

(96) SR割れ再現試験における圧力容器用低合金鋼の破面（その1）

— 定荷重試験装置によるSR割れ試験 —

(96) Fracture Surface of Simulated Reheat Cracking in ASTM A508 Cl.2 Steel (I)

— Reheat Cracking Test by Constant Load Test Apparatus —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal) : 圧力容器用1Mn-0.5Mo-0.5Ni 鍛鋼材 ASTM A508
Class 2 (板厚210mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo	Ni	Sb	As	Sn	V	Al
母 材	0.20	0.31	0.94	0.004	0.006	0.07	0.40	0.61	0.88	0.0021	0.008	0.010	<0.01	0.023

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	伸び (%)	シャルピー吸収エネルギー (kgf・m)
母 材	61	45	27	13.6 at 0 °C

試 験 (Test)

試験方法 (Test method) : 定荷重試験装置によるSR割れ試験

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

試験条件 (Test condition) : 400°Cへ約 5 sec で急熱後400°Cから600°Cへ直線的に
2 hrs で加熱し, 600°Cに到達後直ちに空冷. 負荷応力: 7.5kg f/mm².

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

HAZの粗粒域の熱サイクル（ピーク温度；1350°C，800°Cから500°Cまでの冷却速度；10sec）を付与した切欠付試験片（形状係数；6.1）を定荷重試験装置に装着後7.5 kgf/mm²の応力（切欠部断面の平均応力）を負荷し，前記の試験条件でSR割れ試験を行なった．その後常温において切欠部で試験片を破壊し，Fig.2に示すように切欠先端部全面に渡って走査形電子顕微鏡観察を行なった．Fig.3は切欠先端部に認められた粒界ファセット (Grain boundary facet) の一例で，中央部が後熱処理温度である600°Cへ加熱中に発生したSR割れである．周辺部では常温で試験片を破壊する時形成された延性破面組織が認められる．Fig.3の拡大写真がFig.4である．Fig.4ではきわめて微細なディンプル (dimple) 状の破面組織（A領域の組織）とそれに比較し粗大なディンプル状の破面組織（B領域の組織）が認められる．Fig.5はFig.4中のA領域の拡大写真であり，典型的な粒界ディンプル状組織がみられ，ディンプル内には微小な粒子が認められる場合が多い．したがって，このような領域は，粒界面上の微小粒子と素地との界面ではなく離が生じ，形成された微小空洞が連結して粒界破壊が生じた領域と考えられる．Fig.6はFig.4中のB領域の拡大写真である．Fig.5のディンプル径よりも粗大なディンプル径となっており，Fig.4からも明らかなように，かなり粒内に入りこんだ位置で延性破壊した形跡が認められることから，常温で試験片を破壊する時に形成された可能性が高いものと考えられる．

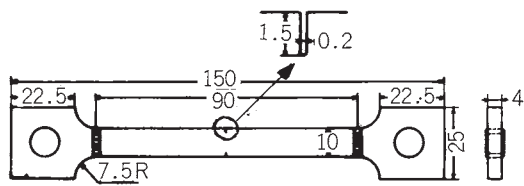


Fig. 1 定荷重引張試験片の形状、寸法

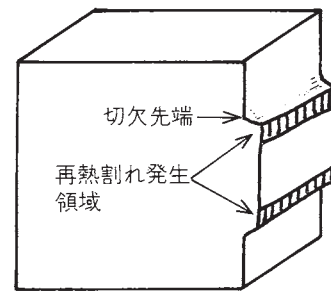


Fig. 2 再熱割れ発生領域の模式図
(斜線部全域にわたって破面観察を実施)

切欠先端側

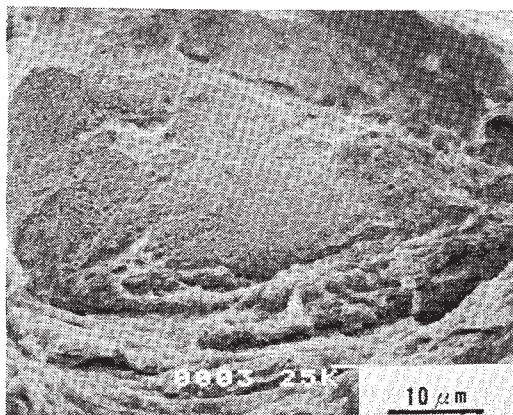


Fig. 3 切欠先端部のマイクロ破面に認められた粒界フアセット

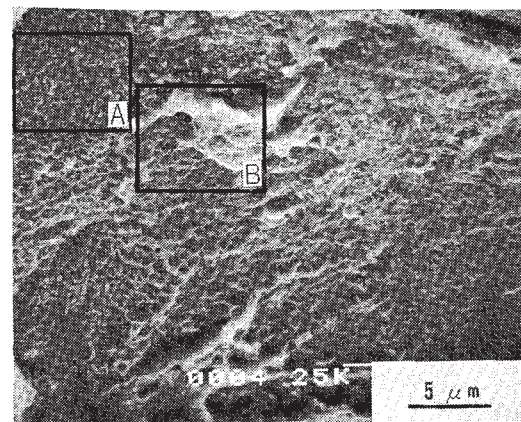


Fig. 4 Fig. 3 の中央部を拡大したマイクロ破面

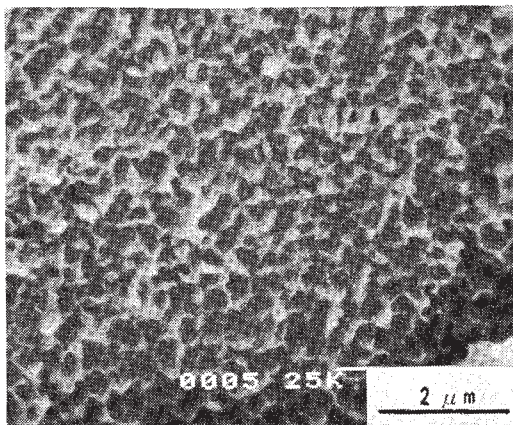


Fig. 5 Fig. 4 中のA領域を拡大したマイクロ破面

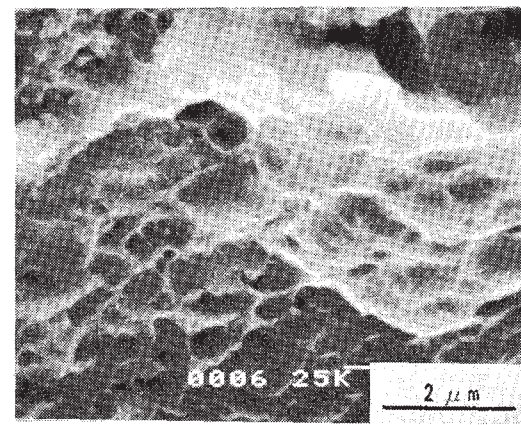


Fig. 6 Fig. 4 中のB領域を拡大したマイクロ破面

(97) SR割れ再現試験における圧力容器用低合金鋼の破面（その2）

— 定荷重試験装置による SR 割れ試験 —

(97) Fracture Surface of Simulated Reheat Cracking in ASTM A508 Cl.3 Steel (II)

— Reheat Cracking Test by Constant Load Test Apparatus —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal)：圧力容器用1Mn-0.5Mo-0.5Ni 鍛鋼材 ASTM A508
Class 3 (板厚130mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cv	Mo	Ni	Sb	As	Sn	V	Al
母材	0.21	0.28	1.38	0.009	<0.003	0.07	0.23	0.53	0.63	0.0019	0.006	0.009	<0.01	0.024

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	伸び (%)	シャルピー吸収エネルギー (kgf・m)
母 材	67.7	52.7	23.3	24 at 0 °C

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：定荷重試験装置による SR 割れ試験

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

試験条件 (Test condition)：400℃へ約 5 sec で急熱後400℃から600℃へ直線的に
1 hr で加熱し、600℃に到達後直ちに空冷。

負荷応力：10.5kg f/mm².

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

HAZ の粗粒域の熱サイクル（ピーク温度；1350℃，800℃から500℃までの冷却時間；10sec）を付与した切欠付試験片（形状係数；6.1）を定荷重装置に装着後10.5kg f/mm²の応力（切欠部断面の平均応力）を負荷し，前記の試験条件で SR 割れ試験を行なった．その後常温において切欠部で試験片を破壊し，切欠先端部全面に渡って走査形電子顕微鏡観察を行なった．Fig.1 に切欠先端部に発生した SR 割れのミクロ破面を示す．Fig.1 の中央部に認められる粒界ファセット (Grain boundary facet) が SR 割れで，粒界ファセットの上端側は切欠先端部であり，下端側は常温において延性破壊した領域である．Fig.2 は Fig.1 の拡大写真で，きわめて平坦な粒界破面が観察される．また粒界の稜線が明りょうに認められる．Fig.3 は Fig.2 の枠内の拡大写真で，粒界ディンプル (Grain boundary dimple) はみられず，微小な凹凸をともなった平坦な破面となっている．また粒界破面上には微細な粒子が認められる．微細な粒子については元素分析などの解析を加えていないので詳細な事項は不明である．

切欠先端側

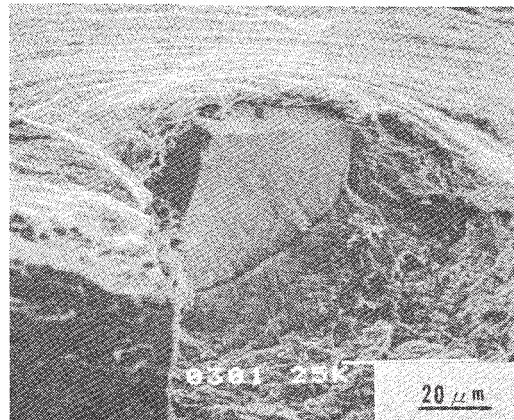


Fig. 1 切欠先端部のマイクロ破面に認められた粒界ファセット

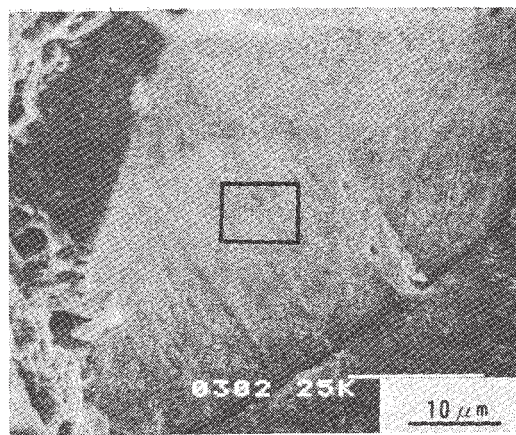


Fig. 2 Fig. 1 の中央部を拡大したマイクロ破面

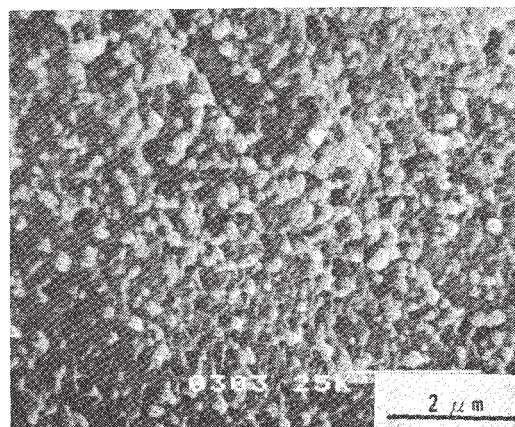


Fig. 3 Fig. 2 中の枠内を拡大したマイクロ破面

(98) 1350℃におけるオーステナイト系ステンレス鋼熱影響部の引張破面

— 高温延性試験 —

(98) Fracture Surface of HAZ of Austenitic Stainless Steel Ruptured at 1350℃

— Hot Ductility Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal)：熱間圧延オーステナイト系ステンレス鋼板 SUS304 (板厚20mm)。

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 4 mm)。

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

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

溶 接 (Welding)

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

溶接条件 (Welding condition)

開 先 形 状	溶接棒の乾燥条件	ア ー ク 電 圧 (V)	溶 接 電 流 (A)	溶 接 速 度 (mm/min)	積 層 方 法
V 形	150℃×1 hr	24	120	100	3層3パス

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：高温延性試験。

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

試験条件 (Test condition)：Fig.1 参照。

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

本破面は Fig.1 に示すごとく、溶接部を含むオーステナイト系ステンレス鋼丸棒(径10mm)を1350℃に加熱保持後強制引張破断させた際発生したもので、溶接熱影響部粗粒域で破断している。破面は Fig.2 に示すように粒界脆性破面を示し、粒界に沿って分離破壊したことを物語っている。

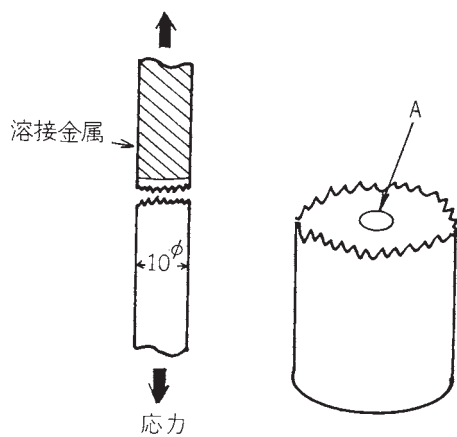
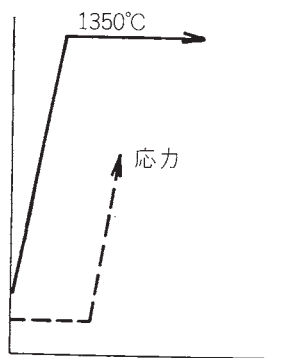
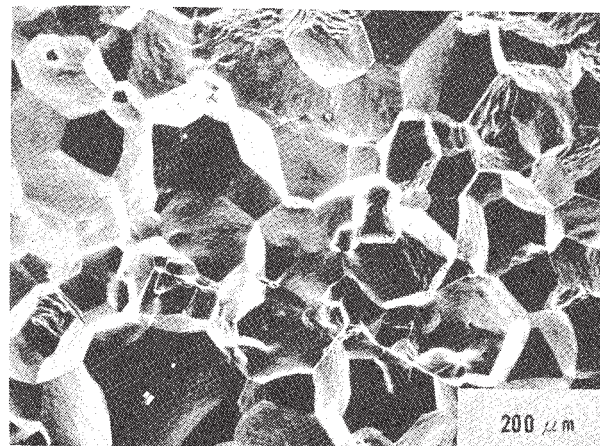
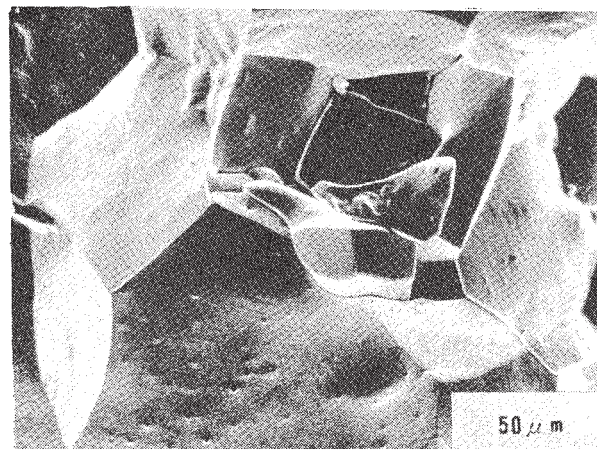


Fig. 1 高温延性試験方法とマイクロ破面撮影位置 (A部)



(a)



(b)

Fig. 2 1350°Cに加熱保持後破断したオーステナイト系ステンレス鋼熱影響部のマイクロ破面

(99) 1350℃におけるNb入りオーステナイト系ステンレス鋼熱影響部の引張破面

— 高温延性試験 —

(99) Fracture Surface of HAZ of Austenitic Stainless Steel Containing Nb Ruptured at 1350℃

— Hot Ductility Test —

材料 (Material)

母材 (Base metal) : 熱間圧延オーステナイト系ステンレス鋼板 SUS347 (板厚20mm).

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

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

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb
母材	0.060	0.53	1.30	0.017	0.012	18.70	9.12	0.97
溶着金属	0.05	0.56	1.30	0.018	0.012	19.57	9.82	0.84

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)

関先形状	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
V形	150℃ × 1 hr	24	120	100	3層3パス

試験 (Test)

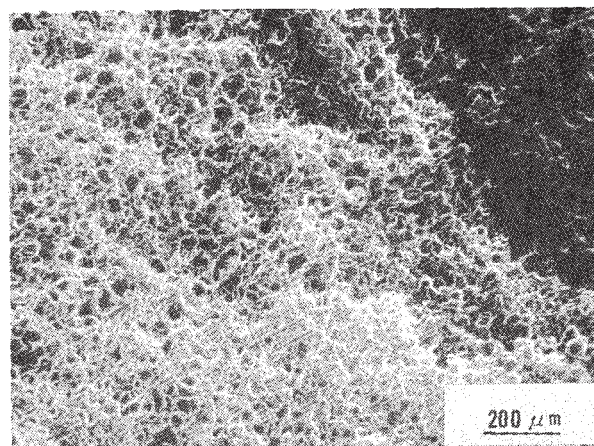
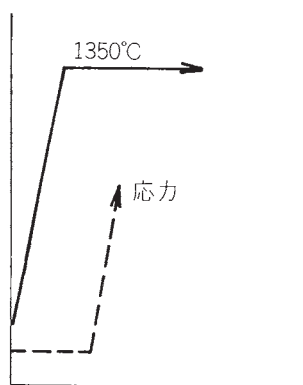
試験方法 (Test method) : 高温延性試験.

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

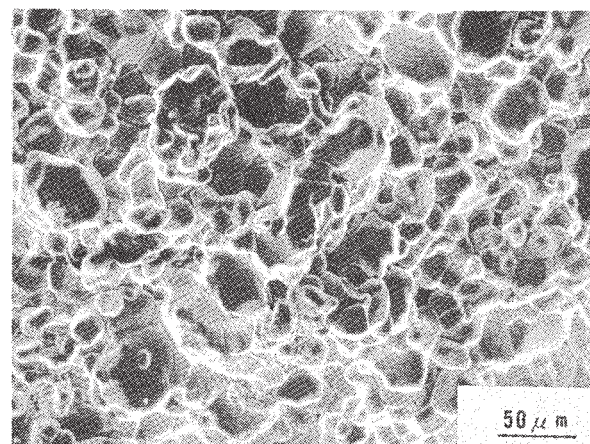
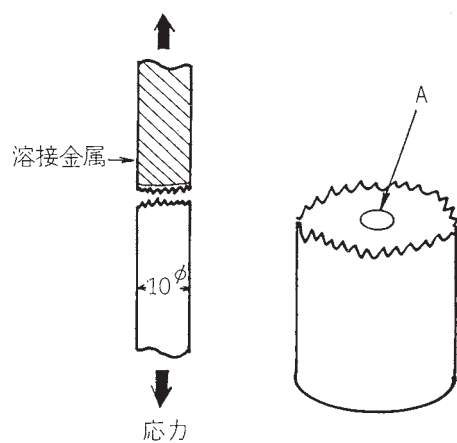
試験条件 (Test condition) : Fig.1 参照.

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

本破面は Fig.1 に示すごとく、溶接部を含む Nb 入りオーステナイト系ステンレス鋼丸棒 (径10mm) を1350℃に加熱保持後強制引張破断させた際発生したもので、溶接熱影響部で破断している。破面は Fig.2 に示すように粒界破壊を示しているが、Nb を含有しているため結晶粒は微細であり、結晶粒の表面は溶融してなめらかな様相を呈している。



(a)



(b)

Fig. 1 高温延性試験方法とマイクロ破面撮影位置 (A部)

Fig. 2 1350℃に加熱保持後破断したNb入りオーステナイナイト系ステンレス鋼熱影響部のマイクロ破面

(100) 高温延性試験における完全オーステナイト系ステンレス鋼の破面

— 溶接熱サイクル再現試験 —

(100) Fracture Surface of Fully Austenitic Stainless Steel in Hot Ductility Test

— Gleeble Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal)：オーステナイト系ステンレス鋼棒 SUS310 (径 8 mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
母 材	0.12	1.01	1.42	0.025	0.007	24.82	20.18

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：溶接熱サイクル再現試験

試験片形状 (Specimen configuration)：70mm長×8mm径，両端10mmネジ付

試験条件 (Test condition)：加熱速度180℃/sec, NST (1300℃)における保持時間 3 sec, 冷却速度80℃/sec, Ar 雰囲気中において加熱および冷却途上の種々の温度で引張破断 (引張速度 33mm/sec)

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 は供試したオーステナイト系ステンレス鋼の高温延性特性図 (絞り・温度線図) であり, Fig.2 から 6 には加熱途上の1000℃, 1150℃, 1200℃, 1275℃ (NDT)

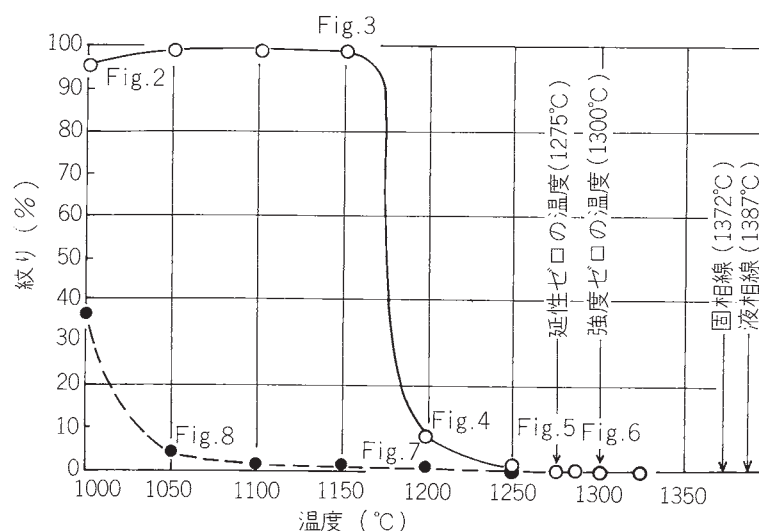
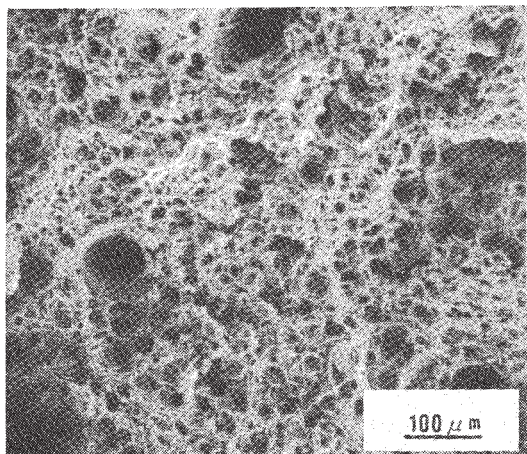
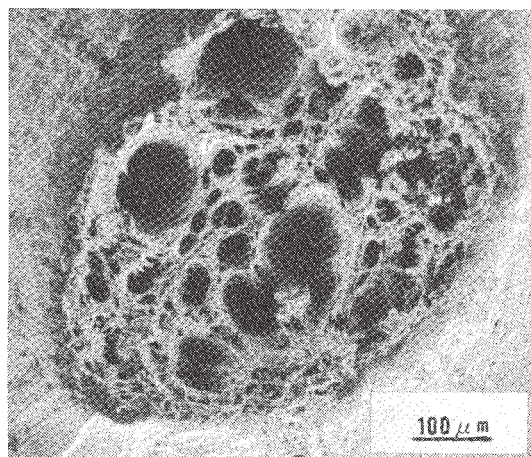


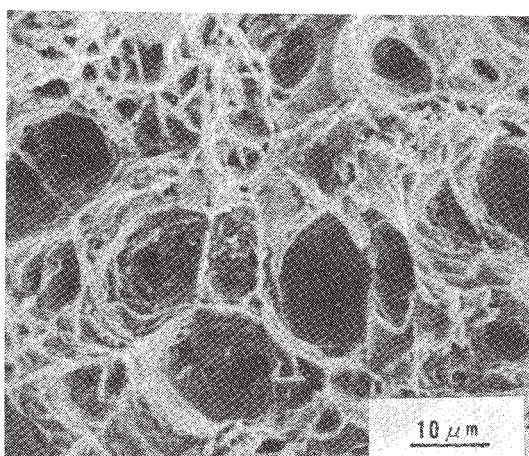
Fig.1 最高温度1300℃ (NST:強度ゼロの温度) の熱サイクルにおけるオーステナイト系ステンレス鋼の高温延性特性



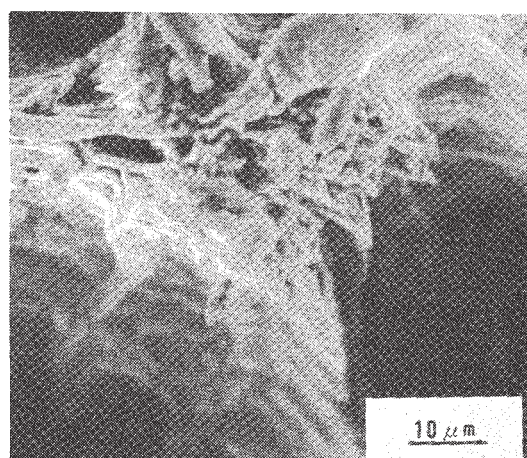
(a)



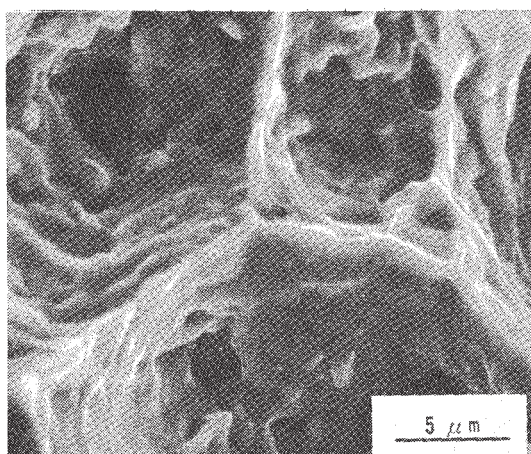
(a)



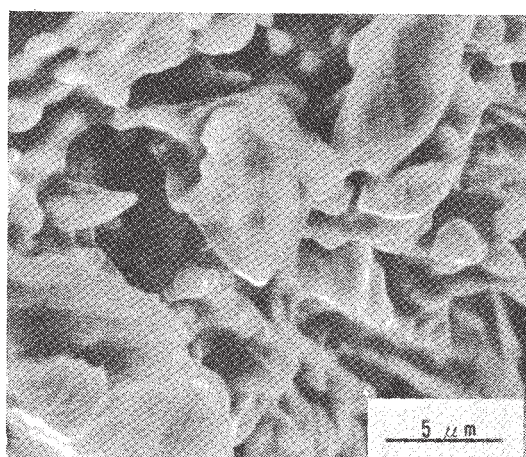
(b) (a)の拡大



(b) (a)の拡大



(c) (b)のほぼ中央の拡大



(c) (b)の中央やや右上部の拡大

Fig. 2 加熱途上1000℃破断のマイクロ破面

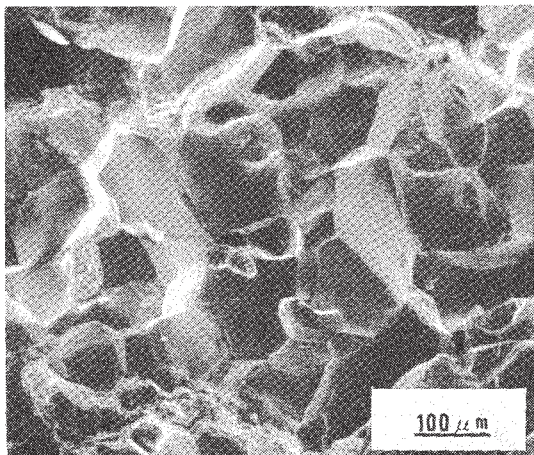
Fig. 3 加熱途上1150℃破断のマイクロ破面

および1300℃ (Tmax, NST:強度ゼロの温度)の破断面の状況を, また Fig.7 および 8 には Tmax からの冷却途上, 1200℃および1050℃における破断面の状況を示した。

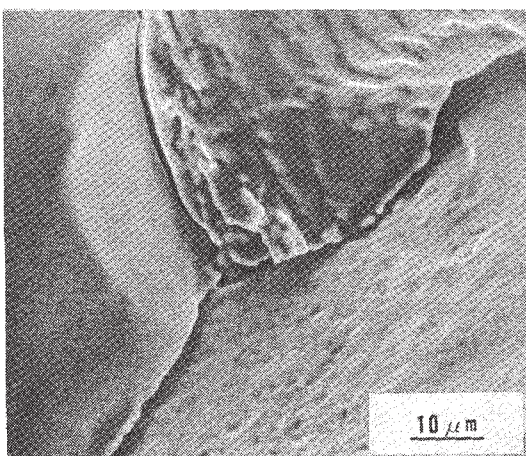
加熱途上において, 1150℃までの高延性域では, Fig.2 および 3 に見られるように, 等軸ディンプル (Equiaxed dimple) 型の粒内破断である。延性が急激に低下した 1200℃ (Fig.4) 以上の低延性域では, 破断形態は結晶粒界型に変化している。また 1200℃から高温において破断した試料の結晶粒界を観察すると, 破断温度が高温になるにしたがい, 結晶粒の変形が少なくなると共に, 粒界液膜厚が増加し, NST (1300℃) になると, 結晶粒全体が数%の液膜におおわれる¹⁾状態が見られる (Fig.4 (c), Fig.5 (c), Fig.6 (c))。

冷却途上の脆性温度範囲内にある1200℃ (Fig.7) では, いまだ粒界型破断であり, 一部の粒界には残存液膜の凝固膜が観察される (Fig.7 c))。脆性温度範囲の下限である1050℃ (Fig.8) においても, 粒界型破断ではあるが, 結晶粒の一部は変形しており, 粒界強度が粒内強度より高くなり始めていることがうかがえる。

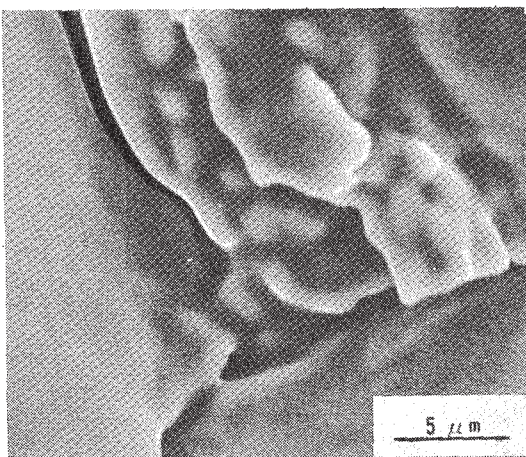
1) B. Weiss et al, Weld. J., Oct. 1970 p471S-487S



(a)

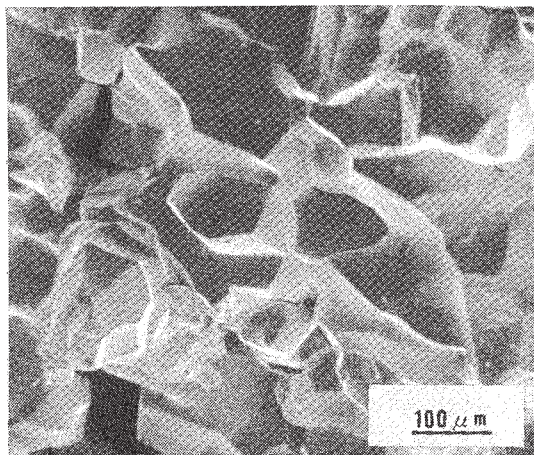


(b) (a)の拡大

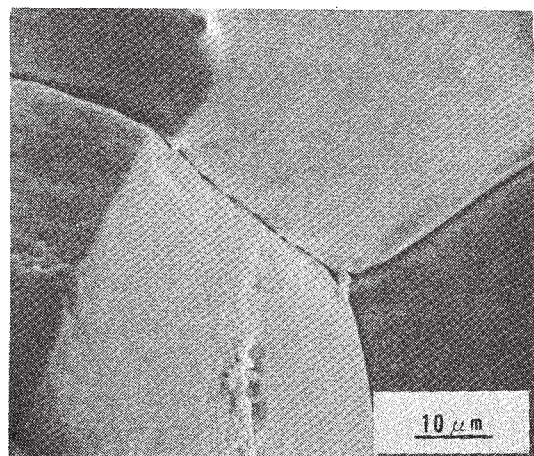


(c) (b)の中央部の拡大

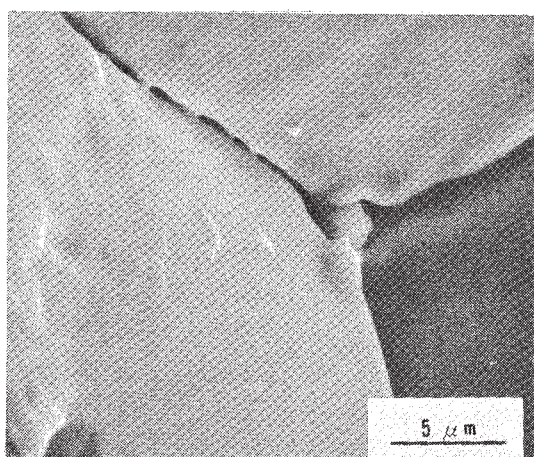
Fig. 4 加熱途上1200℃破断のマイクロ破面



(a)

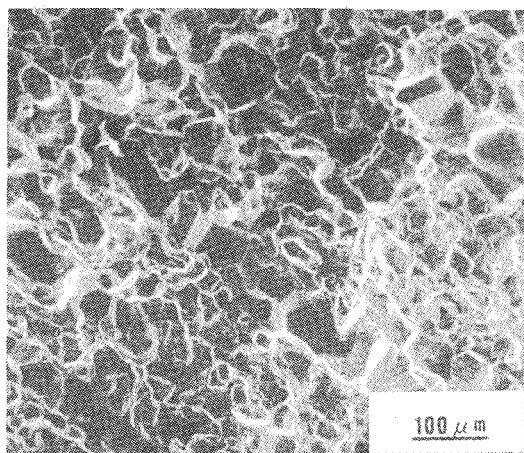


(b) (a)の拡大

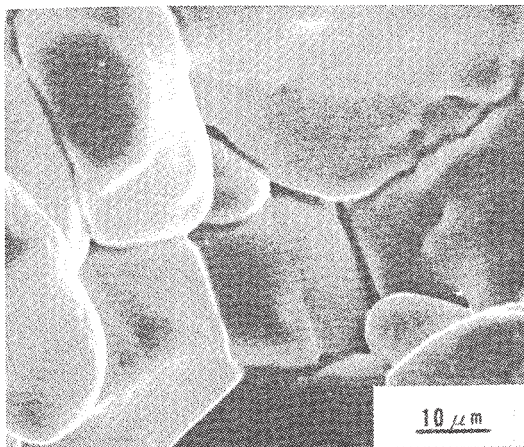


(c) (b)の中央部の拡大

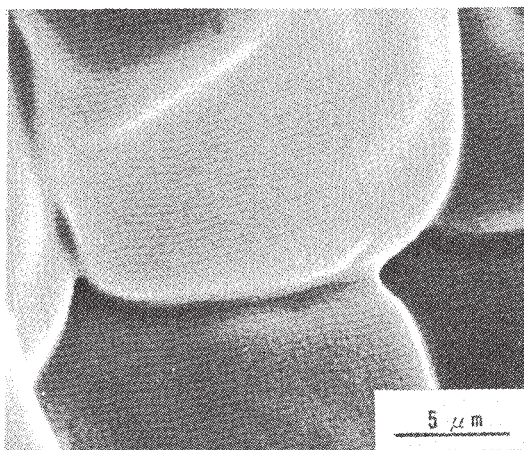
Fig. 5 加熱途上1275℃（NDT：延性ゼロの温度）破断のマイクロ破面



(a)

