高速ぜい性き裂の停止挙動[†]

町 田 進* 吉 成 仁 志** 八 尋 昭 人***

Crack Arrest Behavior of Fast Fracture in Steel

by

Susumu MACHIDA*, Hitoshi YOSHINARI**
and Akihito YAHIRO***

The concept of crack arrester, such as the insertion of a high toughness plate, is an effective means to avoid the catastrophic brittle fracture in welded steel structure. Many researches have been made to clarify the arrest behavior of brittle fracture and to establish the arrester design concept, but an inadequacy still exists in the arrest theory.

In this study, three types of crack arrest tests, *i.e.* temperature gradient type double-tension test, stress gradient type double-tension test and surface notched double-tension test were carried out by using mild steel. The data obtained were analyzed from the standpoint of the energy balance concept on the basis of dynamic fracture mechanics.

Shear lips which are related to plastic deformation around a propagating crack tip were found to contribute to crack arrestability of steel because they can absorb rather a large amount of energy. And the dynamic fracture toughness K_{D^b} corresponding to a brittle fracture surface, which can be evaluated by subtracting the contribution of shear lips from the total absorbed energy, seemed to be defined as a function of crack speed and temperature. Thus, K_{D^b} is a material quantity and the arrest behavior of brittle crack may be interpreted generally by this value.

Further work to find out the conditions controlling shear lip formation is necessary for the prediction of crack run/arrest phenomenon.

キー・ワード：ぜい性破壊，き裂伝ば停止，シアリップ

1 緒 言

溶接鋼構造物などにおいて，予期せぬ要因により不安定破壊が発生したとしても致命的損傷を被る前にこれを食い止めようとするのがクラックアレスター（き裂阻止板）の考え方である。したがって，クラックアレスター設計に際しては，まず鋼板のき裂停止特性（き裂阻止性能）を把握することが重要である。

さて，ぜい性き裂の停止条件は一般に

$$G \leq G_c \quad (1)$$

で与えられよう。ここに G は進展するき裂に対する広い意味のき裂駆動力， G_c は広い意味の停止じん性である。従来我国では，静的概念により G として静的応力拡大係数 K_I ， G_c として温度こう配付二重引張試験ないし ESO 試験（試験片幅～500 mm）などにより求まる K_{Ic} を用いて評価してきた¹⁾。しかし，その後の超広幅試験（試験片幅～2 000 mm）における長大き裂の停止現象に対しては必ずしも有効でないことが判明した^{2,3)}。この理由として第一に動的効果の欠如が考えられる。これは，簡単に言うとき裂進展に伴い解放されるポテンシャルエネルギーのうち一部が運動（振動）エ

ネルギーへ変換されるためすべてが G として使われないということ，したがって応力波の伝ばの違いなどからサイズ効果を受けることになる。

考えられる第二の要因は，停止のメカニズムに関連するものである。軟鋼材などの典型的なぜい性破面は，板表面部に薄いせん断型破面（シアリップ）を伴うことが多く，停止部付近ではこれがかなり成長してぜい性破面（へき開型破面）は板厚中央部で先行し板表面の一部は未破断のまま残るというものである。このようなぜい性破面を取り囲んでいる塑性変形の大きい領域は，相対的に大きいエネルギーを吸収し，そのことによって停止じん性に直接影響を及ぼすであろう。このシアリップ（延性の破面）の成長が材料や温度のみで決まるものであるならば，その効果を含めたものとして材料固有の停止じん性を定義できようが，実際には周辺条件に微妙に左右されるようである⁴⁾。そのため結果的に式(1)の G_c は材料固有のものとならない可能性があるということである。

このような背景から，材料のき裂停止特性をいかなる量により把握するかという基本的問題について，実

[†] 原稿受理 昭和60年11月1日 Received Nov. 1, 1985

* 正 会 員 東京大学工学部 東京都文京区本郷，Faculty of Engineering, University of Tokyo, Hongo, Bunkyo-ku, Tokyo

** 東京大学工学部 東京都文京区本郷，Faculty of Engineering, University of Tokyo, Hongo, Bunkyo-ku, Tokyo

*** 東京大学大学院 東京都文京区本郷，Graduate Student, University of Tokyo, Hongo, Bunkyo-ku, Tokyo

Table I. Chemical compositions and mechanical properties.

