鉄鋼溶接部における硫化物の挙動と凝固割れ (第8報)*

—Ni 入り高張力鋼の溶接凝固割れ感受性についての検討—

仙田富男** 松田福久** 中川博二** 浜中孝道**

Sulphide and Its Effect on Solidification Cracking in Weld
Metal of Steel (Report 8)*—Weld Solidification Crack Susceptibility of High Tensile
Steel Containing Nickel—by Tomio Senda**, Fukuhisa Matsuda***, Hiroji Nakagawa****
and Takamichi Hamanaka****

Abstract

Effects of sulphur, nickel, carbon, manganese and phosphorus on weld solidification crack susceptibility of various commercial and tentative high tensile steels (tensile strength: 50—100 kg/mm² class) have been investigated using the Longi-Varestraint test.

Main conclusions obtained are as follows:

- 1) Sulphur, even at 0.005% level, remarkably increases the solidification crack susceptibility.
- 2) Nickel and carbon promote the detrimental effect of sulphur (and phosphorus).
- 3) Even in the steel containing nickel and/or carbon, the high crack susceptibility induced by sulphur can be lowered by increasing the manganese content. And the manganese content required agrees with the value deduced theoretically in the previous paper. This is given by the condition that Mn^5S is larger than 310—560.
- 4) Phosphorus also remarkably increases the crack susceptibility in the steel containing nickel (and carbon).

1. 緒 言

著者らは前報¹⁾において、S含有量が実用鋼に比しやや多い Fe-S-Mn-Ni 4 元系合金を用いた基礎的研究で、Ni は S の悪影響を助長して溶接凝固割れ感受性をいちじるしく増大させることを明らかにした。また Ni を 2～10% 含有する溶接金属においても Mn 含有量を増加させることにより、凝固割れ感受性を Mn^3/S が 6.7 以上の Fe-S-Mn 系合金と同程度にまで低下させることが可能なことを示した。そしてさらに任意の S 含有量に対して凝固割れ感受性を低下させるに必要な Mn 含有量を求める関係式を検討した。

いっぽう最近の溶接用高張力鋼の発達はいちじるしく、引張強さ 80～100 kg/mm² 級の高強度のものが出

現し始めており、これらには強度ならびに靱性を高める目的で Ni が 1～2% 以上添加されていることが多い。またこれらの鋼材の S 含有量は一般にかなり低く制限されている。しかしこれらの高強度の高張力鋼では溶接金属で発生するミクロな凝固割れが、低荷重破壊や水素に起因するマクロな低温割れの発生源になるともいわれており、そのため最近これらの鋼材の凝固割れ感受性が重要視されるようになってきている。

そこで本報告では、引張強さ 50～100 kg/mm² 級の実用高張力鋼ならびに試作の Ni 入り高張力鋼を約 40 種類用いて、主として溶接凝固割れ感受性におよぼす S, Ni および Mn の影響について検討を行なった。とくに S と Mn に関しては、前報¹⁾で検討した凝固割れ感受性を低下させるに必要な S と Mn 量の関係式について、実験的確認を行なった。さらに、高強度の高張力鋼における含有量は一般に少ないが Ni と同様に凝固割れ感受性を増大させる C の影響、ならびに S とともに凝固割れの主要原因と考えられている P の影響についても一部検討を行なった。なお凝固割れ試験には Longi-Varestraint 試験法を用いた。

* 原稿受付 昭和49年2月21日 (49年第55回溶接冶金研究委員会に発表)

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

*** 正 員 大阪大学溶接工学研究所 Member, Welding Research Institute of Osaka University

**** 学 生 員 大阪大学大学院 Student Member, Postgraduate Course of Osaka University

2. 使用材料および実験方法

2-1 使用材料および凝固割れ試験方法

使用した材料の化学組成を Table 1 にまとめて示すが、これらは市販の溶接用高張力鋼 HT-50 (SM50), HT-60 および HT-80, ならびに試作の Ni 入り高張力鋼 HT-100, HY-110 および HY-130 の素材, さらに HY-110 と HY-130 に肉盛を行なったものである。肉盛には手動アークあるいは MIG アーク溶接を用い, 肉盛の厚さは約 6 mm で凝固割れ試験時の溶込み深さよ

