(127) HT50鋼の溶接継手を直角に横切って伝ぱした疲労き裂の破面

— 疲労き裂伝ぱ試験 —

(127) Fracture Surface of Fatigue Crack Propagating Perpendicularly to Welded Joint of HT50 Steel

— Fatigue Crack Growth Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用鋼材 SM50A (板厚16㎜).

溶接材料 (Welding material)：高張力鋼用被覆アーク溶接棒D5016(径4，5，6㎜).

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S
母　　材	0.16	0.23	1.10	0.023	0.006

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/㎟)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/㎟)	伸び (%)
母　　材	56	42	22

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：被覆アーク溶接 (Shielded metal-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (㎜/min)	積層方法
X　形	35	180～290	250	6．層

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：疲労き裂伝ぱ試験

試験片形状 (Specimen configuration)：コンパクト試験片 (CT 試験片)

試験条件 (Test condition)：荷重制御試験，周波数10Hz

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

溶接金属をき裂が直角に横切るようにしたコンパクト試験片を用いて疲労き裂伝ぱ試験を行ない，その後破面観察を行なった結果を Fig.1～4 に示す．このうち Fig.1 は，伝ぱ速度が遅い母材の部分のミクロ破面を示したもので，このようなき裂伝ぱ速度域では，巨視的なき裂伝ぱ方向 (矢印方向) に対して直角に破面がこすられた跡が多数認められる．Fig.2 は，伝ぱ速度がやや速くなった場合の母材のミクロ破面を示したもので，微細なストライエーション (Striation) が形成されている．Fig.3 は溶接金属中の破面形態を示したもので，溶接金属の組織や機械的性質は母材とかなり異なるにもかかわらず，Fig.2 の母材の形態と同様，明瞭なストライエーションが観察される．Fig.4 は，き裂が溶接金属中を完全に横切って再び母材を伝ぱしたときの破面形態

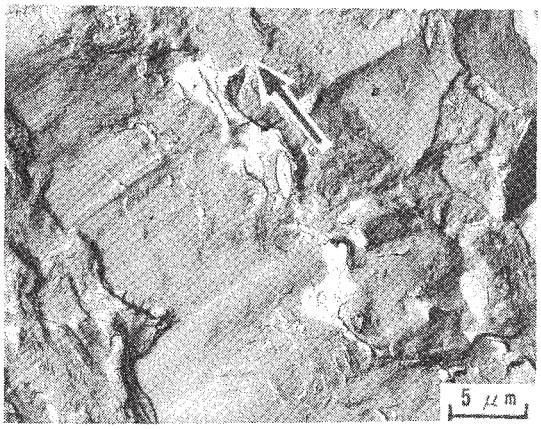


Fig. 1　da／dN＝6.93×10^{-6}mm／cycle，
△K＝128.3Kgf／mm$^{3/2}$，R＝0.05

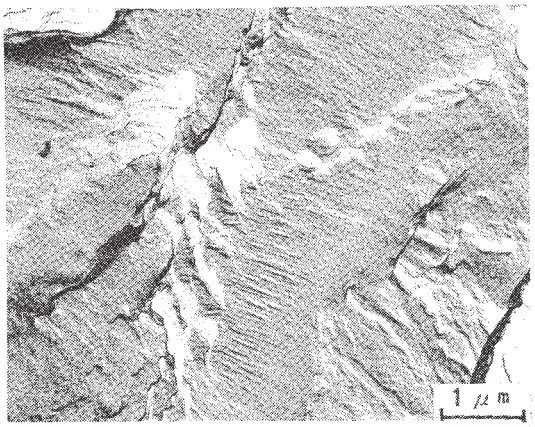
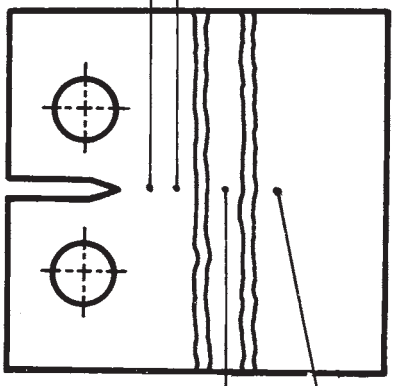


Fig. 2　da／dN＝5.48×10^{-5}mm／cycle，
△K＝152.6kgf／mm$^{3/2}$，R＝0.05



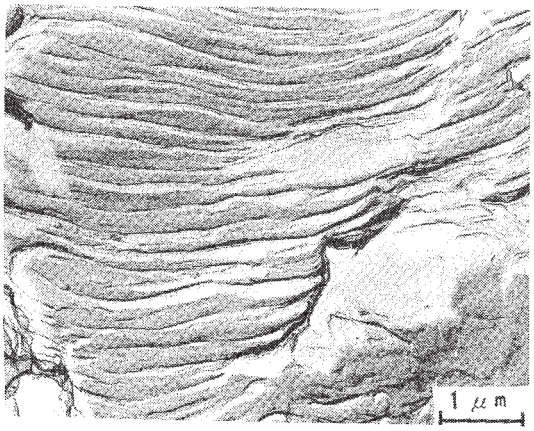


Fig. 3　da／dN＝4.78×10^{-4}mm／cycle，
△K＝208.4kgf／mm$^{3/2}$，R＝0.05

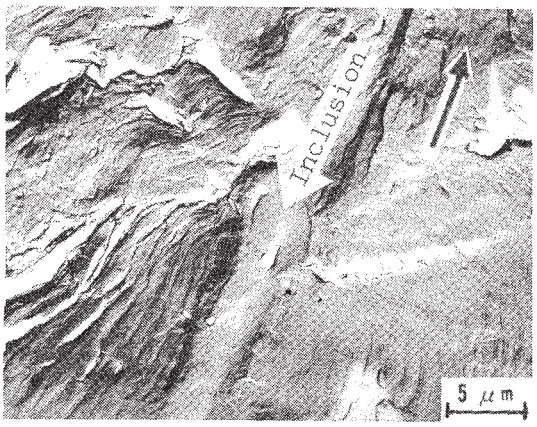


Fig. 4　da／dN＝8.65×10^{-4}mm／cycle，
△K＝254.3kgf／mm$^{3/2}$，R＝0.05

を示したもので，このような領域では圧延方向に長く伸びた介在物が顕著に出現するようになる．この場合ストライエーションは介在物の間に作られているが，ストライエーションの形成される方向は，巨視的き裂伝ぱ方向（矢印方向）とかなり異なっている場合が多い．なお，本試験片は圧縮残留応力を有していた．このため応力拡大係数幅△Kは，見掛けの値を示したものである．

(128) HT60鋼の被覆アーク溶接における熱影響部の疲労破面

— 疲労き裂伝ぱ試験 —

(128) Fatigue Fracture Surface in HAZ of HT60 Steel by Shielded Metal-Arc Welding

— Fatigue Crack Growth Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM58Q (板厚12㎜).

溶接材料 (Welding material)：高張力鋼用被覆アーク溶接棒D5816 (径4，5㎜).

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S
母　　材	0.15	0.46	1.47	0.015	0.005

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/㎟)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/㎟)	伸び (%)
母　　材	63	53	29

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：被覆アーク溶接 (Shielded metal-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	予熱温度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (㎜/min)	積層方法
V　形	60～80	24	160～230	300	6　層

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：疲労き裂伝ぱ試験

試験片形状 (Specimen configuration)：中央切欠付板試験片

試験条件 (Test condition)：荷重制御試験，周波数約145Hz

試験結果 (Test result)：$da/dN=3.18\times10^{-10}(\triangle K)^{2.81}$

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

熱影響部(HAZ)をき裂が伝ぱするように，HAZに切欠きを付けた厚さ4㎜の板試験片を用いて疲労き裂伝ぱ試験を行なった後，得られた破面についてTEMを用いて観察を行なった．その結果，伝ぱ速度が10^{-6}㎜／cycleの領域ではFig.1に見られるような粒界ファセット (Facet) 状模様とストライエーション (Striation) 状模様が支配的な形態となっている．伝ぱ速度が10^{-5}㎜／cycle以上では，Fig.2～4に示すような明瞭なストライエーションが認められ，他の破面形態はほとんど認められない．これらのストライエーションの間隔は，き裂伝ぱ速度あるいは応力拡大係数幅△Kの増加に伴い増大する傾向が認められるので△Kとの関係を求めた結果，ストライエーション間隔の平均値Smは△Kとの間に次式で示す関係にある．

$$Sm=5.47\times10^{-10}(\triangle K)^{2.21}$$

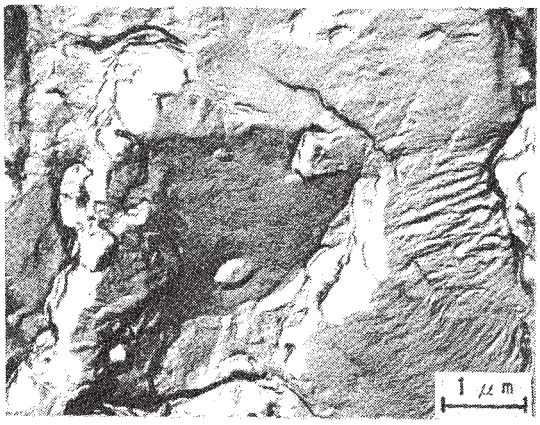


Fig. 1 da／dN＝8.70×10^{-6}mm／cycle, ΔK＝35.6kgf／$mm^{3/2}$, R＝0

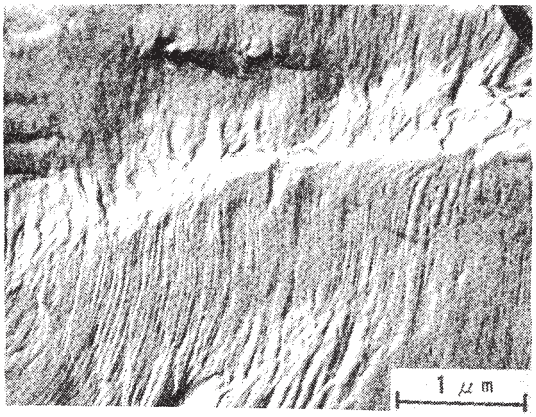


Fig. 2 da／dN＝3.21×10^{-5}mm／cycle, ΔK＝58.7kgf／$mm^{3/2}$, R＝0

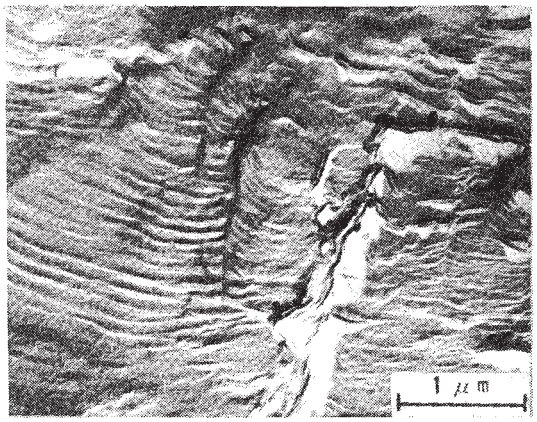


Fig. 3 da／dN＝5.05×10^{-5}mm／cycle, ΔK＝69.7kgf／$mm^{3/2}$, R＝0

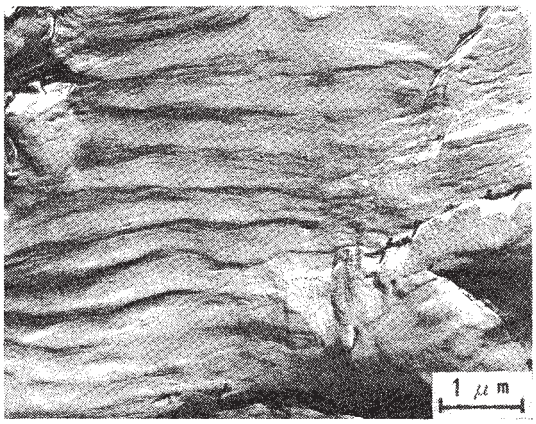


Fig. 4 da／dN＝2.63×10^{-4}mm／cycle, ΔK＝131.1kgf／$mm^{3/2}$, R＝0

(129) HT60鋼の被覆アーク溶接における溶接金属の疲労破面

— 疲労き裂伝ぱ試験 —

(129) Fatigue Fracture Surface in Weld Metal of HT60 Steel by Shielded Metal-Arc Welding

— Fatigue Crack Growth Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM58Q (板厚12mm).

溶接材料 (Welding material)：高張力鋼用被覆アーク溶接棒 D5816 (径 4, 5 mm).

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S
母　　材	0.15	0.46	1.47	0.015	0.005

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/mm²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm²)	伸び (%)
母　　材	63	53	29

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：被覆アーク溶接 (Shielded metal-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	予熱温度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (mm/min)	積層方法
V　形	60～80	24	160～230	300	6　層

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：疲労き裂伝ぱ試験

試験片形状 (Specimen configuration)：中央切欠付板試験片

試験条件 (Test condition)：荷重制御試験, 周波数約145Hz

試験結果 (Test result)：$da/dN = 3.39 \times 10^{-10} (\triangle K)^{2.87}$

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

溶接金属をき裂が伝ぱするように, 溶接金属中に切欠きを付けた厚さ 4 mm, 幅100mm の中央切欠付試験片を用いて疲労き裂伝ぱ試験を実施した後, 得られた破面について TEM による観察を行なった. その結果, 伝ぱ速度が10^{-5}mm／cycle のオーダーでは Fig.1 および Fig.2 に示すように明瞭なストライエーション (Striation) が形成されていた. 伝ぱ速度が10^{-4}mm／cycle のオーダーになると, Fig.3 に示すような明確なストライエーションも形成されてはいるが, 多くは Fig.4 に示すようにやや明瞭さを欠くストライエーションとディンプル (Dimple) とが混在している形態が支配的となる. しかし, ディンプルの占める破面率はそれ程多くはなく, 最大でも20%程度である. 本観察で得られたストライエーション間隔の平均値 Sm と応力拡大係数幅△K とは次式で示す関係が成立していた.

$$Sm = 2.11 \times 10^{-9} (\triangle K)^{2.44}$$

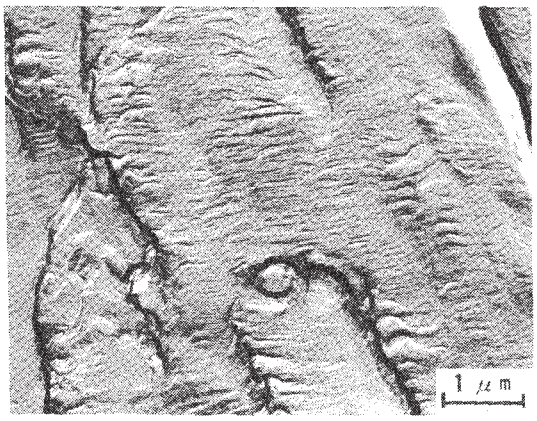


Fig. 1 da／dN＝2.48×10^{-5}mm／cycle，
△K＝52.3kgf／$mm^{3/2}$，R＝0

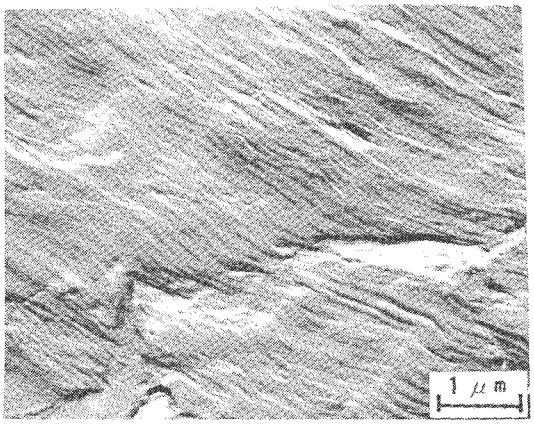


Fig. 2 da／dN＝9.93×10^{-5}mm／cycle，
△K＝89.8kgf／$mm^{3/2}$，R＝0

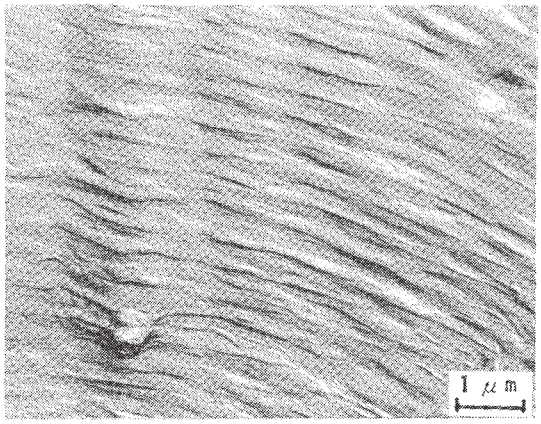


Fig. 3 da／dN＝2.49×10^{-4}mm／cycle，
△K＝133.8kgf／$mm^{3/2}$，R＝0

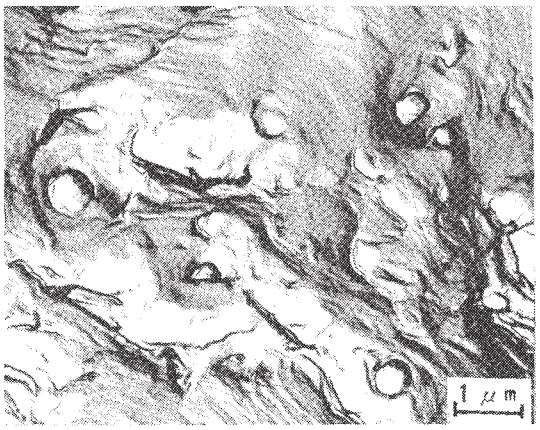


Fig. 4 da／dN＝2.49×10^{-4}mm／cycle，
△K＝133.8kgf／$mm^{3/2}$，R＝0

(130) 圧力容器用低合金鋼のサブマージアーク溶接における熱影響部の疲労破面

— 疲労き裂伝ぱ試験 —

(130) Fatigue Fracture Surface in HAZ of ASTM A533B Steel by Submerged-Arc Welding

— Fatigue Crack Growth Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：圧力容器用 Mn-Mo-Ni 鋼材 ASTM A533B Cl. 1(板厚40 ㎜).

溶接材料 (Welding material)：サブマージアーク溶接材料 AWS F96-EG-G 相当 (ワイヤ径4.8㎜).

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo
母　材	0.19	0.27	1.27	0.006	0.008	0.63	0.52

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/㎟)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/㎟)	伸び (%)
母　　材	69.2	55.1	25.1
溶着金属	62.9	57.7	71.7

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：サブマージアーク溶接 (Submerged-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	予熱温度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (㎜/min)	積層方法
X　形	152	27	630	300	14 パス

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：疲労き裂伝ぱ試験

試験片形状 (Specimen configuration)：コンパクト試験片 (CT 試験片)

試験条件 (Test condition)：荷重制御試験，周波数10Hz

試験結果 (Test result)：$da/dN=1.25\times10^{-10}(\triangle K)^{2.98}$

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

溶接部の板厚中心より熱影響部 (HAZ) をき裂が伝ぱするように HAZ に切欠きを付けた厚さ12.5㎜，幅51㎜のコンパクト試験片を作製し，疲労き裂伝ぱ試験を行なった．この場合開先形状をX型としたために，き裂は熱影響部だけを通過するわけではなく，試験片の板厚中央では熱影響部を，表面付近では溶接金属を通過する状態となっていた．試験後の破面の板厚中央について TEM による観察を行なった結果，き裂伝ぱ速度が 1×10^{-5}㎜／cycle 以上では Fig.1～4 に示すようにストライエーション (Striation) が支配的となっており，他の破面形態はほとんど形成されていない．これらのストライエーション間隔の平均値 Sm と応力拡大係数幅△K との関係は，次のように表示される．　$Sm=1.77\times10^{-9}(\triangle K)^{2.43}$

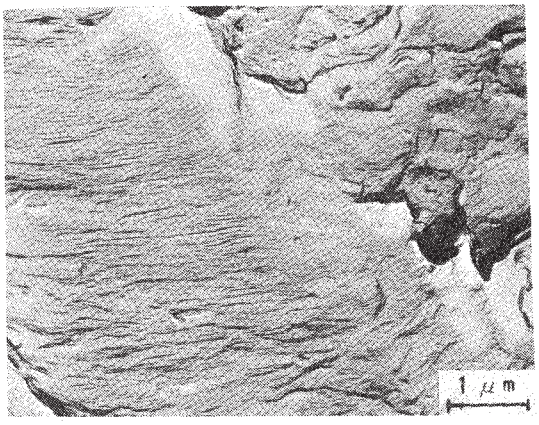


Fig 1 da/dN=3.77x10^{-5}mm/cycle
ΔK=74.9kgf/mm$^{3/2}$, R=0.05

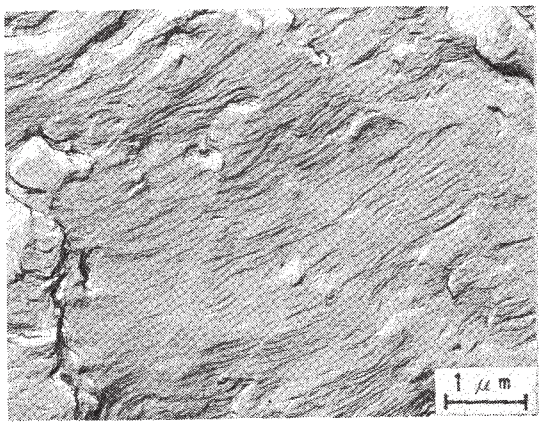


Fig. 2 da/dN=9.76x10^{-5}mm/cycle
ΔK=92.8kgf/mm$^{3/2}$, R=0.05

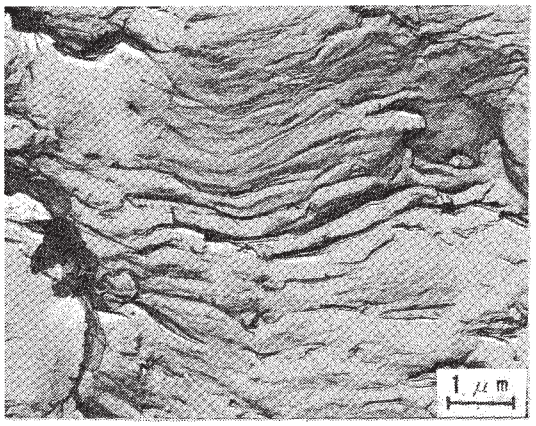


Fig. 3 da/dN=4.68x10^{-4}mm/cycle
ΔK=166.9kgf/mm$^{3/2}$, R=0.05

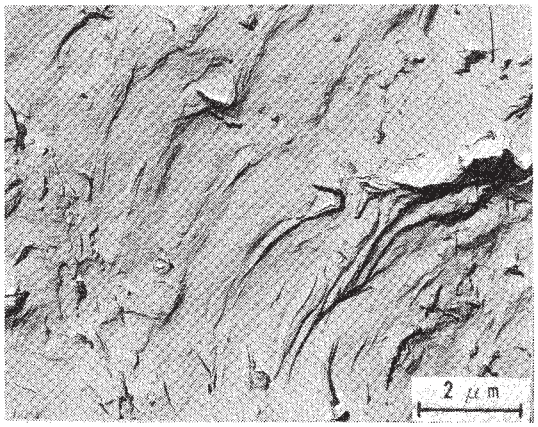


Fig 4 da/dN=1.24x10^{-3}mm/cycle
ΔK=255.9kgf/mm$^{3/2}$, R=0.05

(131) 圧力容器用低合金鋼のサブマージアーク溶接における溶接金属の疲労破面

— 疲労き裂伝ぱ試験 —

(131) Fatigue Fracture Surface in Weld Metal of ASTM A533B Steel by Submerged-Arc Welding

— Fatigue crack growth test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：圧力容器用 Mn-Mo-Ni 鋼材 ASTM A533B. Cl.1 (板厚40 ㎜).

溶接材料 (Welding material)：サブマージアーク溶接材料 AWS F96-EG-G 相当 (ワイヤ径4.8㎜).

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo
母　材	0.19	0.27	1.27	0.006	0.008	0.63	0.52

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/㎟)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/㎟)	伸び (%)
母　　材	69.2	55.1	25.1
溶着金属	62.9	57.7	71.7

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：サブマージアーク溶接 (Submerged-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	予熱温度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (㎜/min)	積層方法
X　形	152	27	630	300	14 パス

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：疲労き裂伝ぱ試験

試験片形状 (Specimen configuration)：コンパクト試験片 (CT 試験片)

試験条件 (Test condition)：荷重制御試験，周波数10Hz

試験結果 (Test result)：$da/dN = 6.52 \times 10^{-11} (\triangle K)^{3.15}$

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

溶接部の板厚の中心より溶接金属中をき裂が伝ぱするように溶接金属に切欠きを付けた厚さ12.5㎜，幅51㎜のコンパクト試験片を作製し，疲労き裂伝ぱ試験を行なった．その際得られた破面について TEM による観察を行なった結果，き裂伝ぱ速度が 1×10^{-5}㎜／cycle～5×10^{-4}㎜／cycle の範囲では，Fig.1～3 に示すようにおもにストライエーション (Striation) が形成されており，他の破面形態はほとんど認められなかった．伝ぱ速度が 5×10^{-4}㎜／cycle 以上では間隔が不明瞭なストライエーションと若干のディンプル (Dimple) が観察される場合が多かった．なお，ストライエーション間隔 Sm と応力拡大係数幅△K との関係について求めた結果，次式のように表示された．

$$Sm = 1.22 \times 10^{-9} (\triangle K)^{2.56}$$

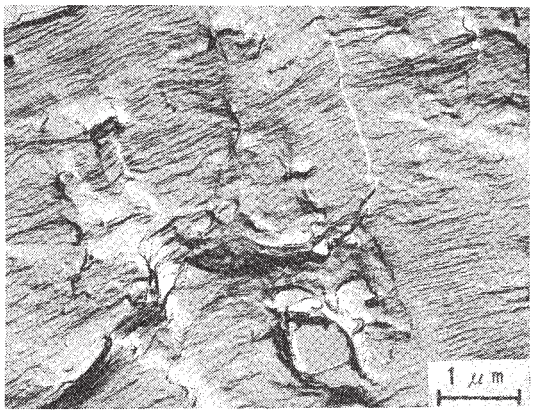


Fig. 1 da／dN= 6.47×10^{-5}mm／cycle, $\Delta K=74.9$kgf／mm$^{3/2}$, R=0.05

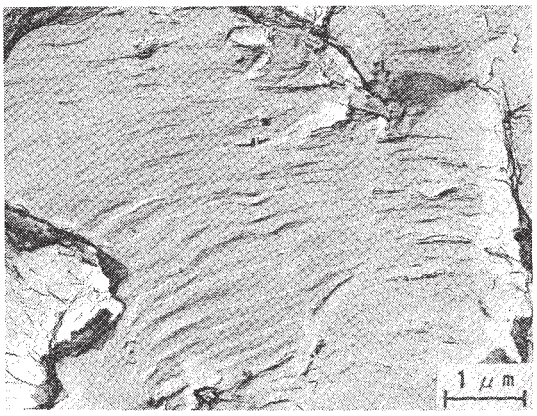


Fig. 2 da／dN=2.14×10^{-4}mm／cycle, $\Delta K=113.5$kgf／mm$^{3/2}$, R=0.05

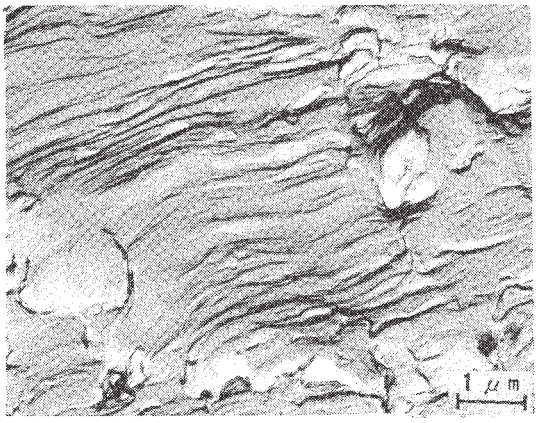


Fig. 3 da／dN=4.55×10^{-4}mm／cycle, $\Delta K=148.2$kgf／mm$^{3/2}$, R=0.05

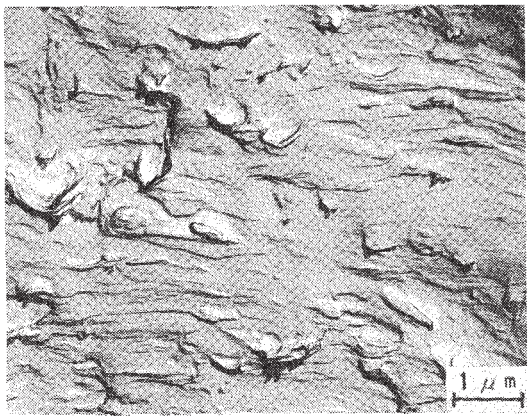


Fig. 4 da／dN =9.64×10^{-4}mm／cycle, $\Delta K=189.8$kgf／mm$^{3/2}$, R=0.05

(132) HT80鋼の被覆アーク溶接継手人工欠陥材の疲労破面

— 片振引張疲労試験 —

(132) Fatigue Fracture Surface of Welded Joint Containing Weld Defect of HT80 Steel by Shielded Metal-Arc Welding

— Pulsating Tension Fatigue Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 HT80 (板厚30㎜).

溶接材料 (Welding material)：高張力鋼用被覆アーク溶接棒 D8016 (径 4 ㎜).

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	B
母　　材	0.16	0.29	0.86	0.014	0.008	0.30	0.80	0.65	0.50	0.005
溶　着　金　属	0.07	0.55	1.48	0.011	0.009	0.07	1.70	—	0.51	—

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/㎟)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/㎟)	伸び (G.L.=50 ㎜) (%)
母　　材	82.7	75.0	24.3
溶　着　金　属	82.0	73.1	—

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：被覆アーク溶接 (Shielded metal-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	溶接棒の乾燥条件 (℃)	予熱・層間温度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (㎜/min)
I　形	100～150	120～180	24	170	150

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：バイブロフォア型電磁共振疲労試験

試験片形状 (Specimen configuration)：肩付板状試験片，板厚 2 ㎜

試験条件 (Test condition)：試験温度　室温，大気中，周波数 100Hz　応力 0 ～35.8kgf／㎟

試験結果 (Test result)：繰返し数 2×10^5

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 は疲労試験片でのき裂の発生位置を示す．発生位置は溶接金属と母材との境界部である．このミクロ破面を Fig.2～Fig.4 に示す．いずれもスラグ巻込みによる欠陥で，Fig.2 と Fig.3 は相対する破面で前者はスラグが抜けた部分，後者はスラグが存在するものであり，スラグと地との境界部から疲労き裂が多数発生している様子がわかる．

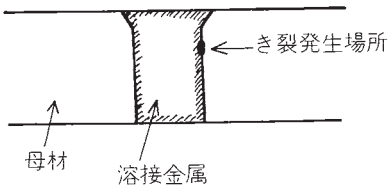


Fig. 1　疲労破壊発生位置

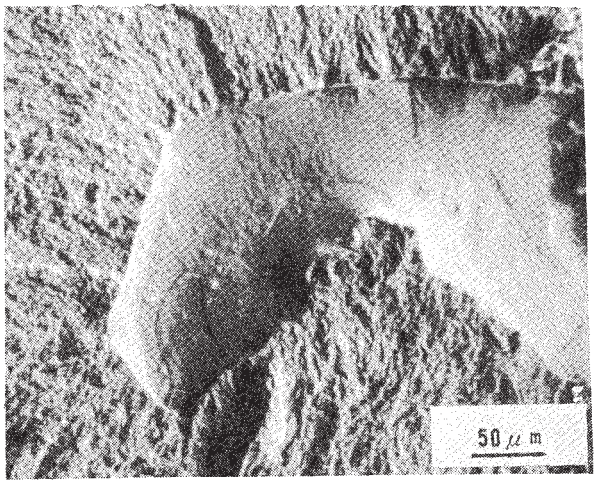


Fig. 2　欠陥から発生した疲労破壊のミクロ破面

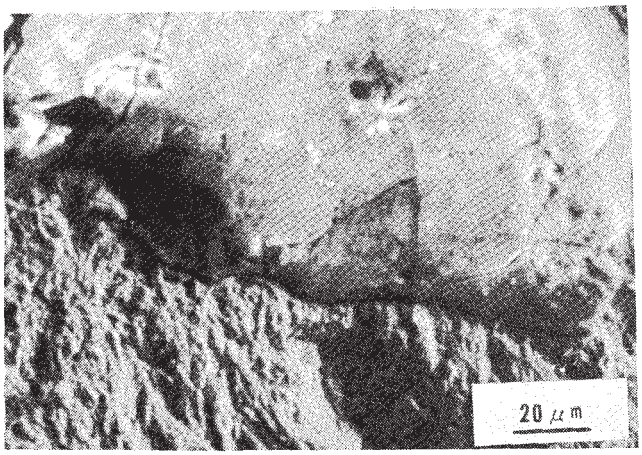


Fig. 3　欠陥から発生した疲労破壊のミクロ破面

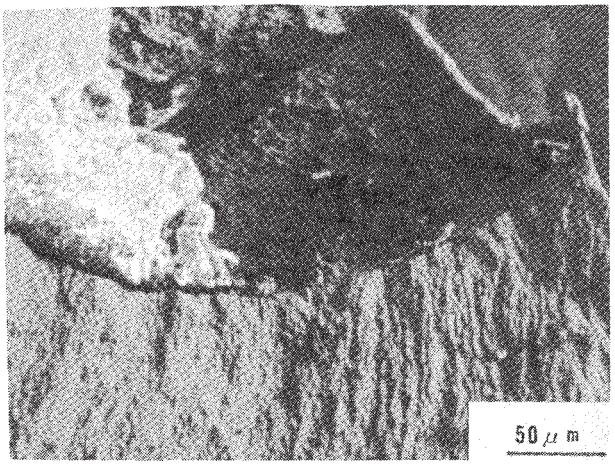


Fig. 4　欠陥から発生した疲労破壊のミクロ破面

(133) HT80鋼の水圧タンク・マンホール部の疲労破面

— 内圧繰返し試験 —

(133) Fatigue Fracture Surface of Pressurized Water Tank of HT80 Steel

— Cyclic Internal Pressure Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 HT80 (板厚50㎜).

溶接材料 (Welding material)：高張力鋼用被覆アーク溶接棒 D8016 (径 4, 5㎜).

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	V	B
母　　材	0.16	0.28	0.92	0.015	0.021	0.31	0.52	0.74	0.38	0.048	0.004
溶　着　金　属	0.07	0.62	1.35	0.019	0.008	0.10	0.03	0.56	—	—	—

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/㎟)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/㎟)	伸び (G.L.=50㎜) (%)
母　　材	82.6	87.3	29.0
溶　着　金　属	84.0	73.5	24.2

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：被覆アーク溶接 (Shielded metal-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	溶接棒・フラックスの乾燥条件 (℃)	予熱・層間温度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)
V　形	100～150	120～180	22～25	120～170

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：内圧繰返し試験

試験片形状 (Specimen configuration)：タンク (水入り)

試験条件 (Test condition)：使用温度：室温, 胴部の周方向応力 (σ_n) として下限応力19～20.5kgf／㎟, 上限応力21kgf／㎟

試験結果 (Test result)：き裂の発生による水のリークまでの繰返し数 1.5×10^6回

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 はき裂発生部のマンホール詳細図で, Set On 型のマンホールで, 胴板のコーナより疲労き裂が発生し, 図に記した径路で伝ぱし, 外面に達して水を噴出したもので, このマンホール部を切出し, 液体窒素温度に冷却し破面部を観察した. Fig.2 はマクロな観察結果を示す. ノズル・コーナおよび溶接部に横線を引いた領域は他の破面と異り, 酸洗後白く平坦な様相を示している. この領域はノズル・コーナーから発生したき裂がゆっくり進展したところであろう. その後はき裂先端の応力拡大係数が大となり, き裂の伝ぱ速度が急速に増大し, ノズル表面に達し, 水が噴出したものであろう.

