4. 結 言

本稿は水素脆化破面および遅れ割れ破面について述べた。水素に関連するディンプル破面および粒界破面について、とくに粒界破面はSR割れおよび焼戻し脆性などにおいても認められ、水素が起因しているか否かは破面からは区別しにくく、さらに検討を要する。ただ、本稿では実験室的に水素にのみ起因する破面を観察し、種々の条件をも含めて示した。したがってそれらの観察結果が現実の事故破面解析に対して水素に関連するか否かの判定の基礎的資料に供されれば幸甚である。

参 考 文 献

1) N.J. Petch; Fracture, ed. Averbach et al., (1959), p.

- 54, MIT, John-Wiley & Sons.
 2) J.D. Embury, A.S. Keh and R.M. Fisher; Trans. Met. Soc. AIME, 239 (1966), 1252
 3) 菊田, 荒木, 黒田; 溶接学会誌, 44 (1975), p. 431, 44 (1975) p. 989
 4) Y. Kikuta, T. Araki; Technlogy Reports of The Osaka Univ. 26 (1976), 53
 5) A. Phillips and G.V. Bennett; Metal Progr (1961), May p. 97
 6) D.A. Meyn; Met. Trans. 3 (1972), p. 2302
 7) Y. Kikuta, T. Araki and T. Kuroda; Technology Reports of The Osaka Univ. 26 (1976), p. 69
 8) 邦武, 寺崎, 大森; 鉄と鋼 (1972), p. 1877
 9) 菊田, 荒木, 落合; 鉄鋼基礎共同研究会 遅れ破壊部会 報告書 (1975), p. 125
 10) 菊田, 荒木, 黒田; 溶接学会溶接冶金研究委員会資料 WM-604-76 (1976)
 11) D.N. Elliott; Metal Const. and Brit. Weld J., 2 (1969), 500
 12) 村田, 佐藤, 松尾, 岡田; 鉄と鋼, 61, (1975), 4, S. 235

各種溶接部のミクロフラクトグラフィーについて*

中 川 博 二** 松 田 福 久**

SEM Fractographs of Various Weld Cracking and Fracture Surfaces*

by Hiroji Nakagawa** and Fukuhisa Matsuda***

1. 緒 言

溶接施工中および製品として使用中に溶接部に発生する割れや破壊には主として表1に示すようなものがあげられる。これらはいうまでもなく溶接に関連した極めて重要な問題の一つであるため、従来からその原因と防止法の解明に対して多くの研究がなされてきている。しかし逆に実際の現場で発生した割れが果してどの種の割れなのかという破面解析については、これまではその割れ発生位置、破面の光沢や酸化程度等の肉眼観察あるいは数倍～数十倍程度の実体顕微鏡による観察か、またはさらに割れ近傍の金属組織を金属顕微鏡で観察する等の方法によって類推する以外に手段がない状態であった。

いっぽう近年電子顕微鏡による破面観察技術の発達とそれに伴うミクロフラクトグラフィーの進歩により、種々の破壊原因、破壊形式等と破面との関連性が次第に明らかにされてきている。表2はこれらによって明らかと

表1 溶接施工中および使用中に溶接部に発生する割れ、破壊の分類

溶接施工中に発生する割れ	高温割れ	凝固割れ	
		液化割れ	
		延性低下割れ	
	低温割れ	水素による遅れ割れ	
		ラメラータ*	
マルテンサイト変態時の焼割れ			
使用中に発生する割れ、破壊	後熟処理割れ		
	疲労破壊	脆性破壊	
		クリープ破壊	
		環境破壊	

* 本報告では一応低温割れに分類した。

なってきた基本的な破壊形式と破面のミクロ的な特徴との関係を整理して示したものである。このような破壊形式と破面の体系化により従来の肉眼等によるマクロ観察では不可能であった破壊の原因についての情報が次第に得られるようになってきたのである。