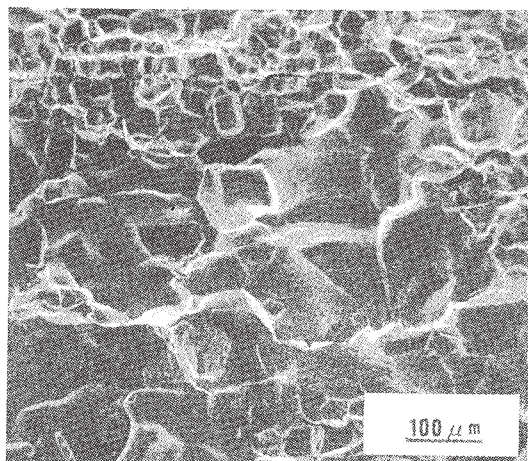


(b) (a)の拡大

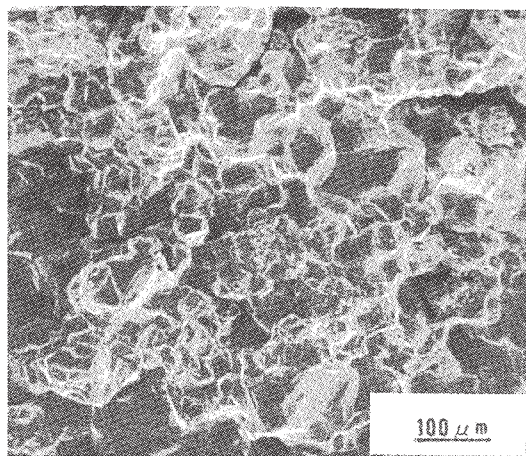


(c) (b)の左部の拡大

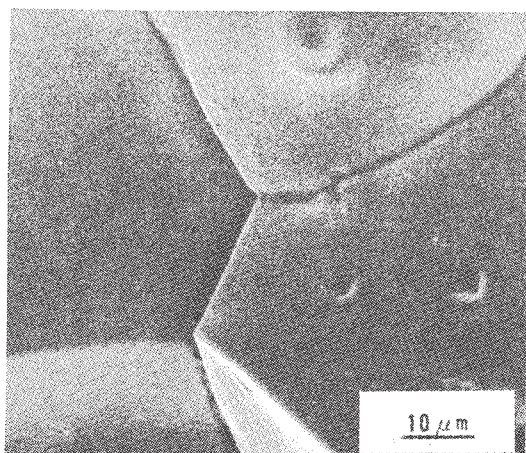
Fig. 6 加熱途上1300°C (N S T:強度ゼロの温度)
破断のマイクロ破面



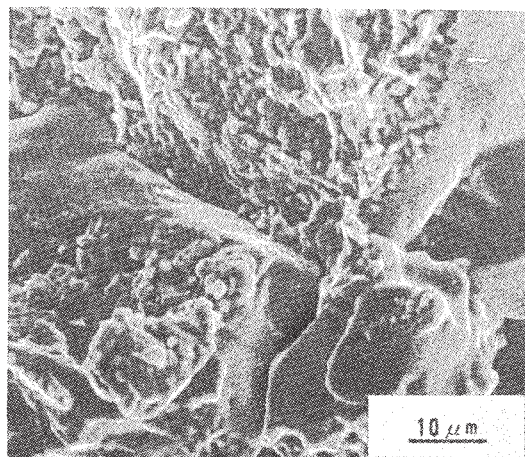
(a)



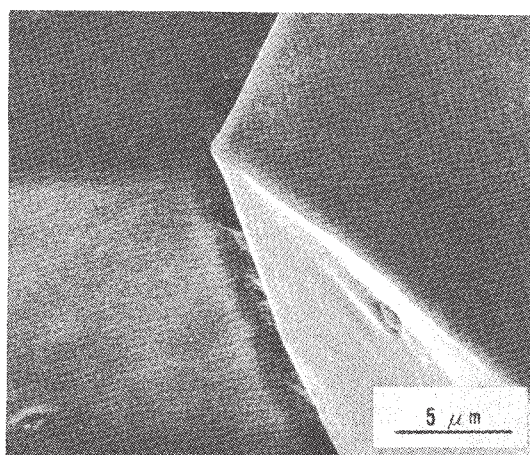
(a)



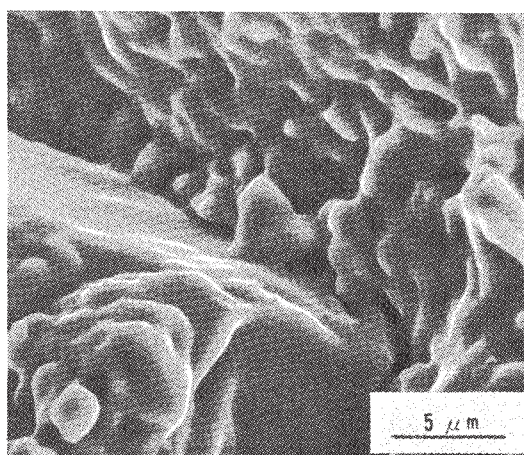
(b) (a)の拡大



(b) (a)の拡大



(c) (b)の下部の拡大



(c) (b)の中央部の拡大

Fig. 7 冷却途上1200℃破断のマイクロ破面

Fig. 8 冷却途上1050℃破断のマイクロ破面

II. 2 衝 撃 破 壊 (Fractures in Impact Tests)

概説 (Outline)

鉄鋼材料の衝撃破面にはマクロ的に、切欠底部から延性的な破壊を示す繊維状域 (Fibrous fracture)、破壊の伝ぱにしたがってき裂先端の拘束が大となり引張応力が大きくなって生じる放射状破面 (Radial fracture) および最終破断部での圧縮に伴う引張応力の減少と拘束度の減少によるせん断破面 (チャー・リップ; Shear lip) が認められる。繊維状およびせん断破面域の大きさは延性の大きさを示し、破壊部の延性を示す重要な指標の一つである¹⁾²⁾。これらの破面は試験温度によってそれぞれ占める割合が変化し、吸収エネルギーが変化する。一般に構造材料では常温あるいはそれ以上の試験温度で、温度が高くなるほど繊維状破面域が大部分を占め、せん断破面も顕著である。一方、常温から低温になるほど放射状破面が明確となり、繊維状破面およびせん断破面が急減する。放射状破面はシェブロン模様 (Chevron pattern) と呼ばれ鋼板の切欠材などでは山の頂点がき裂の進展してきた方向を示すので、この方向から破壊の起点と進展経路が知られる。さらに極低温になると繊維状破面およびせん断破面も消失し、放射状破面域は流れ線模様が少なく粒状破面 (Granular fracture) を呈する。この粒状破面は光のあて方によりきらきら見える場合があり、結晶状破面 (Crystalline fracture surface) と呼ばれ、特定の結晶面 (へき開面; Cleavage plane) に沿って破壊した最も脆性的な破壊である¹⁾²⁾。

このように試験温度を高温から低温に変化させると延性破壊から脆性破壊へと移行するが、電子顕微鏡等でミクロ的に観察するといずれも粒内破壊 (Transgranular fracture) である。しかしながら、材料によっては焼戻し脆化あるいは後熱処理脆化によって、粒界に沿ってき裂が伝ぱする粒界破壊 (Intergranular fracture) を呈する場合もある。

延性破面は Fig.1 に示すように、ディンプル (Dimple) と呼ばれる多数のくぼみにより特徴づけられ³⁾、ディンプル破壊 (Dimple fracture) と呼ばれている。これは塑性変形に

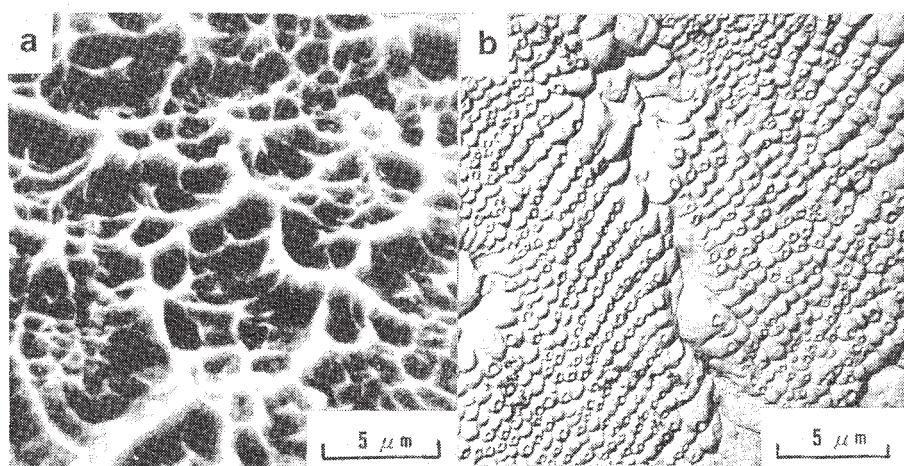


Fig.1 ディンプル破壊, (a) HT80の HAZ (マルテンサイト組織, 試験温度25°C)³⁾, (b) HT80の HAZ (下部ベイナイト組織, 試験温度25°C, レプリカ法)³⁾

に伴い材料中の介在物、微粒子が核となって多数の微小空洞が形成され、これが三軸引張応力の下で成長、合体して破壊に至るために生じるとされている¹⁾²⁾。

脆性破壊はほとんど塑性変形を伴わずにへき開面で発生するためへき開破壊 (Cleavage fracture) と呼ばれている。破面は Fig.2 に示すようにへき開ファセット (Cleavage facet) と呼ばれる結晶粒に相当する微小破面域が連なって構成されている⁴⁾⁵⁾。それぞれのファセットの長さおよび幅で破壊の最小単位、あるいは破面単位が定義されている⁶⁾。この破面単位が大きいほど、一般に低エネルギーでの破壊である。低靱性材料のへき開面は破壊が一つのへき開面で生じるのではなくて、平行ないくつかのへき開面で生じるので、へき開段 (Cleavage step) ができる。この階段が川模様状に認められるため、リバー・パターン (River pattern) と呼ばれており、き裂の進展方向がこの流れの方向に一致している。また、き裂伝ばの際に機械的雙晶を伴うため、タング (Tongue) と称する舌状模様が観察される場合もある¹⁾²⁾。

一方、前2者の中間的な靱性を示す場合、破面は擬へき開破壊 (Quasi-cleavage frac-

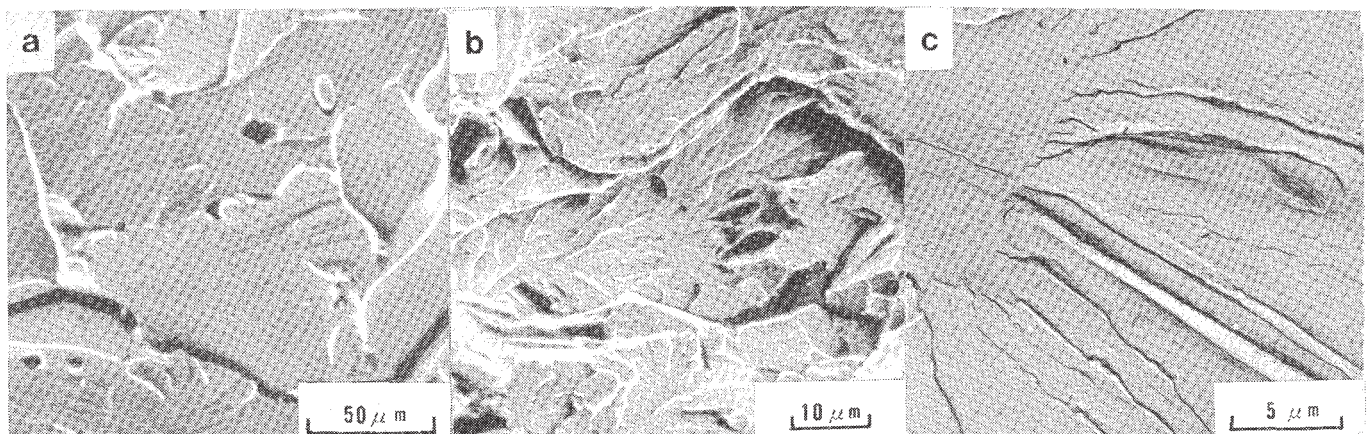


Fig.2 へき開破面, (マクロなき裂伝ば方向はすべて左から右の方向), a) 純鉄 (試験温度 -70°C)⁴⁾, b) ST70 (西ドイツ) のマルテンサイト組織 (試験温度 -196°C)⁴⁾, c) HT80 の HAZ, 入熱160KJ (試験温度 -196°C)⁵⁾

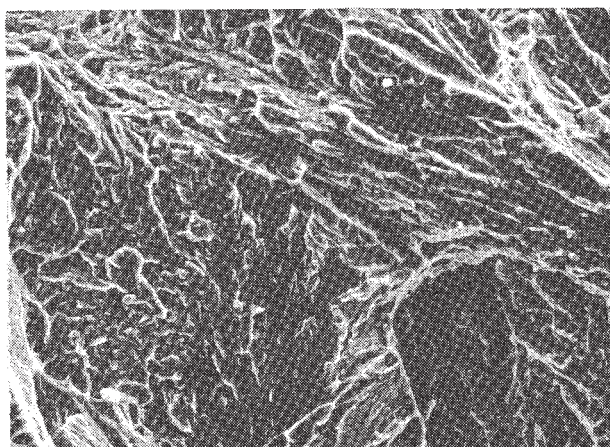


Fig.3 擬へき開破面, HT80 の HAZ (下部ベイナイト, 試験温度 0°C)⁷⁾

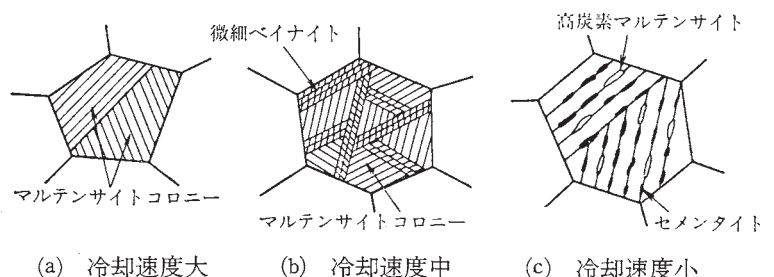


Fig.4 溶接熱影響部における冷却速度とマイクロ組織との関係⁸⁾

ture) を呈する場合がある。この破面は完全な脆性破壊ではなく、リバー・パターンやタングが若干認められるもののへき開面にて破壊が生じたかどうか明瞭でなく、Fig.3 に示すようにその破面単位はへき開破面の破面単位より一般に小さく、各破面単位は互いに隣接する微小き裂が合体する際にそれぞれのファセット間にて塑性変形を伴ない引き裂かれたような塑性的結合域（テア・リッジ；Tear ridge）で囲まれているのが特徴である。このテア・リッジは湾曲して認められることが多い⁷⁾。

これらの破面の変化は溶接熱影響部および溶接金属の靱性を知るうえに重要であり、破面が延性破面から脆性破面に変化する遷移温度で評価される場合が多い。また遷移温度は以下に説明するように溶接部の組織構成因子によって支配される破面単位と密接な関係をもっている。たとえば溶接入熱を高めると Fig.2 (c) のようにへき開破面の破面単位が大きくなり、遷移温度が高くなる。たとえば、いわゆるボンド脆化などもこのような例である。また溶接部の組織構成因子も溶接入熱の増加と共に変化する。Fig.4 は調質鋼の熱影響部における冷却速度とマイクロ組織の関係を示す⁸⁾。熱影響部の冷却速度が速いと(a)のように典型的なマルテンサイト組織が生じ、旧オーステナイト粒内に 3~4 個のほぼ同一の結晶方位からなるマルテンサイトの束（マルテンサイト・コロニーあるいはバンドル）が存在する。この組織の靱性は低い。最適冷却速度になると(b)のように微細ベイナイトの生成によってオーステナイト粒内のコロニーが多くなり、靱性が良くなる。さらに大入熱溶接のように冷却速度がかなり遅くなると(c)のようにベイニティック・フェライトの析出とともに炭素原子の濃縮された未変態オーステナイトの高炭素島状マルテンサイトへの変態によって靱性は劣化する。

溶接熱サイクル再現試験による最高加熱温度と旧オーステナイト粒径、マルテンサイト

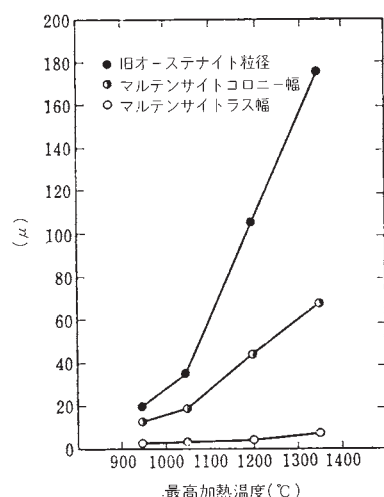


Fig.5 溶接熱サイクル再現試験による最高加熱温度と組織構成因子との関係 (HT80鋼)³⁾

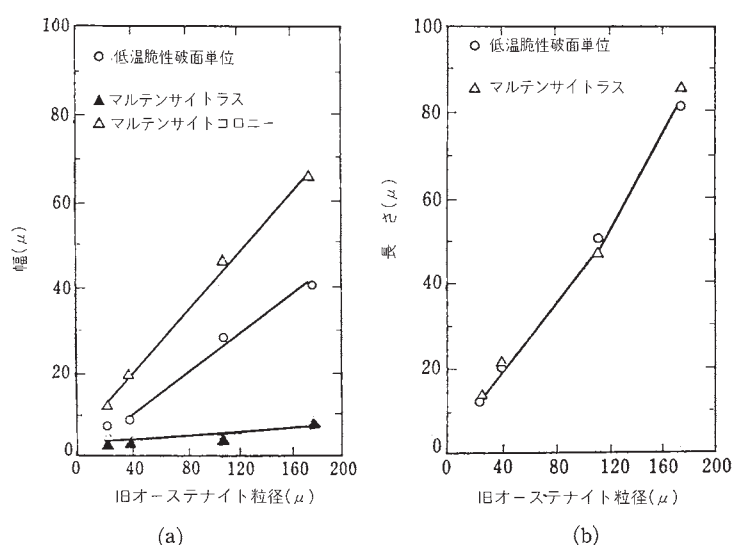


Fig.6 低温脆性破面単位と組織構成因子³⁾

コロニー幅、マルテンサイト・ラス幅との関係は Fig.5 のごとくである³⁾。これらの組織構成因子は最高加熱温度の増加につれて、それぞれ大きくなる。ベイナイト組織の場合も同様の傾向を示す³⁾。すなわち、Fig.6 に示すように最高加熱温度が高くなれば組織構成因子が増加し、へき開破面単位も大きくなる。なおたとえばマルテンサイト組織において、マルテンサイト・ラス数枚ないし、十数枚がへき開破面単位を構成している。この破面単位は $\{100\}$ α 面を微小な角度内で共有する領域と定義され⁶⁾、破面単位を構成するリバー・パターンの周囲を測定することによって求められる。

調質鋼のへき開破面単位 ($\log d_c^{-1/2}$) と破面遷移温度 (vTs) との関係は Fig.7 に示すように直線関係を示す。破面単位が大きくなるほど破面遷移温度は高くなる⁹⁾。また同じ破面単位でもベイニティック・フェライト組織はマルテンサイトおよび微細ベイナイト組織に比して破面遷移温度が高い。また、Fig.8 はベイナイト組織におけるフェライト粒と破面遷移温度の関係を示す。ベイナイトの破面単位はフェライト粒が大きくなるほど、 vTs は高温側に移行する。⁵⁾

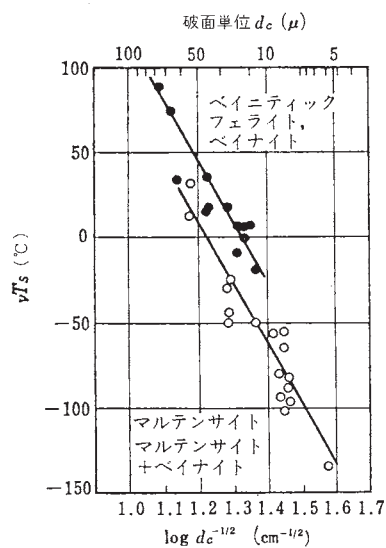


Fig.7 調質鋼の破面単位と破面遷移温度との関係⁹⁾

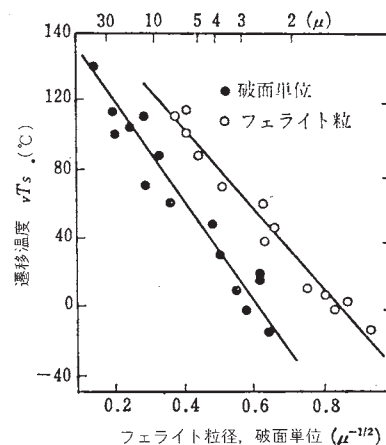


Fig.8 溶接熱サイクル再現試験による HT80 鋼の破面単位と破面遷移温度との関係⁵⁾

溶接金属における衝撃破面は柱状晶および組織の影響を受ける。Fig.9 はマイクロ組織および破面の形態を比較して示した⁷⁾¹⁰⁾。溶接のままでは Fig.9 (a) 上図のごとく柱状晶が顕著であり、その組織は初析フェライトおよび微細フェライトであった。破面は Fig.9 (a) 下図に示すように柱状晶境界の初析フェライトにて破壊が進行し、タイヤ・トラック状の痕跡が見られる。そしてこの内部は常温での試験温度ではディンプル破面が主で、擬へき開破面

が混在するが、低温になるほどへき開破面が支配的になり擬へき開破面も一部認められる。柱状晶が、多層盛などの後続パスにより再加熱を受けて、Fig.9(c)上図のように消失すると、破面は Fig.9(c)下図のようにタイヤ・トラック状の痕跡が認め難くなる。

溶接金属の靱性は前述の熱影響部の場合と同様、組織の影響を受け、Fig.10 に示すようにアシキュラー・フェライト（微細フェライトとも呼ばれる）量が増加すると靱性が向上する¹¹⁾¹²⁾。一方、初析フェライトおよび高炭素島状マルテンサイトが多いと靱性が低くなる¹¹⁾¹²⁾。これらの組織の影響は化学組成に依存し、Ti-B 添加，Mo 添加，Al 量，N 量および O 量などによって異なり複雑である。また、破面単位についても Fig.11 に示すように破面遷移温度と関連があることが示されている¹³⁾。

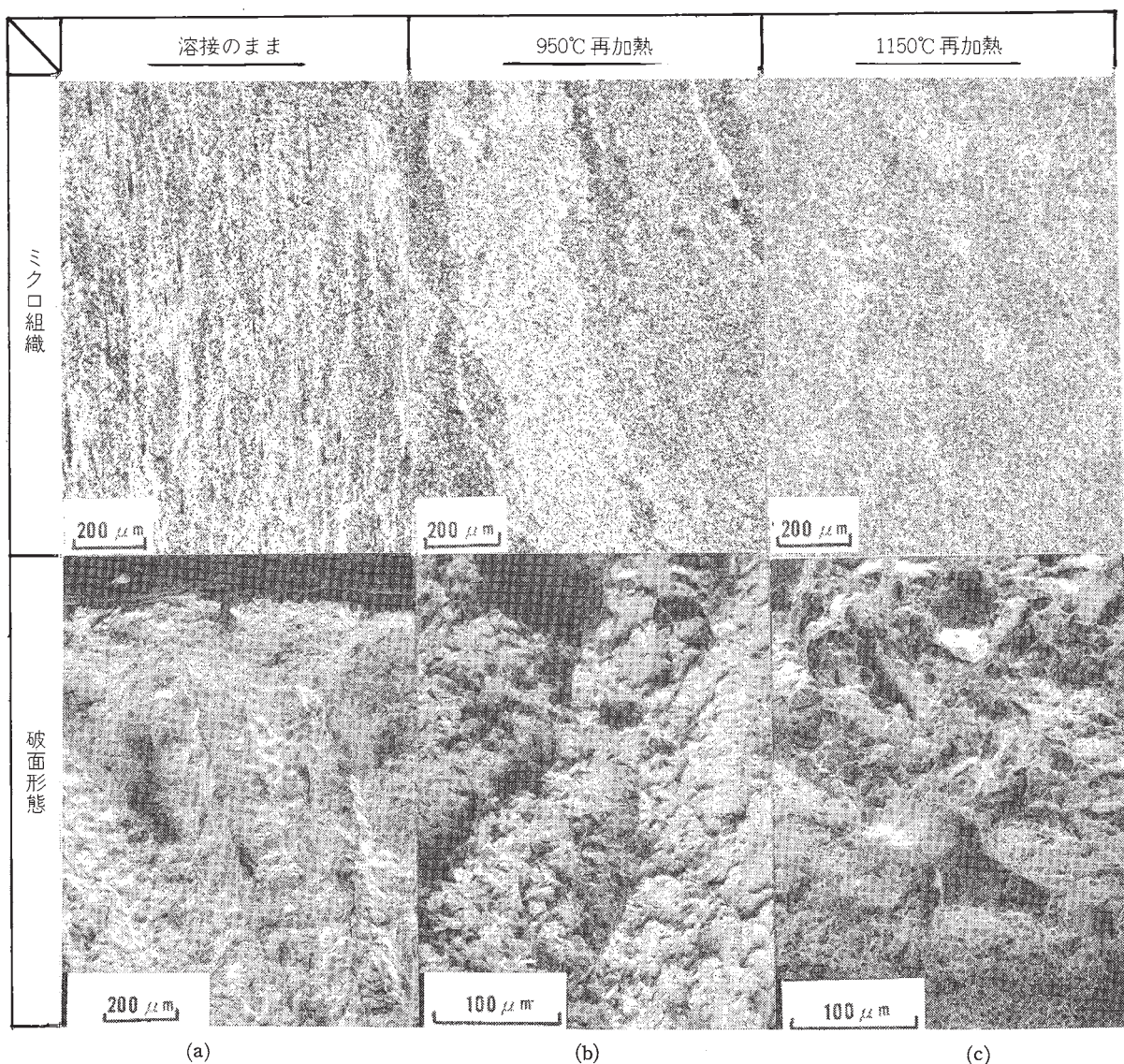


Fig.9 溶接金属の組織とその破面形態（HT80，試験温度 0℃）

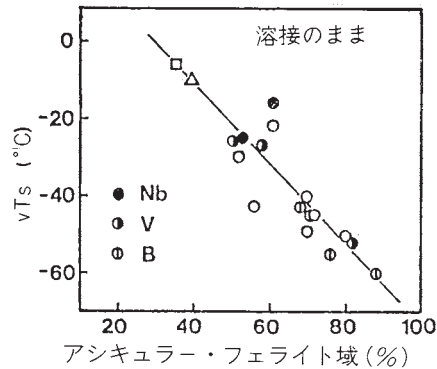


Fig.10 アシキュラー・フェライト量と遷移温度との関係

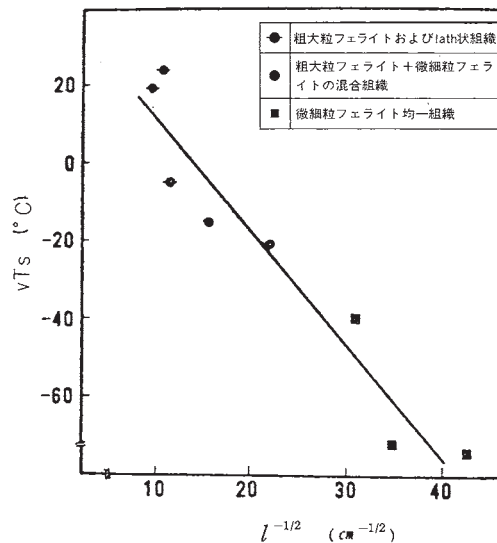


Fig.11 平均クラック伝播径路(l)とじん性の関係

参考文献

- 1) 松田, 中川: 溶接部破壊破面のフラクトグラフィ集 (標準破面編), 黒木出版, 昭和54年, p. 4.
- 2) 小寺沢 (編): フラクトグラフィとその応用, 日刊工業新聞社, 昭和56年, p. 27.
- 3) 菊田, 荒木, 黒田: 溶接学会誌, Vol. 44(1975), p. 168, Vol. 44(1975), p. 431.
- 4) T. Araki and F. Erdmann-Jesnitzer: Priv. Zeit. S. d. TU Hannover (1972)
- 5) 菊田, 荒木, 佐野, 柳生, 石野: 溶接学会誌, Vol. 43(1974), p. 1047.
- 6) 寺崎, 大谷: 鉄と鋼, Vol. 58(1972), p. 293.
- 7) Y. Kikuta, T. Araki, A. Okubo, M. Yoneda and H. Tsuji: IIW, Doc. II -866-1978.
- 8) 稲垣, 伊藤: 高張力鋼低温用鋼の溶接, 産報出版 (1978) p. 77
- 9) 大谷, 寺崎, 邦武: 鉄と鋼, Vol. 58(1972), p. 434.
- 10) 菊田, 荒木, 米田: 材料, 29, 325, (1980), p. 556.
- 11) O. L. Choi and D. C. Hill: Welding. J., Vol. 57(1978), 232s.
- 12) 北田, 安部, 宮田: 溶接学会誌, Vol. 48(1979), p. 878.
- 13) 中西: 溶接学会誌, Vol. 50(1981), p. 8.

(101) HT80鋼再現HAZ材の衝撃破面

— シャルピー衝撃試験 —

(101) Impact Fracture Surface of Simulated HAZ of HT80 Steel

— Charpy Impact Test —

材 料 (Material)

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

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/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	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 (Synthetic weld thermal cycle)

試 験 (Test)

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

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

試験条件 (Test condition) : 試験温度-196℃

試験結果 (Test result) :

Δt (800℃~500℃) (sec)	30	90	140
vTrs (℃)	-30	53	71

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1~3 は800~500℃の冷却時間(以下 Δt と記す)が, 30sec, 90sec および 140sec の場合の-196℃での衝撃破面を示す. 組織はそれぞれマルテンサイトと下部ベイナイトの混合組織, 上部ベイナイト組織および上部ベイナイトにかなりのベイニティック・フェライトの混在した組織となっていた. Fig.1 は, 擬へき開破面が主であり, Fig.2 および Fig.3 の上部ベイナイト組織ではへき開破面が主となっていた. また, Δt が長くなるとともに破面単位が大きくなり, 破面遷移温度も上昇していた.

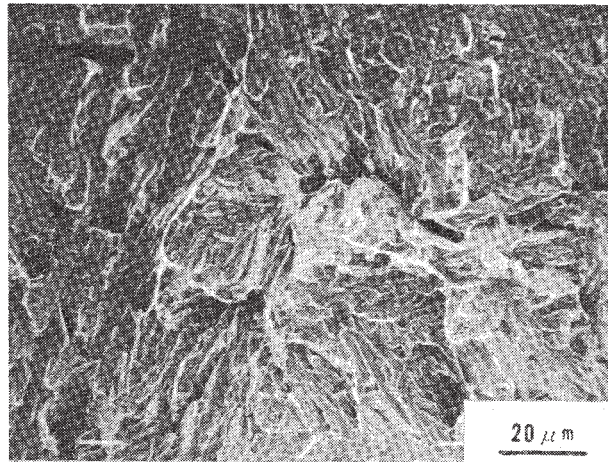


Fig. 1 マルテンサイトと下部ベイナイト混合組織の衝撃破面

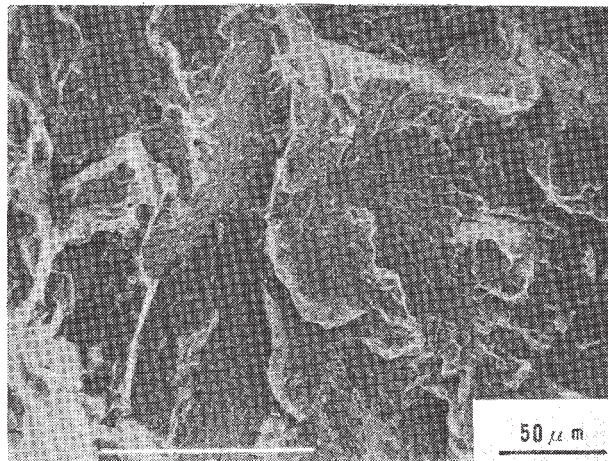


Fig. 2 上部ベイナイト組織の衝撃破面

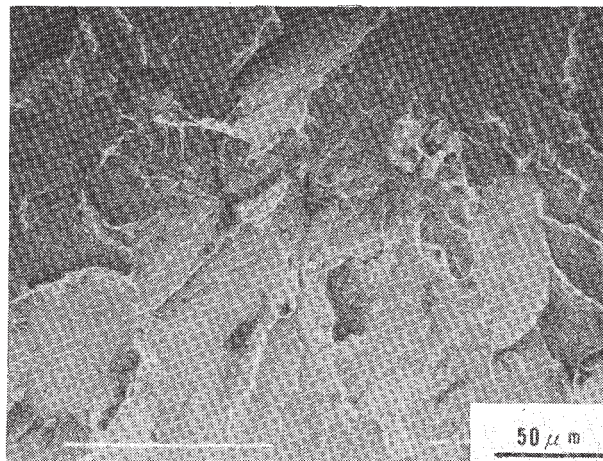


Fig. 3 上部ベイナイトとベイニティックフェライト混合組織の衝撃破面

(102) 低温用アルミキルド鋼の片面サブマージアーク溶接における ボンド部の衝撃破面

— シャルピー衝撃試験 —

(102) Impact Fracture Surface of Grain-Coarsened HAZ in Al-killed Steel Weldment by One Side Submerged-Arc Welding

— Charpy Impact Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal) : 日本海事協会規則低温用鋼 KL24B (板厚15mm).

