(31) HT80鋼の被覆アーク溶接部における低温割れ破面

— インプラント試験 —

(31) Fracture Surface of HAZ Cold Cracking for HT80 Steel by Shielded Metal-Arc Welding

— Implant 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 ㎜).

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

	C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	Ni	Cr	Cu	V	B
母　　材	0.10	0.24	0.79	0.009	0.004	0.056	0.50	1.05	0.41	0.23	0.29	0.002
溶 着 金 属	0.07	0.63	1.45	0.009	0.006	—	0.44	1.81	0.26	—	—	—

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	88	83	41	25 at −10℃
溶 着 金 属	85	74	24	12 at − 5℃

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)
ビードオンプレート	受入れのまま	室　温	25	180	150

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：インプラント試験法 (Fig.1 参照)

試験片形状 (Specimen configuration)：インプラント試片 (Fig.1 参照)

試験条件 (Test condition)：拡散性水素量12.5ppm

試験結果 (Test result)：(a)負荷応力80kgf／㎟のとき破断時間2.2min

(b)負荷応力70kgf／㎟のとき破断時間100min

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

インプラント試験は Fig.1 に示すごとく簡便な装置により行なった．試片形状は Fig.1 に示すごとき寸法とし，通常のインプラント試片のごとき円周切欠は付していない．荷重負荷は試片のボンド部にての温度が100℃になってから行なった．

Fig.2 は負荷応力80kgf／㎟で2.2min にて破断した試片のマクロ破面を示す．この

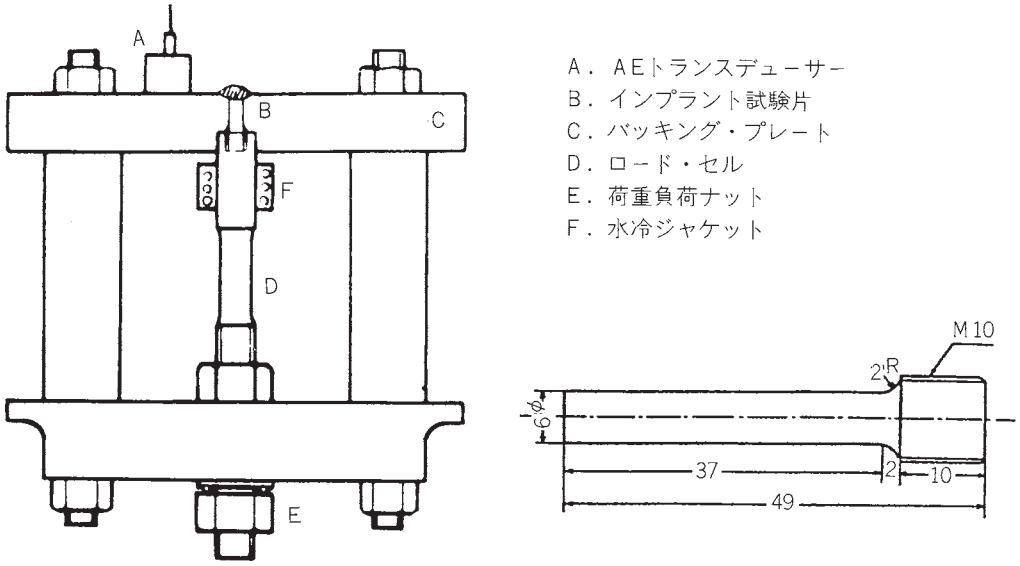


Fig. 1　インプラント試験機および試験片形状

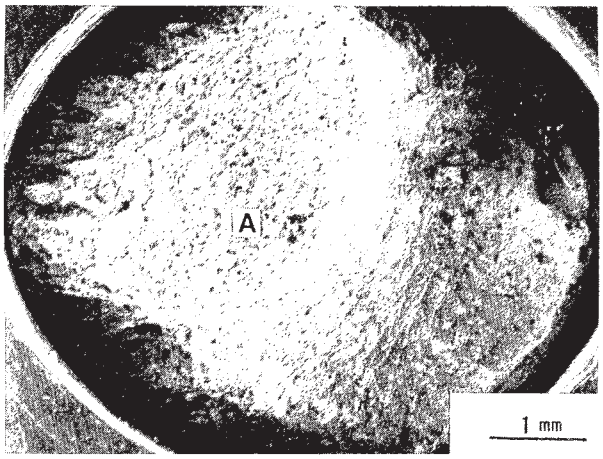


Fig. 2　低温割れ破面（負荷応力80kgf／mm², 破断時間2.2min）

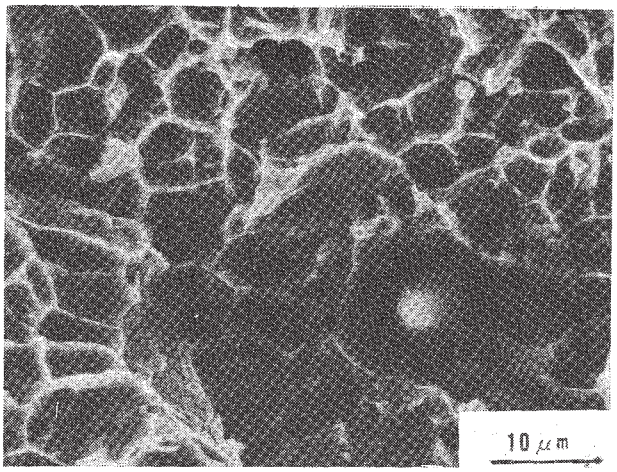


Fig. 3　ディンプル破面（Fig. 2のA部）

試片の遅れ破壊が生じる負荷応力範囲は引張強さ88kgf／㎟から下部限界応力65kgf／㎟であるが，負荷応力が高く，しかも破断時間が短かいため，遅れ割れ発生に対して水素の影響が少なく，巨視的にすべて延性破面であった．Fig.3 は Fig.2 のA部を示し，急速破断にともなうディンプル（Dimple）模様が認められた．

Fig.4 は負荷応力70kgf／㎟で約100min にて破断した試片のマクロ破面を示す．割れは試片の円周縁Aから生じており，その領域では Fig.5 および Fig.6のに示すごとくマルテンサイトおよびベイナイト･ラスと関連した水素脆化擬へき開破面（QC_{HE}）を示し，ラス境界にて二次割れが認められた．Fig.7 は Fig.4 のBの領域であり急速破断にともなうディンプル模様が認められた．

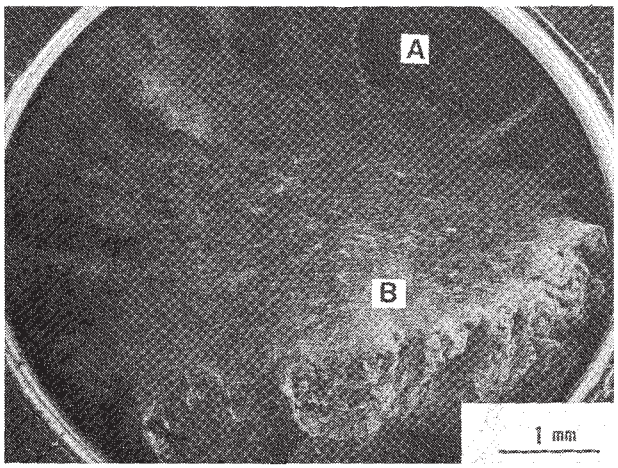


Fig. 4　低温割れ破面（負荷応力70kgf／mm^2，破断時間100 min）

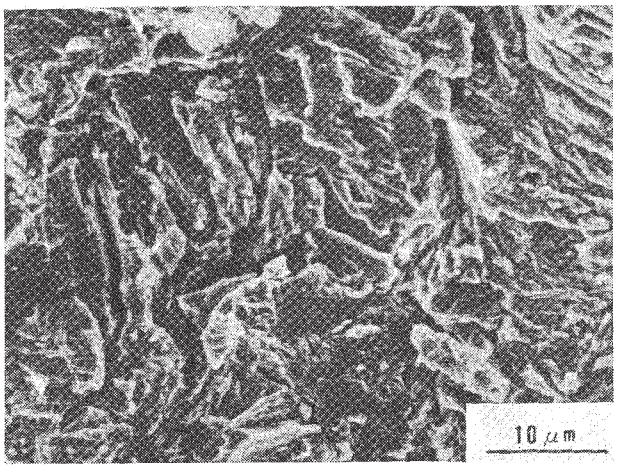


Fig. 5　水素脆化擬へき開破面，QC_{HE}（Fig 4 のA部）

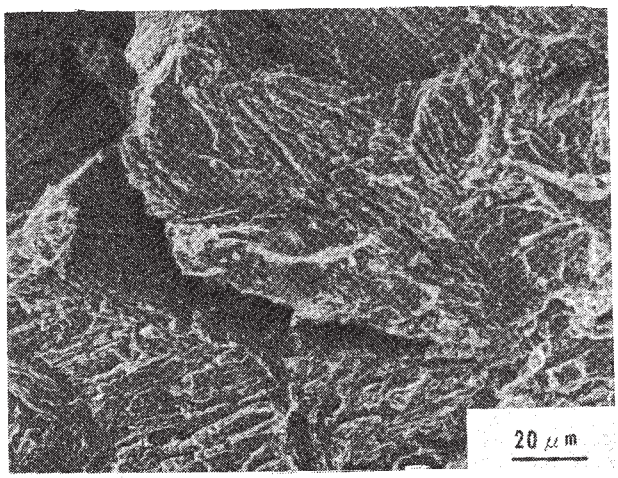


Fig. 6　水素脆化擬へき開破面，QC_{HE}（Fig 4 のA部）

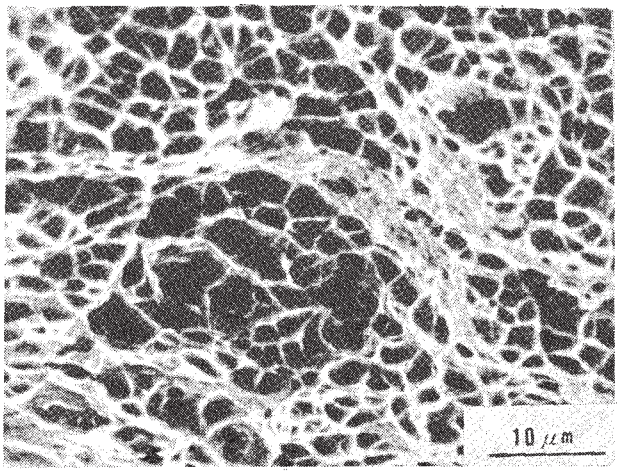


Fig. 7　ディンプル破面（Fig. 4 のB部）

(32) HT50鋼の被覆アーク溶接部におけるルート割れ破面(その1)

— 斜めY形溶接割れ試験 —

(32) Fracture Surface of Root Crack for HT50 Steel by Shielded Metal-arc Welding (I)

— Oblique-Y Groove (Tekken-type) Cracking Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM50 (板厚32㎜).

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

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

	C	Si	Mn	P	S
母　　材	0.19	0.44	1.41	0.027	0.015
溶着金属(分析例)	0.04	0.49	1.05	0.010	0.008

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)
溶　着　金　属	54	46	33	21 at 20℃

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	予熱温度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (㎜/min)	積層方法
y　　形	な　　し	室　　温	26	170	150	1層1パス

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：斜めY形溶接割れ試験 (JIS Z3158)

試験片形状 (Specimen configuration)：JIS Z3158

試験条件 (Test condition)：溶接後48hrsにて，断面試験

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1は50キロ級高張力鋼の斜めY形溶接割れ試験で生じた低温割れの断面マクロ組織であり，割れはルート部から発生すると同時に，止端部からも発生し，熱影響部に沿って進展していた．これを強制的に破断したマクロ破面をFig.2に示す．又マクロ破面のスケッチをFig.3に示す．マクロ破面は比較的平担で灰白色を呈していた．

Fig.3のスケッチでルート部に近い破面 (A，B，C) を拡大したミクロ破面をFig.4～7に示す．Fig.4は比較的低倍率で観察した結果であるが，それをさらに拡大して

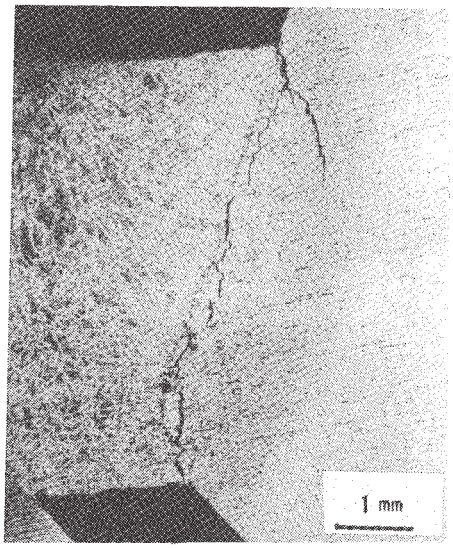


Fig. 1　破断経路

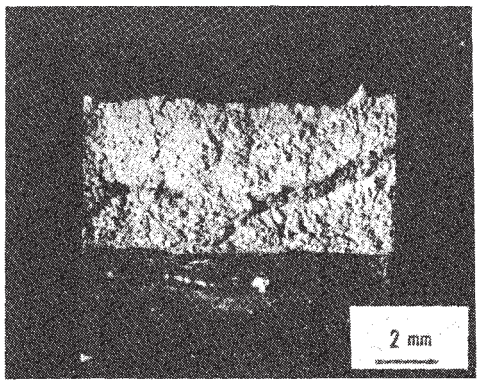


Fig. 2　マクロ破面

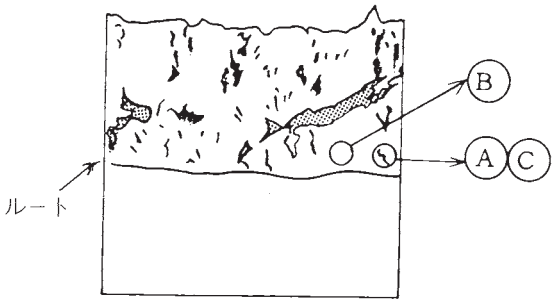


Fig. 3　マクロ破面のスケッチ

観察するとFig.5, 6および7のごとくであった．Fig.5およびFig.6より，ミクロ破面のほとんどが粒内破面であり，一部に粒界破面も見られた．粒内割れは，水素脆化破面として，Fig.5のように，水素擬へき開破面が見られた．

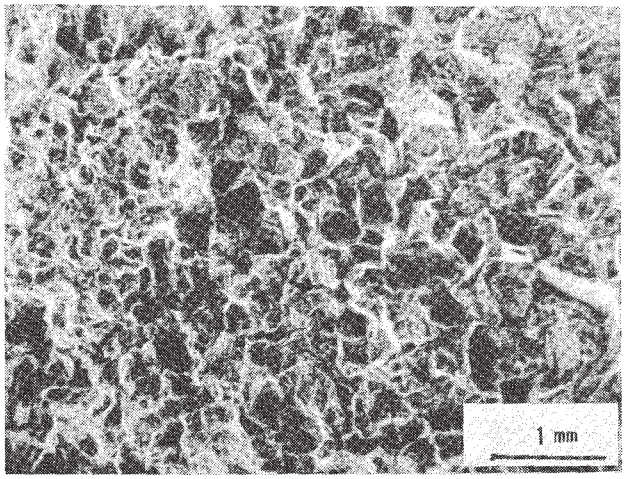


Fig. 4　粒界破面（Fig. 3 のⒶ部）

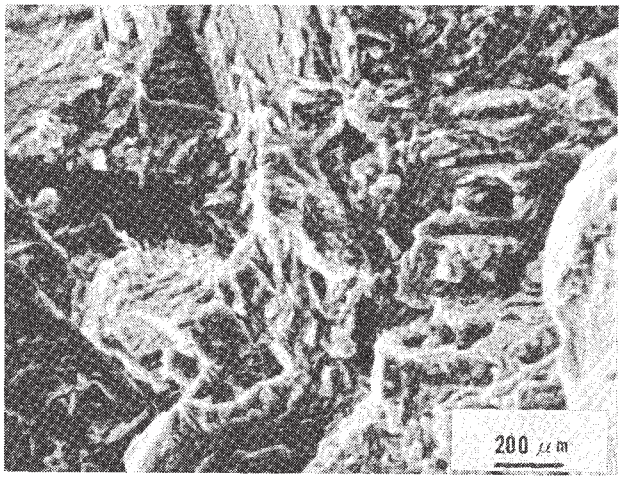


Fig. 5　水素擬へき開破面（Fig. 3 のⒷ部）

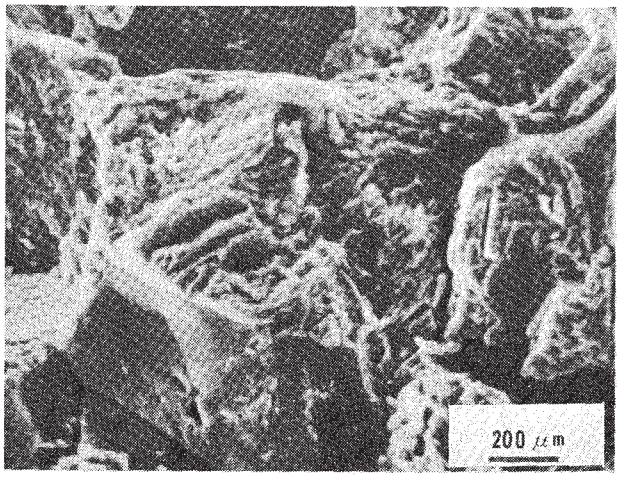


Fig. 6　水素擬へき開破面および部分的に粒界破面が認められる（Fig. 3 のⒸ部）

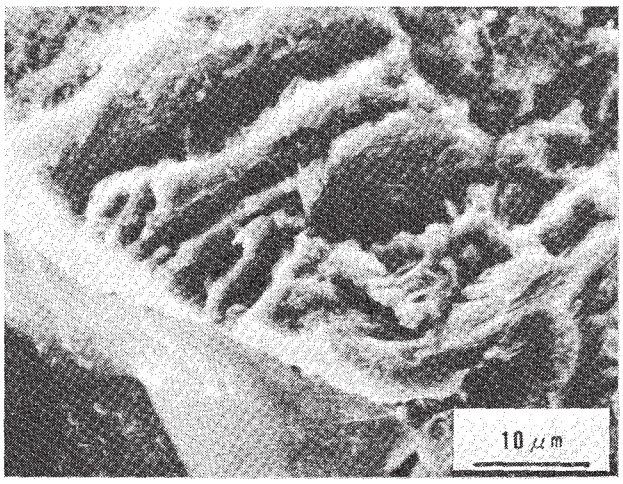


Fig. 7　水素擬へき開破面（Fig. 6 の拡大）

(33) HT50鋼の被覆アーク溶接部におけるルート割れ破面(その2)

— 斜めY形溶接割れ試験 —

(33) Fracture Surface of Root Crack for HT50 Steel by Shielded Metal-Arc Welding (II)

— Oblique-Y Groove (Tekken-Type) Cracking Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM50B (板厚20㎜).

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

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

	C	Si	Mn	P	S
母 材 (規格値)	≦0.18	≦0.55	≦1.50	≦0.04	≦0.04

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(規格値)	50～62	≧32	≧21	≧2.8 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	予熱温度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (㎜/min)	積層方法
y　形	350℃×1hr	室　温	25	170	150	1層1パス

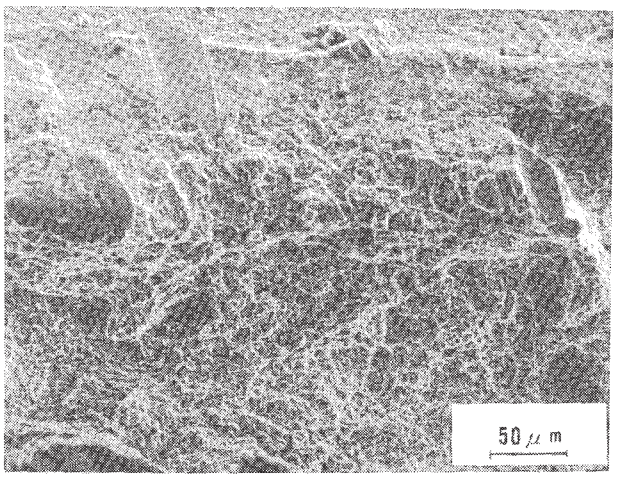
試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：斜めY形溶接割れ試験 (JIS Z3158)

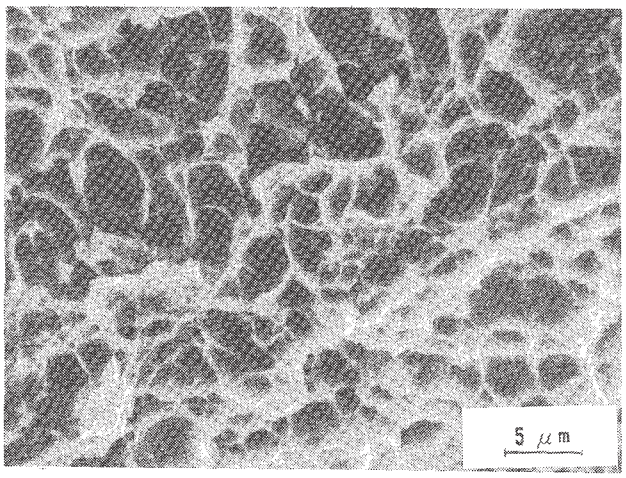
試験条件 (Test condition)：拡散性水素量 H_{JIS}4.0ml／100g, 溶接後48hrsにて断面検査

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

本試験での割れは斜めY形溶接割れの典型例で，鈍角側のルート部より発生し，HAZ部を数㎜伝ぱしていた．ルート部においては，Fig.1にみられるように典型的なディンプル・パターン (Dimple pattern) を呈した．しかし，ルート部から1㎜伝ぱした部分ではFig.2にみられるように二次割れを有する擬へき開破面で，部分的に粒界破面が認められた．インプラント試験における低温割れにおいて，高応力下での破面はディンプルを示すという報告があり，ルート割れ発生部にディンプルが生じたのは，比較的大きな応力が作用していたためと考えられる．

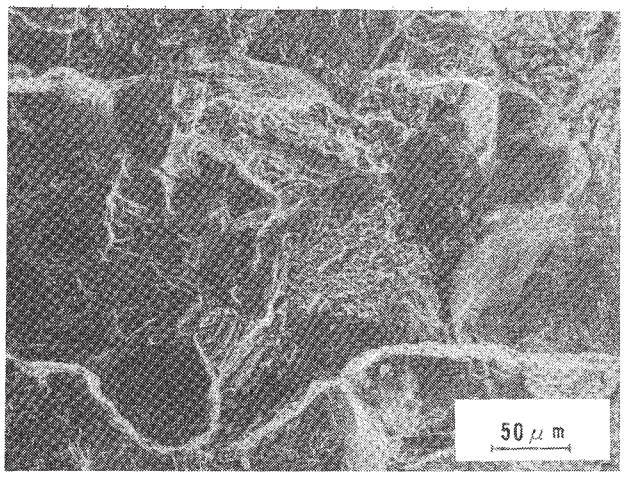


(a)低倍率

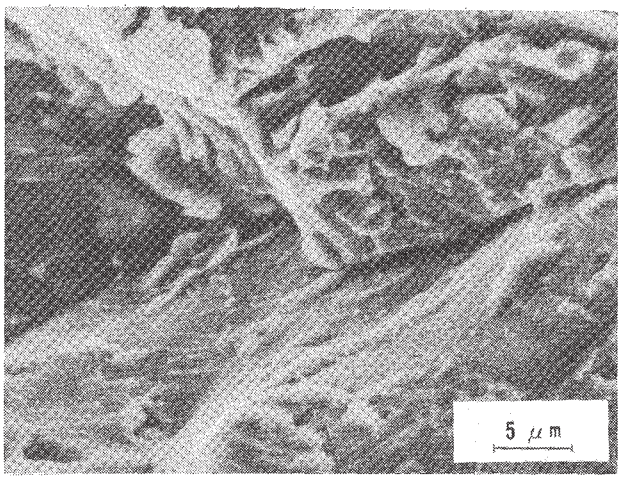


(b)高倍率

Fig. 1　ルート部に生じた割れのミクロ破面，ディンプル破面



(a)低倍率



(b)高倍率

Fig. 2　ルート部から１mmの位置での破面，擬へき開破面

(34) HT50鋼のTIG溶接金属におけるルート割れ破面

— H型拘束割れ試験 —

(34) Fracture Surface of Root Crack in Weld Metal for HT50 Steel by TIG Arc Welding

— H-Slit Weld Cracking Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM50B

溶接材料 (Welding material)：0.11%C-0.75%Si-1.35%Mn 系ワイヤ

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

	C	Si	Mn	P	S
母　材 (規格値)	≦0.18	≦0.55	≦1.50	≦0.040	≦0.040

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/mm²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm²)
母　材 (規格値)	50～62	≧32

溶 接 (Welding)

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

溶接条件 (Welding condition)

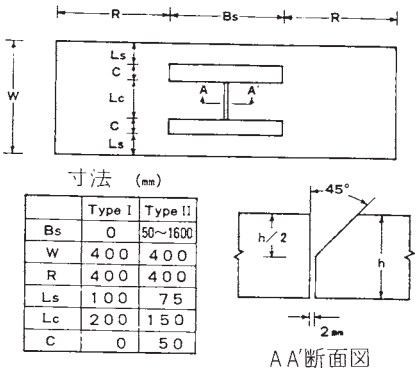
開 先 形 状	積 層 方 法	シールドガス
レ　　形	1層1パス	Ar+2.5%H_2

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：H型拘束割れ試験

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

H型拘束割れ試験は Fig.1 に示す45°レ型開先とし，溶加材を用いた TIG 溶接により1層1パス溶接を実施した．溶接金属は供試ワイヤの化学成分のため極めて高強度を有していた．雰囲気ガスは種々変化させたが，100%アルゴンとした場合，24hrs 経過した後に割れは溶接金属表面に認められた．一方，アルゴンガスに水素を混入させると，溶接金属中の水素量が増加し，割れは溶接金属表面の温度が150℃になるまでにビード表面に開口して認められた．したがって，後者の割れは通常の低温割れが生じる温度域の高温側あるいはそれ以上の温度で生じたものと考えられる．Fig.2 はその割れのスケッチ図を示す．Fig.3 はその割れ破面を示す．割れは Fig.3 に示すごとく柱状晶の成長方向に関連しており，これを拡大すれば Fig.4 に示すごとくで，水素により生じた擬へき開破面である．また，その内部には一部分に粒界破面が認められた．なお，擬へき開破面の周辺はディンプル (Dimple) 破面であった．Fig.5 および Fig.6 は溶接ビード表面近傍で認められた破面形態を示し，ディンプル破面が支配的であるが，部分的に水素擬へき開破面も認められた．



寸法 (mm)

	Type I	Type II
Bs	0	50~1600
W	400	400
R	400	400
Ls	100	75
Lc	200	150
C	0	50

Fig. 1　試片形状

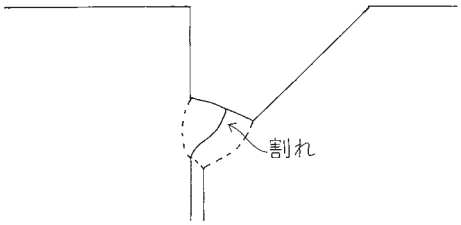


Fig. 2　割れのスケッチ図

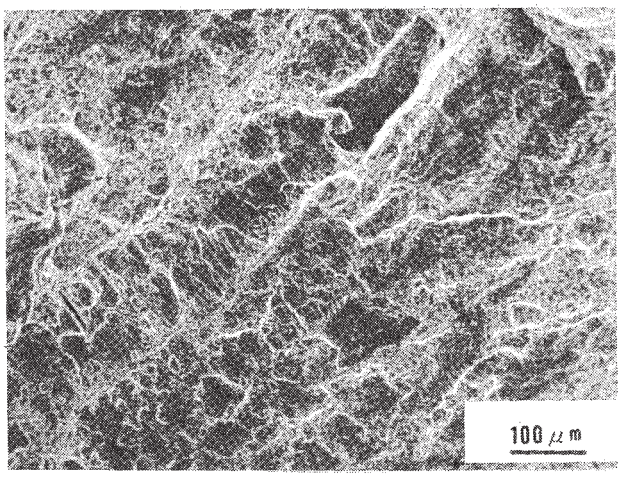


Fig. 3　ルート割れのミクロ破面

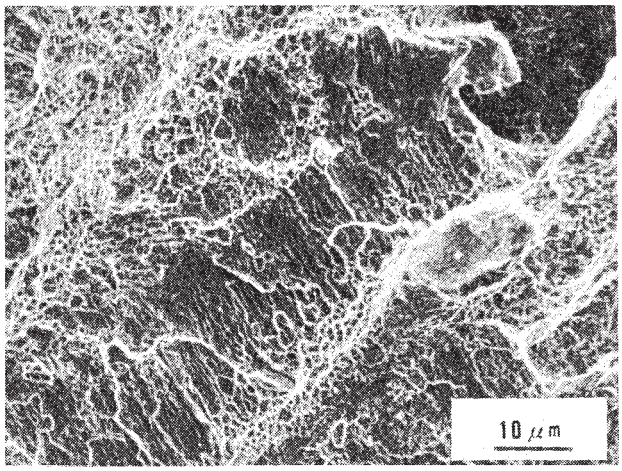


Fig. 4　柱状晶の成長方向に沿う割れ破面（Fig. 3 の拡大）

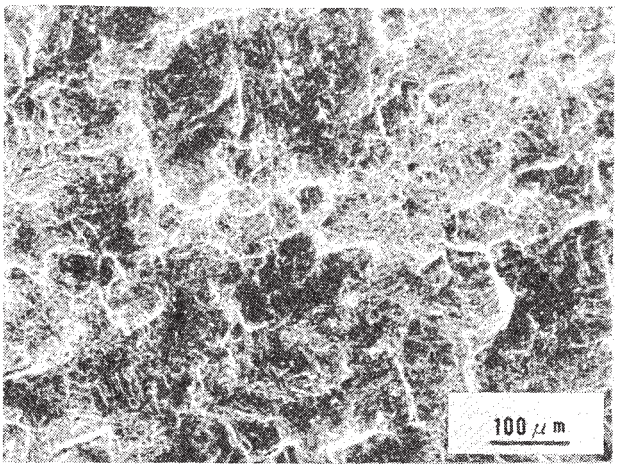


Fig. 5　ビード表面近傍の割れ破面

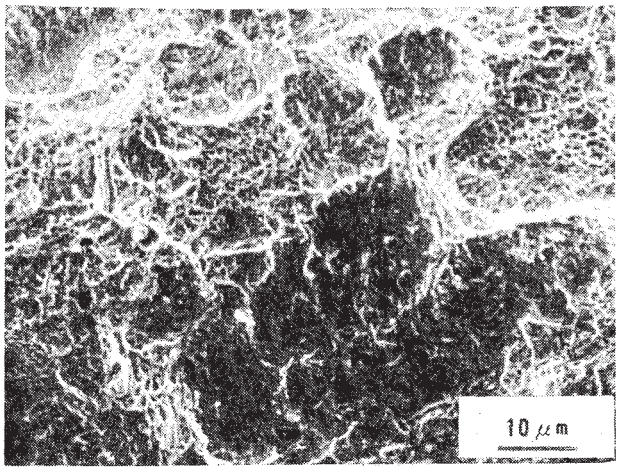


Fig 6　ディンプル破面と水素擬へき開破面（Fig. 5 の中央部の拡大）

(35) HT50鋼の水中での被覆アーク溶接部におけるルート割れ破面

— 斜めY形溶接割れ試験 —

(35) Fracture Surface of Root Crack in Underwater Weld of HT50 Steel

— Oblique-Y Groove (Tekken-Type) Cracking Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM50A (板厚12㎜).

溶接材料 (Welding material)：ライムチタニア系軟鋼用被覆アーク溶接棒 D4303 (径 4 ㎜).

