鉄鋼溶接部における硫化物の挙動と凝固割れ (第3報)*

—Fe-S-O 3元系合金の溶接金属に形成するオキシ硫化物に関する基礎的検討—

仙田 富男** 松田 福久** 中川 博二***
岩崎 忠博*** 渡辺 潔**** 松坂 矯****Sulphide and Its Effect on Solidification Cracking in Weld
Metal of Steel (Report 3)*

—Fundamental Investigation of Oxysulphides in Fe-S-O Ternary Alloys—

by Tomio Senda**, Fukuhisa Matsuda**, Hiroji Nakagawa***, Tadahiro Iwasaki***,
Kiyoshi Watanabe**** and Takeshi Matsusaka****

Abstract

Shape and structure of oxysulphides formed in TIG-arc weld metals of Fe-S-O ternary alloys and their effects on solidification crack susceptibility have been investigated. At the same time the applicability of the law of coincidence for change in liquid compositions during non-equilibrium solidification has been examined. Main conclusions obtained are as follows:

- 1) The shape and structure of oxysulphides and the crack susceptibility of weld metal can be classified by O/S ratio which was expected by the law of coincidence.
- 2) Filmlike oxysulphide formed at columnar grain boundary in weld metal with low O/S ratio changes into globular shape with increase in O/S ratio.
- 3) The shape of oxysulphide formed at cell or cellular dendrite boundary is always globular independent of O/S ratio.
- 4) Solidification crack always occurs along the filmlike oxysulphide formed in weld metal with low O/S ratio. No crack is observed along the globular oxysulphide formed in weld metal with high O/S ratio.

1. 緒 言

一般に鉄鋼中の酸素(以下Oと記す)はMnとともに硫化物の形態にいちじるしく影響をおよぼす元素であるといわれている¹⁻⁸⁾。たとえば硫化物はその形態から球状のⅠ型、粒界に膜状あるいは鎖状に形成したⅡ型、および角ばったⅢ型に分類されているが、これらの形態の相違は主としてO量の差によるものとされている¹⁻⁸⁾。すなわちO量が多い場合にはⅠ型、少ない場合にはⅡ型あるいはさらにはⅢ型が形成する。

またインゴットおよび溶接金属のいずれにおいてもOは硫化物による凝固割れに大きく影響をおよぼすことが示されており、O量が減少すると凝固割れが発生しやすくなる⁹⁻¹³⁾。そのため過度な脱酸は好ましくないとはい

われている¹¹⁾。

しかしこれらの硫化物の形態およびそれにとまう凝固割れ感受性に対するS量とO量の相互の定量的な関連性についての検討はほとんどなされていないようである。

いっぽう著者らは第2報¹⁴⁾において、Oの影響を検討する上で基本となるFe-S-O 3元系合金の凝固にとまうセルあるいはセル樹枝状晶間の融液の組成の変化とその相似則について理論的検討を行なった。その結果、相似則は C_{OI}/C_{SI} = 一定において成立することを予想した(C_{OI} および C_{SI} はそれぞれOおよびSの初期濃度、以下では簡単のために C_{OI}/C_{SI} は O/S と記す)。すなわちOおよびS量は異なっているけれどもO/Sの等しい合金では溶接凝固中のセルあるいはセル樹枝状晶間の融液の組成の変化過程は同一になるため、同一組成の硫化物が形成することが予想される。

そこで著者らは、SとOを実用鋼に比し多量に添加したFe-S-O 3元系合金に対してTIGアークによりビード溶接を行なうことにより、硫化物におよぼすOの影響

* 原稿受付 昭和48年2月14日(47年度春季全国大会に発表)

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

*** 学生員 大阪大学工学部 Student Member, Postgraduate Course, Osaka University

**** 正 員 日立製作所 Member, Hitachi Ltd.

について基礎的な検討を行なった。そしてさらに硫化物の組織, 形態ならびに凝固割れ感受性と O/S の関係について検討を行なった。

2. 使用材料および実験方法

使用した素材は第1報¹⁵⁾と同様に硫化鉄を添加した8種類の電解鉄のインゴットであり, それらの化学組成および O/S を Table 1 に示す。O量は添加する脱酸剤の量により変化させた。S量とO量は Table 1 からわかるように全体的に実用鋼に比して多く, これに対して他元素の量はきわめて少ないために, これらの合金は Fe-S-O 3元系と考えられる。各合金は S 量の順に O-1,

