The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	不均質材を進展する延性き裂の力学的特性とその破壊評価法に関する研究
Author(s)	道場, 康二
Citation	大阪大学, 1997, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.11501/3129093
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

不均質材を進展する延性き裂の力学的特性とその破壊評価法に関する研究

平成 8 年 12 月

道　場　康　二

①

不均質材を進展する延性き裂の力学的特性とその破壊評価法に関する研究

平成 8 年 12 月

道　場　康　二

目　　次

第１章　緒　論　1
１．１　緒　言　1
１．２　本研究の背景　2
1.2.1　低温用貯槽における延性破壊評価研究の必要性　2
1.2.2　原子力発電プラントにおける延性破壊評価研究の必要性　3
１．３　延性破壊評価研究に関する従来の研究と問題点　4
1.3.1　延性き裂発生・成長機構に関する従来の研究　4
1.3.2　延性き裂進展指標ならびにこれに影響を及ぼす諸因子に関する従来の研究　6
1.3.3　延性き裂進展シミュレーションならびに延性破壊評価の数値解析に関する従来の研究　7
(1)破壊評価に用いるＪ積分評価法　7
(2)き裂進展条件と制御パラメータ　8
1.3.4　延性破壊評価法の確立に関する趨勢　8
１．４　本研究の目的と研究対象　9
１．５　本研究の概要と構成　10

第２章　延性材料およびその溶接継手に対する従来の延性破壊評価法の適用性に関する検討　13
２．１　緒　言　13
２．２　破壊評価線図法を用いた延性破壊強度評価法の溶接継手に対する適用性　14
2.2.1　破壊評価線図を用いた延性破壊強度法　15
2.2.2　９％Ｎｉ鋼とその溶接継手を用いた延性き裂進展試験　16
2.2.3　破壊評価線図法に基づく延性破壊強度評価　21
(1)９％Ｎｉ鋼とその溶接継手のＪ－Ｒ曲線　21
(2)破壊評価線図法に基づく最高荷重の推定　23
2.2.4　延性材料を対象にした改良破壊評価線図に基づく延性破壊強度評価　30
(1)延性材料を対象としたオーバオールひずみに基づく破壊評価線図　30
(2)オーステナイト系ステンレス鋼とその溶接継手の延性き裂進展試験　31
(3)オーステナイト系ステンレス鋼とその溶接継手に対する改良破壊評価線図の適用性　34
２．３　Tearing Instability クライテリオンに基づく延性不安定破壊評価法の溶接継手に対する適用性　37
2.3.1　Tearing Modulus を用いた延性不安定破壊評価法　37
2.3.2　600MPa 級高張力鋼溶接継手を用いた延性不安定再現試験　38
(1)高コンプライアンス試験装置を用いた延性不安定破壊試験　38
(2)600MPa 級高張力鋼溶接継手のき裂進展抵抗曲線　40
2.3.3　Tearing Modulus を用いた延性不安定破壊評価　41
２．４　延性き裂進展シミュレーションによる延性不安定破壊評価法の溶接継手に対する適用性　43
2.4.1　コンプライアンスを考慮に入れた延性不安定条件　44
2.4.2　９％Ｎｉ鋼溶接継手の延性不安定破壊試験と延性き裂進展シミュレーションの方法　46
(1)高コンプライアンス試験装置を用いた延性不安定破壊試験　46
(2)延性き裂進展シミュレーションの方法　48
2.4.3　延性き裂進展シミュレーションによる延性不安定破壊評価　49

2．5　溶接継手に対する延性破壊評価法の課題　52
2．6　本章の結論　53
Appendix 2.1　破壊評価曲線に及ぼす真応力－真ひずみ曲線の近似範囲の影響　56
Appendix 2.2　破壊評価線図に及ぼす限界荷重推定式の影響　58
Appendix 2.3　オーバオールひずみの計測が困難な場合の改良破壊評価線図を用いた延性破壊評価法　59
Appendix 2.4　Tearing Modulus を用いた延性不安定破壊評価に及ぼすR曲線の誤差の影響　61
Appendix 2.5　コンパクト試験片を例にした延性不安定評価の簡便化の試み　64

第3章　進展する延性き裂先端の応力・ひずみ挙動とき裂進展抵抗に及ぼす強度的不均質の影響　69
3．1　緒　言　69
3．2　不均質材における延性き裂進展抵抗特性に関する試験　70
3.2.1　延性き裂進展試験手法の目的と内容　71
3.2.2　試験手法と延性き裂進展抵抗特性の決定　72
(1)試験に供試した材料と試験片の作製　72
(2)延性き裂進展試験手法とデータの整理方法　75
3.2.3　供試試験片の延性き裂進展抵抗特性に及ぼす強度的不均質の影響　76
3．3　三次元弾塑性有限要素解析法を用いた延性き裂進展解析　80
3.3.1　解析に用いた試験片モデルとき裂進展解析手法　80
3.3.2　延性き裂進展解析手法の妥当性の確認　83
3．4　CTOD レベルが同じ場合の進展する延性き裂先端近傍応力・ひずみ分布　87
3．5　延性き裂進展量が同じ場合の進展するき裂先端近傍応力・ひずみ分布　91
3.5.1　延性き裂先端近傍ひずみ分布に及ぼす強度的不均質の影響　91
(1)板厚中央断面におけるひずみ分布　91
(2)き裂先端近傍のひずみ場に関する考察　93
(3)板厚方向のひずみ分布　96
3.5.2　進展する延性き裂先端近傍の応力分布　98
3.5.3　進展する延性き裂先端近傍の応力多軸度分布　99
3．6　延性き裂の進展を支配する破壊指標に関する考察　100
3．7　本章の結論　103
Appendix 3.1　進展する延性き裂周りのＪ積分と CTOD の相関性に及ぼす強度的不均質の影響　105
Appendix 3.2　不均質材を進展する延性き裂のＪ積分経路独立性の確認　106

第4章　進展する延性き裂先端近傍の限界ひずみに及ぼす塑性拘束の影響　109
4．1　緒　言　109
4．2　延性き裂進展抵抗に及ぼす塑性拘束の影響に関する試験　110
4.2.1　延性き裂進展試験手法　111
(1)試験に供試した材料と試験片の作製　111
(2)延性き裂進展試験　112
(3)進展する延性き裂先端近傍のひずみ分布の測定　112
4.2.2　延性き裂進展抵抗特性に及ぼす塑性拘束の影響　115
(1)破面から計測された板厚減少量と延性き裂進展量との関係　115
(2)延性き裂進展抵抗特性に及ぼす強度的不均質部幅と板厚比および切欠き比の影響　118

4．3　進展する延性き裂先端近傍の応力・ひずみ挙動に及ぼす塑性拘束の影響　120
4.3.1　延性き裂進展を考慮に入れた三次元弾塑性解析法　120
4.3.2　強度的不均質部幅と板厚比の変化に伴う相当塑性ひずみ分布　121
4.3.3　進展する延性き裂先端の限界相当塑性ひずみに及ぼす塑性拘束の影響　122
(1)強度的不均質部幅と板厚比が異なる試験片の場合　122
(2)切欠き比が異なる試験片の場合　125
4.3.4　進展する延性き裂先端のひずみに及ぼす応力多軸度の影響に関する考察　125
4.3.5　き裂直角方向応力分布に及ぼす強度的不均質部幅と板厚比の影響　126
4．4　限界相当塑性ひずみを延性き裂進展条件とした三次元弾塑性解析による延性き裂進展シミュレーション　128
4．5　本章の結論　130

第5章　き裂先端の局所変位に基づく延性破壊評価に関する検討　131
5．1　緒　言　131
5．2　進展する延性き裂先端の局所変位挙動　132
5.2.1　延性き裂進展シミュレーションの方法と局所変位の定義　132
5.2.2　局所変位挙動に及ぼす計測方法の影響　135
5.2.3　薄板における局所変位挙動　137
5.2.4　板厚中央の局所変位と試験片表面の局所変位の比較　139
5.2.5　局所変位と CTOD の関係　142
5．3　二次元弾塑性解析による延性き裂進展シミュレーションの簡略化のための基礎的検討　143
5.3.1　二次元および三次元弾塑性解析で得られる荷重－変位曲線ならびに相当塑性ひずみの比較　143
5.3.2　二次元および三次元弾塑性解析により得られる局所変位の比較　147
5．4　延性き裂進展評価への局所変位の工学的応用　148
5.4.1　試験片表面で計測される局所変位の板厚中央局所変位への換算方法　148
5.4.2　局所変位を用いた延性き裂進展評価法の提案　152
(1) 試験片表面局所変位の延性き裂進展抵抗特性への応用　152
(2) 延性き裂進展シミュレーションの簡素化への応用　152
5．5　本章の結論　157

第6章　総　括　159

参考文献　164

謝　辞　169

本研究に関連した発表論文　170

第１章　緒　論

１．１　緒　言

溶接構造物の破壊に対する安全性を検討する場合，線形あるいは非線形破壊力学に基づいた破壊評価法を用いて論じられるのが一般的である．すなわち，溶接継手に溶接欠陥やき裂に代表される応力集中の存在を想定し，その応力集中部を起点とした脆性破壊の発生条件を破壊力学に基づいて算定する．さらに，想定する初期の欠陥は，疲労をはじめ，応力腐食，一般腐食，クリープなど様々な原因によって進展する場合がある．しかし，溶接構造物の破壊に対する安全性は，これらの進展するき裂の存在を想定してもなお，通常の設計応力以下の低応力状態では不安定脆性破壊を生じず，予期しない致命的な崩壊を防止するとの考え方に基づいて保証される．さらに，これらの安全性評価に基づいて設計応力，溶接施工への配慮および非破壊検査基準の設定がなされている．

近年，材料の破壊靱性の向上とともに設計の高度化が進み，上述のような不安定脆性破壊の懸念は減少しつつある．しかし，一方で構造物の大型化，高性能化に伴い，構造材料に要求される耐破壊性能はますます高まる傾向にある．例えば，原子力発電用炉容器・配管，陸上ガス貯槽等の構造部材，および航空機機器類に対しては，万に一つの破壊の可能性をも許容しない設計思想が基盤にある．このような高い安全性が要求される構造物に適用される材料としては，脆性破壊を起こさない延性材料が採用されるのが一般的である．しかし，採用した高延性材料の破壊限界評価に当たっては，従来の不安定脆性破壊評価手法では不十分とされており，延性き裂の進展を考慮した新しい破壊評価手法の確立が必要となる．

脆性破壊に対する安全性は，き裂を含む構造材料の破壊靭性値が十分に高く，使用中におけるき裂進展を考慮しても構造部材中に想定した欠陥が脆性破壊を起こさないこと，また不測の事態によって脆性き裂が発生し伝播した場合でも，脆性き裂の伝播を停止できることを確認することで保証されてきた．同じように，延性破壊に対する安全性は，評価対象となる構造物に存在するき裂が，設計上想定される最終局面においても，不安定化した破壊挙動を示さないことを確認することによって保証される必要がある．

不安定延性破壊を予測し，これを防止する観点での破壊評価手法は後述のように，現在のところいずれの方法についても十分に実用化されているとは言い難く，延性き裂進展評価と

これに続く不安定延性評価法の確立が待たれている．また，一般の溶接構造物の継手部は均質材料とは考えられず，強度的な不均質部の存在が避けられない．したがって，溶接構造物に対する破壊評価に対しては，き裂周りの強度的不均質の影響を無視し得ないし，また不均質材を前提とした延性き裂進展条件が必要になるものと推定できる．

本研究は，強度的不均質が及ぼす延性き裂進展特性への影響を考慮に入れた新しい延性破壊強度評価法の確立を念頭において，強度的不均質を有する材の延性き裂周りの力学特性の把握と評価指標の明確化に関する基礎的知見を得ることを目的に着手した．そのために，まず現状において提案されている各種延性破壊強度評価法の溶接継手への適用性に関する課題を抽出した上で，進展する延性き裂先端近傍の応力・ひずみ挙動を実験ならびに解析によって調査し強度的不均質の影響を受けない新しい破壊指標の探索を試みる．さらにこれを用いた延性破壊強度評価法の提案を行う．

１．２　本研究の背景

1.2.1　低温用貯槽における延性破壊評価研究の必要性

ＬＮＧ（液化天然ガス）は-162℃の極低温に冷却して液化されたメタンを主成分とする液化ガスで，都市ガス用原料および発電用などの燃料として広く使用されるに至っている．ＬＮＧタンクに代表される低温用貯槽においては，安全性を優先するために，材料，構造，施工管理等の全ての面で高い信頼性を確保する必要がある．特に，ＬＮＧタンクでは-162℃という極低温度環境下でも十分な強度を有しかつ脆性破壊を起こさない材料であることが要求される．このような観点から，従来より地上式ＬＮＧタンクの内槽材料には９％Ｎｉ鋼あるいはアルミニウム合金が用いられているが，最近ではタンクの大容量化とともに９％Ｎｉ鋼が多く用いられており，その使用板厚も厚くなってきている．容量８万m^3タンクの側板最下段では板厚３０㎜程度であるが，最近建設された容量１４万m^3タンクの側板最下段では４０㎜を超える板厚が採用された．

地上式ＬＮＧタンクの脆性破壊に対する安全性は，以下に示すような材料性能を一般に要求している[1)2)]．

①疲労き裂あるいは先在するき裂の進展によって，その部材板厚をき裂が貫通する前に，脆性破壊を起こさないこと・・・「十分な破壊発生阻止性能」

②万一脆性破壊が発生したとしても，大規模な破壊に至る前にき裂伝播が停止すること・・・「十分な破壊伝播停止性能」

従来，板厚３０㎜程度までの溶接部を含めた９％Ｎｉ鋼の脆性破壊発生及びき裂伝播停止特性に関する安全性については充分な検討がなされており[3)～5)]，さらに貯槽の大型化に備えて板厚４５㎜～５５㎜の９％Ｎｉ鋼板および溶接継手の確性試験[6)7)]も実施されている．これらの研究の多くは，上記に示す要求性能に基づいて，９％Ｎｉ鋼の母材および熱影響部を含む溶接部の破壊靭性が充分に高いことを確認し，溶接部に存在を仮定した初期欠陥から脆性破壊を起こさないこと，また万一不測の事態により脆性き裂が発生した場合でも，脆性

き裂の伝播を停止できることを保証した内容となっている．

しかし，最近，このような安全性保証の考え方に加えて，ＬＮＧ貯槽の安全性裕度をさらに高める上で，延性破壊評価に基づく安全性検討[8)]が要求されつつある．これは，高靱性材料である母材や延性材料である溶接部で停止した脆性き裂が，伝播停止したとしても初期寸法以上に長く進展している以上，再び不安定延性破壊を生じるのではないかとの懸念に基づく．すなわち，延性材料に突入したき裂のその後の挙動および破壊に対する安定性を定量的に検討しておく必要との考え方が現れてきた．

このような技術的課題に応えるような十分な検討[9)]は現在ほとんどなく，延性破壊および延性き裂進展に関する評価法の確立が期待されている．特に，溶接継手に存在する強度的不均質によって生じる破壊評価の誤差に対して懸念されている現状である．

1.2.2　原子力発電プラントにおける延性破壊評価研究の必要性

原子力発電プラントの製作に際しては，適切な構造設計法を採用することによって，機器の寿命中に過大な変形が生じたり，き裂が発生するような事態を事前に回避することが重要とされている．原子力発電用炉容器・配管に用いられる構造用材料は，高温環境下においても十分な強度と延性が要求され，現在のところ，主にオーステナイト系ステンレス鋼が用いられている．このような材料においては，一般構造用鋼に比べて十分な破壊靱性を有し，破壊力学に基づく破壊評価など高度化された評価システムにより，脆性破壊に対する懸念がないことが保証されている．

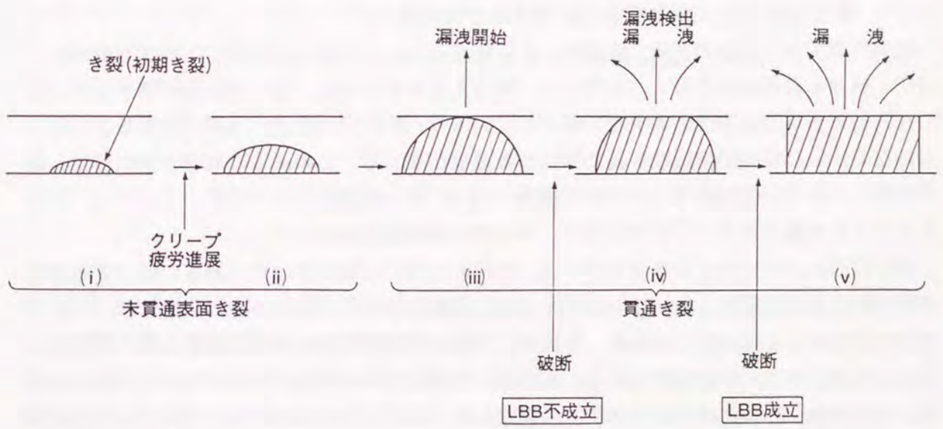


図1.1　ＬＢＢ概念の説明図

一方，原子力炉容器・配管において，図1.1 に示すように，部材の板厚を進展するき裂が貫通する以前に不安定破壊を起こさず，またき裂が部材を貫通した時点で構造部材が破壊に至らなければ，貫通からの冷却材漏洩を検知することにより，機器全体の崩壊を未然に防止し得る．このようなシナリオに基づく安全保証の考え方は，ＬＢＢ（ Leak Before Break）設計概念と呼ばれ，現在，原子力発電プラントに対する基本設計思想の根幹をなしている．ＬＢＢ設計概念の適用にあたっては，機器の設計，製作，試験，検査等が所定の技術基準に従って実施され，漏洩検出のための設備が設置され，漏洩監視が所定の要領に従い実施されること，さらに機器の潜在的損傷要因に対する対策が機器の設計，運転管理において施されていることを前提としている．

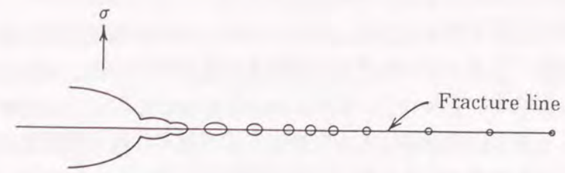
原子力発電用炉容器・配管において，図1.1 に示すステップ（ｉ），(ii) で想定されるき裂は高温環境下であることから，クリープや疲労あるいはその両方に起因する進展が想定されている．次のステップ（iii）以降でき裂が板厚を貫通した場合には、内容物の漏洩検知により対策が講じられことから、脆性的な不安定破壊の懸念はない．しかし，近年，高圧ガスパイプラインなどの例[10]でみられる不安定延性破壊が，安定延性き裂進展後にも生じないことの保証を要求する考え方もあり，これに応えるべく延性き裂発生，延性き裂進展とその後の不安定延性破壊予測技術の確立が急がれている．第２章で後述するように，延性き裂進展中あるいは進展後の延性破壊評価法について様々な検討が重ねられているが，未だ体系化されているものはないばかりか，それぞれの適用性について確認するための検証データすら不十分であるのが現状である．

１．３　延性破壊評価研究に関する従来の研究と問題点

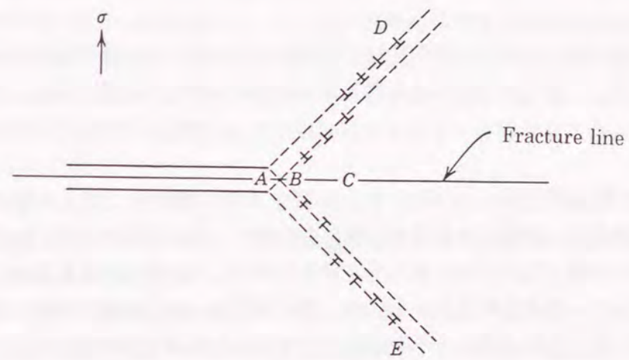
1.3.1　延性き裂発生・成長機構に関する従来の研究

構造用鋼では，遷移温度以上の温度にある場合には，それ以下の温度での脆性き裂進展とは全く異なる進展挙動を示す．すなわち，たとえき裂が存在し，残り全断面が降伏状態に達したとしても不安定延性破壊条件を満足しない限り一般的には急速な不安定破壊を生じることはなく，いわゆる安定延性き裂と呼ばれる進展が生じる．このような延性き裂の発生，進展機構に対する研究は多く，幾つかの進展モデル[11][12]が提案されている．ここでは，これを大きく２種類のモデル[13]に分類して，それぞれの特徴を整理する．

図1.2(a)に示す延性き裂進展モデルは，比較的金属介在物が多いか，あるいはひずみ硬化が大きい材料に適用できる．このモデルでは，負荷の増大とともにき裂の先端では，大きな塑性変形が生じて鈍化が生じた後，き裂先端付近の金属中に存在する介在物や第二相粒子を起点として，ボイドの生成が始まる．さらに，塑性ひずみの増大とともに，ボイド同士の成長・合体の後，ついにはき裂とボイドの連結が起こるというものである．き裂前方の比較的大きな介在物からボイドが発生し始めるモデルは， McClintock[14]， Rice[15]，Broek[16]らによって提案されており，また Hahnら[17]はＡｌ合金を，岡本ら[18]はHT70鋼を用いて実験的に観察している．また，比較的大きな介在物を含まずとも，き裂先端の微小な介在物からボ



（ａ） Cumulative strain type of stable crack growth.



（ｂ） Noncumulative strain type of stable crack growth.

図1.2　　延性き裂発生・進展モデルの分類

イドが発生すると直ちに，き裂と連結する過程を繰り返すことにより，延性き裂が進展することをHT80鋼やKD32鋼を用いて観察された例[19]もある．このモデルでは，ボイドとボイドあるいはき裂とボイド間の連結に限れば，ある負荷応力によって切欠き前方の塑性域の大きさが限界値に達して，切欠き先端に限界引張変位を生じれば伝播を開始すると解釈できる．物理的には，この限界変位が達成されるのは，多数のボイドがき裂先端に形成され，そのボイド間の材料がくびれを起こした時である．変形は，一つの経路に限定されており，新たに進展した延性き裂の先端では，き裂進展前の先の変形で塑性ひずみの履歴を受けているので，

この破壊は累積的なひずみが関与している[20]と思われる．

図1.2(b)に示す延性き裂進展モデルは，比較的金属介在物が少ないか，あるいはひずみ硬化が小さい材料に適用できる．このモデルの延性き裂進展機構には，き裂先端前方のすべり線への転位を考慮に入れる．すなわち，負荷応力が全面降伏応力以下の場合には，転位はき裂先端近傍に集中しており，その逆応力のために先端ではそれ以上塑性変形は進まず，塑性域が試験片全体に広がるまで，延性き裂はほとんど進展しない．ついには，転位のある一定集積量において延性き裂が進展する．ここで，一つの進展段階で（例えば，図1.2(b)でＡからＢまで）に要した塑性変形は転位の消失により，き裂がＢからＣまで進展する際には寄与しないから，このモデルでは非累積的なひずみによる破壊と考えられる．図1.2(b)に示すような，き裂先端からからすべり線に沿ってせん断破壊によって延性き裂が進展するモデルは，Clayton[21]やBerg[22]らによって，８００MPa以上の高張力鋼において実験的に観察されている．

以上に示すように，現実の材料の延性き裂進展が２種類の延性き裂進展モデルのいずれに該当するのかは，一般的に金属中に存在する介在物の量やひずみ硬化特性に依存するようである．

1.3.2　延性き裂進展指標ならびにこれに影響を及ぼす諸因子に関する従来の研究

材料が高延性材料の時延性き裂の発生限界を基準とした破壊靱性値を用いた破壊評価においては，実際の破壊点であるその後の不安定破壊限界と比べて過度に安全側となる場合が多い．これに対して，延性き裂発生から成長，不安定破壊に至るまでの材料の抵抗力の増加を考慮に入れて，延性き裂成長から不安定破壊に移行する限界を予測する考え方が提案されている．このような場合には，延性き裂発生限界指標に代わって延性き裂進展時の破壊指標が必要となる．

延性き裂の進展指標としては，破壊力学に基づく材料パラメータを延性き裂進展量に関連づけて表記されるき裂進展抵抗曲線（Ｒ曲線，Resistance curve）が用いられることが多かった．Ｒ曲線はき裂の安定成長に伴う材料の破壊抵抗特性を表すものである．それはき裂の駆動力，すなわち荷重の増加によるき裂の安定成長に伴う破壊靱性の増加を線図として表し，評価すべき構造系に含まれるき裂に対しても同様な評価を行った上で，Ｒ曲線の不安定点を推定する評価方法に用いられる．このＲ曲線を用いた延性不安定開始の限界予測の例は従来から多くあり[23)~25)]，現在も延性破壊評価の主流をなしている．

脆性破壊において破壊靭性が材料固有の特性値として扱われてきたように，延性破壊においてもＲ曲線が材料固有の特性値として扱われてきた．しかしながら，各種研究成果により，Ｒ曲線が温度やひずみ速度，き裂先端の多軸性（荷重負荷モード，板厚，切欠き比を含む）に依存することが徐々に明らかになってきている．例えば，Junら[26]は，拘束度（応力多軸度）が異なる場合，Ｒ曲線は変化することを確かめている．ただし，薄板試験片の平面応力条件下では，拘束の程度は試験片形状などで変化せず，Ｒ曲線の変化はほとんどみられない．

Koledniks[27]は，Ｊ-Ｒ曲線の形状は，その試験が荷重制御か変位制御かで影響を受けると報告している．低強度構造鋼を用いた試験で，延性き裂発生靭性は同じでも，荷重制御の場合，変位制御よりＲ曲線の傾きが急となる傾向がみられた．これは，延性き裂進展が不連続に生じることに起因しているとの説明がある．Andrewsら[28]は，サイドグルーブ付き試験片では最も低いＲ曲線が得られる一方で、Ｒ曲線に板厚依存性は認められることを確認している．一方，和田山ら[29]や小林ら[30]は，Ｒ曲線に若干の板厚依存性が認められるものの，ばらつきが大きく板厚の順にＲ曲線が並ばないことがある[31]と報告している．

このように，Ｒ曲線が温度やひずみ速度，き裂先端の多軸性，荷重負荷モード，切欠き比の影響を受けることは，Ｒ曲線に基づく延性破壊強度評価において，十分な評価精度が得られない可能性があることを示唆しており，本評価法の妥当性と適用範囲について十分な検討が待たれるところである．

なお，Ｒ曲線を用いた最近の応用例として，小型試験片の最高荷重時の破壊靭性を計測することで延性破壊強度予測を行う方法[32]がある．最大応力とき裂進展を予測するのにＲ曲線を使い，そのＲ曲線の推定のために最高荷重時の破壊靭性値を用いる．しかし，この場合もＲ曲線が材料固有の特性との前提で検討が進められており，各種材料においてこの手法の妥当性の検討が必要である．

1.3.3　延性き裂進展シミュレーションならびに延性破壊評価の数値解析に関する従来の研究

(1)破壊解析に用いるＪ積分評価法

数値解析手法による破壊解析を行う場合，最も扱い易い破壊力学パラメータの一つにＪ積分がある．ただし，Ｊ積分は種々の仮定の下に定義されているので，構造物へのＪ積分の適用に際して，数々の制約が存在する[33)34)]．その中でも，き裂成長のある場合に対しては，Ｊ積分はその定義上適用できないものと考えられていた．しかし，Parisらは，き裂成長があってもき裂成長に伴う材料の抵抗値の増大割合が大きければ，ＨＲＲ特異性応力・ひずみ場が近似的に成立する領域が存在し，これがき裂成長によりき裂後方に生じる除荷域を包み込むと考えた[35)36)]．この時の特異場は，破壊進行域の存在する場合と同様に，一種の疑似漸近解を与えているものと解釈され，その場の強さはＪ積分で規定できる．

き裂進展を扱う数値解析的なＪ積分は多数提案されているが，いまだ確定した評価法はないように思える．現状において，一般的と思われる２つの手法について以下に示す．

①経路積分法・・・静止き裂問題と同じ取扱い．ただし，き裂進展問題では，経路依存性が出現する．

②仮想き裂進展法・・・Ｊ積分の定義と有限要素解析法を組み合わせて導かれた手法．き裂が仮想進展する前後のエネルギ差を用いて評価する．

これらのＪ積分評価法は，原則として均質試験体を前提としているが，不均質材に存在する静止き裂のＪ積分評価式に関する検討[37)38)]も一部にある．

(2)き裂進展条件と制御パラメータ

き裂進展制御パラメータとして，J，CTOD，V_{LL}，COA，CTOA，エネルギー解放率g，プロセスゾーン内の塑性仕事の変化量，dJ/daなどが考えられるが，これらのパラメータにより延性き裂進展条件を規定し得るか，あるいは制御パラメータとしての有用性について，従来より多くの検討[39)~42)]がなされてきた．

これらのき裂進展制御パラメータによりR曲線を仮定（一般に，小型延性き裂進展試験により計測しておく）してき裂を進展させ，試験片全体の変形状態をシミュレートする試み（ Application Phase Simulation)がある．逆に試験片の荷重あるいは荷重点変位に対する延性き裂進展量を実験的に求めておき，それを数値計算の入力値としてR曲線を算定する試み(Generation Phase Simulation)の両方の手法の妥当性が従来より多く確認されてきた．しかし，荷重あるいは荷重点変位に対するき裂進展量を入力してR曲線を算定することとR曲線を仮定して荷重－変位曲線を算定することは表裏一体であり，同一形状・寸法の試験片を扱う限り，両者が同じ結果を与えるのは当然である．したがって，R曲線算定に用いた試験片とは形状・寸法が異なる試験片や構造部材についてR曲線の推定を行い，再現性の確認を行う必要がある．

一般に，2次元解析では平面応力条件下で試験片表面近くの応力挙動を表現し，平面応力条件下で試験片板厚中央部の応力挙動を表現することになる．したがって，不均質試験体のき裂先端近傍の応力多軸度の把握に対しては不適当となる．また，き裂進展条件に用いられる破壊制御パラメータJ，CTOD，CTOAなどは，延性き裂進展量Δaと同様に板厚方向分布は一様ではない．したがって，現状，3次元解析においても，破壊制御パラメータや延性き裂進展量Δaは板厚方向に平均的分布を仮定した計算がなされていることになる．

数値解析手法を用いたき裂進展シミュレート法は大別して，①節点解放法・・・き裂先端部の節点拘束を解除する方法，②節点移動法・・・き裂先端部の節点の位置を移動させる方法[43)]の2通りがある．節点解放法は，解の精度がき裂先端付近の節点の配置により影響を受け易い欠点を持つが，計算処理の容易さから最も一般的な手法になりつつある．

以上のような既往の研究から得られる知見を基に，本研究では延性き裂進展を制御するパラメータとして，破壊力学パラメータを介さない3次元弾塑性解析法による Generation Phase Simulation を実施する．これは，本研究の取り扱う試験片が不均質材料であることから，従来の破壊力学パラメータに対する適用性に疑問が残るためである．特に，3次元解析による Generation Phase Simulation では，入力条件となる荷重点変位は板厚方向に変化しないことが実験的に確認[44)]されており，これに比べて板厚方向の分布が変化するCTODよりも取り扱いが容易[45)]である．

1.3.4　延性破壊評価法の確立に関する趨勢

高延性材料において，延性き裂は進展開始後直ちに不安定化することはない．コンプライアンスが無限大となる荷重制御条件下での試験片レベルにおいては，最高荷重に到達した後

に不安定化する．このような延性材料の不安定破壊への移行点の予測評価とこれに至る前の延性き裂進展評価方法に対しては，従来からR曲線を介することが多かった．先述のようにR曲線は，き裂の安定成長に伴う材料の破壊抵抗特性を表すものである．それはき裂の駆動力，すなわち荷重の増加によるき裂の安定成長に伴う見掛け上の破壊靱性の増加を線図として表し，評価すべき構造系に含まれるき裂に対しても同様な評価を行った上で，R曲線上の不安定点を推定する評価方法[23)~25)]に用いられる．

R曲線に基づく延性破壊評価法の開発以降，特に目立った延性破壊に関する指標はみあたらないが，現在英国とドイツにおいて独自の延性評価法の開発を試みる動きがある．一つは，英国における破壊評価線図法を利用した延性き裂進展解析[46)]である．破壊評価線図法は，本来延性破壊を対象に開発されたものではなく，脆性破壊を対象に評価の視覚化を目的として開発されたものであるが，き裂長さが異なる種々の評価点を連ねて得られるき裂進展評価曲線(Ductile crack growth locus)を線図上に作図することで，延性き裂進展時における最大荷重の推定ができる．ただし，ここで推定される最大荷重が先に述べた荷重制御条件下での最高荷重後の不安定破壊に物理的に対応するものであるかの検討が必要との考えもある．破壊評価線図法の詳しい説明とこれを用いた評価の適用性に関する検討については2章で述べるが，英国規格（BS）への反映を目指した精力的な作業が継続されている．

一方ドイツでは，引張荷重を受ける切欠き付き薄板試験片のような単純化された構造モデル（ETM：Engineering Treatment Model）を想定した上で，従来J積分や CTODで評価されるR曲線に代わって，δ_5と呼ばれるき裂先端の局所変位を破壊指標とした評価法[47)48)]の確立が図られている．δ_5はJ積分やCTODに比べて，実構造物での計測が容易なことから工業的に実用性に富む利点を有する．さらに，最近の研究では，延性き裂進展量の小さい領域に限れば，溶接継手に存在する強度的不均質性の影響を受けにくい[49)]ことも判明している．

ただし，上述の二つの延性破壊評価法は，R曲線法と本質的に変わるものではなく，R曲線法と同じようにそれを用いた評価の妥当性と適用範囲を明確にする必要があるものと思われる．

1．4　本研究の目的と研究対象

これまでに述べてきたように，材料がもつ破壊抵抗性能の向上と高付加価値構造物の要求破壊性能レベルの高まりが相まって，延性破壊強度評価法の確立が期待されている．その一方で，これに応える延性破壊研究は，現在ほとんどみあたらない．

本研究は，強度的不均質が及ぼす延性き裂進展特性への影響を考慮に入れた新しい延性破壊強度評価法の確立を念頭において，強度的不均質を有する材の延性き裂周りの力学特性の把握と評価指標の明確化に関する基礎的知見を得ることを目的に着手する．そのために現状において提案されている各種延性破壊強度評価法の溶接継手への適用性に関する課題を抽出した上で，進展する延性き裂先端近傍の応力・ひずみ挙動を実験ならびに解析によって調査

し強度的不均質の影響を受けない新しい破壊指標の探索を行う．さらにこれを用いた延性破壊強度評価法の提案を試みる．

本研究では，溶接継手を模擬した不均質材を進展する延性き裂を想定して，破壊靱性試験片のき裂先端から進展する延性き裂を対象に検討を進める．この場合，高々２㎜までの延性き裂進展量の範囲を取り扱う．

さらに，延性き裂進展特性に重大な影響を及ぼす因子の一つと思われる継手の不均質性に，焦点を絞って議論を行う．これは，実溶接構造物の延性破壊評価において，溶接継手が有する強度的不均質の存在が無視し得ないものと考えられるためである．したがって，想定した試験片の塑性拘束条件や強度的不均質の程度は現実の溶接継手が有するそれを包含した範囲を取り扱う．

本研究では，延性き裂周りの応力場が，強度的な不均質部の存在に関わらずき裂線を対称に分布するような単純なモデルを用いて検討する．すなわち，不均質材を進展する延性き裂は，不均質部の中央を進展する場合に限定して想定し，不均質部をき裂が横切る場合や不均質部の境界をき裂が進展する場合を研究対象から除外する．

１．５　本研究の概要と構成

本論文は，図1.3に示すように，６章よりなる．

第１章では，延性破壊評価研究の必要性についてその背景とともに述べ，延性き裂進展と延性破壊評価に関する従来の研究と問題点を調査し，それを背景とした本研究の目的ならびに研究の範囲について述べている．

第２章では，均質材を前提として提案されている各種延性破壊評価法を用いて，溶接継手に代表される不均質材に対する適用性について検討を行い従来の延性破壊強度評価法の溶接継手への適用性に関する課題を抽出する．ここでは，破壊評価線図法に基づいて強度的不均質を有する溶接継手の延性破壊強度の推定を試み，破壊評価の誤差について調査する．さらに，延性き裂進展を考慮した応力－変位曲線のシミュレーションに基づいて，延性不安定破壊評価を実施し，破壊再現実験で得られた各種データとの比較によって，溶接継手へのその適用性に関する課題を洗い出す．

第３章では，４種類の均質試験片とその材料特性の組み合わせを持つ不均質試験片の延性き裂進展特性試験を実施して，従来の破壊力学パラメータによるＲ曲線が強度的不均質をはじめ，塑性拘束の程度に影響を受けることを明らかにする．さらに，実験で得られた荷重線変位を延性き裂進展制御パラメータとして，３次元弾塑性解析によるき裂進展シミュレーションを実施する．これによって，延性き裂進展中のき裂先端周りの力学的特性を把握し，強度的不均質の影響を受けない延性き裂進展に関する新たな指標を探索する．

第４章では，３章で得られた知見を基に，進展する延性き裂先端の限界相当塑性ひずみに着目し，これに及ぼす塑性拘束の影響について検討する．すなわち，不均質試験片の存在する強度的不均質部幅や切欠き長さをパラメータとした試験片で塑性拘束の程度を変化させて，

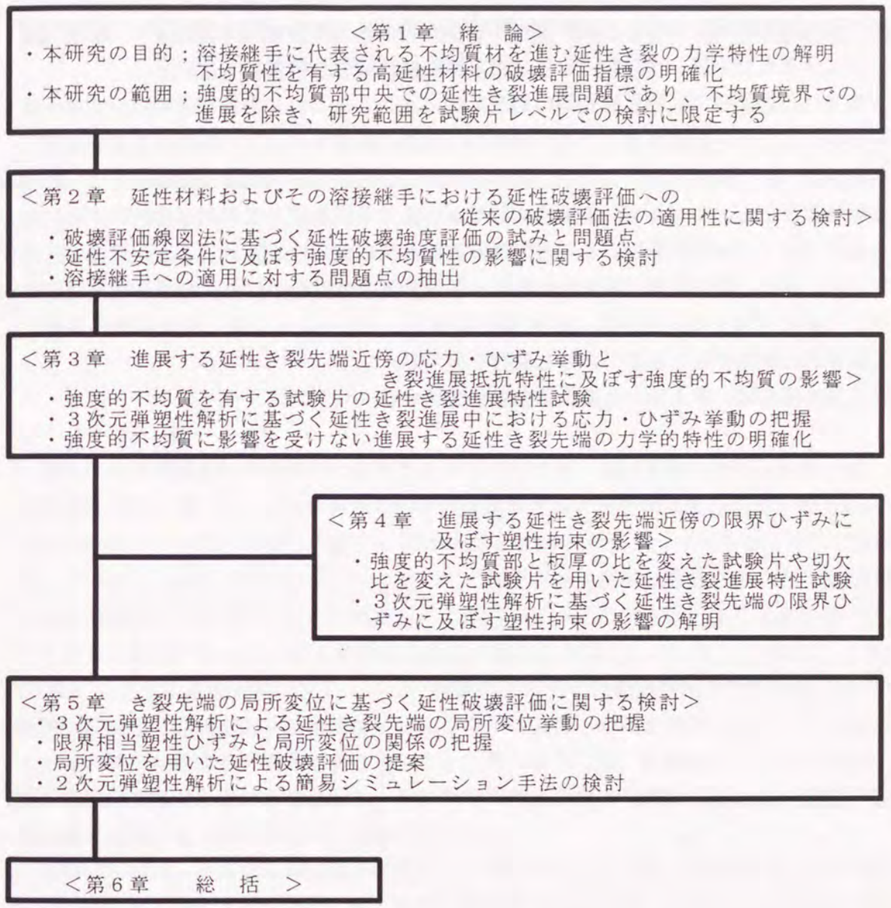


図1.3　本研究の流れ

限界相当塑性ひずみの変化を調査する．これは，進展する延性き裂先端の限界相当塑性ひずみが，試験片形状・寸法や切欠き長さに依存しない延性き裂進展の破壊指標となることを確認するために実施する．さらに，限界相当塑性ひずみを延性き裂進展条件とした，3次元弾塑性解析によるき裂進展シミュレーションの可能性についても言及する．

第5章では，進展中の延性き裂先端の局所変位に注目し，これが限界相当塑性ひずみと等価な挙動を示すことを確認することで，強度的不均質の影響を受けない延性き裂進展指標となる可能性について検討する．これは，限界相当塑性ひずみが3次元弾塑性解析によって得られる特性値であるのに対して，実験的に計測が容易な局所変位が限界相当塑性ひずみに代用できるならば，局所変位を用いることで延性破壊評価の実用性を高めることが期待できるためである．また，局所変位で表された延性き裂進展抵抗特性を用いた，延性破壊評価法の考え方について言及する．さらに，延性き裂進展シミュレーションを2次元弾塑性解析によって簡易的に実施する方法についても検討を加える．

最後に第6章では，第1章から第5章までを総括する．

第2章　延性材料およびその溶接継手に対する従来の延性破壊評価法の適用性に関する検討

2．1　緒　言

延性不安定破壊条件を力学的に記述する手法としては，延性き裂進展抵抗特性（R）曲線を材料特性値と扱い，これとき裂周りのき裂進展エネルギーとの比較から導かれる延性不安定条件に基づく手法，J積分に基づく Tearing Instability クライテリオン[43]，CTOA に基づく Tearing Instability クライテリオン[50] などが従来から提案され，その妥当性についても検討されてきた[51]．しかしながら，これらのクライテリアは，全て破壊力学パラメータを用いた記述によって，延性き裂進展量との関係が表現されている．一般に，J積分や CTOA のような破壊力学パラメータは，機械的，あるいは金属学的等方均質材とみなせる材料への適用が原則であり，溶接継手のような不均質材への破壊力学パラメータの適用に際しては，特別な考慮を必要とすることがある．その場合には，破壊力学パラメータがもつ評価上の誤差の影響を受けることから，その影響の程度を把握しておくことは，延性不安定破壊を論じる際にも工学的見地から重要と思われる．

本章の目的は，従来から均質材を前提として開発されたきた延性破壊評価法の溶接継手に対する適用性を確認することで，強度的な不均質を有する材料への従来の延性破壊評価法が，有する課題を抽出することにある．

延性破壊を前提とした破壊評価法では，破壊限界の設定の考え方によって，一般に三つに分類できる．一つには，脆性破壊に対する評価と同様に，延性き裂の発生を破壊限界と考え，その時点での破壊靭性（J_{Ic}あるいはδ_i）を用いて破壊力学パラメータ（Jあるいはδ）との比較によって破壊限界を論じる手法（分類Ⅰ）である．二つめには，延性き裂発生後の安定き裂進展の挙動を推定することで，安定き裂成長とともに出現してくる構造物の載荷限界および変形限界の予測を行う手法（分類Ⅱ）である．さらに，延性き裂進展後の不安定破壊移行限界を求めるための延性不安定破壊評価を行う三つめの手法（分類Ⅲ）である．この中でも，最初に述べた延性き裂発生を破壊限界と想定する評価手法は，現実の構造用材料の

破壊靭性に鑑みて，延性き裂発生が直ちに全体構造系の崩壊につながる場合がほとんどないことから，過度に安全側の評価になることが多いと考えられている．したがって，本章では表 2.1 に示すように，延性き裂進展後の破壊評価法を対象に，延性破壊強度推定（分類Ⅱ）ならびに延性不安定条件（分類Ⅲ）の溶接継手に対する適用性に関する検討を進めることにする．

また，取り扱う具体的な破壊評価法としては，まず延性破壊強度評価法に関して，破壊評価線図法[52]に基づく強度評価について適用性の検討を行う．さらに，延性不安定破壊移行点の推定については，Tearing Modulus を用いた延性不安定評価，ならびにコンプライアンスを考慮に入れた延性き裂進展シミュレーション法を用いた延性不安定評価を実施し，延性材料とその溶接継手に対するこれらの評価法の適用性を検討する．なお，Tearing Modulus に基づく延性破壊評価の延性不安定破壊限界の判定には Tearing Instability クライテリオンを，延性き裂進展シミュレーション法を用いた延性不安定評価の延性不安定破壊限界の判定には外部負荷コンプライアンスを考慮に入れた延性不安定破壊条件を用いる．