りも大きくなるようにした。各材料の大きさは 350 長×50 幅×12 mm 厚である。Table 1 で W の記号をつけたものが肉盛を行なった材料を示している。

凝固割れ試験には Longi-Varestraint 試験法を用いた。これは Savage らが考案した Varestraint 試験法²⁾と同一のものであるが, 著者らが考案した Trans 型のもの³⁾と区別するために “Longi-” をつけた。凝固割れ感受性の検討には, Trans-Varestraint 法が溶接金属中の縦割れを明りように発生させるために適していると考えられるが³⁾, Trans-Varestraint 法では Longi-

Table 1 Chemical compositions of materials used

Type	Material	Composition (wt. %)									
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V
HT-50 (SM50)	T5	0.16	0.49	1.39	0.016	0.008	—	—	0.007	0.01	—
HT-60	T6	0.20	0.43	1.45	0.013	0.012	0.010	0.014	0.008	—	0.008
HT-80	T8-1	0.15	0.27	0.88	0.015	0.004	0.28	0.016	0.52	0.36	0.031
	T8-2	0.096	0.30	0.77	0.005	0.005	0.25	1.16	0.38	0.44	0.025
HT-100	T10-1	0.09	0.30	0.79	0.009	0.007	0.22	0.89	0.44	0.38	0.04
	T10-2	0.14	0.24	0.79	0.007	0.010	0.03	1.95	0.54	0.54	0.06
	T10-3	0.13	0.21	0.73	0.003	0.005	<0.01	1.97	0.54	0.54	0.06
	T10-4	0.040	0.25	0.80	0.008	0.007	0.015	2.01	0.60	0.60	0.06
	T10-5	0.10	0.30	0.79	0.003	0.005	<0.01	2.01	0.56	0.55	0.06
	T10-6	0.10	0.27	0.83	0.006	0.010	0.03	2.01	0.55	0.55	0.06
	T10-7	0.08	0.24	0.50	0.008	0.007	0.21	3.31	0.04	0.01	—
	T10-8	0.10	0.23	0.98	0.006	0.006	—	4.00	—	—	—
	T10-9	0.039	0.25	0.80	0.012	0.010	0.015	5.01	0.60	0.60	0.06
	T10-10	0.041	0.28	0.83	0.011	0.021	0.02	5.05	0.65	0.63	0.07
	T10-11	0.09	0.11	0.79	0.009	0.009	0.01	9.04	0.64	0.64	0.06
	T10-12	0.08	0.19	0.79	0.008	0.009	0.02	9.05	0.64	0.64	0.06
	T10-13	0.14	0.24	0.77	0.010	0.009	0.04	2.04	0.53	0.53	0.06
	T10-14	0.14	0.20	0.77	0.016	0.009	0.04	1.94	0.53	0.53	0.07
	T10-15	0.13	0.21	0.77	0.030	0.009	0.03	1.96	0.53	0.53	0.06
	T10-16	0.09	0.21	0.80	0.017	0.009	0.03	1.96	0.58	0.53	0.08
	T10-17	0.09	0.25	0.76	0.034	0.009	0.03	1.96	0.53	0.55	0.07
HY-110	Y11-1	0.094	0.30	0.60	0.003	0.006	—	3.30	0.78	0.40	0.07
	Y11-2	0.11	0.22	0.75	0.004	0.005	—	3.33	0.80	0.44	0.04
	Y11-3	0.11	0.26	0.70	0.007	0.007	—	3.47	0.70	0.53	0.02
	Y11-4	0.065	0.20	0.50	0.004	0.006	—	4.07	0.55	0.52	0.06
	Y11-5	0.07	0.50	0.50	0.003	0.006	—	4.14	0.53	0.06	0.06
	Y11W-1	0.076	0.36	1.69	0.003	0.002	0.25	2.24	0.75	0.56	—
	Y11W-2	0.069	0.37	1.38	0.002	0.002	0.25	2.31	0.09	0.47	—
	Y11W-3	0.063	0.36	1.37	0.002	0.002	0.32	2.31	0.52	0.47	—
	Y11W-4	0.076	0.36	1.70	0.002	0.003	0.29	2.24	0.52	0.46	—
	Y11W-5	0.075	0.38	1.76	0.001	0.003	0.24	1.93	0.51	0.64	—
	Y11W-6	0.063	0.37	1.73	0.001	0.002	0.23	2.28	0.52	0.50	—
	Y11W-7	0.065	0.37	1.65	0.002	0.002	0.24	2.23	0.12	0.48	—
	Y11W-8	0.071	0.26	1.43	0.003	0.004	0.38	2.50	0.85	0.70	—
	Y11W-9	0.065	0.25	1.30	0.003	0.007	—	2.65	0.53	0.61	—
	Y11W-10	0.068	0.32	1.28	0.001	0.002	0.27	2.66	0.52	0.40	—
	Y11W-11	0.05	0.47	1.10	0.003	0.004	0.04	2.67	0.76	0.35	—
HY-130	Y13-1	0.09	0.26	0.50	0.007	0.006	—	5.08	0.63	0.50	0.31
	Y13-2	0.08	0.28	0.46	0.003	0.005	—	5.18	0.56	0.53	0.05
	Y13W-1	0.062	0.48	1.57	0.005	0.004	—	2.57	0.93	0.56	—
	Y13W-2	0.085	0.32	1.54	0.003	0.002	0.30	3.22	0.86	0.62	—
	Y13W-3	0.053	0.53	1.11	0.004	0.007	0.15	3.28	0.48	0.84	—
	Y13W-4	0.08	0.23	1.19	0.004	0.004	—	3.30	0.88	0.70	—