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

	C	Si	Mn	P	S
母　　材	0.17	0.36	1.38	0.022	0.006
溶着金属(分析例)	0.08	0.09	0.35	0.014	0.012

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	57	39	25	— at —℃
溶着金属(規格値)	≧43	≧35	≧22	≧2.8 at 0℃

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：グラビティ溶接 (Gravity 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)	運棒比	水深 (cm)
y　　形	100℃	34	200 (DCSP)	150	1	30 (水道水)

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：斜めY形溶接割れ試験 (JIS Z3158)

試験片形状 (Specimen configuration)：JIS Z3158

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

この試片においてルート割れは熱影響部から発生，伝ぱし，完全破断に至っていた．Fig.1 は低倍率で観察したルート付近の破面の一例を示し，その最下端付近がルート端である．破面に見られる横方向の筋模様は圧延組織の影響によるものである．Fig.2 は Fig.1 の中央部を拡大して示し，主として粒界破面と一部に水素擬へき開破面が見られた．また Fig.3 は Fig.1 のルート端の近傍を拡大して示した．破面は擬へき開状であるが，かなり大きな塑性変形を受けており，ディンプル・パターン (Dimple pattern) も認められた．Fig.4 および Fig.5 はルート部以外の破面の例を示す．Fig.4 では粒界破面と水素擬へき開破面が混在して見られた．Fig.5 では水素擬へき開破面が大きく広がっていた．

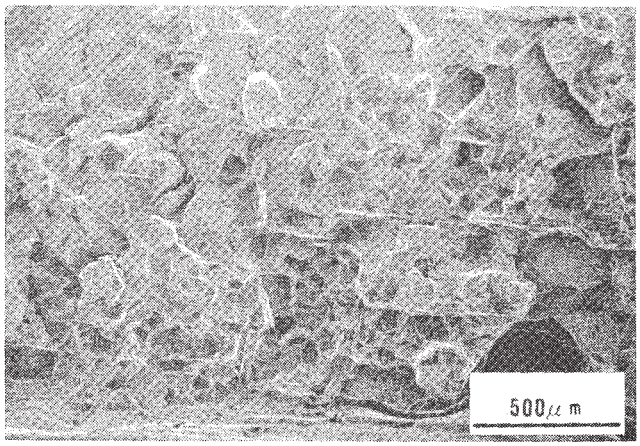


Fig. 1　低倍率で観察したルート付近のミクロ破面の一例

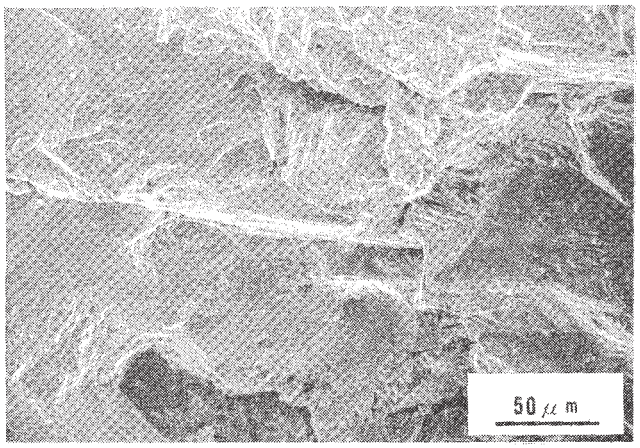


Fig. 2　Fig. 1の中央部の拡大

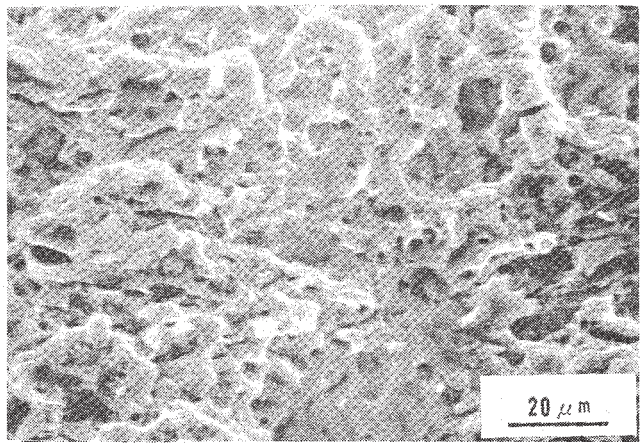


Fig. 3　Fig. 1の左下部の拡大

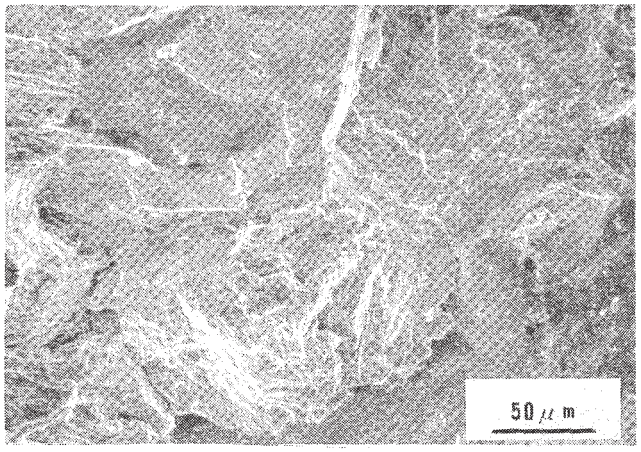


Fig. 4　ルート部以外の破面の一例

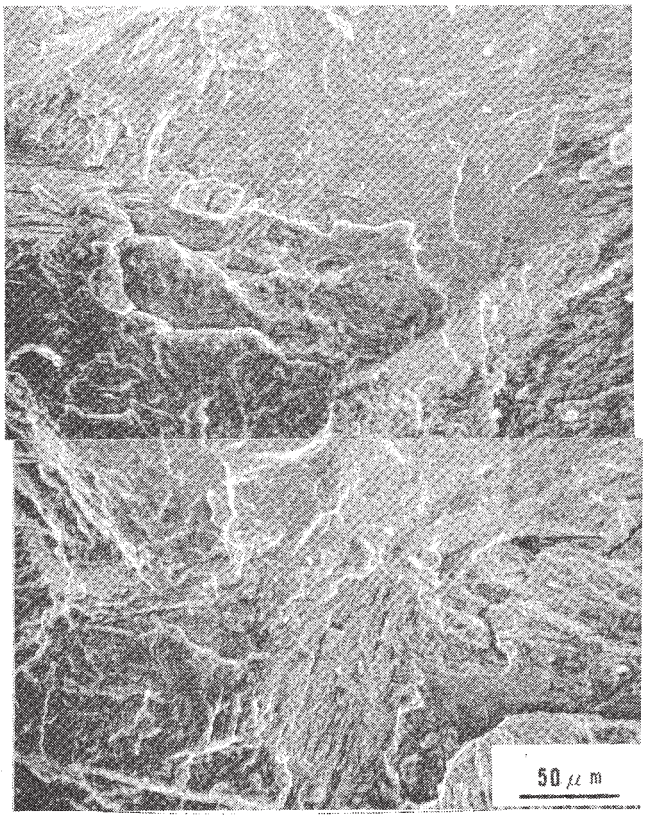


Fig. 5　ルート部以外の破面の一例

(36) HT60鋼の被覆アーク溶接部におけるルート割れ破面

— TRC 試験 —

(36) Fracture Surface of Root Crack for HT60 Steel by Shielded Metal-Arc Welding

— TRC Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM58Q (板厚32㎜).

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

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	V
母　　材	0.14	0.22	1.30	0.022	0.004	0.17	0.07	0.04
溶着金属(分析例)	0.07	0.42	1.12	——	——	0.73	0.22	——

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/㎟)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/㎟)	伸び (%)
母　　材	66	56	44
溶着金属(測定例)	64	55	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	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)
Y　　形	350℃ × 1 hr	室　　温	25	170	150

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：TRC 試験

試験片形状 (Specimen configuration)：試験片幅35㎜, (但し溶接時にはタブ板をつけた)

試験条件 (Test condition)：負荷応力54kg f／㎟および72kg f／㎟

試験結果 (Test result)：上記の試験条件にて破断時間はそれぞれ119min および70min

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

いずれの負荷応力においてもルート割れはまず HAZ において発生し, HAZ を伝ぱした後, 溶接金属内に折れ曲っていた. HAZ を伝ぱする長さは負荷応力の低い場合の方が長かった.

まず負荷応力54kg f／㎟の場合の HAZ のルート割れの破面の例を Fig.1 および

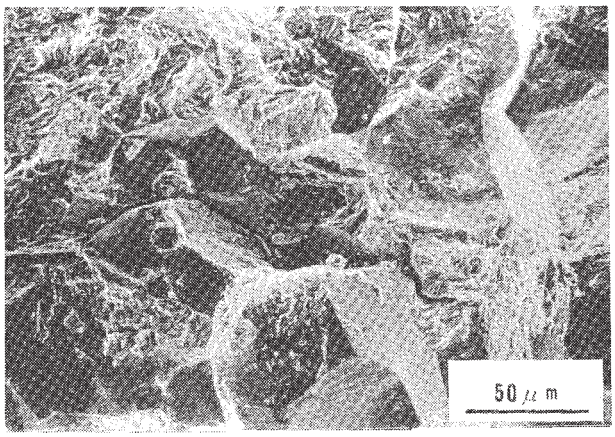


Fig. 1　負荷応力54kgf／mm²の場合のHAZのルート割れの破面の例

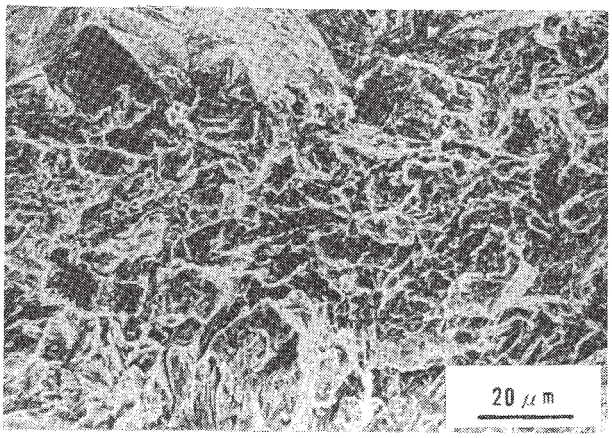


Fig. 2　負荷応力54kgf／mm²の場合のHAZのルート割れの破面の例

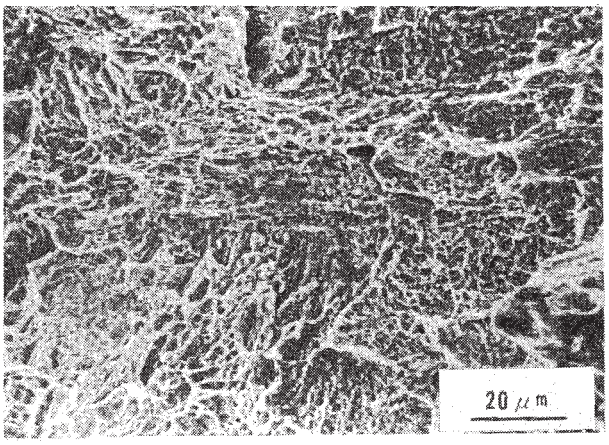


Fig. 3　負荷応力72kgf／mm²の場合のHAZのルート割れの破面の例

Fig.2 に示す．破面はこのように粒界破壊および水素擬へき開破壊の混在からなっていた．一方，Fig.3 は負荷応力72kg f／㎟の場合の HAZ のルート割れ破面を示す．粒界破壊は見られず，破面は主として水素擬へき開的であるが，ディンプル (Dimple) も比較的多く混在していた．しかも水素擬へき開的な部分も Fig.2 に比して明らかに大きな塑性変形を受けていることがわかる．したがって同じような HAZ のルート割れであっても，粒界割れの有無，水素擬へき開破面の塑性変形の程度，およびディンプル量などに負荷応力の違いが反映している．

溶接金属内の破面としては，いずれも Fig.4 と Fig.5 に示すような等軸あるいはせん断形ディンプルが見られた．この場合，ビード表面付近になるほど，せん断形ディンプルが顕著であった．

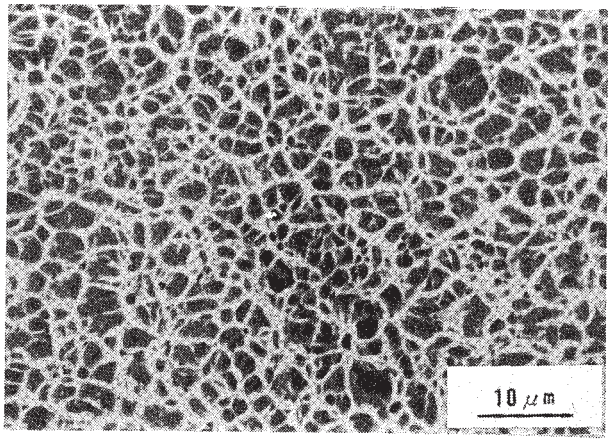


Fig. 4　溶接金属の破面の例

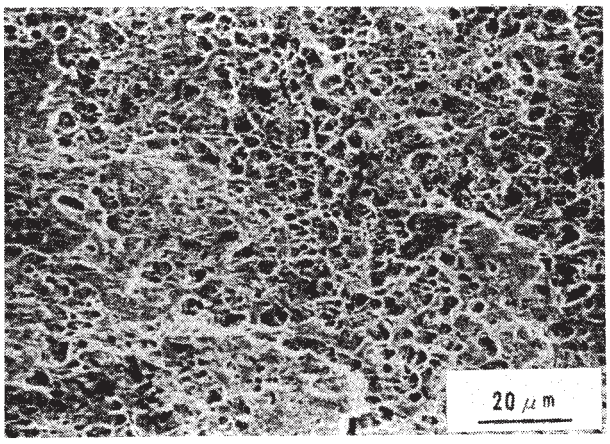


Fig. 5　溶接金属の破面の例

(37) HT60鋼のMAG溶接部におけるルート割れ破面

— RRC 試験法 —

(37) Fracture Surface of Root Crack for HT60 Steel by MAG-Arc Welding

— Rigid Restraint Cracking Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM58Q (板厚28mm).

溶接材料 (Welding material)：炭酸ガスアーク溶接用鋼ワイヤ(HT60用) (径1.2 mm).

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

	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)
母　　材	69	59	27	— at —℃
溶 着 金 属	71	61	29	12 at 0℃

機械的性質 (Mechanical property)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
母　　材	0.15	0.30	1.25	0.020	0.005	0.25	0.03	0.12
溶 着 金 属	0.08	0.76	1.22	0.014	0.005	——	——	0.40

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：MAG 溶接 (MAG-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	シールドガス
45° レ 形	12	26	260	200	1層1パス	80%Ar +20%CO_2

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：RRC 試験

試験片形状 (Specimen configuration)：板厚28mm, ルート・フェイス14mm, ルート・ギャップ2mm, 板巾400mm

試験条件 (Test condition)：予熱なし, 拘束度2100kgf／mm・mm, 平均のど厚7.4mm

試験結果 (Test result)：溶接後90min で拘束応力55kgf／mm²に達し, その後低下し, 140min で溶接部破断

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

HT60鋼を用い, CO_2を含むアルゴン・ガス・シールドアーク溶接(MAG 溶接)部の低

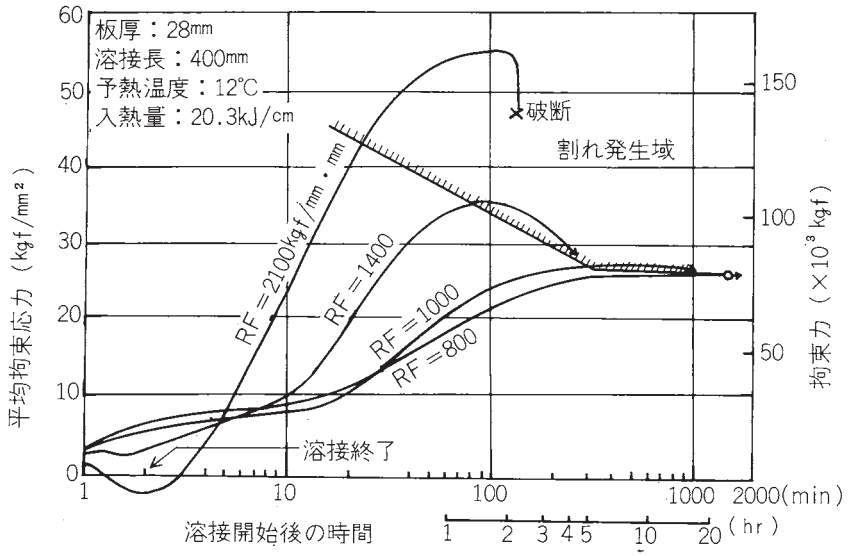


Fig. 1　拘束応力の発生および割れ発生域

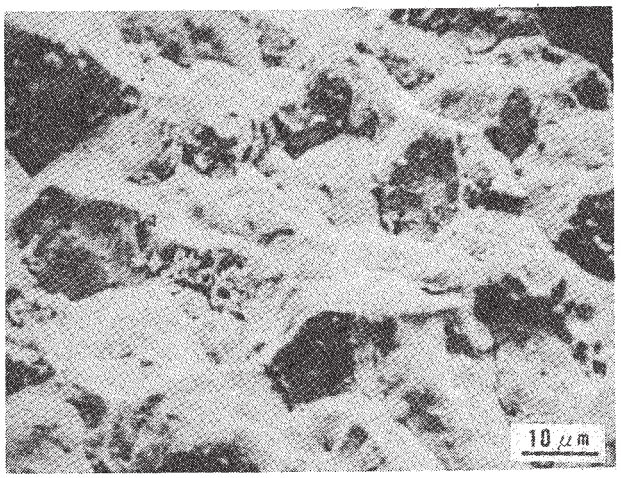


Fig. 2　粒界破面（ルート部近傍）

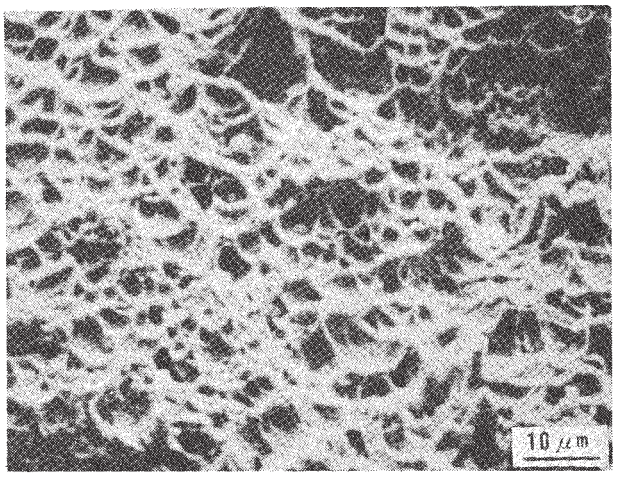


Fig. 3　ディンプル破面

温割れをRRC試験法で継手部の拘束度（RF）を変化させて検討した．供試材は板厚28mm，溶接長400mmである．

Fig.1は拘束度を変化させた時の溶接開始後の経過時間と拘束応力の変化状況および割れの発生域を示す．拘束度が大きいと溶接部に発生する拘束応力も高くなる．拘束応力が最大に達した後，それが低下するのは溶接部に割れが発生したためである．この材料は拘束度800kgf／mm・mmでは割れなかった．観察した割れの破面は拘束度2100kgf／mm・mmの場合で，溶接後約2 hrsで溶接部が完全に破断したものである．試料は溶接線中央から約50mmクレータ側の部分（Fig.2～Fig.5）と，クレータに隣接する部分（Fig.6，Fig.7）から採取した．

Fig.2はルート部近傍の破面で粒界破壊であった．これは拡散性水素の影響を受けたものと考えられ，割れの起点と推定される．

Fig.3は粒界破面から連なるディンプル(Dimple)の延性破面を示す．割れの進展に伴い溶接部の断面減少により拘束応力が上昇して破壊したものと考えられる．

Fig.4はビード表面に近い位置で観察された破面でディンプルを含んだへき開破面を示す．これは割れが，さらに進み溶接部の拘束応力が高くなり，高速で割れが進んだためと推定される．

Fig.5は比較的ルート部に近い所で観察された破面を示す．ディンプルを含んでいるが水素脆化を示す破面と考えられる．

Fig.6は溶接線終端のクレータに隣接する溶接金属内でビード表面に近い部分の破面を示す．ディンプルが引伸されており，せん断破壊であった．これは母材開先の上下方向へのくい違いによるものと推定される．

Fig.7はFig.6と同一試料で溶接断面中央部の破面で，へき開破壊を示す．

以上の観察のようにHT60鋼MAG溶接部の低温割れ破面内において種々の破壊形式が認められた．

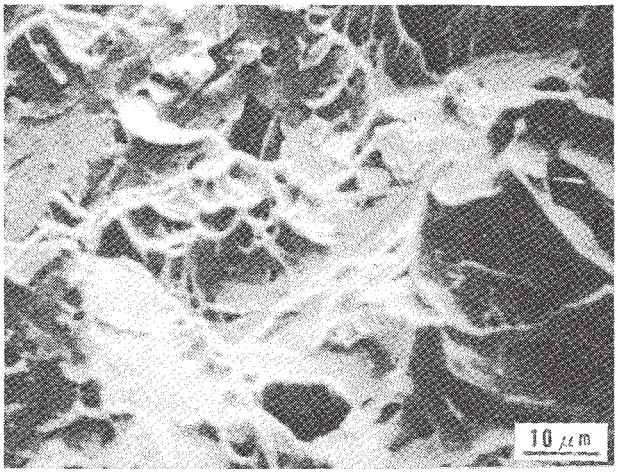


Fig. 4　ディンプル破面を含むへき開破面（ビード表面近傍）

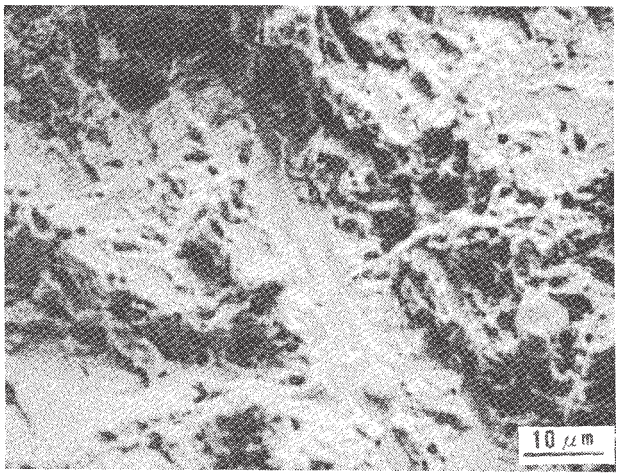


Fig. 5　ディンプル破面を含む擬へき開破面

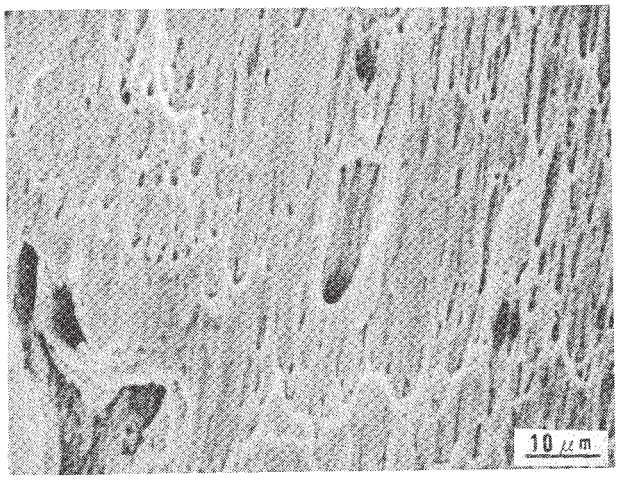


Fig. 6　せん断形ディンプル破面（ビート表面近傍）

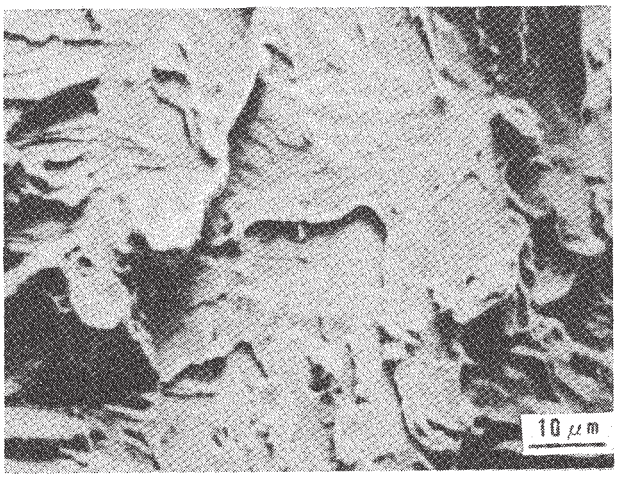


Fig. 7　へき開破面（溶接金属中央部）

(38) HT60鋼の被覆アーク溶接金属におけるルート割れ破面

— LB-TRC 試験 —

(38) Fracture Surface of Root Crack in Weld Metal for HT60 Steel by Shielded Metal-Arc Welding

— LB-TRC Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM58Q (板厚35㎜).

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

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Cr	V
母　　材	0.13	0.34	1.33	0.019	0.008	0.02	0.021	0.02	0.04
溶 着 金 属	0.07	0.53	1.14	0.008	0.005	0.60	0.26	—	—

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	59	26	21 at − 5℃
溶着金属(測定例)	66	55	30	15 at −20℃

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)
U　形	350℃×1 hr	室　温	25	170	150

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：LB-TRC 試験

試験片形状 (Specimen configuration)：F. Matsuda, et al：Trans. JWRI, Vol.8 (1979), №1, p.113参照

試験条件 (Test condition)：溶接部が150℃に冷却した時，一定荷重を溶接方向に負荷して破断させた.

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

本試験法は割れを溶接金属のみに発生させることが可能である．まず，Fig.1 および Fig.2 は負荷応力76kg f／㎟および102kg f／㎟にてのマクロ破面を示す．負荷応力の低い場合，破面は光沢をもつ垂直破断部が多く見られ，溶接金属の柱状晶による方向性が認められた．Fig.3 はミクロ破面の一般例を示し，Fig.4 は Fig.3 の中央部を拡大して示した．破面形態は水素擬へき開破面であるが，比較的大きな塑性変形を受けており，またボイドも多く見られた．また Fig.5 は所々で見られた破面を示し，中央付近を右上方向に伸びている比較的無特徴な破面は旧オーステナイト粒界に沿う粒界破面と思われる．Fig.6 は Fig.5 のほぼ中央部を拡大して示した．

垂直破断部以外では破面はせん断型ディンプル (Dimple) になっていた．

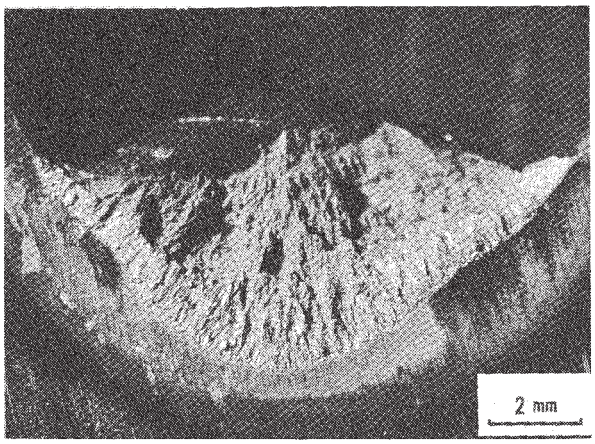


Fig. 1　負荷応力 76kgf／mm² のときのマクロ破面

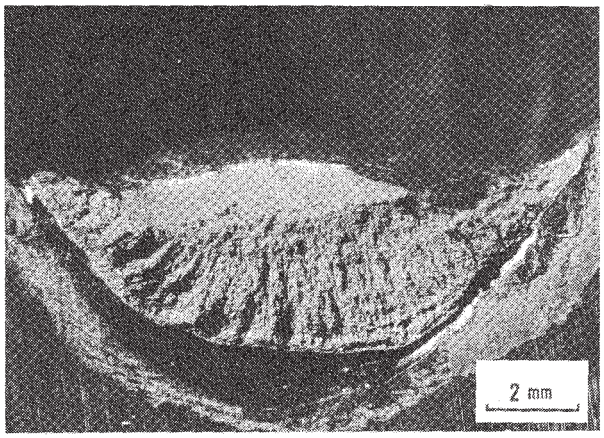


Fig. 2　負荷応力102kgf／mm² のときのマクロ破面

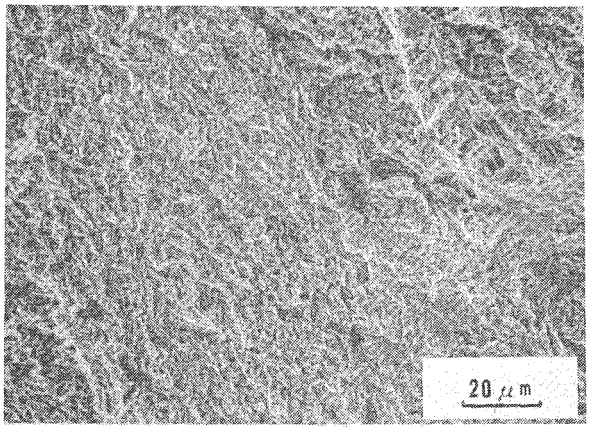


Fig. 3　ミクロ破面の一般例

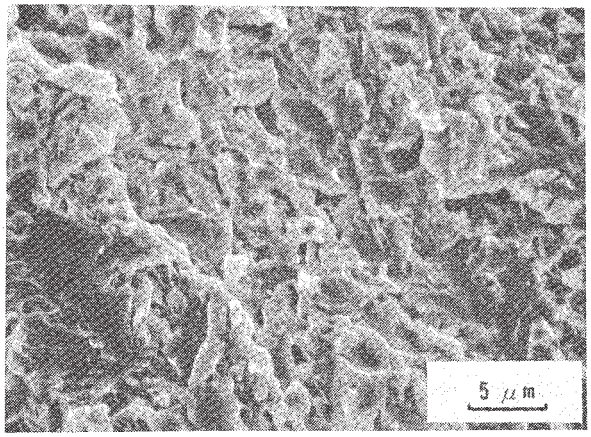


Fig. 4　Fig. 3 の中央部の拡大

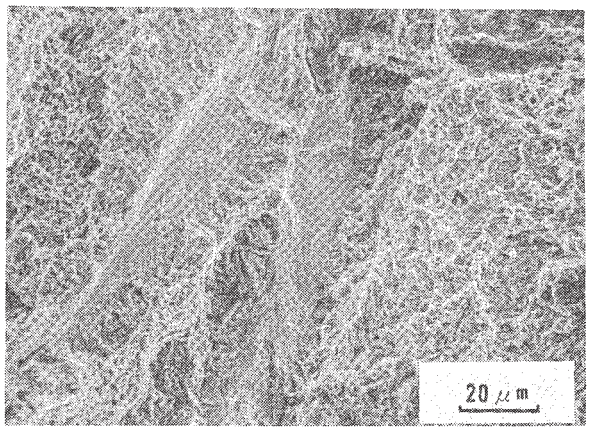


Fig. 5　ミクロ破面の他の例

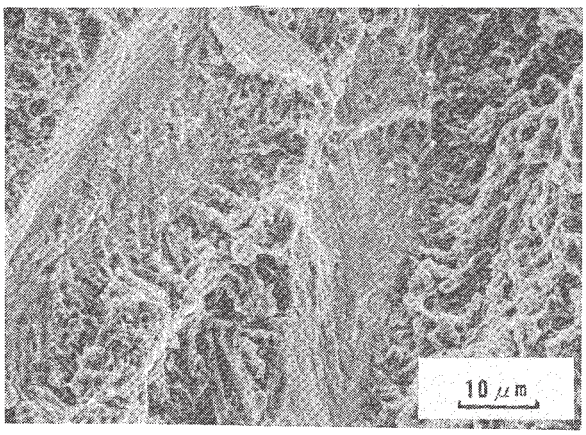


Fig. 6　Fig. 5 の中央部の拡大

(39) ラインパイプ用鋼の被覆アーク溶接部におけるルート割れ破面

— 斜めY形溶接割れ試験 —

(39) Fracture Surface of Root Crack for Line Pipe Steel by Shielded Metal-Arc Welding

— Oblique-Y Groove (Tekken-Type) Cracking Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：API 5LX X-70用鋼板 (板厚19㎜).

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

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

	C	Si	Mn	P	S	Nb	V	Ni	Mo
母　　材	0.12	0.27	1.54	0.019	0.002	0.025	0.067	—	—
溶着金属(分析例)	0.07	0.52	1.16	0.010	0.006	—	—	0.63	0.26

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	62.9	53.6	39	18.5 at 0℃
溶着金属(測定例)	66	55	30	15 at −20℃

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
y　　形	350℃×1hr	室　　温	25	170	150	1層1パス

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：斜めY形溶接割れ試験 (JISZ3158)

試験片形状 (Specimen configuration)：JISZ3158

試験条件 (Test condition)：溶接後48hrsにて割れ検査

試験結果 (Test result)：ルート割れ率90%

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

割れは Fig.1 に示すようにルート部から止端部に，ボンドに沿って貫通していた．Fig.2 はルート部近傍のミクロ破面を示すが，粒界破面を呈しており，二次割れが粒界に生じていた．Fig.3 は Fig.2 の中央部を拡大して示し，粒界破面上には浅いディンプル (Dimple) が見られ，またストライエーション (Striation) 状模様も観察された．

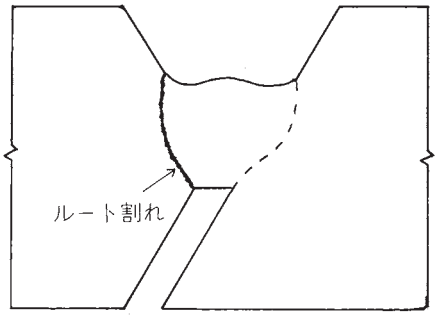


Fig. 1　割れ発生状況

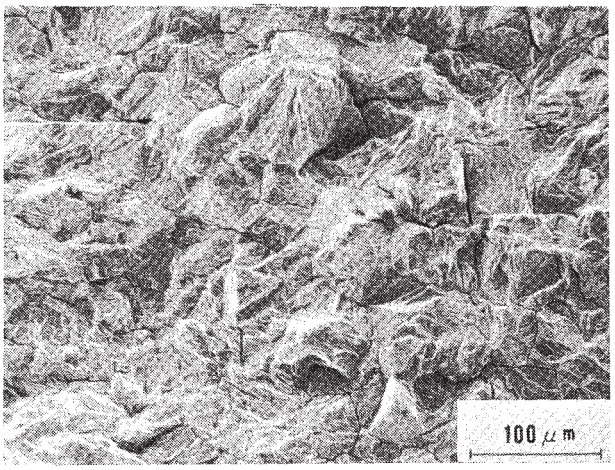


Fig. 2　ルート部近傍のミクロ破面

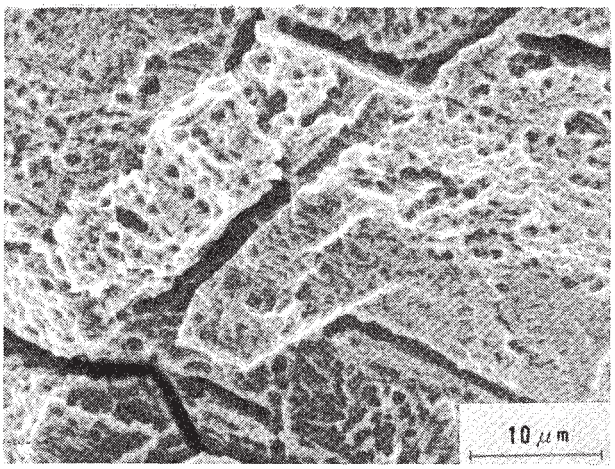


Fig. 3　Fig. 2 中央部の拡大写真

(40) 圧力容器用炭素鋼の被覆アーク溶接部におけるルート割れ破面

— スタウト・スロット試験 —

(40) Fracture Surface of Root Crack for ASTM A537-Cl. 2 Steel by Shielded Metal-Arc Welding

— Stout's Slot Weld Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：圧力容器用 C-Mn-Si 熱処理鋼板 ASTM A537-Class 2 (板厚20mmに減厚)

溶接材料 (Welding material)：AWS E7010 (高セルローズ系被覆棒) (径 4 mm).