表 2.1　本章で検討を行う各種延性破壊評価法とその検討範囲ならびに検討内容

	延性破壊評価法	検討範囲	均質材料と溶接継手に対する検討内容	分類
2.2 節	破壊評価線図法に基づく評価	延性き裂進展と進展後	延性破壊強度（載荷限界荷重と限界変形）推定の妥当性	Ⅱ
2.3 節	Tearing Instability に基づく評価		延性不安定条件の適用性	Ⅲ
2.4 節	延性き裂進展シミュレーションを用いた評価		延性不安定条件の適用性	Ⅲ

２．２　破壊評価線図法を用いた延性破壊強度評価法の溶接継手に対する適用性

近年，工学的見地から注目されている延性破壊強度評価手法の一つとして，破壊評価線図法[52]による評価法がある．２パラメータ法ともＲ６法とも呼ばれるこの破壊評価線図法は，英国中央電力庁(CEGB:現 NE)で開発され，線形破壊力学におけるＫ概念が成立する領域から塑性崩壊領域にいたる過程をＫ値と荷重の２つのパラメータにより破壊評価線図（ＦＡＤ；Failure Assessment Diagram）上で図式的に取り扱うことを可能とした破壊評価法である．日本国内では，破壊評価線図に基づく本評価法の工学的有用性が従来法に比べて不明との指摘[53)54)]もある一方，英国では，この破壊評価法を基に構造物の欠陥評価法の基準[55)56)]を作成した後，その妥当性に関する確認作業[57)]が精力的に実施されている．また，そのような作業とは別に，大規模降伏領域での破壊評価適用への拡張を目的として，新しい破壊評価曲線が次々と提案[58)59)]されている．しかし，延性材料を用いた溶接継手を対象にした破壊評価線図法の適用性の検討をがなされた例は現在のところ少なく，均質延性材料に限っても，この分

野の研究データ[60)]の蓄積はほとんどない．

そこでまず本節では，代表的低温貯槽用材料である９％Ｎｉ鋼およびその溶接継手を供試材とした各種材料・破壊試験によって材料特性ならびに延性き裂進展抵抗特性を把握するとともに，本供試材料およびその溶接継手の破壊強度評価を実施することで，均質材を前提とした破壊評価線図法を溶接継手に適用した場合の問題点を抽出する．

さらに，本節では破壊評価線図法を延性材料へ適用する場合に，必要となる具体的な適用法の改良についても検討する．

2.2.1　破壊評価線図を用いた延性破壊強度法

CEGB R6 Rev.3[51)] や PD 6493 改訂案[56)] には，評価対象に応じた破壊靭性値の決定法や破壊評価線図が提案されている．ここでは，本節で用いる破壊評価線図法の前提条件について示す．本節では，原則として CEGB R6 Rev.3 に示される評価法に基づいた．CEGB R6 Rev.3 に示される評価に用いる破壊靭性値および破壊評価線図について，以下に簡単に整理して示す．

＜破壊靭性・評価対象＞

評価に用いられる破壊靭性は，延性き裂の進展を考慮しない評価対象を取り扱う場合（Category 1）と延性き裂の進展を考慮する必要のある場合（Category 2）に応じて定義が異なる．さらに，オーステナイト系ステンレス鋼のように大規模降伏領域において，安定な延性き裂進展を続ける高延性材料に対して適用する場合（Category 3）には，Category 1や２で定める定義の破壊靭性では不都合を生じる．すなわち，式(2.1)で示されるような平面ひずみ条件下でのK_{mat}が，$K_r = K / K_{mat}$ のK_{mat}に採用されるべきとされている．

$$K_{mat} = \{E \cdot J(\Delta a) / (1-\nu^2)\}^{1/2} \qquad (2.1)$$

ここで，Ｅは縦弾性係数，νはポアソン比，Ｊ（Δａ）はき裂抵抗曲線から得られるΔａに対応するＪ積分．

＜破壊評価線図（ＦＡＤ）＞

破壊評価線図では，横軸に評価対象となる構造の応力の無次元化量を，縦軸に破壊力学パラメータと材料が有する破壊靭性の比をとる．破壊評価線図として以下の３種類の Option が与えられている．

Option 1：　応力－ひずみ曲線の不連続が現れない全ての材料の場合

$$K_r = (1-0.14 L_r^2)\{0.3+0.7\exp(-0.65 L_r^6)\} \qquad (2.2)$$

Option 2：　応力－ひずみ曲線の初期のひずみ硬化が大きい材料などの場合

$$K_r = \{E\varepsilon_{ref} / L_r\sigma_Y + L_r^3\sigma_Y / 2E\varepsilon_{ref}\}^{-1/2} \qquad (2.3)$$

ここで，σ_Yは降伏応力，Ｅは縦弾性係数，ε_{ref}は真応力－真ひずみ関係において応力$L_r \cdot \sigma_Y$に対応したひずみ．

Option 3：　対象となる材料物性値や構造形状が与えられる場合

$$K_r = (J / J_e)^{-1/2} \tag{2.4}$$

ここで，J_eはＪの弾性成分．

いずれの Option においても荷重パラメータL_r（$=\sigma/\sigma_Y$）に対する破壊評価線図となっている．しかし，評価対象（Category）に応じた最適な破壊評価線図については言及されておらず，とりわけ延性破壊評価に対しては，Category ３に適応する破壊評価線図の開発が必要と思われる．

また，評価に際して，評価対象となる構造形状や寸法に応じて，K_rとL_rの決定が必要となる．例えば，Option ３に対しては，コンパクト試験片では，試験で得られた延性き裂進展中の実験データを使って，以下の定義によるK_r，L_rを算出する．

$$K_r = \{J_e / (J_e + J_p)\}^{1/2} \tag{2.5}$$

$$L_r = P / P_Y \tag{2.6}$$

ここで，J_e，J_pはそれぞれＪ積分の弾性成分と塑性成分，P_Yは限界荷重(Limit load)である．コンパクト試験片の場合は，それぞれ式(2.7)，式(2.8)で示す Merkle Corten（平面ひずみ）の式[61]と ASTM で提示されている式[62]を採用した．なお，後述するＣＣＰ試験では式(2.9)を採用した．

$$P_Y = 1.26 \cdot (4/3)^{1/2} \cdot \sigma_Y \cdot (W - a) \cdot B \cdot \eta \tag{2.7}$$

$$\eta = \{\beta^2 + 2\beta + 2\}^{1/2} - (\beta + 1)$$

$$\beta = 2a / (W - a)$$

$$P_Y = B \cdot (W - a)^2 \cdot \sigma_Y / (2W + a) \tag{2.8}$$

$$P_Y = B \cdot (W - a) \cdot \sigma_Y \tag{2.9}$$

ここで，Ｗは板幅，Ｂは板厚，ａは切欠き長さ，σ_Yは 0.2%耐力．

式(2.5)は，弾塑性変形領域においても適用性のある破壊評価線図として示される非線形破壊力学パラメータを用いたK_r定義式（Option 3 [52]）である．ここでは，延性き裂発生・進展挙動を対象とした評価を必要とすることから，破壊限界指標K_{IC}，J_{IC}による$K_r = K / K_{IC} = (J / J_{IC})^{1/2}$に代えて，式(2.5)を用いることにした．

2.2.2　９％Ｎｉ鋼とその溶接継手を用いた延性き裂進展試験

ここでは，破壊評価線図を用いた延性破壊強度評価法の溶接継手に対する適用性を確認することを目的に，高延性材料の代表的鋼種である９％Ｎｉ鋼およびその溶接継手を供試材として，延性き裂進展試験を実施する．これは，試験によって得られた延性き裂進展抵抗特性を破壊評価曲線と比較することで，破壊強度評価法としての妥当性を確認するために行う．

試験に用いる試験片パラメータの一覧を，表 2.2 に示す．試験は，延性き裂進展抵抗曲線を得るための標準試験片であるコンパクト試験片と，一軸引張荷重条件を再現することを目

的にした中央切欠き付平板（ＣＣＰ）試験片を用いて行った．コンパクト試験片では，延性き裂進展抵抗特性に及ぼす板厚の影響を調べるために，板厚を１０ mm～４５ mm とした．また，試験片は，強度的不均質レベルの異なるＧＴＡＷとＳＭＡＷの２種類の溶接継手から採取し，比較のために母材試験片も用意した．

表 2.2　試験実施条件の一覧

Specimen	Compact			CCP
Thickness(mm)	10	20	45	5
Base metal	○	○	○	○
Weld metal (GTAW)	–	○	○	–
Weld metal (SMAW)	–	○	○	–

表 2.3　供試鋼板および溶接材料の化学成分

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Fe	W	Nb+Ta
Base metal	0.05	0.25	0.58	0.002	0.001	9.42	0.03	0.01	0.01	–	–	–
Weld metal (GTAW)	0.01	0.06	0.05	0.003	0.002	67.1	1.93	18.07	–	9.72	2.84	–
Weld metal (SMAW)	0.09	0.24	3.00	0.004	0.003	64.2	15.35	2.36	0.02	13.12	–	1.58

（１）供試材料

供試鋼板には板厚４５ mm の９％Ｎｉ鋼（JIS G3127, SL9N590）を用いた．供試溶接継手は，立向き姿勢による自動ＴＩＧ溶接法（以下，ＧＴＡＷとする）と立向き姿勢による被覆アーク溶接法（以下，ＳＭＡＷとする）により２種類製作した．供試母材と溶接金属の化学組成を表 2.3 に示す．ＳＭＡＷはインコネル（Ｎｉ基合金）系溶接棒を使用した．

（２）丸棒引張試験

厚板９％Ｎｉ鋼母材と溶接金属の機械的性質の把握ならびに破壊評価曲線を解析的に求める上での基礎データとするために，丸棒引張試験を実施した．試験片は，母材，溶接金属それぞれ直径 10mm と 6mm，ゲージ長 50mm と 30mm とし JIS Z 3111 A2 号に準じて製作した．母材試験片は，圧延方向に平行に板厚 45mm の 1/4 の位置から採取した．試験温度は，室温と -170℃の 2 温度とし，JIS Z 2241 に準じて変位速度 3.75mm/min で試験を行い，荷重－ひずみ線図（ひずみ範囲は 10%まで），伸び，絞り，0.2%耐力，引張強さを求めた．荷重とひずみ線図は，全てディジタルデータとして計測した．

また，丸棒引張試験によって得られた９％Ｎｉ鋼母材および溶接金属の機械的性質を，表 2.4 に示す．溶接金属の耐力は母材の耐力に比べて小さく軟質継手となっており，室温における母材に対する溶接金属の 0.2% 耐力での強度比Ｓｒ(Y)は，ＧＴＡＷ継手で０．６６，ＳＭＡＷ継手で０．７６である．

表 2.4　丸棒引張試験によって得られた９％Ｎｉ鋼母材および溶接金属の機械的性質

Meterial	Temperature (°C)	0.2% proof stress, σ_{02} (MPa)	Ultimate strength, σ_u (MPa)	Elongation ε ⁎) (%)	Reduction in area, RA (%)
Base metal	R.T.	638	731	28	83
	-170	799	945	26	74
Weld metal (GTAW)	R.T.	424	684	51	39
	-170	561	831	46	44
Weld metal (SMAW)	R.T.	483	758	33	22
	-170	616	956	33	25

⁎)　Gauge length : 50mm (Base metal), 30mm (Weld metal)

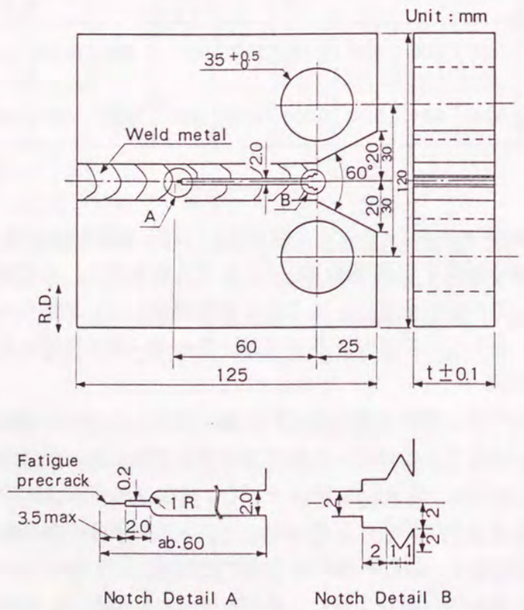


図 2.1　コンパクト試験片の形状と寸法

（３）コンパクト試験

９％Ｎｉ鋼板および溶接継手の延性き裂進展抵抗曲線（Ｒ曲線）を得るために，コンパクト試験を実施した．母材試験片は荷重線方向を圧延方向（Ｌ方向）に一致させて採取した．さらに溶接継手からは，溶接線方向が荷重線方向と垂直になるように採取した．コンパクト試験片の形状と寸法を図 2.1 に示す．板厚は１０ mm，２０ mm，４５ mm の３種類とし，初期切欠き長さ a_0 は，板幅の 0.55～0.6 倍となるよう切欠きの先端に疲労予き裂を導入した．試験は，ASTM E1152-87 [62] に準じて変位制御（クロスヘッド変位速度＝1mm/min）で実施した．試験温度は，全て室温とした．

Ｒ曲線を得る方法としてここでは，複数試験片法と電位差法を用いた．複数試験片法では，所定の荷重まで負荷し，除荷後延性破面部を損傷させないように疲労破断させた．延性き裂進展量Δａは，ASTM E1152 [62] に準じて板厚方向に８分割した９点を計測し，その平均値を用いた．Ｊ積分[62] と CTOD [63] の評価式として，以下に示す式（2.10）と式（2.11）を採用した．

$$J = (1-\nu^2)K^2/E + J_{pl} \qquad (2.10)$$

$$J_{pl} = \eta A_{pl}/B\,(W-a_0)$$

$$\eta = 2 + 0.522\,(W-a_0)/W$$

ただし，Ｋは応力拡大係数，ν はポアソン比，Ｅは縦弾性係数，Ｂは板厚，Ｗは板幅，a_0 は初期切欠き長さ，A_{pl} は荷重－荷重変位曲線下の面積．

$$CTOD = (1-\nu^2)K^2/2\sigma_Y E + r_p(W-a)\,V_p/\{r_p(W-a)+a\} \qquad (2.11)$$

$$r_p = 0.4\,(1+\alpha)$$

$$\alpha = 2\cdot\{(a/b_0)^2 + (a/b_0) + 0.5\}^{1/2} - 2\cdot(a/b_0 + 0.5)$$

ただし，ａはき裂長さ，Ｗは試験片幅，σ_Y は降伏応力，V_p は切欠き末端部変位の塑性成分，r_p は回転補正係数，b_0 はリガメント寸法（＝Ｗ－ａ）．

また，電位差法に用いたき裂長さａの推定式には，以下に示す H. H. Johnson によって与えられる式[64] を用いた．

$$a = \frac{2W}{\pi}\cdot\cos^{-1}\left[\frac{\cosh(\pi y_0/2W)}{\cosh\{(U/U_0)\cdot\cosh^{-1}(\cosh(\pi y_0/2W)/\cos(\pi a_0/2W))\}}\right] \qquad (2.12)$$

ここで，a_0 は初期き裂長さ，Ｗは試験片幅，y_0 は出力電圧端子距離半長，Ｕは出力電圧，U_0 は初期電圧．

入力側電線は，直径 3mm，長さ 1.5m の銅線で入力端子への接続はねじ止めとした．出力側電線は，ステンレス鋼製直径 0.65mm，長さ 2m で，初期電流は板厚に応じて 10～20A とした．

（４）中央切欠き付平板引張試験

図 2.2 には，中央切欠き付平板（ＣＣＰ）引張試験片の形状と寸法を示す．板厚５ mm，板幅８０ mm，切欠き長さ２０ mm で，切欠きの先端は，0.2mm 幅の放電加工仕上げとした．試験温度は，全て室温とした．変位制御（ストローク速度＝1.0 mm/min）で負荷し，荷重，切欠きをはさんだゲージ長５ mm 間での試験片中央部の変位量，延性き裂進展量（Δａ）の各種データを取得した．Δａは写真撮影により直接計測した．また，Ｊ値は荷重と試験片中央部の変位量から次式に示すRiceの提案式[65]により計算した．

$$J = K^2/E + 2\left[\int_0^{\Delta} P\,d\Delta - P\Delta/2\right]/bB \qquad (2.13)$$

ただし，Ｋは応力拡大係数，Ｅは縦弾性係数，Ｂは板厚，Ｐは荷重，Δは荷重点変位，ｂは残りリガメント寸法．

なお，溶接継手から採取した試験片のＪ値算出に際しては，切欠きが存在する位置での材料特性値を計算に用いた．すなわち，溶接金属に切欠きがある場合には溶接金属の材料特性値を計算に用いた．

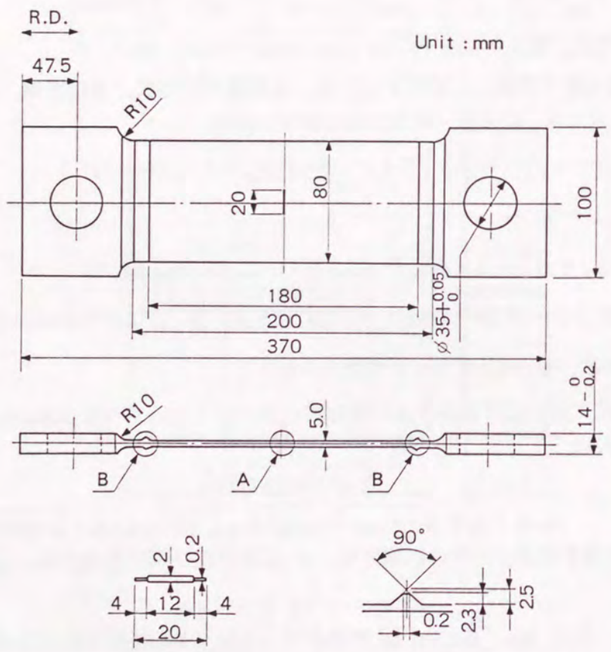


図 2.2　中央切欠き付平板(CCP)試験片と寸法の形状と寸法

2.2.3 破壊評価線図法に基づく延性破壊強度評価

（１）９％Ｎｉ鋼とその溶接継手のＪ－Ｒ曲線

本供試材における板厚 10mm, 20mm および 45mm の母材試験片で得られたＪ-Ｒ曲線を比較して，図 2.3 に示す．図中に，コンパクト試験に供試した板厚 10mm, 20mm および 45mm の母材試験片で得られたＪ-Ｒ曲線の全てを併せて示す．Ｊ-Ｒ曲線は板厚方向の拘束の程度に依存する場合があることが知られている[66]が，図 2.3 をみると本供試材の板厚範囲において，Ｊ-Ｒ曲線に及ぼす板厚の影響は極めて小さい．そこで，本研究では，９％Ｎｉ鋼のＪ-Ｒ曲線は板厚に関わらず，図 2.3 に示すＪ-Ｒ曲線を採用することにした．

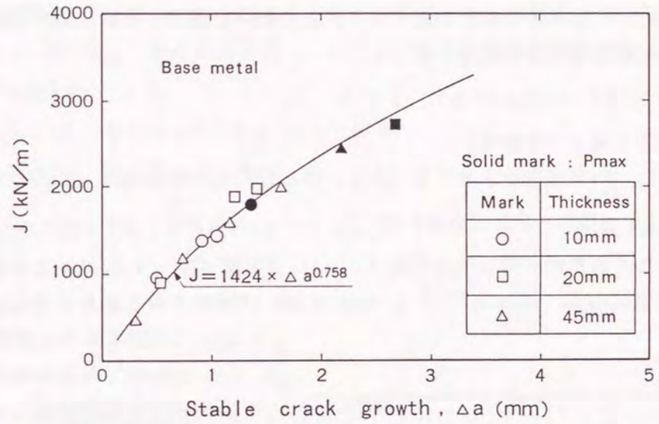


図2.3　板厚の異なる９％Ｎｉ鋼母材のコンパクト試験片から得られたＪ-Ｒ曲線

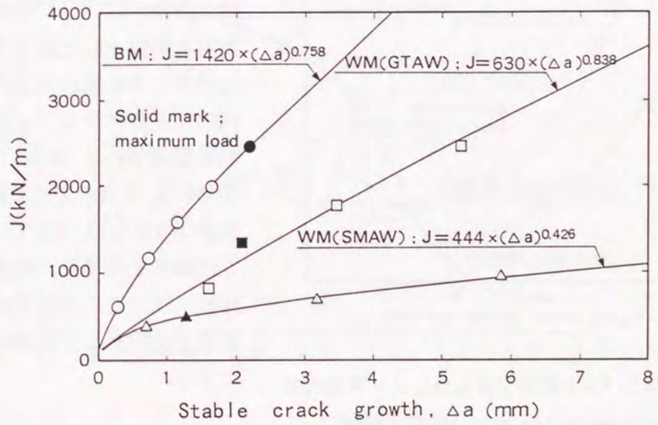


図2.4　９％Ｎｉ鋼溶接継手のコンパクト試験片から得られたＪ－Ｒ曲線

同様に溶接継手の溶接金属部に切欠きを導入したコンパクト試験片を用いて，Ｊ-Ｒ曲線を求めた．２種類の溶接継手から採取した試験片を用いて，複数試験片法で得られたＪ-Ｒ曲線を母材と比較して，図 2.4 に示す．母材に比べて溶接継手試験片では，同じＪ値レベルでの延性き裂進展量が大きいことから，溶接継手試験片から得られる延性き裂進展抵抗特性は相対的に劣ることがわかる．

ここまでに得られた母材と溶接継手のＲ曲線は，延性き裂発生後から延性き裂進展を対象としてＪ積分を用いて整理している．そこで，図 2.3 と図 2.4 で与えられるＪ-Ｒ曲線が，有効性を失わない範囲について検討が必要となる．延性き裂が進展した場合にも，近似的にＪ値がき裂先端ひずみ特異性を反映する条件（Ｊ - controlled growth condition）として，Hutchinson ら[67] は以下の式を与えており，この条件を満足する場合に，Ｊ積分の有効性を失わないとの目安が与えられている．

$$\omega = (b/J)\cdot(dJ/da) \gg 1 \qquad (2.14)$$

ここで，ｂはリガメント長さ．

ｄＪ/ｄａは，Ｊ-Ｒ曲線をＪ＝Ｃ１（Δａ）^{C2}と近似した場合には，次式で与えられる．

$$dJ/da = C1\cdot C2\,(\Delta a)^{C2-1} \qquad (2.15)$$

図 2.3 と図 2.4 から得られる定数 Ｃ１，Ｃ２を使って，ｄＪ/ｄａとωを計算すると，図 2.5 のようになる．Shih ら[68] は J-controlled growth 条件を満足するために、ωは１０以上に必要であると報告しており，図 2.5 と比べてみると母材とＧＴＡＷの場合延性き裂進展量Δａが３ mm 以上で，ＳＭＡＷではΔａが１．５ mm 以上でこれを満足しなくなることがわかる．この場合，式(2.14)や式(2.15)は均質材料を前提とした適用条件であることに留意する必要があるが，本供試材において，母材やＧＴＡＷ継手で延性き裂進展量が約３ mm 以下，ＳＭＡＷ継手で約１．５ mm までに得られたＪ値は有効になるとの一応の目安が得られた．この結果を受けて，破壊評価線図との比較には，ここで得られた延性き裂進展量を上限としたＲ曲線を用いることにする．

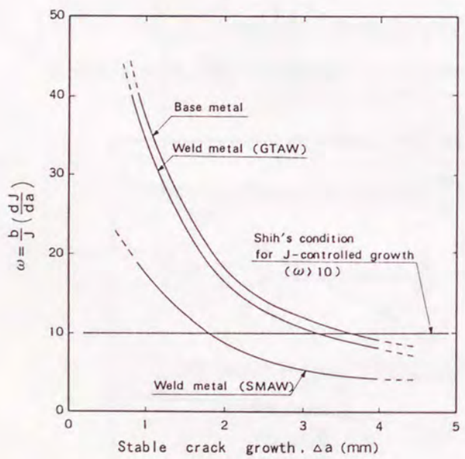


図 2.5　コンパクト試験で得られたＪ－Ｒ曲線の J-controlled growth条件の検討

（２）破壊評価線図法に基づく最高荷重の推定

延性材料においては，き裂は進展開始後直ちに不安定破壊に移行することはなく，最大荷重に到達した後に不安定化する．したがって，延性材料において最高荷重を推定することは，延性不安定破壊評価と直接的なつながりはなくとも，延性不安定破壊点の安全側評価を与えるとの考え方[69] がある．以下に，文献 69）で示される破壊評価線図法に基づく最高荷重の推定方法について述べる．

延性き裂進展を破壊評価線図上で推定するためには，延性き裂進展量の変化に伴うＫｒとＬｒの軌跡によって与えられる曲線（ Ductile crack growth locus ）が用いられる．

破壊評価線図に作図した Ductile crack growth locus の一例を 図 2.6 に示すとともに，延性き裂進展評価の手順について，図 2.6 を用いて説明する．評価点（Ａ，Ｂ，Ｃ，Ｄ）の座標（Ｓｒ，Ｋｒ）は，一定の作用荷重（Ｐ）および各点の延性き裂進展量（Δａ）を用いて次式で求められる．

$$Kr = \{Je(P,\ a+\Delta a)/J_R(\Delta a)\}^{1/2} \qquad (2.16)$$

$$Lr = P/P_Y(a+\Delta a) \qquad (2.17)$$

ここで，$P_Y(a+\Delta a)$は，き裂長さ$(a+\Delta a)$に対するリガメント部の応力が降伏応力に

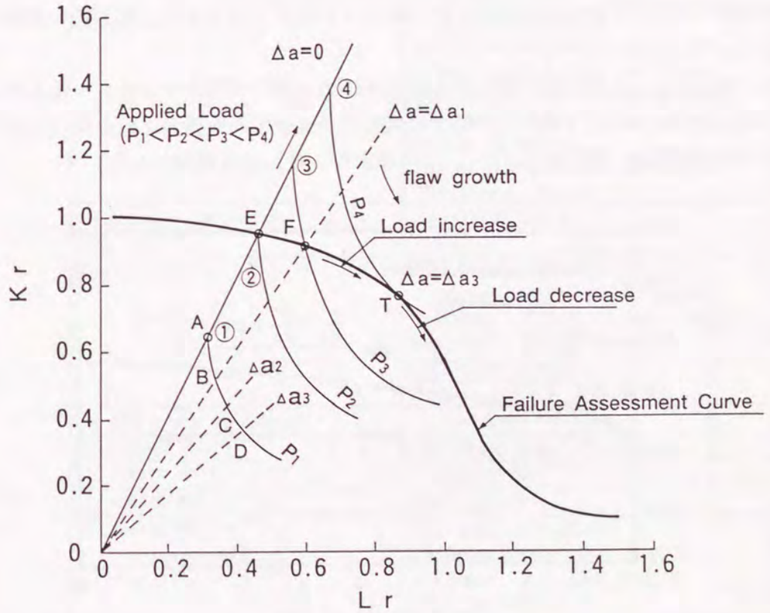


図 2.6　破壊評価線図上に作図した Ductile crack growth locus による最高荷重の推定方法

等しくなる時の荷重に対応している．Ｊｅ(Ｐ，ａ＋Δａ)は，この時のＪ値の弾性成分を，J_R（Δａ）はＪ-Ｒ曲線から求められるＪ積分値に相当する．

延性き裂進展の開始点に相当する評価点を，図2.6のＡ点（Δａ＝０）で示す．その後の延性き裂進展量に対応する評価点をそれぞれＢ，Ｃ，Ｄとする．また，ＯＡ，ＯＢ，ＯＤと破壊評価曲線との交点をそれぞれＥ，Ｆ，Ｔで表す．

図2.6の破壊評価線図上には，４通りのDuctile crack growth locusが与えられている．この内，曲線①は任意の荷重P_1に相当する曲線であり，この作用荷重を増加させることにより，曲線②(荷重P_2)，曲線③(荷重P_3)，曲線④（荷重P_4）が決定できる．ここで，$P_1 < P < P_2 < P_3 < P_4$であり，$P_2$は延性き裂進展開始点Ｅにおける荷重を表す．また，曲線④は，破壊評価曲線と点Ｔにおいて接し，この時のき裂進展量はΔa_3とする．

延性き裂の進展は，破壊評価曲線上の点の移動（Ｅ→Ｆ→Ｔ）によって表される．このことから，Ｔ点において荷重が最大となることが推定できる．すなわち，延性き裂進展に伴う最大荷重は，Ductile crack growth locus と接する破壊評価曲線上での作用荷重として求められることが分かる．なお，Ｔ点を超えると，安定したき裂進展を経た後，コンプライアンス条件次第で延性不安定破壊に移行する．この不安定破壊を生じさせる荷重条件は，コンプライアンスの程度に依存する．コンプライアンスが無限大となる条件を満足する場合に，すなわち死荷重に対しては最大荷重で延性不安定破壊が生じると解釈できる．したがって，死荷重に対する延性不安定破壊開始点は，図2.6の接点で与えられ，その時の延性き裂進展量はΔa_3で与えられる．

次に，図2.7に，丸棒引張試験で得られた真応力，真ひずみのディジタル値と式(2.18)に示す Ramberg-Osgood 式で近似した場合の真応力－真ひずみ曲線の比較を行った例を示す．ひずみの近似範囲は，弾性限～２％，５％および１０％の３種類とした．

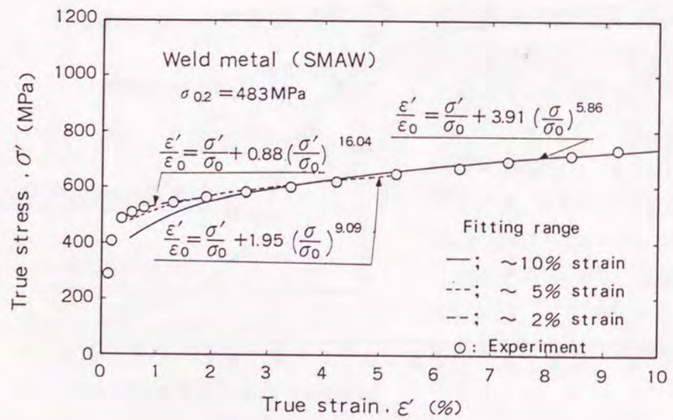


図2.7　真応力－真ひずみ関係とその近似曲線の一例（ＳＭＡＷ，溶接金属）

$$(\varepsilon / \varepsilon_0) = \alpha (\sigma / \sigma_0)^n \qquad (2.18)$$

ここで，σは真応力，εは真ひずみ，αとｎは材料定数．σ_0は基準応力で，ここでは 0.2%耐力を使用した．また，Ｅを縦弾性係数とするとε_0はσ_0/Eで与えられる．

破壊評価線図を用いた延性き裂進展評価に際して，評価の対象となる材料の特性に最も適合した破壊評価曲線（Failure Assessment Curve:ＦＡＣ）を用いることが重要である．破壊評価曲線を作成するに際して，用いる真応力－真ひずみ曲線の近似範囲は，Appendix 2.1に示すように最適な範囲が存在する．そこで，本供試材のコンパクト試験評価には５％ひずみ近似範囲の破壊評価曲線を，ＣＣＰ試験評価には２％ひずみ近似範囲の破壊評価曲線を採用することにした．

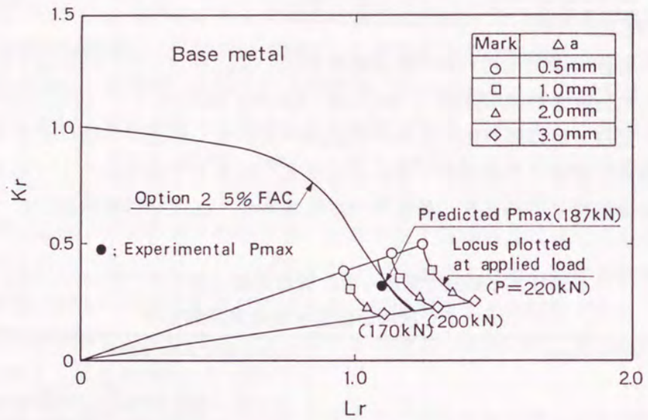
５％ひずみ範囲で求められた破壊評価曲線を用いて，コンパクト試験およびＣＣＰ試験を評価対象にした延性き裂進展評価（ Ductile tearing analysis ）を試みた例を以下に示す．表2.5には，延性き裂進展評価のための前提条件を示す．評価の手順は図2.6に示すとおりであり，試験片に作用する荷重を一定にしたまま，図2.3で得られたＪ－Ｒ曲線にしたがって延性き裂を進展させて行った．荷重レベルは３条件，延性き裂進展量は０．５㎜～３０㎜

表2.6　５%ひずみ範囲で求められた破壊評価曲線を用いたコンパクト試験とＣＣＰ試験の延性き裂進展評価条件

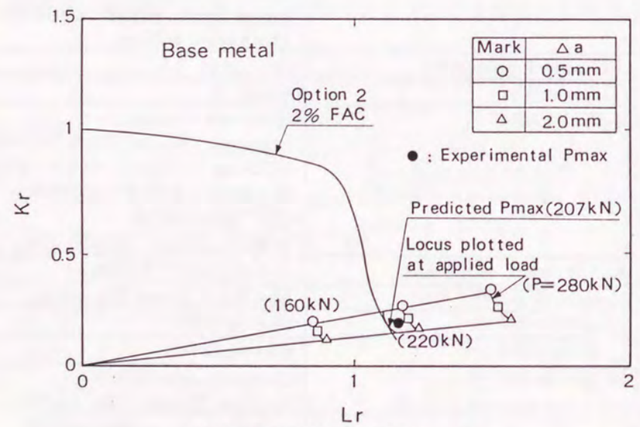
Specimen	<Compact specimen> Width, W=100mm Initial crack length, a_0=50mm Thickness, t=10mm,20mm,45mm <CCP specimen> Width, W=80mm Initial crack length, a0=20mm Thickness, t=5mm
Mechanical properties	See Table 2.4
FAC selection	Option 2
Applied load	<Compact specimen> t=10mm : 50kN, 65kN, 80kN t=20mm : 120kN, 140kN, 160kN t=45mm : 140kN～220kN <CCP specimen> 160kN, 220kN, 280kN
Ductile crack extension	Δa =0.5mm～3.0mm
Resistance curve	See Fig.2.3 and Fig.2.4
K_r	See eq.(2.5)
L_r	See eq.(2.6)
P_Y	<Compact specimen> t=10mm,20mm : See eq.(2.8) t=45mm : See eq.(2.7) <CCP specimen> See eq.(2.9)

とした．延性き裂進展解析の本来の目的は，延性き裂進展後の不安定移行予測であるが，ここで評価されるのはき裂を含む構造負荷系のコンプライアンスを考慮した不安定予測ではなく，コンプライアンスが無限小の場合の構造系の限界荷重に一致し，試験において得られる最高荷重到達点に相当する．

図 2.8 には，母材コンパクト試験片とＣＣＰ試験片を対象に，破壊評価線図法に基づいて最高荷重を予測した結果を示す．図中には，３段階の荷重負荷レベルにおける延性き裂進展の軌跡を示し，これを内挿して得られる破壊評価曲線との接線を示す．そこで得られる接点



（ａ）コンパクト試験（板厚４５ ㎜）

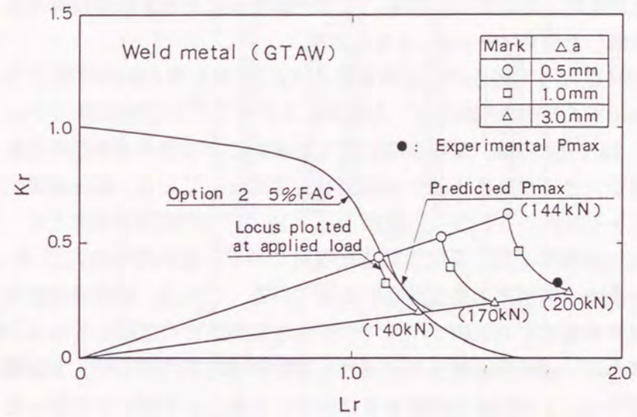


（ｂ）ＣＣＰ試験（板厚５㎜）

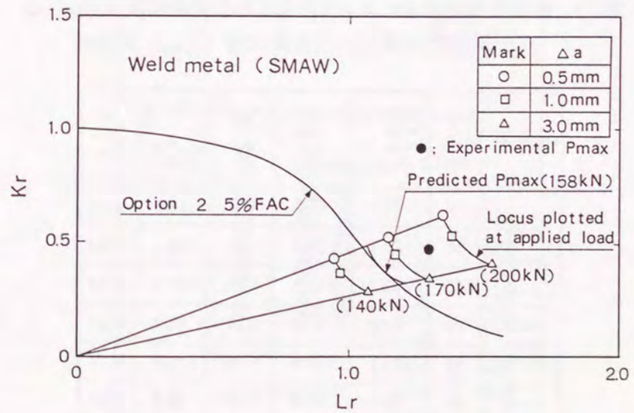
図 2.8(a)(b)　破壊評価線図を用いた９％Ｎｉ鋼母材試験の最高荷重の推定

で与えられる荷重が，最高荷重予測点となる．また，それぞれの試験結果から算出された最高荷重時のＫｒ，Ｌｒを，図中に●印で示す．図 2.8 から分かるように，いずれの破壊評価線図も，実験で得られた最高荷重点と本法による最高荷重予測点とは比較的良い一致がみられる．このことから，９％Ｎｉ鋼母材における破壊評価線図法に基づく延性き裂解析手法および延性破壊強度評価法の有効性が確認できた．ただし，Appendix 2.1 と Appendix 2.2 に示すように，この場合，事前に最適な破壊評価曲線と限界荷重推定式の選定が前提となる．

母材と同様の手法で，溶接継手のコンパクト試験片に対しても，破壊評価線図法に基づく



（ａ）ＧＴＡＷ（板厚４５ ㎜）



（ｂ）ＳＭＡＷ（板厚４５㎜）

図 2.9(a)(b)　破壊評価線図を用いた９％Ｎｉ鋼溶接継手試験の最高荷重の推定

延性き裂進展解析を，表 2.5 に示す評価前提条件の下で試みた．その結果を図 2.9 に示す．また，板厚４５ mm のコンパクト試験で得られた最高荷重時に相当するＫｒ，Ｌｒを，図中に●印で示す．なお，Ｋｒ，Ｌｒを求めるにあたって使用した材料特性値は，全て溶接金属のものを使った．

実験点は最高荷重時の場合のみを示したが，延性き裂進展中の挙動は破壊評価曲線の外側にある傾向をみせており，評価の上で安全側の推定となっている．しかし，評価点と実験点とは母材の場合に比べて，相対的に一致していない．これは，溶接金属部を含む溶接軟質継手の拘束の影響により，溶接継手の試験片の場合では，限界荷重の推定が母材試験片以上に困難であることが原因と思われる．なお，破壊評価線図に及ぼす限界荷重推定式の影響について，詳細に検討した例を Appendix 2.2 に示す．

破壊評価線図法によって得られた最高荷重（ P_{MF} ）予測結果と限界荷重（ P_L ；式(2.8)の σ_Y を（ $\sigma_Y+\sigma_u$ ）/２で置き換えた）と実験により求まった最高荷重（ P_{max} ）との比較を表 2.6 に示す．図 2.10 には，限界荷重に対する実験による最高荷重値の比較を示した．母材の場合，板厚が大きくなるにつれて実験値が大きくなっており，限界荷重において板厚効果が存在することがわかる．しかし，概ね P_{max}/P_L は１．０前後の値をとる．一方，溶接継手では，母材以上に板厚に伴う変化が顕著に現れており，溶接継手の方が P_{max}/P_L は小さくなって，限界荷重の推定式の精度が悪くなっている．これは，延性き裂進展抵抗の低い溶接継手では，限界荷重近くの載荷レベルで，延性き裂が大きく進展しているためと思われる．このような結果から，破壊評価線図法に基づく延性評価を行う場合に，溶接継手では P_L の推定誤差に起因するＬｒの誤差の影響を受けやすくなることが明らかになった．

表2.6　破壊評価線図法によって推定された最高荷重（P_{MF}）と実験的で得られた最高荷重（P_{max}）の比較

Material	Thickness (mm)	Experimental Pmax (kN)	Limit load P_L (kN)	P_{max}/P_L	Predicted P_{max} (P_{MF}) (kN)	P_{MF}/P_{max}
Base metal	10	65.4	67.5	0.97	66.6	1.02
	20	135.1	131.9	1.02	126.1	0.93
	45	202.2	182.1	1.11	187.2	0.93
Weld metal (GTAW)	20	58.8	61.2	0.96	51.4	0.87
	45	201.1	170.4	1.18	143.6	0.71
Weld metal (SMAW)	20	60.2	70.9	0.85	58.5	0.97
	45	185.2	196.5	0.94	144.0	0.78

同様に，図2.11では破壊評価線図によって得られた最高荷重予測値 P_{MF} と実験で得られる最高荷重 P_{max} の比較を示した．母材は板厚に関わらずほぼ1.0で良く一致しているが，溶接継手では P_{MF}/P_{max} はばらついており，最高荷重が精度良く予測できているとはいえな

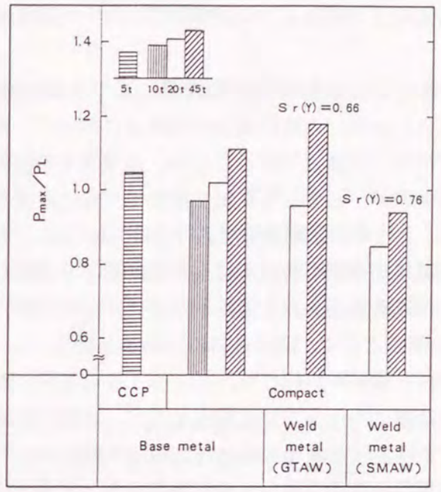


図 2.10　実験で得られた最高荷重（Ｐ）に対する限界荷重（P_L）の比較

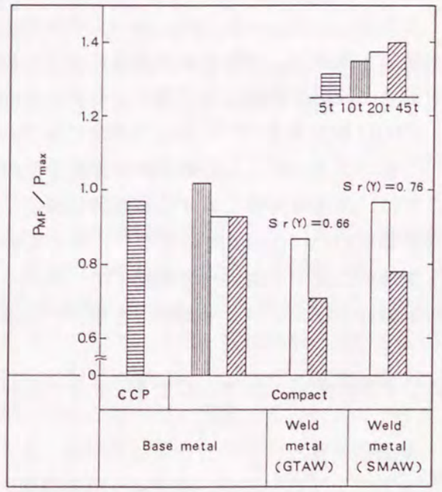


図 2.11　破壊評価線図法によって推定される最高荷重（P_{MF}）と実験的で得られた最高荷重（P_{max}）の比較

い．これは，図 2.10 で示されたように，母材ではP_Lが比較的精度良く推定されていること，溶接継手における延性き裂進展抵抗特性の計測において，強度的不均質に起因する各種影響因子に対する考慮がなされていないためと考えられる．

以上のことから，破壊評価線図法を用いた延性破壊評価の溶接継手に対する適用性を高める上で，破壊評価線図における横軸Ｌｒの評価精度の向上が重要であることが確かめられた．

2.2.4　延性材料を対象にした改良破壊評価線図に基づく延性破壊強度評価

破壊評価線図（ＦＡＤ）を用いた延性破壊強度評価において，荷重の無次元化量で表される横軸Ｌｒの推定精度の向上が重要であることが，前項までの検討の結果から明らかになった．これは，破壊評価曲線が，必ずしも高延性材料を対象に考案されたものではないためとも考えられる．例えば，代表的な破壊評価曲線である Option 1 を例に挙げると，これは各種材料の延性破壊試験結果や有限要素解析結果の包絡線より求められたものであり，高延性材料を対象として，この破壊評価曲線を適用した場合，一部に非安全側の評価結果が得られることがある[60]．この原因として，高延性材料の破壊挙動は，Ｌｒが大きい領域すなわち，大規模な降伏領域で延性き裂進展が起こり，Ｌｒ＞１なる領域すなわち全面降伏後の塑性変形を生じるような広い範囲にわたって安定成長するが，破壊評価線図の方は，Ｌｒが荷重形式で表現されており，塑性変形領域での破壊評価線図の精度が低下するためと思われる．

