高マンガング鋼溶接部の高温割れ発生傾向*

—主として母材の Si および P 含量の影響について—

木 俣 登** 安 藤 精 一***

Hot Cracking Susceptibility of Austenitic Manganese Steel Welds*

—Mainly on Effects of Silicon and Phosphorus in Base Metal—

by Noboru Kimata** and Seiichi Ando***

Abstract

To investigate the effect of silicon and phosphorus content in base metal on the hot cracking susceptibility of welds, slit type cracking tests and angle expanding type (the modified Murex type) cracking tests were carried out. The materials used here were two series of austenitic manganese steel base metal, one varying in silicon (0.18–1.85%) and the other in phosphorus content (0.035–0.086%), and 16 Mn–16 Cr type electrodes. 17 Cr–7 Ni stainless steel (AISI 301 type) base metal and 16 Mn–16 Cr, 19 Cr–9 Ni and 25 Cr–20 Ni type electrodes were also used for comparative test with austenitic manganese steel base metal which had normal silicon and phosphorus content.

In the slit type cracking test on Si series base metal, a few micro cracks were observed in weld heat-affected zone (HAZ), but they seldom extended into the weld metal even if 1.86% Si base metal was used, while conspicuous cracks were observed in the HAZ and weld metal when the phosphorus content of base metal exceeded 0.065% as reported previously by the authors.

In the angle expanding type cracking test, the cracking susceptibility of weld bead increased as increasing the silicon as well as phosphorus content of base metal. It is also substantially affected by the difference of 0.025% in phosphorus content of the electrodes.

1. ま え が き

著者らはさきに高マンガング鋼の溶接性におよぼす母材中の P の影響について報告し¹⁾, 溶接部の高温割れについても一部言及した。また高マンガング鋼用溶接棒の高温割れ発生傾向について報告し²⁾, 溶接棒(溶着金属)の化学成分の影響について検討した。ここでは母材の Si 含量の異なる 7 種の高マンガング鋼を母材とし, 16Mn–16Cr 型溶接棒を用いて溶接したビード(溶接金属)および母材熱影響部の高温割れ発生傾向を明らかにし, また母材の P 含量を異にする場合についてもさらに検討を加え, 両者の結果を比較した。この他通常の P および Si 含量の高マンガング鋼を母材とする溶接金属(溶接棒: 16Mn–16Cr および 19Cr–9Ni 型)の高温割れ発生傾向を, 従来多くの研究³⁾が行なわれている Cr–Ni ステンレス鋼を母材とする場合と比較した。これらの場合, 割

れ試験は主として展開式すみ肉溶接割れ試験によったが, 一部スリット型を併用した。なお Si は溶鋼の流動性を増大し, 高マンガング鋼の鑄造欠陥の防止に有効と考えられている。

2. 実 験 方 法

2. 1 供試材

母材の化学成分を Table 1 に示した。Table 1(a) で Si 1~7 鋼は Si 含量を, また P 1~7 鋼は P 含量を異にする高マンガング鋼である。これらはつぎの M1 鋼とともにいずれも砂型に鑄込み, 押湯を除いて 1050°C に 1.5~2 hr 加熱急冷の水じん処理を施した後, 切削加工し, 展開式すみ肉およびスリット型各溶接割れ試験片の所定寸法に仕上げて使用した。ただし P 7 鋼は X 線マイクロアナライザーにより, P を多く含む偏析物の分析を行なう場合にのみ用いた。また Table 1(b) において M1 および S1 鋼はステンレス鋼との比較試験に使用したもので, 前者は通常の P および Si 含量を有する高マンガング鋼, また後者は AISI 301 型 Cr–Ni ステンレス鋼板(板厚 15 mm)で, 切断切削し, 展開式すみ肉溶

* 原稿受付 昭和46年 月 日(昭和44年秋季全国大会にて発表)