Varestraint 法に比し大きな試験片を必要とする。しかし本研究のように多数の試作鋼を検討する場合には大きな試験片を作製することは困難である。またすでに HY-80 など実用の高張力鋼の溶接において経験されたマイクロ割れは横割れである。したがってこのような割れに対する感受性を検討するには Longi-Varestraint 法が適当とも考えられる。このような理由も加味して次節で一部の材料に対して Longi-Varestraint 法と Trans-Varestraint 法の試験結果を比較検討したうえで、LongiVarestraint 法を使用した。

Longi-Varestraint 試験法の詳細は Savage らの報告²⁾と同様である。すなわち、その外観を Photo. 1 に

Photo. 1 Close-up view of the Longi-Varestraint apparatus.

示すが、まず試験片を装置に片持ちばり式に固定する。つぎに TIG アークにより試験片の長手方向にヨーク (Yoke) 側から固定した側に向かってビード溶接を行なう。そしてその途中で空気シリンダーに直結したヨークにより試験片を曲げブロック (Bending block) に沿って急激に曲げる。このとき試験片の高温部にのみ変形が集中しないように曲げ添加板 (Bending plate, 板厚 6 mm, 幅 35 mm 2 枚) を付加しておく。アークは試験片を曲げた後もしばらく続けて止める。試験片の長手方向の付加ひずみ ϵ (%) は、曲げブロックの曲率半径を R (mm), 板厚を T (mm) とすると近似的につぎのように与えられる。

$$\epsilon = T/2R \times 100(\%) \quad \dots\dots\dots(1)$$

凝固割れ試験時の溶接条件は、溶接速度 100 mm/min, 溶接電流 300 A, アーク電圧 17~21 V である。なお、Longi-Varestraint 法と Trans-Varestraint 法の比較を行なうときには上記の試験条件とはやや異なる条件を用いた。すなわち、試験片としては 16 mm 厚の HT-50 (SM50) を用い、溶接条件としては 150 mm/min, 250

A, 17~20 V を用いた。

また凝固割れ試験により得られる最大割れ長さを凝固脆性温度領域 (Solidification brittleness temperature range, BTR)³⁾ に換算するために、溶接時の溶接部中央の温度変化を測定した。これには、W/W+26%Re 熱電対 (0.5 mm ϕ) および自動平衡型ペンレコーダーを使用した。

2-2 Longi-Varestraint 試験法と Trans-Varestraint 試験法の比較

凝固割れ感受性を評価するうえで、凝固脆性温度領域 (BTR) が重要な値であると考えられている³⁾。この BTR の値は、Trans-Varestraint 試験法では溶接部中央で発生する「最大割れ長さ」と溶接部中央の温度分布を測定してこれらに対応させることにより求めることができる。しかし Longi-Varestraint 試験法ではひずみが溶接線方向に与えられるため、最大の割れは Photo. 2 に示

Photo. 2 General appearance of solidification crack in weld metal tested by Longi-Varestraint method.

