

(1) はじめに

人類のエネルギー源として極めて重要な天然ガスの液化貯 槽構造物では、過去の大規模事故に基づき、万が一脆性き裂 が溶接部から発生したことを想定してもなお、液化天然ガス (以下LNG)貯槽容器の致命的崩壊を防止する特性を鋼に求 める。特に図1に示すように1ストレーキ(貯蔵構造物は鋼板 をレンガ状に積み重ねて製作しているが、そのレンガの高さ 1つ分のこと)の継手部分を伝播した際のき裂伝播停止性能 が鋼材にとっては最も過酷であり、この特性の付与が材料と しての最重要ポイントである。つまり、経済合理性をもって この特性を付与させることが材料の競争力向上の鍵となる。 脆性き裂伝播停止特性が要求される分野としては、LNG貯 槽以外に水圧鉄管、ラインパイプ、船舶、原子力分野が挙げ られ、特に重要な構造物であるほど、同特性についての関心 は高い。

(2) き裂動力学における散逸エネルギーの重要性

鋼の脆性き裂伝播停止特性についての研究は1940年代か ら行われてきた。わが国でも1950年代後半から多くの研究 が盛んになされるようになり、米国で創始された破壊力学が いち早くわが国に取り入れられた技術領域でもある。では、 現在において脆性き裂伝播および停止メカニズム全てが把握 されているかというと残念ながらそうではない。同特性の評 価が今でも高コストの大型試験に頼っており、小型化・簡易 化が難しいのは現象の理解が完全ではないことを象徴的に反 映していると言える。理解を阻んでいるものは一体何なので あろうか。完全理解へのブレークスルーの為には何が必要な のであろうか。筆者の理解に従い同分野における研究の歴史 も踏まえ以下に書き出してみたい。

鋼において特定の脆化相などからき裂が発生し、それが不 安定的に伝播を継続するための必要条件は、Griffithが明ら かにしたようにき裂進展に伴う試験体のポテンシャルエネ ルギーが減少し続けることである(式(1))。一般に十分条件 として、別の局所条件が存在することを想定しなくてはなら ない。今、高速現象ゆえ外部との仕事の授受が無い状況を想 定すれば、式 (2) のように<u>dW</u>=0と置くことができる。さら に、継続的なき裂開口に必要な運動エネルギーは式(3)に示 すエネルギー保存則に基づいて供給される。つまり、散逸エ ネルギーが大きい場合には、き裂開口は遅延し、結果として き裂伝播速度は低速化する。Brobergはこの動的エネルギー 解放率 (動的応力拡大係数とも読み替えが可能である) とき 裂伝播速度に関する関係が一意に決定されるとする、図2に 示す関係性を高度な理論計算により明らかにした²⁾。この 図では速度の上限は固体の表面を伝わる弾性波速度である Rayleigh波速度であることも併せて示している。しかしなが ら、Broberg解は無限板中貫通欠陥両側拡大問題について散 逸エネルギーを非考慮、線形弾性を仮定して得た理論解であ



図1 LNG 貯槽設備内槽材における脆性き裂伝播停止特性の役割¹⁾

ることに留意する必要がある。この前提は現実材料の動的き 裂伝播を考慮する際に二つの意味で実効性に欠くものであろ う。一つは、実際にはこのK-v関係が形状により変化するこ とである。これはKalthoff³⁰やKobayashi⁴⁰が透明樹脂材料を 用い光弾性法により実験的に示したように、既に良く知られ ている事実である(図3に例を示す)が、そのメカニズムにつ いては十分に議論されていない。もう一つは形状が一定、つ まり、Brobergの仮定同様、無限板中貫通欠陥両側拡大問題 であるとしても、K-v関係は一意的にBroberg解に従うこと はなく、材料固有のエネルギー散逸規則が大きく影響するで あろうことである。このことは指摘される機会が多くはない が、材料技術者にとっては特に重要な観点であることから、 もう少し詳しく説明してみたい。



