

3 肉盛溶接金属の高温凝固割れについて

浜 石 和 人・清 藤 純 一

1. はじめに

SS41相当の鉄板(板厚6%)の表面をグラインダー研磨後, C 0.09%, Mn 0.40%, Si 0.08%, P 0.014%, S 0.013%の化学成分のJIS D 4301相当の軟鋼用溶接棒で肉盛した。約1週間後にハンドグラインダーで表面仕上げした面について磁粉探傷検査の結果, ビードに平行に, かつ多層盛したものに微細クラックが検出された。これまで同様な作業をしてきているが, このような例は初めてである。以下この割れ発生原因について二三の知見を得たので報告する。

2. 肉盛部の割れ状況

割れの検出された部分を鏡面仕上後ナイトル液で腐食したマクロ組織を写真1に示す。

A点より肉盛を開始し, ジグザグに5回盛り, B点で終わっている。クラックは補修溶接ビードの

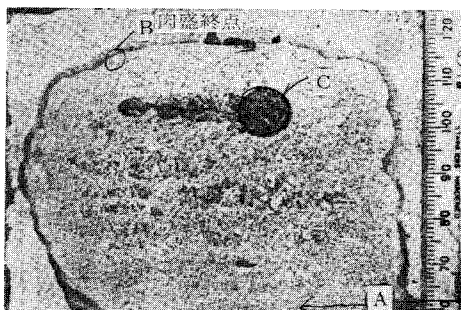


写真1. 肉盛部のマクロ組織

最終部で大きな熔融プールとなっている部分の中央のデンドライトの成長方向集結部で発生している。また, マクロ組織もこの近傍は粗い。写真2に写真1のC部のミクロ組織を示し, 写真3, 4に写真2のD, E部の拡大組織を示す。写真2に見るようにマクロ割れの近傍には無数のミクロ割れが存在しており, この試料の割れの最大開口幅

は約0.5mmであった。これら割れの縁は写真3に見るように直線的でなく凹凸の激しい形状をしており, デンドライト相互間で割れた様相を示している。また, 写真4に見られるようにマクロ割れ近傍のミクロ割れ部に何らかの非金属物介在物が

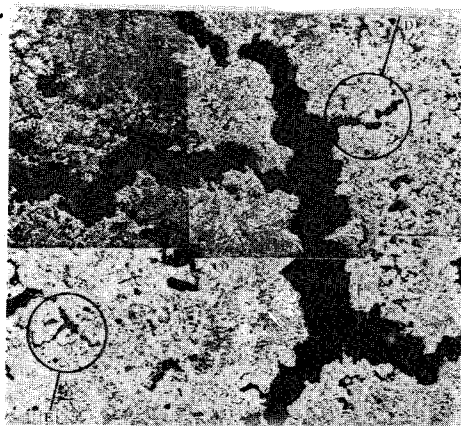


写真2. 写真1 C部のミクロ組織
(倍率 $\times 25 \times \frac{1}{2} \times 24$)

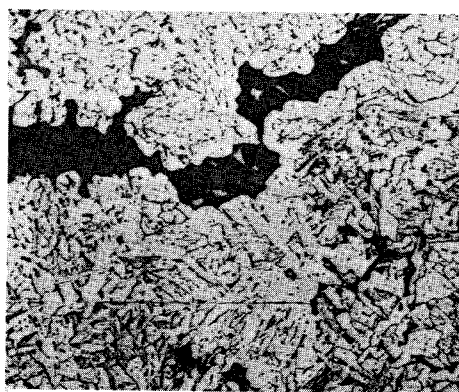


写真3. 写真2のD部拡大組織
(倍率 $\times 100 \times \frac{1}{2} \times \frac{1}{3}$)

