高炭素鋼溶接金属の高温割れにおよぼす炭素含有量 および包晶反応の影響*

玉置 維昭**, 川上 博士***, 鈴木 実平***

Effect of Carbon Content and Peritectic Reaction on Hot Cracking of Weld Metal of High Carbon Steel*

by TAMAKI Koreaki**, KAWAKAMI Hiroshi*** and SUZUKI Jippei***

The hot cracking sensitivity was examined on a series of weld metals of which the carbon content was varied systematically from 0.07 to 0.95%. The cracking sensitivity of weld metal was compared by the cracking test with a self-restraint type specimen. A weld metal was deposited in a circular groove of 80mm in diameter by MAG welding. Weld metals of various carbon contents were obtained by combining each of twelve electrode wires (0.004 to 1.0%C) and three base metals (0.23 to 0.77%C). The cracking sensitivity of each weld metal was expressed by the total length of cracking.

The cracking sensitivity increases abruptly when the carbon content of weld metal exceeds 0.20%. It increases to the maximum at 0.40%C and then reduces to the minimum at 0.65%C. This result quite differs from the generally accepted idea that the more is the carbon content of weld metal, the greater becomes its cracking sensitivity.

This result was referred to the phase diagram of Fe-C-0.5%Si system in which the peritectic reaction; delta-ferrite+liquid → austenite takes place. For the alloys of 0.20 to 0.65%C, the liquid remains after the reaction. Phosphorus once dissolved in delta-ferrite will be rejected into the remaining liquid. It lowers the final freezing temperature of remaining liquid locating between the dendrites and increases the cracking sensitivity of weld metal. This action is likely to arise most intensively in the alloy of 0.4% C and least in that of 0.65%. Sulfur seems to assist the harmful effect of phosphorus.

Key Words: high carbon steel, weld metal, hot cracking, peritectic reaction, phosphorus and sulfur, liquid between dendrites

1. 緒 言

0.3%C 以上の中, 高炭素鋼 (機械部品用鋼, レール用鋼などの溶接金属は, 低炭素鋼 (軟鋼など) にくらべて高温割れ感受性が高い¹⁾. 一般に, 純金属に合金元素を添加したとき, その含有量の増加とともに, (1) 凝固温度区間が増大し, (2) 最終凝固温度が低下するため, 高温割れ感受性が増大することが指摘されている²⁾. このことはアルミニウム基合金, ニッケル基合金など, 凝固の際に特別な反応が起きない場合に当てはまる^{2,3)}. しかし炭素鋼, すなわち Fe-C 系合金では, 凝固の際に包晶反応,

(デルタフェライト+融液 → オーステナイト)

が起きる. すなわち中, 高炭素鋼において高温割れ感受性がとくに高いのは, 凝固温度区間の増大および最終凝固温度の低下よりもむしろ, 包晶反応によるのではないかと考えられる^{4,5)}. さらに炭素鋼の場合, 主要な不純物である

んおよびいおうが凝固粒界に偏析することによって, 高温割れを生じることが知られている^{1,3,6)}.

本研究では, 炭素含有量を変えた一連の溶接金属について高温割れ感受性を系統的にしらべた. その結果として, 溶接金属の割れ感受性は炭素含有量とともに単純に増大するのではなく, 0.4%C 付近で割れ感受性の極大を示し, 0.65%C 付近で極小値を示すことが分かった. 論文の後半では, この実験事実を状態図において包晶反応が起きる組成領域と対比させて考察した.

なお, 溶接金属の高温割れには, 凝固割れ, 液化割れおよび延性低下割れが含まれているが, 本報でいう高温割れは, このうちの凝固割れに相当する²⁾.

2. 炭素鋼溶接金属の高温割れにおよぼす不純物の影響

第1シリーズの実験として, 0.34%C 以下の溶接金属について, 高温割れにおよぼすりんおよびいおうの影響をしらべた.

2.1 実験方法

(1) 割れ試験片および溶接方法

割れ試験片として, Fig. 1 に示すような自拘束型のものを用いた. 試験片中央の孔を介して, ボルトにより試験片

*原稿受付 平成 13 年 8 月 30 日 平成 11 年度春季全国大会で発表

**正 員 三重大学名誉教授 Member, Prof. Emeritus of Mie University

***正 員 三重大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Mie University

Fig. 1 Specimen for hot cracking test of weld metals containing up to 0.34%C.

