

3-5

破壊靱性と継手破壊強度*

南 二三吉**



Fracture Toughness and Strength of Welded Joints*

by MINAMI Fumiyo**

キーワード

鋼溶接継手, 破壊靱性, 破壊靱性試験, 脆性破壊強度, 破壊性能評価, 残留応力, 材質劣化, 強度的不均一

1. 溶接継手の力学的特徴

溶接接合で組み立てられる構造物の性能は、「つなぎ目」としての溶接部の強度特性に左右される場合が多い。それは、溶接によって熱が与えられ（それも局部的に与えられ）、更に溶融・凝固を伴うために、溶接部は母材とは異なった性質となりやすいためである。溶接部の硬化・軟化、ボンド脆化などの材質劣化、溶接変形や残留応力の生成などはその代表例である。また、溶接条件の選定がよくなると、時として溶接割れや融合不良、アンダカット、ブローホールなどの溶接欠陥が生じる。溶接部のもつこれらの特性は、継手が外力を受けたとき、たとえ一様な外荷重であっても溶接部に不均一な応力・ひずみをもたらす、しばしば継手性能を低下させる原因となる。

溶接部にみられるこのような力学的・材質的変化を、継手の破壊要因との関係でまとめると表1のようなになる。鋼板母材の場合と比べて次のような特性があり、脆性破壊を引き起こしやすいことに注意する必要がある。

① 破壊起点を生成する要因の存在

溶接欠陥、特に、溶接割れや溶け込み不良のような平面状欠陥や、裏当て金などの未溶着部は脆性破壊の起点となりやすい。

② 破壊駆動力を大きくする要因の存在

溶接残留応力、角変形などの溶接変形、目違いなどの初期不整が存在すると、それによる2次応力が重畳し、溶接部は構造設計者が考えているよりも局所的に大きな応力状態になりやすい。また、溶接部に硬化部や軟化部が含まれ、その強度急変部近傍にき裂が存在すると、低強度部の塑性変形が隣接する高強度部によって拘束され、低強度部内の応力が高くなる傾向がある。

③ 破壊抵抗値を低下させる要因の存在

ボンド脆化（融合線とその近傍の熱影響部粗粒域の脆化）や熱ひずみ脆化（変態点以下の200~600℃の領域において熱とひずみの履歴を受けるために生じる脆化）、ひずみ取り熱加工による脆化など、溶接部の靱性が母材に比べて著しく劣化する場合がある。

なお、本稿では「鋼溶接部の破壊靱性と継手破壊強度」

表1 溶接熱加工プロセスがもたらす特性と破壊要因との関連

	溶接熱加工プロセスがもたらす継手性能への影響因子	破壊要因との関連
力学的因子	溶接変形・残留応力	破壊駆動力の増大
	応力集中源の生成 ・溶接欠陥 (溶接割れ, 融合不良, アンダカット, スラグ巻き込みなど) ・形状的不連続 (溶接余盛や不溶着部, 目違いなど)	破壊の発生源
	強度的不均質 ・母材と溶接金属の強度的ミスマッチ ・熱影響部の硬化・軟化	不均一な応力・ひずみ状態 破壊抵抗値の低下 (塑性拘束)
材質的因子	材質劣化 ・ボンド脆化や熱ひずみ脆化 ・PWHTやひずみ取り熱加工による脆化	破壊抵抗値の低下

*原稿受付 平成21年1月8日

**正 員 大阪大学大学院工学研究科 Member, Graduate School of Engineering, Osaka University

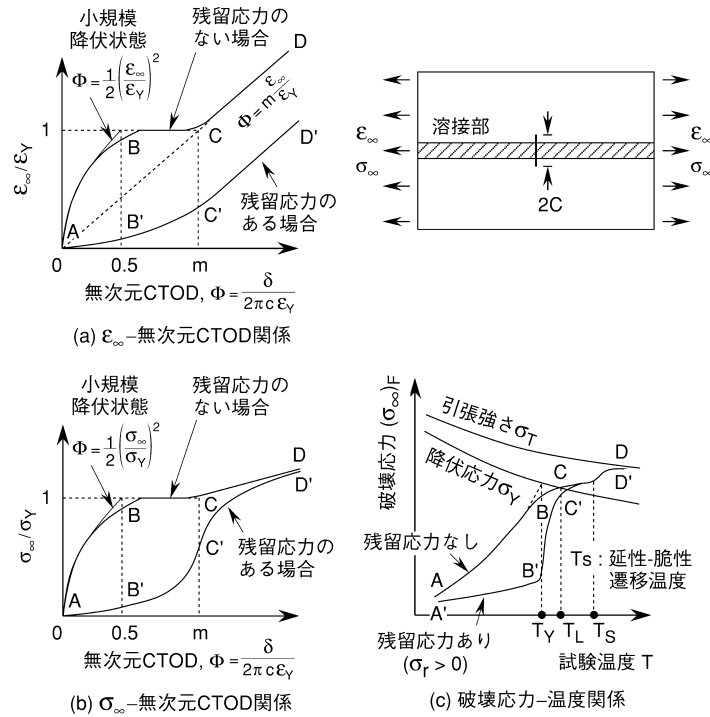


図1 無限平板のき裂開口挙動、破壊応力に及ぼす引張残留応力の影響

の基礎事項を解説するが、一部、上級技術者向けの記述も（補足）として含めているが、全体像を把握するには読み飛ばして頂いて構わない。

2. 溶接継手の脆性破壊強度に及ぼす諸因子の影響

2.1 溶接残留応力、初期不整の影響

溶接継手では、残留応力の存在が脆性破壊に時に大きな影響を及ぼす。特に、溶接線方向の残留応力は材料の引張降伏応力レベルに達しうることから、溶接線に直角にき裂が存在する場合に残留応力の影響が顕著に現れる。

溶接線に垂直なき裂を持つ平板が、溶接線方向に一律な引張応力 σ_{∞} を受ける場合を考える（図1）。き裂が存在すると、単なる突合せ溶接継手の場合とは異なり、応力の再分配によってき裂先端には材料の降伏応力 σ_Y レベルの引張残留応力場（軟鋼のような低強度鋼では約 $1.1\sigma_Y$ の強さ^{1,2)} が形成され、き裂先端には塑性変形が生じる。このため、図1(a)に示すように、同じ外応力 σ_{∞} を受けてもき裂先端の塑性変形が容易になり、き裂先端開口変位（CTOD, δ ）が大きくなる。特に、き裂寸法 $2c$ が引張残留応力場の領域に比べて小さければ、低負荷レベルでは、あたかも外応力が材料の降伏応力程度作用しているようなCTODが生じる。外応力 σ_{∞} が増加するにつれて残留応力の影響が小さくなり、 σ_{∞} - δ 関係は残留応力の存在しない場合に近づく（図1(b)）。すなわち、開口変位 δ は、残留応力の存在しない場合の曲線 ABCD に対して、曲線 A'B'C'D' のように変化する。

脆性破壊は開口変位 δ が限界値 δ_c になると生じ、 δ_c は温度の低下とともに減少するので、結局、溶接継手の

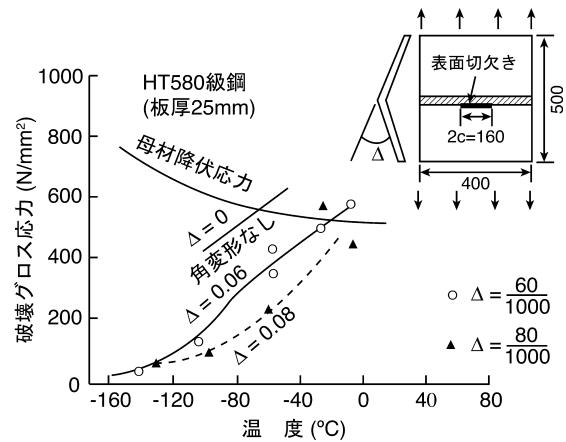


図2 角変形をもつ溶接継手の破壊強度³⁾

破壊応力 $(\sigma_{\infty})_F$ は図1(c)のような温度依存性を示す。残留応力の影響は、 $(\sigma_{\infty})_F < \text{降伏応力 } \sigma_Y$ の場合に顕著で、図のB点の温度 ($\delta_c = \pi c \epsilon_Y$ となる温度、 ϵ_Y : 降伏ひずみ) 付近で、残留応力の影響が最も大きくなる。残留応力の影響の具体例は後ほど紹介する。

また、溶接部では角変形や目違いなどの初期不整が存在することがある。過度の初期不整は応力・ひずみの集中をもたらす、疲労き裂の発生を容易にするほか、脆性破壊の危険性を大きくする。例えば、角変形をもつ溶接継手が引張荷重を受ける場合を考える。外荷重によって角変形が修正されるような変形が加わるために、引張応力に加えて曲げ応力が発生する。この2次曲げ応力の重量によって、図2に示すように破壊応力-温度曲線が高温側にシフトする³⁾。温度シフト量は、角変形の大きさに依存する。