見られ写真5に示すようにマイクロ割れ断面の微細割れにも認められた。又マクロ割れ部を強制破

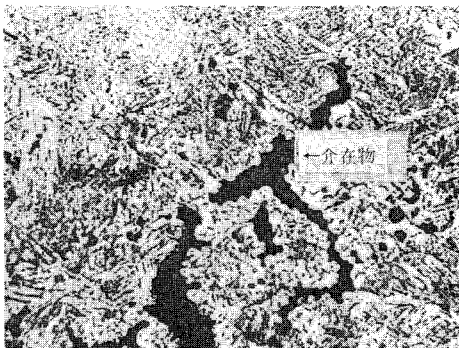
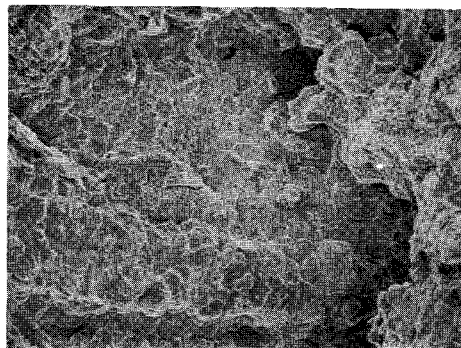


写真4. 写真2のE部拡大組織
(倍率 $\times 50 \times \frac{1}{2} \times 3$)



F-1 (倍率 $\times 150 \times 0.75$)

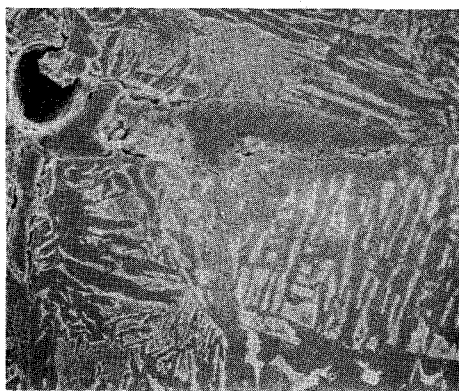
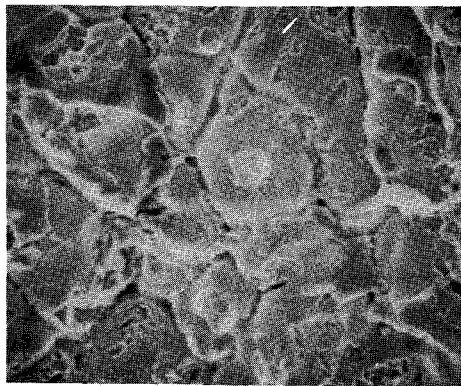
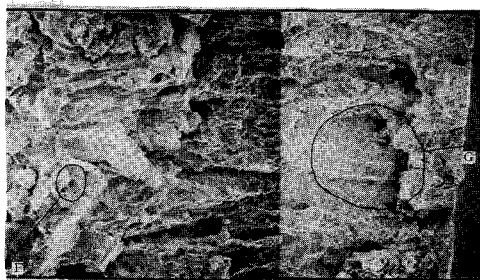


写真5. マクロ割れ断面部の介在物
(倍率 $\times 500 \times 0.75$)

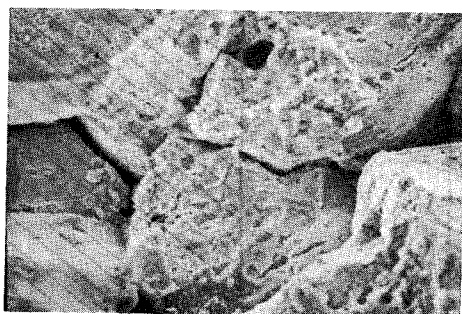


F-2 (倍率 $\times 750 \times 0.75$)



表面

写真6. マクロ割れ部強制破断面
(倍率 $\times 50 \times 0.75$)



G (倍率×750×0.75)

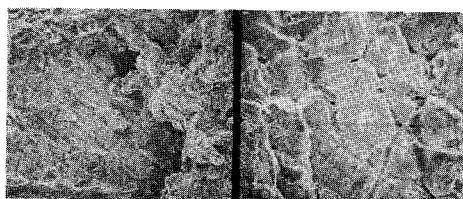


写真7. 写真6のE, F部の拡大

断した面の走査電顕観察写真を写真6に、写真6のF部(溶着金属部)とG部(熱影響部)の拡大を写真7に示す。写真6に見るように割れは熱影響部まで達しており、写真のF-1のように溶着金属部には丸い凹凸のあるブドウの房状形態部が見られる。これはデンドライトの形状によるものと考えられる。更にF-2, Gのように溶着金属部および熱影響部ともに結晶粒界破断面を呈し、粒界表面はかなり酸化していることがわかる。また熱影響部の結晶粒はかなり粗大化している。