Table 1 Chemical compositions of commercial electrode wires, mass%.

Wire	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
LC	0.004	0.38	1.49	0.001	0.004	1.71	1.56
HC	0.20	0.81	2.01	0.019	0.007	1.95	0.51

Table 2 Chemical compositions of base metals, mass%.

Steel	C	Si	Mn	P	S
M25C	0.23	0.23	0.50	0.021	0.019
S55C	0.55	0.19	0.67	0.020	0.012
R80C	0.77	0.24	0.84	0.012	0.004

を回転盤上に固定し、固定溶接トーチにより1パスの円周ビードを置く⁷⁾。溶接トーチに適切なウィーピング運動を与える。1回転の円周溶接のあと、スタート部の直前で溶接電源を切る。クレータ処理は行わない。

溶接電源としてMAG半自動溶接機を用い、溶接条件を次のように一定とする。

溶接電流 250 A, アーク電圧 28.5 V, 溶接速度 18 cm/min, シールドガスおよび流量: Ar-20%CO₂, 20 l/min, ワイヤ突出し長: 25 mm, ウィーピング: 1 Hz で 5 mm 幅。

(2) 溶接ワイヤおよび母材

実験に用いた溶接ワイヤおよび母材の化学組成を Table 1 および Table 2 に示す。炭素含有量の異なるこれらの溶接ワイヤおよび母材を組み合わせる使用することにより、溶接金属の炭素含有量を 0.07% から 0.34% まで変化させ

Fig. 2 Determination of cracking angle, θ_i and the percentage of cracking ($=\sum \theta_i / 360 \times 100$ (%)).

た。Table 1 の LC および HC はそれぞれ市販の低炭素型および高炭素型の Cr-Mo 系ワイヤである。また Table 2 の M25C, S55C および R80C はそれぞれ軟鋼 (SM400)、機械構造用鋼およびレール用鋼である。

試験片の円周溝の中に入り鉄 (Fe-26.5%P) または硫化鉄 (Fe-36.5%S) の粉末を塗布して溶接ビードを置くことにより、溶接金属中に種々の含有量のりんおよびいおうを添加した。

(3) 割れの検出および割れ感受性の表示

溶接ビード表面の割れ(表面割れ)を浸透探傷検査によって検出した。割れは Fig. 2 に示すように溶接ビードの中央部に連続的または断続的に生じる。一つの試験片における割れの中心角 ($\theta_1, \theta_2, \theta_3, \dots$) を割れ角度として同図のように測定し、その合計値 $\sum \theta$ から次式のように割れ率を求めた。

$$\text{割れ率} = \sum \theta / 360 \times 100 (\%)$$

2.2 実験結果

(1) 割れ感受性におよぼすりんと炭素の複合作用

炭素含有量 0.07% から 0.34% の溶接金属について、割れ感受性 (表面割れ率) におよぼすりんと炭素の複合作用を示すと Fig. 3 のようになる。同図ではりん含有量を便宜上、対数目盛で示した。また図中の直線は、りん含有量の対数値と割れ率が直線関係になると仮定して引いたものである。炭素含有量が一定、例えば 0.07% の場合、りん含有量が 0.095% (垂直の矢印) を超えると割れを生じはじめ、りん含有量の増加とともに割れ率が增大して、0.35% P で割れ率が 100% になる。この場合の 0.095% P, すなわち割れを発生させないりん含有量の最大値を許容りん含有量 (Pcrit) とよぶ。Pcrit (垂直の矢印で示すりん含有量) は炭素含有量の増加とともに減少する。

(2) 割れ感受性におよぼすいおうと炭素の複合作用

割れ感受性におよぼすいおうと炭素の複合作用を Fig. 4

Fig. 3 Combined influence of carbon and phosphorus on hot cracking of weld metal ($S=0.008\%$); combination of wire/base metal; (1) HC/R80C, (2) HC/S55C, (3) HC/M25C, (4) LC/R80C, (5) LC/S55C, (6) LC/M25C.