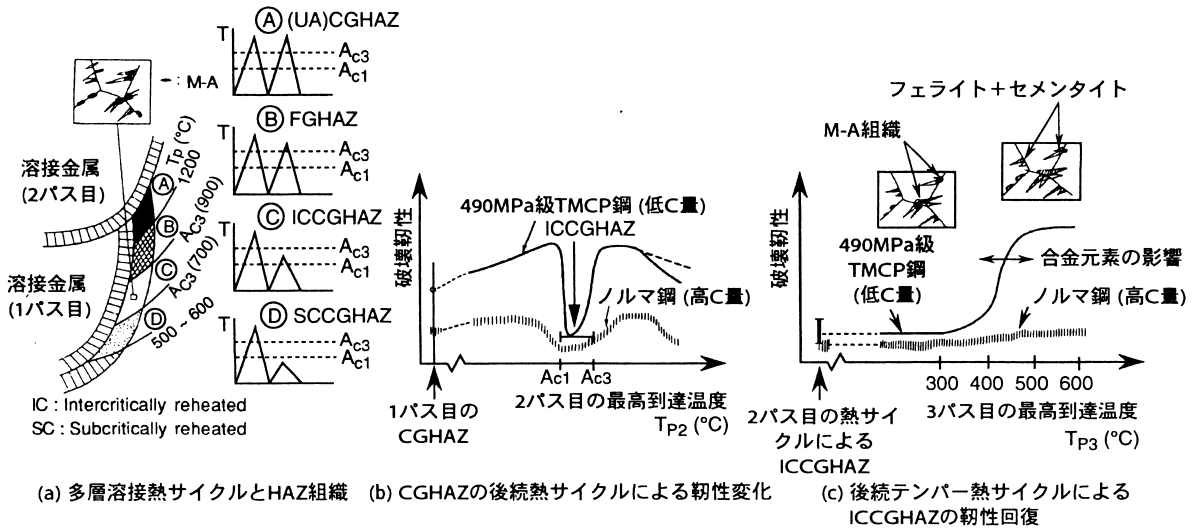


図3 多重熱サイクルを受けた鋼溶接熱影響部粗粒域 (CGHAZ) の靱性特性

- 3 -

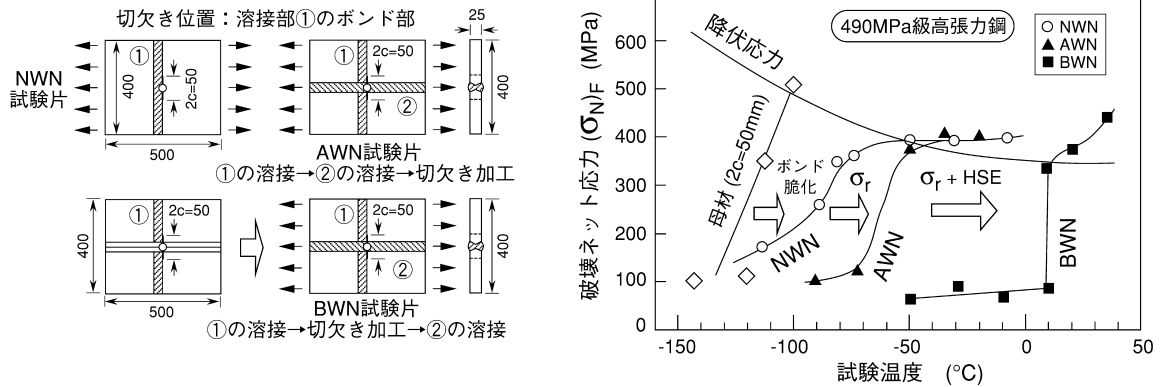


図4 溶接ボンド部に切欠きをもつWells-木原タイプ試験でみられる熱ひずみ脆化²⁰⁾

2.2 ボンド脆化および熱ひずみ脆化の影響

2.2.1 ボンド脆化

鋼溶接部では、融合部とその近傍の熱影響部粗粒域 (溶接熱サイクルの最高到達温度が1150~1200℃以上の領域) は脆化することが多く、これを「ボンド脆化」と呼んでいる。ボンド脆化は、次の二つの因子に支配される。

① 鋼材の組成

熱影響部において、脆化組織 (上部ベーナイトや島状マルテンサイト)、および、硬化を生じやすい鋼ではボンド脆化が著しい。特に、上部ベーナイトや島状マルテンサイトに伴って M-A (Martensite-Austenite Constituent) が生成すると、ボンド脆化が顕著となる。

② 溶接条件に関連する熱サイクル

オーステナイト結晶粒度を決定する A_{C1} 変態点以上に加熱される時間と、800~500℃までの冷却時間が支配因子。一般に、溶接入熱が大きくなるほどオーステナイト化時間が長くなって結晶粒の粗大化が進み、靱性劣化域の寸法も大きくなる。

多層溶接された継手では、熱サイクルが多重に作用するために熱影響部 (HAZ) は複雑な組織形態を呈し、周囲に比べて靱性の著しく低下した領域が現れることがあ

る。この脆化域は溶接ボンド部に沿って離散的に存在し、寸法がサブ mm のオーダーであることから LBZ (Local Brittle Zone) とよばれている。図3は、490~590N/mm² 級鋼多層 HAZ 粗粒域 (CGHAZ) の靱性特性⁴⁻⁷⁾をまとめたものである。UACGHAZ (CGHAZ となる熱サイクルを2回受ける領域)、ICCGHAZ (後続の熱サイクルで A_{C1} 変態点と A_{C3} 変態点の二相温度域に再加熱される領域)、SCCGHAZ (後続の熱サイクルの最高到達温度が A_{C1} 変態点以下の領域) が LBZ の候補であるが、これらのうちで ICCGHAZ の靱性劣化が一般に最も著しい。

LBZ は大きなものでも1~2mm、一般にはサブ mm のオーダーで、多層溶接熱影響部の板厚方向に離散的に存在する。しかし、寸法が小さいにも関わらず、脆性破壊の起点となりやすい。

LBZ の靱性劣化は、①鋼材組成と、②熱サイクルに支配される脆化組織 (M-A) の生成、と関連している。LBZ からの破壊発生が直ちに構造全体の不安定破壊につながるとは限らないが、ボンド部靱性の確保のためには脆化組織をなくすことが必要で、次の二つの観点からのアプローチがなされている。これらは「LBZフリー技術」とよばれる。

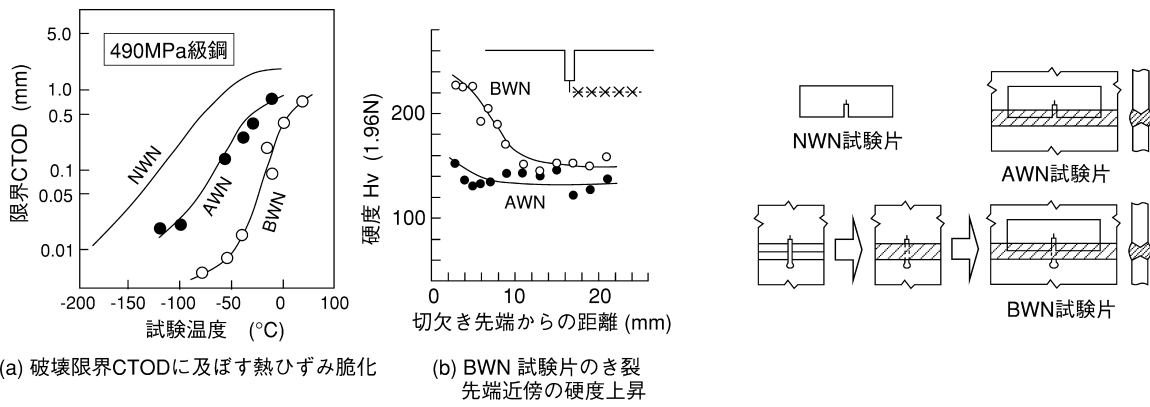


図5 溶接ボンド部の破壊靱性に及ぼす熱ひずみ脆化の影響²⁰⁾

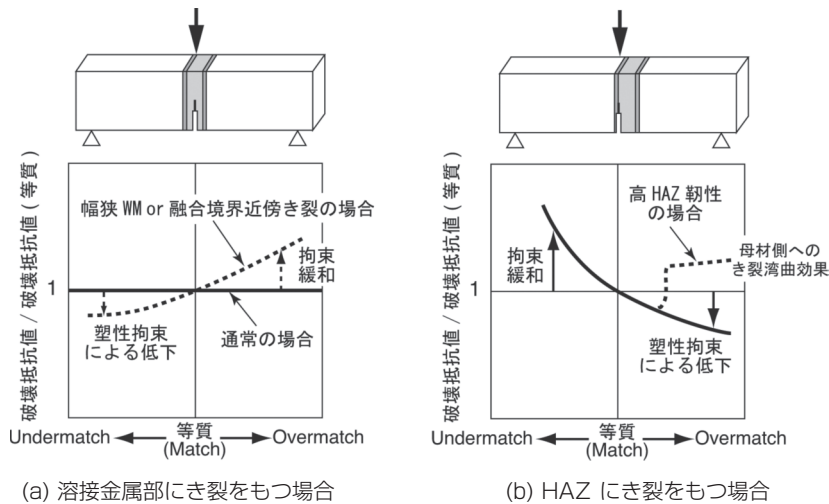


図6 溶接部の破壊抵抗値に及ぼす強度的ミスマッチの影響^{24, 25)}

① 鋼材の成分設計によってLBZそのものの生成を抑制する (LBZフリー成分設計)⁸⁻¹²⁾。

合金元素の添加によって、結晶粒の微細化、マトリックス組織の改変, LBZ靱性の向上などを図る。

② 後続の溶接熱サイクルによってLBZを分解する (LBZフリー施工技術)^{5-7, 13-15)}。

M-A組織は約450℃以上の短時間テンパーを受けるとフェライトとセメントタイトに分解されて図3(c)に示すように靱性が回復する。この特性を利用し、多層溶接においてHAZ粗粒域がテンパーサイクルを受けるように工夫する。

2.2.2 熱ひずみ脆化

鋼溶接部では、 A_{c1} 変態点以下の200~600℃に加熱された領域にも靱性の劣化が生じることがある。この劣化は溶接による熱とひずみの履歴を受けるために生じるもので、熱ひずみ脆化 (hot straining embrittlement, HSE) とよばれている。熱ひずみ脆化は、従来から動的ひずみ時効 (dynamic strain aging), あるいは青熱脆性 (blue brittleness) としても理解され、これまでに多くの研究がなされている¹⁶⁾。

熱ひずみ脆化の主な支配因子は、①200~300℃の温度範囲で受ける塑性ひずみ^{17,18)}と、②時効に伴う加工硬化(硬

度上昇)¹⁹⁾である。

図4は、490N/mm²級高強度鋼の電極ガス溶接継手の溶接ボンド部に切欠きを設けたWells-木原タイプの広幅試験の結果を示している²⁰⁾。NWN試験片は、①の溶接ビードのみで、切欠きが溶接ボンド部に存在する。破壊応力が母材平板より大きく低下しており、ボンド脆化が生じているのがうかがえる。AWN試験片とNWN試験片を比較すると、切欠き位置が同じであるにも関わらずAWN試験片の方が破壊応力が小さくなっているが、これは②の溶接による引張残留応力の影響によるものである。さらに、BWN試験片に注目すると、破壊応力-温度曲線はAWN試験片より50~60℃も高温側に移行している。AWN試験片とBWN試験片の違いは、切欠き加工と溶接順序にあり、AWN (after weld notch) 試験片は①と②の溶接後に切欠きを加工しているのに対し、BWN (before weld notch) 試験片は①の溶接後に切欠きを加工し、その後に②の溶接を行っている。BWN試験片の破壊応力の著しい低下は、切欠き加工後に②の溶接を行ったことによる熱ひずみ脆化のためである。