Material	Chemical compositions					Mechanical properties		
	C	Si	Mn	P	S	Yield strength (kgf/mm ²)	Tensile strength (kgf/mm ²)	Elongation (%)
SM41B-1 TG, R, PS series	0.13	0.22	1.17	0.019	0.003	31.0	47.0	34.0
SM41B-2 PB series	0.10	0.20	1.07	0.09	0.002	36.0	46.0	33.0

験的検討を基に議論するのが本論文の目的である。ところで、き裂の停止条件(式(1))を実現するには大きく分けて3通りの方法がある。すなわち、① G_c を増大させる、② G を減少させる、③①と②を同時に実現する、である。本研究では各々に対応した3種の実験を行った。すなわち①に対応して温度こう配型二重引張試験(温度上昇によりじん性を高める)、②に対応して張出型二重引張試験(一定温度下、応力こう配によりき裂駆動力を減少させる)、③に対応して渡辺⁵⁾の考案した表面切欠き付二重引張試験(試験片中央付近まで表面切欠きを設け、き裂が表面切欠き部から全厚部へ突入していくとき応力の低下および拘束の度合の低下により一定温度下で停止させる)、である。また実験結果の解析には慣性力を考慮した有限要素法を用い、さらに巨視的な破面観察からシアリップの効果の定量化を検討して、ぜい性き裂の停止挙動の解明を試みた。

2 実 験

2.1 供試体

本研究では、温度こう配型二重引張試験片(TGシリーズ)、張出型二重引張試験片(PBシリーズ)、表面切欠き付二重引張試験片(Rシリーズ)および表面切欠き付張出型二重引張試験片(PSシリーズ)を用いたが、供試材は板厚20mmのSM41BでPBシリーズのみチャージが異なる。Table Iは供試材の化学成分と機械的性質を示したものである。

2.2 試験片

Fig.1 (a), (b), (c), (d)にTG, PB, R, PSシリーズの各試験片形状を示す。いずれも板厚30mmのタブ板に溶接され、ピン間距離は3000mmとした。標準型のTGシリーズに対し、PBシリーズは400mmの張出部を設けたもの、Rシリーズは、TGシリーズと同一形状で伝ば部入口より200mmにわたって表面切欠き(板両側より6mmずつ、先端半径 ~ 0.2 mm)を設け、その後全厚部へ移行する際の拘束の度合を変化させる目的で曲率半径 R を3通りに変えてある(したがって表面切欠き部の長さも3通りとなる)。また、PSシリーズはPBシリーズと同一形状でき裂予想線上全域にわたって表面切欠きを設けたものである。

実験に際しては、き裂速度およびき裂進展に伴う荷

Fig. 1. Specimen configuration.

重落下とき裂線より 500 mm 程度離れた位置でのひずみ変化を計測した。き裂速度は, TG, PB シリーズでは CD ゲージ切断法, R, PS シリーズの表面切欠き部ではき裂線近傍に貼付したひずみゲージによりひずみのピークを検出する方法によった。

2.3 実験結果

2.3.1 TG シリーズ 初期応力と温度こう配を変えた実験を計 4 体実施した。結果を Table II に示

Table II. Experimental results of TG series tests.

Test No.	Initial stress σ_0 (kgf/mm ²)	Temp. T_A (°C)	Arrest length a_A (mm)	K_{ca} (kgf/mm ^{3/2})
TG-1	12.0	-10.0	280.0	417.0
TG-2	14.0	-5.0	290.0	502.0
TG-3	14.0	0.0	365.0	657.0
TG-4	16.0	7.5	350.0	708.0

す。 K_{ca} は従来の静的近似概念による停止じん性値で次式により与えられる。

$$K_{ca} = \sigma_0 \sqrt{\pi a_A} \sqrt{\frac{2W}{\pi a_A} \tan \frac{\pi a_A}{2W}} \quad (2)$$

ここに σ_0 : 初期応力 (kgf/mm²)

W : 試験片幅 (mm)

a_A : き裂停止長 (mm)

2.3.2 PB シリーズ 初期応力と温度 (伝ば部入口を除き一定) を変え 6 体行った。結果を Table III に示す。またき裂速度の変化の様相を Fig. 2 に示す。張出部でき裂停止を実現でき、き裂停止長もある

Table III. Experimental results of PB series tests.