すように溶接部中央では発生せず、溶接部中央と熔融境界の中間付近で溶接線方向と約 45° の方向に発生する。

そこで Longi-Varestraint 法で得られる最大割れ長さが BTR に対応させることができるかどうかについて確認を行なうために、Longi-Varestraint 法と Trans-Varestraint 法における最大割れ長さの対応について検討を行なった。その結果を Fig. 1 に示す、Fig. 1 によれば最大割れ長さは、Longi-Varestraint 法では約 3 % 以上の付加ひずみで一定となり、いっぽう Trans-Varestraint 法では約 1 % 以上の付加ひずみで一定となる。そ

Fig. 1 Comparison in maximum crack length between Trans- and Longi-Varestraint tests.

して一定となった最大割れ長さは Longi-Varestraint 法では Trans-Varestraint 法の約 1/2 倍の大きさになっている。この約 1/2 という比はつぎのように説明できる。すなわち Trans-Varestraint 法では一般に数個以上の凝固割れが BTR に対応する溶接リップル間で発生するが³⁾、この溶接リップルの間隔は溶接部中央で最も大きく、溶融境界に近づくにつれ小さくなるため、割れ長さもリップル間隔と同一の傾向にある。そして溶接部中央と溶融境界の中間付近のリップル間隔は溶接部中央の約 1/2 倍の大きさであった。

したがって Longi-Varestraint 法では、最大割れ長さが一定となる付加ひずみ (約 3% 以上) を与え、そのときの最大割れ長さを 2 倍した値が BTR に対応することになると考えられる。

3. 実験結果および考察

3-1 S の影響

著者らはこれまでの報告において、硫化物の観察を容易にする目的ならびに凝固割れにおよぼす S の効果を顕著にする目的で、S 含有量が実用鋼に比しやや多い材料

Fig. 2 Effects of sulphur content on the relation between augmented strain and maximum crack length.

を用いてきた。そこで、まず実用鋼と同程度の S 含有量における S の効果について検討を行なった。その結果を Fig. 2 に示す。Fig. 2 は付加ひずみと最大割れ長さの関係を示したものであり、S 含有量としては最近の実用高張力鋼の平均に相当すると考えられる 0.010%，および実用鋼としては上限に近い 0.021% の 2 種類を選んだ。Ni は約 5% 含有しており、また他の元素の含有量も図の上部に示すようにほとんど同一である。Fig. 2 によれば 0.021% S の試料が各付加ひずみにおける最大割れ長さが大きく、また割れが発生する最低の付加ひずみも小さい。このように S は実用鋼程度の含有量においても凝固割れ感受性に対する悪影響が顕著である。

3-2 Ni の影響

Fig. 3 に Ni 量と付加ひずみ 4% 時の最大割れ長さとの関係を示す。C 量やその他の元素量は図の上部に示すようにほぼ一定である。Fig. 3 によれば最大割れ長さは

Fig. 3 Relation between nickel content and maximum crack length.

Ni 量とともに増加していく。言い換えれば凝固脆性温度領域 (BTR) は Ni 量とともに増加しており、これは前報¹⁾で述べた S 含有量のやや高い Fe-S-Mn-Ni 系合金での結果とよく一致している。

また Fig. 3 の最大割れ長さを Ni 含有量が 0 の位置にまで外挿すると、C を 0.08~0.11% 含有した場合の最大割れ長さ約 0.2 mm が得られることになるが、これは BTR に換算すると約 30°C となる。そして Fig. 3 で用いた材料の Mn^3/S はすべて 6.7 以上であった。いっばう第 5 報⁴⁾の結果によれば C 量が 0.12% 以下の低炭素鋼溶接金属の凝固割れ感受性はその Mn^3/S が 6.7 以上のとき非常に小さくなり、そのときの BTR は 30~40°C である。したがって Fig. 3 の外挿値は第 5 報⁴⁾の結果とよく対応している。これらのことより、Fig. 3 の組成の範囲では 1~2% 程度の Ni も凝固割れ感受性を増大させることがわかる。

3-3 C の影響

前報¹⁾では Ni の影響を検討するとともに C を約 0.2%

Fig. 4 Relation between carbon content and maximum crack length.