破壊靱性と熱ひずみ脆化の関係を詳細に調べたものとして、Dolby²¹⁾や佐藤・豊田・有持ら^{19, 20, 22)}の研究がある。図5に試験結果の一例²⁰⁾を示す。BWN試験片は熱ひずみ

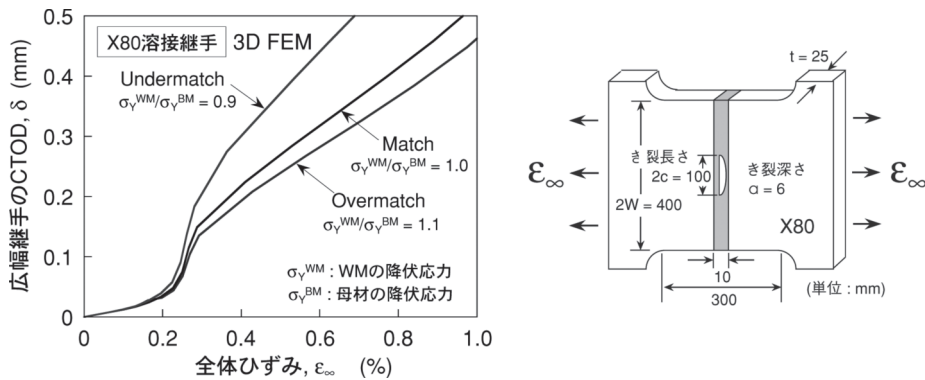


図7 溶接金属に切欠きをもつ広幅継手のき裂開口挙動に及ぼす強度的不均質の影響²⁶⁾

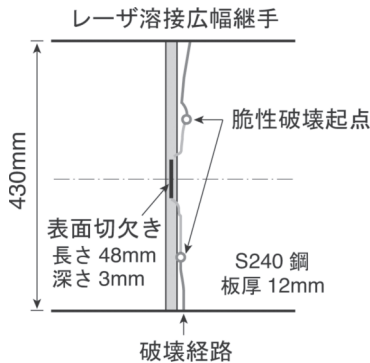


図8 レーザ溶接金属部に切欠きを有する広幅継手でみられた破壊経路の湾曲²⁷⁾

の影響で靱性低下が大きく、その特徴はき裂先端部の著しい硬度上昇にも現れている。これらの結果は、補修溶接を行う際には、その付近に未発見の欠陥がないかどうかを十分に調査する必要のあることを示唆している。

熱ひずみ脆化現象は、鋼中の C, N などの溶質原子の挙動と関連があり、特に、軟鋼や 490N/mm² 級高強度鋼で自由 N 原子の多い鋼 (自由 N > 0.0025%) は熱ひずみ脆化を引き起こしやすい²⁸⁾。

2.3 強度的ミスマッチの影響

軟質溶接継手や硬質溶接継手の熱影響部 (HAZ) 切欠き試験のように、き裂近傍に強度的不均質が存在する場合には、強度的不均質がき裂先端近傍の変形挙動だけでなく、破壊抵抗値にも影響を及ぼすことがある。溶接金属部にき裂をもつ場合と、HAZ にき裂をもつ場合に分けて考える。

2.3.1 溶接金属部にき裂をもつ場合

溶接金属部にき裂が存在する場合は、溶接金属幅が 10mm 程度以上あれば、き裂先端近傍の応力場は強度的不均質の影響を受けにくく²⁹⁾、破壊抵抗値 (限界 CTOD などの破壊力学パラメータで評価した抵抗値) は溶接金属自身の靱性値を代表する²⁴⁾。強度的不均質の影響が現れるのは、融合境界近くにき裂をもつ場合や、レーザ溶接継手のように溶接金属部幅が極狭い場合に限られる。図 6 (a) にその様子を模式的に示すが、溶接金属の強度が母材強度を上回るオーバーマッチ継手では破壊抵抗値の見かけの増加、その逆のアンダーマッチ継手では破壊抵抗

値の低下が生じる。その場合でも、溶接金属が低靱性であれば破壊抵抗値は母材との強度差の影響を受けにくい。

一方、溶接金属部にき裂をもつ広幅引張継手では、CTOD-全体ひずみ ϵ_{∞} (き裂を挟んだ十分に長い標点距離で定義したひずみのことで、負荷ひずみに相当) 関係は、図 7 に例示するように母材との強度差の影響を明らかに受け²⁶⁾、同じ負荷ひずみ ϵ_{∞} を受けても、オーバーマッチ継手では等質継手 (溶接金属強度 = 母材強度) より CTOD が小さく、逆にアンダーマッチ継手では大きくなる。このようなオーバーマッチ継手の挙動は、shield 効果とよばれ、低強度の母材側で大きなひずみ (塑性変形) が生じて、き裂の存在する溶接金属部領域は大変形を免れることによる。従って、溶接金属の靱性が同じなら、オーバーマッチ継手は等質継手よりも破壊強度 (破壊荷重や破壊ひずみ ϵ_{∞}^F) が大きくなる。また、継手の要求変形能 (要求ひずみ ϵ_{∞}^R) を満たすのに必要な溶接金属靱性も、オーバーマッチ継手の方が等質継手より小さくてすむ。Shield 効果の端的な例として、レーザ溶接広幅継手の溶接金属部 (狭幅硬化部) に切欠きをもつ場合に、切欠き先端から延性き裂が発生してそれが大きく母材側に湾曲成長してから最終破壊 (脆性破壊) が生じる現象が挙げられる (図 8)^{27, 28)}。

2.3.2 HAZ にき裂をもつ場合

溶接熱影響部 (HAZ) にき裂をもつ場合は、上記とは逆にオーバーマッチ条件は不利な結果をもたらす。図 9 は、軟鋼を母材として一定の入熱条件で作製した溶接継手 I と II (継手 II は溶接金属の強度が母材よりがかなりオーバーマッチ) の融合線近傍の HAZ に切欠きを設けた破壊靱性試験の結果を示している²⁹⁾。母材および溶接条件が同一なので両継手の HAZ 靱性は同じはずであるが、継手 II は継手 I よりも明らかに小さな限界 CTOD を与えている。

また、図 10 は、780N/mm² 級高強度鋼を母材として同一入熱条件で作製した等質溶接継手とアンダーマッチ溶接継手の CTOD 試験結果 (HAZ 切欠き) を示している³⁰⁾。この場合は、限界 CTOD はアンダーマッチ継手の方が等質継手より明らかに大きくなっている。

図 6 (b) は、このような HAZ 切欠き試験片の破壊抵抗値に及ぼす強度的ミスマッチの影響を模式的に示している。HAZ の破壊抵抗値への強度的不均質の影響は、次の

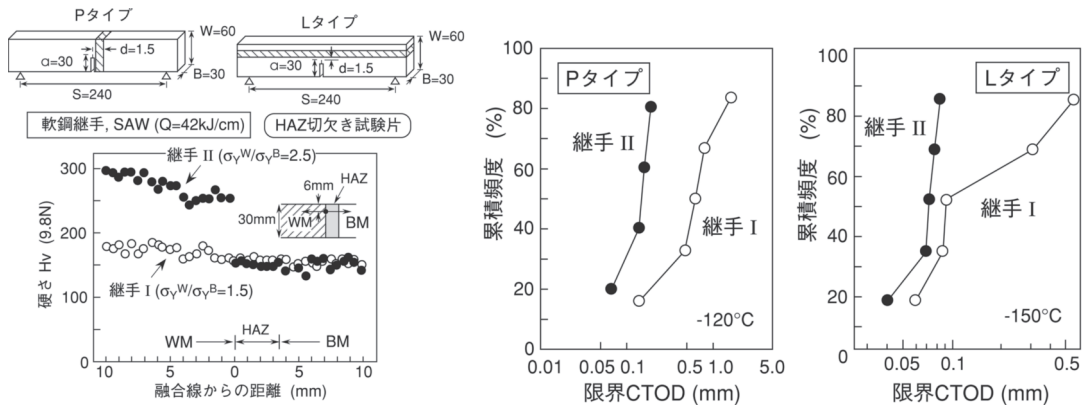


図9 軟鋼溶接継手のHAZに切欠きをもつCTOD試験²⁹⁾

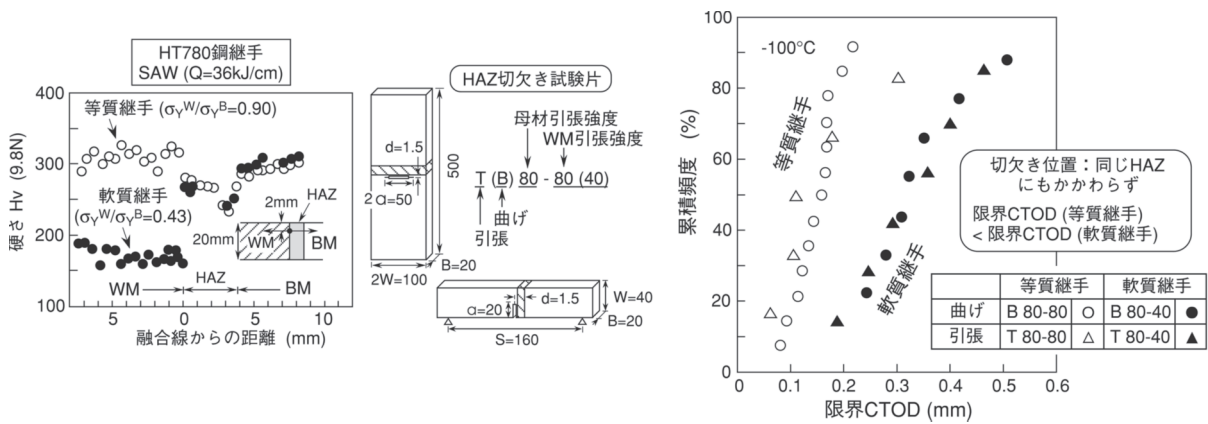


図10 HT780 鋼等質溶接継手と軟質溶接継手のHAZに切欠きをもつCTOD試験³⁰⁾

表2 き裂先端近傍の応力分布と限界CTODに及ぼす強度的不均質の影響のまとめ

	小規模降伏状態	大規模降伏状態	
		Pタイプ不均質材	Lタイプ不均質材
	Pタイプ不均質材 Lタイプ不均質材		
オーバーマッチ $\sigma_{YI材} < \sigma_{YII材}$			
	$\delta_c = (\delta_c)_{均質材 I}$	$\delta_c < (\delta_c)_{均質材 I}$	$\delta_c < (\delta_c)_{均質材 I}$
アンダーマッチ $\sigma_{YI材} > \sigma_{YII材}$			
	$\delta_c = (\delta_c)_{均質材 I}$	$\delta_c > (\delta_c)_{均質材 I}$	$\delta_c \approx (\delta_c)_{均質材 I}$

