

表層超細粒鋼の脆性き裂伝播停止特性 (その1)

——シアリップを活用した特性向上——

正員 石 川 忠* 野見山 裕 治**
正員 萩 原 行 人* 正員 栗飯原 周 二***

Study on Unstable Brittle Crack Arrest Toughness of Newly Developed Steel with Surface Layers
with Ultra Fine Grain Microstructure

——Improvement of Arrest Toughness by Enhanced Shear-lips Formation——

by Tadashi Ishikawa, *Member* Yuji Nomiya
Ikuto Hagiwara, *Member* Shuji Aihara, *Member*

Summary

Unstable running crack behaviour is strongly affected by side-ligaments (shearlips), which is formed in the surface layers of steel plate after an unstable crack has propagated in the mid-thickness of the plate. Since extensive plastic deformation takes place during the formation of shear-lips, enhanced shearlips formation can improve the crack arrestability. Therefore, a new type of steel plate has been developed by controlling the microstructure, especially in the surface layer of the plate. The surface layer of the steel plate has an ultra fine grain ferrite microstructure, which possesses excellent fracture toughness even at a cryogenic temperature.

Fracture mechanics investigations confirm that shear-lips can be formed in the surface layers with this microstructure whenever a brittle crack propagates in the developed steel plate at an actual service temperature for ships. Furthermore, the brittle fracture propagation models also confirm that crack arrestability is improved by enhanced shear-lip formation.

1. 緒 言

大型構造物の脆性破壊に対する安全性確保は極めて重要であり、これまでに溶接継手靱性の優れた鋼材等数々の耐脆性破壊特性の優れた鋼材¹⁾²⁾が開発され、船舶や海洋構造物等に実適用されている。また、万一脆性破壊が発生した場合を想定して、脆性き裂の伝播を阻止しうる性能（脆性き裂伝播停止特性：以下アレスト特性と称する）についても造船¹⁾や低温貯槽³⁾⁴⁾の分野等で検討され、二重の安全性を確保する設計概念⁵⁾として既に実用化されている分野も

あり、さらに極めて優れたアレスト特性を実現することにより、造船分野、海構分野等でも新たな安全性設計の可能性が期待される。

脆性き裂伝播停止挙動を支配する力学的因子⁶⁻¹⁰⁾や冶金学的支配因子^{2,11,12)}に関しては、これまでも多くの研究が行われており、またアレスト特性を向上させた鋼板の開発も数多く行われている。例えば、アレスト特性を向上させるためには、Ni元素の添加が有効であり、3.5%Ni鋼や9%Ni鋼が既に低温貯槽の分野で実用化されている^{3,4)}。また、結晶粒径の微細化もアレスト特性向上に有効であり、鋼板の圧延製造時に精密な制御圧延を適用した各種細粒鋼が造船分野等で実用化されている。

また、アレスト特性は、伝播中の主き裂先端に形成される微視的先行き裂の分散状態や、脆性き裂伝播破面上で鋼板表層部にしばしば観察されるシアリップの存在やその形成状態等によって影響されることが報告されている^{6,8,9,10)}。

シアリップは、鋼板の板表面と内部における塑性拘束が

* 新日本製鐵株式会社 技術開発本部大分技術研究部

** 新日本製鐵株式会社 大分製鐵所

*** 新日本製鐵株式会社 技術開発本部鉄鋼研究所
鋼材第二研究部

原稿受理 平成7年1月10日

春季講演会において講演 平成7年5月17, 18日

異なるため、鋼板表層部が脆性破壊せずに未破断となり(側余断面: サイド・リガメント), その後塑性変形を伴った剪断破壊により形成されたものであり, 観測されたシアリップ, サイドリガメントの幅を用いてアレスト特性の指標である脆性き裂伝播停止靱性, K_{Ic} の値が説明可能であるとの報告がある^{6,9,10)}。

一方, シアリップ, サイドリガメントの生成条件が不明のため K_{Ic} 値を予測することはできず, シアリップ, サイドリガメントは単に脆性き裂伝播の結果生じた現象を表しているにすぎず, 支配因子とは考えられないとの見解もある。

本研究では, シアリップ, サイドリガメントは, 脆性き裂伝播過程における無視できない抵抗になりうると考えられることから, 鋼板の表層部の微視的組織を板厚内部より著しく微細化し, 耐脆性破壊特性を著しく向上させることにより, シアリップ, サイドリガメントの生成条件を予測可能な鋼板を製造し, シアリップ形成制御による新しい高アレスト鋼板を開発した。

表層部を超細粒化させる機構としては, フェライト相を温度上昇過程時に強加工することにより, 回復, 再結晶現象を活用して直接フェライトを超細粒化させる方法¹³⁾を用いた。鋼板製造時に本方法を適用し, 表層超細粒鋼板(SUF: Surface layer with ultra fine grain を有する鋼板)を試作した。本報では, その表層超細粒部(SUF部)の破壊特性を検討し, 当該表層部において, 船舶等の実用温度域では必ずシアリップの形成制御が可能であることを示すとともに, シアリップによりアレスト特性が向上することを実験的, および理論的に示すことを目的とした。

2. 実験方法

2.1 鋼板

供試鋼の化学成分を Table 1 に示す。これは, 通常船体用鋼材に用いられる成分である。船体用鋼板を製造する過程において, 圧延途中に加速冷却を実施し, 冷却された表層部がその後板厚内部の顕熱により復熱する過程で圧延を行い, 昇温過程で加工することにより表層部の組織を超細粒化した板厚 25 mm の鋼板を製造した。鋼板全厚での引張特性を Table 2 に示す。

Table 1 Chemical composition (mas%)

C	Si	Mn	P	S	Al	Ceq
0.13	0.20	1.27	0.007	0.002	0.027	0.34

Table 2 Tensile properties

Thickness	YP	TS	EL
25mm	431 MPa	526 MPa	23 %

鋼板の特徴を検討するため, 鋼板断面のマクロ組織観察, SUF 部および板厚内部の微視組織観察(ナイトール腐食による光学顕微鏡写真と走差型電子顕微鏡(SEM)写真), 板厚方向のフェライト粒径分布の測定を行った。