** 正 員 鉄道技術研究所 Member, Railway Technical Research Institute, JNR

*** 正 員 日本大学生産工学部 Member, College of Industrial Technology, Nihon University

Table 1 Chemical composition of base metals used

a) For test on effect of silicon and phosphorus

No.	Chemical composition (%)							
	C	Si	Mn	P	S	Cu	As	Sn
Si 1	1.06	0.18	12.58	0.027	0.007	0.17	0.035	0.028
" 2	1.14	0.35	13.30	0.028	0.009	0.17	0.030	0.034
" 3	1.07	0.59	12.98	0.025	0.009	0.19	0.026	0.033
" 4	1.13	0.80	13.31	0.027	0.006	0.16	0.034	0.039
" 5	1.06	0.92	12.87	0.024	0.008	0.20	0.035	0.038
" 6	1.08	1.39	12.77	0.027	0.008	0.19	0.027	0.038
" 7	1.07	1.85	13.45	0.026	0.013	0.17	0.024	0.037
P 1	1.08	0.40	12.82	0.035	0.012	0.21	0.029	0.031
" 2	1.06	0.37	12.42	0.041	0.011	0.16	0.031	0.031
" 3	1.08	0.40	13.08	0.052	0.011	0.21	0.027	0.031
" 4	1.12	0.26	13.12	0.064	0.010	0.23	0.023	0.034
" 5	1.09	0.32	13.18	0.073	0.011	0.22	0.023	0.035
" 6	1.12	0.28	13.45	0.086	0.013	0.22	0.020	0.030
P 7	1.08	0.40	12.79	0.276	0.020	0.24	—	—

b) For comparative test with Cr-Ni stainless steel

No.	Chemical composition (%)							
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni
M 1	1.06	0.39	12.60	0.033	0.010	0.14	—	—
S 1	0.10	0.35	1.04	0.028	0.011	0.22	17.63	7.08

Table 2 Chemical composition of electrodes used

No.	Type	Chemical composition (%)										
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	As	Sn	N
1 a	16Mn-16Cr	0.09	0.65	15.50	0.014	0.007	0.07	16.45	2.27	0.020	0.029	0.13
1 b	"	0.15	0.51	15.55	0.040	0.007	0.06	16.14	2.35	0.024	0.032	0.20
2 a	19Cr-9Ni	0.07	0.36	1.61	0.032	0.007	0.07	20.97	9.48	—	—	0.07
2 b	25Cr-20Ni	0.06	0.48	1.67	0.014	0.017	0.06	25.5	20.0	—	—	0.06

Note: No. 1a and 1b used for test on silicon and phosphorus effect, and No. 1b, 2a and 2b for comparative test with austenitic 17Cr-7Ni stainless steel

接割れ試験片として使用した。

つぎに供試溶接棒による溶着金属の化学成分を Table 2 に示した。ここで No. 1a および 1b 棒は主として P 含量の異なる 16Mn-16Cr 型溶接棒, また No. 2a および 2b 棒はそれぞれ JIS D308 および 310 型溶接棒で, No. 1a および 1b 棒を Si および P の影響に関する実験に, また No. 1b, 2a および 2b 棒をステンレス鋼との比較試験に用いた。なお棒径はいずれも 4 mm である。

2. スリット型溶接割れ試験

母材の P 含量を変えた場合のスリット型溶接割れ試験の結果についてはすでに報告¹⁾しており, ここでは母材の Si 含量を変えた場合について実験を行なった。この場合の溶接条件は P の場合¹⁾と同一で, Fig. 1 に示すように長さ 80 mm の Y 型グループ (ルート間隔: 1.5

Fig. 1 Slit type cracking test specimen (unit mm).
①, ②, ③, Crack inspected sections. 4: Weld for restraint

mm) 上に No. 1b 棒を用い、溶接電流 140 A、溶接速度 200 mm/min でシングルビードを置いた。試験は各鋼について 2 回行なった。なお拘束溶接 (Fig. 1) にも No. 1b 棒を使用した。

溶接後試験ビードに対し、肉眼および染色透過探傷剤により表面の割れの、また肉眼により Fig. 1 に示す 3 ケ所の切断面について破面の割れ発生状態を調べた。

2. 3 展開式すみ肉溶接割れ試験

2. 3. 1 Si および P の影響に関する実験

Si 1~7 鋼および P1~P6 鋼から 17×75×80 (mm) の大きさに製作した試験板 2 枚を 1 組として割れ試験機に取り付け、前項に述べた主として P 含量を異にする 2 種の 16Mn-16Cr 型溶接棒 (No. 1a および 1b) を用いて試験ビードを置いた。この場合の試験要領を Fig. 2 (a) に、また溶接条件および展開条件を Table 3 に示す。割れ率はビード表面に現われた割れ、および試験後の強制破断面の酸化着色部 (線状破面を呈する) についてつぎにより求め、それぞれ「表面割れ率」および「破面割れ率」とした。

Fig. 2 Angle expanding type cracking test method (unit mm).

