Ⅰ．溶接過程における欠陥

Defects in Welding Processes

I．1　高温割れ（Hot Cracks）

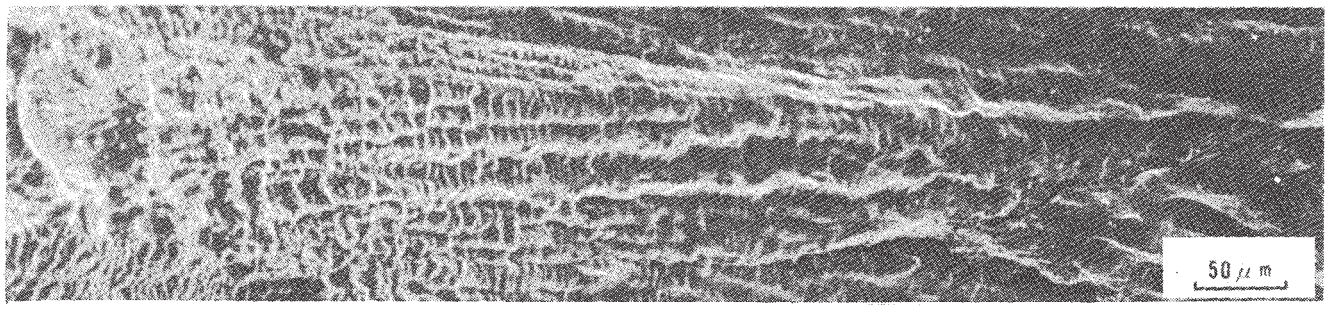
概説（Outline）

高温割れは凝固割れ，液化割れおよび延性低下割れに大別される．以下にそれぞれの破面の特徴を述べる．

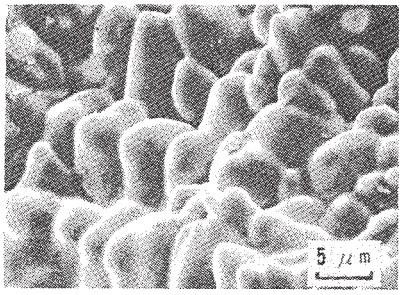
まず凝固割れについて述べると，多くの溶接用鉄鋼材料はセル状樹枝状のサブ組織を形成しながら凝固していくため，セル状樹枝状晶の発達段階のどの位置で，つまり融液が多量に存在する高温側，融液がほとんどない低温側，あるいはこれらの中間，のどの位置で凝固割れが発生するかによって破面は異なった様相を示す．一例としてバレストレイン試験で発生した完全オーステナイト系ステンレス鋼の凝固割れの破面を Fig.1[1)]に示す．バレストレイン試験では溶接中に温度分布をもっている溶接長全体にわたって外部ひずみが瞬時に付加されるため，セル状樹枝状晶の発達段階の各位置で凝固割れが発生することになる．したがってセル状樹枝状晶の発達段階と破面の関係を容易に見出すことができる．Fig. 1(a)は高温側（左側）から低温側（右側）にいたる破面のほぼ全景を示したものであり，Fig. 1(b)～(d)は細部を拡大したものである．まず高温側ではセル状樹枝状晶の2次枝の突起が顕著に見られ，一見してセル状樹枝状晶の境界で割れが発生したことがわかる．低温側へ移行するにつれて2次枝の突起はしだいに不明瞭となり，そのため柱状晶の成長方向に平行な1次枝間のくぼみが相対的に目立つようになる．さらに低温側へ移行するにつれて，このくぼみも不明瞭になって破面は全体に平担となる．しかしながら微量の残留融液の存在を示す穴が柱状晶に平行に並んでいるのが見られ（Fig.1(d)），高倍率の観察ではこれらの穴には介在物が存在していてS，P，Oなどの元素が検出される．

上記のような破面の推移は，Fig.2 に示すセル状樹枝状晶の発達段階の模式図から理解できるであろう．まず高温側ではセル状樹枝状晶が融液中に突出しており，ついで低温側に移行するにつれて液膜段階を経た後にセル状樹枝状晶どうしが互いに合体するようになる．さらに低温側に移行すると融液はきわめて少なくなるために，粒界あるいはセル状樹枝状晶境界に位置している融液は固相に取り囲まれて散在していることになる．したがって高温側で発生した凝固割れの破面はセル状樹枝状晶の突起の顕著な様相を示す．いっぽう凝固割れが低温側で発生する場合には固相どうしがほとんど合体し終っているために，その破面は概して平担で所々に少量の残留融液のこん跡のある様相を示す．中間の温度域では，高温側と低温側の遷移状態が見られることになる．

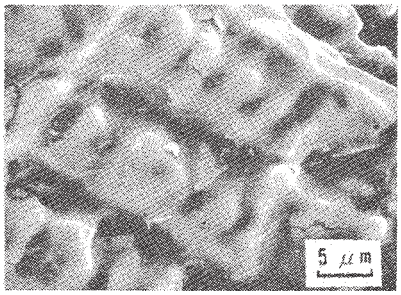
実際の施工で発生する凝固割れとして，例えば電子ビーム溶接部の水平割れではバレストレイン試験時と同様の高温側から低温側にしだいに変化する破面がその短い割れの中に見られることがある．このような場合にはその割れは全長にわたって瞬時に発生したと解釈できる．



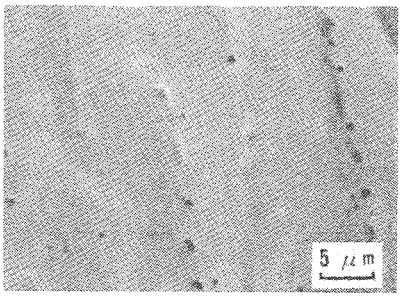
(a)　凝固割れ破面のほぼ全景



(b)　高温側の拡大



(c)　中温域の拡大



(d)　低温側の拡大

Fig.1・ バレストレイン試験で発生した完全オーステナイト系ステンレス鋼の凝固割れの破面

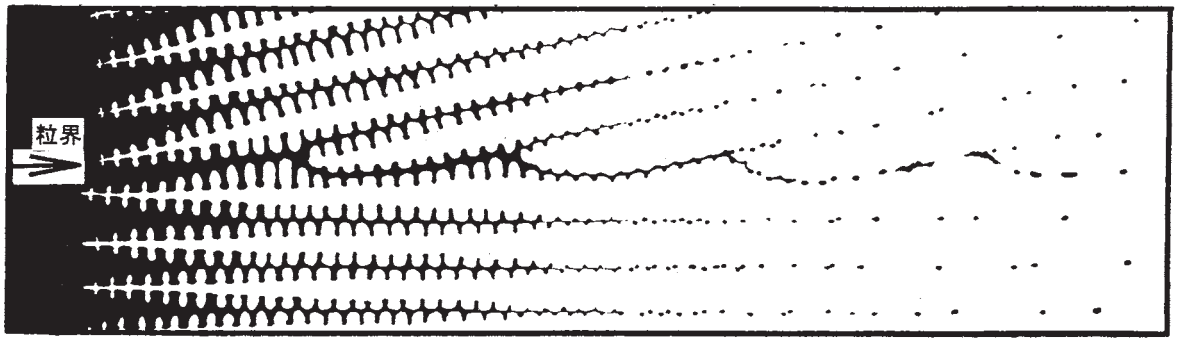


Fig.2　セル状樹枝状晶の発達段階の模式図

いっぽう一般によく発生する凝固割れではほとんどその全長において高温側の破面，すなわちセル状樹枝状晶の突起の顕著な破面が見られることが多い．このような場合にはいったん発生した割れが熱源の移動に追随して高温側の温度域を伝ぱしていったと解釈できる．こういった場合でも，割れの停止した付近の極めて狭い領域では低温側の破面が見られることが多い．

凝固割れの低温側の破面と，それ以下の温度で他の原因で発生した粒界破面とは一般にはつぎのように識別できる．(i)凝固割れの破面はなめらかな印象を与えていることが多く，また破面上にはテア・ライン（ヘア・ライン）のような鋭利な塑性変形のこん跡が一般に

見られない．(ii)一般の粒界破面上の介在物の周囲はディンプル状，すなわちネッキング(necking)によって生じた稜線が周囲を取巻いていることが多いが，凝固割れの破面では介在物の周囲はディンプル状になっていない．また凝固割れの破面では介在物の形状はくずれたものが多い．

なお種々の材料についてバレストレイン試験を行なった結果によれば，凝固中の相変態が破面に影響を及ぼすことがわかっている[2)3)]．たとえばオーステナイト系ステンレス鋼SUS304では凝固途上で起きるオーステナイト相とフェライト相の包共晶反応のために，割れの多くはこの温度までで停止する．このため破面はセル状樹枝状の凹凸のみとなり平担な破面は一般には見られない．

つぎに，なし形ビード割れは広義には凝固割れに含まれることが多いが，狭義にはこれは引け巣と同様に最終凝固部における溶融金属の不足によって発生するものとされている．その破面では凝固割れの高温側の破面と同様にセル状樹枝状晶の突起が一般によく見られる．そのため，なし形ビード割れと凝固割れの区別は破面のみでは難しいようであるが，凝固割れが隣接するセル状樹枝状晶が互いに接するようになってからあるいは接する寸前に発生することを考えるならば，凝固割れとなし形ビード割れの区別は一般にはつぎのように考えるのが妥当であろう．すなわち割れの両側の破面をマッチングさせたとき，一方の破面の凸部が他方の破面の凹部にほぼ対応している場合は凝固割れ，対応していない場合はひけ巣的ななし形ビード割れと解釈できるのであろう．

つぎに液化割れの破面として，完全オーステナイト系ステンレス鋼の熱影響部に発生した例を Fig.3 に示す．破面は粒界破面になっているが，融液が存在している状態で割れが発生するため，破面は丸味を帯びているのが特徴である．液化割れ破面についての系統だった研究はとくになされていないために，割れの発生温度と破面の関係についてはよく分っていないが，液化量の多い高温側ではセル状樹枝状晶的な突起の見られる場合がある．このような突起は Fig.3 でも一部に見られる．またステンレス鋼などで柱状晶組織をもつ溶接金属においてつぎのパスによる再加熱時に液化割れが発生した場合には，液化割れの破面もしばしば柱状晶の方向性をもった粒界破面になる．しかしながら一般の鋼においては再加熱時の相変態の影響によって柱状晶の方向性は失なわれることが多いようである．

延性低下割れは溶接金属あるいは熱影響部において凝固割れや液化割れよりも低い温度で発生するものであり，溶接金属では凝固後の冷却中に発生する場合とつぎのパスによる再加熱時に発生する場合とがある．延性低下割れは一般に炭化物等の粒界への析出や不純物元素の粒界偏析によって発生すると考えられている．そのため破面は粒界破面になるが，粒界破面上には融液の存在を示すこん跡はもはや認められず，また液化割れのような破面の丸みも見られない．延性低下割れの破面については系統だった研究はなされていないが，

析出状況によっては粒界延性破面の見られる場合がある．一例として完全オーステナイト系ステンレス鋼の溶接金属において凝固後の冷却中に発生した延性低下割れの破面をFig. 4[1]に示す．Fig.4(a)において左端と右上端は強制破断部であり，延性低下割れ部は鋭い稜線をもつ粒界破面になっている．Fig.4(b)は破面の一部を拡大したものであり，黒いつぶ状の穴からはCrとCが多く検出されたため，この部分には炭化物が析出しているものと考えられる．

なお肉眼的には高温割れの破面はいずれも程度の差はあれ酸化していることが多く，また割れが柱状晶に沿っている場合は柱状晶の方向性が肉眼でも見られる．したがって酸化しているかどうかということと，柱状晶の方向性が認められるかどうかということは，肉眼的に破面を大まかに推定するうえで重要な要素である．しかし割れが表面に開口していない場合には破面は銀白に輝いた金属色を示すために，この場合には柱状晶による方向性のみで高温割れかあるいは他の原因による割れかを識別することは難しい．

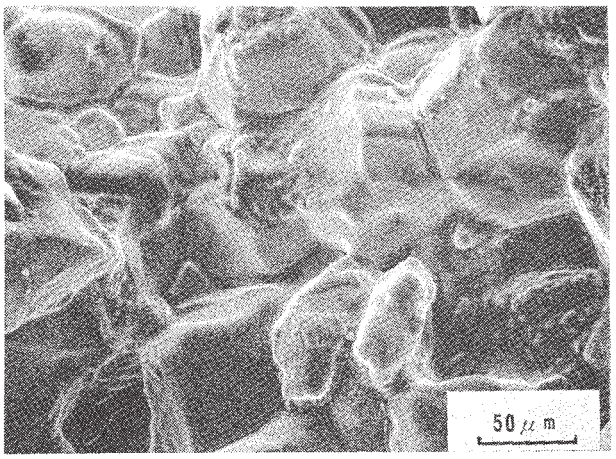
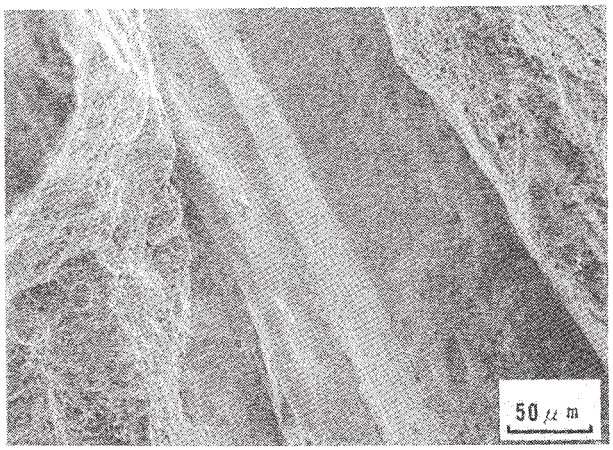
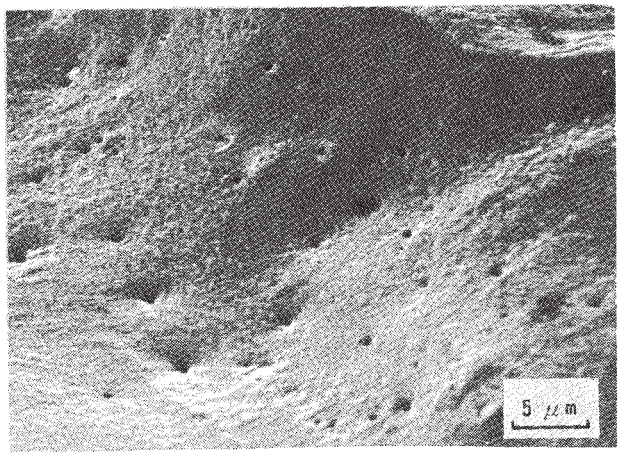


Fig.3　完全オーステナイト系ステンレス鋼に発生した液化割れの破面



(a)　低倍率



(b)　高倍率

Fig.4　完全オーステナイト系ステンレス鋼の溶接金属で発生した延性低下割れの破面

参考文献

1）F. Matsuda, et al：Trans. JWRI, Vol.7 (1978), No.1, P.59.

2）F. Matsuda, et al：Trans. JWRI, Vol.8 (1979), No.1, P.105.

3）F. Matsuda, et al：Trans. JWRI, Vol.8 (1979), No.1, P.155.

(1) 軟鋼の片面サブマージアーク溶接時に発生した終端割れの破面

(1) Fracture Surface of End Crack in Submerged-Arc Welding of Mild Steel

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：船体用圧延鋼材 NK KAS (板厚45mm).

溶接材料 (Welding material)：サブマージアーク溶接用材料 AWS F76-EL8相当 (径4.8および6.4mm).

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

	C	Si	Mn	P	S
母　　材(分析例)	0.17	0.40	1.0	0.014	0.015
溶 着 金 属(分析例)	0.10	0.35	1.05	0.011	0.009

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/mm²)	伸び (%)	シャルピー吸収エネルギー (kgf·m)
母　　材(規 格)	41～50	≧22	－ at － ℃
溶 着 金 属(測定例)	49	－	6.8 at 0 ℃

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：3電極片面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	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (mm/min)	積層方法
Y　　形	(200～300℃) ×1hr	35～52	1,300～1,500	350	1層1パス

試 験 (Test)

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

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 は割れ破面作製のために行なった片面サブマージアーク溶接の要領を示したものである. 割れは Fig.2 に示すように, 溶接終端部よりやや内部に入った部分で発生する. Fig.3 は溶接部横断面のマクロ組織を示したものであり, 割れは溶接金属の柱状晶会合部で発生している. Fig.4 は強制破断して得たマクロ破面を示したものである. 割れの破面は比較的平坦であり, テンパー・カラー (Temper color) の着色はほとんど

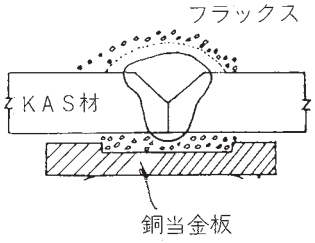


Fig. 1　溶接方法

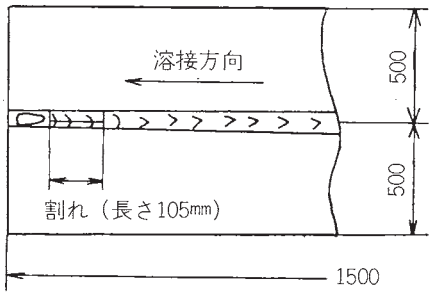


Fig. 2　割れの発生位置

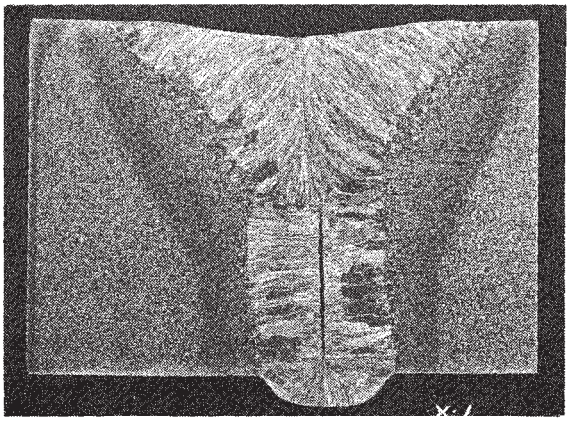


Fig. 3　横断面マクロ組織

認められない．Fig.5 はマクロ破面のスケッチ図である．Fig.6 は A 部を拡大したミクロ破面であり，Fig.7 と 8 は B 部を拡大したミクロ破面である．割れ破面はいずれもセル状樹枝状晶の凹凸を示しており，液膜が存在していたと思われるなめらかな丸みをおびた様子が見られる．

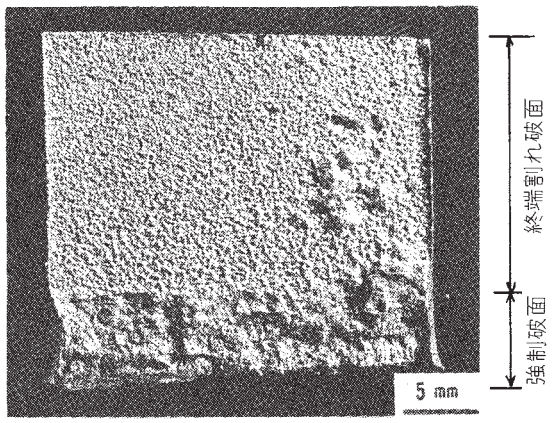


Fig. 4　マクロ破面

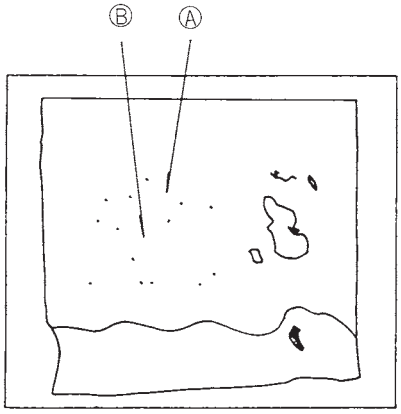


Fig. 5　Fig. 4のマクロ破面のスケッチ

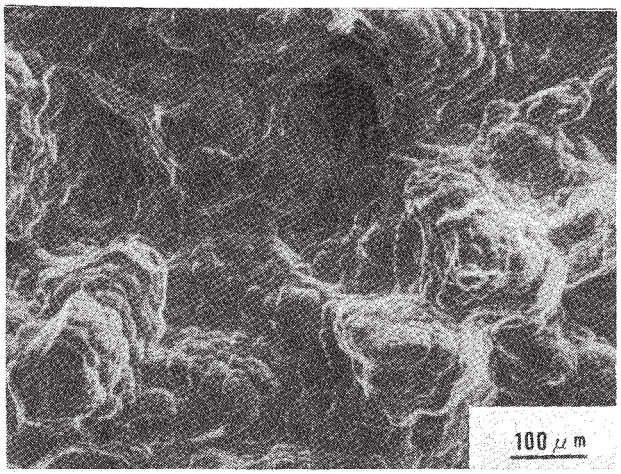


Fig. 6　A部のミクロ破面

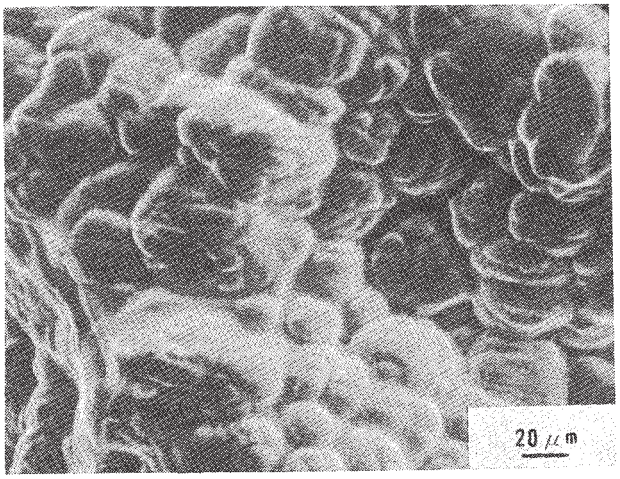


Fig. 7　B部のミクロ破面

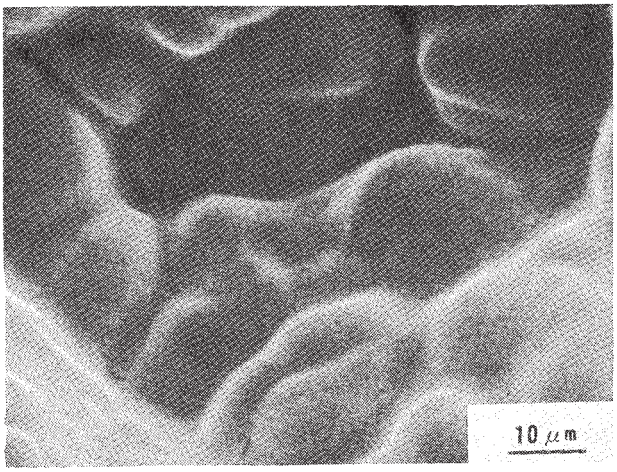


Fig. 8　B部のミクロ破面

(2) 軟鋼のシーム溶接開始時に発生した凝固割れの破面

(2) Fracture Surface of Solidification Crack Occurred at Start of Seam Welding of Mild Steel

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：熱間圧延軟鋼板 SPHC (板厚1.6㎜).

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

	C	Si	Mn	P	S
母　　材	0.045	tr.	0.23	0.013	0.020

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/mm²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm²)	伸び (%)
母　　材	30.1	37.7	43.2

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：重ねシーム溶接 (Seam welding)

溶接条件 (Welding condition)

溶接電流 (A)	電極加圧力 (kgf)	重ね代 (㎜)	溶接速度 (m/min)	通電形式
23,800	1,190	2.3	13	連続

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 はシーム溶接の開始部での溶接のスケッチである．開始部では一般に入熱および圧潰が増大する．Fig.2 は開始部の横断面マクロ組織であり，板厚方向に割れの発生していることが認められる．Fig.3 は試験片を強制破断して得た低倍率のミクロ破面である．A 部分が内在していた割れの部分であり，溶接方向から判断して Fig.3 の右側の方が最高到達温度の低い部分と考えられる．Fig.4 は Fig.3 の A 部を拡大したものでありセル状樹枝状晶の突起が見られる．これから割れの生因は，始端部では単位溶接長当たりの加圧力が高く，かつ重ね代が小さいため溶接部に引き裂き力が作用して溶融部が分離したものと考えられた．

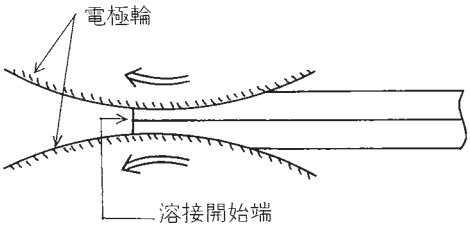


Fig. 1　溶接状態のスケッチ

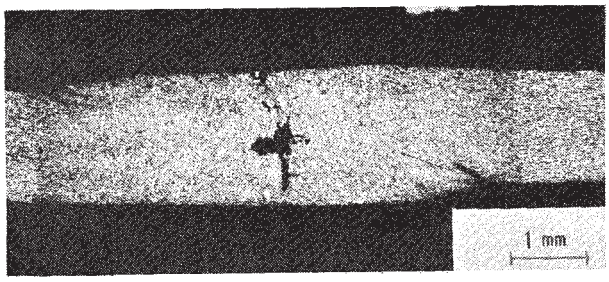


Fig. 2　溶接部横断面のマクロ組織

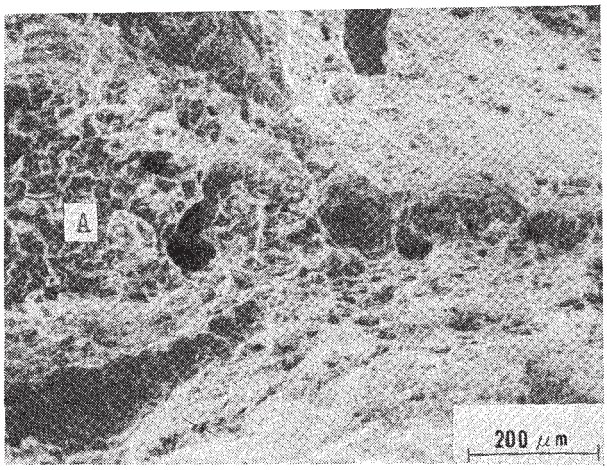


Fig. 3　割れ(A)付近の低倍率のミクロ破面

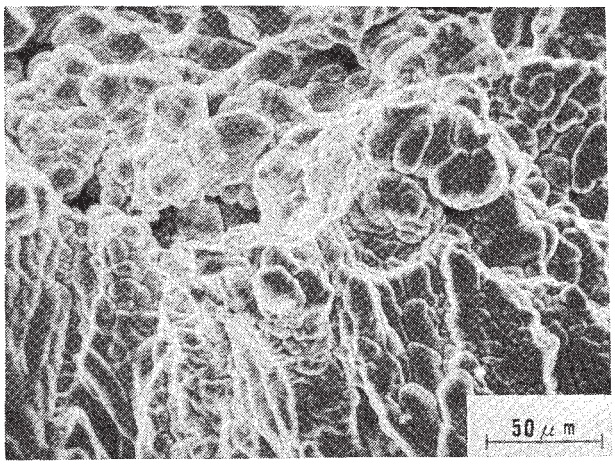


Fig. 4　Fig. 3のA部のミクロ破面

(3) SS41鋼の電子ビーム溶接時に発生した凝固割れの破面

— ビード・オン・プレート試験 —

(3) Fracture Surface of Solidification Crack in Electron Beam Welding of SS41 Steel

— Bead-on-Plate Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：一般構造用圧延鋼材 SS41 (板厚19mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	O	N
母　　材	0.18	0.06	0.92	0.021	0.028	0.0062	0.0084

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)	41.0～52.0	≧24.0

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：電子ビーム溶接 (Electron beam welding)

溶接条件 (Welding condition)

加速電圧 (kV)	ビーム電流 (mA)	a_b 値	溶接速度 (mm/min)	真空度 (Torr.)
150	30	0.6	600	$\leqq 5\times10^{-4}$

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：ビード・オン・プレート試験

試験片形状 (Specimen configuration)：200mm長×75mm幅×19mm厚

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 に溶接金属の側面からのX線透過写真を示す．溶接金属内に多数の微細な割れが発生している．Fig.2 は溶接金属の横断面のマクロ組織の代表例を示したものである．割れは柱状晶の粒界に沿って生じている．Fig.3 と Fig.4 にミクロ破面の代表例を示す．セル状樹枝状晶の突起が顕著に見られる．Fig.5 は凝固割れ先端部の主要な成分元素をX線マイクロアナライザーで分析した結果を示したものであり，S，P，O などの低融点共晶生成物に結びつく元素が検出される場合が多い．

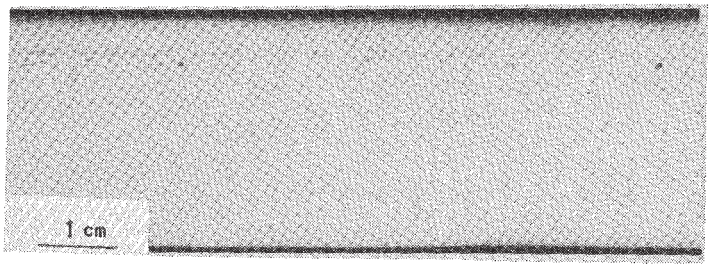


Fig. 1　溶接部のX線透過写真

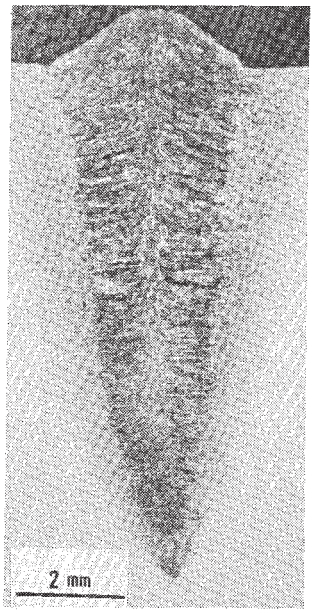


Fig. 2　溶接部横断面マクロ組織

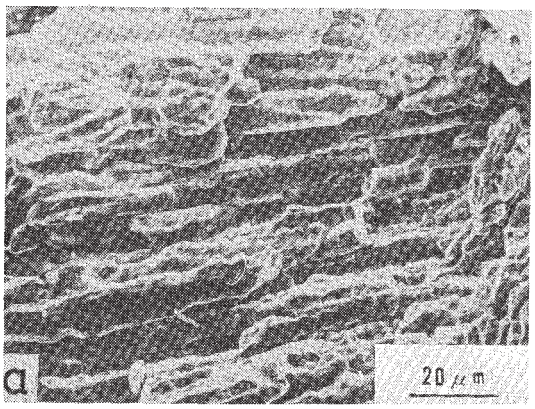


Fig. 3　凝固割れのミクロ破面

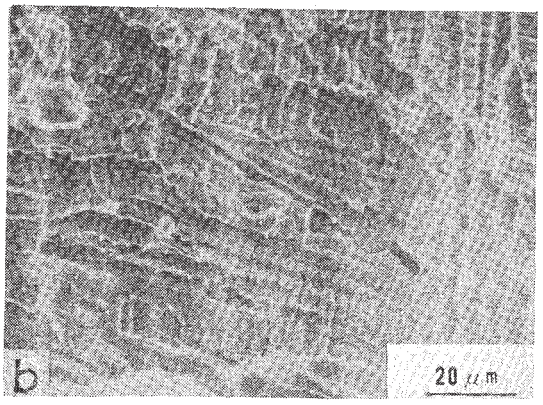


Fig. 4　凝固割れのミクロ破面

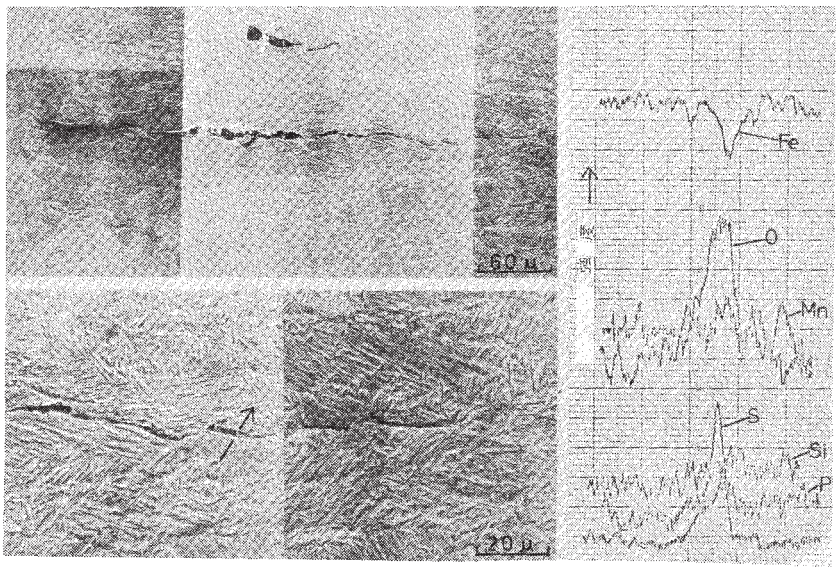


Fig. 5　X線マイクロアナライザーによる割れ近傍の元素分析結果

(4) SM41鋼の炭酸ガスアーク溶接時に発生した凝固割れの破面（その１）

— V溝単層溶接試験 —

(4) Fracture Surface of Solidification Crack in Carbon-Dioxide Arc Welding of SM41 Steel (I)

— V-Groove Single Pass Welding Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM41（板厚25㎜）.

溶接材料 (Welding material)：炭酸ガスアーク溶接用鋼ワイヤ YCW1(径1.6㎜).

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

	C	Si	Mn	P	S
母　　材	0.22	0.40	0.93	0.024	0.017
溶 着 金 属(分析例)	0.09	0.46	1.09	0.013	0.012

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	45	27	32	— at — ℃
溶着金属(測定例)	57	46	31	12 at 20 ℃

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	アーク電圧 (V)	溶 接 電 流 (A)	溶 接 速 度 (mm/min)	積 層 方 法
40° V形	40～42	450～500	500～550	1層1パス

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：V溝単層溶接試験

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

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

V溝単層溶接の試験片形状を Fig.1 に示す. Fig.2 は炭酸ガスアーク溶接で単層溶接した溶接部横断面のマクロ組織であり，割れは溶接金属中央に生じている. Fig.3 は強制破断して得たマクロ破面を示したものであり，Fig.4 はそのスケッチで，斜線部が割れ破面である. Fig.3 のマクロ破面にはテンパー・カラー (Temper color) の付着が見られ，表面形状は比較的平滑な様相を示している. Fig.5, 6 と 7 は Fig.4 の割れ破面の A 部を順次高倍率で拡大したミクロ破面であり，セル状樹枝状晶の突起を示す凹凸が見られる. またその表面は液膜が存在していたと思われるなめらかな丸みをおびており，典型的な凝固割れの様相を示している.

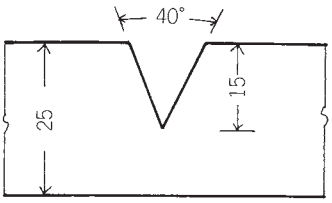


Fig. 1　試験片形状

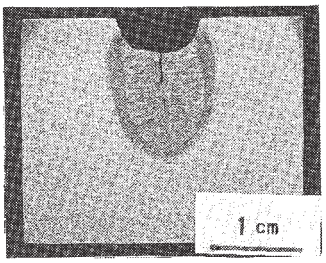


Fig. 2　横断面マクロ組織

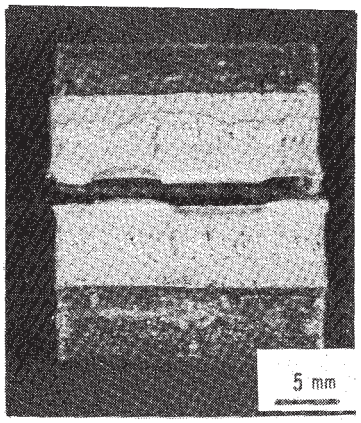


Fig. 3　強制破断により得られたマクロ破面

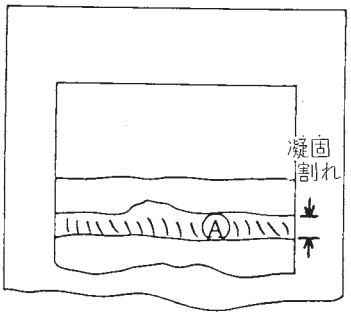


Fig. 4　Fig. 3のマクロ断面のスケッチ

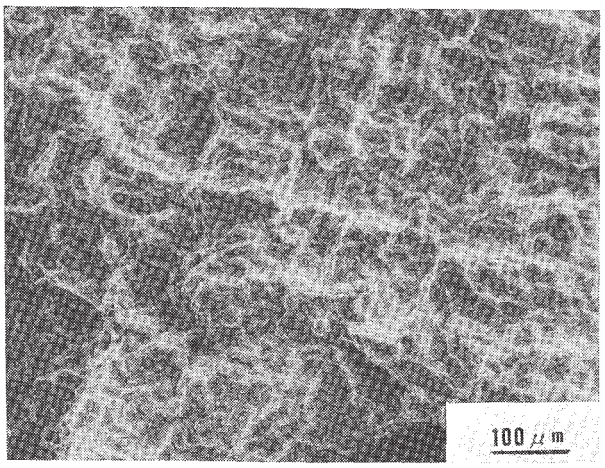


Fig. 5　Ⓐ部の低倍率のミクロ破面

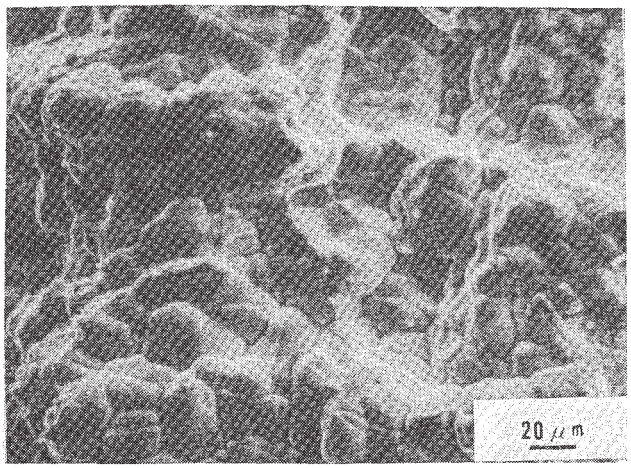


Fig. 6　Fig. 5の中央部を拡大したミクロ破面

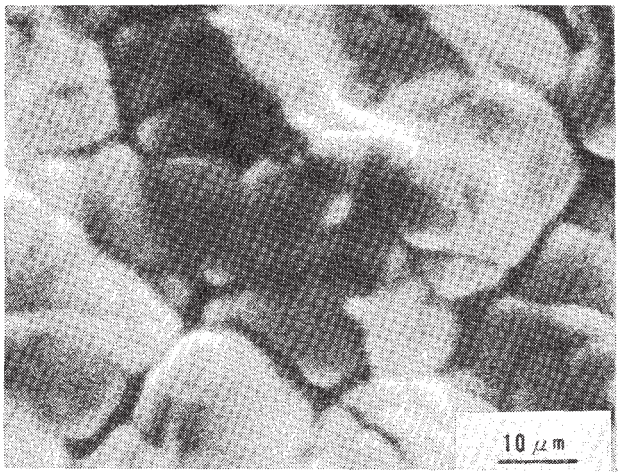


Fig. 7　Fig. 6の中央部を拡大したミクロ破面

(5) SM41鋼の炭酸ガスアーク溶接時に発生した凝固割れの破面（その2）

— Y開先突合せ溶接試験 —

(5) Fracture Surface of Solidification Crack in Carbon-Dioxide Arc Welding of SM41 Steel (II)

— Single-Vee Groove Butt Welding Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM41（板厚25㎜）.

溶接材料 (Welding material)：炭酸ガスアーク溶接用鋼ワイヤ YCW1(径1.6㎜).

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

	C	Si	Mn	P	S
母　　材(分析例)	0.22	0.40	0.93	0.024	0.017
溶着金属(分析例)	0.09	0.46	1.09	0.013	0.012

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(測定例)	45	27	32	— at — ℃
溶着金属(測定例)	57	46	31	12 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	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
50° Y形	32～34	350	500～550	1層1パス	100% CO_2

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：Y開先突合せ溶接試験

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

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 に試験片の形状を示す．割れは溶接アークを急に切って，クレータ部に発生させたものである．強制破断して得たマクロ破面には，高温割れ特有のテンパー・カラー (Temper color) が認められ，破面は比較的平滑な様相を示していた．Fig.2 は割れ部の低倍率のミクロ破面であり Fig.3 は Fig.2 のスケッチである．Fig.4 は Fig.3 の A 部を拡大したものである．割れ破面はセル状樹枝状晶の突起による凹凸があり，液膜が存在していたと思われるなめらかな丸みをおびた表面を示している．

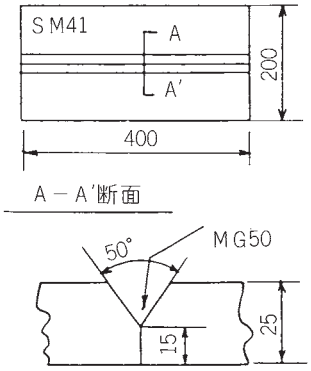


Fig. 1　試験片形状

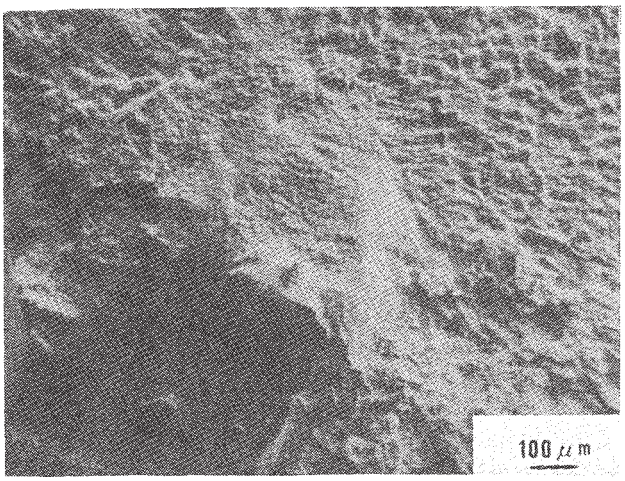


Fig. 2　低倍率のミクロ破面

Fig. 3　Fig. 2のスケッチ

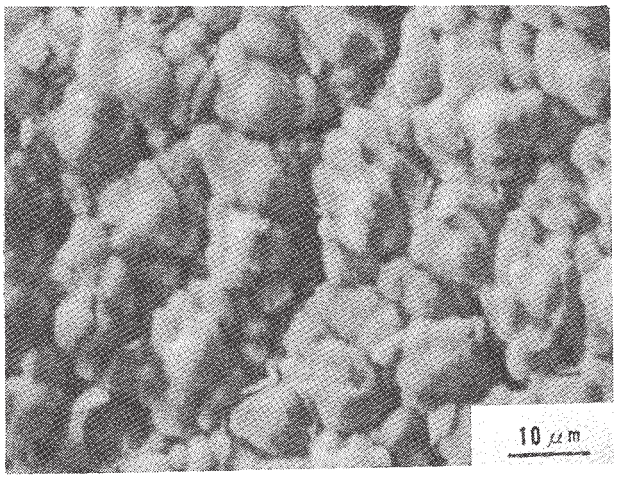


Fig. 4　Fig. 3のA部のミクロ破面

(6) SM41鋼の横向き炭酸ガスアーク溶接時に発生したなし形ビード割れの破面

— 拘束突合せ溶接型割れ試験 —

(6) Fracture Surface of Pear-Shaped Bead Crack in Horizontal Carbon-Dioxide Arc Welding of SM41 Steel

— Restraint Butt Welding Type Cracking Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM41B (板厚25㎜).

溶接材料 (Welding material)：炭酸ガスアーク溶接用鋼ワイヤ YCW2(径1.2㎜).

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

	C	Si	Mn	P	S
母　　材(規格値)	≦0.20	≦0.35	0.60～1.20	≦0.040	≦0.040
溶 着 金 属	0.10	0.50	1.02	0.012	0.008

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(規格値)	41～52	≧24	≧22	≧2.8 at 0 ℃
溶着金属	58.3	48.1	32	15.6 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	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 組　　成
45° V形	33	330～350	500	1層1パス	60%Ar +40%CO_2

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：拘束突合せ溶接型割れ試験

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

試験条件 (Test condition)：溶接後48hrs 経過後断面検査

試験結果 (Test result)：溶接全線に割れ発生 (除スタート部およびクレータ部)

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 は試験片形状を示したものである. Fig.2 は溶接部横断面のマクロ組織を示したもので, 溶込み形状はビードののど厚が最大溶込み幅の約1.7倍の, いわゆるなし形を呈し, その断面中心部に約 5 ㎜幅の高温割れが発生していた. Fig.3 は強制破断して得たマクロ破面を示したものであり, 高温割れは断面中央部に平坦ななし地状のうねったバンドとして見られる. Fig.4 および Fig.5 はその高温割れ域の中央部を拡大したミクロ破面を示したもので, 高温われ特有のセル状樹枝状晶の丸みをおびた突起が認められる.

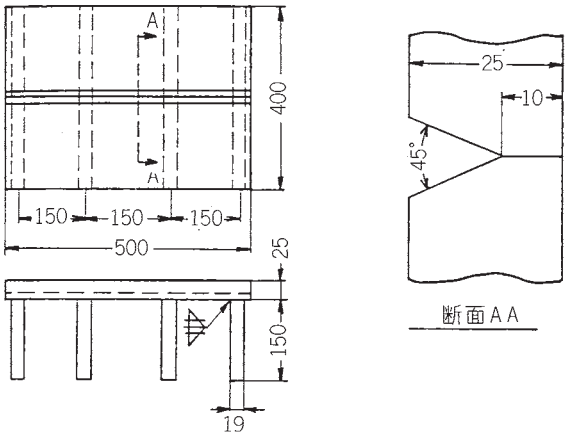


Fig. 1　試験片形状

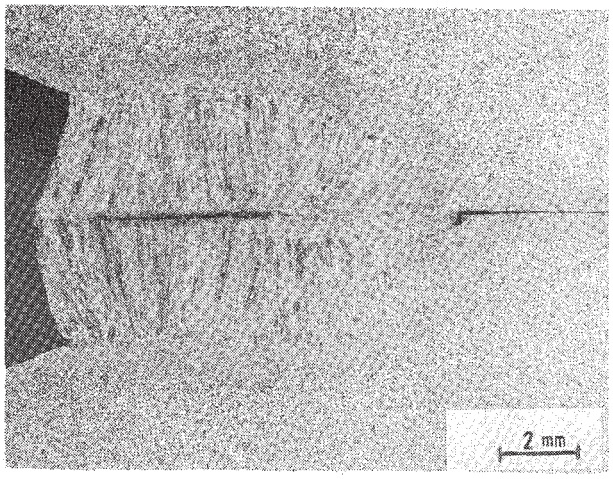


Fig. 2　溶接部の横断面マクロ組織

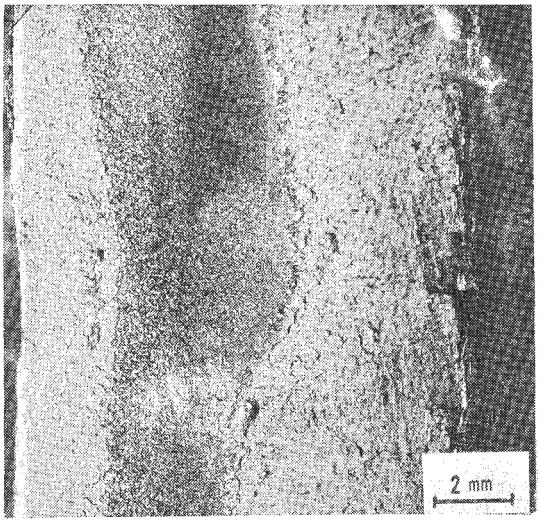


Fig. 3　マクロ破面

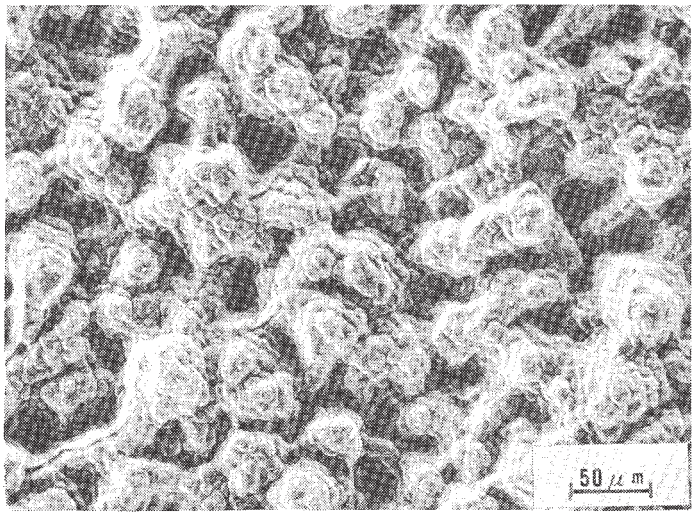


Fig. 4　ミクロ破面

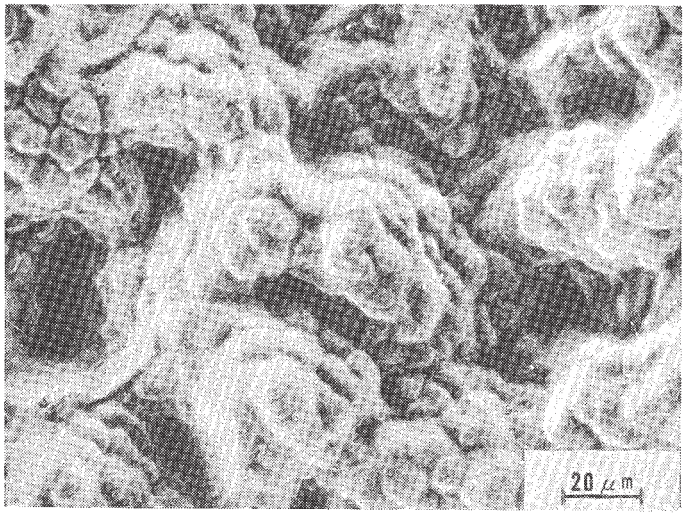


Fig. 5　Fig. 4の中央部を拡大したミクロ破面

(7) SM41鋼の片面サブマージアーク溶接時に発生した終端割れの破面

(7) Fracture Surface of End Crack in Submerged-Arc Welding of SM41 Steel

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM41B (板厚19mm).

溶接材料 (Welding material)：ワイヤ：US-43

表フラックス：PFI-45

裏フラックス：PFI-50R

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

	C	Si	Mn	P	S
母　　材(規格値)	≦0.20	≦0.35	0.60～1.20	≦0.040	≦0.040
溶着金属	0.11	0.26	0.95	0.011	0.008

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(測定例)	50～62	≧32	≧21	≧2.8 at 0 ℃

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：FCB 3電極片面サブマージ溶接 (Tandem submerged-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開 先 形 状	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (mm/min)	積 層 方 法
50°, ルート 3mm	L：35 T_1：40 T_2：43	L：1,250 T_1：900 T_2：900	680	1 層 1 パス

(L;第1電極　T_1;第2電極　T_2;第3電極)

試 験 (Test)

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

試験結果 (Test result)：終端部に割れ発生

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 に示す試験板に FCB 片面サブマージ溶接を行なったとき，継手終端部に100mm長さの終端割れが発生した.(片面サブマージ溶接においては，1m程度の短かい溶接継手でも高い確率で終端部に割れが発生する．このためこれを防止する方法として，「シーリング・ビード法」「クレーター会合法」,「スリット・タブ法」等が実用化されている.)

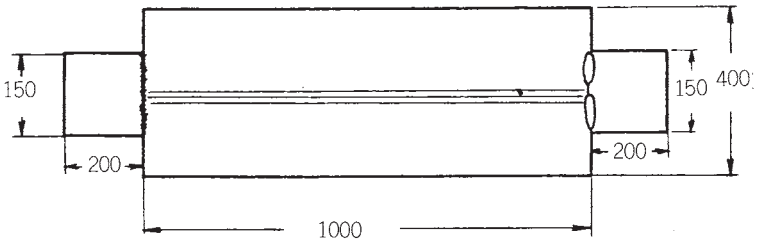


Fig. 1　試験片形状

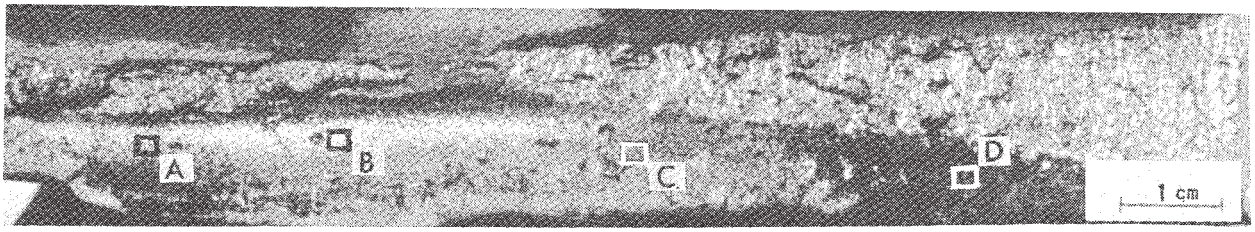


Fig. 2　マクロ破面

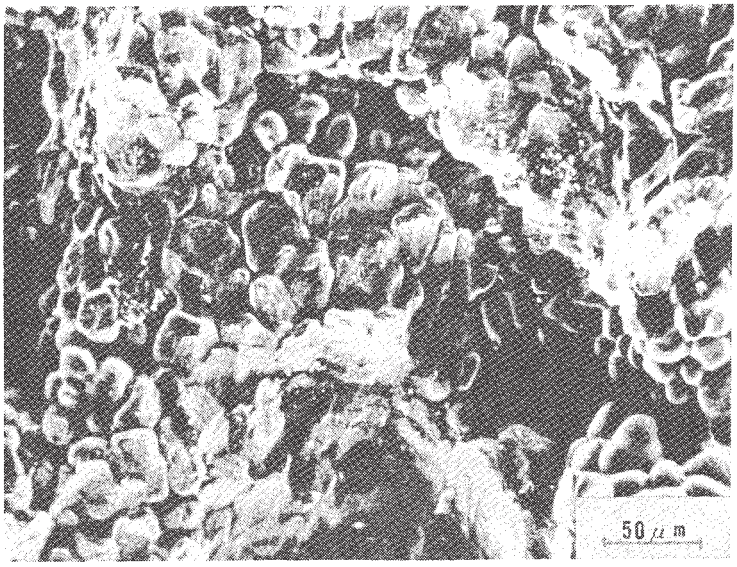


Fig. 3　A部のミクロ破面

Fig.2 に割れ部分を取り出し曲げ破断した破面を示す．裏ビード近くに，7 mmほどの幅をもった終端割れが100mmの長さにのび，割れは継手始端側で裏ビードにまで開口している．開口部近くはいちじるしく酸化されており，かなりの高温で割れが発生したことがわかる．

Fig.3～6 に Fig.2 の A～D 各点のミクロ破面を示す．いずれの破面においてもセル状樹枝状晶の突起が見られる．

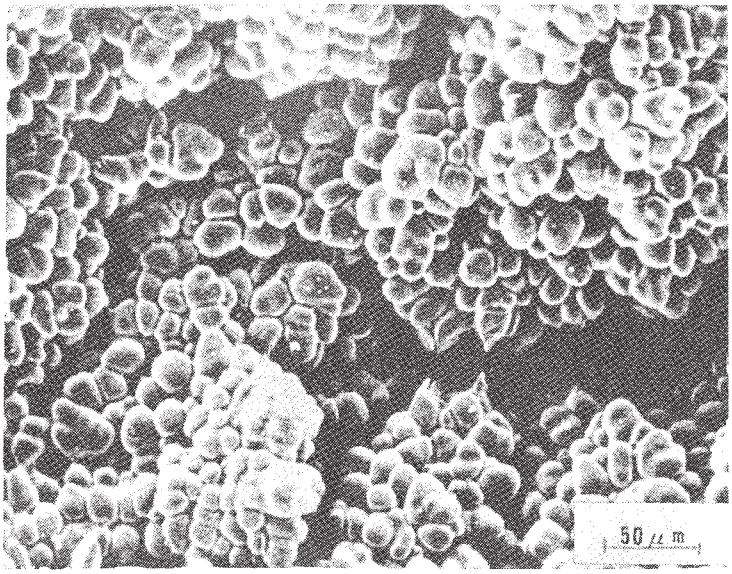


Fig. 4　B部のミクロ破面

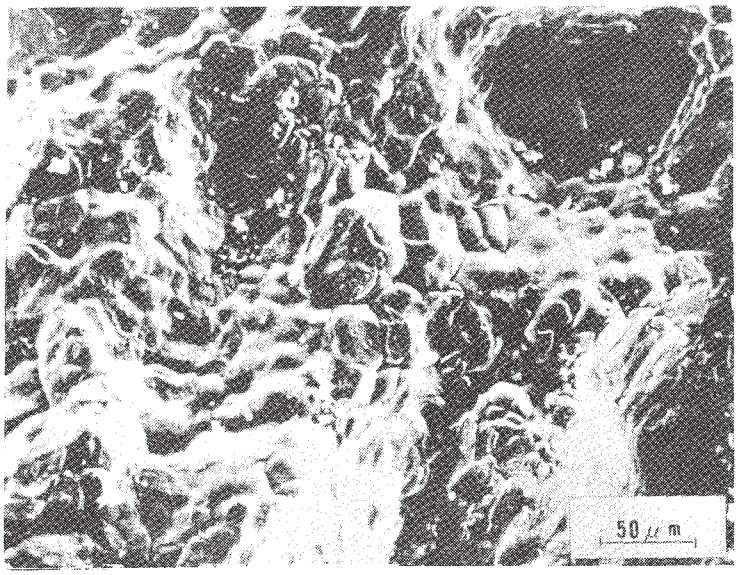


Fig. 5　C部のミクロ破面

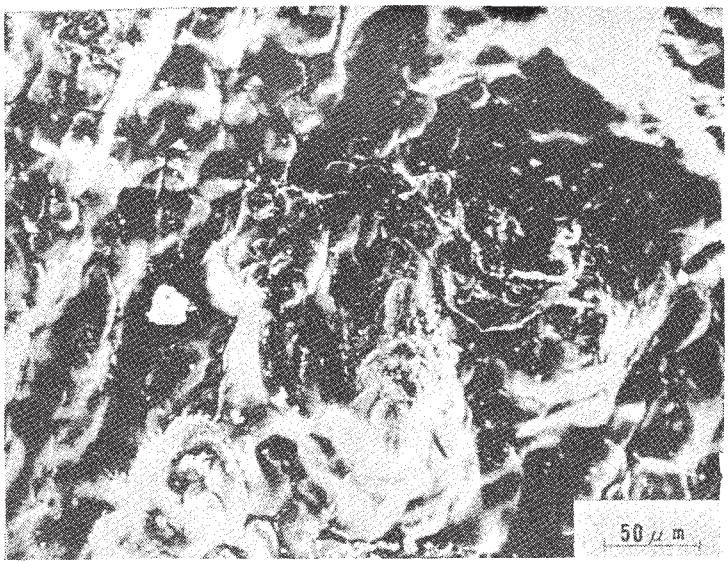


Fig. 6　D部のミクロ破面

(8) HT50鋼のサブマージアーク溶接時に発生したなし形ビード割れの破面

— V溝拘束割れ試験 —

(8) Fracture Surface of Pear-Shaped Bead Crack in Submerged-Arc Welding of HT50 Steel

— V-Groove Type Hot Crack Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM50B (板厚32㎜).

溶接材料 (Welding material)：ワイヤ：US-36 (径4.0㎜).

フラックス：G80 (粒度20×200mesh).

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)	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)：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
60°V形	250℃×1hr	≦100	32	700	45	1層1パス

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：V溝拘束割れ試験

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

試験条件 (Test condition)：溶接後48hrs 経過後断面検査

試験結果 (Test result)：溶接全線に割れ発生

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 は試験片形状を示したものである. Fig.2 は溶接部横断面のマクロ組織を示したもので, ビードののど厚が最大溶込み幅の1.3倍となっていて, いわゆるなし形ビードとなり, その断面中央部に高温割れが発生している.

Fig.3 および Fig.4 はその高温割れ部を強制破断し, 拡大したミクロ破面を示したもので, 高温割れ特有のセル状樹枝状晶の突起が認められる.

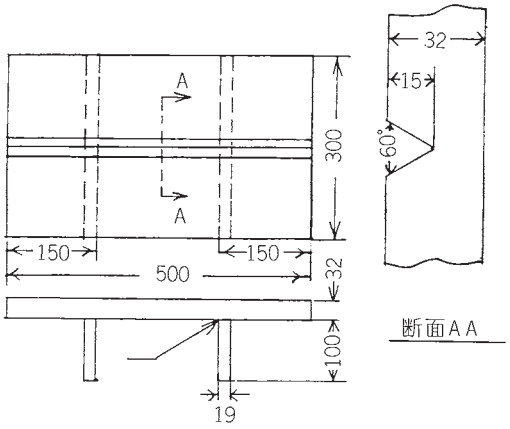


Fig. 1　試験片形状

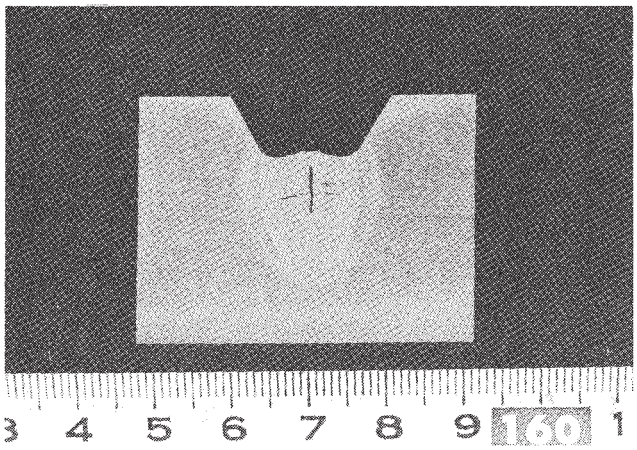


Fig. 2　溶接部の横断面マクロ組織

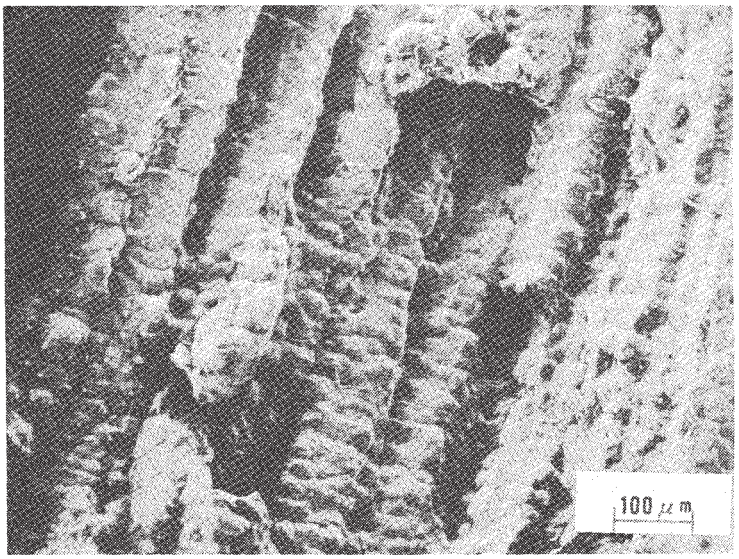


Fig. 3　ミクロ破面の一例

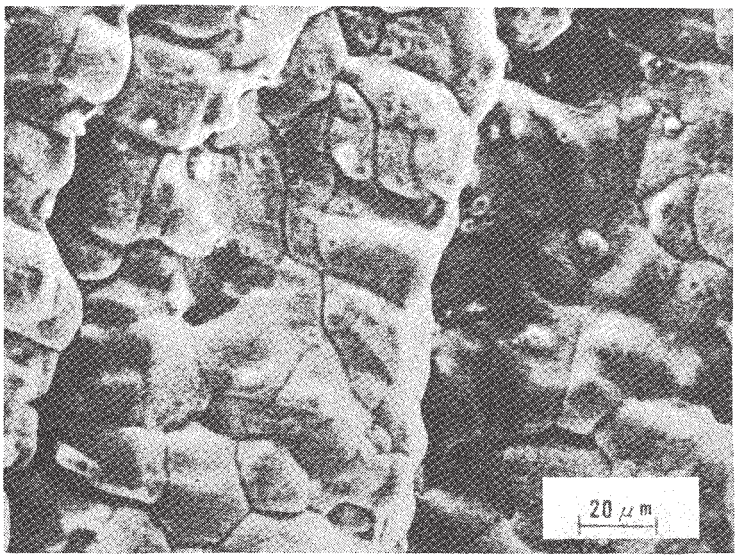


Fig. 4　Fig. 3の中央部を拡大したミクロ破面

(9) HT50鋼のサブマージアーク溶接時に通電チップの溶落ちによって発生した凝固割れの破面

(9) Fracture Surface of Solidification Crack owing to Melting Drop of Tip in Submerged-Arc Welding of HT50 Steel

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM50A (板厚25mm).

溶接材料 (Welding material)：ワイヤ：US-36 (径4.0mm)

フラックス：MF38 (マンガン硅酸塩素) AWS F76-EH14相当

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

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Al
母　材	0.15	0.38	1.31	0.016	0.014	0.02	0.02	0.02
溶着金属 (通常の部分)	0.11	0.31	1.59	0.016	0.009	0.06	0.02	—
溶着金属 (チップ溶落ち部)	0.09	0.33	1.61	0.016	0.010	1.20	0.04	—

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	54	34	27	6.6 at 20 ℃
溶接金属(通常部)	57.7	46.5	29	14.5 at 0 ℃

溶　接 (Welding)

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

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	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	その他
50°V形	250°C×1hr	予熱：室温, パス間:150	30～35	550 ～660	25～30	4層4パス	チップ溶落ちは最終層で発生

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 は，最終仕上げ層の溶接時に，チップを溶かしてしまったために生じた割れの発生状況を示したスケッチである．破面は，このビード表面に現われた割れを表曲げすることにより採取した．Fig.2 は，その破面のスケッチであり，Fig.3 以下で述べる破面観察位置の概略を示した．破面には，部分的に銅メッキ色の付着物が見られるので，一見して，Cu が割れの原因であることが判る．

Fig.3 は，A 部分の比較的低倍率のミクロ破面を示したものであり，上半分でセル状樹枝状晶の突起が見られることからこの割れは凝固割れであると思われる．Fig.4 は，

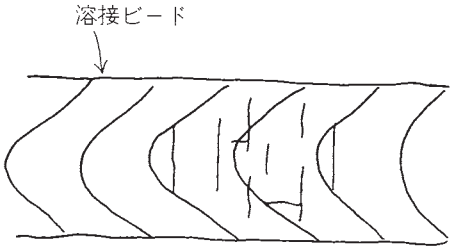


Fig. 1　割れの発生状況のスケッチ

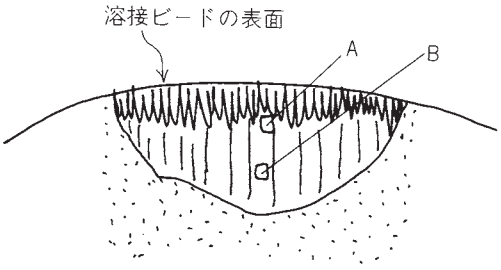


Fig. 2　マクロ破面のスケッチ

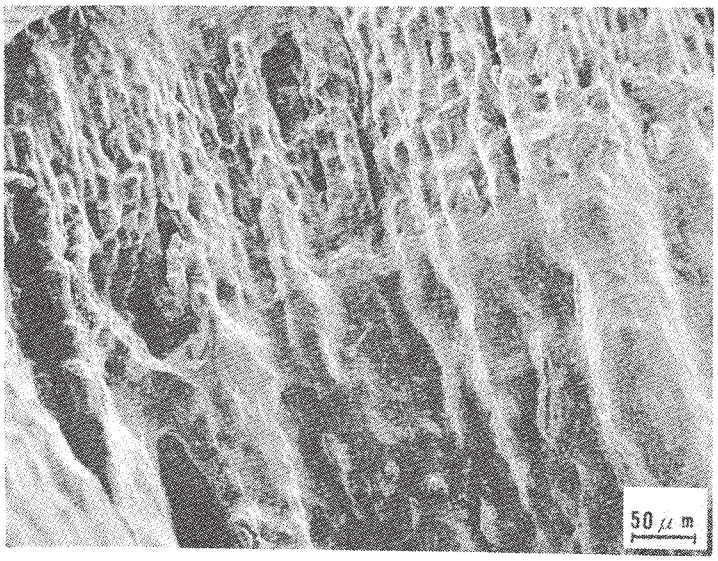


Fig. 3　A部のミクロ破面

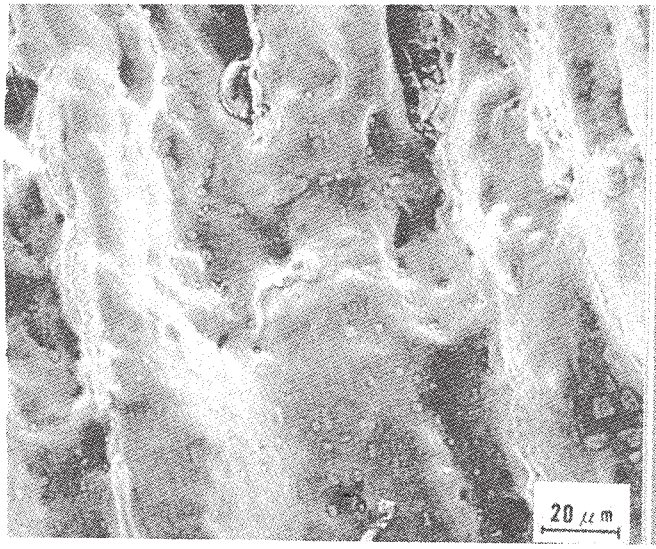


Fig. 4　A部のミクロ破面

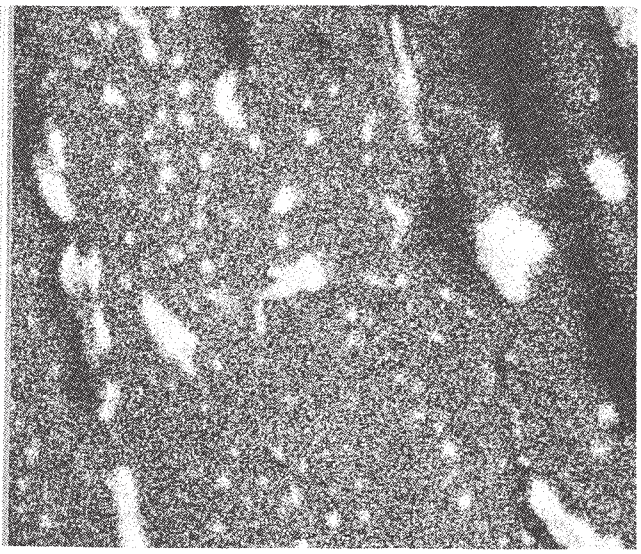


Fig. 5　Fig. 4のCu特性X線像

Fig.3の中央部分を拡大したものである．Fig.5は，Fig.4と同一視野について，Cuの面分析を行なった結果である．破面に，Cuの偏析または付着があるのが認められる．

Fig.6は，B部分のミクロ破面を示したもので，柱状晶に沿う粒界破壊が見られる．Fig.7はFig.6と同一視野のCuの面分析結果であり，破面にCuの偏析が見られ，これが割れを促進した原因と考えられる．なお，Fig.6ではセル状樹枝状晶的な突起がほとんど見られないため，B部は，ほとんど凝固が完了した部分へのCuに富む融液の侵入による液体金属脆性で割れたとも考えられる．また破面には，高温で空気に触れたことによる酸化被膜の付着が見られる．

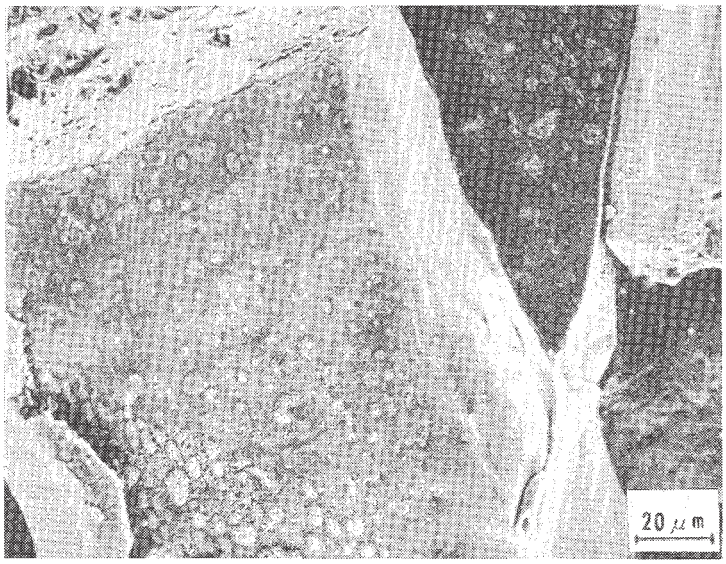


Fig. 6　B部のミクロ破面

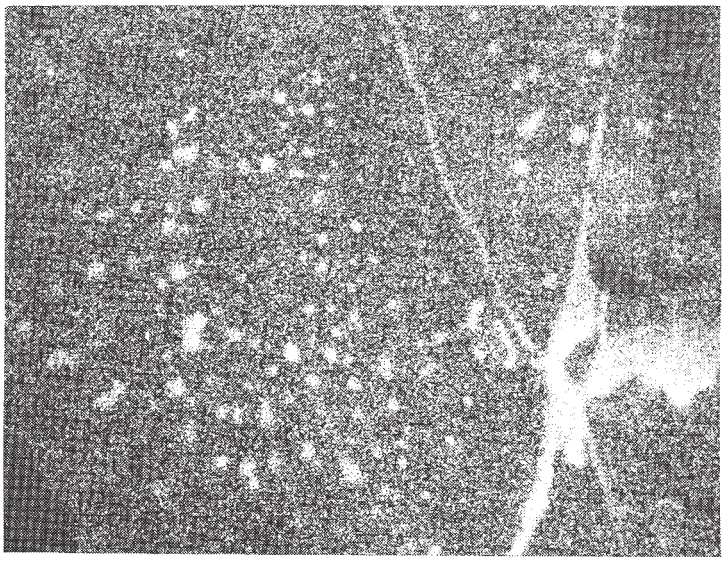


Fig. 7　Fig. 6のCu特性X線像

(10) HT50鋼の片面サブマージアーク溶接時に発生した終端割れの破面

(10) Fracture Surface of End Crack in Submerged-Arc Welding of HT50 Steel

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM50 (板厚25㎜).

溶接材料 (Welding material)：ワイヤ：鋼サブマージアーク溶接材料 YSW11

フラックス：ルチール系焼成型

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

	C	Si	Mn	P	S
母　　材	0.16	0.44	1.42	0.019	0.015
溶 着 金 属	0.135	0.38	1.22	0.017	0.014

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：3電極片面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	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (㎜/min)	積層方法
50° V 形	250℃×1 hr	L：36 T_1：42 T_2：48	L：1,350 T_1：1,000 T_2：1,000	600	1層1パス

(L：第1電極，T_1：第2電極，T_2：第3電極)

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

大入熱3電極片面サブマージアーク溶接において，第1電極が板端を越え，タブ板に入る時に終端部に割れが発生することがある．この割れは第1電極がタブ板にさしかかった時点で仮付け溶接がはずれ，溶接熱応力により開先が急激に開く方向に変形することにより発生する．またこの割れは裏波ビード側に発生する．この割れの防止には，力学的な手法も用いるが，冶金的には裏波ビード側の凝固形態を制御することにより，その割れ感受性を下げることができる．

Fig.1 に凝固形態の例を示す．(a)は上向き凝固形態の例であり，裏波ビードの柱状晶は，特に突合わせ部で板表面部に向かっている．(b)は突合わせ凝固形態の例であり，その名のように裏波ビードの柱状晶は，ビード中央部で突合うように成長している．また(b)では典型的な終端割れを見ることができる．

Fig.2 に割れ感受性に及ぼす凝固形態とタブ幅の影響を示す．終端割れは，終端タブ

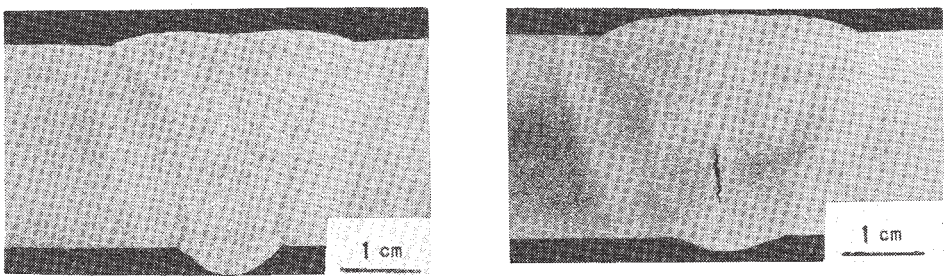


Fig. 1　(a)上向き凝固形態と(b)突合せ凝固形態の場合の横断面マクロ組織

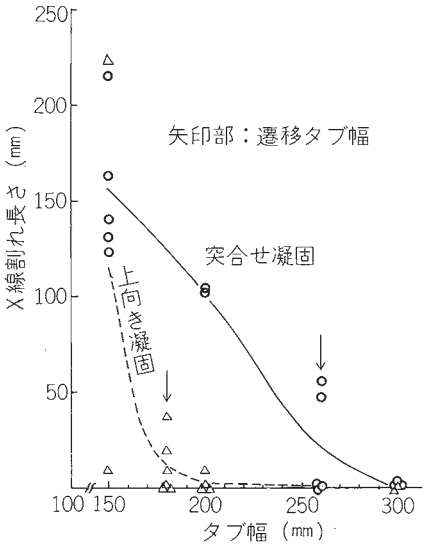


Fig. 2　終端割れに及ぼす凝固形態の影響

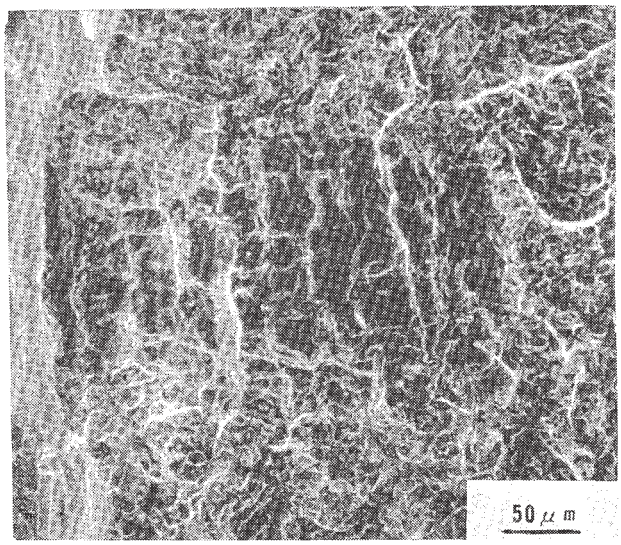


Fig. 3　上向き凝固形態でのミクロ破面（低倍率）

板幅を広くすると発生しにくくなるのが知られており，終端割れが発生しにくくなる最小幅を遷移タブ幅と称する．この幅の小さいほど割れ感受性は低い．また割れ長さは，X線透視により測定した．図に示すように，裏波ビードの凝固形態が上向きになった場合の方が遷移タブ幅は狭く，割れの発生しにくいことがわかる．

Fig.3 は上向き凝固形態の条件でわずかに発生した割れの破面を示したもので左側は強制破断用のノッチの跡である．写真中央部にセル状樹枝状晶の突起が見られる．Fig.4 は Fig.3 を拡大したものである．Fig.5 は突合わせ凝固形態での終端割れの破面を示したものである．写真中央部にはセル状樹枝状晶の突起が顕著に見られる．

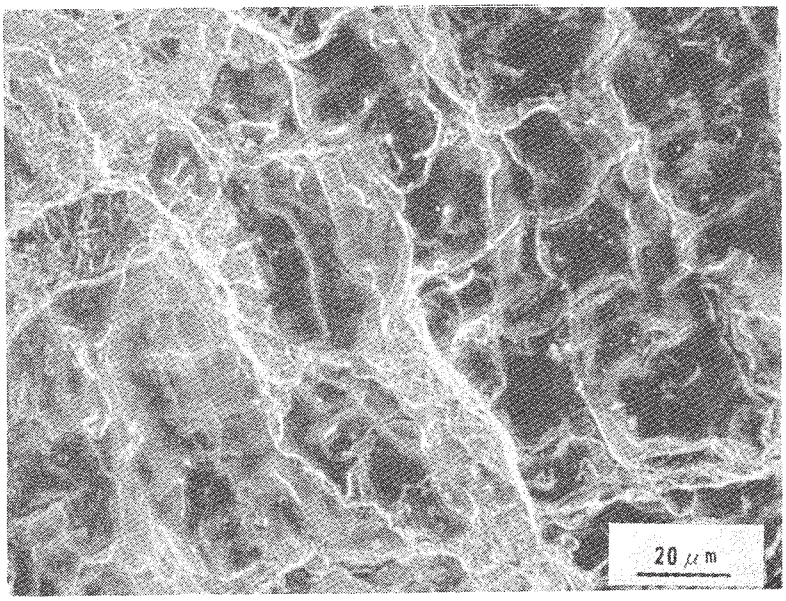


Fig. 4　上向き凝固形態でのミクロ破面（高倍率）

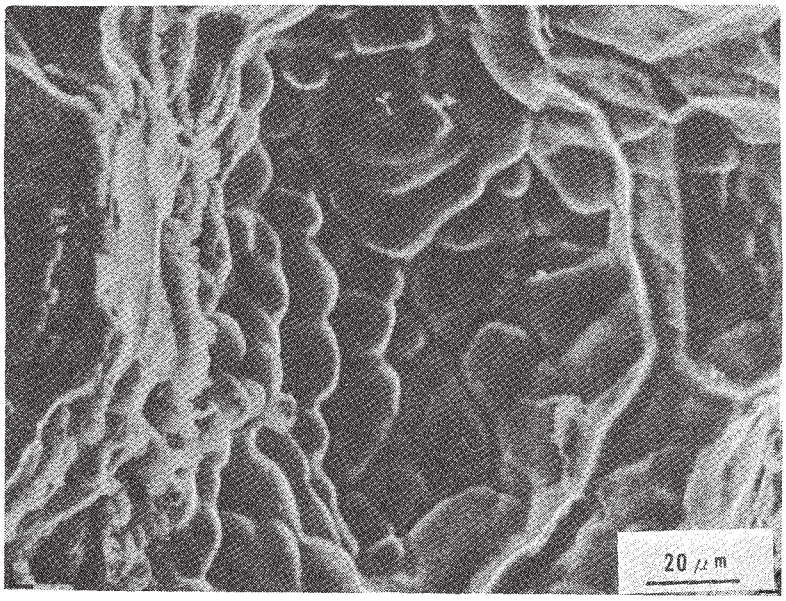


Fig. 5　突合せ凝固形態でのミクロ破面

(11) 圧力容器用炭素鋼のエレクトロスラグ溶接時に発生した凝固割れの破面

(11) Fracture Surface of Solidification Crack in Electroslag Welding of Carbon Steel for Pressure Vessel

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：常温および低温用圧力容器用炭素鋼板 ASTM A516 Gr. 70 (板厚100mm).

溶接材料 (Welding material)：ワイヤ：Y1030 (径3.2mm).

フラックス：YF15

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
母　　材	0.20	0.20	1.18	0.015	0.014	0.28	0.18	0.12
溶 接 金 属	0.23	0.15	1.02	0.016	0.010	0.19	0.12	0.08

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	56.4	37.6	35	9.6 at 0 ℃

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：エレクトロスラグ溶接 (Electroslag welding)

溶接条件 (Welding condition)

開 先 形 状	フラックスの乾燥条件	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
I　　形	150℃	100	49	700	30	1層1パス

試 験 (Test)

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

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 に試験片形状と凝固割れの発生位置を示す．割れは Fig.1 に示す b／H 値が 0.9の場合に認められたもので，柱状晶が会合する位置において発生していた．Fig.2～4 はミクロ破面を示したもので破面には凝固割れに特有なセル状樹枝状晶の模様が認められ，一部にガスが放出したと思われる穴が観察される．

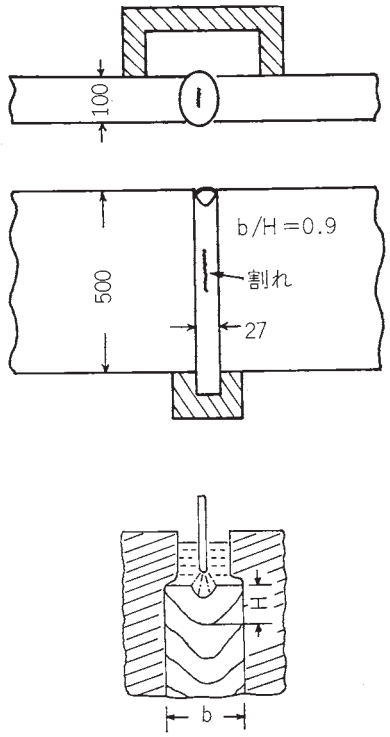


Fig. 1　割れの発生状況

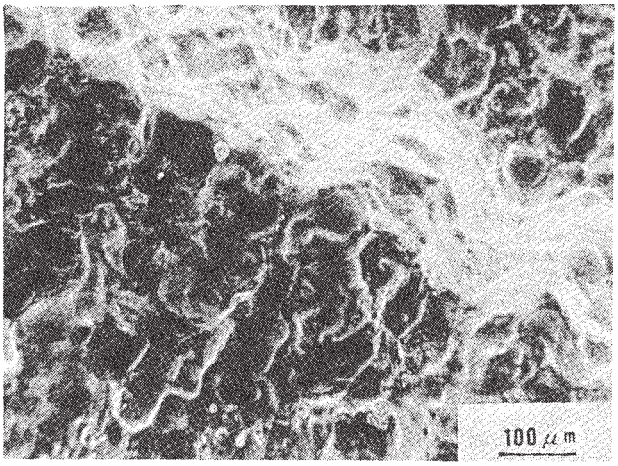


Fig. 2　低倍率のミクロ破面の例

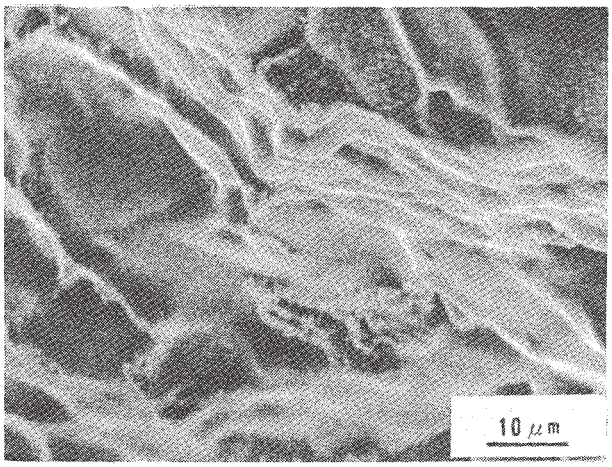


Fig. 3　高倍率のミクロ破面の例

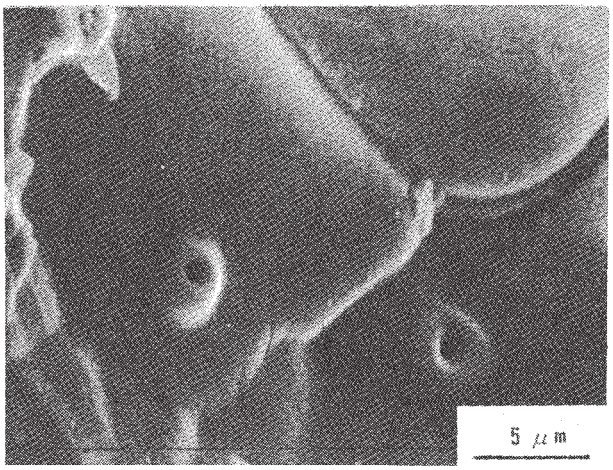


Fig. 4　高倍率のミクロ破面の例

(12) HT60鋼のエレクトロガス溶接時に発生した凝固割れの破面

— 拘束割れ試験 —

(12) Fracture Surface of Solidification Crack in Electrogas Welding of HT60 Steel

— Restraint Weld Cracking Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM58Q 相当 (板厚36㎜).

溶接材料 (Welding material)：SM58Q 用フラックス入りワイヤ (1.6㎜).

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

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Al	B	Ti
母　材	0.08	0.25	1.30	0.015	0.004	0.15	0.15	0.037	0.060	0.0008	—
溶着金属	0.06	0.40	1.78	0.014	0.005	0.08	0.53	0.020	0.014	0.0003	0.018

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	65	56	28	27.0 at −20℃
溶着金属	67	59	25	8.5 at −20℃

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：エレクトロガス溶接 (Electrogas 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
X　　形	≦100	44	450	15	2層2パス

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：拘束割れ試験

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 に示すように，狭開先エレクトロガス溶接金属においては溶込み形状がなしの実形になりやすいため，凝固割れが発生しやすい．割れを含んだ試験片は，Fig.2 に示すように液体窒素中で破断させた後，破面上の錆やスラグ (Slag) を除去するために NaOH 沸とう液に浸漬した．

Fig.3 は初層に発生した割れの破面の一例を示したものであり，セル状樹枝状晶の突起が見られることから，この割れはかなり高温域で発生したものと予想される．なお破面には，拡大してみると(b)に見られるようにスラグが残存していた．このことから，この割れはかなり大きく開口していたために，スラグが内部へ侵入したものと思われる．

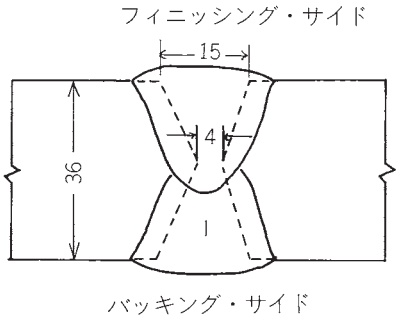
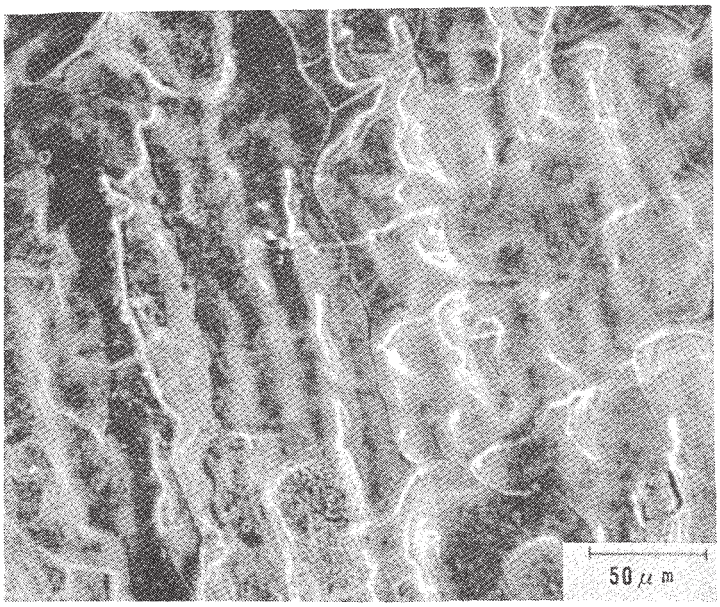


Fig. 1　凝固割れの発生位置



(a)低倍率のミクロ破面

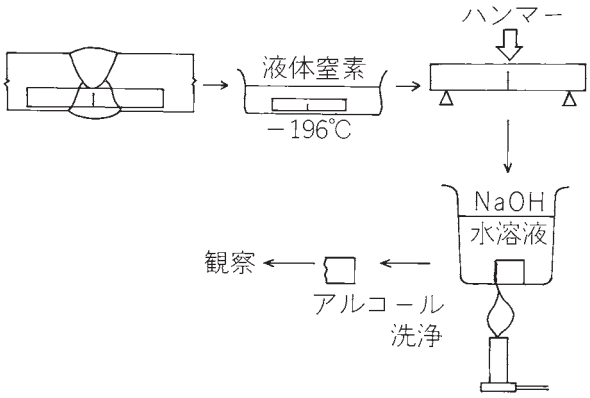
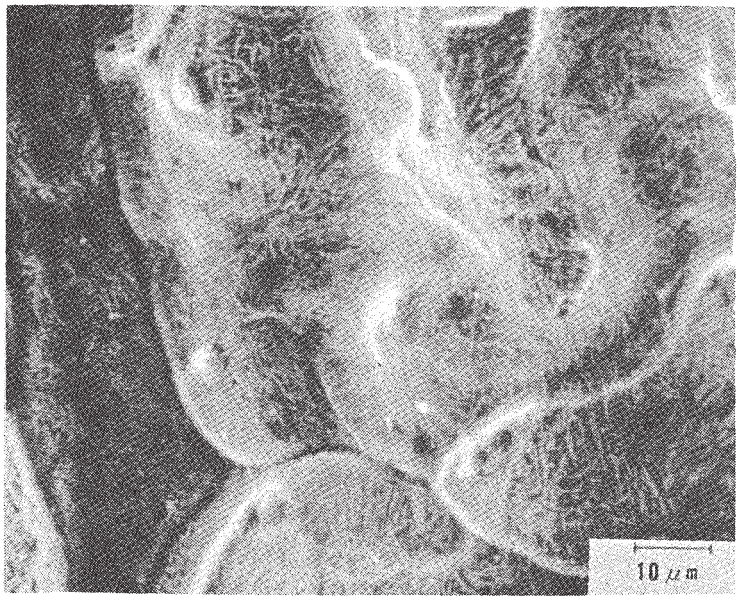


Fig. 2　SEM観察用破面の作製方法



(b)　(a)の中央やや右下の拡大

Fig. 3　ミクロ破面の一例

(13) HT80鋼の電子ビーム溶接時に発生した凝固割れの破面

— ビード・オン・プレート試験 —

(13) Fracture Surface of Solidification Crack in Electron Beam Welding of HT80 Steel

— Bead-on-Plate Test —

材　料 (Material)

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

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

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	O	N
母材	0.12	0.29	0.88	0.010	0.013	0.25	0.97	0.42	0.44	0.03	0.001	0.0051

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	78	83	25	24.0 at −20℃

溶　接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：電子ビーム溶接 (Electron beam welding)

溶接条件 (Welding condition)

加速電圧 (kV)	ビーム電流 (mA)	a_b 値	溶接速度 (mm/min)
60	350	0.9	350

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：ビード・オン・プレート試験

試験片形状 (Specimen configuration)：300mm長×80mm幅×50mm厚

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 に電子ビーム溶接部横断面のマクロ組織を示す．溶接部の中央に凝固割れが見られる．厚鋼板の電子ビーム溶接においては，溶接条件が適切でない場合，欠陥が発生しやすくその中で凝固割れが最も多く，ブローホール (Blowhole) の発生も見られることがある．凝固割れの発生位置は最終凝固部に相当する溶接部中央であり，凝固収縮時の溶鋼不足により発生すると思われる．

Fig.2～Fig.5 は上述の高温割れ破面であり，セル状樹枝状晶の突起による凹凸が顕著に見られる．Fig.6 はブローホールの破面であり，やはりセル状樹枝状晶の突起が見られるが，凝固割れとは異なり破面の凹凸が非常に少ない．ブローホールは溶接部に発生したガスにより形成される空洞であり，内部のガス圧のため平担な破面になると思われる．

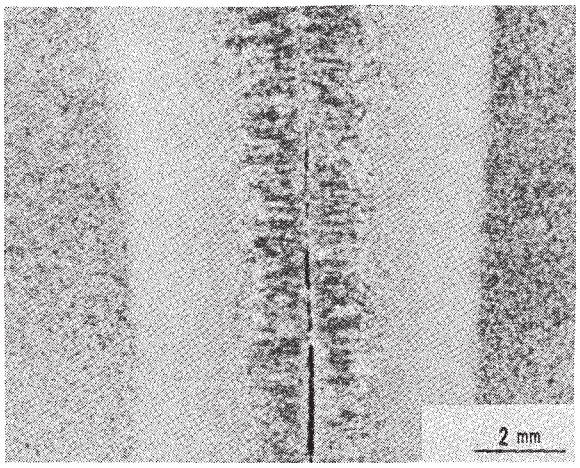


Fig. 1　溶接部横断面のマクロ組織

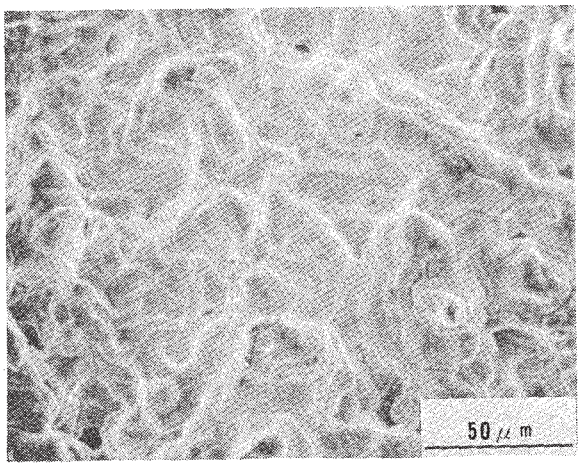


Fig. 2　凝固割れのミクロ破面の一例

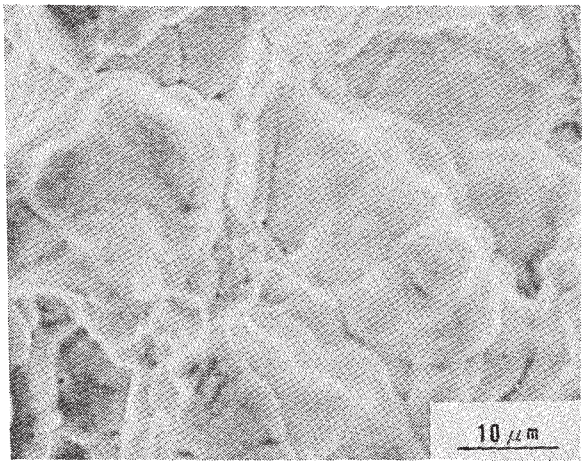


Fig. 3　Fig. 2の中央部の拡大

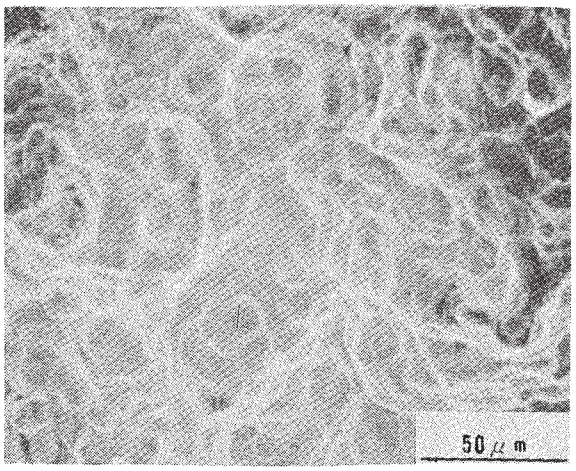


Fig. 4　凝固割れのミクロ破面の一例

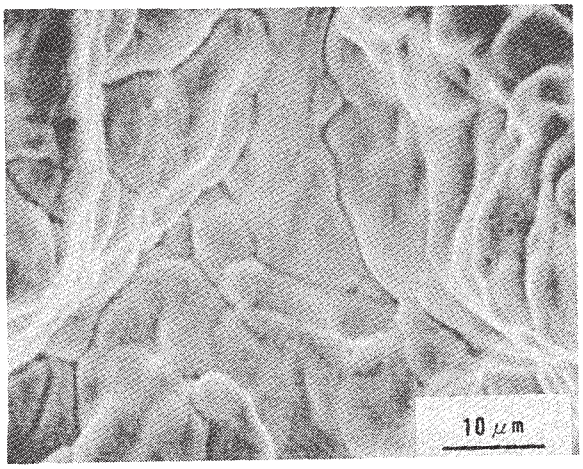


Fig. 5　Fig. 4の中央部拡大

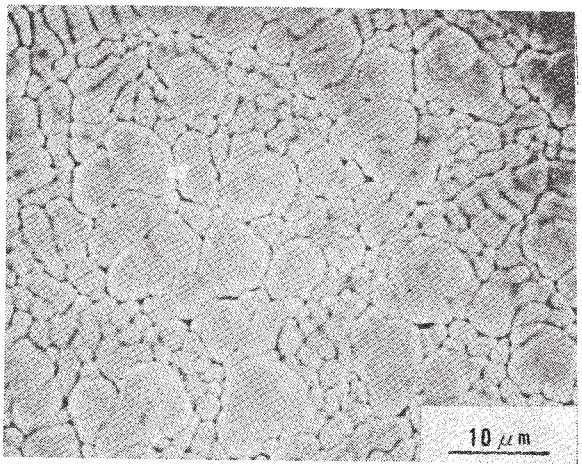


Fig. 6　ブローホールの様相

(14) 2¼Cr-1Mo鋼の電子ビーム溶接時に発生した凝固割れの破面

— ビード・オン・プレート試験 —

(14) Fracture Surface of Solidification Crack in Electron Beam Welding of 2¼ Cr-1Mo Steel

— Bead-on-Plate Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：ボイラおよび圧力容器用クロムモリブデン鋼鋼板 SCMV4NT (板厚100mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	O	N
母　　材	0.11	0.21	0.51	0.016	0.009	2.21	0.90	0.003	0.0081

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	64.3	52.9	22.0	29.7 at 0 ℃

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：電子ビーム溶接 (Electron beam welding)

溶接条件 (Welding condition)

加速電圧 (kV)	ビーム電流 (mA)	a_b値	溶接速度 (mm/min)
60	750	1.2	400

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：ビード・オン・プレート試験

試験片形状 (Specimen configuration)：400mm長×75mm幅×100mm厚

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 に電子ビーム溶接部横断面のマクロ組織を示す．溶接部中央部で溶込み深さの約⅓の位置に凝固割れが発生している．厚鋼板の電子ビーム溶接においては，溶接条件が適正でない場合，欠陥が発生しやすく，凝固割れは最も多く見られる欠陥である．凝固割れの発生位置は最終凝固部であり，凝固収縮時の溶鋼不足により発生すると思われる．

Fig.2～Fig.4 は上述の凝固割れ破面を示したものであり，セル状樹枝状晶の突起による凹凸が見られる，

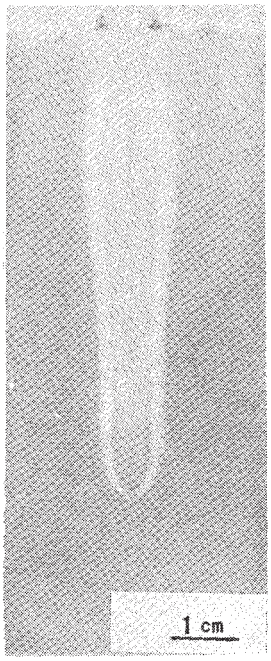


Fig. 1　溶接部横断面のマクロ組織

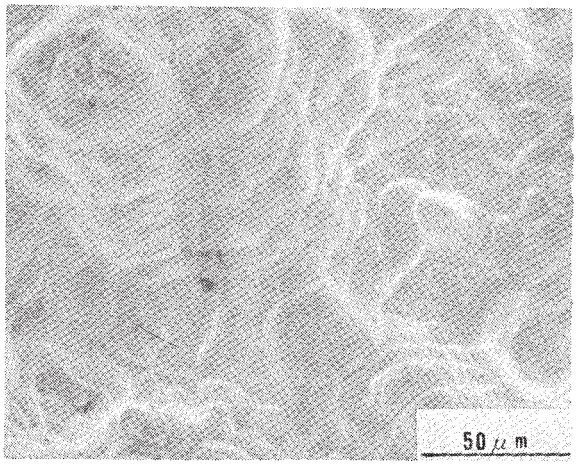


Fig. 2　凝固割れのミクロ破面の一例

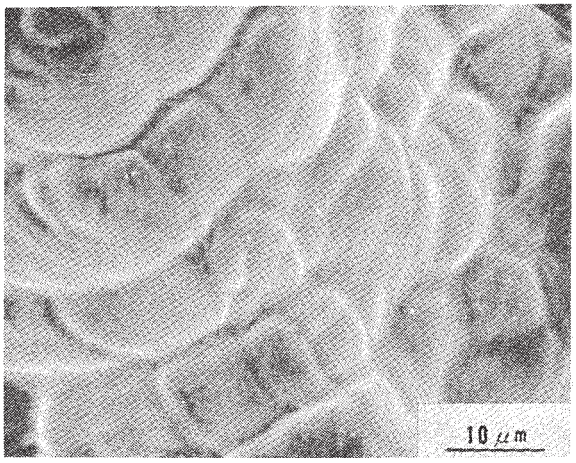


Fig. 3　Fig. 2の中央部の拡大

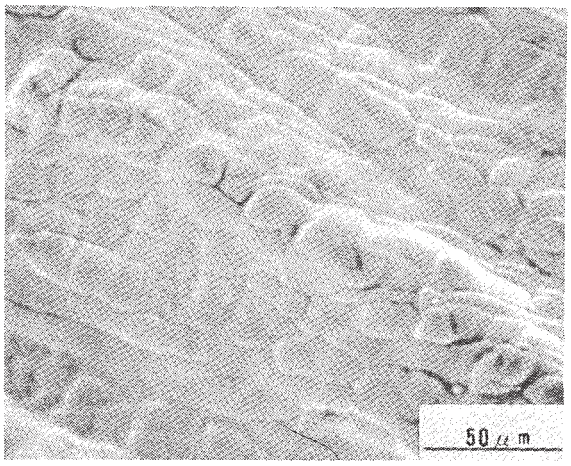


Fig. 4　凝固割れのミクロ破面の他の例

(15) 中炭素鋼のTIG溶接時に発生した凝固割れの破面

— 急速引張型高温割れ試験 —

(15) Fracture Surface of Solidification Crack in TIG Arc Welding of Medium Carbon Steel

— Rapid Tensile Hot Cracking Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：みがき特殊帯鋼 S35CM (板厚 2 ㎜).

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

	C	Si	Mn	P	S
母　　材	0.34	0.02	0.77	0.023	0.017

溶 接 (Welding)

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

溶接条件 (Welding condition)

アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (mm/min)
14～16	75～80	50

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：急速引張型高温割れ試験

試験片形状 (Specimen configuration)：300㎜長×80 ㎜幅× 2 ㎜厚

試験条件 (Test condition)：溶接中に10㎜／sec の変形速度で試験片を瞬時に引張り，凝固割れを発生させた.

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

この試験法では所定のひずみ量が瞬時に付加されるため，ひずみ付加時の溶融池後端付近の凝固脆性温度領域で凝固割れが発生する．そのため破面には，凝固脆性温度領域内の各温度に対応した破面の変化を観察することができる．Fig.1 は凝固脆性温度領域の破面の全景を示したものである．溶接方向は左方向であるため，Fig.1 では右方向に進むにしたがって割れ開口時の温度が低下している．すなわち Fig.1 の左端部は凝固脆性温度領域の上限温度に対応していて，この温度はほぼ液相線温度に等しい．また Fig.1 の右端部の強制破断部に隣接した部分は凝固脆性温度領域の下限温度に対応していて，これはほぼ真の固相線温度に等しい．高温側ではセル状樹枝状晶による突起が顕著に見られるが，低温側になるにしたがって破面はしだいに平坦になっていく様子が見られる．Fig.2～Fig.4 は Fig.1 の高温，中温，低温域を拡大して示したものである．

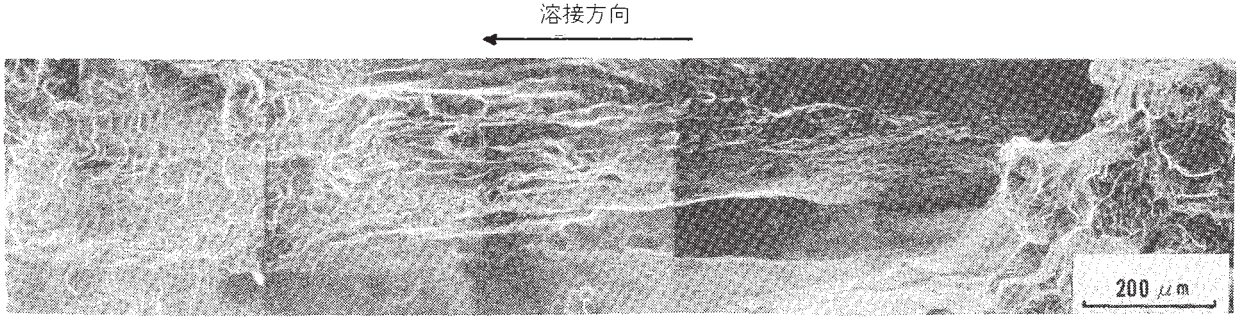


Fig. 1　凝固脆性温度領域のミクロ破面の全景（ただし右端は強制破断部）

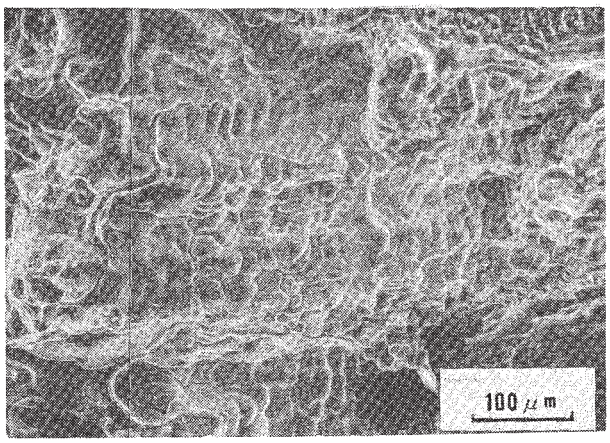


Fig. 2　Fig. 1の左端部付近の拡大

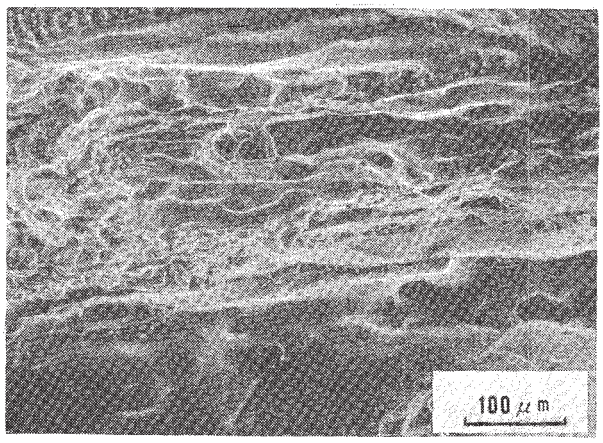


Fig. 3　Fig. 1の中央付近の拡大

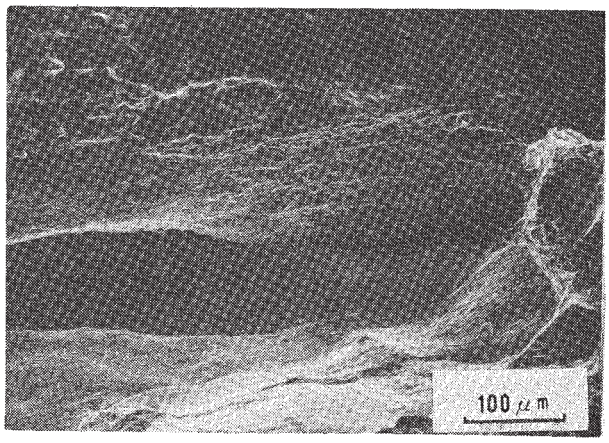


Fig. 4　Fig. 1の右端部付近の拡大

(16) 高炭素鋼のTIG溶接時に発生した凝固割れの破面

— 急速引張型高温割れ試験 —

(16) Fracture Surface of Solidification Crack in TIG Arc Welding of High Carbon Steel

— Rapid Tensile Hot Cracking Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：みがき特殊帯鋼 S75CM (板厚 2 mm).

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

	C	Si	Mn	P	S
母　　材	0.77	0.22	0.43	0.020	0.009

溶 接 (Welding)

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

溶接条件 (Welding condition)

アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (mm/min)
14～16	75～80	50

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：急速引張型高温割れ試験

試験片形状 (Specimen configuration)：300mm長×80mm幅× 2 mm厚

試験条件 (Test condition)：溶接中に10mm／sec の変形速度で試験片を瞬時に引張り，凝固割れを発生させた.

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

この試験法では所定のひずみ量が瞬時に付加されるため，ひずみ付加時の溶融池後端付近の凝固脆性温度領域で凝固割れが発生する．そのため破面には凝固脆性温度領域内の各温度に対応した破面の変化を観察することができる．Fig.1 は凝固脆性温度領域の破面の全景を示したものである．溶接方向は左方向であるため，Fig.1 では右方向に進むにしたがって割れ開口時の温度が低下している．すなわち Fig.1 の左端部は凝固脆性温度領域の上限温度に対応していて，この温度はほぼ液相線温度に等しい．また Fig.1 の右端部の強制破断部に隣接した部分は凝固脆性温度領域の下限温度に対応していて，これは真の固相線温度にほぼ等しい．高温側ではセル状樹枝状晶による突起が顕著に見られるが，低温側になるにしたがって破面が平坦になっていく様子が見られる．Fig.2～Fig.4 は Fig.1 の破面を部分的に拡大したものである．

溶接方向

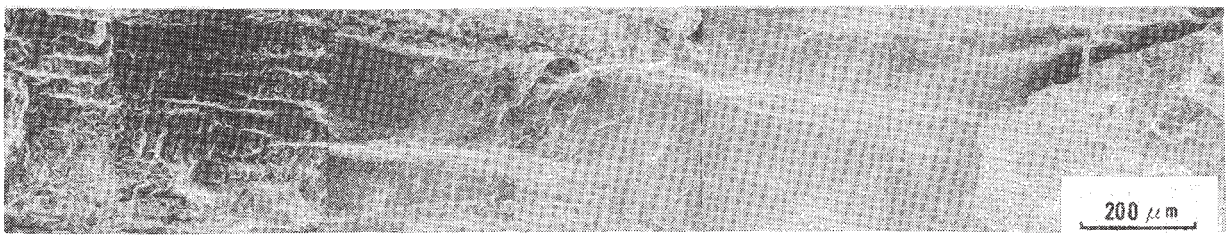


Fig. 1　凝固脆性温度領域のミクロ破面の全景（ただし右端は強制破断部）

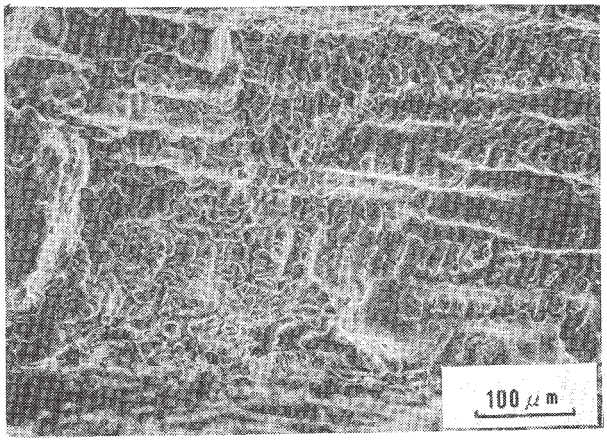


Fig. 2　Fig. 1の左端部付近の拡大

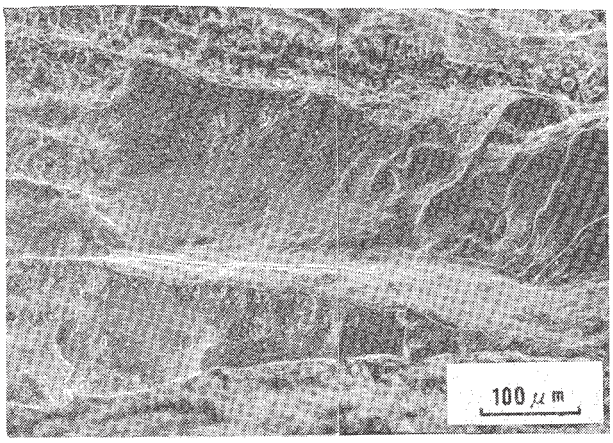


Fig. 3　Fig. 2の右隣部の拡大

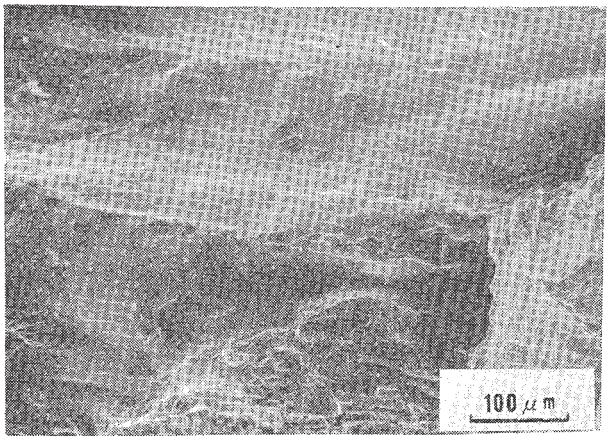


Fig. 4　Fig. 1の右端部付近の拡大

(17) マルテンサイト系ステンレス鋼のTIG溶接時に発生した凝固割れの破面

— トランス・バレストレイン試験 —

(17) Fracture Surface of Solidification Crack in TIG Arc Welding of Martensitic Stainless Steel

— Trans-Varestraint Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：13%Cr 系特殊ステンレス鋼 (板厚5mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	W	N
母　材	0.20	0.44	0.65	0.015	0.017	0.72	13.7	1.08	0.41	1.17	0.024

機械的性質 (Mechanical property)

	引張強さ (kgf/mm²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm²)	伸び (%)
母　材	93.6	75.5	13.8

溶　接 (Welding)

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

溶接条件 (Welding condition)

アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (mm/min)	積層方法
10	130	80	1層1パス

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：トランス・バレストレイン試験

試験片形状 (Specimen configuration)：300mm長×200mm幅×5mm厚

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 は，発生した割れの一つを強制破断して得たマクロ破面を示したものであり，Fig.2 はそのスケッチである．Fig.1 で溶接方向は右方向であり，曲げひずみ付加時の溶融池後端からある距離まで割れが発生している．凝固割れの部分にはスケール (Scale) が若干あるため，金属光沢はほとんど見られない．Fig.2 の A，B，C にわた

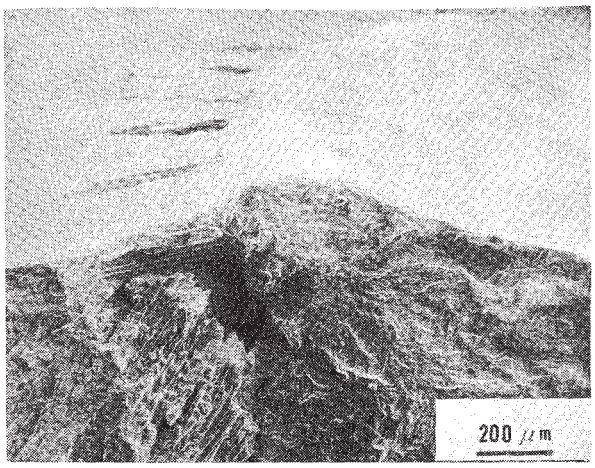


Fig. 1　マクロ破面

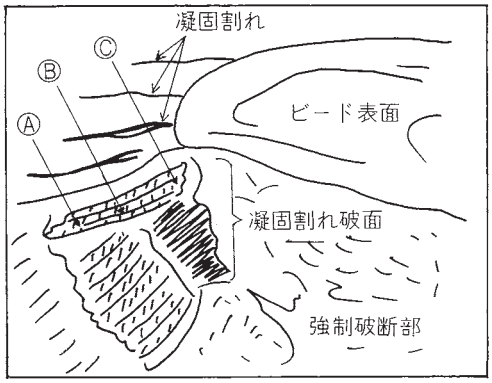


Fig. 2　Fig. 1のスケッチ

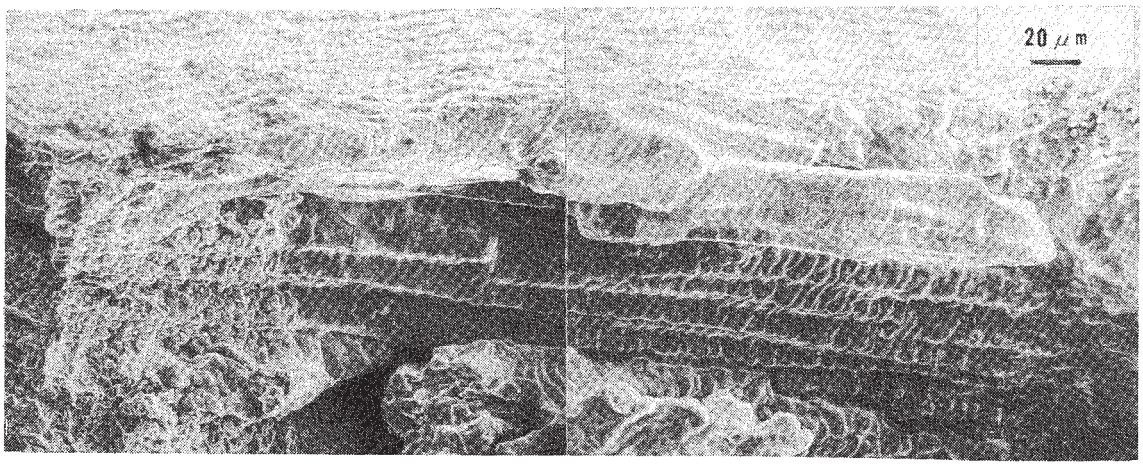


Fig. 3　Fig. 2のA，B，Cにわたる低倍率のミクロ破面

る部分を拡大したミクロ破面を Fig.3 に示す. 右方向, すなわち高温度側ではセル状樹枝状晶による突起が顕著であり, 逆に左方向, すなわち低温度側では突起は次第に不明瞭になっている. Fig.2 の A, B および C をそれぞれ拡大したミクロ破面を Fig.4～6 に示す.

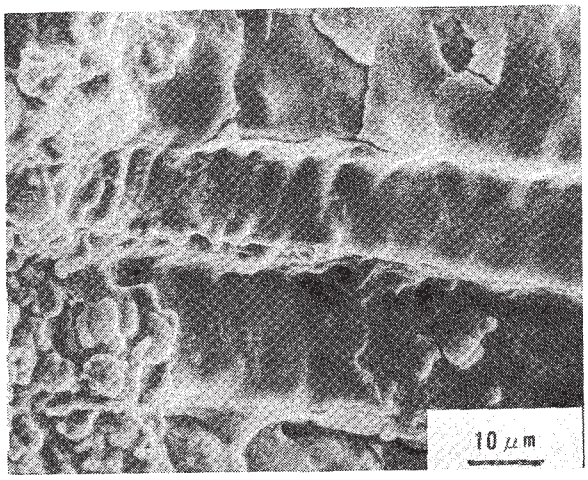


Fig. 4　Fig. 2のA部のミクロ破面

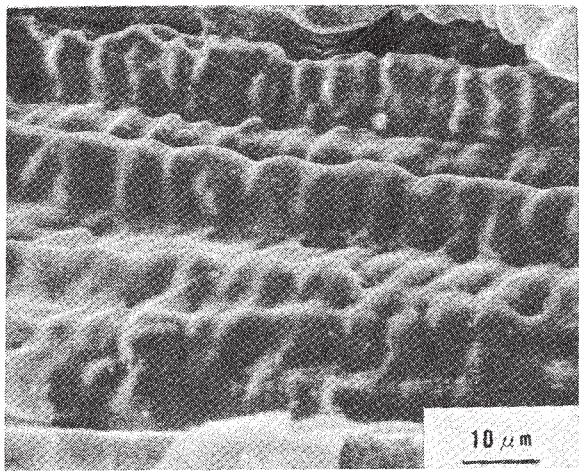


Fig. 5　Fig. 2のB部のミクロ破面

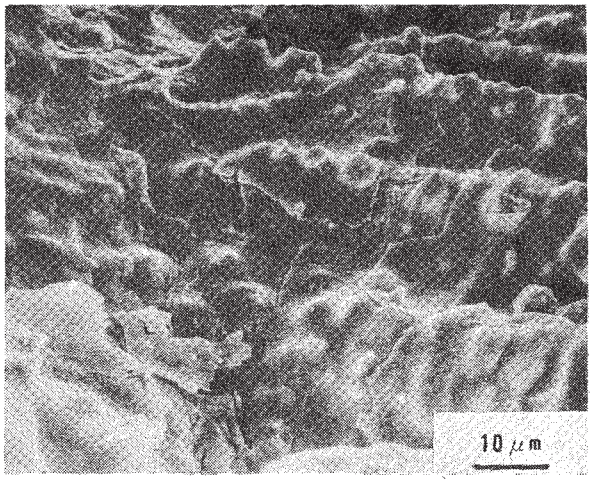


Fig. 6　Fig. 2のC部のミクロ破面

(18) オーステナイト系ステンレス鋼の被覆アーク溶接時に発生した凝固割れの破面

— C形ジグ拘束突合せ溶接割れ試験 —

(18) Fracture Surface of Solidification Crack in Shielded Metal-Arc Welding of Austenitic Stainless Steel

— FISCO Cracking Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：オーステナイト系ステンレス鋼　SUS316 (板厚20mm).

溶接材料 (Welding material)：オーステナイト系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒 D316 (径4.0mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
母材(規格値)	≦0.08	≦1.00	≦2.00	≦0.040	≦0.030	10.00 ～14.00	16.00 ～18.00	2.00 ～3.00
溶 着 金 属	0.05	0.26	1.40	0.024	0.003	12.51	18.41	2.15

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm²)	降 伏 点 (0.2%耐力) (kgf/mm²)	伸 び (%)
母　　材(規 格 値)	≧53	≧21	≧40
溶 着 金 属(測 定 例)	56.8	—	43

溶 接 (Welding)

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

溶接条件 (Welding condition)

開 先 形 状	溶 接 棒 の 乾 燥 条 件	アーク電圧 (V)	溶 接 電 流 (A)	溶 接 速 度 (mm/min)	積 層 方 法
Y　　形	200℃×1hr	22～25	135	180	1層1パス

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：C形ジグ拘束突合せ溶接割れ試験　JIS Z3155

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 は，割れ試験後の強制曲げによって破断させた試験片をスケッチしたものであり，クレータ部にのみ凝固割れの発生が見られる．Fig.2 は凝固割れのミクロ破面を示したものであり(ただし右上部と左上部は強制破断部)，柱状晶による方向性とセル状樹枝状晶の突起を伴った丸みをもつ様相が見られる．Fig.3 は Fig.2 のA部を拡大したものである．

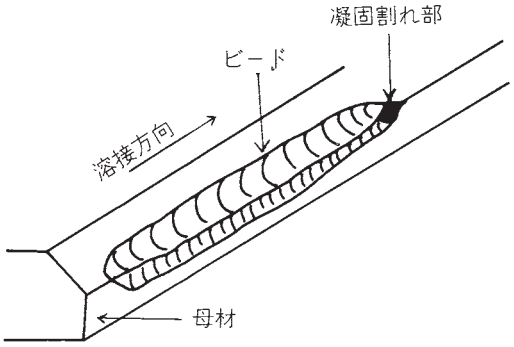


Fig. 1　試験片形状

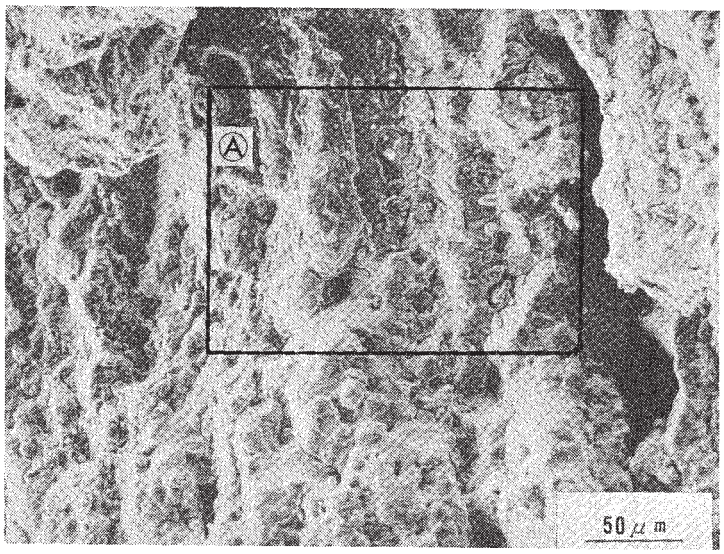


Fig. 2　ミクロ破面の一般例

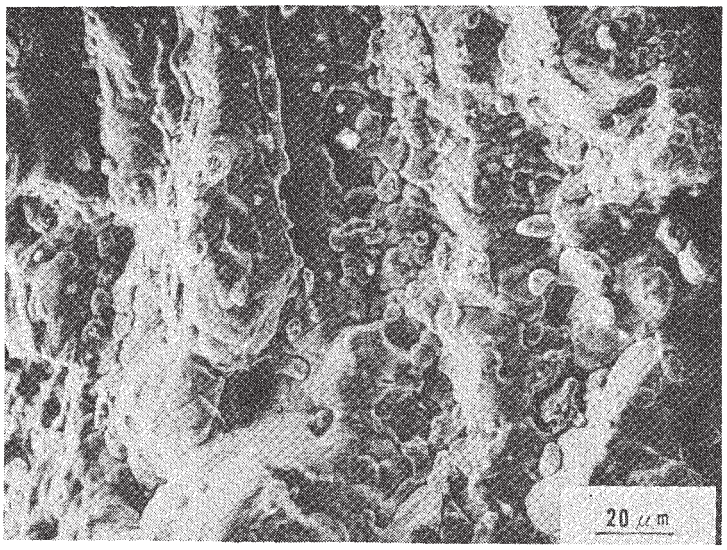


Fig. 3　Fig. 2のA部の拡大

(19) オーステナイト系ステンレス鋼溶接棒による3.5%Ni鋼の被覆アーク溶接時に発生した凝固割れの破面

— C形ジグ拘束突合せ溶接割れ試験 —

(19) Fracture Surface of Solidification Crack in Shielded Metal-Arc Welding of 3.5%Ni Steel with Austenitic Stainless Steel Electrode

— FISCO Cracking Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：圧力容器用3.5%Ni鋼板 ASTM A203-D (板厚25mm).

溶接材料 (Welding material)：オーステナイト系ステンレス鋼被覆アーク溶接棒 D309 (径3.2mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
母　　材	0.13	0.22	0.54	0.010	0.003	3.31	—
溶着金属	0.067	0.48	1.87	0.009	0.011	12.60	24.60

溶　接 (Welding)

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

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (mm/min)	積層方法
45°Y形	27	140	200	1層1パス

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：C形ジグ拘束突合せ溶接割れ試験　JIS Z3155

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 はクレータ割れ発生部のマクロ組織を示したものであり，Fig.2 はそのスケッチである．一般に，クレータ割れは，鋳造における押し湯中の引け巣と同様に，クレータの表面からわずかに内部の最終凝固層で空洞状に発生する．

Fig.3 はクレータ割れのミクロ破面を示したものであり，セル状樹枝状晶の突起が顕著に見られる．Fig.4 は割れ断面のミクロ組織を示したものであり，これからもクレータ割れがセル状樹枝状晶の境界で発生していることがよく分る．なおX線マイクロアナライザーでの分析結果によれば，クレータ割れ先端部での成分元素の偏析は割れの発生していないセル状樹枝状晶境界と同様であった．

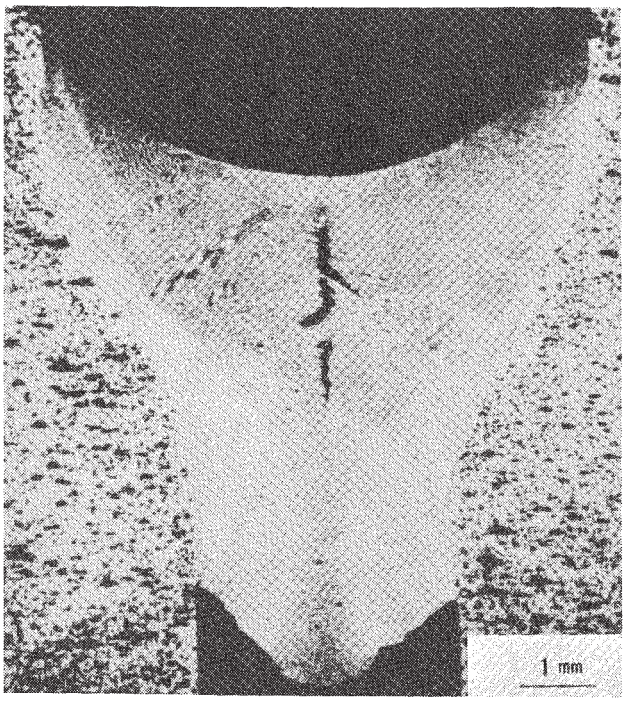


Fig. 1　クレータ割れ部の断面マクロ組織

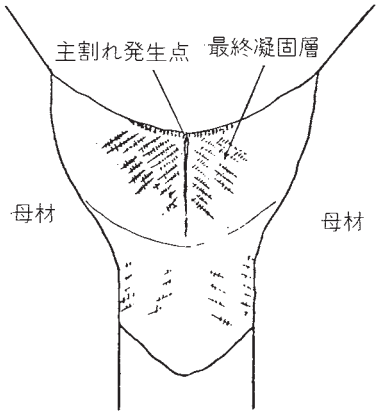


Fig. 2　Fig. 1のスケッチ

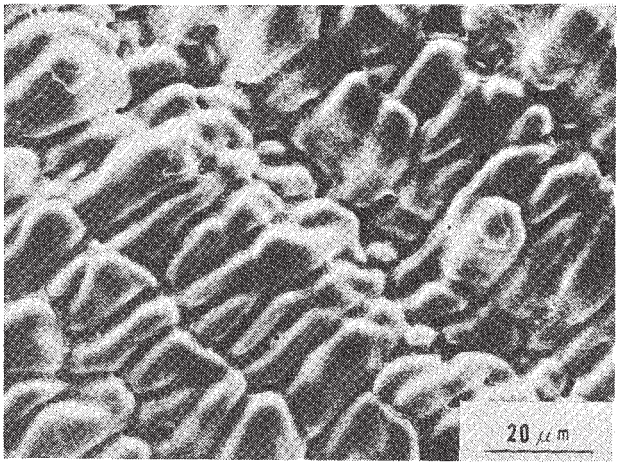


Fig. 3　クレータ割れのミクロ破面

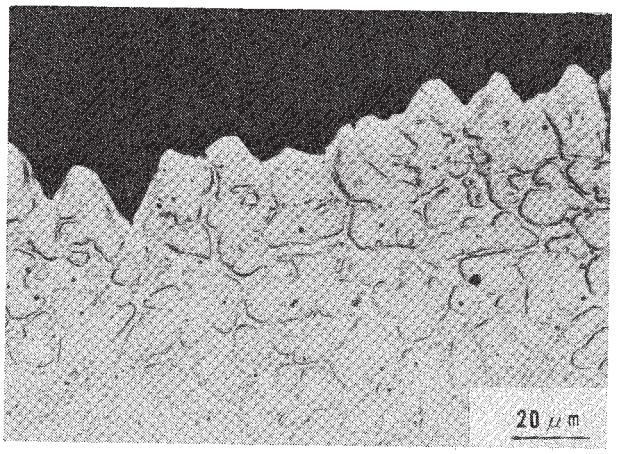


Fig. 4　クレータ割れの断面ミクロ組織

(20) インコネル系溶接棒によるオーステナイト系ステンレス鋼管と2¼Cr-1Mo鋼管の被覆アーク溶接時に発生した凝固割れの破面

(20) Fracture Surface of Solidification Crack in Shielded Metal-Arc Welding of Austenitic Stainless Steel Pipe and 2¼ Cr-1Mo Steel Pipe with Inconel Electrode

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：①配管用ステンレス鋼鋼管 SUS304TP(板厚12mm, 外径95mm).

②配管用合金鋼鋼管 STPA24 (板厚12mm, 外径95mm).

溶接材料 (Welding material)：ニッケル合金被覆アーク溶接棒 DNiCrFe-3(径5.0mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Fe	Ti	Nb+Ta	備考
①母　　材	0.04	0.51	1.65	0.025	0.001	18.6	9.6	—	—	—	—	(SUS304TP)
②母　　材	0.10	0.39	0.45	0.025	0.008	2.20	—	0.95	—	—	—	(STPA24)
溶着金属(分析例)	0.023	0.87	7.99	—	0.006	13.80	—	—	7.03	0.36	1.65	—

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)
①母　　材	62	30	59	— at — ℃
②母　　材	51	36	34	18.0 at 0 ℃
溶着金属(測定例)	65	—	40	— at — ℃

溶　接 (Welding)

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

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	溶接棒の乾燥条件	予熱・層間温度 (℃)	溶接電流 (A)	溶接速度 (mm/min)	積層方法
U　　形	250℃×1hr	250	170～200	100	4層11パス

試　験 (Test)

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

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 は SUS304 ステンレス鋼管と STPA24 低合金鋼管の Ni 基合金インコネル被覆アーク溶接棒による溶接金属において発生した凝固割れのマクロ破面である．溶接には比較的高い電流条件を用い，高温割れを発生させ易くした．Fig.2 はマクロ破面をスケッチしたもので，A部に凝固割れが認められ，その周囲は強制破面である．A部をさらに高倍率で拡大したミクロ破面が Fig.3 と 4 である．ミクロ破面は Fig.4 のように高温割れ特有のなめらかな表面を示し，セル状樹枝状晶の突起が見られる．また破面には角ばった形状の晶出物も見られる．

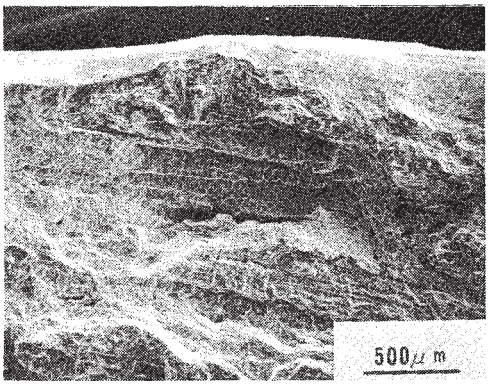


Fig. 1　マクロ破面

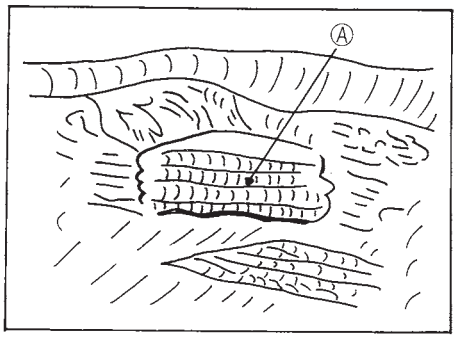


Fig. 2　Fig. 1のスケッチ

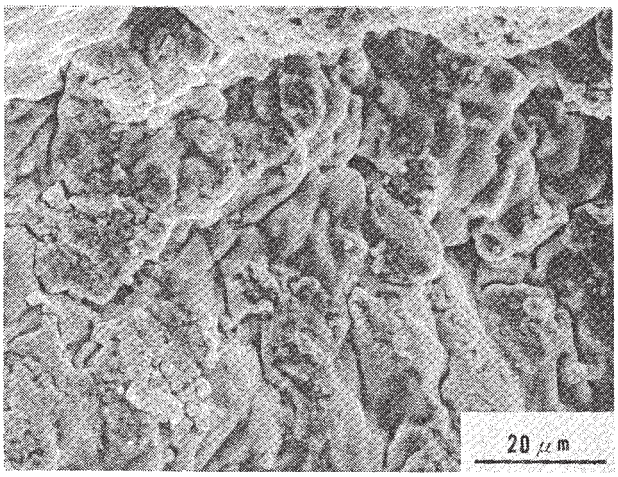


Fig. 3　Fig. 2のA部のミクロ破面

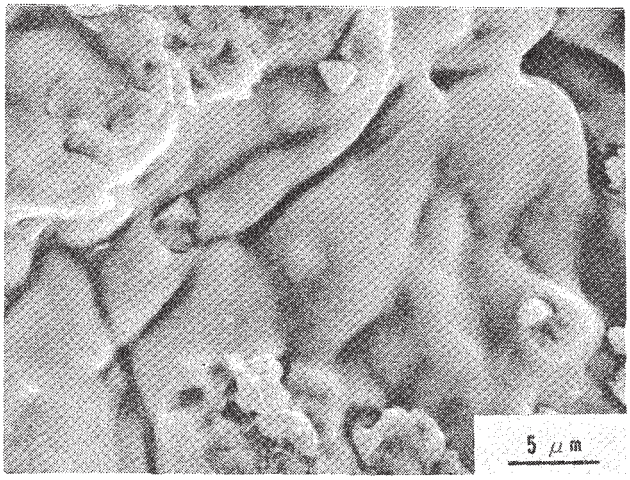


Fig. 4　Fig. 3の中央部の拡大

(21) インコネル系ワイヤによるステンレスクラッド材のTIG溶接時に発生した凝固割れの破面

(21) Fracture Surface of Solidification Crack in TIG Arc Welding of Stainless-Clad Steel with Inconel Wire

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：ステンレスクラッド材（母材炭素鋼＋オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304）（板厚35㎜）.

溶接材料 (Welding material)：インコネル系フィラーワイヤ　AWS ERNiCr-3 相当

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe	Nb	Ti
クラッド材	0.048	0.64	1.46	0.019	0.006	9.96	19.15	—	—	—
溶着金属(分析例)	0.03	0.11	3.05	—	—	72.7	19.7	1.50	2.68	0.35

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)	積層方法
V　　形	100	14～15	100～200	15～18	1層1パス

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 は試験片形状と割れ発生位置をスケッチしたものである．ビード中央部で割れが発生している．その一般的なミクロ破面を Fig.2～5 に示す．セル状樹枝状晶による突起が顕著に見られる．

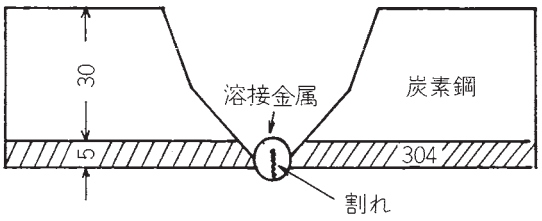


Fig. 1　割れの発生位置のスケッチ

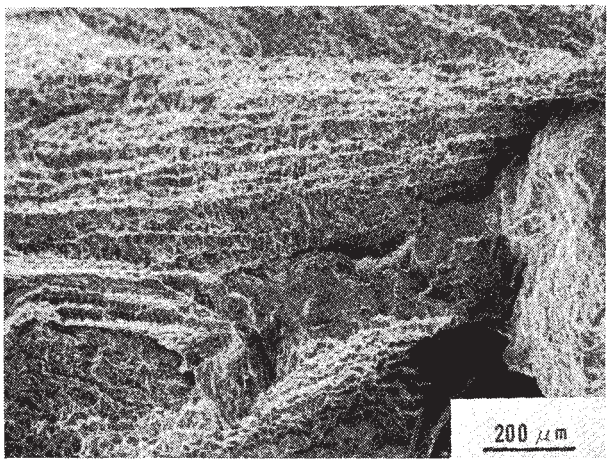


Fig. 2　ミクロ破面の一例

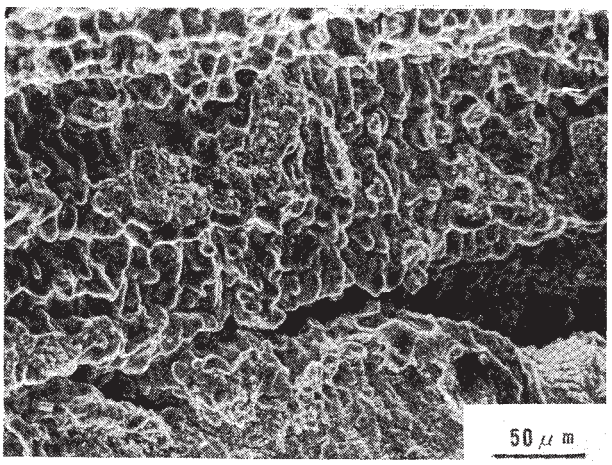


Fig. 3　Fig. 2のほぼ中央部の拡大

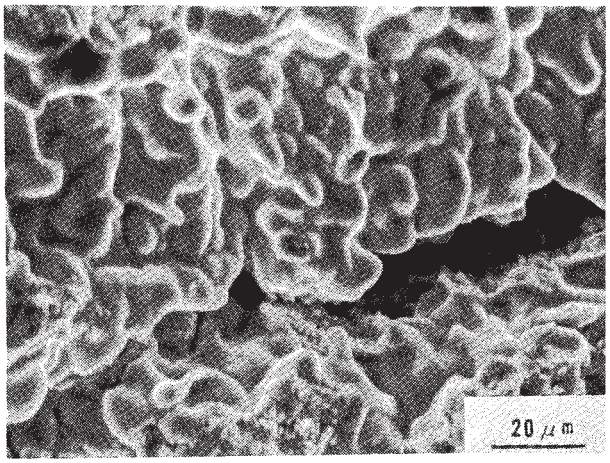


Fig. 4　Fig. 3のほぼ中央部の拡大

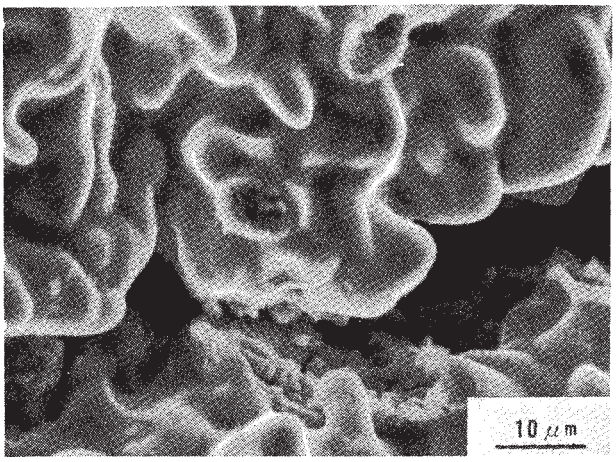


Fig. 5　Fig. 4のほぼ中央部の拡大

(22) 中炭素鋼の熱影響部に発生した液化割れの破面

— 引張型高温割れ試験 —

(22) Fracture Surface of Liquation Crack in HAZ of Medium Carbon Steel

— Tensile Hot Cracking Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：みがき特殊帯鋼 S35CM (板厚2㎜).

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

	C	Si	Mn	P	S
母　　材	0.34	0.02	0.77	0.023	0.017

溶 接 (Welding)

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

溶接条件 (Welding condition)

アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (㎜/min)
12	80	100

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：引張型高温割れ試験法

試験片形状 (Specimen configuration)：150㎜長×50㎜幅×2㎜厚

試験条件 (Test condition)：20kg f／㎟の応力を溶接方向に負荷した後，0.2㎜／sec の平均変位速度で引張りながら溶接を行なった.

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 は割れ試験後の試験片の外観を示したものであり，溶接金属内に縦割れと横割れからなる凝固割れが多数発生しているが，横割れの一部が HAZ の液化割れと連なっていた. Fig.2 は液化割れ部(L)の低倍率の破面を示したものであり，その右側(S)は凝固割れ，その左側(A)は強制破断部である. Fig.3 は Fig.2 の中央部を拡大したものであり，全体として滑らかな粒界破面が見られる. また所々で光ったテア・リッジ (Tear ridge) 状のものが見られる. Fig.4 は Fig.3 で黒枠で囲った部分を拡大したものであり，これから分るようにテア・リッジ状のものは常温付近あるいはそれ以下の温度で発生する破壊に際して見られるテア・リッジとはその様相が異なっている. 恐らく融液相の存在が影響しているものと思われる. Fig.4 で矢印部には介在物があるが，これは Fig.5 の分析結果によれば MnS 系介在物である.

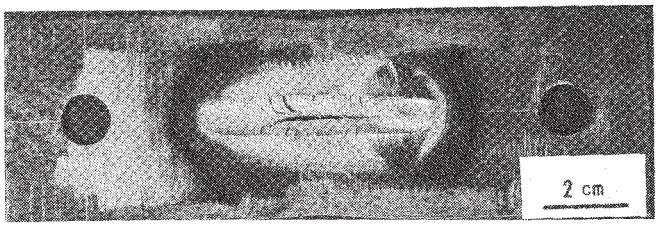


Fig. 1　割れ試験後の試験片の外観

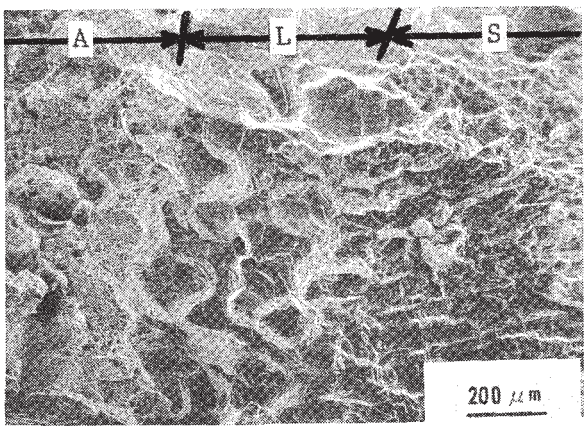


Fig. 2　液化割れ部の低倍率のミクロ破面（L：液化割れ，S：凝固割れ，A：強制破断部）

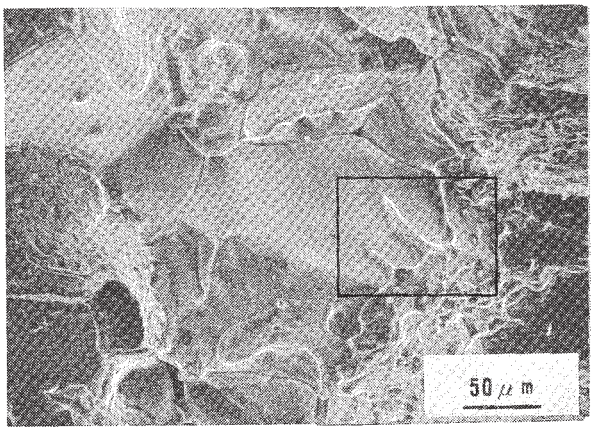


Fig. 3　Fig. 2の中央部の拡大

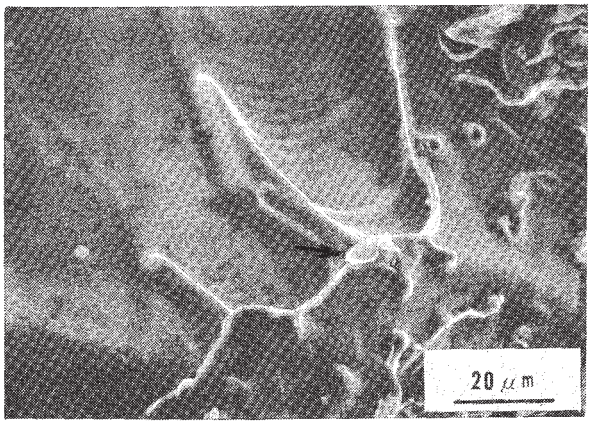


Fig. 4　Fig. 3で黒枠で囲った部分の拡大

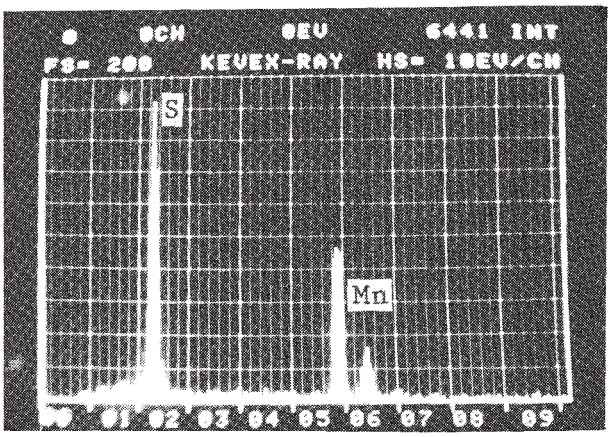


Fig. 5　Fig. 4で矢印で示した介在物の分析結果

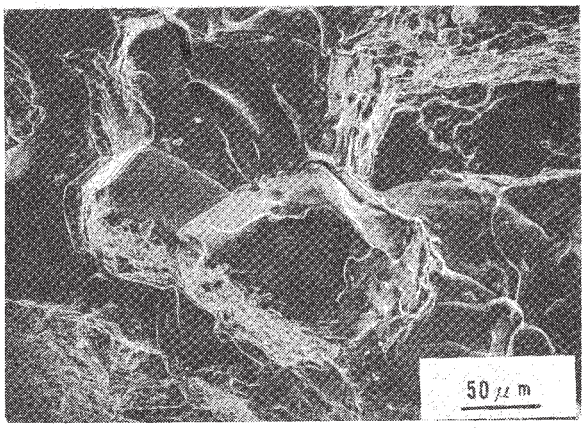


Fig. 6　Fig. 2の中央よりやや下部の拡大

Fig.6 は別の位置の粒界破面を示したものであり，Fig.7 は Fig.6 の中央部を拡大したものである．Fig.7 の中央付近には二つの介在物が見られるが，これは Fig.8 の分析結果によれば一部に硫化物を含む酸化物系介在物である．

Fig.9 はさらに別の位置の粒界破面を示したものであり，Fig.10 は Fig.9 の中央部を拡大したものである．Fig.11 と Fig.12 は Fig.10 をそれぞれ部分的に拡大したものであり，細長い介在物はいずれも MnS 系介在物である．これらはその形態から見て，明らかに一度液化した後に共晶凝固したものである．

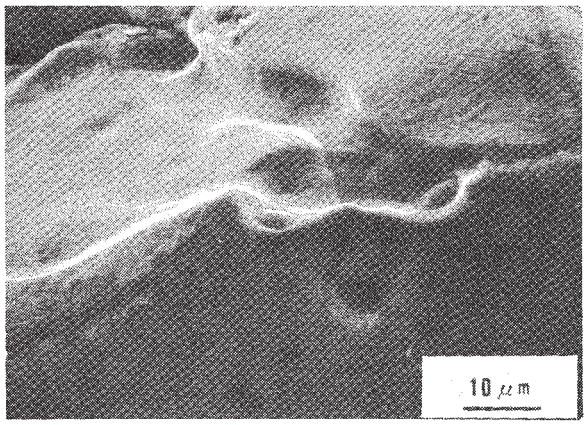


Fig. 7　Fig. 6 の中央部の拡大

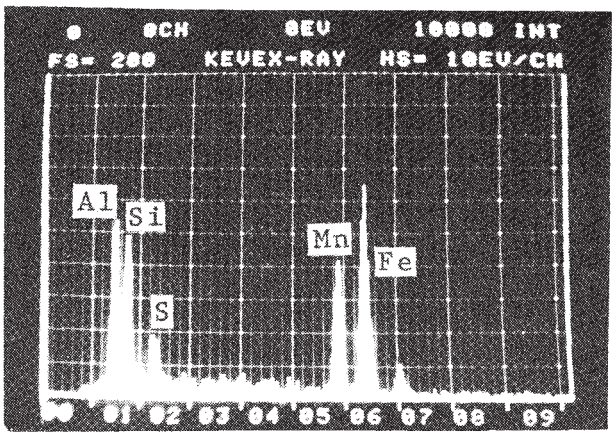


Fig. 8　Fig. 7 の中央付近にある二つの介在物の分析結果

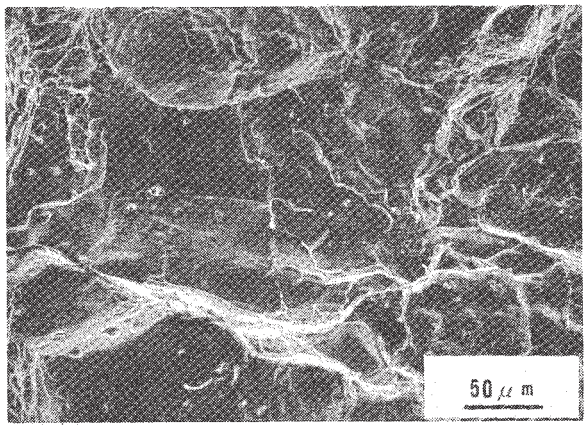


Fig. 9　Fig. 2 の中央よりやや右上方部の拡大

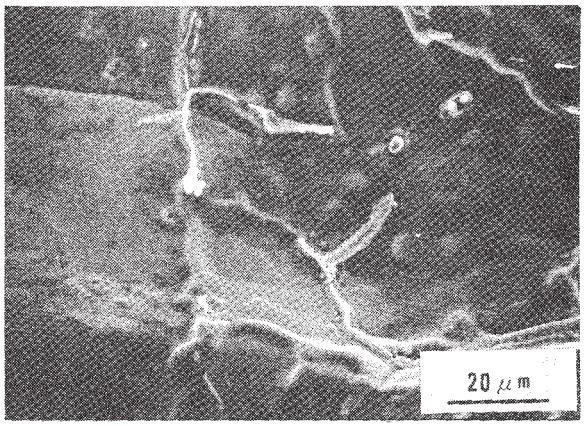


Fig. 10　Fig. 9 の中央部の拡大

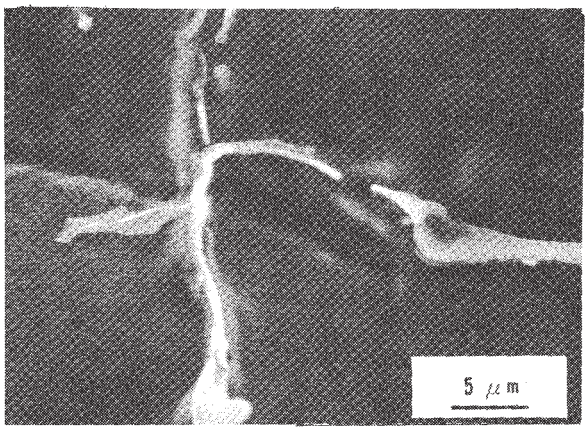


Fig. 11　Fig. 10の中央部よりやや左上方部の拡大

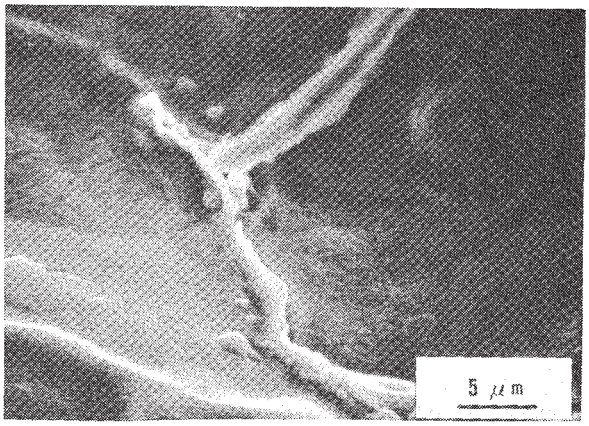


Fig. 12　Fig. 10の中央部よりやや右下方部の拡大

(23) 中炭素鋼の再加熱を受けた溶接金属に発生した液化割れの破面

— クロスビード式引張型高温割れ試験 —

(23) Fracture Surface of Liquation Crack in Reheated Weld Metal of Medium carbon Steel

— Cross-Bead Type Tensile Hot Cracking Test —

材　料 (Material)

母　　材 (Base metal)：みがき特殊帯鋼 S35CM (板厚 2 mm).

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

	C	Si	Mn	P	S
母　　材	0.34	0.02	0.77	0.023	0.017

溶　接 (Welding)

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

溶接条件 (Welding condition)

アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (mm/min)
12	80	100

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：クロスビード式引張型高温割れ試験法

試験片形状 (Specimen configuration)：150mm長×50mm幅×2mm厚

試験条件 (Test condition)：第 1 パスを溶接後，それに直交するように20kg f／mm² の応力を負荷し，0.2mm／sec の平均変位速度で引張りながら第 2 パスの溶接を行なった.

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 は割れ試験後の試験片の外観を示したものであり，第 2 パス溶接金属内に縦割れと横割れからなる凝固割れが多数発生しているが，横割れの一部が第 1 パス溶接金属の液化割れと連なっていた．Fig.2 は液化割れ部(L)の低倍率の破面を示したものであり，その右側(S)は第 2 パスの凝固割れ，その左側(A)は強制破断部である．Fig.3 は Fig.2 の中央部を拡大したものであり，全体として滑らかな粒界破面が見られる．第 1 パス溶接金属は柱状晶による方向性をもっているのにもかかわらず，Fig.3 の破面で方向性がほとんど見られないのは，変態によって方向性が消失したためであろう.

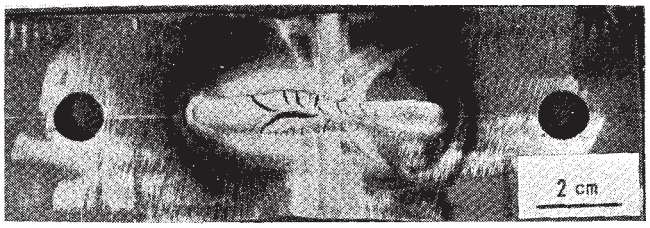


Fig. 1　割れ試験後の試験片の外観

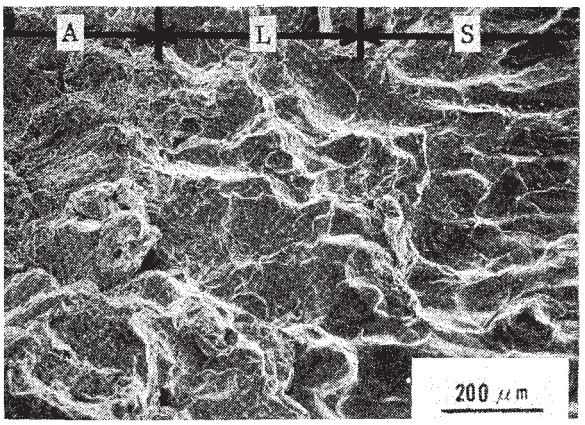


Fig. 2　液化割れ部の低倍率のミクロ破面（L：液化割れ、S：凝固割れ、A：強制破断部）

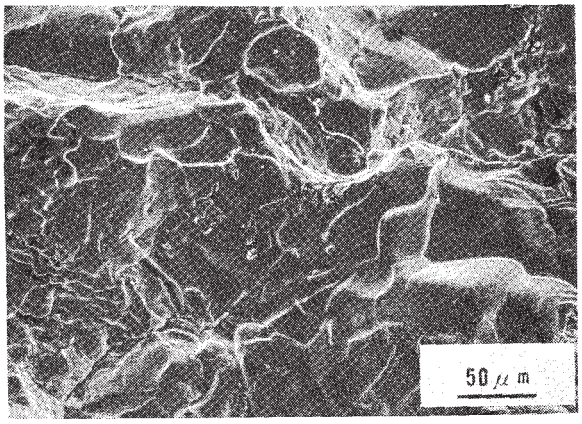


Fig. 3　Fig. 2の中央部の拡大

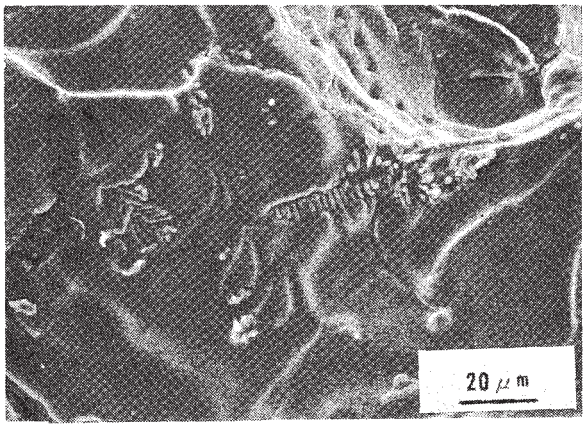


Fig. 4　Fig. 3の中央部の拡大

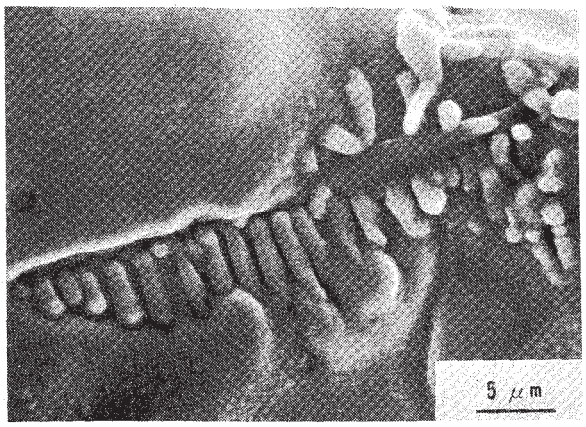


Fig. 5　Fig. 4の中央やや右部の拡大

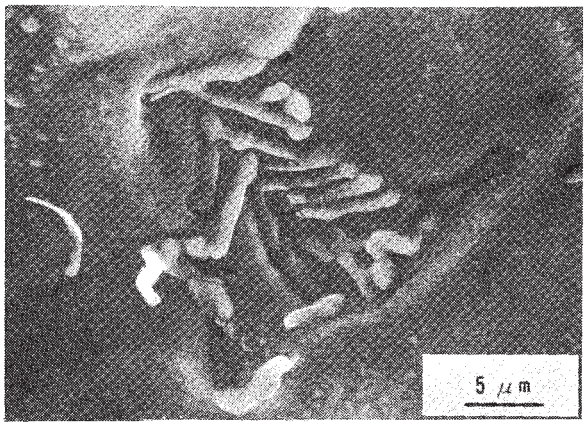


Fig. 6　Fig. 4の中央やや左部の拡大

Fig.4 は Fig.3 の中央部を拡大したものであり，また Fig.5 と Fig.6 は Fig.4 の右部と左部を拡大したものである．これらの破面に見られる樹枝状晶的な介在物は MnS 系介在物である．また Fig7 と Fig.8 は別の MnS 系介在物の例を示したものである．これらはその形態から見て，第 2 パスによって液化した後に共晶凝固したものである．Fig.9 はこれらの介在物の分析結果の一例を示したものである．

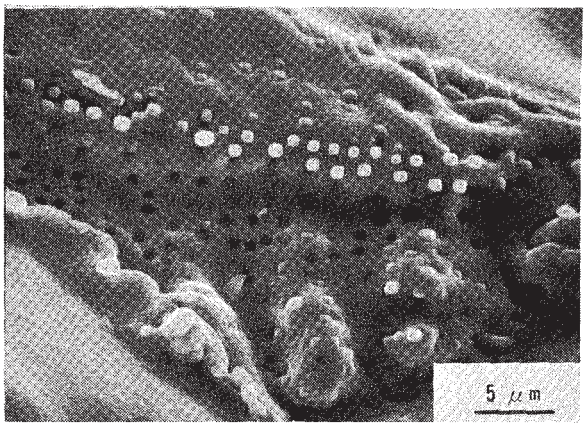


Fig. 7　別の破面の例

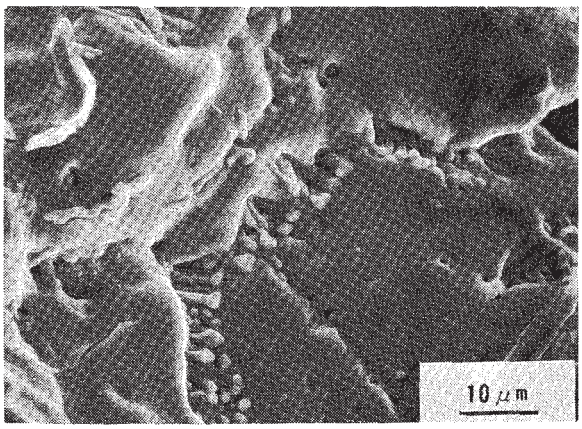


Fig. 8　別の破面の例

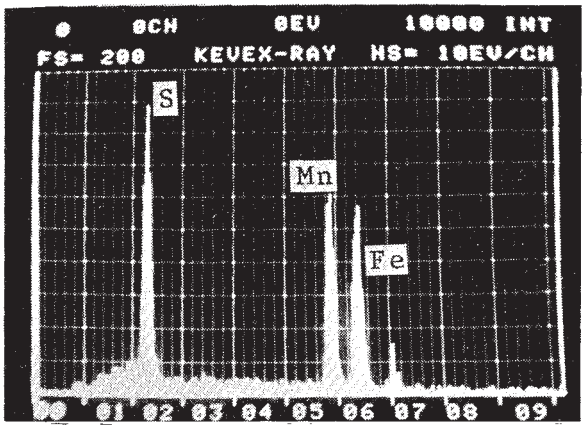


Fig. 9　Fig. 5～8の介在物の分析例

(24) Fe-36%Ni合金インバーの再加熱を受けた溶接金属に発生した延性低下割れの破面

— クロスビード式引張型高温割れ試験 —

(24) Fracture Surface of Ductility-Dip Crack in Reheated Weld metal of Fe-36%Ni Alloy Invar

— Cross-Bead Type Tensile Hot Cracking Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：Fe-36%Ni 合金インバー (板厚1.5㎜).

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni
母　　材	0.028	0.20	0.37	0.002	0.005	36.29

溶 接 (Welding)

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

溶接条件 (Welding condition)

アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (㎜/min)
第1パス：7 第2パス：11	第1パス：40 第2パス：60	100

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：クロスビード式引張型高温割れ試験法

試験片形状 (Specimen configuration)：150㎜長×50㎜幅×1.5㎜厚 (Fig.1 参照)

試験条件 (Test condition)：第1パスを溶接後, 一定応力を負荷しながら第2パスの溶接を行なった.

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 は試験片形状と試験法の原理を示したものである. Fig.2 は割れの一般的な発生状況を示したものであり, 割れは第2パスの溶融境界から少し離れた第1パス溶接金属の中央付近で発生する. このことからこの割れは液化割れではなく, 延性低下割れであることが分る. 負荷応力を高くすると, Fig.3 に示すように割れはさらに液化割れ, 第2パス溶接金属の凝固割れへと進展する.

ミクロ破面としてまず Fig.4～Fig.6 は凝固割れの例を示したものである. これらのうち Fig.4 と Fig.5 が一般的な破面を示したものであり, Fig.4 において特にセル状樹枝状晶による突起が顕著に見られる. Fig.5 においてはセル状樹枝状晶による突起は

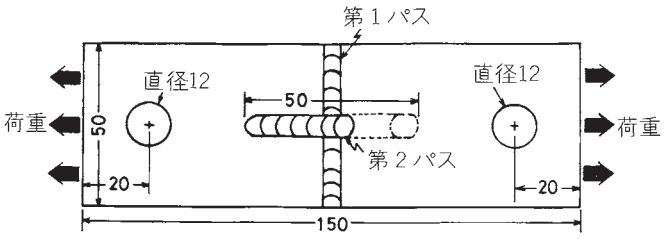


Fig. 1　試験片形状と試験法の原理

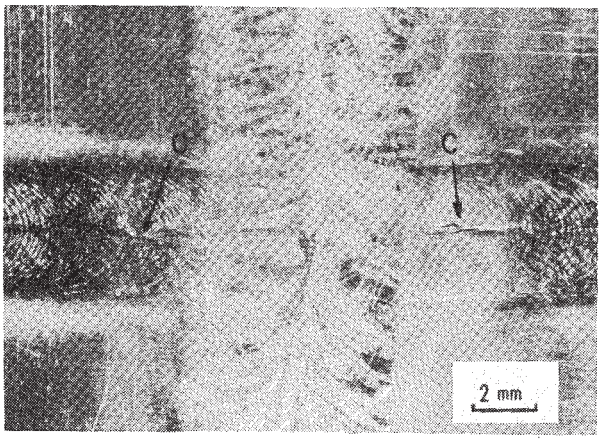


Fig. 2　一般的な割れの発生状況（C：割れ）

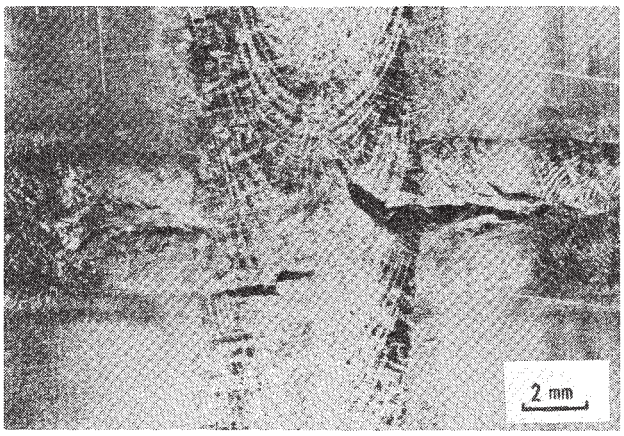


Fig. 3　高負荷応力時の割れの発生状況

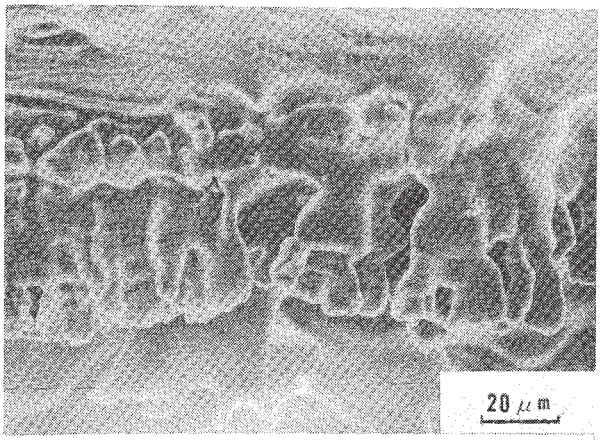


Fig. 4　凝固割れのミクロ破面の例

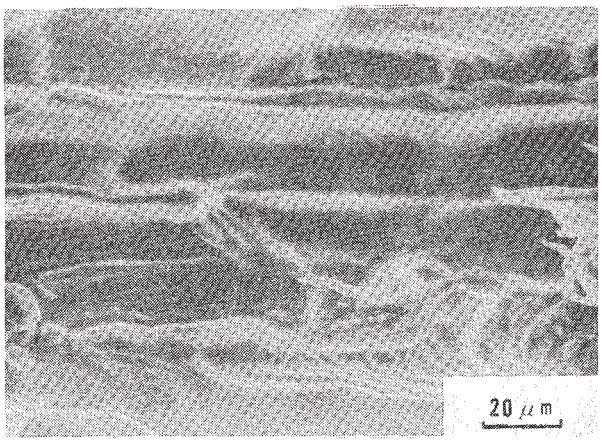


Fig. 5　凝固割れのミクロ破面の例

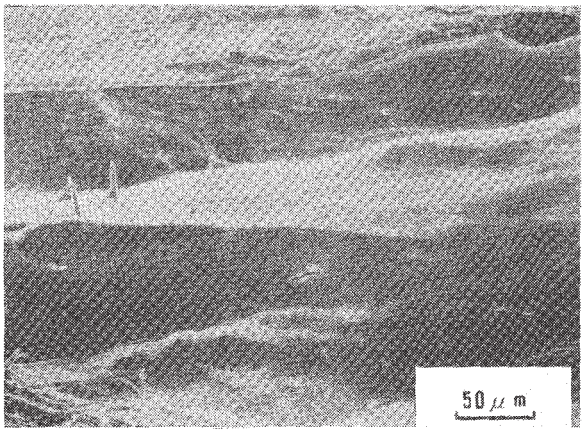


Fig. 6　凝固割れのミクロ破面の例

やや不鮮明であるが，融液が引きちぎられたかのようなものがいくつか見られる．Fig.6は溶融境界付近に見られた破面を示したもので，Fig.5に比してさらに平担さが増しているが融液が引きちぎられたかのような小さな突起が少し見られる．

Fig.7は液化割れの破面を示したものであり，滑らかで方向性のある粒界破面が見られる．

Fig.8は延性低下割れの破面を示したものであり，柱状晶による方向性のある粒界破面が見られるが，凝固割れや液化割れ破面におけるような滑らかさはまったくない．Fig.9～Fig.11は高倍率で観察した破面を示したものであり，ディンプル（Dimple），ボイド（Void）あるいは縞状模様が見られることから，粒界析出物あるいは粒界偏析がこの割れを引きおこしたのではないかと思われる．

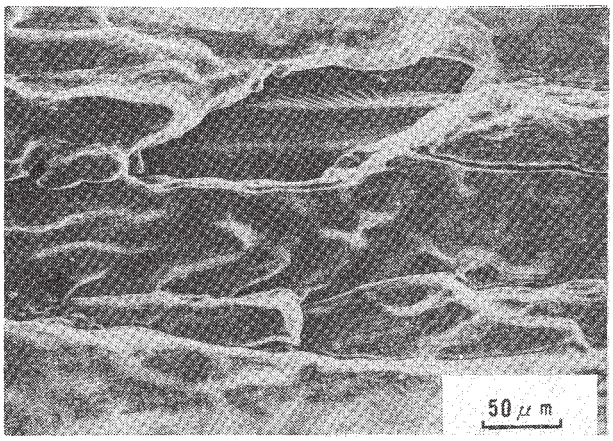


Fig. 7　液化割れのミクロ破面

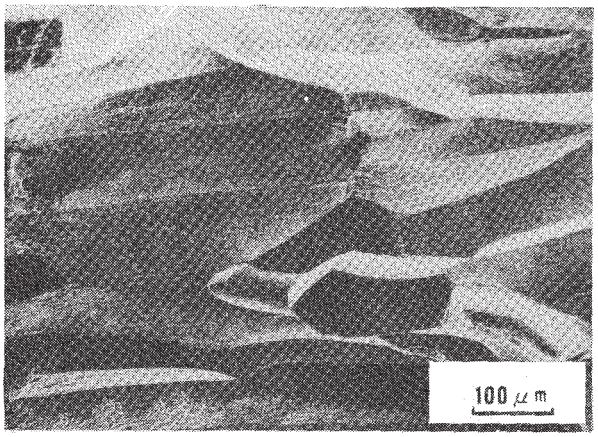


Fig. 8　延性低下割れのミクロ破面

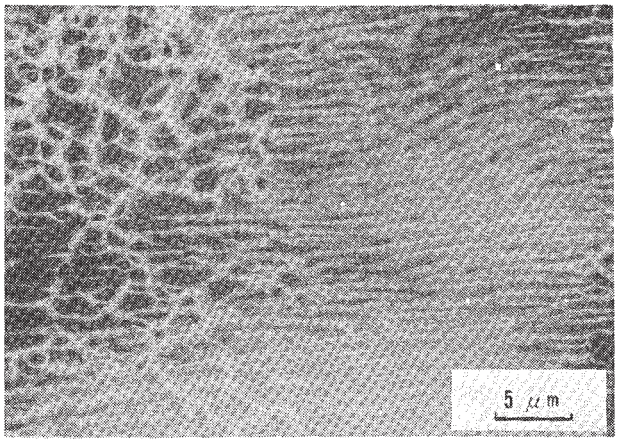


Fig. 9　高倍率で観察した延性低下割れのミクロ破面

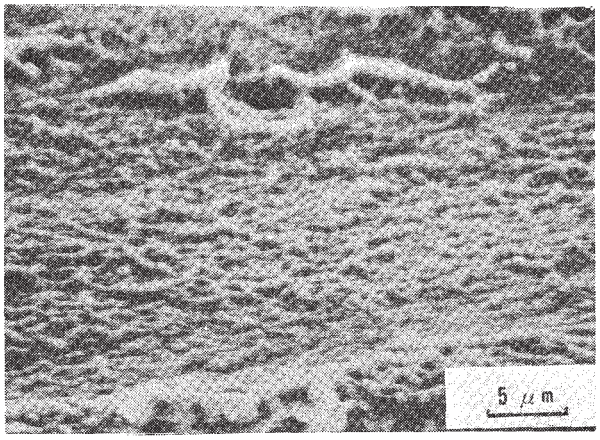


Fig. 10　高倍率で観察した延性低下割れのミクロ破面

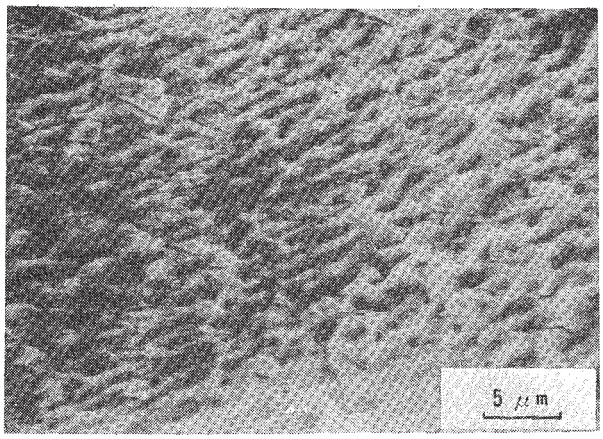


Fig. 11　高倍率で観察した延性低下割れのミクロ破面

I．2 低温割れ (Cold Cracks)

概説 (Outline)

溶接低温割れは溶接金属および母材熱影響部に生じるが，その発生場所によってルート割れ，ヒール割れおよびトウ割れなどに分類される．これらの発生の要因は，(1) 溶接部に生じる拘束応力，(2) 溶接部の硬化組織および，(3) 溶接部に侵入する水素があげられる[1)]．

溶接部は溶接アークが通過した時点から冷却過程になると，Fig.1 の破線に示すように収縮に伴って拘束応力が生じる[2)3)]．拘束応力は拘束距離 l が小さくなるほど，また板厚が厚くなるほど大きくなる．図中の割れはルート割れの状態を示すが，溶接部が200℃以下になり，ある拘束応力（たとえば，Fig.1 の実線と交差する値）以上に達すると生じる[4)]．

割れは一般に溶接ボンド部に沿って生じる場合が多いが，その組織は Fig.2 に示す再現熱影響部 CCT 図[5)]において Cf′より短時間側の冷却時間，または冷却速度にて生じる硬化組織，マルテンサイトおよびベイナイト組織を呈する場合が多い．したがって，低温割れは溶接部が硬化組織を呈する場合に生じやすく，鋼板の炭素量および合金元素量が多い場合，および冷却時間が短かくなる場合は注意を要する．なお，冷却時間は溶接条件が予熱を付さない場合，小入熱溶接の場合および厚板の初層溶接の場合などの時に短かくなる．

溶接部に侵入する水素は大気中の湿気，溶接棒被覆剤中の湿気，結晶水および有機物，開先部の湿気，油脂，スケールおよび赤さびなどが原因で，多量に溶接金属中に含む場合に低温割れが生じやすい[1)6)]．Fig.3 は溶接金属中の水素が熱影響部を経て拡散，集積する過程を，水素が溶接継手に生じる塑性ひずみ分布に関連する転位場に集積するものとして電算機グラフィク・ディスプレー法を用いて求めた結果を示す[7)]．図中の下図は継手の有限要素分割を示し，上図は個々の要素における水素濃度レベル（縦軸）を示す．拘束溶接において，図に示すように水素は溶接ルート部に拡散，集積し，その後の時間の経過とともに

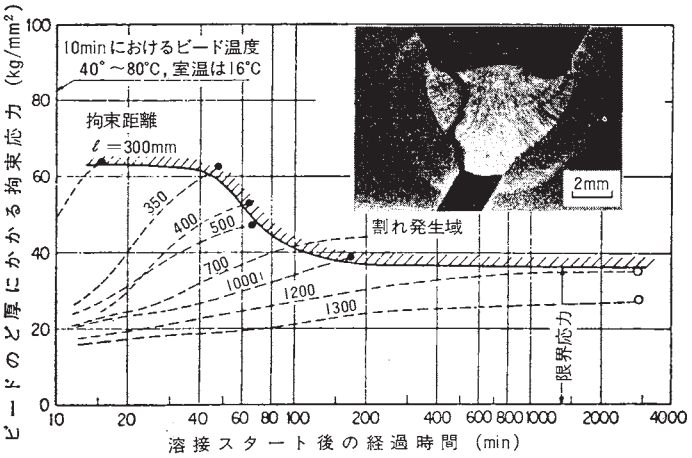


Fig.1 厚さ50mmのHT80鋼板のRRC試験結果

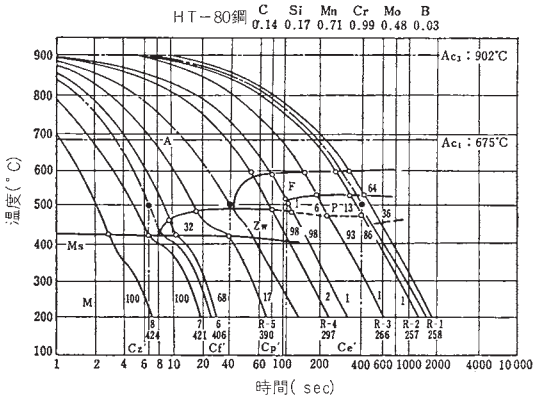


Fig.2 HT80鋼の再現溶接熱影響部の連続冷却変態線図の一例

減少する．このような水素の拡散過程において低温割れは水素集積量が多い場所およびその時間で断続的に生じ，そのために遅れ割れの一種とされている．この遅れ時間は Fig.3 に示すように溶接金属に侵入した水素がルート部などの応力（ひずみ）不均一部あるいは組織不均一部へ集積する時間に相当する．

このように低温割れは種々の要因が錯綜して生じ，破壊様式においてもそれらの要因の影響が認められる．Fig.4 および Fig.5 はインプラント試験における低温割れ破面を示す[8)9)10)]．まず，低温割れは Fig.1 に示すように拘束応力が高い場合には短時間で生じ，拘束応力が低くなるほど長時間要して破壊が生じ，ある拘束応力以下（限界応力）では割れは生じない．この場合，拘束応力が高く，短時間で破壊した破面様式は水素拡散集積を伴うための時間が短く，また応力が高いため急速破断し，ディンプル・パターン（DR；Dimple Rupture）を伴った延性破壊を示す[8)]．この破面形態は水素を含まない通常の延性破壊と類似している．拘束応力が低く，破壊までに長時間要した破面はディンプル・パターンが認

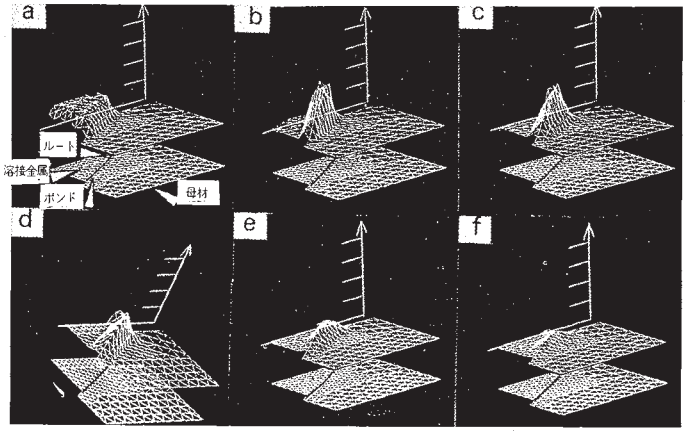


Fig.3　拘束突合せ継手部の水素拡散・集積（電算機グラフィクディスプレー法によるシュミレート）
（a．溶接直後，b．溶接後10分経過，c．溶接後60分経過，d．溶接後120分経過，e．溶接後300分経過，f．溶接後600分経過）

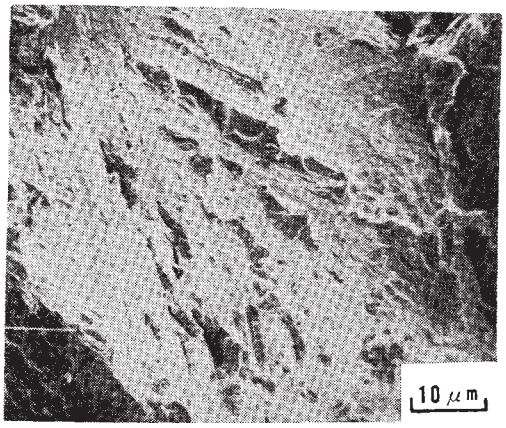


Fig.5　水素粒界破面IG_{HE}の形態（負荷応力68.0kgf/mm²，破断時間12分，HT50鋼）

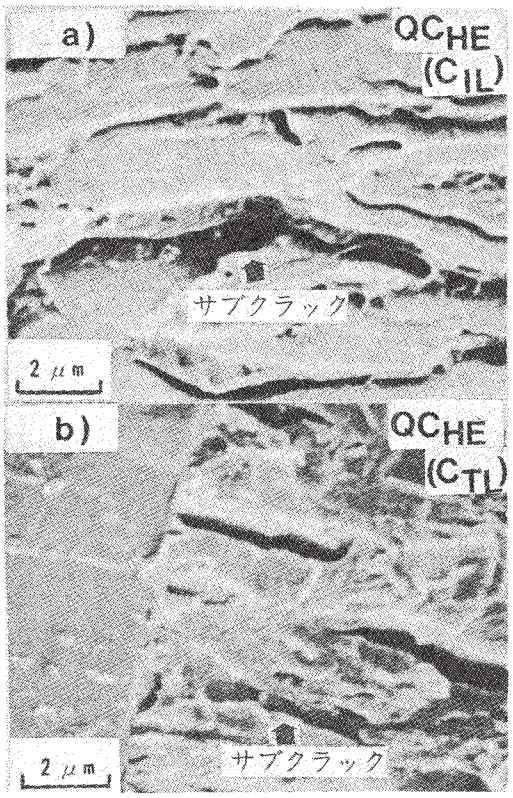


Fig.4　水素擬へき開破面QC_{HE}の形態（HAZ），a）負荷応力：51.8kgf/mm²，破断時間：400分（HT80）b）負荷応力：46.1kgf/mm²，破断時間：173分（HT50）

め難くなり，Fig.4 に示すように粒内破壊（水素擬へき開破面；QC_{HE}，Quasi-cleavage Fracture of Hydrogen Embrittlement）が支配的となる[11)~13)]．限界応力近傍の破面は Fig. 5 に示すように粒界破面（水素粒界破面；IG_{HE}，Intergranular Fracture of Hydrogen Embrittlement）が支配的となる[11)~13)]．

水素擬へき開破面は溶接熱影響部の組織形態と関連し，ラス界面に沿う破壊（C_{IL}）とラスを横切る破壊（C_{TL}）に分類され[12)]，いずれも二次割れ（サブクラック）を伴っているのが特徴である．この破面形態は陰極電解法により水素添加した鋼において生じた水素脆化破面と類似しており，Fig.6 に示すようにマルテンサイト組織，上部ベイナイト組織およびベイニティック・フェライト組織のいずれにおいても主割れ面に対してほぼ垂直に二次割れが認められ，二次割れ間にはストライエーション状模様（Striation-like pattern；すべり線模様）が認められる．主割れ面の結晶方位はエッチピット法によって知られ，その形状が六角形を示すことから，すべり面｛110｝面であるとされている[8)]．また，水素擬へき開破面に認められている二次割れ間の幅および長さはラスの幅および長さに依存し，Fig.7 に示すように二次割れ間の幅はラスの幅に対応し，その長さは例えばマルテンサイトの長さの½～⅓であるとされている．このような水素による割れのうち擬へき開破面は Fig.7 に併記した通常のへき開破面を示す低温脆化破面の破面単位より小さく，ラスに関連した微小な領域での破壊が連続して二次割れを伴い形成するようである[8)~13)]

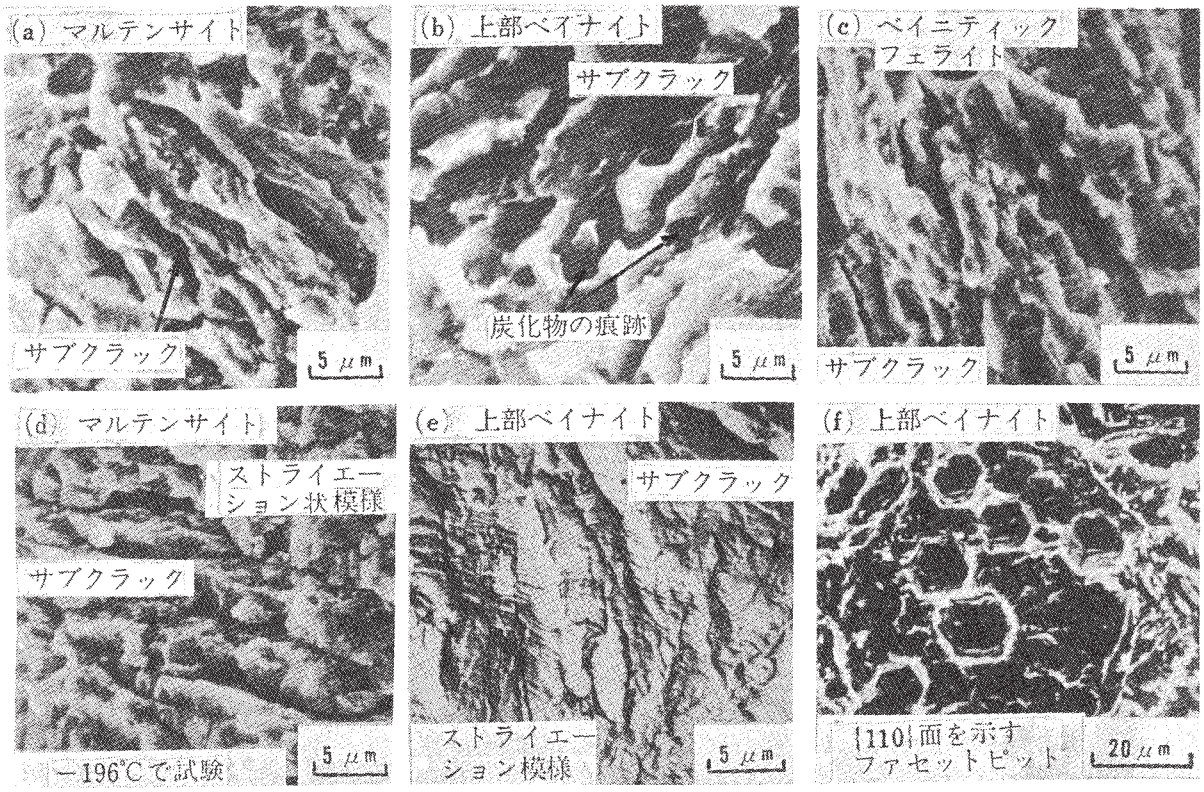


Fig.6 水素擬へき開破面の特徴(HT80)

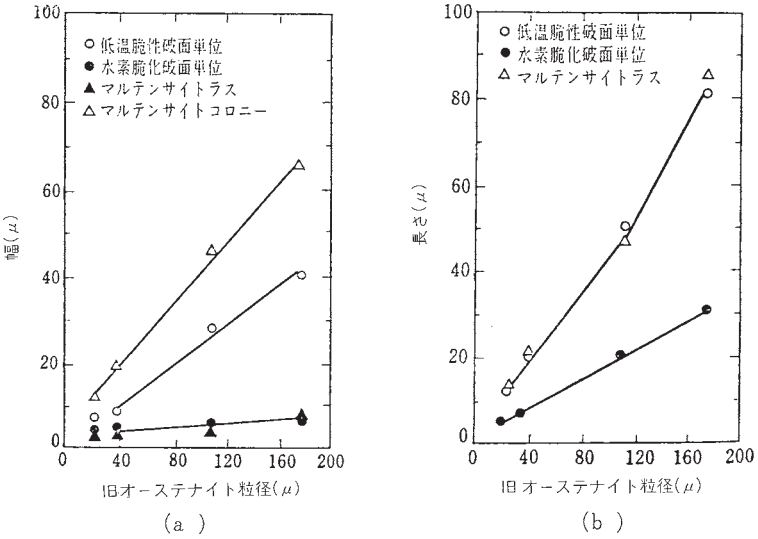


Fig.7 水素脆化破面単位，低温脆性破面単位と組織構成因子との関係

水素粒界破面はFig.5に示すように一定方向に並んだタング状の突起およびミクロ割れが粒界面に認められるのが特徴であるが，再熱割れにて認められるような平滑な粒界面を呈する場合もある．Fig.8はそのミクロ割れ部を示すが，前述の水素擬へき開破面と同様のラス界面での破壊が部分的に認められる．水素粒界破面は粒界および粒界の一部が内部の組織と関連したラス界面での破壊とにより構成されている．この粒界面でのミクロ割れは実用鋼において，とくに熱影響部の硬化組織にて破壊が生じた例であるが，純鉄の水素脆化破面においても認められている．割れの内部はジグザグとした{110}面および{112}面により形成しており，前述のエッチピット法における結果と結晶学的方位が一致している[14)~16)]．

以上のように，低温割れの破面はDRからQC_{HE}さらにはIG_{HE}にそれぞれ混在するものの応力レベルが低くなるに従って，また，応力レベルによる破断時間が長くなるに従って主たる破面形態が上記の順序に変化する．これらの破面の変化は鋼中の水素拡散挙動，主として集積形態が関与しており，水素集積の状態によりそれらの破面形態が過渡的に変化し，興味深い事象である．鋼中の水素拡散挙動は内部摩擦実験および電気化学的手法によ

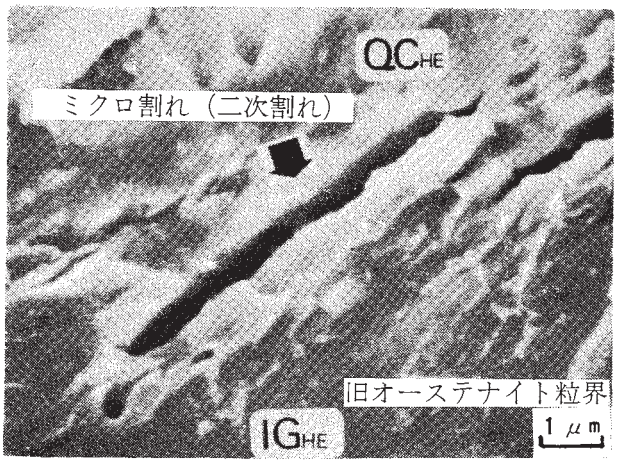


Fig.8 水素粒界破面の特徴，(負荷応力51.8kgf/mm²，破断時間382分，HT80鋼)

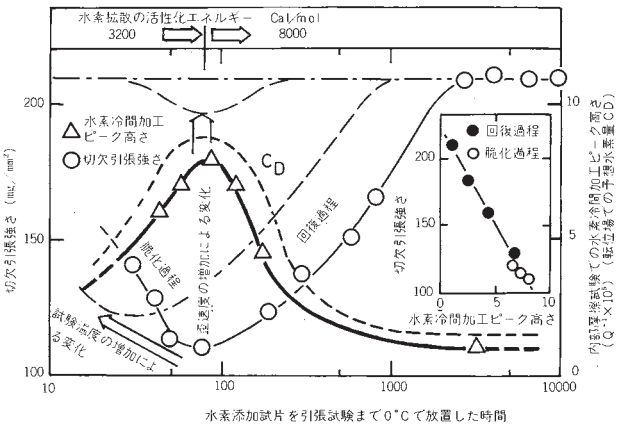


Fig.9 水素脆化に及ぼす水素のミクロ拡散・集積

る水素拡散実験などで調べられているが[17)18)]，それらの結果から，水素は転位場に集積することが示されている．すなわち，すべり面あるいは粒界近傍の転位場への水素集積が考えられている．例えば，内部摩擦実験では，80キロ級高張力鋼をあらかじめ高温水素雰囲気中にて水素添加し，その後水冷処理を付すと，放置する時間経過とともに材料内部の水素は拡散・集積することが知られる．Fig.9 は各放置時間での切欠引張強さと水素冷間加工ピーク高さの関係を示す．水素冷間加工ピーク高さは転位と不純物（本実験では水素）の相互作用を示し，時間の経過とともに増加し，その後減少する．このことは明らかに水素が転位場に集積し，その後転位から水素が離脱する現象を示す．一方，水素脆化の度合を切欠引張強さで示しているが，切欠引張強さは時間の経過とともに低下し，水素の離脱に伴って回復する．このように水素が転位場に集積して脆化が生じるが，その集積位置は純鉄においてトリチウムを用いて明らかにされており，粒内のすべり面および粒界であることが示されている[19)]．なお，このような水素の集積は材料の変形速度（歪速度）が速くなると生じ難く，温度が高くなると水素集積時間が短時間となり高温では水素集積が生じ難くなる．すなわち，水素脆化の生じる難易は水素集積に関連するが，それは歪速度および温度依存性に関連する．以上の結果から，QC_{HE}およびIQ_{HE}の破面形態の形成について模型的に図示すると Fig.10 のように描かれる[9)~13)]．QC_{HE}は主として，破断時間が中程度あるいは長時間経て生じるので，粒内の水素は Fig.3 (b)に示すようなルート部にて，外部応力による局部的に塑性変形を伴った狭い領域のしかも Fig.10 (a)に示すラスの内部のすべり面上の転位に向かって拡散する．そのためにQC_{HE}のC_{TL}はラス内部のすべり面上（{110}）の高転位密度領域にて水素が高濃度になり生じる．また，このことは Fig.6 (e)にて，すべり線模様が認められたことからも理解される．なお，拘束応力が高く，短時間で破壊が生じた場合，破面は DR を示したが，水素が{110}面に集積しておらず，水素集積以前の状態での破壊形態と考えられる．

QC_{HE}のC_{IL}は破壊の先端近傍にて変形に伴うすべりがラスおよび粒界の転位源の作用により連続して生じるなら，それらの新しい転位が水素を捕捉し，そのために他の側のラスおよび粒界に水素を伴った転位が到達し，それらの局部的領域が水素によって飽和され，生じたものと考えられる．この事象は Fig.10 (b)のIG_{HE}においても同様であり，粒界での転位密度は負荷応力下で粒内のそれより約 3 オーダ高

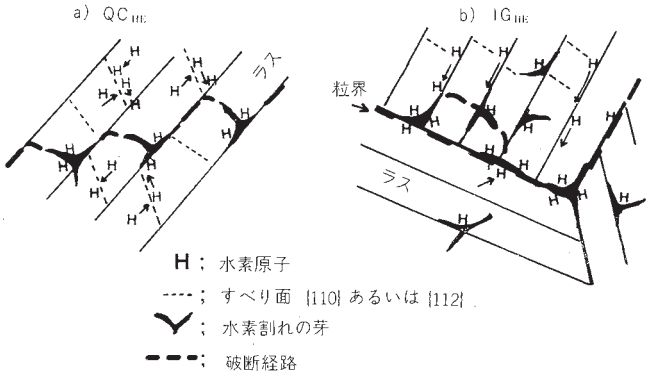


Fig.10 低温割れ破面の形成と水素集積

いことから，水素はその領域にて飽和となるためIG_{HE}が形成される．したがって，粒界面上の二次割れおよびタング状模様はQC_{HE}からIG_{HE}へ移行する過渡的な破面形態であり，その変化は水素集積状態に依存するものと考えられる．なお，水素脆化感受性の敏感な鋼あるいは組織では平滑な粒界破壊を伴う場合がある．二次割れは水素に起因する割れの核と考えられ，水素割れは微小な領域でのき裂の連続により形成すると考えられている[9)~13)]．

参考文献

1）鈴木：溶接学会技術資料 No1，鋼材の溶接割れ，生々文献サービス（1976）

2）佐藤，松井，小林：溶接学会誌，Vol. 35(1966)，p. 413.

3）木原，佐藤，寺井，山田，松村：造協論，Vol. 133(1973)，p. 233.

4）佐藤，向井，豊田：溶接工学（理工学社）1979，p. 108.

5）関口，稲垣：溶接学会誌，Vol. 24(1960)，p. 577，p. 777.

6）溶接学会溶接冶金研究委員会編；溶接学会技術資料 No3〝溶接冶金（レビュー）〞生々文献サービス（1978）

7）Y. Kikuta S. Ochiai and J. Horie：IIX. Doc.II927～80（1980），IX1165-80（1981）

8）Y. Kikuta, T. Araki and T. Kuroda：ASTM, STP 645(1978)，p. 107.

9）T. Araki, and Y. Kikuta：Supp. Trans. JIM Vol. 28(1980)，p. 425.

10）Y. Kikuta, and T. Araki：IIW Doc II-927-80IX-1165-80（1980）

11）菊田，荒木：材料科学，日本材料科学会，Vol. 17(1981)，p. 292.

12）Y. Kikuta and T. Araki：〝Hydrogen Effect in Mettals〞 Edited by I. M. Bernstein and A. W. Thompson, The Mettallurgical Society of AIME,（1981），p. 309.

13）Y. Kikuta, and T. Araki and T. Kuroda：〝Environmental Degradation of Engineering Materials in Hydrogen〞 Preceeding of Second, Inter Degradation of Engineering Materials,（1981），p. 207.

14）寺崎：鉄と鋼，Vol. 58(1972)，p. 1067.

15）高橋，竹山，原：日本金属学会誌，Vol. 43(1979)，p. 492.

16）I. M. Bernstein：Met. Trans, Vol. 1 (1970)，p. 3143.

17）Y. Kikuta, K.Sugimoto and S. Ochiai：Proc. First Int. Cong., Hydrogen in Metals, Paris,（1972），p. 144.

18）Y. Kikuta, T. Araki and S. Ochiai：Proc, Second Int, Cong., Hydrogen in Metals, Paris,（1977），p. 225.

19）M. Nagumo：Supp. Trans. JIM, Vol. 28(1981)，p. 225.

(25) 水素添加HT80鋼の三点曲げ試験における水素脆化擬へき開破面

— 三点曲げ試験 —

(25) Quasi-Cleavage Fracture of Hydrogen Embrittlement for HT80 Steel on Three-point Bending Test

— Three-Point Bending Test —

材　料 (Material)

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

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Al	Mo	V	Ti	B
母　材	0.17	0.35	1.31	0.021	0.023	0.32	0.49	0.26	0.034	0.42	0.043	0.015	0.0026

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	80	41	25 at −10℃

試　験 (Test)

試験方法 (Test method)：三点曲げ試験

試験片形状 (Specimen configuration)：2㎜深さ45°V切欠付試片 (Fig.1 参照)

試験条件 (Test condition)：マルテンサイト，ベイナイトおよびベイニティック・フェライト組織を作製後，陰極電解(0.2A／㎠, 3hrs)にて水素添加を行なった．しかる後に1㎜／min のたわみ速度で三点曲げ試験を実施した．

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

溶接熱影響部に生じる代表的な組織として，マルテンサイト，上部ベイナイトおよびベイニティック・フェライト組織があるが，それらの水素脆化破面の一つに，水素脆化擬へき開破面 (QC_{HE}；Quasi-cleavage fracture of hydrogen embrittlement) がある．この破面は常温にて水素を含む鋼にゆっくりとした歪速度で荷重を負荷した場合，あるいは遅れ破壊が生じる応力範囲の中位程度の応力を負荷した場合に認められる．

まず，QC_{HE}は微小な破壊領域の連続により構成する．Fig.2 は水素脆化破面単位を二次割れで囲まれた領域として，低温脆性破面単位と比較して示した．低温脆化破面はマルテンサイトラス数枚から十数枚の幅およびラス長さで破面単位を構成し，QC_{HE}はラス幅およびラス長さの半分で構成している．したがって，QC_{HE}は低温脆性破面単位の⅓～½で，非常に小さな領域の破壊の連続により生成する．Fig.3～5 はそれぞれ，

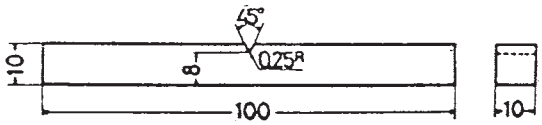


Fig. 1　三点曲げ試験片

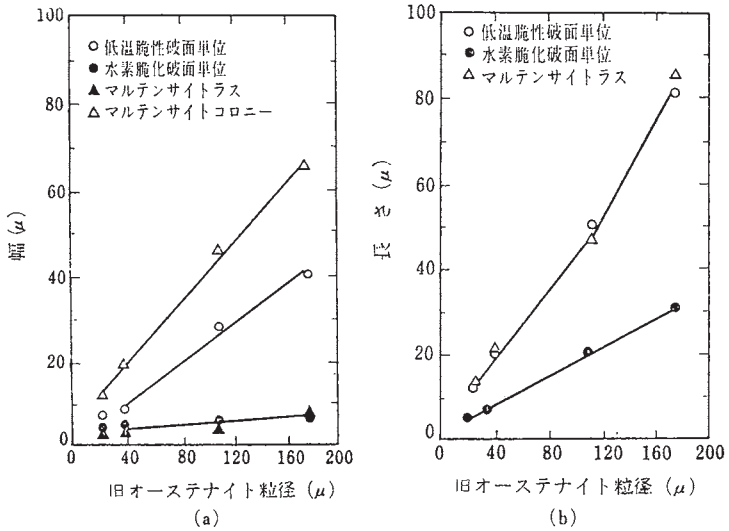


Fig. 2　水素脆化破面単位，低温脆性破面単位と組織構成因子との関係（マルテンサイト組織）

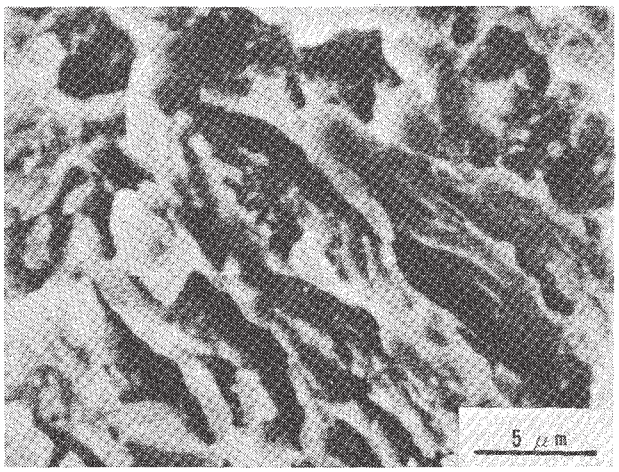


Fig. 3　水素脆化擬へき開破面（マルテンサイト組織）

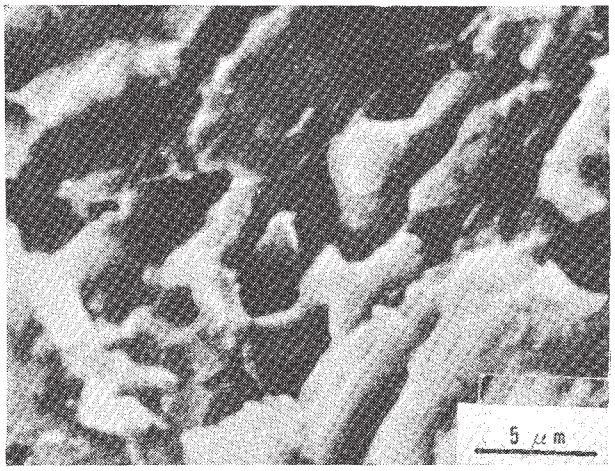


Fig. 4　水素脆化擬へき開破面（上部ベイナイト組織）

マルテンサイト，上部ベイナイトおよびベイニティック・フェライト組織の QC_{HE} を示す．その特徴は粒内破壊であり，ラスが分断される形態およびラス界面に沿う形態で，それぞれ二次割れを伴っている．これらの形態は低温脆性破面にてのリバー・パターン（River pattern）を伴ったへき開破面および湾曲したテア・リッジ（Tear ridge）を伴った通常の擬へき開破面と異なる．Fig.6 および Fig.7 は二次割れ間のラス内部に認められるすべり線模様を示す．さらにその破面の結晶方位をエッチピット法により観察すると Fig.8 に示すようにエッチピット形状は六角形を呈しすべり面 {110} 面であることが知られた．これらのことから，QC_{HE} は組織構成因子のラスに関連する二次割れを伴い，ラス内部でのすべり面分離破壊（Slide plane decohesion）型の破壊様式を呈する．

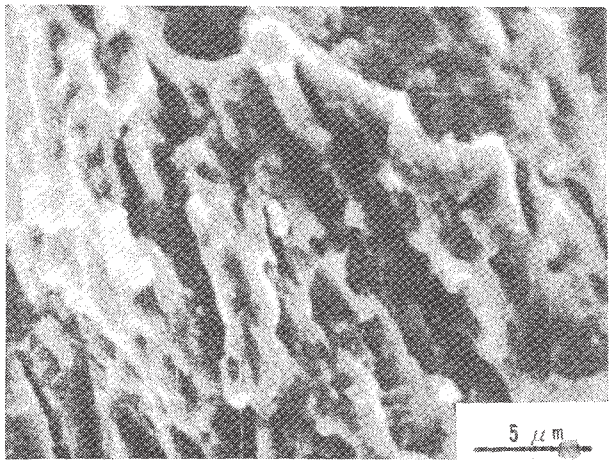


Fig. 5　水素脆化擬へき開破面(ベイニティック・フェライト組織)

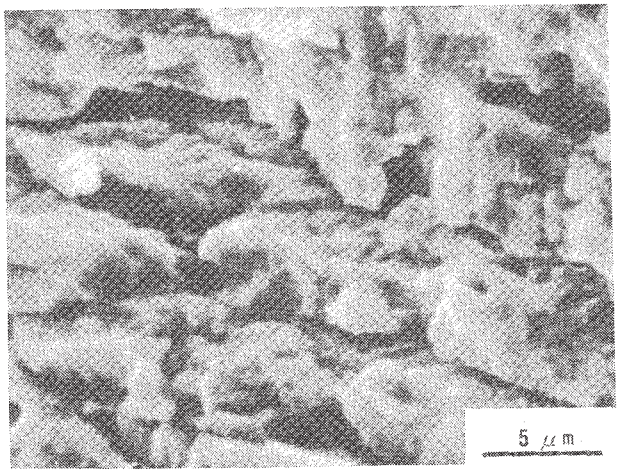


Fig. 6　ラス内部のすべり線模様（マルテンサイト組織，試験温度－196°C）

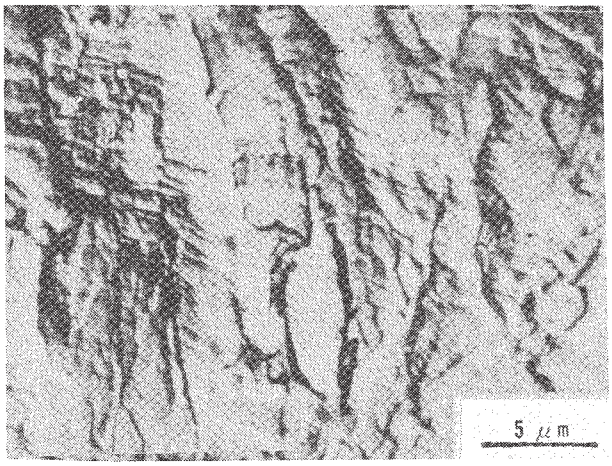


Fig. 7　ラス内部のすべり線模様（上部ベイナイト，レプリカ法）

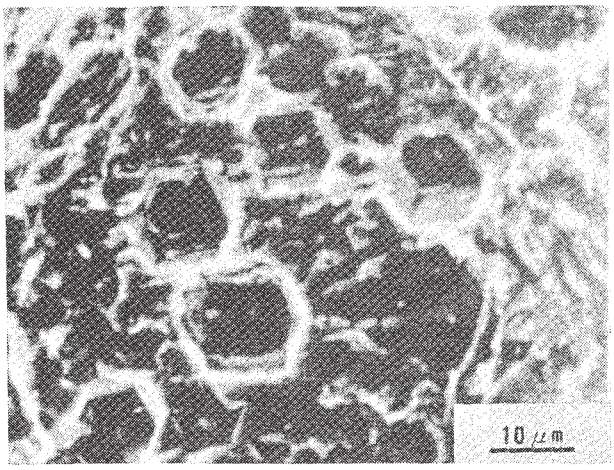


Fig. 8　主破面の結晶方位{110}を示すエッチピット形状（マルテンサイト組織）

(26) 水素脆化破面の結晶方位

— 三点曲げ試験 —

(26) Crystallographic Orientation on the Fracture Surface of Hydrogen Embrittlement

— Three-Point Bending Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 HT80, 9 %Ni 鋼および 3 %Si 鉄

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Al	Mo	V	Ti	B
HT80	0.17	0.35	1.31	0.021	0.023	0.32	0.49	0.26	0.034	0.42	0.043	0.015	0.0026
9%Ni	0.07	0.26	0.48	0.016	0.010	9.38	—	—	—	—	—	—	—
3%Si	0.003	3.19	0.04	0.005	0.005	—	—	—	—	—	—	—	—

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：三点曲げ試験

試験片形状 (Specimen configuration)：2 ㎜深さ45°V切欠付試片 (100㎜長×10㎜幅×10㎜厚)

試験条件 (Test condition)：陰極電解水素添加 1 ～ 3 hrs

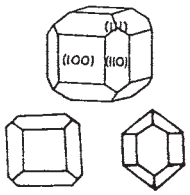
破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

水素脆化破面の結晶方位は Table 1 に示すエッチ・ピット (Etch pit) 腐食液を用い測定される．破面表面の結晶方位は例えば，エッチピットの形状が四角形の場合 {100} 面であり，六角形の場合 {110} 面である．腐食方法はA液に10～50秒浸漬し，各結晶粒ごとに 2 ～ 3 個の小さなピットの核を生成させ，B液を用い酸化皮膜の除去および 2 ～ 3 μ の大きさのピットに成長させる．その後，C液に数秒したし，ピット形状を大きくさせ，再びB液を用い，試料表面の酸化皮膜を除きピット形状を鮮明にさせる．エッチピット形状の観察は腐食処理後，走査電顕あるいは二段レプリカ法により観察した．

まず，へき開破壊であるリバー・パターン (River pattern) を伴った低温脆性破面では Fig.1 に示すピット形状であり，破面の結晶方位は {100} 面を示す．一方，水素添加を行なうと，Fig.2 に示すピット形状で，その方位は {110} 面であった．このように水素脆化破面と低温脆性破面とではその方位が異なる．また，同一試片において初期に低速度の曲げを負荷し，その後衝撃的な曲げ荷重を負荷すると，初期の水素脆化破面では Fig.3 のように {110} 面を示し，低温脆性破面では水素を含んでいてもその影響は現われず Fig.4 のごとく {100} 面であった．

Table 1　腐食液およびエッチピット形状

	A		B		C	
鋼	HCl	2cc	HCl	2cc	HCOOH	100cc
	H_2O_2	10cc	$FeCl_3$	20cc	H_2O_2	100cc
	H_2O	200cc	H_2O	200cc	C_2H_5OH	100cc
3%Si鉄	HCl	1cc	$FeCl_3$	40cc	HCOOH	40cc
	H_2O_2	3cc	H_2O	20cc	H_2O_2	20cc
	H_2O	100cc	C_2H_5OH	40cc	H_2O	40cc



{100}面　{110}面

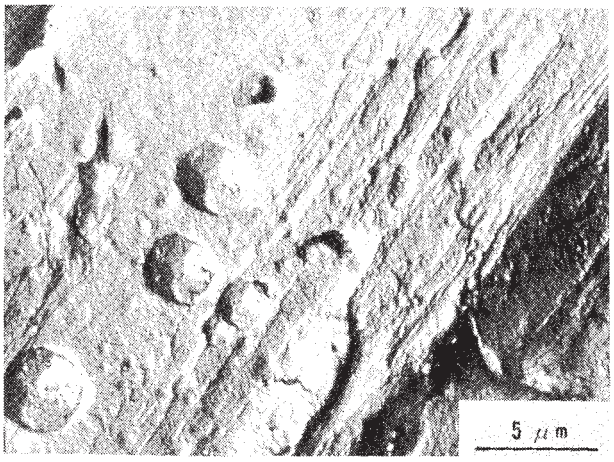


Fig. 1　低温脆性破面のエッチピット形状，{100} 面を示す。(ＨＴ80，マルテンサイト組織，三点曲げ試験－196℃)

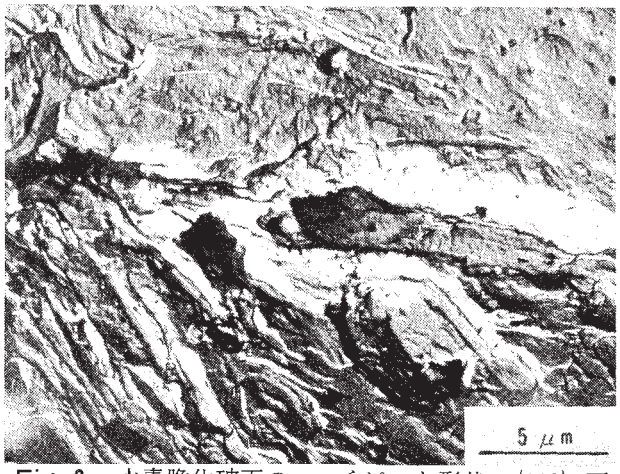


Fig. 2　水素脆化破面のエッチピット形状，{110} 面を示す。(ＨＴ80，マルテンサイト組織，陰極電解により水素添加後，三点曲げ試験25℃)

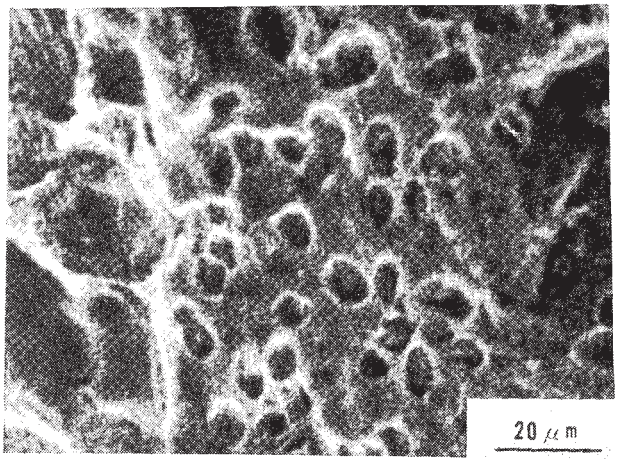


Fig. 3　水素添加ＨＴ80マルテンサイト組織の水素脆化割れ発生部でのエッチピット形状，{110} 面を示す。(三点曲げ試験，－196℃)

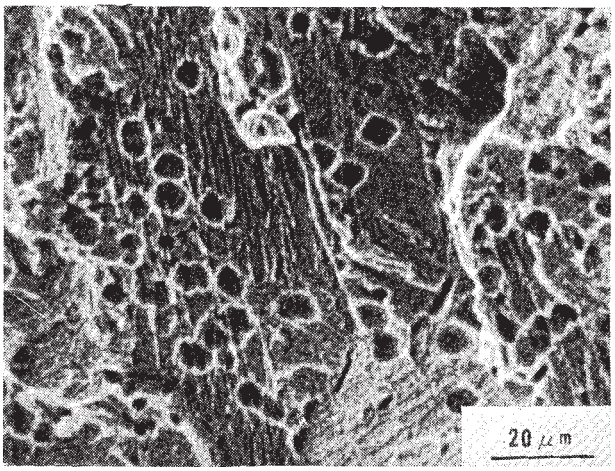


Fig. 4　水素添加ＨＴ80マルテンサイト組織の割れ伝ぱ部でのエッチピット形状，{100} 面を示す。(三点曲げ試験，－196℃)

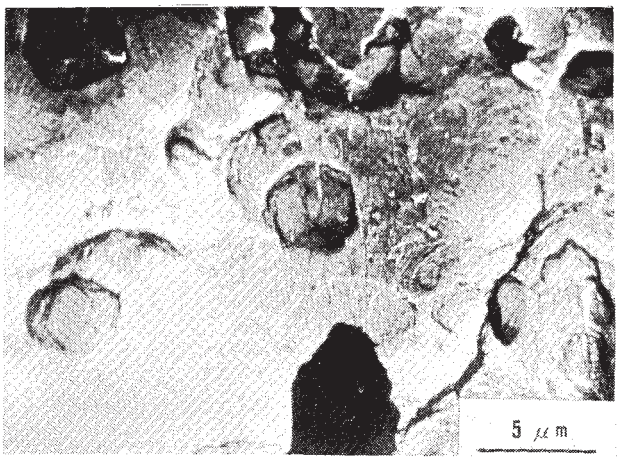


Fig. 5　水素添加９%Ni鋼の水素脆化破面におけるエッチピット形状，{110} 面を示す。(三点曲げ試験，25℃)

9％Ni鋼について，水素添加を行なうとFig.5のように｛110｝面であった．また，結晶粒を約2㎜に粗大化させた3％Si鉄では水素添加を行なわない場合，常温にて延性が小さく，破面の方位はFig.6のように｛100｝面であった．一方，水素添加を行なうと，2 hrsの陰極電解では，破面の方位はFig.7のように｛100｝であるが3 hrsの陰極電解では試験温度が常温および－196℃のいずれもFig.8およびFig.9に示すように｛110｝であった．このように，材料に水素を添加すると，軟化が生じるとする考え方があるが，破壊形式が変化し，すべり面分離破壊（Slide plane decohesion）が生じ，水素脆化はへき開破壊の延長としては考えられない根拠となっている．

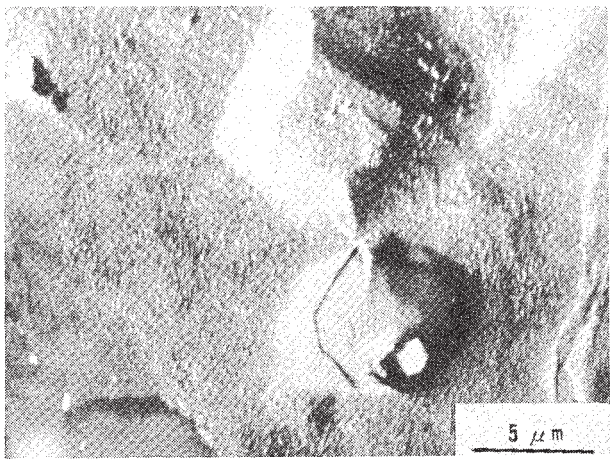


Fig. 6　水素を含まない3％Si鉄の三点曲げ破面におけるエッチピット形状，{100} 面を示す。(三点曲げ試験，25℃)

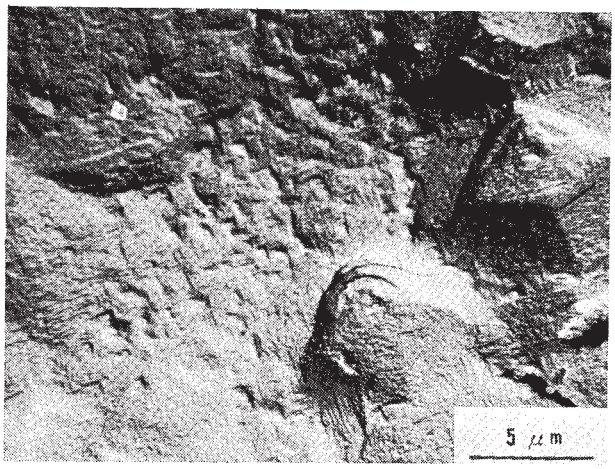


Fig. 7　水素添加3％Si鉄の三点曲げ破面におけるエッチピット形状，{100} 面を示す。(三点曲げ試験，25℃，陰極電解 2 hrs)

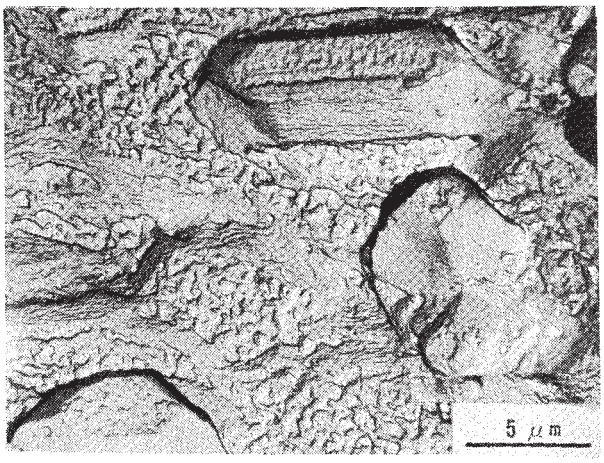


Fig. 8　水素添加3％Si鉄の三点曲げ破面におけるエッチピット形状，{110} 面を示す。(三点曲げ試験，25℃，陰極電解 3 hrs)

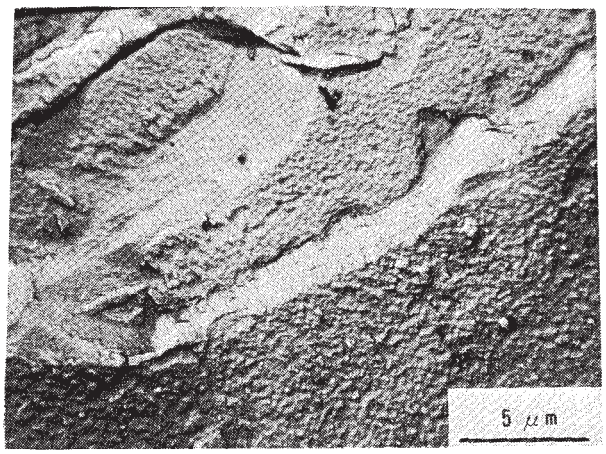


Fig. 9　水素添加3％Si鉄の三点曲げ破面におけるエッチピット形状，{110} 面を示す。(三点曲げ試験，−196℃，陰極電解 3 hrs)

(27) HT 80鋼再現熱影響部の青熱脆化域での水素脆化破面

— 引張試験 —

(27) Fracture Surface of Hydrogen Embrittlement at Elevated Temperature on Simulated HAZ for HT80 Steel

— Tensile Test —

材 料 (Material)

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

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

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B
母　　材	0.13	0.27	0.80	0.011	0.007	0.23	0.83	0.51	0.47	0.04	0.001

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	22	21.4 at −20℃

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：再現熱サイクル付加試片 (Synthetic weld thermal cycle)

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：引張試験

試験片形状 (Specimen configuration)：丸棒引張試験片

試験条件 (Test condition)：室温および200℃，水素フリーおよび水素チャージ材

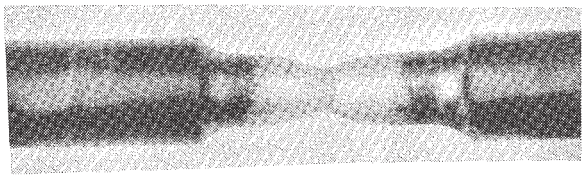
試験結果 (Test result)：

	絞り (%)	
	室　温	200℃
水素フリー材	68	22
水素チャージ材	12	15

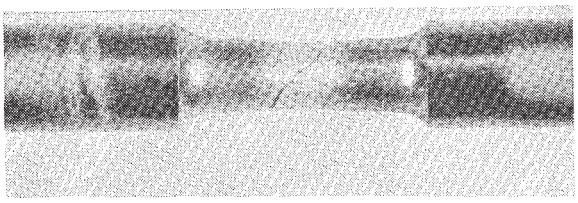
破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 は破断部のマクロ写真を示したものであり，室温での引張試験(a)では，絞り68%で Cup and cone 状となっていた．200℃での引張試験(b)では，絞り25%でほとんど絞られておらず試片の45°方向に破断しており，巨視的には滑らかな破断面となっていた．Fig.2，3 は両者の試片中央部のミクロ破面を示す．いずれもディンプル (Dimple) 破面を呈している．但し，200℃での引張試験では高温のためディンプル径が大きくなっている．