2.2 特性評価試験方法

SUF 部の耐破壊特性等を調査するため, 鋼板表層より SUF 部領域に相当する板厚 4 mm の静的曲げ試験片とサブサイズ・V ノッチ・シャルピー衝撃試験片を採取し, 供試した。さらに, SEM による破面観察を行った。

次に, SUF を有する鋼板(元厚)としての耐破壊特性を検討するため, 温度勾配型 ESSO 試験を行い, 破面の巨視的, および微視的観察を実施した。さらに, 鋼板全厚での K_{Ic} 特性(アレスト特性)に及ぼす SUF 部の効果を実験的に評価するため, 鋼板表面の SUF 部を機械研削して除去した鋼板(SUF 削除鋼板と呼ぶ)の温度勾配型 ESSO 試験とその破面解析も併せて実施した。

3. 実験結果

3.1 SUF 鋼の特徴

板厚 25 mm の SUF 鋼をナイトール腐食した鋼板断面マクロ組織を Fig. 1(a) に示す。板厚内部と色調の異なる表層部の微視組織の一例を Fig. 1(b) に示す。板厚内部と比較し, きわめて粒径の小さいことがわかる。超細粒のため光学顕微鏡では粒径の測定が困難であるので, SEM により撮影した組織写真をもとに, フェライト粒の円相当径を求め, Fig. 2 に示す。また, 板厚方向位置毎に平均円相当粒径を求め, 板厚表面から板厚内部方向の平均粒径の推移を Fig. 3 に示す。SUF 部内の粒径は, ほぼ均一であることがわかる。また, SUF 部と板厚内部での境界域で急激に粒径が変化しており, SUF 部と板厚内部の粒径の遷移領域がほとんど無いことを確認した。

3.2 SUF 部の耐脆性破壊特性

サブサイズ・V ノッチ・シャルピー衝撃試験結果を Fig. 4 に示す。板厚内部から採取した試験片も板厚が 4 mm のため比較的低温の破面遷移温度を示しているが, SUF 部の破面遷移温度はさらに低温化し, -196°C 以下の値を示した。

これらの結果より, SUF 部の耐脆性破壊特性が板厚内部より極めて優れていることがわかる。

3.3 アレスト特性

(1) 温度勾配型 ESSO 試験結果

板厚 25 mm の SUF を有する鋼板, および SUF 鋼の表裏層部 4 mm を削除した板厚 17 mm の SUF 削除鋼板の温度勾配型 ESSO 試験の結果を Fig. 5 に示す。SUF 削除鋼板の K_{Ic} 値については, 板厚を 25 mm に補正した場合の K_{Ic} 値を WES の板厚換算式¹⁴⁾を用いて算定し, 併せて示した。

SUF を有する鋼板は, SUF 削除鋼板より同一試験温度

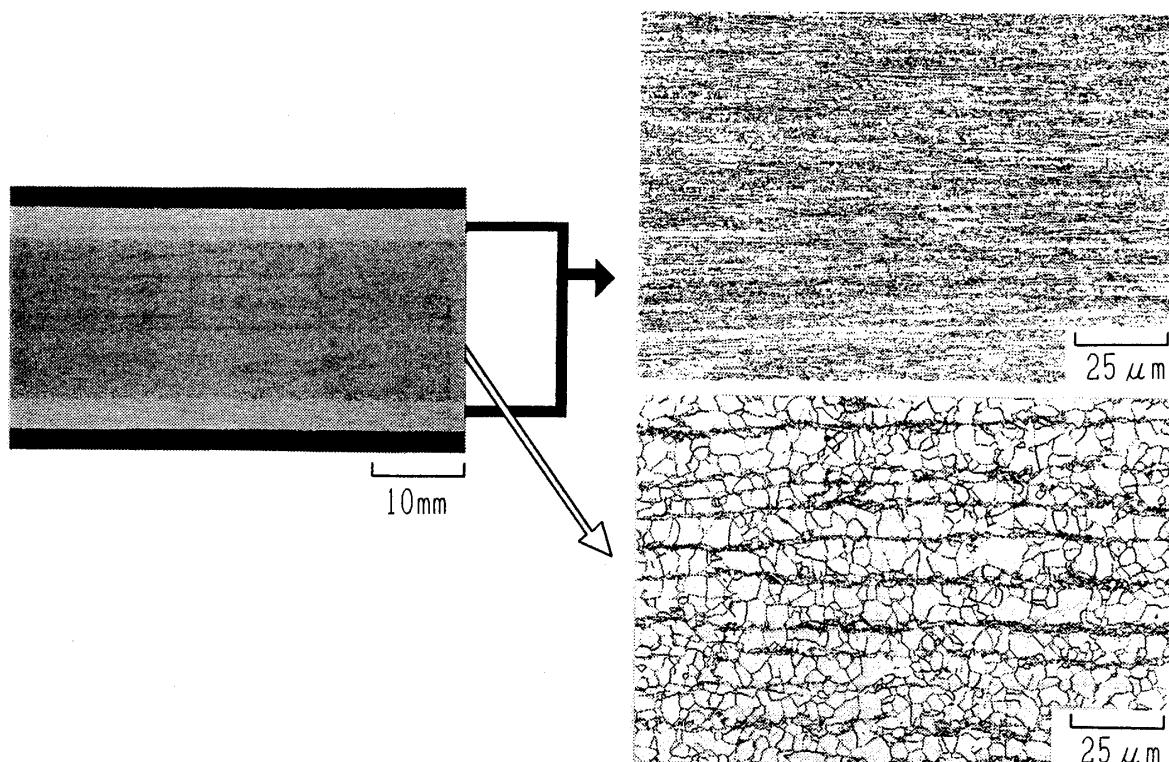
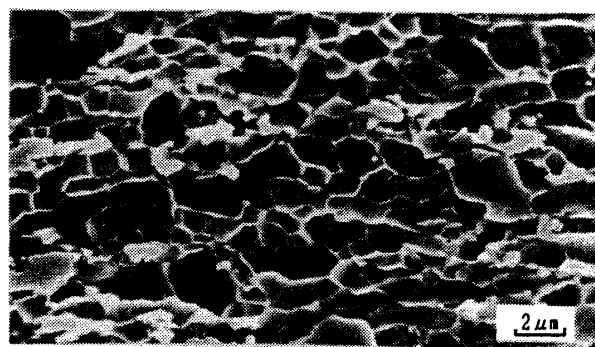
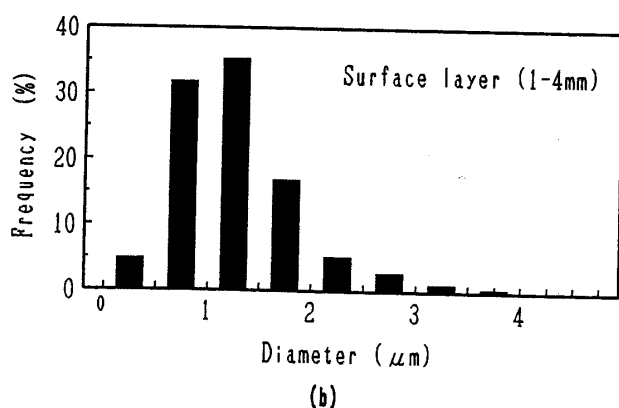