Table 3 Expanding and welding conditions for angle expanding type cracking test

Initial bevel angle (α_0)	100°
Expanding angle of test weld (β)	10, 15 and 20° (10~40°)*
Expanding angular velocity of test weld (ω)	0.46, 0.69 and 0.92 (0.6~2.4)* (°/sec)
Welding current	140A
Weld length (L)	65(70)* mm
Expanded section on weld bead	65 (50)* mm
Welding speed (V)	180 mm/min
Welding time (t)	21.7(23.3)*sec

*) Figures in parenthesis show the case of comparative test with stainless steel

$$(L_e/L_0) \times 100(\%)$$

ここで L_e は割れの長さで、割れが連続せず 2 分されているような場合は、それらの長さの合計を用いた。また分母の L_0 は 50 mm としたが、この値はクレータ部を除く溶接長よりも若干短かい。

2. 3. 2 ステンレス鋼との比較試験

この場合は通常の P および Si 含量の高マンガン鋼

M1 および 17Cr-7Ni 型ステンレス鋼 S1 を 15×75×85 (mm) の大きさに加工して母材とし、16Mn-16Cr, 19Cr-9Ni あるいは 25Cr-20Ni 型溶接棒を使用して試験ビードを置いた。ここで溶接条件は前項の場合と同一であるが、展開は両開き式 (Fig. 2(b) 従来は片開き式) とし、比較的定常的な溶接の行なわれる部分において展開を加えることとした。すなわち Fig. 5 中の説明図に示すように、溶接長 70 mm のうちスタート側 5 mm、クレータ側 15 mm を除く長さ 50 mm の間において展開を加え、表面の割れおよび強制破断面の酸化着色部について前項の場合と同様に表面および破面割れ率を求めた。ただしここでは L_e は展開を加えた部分における割れの長さ、また L_0 には展開を加えた部分の長さ (50 mm) を用いた。なお Photo. 1 はこの場合に使用した割れ試験装置を示す。

Photo. 1 Apparatus for angle expanding type cracking test

2. 4 X線マイクロアナライザーによる分析

高温割れ発生傾向におよぼす不純物元素などの影響を明らかにするため、割れの先端付近におけるそれらの濃度分布をX線マイクロアナライザー (XMA) により求める試みはいくつか行なわれている⁴⁾が、ここでは同様な目的で一般の柱状晶の粒界および隣接するセルデンライトの境界付近に注目して P および Si の分布を求めた。

使用した装置は日本電子製 JXA3A 型で、2 元素同時分析とし、加速電圧は 20 kV とした。なおビーム照射位置と顕微鏡組織との関係を明らかにするため、溶接金属は塩化第 2 鉄、母材は硝酸アルコール溶液で軽く腐食し、分析後必要に応じ再度腐食して顕微鏡写真を撮影した。

3. 実験結果および検討

3. 1 スリット型溶接割れ試験結果

3. 1. 1 ビード表面の割れ発生状態

肉眼および染色透過探傷剤による検査では、ビードおよび母材熱影響部に割れを認めなかった。ただしクレータ割れはすべての試験ビードに生じていた。ビードの外

観の一例を Photo. 2 に示す。

さきの報告¹⁾では母材のP含量を0.025~0.085%の範囲に4段階に変えた場合(供試溶接棒のSiおよびP含量はそれぞれ0.59および0.025%), 0.065%より透過探傷剤により表面(ビードおよび熱影響部)に微細な割れを検出し, またX線透過検査により, かなり明らかに内部割れを検出している。しかし今回の実験における母材のSi含量の範囲では, X線によっても割れは検出されなかった。

Photo. 2 Exterior view of bead weld in slit type cracking test. ①: Test bead, ②: Weld for restraint

3.1.2 切断面の割れ発生状態

溶接部切断面において, 母材溶接熱影響部の融合線付近には微細な少数の割れを認める場合があり, これはSi含量の多いSi 6およびSi 7鋼を母材とするときやや多い。ただしこれが溶接金属の内部にまで進展することは少なく, たとえ進展しても Photo. 3 に示すように軽微である。なおさきのP含量を変えた実験¹⁾では, P含量0.065%以上において切断面に母材熱影響部割れおよびこれに続く顕著なビード割れを認めている。