O-2, …O-7 と記した。O-4 と O-4' は S 量は同一であるが, O量の異なる合金である。なお参考までにこれらの材料の O/S を Fig. 1 の Fe-S-O 3元系状態図¹⁶⁾上に一点鎖線で示した。Fe-O 側に近い一点鎖線をもつ合金ほど O/S が大きいことを示している。

実際に用いた溶接用試験板は, これらのインゴットから切り出した直径約 90 mm, 板厚 2 mm の円板である。そして溶接は, 1気圧のアルゴンガスを封入したチャンパー内で TIG アーク (DCSP) により, Fig. 2 に示す

Table 1 Chemical compositions of materials used

Material	Composition (wt. %)						O/S
	C	Si	Mn	P	S	O	
O-1	0.007	0.01	0.01	0.007	0.015	0.084	5.6
O-2	0.006	0.02	0.01	0.009	0.037	0.098	2.6
O-3	0.010	0.01	0.01	0.010	0.052	0.032	0.62
O-4	0.007	0.02	0.02	0.009	0.061	0.124	2.0
O-4'	0.004	0.01	0.01	0.008	0.061	0.047	0.77
O-5	0.010	0.01	0.01	0.008	0.121	0.125	1.0
O-6	0.009	0.01	0.01	0.009	0.282	0.126	0.45
O-7	0.011	0.02	0.02	0.007	0.444	0.193	0.43

Fig. 2. Dimension of welding specimen.

Fig. 1. Illustration of O/S ratio of materials on Fe-S-O ternary phase diagram.

Table 2 Welding conditions

Welding speed (mm/min)	Welding current (A)	Arc voltage (V)
140	60-65	13-15
300	130	14-16
400	160-170	14-17
500	190	17-20
600	220	18-20

ように円板状試料の直径方向にビード溶接を行なった。溶接条件を Table 2 に示す。溶接速度は 140~600 mm/min の間の 5 段階を選び、また入熱は、裏波ビードが十分に形成していて板の表と裏におけるビード幅がほとんど等しくなるように与えた。得られたビード幅は約 6~8 mm である。なお溶接方法の詳細は第 1 報¹⁵⁾と同一である。

凝固割れの有無の判定は、同一材料、同一溶接条件の試料を 3 枚作製し、溶接部を平滑に研磨した後、肉眼ならびに顕微鏡観察により行なった。

硫化物の観察および同定は第 1 報¹⁵⁾において述べたように顕微鏡ならびに X 線回折法により行なった。なお本報告では一部 EPMA を用いた。

3. 実験結果

3-1 凝固割れ感受性と組成の関係

O が硫化物による凝固割れにいちじるしく影響をおよぼすことを示す一例を Photo. 1 に示す。Photo. 1 (a) は O-4', Photo. 1 (b) は O-4' に比し S 量は同一であるが O 量の多い O-4, Photo. 1 (c) は O-4 に比し O 量は同一であるが S 量の多い O-6 の溶接金属のマクロ組織を示す。溶接条件はいずれも同一である。凝固割れは O-4' と O-6 で発生しているが、O-4 では発生していない。この

ことから従来の報告と同様に O は S による凝固割れを防止する効果のあることがわかる。

つぎに Fig. 3 は本研究で使用したすべての材料について凝固割れの発生の有無をまとめて示したものである。横軸は第 2 報¹⁴⁾で予想した Fe-S-O 系合金の非平衡凝固過程に対する相似則を表わす O/S を、縦軸は溶接速度を示す。図中の○印は試料 3 点中割れがまったく発生しなかったことを、△印は 3 点中 2 点に割れが発生したことを、さらに×印は常に割れが発生したことを示している。また図中の実線は割れ発生の有無の限界を概略的に示したものである。

ここで材料 O-3, O-4, O-4' および O-5 を比較すれば、凝固割れ感受性は S 量の順に、すなわち O-3, O-4 と O-4', O-5 の順に増加するのではなく、O/S の減少にともなって、すなわち O-4, O-5, O-4', O-3 の順に増

Fig. 3. Relation between occurrence of solidification crack and O/S.