溶接材料 (Welding material) : ワイヤ : US203, フラックス : PFL-1 (径 4 mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni
母 材	0.08	0.29	1.32	0.016	0.005	tr.
溶 着 金 属	0.08	0.40	1.13	0.009	0.006	1.25

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	伸び (%)	シャルピー吸収エネルギー (kgf·m)
母 材	44.3	31.7	48.2	23.6 at -50℃

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method) : 2 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	予 熱 温 度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶 接 電 流 (A)	溶 接 速 度 (mm/min)	積 層 方 法
Y 形	350℃×1 hr	室 温	L : 35 T : 42	L : 950 T : 800	600	1 層 1 パス

L : 第 1 電極 T : 第 2 電極

試 験 (Test)

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

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

試験条件 (Test condition) : 試験温度 -70℃

試験結果 (Test result) : 吸収エネルギー 1.5kgf·m

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 は試片採取要領を示す。割れはその大部分が溶接熱影響部の高温粗粒域を伝
ぱしており、マクロ破面はシャー・リップ (Shear lip) がほとんど認められない脆性

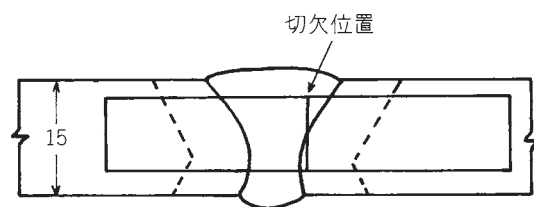


Fig. 1 試験片採取要領

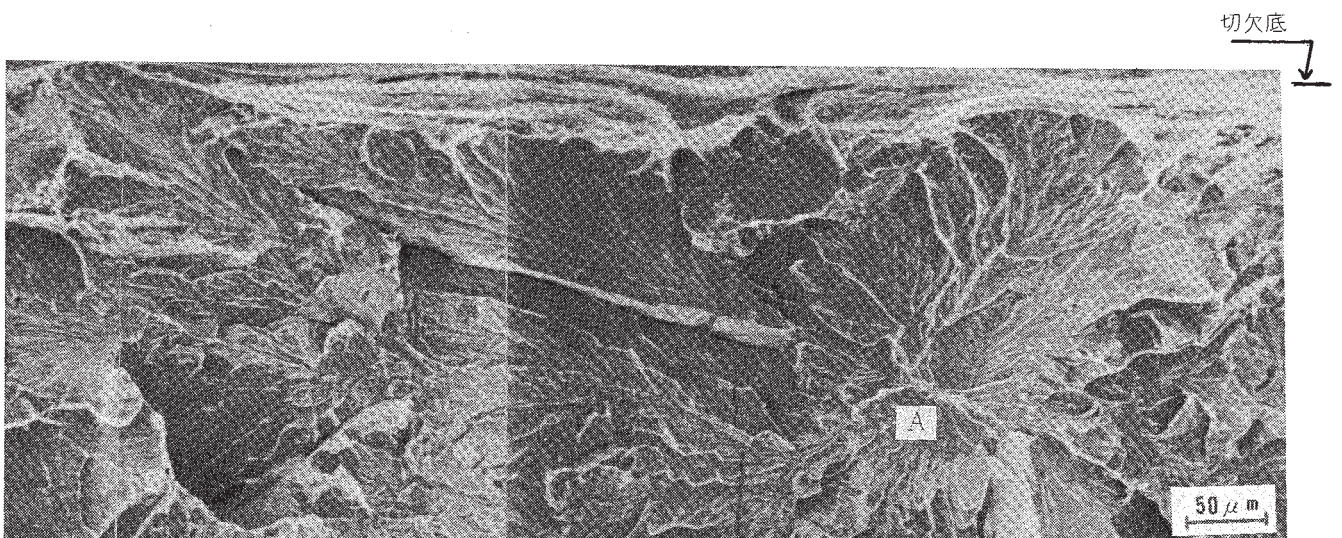


Fig. 2 切欠底近傍のマイクロ破面

破面を呈していた。

Fig.2 は切欠底近傍のミクロ破面を示す。低い吸収エネルギーに対応して、リバー・パターン（River pattern）を伴ったへき開破面が切欠底から連続しており、切欠底でのディンプル（Dimple）はほとんど認められなかった。リバー・パターンの起点は図中に示すA点であり、脆性き裂が切欠底から約 180μ 離れた位置で発生していることが知られる。もちろん発生したき裂のマクロ的な脆性き裂伝ば方向は切欠きを出発点として前方に向かっていった。Fig.3 はき裂発生点を拡大して示す。また溶接熱サイクルによる結晶粒の粗大化に対応して破面単位が非常に大きな値となっており、さらに結晶粒内の脆化に対応して破面と垂直方向に進展する二次割れも多数認められた。Fig.4 は試片中央部でのミクロ破面を示す。Fig.3 と同様リバー・パターンを伴ったへき開破面であった。

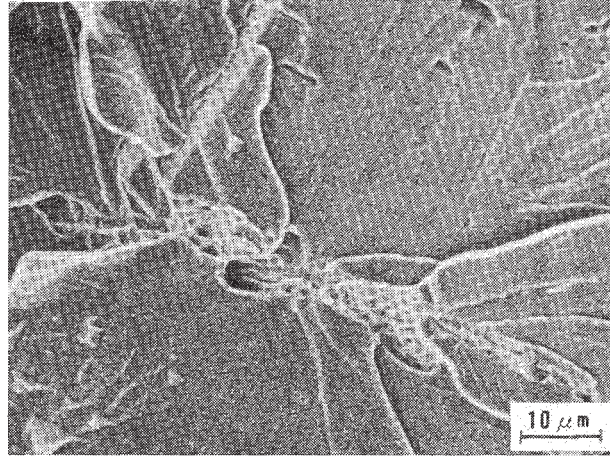


Fig. 3 脆性き裂発生部の拡大写真

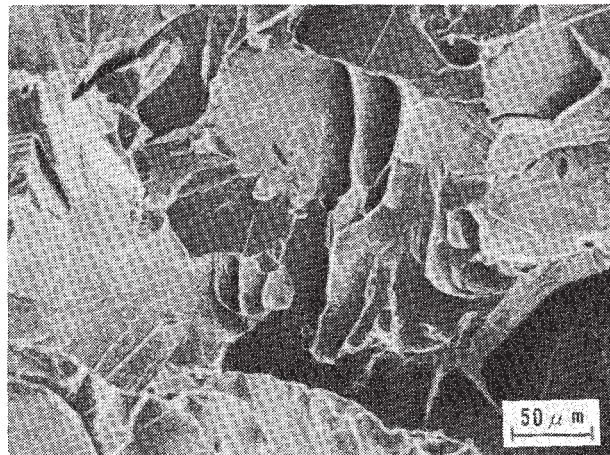


Fig. 4 試片中央部のマイクロ破面

(103) HT70鋼のサブマージーク溶接におけるボンド部の衝撃破面

— シャルピー衝撃試験 —

(103) Impact Fracture Surface of Grain-Coarsened HAZ in HT70 Weldment by Submerged-Arc Welding

— Charpy Impact Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal) : 溶接構造用圧延鋼材 HT70 (板厚40mm).

溶接材料 (Welding material) : ワイヤ US70, フラックス MF38B (径 4 mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Cu
母 材	0.07	0.30	1.10	0.020	0.003	0.30	0.25	0.04	0.14

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	伸び (%)	シャルピー吸収エネルギー (kgf·m)
母 材 (規格)	72~86	≥63	≥17	≥4.0 at -20℃

溶 接 (Welding)

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

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
V 形	350℃×1 hr	室 温	35	650	300	1層1パス

試 験 (Test)

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

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

試験条件 (Test condition) : 試験温度-40℃

試験結果 (Test result) : 吸収エネルギー2.1kgf·m

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

マクロ破面は低い吸収エネルギーを反映して横張出量の少ない平坦な破面となっており, その大部分が結晶状破面を呈していた. Fig.1 は破面中央部のミクロ破面を示す. 破面はへき開破面であり, 段差の大きく異なったファセット (Facet) が連結する場合にディンプル (Dimple) が形成されていた. また破面と垂直に形成される二次割れが認められた. Fig.2 はこの二次割れ部を拡大して示した. へき開面は二次割れにより分断されていた. このようにへき開面同志の交叉は90℃の角度であり, 興味深い. また Fig.3 はへき開面を拡大して示した. へき開段が明瞭に認められた.

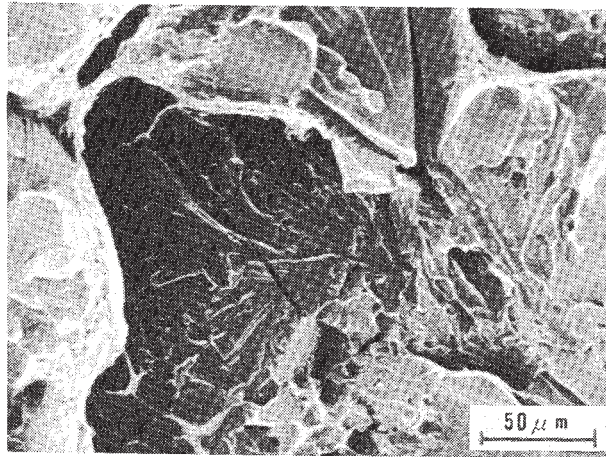


Fig. 1 ミクロ破面

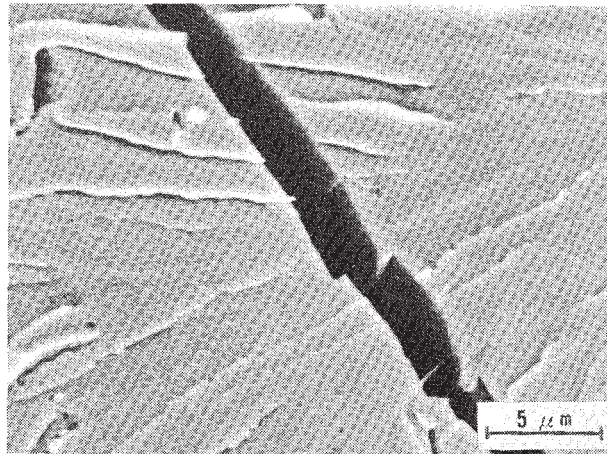


Fig. 2 二次割れ部の拡大写真

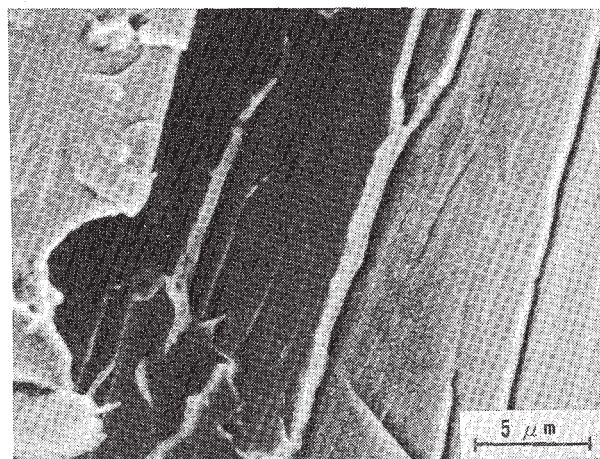


Fig. 3 へき開破面の拡大写真

(104) 低温圧力容器用炭素鋼の大電流MIG溶接における酸素含有量の異なるTi-B系溶接金属の衝撃破面

— シャルピー衝撃試験 —

(104) Impact Fracture Surface of Weld Metal with Different Oxygen Content by High Current MIG-Arc Welding for Mild Steel

— Charpy Impact Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal) : 低温圧力容器用炭素鋼鋼板 SLA24B (板厚20mm).

溶接材料 (Welding material) : 試作ワイヤ (径 4 mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Ti	B	O
母 材	0.08	0.26	1.30	0.008	0.003	tr.	tr.	tr.	tr.	—
溶 接 金 属④	0.08	0.28	1.61	0.012	0.005	0.21	0.12	0.027	0.0028	0.0023
溶 接 金 属⑤	0.09	0.25	1.51	0.012	0.005	0.18	0.10	0.17	0.0022	0.0264

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	伸び (%)	シャルピー吸収エネルギー (kgf·m)
母 材	45.7	32.7	33	35.3 at -45℃

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method) : 大電流 MIG 溶接 (High current MIG-arc welding)

開 先 形 状	予 熱 温 度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶 接 電 流 (A)	溶 接 速 度 (mm/min)	積 層 方 法
V 形	室 温	29~33	700~800	300~360	1層1パス

試 験 (Test)

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

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

試験条件 (Test condition) : 試片 A・試験温度 0℃

試片 B・試験温度 -60℃

試験結果 (Test result) : 試験 A・吸収エネルギー 8.6kgf·m

脆性破面率 60%

試片 B・吸収エネルギー 8.0kgf·m

脆性破面率 50%

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

延性—脆性破面遷移温度近傍でシャルピー衝撃試験を行なった二種の Ti-B 系溶接金属 (酸素量 ; 試片 A, 23ppm, 試片 B, 264ppm) のマクロ破面を比較すると, 酸素含

有量の低い試片Aにくらべて酸素含有量の高い試片Bは脆性き裂の発生，伝ばに先立って切欠底に形成される延性き裂の長さが短い反面，シャー・リップ（Shear lip）の発達がより顕著であった。また試片中央部の脆性破面を観察すると酸素含有量の低い試片Aはへき開破面特有の光沢を示していたが，酸素含有量の高い試片Bは鈍い光沢を放っていた。Fig.1は試片A中央部のマイクロ破面を示す。破面はへき開破面となっており，酸素含有量が低いことと対応して介在物はほとんど認められない。Fig.2は試片B中央部のマイクロ破面を示した。試片Aに比較して破面単位は微細であり，破面にはテア・リッジ（Tear ridge）が多く，擬へき開破面の様相を呈していた。さらに，へき開面には浅いディンプル（Dimple）が認められ，マクロ的には脆性破面であってもミクロ的には延性と脆性の混在した破面であった。Fig.3はディンプル部を拡大して示した。ディンプル内に介在物が認められた。介在物からはAl, Si, Mn, Feおよび一部にTiが検出された。これらは酸化物であると考えられる。

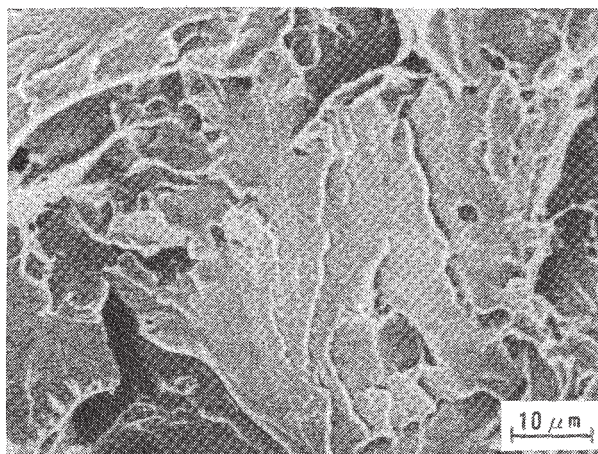


Fig. 1 試片A中央部のマイクロ破面

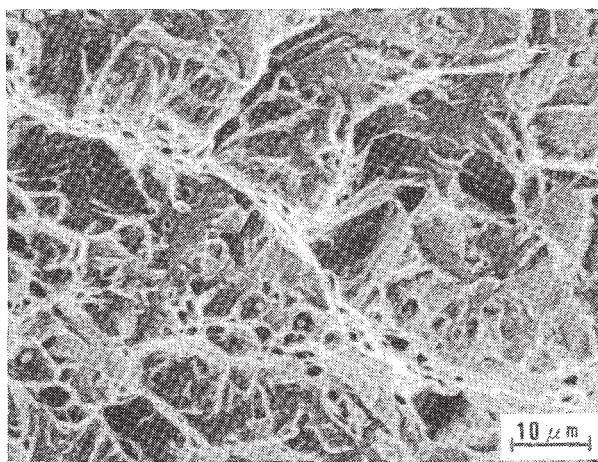


Fig. 2 試片B中央のマイクロ破面

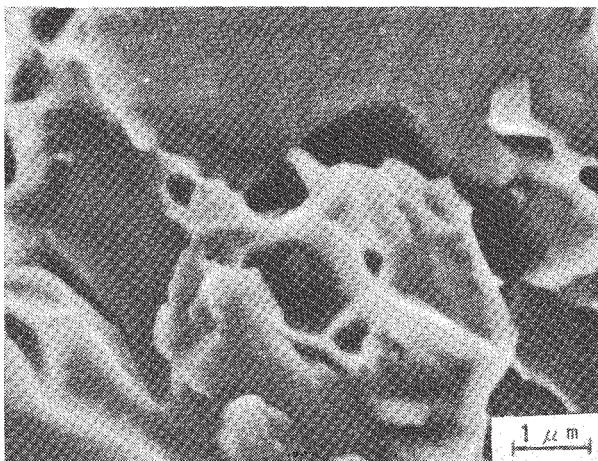


Fig. 3 試片Bに認められたディンプル破面

(105) HT50鋼のサブマージーク溶接における溶接金属の衝撃破面 (その1)

— シャルピー衝撃試験 —

(105) Impact Fracture Surface of Weld Metal by Submerged-Arc Welding for HT50 (I)

— Charpy Impact Test —

材 料 (Material)

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

溶接材料 (Welding material) : 不明 (径4.8mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	O	N	Ceq
溶 接 金 属	0.13	0.20	1.30	0.015	0.010	0.017	0.0051	0.362

機械的性質 (Mechanical property)

	シャルピー吸収エネルギー (kgf·m)	硬 さ (Hv)
溶 接 金 属	6.7 at 0℃ 0.9 at -60℃	184

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method) : 2 電極サブマージーク溶接 (Tandem
Submerged-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開 先 形 状	フラックス の乾燥条件	予 熱 温 度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶 接 電 流 (A)	溶 接 速 度 (mm/min)	積 層 方 法
60° V 形	350℃ × 1 hr	室 温	L : 35 T : 48	L : 1250 T : 800	500	1 層 1 パス

L : 第 1 電極 T : 第 2 電極

試 験 (Test)

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

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

試験条件 (Test condition) : 試験温度 -60℃

試験結果 (Test result) : 吸収エネルギー 0.9kgf·m

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

実験は溶接構造用圧延鋼材 SM50 上に 2 電極サブマージーク溶接を行ない, Si-Mn 系溶接金属のシャルピー衝撃試験を行なった. Fig.1 にミクロ組織を示す. 旧オーステナイト粒界から生成する粒界フェライトとウィッドマンステッテン状フェライト・サイドプレート, および粒内の微細粒フェライト (Acicular ferrite) から成っていた. Fig.2 は溶接金属のシャルピー衝撃試験片の破面写真を示す. 破面単位は大きなものと小さなものが混在しており, ミクロ組織の粗粒部と細粒部に対応しているものと考えられる.

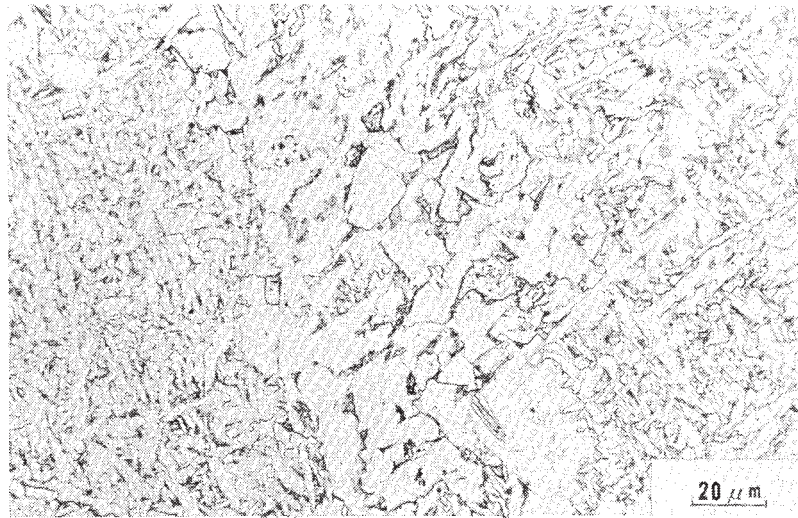


Fig. 1 溶接金属のミクロ組織

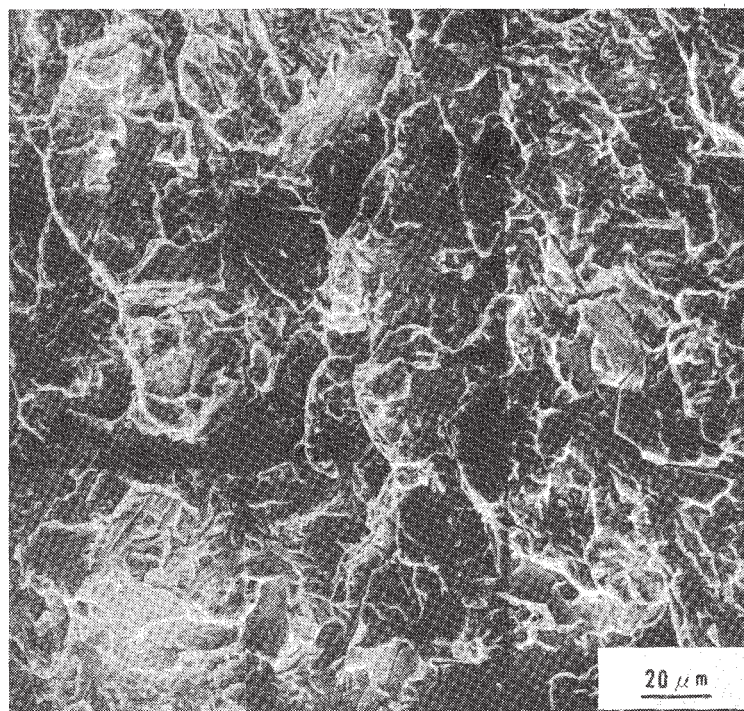


Fig. 2 溶接金属のミクロ破面

(106) HT50鋼のサブマージーク溶接における溶接金属の衝撃破面 (その2)

— シャルピー衝撃試験 —

(106) Impact Fracture Surface of Weld Metal by Submerged-Arc Welding for HT50 Steel (II)

— Charpy Impact Test —

材 料 (Material)

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

溶接材料 (Welding material) : 不明 (径4.8mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	Mo	Ti	O	N	Ceq
溶 接 金 属	0.11	0.23	1.07	0.013	0.008	0.21	0.05	0.029	0.0056	0.35

機械的性質 (Mechanical property)

	シャルピー吸収エネルギー (kgf・m)	硬 さ (Hv)
溶 接 金 属	9.5 at -20℃ 2.1 at -60℃	218

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method) : 2 電極サブマージーク溶接 (Tandem
Submerged-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開 先 形 状	フラックス の乾燥条件	予 熱 温 度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶 接 電 流 (A)	溶 接 速 度 (mm/min)	積 層 方 法
60° V 形	350℃ × 1 hr	室 温	L : 35 T : 48	L : 1250 T : 800	500	1 層 1 パス

L : 第 1 電極 T : 第 2 電極

試 験 (Test)

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

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

試験条件 (Test condition) : 試験温度 -60℃

試験結果 (Test result) : 吸収エネルギー 2.1kgf・m

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

実験は溶接構造用圧延鋼材 SM50 上に 2 電極サブマージーク溶接 (単層溶接) を行ない、溶接金属のシャルピー衝撃試験を行なった。Fig.1 は溶接金属の光学顕微鏡組織を示す。溶接金属は微細粒フェライト (Acicular ferrite) を主体とした組織であり、高靱性を有することが予想される。Fig.2 に -60℃ でシャルピー衝撃試験を行なったときの破面観察結果を示す。破面単位は微細組織であるため非常に小さくなっていた。

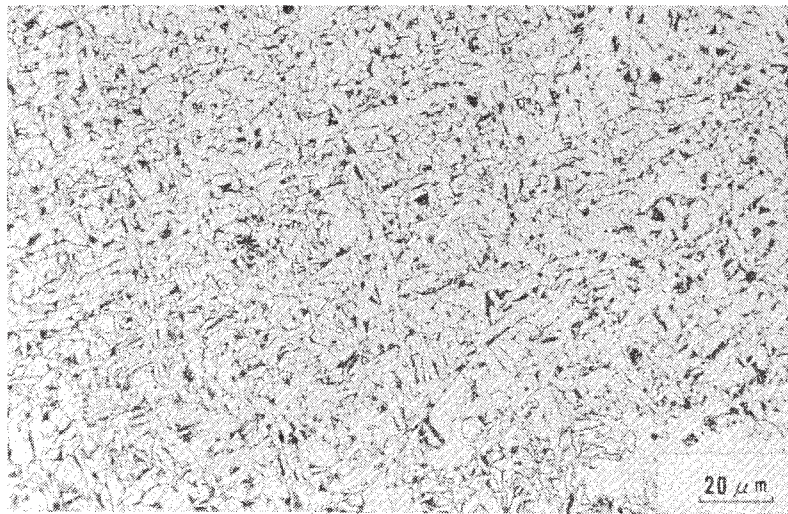


Fig. 1 溶接金属のマイクロ組織（アシキュラー・フェライト）

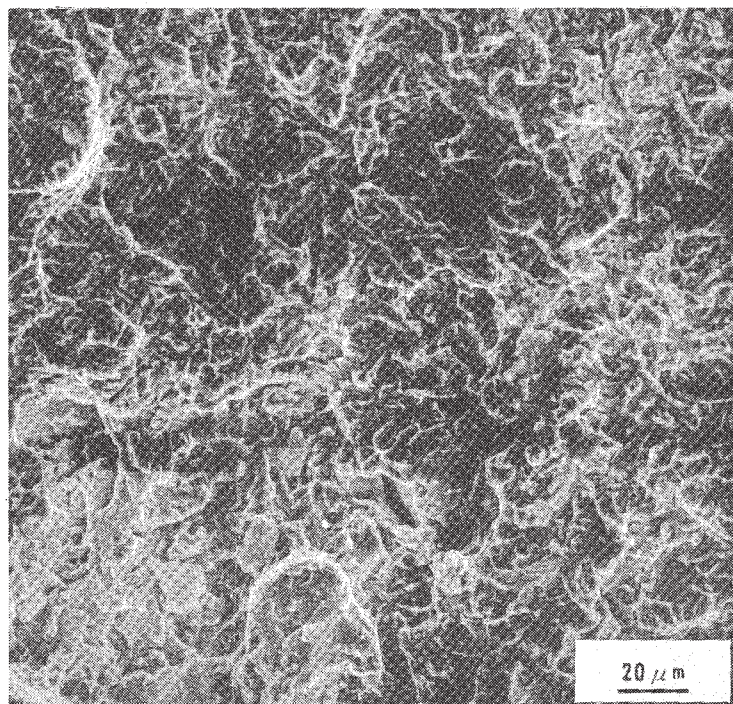


Fig. 2 溶接金属のマイクロ破面

(107) 圧力容器用炭素鋼の電子ビーム溶接における溶接金属の 衝撃破面

— シャルピー衝撃試験 —

(107) Impact Fracture Surface of Electron Beam Weld Metal with Different Bead Width for ASTM A515 Gr. 70

— Charpy Impact Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal) : 圧力容器用炭素鋼板 ASTM A515 Gr. 70 (板厚50mm).

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

	C	Si	Mn	P	S
母 材	0.28	0.23	0.85	0.017	0.005

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	伸び (%)	シャルピー吸収エネルギー (kgf·m)
母 材	54.5	32.6	23	5.8 at 0℃

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method) : 電子ビーム溶接 (横向姿勢の1パス貫通溶接)

(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)	後 熱 処 理
150	150	1.0	150	600℃×2 hr, 炉冷

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

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

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

試験条件 (Test condition) : 試験温度; 試験片(A) -40℃, 試験片(B) -60℃

試験結果 (Test result) : 吸収エネルギー: 試験片(A) 1.2kgf·m,

試験片(B) 1.1kgf·m

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 に示すように、板厚中央部における溶接金属幅が4.6mm (試験片A) および3.5mm (試験片B) である電子ビーム溶接継手を作製した。溶接金属幅はビーム・オシレーション幅を変化させることにより調整した。溶接入熱は共に18kJ/cmとした。また、破面遷移温度は、試験片Aが20℃, Bが-5℃であった。

Fig.2 は試験片のマクロ破面を示す。いずれも結晶状破面になっているが、方向性は認められなかった。Fig.3 は試験片Aのミクロ破面, Fig.4 は試験片Bのミクロ破面を示す。破面は両者ともへき開破面になっているが、破面単位は試験片Bの方がAよりも小さく、見かけの溶接入熱は同じでも実効溶接入熱は試験片Bの方が小さいことを示唆している。

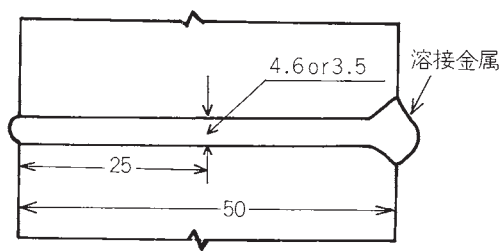
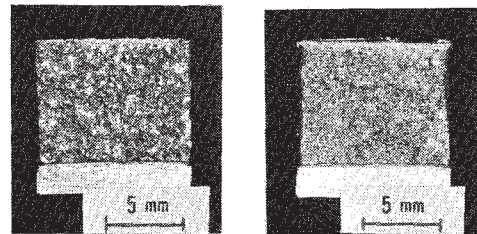


Fig. 1 溶接金属の形状



試験片 A

試験片 B

Fig. 2 マクロ破面

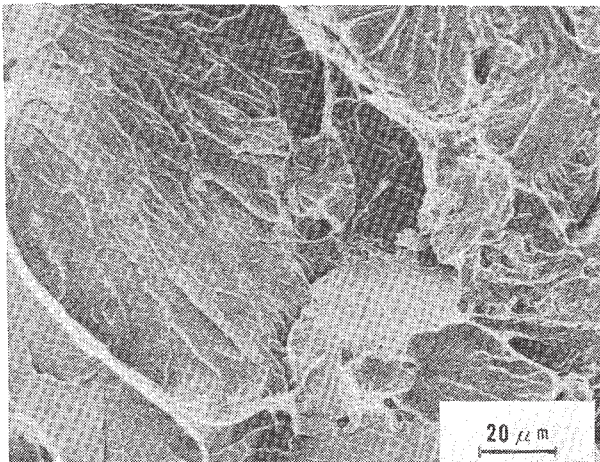


Fig. 3 試験片 A のマイクロ破面

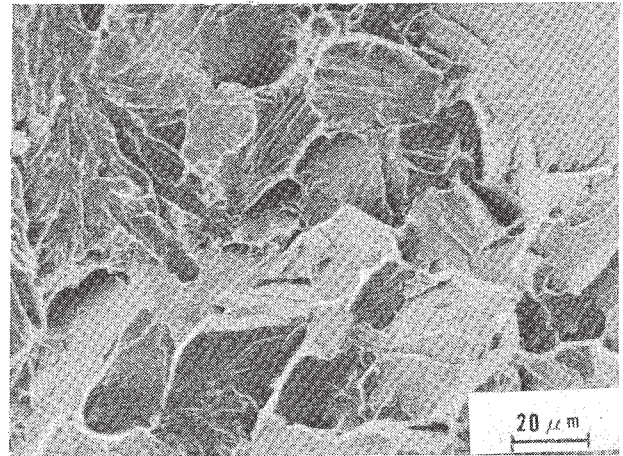


Fig. 4 試験片 B のマイクロ破面

(108) ラインパイプ用鋼のサブマージアーク溶接における酸素含有量の異なる溶接金属の衝撃破面

— シャルピー衝撃試験 —

(108) Impact Fracture Surface of Weld Metal Containing Different Amount of Oxygen for API 5LX-X65 Steel

— Charpy Impact Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal) : ラインパイプ用鋼 API 5LX-X65 (板厚19.5mm).

溶接材料 (Welding material) : ワイヤ : Mn-Mo 系 (径4.0mm)

フラックス : アルミナ 塩基性 (IIW).