3.2 展開式すみ肉溶接割れ試験結果

展開式すみ肉溶接割れ試験の場合, ビードの表面割れ率と破面割れ率を比較すると前者の方が一般に小さい

Photo. 3 Cracks observed on transverse section of bead weld in slit type cracking test specimen. (a): $\times 7$ ($\times 1/2$), (b): $\times 200$ ($\times 1/2$). Base metal: (a); Si 7 (1.85% Si), (b); Si 6 (1.37% Si). Files in photo. 3(a) show fine cracks in heat-affected zone

が, その差は比較的少なく, ここでは主として破面割れ率について述べることにする。

3.2.1 母材のSi含量の影響

この場合の破面割れ率と母材のSi含量との関係を Fig. 3 に示した。この種の曲線は, もし適当な展開角度とSi含量の範囲を与えれば, Si含量の増大とともに0から100%,あるいはこれに近い値まで変化する遷移曲線となるであろうが, P含量の低いNo. 1a棒を使用した場合, 展開角度 β が 10° では, 母材のSi含量1.85%(Si 7鋼)でも割れの発生は見られず, 従ってまだ曲線の立上りは認められない。しかし β を 15° あるいは 20° に大きくすると, Si含量の増大とともにかなり大きい割れ率を示すようになり, それぞれ遷移曲線の下部および上部が現われている。すなわち前者では0.92% Si (Si 5鋼)から割れを生じ, また後者の場合はSi含量の低い範囲でも割れ率は高く, 0.59% Si (Si 3鋼)で100%に近い値を示すようになる。

これに対しP含量の高いNo. 1b棒(Si含量はNo. 1a棒に比べてやや低い)を用いた場合, 割れ発生傾向は一般に大きく, 上記の遷移曲線はNo. 1a棒使用の場

Fig. 3 Effect of silicon in base metal on cracking susceptibility of bead weld in angle expanding type cracking test

合に比べてかなり左寄りとなり、展開角度 10° ではその下半分が、また 15° ではおよそ上半分が現われている。すなわち展開角度 10° では、母材の Si 含量 0.35% (Si 2 鋼) で一部の試験片に割れを生じ、1.85% Si (Si 7 鋼) でおよそ 25~65% の割れ率を示す。さらに展開角度 15° では母材が 0.35% Si (Si 2 鋼) ではほぼ 50%, 0.80% Si (Si 4 鋼) で 100% 近い割れ率を示す。

ビードの強制破断面には上記の酸化線状破面その他、非酸化線状破面を伴う場合がかなりある。Photo. 4 は表面および破面の割れの一例を示すものであるが、(b) においては酸化線状破面およびこれにつづき軽微な非酸化線状破面 (矢印の付近) が認められる。

つぎに Photo. 5 に母材および溶接棒にそれぞれ Si 7 鋼および No. 1a 棒を使用した場合の、ビード横断面における割れ発生状態の一例を示す (展開角度: 15° , 破面割れ率: 64%)。この割れはビード表面に現われた割れの終端付近を切断した場合のもので、ビード表面に近

い等軸晶的な組織を示す部分は明らかでないが、それより下では柱状晶の粒界および一部セルデンンドライトの境界に沿って進行しているものとみられる。

3.2.2 母材の P 含量の影響

破面割れ率におよぼす母材の P 含量の影響を Fig. 4 に示す。P 含量の低い No. 1a 棒を使用した場合、母材の P 含量が 0.086% (P 6 鋼) でもわずかに破面に割れ (酸化線状破面) を認めたに過ぎない。しかし展開角度 15° では P 含量の増大とともに割れ率が増大し、0.064~0.073% P (P 4 ないし P 5 鋼) より割れ率の遷移曲線は急速な立上りを示す。さらに展開角度 20° では曲線は

Photo. 4 Crack observed on bead surface (a), and on fractured surface (b) in angle expanding type cracking test. Base metal: Si 6. Electrode: No. 1b. ① and ② show oxidized and unoxidized inter-dendritic columnar fracture, respectively

Photo. 5 Crack observed on transverse section of bead weld in angle expanding type cracking test, (a): $\times 50$ ($\times 1/2$), (b): $\times 200$ ($\times 1/2$). Electrolytically etched in oxalic acid solution. Base metal: Si 7, Electrode: No. 1a

Fig. 4 Effect of phosphorus in base metal on cracking susceptibility of bead weld in angle expanding type cracking test.