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

	C	Si	Mn	P	S
母材(規格値)	≦0.24	0.13～0.55	0.70～1.35	≦0.035	≦0.040

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kg/mm²)	降伏点 (0.2%耐力) (kg/mm²)
母　　材 (規格値)	56.2～70.3	≧42.2

溶 接 (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	試験室温度 (℃)
2.4 mmギャップI形	室　温	75℃	32	280	300	1層1パス	10

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：
試験片形状 (Specimen configuration)：
} Welding J., Vol. 55 (1976), 89s～94s, Vol. 59 (1980), 76s～84s 参照

試験条件 (Test condition)：48hrs 後，断面検査

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

スロット試験はラインパイプのフィールド溶接性の実験室試験法として Stout により提案された．本試験では水素割れの試験法としての検討のため，少し修正し，2.4 mmのスロットを機械加工で直接作製した．試験材厚みは20mmと一定にした．

溶接終了後48hrs で行なった断面検査で見つかった割れの例を Fig.1 にスケッチで示す．

Fig.2 は破面形態を示し，粒界破面および粒内破面が混在していた．Fig.3 は Fig.2 の中央部を拡大して示すが，部分的に粒界破面が認められ，粒内破面は一定方向に二次割れを伴う，水素擬へき開破面であった．

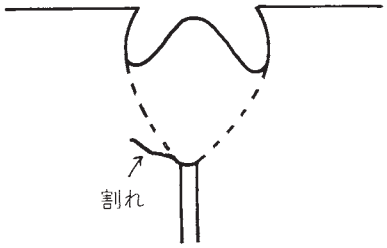


Fig. 1　スロット試験において生じた割れの模式図

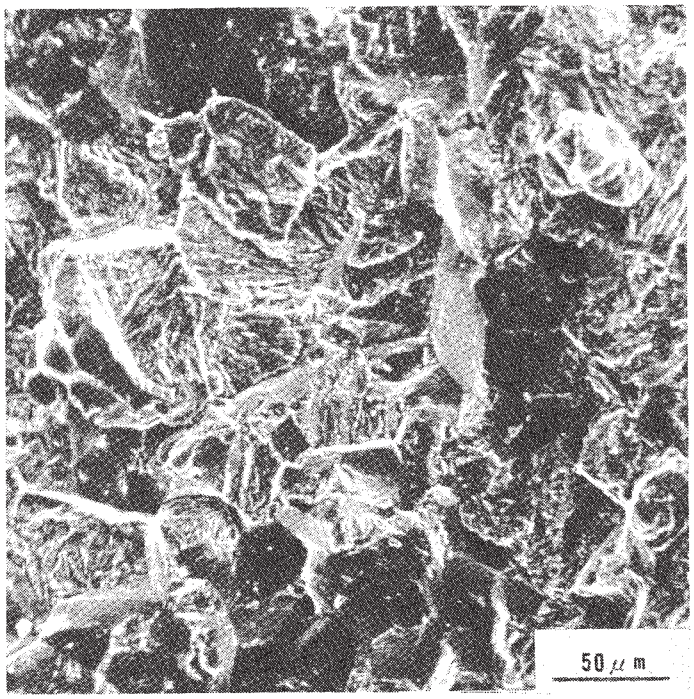


Fig. 2　ルート割れ破面（粒界破面と水素擬へき開破面）

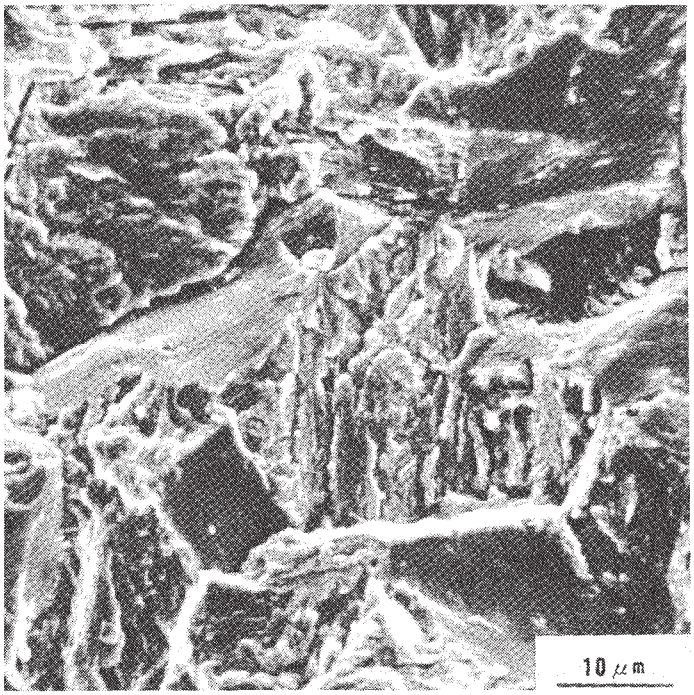


Fig. 3　粒界破面と水素擬へき開破面（Fig. 2 の拡大）

(41) HT80鋼の被覆アーク溶接部におけるルート割れ破面

— 斜めY形溶接割れ試験 —

(41) Fracture Surface of Root Crack for HT80 Steel by Shielded Metal-Arc Welding

— Oblique-Y Groove (Tekken-Type) Cracking Test —

材 料 (Material)

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

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

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

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	Pcm
母　材(分析例)	0.11	0.30	0.89	0.008	0.008	0.26	0.97	0.46	0.46	0.03	0.0012	0.256

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)
母　　材	87.5	83.4	24.7	16.4 at −40℃

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
y　形	350℃×1hr	室　温	25	170	150	1層1パス

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：斜めY形溶接割れ試験 (JIS Z3158)

試験片形状 (Specimen configuration)：JIS Z3158

試験条件 (Test condition)：拡散性水素量 H_{JIS} 1 ml/100g

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

本実験は斜めY形溶接割れ試験における割れ破面を観察するために実施した．供試材は溶接構造用圧延鋼材 HT80であり，低水素系溶接棒(JIS D8016)を用いて溶接した．

Fig.1 は割れ発生部のスケッチを示す．割れはルート部より発生し，HAZ 部を伝ぱした後，最終的に溶接金属に入って停止していた．Fig.2 は割れ発生開始部(ルート部)のミクロ破面を示す．割れは水素による擬へき開破面であり，粒界破面も現出していた．Fig.2 から Fig.5 は，割れが進展する順序に並べた．Fig.3 および Fig.4 も Fig.2 と同じく，典型的な高強度材の水素擬へき開破面を呈していた．一方，割れの停止する直前では，Fig.5 に示すようにディンプル破壊が支配的であった．

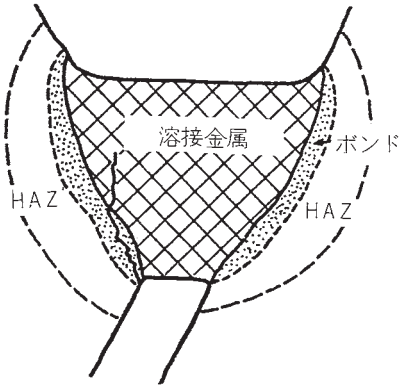


Fig. 1　ルート割れ

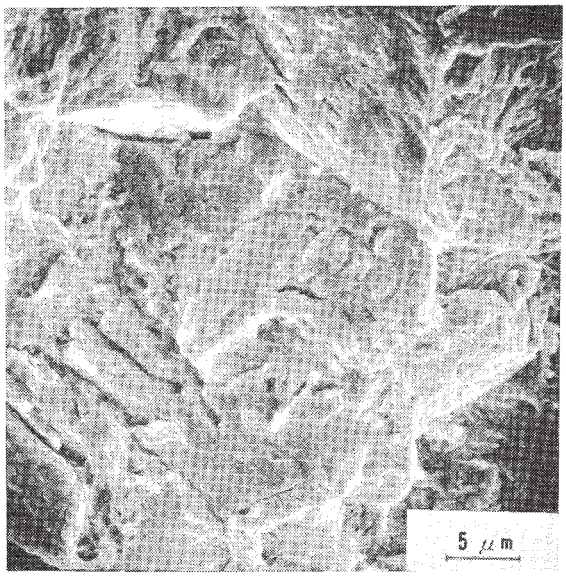


Fig. 2　ルート部の破面（水素擬へき開破面）

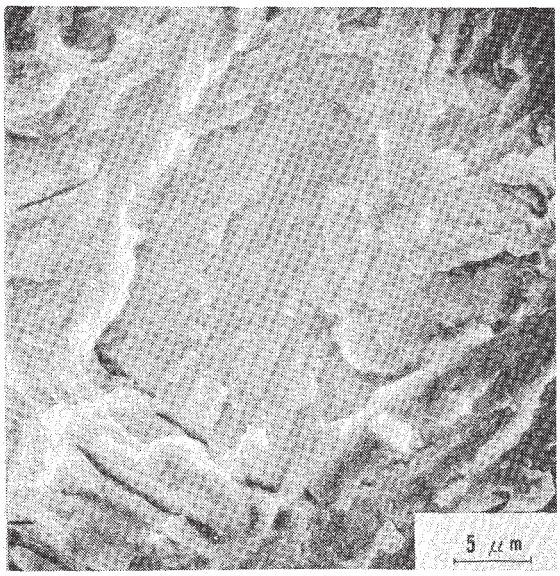


Fig. 3　水素擬へき開破面

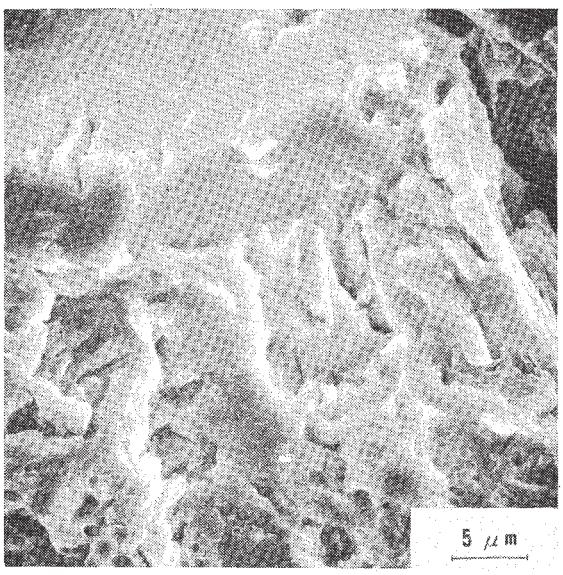


Fig. 4　水素擬へき開破面

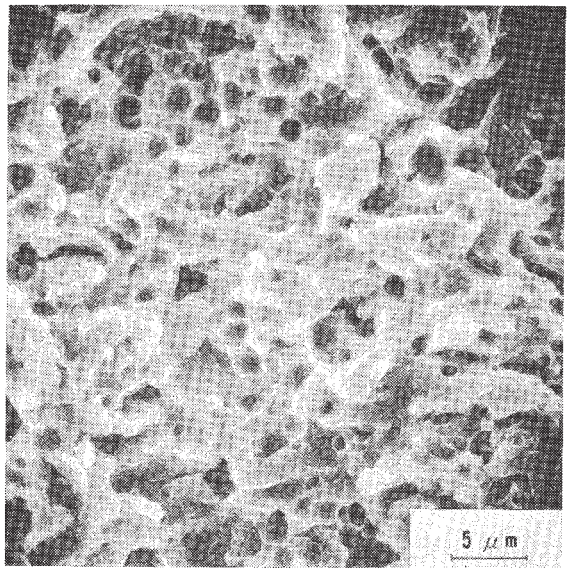


Fig. 5　割れ停止部の破面（ディンプル破面）

(42) HT80鋼の炭酸ガスアーク溶接部におけるルート割れ破面

— スリット形割れ試験 —

(42) Fracture Surface of Root Crack for HT80 Steel by Carbon-Dioxide Arc Welding

— Slit Type Cracking Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 HT80 (板厚36㎜).

溶接材料 (Welding material)：炭酸ガスアーク溶接用鋼ワイヤ (HT80 用) (径1.2㎜).

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	B
母　　材	0.13	0.35	1.33	0.017	0.007	0.04	0.04	0.51	0.03	0.0015
溶 着 金 属	0.07	0.60	1.34	0.005	0.009	2.42	—	0.42	—	—

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	88	85	20	— at —℃
溶 着 金 属	84	82	23	12.5 at 0℃

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：炭酸ガスアーク溶接 (Carbon-dioxide 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	シールドガス
レ　形	15	26	240	200	1層1パス	CO_2 (20 l/min)

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：スリット形割れ試験

試験片形状 (Specimen configuration)：520㎜長×340幅×36㎜厚，溶接長200㎜

試験条件 (Test condition)：拘束度1700kg f／㎜·㎜，予熱なし

試験結果 (Test result)：100%断面割れ

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

低温割れは炭酸ガスアーク溶接法による HT80 の溶接長200㎜を有するスリット形割れ試験片を用いて，予熱温度を変化させ，検討した.

Fig.1 はその結果を示す. 割れは，y 開先では予熱温度50℃，レ開先では125℃より低くなると発生した.

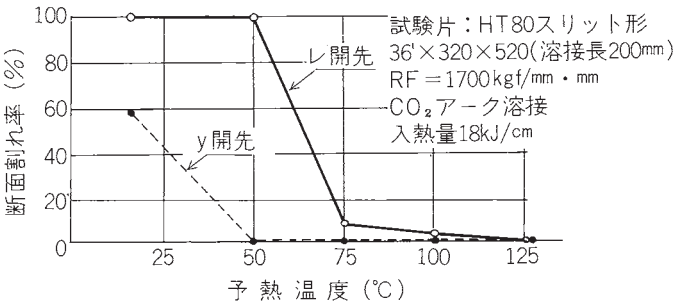


Fig. 1　予熱温度と割れ率の関係

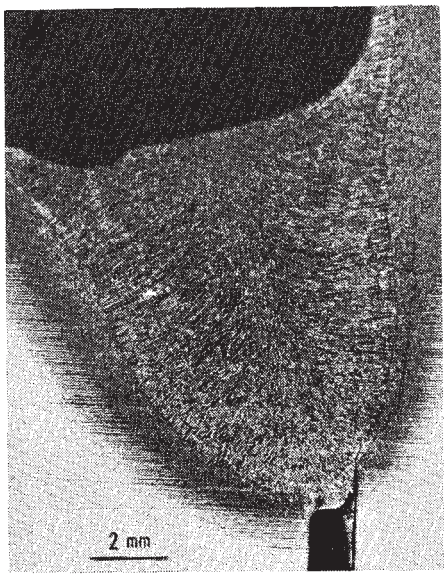


Fig. 2　マクロ組織

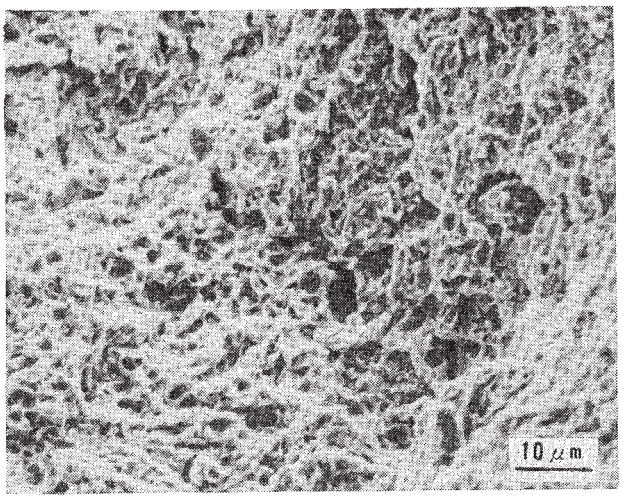


Fig. 3　ディンプル破面

Fig.2 は予熱温度50℃，レ開先の溶接断面のマクロ写真を示す．溶接金属は炭酸ガスアーク溶接部特有の溶込みの深いなし形ビードを示し，溶融境界から溶接金属中央部へ柱状晶の発達が明瞭に認められる．割れはルートの切欠部より発生し，母材熱影響部を進展していた．なお，溶接金属内に高温割れは認められなかった．

Fig.3～Fig.6 は予熱なし（室温のまま），レ開先で観察された破面を示す．

Fig.3 はディンプル（Dimple）を伴った延性破壊であり，Fig.4 は擬へき開破壊で，Fig.5 は拡散性水素の影響を受け脆化し破壊した様相を示している．観察された破面の大部分は Fig.3，4 および 5 の混在したものであった．

Fig.6 はルート近傍で観察された破面で，明らかに粒界割れを示していた．また，その表面にディンプルと異なる脆化破面が認められる．低温割れは粒内，粒界を問わず進展することが知られているが，粒界を経る割れは一般に拡散性水素が強く関与していると考えられている．ガス･シールド･アーク溶接法は水素源となる被覆剤がないため，溶接金属内の拡散性水素は極めて少なく，粒界割れを観察することはまれである．

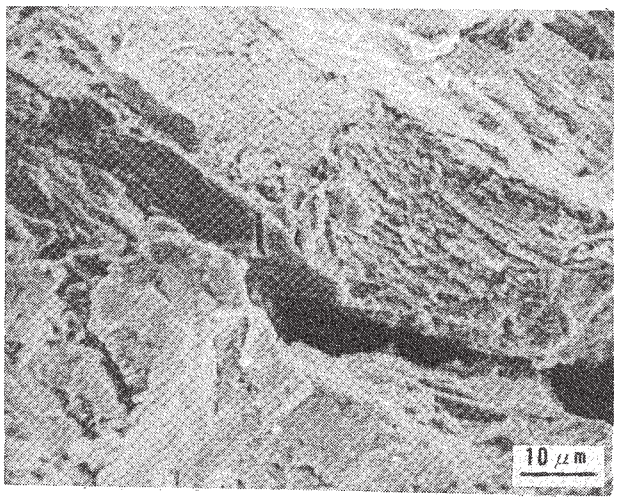


Fig. 4　擬へき開破面

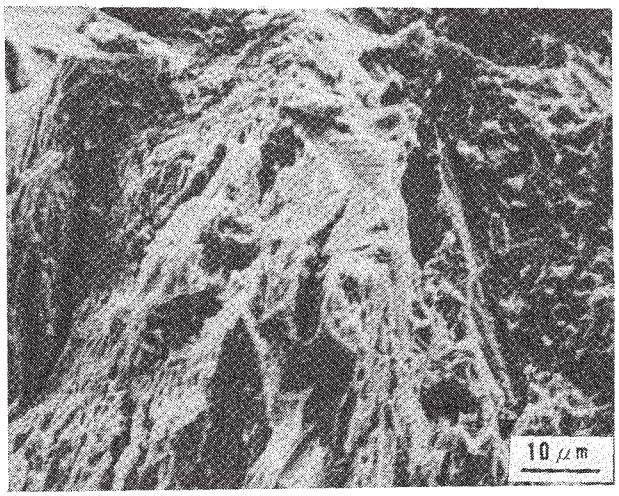


Fig. 5　擬へき開破面

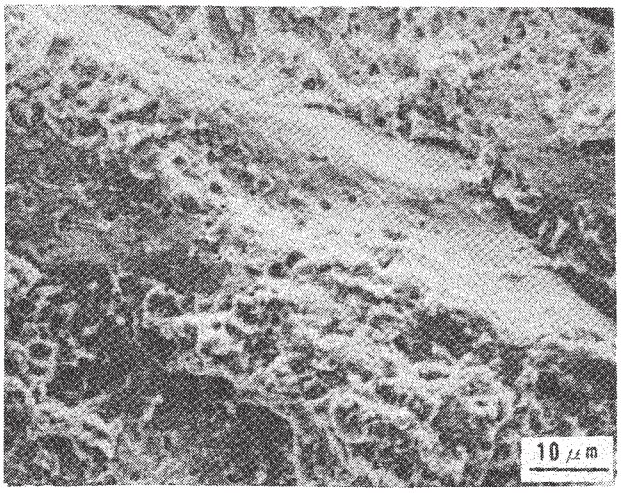


Fig. 6　粒界破面（ルート部近傍）

(43) HT80鋼の水中での被覆アーク溶接部におけるルート割れ破面

— 斜めY形溶接割れ試験 —

(43) Fracture Surface of Root Crack in Underwater Weld of HT80 Steel

— Oblique-Y Groove (Tekken-Type) Cracking Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 HT80 (板厚12㎜).

溶接材料 (Welding material)：ライムチタニヤ系軟鋼用被覆アーク溶接棒 D4303 (径 4 ㎜).

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

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
母　　材	0.08	0.21	0.79	0.005	0.007	0.23	1.07	0.55	0.44
溶着金属(分析例)	0.08	0.09	0.35	0.014	0.012	—	—	—	—

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)
溶着金属(規格値)	≧43	≧35	≧22	≧2.8 at 0℃

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：グラビティ溶接 (Gravity 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)	運棒比	水深 (cm)
y　　形	100℃	34	200 (DCSP)	150	1	30 (水道水)

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：斜めY形溶接割れ試験 (JIS Z3158)

試験片形状 (Specimen configuration)：JIS Z3158 (ただし試験片の表裏に断熱材を張りつけた)

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

この試片においてルート割れは主として溶接金属内を伝ぱし，完全破断に至っていた．Fig.1 は破面の全景を示し，斜め上方向に伸びた小さな筋状の光沢部がいくつか見られるが，これらはウォームホール(Wormhole)である．Fig.2 は一つのウォームホールを拡大して示す．凝固界面の周期的揺動によって出来たと思われる円弧状模様と，一部に粒界が見られるが，全体として無特徴である．Fig.3 と Fig.4 は破面の一般的な例を示す．いずれもディンプル (Dimple) がよく見られるが，水素擬へき開的な様相も少し見られる．明確な水素擬へき開破面が見られないのは，溶接棒が軟鋼用棒であるために，溶接金属の強度が低いためと思われる．

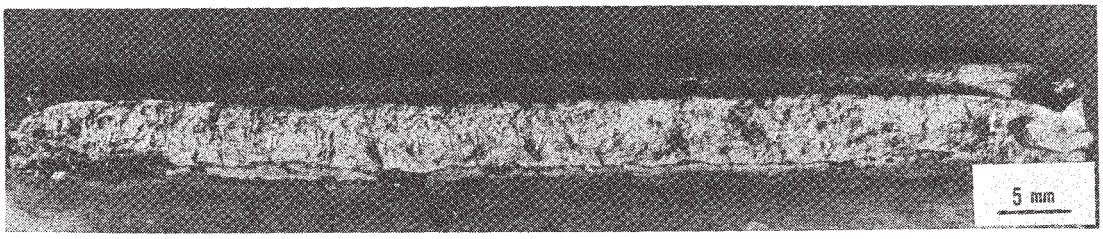


Fig. 1　ルート割れ破面の全景

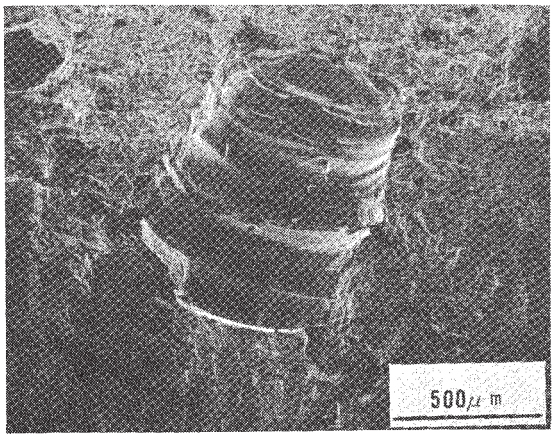


Fig. 2　ウォームホールの様相

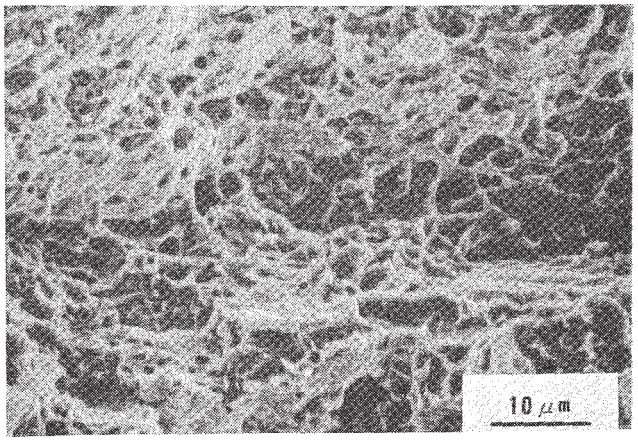


Fig. 3　ミクロ破面の一例

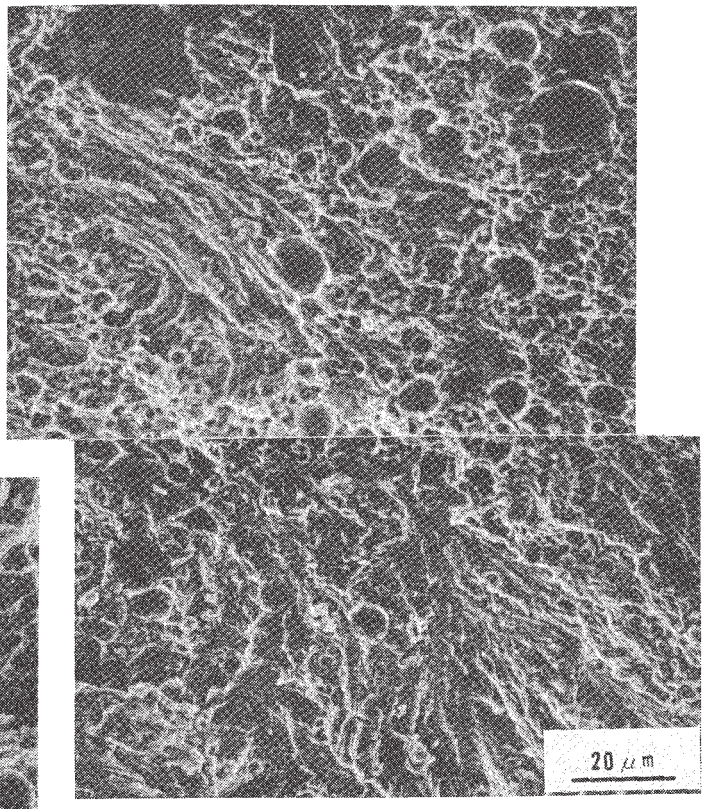


Fig. 4　ミクロ破面の一例

(44) HT100鋼の被覆アーク溶接部におけるルート割れ破面

— TRC 試験 —

(44) Fracture Surface of Root Crack for HT100 Steel by Shielded Metal-Arc Welding

— TRC Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：HT100A (板厚40mm).

溶接材料 (Welding material)：試作被覆アーク溶接棒 (径4.0mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu
母　　材	0.11	0.31	0.80	0.007	0.005	5.30	0.06	0.56	0.10	1.14
溶着金属	0.05	0.42	1.03	0.009	0.010	3.01	0.53	0.89	—	—

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
y　形	50	27	170	150	1層1パス

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：TRC 試験

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

試験条件 (Test condition)：負荷応力11kg f／mm²

試験結果 (Test result)：破断時間70min

引用文献　I. Masumoto, K. Terai, S. Yamada, and M. Kutsuna; Trans. of JWS, Vol.5 (1974), No.1, pp.3～13.

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

TRC 試験における初層の低温割れはルート部より発生し，ビード表面へと伝ぱしていた．多くの場合，割れは HAZ に生じて溶接金属中に伝わり，ビード表面で破断しているが，HAZ でなく，溶接金属ルート部に生じ，表面まで伝わっている場合もあった．

破面は溶接条件および試験条件により異なるが，破面全体が粒界破面を示す場合，部分的に粒界破面を示す場合，全面的に延性破面を示す場合と異なっていた．Fig.2 は約60%粒界破面となった破面を示す．Fig.3～6 はミクロ破面を示す．

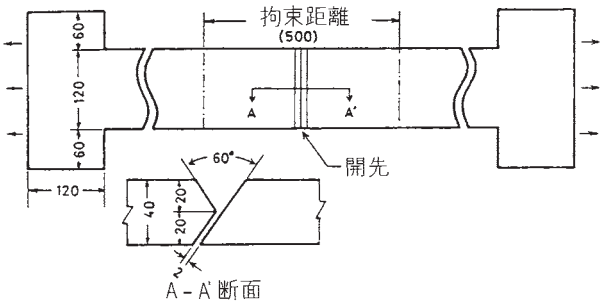


Fig. 1　TRC試験片

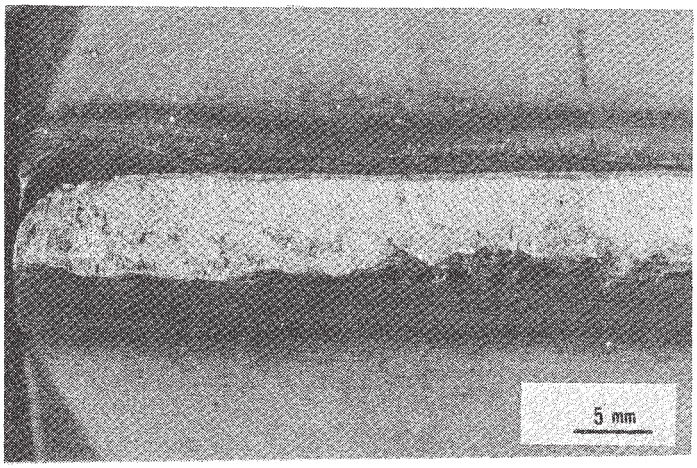


Fig. 2　TRC試験破断面

Fig.3はルート部近傍の割れ発生部での破面を示す．破面は水素脆化による粒界割れおよび一部擬へき開破面も観察された．また，Fig.4は溶接ビード中央部の粒界破面を示す．これをさらに倍率を高めて観察するとFig.5にみられるように，水素脆化の特徴的パターンであるミクロボイド（Microvoid）およびヘア・ライン（Hair line）が数多く観察された．このパターンからこの割れが水素に起因する遅れ割れと判定した．Fig.6はビード表面近くの，粒界割れ破面と一部に認められた擬へき開破面を示す．

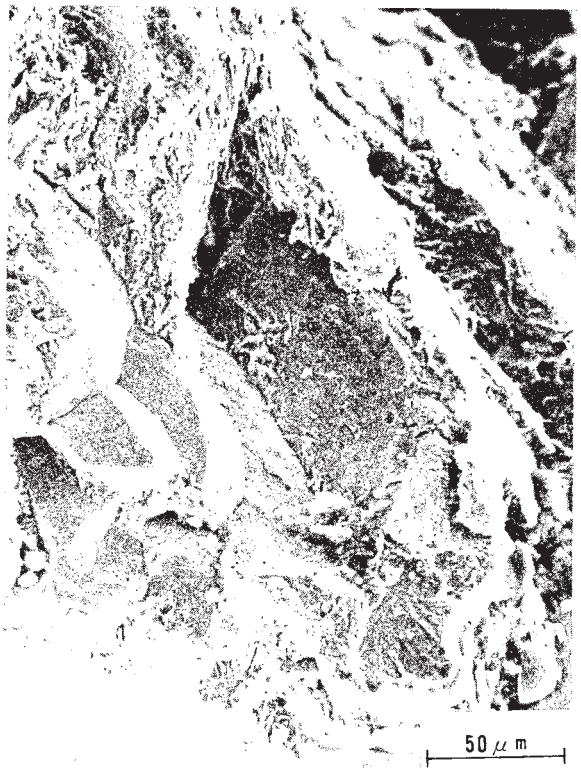


Fig. 3　ルート部の水素粒界破面（割れ発生部）

Fig. 4　水素粒界破面（ビード中央部）

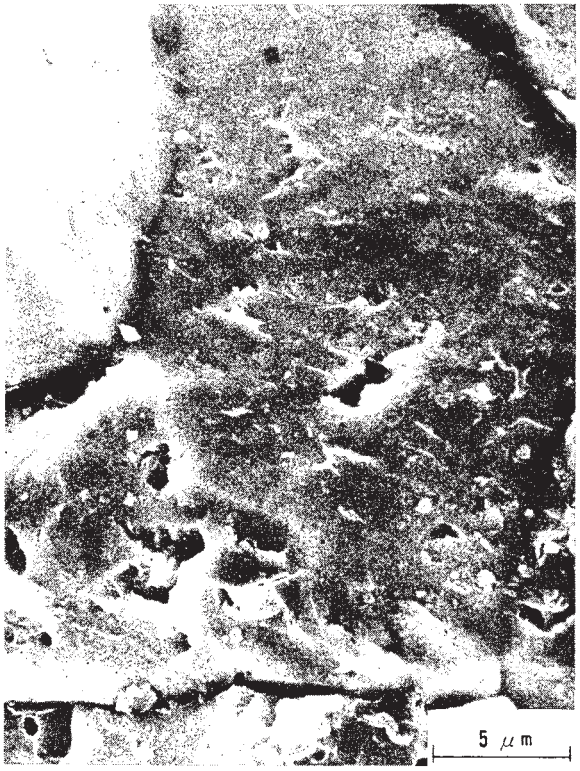


Fig. 5　水素粒界破面（ビード中央部）

Fig. 6　水素粒界破面と部分的に水素擬へき開破面が認められる。（ビード表面近傍）

(45) HT100鋼のMIG溶接部におけるルート割れ破面

— TRC 試験 —

(45) Fracture Surface of Root Crack for HT100 Steel by MIG-Arc Welding

— TRC Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：HT100B (板厚40㎜).