Fig. 4 Combined influence of carbon and sulfur on hot cracking of weld metal ($P=0.008\%$, $Mn \approx 1\%$); combination of wire/base metal; same as Fig. 4.

に示す。溶接金属の炭素含有量が一定のとき、いおう含有量が許容値 Scrit (垂直の矢印) を超えると割れを生じはじめ、いおう含有量とともに割れ率が増大する。許容いおう含有量 Scrit は、炭素含有量の増加とともに減少する。

2.3 Perit および Scrit におよぼす炭素含有量の影響

Perit および Scrit をそれぞれ炭素含有量に対してプロットすると、Fig. 5 の○および△印のようになる。炭素含有量が約 0.2% を越えると、Perit および Scrit の両者は、炭素含有量とともに顕著に減少する。すなわち約

Fig. 5 Influence of carbon content on the critical phosphorus and sulfur contents to produce hot cracking.

Table 3 Chemical compositions of laboratory-made electrode wires, C1 to C5, mass%.

Wire	C	Si	Mn	P	S
C1	0.08	0.54	0.72	0.006	0.005
C2	0.20	0.54	0.75	0.006	0.005
C3	0.45	0.61	0.82	0.005	0.005
C4	0.70	0.54	0.83	0.005	0.005
C5	1.00	0.51	0.77	0.005	0.005

0.2%C 以下では、通常レベルのりんおよびいおう含有量で割れが発生しないのに対し、約 0.2%C 以上では、たとえそれらが微量であっても割れが発生する。

3. S55C と炭素鋼ワイヤによる溶接金属の高温割れ感受性

第 2 シリーズの実験として、5 本の試作炭素鋼ワイヤと S55C 母材を用いて、0.20%C 以上の溶接金属の割れ感受性をしらべた。前章の実験で明らかになったように、約 0.20%C 以上の溶接金属では割れ感受性に対するりんおよびいおうの作用がきわめて大きく、このため通常レベルのりんおよびいおう含有量（それぞれ 0.01～0.02%）の溶接金属を用いたのでは、炭素含有量そのものによる割れ感受性の差異を正確に判定することが困難である。そこでりんおよびいおう含有量を可能なかぎり低減させた溶接金属について実験を行った。

3.1 実験方法

(1) 溶接ワイヤおよび母材

Table 3 に示すような炭素含有量 0.08% から 1.00% にい

Table 4 Chemical compositions of weld metals obtained by C1 to C5 wires and S55C, mass%.

Wire		Weld metal				
No.	C	C	Si	Mn	P	S
C1	0.08	0.26	0.43	0.70	0.009	0.008
C2	0.20	0.32	0.46	0.71	0.010	0.008
C3	0.45	0.49	0.52	0.77	0.008	0.008
C4	0.70	0.63	0.47	0.74	0.009	0.008
C5	1.00	0.84	0.48	0.76	0.010	0.007

In case of $h=9\text{mm}$ **Fig. 6** Grooves of the specimens for hot cracking test of weld metals containing up to 0.95%C.

たる5種類の炭素鋼ワイヤを試作した。このシリーズのワイヤの製造にあたり、とくに次の点に留意した。

①ワイヤのりんおよびおう含有量を低レベルで一定(それぞれ約0.005%)とする。②さらにケイ素およびマンガン含有量をそれぞれ約0.55%および約0.77%の一定とする。

母材としてS55C (Table 2) を用いた。得られた溶接金属の化学組成をTable 4に示す。試作炭素鋼ワイヤとS55C母材によって得られる溶接金属の不純物含有量は同表のように低く、約0.009%Pおよび0.008%Sである。

(2) 割れ試験片

割れ試験片の大きさおよび溝の直径は前章のもの (Fig. 1) と同じである。ただし溝上端の幅 w を16.7 mm, 溝の角度を30°一定とし, 溝深さ h を6~9 mm の範囲で変えた (Fig. 6)。溝深さ h と溝幅 w の比, h/w が大きくなるほど, 溶接金属に対する拘束が増し, 高温割れが生じやすくなる。

溶接条件は前章のものと同じである。

Fig. 7 Influence of carbon content on hot cracking of weld metals obtained by C1 to C5 wires and S55C.

