モード I とモード II の混合モード負荷条件における 薄板鋼材の延性-ぜい性遷移挙動*

高 松 徹^{*1}, 市 川 昌 弘^{*1}

Ductile-Brittle Transition Behavior in Sheet Specimens of Carbon Steels under Mode I-II Mixed Mode Loading

Tohru TAKAMATSU and Masahiro ICHIKAWA

This paper is concerned with the ductile-brittle transition behavior in sheet specimens of carbon steels under mode I-II mixed mode loading conditions. Mixed mode tests were carried out on 1.6 mm thick center-cracked sheet specimens of S50C and HT50 under various mixed mode loading conditions in the ductile-brittle transition temperature region using the testing method proposed by the present authors. In this method, the loading condition can be varied by changing the angle between the loading direction and the crack plane. The specimen width and the crack length were also changed. From the experiments, it was shown that the fracture appearance varied with decreasing test temperature, independent of the loading direction, as follows: (a) a ductile crack initiates and then extends, (b) a ductile crack initiates and then extends as a brittle cleavage crack, and (c) a cleavage crack initiates and extends. The upper limit temperature below which cleavage fracture can occur showed a tendency to decrease with increasing mode II component in the case of S50C, but it was almost constant and independent of the loading direction in the case of HT50.

Key Words: Combined Stress, Brittle Fracture, Ductile Fracture, Crack Propagation, Ductile-Brittle Transition, Sheet Specimen, Carbon Steel

1. 緒 言

鉄鋼材を使用した機械・構造物の健全性評価のためには、き裂材の延性-ぜい性遷移特性を明らかにすることが必要である。したがってこれまでも、さまざまな鉄鋼材についてその特性が実験により求められている。ただしそれらはモード I 単独の負荷条件の場合であるため、複雑な負荷条件にある機械・構造物の健全性評価のためには、モード I 以外の場合についても検討する必要がある。しかしそのような検討はこれまでほとんど行われていないようである。そこで筆者らは、前報⁽¹⁾において厚さ 1.6 mm の 2 種類の薄板鋼材 (S20C, HT50) を用いて、中央き裂材のモード II 単独の負荷条件における延性-ぜい性遷移挙動を調べ、モード I の場合との比較を行った。なお平滑材についても、横堀ら⁽²⁾が低炭素鋼の丸棒平滑材を用いて引張試験とねじり試験を行って、両負荷の遷移温度はほぼ等しいという結果を示しているほかには、この種の研究は見当たらない。

本報では、2 種類の薄板鋼材 (S50C, HT50) を用いて図 1 に示すようなモード I とモード II の混合モード

試験を行って、延性-ぜい性遷移温度および遷移温度域のき裂進展方向に与える混合モード条件の影響について検討した。さらに遷移温度域の最高荷重条件についても検討した。図 1 の混合モード試験法は筆者らが提案した⁽³⁾もので、中央き裂材を用いて引張荷重の負荷角度を $0 \sim 90^\circ$ の範囲に変えて負荷して行うものである。 $\beta = 0^\circ$ でモード I、 $\beta = 90^\circ$ でモード II 状態となり、 $0^\circ < \beta < 90^\circ$ で混合モード状態となる。なお、この試験法による板厚 1.0 mm の 2024-T3A1 合金薄板材

図 1 混合モード試験法

* 原稿受付 平成 4 年 2 月 19 日。

*¹ 正員、電気通信大学 (〒182 調布市調布ヶ丘 1-5-1)。

の混合モード荷重下の安定き裂発生条件に関してはすでに報告⁽⁴⁾している。

2. 実験方法

供試材は厚さ 1.6 mm の熱間圧延鋼板 S50C および 50 キロ級高張力鋼 HT50 の薄板材である。それらの化学成分および機械的性質を表 1, 2 に示す。試験片は中央き裂材で、その寸法および形状を図 2 に示す。A 型試験片はその板幅を 70 mm とし、板幅き裂長さ比 ($\alpha=2c/W$, ただし $2c$ は予き裂長さ) を 0.3, 0.5, 0.7 とかえたが、さらに $\alpha=0.5$ として平行部幅 42 mm お

表 1 供試材の化学成分 (wt. %)

Materials	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Ti
S50C	0.51	0.19	0.71	0.02	0.01	---	---	---
HT50	0.10	0.24	0.68	0.74	0.14	0.28	---	0.42

表 2 供試材の機械的性質

Materials	Yield Stress σ_y , MPa	Tensile Strength σ_B , MPa	Reduction of Area %
S50C	461	769	42
HT50	376	517	44

(a) A型試験片

(b) B型試験片

(c) C型試験片

図 2 試験片形状および寸法

よび板幅 98 mm の試験片も製作した。疲労き裂は片振り引張疲労試験を行って供試材の圧延方向に直角に導入した。引張試験はインストロン型試験機を使用してクロスヘッド速度 3 mm/min の条件で行った。負荷角度は板幅 70 mm については 0, 15, 45, 60, 75, 90° の 6 とおりとし、42 mm, 98 mm については 0, 45, 90° の 3 とおりとした。

図 3 に実験に使用した負荷装置を示す。この負荷装置は、これまでの筆者らの混合モード試験で用いた負荷装置⁽³⁾に低温槽を取付けたものである。実験は、室温ならびにそれぞれの荷重条件における遷移温度を中心に試験温度を変えて行った。試験温度は、予き裂両端近傍の温度を熱電対 (CA タイプ、予き裂端近傍の 2 箇所に配置) で測定しながら、低温槽内に配置したパイプの穴 (吹出し口が予き裂近傍になるように配置) から液体窒素 (-196°C) の吹出し量をコントロールして変化させた。なお、本実験の方法では試験温度を約 $\pm 5^{\circ}\text{C}$ の範囲で制御可能である。

3. 実験結果と考察

3.1 破壊の様相 破壊の様相は、両供試材とも混合モード条件 (負荷角度) にかかわらず、温度の低下に伴って以下のような 3 とおりに変化することがわかった。①延性き裂のみによる破壊、②延性き裂発生後へき開き裂に移行するタイプの破壊、③へき開き裂のみによる破壊。以上の破壊様相の変化は、これまで報告されている厚板試験片を用いたモード I 試験の結果⁽⁵⁾と同様である。

図 3 負荷装置

図 4 に破壊した試験片を示す (S50C, $W=98$ mm, $\alpha=0.5$, $\beta=45^\circ$). 図 4 (a) は試験温度 (T) が -81.6°C で試験したときの破壊様相①を示したもので, その延性き裂は予き裂方向から若干傾いた方向に発生している. 図 4 (b) は試験温度 -92.0°C で試験したときの破壊様相②を示したもので, 延性き裂発生後, 予き裂に約 60° 傾いた方向にへき開き裂が進展している. また, それらの破面を走査電子顕微鏡で観察した結果, 図 4 (a) の延性き裂の破面はせん断負荷方向に引伸されたせん断ディンプルとなっており, 図 4 (b) のへき開き裂の破面は擬へき開破面となっており, 擬へき開破面上にはリバーパターンが認められた. また, リバーパターンの様相は β によらないが, ディンプルの様相は β が大きくなりモード II 成分が増加するにつれて, 等軸ディンプルからせん断ディンプルに変化することがわかった. なお以上のようなディンプルの様相の変化は, 2024-T3A1 合金の結果⁽⁴⁾と同様であった.

3.2 き裂発生方向 図 5 に 2 種類の材料からなる A 型試験片のき裂発生方向 θ と試験温度の関係を

図 4 破壊した試験片の様相

示す ($W=70$ mm, $\alpha=0.5$). θ は図 5 に示すように予き裂方向からの角度で, 図中の黒塗り印は前述の破壊様相①を, 半塗り印は破壊様相②を, また白抜き印は破壊様相③を示している. なお, ②の場合はへき開き裂の θ をプロットしたが, へき開き裂に先立って①の場合と同じ方向に延性き裂が進展する. 図 5 より両供試材とも以下のことがいえる. モード I 単独の場合は, 破壊様相にかかわらず引張荷重軸に直角, すなわち予き裂方向に発生する. モード II 単独の場合は, 延性き裂はほぼ予き裂方向に発生するが, へき開き裂は予き裂に約 64° 傾いて生じる. 混合モードの場合は, 延性き裂の方向とへき開き裂の方向は大きく異なり, また β によっても異なる. ただし $\beta=15^\circ$ の場合は, 見掛け上延性き裂の方向とへき開き裂の方向はほぼ等しい. また, 破壊様相②, ③を示す場合のへき開き裂の θ を最大接線方向応力説⁽⁶⁾から求めた値と比較すると, 例

図 5 き裂発生方向と試験温度の関係 (A 型試験片)

えばモード II の値は最大接線方向応力説より求まる値 (70.5°) より若干小さいが, ほかの β の測定結果を総合すると, へき開き裂の θ は全体として最大接線方向応力説にほぼ一致することがわかった。また A 型試験片で $\alpha=0.3, 0.7$ の場合や B, C 型試験片の場合の θ も図 5 の値とほぼ一致した。

3.3 最高荷重条件 図 6 に, A 型試験片の両供試材の室温と遷移温度領域における荷重-変位曲線の最高荷重 $P_{\max}$ と温度の関係を示す ($W=70$ mm)。ただし, 両供試材とも $\alpha=0.3, 0.5, 0.7$ に対してそれぞれ $\beta=0, 15, 45, 60, 75, 90^\circ$ と変えたが, 図が複雑になるので β について区別せずにプロットした。HT50 の遷移温度のデータは比較的狭い温度範囲に集っているが, これは前述のようにおのおのの β の実験を遷移温度を中心に行ったことと, 後で示すように HT50 の遷移温度が β や α によりあまり変わらないためである。図 6 の結果には β の影響も含まれているので区別しにく

いが, 両供試材とも当然のことながら $P_{\max}$ は α が大きくなるにつれて小さくなる。また, 破壊様相①, ②を示す場合, 2024-T3A1 合金に対する結果⁽³⁾と同様に β が大きくなるにつれて $P_{\max}$ は小さくなる傾向にある。

図 7 に図 6 の結果をミーゼスの相当応力 $(\sigma_e)_{\max}$ と温度の関係で整理したものを示す。なお, 2024-T3A1 合金に対する結果⁽³⁾より, $(\sigma_e)_{\max}$ は実験の範囲では β および α によらずほぼ一定で, 供試材の降伏応力に等しいという結果が得られている。ミーゼスの相当応力は次式 (1) の応力集中を無視した最小断面に対する公称応力より求めた。

$$\sigma_e = \sqrt{\frac{1}{2} \{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + \sigma_1^2 + \sigma_2^2\}} \cdots \cdots (1)$$

ここで,

$$\sigma_1, \sigma_2 = \frac{\sigma_y}{2} \pm \sqrt{\left(\frac{\sigma_y}{2}\right)^2 + \tau_{xy}^2}$$

図 6 $P_{\max}$ と温度の関係 (A 型試験片)

図 7 $(\sigma_e)_{\max}$ - 試験温度の関係 (A 型試験片)

$$\sigma_y = \frac{P \cos \beta}{B(W-2c)}, \quad \tau_{xy} = \frac{P \sin \beta}{B(W-2c)}$$

であり、 $2c$ は予き裂長さである。

また図 7 中の点線は供試材の引張強さ σ_B の温度特性である。

図 7 より、両供試材とも破壊様相①および②を示す場合の $(\sigma_e)_{\max}$ は、ばらつきは大きいが α および β の影響が比較的小さいことがわかる。また B、C 型試験片の $(\sigma_e)_{\max}$ も図 7 の値とほぼ一致している。したがって本実験の範囲では、遷移温度域で延性き裂の進展を示す場合の最高荷重条件は、第一近似としてミーゼスの相当応力一定の条件により表されるといえる。ただし、試験片の板幅(またはリガメント幅)がさらに大きな場合の最高荷重は、これまでのモード I の場合のほかに研究結果⁽⁷⁾⁽⁸⁾と同様に、 $(\sigma_e)_{\max}$ が一定で示される応力より小さな値となることが予想される。なお、 $(\sigma_e)_{\max}$ の計算においてはき裂進展量が小さいので予き裂長さをを用いたが、き裂進展量を考慮しても図 7 の結果に対してほとんど影響しない。

3・4 遷移温度と混合モード条件の関係 遷移温度は一般的には吸収エネルギー、破面、塑性変形量などをパラメータとして定義されるが、本報では遷移温度をへき開破壊を示す最高温度 T_D (上記の②の破壊様相を示す最高温度) で表し、その温度に与える混合モード条件の影響について検討した。この最高温度の検討は実用的にも重要であると思われる。

図 8 に T_D と β の関係を示す。ここで T_D は本報では、破壊様相①を示す最低温度と、破壊様相②を示す最高温度の範囲として求めた。ただし、実験は T_D の範囲が約 10°C 以内となるように行った。図 8 より、S50C の T_D は W および α によらず β が大きくなる(モード II 成分が増加する)につれて明らかに低温側に移行する傾向にあることがわかる。この場合、モード II の T_D はモード I の T_D より約 80°C 低温側にある。一方 HT50 の T_D はばらつきが大きい W , α , および β によらずほぼ一定とみなせる。また S50C と HT50 を比較すると、HT50 のほうが全体として低温側であることがわかる。なお、前報⁽²⁾の S20C に対するモード II の T_D は S50C の場合と同様にモード I より低温側(約 50°C)にあるので、S20C の混合モードの T_D と β の関係は S50C と同様の傾向を示すことが予想される。

次に、図 8 の結果に対して考察を行う。一般的に遷移温度(吸収エネルギー、破面、塑性変形量などをパラメータとした)は応力三軸度が増すほど高温側に移行することが知られている。 T_D に対しても同じように

応力三軸度が影響すると思われる。混合モード荷重下のき裂前方の応力三軸度に関しては、東郷ら⁽⁹⁾が弾塑性有限要素解析を行って検討している。ただし材料は溶接構造用圧延鋼 SM41A とし、混合モード試験法は 3 点および 4 点曲げ試験の場合である。その結果より、応力三軸度はモード II 成分が支配的となるに従って小さくなる傾向を示している。このことは、材料が異なる場合も同様であると思われるので、S50C について得られた T_D と β の関係(モード II 成分が多くなるにつれて低温側に移行する)は、応力三軸度の観点からも説明できる。これに対し、HT50 の T_D は両モードでほぼ等しくなっており、さらに考察を要する。

遷移温度に対しては結晶粒径の影響も考えられるのでこの点について検討する。引張荷重下の遷移温度は、粒径が小さくなると低温側に移行することが示されている⁽¹⁰⁾。しかしせん断荷重下の遷移温度に与える結晶

(a) S50C

(b) HT50

図 8 T_D と負荷角度 β の関係

粒径の影響に関しては、平滑材に対しても検討されていない。ただし、平滑材に対する引張りとねじりのへき開破壊強度はどちらも $D^{-1/2}$ (ここで、 D は結晶粒径) に比例して増加する傾向にあり、また引張りよりねじりの粒径依存性のほうが小さいことが示されている⁽¹¹⁾。そこでへき開破壊強度の場合と同様に T_D の粒径依存性もモードⅡのほうが小さいと仮定すれば、粒径が小さくなるにつれて両モードとも T_D は低温側に移行するが、両モードの T_D の差はしだいに小さくなることが予測される。本供試材に対して組織観察を行った結果、S50C はパーライトが支配的な組織であり、パーライト集団組織の間にフェライトが若干認められ、パーライト集団組織の大きさを粒径とすると約 20 μm であった。HT50 はフェライトとパーライトからなる微細な組織で、粒径は約 6 μm であった。したがって、HT50 の場合モードⅠとモードⅡの T_D がほぼ等しいという結果は、結晶粒径の観点から説明できる可能性がある。

さらに、遷移温度に対しては板厚やリガメント幅 (または板幅) の影響も考えられるのでこの点についても検討してみる。板厚を大きくした場合、モードⅠの応力三軸度は増加するので T_D は高温側に移行するが、モードⅡの場合は前述の理由からあまり変わらないと考えられる。したがって、HT50 において板厚を大きくした場合を考えると、モードⅠの T_D は高温側に移行するので、 T_D と β の関係は S50C と同様の傾向を示すことが予想される。S50C の場合は、モードⅠとモードⅡの差がさらに大きくなることが予想される。次に、リガメント幅を大きくした場合を考えると、モードⅠの遷移温度は高温側に移行することが示されている⁽¹²⁾。本研究ではリガメント幅の影響を、き裂長さおよび板幅をかえて検討したが、本実験の範囲内では負荷条件にかかわらず、 T_D に対するリガメント幅の影響はほとんど認められなかった。リガメント幅をさらに大きくした場合、モードⅡの T_D もモードⅠと同じように高温側に移行することが予測される。しかしリガメント幅に対する依存性がモードⅠの場合と同じかどうかは不明である。

以上の検討より、図 8 の結果はある程度説明できるが、今後モードⅠ以外の負荷条件における T_D に与える板厚、リガメント幅、ならびに結晶粒径の影響に関して実験的検討が必要であろう。

4. 結 論

中央き裂をもった厚さ 1.6 mm の 2 種類の薄板鋼材 (S50C, HT50) について、遷移温度域でモードⅠとモードⅡの混合モード試験を行った結果以下のことが明らかとなった。

(1) 両供試材とも破壊の様相は、負荷条件によらず、温度の低下にしたがって以下の 3 とおりに変化した。①延性き裂のみによる破壊、②延性き裂が発生した後へき開き裂に移行するタイプの破壊、③へき開き裂のみによる破壊。へき開き裂の発生方向は破壊様相②および③いずれの場合も、最大接線方向応力説にほぼ一致する。

(2) へき開破壊を示す最高温度 (上記の②の挙動を示す最高温度) と混合モード条件 (負荷角度) の関係は、本実験の試験片寸法条件の範囲ではモードⅡ成分が大きくなるにつれて低温側に移行するタイプ (S50C) とほぼ一定となるタイプ (HT50) があることがわかった。

(3) 破壊様相①および②を示した場合の最高荷重でのミーゼスの相当応力は、本実験の範囲では板幅き裂長さ比および混合モード条件 (負荷角度) によらず、ほぼ一定となる。

本研究は文部省科学研究費補助金 [一般(C)] により行われたことを記し、謝意を表す。また本実験に協力された本学学生山岡 徹君 [現在住友重工業(株)]、森田康男君 [現在ファナック(株)]、新井 忠君 (現在 NYK)、宇井太郎君 [現在横河ヒューレットパッカー(株)] に感謝する。

文 献

- (1) 高松・市川, 機論, 54-501, A(1988), 1076.
- (2) 横堀・北川, 日本材料強度学会誌, 6-2(1971), 51.
- (3) 高松・市川, 機論, 56-532, A(1990), 2411.
- (4) 高松・市川, 機論, 57-540, A(1991), 1738.
- (5) 小林・ほか 2 名, 機論, 52-473, A(1986), 143.
- (6) Erdogan F. and Sih, G. C., Jour. Basic Engng., Trans. of the ASME, Ser. D, 85(1963), 519.
- (7) Broek, D., *Elementary Engineering Fracture Mechanics*, (1974), 181, Noordhoff International Publishing Leyden.
- (8) 田中・ほか 2 名, 日本材料強度学会誌, 13-4(1971), 51.
- (9) 東郷・ほか 2 名, 機論, 56-523, A(1990), 559.
- (10) 日本金属学会強度委員会編, 金属材料の強度と破壊, (1964), 221, 丸善.
- (11) 横堀, 材料強度学, (1970), 131, 岩波書店.
- (12) 宮田, 機論, 48-426, A(1982), 125.