

# Ti脱酸低炭素鋼溶接熱影響部の破壊靱性に及ぼす組織の役割

横山 賢一\*・石川 寛朗\*・南雲 道彦\*<sup>2</sup>

Role of Microstructures on Fracture Toughness of Heat Affected Zone of Ti-killed Steel

Ken'ichi YOKOYAMA, Hiroaki ISHIKAWA and Michihiko NAGUMO

**Synopsis :** Role of microstructures on the improved fracture toughness has been analyzed for the heat affected zone of weldment in Ti-killed steel. A microstructural features of Ti-killed steel is decrease of coarse bainitic ferrite,  $\alpha_B^\circ$ , and increase of the mixed area of  $\alpha_B^\circ$  and quasipolygonal ferrite,  $\alpha_q$ , besides the presence of intragranular ferrite. The brittle fracture initiation is not from large particles or inclusions, but at the intersections of small  $\alpha_B^\circ$  grains with different orientations in a mixed area of  $\alpha_B^\circ$  and  $\alpha_q$  in the proximity of boundary between coarse  $\alpha_B^\circ$ . Ductile crack growth resistance represented by the slope of R-curve is also higher in Ti-killed steel compared with Al-killed steel. Together with observation of deformed microstructures, it is discussed that the decrease of coarse  $\alpha_B^\circ$  grains in Ti-killed steel suppresses brittle fracture initiation by reducing plastic constraint and the increase in the mixed area of  $\alpha_B^\circ$  and  $\alpha_q$  enhances ductile crack growth resistance by accommodating large strain.

**Key words :** Ti-killed steel ; heat affected zone ; bainitic ferrite ; fracture toughness ; R-curve.

## 1. 緒言

溶接熱影響部(HAZ)は、鋼の成分や熱履歴によって複雑な組織を有する。低炭素鋼においてはラス方位がそろった粗大なベイニティックフェライト( $\alpha_B^\circ$ )、 $\alpha_B^\circ$ +擬ポリゴナルフェライト( $\alpha_q$ )の混合領域、第二相のM-A(Martensite-Austenite Constituent)などが複雑に混合した組織で、その名称や生成機構について多くの議論がなされている<sup>1)</sup>。近年、Ti系酸化物を粒内フェライト( $\alpha$ )の発生核として利用したHAZ靱性の改善が図られている<sup>2)</sup>。しかしながら、従来HAZの靱性については、脆い第二相とされるM-Aや鋼中介在物自体の割れ、あるいは界面剝離によって生ずる微小割れがGriffithき裂として働き、最終的な破壊と靱性を支配する<sup>3,4)</sup>と考えられており、粒内 $\alpha$ の発生核であるTi系酸化物が脆性破壊起点として作用する可能性もある。また単純に、粒内 $\alpha$ による結晶粒の微細化という考え方も、破壊過程としての検討が不十分である。一方、著者らは先にTiN鋼のHAZにおいては、割れの発生は $\alpha_B^\circ$ + $\alpha_q$ 領域に隣接した粗大 $\alpha_B^\circ$ の粒界近傍であり、転位のすべりの拘束と割れの伝播の場となる粗大 $\alpha_B^\circ$ の存在が本質的な役割を果たすことを明らかにした<sup>5)</sup>。

靱性の評価方法としてはシャルピー衝撃試験が従来から用いられてきているが、最近ではHAZ組織の様な不均一混

合組織の場合においても、破壊力学に基づいた安全性設計に反映できる破壊力学的試験で靱性を評価する機会が増えている。その時に生ずる延性-脆性遷移温度域における問題として、微小脆性き裂の発生・伝播・停止現象である荷重低下もしくはポップイン現象がある。著者らは以前TiN鋼のHAZにおける機構を粗大 $\alpha_B^\circ$ と $\alpha_B^\circ$ + $\alpha_q$ が果たす役割から調べ、塑性変形の拘束が脆性破壊の発生の原因になることを示した<sup>6)</sup>が、Ti脱酸鋼の場合と比較することによってその一般性が期待される。また、破壊力学的試験のHAZ靱性の評価において、延性破壊に関する研究は少なくR-曲線や延性破面に及ぼすHAZ組織の影響など不明瞭な点が多い。そこで本研究においてはTi脱酸低炭素鋼HAZの靱性機構を破壊力学的試験を用いて脆性破壊発生機構と安定き裂進展挙動に着目して調べた。