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

	C	Si	Mn	P	S	Mo	Al	Ti	Nb	V	N	O
母 材	0.06	0.19	1.47	0.029	0.004	—	0.023	—	0.031	0.053	N.D	N.D
溶 接 金 属①	0.06	0.17	1.59	0.019	0.002	0.12	0.020	0.008	0.021	0.044	0.0050	0.0251
溶 接 金 属②	0.06	0.35	1.40	0.018	0.006	0.11	0.020	0.007	0.023	0.042	0.0052	0.0405
溶 接 金 属③	0.05	0.46	1.31	0.021	0.005	0.11	0.017	0.011	0.023	0.043	0.0049	0.0693

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	伸び (%)	シャルピー吸収エネルギー (kgf·m)
母 材	53.1	57.0	60	21.4 at -20℃
溶 接 金 属①	—	—	—	15.6 at +20℃
溶 接 金 属②	—	—	—	12.9 at +20℃
溶 接 金 属③	—	—	—	6.3 at +20℃

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method) : 3 電極サブマージアーク溶接 (Tandem submerged-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開 先 形 状	フラックス の乾燥条件	予 熱 温 度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶 接 電 流 (A)	溶 接 速 度 (mm/min)	積 層 方 法
70° V 形	400℃×1hr	室 温	L : 35 M : 42 T : 42	L : 1050 M : 800 T : 600	1,350	1 層 1 パス

L : 第 1 電極, M : 第 2 電極, T : 第 3 電極

試 験 (Test)

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

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

試験条件 (Test condition) : 試験温度 20℃

試験結果 (Test result) : 吸収エネルギー①15.6kgf·m ②12.9kgf·m ③6.3kgf·m

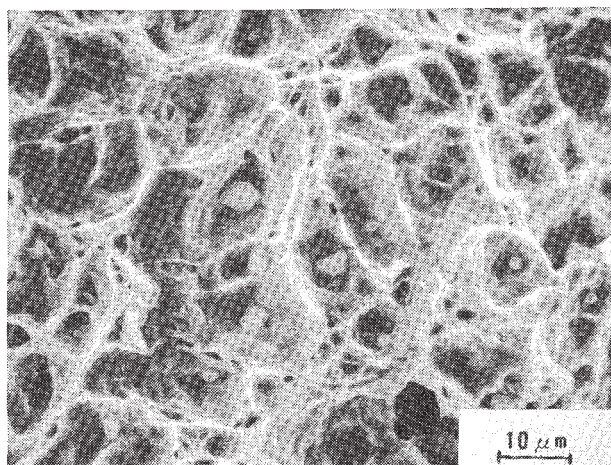


Fig. 1 延性破面 (O ; 251ppm, vE_{20} ; 15.6kgf·m)

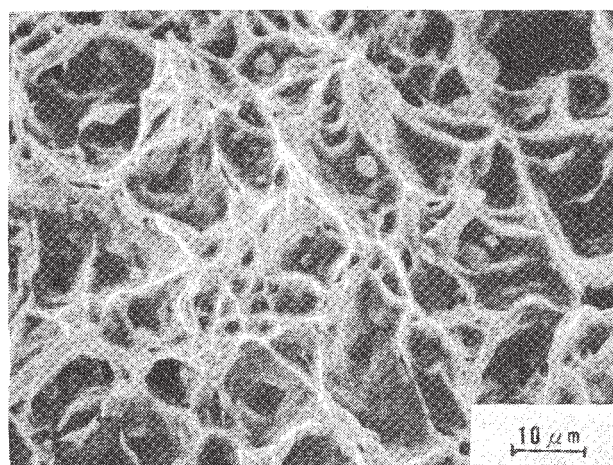


Fig. 2 延性破面 (O ; 251ppm, vE_{20} ; 15.6kgf·m)

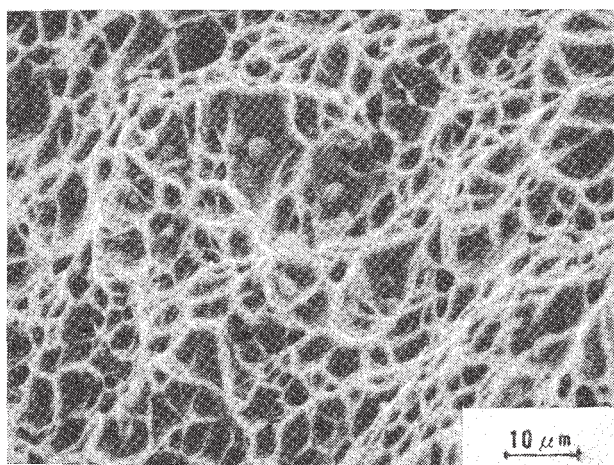


Fig. 3 延性破面 (O ; 405ppm, vE_{20} ; 12.9kgf·m)

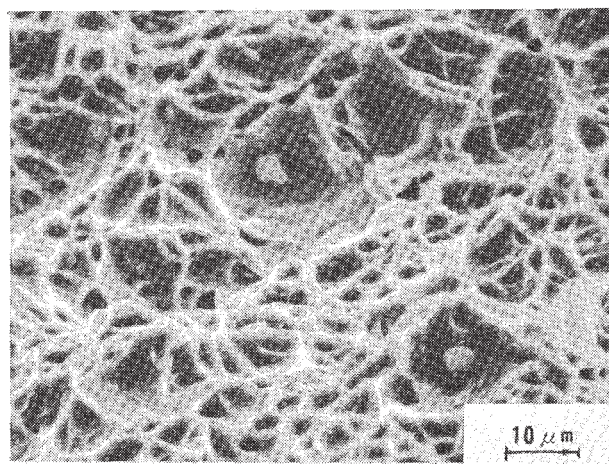


Fig. 4 延性破面 (O ; 405ppm, vE_{20} ; 12.9kgf·m)

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

酸素含有量の異なるサブマージーク溶接金属のシャルピー衝撃試験を行なった。

Fig.1 および Fig.2 は酸素含有量が251ppm の溶接金属の延性破面であり、大きなディンプル (Dimple) と、これをつなぐ微細ディンプルからなっていた。大きなディンプルの底には角状の介在物が存在し、球状介在物は極めて少ないのが特徴であった。角状の介在物は Al, Ti を含んでおり、形状から判断してこれらの窒化物を主体とする化合物と考えられる。後述する高酸素溶接金属に比較して単位面積当りの介在物数、ディンプル数は少なく、個々のディンプルの深さは大きい。

Fig.3 は酸素含有量が405ppm の溶接金属の延性破面を示す。大きなディンプルと小さなディンプルが混在しており、それぞれのディンプルの底には介在物が認められた。介在物はほとんどが球状で、Si, Mn, Al, Ti が含まれていることからこれらの複合酸化物と考えられる。また一部の介在物には S が認められることもあった。Fig.4 は Fig.3 と同一の試料に認められた角状の介在物であるが、酸素含有量の多い試料ではこのような角状介在物の存在は極めてまれであった。球状介在物は大きいもので径 3 ~ 4 μ であり、径 1 μ 程度のものが多く認められた。

Fig.5 および Fig.6 は酸素含有量が693ppm の溶接金属の延性破面を示す。角状介在物は全く認められず、ディンプルの底に認められる介在物はすべて球状であった。Fig.4 および Fig.5 で示した場合より介在物個数はやや多く、個々の介在物の大きさも大きい。Fig.7 は同一試料を高倍率で観察して示すが前述のごとく小さなディンプルの底には小さな介在物が認められた。球状介在物の直径は最大のもので 5 ~ 6 μ 程度であり、1 ~ 2 μ のものがもっとも多く観察された。

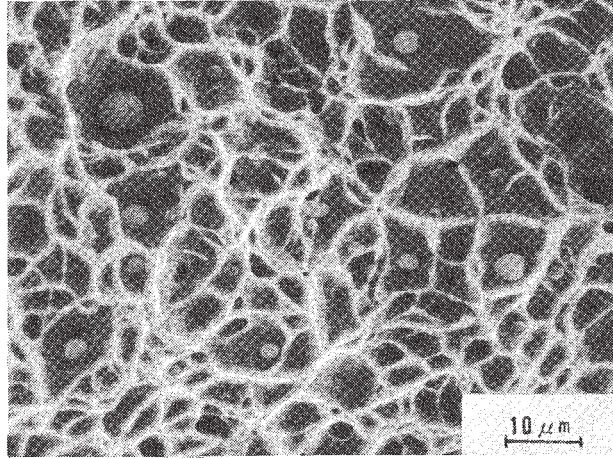


Fig. 5 延性破面 (O ; 693ppm, vE_{20} ; 6.3kgf·m)

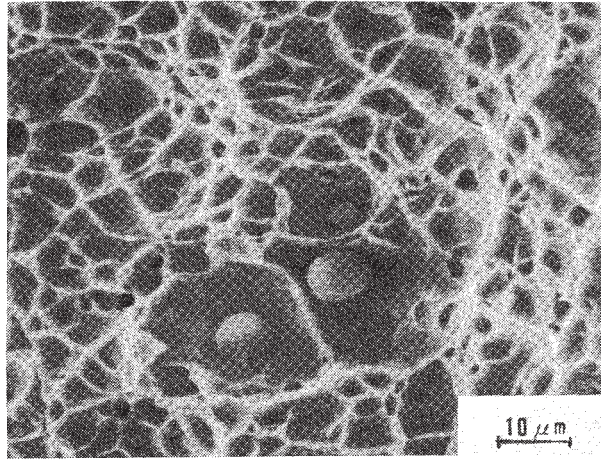


Fig. 6 延性破面 (O ; 693ppm, vE_{20} ; 6.3kgf·m)

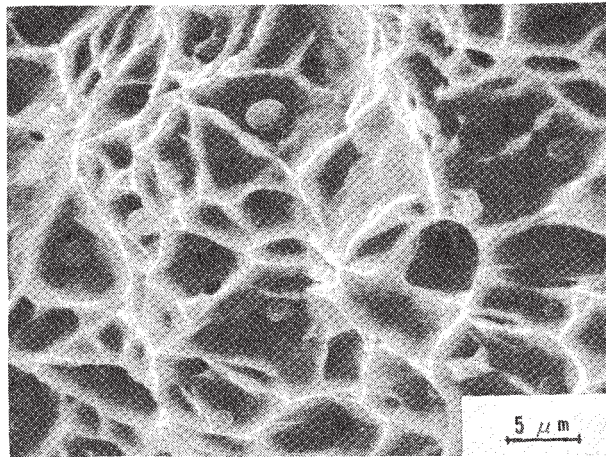


Fig. 7 延性破面 (O ; 693ppm, vE_{20} ; 6.3kgf·m)

(109) ラインパイプ用制御圧延鋼の大電流MIG溶接金属における後熱処理前後の衝撃破面

— シャルピー衝撃試験 —

(109) Impact Fracture Surface of High Current MIG-Arc Weld Metal before and after PWHT for API-X65 Steel

— Charpy Impact Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal) : ラインパイプ用 API-X65 級制御圧延鋼 (板厚25mm).

溶接材料 (Welding material) : 試作ワイヤ (径4.0mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Nb	Ti	B
母 材	0.05	0.27	1.61	0.013	0.004	1.83	tr.	0.047	0.013	tr.
溶 接 金 属	0.07	0.28	1.59	0.010	0.005	1.48	0.13	0.025	0.024	0.0034

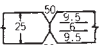
機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	伸び (%)	vTs (°C)
母 材	62.4	52.1	47.1	-130

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method) : 2 電極大電流 MIG 溶接 (Tandem high current MIG-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開 先 形 状	電極間距離 (mm)	アーク電圧 (V)	溶 接 電 流 (A)	溶 接 速 度 (mm/min)	シールドガス
	350	L : 30 L : 28	T : 800 T : 700	600	L : Ar+20%CO ₂ T : Ar+7.5%CO ₂

L : 第1電極, T : 第2電極

試 験 (Test)

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

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

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

ここに示す破面写真はいずれも大電流 MIG 溶接金属についてのシャルピー試片の破断面を観察した結果である。溶接は前述の条件で行ない、一部の試験片については応力除去焼なましを目的とした溶接後熱処理を実施した。後熱処理条件は600℃×1 hr/in.として、冷却は水冷、空冷および炉冷の三条件とした。Fig.1 に衝撃試験片採取位置ならびに切欠位置を示す。

Fig.2 は後熱処理前後の溶接金属の衝撃特性を溶接金属中の Mn 量との関係で示し

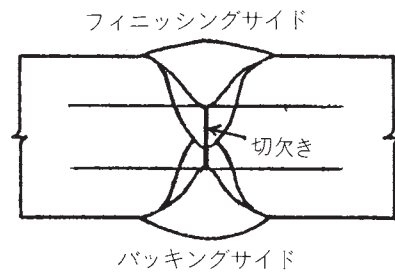


Fig.1 試験片採取要領および切欠位置

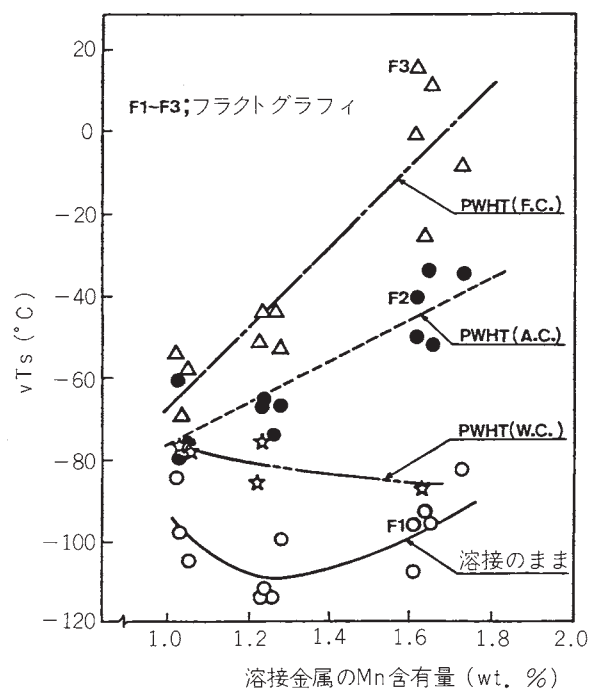
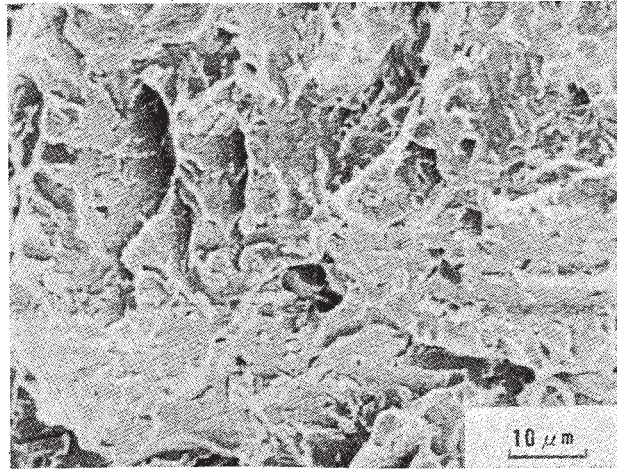


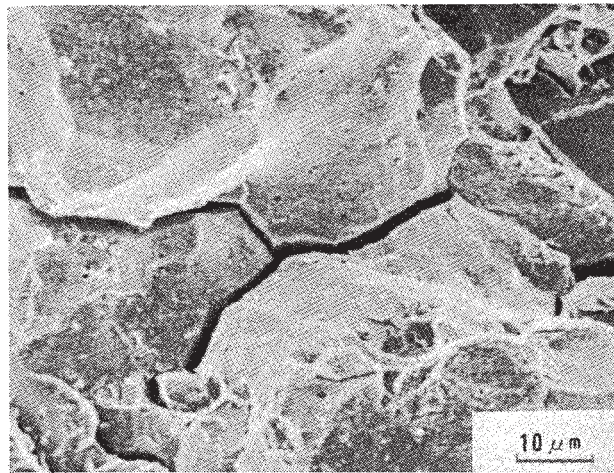
Fig. 2 溶接金属の衝撃特性におよぼすMn含有量の影響, (PWHT:後熱処理, W. C.:水冷, A. C.:空冷, F. C.:炉冷)

た。後熱処理後（空冷および炉冷）の衝撃特性は Mn 量の増大にともなって劣化し、また冷却速度に大きく依存していることから脆化原因として後熱処理後の冷却過程で生じる焼戻脆性が考えられる。

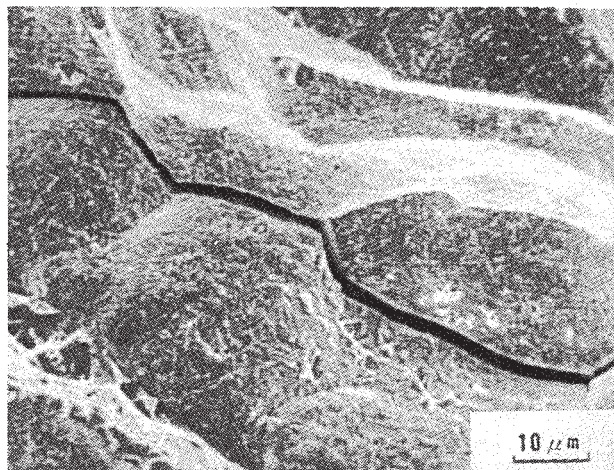
Fig.3 は Fig.2 中の F1～F3 に対応する溶接金属のミクロ破面を示した。試験温度および吸収エネルギー値はそれぞれ F1 (-120°C , $4.1\text{kgf}\cdot\text{m}$), F2 (-60°C , $4.3\text{kgf}\cdot\text{m}$) および F3 (0°C , $4.1\text{kgf}\cdot\text{m}$) であり、観察はいずれも切欠底近傍の脆性域にて行なった。図から溶接のままではへき開破壊を呈しており、粒界破壊が認められないのに対し、後熱処理を施した試験片では粒界破壊が認められ、後熱処理後炉冷した試験片ではその傾向が顕著となっていた。



(a) 溶接のまま, F 1



(b) 後熱処理 (空冷), F 2



(c) 後熱処理 (炉冷), F 3

Fig. 3 溶接金属のマイクロ破面

(110) 制御圧延鋼の大電流MIG溶接金属における後熱処理前後の 衝撃破面

— シャルピー衝撃試験 —

(110) Fracture Surface of High Current MIG-Arc Weld Metal before
and after PWHT for Controlled Rolled Steel
— Charpy Impact Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal)：制御圧延鋼（実験室溶解圧延鋼）（板厚20mm）.

溶接材料 (Welding material)：試作ワイヤ（径4 mm）.

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Nb	Ti	B
母 材	0.07	0.22	1.53	0.010	0.006	tr.	tr.	0.180	tr.	tr.
溶 接 金 属	0.08	0.23	1.57	0.011	0.008	0.33	0.09	0.104	0.020	0.0010

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	伸び (%)	vTs (°C)
母 材	56	46	38	−110

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method)：大電流 MIG 溶接 (High current MIG-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	予熱温度 (°C)	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
50° V 溝	室 温	30	800	600	1 層 1 パス	Ar+20%CO ₂

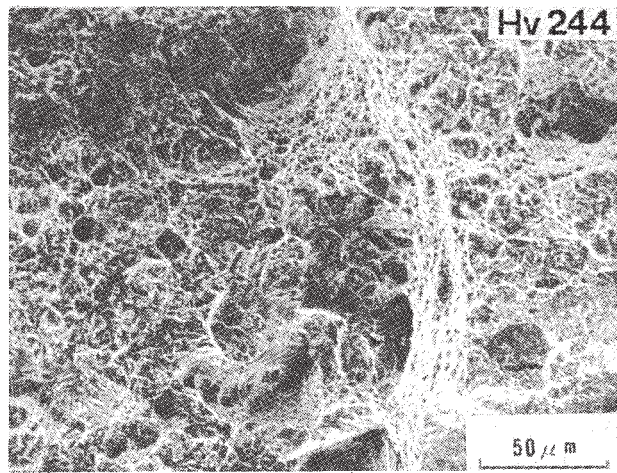
試 験 (Test)

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

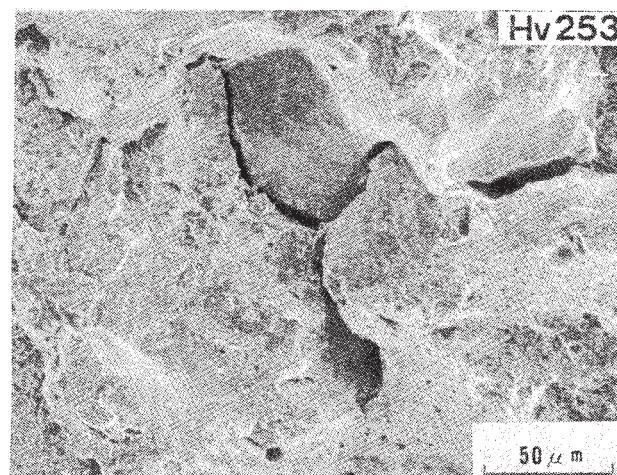
試験片形状 (Specimen configuration)：JIS Z 2204 4号試験片

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

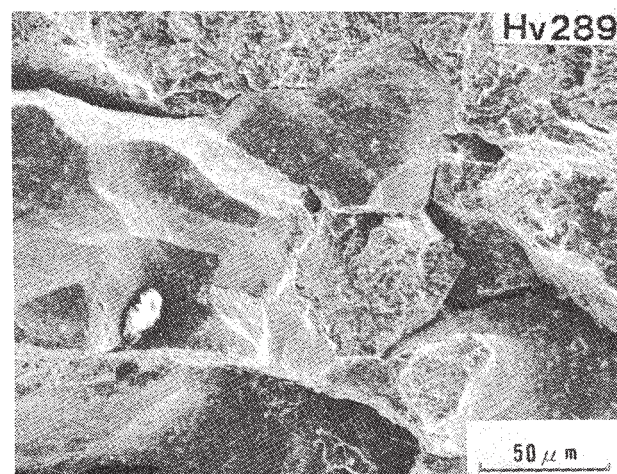
溶接は前述の条件で単電極による一層溶接を行ない、一部の試験片は溶接後熱処理を実施した。後熱処理条件は、保持温度500°Cおよび600°C、保持時間1 hrとし、冷却はいずれの場合も冷却途上での焼戻脆性の影響をなくするために水冷した。Fig.1 はシャルピー試験片の採取要領ならびに切欠位置を示す。Fig.2 は溶接金属のミクロ破面を後熱処理前後について示した。図中には溶接金属の硬さ（ビッカース；10kg）の結果をも併せて示した。供試材の試験温度および吸収エネルギー値はそれぞれ−80°Cで4.7kgf・m（溶接のまま）、−40°Cで4.9kgf・m（500°C）および20°Cで4.7kgf・mであった。観察はいずれも切欠底近傍の脆性域を行なった。溶接のままでは粒界破壊が全く観察されないのに対し、焼戻脆性を受ける500°Cで後熱処理を行なった試料のみならず、焼戻脆性の影響をほとんど受けない600°Cで後熱処理を行なった試料についても粒界破壊が認められた。このことはNbの析出にともなう硬さ上昇によって粒内強度が著しく上昇し（溶接のままからの硬さ上昇は45）、相対的に粒界強度が低下した結果、粒界で破壊したものと考えられる。



(a) 溶接のまま



(b) 後熱処理 (500°C)



(c) 後熱処理 (600°C)

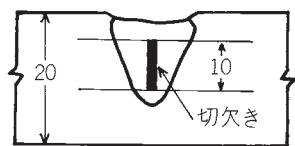


Fig. 1 試験片採取要領および切欠位置

Fig. 2 溶接金属のミクロ破面
(Hv : ビッカース硬さ)

(11) HT80鋼の被覆アーク溶接における溶接金属の衝撃破面

— シャルピー衝撃試験 —

(11) Impact Fracture Surface of Weld Metal by Shielded-Metal Arc Welding for HT80 Steel

— Charpy Impact Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 HT80 (板厚25mm)。

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

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V
母 材	0.10	0.22	0.72	0.006	0.007	0.79	0.47	0.45	0.19	0.04
溶 着 金 属	0.07	0.61	1.45	0.009	0.006	1.86	0.23	0.40	—	—

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	伸 び (%)	シャルピー吸収エネルギー (kgf・m)
母 材	84	78	34	5.9 at -15℃
溶 着 金 属	84.6	73.7	24	14.9 at -10℃

溶 接 (Welding)

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

溶接条件 (Welding condition)

開 先 形 状	溶 接 棒 の 乾 燥 条 件	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
50° V 形	350℃ × 1 hr	100~125	21~23	170	90~140	8層12パス

試 験 (Test)

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

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

試験条件 (Test condition)：試片は板厚中央より採取し、切欠位置は溶接金属中央、試験温度は10°、-10°および-30℃とした。

試験結果 (Test result)：

試 験 温 度 (℃)	吸収エネルギー (kgf・m)	脆 性 破 面 率 (%)
10	17.1	2
-10	14.9	7
-30	12.7	20

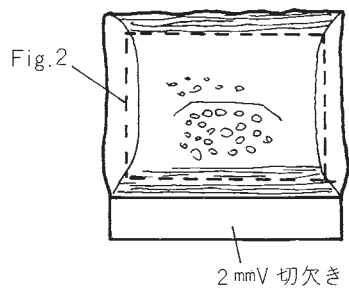


Fig. 1 マクロ破面のスケッチ
(-30°C)

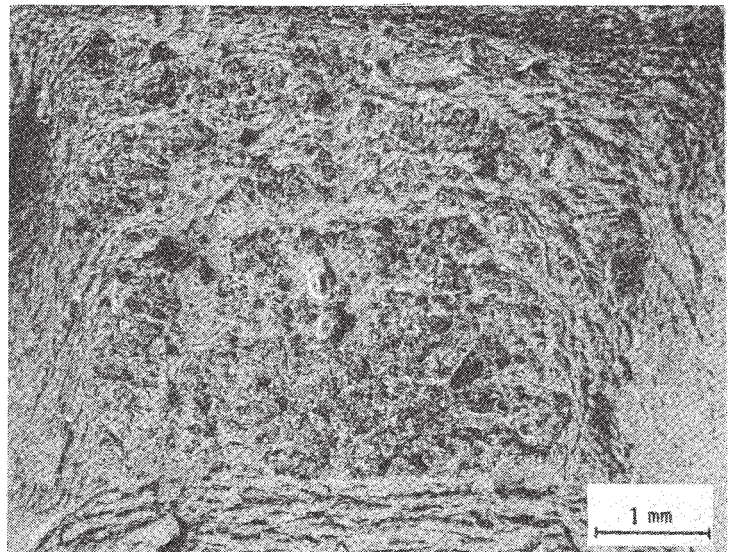


Fig. 2 Fig. 1のマクロ破面
(-30°C)

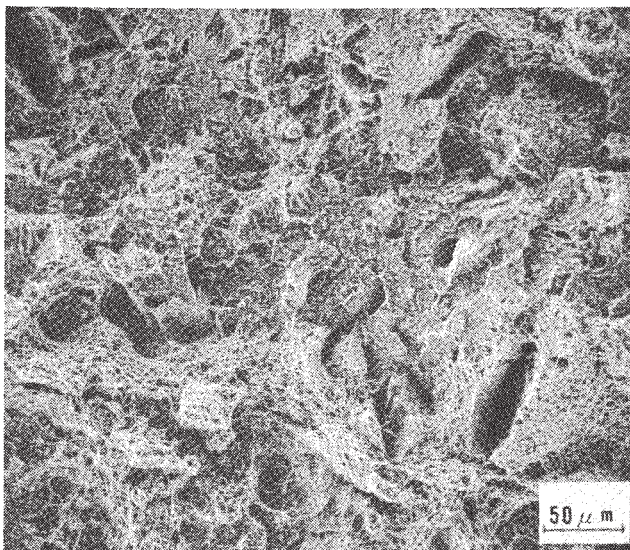


Fig. 3 ミクロ破面
(-30°C)

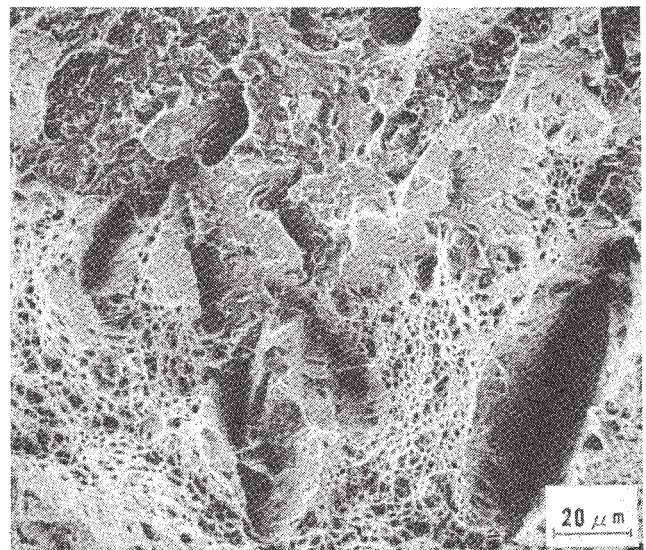


Fig. 4 脆性破面と延性破面の混在
(-30°C)

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 は、シャルピー衝撃破面のスケッチであり、Fig.2 はマクロ破面を示す。この試験片は試験温度 -30°C で遷移領域に位置しているが、マクロ的には脆性破面であった。しかし、Fig.3 および Fig.4 に示すごとく詳細に観察すると延性破面が混在していた。

Fig.5～Fig.7 は、 10°C 、 -10°C および -30°C の各試験温度での破面を示す。各温度によるミクロ破面形態の変化は余り認められなかった。

Fig. 5 延性破面と脆性破面域
(10°C)

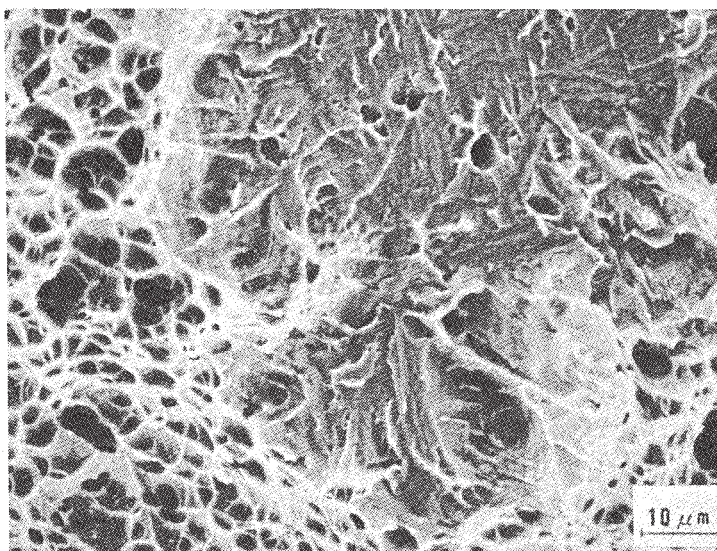


Fig. 6 延性破面と脆性破面域
(-10°C)

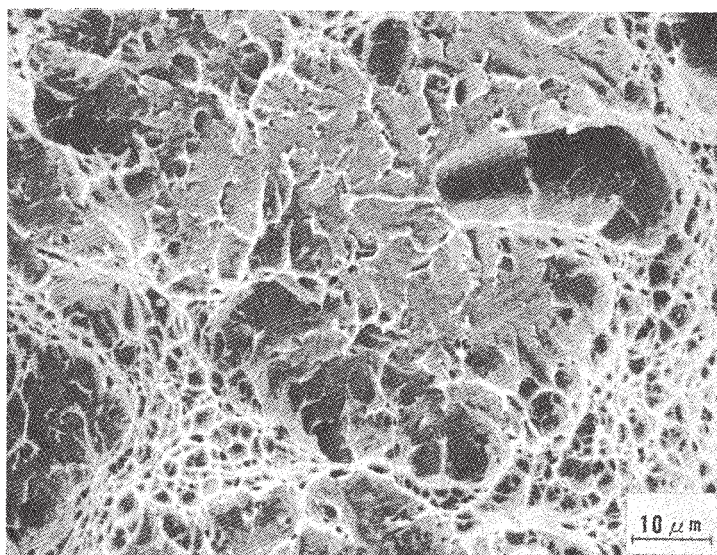
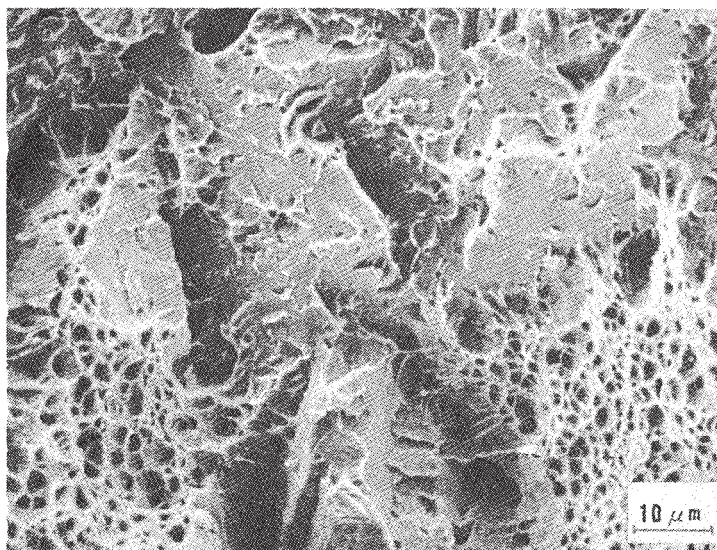


Fig. 7 延性破面と脆性破面域
(-30°C)



(112) HT80鋼のMIG溶接における溶接金属の衝撃破面

— シャルピー衝撃破面 —

(112) Impact Fracture Surface of Weld Metal by MIG-Arc Welding for HT80 Steel

— Charpy Impact Test —

材 料 (Material)

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

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

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	O	N
溶 接 金 属	0.08	0.31	1.27	0.012	0.008	0.16	1.60	0.88	0.36	0.014	0.043	0.0034

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	シャルピー吸収エネルギー (kgf・m)
溶 着 金 属	89.0	66.3	2.4 at -30℃

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method) : MIG 溶接 (MIG-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
.35	850	600	1層1パス

試 験 (Test)

試験方法 (Test method) : シャルピー衝撃試験 (JIS Z2242)

試験片形状 (Specimen configuration) : JIS Z2202 4号試験片

試験条件 (Test condition) : 試験温度 -30℃

試験結果 (Test result) : 吸収エネルギー 2.4kgf・m

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

溶接構造用圧延鋼材 HT80に MIG 溶接法で単層溶接を行ない, 溶接金属部のシャルピー衝撃試験を行なった. 光学顕微鏡組織は Fig.1 に示すが, 粗い上部ベイナイトが支配的であった. Fig.2 に示す破面ではベイナイト・ラス (Bainite lath) が認められ, 破面単位が非常に大きく, 低靱性であることが予想される.