したがってこのミクロフラクトグラフィーの手法は当然溶接部の破面解析に対しても適用されるべきであり、

原稿受付 51年10月7日

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

表2 基本的な破壊形式と破面の特徴

粒内破壊	延性破壊	{	微小空洞の合体による破壊	{	equiaxed dimple
				{	shear dimple
				{	tear dimple
	すべり面破壊	{		{	serpentine glide
				{	ripple
				{	stretching
	脆性破壊	{	へき開破壊	{	river pattern
				{	tongue
			擬へき開破壊	{	river pattern
	疲労破壊	{		{	tear ridge
			{	striation	
			{	plateau	
			{	tire track	
			{	rub mark	
粒界破壊	{	延性破壊	dimple	をもつ粒状破面	
		脆性破壊	平坦な粒状破面		
		疲労破壊	striation	のある粒状破面	

すでに多くの論文に利用されるようになってきている。しかし周知のごとく溶接部は冶金学的および力学的に複雑な状態にあるためにこれらはその破面にも種々の形で反映しており、破壊形式は単純とはならず破面も複雑な複合した破面を示していることが多い。このためその破面解析に当っては各諸因子の個別および相互の影響をも考慮した溶接独自の立場に立った検討が必要となる。またブローホール、融合不良、スラグ巻込等も破壊の出発点となる可能性が十分考えられるため、破面上でのこれらの特徴も明らかにしておく必要がある。

著者らはこのような観点から溶接部の各種破面について検討を進めており、本資料はその数例を示したものである。破面の観察には走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いた。またこの装置は波長分散型およびエネルギー分散型¹⁾の2種類の EPMA の機能をもっているために、破面上の元素分析から得られる情報をも加え合わせて破面解析を行なっている。なお紙数の都合上、できるだけ代表的な破面例を掲載した。

2. 破 面 例

2.1 高温割れ

2.1.1 凝固割れ

オーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S に対して、Trans-Varestraint 試験法により発生させた凝固割れの破面を写真1に示す。Trans-Varestraint 試験法の特長の一つは割れの各位置と温度が対応づけられることであって、写真1では左側が高温側、右側が低温側になっている。破面は柱状晶の方向性を反映して一方向に伸びた粒界割れを示しているが、高温側ではセル状樹枝状晶の一次および二次の枝に対応した突起が顕著であり、温度が降下するにつれてまず二次枝の突起が不明瞭となり、さらに降下すると一次枝の突起も不明瞭となって次第に平坦な粒界割れに近づいていく。このような変化は凝固時の固液界面の形状あるいはいいかえれば残留融液の分布を反映した結果である。またこれは低合金鋼や Al 合金においても同様に認められており、一般性のあるものである。なお破面のこの特徴より逆に凝固割れの発生温度が推定できる。たとえば Al 合金 5083 に対して Houldcroft 型割れ試験を行ない、凝固割れがアークの移動に対してほぼ定常的に追従している部分の破面を示したのが写真2である。割れ近傍の凝固組織が等軸晶であったために破面は写真1のような方向性をもっていないが、樹枝状晶に対応した明確な突起をもつ粒界割れとなっている。このことより破面は液相線温度にかなり近い温度で形成したものと推定される。実際著者らは 16 mm カメラによる直接観察で上記の割れが液相線温度付近で伝播していることを確認している²⁾。またさらに Houldcroft 型試験で割れ停止した位置での破面は写真1の低温側と同様なものとなっている。

2.1.2 液化割れ

一例として SUS310S の HAZ に発生した液化割れ

高温側

低温側

写真1 Trans-Varestraint 試験法で発生した SUS310S の凝固割れ破面

写真2 Houldcroft 型試験法で発生した Al 合金5083の凝固割れ破面

写真4 Trans.Varestraint 試験法で発生した SUS310S の延性低下割れ破面

写真3 SUS310S の HAZ に発生した液化割れ破面

の破面を写真3に示す。破面は粒界割れを示しているが、後に示す低温割れ時の粒界割れに比して丸味を帯びているのが特徴である。また場所により(特に溶融境界付近), 多量の融液が存在していたことを示すと思われる樹枝状の突起が認められる場合がある。