そこで，ここでは破壊評価線図を用いた破壊強度評価の対象を延性材料に限定して，その評価精度の向上のために破壊評価線図の改良に関する試みを行い，これの溶接継手に対する適用性を検討する．

（１）延性材料を対象としたオーバオールひずみに基づく破壊評価線図

延性材料の延性き裂の発生・進展は，全断面大規模降伏後の挙動である．このことから，高い延性を有する材料を対象に破壊評価線図法を適用する場合の横軸には，Ｌｒとして荷重を用いるよりもむしろ，CTOD 設計曲線[70][71]などの概念に示されているオーバオールひずみ（overall strain）[72]をパラメータとした破壊評価線図を使用する方が望ましいように思われる．そこで，ここでは，高延性材料に対する破壊評価線図法の適用拡張を図ることを目的に，破壊評価線図を参照応力（σ_{ref}）に対応するひずみを用いて書き直すことを試み，強度的不均質を有する溶接継手に対する適用性を確認する．検証に際しては，オーステナイト系ステンレス鋼製平板引張およびコンパクト試験片を用いた破壊試験によって得られた実験データを用いる．

供試材料の真応力－真ひずみ関係が，以下に示す Ramberg－Osgood 式を満足すると仮定する．

$$\varepsilon/\varepsilon_0=\sigma/\sigma_0+\alpha\,(\sigma/\sigma_0)^n \qquad (2.19)$$

ただし，ここでσは真応力，εは真ひずみ，αとｎは材料定数．σ_0は基準応力で，$\varepsilon_0=\sigma_0/E$．

式 (2.19) を変形して，

$$(\varepsilon/\varepsilon_Y)\cdot(\varepsilon_Y/\varepsilon_0)=(\sigma/\sigma_Y)\cdot(\sigma_Y/\sigma_0)+\alpha(\sigma/\sigma)^n\cdot(\sigma_Y/\sigma_0)^n \qquad (2.20)$$

$$Er\equiv\varepsilon/\varepsilon_Y\ ,\ Lr\equiv\sigma/\sigma_Y \qquad (2.21)$$

と定義し，ε_Yとσ_Yの間に

$$\varepsilon_Y/\varepsilon_0=\sigma_Y/\sigma_0+\alpha\,(\sigma_Y/\sigma_0)^n \qquad (2.22)$$

の関係が成立つことから

$$Er\cdot\{\sigma_Y/\sigma_0+\alpha(\sigma_Y/\sigma_0)^n\}=Lr\cdot\sigma_Y/\sigma_0+\alpha(Lr\cdot\sigma_Y/\sigma_0)^n \qquad (2.23)$$

$\beta=\sigma_Y/\sigma_0$　とすると

$$Er=(Lr+\alpha\cdot\beta^n-1\cdot Lr^n)\ /\ (1+\alpha\cdot\beta^n-1) \qquad (2.24)$$

となり，ＥｒはＬｒを介して式 (2.24) のように表現できる．

Ainsworth ら[73]は，クリープ解析に用いられている参照応力(Reference stress)の考え方を用いて，式 (2.3) で示すような Option ２のＫｒとＬｒの関係を導いた．参照応力は，以下の式で定義される．

$$\sigma_{ref}\equiv\sigma_Y\cdot P/P_Y \qquad (2.25)$$

ただし，ここでσ_Yは降伏応力，Ｐは作用荷重，P_Yはσ_Yによって定まる限界荷重を表し，式 (2.3) におけるε_{ref}は材料の真応力－真ひずみ曲線上において，参照応力（σ_{ref}）に対応するひずみを表す．したがって，ε_{ref}は，対象とする物体にき裂の存在を考慮した場合のひずみと考えてよい．すなわち，式 (2.21) で示すように$Lr=P/P_Y=\sigma_{ref}/\sigma_Y$に換えて，$Er=\varepsilon_{ref}/\varepsilon_Y$と表示することが可能である．

一方，CTOD 設計曲線などに使用されるオーバオールひずみε_∞（全体ひずみ）は，切欠きあるいは欠陥のような不連続部を跨いで定めた標点による形式的なひずみとされている．全面降伏状態では，無次元化された CTOD，Φは，概ね$\varepsilon_\infty/\varepsilon_Y$に比例し，次式[72]で与えられる．

$$\Phi\ =\ \delta/\bar{a}\,\varepsilon_Y\ =\ m\cdot\varepsilon_\infty/\varepsilon_Y \qquad (2.26)$$

ただし，δは CTOD で，$\bar{a}$は欠陥特性寸法である．また，ｍは係数で，試験片の形状や材料の加工硬化特性などに依存するとされている．本研究では，このように定義されるオーバオールひずみε_∞を実験的に求めて，Ｅｒとして算定することの妥当性を検討する．

（２）オーステナイト系ステンレス鋼とその溶接継手の延性き裂進展試験

実験は，中央切欠き付平板引張試験（以下，ＣＣＰ試験と呼ぶ．）を用いた延性き裂進展試験を行った．実験に用いられた材料は，元厚５０ ㎜ のオーステナイト系ステンレス圧延鋼（ＳＵＳ３０４）である．供試圧延鋼の化学成分と機械的性質をそれぞれ表 2.7 と表 2.8 に示す．以下に，各々の試験方法と実験的に決定するＥｒの算定方法について示す．

図 2.12 には，中央切欠き付き平板引張（ＣＣＰ）試験片の形状と寸法を示す．試験片の板厚を４ ㎜ に減厚し，板厚を貫通する切欠きを放電加工で導入した．試験温度は，室温と

表2.7　供試鋼板（オーステナイト系ステンレス鋼）の化学成分

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	N	Co	B	O
0.05	0.52	0.81	0.025	0.003	9.10	18.44	0.11	0.03	0.035	0.09	0.0005	0.0033

表2.8　供試鋼板の機械的性質

Temperature	0.2%Proof stress, σ_Y (MPa)	Ultimate strength, σ_u (MPa)	Elongation*) ε (%)	Reduction in area, RA (%)
R.T.	246	642	71.5	79.7
550°C	138	393	43.1	75.9

*) Gauge length = 50 mm

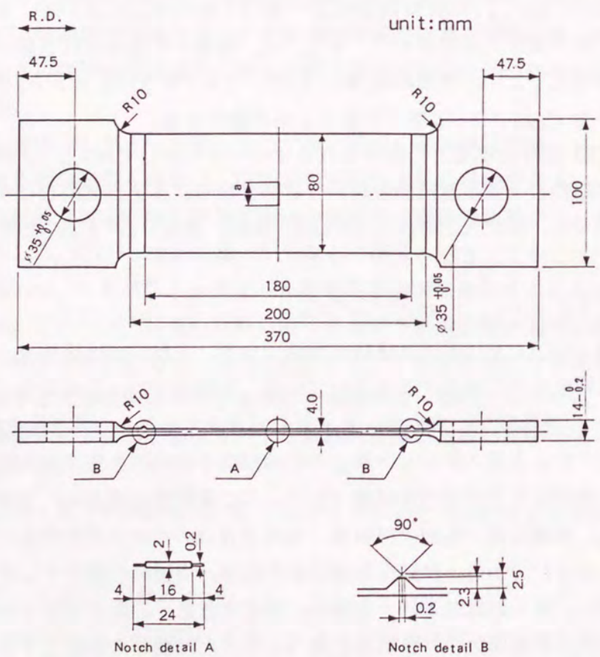


図2.12　中央切欠き付平板（CCP）試験片の形状と寸法

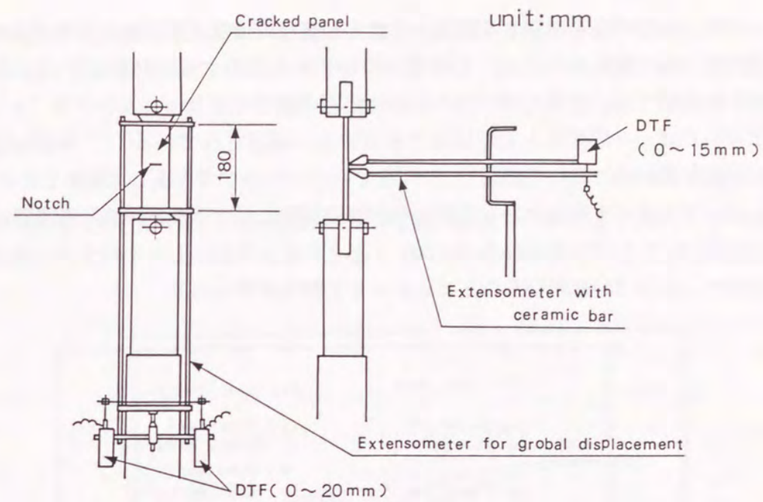


図２.13　CCP試験に用いた各種変位計測装置の据え付け状況

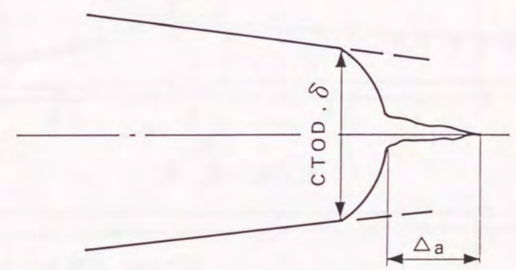


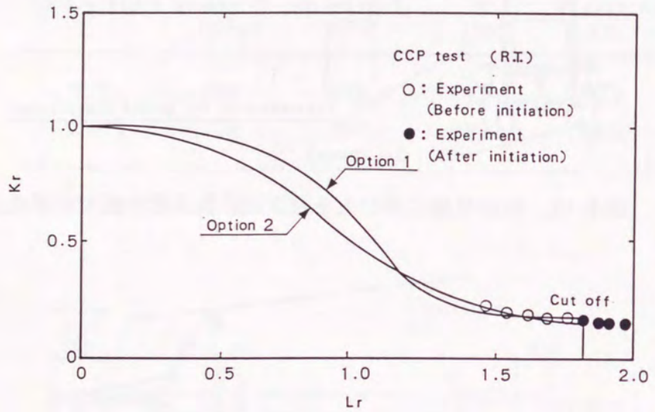
図２.14　CTODおよび延性き裂進展量（Δａ）の定義

５５０℃の２温度で，変位制御（ストローク速度１．０ mm/min）で実施された．（ａ)荷重，(ｂ)切欠き中央部の開口変位量（図 2.13 参照），(c)切欠きをはさむ２点間の変位量（グローバル変位と呼ぶ．），(d)切欠き先端部の開口変位量（CTOD）と延性き裂進展量(Δａ)のデータを採取した．なお，グローバル変位は，図 2.13 に示すように試験片の表，裏でそれぞれ計測し，これによって求められる平行部１８０ mm 間の平均ひずみを，ここではオーバオールひずみとして採用した．また，CTOD やΔａは，電気炉側壁に設けられた覗き穴から，直接写真撮影により計測した．図 2.14 には，CTOD およびΔａの計測上の定義について示す．本研究では，CTOD はき裂先端のＲ止まりで計測し，文献 51）や文献 62）の考え方を参考にして，０．２ mm 以上の延性き裂進展が認められた場合を、延性き裂発生の定義とすることにした．

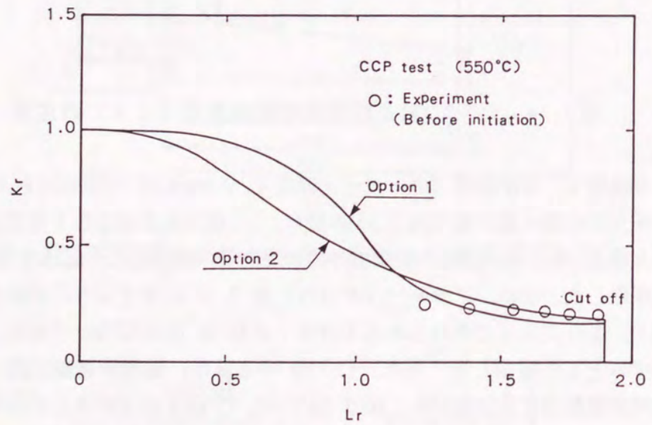
オーバオールひずみを計測する際に，注意が必要なのは標点間距離の設定であり，とりわけ構造的応力集中部においては，どの部分のひずみを採用するかが重要[74]である．一方，大規模降伏領域では，き裂を跨いで十分離れた標点間でのグローバルひずみ（ε_g）もまた同様にオーバオールひずみとして採用できることが確認されている[75]．本研究では，原則として平板引張試験において計測したε_gをオーバオールひずみとして採用した．

（３）オーステナイト系ステンレス鋼とその溶接継手に対する改良破壊評価線図の適用性

式(2.2)と式(2.3)で与えられる Option １と２のＦＡＤは，Ｌｒをパラメータとして表現されるので，式(2.24)を用いることでＫｒ－Ｅｒ関係が得られる．



（ａ）室　温



（ｂ）５５０℃

図 2.15(a)(b)　従来の破壊評価曲線とCCP試験データの比較

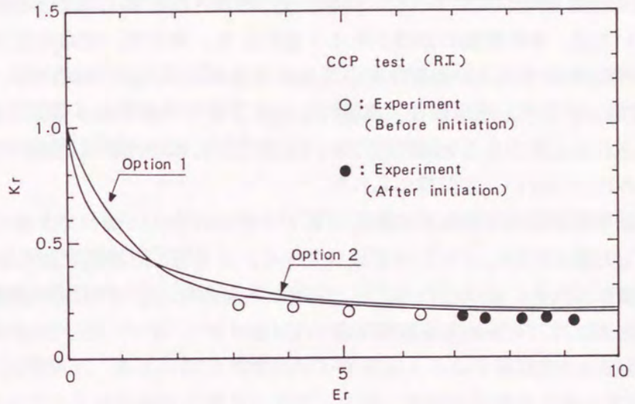
なお，実験データのＫｒ，Ｌｒ，Ｅｒは，ここでは以下の定義によって整理した．

$$Kr \equiv (\delta / \delta_e)^{-1/2} \tag{2.27}$$

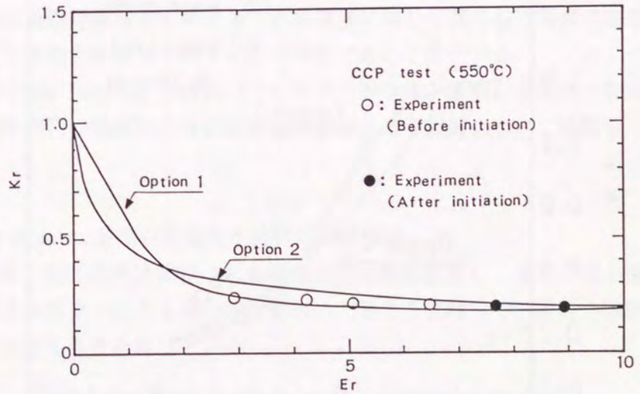
$$Lr \equiv P / P_Y \tag{2.28}$$

$$Er \equiv \varepsilon_\infty / \varepsilon_Y \tag{2.29}$$

ただし，δ_eは，CTOD（δ）の弾性成分で，P_Yは，試験片の形状と寸法によって決まる限界荷重である．



（ａ）室　温



（ｂ）５５０℃

図 2.16(a)(b)　改良破壊評価曲線と母材CCP試験データの比較

室温と５５０℃でのＳＵＳ３０４母材のＣＣＰ試験データを用いてＦＡＤの検証を行った．式(2.2),(2.3)に基づくＫｒ－Ｌｒ関係によるＦＡＤと式(2.24)に基づくＫｒ－Ｅｒ関係によるＦＡＤの比較を，図 2.15(a)(b)と図 2.16(a)(b)に示す．横軸をＬｒとした場合と横軸をＥｒとした場合の両方とも，ＦＡＤと実験値は比較的良い一致を示している．図 2.16(a)の一部で，実験データに対してやや非安全側にあるＦＡＤが認められるが，これは本実験で計測されたグローバルひずみ ε_g は，標点外部の変形拘束を受けるために，やや小さく計測される傾向にあるためと考えられる．また，図 2.16(b)からは，室温だけでなく高温領域でも，ＦＡＤと実験値が良く一致していることが確認できる．

式(2.21)で定義されたＦＡＤのＥｒと本研究で定義されたオーバオールひずみを等価と置くことについては，未だ議論の余地があると思われる．例えば，構造的応力集中部におけるオーバオールひずみでは，欠陥をはさんで欠陥長さの１．５倍の領域において定義することを提案されている[74]．したがって，実験的に与えるオーバオールひずみの定義については，さらに検討される必要があると思われるが，少なくとも本研究範囲において，Ｅｒとオーバオールひずみはほぼ良い一致が認められた．

また，Ｋｒ－ＥｒによるＦＡＤの形状がＫｒ－Ｌｒのそれに比べて大きく変わるのは，横軸をＬｒとした場合にはＬｒ＜１の領域が大きく，Ｅｒとした場合にはＬｒ＞１に相当するＥｒ＞１の領域が大きく拡大されるためである．したがって，大規模降伏領域での破壊挙動を表現するためには，Ｋｒ－Ｌｒ関係のＦＡＤに比べて，Ｋｒ－Ｅｒ関係のＦＡＤの方が適していることがわかる．

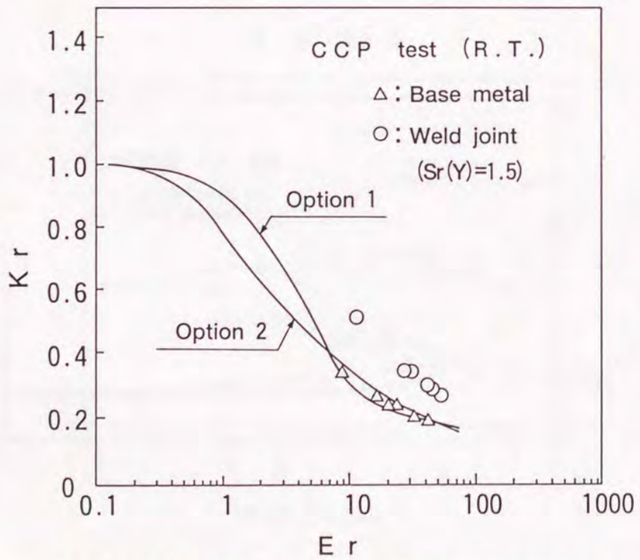


図 2.17　溶接継手に対する改良破壊評価線図の適用性

次に，ＳＵＳ３０４鋼母材ならびに溶接継手の室温で得られたＣＣＰ試験データを用いて，式(2.24)に基づくＫｒ－Ｅｒ関係によるＦＡＤの溶接継手への適用性について，母材と比較して図 2.17 に示す．ここで用いたステンレス鋼溶接継手の母材に対する溶接金属の 0.2%耐力の比Ｓｒは，１．５である．母材については，前述のように，Option 1 あるいは Option 2 に関わらずＦＡＤと実験値でよい一致が認められるが，溶接継手の場合には実験値の下方にＦＡＤがあり，ＦＡＤに対して過度に安全側の評価を与える結果となっている．これは，前項で検討したＫｒ－Ｌｒ関係で得られるＦＡＤで，溶接金属部を含む溶接継手の限界荷重推定誤差が大きく実験値とあまりよく一致しなかったのと同様に，溶接金属部を含む溶接継手の大規模降伏領域でのひずみは，継手に存在する強度的不均質に影響を受け易いためと考えられる．

このように，母材のような均質材料に十分な適用性が認められる改良破壊評価線図（横軸をＬｒからＥｒに変換した場合のＦＡＤ）においても，溶接継手に存在する強度的不均質性が及ぼす評価への影響は改善することができないようである．

２．３　Tearing Instability クライテリオンに基づく延性不安定破壊評価法の溶接継手に対する適用性

延性不安定破壊条件を力学的に記述する手法としては，Tearing Instability クライテリオンと外部負荷系コンプライアンスを考慮に入れた延性不安定条件の二つが一般的である．しかし，これらは機械的，あるいは金属学的等方均質材とみなせる材料への適用が原則であり，溶接継手のような不均質材への適用にあたっては，特別な考慮を必要とするように思われる．しかしながら，工業的見地に立てば，ある程度の制約が存在したとしても，均質材を前提にした評価法がそのまま溶接継手に拡張して利用できることが望ましい．したがって，従来の延性不安定破壊評価法をそのまま，溶接継手に対して適用した場合の適用範囲あるいは適用に際しての課題を確認しておくことは重要であると思われる．

そこで，本節では，Tearing Instability クライテリオンを用いた延性不安定破壊評価において，溶接継手が持つ強度的不均質が評価誤差に与える影響について検討し，適用課題を抽出する．

2.3.1　Tearing Modulus を用いた延性不安定破壊評価法

Paris ら[52]は，全断面降伏状態にある弾完全塑性体を仮定し，き裂が微小量だけ進展した時の塑性伸びと荷重落下による弾性的な縮みの大きさを比較して，数種の試験片に対する以下のような不安定条件式を導いている．

$$T_{app}=E/\sigma_F^2(dJ_{app}/da)_{\delta_T} \geqq T_{mat}=E/\sigma_F^2(dJ_{mat}/da) \qquad (2.30)$$

ここで，Ｅは縦弾性係数，σ_F は流動応力，δ_T は試験負荷系の全体変位量である．

式(2.30)の左辺の T_{app} は，物体の形状，き裂長さ，荷重状態などの力学的状態の関数であり，右辺の T_{mat} はＪ－Ｒ曲線の傾きから求められる材料特性値と考えられる．

本実験では，式(2.30)におけるT_{mat}は低コンプライアンスコンパクト試験によって得られるＲ曲線から，T_{app}はErnstらにより求められた次式[76]により計算した．

$$T_{app}=E/\sigma_F^2\{-(\gamma\cdot J_{app}/b)+(\eta^2P/b^2B)/Y\} \qquad (2.31)$$

$$Y=K_M/P+(dP/Pd\delta_1)+(\eta^2P/b^2B)/Z$$

$$Z=\sigma_F^2\cdot T_{mat}/E+\gamma\cdot J_{app}/b$$

$$\eta=2+0.522(b/W)$$

$$\gamma=1+0.76(b/W)$$

ここで，ｂはリガメント長さ，Ｂは板厚，Ｗは板幅，Ｐは荷重，Ｅは縦弾性係数，σ_Fは流動応力，δ_1は試験片の荷重線変位，K_Mはばね定数である．

本節では，式(2.30)を満足する場合に延性不安定破壊が生じるとの条件の下で，破壊評価を行う．

2.3.2　600MPa 級高張力鋼溶接継手を用いた延性不安定再現試験

Tearing Modulus を用いた延性不安定破壊評価の妥当性を検討するために，延性不安定破壊現象を実験的に再現することを試みる．延性不安定破壊を再現するためには，延性き裂が進展する過程において，除荷が起こらないように試験機のコンプライアンスを大きくしておく工夫が必要となる．以下に，試験機ならびに試験方法の詳細と得られた試験結果を示す．

（１）高コンプライアンス試験装置を用いた延性不安定破壊試験

本実験に供試した材料は，600MPa 級高張力鋼(JIS G 3115 SPV490Q)およびその溶接継手である．表 2.9 と表 2.10 には，供試材の化学成分と機械的性質を示す．供試した継手の母材に対する強度比Ｓｒ(Y)は，0.98 である．ここでのＳｒ(Y)は，母材と溶接金属の 0.2%耐力で比較した．

供試鋼のＲ曲線を得るために，コンパクト試験を実施した．試験片は元厚３２ mm 圧延鋼板から減厚して採取した１０ mm 板厚，１００ mm 板幅とし，荷重線方向と圧延方向を一致させて採取（Ｌ方向採取）した．コンパクト試験片の形状と寸法は，前節で示す図 2.1 に示すものと同じである．切欠き位置は，き裂先端が母材（ＢＭ），熱影響部（ＨＡＺ，切欠き前

表2.9　供試鋼板の化学成分

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ceq
0.08	0.20	1.34	0.006	0.003	0.01	0.01	0.02	0.110	0.042	0.001	0.34

$$Ceq : C+\frac{Mn}{6}+\frac{Si}{24}+\frac{Ni}{40}+\frac{Cr}{5}+\frac{Mo}{4}+\frac{V}{14}$$

縁部に占める溶接金属と母材の割合いが１対１となる切欠き位置をここでは定義する．），溶接金属（WM）に一致させ，切欠きは溶接線に平行とした．また，ASTM E1152-87[62]に定めるところの標準試験片に準じて，初期切欠き長さa_0は，板幅の 0.5 倍程度となるよう切欠きの先端に疲労予き裂を導入した．試験温度は全て室温とし，ASTM E1152-87 に準じて変位制御（クロスヘッド変位速度＝１ mm/min）で実施した．

Ｒ曲線を得る方法としてここでは，複数試験片法と電位差法を用いた．複数試験片法では，所定の荷重まで負荷し，除荷後延性破面部を損傷させないように疲労破断させた．延性き裂進展量Δａの定義は，ASTM E1152 に準じて板厚方向に８分割した９点を計測しその平均値とした．また，電位差法に用いたき裂長さの推定には，前節で示した式 (2.12)を用いた．

表 2.10　供試鋼板の機械的性質

Material	0.2% Proof stress(MPa)	Ultimate strength (MPa)	Elongation*) (%)
Base metal	515	603	24.6
Weld metal	506	611	22.0

*) G.L.＝50mm

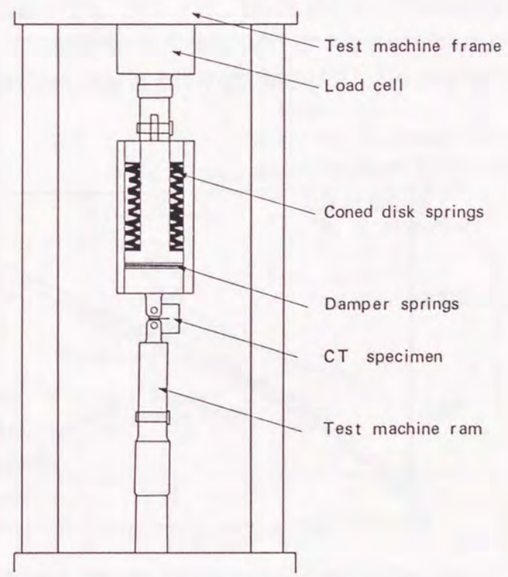


図 2.18　高コンプライアンス試験装置

Ｊ積分の評価式として，ここでも前節に示す式(2.10)と式(2.11)を採用した．

また，本実験では，Ｒ曲線の決定のために延性き裂を安定進展させる通常のコンパクト試験（高剛性コンパクト試験，低コンプライアンスコンパクト試験）と不安定延性破壊を再現させることをねらいに，高コンプライアンス型コンパクト試験を実施した．高コンプライアンス型コンパクト試験では，図 2.18 に示すように皿ばねを介した高コンプライアンス試験機を使用した．皿ばねの組み方を変えることで，730kN/m，2310kN/m の２種類のばね定数が得られるようにした．

なお，溶接継手から採取した試験片のＪ値算出に際しては，それぞれの切欠きが存在する位置での材料特性値を計算に用いた．すなわち，溶接金属に切欠きがある場合には溶接金属の材料特性値を，ＨＡＺに切欠きがある場合にはＨＡＺの材料特性値を用いた．

（２）600MPa 級高張力鋼溶接継手のき裂進展抵抗曲線

低コンプライアンス型コンパクト試験の結果から得られた母材，ＨＡＺ，溶接金属の３種類の試験片で得られたき裂進展抵抗（Ｊ－Ｒ）曲線を，図 2.19 に示す．本研究において，Ｊ－Ｒ曲線は次式で表現される累乗近似式で近似した．

$$J = C1 \cdot (\Delta a)^{C2} \quad [kN/m] \qquad (2.32)$$

ただし，Δａは延性き裂進展量(mm)で，C1,C2 は近似式で与えられる係数である．母材では C1=1054,C2=0.553，ＨＡＺでは C1=963,C2=0.581，溶接金属では C1=959,C2=0.668 と求められている．延性き裂進展量は 2.2.2 項に示す電位差法により計測したが，計測法の精度を確認するため複数試験法による結果と比較したところ，良い一致がみられた．また，Ｊ－Ｒ曲線を基に，dJ_{mat}/da を求めて，き裂進展長さとの関係において整理した結果を図 2.20 に示す．本供試試験片では，母材と溶接継手のき裂進展抵抗特性の間に著しい差は認められない．

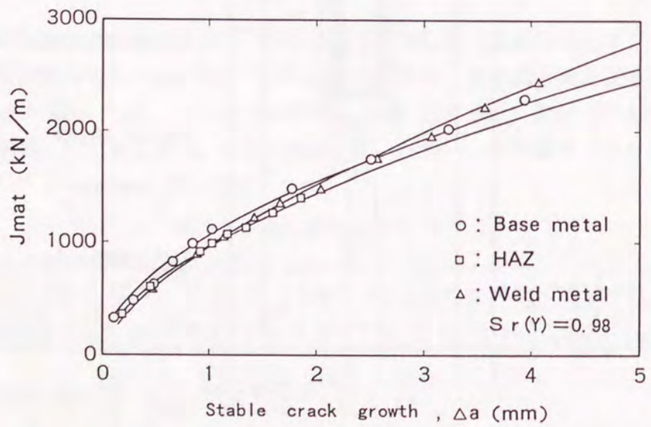


図 2.19　低コンプライアンス試験で得られたき裂進展抵抗（J-R）曲線

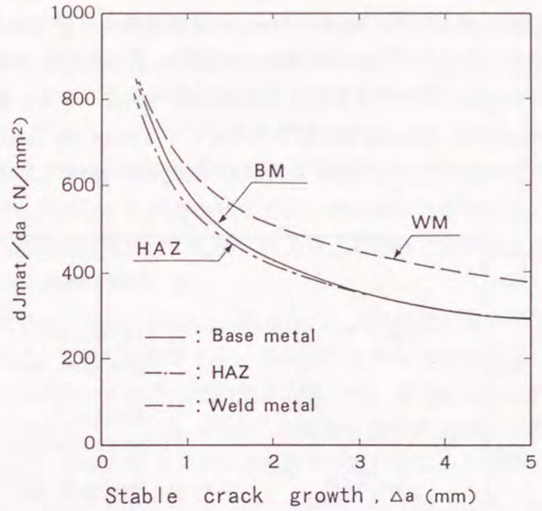


図 2.20　Ｊ－Ｒ曲線から得られた dJ_{mat}/da と延性き裂進展量の関係

2.3.3　Tearing Modulus を用いた延性不安定破壊評価

母材コンパクト試験で得られた実験データを基に，Ｊ値の増加に伴う T_{mat} と T_{app} の変化とそれに及ぼす外部ばねのコンプライアンス（C_{M2}）の影響を図 2.21 に示す．下向きの

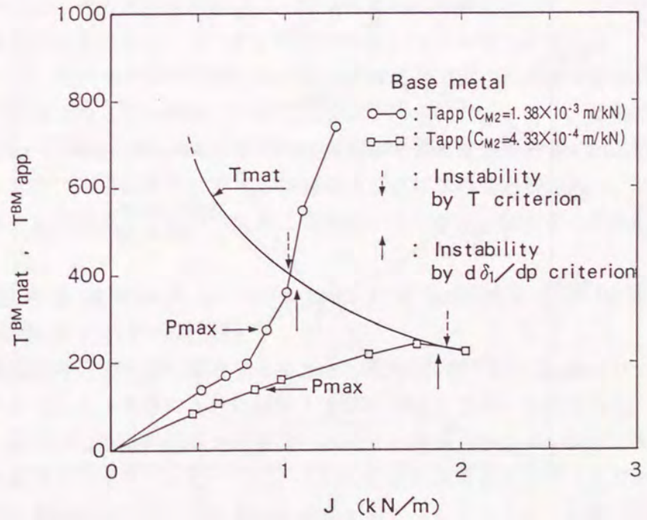


図 2.21　母材試験片で得られた実験データを基にしたＪ積分の増加に伴う T_{mat} と T_{app} の変化とそれに及ぼす外部ばねのコンプライアンス（C_{M2}）の影響

矢印は，式(2.30)に基づいてT mat とT app の交点によって得られる不安定予測点であり，上向き矢印は後述する式(2.36)の条件式から実験的に得られた不安定予測点のＪ値に相当するT mat を指している．２つの不安定予測点はほぼ一致しており，両クライテリオンの妥当性が確認できる．また，従来の実験結果の通り[77]，C M2 の値が小さいとT app の増加率が小さくなり，それに伴って不安定予測点におけるＪ値は大きくなることがわかる．

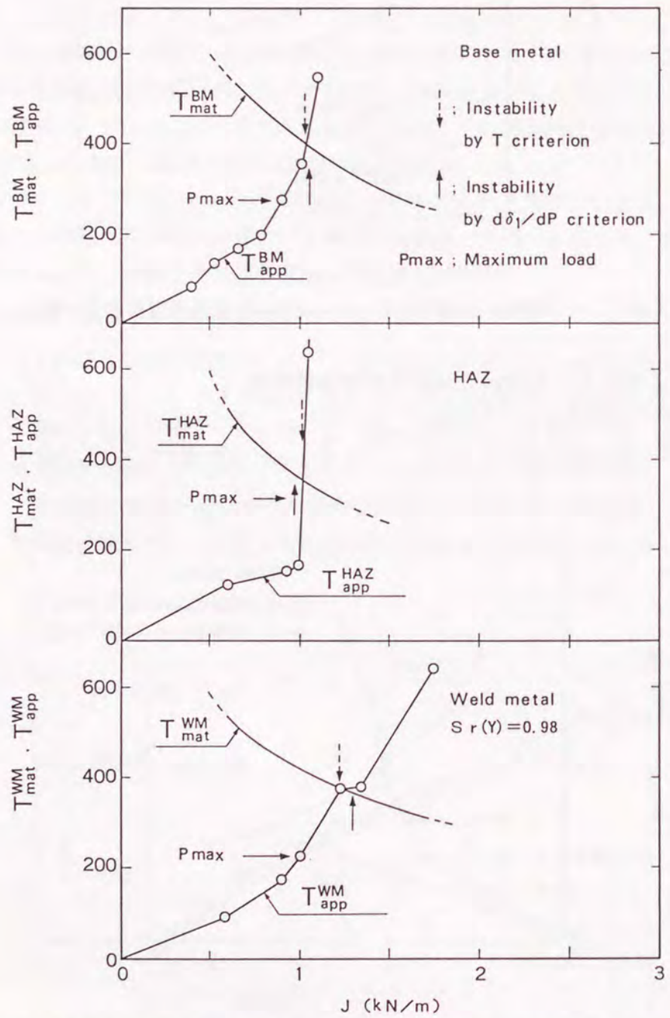


図2.22　溶接継手の高コンプライアンス試験結果から得られた延性不安定予測点
Tearing Modulus に基づく延性不安定予測点の比較（C_{M2} =1.38 x 10^{-3} m/kN）

同じC M2 の条件の下，母材と溶接継手コンパクト試験で得られた不安定予測点を比較した結果を図 2.22 に示す．図 2.21 と同様，下向きの矢印は，T mat とT app の交点によって得られる不安定予測点であり，上向き矢印は式(2.36)の条件式から実験的に得られた不安定予測点のＪ値に相当するT mat を指している．両不安定予測点は，溶接継手にもかかわらず，母材同様良い一致を示す．また，図 2.21,図 2.22 で示すように，母材とＨＡＺにおいて延性き裂進展抵抗に大きな差が認められなかったため，両者の不安定予測点においても際立った差がみられない．本供試材において，母材，ＨＡＺより延性に富む溶接金属の方が，不安定予測点でのＪ値はやや大きいようである．

式(2.30)をみるとわかるように，Tearing Modulus による不安定条件式は，一般に破壊力学パラメータＪ積分を介した形で表現される．溶接継手において破壊力学パラメータの適用は，溶接継手が持つ力学的かつ金属学的不均質に起因して，母材のような均質材の場合とは異なり，慎重な取扱いが必要[78]である．一方，本実験では，溶接継手を溶接金属やＨＡＺ材質単独の均質材として，破壊力学パラメータを適用したにも関わらず，T mat とT app の交点によって得られる不安定予測点と式(2.36)の条件式から実験的に得られた不安定予測点は，母材同様に良い一致を示した．実継手に存在し得る程度の強度差や延性き裂進展の誤差を想定した上で，Tearing Modulus による不安定条件式を用いた溶接継手の不安定予測を行った場合でも，ほぼ同様の結果が得られることを確認し，Appendix 2.4 に示す．この原因として，本供試溶接継手は表 2.10 からわかるようにほぼ等質継手であり，図 2.19 に示すように母材，ＨＡＺ，溶接金属の３つのき裂進展抵抗特性に著しい差がないため，不均質材への破壊力学パラメータの適用が問題とならなかったことが考えられる．したがって，さらに強度的不均質性の大きい場合について，検討が必要となるものと思われる．

以上の結果から，強度的不均質の程度が小さい等質継手では，Ｒ曲線の評価誤差は工学的見地からさほど問題とならない程度であることが確かめられた．しかし，実構造物における Tearing Modulus の適用に際しては，さらに強度的不均質の程度が大きくなる範囲での検討が必要である．また，適用にあたりT app を構造系ごとに求める必要があり，またこれを簡便に計算できる方法が確立していないなどの問題点があるなど，解決すべき課題が多い．

２．４　延性き裂進展シミュレーションによる延性不安定破壊評価法の溶接継手に対する適用性

延性不安定破壊条件を力学的に記述する手法としては，Tearing Instability クライテリオンとコンプライアンスを考慮に入れた延性不安定条件の二つが一般的である．しかし，これらは機械的，あるいは金属学的等方均質材とみなせる材料への適用が原則であり，溶接継手のような不均質材への適用にあたっては，特別な考慮を必要とするように思われる．しかしながら，工業的見地に立てば，ある程度の制約が存在したとしても，均質材を前提にした評価法がそのまま溶接継手に拡張して利用できることが望ましい．したがって，従来の延性不安定破壊評価法をそのまま，溶接継手に対して適用した場合の適用範囲あるいは適用に際

しての課題を確認しておくことは重要であると思われる．

そこで，本節では，延性き裂進展シミュレーションによる延性不安定破壊評価において，溶接継手が持つ強度的不均質性が及ぼす評価結果への影響について検討し，適用課題を抽出する．延性不安定破壊評価に用いる延性不安定条件式の中でも，荷重，変位ならびに外部負荷コンプライアンスだけで規定される判定式に基づく評価法の溶接継手に対する適用性を確認する．これは，条件式の中に破壊力学パラメータを含まず，強度的不均質の影響を受けないクライテリオンとなることが期待できるからである．具体的には，荷重－変位曲線を計算機によってシミュレートし，この結果と実験で得られた荷重－変位曲線あるいは最大荷重（延性不安定荷重）の比較を行う．シミュレーションの入力条件として延性き裂進展試験で得たＲ曲線を用いる．

2.4.1　コンプライアンスを考慮に入れた延性不安定条件

延性き裂進展シミュレーションによる延性破壊評価において用いる延性不安定条件について，以下に示す．

コンプライアンスC_{M2}のばねを介した外部負荷系が，き裂要素に直列に接続された変位制御型負荷系を図 2.23 のように考える．ここで，き裂要素と外部負荷系の荷重点変位をそれぞれδ_1, δ_2とし，それぞれの弾性変位成分と塑性変位成分をδ_{e1}, δ_{p1}とδ_{e2}, δ_{p2}とする．すなわち，$\delta_1=\delta_{e1}+\delta_{p1}$，$\delta_2=\delta_{e2}+\delta_{p2}$となる．ここで考える負荷系は，き裂要素に対して外部負荷系の限界荷重は充分大きいのでδ_{p2}は無視してよい．したがって，図 2.23 で示される負荷系の全変位δ_Tは外力Ｐの下で，以下に示す式(2.33)のように表せる．

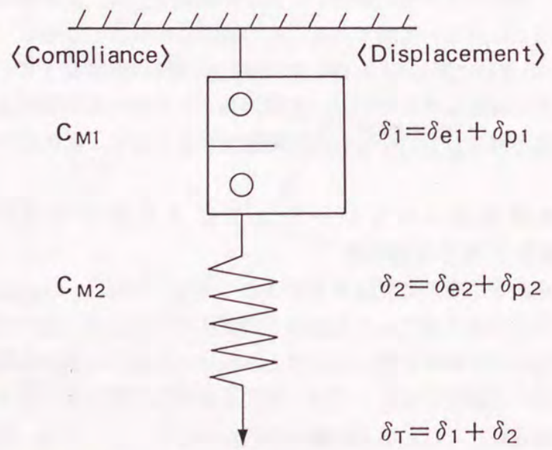


図 2.23　コンプライアンスを考慮に入れた荷重負荷系の模式図

$$\delta_T=\delta_1+\delta_2=\delta_1+P\cdot C_{M2} \tag{2.33}$$

ここで，き裂の安定性をき裂増分と荷重増分及び変位増分との関係で論じると，不安定条件は以下のように与えられる．

$$dP/da\leqq 0 \tag{2.34a}$$

$$d\delta_T/da\leqq 0 \tag{2.34b}$$

ただし，ａはき裂長さである．

式(2.33)の微分形と式(2.34b)から

$$d\delta_T/da=d\delta_1/da+C_{M2}\cdot dP/da\leqq 0 \tag{2.35}$$

$dP\leqq 0$　の場合，

$$d\delta_1/dP\geqq -C_{M2} \tag{2.36}$$

となり，式(2.36)を使えば延性不安定破壊条件は，き裂要素の$P-\delta_1$曲線の勾配と外部負荷系のコンプライアンスとの比較において評価でき，より複雑なＪ積分や Tearing Modulus などの破壊力学パラメータで記述する必要がない．大塚[79]は，この点に着目して，試験片の$P-\delta_1$曲線から延性不安定破壊条件を評価する方法の有効性を実験的に確認した．

また，式(2.33)の微分形は下式のようになる．

$$d\delta_T/dP=d\delta_1/dP+C_{M2} \tag{2.37}$$

式(2.36)と式(2.37)から

$$d\delta_T/dP\geqq 0 \tag{2.38}$$

式(2.38)を使えば，延性不安定破壊条件は，図 2.23 で示される荷重負荷系の荷重－全変位関係から決定できる．

また，$\delta_1=\delta_{e1}+\delta_{p1}$の関係を式(2.37)，式(2.38)に代入して

$$d\delta_T/dP=d\delta_{e1}/dP+d\delta_{p1}/dP+C_{M2}\geqq 0 \tag{2.39}$$

$d\delta_{e1}/dP$は，き裂要素のコンプライアンスC_{M1}に等しいから，式(2.39)は

$$d\delta_{p1}/dP\geqq -(C_{M1}+C_{M2}) \tag{2.40}$$

となる．

式(2.40)は，上述の式(2.34a)，式(2.34b)，式(2.36)及び式(2.38)の延性不安定条件とすべて等価であるが，荷重負荷系の全コンプライアンス（$C_{M1}+C_{M2}$）が与えられれば，き裂要素の荷重－塑性変位関係から延性不安定破壊条件が決定でき，式(2.36)における利点を損なうことなく実構造物の評価においてより簡便な評価が可能となる．

破壊力学パラメータを介さない延性不安定破壊評価法として最も一般的な手法は，荷重と荷重線変位及び外部コンプライアンスだけで規定される条件式(2.36)で判定する方法であると思われる．図 2.24 には，溶接継手から採取したコンパクト試験片で得られた荷重-荷重線変位曲線を一例として示す．図 2.24 を使えば，式(2.36)で示される条件式によって，延性