Test No.	Initial stress σ_0 (kgf/mm ²)	Temp. T_A (°C)	Arrest length a_A (mm)	Note
PB-1	12.0	-20	—	Not enter propagation part
PB-2	14.0	-20	337	
PB-3	14.0	-30	694	
PB-4	13.0	-40	—	Go through
PB-5	11.5	-40	881	
PB-6	16.0	-20	614	

Table IV. Experimental results of R series tests.

Test No.	R(mm)	C_0 (mm)	ΔC_0 (mm)	Initial stress σ_0 (kgf/mm ²)	Temp. T_A (°C)	Arrest length a_A (mm)	Note
RA-1	37.5	200	20	8.0	-20	—	Not enter propagation part
RA-2	37.5	200	20	9.0	-20	229.0	
RB-1	100	200	34	9.0	-10	235.0	
RB-2	100	200	34	9.0	-20	252.0	
RB-3	100	200	34	10.0	-20	402.0	
RC-1	230	200	52	9.0	-10	276.0	
RC-2	230	200	52	9.0	-20	295.0	

Fig. 2. Variation of crack speed (PB series).

程度コントロールできている。PB-6 試験体では、 $a = 300$ mm 付近で速度が極小値をとっているが、この付近で破面にはシアリップの増加が見られており興味深い。

2.3.3 R シリーズ 3 種類の表面切欠き形状 (RA, RB, RC シリーズ) に対し、初期応力と温度 (伝ば部入口を除き一定) を変え 7 体行った。結果を Table IV に示す。き裂は、全厚部へ突入した後停止しているが、いずれも表面切欠き部を出た時点よりシアリップが発生し、これが成長しながら停止に至っているようである。

2.3.4 PS シリーズ このシリーズは拘束の強い状態 (表面切欠き部) で停止をねらったものであるが、実施した 2 体については停止を実現できなかった (Table V 参照)。しかし、PS-1 (貫通) については高速域のデータとして有効である。なお、このシリー

Table V. Experimental results of PS series tests.

Test No.	Initial stress σ_0 (kgf/mm ²)	Temp. T_A (°C)	Arrest length a_A (mm)	Note
PS-1	8.0	-20	—	Go through
PS-2	4.8	-20	—	Branching

ズでは、シアリップは全く出現していない。

3 解析—動的破壊じん性値の評価—

本研究では、エネルギー論的にき裂の伝ば停止を考察する。本実験のように低応力下のぜい性破壊では塑性域はき裂先端近傍に限定されるであろうから、巨視的には弾性的挙動を示すであろう。そうすると系のエネルギー保存則は、

$$W = U + K + D \quad (3)$$

ここに、 W は外力仕事、 U はひずみエネルギー、 K は運動エネルギー、 D はき裂進展に伴い散逸されるエネルギーである。したがって A をき裂面積とすれば、

$$\frac{dD}{dA} = \frac{dW}{dA} - \frac{dU}{dA} - \frac{dK}{dA} \quad (4)$$

となり、上式右边が単位き裂進展当り解放されるエネルギーで、き裂進展中のエネルギー平衡を表している。

さて、散逸エネルギー D がすべて破面形成に費やされるものと仮定すると、き裂伝ば中には

$$\frac{dD}{dA} = G_c(a, T) \quad (5)$$

ここに a : き裂速度, T : 温度

が成立している。 G_c は材料の伝ば抵抗(エネルギー吸収率)で、温度やき裂速度に依存するものと思われる。 G_c は直接計測することはできないので、式(4)右辺より dD/dA を評価し間接的に G_c を求めることになる。ここで、静的な考え方との対比から、一応応力拡大係数の次元に変換し、次式で動的破壊じん性値 K_D を定義する。