溶接金属の表面割れおよび全体割れ (表面割れ+内部割れ) を計測し, 表面割れ率および全割れ率を求めた。全体割れの検出はX線透過検査によった。割れの検出限界は, 透過度計によれば0.25 mm である。

3.2 実験結果

溶接金属の全割れ率および表面割れ率におよぼす炭素含有量の影響をそれぞれ Fig. 7 (a) および (b) に示す。試験片溝深さ h が9 mm の場合, 炭素含有量が0.2%を超えると全割れ率は急速に増大して, 0.30~0.40%C で極大になる。しかしさらに炭素含有量が増加すると割れ率が逆に減少して, 0.65~0.70%C で極小値に達するようである。この傾向は h が8 mm および7 mm の場合にも同様に認められる (Fig. 7 (a))。

表面割れ率においても, 全割れ率の場合と同様に0.30~0.40%C で極大値が現れ, 0.65%C 付近で極小値が現れる (Fig. 7 (b))。

4. R80Cと炭素鋼ワイヤによる溶接金属の高温割れ感受性

前章における実験の結果、0.3~0.4%Cで割れ感受性が極大になり、0.65%C付近で極小になることがわかった。このような特異な実験結果を確認することを目的として、第3シリーズの実験を行った。この場合、10本の試作炭素鋼ワイヤとR80C母材を用い、0.4%Cから0.9%Cの組成領域における割れ感受性をくわしくしらべた。

4.1 実験方法

(1) 溶接ワイヤおよび母材

Table 5に示す5本の溶接ワイヤ(C6からC10)を新たに作った。これらのワイヤの炭素含有量は、前章におけるワイヤの炭素含有量を補完するものである。

溶接ワイヤとしてこれら5本のワイヤと前章における5

Table 5 Chemical compositions of laboratory-made electrode wires, C6 to C10, mass%.

Wire	C	Si	Mn	P	S
C6	0.41	0.58	0.82	0.008	0.007
C7	0.57	0.53	0.76	0.007	0.007
C8	0.68	0.57	0.82	0.007	0.007
C9	0.83	0.57	0.83	0.007	0.007
C10	0.97	0.56	0.81	0.007	0.007

Table 6 Chemical compositions of weld metals obtained by C1 to C10 wires and R80C, mass%.

Wire		Weld metal				
No.	C	C	Si	Mn	P	S
C1	0.08	0.37	0.44	0.79	0.008	0.005
C2	0.20	0.42	0.47	0.79	0.008	0.005
C6	0.41	0.57	0.45	0.87	0.008	0.007
C3	0.45	0.56	0.51	0.83	0.007	0.005
C7	0.57	0.68	0.40	0.84	0.007	0.006
C8	0.68	0.73	0.44	0.87	0.007	0.007
C4	0.70	0.71	0.47	0.81	0.007	0.005
C9	0.83	0.82	0.43	0.87	0.007	0.007
C10	0.97	0.87	0.40	0.87	0.008	0.006
C5	1.00	0.95	0.52	0.85	0.008	0.005

In case of $h=7\text{mm}$

Weld metals are arranged in the order of carbon contents of electrode wires.

本のワイヤ(C1からC5)を合わせて用い、母材としてR80Cを用いた。得られた溶接金属の化学組成をTable 6に示す。試作炭素鋼ワイヤとR80C母材とによって得られる溶接金属の不純物含有量は同表のようにきわめて低く、0.007~0.008%P, 0.005~0.007%Sである。

(2) 割れ試験片

試験片の溝深さ h を6~8mmとした(Fig. 6)。その他の実験条件は前章のものと同一である。

4.2 実験結果

溶接金属の全割れ率および表面割れ率におよぼす炭素含有量の影響をそれぞれFig. 8 (a) および (b) に示す。試験片溝深さ h が8mmの場合、炭素含有量が0.2%を超えると全割れ率は急速に増大して、0.40%C付近で極大になる。しかしさらに炭素含有量が増加すると割れ率が逆に減少して、0.65%C付近で極小値に達する。炭素含有量が0.65%を超えると、割れ率は炭素含有量とともに単

Fig. 8 Influence of carbon content on hot cracking of weld metals obtained by C1 to C10 wires and R80C.