Photo. 1. Macrostructures of weld metals, welding speed $V=400$ mm/min.

(a) O-4' (b) O-4 (c) O-6

加している。このことより凝固割れ感受性は O/S で整理するのが妥当であると考えられる。

そこで Fig. 3 を一般化してみればつぎのことがいえる。まず大略 $O/S < 0.7$ では凝固割れは低速度および高速度溶接のいずれにおいても常に発生している。そしてこれらの凝固割れは、一例として Photo. 2 (a) に示すように、柱状晶粒界で発生していて、縦割れ (C_L) および横割れ (C_T) の両者からなっている。

これに対して大略 $0.7 < O/S < 1.5$ では凝固割れは低速度溶接では発生せず、高速度溶接においてのみ発生

する。このときの凝固割れの形態は、Photo. 2 (b) に示すように、縦割れ (C_L) のみであって横割れは発生していない。

またさらに大略 $O/S > 1.5$ になると、用いた溶接条件の範囲では凝固割れはまったく発生しなかった。

3-2 溶接金属中に形成するオキシ硫化物の組織ならびに形態

Fe-S-O 系合金の溶接金属中に形成する硫化物は以下に述べるように酸化物とともに低融点の介在物を形成しており、これらの介在物を以下ではオキシ硫化物 (Oxy-

Photo. 2. Macrostructures of weld metals, (C_L : longitudinal crack, C_T : transverse crack).

(a) 0-7, $V=140$ mm/min (b) 0-5, $V=400$ mm/min

Photo. 3. Typical oxysulphides in base metals, as polished.

sulphide)と呼ぶ。そしてこれらのオキシ硫化物の組織および形態も、すでに述べた凝固割れ感受性と同様に O/S で整理でき、さらに $O/S < 0.7$, $0.7 < O/S < 1.5$ および $O/S > 1.5$ の 3 つのグループに分類することができる。

ところで溶接金属中に形成するオキシ硫化物は、第 1 報¹⁵⁾の Fe-S 系溶接金属に形成する硫化物と同様に、非常に小さいために (約 $0.1 \sim$ 数 μ) その組織の詳細な検討は容易ではない。そこで母材中の比較的大きなオキシ硫化物を用いて検討を行なった。Photo. 3 は母材に形成していた 3 種類の典型的なオキシ硫化物を示したものであり、また Fig. 4 は Photo. 3 (a) と同様の組織のオキシ硫化物を EPMA により線分析した結果を示したものである。Fig. 4 において M はマトリックス、O は Photo. 3 (a) のオキシ硫化物中の黒い部分 (実際には灰色)、E はその周囲の縞模様の部分に相当している。この結果より、Photo. 3 (a) のオキシ硫化物中の黒い部分は Wüstite (以下では FeO と書く) と考えられる酸化鉄であり、周囲の縞模様の部分は FeS と FeO の共晶であることがわかった。すなわち Photo. 3 (a) のオキシ硫化物は初晶として FeO が晶出し、残りの融液が FeO と FeS の共晶として凝固したものである*。また同様に Photo. 3 (b) は FeO と FeS の完全共晶に近い組成のもの、Photo. 3 (c) は初晶として FeS (色の薄い部分、実際には黄褐色) が晶出し、残りが FeS と FeO の共晶になったものである。

Fig. 4. Distribution of Fe, S and O in the oxysulfide similar to that in Photo. 4(a) with EPMA.