## 2. 実験方法

供試材はTable 1に示す組成で、A鋼はAl脱酸Ca添加鋼、B鋼はTi脱酸鋼である。50mm板厚の1/4厚より圧延方向に直角に採取した試験片に、溶接再現熱サイクルを高周波誘導加熱装置により、最高加熱温度( $T_{p1}$ )を1400°C、800~500°C間の冷却時間を14.5秒に設定したシングルサイクルを与えた。これらの再現熱サイクルは実際の入熱量に換算す

平成9年5月26日受付 平成9年7月31日受理 (Received on May 26, 1997; Accepted on July 31, 1997)

\* 早稲田大学大学院生 (Graduate Student, Waseda University, 3-4-1 Okubo Shinjuku-ku Tokyo 169)

\* 2 早稲田大学材料技術研究所 (Laboratory for Materials Science and Technology, Waseda University)

Table 1. Chemical composition of the steels (mass %).

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Al	Ti	Ca	N
A	0.062	0.363	1.47	0.010	0.001	0.91	0.52	0.24	0.11	0.011	0.025	0.028	0.012	0.0017	0.0037
B	0.057	0.248	1.40	0.006	0.003	0.93	0.41	0.27	0.10	0.011	0.030	0.003	0.016	—	0.0022

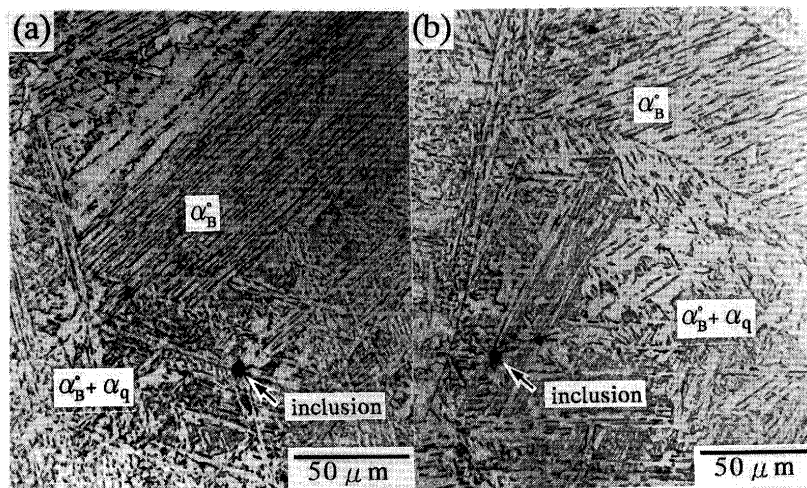


Fig. 1. Optical micrographs of specimens (a) steelA and (b) steelB.

ると50kJ/cmに相当する。

光学顕微鏡, 走査型電子顕微鏡(SEM)および画像解析装置を用いて組織を観察し,  $\alpha_B$ の大きさの分布, 面積率およびM-Aの大きさ・アスペクト比(長軸と短軸の比)を測定した。またEPMA(Electron Probe Micro Analyzer)を用いて鋼中介在物の元素分析を行った。 $\alpha_B$ ,  $\alpha_q$ などの定義は文献<sup>17)</sup>にしたがった。

溶接再現熱サイクルを付与したA・B鋼それぞれについてJIS4号の2mmV-ノッチシャルピー試験を行った。シャルピー衝撃試験は容量300Jの標準シャルピー試験機を用いて行った。三点曲げ試験片寸法は10×20×120mmであり, ノッチ先端にJSME S001<sup>8)</sup>に準拠して疲労き裂を導入し, ノッチ全長を10mmとした。三点曲げ試験は一定のクロスヘッド速さ0.5mm/minで行い, JSME S001に準拠してJ積分値測定のための荷重の時間変化を記録し, 荷重-荷重点変位曲線を得た。J積分値はその曲線下の面積から求めた<sup>9)</sup>。予き裂の鈍化域で脆性き裂の発生・伝播・停止現象である荷重低下を伴った場合は, その発生時のJ積分値で靱性を評価した。また, J積分試験において除荷試験を行い, SEMを用いて安定き裂長さを測定し, 安定き裂進展抵抗であるR-曲線を求めた。

脆性破面と組織を対応付けるためにSPEED法<sup>10)</sup>にて破面を腐食しSEMで観察した。また, 延性破面中にあるディンプルは, その分布の特徴から2種類に分類し, 主に介在物を発生核とした比較的大きなディンプルを一次ディンプル, それを取り囲むようにして存在する小さなディンプルを二次ディンプルとした。一次ディンプルの数と面積を画像解