Fig.4～7 は水素添加材のミクロ破面を示す．この場合の絞りは室温及び200℃とも



(a)　室温引張



(b)　200℃での引張

Fig. 1　破断部のマクロ外観写真

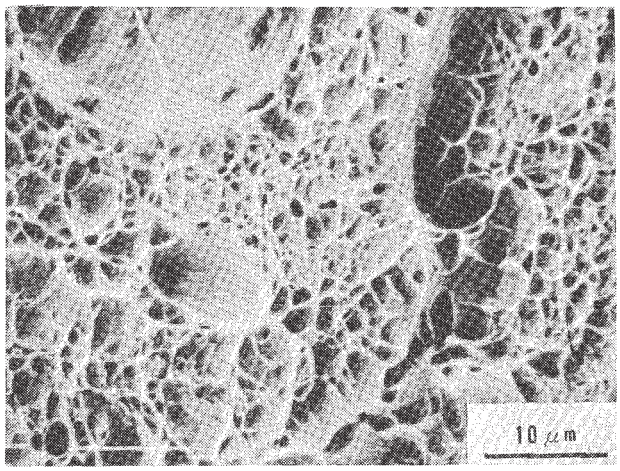


Fig. 2　室温引張時にみられるディンプル破面

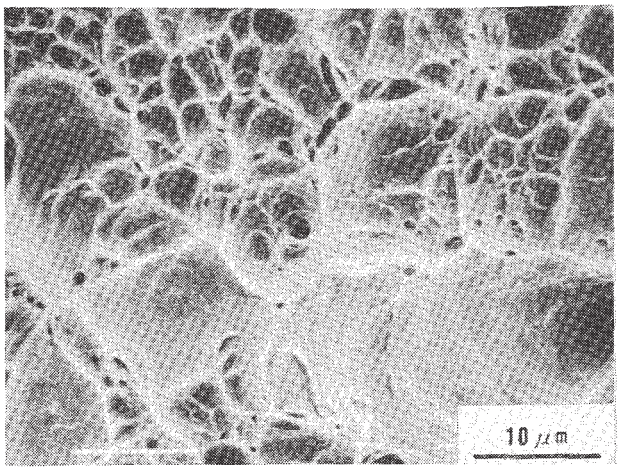


Fig. 3　200℃での引張時にみられるディンプル破面

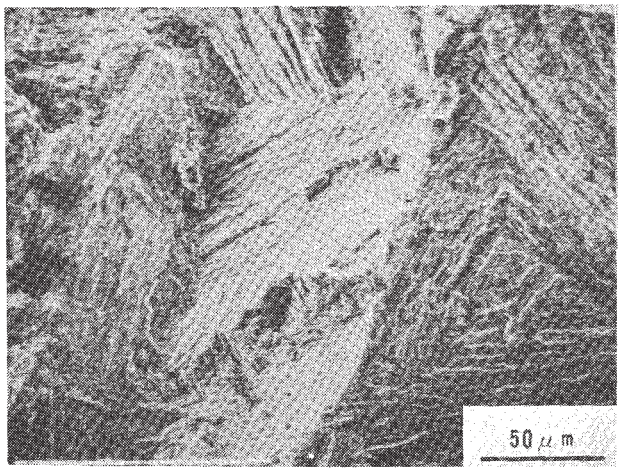


Fig. 4　水素添加材の室温引張破面

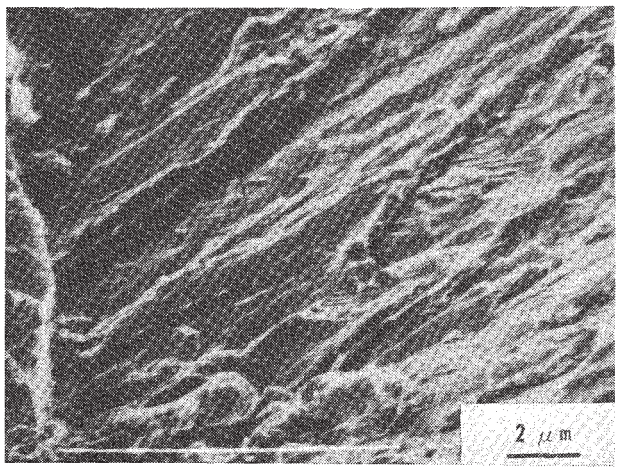


Fig. 5　水素添加材の室温引張破面

10～15%であり非常に低い値となっている．室温ではFig.4および5が典型的な水素脆化擬へき開破面（QC_{HE}）を示している．200℃ではFig.5および6に示すごとく，大部分はディンプル破面であるが，一部にQC_{HE}や擬へき開破面も認められる．このように200℃では青熱脆化と水素脆化は重畳して起こることがわかる．

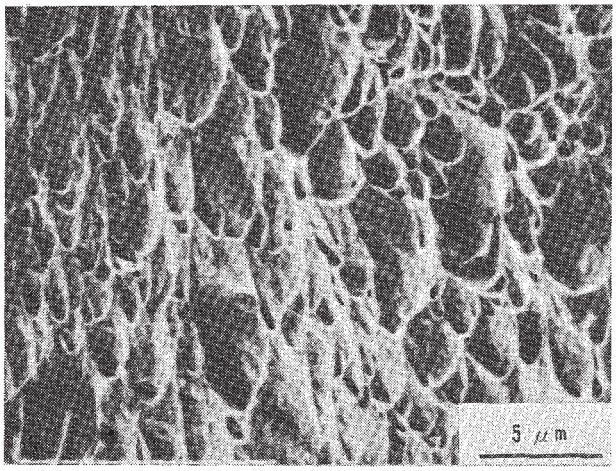


Fig. 6　水素添加材の200℃での引張破面，ディンプル破面

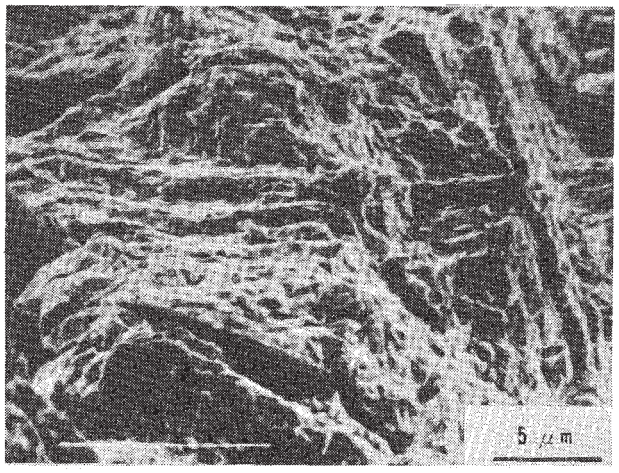


Fig. 7　水素添加材の200℃での引張破面，水素擬へき開破面

(28) HT50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 —

(28) Fracture Surface of HAZ Cold Cracking for HT50 Steel by Shielded Metal-Arc Welding

— Implant Cracking 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)
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 (Fig.1 参照)

試験片形状 (Specimen configuration)：インプラント試片 (Fig.2 参照)

試験条件 (Test condition)：拡散性水素量12.5ppm, 負荷応力47kgf／㎟

試験結果 (Test result)：破断時間200min

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

インプラント試験により低温割れ試験を実施した．試片形状は Fig.1 に示すごとき寸法でスパイラルノッチを付した．使用溶接棒は実験的に80キロ級の溶接棒を使用した．荷重負荷はボンド部の温度が100℃に冷却した後に行なった．

Fig.2 は負荷応力47kgf／㎟で約200min にて破断した試片のマクロ破面を示す．この試片の遅れ破壊が生じる応力範囲は58kgf／㎟から32kgf／㎟であるが，その応力範

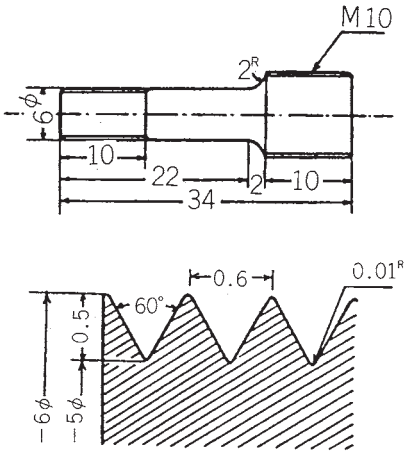


Fig. 1　試片形状およびスパイラルノッチの形状

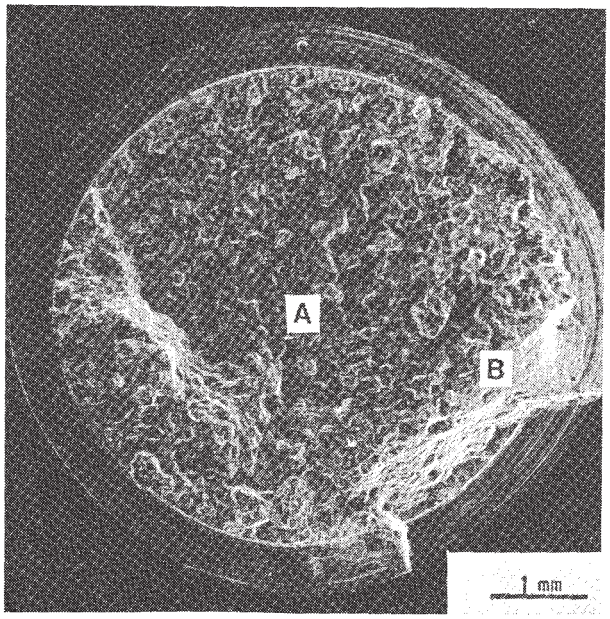


Fig. 2　低温割れ破面（負荷応力47kgf／mm²，破断時間200 min）

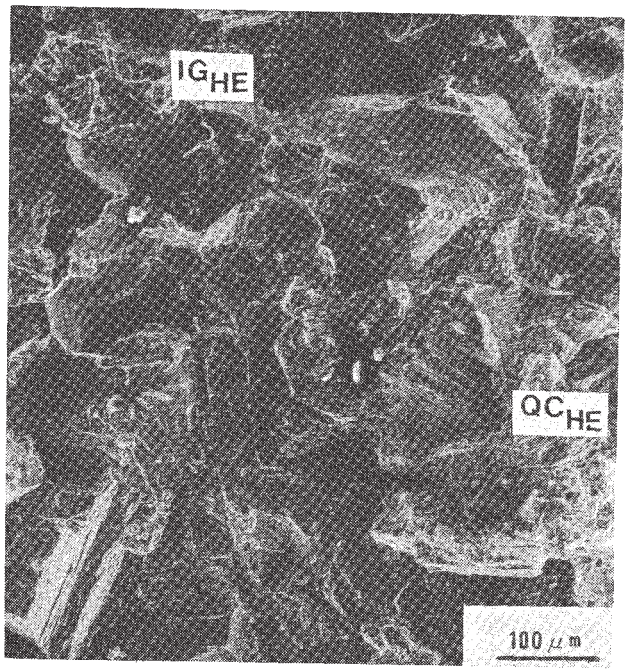


Fig. 3　水素脆化擬へき開破面と水素脆化粒界破面（図３のＡ部）

囲の中位の負荷応力にても粒界破壊が認められた．A部を拡大するとFig.3のごとくであり，水素脆化擬へき開破面（QC_{HE}）および水素脆化粒界破面（IG_{HE}）が混在して認められた．Fig.4はFig.3を拡大して示す．QC_{HE}はマルテンサイト･ラスを破面単位とし，ラスを横切る形態（C_{TL}）およびラスの界面に沿う形態（C_{IL}）であった．IG_{HE}は粒界面上に微小な二次割れを伴なった形態であった．Fig.5は粒界破面から有効断面積の減小に伴なう急速破断に移行する領域を示し，急速破断部ではディンプル（Dimple）模様が認められた．それらの粒界破面とディンプル破面との間は水素擬へき開破面であり，このことは通常，水素脆化破面において負荷応力が高くなるにつれて，粒界破壊から粒内での水素擬へき開破面，さらに延性破壊であるディンプル破面に移行することと同事象であることを示す．

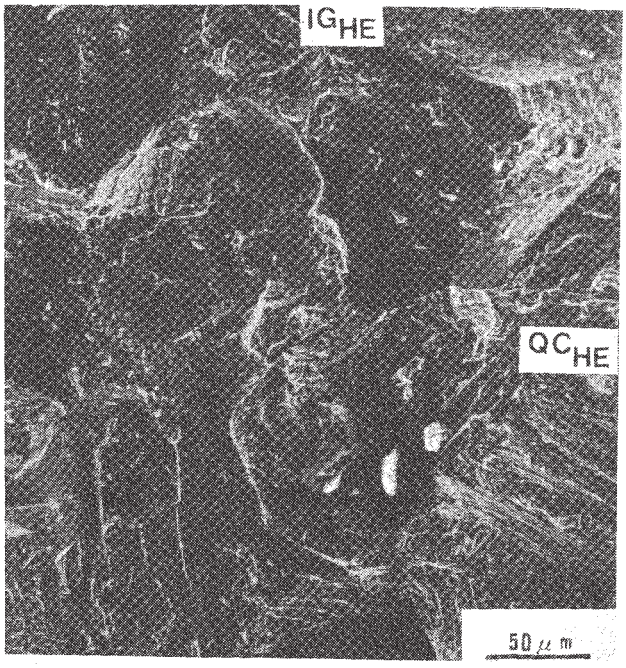


Fig. 4　水素脆化擬へき開破面および水素脆化粒界破面

Fig. 5　割れ伝ぱに伴なう破面形態の変化（図３のＢ部）

(29) HT 50鋼のインプラント試験による定荷重負荷と低歪速度負荷の場合における低温割れ破面の比較

— インプラント試験 —

(29) Comparison of Fracture Surface of Implant Specimen between Constant and Rising Loaded Conditions for HT50 Steel

— Implant Cracking Test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 BS 4360 50C (板厚12.7㎜).

溶接材料 (Welding material)：OK 48.00 (ESAB) (E7018) (径4㎜).

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

	C	Si	Mn	P	S	Nb
母　　材	0.18	0.02	1.48	0.018	0.021	0.033

溶 接 (Welding)

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

溶接条件 (Welding condition)

溶接棒の乾燥条件	予熱温度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (㎜/min)	入　　熱
300℃×1hr	室　　温	22	180	237	10kJ/cm

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：インプラント試験((a)低歪速度負荷荷重方式(b)定荷重方式)

試験条件 (Test condition)：拡散性水素量 H_{IIW}12ml／100g　(a)クロスヘッド・スピード0.005cm／min　(b)負荷応力42.9kg f／㎟

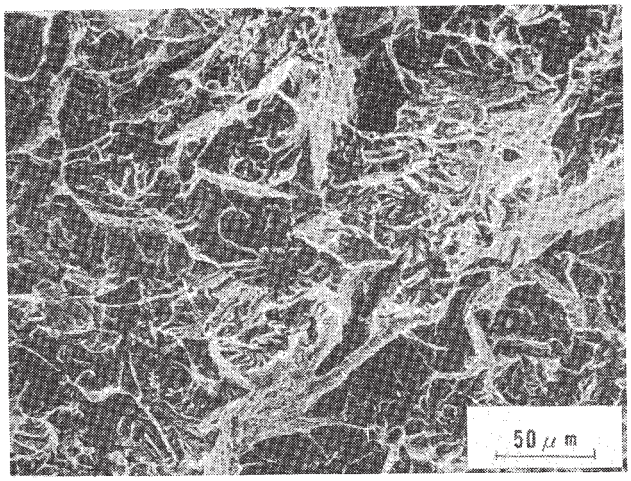
試験結果 (Test result)：(a)破断応力43.6kg f／㎟　(b)破断時間 8 min

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

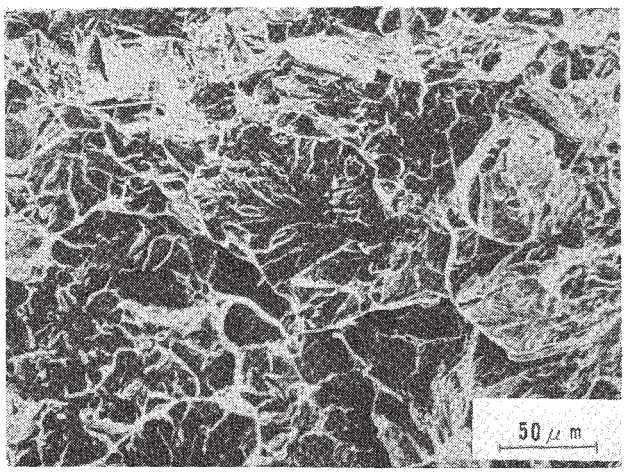
BS4360 50C鋼を溶接入熱10kJ／cm, H_{IIW}：12ml／100gの条件下で定荷重方式のインプラント試験を実施した結果，限界応力は40kgf／㎟であった．負荷応力42.9kgf／㎟では Fig.1 (b)にみられるように，低応力下における水素割れの破面，すなわちテア・リッジ (Tear ridge) を有する擬へき開破面を示した．所々に二次割れ (Secondary crack)が認められる．一方，低歪速度負荷荷重下では，定荷重下の限界応力より若干高い破断応力43.6kgf／㎟を示した．その破面(a)は定荷重下の破面(b)とほとんど同じである．このことはクロスヘッド・スピード0.005cm／minの低歪速度では定荷重下の限界応力近傍の破面と差は認められなく，両荷重負荷方式間に次式で示されるような相関関係が存在しうることを意味している．

$\sigma cr_{®} = \sigma cr_{©} + 5$　　$\sigma cr_{®}$：低歪速度負荷による限界応力 (kg f／㎟)

$\sigma cr_{©}$：一定荷重負荷による限界応力 (kg f／㎟)



(a)低歪速度負荷方式



(b)一定荷重負荷方式

Fig. 1　ＢＳ4360 50Ｃインプラント試験片のミクロ破面

(30) HT50およびHT80鋼の被覆アーク溶接部における低温割れ破面

— 突合せ継手形式インプラント試験 —

(30) Fracture Surface of HAZ Cold Cracking for HT50 and HT80 Steels by Shielded Metal-Arc Welding

— Butt Joint Type Implant test —

材 料 (Material)

母　　材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 HT50および HT80 (板厚20㎜).

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

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

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B
HT50	0.14	0.31	1.36	0.021	0.014	—	—	—	—	—	—
HT80	0.09	0.21	0.92	0.009	0.005	0.22	0.97	0.53	0.35	0.04	0.007
溶着金属	0.07	0.63	1.45	0.009	0.006	—	1.81	0.26	0.44	—	—

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)
HT50	58	39	28	12 at 0℃
HT80	84	79	41	27.9 at −12℃
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(自動) (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
レ　形	水中に1分間浸漬	室　温	25	170	150	1層1パス

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：突合せ継手形式インプラント試験 (Fig.2 参照)

試験片形状 (Specimen configuration)：3 ㎜厚平板試片 (Fig.1 参照)

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

本試験法は Fig.1 に示す平板試片を突合せ開先を持ったバッキング·プレートの溝に挿入し，Fig.2 に示すごとくチャックに固定し，開先部に溶接後荷重を負荷する遅れ割れ(特にルート割れ)再現試験である．この試験法には，通常のインプラント試験のごとき円周切欠きから破壊が人為的に生じるのではなくルート部に生じた自然切欠きから生じること，バッキング·プレートにて，斜めY形試験のごとく割れ率が求められ，し

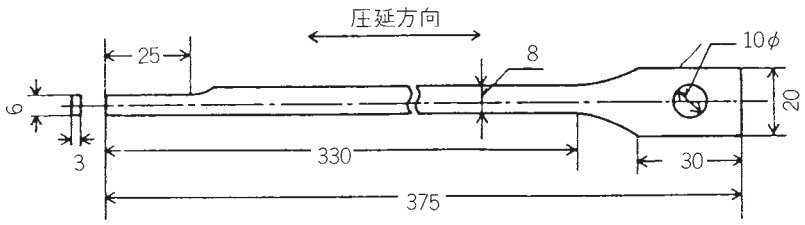


Fig. 1　試片形状

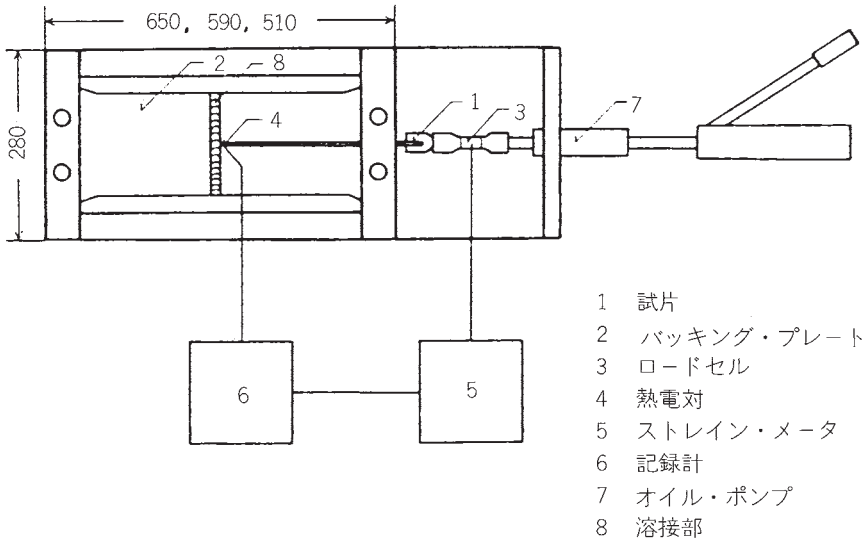


Fig. 2　突合せ継手形式インプラント試験機

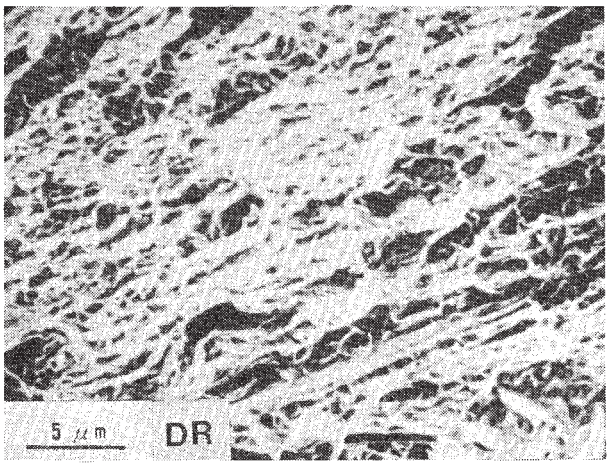


Fig. 3　ディンプル破面（負荷応力，100kgf／mm²，破断時間402 min，ＨＴ80）

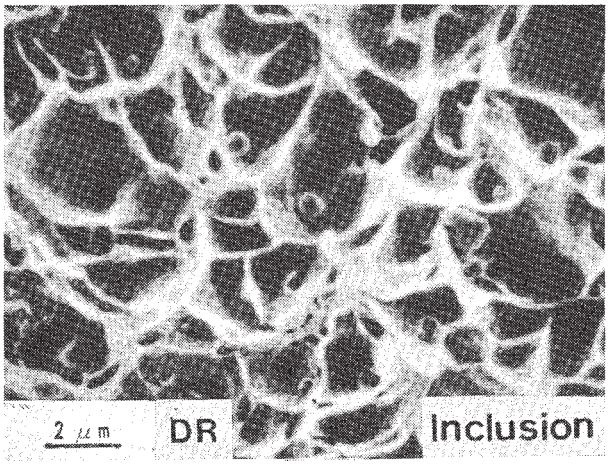


Fig. 4　ディンプル破面（負荷応力104kgf／mm²，破断時間１min，ＨＴ80）

かもバッキング・プレートの長さを変化させることにより拘束度が変化することが可能などの特徴を有し，鋼板自体の低温割れ感受性とともに施工条件での低温割れ感受性が調べられる．

低温割れ破面は粒内で延性破壊（ディンプル（Dimple）破面；DR）および水素擬へき開破面（QC_{HE}）および粒界での水素脆化粒界破面（IG_{HE}）がある．

まず，負荷応力が高く，破断時間が短い場合，Fig.3 および Fig.4 のごとく DR を示す．負荷応力が低く，破断に長時間要するようになると，Fig.5 に示すごときラスを横切る形態（C_{TL}）および Fig.6 のごときラスに沿う形態（C_{IL}）などの水素脆化擬へき開破面を呈するようになる．これらはそれぞれラス界面に二次割れ（Subcrack）を伴い，主な割れ破面の結晶方位は｛110｝面である．さらに負荷応力が低く，破断時間も長くなり，遅れ破壊が生じる下部限界応力近傍になると Fig.7～Fig.9 に示すごとき水素脆化粒界破面が支配的に認められる．Fig.7 では粒界破面の一部が水素脆化擬へき開破面を呈している．Fig.8 はその部分の拡大を示す．水素脆化粒界破面の特徴は Fig.9～Fig.11のごとく粒界面上に平行して並んだ谷状のへこみあるいは平行に並んだ山脈のごときテア・リッジ（Tear ridge）もしくはタング（Tongue）状の模様が認められることである．Fig.12は谷の部分を示すが，内部にラスが認められ，ラス界面に二次割れが認められる．このような二次割れは水素添加した純鉄の破面にも認められ，水素割れの芽と考えられている．

このようなことから，低温割れは DR，QC_{HE}および IG_{HE}等が応力条件，破断時間等によって変化し，それぞれ，水素の集積状態によって過渡的に変化する．すなわち，DR は水素集積が少なく，負荷応力が高いため延性的に破壊するが，QC_{HE}および IG_{HE}は Fig.13のごとく考えられている．QC_{HE}はラス内部のすべり線上の転位あるいはラス界面に水素が集積し，破断強度が低下して生じたものと考えられている．IG_{HE}はラス

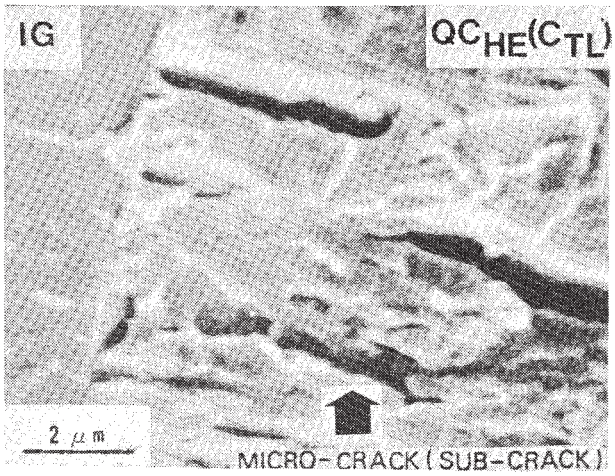


Fig. 5　水素脆化擬へき開破面（負荷応力46.1kgf／mm^2，破断時間173min，SM50）

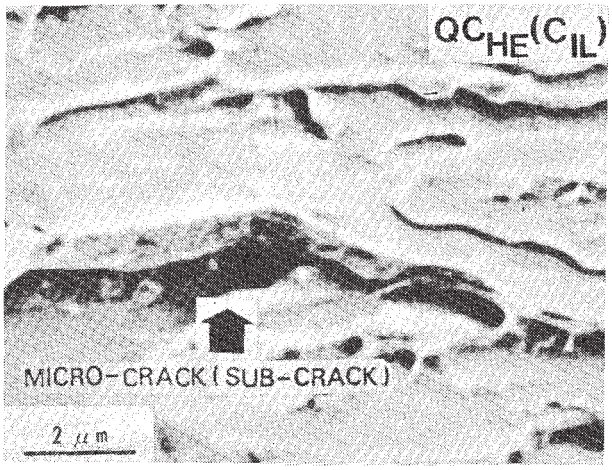


Fig. 6　水素脆化擬へき開破面（負荷応力51.8kgf／mm^2，破断時間400min，HT80）

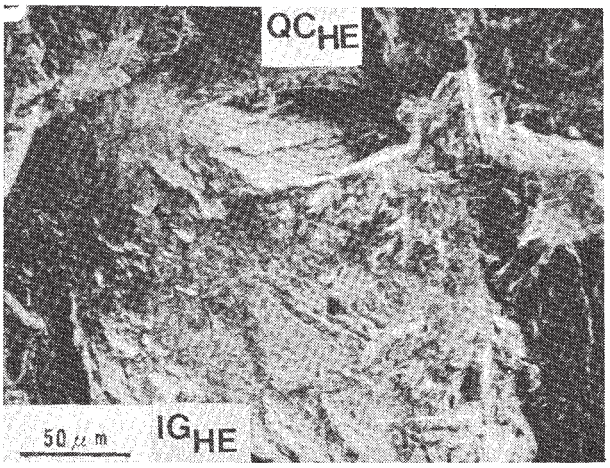


Fig. 7　水素脆化粒界破面および一部に水素脆化擬へき開破面（負荷応力41.0kgf／mm^2，破断時間200min，HT80）

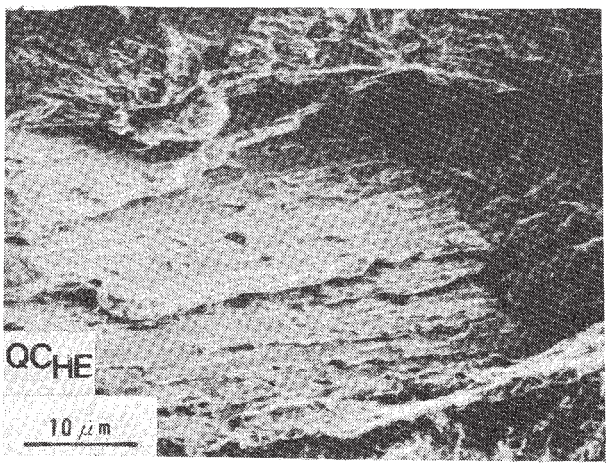


Fig. 8　粒界破面の一部に認められた水素脆化擬へき開破面

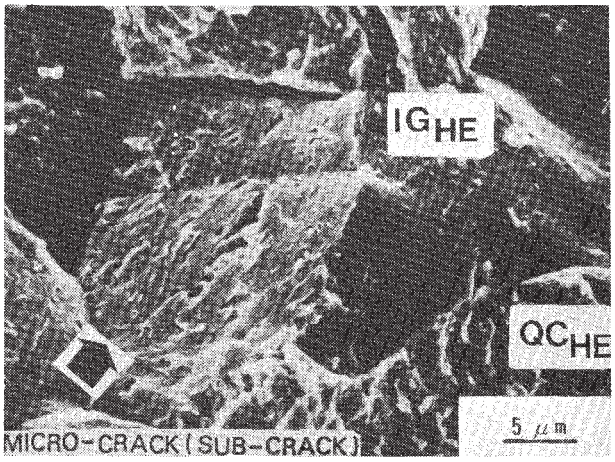


Fig. 9　水素脆化粒界破面　（負荷応力41.0kgf／mm^2，破断時間200min，HT80）

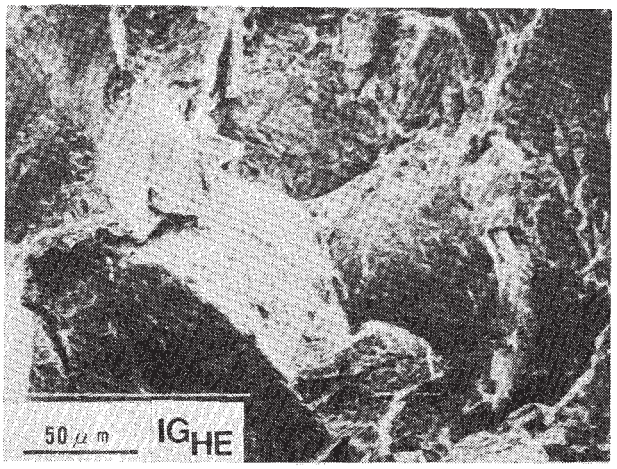


Fig.10　水素脆化粒界破面　（負荷応力68.0kgf／mm^2，破断時間12min，SM50）

内部の水素が粒界に集積して生じたものと考えられている．これらの水素集積がラス界面あるいは粒界等に生じる過渡的な段階でQC_{HE}中にIG_{HE}があるいはIG_{HE}中にQC_{HE}がそれぞれが混在する．

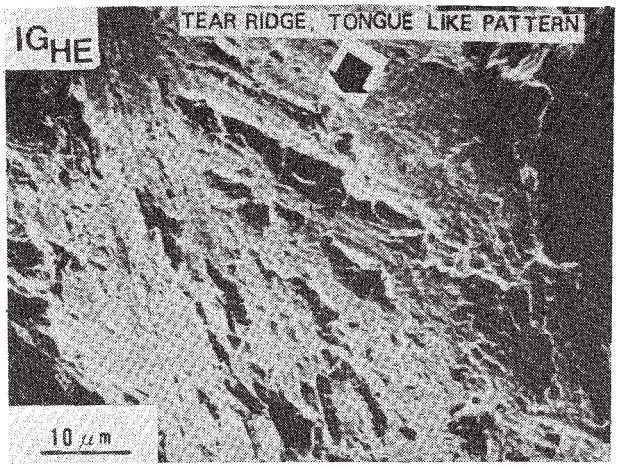


Fig.11　水素脆化粒界破面

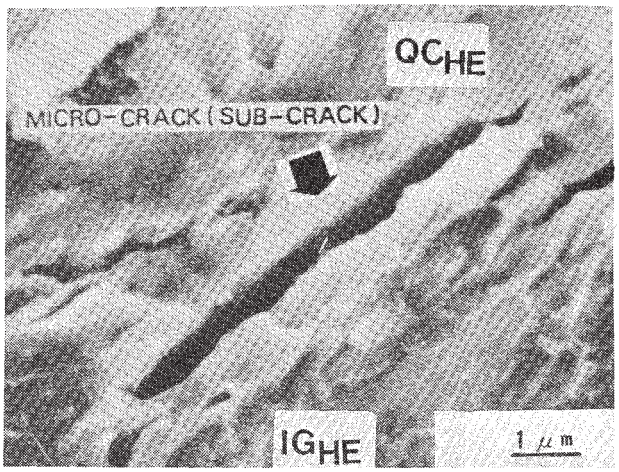


Fig.12　水素脆化粒界破面上のミクロ割れ（負荷応力 51.8kgf／mm², 破断時間382 min, HT80）

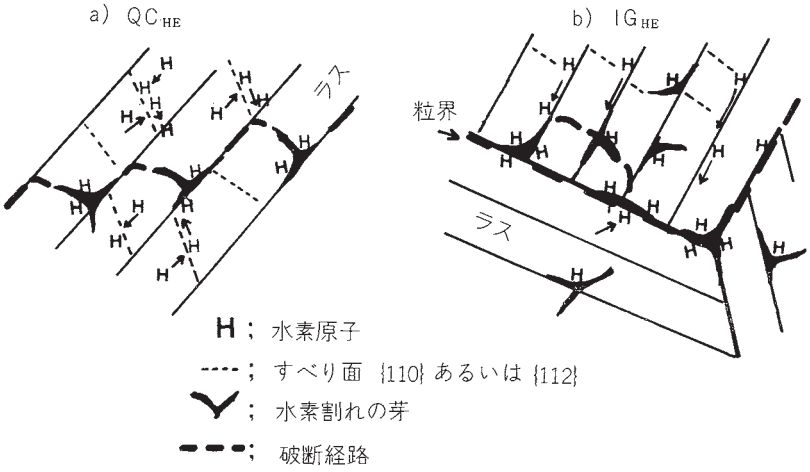


Fig.13　低温割れ破面の形成と水素集積