* FeO は Fig. 1 の Fe-S-O 系状態図によれば合金系全体としては第 2 相である、すなわち Photo. 3 (a) の FeO は本来 Fe と FeO の共晶であり、FeO と FeS の共晶も本来 Fe と FeO と FeS の 3 元共晶である。しかし Photo. 3 (a) ではオキシ硫化物中には共晶成分である Fe は観察されない。このことは Photo. 3 (b) および (c)、さらに後に示す溶接金属においても同様であり、したがってこれらのオキシ硫化物は分離共晶である。いいかえればオキシ硫化物はその晶出時にはあらかもマトリックスとは無関係な系のように挙動している。そのため本来の第 2 相をオキシ硫化物に関しては初晶と呼んでも誤解を招かず、むしろ説明が容易になると考えられる。そこでこのような表現を用いた。

Photo. 4. Oxysulphides in weld metal of 0-7, $V=140$ mm/min, as polished.

3-2-1. $O/S < 0.7$ の溶接金属に形成するオキシ硫化物

まず、S 量のもっとも多い材料 0-7 の溶接金属を Photo. 4 に、またその電解残渣を Photo. 5 に示す。これらより溶接金属中には球状 (I 型) および膜状 (II 型) の 2 種類のオキシ硫化物が形成していることがわかる。

Photo. 4 の高倍率の組織を Photo. 6 および 7 に示す。Photo. 6 は球状のオキシ硫化物のみが形成している位置を、また Photo. 7 は球状と膜状のオキシ硫化物が形成している位置を示す。これらよりオキシ硫化物はすべて同一の組成になっているわけではなく、球状のオキシ硫化物には FeS 初晶、完全共晶および FeO 初晶の 3 種類のものが形成していることがわかる、これはおそらく凝固中の融液の組成のばらつきによるものと思われる、いっぽう膜状のオキシ硫化物では FeS が常に初晶として晶出している、この理由については現在のところ不明である。

なおこれらのオキシ硫化物の組成は、平均的には、

Fig. 5. Illustration of solidification process in qualitative Fe-S-O diagram.

Photo. 5. Oxysulphides isolated from weld metal of 0-7, $V=140$ mm/min, (G: globular, F: filmlike).

Photo. 6. Globular oxysulphides in weld metal of 0-7, $V=140$ mm/min, as polished.

Photo. 7. Filmlike oxysulphides in weld metal of 0-7, $V=140$ mm/min, as polished.

Fe と FeS と FeO からなる 3 元共晶の組成に近い, これはつぎのように説明される, すなわち, Fig. 5 に示す Fe-S-O 系状態図の定性図において, 凝固途上で 2 相分離終了直後の状態にある初期組成 A の合金は, S と O をわずかに固溶しているがほとんど純粋に近い Fe と組成 h の融液から成っている¹⁴⁾, このとき, これらの 2 つの相が共存するためには, 頂点 Fe と A を結ぶ直線の延長上に h がなくてはならない, いっぽう溶解度ギャップに到達するまでの領域での組成変化曲線 Ab は, 前報¹⁴⁾の結果より頂点 Fe と A を結ぶ直線の延長に一致するため, h は組成変化曲線の延長上にあることになる, さらに 2 相分離終了後の融液においても S および O の分配係数を k_S および k_O とすれば $(1-k_S)/(1-k_O)$ は¹⁴⁾ 近似的に 1 になるため, 2 相分離終了後の融液の組成変化曲線も溶解度ギャップに到達するまでの組成変化曲線の延長上にあることになる, またさらに Fig. 1 で O/S を表わした一点鎖線は溶解ギャップに到達するまでの組成変化曲線に一致するため, 一点鎖線と Fe-FeO 2 元共晶線との交点は, 実際の凝固過程でオキシ硫化物が形成し始める位置に対応していると考えられる, ここで O-7 の一点鎖線に注目するとその交点は 3 元共晶点 E にきわめて近い. このことが, 形成するオキシ硫化物の組成が完全共晶に近いことの理由である. 同様のことが材料 O-6 についても観察されたが, これも Fig. 1 の一点鎖線の位置から説明される.

つぎにこれらのオキシ硫化物の形成位置について, 腐食液を用いて凝固組織を検出させることにより, ほとんどすべての球状のオキシ硫化物はセルあるいはセル樹枝状晶境界に, いっぽう膜状のオキシ硫化物は柱状晶粒界に形成していることを確認した. たとえば Photo. 8 (a) は溶接金属のマクロ組織であって, 膜状のオキシ硫化物に相当する黒く太い筋は柱状晶粒界に位置している. そのサルファプリントを Photo. 8 (b) に示すが, 球状のオキシ硫化物の形成位置に対応してセルあるいはセル樹枝状晶組織が不明瞭ながら認められる.