かなり左方に寄り, P 含量 0.052% で 100% の割れ率を示す。

P 含量の高い No. 1b 棒を使用すると, 母材の Si 含量を変えた場合と同様に, No. 1a 棒を使用した場合に比べ曲線は大きく左に寄り, ビードの割れ発生傾向は大きくなる。すなわち展開角度 10° では 0.052~0.064% P (P3 ないし P4 鋼) より曲線の立上りが見られ, また 15° では 0.041% P (P2 鋼) で, すでに約 90% の割れ率を示した。なお非酸化線状破面の存在については前項の場合と同様であるが, これがほぼ 100% の場合もあった。

3.2.3 ステンレス鋼を母材とする場合との比較

高マンガン鋼および 17Cr-7Ni 型ステンレス鋼 (AISI 301 型) を母材とし, 16Mn-16Cr (No. 1b), 19Cr-9Ni および 25Cr-20Ni 棒を用いて溶接した場合の展開角度と割れ率の関係を Fig. 5 に示した。

Fig. 5 Cracking susceptibility of bead weld deposited on austenitic manganese steel of normal silicon and phosphorus content and 17 Cr-7 Ni stainless steel (AISI 301) with 16 Mn-16 Cr, 19 Cr-9 Ni and 25 Cr-20 Ni electrodes

Fig. 5 で溶接金属の割れ発生傾向は, 使用した溶接棒の型式によってかなり異なっているが, 高マンガン鋼を母材とするときは, ステンレス鋼を母材とする場合よりもはるかに割れ発生傾向が大きい。たとえば高マンガン鋼を母材とするときは 16Mn-16Cr(1b) 棒では展開角度 12.5° , 19Cr-9Ni 棒では 10° ですでに約 70% の割れ率を示すのに対し, 17Cr-7Ni ステンレス鋼を母材とするときは 16Mn-16Cr(1b), および 19Cr-9Ni それぞれ 30° および 40° で割れを生じていない。

上記の 2 種の溶接棒の場合, 母材が高マンガン鋼と 17Cr-7Ni ステンレス鋼とでこのように溶接金属の高温割れ発生傾向が異なるのは, 前者では溶接金属の C 含量が約 0.6% と高く, 完全オーステナイト組織となるのに対し後者の場合は約 0.1% と低く, フェライトインジケ

ーターで 16Mn-16Cr(1b) 棒使用の場合およそ 1.5~2.5%, また 19Cr-9Ni 棒では 2.5~5.0% のフェライトを含むことが大きな理由として考えられる。

ステンレス鋼を母材とするときも, 完全オーステナイト組織を呈する 25Cr-20Ni 棒による溶接金属では, 16Mn-16Cr および 19Cr-9Ni 棒使用の場合に比べ, 溶接棒の P 含量が低いにもかかわらず, かなり割れ易くなる。しかしこの場合も高マンガン鋼母材と 16Mn-16Cr, 19Cr-9Ni および 25Cr-20Ni の各棒による溶接金属の割れ発生傾向よりはかなり低い。この場合の割れ発生傾向の差には前述のフェライトは無関係とみなされ, 従って両母材間の C 含量の差の影響が大きいものと考えられる。ただし 25Cr-20Ni 型など Cr-Ni 系のオーステナイト溶接金属では, C はその含量がかなり高くとも, 溶融池の流動性を増し, その結果 Silicate のスラグの膜が消滅するので, ミクロ割れの防止にむしろ有効とするいくつかの実験結果がある³⁾。

なお高マンガン鋼母材と P 含量の低い 16Mn-16Cr (No. 1a) 棒とを組合せて使用するときは, 図には省略したが, 高マンガン鋼母材と P 含量の高い 16Mn-16Cr (No. 1b) 棒を組合せた場合と, ステンレス鋼母材と 25Cr-20Ni 棒を組合せた場合の中間的な割れ発生傾向を示した。

なおここに用いた高マンガン鋼は鍛造材, またステンレス鋼は圧延材で, これによる母材の不純物の分布状態の差などが, ビードの割れ発生傾向にも多少の影響をおよぼしていることも考えられる。

3.3 Si および P のミクロ的分布

Si 含量が高く P 含量の低い Si7 鋼, および逆に Si 含量が低く P 含量の高い P6 鋼を母材とする溶接金属の

Fig. 6 Distribution of silicon and phosphorus in weld deposit (1).

Electron probe X-ray microanalysis (Fig. 6-9). Base metal: Si7 (1.85% Si), Electrode: 16 Mn-16 Cr (No. 1a).