純に増大する。以上の傾向は、 h が7 mmおよび6 mmの場合にも同様に認められる (Fig. 8 (a))。割れ率の極大から極小への遷移は、 h が7 mmのときに最も顕著に認められる。

表面割れ率の場合、0.50%付近で極大値が、0.65%C付近で極小値が現れ、0.65%Cを超えると、割れ率は炭素含有量とともに単純に増大する (Fig. 8 (b))。

以上の実験によって、割れ感受性が0.65%C付近で極小になることが確かめられた。

このように溶接金属の割れ感受性が、炭素含有量とともに単純に増大するのではなく、0.4%C付近で極大になったあと0.7%C付近で極小になるという事実は、本研究においてはじめて観察されたものであり、特記すべき事項と考えられる。

5. 考 察

5.1 高温割れ感受性と状態図との対比

前章の実験結果をFe-C基状態図で包晶反応が起きる部分と対比させて考察した。ただし、溶接金属の凝固のときのような急速凝固の場合に平衡状態図がそのまま適用できるとは限らない。ここでは冷却速度によって包晶反応温度が変化するとしても、組成点そのものは変化しないと仮定して考察を進めることにした。この場合、溶接金属が約

0.5%のケイ素を含むことを考慮して、Fe-C系⁸⁾ではなく、Fe-C-0.5%Si系状態図 (Fig. 9 (b))^{9,10)}を使用した。同図のカゲをつけた領域で包晶反応、 $L + \delta \rightarrow \gamma$ が起きる。

なお、急速凝固の条件下でも包晶反応が起き得ることは、連続 casting に関する研究においてよく知られている^{5,11)}。

Fig. 8 (a)における全割れ率の曲線とFe-C-0.5%Si系状態図とを対比してFig. 9 (a) および (b) に示す。この状態図における組成領域は、包晶反応の見地から次の三つに区分される (Fig. 9 (b))。

領域 I (0.10~0.20%C (H~J 間))：包晶反応後に過剰のデルタフェライトが残る領域。

領域 II (0.20~0.65%C (J~B 間))：包晶反応後に過剰の融液が残る領域。

領域 III (0.65%C 以上 (B 点の右))：オーステナイトを晶出したあと、包晶反応を起こさずに凝固する領域。

Fig. 9 (a) および (b) から次のことがわかる。

(1) 領域 I の溶接金属では、割れ感受性が低い。このことは、第2章における実験結果 (Fig. 5) に見られるとおりである。

(2) 領域 II の溶接金属では、割れ感受性が一般に高い。そのなかで0.4%C付近の溶接金属の割れ感受性がきわめて高い。しかし炭素含有量の増加とともに割れ感受性が低下し、この領域の右端 (状態図のB点) で極小になる。

Fig. 9 Relation between the hot cracking sensitivity of weld metals and the equilibrium diagram of Fe-C-0.5%Si system.

(3) 領域 III の溶接金属では、B 点を起点として炭素含有量の増加とともに割れ感受性が高くなる。

5.2 包晶反応の有害作用について

Fe-C 系合金においても包晶反応が存在しなければ、領域 II における割れ率は、Fig. 9 (a) の点線のように推移するであろう。こう考えると、同図のカゲを付けた部分が包晶反応の有害作用によって生じたことになる。

包晶反応が高温割れを促進する要因として、デルタフェライト (δ) からオーステナイト (γ) を生じるときに起きる①収縮および②りんに対する溶解度の減少があげられる。以下、これらの要因と割れの関係について定性的に考察する。

(1) 溶接金属の収縮

包晶反応終了時における L, δ および γ の量比と炭素含有量との関係を Fig. 10 に示す。 γ の量は J 点で 100% であり、炭素含有量とともに減少して B 点でゼロになる。ここで δ から γ を生じるときに収縮量が γ の量に比例すると仮定すると、J 点 (Fig. 9 (b)) で最大、B 点でゼロになる。

高温割れは状態図の固相線 (Fig. 9 (b) の Je 線) の直上の温度で発生すると考えられる¹¹⁾。J 点近くの組成では、収縮ひずみを保ったままの状態で割れ発生温度に達するのに対し、B 点近くの組成では、包晶反応後の時間経過によってひずみが緩和された状態で割れ発生温度に達する。