析装置によって測定した。

### 3. 実験結果

#### 3・1 組織観察

組織の光学顕微鏡写真をFig. 1に示す。A・B鋼ともに組織はラスの方位がそろった粗大 $\alpha_B$ 領域と $\alpha_B + \alpha_q$ 領域に大別される。粒内 $\alpha$ は $\alpha_B + \alpha_q$ 領域内に存在している。Fig. 2に粗大 $\alpha_B$ (400 $\mu\text{m}^2$ 以上)面積の分布を示す。これより, B鋼の特徴はA鋼と比較して粗大 $\alpha_B$ の面積率が小さく, 10000 $\mu\text{m}^2$ 以上の粗大 $\alpha_B$ が少ないことがわかる。つまり, B鋼はラスの方位がそろった領域が小さい $\alpha_B$ が多く,  $\alpha_B + \alpha_q$ 領域が多くなっている。Fig. 3, Fig. 4はそれぞれ粗大 $\alpha_B$ 中のM-Aの大きさ・アスペクト比の測定結果であるが, これによるとM-Aの大きさ・アスペクト比の分布はA・B鋼でほぼ等しいが, 粗大 $\alpha_B$ 中にあるM-Aの数が若干B鋼の方が少なくなっていることがわかる。粗大 $\alpha_B$ 中のM-Aの面積率はA鋼21.5%, B鋼17.1%である。また, マイクロビッカース硬さ(荷重50gf)はA鋼Hv260, B鋼Hv250であった。

Fig. 5は粒内 $\alpha$ 核のEPMA分析の結果を示したものであり, 測定した範囲(各鋼10数個)においてはA鋼はCa系の介在物, B鋼はTi系の介在物であった。また, 脆性破壊に対して影響を及ぼすと考えられる直径2 $\mu\text{m}$ 以上の介在物の数を測定したところA・B鋼に差は見られなかったが, それらの介在物から粒内 $\alpha$ が発生している割合にA・B鋼に差が見られた。A鋼は介在物の総数の約50%程度からしか粒内 $\alpha$ が成長していないのに対し, B鋼は介在物の総数の約90%から粒内 $\alpha$ が成

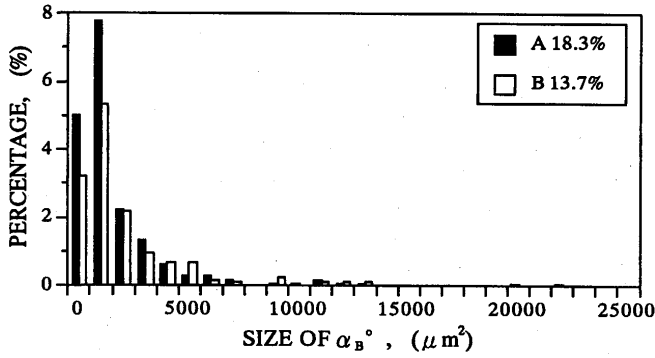


Fig. 2. Size distribution of  $\alpha_B$  areas in steel A and B.

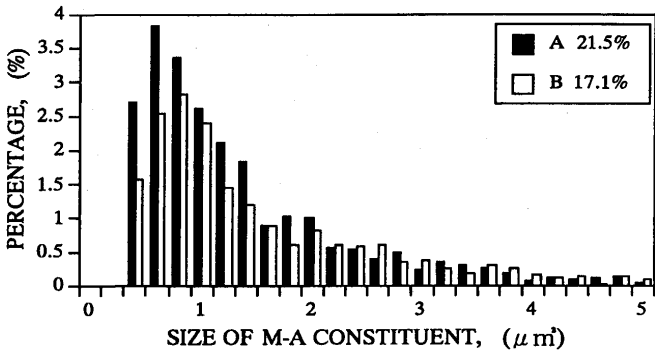


Fig. 3. Size distribution of M-A constituent included in coarse  $\alpha_B$  for steel A and B.

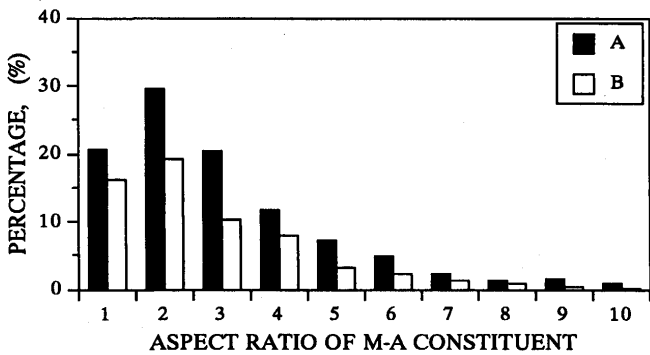


Fig. 4. Histogram of aspect ratio of M-A constituent included in coarse  $\alpha_B$  for steel A and B.

