

高歪速度下での構造用鋼の延性き裂進展特性 およびその機構

古谷 仁志*・植森 龍治*・粟飯原 周二*・富田 幸男*・萩原 行人*

Ductile Crack Propagation Characteristics and Mechanism
of Structural Steel under High Strain Rate

Hitoshi FURUYA, Ryuji UEMORI, Shuji AIHARA, Yukio TOMITA and Yukito HAGIWARA

Synopsis : In the present study, it was carried out to clarify the characteristics and the mechanism of ductile crack propagation of HT490 structural steel, with special emphasis on the influence of strain rate. At first, bend test was performed in various displacement rate, and subsequently deformation microstructure was observed by using optical microscope and scanning electron microscope.

It was found that higher strain rate increased the resistance to ductile crack propagation extremely. The mechanism that higher strain rate increase the resistance to ductile crack propagation is considered as follows: Higher strain rate suppresses multiple slip and cross slip. Therefore, the number of slip systems acting on primary voids is limited and then equiaxed growth of primary voids is suppressed. And also, the cross point of multiple slips, which could be the site of secondary voids, is decreased and the coalescence of primary voids may be suppressed. They lead to decrease in the area mainly composed of equiaxed dimple, and to increase in the area mainly composed of elongated dimple and the area of shear lip. Consequently plastic deformation accompanying the formation of ductile fracture surface is increased, and then the resistance of ductile crack propagation become higher.

Key words : steel plate; structural steel; high strain rate; ductile fracture; ductile crack propagation; earthquake; fracture surface; void; dimple; plastic deformation; slip line.

1. 緒言

平成7年の阪神・淡路大震災では鉄骨構造物に多数の破壊事例がみられ、その破断部位は柱梁接合部、柱柱接合部、柱脚部等多岐にわたっていた¹⁾。しかも、部材の多くは大きな塑性変形を伴い破断していることが特徴的であり、特に柱梁接合部の梁端スカラップ底から延性き裂が発生・進展し、最終的には脆性破壊へ至ったケースが多数確認されている。このことは、鉄骨構造物の安全性を考える場合に、従来から検討されている設計・施工時の脆性破壊発生防止対策や部材に対する耐脆性破壊特性の付与に加え、脆性破壊の前過程である延性き裂発生および進展を防止することの必要性も示している。この点について応力集中を軽減するようなディテールの考案²⁾やミクロ的なメカニズムの検討³⁾が精力的に進められている。

大地震時における変形挙動の特徴はこれらの変形がきわめて短時間の内に終了する点にあり、場合によっては巨視的レベルの歪速度が最大数十%(1/s)にも達することが報告されている⁴⁾。一般的に延性き裂が発生し、成長するような領域は局所的な応力集中部であることから、歪速度も巨視的レベルに比較して当然大きくなっているものと推定さ

れる。したがって、大地震時の延性き裂の発生および進展特性を考える上で、歪速度の影響を明確にすることは機構解明において最も重要なアプローチの一つと言える。

延性き裂の発生・進展特性に及ぼす歪速度の影響については既に幾つかの報告⁵⁻⁸⁾がなされており、動的弾塑性破壊靱性 J_{Id} や $J-\Delta a$ の関係から負荷速度増大により延性き裂発生・進展抵抗が増加するという結果が示されている。しかしながら、延性き裂発生や進展特性が歪速度増大により変化する原因についてはほとんど明確になっていないのが現状である。

本研究では以上のような背景から、まず延性破壊特性に及ぼす歪速度の影響を切欠曲げ破断試験で明らかにし、さらに延性き裂進展機構を主としてミクロ変形組織の違いから検討した。延性き裂進展機構の歪速度依存性の有無を明らかにすることが本報の主眼である。なお、ここでいう負荷速度、変位速度は物理的には歪速度と等価と考えられ、本論文でも変位速度を変えた実験により歪速度の影響調査を行った。

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

steel	C	Si	Mn	P	S	Ceq.
A	0.16	0.44	1.34	0.013	0.004	0.41
B	0.17	0.43	1.43	0.019	0.004	0.43

Ceq. = C + Mn/6 + Si/24 + Mo/4 + Cr/5 + Ni/40 + V/14 + Cu/13

Table 2. Mechanical properties of the steels (1/4t, L-direction).

steel	YS, MPa	TS, MPa	YR, %	EL, %
A	364	556	65	37
B	321	532	60	39

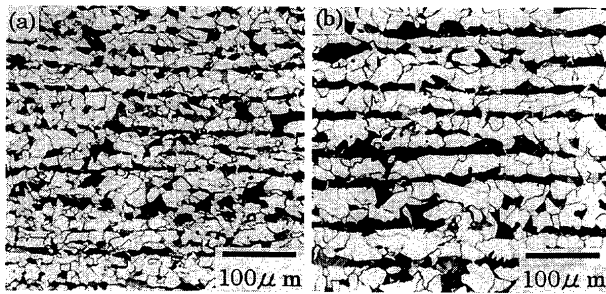


Fig. 1. Optical microstructures of (a) steel A and (b) steel B. Horizontal direction parallel to the rolling direction, 1/4t.

2. 実験方法

2.1 供試鋼

本実験に供した鋼材は鉄骨構造物として広く利用されているSN490 (JIS G 3136) 鋼板であり、板厚は25 mm (A鋼)と50 mm (B鋼)である。化学成分をTable 1に、機械的特性をTable 2にそれぞれ示す。また、L断面の光学顕微鏡組織をFig. 1に示す。A鋼、B鋼共に組織はフェライトとパーライトからなり、図中の黒い部分に相当するパーライトは圧延方向に平行なバンド状組織となっている。

2.2 切欠材曲げ破断試験とマクロ、ミクロ変形組織解析

延性破壊特性の歪速度依存性を明確にするため、種々の変位速度で切欠材の曲げ破断試験を実施した。供試材はA鋼で、試験片形状はJIS4号シャルピー試験片(2 mm Vノッチ, 試験片長さ55 mm)と同一である。切欠材を用いた理由は、先在き裂の存在しない応力集中部からの延性き裂の発生、進展を調べるためである。試験片は板厚中心部から、試験片長手方向が圧延方向と一致するように採取し、切欠は板厚貫通型とした。変位速度は5, 250, 5000 mm/sの3水準、試験温度は-120~80°Cとして各変位速度における吸収エネルギー(vE)と温度の関係を求めた。試験装置は変位速度5, 250 mm/sでは50トン曲げ試験機、変位速度5000 mm/sでは500Jシャルピー衝撃試験機を使用した。変位速度5, 250 mm/sでは、破断後荷重が0になるまでに荷重-クロスヘッド変位曲線が囲む面積から、また変位速度5000 mm/sではハンマーの振り上げ角度からそれぞれ vE を算出した。各変位速度に対する切欠底の歪速度の概算値は

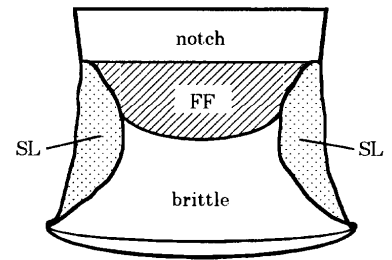


Fig. 2. Schematic illustration of typical fracture surface (FF: fibrous fracture, SL: shear lip).

金田⁹⁾らと同様な手法により切欠先端半径の2倍をゲージ長と仮定して、変位速度5, 250, 5000 mm/sに対してそれぞれ3.6, 180および3600 (1/s)程度となる。

次いで、変位速度による延性き裂進展挙動の差異をみるために、曲げ破断試験後に破面のマクロ観察およびミクロ観察を行った。マクロ観察では、破面の外観写真からFig. 2のように破面を繊維状破面(FF: Fibrous Fracture)、シアーリップ(SL: Shear Lip)、脆性破面の3つに分類し、各面積を画像解析装置により測定してマクロ破面形態の変位速度依存性を調査した。この場合、延性破面FFには切欠鈍化(blunting)領域を含めて評価した。FFとSLの面積の合計を試験片厚さ10 mmで除した値を平均延性き裂進展距離 Δa (mm)と定義し、 vE との関係から延性き裂進展特性の歪速度依存性を検討した。一方、ミクロ観察では走査型電子顕微鏡(SEM: Scanning Electron Microscope)により、ディンプル形態に及ぼす歪速度の影響について調査した。

さらに、破断後の切欠試験片を板厚中心部で切断し、研磨およびナイタル腐食後の光学顕微鏡観察により、延性き裂進展に伴う塑性変形量やフェライト粒内にみられるすべり形態の変位速度依存性を観察した。

2.3 すべり線観察のための平滑引張試験

すべり線形態の歪速度依存性をより詳細に明らかにするために、A鋼を用いて標点間距離35.4 mm、平行部断面8×8 mm角の平滑引張試験を以下の要領で実施し、すべり線形態のSEMによる直接観察を試みた。試験片の平行部はあらかじめ機械研磨し、加工層除去のためにフッ化水素酸の過酸化水素水溶液で化学研磨し、ナイタル腐食後に引張試験に供した。変位速度は0.05 mm/s (歪速度 10^{-3} 1/s程度)、500 mm/s (歪速度10 1/s程度)の2水準、試験温度は室温とし、最大荷重に達する直前の19%歪を付与した後に除荷した。この後、SEMによりL面と平行になる平行部表面のすべり線観察を行った。

2.4 ボイド観察のための切欠材曲げ除荷試験

ボイドの形態と発生サイトを調べる観点から、B鋼を用いて試験片全長を短くした切欠試験片による曲げ除荷試験を実施した。試験片全長を41~43 mmに変え、延性き裂進展途中で試験片が変形して受け側治具をはずれるようにし、進展途中の延性き裂先端近傍の観察を行った。変位速

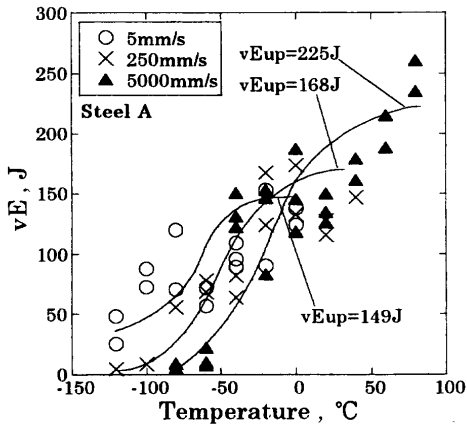


Fig. 3. Relationship between vE and test temperatures at various displacement rates.

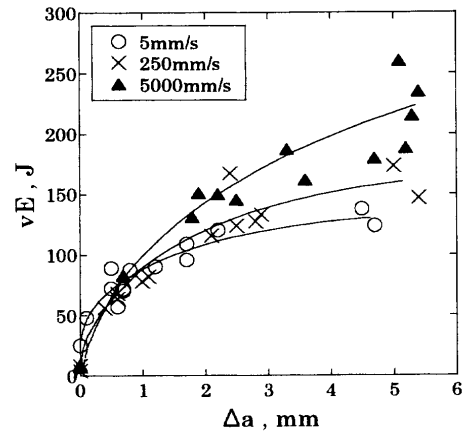


Fig. 5. Relationship between vE and Δa at various displacement rates.

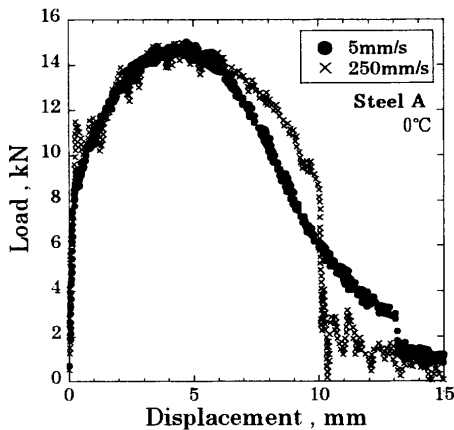


Fig. 4. Typical load-displacement curves at displacement rates of 5 and 250 mm/s.

度は5, 250, および 5000 mm/s の3水準, 試験温度は室温とした。試験後に板厚中心部で試験片を切断し, 研磨, ナイタル腐食を行いSEM観察に供した。

3. 実験結果

3.1 切欠材曲げ破断試験および破面マクロ観察結果

Fig. 3 に切欠材の曲げ破断試験における吸収エネルギー (vE) と試験温度の関係を示す。低温側で vE のばらつきが認められるものの, 変位速度の増大に伴って延性-脆性遷移温度は高温側に移行している。また, 全面延性破壊が生じる場合の吸収エネルギー (上部棚吸収エネルギー: $vEup$) に着目すると, 変位速度の増大にしたがって増加していることがわかる。Fig. 4 に変位速度5および250 mm/s, 試験温度0°Cでの荷重-変位曲線の例を示す。この図から, 同一変位における荷重は最大荷重までは変位速度にあまり影響されないのに対し, 最大荷重以後では変位速度の影響が大きくなっている。すなわち, 本試験のような切欠曲げ試験においては, 延性き裂進展の大部分が最大荷重以後に生じるというこれまでの知見¹⁰⁾ から判断すると,

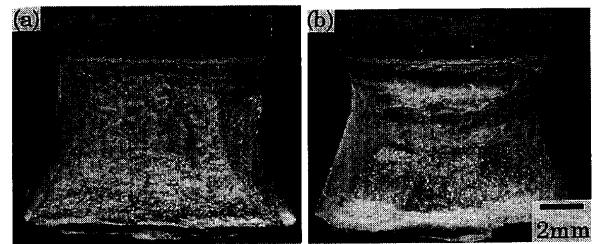


Fig. 6. Macroscopic fracture surface appearance of steel A (0°C, Displacement rates: (a) 5 mm/s, (b) 5000 mm/s).

変位速度増大が延性き裂の発生よりも進展過程に対してより大きな影響を及ぼしていることを示唆するものである。

試験温度 $-120^{\circ}\text{C}\sim 80^{\circ}\text{C}$ で行った試験片に対して破面のマクロ観察から測定した平均延性き裂進展距離 (Δa) と vE の関係を Fig. 5 に示す。この曲線の傾きは延性き裂が単位長さ進展する際に必要なエネルギー, すなわち延性き裂進展抵抗に相当するものであり, Δa が1mm程度まではほとんど差がないものの, それ以上になると次第に変位速度の影響が出始め, 変位速度が大きい程その傾きが大きくなっている。換言すると, 変位速度が大きくなるにしたがい延性き裂進展抵抗が増加することを示している。なお, vE は延性き裂進展以前の吸収エネルギーも含んでいるが, 延性き裂進展特性のみを抽出するために変位速度5および250 mm/sの試験について最大荷重以降の吸収エネルギーを用いて同様な評価を行ったが, この場合にも変位速度依存性が認められることから, 延性き裂進展特性の変位速度依存性は明らかである。また, Δa が0.8mm程度まではノッチ鈍化が進行し延性き裂は発生してないことを変位速度5, 250 mm/sの試験片について確認しており, そのため Δa が1.0mm程度までは延性き裂進展抵抗の変位速度依存性が現れていないと思われる。Fig. 6 に試験温度0°C, 変位速度5および5000 mm/sでの典型的破面のマクロ写真を示す。変位速度5 mm/sの延性破面では繊維状破面 (FF) 中に多くの粗大なポイド (これは後述するように粗大なディンプルに対応する) がみられ, シアーリップ (SL) 面積は

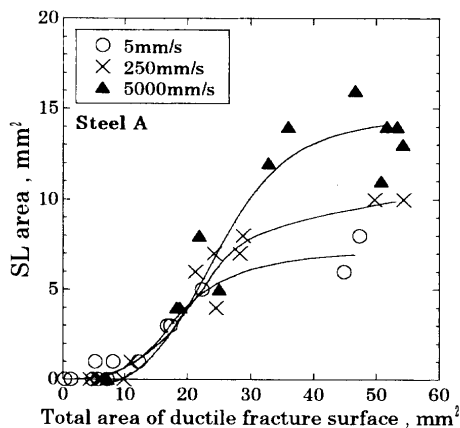


Fig. 7. Relationship between SL area and total area of ductile fracture surface.

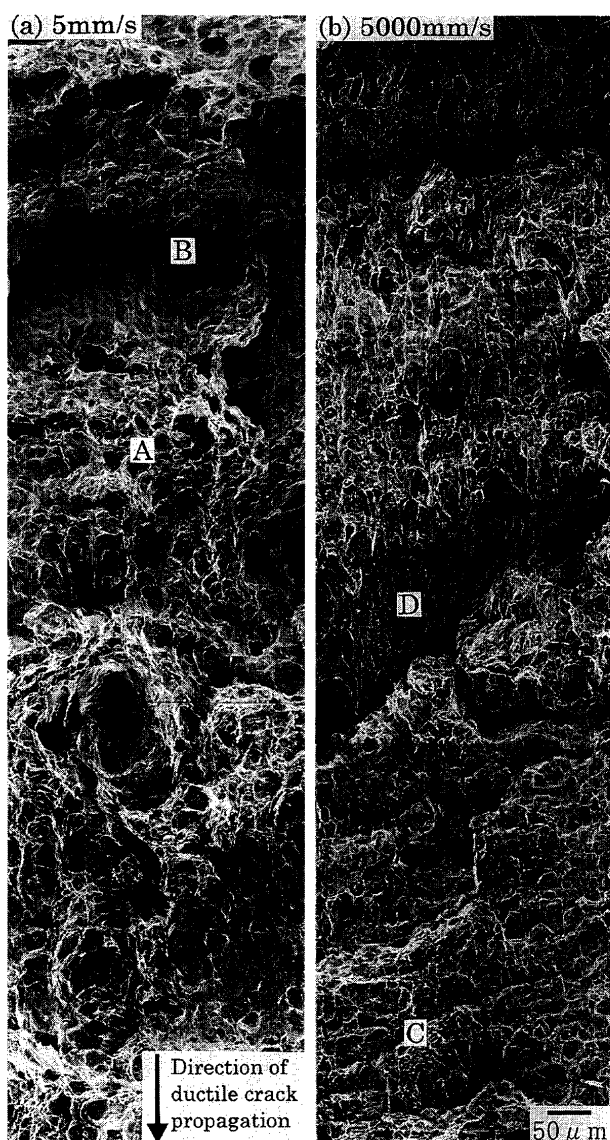


Fig. 8. Microscopic fracture surface appearance of FF area in steel A (0°C, Displacement rates: (a) 5 mm/s, (b) 5000 mm/s).

小さくなっている。一方、変位速度 5000 mm/s の延性破面では FF 中に粗大なポイドは少なく、SL 面積が大きい。つまり、変位速度の増大によりマクロ的には SL 面積が増大

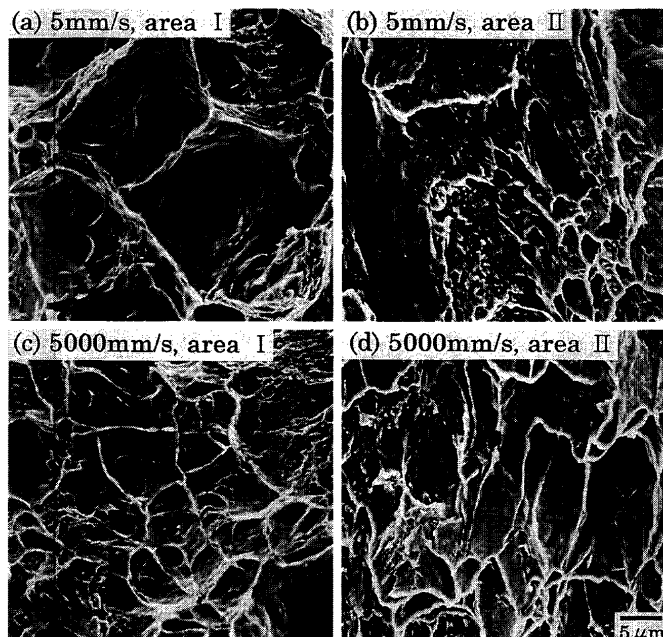


Fig. 9. High magnification images of FF area in steel A (0°C, Displacement rates: (a), (b) 5 mm/s; (c), (d) 5000 mm/s).

し、ミクロ的には FF の形態に変化が生じる。Fig. 7 に SL 面積と全延性破面面積 (FF 面積と SL 面積の合計) の関係の変位速度依存性を示す。全延性破面面積が 25 mm² 程度までは変位速度依存性は小さいが、それ以上では変位速度が大きいほど SL 面積が増加している。以上から SL 面積の増大が延性き裂進展抵抗の増加に寄与していることがわかる。

3.2 ミクロ変形組織観察の結果

以下では 3.1 で示した代表的な試験片について、SEM により行った破面観察および断面観察の結果を示す。変位速度が大きく異なる 5 および 5000 mm/s での FF の形態を Fig. 8 に、その拡大写真を Fig. 9 に示す。観察は試験片板厚の中心、延性き裂進展量 0.3 mm から 2.5 mm の間で行った。試験温度 0°C、変位速度 5 mm/s で形成された FF 中には等軸ディンプル主体の領域 (Fig. 8(a) 中 A 部) が多く、一部少ないながら伸長ディンプルを主体とする領域も存在する (Fig. 8(a) 中 B 部)。ここでは FF 中の等軸ディンプル主体領域を領域 I、伸長ディンプル主体領域を領域 II と呼称することにする。領域 I は 100 μm 前後の粗大なディンプルと微細なディンプルの混合形態であり、Fig. 9(a) の拡大写真から微細ディンプルはさらに 20 μm 前後のディンプルと 5 μm 以下のディンプルに大別される。なお、前述したように Fig. 6(a) のマクロ破面写真でみられたポイドは粗大なディンプルに対応している。領域 II は Fig. 9(b) に示すように延性き裂進展方向に伸長した凹凸の少ない伸長ディンプルが主体である。

一方、変位速度 5000 mm/s で形成された FF も領域 I (Fig. 8(b) 中 C 部) と領域 II (Fig. 8(b) 中 D 部) からなるが、変

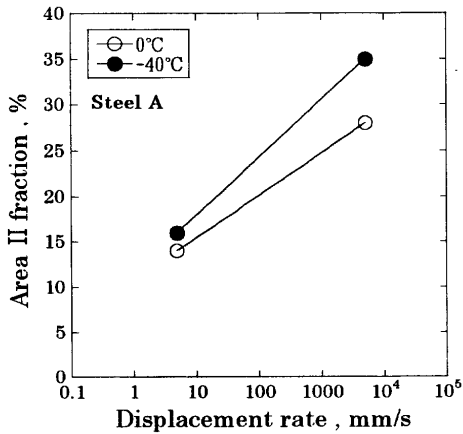


Fig. 10. Relationship between area II fraction and displacement rate.

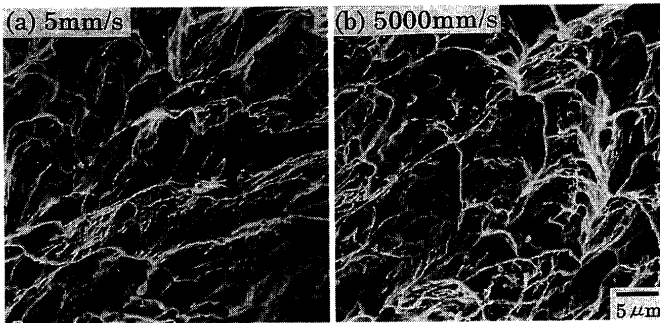


Fig. 11. Microscopic fracture surface appearance of SL area in steel A (-40°C, Displacement rates: (a) 5 mm/s, (b) 5000 mm/s).

位速度 5 mm/s の破面に比べて領域 II の比率が増大しており、領域 I と領域 II が延性き裂進展方向に交互に繰り返す形態となっている。領域 I には変位速度 5 mm/s で認められた 100 μm 程度の粗大な等軸ディンプルは少なく、微細な等軸ディンプルの寸法も変位速度 5 mm/s の破面に比べて小さくなっている (Fig. 9(c))。領域 II (Fig. 9(d)) は変位速度 5 mm/s の破面と同様に延性き裂進展方向に伸長した凹凸の少ない伸長ディンプルであるが、変位速度 5 mm/s の破面に比べて微細化しているのが特徴である。Fig.10 に FF 中の領域 I と領域 II の比率の変位速度依存性を板厚方向 40 μm × き裂進展方向 1500~2500 μm の領域について調べた結果を示す。変位速度の増大に伴い領域 II の面積率が顕著に増加する傾向が確認できる。

Fig.11 に SL の SEM 観察結果を示す。SL のマイクロ形態は伸長ディンプル主体であり、変位速度による形態の差は認められない。

以上をまとめると延性破面形態の歪速度依存性は次のように整理できる。延性き裂進展により形成された延性破面は繊維状破面 (FF) とシアールリップ (SL) からなるが、変位速度増大により FF 中の伸長ディンプル主体領域 (領域 II) の比率が上昇し、さらにマクロ的には SL 面積が増大する。

Fig.12 に切欠曲げ試験片延性破面直下の断面を光学顕微

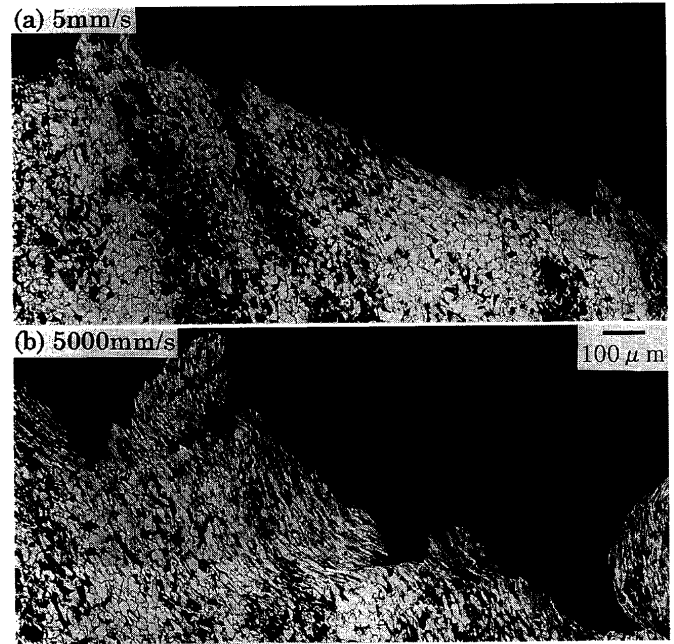


Fig. 12. Microscopic appearance of cross-sectioned plane of steel A (-40°C, Displacement rates: (a) 5 mm/s, (b) 5000 mm/s).

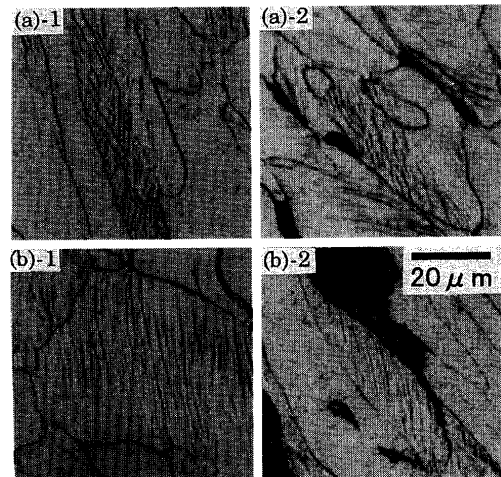


Fig. 13. Slip line appearance of cross-sectioned plane at various displacement rates in steel A (-40°C, Displacement rates: (a-1) (a-2) 5 mm/s; (b-1) (b-2) 5000 mm/s).

鏡により観察した結果を示す。変位速度 5 mm/s では延性破面の凹凸が少ないのに対し、変位速度 5000 mm/s では破面の凹凸が大きく、巨視的延性き裂進展方向 (図の水平方向左向き) に対して約 45 度傾いた破面がジグザグに進展している。また、延性破面直下のフェライト粒の変形も変位速度 5000 mm/s の方が大きい。この結果から、変位速度が高いほど延性き裂進展に伴う実質的なき裂進展長が長く、かつ塑性変形量も大きいことがわかる。Fig.13 に、より高倍率で観察した延性破面直下のフェライト粒内のすべり線形態を示す。変位速度 5 mm/s では 1 つのフェライト粒内に複数方向のすべり線が多く認められ、多重すべりが容易に生じている (Fig.13(a)-1, (a)-2)。これに対して、変位速

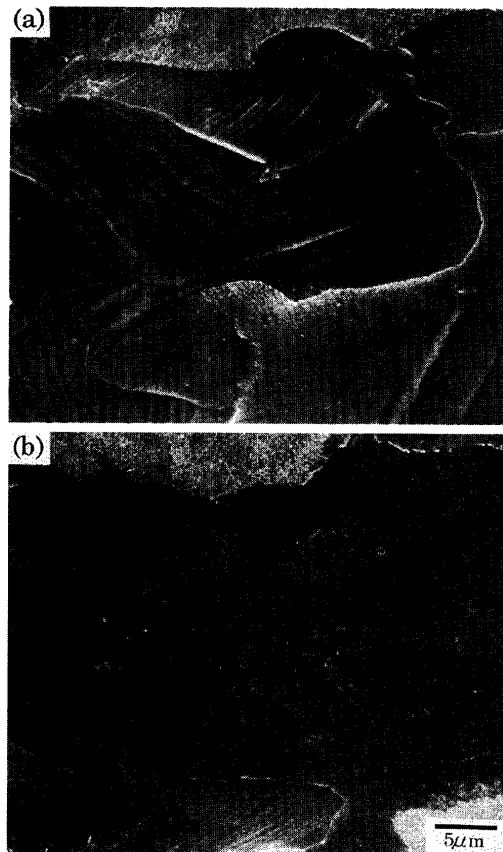


Fig. 14. Slip line appearance of tensile specimen of steel A (30°C, Displacement rates: (a) 0.05 mm/s, (b) 500 mm/s).

度 5000 mm/s では 1 つのフェライト粒内のすべり線は 1 方向に揃ったものが主体であり、変位速度の増大により多重すべりが抑制されている (Fig.13(b)-1, (b)-2)。

3.3 平滑引張実験結果

Fig.14 に試験温度 30°C, 変位速度 0.05 および 500 mm/s で公称歪 19% を与えた後に観察した平行部表面の SEM 像を示す。変位速度 0.05 mm/s では 1 つのフェライト粒内に複数方向のすべり線が多く認められ、さらに個々のすべり線の形態は波状 (wavy) のものが多い (Fig.14(a))。一方、変位速度 500 mm/s でのすべり線は 1 つのフェライト粒内では 1 方向に揃っていることが多く、さらに波状すべりの傾向は変位速度 0.05 mm/s に比して小さく、全体的に直線状である (Fig.14(b))。このことから、歪速度増大により多重すべりおよび交差すべりが抑制されていることがわかる。多重すべりについては、切欠曲げ破断材と本試験は同じ結果を示しており、すべり形態に及ぼす変位速度の影響は大きいと結論できる。

3.4 切欠曲げ除荷実験結果

Fig.15 に変位速度 5, 250 および 5000 mm/s で行った除荷試験後の断面 SEM 観察結果を示す。観察部位は Fig.15(a) に模式図で示すような進展途上の延性き裂先端近傍である。各変位速度における延性き裂進展長はそれぞれ 3, 2.5 および 1 mm 程度である。延性き裂先端近傍においてははい

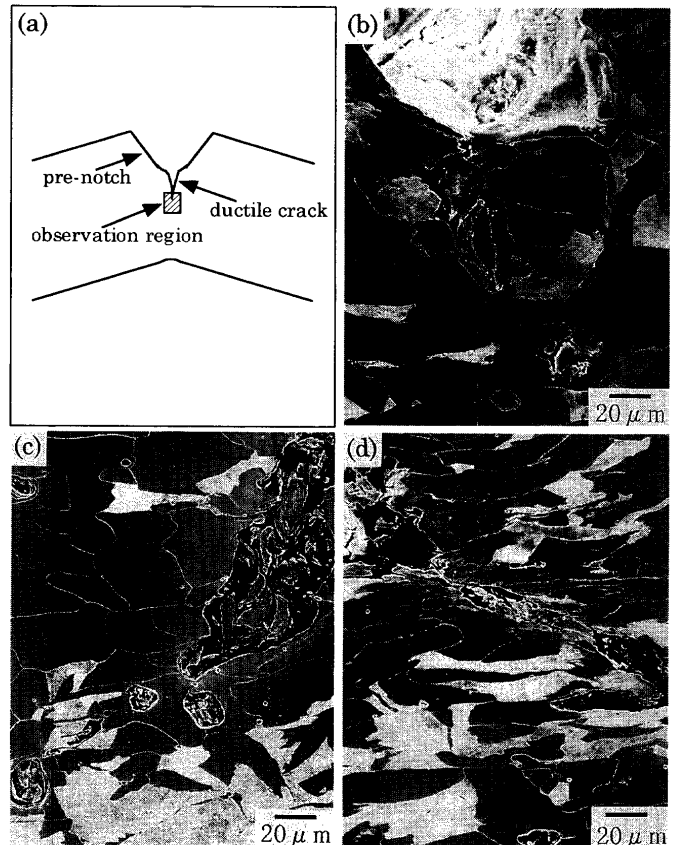


Fig. 15. Void appearance near the ductile crack tip in steel B (30°C, (a) schematic illustration of observation region, Displacement rates: (b) 5 mm/s, (c) 250 mm/s, (d) 5000mm/s).

ずれの変位速度においてもボイドの生成が認められた。ボイドの近傍には変位速度によらずパーライト組織が存在しており、一次ディンプルの発生サイトとしてパーライトが作用しているのは明白である。しかしながら、ボイドの形態には変位速度による差が認められ、変位速度 5 および 250 mm/s においては等軸状のボイドが主体である (Fig.15(b), (c)) のに対し、変位速度 5000 mm/s においてはボイドの形態は伸長した形態である (Fig.15(d))。このようなボイドの形態については次章にて考察する。

4. 考察

本実験により変位速度増大、すなわち歪速度の増大が延性き裂進展抵抗の増加をもたらすことが確認された。さらに荷重-変位曲線の歪速度依存性が延性き裂進展開始後に特に顕著に現れたこと、延性き裂進展機構の歪速度依存性が破面上に明確に確認されたことから、すべり線の発生状況やその形態などの高速変形中での変形挙動そのものがき裂進展と大きく関係しているのは明白である。このことは、延性き裂の進展挙動が強度増加をもたらす微視的な転位密度などの物理量だけでは一義的に決まらないことを間接的に示している。そこで、以下では歪速度の変化によって延

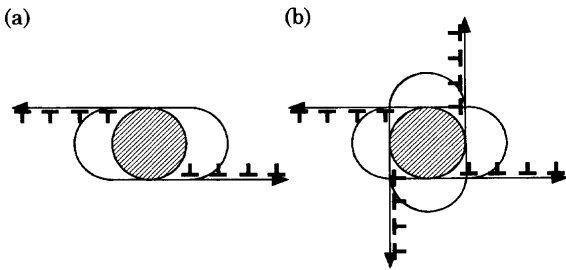


Fig. 16. Model of void growth under various slip systems ((a) single slip system, (b) double slip system).

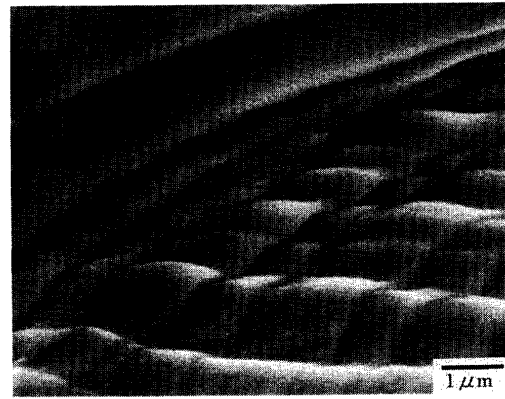


Fig. 17. Multiple slip appearance in steel A (30°C, Displacement rate: 0.05 mm/s).

性き裂進展挙動が異なる理由について考察する。

歪速度の増大による延性破面形態の変化は既に述べたようにFF（繊維状破面）とSL（シアーリップ）の両方に現れる。まず、FFにおいては等軸ディンプル主体領域と伸長ディンプル主体領域が存在し、歪速度が大きくなるにしたがって前者の面積率が減少し、しかも個々のディンプル寸法の低下が生じる。つまり伸長ディンプル主体領域の増大をもたらす。一方、SLにおいては歪速度に関わらず主体は伸長ディンプルであるが、歪速度増大に伴いSLの面積率が増大する傾向を示し、全体として伸長ディンプルの領域が増える。これらの変化に共通するのは、歪速度が増大した場合にはいずれも等軸ポイド主体領域（ミクロ的なポイド発生・成長・合体）の生成割合が抑制され、伸長ディンプルを主体とする破面形態に変化していることであり、より大きな塑性変形を必要とする伸長ディンプル主体破面への変化が延性き裂進展抵抗増大と密接に関係していることを表している。次に等軸ポイド主体領域形成のいずれの過程に歪速度が影響したのかを検討し、すべり形態の歪速度依存性との関係について考察する。

最初にポイドの発生について述べる。除荷試験材の延性き裂先端近傍におけるポイド観察結果によれば、歪速度によらずパーライトとフェライト界面あるいはパーライト内部において数 $10\mu\text{m}$ のポイドが確認されている (Fig.15)。また、き裂先端近傍におけるポイドの分布状態にも歪速度依存性は少ない。このようにポイドの発生については歪速度の影響は小さい。すなわち、上述の歪速度増大に伴う等軸ポイド面積率の低下はポイドの成長あるいは合体過程の変化がより支配的と考えられる。

ポイドの成長過程については、疲労破壊におけるポイド拡大の幾何学的モデルとして、Machlin がすべりによるポイド拡大モデルを示している¹¹⁾。これをすべりの多重性との関係から考察するとFig.16のように理解できる。まず、(a)に示すように球状硬質相に1つのすべり系のみが作用した場合を考えると、ポイドの拡大（成長）方向は図中の両側に示したすべり方向に限定される。他方、(b)のように2方向にすべり系が作用した場合、ポイドは2軸方向に拡大することができる。つまり、すべりの多重性が大きいほどポイドの等軸成長が容易であることを示している。歪

速度が小さい場合には同一フェライト粒内において多重すべりが頻繁に生じ、かつ等軸ポイドの成長が促進されていた実験事実と一致する。これに対して、歪速度が大きい場合には多重すべりそのものが抑制されるために、等軸ポイドの成長が抑制されることは容易に推定される。したがって、この機構が歪速度増大による等軸ポイド形成抑制の一因であると思われる。

著者らは、本供試材のポイド合体は主に微細な二次ポイド形成による隣接一次ポイド同士の結合であることを示している³⁾。実験結果で示したように Fig. 9 において観察された $5\mu\text{m}$ 以下のディンプルが二次ポイドに対応する。一次ポイドの発生サイトは主に硬質相のパーライトであったが、もし二次ポイドの発生サイトが同じくパーライトや他の硬質相である場合にはポイド合体の抑制も Fig.16 により説明が可能である。しかし、Fig. 9(a), (c) の二次ディンプルの底に必ずしも硬質相粒子が観察されないことから、マトリクス内の硬質相の存在しない領域においても二次ポイドが発生すると考えられる。微視的にみればポイドの発生サイトとして第二相の存在は必須ではないという報告¹²⁾もあり、転位セル壁といった局所的変形集中部がポイド発生サイトになり得ることが指摘されている。本実験においては平滑引張試験で密に存在するすべりの交差部が確認されており、これらが二次ポイドの発生サイトになる可能性が指摘できる (Fig.17)。歪速度が小さい場合には同一フェライト粒内において作用するすべり系の数が多いために、そのようなすべりの交差部が多くなるとともに、交差部において二次ポイドの生成要因となる空孔そのものが頻繁に発生するためにポイド合体はさらに促進されるものと考えられる。反対に歪速度が大きい場合にはすべり系の数が少ないために必然的にすべりの交差部が少なくなり、空孔が発生する頻度は相対的に小さくなりポイド合体は抑制されるものと推定される。このような歪速度増大によるポイド合体抑制も明らかに等軸ポイドの形成抑制をもたらしているものと判断できる。

以上の考察から、歪速度による延性き裂進展機構の変化

と延性き裂進展特性への影響は次のように考えることができる。すなわち、延性き裂進展特性の歪速度依存性が発現する因子として、すべりの多重性、交差性という変形不均一性の変化が大きな要因となっている。歪速度が小さい場合には、多重すべりや交差すべりが容易であるため、パーライト等の硬質相からの等軸ポイド成長が促進されることに加え、多重すべりの交点等からの二次ポイド発生が容易なため、ポイド同士の合体も同時に促進される。それ故、延性破面のうち繊維状破面は等軸ポイド主体となり、個々のポイド寸法は大きくなる。これらの過程は相対的に小さい塑性変形で達成されるため、延性き裂進展抵抗は結果として小さくなる。他方、歪速度が大きい場合には多重すべりや交差すべりが抑制されるため、パーライトから発生したポイドの等軸成長は生じにくく、しかも二次ポイドによるポイド同士の合体も抑えられるため、ポイドの合体はせん断変形が集中するまで生じ得ない。結果として等軸ディンプル主体領域が減少して伸長ディンプル主体領域が増加することになる。シアリップについてはミクロ的形態は歪速度依存性を有していないが、歪速度増大によりその面積率が增大する。その結果、変位速度が小さい場合に比較して延性き裂進展に伴う塑性変形量が大きくなり、延性き裂進展抵抗が増大するものと結論できる。

5. 結言

建築用 490 MPa 級フェライト-パーライト鋼を用いて切欠材の延性き裂進展抵抗に及ぼす歪速度の影響およびその機構について検討し、以下の知見が得られた。

(1) 歪速度の増大により延性き裂進展抵抗は著しく増大する。

(2) 歪速度の増大は多重すべりや交差すべりの発生を抑え、そのため等軸ポイドを主体とする領域が少なくなり、より多くの塑性変形を要する破面形態、すなわち繊維状破面中の伸長ディンプル主体領域やシアリップが増大することになる。その結果、延性き裂進展に伴う塑性変形量が増加し、延性き裂進展抵抗が増大する。

(3) 多重すべりと交差すべりの減少は一次ポイドに作用するすべり系の種類を制限することになり、ポイドの等方的な成長を抑制する。また、二次ポイドの発生核となりうる多重すべりの交点等も減少することから、二次ポイドの生成頻度も小さくなり、これに起因するポイドの合体過程も抑制する。これらの複雑な効果によって等軸ポイドから伸長ポイド主体のミクロ破面形態に変化したものと考えられる。

文 献

- 1) M.Toyoda: *Weld. J.*, **12** (1995), 31.
- 2) 繰り返し大変形を受ける建築鉄骨溶接接合部の強度と靱性, 日本溶接協会編, 東京, (1996), 119.
- 3) H.Furuya, R.Uemori and S.Aihara: *CAMP-ISIJ*, **11** (1998), 1116.
- 4) 建築鉄骨の地震被害と鋼材セミナーテキスト, 日本溶接協会編, 東京, (1998), 75.
- 5) 軽水炉一次系健全性の破壊力学的評価に関する研究 (III), 日本溶接協会原子力研究委員会 5DF 小委員会編, 日本溶接協会, 東京, (1987), 121.
- 6) H.Furuya, H.Shimanuki, T.Inoue, J.Kobayashi and Y.Hagiwara: *CAMP-ISIJ*, **10** (1997), 470.
- 7) K.Kussmaul and T.Link: *Nucl. Eng. Des.*, **151** (1994), 489.
- 8) J.M.Barsom and S.T.Rolfe: *Fracture and Fatigue Control in Structures*, Prentice-Hall Inc., New Jersey, (1987), 145.
- 9) 金田重裕, 新村 豊, 渡辺佐千雄, 町田 進: 日本造船学会論文集, **154** (1983), 434.
- 10) T.Tani and M.Nagumo: *Metall. Trans. A*, **26A** (1995), 391.
- 11) E.S.Machlin: *NACA Tech. Rep.*, (1949), 929.
- 12) K.S.Vecchio and R.W.Hertzberg: *J. Mater. Sci.*, **23** (1988), 2220.