含有する Fe-S-Mn-C 4 元系合金を用いて、凝固割れ感受性を増大させる C の効果を明らかにした。しかし Ni 入り高張力鋼では C 含有量は一般に低い。そこでこのように Ni を含有した状態における C の影響について検討を行なった。まず Fig. 4 に C 量と付加ひずみ 4 % 時の最大割れ長さとの関係を示す。Fig. 4 には Ni 量が 2 % レベルの場合と、3.3% レベルの場合を示した。まず 2 % Ni レベルの場合には C 量が約 0.13% 以下では C の影響はとくに認められないが、約 0.13% 以上では C は最大割れ長さを増加させる。いっぽう 3.3% Ni レベルでは最大割れ長さは 2% Ni レベルに比しいずれも大きく、また 0.11% C 程度においても C は最大割れ長さを増大させている。

Fig. 3 と Fig. 4 の結果、ならびに C と Ni はその能力の程度は異なっているがいずれも S (および P) の分配係数の小さい γ 相の安定化元素であることを考えると、C と Ni は凝固割れ感受性に対して加算的な効果をもっていることが推定される。そこで Fe-C 系状態図⁵⁾と Fe-Ni 系状態図⁶⁾の包晶点における C と Ni の重量 % の比をとることにより γ 相を形成する能力を比較す

Fig. 5 Relation between carbon equivalent (C_{eq}) and maximum crack length.

れば、Ni の能力は C の約 $1/3$ となる。これについては Borland⁷⁾, Marshall⁸⁾, 和田⁹⁾も、値は少し異なるが、同様の評価を行なっている。したがって次式に示す炭素当量 (C_{eq}) を考えることができる。

$$C_{eq} = C + 1/23 \cdot Ni \text{ (wt. \%)} \quad \dots\dots\dots (2)$$

(2) 式を用いて Fig. 3 と Fig. 4 の結果ならびにその他の二、三の測定値をまとめて示したものが Fig. 5 である。Fig. 5 によれば、ばらつきは多少あるが、C と Ni の加算的效果は (2) 式により比較的良好に表わされているものと考えられる。(2) 式の Ni の係数についてより詳細に検討するには、測定値を多くすることならびに Mn 量、S 量などの他元素量をよりいっそう一定にすることが必要であり、今後の検討に待ちたい。

3-4 S と Mn の相互効果

著者らは前報¹⁾において S 含有量が実用鋼に比しやや多い Fe-S-Mn-Ni および Fe-S-Mn-C 系合金を用いて、Ni と C の影響を基礎的に検討するとともに、Ni (2 ~ 10%) あるいは C (0.2%) を含有する溶接金属に対して凝固割れ感受性を低下させるに必要な S 量と Mn 量の一般的関係について理論的な検討を行なった。そしてその結果は Fig. 6 のように表わすことができた。Fig. 6

Fig. 6 Theoretically deduced relation among sulphur, manganese contents and solidification crack susceptibility. The crack susceptibilities in the regions D, E and F are high, comparatively low and very low, respectively.