長していた。その結果をTable 2に示す。

### 3・2 脆性-延性遷移温度曲線

Fig. 6はシャルピー試験の全吸収エネルギーに対する遷移曲線である。B鋼はA鋼と比較して約80°C遷移温度が低いことがわかる。

脆性破壊発生の温度依存性を表すJ積分値の遷移曲線をFig. 7に示す。A・B鋼とも遷移温度の低温側、J積分値が300~400N/mm以下においては安定き裂の発生はなく、予き裂の鈍化域から直接に脆性き裂の発生・伝播・停止がおきる部分的荷重低下もしくはポップインが発生し、J積分値は極めて脆的な値を示しており、試験温度依存性が見られない。これらの傾向は以前報告したTiN鋼のHAZの靱性試験において見られた結果<sup>6)</sup>と一致する。A鋼は試験温度80°C

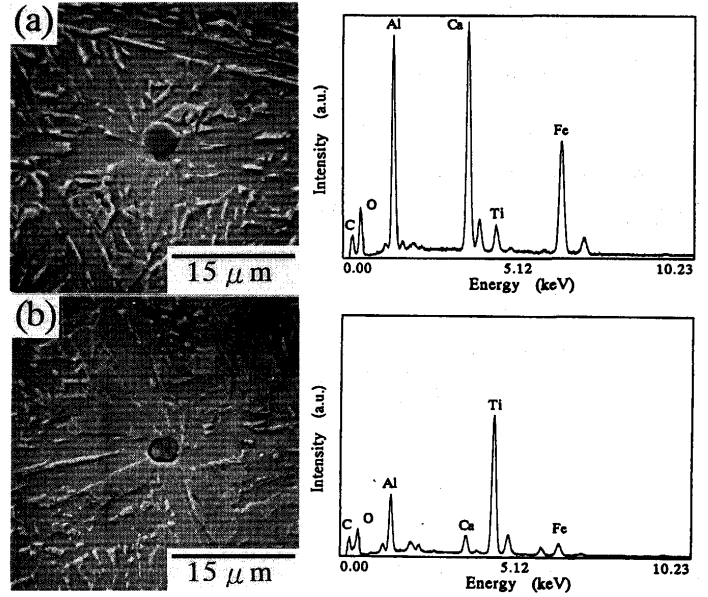


Fig. 5. SEM micrographs and the corresponding EPMA analysis for typical inclusions in (a) steel A and (b) steel B.

Steel	Number of inclusions (mm <sup>2</sup> )	Number of IFP nucleated from inclusions (mm <sup>2</sup> )	Ratio (%)
A	19.0	9.5	50
B	20.5	17.8	87

Table 2. Ratio of inclusions nucleating Intra-granular Ferrite Plate.

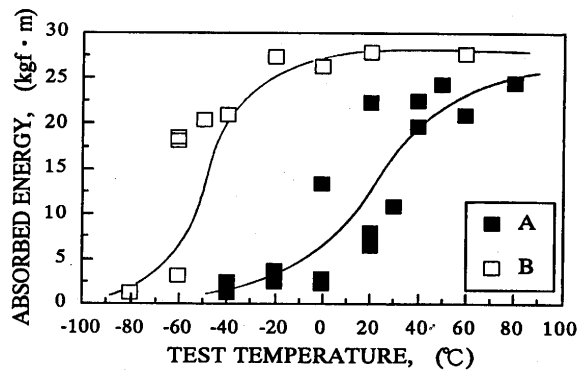


Fig. 6. Energy transition curves of 2mm V-notch Charpy tests.

以上において、B鋼は試験温度0°C以上において予き裂の鈍化から安定き裂の進展が見られた。これはシャルピー衝撃試験の結果と同じく、B鋼の方が脆性破壊に移行しにくいことを意味している。また、同一温度の比較では荷重低下の量はB鋼の方が小さかった。

J積分値に対して安定き裂長さ $\Delta a$ の進展量の関係をとったものがFig. 8である。安定き裂成長特性であるR-曲線にはほとんど温度依存性がないことが示されており<sup>11,12)</sup>、Fig. 8は様々な試験温度における $\Delta a$ とJ積分値との関係をまとめているが、これは一種のR-曲線とみなしてよい。R-曲線の傾

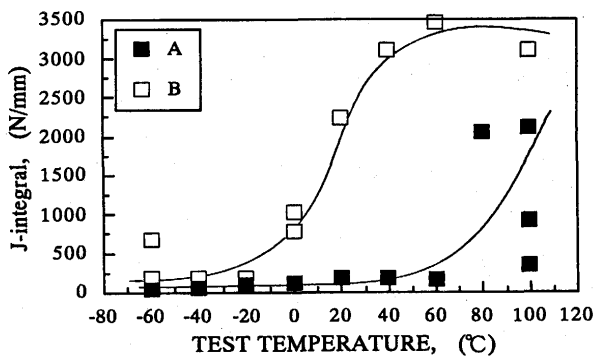


Fig. 7. Temperature dependence of the J-integral values at the onset of partial load drop.