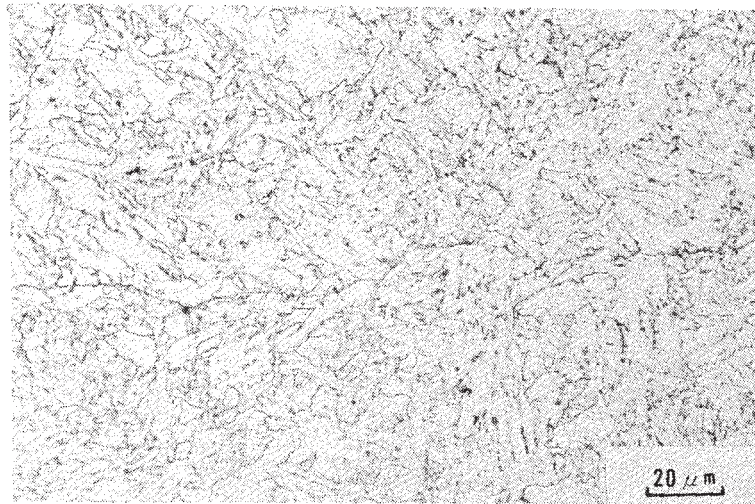


Fig. 1 溶接金属のマイクロ組織（上部ベイナイト）



Fig. 2 上部ベイナイト組織を呈する溶接金属の衝撃破面
（試験温度 -30°C ，吸収エネルギー $2.4\text{kgf}\cdot\text{m}$ ）

(113) HT80鋼のサブマージアーク溶接における溶接金属の衝撃破面

— シャルピー衝撃試験 —

(113) Impact Fracture Surface of Weld Metal by Submerged-Arc Welding for HT80 Steel

— Charpy Impact Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 HT80 (板厚32mm)。

溶接材料 (Welding material)：ソリッドワイヤ (径4.8mm)。

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

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Nb	B
母 材	0.12	0.25	0.95	0.020	0.005	0.31	0.79	0.45	0.39	0.043	—	—	0.001
溶接金属	0.08	0.26	1.36	0.015	0.007	0.24	0.51	0.43	0.49	0.030	0.010	0.010	<0.0005

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 温 度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶 接 電 流 (A)	溶 接 速 度 (mm/min)	積 層 方 法
Y 形	150℃×3 hr	120	33	950	410	1層1パス

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：シャルピー衝撃試験 (サイドノッチ) (JIS Z2242)

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

試験条件 (Test condition)：-78℃～50℃の温度範囲で衝撃試験

試験結果 (Test result)：破面遷移温度 -40℃

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 は溶接金属の衝撃破面を比較的低倍率で観察したものであるが、柱状晶に依存した破面形態を呈している。これは鋼及び溶接熱影響部においては観察されない鑄造組織を呈する溶接金属特有のものである。Fig.2 は Fig.1 の破面を拡大して示すが、比較的平坦な帯状の破面となっており、一種の粒界破壊であると思われる。更に、一部 Fig.3 に示すような明らかに旧オーステナイト粒界での破壊も認められた。なお、どちらの粒界破面にも焼もどし脆性破面で観察されるような滑らかな粒界破壊ではなく、破面上に2次相によると思われる凹凸が多数観察される。一方、この粒界破壊を呈する領域以外の破面は Fig.4 に示すごとく、5～10μ程度のファセット (Facet) を持つへき開破面で構成されていた。しかし、き裂の伝ば方向を示すリバー・パターン (River pattern) はファセットの中央部から周辺へ向かっているものが多く、き裂の伝ば方向が不明確であることから、この領域での破壊様式は擬へき開破壊であると思われる。

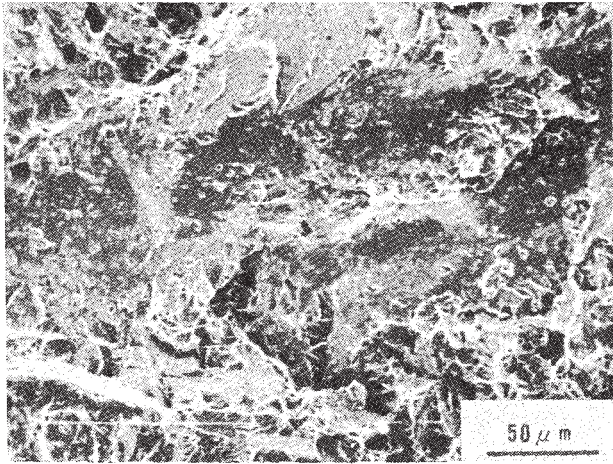


Fig. 1 低倍率のミクロ破面

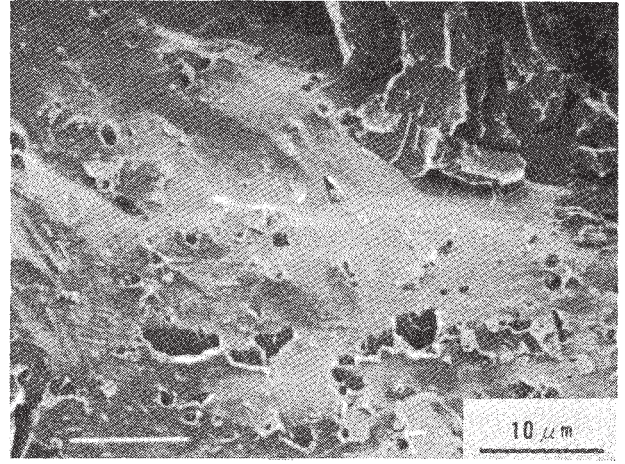


Fig. 2 特異な粒界破壊

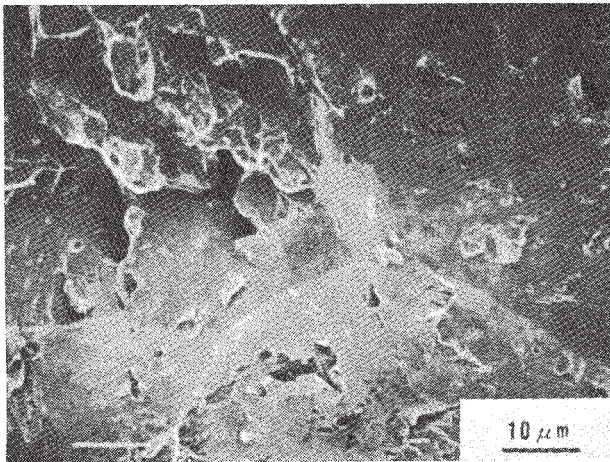


Fig. 3 粒界破壊

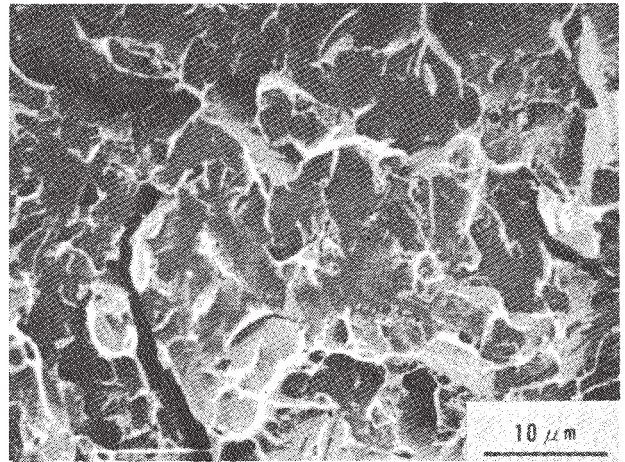


Fig. 4 擬へき開破壊

(114) 0.5Mo鋼の電子ビーム溶接における溶接金属の衝撃破面

— シャルピー衝撃試験 —

(114) Impact Fracture Surface of Electron Beam Weld Metal for 0.5Mo Steel

— Charpy Impact Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal) : ボイラ及び圧力容器用マンガンモリブデン鋼板 SBV 1B
(板厚100mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	Mo
母 材	0.23	0.25	1.48	0.016	0.004	0.53

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	伸び (%)	シャルピー吸収エネルギー (kgf·m)
母 材	62.3	45.5	24	5.5 at 0℃

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method) : 電子ビーム溶接 (横向姿勢の1パス貫通溶接)
(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)	後 熱 処 理
150	200	1.0	110	625℃×4 hr, 炉冷

試 験 (Test)

試験方法 (Test method) : シャルピー衝撃試験 (JIS Z2242)

試験片形状 (Specimen configuration) : JIS Z2202, 4号試験片

試験条件 (Test condition) : 試験温度 -20℃

試験結果 (Test result) : 吸収エネルギー 2.5kgf·m

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 は試験片のマクロ破面を示し、破面は試験片全体にわたり、方向性のある結晶状破面になっていた。

Fig.2 は Fig.1 の中央部のミクロ破面を示し、顕著な結晶の方向性が認められた。この方向性は柱状晶組織の成長方向と一致している。Fig.3 は Fig.2 を拡大して示し、粒界破面が認められた。粒界破面は試験片のほぼ全面にわたって見られた。粒界破面にはボイドが見られ、塑性変形を受けているのが認められた。なお、この粒界破面は溶接のままでほとんど認められず、溶接後熱処理を行なうことにより、顕著に見られるようになった。

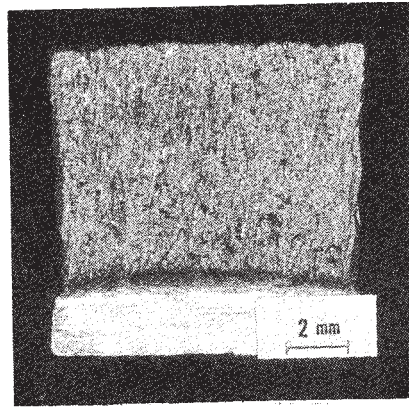


Fig. 1 マクロ破面

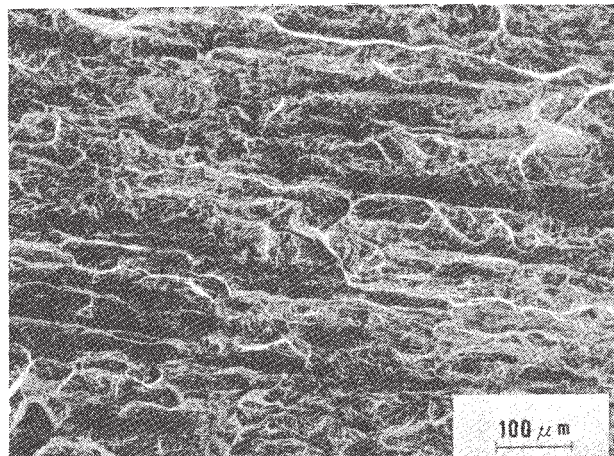


Fig. 2 ミクロ破面

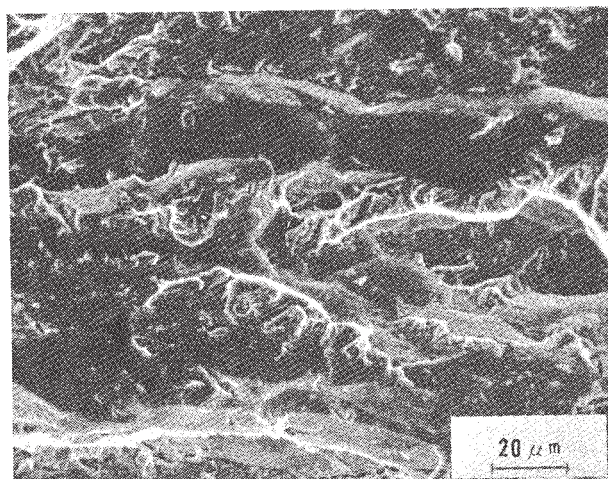


Fig. 3 ミクロ破面

(115) $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼のサブマージアーク溶接における溶接金属の 衝撃破面 (その 1)

— シャルピー衝撃試験 —

(115) Impact Fracture Surface of Weld Metal by Submerged-Arc Welding for $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ Steel (I)

— Charpy Impact Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal) : 圧力容器用 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼材 ASME SA387 Gr. 22 Cl.2
(板厚40mm).

溶接材料 (Welding material) : 試作ワイヤ (径4.0mm).

フラックス : カルシウム硅酸塩系 (IIW)

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

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
母 材	0.14	0.08~0.24	0.51	0.006	0.003	2.43	0.97
溶着金属	0.08	0.08~0.85	0.41~1.73	$0.008 \sim 0.029$	0.005	2.19~2.31	0.93~0.97

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	伸び (%)	シャルピー吸収エネルギー (kgf·m)
母 材	80~85	57~61	30	— at —℃
溶 着 金 属	55~68	—	—	4~20 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
レ 形	300℃×1 hr	100	32	600	300	8層2パス

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

試験方法 (Test method) : シャルピー衝撃試験 (JIS Z2242)

試験片形状 (Specimen configuration) : JIS Z2202 4号試験片

試験条件 (Test condition) : 試験温度 : -80℃ ~ +60℃

試験結果 (Test result) : 吸収エネルギー : 1.0~20kgf·m

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 は溶接金属中の Si, Mn 含有量と SR (690℃×12hrs) 後の強度, 靱性との関係を示す. Fig.2 は同溶接金属中の Si, Mn, P 含有量と SC (Step Cooling, GE type の脆化促進処理) 前後の靱性の変化を示した. Si は高温強度も含めて強度上昇にはき

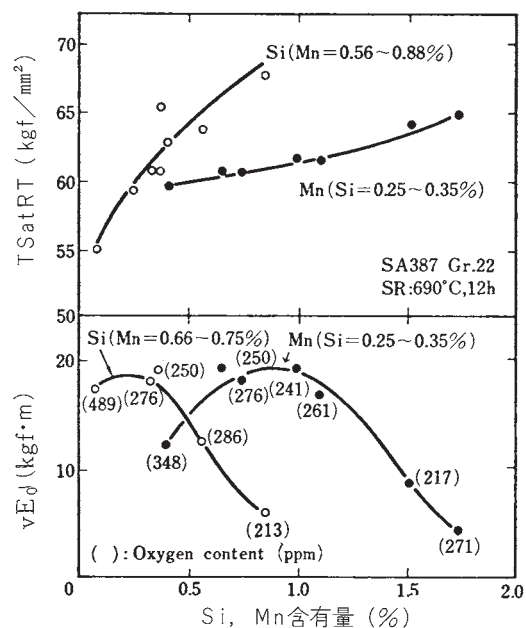


Fig. 1 SR (690°C×12hrs) 後の溶接金属の引張強さと靱性に及ぼすSi, Mn含有量の影響

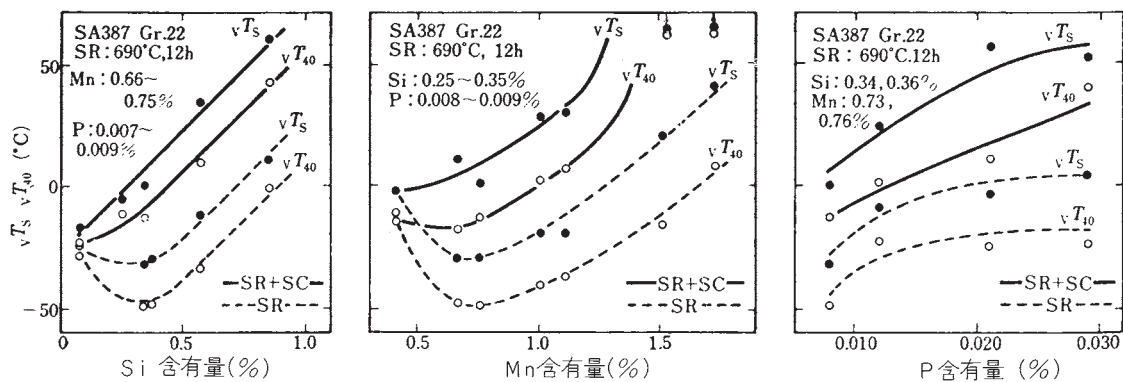
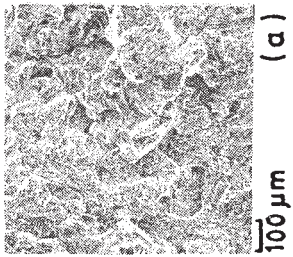
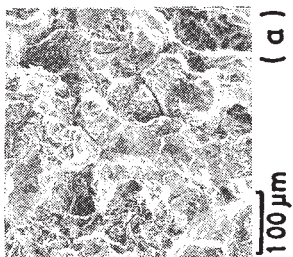
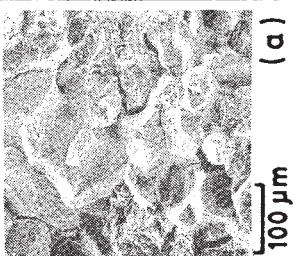
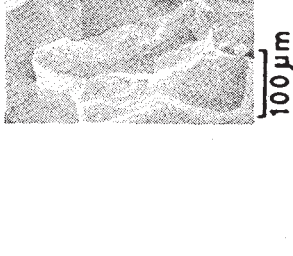
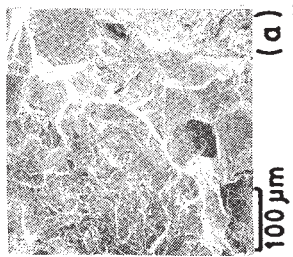
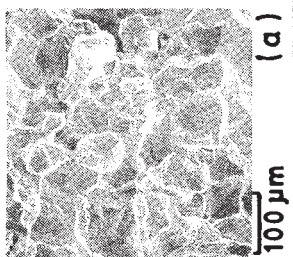
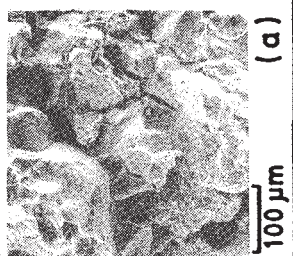
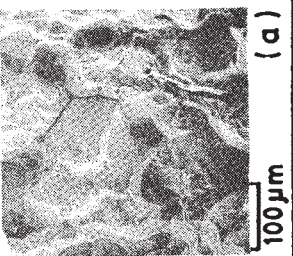
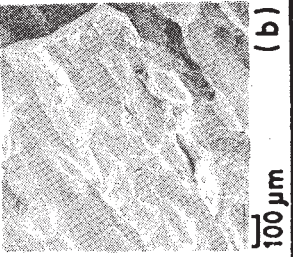
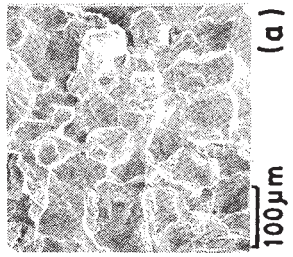
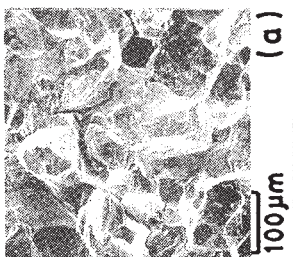
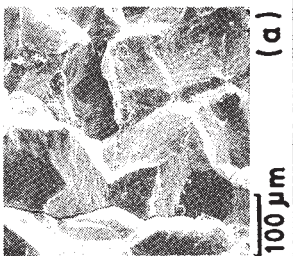
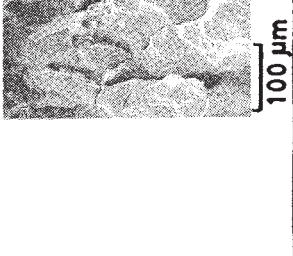


Fig. 2 ステップ・クーリングの前後の溶接金属の靱性に及ぼすSi, Mn およびP含有量の影響

わめて有効な元素であるが、Si, Mn, P は SC 後の靱性に対しては有害な元素である。また、SC による脆化量は 0.10%Si, 0.40%Mn でほとんど 0 であるが、Si, Mn の増加にともなって 0.40%Si, 0.80%Mn までは大きくなり、それ以上はほぼ一定の脆化量となる。さらに Mn が 1.3%以上になると脆化量は著しく増大する。P に関してはその増加により脆化量はやや増大する傾向にあった。Fig.3 は SC 後のこれらの試料のシャルピー衝撃破面を観察した一例であり、いずれも吸収エネルギーが 40ft-lb 近傍の値を示した試験片の破面である。Si, Mn, P の増加にともなって粒界破面が増大するのが観察される。これらの粒界破面は、1.73%Mn の場合を除くと、すべて後続ビードの再熱により粗粒化した部分のみに認められ、溶接のままの柱状組織部では全く観察されなかった。1.73%Mn の試料においては破面全面が粒界破壊を呈しており柱状の粒界破面も広範囲に観察された。高 Mn 域における著しい脆化はこのためと考えられる。0.40%Si, 0.80%Mn までの SC による脆化量の増加は、再熱粗粒化域における粒界破面率の増加に起因したものであり、それ以降柱状組織が粒界破壊するまでは、再熱粗粒化域はすでに粒界破壊を起こしているものの SC による脆化が生じていない柱状組織の SR ままの特性にしたがって靱性は変化するものと考えられる。このように SC による脆化量と粒界破面率とはよく対応しており、また多層盛溶接金属においては再熱粗粒化域と非再熱部とでは使用中脆化感受性が異なっていた。

Si	0.08%	0.25%	0.57%	0.85%
C : 0.08 % Mn : 0.66 ~ 0.73 % P : 0.007 ~ 0.009 % S : 0.005 % Cr : 2.19 ~ 2.28 % Mo : 0.93 ~ 0.97 %				
Mn	0.41%	0.75%	1.10%	1.73%
C : 0.08 % Si : 0.33 ~ 0.35 % P : 0.008 ~ 0.009 % S : 0.005 % Cr : 2.23 ~ 2.31 % Mo : 0.93 ~ 0.97 %				 
P	0.008%	0.012%	0.021%	0.029%
C : 0.08 % Si : 0.34 ~ 0.36 % Mn : 0.73 ~ 0.76 % S : 0.005 % Mo : 0.94 ~ 0.95 %				

(a) 粗粒域
(b) 柱状晶域

Fig. 3 溶接金属の衝撃破面

(116) $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼のサブマージーク溶接における溶接金属の
衝撃破面（その2）

— シャルピー衝撃試験 —

(116) Impact Fracture Surface of Weld Metal by Submerged-Arc
Welding for $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ Steel (II)

— Charpy Impact Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal) : 圧力容器用 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼材 ASTM A387 Gr. 22

Cl. 2 (板厚49mm).

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

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

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ti
母 材	0.11	0.26	0.49	0.019	0.008	2.12	0.92	—
溶 接 金 属(a)	0.11	0.11	0.50	0.007	0.004	2.44	1.12	0.026
溶 接 金 属(b)	0.10	0.10	0.52	0.016	0.006	2.49	1.14	0.096
溶 接 金 属(c)	0.10	0.10	0.52	0.026	0.006	2.50	1.15	0.024

機械的性質 (Mechanical property)

	シャルピー吸収エネルギー (kgf·m)	後熱処理条件
溶 接 金 属(a)	19.2 at -20°C	$690^{\circ}\text{C} \times 26 \text{ hrSR} + \text{G.E. Step Cooling}$
溶 接 金 属(b)	15.0 at -20°C	$690^{\circ}\text{C} \times 26 \text{ hrSR} + \text{G.E. Step Cooling}$
溶 接 金 属(c)	8.0 at -20°C	$690^{\circ}\text{C} \times 26 \text{ hrSR} + \text{G.E. Step Cooling}$

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method) : サブマージーク溶接 (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 ($^{\circ}\text{C}$)	アーク電圧 (V)	溶 接 電 流 (A)	溶 接 速 度 (mm/min)	積 層 方 法
U 形	$300^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr}$	150~200	35	550	270	8層17パス

試 験 (Test)

試験方法 (Test method) : シャルピー衝撃試験 (JIS Z2242)

試験片形状 (Specimen configuration) : JIS Z2202 4号試験片

試験結果 (Test result) : Fig.2 参照

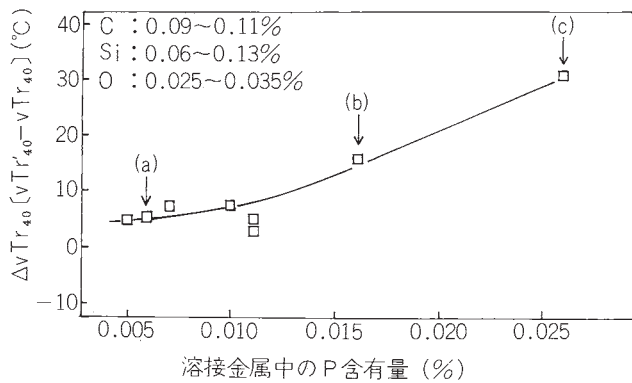
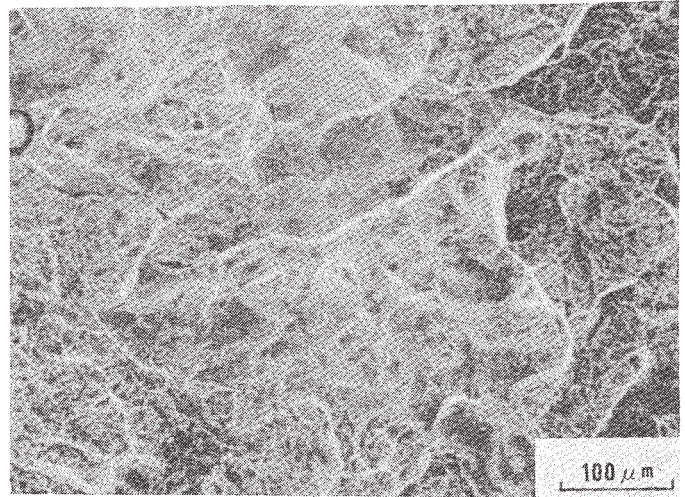


Fig. 1 溶接金属のP含有量と焼もどし脆化の関係



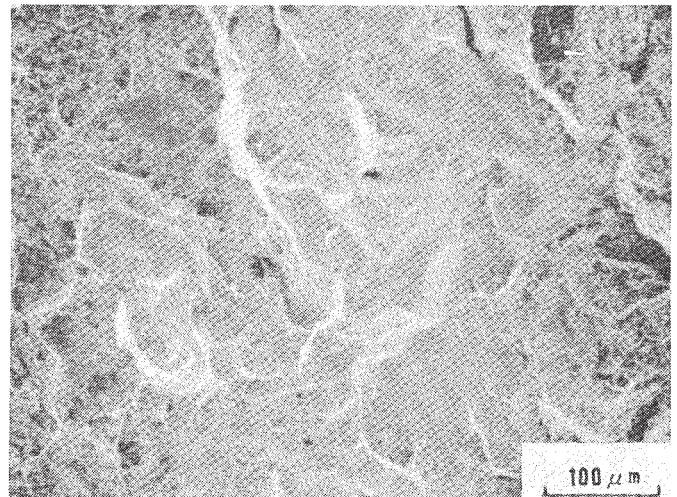
(a) 0.007% P
(試験温度-60℃, 吸収エネルギー 2.2kgf・m)

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

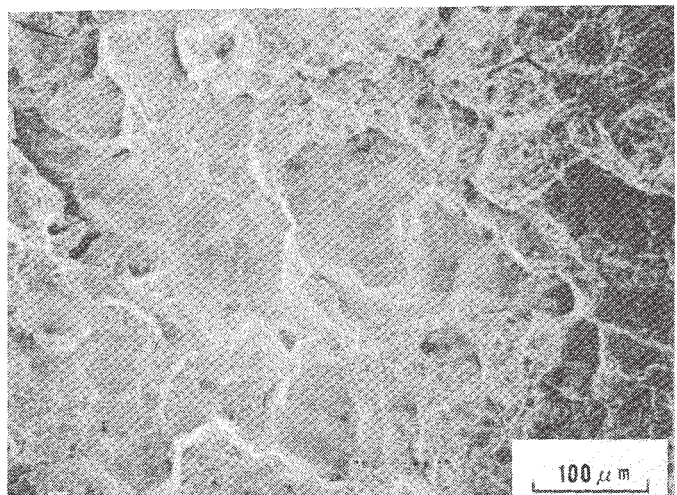
Fig.1 は2¼ Cr-1Mo 鋼溶接金属のP含有量と焼もどし脆化量 ΔvTr_{40} の関係を示す。P含有量の低減により焼もどし脆化が軽減される傾向が認められた。

このPの影響を明確にするため、Fig. 1中の3レベルのP含有量の試料について脆化处理 (G.E. Step Cooling 処理) 後の溶接金属のシャルピー破面を走査電顕により観察した。

Fig.2 は溶接金属の破面とP含有量の間係を示す ((a), (b), (c)は Fig.1 に対応)。破面は0.026%P では粒界破壊が著しいが、0.016%P ではこれがかなり減少し、0.007%P ではほとんどへき開破壊となっていた。これから、溶接金属のP含有量が多い場合、これが粒界に偏析することで焼もどしの過程で粒界脆化を助長し、脆化处理後の靱性を劣化させることが推察される。



(b) 0.016% P
(試験温度-40℃, 吸収エネルギー2.6kgf・m)



(c) 0.026% P (試験温度-40℃, 吸収エネルギー2.3kgf・m)

Fig. 2 溶接金属破面とP含有量の関係

(117) 3.5%Ni鋼の被覆アーク溶接における溶接金属の衝撃破面

— シャルピー衝撃試験 —

(117) Impact Fracture Surface of Weld Metal by Shielded Metal-Arc Welding for 3.5%Ni Steel

— Charpy Impact Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal) : 低温配管用鋼管 STPL46 (板厚17mm).

溶接材料 (Welding material) : 低温用鋼被覆アーク溶接棒 DL5016-E3 (径 4 mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
母 材	0.10	0.25	0.55	0.012	0.009	3.50	—	—
溶 着 金 属	0.03	0.32	0.89	0.012	0.007	3.24	0.01	0.26

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	伸び (%)	シャルピー吸収エネルギー (kgf・m)
母 材	53	39	33	4.5 at -100℃

溶 接 (Welding)

溶接方法 (Welding method) : 被覆アーク溶接 (水平固定管溶接) (Shielded metal-arc welding)

溶接条件 (Welding condition)

開先形状	溶 接 棒 の 乾 燥 条 件	予熱・層間温 度(℃)	アーク電圧 (V)	溶接電流 (A)	溶接速度 (mm/min)	積層方法	後熱処理
60° V 形	350℃ × 1 hr	75~100	21~23	135	60~100	5 層 8 パス	620℃ × 1 hr SR

試 験 (Test)

試験方法 (Test method) : シャルピー衝撃試験 (JIS Z2242)

試験片形状 (Specimen configuration) : JIS Z2202 4号試験片

試験条件 (Test condition) : 下部溶接部肉厚中央より採取. 切欠位置サイド, 試験温度 -50, -75, -100℃

試験結果 (Test result) :

試 験 温 度 (℃)	吸収エネルギー (kgf・m)	脆 性 破 面 率 (%)
- 50	18.1	12
- 75	15.2	35
-100	13.7	48

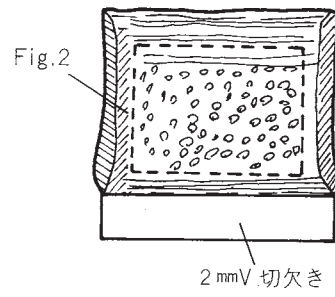


Fig. 1 マクロ破面のスケッチ (-100°C)

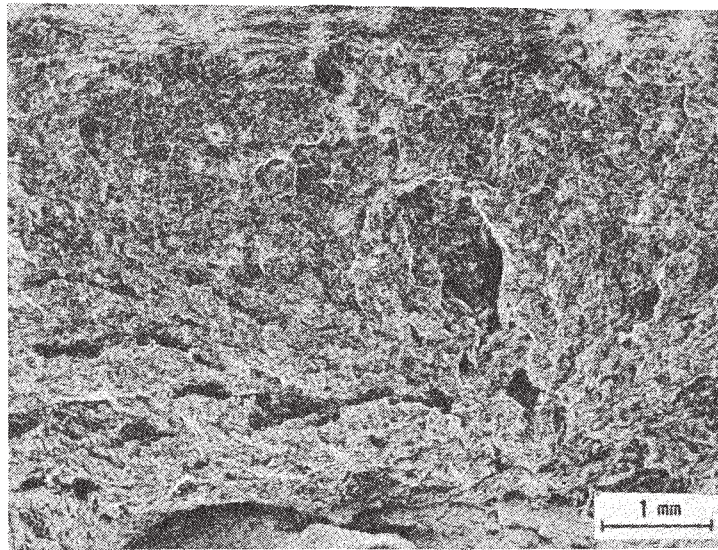


Fig. 2 延性破面 (-100°C)

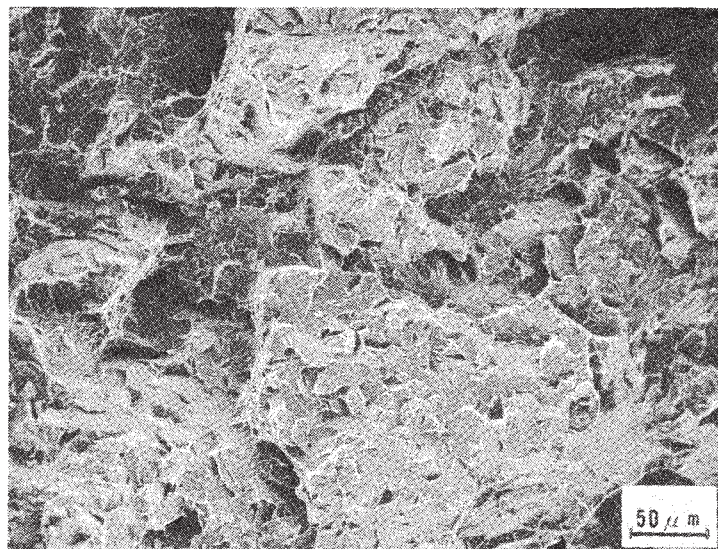


Fig. 3 へき開破面 (-100°C)

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 は、シャルピー衝撃試験片のスケッチであり、Fig.2 の撮影位置を示す。Fig.2 の部分はほぼ全面脆性破面であった。Fig.3 からわかるように、このような場合でも、へき開破面にわずかのディンプル破面の混在が見られた。Fig.4～6 は、試験温度－50、－75および－100℃における脆性破面部中央のマイクロ破面を示す。50℃程度の温度差では、破面単位の大きさや、テア・リッジ (Tear ridge) の高さ等に、明瞭な差は見られなかった。各温度の試験片における吸収エネルギーの差は、切欠底部の延性部の大きさ、および、延性破面率に左右されるようであった。Fig.7 は、切欠底部に見られる延性破面の一例を示した。

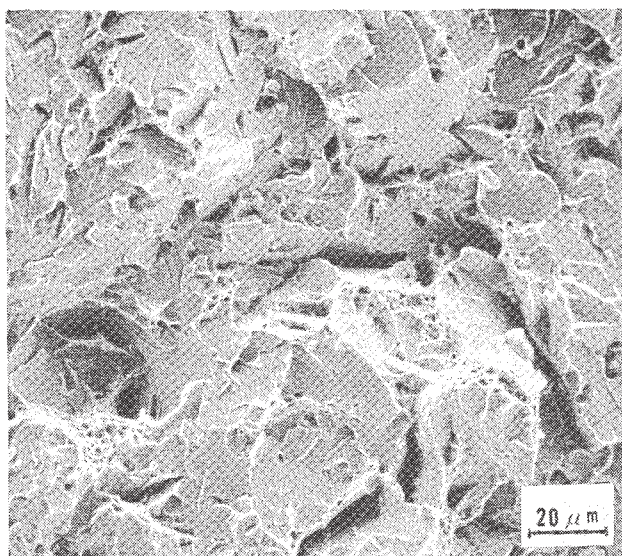


Fig. 4 へき開破面 (-50°C)

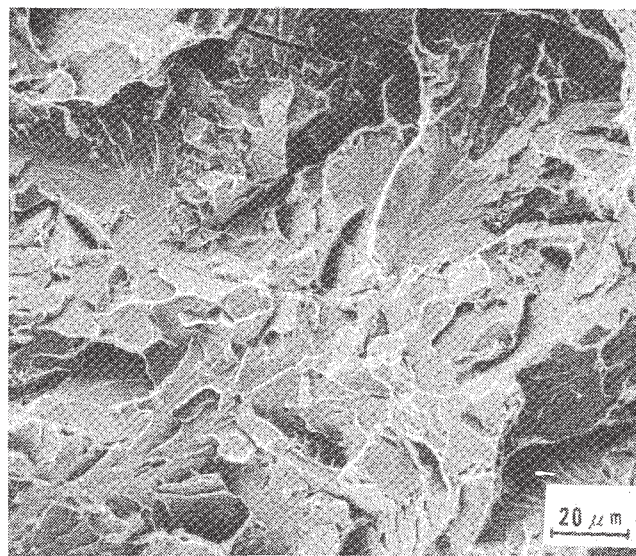


Fig. 5 へき開破面 (-75°C)

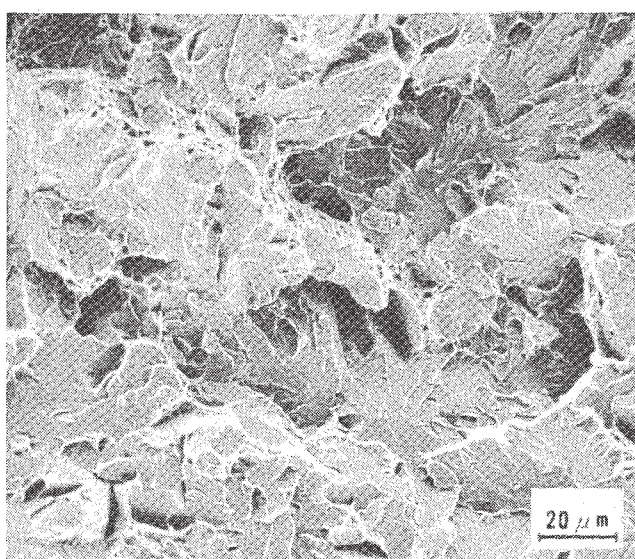


Fig. 6 へき開破面 (-100°C)

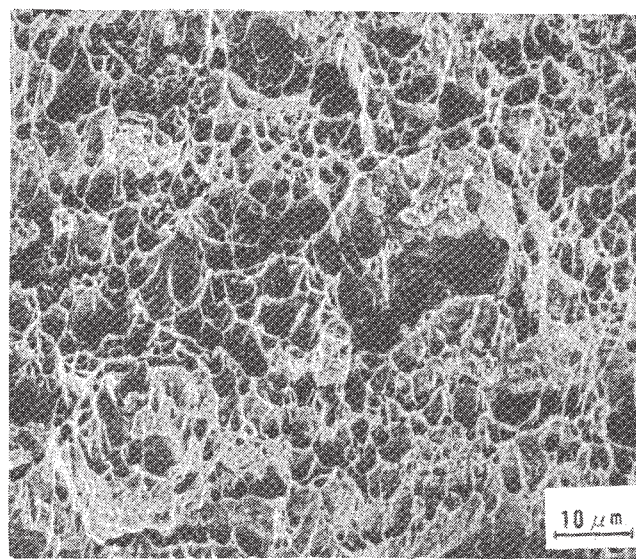


Fig. 7 デンプル破面 (-75°C)

(118) 3.5%Ni鋼のサブマージーク溶接における溶接金属の破面に対する凝固組織方位の影響

— シャルピー衝撃試験 —

(118) Influences of the Orientation of Solidification Structures on Impact Fracture Surface of Weld Metal by Submerged-Arc Welding for 3.5%Ni Steel

— Charpy Impact Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal) : ラインパイプ用3.5Ni 調質鋼材 (板厚32mm).