$$K_D = \sqrt{EG_c} (= \sqrt{EdD/dA}) \quad (6)$$

ただし、物理的意味としてはあくまで破壊時の材料のエネルギー吸収能力(破壊抵抗値)と考える。

前述したように、試験片は巨視的に弾性的挙動を示すであろうから、実験結果の解析には慣性力を考慮した有限要素法による2次元動的弾性解析を行った。タブ板を含めた試験片(対称性より1/2解析)を対象とし、ピン位置において実測された荷重落下を入力し、同じく実測されたき裂速度に従い節点を解放する。そして式(6)により K_D を求めた。Fig. 3はき裂進展に伴うき裂線より450 mm離れた位置でのひずみ変化を実測値と計算値について比較したもので、良好な一致を示しており、解析法の有効性を示すものと考えられる。

Fig. 4は一例としてPBシリーズのPB-6試験体についてき裂進展に伴う K_D の変化を示したものである。 K_s は有限要素法により計算した静的応力拡大係数(定変位条件)である。き裂伝ば中 K_D は常に式(4)右辺のエネルギー解放率に対応しているから、Fig. 4では停止付近においてエネルギー解放率が増加しながらも速度が低下していることがわかる。温度は一定であり、このことはぜい性破面以外のエネルギー吸収機構が存在

Fig. 3. Comparison between measured and calculated variation of strain.

Fig. 4. Variation of dynamic fracture toughness with crack extension.

することを示唆しており、第一にシアリップの成長が考えられよう。

Fig. 5は各シリーズの解析結果をまとめて各温度における伝ば抵抗としての K_D とき裂速度 a の関係を示したもの(動的破壊じん性値曲線)である。同図(a)はTGシリーズ、(b)はPBシリーズ($T = -20^\circ\text{C}$, -40°C), (c)はRシリーズとPSシリーズ($T = -20^\circ\text{C}$, 参考のためTGシリーズの -20°C の結果も示す)である。これらの図は、材料のき裂伝ば(停止)特性を表すもので、き裂の伝ばはエネルギー平衡点の各曲線上の移動として理解することができる。

これまで K_D は速度の低下に伴い単調に減少する結果が得られてきたが、Fig. 5(b)の -20°C では低速域で逆に K_D の上昇が見られる。これはシアリップのエネルギー吸収効果が含まれているためと思われる。緒言でも述べたように、この傾向が材料固有のものであればそのような効果を含めたものとして材料特性とすることができようが、Fig. 5(c)に示すように試験条件によって異なった結果となりうる。すなわち、シアリップの発生・成長に伴うエネルギー吸収が温度や速度のみで

Fig. 5. Dynamic fracture toughness curve.

は決まらないためと言うことができよう。したがって、この点を考慮しなければ材料のき裂阻止性能は正しく評価できないことになる。なお、Fig. 5 (c)ではTGシリーズとPSシリーズの結果を比較すると、同一材、同一温度においても拘束状態によって K_D 値が大きく異なることがわかる。このことは、発生特性としての K_{Ic} と K_{IIc} の差に相当するものとみなせ、き裂伝ば停止現象において考慮すべき新たな要因である。また同図のTGシリーズ(全厚)とPSシリーズ(表面切欠き部)の中間領域にRシリーズのR領域(表面切欠き部より全厚部への移行部分)のデータが位置していることは、この推察を裏付けるものと思われる。

4 考察—き裂阻止性能について—

前章において、き裂の伝ば停止特性は、シアリップ(もう少し広く延性的破壊と言ってよい)のエネルギー吸収効果に密接に関連しているであろうことを述べたが、逆にこの効果を除きざい性破面のみに対応する材料抵抗を考えてみる。

まず、散逸エネルギー D はざい性破面形成エネルギー D^b とシアリップ形成エネルギー D^s の和であるとする。

$$D = D^b + D^s \quad (7)$$

ここで、シアリップの形成に必要な仕事量をKrafftらのR曲線解析の手法に基づき評価する。すなわち、Fig. 6に示すように、せん断破面はき裂面に45°の角度で起るので、二つの45°面に囲まれる領域の塑性変形エネルギーをシアリップ(ないし延性破壊による塑性

Fig. 6. Schematic view of fracture surface with shear lip.