以上のように割れ状況からして、この割れは高温(凝固)割れと考えられる。

3. 考 察

割れ状況からこの割れは高温割れと考えられるが、高温割れの原因として母材および溶接棒中のC, P, Sなど凝固中に偏析しやすい成分が多い場合のような冶金学的因子と溶接金属の凝固時の収縮応力または変形が影響する場合のような力学的因子、すなわち、つき合せ溶接において板厚の厚い時、開先が過大な時、そして溶接入熱が大きい時などの2つの因子の相互作用によるものと言われている。

冶金学的因子について考えてみると、0.16%以下の場合Sの高温割れに対する影響が大きいと言われている。今回の場合溶接棒のC%が0.09%程度であることと図1に示すように凝固脆性域がS量により大きく拡大され、割れ発生付加ひずみ量も

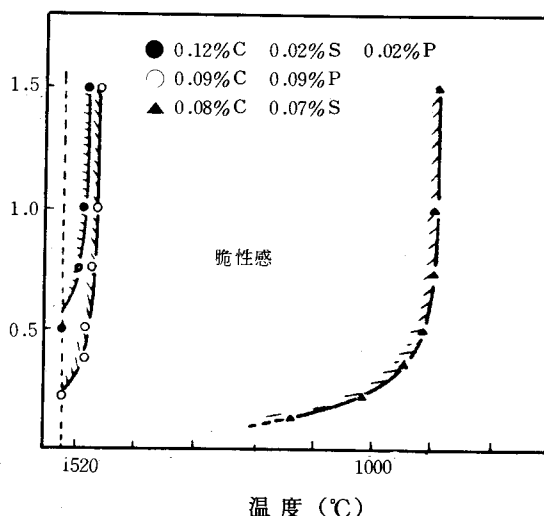


図1. SS42の脆性温度範囲に及ぼすSおよびPの影響
(Trans-Varestraint試験)

S量により著しく低下することからC, Sについて検討してみた。

図2にC%の影響を示すが、溶接棒のC%量と対比すると高温割れの発生する確率はほとんど零に等しいと言える。

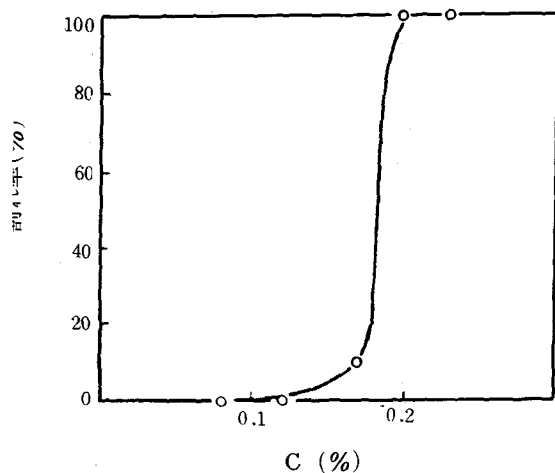
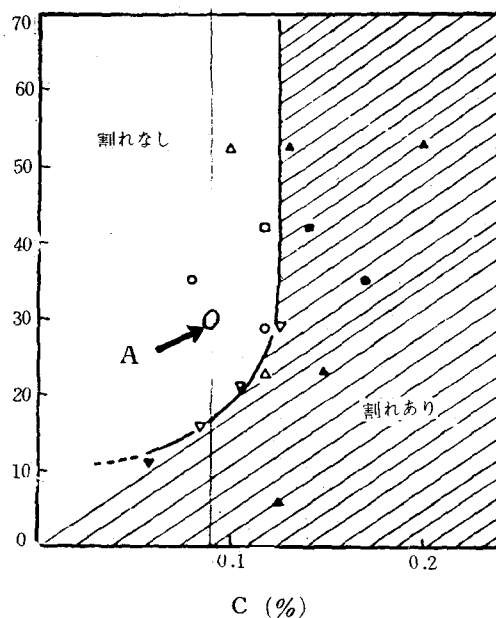


図2. 被覆アーク溶接金属の割れ率に及ぼすCの影響
(0.035%S, 0.53%Mn)