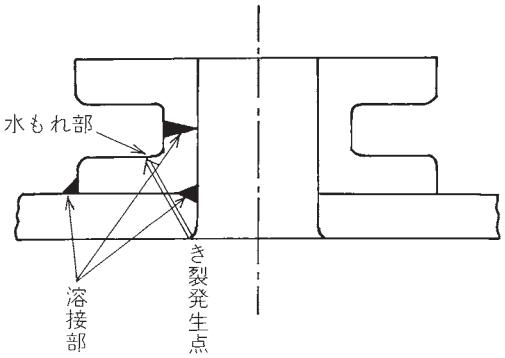


Fig. 1　水圧タンクのマンホール部詳細

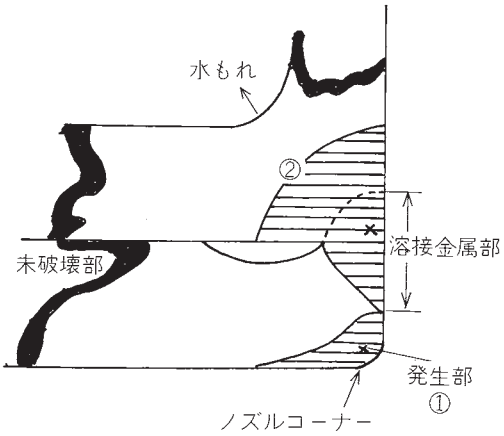


Fig. 2　破面のスケッチ図

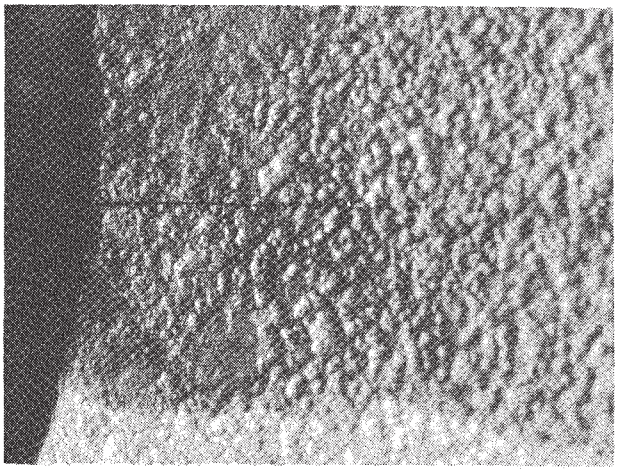


Fig. 3　ノズル・コーナーの割れのマクロ写真

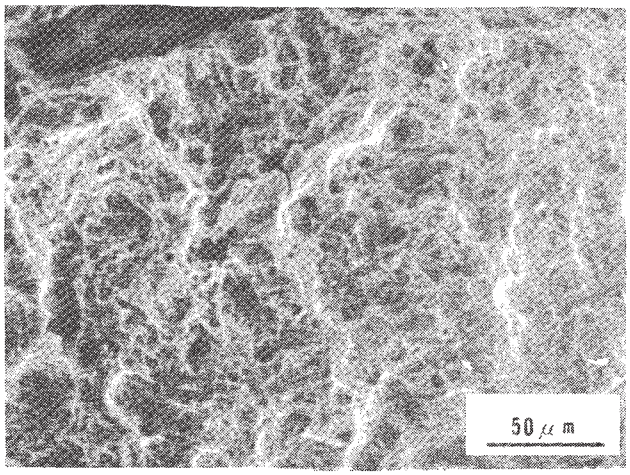


Fig. 4　Fig. 2 の①部のミクロ破面

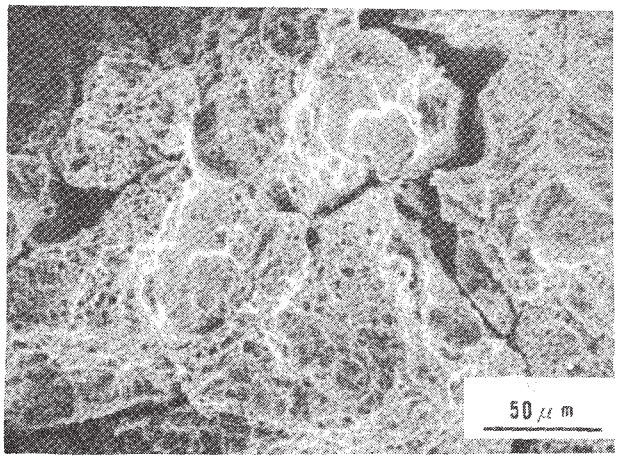


Fig. 5　Fig. 2 の②部のミクロ破面

(134) HT80鋼のサブマージアーク溶接における多層盛溶接部での疲労破面

— 四点曲げ疲労き裂伝ぱ試験 —

(134) Fatigue Fracture Surface in HT 80 Multipass Weldment by Submerged-Arc Welding

— Four Point Bending Fatigue Crack Propagation Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 HT80 (板厚30㎜).

溶接材料 (Welding material)：サブマージアーク溶接用ワイヤ US-80B (径4.8㎜). フラックス MF38.

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Al	V	B
母　　材	0.13	0.24	0.91	0.01	0.003	0.7	0.18	0.35	0.043	0.039	0.0025

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/㎟)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/㎟)	伸び (%)
母　　材	75.2	84.8	32.3

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：サブマージアーク溶接 (Submerged-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	フラックスの乾燥条件	予熱・層間温度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (㎜/min)	積層方法
V　形	250℃×2hrs	150 100—150	33	700	500	8層13パス

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：四点曲げ疲労き裂伝ぱ試験

試験片形状 (Specimen configuration)：350㎜長×18㎜幅×200㎜厚

試験条件 (Test condition)：

	繰返し応力範囲	応力比
No. 1	32.8kg f／㎟	0.02
No. 2	13.1kg f／㎟	0.02

試験結果 (Test result)：疲労きれつ伝ぱ経路が湾曲した. 伝ぱ速度は単調増加しなかった.

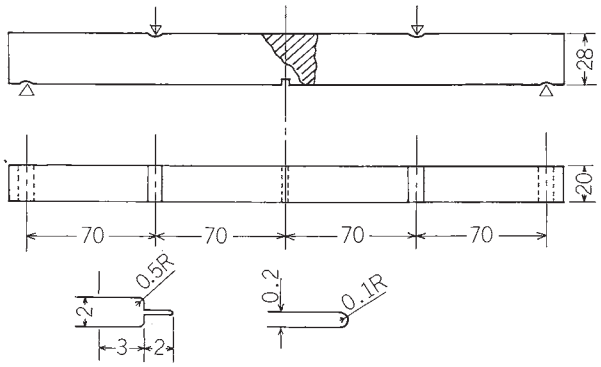


Fig. 1　試験片形状

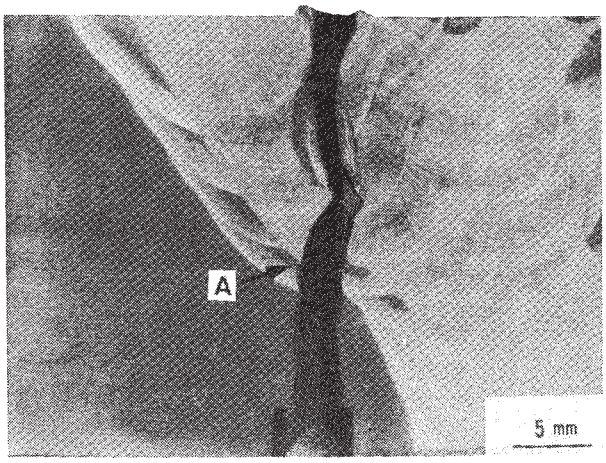


Fig. 2　試験片表面での疲労き裂のマクロ写真(No. 1)

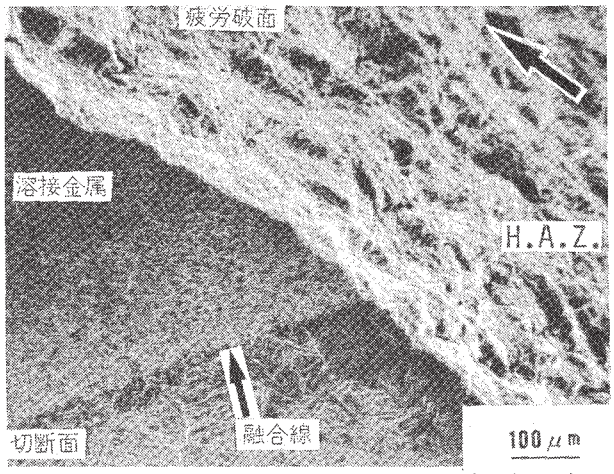


Fig. 3　試験片中央部断面でのマクロ破面(No. 1)

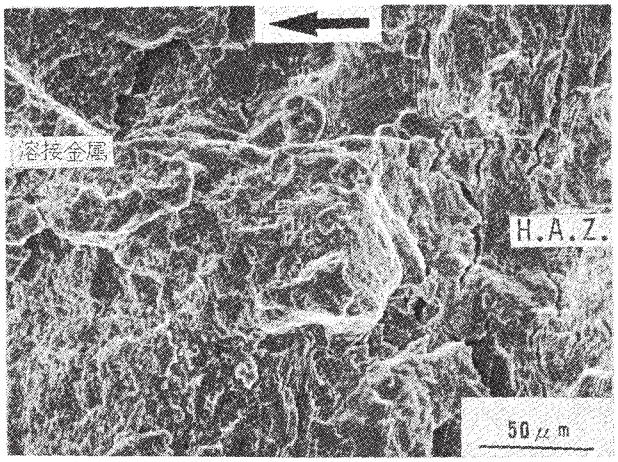


Fig. 4　Fig. 3の融合線付近でのマクロ破面(No. 1)

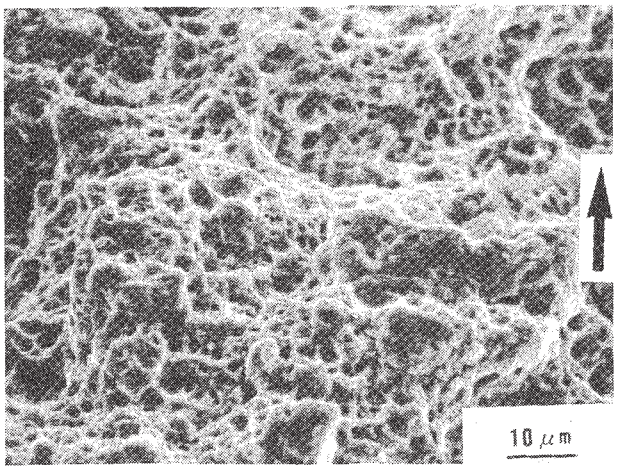


Fig. 5　融合線付近のミクロ破面 (No. 1, $\triangle K = 233.0 kgf/mm^{3/2}$)

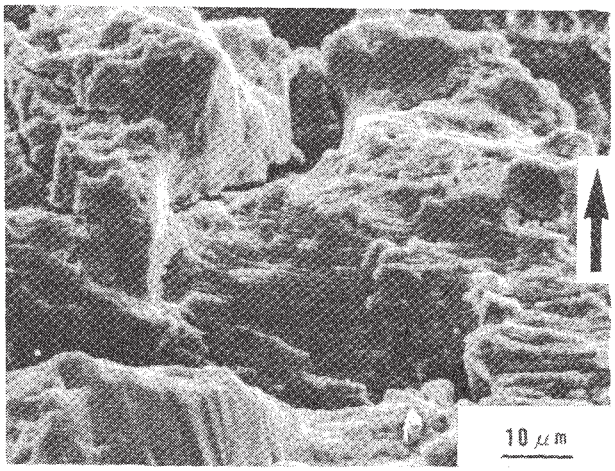


Fig. 6　HAZ付近のミクロ破面 (No. 1, $\triangle K = 188.0 kgf/mm^{3/2}$)

破面の解説（Fracture Surface Analysis）

Fig.1 に試験片形状を示す．Fig.2 から Fig.6 は比較的外応力を大きくした試験片（No. 1）の結果で，Fig.7 から Fig.12 は外応力を小さくした試験片（No. 2）の結果である．**Fig.2** は試験片表面での伝ぱ経路の一例を示したもので，HAZ から溶接金属に向けて伝ぱ経路が大きく湾曲している．**Fig.3** は Fig.2 中A点付近の試験片内部，板厚中央断面付近の様子を示したもので，切断面を研摩してマクロ･エッチしたものである．破面上に溶融線に沿って多くの二次割れが連続している．**Fig.4** は切断面近傍，溶融線付近の破面を示したものである．HAZ 部分では Fig.6 のような多くのストライエーション（Striation）は不明瞭となり **Fig.5** のような多くのディンプル（Dimple）が認められる．Fig.7 は母材部の破面で **Fig.8** にその拡大写真を示す．応力レベルが低い場合には，母材のマルテンサイト･ラスに沿ったような破面が見られる．**Fig.9** は Fig.2 中A点に相当する溶融線付近の様子を示したもので，HAZ 側では Fig.7 と同様なマルテンサイト･ラスに沿ったと思われる破面が見られ，大きな二次割れをはさんで溶接金属側では破面の様相は異なっている．**Fig.10** は Fig.9 の溶接金属側の拡大写真でディンプルとともに，局所的にストライエーションが認められる．Fig.4 と比較すれば，応力レベルが低くなると HAZ 側には明瞭なストライエーションが見られなくなり，溶接金属側ではディンプルが少なくなり，局所的なストライエーションが認められるようになる．**Fig.11** は溶接金属内部での破面で，Fig.12 はその拡大写真である．多くのディンプルとともに巨視的な伝ぱ方向と垂直な規則的な割れが局所的に認められる．（Fig. 3～Fig.12 中の黒矢印は巨視的きれつ伝ぱ方向を示す．）

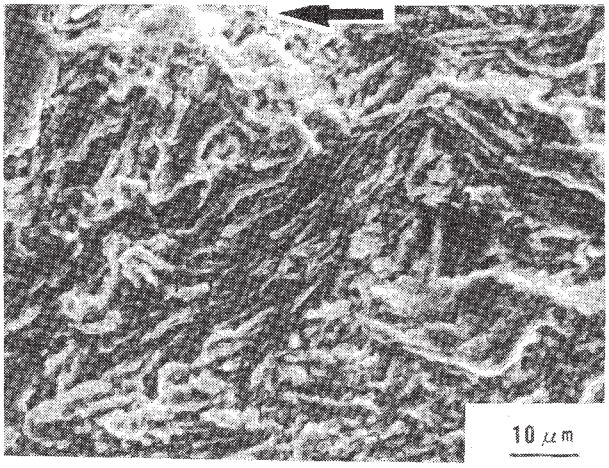


Fig. 7　HT80母材部でのミクロ破面（No. 2，△K＝
（No. 2，△K＝63.0kgf／mm$^{3/2}$）

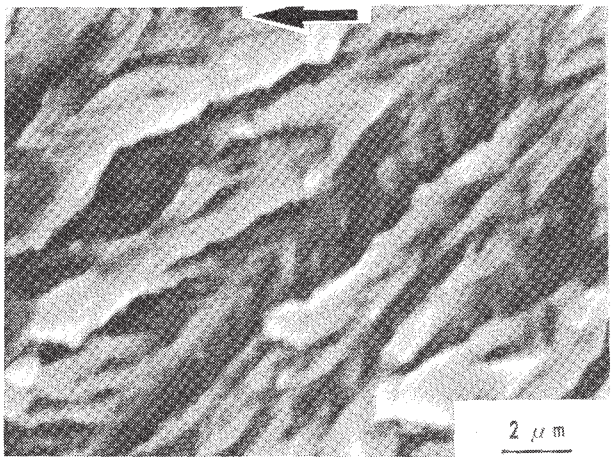


Fig. 8　Fig. 7の中央部を拡大したミクロ破面

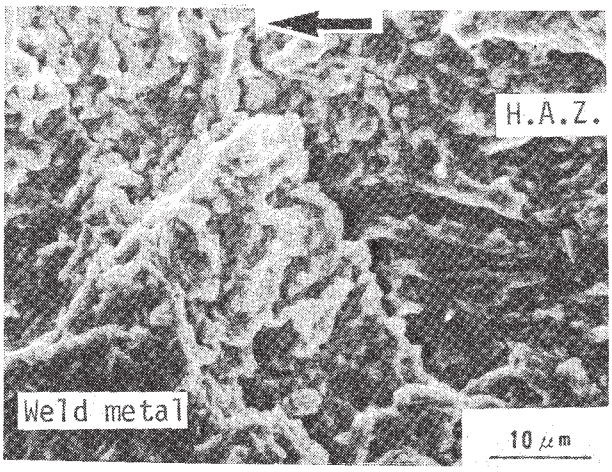


Fig. 9　融合線付近のミクロ破面
（No. 2，△K＝102.0 kgf／mm$^{3/2}$）

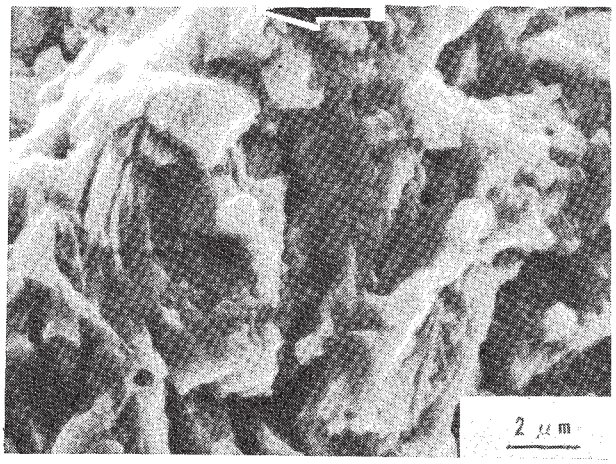


Fig.10　Fig. 9の中央部を拡大したミクロ破面

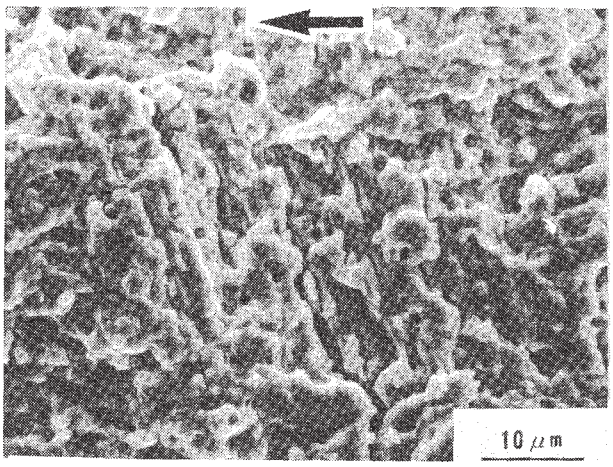


Fig.11　溶接部でのミクロ破面（切欠きから10.5mm離れた位置，△K＝136.0kgf／mm$^{3/2}$）

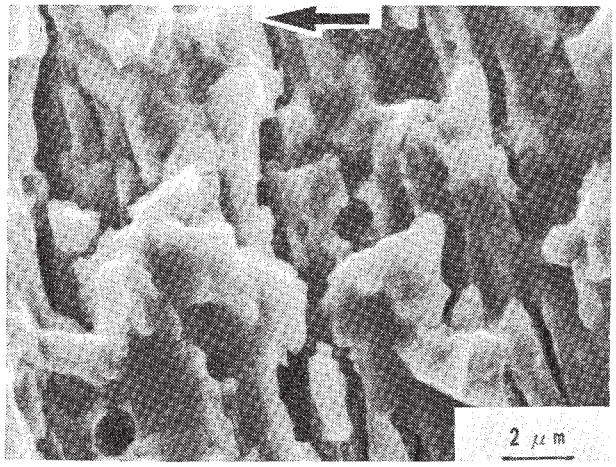


Fig.12　Fig.11の中央部を拡大したミクロ破面

(135) オーステナイト系ステンレス鋼のTIG溶接における熱影響部の疲労破面

— 疲労き裂伝ぱ試験 —

(135) Fatigue Fracture Surface in Heat-Affected Zone of Austenitic Stainless Steel by TIG Arc Welding

— Fatigue Crack Growth Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：オーステナイト系ステンレス鋼材 SUS304 (板厚20㎜).

溶接材料 (Welding material)：オーステナイト系ステンレス鋼棒 Y308

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
母　材	0.05	0.59	0.95	0.030	0.005	8.93	18.21

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/㎟)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/㎟)	伸び (%)
母　　材	62.8	27.4	66
溶着金属	61.3	49.4	44

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：TIG 溶接 (TIG arc welding)

極　　性	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (㎜/min)	層間温度 (℃)
DCRP	12	250	150	≦150

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：疲労き裂伝ぱ試験

試験片形状 (Specimen configuration)：コンパクト試験片 (CT 試験片)

試験条件 (Test condition)：荷重制御試験，周波数10Hz

試験結果 (Test result)：$da/dN=6.09\times10^{-13}(\triangle K)^{4.05}$

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

SUS304鋼を TIG 溶接を行なった後，熱影響部(HAZ)をき裂が伝ぱするようにした厚さ18㎜，幅51㎜のコンパクト試験片を溶接板から切り出し，荷重制御による疲労き裂伝ぱ試験を行なった．この場合開先形状をX型としたために，き裂は熱影響部だけを通過するわけではなく，試験片の板厚中央では熱影響部を，表面では溶接金属を通過する状態となっていた．マクロ破面はかなり凹凸の激しい様相を呈していた．しかし，試験片の板厚中央の熱影響部について TEM を用いて破面観察を行なった結果，Fig.1～4 に示すようにいずれもストライエーション (Striation) が観察され，他の破面形態は殆んど認められなかった．なお，ストライエーション間隔の平均値 Sm と△Kとの関係は次式で表示できることが判明した．

$$Sm=1.08\times10^{-11}(\triangle K)^{3.52}$$

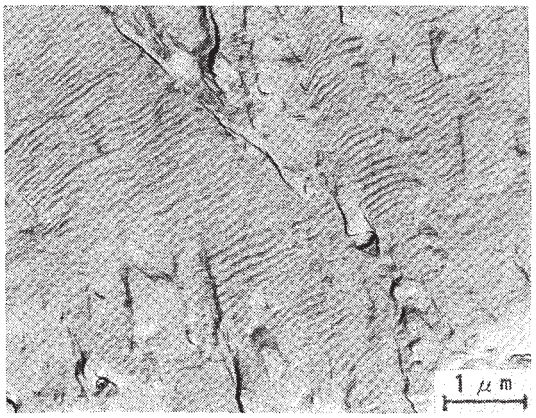


Fig. 1 da／dN＝7.63×10^{-5}mm／cycle,
△K＝88.5kgf／$mm^{3/2}$, R＝0.05

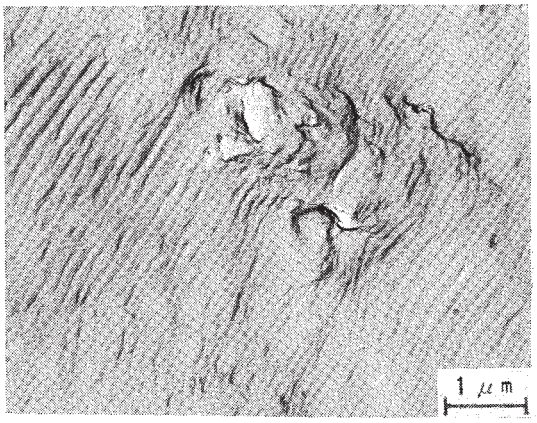


Fig. 2 da／dN＝1.23×10^{-4}mm／cycle,
△K＝114.2kgf／$mm^{3/2}$, R＝0.05

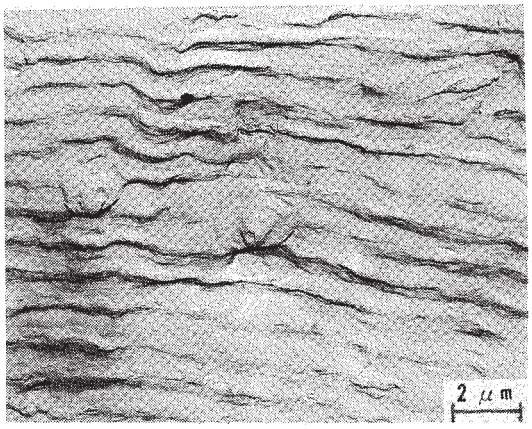


Fig. 3 da／dN＝6.15×10^{-4}mm／cycle,
△K＝188.1kgf／$mm^{3/2}$, R＝0.05

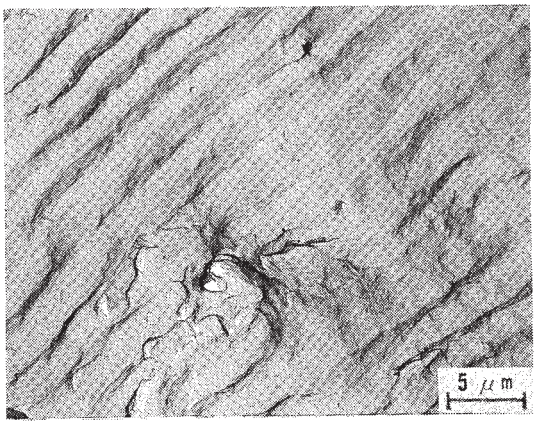


Fig. 4 da／dN＝1.05×10^{-3}mm／cycle,
△K＝231.4kgf／$mm^{3/2}$, R＝0.05

(136) オーステナイト系ステンレス鋼のTIG溶接における溶接金属の疲労破面

— 疲労き裂伝ぱ試験 —

(136) Fatigue Fracture Surface in Weld Metal of Austenitic Stainless Steel by TIG Arc Welding

— Fatigue Crack Growth Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：オーステナイト系ステンレス鋼材 SUS304 (板厚20㎜)

溶接材料 (Welding material)：オーステナイト系ステンレス鋼棒 Y308

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
母　材	0.05	0.59	0.95	0.030	0.005	8.93	18.21

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/㎟)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/㎟)	伸び (%)
母　　材	62.8	27.4	66
溶着金属	61.3	49.4	44

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：TIG 溶接 (TIG arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

極　　性	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (㎜/min)	層間温度 (℃)
DCRP	12	250	150	≦150

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：疲労き裂伝ぱ試験

試験片形状 (Specimen configuration)：コンパクト試験片 (CT 試験片)

試験条件 (Test condition)：荷重制御試験，周波数10Hz

試験結果 (Test result)：$da/dN=1.43\times10^{-12}(\triangle K)^{3.94}$

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

X開先加工を行なった SUS304鋼を TIG 溶接した後，溶接金属中をき裂が伝ぱするように切欠きを付けたコンパクト試験片を溶接板から切り出し，荷重制御による疲労き裂伝ぱ試験を実施した．試験後，得られた破面を TEM により観察した．Fig.1～4 は疲労き裂伝ぱ速度の異なる領域から得たミクロ破面を示したもので，いずれの破面においても疲労破面の特徴であるストライエーション (Striation) が認められ，溶接金属を反映したような形態は観察されない．なお，これらの写真から明らかなように，ストライエーションの間隔はき裂伝ぱ速度または△Kと共に増加する傾向が見られるので，各△K域でストライエーション間隔を測定した結果，ストライエーション間隔の平均値 Sm と△Kとの間には次のような関係が成立していた．

$$Sm=8.90\times10^{-12}(\triangle K)^{3.94}$$

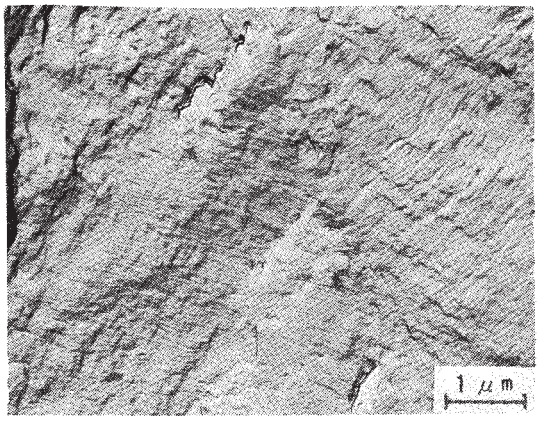


Fig. 1 da／dN＝3.25×10^{-5}mm／cycle，
△K＝81.6 kgf／$mm^{3/2}$，R＝0.05

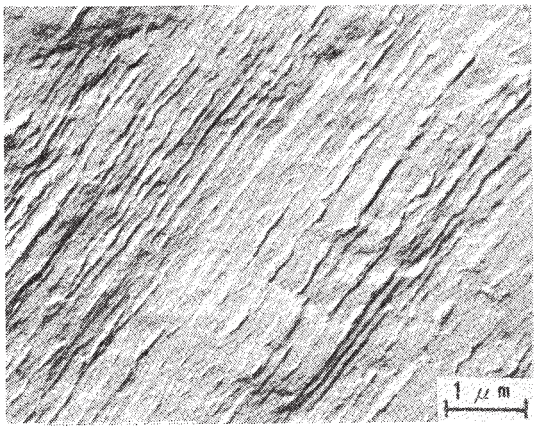


Fig. 2 da／dN＝2.13×10^{-4}mm／cycle，
△K＝108.6kgf／$mm^{3/2}$，R＝0.05

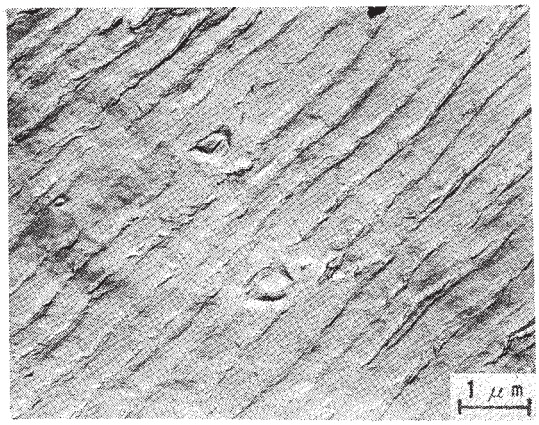


Fig. 3 da／dN＝5.15×10^{-4}mm／cycle，
△K＝148.3kgf／$mm^{3/2}$，R＝0.05

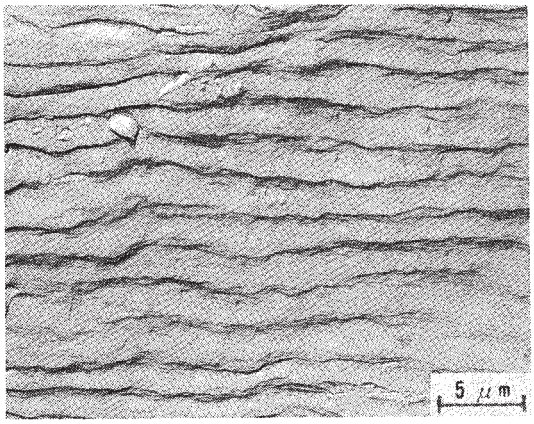


Fig. 4 da／dN＝2.33×10^{-3}mm／cycle，
△K＝215.2kgf／$mm^{3/2}$，R＝0.05

(137) 二相ステンレス鋼のTIG溶接における溶接金属の疲労破面

— シェンク式疲労試験 —

(137) Fatigue Surface of Duplex Stainless Steel Weld Metal by TIG Arc Welding

— Schenck Type Fatigue Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：二相ステンレス鋼材 NAR-DP3 (板厚 4 ㎜).

溶接材料 (Welding material)：二相ステンレス鋼ワイヤ NAR-DP3 (径 2 ㎜).

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu
母　　材	0.022	0.42	0.93	25.35	7.35	3.15	0.49
溶 加 材	0.026	0.51	0.84	24.95	6.74	3.10	0.27

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：TIG 溶接 (TIG arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開 先 形 状	溶 接 電 流	ア ー ク 電 圧	溶 接 速 度
V　　形	120 A, DCSP	14 V	150 ㎜/min

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：片振りシェンク疲労試験

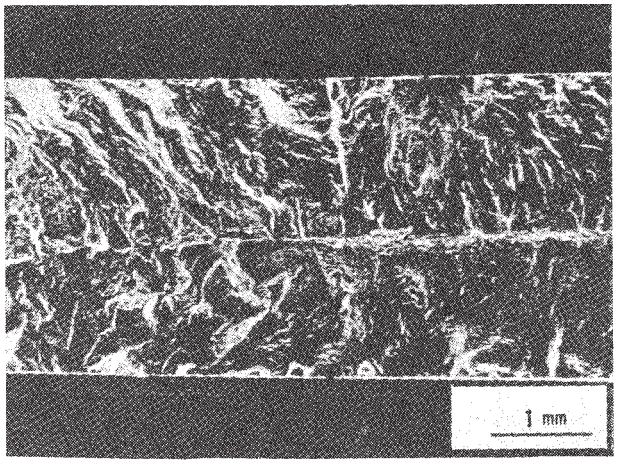
試験片形状 (Specimen configuration)：板厚3㎜の平板(中央部の幅25で30Rの曲率).

試験条件 (Test condition)：50Hz

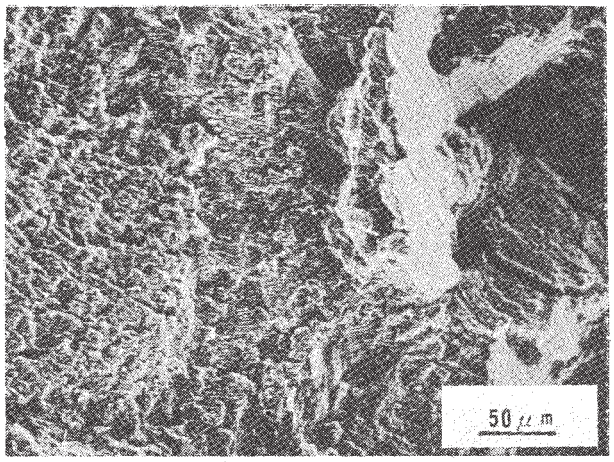
試験結果 (Test result)：(応力(σ)＝50kgf／㎟：繰返し数(N_f)＝1.1×10^5), (応力(σ)＝38kgf／㎟：繰返し数(N_f)＝1.9×10^6)

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

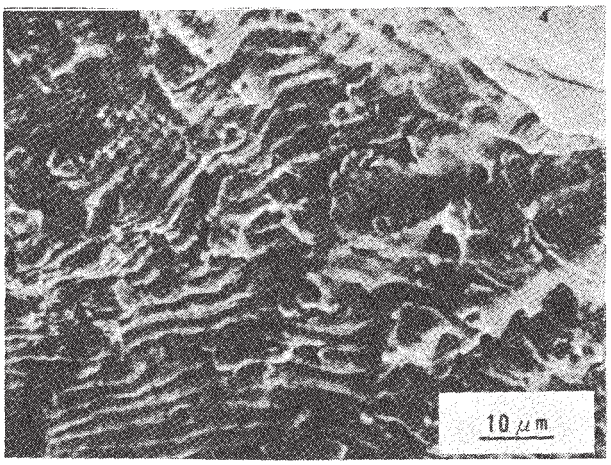
Fig.1 は σ＝50kgf／㎟, 繰返し数＝1.1×10^5の状態で破断した試験片の破面の一部を示したものである. (b)は(a)のマクロ破面の中央部を拡大したもので, ストライエーション (Striation) 状模様が認められる. (c), (d)は(b)をさらに拡大したもので, 一部にはタイヤ·トラック (Tire tracks) 状模様も見られる((d)).