2.1.3 延性低下割れ

SUS310S に対して Trans-Varestraint 試験を行なうと凝固割れのさらに低温側(約 1200~850°C)に延性低下割れが発生する。その一例を示したものが写真4である。破面は粒界割れを示しているが写真1に比して一般に粒界の稜線がやや鋭くなっている。なお写真4の左端および右上端部は強制破断した dimple 域である。凝固割れと延性低下割れでは破面上の元素分布が異なっており、たとえば凝固割れ破面では低熔点介在物と思われる部分にSがよく分析されるのに対して、延性低下割れではこれらはほとんど認められない等の結果が得られている。

2.2 低温割れ

2.2.1 水素による遅れ割れ

水素による遅れ割れの破面に関しては菊田らによる基

礎研究³⁾があるが、著者らは HT50 以上の構造用鋼の実際の継手における遅れ割れ、たとえばルート割れ、ビード下割れ、ヒールクラック、トウクラック等について検討を行っており、以下にその結果の一例を示す。

(a) ルート割れ

斜めY型溶接割れ試験法においてはルート割れはまずHAZに発生し、その後ビードに伝播していくが⁴⁾、HAZ、ビード内ともその破面には dimple、へき開破面および粒界割れのいずれかが、あるいはその内の両者が、あるいはすべてが認められる。へき開破面の一例を写真5に示すが、菊田らによって報告されているよう

ルート

写真5 斜めY型溶接割れ試験で発生したルート割れ破面, (ルート近傍), 母材: HT 50 (40 mm 厚), 溶接棒: D5016 (水素量 4 cc/100 g), 入熱: 22000 J/cm, 予熱なし

に³⁾ 低温脆性破壊時のへき開破面とは様相がやや異なる。実際の継手では各破断位置における水素濃度や応力拡大係数の評価が困難なために破面の様相を系統だって記述することは難しいようであるが、HAZの粗粒域においては写真6に示すように粒界割れがしばしば認められる。またビード内部においてはたとえへき開破面、

写真6 HAZ 粗粒域の破面。各種試験条件は写真5と同一

写真7 可変拘束すみ肉溶接割れ試験⁵⁾で発生したルート割れ破面。母材: HT80(25 mm 厚), 溶接棒: E11016 (水素量 20 cc/100 g), 入熱: 17000 J/cm, 予熱なし

dimple 破面のような場合においても柱状晶*によるものと思われる方向性の認められることが多い。その一例を写真7に示す。

(b) ヒールクラック

非拘束T型すみ肉溶接割れ試験法⁶⁾によって HT50 に発生したヒールクラックの例を以下に示す。ルート付近は一般にへき開破面あるいは写真8にみられるような微細な dimple になっている。dimple 内の介在物(写真8のA)をエネルギー分散型 EPMA で分析した結果が写真9であり(横軸はX線エネルギー, 縦軸は強度を示す),これによれば Si, Ca, Mn, Fe が分析された。このうち Fe は分析の分解能からマトリックス中の Fe の影響が大きいと考えられるが, Si, Ca が多量に分析されることから, ルート部に極めて近い位置ではヒールクラックはボンドに近接したビード内を通っているものと思われる。ルート部から少し離れると写真10に示すように粒界割れとへき開破面の混在したものとなる。なお上

*凝固時の柱状晶という意味ではなく, 常温組織に変態するプレオーステナイト粒が一方に伸びていることを指したものである。

ルート

写真8 非拘束T型すみ肉溶接割れ試験法で発生したヒールクラック破面, (ルート近傍)。母材: HT 50 (16 mm 厚), 溶接棒: D5016 (水素量 4 cc/100 g), 入熱: 17000 J/cm, 予熱なし,

写真9 写真8の dimple 内の介在物Aの分析結果。分析法: エネルギー分散型 EPMA, 加速電圧: 20 kV, 試料電流: 10^{-11} A

写真10 ルート部以外のヒールクラックの一般破面。各種試験条件は写真8と同一

記 HT 50はS含有量が0.009%であって比較的少ないために写真11に示すように圧延方向に伸びた介在物(主として MnS)が所々で観察される程度であったが, S含有量が0.018%とやや多い他の HT50 においては写真12に示すようにラメラテア状の terrace and wall に類似