溶接材料 (Welding material)：試作ワイヤ (径1.6㎜).

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
母　　材	0.09	0.25	0.46	0.007	0.007	4.91	0.65	0.53	0.003
ワ　イ　ヤ	0.046	0.14	1.60	0.003	0.013	8.58	19.52	3.34	—

溶 接 (Welding)

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

溶接条件 (Welding condition)

開 先 形 状	予 熱 温 度 (℃)	積 層 方 法
y　　形	室　　温	1層1パス

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：TRC 試験

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

試験条件 (Test condition)：負荷応力40kg f／㎟

試験結果 (Test result)：破断時間60min

引用文献　I. Masumoto, K. Terai, S. Yamada, and M. Kutsuna; Trans. of JWS, Vol.5 (1974), No.1, pp.3～13.

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.2 は TRC 試験結果を示す. 破面観察は溶接のままの試験片で, 負荷応力40kg f／㎟, 破断時間60min の破面をルート部からビード表面近傍まで行なった. その結果を Fig.3 に示す. (a)はルート部近傍の破面でミクロボイド (Microvoid) が多く観察される水素割れの破面を呈していた. また(b)はルートより 5 ㎜表面側に入った部分の破面であり, ミクロボイドも一部見られるが, 擬へき開破面であった. 水素脆化の影響がかなり溶接ビード全体におよんでいることが知られた. ビード表面近傍 (ルート部より7.0㎜のところ) では(c)のごとくディンプル (Dimple) 模様の延性破面を示していた.

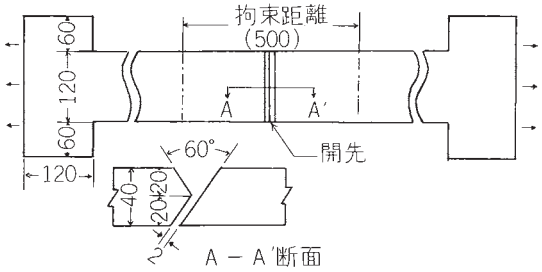


Fig. 1　TRC試験片形状

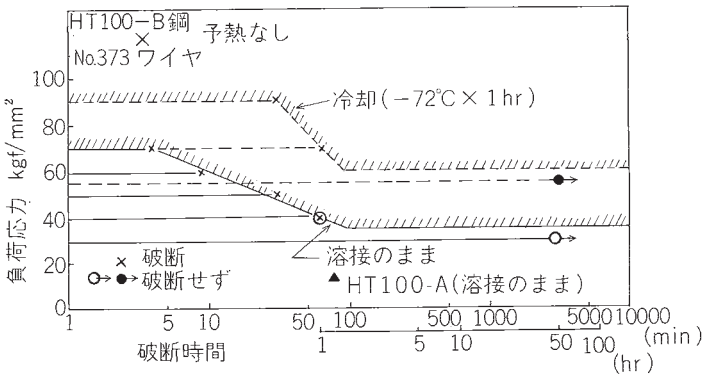
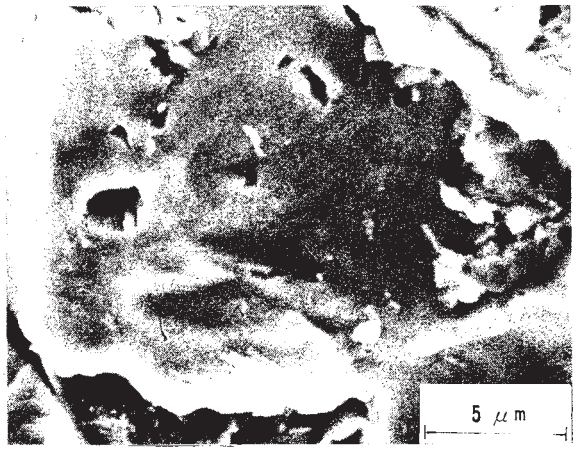
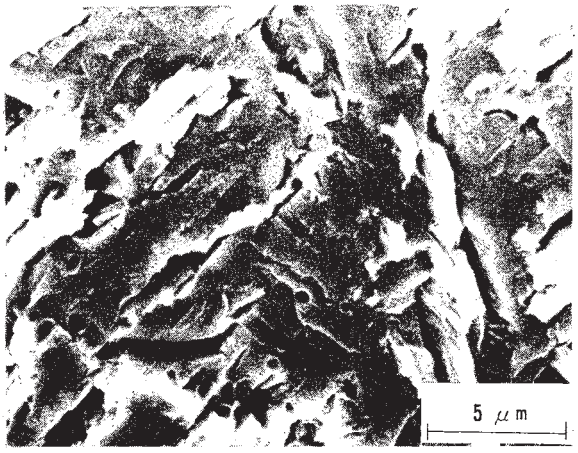


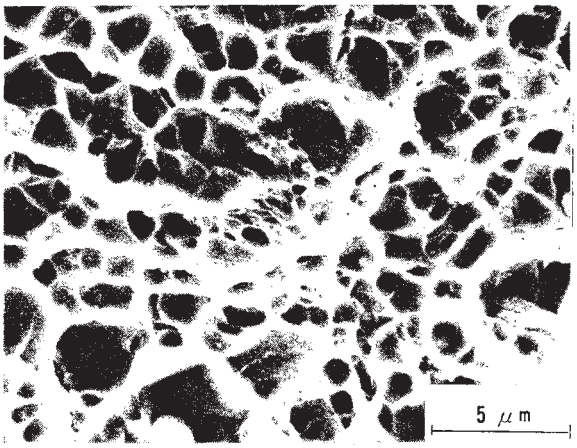
Fig. 2　HT100－AおよびHT100－B溶接部のTRC試験結果



(a)　ビードのルート部の破面



(b)　ルートから0.5㎜の破面



(c)　ルートから7.0㎜の破面

Fig. 3　負荷応力40kgf／㎟でTRC試験を行なったHT100－B溶接部のミクロ破面

(46) HY130鋼の溶接金属におけるルート割れ破面(その1)

— LB-TRC 試験 —

(46) Fracture Surface of Root Crack in Weld Metal for HY130 Steel (I)

— LB-TRC Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 HY130 (板厚35㎜).

溶接材料 (Welding material)：100キロ級高張力鋼用被覆アーク溶接棒 (径4㎜).

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V
母　　材	0.12	0.27	0.48	0.004	<0.005	5.13	0.45	0.48	0.07	0.04
溶 着 金 属	0.05	0.37	1.45	0.007	0.004	2.67	0.95	0.59	—	—

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	102	97	21	26 at 0℃
溶 着 金 属	100	95	19	7.6 at 0℃

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：被覆アーク溶接 (Shieded 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)
U 形	400℃×1 hr	室 温	25	170	150

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：LB-TRC 試験

試験片形状 (Specimen configuration)：F. Matsuda, et al： Trans. JWRI, Vol.8 (1979), No.1, p.113 参照

試験条件 (Test condition)：溶接部が150℃に冷却した時，一定荷重を溶接方向に負荷して破断させた.

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

本試験法は割れを溶接金属のみに発生させることが可能である. Fig.1 および Fig.2 は負荷応力18kg f／㎟および52kg f／㎟にてのマクロ破面を示した. 負荷応力の低い場合，破面は柱状晶による方向性と光沢をもつ垂直破断部が多く見られた. Fig.3 はミクロ破面の一般例を示し，主として粒界破面が見られるが，一部に粒内破面も見られた. Fig.4 は高倍率で観察した粒界破面の例を示し，ヘアー・ライン (Hair line) と共にボイド (Void) が多く見られた. ボイド内にはしばしば介在物が見られた. Fig.5 は粒内破面の例を示し，破面は水素擬へき開破面であった. Fig.6 は Fig.5 の中央部を拡大して示し，ボイドが所々に見られ，ボイド内にはしばしば介在物が見られた.

垂直破断部以外では破面はせん断型ディンプルになっていた.

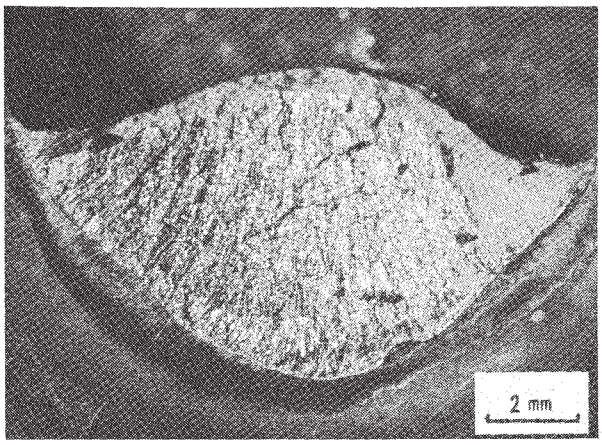


Fig. 1　負荷応力18kgf／mm²のときのマクロ破面

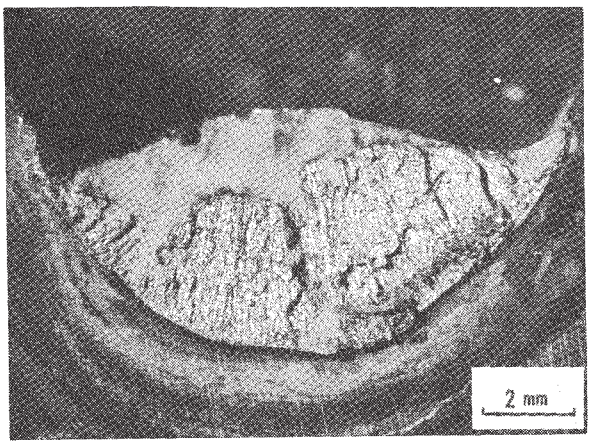


Fig. 2　負荷応力52kgf／mm²のときのマクロ破面

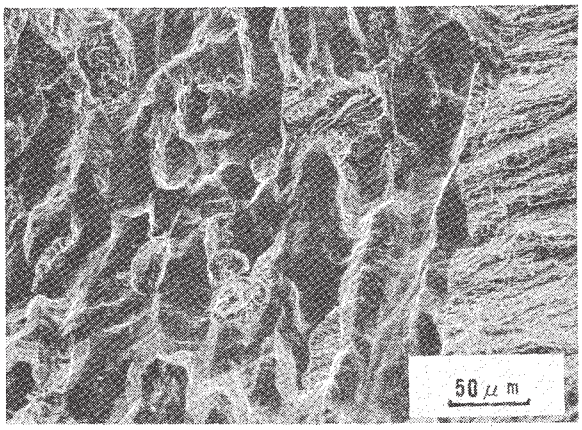


Fig. 3　ミクロ破面の一般例

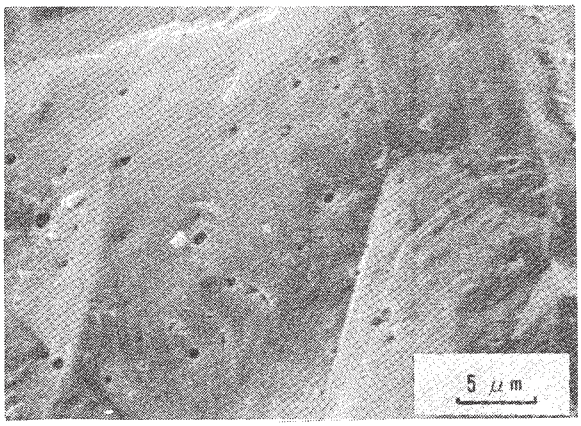


Fig. 4　高倍率で観察した粒界破面

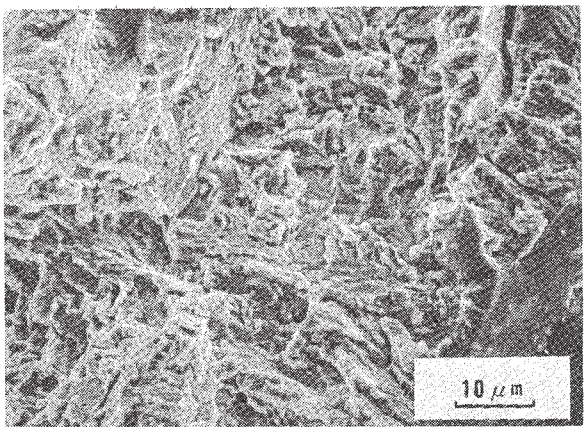


Fig 5　粒内破面の例

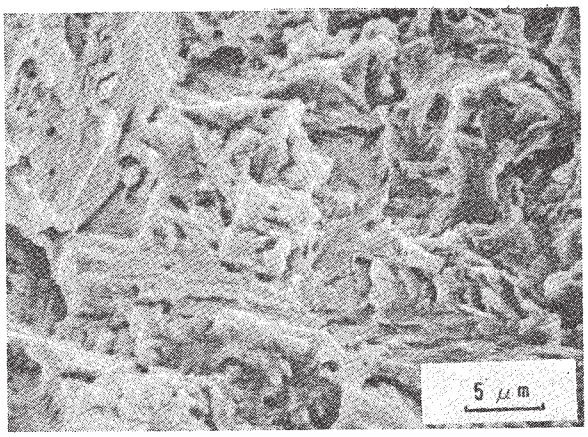


Fig. 6　Fig. 5の中央部の拡大

(47) HY130鋼の溶接金属におけるルート割れ破面(その2)

— LB-TRC 試験 —

(47) Fracture Surface of Root Crack in Weld Metal for HY130 Steel (II)

— LB-TRC Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 HY130 (板厚35㎜).

溶接材料 (Welding material)：100キロ級高張力鋼用ワイヤ (径1.6㎜).

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V
母　　材	0.12	0.27	0.48	0.004	<0.005	5.13	0.45	0.48	0.07	0.04
溶 接 金 属	0.08	0.33	1.55	—	—	3.38	0.94	0.62	0.20	0.02

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	102	97	21	26 at 0℃

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	予熱温度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (㎜/min)	シールドガス
U　　形	室　温	14	300	120	Ar+3.2%H_2

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：LB-TRC 試験

試験片形状 (Specimen configuration)：F. Matsuda, et al：Trans. JWRI, Vol.8 (1979), No.1, p.113 参照

試験条件 (Test condition)：溶接部が150℃に冷却した時，一定荷重を溶接方向に負荷して破断させた.

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

試験は TIG 溶接においてアルゴン·シールド·ガス中に水素を混入させて行なった. 前述の (その1) で述べた被覆アーク溶接の場合に比して大きな特徴は，まず粒界破面がかなり減少していることである.

Fig.1 は粒界破面と粒内破面が隣接している部分のミクロ破面を示し，粒界破面および粒内破面のミクロ的様相も高倍率で観察すると (その1) の場合とかなり異なっ

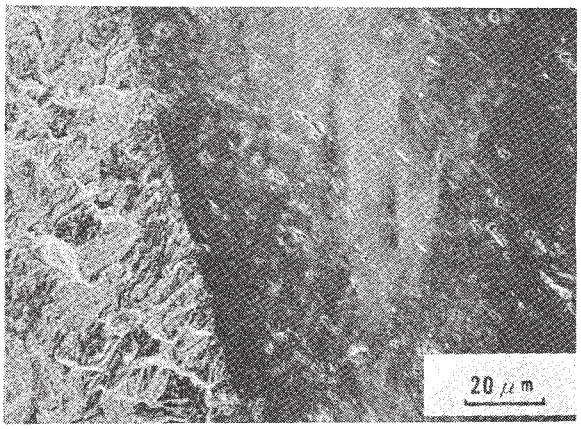


Fig. 1　ミクロ破面の例

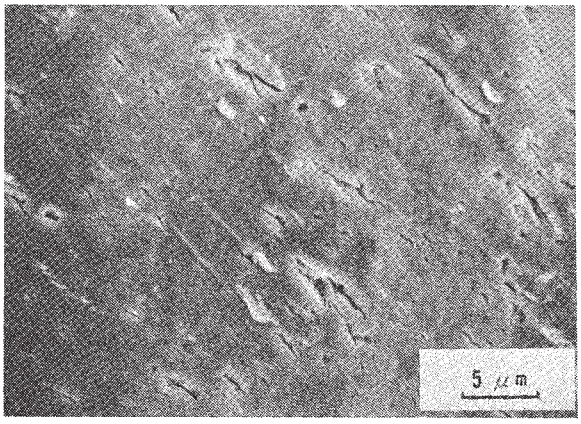


Fig. 2　Fig. 1 の中央部の粒界破面の拡大

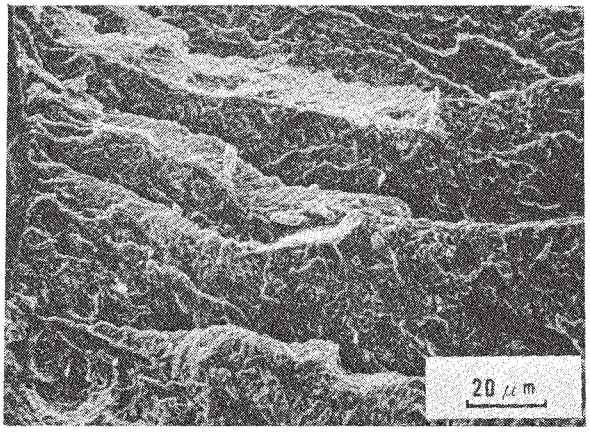


Fig. 3　粒内破面の例

ていた．まず，Fig.2 は Fig.1 の中央部の粒界破面を拡大して示し，ボイド（Void）はほとんどなくむしろ微細な二次割れが多く見られた．これらの二次割れは粒内のラスに沿うものである．また粒界破面そのものも（その1）に比して平坦であった．

つぎに粒内破面の例を Fig.3 と Fig.5 に，またこれらをそれぞれ拡大して，Fig.4 と Fig.6 に示す．これらはいずれも水素擬へき開破面であるが，破面は（その1）の場合ほどには入り組んでいない．

これらの相違が生じた理由は，旧オーステナイト粒界の粒界移動度とラス組織の発達の仕方が酸化物量に影響されているためと考えられる．

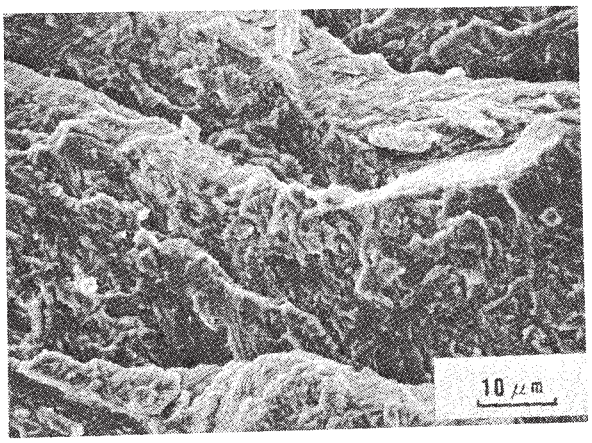


Fig. 4　Fig. 3 の中央付近の拡大

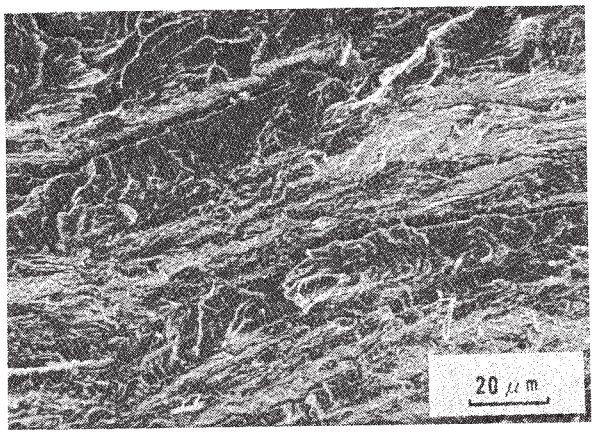


Fig. 5　粒内破面の他の例

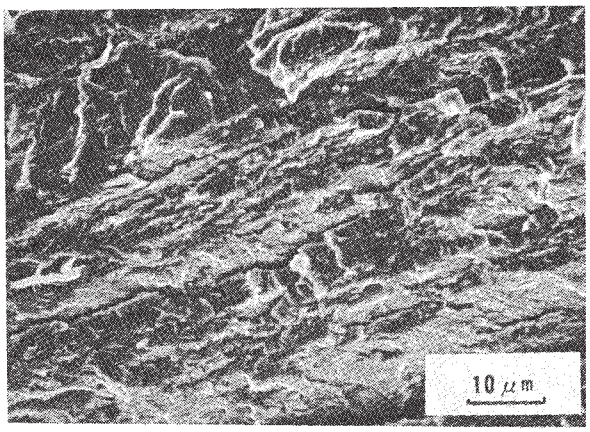


Fig. 6　Fig. 5 の中央やや下部の拡大

(48) HY130鋼の溶接金属におけるルート割れ破面(その3)

— LB-TRC 試験 —

(48) Fracture Surface of Root Crack in Weld Metal for HY130 (III)

— LB-TRC Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 HY130 (板厚35mm).

溶接材料 (Welding material)：100キロ級高張力鋼用ワイヤ (1.6mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V
母　　材	0.09	0.27	0.82	0.005	<0.005	5.12	0.45	0.49	0.04	0.05
溶 接 金 属	0.09	0.18	1.02	—	—	3.99	0.78	0.59	0.14	0.03

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)
母　　材	100	90	24	18.6 at −20℃

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	予熱温度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (mm/min)	シールドガス
U　形	室　温	18	300	120	Ar+0.35%H_2 +3%O_2

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：LB-TRC 試験

試験片形状 (Specimen configuration)：F. Matsuda, et al : Trans. JWRI, Vol.8 (1979), No.1, p.113 参照

試験条件 (Test condition)：溶接部が150℃に冷却した時，一定荷重を溶接方向に負荷して破断させた.

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

試験は TIG 溶接においてアルゴン·シールド·ガス中に水素と酸素を混入させて行なった．この場合の大きな特徴は，前述の (その2) で述べた場合と比べて粒界破面が増加し，したがって (その1) で述べた被覆アーク溶接の場合の破面と似ていることである．Fig.1 は粒界破面の例を示し，Fig.2 は Fig.1 の中央部を拡大して示した．ヘアー·ライン (Hair line) と多くのボイド (Void) が見られ，これらの特徴は (その1) の場合と非常によく似ている．Fig.3 は粒内破面の例を示し，Fig.4 は Fig.3 のほぼ中央部を拡大して示した．これらの擬へき開破面の入り組み方は前述の (その2) よりも (その1) によく似ている．これらのことから，溶接金属のルート割れの破面には，酸化物が大きく影響を与えていることがわかる．

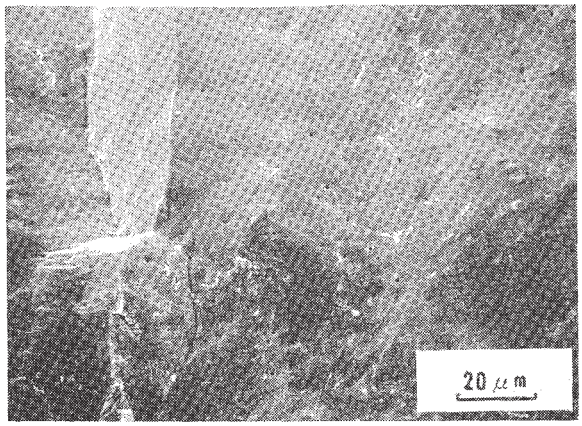


Fig. 1　粒界破面

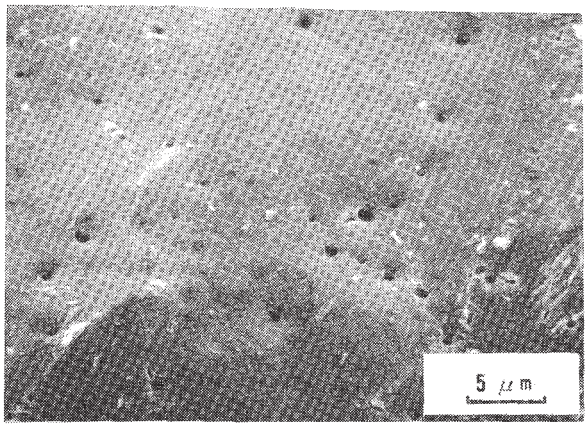


Fig. 2　Fig. 1 の中央部の拡大

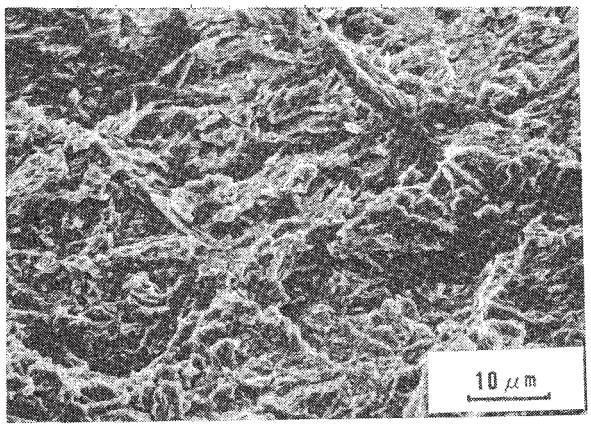


Fig. 3　粒内破面

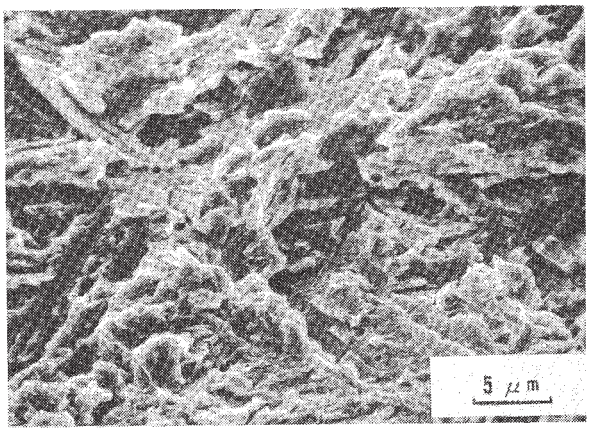


Fig. 4　Fig. 3 の中央部の拡大

(49) 圧力容器用炭素鋼の被覆アーク溶接部における止端割れ破面

— 平板溝溶接 —

(49) Fracture Surface of Toe Crack for SB49 Steel by Shielded Metal-Arc Welding

— Groove Welding —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：ボイラおよび圧力容器用炭素鋼 SB49 (板厚50㎜).

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

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

	C	Si	Mn	P	S
母　　材	0.23	0.39	1.39	0.016	0.006
溶 着 金 属	0.08	0.48	0.60	0.011	0.008

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(規格値)	49～63	≧27	≧17	— at —℃
溶着金属(測定例)	54	46	33	21 at 20℃

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
溝　　形	−10	26	170	150	1層1パス

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：溝形平板溶接

試験片形状 (Specimen configuration)：Fig.1

試験条件 (Test condition)：溶接後48hrs にて，断面検査

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

この割れは溝加工した SB49炭素鋼板に予熱温度を下げて，被覆アーク溶接したときの止端部の低温割れである．試験片の形状を Fig.1 に示す．割れは Fig.2 の断面マクロ組織に示すように，止端部を起点に熱影響部に沿って進展しており，一部枝分れしていた．割れの断面ミクロ組織を Fig.3 に示す．割れた箇所を強制的に破断したマクロ破面を Fig.4 に，またこのスケッチを Fig.5 に示す．Fig.5 の上側は強制破面であり，下側が低温割れの破面である．

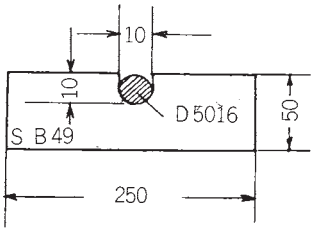


Fig. 1　試片形状

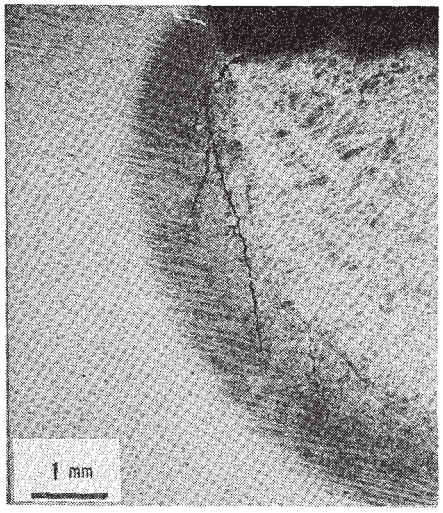


Fig. 2　止端割れ

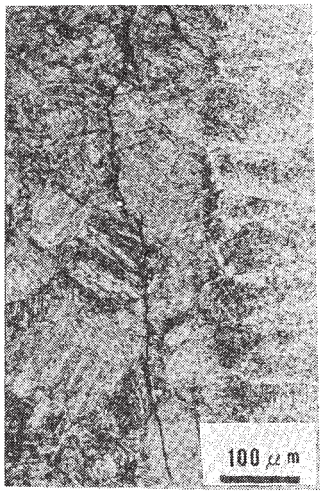


Fig. 3　破断経路

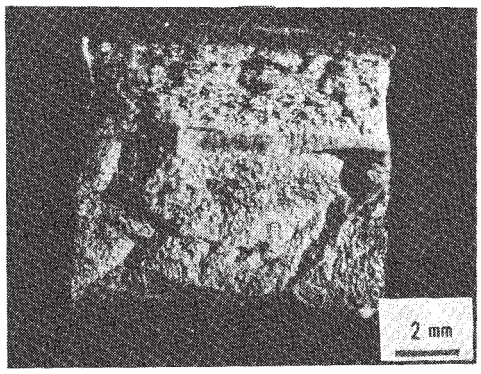


Fig. 4　マクロ破面

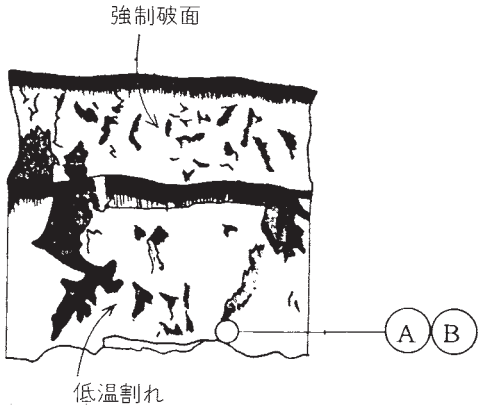


Fig. 5　マクロ破面のスケッチ

マクロ破面では割れが分岐しているため，めくれが生じ，表面の凹凸が著しい様相を呈していた．このマクロ破面のAおよびB部を拡大したミクロ破面を Fig.6～9 に示す．割れのミクロ破面はほとんどが粒内破面であり，一部に粒界破面が混在していた．粒内破面は水素擬へき開破面であった．

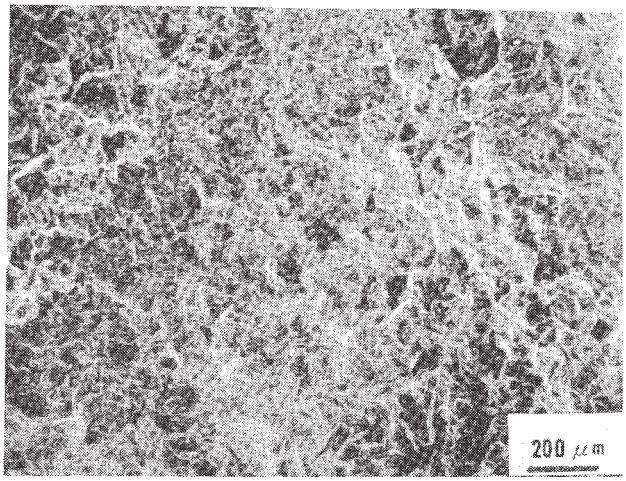


Fig. 6　Fig. 5 のⒶ部での破面

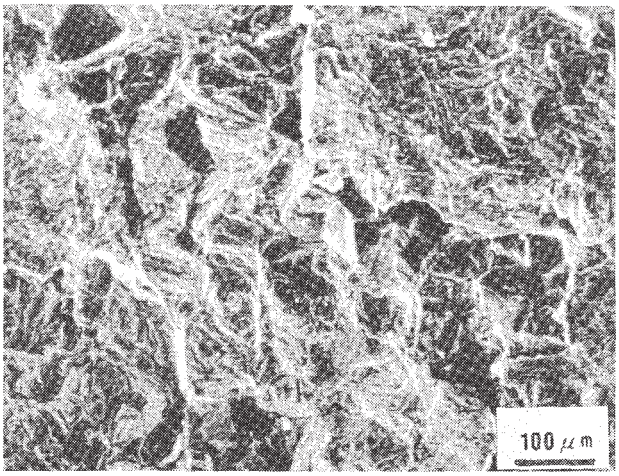


Fig. 7　Fig. 5 のⒷ部での破面

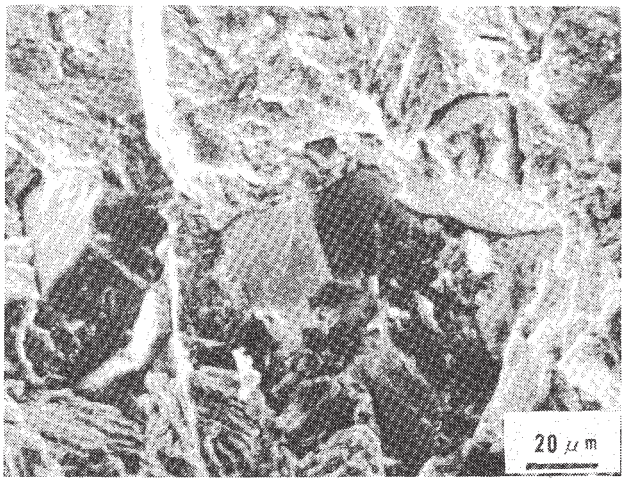


Fig. 8　粒内破壊の一部に粒界破面が認められる。（Fig. 5 のⒷ部）

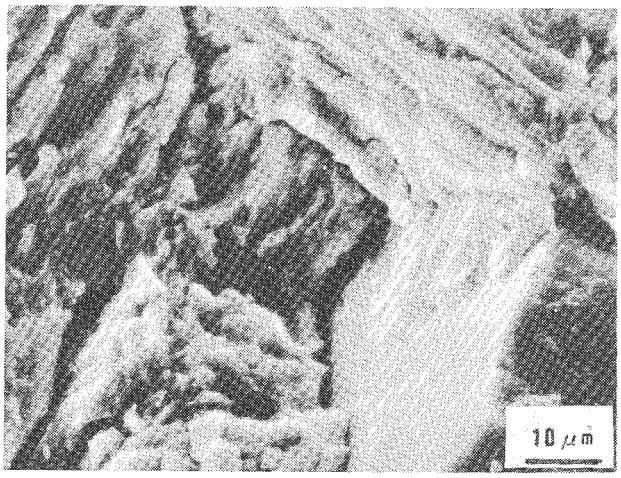


Fig. 9　水素擬へき開破面（Fig. 5 のⒷ部）

(50) HT50鋼の被覆アーク溶接部におけるヒール割れ破面

— 非拘束T型すみ肉溶接割れ試験 —

(50) Fracture Surface of Heel Crack for HT50 Steel by Shielded Metal-Arc Welding

— Non-Restraint T Type Cracking Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM50B (板厚20㎜).