Fig. 1 Macro-structure and microstructures of surface layer and mid-section.



(a)



(b)

Fig. 2 Microstructure observed by SEM and grain size distribution in surface layer.

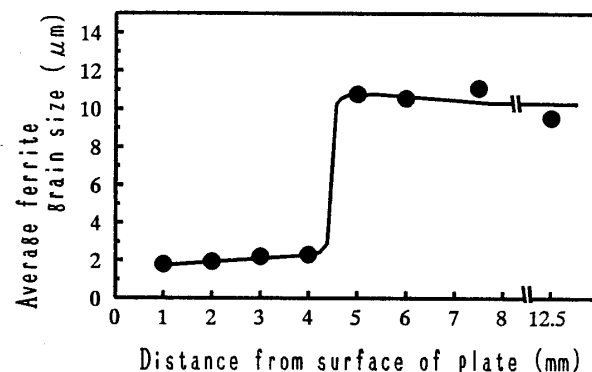


Fig. 3 Location dependence of average ferrite grain sizes in cross-section.

で比較すると高い K_{Ic} 値を示し、また K_{Ic} 値が $4000 \text{ N/mm}^{1.5}$ となる温度は約 30°C 低温側に移行していることがわかる。

(2) ESSO 試験後の破面観察結果

ESSO 試験後の破面例を Fig. 6 に示す。SUF を有する鋼板表層部の破面は板厚内部と明確に異なる様相を呈し、 -120°C 程度でき裂が伝播した部位においてさえもシアリップを形成しており、SEM 観察の結果、Fig. 7(a) に示すように延性破壊であった。また、ESSO 試験片切欠部近傍で、 -170°C 程度において衝撃荷重により脆性破壊を発生させた部位近傍の SUF 部破面も、板厚内部とは異なる破面形態を示していた。SEM 観察の結果、切り欠き部近傍の表層部

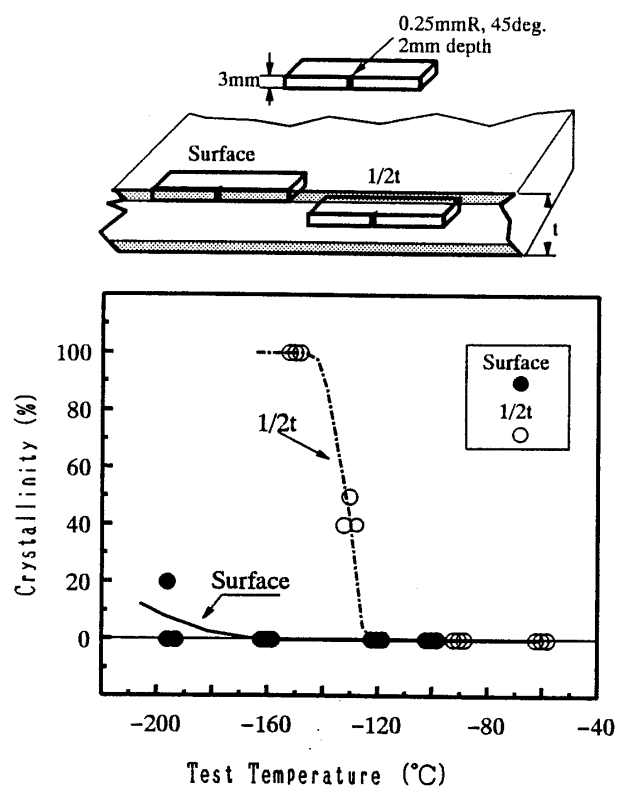


Fig. 4 Sub-size Charpy impact test results for surface layer and mid-section.

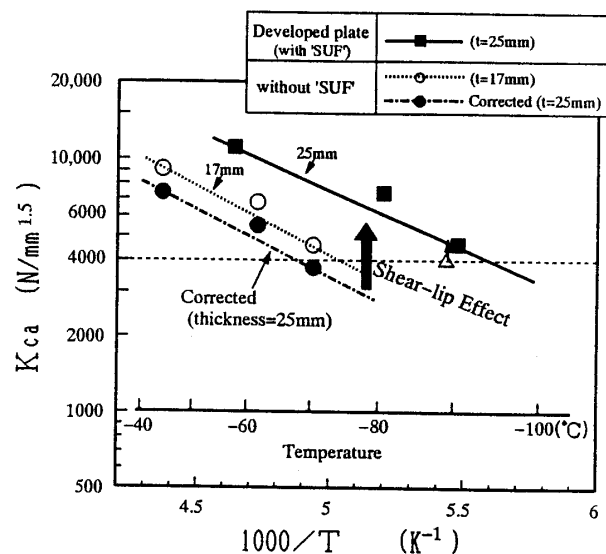


Fig. 5 Temperature gradient type ESSO test results.