写真11 圧延面に沿った MnS の現われている破面。各種試験条件は写真8と同一

写真12 ヒールクラックの他の破面例。母材：HT50 (40 mm 厚)，他の試験条件は写真8と同一

(a) ルート付近に発生したラメラータ

(b) 溶融境界から約 15 mm 離れた母材に発生したラメラータ

写真13 かど継手に発生したラメラータ。母材：HT50 (40 mm 厚)，溶接棒：D5016

の部分も認められた。

2.2.2 ラメラータ

ラメラータは鋼種，継手形状，溶接条件，応力分布，および水素量等によって，水素の影響を受ける場合と受けない場合があるようであるが，以下に数例を示す。

写真13(a)は HT50 (0.018 % S) のかど継手部におけるルート付近から発生したラメラータであり，Elliotら⁷⁾によって報告された terrace and wall 状の典型的な破面を示している。terrace 部は圧延面に沿った MnS を核とした等軸 dimple となり，wall 部は shear dimple となっている。しかし場所によっては terrace 上で隣接する MnS 間や wall 部が水素によるへき開破面になっている部分もあり，水素の影響が認められるようであった。写真13(b)は同じ材料の同じ継手であるが溶融境界から約 15 mm 離れた母材に発生したラメラータであり，このように板厚中央にやや近い位置では介在物量が多くなるために terrace 部はもはや dimple とはならず，まさしくマトリックスと介在物のはく離割れとなっている。写真では不明瞭であるが terrace 部

のいたる所で大きな膜状の MnS がこびりついた様相が認められる。

上記の HT50 に対して板厚方向のインプラント試験（ノッチなし）を行なうとボンドから約 12 mm 離れた母材でラメラータが発生し，写真13(b)とほぼ同様の破面が得られた（写真14(a)）。写真14(a)の下側は shear dimple からなる wall 部である。terrace 部で明るく見える部分以外はマトリックスと介在物のはく離割れであり，明るい部分はマトリックスの tear ridge である。写真14(b)は写真14(a)の $S(K_{\alpha} + K_{\beta})$ 特性X線像であり，MnS の存在している場所が明瞭にわかる。

2.2.3 マルテンサイト変態時の焼割れ

焼入性の大きい鋼種ではマルテンサイト変態時に低温割れの発生することが小林らによって報告されている⁸⁾。写真15は機械構造用合金鋼 SNCM8 に対して小林らと同様の試験法によって発生させたトウクラックである。また写真16は軸受鋼 SUJ2 の電子ビーム溶接部のビード内に発生した同種の割れである。なお破面に方向性が認められるのは柱状晶の方向性によるものである。このようにマルテンサイト変態時に発生すると考え

(a) 2次電子線像

(b) S ($K_{\alpha} + K_{\beta}$) 特性X線像

写真14 板厚方向イソプラント試験によって発生したラメラータ。試験片: HT50 (40 mm 厚, ノッチなし), 溶接棒: D5016 (4 cc/100 g), 応力: 40 kg/mm², 入熱: 17000 J/cm, 予熱なし

写真15 機械構造用合金鋼 SNCM8 のトウクラック破面。試片寸法: 直径 60 mm, 20 mm 厚, 溶接棒: D5016 (水素量 4 cc/100 g), 入熱: 25000 J/cm, 予熱なし, 溶接後直ちに水冷

られる割れ (一種の焼割れ) は一部に粒内割れも含むが主として粒界割れである。

2.3 後熱処理割れ

HT80 に対して遅れ割れが発生しない条件で斜め Y 型

写真16 軸受鋼 SUSJ2 の電子ビーム溶接部の割れ破面。板厚: 30 mm, 溶接条件: 150 kV, 40 mA, 50 mm/min

写真17 HT80 の SR 割れ破面。試験片形状: 斜め Y 型溶接割れ試験法と同一, 溶接棒: E11016, 入熱: 17000 J/cm, 予熱: 100°C, SR 温度: 600°C