以上の 2 つの因子が重なって、J 点付近では割れ感受性が高く、B 点付近では割れ感受性が低くなると想定される。

(2) りんに対する溶解度の減少

包晶反応ではデルタフェライトと融液の界面にオーステナイトを生じる (Fig. 11)⁵⁾。母相デルタフェライトはりんを固溶できるが、生成相オーステナイトはほとんど固溶できない^{5,12)}。このため包晶反応のときに、デルタフェライトから融液にりんが排出される。

Fig. 10 の領域 II で J 点近くの合金では、包晶反応のと

Fig. 10 Relative amounts of delta-ferrite (δ), liquid (L) and austenite (γ) at the end of peritectic reaction.

きに少量の融液中にりんが排出されるため、融液のりん濃度が高い。一方、B 点近くの合金では、多量の融液中にりんが排出されるため、融液のりん濃度は低い。

さらに前者では、融液のりん濃度が高い状態のままに割れ発生温度に達するのに対し、後者ではこの温度に達するまでに時間があるため、りんの分散が可能である。

以上の 2 つの因子が重なって、J 点付近では割れ感受性が高く、B 点付近では割れ感受性が低くなると想定される。

また、領域 I の合金では、過剰のデルタフェライトを残して包晶反応による凝固を終える。デルタフェライトがりんを吸収するため、高温割れ感受性はきわめて低い。

以上 (1) および (2) の考察結果は、いずれも領域 II の右端 (B 点) において割れ感受性が極小になるという実験結果と一致している。しかし、領域 II の左端 (J 点; 0.2% C) において割れ感受性が極大となる点では、実験結果とは一致しない。その理由はなお不明である。なお本実験では、0.2 と 0.4% C の間に実験点がない。真の極大値は 0.4% C のところではなく、それより低いところかも知れない。

なお包晶反応を経ることなく凝固する領域 III の合金の場合、炭素含有量とともに割れ感受性が単純に増大する。この合金における高温割れの原因は、従来から指摘されているように、凝固区間の拡大および最終凝固温度の降下によるものと考えられる²⁾。

5.3 凝固組織の幅におよぼす炭素含有量の影響

本実験における溶接金属の横断面は、Fig. 12 のように 3 つの領域に分けられる。(a) 表面領域、(b) 内部領域および (c) 外部領域。

高温割れは通常、内部領域で発生し、表面領域に向かって伝播する (Fig. 13)。

溶接金属の内部領域における凝固組織を 50 倍の SEM 視野で観察し、樹枝状晶の幹が試験片の切断面に平行しているものを選んだ。40 本の樹枝状晶について、その最大幅 w を Fig. 14 のように測定した。

樹枝状晶の最大幅 w の測定値を炭素含有量に対してプ

Fig. 11 Rejection of phosphorus from delta-ferrite to liquid at the time when the peritectic reaction occurs.

Fig. 12 Three areas in weld metal classified by the type of dendritic structure.

Fig. 13 An example of hot cracking in weld metal; 0.55%C.

Fig. 14 Measurement of width of dendrite, w.

ロットすると Fig. 15 のようになる。図中の実線は最大幅の平均値を結んだものである。

包晶反応後に融液が残る領域 II では、炭素含有量の増加とともに w の平均値が減少するのであるが、その減少は 0.4%C 付近でとくに顕著である。

w の平均値は、包晶反応が起きなくなる組成点 (0.65% C; B 点) において不連続に増大し、それ以上の炭素含有量では、ほとんど変化しない。

以上の結果は、包晶反応を経由する場合としない場合で、樹枝状晶の核発生のしかたが本質的に異なること、および前者で B 点に近い組成では多数の核が生成することを示唆している。

Fig. 15 Influence of carbon content on the width of dendrite.

