_u , R_c and τ

Fig. 10 Relation between C_s , R_c and τ

もプロットしてある。図より、本実験で得た D が Sykes ら、Hobson らの測定値¹¹⁻¹⁵⁾ とほぼ一致していることがわかる。したがって、ビード溶接部及び斜め Y 形突合せ溶接部からの水素の逸出過程の定量的評価に、上記の理論式を概ね適用しうるものと判断される。

4.2 割れ防止後熱条件

溶接部の割れ発生に及ぼす後熱条件の影響と溶接部からの拡散性水素の逸出過程に及ぼすその影響との関係を明らかにするために、後熱に伴う溶接部からの水素の逸出過程と割れ率 C_u 、 C_s の減少過程について、得られたデータのすべてを時間因子 $\tau = Dt/l_0^2$ に関して整理してみる。ここで、 τ は D 、 t 、 l_0 から成る無次元数であり、(2)式から明らかのように、 L_0 を一定とすれば R_c は単に τ のみの関数である。すなわち、溶接部からの水素の逸出過程は、保持温度に関係せず τ のみで記述できることになる。Fig. 9 及び Fig. 10 は、その結果をまとめたもので、前者は R_c と C_u の減少過程を、後者は R_c と C_s の減少過程を示してある。図から明らかのように、保持温度に関係せず τ の増加と共に R_c はほぼ理論曲線に沿って減少しており、それに対応して C_u 、 C_s も減少傾向を示している。本実験条件の下では、 $\tau > 3$ で $C_u = 0$ 、 $\tau > 0.055$ で $C_s = 0$ であり、それぞれの

τ の値以上で、ビード下割れ及びルート割れの発生が阻止されている。この時の τ を τ_c と記し、割れの限界時間因子と称することにする。この τ_c より R_c を求めると、ビード溶接の場合 $R_c \approx 0.13$ 、突合せ溶接の場合 $R_c \approx 0.47$ が得られる。また、(3)式より、割れの発生が防止される溶接金属中の平均残留拡散性水素濃度（以下、限界水素濃度と称する） C_{wc} を計算すると、 (C_{wc}) ビード下割れ $\approx 0.3 \text{ ml/100 g W. M.}$ 及び (C_{wc}) ルート割れ $\approx 9.75 \text{ ml/100 g W. M.}$ を得る。以上の結果より、後熱により割れの発生を防止するためには、溶接金属中の平均水素濃度がそれぞれの C_{wc} 以下になるような後熱条件を採用すればよいことがわかる。

ここで注意すべきは、 (C_{wc}) ルート割れ $\gg (C_{wc})$ ビード下割れとなっていることである。このことは、ビード下割れよりルート割れの方がその防止条件が著しく緩いことを意味する。その理由として、実験に使用した斜め Y 形試験片の板厚が 12 mm と比較的薄く、その拘束度が小であったこと等が考えられるが、この点については今後の検討を要する。なお、ルート割れの発生を防止できる後熱条件で得た二・三の試験片について、その横断面を観察したところ、母材熱影響部に若干のマイクロ割れが観察される場合があった。これはルート割れ防止後熱条件では、ミクロ割れを防止できない場合がありうることを示している。したがって、割れ防止後熱条件としては、いずれの場合も、ビード下割れの限界水素濃度 $(C)_{wc}$ ビード下割れを得るような後熱条件を用いる方が実用上安全と考えられる。なお、後熱温度が 100℃ 未満では割れ発生を阻止できない理由として、この低温領域では鋼中での水素の拡散速度が十分に速くなっておらず、溶接部の水素濃度が速かに割れ発生限界濃度以下に低下しないこと、またミクロ的には、水素イオンが十分活性化されておらず、水素が転位などのトラップサイトに捕捉されやすい状態にあり、その結果水素脆化割れが発生しやすいなどが考えられる。

4.3 後熱条件設定アルゴリズム

以上の結果より、水中溶接部の割れ防止のための限界水素濃度 $C_{wc} \approx 0.3 \text{ ml/100 g}$ が求まった。しかし、実際の施行条件から所望の C_{wc} を得るための後熱条件を求めるには、若干複雑な計算を必要とする。そこで実用上便利のため、後熱条件を得るための簡単なアルゴリズムを提案する。Fig. 11 は、これをフローチャートに示したもので、以下これについて説明する。まず、溶接部の断面形状より l, l_0 を、また拡散性水素試験より $C_0 (= H_w)$ を実験的に求めておく。また、あらかじめ限界水素濃度 C_{wc} (本実験では 0.3 ml/100 g) 及び後熱温度 T_h を設定する。以上の値より、(4)式を用いて限界時間因子

Fig. 11 Argolism to obtain the condition of postheating

τ_c を求める。ここで、(4)式は(3)式において n の第 2 項以上を省略し、変形して得られた近似式である。

$$\tau_c = -\frac{1}{\pi^2 L_0^2} \ln \left\{ \frac{\pi^2 C_{wc} L_0}{2 C_0 (1 - \cos \pi L_0)^2} \right\} \quad \dots\dots\dots (4)$$

設定した T_h に対する D を次式より求める。ここで、 D の値として、本実験結果に比較的近い Hobson¹⁵⁾ 及び Sykes¹¹⁾ の値を用いた。

$$D = 1.82 \times 10^{-2} \exp(-6075/T_h), [T_h \leq 125^\circ\text{C} (398 \text{ K})] \\ D = 7.6 \times 10^{-4} \exp(-1150/T_h), [T_h > 125^\circ\text{C} (398 \text{ K})] \quad (5)$$