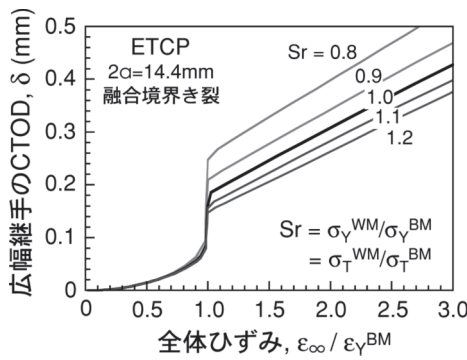


図 11 融合境界にき裂をもつ広幅継手のき裂開口挙動に及ぼす強度的ミスマッチの影響³⁴⁾

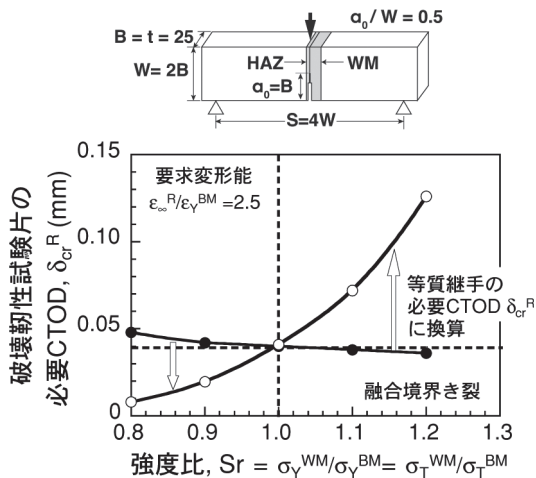
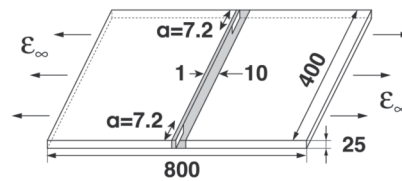


図 12 HAZ の必要破壊靱性に及ぼす強度的ミスマッチの影響の試算例³⁴⁾

ようなメカニズムによる。

オーバーマッチ継手：HAZの塑性変形が隣接する高強度溶接金属によって拘束され、それによってHAZ内の応力が上昇する。そのため、等質継手に比べて小さな限界CTODで脆性破壊が発生する。

アンダーマッチ継手：隣接する低強度の母材側で塑性変形が選択的に生じ、それによってHAZ内の応力場が緩和される。その結果、限界CTODは等質継手よりも大きくなる。

(補足)

表2は、き裂先端近傍に強度の異なる領域(II材)が存在するときの応力分布特性を、同じCTODレベルの均質材Iと比較してまとめている^{25, 31, 32)}。強度的不均質の影響は負荷レベルにも依存し、次のような特徴がある。

- (1) 負荷レベルが小さく、き裂先端近傍の塑性変形に強度的不均質が関与しないときには、不均質材の応力分布は均質材Iとほぼ等しい。したがって、I材の破壊靱性が低く、ごく低負荷レベルでき裂先端から不安定破壊が発生するときには、破壊抵抗値(破壊靱性値)は強度的不均質の影響をほとんど受けない。
- (2) 負荷レベルが大きくなって塑性域の発達に強度的不均質が影響するようになると、II材の強度がI材より高い場合(オーバーマッチ)には、き裂先端近傍

はII材の塑性拘束を受けて応力が上昇する(破壊駆動力の増大)。その結果、不均質材の破壊抵抗値は均質材Iより見かけ上小さくなる。

- (3) その逆に、II材の強度がI材より低い場合(アンダーマッチ)には、領域IIで生じる塑性変形がき裂先端付近の拘束を緩和し、均質材よりき裂先端近傍の応力が低くなる(特に、き裂面が不均質境界に平行なPタイプ)。その結果、不均質材の破壊抵抗値は均質材Iより見かけ上大きくなる。

このような強度的不均質の影響は、①I材とII材の強度差、②き裂先端から不均質境界までの距離dに依存し、一般に、強度差が大きいほど、距離dが小さいほど、影響が顕著となる^{29, 32)}。また、図6(b)の破線はHAZ靱性が良好な場合で、低強度の母材側の高ひずみ変形がHAZの脆性破壊より先行して生じ、切欠きから生じた延性き裂が母材側に湾曲した後に脆性破壊が発生する特別なケースである³³⁾。

母材と溶接金属の強度的ミスマッチは、広幅継手のき裂開口挙動にも影響を与える。図11は、融合境界にき裂をもつ広幅溶接継手のCTOD-負荷ひずみ ϵ_{∞} 関係の解析例を示している(横軸は母材の降伏ひずみ ϵ_{YBM} で除して無次元化)³⁴⁾。図7の溶接金属にき裂をもつ継手の場合と同様に、負荷ひずみ ϵ_{∞} に対するCTODは、オーバーマッチ継手では等質継手より小さく、アンダーマッチ継手では逆に大きくなっている。これより、HAZにき裂を有する場合も、オーバーマッチ条件下で破壊強度(破壊荷重や破壊ひずみ $\epsilon_{\infty F}$)が大きくなると思いがちであるが、実際はその逆である。その理由は、図9で示したように、オーバーマッチ継手では溶接金属の塑性拘束によってHAZの応力が上昇し、脆性破壊条件を満たしやすくなることによる。

このように、溶接金属部からの破壊が支配的か、それともHAZからの破壊が支配的かによって、溶接継手の破壊強度に及ぼすミスマッチの影響の現れ方が異なることに注意したい。

(補足)

図12は、図11の結果をもとに、例として広幅継手の変形能 $\epsilon_{\infty R}/\epsilon_{YBM} = 2.5$ を満たすのに必要なHAZ切欠き靱性試験片のCTOD(要求靱性値 δ_{crR})を算出したものである³⁴⁾。●印はその結果で、必要 δ_{crR} は母材と溶接金属

の強度比 S_r が大きくなると漸次低下している。しかしながら、この必要 CTOD を満たすハードルは等質継手の場合に比べてかなり高くなる。●印の結果を各 S_r 条件下において同応力レベルを呈する（HAZ 内の応力レベルが同じとなる）等質継手の CTOD に換算したものが○印である。強度比 S_r が大きくなると必要 CTOD が著しく増大しており、HAZ にき裂をもつ場合にはオーバーマッチ条件は不利になることがわかる。（図 12 の必要 HAZ 韌性の算出には、き裂材の破壊駆動力としてワイブル応力³⁵⁾を適用している。）

3. 溶接部の破壊靱性試験

3.1 破壊靱性試験の目的

海洋構造物、LNG 貯槽、ラインパイプなどの低温使用の鋼構造物では、一般に、母材ならびに溶接部に対して破壊靱性試験が要求される。その場合、現状の製鋼技術水準に照らすと、母材よりもむしろ溶接部の破壊靱性を適切に評価することの方がはるかに重要である。溶接部

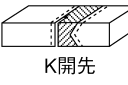
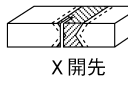
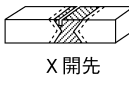

では、既に述べたように強度的にも靱性的にも不均質となることがあり、破壊靱性を評価するには試験結果が何を意味するかをき裂先端位置や破壊挙動などに照らして吟味する必要がある。特に、脆性破壊が問題となる低温使用の構造物では、構造性能を著しく害する低靱性部が溶接部に含まれていないかどうかを的確に判断できなければならない。

溶接部の破壊靱性試験の目的は、概ね次の三つに大別できる。

- ① 一般的溶接欠陥評価、あるいは、材料や溶接施工条件の選定 (Pre-qualification) などに用いる破壊靱性の評価 (General lower-bound toughness 評価)
- ② 特定の構造部位で発見された溶接欠陥の安全性評価などに用いる破壊靱性の評価 (Specific toughness 評価, Fitness-for-purpose 評価)
- ③ 材料開発や単に研究目的で行われる材料学的見地からの破壊靱性の比較評価

破壊靱性試験を①や②の目的で行う場合は、通常、疲労予き裂入りの三点曲げ試験片、もしくはコンパクト試

表 3 溶接熱影響部に切欠きをもつ CTOD 試験片の例とその特徴

	板厚貫通切欠きタイプ		表面切欠きタイプ	
	 K 開先	 X 開先	 X 開先	 ビード・イン・グループ
目的	Prequalification test	General assessment	Fitness-for-purpose assessment	
	<ul style="list-style-type: none"> ・材料や溶接施工条件の選定 ・HAZ の下限的靱性の評価 		<ul style="list-style-type: none"> ・特定の欠陥の破壊抵抗評価 ・特定の HAZ 組織の靱性評価 	
HAZ 組織の特徴	実継手の HAZ 形態とは必ずしも一致しない	実継手の HAZ 形態とほぼ一致		特定の HAZ 組織の再現が比較的容易
切欠き前縁の LBZ 寸法	必ずしも大きくない (融合線の直線性等に依存)	小さい	き裂先端を目標組織に当てるのが容易でない (LBZ にうまく当ればき裂先端のほぼ全域を LBZ で覆うことが可能)	
き裂進展方向の組織変化	少ない		著しい	