変形層)形成仕事と考える。そうすると α を単位体積当りの塑性仕事として次式が成立する。

$$\frac{dD^s}{dA} = \frac{\alpha B}{2} S^2 \quad (8)$$

ここに、 S はシアリップの板厚に対する比(シアリップ率)、 B は板厚である。一方、ざい性破面の割合は $(1-S)$ であるから、式(6)に対応してざい性破面に対応する K_D : K_D^b は

$$K_D^b = \sqrt{\frac{E}{(1-S)} \frac{dD^b}{dA}} = \sqrt{\frac{E}{(1-S)} \left(\frac{K_D^2}{E} - \frac{\alpha B}{2} S^2 \right)} \quad (9)$$

により算定できる。 α は温度や速度に依存するものと思われるが、ここでは簡単のために一定値とおき、先の解析結果に適用してみる。 α は適当な値としてPBシリーズ(SM41B-2)では25 kgf/mm²、TG、Rシリーズ(SM41B-1)では12 kgf/mm²とした(Fig. 5より両材にはかなりじん性の差が見られることを考慮した)。 S は巨視的な破面観察により計測した。Fig. 7はPB-6試験体における S の変化を示したもので、 $a=300$ mm付近の速度低下域で S の増大が見られる。

Fig. 8は、PB-6試験体における、き裂進展に伴う

Fig. 7. Variation of shear lip ratio.

Fig. 8. Variation of modified dynamic fracture toughness with crack extension.

Fig. 9. Modified dynamic fracture toughness curve.

K_D^b の変化を示したものである。速度と良い対応を示している。Fig. 9 (a), (b)は動的破壊じん性値曲線上に結果をまとめてプロットしたものである。同図(a)では速度低下に伴う K_D の上昇傾向が K_D^b ではなく単調関数となっている。この K_D^b が材料固有のものであれば、き裂の停止条件は一義的に次式で与えられよう。

$$K_d^b \leq K_{D^b \min} \quad (10)$$

ここに K_d^b はぜい性破面に対し散逸される動的エネルギー解放率(を K 値の次元で書いたもの)である。ここで問題となることは、き裂の伝ば停止を予測する場合、式(10)の右辺 $K_{D^b \min}$ は本解析の手順に従えば一応求められることになるが、左辺 K_d^b の評価に際し、すなわちシアリップ率の挙動が予測されなければならないということである。シアリップがいかなる条件で発生し、どのような過程で成長していくかは現在のところ不明であり、今後の研究に待たねばならない。

つぎに、Fig. 9 (b)についてであるが、 K_D^b はかなりばらついているものの、やはり単調関数として表せそうであり、R シリーズ (全厚部) とTG シリーズのデータが一本の曲線でまとめられそうであることも K_D^b が材料固有 (拘束の強さには依存するようである) の特性値であることを支持していよう。

さて、Fig. 9 (b)より例えば内在表面欠陥からなんらかの要因で破壊が発生し、長手方向に拡大伝ばしていくような問題を考察してみる (Fig. 10 参照)。表面き裂が板厚方向へ進展を開始する場合、拘束は強く破壊は PS シリーズの K_D カープ上を移行するものと考えることができる。板厚貫通し長手方向つまり全厚部へ突入していく際には K_D^b のカーブ上へ平衡点は移るが、ここで式(10)が満足されるときき裂は停止することになる (拘束の緩和によるじん性の上昇)。すなわち材質の不連続や特別のアレスターなしにき裂は停止し得る。つまりパイプのような場合にはいわゆる LBB 成立ということになる。シアリップの発生・成長は式(10)の左辺 K_d^b を下げることに寄与するわけで、き裂停止をより容易にすることになる。この意味から積極的にシアリップの効果を導入し、き裂阻止性能を上昇させる可能性を検討することもある意義であると思われる。

Fig. 10. Schematic view of fracture from surface crack.