図2 動的応力拡大係数とき裂伝播速度の関係²⁾



図3 K-v関係に及ぼす試験片形状の影響³⁾

$-\frac{dU}{dA}$	$\frac{dD}{dA} >$	•0, wh	$nen\frac{dW}{dA} = 0$		 (2)
$\frac{dK}{dA} = -$	$\frac{dU}{dA}$	$-\frac{dD}{dA}$,	when $\frac{dW}{dA} =$	= 0	 (3)

ここで、A:き裂長さ、D:散逸エネルギー、W:外部仕事、 U:弾性ひずみエネルギー、II:ポテンシャルエネルギー、G: エネルギー解放率、K:運動エネルギー

図4に示すような、引張荷重が負荷された物体中の静止き 裂がある時刻で瞬時に微小距離き裂長さを拡大させその位置 で停止する問題において微小時間内のエネルギー変化を図5 (a) (b) を用いて考える。 伝播後ある一定の時間経過後の新 しいき裂先端の駆動力、つまり、ポテンシャルエネルギー減 少量を図中に○印でそれぞれ模式的に示している。まず最も 単純な散逸エネルギー非考慮のケース (a) で考えてみる。き 裂伝播直後から時間経過とともに静的平衡状態へ近づくよう に応力の再配分が進行する。ここで、次ステップの破壊継続 の局所限界条件(ここでは、単純にG=Gとする。)が早期に 満たされる場合、つまりき裂伝播速度が大きい場合には、動 的なポテンシャルエネルギー減少量の無次元量、つまりエネ ルギー解放率の静的値に対する比率は小さい。逆にき裂伝播 継続条件が満足されるのが遅い場合、つまり、亀裂伝播速度 が小さい場合には、この比率は大きい。この関係はまさに図 2に示したBrobergの駆動力の速度依存を示すものである。



図4 想定する微小き裂伝播モデル

しかし、図5(b)のように散逸エネルギーが大きい場合には、 き裂の開口運動は抑制され、進展駆動力の上昇は内部エネル ギー減少の割に穏やかである。この散逸エネルギーが材料に のみ依存しエネルギー散逸量が常に一定の場合には、エネル ギー解放率の速度依存性の傾向は (a) とさほど変わらず理解 可能である。伝播継続可能な速度に上限値が付与されるだけ であり、平行移動的に変化する。しかし、散逸エネルギーが 駆動力や速度に依存して変化する場合には単純ではない。実 際に、Rosakisが鉄鋼材料を用いたコーステック法による実 験(図6(a))⁵⁾、寺本らの鉄鋼材料による数値実験を含めた K₄の定量化 (図6 (b))⁶、Irwinらのホマライト 100 (透明樹 脂)を用いた光弾性法による実験(図6(c))⁷⁾など多くの実 験で明らかにしているように、速度や駆動力に応じて増加す るエネルギー散逸機構が生成するため、伝播速度を上昇させ るためには、基本的により大きな駆動力(応力拡大係数)が 必要であるが、駆動力の上昇に対する伝播速度の上昇のトレ ンドは、単一の形状であっても材料(温度条件変化含む)に 依存し一定にならない。さらに、どれだけ駆動力を大きくし

ても、き裂伝播速度はある値で飽和してしまう。これは恐ら く駆動力や亀裂伝播速度増加に伴い増加を続けた散逸エネル ギーが、Rayleigh波速度よりも十分に低い速度域にて見かけ の駆動力増加と釣り合うためと推測できる。この考えに基づ けば、いわゆる長大亀裂問題⁸⁰、すなわち亀裂が長大化して も必要伝播停止靭性の増加は頭打ちとなることも説明できそ うである⁹⁰。また、鋼材ではき裂伝播速度には下限値がある ことも良く知られている。弾性材料であるホマライト 100で も鋼材と同様の上限速度が見られることから、こうしたエネ ルギー散逸機構が塑性変形による熱散逸にのみ依拠している ものではないことも重要なポイントである。図7には伝播の 駆動力と見かけの駆動力の関係および速度上限現出のメカニ ズムに及ぼす散逸エネルギーの影響を模式的に示している。

特に複雑かつ階層的な内部構造を持つ鋼材において、き裂伝 播機構を解明するあるいは改善するキーテクノロジーはこの伝 播中のエネルギー散逸機構解明にあると筆者は考えている。 (3) 鉄鋼協会/産発プロジェクトにおける取組み方針 鋼材における動的亀裂伝播時のエネルギー散逸としてはど



図5 微小き裂伝播後のエネルギー変化を示す模式図



図6 実材料における動的応力拡大係数と亀裂伝播速度との関係(実験計測・数値解析)

のようなものがあるだろうか。もちろん、連続体力学レベル で単純に想定されるき裂先端の塑性変形は大きな散逸源にな るだろうが、実材料ではそれだけではなさそうだ。鋼の脆性 亀裂伝播の最大の特徴は、材料が多くの結晶からなり、それ ぞれの結晶粒内におけるへき開破壊結晶方位が {100} に限 定されていることである。一般には各結晶粒はランダムに配 向しているため、図8に示すような複雑な亀裂伝播形態を呈 し、亀裂先端はシンプルな形状ではない。前方にはマイクロ クラック、後方にはテアリッジが生成するだろう。それぞれ でへき開き裂連結部に存在するリガメントが塑性変形するこ とにより大きなエネルギー散逸が発現しそうである。では結 晶粒内の伝播に限れば、散逸限がないのであろうか? 2015 年から2018年にかけて実施した産発プロジェクトではこれ ら鋼材特有の脆性亀裂伝播時のエネルギー散逸機構につい て、スケール別に解明するべく、図9に示す各グループに分 けて活動を行った(表1にメンバーを示す)。本稿では紙面制 約もあるため、各グループの成果を主要な部分のみ抜き出し 概観的に紹介する。



図8 鋼材における脆性亀裂伝播とエネルギー散逸機構



図7 伝播速度大小を示す場合のエネルギー収支に及ぼす散逸エネルギーの影響 (等速定常伝播時の微小き裂伝播長さdA毎のエネルギー変化模式図)



巨視的観察でへき開型脆性を呈する破面を観察するとへ き開破壊のファセット内では、段差の小さいリバーパターン は形成されるが、大きなエネルギー散逸になっていないよう にも思われる。仮に単結晶で材料を構成すれば、散逸エネル ギーは極めて小さくなり、亀裂は高速化するだろうか?ま た、前章の議論を踏まえれば Rayleigh 波速度近くまで加速す ることもあり得るのではないか、という単純な疑問に答える ための実験である。結晶粒内の伝播速度を計測するためには 巨大な結晶粒を持つ材料を製作する必要がある。ここでは無 変態の3%Si-2%Al-Fe合金を用い4~5mm程度の粒径を持つ材 料を製作した。破壊試験は3点曲げとし、単一結晶粒内およ び粒界をまたぐ場合のき裂伝播速度を計測できるよう、表面 からの高速度カメラ観察(図10)およびひずみゲージを適宜 貼り付けき裂先端通過時刻を整理した。結果を静的な応力拡 大係数を用いて整理した結果 (図11)、単結晶内でもエネル ギー散逸は大きく、観測された最大き裂速度は Rayleigh 波速 度のおよそ半分の1500m/sに留まった。この速度上限に寄与 している散逸は基本的な塑性変形による散逸のほか、結晶粒 内に見られた多くの双晶変形及び副次的に生成する双晶き 裂による破面荒れに対応しているものと考えられる。工夫し た動的有限要素法による散逸エネルギーの定量化によれば、 この双晶変形に起因する破面荒れにより数千J/m²ほどのエ ネルギー散逸が行われていることが示唆された。粒界を挟む 計測区間では速度は顕著に低下し、中でも伝播方向に対して Twist角の大きな成分を持つ方位差が存在する場合には速度 低下は顕著化する。これは駆動力と速度の関係性から考える と、とりもなおさず当該粒界でエネルギー散逸が大きいこと

				>
10-6	10.5	10-4	10-3	[m]
①(001)劈開ファ セット内の挙動	②結晶粒間の連結時期とエネル ギー	③き裂前方での マイクロクラック 先行生成	④アレスター中に おけるサイドリ ガメント	
リバーパターン	<u>テアリッジ</u>	<u>テアリッジ・マイクロク</u> ラック間塑性変形	<u>連続体延性破壊</u>	
[単結晶~バイク リスタル実験]	[バイクリスタル ~多結晶実験]	[多結晶実験]	[多結晶実験]	

図9 鉄鋼協会産発プロジェクトにおける脆性亀裂伝播機構のマルス ケール的取り組み を示している。鋼材において結晶粒界/粒内でのき裂伝播速 度比較実測は世界で初めての実験であった。この結果より伝 播方向に対しTwist角を大きく制御することを材料開発の方 向性の一つに据えることができよう。

さらにLNG貯槽用鋼特有の事象として、き裂先端におけ る残留オーステナイト相(γ_R)の役割について検討を行った。 故意にの γ_R の量や安定度を変化させた9%Ni鋼を準備し、き 裂伝播実験(図12)を行うとともに、動的き裂伝播部の γ_R 量 変化についてX線回折により評価を行い、有限要素法を援用 して評価した塑性ひずみ量と γ_R の減少量を比較したところ、 静的負荷後の γ_R の減少量に較べ、同じひずみ量での減少量 は小さいことが判った(図13)。塑性変形による温度上昇が γ_R のマルテンサイト変態を抑制しているものと考えられた。 しかし、いずれにせよ $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態量が多い材料の方がアレス ト靭性は良好であることが経験的に良く知られていることか ら伝播停止特性上昇メカニズムとしては変態に伴う応力緩和 効果が動的き裂先端でも発揮されていると考えられる。これ はき裂伝播時の散逸量上昇の要素になるものではなく、駆動 力低下に寄与するものである。



図10 曲げ試験中の高速度カメラによる動画撮影状況

表1 産発プロジェクト委員(敬称略;会社名は当時のもの)

大学・研究機関	企業(研究協力者)				
川畑友弥[主查],粟飯原周二,柴沼一樹(東	島貫広志,滑川哲也(新日鐵住金),伊木聡,一宮克行,赤塚隆男,木				
京大学),大畑充,高嶋康人 (大阪大学)	津谷茂樹,平出隆志(JFE スチール),田村栄一,東南智之(神戸製鋼				
	所)				



図11 結晶内や結晶粒界をまたぐ場合の亀裂伝播速度の決定因子



図12 9%Ni鋼脆性亀裂伝播試験結果



図13 相当塑性ひずみとγ_R量変化の関係

3 結晶粒間のき裂連結時期と吸収エ ネルギー定量化^{19,20)}

テアリッジがき裂後方で延性破断することは伝播き裂に とって大きなエネルギー散逸源になるはずである。テアリッ ジ破壊時の吸収エネルギーの定量化に向け、劈開面間距離 を変化させるべくFIB加工を施した厚さ150μmの試験片 を準備し、定格容量20Nのロードセルを使用し、引張速度 0.05mm/min、室温15℃の試験条件にて微小連結部せん断破 壊評価のための引張試験を実施し、得られた荷重変位関係よ り塑性変形エネルギーを算出した。得られたエネルギーに ついて劈開面間距離を横軸として図14に示す通り、へき開面 間距離に対し一意的にエネルギー量を決定できた(図14)。 これらの効果の積算値としての実際の特性への寄与を評価する目的で0.1C-0.2Si-1.5Mnの成分を持つ炭素鋼に種々圧延条件を変化させることにより、30~50 µmの範囲で結晶粒径を変化させた材料を製作し、DCB試験により脆性亀裂伝ば停止特性を評価した。また、平行して亀裂伝播速度を入力条件とし適切な散逸則を導入して実現象を模した節点開放法によるFEMシミュレーション(図15)を行い、亀裂先端位置における局所応力を評価したところ、停止点における局所応力は結晶粒が大きいほど大きいとの結果が得られた。これは、粗粒であるほど脆性亀裂伝播停止特性が優れていることを示すものである。さらに、供試材の粒径や方位情報を元に結晶粒毎のへき開き裂伝播と粒界部でのテア破壊を再現したモデル計算を実施した(図16)。得られた散逸エネルギーの



図14 微小引張試験によるテアリッジ部破断エネルギーの直接同定 ((a) 小型引張試験の状況,(b) 荷重変位曲線,(c) スリット面間距離と単位長さあたり散逸エネルギーの関係)



Crack front; Left: 3D view; Right: xz view of fracture surface

図15 DCB試験に対する動的FEM解析((a)モデル概要,(b)各亀裂長さ位置における変形及び応力分布)

積算値は局所破壊応力の大小と呼応し、粗粒になるほど大き くなる傾向が示された。粗粒材では粒界通過頻度が低下する ものの粒界一か所あたりのテア破壊面積増加効果が上回るた めである。結晶粒の微細化のみを靭性改善の方針としていた これまでの常識に一石を投じる検討結果と言える。

き裂前方の高応力領域にマイクロクラックが多数発生して いる状況はエネルギー散逸が促進される効果を生むと考えら れる。まずは幾つかのサンプルで実際のマイクロクラックを 丹念に観察した(図17)。これらの系統的観察は膨大な作業 が必要であることからこれまで取り組まれたことは殆どなく 貴重である。結果を概観すると駆動力が上昇するにつれ、総 マイクロクラック数は上昇する傾向が認められる。ただし、 その上昇傾向は鋼種により多いに異なる様子である(HIC2 は駆動力が大きい箇所でバラツキが大きいが破面片側のみの 読み取りにより数値化したことが問題になっていると考えら れ、駆動力と正の相関が保たれていると推定している)。ま た、等温9%Ni鋼ESSO試験の破面のマイクロクラック数は、 き裂長さに応じて増加する傾向ではあるが、絶対量が圧倒的 に少ない。これは γ_Rの変態による応力緩和によりマイクロ クラックが生成しにくいことが示唆される。

さらにこれらのマイクロクラックは相互に干渉し余分な塑 性散逸を生むとの考えに基づき、マイクロクラックが理想的 に分布している場合のエネルギー散逸量をFEM解析にて求



図16 DCB試験に対する動的 FEM 解析および散逸エネルギー評価結果 ((a) へき開破壊面、(b) テアリッジによる延性破壊領域と塑性散逸量試算結果)



図17 大空脈性電裂伝播試験破固近傍のマイクログラック数と応力 拡大係数の関係

めた。図18に示すように亀裂が平行に2本伝播している場合 と1本のみ伝ばしている場合との塑性散逸エネルギー差を抜 きだして評価した。結果は、以下の式(4)(5)や図19に示す とおり、亀裂長さ300mm程度の範囲では最大5000J/m²程度 の超過エネルギー散逸が見込まれ、エネルギー散逸として無 視できないレベルであることが言える。

$D = \alpha (v^m \sigma^n + \beta) \cdot d + \gamma$		(4)
$\alpha = -0.4268, \beta = -16975$ $\gamma = 342, 163, m = -0.4636$	5, 436 $n = 1.66038$	(5)

また、き裂がマクロに分岐することは破面面積を単純に増 加させるので、散逸エネルギーを効果的に増加させる方法で ある。マッチング率を変化させるなど工夫した大型試験にて き裂分岐を確実に発生させ、発生点を種々変化させる実験を 行った。まず、き裂分岐は弾性論による理論分岐速度よりも 顕著に低い伝播速度条件で発生することを確認した。つまり、 速度のみが分岐限界条件ではないことが言える。分岐の限界 条件を塑性変形内の状況に求めるため、分岐点における応力



図18 複数亀裂モデルによる散逸エネルギーの算出



図19 散逸エネルギー量のまとめ

状態を動的FEM解析にて評価した上で、分岐限界条件を検 討した(図20)。最大主応力(開口方向応力成分とほぼ等価) と応力多軸度の2つの条件を同時に満足した地点とほぼ一致 する。応力多軸度寄与メカニズムを検討するため、多種鋼材 の脆性破面におけるファセット連結状況を観察し、必ずしも き裂は連結しておらず僅かの距離離れた位置から再発生して いる部位も多いこと(McClintockらの連続伝播モデル²⁶⁾を否 定する事実)などの知見を得た。最終的に図21に示すミクロ 組織側面および力学側面を考慮したメカニズムを提案した。

5 アレスター中における サイドリガメント効果定量化

サイドリガメントによるタフニング効果²⁷⁾を定量的に評価するため、限界値と駆動力とを比較しながら脆性き裂伝播 を再現するFEM計算モデルを構築した。さらに各要素には 延性破壊限界条件を付与し、脆性破壊と延性破壊を競合させ る計算手法を構築した。開発手法を用いて、表層高靭性層を



図20 応力多軸度を考慮したマクロき裂分岐限界条件の提案

配置した仮想鋼板で混成ESSO試験を模した解析を行った結 果、亀裂伝播速度は試験板突入直後に低下し、すぐさまボト ム速度を迎える。表層高靱性層が厚くなると亀裂が停止する 傾向にあるが、停止するか否かは、このボトム速度に依存す る傾向が見られた。数値解析の結果を図22に整理して示す が、表層高靭性厚さが厚くなるとボトム速度は低下し亀裂伝 播は停止する。また、等しい高靭性厚さでも延性亀裂限界ひ ずみ(つまりシアリップ生成しやすさ)が異なる場合には、 停止しやすくなる。

これらの知見を基にクラッド鋼板 (図23) を実際に製作した。強度はともに800MPa程度であるが、靭性レベルは中心部-30℃、高靭性層-110℃と大いに異なるものを配置した。その結果、明瞭なアレスト現象は見られなかったものの、高靭



図22 表層高靭性層を設けた鋼板の脆性亀裂伝播停止性能の支配因子



図21 き裂分岐生成のミクロ組織側面・力学側面からの必要条件



図23 クラッド鋼板の概要



図24 クラッド鋼板のプレクラックDWTT 評価結果

性材を表裏面に配したものは亀裂伝播速度の顕著な遅延や最 終破断位置に延性破壊が見られるなど、全厚の伝播挙動に良 い影響が認められた(図24)。今後、引張型試験などで評価し ていく必要がある。

さらに表裏面にくぼみ加工を行うことにより人為的に低応 力部を生成させることで伝ば停止特性を改善させるアイデア の効果を数値解析により評価したところ、多いにメリットが あることが示され今後のひとつの選択肢になることが確認さ れた(図25)。

6 おわりに

鉄鋼協会/産発プロジェクトにより、特にLNG貯槽内槽 材に最重要特性として求められる脆性き裂伝播停止特性に着 目し、合理的な特性改善手法を創出することを最終目的とし たメカニズム理解のための研究を行った。検討はこれまであ まり着目されてこなかった視点である伝播中エネルギー散逸 構成要素とその階層的内訳をミクロ組織の側面から詳細に検 討した。幾つかの代表的なアプローチでは当初目標とした散 逸エネルギーの定量化まで漕ぎつけることができた。少なく とも、各スケールにてエネルギー量を支配する規則について 明らかにすることができたと考えられる。ただし、鋼材のミ クロ組織の複雑性ゆえ知見の普遍的定量化までは至らず、幾 つかの項目はプロジェクト終了後も検討を継続している。

筆者が考える究極の耐アレスト材料は、大規模伝播を自己



図25 表裏面くぼみ加工によるサイドリガメント生成促進効果

修復的に抑制できるものつまり、脆性き裂が発生・伝播開始 しても忽ちブレーキ効果(各スケールに配置するエネルギー 散逸機構)が大きく効くようなミクロ組織的仕組みがなされ ているというものである。他分野の知見も大いに取り込み可 能性を拡げていきたい。

謝辞

本稿執筆にあたり、産発プロジェクト運営の際に大変お世 話になった鉄鋼協会事務局の皆様、生産部門委員会の皆様に 心よりお礼を申し上げます。また、我が国において本分野開 拓と技術資産蓄積に尽力された多くの先輩溶接・破壊研究者 に敬意を表します。

参考文献

- 1) GRI/JC, Final research report on crack arrest properties of 9% steel and relation between crack-arrest test, (1986)
- 2) K.B.Broberg : Ark. Fiz., 18 (1960), 159.
- 3) J.F.Kalthoff: The proc. of the NSF-ARO Workshop on Dynamic fracture, ed. by W.G.Knauss, K.Ravi-Chandar and A.J.Rosakis, (1983), 11.
- 4) A. S. Kobayashi and S. Mall : Experimental Mechanics, 18 (1978) 1, 11.
- 5) A.J.Rosakis and L.B.Freund : Journal of Engineering and Material Technology, 104 (1982) 2, 115.
- 6) 寺本徳郎,町田進,金沢武:日本造船学会論文集,1979 (1979) 146,465.
- 7) G.R.Irwin, J.W.Dally, T.Kobayashi, W.L.Fourney,
 M.J.Etheridge and H.P.Rossmanith : Experimental Mechanics, 19 (1979) 4, 121.
- 8)町田進,青木満:日本造船学会論文集,1972 (1972) 131, 367.
- 9)川畑友弥,粟飯原周二:日本船舶海洋工学会論文集,21 (2015),63.

- D.Nakanishi, T.Kawabata and S.Aihara : Procedia Structural Integrity, 2 (2016), 493.
- 11) T.Kawabata, D.Nakanishi, T.Namegawa and S.Aihara : XXVII International Conference 《Mathematical And Computer Simulation In Mechanics of Solids And Structures - MCM 2017》
- 12) T.Kawabata, D.Nakanishi and S.Aihara : 6th International Conference on Crack Paths (CP 2018), Verona, Italy, (2018)
- D. Nakanishi, T. Kawabata and S. Aihara : Proc. of the twenty-seventh (2017) International Offshore and Polar Engineering Conference, San Francisco, California, USA, ISOPE-I-17-594, (2017)
- 14) D. Nakanishi, T. Kawabata and S. Aihara : Acta Mater., 144 (2018) 1, 768.
- 15) T. Kawabata, D. Nakanishi, T. Namegawa and S. Aihara : Materials Physics and Mechanics, 36 (2018) 18.
- T.Kawabata, N.Nakamura and S.Aihara : Frattura ed Integrità Strutturale, 47 (2019) 416.
- 17) D. Nakanishi, T. Kawabata and S. Aihara : Mater. Sci. Eng. A, 723 (2018) 18, 238.
- 18) H. Furuya : Doctoral thesis in Nagoya University, (2014), 37.
- 19) T.Henmi, K.Shibanuma, K.Suzuki, S.Aihara and H.Shirahata : ECF21 (The 21st European Conference on Fracture), Catania, Italy, (2016)

- 20) F.Yanagimoto, T.Hemmi, Y.Suzuki, Y.Takashima, T.Kawabata and K.Shibanuma : Acta Mater., 177 (2019), 96.
- 21) Y.Takashima, T.Kawabata, S.Yamada and F.Minami : Proc. of the International Symposium on Notch Fracture, Santander, Cantabria, Spain, (2017), 82.
- 22) T.Kawabata, F.Tonsho, Y.Nishizono and Y.Takashima :6th International Conference on Crack Paths (CP 2018), Verona, Italy, (2018)
- 23) Y. Takashima, T. Kawabata, S. Yamada and F. Minami : Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 92 (2017), 178.
- 24) T.Kawabata, F.Tonsho, Y.Nishizono, N.Nakamura and Y.Takashima : Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 100 (2019), 171.
- 25) Y.Takashima, S.Yamada, R.Deguchi, T.Kawabata and F.Minami : Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 101 (2019), 365.
- 26) F.A. McClintock : George R. Irwin Symposium, (1999)1, 83.
- 27)石川忠,野見山裕治,萩原行人,粟飯原周二:日本造船学 会論文集,1995 (1995) 177, 259.

(2019年8月19日受付)