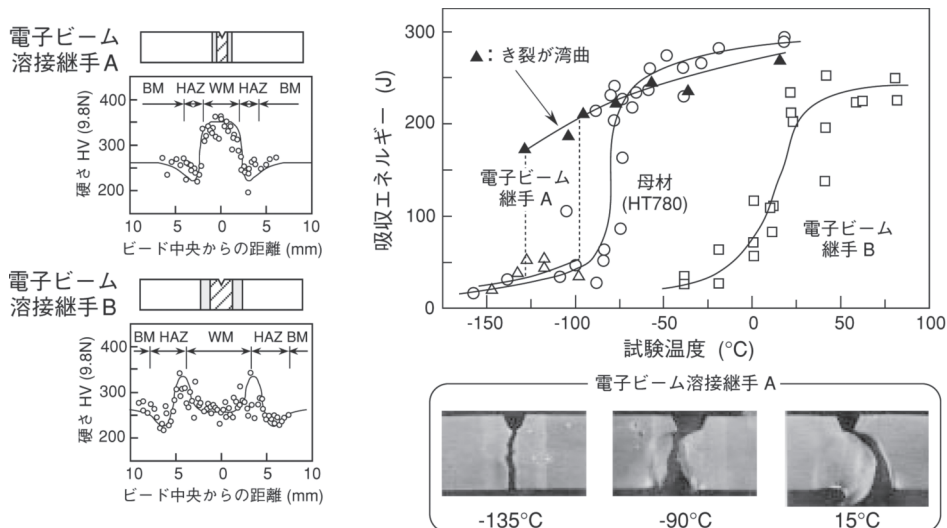
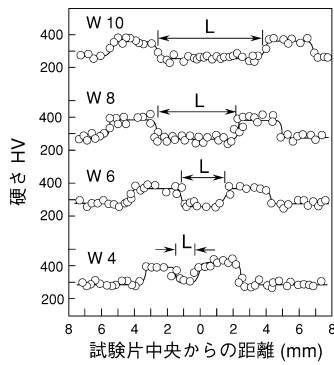
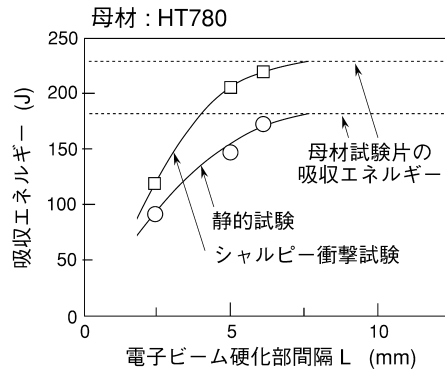


図 13 電子ビーム継手の溶接金属部に切欠きをもつシャルピー衝撃試験³⁷⁾



(a) 溶接部近傍の硬度分布



(b) 吸収エネルギーに及ぼす硬化部間隔の影響

図 14 切欠きの両側に硬化部が存在する場合のシャルピー衝撃試験³⁹⁾

表 4 シャルピー吸収エネルギーに及ぼす強度的不均質の影響

タイプ I; vE_I		タイプ II; vE_{II}	タイプ III; vE_{III}
σ_Y^W σ_Y^B		σ_Y^W σ_Y^B	σ_Y^W
		オーバーマッチ $\sigma_Y^W > \sigma_Y^B$	アンダーマッチ $\sigma_Y^W < \sigma_Y^B$
タイプ I	$H \leq 8 \sim 10\text{mm}$	$vE_I > vE_{III}$	$vE_I < vE_{III}$
	$H > 8 \sim 10\text{mm}$	$vE_I \approx vE_{III}$	$vE_I \approx vE_{III}$
タイプ II		$vE_{II} > vE_{III}$	$vE_{II} < vE_{III}$

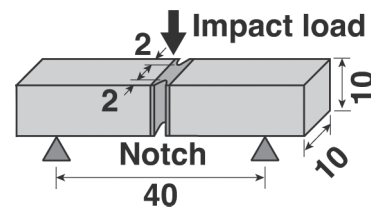


図 15 サイドグループ付きシャルピー衝撃試験片

試験片が用いられる。③の目的では、シャルピー衝撃試験が一般的である。

表 3 に溶接部の破壊靱性試験でよく用いられる試験片のタイプと特徴を示す。破壊靱性試験は①の目的で行われることが多く、その場合、板厚貫通切欠きをもつ試験片が一般に用いられる。試験片のき裂先端は、溶接部の最脆化部に位置するようにする。最脆化部が明らかでない場合には、事前にシャルピー衝撃試験などにより、溶接部の靱性特性を調査することが勧められる。②の目的では、表面切欠き型の試験片がよく用いられる。表面切欠き試験片では、

- ・疲労予き裂前縁が必ずしも直線状でないことから、試験片表面のき裂先端位置が試験片内部と同一とは限らないこと、
- ・き裂進展方向の組織変化が大きいので、得られた破壊靱性値は必ずしも疲労予き裂先端の組織の靱性を代表するとは限らないこと

に注意する必要がある³⁹⁾。

3.2 シャルピー衝撃試験による靱性評価の留意点

シャルピー衝撃試験は、き裂発生・伝播に要するエネルギーの大小によって材料の靱性を比較評価しようとするものであるが、切欠きの周囲に強度的不均質が存在すると、得られる吸収エネルギーの値は必ずしも切欠き底の材質の靱性を表さない。

図 13 は、電子ビーム溶接継手の溶接金属部に切欠きをもつシャルピー試験の結果を示している³⁹⁾。溶接金属部が著しく硬化した継手 A では、試験温度が高くなるとき裂が湾曲する現象がみられ、ある温度において破壊様式が急激に遷移している。このような破壊経路の湾曲現象

(FPD: Fracture path deviation) が生じると、吸収エネルギーはもはや溶接金属自身の靱性を代表しない(低強度の母材を変形・破壊させるのに要するエネルギーを含むので、溶接金属の衝撃靱性を過大に見積もってしまう)。また、継手 B のように、たとえき裂が切欠き断面を直進したとしても、切欠きの近傍に硬化部や軟化部が存在すると、吸収エネルギーは切欠き底の材質のみから成る均質材の吸収エネルギーと必ずしも同じにならない³⁹⁾。

図 14 は切欠きの両側に硬化部が存在するときの衝撃試験結果で、吸収エネルギーの値が硬化部間隔 L によってどのように変化するかを示している³⁹⁾。切欠き底の材質は同じ(母材)であるが、硬化部間隔 L が小さくなると吸収エネルギーが明らかに低下している。これは、切欠き近傍に存在する硬化部が変形しにくく、その部分で吸収されるエネルギーが小さくなることによる。逆に、切欠きの近傍に軟化部が存在すると、軟化部で吸収されるエネルギーが大きくなって、試験で得られる吸収エネルギーは見かけ上大きくなる。

表 4 は、吸収エネルギーが強度的不均質の影響をどのように受けるかをまとめている。Type I の不均質形態の場合は、評価対象部の寸法 H が $8 \sim 10\text{mm}$ 程度あれば吸収エネルギーは均質材 (Type III) とほぼ同じ値を呈するが、評価対象部の寸法がそれより小さい場合には、吸収エネルギーの値は見かけ上大きくなったり小さくなったりする。特に、溶接ボンド部のような強度急変部に切欠きを設ける場合には、吸収エネルギーは強度差の影響を大きく受け、破壊限界の指標とはなりにくい。

強度的不均質が著しい場合の衝撃特性を調べる方法として、サイドグループ付き試験片 (図 15) を用いる方法

が提案されている^{37, 40)}。サイドグループを設けると FPD が生じにくくなり、電子ビーム溶接部やレーザー溶接部の ように、溶接金属部が狭幅硬化部となってもその領域の 靱性特性が評価できる。しかし、サイドグループの存在 のために、①評価対象部の厚さが減少する(板厚効果)、 ②試験片表面部の拘束が標準 V ノッチ試験片よりもかなり 強くなる、という問題があり、脆性破面率、吸収エネルギ ー共に補正が必要となる(脆性破面率:標準試験片 に比べて増加、吸収エネルギー:標準試験片に比べて低 下)^{37, 41, 42)}。

3.3 CTOD 破壊靱性試験による靱性評価の留意点

溶接部の破壊靱性試験では、

- ① 評価対象部が必ずしも十分の大きさでなく、き裂のごく先端近傍あるいはき裂前縁の一部のみにしか評価対象部が存在しないことがある、
- ② 評価対象部の周囲に強度の著しく異なる領域が存在することがある、

などのために、試験手順および試験結果の評価に十分な注意が必要である。溶接部の破壊靱性試験のガイドラインとして、TWI レポート⁴³⁾、IIW 提案⁴⁴⁾、日本溶接協会規格 WES1109⁴⁵⁾、英国規格 BS7448 Part 2⁴⁶⁾、API RP 2Z⁴⁷⁾などが公表されている。以下に、鋼溶接部の破壊靱性評価上のチェックポイントを列挙する。

a. 溶接継手の作製

試験溶接継手は、実施工条件をなるべく忠実に再現して作製する。試験目的①の pre-qualification test (海洋構造物用鋼に対して適用される)では、通常、K 型やレ型開先が用いられるが、その場合でも入熱条件は実施工

に合わせる。溶接パスの積層の仕方、熱影響部形状のわかる継手断面のマクロ写真(もしくはスケッチ)を添付するようにする。

b. 試験片の選定

靱性試験の目的に応じて、板厚貫通切欠き型か表面切欠き型かの試験片タイプを選定する。試験目的①では通常、板厚貫通切欠きをもつ試験片を用い、疲労き裂が最脆化組織を通るように切欠き位置を選定する。試験目的②の Specific toughness 評価、もしくは、Fitness-for-purpose 評価では表面切欠き型試験片を用いることが多いが、疲労き裂前縁が必ずしも直線状でないため、試験片表面と内部とでき裂先端組織が同じでないことがある。また、たとえ疲労き裂先端が目標組織に位置しても、き裂成長によってき裂先端が目標組織を通り抜けてしまうことがあるため、得られた破壊靱性値は必ずしも疲労き裂先端位置の組織の靱性を代表するとは限らない。

(補足)

- ・表面切欠き型試験片でき裂先端が脆化部に位置する場合(き裂先端領域のみが材質劣化)

脆化部がき裂先端に存在するので、基本的には不安定破壊の発生は脆化部の靱性に支配される。しかし、脆化部が局部的で周囲との靱性差が大きいときには、初期破壊は脆化部のみに限られ、いわゆるポップイン破壊が見られることがある^{48, 49)}。一方、温度が高い場合など、延性き裂が発生してそれが脆化部を通り抜けてから不安定破壊が生じるときには、脆化部の存在は不安定破壊にほとんど関与しなくなる³⁶⁾。