不安定点が判定できる．式(2.36)は，式(2.34b)と物理的意味において等価であり，破壊力学パラメータを介さないため，強度的不均質の影響を受けず溶接継手に対し適用性を有することが期待できる．　その上，外部負荷系コンプライアンスC_{M2}との比較において不安定予測が可能であるため，高橋ら[80]も主張する通り工学的に有用なクライテリオンであると思われる．Appendix 2.5 には，外部コンプライアンスを考慮した延性不安定条件を用いた，延性不安定評価のコンパクト試験片を例にした簡便化の試みについて詳述するとともに，評価に及ぼす諸因子の影響について確認しておく．ここでは，式(2.34a，34b)及び式(2.36)で表示される延性不安定条件式を用いた，延性き裂進展シミュレーションによる延性不安定評価法の溶接継手に対する適用性を検討する．

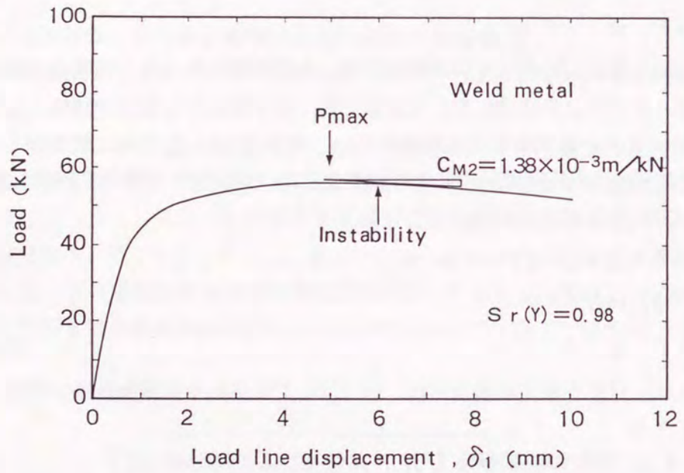


図 2.24　荷重-荷重線変位曲線における延性不安定点の判定

2.4.2　９％Ｎｉ鋼溶接継手の延性不安定破壊試験と延性き裂進展シミュレーションの方法

ここでは，延性不安定破壊試験と延性き裂進展シミュレーションの方法について述べる．延性不安定破壊試験は，延性き裂進展シミュレーションによって推定される延性不安定移行開始点の実験的検証を目的として実施する．

（１）高コンプライアンス試験装置を用いた延性不安定破壊試験

９％Ｎｉ鋼母材ならび溶接継手のＲ曲線の取得と不安定延性破壊を再現を目的に，コンパクト試験を実施した．試験片は元厚４５ mm 圧延材から減厚して採取した 10mm，20mm および 45mm の３種類の板厚とし，荷重線方向と圧延方向を一致させて採取(Ｌ方向採取）した．コンパクト試験片の形状･寸法は図 2.1 と同じである．JSME-S001 規格[83]に定めるところの標

準試験片に準じて，２ＴＣＴ試験片を用いた．初期切欠き長さa_0は，板幅の 0.5～0.6 倍となるよう切欠きの先端に疲労予き裂を導入した．試験は，ASTM E1152-87 に準じて変位制御（クロスヘッド変位速度＝１ mm/min）で実施した．試験温度は，室温とした．延性き裂進展量を計測する方法としてここでは，2.2.2 項で示した複数試験片法と電位差法を用いた．

また，本実験ではＲ曲線の決定のために安定延性き裂を進展させる通常実施されるコンパ

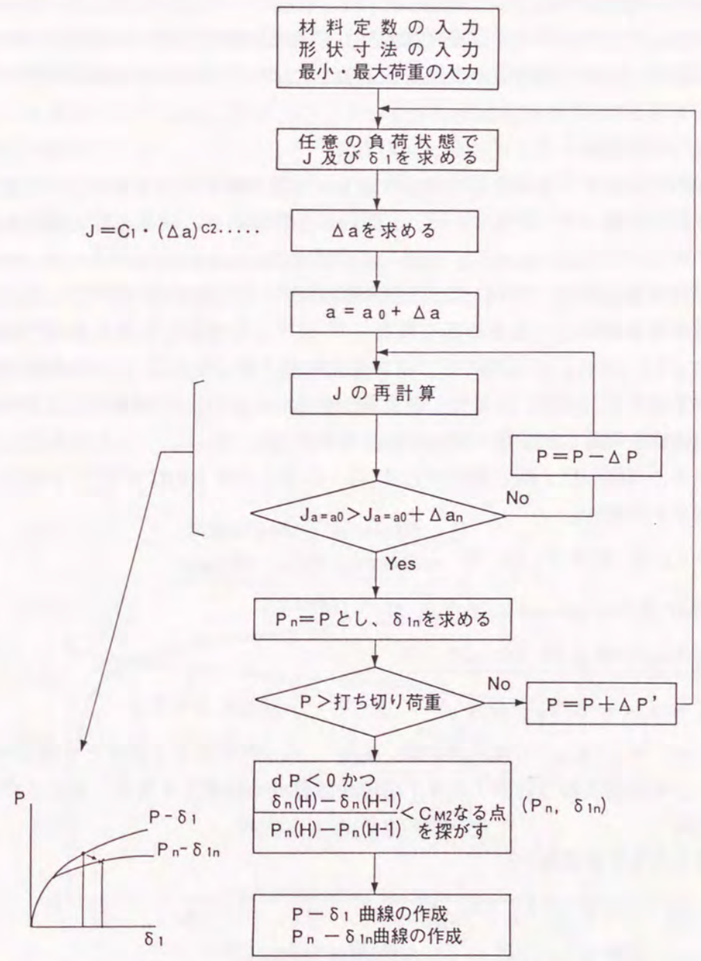


図 2.25　Ｊ−Ｒ曲線に基づいた延性き裂進展シミュレーションによる荷重-変位曲線の作図のための計算アルゴリズム

クト試験（高剛性コンパクト試験，低コンプライアンス型コンパクト試験）と不安定延性破壊を生じさせる目的で，荷重負荷系の試験機剛性を極端に低くした高コンプライアンス型コンパクト試験を実施した．高コンプライアンス型コンパクト試験では，図 2.18 に示すものと同様に皿ばねを介した低剛性負荷試験機を使用した．皿ばねの組み方を変化させることで，730kN/m，2560kN/m の２種類のばね定数が得られるようにした．低コンプライアンス型コンパクト試験は，延性き裂進展シミュレーションの入力条件として用いる延性き裂進展抵抗（R）曲線の取得を目的として実施した．

なお，ここではコンパクト試験に加えて，中央切欠き付平板（ＣＣＰ）試験も実施した．ＣＣＰ試験は，延性き裂進展シミュレーションによって推定される最高荷重予測結果の検証を目的に実施した．

（２）延性き裂進展シミュレーションの方法

式(2.36)で表示される延性不安定条件式を使った評価を実施するには，構造系のき裂進展が考慮された荷重（Ｐ）－変位（δ_1）関係が必要である．荷重－変位関係を推定するための計算手順を，図 2.25 に示す．荷重－変位曲線図上にＪ積分及びａ／Ｗ（＝切欠き長さ／板幅）の等高線を描き，その上に所定の材料のＪ－Ｒ曲線を用いて(Ｊ，(ａ+Δａ)／Ｗ)の新たな解を複数個求めて曲線を描く高橋ら[80]の手法を修正して求めた．すなわち，ある任意の（P_n，δ_{1n}，J_n）の状態からΔａの変化に対応する新たな J_n をＲ曲線から求め，Ｊが J_n に一致するまでＰを減少させて，新たな（P_n，δ_{1n}，J_n）を求める．これを繰り返して，延性き裂進展を考慮した荷重－変位曲線を作成する．

このとき，採用したＪ積分算定式と δ_1 は，以下に示す EPRI の式[81]を採用した．

（コンパクト試験片）

$$J = J_e(a, P) + J_p(a, P) \tag{2.41}$$

$$J_p(a, P) = \alpha \cdot \sigma_0 \cdot \varepsilon_0 \cdot b \cdot h_{1CT} \cdot (P/P_0)^{n+1}$$

$$\delta_1 = \delta_{1e} + \delta_{1p} \tag{2.42}$$

$$\delta_{1p} = \alpha \cdot \varepsilon_0 \cdot a \cdot h_{3CT} \cdot (P/P_0)^n$$

ただし，α，σ_0，ε_0，ｎは材料定数．h_{1CT}，h_{3CT} は切欠き寸法比とｎ値で決まる特性値．J_e，δ_{1e} は別途求められるＪと δ_1 の弾性成分．ａは切欠き長さ，ｂはリガメント寸法，２Ｗは板幅．

（中央切欠付き平板試験片）

$$J = J_e(c, P) + J_p(c, P) \tag{2.43}$$

$$J_p(c, P) = \alpha \cdot \sigma_0 \cdot \varepsilon_0 \cdot c \cdot (b/W) \cdot h_{1CCP} \cdot (P/P_0)^{n+1}$$

$$\delta_1 = \delta_{1e} + \delta_{1p} \tag{2.44}$$

$$\delta_{1p} = \alpha \cdot \varepsilon_0 \cdot c \cdot h_{3CCP} \cdot (P/P_0)^n$$

ただし，α，σ_0，ε_0，ｎは材料定数．h_{1CCP}，h_{3CCP} は切欠き寸法比とｎ値で決まる特性値．J_e，δ_{1e} は別途求められるＪと δ_1 の弾性成分．ｃは切欠き半長，ｂはリガメント寸法，２Ｗは板幅．

2.4.3　延性き裂進展シミュレーションによる延性不安定破壊評価

ここでは延性き裂進展シミュレーションによる延性不安定破壊評価において，溶接継手が持つ強度的不均質が及ぼす評価結果への影響に関する検討を目的として実施する．式(2.36)による延性不安定破壊条件の使用に際しては，構造系の荷重（Ｐ）-変位（δ_1）曲線を精度良く推定できることが重要である．ここでは，前項に示した手法によって荷重－変位曲線のシミュレーションを実施して，これと式(2.36)によって延性不安定破壊予測を行い，実験で求められた結果と比較する．

図 2.26 には，母材の中央切欠き付き平板（ＣＣＰ）試験片（板厚４ mm）で得られた荷重－荷重点変位曲線のシミュレーション結果を一例として示す．計算に用いた試験片形状と寸法は，実験と同じものである．き裂進展を考慮しない場合には，荷重低下が起こらず極めて大きな荷重点変位が生じるのに対して，き裂進展を考慮した場合には比較的変位の小さいレベルで荷重低下が始まることが分かる．

また，最高荷重時と式(2.36)の C_{M2} を無限大ならびに 1.37×10^{-3}m/kN, 3.91×10^{-4} m/kN とした場合に与えられる延性不安定破壊移行点の推定値との比較を図 2.27 に示す．なお，実験で得られる最高荷重は，C_{M2} を無限大とした場合とここでは仮定した．板厚１０ mm コ

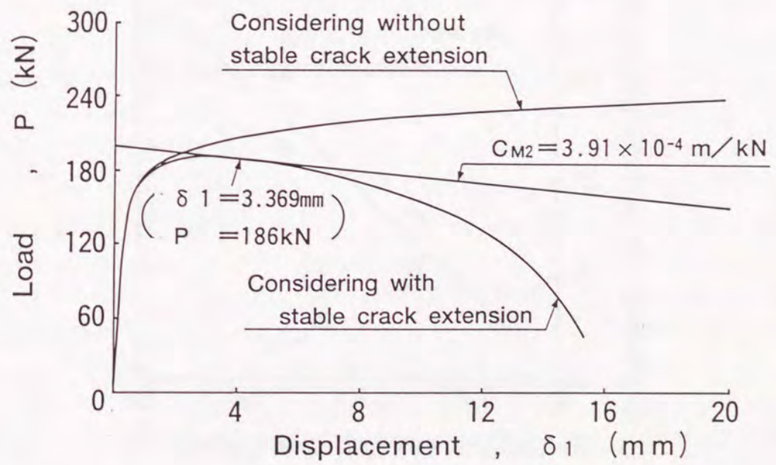


図 2.26　延性き裂進展シミュレーション手法による延性不安定破壊評価の一例
（9%Ni 鋼母材，４ mm 板厚ＣＣＰ試験片，平面ひずみ条件）

ンパクト試験では，平面ひずみ条件の計算値に比べて平面応力条件の計算値が実験値に近い傾向がある．不安定破壊点の推定精度の程度は，荷重平坦部にあること（$d\delta_1/dP$の変化率が小さいこと）を考慮すると低いと思えない．板厚２０ ㎜ コンパクト試験では，実験値は平面ひずみ条件の計算値と平面応力条件の計算値の間にある．板厚が増えるにしたがい，実験値は平面ひずみ条件の計算値に近づくものと思われる．延性不安定破壊点の推定精度については，板厚１０ ㎜の場合と同じである．板厚４ ㎜のＣＣＰ試験で得られた最高荷重は，いずれの計算結果よりも低いが，板厚の計測誤差が精度に影響しているかもしれない．板厚４５ ㎜ のＣＣＰ試験では，実験値との比較はできないが，所定の値のコンプライアンスでは不安定点は最大荷重時と一致している．

次に，母材と同様の手法で溶接継手の荷重－変位曲線をシミュレーションして得られた最高荷重時と式(2.36)によって与えられる延性不安定破壊移行点の推定値を求め，実験で得られた最高荷重との比較を図 2.28 に示す．いずれの板厚の溶接継手も平面応力，平面ひずみ

	Maximum load(PL) and instability load(Pins.) measured in experiments	Analysis condition of 2D FEM
○	PL	Plane stress
□		Plane strain
●	Pins. : CM2=1.37m/kN	Plane strain
■		Plane strain

*) CCP specimen

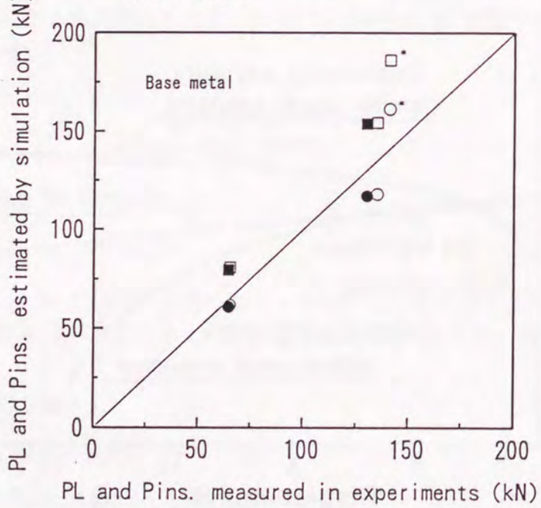


図2.27　母材試験片を用いた実験で得られた最高荷重（P_L），延性不安定開始荷重（$P_{ins.}$）と延性き裂シミュレーション手法で推定したP_L，$P_{ins.}$の比較

条件ともに実験結果と良く一致しているとはいえない．すなわち，最高荷重時の荷重点変位と最高荷重はともに，実験値を大きく下回る値を示し，延性き裂進展シミュレーションでは，延性き裂の進展が過大に評価されている．この原因として，実際の試験片では，溶接金属部がやや軟質であるため母材部の拘束によって荷重が増大することが考えられる．

そこで，次にＪ－Ｒ曲線は溶接継手のデータを使うがその他の材料特性値は母材に従うことにしてシミュレーションを行ったところ，ＧＴＡＷの場合荷重は増大の傾向を示したが荷重点変位は逆に減り，ＳＭＡＷ（Ｈ）ではあまり変化がなかった．これらの結果を総合して考えると，母材のような均質材において有効であったＪ積分の評価式を，強度的不均質を有

	Maximum load(PL) instability load(Pins.) measured in experiments	Analysis condition (Plane strain)	
		Material property	J-R curve
○	PL	GTAW	GTAW
⊖		BM	GTAW
△		SMAW(I)	SMAW(I)
◬		BM	SMAW(I)
□		SMAW(H)	SMAW(H)
⊟		BM	SMAW(H)
●	Pins. : CM2=1.37m/kN	GTAW	GTAW
◒		BM	GTAW
▲		SMAW(I)	SMAW(I)
■		SMAW(H)	SMAW(H)
⬓		BM	SMAW(H)

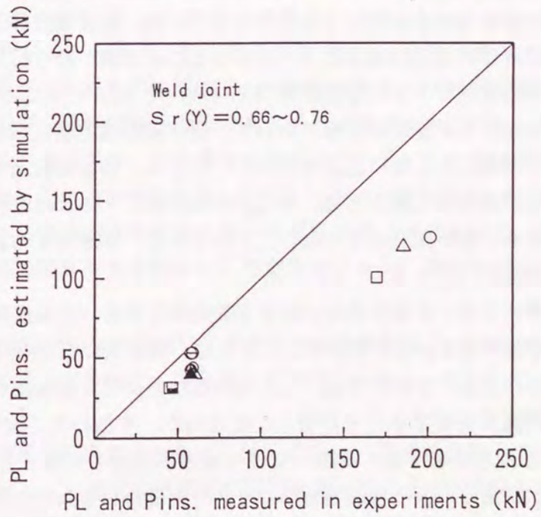


図2.28　溶接継手試験片を用いた実験で得られた最高荷重（P_L），延性不安定開始荷重（$P_{ins.}$）と延性き裂シミュレーション手法で推定したP_L，$P_{ins.}$の比較

する溶接継手に適用することの妥当性，あるいはそのようなＪ積分で表現された延性き裂進展条件としてのＪ－Ｒ曲線の有効性に問題があるものと思われる．

以上のように外部負荷コンプライアンスを考慮に入れた延性不安定破壊条件を用いて延性き裂進展シミュレーションを行い延性破壊評価法の溶接継手に対する適用性について，確認したところ評価上破壊力学パラメータを介することがない点において，溶接継手への適用性が期待されたが，以下の問題点を有することが明らかになった．すなわち，荷重-変位曲線シミュレーションに延性き裂進展を考慮する際，延性き裂進展特性を考慮する（Ｒ曲線を取り入れる）必要があり，Ｊ積分のような破壊力学パラメータを介して入力条件を，結局決定することになる．この場合のＪ積分には溶接継手のような強度的不均質の影響を排除していないので，均質材では実験結果と一致しても溶接継手では実験結果と必ずしも一致せず適用が難しいことになる．

したがって，ここで示した延性き裂進展シミュレーション法が，強度的不均質を有する溶接継手の延性不安定破壊の推定を可能とするためには，強度的不均質の影響を考慮に入れたＪ積分などの破壊力学パラメータが開発されるか，あるいは破壊力学パラメータを介さないことで強度的不均質の影響を受けない新たな評価指標を用いた延性き裂進展抵抗曲線が開発される必要がある．

２．５　溶接継手に対する延性破壊評価法の課題

前節までに，溶接継手のような強度的不均質をもつ材に，均質材を前提とした延性破壊評価法である破壊評価線図法を拡張して適用する場合には，延性強度評価結果に強度的不均質の影響が生じ強度評価の推定精度の低下がみられることが確かめられた．

一方，強度的不均質性の小さい溶接継手（Ｓ r(Y)＝0.98）に対して実施した，Tearing Modulus を用いた延性不安定破壊評価において，Ｒ曲線の推定誤差が及ぼす影響は，工学的見地からはさほど問題とならない程度であった．しかし，実溶接構造物における Tearing Modulus を用いた破壊評価に際しては，T_{app} を構造系ごとに求める必要があり，またこれを簡便に計算できる方法が確立していないことなどから，強度的不均質の影響を受けない新たな評価指標の開発が待たれる．

また，破壊力学パラメータを介さない延性不安定条件を用いた延性破壊評価法については，比較的推定精度が良いｄδ_1/ｄＰクライテリオンは，実験的に直接判定できること，あるいは評価上破壊力学パラメータを介することがない点において，溶接継手への適用性が期待されたが，以下の問題点を有することが明らかになった．すなわち，荷重-変位曲線シミュレーションに延性き裂進展を考慮する際，延性き裂進展特性を考慮する（Ｒ曲線を取り入れる）必要があり，Ｊ積分のような破壊力学パラメータを介して入力条件を，結局決定することになる．この場合のＪ積分には，溶接継手のような強度的不均質の影響を排除していないので，均質材では実験結果と一致しても溶接継手では実験結果と必ずしも一致せず適用が難しい．

したがって，ここで示した延性き裂進展シミュレーション法が，強度的不均質を有する溶接継手の延性不安定破壊の推定を可能とするためには，強度的不均質の影響を考慮に入れたＪ積分などの破壊力学パラメータが開発されるか，あるいは破壊力学パラメータを介さないことで強度的不均質の影響を受けない新たな評価指標を用いたＲ曲線が開発される必要がある．

２．６　本章の結論

本章では，従来から開発されている延性破壊強度評価法ならびに延性不安定破壊評価法の溶接継手に対する適用性について，検討を行った．

延性破壊強度評価法の適用性に関しては，破壊評価線図法に基づいて検討を行った．また，延性不安定破壊評価法の検討にあたっては，Tearing Modulus ならびに延性き裂進展シミュレーションを用いて各種延性材料とその溶接継手への適用性を検討した．なお，Tearing Modulus に基づく延性破壊評価の延性不安定破壊限界の判定には Tearing Instability クライテリオンを，延性き裂進展シミュレーション法を用いた延性不安定評価の延性不安定破壊限界の判定には外部負荷コンプライアンスを考慮に入れた延性不安定破壊条件に基づいた．以下に，得られた結論を示す．

延性破壊強度評価法としての破壊評価線図法の溶接継手に対する適用性の確認を目的に，９％Ｎｉ鋼溶接継手の延性き裂進展抵抗特性を調査し，延性破壊強度評価を実施したところ，以下のことが明らかとなった．

（１）破壊評価線図法によって推定される最高荷重到達点と実験で得られた最高荷重到達点とは，試験片形状に関わらず比較的良い一致がみられ，９％Ｎｉ鋼母材における破壊評価線図法に基づく延性破壊評価法の有効性が確認できた．しかしながら，溶接継手に対する同様の推定結果は，限界荷重の推定精度が悪いことや強度的不均質の考慮が評価上困難であることから実験結果と必ずしも良い一致を示さなかった．したがって，溶接継手に対する破壊評価線図法を用いた延性破壊評価において，評価対象となるき裂を含む構造系の限界荷重を精度良く推定することが，推定精度を上げる上で重要である．

（２）大規模降伏領域においても安定な延性き裂進展を続けるような高延性材料に対して破壊評価線図法を適用する場合，荷重形式で表現されるＬｒにおいて破壊強度の推定精度上，問題がある．

上述(2)のような問題を解決するために，材料の応力－ひずみ曲線上において，参照応力に対応するひずみを用いて，現状の破壊評価線図を書き改めることを試みた．さらに，その有効性を確認することを目的として，貫通切欠き付平板引張試験による検証を行った．得られた結論を以下にまとめる．

（３）本研究で試行されたＫｒ－Ｅｒで表される改良破壊評価線図によって，従来の破壊評

価線図で表現が困難であった大規模降伏領域での延性破壊挙動を，ほぼ適切に表現できることが明らかになった．このことから，高延性均質材料を対象する場合，破壊評価線図を用いた延性破壊強度評価法に対する適用性を有するものと思われる．しかし，Ｋｒ－Ｅｒで表される改良破壊評価線図においても，溶接継手に存在する強度的不均質が及ぼす評価への影響は改善することができない．

（４）以上の検討結果から，溶接継手のような強度的不均質をもつ材に対して，破壊評価線図法による延性破壊強度評価は，十分な適用性があるとはいえない．

６００ MPa 級高張力鋼溶接継手を供試材として，コンパクト試験によって延性き裂進展抵抗曲線を得た上で，溶接継手に対する Tearing Modulus を用いた延性不安定破壊評価法の適用性について検討した．以下に，結論と課題について示す．

（１）破壊力学パラメータを介して記述される Tearing Modulus による延性不安定破壊条件（ Tearing Instability クライテリオン）は，機械的，あるいは金属学的等方均質材とみなせる材料への適用が原則である．これは，溶接継手のような不均質材への破壊力学パラメータの適用には，特別な考慮が必要であるためである．しかしながら，強度的不均質性の小さい溶接継手に対しては Tearing Modulus を用いた延性不安定破壊評価において，Ｒ曲線の推定誤差が及ぼす影響は，工学的見地からさほど問題とならない程度であることが明らかとなった．ただし，本検討の前提として，破壊力学パラメータＪ積分の評価誤差を±２０％，延性き裂進展量の計測誤差を±０．２ mm としている．したがって，溶接金属と母材の強度差が著しい場合については，さらに検討を要する．

（２）Tearing Modulus を用いた延性破壊評価法の実用性について，他の延性不安定破壊評価法と比べた場合に，工業的に取り扱いが難しい点で劣る．すなわち，T_{app} を構造系ごとに求める必要があり，またこれを簡便に計算できる方法が確立されていない．このことを勘案すると，溶接継手に対して Tearing Modulus を用いた延性不安定破壊評価法を適用することは必ずしも最適とはいえない．

９％Ｎｉ鋼溶接継手を対象にして，延性き裂進展シミュレーションによる延性不安定破壊評価法の溶接継手への適用性を検討した．延性き裂進展シミュレーションにおける延性不安定限界の判定には，き裂を含む構造系の荷重－変位曲線の勾配と外部負荷系のコンプライアンスとの比較において与えられる延性不安定破壊条件を用いた．以下に，得られた結論をまとめる．

（１）延性き裂進展シミュレーションによって得られる，荷重－変位曲線の勾配と外部負荷系のコンプライアンスとの比較において求められる最大荷重や延性不安定限界荷重を，実験値と比較した．その結果，母材においては推定値と実験値の両者はほぼ一致する結果が得られたが，溶接継手に対してはその両者は必ずしも良い一致を示さなかった．

これは，母材のような均質材において有効であったＪ積分の評価式を，強度的不均質を有する溶接継手に適用することの妥当性，あるいはそのようなＪ積分で表現された延性き裂進展条件としてのＪ－Ｒ曲線の有効性に問題があるためと思われる．

（２）したがって，溶接継手のような強度的不均質をもつ材に対して，延性き裂進展シミュレーションによる延性不安定破壊評価法は，必ずしも十分な適用性があるとはいえない．

以上のことから，実溶接継手に対する従来から提案されている延性破壊評価法の適用性については，必ずしも十分とはいえない．この原因は，主として溶接継手が有する強度的不均質の存在にある．したがって，溶接継手に対する延性破壊強度評価法ならびに延性不安定破壊評価法の確立のためには，強度的不均質の影響を考慮に入れたＪ積分などの破壊力学パラメータが開発されるか，破壊力学パラメータを介さないことで強度的不均質の影響を受けない新たな評価指標の開発が課題となる．

Appendix　2.1
破壊評価曲線に及ぼす真応力－真ひずみ曲線の近似範囲の影響

破壊評価線図を用いた延性き裂進展評価にあたって，評価の対象となる材料の特性に最も適合した破壊評価曲線（Failure Assessment Curve ： ＦＡＣ）を用いることが重要である．ここでは，Option ２で与えられるＦＡＣを例にとって，材料試験によって得られた真応力－真ひずみ曲線の近似範囲が及ぼすＦＡＣへの影響について検討する．

破壊評価曲線の作成手順の詳細は，2.2.3 項に示す通りである． 付表 2.1 には，丸棒引張試験を実施して得られた真応力－真ひずみ曲線を式（2.18）で近似して求めた各材料定数を，母材と溶接金属のそれぞれについて示す．表 2.1 で示した各材料定数を使って，破壊評価曲線を作図した．ここでは，式(2.3)で示すＣＥＧＢ[51)]の Option 2 の破壊評価曲線を使用することにした．

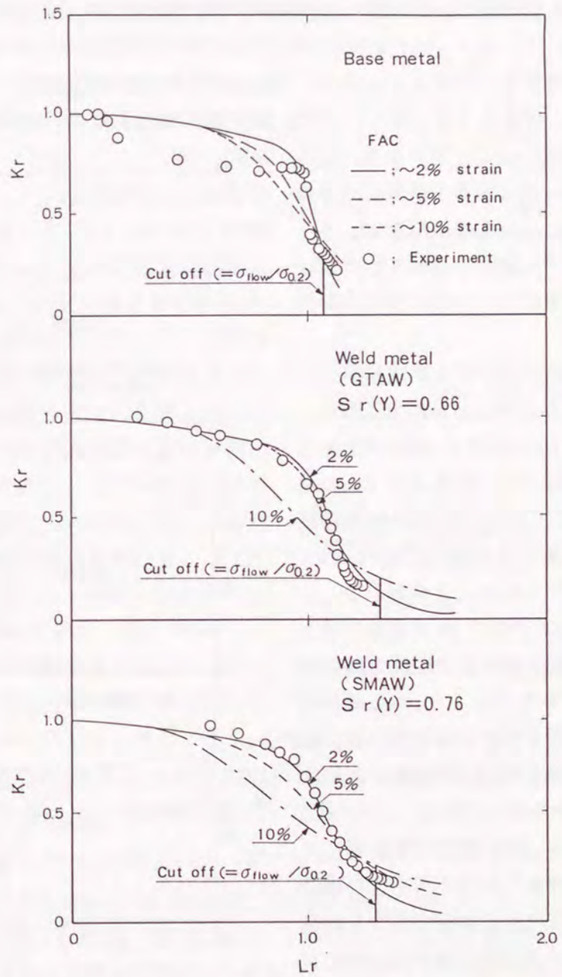
付図 2.1 には，室温の結果を用いて作成した Option ２の破壊評価曲線を示す．なお，破壊評価曲線の作成に当たっては，実験で得られた応力とひずみのディジタル値を使って作図する方法（付図 2.1 中に○印で示す）と式(2.1)に付表 2.1 に示す材料定数を与えて作図する方法（付図 2.1 中に曲線で示す）を採用した．前者の方法がより材料特性を正確に表現するものと思われるが，後者の方法は工学的に簡便で計算機処理になじみ易い利点を有する．また，Ｌｒで表示する限界は Cut off line（＝流動応力／0.2%耐力）までとされているが，ここでは引張強さまでとした．

Option ２の破壊評価曲線に及ぼすひずみの近似範囲の影響について比較すると，いずれの材料でもＬｒの小さいところでは１０％ひずみ近似範囲の破壊評価曲線の方が，２％ひずみ近似範囲のそれに比べて，Ｌｒが同じ場合のＫｒの値を小さく与えており，Ｌｒの大きいところでは概ねその逆の傾向にある．これは，各破壊評価曲線のひずみ近似範囲によって近似精度の良いＬｒの範囲が変わるためである．このように Option ２の破壊評価曲線では，応力-ひずみ関係について近似式を用いた場合には，ひずみの近似範囲の影響を受けるのでＬｒの全領域にわたって評価が可能とはならない．厳密な評価のためには，破壊評価曲線の決定に当たり，実際の応力－ひずみ関係に基づく破壊評価曲線を作成するのが妥当と思われるが，ここで示すような方法で工学的にひずみ近似式を用いる場合には，評価対象となる材料の破壊挙動と照らし合わせて，評価対象材料の破壊限界近傍がＬｒの評価範囲と一致するような，最適なひずみ近似範囲を選択する必要があるものと考えられる．

付表2.1　真応力－真ひずみ近似曲線から求めた材料定数の一覧

Material	Fitting range	σ_0 (MPa)	ε_0	α	n
Base metal	～ 2%	638	0.00310	1.50	28.20
	～ 5%	638	0.00310	3.03	12.04
	～ 10%	638	0.00310	3.80	9.39
Weld metal (GTAW)	～ 2%	424	0.00206	0.68	18.76
	～ 5%	424	0.00206	0.90	16.51
	～ 10%	424	0.00206	4.17	7.89
Weld metal (SMAW)	～ 2%	483	0.00235	0.88	16.04
	～ 5%	483	0.00235	1.95	9.09
	～ 10%	483	0.00235	3.91	5.86

以上のことを考慮して，2.2 節での評価には，コンパクト試験評価には５％ひずみ近似範囲の破壊評価曲線を，ＣＣＰ試験評価には２％ひずみ近似範囲の破壊評価曲線を採用することにした．



付図2.1　９％Ｎｉ鋼母材および溶接金属の真応力－真ひずみ近似曲線から得られた破壊評価曲線に及ぼすひずみ近似範囲の影響

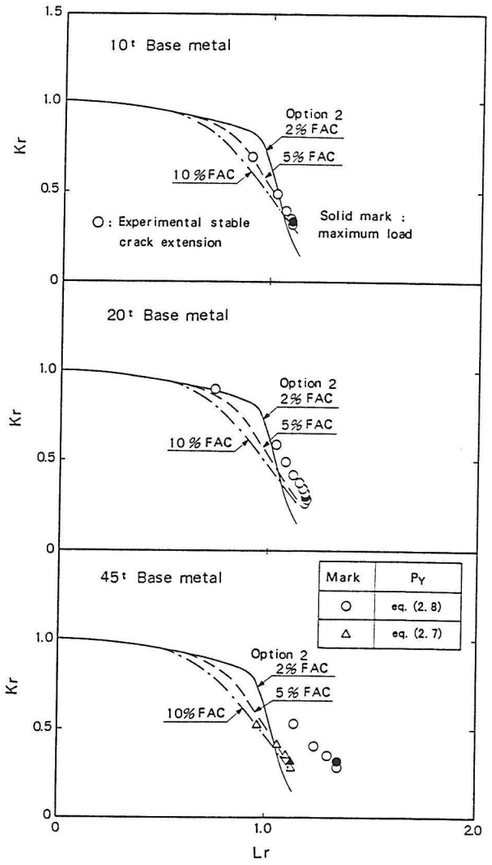
Appendix　2.2　破壊評価線図に及ぼす限界荷重推定式の影響

破壊評価線図の横軸Ｌｒは式(2.6)で示すように，試験片が載荷する荷重（Ｐ）を限界荷重（P_Y）で除した無次元化量で表される．したがって，破壊評価線図法による評価において，試験片の限界荷重を精度良く推定することが重要となる．そこで，ここでは破壊評価線図に及ぼす限界荷重推定式の影響について検討する．

2.2.3 項に示す手順にしたがって，各種板厚の母材およびコンパクト試験から得られたＪ－Ｒ曲線を用いて，Ｋｒ，Ｌｒを算出した．このデータを付図 2.1 で示す破壊評価曲線に重ねて比較した結果を，付図 2.2 に示す．実験点は各種延性き裂進展レベルでのＫｒとＬｒに対応している．付図 2.2 をみると，いずれの破壊評価線図も，延性き裂進展挙動を比較的精度良く表現していることがわかる．延性き裂進展領域を対象とする本供試材の評価において重要なＬｒ＞１の領域では，５～１０％までのひずみ範囲で近似された破壊評価曲線が良く適合しているように思われる．

板厚４５ mm のコンパクト試験結果について，Ｋｒ－Ｌｒデータを算出する際に，P_Yとして式(2.7)と式(2.8)の両式を使った場合の比較を行った．板厚４５ mm の場合では，P_Yに式(2.7)を使うと各破壊評価曲線とも良く一致しているが，式(2.8)では大きく右にずれていることがわかる．しかし，板厚１０ mm や２０ mm の場合には，逆にP_Yに式(2.8)を使うと比較的破壊評価曲線と良く一致するのは，P_Yが板厚拘束の程度により影響を受けるためであり，板厚や材料特性に応じたP_Y評価式を適用する必要があることを示している．

このように，P_Yは各種因子の影響を受けるため，評価対象となるき裂を含む構造系の限界荷重を精度良く推定することは困難である．Ｌｒの精度が破壊評価精度に大きく影響を及ぼすものと考えられるので，破壊評価線図法を用いた破壊評価においてＬｒの合理的決定は重要になる．

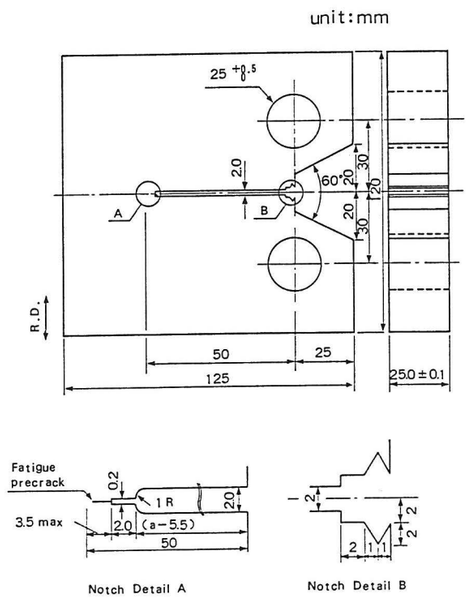


付図2.2　破壊評価曲線（FAC, Option２）とコンパクト試験結果との比較（母材試験片，板厚１０mm～４５mm）

Appendix 2.3　オーバオールひずみの計測が困難な場合の改良破壊評価線図を用いた延性破壊評価法

2.2.4 節で提案された改良破壊評価線図は，オーバオールひずみを介して評価を行う．その場合には，評価対象となる試験片において，オーバオールひずみを計測する必要が生じる．ここでは，コンパクト試験片を例にして，オーバオールひずみの定義が困難あるいは計測することが困難な場合に，評価ひずみを推定する手法について検討する．

付図 2.3 に，ASTM E1152 規格[62] に準じて製作された板厚２５ mm のコンパクト試験片の形状と寸法を示す．初期き裂長さは，試験片幅の約１/２である．ＣＣＰ試験と同様に，室温，５５０℃の２温度で，変位制御（ストローク速度＝０．２５ mm/min）試験が実施され，荷重および切欠き末端部開口変位が計測された．所定の荷重まで負荷し，除荷後延性破面を損傷させないように疲労破断させて，複数試験法によるＲ曲線が得られた．埋もれき裂の場合の影響を小さくするために，延性き裂進展量Δａの計測は板厚方向に８点計測し，その平均値が採用されている．Ｊ積分の評価式として，ASTM E1152規格 [62] に定める式を用いた．また，CTOD の算定式として，式(2.11)を用いた．



付図2.3　母材コンパクト試験片の形状と寸法

コンパクト試験においては，オーバオールひずみは直接計測することができないので，ここでは平板引張試験で得られる式(2.26) の関係から CTOD を介して，ε_∞を推定することを試みる．すなわち，コンパクト試験で計測される CTOD，δ_{CT}とＣＣＰ試験によって計測される CTOD，δ_{CCP}が等価との前提条件の下に，各々の欠陥特性寸法$\bar{a}$[71] を介して，次式のような関係を仮定する．

$$(\delta/\bar{a})_{CCP} = (\bar{a}_{CT}/\bar{a}_{CCP}) \cdot (\delta/\bar{a})_{CT} \qquad \text{(A2.1)}$$

コンパクト試験片を実施して計測された CTOD 値を，式 (A2.1) によってＣＣＰ試験片での CTOD 値に換算した後，式 (2.26) によってオーバオールひずみに換算する．ここで付図 2.4 には，室温と５５０℃のＣＣＰ試験によって得られた無次元化 CTOD と無次元化オーバオールひずみの関係を示す．すなわち，式 (2.26) のｍ値は，付図 2.4 の図中に示す傾きによって決定できる．以上の手順によれば，コンパクト試験においてオーバオールひずみを求めるには，CTOD を計測するだけでよいことになる．

室温と５５０℃でのコンパクト試験データを用いて，Ｋｒ－Ｅｒ関係によるＦＡＤとの比較を行った結果を付図 2.5(a)(b)に示す．実験便宜上，Ｋｒは次式で算定した．

$$Kr \equiv (J / J_e)^{-1/2} \qquad (A2.2)$$

ただし，J_eは，Ｊの弾性成分．

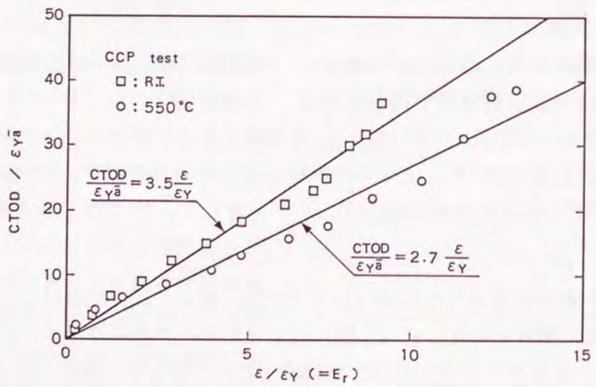
実験で得られたデータの全てに，0.2mm 以上の延性き裂進展が認められたことからもわかるように，コンパクト試験では，ＣＣＰ試験に比べて大規模降伏領域での破壊挙動が観察できる．このように，コンパクト試験片を用いたＫｒ－ＥｒによるＦＡＤでは，Ｅｒの大きな領域でとりわけ精度良く表示できることが期待できる．

また，オーバオールひずみを直接計測できなくとも，ここで述べたような手法によって，コンパクト試験のような工業的に簡便な破壊試験で高延性材料のＦＡＤが，比較的精度良く表現できることが明らかとなった．ただし，本手法においても，Ｌｒの cut-off の持つ物理的意味を重視すれば，cut-off 外の領域においても評価の対象外になるものと思われる．付図 2.5(b)で示される cut-off を超えるＥｒの領域において，実験点と一致していないのは，大規模降伏領域での破壊パラメータとしてのＪ値の有効性の問題に起因するものと考えられる．

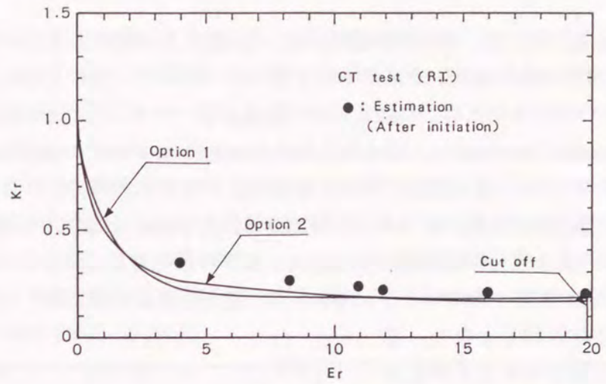
なお，本手法の適用に当たっては，式(2.24)に示すｍ値が必要となる．ここでは，付図 2.4 から得られる実験値を用いたが，簡便的には従来の研究データを流用できる可能性がある．一例として，豊田ら[82]の研究による無限平板におけるδとε_∞の関係式から得られるｍ値を次式に示す．

$$m = 1/2 \cdot \{3.85(1/n')^{1/2} \cdot (1-n') + 4n'\} \qquad (A2.3)$$

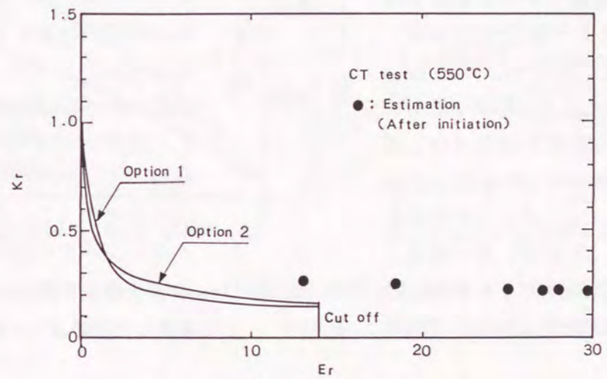
ここで，n'はひずみ硬化指数である．



付図 2.4　ＣＣＰ試験片で得られたＣＴＯＤ設計曲線（室温，５５０℃）



（ａ）室　温



（ｂ）５５０℃

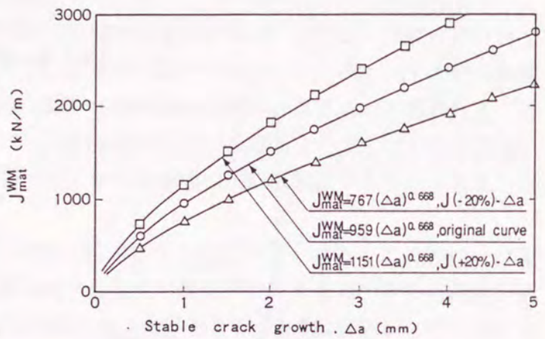
付図 2.5(a)(b)　改良破壊評価曲線と母材コンパクト試験データとの比較（室温，５５０℃）