溶接材料 (Welding material) : ワイヤ : 高張力鋼用ワイヤ (径4.8mm)

フラックス : 弗化物, 塩基性 (IIW)

焼成型フラックス

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	Ti
母 材	0.08	0.25	1.17	0.007	0.008	3.42	0.16	0.20	0.03	—
溶 接 金 属	0.07	0.29	1.27	0.006	0.010	2.89	0.43	0.27	0.02	0.009

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	伸 び (%)	シャルピー吸収エネルギー (kgf·m)
母 材	66	52	54	26.7 at -60°C
溶 接 金 属	67 ^{※)}	55 ^{※)}	44 ^{※)}	10.1 at -60°C ^{※※)}

※) 継手引張にて溶接金属で破断

※※) バックキング側 1 パス
フィニッシング側 1 パス > 累層後の板厚中央での値

溶 接 (Welding)

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

溶接条件 (Welding condition)

フ ラ ッ ク ス の 乾 燥 条 件	予 熱 ・ 層 間 温 度 (°C)	積 層 方 法	備 考
200°C × 1 hr	室 温	4 層 4 パス	バックキング側 : 1 パス フィニッシング側 : 3 パス

開 先 形 状	パ ス	ワイヤ	溶 接 電 流 (A)	アーク電圧 (V)	溶 接 速 度 (cm/min)	入 熱 (kJ/cm)
	バックキング側	先行 後行	1,000 800	30 42	75	51
	フィニッシング側 1, 2	先行 後行	1,100 850	30 42	80	51
	フィニッシング側 3	先行 後行	800 800	30 42	65	53

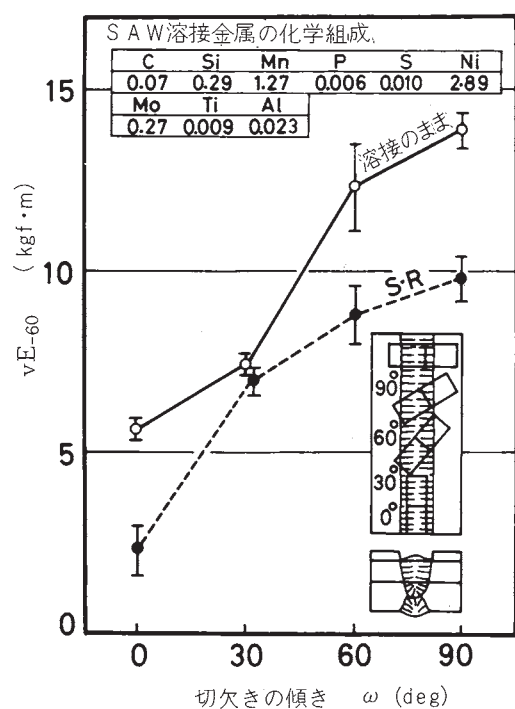


Fig. 1 衝撃値におよぼす試片採取方向角度の影響

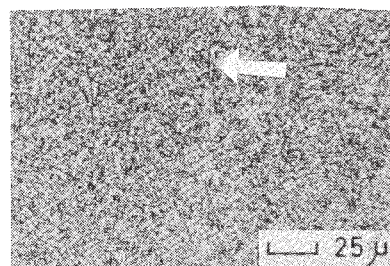


Fig. 2 溶接金属の組織

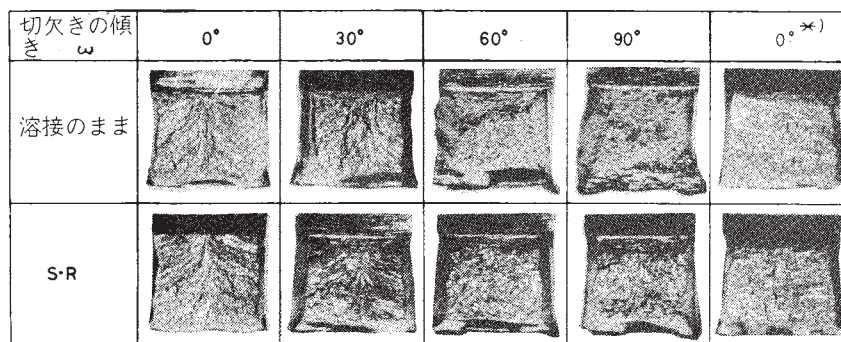


Fig. 3 試片採取方向角度を変えた場合のマクロ破面 (*) 印の試片の切欠きは溶接金属の中央部でしかも板厚方向に平行に付した

試 験 (Test)

試験方法 (Test method) : シャルピー衝撃試験 (JIS Z2242)

試験片形状 (Specimen configuration) : JIS Z2202 4号試験片

試験条件 (Test condition) : 試験温度 -60°C

試験結果 (Test result) : 吸収エネルギー Fig.1 参照

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

多層溶接金属のシャルピー衝撃値に著しく影響をおよぼす溶接不均一性として、再熱サイクルに起因するミクロ組織および析出状態の不均一性以外に、シャルピー試験片(以下試験片)の切欠方向に対する結晶成長方向の違いが指摘される。ここではバックリング側1パス、フィニッシング側3パスのパイプ縦シーム多層溶接継手において、シャルピー衝撃値およびその破面様式に対する結晶成長方向の影響について調べた結果を示す。

試験片はフィニッシング側第1パスを溶接した状態で、Fig.1に示すように、切欠きと結晶方向のなす角度 ω が 0° 、 30° 、 60° 、 90° (表面切欠き)、および $0^{\circ*}$ (板厚方向貫通切欠き)となるように採取した。溶接のまま、SR ($600^{\circ}\text{C} \times 1.25\text{hr}$, 炉冷) 状態の -60°C での吸収エネルギーは、 ω の増加とともに上昇し、上昇量は溶接のままの方が大であった。 $\omega = 0^{\circ*}$ での吸収エネルギーは、 $\omega = 0^{\circ}$ と 30° の中間の値を示した。

ミクロ組織は Fig.2 のように初析フェライトの存在しない微細アシキュラー・フェライトを呈するため、ミクロ的異方性は認められないが、旧オーステナイト粒界が明瞭な個所(矢印)もあることから、これらに基づくマクロ的異方性が予想された。

試験片のマクロ的破面を Fig.3 に示す。破面に対する結晶成長の異方性の影響は明らかであり、SR 材においても同様の影響が認められる。

Fig.3 の $\omega = 0^{\circ}$ のマクロ的破面は、ナイトール腐食で通常得られるビード断面マクロ組織に類似しており、異方性を支配する結晶粒の単位はほぼ旧オーステナイト粒の大きさに相当すると思われる。

旧オーステナイト粒界は固相変態時の粒界移動のために凝固時の粒界(その内部には同一方向に成長した多くのセル状樹枝状晶が含まれる)とは一致しないが、その方向性は凝固時の特性に基づいている。

Fig. 4 破断面組織と破断形態のスケッチ
(A・W：溶接のまま)

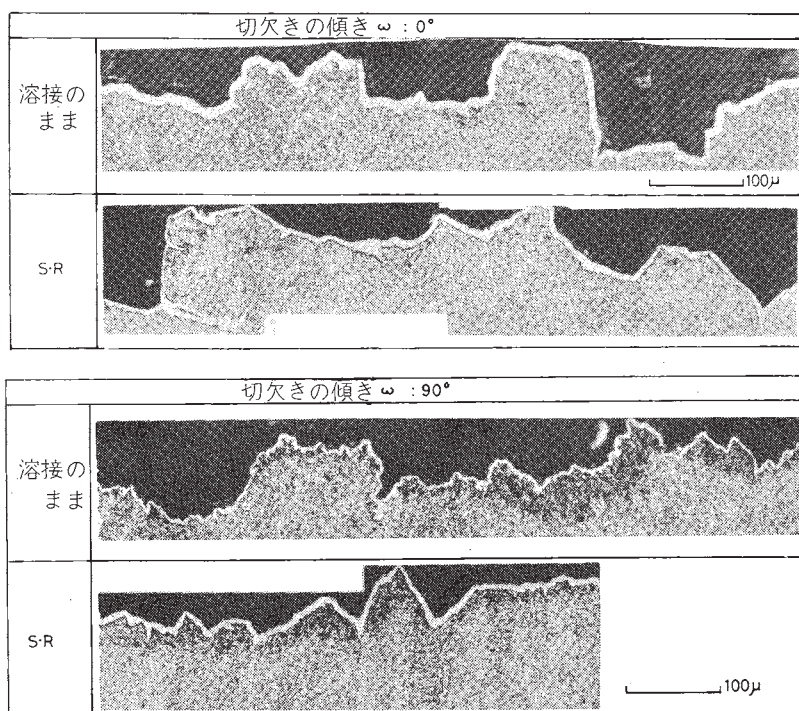
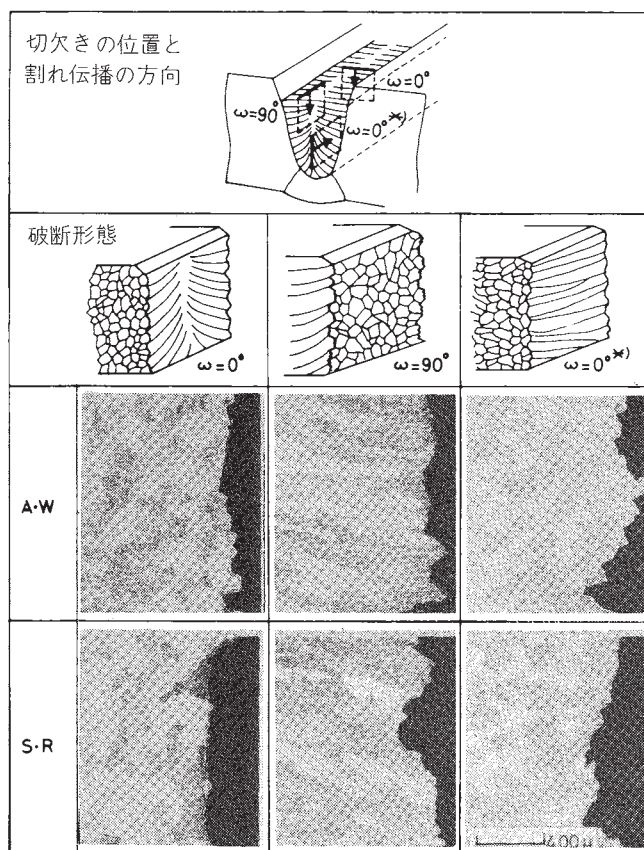
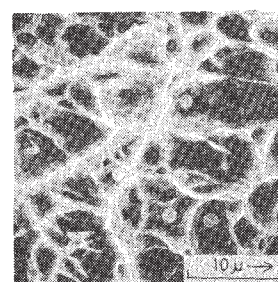
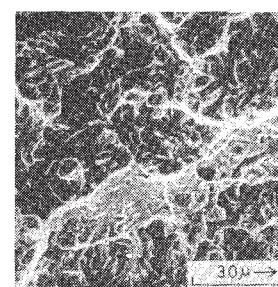


Fig. 5 破断経路（試験温度 -60°C ）



(a) 溶接のまま

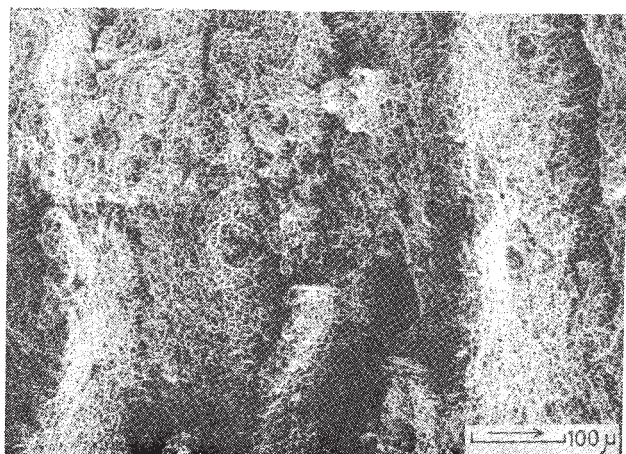


(b) S・R

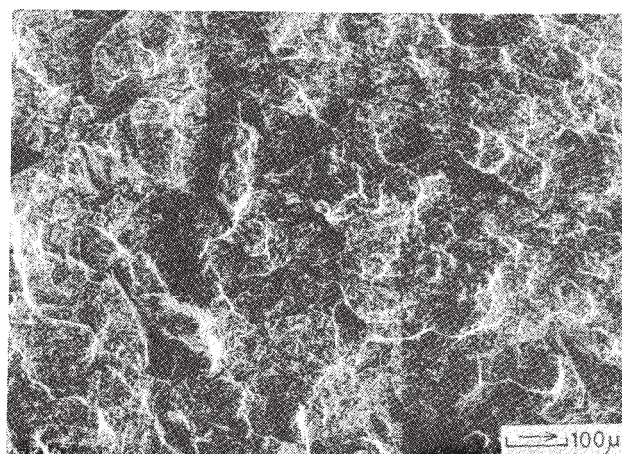
Fig. 7 試片切欠角度 $\omega=90^{\circ}$ での衝撃破面

Fig.4, 5 に示す破断経路は溶接のままの場合、 $\omega = 0^\circ, 0^\circ*$ で粒界を選択的に通過したと思われ、 $\omega = 90^\circ$ ではきわめてはげしく屈曲し、SR の場合はいずれも粒界貫通の様相を呈する。

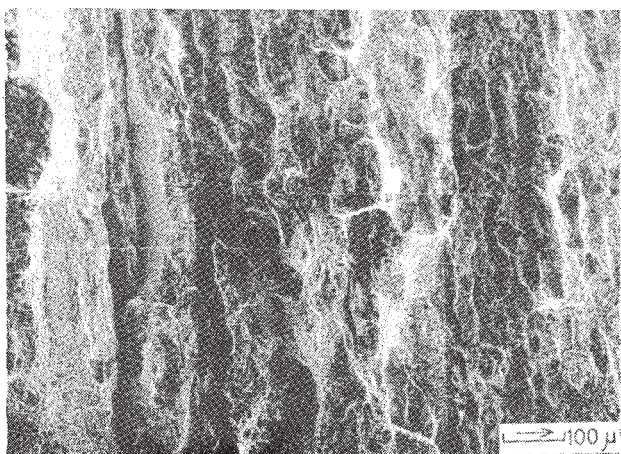
これらに対応する破面形態は、 $\omega = 90^\circ$ 、溶接のままでディンプル、SR で擬へき開を呈し (Fig.6 (a), (b), Fig.7), $\omega = 0^\circ, 0^\circ*$ では粒界が明瞭に現われている (Fig.6 (c) ~ (f)).



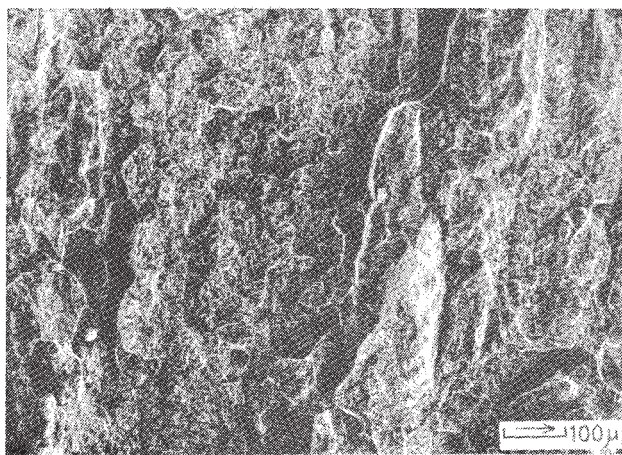
(a) $\omega = 90^\circ$, 溶接のまま



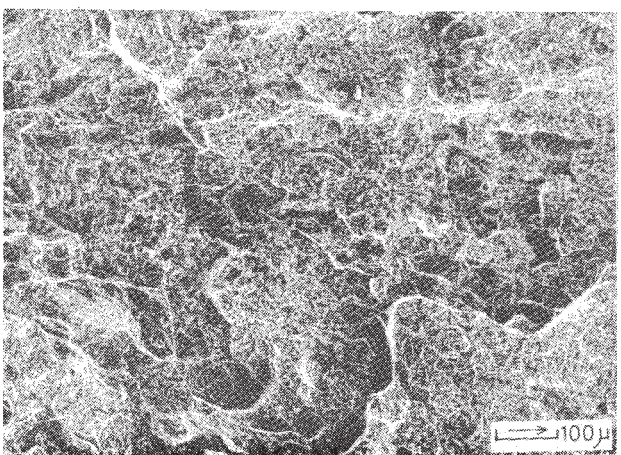
(b) $\omega = 90^\circ$, S R



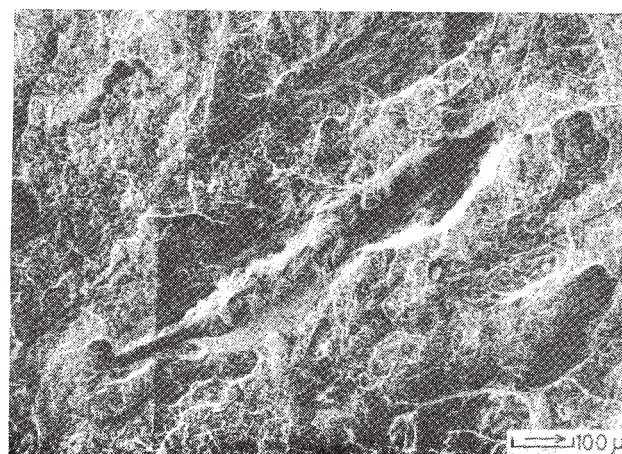
(c) $\omega = 0^\circ$, 溶接のまま



(d) $\omega = 0^\circ$, S R



(e) $\omega = 0^\circ^*$, 溶接のまま



(f) $\omega = 0^\circ^*$, S R

Fig. 6 -60°C におけるミクロ破面 (矢印はき裂の伝ば方向を示す)

(119) 9 %Ni鋼の被覆アーク溶接における共金系溶接金属の衝撃破面

— シャルピー衝撃試験 —

(119) Impact Fracture Surface of Weld Metal by Shielded Metal-Arc Welding for 9%Ni Steel

— Charpy Impact Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal) : 低温压力容器用ニッケル鋼鋼板 SL9N60 (板厚22mm).

溶接材料 (Welding material) : 9 %Ni 共金系被覆アーク溶接棒 (径 4 mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni
母 材	0.04	0.23	0.60	0.005	0.003	9.20
溶 着 金 属	0.04	0.31	0.54	0.009	0.004	8.28

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	伸 び (%)	シャルピー吸収エネルギー (kgf・m)
母 材	75.0	68.9	26	18.9 at -196℃
溶 着 金 属	80.8	76.0	19	16.1 at -100℃

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) : 下向姿勢

開 先 形 状	溶接棒の 乾 燥 条 件	予熱・層間 温度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶 接 電 流 (A)	溶 接 速 度 (mm/min)	積 層 方 法
60° V 形	350℃ × 1 hr	100	21~23	165	100~140	7層 10パス

試 験 (Test)

試験方法 (Test method) : シャルピー衝撃試験 (JIS Z2242)

試験片形状 (Specimen configuration) : JIS Z2202 4号試験片

試験条件 (Test condition) : 板厚中央より採取し, 切欠位置は溶接金属中央

試験結果 (Test result) :

試 験 温 度 (℃)	吸収エネルギー (kgf・m)	脆 性 破 面 率 (%)
-50	18.1	0
-100	16.1	0
-150	15.7	0

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 は, シャルピー衝撃試験片の破面状況を図示し, -100℃で試験した試験片のマクロ破面を Fig.2 に示した. -50℃, -100℃, -150℃のいずれの試験温度において

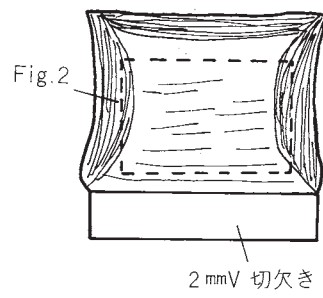


Fig. 1 マクロ破面のスケッチ

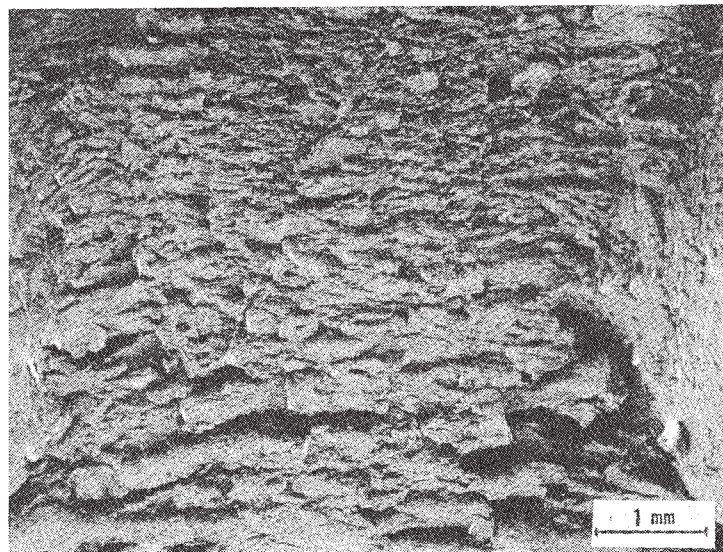


Fig. 2 マクロ破面 (-100°C)

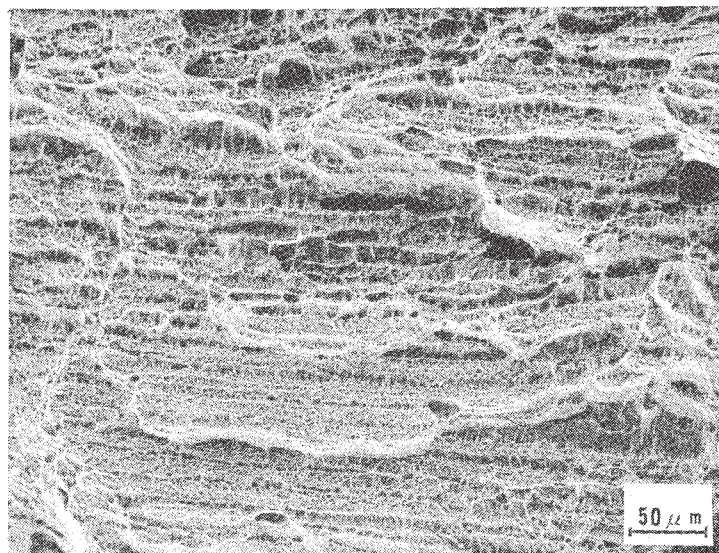


Fig. 3 層状破面 (-100°C)

も脆性破面は見られず、延性破面が100%であった。Fig.3はFig.2のほぼ中央部分のミクロ破面を示し、き裂の進行方向に直角に層状の組織が認められた。この様な様相は、 -50°C 、 -150°C の他の試験温度でも同様であった。Fig.4～Fig.6は、各試験温度の破面中央部について高倍率で観察した破面を示す。層状の組織は、横に並んだディンプル (Dimple) の集合体であった。ディンプルはFig.7に示すごとく、き裂進展方向に引延ばされていた。

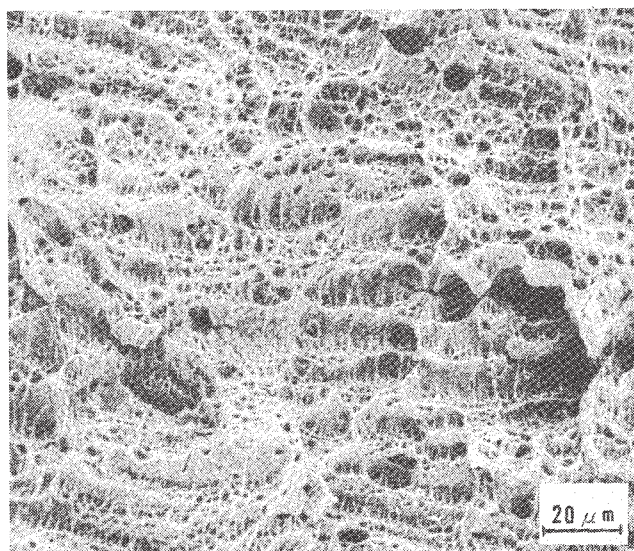


Fig. 4 ディンプル破面 (-50°C)

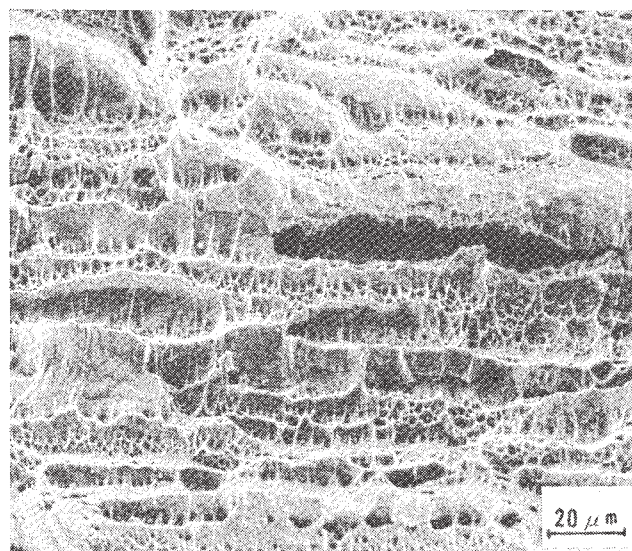


Fig. 5 ディンプル破面 (-100°C)

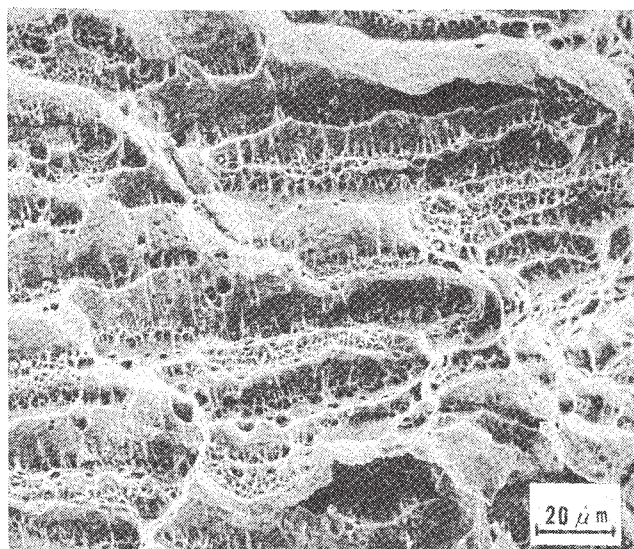


Fig. 6 ディンプル破面 (-150°C)

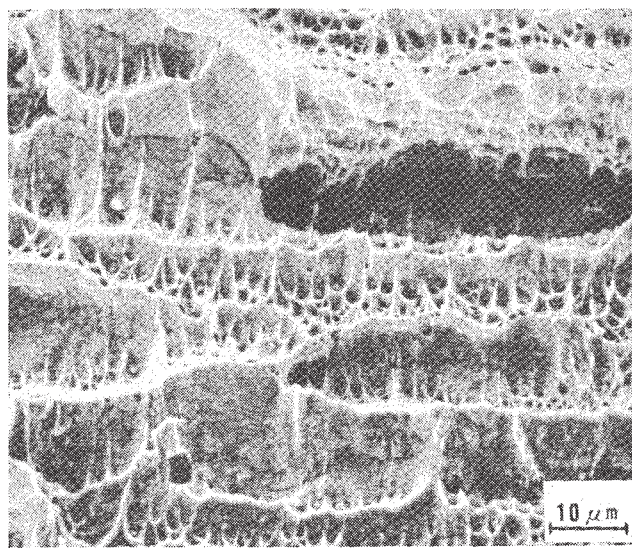


Fig. 7 伸長ディンプル破面 (-100°C)
(Fig. 5 の中央部の拡大)

(120) 9 %Ni鋼の被覆アーク溶接におけるインコネル系溶接金属の衝撃破面

— シャルピー衝撃試験 —

(120) Impact Fracture Surface of Weld Metal by Shielded Metal-Arc
Welding for 9%Ni Steel with Inconel Electrode

— Charpy Impact Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal) : 低温圧力容器用ニッケル鋼鋼板 SL9N60 (板厚22mm).

溶接材料 (Welding material) : インコネル系被覆アーク溶接棒 (AWS

ENiCrFe-2) (径4 mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	Fe
母 材	0.04	0.23	0.60	0.005	0.003	9.20	—	—	—	—
溶 着 金 属	0.10	0.35	1.90	0.005	0.005	Bal.	14.5	4.0	2.1	8.5

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	伸 び (%)	シャルピー吸収エネルギー (kgf・m)
母 材	75.0	68.9	26	18.9 at -196℃
溶 着 金 属	72.2	43.1	40	6.1 at -196℃

溶 接 (Welding)

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

溶接条件 (Welding condition)

開 先 形 状	溶 接 棒 の 乾 燥 条 件	予 熱 ・ 層 間 温 度 (℃)	アーク電圧 (V)	溶 接 電 流 (A)	溶 接 速 度 (mm/min)	積 層 方 法
60° V 形	250℃ × 1 hr	予 熱 : 室温 パス間 : 50~100	20~23	135	80~130	7層 10パス

試 験 (Test)

試験方法 (Test method) : シャルピー衝撃試験 (JIS Z2242)

試験片形状 (Specimen configuration) : JIS Z3112 4号試験片

試験条件 (Test condition) : 板厚中央より採取し, 切欠位置は溶接金属中央

試験結果 (Test result) :

試 験 温 度 (℃)	吸収エネルギー (kgf・m)	脆 性 破 面 率 (%)
-100	6.9	0
-140	6.5	0
-196	6.1	0

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 はシャルピー衝撃破面のスケッチであり, Fig.2 の撮影位置を示した. 低倍率のミクロ破面にては-100, -140および-196℃の各試験温度による形態の変化は認め難く, いずれも100%延性破面であった. Fig.3~Fig.6 は各ミクロ破面を示すが, 同一の破壊モードによって破断が進行していることが知られた.

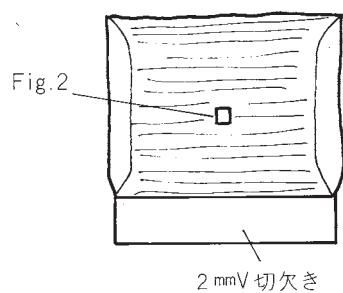


Fig. 1 マクロ破面のスケッチ (−196℃)

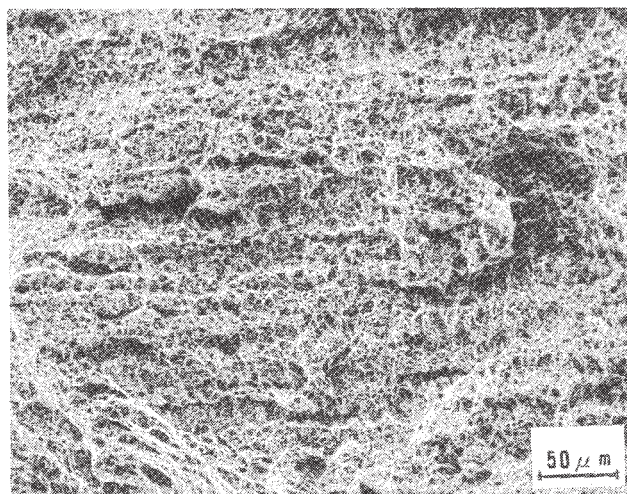


Fig. 2 低倍率のミクロ破面 (−196℃)

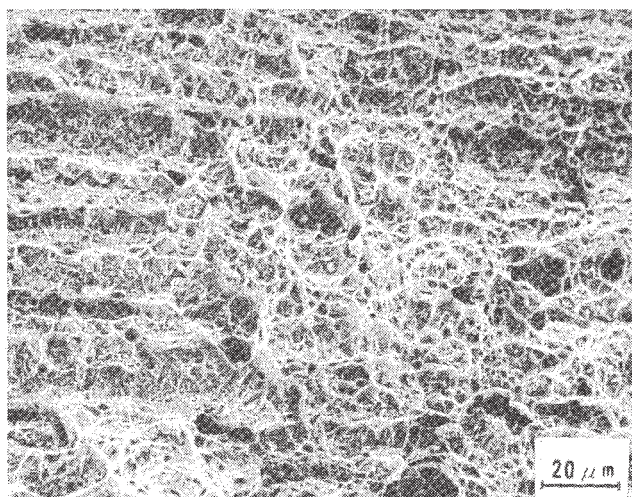


Fig. 3 デンプル破面 (−100℃)

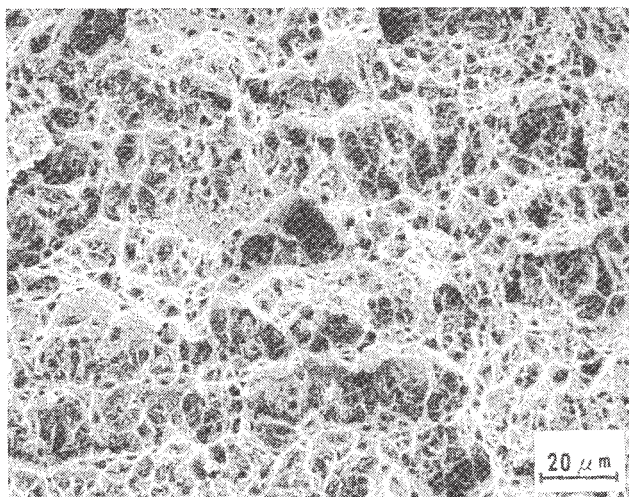


Fig. 4 デンプル破面 (−140℃)

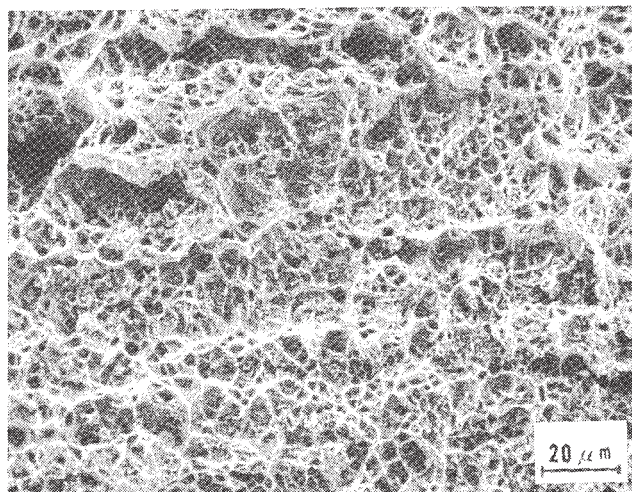


Fig. 5 デンプル破面 (−196℃)

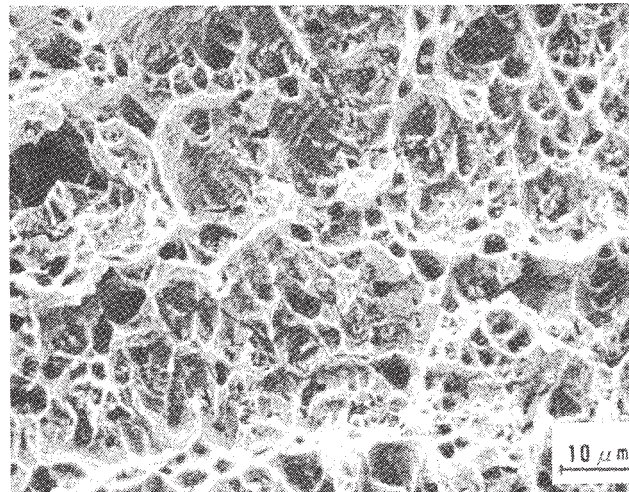


Fig. 6 Fig. 5 の中央部の拡大 (−196℃)

