

# Ti脱酸低炭素鋼溶接熱影響部の靱性に対する熱履歴の効果

横山 賢一\*・石川 寛朗\*<sup>2</sup>・南雲 道彦\*

Effect of Thermal Cycles on Toughness of Heat Affected Zone of a Ti-killed Steel

Ken'ichi YOKOYAMA, Hiroaki ISHIKAWA and Michihiko NAGUMO

**Synopsis** : Toughness and related characteristics of microstructures are examined on heat affected zone (HAZ) of weldments of Ti-killed steel given single- or double-heat cycle treatment. Brittle fracture initiation and stable crack propagation behavior are examined from fracture toughness test, observation of tensile deformation microstructures and local strain distributions. It is revealed that resistance for the stable crack propagation of Ti-killed steel is hardly affected by the simulated thermal cycle conditions. However, the ductile-brittle fracture transition temperature increases in double-heat cycled specimens compared with single-heat cycled specimens. It is also revealed that higher strain concentration takes place at the prior austenite grain boundary in a double-heat cycled specimen. It is discussed that strain localization leads to the brittle crack nucleation.

**Key words**: Ti-killed steel; simulate thermal cycle; heat affected zone; fracture toughness; local strain.

## 1. 緒言

溶接熱影響部 (HAZ) は構造物の部位として一般に靱性をもっとも低く、その特性は鋼の成分によって大きく変化する。HAZの組織は複雑であるが、著者らは先にTiN鋼のHAZでは、割れの発生はラス方位がそろったベイニティックフェライト( $\alpha'_B$ )と擬ポリゴナルフェライト( $\alpha'_q$ )が混合した領域に隣接する粗大 $\alpha'_B$ 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 $\alpha'_B$ の存在が脆性き裂発生に本質的な役割を果たすことを明らかにした<sup>1,2)</sup>。一方、Ti系酸化物を粒内フェライト( $\alpha$ )の発生核として利用するHAZ靱性の改善が最近図られている<sup>3,4)</sup>。その機構としては旧オーステナイト粒内の細粒化効果によるとされているが、著者らはTi脱酸低炭素鋼ではR-曲線で安定延性き裂成長抵抗が大きくなっていること、また組織としては $\alpha'_B + \alpha'_q$ 混合領域の比率が増加し、粗大 $\alpha'_B$ の比率が減少していることから歪集中の低減に対する組織均一化の効果が大きいことを示した<sup>5)</sup>。

一方、溶接時の熱履歴もHAZ靱性に大きな影響を持つことが、例えば粗粒域の局所脆化領域 (Local Brittle Zone, LBZ)として知られている<sup>6)</sup>。したがって、Ti脱酸による

HAZ靱性改善効果が溶接熱履歴によってどのように変化するかを明らかにすることは、靱性の支配機構解明の観点とともに、実用上からも重要な課題である。前報ではTi脱酸鋼にシングル再現熱サイクルを与えた場合について調べた。そこで本報では靱性をもっとも低下する二相域に再加熱されたHAZについて靱性と組織の特徴を調べることとした。靱性の評価方法としてはシャルピー試験とともに破壊力学的試験を行い、また引張変形組織の観察や局所歪量の測定などから、脆性破壊発生機構と安定き裂進展挙動について検討した。

## 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。A・B鋼それぞれ50 mm板厚の1/4厚より圧延方向に直角に採取した試験片に高周波誘導加熱装置により溶接再現熱サイクルを施した。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材をAS, BSシリーズとし、靱性が最も劣化するA<sub>1</sub>点直上の二相域を再現するため再加熱最高温度( $T_{p2}$ )を760°C、 $T_{p2}$ ~500°C間の冷却時間を21.5秒に設

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

平成10年5月22日受付 平成10年7月6日受理 (Received on May 22, 1998; Accepted on July 6, 1998)

\* 早稲田大学材料技術研究所 (Laboratory for Materials Science and Technology, Waseda University, 2-8-26 Nishiwaseda Shinjuku-ku Tokyo 169-0051)

\* 2 早稲田大学大学院生 (Graduate Student, Waseda University)

定したダブルサイクル材をAD, BDシリーズとする。これらの溶接再現熱サイクルは実際の入熱量に換算すると50 kJ/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,  $\alpha_B^\circ$  の大きさの分布, 面積率, ラス幅およびM-A (Martensite-Austenite Constituent) の大きさを測定した。 $\alpha_B^\circ, \alpha_q$  などの定義は文献<sup>7,8)</sup>にしたがった。

溶接再現熱サイクルを施したそれぞれのシリーズについて標準2mmV-ノッチシャルピー試験を行った。また基本的にシャルピー特性と共通する点も多いが, 異なる点も見られる三点曲げによるJ積分試験を行いシャルピー試験の結果と比較した。試験法の詳細は前報に述べたが, J積分値測定は荷重-荷重点変位曲線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。引張試験片寸法は全長75mm, 平行部10mm, 板厚2mmとし, 引張試験は一定のクロスヘッド速さ0.5mm/minで行った。

組織の不均一性が変形にどのように影響するかを調べるために, 以前報告したように<sup>2)</sup>, 引張試験片表面をナイトールで薄く腐食し組織を出現させSEMで撮影し, 引張変形後同一視野を観察して局所的な歪量を測定した。歪量の測定はまず写真上に一つの大きさが $10 \times 10 \mu\text{m}$ のメッシュ

529 (23×23)個で覆い, 写真を拡大し実質倍率1500倍にした。そして対応する個々のメッシュの引張方向の歪量を測定した。

### 3. 実験結果

#### 3.1 組織観察

組織のSEM写真をFig. 1に示す。以前までに報告<sup>1,5)</sup>したように, ラスの方位が揃った粗大な $\alpha_B^\circ$ 領域と $\alpha_B^\circ + \alpha_q$ 領域に大別されることは各シリーズで共通である。介在物を発生核とした粒内 $\alpha$ は $\alpha_B^\circ + \alpha_q$ 混合領域内に存在している。介在物の総数は両鋼ではほぼ同じであるが, 直径 $2 \mu\text{m}$ 以上の介在物を発生核として放射状に成長した粒内 $\alpha$ の発生率はA鋼50%, B鋼90%であった。また, 光学顕微鏡及びSEM観察において, A・B鋼ともにシングル・ダブルサイクルによる粒内 $\alpha$ の発生率の違いは見られなかった。A・B鋼ともにダブルサイクル材には旧オーステナイト粒界に塊状M-Aが存在している。Fig. 2はダブルサイクル材における旧オーステナイト粒界上に存在する塊状M-Aの数および大きさの測定結果である。旧オーステナイト粒界の測定長さは $1000 \mu\text{m}$ とした。A鋼とB鋼とで塊状M-Aに大きな差は見られなかった。

Fig. 3に $400 \mu\text{m}^2$ 以上の粗大 $\alpha_B^\circ$ のサイズの分布を示す。シングル及びダブルサイクル材ともにB鋼の特徴としてA鋼と比較して粗大 $\alpha_B^\circ$ の面積率が小さく,  $10000 \mu\text{m}^2$ 以上の

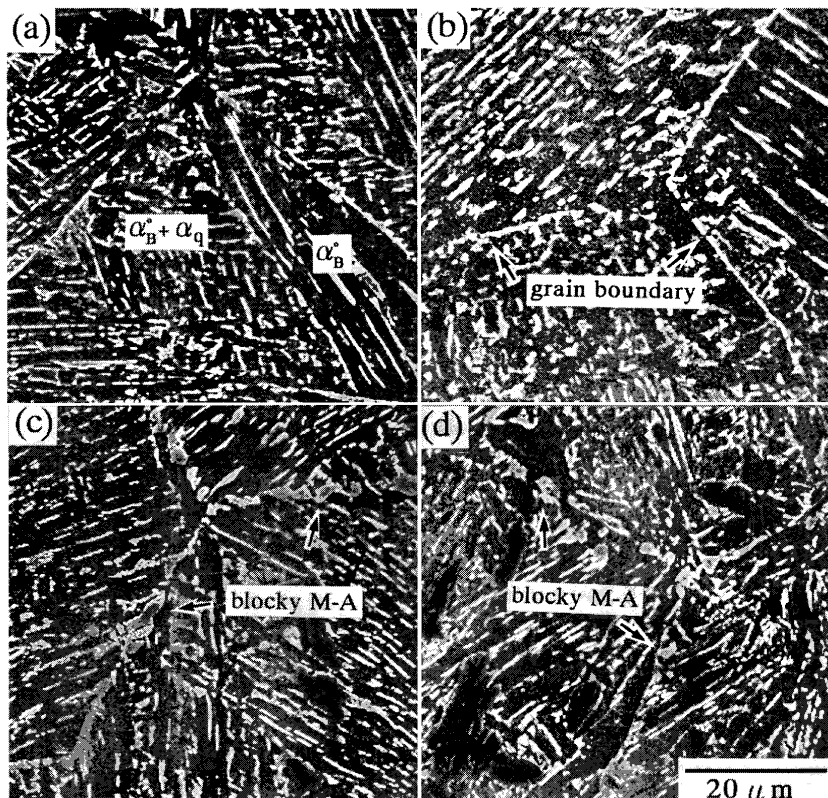


Fig. 1. Scanning electron micrographs of specimens of (a) AS-series, (b) BS-series, (c) AD-series and (d) BD-series.

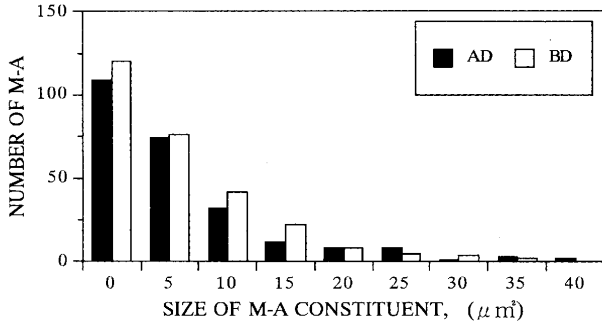


Fig. 2. Size distribution of M-A constituent along the prior austenite grain boundary in the double cycle specimens.

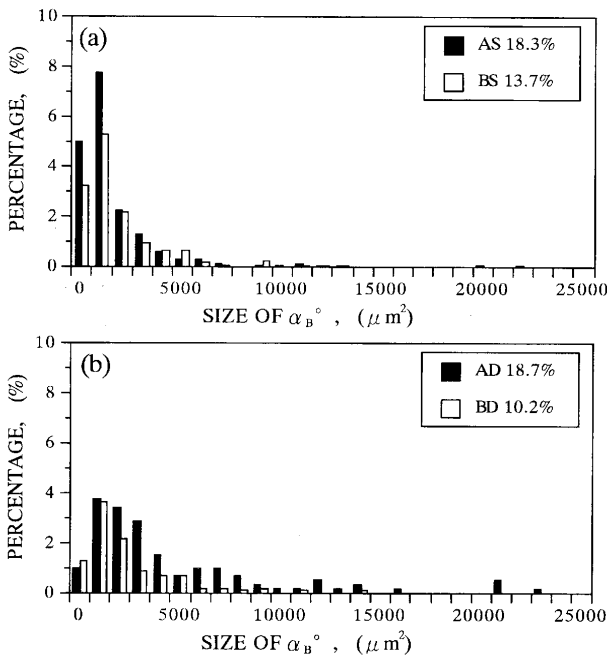


Fig. 3. Size distributions of  $\alpha_B^o$  areas of (a) single cycle and (b) double cycle specimens in A and B steel.

Table 2. Microstructural and mechanical properties.

Series	Area fraction of $\alpha_B^o$ (Pct)	Mean lath width ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_{\text{max}}$ (MPa)
AS	18.3	1.4	523	777
AD	18.7	1.2	531	807
BS	13.7	2.1	471	714
BD	10.2	1.9	475	756

粗大  $\alpha_B^o$  が少ない。つまり、B鋼はラス方位の揃った領域の小さな  $\alpha_B^o$  が多く、 $\alpha_B^o + \alpha_q$  領域が多くなっている。一方、A鋼・B鋼ともにシングル、ダブルの熱サイクルの違いによる粗大  $\alpha_B^o$  の面積率には大きな差は見られなかった。なお、前報で述べたように、 $\alpha_B^o$  の平均ラス幅はB鋼が約  $1.9 \sim 2.1 \mu\text{m}$  でA鋼が約  $1.2 \sim 1.4 \mu\text{m}$  であり、B鋼の方がラス幅は広がっている。またA鋼のラス幅は平均値の  $1.5 \mu\text{m}$  に集中しており組織は比較的均一であるが、B鋼のラス幅は  $2.0 \mu\text{m}$  を中心に分散して組織は不均一である。

Table 2 に各シリーズの組織の定量結果および降伏・引張

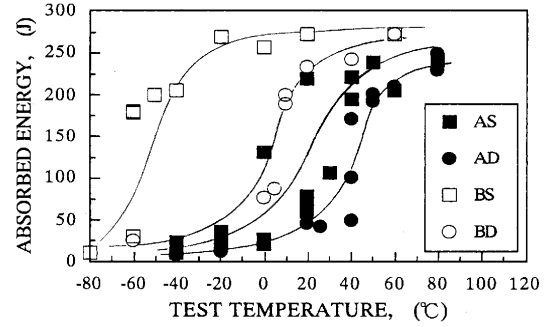


Fig. 4. Energy transition curves of 2 mm V-notch Charpy tests.

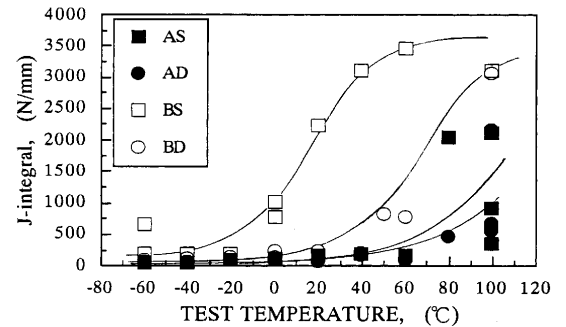


Fig. 5. Temperature dependence of the J-integral values at the onset of partial load drop.

応力をまとめて示す。

### 3.2 破壊試験

Fig. 4 はシャルピー試験のエネルギー遷移曲線である。A・B鋼ともにシングルサイクル材に比べてダブルサイクル材の方が遷移温度が高くなり、B鋼でその変化が大きい。B鋼はA鋼に比べて遷移温度は低い、ダブルサイクル材ではA鋼との差が小さくなる。また、J積分値の遷移曲線は Fig. 5 に示すようにシャルピー試験結果と同様の傾向である。A・B鋼とも延性-脆性遷移温度の低温側のJ積分値が  $300 \sim 400 \text{ N/mm}$  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・停止が起きるポップインを含めた部分的荷重低下が発生する。J積分値は極めて脆性的な低い値を示しており、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の靱性試験における結果<sup>2,10)</sup>と一致する。AS・ADシリーズは試験温度  $80 \sim 100^\circ\text{C}$  以上、BDシリーズは試験温度  $50^\circ\text{C}$  以上、BSシリーズは試験温度  $0^\circ\text{C}$  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と、ダブルサイクル材の方が脆性破壊に移行しやすいことを意味している。また、部分的荷重低下が起きる場合は、同一温度では荷重低下量はB鋼の方が小さかったが、A・B鋼ともにシングルサイクル材とダブルサイクル材の違いは見られなかった。

Fig. 6(a), (b) はそれぞれシャルピー試験におけるBS・BD

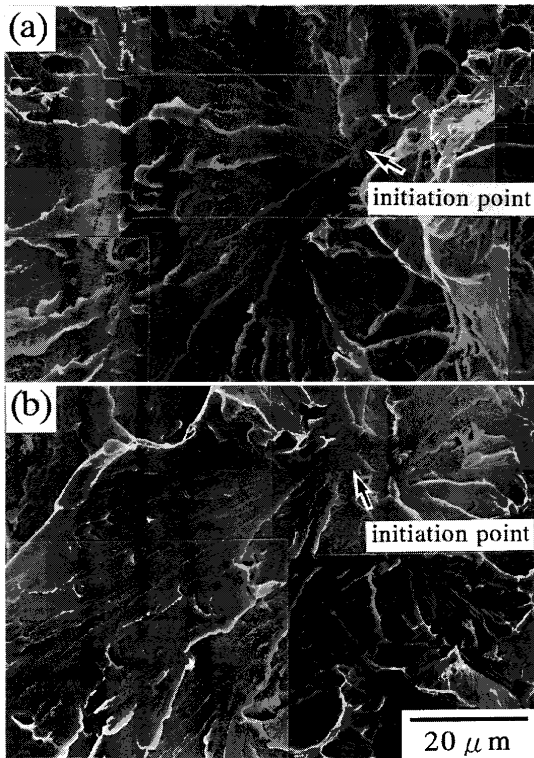


Fig. 6. Fractographs of the fracture surface (a) BS and (b) BD-series specimen. The initiation site locates near the boundary of unidirectional and convolucional river flow areas.

シリーズの脆性破壊起点のSEM写真である。試験温度はそれぞれ $-80$ 、 $-20^{\circ}\text{C}$ である。脆性破壊起点にM-Aや介在物の割れなどは見られず、シングル及びダブルサイクル材でへき開破面に大きな違いはなかった。特にダブルサイクル材に存在する粒界塊状M-Aの割れなどの形跡は見られなかった。この現象はA鋼、B鋼ともに同様であった。今までの結果と同様に<sup>1,2,5)</sup>、SPEED法による破面腐食により、今回の場合でも脆性破壊起点は粗大 $\alpha_B^{\circ}$ と $\alpha_B^{\circ} + \alpha_q$ の粒界近傍にあることが確認された。また、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の特徴は、シングルサイクル材とダブルサイクル材ともに同様であった。

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. 7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く<sup>11,12)</sup>、Fig. 7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R-曲線とみなしてよい。B鋼のR-曲線の傾きが大きいため、B鋼はA鋼に比べて安定き裂が進展しにくいことがわかる。しかし、シングルサイクル材とダブルサイクル材とは遷移曲線の違いにもかかわらず、A・B鋼ともに安定き裂伝播抵抗に相違は見られなかった。また安定き裂発起点である $J_{IC}$ はA鋼は $300\text{ N/mm}$ 、B鋼は $400\text{ N/mm}$ 程度であり、B鋼は安定き裂が発生しにくい。前報<sup>5)</sup>で報告したようにB鋼はA鋼に比べ予き裂先端の塑性変形領域が大

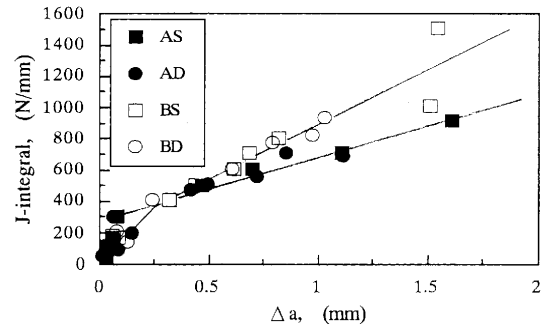


Fig. 7. J-integral values associated with the advance  $\Delta a$  of the stable crack.

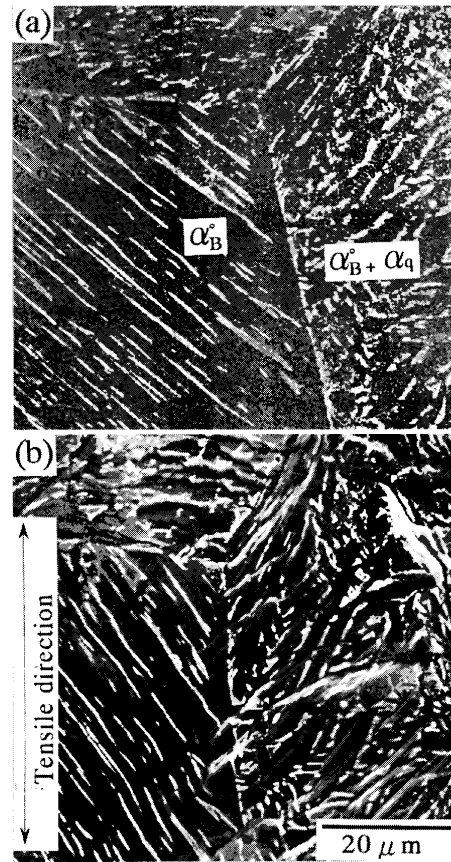


Fig. 8. Scanning electron micrographs of the same area of an BS-series tensile specimen (a) before and (b) after tensile test at  $20^{\circ}\text{C}$  by 26%.

きく、安定き裂発生前に鈍化し易い傾向があり鈍化直線の傾きに違いが見られた。

### 3.3 変形組織観察

Fig. 8(a), (b)はBSシリーズの変形前の組織と $20^{\circ}\text{C}$ で引張変形させた後の組織である。歪量は試験片平行部全体で約26%、写真の領域で約35%の変形である。以前TiN鋼において報告<sup>2)</sup>したように、本研究においても塑性変形は $\alpha_B^{\circ} + \alpha_q$ 領域で優先的に起こり、粗大 $\alpha_B^{\circ}$ の粒界近傍で変形が拘束されていることがわかる。Fig. 9(a), (b)はBDシリーズの変形前後の組織である。試験片平行部の歪量は約29%である。Fig. 8と比べると粒界塊状M-Aが存在するBDでは、

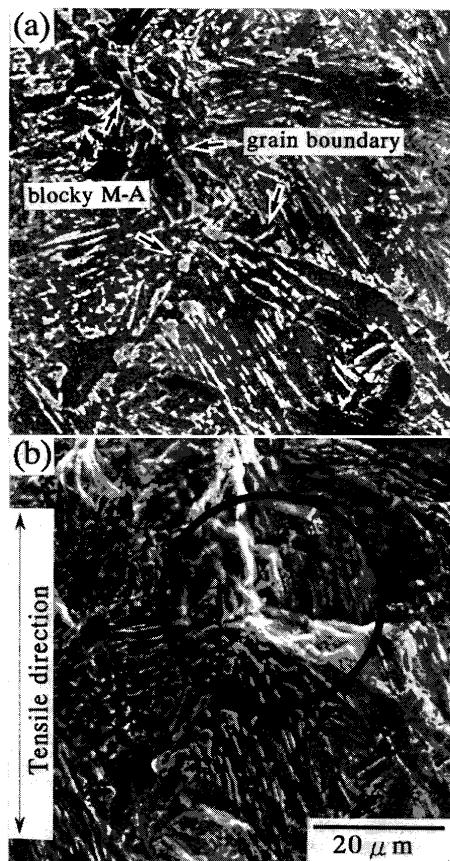


Fig. 9. Scanning electron micrographs of the same area of an BD-series tensile specimen (a) before and (b) after tensile test at 20°C by 29%.

サークルで示したようにすべり線が粒界付近に集中しており、BSに比べてすべり線の分布は不均一になっている。

Fig.10(a)~(f)はB鋼のシングル及びダブルサイクル材の変形前後の組織と引張方向の歪分布を対応づけたものである。例えばFig.10(a)の拡大写真上で一辺15.0mmのメッシュが、引張変形後のFig.10(b)の拡大写真上で20.0mmになったとすると歪量を $(20.0-15.0)/15.0 \times 100 = 33.3\%$ として計算した。それぞれのメッシュから得られた歪量は等高線として整理し、Fig.10(a)の組織写真と対応がつけられるようにした。試験片平行部全体の歪量はBSで約26%、BDは約29%である。写真の領域はBS・BDともに約35%程度の歪量である。Fig.10(e), (f)からBSの歪分布の特徴は、メッシュ5~10個に相当する $500 \sim 1000 \mu\text{m}^2$ 程度の大きさを一つの単位として同程度の歪量の領域が存在する。この同一歪量の領域はラスの方位の揃った $\alpha_B$ 領域の大きさにほぼ対応している。隣接する旧オーステナイト粒によって歪分布に大きな差はなく、均一に分布している。一方、BDシリーズの歪分布は、旧オーステナイト粒によって歪量が大きく異なっている。これは変形組織観察結果において粒界ですべりが拘束されていたことと一致する。この傾向は平行部全体についても同様であった。

B鋼の個々のすべり線の長さはおよそ $50 \mu\text{m}$ で、長くて

も $100 \mu\text{m}$ 程度であり、A鋼の $100 \sim 200 \mu\text{m}$ のすべり線長さに比べて短くなっていた。粒内 $\alpha$ 自体にはすべり変形は観察されず、その周辺ですべりの方向が変化してすべり線の長さも短くなるという特徴も確認された。

#### 4. 考察

Ti脱酸によってHAZ韌性が改善されることは、ダブルサイクルにおいても認められたが、遷移温度の上昇がA鋼の場合に比べて大きく、Ti脱酸による韌性改善効果は小さくなった。ダブルサイクルによる破壊遷移温度の上昇に対しては安定き裂進展抵抗は大きな影響を持たないことが明らかになった。また、部分的荷重低下量もシングルサイクル材とダブルサイクル材の違いは見られなかった。別報で述べたように<sup>10)</sup>、部分的荷重低下量は脆性き裂の停止特性で支配され、延性破壊の誘発によるへき開ファセットの連結阻害が支配機構として考えられる。したがって、鋼の延性破壊特性は熱サイクルの違いによる影響を受けず、遷移温度の上昇は脆性破壊発生特性の変化が主な原因であると考えられる。そして、Ti脱酸鋼ではその変化が大きいことになる。

A・B鋼の組織の大きな違いは、B鋼がA鋼と比較して粗大 $\alpha_B$ の面積率が小さく、 $\alpha_B + \alpha_q$ 領域が多くなっていることと、ラス幅が広いことであるが、その特徴はシングル、ダブルの熱サイクルによって変化は見られなかった。シングルサイクルとダブルサイクルによる組織の大きな違いはA鋼・B鋼ともにダブルサイクル材には旧オーステナイト粒界に塊状M-Aが存在することである。この結果はダブルサイクルによって塊状M-Aが生成し、粗粒域が局所脆化領域になるという以前からの報告と一致する<sup>13)</sup>。一方、Ti脱酸鋼の特徴である粒内 $\alpha$ の量や形態はダブルサイクルによってほとんど変わらなかった。したがって、ダブルサイクル材では粒内 $\alpha$ が韌性を決定づけているとは考えられず、韌性劣化には塊状M-Aの作用が大きくなったためと考えるべきであろう。しかし、Fig. 6(a), (b)に示したように破面上で脆性破壊起点にはシングルサイクル材、ダブルサイクル材ともに介在物やM-Aの割れなどの形跡はなく、両者において脆性破面形態に差は見られなかった。

以前の結果<sup>1,2,5)</sup>と同様に、本研究においても全ての場合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、き裂は粗大 $\alpha_B$ 領域を伝播していた。また引張変形試料の観察により粗大 $\alpha_B$ と $\alpha_B + \alpha_q$ 界面に変形が集中することと、ダブルサイクル材においては粒界塊状M-Aが旧オーステナイト粒界に沿ってすべりの拘束を引き起こしていることが確認された。したがって、粒界塊状M-Aの脆性破壊発生に及ぼす作用は、従来考えられているような割れや界面剥離などによるき裂発生のような直接的なものではなく、粗大 $\alpha_B$ と $\alpha_B + \alpha_q$ 界面の変形の不均一化を促進

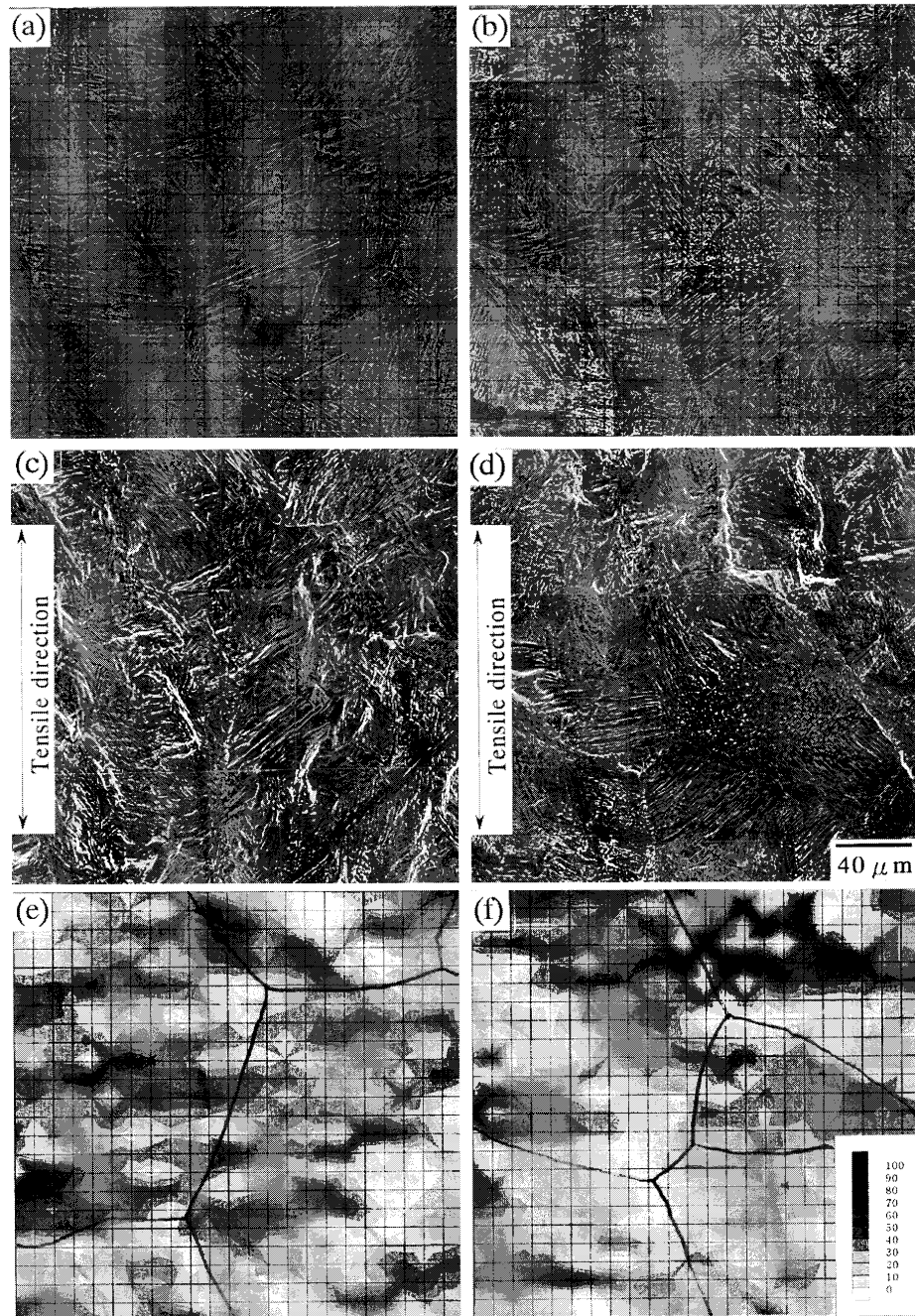


Fig. 10. Scanning electron micrographs of the same area of tensile specimens (a) before BS, (b) before BD, (c) after tensile test at 20°C by 26% BS and (d) after tensile test at 20°C by 29% BD-series. Mesh for measuring strain is superposed on (a) and (b), (e) and (f) tensile strain distribution of (a), (c) and (b), (d).

し、Fig. 1に示したように特に塊状M-Aが存在し旧オーステナイト粒界が粗大 $\alpha_B^0$ と $\alpha_B^0 + \alpha_q$ 界面になっている場合などはさらに変形の不均一化が促進され、き裂の発生を容易にすることと考えられる。実際にFig.10に示したように、粒界塊状M-Aが存在するダブルサイクル材ではすべりが粒界付近に集中しており、また旧オーステナイト粒によって歪量が大きく異なっていたことから裏付けられる。

したがって、B鋼がダブルサイクルによって遷移温度が上昇した理由としては、 $\alpha_B^0 + \alpha_q$ 混合領域の比率の増加や、粗大 $\alpha_B^0$ の比率の減少による歪の集中軽減効果を上回って粒界塊状M-Aが変形拘束作用を持ち、脆性破壊発生を促

進するようになったためと考えられる。一方、A鋼では遷移曲線にシングルサイクル材とダブルサイクル材の違いが少ない。これはA鋼では粒界塊状M-Aよりもむしろ粗大 $\alpha_B^0$ のすべりの拘束による微小き裂の発生から粗大 $\alpha_B^0$ へのき裂伝播が実効的な役割を果たしていることを示している。つまり、A鋼には極端に大きな $\alpha_B^0$ が多いことから、B鋼に比べてもともとすべりの拘束が起こりやすく、微小き裂が発生し易いために熱サイクルによる変化が少ないと考えられる。

ここで塊状M-Aの効果として注意されることは、脆性破壊発生を容易にするにもかかわらず安定き裂進展抵抗が

変わらなかったことである。一般に組織因子には安定き裂進展抵抗を変化させるものとさせないものがある。結晶粒径は前者に<sup>11)</sup>、一方介在物のように空洞の生成を容易にする因子は後者に属する<sup>14)</sup>。そしてすべりの拘束となる因子は粒界炭化物のような場合には脆性破壊発生と安定き裂進展抵抗の両者に影響を与える<sup>12)</sup>。したがって塊状M-Aが脆性破壊発生特性だけに効果を表わした理由は、塊状M-Aが直接に割れ起点となるためではなく、単にすべりを拘束して変形組織に変化を与えたものと考えられる。

## 5. 結言

Al脱酸Ca添加鋼(A鋼)とTi脱酸低炭素鋼(B鋼)の溶接再現熱サイクルにおいて、シングルサイクル材と二相域に再加熱されたダブルサイクル材の靱性の支配機構をミクロ組織の変化及び変形組織観察から調べ以下の結論を得た。

1) ダブルサイクル材はシングルサイクル材に比べて遷移温度が上昇する。Ti脱酸したB鋼はAl脱酸Ca添加したA鋼に比べて遷移温度が低いが、ダブルサイクルによる上昇が大きく、A鋼との差は小さくなる。

2) Ti脱酸したB鋼の安定き裂進展抵抗や脆性破壊の停止特性は熱サイクルの違いによってほとんど変わらない。一方、脆性破壊はA・B鋼ともにダブルサイクル材はシングルサイクル材に比べて発生し易くなり、靱性の変化は脆性破壊の発生特性が主要因である。

3) Ti脱酸鋼の特徴である粒内 $\alpha$ の形態は熱サイクルの違いによってほとんど変わらず、またAl脱酸Ca添加したA鋼に比べて粗大 $\alpha_B$ が少なくラス幅が広いという特徴も

変わらなかった。一方、A・B鋼ともに二相域に再加熱したダブルサイクル材には旧オーステナイト粒界に塊状M-Aが存在する。

4) 塑性変形の集中が $\alpha_B + \alpha_q$ 領域に見られるが、Ti脱酸鋼ではダブルサイクル処理によって旧オーステナイト粒単位の変形量の違いが大きくなり、旧オーステナイト粒界への変形の集中が顕著になる。すなわち、変形の不均一性が大きくなる。

5) 脆性破壊起点には塊状M-Aは観察されなかった。

6) 以上の結果から、ダブルサイクル材では旧オーステナイト粒界に生成する塊状M-Aによって $\alpha_B + \alpha_q$ 領域の変形が拘束されることが脆性破壊の発生を容易にし、それが靱性の支配機構になると思われる。このために、Ti脱酸鋼の特徴である粒内 $\alpha$ の効果が薄れたものと考えられる。

## 文 献

- 1) K.Ohya, J.Kim, K.Yokoyama, and M.Nagumo: Metall. Mater. Trans., **27A** (1996), 2574.
- 2) K.Yokoyama and M.Nagumo: Metall. Mater. Trans., **29A** (1998), 551.
- 3) 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.
- 4) K.Yamamoto, S.Matsuda, T.Haze, R.Chijiwa, and H.Mimura: ASTM STP-1042, (1989), 266.
- 5) 横山賢一, 石川寛朗, 南雲道彦: 鉄と鋼, **83** (1997), 803.
- 6) S.Aihara and T.Haze: TMS Annual Meeting, A88-14, (1988).
- 7) 荒木 透, 榎本正人, 柴田浩司: 鉄と鋼, **77** (1991), 1544.
- 8) 鋼のベイナイト写真集-1, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1992).
- 9) J.R.Rice, P.C.Paris, and J.G.Merkle: ASTM STP-536, (1973), 231.
- 10) 横山賢一, 南雲道彦: 鉄と鋼, **83** (1997), 323.
- 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) C.L.Davis and J.E.King: Metall. Mater. Trans., **25A** (1994), 563.
- 14) 吉田博司, 勝元 弘, 南雲道彦: 鉄と鋼, 投稿中.