Fig. 7 Distribution of silicon and phosphorus in weld deposit (2).

Base metal: P6 (0.086% P), Electrode: 16 Mn-16 Cr (No. 1a)

XMA による線分析の結果を Fig. 6 および 7 に示した。これらはビード横断面の下半分のほぼ中央を走査した例で、その位置は図中の顕微鏡写真に矢印を入れたコンタミネーションの線として示されている。

3.3.1 Si の分布

Si 7 鋼における Si の特性 X 線の平均強度 (Fig. 6) は、P6 鋼の場合 (Fig. 7) に比べて当然ながらかなり高いが、各セルデンンドライト内の変動もやや大きい。一般に隣接セルデンンドライトの境界 (細い下向の矢印の先) および写真では明瞭を欠くが、結晶粒界 (2本の太い矢印の先) 付近で高くなっている。ただしつぎに述べる P の場合のような強いピークは認められない。

3.3.2 P の分布

P 含量の高い P6 鋼 (Fig. 7) の場合は、P 含量の低い Si 7 鋼 (Fig. 6) に比べ、P の特性 X 線の強度レベ

Fig. 8 Distribution of silicon and phosphorus in weld deposit (3).

Base metal: P7 (0.276% P), Electrode: 16 Mn-16 Cr (No. 1a)

ルは当然高い。Si 7 鋼の場合にも、結晶の粒界のみならずセルデンンドライトの境界の一部に P の強度にピークが認められるが、P6 鋼の場合はかなり顕著になる。すなわち P の偏析物が結晶の粒界およびセルデンンドライトの境界に存在し、ビームがこれに当たると高い X 線強度が得られる。これは P 含量のいちじるしく高い P7 鋼を母材とする溶接金属にとくに顕著である。これを Fig. 8 に示す。

3.3.3 母材の P の偏析について

P7 鋼の場合、母材の結晶粒界の 3 重点にしばしば大きな P の偏析物が存在することはさきの報告⁷⁾で示したが、さらにこの種の P の偏析物について線分析した結果を Fig. 9 に示す。この場合の P の特性 X 線強度はきわめて高く (Full scale : 10^5 c.p.m., Fig. 6, 7 および 8 の場合は 10^4 c.p.m.), また Mn の強度も粒内よりかなり高い。逆に Fe の強度は粒内よりもかなり低くなっており、C, S, As, Sn は一般の結晶粒内の値とほとんど差がない。

線分析の結果から各元素の濃度を求めると、Fe : 58, Mn : 26, P : 11.2, S : 0.10, Si : 0.42(%) となった。なお、これらは吸収補正を Philiber, 原子番号補正を

Fig. 9 Distribution of some elements in phosphorus-rich segregate observed in base metal, P7.

Poole and Thomas の方法⁵⁾により行なった一回の補正の結果である。

ここで別のPの偏析物について求めた P, Si, S, Fe および Mn の各特性X線の強度分布を Photo. 6 に示した。P, Fe および Mn の強度変化については線走査の結果と一致するが, Si はPの偏析物内で局部的に高くなっているようである。Sについても同様な傾向が認められる。

Photo. 6 Characteristic X-ray images of phosphorus-rich segregate observed in base metal, P7

これらのPの偏析物は熱影響部割れを促進するとともに, 溶接により再溶融し, さらに Mn の他 Cr を含み, 前項のように溶接金属の隣接セルデンライト間および結晶粒界に偏析し, 溶接金属の高温割れの有力な原因となるものと考えられる。

3. 4 溶接金属の P 当量と割れの終端に加わる逆ひずみ量

展開式すみ肉溶接割れ試験における展開条件の変化と試験ビードに加えられる強制逆ひずみ量, あるいはひずみ速度との関係については, Rollason および Roberts⁶⁾ あるいは中根博士および村本氏⁷⁾ の研究がある。ここではビードが溶着されてから $T^{\circ}\text{C}$ まで冷却する間に高温割れが生ずるとし, 溶接金属がこの温度範囲を冷却するに要する時間 t_T に加えられる強制逆ひずみ ϵ_T について考える。中根博士および村本氏は ϵ_T と展開条件との関係について次式を与えている⁷⁾。

$$\epsilon_T = \left\{ \frac{\sin \frac{\alpha_0 + \theta + \omega t_T}{2}}{\sin \frac{\alpha_0 + \theta}{2}} \right\} - 1 \quad \dots (1)$$