Appendix　2.4　Tearing Modulus を用いた延性不安定破壊評価に及ぼすＲ曲線の誤差の影響

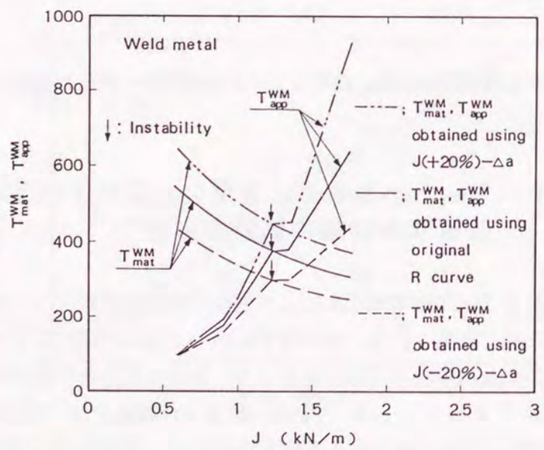
式(2.30)で示される Tearing Modulus による延性不安定条件式は，一般に破壊力学パラメータＪ積分を介した形で表現される．溶接継手において破壊力学パラメータの適用は，溶接継手が持つ力学的かつ金属学的不均質に起因して，母材のような均質材の場合とは異なり，慎重な取扱いが必要[79]である．一方，2.3 節で実施した実験では，図 2.22 に示すように，T_{mat}とT_{app}の交点によって得られる不安定予測点は，溶接継手を溶接金属 あるいは，ＨＡＺ材質単独の均質材として破壊力学パラメータを適用したにも関わらず，母材同様に良

い一致を示した．これは，本供試溶接継手は，表 2.10 からわかるように強度的にほぼ等質継手であり，靭性的にも図 2.19 に示すように母材，ＨＡＺ，溶接金属の３つのき裂進展抵抗特性に著しい差がないため，不均質材への破壊力学パラメータの適用が問題とならなかったためと思われる．そこで，ここでは溶接継手の延性不安定破壊の推定に際して，問題となる破壊力学パラメータの評価精度の影響を，工学的な見地から検討を試みる．

付図 2.6 には，溶接金属コンパクト試験で得られたＲ曲線を基に，不均質性に起因した破壊力学パラメータＪ積分の評価誤差を，最大±２０％と想定して算定した新たなＲ曲線を示す．Ｊ値の評価誤差を＋２０％とした場合，同じ延性き裂進展量に対して，Ｊ値は元のＲ曲線に比べ＋２０％増しとなり，延性き裂進展抵抗は見掛け上増大する．この３つのＲ曲線を使って，式(2.30)による延性不安定破壊予測を試みた結果を付図 2.7 に示す．Ｒ曲線の変化に伴って，T_{mat} ならびに T_{app} の大きさは増減するものの延性不安定破壊予測点でのＪ値はほとんど変わらなかった．これは，図 2.19 で示した３つのＲ曲線の C2（式(2.32)参照）が一定値であることから，ｄＪ/ｄａが等倍関係になったためと思われる．すな



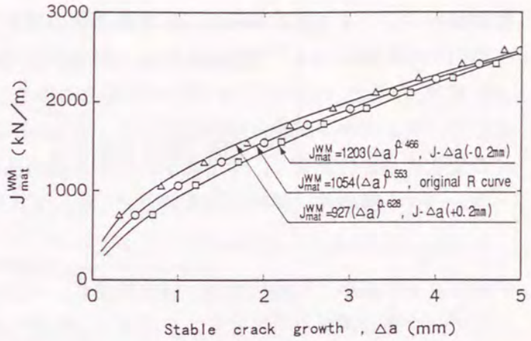
付図2.6　Ｊmatの評価誤差を最大±２０％と想定して算定した仮想Ｊ－Ｒ曲線



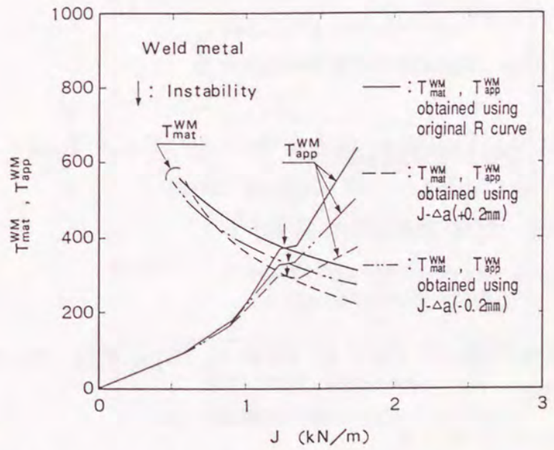
付図 2.7　Ｊ mat の評価誤差が及ぼす Tearing Modulus による延性不安定点の推定結果への影響

わち，Ｒ曲線の C2 が一定値のままＲ曲線の近似関係が変化しても，式(2.30)の右辺が等倍に増減されただけで T_{app} の勾配はあまり変化せず，延性不安定破壊の予測結果に影響を及ぼさないことになる．

次に，溶接金属コンパクト試験で得られたＲ曲線を基に，延性き裂進展量の計測誤差を，最大±0.2mm と想定して算定した新たな３つのＲ曲線を 付図 2.8 に示す．計測誤差の最大±0.2mm は，実験上の最大ばらつきを考慮して決定した．付図 2.6 の場合と異なり，この場合の C2 の値は，0.1 程度ごとに差がある．この３種類のＲ曲線を使って，式 (2.30)による延性不安定破壊の予測を試みた結果を，付図 2.9 に示す．Ｒ曲線の変化に伴って，T_{mat} と T_{app} の大きさは増減するものの延性不安定予測点でのＪ値はほとんど変わらなかった．このことから，Tearing Modulus による延性不安定破壊条件式に関する溶接継手の不安定予測において，ここで想定した程度のＲ曲線の推定誤差の評価に及ぼす影響は，工学的見地に立てばさほど重要ではないように思われる．しかし，ここで想定された強度的不均質性がさらに大きくなった場合については，さらに検討を要する．



付図2.8　延性き裂進展量Δａの計測誤差を最大±0.2mmと想定して算定した仮想Ｊ－Ｒ曲線



付図 2.9　延性き裂進展量Δａの計測誤差が及ぼす Tearing Modulus による延性不安定点の推定結果への影響

Appendix 2.5 コンパクト試験片を例にした延性不安定評価の簡便化の試み

破壊力学パラメータを介さない延性不安定評価法として最も一般的な手法は，荷重と荷重線変位及び外部コンプライアンスだけで規定される条件式(2.36)で判定する方法であると思われる．式(2.36)は，式(2.34b)と物理的意味において等価であり，破壊力学パラメータを介さないため溶接継手に対し適用性を有する．その上，外部負荷系コンプライアンスC_{M2}との比較において延性不安定破壊予測が可能であるため，工学的に簡便性を有するクライテリオンであると思われる．

ここでは，外部コンプライアンスを考慮した延性不安定破壊条件を用いて，延性不安定破壊評価のコンパクト試験片を例にした簡便化の試みについて詳述するとともに，評価に及ぼす諸因子の影響について確認しておく．延性不安定破壊条件式，すなわち式(2.36)および式(2.40)をみると，コンプライアンスの変化に伴って延性不安定点が変化することがわかる．そこで，コンパクト試験片を例にとって，C_{M1}とC_{M2}の大小関係に伴う延性不安定破壊条件の変化について調査し，溶接継手に対する適用性について考察する．

コンパクト試験片における限界荷重P_Lが，下式[83]のように与えられるとする．

$$P_L = t(W-a)^2\sigma_F/(2W+a) \qquad (A2.4)$$

ただし，tは板厚，Wは板幅，aはき裂長さ，σ_Fは流動応力．

ここで，き裂の進展を考えると，リガメント断面の減少に伴い，P_Lの減少がもたらされる．き裂がdaだけ進展すると，$P=P_L$近傍での荷重の変化量は

$$dP = -t\cdot\sigma_F(W-a)(5W+a)/(2W+a)^2\cdot da \qquad (A2.5)$$

である．同時に，全変位もdδだけ増えて，弾性成分と塑性成分に分解できる．一方，

$$d\delta_{pl}/dP = (d\delta_{pl}/da)\cdot(da/dP) \qquad (A2.6)$$

の関係式と式(A2.5)から，式(2.40)は次式のようになる．

$$d\delta_{pl}/dP = -(2W+a)^2/\{t\cdot\sigma_F(W-a)(5W+a)\cdot(d\delta_{pl}/da)\} \geqq -(C_{M1}+C_{M2}) \qquad (A2.7)$$

$$d\delta_{pl}/da \leqq (C_{M1}+C_{M2})\cdot t\cdot\sigma_F(W-a)(5W+a)/(2W+a)^2 \qquad (A2.8)$$

となる．同様の手順で，式(A2.5)から式(2.36)は，

$$d\delta_1/da \leqq C_{M2}\cdot t\cdot\sigma_F(W-a)(5W+a)/(2W+a)^2 \qquad (A2.9)$$

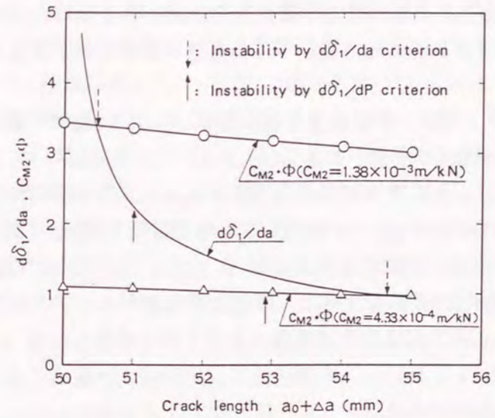
となる．

$\Phi = t\cdot\sigma_F(W-a)(5W+a)/(2W+a)^2$ とおくと，式(A2.8)，式(A2.9)は，それぞれ式(A2.10)，式(A2.11)と書き直せる．

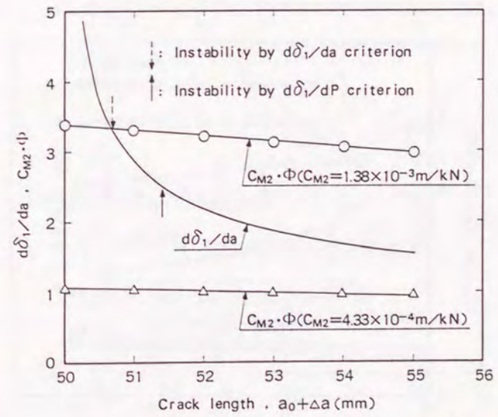
$$d\delta_{pl}/da \leqq (C_{M1}+C_{M2})\cdot\Phi \qquad (A2.10)$$

$$d\delta_1/da \leqq C_{M2}\cdot\Phi \qquad (A2.11)$$

式(A2.10)，式(A2.11)で表現される延性不安定破壊条件式は，それぞれ式(2.40)，式(2.36)と等価な意味を持ち，溶接継手に対して適用性を有する上，外部負荷系コンプライアンスC_{M2}との比較において延性不安定予測が可能であるため，工学的に有用であると考えられる．さらに，式(2.36)による延性不安定予測では，延性き裂進展が考慮された荷重（P）-変位（δ_1）関係が必要となり，大規模な構造解析が必要となるが，式(A2.10)，式(A2.11)では，式(A2.5)のようなdP/daを規定できる関係式を与えれば，延性不安定破壊予測が簡単な試算により可能になることが期待できる．



（a）　母材試験片



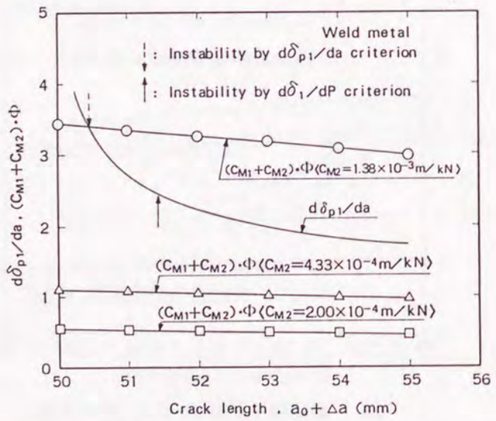
（b）溶接継手試験片（Sr(Y)＝0.98）

付図2.10(a)(b)　dδ1/daクライテリオンを用いた延性不安定破壊予測の一例（$C_{M1}=1.72\times10^{-5}$ m/kN）

次に，上述の評価が可能であることを確認し，ならびに溶接継手に対する評価精度を実験的に確認するために，高コンプライアンス試験装置を用いた延性不安定破壊再現試験の結果と延性不安定破壊予測の結果を比較する．付図2.10(a)(b)には，コンパクト試験結果を使った式(A2.11)に基づく延性不安定破壊予測を試みた結果を示す．図中に示す下向きの矢印は，$d\delta_1/da$ と $C_{M2}\cdot\Phi$ の交点によって得られる延性不安定予測点であり，上向きの矢印は式(2.36)の条件式から実験的に得られた延性不安定予測点のΔa値に相当する$d\delta_1/da$を指している．両者は良い一致を示しているとはいえず，特に溶接金属において予測点での延性き裂進展量に差が大きい．これは，式(A2.11)を導く際に用いたコンパクト試験の限界荷重P_Lの精度に起因するものと思われる．また，C_{M2}が小さくなると延性不安定点での延性き裂進展量が大きくなり，あるC_{M2}の値以下には延性不安定破壊が起こり得ないことが表現されている．

付図2.11には，コンパクト試験結果を使った式(A2.10)に基づく延性不安定破壊予測を試みた結果を示す．下向きの矢印は，$d\delta_{p1}/da$と$(C_{M1}+C_{M2})\cdot\Phi$ の交点によって得られる不安定予測点であり，上向き矢印は式(2.36)の条件式から実験的に得られた延性不安定予測点のΔa値に相当する$d\delta_{p1}/da$を指している．付図2.10と同様，両者は良い一致を示しているとはいえないが，不安定予測点がC_{M2}の大きさに依存する傾向が現れているのがわかる．図2.11と図2.10(b)を比べると評価結果にほとんど差がみられない．これは，式(A2.10)においてC_{M1}がC_{M2}に比べて充分小さいためと考えられる．

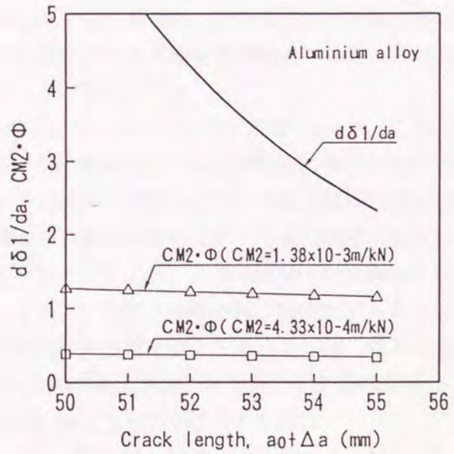
付図2.10と付図2.11において，各種延性不安定評価式に基づく延性不安定予測点と実験による延性不安定破壊移行点は必ずしも一致しないことが示されたが，この原因について以下に考察する．延性不安定破壊条件式として，式(2.36)，式(2.38)ならびに式(2.40)



付図2.11　$d\delta p1/da$クライテリオンを用いた延性不安定破壊予測の一例
($C_{M1}=1.72\times10^{-5}$ m/kN)

は等価であることを上述したが，それぞれの式には工学的指標としての取り扱いの容易さやそれぞれの式の左辺が持つ物理的意味には差がある．具体的に言えば，式(A2.10)や式(A2.11)の左辺では試験片の形状と寸法ならびに材料の強度によって規定される限界荷重P_Lにのみ依存しており，P_Lの推定精度がそのまま延性不安定破壊点の推定精度となる可能性がある．すなわち，式(A2.10)と式(A2.11)に基づく延性不安定破壊評価は，限界荷重を想定するだけで延性不安定予測が簡便になる長所を有する一方で，計測精度においてはあまり期待できないと考えて良いと思われる．これは，母材，溶接継手に関わらず，同じ結論を与えるものと考えられる．

次に，C_{M1}がC_{M2}に比べて相対的に大きい場合の例として，アルミ合金を対象に検討を試みる．すなわち，5083-0材のコンパクト試験片を用いた延性き裂進展試験から得られたδ_1-Δa関係を得て，評価に供した．また，5083-0材のC_{M1}は5.68×10^{-5} m/kNで，HT60鋼のC_{M1} ($=1.72\times10^{-5}$ m/kN)に比べて３倍程度大きいことを確認している．付図2.12には，5083-0材のコンパクト試験を使った式(A2.11)に基づく延性不安定破壊予測を試みた結果を示す．同じC_{M2}の条件の下では，C_{M1}が大きくなると$d\delta_1/da$は大きくなるため，C_{M2}が一定の値を超えないと延性不安定破壊に移行しないことがわかる．このことから，C_{M2}だけでなくC_{M1}もまた延性不安定挙動に影響を及ぼし，材料特性値C_{M1}の大きな材料の方が延性不安定化しにくいことが明らかとなった．これは，溶接継手において，溶接金属部のC_{M1}が母材のC_{M1}に比べて著しい差を有する場合に考慮を要することを示唆している．



付図2.12　延性不安定破壊予測に及ぼすC_{M2}の影響 (A5083-0材，$C_{M1}=5.68\times10^{-5}$ m/kN)

以上のことから，外部負荷系コンプライアンスを考慮に入れた延性不安定破壊条件式によって，強度的不均質の影響を受けない評価が期待できることがわかった．これは，条件式が破壊力学パラメータを介さないで構成されるためである．さらに，試験片の限界荷重条件を想定することで，延性不安定破壊評価の簡便化が図れることから，工学的に簡便性を有するクライテリオンであることがわかった．

しかし，母材，溶接継手に関わらず，延性不安定破壊予測と実験結果は，必ずしも良く一致するとはいえない．さらに，本延性不安定破壊評価手法の適用範囲は，前提とした外部負荷系のコンプライアンスが明確となる構造系に限定されていることから，Tearing Modulus と同様に実用面での制約は少なくないものと思われる．しかし，延性不安定破壊の可否に関する判定を目的にするような評価においては，工学的に有用と言えるかもしれない．

第３章　進展する延性き裂先端の応力・ひずみ挙動とき裂進展抵抗に及ぼす強度的不均質の影響

３．１　緒　言

延性き裂の発生や進展特性に影響を及ぼす要因として，応力多軸度をはじめ複数の因子が関係する[26)27)84)]ことが知られているが，現在のところ体系的な説明はなされていないようである．また，前章では，破壊評価線図法を用いた延性破壊強度の検討，Tearing Modulus およびコンプライアンスを考慮に入れた延性不安定評価，延性き裂進展を考慮に入れた荷重－変位シミュレーション法に基づく延性不安定予測の妥当性の確認を，均質材料と不均質材料を対象に実施した．その結果，均質材において適用が可能と判断されている延性破壊評価法においても，溶接継手に代表される不均質材へ適用する場合には，種々の問題が存在することが明らかになった．その中でも延性破壊評価に対しては，強度的不均質の影響が相対的に大きい[12)]ことを明らかにしている．溶接部における延性破壊強度評価ならびに延性不安定破壊評価を行う上で，延性き裂の進展を支配する要因の明確化，特に溶接部に存在する強度的不均質の影響を把握することは重要である．

強度的不均質の破壊力学パラメータに及ぼす影響については，従来から検討された例もある．例えば林らによって，不均質材へのＪ積分評価法に関する検討[38)]が試みられている．この結果，中央切欠きを有する縦ビード溶接継手のＪ積分解析に Rice の方法[85)]を適用すると，切欠きの位置によって経路独立性が影響を受け，Ｊ値は過小評価となるが，不均質材のＪ積分評価法（Chen の方法[86)]）を用いると，Ｊの経路独立性が認められ，解が妥当となることが明らかにされている．さらに，母材と溶接金属の強度比が大きくなると，Rice のＪ積分によって算定された値は非均質材のＪ積分値よりも小さい値（母材に対する溶接金属の強度比 1.25，1.50 に対して 21%，34%程度の差）を与え，この種の継手に対して Rice のＪ積分評価式を適用することは困難であることが示されている．

林らは横ビードを有するＣＴ試験片を対象とし，継手を母材と溶接金属からなる三相材と考え，溶接金属内および相境界上に欠陥を有する継手についても，有限要素法によるＪ積分解析を実施[87)]している．一般にき裂を有する材料が，き裂と直角方向に不均質であってもき

裂方向に均質でさえあれば，Rice の J 積分による値は積分経路の選び方に依存しないことが証明されている[88]．この場合においても，不均質材の J 積分評価式は経路独立性を有する上，ＨＲＲ解を満足し，き裂先端近傍の応力や歪と近似的に対応することが確認されてている．また，局部 CTOD を用いて継手の非対称な変形挙動を明らかにし，全体 CTOD は J 積分値と密接に関連し，全体 CTOD も継手の破壊を規定するパラメータとなることが示された．

また，上記の林らが検討した横継手のＣＴ試験片と同様に異材界面がき裂前方に存在する場合について，各種 J 積分評価式（J_{path}, $J_{M\text{-}C}$, J_M, J_D）によって得られる J－R 曲線の比較が吉村らによって検討[37]された．延性き裂進展を考えない静的 J 積分評価値と J_D や J_M はあまり差がみられず，実用評価上問題がないことが示されているが，ここでは対象継手が母材 550MPa，溶接金属 630MPa の組み合わせで，15%硬質継手の１ケースにすぎない．また，各種 J 積分評価式の適用にあたり，そもそも不均質材への適用が可能であるとの妥当性の検討がなされていないようである．

以上のように，溶接継手に対する破壊評価を念頭においた不均質材への破壊力学パラメータの適用について研究された例は，脆性破壊評価を対象にした場合や静止き裂に対する J 積分評価式の検討において数例認められる．しかし，延性き裂発生以後の延性き裂進展を対象にした場合の力学的特性について研究された例はほとんどみあたらず，溶接継手の場合のような強度的不均質の影響を考慮に入れた破壊力学パラメータの開発は進んでいない．

そこで本章では，不均質材における延性破壊評価法の確立を念頭に，従来の破壊力学パラメータに代わる強度的不均質の影響を受けない新たな評価指標を用いた延性き裂進展抵抗特性の探索を試みる．そのための基礎的な検討を行うために，まず強度特性において差をもつ二種類の材料を拡散接合して不均質継手を製作し，均質材との比較により不均質材を進展する延性き裂の進展抵抗特性を実験的に調査する．ここで扱う延性き裂進展抵抗特性は，破壊力学パラメータ J 積分と CTOD によって表される J－R 曲線と CTOD－R 曲線であり，これらに及ぼす強度的不均質の影響を明らかにする．次に，延性き裂が進展する不均質材固有の応力・ひずみ場の挙動を３次元弾塑性解析によって解明し，これと不均質材の延性き裂進展抵抗特性との基本的な関係を明らかにする．３次元弾塑性解析には延性き裂進展を考慮し，延性き裂進展特性抵抗の指標として CTOD を使用し，一部経路 J 積分との比較を行った．これは，溶接継手に代表される不均質材を進展する延性き裂周りの基本的な力学的特性を明らかにして，強度的不均質の影響を受けない新たな評価指標を用いた延性き裂進展抵抗特性を探索することを目的に行う．

３．２　不均質材の延性き裂進展抵抗特性に関する試験

本節では，不均質材の延性き裂進展抵抗特性に及ぼす強度的不均質の影響について基礎的な知見を得ることを目的に，まず強度特性において差をもつ二種類の材料を拡散接合して不均質継手を製作し，均質材との比較により不均質材を進展する延性き裂の進展抵抗特性を実験的に調査する．以下に，延性き裂進展試験の内容と手順について示す．

3.2.1　延性き裂進展試験手法の目的と内容

延性き裂進展抵抗特性に及ぼす強度的不均質の影響に関して，基礎的な見地から検討するために，強度特性において差をもつ２種類の部材から構成される不均質モデル試験体を想定した．このモデル試験体は，図 3.1(a)に示すように三相構造になっており，不均質部（Mat.1 と呼ぶ）の中央を延性き裂が進展する時の延性き裂進展抵抗特性に及ぼす不均質部周囲の材料（Mat.2 と呼ぶ）の強度比の影響について検討する．

本試験では，延性き裂周りの応力場が，強度的不均質によってき裂線上を対称に変化する単純なモデルを用いて考察する．すなわち，強度的不均質の影響について限定して考察するために，不均質材を進展する延性き裂は，図 3.1(b)に示すように不均質部の中央を進展する場合に限って想定し，不均質部をき裂が横切る場合や不均質部の境界をき裂が進展する場合を試験対象から除外した．また，本試験では，材料境界部で材質が急変するようなモデル継手を想定しており，そのために拡散接合と接合後の適切な熱処理により，所定のモデル継手を得た．

次に，このモデル継手を用いて，不均質試験片を作製した．不均質試験片には，表 3.1 に示すように，不均質試験片に存在する不均質部材料（Mat.1)とその周囲の材料（Mat.2）との強度比（Ｓｒ）が，１を超える硬質試験片と１を下回る軟質試験片の二種類がある．また，軟質試験片の一部では，不均質部材料（Mat.1）の幅Ｈを１０ mm に加えて５ mm としたものも作製した．

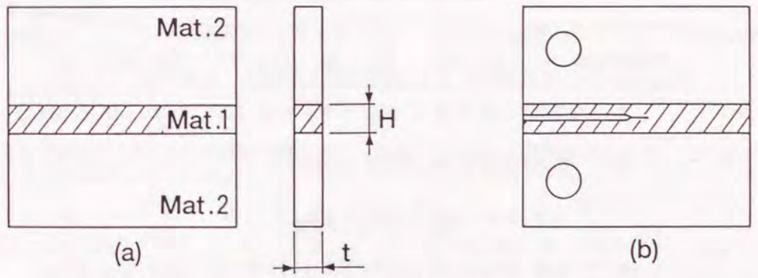


図 3.1　強度差をもつ二種類の材料から構成される不均質材モデル

表 3.1　本章で用いる試験片で考慮する形状と強度に関するパラメータ

	Strength ratio , Ｓｒ	Width of Mat.1 , H
Over matched specimen	＞ 1	－
Under matched specimen	＜ 1	１０ mm, ５ mm

さらに，モデル継手から破壊靭性試験片を採取して，延性き裂進展試験を実施した．ここでの延性き裂進展抵抗特性試験は，不均質材を進展する延性き裂の進展抵抗特性に及ぼす強度的不均質の影響を実験的に調査することを目的として行った．そのために，強度的不均質を有する不均質試験片を進展する延性き裂進展抵抗特性と均質試験片を用いて得られるそれとの比較を行った．ここで扱う延性き裂進展抵抗特性は，破壊力学パラメータＪ積分とCTODによって表されるＪ－Ｒ曲線とCTOD－Ｒ曲線であり，これらに及ぼす強度的不均質の影響を明らかにする．

3.2.2　試験手法と延性き裂進展抵抗特性の決定

（１）試験に供試した材料と試験片の作製

延性き裂進展試験に供試した４種類の圧延鋼板（９％Ｎｉ鋼，軟鋼，500MPa級高張力鋼，オーステナイト系ステンレス鋼）の試験片加工前の化学成分と機械的性質を表 3.2 と表 3.3 に示す．試験に供した不均質試験片は，図 3.2 に示すように板厚２０ mm のコンパクト試験片で，異なる種類の材料を拡散接合して作製した．き裂が導入された中央部の材料を Mat.1 と呼び，Mat.1 をはさむ周囲の材料を Mat.2 と呼ぶことにする．図 3.3 には拡散接合とその後の熱処理工程による不均質試験片の作製手順を示す．拡散接合に供するためには，各接合面を鏡面仕上げまで磨き込む必要がある．これを拡散接合後，適切な熱処理を施し，図 3.2 に示す試験片形状と寸法に加工する．

表 3.2　供試材料の化学成分

〔mass %〕

Materials	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	N
N	0.05	0.25	0.58	0.002	0.001	0.01	9.42	0.03	0.01	0.004
M	0.08	0.23	0.54	0.023	0.013	—	—	—	—	—
H	0.14	0.41	1.43	0.017	0.003	—	—	—	—	—
S	0.05	0.52	0.81	0.025	0.003	—	9.10	18.44	0.11	0.035

表 3.3　供試材料の機械的性質（熱処理前）

Materials	0.2% proof stress (MPa)	Ultimate strength (MPa)	Elongation G.L.=50mm (%)	Reduction of area (%)	Note
N	613	723	27	82	JIS G3127, SL9N60
M	254	419	38	69	JIS G3101, SS400
H	361	523	35	76	NK, K32E
S	246	642	72	80	JIS G4303, SUS304

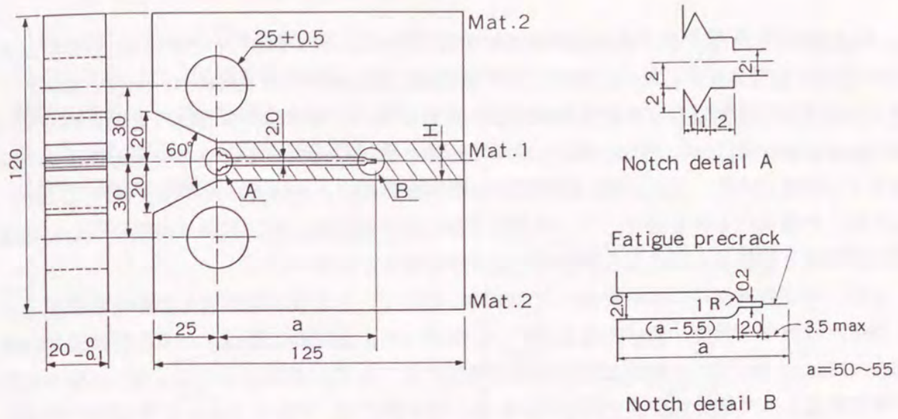


図 3.2　不均質コンパクト試験片の寸法と形状

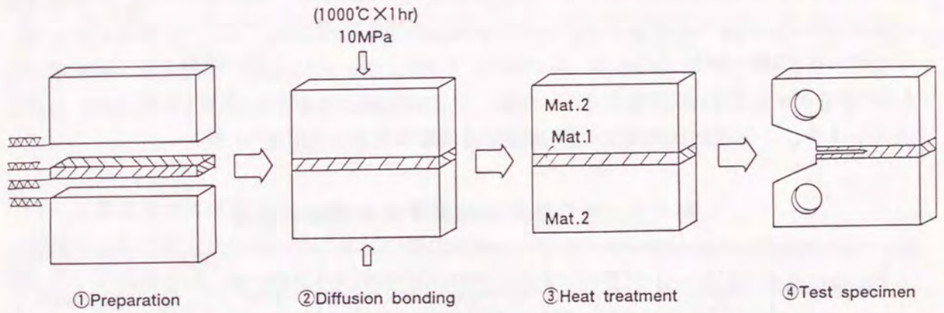


図 3.3　拡散接合とその後の熱処理による不均質試験片の作製手順

表 3.4　不均質試験片を構成する材料の組合わせと試験片作製時の拡散接合条件ならびに熱処理条件

Specimen	Mat. 1	Mat. 2	H (mm)	Diffusion bonding condition	Heat treatments	Sr(Y) σY(Mat. 1)/σY(Mat. 2)	Sr(u) σu(Mat. 1)/σu(Mat. 2)
MNM	N1	M2	10	10 MPa 1000℃x1hr	—	2.25	1.98
NMN	M1	N2	10		900℃x30min, WQ 680℃x3hr, AC	0.47	0.44
NM5N			5				
SHS	H1	S2	10			1.40	0.82
HSH	S1	H2	10		900℃x30min, WQ	0.65	0.84

σY：0.2% proof stress，σu：Ultimate tensile strength

接合面で金属原子の拡散を活性化させるために，本供試材料では拡散温度を高温（1000℃）まで上げる必要があるので，高温で拡散接合に供された材料は，元の圧延鋼板と比べて破壊靱性や延性などの材料特性が著しく劣化する．本試験の目的は，延性き裂進展抵抗特性を計測することにあるので，安定した延性き裂成長を生じるような材料特性にまで回復させる必要がある．ここでは，材料特性の回復を目的に，それぞれの不均質材料（Mat.1）に合致した適切な条件を選定して，拡散接合後に熱処理を施した．試験片作製に際しての材料の組合せと拡散接合条件ならびに熱処理条件を表 3.4 に示す．

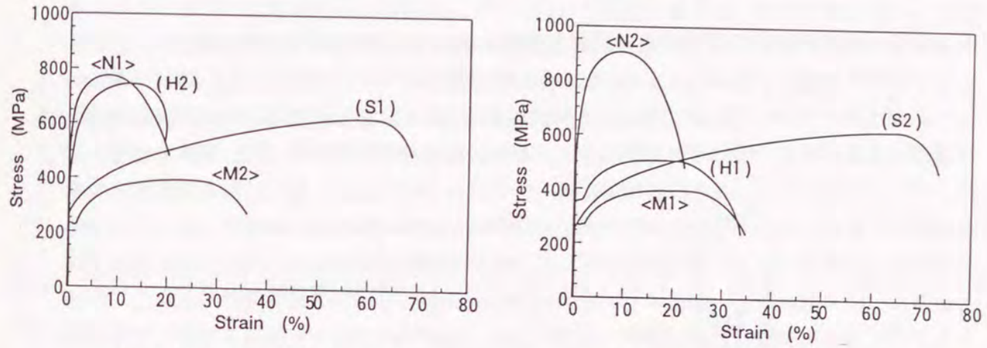
また，不均質試験片は拡散接合により作製したので，その後の熱処理を含めた熱履歴により素材とは異なる強度・伸び特性を示す．したがって，最終的に製作した不均質試験片の各部位（Mat.1，Mat.2）の材料に試験片製作過程に生じた同じ熱履歴を再現させ，その後丸棒引張試験によって機械的性質を調べた．丸棒引張試験片は，JIS Z 2201 4 号(直径 10mm, G.L.=50mm)に準じて作製した．引張試験の結果得られた機械的特性値の一覧を表 3.5 に示し，荷重-ひずみ線図を図 3.4 に示す．不均質試験片の構成材料（Mat.1 と Mat.2）の強度比は表 3.4 のようになり，軟質を示すものと硬質を示すものがある．ここで，強度比Ｓｒは，$S_r(Y)=\sigma_Y(Mat.1)/\sigma_Y(Mat.2)$，$S_r(u)=\sigma_u(Mat.1)/\sigma_u(Mat.2)$で定義する．本試験では，$S_r(Y)$で 0.47～2.25 の範囲となる．なお，不均質試験片の記号を付けるに際して，２桁目に Mat.1 を，１桁目と３(4)桁目には Mat.2 を表記することにした．

表 3.5　熱処理後の供試材料の機械的性質

Materials	Yield stress, σY (MPa)	Flow *2) stress, σF (MPa)	Ultimate strength, σu (MPa)	Elongation G.L.=50mm (%)	Reduction area (%)	Heat treatments
N1	515*1)	646	776	18	67	1000℃x1hr, AC
N2	557*1)	730	902	22	77	1000℃x1hr 900℃x30min, WQ 680℃x3hr, AC
M1	262	329	396	33	77	
M2	229	311	392	35	67	1000℃x1hr, AC
H1	356	432	507	34	80	1000℃x1hr 900℃x30min, WQ 680℃x3hr, AC
H2	407*1)	575	743	19	46	1000℃x1hr 900℃x30min, WQ
S1	264*1)	445	625	60	70	
S2	255*1)	438	621	62	72	1000℃x1hr 900℃x30min, WQ 680℃x3hr, AC

*1) 0.2% proof stress　*2) Flow stress = (σY+σu)/2

表 3.4 に示した不均質試験片とそれぞれの切欠き部材料 Mat.1 に対応する均質試験片について，それぞれの延性き裂進展抵抗（R）曲線を得るために，コンパクト試験を実施した．試験片は図 3.2 に示すように，板厚２０ mm で初期切欠き長さ a_0 は板幅Wの約 0.5～0.55 倍となるようにした上で，切欠き先端には疲労予き裂を導入した．不均質試験片のき裂を含む材料(Mat.1)の幅は１０ mm とし，一部５ mm のものも製作した．



（a）Ｎ１，Ｍ２，Ｓ１，Ｈ２　　（b）Ｍ１，Ｎ２，Ｈ１，Ｓ２

図 3.4(a)(b)　熱処理を施した材料の応力-ひずみ曲線

（２）延性き裂進展試験手法とデータの整理方法

試験は，ASTM E1152-87 [62]に準じて変位制御（クロスヘッド変位速度=1 mm/min）で実施した．試験温度は，全て室温とした．R曲線を得る方法としてここでは，複数試験片法を用いた．所定の荷重まで負荷し，除荷後延性破面部を損傷させないように疲労破断させた後，初期切欠き長さと延性き裂進展量を計測した．延性き裂進展量Δａの定義は，ASTM E1152-87 に準じて板厚方向に８分割した９点を計測しその平均値とした．

延性き裂進展抵抗指標として，ここでは従来からＲ曲線の指標として用いられることの多いＪ積分および CTOD を用いて整理した．Ｊ積分および CTOD の評価式として，Crack Mouth Opening Displacement (V_{LL}) を用いて計算される ASTM E1152-87 と WES [63)89)] 規格に示される式(3.1)および式(3.2)を用いた．この際，移動する延性き裂先端でのＪ積分および CTOD を求めるために，き裂長さａには初期切欠き長さ a_0 と延性き裂進展量Δａを含めて計算した．

$$J=(1-\nu^2)K^2/E+J_{pl} \tag{3.1}$$

$$J_{pl}=\eta A_{pl}/t\ (W-a)$$

$$\eta=2+0.522\ (W-a)/W$$

ただし，Ｋは応力拡大係数，νはポアソン比，Ｅは縦弾性係数，ｔは板厚，Ｗは板幅，ａは切欠き長さ($=a_0+\Delta a$)，A_{pl} は荷重－荷重変位曲線下の面積．

$$CTOD=(1-\nu^2)K^2/2\sigma_Y E+r_p(W-a)V_p/\{r_p(W-a)+a\} \quad (3.2)$$

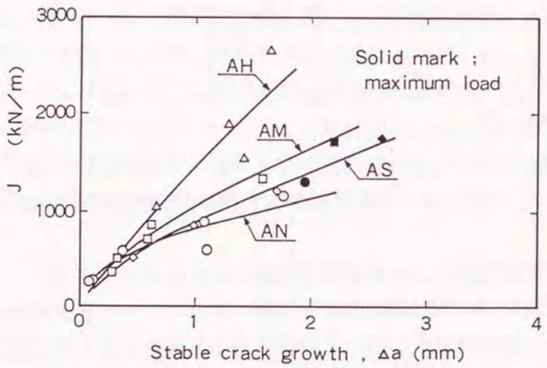
$$r_p=0.4(1+\alpha)$$

$$\alpha=2\cdot\{(a/b_0)^2+(a/b_0)+0.5\}^{1/2}-2\cdot(a/b_0+0.5)$$

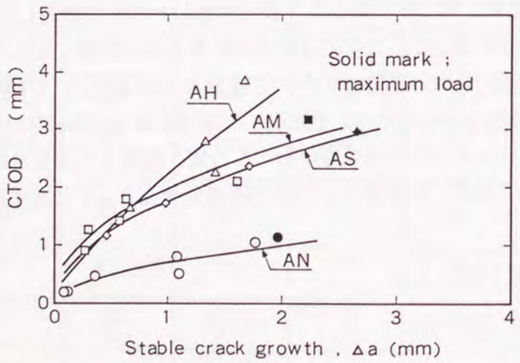
ただし，aはき裂長さ，Wは試験片幅，σ_Yは降伏応力，V_pは切欠き末端部変位の塑性成分，r_pは回転補正係数，b_0はリガメント寸法（＝W－a）

3.2.3　供試試験片の延性き裂進展抵抗特性に及ぼす強度的不均質の影響

４種類の均質材 AN,AM,AH,AS の延性き裂進展抵抗（R）曲線を，コンパクト試験によって計測した．J積分によって整理したR曲線を図 3.5(a)に，CTOD によって整理したR曲線を図 3.5(b)に示す．それぞれの試験片での最高荷重に相当するデータは，図中に塗りつぶし



（a）J-Δa



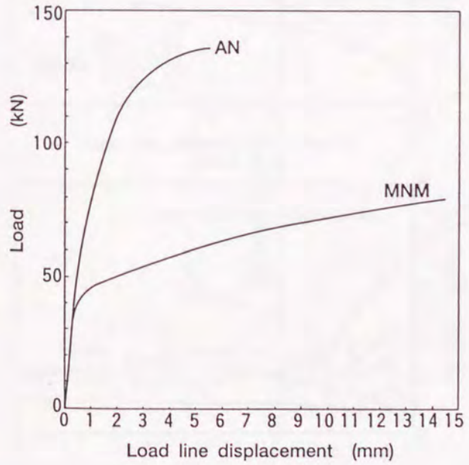
（b）CTOD-Δa

図 3.5(a) (b)　均質試験片におけるJ-R曲線とCTOD-R曲線

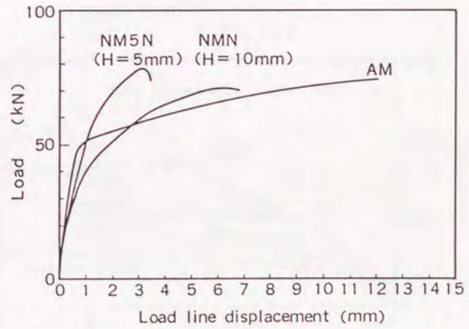
て示した．図 3.5 の両図から分かるように，AH,AM,AS,ANの順に小さな負荷の上昇で延性き裂が進展しており，き裂進展抵抗が低下する傾向を示している．この関係は，表 3.5 で示した破断伸びや破断絞りの大小関係（AS＞AH＝AM＞AN）と必ずしも対応していない．

次に，均質試験片の材料を組み合わせて作製された不均質試験片の延性き裂進展試験の結果について示す．まず，硬質コンパクト試験片（MNM）と軟質コンパクト試験片（NMN，NM５N）を用いた延性き裂進展試験により得られた荷重－荷重線（切欠末端部開口）変位曲線を，均質試験片（AN，AM）のそれとともに比較して図 3.6(a)(b)に示す．硬質試験片の場合には図 3.6(a)で示すように，大規模降伏荷重に達するような同じ荷重レベルで比べた場合，硬質試験片の荷重線変位は，均質試験片のそれに比べて増加していく傾向にあることが確認できる．一方，大規模降伏荷重に達するような同じ荷重レベルで比べた場合，軟質試験片の荷重線変位は，図 3.6(b)で分かるように，均質試験片のそれに比べて減少していく傾向がみられる．さらに，NMN(H=10mm)試験片に比べてNM５N(H=5mm)試験片の荷重線変位は減少しており，Mat.1 の幅が減少することによる塑性拘束の影響が現れているのがわかる．これは，軟質試験片の場合，強度差が塑性拘束を生み荷重－変位曲線において荷重を押し上げ，変位を抑制させるためである．このように，均質試験片と軟質試験片では大きく異なる変形挙動を示す．このことから，同じ負荷レベルにある均質，不均質試験片の比較において，切欠きを囲む周辺の強度的不均質の影響を受ける荷重線変位を用いて計算されるCTOD やＪ積分の値に差が生じることが推定できる．

コンパクト試験片を用いた延性き裂進展抵抗試験を実施して得られた四種類の不均質試験片MNM,ＳＨＳ,ＨＳＨ,NMNのＲ曲線を，Ｊ積分によって整理した結果を図 3.7(a)～(d)に，CTOD によって整理した結果を図 3.8(a)～(d)に示す．それぞれ Mat.1 に対応する均質試験片