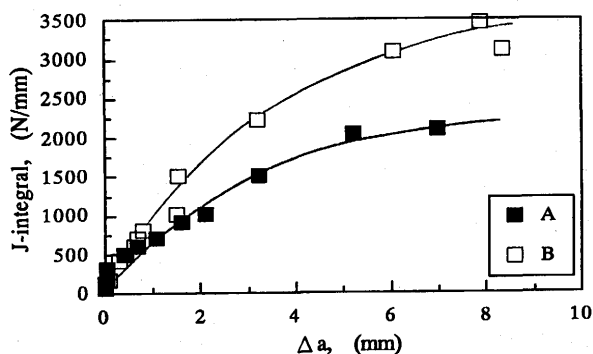


Fig. 8. J-integral values associated with the advance  $\Delta a$  of stable crack.

きは安定き裂の伝播抵抗を表わしており、B鋼の傾きが大きいことから、B鋼は安定き裂が進展しにくいことがわかる。

### 3・3 破壊形態観察

脆性破面と組織の対応を調べるために、破面をSPEED法を用いて薄く腐食し、SEM観察を行った。Fig. 9 (a)から、リバーパターンの収束点が破壊起点と考えられ、Fig. 9 (a)に対応するSPEED法による腐食後の写真Fig. 9 (b)から、脆性破壊起点は粗大 $\alpha_B$ と $\alpha_B + \alpha_q$ の粒界近傍にあることが確認された。またへき開ファセットの大きさはラスの方位のそろった粗大 $\alpha_B$ の大きさに対応し、脆性き裂は粗大 $\alpha_B$ 領域を伝播していることがわかる。また、Fig.10は脆性破面中にある介在物のSEM写真であり、介在物は脆性破壊起点にはないことが確認できた。これら脆性破面の観察結果はA鋼とB鋼、シャルピー衝撃試験と三点曲げ試験、また試験温度の違いにかかわらず同様の傾向が見られた。

安定き裂は延性破壊であるのでその生成機構としては一般にボイド機構が考えられ、B鋼の安定き裂伝播抵抗が大きいことはボイドの発生および成長により多くのエネルギーが費やされたことを意味している。Fig.11はA・B鋼の安定き裂のSEM写真であり、Fig.12にA・B鋼の一次ディンプルの面積の分布の測定結果を示す。B鋼はA鋼に比べ一次ディンプルの面積率が小さく、大きなディンプルが少ないことがわかる。

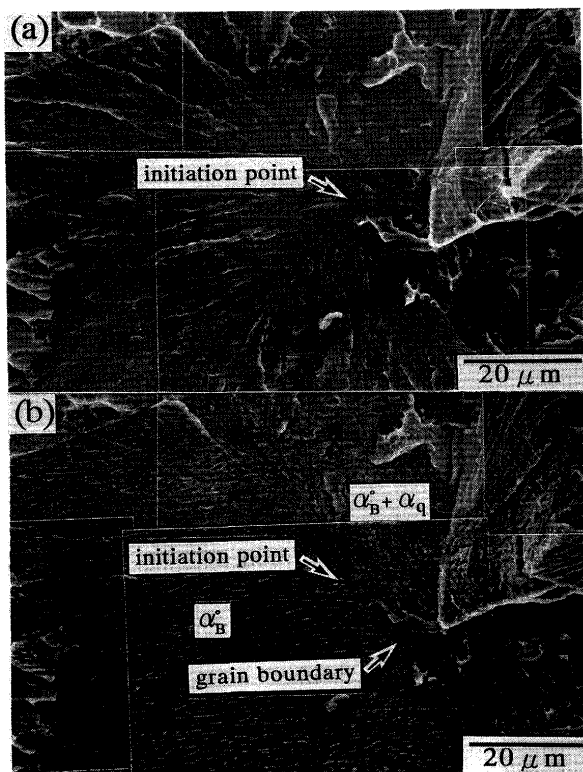


Fig. 9. Fractograph of a steelB specimen (a) before and (b) after etching by the SPEED method<sup>10</sup>. The initiation site locates near the boundary of radiational and convolucional river flow areas.