II. 3 疲 勞 破 壊 (Fractures in Fatigue Tests) 概説 (Outline)

疲労破壊はその機構や破面特性から、発生後数結晶粒にまでき裂が成長する第1段階と、その後更に成長して最終破壊に至るまでの第2段階とに大別することができる。

1. 第1段階の破面特性と形成機構

疲労破壊の発生は主として材料の表面でくり返し応力によりすべりステップが形成され、次第にすべり面に沿ってクレビス状に成長してついにき裂の形態を示すに至る。この場合の金属表面で認められるすべりステップ（すべり線）は通常の引張り試験で認められるものに比べ、粗に分布しかつ一本一本は比較的太く見えるのが普通である。また、すべり面に沿って金属内部より舌状の小片のせり出し（エクスツルージョン, Extrusion）やすべり面に沿ってのくい込み（インツルージョン, Intrusion）が認められることがある¹⁾。

このようにして形成された破面はすべり面分離（Glide plane decohesion）を主機構としているため、すべり面と一致しかつ無特徴な平坦な破面である²⁾。また、一つの結晶粒を貫通して次の結晶粒に進入すると、その結晶のすべり面に沿うため進行方向を転ずる。

このような機構で進展するのは材料の表面から数結晶粒以内の極く浅い領域で、かなり高精度の観察をしない限り見落としやすい。

2. 第2段階の破面特性と形成機構

(1) パッチ

Fig.1 はボルトのネジ底から発生した疲労破壊のマイクロ破面であるが、き裂の進展方向に大きな段差が認められる。これは Fig.2 に示すように、ネジ底表面の各所で第1段階の機構によりマイクロ割れが発生し、それぞれ別々に成長進展するが、それぞれの進展面（破面）

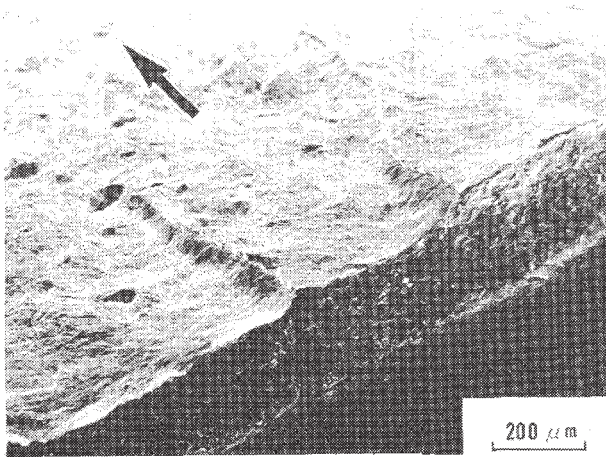


Fig.1 パッチのマイクロ破面

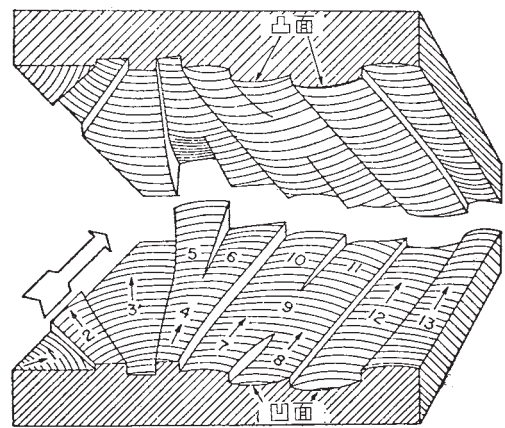


Fig.2 パッチの形態の模式図

は同一平面上にあるとは限らないため、互に結合する際段差を生じ、結合部はテア・リッジ（Tear ridge）を形成することが多い。Fig.1 の稜線はそれである。また、Fig.2 の模式図のような段差を有する破面（パッチ, Patch）を形成することも少なくない。

なお、Fig.1 のネジ底表面近傍の発生初期破面には第1段階の特徴を有する破面もあるはずであるが、この程度の拡大率では認められない。

(2) ストライエーション

Fig.3 は延性ストライエーション (Ductile striation) の例である。その特徴はき裂の進展方向に直交してほぼ等間隔の平行な線が認められることである。この線は、き裂進展方向で切断した断面上でみると Fig.4 に模式図を示すような山谷のくり返しになっている。また、相対する両破面のステレオ・マッチングを行なうと、山と山、谷と谷とが対応している。(Fig.4)

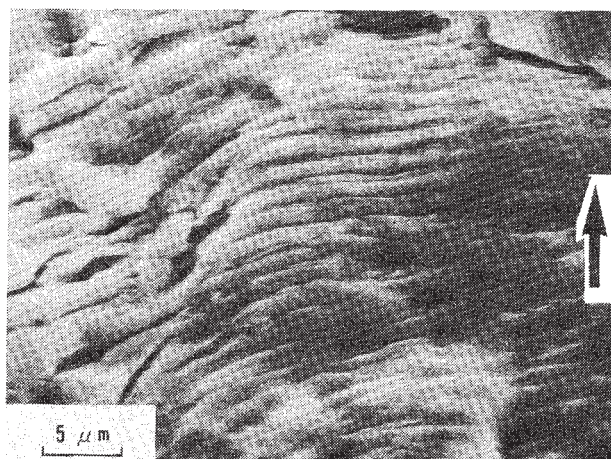


Fig.3 ストライエーションのミクロ破面

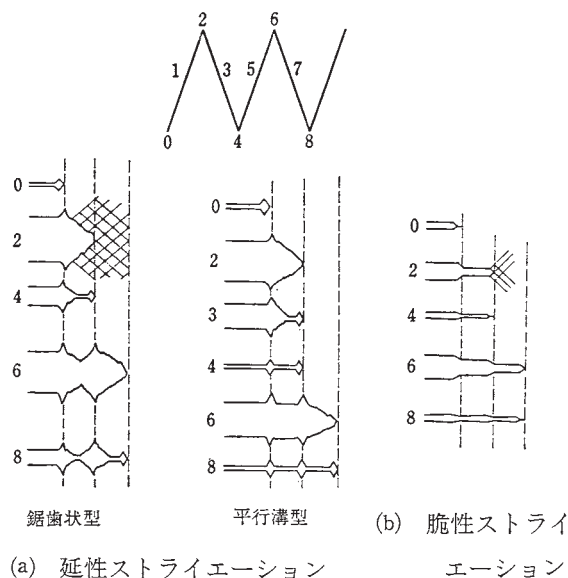


Fig.4 ストライエーションの形成機構

延性ストライエーションの形成機構についてはおよそ次のようなものであろうと考えられている³⁾⁴⁾⁵⁾。すなわち Fig.4(a)で応力最小の状態 (Fig.4 の上部のくり返し応力波形の0) で先端が閉じていたき裂は、 $0 \rightarrow 1 \rightarrow 2$ と引張り応力を増加すると、先端附近は応力・ひずみの集中により最大せん断応力方向に近いすべり面に沿ってすべり、き裂先端は開口して、き裂が伸びる。引き続き除荷過程 $2 \rightarrow 3 \rightarrow 4$ に入ると、逆方向のすべり変形をしてき裂先端は閉口し、再鋭化して、図中の4のように元の形態にもどる。以下同様のサイクルを繰返して、1サイクルごとに1対の山谷のストライエーションを形成しながらき裂は進展する。除荷過程でのき裂の閉口はき裂の先端近傍の塑性域が周囲の弾性部分の拘束からくる圧縮応力により起こるが、この圧縮応力が大きい場合は閉口が完全で Fig.4(a)の平行溝型になるが、圧縮応力が小さい場合には不完全で鋸歯状型になる。

ストライエーションの形成はすべり変形によるので、一般に結晶組織の影響を受ける。き裂伝ば速度の小さい場合 ($0.1 \mu/\text{cycle}$ 前後以下) にはその影響は大きく、結晶粒ごとでストライエーションの方向が異なりファセット (Facet) 状のミクロ破面を形成することが多い。また、この場合には破面、き裂進展方向、ストライエーションの方向が特定の結晶方位を有することも認められて、Fig.5 に示すような結晶学的模型も提案されている⁴⁾。一方、き裂伝ば速度の大きい場合 ($1 \mu/\text{cycle}$ 前後以上) には、結晶方位の影響をほとんど受けず、巨視的伝ば方向にほぼ平行なプラトー (Plateau) の上に、これにほぼ垂直にスト

ライエーションが存在する。

低き裂伝ば速度域では結晶方位の影響を受けるとともに脆性的様相を示すことがある。特に腐食環境の影響を受ける場合に現われやすい。脆性ストライエーション (Brittle striation) も Fig.4 (b) に示すようにその形成過程はすべり変形によってき裂が開閉口するのであるが、その開口過程の初期においてへき開面に沿って脆性き裂が進展し、その後き裂先端の鈍化を起こして進展が停止し、続く除荷過程で再鋭化が行なわれて、次のサイクルにおける脆性的進展の準備がなされ、これを繰返してき裂が進展する。したがって、脆性的に進展した部分にはリバー・パターン (River pattern) が認められる。

(3) 二次割れ

疲労破面上には二次割れ (Secondary crack) が認められることがまある。この割れはストライエーションと全く無関係に位置することもあるが、Fig.6 に示すようにストライエーションの底がき裂状になることもある。

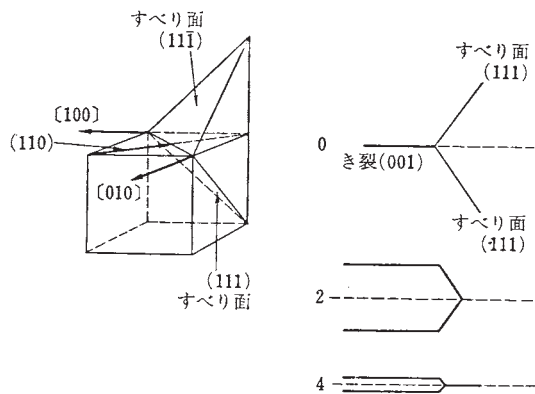


Fig.5 方位性ストライエーションの形成機構

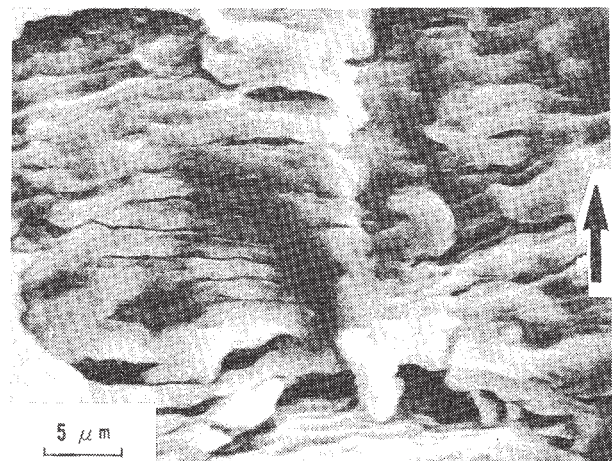


Fig.6 ストライエーションの底に生じた二次割れ

(4) ラブマーク、タイヤトラック

疲労き裂の進展過程ではすでに形成された破面が繰返し応力によって互いに押しつけられ、しかも応力繰返しの際に対応する破面が少しずつずれることがある。その場合、一

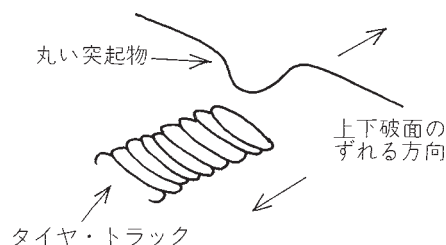


Fig.7 タイヤ・トラックの形成機構

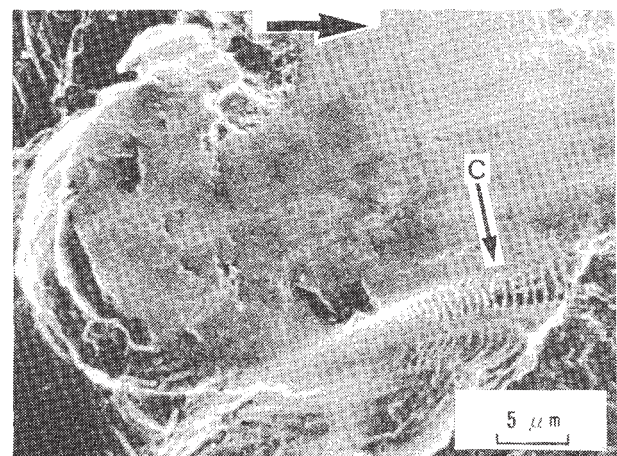


Fig.8 タイヤ・トラックのマイクロ破面

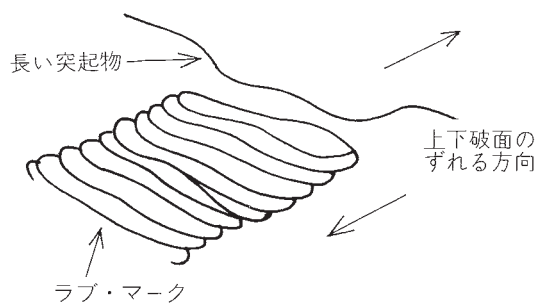


Fig.9 ラブ・マークの形成機構

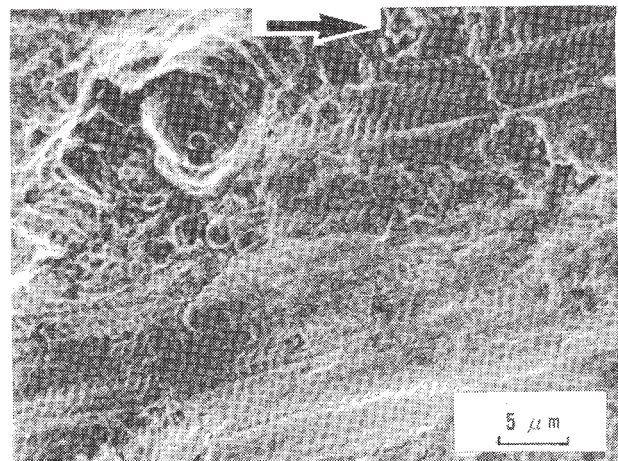


Fig.10 ラブ・マークのマイクロ破面

方の破面上に Fig.7 に示すような小さな突起物があると、この突起物によって相対する破面上に押圧痕が連続的に並んだ模様が出来、その例を Fig.8 のCに示すがちょうど車のタイヤ跡のように見えるのでタイヤ・トラック (Tire track) とよばれている。

突起物が Fig.9 のように長いもの場合は相対する破面上にはこすられたような模様になる。その例を Fig.10 に示すが破面全体がこすられており、これをラブ・マーク (Rub mark) と呼ぶ。

Fig.11 は相対する破面のマッチングであるが、上側破面のBの突起物によって下側破面のA部にタイヤ・トラックが出来た例である。タイヤ・トラックはストライエーションのように上下破面で対応しない。

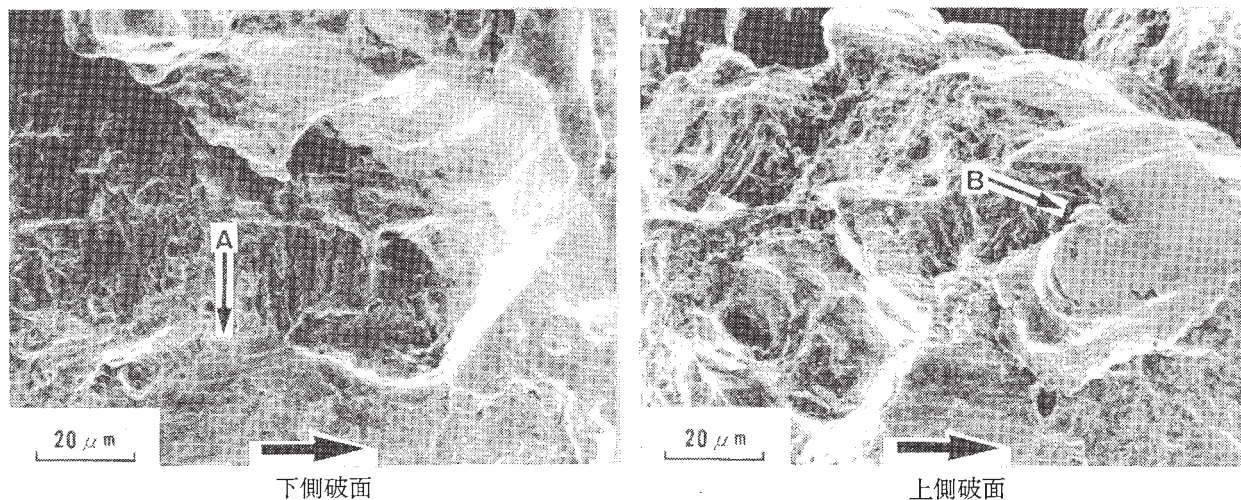


Fig.11 タイヤ・トラック，ラブ・マーク形成のマッチング写真

参考文献

- 1) P. J. E. Forsyth, (中沢一, 小林英男訳) : 金属疲労の基礎, 養覧堂 (1975).
- 2) 片桐一宗, 他 : 材料, Vol. 26 (1977), p. 531.
- 3) C. Laird and G. C. Smith : Phil Mag., Vol. 7 (1962), p. 847.
- 4) R. M. N. Pelloux : Trans. ASM, Vol. 62 (1969), p. 281.
- 5) R. Koterazawa et al. : Trans. ASME, Ser. H, Vol. 95 (1973), p. 202.

(121) S35C鋼の高周波焼入れ領域近傍での疲労破面

— 四点曲げ疲労き裂伝ば試験 —

(121) Fatigue Fracture Surface near the Induction Hardening Region of S35C Steel

— Four Point Bending Fatigue Crack Propagation Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal) : 機械構造用炭素鋼鋼材 S35C (板厚28mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
母 材	0.37	0.26	0.67	0.018	0.010	0.16	0.07	0.12

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	伸 び (%)
母 材	54.1	23.0	34.0

熱処理 : 高周波焼入れ

プレート電圧 (kV)	プレート電流 (A)	グリッド電流 (A)	加 熱 時 間 (sec)
7	4	0.85	4.0~5.0

試 験 (Test)

試験方法 (Test method) : 四点曲げ疲労き裂伝ば試験

試験片形状 (Specimen configuration) : 350mm長×50mm幅×8mm厚

試験条件 (Test condition) : 繰返し応力範囲14.8kgf/mm², 応力比0.022

試験結果 (Test result) : 疲労き裂は硬化領域に沿うように湾曲しながら伝ばした。

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 に試験片形状を示す。試験片中央部に高周波焼入れにより硬化領域を作成した。硬化領域は外応力軸に垂直な方向に対して20度傾斜させた。Fig.2 に試験片表面での伝ば経路を示す。疲労き裂は初期切欠きから発生し、外応力軸に垂直な方向に直線的に伝ばした後、硬化域に沿うように湾曲しながら伝ばしている。Fig.3 はき裂が直線的に伝ばした Fig.2 のA点での破面で、わずかに二次割れが認められるが、破面は比較的平坦である。(以下の図中の太い黒矢印は巨視的なき裂伝ば方向を示す。)Fig.4 はき裂が傾斜しながら伝ばした Fig.2 中のC点での破面で、大きな二次割れが多数あり、破面はゴツゴツしている。Fig.5 および Fig.6 は Fig.2 のA点でのストライエーション

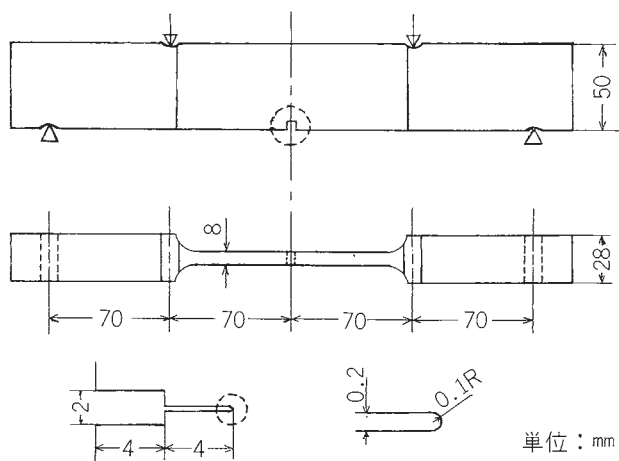


Fig. 1 試験片形状

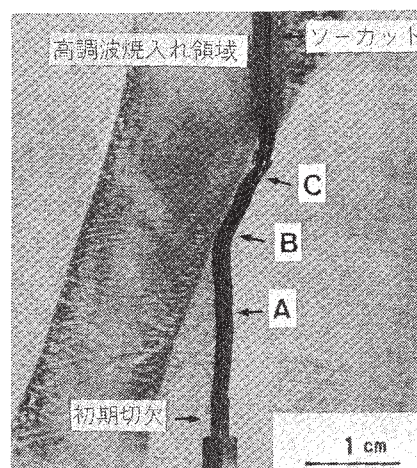


Fig. 2 試験片表面での疲労き裂のマクロ写真

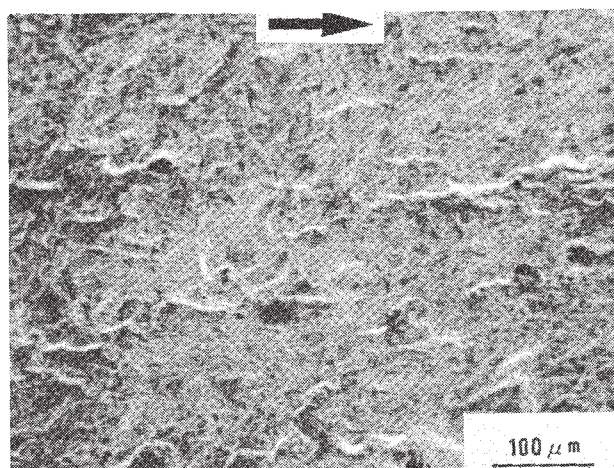


Fig. 3 Fig. 2のA点でのマイクロ破面

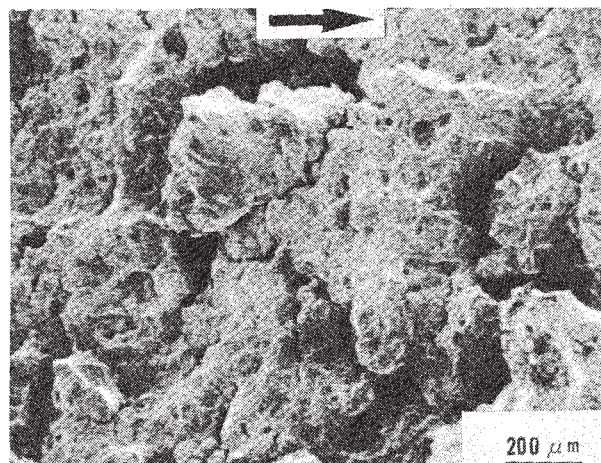


Fig. 4 Fig. 2のC点でのマイクロ破面

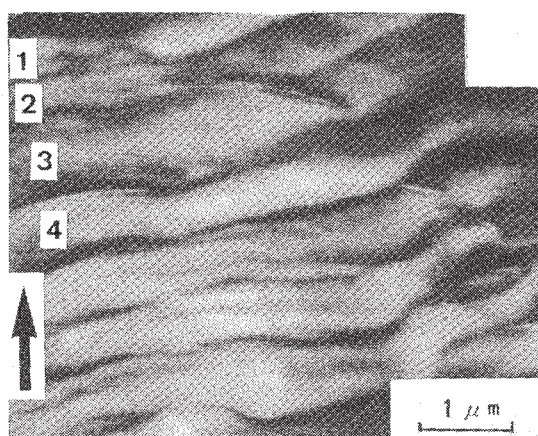


Fig. 5 Fig. 3の中央部を拡大したマイクロ破面

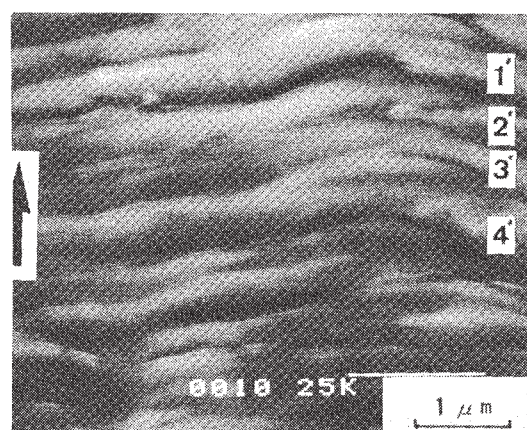


Fig. 6 Fig. 3のマッチング破面

(Striation) の拡大マッチング写真である。この付近はこういった明瞭なストライエーションが多数認められた。Fig.7 および Fig.8 は Fig.2 の B 点でのストライエーションのマッチング写真である。Fig.8 中の二次割れは Fig.7 中には認められない。このことからストライエーションが形成された後に、片側の破面のみに二次割れが発生したことがわかる。Fig.9 および Fig.10 は、Fig.7, Fig.8 と同じく Fig.2 の B 点でのストライエーションのマッチング写真である。ストライエーションの谷の位置に注目すると、Fig.9 の場合には伝ば方向に対して手前側に、Fig.10 の場合には伝ば方向側に谷の位置がずれているように見える。A 点および B 点付近のストライエーションの形状の相違を、立体的にマッチングして検討した結果を Fig.11 および Fig.12 に示す。き裂が直線的に伝ばした領域（A 点）ではストライエーションの山と山、谷と谷とがほぼ対称に形成されている。しかし、傾斜しながら伝ばした領域（B 点）では両破面でのストライエーションの谷の位置がずれており、これは硬化域が存在するため、硬化域側へのすべりが相対的に抑制されたためであろうと考えられる。

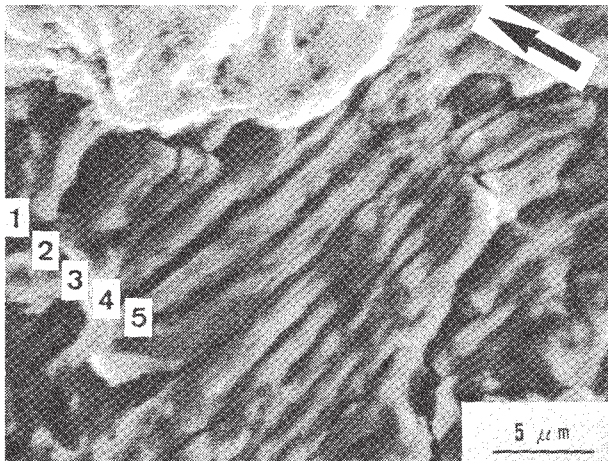


Fig. 7 Fig. 2 B点での拡大マイクロ破面
($\Delta K=199.0\text{kgf/mm}^{3/2}$)

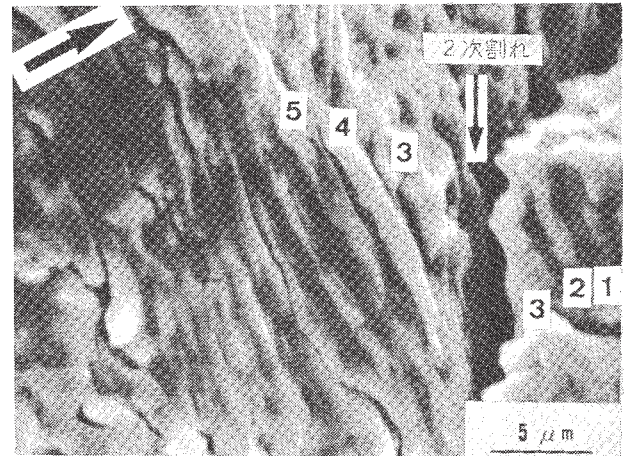


Fig. 8 Fig. 7とのマッチング破面

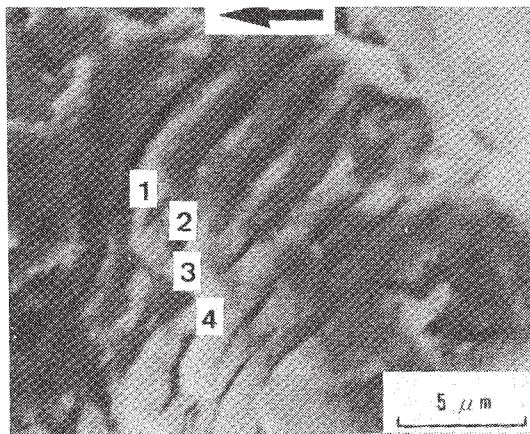


Fig. 9 Fig. 2 B点での拡大マイクロ破面

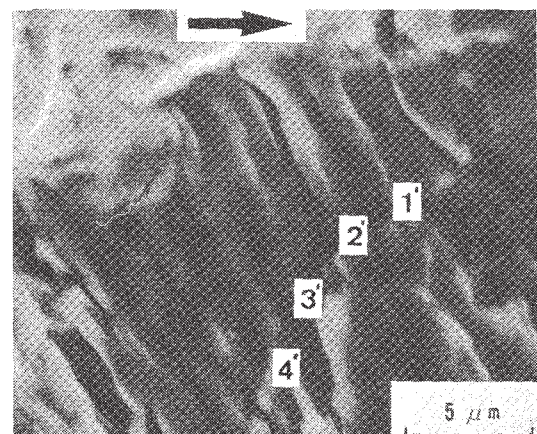


Fig. 10 Fig. 9とのマッチング破面

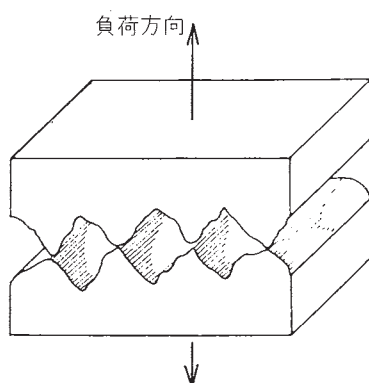


Fig. 11 Fig. 2 A点でのストライエーション形状

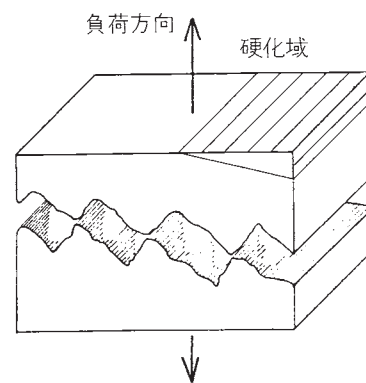


Fig. 12 Fig. 2 B点でのストライエーション形状

(122) SM41鋼とHT80鋼との電子ビーム異材溶接部での疲労破面

— 四点曲げ疲労き裂伝ば試験 —

(122) Fatigue Fracture Surface in Electron Beam Weldment of SM41-HT80 Steels

— Four Point Bending Fatigue Crack Propagation Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal) : 溶接構造用圧延鋼材 SM41, HT80 (板厚35mm).

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

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	Al
SM 41	0.22	0.04	0.93	0.024	0.017	—	—	—	—	—	—	—
HT 80	0.11	0.30	0.81	0.010	0.004	0.19	1.10	0.51	0.47	0.003	0.0015	0.062

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	伸び ^o (%)
SM41	44.9	33.4	44.3
HT 80	84.5	78.2	28.5

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)	後 熱 処 理
100	300	1.4	400	600℃ × 3 hrs, 炉冷

試 験 (Test)

試験方法 (Test method) : 四点曲げ疲労き裂伝ば試験

試験片形状 (Specimen configuration) : 350mm長 × 50mm幅 × 20mm厚

試験条件 (Test condition) : 繰返し応力範囲10.1kgf/mm², 応力比0.04

試験結果 (Test result) : 電子ビーム溶接部を横切る際, 伝ば速度が低下した.