ただし $0 \leq \theta + \omega t_T \leq \beta$

ここで θ はビード途中の任意の箇所が溶接されるまでに開かれた角度である。また α_0 , ω および β の記号は Table 3 の場合と同一とする。

ここで t_T の値が問題となるが, 高温割れを凝固割れに限ると, その発生の危険温度範囲 (脆性領域) はその合金の公称液相温度からこれに含まれる低融点の不純物

の固相温度までのある範囲と考えられる。この温度範囲は将来適切な方法, たとえば Trans-Varestraint 法⁸⁾ などによって明らかにすべきであるが, 現在のところ明らかでない。また (1) 式で求められる ϵ_T には, 割れの発生に関係のないビードがまだ溶融状態にある間に加わる逆ひずみも含まれるなどの問題点がある。そこでここでは簡単に t_T を 5sec と仮定し, (1) 式から α_0 が 100° , β が 10° , 15° および 20° (ω はそれぞれ $0.46^{\circ}/\text{sec}$, 0.69° および $0.92^{\circ}/\text{sec}$) の場合のビード各点の ϵ_T を求めると Fig. 10 のようになる。なおビード長手方向の中央, ルート部の実測熱サイクルによると, ビードは溶着 5sec 後におよそ 1100°C に, またたとえば 1400°C にある部分はおよそ 1000°C まで冷却する。また Fig. 10 で溶接開始点から約 50 mm を超えると ϵ_T が急速に小さくなるのは 5sec 以内に展開が終了するためである。

Fig. 10 Relation between strain imposed on bead weld in temperature range critical to hot cracking (ϵ_T) and distance from starting point of welding (L). $\alpha_0 = 100^{\circ}$, θ : Expanded angle before deposition of weld metal.

さて (1) 式からも明らかであるが, Fig. 10 では ω が一定の場合は θ が大きくなる程, 従ってビードのスタート部からクレータに向かって ϵ_T は次第に小となっている。そこで割れ率の代りに割れ (割れが 2 個に分れているときは, その合計の長さの割れが溶接開始点から連続して存在するとみなす) の終端における ϵ_T を用い, 最初角度 (α_0) および β に関係なく溶接金属の割れ発生傾向を示すことができる。ただしビード各点の冷却速度および溶込み率は一定と仮定する。

いま母材, 溶接棒および展開角度 (β) の各組合せにおける割れの長さ (L_c) の平均値を求め, これより Fig.

10の例(展開部の割れの長さ35mm(割れ率70%), β が15°の場合を示す)に従って割れの終端における ϵ_T を求める。ただしFig. 3および4において数回の繰返しのうち割れの長さに0または50mm以上の値を含め15条件の場合(この場合割れ率を r (%)とすると $0 < r < 100$)だけを検討の対象とする。つぎに溶込み率を50%(実測したビード中央部の値はおおよそ47%)として、Table 1および2に示したそれぞれ母材および溶着金属のPおよびSi含量から、ビードすなわち溶接金属のPおよびSi含量を計算する。さらにこれらの値をもとに上記の15の場合に該当する母材と溶接棒の各組合せに対し次式により P_{eq} を求める。

$$P_{eq} = \%P + 1/40 \times \%Si \quad \dots\dots\dots(2)$$

Fig. 11はこのようにして求めた ϵ_T と P_{eq} との関係を示すもので、 P_{eq} の増大とともにおおむね直線的に ϵ_T が小さくなる。すなわち割れが生じ易くなる状態が β に関係なく示されている。なお(2)式において P_{eq} におけるSiの係数には、最小2乗法で求めた0.027に近い1/40を採用したが、上記の $0 < r < 100$ (%)の条件の下では溶接金属のSi含量の高い場合の有効なデータが少ないので、Siの係数にはなお検討の余地があるものとする。

Fig. 11 Relation between strain imposed on weld metal in temperature range critical to hot cracking (ϵ_T) and P equivalent.