Fig. 6. Distribution of dihedral angle of oxysulfides in weld metal of O-7, $V=140$ mm/min, sample size: 200, magnification for measurement: $\times 1400$.

Photo. 8. Macrostructure and sulphur print of weld metal of O-7, $V=140$ mm/min.
(a) macrostructure (b) sulphur print

Photo. 9. Relation between solidification crack (C) and filmlike oxysulphide (F) in weld metal of 0-7, $V=140$ mm/min, as polished.

Photo. 10. Filmlike oxysulphides in weld metal of 0-3, $V=140$ mm/min, as polished.

また柱状晶粒界のオキシ硫化物量は全体的にみてセルあるいはセル樹枝状晶境界に比し多いようであった。そのいちじるしい例は Photo. 7(a) で認められる。そしてこれらのオキシ硫化物のマトリックスに対する Dihedral angle θ の分布は Fig. 6 に示すように、球状のものは θ が大きく、膜状のものは θ が小さい。これは第1報¹⁵⁾で報告した Fe-S 系合金の溶接金属の場合と同様の分布である。

さらに発生していた凝固割れは、その発生位置をミクロ的に観察すると、Photo 9 に示すように常に膜状のオキシ硫化物に沿っていることが観察された。Photo. 9 で C は凝固割れ、F は膜状のオキシ硫化物である。Photo. 2 で示した凝固割れが柱状晶界で発生していたのはこのためである。

つぎに S 量が、以上に述べた O-7 に比しはるかに少

Photo. 11. Relation between solidification crack (C) and filmlike oxysulphide (F) in weld metal of 0-3, $V=140$ mm/min, as polished.

ない O-3 においても同様の形態のオキシ硫化物が観察された。一例として示した Photo. 10 においてやや膜状のオキシ硫化物が観察されるが、S 量が少ないためにその大きさは小さくまた不連続である。そして Photo. 11 に示すように凝固割れ (C) も膜状のオキシ硫化物 (F) に沿っていた。

以上述べたように大略 $O/S < 0.7$ の溶接金属に形成するオキシ硫化物の形態、分布および凝固割れとこの関連性などは、第1報¹⁵⁾で述べた Fe-S 系合金の溶接金属に形成する硫化物とほぼ同一であるといえる。

3-2-2. $0.7 < O/S < 1.5$ の溶接金属に形成するオキシ硫化物

これらの溶接金属は、高速度溶接 (300~400 mm/min 以上) を行なった場合の溶接部中央をのぞけば、いずれも Photo. 12 (a) と同様の組織を示している。Photo. 12 (a) で黒い点状のものがオキシ硫化物である。またその電解残査を Photo. 12 (b) に示す。このように溶接金属中には球状 (I 型) のオキシ硫化物のみが形成していて、膜状のオキシ硫化物は形成していない。溶接金属のマクロ組織とサルファプリントをそれぞれ Photo. 13 (a) および (b) に示すが、Photo. 8 で認められた膜状のオキシ硫化物に相当する黒い筋は観察されない。

Photo. 12 (a) の高倍率の組織を Photo 14 に示す。これらの球状のオキシ硫化物はそのほとんどすべてが FeO 初晶であり、FeS 初晶のものはまったく認められなかった。そしてその形成位置は Photo. 12 (a) の分布ならびに Photo. 13 (b) からわかるように、セルあるいはセル樹枝状晶境界ならびに柱状晶粒界に一致していた。したがって形成位置による形態の差異はとくに認められない。また $O/S < 0.7$ の合金のように、柱状晶粒界

Photo. 12. Oxysulphides in weld metal of 0-5, $V=140$ mm/min.

(a) as polished surface (b) Isolated oxysulphides

Photo. 13. Macrostructure and sulphur print of weld metal of 0-5, $V=140$ mm/min.