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

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

	C	Si	Mn	P	S
母　　材(規格値)	≦0.18	≦0.55	≦1.50	≦0.040	≦0.040

機械的性質 (Mechanical property)

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
すみ肉	350℃×1hr	室　温	25	170	150	1層1パス

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)

	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(規格値)	50～62	≧32	≧21	≧2.8　at　0℃

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：非拘束T型すみ肉溶接割れ試験

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

試験条件 (Test condition)：拡散性水素量 H_{JIS}40ml／100g, 溶接後17hrs にて断面検査

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

HT50 鋼のヒール割れ (Heel crack) は Fig.1 に示されるような非拘束T型すみ肉溶接割れ試験片によって再現した. ルート部, すなわち Fig.2 のAおよびB点では Fig.3 および Fig.4 にみられるようにディンプル (Dimple) あるいは擬へき開破面となっていた. 特にB点ではディンプル内に介在物が認められた. ルート部から1㎜離れたC点では, Fig.5 に認められるように典型的な擬へき開破面で, 二次割れを伴って認められた. ヒール割れは板表面に平行に伝ぱする割れで, ラメラテア (Lamellar tearing) と似ているが, 割れ伝ぱ部は明らかに低温割れの様相を示していた. しかし, ヒール割れの発生部においては, 特に Fig.4 ではラメラテアと類似しており, 割れ発生に比較的大きな応力が負荷されていることが考えられる.

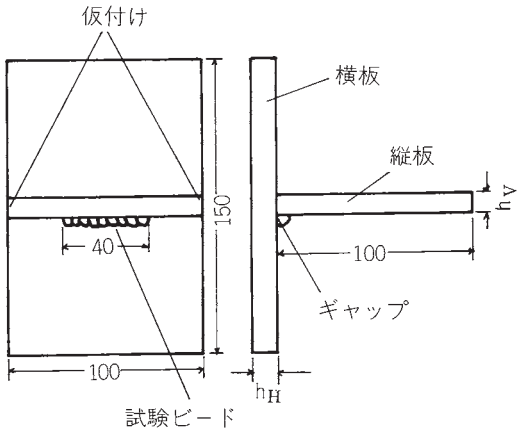


Fig. 1　非拘束T型すみ肉溶接割れ試験

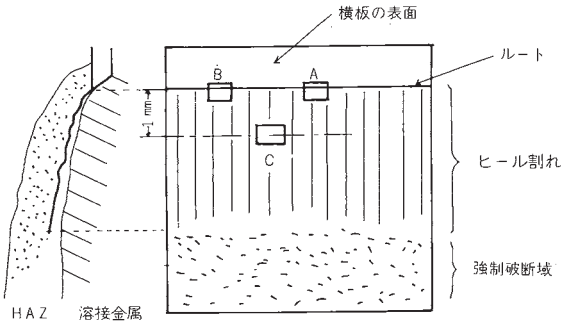


Fig. 2　ヒールクラックの破面検査位置

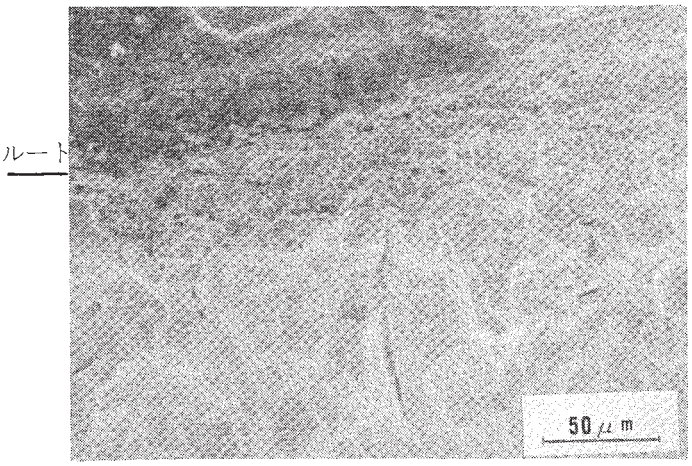


Fig. 3　位置Aでのミクロ破面

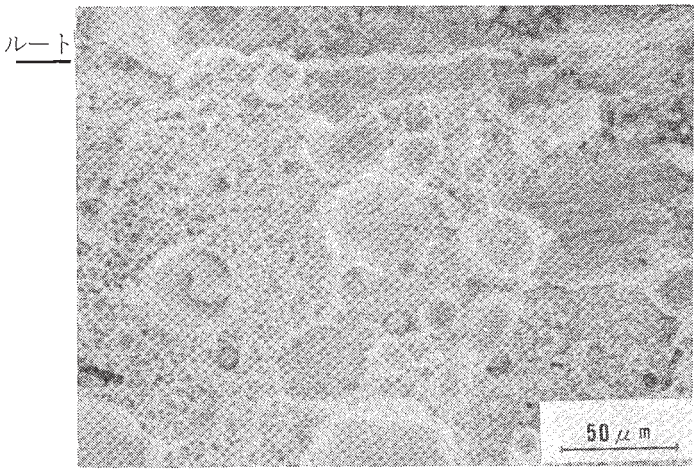


Fig. 4　位置Bでのミクロ破面

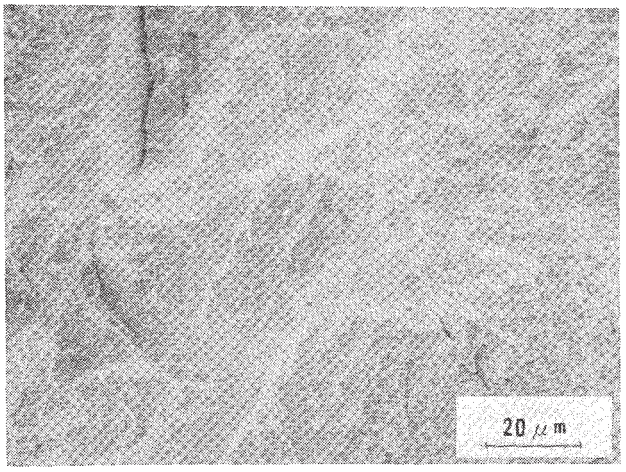


Fig. 5　位置Cでのミクロ破面

(51) HT50鋼の消耗ノズル式エレクトロスラグ溶接金属における低温割れ破面

(51) Fracture Surface of Cold Crack in Weld Metal for HT50 Steel by Consumable Nozzle Electroslag Welding

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM50A (板厚32㎜).

溶接材料 (Welding material)：DIA ノズル(径10㎜)×US-49(径2.4㎜)×MF-38

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

	C	Si	Mn	P	S	Mo
母　　材	0.14	0.30	1.38	0.017	0.007	—
溶 着 金 属	0.12	0.19	1.40	0.013	0.007	0.20

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)
溶 接 金 属	56.4	36.7	25	8.2 at 0℃

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：建築ボックス柱ダイヤフラムの消耗ノズル式エレクトロスラグ溶接 (Consumable nozzle electroslag welding)

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	溶接電流 (A)	溶接電圧 (V)	開先間隔 (㎜)	溶接速度 (㎜/min)
口　形	400	41	30	15

試 験 (Test)

試験片形状 (Specimen configuration)：200㎜長×200㎜幅×2.5㎜厚

試験条件 (Test condition)：上下スキンプレートとエンド・タブの間に含水パテを8㎜はさんで溶接し，溶接後急冷する．その後，溶接線に対し垂直に上部スキンプレート部を切り出して磁粉探傷し，溶着金属の開口部を液体窒素で冷却後，破断させる．

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

スラグもれ止めパテを使用した消耗ノズル式エレクトロスラグ溶接において試験材を急冷し，数日間放置後，溶接金属を切りだしたところ2～5㎜の割れが多数認められたが，溶接後，急冷せずに空冷した溶接金属には割れは認められなかった．Fig.1 はマクロ破面を示すが，下部中央のにぶい銀色を呈した部分が割れである．破面形態は Fig.2～4 に示すように擬へき開破面を呈していたが，柱状晶の成長方向の影響を受けている．なお，破面にはディンプルおよび粒界破面は認められなかった．この割れの原因は急冷したため，過飽和に水素が内在することおよび水素逃散が遅いことによる遅れ割れと考えられ，空冷することにより，冷却中に水素が十分に逃散するために割れが発生しなかったものと考えられる．

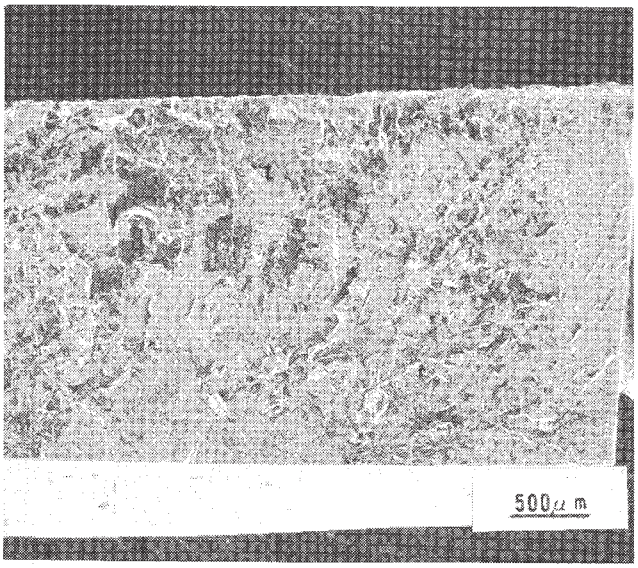


Fig. 1　低倍率のミクロ破面

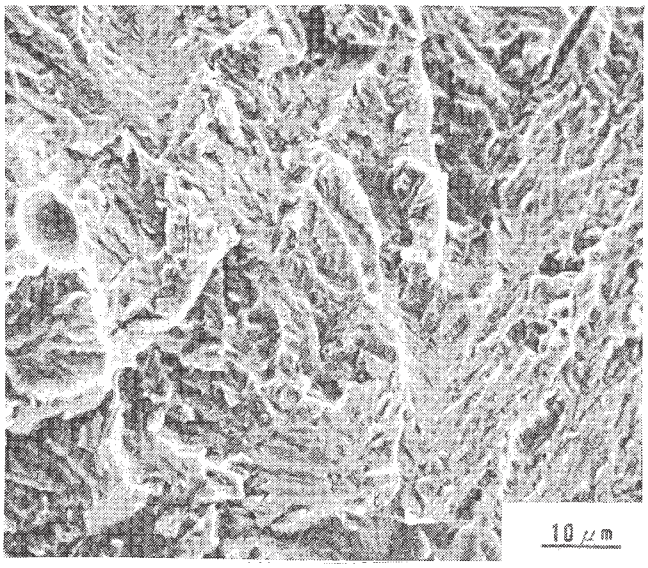


Fig. 2　水素擬へき開破面

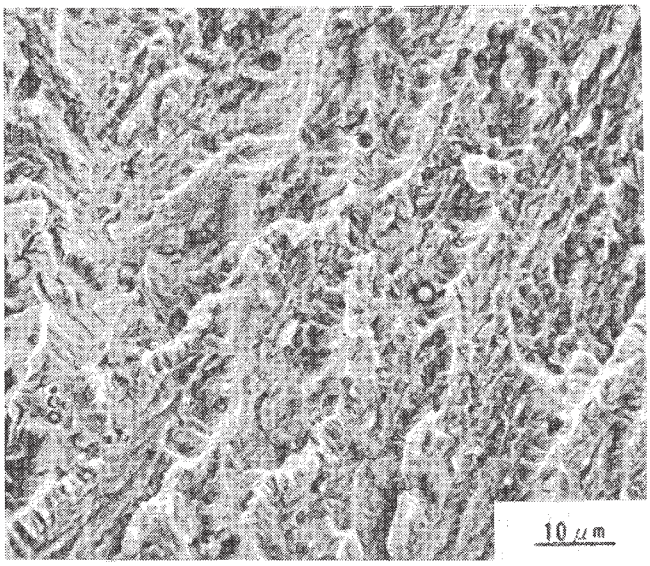


Fig. 3　水素擬へき開破面

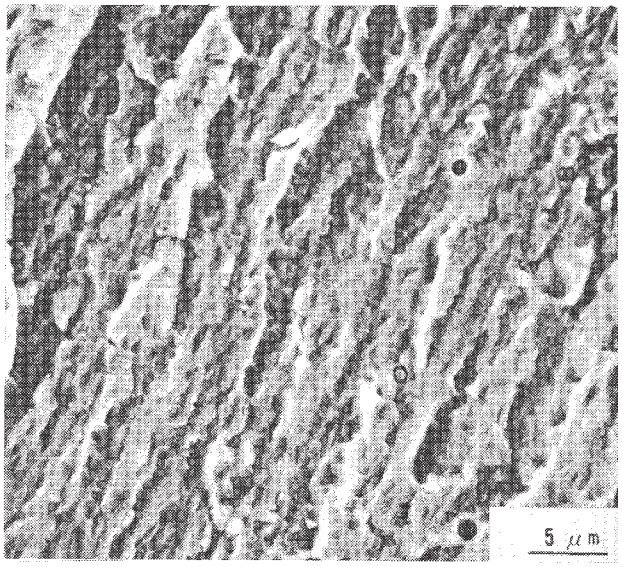


Fig. 4　水素擬へき開破面

(52) 2¼Cr−1Mo鋼の多層サブマージアーク溶接金属における横割れ破面

(52) Fracture Surface of Transverse Crack in Multipass Weld Metal in 2 1/4 Cr-1 Mo Steel by Submerged-Arc Welding

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：圧力容器用2¼ Cr-1Mo 鋼材 ASTM A387 Grade 22 Class 2 (板厚150㎜).

溶接材料 (Welding material)：AWS F82-EG-B3 相当

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

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti
母　　材	0.12	0.28	0.52	0.020	0.009	0.10	0.02	2.24	0.94	—
溶　接　金　属	0.08	0.29	0.51	0.014	0.008	0.33	0.02	2.50	1.06	0.03

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)	SR条件
溶接金属(分析例)	64	52	25	10　at　10℃	690℃×8 hrs

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
U　　形	300℃×1 hr	200	32	550	300	36 層 73 パス

試　験 (Test)

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

試験条件 (Test condition)：溶接後72hrs 以上放置後，溶接線方向にビードを切断

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.2 に2¼ Cr-1Mo 鋼サブマージアーク溶接金属に発生した横割れの外観を示す．横割れは大きい場合，表面まで出ているが，多くは最終層直下および2～3パス内側の部分に比較的小さい割れとして認められた．また，ミクロ割れはマクロ的には上層熱影響部の最外線近傍に多く見られた．

Fig.3 は横割れ発生部近傍の光学顕微鏡組織であるが，割れは溶接金属の旧オーステナイト粒界を主に伝ぱし，一部粒内を伝ぱしていた．

これらの割れの内で，微小のものは割れ発生起点の様相を表わしていると考え，割

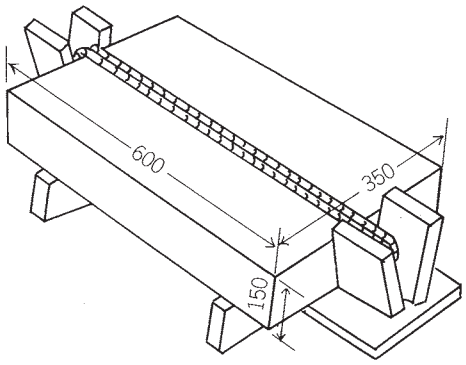


Fig. 1　横割れ試験片形状

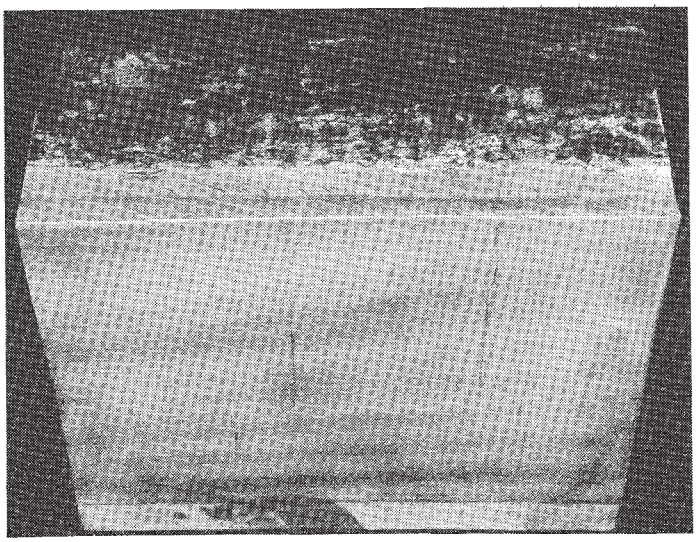


Fig. 2　2¼ Cr－1Mo鋼溶接金属に発生した横割れ

Fig. 3　横割れ発生部近傍のミクロ組織

れ破面の走査電顕観察を行なった．

Fig.4 に横割れのミクロ破面を示す．この破面形態には 2 種類のものが見られた．すなわち(A)の粒界割れ破面と(B)の擬へき開破面より構成されており，高強度材に典型的な水素割れ破面を呈していた．一般に高張力鋼の水素割れ破面は，高強度になるほど粒界破面が多くなることが知られている．ここで，割れ発生部の硬度は，360Hv 程度であり，組織的にはマルテンサイト・ベイナイト組織になっていた．そのため，旧オーステナイト粒界が保存され，水素割れでも粒界破面が多く見られると考えられる．

一方，板厚方向水素分布の検討からは，最終層直下部に集積水素量のピーク位置があり，これは横割れ多発部と一致していた．また，この位置は多層溶接の際生じる次層の溶接熱による硬化位置とも一致していた．

これらより，本横割れは，多層溶接金属中の拡散性水素が，最終層直下に多量に残存し，溶接引張残留応力と重畳することにより発生したものと考えられる．

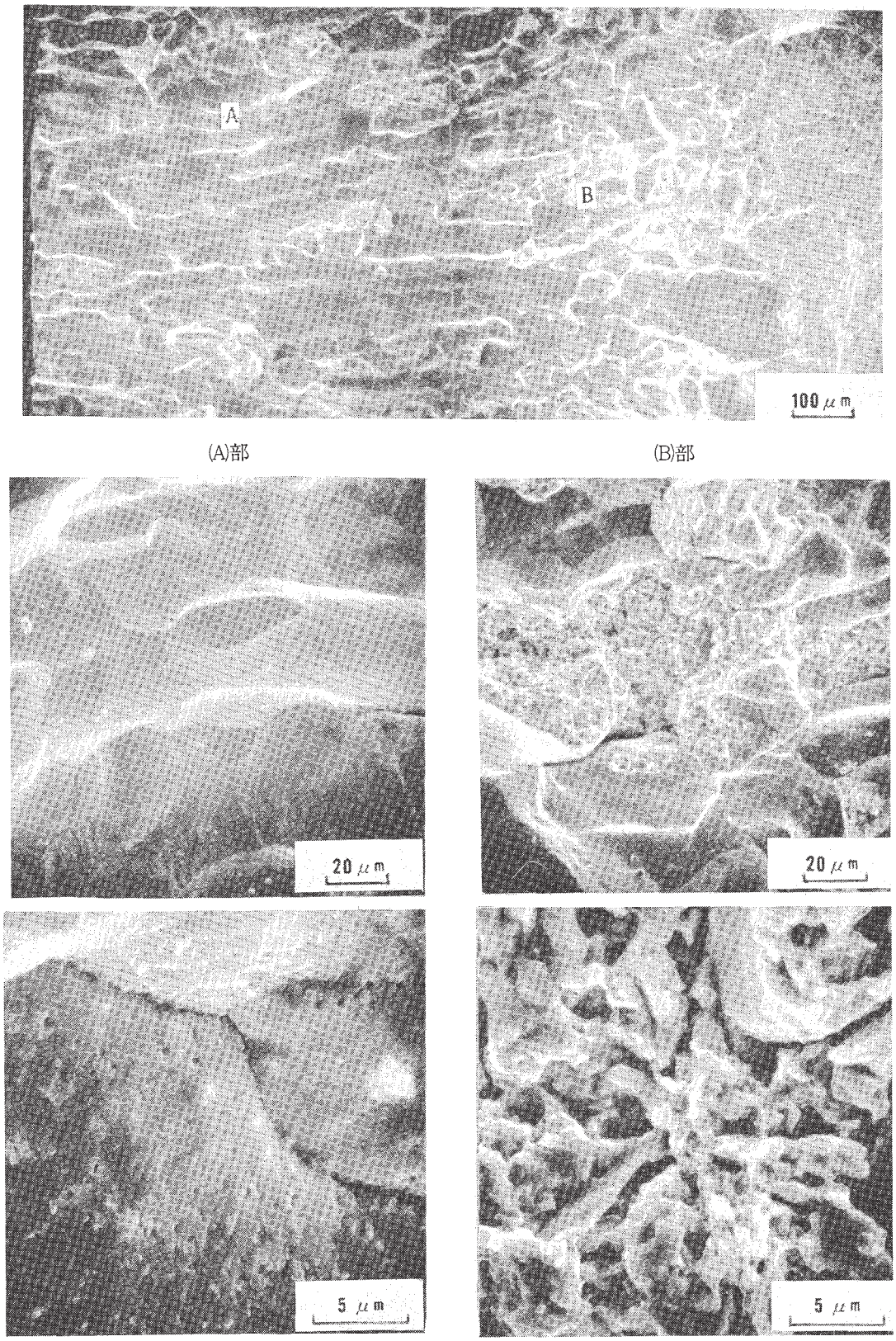


Fig. 4　2¼Cr－1Mo鋼溶接金属横割れ部のミクロ破面

(53) 9%Ni鋼の共金サブマージアーク溶接金属における低温割れ破面

— 窓型拘束われ試験 —

(53) Fracture Surface of Cold Crack in Weld Metal for 9%Ni Steel by Submerged-Arc Welding

— Window Type Restraint Cracking Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：圧力容器用焼入焼戻9%Ni鋼板 ASTM A553Type I (板厚12.0mm).

溶接材料 (Welding material)：ワイヤ：12%Ni共金系試作品 (径4.0mm).

フラックス：溶融型塩基性フラックス試作品

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

	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)	備　考
母　　材	72.7	67.2	36	19.5 at −196℃	Q.T処理
溶 接 金 属	89.9	80.6	12.5	5.0 at 0℃	溶接のまま

機械的性質 (Mechanical property)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	O	N
母　　材	0.05	0.25	0.52	0.006	0.006	9.2	0.0033	0.0047
溶 接 金 属	0.04	0.23	0.42	0.003	0.005	10.15	0.0251	0.0093

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：2電極サブマージアーク溶接 (Tandem 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 (mm/min)	積 層 方 法
X　　形	350℃×1hr	≦100	L：35 T：40	L：600 T：600	1,000	2層2パス

(L：第1電極，T：第2電極)

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：窓型拘束われ試験

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

試験結果 (Test result)：溶接学会講演概要第28集，p. 211参照

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1は，窓型拘束盤と試験片の形状を示す．試験ビードは外面側を共金MIGで全

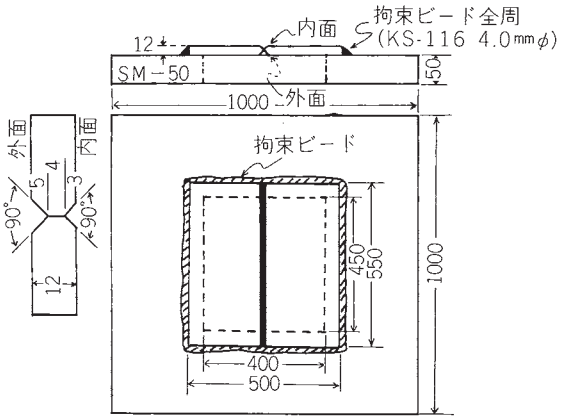
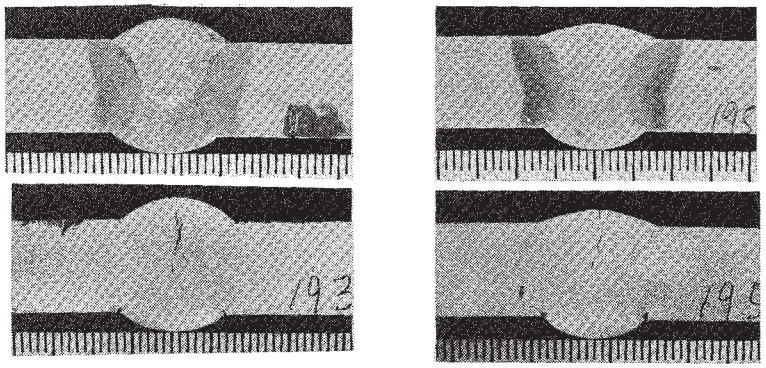


Fig. 1　窓型拘束盤と試片形状



マクロ

MT

Fig. 2　断面マクロ組織

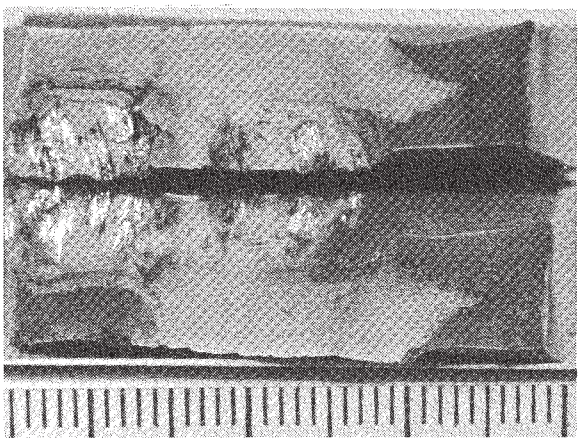


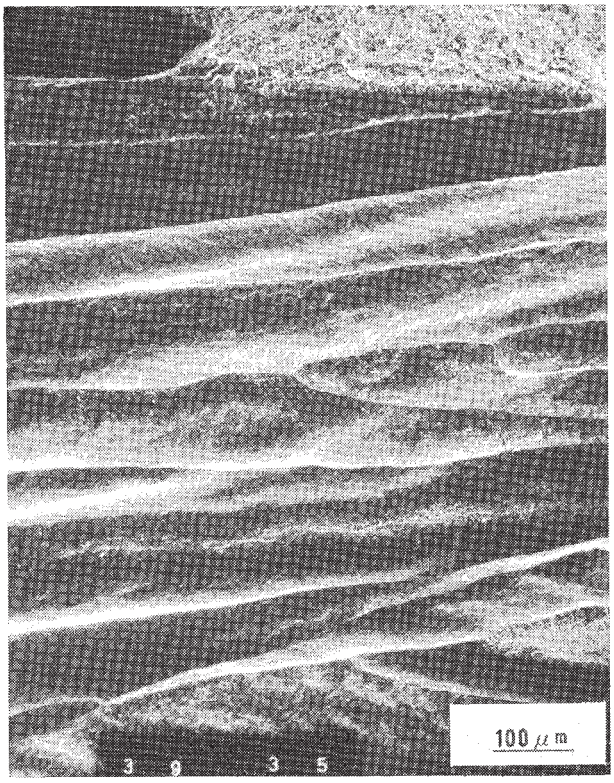
Fig. 3　マクロ破面

線仮付けした後，2電極サブマージアーク溶接で，両側とも同一条件で内面側，外面側の順で行なった．

Fig.2 は溶接部の横断面マクロ組織（上段）と同一面を磁粉探傷試験した結果（下段）の一例を示す．図にみられるごとく，割れはおもに溶接金属中央の柱状晶会合部で認められるが，それ以外の部分でも柱状晶の粒界にそって発生していた．

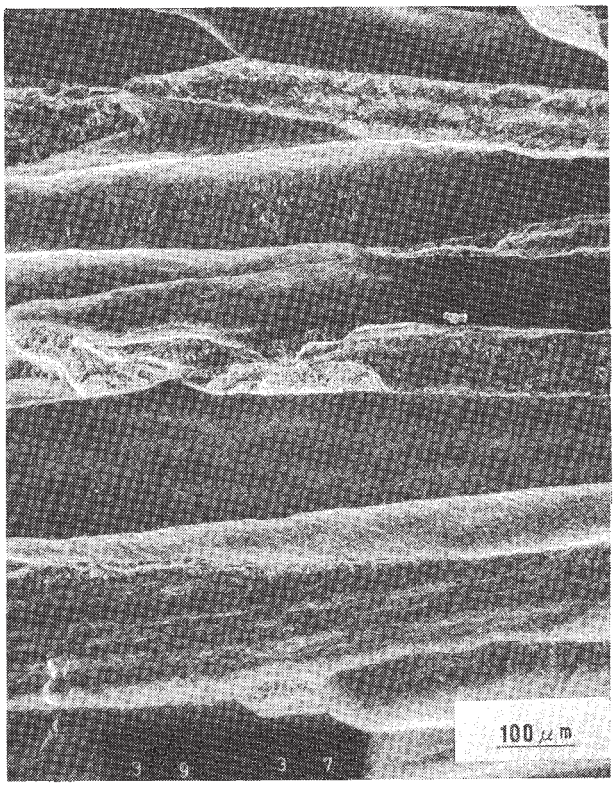
Fig.3 は，割れを含有する溶接継手部を引張破断させた場合のマクロ破面を示す．図中光っている部分が既存の割れ部であり，溶接金属の柱状晶の方向性が認められた．

Fig.4 はこれらの割れ部のミクロ破面の例を示す．(a)と(b)および(c)と(d)は，それぞれ同一箇所を倍率を変えて撮影したもので，それぞれ，低倍率で撮影した(a)および(c)からは，両者とも旧オーステナイト粒界で割れが生じているのが観察された．いっぽう，高倍率で観察すると(b)および(d)にみられるごとく，水素に起因した破面の存在が認められた．とくに(d)の中央部は水素擬へき開破面になっている．

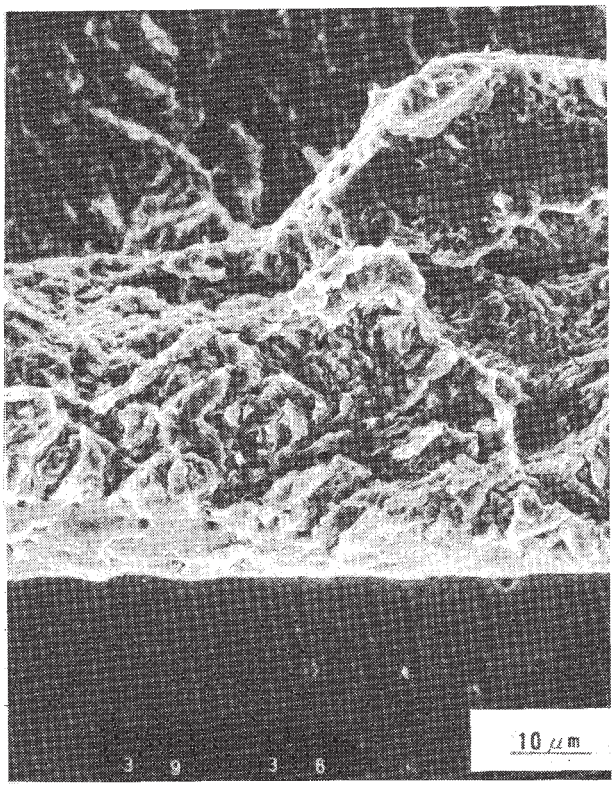


(a)

(b)



(c)



(d)

Fig. 4　9％Ni鋼溶接金属の水素による粒界および粒内破面

I．3　ラメラテア（Lamellar Tearings）

概説（Outline）

圧延鋼板では，熱間圧延の過程で圧延方向に伸長された非金属介在物が板表面に平行に層状となって散在している。この層状非金属介在物（以下介在物という）の領域は，板表面に垂直方向（以下板厚方向という）の引張力が加わると比較的容易に開口し，それらが連結していわゆる〝はく離割れ〟となることが古くから知られていた．

近年溶接構造物が大形化して(例えば海洋構造物，高層建築物，重機械など)，超厚圧延鋼板（板厚35～100㎜程度）を用いたT形継手，かど継手，貫通板継手，貫通管継手などの複雑な溶接継手が採用されるようになると，この種の割れが改めて問題視されるようになり，ラメラテアとしてクローズアップされてきた[1,2]．