は横軸に Mn 量、縦軸に S 量をとったものであり、領域 D は凝固割れ感受性が非常に高い領域、領域 E は凝固割れ感受性が比較的低下する領域、さらに領域 F は凝固割れ感受性が 6.7 以上の Mn^3/S をもつ Fe-S-Mn 系合金と同程度にまで低下する領域である。そして領域 D, E および F は、Mn 量を C_m 、S 量を C_s とすれば図中の関係式で表わすことができるが、領域 E と F についてその関係式を Mn^5/S の形で表わせばそれぞれ (3) および (4) 式のように書ける。

$$Mn^5/S = 310 \sim 560 \quad \dots\dots\dots (3)$$

$$\text{Mn}^5/\text{S}=2500\sim 3600 \quad \dots\dots\dots(4)$$

そして領域 E と F の間を推奨領域とし、領域 F に近いほど望ましいものと考えた。

そこで上記の領域が S 含有量の低い高張力鋼に対しても適用できるかどうかについて検討を行なった。その結果を Fig. 7 に示す。図中の測定点に記した数字は付加

Fig. 7 Relation among sulphur, manganese contents and maximum crack length (mm) obtained from Varestraint test.

ひずみ 4 % 時の最大割れ長さ (mm) を示し、また各測定点の印は Ni レベル (および C レベル) により分類したものである。なお P 量は、次節で示すように Ni あるいは C 量 (あるいは C_{eq}) の高い溶接金属では凝固割れ感受性におよぼす P の影響が無視できなくなるため、0.005 % 以下に制限した。Fig. 7 によれば領域 D の付近では最大割れ長さはいずれも 1 mm 前後と大きく (BTR に換算して約 150°C)、凝固割れ感受性が非常に高い。また領域 E ~ F においては約 2.5 % 以下の Ni レベルのものは最大割れ長さがいずれも 0 ~ 0.2 mm と小さく、凝固割れ感受性が非常に低下している。しかし約 3.3 % Ni レベルでは領域 E において最大割れ長さのやや大きいもの (0.7 mm) が認められる。Ni レベルがさらに高いものに対しては十分な検討はできなかったが、上記の結果より前報¹⁾で理論的に検討し、推奨した領域 E ~ F はじゅう分に妥当性のあるものと考えられる。

なおまた Fig. 7 の結果は、S が 0.005 % 前後の低い含有量においても凝固割れ感受性にいちじるしく影響をお

Fig. 8 Microsegregation of sulphur in weld metal of Y11W-8 analyzed with EPMA.

よぼすことを示していることになるが、このことは S のミクロ偏析を EPMA で分析した結果からも理解できる。すなわち Fig. 8 は 2.5 % Ni, 0.071 % C, 0.004 % S の材料 (Y11W-8) の溶接金属に対して EPMA で線分析を行なった結果を示したものであるが、0.004 % というきわめて低い S 含有量にもかかわらず、初晶粒界、セルあるいはセル樹枝状晶境界において S の高いピークが認められるのである。

3-5 P の影響

低炭素鋼において C 含有量が 0.13 % 以下のときには、凝固割れにおよぼす P の影響は S に比して無視できると考えられている⁷⁾。実際、著者らも第 5 報⁴⁾において Trans-Varestraint 試験法によりそのことを確認した。しかし 0.13 % 以上の C を含有する炭素鋼では P の効果は無視できなくなるものと考えられている⁷⁾。いっぽう Ni も、C と同様に P の分配係数の小さい γ 相の安定化元素であることを考えると、P の悪影響を助長するものと考えられる。とくに Ni は低融点燐化物 Ni_3P を形成するため、その効果のいちじるしいことも予想されるのである。しかし P の効果についてはまだ十分に明らかにされていない。そこで P の効果についても一部検討を行なった。

その結果を Fig. 9 に示す。Fig. 9 は Ni および C レベルの異なる 3 種類の系列の材料について、P 量と付加

Fig. 9 Relation between phosphorus content and maximum crack length.

ひずみ 4 % 時の最大割れ長さとの関係を示したものである。他の元素量は図の上部に示すように各系列ではほとんど同一である。Fig. 9 によれば●印で示した 2 % Ni, 0.09 ~ 0.10 % C の系列では P はわずかに最大割れ長さを増加させるのみで、その程度は非常に小さい。しかし○印で示した 2 % Ni, 0.13 ~ 0.14 % C の系列、ならびに▲印で示した 5 % Ni, 0.08 ~ 0.09 % C の系列では最大割れ長さは P 量の増加とともにいちじるしく増加していく。とくに 0.01 % 前後で効果が大きく、0.03 % 付近では