5.4 最終融液のりん濃度におよぼす炭素含有量の影響

最終融液のりん濃度を以下の実験によって推定した。

Fe-C-P 系状態図¹³⁾によれば、融液のりん濃度がとくに高い場合、包晶反応 (1) の後に起きる次の反応 (2) および (3) によって Fe₃P を生成して、凝固を完了する。

すなわち、合金の最終凝固領域 (凝固組織の粒界) に Fe₃P が存在していることは、その領域での最終融液のりん濃度が高かったことの左証になる。本研究ではこのことを利用して、凝固組織の粒界に存在する Fe₃P 粒子¹⁴⁾を検出することにより、最終融液へのりんの濃縮の程度を判定した。

溶接金属の内部領域 (Fig. 12) の樹枝状晶粒界を 1000 倍で SEM 観察すると Fig. 15 のような微細な Fe₃P 粒子が存在する個所がある。内部領域で約 0.2 mm おきに 50 本の粒界を選び、それぞれの粒界について Fe₃P 粒子の存否をしらべた。Fe₃P 粒子の確認は EDX 分析によった。粒界に Fe₃P が存在する確率 P [Fe₃P] を次式によって求めた。

$$P [\text{Fe}_3\text{P}] = [\text{Fe}_3\text{P} \text{ が存在した粒界の数}] / 50 \times 100(\%)$$

P [Fe₃P] を炭素含有量に対してプロットすると Fig. 17 の○印ようになる。

領域 I では、P [Fe₃P] はゼロである。領域 II では 0.35% C 付近で P [Fe₃P] が極大になり、0.65% C で極小になる。0.65% C を超えるときに P [Fe₃P] が不連続に増大し、それ以後、炭素含有量とともにわずかに増大する。

P [Fe₃P] がそれぞれ極大および極小になる組成は、割れ率が極大および極小になる組成 (Fig. 9 (a)) に一致している。

さらに Fig. 17 で P [Fe₃P] が減少する領域 (0.4~0.65% C) は、Fig. 15 で樹枝状晶の幅が減少する領域に一致して

Fig. 16 Phosphide Fe_3P particles present on the grain boundaries of dendrite structure.

Fig. 17 Influence of carbon content on phosphorus and sulfur concentrations in the final liquid expressed by $\text{P}[\text{Fe}_3\text{P}]$ and $\text{P}[\text{sulfide}]$, respectively.

いる。これらの結果は次のことを示唆している。

① J 点側の合金の割れ感受性が高く、B 点側の合金で低いのは、最終融液のりん濃度が前者において高く、後者において低いためである。

② B 点側の合金で最終融液のりん濃度が低いのは、細かい樹枝状晶が多数生成することにより、りんの濃縮個所が分散されるためである。

なお、樹枝状晶が多数発生することは、個々の凝固粒界に対する収縮ひずみの低減にも寄与すると考えられる。

5.5 最終融液のいおうおよびマンガン濃度

溶接金属中のいおうは、凝固の最終過程で硫化物として晶出する¹⁴⁾。前項と同じ考えで、凝固組織の粒界に存在する硫化物粒子を検出して、最終融液へのいおうおよびマンガンの濃縮の程度を判定した。 Fe_3P の場合と同じ方法で粒界に硫化物が存在する確率を次式で求め、これを炭素含

有量に対してプロットすると、Fig. 17 の△印のようになる。

$$\text{P}[\text{sulfide}] = [\text{硫化物が存在した粒界の数}] / 50 \times 100 (\%)$$

ここでいう硫化物とは、 MnS 、 FeS および $\text{MnS} + \text{FeS}$ である。ただしこの場合の MnS は少量ないし多量の Fe を固溶しており、 FeS は少量の Mn を固溶している¹⁵⁾。Fig. 17 ではこれらの硫化物を区別して示した。なお MnS は最終融液の Mn 濃度が高いときに晶出する硫化物であり、 FeS は Mn 濃度が低いときに晶出する硫化物であって、 FeS を生じる場合には高温割れが起きやすいことが知られている。

$\text{P}[\text{sulfide}]$ は、0.1%C においてすでに大きい値 (85%) を示す。領域 II の 0.4%C 付近で極大値を示すとはいえ、炭素含有量に対する変化は小さい。すなわち、最終融液のいおう濃度は炭素含有量によってあまり変化しないようである。

しかし硫化物の種類は組成範囲によって大きく異なっている。すなわち割れ感受性が低い領域 I では MnS だけが存在し、割れ感受性が高い領域 II では MnS と FeS が共存する。さらに包晶反応が起きない領域 III では FeS だけが存在する。このことから領域 II が I にくらべて割れ感受性が高いのは、この領域における最終融液の Mn 濃度が領域 I にくらべて低いことによると考えられる。