ラメラテアは上記のような溶接構造物の多層溶接継手の熱影響部近傍及び板厚中央部に発生し，板表面に平行な介在物を伝わって階段状に伝ぱする割れである(Fig.1 にその図解を示す)．この割れは一般によく用いられている軟鋼やHT50 非調質高張力鋼などでも発生しやすく，非破壊検査による発見が難しい上，補修に多くの手間と経費を要するので，溶接施工上その防止は特に重要である。

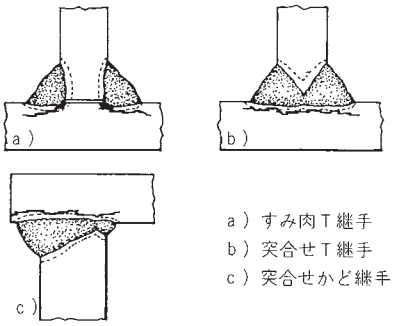


Fig.1　ラメラテアの起りやすい溶接継手 (Farrar, Dolby, Baker)[4]

ラメラテアの主原因は前述の介在物の存在である．過去に経験されたラメラテアの実例の調査結果によれば，介在物は MnS 系が主体である場合が大半で，場合によっては SiO_2系又は Al_2O_3系のものが主体のこともある．例えば鋼板のS量が0.01%以上では MnS 系の，又それ以下のS量ではクラスタ（cluster）状の Al_2O_3などの酸化物系の介在物がラメラテアの主原因となることが報告されている[3]．

Fig.1 及び Fig.2 はそれぞれラメラテアを生じやすい溶接継手及び溶接構造の例を示したもので[4]，これらの継手では溶接施工時に溶接部の収縮が強く拘束されて，特に板厚方向に大きな引張拘束応力を生じやすく，これが上記の介在物の存在と重畳してラメラテアを

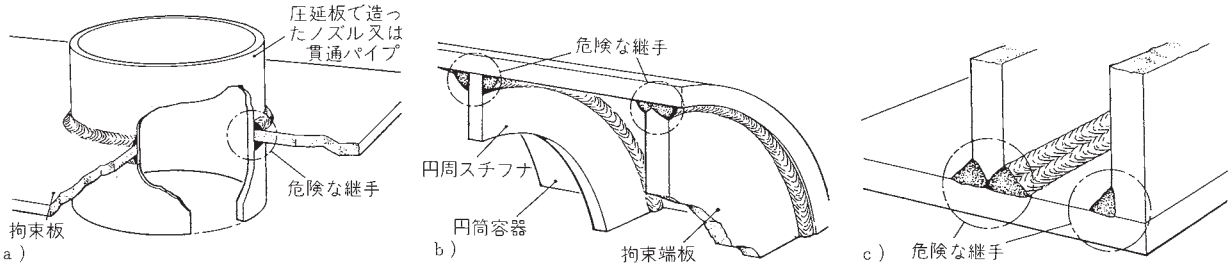


Fig.2　ラメラテアの起りやすい溶接構造（Farrar, Dolby, Baker)[4]

発生させる．又実構造物ではあまり見られない例であるが，角変形がほとんど拘束されていないようなT継手を多層溶接すると，ルート部に曲げ変形による引張ひずみが集積して割れを生じ，この割れがラメラテアを誘発することもある．

以上のことから鋼板のラメラテア感受性を板厚方向の引張延性（絞り値）及びS量と対応させて検討することがよく行なわれている．このほか溶接部の水素や，溶接熱ひずみによる脆化などもラメラテアを促進する要因と考えられている，

典型的なラメラテアのマクロ的特徴は，板表面に平行なテラス（Terrace）と呼ぶ割れと，それらを結ぶウォール(Wall)と呼ぶ割れからなる階段状の形態である(Fig.3 及び Fig. 4)．フラクトグラフィ（Fractography）によれば，テラスには MnS のような大きな板状

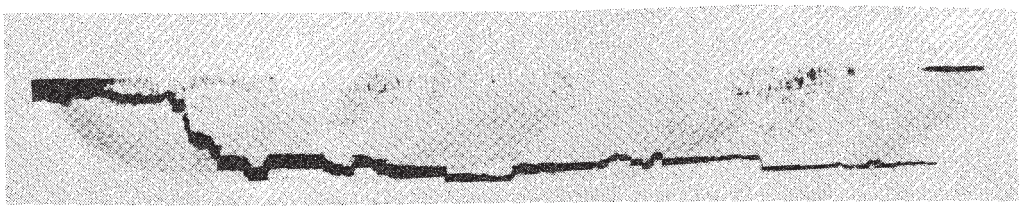


Fig.3　高張力鋼の窓形拘束溶接割れ試験で再現されたラメラテアのミクロ組織（伊藤，池田，中西，小溝）[6]

介在物又は Al_2O_3 のような球状の酸化物系介在物群の複数が存在し，介在物又は介在物群の間は微細なディンプル（Dimple）から成る繊維状破面となっている．又ウォールは伸長型ディンプルから成るせん断破壊の様相を示す(189ページの Fig.4，Fig.5 及び Fig.6 参照)．ラメラテアはまず介在物又は介在物群と金属マトリックス(Matrix，以下マトリック

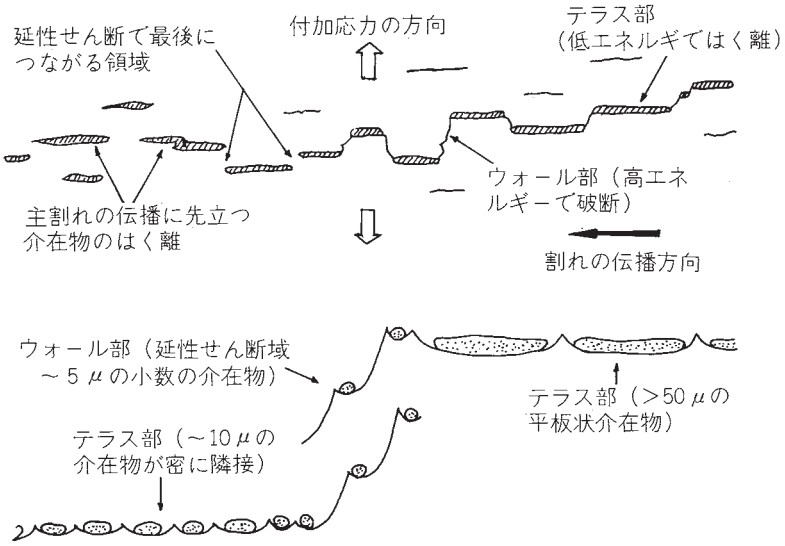


Fig.4　ラメラテアの概念図（Farrar, Dolby, Baker）[4]

スという）の界面のはく離で発生し，同一水平面内にあるはく離箇所の間は繊維状破壊により，又異なった水平面内にあるはく離箇所の間はせん断破壊により連結されて階段状の形態を作る[4]．

一般に溶接部の水素は低温割れの要因の一つであり，ラメラテアについてもその影響に関して種々議論されているが，水素はラメラテアを助長する役割を果すとする考え方が多い．AE（Acoustic emission）法によりラメラテアの発生及び伝ぱに対する影響を調べた結果[5]によれば，ラメラテアは上記の典型的なタイプ以外に，介在物とマトリックスの界面のはく離で発生した割れが水素によって連なったもの及びルート部又は止端部などに発生した水素誘起割れが板表面に沿って介在物を通り伝ぱしたものの二つのタイプがある．

ラメラテアのフラクトグラフイにおいても水素の影響の痕跡が認められており，介在物とマトリックスの界面のはく離箇所と水素脆性破面が交互に並んでいる例[6]（Fig.5）や，かど継手に生じた典型的なテラス・ウォール状のラメラテア破面に部分的にテラス状の介在物の間やウオールが水素による擬へき開破面になっている例[7]などがある．

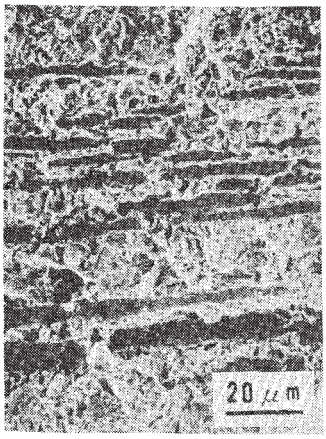


Fig.5 高張力鋼の拘束窓形溶接割れ試験で再現されたラメラテアのミクロ破面（伊藤，池田，小西，小溝）[6]

ラメラテアの破面特徴は，鋼板のＳ量や応力の大きさによっても変化することが示されている．ラメラテアの再現試験の一つであるＺ方向（板厚方向）インプラント（Implant）試験（189ページのFig.1及びFig.2参照）による研究結果[8]によれば，鋼板のＳ量が多く高負荷応力の場合の破面は典型的なテラス・ウォール状を呈するが，Ｓ量は多いが負荷応力は低い場合は水素脆化擬へき開及び粒界破壊が現われ，テラス・ウオール状は不明瞭となって介在物も認められない．又Ｓ量が少い鋼板でも破面は水素脆化擬へき開を示し，テラス・ウオール状は認められない．

参考文献

1）稲垣道夫：溶接学会誌，Vol. 46(1978)，No.1，pp. 6～17.

2）鈴木春義：溶接学会技術資料，No.1 (1966).

3）平井征夫，坪井潤一郎：溶接学会誌，Vol. 45(1976)，No.8，pp. 641～648.

4）J. C. M Farrar, R. E. Dolby and R. G. Baker：Welding Journal, Vol. 48(1969), No.7，274s～282s.

5）平井征夫，坪井潤一郎：溶接学会誌，Vol. 45(1976)，No.8，pp. 634～640.

6)伊藤慶典，池田允彦，中西睦夫，小溝裕一：溶接学会誌，Vol. 46(1977)，No. 1，pp. 64～69.
7）中川博二，松田福久：溶接学会誌，Vol. 45(1976)，No.12，pp. 993～1000.
8）菊田米男，荒木孝雄：溶接学会誌，Vol. 45 (1976)，No.12，pp. 985～993，菊田米男，荒木孝雄，黒田敏雄：同誌，Vol. 46(1977)，pp. 76～91.

(54) HT60鋼のガス切断部端面割れの破面

(54) Fracture Surface of Cracking at Edge after Oxygen Cutting in HT60 Steel

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM58Q.

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

	C	Si	Mn	P	S
母材(規格値)	≦0.18	≦0.55	≦1.50	≦0.040	≦0.040

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/mm²)	シャルピー吸収エネルギー (kgf·m)
母　　材	58～73	≧4.8 at −5℃

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：ガス切断 (Gas cutting)

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

連続鋳造されたSM58のガス切断を行なったところ，切断端面の½厚の位置に割れが発見された(Fig.1)．この割れ付近を切り出し，鋸刃ノッチを入れて露出させた割れのマクロ破面の様相を Fig.2 に示す．写真上部の白色の部分は，切断された端面である．写真中に黒く平らに見える部分は，硫化物系と思われる介在物の存在した跡と考えられる．この部分の拡大したミクロ破面を，Fig.3 に示す．又，Fig.4 は Fig.3 のリップル (Ripple) 状の部分を拡大したものである．

この割れの発生位置および破面観察の結果から，通常の連鋳材特有の中央偏析部に生成した介在物が割れ発生の原因と考えられる．

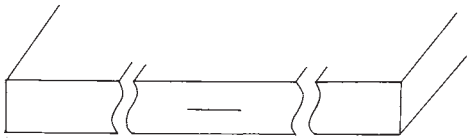


Fig. 1　HT60のガス切断端面の板厚中央部に生じた割れ

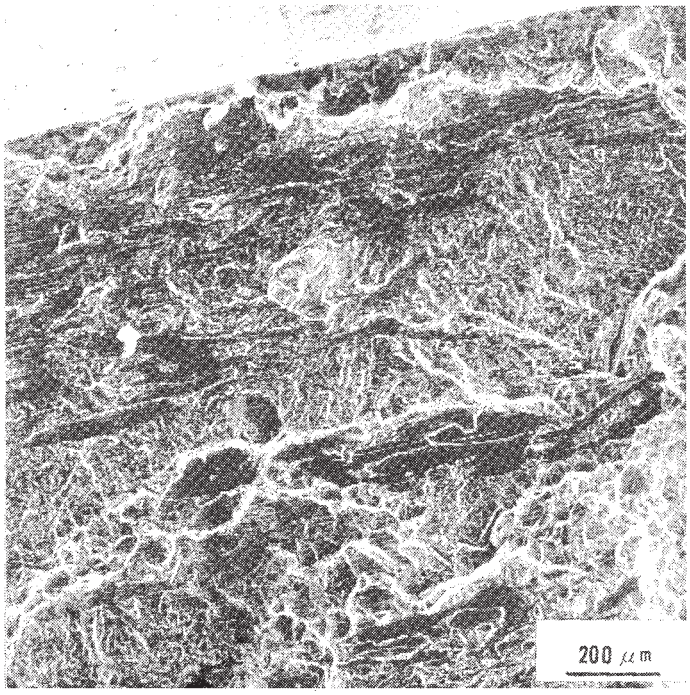


Fig. 2　割れのミクロ破面

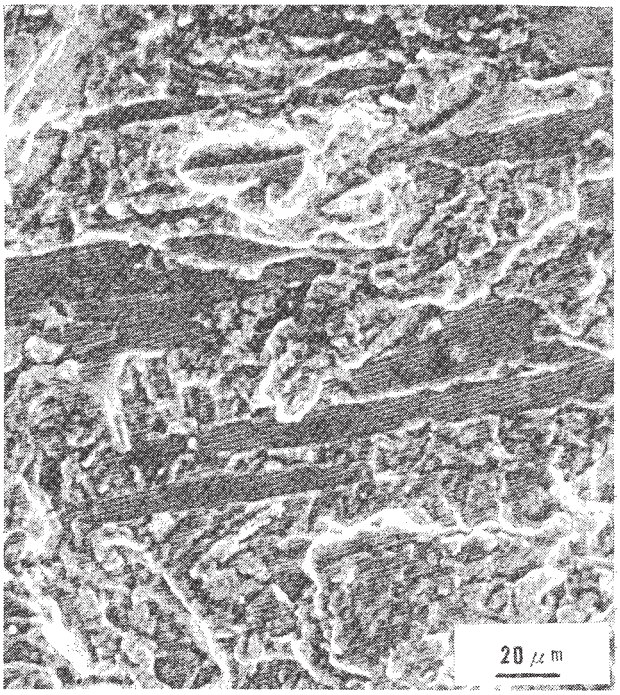


Fig. 3　Fig. 2の黒く平らな部分を拡大したミクロ破面

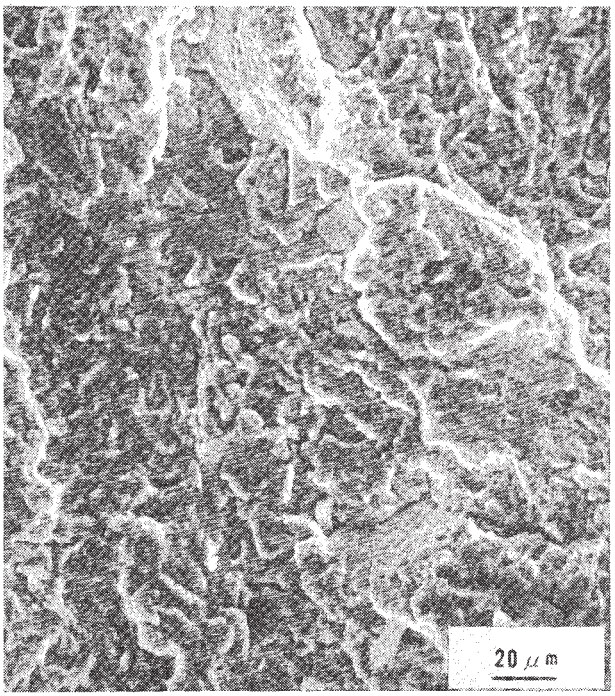


Fig. 4　Fig. 3のリップル（ripple）状の部分を拡大したミクロ破面

(55) SM41鋼の完全拘束割れ試験によるMAG溶接部の破面

— RRC 試験 —

(55) Fracture Surface in MAG Welds of SM41 Steel

— Rigid Restraint Cracking Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM41B (板厚150㎜).

溶接材料 (Welding material)：炭酸ガスアーク溶接用鋼ワイヤ YCW1 (径1.2㎜).

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
母　　材	0.17	0.21	1.15	0.010	0.009	—	—	—
溶 着 金 属	0.07	0.29	1.26	0.020	0.005	0.25	0.03	0.12

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/㎟)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/㎟)	伸び (%)
母　　材	45	30	40
溶 着 金 属	64	56	30

溶　接 (Welding)

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

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	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	シールドガス
40° レ 形	50	26	260	200	7 層 15 パス	80%Ar+20% CO_2 20ℓ/min

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：RRC 試験

試験片形状 (Specimen configuration)：板厚75㎜，板幅200㎜，ルートフェイス15㎜，40°レ開先，ルートギャップ2㎜

試験条件 (Test condition)：拘束度3,000kg f/㎜・㎜

試験結果 (Test result)：溶接後13hrs で最大拘束応力17kg f/㎟に達し，その後50hrs まで保持した．その間に拘束応力の低下が認められた．

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

板厚150㎜の SM41B を CO_2 を含むアルゴンガスシールドアーク溶接ですみ肉溶接

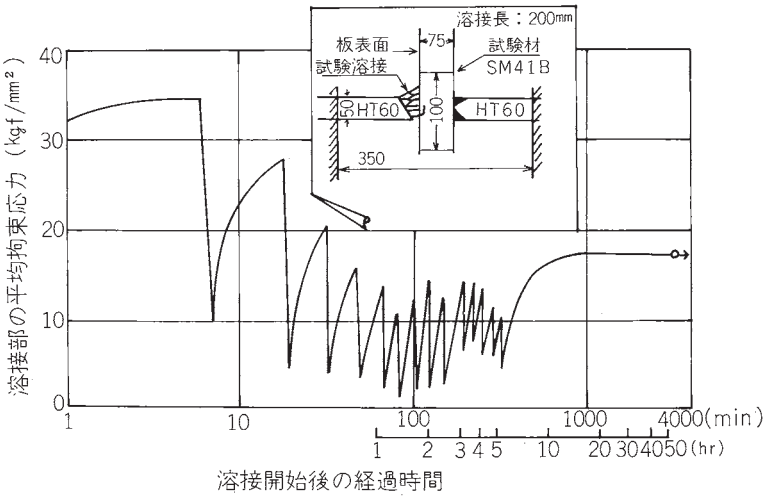


Fig. 1　溶接開始後の経過時間と拘束対応力の変化

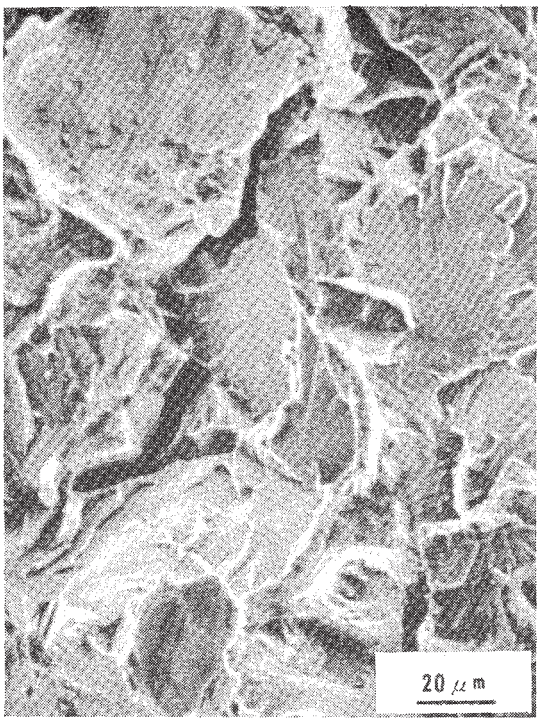


Fig. 2　割れのミクロ破面（擬へき開型）

Fig. 3　割れのミクロ破面（水素脆化擬へき開型，球状及び棒状の介在物）

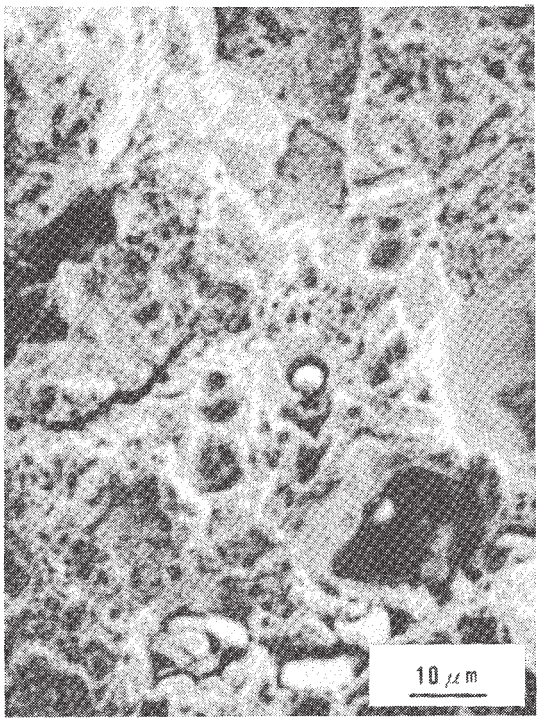


Fig. 4　割れのルート部近傍のミクロ破面（球状の介在物，スケール）

した場合の溶接割れ，特にラメラテアをRRC試験で検討した．Fig.1に試験片全体の概略図を示す．試験材は板厚中心で分割（厚さ75㎜）し板表面を試験溶接側にした．

Fig.1は溶接施工時を含め実験終了までの経時変化に対する拘束応力の変化を示す．例えば初層溶接後，溶接部が冷却するに従い拘束応力は約35kg f/㎟まで上昇するが，2パスの溶接で約10kg f/㎟まで低下する．なお各溶接パスにおける最大拘束応力は5パス位まで順次減少し，それ以後の溶接パスでは11～14kg f/㎟の一定値となる．最終パス（15パス）の溶接終了後，拘束応力は溶接部の冷却と共に上昇し，試験片全体の温度が室温になった時，最大拘束応力17kg f/㎟となる．その後，拘束応力は時間の経過と共に僅かに低下する．試験50hrsで実験を終了したが，その時の拘束応力は16.9 kg f/㎟であった．溶接部断面を検査した結果，ルートより母材熱影響部へ約3㎜のラメラテアと考えられる割れが発生した．以下の写真はその割れ破面を観察したものである．

Fig.2は擬へき開型の破壊でありルートの切欠き先端部を除き，割れの大部分がこの破面を示す．

Fig.3は擬へき開型破面内の所々に現われる破面で球状及び棒状の介在物が多数見られる．この介在物を除くと一般的な低温割れで観察される水素脆化を示す破面であり，MAG溶接でも拡散性水素の影響を受けるようである．

Fig.4はルート部に近い位置で板表面のスケール等を含む介在物が多数存在する．

Fig.5は前述した試料と同一破面内のものでラメラテア状破面である．写真中央に数本の棒状介在物が存在し，その周囲は水素脆化と推定される羽毛状の不安定な破壊形式を示している．また，それに隣接する上方の突起部にせん断形の破壊が観察される．

Fig.5の破面の面分析を実施した．Fig.6はSを分析したもの，Fig.7はMnを分析したものである．この他にSi，Al等を分析したが特に偏析は認められない．この結果，Mn及びSの偏析とFig.5の介在物の位置とが一致しており，介在物はMnSであることがわかる．

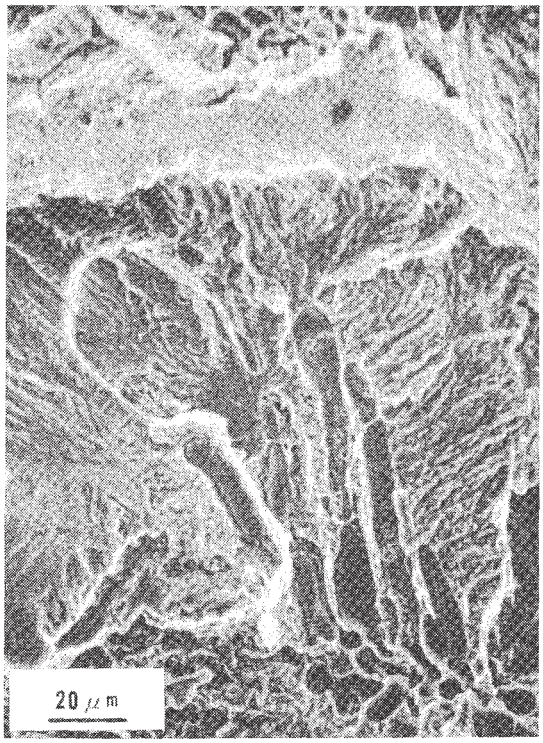


Fig. 5　ラメラテア状の割れのミクロ破面

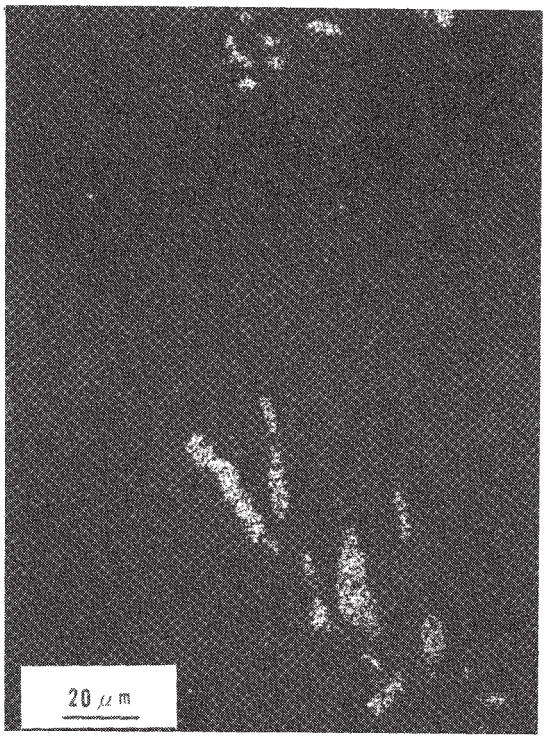


Fig. 6　Fig. 5におけるS特性X線像

Fig. 7　Fig. 5におけるMn特性X線像

(56) HT50鋼の板厚方向インプラント試験片の破面

— インプラント試験 —

(56) Fracture Surface of HT50 Steel in Short Transverse Implant Test

— Implant test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM50 (板厚35㎜).

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	Al	Ni	Mo	Cr
母　　材	0.17	0.36	1.45	0.021	0.004	0.031	—	—	—
溶　着　金　属	0.07	0.63	1.45	0.009	0.006	—	1.81	0.44	0.26

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	88	83	41	25 at −10℃
溶　着　金　属	85	74	24	12 at − 5℃

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
ビードオンプレート	受入れのまま	室　温	25	180	150	1層1パス

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：インプラント試験

試験片形状 (Specimen configuration)：インプラント試験片(スパイラル・ノッチ) (Fig.1 参照)

試験条件 (Test condition)：溶接棒の乾燥処理なし (拡散性水素量12.5ppm)

試験結果 (Test result)：負荷応力52kg f/㎟のとき破断時間 90min

負荷応力45kg f/㎟のとき破断時間150min

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.2 は負荷応力52kg f/㎟にて90min 経過して破断した試験片のマクロ破面を示す. 図中 A 及び B 部はそれぞれスパイラル・ノッチ (Spiral notch) の底部から発生した遅れ割れ伝ぱ域を示す. A 及び B 部の境界は白く観察されるがディンプル (Dimple) 模

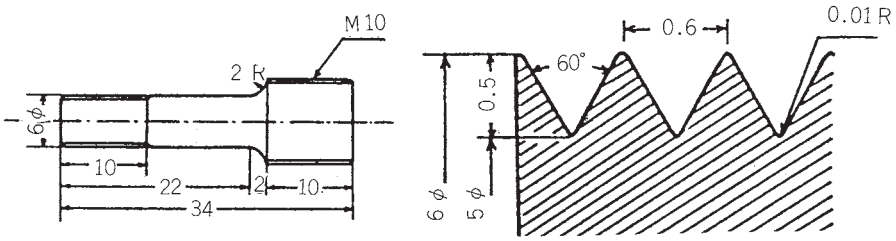


Fig. 1　インプラント試験片形状およびスパイラルノッチ形状

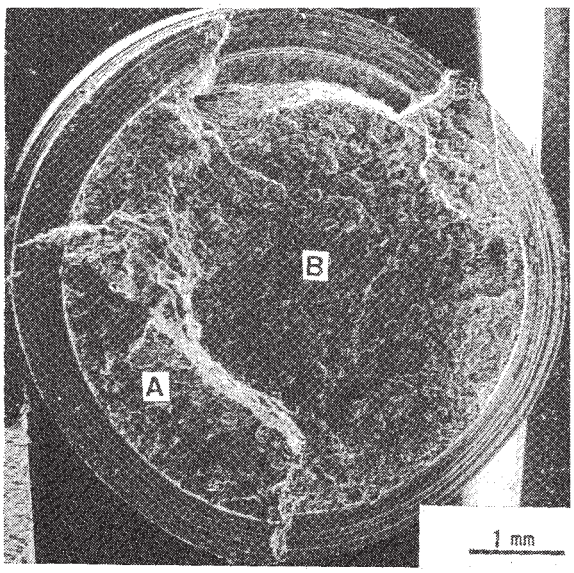


Fig. 2　マクロ破面（負荷応力，52kgf／mm²，破断時間90 min）

Fig. 3　Fig. 2のA部を拡大したミクロ破面（水素脆化擬へき開）

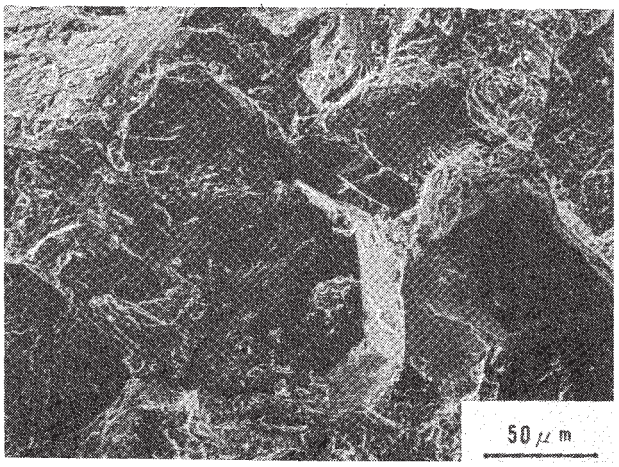


Fig. 4　Fig. 2のB部を拡大したミクロ破面（水素脆化擬へき開及び粒界破壊）

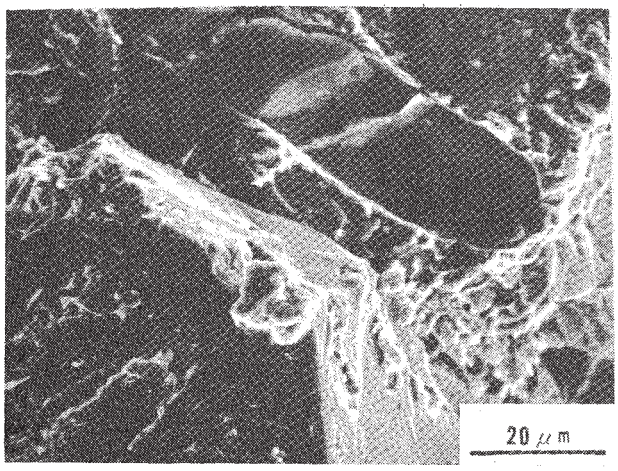


Fig. 5　Fig. 4の中央部を拡大したミクロ破面（水素脆化擬へき開及び介在物）

様が認められた．Fig.3 は Fig.2 の A 部を拡大して示す．破面形態は粒内破面で水素脆化擬へき開破面（QC_{HE}）が主として認められ，一部に粒界破面（IG_{HE}）が認められた．Fig4 及び Fig5 は Fig.2 の B 部を拡大して示し，破面形態は QC_{HE} および IG_{HE} であった．ごく一部に介在物が認められた．通常，鋼材中の非金属介在物（とくに MnS）が多い場合は非金属介在物のクラスター部でテラス（Terrace）部を形成しラメラテア（Lamellar tearing）が生じるが，供試鋼の S 量が少ないため，テラス・ウォール（Terrace and wall）状の破面が認め難く水素支配型の破面であった。

一方，負荷応力が45kg f/㎟と前者より負荷応力が低く，破断時間が150min のものではその破面は Fig.6 に示すごとくで，スパイラル・ノッチ底部の二箇所から生じた割れは図中の A および B 部を形成し，C 部で急速破断の際に合体していた．Fig.7 は A 部のノッチ底部近傍を示し，IG_{HE} が主であった。Fig.8 及び Fig.9 は A 部の中央部を拡大して示し，前者の負荷応力が高い場合の破面に比して IG_{HE} の領域が多く，QC_{HE} の領域が少ないことが知られた．これらのことから，板厚方向試片にて，非金属介在物量が少ない場合，水素が含まれると圧延方向試片の場合と同様に QC_{HE} 及び IG_{HE} が認められ，負荷応力が低くなるほど QC_{HE} が減少し，IG_{HE} が増加する．これらの破面形態の変化は負荷応力の程度とあいまって，破断時間が変化するが，破断に至るまでの時間における水素のミクロ的な拡散集積およびその集積位置と関連している．