（a）AN，MNM



（b）AM，NMN，NM５N

図 3.6(a) (b)　軟質試験片を用いたコンパクト試験で得られた荷重-荷重変位曲線と均質試験片のそれとの比較

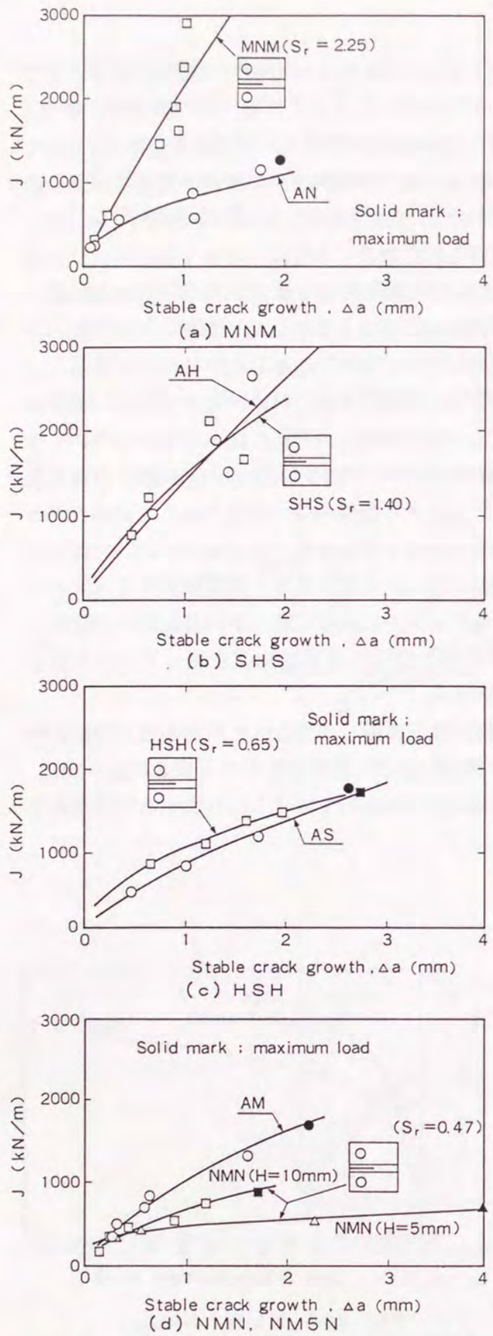


図 3.7(a)～(d) 不均質試験片におけるJ-R曲線

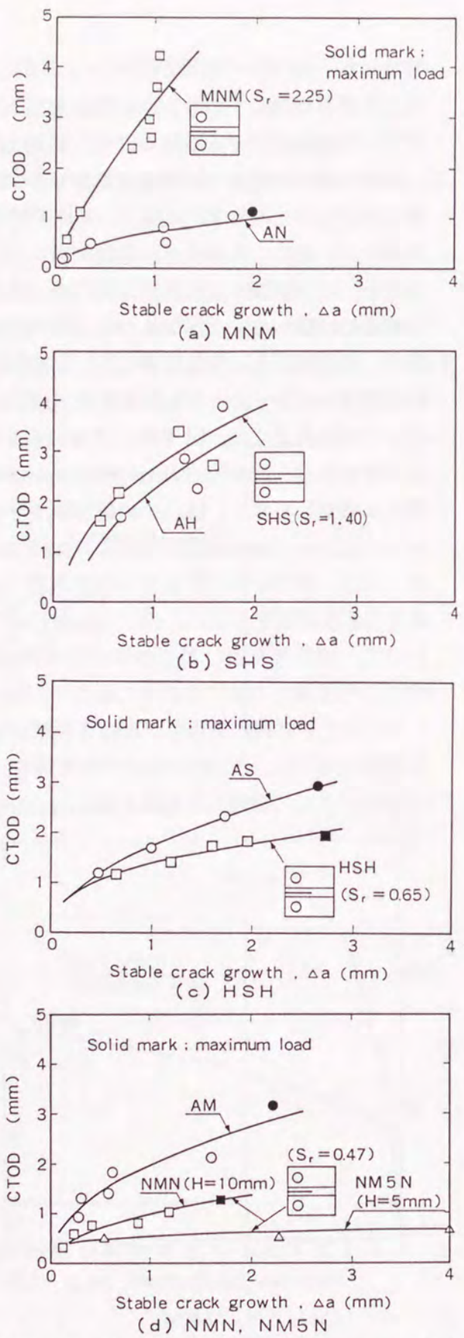


図 3.8(a)～(d) 不均質試験片におけるCTOD-R曲線

ＡＮ，ＡＨ，ＡＳ，ＡＭのＲ曲線と比較して示した．また，最高荷重に相当するデータは，図中に塗りつぶして示した．き裂先端域に存在する材料(Mat.1)が同じであるにも関わらず，不均質試験片のＲ曲線は均質試験片で得られたＲ曲線とは明らかに異なる挙動を示すことが図3.7と図3.8からわかる．すなわち，硬質試験片であるＭＮＭ，ＳＨＳ試験体ではdCTOD/da（dJ/da）は増大し，軟質試験片であるＮＭＮ，ＨＳＨ試験片ではdCTOD/da（dJ/da）は減少する傾向が認められる．また，軟質試験片においては，軟質部幅Ｈが小さくなるにつれて，さらにdCTOD/da（dJ/da）が減少する傾向が認められる．図3.7と図3.8の結果から得られるCTOD（Ｊ）-Ｒ曲線に及ぼす強度的不均質の影響について，ＳｒとＨ/ｔの関係において定性的な傾向を図示すると図3.9のようになる．図3.6(b)でみられる軟質によるひずみ集中は，延性材料に対しても影響が大きく，見掛けの延性き裂進展抵抗を低下させる．継手に占める軟質部の幅が小さい程，その傾向が大きくなることが実験的に確認できた．一方，図3.6(a)でみられる硬質による変形能の増大は，見掛けの延性き裂進展抵抗を向上させる．しかし，軟質継手自身の限界載荷能は軟質材料単独の試験片の場合以上に向上し，硬質継手自身の限界載荷能は硬質材料単独の試験体の場合よりも低下する．

以上のように，不均質材に存在する強度的不均質は，延性き裂進展抵抗特性に影響を及ぼすことが実験的に確かめられた．これは，破壊力学パラメータであるＪ積分とCTODが，き裂周りに存在する材料（Mat.2）も含めた強度的不均質の影響を受けるためである．したがって，き裂周りに存在する材料（Mat.2）を含めた強度的不均質の影響を受けない応力・ひずみ領域を解析によって把握し，破壊力学パラメータＪ積分やCTODに代わる，進展する延性き裂先端の新たな破壊指標の調査が次に必要となる．

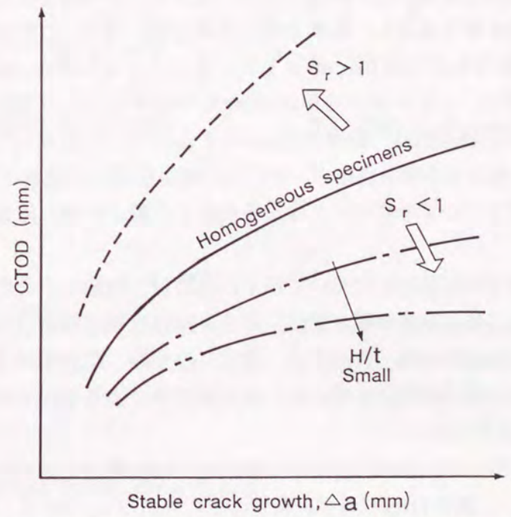


図 3.9　ＣＴＯＤ-Ｒ曲線に及ぼす強度比(Sr)と強度的不均質部幅(H/t)の影響に関する定性図

３．３　三次元弾塑性有限要素解析法を用いた延性き裂進展解析

前節では，不均質材に存在する強度的不均質は，延性き裂進展抵抗特性に影響を及ぼすことを実験的に確かめた．これは，破壊力学パラメータであるＪ積分と CTOD が，き裂周りに存在する材料も含めた強度的不均質の影響を受けるためと考えられる．したがって，本節では，強度的不均質の影響を受けない応力・ひずみ領域を３次元弾塑性解析によって把握し，破壊力学パラメータＪ積分や CTOD に代わって，進展する延性き裂先端の新たな破壊指標の調査を行う．

3.3.1　解析に用いた試験片モデルとき裂進展解析手法

コンパクト試験における均質試験片と不均質試験片のき裂進展中の応力・ひずみ挙動を比較するために，３次元弾塑性有限要素解析法（ＦＥＭ）による延性き裂進展解析を実施した．ここでの解析対象には，前節の延性き裂進展試験に用いた硬質・軟質性の著しい二種類の不均質試験片（MNM，NMN）および比較のための均質試験片（ＡＮ，AM）の４ケースを選んだ．

不均質試験片は，図 3.2 に示す板厚２０ mm のコンパクト試験片で，解析にはき裂線を中心にした 1/4 モデルを使った．３次元弾塑性ＦＥＭは，解析コードＡＢＡＱＵＳを使って微小変形条件を想定して実施した．図 3.10 には，本解析で用いたメッシュ分割を示す．ここでは，延性き裂進展中のき裂先端近傍での応力・ひずみ挙動を詳細に検討することを目的に，進展するき裂先端のメッシュ寸法を 0.1mm x 0.5mm の細メッシュとしたものと，比較的長い延性き裂の進展を想定してメッシュ寸法が 0.4mm x 1.0mm の粗メッシュとしたものの二種類のメッシュ分割を使用した．細メッシュ，粗メッシュの場合とも，２０節点アイソパラメトリック６面体要素を使用し，板厚方向に５層分割とした．この際，板厚方向には，板厚中央で 5mm，試験片表面では 0.5mm とした．細メッシュの場合，進展ステップを 0.1mm，延性き裂進展範囲は，Δａ＝0.4～0.8 mm とし，粗メッシュの場合には，進展ステップを 0.4mm，延性き裂進展範囲は，最大でΔａ＝2.4 mm として計算した．なお，応力・ひずみは，要素内で求められる各積分点応力・ひずみの値を節点の位置まで外挿して求めた．また，き裂延長線上の応力・ひずみについては，各要素中心線上の節点位置の値を代表させて出力させた．

次に，延性き裂進展解析手法について示す．解析は，前節で示した延性き裂進展試験で得られた荷重線変位（切欠末端部開口変位）V_{LL}－延性き裂進展量Δａ関係を再現することを条件に制御し，その過程で得られる応力，変位，ひずみ，応力多軸度を出力させた．延性き裂の進展の方法は，節点解放法を用いた．節点開放法による延性き裂進展の手順について，図 3.11 とともに以下に示す．

① step １・・・図 3.11(a)に示すピン穴の作用点に強制変位を与える．この場合，目標となる強制変位量は，図 3.11(c)で示すＡ点で与えられる V_{LL} である．なお，図 3.11(c)は，実験で得られた荷重線変位（切欠末端部開口変位）V_{LL}－延性き裂進展量Δａ関係である．

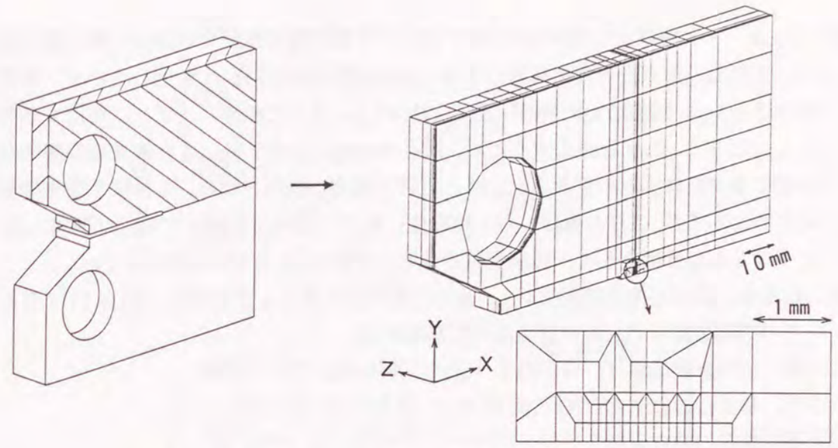


図 3.10　解析に用いたメッシュ分割

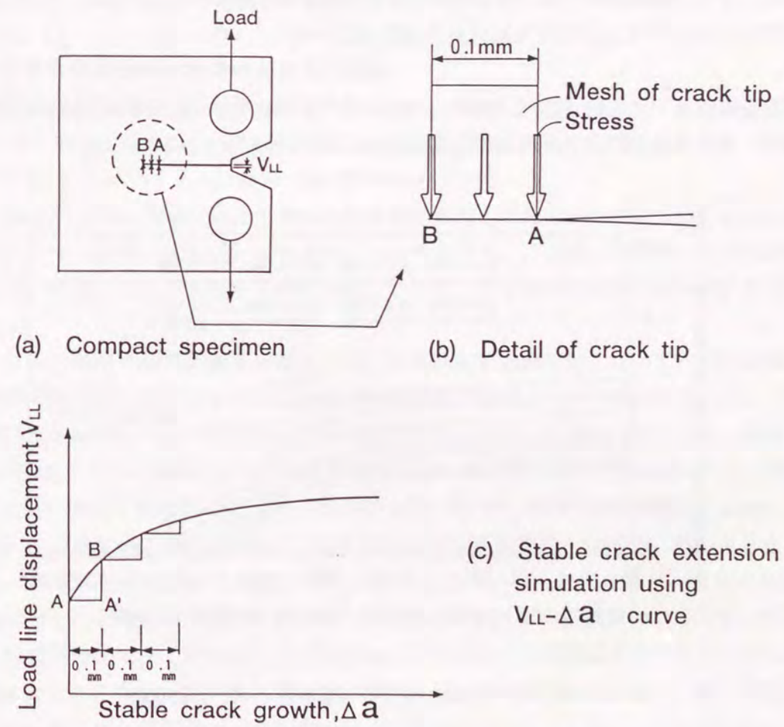


図 3.11　３次元弾塑性解析における延性き裂進展条件の与え方に関する説明図

② step ２・・・目標となるＶ LL に達すると，き裂先端に存在する要素１個の節点を解放する．ただし，節点を一度に解放しても，強制変位量とＶ LL は変化しないが，き裂長さは最小メッシュ寸法 0.1mm 伸び（図 3.11(c)のＡ→Ａ’に相当），ピンに作用する荷重は減少してしまう．これを防止するため，節点解放前に作用しているき裂先端要素内の節点力と同じ量で反対向きの節点力を，節点開放と同時に作用させる．これはき裂先端を閉口させる力であるが，これを数回から十回程度に分けて徐々に除荷していく．同時に，図 3.11(c)に示すＢ点を目標として，強制変位を数回から数十回に分けて作用していく．

③この結果，実際の荷重線変位Ｖ LL と延性き裂進展量Δａの関係は，図 3.11(c)のＡ→Ａ’→Ｂの経路を辿らず，Ａ→Ｂに沿った経路を辿る．

以降の延性き裂進展は，以上の①～③の手順を繰り返して行う．

また，解析における CTOD の決定には，従来から採用されている，

①き裂先端点の開口変位

②き裂上下縁のき裂先端近傍部の弾塑性境界における開口変位[90]

③き裂先端周りの変位図を作成した上で，Ｒ止まりにより計測された開口変位

などの方法が提案されているが，ここでは③の伊藤らの提案[91]に基づいて CTOD を定義した．CTOD の計測のためのき裂先端付近の変形図の一例（NMN，H/ｔ＝1/2）を図 3.12 に示す．

さらに図 3.13 には，解析に用いた４種類の材料の真応力－真ひずみ曲線を示す．N1，N2 鋼は，M1，M2 鋼に比べて２倍以上の強度レベルを有することが分かる．

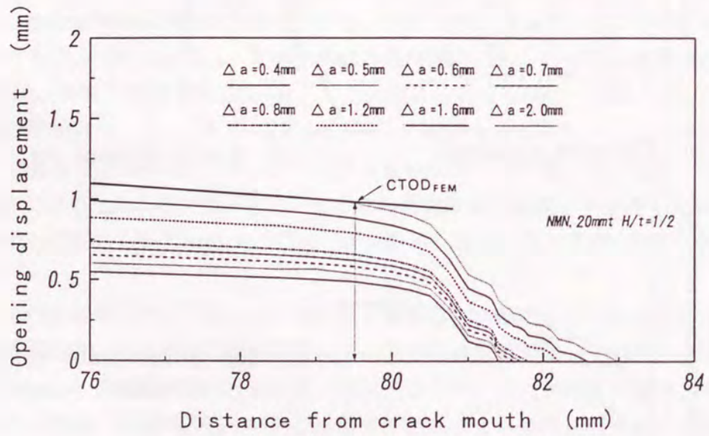


図 3.12　き裂先端周りの変形とＣＴＯＤの定義

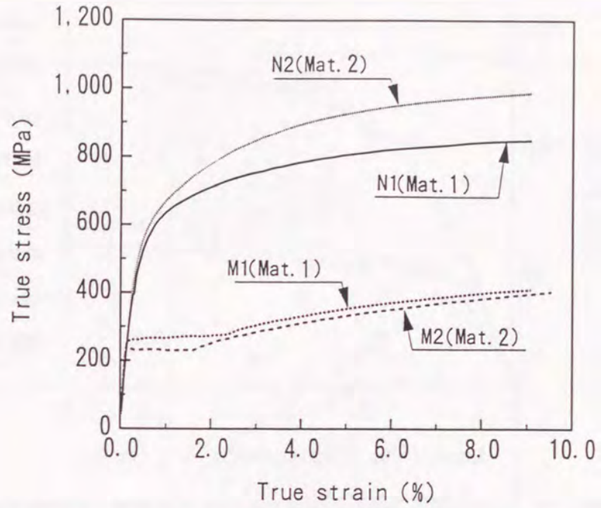


図 3.13　３次元弾塑性解析に使用した真応力－真ひずみ線図

3.3.2　延性き裂進展解析手法の妥当性の確認

延性き裂進展解析手法の妥当性を確認するために，実験で得られた荷重－荷重線変位曲線とＶ LL－Δａ関係から求められる解析で得られた荷重－荷重線変位曲線の比較を行ったところ，両者は図 3.14 に示すように良い一致が認められている．

また，図 3.15 には，解析によって得られたき裂延長線上の応力，ひずみ関係と解析に使用した応力，ひずみ関係（図 3.13）とを比較した一例を示す．この場合も均質・不均質試験片に関わらず，解析結果は実験結果と概ね一致しており，本解析手法がほぼ妥当であるものと考えられる．

次に，Ｖ LL－延性き裂進展量Δａ関係を用いた延性き裂進展解析において，先に定義した CTOD の妥当性ならびに，これに及ぼす強度的不均質の影響について検討する．ここで定義した弾塑性ＦＥＭ解析によって得られる CTOD の妥当性について確認するために，実験で計測されたＶ LL を用いて計算した CTOD（$CTOD_{EXP}$）値と弾塑性ＦＥＭ解析による CTOD（$CTOD_{FEM}$）値の比較を試みた．その結果を，図 3.16 に示す．均質試験片において，$CTOD_{EXP}$ と $CTOD_{FEM}$ の両者は良く一致するが，不均質試験片では両者に差が生じる．少なくとも，均質試験片において両者が良く一致することから，き裂先端Ｒ止まりの変位を $CTOD_{FEM}$ とした定義上の問題はないと考えられる．一方，不均質試験片では両者に差が認められ，硬質試験片では $CTOD_{EXP}$ が $CTOD_{FEM}$ より大きく，軟質試験片では $CTOD_{EXP}$ が $CTOD_{FEM}$ より小さくなっている．これは，$CTOD_{FEM}$ では比較的き裂先端に近い位置で計測されるのに対して，$CTOD_{EXP}$ はき裂末端での開口量に基づいて算出しているために，き裂周りに存在する強度的不均質の影響が $CTOD_{EXP}$ において相対的に大きく現れたものと考

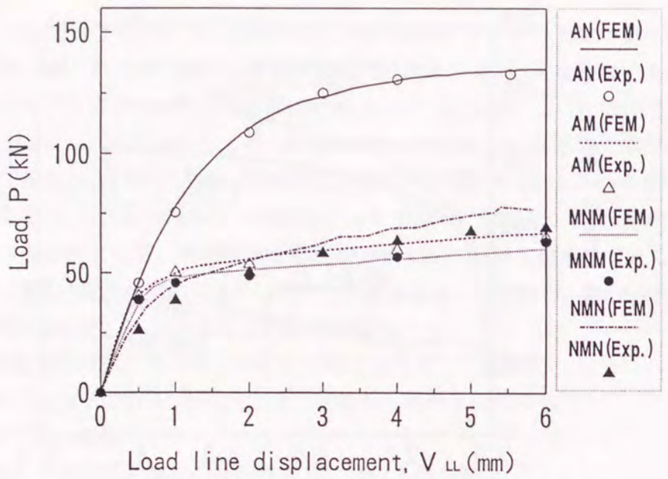


図 3.14　３次元弾塑性解析の結果から得られた荷重－荷重線変位曲線

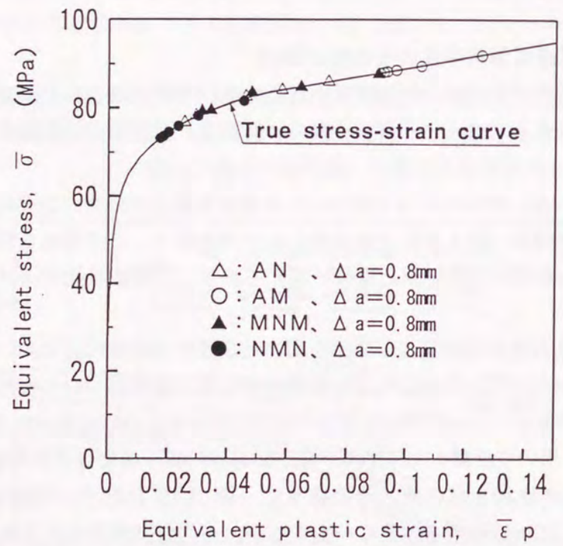


図 3.15　解析データの確認の一例

えられる．このことから，$CTOD_{EXP}$ の方が $CTOD_{FEM}$ より強度的不均質の影響が大きいことがわかる．

また，CTOA についても同様に整理を試みたが，著しくばらつく結果が得られたので，本解析に用いたメッシュ形状において，CTOA を計測するのは不適切であると判断した．

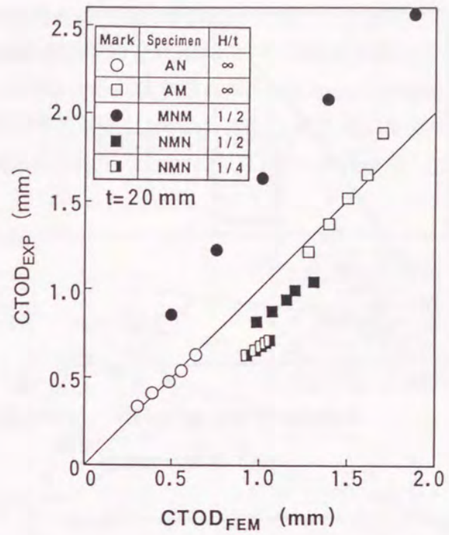
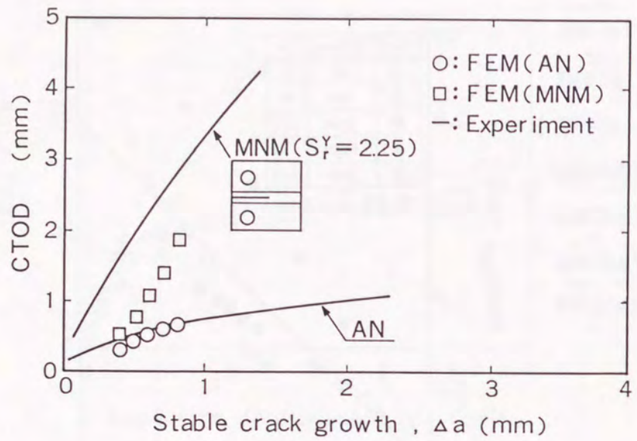


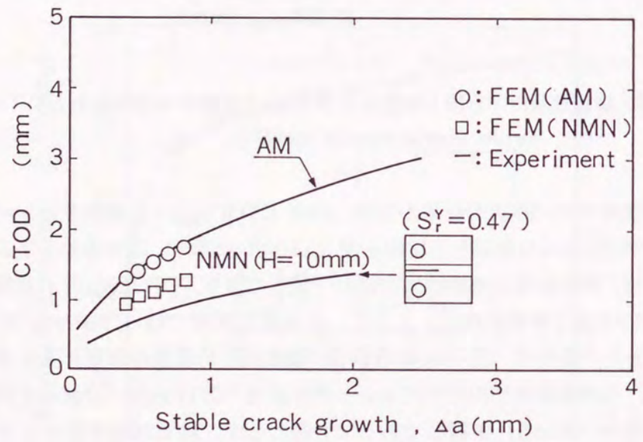
図 3.16　弾塑性解析から得られたＣＴＯＤ $_{FEM}$ と実験から求められたＣＴＯＤ $_{EXP}$ の比較

次に，弾塑性ＦＥＭ解析の結果から得られた $CTOD_{FEM}$－Ｒ曲線とコンパクト試験により得られた $CTOD_{EXP}$－Ｒ曲線との比較を図 3.17(a)(b)に示す．図からわかるように，均質試験片においては，解析結果と実験結果は概ね一致しており，$CTOD_{EXP}$－Ｒ曲線は $CTOD_{FEM}$－Ｒ曲線とほぼ等価な意味を持つ．しかし，不均質試験片では $CTOD_{FEM}$ は，均質試験片の $CTOD_{FEM}$ とも一致せず，$CTOD_{EXP}$ と同様，強度的不均質性の影響を受けることが分かる．このように，不均質試験片の $CTOD_{FEM}$－Ｒ曲線は，$CTOD_{EXP}$－Ｒ曲線と同様に，き裂先端に位置する材料（Mat.1）が同じであるにも関わらず，均質試験片のそれと一致しないことが確かめられた．また，同じΔａでは，実験で得られる $CTOD_{EXP}$ は硬質試験片では $CTOD_{FEM}$ に比べて大きく，軟質試験片では小さくなっており，強度的不均質の影響が解析結果に比べて大きく現れる傾向にある．

以上のことから，弾塑性ＦＥＭ解析によって得られる $CTOD_{FEM}$ は，均質試験片に限れば実験から計測される $CTOD_{EXP}$ と良く一致しており，$CTOD_{FEM}$ と $CTOD_{EXP}$ を用いた均質試験片の場合のＲ曲線は，ほぼ等価であると考えて良い．したがって，少なくとも，き裂先端Ｒ止まりの変位を $CTOD_{FEM}$ とした定義上の問題はないと考えられる．しかしながら，不均質試験片においては，$CTOD_{FEM}$ を用いたＲ曲線においても，均質試験片のＲ曲線とは一致しない上に，解析結果と実験結果の間に整合性が認められないことから，これらのパラメー



(a) AN, MNM



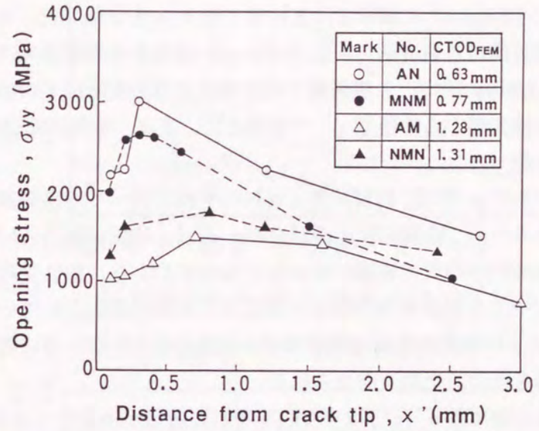
(b) AM, NMN

図 3.17(a)(b)　ＣＴＯＤ$_{FEM}$とＣＴＯＤ$_{EXP}$によるＲ曲線の比較

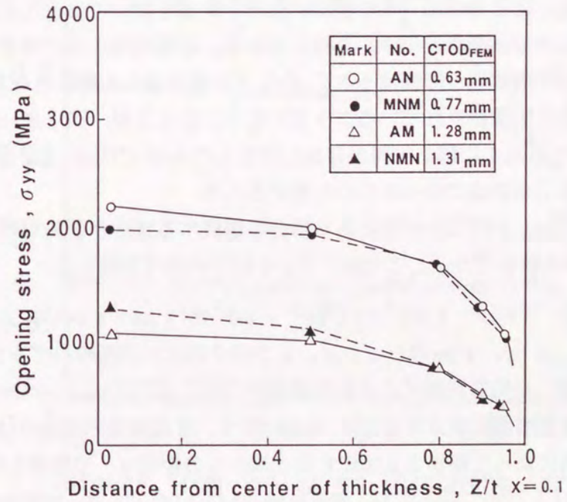
タは不均質試験片に存在する強度的不均質の影響を受けるものと考えられる．したがって，強度的不均質を有する材を対象とした場合には，延性き裂進展抵抗としての破壊指標として，CTOD のような破壊力学パラメータに代わる，何らかの適切な指標が必要であることがうかがえる．

３．４　CTOD レベルが同じ場合の進展する延性き裂先端近傍応力・ひずみ分布

前節では，延性き裂進展解析のための３次元弾塑性ＦＥＭ解析手法について述べ，それによって得られる均質，不均質試験片の $CTOD_{FEM}$－Ｒ曲線を実験で得られた $CTOD_{EXP}$－Ｒ曲線と比較して調べた．その結果，不均質試験片の $CTOD_{FEM}$－Ｒ曲線は，$CTOD_{EXP}$－Ｒ曲線と同様に，き裂先端に位置する材料（Mat.1）が同じであるにも関わらず，均質試験片のそれと一致しないことが確かめられた．これは，CTOD－Ｒ曲線が，Mat.1 とき裂周りの材料



（ａ）き裂進展方向（板厚中央値）



（ｂ）板厚方向（x'=0.1mm）

図 3.18(a)(b)　ＣＴＯＤレベルが同じ程度となる場合のき裂直角方向応力（σ yy）分布

(Mat.2) の間に存在する強度的不均質性に影響を受けるためと考えられる．そこで，本節では，均質試験片と不均質試験片の間でCTOD－R曲線が異なる原因について考察するために，均質・不均質試験片のそれぞれが同じCTODレベルとなる際の進展する延性き裂周りの応力・ひずみ分布について調べることにする．

前節で示したような３次元弾塑性ＦＥＭ解析手法によって得られた結果を基に，き裂先端に位置する材料Mat.1が，Ｎ鋼となる試験片（ＡＮ，ＭＮＭ）とＭ鋼となる試験片（ＡＭ，ＮＭＮ）のそれぞれに同じ程度の$CTOD_{FEM}$レベル（AN：0.63mm，MNM：0.77mm，AM：1.28mm，NMN：1.31mm）に載荷された状態でのσ_{yy}を比較した．４種類の均質・不均質試験片のき裂先端近傍のき裂直角方向応力（σ_{yy}）分布をき裂進展方向と板厚方向に分けて，図 3.18(a)と図 3.18(b)に示す．き裂進展方向分布は板厚中央断面での値を扱い，進展によって移動する延性き裂先端からの距離ｘ’で整理した．また，板厚方向分布はｘ’が０．１ mmとなる場合の値を扱った．

硬質試験片ＭＮＭのσ_{yy}は，均質試験片ＡＮのそれに比べてき裂先端から離れた位置で低下傾向が大きくなる一方，軟質試験片ＮＭＮのσ_{yy}は，均質試験片ＡＭのそれに比べてやや増加しており，強度的不均質の影響が認められるのがわかる．別に整理した最大主応力についても，以上に述べたき裂直角方向応力とほぼ同じ挙動が確認されている．これは，き裂先端での応力はMat.1の強度特性が支配的だが，き裂先端から離れるに従い，徐々にMat.2の強度レベルに影響を受けるためと考えられる．

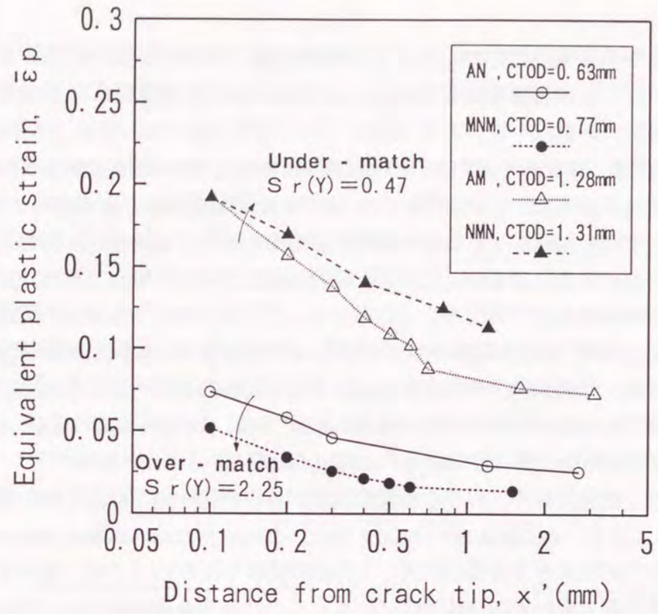
また，き裂先端近傍でのσ_{yy}では強度的不均質の影響が小さいことが，板厚方向σ_{yy}分布（図 3.18(b)）からもわかる．き裂先端からの距離ｘ’が０．１ mmの位置では，均質，不均質試験片の違いによる応力分布の差は，板厚中央部を除いてほとんど認められず，いずれもほぼ同様な応力分布形状を示す．このことから，き裂先端近傍に限定する限り，局部応力に及ぼす強度的不均質性の影響は小さく，むしろき裂先端から離れた位置での応力に対して，強度的不均質性の影響が現れているようである．このことが，図 3.8 において示されたように，き裂先端の Mat.1 に同じ材料が存在し同じレベルの CTOD に達しても，延性き裂進展量Δａに差を生じる原因になったものと推定される．

次に，$CTOD_{FEM}$が同じレベルにある場合の進展する延性き裂先端周りの相当塑性ひずみ（$\bar{\varepsilon}_p$）分布の比較を行う．ここでは，$\bar{\varepsilon}_p$を以下の式で定義した．

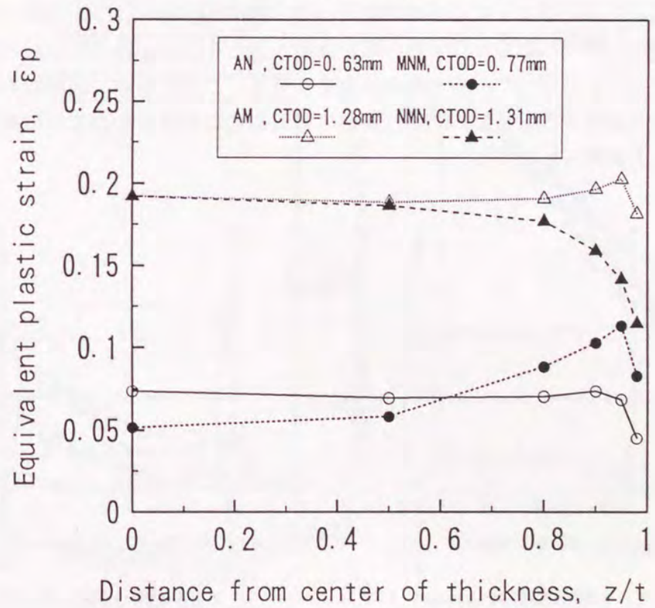
$$\bar{\varepsilon}_p = [\,2\cdot\{(\varepsilon_{px}-\varepsilon_{py})^2+(\varepsilon_{py}-\varepsilon_{pz})^2+(\varepsilon_{pz}-\varepsilon_{px})^2\}\,]^{1/2}/3 \qquad (3.3)$$

ただし，ε_{px}，ε_{py}，ε_{pz}は，ｘ，ｙ，ｚ方向それぞれの塑性ひずみ成分．

４種類の均質，不均質試験片のき裂先端近傍の同じ$CTOD_{FEM}$レベルでの板厚中央断面における$\bar{\varepsilon}_p$のき裂進展方向分布を図 3.19(a)に示す．き裂進展方向分布は，板厚中央断面での値を扱い，進展によって移動する延性き裂先端からの距離ｘ’で整理した．図 3.19(a)をみると，同じCTODレベルであっても，硬質試験片ＭＮＭの$\bar{\varepsilon}_p$は，均質試験片ＡＮのそれに比べて小さく，軟質試験片ＮＭＮのき裂先端から離れた位置での$\bar{\varepsilon}_p$は，均質試験片ＡＭのそれに比べやや大きくなるのがわかる．このような傾向は，図 3.18(a)で示すき裂進展方向σ_{yy}



（ａ）き裂進展方向（板厚中央値）



（ｂ）板厚方向（x'=0.1mm）

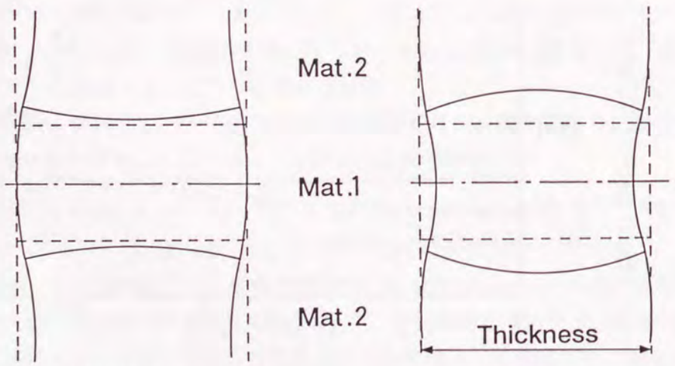
図 3.19(a)(b)　ＣＴＯＤレベルが同じ程度となる場合の相当塑性ひずみ（$\bar{\varepsilon}_p$）分布

分布に比べて明確に確認できる．ただし，均質試験片AMと軟質試験片NMNではき裂先端近傍において，$\bar{\varepsilon}$ p はほぼ一致しており，応力分布の場合と同様に，き裂先端近傍に限れば強度的不均質性の影響は小さいようである．

図 3.19(b)には，相当塑性ひずみ $\bar{\varepsilon}$ p の板厚方向分布を示す．板厚方向分布は，進展によって移動する延性き裂先端からの距離 x’ が０.１ mm となる場合の値を扱った．図から，板厚中央部ではいずれの試験片でもほぼ一様な $\bar{\varepsilon}$ p 分布を示し，応力分布と同様に強度的不均質性の影響は小さいようにみえる．しかし，応力分布と違いがみられる点は，試験片表面で均質試験片と不均質試験片で異なる $\bar{\varepsilon}$ p 分布をもつことである．すなわち，均質試験片の表面近傍では，$\bar{\varepsilon}$ p の若干の増加が認められるが，硬質試験片MNMでは試験片表面近傍で $\bar{\varepsilon}$ p が著しく増加し，軟質試験片NMNでは減少する傾向が認められる．これは，不均質試験片における試験片表面部の $\bar{\varepsilon}$ p の増加・減少挙動が，Mat.1 を取り囲む Mat.2 の存在によってひずみ分布が乱されたために生じたものと考えられる．

硬質試験片と軟質試験片における任意負荷レベルでの定性的な変形状態の比較を，参考までに図 3.20 に示す．硬質試験片の Mat.1 では，板厚中央に比べ試験片表面での荷重線方向への変形が相対的に大きくなるのに対して，軟質試験片の Mat.1 では，板厚中央に比べ試験片表面での荷重線方向の変形は相対的に小さい．このような荷重線方向の変形状態に対応して，図 3.19(b)に示される $\bar{\varepsilon}$ p の板厚方向分布の形状が決定したものと思われる．

以上のことからわかるように，均質試験片と不均質試験片の同じ CTOD レベルで，進展する延性き裂先端近傍での応力・ひずみ分布を比較するとその両者は必ずしも一致せず，き裂先端から離れるにしたがって，その傾向が大きくなる．このことが，強度的不均質を有する材を延性き裂が進展する場合に，CTOD が必ずしも適切な延性き裂進展抵抗指標とならない原因であることが明らかになった．



（ａ）硬質試験片MNM　　（ｂ）軟質試験片NMN

図 3.20 (a) (b)　任意負荷レベルでの不均質試験片の変形状態

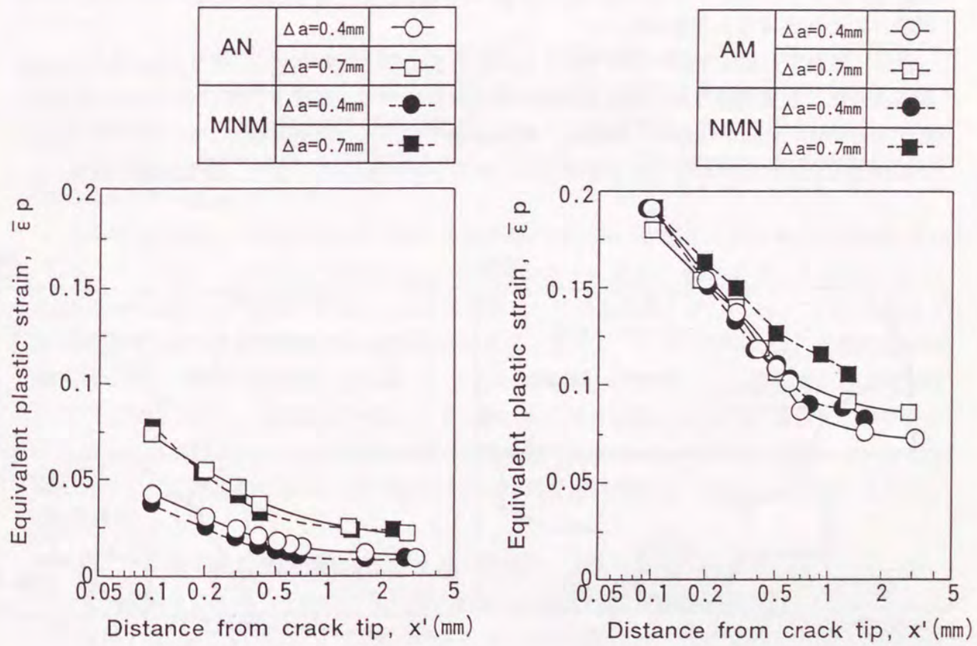
３．５　延性き裂進展量が同じ場合の進展するき裂先端近傍応力・ひずみ分布

3.5.1　延性き裂先端近傍ひずみ分布に及ぼす強度的不均質の影響

（１）　板厚中央断面におけるひずみ分布

延性き裂進展はき裂先端の塑性変形によってもたらされることから，き裂先端での変形の程度を表す力学量が，延性き裂進展抵抗指標となり得ることが考えられる．一般に，延性き裂発生開始時のき裂先端近傍に発生する相当塑性ひずみ（$\bar{\varepsilon}$ p）は，延性き裂発生指標として取り扱われる[84)92)93)]ことが多く，延性き裂が進展している間においても $\bar{\varepsilon}$ p は力学的指標に成り得る可能性があると思われる．

そこで，３次元弾塑性ＦＥＭ解析によって得られた４種類の均質，不均質試験片の延性き裂進展中の板厚中央断面での相当塑性ひずみ $\bar{\varepsilon}$ p のき裂進展方向分布について整理してみる．その結果を，図 3.21(a)(b)に示す．ここでは，同じ延性き裂進展量となる場合（Δａ=0.4mm と 0.7mm）の均質試験片と不均質試験片での $\bar{\varepsilon}$ p を比較した．図の横軸は，延性き裂進展によって移動するき裂先端からの距離 x’ で整理した．