- ・表面切欠き型試験片でき裂先端から少し離れて脆化部

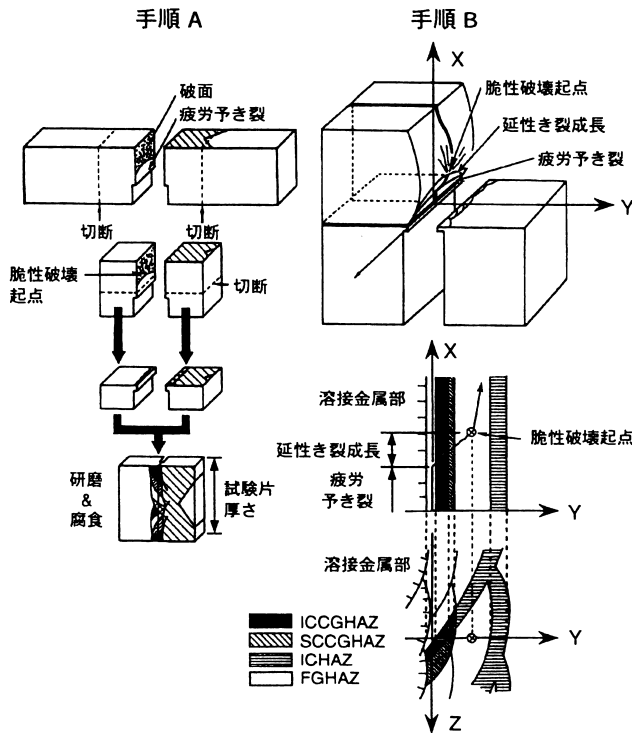


図 16 溶接熱影響部に切欠きをもつ試験片のセクション手順(手順 A:疲労き裂導入位置の調査, 手順 B:破壊経路, 破壊起点組織の調査)

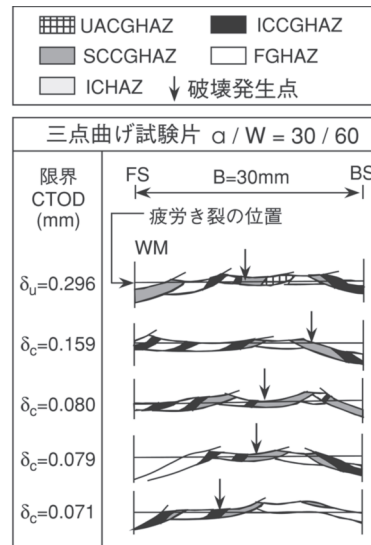


図 17 セクション手順 A による多層 HAZ 切欠き試験片のき裂前縁の組織分布と脆性破壊起点の調査⁵²⁾

が存在する場合

脆化部はき裂先端から離れているので、破壊の発生限界は、普通、き裂先端の材料の靱性で決まる。しかし、負荷レベルが大きくなって塑性域が脆化部に達し、脆化部でも破壊の芽が形成されるようになると、劣化部から先行して不安定破壊が生じることがある^{50, 51)}。このような場合は、き裂先端よりも劣化部の靱性が支配的となる。

c. き裂先端の組織と破壊起点の同定

評価対象部の不均質性が著しい場合には、疲労予き裂先端位置、および、破壊がいずれの組織から生じているかを明らかにするために、図16に示すセクショニング⁴⁾を実施する。セクショニング結果の一例を図17に示す⁵²⁾。通常は疲労予き裂面を垂直に切断して調べる手順Aを採るが、必要に応じて手順Bの破壊起点を通り破面に垂直な断面の調査も行い、破壊起点組織と破壊経路を確認する。手順Bは母材と溶接金属の強度差の大きい継手で湾曲破壊経路が生じたときや³³⁾、表面切欠き型試験片で脆性破壊に先立って延性き裂成長が生じた場合などに行う³⁶⁾。

d. 破壊靱性値に及ぼすき裂前縁の脆化部寸法の影響

溶接熱影響部の破壊靱性値はき裂前縁に占める脆化部

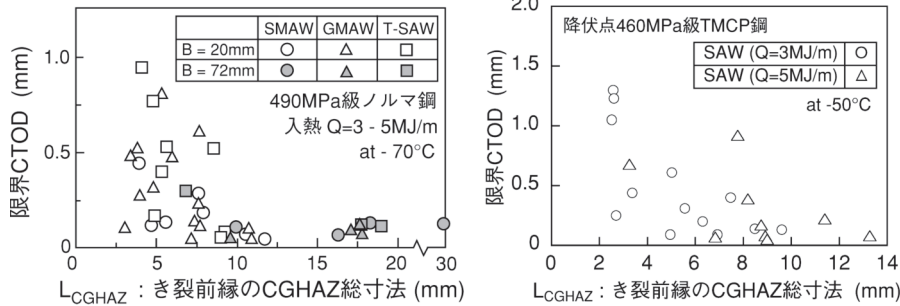
(CGHAZ: Coarse-grained HAZ) の寸法に依存し、脆化部寸法が小さくなると破壊靱性値は全体的に大きくなる傾向にある(図18)^{53, 54)}。そこで、試験後にセクショニングを実施し、き裂前縁に沿う脆化部寸法を確認する。

多層溶接継手の後続溶接熱サイクルの影響を考えたHAZ分類には、熱サイクルの最高到達温度 T_p を基準にして、例えば表5が適用できる⁴⁾。図18の横軸の L_{CGHAZ} (き裂前縁に占める熱影響部粗粒域の総寸法)は、表5のHAZ分類に従って図19の手順で求めている。最高到達温度 T_p は、溶接ビードを厚板中に置かれた瞬間線熱源と仮想し、次式

$$\frac{d}{d_{HAZ}} = \frac{\sqrt{900 - T_0} \cdot \sqrt{T_{mp} - T_0} - \sqrt{T_p - T_0}}{\sqrt{T_p - T_0} \cdot \sqrt{T_{mp} - T_0} - \sqrt{900 - T_0}} \quad (1)$$

で算出している。ここで、 d : 融合線からの垂直距離、 d_{HAZ} : ナイタルエッチングで観察されるHAZ幅(このetched HAZ境界の $T_p = 900^\circ\text{C}$ と設定)、 T_{mp} : 板の溶融温度($\approx 1530^\circ\text{C}$)、 T_0 : 板の初期温度またはパス間温度。

き裂前縁に占める脆化部の寸法が7~8mm以上となると、図20に示すように、通常行われる3本の破壊靱性試



(a) 490N/mm²級ノルマ鋼⁵³⁾ (b) 降伏点 460N/mm²級 TMCP 鋼⁵⁴⁾
 図18 鋼多層溶接 HAZ の脆性破壊限界 CTOD とき裂前縁の CGHAZ 総寸法の関係

表5 多層溶接 HAZ の領域分類(490~590N/mm²級構造用鋼)

第1パスの最高到達温度	第2パスの最高到達温度	HAZ組織
融点 ~ 1200°C (CGHAZ)	融点 ~ 1200°C	UACGHAZ
	1200 ~ 850°C	FGHAZ
	850 ~ 700°C	ICCGHAZ
	700 ~ 450°C	SCCGHAZ
1200 ~ 850°C (FGHAZ)	450 ~	UACGHAZ
	融点 ~ 1200°C	UACGHAZ
	1200 ~ 850°C	FGHAZ
850 ~ 700°C (ICHAZ)	850 ~ 700°C	ICHAZ
	700 ~	FGHAZ
	融点 ~ 1200°C	UACGHAZ
	1200 ~ 850°C	FGHAZ
	850 ~	ICHAZ

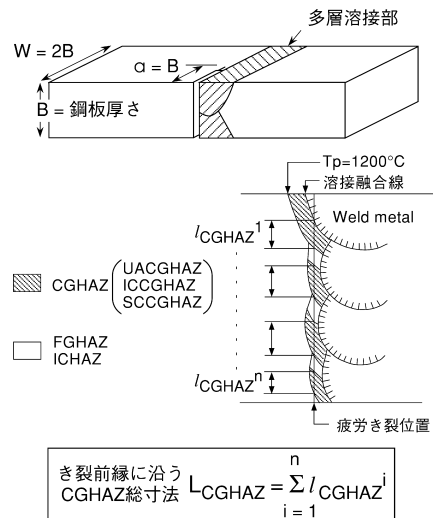


図19 多層溶接 HAZ 靱性試験片の疲労き裂前縁に沿うCGHAZ 総寸法 L_{CGHAZ} の定義

験の最低値によって溶接熱影響部の下限靱性がほぼ把握できる。脆化部寸法がそれより少ない場合には、脆化部靱性の評価に対して最弱リンクモデルによる確率論的解析が有効である⁵⁷⁾。

(補足)

Pre-qualification test タイプの破壊靱性試験など、溶接ボンド部に板厚貫通型の切欠きを有する試験片では、き裂前縁に含まれる LBZ (HAZ 粗粒域が該当) が破壊の発生を支配する傾向にある。試験結果は LBZ 寸法に依存した確率論的性質を示すのが特徴である。

図 21 は、図 18 の多層 HAZ 切欠き試験片において、HAZ 粗粒域 (CGHAZ) から脆性破壊が発生した割合を、き裂前縁の CGHAZ 総寸法 L_{CGHAZ} との関連で示している。 L_{CGHAZ} が 7~8mm 以上となると CGHAZ から脆性破壊が発生する確率がかなり高くなっている。

限界 CTOD が CGHAZ 総寸法 $l (=L_{CGHAZ})$ による最弱リンクモデルで決まるとすると、き裂前縁の CGHAZ 総寸法が l と l_0 の試験片の限界 CTOD 分布は次式で関係づけられる。

$$F_l(\delta_c) = 1 - [1 - F_{l_0}(\delta_c)]^{l/l_0} \quad (2)$$

ここで、 $F_l(\delta_c), F_{l_0}(\delta_c)$: き裂前縁の CGHAZ 総寸法がそれぞれ l と l_0 の試験片の CTOD の累積分布。

また、限界 CTOD が 2 母数 Weibull 分布

$$F_l(\delta_c) = 1 - \exp\left[-(\delta_c/\beta)^\alpha\right] \quad (3)$$

に従う場合には、式 (2) より任意の累積破壊確率 F において次の関係が導ける。

$$\delta_c(l_1) = \delta_c(l_0) \cdot [l_0/l_1]^{1/\alpha} \quad (4)$$

ここで、 $\delta_c(l_0), \delta_c(l_1)$: CGHAZ 総寸法が l_0 と l_1 の試験片の破壊確率 F における限界 CTOD, α : Weibull 形状パラメータで小規模降伏状態では $\alpha = 2^{58)}$ 。