(a) macrostructure (b) sulphur print

のオキシ硫化物が多いということがらもとくに認められなかった。

しかしこれらの材料でも、溶接速度を $300 \sim 400$ mm/min 以上に増加させることにより、溶接部中央にのみ Photo. 15 に示すようなや膜状のオキシ硫化物 (F) が溶接方向に断続して形成するようになる。そして凝固割れ (C) が、一例として Photo. 16 に示すように、膜

状のオキシ硫化物 (F) に連続して常に存在していた。Fig. 3 において示したように材料 O-4' および O-5 では高速度溶接においてのみ凝固割れが発生するが、これらの割れはすべて Photo. 15 と同様の膜状硫化物に連続していたものである。

3-2-3. $O/S > 1.5$ の溶接金属に形成するオキシ硫化物

Photo. 14. Oxysulphides in weld metal of 0-5, V=140 mm/min, as polished.

Photo. 15. Filmlike oxysulphide (F) at weld center of 0-5, V=400 mm/min, as polished.

これら溶接金属に形成するオキシ硫化物は、低速度および高速度溶接のいずれにおいてもすでに示したPhoto. 12 および 14 と同様の球状 (I 型) のオキシ硫化物のみが形成していた。そのため凝固割れはまったく発生しなかった。そして個々のオキシ硫化物中に占める初晶 FeO の割合はさらに増加していた。

4. 溶接金属中のオキシ硫化物の形態および凝固割れ感受性に対する考察

以上述べたように、Fe-S-O 系合金の溶接金属に形成

Photo. 16. Relation between solidification crack (C) and filmlike oxysulphide (F) at weld center of 0-5, V=400 mm/min, as polished.

するオキシ硫化物の形態および凝固割れ感受性は O/S によって整理できることがわかった。すなわち、O/S が増加するにつれて柱状晶粒界のオキシ硫化物は膜状から球状の形態に変化し、そしてビード溶接部の凝固割れ感受性は低下した。

柱状晶粒界のオキシ硫化物の形態が O/S の増加により膜状から球状に変化することはつぎのように説明できる。すなわちオキシ硫化物の形態は第1報¹⁵⁾で述べたように Dihedral angle によって決定されると考えられる。Van Vlack ら¹⁷⁾によればオキシ硫化物融液の大傾角粒界における Dihedral angle はO量の増加にともなって Fig. 7 のように増加していく*。Fig. 7 を得るために用いた合金のSおよびO量はそれらの固溶限に比してかなり多いため、横軸はオキシ硫化物中の O/S に比例しているものと考えられる。そこで著者らは O/S を Fig. 7 の横軸に併記した。ここで、凝固末期の残留融液が粒界に膜状に広がるための限界の Dihedral angle は 60° であるといわれている¹⁹⁾。Fig. 7 の測定結果は 1316°C におけるものであってやや高温であるが、Dihedral angle が 60° に相当する O/S を読みとれば約 0.6 である。いっぽう 3-2 で述べた結果によれば低速度溶接において膜状のオキシ硫化物が形成する限界の O/S は約 0.7 であり、Fig. 7 の結果と比較的よく対応しているものと思われる。このように O/S が増加することにより柱状晶粒界のオキシ硫化物が膜状から球状の形態に変化したことは、Dihedral angle の増加により説明できるよう

* Fig. 7 によれば Fe-S 系の硫化物融液の Dihedral angle は 20° であるが、Van Vlack らの別の報告¹⁸⁾によれば Fe-S 系の 1300°C における Dihedral angle は 0° である。この違いは実験誤差の範囲と考えられる。

Fig. 7. Relation between dihedral angle of oxysulfide and O content at 1316°C.

Fig. 8. Schematic explanation of ductility curve of alloy during weld solidification.