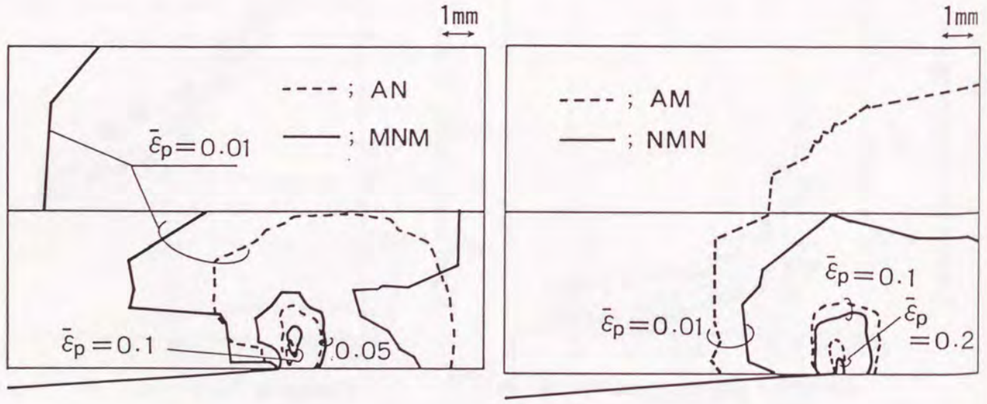
（ａ）ＡＮ，ＭＮＭ　　（ｂ）ＡＭ，ＮＭＮ

図 3.21 (a) (b)　進展する延性き裂先端の相当塑性ひずみ（$\bar{\varepsilon}$ p）のき裂進展方向分布

同じ延性き裂進展量レベルで比較すると，均質試験片ＡＮの$\bar{\varepsilon}$ｐは均質試験片ＡＭのそれに比べて小さい．均質試験片であっても，異なる材料においてはＡＮ，ＡＭで$\bar{\varepsilon}$ｐレベルは明らかに異なり，進展する延性き裂先端の$\bar{\varepsilon}$ｐ値は材料に依存するようである．しかし，延性き裂進展量に対する$\bar{\varepsilon}$ｐの増分量は，ＡＭよりＡＮの方が大きいようなので，本解析で実施した範囲を越えて延性き裂進展量が大きくなる場合には，均質試験片ＡＮの$\bar{\varepsilon}$ｐは均質試験片ＡＭのそれに比べて必ずしも小さくならないと考えられる．

ここで，最も留意すべき点は，CTOD レベルが同じ程度となる場合の$\bar{\varepsilon}$ｐ分布が均質，不均質試験片の間で一致しなかったのに対して，ＡＮ，ＭＮＭ試験片（図 3.21(a)），ＡＭ，ＮＭＮ試験片（図 3.21(b)）の均質試験片と不均質試験片の間で，延性き裂進展量が同じ程度にある場合の$\bar{\varepsilon}$ｐ分布がほぼ一致する傾向にあることである．しかし，延性き裂先端から離れるにしたがい，均質・不均質試験片の間に差が生じるようにもみえる．この傾向をさらに詳しくみるために，図 3.22(a)(b)には，硬質試験片と軟質試験片の板厚中央断面でのき裂先端部近傍における$\bar{\varepsilon}$ｐの等ひずみ線図を，均質試験片のそれと比較して示す．同じ延性き裂進展量における塑性変形域の拡がりは，軟質試験片の方が強度的不均質の影響を受けて限定されてはいるが，硬質，軟質試験片ともき裂先端近傍に限れば塑性変形域の拡がりは，均質試験片のそれとほとんど差がない．

次に，進展する延性き裂の先端での$\bar{\varepsilon}$ｐの大きさについて考察する．図 3.22(a)をみると分かるように，硬質試験片ＭＮＭは均質試験片ＡＮに比べて，Mat.1 におけるひずみレベルが必ずしも小さいとはいえない．同様に，軟質試験片ＮＭＮは均質試験片ＡＭに比べて Mat.1 における$\bar{\varepsilon}$ｐレベルが必ずしも大きいとはいえないのがわかる．また，硬質試験片ＭＮＭの



（ａ）ＡＮ，ＭＮＭ，Δａ=0.4mm　　（ｂ）ＡＭ，ＮＭＮ，Δａ=0.4mm

図 3.22(a)(b)　延性き裂先端における相当塑性ひずみの等ひずみ線図

Mat.2 でのひずみは，均質試験片ＡＮに比べて大きく，軟質試験片ＮＭＮの Mat.2 でのひずみは均質試験片ＡＭに比べて小さい．このことから均質試験片と不均質試験片のひずみ差は Mat.1 よりも Mat.2 における位置での方が相対的に大きく，この差が均質試験片と不均質試験片における CTOD やＪ積分値の差として現れるものと考えられる．

これを，図 3.8 で示したコンパクト試験によって得られた延性き裂進展抵抗特性の傾向と関係づけると，き裂先端に同じ材料が存在するにも関わらず延性き裂進展抵抗特性が変化する理由が説明できる．すなわち，硬質試験片の場合，き裂周りの軟質部の存在に基づくひずみ分布の拡がりにより dCTOD/da（dJ/da）が増加し，軟質試験片の場合にはひずみ分布の偏りにより dCTOD/da（daJ/da）が減少するものと推察できる．ただし，このような場合でも延性き裂先端の極めて近傍では，強度的不均質の存在に影響を受けないひずみ領域があることが，図 3.22(a)(b)から確認できた．

（２）き裂先端近傍のひずみ場に関する考察

Hutchinson [94] と Rice-Rosengren [95] は，全ひずみ塑性理論に基づいてき裂先端付近の弾塑性解析を行い，き裂に固有な次式で表される特異応力・ひずみ場を得ている．

$$\sigma_{ij} = \sigma_Y \cdot (E J / \alpha \sigma_Y^2 I_n r)^{1/(n+1)} \cdot \bar{\sigma}_{ij}(\theta, n) \qquad (3.4)$$

$$\varepsilon_{ij} = \alpha (\sigma_Y / E) \cdot (E J / \alpha \sigma_Y^2 I_n r)^{n/(n+1)} \cdot \bar{\varepsilon}_{ij}(\theta, n) \qquad (3.5)$$

ここで，αは応力-ひずみ関係で決まる材料定数，ｎは加工硬化指数，σ_Yは降伏応力，Ｅは縦弾性係数，I_nはｎの関数である積分定数，ｒ，θはき裂先端に原点を持つ極座標，$\bar{\sigma}_{ij}$，$\bar{\varepsilon}_{ij}$はθとｎに依存する無次元化関数である．ＪはRice のＪ積分であり，他の計算または実験により定められる．

式(3.4)と式(3.5)から明らかなように，き裂先端近傍における応力とひずみの特異性はそれぞれ，$r^{-1/(n+1)}$，$r^{-n/(n+1)}$ で表されることが分かる．式(3.4)と式(3.5)は，Hutchinson と Rice-Rosengren の頭文字を取って，ＨＲＲ解あるいはＨＲＲ場と呼ばれる．これらの解はき裂が進展する前のき裂先端近傍の力学的状態を示している．しかし実際には，き裂先端の極めて近い点には破壊進行領域（Fracture process region）が存在しているので，ＨＲＲ解はこの中では成立せず，破壊進行領域から少し離れた外側の領域で近似的に成立していると考えられる．以上のように，均質材ならびに延性き裂が発生する以前の状態において，き裂先端の近傍では破壊力学パラメータＪ積分によって決まる特異応力・ひずみ場が存在することが知られている．

一方，本研究では延性き裂が発生した後の進展する延性き裂先端の状態に注目している．そのような場合における上述のき裂先端近傍のＨＲＲ解が成立する領域の存在について，以下に考察する．図 3.21(a)に示す均質試験片ＡＮと硬質試験片ＭＮＭの進展する延性き裂先端の板厚中央断面での$\bar{\varepsilon}$ｐのき裂進展方向分布を両対数にして整理することで，き裂先端の特異ひずみ場の存在領域を調べた．その結果を図 3.23(a)(b)に示す．ここで横軸は，進展する延性き裂先端からの距離ｘ’を無次元化した．ｘ’は式（3.5)のθが０の時のｒに等しい．

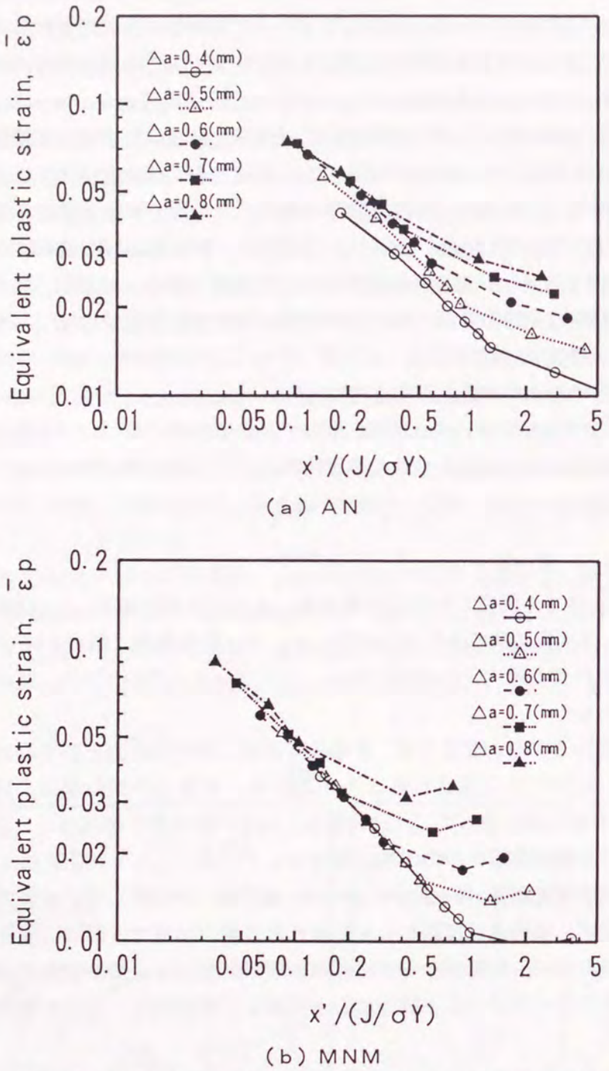


図 3.23(a)(b)　進展する延性き裂先端の特異ひずみ場の分布

図 3.23(a)は均質試験片ＡＮ，図 3.23(b)は硬質試験片ＭＮＭの場合の結果をそれぞれ示す．均質試験片も硬質試験片もともに，ＨＲＲ解の存在領域，すなわち $x'^{-n/(n+1)}$ の特異性が現れる領域（両対数で表される図 3.23 の中で、直線に近い領域）が認められる．これは厳密にはＨＲＲ特異ひずみ場の理論的定義と異なる特異ひずみ場であるが，大規模塑性変形後の延

性き裂進展後もＨＲＲ場に類する特異ひずみ場が存在することが分かる．しかし，延性き裂進展とともにその領域は次第に小さくなる傾向が均質試験片と硬質試験片の両方でみられ，さらに硬質試験片ではその傾向は顕著である．均質試験片に比べると不均質試験片の方がＨＲＲ特異ひずみ場が相対的に小さいのは，き裂周りに存在する不均質領域（Mat.2）によりき裂先端ひずみ場が乱されるためと考えられる．このような結果から，延性き裂がさらに進展するとＨＲＲ特異ひずみ場はさらに消失していくものと推定される．以上のことから，進展する延性き裂先端のひずみ場は，延性き裂発生直後を除いて，破壊力学パラメータＪ積分あるいはこれと等価な CTOD によって関係づけることは困難であることが推定できる．

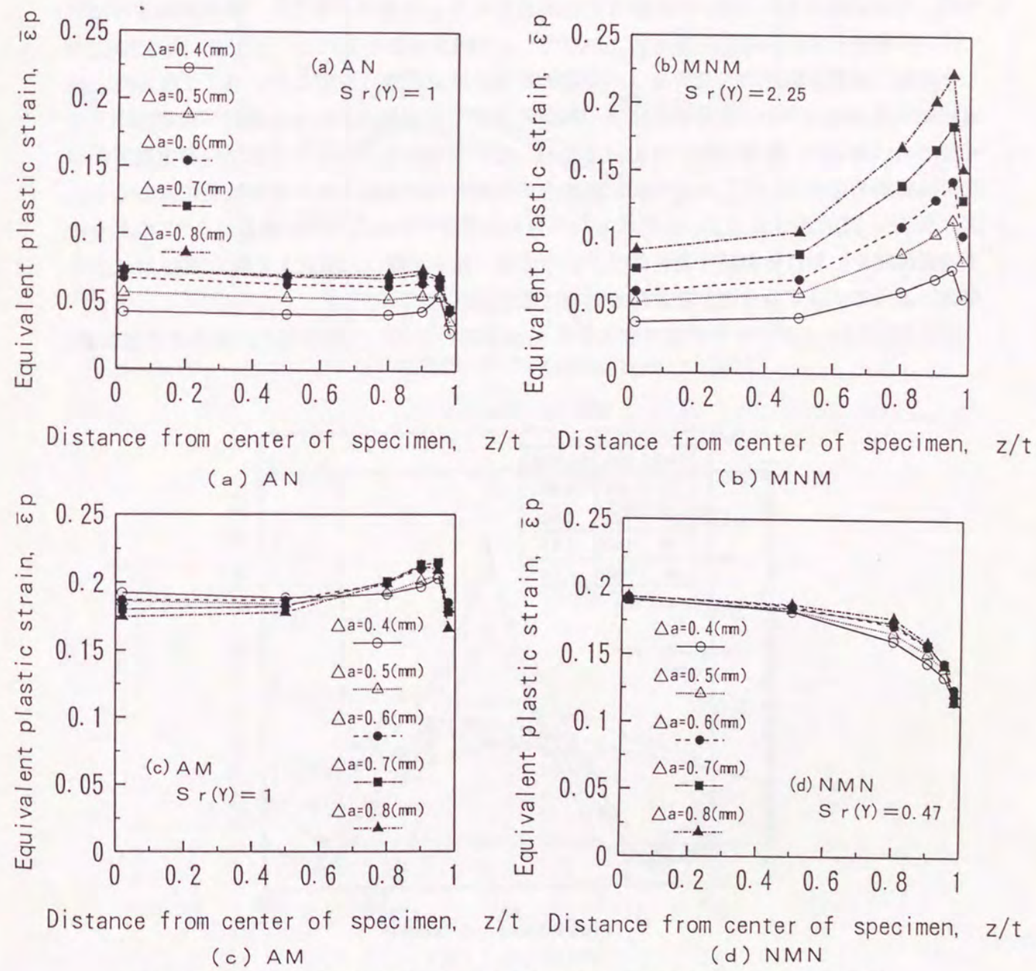


図 3.24(a)～(d)　延性き裂の進展に伴う相当塑性ひずみ（ε̄p）の板厚方向分布

（３）板厚方向のひずみ分布

均質試験片と不均質試験片の間で，延性き裂進展量が同じ程度にある場合の板厚中央断面近傍での相当塑性ひずみ（$\bar{\varepsilon}_p$）分布が，ほぼ一致する傾向にあることがわかった．さらに，板厚方向の均質試験片と不均質試験片のひずみ分布を比較するために，延性き裂進展中の$\bar{\varepsilon}_p$の板厚方向分布を，図 3.24(a)～(d)に示す．板厚方向分布は，進展によって移動する延性き裂先端からの距離ｘ’が０.１ mm となる場合の値を扱った．図 3.21 の結果からき裂先端部に同じ材料が存在した場合に，板厚中央断面の$\bar{\varepsilon}_p$はほぼ同じ挙動を示すことがわかったが，試験片表面部では板厚中央部に比べて異なる挙動を示す．すなわち，硬質試験片ＭＮＭでは，均質試験片ＡＮに比べて試験片表面部近傍の$\bar{\varepsilon}_p$の増加が著しく，軟質試験片ＮＭＮでは，板厚中央部から試験片表面部にかけて$\bar{\varepsilon}_p$の減少が認められる．これは，図 3.20 に示した硬質，軟質試験片の任意負荷レベルでの定性的変形状態に対応している．すなわち，硬質試験片の Mat.1 では，板厚中央に比べ試験片表面での荷重線方向への変形が相対的に大きくなるのに対して，軟質試験片の Mat.1 では，板厚中央に比べ試験片表面での荷重線方向の変形は相対的に小さい．このような試験片中央断面での荷重線方向の変形状態に対応して，図 3.24(a)～(d)に示される$\bar{\varepsilon}_p$の板厚方向の分布形状が得られたものと思われる．このように，不均質試験片における試験片表面部の$\bar{\varepsilon}_p$の増加・減少挙動は，Mat.1 を取り囲む Mat.2 の存在によって，ひずみ分布が乱されたために生じる．

図 3.25 には，コンパクト試験で板厚２０ mm 試験片を用いて得られた，延性き裂進展量

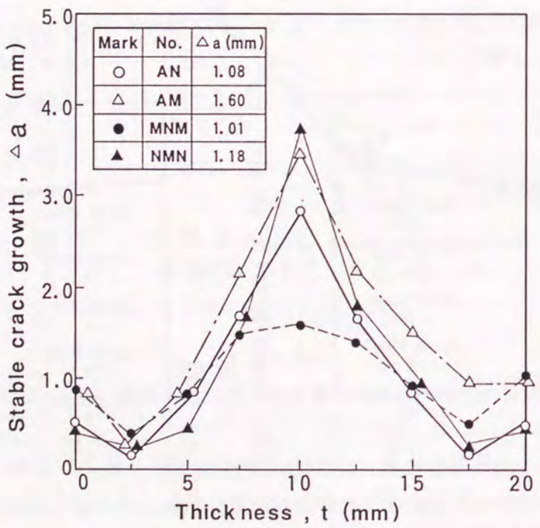
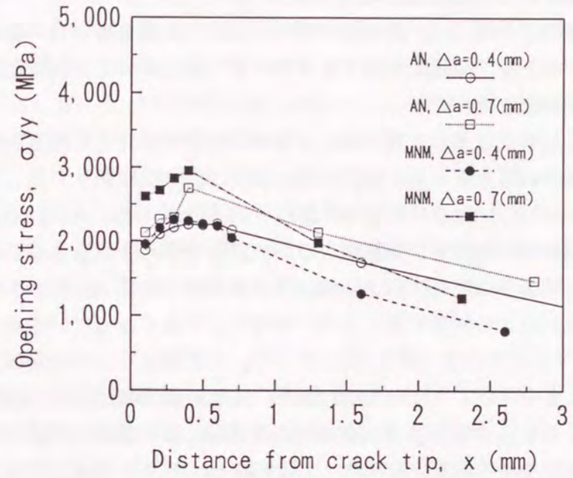
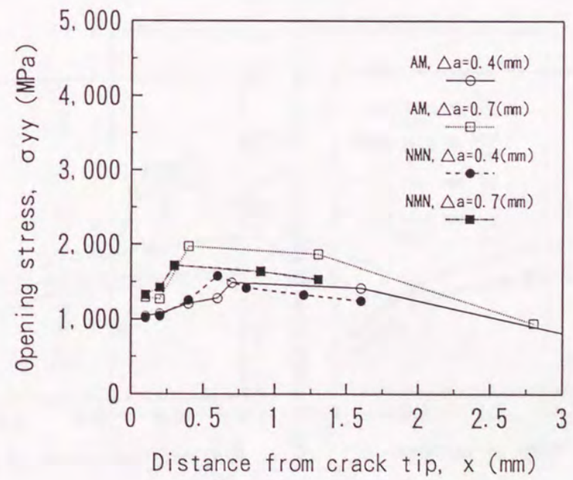


図 3.25　コンパクト試験で得られた延性き裂進展量の板厚方向分布

Δａの板厚方向分布の比較を示す．いずれの試験片もΔａの平均値が１ mm 程度の場合を選んで比較した．これをみると，硬質試験片ＭＮＭの試験片表面で，延性き裂進展量が他の試験片に比べてやや大きいことがわかる．これは図 3.24 で示したように，硬質試験片ＭＮＭの Mat.1 中央部での塑性拘束に伴って，試験片表面部の$\bar{\varepsilon}_p$が相対的に大きくなったことに対応している．



（ａ）ＡＮ，ＭＮＭ



（ｂ）ＡＭ，ＮＭＮ

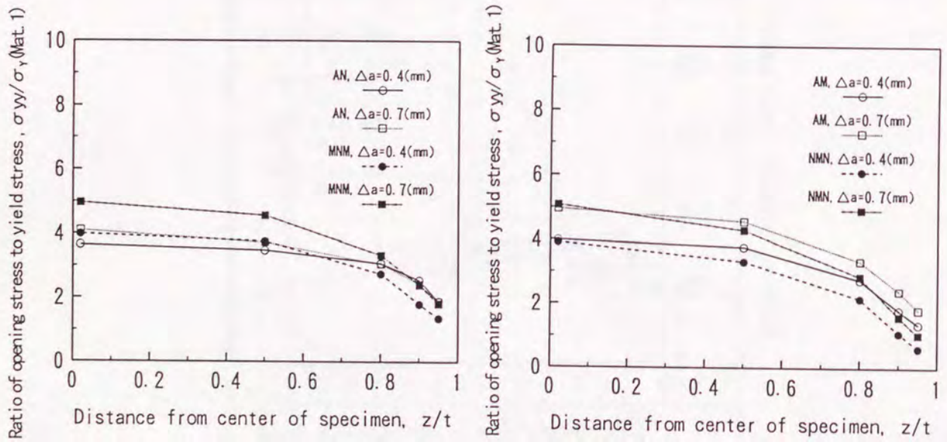
図 3.26(a)(b)　延性き裂の進展に伴うき裂直角方向応力（σ_{yy}）の変化

以上のことから，均質試験片と不均質試験片の間で，延性き裂進展量が同じ程度にある場合の板厚中央断面部での相当塑性ひずみ（$\bar{\varepsilon}$ p）分布が，ほぼ一致する傾向にあるのに対して，板厚方向分布においては，板厚中央断面では均質試験片と不均質試験片の間に差は認められないが，試験片表面において両者に差が生じることが明らかになった．

3.5.2　進展する延性き裂先端近傍の応力分布

延性き裂先端の極めて近傍では，強度的不均質の存在に影響を受けないひずみ領域があることが確認できた．そこで，同様に進展する延性き裂の先端部の応力分布に及ぼす強度的不均質の影響について調査を行う．

３次元弾塑性ＦＥＭ解析を用いて得られた４種類の均質試験片と不均質試験片の延性き裂先端近傍のき裂直角方向応力（σ_{yy}）の分布を，図 3.26(a)(b)に示す．ここでは，同じ延性き裂進展量(Δa =0.4mm,0.7mm）に達した際のσ_{yy}を比較した．また，ここでの横軸は移動する延性き裂先端からの距離ｘ’で整理した．き裂先端部材料 Mat.1 が同じＮ鋼である試験片（AN，MNM）のσ_{yy}は，Mat.1 がM鋼である試験片（AM,NMN）のσ_{yy}に比べて，き裂先端に位置する Mat.1 の強度の差によって相対的に大きくなっている点で差があるが，同じ CTOD レベルで比べた場合（図 3.18)に比べて，均質試験片と不均質試験片の両者間の差はいずれの場合にも小さいようにみえる．また，延性き裂進展に伴い，均質試験片と不均質試験片の間に生じるσ_{yy}の差は，き裂先端から 0.5mm 以上離れた位置で増加していく傾向がいずれの試験片にもみられる．これは，き裂先端での応力は Mat.1 の強度特性が支配的だが，き裂先端から離れるに従って，徐々に Mat.2 の材料特性に影響を受けるためと考えられる．



（ａ）ＡＮ，ＭＮＭ　　（ｂ）ＡＭ，ＮＭＮ

図 3.27(a)(b)　延性き裂の進展に伴うき裂直角方向応力（σ_{yy}）の板厚方向分布

さらに，４種類の均質試験片と不均質試験片のき裂先端近傍のき裂直角方向応力（σ_{yy}）の板厚方向分布を，図 3.27(a)(b)に示す．ここでは，き裂先端に位置する材料Ｎ鋼とＭ鋼の間の強度レベル差を考慮に入れるために，板厚方向距離とともに応力についても無次元化を行った．その際，横軸は板厚中央断面から板厚表面への距離（ｚ）を板厚（ｔ）で除した無次元化量で示す．縦軸は，き裂直角方向応力（σ_{yy}）を Mat.1 の降伏応力（σ_Y）で除した無次元化量で示す．また板厚方向分布は，進展によって移動する延性き裂先端からの距離ｘ’が０.1mm となる場合の値を扱った．硬質試験片ＭＮＭのσ_{yy}/σ_Yは均質試験片ＡＮのそれとほぼ同じ分布形状をしており，軟質試験片ＮＭＮと均質試験片ＡＭのσ_{yy}/σ_Yも同様に同じ分布形状を示している．いずれも試験片表面でσ_{yy}が減少しているが，強度的不均質を有する試験片の方が板厚中央との差がやや大きい傾向にある．

以上のように，延性き裂進展に伴うき裂直角方向応力のき裂進展方向分布ならびに板厚方向分布について調べたところ，ひずみ分布の場合ほど顕著な傾向は認められなかった．これは，一般に延性き裂進展の開始時点では，既にき裂先端だけでなく試験片全体が大規模な塑性降伏状態にあるために，ひずみ分布の変化に比べて応力分布の変化が小さくなるためと考えられる．

3.5.3　進展する延性き裂先端近傍の応力多軸度分布

一般に，延性き裂発生開始時のき裂先端近傍に生じる相当塑性ひずみ（$\bar{\varepsilon}$ p）は，応力多軸度の影響を強く受けることが知られており[92]，進展する延性き裂の場合においても，応力多軸度の程度が，き裂先端近傍に生じる相当塑性ひずみに影響を及ぼすことが考えられる．

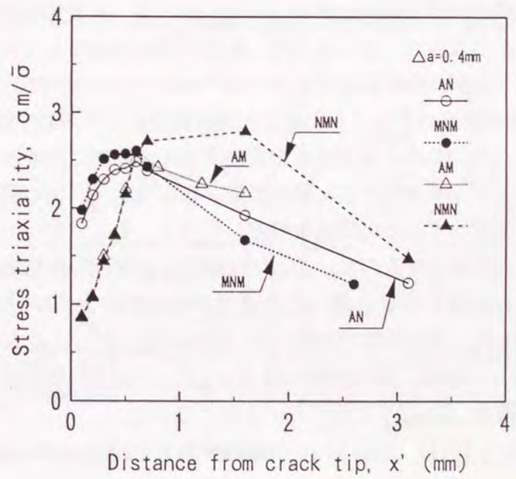


図 3.28　進展する延性き裂先端の応力多軸度パラメータ（$\sigma_m/\bar{\sigma}$）のき裂進展方向分布

３次元弾塑性解析によって得られた均質試験片と不均質試験片の板厚中央断面近傍での応力多軸度パラメータ（$\sigma_m/\bar{\sigma}$）のき裂進展方向分布について，図 3.28 に示す．$\bar{\varepsilon}_p$ 分布と同様に図の横軸は，延性き裂進展によって移動するき裂先端からの距離 x’ で整理し，延性き裂進展量 Δa が 0.4 mm となる場合において比較した．ここで，σ_m は等方引張応力，$\bar{\sigma}$ は相当応力であり，それぞれ次式で定義される．

$$\sigma_m=(\sigma_x+\sigma_y+\sigma_z)/3 \tag{3.6}$$

$$\bar{\sigma}=[\{(\sigma_x-\sigma_y)^2+(\sigma_y-\sigma_z)^2+(\sigma_z-\sigma_x)^2\}/3]^{1/2} \tag{3.7}$$

ただし，ここで σ_x はき裂進展方向応力，σ_y はき裂直角方向応力，σ_z は板厚方向応力．

応力多軸度の分布形状は，試験片の種類によって変化するが，Mat.1 の材料が同じ試験片（AM と NMN，AN と MNM）同士では，き裂先端から 0.5～1 mm 以上離れた位置で均質試験片と不均質試験片において差が生じるのに対し，き裂先端近傍において $\sigma_m/\bar{\sigma}$ に差がほとんど現れていない．したがって，図 3.21 で示されたように，AM，NMN試験片のき裂先端近傍の $\bar{\varepsilon}_p$ にほとんど差がないのは，$\sigma_m/\bar{\sigma}$ に差が生じなかったためともいえるが，$\bar{\varepsilon}_p$ に及ぼす塑性拘束の影響に関する詳細な検討は次章で行うことにする．

３．６　延性き裂の進展を支配する破壊指標に関する考察

前節までに，不均質試験片の CTOD－R曲線は，き裂先端に位置する材料（Mat.1）が同じであるにも関わらず，均質試験片によって得られるそれと一致しないことが確かめられた．これは CTOD－R曲線が，Mat.1 とき裂周りの材料（Mat.2）の間に存在する強度的不均質性に影響を受けるためと考えられる．一方，均質試験片と不均質試験片の間で，延性き裂進展量が同じ程度になる場合の相当塑性ひずみ（$\bar{\varepsilon}_p$）分布が，き裂先端近傍でほぼ一致する傾向にあることも明らかになった．このように，延性き裂進展に伴うこれらの破壊指標に対して，強度的不均質性の影響の程度は必ずしも一様でない．したがって，ここでは破壊力学パラメータ CTOD と相当塑性ひずみ $\bar{\varepsilon}_p$ と延性き裂進展量 Δa の相互の関係を整理し，強度的不均質性の影響を受けない延性き裂の進展を支配する破壊指標に関する考察を行う．

前節までに得られた３次元弾塑性ＦＥＭ解析結果を基に，図 3.29 に $CTOD_{FEM}$ と延性き裂進展量 Δa および相当塑性ひずみとの関係を整理して示す．$\bar{\varepsilon}_p$ については，延性き裂先端からの距離によって異なる値となるので，ここでは進展する延性き裂先端から 0.1mm 離れた位置における板厚中央断面での $\bar{\varepsilon}_p$ 値（これを限界相当塑性ひずみとし，以後 $(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$ で表す）によって整理した．図中の第１象限には，$CTOD_{FEM}$ と $(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$ の関係を，第２象限には $CTOD_{FEM}$ と Δa の関係，第４象限には $(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$ と Δa の関係を示した．この内，$CTOD_{FEM}$ と Δa の関係は，図 3.17 に示すものと同じである．

図 3.29 をみると分かるように，硬質あるいは軟質試験片に関わらず，均質試験片と同じ延性き裂進展量 Δa における $CTOD_{FEM}$ 値において差が認められる場合でも，延性き裂進展量 Δa と限界相当塑性ひずみ $(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$ の関係をみると両者にほとんど差は生じていない．この

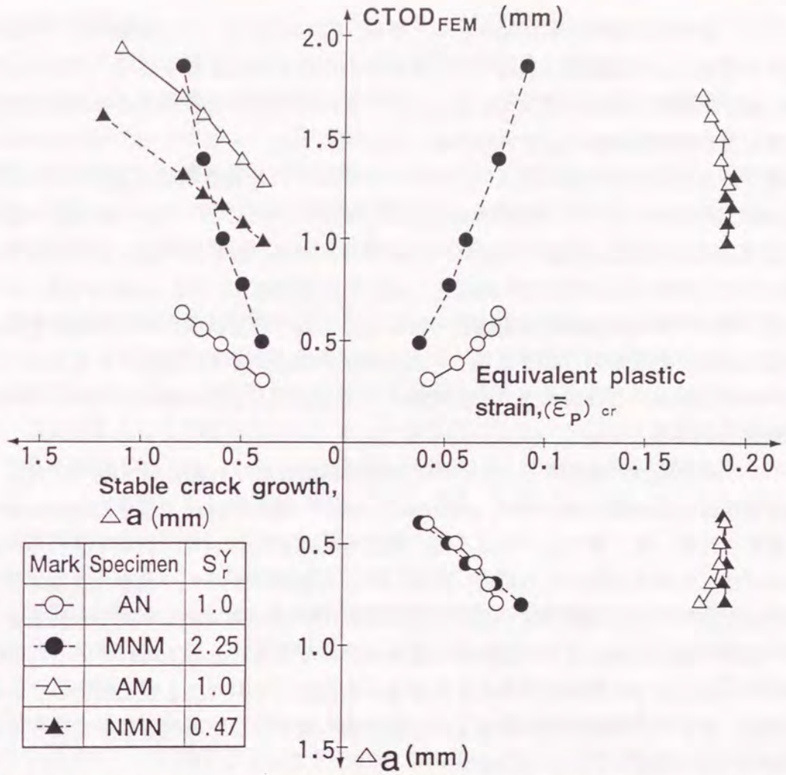
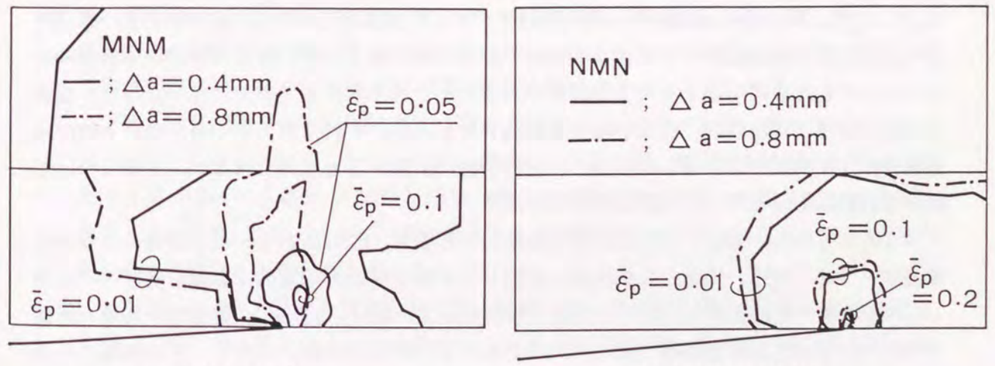


図 3.29　限界相当塑性ひずみ（$\bar{\varepsilon}_p$）cr で表現される延性き裂進展抵抗特性とＣＴＯＤ-R曲線の比較



（ａ）ＭＮＭ試験片　　（ｂ）ＮＭＮ試験片

図 3.30(a)(b)　延性き裂先端近傍における相当塑性ひずみ分布（等ひずみ線図）の延性き裂進展に伴う変化

ことから，進展する延性き裂を対象とした場合，CTODあるいはＪ積分のような破壊力学パラメータは主として強度差に起因したき裂周りの不均質性に影響を受けるのに対して，き裂先端近傍の限界相当塑性ひずみ（$\bar{\varepsilon}$ p）$_{cr}$は，強度的不均質の影響を受けない延性き裂進展破壊指標となる可能性のあることがわかる．

なお，ＡＮ，ＭＮＭ試験片とＡＭ，ＮＭＮ試験片で，単位き裂進展量当たりの（$\bar{\varepsilon}$ p）$_{cr}$の増分量に差があることが，図3.29からうかがえる．これについてさらに詳しく調べるために，図 3.30(a)(b)には，硬質（ＭＮＭ），軟質（ＮＭＮ）試験片の板厚中央断面でのき裂先端部近傍における$\bar{\varepsilon}$ pの等ひずみ線図を，延性き裂進展量Δａ＝0.4mmと0.8mmで比較して示す．同じひずみ量における塑性変形域の大きさは，硬質試験片の方が延性き裂進展とともに明らかに拡大していくのに対して，軟質試験片では延性き裂進展とともにほとんど変化しないのがわかる．この傾向は，均質試験片であるＡＮ，ＡＭ試験片でも同じであることを別途確認している．

このように，延性き裂進展とともに単位き裂進展量当たりの限界相当塑性ひずみ（$\bar{\varepsilon}$ p）$_{cr}$の増分量が異なる挙動を示すのは，き裂先端に存在する材料(Mat.1)固有の特性に依存するためと推定される．第１章で述べたように，延性き裂進展において，新たに進展した延性き裂の先端では，き裂進展前の先の変形で塑性ひずみの履歴を受けて，破壊は累積的なひずみが関与する場合と一つの進展段階で要した塑性変形は転位の消失により次のき裂進展に寄与しない非累積的なひずみによるき裂進展の場合が存在するものと考えられている．後者の非累積的なひずみによるき裂進展の考え方は従来から存在しており，き裂先端でのひずみ量がある臨界値に達すると延性き裂が発生し，これを繰り返すことで延性き裂が進展するとのモデルも考案[96]されている．

図3.29に示す延性き裂進展に伴う（$\bar{\varepsilon}$ p）$_{cr}$の変化，すなわちＡＮ試験片とＭＮＭ試験片では（$\bar{\varepsilon}$ p）$_{cr}$が延性き裂進展とともに単調増加するのに対して，ＡＭ試験片とＮＭＮ試験片では（$\bar{\varepsilon}$ p）$_{cr}$が延性き裂進展とともに変化せずほぼ一定値を保つのは，前者が上述の累積的なひずみがき裂進展に関与するような材料であるためであり，逆に後者が上述の非累積的なひずみがき裂進展に関与するような材料であるためと考えられる．以上に示すような，現実の材料の延性き裂進展が二種類の延性き裂進展モデルのいずれに該当するのかは，一般的に金属中の介在物量や加工硬化特性などの材料特性に依存すると考えられるが，詳細については各種材料におけるデータの蓄積が必要となる．

以上のことから，進展する延性き裂を対象とした場合，CTODあるいはＪ積分のような破壊力学パラメータは，主として強度差に起因したき裂周りの不均質性に影響を受けるのに対して，進展する延性き裂先端近傍の限界相当塑性ひずみ量（$\bar{\varepsilon}$ p）$_{cr}$は，強度的不均質の影響を受けない延性き裂進展指標となる可能性があることがわかった．ただし，き裂先端に位置する材料の違いによって，延性き裂進展とともに単位き裂進展量当たりの（$\bar{\varepsilon}$ p）$_{cr}$の増分量が異なる．これは，き裂先端に存在する材料固有の特性に，き裂進展条件が依存するためと推定される．

３．７　本章の結論

本章では，従来の破壊力学パラメータに代わる強度的不均質の影響を受けない新たな評価指標を用いた延性き裂進展抵抗特性の探索を目的として，各種実験と解析を実施した．

その基礎的な検討を行うために，まず強度特性において差をもつ二種類の材料を拡散接合して不均質継手を製作し，均質材との比較により不均質材を進展する延性き裂の進展抵抗特性を実験的に調査した．ここで扱う延性き裂進展特性は，破壊力学パラメータＪ積分とCTODによって表されるＪ－Ｒ曲線とCTOD－Ｒ曲線であり，これらに及ぼす強度的不均質の影響を明らかにした．

次に，延性き裂が進展する不均質材固有の応力・ひずみ場の挙動を３次元弾塑性解析によって解明し，これと不均質材の延性き裂進展抵抗特性との基本的な関係を明らかにした．これは，溶接継手に代表される不均質材を進展する延性き裂周りの基本的な力学的特性を明らかにして，強度的不均質の影響を受けない新たな評価指標を用いた延性き裂進展抵抗特性を探索することを目的に行った．なお，３次元弾塑性ＦＥＭによる延性き裂進展解析は，本解析範囲内においては実験結果との対比（荷重－変位関係，均質試験片のＪ積分・CTOD）において，ほぼ妥当な結果を示したことを確認している．

以上の検討結果から得られた知見を，以下に整理して示す．

（１）４種類の材料特性の組み合わせを持つ不均質試験片とその均質試験片の延性き裂進展抵抗特性の比較において，硬質試験片ではdCTOD/ｄａ(ｄＪ/ｄａ)が大きくなり，軟質試験片ではdCTOD/ｄａ(ｄＪ/ｄａ)が小さくなることがわかった．また，軟質試験片では軟質部幅が小さい程，その傾向は大きく現れることが実験的に確認できた．

（２）３次元弾塑性ＦＥＭ解析によって得られる$CTOD_{FEM}$は，均質試験片に限れば実験から計測される$CTOD_{EXP}$と良く一致しており，$CTOD_{FEM}$と$CTOD_{EXP}$を用いた均質試験片のＲ曲線は，ほぼ等価であると考えて良い．しかしながら，不均質試験片においては，$CTOD_{FEM}$を用いたＲ曲線においても，均質試験片のＲ曲線とは一致しない上に，解析結果と実験結果の間に整合性が認められないことから，$CTOD_{FEM}$と$CTOD_{EXP}$は不均質試験片に存在する強度的不均質の影響を受けるものと考えられる．

また，均質試験片と不均質試験片の同じCTODレベルでの延性き裂先端近傍での応力・ひずみ分布を比較するとその両者は必ずしも一致せず，強度的不均質を有する材を延性き裂が進展する場合，CTODは適切な延性き裂進展特性指標とはならないことが確認できた．また，このことが，均質試験片と不均質試験片において異なるCTOD－Ｒ曲線を与える原因となるものと考えられる．

したがって，不均質材を対象とした場合には，延性き裂進展抵抗としての破壊指標として，CTODやＪ積分のような破壊力学パラメータに代わる，何らかの適切な破壊指標が必要である．

（３）進展する延性き裂周りの相当塑性ひずみ$\bar{\varepsilon}$ p分布は，き裂周りの強度的不均質の影響を受ける．このことから，強度的不均質の存在に基づく応力・ひずみ分布の拡大は見掛

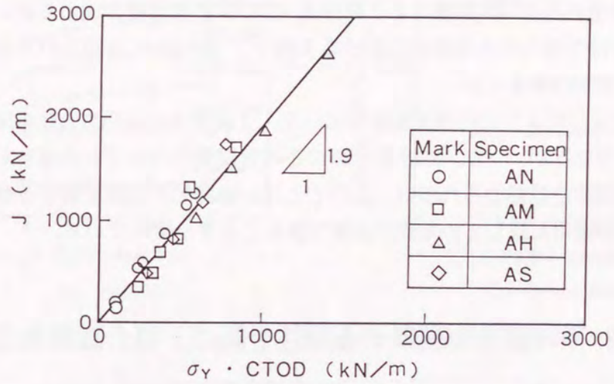
けの dCTOD/d a を増加させ，応力・ひずみ分布の偏りは見掛けの dCTOD/d a を減少させるものと推察できる．

（4）一方，進展する延性き裂先端近傍の限界相当塑性ひずみ（$\bar{\varepsilon}$ p）cr は，強度的不均質の影響をほとんど受けず，同じ延性き裂進展量の時，均質試験片，不均質試験片ともにほぼ同じ限界相当塑性ひずみ量となる．このことから，CTOD あるいは J 積分のような破壊力学パラメータは主として強度差に起因したき裂周りの不均質性に影響を受けるのに対して，進展するき裂先端近傍の限界相当塑性ひずみ（$\bar{\varepsilon}$ p）cr は，強度的不均質の影響を受けない延性き裂進展指標となる可能性が認められる．

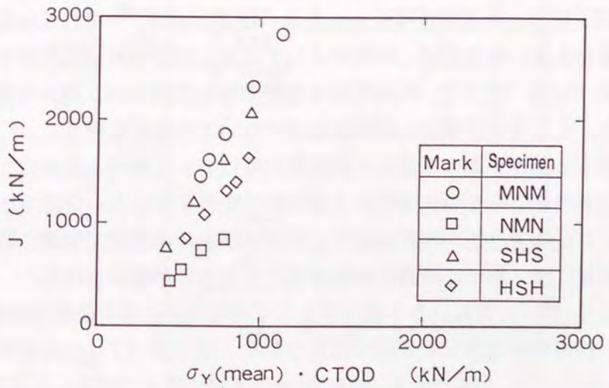
また，き裂先端に位置する材料の違いによって，延性き裂進展とともに単位き裂進展量当たりの（$\bar{\varepsilon}$ p）cr 増分が異なる挙動を示すのは，き裂先端に存在する材料固有の特性に依存するためと推定される．

Appendix 3.1　進展する延性き裂周りの J 積分と CTOD の相関性に及ぼす強度的不均質の影響

図 3.7(c)で示されるように，ＨＳＨ試験片では CTOD を用いてＲ曲線を整理すると，同じ軟質試験片であるＮＭＮ試験片と同様に，均質試験片のＲ曲線に比べて延性き裂進展抵抗が低下する傾向がみられるが，Ｊ積分を用いて整理した場合の均質試験片ＡＳと軟質試験片ＨＳＨの延性き裂進展特性の差は，CTOD の場合のそれに比べてあまり明確ではない．この原因として，不均質材を対象とした場合の J 積分と CTOD の破壊力学パラメータとしての適用性の差が生じたものと考えられる．これを確かめるために，付図 3.1(a)には，均質試験片で得られる J 値と CTOD の相関関係を，図 3.1(b)には不均質試験片で得られる J 値と CTOD の相関関係を整理した．



（ａ）均質試験片



（ｂ）不均質試験片

付図 3.1(a)(b)　均質試験片と不均質試験片における J 積分と CTOD の相関性

少なくとも均質試験片ではＪ値と CTOD との関係は，Dugdale Model を用いることで式（A3.1）の関係で整理されることが一般的に知られている．

$$J = m \cdot \sigma_Y \cdot CTOD \qquad (A3.1)$$

ここで，mは係数．

ＪＩ委員会[97]の検討結果によれば，$\sigma_N/\sigma_Y > 1.0$ではm＝1.0～2.0との報告もあるが，付図 3.1(a)から得られるmは１．９となっている．