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 に試験片形状を示す. 初期切欠きは, 疲労き裂が SM41鋼から発生し, 電子ビーム溶接部を垂直に横切り, HT80鋼に向って伝ばするように SM41鋼側に設けた. Fig. 2 に巨視的な破面状況および試験片表面状況を示す. 疲労破面は中央部の電子ビーム溶接部を除いて非常に平坦である. また, 疲労き裂は, 溶接部をほぼ垂直に横切っている. Fig.3 は SM41鋼母材部での破面で多くのストライエーション (Striation) が認

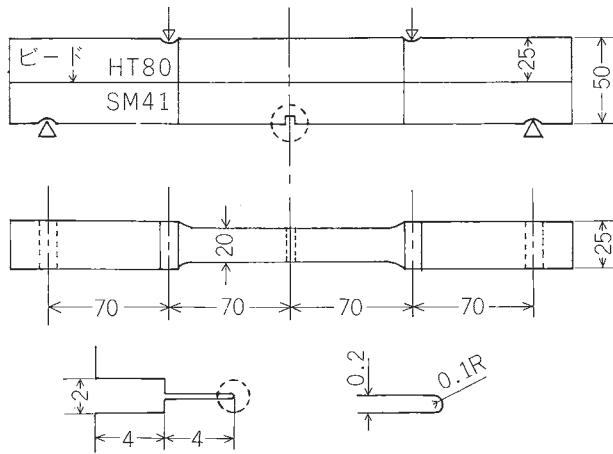


Fig. 1 試験片形状

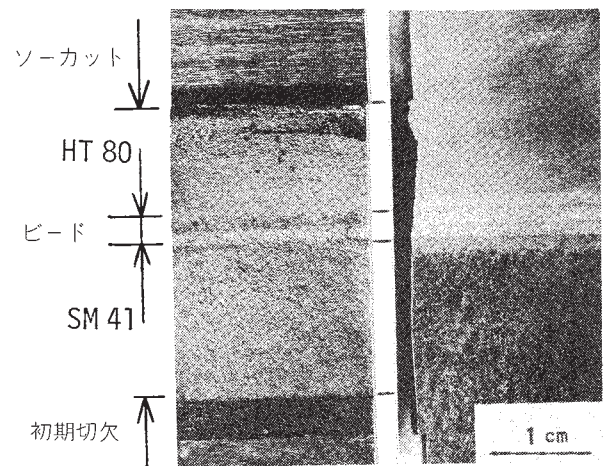


Fig. 2 マクロ破面(左)と試験片表面(右)

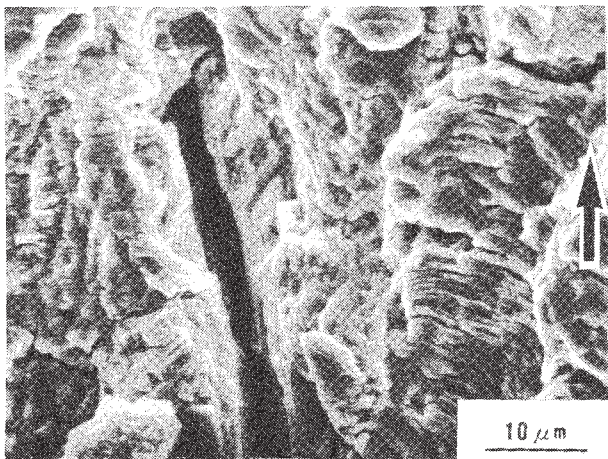


Fig. 3 初期切欠きから13mmの位置 (S M41, 母材)でのマイクロ破面 ($\Delta K=106.0 \text{ kgf/mm}^{3/2}$)

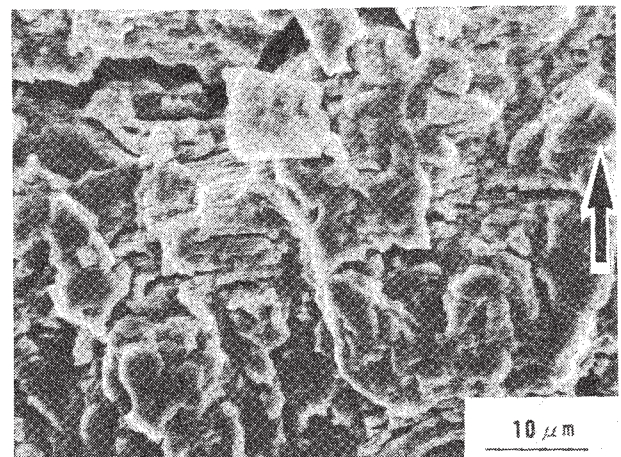


Fig. 4 初期切欠きから15mmの位置 (S M41, HAZ)でのマイクロ破面 ($\Delta K=119.0 \text{ kgf/mm}^{3/2}$)

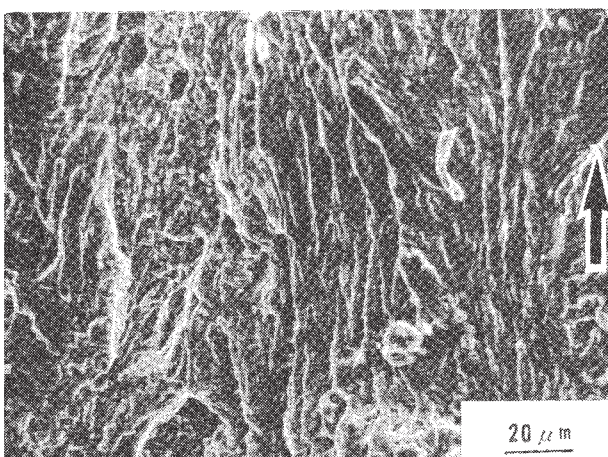


Fig. 5 初期切欠きから16mmの位置 (融合線付近)でのマイクロ破面 ($\Delta K=125.6 \text{ kgf/mm}^{3/2}$)

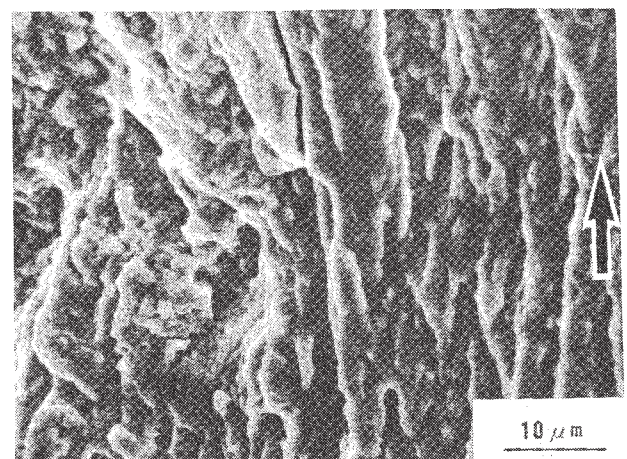


Fig. 6 Fig. 5の中央部を拡大したマイクロ破面

められる。(以下の図で、黒矢印は巨視的伝ば方向を示す。)中央部の割れは、長さ約 $660\mu\sim 200\mu$ で、約 $100\mu\sim 400\mu$ 間隔に圧延方向に対し規則的に見られたもので、圧延時の層状の欠陥であろうと思われる。Fig.4 は SM41鋼の HAZ での破面で、Fig.3 と同様に多くのストライエーションがみられ母材部と顕著な相違は認められない。Fig.5 は SM41鋼側の溶融線付近の溶接金属部で、Fig.6 はその拡大写真である。SM41鋼の母材とは破面の様相は一変し、明瞭なストライエーションはほとんどみられなくなる。Fig.7 は溶接ビード中央部(柱状晶組織の会合部)の破面で、Fig.8 はその拡大写真である。Fig.6 と同様な破面とともに、伝ば方向に垂直な規則的な割れが比較的多数認められる。Fig.9 は HT80 鋼側の溶融線付近の溶接金属部で、Fig.10 はその拡大写真である。Fig.5 と同様な破面が再び多数認められるようになるとともに、Fig.8 のような規則的な割れは溶接ビード中央部(Fig.7)に比べ少なくなる。溶接金属の組織はマルテンサイトであり、溶融線付近での結晶粒の幅は $20\mu\sim 100\mu$ 、長さは $50\mu\sim 200\mu$ 程度である。このことから、Fig.5 や Fig.9 の破面はマルテンサイト粒界もしくはマルテンサイト・ラスに沿った破面であろうと考えられる。また Fig.10 にはマルテンサイト・ラスに垂直な小さなすじが多数認められるが、これらはすべりの痕跡と考えられる。また、Fig.8 のような規則的な割れは、マルテンサイト・ラスの厚さが $1\mu\sim 2\mu$ 程度であることから、マルテンサイト・ラスを横切った際に生じたマルテンサイト・ラスのはく離による割れの可能性があり、ストライエーションであるとは断言できない。Fig.11 は HT80鋼の HAZ、Fig.12 は HT80鋼母材部での破面で、多くのストライエーションがいずれの破面にも認められ、SM41鋼と同様、HT80鋼においても HAZ と母材部で破面の顕著な相違は認められない。

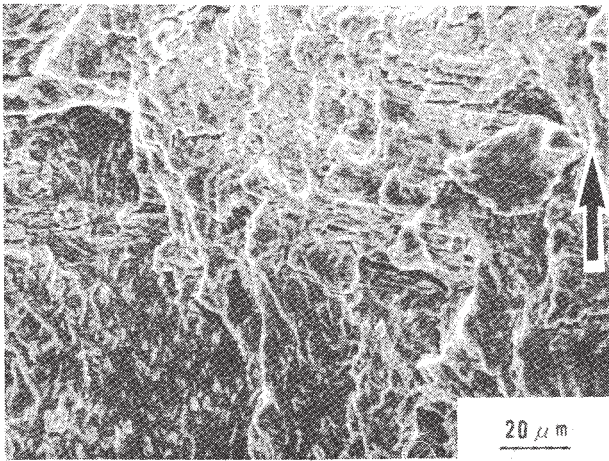


Fig. 7 初期切欠きから17mmの位置(ビード中心付近)でのマイクロ破面 ($\Delta K=134.0\text{kgf/mm}^{3/2}$)

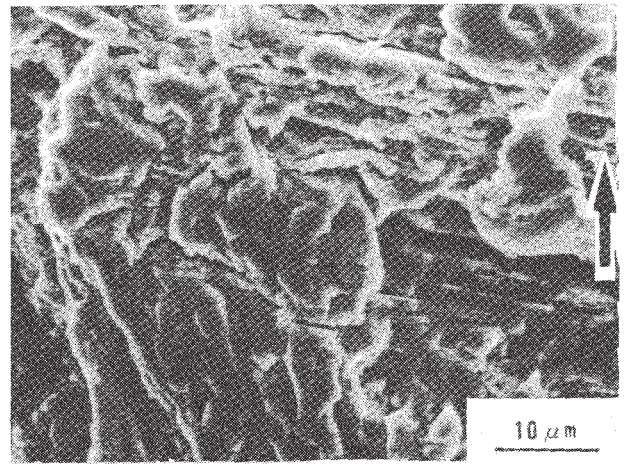


Fig. 8 Fig. 7の中央部を拡大したマイクロ破面

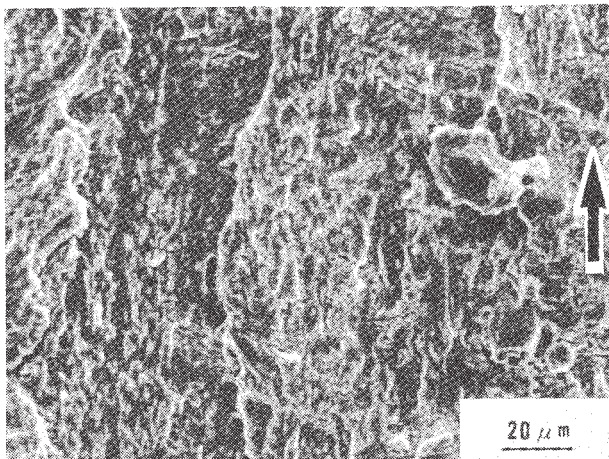


Fig. 9 初期切欠きから18mmの位置(融合線付近)でのマイクロ破面 ($\Delta K=141.0\text{kgf/mm}^{3/2}$)

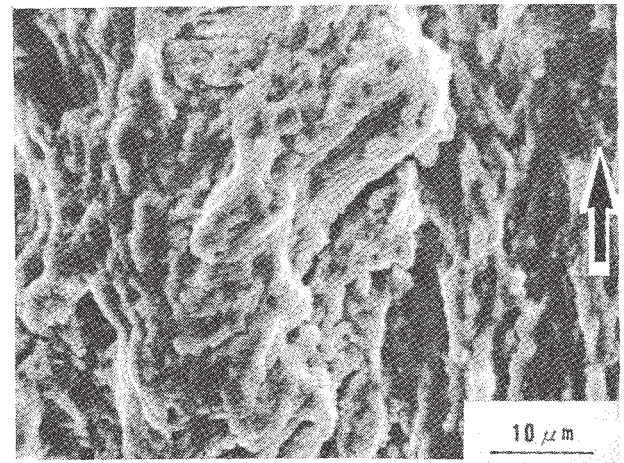


Fig. 10 Fig. 9の左部を拡大したマイクロ破面

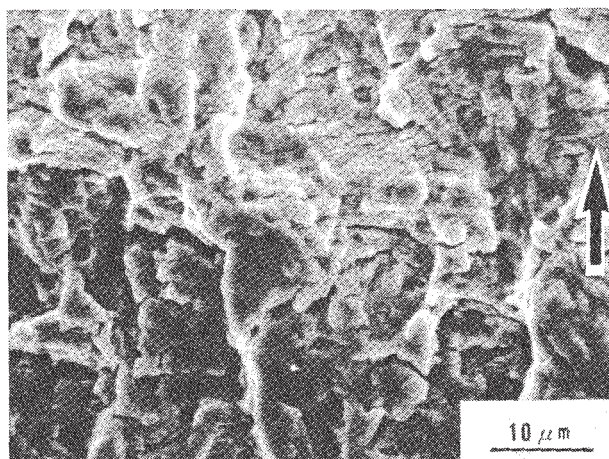


Fig. 11 初期切欠きから19mmの位置(H T 80, HAZ)でのマイクロ破面 ($\Delta K=151.0\text{kgf/mm}^{3/2}$)

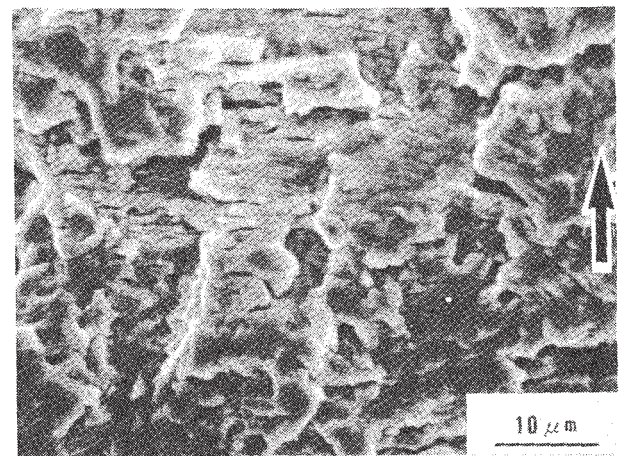


Fig. 12 初期切欠きから21mmの位置(H T 80, 母材)でのマイクロ破面 ($\Delta K=174.0\text{kgf/mm}^{3/2}$)

(123) 軟鋼の管円周継手の繰返し载荷試験時に止端部に発生した疲労破面

— 繰返し载荷試験 —

(123) Fatigue Fracture Surface at the Toe of Girth Welded Joint of STPY41 Steel Pipe by Shielded Metal-Arc Welding

— Cyclic Loading Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal) : 配管用アーク溶接炭素鋼鋼管 STPY41 (板厚15.9mm).

溶接材料 (Welding material) : 軟鋼用被覆アーク溶接棒 D4316 (径3.2, 4.0mm).

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

	C	Si	Mn	P	S
母 材	0.14	0.21	0.53	0.017	0.020
溶着金属(分析例)	0.08	0.64	0.86	0.012	0.010

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	伸び (%)
母 材	45.5	31.3	30
溶着金属(測定例)	56	47	31

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 (°C)	アーク電圧 (V)	溶 接 電 流 (A)	溶 接 速 度 (mm/min)	積 層 方 法
V 形	350°C×1hr	≤150	20~24	100~170	70~120	7層7パス

試 験 (Test)

試験方法 (Test method) : 繰返し载荷試験

試験片形状 (Specimen configuration) : 600mm外径×15.9mm厚の管円周継手

試験条件 (Test condition) : 最大荷重660ton, 最小荷重220ton の繰返し戴荷, 繰返し数3000回

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

Fig.1 に疲労き裂の発生状況を示す. 疲労き裂は管外面止端部から発生し, 深さ 3 mm 程度で停止していた. Fig.2 にき裂発生点近傍の低倍ミクロ破面を示す. 破面は全般に擬へき開破面的であるが, 部分的には Fig.3 や Fig.4 に示されるようなストライエーション (Striation) 状模様やラブ・マーク (Rub mark) が観察される.

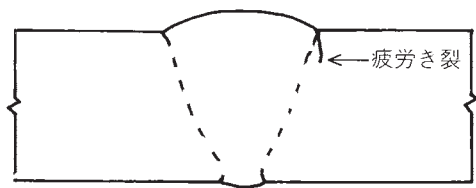


Fig. 1 き裂の発生状況

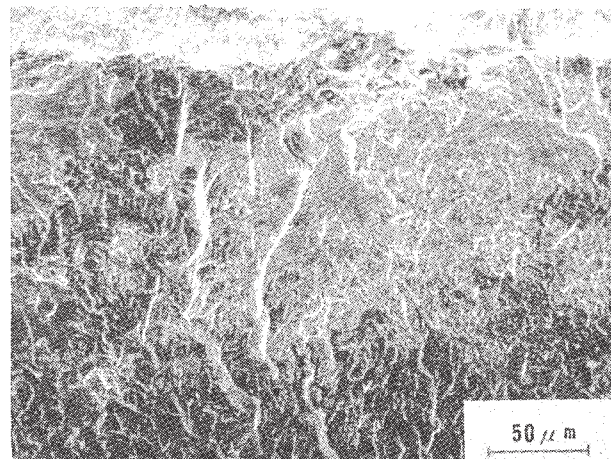


Fig. 2 き裂発生点近傍のマイクロ破面

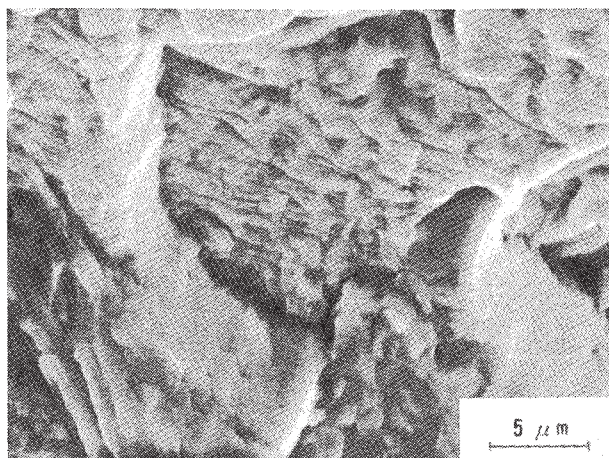


Fig. 3 き裂発生点近傍のマイクロ破面

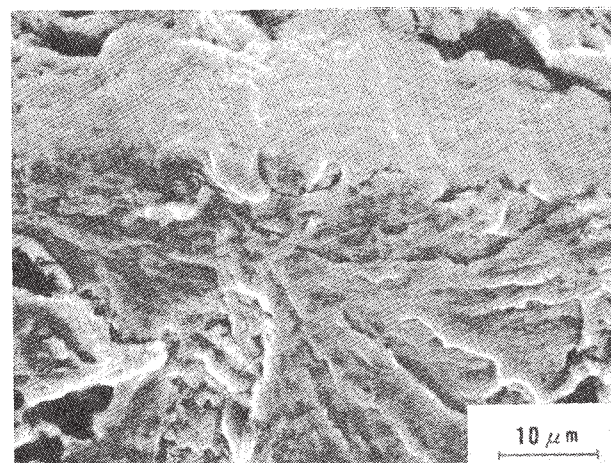


Fig. 4 き裂中央部のマイクロ破面

(124) 圧力容器用炭素鋼の被覆アーク溶接における溶接金属の疲労破面

— 疲労き裂伝ば試験 —

(124) Fatigue Fracture Surface in Weld Metal of SB42 Steel by Shielded Metal-Arc Welding

— Fatigue Crack Growth Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal) : ボイラ用及び圧力容器用炭素鋼 SB42 (板厚12mm).

溶接材料 (Welding material) : 軟鋼用被覆アーク溶接棒 D4316 (径4, 5mm).

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

	C	Si	Mn	P	S
母 材	0.17	0.22	0.64	0.017	0.017

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	伸び (%)
母 材	44	27	27

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	応力除去焼鈍
V 形	24	170~230	300	6 層	600℃ × 3 hrs

試 験 (Test)

試験方法 (Test method) : 疲労き裂伝ば試験

試験片形状 (Specimen configuration) : 中央切欠付板試験片 (200mm長×100mm
幅×4mm厚)

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

試験結果 (Test result) : $\Delta K_{th} = 16.9 \text{ kgf/mm}^{3/2}$, $da/dN = 7.62 \times 10^{-12} (\Delta K)^{3.62}$

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

溶接金属中をき裂が伝ばするように切欠きを付けた中央切欠付き板試験片に対して疲労き裂伝ば試験を行ない, その際得られた破面の二段レプリカを TEM により観察した結果を Fig.1~6 に示す. このうち Fig.1 は, き裂伝ば速度の下限界値に対する応力拡大係数幅 ΔK_{th} の近傍における破面形態を示したもので, 樹枝状晶の一部と思わ

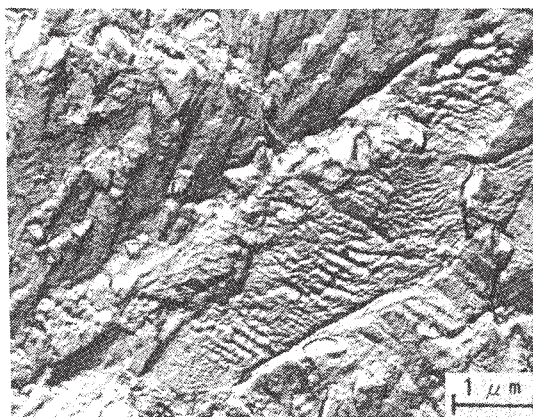


Fig. 1 $da/dN=1.75 \times 10^{-7}$ mm/cycle, $\Delta K=17.3$ kgf/mm^{3/2}, $R=0$

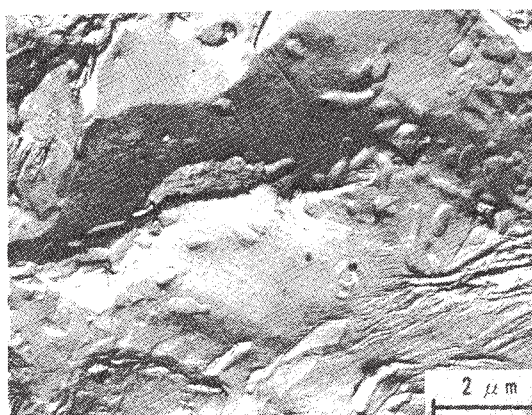


Fig. 2 $da/dN=3.67 \times 10^{-6}$ mm/cycle; $\Delta K=38.5$ kgf/mm^{3/2}, $R=0$

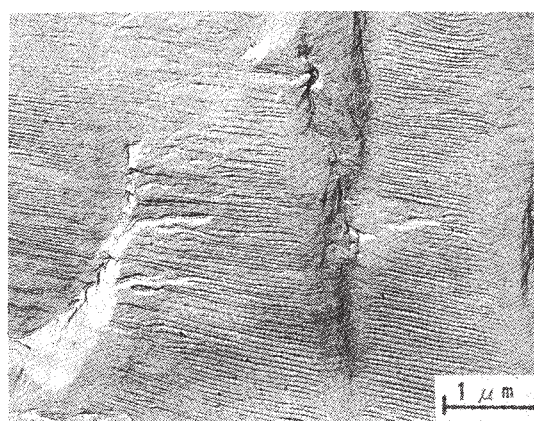


Fig. 3 $da/dN=3.94 \times 10^{-5}$ mm/cycle, $\Delta K=62.0$ kgf/mm^{3/2}, $R=0$

れる微視的組織を反映した形態が支配的となっている。Fig.2 は、ファセット (Facet) 上に微細なすべり線や炭化物を包含した粒界ファセットを示したもので、粒界ファセットの大きさは母材の粒径 ($23\sim 26\mu\text{m}$) に比べてかなり小さいことから、この種の形態は溶接金属中に形成された柱状結晶粒の界面をき裂が伝ばしたために、出現したものと推察される。なお、このような粒界割れは、伝ば速度 da/dN が $5\times 10^{-7}\sim 2\times 10^{-4}\text{mm/cycle}$ の範囲、あるいは応力拡大係数幅 ΔK が $20\sim 50\text{kgf/mm}^{3/2}$ の範囲に限って出現し、その際の粒界ファセットの破面率は $da/dN \doteq 3\times 10^{-6}\text{mm/cycle}$ あるいは $\Delta K \doteq 35\text{kgf/mm}^{3/2}$ 付近で最大となる。き裂伝ば速度が $1\times 10^{-5}\text{mm/cycle}$ 以上になると Fig.3 や 4 に見られるような明瞭なストライエーション (Striation) が支配的となる。き裂伝ば速度が 10^{-4}mm/cycle のオーダーに達すると、Fig.5 や 6 に見られるようにストライエーション中に介在物を起点としたディンプル (Dimple) が出現するようになり、その出現割合はき裂伝ば速度あるいは ΔK の増加につれて若干増大する傾向が認められる。なお、ディンプル中の介在物について XMA による分析を行なった結果、Mn-Si 系の介在物であることが判明した。本試験片で得られたストライエーション間隔を一定の ΔK について整理した結果、ストライエーション間隔の平均値 S_m (単位: mm) と ΔK (単位: $\text{kgf/mm}^{3/2}$) とは次のような関係が存在した。この場合、応力比 R は 0 である。

$$S_m = 2.64 \times 10^{-9} (\Delta K)^{2.02}$$

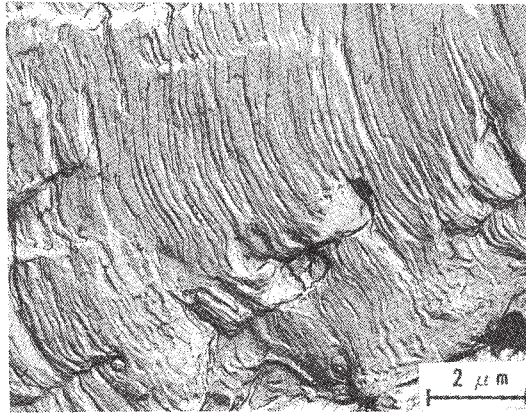


Fig. 4 $da/dN=1.10 \times 10^{-4} \text{mm/cycle}$,
 $\Delta K=99.2 \text{kgf/mm}^{3/2}$, $R=0$

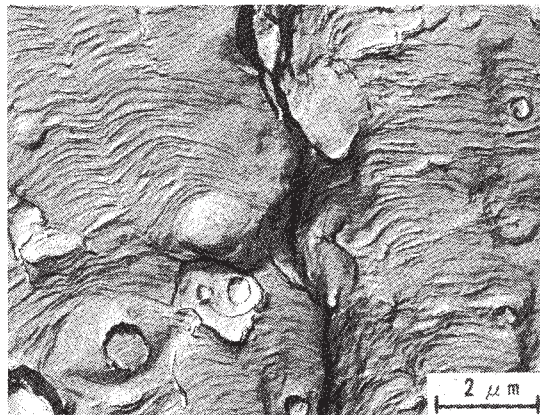


Fig. 5 $da/dN=2.23 \times 10^{-4} \text{mm/cycle}$
 $\Delta K=121.9 \text{kgf/mm}^{3/2}$, $R=0$

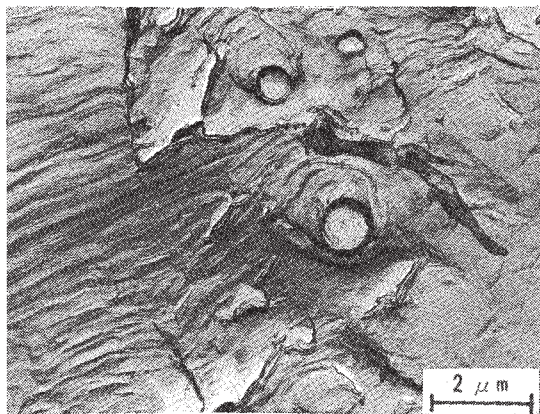


Fig. 6 $da/dN=3.98 \times 10^{-4} \text{mm/cycle}$
 $\Delta K=139.8 \text{kgf/mm}^{3/2}$, $R=0$

(125) 圧力容器用炭素鋼の溶接継手を直角に横切って伝ばした疲労き裂の破面

— 疲労き裂伝ば試験 —

(125) Fracture Surface of Fatigue Crack Propagating Perpendicularly to Welded Joint of SB42 Steel

— Fatigue Crack Growth Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal) : ボイラ及び圧力容器用炭素鋼 SB42 (板厚12mm).

溶接材料 (Welding material) : 軟鋼用被覆アーク溶接棒 D4316 (径4, 5mm).

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

	C	Si	Mn	P	S
母 材	0.17	0.22	0.64	0.017	0.017

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	伸び (%)
母 材	44	27	27

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
V 形	24	170~230	300	6 層

試 験 (Test)

試験方法 (Test method) : 疲労き裂伝ば試験

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

試験条件 (Test condition) : 荷重制御試験, 周波数10Hz

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

突合せ溶接を行なった SB42の溶接金属を直角にき裂が横切るように切欠きを付けたコンパクト試験片 (Fig.1) を用いて, 疲労き裂伝ば試験を実施した後, 溶接金属および HAZ の破面形態を TEM を用いて調べた. その結果, 切欠きからき裂が母材および最初の HAZ を通過して溶接金属に達するまでの破面形態は, すべり面分離によって作られたストライエーション (Striation) あるいはストライエーション状模様が支配的となっている. なお, 溶接金属中では Fig.2 に示すように明瞭なストライエーションと若干の Mn-Si 系介在物が認められた. しかし, き裂が溶接金属から熱影響部へ達した領域では, Fig.3 に見られるようなへき開が一部で出現した. また, Fig.3 の近傍からは Fig.4 に見られるようにディンプル (Dimple) とストライエーションとが混在している形態が多く認められた.

CT 試驗片

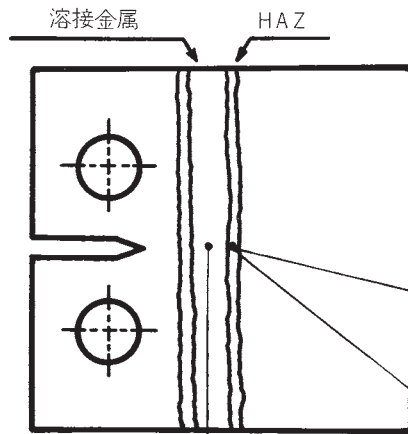


Fig. 1 試驗片形狀

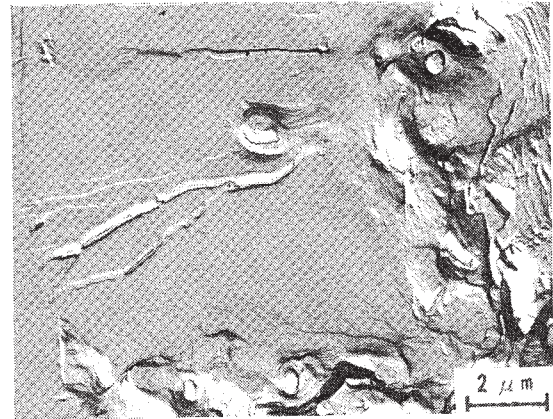


Fig. 3 $da/dN=1.03 \times 10^{-4} \text{mm/cycle}$,
 $\Delta K=73.7 \text{kgf/mm}^{3/2}$, $R=0.05$

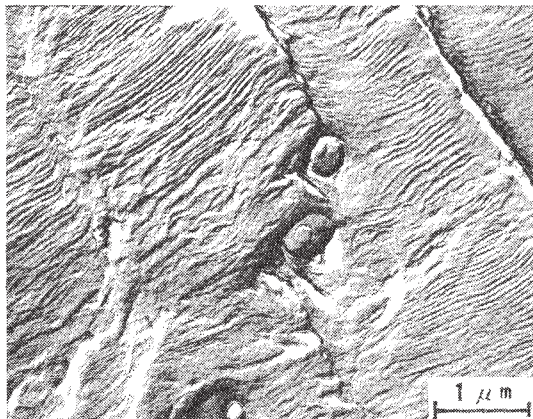


Fig. 2 $da/dN=5.58 \times 10^{-5} \text{mm/cycle}$,
 $\Delta K=68.0 \text{kgf/mm}^{3/2}$, $R=0.05$

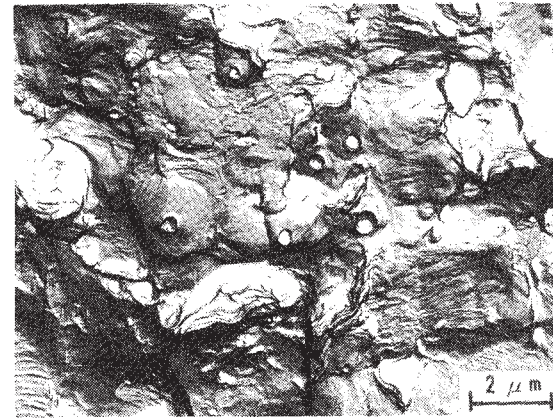


Fig. 4 $da/dN=1.03 \times 10^{-4} \text{mm/cycle}$,
 $\Delta K=73.7 \text{kgf/mm}^{3/2}$, $R=0.05$

(126) HT50鋼の被覆アーク溶接における溶接金属の疲労破面

— 疲労き裂伝ば試験 —

(126) Fatigue Fracture Surface in Weld Metal of HT50 Steel by Shielded Metal-Arc Welding

— Fatigue Crack Growth Test —

材 料 (Material)

母 材 (Base metal)：溶接構造用圧延鋼材 SM50A (板厚16mm)。

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

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

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

機械的性質 (Mechanical property)

	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	降伏点 (0.2%耐力) (kgf/mm ²)	伸び (%)
母 材	56	42	22

溶 接 (Welding)

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

溶接条件 (Welding condition)

開 先 形 状	ア ー ク 電 圧 (V)	溶 接 電 流 (A)	溶 接 速 度 (mm/min)	積 層 方 法
X 形	35	180~290	250	6 層

試 験 (Test)

試験方法 (Test method)：疲労き裂伝ば試験

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

試験条件 (Test condition)：荷重制御試験，周波数10Hz

破面の解説 (Fracture Surface Analysis)

溶接金属中をき裂が伝ばするように切欠きを付けた幅100mm，板厚14mmのコンパクト試験片を用いて疲労き裂伝ば試験を実施した後，TEM により破面観察を行なった。その結果，き裂伝ば速度が $10^{-5} \sim 10^{-4}$ mm/cycle の範囲では，Fig.1～3 に示すようにストライエーション (Striation) が支配的であって，他の破面形態はほとんど認められなかった。しかし， 10^{-3} mm/cycle の伝ば速度域では，Fig.4 にみられるようにストライエーション中の一部にディンプル (Dimple) が形成されている状態が認められた。なお，この試験片は強い圧縮の残留応力を有していたために，応力除去焼鈍を行なった溶接試験片よりもかなり伝ば速度が低下する傾向が認められた。このため図中の ΔK の値は，見掛けの値を示したものである。

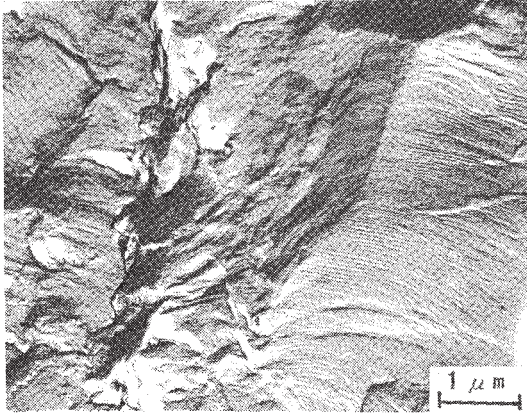


Fig. 1 $da/dN=2.33 \times 10^{-5} \text{mm/cycle}$,
 $\Delta K=130.1 \text{kgf/mm}^{3/2}$, $R=0.05$

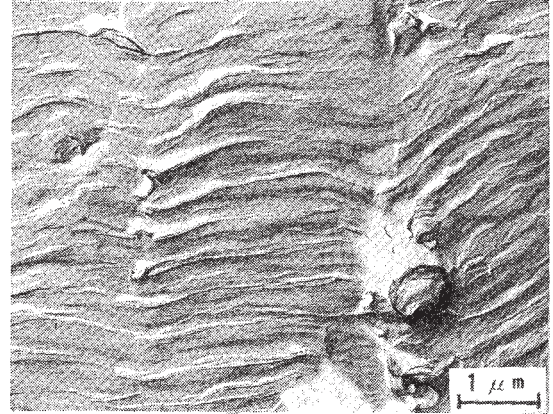


Fig. 2 $da/dN=3.01 \times 10^{-4} \text{mm/cycle}$,
 $\Delta K=187.5 \text{kgf/mm}^{3/2}$, $R=0.05$

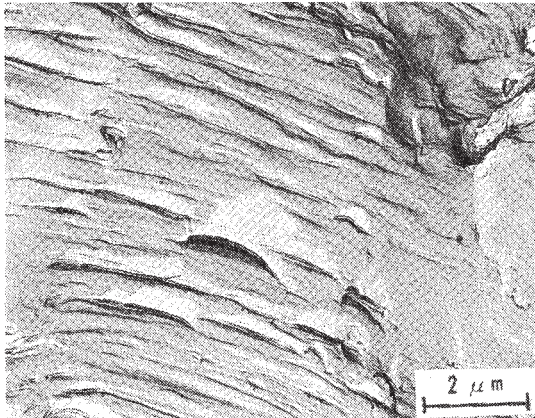


Fig. 3 $da/dN=8.14 \times 10^{-4} \text{mm/cycle}$,
 $\Delta K=246.8 \text{kgf/mm}^{3/2}$, $R=0.05$

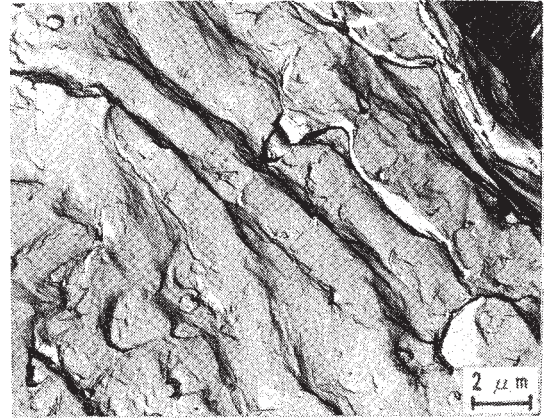


Fig. 4 $da/dN=3.59 \times 10^{-3} \text{mm/cycle}$,
 $\Delta K=319.4 \text{kgf/mm}^{3/2}$, $R=0.05$