式 (2), (4) を用いて、CGHAZ 総寸法の小さな試験片の破壊靱性試験データから、CGHAZ 総寸法の大きな試験片の限界 CTOD 分布を予測したものが図 22 である⁵⁷⁾。推定結果は実験結果とよい一致を示しており、多層溶接 HAZ の破壊靱性試験データの解析には、脆化部の寸法効果を考えた確率論的アプローチが有効であることがわかる。

e. 破壊靱性値に及ぼす強度ミスマッチの影響

母材と溶接金属の強度的ミスマッチが大きい場合には、き裂先端近傍の変形挙動だけでなく破壊靱性値も影響を受ける。特に、溶接金属の強度が母材強度を上回るオーバーマッチ継手では、溶接熱影響部の塑性変形が強度の高い溶接金属に拘束される結果、破壊靱性値が見かけ上小さくなる傾向にある (図 9)。

溶接熱影響部、特に多層溶接熱影響部の破壊靱性の把握のためには、以上のような検討により、測定された破壊靱性値の意味や試験結果の合目的性を検討することが重要である。

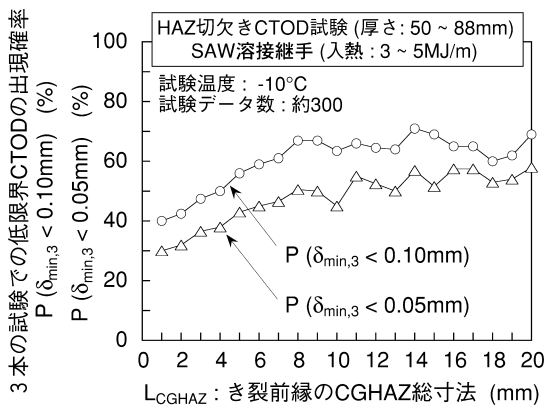
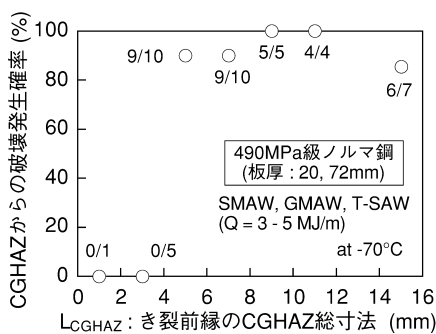
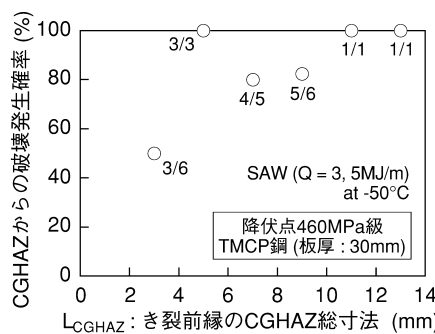


図 20 鋼多層熱影響部に切欠きをもつ 3 個の破壊靱性試験片の最低限界 CTOD が 0.1mm もしくは 0.05mm を下回る確率と、試験片のき裂前縁に占める CGHAZ 総寸法の関係 (南ら³³⁾, Fairchild⁵⁵⁾, Pisarski ら⁵⁶⁾のデータより作成)

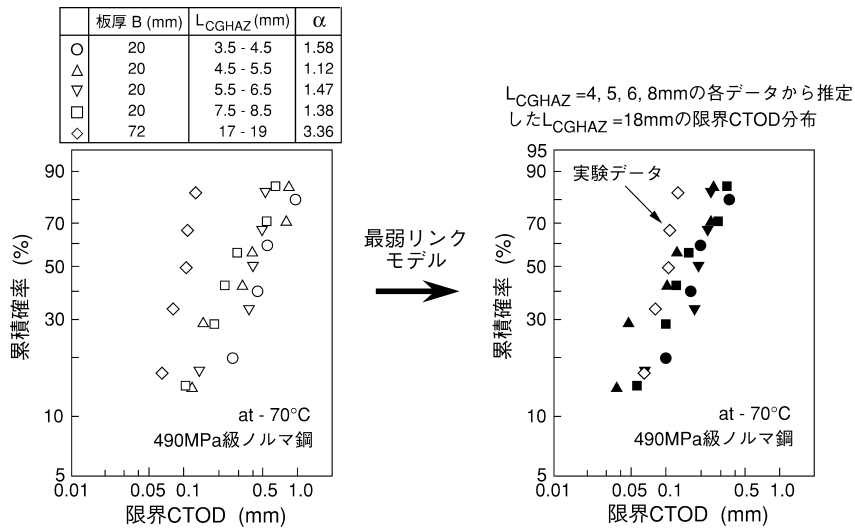


(a) 490N/mm² 級ノルマ鋼⁵³⁾

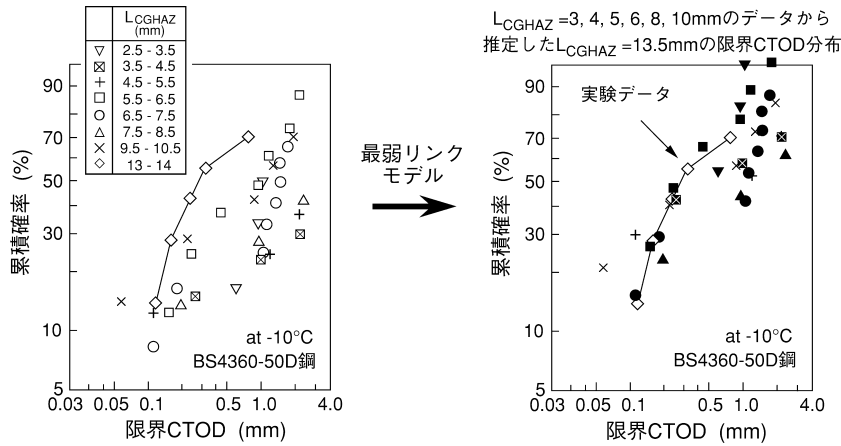


(b) 降伏点 460N/mm² 級 TMCP 鋼⁵⁴⁾

図 21 鋼多層溶接 HAZ 切欠き試験片で CGHAZ から脆性破壊が発生した割合とき裂前縁に沿う CGHAZ 総寸法の関係 (図中の数字は試験本数に対する割合)



(a) 490N/mm² 級ノルマ鋼⁵³⁾



(b) BS4360-50D 相当鋼⁵⁹⁾

図 22 鋼多層溶接 HAZ に切欠きをもつ試験片の脆性破壊限界 CTOD の CGHAZ 寸法効果に対する最弱リンクモデル解析⁵⁷⁾

参考文献

- 1) 佐藤, 豊田, 寺崎, 佐藤, 田中: 溶接により亀裂部近傍が受ける熱ひずみ履歴と残留応力・残留ひずみ, 日本造船学会論文集, 139 (1976), pp.299-306.
- 2) 佐藤, 豊田, 寺崎, 貝原: 先在亀裂を有する突合せ継手の残留応力・残留ひずみに及ぼす溶接諸条件の影響, 溶接学会誌, 46, No.8 (1977), pp.572-577.
- 3) 木原ほか: 切欠き, 角変形, 残留応力が高張力鋼溶接継手の脆性破壊発生に及ぼす影響, 日本造船学会論文集, 125 (1969), pp.255.
- 4) 中尾, 大重, 野井: 多層盛溶接熱影響部の組織分布と靱性に関する研究 (第1報, 第2報), 溶接学会論文集, 3, No.4 (1985), pp.766-781.
- 5) T. Haze, S. Aihara: Metallurgical Factors Controlling HAZ Toughness in HT50 Steels, IIW Doc. IX-1423-86, (1986).
- 6) Y. Nakano, K. Amano, J. Kudo, and E. Kobayashi: Preheat- and PWHT-Free 150mm Thick API 2W Grade 60 Steel Plate for Offshore Structures, Proc. 7th Int. Conf. OMAE, Houston, 3 (1988), pp.89-94.
- 7) F. Kawabata, K. Amano, M. Toyoda and F. Minami: Tempering Effect by Succeeding Weld Passes on Multi-Layered HAZ Toughness, Proc. 10th Int. Conf. OMAE, Stavanger, 3A (1991), pp.73-79.
- 8) 堀井行彦: 溶接部の組織と靱性, 日本鉄鋼協会第128回西山記念技術講座資料, (1989), pp.39-76.
- 9) K. Arimochi and K. Isaka: Approaches to LBZ Free Technologies, Proc. 10th Int. Conf. OMAE, Stavanger, 3A (1991), pp.213-219.
- 10) 岡本: 造船用・海洋構造物用・建築用各鋼板の高強度化 (利用技術の進歩とともに): 日本鉄鋼協会第141, 142回西山記念技術講座資料, (1992), pp.23-60.
- 11) 川端, 天野, 板倉, 南, 荊, 豊田: 鋼溶接熱影響部靱性に及ぼす局部的硬化部の形態効果, 日本造船学会論文集, 173 (1993), pp.349-357.
- 12) 粟飯原周二: HT780, HT980 鋼の HAZ 靱性支配因子とその向上法, 溶接学会全国大会講演概要集, 58 (1996), pp.30-34.
- 13) 有持, 井坂: LBZ フリー技術の研究, 溶接学会全国大会講演概要集, 46 (1990), pp.192-193.
- 14) 染谷, 鈴木, 西澤: 溶接熱影響部の靱性に及ぼす組織の影響, 鉄と鋼, 72 No.13 (1986), S1538.
- 15) K. Itoh, S. Aihara, T. Haze, S. Tomita, R. Yamabe, K. Uchino and Y. Ohno: Development of Steel Plates

- Produced by Thermo-Mechanically Controlled Process for Arctic Offshore Structures with Superior HAZ Toughness and Weldability, VTT Symposium 71, POLARTECH '86, 2 (1986), pp.807-832.
- 16) 日本溶接協会 HSE 委員会編：鋼溶接部の熱ひずみ脆化 (レビュー), 生々文献サービス, (1977).
 - 17) C. Mylonas and K. C. Rokey: Exhaustion of Ductility by Hot Straining - An Explanation of Fracture Initiation Close to Welds, *Welding Journal*, 40 (1961), pp.306s-310s.
 - 18) 寺沢, 大谷, 吉田, 寺井: 高温予ひずみが鋼の切欠き靱性に及ぼす影響, 造船協会論文集, 109 (1961), pp.317-335.
 - 19) K. Satoh, M. Toyoda, Y. Kawaguchi and K. Arimochi: Influence of Hot Straining Embrittlement on Brittle Fracture in Welded Steel Plates, *Trans. Japan Welding Society*, 8 (1977), pp.59.
 - 20) 有持和茂: 50 キロ級高張力鋼溶接継手の脆性破壊挙動に及ぼす溶接熱ひずみ履歴の影響に関する研究, 大阪大学博士論文, (1981).
 - 21) R. E. Dolby: Fracture Toughness Comparison of Weld HAZ and Thermally Simulated Microstructures, *Metal Construction and British Welding Journal*, 4 (1972), pp.59-63.
 - 22) 佐藤, 豊田, 川口, 有持: 50 キロ高張力鋼の溶接熱ひずみ脆化と材質評価法の検討, 日本造船学会論文集, 142 (1977), pp.173-181.
 - 23) F. Minami and M. Honjo: Strength Mismatch Effect on Constraint Correction of CTOD for Welded Joints, *Proc. International Pipe Dreamer's Conference, Yokohama*, (2002), pp.987-1004.
 - 24) 南, 大畑, 谷澤, 萩原, 塚本, 半田, 猪瀬: 構造用鋼レーザ溶接部の破壊靱性評価とワイブル応力による継手破壊性能評価手順 - レーザ溶接の適用による中厚板高強度鋼構造物の高性能化 -, 溶接学会論文集, 25, No.1 (2007), pp.149-158.
 - 25) F. Minami, M. Toyoda, C. Thaulow and M. Hauge: Effect of Strength Mis-Match on Fracture Mechanical Behavior of HAZ-Notched Weld Joint, *Quarterly JI. Japan Welding Society*, 13 No.4 (1995), pp.508-517.
 - 26) F. Minami, M. Ohata, M. Toyoda, T. Tanaka, K. Arimochi, A. G. Glover and T. H. North: Yield Strength Mis-Match Effect on Fracture Performance of Girth Welded Joints of Grade 550 Pipeline Steel, *Proc. 14th Int. Conf. OMAE, Copenhagen*, 5 (1995), pp.145-159.
 - 27) J. K. Kristensen, K. Borggreen, S. Knudsen and R. Denys: Large Scale Testing of Laser Welded Structural Steels, *Proc. of 8th Int. Conf. on the Joining of Materials (JOM-8), Helsingor, Denmark* (1997).
 - 28) M. Koçak, S. Riekehr, J. dos Santos, N. Cardinal, S. Webster, J. K. Kristensen, K. Borggreen, R. Klein and R. Fischer: Analysis of Fracture Behavior of Laser Beam Welded Wide Plates, *Proc. of European Symposium on Assessment of Power Beam Welds, GKSS Research Center, Germany* (1999).
 - 29) F. Minami, S. Hada, C. Ruggieri, M. Toyoda: Analysis of Strength Mis-Matching of Welds on Fracture Performance of HAZ-Notched Joint, *IIW Doc. X-1254-92, Strength Mismatching and Its Control*, (1992), pp.77-86.
 - 30) 佐藤, 豊田, 南, 有持, 中西, 佐藤: 新しい局部 COD 仮説の提案とその溶接部への適用, 溶接学会論文集, 2, No.3 (1984), pp.447-454.
 - 31) C. Ruggieri, F. Minami, M. Toyoda: Effect of Strength Mismatch on Crack Tip Stress Fields of HAZ-Notched Joints Subjected to Bending and Tension, *Jl. Soc. Naval Archit. Japan*, 174 (1993), pp.543-549.
 - 32) M. Toyoda, F. Minami, C. Ruggieri, C. Thaulow and M. Hauge: Fracture Property of HAZ-Notched Weld Joint with Mechanical Mis-Matching - Part I, Analysis of Strength Mis-Matching of Welds on Fracture Initiation Resistance of HAZ-Notched Joint, Mis-Matching of Welds, *ESIS 17, Mechanical Engineering Publications*, (1994), pp.399-415.
 - 33) 南, 中野, 鈴木, 塩飽, 森谷, 萩原, 豊田: 強度ミスマッチの影響を考慮した鋼多層溶接熱影響部の破壊靱性評価, 溶接学会論文集, 12, No.4 (1994), pp.568-574.
 - 34) F. Minami, M. Ohata, T. Manabe, Y. Chiba and K. Murayama: Significance of Strength Mismatch in Fracture Performance Evaluation of Welded Joints, Characterization of Mismatch Effect by the Weibull Stress Criterion, *IIW Doc. X-1636-08*, (2008).
 - 35) F. M. Beremin: A Local Criterion for Cleavage Fracture of a Nuclear Pressure Vessel Steel, *Metallurgical Transactions A*, 14A (1983), pp.2277-2287.
 - 36) 豊田, 南: 溶接 HAZ 靱性評価のための CTOD 試験片採取のあり方, 日本造船学会論文集, 169 (1991), pp.279-287.
 - 37) 佐藤, 豊田, 南, 船戸: HT80 鋼電子ビーム溶接部のサイドグループ付シャルピ試験による破壊靱性評価, 溶接学会論文集, 3, No.1 (1985), pp.97-103.
 - 38) 佐藤, 豊田, 野原, 武田, 名山: 電子ビーム溶接継手のシャルピー衝撃試験による靱性評価法の検討, 溶接学会誌, 51, No.8 (1982), pp.679-686.
 - 39) 瀬尾, 正木: シャルピー衝撃試験による溶接部切欠靱性評価に対する一考察, 溶接学会誌, 51, No.3 (1982), pp.291-297.
 - 40) Lloyd's Register of Shipping, Guidelines for Approval of CO₂-Laser Welding, March, (1997).
 - 41) 萩原, 塚本, 大谷, 荒金, 松田: サイドノッチ付シャルピー試験による靱性評価法 (力学特性), 鉄と鋼, 90, No.7 (2004), pp.526-532.
 - 42) 萩原, 高井, 塚本, 荒金, 南, 大畑, 猪瀬, 半田: サイドグループ付シャルピー試験によるレーザ溶接部の靱性判定法 - レーザ溶接の適用による中厚板高強度鋼構造物の高性能化 -, 溶接学会論文集, 25, No.1 (2007), pp.165-172.
 - 43) S. J. Squirrel, H. G. Pisarski and M. G. Dawes: Recommended Procedures for the Crack Tip Opening Displacement (CTOD) Testing of Weldments, *TWI Doc. 7807.02/86/485.2*, (1986).
 - 44) M. Toyoda and C. Thaulow: Definitive Statement on CTOD Testing of the Heat Affected Zones of Steel Weldments, *IIW Doc. X-1241a-93*, (1993).
 - 45) 日本溶接協会規格, WES 1109-1995: 溶接熱影響部 CTOD 試験方法に関する指針, (1995).
 - 46) BSI, BS7448 Part 2:1997: Fracture Mechanics Toughness Tests, Method for Determination of K_{Ic} , Critical CTOD and Critical J Values of Welds in Metallic Materials, (1997).
 - 47) API RP 2Z: Recommended Practice for Preproduction Qualification for Steel Plates for Offshore Structures, (2005).
 - 48) M. Koçak, L. Chen, G. Terlinde, G. Gnirss and K.-H. Schwalbe: CTOD Testing of HAZ and Analysis of Pop-in Behavior, *Trans. ASME, Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering*, 112, No. 8 (1990), pp.214-222.
 - 49) 有持, 井坂: 溶接部 COD 試験における Pop-in 現象とその安全性評価法に関する研究, 溶接学会論文集, 3, No.1 (1985), pp.89-96.
 - 50) M. G. Dawes: Testing for Brittle Fracture on Low Alloy Q and T Steel Weldments, *Metal Construction and British Welding Journal*, 2 (1970), pp.533-538.
 - 51) R. E. Dolby: Influence of Defect Orientation on HAZ Fracture Toughness Measurements, *Metal Construction*

- and British Welding Journal, 6 (1974), pp.228-233.
- 52) F. Minami, M. Ohata, M. Toyoda, K. Arimochi, S. Suzuki, K. Bessyo, C. Thaulow and M. Hauge: Prediction of Specimen Geometry Effect on Fracture Resistance of HAZ-Notched Welds by the Local Approach, Mis-Matching of Interfaces and Welds, Edited by K. -H. Schwalbe and M. Koçak, GKSS Research Center Publications, pp.319-330 (1997).
- 53) K. Satoh, M. Toyoda and F. Minami: The Effect of Thickness on Fracture Toughness of Welds in Steel, Welding in the World, 29 (1988), pp.230-249.
- 54) F. Minami, M. Toyoda, C. Thaulow and M. Hauge: Effect of Strength Mis-Match on Fracture Mechanical Behavior of HAZ-Notched Weld Joint, Quarterly JI. Japan Welding Society, 13, No.4 (1995), pp.508-517.
- 55) D. P. Fairchild: Fracture-Toughness Testing of Weld Heat-Affected Zones in Structural Steel, ASTM Symposium on Fatigue and Fracture Testing of Weldments, Sparks, Nevada, (1988).
- 56) H. G. Pisarski, P. L. Harrison and K. D. Nayler, Influence of Post-Weld Heat Treatment on The HAZ Fracture Toughness of Two Structural Grade Carbon Manganese Steels, Proc. Int. Conf. OMAE, Houston, 3 (1988), pp.199-206.
- 57) F. Minami, M. Toyoda and K. Satoh: Probabilistic Analysis of Fracture Toughness of Weld HAZ with LBZ, Trans. Japan Welding Society, 19, No.2 (1988), pp.125-133.
- 58) K. Wallin: The Size Effect in K_{Ic} Results, Engineering Fracture Mechanics, 22, No.1(1985), pp.149-163.
- 59) 土師, 栗飯原, 萩原, 内野, 川島, 富田, 千々岩: 高張力鋼溶接部限界 COD に及ぼす諸影響因子の検討, 日本造船学会論文集, 162 (1987), pp.424-432.