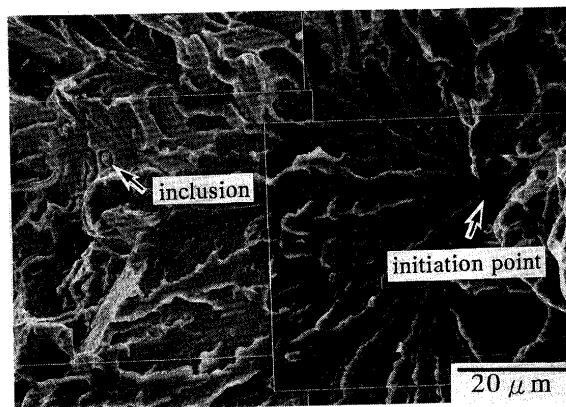


Fig. 10. Fracture surface of a steelB specimen. The left arrow indicates the inclusion.

Fig.13は三点曲げ試験による安定き裂進展後の予き裂先端の縦断面を観察し、破面深さ方向50 $\mu$ m間隔に $\alpha_B$ の平均ラス幅を測定した結果である。A鋼は破面からの距離100 $\mu$ m程度まで塑性変形によってラス幅は狭くなっており、それ以降は変形前のラス幅となる。一方B鋼は破面からの距離400 $\mu$ m程度まで強い塑性変形が $\alpha_B + \alpha_q$ 領域に集中して起こっており、ラス幅は変形前の半分程度になっている。それより内部では変形前のラス幅となっている。ただし、変形前のラス幅はB鋼はA鋼に比べて1.5~2.0倍程度広い。

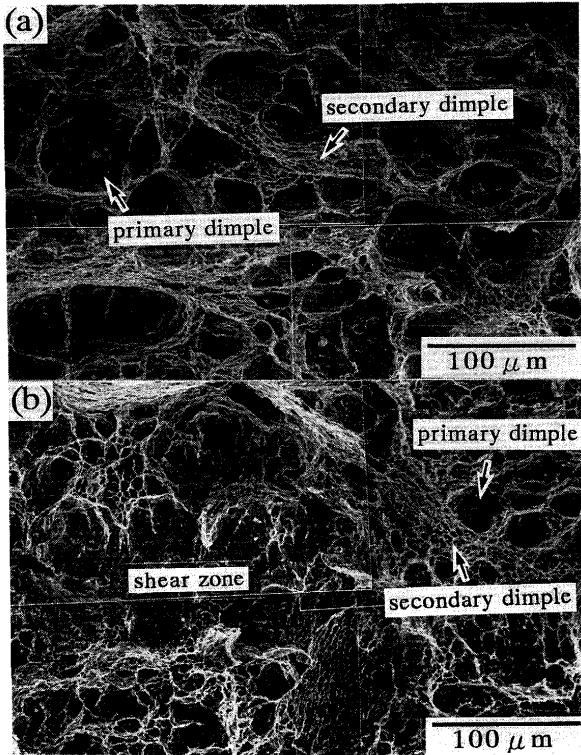


Fig. 11. Ductile fracture surface near fatigue notch tip in a three point bending test specimen in (a) steel A and (b) steel B.

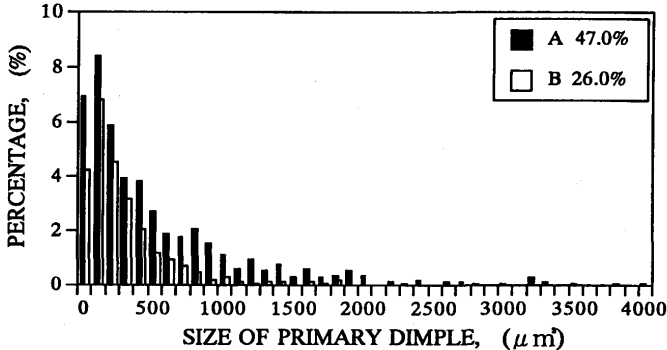


Fig. 12. Histogram of primary dimple size on the fractographs in the early stages of the ductile crack growth.

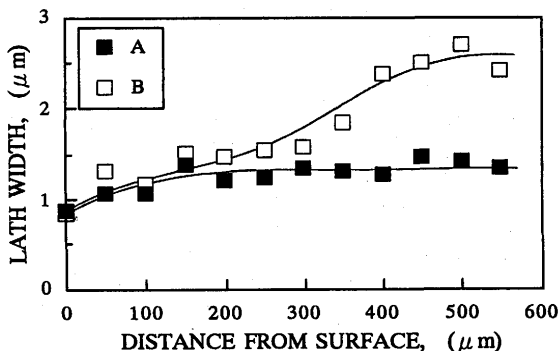


Fig. 13. Meah lath width in  $\alpha_B$  grains located at distances from the fracture surface.

## 4. 考察

### 4.1 組織

A鋼とB鋼の組織の違いを整理すると、B鋼はA鋼に比べて極端に大きな $\alpha_B$ が少なく、 $\alpha_B + \alpha_q$ 領域が多いことが挙げられる。A・B鋼の等温変態挙動を調べた結果は、A・B鋼の変態挙動はともに粒界からの $\alpha_B$ 成長開始後に粒内 $\alpha$ が成長するケースが多く、A鋼は $\alpha_B$ の成長が速いが、B鋼は変態停留が起こる場合があることを報告した<sup>13)</sup>。このことから、溶接再現熱サイクルにおいてもB鋼はA鋼に比べ剪断的変態である $\alpha_B$ が生成しにくくなることが予想される。介在物から粒内 $\alpha$ が多く発生することに付随して粗大 $\alpha_B$ が少なくなり、 $\alpha_B + \alpha_q$ 領域が増加したと考えられる。

### 4.2 脆性破壊

シャルピー衝撃試験と三点曲げ試験の結果からB鋼の方が遷移温度が低く、脆性破壊に移行しにくいことがわかった。Fig.9(a)(b)に示したように脆性破壊発生は介在物やM-Aの割れによるものではなく、粗大 $\alpha_B$ と $\alpha_B + \alpha_q$ 領域の粒界近傍に破壊起点が存在した。これは以前に著者らがTiN鋼の再現HAZにおいて脆性破壊起点は粗大 $\alpha_B$ と $\alpha_B + \alpha_q$ 領域の粒界近傍にあり、粗大 $\alpha_B$ のすべりの拘束による微小き裂の発生が本質的な役割を果たすことを示した結果<sup>5)</sup>と一致する。つまり、B鋼には極端に大きな $\alpha_B$ が少ないことから、A鋼に比べてすべりの拘束が起こりにくく、微小き裂が発生しにくかったものと考えられる。また脆性破壊はき裂の発生と伝播を伴うので、粗大 $\alpha_B$ と $\alpha_B + \alpha_q$ の影響を伝播という点でも考えなければならない。Fig.14はB鋼の脆性破面の縦断面中の停留き裂の観察例であるが、き裂は粗大 $\alpha_B$ 中を伝播し $\alpha_B + \alpha_q$ 領域で停止していることが確認できる。このことから、粗大 $\alpha_B$ が少なく $\alpha_B + \alpha_q$ 領域の多いB鋼の方が脆性破壊に移行しにくいことが考えられる。

介在物が脆性破壊に及ぼす影響は脆性き裂の発生場所になるような直接的なものではなく、介在物を変態核として発生した粒内 $\alpha$ が $\alpha_B + \alpha_q$ 領域を増加させることによって脆

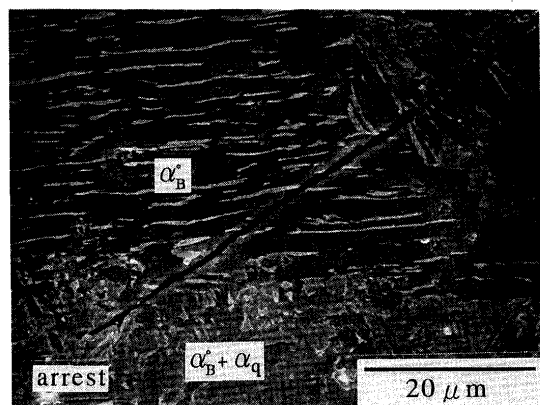


Fig. 14. SEM micrographs of a stationary microcrack in a steel B specimen tested at  $-60^\circ\text{C}$ .

性き裂発生と伝播の役割を果たす粗大 $\alpha_B$ を減少させ、脆性破壊に移行しにくくするものと考えられる。

#### 4・3 延性破壊

延性破壊特性である安定き裂進展抵抗はB鋼の方が大きかった。A, B鋼の延性破面にはFig.11に示すように特徴的な違いがあり、A鋼は比較的大きな一次ディンプルが多く、B鋼は小さな一次ディンプルの周りに二次ディンプルが密集した破面形態を有している。これは著者の一人が以前報告したように、Ni/Mnのバランスを変えた低炭素鋼のフェライト+パーライト組織において、一次ディンプルが少ない破面形態を持つものは安定き裂進展中にシアゾーンが形成され易く、安定き裂の伝播抵抗が大きくなるという結果<sup>14)</sup>に対応する。またモードIの平面ひずみの小規模降伏状態ではき裂先端の塑性域の大きさ $r_p$ は応力拡大係数 $K_I$ を用いて $r_p = (1/6\pi) \cdot (K_I/\sigma_y)^2$ で表わされ、このときJ積分と $K_I$ には $J = (1-\nu^2)K_I^2/E$ の関係が成り立つので、J積分値はき裂先端における塑性域の大きさに関係する。Fig.13の予き裂先端の破面から深さ方向へのラス幅の変化からB鋼はA鋼に比べて変形領域が大きく、き裂先端の塑性域が大きいことが考えられ、その結果J積分値が大きくなりR-曲線の傾き、つまり安定き裂進展抵抗が大きくなることが予想される。ただし、本研究の場合必ずしも小規模降伏状態とは言えないのでこれ以上の議論には注意を要する。

## 5. 結言

Ti脱酸低炭素鋼HAZをAl脱酸Ca添加鋼HAZと比較し、ミクロ組織の観点から靱性改善の機構を調べ以下の結論を得た。

(1) 粒内 $\alpha$ は $\alpha_B + \alpha_q$ 領域内に存在しており、Ti脱酸鋼は介在物からの粒内 $\alpha$ の生成がAl脱酸鋼に比べて多い。

(2) Ti脱酸鋼は粗大 $\alpha_B$ が少なく、 $\alpha_B + \alpha_q$ 混合領域の比率

が増加している。M-Aの形態、量はTi脱酸鋼とAl脱酸鋼とでほとんど差はない。

(3) 脆性破壊起点は介在物やM-Aによるものではなく、粗大 $\alpha_B$ と $\alpha_B + \alpha_q$ 領域の粒界近傍にある。

(4) Ti脱酸鋼の遷移温度はシャルピー試験、三点曲げ試験のいずれにおいても低く、脆性破壊に移行しにくい。またR-曲線から安定き裂伝播抵抗が大きく、塑性域の広がりもTi脱酸鋼の方が大きい。

以上のことからTi脱酸の作用は粗大 $\alpha_B$ を少なくして塑性変形の拘束を減少させ、脆性き裂の発生と進展を抑えるとともに、 $\alpha_B + \alpha_q$ 領域を増加させることにより塑性変形を許容し、安定き裂の進展抵抗を増加させるものと考えられる。

本研究遂行にあたり、試料を提供いただいた新日本製鐵(株)鉄鋼研究所為広博博士、元君津技術研究部千々岩力雄氏に感謝の意を表します。

## 文 献

- 1) 荒木 透, 榎本正人, 柴田浩司: 鉄と鋼, 77 (1991), 1544.
- 2) 大北 茂, 若林正邦, 本間弘之, 山本広一, 松田昭一: 製鉄研究, 327 (1987), 9.
- 3) J.H.Chen, Y.Kikuta, T.Araki, M.Yoneda, and Y.Matsuda: Acta Metall., 32 (1984), 1779.
- 4) 中西睦夫, 小溝裕一, 深田康人: 溶接学会論文集, 4 (1986), 447.
- 5) K.Ohya, J.Kim, K.Yokoyama, and M.Nagumo: Metall. Mater.Trans.A, A27 (1996), 2574.
- 6) 横山賢一, 南雲道彦: 鉄と鋼, 83 (1997), 323.
- 7) 鋼のベイナイト写真集-1, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1992).
- 8) 弾塑性破壊靱性 $J_{IC}$ 試験方法, 日本機械学会編, 東京, (1981).
- 9) J.R.Rice, P.C.Paris and J.G.Merkle: ASTM STP-536, (1973), 231.
- 10) 黒澤文夫, 田口 勇, 松本龍太郎: 日本金属学会誌, 44 (1980), 539.
- 11) M.Koide, A.Kikuchi, T.Yagi, and M.Nagumo: Mater.Sci. Eng., A176 (1994), 171.
- 12) 八木 毅, 伊藤明洋, 南雲道彦: 鉄と鋼, 81 (1995), 225.
- 13) 藤原尚子, 裘平 建, 南雲道彦: 材料とプロセス, 8 (1995), 1495.
- 14) 吉田博司, 八木 毅, 南雲道彦: 材料とプロセス, 7 (1994), 1781.