最大割れ長さはやや飽和してくる傾向にあるようである。

また Fig. 9 で P の影響の非常に小さかった系列 (●印) の C_{eq} は (2) 式によれば約 0.18%, P の影響が顕著に認められた系列 (○印, ▲印) の C_{eq} は約 0.22 および 0.30% である。したがって P の影響は約 0.2% 以上の C_{eq} をもつ溶接金属において顕著になるものと思われる。

そこで C_{eq} の高い材料では P の許容限界量が問題となるが, Fig. 9 では 0.01% P 以下のデータ数が十分ではない。いっぽう前報¹⁾で Fe-S-Mn-Ni 系合金 (Ni: 2~10%) ならびに Fe-S-Mn-C 系合金 (C: 0.2%) の凝固割れ感受性を検討した結果によれば, Mn 量を増加させることにより凝固割れ感受性は Mn^3/S が 6.7 以上の Fe-S-Mn 系合金と同程度にまで低下したが, これらの P 含有量は 0.002~0.004% であった。したがって, このことならびに Fig. 9 の結果より, P の許容限界量は 0.005% 程度であると考えられる。すでに述べた Fig. 7 で P 量を 0.005% 以下に制限したのはこの理由による。

さらに, Fig. 7 の結果によれば S の悪影響を防止するために必要な Mn 量は従来の常識に比しやや多いが, Mn も r 相安定化元素でありさらに低融点燐化物 Mn_3P を形成することを考えると, Mn も P の悪影響を助長することが考えられる。これに関連して C を約 0.25% 含有するサブマージアーク溶接金属において Mn 含有量を約 1.5% 以上に増加させると凝固割れ感受性がふたたび増大すること, そしてこのとき P の偏析の増加していることが報告されている¹⁰⁾。

これらのことより Ni 入り高張力鋼ではとくに P 含有量にも注意を払う必要があるものと考えられる。

3-5 Si, Cr, Mn およびその他の元素の影響

一般に高張力鋼は上記元素の他に, Si, Cr, Mo および鋼種によっては V, Cu などを含んでいる。このうち Cr は Table 1 に示したように多いもので 1% 近く含有しているが, 従来の報告¹¹⁾¹²⁾によれば約 2% 以下の Cr は凝固割れにはほとんど影響をおよぼさないようであり, 本研究でも Cr の影響はとくに認められなかった。また Si, Mo, V, Cu についても, 含有量がわずかであり, これらの影響もとくに認められなかった。

4. 結 言

種々の実用ならびに試作の溶接用高張力鋼級 (50~100 kg/mm² 級) を用いて, その溶接凝固割れ感受性におよぼす S, Ni, C, Mn および P の影響について検討を行った。得られた結果を要約するとつぎのとおりである。

1) S は, 0.005% 程度の低い含有量においても, 凝固割れ感受性をいちじるしく増大させる効果をもっている。

2) Ni および C は S (および P) の悪影響を助長して凝固割れ感受性をいちじるしく増大させる。そして Ni と C は凝固割れ感受性に対して加算的な効果をもっており, その効果は次式で示す炭素当量 (C_{eq}) によりほぼ整理できるようである。

$$C_{eq} = C + 1/23 \cdot Ni \text{ (wt.\%)}$$

3) Ni および C を含有する鋼材においても, S に起因する凝固割れ感受性は Mn 含有量を増加させることにより低下させることができる。そして必要な Mn 量は前報で理論的に検討した値とよく一致することを確認した。すなわち $Mn^3/S > 310 \sim 560$ を満足するように Mn を含有させれば凝固割れ感受性はかなり低下する。とくに $Mn^3/S = 2500 \sim 3600$ 程度にまで Mn を含有させれば, 凝固割れ感受性はさらに低下する。

4) P は, Ni (および C) をある限界以上含有する鋼材では, 凝固割れ感受性を非常に増大させる。その限界は, 上式の C_{eq} を用いれば, 大略 0.2% 程度と思われる。そのためこのような鋼材では P 含有量を約 0.005% 以下に制限することが望ましいものと考えられる。