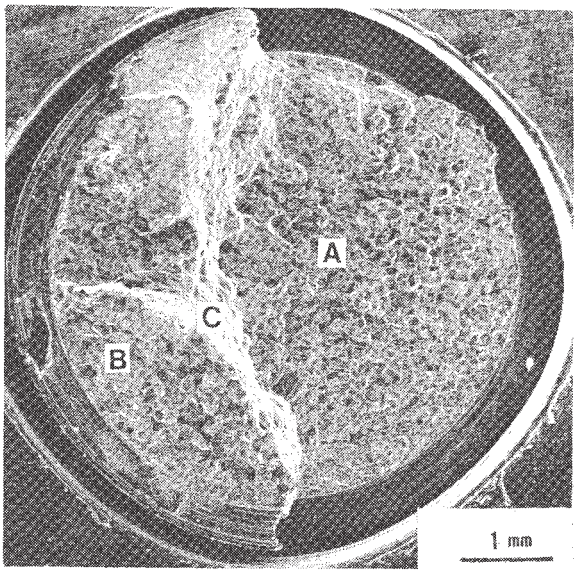


Fig. 6　マクロ破面（負荷応力45kgf／mm²，破断時間150min）

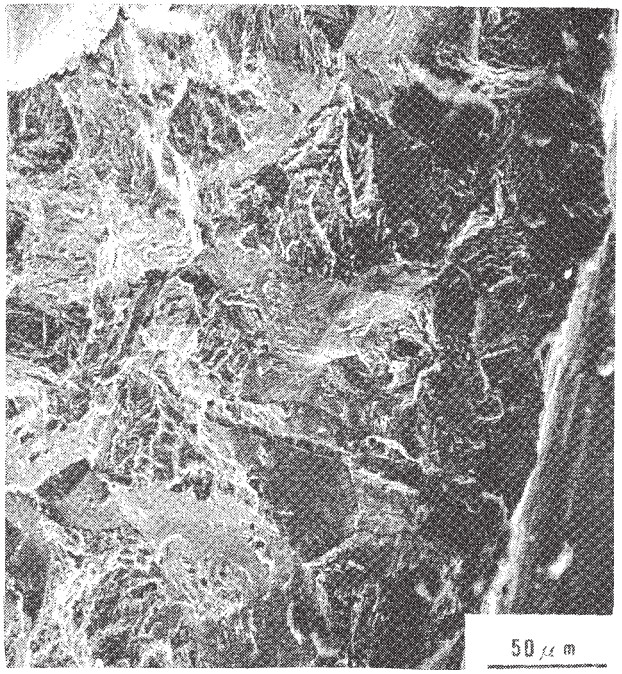


Fig. 7　Fig. 6 A部のノッチ底部近傍を拡大したミクロ破面（ノッチ直下は主として水素脆化粒界破壊，その他は水素脆化擬へき開が主）

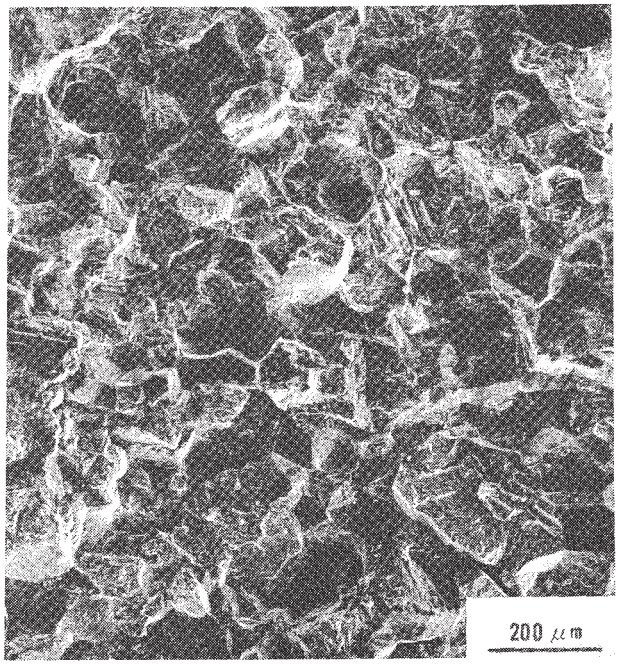


Fig. 8　Fig. 6のA部を拡大したミクロ破面（水素脆化粒界破壊）

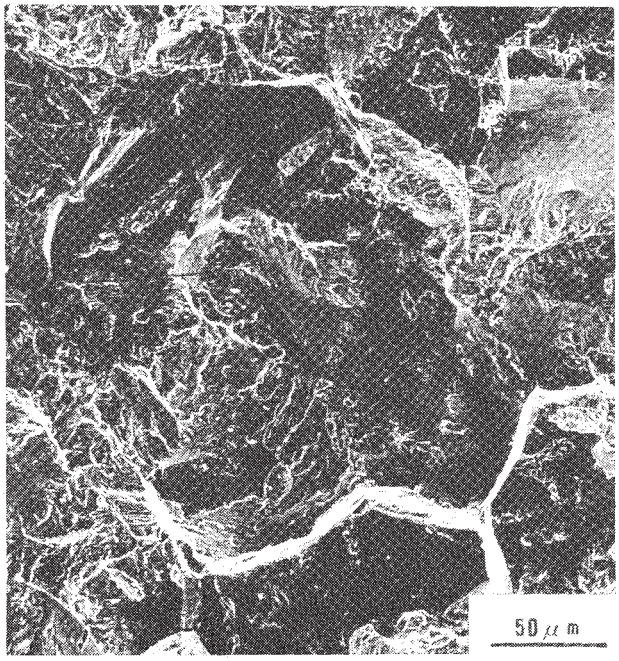


Fig. 9　Fig. 8中央部を拡大したミクロ破面（水素脆化粒界破壊と一部に水素脆化擬へき開）

(57) HT60鋼のインプラント試験片の破面

— インプラント試験 —

(57) Fracture Surface of HT60 Steel in Implant Test

— Implant Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM58Q (板厚25㎜).

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

	C	Si	Mn	P	S	V	sol.Al	Pcm
母　　材	0.12	0.31	1.45	0.021	0.018	0.05	0.035	0.210

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：被覆アーク溶接法 (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
U　溝	350℃×1hr	室　温	25	170	150	1層1パス

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：インプラント試験

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

硫黄 (S) 含有量の高い SM58Q のインプラント試験片破面を観察するため実験は圧延方向に平行に試験片を採取した場合と，板厚方向に試験片を採取した場合の二通りについて行なった．板厚方向の場合は，溶接熱影響部の幅の小さな電子ビーム溶接法にて同一材をタブ板として溶接し，試験片を採取した．インプラント試験結果を Fig. 1 に示す．

インプラント試験における限界割れ発生応力は，試験片の採取方向により大きく異なり，板厚方向試験片の方が小さい．また，破面のマクロ写真を Fig. 1 中に付記したが，板厚方向試験片では，鋼板のラミネーション (Lamination) に影響された破断形態を示す．すなわち，一般にラメラテア (Lamellar tearing) と呼ばれる溶接割れに対応していると考えられる．

Fig.1 中 A および B で示した試験片の破面をそれぞれ Fig.2，Fig.3 に示す．L 方向 (圧延方向) 試験片の場合，高応力で破断したものにはディンプル (Dimple) が認められる．また，低応力で破断までの時間が長いものは水素擬へき開破面となっていることが知られた．

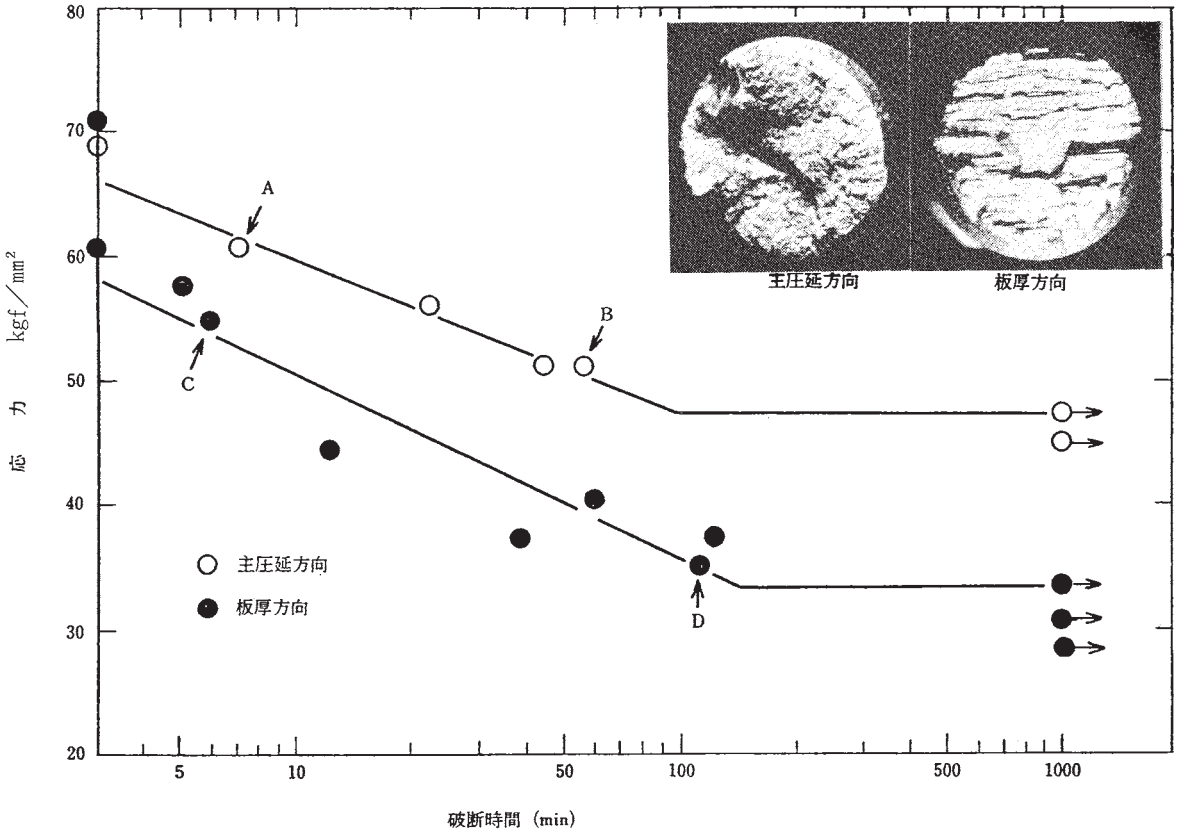


Fig. 1　インプラント試験結果（拡散性水素量：5.0mℓ/100 g，溶接入熱量：17,000J/cm）

一方，Z 方向（板厚方向）試験片〝C″では，Fig.4 に示すように，伸長した介在物と母相の界面がはく離した部分があり，その間がディンプルで結ばれていることが知られた．

Z 方向試験片で低応力破断した〝D″の破面を Fig.5 および Fig.6 に示す．介在物／母相界面がはく離した部分は Fig.4 と同じであるが，そのはく離部の間の様相が Fig.4 とは異なる．すなわち，Z 方向の低応力破断のものは，その間が水素擬へき開で連結されていた．

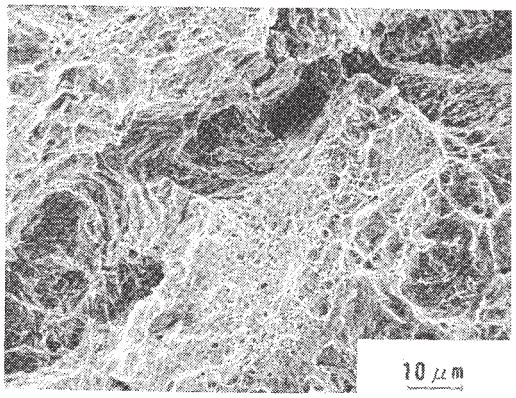


Fig. 2　ディンプル破面（Fig. 1 中の試験片A）

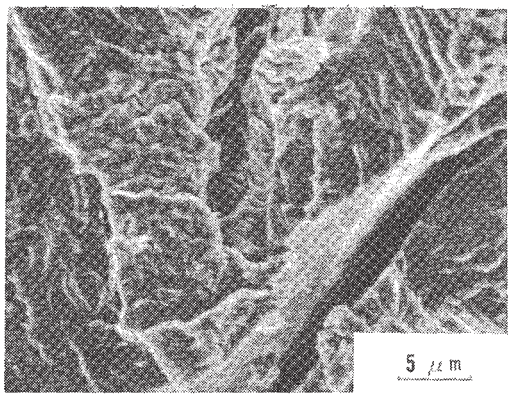


Fig. 3　水素擬へき開（Fig. 1 中の試験片B）

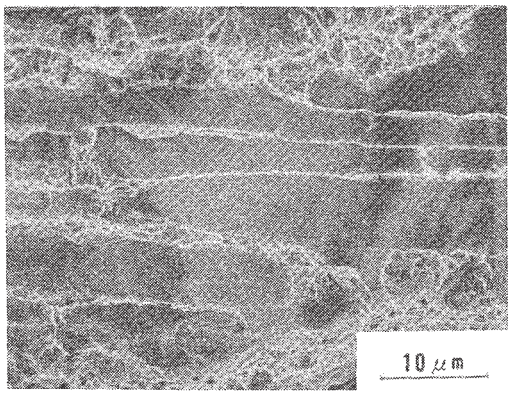


Fig. 4　テラス部に認められるディンプル破面と伸長介在物（Fig.1中の試験片C）

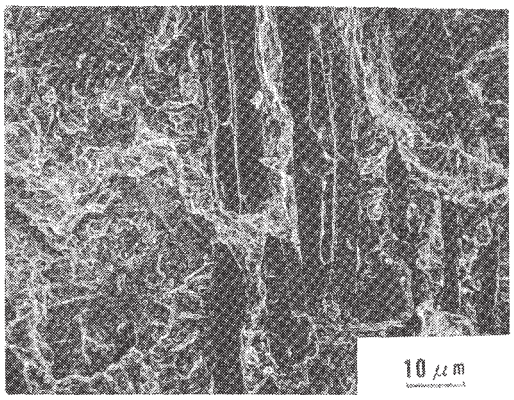


Fig. 5　テラス部に認められる水素擬へき開破面と伸長介在物（Fig. 1 中の試片D）

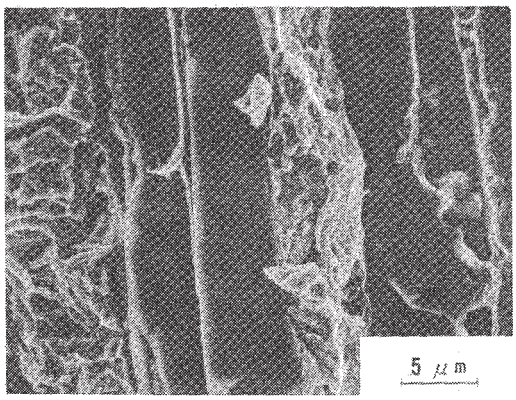


Fig. 6　伸長介在物と鋼素地界面．鋼素地では水素擬へき開破面が認められる（Fig. 1 中の試験片D）

(58) HT60鋼のMAG溶接部の板厚方向インプラント試験片の破面

— インプラント試験 —

(58) Fracture Surface in MAG Welds of HT60 Steel in Short Transverse Implant Test

— Implant Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM58Q (板厚91㎜).

溶接材料 (Welding material)：炭酸ガスアーク溶接用鋼ワイヤ YCWI (径1.2㎜).

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	B
母　　材	0.07	0.21	1.35	0.019	0.010	0.50	0.13	0.15	0.035	0.001
溶　着　金　属	0.08	0.47	1.17	0.029	0.009	0.10	0.09	0.30	—	—

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	65	58	28	26　at　−10℃
溶　着　金　属	69	64	26	14.5　at　0℃

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：パルス MAG 溶接 (Pulse MAG-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

予熱・温度 (℃)	ベース電圧 (V)	ピーク電圧 (V)	平均溶接電流 (A)	溶接速度 (㎜/min)	積層方法	シールドガス・流量
100	28	50	215	240	1層1パス	80%Ar+20% CO_2 20ℓ/min

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：インプラント試験

試験片形状 (Specimen configuration)：90㎜長×6㎜径，Z方向(ノッチ：表面下3㎜)

試験条件 (Test condition)：予熱100℃，負荷応力83kgf/㎟

試験結果 (Test result)：495min で破断

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

超厚板 (板厚91㎜) HT60 をガス・シールド・アーク (Gas shielded arc) 溶接法により，特に母材板厚方向に溶接応力 (拘束応力) が作用する場合の低温割れをインプラント (Implant) 試験法で検討した.

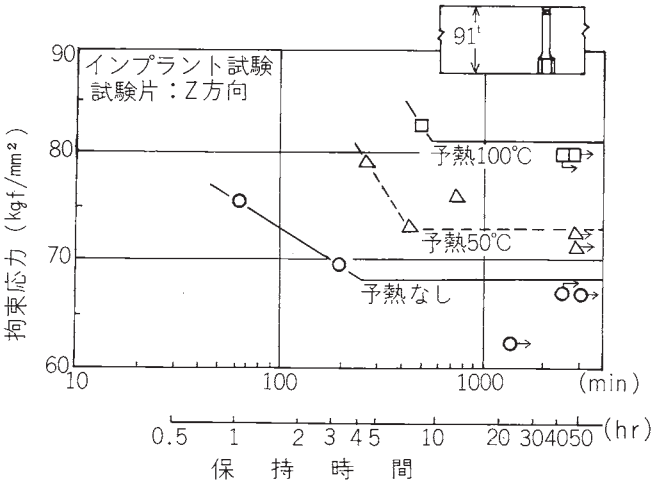


Fig. 1　予熱温度と割れ発生限界の関係

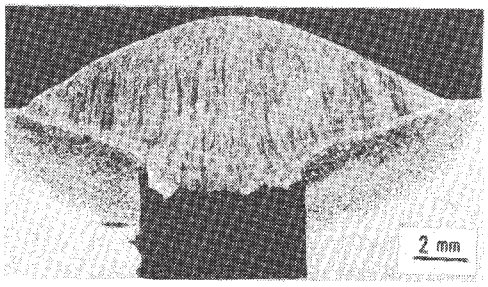


Fig. 2　インプラント試験溶接部の断面（ＭＡＧ溶接）

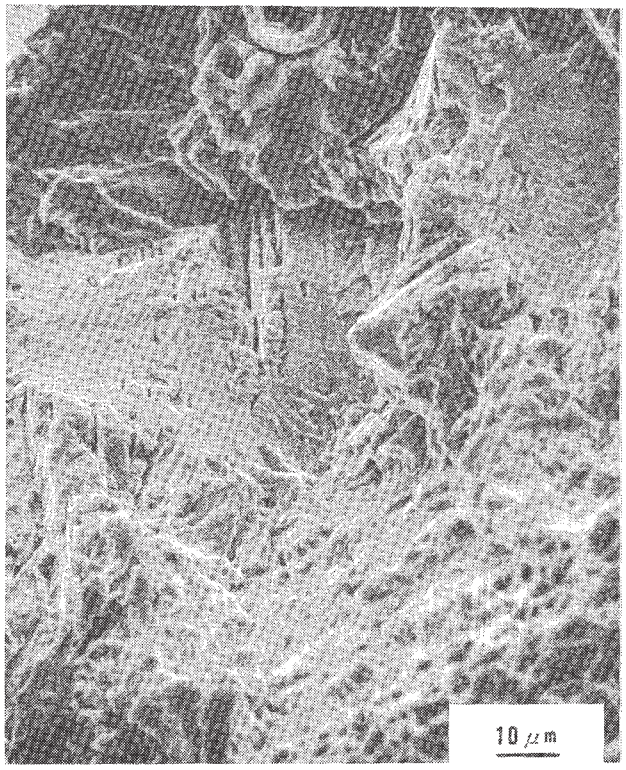


Fig. 3　インプラント試験片切欠近傍のミクロ破面

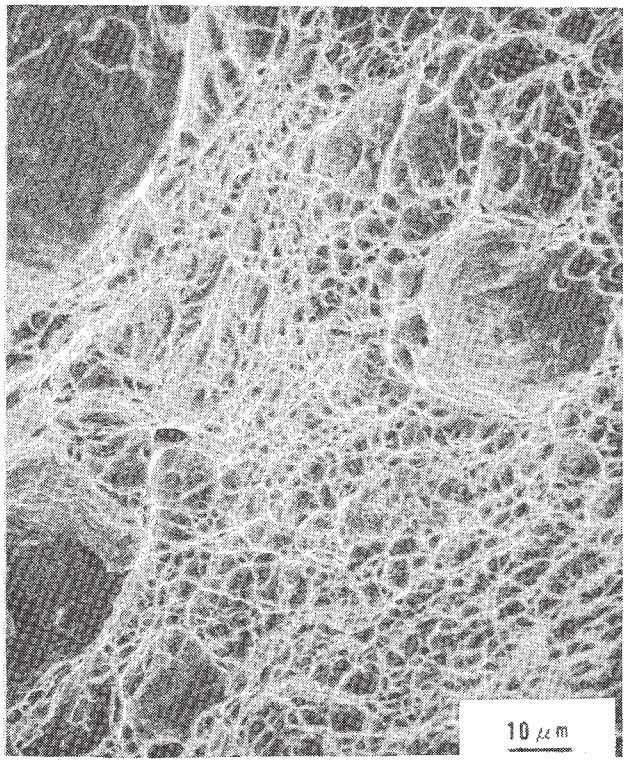


Fig. 4　破断したインプラント試験片中央部のミクロ破面

Fig.1 は予熱温度を変化させた場合の各予熱温度に対する割れ限界線を示す．例えば予熱温度100℃では割れ発生の限界拘束応力は約82kg f/mm²と母材公称の引張強さ（65kg f/mm²）より非常に高い値を示す．なお，母材表面近傍の圧延方向からインプラント試験片と同一径のものについて引張試験を行なった結果，73kg f/mm²の引張強さを示し，円周切欠きを付けたものは引張強さ97kg f/mm²となった．以上のことから供試材の表面は高い強度を示すにも拘わらず溶接割れ感受性は低い．

Fig.2 はインプラント試験溶接部断面のマクロ写真である．ガス・シールド・アーク溶接は一般的に溶込みが深くなり，インプラント試験には不向である．しかし，パルスアーク溶接を行なうことによって溶込みの浅いビード形状となり，写真で見られるように切欠きから破断する．Fig.3 以下の写真は予熱温度100℃で，拘束応力83kg f/mm²を付加し，8 hr 15 min で破断したものである．

Fig.3 は切欠き近傍で粒界，延性及び擬へき開破壊が混在している．低温割れの粒界破壊は拡散性水素の影響であると考えられている．ガス・シールド・アーク溶接のようにその量が少ないもので，比較的予熱温度が高いものでも拡散性水素は無視し得ないことがわかる．

Fig.4 は破断部中央の破面で延性破壊である．切欠き周辺部が拡散性水素により脆化して割れが発生し，断面が減少して応力が上昇し破壊したことが考えられる．

Fig.5 は破面中央部内に観察された介在物である．その周辺は粒界割れと異なる拡散性水素による脆化破面でひだ状の破面が特徴である．すなわち，拡散性水素による破面は Fig.3 及び Fig.5 に示す両者が現われる．この Fig.5 の写真から溶接欠陥に拡散性水素が集積することがわかる．

Fig.6 は Fig.5 の面分析で S が棒状介在物に偏析している．この材料の S の平均含有量は0.010%である．

Fig.7 は Mn の分析で S と同じ位置に偏析し，介在物が MnS であることがわかる．

供試材の割れ発生限界応力は非常に高く割れ難いものであるが，高応力で割れの発生するものは，破面からわかるように拡散性水素が切欠きや介在物等の欠陥部に集積して，HAZ が脆化することによる．

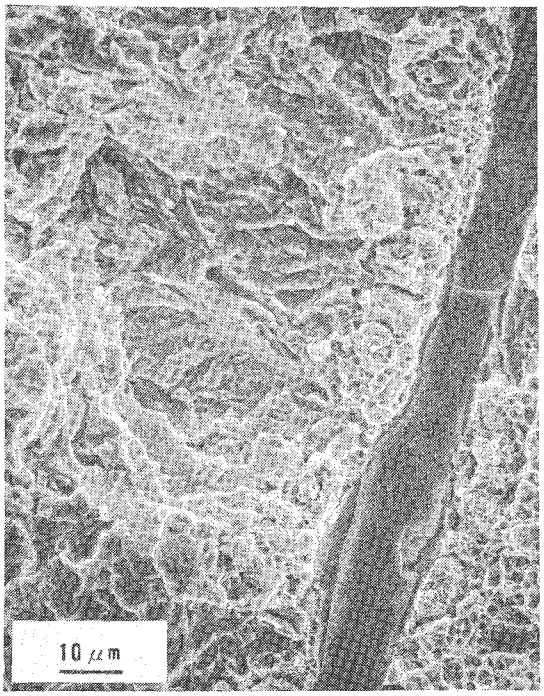


Fig. 5　破断したインプラント試験片中央部を拡大したミクロ破面（介在物）

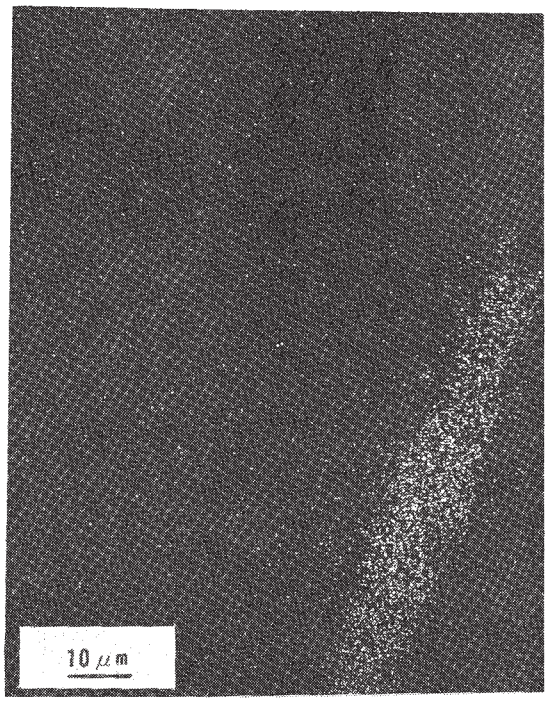


Fig. 6　Fig. 5のS特性X線像

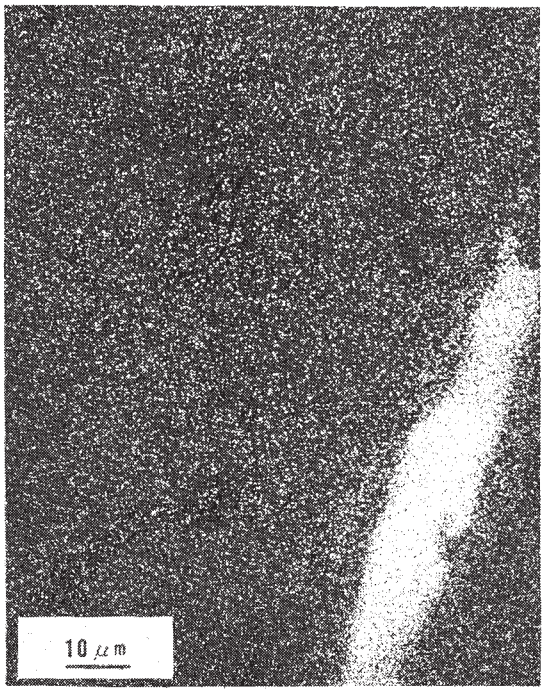


Fig. 7　Fig. 5のMn特性X線像

(59) HT80鋼（0.023%S）の板厚方向インプラント試験片の破面

— インプラント試験 —

(59) Fracture Surface of HT80 Steel (0.023%S) in Short Trausverse Implant Test

— Implant Test —

材　料（Material）

母　　材（Base metal）：溶接構造用圧延鋼材 HT80（板厚29㎜）.

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	Al	Mo	Ni	Cr	Cu	V	B	Ti
母　材	0.17	0.35	1.31	0.021	0.023	0.034	0.42	0.32	0.49	0.26	0.043	0.0026	0.015
溶接金属	0.07	0.63	1.45	0.009	0.006	—	0.44	1.81	0.26	—	—	—	—

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	88	83	41	25 at −10℃
溶着金属	85	74	24	12 at − 5℃

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
ビードオンプレート	350℃×1hr	なし	25	180	150	1層1パス

試　験（Test）

試験方法（Test method）：インプラント試験

試験片形状（Specimen configuration）：Fig.1 に示すごとく板厚方向に平行に採取.

試験条件（Test condition）：溶接終了後，1週間放置して水素を除去し，引張試験を行なった.

試験結果（Test result）：引張強さ 70kg f/㎟，断面収縮率 20%

破面の解説（Fracture Surface Analysis）

ラメラテア（Lamellar Tearing）は圧延鋼板の圧延方向に平行に伸長された非金属介在物が存在し，それに対して垂直方向に荷重が負荷された場合に生じ，十字継手，T型継手およびかど継手などに生じることがある．本試験はラメラテアをインプラント（Implant）試験により再現したもので，試験片は Fig.1 のごとく板厚方向に平行に

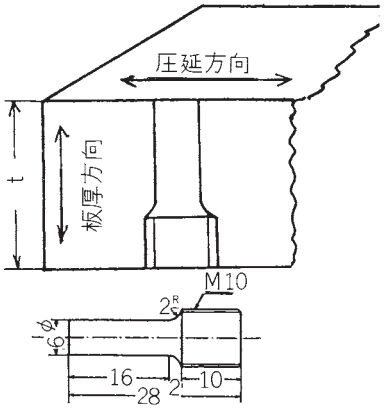


Fig. 1　試験片採取位置および試験片形状

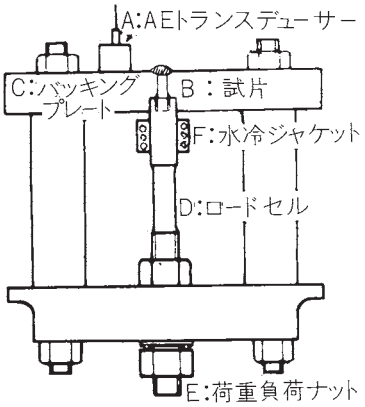


Fig. 2　インプラント試験機

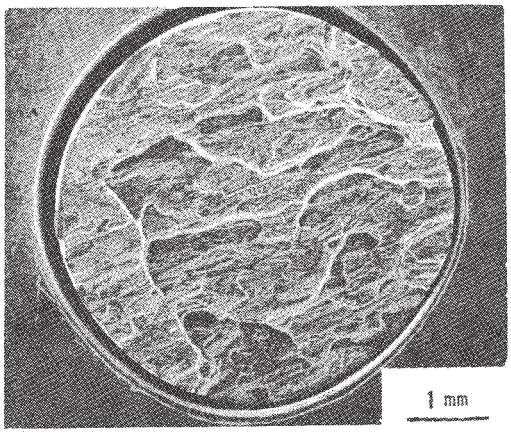


Fig. 3　破断したインプラント試験片のマクロ破面（ラメラテア）

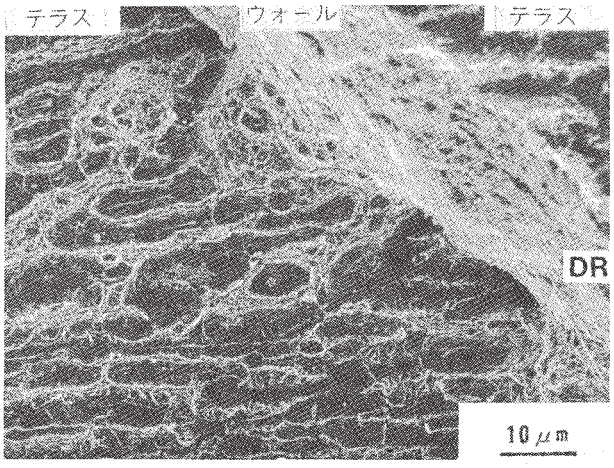


Fig. 4　テラス部およびウォール部のミクロ破面

採取し，試験に供した．Fig.2 は簡便なインプラント試験装置を示す．

一般に，ラメラテアはかど継手のように溶接部から数十mm離れた位置で生じて鋼板の介在物が支配的に助長する場合と，溶接ルート部から生じて溶接時に侵入した水素が支配的に助長する場合がある．後述の破面は，介在物が支配的なラメラテアについてのものである．

水素量を極力少なくするため，溶接棒の乾燥条件を350℃×1 hr とし，溶接後，無負荷で1週間放置した．しかる後に引張試験を行なった．Fig.3 はマクロ破面を示し，白く見える領域がウォール（Wall）部であり，そのウォール部で囲まれた内部がテラス（Terrace）部を示す．Fig.4 はテラス部及びウォール部を示し，階段状に観察される．ウォール部はディンプル破壊（DR）であり，テラス部は Fig.5 及び Fig.6 に示すごとく伸長された MnS のクラスターとその周囲のディンプル破面（DR）とによって構成される．この破面形態は溶接後荷重を負荷し遅れ破壊が生じ，負荷応力が高く，破断時間が短かい場合にも認められ，非金属介在物が支配的な破面を呈する．