溶接割れ試験を行ない, これを 600°C にまで応力除去焼なましを行なったときに発生した SR 割れの破面を写真17に示す。破面は典型的な粒界割れを示す。なお長時間焼なましをしたものでは破面は酸化がかなり激しく, かく丸味を帯びて不明瞭なものとなる。

写真18は Ni-Cr-Mo 系低合金鋼にステンレス鋼の肉盛りを後なった後, 620°C で応力除去焼なましを行なったとき発生したアンダークラッド割れの破面を示したものである。破面はやはり典型的な粒界割れとなるが, 高倍率で観察すると細かい dimple を伴った粒界延性破壊になっている部分が多数認められた。

2.4 ブローホール

Al 合金 MIG 溶接部の疲労破面には写真19(a)に示すように多数の細かいブローホールの認められる場合があり, それを高倍率で観察すると写真19(b)のようにブローホール内部には樹枝状晶の突起が認められる。他の材料でもブローホール内部は同じ様相であった。

(a) 低倍率

(b) (a)の中央拡大

写真18 Ni-Cr-Mo系低合金鋼のアンダークラッド破れ破面. S R温度: 620°C

(a) 低倍率

(b) 高倍率

写真19 Al合金5083 MIG溶接部の疲労破面に見られるブローホール.

(a) plateau および striation

(b) tire track

写真20 Al合金5083 MIG溶接部の疲労破面. 電極ワイヤ: 5183, 試験法: シェンク平面曲げ, 応力: 10 kg/mm², 破断までの繰返し数: 2.6×10^5

2.5 疲労破壊

Al合金5083のMIG溶接部における疲労破面の例を写真20に示す. 写真20(a)は通常の plateau と striation からなる破面である. 場所によっては写真20(b)に示すような tire track や rub mark も認められる. また柱

状晶の粒界上に striation のある粒界疲労破面の認められる場合もあった.

写真21は HT50 の電子ビーム溶接部のトウ部から発生した疲労破面のうちのトウ部近傍の例であり, 破面は主として写真21(a)のようなへき開破面で一部写真21(b)に

(a)

(b)

写真21 HT50 電子ビーム溶接部の疲労破面。
(トウ部近傍), 試験法: シェンク平面
曲げ, 応力: 18 kg/mm^2 , 破断までの
繰返し数: 7.5×10^5

(a) HAZ

(b) ビード

写真22 Al 合金 7N01 の応力腐食割れ破面,
電極ワイヤ: 5556, 腐食液: クロメー
ト食塩水, 応力: 耐力の75%

示すように粒界割れも認められた。トウ部から離れた位置では主として striation 状破面が認められた。

2.6 応力腐食割れ

写真22(a)および(b)は Al 合金 7N01 の HAZ およびビードに発生した応力腐食割れを示したものであり, 典型的な粒界割れとなっている。

3. 結 言

以上いくつかの破面例を示したが, 今後より一層詳細に検討を進めなくてはならない面が多い。

本稿を執筆するにあたり, 試料を御提供下された会社

関係の各位と写真作成に協力された大阪大学溶接工学研究所塔本健次技官に感謝の意を表する。

参 考 文 献

- 1) 内山, 他: “X線マイクロアナライザ”, 日刊工業, 1972.
- 2) 原田: 大阪大学大学院工学研究科修士論文, 昭50.
- 3) 菊田, 他: 本誌, Vol. 44 (1975), No. 2, pp. 166-175.
- 4) 木原, 他: 本誌, Vol. 31 (1962), No. 1, pp. 53-66.
- 5) 坪井, 他: 本誌, Vol. 43 (1974), No. 10, pp. 1038-1046.
- 6) 木原, 他: 本誌, Vol. 39 (1970), No. 3, pp. 156-166.
- 7) D. N. Elliot: Met. Const. & Brit. Weld. J., Vol. 1 (1969), pp. 50-57.
- 8) T. Kobayashi, et al.: Trans. JWS. Vol. 2 (1971), No. 1, pp. 70-76.