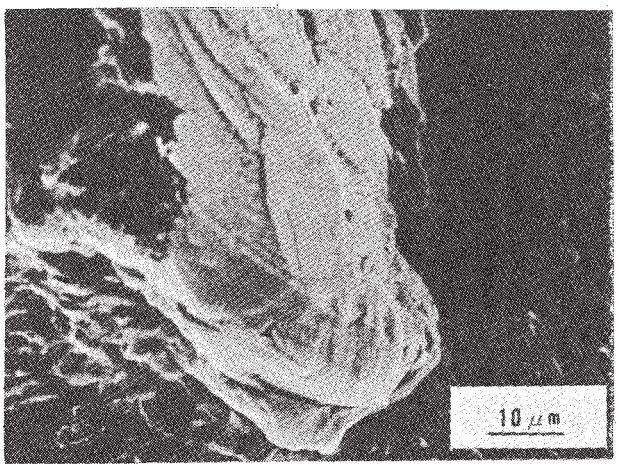
(a)　疲労破壊した試験片のマクロ破面



(b)　(a)の中央部を拡大したミクロ破面



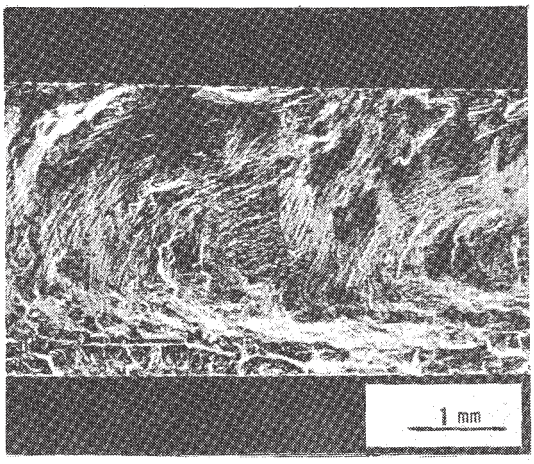
(c)　(b)の中央右より部を拡大したミクロ破面



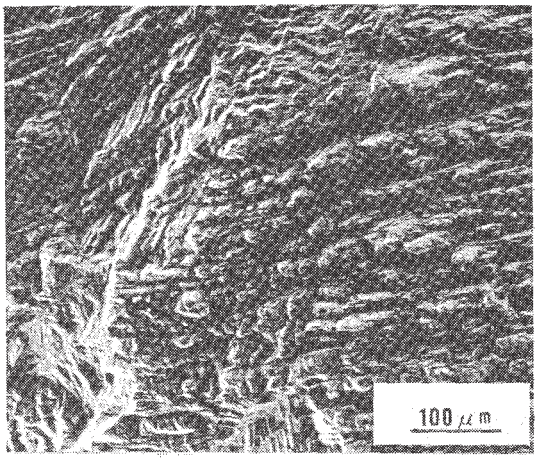
(d)　(b)の中央右より部を拡大したミクロ破面

Fig. 1　疲労破壊した試験片の破面
($\sigma=50\mathrm{kgf/mm^2}$, $N_f=1.1\times10^5$)

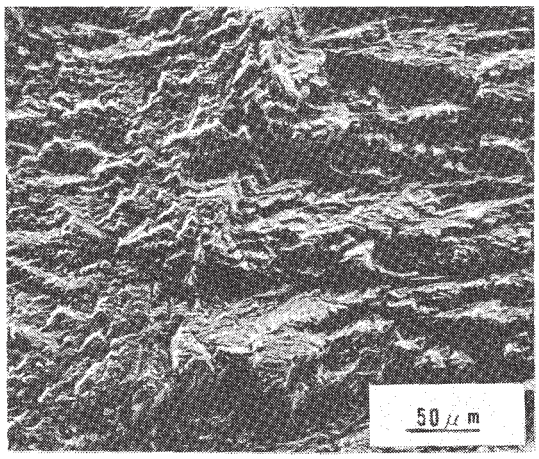
Fig.2 には $\sigma=38$kgf／mm², 繰返し数＝1.9×10^6の状態で破断した試験片の破面を示した．(a)はマクロ破面である．付加応力が低いため，破面は Fig.1 より平滑である．しかし倍率を上げると，凝固後の組織（$\gamma+\alpha$）の影響を受けたと思われる層状組織が認められる((b), (c))．(c)の一部を拡大して観察するとストライエーションと思われる模様が認められ，二次割れも発生している．



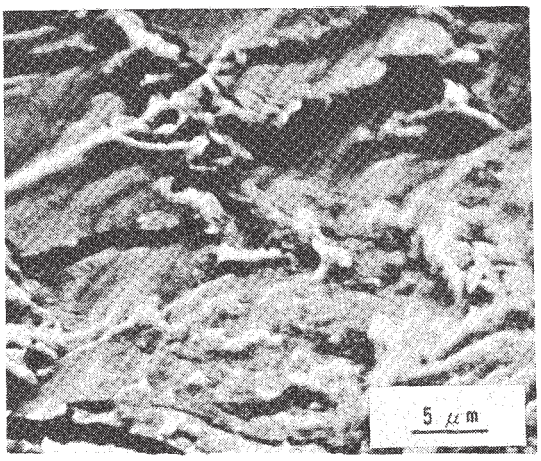
(a) 疲労破壊した試験片のマクロ破面



(b) (a)の中央部を拡大したミクロ破面



(c) (b)を拡大したミクロ破面



(d) (c)を拡大したミクロ破面

Fig. 2 疲労破壊した試験片の破面（$\sigma=38\mathrm{kgf/mm^2}$, $N_f=1.9\times10^6$）

(138) オーステナイト系ステンレス鋳鋼の管溶接部の疲労破面

— シェンク式疲労試験 —

(138) Fatigue Fracture Surface of Austenitic Stainless Steel Tube Weld Metal by Shielded Metal-Arc Welding

— Schenck Type Fatigue Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：オーステナイト系ステンレス鋼鋳鋼 SCS23 (CC 管) (板厚25㎜).

溶接材料 (Welding material)：ステンレス被覆アーク溶接棒 NCF-30A (径 4 ㎜).

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
母　　材	0.030	0.86	1.40	0.022	0.009	20.59	28.25	2.18	3.44
溶 着 金 属	0.026	0.50	2.32	0.020	0.010	20.23	28.24	2.52	3.23

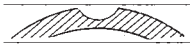
機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/㎟)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/㎟)	伸び (%)
母　　材	48.4	21.0	53

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：被覆アーク溶接 (Shielded metal-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	溶接棒の乾燥条件	予熱・層間温度 (℃)	溶接電流 (A)	積層方法
	200℃×2 hrs	≦100	130～140	6 層 8 パス

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：片振りシェンク疲労試験

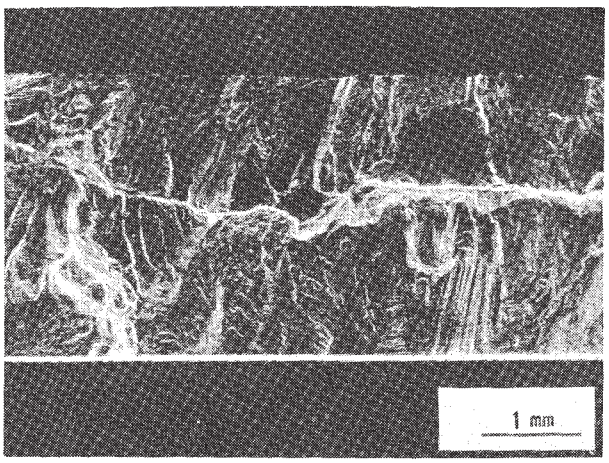
試験片形状 (Specimen configuration)：板厚3㎜の平板(中央部の幅25で30Rの曲率)

試験条件 (Test condition)：50Hz

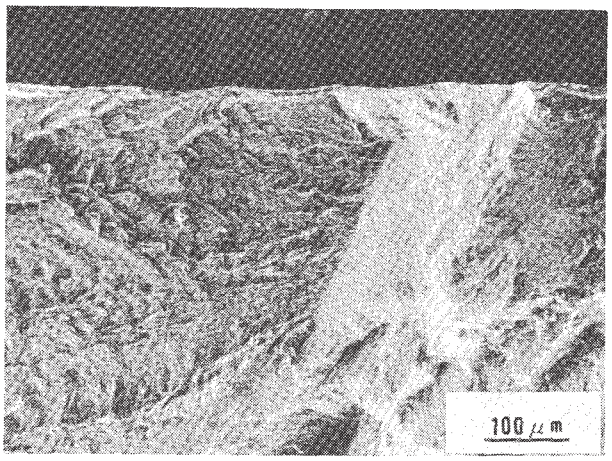
試験結果 (Test result)：(応力 σ=25kgf／㎟：繰返し数 $N_f=4.2\times10^5$), (σ=11 kgf／㎟：$N_f=3.9\times10^7$)

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

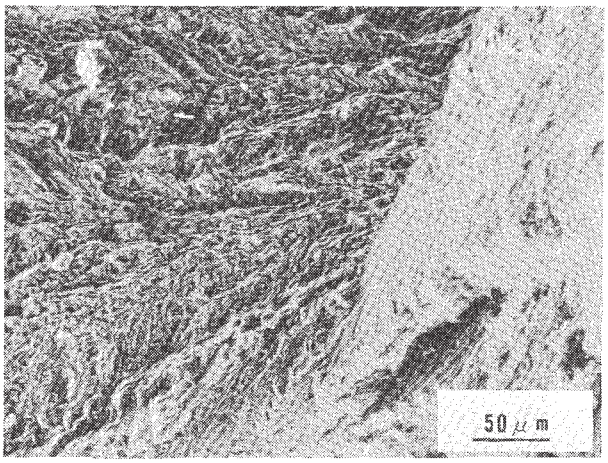
Fig.1 は σ=25kgf／㎟, $N_f=4.2\times10^5$の状態で破断した試料の破面を示したものである. (a)はマクロ破面である. 試料表面付近の起点近くにはリバー・パターン (River pattern) 状模様が認められ((b), (c)), 拡大して観察すると, リバー・パターン状模様の間 (側面) にはストライエーション (Striation) と思われる模様が見られる(e).



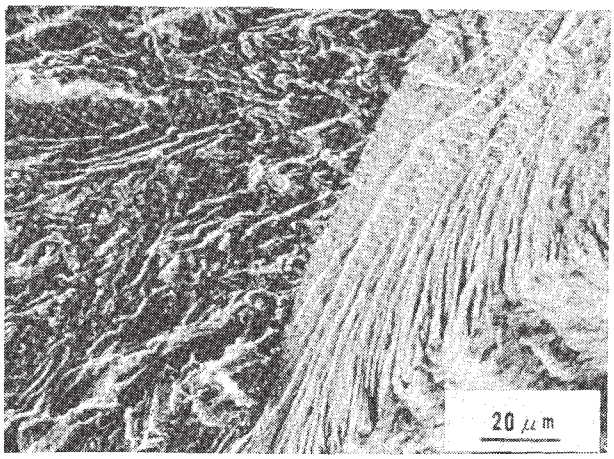
(a)　疲労破壊部のマクロ破面



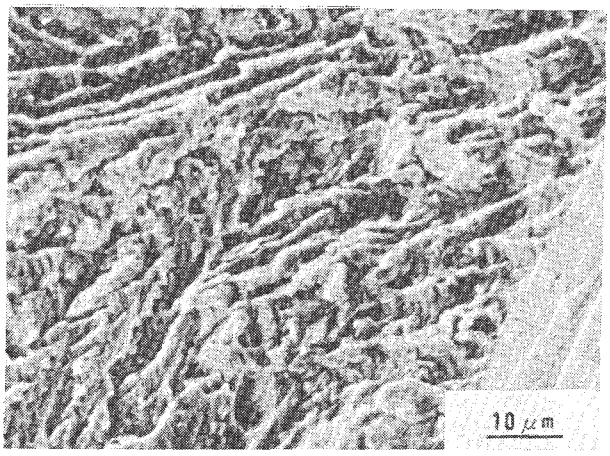
(b)　(a)の上縁中央部のミクロ破面



(c)　(b)の中央を拡大したミクロ破面



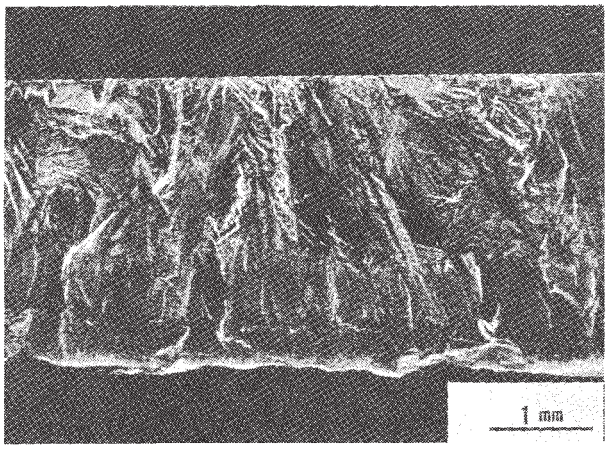
(d)　(c)の中央部を拡大したミクロ破面



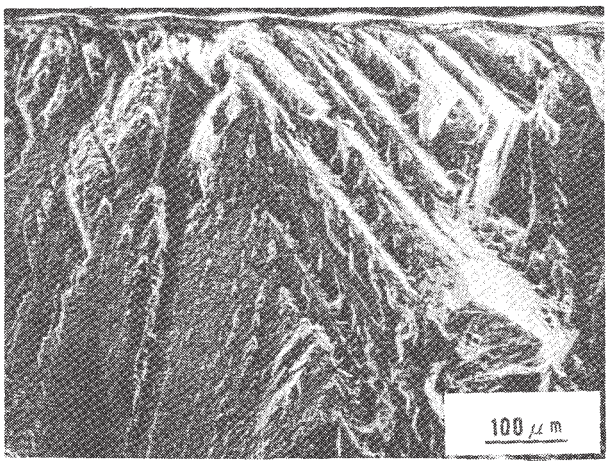
(e)　(d)の中央部を拡大したミクロ破面

Fig. 1　疲労破壊した試験片の破面
($\sigma = 25\mathrm{kgf/mm^2}$,　$N_f = 4.2 \times 10^5$)

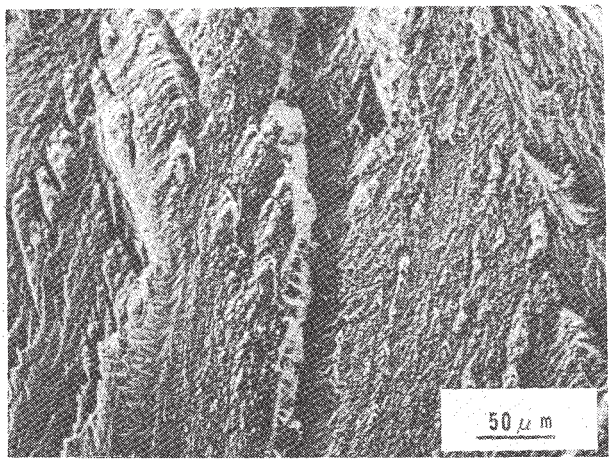
Fig.2 は $\sigma=11$kgf／㎟，$N_f=3.9\times10^7$の状態で破断した試料破面の起点部を示したものである．(a)はマクロ破面，(b)および(d)はその一部拡大，(c)および(e)は，各々(b)および(d)の一部拡大写真である．セル状樹枝状晶のすべり方向に，き裂が進行した様子がうかがえる．



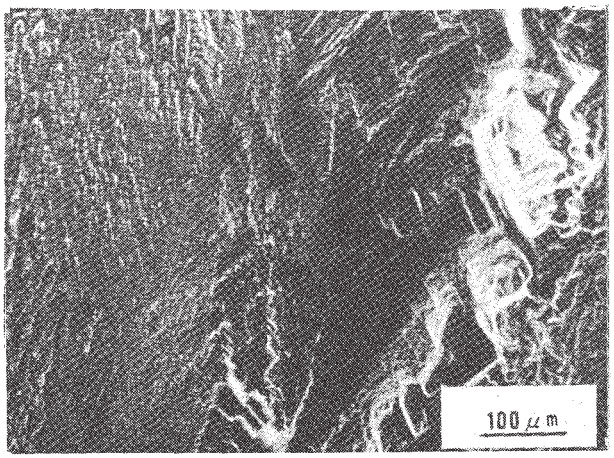
(a)　疲労破壊した試験片のマクロ破面



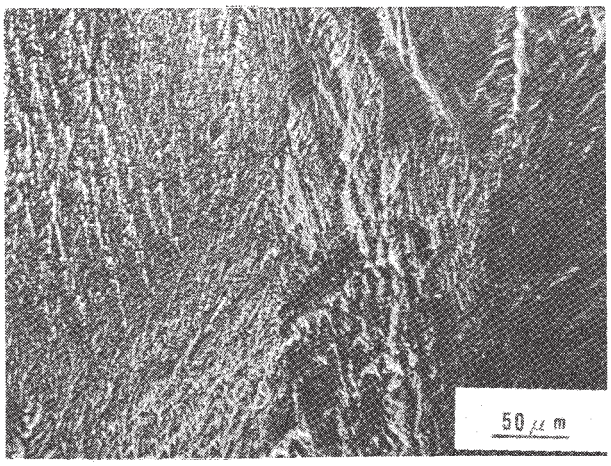
(b)　(a)の上縁中央部を拡大したミクロ破面



(c)　(b)の中央部を拡大したミクロ破面



(d)　(a)の中央部左よりを拡大したミクロ破面



(e)　(d)の中央部を拡大したミクロ破面

Fig. 2　疲労破壊した試験片の破面
(σ = 11kgf／mm^2, N_f = 3.9×10^7)

(139) オーステナイト系ステンレス鋼の管内面溶接部のパルセーティング・ストレス・クリープ破面

— パルセーティング・ストレス・クリープ試験 —

(139) Pulsating Stress Creep Rupture Surface of Internal Welded Pipe of Austenitic Stainless Steel

— Pulsating Stress Creep Rupture Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：オーステナイト系ステンレス鋼管 SUS 321(板厚3.2㎜).

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Ti
母　　材	0.046	0.40	2.01	0.030	0.016	11.31	17.02	0.53

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/㎟)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/㎟)	伸び (%)	備　　考
母　　材	61.0	31.0	52.0	受入れのまま

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：TIG 溶接 (溶加材なし) (TIG arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	溶接電流 (A)	溶接速度 (㎜/min)	積層方法	備　　考
I　形	15～20	132	1層1パス	溶接のまま

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：パルセーティング・ストレス・クリープ試験

試験片形状 (Specimen configuration)：外径15.9㎜, 板厚3.2㎜の円筒状試験片

試験条件 (Test condition)：最大引張応力 $\sigma_{max}=3$ kgf/㎟, 応力振幅 σ_a, $\sigma_a/\sigma_{max}=0.9$, 応力繰返し速度90Hz, 雰囲気温度550℃

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

1　破断状況

本破面は, 管の内面を TIG なめ付け溶接した円筒状試験片を, 溶接後熱処理無しに, 550℃の大気雰囲気下において, 軸方向引張荷重を毎分90サイクル変動させるクリープ試験を実施したものである. Fig.1 および Fig.5 は, 破面の外観を示すものである. 両破面とも, 白色を示す円弧状の部分と, 他の大部分の面積を占める黒色の部分が認められる.

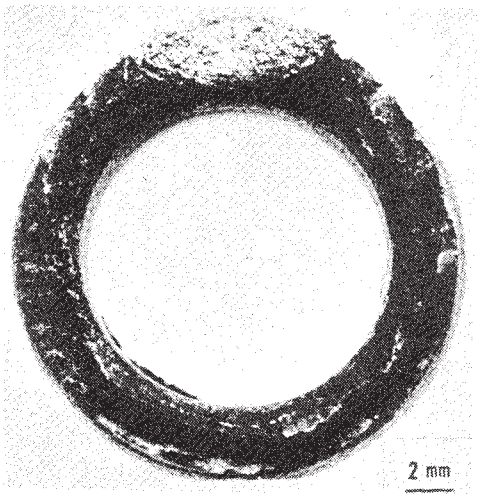


Fig. 1　パルセーティング・クリープ破断試験片（Ａ４）（溶接のまま）

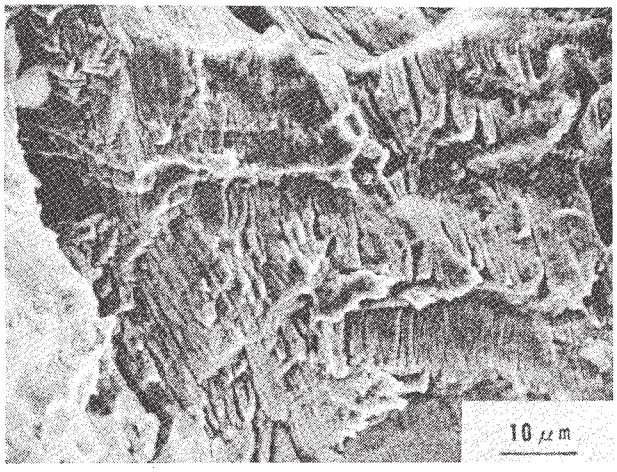


Fig. 2　Fig. 1 の白色部分の最外周部のミクロ破面

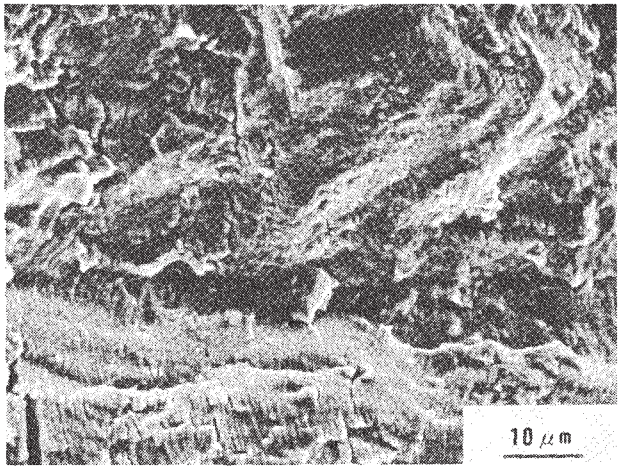


Fig. 3　Fig. 1 の白色部分の中央部のミクロ破面

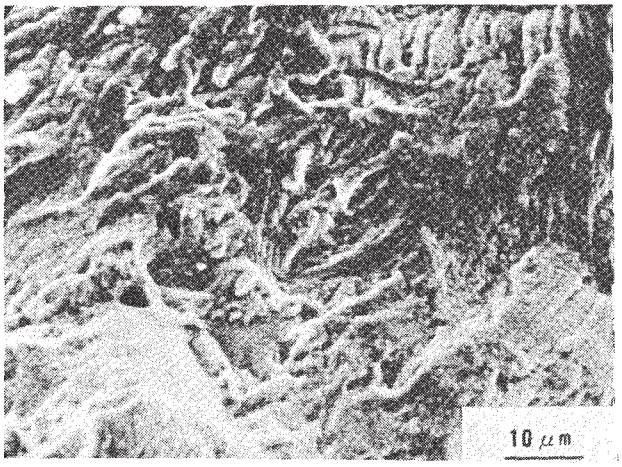


Fig. 4　Fig. 1 の白色部分の最内側部分のミクロ破面

2　破面観察

Fig.2 は，Fig.1 の白色を示す円弧状部分の最外周部の破面を示す．白色弧状部分全体に，疲労破壊を示すストライエーション・パターン（Striation pattern）が認められた．ストライエーション・パターンの進展状況から，本試験片（A 4）においては，外周から割れが進展して行ったことが推察される．Fig.3 は白色円弧状破面のほぼ中央部付近，Fig.4 は円弧の内面側先端近傍の破面であり，各々ストライエーションが認められる．ストライエーション間隔は，Fig.2 で約0.6μm，Fig.3，Fig. 4 で約0.7μm である．A 4 における疲労亀裂の発生位置は，溶接金属部であり，溶接のままの試験片に最も多く認められるものである．

Fig.5 は，同じく溶接のままの試験片において，疲労き裂が内面側から成長して行ったA 8 試片の破面外観である．Fig.6 は，A 8 試片の白色円弧状部分の最内面部の破面であり，粒界破面が認められる．Fig.7，Fig.8 は各々白色円弧状部分の中央部および最外周部分の破面である．疲労ストライエーション間隔は，Fig.7 で約0.7μm，Fig.8 で約 3 μm である．試片A 8 においては，疲労き裂は HAZ より発生している．

溶接のまま継手のパルセーティング·クリープ S-N 線図は，母材のそれにほぼ近いものである．

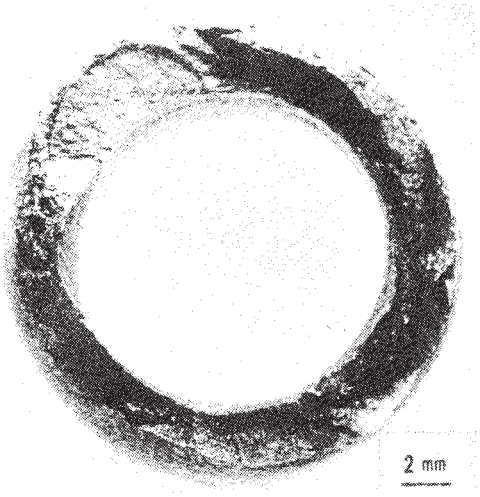


Fig. 5　パルセーティング・クリープ破断試験片（Ａ８）（溶接のまま）

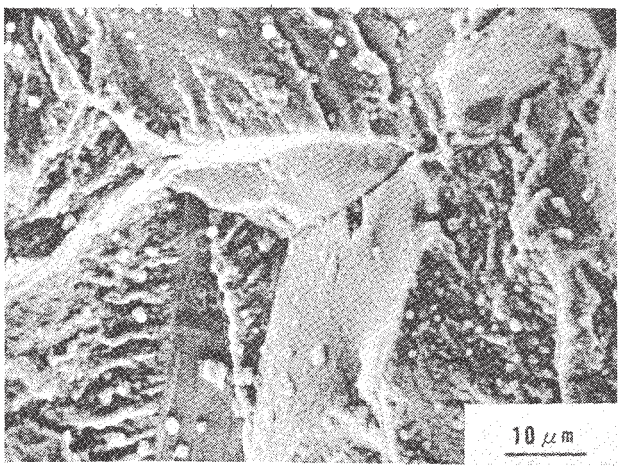


Fig. 6　Fig. 5の白色部分の最内面側部分のミクロ破面

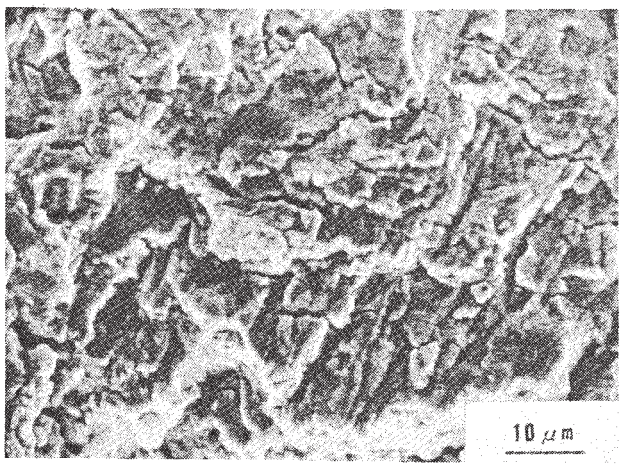


Fig. 7　Fig. 5の白色部分の中央部のミクロ破面

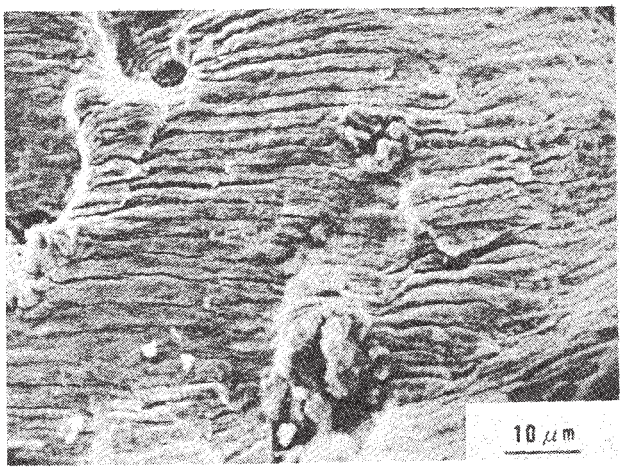


Fig. 8　Fig. 5の白色部分の最外周側部分のミクロ破面

(140) オーステナイト系ステンレス鋼の被覆アーク溶接における溶接金属の熱疲労破面

— 熱疲労試験 —

(140) Fracture Surface of Thermal Fatigue in Austenitic Stainless Steel Weld Metal by Shielded Metal-Arc Welding

— Thermal Fatigue Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：ステンレス鋼鋳鋼 SCS1 (板厚40㎜).

溶接材料 (Welding material)：ステンレス鋼被覆アーク溶接棒 D309Mo (径4.0㎜).

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
母　　材	0.14	0.45	0.48	0.032	0.008	—	0.22	12.21	—
溶　着　金　属	0.05	0.48	1.47	0.021	0.009	0.03	12.79	21.87	2.01

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/㎟)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/㎟)	伸び (%)	シャルピー吸収エネルギー (kgf·m)
母　　材	67.8	48.1	—	—
溶　着　金　属	63.3	51.0	40	8.4 at 0℃

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：被覆アーク溶接 (Shielded metal-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	溶接棒の乾燥条件	予熱・層間温度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (㎜/min)	積層方法
I　形	150℃×1hr	20,200	24	150	13	多層

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：ファィアー・クラック試験装置

試験片形状 (Specimen configuration)：50㎜長×18㎜径(母材，溶接金属の割合：1対1)

試験条件 (Test condition)：20℃↔800℃急熱急冷の繰返し

試験結果 (Test result)：繰返し数200回で溶接境界に割れが発生

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

13Cr 系鋳鋼へ D309Mo を肉盛溶接し，試験片の長手方向中心を溶接境界として28㎜径×50㎜長の試験片を加工して，Fig.1 に示すファィアー・クラック試験装置で熱疲労試験を行なった.

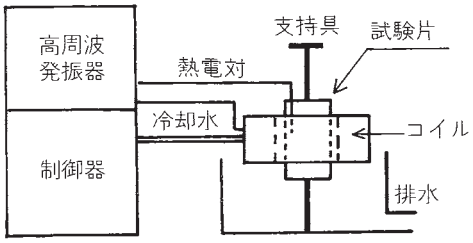


Fig. 1　ファイヤー・クラック試験装置

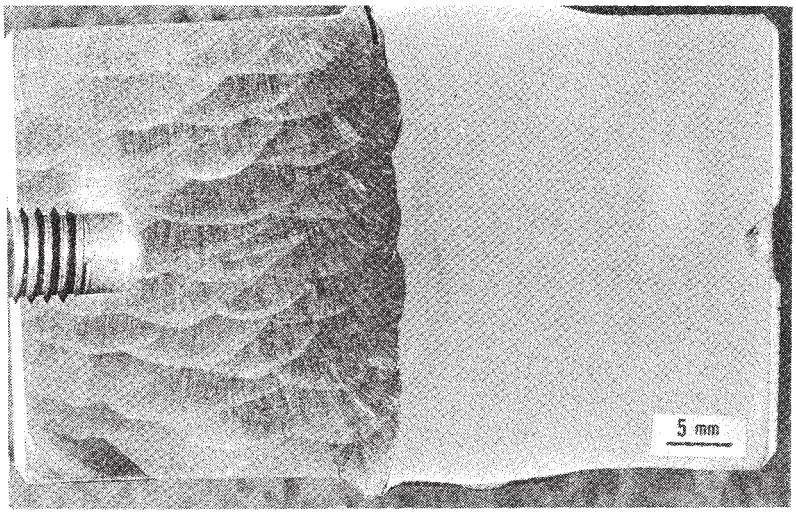
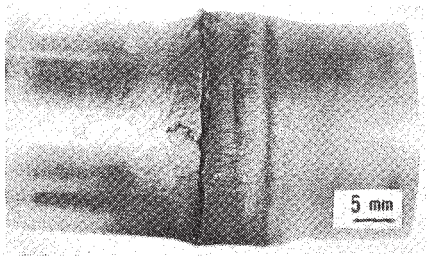


Fig. 3　割れ部の断面マクロ写真



D309Mo→|←SCS1

Fig. 2　割れた試験管の外観

Fig. 4　割れのミクロ破面

試験条件として800℃まで約30秒で加熱し，その温度に到達後水冷して約20℃になる熱サイクルを与えた．割れの発生は熱サイクル50回毎に試験を中断し，肉眼検査で確認した．その結果，熱サイクル200回目の検査で溶接境界に割れが確認されたが，試験は250回まで続行して終了した．

Fig.2 は試験後の外観写真である．割れは溶接境界とその近傍で溶接金属側の円周に連なり，一部軸方向にもある．

Fig.3 は長手方向断面のマクロ写真で，割れは溶接境界とその近傍で溶接金属内に生じている．

Fig.4 は円周方向に発生した割れ破面である．中央の溝は軸方向に進展する割れである．

Fig.5 は Fig.4 破面の上方で外周に近い位置のもので，全体が酸化物で覆われているが，これは加熱冷却によって生じたものである．この酸化物は斜めに規則性を有しており，ストライエーション（Striation）が酸化したことを示している．

Fig.6 は Fig.4 破面の下方の平坦部で酸化の初期状態を示している．疲労破面に現われるストライエーションが認められる．

Fig.7 は Fig.4 の軸方向の割れである，溝内部で凹凸が大きく，その面にストライエーションが認められる．

Fig.8，9，10 は疲労破面を高倍率で観察したもので，各々のストライエーションの特徴及び進展の幅も異なり，熱疲労による破壊が一様でないことが推定される．

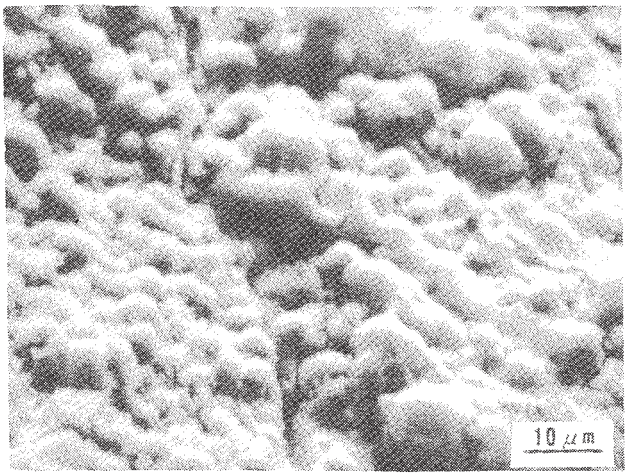


Fig. 5　Fig. 4 の上部を拡大したミクロ破面

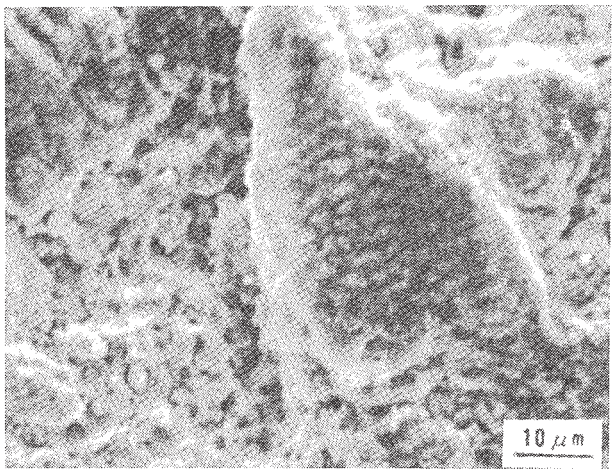


Fig. 6　Fig. 4 の下部を拡大したミクロ破面

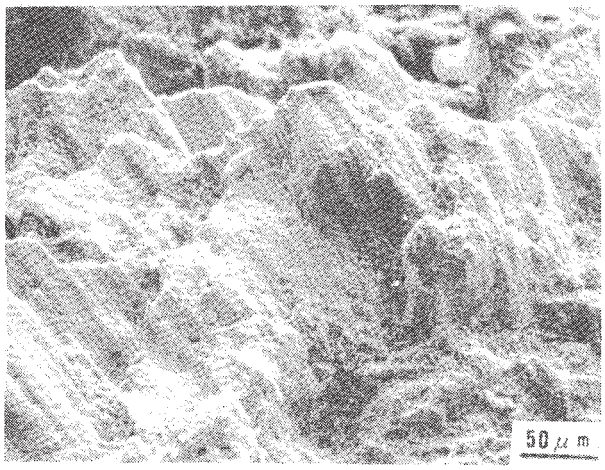


Fig. 7　Fig. 4 の中央の軸方向割れを拡大したミクロ破面

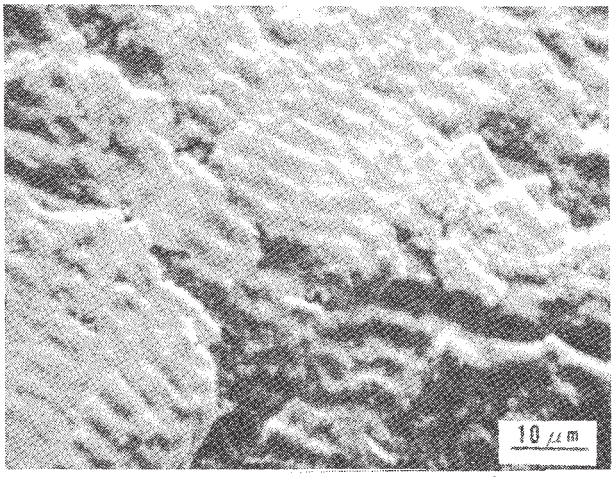


Fig. 8　疲労破壊部を拡大したミクロ破面

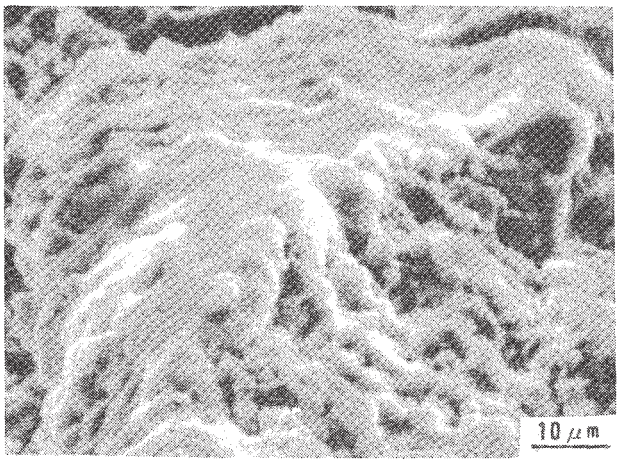


Fig. 9　疲労破壊部を拡大したミクロ破面

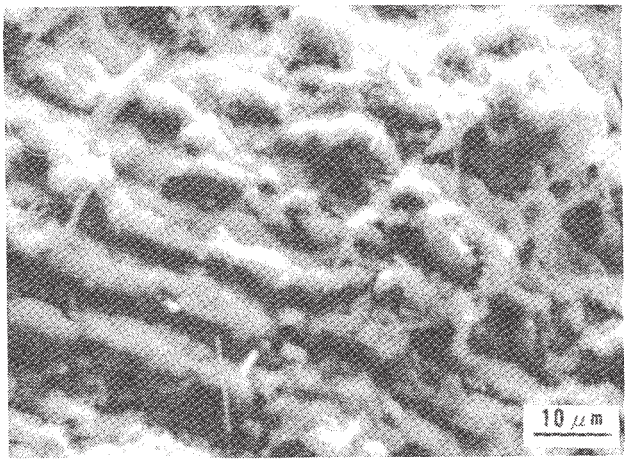


Fig.10　疲労破壊部を拡大したミクロ破面

II．4　腐 食（Corrosion Failures）

概説（Outline）

溶接部で起こる腐食には，粒界腐食，孔食，キャビテーション・エロージョン，異種材接合部のガルバニック腐食，全面腐食などがある．これらはいずれも何らかの形で電気化学的腐食反応を伴っている．