以上の結果から次のことが推論される。

① 最終融液のマンガン濃度は溶接金属の炭素含有量によって著しくことなる。

② 炭素は、領域 II および III において最終融液のマンガン濃度を低下させることにより、いおうの有害作用を助けられていると考えられる。

ただしこの場合の炭素の作用については、さらに詳細な検討が必要とされる。

6. 結 論

(1) 炭素含有量が異なる一連の溶接金属について、高温割れ感受性をしらべた。その結果、割れ感受性は炭素含有量とともに単純に増大するのではなく、約 0.4%C で極大値を、0.65%C で極小値を示すことがわかった。

(2) この結果を、 $\text{Fe}-\text{C}-0.5\%\text{Si}$ 状態図で包晶反応が起きる領域と対比させた。0.4%C および 0.65%C は、包晶反応後にそれぞれ少量および多量の融液が残る組成に相当している。

(3) 0.65%C の溶接金属は、0.4%C のものにくらべて最終融液のりん濃度ははるかに低い。このことが前者の割れ感受性が低い原因の一つと考えられる。

(4) 包晶反応後にデルタフェライトが残る組成 (0.2%C 以下) の溶接金属は、割れ感受性が低い。

本研究の実施にあたり、終始ご協力ならびにご助言をいただいた日本鋼管(株)エンジニアリング研究所 元所長

野村博一氏, 同研究所 藤岡忠志氏ならびに北村信男氏に厚く感謝します。さらに三重大学大学院坂口 功君のご協力に感謝します。

参 考 文 献

- 1) S. Ando, M. Ohkubo: Gas Shielded Arc Welding of High Carbon Steel (Report2), Quar. J. JWS, 1-1 (1983), 21-29.
- 2) F. Matsuda: Yousestu Yakingaku, Nikkan Kogyo Simbun, (1978), pp. 143-167.
- 3) H. Homma: High Temperature Cracking in Weldments, J. JWS, 57-7 (1988), 496-501.
- 4) I. Masumoto, K. Tamaki, M. Kutsuna: Cracking in Weld Metal, 1st Int. Sympo. JWS. Tokyo, 1971, pp. IIA2. 1-10.
- 5) S. Mizoguchi: Redistribution of Solute Elements in Steel during its δ/γ Transformation, Bulletin of the Japan Institute of Metals, 26-6 (1987), 490-497.
- 6) K. Karimine, M. Okumura, K. Uchino, N. Yurioka: Rail Welding with High Carbon Electrode, IIW-Document IX-1870-97 (1997).
- 7) I. Masumoto, K. Tamaki, M. Kutsuna: Hot Cracking of Austenitic Steel Weld Metal, J. JWS, 41-11 (1972), 1306-1314.
- 8) R. Tanaka: On the Recent Iron-Carbon Equilibrium Diagram, Tetsu to Hagane, 53-14 (1967), 1586-1604.
- 9) E. S. Greiner et al.: The Alloy of Iron and Silicon, McGraw-Hill, 1933, pp. 140-141.
- 10) V. Laghavan: The carbon-iron-silicon system, J. Alloy Phase Diagrams, India, 2 (1986) 97-107.
- 11) G. Shin, T. Kajitani, T. Suzuki, T. Umeda: Mechanical Properties of Carbon Steel during Solidification, Testu to Hagane, 78-4 (1992), 587-593.
- 12) H. Kaneko, T. Nishizawa, K. Tamaki et al.: Solubility of Phosphorus in α and γ Iron, J. Japan Inst. Met., 29-2 (1965), 166-170.
- 13) R. Vogel: Ueber das System Eisen-Phosphor-Kohlenstoff, Arch. Eisenhüttenw., 3-6 (1929), 369-381.
- 14) F. Kurosawa, I. Taguchi: Precipitation Behavior of Phosphides in the Centerline Segregation Zone of Continuously Cast Carbon Steel Slabs, J. Japan Inst. Met., 50-1 (1986), 89-97.
- 15) H. Kaneko, T. Nishizawa, K. Tamaki: Study on Phase Diagram of Sulfide in Steel, J. Japan Inst. Met., 27-7 (1963), 312-318.