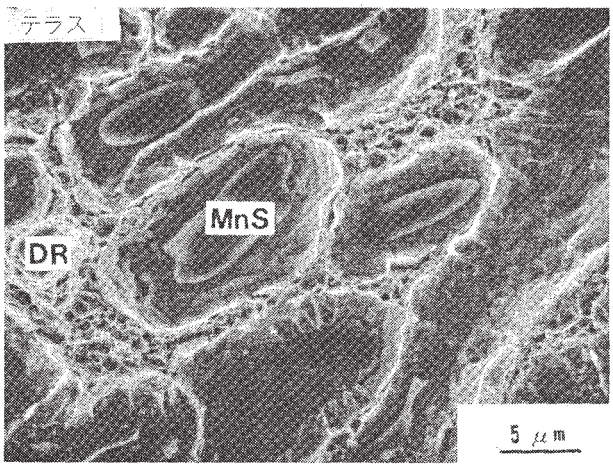


Fig. 5　テラス部を拡大したミクロ破面（MnS系介在物クラスターおよびディンプル）

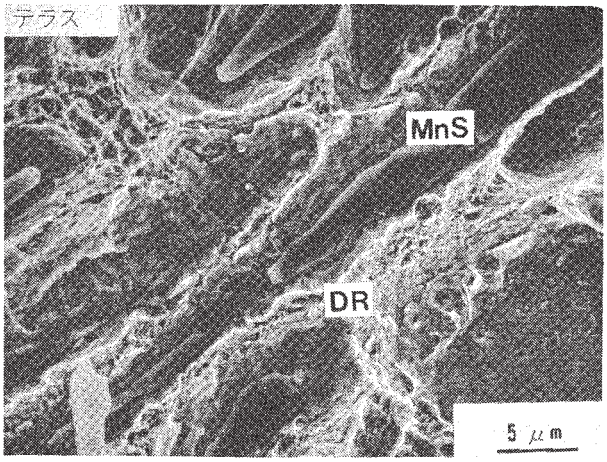


Fig. 6　テラス部を拡大したミクロ破面（MnS系介在物クラスターおよびディンプル）

(60) HT80鋼（0.004%S）の板厚方向インプラント試験片の破面

— インプラント試験 —

(60) Fracture Surface of HT80 Steel (0.004%S) in Short Transverse Implant Test

— Implant Test —

材　料（Material）

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

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

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

	C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	Ni	Cr	Cu	V	B
母　　材	0.10	0.24	0.79	0.009	0.004	0.056	0.50	1.05	0.41	0.23	0.029	0.002
溶 接 金 属	0.07	0.63	1.45	0.009	0.006	—	0.44	1.81	0.26	—	—	—

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)
母　　材	88	83	41	25 at −10℃
溶 着 金 属	85	74	24	12 at − 5℃

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
ビードオンプレート	受入れのまま	25	25	180	150	1層1パス

試　験（Test）

試験方法（Test method）：インプラント試験（Fig.1 参照）

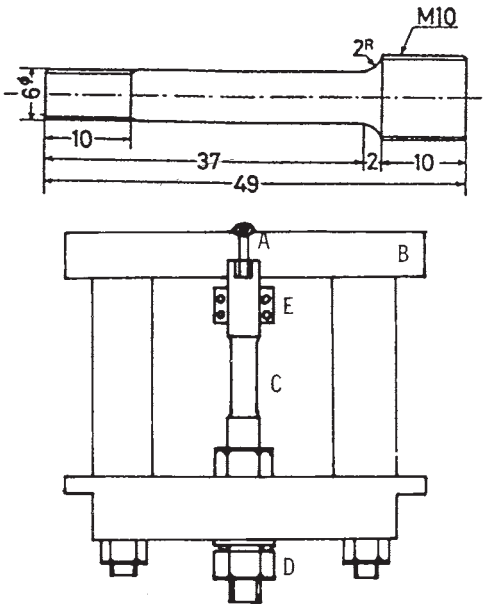
試験片形状（Specimen configuration）：インプラント試験片（スパイラルノッチ）（Fig.1 参照）

試験条件（Test condition）：溶接棒乾燥処理なし.（水素量12.5ppm）

試験結果（Test result）：負荷応力70kg f/mm²にて破断時間20min

破面の解説（Fracture Surface Analysis）

Fig.2 は遅れ破壊が生じる負荷応力範囲の中位の負荷応力約70kg f/mm²で，約20minで破断した破面を示す．割れはA部の遅れ破壊領域及びB部の急速破断部で構成され，Fig.3 はそれぞれの間の境界を示す．その領域では水素脆化擬へき開破面（QC_{HE}）とディンプル(Dimple)破面であった．遅れ破壊領域は Fig.4 に示すごとく QC_{HE}が主であり，その破断経路は Fig.5 に示すごとく，ラスを横切って破壊が進行する場合とラスに沿って破壊が進行する場合が認められる．通常，S量が多く，負荷応力が高い場合はテラス(Terrace)部とウォール(Wall)部からなるラメラテア(Lamellar tearing)破面が認められるが，ここに使用した試片では，S量が0.004%でありラメラテアは生じにくく，負荷応力が低くいほど介在物は破面上に認めがたく，QC_{HE}が主であった．



A インプラント試験片
B バッキングプレート
C 荷重検出器
D 荷重負荷ナット
E 水冷ジャケット

Fig. 1　試験片形状およびインプラント試験機

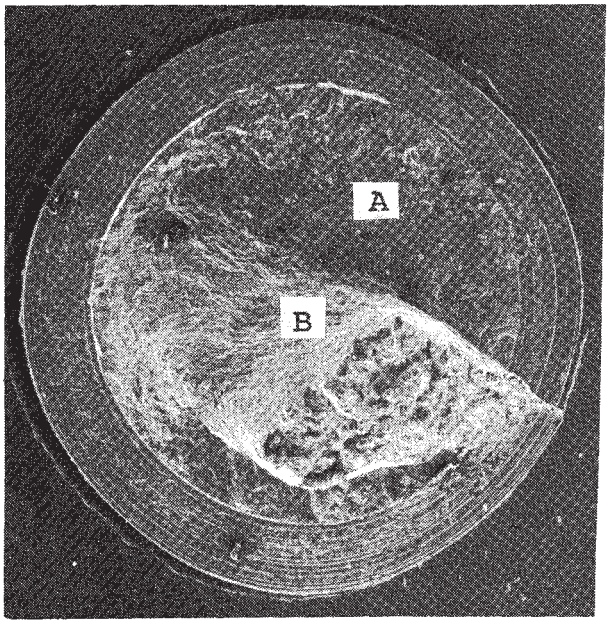


Fig. 2　板厚方向インプラント試験片のマクロ破面（A：水素脆化擬へき開破面，B：急速破断部）

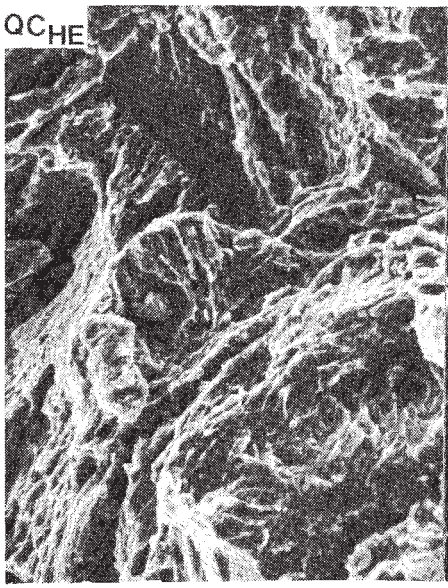


Fig. 3　Fig. 2のA部とB部の境界部を拡大したミクロ破面（遅れ破壊域と急速破断域）

Fig. 4　Fig. 2のA部を拡大したミクロ破面（水素脆化擬へき開）

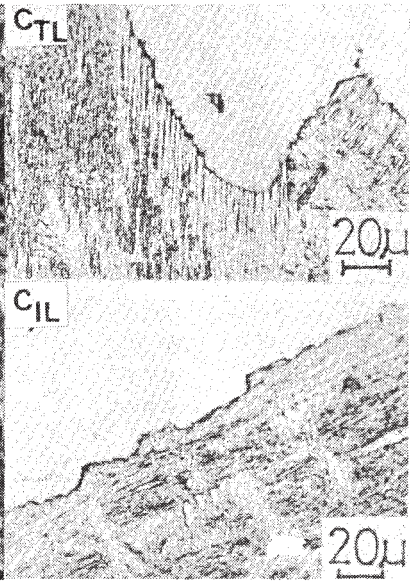


Fig. 5　ラスを横ぎる破断経路とラスに沿う破断経路

(61) HT80鋼（0.023%S）の45°方向インプラント試験片の破面

— インプラント試験 —

(61) Fracture Surface of HT80 Steel (0.023%S) in 45° Direction Implant Test

— Implant Test —

材　料（Material）

母　　材（Base metal）：溶接鋼造用圧延鋼材 HT80（板厚35mm）.

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

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

	C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	Ni	Cr	V	B	Ti
母　　材	0.17	0.35	1.31	0.021	0.023	0.034	0.42	0.32	0.49	0.043	0.0026	0.015
溶 着 金 属	0.07	0.63	1.45	0.009	0.006	—	0.44	1.81	0.26	—	—	—

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)
母　　材	88	83	41	25 at −10℃
溶 着 金 属	85	74	24	12 at − 5℃

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
ピードオンプレート	受入のまま	な　し	25	180	150	1層1パス

試　験（Test）

試験方法（Test method）：インプラント試験

試験片形状（Specimen configuration）：インプラント試験片（24mm長× 6 mm径）

試験条件（Test condition）：溶接棒乾燥処理なし

試験結果（Test result）：A．破断応力80kg f/mm²（水素フリー試片）

B．負荷応力70kg f/mm²のとき破断時間 3 分

C．負荷応力60kg f/mm²のとき破断時間35分

破面の解説（Fracture Surface Analysis）

一般に構造用鋼板の異方性は圧延により伸ばされた非金属介在物の形状および分布状態によるものとされ，ラメラテア(Lamellar tearing)はその介在物に起因する．ラメラテアを一種の低温割れとして圧延方向及び板厚方向試片などを用いて比較され研

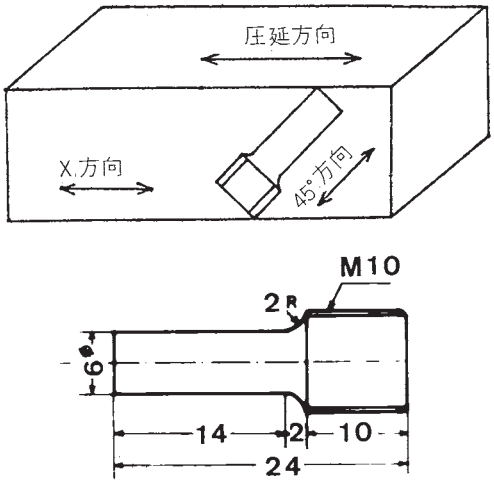
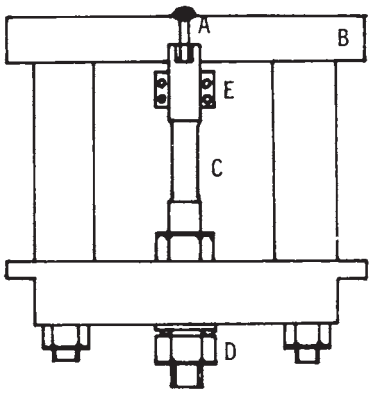


Fig. 1　インプラント試片採集位置および試片形状



A　インプラント試験片
B　バッキングプレート
C　荷重検出器
D　荷重負荷ナット
E　水冷ジャケット

Fig. 2　インプラント試験機

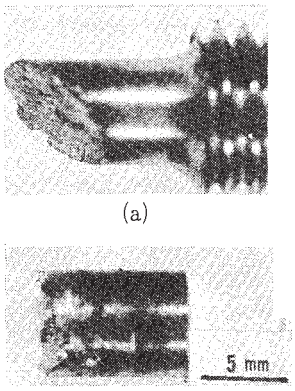


Fig. 3　破断部概観,(a)水素除去試片（破断応力, 80kgf／mm²）(b)水素添加試片（破断応力72kgf／mm²）

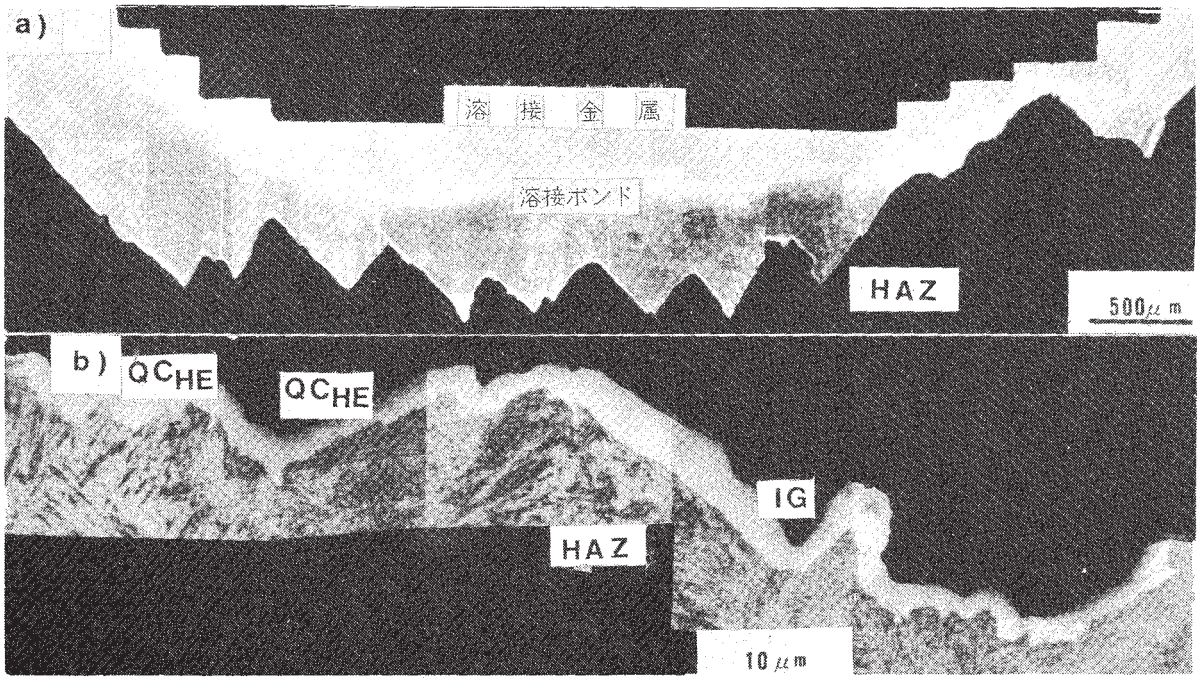
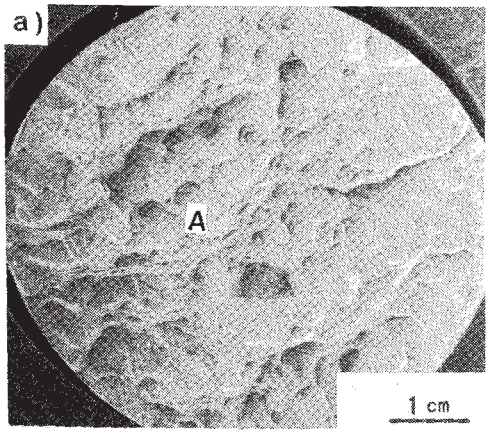


Fig. 4　破断経路
(a)テラス・ウォール破断（負荷応力72kgf／mm², 破断時間 3 min）
(b)水素脆化破断（負荷応力60kgf ／mm², 破断時間, 35min）

究されているが，ここに示す破面は介在物の内部ノッチ効果を調べるため Fig.1 に示すごとく鋼板の45°方向に平行に試片を採取し，Fig.2 に示すインプラント（Implant）試験機により得られた結果を示す．

Fig.3 は破断部の外観を示し，Fig.3 (a)は溶接後 1 週間放置し，水素除去した後に引張試験を行なった結果を示す．介在物の存在方向である45°方向に沿って破断した．一方，負荷応力70kg f/㎟で 3 min で遅れ破壊をした場合，Fig.3 (b)に示すごとく，介在物が45°方向に存在するにもかかわらず，水素の影響を受け応力方向に垂直に破断した．この場合の破断経路は Fig.4 (a)に示すごとく階段状であった．負荷応力を60kg f/㎟とし，35min で破断した場合は階段状を示さず Fig.4 (b)のごとくで水素の影響を大きく受けた破断経路であった．

Fig.5 はマクロ破面を示し，負荷応力が高い場合はテラス・ウォール（Terrace and wall）状を示すが，負荷応力が低くなるほどその形態は認め離くなる．例えば，Fig.5 の A 部のテラス部では Fig.6 に示すように伸長された介在物とその周りがディンプル（Dimple）破面（DR）であった．ところが，負荷応力が低くなると Fig.7 に示す発生部（Fig.5 (b)の A 部）は水素擬へき開破面 QC_{HE}であり，介在物が破面上に認め離い．その後割れが進行すると，有効断面積の減少により，若干伝ぱ速度が増し Fig.8 のごとく伸長介在物が認められ，その周囲は QC_{HE}を呈し，テラス部を形成する．急速破断部では Fig.9 のごとく DR であった．



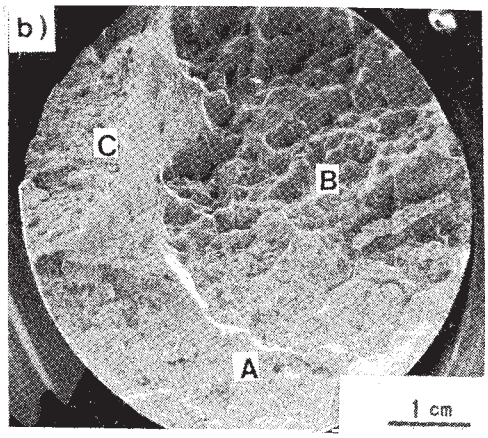


Fig. 5　マクロ破面
(a)テラス・ウォール状（負荷応力72kgf／mm²，破断時間3 min）
(b)水素擬へき開破面を伴ったラメラテア（負荷応力60kgf／mm²，破断時間35 min）

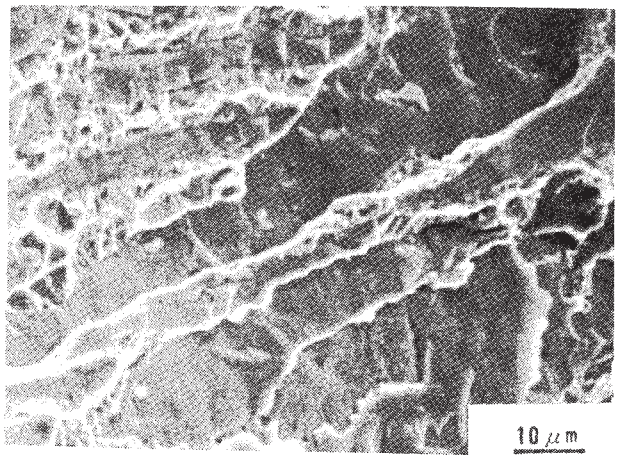


Fig. 6　Fig. 5(a)のA部を拡大したミクロ破面（ラメラテア）

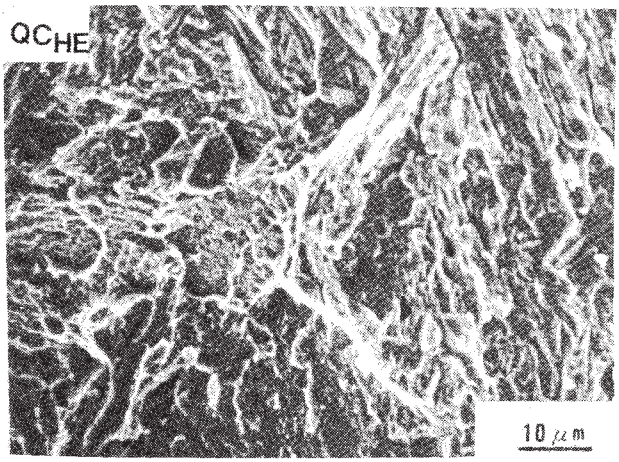


Fig. 7　Fig. 5(b)のA部を拡大したミクロ破面（水素脆化擬へき開）

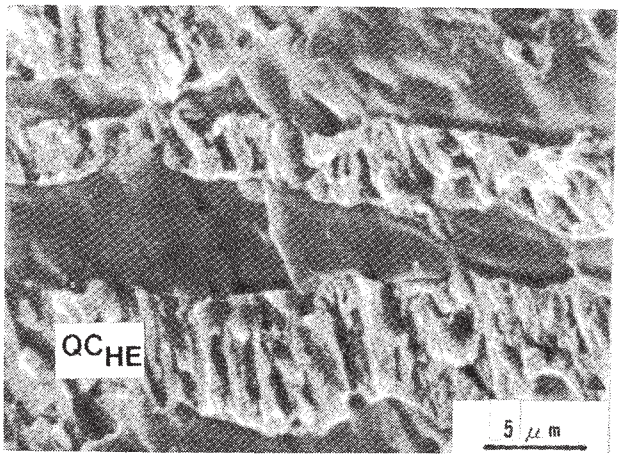


Fig. 8　Fig. 5(b)のB部を拡大したミクロ破面（水素脆化をともなったラメラテア）

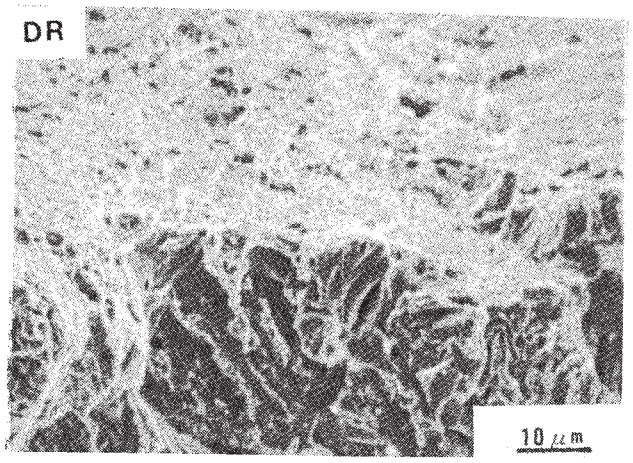


Fig. 9　Fig. 5(b)のC部を拡大したミクロ破面（テラス・ウォール部）

I．4　後熱処理割れ（SR割れ）(Stress-Relief Cracks)

概説（Outline）

SR割れは，溶接部の残留応力の軽減，組織の改善などの目的で実施される溶接後熱処理過程，あるいは溶接構造物として高温で使用中に発生する割れで，多くは熱影響部(HAZ)の粗粒域で発生することが報告されている[1]．発生した割れが原因となって脆性破壊が生ずる危険性があるため[2]，その防止に向けて多大の努力が払われている．T-1タイプのHT80，Ni-Cr-Mo鋼，Cr-Mo鋼，Cr-Mo-V鋼，SUS347ステンレス鋼などでSR割れが発生することが認められている．

鋼に発生する代表的なSR割れをあげると，Fig.1に示すようなHAZの割れと，Fig.2に示すような肉盛溶接による母板のHAZの割れに大別できる．Fig.2に示すような割れはアンダークラッド・クラッキング（Underclad Cracking, UCC）とも呼ばれている．

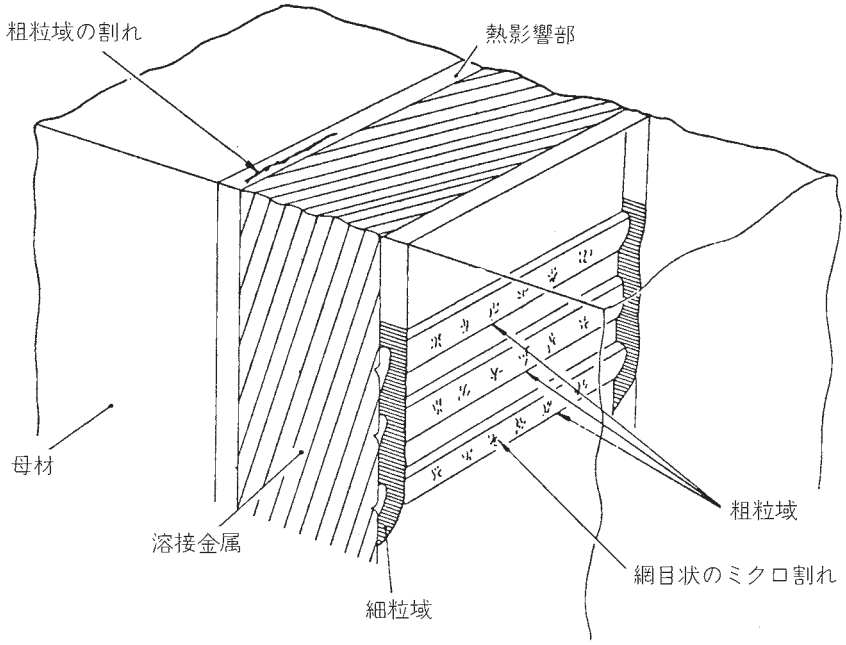


Fig.1　熱影響部に発生するSR割れの模式図

SR割れの一般的な特徴をあげると次のようである．

(1)溶接後熱処理温度へ加熱中[3]もしくは保持中[4]あるいは溶接構造物として使用中[5]に発生する．

(2)低合金鋼の場合には500～750℃の温度範囲で発生しやすい[1]．

(3)拘束度が大きく，残留応力の高い継手において発生しやすい[6]．

(4)SR割れは多くの場合，Fig.3に示すようにHAZの粗粒域の結晶粒界において発生し，粒界を伝ぱする[7]．したがって，HAZの粗粒域に余盛止端部，融合不良，高温割れな

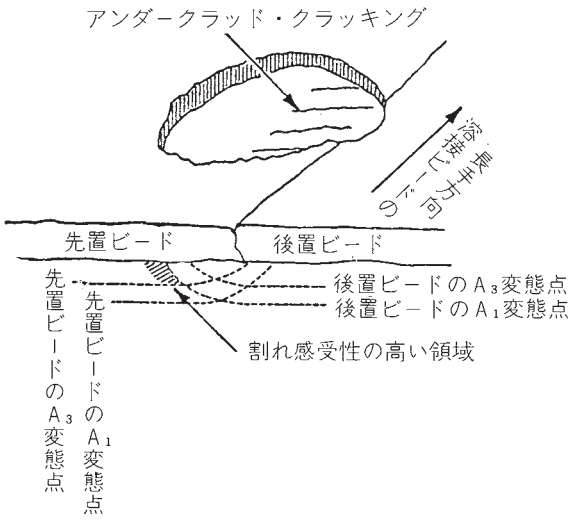


Fig.2　アンダークラッド・クラッキングの模式図

Fig.3　HT-80の熱影響部粗粒域に発生したSR割れのミクロ組織（斜めY形自拘束試験片によるSR割れ試験片，600℃×2hr空冷）

どの応力集中源が存在する場合には，その発生の危険性は高くなる．

(5) HAZの細粒域では割れは発生せず，粗粒域から伝ぱしてきた割れも細粒域に達すると停止する[8]．

SR割れのミクロ破面は極めて平担な破面組織を呈する場合と粒界ディンプル形の破面組織を呈する場合がある[9),10)]．粒界ディンプル形のミクロ破面の場合には，ディンプル底にMnSなどの微小粒子が存在することが多い[11)]．

Fig.4は1Cr-0.5Mo鋼の斜めY形自拘束試験片を600℃へ約3時間で加熱し，600℃へ到達後直ちに炉冷して得られた，典形的なミクロ破面である．図にみるように，平坦な粒界破面を呈している．しかし600℃近傍の温度で空気中に比較的長時間さらされたため，破面の表面は酸化皮膜におおわれており，さらに詳細な破面を観察することは不可能である．

そこで実験的に再現したSR割れの破面組織を次に示すことにする．

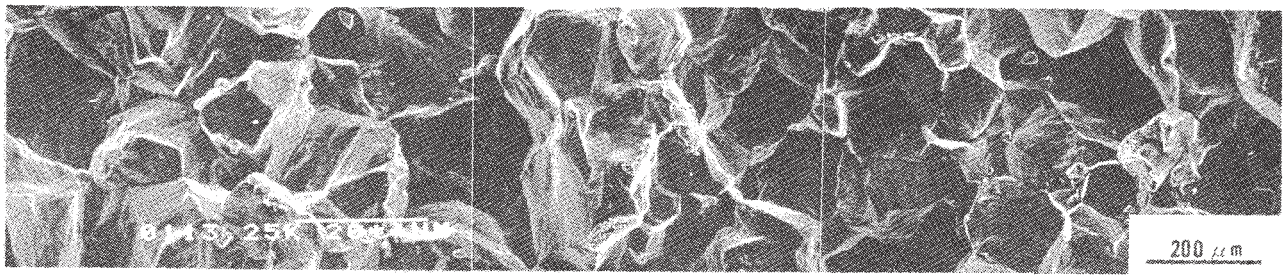
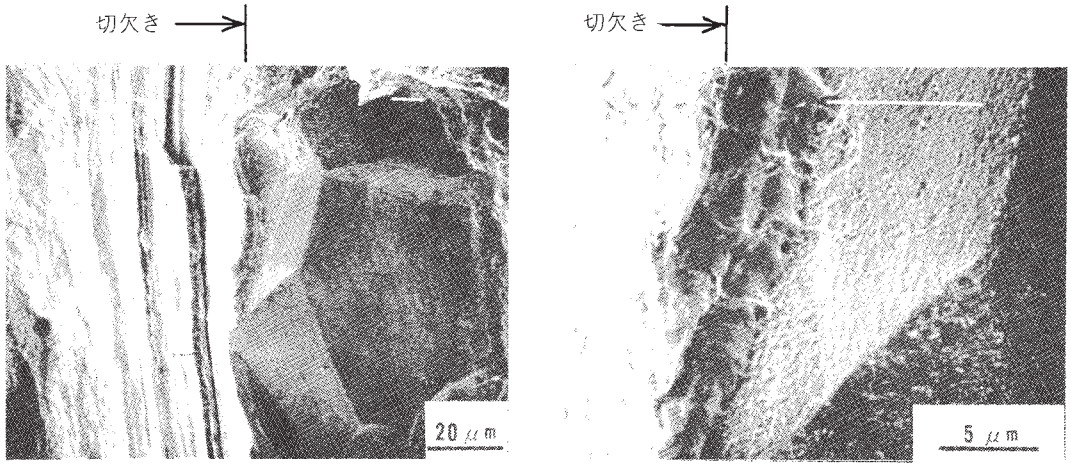


Fig.4　1Cr-0.5Mo鋼のSR割れのミクロ破面（斜めY形自拘束試験によるSR割れ試験，600℃へ約3hrで加熱後炉冷）

Fig.5 は1350℃へ急熱後，800℃から500℃の冷却時間が10秒の溶接熱サイクルを付与し，切欠付試験片に加工した 1Cr-0.5Mo 鋼を用いて定荷重試験を行ない，得られた SR 割れ破面である．定荷重試験時に採用した後熱処理熱サイクルは次のとおりである．すなわち，400℃へ急熱後，400℃から600℃へ 1 時間で加熱し，600℃へ到達後直ちに空冷する熱サイクルである．図にみるように，切欠先端部には粒界破面が認められ，そのミクロ破面は極めて平坦である．なお，負荷した応力は15kg f／㎟である．



(a)　(b)

Fig.5　定荷重試験装置による 1Cr-0.5Mo 鋼再現熱影響部材の SR 割れのミクロ破面

一方，Fig.6 は Fig.5 の場合と同様の溶接熱サイクルを付与した 1Cr-0.5Mo 鋼を用いて定荷重試験（負荷応力：3.5kg f／㎟）を行ない，得られた粒界割れのミクロ破面で，典型的な粒界ディンプルの様相を呈している．なお，400℃から600℃への加熱時間は 2 時間である．

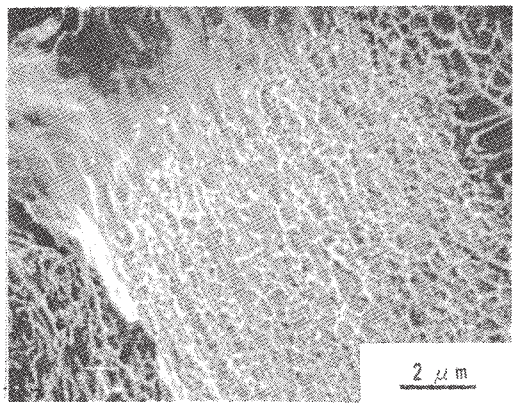


Fig.6　定荷重試験装置による 1Cr-0.5Mo 鋼再現熱影響部材の SR 割れのミクロ破面

SR 割れは，V 炭化物や Mo 炭化物の粒内析出にともなう相対的な粒界強度の低下あるいは，P，S，Sb などの不純物元素の粒界偏析にともなう粒界強度の低下に起因して発生すると考えられている．

Fig.5 のような平坦な粒界破面は，負荷応力が比較的高く，SR 温度への加熱時間が短かい場合に多く認められ，Fig.6 のような粒界ディンプル形のミクロ破面は，負荷応力が低く，SR 温度への加熱時間が比較的長い場合に形成されやすい．

参考文献

1）内木，山崎，真子，岡林：溶学誌，Vol.33（1964），No.9，p. 710.

2）A. Dhooge, R. E. Dolby, J. Sebille, R. Steinmetz and A.G.Vinckier：A Review of Work Related to Reheat Cracking in Nuclear Pressure Vessel Steels, IIW Doc. No. IX-1137-79, X-932-79（1979）.

3）R. A. Swift：Weld. J., Vol.50（1971），No.5，195s.

4）C. F. Meitzner and A. W. Pense：Weld. J., Vol.48（1969），No.10,431s.

5）R. M. Curran and A. W. Rankin：Trans. ASME, Vol.79（1957），p. 1398.

6）廣松，笠松，堀川，太田，金尾：溶学誌，Vol.46（1977），No.12，p. 893.

7）内木，岡林，粂：溶学誌，Vol.33（1964），No.9，p. 718.

8）伊藤，中西：溶学誌，Vol.40（1971），No.12，p. 1261.

9）K. Kussmaul and J. Ewald：Assessment of Toughness and Cracking in Heat-Affected Zone of Light Water Reactor Components, Third International Conf. on Pressure Vessel Technology, Tokyo, April, 19-22,（1977）.

10）C. A. Hippsley：Metal Science,（1981），No.4，p. 137.

11）C. J. Middleton：ibid.,（1981），No.4，p. 154.