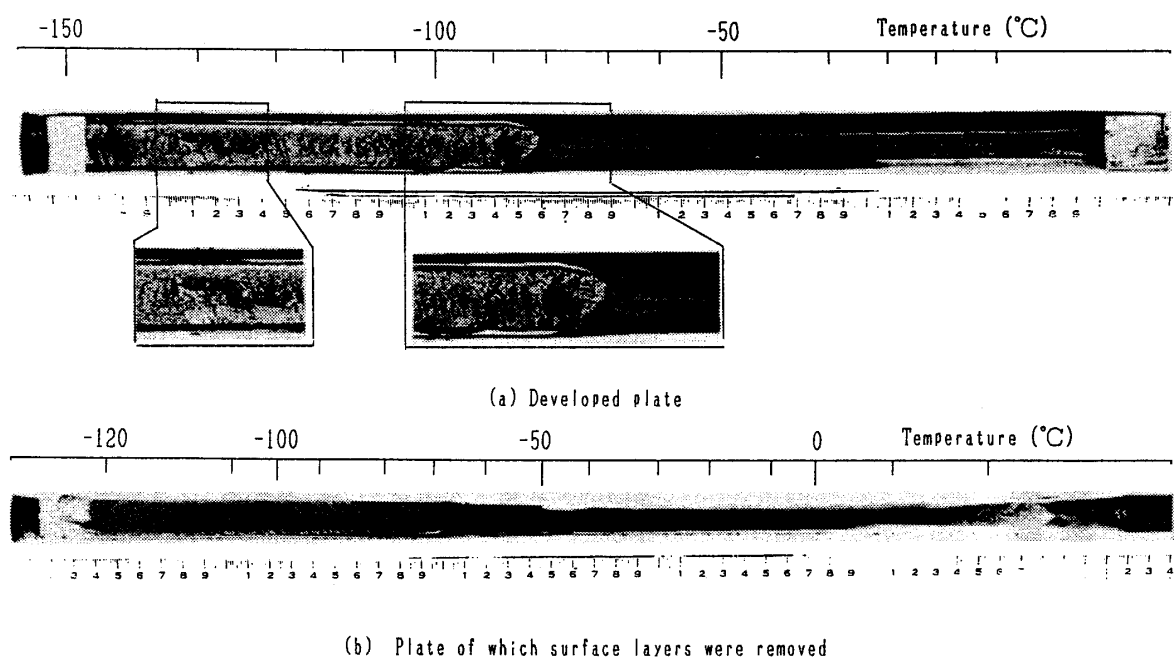


Fig. 6 Examples of fracture surfaces of ESSO test specimens.

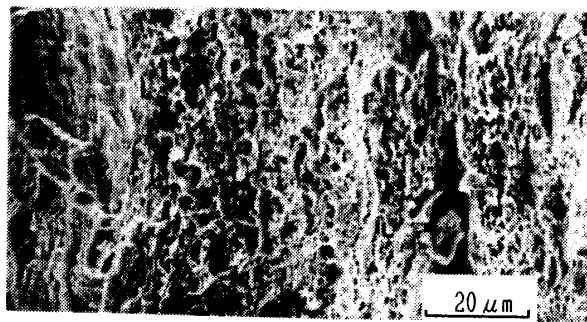
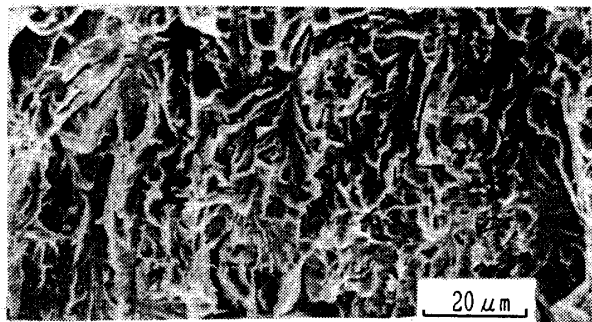
(a) fractured at -120°C (b) fractured at -170°C

Fig. 7 SEM fractography of surface layers region of ESSO test specimen.

(a) fractured at -120°C (b) fractured at -170°C

破面には、Fig. 7(b)に示すように脆性破面が認められるが、その壁開破面単位はきわめて微細であり、板厚内部の壁開破面単位とは大きく異なっていた。

SUF を有する鋼板の破面の板厚方向断面をナイトール腐食し、破面と微視組織の同時観察を行った結果、シアリップ形成部が SUF 部と一致することを確認した。

また、SUF 削除鋼板の破面は、き裂停止部近傍でシアリップの形成が認められるものの、 -120°C から -80°C に至る伝播過程でのシアリップ形成は認められなかった。

(3) 脆性き裂伝播過程の動的測定結果

ゲージの破断によりき裂通過を検出するき裂検出ゲージ (CD ゲージと称す) と、き裂先端で生ずる剪断歪を検出するための歪ゲージを用いて、き裂伝播挙動の動的測定を行った。Fig. 8(a) にゲージ添付位置を示す。脆性き裂により鋼板表面が切断される場合、あるいは塑性変形により鋼板表面の伸び量がある限界値を越えた場合に CD ゲージが切断され、き裂検出信号を発する。SUF を有する鋼板の場合には鋼板表面が脆性破壊していないので、表層部の塑性変形により切断されたことになる。この CD ゲージの切断により検出された鋼板表面部の変形開始時刻と、鋼板中央部にき裂が到達した時点の剪断歪を検出するための歪ゲージの出力ピーク値から求めた板厚内部のき裂通過時刻を Fig. 8(b) に示す。き裂伝播停止近傍では、鋼板表面部の変形は板厚内部のき裂進展より遅れているが、き裂伝播過程

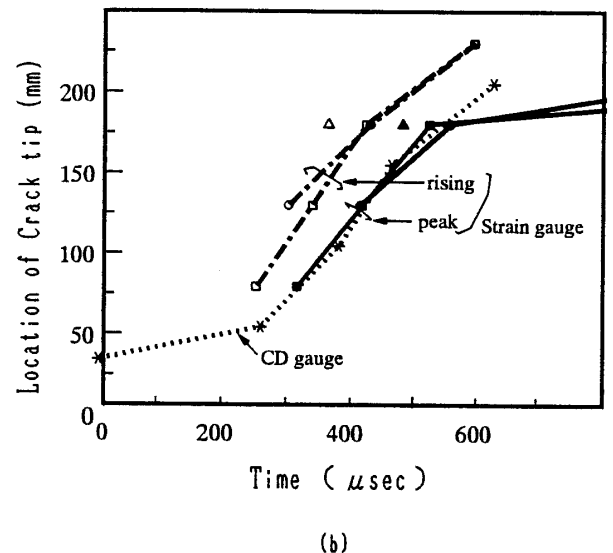
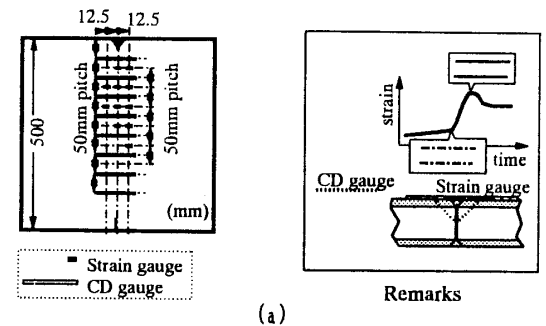


Fig. 8 Dynamic measurement for crack propagation behaviour in ESSO test for 'SUF' plate.

(a) gauge locations (b) results

であるき裂長さ 200 mm 程度までは、鋼板表面部の変形と板厚内部のき裂進展は測定誤差範囲内で一致しており、板厚内部の脆性き裂進展に伴い表層部での塑性変形も直ちに生じていることが確認された。

4. 考 察

4.1 SUF 部におけるシアリップ形成

Fig. 9 に、SUF を有する鋼板と SUF 削除鋼板 (表裏層より 4 mm づつ減厚) の ESSO 試験片において形成されたシアリップ厚み (表裏層の平均値) とその部位の試験温度の関係を示す。SUF 部は、板厚内部に比べ 80°C 以上も脆性延性遷移域が低温に移行しており、き裂伝播開始後直ちにシアリップの形成が認められる。一方、SUF 削除鋼板ではき裂伝播停止直前にしかシアリップの形成が認められない。これらの傾向は高応力負荷条件下でも同様の結果が得られている。従って、少なくとも船舶が遭遇する -60°C 以上の実用温度領域では、SUF 部は必ず脆性破壊せず、塑性変形を伴った延性破壊となるので脆性き裂伝播過程での伝播抵抗になると考えられる。

4.2 シアリップによるアレスト特性の向上

上記実験結果 (Fig. 5 等) から、SUF によりシアリップ

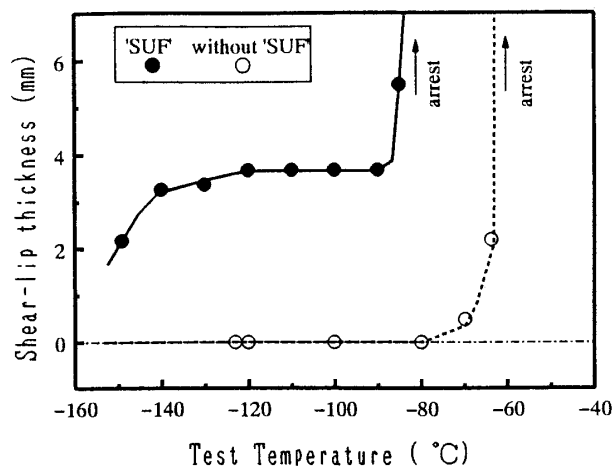


Fig. 9 Example of temperature dependence of shear-lip thickness in ESSO test specimens. (applied stress: 245 N/mm²)

が必ず形成されるので、アレスト特性が向上することを実験的に明らかにした。次に、シアリップによるアレスト特性向上効果を理論的に考察する。

(1) これまで提案されたモデルを用いたシアリップによる K_{ca} 向上効果に関する考察

これまで、シアリップによる K_{ca} 向上効果を説明するモデルとして、種々提案されているが、ここではシアリップが材料のき裂伝播に対する抵抗、すなわち K_{ca} に寄与するとして取り扱うモデルと、シアリップの存在により鋼板内部のき裂の駆動力としての K 値が影響されるとして取り扱うモデル、の2通りについて検討した。

まず、Krafft^{15,16)} のモデルを脆性き裂とシアリップの問題に拡大して検討する。Krafft のモデルは、シアリップを伴ってき裂が進展する場合にき裂伝播に対する抵抗値を、板厚内部の破壊に要するエネルギーとシアリップ部の塑性変形に要するエネルギーの和として取り扱うものである。シアリップ形成部では 45° のすべり線に囲まれた領域で塑性変形が生じる。この領域の塑性仕事密度 (dW_p/dV) を一定と仮定し、鋼板の板厚を t 、シアリップ厚みを t_{sl} とすれば、き裂進展、 da に伴うシアリップにおける塑性仕事は、 $(dW_p/dV)(t_{sl}^2)/2 \cdot da$ で表される。き裂進展に伴う板厚内部の脆性破壊領域の仕事を dW_s/dA とすれば、き裂進展に伴うエネルギー解放率 G_{ca} は、

$$G_{ca} = dW/da = (dW_s/dA)(1 - t_{sl}/t) + (dW_p/dV)(t_{sl}^2/2) \quad (1)$$

で表される。シアリップが伴わない場合には

$$G_{ca} = dW/da = (dW_s/dA) \quad (2)$$

なので、(1)式と(2)式の差よりシアリップ形成による G_{ca} 値の向上代を求め K_{ca} 値に換算することにより、 K_{ca} 値向上代が算定できる。SUF 削除鋼板の K_{ca} 特性を板厚内部のみの寄与と考え、シアリップの塑性仕事密度を 200 MPa·mm¹⁵⁾、シアリップ厚み t_{sl} を SUF 厚みと一致する

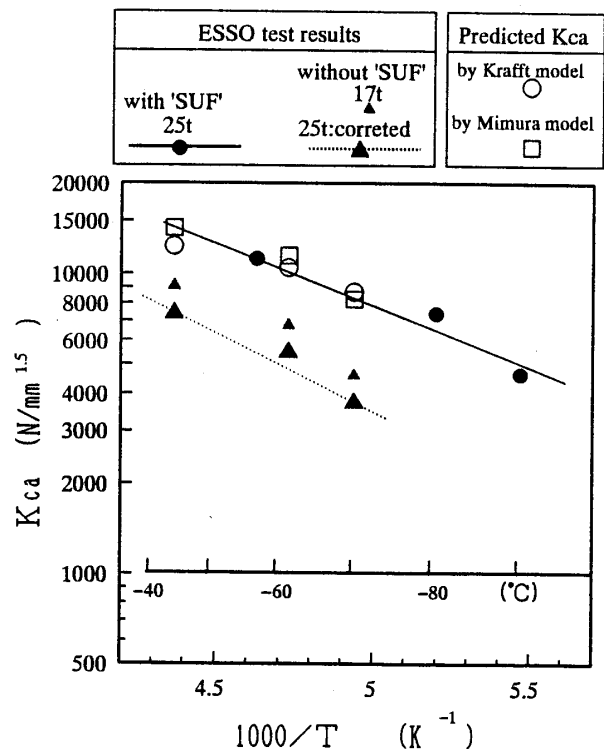


Fig. 10 Predicted K_{ca} values by Krafft's model and by Mimura's model.

と仮定した場合のシアリップ形成による K_{ca} 向上代を求め、SUF 削除鋼板を基にして SUF を有する鋼板の K_{ca} を推定した値を Fig. 10 に○印にて示す。実測した SUF を有する鋼板の K_{ca} 値と良い対応が認められる。

次に、三村¹⁰⁾ による板厚内部の K 値推定に基づく方法を用いて検討する。この方法は、鋼板表層部が未破断となる領域で降伏応力に相当するき裂閉口力が作用する場合の板厚内部の K 値を計算することにより、シアリップ形成により板厚内部の K 値が低下することでき裂が停止すると考えたモデルである。すなわち、き裂が $(-h \sim h)$ に存在しその内 $(-h \sim -g)$ と $(g \sim h)$ の領域に厚み w_s のクラック・サイドリガメントが存在するものとして、この時のき裂先端での応力拡大係数、平均 K_{SG} を次のように近似的に求めるものである。

$$K_{SG} = K_{nom}(1 - 4/\pi \cdot W_s/t \cdot \sigma_y/\sigma \cdot \cos^{-1}(g/h)) \quad (3)$$

ここで、 K_{nom} はクラック・サイドリガメントのない場合の応力拡大係数で、 σ_y は変形応力、 σ は無限遠にかかる一様応力である。SUF 鋼の ESSO 試験では、鋼板表層部の塑性変形は板厚内部のき裂進展とほぼ同時に生じていたが、試験終了直後の表層部は大部分未破断であった。これらの観察から求めた板厚内部のき裂長さ h 、表面でのき裂長さ h の値を用いて、 w_s を SUF 厚みと一致するものとして、SUF を有する鋼板板厚内部の K_{SG} 値を算定した。この値が SUF 削除鋼板の実測した K_{ca} 値と等しくなる場合の K_{nom} 値 (き裂先端が平坦であるとして算定した通常の

K_{ca} 値) を算出し, Fig. 10 に□印で示した。

Fig. 10 より, いずれのモデルを用いても, シアリップの存在により SUF 鋼の K_{ca} 値向上効果を説明することができる。

(2) 限界破壊応力説に基づいた超細粒層によるき裂伝播抑制効果の評価

上記の三村モデルからも明かなように, シアリップ形成により板厚内部の K 値が低下することにより K_{ca} 値が向上することがわかる。しかしながら, き裂の伝播速度や応力拡大係数のレベルによってサイドリガメント長さが変化するので, シアリップ厚さが一定でもき裂開口抑制効果は一定ではないと考えられる。このような現象を上記のような単純なエネルギー的解釈で説明することは困難である。

そこで, 限界破壊応力説を基本とし, 鋼板表層に生成するシアリップによるき裂開口抑制効果を考慮した力学モデル¹⁷⁾ により SUF が脆性き裂伝播停止挙動に与える効果を検討した。

Fig. 11 に, シアリップを伴いながら伝播する脆性き裂を模式的に示す。き裂前縁が半楕円形状を保ちながらき裂が伝播するものとする。き裂伝播方向の半径を a , これと直角方向の半径を $b (=t-2t_{sl})$ とする。また, き裂先端から後方方の鋼板表面には厚さ t_{sl} , 長さ l_{sl} の未破断サイドリガメントが生成しているものとする。板厚中心部(A)のき裂伝播速度を V とする。最も鋼板表面に近い位置(B)における速度は一定の下限界速度 V_0 とした。ここでは $V_0=100$ m/s とした。

サイドリガメントによるき裂開口抑制の効果を考慮するために, Fig. 11 のき裂形態を二次元のモデルで近似した (Fig. 12)。すなわち, 長さ l_{sl} にわたって $\sigma_Y \cdot 2t_{sl}/t$ の閉口応力が作用するものとした。ここで, t は板厚, σ_Y は降伏応力である。 σ_Y は歪速度依存を有するので, サイドリガメント中の塑性変形の歪速度を 10^3 s^{-1} として σ_Y を算定した。

Fig. 11 に示すように, 限界破壊応力 σ_F が板厚方向に分布を有するものと仮定する。脆性き裂伝播中の σ_F を実測することは極めて困難であるので, 超細粒層を切削した鋼板について以下に示す計算で求まる K_{ca} が実験値とほぼ等しくなるように鋼板内部の材料に対する σ_F を推定した。その結果, $\sigma_F=5800$ MPa が得られた。次に, 結晶粒径を d とすると, σ_F は $d^{-1/2}$ に比例するものと考えられるので, 鋼板内部と超細粒層の結晶粒径の比から, 表層部の σ_F は鋼板内部のその約 1.5 倍であると推定した。

このような σ_F の板厚方向分布を仮定し, 本力学モデル¹⁷⁾ により t_{sl} を求めると, t_{sl} は広い温度範囲で超細粒層の厚さと一致することがわかった。従って, 以下の計算においては SUF を有する鋼板の t_{sl} は超細粒層の厚さに等しいものとした。

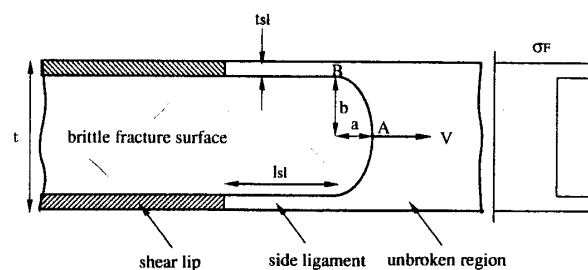


Fig. 11 Schematic fracture surface for crack propagation model.

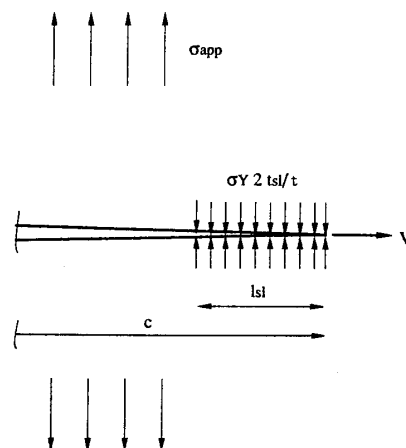


Fig. 12 Two dimensional model for crack propagation with shear-lips.

サイドリガメントが延性破壊してシアリップとなる破壊条件は次式で表される。

$$2u_y(c-l_{sl})=k_{sl} t_{sl} \varepsilon_F \quad (4)$$

$2u_y(X)$: X におけるき裂開口変位

ε_F : 延性破壊歪 k_{sl} : 比例定数 ($=1.0$)

ここで左辺はき裂先端から l_{sl} 後方の位置におけるき裂開口変位である。延性破壊の限界開口変位は t_{sl} と延性破壊歪 ε_F の積に比例するものとし, 比例定数 k_{sl} を 1.0 とした。 ε_F は強度, 歪速度, 及び温度などに依存すると考えられるが, ここでは簡単のため 0.1 の一定数¹⁷⁾ とした。

Fig. 11 と Fig. 12 に示したモデルにより, A 点, B 点における動的応力拡大係数, $K_{d(A)}$ と $K_{d(B)}$ は次式で与えられる。

$$K_{d(A)}=f_v(V)f_{slA}(b/a)K_0 \quad (5)$$

$$K_{d(B)}=f_v(V_0)f_{slB}(b/a)K_0 \quad (6)$$

K_0 : 動的応力拡大係数

$f_v(V)$: 動的応力拡大係数と静的応力拡大係数の比¹⁷⁾

f_{sl} : 半楕円き裂の形状に依存する係数¹⁷⁾

ここで, K_0 は Fig. 12 に示した二次元モデルに対応する応力拡大係数であり, 見かけの応力拡大係数 ($K_n=\sigma_{app}\sqrt{\pi C}$), t_{sl} , l_{sl} , 及び, サイドリガメントに作用する応力 σ_Y に依存する。また, $f_v(V)$ は V のみの関数である。

また, SUF 削除鋼板については t_{sl} を求めるために次式を方程式に加えた。

$$t_{sl} = 2r_p = 1/(3\pi) \cdot (K_{d(B)}/\sigma_F)^2 \quad (7)$$

r_p : 塑性域寸法

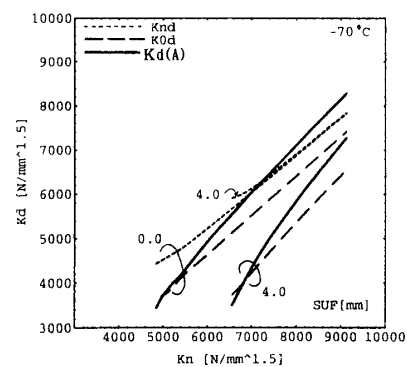
(4), (5), (6), (7) 式を連立して解くことにより, K_n と温度を与えると, V , l_{sl} , b/a , 及び, t_{sl} が求まる。

SUF を有する鋼板と SUF 削除鋼板で K_{ca} の差が最も明瞭に比較できる温度である -70°C において超細粒表層の効果を比較した。計算の前提として実際の ESSO 試験と同一の温度勾配である $0.4^\circ\text{C}/\text{mm}$ を仮定し, き裂先端の温度が -70°C となる条件で計算を実施した。超細粒表層の厚さを実鋼材と同一の 4 mm とした。また, SUF 削除鋼板では一定の σ_F を仮定した。

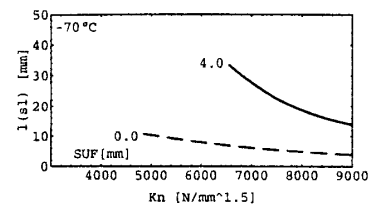
Fig.13(a)に, K_n の変化に対する $K_{nd}(=f_v(V)K_n)$, $K_{0d}(=f_v(V)K_0)$, 及び, $K_{d(A)}$ の変化を示す。なお, 図示はしていないが, $K_{d(B)}$ は一定温度では一定値 (-70°C で $4450\text{ N/mm}^{1.5}$) を示す。Fig. 13(b)に l_{sl} の変化を, Fig. 13(c)に板厚中央部におけるき裂伝播速度 V の変化を, また Fig. 13(d)に V の変化に対する a/b の変化を各々示す。 K_{nd} と K_{0d} の差がサイドリガメントによるき裂開口抑制の効果である。 K_{nd} が低下するに従って K_{0d} と $K_{d(A)}$ は低下するが, 同一の K_n で比較すると, SUF を有する鋼板のほうが K_{0d} と $K_{d(A)}$ が低い。これは, この鋼板のほうが t_{sl} が大きいことに加えて, l_{sl} も大きくなり (Fig. 13(b)), サイドリガメントによるき裂開口抑制効果がより顕著になるためである。なお, 表層を切削した鋼板においても表層近傍で塑性拘束が低下することによりシヤリップが生成するが, t_{sl} と l_{sl} は小さく, き裂開口抑制効果は小さい。Fig.13(b)に示すとおり, t_{sl} が大きくなると l_{sl} も大きくなる傾向があるので, サイドリガメントによるき裂開口抑制効果はサイドリガメントの厚さに比例する以上の効果を発揮する。

Fig. 13(c)より計算による下限き裂伝播速度は約 300 m/s である。一方, Fig. 8 に示した SUF 鋼のき裂伝播における経過時間とき裂位置の関係の傾きから求めたき裂停止直前の伝播速度は $300\sim 400\text{ m/s}$ の範囲にあり, 本解析結果は実験とほぼ対応する。Fig. 13(d)より, 伝播速度が約 500 m/s 以上でき裂が伝播する場合には a/b は 0.5 以下であり, 板厚中心のき裂先行がなく直線状に近いき裂前縁形状を保ってき裂は伝播するのに対し, 板厚中央部の伝播速度が低下すると a/b が増大し, 表面近傍におけるき裂進展の抑制が顕著となる。き裂が伝播できる下限状態では a/b は約 1.5 となる。 -81°C で伝播停止した SUF を有する鋼板の ESSO 試験片の停止部における a/b は約 1.8 であり, 概略一致する。

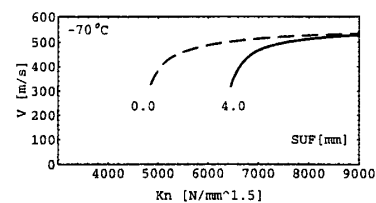
Fig. 13(a)から, 明らかなように, 本モデルでは解が存在する下限界の K_n がある。この値がその温度における停止靱性 K_{ca} であると解釈することができる。SUF 削除鋼板の下限界 K_n は約 $4800\text{ N/mm}^{1.5}$ であるのに対し, SUF を有



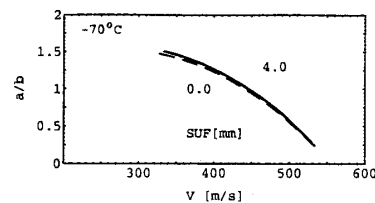
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 13 Simulation results.

- (a) Nominal K value vs. dynamic K value.
- (b) Nominal K value vs. crack side ligament length.
- (c) Nominal K value vs. crack speed.
- (d) Crack speed vs. shape of crack front.

する鋼板は約 $6600\text{ N/mm}^{1.5}$ (SUF 削除鋼板の約 1.4 倍) であり, Fig. 5 に示す -70°C の K_{ca} 値の差と概略一致する。ただし, 下限界 K_n は σ_F を含む種々のパラメータに依存するので, さらに詳細な検討が必要である。

限界破壊応力説に立脚した本モデルから明らかなことは, SUF の存在により広い温度範囲にわたって SUF 部で脆性破壊が生じることはなく, SUF 部と同一の厚さを有するサイドリガメントがき裂先端後方に生成し, これがき裂開口を著しく抑制することにより鋼板内部に作用する実質的な動的応力拡大係数を低下させ, き裂先端塑性域内の引

張応力を低下させることによりき裂先端における脆性破壊の継続を困難とすることによってアレスト特性を向上させるものと解釈することができる。表層部で応力を受け、き裂開口の抑制に働くサイドリガメントの長さは表層部の延性破壊条件にも影響をうけることから、脆性破壊のアレスト特性は表層部の延性破壊挙動にも影響を受けることがわかる。

5. 結 言

フェライト相を昇温中で加工することにより超細粒フェライトが得られる機構を活用して、表層超細粒鋼板を開発し、その表層部の破壊特性、およびアレスト特性について検討した。その結果、次のことが明らかとなった。

- (1) 表層超細粒組織 (SUF) の耐脆性破壊特性は、板厚内部より優れており、 -60°C 以上の船舶実用温度域では脆性き裂伝播の際に SUF 部は確実にシアリップを形成する。
- (2) シアリップの形成により、アレスト特性が向上することが、実験的にも、理論的にも実証された。

参 考 文 献

- 1) 矢島 浩, 多田益男, 阪井大輔, 片上幹史, 土師利昭, 石川 忠, 勝田順一: 低温用 LPG 船用 TMCP 型高靱性新低温用鋼の諸特性とその評価, 日本造船学会論文集, 第 168 号 (1990), P. 561.
- 2) 石川 忠, 大下 滋, 益永英勝, 間瀬秀里, 土師利昭: 高アレスト型大入熱溶接低温用鋼板の開発, 新日鐵技報, 第 348 号 (1993), pp. 3.
- 3) 田中 潔, 佐藤光雄, 石川 忠: 陸上 LNG タンク用 9%Ni 鋼母材及び溶接部の安全性評価, 製鐵研究, 第 318 号 (1985), p. 79.
- 4) Ishikura, N., Kohno, T., Maeda, H., Arimochi, K., and Tanaka, K.: Proceedings of International Conference on transport and storage of LPG and LNG, Brugges, Vol. 2, 1984, p. 9.
- 5) Cuperus, N.: "Cryogenic Storage for LNG and NGL", 10th World Petroleum Congress, Panel Discussion 17, Paper No. 3, Published by Heyden & Son Ltd., London, 1979.
- 6) 小倉信和: 脆性き裂の停止現象についての考察, 造船協会論文集, 第 110 号 (1961), p. 443.
- 7) 町田 進, 川口喜昭, 塚本雅敏: 長き裂に対する 9%Ni 鋼板の脆性破壊伝播停止性能について, 日本造船学会論文集, 第 150 号 (1974), p. 511.
- 8) 町田 進, 的場正明, 吉成仁志, 刀根知佳子: 鋼材の脆性き裂伝播停止挙動に関する一考察, 日本造船学会論文集, 第 172 号 (1992), p. 637.
- 9) 町田 進, 吉成仁志, 宮原鉄弥, 西山五郎: 高速クラックの動的様相に関する研究 (張出型二重引張試験の動的解析), 日本造船学会論文集, 第 156 号 (1974), p. 550.
- 10) 三村 宏: K_{Ia} から K_{Ic} を推定する方法, 圧力技術, 第 31 巻, 第 2 号, (1993), p. 58.
- 11) 石川 忠, 土師利昭: K_{Ic} を支配する有効結晶粒径とフェライト粒径の関係 (鋼板のアレスト性能 第 1 報), 鉄と鋼, CAP-ISIJ, Vol. 2 (1989), p. 731.
- 12) 石川 忠, 土師利昭, 間瀬秀里, 大下 滋: マイクロクラック・タフニングによるアレスト性能の向上—鋼板のアレスト性能 第 2 報—, 鉄と鋼 CAP-ISIJ, Vol. 2 (1989), p. 1885.
- 13) 野見山裕治, 石川 忠, 土師利昭: 昇温中加工による超細粒組織の形成, 鉄と鋼, CAMP-ISIJ, (1994), p. 1834.
- 14) WES 3005, 1983.
- 15) Knott, J. F.: Fundamentals of Fracture Mechanics, A halsted Press Book, 1973.
- 16) Krafft, J. M., Sullivan, A. M. and Boyle, R. W.: Proc. Symp. Crack Propagation, Cranfield, 8 (1961).
- 17) 町田 進, 吉成仁志, 栗飯原周二, 安田 真: 本論文集, (1995): 投稿中.