である。

これに対してセルあるいはセル樹枝状晶境界では O/S のいかにかわらず球状のオキシ硫化物のみが形成したことは、第 1 報¹⁵⁾で報告した Fe-S 系と同様に、セルあるいはセル樹枝状晶境界の粒界エネルギーが小さいためであると考えられる。

つぎに凝固割れ感受性とオキシ硫化物の形態との関係について考察するとつぎのようになる。すなわち最近開発された Trans-Varestraint 凝固割れ感受性試験法を用いた研究²⁰⁾によれば、凝固割れ感受性は、Fig. 8 に示すように、凝固温度範囲に近似的に等しい脆性温度範囲 (BTR) の大きさと固相線付近の延性の大きさに依存している。すなわち BTR が大きく、固相線付近の延性が小さいほど凝固割れ感受性は増す。

Fe-S-O 系合金においては固相線温度は常に 3 元共晶点の 920°C であり、また、液相線温度はあまり変化し

ないと考えられるため、各材料の BTR はほとんど同一とみなされる。したがって Fig. 9 の固相線付近における延性曲線の値は主として残留融液の形態すなわち Dihedral angle に依存する量であって、O/S の増加により凝固割れ感受性が低下したのは、オキシ硫化物融液の球状化により Fig. 8 において固相線付近の延性曲線が上に移動したためであると解釈できる。なお凝固割れが常に発生した Fe-S 系溶接金属¹⁵⁾では共晶点は 988°C であるため、BTR は Fe-S-O 系に比し狭い。このことから残留融液の形態の重要性がわかる。

5. 結 言

Fe-S-O 系合金の溶接金属に形成するオキシ硫化物の組織、形態および凝固割れ感受性、ならびにこれらと O/S との関連性などについて検討を行なった。得られた結果を要約するとつぎのとおりである。

1) オキシ硫化物の形態、組織および凝固割れ感受性は、非平衡凝固過程の相似則から予想された O/S により整理することができる。

2) 柱状晶粒界に形成するオキシ硫化物の形態は O/S の増加にともなつてつぎのように変化する。まず O/S が約 0.7 以下の溶接金属においてはオキシ硫化物は膜状の形態をとる。O/S が約 0.7 から 1.5 の間の溶接金属においては低速度溶接 (140 mm/min) ではオキシ硫化物の形態は球状であるが、溶接速度を 300~400 mm/min 以上に増すことによって溶接部中央にのみやや膜状のオキシ硫化物が形成する。O/S が約 1.5 以上の溶接金属では用いた溶接条件の範囲では球状のオキシ硫化物のみが形成する。

3) セルあるいはセル樹枝状晶境界に形成するオキシ硫化物は、O/S に関係なく、常に球状の形態をとる。

4) 凝固割れは、柱状晶粒界に膜状のオキシ硫化物が形成する溶接金属では、膜状のオキシ硫化物に沿って常に発生していた。その範囲は、2) で述べた結果より、低速度溶接は $O/S < 0.7$ 、高速度溶接では $O/S < 1.5$ である。他方、その限界以上の O/S で球状のオキシ硫化物のみが形成する溶接金属では、凝固割れは単なるビード溶接ではまったく発生しなかった。