これらのうち，腐食形態に特徴のあるものについて概説する．

1．ウェルド・ディケイとナイフライン・アタック

普通のオーステナイト系ステンレス鋼の溶接継手では，その熱影響部中の母材寄りが Fig.1 に示すように溝状に腐食されることがある．これをウェルド・ディケイ（Weld decay）と呼び，Fig.2 にミクロ組織を示すように粒界腐食を起こしている．

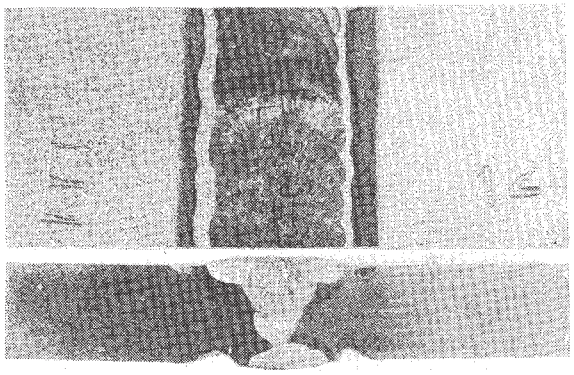


Fig.1　ウェルド・ディケイのマクロ写真

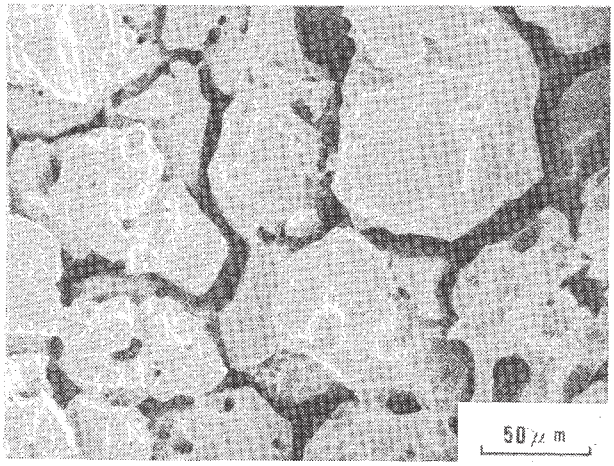


Fig.2　ウェルド・ディケイのミクロ写真（SEM 写真）

この種のステンレス鋼では900℃から700℃の範囲の温度（鋭敏化温度）で加熱されると結晶粒界に $M_{23}C_6$ 型の炭化物（特に $Cr_{23}C_6$）が析出し，その結果 Fig.3 に示すように炭化物周辺の基地中の固溶クロム濃度が低下する．クロムの固溶量がタンマンの耐酸限である $^1/_8$at.%（Fe に Cr が固定する場合ではほぼ11.5wt.%）以下になると耐酸性が急に劣化する．その結果 Fig.2 のように粒界近傍が選択的に腐食されるようになる．溶接熱影響部では Fig.4 に示すような熱サイクルを受けるが，冷却過程で900℃から700℃の温度範囲に最も長時間さらされるのは HAZ のボンド近傍よりむしろ母材側へ少し離れた所になる．その結果，Fig.1 でみられるようにボンドから少し離れた HAZ 中の部分が溝状に腐食される．

耐粒界腐食性を有する SUS304L，316L などの低炭素ステンレス鋼や SUS321，347などの安定化ステンレス鋼はウェルド・ディケイを起こしにくい．

安定化ステンレス鋼は安定化熱処理をしてSUS321ではTiCを，SUS347ではNbCを十分析出させることにより，耐粒界腐食性を確保しているが，これを溶接するとFig.5の中段のようにHAZの1100℃以上に加熱された部分ではTiCやNbCが分解再固溶して安定化の効果を失なう．その後鋭敏化温度に加熱されるとこの部分に$M_{23}C_6$の析出が起こり，ウェルド・ディケイと同様の機構によって耐粒界腐食性が低下し，粒界腐食を起こす．これがナイフライン・アタックで，その発生位置は溶融線に接したHAZの極く狭い領域で，あたかもナイフで切り溝を入れたような形態の腐食をする．

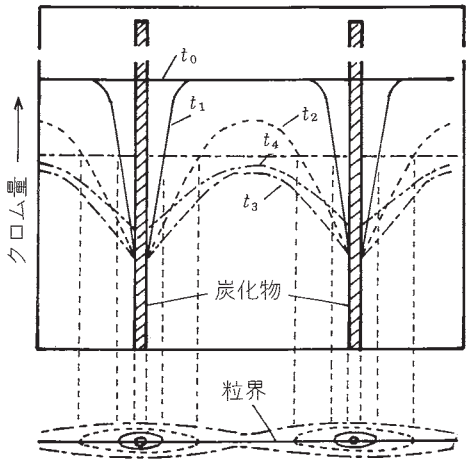


Fig.3　粒界炭化物析出による固溶Cr濃度変化の模式

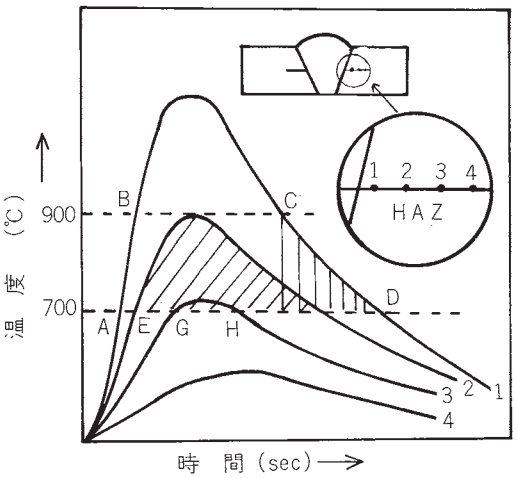


Fig.4　溶接熱サイクルとウェルド・ディケイの発生温度域

2．孔食

孔食はステンレス鋼のように不働態被膜によって耐食性を保持している材料がCl^-イオンを含む中性水溶液（たとえば海水）のように被膜を局所的に破る環境中で，局部腐食を起こす現象で，母材でも溶接部でも起こりうる．

ステンレス鋼の場合の耐孔食性を高かめる合金元素はCr，Mo，Nなどで，なかでもCrは最も重要な元素である．

Fig.6はSUS201の溶接熱影響部に集中的に発生した孔食の例であるが，溶接熱影響部では前述のように$Cr_{23}C_6$の析出により固溶Cr量が減少するため，孔食が発生しやすい．しかし，Fig.7やFig.8でみられるように特に結晶粒界に沿うようなことはなく，金属組織と無関係の円孔状の腐食になる．また，Fig.8でみられるように孔食の底では（111）面の優先腐食と思われる方位性ピットの連続になっていることもある．

孔食には環境と材料の組合せにより，Fig.9(a)に示すように孔食内部にさびが充満していないものと，(b)図に示すようにさびが充満しているものとがある．いずれも図に示すような電気化学反応によって腐食が進む．

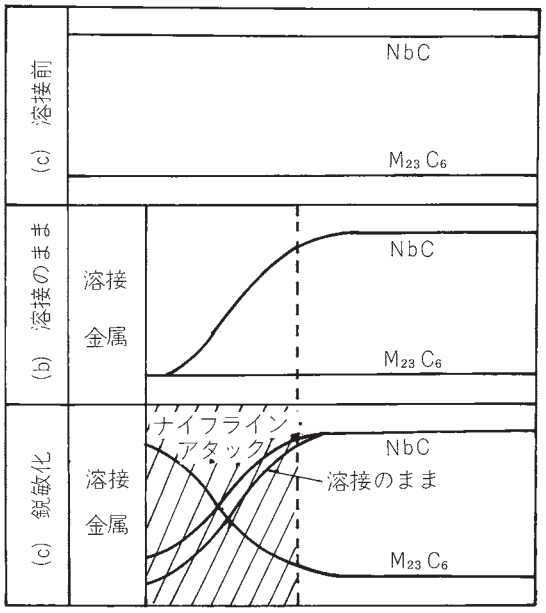


Fig.5　ナイフライン・アタックの発生要因

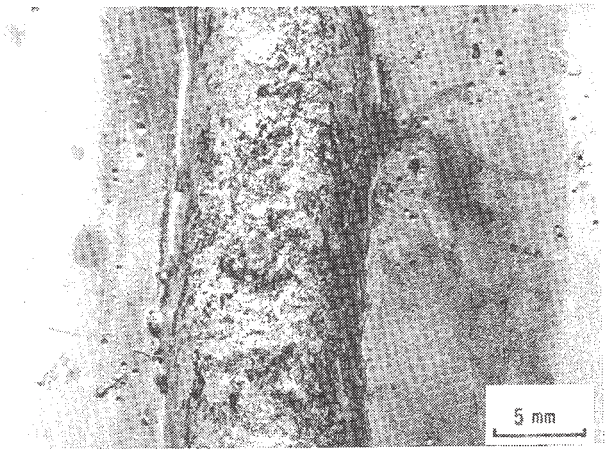


Fig.6　SUS201鋼の溶接 HAZ に発生した孔食のマクロ写真（3％NaCl 水（20℃）に長期浸漬）

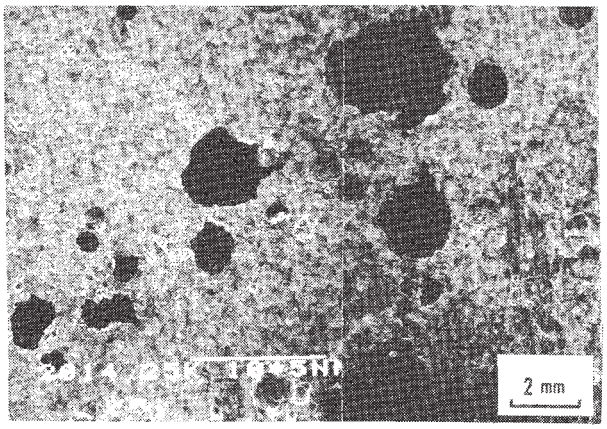


Fig.7　Fig.6 の孔食部の拡大（SEM 写真）

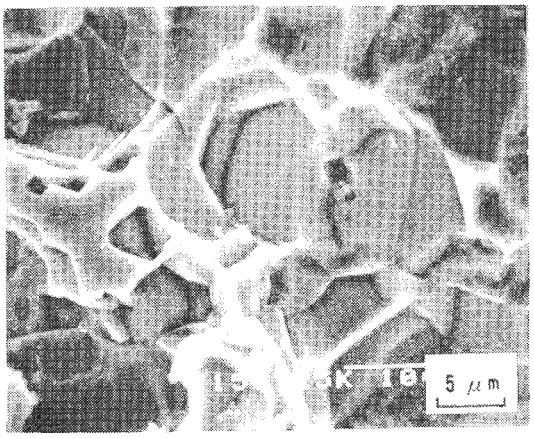


Fig.8　Fig.7 の孔食底のミクロ写真（SEM 写真）

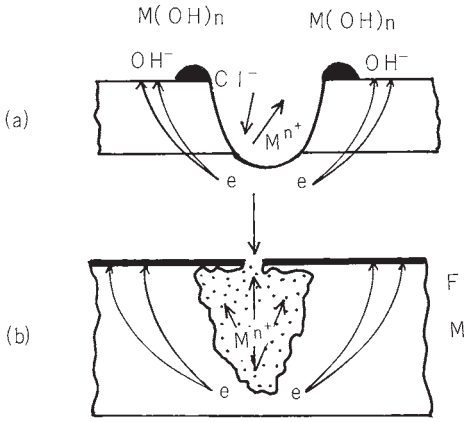


Fig.9　孔食の発生機構の説明図
(a)　Open pit　(b)　Closed pit

3．キャビテーション・エロージョン

キャビテーション・エロージョン（Cavitation erosion）は Fig.10 に示すように，材料

の表面を液体が高速で流れる場合，表面での流速の程度の違いによるエネルギー差に基づく局部電池の構成でおこる陽極部の腐食で，船舶のプロペラや発電所の水車などで問題となる．

プロペラ，水車の翼はエネルギーの差を生じさせる形で，流速のちがいで一部の水中に気泡を生ずるキャビテーション（Cavitation）をおこさせる．キャビテーションで生じた気泡が水の流速を減じるところで急激に収縮して，大きな衝撃力をあらわすので，非金属でもこの衝撃力でミクロ破壊による消耗をおこすが，金属の場合は Fig.10 中に示すような電位差を生じ，電気化学的にも腐食する．

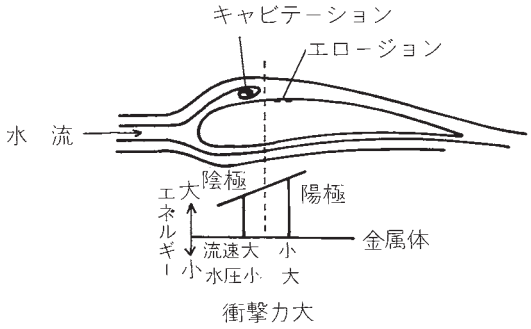


Fig.10　キャビテーション・エロージョンの発生機構の説明図

(141) フェライト系ステンレス鋼における熱影響部の粒界腐食

— 65%硝酸腐食試験（ヒューイ試験）—

(141) Intergranular Corrosion in HAZ of Ferritic Stainless Steel Welded Joint

— 65 percent Nitric Acid Test (Huey Test) —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：フェイト系ステンレス鋼材 SUS430（板厚5mm）.

化学組成（重量%）(Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
母　　材	0.07	0.70	0.86	0.029	0.005	16.7	0.19	0.01

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/mm²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm²)	伸び (%)
母　　材	53	32	30

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：TIG 溶接 (TIG-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (mm／min)	積層方法	その他
15	210	100	1層1パス	ナメ付溶接

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：65%硝酸腐食試験（ヒューイ試験）(JIS G0573)

試験片形状 (Specimen configuration)：5×20×50mm（溶接金属を含む）

試験条件 (Test condition)：48hrs 浸漬

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

SUS430の溶接部で耐食性低下が問題となるのは Fig.1 に示すように溶接金属に沿う幅が数mmの HAZ である．この領域は溶接過程で950～1000℃以上に加熱される領域に相当する．Fig.2 は溶接継手を沸騰65%硝酸中に48hrs 浸漬後の溶融境界線近傍の HAZ の表面組織を示す．この領域では Fig.2 (a)に示すごとく，結晶粒界および粒内にマルテンサイトの析出がみられる．Fig.2 (b)はその一部を拡大したものであり，腐食は主としてマルテンサイト—フェライト界面およびフェライトの結晶粒界で生じているのがわかる．さらに，詳細にみると Fig.2 (c)に示すごとく，マルテンサイト自体も選択腐食をうけているのがみられる．腐食時間をこれより長くすると，表面にみられるマルテンサイトは溶解もしくは脱落してほとんどみられなくなり，それに伴いフェライト粒も脱落するようになる．このように，SUS430の HAZ における腐食は粒界腐食とマルテンサイトの選択腐食が同時に発生する結果生じるものである．

SUS430の母材は通常850℃付近での熱処理により，Cr 炭化物をじゅう分析出させた状態で用いるが HAZ では溶接過程で Cr 炭化物が一度固溶し，冷却過程で粒界に再析出する．さらに，この領域では溶接過程で一部オーステナイトが析出し，それが冷却

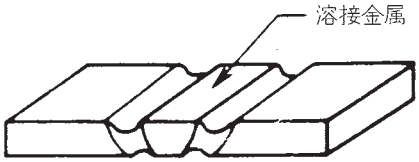
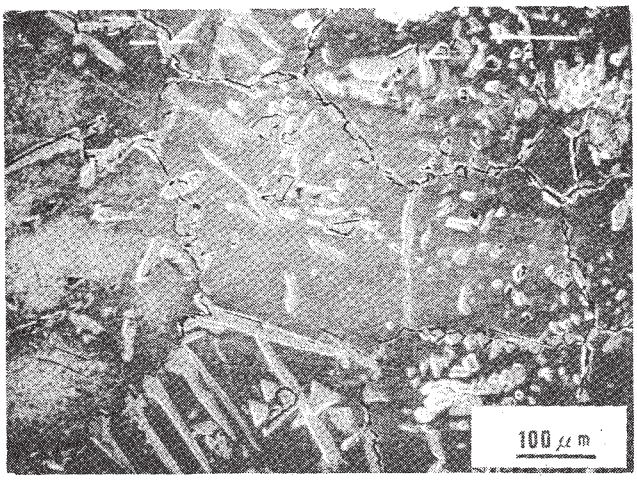
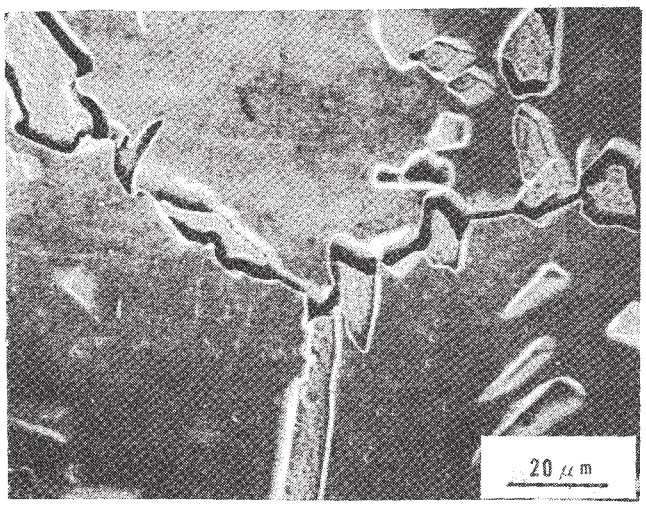


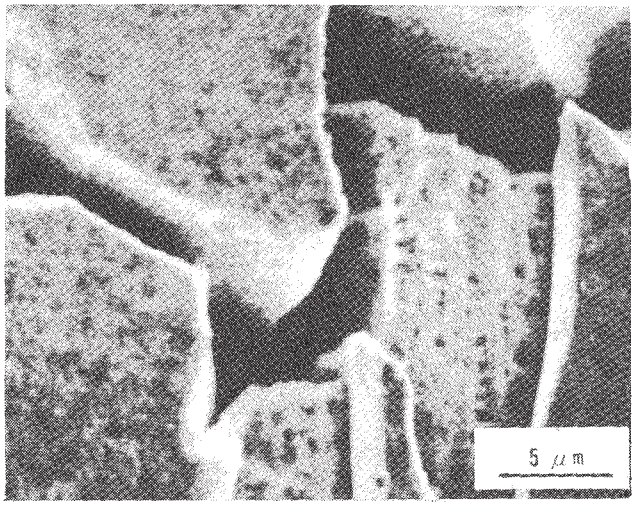
Fig. 1　溶接部の腐食発生個所



(a)



(b)　(a)の中央やや右上の拡大



(c)　(b)の中央の拡大

Fig. 2　溶接金属に近接したＨＡＺにおける腐食状態

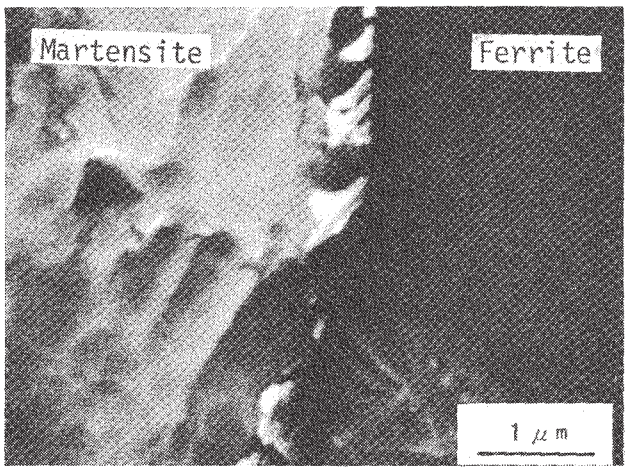


Fig. 3　フェライト（Ferrite）―マルテンサイト（Martensite）界面に析出したM_7C_3形Cr炭化物

過程でマルテンサイトに変態する．このマルテンサイトは周囲のフェライトよりもじゃっかんCr濃度が低いうえ，高い転位密度の内部構造を持つためフェライトより耐食性が悪い．その結果腐食環境下においてSUS430のHAZではCr炭化物が連続的に析出したフェライト粒界およびフェライト―マルテンサイト境界近傍の粒界腐食およびマルテンサイトの選択腐食が生じ，これがその領域の侵食の原因となる．

Fig.3にHAZのフェライト―マルテンサイト界面に析出したCr炭化物を示す．両相の界面にみられるのがM_7C_3形のCr炭化物である．

(142) オーステナイト系ステンレス鋼における熱影響部のウェルド・ディケイ

— 65%硝酸腐食試験（ヒューイ試験）—

(142) Weld Decay in HAZ of Austenitic Stainless Steel Welded Joint

— 65percent Nitric Acid Test (Huey Test) —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：オーステナイト系ステンレス鋼材 SUS304（板厚6mm）.

溶接材料 (Welding material)：オーステナイト系ステンレス鋼被覆アーク溶接棒 D308（径4mm）.

化学組成（重量%）(Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Fe
母　　材	0.06	0.73	0.98	0.026	0.005	18.19	9.35	Bal.
溶着金属（規格値）	0.05	0.31	1.38	≦0.04	≦0.03	19.92	9.46	Bal.

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/mm²)	降伏点（0.2%耐力）(kgf/mm²)	伸び (%)
母　　材(規格値)	60	25	60
溶着金属(規格値)	56～65	—	≧35

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：被覆アーク溶接 (Shielded metal-arc welding)

開先形状	溶接棒・フラックスの乾燥条件	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (mm/min)	積層方法
V　形	150℃×1hr	27	150	120	1層1パス

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：65%硝酸腐食試験（ヒューイ試験）(JIS G 0573)

試験片形状 (Specimen configuration)：5×20×60mm（溶接金属を含む）

試験条件 (Test condition)：48hrs×5回浸漬

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

SUS304のウェルド・ディケイ (Weld decay) は Fig.1 に示すように，溶接金属から数mm離れ，それと平行な HAZ で発生する．この領域は溶接過程で約700～900℃の温度域に加熱された部分である．Fig.2 は溶接のままの溶接継手を沸騰65%硝酸中に240 hrs 浸漬した後にみれたウェルド・ディケイの発生状況を示す．Fig.3 (a)は Fig.2 中の矢印で示した部分のミクロ組織を示したものであり，Fig.3 (b)はさらにその一部を拡

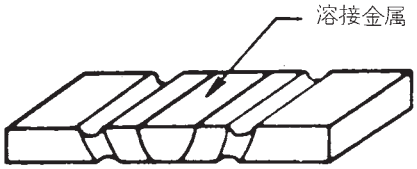


Fig. 1　ウェルド・ディケイの発生箇所

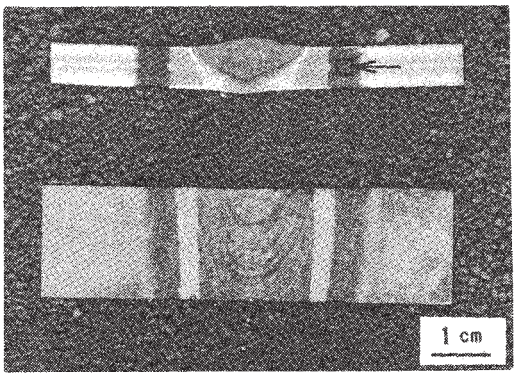
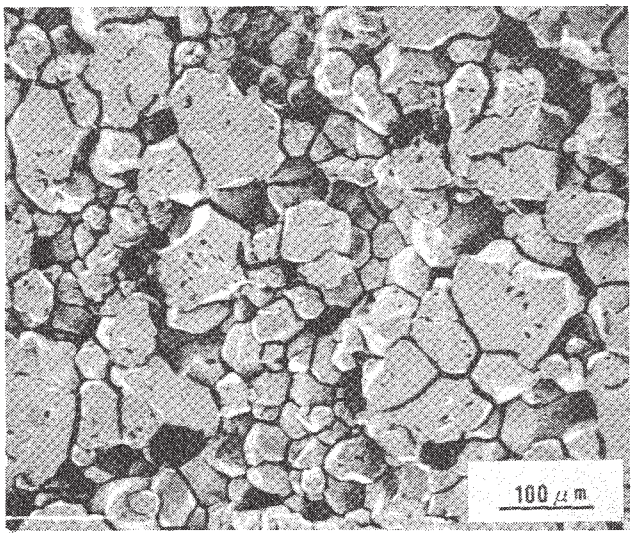


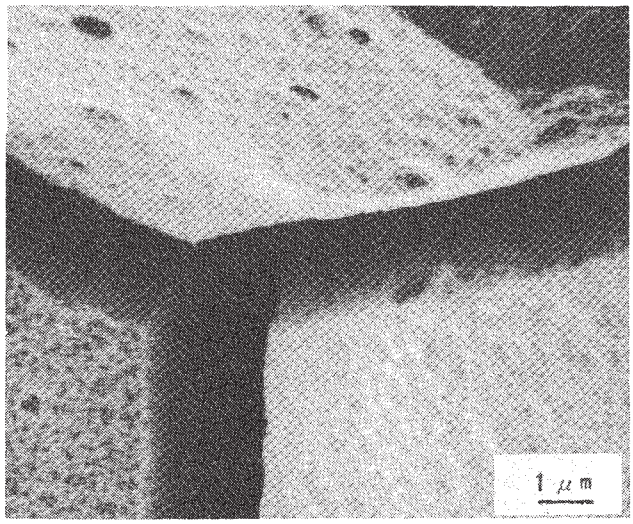
Fig. 2　ウェルド・ディケイを生じた溶接部の外観

大したものである．ウェルド・ディケイの生じている領域では結晶粒界が優先的に腐食される典形的な粒界腐食の様相を呈していることがわかる．ウェルド・ディケイ発生域における腐食損は主として，Fig.3 (a)にみられるような粒界腐食に起因する結晶粒の脱落によって生じる．Fig.3 (b)にみられるように，腐食は結晶粒内ではほとんど生じていないのに対して，結晶粒界近傍の狭い領域が著しく腐食されているのがこの現象の特徴である．

ウェルド・ディケイの原因は溶接熱サイクルにより，約550～850℃に析出温度域を持つ$M_{23}C_6$形のCr炭化物が結晶粒界に析出することに起因する．Cr炭化物が結晶粒界に連続的に析出した場合，粒界近傍にCr濃度が低下したCr欠乏層を生じ，腐食環境下で粒界腐食を発生する．HAZにおいて，Cr炭化物の析出する領域は，恒温過程での析出温度域よりじゃっかん高温側に移行し，約700～900℃に加熱される領域となる．その結果この領域でウェルド・ディケイが生じる．Fig.4に，ウェルド・ディケイを生じた領域の結晶粒界に析出したCr炭化物を示す．粒界に白くみられる析出物が$M_{23}C_6$形のクロム炭化物である．



(a)　低倍率



(b)　高倍率

Fig. 3　ウェルド・ディケイを生じた領域の腐食状態

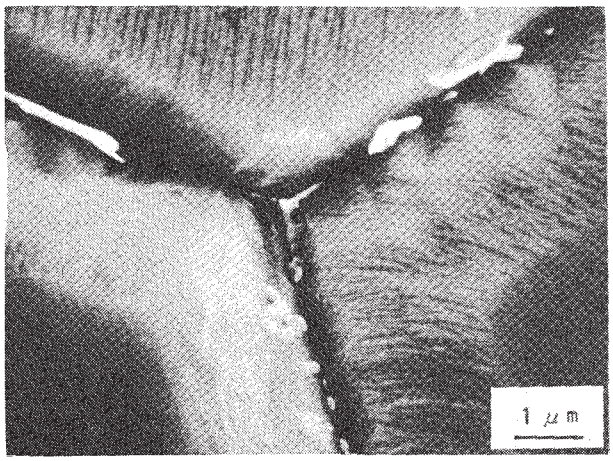


Fig. 4　ＨＡＺの結晶粒界に析出した$M_{23}C_6$形Ｃｒ炭化物

(143) 安定形オーステナイト系ステンレス鋼における熱影響部のナイフライン・アタック

— 65%硝酸腐食試験 —

(143) Knife-Line Attack in HAZ of Stabilized Austenitic Stainless Steel Welded Joint

— 65percent Nitric Acid Test (Huey Test) —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：安定形オーステナイト系ステンレス鋼材 SUS321 および SUS347 (板厚16mm).

溶接材料 (Welding material)：オーステナイト系ステンレス鋼被覆アーク溶接棒 D347 (径4mm).

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb	Ti	Fe
母　　材	SUS 321	0.05	0.75	1.10	0.02	0.015	17.46	9.92	—	0.42	Bal.
	SUS 347	0.05	0.68	1.46	0.024	0.004	17.79	9.97	0.74	—	Bal.
溶着金属(規格値)	D 347	0.06	0.61	1.29	0.015	0.013	19.93	9.97	0.79	—	Bal.

機械的性質 (Mechanical property)

		引張強さ (kgf/mm²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm²)	伸び (%)
母　　材	SUS 321	60	25	55
	SUS 347	63	25	50
溶着金属		69	—	32

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：被覆アーク溶接 (Shielded metal-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	溶接棒の乾燥条件	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (mm/min)	積層方法	後熱処理
V　形	150℃×1hr	27	150	120	1層1パス	650℃×50hr

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：65%硝酸腐食試験 (ヒューイ試験) (JIS G 0573)

試験片形状 (Specimen configuration)：5×20×60mm (溶接金属を含む)

試験条件 (Test condition)：48hrs×5回浸漬

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

安定形オーステナイト系ステンレス鋼におけるナイフライン・アタック (Knife-line attack) は Fig.1 に示すごとく，溶接金属に沿う HAZ の極く狭い領域に発生する腐食

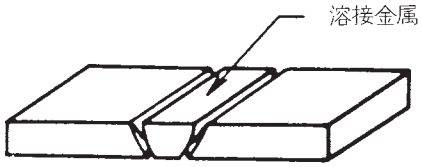
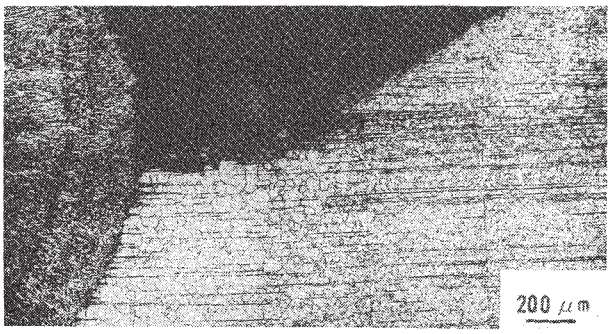


Fig. 1　ナイフライン・アタックの発生箇所



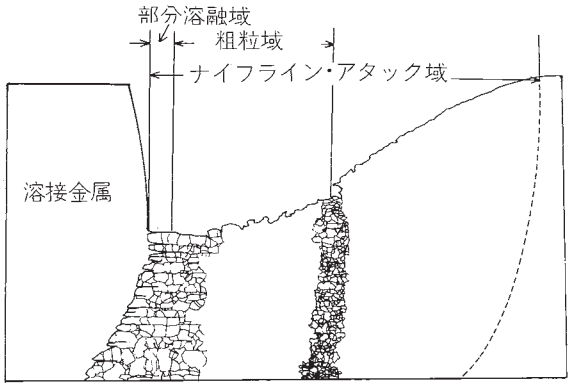


Fig. 2　ナイフライン・アタックを生じた溶接部横断面のマクロ写真とスケッチ

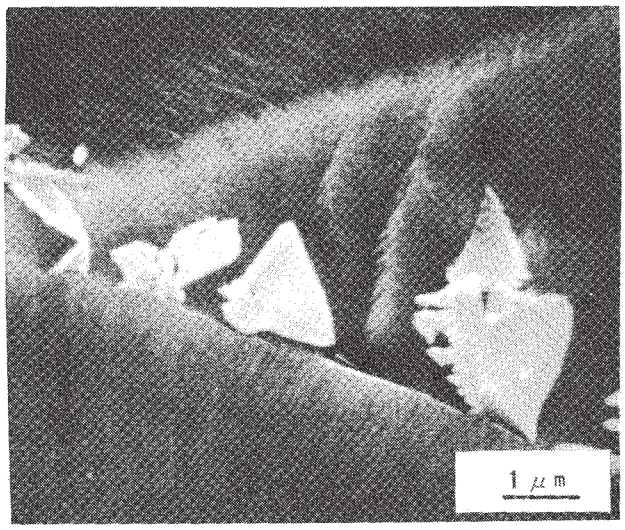


Fig 3　SUS321のHAZの結晶粒界に析出した $M_{23}C_6$形Cr炭化物
（鋭敏化条件：650℃× 2hrs）

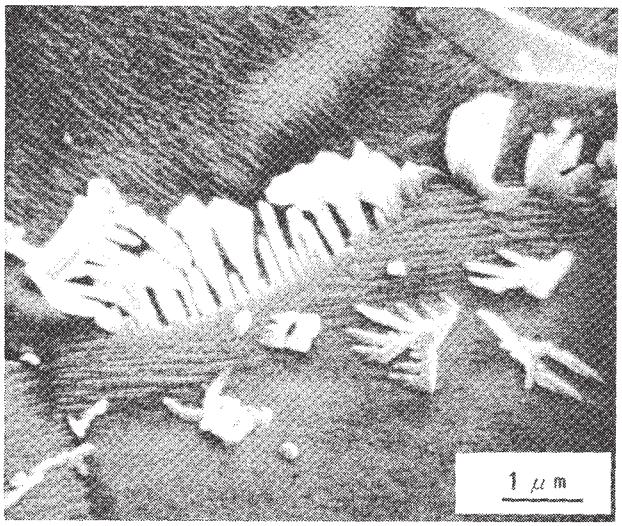
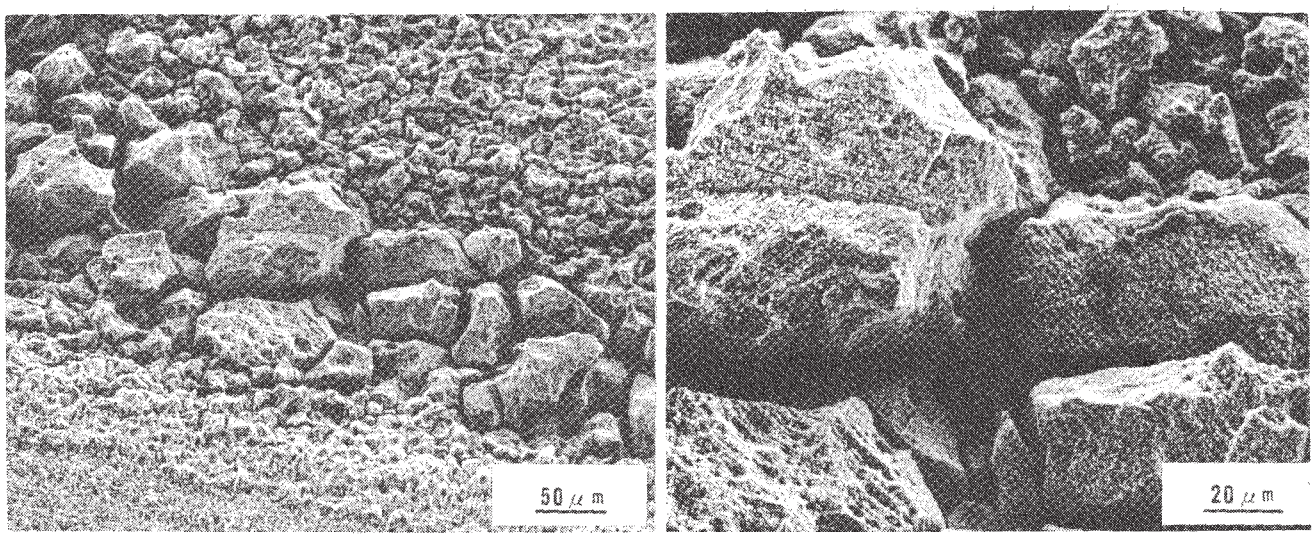


Fig. 4　SUS347のHAZの結晶粒界に析出した $M_{23}C_6$形Cr炭化物
（鋭敏化条件：650℃× 2hrs）

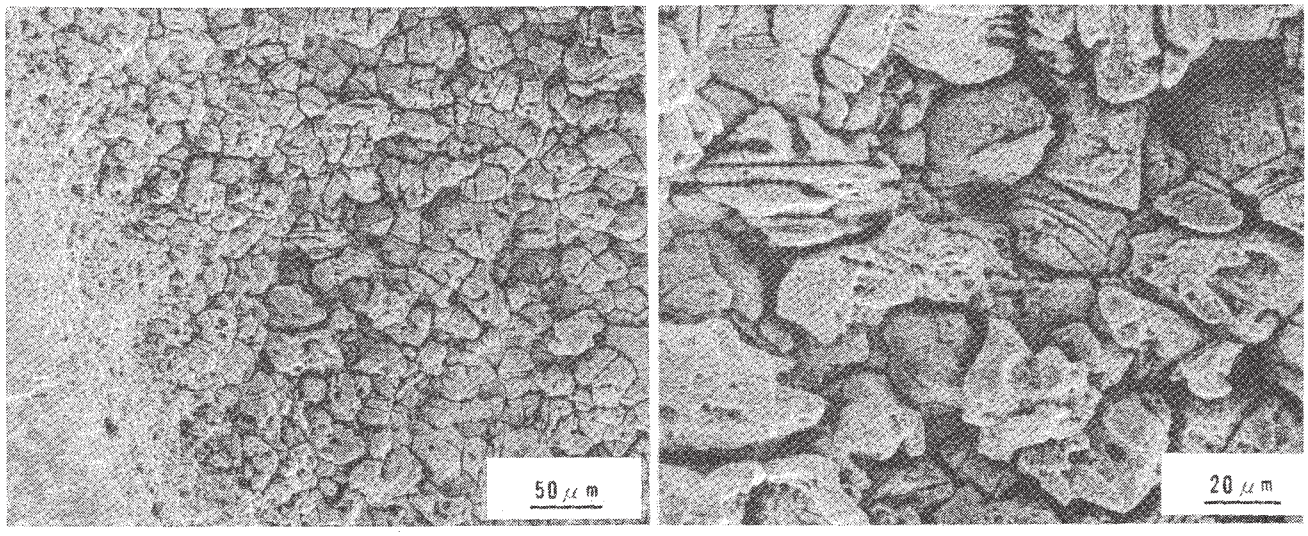
現象で，その腐食溝の形態がナイフの切り跡のように鋭いということでこの呼び名がつけられている．ナイライン・アタックは溶接後，SR 熱処理もしくは多層溶接の後続層の熱影響により550～850℃の鋭敏化温度域の熱履歴をうけた溶接部で発生する．Fig.2 は沸騰濃硝酸環境下で発生した SUS321溶接部におけるナイフライン・アタックの様子を示すマクロ写真である．溶接金属に隣接した約1.5㎜の幅の HAZ が著しく侵食をうけているのがわかる．この領域は溶接過程において約1150℃以上に加熱された領域に相当する．SUS347 においてもこれと同様な現象がみられるがその発生領域は SUS321 よりじゃっかん狭く約1200℃以上に加熱される領域でこの現象が発生する．

ナイフライン・アタックの原因は溶接過程で高温に加熱された領域で MC 形炭化物である NbC もしくは TiC が固溶し，その後鋭敏化温度域へ再加熱された場合に，結晶粒界に$M_{23}C_6$形 Cr 炭化物が優先的に析出することによる．Ti を含有した SUS321 ではこれに加えて HAZ に析出する δ フェライト内にも多量の Cr 炭化物が析出しその耐食性を著しく低下させることが，この鋼種でより著しいナイライン・アタックが生じる原因となる．Fig.3 および 4 に，溶接後650℃×2hrs の鋭敏化熱処理を行なった場合，HAZ の結晶粒界に析出した Cr 炭化物を示す．両写真中で粒界にみられるしだの葉状の析出物が$M_{23}C_6$形の Cr 炭化物である．このように，結晶粒界に Cr 炭化物が連続的に析出した場合，その周囲に形成される Cr 欠乏層のため，腐食環境下で粒界腐食を生じる．ナイフライン・アタックはこのように溶接金属に沿う極く狭い領域の HAZ に局所的に生じる粒界腐食現象である．Fig.5 および 6 はそれぞれ SUS347 および SUS321 の溶接部を650℃×50hrs の鋭敏化熱処理を行ない，その後240hrs のヒューイ試験を行なった場合に生じたナイフライン・アタック発生領域のミクロ組織である．ともに，結晶粒界が選択的な腐食をうけており，表面からの結晶粒の脱落の跡がみられる粒界腐食であることがわかる．



(a)　低倍率　　(b)　(a)の中央部の拡大

Fig. 5　ＳＵＳ347のナイフライン・アタックを生じた領域の腐食状態
（鋭敏化条件：650℃×50hrs）



(a)　低倍率　　(b)　(a)の中央部の拡大

Fig. 6　ＳＵＳ321のナイフライン・アタックを生じた領域の腐食状態
（鋭敏化条件：650℃×50hrs）

(144) オーステナイト系ステンレス鋼溶接部のキャビテーション壊食面

— 振動式壊食試験 —

(144) Cavitation Eroded Surface of Austenitic Stainless Steel Weld Metal

— Vibratory Cavitation Erosion Test —

材　料 (Material)

溶接材料 (Welding material)：ステンレス鋼被覆アーク溶接棒 D309Mo (径4.0 mm).

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
溶着金属	0.08	0.36	1.56	0.018	0.007	12.8	21.9	2.01

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/mm²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm²)	伸び (%)	シャルピー吸収エネルギー (kgf·m)
溶着金属	62.1	50.2	45	14.6 at 0℃

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：被覆アーク溶接(Shielded metal-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

溶接棒の乾燥温度(℃)	予熱・層間温度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (mm/min)	積層方法	備　考
180	250 100	23	150	150	4層	肉盛溶接金属

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：振動式壊食試験

試験片形状 (Specimen configuration)：直径22mm. ネジM12 (≒30 g)

試験条件 (Test condition)：周波数6.5Hz, 振巾120μ, 試験液：飲料水25℃

試験結果 (Test result)：壊食量：53.7mg/2hrs

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

水車及びポンプ等の水力機械のランナー, ベーン等の低圧部にキャビテーション (Cavitation)が発生し, 下流の高圧部に達して消滅する時, 周囲に強い衝撃力を与える. このためランナーやベーンがキャビテーション壊食を受けるので, その部分に耐壊食性溶接金属で肉盛溶接する. 壊食試験法は種々あるが振動式が最も一般的である. Fig.1 はその試験法の概略を示す. ホーン先端に試験片を取付け25℃の水中で, 周波数6.5kHz, 振幅120μm で振動させる.

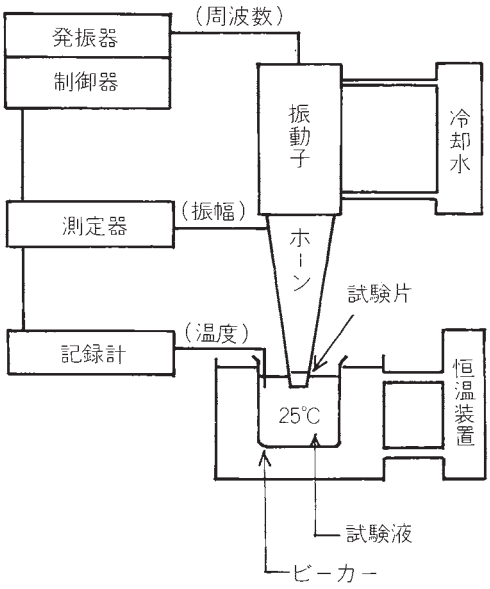


Fig. 1　振動式壊食試験装置

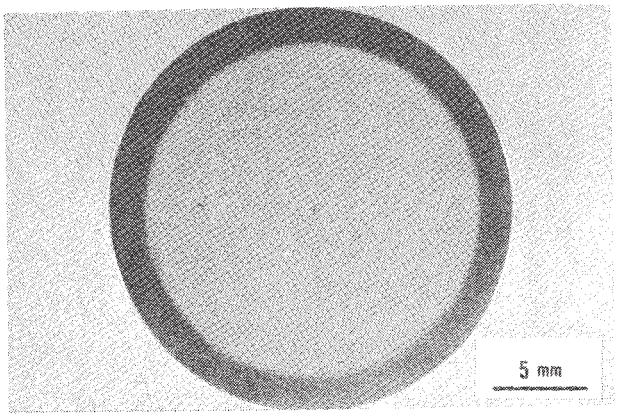


Fig. 2　壊食面のマクロ写真

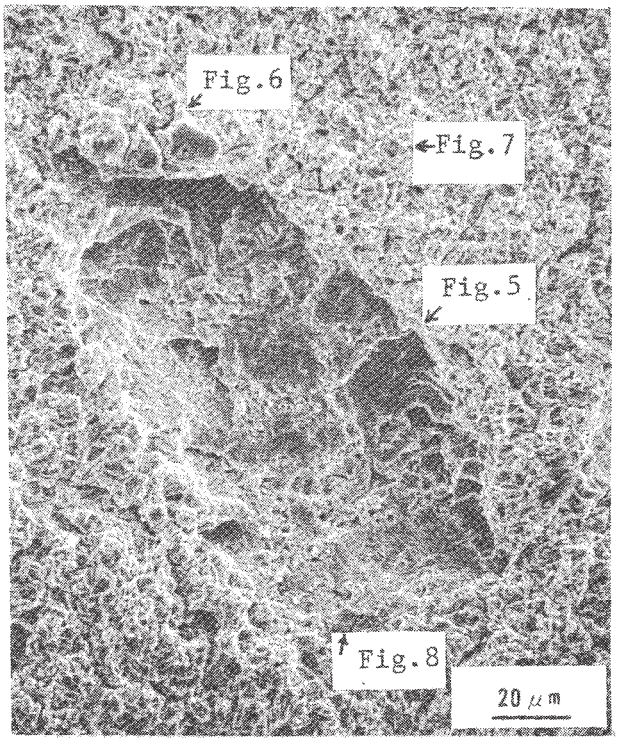


Fig. 3　Fig. 2の外周より約6mm内部を拡大したミクロ写真

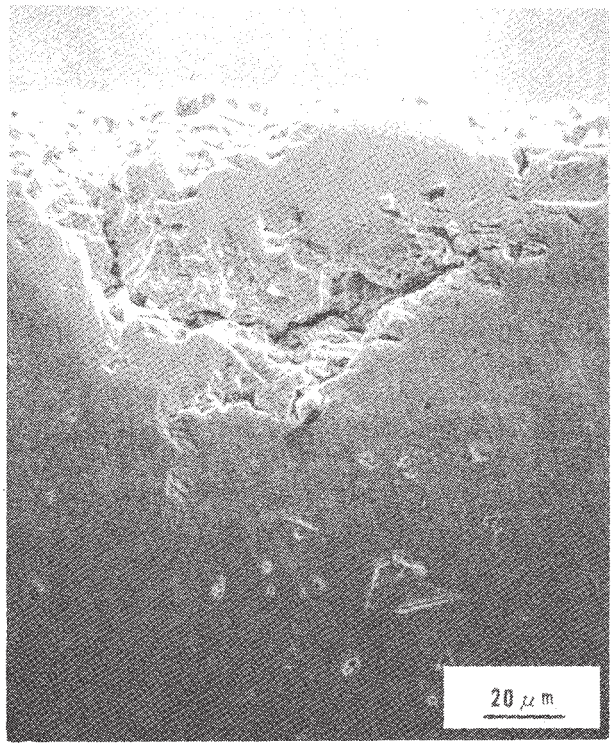


Fig. 4　壊食部断面のミクロ写真

Fig.2 は D309Mo 肉盛溶接金属試験片の壊食面のマクロ写真である．外周部約2mmは壊食を受けない部分である．写真では黒色であるが，ペーパ研磨面で実際は乳白色である．壊食部は銀白色を呈し，目視で表面の凹凸が判別できる．

Fig.3 は外周より約6mmの部分の写真である．写真中央に比較的大きく剥離したようなクレータがあり，その周辺は細かな粒として脱落した様相を示す．壊食面全体としては後者のような面が支配的である．なお，Fig.3 には種々の形式の破壊が観察され，Fig.5 以下で述べる．

Fig.4 は壊食部断面の写真であり壊食による割れは表面から内部へ進展して空胴を作り，その部分も表面と同様の壊食を受けている．壊食はこのように表面のみでなく局部的に内部へ進み，大きな粒として脱落することが推定される．

Fig.3 の写真内に Fig.5～8 の観察位置を示す．

Fig.5 は Fig.3 の倍率を高くしたもので中央剥離部下側に疲労破壊を示すストライエーション（Striation）が見られ，疲労により剥離脱落したことを示す．またストライエーションは通常の疲労破面に観察されるような鮮明さはない．これは表面が脱落した後，壊食を受けたものと推定される．疲労破面以外は振動式壊食試験による一般的な壊食面で，小さな割れが多数見受けられる．

Fig.6 は一般的な壊食面で観察されたもので，表面が平滑となっている部分は機械加工面が残ったものである．周囲は比較的深い侵食を受け割れが生じており，これが振動で発達し未脱落部を侵食する様子がうかがわれる．

Fig.7 は倍率を高くして観察した一般的な壊食面で，独特の破壊形式を示している．

Fig.8 は疲労破壊で剥離脱落した部分で Fig.5 より倍率を高くしたものでストライエーションが崩れて行く様相を示す．

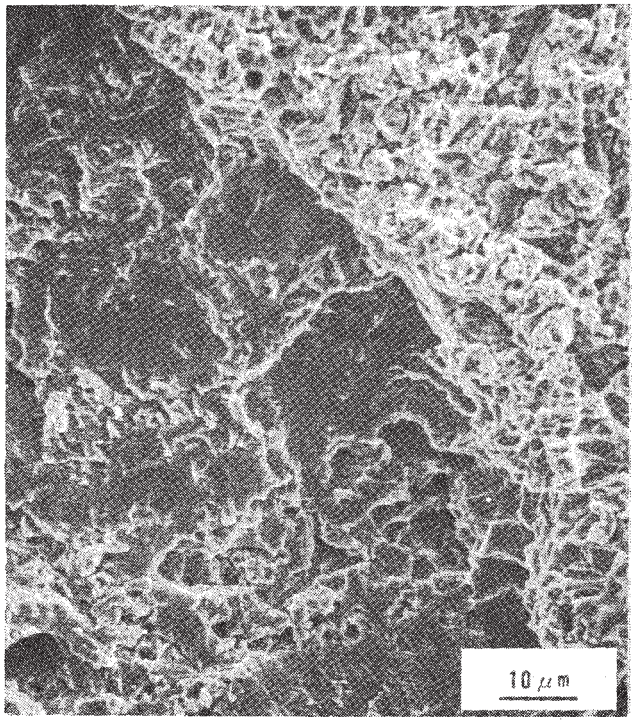


Fig. 5　Fig. 3 を拡大したミクロ写真

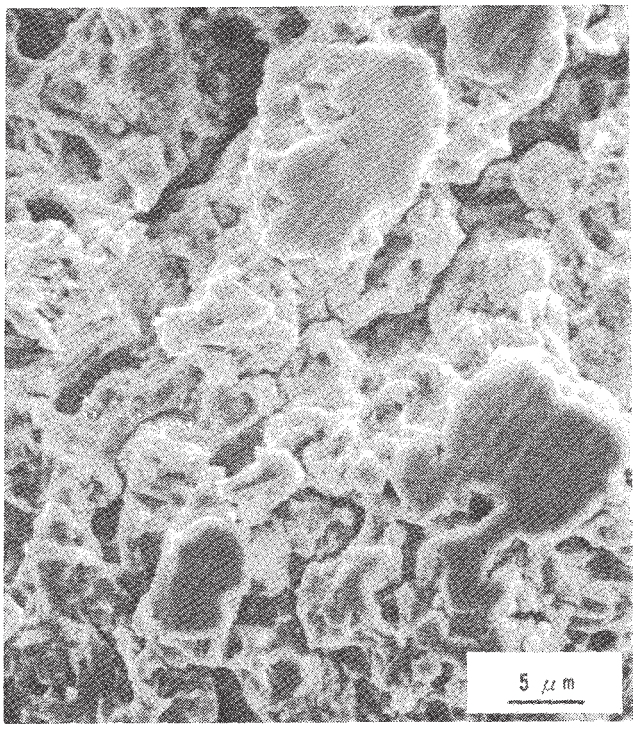


Fig. 6　一般的な壊食面のミクロ写真

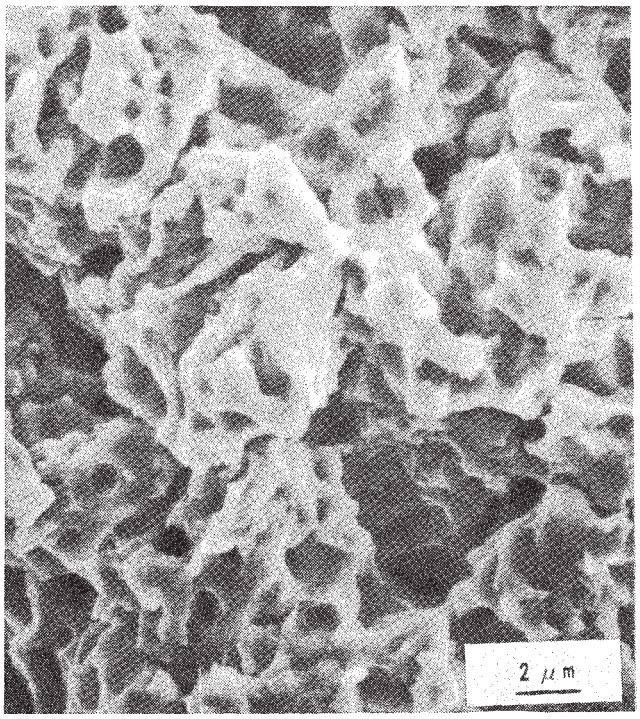


Fig. 7　Fig. 6 を拡大した写真

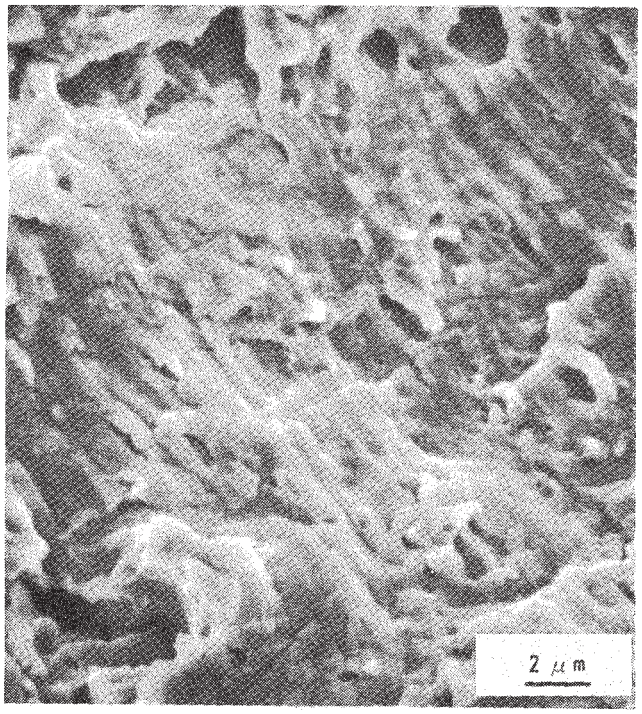


Fig. 8　Fig. 5 の下部を拡大したミクロ写真

II．5 応力腐食割れ（SCC）（Stress-Corrosion Cracks）概説（Outline）

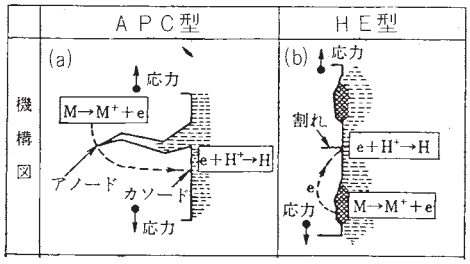


Fig.1 SCCの電気化学的機構からのタイプ分類

1．応力腐食割れの分類

応力腐食割れ（SCC）は応力と腐食との協同作用によって起こる割れ現象であり，水溶液中でおこる金属のSCCでは腐食は電気化学的であることが多い．

電気化学的腐食反応はFig.1に示すようにアノードで金属がイオンになって溶出し，カソードで水素イオンが水素になる．アノードでの陽極反応が割れの発生・成長をおこす場合をAPC型（Active pass corrosion type，活性径路溶解型）と呼び，カソードでの陰極反応で発生した水素が鋼中に侵入して割れを起こす場合をHE型（Hydrogen embrittlement type，水素脆性型）と呼び，それぞれのタイプで破面形成機構や破面模様は異なる．

Table 1 材料の強さとSCCのタイプの分類

強度段階（降伏応力kgf/mm²）	材料の例	腐食環境	割れのタイプ
高強度材料（$\sigma_Y>90$）	マルエージ鋼 150キロ鋼 130キロ鋼	雨水 海水	陰極反応支配形 HE形 （水素脆性割れ）
中強度材料（$90\geqq\sigma_Y>40$）	100キロ鋼 80キロ鋼 60キロ鋼	酸洗い液 H_2S水 液体アンモニア	
低強度材料（$\sigma_Y\leqq40$）	軟鋼 ステンレス鋼	塩の高温水溶液	陽極反応支配形 APC形 （応力腐食割れ）
	銅合金	アンモニア水	

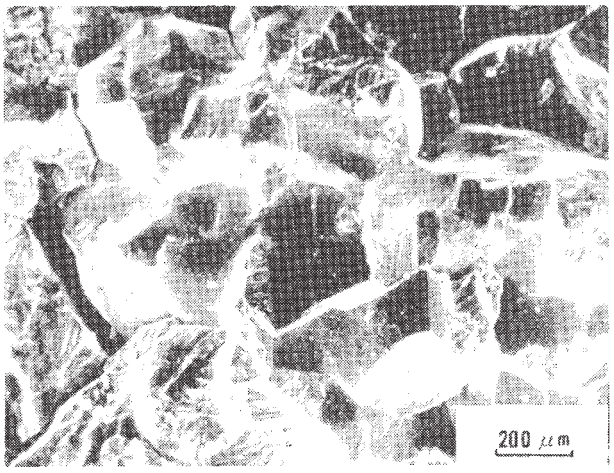


Fig.2 SUS304鋼溶体化処理材の42%$MgCl_2$沸騰水溶液中での粒界割れ

Table1に示すように，一般に強度の高い材料ではHE型のものが多く，低強度材ではAPC型が多い． また，金

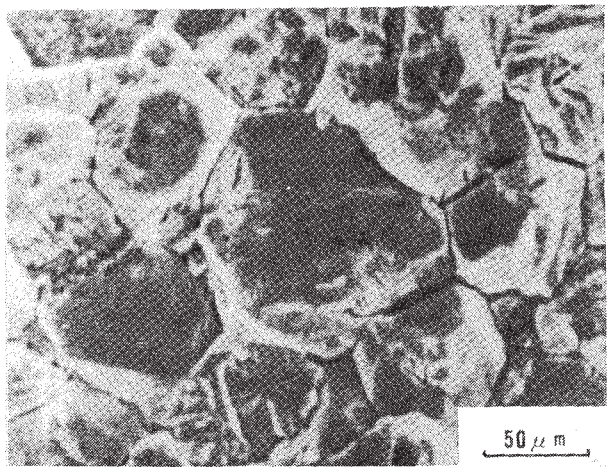


Fig.3　SUS304鋼溶体化処理材の10N H_2SO_4 ＋0.1N NaCl 水（20℃）中での粒界割れ

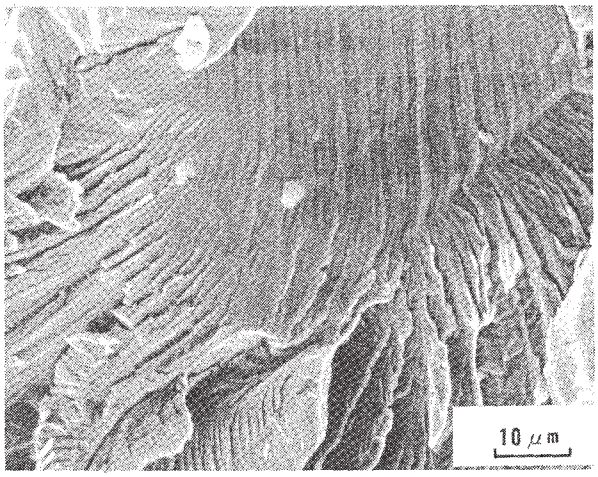


Fig.4　SUS304鋼溶体化処理材の42%$MgCl_2$沸騰水溶液中での貫粒割れ（APC 形，A群の例）

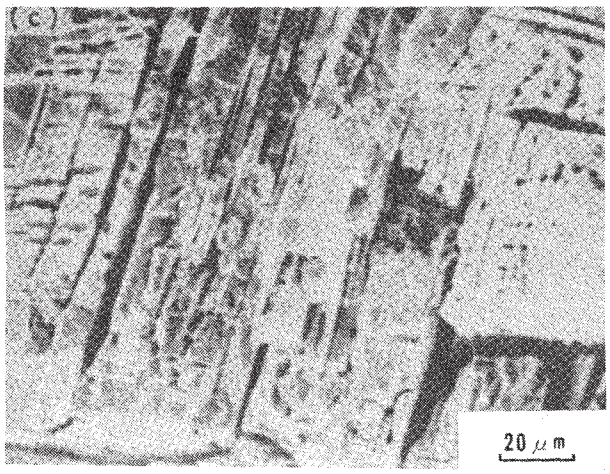


Fig.5　SUS304鋼溶体化処理材の10N H_2SO_4 ＋0.1N NaCl 水（20℃）中での貫粒割れ（APC 形，B群の例）

属組織との関連で，粒界割れと貫粒割れにも分類される．

2．APC 型 SCC の破面

APC 型 SCC にも材料と環境との組合せにより種々の特性を有する破面を作るので，ここでは一例としてオーステナイト系ステンレス鋼の場合について述べる．

(1)　粒界型 SCC

オーステナイト系ステンレス鋼の粒界型 SCC は溶接熱影響部などのように鋭敏化を受けた材料で起こりやすいが，その場合にはII．4 腐食で述べた粒界腐食と同様の機構を含んでいる．しかし，溶体化処理状態でも粒界型 SCC を起こすことがあり，その破面例を Fig.2 および Fig.3 に示す．$MgCl_2$ 水溶液中での粒界割れは溶液の温度，濃度が低いほど，また付加応力が高いほど起こりやすい．SUS304鋼より SUS316鋼の方が起こりやすい．

破面は粒界で分離したロック・キャディ・パターン（Rock candy pattern）である．

(2)　貫粒型 SCC

粒内を貫ぬく割れの破面は環境の種類により 2 つに大別でき，それぞれA群，B群と呼ぶことにする．またその中間的な中間群もある．

A群の例として42%$MgCl_2$沸騰水溶液中での SCC を，B群の例として10N H_2SO_4＋0.1N NaCl 水溶液（20℃）中

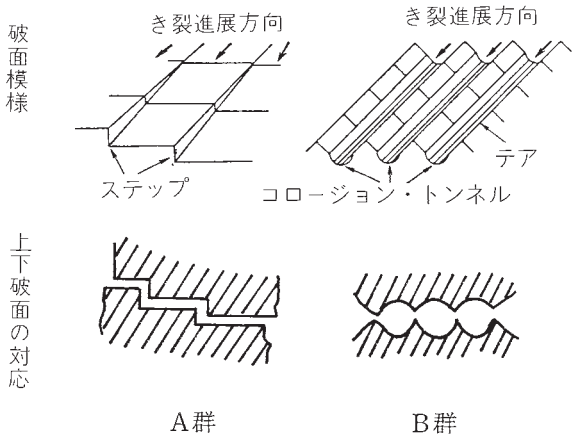


Fig.6 APC形SCC破面上のファン・セープト・パターンの形態

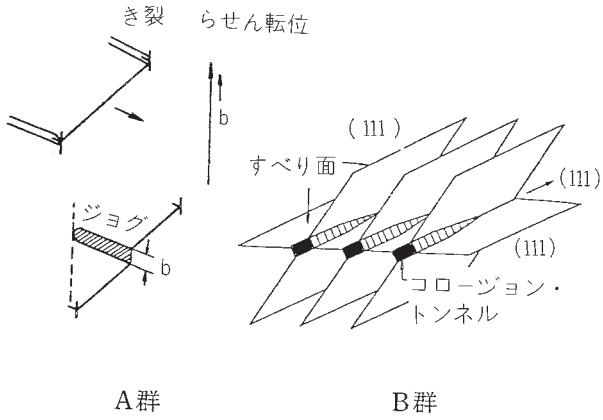


Fig.7 Fig.6のファン・セープト・パターンの形成機構

でのSCCを取り上げるが，それぞれの破面の代表例をFig.4およびFig.5に示す．両者共破面上にはひだ模様(Fan shaped pattern, Pleat line）が認められるが，それぞれ形態が異なる．すなわち，Fig.6に示すように，A群のファン・セープト・パターンはステップ状で相対する上下の破面で凹凸が嵌合するが，B群のそれは凹と凹，凸と凸とが対応し，コロージョン・トンネルの跡であることがわかる．

また，A，B群ともひだ模様の方向にき裂が進展したことが確認されている．

これらのファン・セープト・パターンの形成機構はFig.7に示すようにA群については低温ぜい性破面のリバー・マークの形成機構と同様に，き裂面が進展途上でら線転位を横切りジョグを形成することによっていると考えられ，またB群についてはすべり

Table 2 APC形SCCの各群の破面の結晶学的方位

群	環境	破面の結晶学的構成面	き裂進展方向	応力状態，他
A	42%$MgCl_2$	{100}	<110>	低応力域 3.1<K<20 (MPa$\sqrt{m}$) 繰返し応力[18]
		{110}	<100> <110>	高応力域 平面応力状態 塑性変形量大
		{111}	<112>	一つのすべり面への変形の集中 すべり面の腐食 高応力域
	45%$MgCl_2$	{210}		4点曲げ試験
中間	20%NaCl＋1% $Na_2Cr_2O_7 2H_2O$	{111}	<112>	9.3<K<15.5 (MPa$\sqrt{m}$)
B	5N H_2SO_4＋ 0.5N NaCl	{111} {100}		

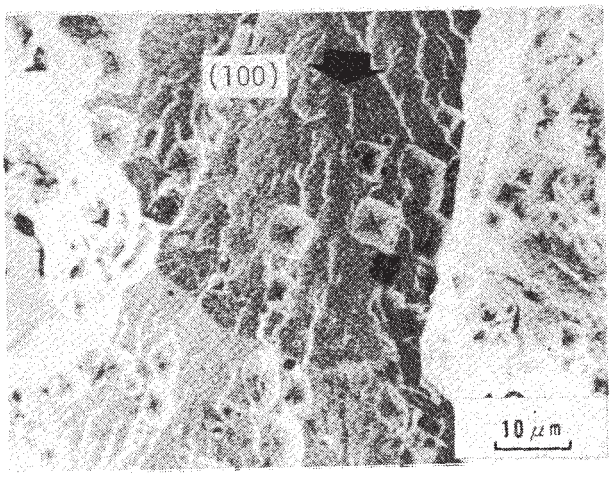


Fig.8　SUS304鋼溶体化処理材の42%$MgCl_2$沸騰水溶液中での貫粒割れ破面の方位(APC形，A群の例)

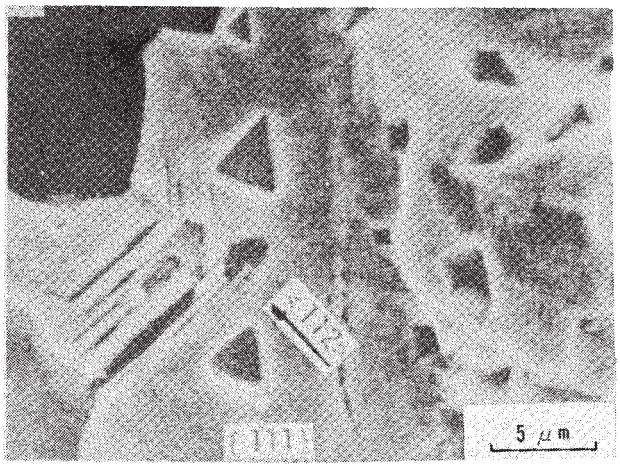


Fig.9　SUS304鋼溶体化処理材の10N H_2SO_4＋0.1N NaCl水(20℃)中での貫粒割れ破面の方位(APC形，B群の例)

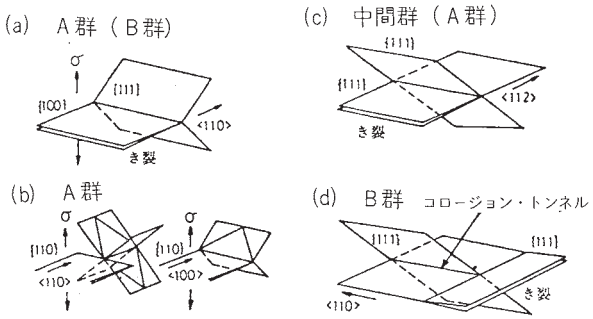


Fig.10　APC形SCCの破面とすべり面との方位関係のモデル

面の交叉線上に堆積した転位部が局部的に腐食されてコロージョン・トンネルを形成し，これが互につながって破面を形成したものと考えることができる．

Fig.8およびFig.9は破面上に方位性ピットを作り，破面の結晶方位を調査したものであるが，Fig.8のA群は(100)であり，Fig.9のB群は(111)である．多くの研究者による調査結果をまとめるとTable2のようになり，A群では低応力状態では(100)面で〈110〉方向に進展し，高応力状態では(110)面で〈100〉または〈110〉方向に進展することが多い．また，B群では(111)面であることが多い．

以上の結果を総合すると，き裂進展方位と誘起されるすべり面との関係についてFig.10のようなモデルを考えることができる．

3．HE型SCCの破面

HE型SCCにも材料と環境との組合せで種々のものがあるが，ここではマルエージング鋼の3%NaCl水溶液(20℃)中でのSCC破面について述べる．

HE型SCC破面の代表的なものとしては，粒界割れ破面，擬へき開破面，ディンプル破面がある．

Fig.11は粒界割れ破面の例であるが，旧オーステナイト粒界で分離破壊し，ロック・キャンディ・パターンになっている．部分的にはマルテンサイ

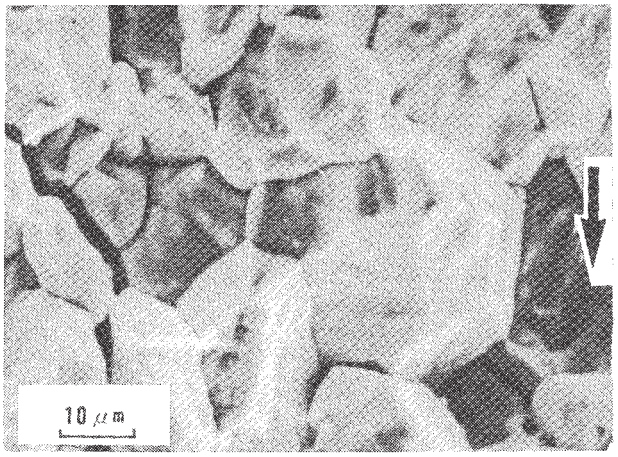


Fig.11 18Ni マルエージング鋼の 3 %NaCl 水（20℃）中での粒界割れ

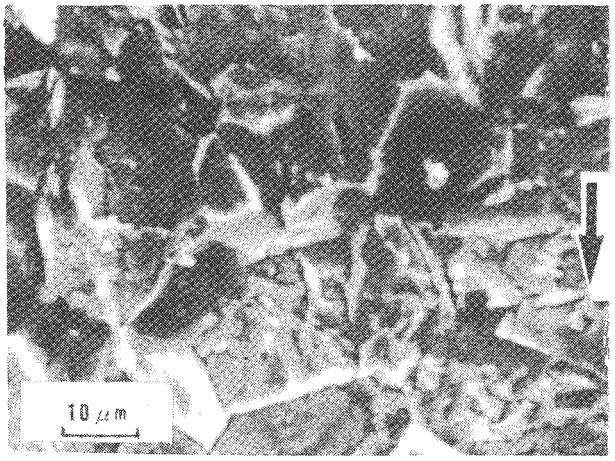


Fig.12 18Ni マルエージング鋼の 3 %NaCl 水（20℃）中での擬へき開破面

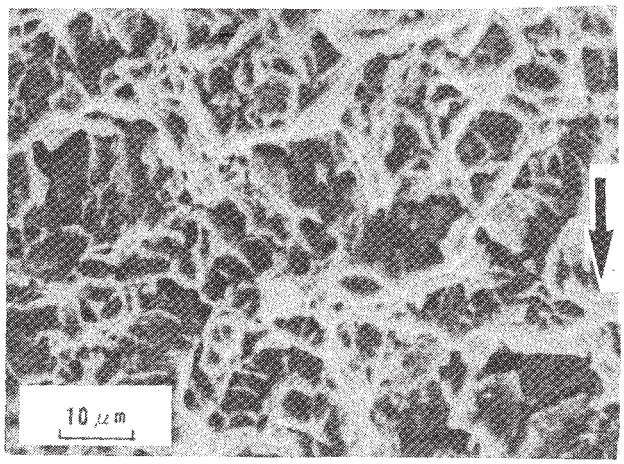


Fig.13 18Ni マルエージング鋼の 3 %NaCl 水（20℃）中でのディンプル破面

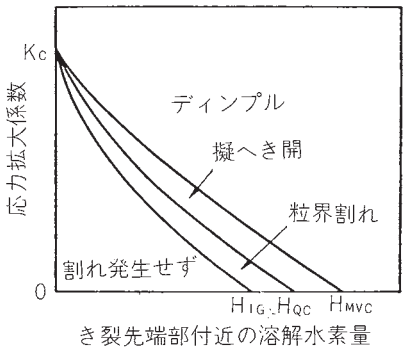


Fig.14 強力鋼の HE 形 SCC 破面形態におよぼす応力拡大係数，水素量の影響の模式図

ト・ラスがアタックされている所もある．

Fig.12 は擬へき開破面の例である．擬へき開破壊は結晶粒内の介在物などに水素が集積し，ここを起点として発生することが多く，またへき開破面に見られるリバー・パターン状の模様が認められるが，擬へき開破壊ではティア・リッジであるといわれている．また，ストライエーション状の模様が認められることもあるが，その生成機構については明らかでない．マルテンサイト組織の場合にはマルテンサイトに沿う場合もあれば横切る場合もある．

Fig.13 はディンプル破面の例である．水素が関与した場合にはそうでない場合に比べてディンプルの大きさは小さいことが多い．

これら3つの破面の形成には金属材料の種類の他，溶解水素量，応力拡大係数が関係し，同一材料ならFig.14に示すように水素量と応力拡大係数が大なるほど粒界割れ→擬へき開→ディンプルと移行する傾向を示す．たとえば，丸棒切欠材の定荷重SCCテストでは最初粒界割れではじまり，擬へき開破面に移行して，最終破断直前でディンプル破面になることが多い．

(145) HT80鋼の焼入材のSCC破面

— 定荷重曲げ型 SCC 試験 —

(145) SCC Fracture Surface of Quenched HT 80 Steel

— Bending Type SCC Test under Constant Load —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 HT80

熱処理：焼き入れ

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：定荷重曲げ型 SCC 伝ぱ試験

試験片形状 (Specimen configuration)：片側切欠付曲げ試験片

試験条件 (Test condition)：3％食塩水中において試験片電位を種々変化させて SCC 試験を行なった.

試験結果 (Test result)：自然腐食電位下ではアノード溶解が SCC 支配因子となっていると思われる.

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

一般に，高張力鋼の場合，降伏点や引張強さが上昇するにつれて SCC 感受性は高くなる．例えば HT80のような高じん性材料においても HAZ に見られるようなマルテンサイト組織になると比較的マイルドな環境でも SCC を生じる可能性がある．ここに示すのは，その一例として，HT80鋼焼入材の 3％NaCl 水溶液中において生じた SCC 破面である．ただし，ここでは，ポテンシオスタットによって電位を貴，卑，自然電位の 3 種に変化したものを示す.

電位が貴で陽極電流が流れる条件下では，Fig.1 に示すようにその破面は平坦で破面上に孔食が認められるが，卑な電位で陰極電流が流れる場合には Fig.2 に示すように水素擬へき開的な破面様相を呈する．自然電位の場合の破面は Fig.3 に示すように貴な電位のそれと類似し，アノード溶解が SCC 支配因子となっているように思われる.

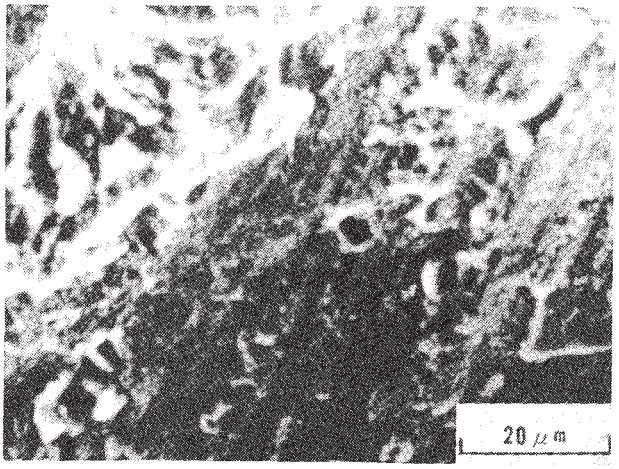


Fig. 1　−0.5V（ＳＣＥ規準）に分極した場合のＳＣＣのミクロ破面（K＝101MPa$\sqrt{m}$）

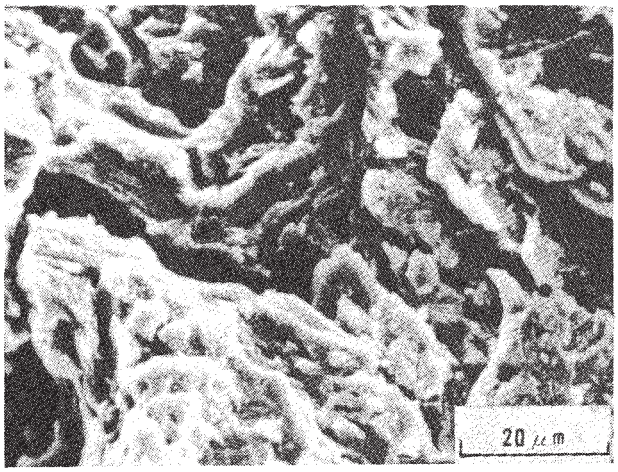


Fig. 2　−1.5V（ＳＣＥ規準）に分極した場合のＳＣＣのミクロ破面（ＫＫ=93MPa$\sqrt{m}$）

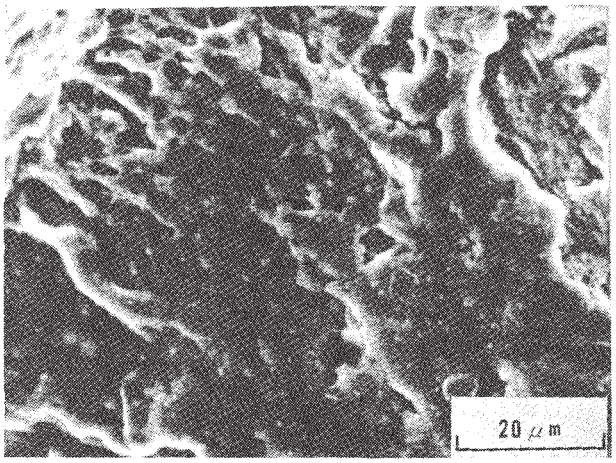


Fig. 3　自然腐食電位でのＳＣＣのミクロ破面（K＝101MPa $\sqrt{m}$）

(146) ラインパイプ用鋼の熱影響部の水素誘起割れの破面

— 浸漬試験 —

(146) Fracture Surface of Hydrogen Induced Cracking in HAZ of API5LX-52 Steel

— Immersion Test in 0.5%Acetic Acid-5%NaCl Aqueous Solution Saturated with H_2S —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：ラインパイプ用鋼管 API　5LX-52 (板厚20mm).

溶接材料 (Welding material)：高張力鋼用被覆アーク溶接棒 D5016 (径4.0mm).

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	V	Nb	sol.Al
母　　材	0.09	0.30	0.79	0.012	0.009	0.07	0.019	0.03

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：被覆アーク溶接 (Shielded metal-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

溶接棒の乾燥条件	予熱温度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (mm/min)	積層方法
350℃×1hr	室　温	25	170	150	1層1パス

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：浸漬試験

試験条件 (Test condition)：

雰囲気		飽和H_2S+0.5%CH_3COOH+5%NaCl水溶液
試験温度(℃)		25
試験期間(hrs)		200
pH	試験前	3.15
	試験後	3.30
H_2S濃度(ppm)	試験前	2,890
	試験後	2,800

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

インプラント試験片 (WES 1104 1B) を圧延方向から機械加工し，Fig.1 に示すとおり，通常の手順で溶接し，無負荷状態で48時間放置した．その後，特殊な治具を用いて負荷し，上記の雰囲気に200時間浸漬した．

割れは応力負荷方向に平行に発生し，圧延方向に対応していると考えられる (Fig. 2)．割れ破面は Fig.3 および Fig4 に示すとおり，鋼板中の非金属介在物と母材の界面がはく離した部分と，その間の水素擬へき開破面からなる．この介在物は MnS と同定されており，硫化水素雰囲気中では，MnS がきわめて有害であることがわかる．この場合，割れ発生は介在物／母相の界面のはく離から起こっていると考えられ，ラメラテア (Lamellar tearing) と同様，隣接するはく離部が水素割れで連結したものと考えられる．

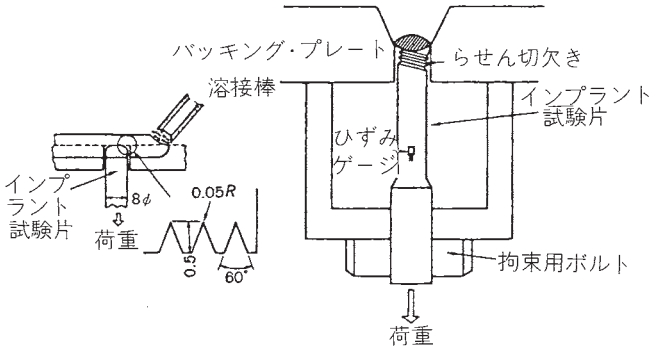


Fig. 1　ＳＳＣＣテストのための改良形インプラントテスト

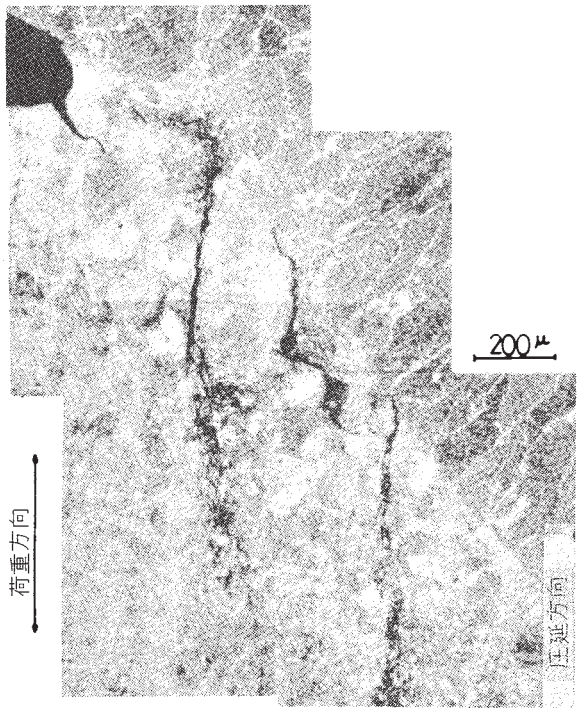


Fig. 2　割れ断面のミクロ写真

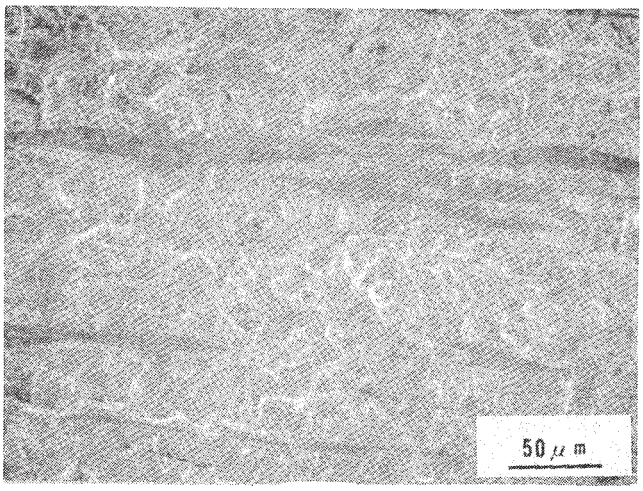


Fig. 3　ミクロ破面

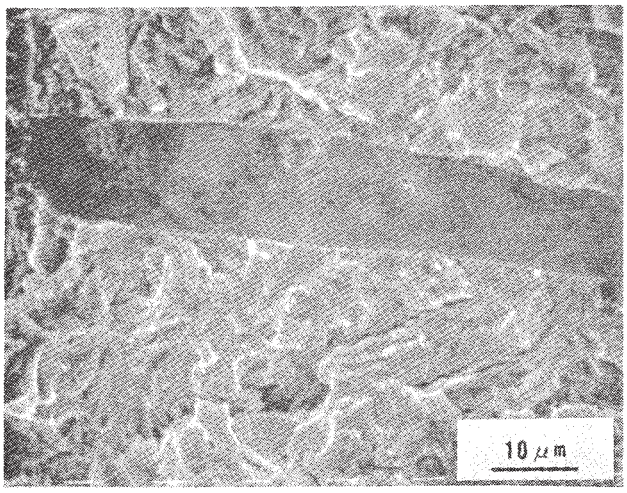


Fig. 4　Fig. 3 を拡大したミクロ破面

(147) 鋭敏化処理を受けたオーステナイト系ステンレス鋼の高温高圧水中における粒界形SCC破面

— オートクレーブ中での定荷重引張 SCC 試験 —

(147) IGSCC Fracture Surface of Sensitized Austenitic Stainless Steel in High Temperature Water

— Constant Load SCC Test in Autoclave —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：オーステナイト系ステンレス鋼材 SUS304 (板厚 2 ㎜).

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
母　材	0.06	0.58	0.86	0.02	0.011	18.33	9.18

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/㎟)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/㎟)	伸び (%)
母　材	58	25	60.0

熱処理

鋭敏化熱処理：650℃×1000min

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：引張装置付オートクレーブ(高温高圧水)中で SCC 試験

試験片形状 (Specimen configuration)：小型平滑引張試験片

試験条件 (Test condition)：288℃，高温高圧純水(酸素飽和)中，負荷応力40kgf／㎟で破断寿命の測定

試験結果 (Test result)：試験開始後 150min で破断

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

一般に，高温高圧純水中で生じる SCC は，粒界形応力腐食割れ (IGSCC) により特徴づけられる．その SCC 感受性を高める因子としては，水中に存在する溶存酸素と材料の鋭敏化が最重要のものとして挙げられる．ここで示す写真は，その典型的なものであり，溶存酸素量は飽和状態とし，650℃×1000min の鋭敏化熱処理を施した材料に生じた SCC 破面である．

SCC は Fig.2 に示すように孔食を起点として発生し，Fig.3 に示すように明瞭な IGSCC を呈している．その破面の形成機構としては，炭化物 ($M_{23}C_6$) の粒界析出にともない，粒界近傍のマトリックスの Cr 濃度が低下するが，その場合，その部分の耐食性が劣化し，また，不働態皮膜も脆弱となるために，腐食溶解が集中する．すなわち，この SCC の機構は活性経路腐食が主な原因と考えられている．

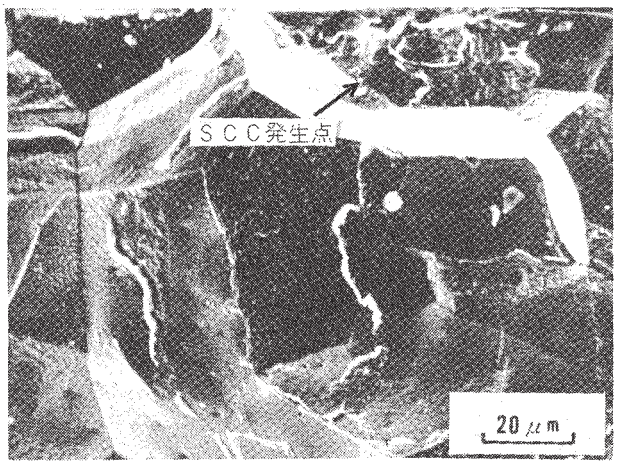


Fig. 1　試験片表面近傍の
ＳＣＣのミクロ破面

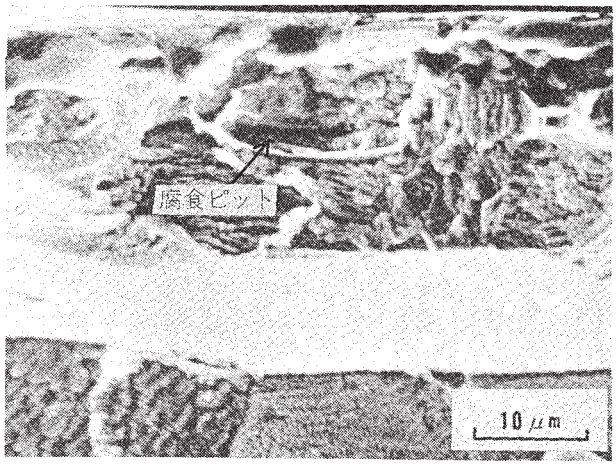


Fig. 2　ＳＣＣ発生点のミクロ破面
（Fig.　1の中央やや右上の拡大）

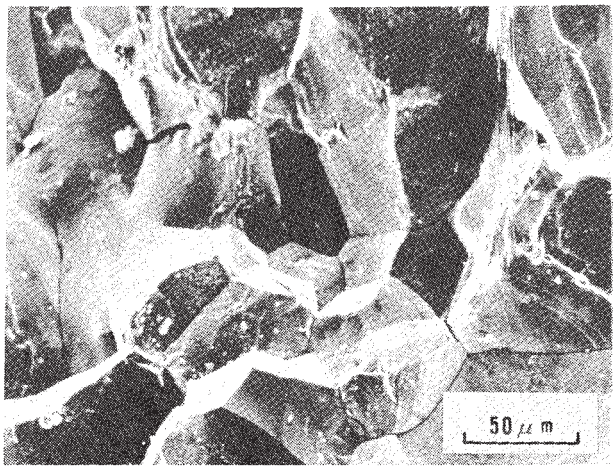


Fig. 3　ＳＣＣ進展部の
ミクロ破面

(148) オーステナイト系ステンレス鋼の熱影響部の粒界形SCC破面

— 円筒形拘束割れ試験 —

(148) Fracture Surface of HAZ of Austenitic Stainless Steel Occurred in IGSCC Test

— Cylinder-Type Restraint Cracking Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：オーステナイト系ステンレス鋼材 SUS 304 (板厚20㎜).

溶接材料 (Welding material)：オーステナイト系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒 D309 (径 4 ㎜).

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
母　材	0.076	0.79	1.54	0.030	0.010	18.41	8.80
溶着金属	0.08	0.43	1.64	0.022	0.008	24.05	12.68

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：被覆アーク溶接 (Shielded metal-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	溶接棒の乾燥条件	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (㎜/min)	積層方法
レ　形	150℃×1 hr	24	120	100	1層1パス

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：円筒形拘束割れ試験

試験片形状 (Specimen configuration)：Fig. 1 参照

試験条件 (Test condition)：滞騰12%NaCl 溶液 (初期 pH＝3) に100hrs 浸漬

試験結果 (Test result)：粒界形 SCC が発生

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 に円筒形拘束 SCC 試験の方法を示す．Fig.2 に割れの発生位置と撮影位置を示す．割れは切欠底部より発生し，溶接熱影響部 (鋭敏化領域) を伝ぱする粒界形応力腐食割れ (IGSCC) である．Fig.3，Fig.4 に示すように破面は典型的な粒界破面を呈している．

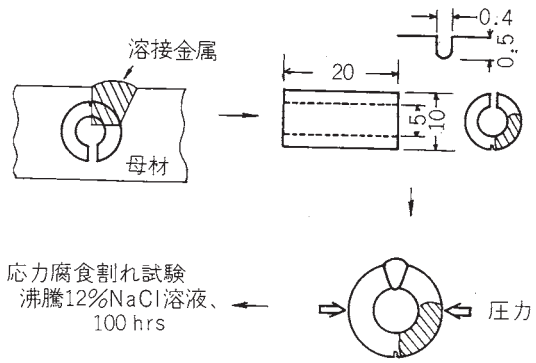


Fig. 1　円筒形拘束割れ試験

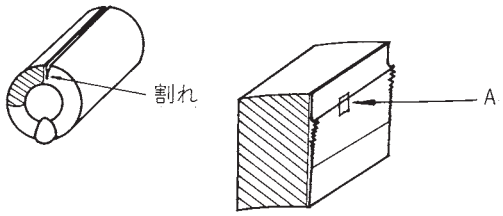


Fig. 2　撮影位置（A部）

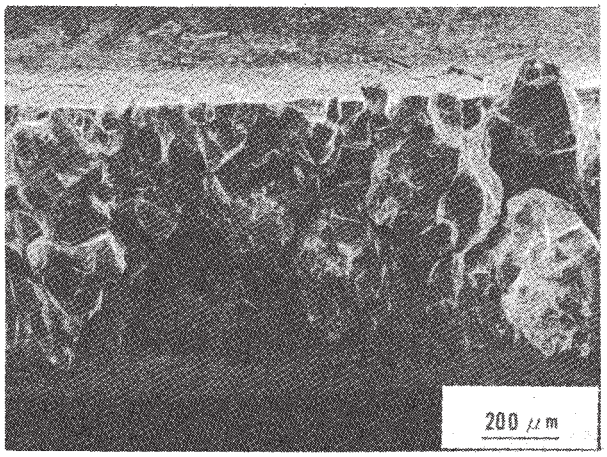


Fig. 3　SCCの低倍率のミクロ破面

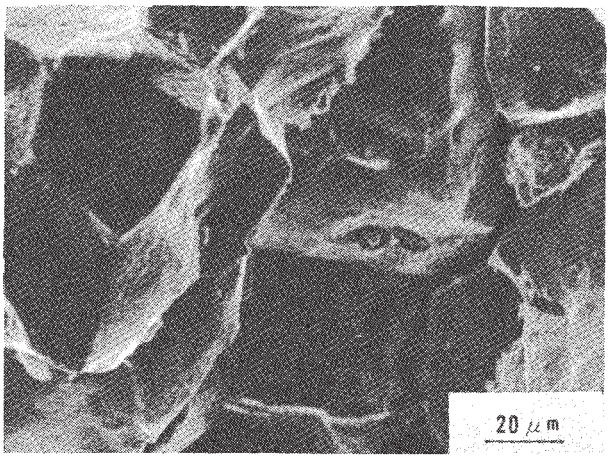


Fig. 4　Fig. 3を拡大したミクロ破面

(149) 高温純水中でオーステナイト系ステンレス鋼溶着部に発生したSCC破面

— SERT 法による応力腐食割れ試験 —

(149) SCC Fracture Surface of Austenitic Stainless Steel Weld Observed in Pure Water at High Temperature

— Stress Corrosion Cracking Test under Constant Slow Extension Strain Rate —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：オーステナイト系ステンレス鋼材 SUS304 (板厚 8 mm).

溶接材料 (Welding material)：オーステナイト系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒 D308 (径3.2mm).

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
母　　材(規格値)	≦0.08	≦1.00	≦2.00	≦0.040	≦0.030	8.0 ～10.50	18.00 ～20.00
溶着金属(規格値)	≦0.08	≦0.90	≦2.50	≦0.040	≦0.030	9.0 ～11.0	18.0 ～21.0

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/mm²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm²)	伸び (%)	シャルピー吸収エネルギー (kgf·m) (測定例)
母　　材(規格値)	≧53	≧21	≧40	17 at 25℃
溶着金属(規格値)	≧56	—	≧35	10 at 25℃

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：被覆アーク溶接 (Shielded metal-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	溶接棒の乾燥条件	予熱・層間温度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (mm/min)	積層方法
V　　形	200℃×1hr	予熱なし <150	22	100	100～200	3層3パス

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：定低歪速度条件下における応力腐食割れ試験 (SERT 試験)

試験片形状 (Specimen configuration)：引張試験片 (平行部寸法：80mm長×8 mm幅×3 mm厚)

試験条件 (Test condition)：酸素飽和高温高圧水 (300℃, 87kgf／cm²), 歪速度 1.04×10^{-7}/sec

試験結果 (Test result)：破断時間247hrs, 破断応力43kgf／mm², 伸び9.2%

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

酸素を飽和した高温高圧水中において発生した応力腐食割れ (SCC) による破面を示したものである. Fig.1 は全破断面の SEM 像を比較的低倍率で示したものである. これを見ると, 外側 (周囲部) の SCC による破面と中央部の機械的な破断面の二つの

Fig. 1　マクロ破面

Fig. 2　Fig. 1の上部中央を拡大したミクロ破面

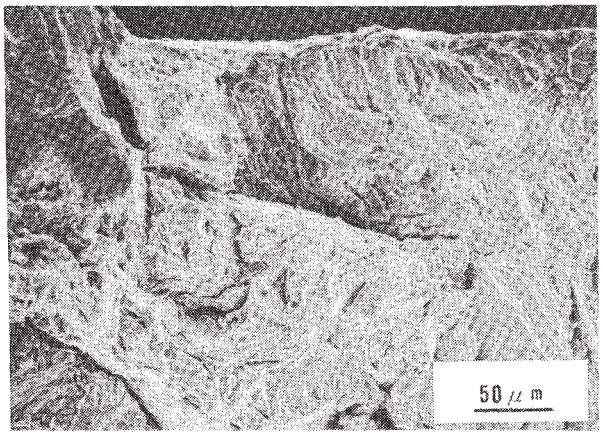


Fig. 3　ＳＣＣ部のミクロ破面

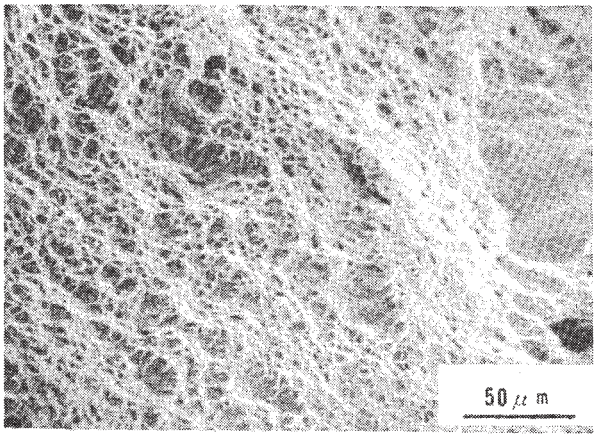


Fig. 4　機械的破断部のミクロ破面

部分より成っている．Fig.2 は Fig.1 を倍率を上げて示したものである．

Fig.3 は SCC 部を拡大して示したものである．割れは粒内割れで，ひだ状模様やファンシェープト・パターン（Fanshaped pattern）が認められる．この模様は平行な結晶面が腐食溶解し，模様の方向に割れが伝ぱしたものであることが，多くの研究者により確められている．Fig.4 は中央部の機械的な破断部を拡大して示したものである．ディンプル・パターン（Dimple pattern）の典型的な延性破面で，言うまでもなく，SCC が進行し有効断面積が減少した結果，塑性的に破断したものである．

(150) オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属部の塩化物水溶液中でのSCC破面

— 定荷重曲げ型 SCC 試験 —

(150) SCC Fracture Surface of Austenitic Stainless Steel Weld Metal in Chloride Aqueous Solution

— Bending type SCC Test under Constant Load —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：オーステナイト系ステンレス鋼材 SUS304 (板厚 9 ㎜).

溶接材料 (Welding material)：オーステナイト系ステンレス鋼溶接ワイヤ Y308.

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
母　　材	0.06	0.58	0.86	0.02	0.011	9.18	18.33	—
溶 接 金 属	0.05	0.66	1.26	0.027	0.006	9.30	19.1	0.13

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/㎟)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/㎟)	伸び (%)
母　　材	58	25	60.0

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：サブマージアーク溶接 (Submerged-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	予熱温度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (㎜/min)	積層方法
I　　形	室　温	38	650	400	1層1パス

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：定荷重曲げ型 SCC 伝ぱ試験

試験片形状 (Specimen configuration)：片側切欠付曲げ試験片

試験条件 (Test condition)：42%$MgCl_2$水溶液 (143℃) 中でビード部を SCC 試験

試験結果 (Test result)：溶接金属部の SCC 感受性は δ フェライト層の存在のため母材のそれよりも低下する.

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

オーステナイト準定安形ステンレス鋼の溶接金属部は，その凝固過程において，包共晶反応を生じ，オーステナイト相とフェライト相(δ フェライト)が分離し 2 相共存の状態となる. Fig.1 に示す破面は，SUS304鋼をサブマージアーク溶接(入熱約40000 J／cm) した時の溶接金属部に生じた SCC 破面である. この溶接金属は約 8 %の δ フェライトを含んでいる. また，試験環境は42%$MgCl_2$水溶液 (143℃) である. このように，溶接金属の SCC 破面はすべて結晶粒内割れであるが，詳細に観察すると明瞭なファンシェープト・パターン (Fanshaped pattern) を示す部分(A)とロックキャン

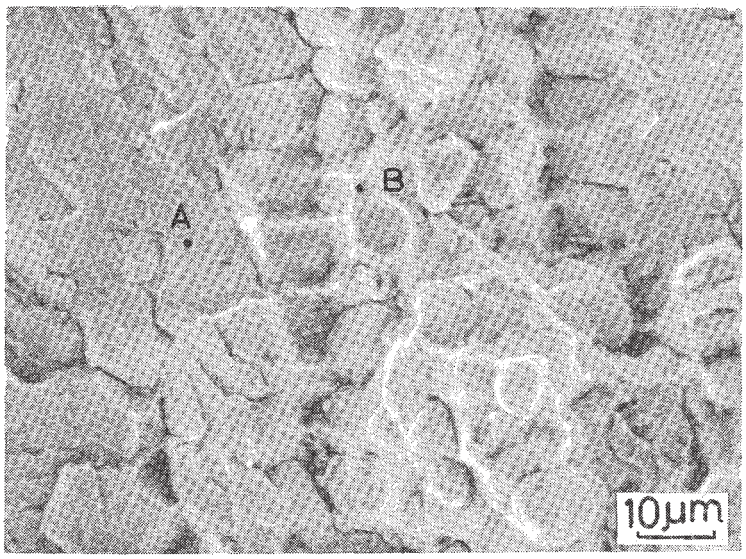


Fig. 1　サブマージアーク溶接金属のＳＣＣ破面

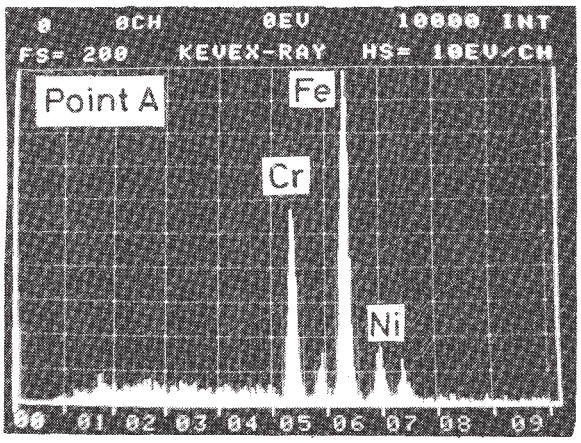


Fig. 2　Fig. 1 中のＡ点の分析結果

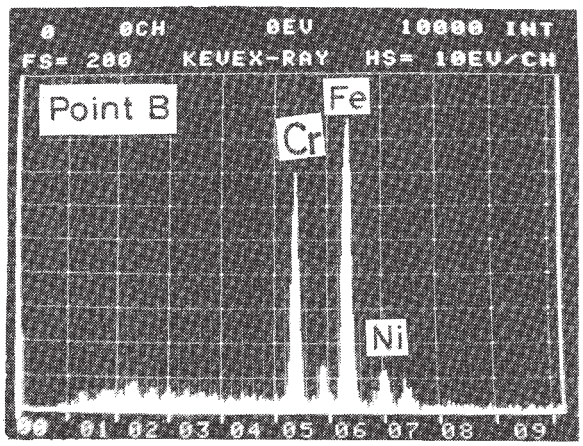


Fig. 3　Fig. 1 中のＢ点の分析結果

ディー・パターン（Rockcandy pattern）を示す部分（B）に大別できる．それぞれの点における表面の元素をエネルギー分散形 X 線分析を行なうと，A点では Fig.2 に示すように母材とほぼ同一の組成を示すが，B点では Fig.3 に示すように特に Cr が濃化している．このことは，B点において Cr 富化の δ フェライト相が存在していることを示している．すなわち，B点に見られるロックキャンディー・パターンは，SCC が δ フェライト相を優先的に進行した痕跡を示すもので，一種のサブストラクチャー（Substructure）に沿う SCC と判断できる．また，溶接金属部の SCC 感受性は母材のそれに比べて著しく低下していたが，これは，一般にいわれている δ フェライトの SCC に対する阻止効果によるものであろう．

II．6　水素侵食（水素アタック）
(Hydrogen-Attacked Failures)
概説（Outline）

1．水素アタックと発生機構

高温高圧水素雰囲気で使用される溶接構造物（反応容器や管）で使用中に微小な粒界割れを多数発生し，これが互に連結し合って大きなき裂となり破裂を起こすこともある．この場合の破面は Fig.1 に示すように粒界割れであり，この現象を水素アタック(Hydrogen attack)と呼ぶ．水素アタックは軟鋼やCr－Mo鋼の母材ででも起こるが，溶接熱影響部の高温粗粒域で起こりやすい．

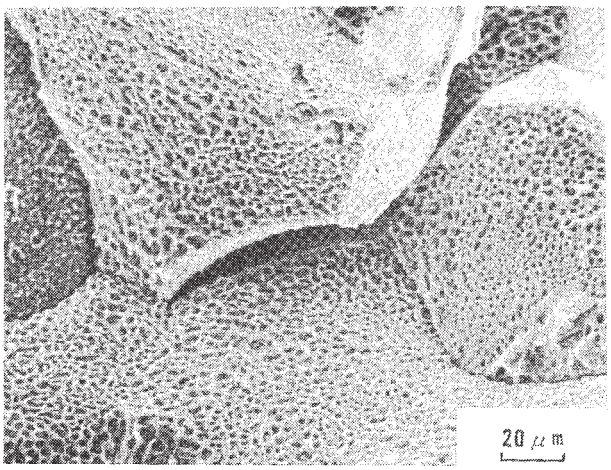


Fig.1　水素アタック割れのミクロ破面

これらの鋼が高温高圧水素雰囲気にさらされると，水素が鋼中に拡散進入し，セメンタイト（Fe_3C）と次の反応をしてメタンガスを作る．

$$Fe_3C + 2H_2 \underset{\text{吸熱}}{\overset{\text{発熱}}{\rightleftharpoons}} 3Fe + CH_4 \quad \cdots\cdots(1)$$

$$\left.\begin{array}{l} \triangle F = -RT\ln Kp \\ Kp = P_{CH_4}/P_{H_2}{}^2 \end{array}\right\} \quad \cdots\cdots(2)$$

ただし，Kp：平衡定数，P_{CH_4}，P_{H_2}はそれぞれCH_4，H_2の分圧で，△Fは反応の自由エネルギである．

炭素鋼の場合の△Fは1000°F以下で14,600cal/mol，650°F以下で15,900cal/molであるので，およそ次のような関係になる．

$$P_{CH_4} = 4 \times 10^5 \cdot P_{H_2}{}^2 \quad \cdots\cdots(3)$$

その結果，発生したメタンガスは結晶粒界に集積して，大きな圧力を生じて粒界を気泡状に分離する．その状態例を Fig.2 に示す．一方，式(1)の反応で鋼中のセメンタイトは分解され，その結果金属組織としては脱炭が認められる．

このような状態になった鋼を引張り試験すると特に絞りが減少する．Fig.3[1]は一定の高温高圧水素中に鋼を保持した時の時間の経過による粒界でのバブルの平均直径と機械的性質の変化とを示したものである．引張り強さより絞りの変化が顕著である．Fig.4 は粒界で

のバブルの変化と絞りの変化とを模式的に示したものである．粒界にバブルが多量に発生したものの引張り試験後の破面を示したのが上述の Fig.1 である．多数のディンプルを伴う粒界割れになっている．

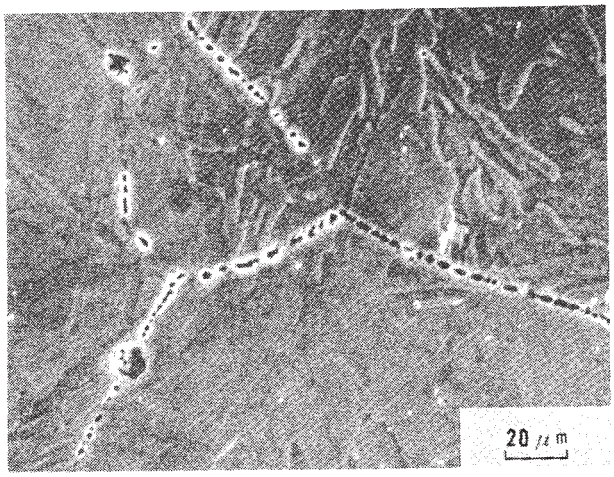


Fig.2　粒界に形成されたバブルのミクロ写真
〔2¼ Cr-1Mo 鋼（0.17%C）溶接再現 HAZ 後熱処理，水素圧：300kgf/cm²，600℃，1000hr 曝露〕

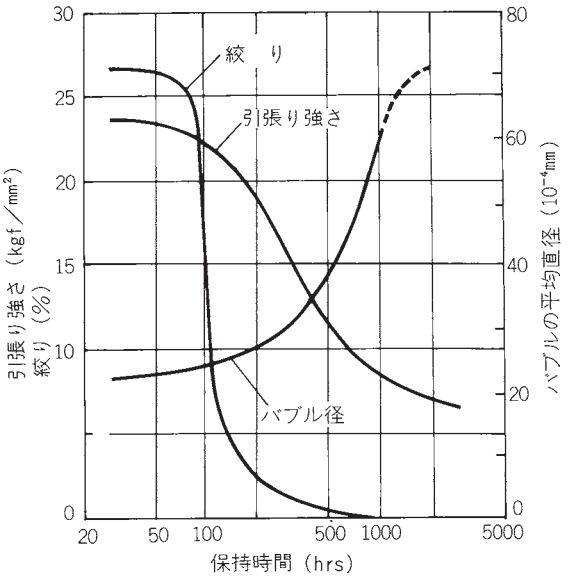


Fig.3　高温高圧水素中に保持した時のバブルの成長と引張り性質の変化の例
〔Fig.2 と同じ材料，環境〕

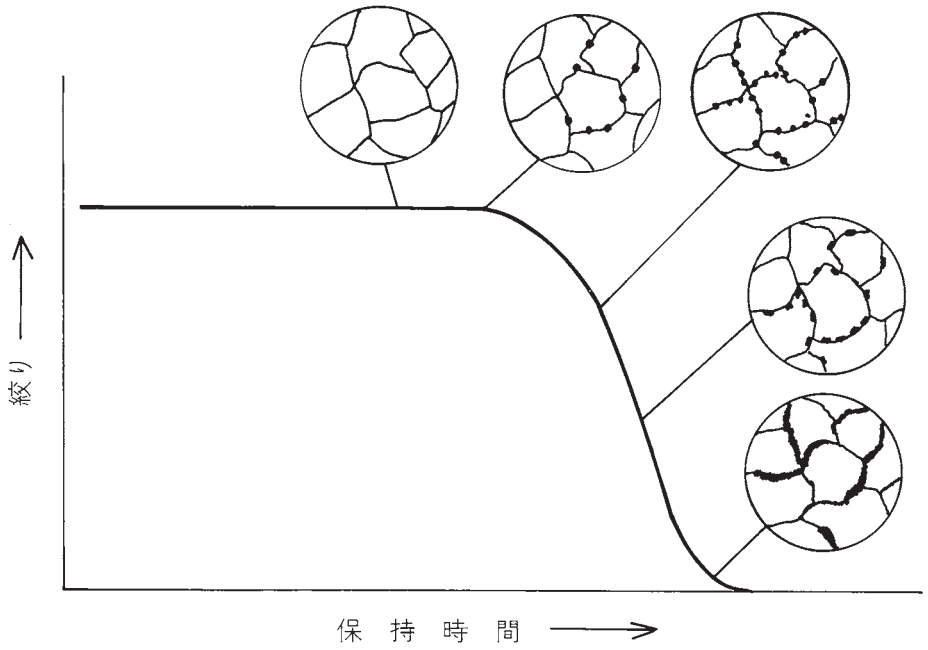


Fig.4　水素アタックにおけるバブルの成長と引張試験の絞りの変化との関係の模式図

2．水素アタックに影響する因子

耐水素限界温度におよぼす合金元素の影響をFig.5[2)]に示す．Ti, V, Zr, Nbなど安定な炭化物を形成しやすい元素を合金させると式(1)の反応が起こりにくくなるため，水素アタックに対する抵抗性はきわめて向上する．

Fig.6[3)]はQT材とNT材との比較であるが，NT材では金属組織がフェライト＋焼戻ベイナイトになっているのに対し，QT材では焼戻マルテンサイトであり基地中に炭化物が

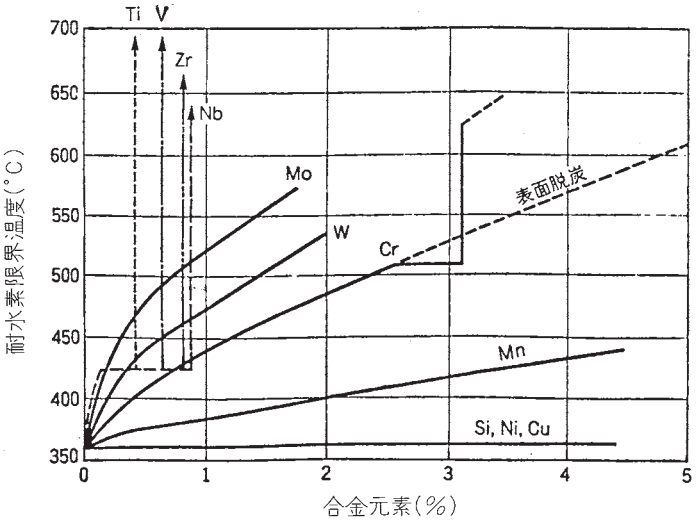


Fig.5　耐水素限界温度におよぼす合金元素の影響（0.1%C鋼，水素圧：300kgf/cm²，加熱，保持時間：100hrs）

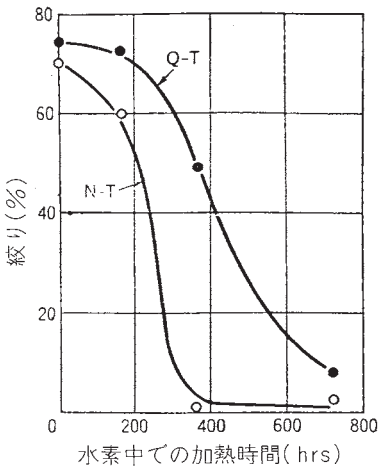


Fig.6　水素アタックに対するQT材とNT材との比較（1.5Cr−0.5Mo鋼，水素圧：250kgf/cm²，加熱温度：550℃）

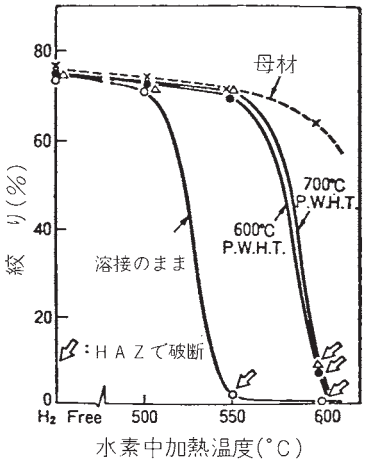


Fig.7　水素アタックに対する溶接および後熱処理の影響（2¼ Cr-1Mo鋼，PWHT時間：5 hrs，水素圧：300kgf/cm²，加熱時間：360hrs）

均一に分散されているので，水素アタックに対して優れている．

Fig.7[1)]は母材と溶接部の比較およびPWHTの効果を示したものである．溶接部は母材に比べて水素アタックを起こしやすく，破壊はHAZの高温粗粒域で起こる．しかし，PWHTを行なうとかなり改善される．

参考文献

1）石塚，千葉：〝Cr-Mo鋼の溶接熱影響部の水素侵食について〟，鉄と鋼，Vol. 56（1970），No. 4，S230.

2）石塚，千葉：〝高温高圧容器用鋼材の水素アタックについて〟，高圧力，Vol. 6（1968），No. 6 p. 39.

3）渡辺，石塚，大西，千葉：〝高温高圧水素による圧力容器の損傷〟，第20回材料強度と破壊国内総合シンポジウム論文集，April（1975），p. 101.

(151) 圧力容器用炭素鋼の熱影響部の水素侵食割れ破面

— 円筒形拘束割れ試験 —

(151) Fracture Surface of HAZ of SB49 Steel Occurred in Hydrogen Attack Test

— Cylinder-Type Restraint Cracking Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：ボイラ及び圧力容器用炭素鋼 SB49 (板厚20㎜).

溶接材料 (Welding material)：高張力鋼用被覆アーク溶接棒D5001 (径 4 ㎜).

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Mo	Cr
母　　材	0.30	0.32	0.74	0.013	0.016	0.02	0.16
溶着金属	0.10	0.10	0.52	0.013	0.011	0.49	—

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：被覆アーク溶接 (Shielded metal-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	溶接棒の乾燥条件	予熱温度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (㎜/min)	積層方法
V　　形	100℃×1hr	200	24	140	100	1層1パス

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：円筒形拘束割れ試験

試験片形状 (Specimen configuration)：Fig.1 参照

試験条件 (Test condition)：340℃, 25kgf／㎠高温高圧水素(実機挿入テスト) 1 年間

試験結果 (Test result)：粒界割れ (水素アタック)

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 に円筒形拘束割れ試験方法を示す. 割れは溶接のままの試験片を340℃, 25 kgf／㎠の高温高圧水素環境下の実機プラントに 1 年浸漬した後に発生したもので, Fig.2 に撮影個所を示す. 破面は Fig.3, 4 および 5 に示すように主として粒界破面よりなっているが, 一部擬へき開破面が認められる.

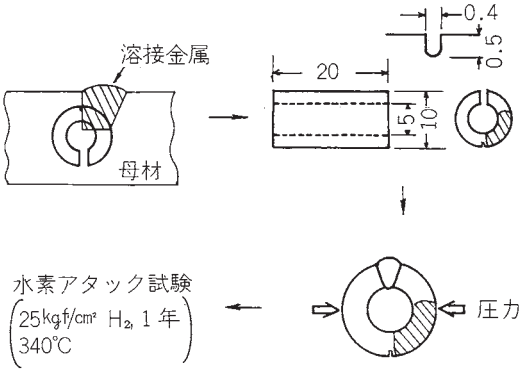


Fig. 1　円筒形拘束割れ試験

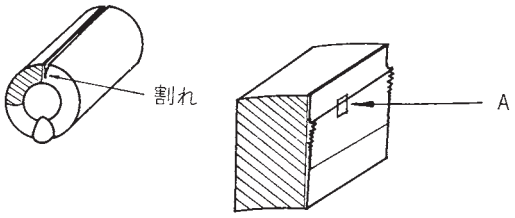


Fig. 2　撮影個所（A部）

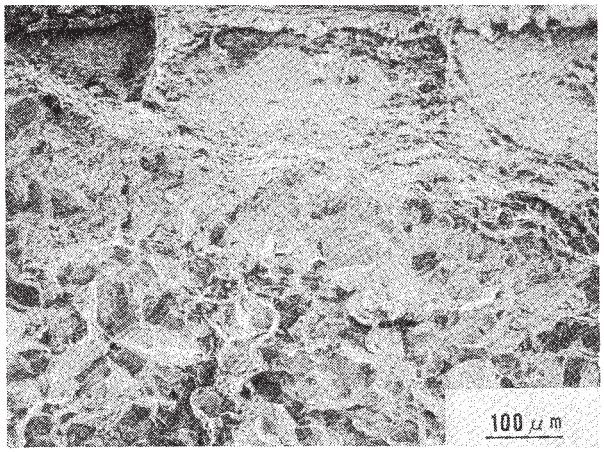


Fig. 3　水素アタックの低倍率ミクロ破面

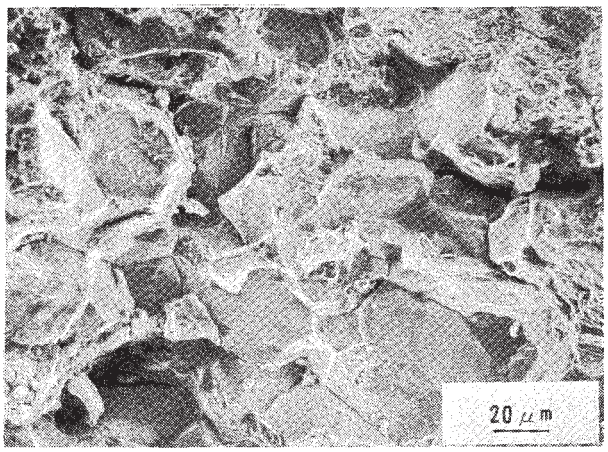


Fig. 4　Fig. 3の粒界破壊部を拡大したミクロ破面

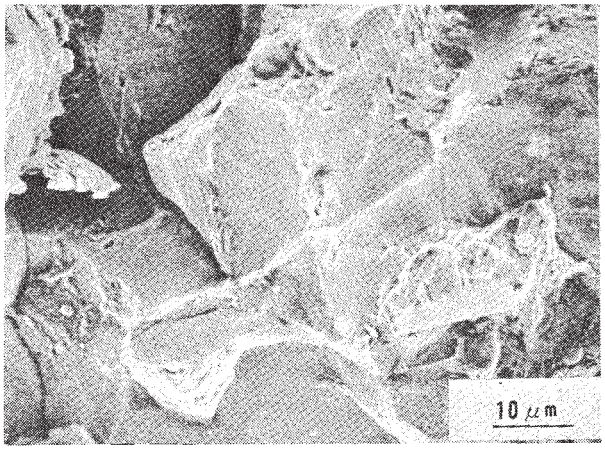


Fig. 5　Fig. 4の中央部を拡大したミクロ破面

(152) 高温高圧水素環境下に曝されたHT50鋼および2¼Cr－1Mo鋼の再現HAZ衝撃破面

— シャルピー衝撃試験 —

(152) Fracture Surface of Synthetic HAZ Impact Test Specimen of HT50 and 2 ¼ Cr-1Mo Steels Exposed in High Temperature and High Pressure Hydrogen Atmosphere

— Charpy Impact Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM50A (板厚145mm).

圧力容器用2¼ Cr-1Mo 鋼材 ASTM A387-74a Grade 22 Class 2 (板厚25mm).

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V
母　材	SM 50 A	0.22	0.24	1.25	0.018	0.012	—	—	—	—	—
	2 ¼Cr-1Mo	0.09	0.25	0.53	0.010	0.005	0.03	0.03	2.22	0.95	0.013

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/mm²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm²)	伸び (%)
SM50A	52	35	30
2 ¼Cr- 1 Mo	62	49	30

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：再現 HAZ (入熱17kJ／cm 相当)＋SR (720℃×3 hrs, 炉冷) (Synthetic weld thermal cycle)

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：シャルピー衝撃試験 (JIS Z 2242)

試験片形状 (Specimen configuration)：JIS Z 2202　4 号試験片

試験条件 (Test condition)：試験温度－196℃

試験結果 (Test result)：SM50A 0.3kgf·m, 2¼ Cr-1Mo 0.7kgf·m

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

鋼を高温高圧の水素環境下に長時間曝すと機械的性質が著しく低下する水素侵食 (Hydrogen attack) と呼ばれる現象を起こす.

この原因は鋼中に侵入した水素が炭素ないし炭化物と反応して高圧のメタン気泡が発生し, この気泡の成長と連結により割れが発生することにあると考えられている.

Fig.1 はメタン気泡を観察するため, オートクレーブ中で温度600℃, 圧力250kg f／cm², 時間1,000hrs, 水素侵食処理した2¼ Cr-1Mo 鋼をシャルピー衝撃試験片に加工し, 気泡形状を変化させないように－196℃で破断した低倍率のミクロ破面を示したものである.

破面は大部分が粒界破面からなっているが一部にへき開破面も見られる.

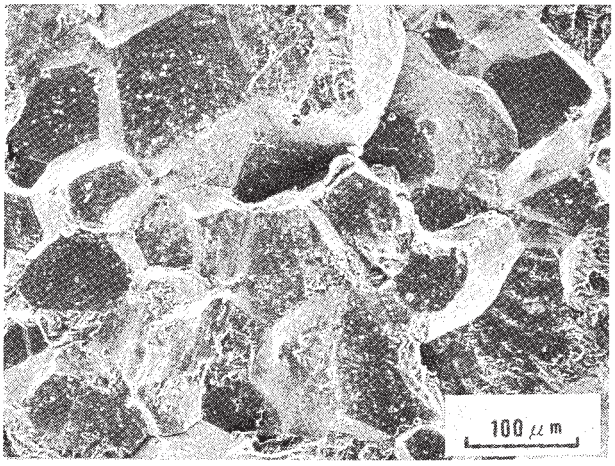


Fig. 1　−196℃でシャルピー衝撃試験を行なったときの2¼Cr −1Mo 鋼のミクロ破面

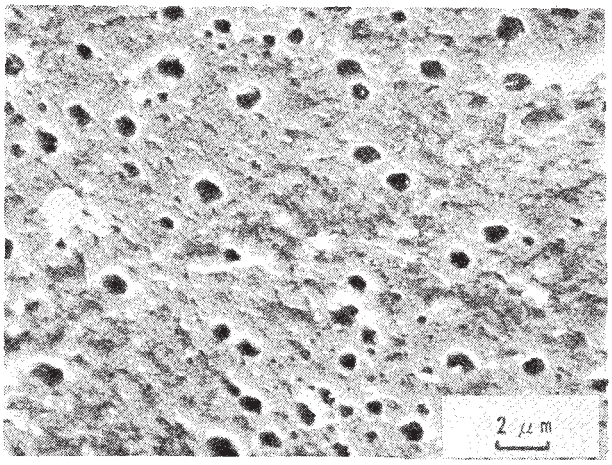


Fig. 2　Fig. 1の粒界を拡大したミクロ破面

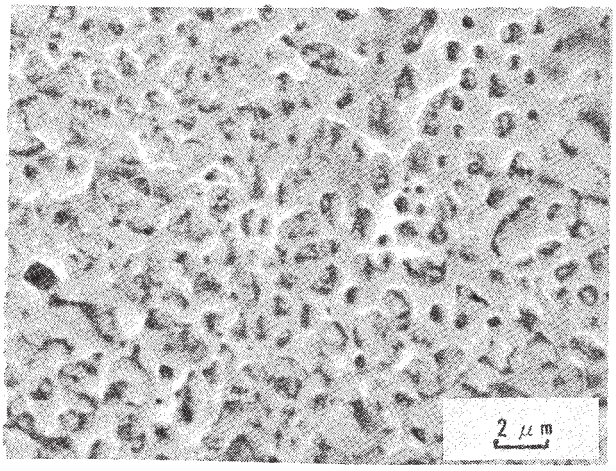


Fig. 3　SM50A鋼にシャルピー衝撃試験を行なったときのミクロ破面

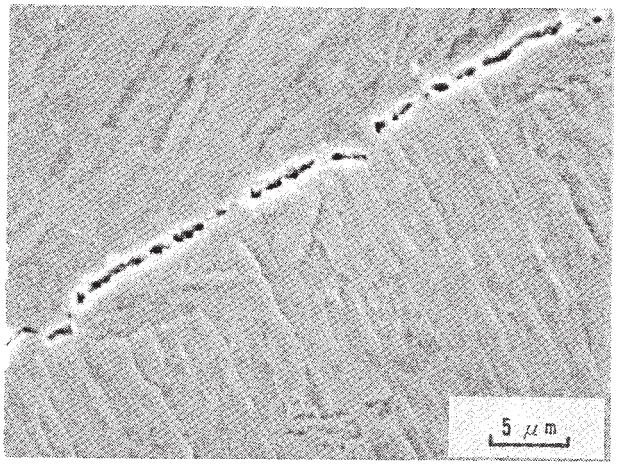


Fig. 4　旧オーステナイト粒界に認められるメタンガス気泡のミクロ写真

Fig.2 は Fig.1 の粒界破面を拡大したものであり，破面上にはメタン気泡の発生が認められる．しかしまだメタン気泡の発生は初期段階にあり，機械的性質を劣化させるには至っていない．

Fig.3 は SM50A を水素侵食処理 (550℃，150kg f／cm²，1000hrs) した衝撃破面の粒界破面を高倍率で示したものである．安定な炭化物を形成する Cr，Mo の添加された 2¼ Cr-1Mo 鋼に比べ，破面上のメタン気泡は発生密度も高く，かなり大きく成長し一部には気泡どうしが連結したものも認められる．

Fig.4 は Fig.3 の SM50A の研磨面上のメタン気泡を示したものである．メタン気泡は旧オーステナイト粒界に沿って連続して発生し，連結して粒界分離を起こしている部分も認められる．このようにメタン気泡どうしの連結が起こるようになると機械的性質も著しく低下している．

参考文献……酒井ほか：鉄と鋼，vol. 64(1978)，p. 430.

(153) 2¼Cr－1Mo鋼の溶接金属の水素侵食割れ破面

— 円筒形拘束割れ試験 —

(153) Fracture Surface of 2 ¼ Cr-1Mo Weld Metal Occurred in Hydrogen Attack Test

— Cylinder-Type Restraint Cracking Test —

材　料（Material）

溶接材料（Welding material）：耐熱鋼用被覆アーク溶接棒 DT2416（径 4 mm）.

化学組成（重量%）(Chemical composition) (wt.%)

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo
溶着金属	0.07	0.70	0.40	0.012	0.006	2.30	1.02

溶　接（Welding）

溶接方法（Welding method）：被覆アーク溶接（Shielded metal-arc welding）

溶接条件（Welding condition）

開先形状	溶接棒の乾燥条件	予熱温度（℃）	アーク電圧（V）	溶接電流（A）	溶接速度（mm/min）	積層方法
V　形	350℃×1hr	250	24	140	100	1層1パス

試　験（Test）

試験方法（Test method）：円筒形拘束割れ試験

試験片形状（Specimen configuration）：Fig.1 参照

試験条件（Test condition）：340℃，25kgf／cm²の高温高圧水素（実機挿入），1年間

破面の解説（Fracture Surface Analysis）

Fig.1 に円筒形拘束割れ試験方法を示す．割れは溶接のままの試験片を340℃，25 kgf／cm²の高温高圧水素環境下の実機プラントに1年浸漬した後に発生したもので，Fig.2 に撮影個所を示す．破面は Fig.3, 4, 5 および 6 に示すようにディンプル・パターン（Dimple pattern）を示している．

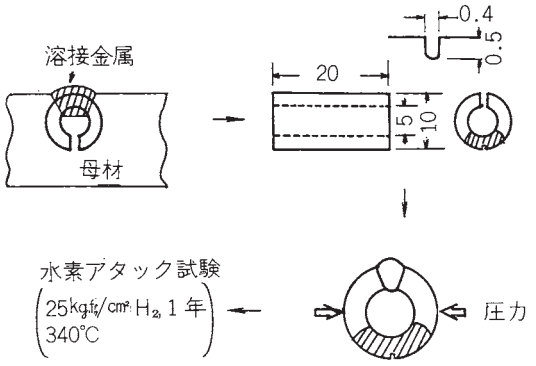


Fig. 1　円筒形拘束割れ試験

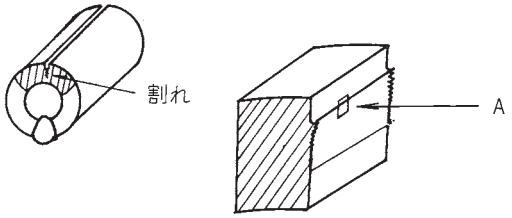


Fig. 2　撮影個所（A部）

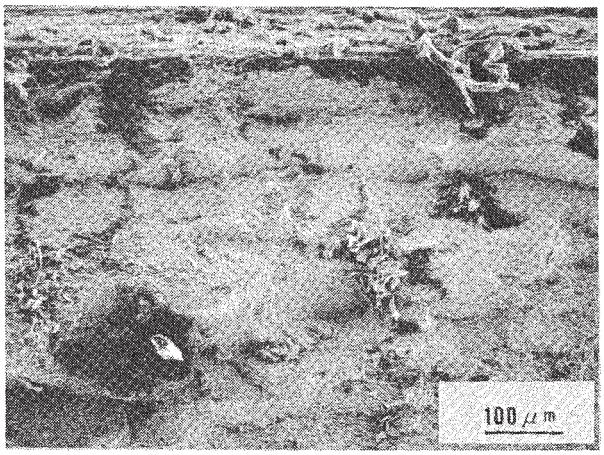


Fig. 3　割れの低倍率ミクロ破面

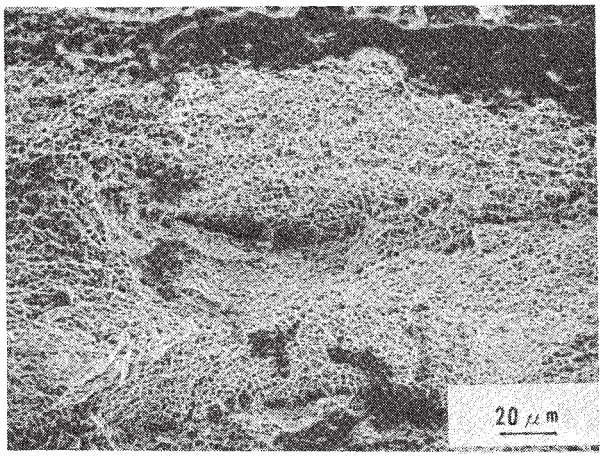


Fig. 4　Fig. 3の上部中央を拡大したミクロ破面

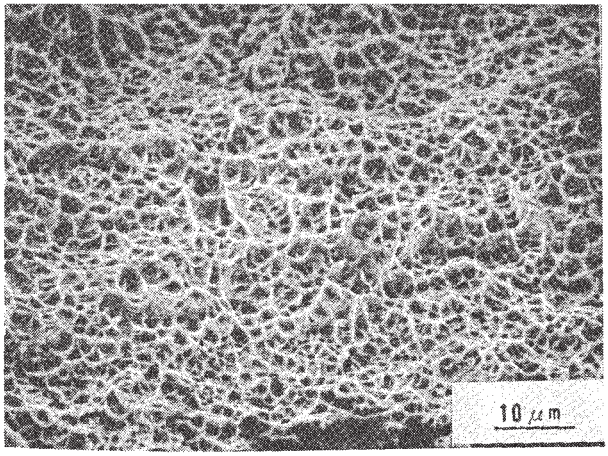


Fig. 5　Fig. 4を拡大したミクロ破面

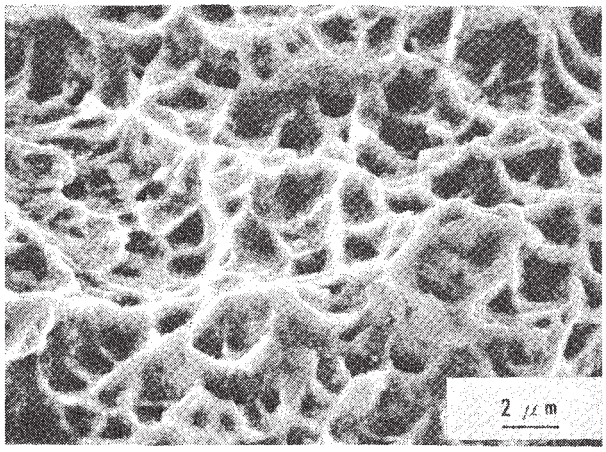


Fig. 6　Fig. 5を拡大したミクロ破面

III. 溶接構造物における欠陥および破壊の事例

Failures in Welded Components and Assemblies

概説（Outline）

近年の電子顕微鏡とくに走査型電子顕微鏡の著しい普及とそれに伴うミクロクラフトグラフィの進歩によって，種々の破壊様式とミクロ破面の関連性がかなり体系化されてきた．そのためミクロフラクトグラフィ的手法を駆使することにより，以前と比較にならない程度に詳細な事故解析が可能となってきた．しかしながらミクロフラクトグラフィ的手法のみでは“木を見て森を見ず”の観を呈することも少なくない．たとえばミクロ破面でディンプルが見られても，マクロ的には伸びをほとんど示さずに脆性的に破壊している例はよく見られるのである．また一般に破面全体を電子顕微鏡で観察するには膨大な時間を要するため，観察位置を選定する必要がある．そのためには破壊の起点と伝ぱ部および伝ぱ方向をマクロ破面から的確に把握しなければならない．とくに溶接技術者の立場からすれば，その破壊の起点に溶接欠陥や溶接による脆化部などがないかどうかを見極めることが重要である．したがって事故解析を行なうにあたってはマクロ破面の解析すなわちマクロフラクトグラフィを十分に修得しておかなければならない．

マクロ破面を解析する場合の着眼点としてはつぎのようなものが挙げられる．(i)破面のあらさ，(ii)破面の光沢と色彩ならびに腐食生成物などの付着物，(iii)伝ぱ方向を示す特徴的模様，(iv)破面の傾き，(v)シャー・リップ（Shear lip）の分布，(vi)破面側面のくびれ，等であろう．

まず，(i)に関しては，例えば丸棒引張試験片中央部に見られるような繊維状破面は非常にあらく，微小なくぼみが多い．同じ延性破面であっても試験片外周部に見られるようなせん断破壊によるシャー・リップ部はのっぺりしている．脆性破面は一般に結晶粒径オーダーの平面的な凹凸が顕著であり，くぼみはほとんどない．そのため溶接部のように場所によって結晶粒径が異なる場合には，それが破面に反映されており，また溶接金属の柱状晶域ではその方向性が破面からも見られることが多い．疲労破面は概してなめらかであるが，き裂の伝ぱ速度が大きいほどあらくなる傾向が見られる．これは，後述の貝殻模様等が見られない場合に，伝ぱ方向と起点を推定するときの手がかりとなる．なお応力振幅（あるいは△K）が小さい場合には，疲労破面として擬へき開的破面や粒界破面が発生することがあり，その場合の破面は脆性破面によく似ている．上記のいずれの破面においても溶接部では柱状晶の方向性が見られることが多く，また溶込み形状が不明瞭ながら判読できる場合もある．

つぎに(ii)に関しては，まず光沢と色彩は上記の(i)と関連している．繊維状破面は灰色をしており，シャー・リップ部はやや金属光沢を示している．脆性破面は典型的な金属光沢を示す．疲労破面も一般ににぶい金属光沢を示すが，高サイクル疲労時で伝ぱ速度が遅い場合には少し黒ずんでいることもある．なお疲労破面においてはき裂の伝ぱ中に両側の破面がこすり合わされたりしてできた光沢のあるのっぺりした部分がとくに起点付近によく見られるが，これも起点を推定するときの手がかりとなる．しかし破断後の試験片の不注意な取扱いによっても同様のものが生じることがあるので注意を要する．破面上のさび等の腐食生成物は，温度，雰囲気や時間経過を推定できるため重要である．この場合も破断

後の試験片の不注意な取扱いによってさび等が生じるため，注意を要する．

(iii)に関しては，放射状模様と貝殻模様（ビーチ・マーク（Beach mark））を挙げることができる．主として脆性破面でよく見られる放射状模様はシェブロン・パターン（Chevron pattern）と呼ばれることが多いが，これは伝ぱ時における複数のき裂のマクロ的な合体によって生じるものである．この模様をその収束する方向にたどることによって起点に達することができる．破断温度が非常に低かったり，材料の靱性が非常に悪い場合にはシェブロン・パターンは現われにくい．なお疲労破面でも伝ぱ速度が大きくなるとシェブロン・パターンが見られることがある．また応力集中部から複数の疲労き裂が伝ぱした場合にはラチェット・マーク（Ratchet mark）と呼ばれる一種の放射状模様ができる．貝殻模様は主として疲労破面に見られ，繰返し荷重が一定でないために同心円状に生じるものである．伝ぱ方向はこの模様に直交しているため，この同心円の中心が起点である．貝殻模様は他の破壊様式においても伝ぱ速度が遅い場合には現われることがある．なおいずれの模様においても，柱状晶や圧延組織の方向性等が破面に重複して見られることが少なくないため，注意してこれらを識別する必要がある．さらに，これらの模様の観察あるいは写真撮影において照明用光源の角度や個数が不適当な場合には，模様がまったく見られないことがあるので注意を要する．

(iv)に関しては，破面と応力軸とのなす角度によって，作用していた応力状態を推定することができる．

(v)に関しては，シャー・リップはマクロ的な最大せん断応力面に沿ったせん断破面であり，変形が拘束されない場合に発生しやすい．そのため起点では一般にシャー・リップはない．したがって伝ぱ方向を示す特徴的な模様がない場合には，シャー・リップの分布は起点を推定する手がかりとなる．

(vi)に関しては，くびれはシャー・リップが不明瞭な場合に起点を推定する手がかりとなる．起点では一般にくびれはほとんどない．なおシャー・リップおよびくびれは共に，溶接部に大きな硬さ分布がある場合には，その影響を受けていることに注意しなければならない．

なお上記の観察にあたっては常に数倍に拡大した観察ができるルーペを用いるようにすべきである．低倍率とはいえ大きな効果をもっている．さらに可能ならば実体顕微鏡を用いることが推奨できる．またこれらのマクロ破面の解析に際しては，化学成分，機械的性質，作用していた力学的条件や環境等についての情報をできる限り入手して総合的に破断をする必要がある．さらに必要に応じて設計者や力学の専門家との討論も有益であろう．

そしてその後，ミクロ破面を観察し，例えば本書に多数掲載されているミクロ破面と対照させることにより解析を行なうことができる．さらに種々の材料について種々の破壊条件での破面を前もって作製しておき，それらと対照させればより正確な解析が可能である．強度あるいは硬さの高い材料，また組織の複雑な材料ほどこのような標準破面が必要である．また破面の観察と共に破面付近のミクロ組織や硬さ等を測定することによりさらに詳細な解析が可能となる．

(154) SS41鋼の反応容器仕切板の溶接部で発生した破壊の破面

(154) Fracture Surface of Breakdown Occurred in Weld Zone of SS41 Steel Dashboard in Reactor

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：一般構造用圧延鋼材 (板厚 7 ㎜).

溶接材料 (Welding material)：軟鋼用被覆アーク溶接棒 D4301 (径4.0㎜).