得られた τ_c, D, l_0 より限界後熱時間 $t_c = \tau_c \cdot l_0^2 / D$ を得る^{*}。以上のアルゴリズムを本実験結果に適用し、得られた後熱温度 T_h と限界後熱時間 t_c との関係を Fig. 5(A), (B) の中に実線で示す。ただし、突合せ溶接(B)については、ルート割れ防止条件より求めた $t_c (C_{wc} = 9.75 \text{ ml/100 g, 破線})$ 及びビード下割れ防止条件より求めた $t_c (C_{wc} = 0.3 \text{ ml/100 g, 実線})$ を示した。図より、後熱温度が高い 300~400℃ の領域で、計算による t_c が実験値より比較的大きな値を示しているが、大略、実験結果と計算結果が良好な一致を示しており、本アルゴリズムの妥当性が確認される。

5. 結 言

被覆アーク溶接棒による湿式水中溶接部に発生するビード下割れ及びルート割れ発生に及ぼす後熱の影響について検討を加えた。用いた溶接棒は棒径 4 mm のライムチタニヤ系であり、溶接母材は板厚 12 mm の SM 50 A 材である。得られた主な結果は以下のようにまとめられる。

1) 湿式水中溶接部のビード下割れ発生の潜伏期間は

^{*} 後熱温度 T_h を時間 t の関数として扱う場合は、時間を微小時間 dt_i に分割し、その場合の拡散係数 D_i との積の総和、すなわち $t = \sum_i (D_i \cdot dt_i)$ として、 $\tau = \tau_c$ が得られるまで計算を繰返し、その場合の積算時間 $\sum_i dt_i$ より t_c を求めることができる。

約 5 min である。

2) 溶接部を約 100℃ 以上で後熱して拡散性水素を逸出させることにより、割れの発生を防止できる。この場合の溶接金属中の限界水素濃度 C_{WC} は約 0.3 ml/100 g W. M. である。

3) 割れ防止のための後熱条件として、限界水素濃度 C_{WC} を得るための限界時間因子 τ_c を選定すべきである。

4) 溶接部の形状 l_0, l , 溶接金属の拡散性水素濃度 $C_0 (=H_W)$, 設定後熱温度 T_h 及び設定限界水素濃度 C_{WC} から限界時間因子 τ_c 及び限界後熱時間 t_c を得るための実用上便利なアルゴリズムを示した。

この論文は、著者が西独のアーヘン工科大学留学中に、それまでの結果に考察を加えてまとめたものである。末尾ながら、御援助頂いた慶応義塾大学理工学部の蓮井淳教授及びアーヘン工科大学の Prof. P. Drews に深甚なる謝意を表する。また、実験を行うに当りご協力下さった実験当時、慶応義塾大学学生の渡辺雅彦君(現在、

富士通) 及び吉野行宏君(現在、日本経済新聞社)に感謝の意を表する。

参 考 文 献

- 1) たとえば, T. Brown, K. Masubuchi; *Underwater J.*, Oct. (1973), p. 202
- 2) H. Ozaki, J. Naiman, K. Masubuchi; *Weld. J.*, 8 (1977), p. 232s
- 3) 鯉淵, 横田; 溶誌, 50-5 (1981) p. 489
- 4) 益本, 松田, 長谷川; 溶誌, 50-9 (1981) p. 881
- 5) 佐藤, 田村, 大前, 真鍋, 品田; 溶誌, 51-2 (1982) p. 189
- 6) 蓮井, 菅; 溶誌, 43-8 (1974) p. 767
- 7) 蓮井, 菅; 溶誌, 48-12 (1979) p. 1077
- 8) 茶野; 溶接学会溶接冶金研究委員会資料, WM-504-73 (1973)
- 9) 藤井, 白木; 日立造船技報, 36-4 (1975)
- 10) 溶接学会溶接冶金研究委員会; 溶接冶金, 上, (1978)
- 11) C. Sykes, H. H. Burton, C. C. Gegg; *J. I. S. I.*, 156 (1947) p. 155
- 12) T. M. Stross, F. C. Tompkins; *J. Chem. Soc.*, 2 (1956), p. 230
- 13) R. C. Frank, D. E. Swets, D. L. Fry; *J. Appl. Phys.*, 29-6 (1958), p. 892
- 14) E. W. Johnson, M. L. Hill; *Trans. Met. Soc. of AIME*, 218-Dec. (1960), p. 1104
- 15) J. D. Hobson; *J. I. S. I.*, 189 (1958), p. 315

凝固組織を有する Ni 合金の高温延性*

—Ni 合金およびオーステナイト系ステンレス鋼多層溶接金属部のマイクロ割れについて (第2報)—

森 重 徳 男**, 岡 林 久 喜**

Hot Ductility Behaviour of Nickel Alloy Weld Deposits

—Microcracking in Weld Metals of Nickel Alloys and Austenitic Stainless Steels (Report 2)—

by Norio Morishige and Hisaki Okabayashi

Hot ductility behaviour was investigated for 17 kinds of Nickel alloy weld deposits. The used specimens were prepared from weld deposits made in the form of pads on Type 304 steel plate using covered electrodes. Then, plastic strains were applied to the specimens in the heating and cooling process of weld-simulation thermal cycle, and critical enforced strain (ϵ_{HO}) capable of initiating cracking were measured. The obtained results are as follows:

- (1) Cracking occurs along grain boundary of dendrite when the plastic strain exceeding ϵ_{HO} values was applied to weld metal specimen.
- (2) When the testing temperature becomes over 1100°C, weld deposits tend to indicate extremely low values.
- (3) Hot ductility, i.e. ϵ_{HO} value, depends markedly on the chemical compositions.
- (4) The following equation may predict hot ductility behaviour.

*原稿受付 昭和59年10月24日 (昭和58年度秋季全国大会にて発表)

**正 員 石川島播磨重工業 Member, Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd.