へき開き裂発生点と破壊靱性値の寸法効果に関する研究*

(第1報, SM400C 鋼の延性-脆性遷移温度領域での結果)

辻 毅^{*1}, 坂本 欣也^{*2}
安藤 柱^{*3}, 三村 宏^{*4}Size Effect on Cleavage Crack Initiation Sites and Fracture Toughness
(1st Report, Result on Ductile-Brittle Transition
Temperature Region of SM400C Steel)Kiichi TSUJI, Kinya SAKAMOTO,
Kotoji ANDO and Hiroshi MIMURA

Fracture toughness tests were performed at -50°C in the ductile-brittle transition temperature region for a low-strength steel SM400C using 0.3T, 0.5T, 0.8T and 1T compact specimens. All the locations of the cleavage crack initiation sites and fibrous crack shapes were investigated in detail from the fracture surface using by a scanning electron microscope and a binocular stereoscopic microscope. The probabilistic characteristics of cleavage fracture toughness and the thickness effect of cleavage crack initiation sites were analysed systematically. All cleavage crack initiation sites were found within a certain distance from the specimen surfaces. By locating all the sites and investigating fibrous crack shapes, the plane strain regions in specimens were deduced. The criterion for obtaining plane strain at the midplane of the specimens is given by $B \geq 0.004(K_{IC}(J)/\sigma_{ys})^2 + 0.01$. This criterion indicates the specimen thickness necessary for the plane strain condition to be fairly smaller than the size requirements in ASTM Standard E399.

Key Words: Fracture Toughness, Size Effect, Ductile-Brittle Transition Temperature, Plane Strain Condition, Crack Initiation Site, Weibull Distribution, Weakest Point Search Effect, Fractography

1. 緒 言

鉄鋼材料の破壊靱性値は機械・構造物等の非延性破壊に対する安全裕度を評価する上で必要不可欠であり, 重要な材料パラメータである。この内, 材料定数である破壊靱性値を評価するための規格には, ASTM 規格 E399⁽¹⁾, ASTM 規格 E813⁽²⁾ および JSME 規格 S001⁽³⁾ がある。これらの規格によれば, 材料定数である破壊靱性値となるための板厚条件はそれぞれ次式で与えられる。

ASTM 規格 E399⁽¹⁾

$$B \geq 2.5(K_{IC}/\sigma_{ys})^2 \quad \cdots \cdots \cdots (1)$$

ASTM 規格 E813⁽²⁾, JSME 規格 S001⁽³⁾

$$B \geq 25J_{IC}/\sigma_{fs} \quad \cdots \cdots \cdots (2)$$

ここで, B は試験片板厚, σ_{ys} は降伏応力, σ_{fs} は流動応力である。両規格の板厚条件を比較すると, 大きな差異があり, 式(1)のほうがはるかに大きい板厚を

要求している。そのために, 遷移温度領域において, 式(1)の板厚条件を満足する破壊靱性試験を実施することは極めて困難である。一方, 最近 Anderson ら⁽⁴⁾ は遷移温度領域において, 破壊靱性値が板厚に依存しなくなる条件として, 次式を提案している。

$$B \geq 200J_c/\sigma_{fs} \quad \cdots \cdots \cdots (3)$$

式(3)は ASTM 規格 E813⁽²⁾ や JSME 規格 S001⁽³⁾ の式(2)に比べて8倍厳しい板厚条件を要求している。しかし, ASTM 規格 E399⁽¹⁾ に比べると, 降伏応力にもよるが, 約1/8の緩やかな条件となっている。

ところで, 延性-脆性遷移温度領域におけるへき開形破壊靱性の特徴の一つは, 限界 J 積分 (J_c) や限界 COD (δ_c) が寸法効果を有することである。従来より, この寸法効果の原因は次の2点に起因していると言われている。(1)き裂先端部における塑性拘束の程度差。(2)き裂前縁の最弱点の統計的分布すなわちワイブル的な容積効果。しかし, いずれが正しいかに関しては, 明解な回答が見当たらない。

一方, 著者らは, 板厚を変えた多数の小形試験片を用いて, へき開破壊発生点と繊維状延性き裂の形状を詳細に調査することにより, 板厚中央部が平面ひずみ状態となるための板厚条件式(4)を提案した⁽⁵⁾⁽⁶⁾。ただし, 試験片板厚 B の単位は m である。

* 1993年10月2日 第71期全国大会講演会において講演, 原稿受付 1994年10月6日。

*¹ 正員, 桐蔭学園横浜大学工学部 (〒225 横浜市青葉区鉄町1614)。

*² 正員, 横浜国立大学大学院 (〒240 横浜市保土ヶ谷区常盤台156)。

*³ 正員, 横浜国立大学工学部。

*⁴ 横浜国立大学工学部。

$$B \geq 0.004(K_c(J)/\sigma_{ys})^2 + 0.01 \quad \cdots \cdots (4)$$

さらに、へき開形破壊靱性値の板厚依存性と上式とから、ある程度以上の板厚の試験片におけるへき開形破壊靱性の板厚効果は、上記の(2)に起因していることを明らかにした⁽⁵⁾⁽⁶⁾。しかし、前報⁽⁵⁾の高強度鋼で得られた式(4)は低強度鋼に対しても成立するかどうか不明である。さらに、板厚中央部が平面ひずみとなるための条件式は、式(1)のごとき ASTM 規格 E399⁽¹⁾に準じた降伏応力 σ_{ys} の二次式か、あるいは式(2)のごとき ASTM 規格 E813⁽²⁾ や JSME 規格 S001⁽³⁾ に準じた流動応力 σ_{fs} の一次式か、いずれが妥当なのかについて検討を加えなかった。

そこで、本報では、低強度鋼 SM400C から試験片寸法が異なる 4 種類の CT 試験片を製作し、延性-脆性遷移温度領域において破壊靱性試験を実施した。それらの試験片のへき開き裂発生点および繊維状延性き裂進展形状の板厚依存性を詳細に調査することにより、試験片中央部が平面ひずみとなる条件式(4)は低強度鋼に対しても成立することを明らかにした。さらに、へき開形破壊靱性値の板厚依存性とその統計的性質についても詳細に検討した。

表 1 化学成分 [wt.%]

Material	C	Si	Mn	P	S
SM400C	0.16	0.24	0.88	0.016	0.004

表 2 機械的性質

Material	Temperature (°C)	Yield Strength (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Elongation (%)
SM400C	R. T.	304	461	30.0
SM400C	-50	412	567	-

図 1 へき開き裂発生点と Y および繊維状延性き裂進展形状と S_D の定義図

2. 供試材と実験方法

供試材は溶接構造用圧延鋼材 (SM400C) であり、その化学成分とその機械的性質を、それぞれ表 1 と表 2 に示す。試験片は ASTM 規格 E813⁽²⁾ に準じた CT 試験片であり、1TCT, 0.8TCT, 0.5TCT および 0.3TCT の計 4 種類である。ただし、0.3TCT 試験片は 0.5TCT の標準試験片と同一寸法であり、試験片板厚のみを 7.5 mm とした。試験片本数は各板厚 10 本ずつの合計 40 本である。なお、図 2 および図 3 の $B=30$ mm の結果は文献(7)から引用した三点曲げ試験の結果である。試験片の採取方向は L-T 方向であり供試材の中央部と試験片の板厚中央部を一致させた。試験に先立ち、試験片の切欠先端部には、ASTM 規格 E399⁽¹⁾ に従い、疲労予き裂を導入した。試験には 250 kN のオートグラフを使用した。試験時のクロスヘッド速度 V は 1TCT, 0.8TCT では $V=1.5$ mm/min に、また、0.5TCT, 0.3TCT では $V=1.0$ mm/min とし、応力拡大係数速度 $\dot{K}$ を約 $1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ にそろえた。本供試材のシャルピー衝撃試験の上部棚温度は約 10°C であり、試験温度は遷移温度領域にあたる -50°C である。試験温度は所定温度の $\pm 1^\circ\text{C}$ の範囲以内に制御した。試験時には、荷重 P とクリップゲージ変位 V_g の関係を X-Y レコーダで記録した。 J 積分値は P - V_g 曲線より ASTM 規格 E813⁽²⁾ の式で評価した。限界 J 積分 J_c は不安定へき開破壊発生時の値とした。なお、安定き裂成長が認められた場合には、ASTM 規格 E813 の式で J 積分の補正を施した。破壊靱性値 $K_c(J)$ は、次式を用いて J 積分から算出した。

$$K_c(J) = \{EJ_c/(1-\nu^2)\}^{1/2} \quad \cdots \cdots (5)$$

ここで、 E はヤング率、 ν はポアソン比である。試験後、図 1 に定義された試験片表面からへき開き裂発

図 2 $K_c(J)$ と板厚 B の関係

生点までの距離 Y と繊維状延性き裂の進展量を双眼実体顕微鏡や走査形電子顕微鏡を用いて測定した。さらに、繊維状延性き裂進展量の測定結果をもとに、試験片表面から繊維状延性き裂進展量が一定となる点までの距離 S_D (図1) を J 積分の関数として評価した。なお、繊維状延性き裂進展量が一定とならない場合には、 S_D は定義できない。

3. 実験結果とその考察

3・1 破壊靱性値の板厚依存性と統計的性質 本実験で得られた -50°C における $K_{IC}(J)$ と板厚との関係を図2に示す。これらの $K_{IC}(J)$ 値は式(1)を満足していないので ASTM 規格 E399 に従った K_{IC} とみなすことはできない。また、図3には、これらの試験片を用いて得られた破壊靱性値をワイブル確率紙に打点した例を示す。これらの試験片では、繊維状延性き裂進展後にへき開破壊をしたものと、そうでないものと両方が認められた。図2および図3では、延性き裂進展以前にへき開破壊したデータを黒塗りの記号で、延性き裂進展後で最大荷重に達する以前にへき開破壊したデータを白抜きの記号で、さらに最大荷重を越えてからへき開破壊したデータを半黒塗りの記号で示した。これらの試験片では、破壊機構が異なる結果を含んでいるが、全体としては次式で与えられるワイブル分布によく従っている。

$$F(K_{IC}(J)) = 1 - \exp\{-(K_{IC}(J)/b)^c\} \quad \cdots \cdots (6)$$

ここで、 c は形状母数、 b は尺度母数である。試験片の板厚が 7.5 mm から 25 mm までの試験片では、形状母数 c は試験片の板厚が増加するに伴い低下する傾向を示している。また、試験片の板厚が 25 mm, 30 mm の場合には、 c は約 3 程度であり、板厚 B が小さい場合に比べて、かなり小さい値を示している。さらに、 $B=30$ mm の三点曲げ試験片では、延性き裂成長がほとんどない -70°C と -50°C の場合には、形状母数

c が約 3.2 であるのに対して⁽⁷⁾、延性き裂成長が顕著な -30°C の場合には、形状母数 c は 7.1 と相当大きくなっている⁽⁷⁾。これらのことより、最大荷重点を越えてからへき開破壊が発生する試験片が多い上部棚領域では、 $K_{IC}(J)$ の形状母数 c が大きくなる傾向が伺える。この原因については、後の傾向と併せて、後程検討する。

次に、各試験片で得られた $K_{IC}(J)$ 値の尺度母数 b に着目すると、試験片板厚が 20 mm から 30 mm の範囲内では、 b は試験片板厚が増大するにつれて減少し、通常のへき開形破壊靱性に特有の板厚依存性を示している。これに対して、試験片板厚が 20 mm から 7.5 mm までの範囲内では、 b の値は試験片板厚が減少するにつれて減少する傾向を示している。この傾向は、通常のへき開形破壊靱性の板厚依存性とは逆の傾向である。この原因は、次の二点に起因している。第一は、図2において、半黒塗りの記号で示した最大荷重を越えてからへき開破壊した試験片本数は板厚 B が減少するにつれて増加する。第二は、それらの $K_{IC}(J)$ 値は、板厚 B が減少するにつれて減少する傾向を示していることにある。以上のことから、最大荷重点を越えてからへき開破壊が発生する試験片が多い上部棚領域付近においては、へき開破壊靱性の板厚依存性と統計的性質に関する次のような特色が読み取れる。(a) 延性き裂成長が顕著な場合には、形状母数 c の値が、そうでない場合に比べて大きくなる。(b) 最大荷重を越えてからへき開破壊する場合には、 $K_{IC}(J)$ 値のばらつきは小さく、しかも通常の寸法効果とは逆の傾向を示す。この原因を考察するために、関連因子をリストアップしてみると、(イ) 延性き裂成長によるプロセスゾーン寸法拡大の影響⁽⁸⁾、(ロ) 試験片が耐えられる J 積分の範囲 J_{sat} および最大荷重時の J 積分 J_{pm} の影響、および(ハ) 試験機をも含めた試験系のコンプライアンスの

図3 -50°C における $K_{IC}(J)$ のワイブル分布

図4 プロセスゾーン寸法拡大の影響を検討するための J - R 曲線の模式図

影響の三点が考えられる。

まず、(イ)延性き裂成長によるプロセスゾーン寸法拡大の影響を検討するために、図4にJ-R曲線の模式図を示した^{(10)~(12)}。一般に、材料の破壊靱性値は場所場所で異なり、全体としては大きなうねりをなしていることが知られている⁽¹³⁾。そこで、材料の破壊靱性値の分布が、図中の点線で示されるような試験片AとBを考える。延性き裂前縁のJ値は、R曲線上を進展するために、へき開破壊はJ-R曲線と材料の靱性分布曲線との交点で発生する。すなわち、試験片AおよびBでは、それぞれ図中のQ点およびR点でへき開破壊が発生し、 J_c^A および J_c^B なる破壊靱性値が得られることになる。このように、延性き裂が発生してからへき開破壊する場合には、き裂先端の掃引容積が増大するため、あたかも板厚が増加したのと同様な効果が生じて、得られる破壊靱性値は相対的に低くばらつきも小さくなる⁽⁸⁾。このことは、延性き裂の成長がなくて、材料の靱性分布曲線AやBと鈍化曲線の交点のみで破壊

靱性値が決まる場合と比較すれば容易に理解できることである。

次に、(ロ)試験片が耐えられるJ積分の範囲 J_{sat} および最大荷重時のJ積分 J_{pm} の影響を検討する。図4において、 J_{pm} は最大荷重時のJ積分であり、 J_{sat} はその試験片が示し得る最大のJ積分である。これらの J_{pm} や J_{sat} は試験片のリガメント長さ a と流動応力 σ_f との積に比例すると考えられる値である^{(9)~(12)}。一方、延性き裂発生時のJ積分 J_i は試験片寸法にあまり依存しない値である。なお、これらの J_i 、 J_{pm} および J_{sat} に関する上記のごとき特性は図2からもおおむね明らかである。以上のことと先述の J_i 、 J_{pm} および J_{sat} に関する特性より、へき開破壊靱性の板厚依存性と統計的性質に関する上記の(a)、(b)のごとき特性を容易に理解することができる。当然のことながら、延性き裂発生後で最大荷重点以前にへき開破壊する場合の破壊靱性値 J_c は、 $J_i \leq J_c \leq J_{pm}$ の間に存在している。さらに、延性き裂発生後で、しかも最大荷重点以後にへき開破壊する場合の破壊靱性値 J_c は、 $J_{pm} \leq J_c \leq J_{sat}$ の間に存在することになる。

次に、(ハ)試験系のコンプライアンスの影響について検討する。 $\dot{P}$ を作用荷重速度、 C を試験系のコンプライアンス、 $\dot{V}_c$ をクロスヘッド速度とすると、試験片の荷重線変位速度 $\dot{V}_g$ は次式で与えられる。

$$\dot{V}_g = \dot{V}_c - C\dot{P} \quad \dots\dots\dots (7)$$

式(7)より明らかなように、最大荷重以前では $C\dot{P}$ 分だけ試験片の荷重線変位速度 $\dot{V}_g$ が低下するのに対して、最大荷重以後では、逆に $C\dot{P}$ 分だけ試験片の荷重線変位速度 $\dot{V}_g$ が増加する。そのために、最大荷重点を越えてからの $K_c(J)$ が相対的に低下して、破壊靱性値のばらつきの範囲が小さくなったものと考えられる。

3・2 へき開き裂発生点と平面ひずみ条件 繊維

状延性き裂成長が大きい場合と、極めて小さい場合の破面写真例を図5(a)、(b)に示した。図中の矢印はへき開き裂発生点である。図5(a)には、試験片板厚が7.5mmの場合のマクロ写真とSEM写真を示した。この場合には、繊維状延性き裂が発生後に、へき開き裂がほぼ板厚の中央部で発生している。矢印の部分を拡大したSEM写真を、やはり図5(a)に示した。丸印の中央が微視的に観察されたへき開き裂発生点である。これに対して、図5(b)の試験片板厚が25mmの場合には、若干の繊維状き裂が観察されるものの、へき開き裂がほぼ直接発生している。しかも、この場合のへき開き裂発生点は試験片表面から5.89mmの位置にあり、板厚中央部からかなりはずれた位置に存

図5 破壊発生点の破面写真とSEM写真

図6 $K_c(J)$ と Y との関係 図7 Y の最小値 S' と板厚 B との関係

在している。

図6に、すべての試験片において得られた $K_c(J)$ 値と Y との関係を示した。なお、 Y は図1のごとく、試験片表面からへき開き裂発生点までの最短距離である。図6(a)は、試験片板厚が7.5 mmの場合である。へき開き裂はほぼ板厚中央部の $Y=2.06\sim3.75$ mmの範囲内のみで発生している。いま、この試験片で得られた Y の最小値を S' とすると、この場合の S' は2.06 mmとなる。図6(b)は試験片板厚が12.5 mmの場合である。へき開き裂は板厚中央部から若干はずれて発生する場合があるものの、ほぼ(a)と同様な傾向を示している。図6(c)は試験片板厚が20 mmの場合である。へき開き裂は板厚中央部付近とそうでない部分の両方から発生している。また、このときの S' は4.76 mmである。図6(d)は試験片板厚が25 mmの場合である。へき開き裂は表面から5.89 mm以上内側に入った位置のみで発生している。しかも、図5(b)のごとく、板厚中央部からかなりはずれた位置にもかなり多くのへき開き裂発生点が観察される。

以上のことから、へき開き裂の発生点に関する次のような二つの傾向が伺える。(1)へき開き裂は試験片

図8 板厚方向応力 σ_z の分布の模式図

表面からある程度以上内側に入った位置のみで発生している。(2)各板厚の試験片で、 Y と $K_c(J)$ の間には Y が増加すると $K_c(J)$ 値が変化するという特定な傾向が見られない。前述のごとく、すべての試験片では、その中央部を供試鋼板の板厚中央部にほぼ一致させてある。さらに、前報⁽⁷⁾で示したごとく、供試鋼板の表面と内部では、結晶粒径に大きな差異は認められていない。したがって、へき開き裂発生点が上記(1)、(2)のような特性を示したのは、力学的な条件の差異に起因していると結論される。

図7に、 S' と試験片板厚 B との関係を示した。この図には、前報⁽⁵⁾の高強度鋼に関する結果も含まれている。各試験片の S' は、試験片板厚が25 mm以下では試験片板厚が増加するにつれて増加するが、試験片板厚が25 mm以上ではほぼ飽和して $S'=6$ mmとなっている。ここで、 S' の板厚に対する飽和値を S_c とすると、この場合の S_c は6 mmとなる。

一般に、へき開破壊はき裂先端部の塑性拘束すなわち三軸応力度に極めて敏感である。試験片の表面は平面応力状態であるが、内部に行くにつれて板厚方向の応力 σ_z は次第に増加し、ある程度以上の板厚の試験片では、内部は平面ひずみ状態になる。これらの点に十分に配慮しながら、試験片板厚 B と板厚方向応力 σ_z の分布との関係について検討した結果を図8に示

す、図8の(a), (b)の場合には、板厚中央部に三軸応力度が生じているが、平面ひずみ状態には達していない。したがって、この場合には、へき開き裂は三軸応力度が最も高いA点、あるいはその付近で発生すると考えられる。(c)はちょうど平面ひずみ状態に達している場合である。この場合には、へき開き裂は三軸応力度が最も高い板厚中央部、あるいはその付近で発生すると考えられる。(d)のように板厚が十分大きい場合には、A点からC点までの範囲内が平面ひずみ状態に達している。つまり、この範囲の応力状態は等価であり、へき開き裂はA点からC点までの平面ひずみ状態にある領域からランダムに発生すると考えられる。

以上のことを利用すれば、へき開き裂発生点を詳細に調査することにより、平面ひずみ状態になっていた部分を推定することができる⁽⁵⁾⁽⁶⁾。つまり、図7の S' が飽和していない板厚20 mmまでの試験片では、板厚中央部は平面ひずみ状態に達していないと考えられる。したがって、 σ_z の分布状態は、板厚の薄いほうからそれぞれ図8の(a)あるいは(b)に対応していると言える。これに対して、 S' が飽和している $B=25$ mmと30 mmの試験片では、試験片の中央部付近は完全な平面ひずみ状態に達していると考えられる。したがって、この場合の板厚方向応力 σ_z の分布状態は図8の(d)に対応していると言える。

3.3 繊維状延性き裂形状と平面ひずみ条件 試験片板厚が小さい場合には、板厚方向応力 σ_z が小さいすなわち塑性拘束が弱いために、塑性変形が容易でシェアリップが形成されやすい。しかし、試験片板厚が増加するにつれて、予き裂先端部の三軸応力が強くなり塑性拘束が増加する。そのために、ある程度以上の板厚の試験片では、繊維状の延性き裂が発生する。したがって、繊維状延性き裂進展形状からも、板厚内

部の応力状態をある程度推定することが可能である。試験片板厚が25 mmの試験片で観察された繊維状延性き裂のマクロおよびSEM写真を図9(a), (b)に示した。この写真および図5(a)から得られた、繊維状延性き裂およびせん断形き裂成長量の板厚方向の分布状況を図10(a), (b)に示した。図10(a)の場合には、繊維状延性き裂の進展量は、試験片の表面から内側に入るにつれて大きくなり、中央部付近ではほぼ一定値を示している。これに対して、図10(b)の場合には、繊維状延性き裂の進展量は、試験片の表面から内側に入るにつれて大きくなり、中央部付近ではほぼ最大値を示している。したがって、この場合には S_D は定義できない。試験片表面からこの繊維状延性き裂の進展量が一定となる点までの距離を図1および図10(a)のごとく S_D とする。この S_D の内側では、三軸応力すなわち塑性拘束が一定であると考えられる。したがって、この部分は平面ひずみ領域、すなわち図8(d)のAC部分に相当していると結論される。このことから、繊維状延性き裂進展量が一定となっている部分を測定することにより、平面ひずみ状態となっている部分を推定できる。

3.4 板厚中央部が平面ひずみ状態となるための条件式

3.2節では、平面ひずみが達成されていない試験片では、へき開き裂はほぼ板厚中央部から発生するのに対して、平面ひずみが達成されている試験片では平面ひずみの領域からランダムに発生することを明らかにした。さらに、3.3節では、平面ひずみの領域では、繊維状延性き裂進展量がほぼ一定であることを明らかにした。これらの性質を利用して、緒言で問題点として指摘した、「板厚中央部が平面ひずみとなるための条件式は、式(1)のごときASTM規格E399に準じた降伏応力 σ_{ys} の二次式か、あるいは式(2)のごときASTM規格E813に準じた流動応力 σ_{fs} の一次式か、いずれが妥当なのか？」を検討する。

図9 繊維状延性き裂を伴った破面写真と破壊発生点付近のSEM写真

図10 繊維状延性き裂進展形状

図1に示した S_D と (J_c/σ_{fs}) または $(K_c(J)/\sigma_{ys})^2$ との関係を図11(a), (b)に示した。図中には、降伏応力が大きく異なるHT80鋼とSM400C鋼の結果が含まれている。両図を比較してみると、 $(K_c(J)/\sigma_{ys})^2$ で整理した図11(b)のほうがまとまりが良いようである。次に、図1の Y から決定した試験片表面から平面ひずみとなる点までの距離(S)と (J_c/σ_{fs}) または $(K_c(J)/\sigma_{ys})^2$ との関係を検討した。そのデータには前報⁽⁶⁾の高強度鋼の結果も利用した。スペースの関係で図は省略したが、どちらで整理しても、特に有為な差異は認められなかった。そこで、以後は、試験片中央部が平面ひずみとなる条件式を、ASTM規格E399に準じた $(K_c(J)/\sigma_{ys})^2$ をパラメータとする式で整理することとする。

著者らは、前報において、試験片の板厚中央部が平面ひずみとなるための板厚条件式(4)を提案した。式(4)の誘導には高強度鋼に関する実験結果を利用した。図12は、この式(4)が本研究で使用した低強度鋼

に対しても適用できるか否かを検討するためのものである。縦軸は $(K_c(J)/\sigma_{ys})^2$ であり、横軸は図1の Y と S_D である。図中の実線は、前報⁽⁵⁾⁽⁶⁾で提案した式(8)で与えられる S である。なお、この S は式(4)で与えられる B の半分である。

$$S \geq 0.002 \left(\frac{K_c(J)}{\sigma_{ys}} \right)^2 + 0.005 \dots \dots \dots (8)$$

図中に、黒塗の記号で示した結果は、3・2節で述べたごとく、試験片の板厚中央部が平面ひずみに達していないときの Y である。これに対して、白抜きの記号で示した結果は、試験片の板厚中央部が平面ひずみに達して、しかもその平面ひずみ領域からへき開き裂が発生したときの Y である。また、図中の半黒塗の記号は S_D である。したがって、黒塗の記号が式(8)で示される実線の左側に位置し、白抜きの記号が図中の実線の右側に位置し、さらに半黒塗の記号で示した S_D が式(8)によく対応していれば、前報で得られた式(8)は、低強度鋼に対しても適用可能であると結論される。図12には、NiCrMoV鋼、HT80鋼および本研究で使用したSM400C鋼の結果が含まれている。図12より、上記の式(8)はこれまでの実験結果⁽⁵⁾⁽⁶⁾および本研究で実施した実験結果に対して良く成立していることがわかる。

これより、式(8)は、高強度鋼のみならず低強度鋼に対しても適用可能であると結論される。したがって、試験片の板厚中央部が平面ひずみになる板厚条件は、 $B \geq 2S$ より式(9)となる。ただし、 B の単位はmである。図12において、実験によりその妥当性が確認され

(a) J_c/σ_{fs} と S_D の関係

(b) $(K_c(J)/\sigma_{ys})^2$ と S_D の関係

図11 E813型およびE399型による整理

図12 強度レベルの異なる材料も含めた $(K_c(J)/\sigma_{ys})^2$ と Y, S_D の関係

ている式(9)の成立範囲は $(K_c(J)/\sigma_{ys})^2$ の値が 2~0.01 m の範囲である。

$$B \geq 0.004 \left(\frac{K_c(J)}{\sigma_{ys}} \right)^2 + 0.01 \quad \dots\dots\dots (9)$$

4. 結 論

低強度鋼 SM400C から、試験片寸法が異なる 4 種類の CT 試験片を製作し、延性-脆性遷移温度領域において、合計 40 本の破壊靱性試験を実施した。それらの試験片のへき開き裂発生点および繊維状延性き裂進展形状とその板厚依存性を詳細に調査した。さらに、へき開破壊靱性値の統計的性質についても詳細に検討した結果、次のような結論が得られた。

(1) へき開き裂発生点は、試験片表面からある程度以上内側に入った位置のみに存在していた。さらに、へき開き裂や繊維状延性き裂は三軸応力に敏感であることに留意して、へき開き裂発生点や繊維状延性き裂進展量の板厚依存性を詳細に調査することにより、試験片の平面ひずみ領域を決定することができた。

(2) 前報の高強度鋼で得られた、試験片の板厚中央部が平面ひずみとなるための板厚条件である次式は、低強度鋼である SM400C に対しても適用できることが判明した。

$$B \geq 0.004 \left(\frac{K_c(J)}{\sigma_{ys}} \right)^2 + 0.01$$

ただし、成立範囲は $\{K_c(J)/\sigma_{ys}\}^2 \geq 0.01$ [m] である。また、試験片厚さ B の単位は m である。

(3) 寸法が異なる各試験片の破壊靱性値はかなり良くワイブル分布に従っていた。しかし、形状母数 c には大きな寸法効果が認められた。この原因を、延性き裂成長や最大荷重点と関連づけて、試験片が耐えられる J 積分の範囲、延性き裂成長によるプロセスゾーン寸法拡大の影響および試験機をも含めた試験系のコンプライアンスの影響の三点から考察した。

本研究で使用した供試材は川崎製鉄(株)よりご提供いただいた。また、実験に際して、桐蔭学園横浜大学卒 研究生、川村昌洋君と清田恭央君より熱心な協力を得た。ここに記して、以上の方々に心からの謝意を表す。

文 献

- (1) ASTM 規格 E399, (1983), ASTM.
- (2) ASTM 規格 E813, (1987), ASTM.
- (3) JSME 規格 S001, (1981), 日本機械学会.
- (4) Anderson, T. L. and Dodds, R. H., J. Testing and Evaluation, *JTEVA*, **19**-2(1991), 123.
- (5) 安藤・辻・北, 機論, **57**-544, A(1991), 2916.
- (6) Ando, K., Mogami, K. and Tsuji, K., *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **15**-12(1992), 1171.
- (7) 最上・安藤・小倉, 機論, **57**-542, A(1991), 2568.
- (8) 最上・安藤・小倉, 機論, **60**-576, A(1994), 1786.
- (9) Wallin, K., *Eng. Fract. Mech.*, **32**-4(1989), 523.
- (10) 最上・林・安藤・小倉, 機論, **56**-524, A(1990), 768.
- (11) Mogami, K., Hayashi, T., Ando, K. and Ogura, N., *Int. J. Pres and Ves and Piping.*, **44**(1990), 85.
- (12) 安藤・坂・堀野・古徳, 機論, **52**-474, A(1986), 464.
- (13) Mimura, H., Ando, K., Tsuji, K. and Kobayashi, T., *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **18**-4(1995), 455.