化学組成 (重量%) (Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S
母　　材	0.21	0.06	0.59	0.026	0.014
溶　着　金　属	0.09	0.08	0.54	0.014	0.010

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/㎟)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/㎟)	伸び (%)	シャルピー吸収エネルギー (kgf·m)
母　　材	48.5	30.4	27	− at −℃
溶　着　金　属	45.0	41.0	31	10.0 at 10℃

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：被覆アーク溶接 (Shielded metal-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	溶接棒の乾燥条件	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (㎜/min)	積層方法
すみ肉	100℃×1 hr	27	160	300	1層1パス

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

本破面は，化学反応容器の仕切板の溶接部のものである．容器の試運転時に，pH 約11のアルカリ水溶液が溶接部に吹きつけられており，約10 hrs のブロー·テスト後に仕切板に破損が見出された．

Fig.1 は，バッフルと仕切板のすみ肉溶接部が完全に破断している状況を示したものである．溶接は片側からのすみ肉溶接である．Fig.2 は，同じ容器中の両面すみ肉溶接を実施した部分での破断部の断面マクロ写真である．Fig.1 および 2 とも溶接部あるいはその近傍の断面積の小さい部分で破壊が生じている．

Fig.3 は Fig.1 の a の部分のミクロ破面を示したものである．この部分は，現場の状況から最初に破損したと推定される個所であり，破断経路は溶接金属である．割れの進展方向は矢印に示す通りであり，破面は大部分が延性破壊を示す等軸ディンプル

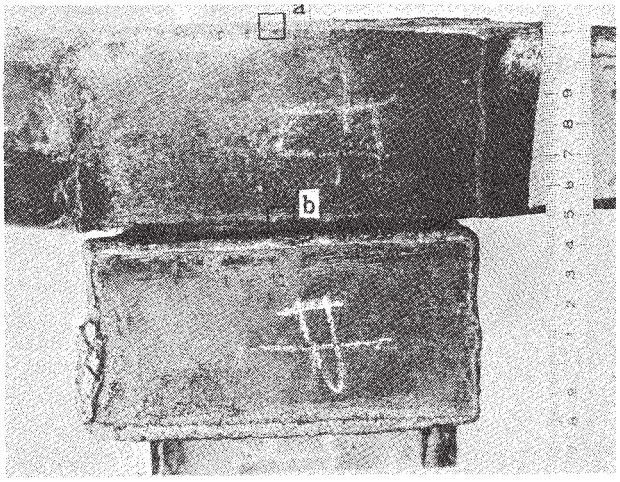


Fig. 1　すみ肉溶接部のマクロ破面

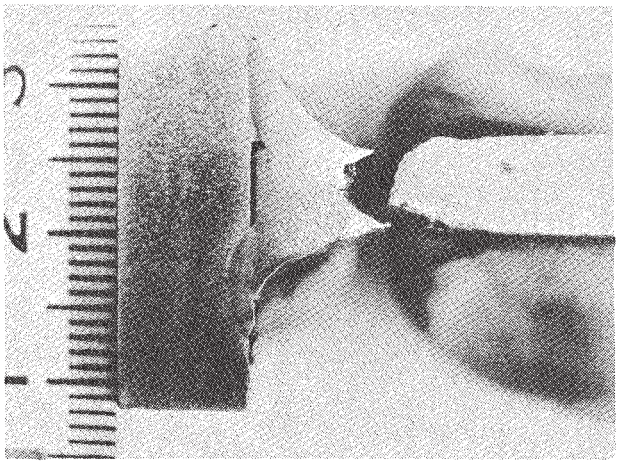
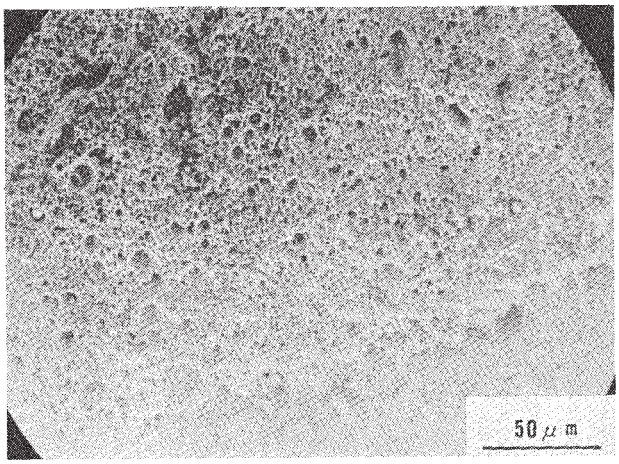


Fig. 2　他のすみ肉溶接部の横断面マクロ組織

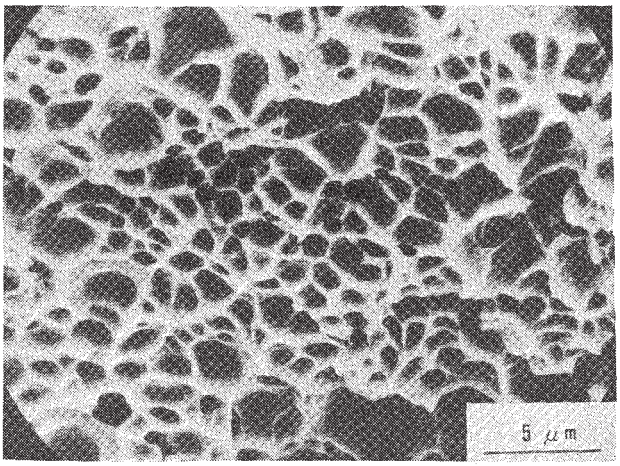


割れの進展方向

Fig. 3　Fig. 1のa部のミクロ破面

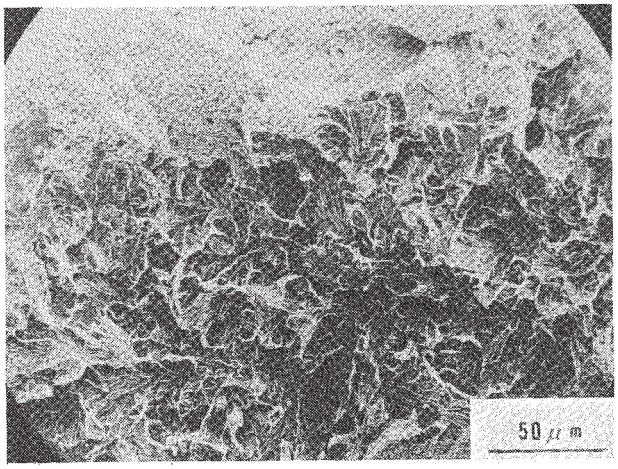
(Dimple) であり，部分的に結晶粒界での破面が認められる．このことから，この部分では比較的遅い速度で静的に破壊したものと考えられる．Fig.4 はこの部分の拡大状況である．

Fig.5 と Fig.6 は，Fig.1 の b の部分のミクロ破面を示したものである．この部分は Fig.1 の破面の中で最後に破断した部分と考えられる．破面は，割れの開始側では，Fig.3 と同様の等軸ディンプルを示している．しかし割れの進展に伴い典型的なリバー・パターン（River pattern）を示すようになり，より速い速度で割れの進展したことを示していると思われる．なおこれら破面近傍には，溶接欠陥は見出されておらず，この破壊は，何らかの原因で仕切板の溶接部に過大な応力が集中したため，最も断面積の小さい部分（Fig.3～Fig.6 では溶接金属）で生じたものと判断される．



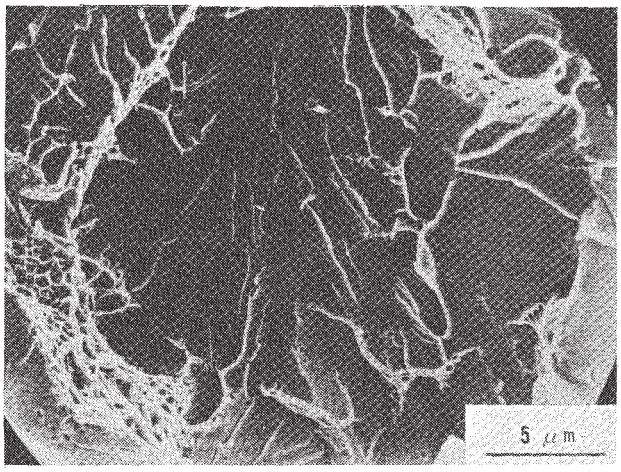
割れの進展方向

Fig. 4　Fig. 3の拡大



割れの進展方向

Fig. 5　Fig. 1のb部のミクロ破面



割れの進展方向

Fig. 6　Fig. 5の拡大

(155) タンカーにおいて溶接欠陥から発生した脆性破壊の破面

(155) Brittle Fracture Surface Initiated at Weld Defects in Oil Tanker

材　料（Material）

母　　材（Base metal）：溶接構造用圧延鋼材 SM41A 相当（板厚25mm）.

溶接材料（Welding material）：軟鋼用被覆アーク溶接棒 D4316相当

化学組成（重量%）(Chemical composition)(wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Co	Sn
母　　材	0.16	0.10	0.99	0.041	0.048	0.13	0.08	0.04	0.22	0.006	0.02	0.02

溶　接（Welding）

溶接方法（Welding method）：被覆アーク溶接（Shielded metal-arc welding）

溶接条件（Welding condition）：不明（すみ肉溶接）

破面の解説（Fracture Surface Analysis）

Fig.1 は脆性破壊の発生部近傍のマクロ破面を示したものであり，脆性破壊はフック（Lifting lug）と底板間のすみ肉溶接止端部の初期欠陥（長さ90mm，深さ20mmの半だ円状の変色部）から発生し，長さ10mにわたって伝ぱした．Fig.2 は脆性破壊発生部近傍のマクロ組織を示したものであり，上部にショート・ビードが存在する．破壊は冬期で当時の外気温は 0 ℃と報告されている．破面は海水により腐食され，一部に溶接スラグも認められた．したがって，この初期欠陥は船体建造時に生じていたものと推定される．

破面を NaOH の沸とう溶液に 2 ～ 7 時間浸漬して，腐食皮膜を除去したあと SEM で観察した．観察場所を Fig.3 に示す．ミクロ破面を Fig.4 に示すが，初期欠陥部は粒界破面を示している．ビード直下の破面は腐食がはげしく観察不可能であった．当初この部分には溶接スラグ状の異物(debris)が存在していたといわれている．断面ミクロ組織を Fig.5 に示すが，この初期欠陥部はビード直下は別としてフェライト・パーライト（Ferrite pearlite）の母材組織をしている．

初期欠陥の原因は明らかでないが，フックと底板のすみ肉溶接部が非常に接近しており，かつこの部分に補修ビードやアーク・エア・ガウジングの跡が認められることから溶接欠陥が残存しており，その後の熱歪で脆化したために半だ円形の欠陥を形成したものと予想される．とくに，鋼材の P と Sn が高く粒界脆化を起しやすいと思われる．

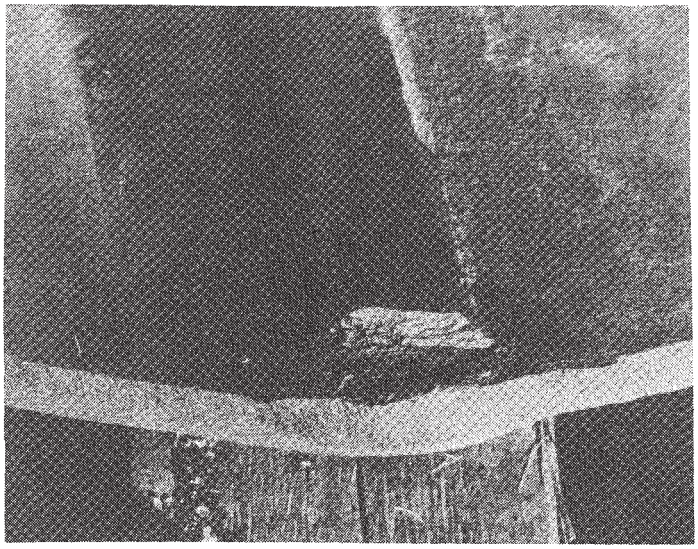


Fig. 1　破面の外観写真

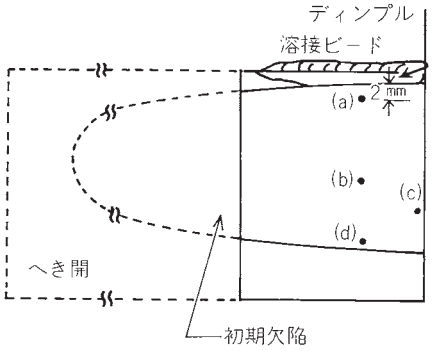


Fig. 3　ＳＥＭの観察場所

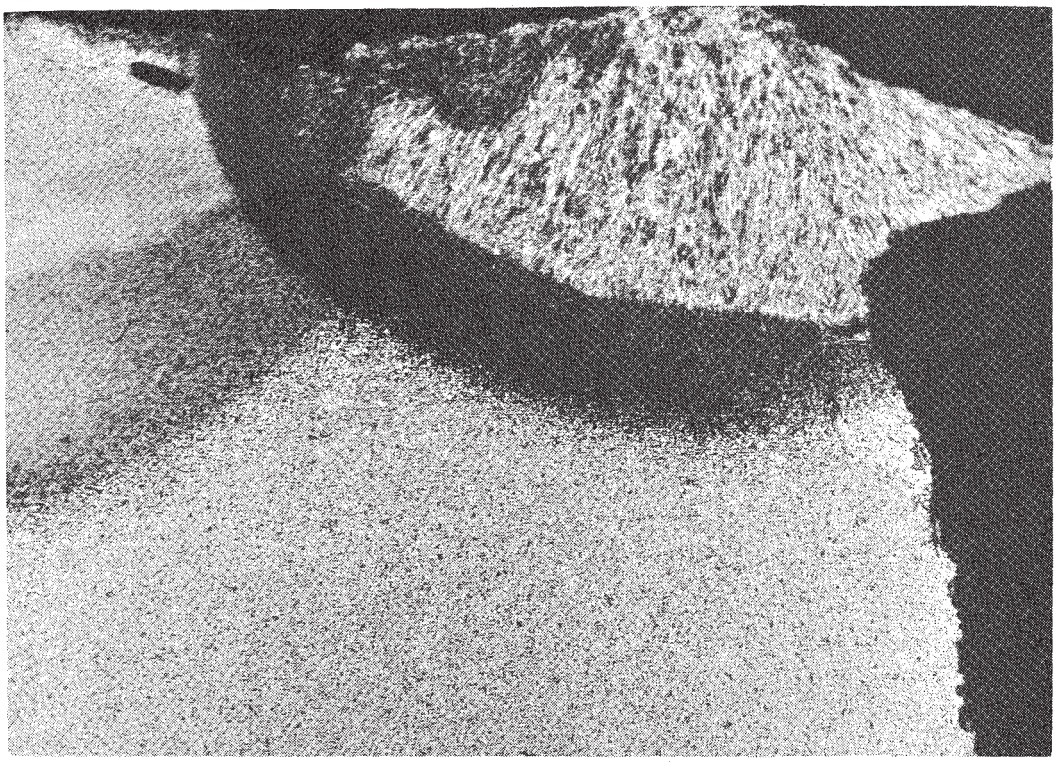


Fig. 2　脆性破壊近傍のマクロ組織

また鋼材の$_{v}Tr_{s}$が＋48℃と靱性に劣る鋼材のため，0℃の外気温下で脆性破壊に至ったのであろう．この脆性破壊発生の可能性はCOD試験からも確認されている．

なお，EPMAによる腐食生成物の定性分析では，Fe，O，Cl，Sが認められただけであり，腐食割れの可能性は少ない．

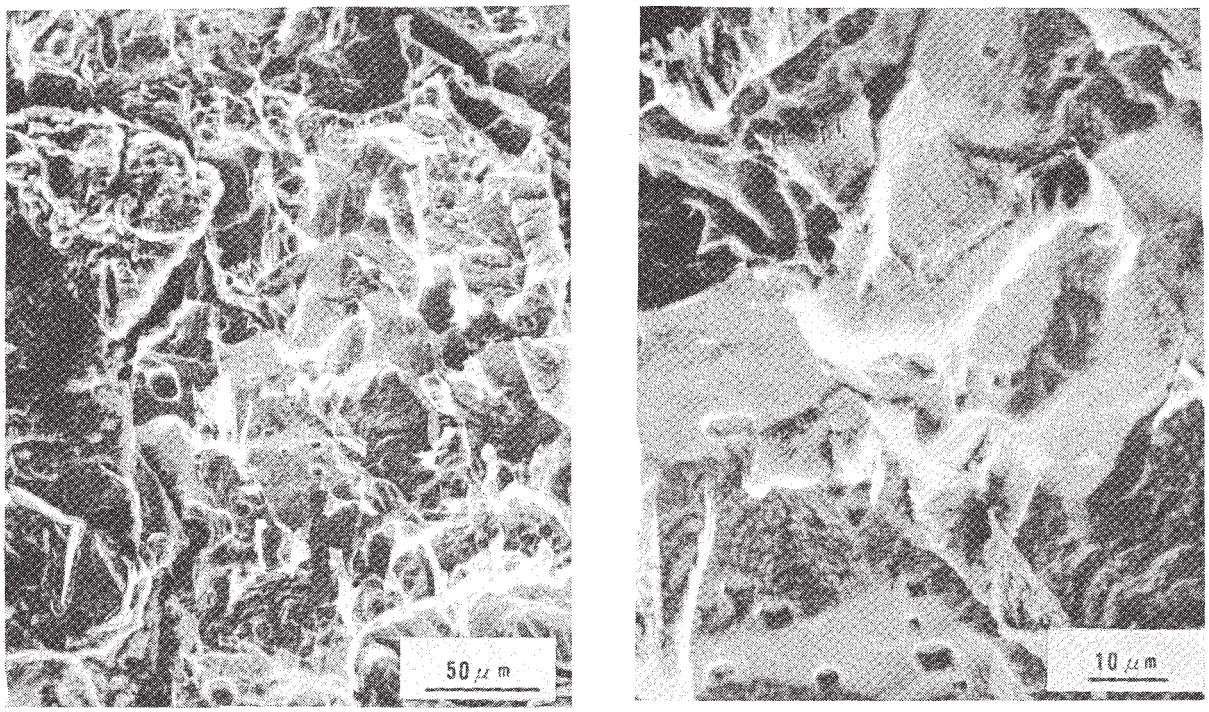
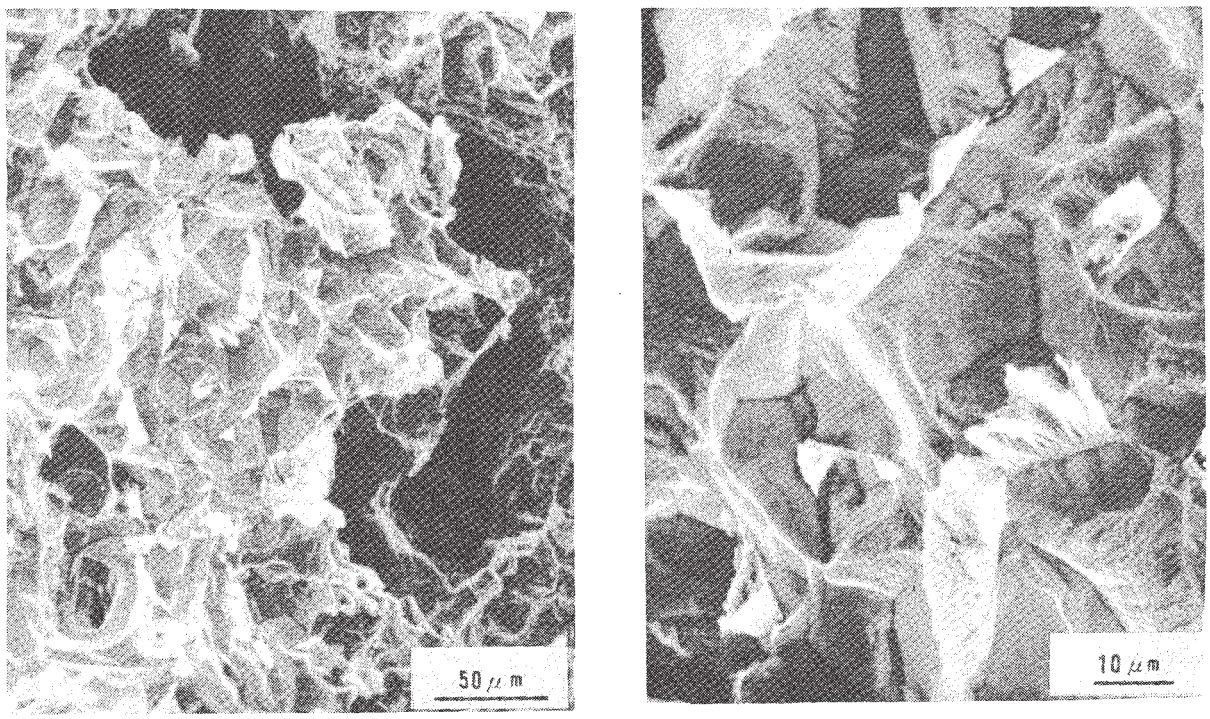
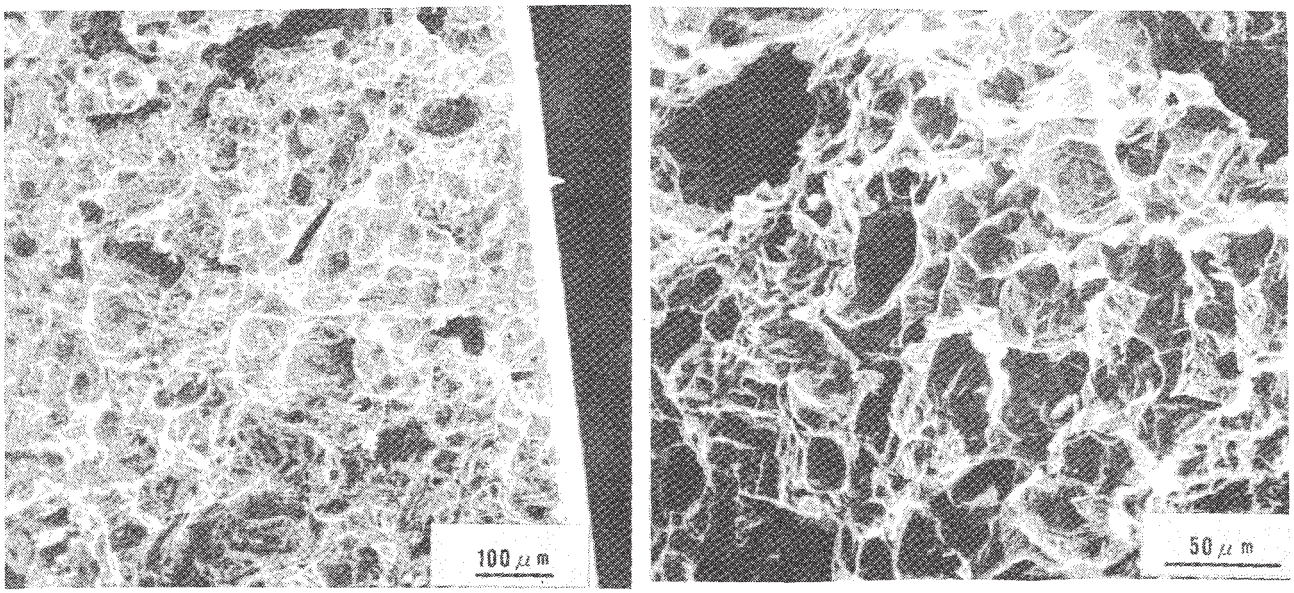


Fig. 3 の (a)点

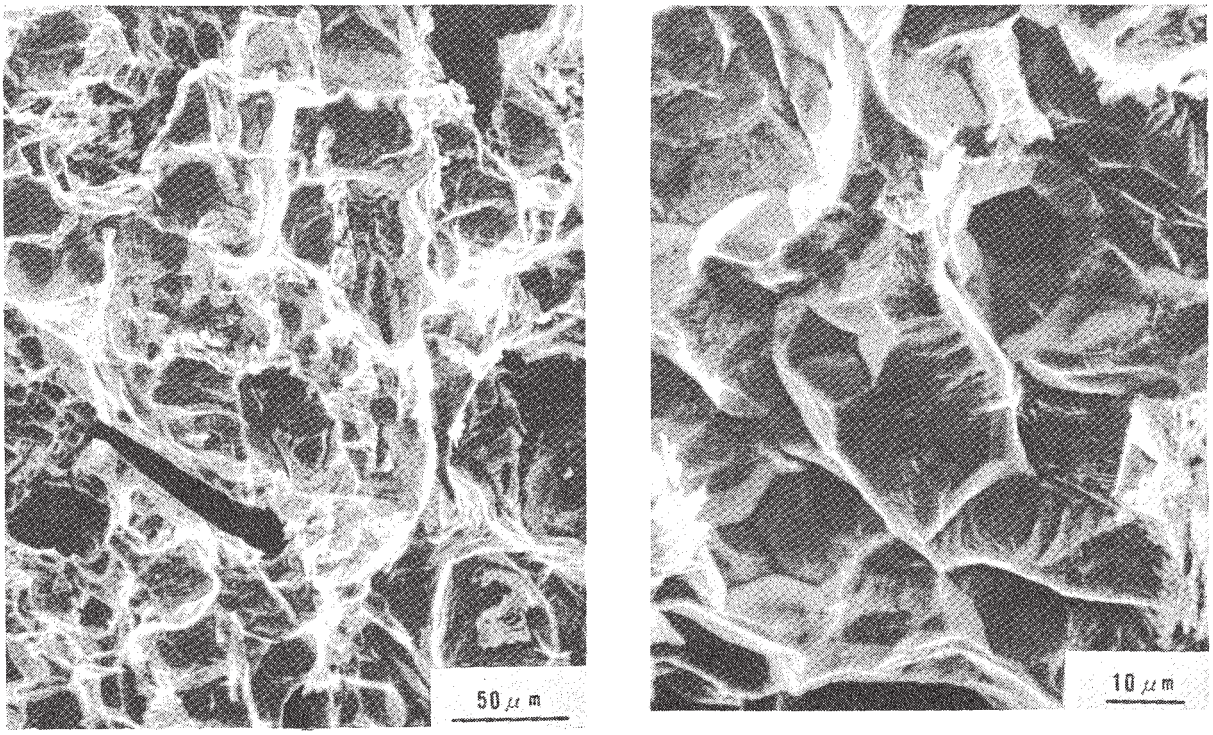


(b)点

Fig. 4　初期欠陥部のミクロ破面



(c)点



(d)点

Fig. 4　（続き）

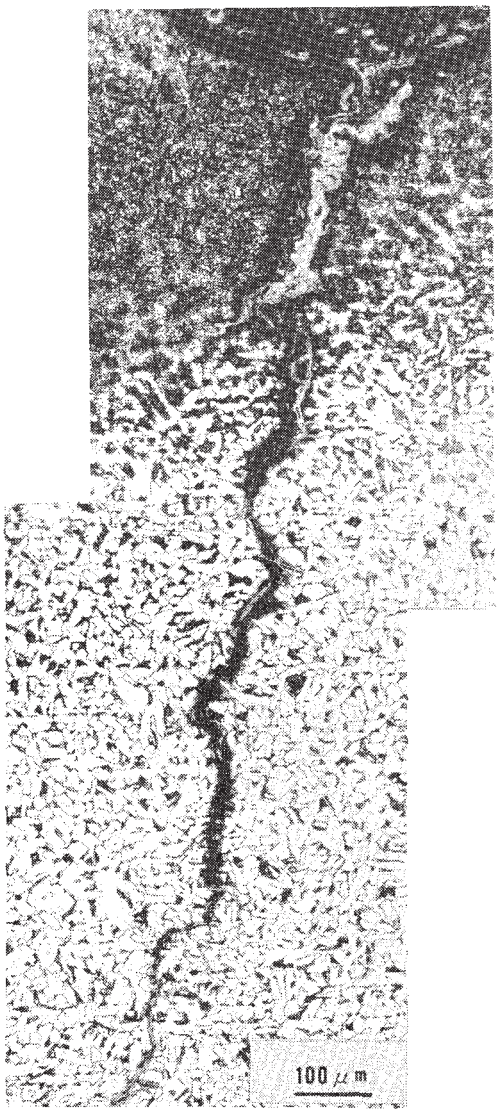


Fig. 5　割れ近傍のミクロ組織

(156) アンモニア受液器の鏡板・胴板仮付溶接部に発生した割れの破面

(156) Fracture Surface of Crack Occurred from Tack Welds of Ammonia Receiver Vessel

材　料（Material）

母　　材（Base metal）：ボイラ用圧延鋼材 SB46（板厚19㎜）.

化学組成（重量%）(Chemical composition) (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S
母　　材	0.22	0.22	0.86	0.021	0.014

機械的性質（Mechanical property）

	引張強さ (kgf/㎟)	降伏点（0.2%耐力）(kgf/㎟)	伸び (%)
母　　材	53	33	26

溶　接（Welding）

溶接方法（Welding method）：被覆アーク溶接（Shielded metal-arc welding）

溶接条件（Welding condition）：不明（仮付溶接）

破面の解説（Fracture Surface Analysis）

アンモニア受液器は内径1,100㎜で，板厚19㎜の鏡板と胴板の本溶接に先だって容器内面に裏当板が仮付けされていた．割れは Fig.1 に示すように仮付ビードの開始点あるいは終了点から生じており，使用中に腐食を伴って容器外表面まで貫通していた．Fig.2 は仮付ビードの形状を示したものであるが，このビードの端部から割れが生じていた．Fig.3 は仮付ビードをはつり裏当板を除去した割れ破面のマクロ写真を示したものである．破面はかなり腐食されさび等が付着していたが，写真上部には仮付ビードをはつりとった部分のへこみがあり，その部分より放射状に割れが伝ぱしていた．下部の白い部分は使用中にこの損傷が容器外面まで達したので，補修溶接がなされた部分で，破面観察のため，強制破断を行なった部分である．Fig.4 は破面上のさびをブランクレプリカおよび超音波洗浄を数十回繰り返し除去し，割れ発生部を拡大して示したものである．仮付溶接の溶接金属での破面形態は明瞭ではないが，ボンド部に部分的に粒界破面が認められた．Fig.5 はボンド部近傍の破面を示したものであるが，ボンド部から熱影響部にかけて結晶粒径が小さくなり，破面は Fig.6 および Fig.7 のごとくであった．Fig.8 および Fig.9 は母材部の破面形態を示したものである．母材部では腐食生成物が認められ，その生成物の下に粒界破面が認められた．これらのことか

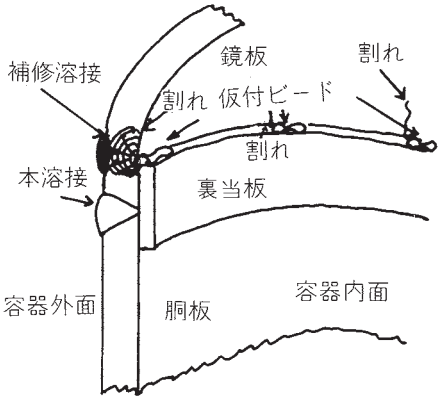


Fig. 1　仮付けビード端から生じた割れ

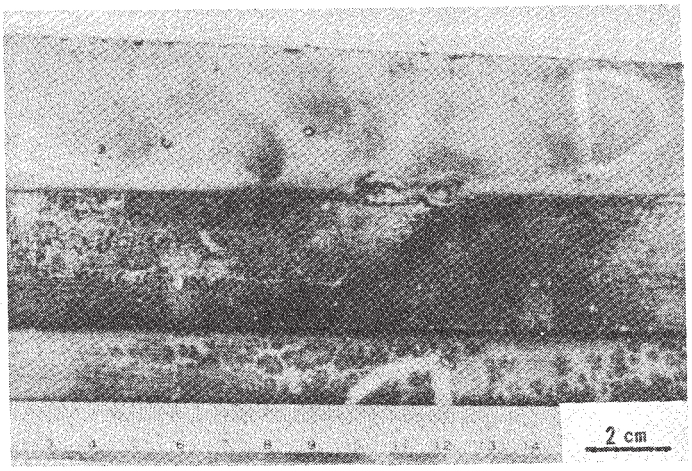


Fig. 2　容器内面側の仮付けビードの形状

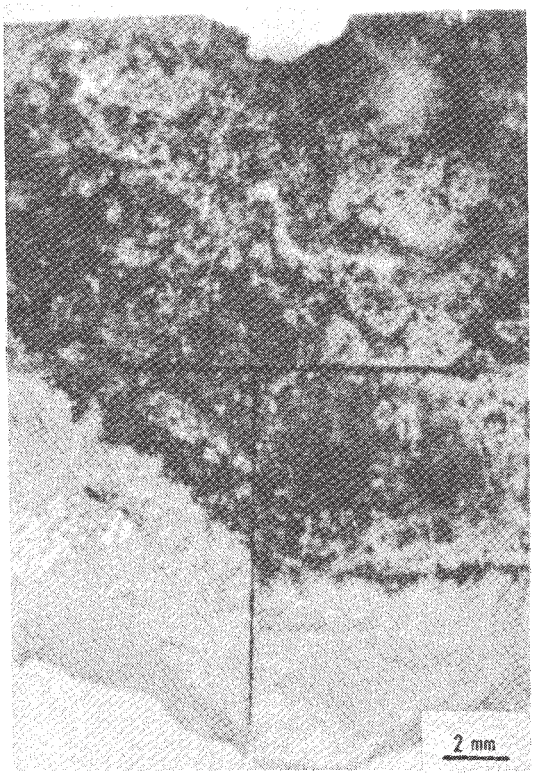


Fig. 3　破損部のマクロ破面

Fig. 4　仮付けビード端から生じた割れ破面の低倍率のミクロ破面

ら，仮付溶接の不備による低温割れが原因となって粒界破壊を呈し，また腐食により粒界破壊を伴って損傷が生じたものと思われる。

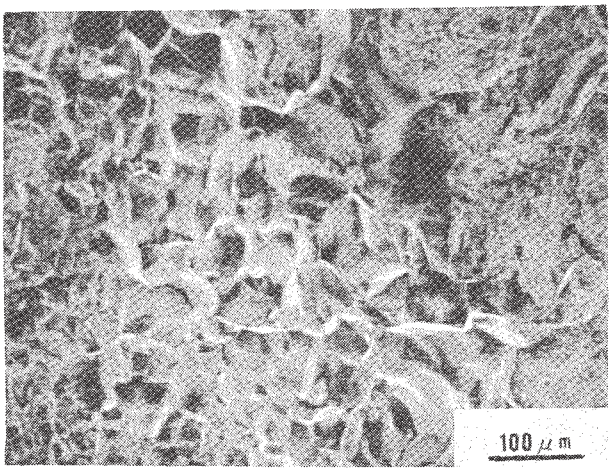


Fig. 5　ボンド部近傍のミクロ破面

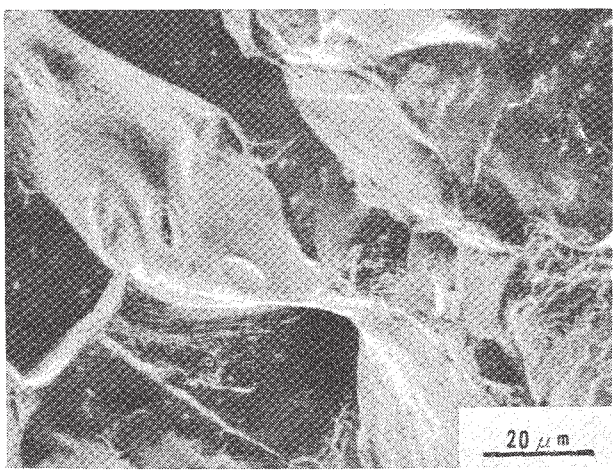


Fig. 6　熱影響部の粒界破面

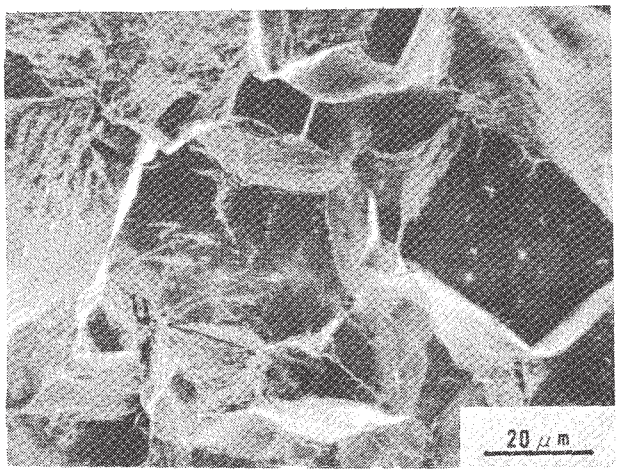


Fig. 7　熱影響部の粒界破面

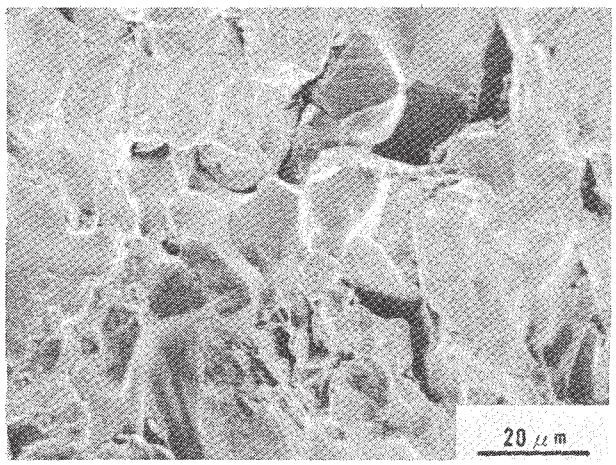


Fig. 8　粒界破面および腐食破面

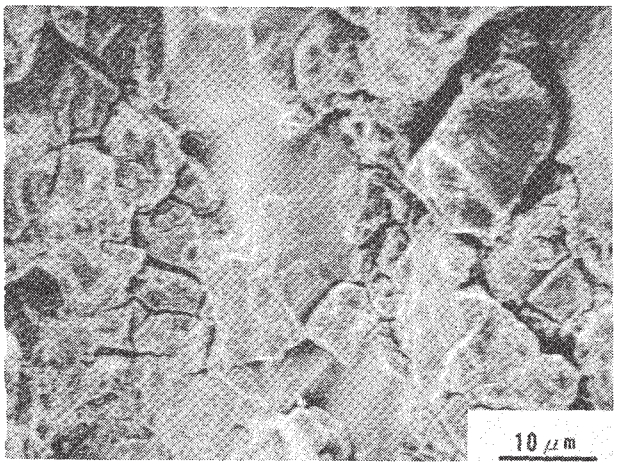


Fig. 9　粒界破面および腐食破面