- ● 丸体Test 手溶接
- ■ V滴 〃 サブマージ
- △ ▲ 丸棒 〃 〃
- ▽ ▼ Murex 〃 手溶接

図3. 高温割れ発生に及ぼすCおよびMn/S比の影響

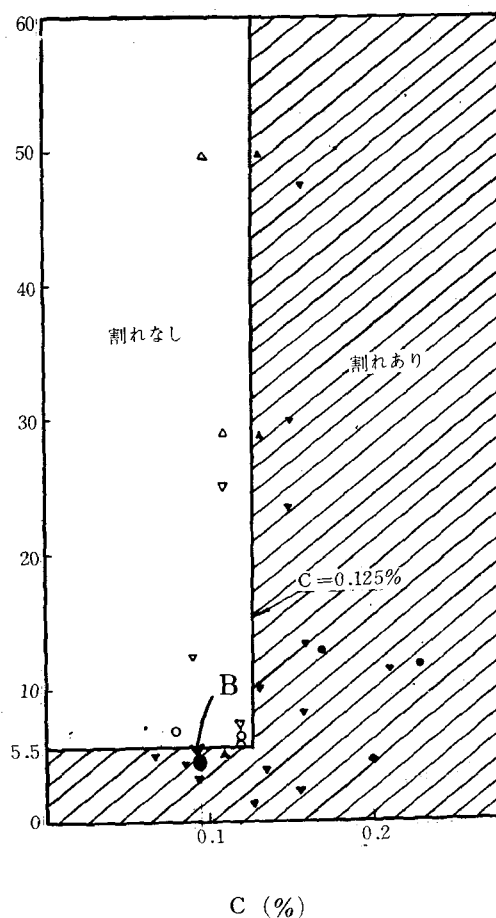


図4. 高温割れ発生に及ぼすC%とMn³/S比の影響

図3, 4 C%とMn/S比およびC%とMn³/S比の影響を示すが, 図3の場合Mnの中和作用によりFeSのような低融点化合物が結晶粒界に膜状に偏析し割れ性を高める作用を低める場合を考慮した図である。図4は凝固の進行とSの分配係数の大きさを考慮した図である。今回の溶接棒の場合概要で示した成分であるとする単にMn/S比でみる場合, 図3のA点に属し高温割れの可能性はないと言えるが, 凝固中のSの分配によっては図4のB点に属し低融点化合物FeSが形成され高温割れが発生する可能性があると言える。

次に力学的因子について検討してみると, 板厚,

開先の条件については、肉盛溶接のため除去し得、溶接入熱の大小が有力な因子と考えられる。すなわちマクロ割れがビード最終部近傍に発生し、マクロ破断面に見られたように割れが熱影響部まで達し、この部分の結晶粒が粗大化し、粒界破断面で表面が酸化されていたことから、肉盛時の相間温度がかなり高く、最終ビード部におけるトータル入熱量が結果的に過大となり熱影響部の結晶粒界が液化され、溶着金属部から熱影響部に至る割れが生じたことと考えられる。

以上のことから次のことが可能性として考えられる。

つまり、溶接条件が適正でなく溶接時の入熱が過大となり溶着金属部の割れは溶着金属部凝固中にマクロ近傍のミクロ割れに見られたように（写真4，5）Fesなどの低融点不純物が結晶粒界に偏析してデンドライト間が脆化し凝固時の収縮応力により生じ、また、熱影響部も過熱され結晶粒界の融解（結晶粒界に不純物偏析の可能性）、粗大化し割れを生じる結果となったと考えられる。

4. おわりに

今回の割れは、溶接条件が不適正であったために最終ビード近傍における入熱量がかなり大きくなり過熱されたことによる高温割れと考えられるが、この際において溶着金属物の凝固時に著しく脆化する条件、すなわち低融点化合物Fesなどの偏析がおこる必要がある。また熱影響部の割れについても結晶粒界に低融点化合物が偏析しているか、加熱中に偏析する必要があると思われる。したがって今後機会を得、割れ中の介在物の解明を行うとともに、JISD4301相当の溶接棒をSS41相当鉄板に肉盛溶接する際の溶接条件（特に入熱量）と割れ発生の確率について検討を加え、割れ発生限界条件を明確化し、適正肉盛溶接標準の確率を計りたい。