終りに, 本研究で使用した材料は日本溶接協会, 住友金属中央研究所ならびに神戸製鋼所より提供を受けた。ここに厚く御礼を申し上げる。また実験に御協力いただいた大阪大学大学院生, 西野俊一 (現在関西電力勤務), 中田一博両氏に御礼を申し上げる。

参 考 文 献

- 1) 仙田, 松田, 中川, 矢地: “鉄鋼溶接部における硫化物の挙動と凝固割れ (第7報)”, 本誌 Vol. 43 (1974), No. 9, 掲載予定
- 2) W.F. Savage and C.D. Lundin: “The Vareststraint Test”, Weld. J., Vol. 44 (1965), 433s~442s.
- 3) 仙田, 松田, 高野, 渡辺, 小林, 松坂: “Trans-Varestraint 試験法による溶接金属の凝固割れ感受性の研究 (1)”, 本誌, Vol. 41 (1972), pp. 709~723.
- 4) 仙田, 松田, 中川, 西野: “鉄鋼溶接部における硫化物の挙動と凝固割れ (第5報)”, 本誌, Vol. 43 (1974), pp. 57~65.
- 5) 田中: “最近の鉄-炭素系平衡状態図について”, 鉄と鋼, Vol. 53 (1967), pp. 1586~1604.
- 6) A. HELLAWELL and W. HUME-ROTHERY: “THE CONSTITUTION OF ALLOYS OF IRON AND MANGANESE WITH TRANSITION ELEMENTS OF THE FIRST LONG PERIOD”, Phil. Trans. Roy. Soc., Vol. 249 (1957), pp. 417~459
- 7) J.C. Borland: “Suggested Explanation of Hot Cracking in Mild and Low Alloy Steel Welds”, British Weld. J., Vol. 8 (1961), pp. 526~540.
- 8) W.K.B. Marshall: “A Note on the Relationship between Chemical Composition and Hot-Cracking in Mild and Alloy Steels”, British Weld. J., Vol. 7 (1960), pp. 451~453.
- 9) 和田: “溶接における凝固過程とそれにとりな化学反応”, 本誌,

Vol. 36 (1967), p. 319.

- [10] 渡辺, 松坂: “サブマージアーク溶接金属の高温割れに及ぼす Si, Mn および Cu の影響”, 本会全国大会講演概要, 第12集 (1973), pp. 54~55.

- [11] P.W. Jones: “An Investigation of Hot Cracking in Low-Alloy Steel Welds”, British Weld. J., Vol. 6

(1959), pp. 282~290.

- [12] F. Matsuda and W.F. Savage: “Effect of Individual Alloying Element on Weld Hot-Cracking of Two Low Alloy Steels”, Tech. Rep. Osaka Univ., Vol. 19 (1969), pp. 467~491.

次 号 予 告

論 文

FRPE の繊維補強効果と溶接部の挙動.....	{ 木村 博・山口 拓治
坪川 正和・芝野 晴男
異種アルミニウム溶接金属中の溶質の分布と凝固組織.....	迎 静雄・加藤 光昭
溶接部ならびに鋳物の透過線写真にあらわれる影(4).....	渡辺 統市・白沢 秀則
フラッシュ溶接部の脱炭層の生成条件および
それが疲れ強さにおよぼす影響.....	浜崎 正信・松岡 敏
薄い母板の温度上昇についての瞬時発現の
直線熱源と移動点熱源との比較考察.....	安藤 弘平・大津 有史
建築鋼構造継手の各種溶接方法における
溶接割れの研究(1).....	{ 中山 浩・松本 正己
稲垣 道夫
溶接金属の靱性におよぼす凝固相の影響(2).....	益本 功・尾崎 憲弘
非鉄クラッド鋼の接合境界部における
相互拡散に関する研究(1).....	進藤 弓弦・吉野 勇一
80 kg/mm ² 級高張力鋼の被覆アーク溶接
における変形と残留応力.....	{ 立川 逸郎・小田 勇
小園 裕三

資 料

点熱源を与えた場合の母板の冷却速度.....	安藤 弘平
鋼構造物における溶接欠陥の発生と成長に
関する研究の現状と問題点.....	佐藤 邦彦