5) O/S の増加にともなつて柱状晶粒界のオキシ硫化物が膜状から球状の形態に変化することは、Dihedral angle により説明できた。

終りに、EPMA の使用にあたっては大阪大学溶接工学研究所の岡本郁男助教授にお世話になった。ここに厚くお礼を申し上げる。

参 考 文 献

- 1) AIME: "BASIC OPEN HEARTH STEELMAKING", THIRD EDITION, 1964.
- 2) C.E. Sims: "The Nonmetallic Constituents of Steel", Trans. Met. Soc. AIME, Vol. 215 (1959), pp. 367-393.
- 3) R. Kiessling, S. Bergh and N. Lange: "Analysis of slag inclusions in plain carbon steels by the electron-probe microanalyser", J. Iron Steel Inst., Vol. 201 (1963), pp. 965-967.
- 4) W. Dahl, D. Hengstenberg and C. Düren: "Entstehungsbedingungen der verschiedenen Sulfideinschlüsse", Stahl u. Eisen, 86 (1966), 782-795.
- 5) R.B.G. Yeo: "THE EFFECT OF OXYGEN IN RESULFURIZED STEELS. PART I", J. Metals, Vol. 19 (1967), No. 6, pp. 29-32.
- 6) R.B.G. Yeo: "THE EFFECT OF OXYGEN IN RESULFURIZED STEELS. PART II", J. Metals, Vol. 19 (1967), No. 7, pp. 23-27.
- 7) P.P. Mohla and J. Beech: "The formation of sulfide inclusions in cast steel", Brit. Foundryman, Vol. 61 (1968), pp. 453-460.
- 8) S. Marich and R. Player: "Sulphide Inclusions in Iron", Met. Trans., Vol. 1 (1970), pp. 1853-1857.
- 9) J.M. Middleton and H.T. Protheroe: "The Hot-Tearing of Steel", J. Iron Steel Inst., Vol. 168 (1951), pp. 384-400.
- 10) T. Boniszewski, S.E. Dieu and H.F. Tremlett: "Sulphur behaviour during deposition of mild steel weld metal", Brit. W.J., Vol. 13 (1966), pp. 558-577.
- 11) T. Boniszewski and S.E. Dieu: "Sulphur behaviour in mild steel weld metal with respect to the control of oxidation during deposition, PART 2", Brit. W.J., Vol. 14 (1967), pp. 132-144.
- 12) V.V. Podgaetskii, G.I. Parfessa and S.M. Litvinchuk: "SULPHIDE TYPE HOT CRACKS IN WELDS", Avt. Svarka, 1969, No. 3, pp. 19-23.
- 13) E.J. Morgan-Warren and M.F. Jordan: "Role of oxygen in weld solidification cracking in low-alloy high-strength steels", J. Iron Steel Inst., Vol. 210 (1972), pp. 868-879.
- 14) 仙田, 松田, 中川: "鉄鋼溶接部における硫化物の挙動と凝固割れ (第2報)", 本誌, Vol. 42 (1973), No. 10, 掲載予定
- 15) 仙田, 松田, 中川: "鉄鋼溶接部における硫化物の挙動と凝固割れ (第1報)", 本誌, Vol. 42 (1973), No. 9, 掲載予定
- 16) D.C. Hilty and W. Crafts: "Liquidus Surface of the Fe-S-O System", J. Metals, Vol. 4 (1952), pp. 1307-1312.
- 17) L.H. Van Vlack, O.K. Riegger, R.J. Warrick and J.M. Dahl: "Sulfide Inclusions in Steel", Trans. Met. Soc. AIME, Vol. 221 (1961), pp. 208-228.
- 18) A.S. Keh and L.H. Van Vlack: "Microstructure of Iron-Sulfur Alloys", J. Metals, Vol. 8 (1956), pp. 950-958.
- 19) J.C. Borland: "Generalized Theory of Super-Solidus Cracking in Welds (and Castings)" Brit. W.J. Vol. 7 (1960), pp. 508-512.
- 20) 仙田, 松田, 高野, 渡辺, 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.

日 本 工 学 会 第 32 回 見 学 会 ご 通 知

日本工学会では下記により見学会を催します。この見学会は日本工学会加盟の学協会所属会員の方々に見学していただくことを趣旨として企画いたしました。奮ってご参加ください。

記

日 時 昭和48年12月7日(金) 13時30分～16時30分
 見 学 先 日本国有鉄道鉄道技術研究所 (東京都国分寺市光町2-8-38)
 見学予定 13:30～14:00 概要説明
 14:00～16:00 所内見学
 16:00～16:30 質疑応答
 集合場所 上記研究所正門前
 集合時刻 13時20分まで
 順 路 中央線国立駅下車 北口出口を出て徒歩7分
 定 員 40名 先着順により受付
 申込期限 11月15日。ただし期限前でも満員になり次第で切ることがあります
 申込方法 往復はがきに第32回見学会申込と題記, (1)郵便番号, (2)住所, (3)氏名, (4)年令, (5)勤務先名称ならびに役職名, (6)所属の学協会名を記入, 申込先へ送付すること
 申 込 先 〒104 東京都中央区銀座8-5-4 日本鉱業会館内
 社団法人 日本工業会 電話 (03) 574-6176

注: 見学決定者には後日見学券をお送りしますから当日ご持参ください、電話による申込は受けません。