4. 結 論

高マンガン鋼母材のSi含量を0.18~1.85%,あるいはP含量を0.035~0.086%の範囲に変えた場合の、2種の16Mn-16Cr溶接棒による溶接金属および母材熱影響部の割れ発生傾向を求め、両元素の影響を比較した。さらに通常のPおよびSi含量の高マンガン鋼母材と16Mn-16Cr型他2種の溶接棒を用いた溶接金属の割れ発生傾向を、17Cr-7Niステンレス鋼を母材とする場合と

比較した。

(1) 母材のSi含量を変え、16Mn-16Cr型溶接棒を用いたスリット型溶接割れ試験では、融合線付近の溶接熱影響部に微細な少数の割れを認めることがあるが、これらは1.85%Siでも溶接金属へほとんど進展しない。これに対し母材のP含量を変えた前回の実験では、0.065~0.085%Pにおいて熱影響部から溶接金属へ明瞭な割れを生じている。

(2) 展開式すみ肉溶接割れ試験では、母材のSiおよびP含量の増大によって、16Mn-16Cr溶接棒による溶接金属の割れ発生傾向は明らかに大となる。この場合供試溶接棒におけるP含量の差は上記の割れ発生傾向に大きな影響を与えている。

(3) 通常のPおよびSi含量の高マンガン鋼を母材とする展開式すみ肉溶接割れ試験では、16Mn-16Cr, 19Cr-9Ni, 25Cr-20Niのいずれの型の溶接棒を使用するも、17Cr-7Niステンレス鋼を母材とする場合に比べて、溶接金属の割れ発生傾向はいちじるしく大きい。これには溶接金属のC含量およびこれに大きく左右されるフェライト量の差が影響しているものと考えられる。

(4) X線マイクロアナライザーによる分析の結果、母材のP含量の高い場合、溶接金属の柱状晶の粒界、あるいは隣接セルゲンドライトの境界付近にPの強い偏析を認める。母材のSi含量の高い場合もSiの偏析に類似の傾向を認めるが、Pの場合のような著しい偏析は認められない。

(5) 展開式すみ肉溶接割れ試験の場合、割れ率の代りに、ビードの割れの終端が、高温割れを生じ易い温度範囲を冷却する間に受ける逆びずみ ϵ_T を用い、また溶接金属のPおよびSi含量の代りに $P_{eq} = \%P + 1/40 \times \%Si$ を用い、 P_{eq} の増大とともに ϵ_T が低下する、すなわちビードの割れ発生傾向が増大する状態を展開角度 β に関係なく示した。

本実験を行なうに当たり、ステンレス鋼に対する比較試験の一部については日本溶接協会溶接棒部会技術委員会(昭和45年度共研第2分科会)、X線マイクロアナライザーによる分析については鉄道技術研究所無機化学研究室、また高マンガン鋼試験材の製作については大同製鋼KKの御援助を得た。ここに関係各位に対し厚く感謝の意を表する。

参 考 文 献

- 1) 安藤, 木俣, 土居崎, “オーステナイトMn鋼の溶接性におよぼす母材中の磷の影響”, 本誌, Vol. 27 (1958) No. 7, 406-413.
- 2) 安藤, 木俣, “オーステナイトMn鋼用溶接棒の割れ発生傾向”, 本誌, Vol. 30 (1961) No. 3, 171, (附録概要).

- 3) J.C. Borland and R.N. Younger, "Some Aspects of Cracking in Welded Cr-Ni Austenitic Steels", British W.J. Vol. 7 (1960) No. 1, 33-36.
- 4) たとえば, 益本, 今井, "溶接鋼の高温割れについて", 本誌, Vol. 39 (1970) No. 6, 565-575.
- 5) 市ノ川, "X線マイクロアナライザーによる定量分析", 応用物理, Vol. 34 (1965) No. 12, 858-873.
- 6) E.C. Rollason and D.F.T. Roberts, "Operating Data for the Murex Hot-Crack Testing Machine", British W.J. Vol. 1, (1954) No. 10, 441-447.
- 7) K. Nakane and T. Muramoto, "Study on the Reverse Bend Severity Weldability Test —A Modified Murex Hot-Crackig Test", Rail. Tech. Res. Rep., No. 114 (1960).
- 8) 仙田, 松田, 渡辺, 小林, 松坂, "Varestraint 試験法による構造材料の高温割れの研究", 溶接学会全国大会講演概要 (第8集, 1971), 265~270.

ジ ン ボ ジ ウ ム 案 内

"Welding Equipment, Technologies and Materials for Metallurgical Industry"

(冶金工業における溶接の設備, 技術, 材料)

主 催	チエッコスロバキア科学技術学会 溶接技術研究所
日 時	1972年9月11日~16日 (9月16日は International Engineering Brno Fair 1972を見学します)
問 合 先	Dom techniky SUTS Kocelova 17, Bratislava Czechoslovakia