5 結 言

本研究では、ぜい性き裂伝ば停止に関する系統的な実験と解析により、動的効果、シアリップの効果、拘束の差異などを考慮して、材料のき裂阻止性能について一つの解釈を試みた。以下に結論を要約する。

(1) シアリップの発生・成長は散逸エネルギーのかんりの部分を吸収しぜい性破面形成のき裂駆動力を減少させる意味で材料のき裂阻止性能を向上させる。

(2) シアリップの効果を除いたぜい性破面に対応する動的破壊じん性値は温度、き裂速度の関数として材料固有の特性値と考えられる。

(3) 動的破壊じん性値は拘束の度合にも依存し、逆にこのことから、例えば表面き裂が板厚貫通拡大する際にも材質の不連続なしにき裂停止が可能であることを説明した。この場合、シアリップの発生・成長があればき裂停止はさらに容易になる。

(4) 一般的なき裂伝ば停止予測に関しては、シアリ

ップの発生・成長の特性を明らかにすることが今後の課題である。

(昭和60年6月26日 第3回破壊力学シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 金沢 武, 越賀房夫, “脆性破壊2=破壊靱性試験”, p. 42 (1977) 培風館.
- 2) 町田 進, 青木 満, 日本造船学会論文集, **130**, 367 (1971).
- 3) 日本造船研究協会第193研究部会総合報告書 (1984).
- 4) 金沢 武, 町田 進, 寺本徳郎, 吉成仁志, 宮原鉄弥, 日本造船学会論文集, **150**, 504 (1981).
- 5) 渡辺 之, 鈴木元昭, 松田 稔, 山形俊介, 矢島 浩, 日本造船学会論文集, **155**, 368 (1984).
- 6) T. Kanazawa, S. Machida, T. Teramoto and H. Yoshinari, *Experimental Mechanics*, **21**, 78 (1981).
- 7) J. F. ノット, “破壊力学の基礎”, p.130 (1977) 培風館.

書 評

“Silicon Processing for Photovoltaics”

C. P. Khattak and K. V. Ravi (編)

(1985年, Elsevier Science Publishers 発行, 15×22 cm, 380ページ)

本書は材料製法に関する技術情報の普及を目的とした *Materials Processing-Theory and Practices* の第5巻として発行されたものである。

最初宇宙開発に使われたシリコン太陽電池は高価で小面積のものであったが、最近10年間に低コストのシリコン太陽電池開発に大きな努力がはらわれた結果、最終製品に至るまでの各プロセスで低コスト化が進んだ。この分野の研究は日進月歩で一冊の本ですべてを網羅するのは困難であるが、本書はシリコン太陽電池の重要な技術開発のトピックスのいくつかについてレビューしたもので、取り扱う材料はシリコンに限定されている。

本書は次の9章からなっている。

1. 光電池応用に必要多結晶シリコン技術 (J. R. McCormick)
2. 光電池応用のためのチョコレート法 (R. L. Lane, J. Boothroyde)
3. RAD 法による地上用太陽電池のためのシリコン・リボンの成長 (C. Belouet)
4. ESP 法による光電池のためのシリコン・リボンの成長 (T. F. Cizek)
5. 光電池応用のための多結晶シリコン中の不純物の影響 (S. Pizzini)
6. 光電池材料およびデバイスの電気的評価 (R. O. Bell)
7. 太陽電池用シリコン中の欠陥の構造的評価 (D. G. Ast, B. Cunningham)
8. シリコン光電池のためのビーム処理技術 (M. B. Spitzer, A. C. Greenwald, R. G. Little)
9. アモルファス・シリコン太陽電池 (A. Madah)

わが国で鋭意開発の努力がはらわれ、太陽電池の本命と考えられているアモルファス・シリコン太陽電池については第9章で述べられているだけであるが、シリコン・リボンや光電池の製造、評価などに関心のある方に一読をおすすめする。

(大阪府立大学工学部 伊藤太一郎)