またここでは，不均質試験片のσ_Yとして式（A3.2）に示すように，Mat.1 と Mat.2 の占める面積比を考慮して決定したσ_Y(mean)を用いて整理した．

$$\sigma_Y(mean) = r(Mat.1) \cdot \sigma_Y(Mat.1) + (1 - r(Mat.1)) \cdot \sigma_Y(Mat.2) \qquad (A3.2)$$

ここで，r (Mat.1)は試験片に占める Mat.1 の割合いである．

付図 3.1(a)で示される均質試験片のＪ積分と CTOD の相関性が極めて良いことから，図 3.4(a)と図 3.4(b)で得られる均質材におけるＪ積分と CTOD で表現されるＲ曲線は，等価な関係にあることがわかる．

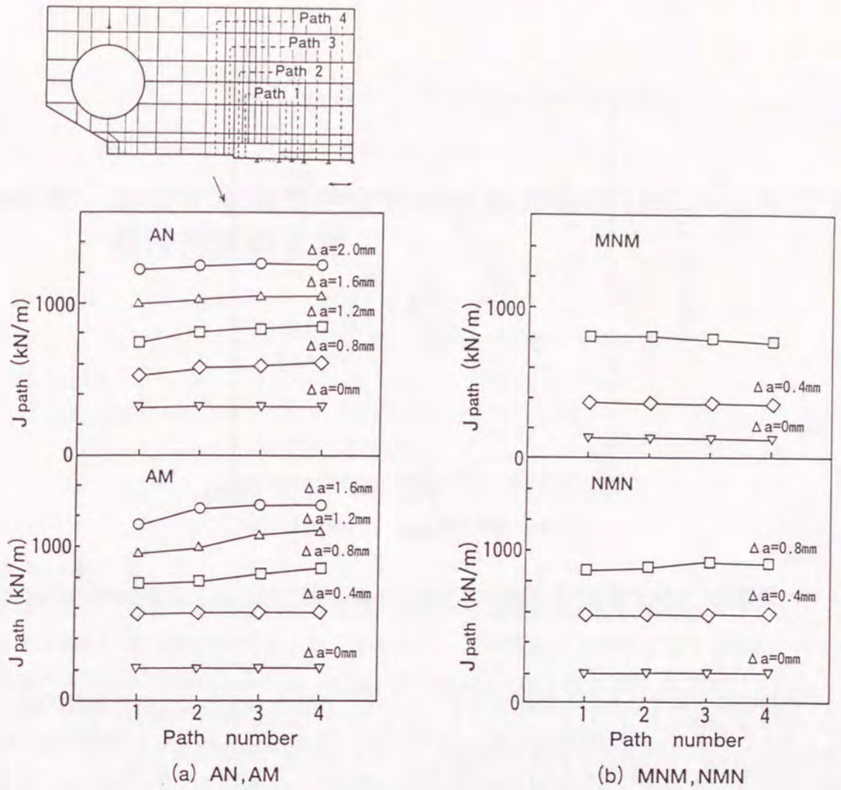
付図 3.1(a)に示したように均質試験片において，Ｊ積分とσ_Y・CTOD の関係は極めて良い相関性が認められたが，一方，付図 3.1(b)の不均質試験片のいずれの場合も均質試験片の場合ほど，良い相関性は認められない．このことは，強度的不均質を有する材に対する破壊力学パラメータの適用に際しての考慮が必要であることを示唆している．

Appendix 3.2 不均質材を進展する延性き裂のＪ積分経路独立性の確認

本研究で用いた解析モデルのように，き裂直角方向に不均質性を有する場合にも，延性き裂進展前であればＪ積分の物理的意味は失われないことが証明[88]されている．しかし，一方延性き裂進展量の大きい場合には，均質材といえどもＪ積分の経路依存性が出現してくることが報告[39]されている．そこで，不均質材を進展するき裂周りのＪ積分の適用範囲を確かめることを目的に，ここではＪ積分の経路独立性についての確認を行う．

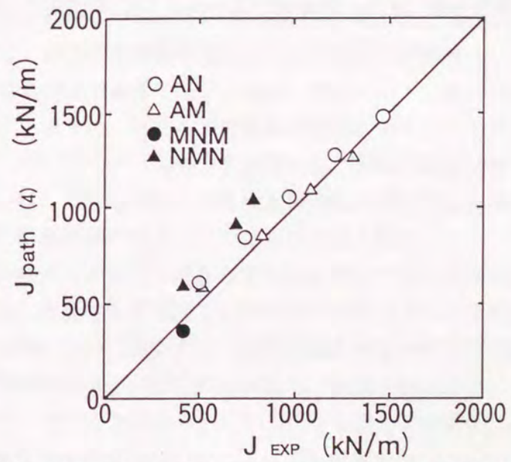
不均質材を進展する延性き裂のＪ積分の経路独立性について調べるために，付図 3.2 に示す４種類の経路における延性き裂進展時のＪ積分値の比較を行った．付図 3.2 においても，延性き裂進展前には経路独立性が均質試験片と不均質試験片の両者で明瞭に認められているが，延性き裂進展後には，徐々に経路依存性が現れてくるのが認められる．

この点を考慮して，解析で得られるＪ積分値として付図 3.2 に示す最外周経路 path ４のＪ積分値（J_{path}，板厚中央断面）と実験で計算されたＪ積分値（J_{EXP})の相関性を調べた．その結果を付図 3.3 に示す．付図 3.3 をみると大規模降伏状態まで拡張して適用されるＪ$_{EXP}$と解析で得られたＪ$_{path}$の間に，ややばらつきが存在するもののほぼ良好な相関性が認められることから，均質試験片に限れば延性き裂進展中においても，Ｊ$_{path}$は破壊力学パラメー

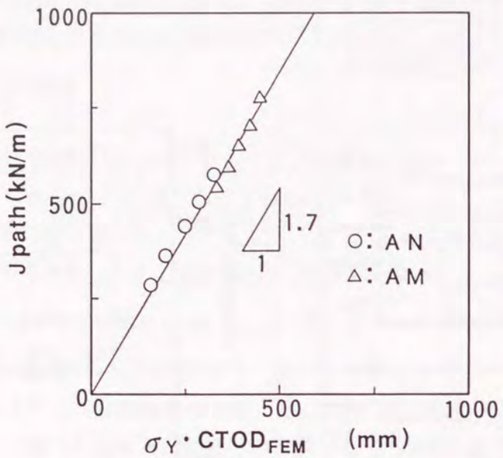


(a) AN,AM　　(b) MNM,NMN

付図 3.2(a)(b)　経路Ｊ積分（J_{path}）の経路依存性



付図 3.3　最外周経路（Path ４）によって計算されたＪ積分値（J_{path}）と実験で得られたＪ積分値（J_{EXP}）の相関性



付図 3.4　弾塑性ＦＥＭで得られる破壊力学パラメータＪ積分（Ｊ path）と CTODFEM の相関性

タとしての指標性を有するものと判断できる．しかし，図からわかるように不均質試験片においてＪ EXP とＪ path の間の相関性は良いとはいえず，その両者は必ずしも等価といえない．

また，弾塑性ＦＥＭ解析で求められる経路積分Ｊ path と CTODFEM の相関性について，均質試験片で確認した例を付図 3.4 に示す．均質試験片に限定すると，異なる降伏強度を有する二種類の材料の試験片においても，経路積分Ｊ path と CTODFEM との間に極めて良い相関性が認められた．

第４章　進展する延性き裂先端近傍の限界ひずみに及ぼす塑性拘束の影響

４．１　緒　言

き裂の周りに存在する強度的不均質は，延性き裂進展抵抗特性に影響を与えることが，前章までの検討により明らかになった．すなわち，不均質部をき裂が進展する場合，不均質部と周りの母材部の強度比Ｓｒが小（軟質）さければ CTOD-R 曲線の dCTOD/da は小さくなり，Ｓｒが大（硬質）きければ dCTOD/da は大きくなる．また，延性き裂進展実験の結果をシミュレートした３次元弾塑性解析によって，進展する延性き裂先端での限界相当塑性ひずみは，一定あるいは延性き裂進展と共に漸増していく傾向にあり，き裂周りに存在する強度的不均質性の影響を受けない延性き裂進展指標となる可能性を明らかにした．

脆性破壊において破壊靭性が材料固有の特性値として扱われたように，延性破壊を前提とした破壊性能評価では，延性き裂進展抵抗特性が材料固有の特性値として扱われる．しかしながら，材料固有の破壊靭性が温度やひずみ速度，負荷モード，き裂先端の応力多軸度や塑性拘束の程度に依存するように，延性き裂進展抵抗特性もまたこれらの因子に影響を受ける可能性がある[26) 98)]．したがって，延性き裂進展を伴う破壊現象を対象とする場合の破壊評価法を確立するためには，これらの因子が延性き裂進展抵抗特性に及ぼす影響を解明し，影響因子を勘案した統一的な評価パラメータの開発が必要となる．

そこで，本章では，前章でき裂周りに存在する強度的不均質の影響を受けない材料特性値として可能性が認められた延性き裂先端での限界相当塑性ひずみに注目し，これに及ぼすき裂先端の塑性拘束の影響について調査する．き裂先端の塑性拘束の程度は，板厚や切欠き比に代表される試験片形状や寸法といった因子の他に，引張りや曲げのような負荷モードによっても変化する[27) 99)～102)]ことが知られている．さらに，不均質部に存在するき裂の場合には，板厚に対する強度的不均質部幅の比によっても変化する．ここでは，延性き裂先端の塑性拘束が延性き裂進展抵抗特性（CTOD-R 曲線）に及ぼす影響を調べるために，塑性拘束の程度を変化させる因子となる強度的不均質の強度差と強度的不均質部の領域および切欠き

比に焦点を絞って検討することにした．すなわち，強度的不均質を有する継手のH/ｔ（＝強度的不均質部幅／板厚）とａ/W（＝切欠き長さ／試験片幅）をパラメータとした試験片を作製し，これを用いた実験によって延性き裂進展抵抗特性の比較を行う．さらに，その後実験データを用いた３次元弾塑性解析によって進展する延性き裂先端近傍の応力・ひずみ挙動と延性き裂先端の塑性拘束との関係について調査し，限界相当塑性ひずみを用いた延性き裂進展シミュレーションへの適用について検討を加える．

４．２　延性き裂進展抵抗特性に及ぼす塑性拘束の影響に関する試験

本節では，延性き裂進展抵抗特性に及ぼすき裂先端の塑性拘束の影響について調査することを目的として，塑性拘束の程度を変えた不均質試験片を用いた延性き裂進展試験を実施する．ここでは，延性き裂進展試験片の塑性拘束の程度を変える因子として，強度的不均質部の領域および切欠き比に注目して試験片を作製する．また，本節では塑性拘束の影響に焦点を絞るために，軟質継手に限定して検討する．表 4.1 には，本節で取り扱う試験片の形状と寸法の範囲を示す．板厚が２０ mm と５ mm の２種類の試験片とし，板厚２０ mm 試験片では，強度的不均質を有する継手のH/ｔ（＝強度的不均質部幅／板厚）を１/２の他に１/４としたものも作製した．また，板厚５ mm 試験片では，ａ/W（＝切欠き長さ／試験片幅）を 0.5 としたものの他に 0.15 とした試験片を作製した．また，比較のために均質試験片も作製した．

このようにして作製した均質試験片と軟質試験片を用いて，延性き裂進展抵抗特性試験を実施し，延性き裂進展抵抗特性（CTOD-R曲線）に及ぼす塑性拘束の程度の影響について調査を行う．なお，実験的に塑性拘束の程度の差を把握するために，延性き裂進展試験後に得られた破面から板厚の最大減少量を計測する．さらに，延性き裂先端の硬度を計測することで，き裂先端近傍に生じる相当塑性ひずみを実験的に計測しておき，後述する解析結果との比較に用いる．

表 4.1　試験と解析で用いる試験片の形状と寸法

		Specimen thickness (mm)		
		5		20
		a/W		
		0.15	0.5	0.5
H／t	1/4			○
	1/2	○	○	○
Homogeneity		○	○	○

4.2.1　延性き裂進展試験手法

（１）試験に供試した材料と試験片の作製

本試験に供試した材料は，前章で供試した４種類の材料の内の２種類の材料（９％Ｎｉ鋼，軟鋼，記号はそれぞれN，M）と同じものである．したがって，化学成分ならびに機械的特性は表 3.2 と表 3.3 に示すものと同等である．また，試験に供した軟質試験片は，図 4.1 に示すようなコンパクト試験片で，異なる種類の材料を拡散接合して製作した．き裂が導入された中央部の材料を Mat.1 と呼び，Mat.1 をはさむ周囲の材料を Mat.2 と呼ぶことにする．試験片作製にあたって，拡散接合条件ならびに熱処理条件は前章に示す通りである．Mat.1 にM鋼を，Mat.2 にN鋼を用いた軟質試験片は，拡散接合により製作されたので，その後の熱処理を含めた熱履歴により素材とは異なる材料特性を示す．したがって，最終的に製作された軟質試験片の Mat.1 と同じ熱履歴を経た材料を用いて均質試験片を作製した．それぞれの材料の機械的特性値は，表 3.4 に示す通りである．軟質試験片の構成材料の強度比Ｓｒ(Y)（＝σ Y(Mat.1)／σ Y (Mat.2)）は０．４７となる．なお，均質試験片はAM，軟質試験片はNMNと表記する．

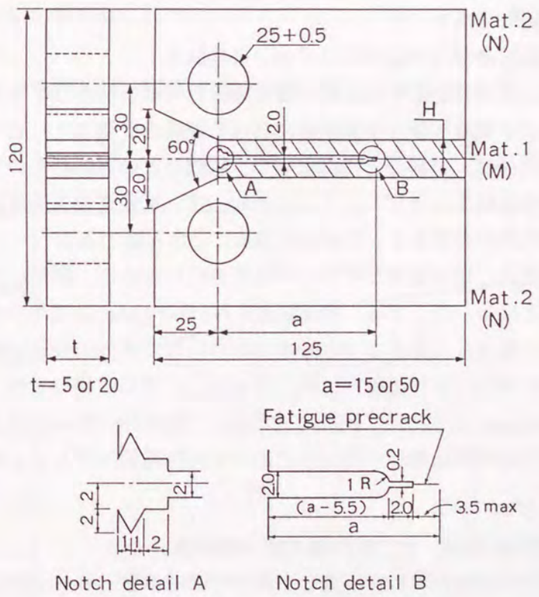


図 4.1　　不均質コンパクト試験片の形状と寸法

（２）延性き裂進展試験

図 4.1 に示すコンパクト試験片の Mat.1 の幅と板厚の比(H/ t)および初期切欠き長さと試験片幅との比（ a/W)を，表 4.1 に示すような条件で試験片を作製した．すなわち，軟質試験片のH/ t は1/4，1/2となるものを，a/Wは 0.5 および 0.15 となるものを均質，軟質試験片の両者で作製した．表 4.1 に示した軟質試験片とそれぞれの切欠き部材料 Mat.1 に対応する均質試験片について，それぞれの延性き裂進展抵抗（R）曲線を得るために，延性き裂進展試験を実施した．試験片は表 4.1 に示すように，板厚５ mm ならびに２０ mm で，切欠き先端には疲労予き裂を導入した．試験は，ASTM E1152-87 [62] に準じて変位制御（クロスヘッド変位速度=１ mm/min）で実施した．試験温度は，全て室温とした．R曲線を得る方法としてここでは，複数試験片法を用いた．所定の荷重まで負荷し，除荷後延性破面部を損なわないように疲労破断させた後，初期切欠き長さと延性き裂進展量Δａを計測した．ここでの延性き裂進展量Δａは，ASTM E1152-87 に準じて板厚方向に８分割した９点を計測しその平均値を用いた．なお，CTOD 評価式として，WES1108 [63] に示される式(3.2)を用いた．その際，き裂長さには初期切欠き長さと延性き裂進展量を合わせた長さを用いて計算した．

また，軟質試験片の塑性拘束の程度を比較するために，実験後に得られた破面から板厚の最大減少量Δｔを計測した．計測は，図 4.2 に示すように延性き裂の発生位置近傍で最も板厚が減少した位置で行った[103]．

（３）進展する延性き裂先端近傍のひずみ分布の測定

延性き裂進展とともに変化する延性き裂先端付近の相当塑性ひずみ$\bar{\varepsilon}_p$を推定するために，載荷後のコンパクト試験片板厚中央断面における硬度を計測した．ビッカース硬度と相当塑性ひずみ$\bar{\varepsilon}_p$の関係は，材料ごとに異なるが，軟鋼などの材料において両者が１対１に対応することが確かめられている[104) 105]．したがって，延性き裂先端付近の硬度を計測することによって，相当塑性ひずみ$\bar{\varepsilon}_p$の変化を知ることが可能である．

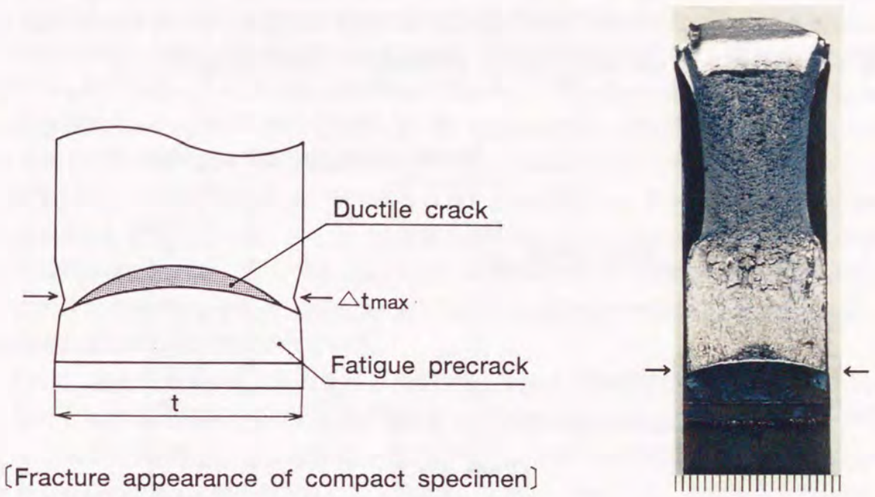
計測された硬度から相当塑性ひずみへの換算を行うために，事前に硬度と相当塑性ひずみとの関係が必要となる．ここでは，軟質試験片ＮＭＮの Mat.1 に用いたＭ鋼について，丸棒引張試験を行い，図 4.3 に示すような硬度と相当塑性ひずみの較正曲線を求めた．丸棒引張試験片は，JIS Z 2201　4号試験片（径１４ mm）に準じて作製した．試験はクロスヘッド速度を１.５ mm/min とした変位制御にて実施し，数条件の変形レベルで途中除荷し，試験前後の断面部直径の計測結果から式(4.1)によって相当塑性ひずみ$\bar{\varepsilon}_p$を算出した．

$$\bar{\varepsilon}_p = \ln(A_0/A) \qquad (4.1)$$

ここで，A_0：初期断面積，Ａ：変形後の最小断面積

その後，試験片を縦割りにして研磨し，最小断面部のビッカース硬度を荷重 0.5 Ｎにて直径方向に１０点測定した．

コンパクト試験片の硬度計測は，所定の荷重まで負荷して除荷後，試験片の板厚中央断面で切断解放し，延性き裂先端の 0.4mm x 0.6mm の領域で，荷重 0.5 Ｎの条件にて実施した．計測は，延性き裂進展量Δａが 2.2mm までの各種変形レベルとなる均質試験片ＡＭならび



（ａ）模式図　　（ｂ）破面写真（ＡＭ）

図 4.2(a)(b)　板厚の最大減少量Δｔの計測位置

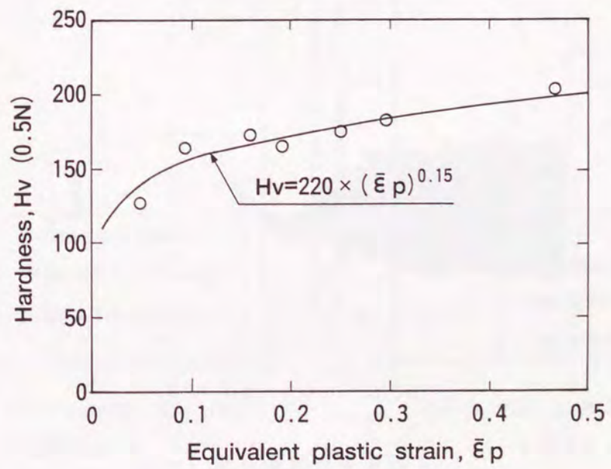
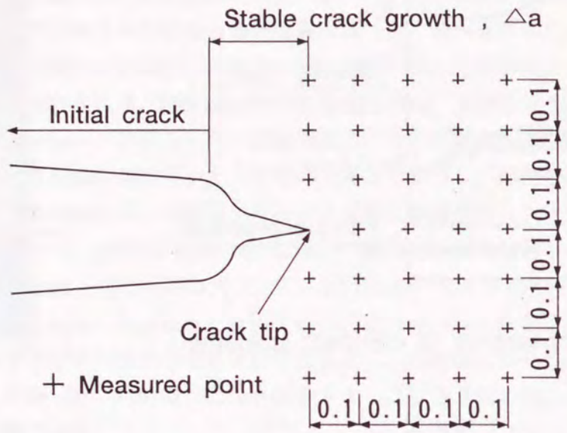
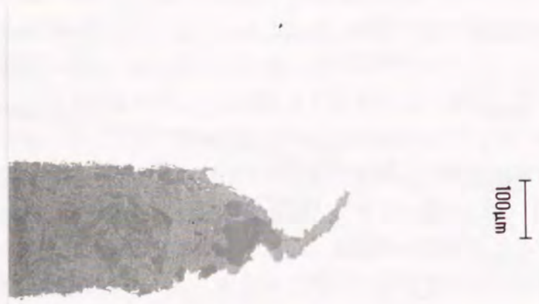


図 4.3　丸棒引張試験で得られた供試材料Ｍ鋼のビッカース硬さと相当塑性ひずみの関係

に軟質試験片NMN（H/ｔ＝１０/２０，５/２０）の３種類の試験片（いずれも，切欠き比ａ/Wは 0.5）に対して行った．延性き裂先端での硬度計測位置を，図 4.4 に示す．図に示すように，硬度は０．１ mm 間隔で計測し，計測領域内３４点の平均値を用いた．



（ａ）模式図



（ｂ）板厚中央断面写真（AM）

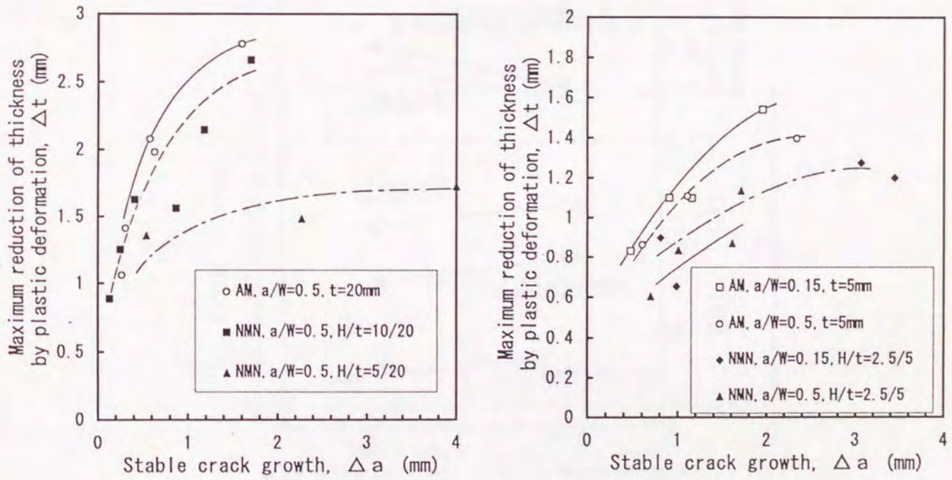
図 4.4(a)(b)　延性き裂先端近傍の硬度計測位置

4.2.2　延性き裂進展抵抗特性に及ぼす塑性拘束の影響

（１）破面から計測された板厚減少量と延性き裂進展量との関係

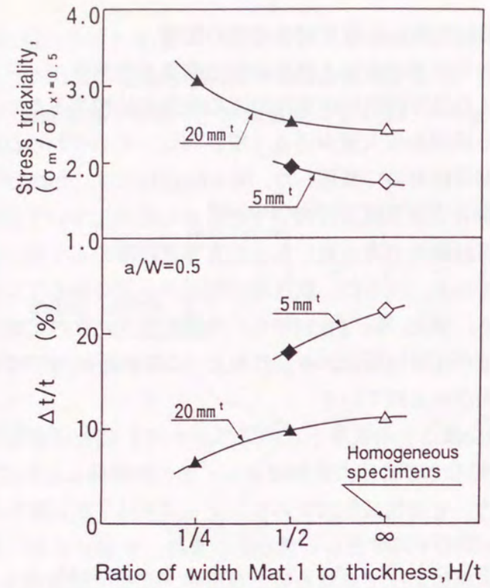
Mat.1 の幅(H)を変えた軟質試験片の塑性拘束の程度を比較するために，延性き裂進展試験後に得られた破面から板厚の最大減少量Δｔを計測し，それぞれの試験片で計測された延性き裂進展量Δａとの関係において整理した．図 4.5(a)(b)には，それぞれ板厚２０ mm と５ mm で得られた均質試験片と軟質試験片のΔｔとΔａの関係について示す．図 4.5(a)では，均質試験片に比べて軟質試験片の方が同じΔａの大きさの時のΔｔが小さく，塑性拘束の大きさが明らかに増加している．さらに，軟質部の幅Hが小さくなるにつれてさらにΔｔが減少する傾向が認められる．また，図 4.5(b)でも，均質試験片に比べて軟質試験片の方が同じΔａの大きさの時のΔｔが小さい傾向がみられる上，切欠き比ａ/Wの増加によっても同様に塑性拘束が増加する傾向が示されている．

さらに，最大板厚減少量Δｔの板厚ｔとの比（Δｔ/ｔ）に及ぼす塑性拘束の影響について，H/ｔとａ/Wとの関係ならびに応力多軸度$\sigma_m/\bar{\sigma}$との関係とともに図 4.6 に示す．ここで，σ_mは等方引張応力，$\bar{\sigma}$は相当応力であり，$\sigma_m/\bar{\sigma}$は３次元解析において実施されたΔａが 0.4mm～0.8mm 間の平均値として求めた．また，$\sigma_m/\bar{\sigma}$は，き裂進展方向分布においてき裂先端からの距離によって異なる値となるが，ここではき裂先端から 0.5mm の位置での値を採用した．図 4.6(a)ではΔｔ/ｔに及ぼすH/ｔの影響が，図 4.6(b)ではΔｔ/ｔに及ぼすH/ｔの影響が定量的に現れている．すなわち，図 4.6(a)では，均質試験片に比べて軟質試験片の方がΔｔ/ｔが小さく，塑性拘束の大きさが増加している．さらに，軟質部の幅H

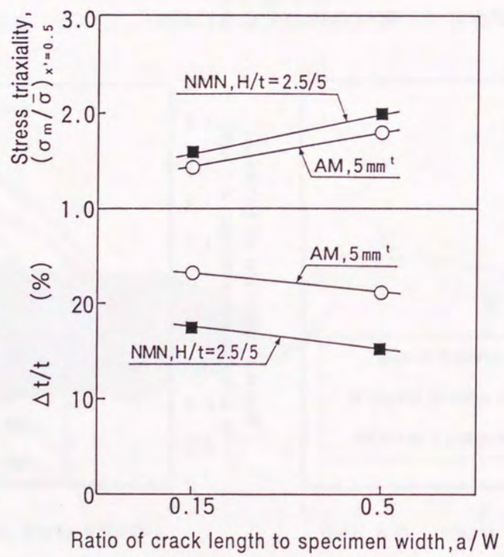


（ａ）板厚２０ mm　　（ｂ）板厚５ mm

図 4.5(a)(b) 破面から計測された板厚最大減少量Δｔと延性き裂進展量Δａとの関係



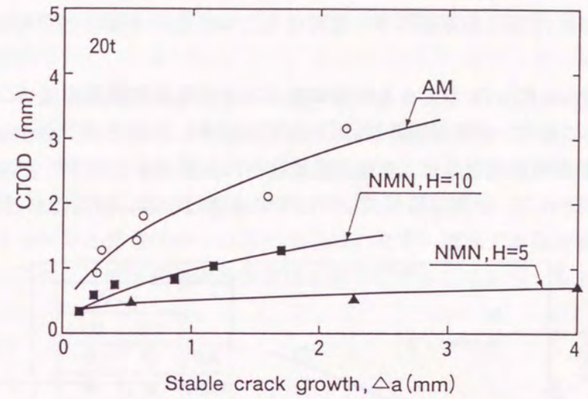
（ａ）Ｈ／ｔ



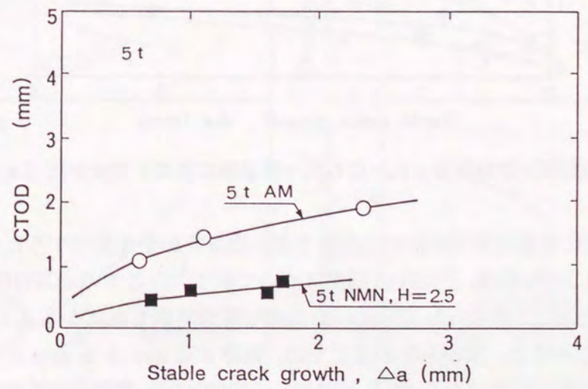
（ｂ）ａ／Ｗ

図 4.6(a)(b)　板厚と板厚最大減少量の比（Δｔ／ｔ）に及ぼす塑性拘束の程度の影響

が小さくなるにつれてさらにΔｔ/ｔが減少する傾向が認められる．また，図 4.6(b)でも均質試験片に比べて軟質試験片の方がΔｔ/ｔが小さい傾向が顕著にみられる上，切欠き比ａ/Ｗの増加によっても同様に塑性拘束が増加する傾向が示されている．また，図 4.5 では板厚２０ mm 試験片の場合のΔｔは，同じΔａの時の板厚５ mm 試験片の場合のΔｔと比べて大きく現れたの対して，図 4.6(a)に示されるΔｔ/ｔにおいては，板厚５ mm 試験片の場合よりも板厚２０ mm 試験片の場合の方が明らかに小さくなり，塑性拘束の程度が増加することが分かる．



（ａ）板厚２０ mm，ＡＭ，ＮＭＮ



（ｂ）板厚５ mm，ＡＭ，ＮＭＮ

図 4.7(a)(b)　コンパクト試験で得られたＣＴＯＤ－Ｒ曲線に及ぼす Mat.1 の幅（Ｈ）の影響

このように，H/ｔやａ/Wの変化に伴う塑性拘束の変化は，最大板厚減少量Δｔで示される塑性変形量や計算で求められるσｍ／σ̄と対応しており，H/ｔが小さいほど塑性拘束が大きくなり，ａ/Wが小さいほど塑性拘束が小さくなる傾向が，試験片の観察と解析結果から明らかに認められる．

（２）延性き裂進展抵抗特性に及ぼす強度的不均質部幅と板厚比および切欠き比の影響

次に，軟質試験片の Mat.1 の幅(H)を変えた場合のき裂進展抵抗（CTOD－Ｒ）曲線について，図 4.7(a)(b)に板厚ごとに均質試験片のそれと比較して示す．板厚２０ mm，５ mm のいずれの場合にも，軟質試験片においては均質試験片に比べて dCTOD/da の減少がみられる．また，板厚２０ mm では，軟質幅Hが小さくなるにつれて，さらに dCTOD/da が減少する傾向が認められる．

同様に，板厚５ mm のａ/Wを変えた軟質試験片のき裂進展抵抗曲線について，図 4.8 に均質試験片と比較して示す．軟質試験片では，ａ/Wの減少とともに dCTOD/da は増加しており，H/ｔと同様にａ/Wの大きさは，き裂進展抵抗特性に影響を及ぼすことがわかる．ただし，均質試験片ＡＭに比べて，軟質試験片ＮＭＮはその影響は小さい傾向にある．

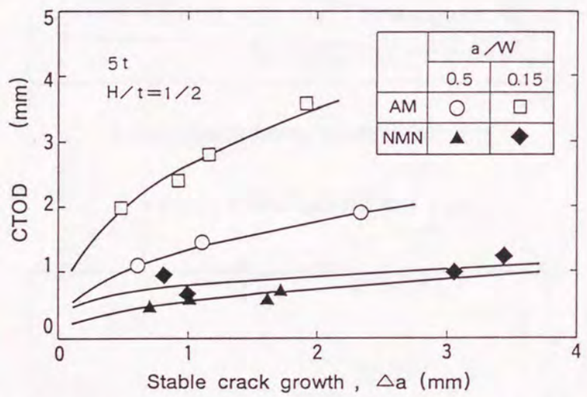


図 4.8　　コンパクト試験で得られたCTOD－Ｒ曲線に及ぼす切欠き比（ａ/W）の影響

図 4.9 には，延性き裂進展抵抗特性に及ぼす塑性拘束の影響を整理するために，Ｒ曲線の代表的指標である dCTOD/da とH/ｔの関係について示す．ここでの dCTOD/da の算出にあたっては，図 4.7(a)(b)で得られた CTOD－Ｒ曲線を累乗近似した式からΔａ＝1.0mm の場合の dCTOD/da を求めた．図から分かるように，板厚２０ mm と５ mm のいずれの軟質試験片でも，H/ｔの減少とともにσｍ／σ̄が増加し，dCTOD/da は減少する傾向が認められる．板厚２０ mm と５ mm ではσｍ／σ̄に差があるため，H/ｔが同じ場合の dCTOD/da は異なる値を示すが，σｍ／σ̄の大きい板厚２０ mm 試験片の方がσｍ／σ̄の小さい板厚５ mm 試験片に比べて dCTOD/da が大きくなっている．これは，dCTOD/da の指標としての妥当性の

問題の他に，板厚５ mm 試験片では元厚２８ mm 材から数枚に分割して採取したことから，板厚方向の延性き裂進展抵抗特性のばらつきが現れたことも考えられる[106]．なお，別途実施した硬質試験片では，この点において差異が認められていない．

図 4.9 と同様にΔａ＝1.0mm の際の dCTOD/da とａ/Wの関係について，図 4.10 に整理して示す．dCTOD/da の算出にあたっては，板厚５ mm の均質・軟質試験片の CTOD－Ｒ曲線（図 4.7(b)）を累乗近似した式から求めた．均質試験片では，ａ/Wが大きい程σｍ／σ̄が増加し，dCTOD/da が小さくなる傾向が顕著に現れているが，一方，軟質試験片ではａ/Wの値によって dCTOD/da はほとんど変化しない．軟質試験片で dCTOD/da に及ぼすａ/Wの影響が小さいのは，ａ/Wが 0.15 の場合にも，軟質部の存在による塑性拘束の効果が十分現れているためと思われる．

また，以上のことから本実験で用いられた試験片のσｍ／σ̄は，1.2～3.1 程度の範囲にあることがわかる．図 4.6 をみると，同じａ/Wと板厚の試験片においては，σｍ／σ̄が大きくなるにつれてΔｔ/ｔは小さくなる傾向がみられ，H/ｔによる塑性拘束の程度の変化やそれに伴うΔｔ/ｔの変化が，定性的によく整理されているようである．しかし，dCTOD/da については，必ずしもσｍ／σ̄と整合性がとれているとはいえず，板厚が異なる場合や対象とするΔａの範囲によっては，延性き裂進展抵抗特性を表す指標として必ずしも適切でないことが考えられる．

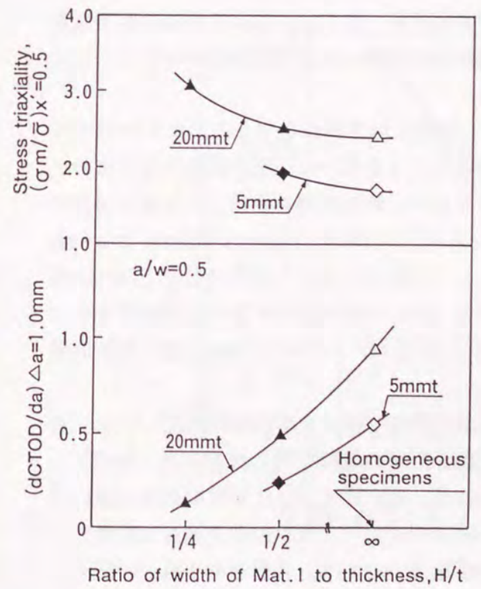


図4.9　dCTOD/ｄａに及ぼすH/ｔの影響

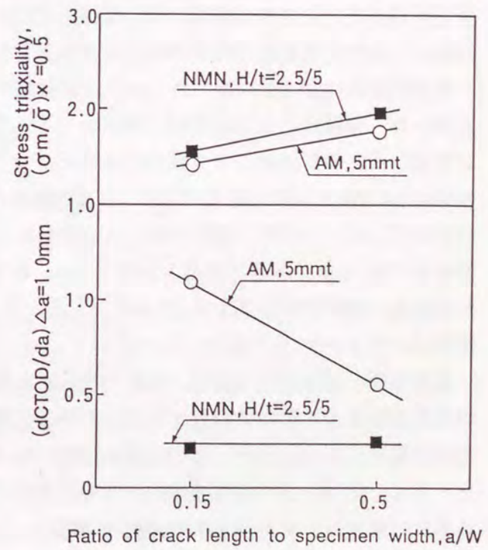


図4.10　dCTOD/ｄａに及ぼすａ/Wの影響

４．３　進展する延性き裂先端近傍の応力･ひずみ挙動に及ぼす塑性拘束の影響

前節では，強度的不均質部幅および切欠き比を変えた軟質試験片を用いて，延性き裂先端の塑性拘束が延性き裂進展抵抗特性（CTOD-R曲線）に及ぼす影響を調べた．その結果，塑性拘束の程度によって，均質試験片ならびに軟質試験片ともに見掛けの延性き裂進展抵抗特性は変化し，延性き裂先端の塑性拘束が延性き裂進展抵抗特性に影響を及ぼすことが明らかになった．

本節では，前章でき裂周りに存在する強度的不均質の影響を受けない材料特性値として可能性が認められた延性き裂先端近傍での限界相当塑性ひずみに注目し，これに及ぼすき裂先端の塑性拘束の影響について調査することを目的に，３次元弾塑性解析を実施する．ここでは，強度的不均質部幅および切欠き比を変えた軟質試験片を用いた延性き裂進展試験の結果から得られた試験データを基に，３次元弾塑性ＦＥＭ解析を行う．次に，得られた３次元弾塑性解析結果から，進展する延性き裂先端近傍の応力・ひずみ挙動と延性き裂先端の塑性拘束との関係について調査する．さらに，進展する延性き裂先端の限界相当塑性ひずみに対する塑性拘束の影響について調査した後，これを用いた延性き裂進展シミュレーションへの適用について検討を加える．

4.3.1　延性き裂進展を考慮に入れた三次元弾塑性解析法

コンパクト試験における均質試験片と軟質試験片の進展する延性き裂先端近傍の応力・ひずみ挙動を調査するために，３次元弾塑性有限要素解析法（ＦＥＭ）による延性き裂進展解析を実施した．ここでの解析には，延性き裂進展試験に供試した軟質試験片ＮＭＮならびに比較のための均質試験片ＡＭの全てを対象とした．

軟質試験片は図 4.1 に示すコンパクト試験片で，解析にはき裂線を中心にした 1/4 モデルを用いた．弾塑性ＦＥＭ解析は，解析コードＡＢＡＱＵＳを用いて，微小変形条件下において計算した．解析には，２０節点アイソパラメトリック６面体要素を使用し，メッシュ分割は図 3.10 で示すものと同じであり，き裂進展中のメッシュ寸法を 0.1mm x 0.5mm としたものを使用した．この際，板厚方向には５層分割とし，板厚２０ mm の場合に板厚方向には板厚中央で５ mm，試験片表面では 0.5mm，板厚５ mm の場合に板厚方向には板厚中央で 1.25mm，試験片表面では 0.125mm とした．また，進展ステップは 0.1mm，延性き裂進展範囲は，Δａ＝0.4～0.8mm とした．

荷重履歴と延性き裂進展は，実験で得られた荷重線変位（切欠末端部開口変位）V_{LL}－延性き裂進展量Δａ関係を再現することを条件に制御し，その過程で得られる応力，ひずみ，応力多軸度を出力させた．延性き裂の進展の方法には，3.3 節で示した節点解放法を用いるとともに，応力・ひずみは要素内で求められる各積分点応力・ひずみの値を節点の位置まで外挿して求めた．また，き裂延長線上の応力・ひずみについては，各要素中心線上の節点位置の値を代表させて出力させた．なお，解析に用いた真応力－真ひずみ曲線は，図 3.13 に示したものと同じものを使用した．

4.3.2　強度的不均質幅と板厚比の変化に伴う相当塑性ひずみ分布

応力多軸度が大きくなると，延性き裂発生開始時の相当塑性ひずみ（$\bar{\varepsilon}_p$）は小さくなり，両者は一定の関係にあることが知られている[92]．同じように，延性き裂進展後のき裂先端限界ひずみに対しても，応力多軸度の影響は少なからず存在すると推察できる．そこで，4.2 節で実施した延性き裂進展試験結果を基に，３次元弾塑性ＦＥＭ解析を行い，進展する延性き裂先端近傍の限界相当塑性ひずみに及ぼす塑性拘束の影響について検討を行う．

延性き裂進展量Δａが 0.4mm となる場合の均質試験片ＡＭと強度的不均質部幅の異なる二種類の軟質試験片ＮＭＮ（Ｈ/ｔ＝1/2，Ｈ/ｔ＝1/4）の進展する延性き裂先端近傍の相当塑性ひずみ$\bar{\varepsilon}_p$のき裂進展方向分布を，図 4.11 に示す．いずれの試験片も板厚は２０ mm である．図の横軸は，延性き裂進展によって移動するき裂先端からの距離ｘ’で整理した．また，図中に示す$\sigma_m/\bar{\sigma}$の値は，き裂進展方向分布においてき裂先端からの距離によって異なるが，ここでは移動するき裂先端から 0.5mm の位置での値を採用した．図から分かるように，き裂先端から 0.5mm 以上離れた位置では，均質試験片と軟質試験片の間，さらにはＨ/ｔが 1/2 となる軟質試験片とＨ/ｔが 1/4 となる軟質試験片の間で$\bar{\varepsilon}_p$に差が生じるのに対し，き裂先端近傍での$\bar{\varepsilon}_p$はいずれの試験片においてもほとんど差が認められない．このことから，進展する延性き裂先端で同じ材質の場合，試験片の形状や寸法が変わって塑性拘束の程度が変化しても，き裂先端近傍には同じひずみ特異場が形成されていることがわかる．

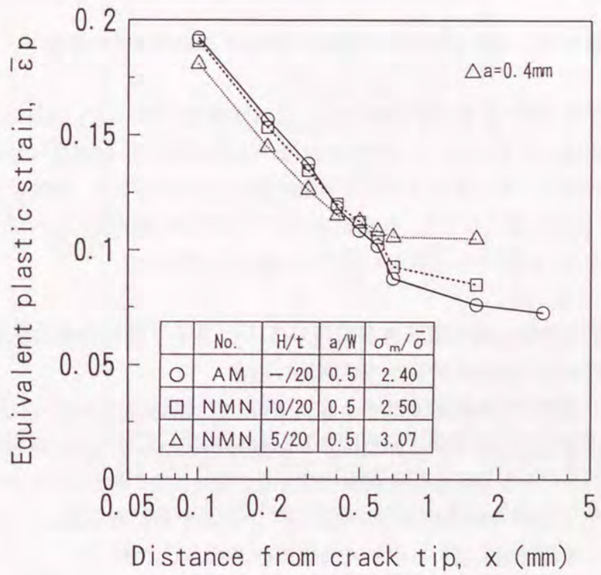


図 4.11　延性き裂先端近傍の相当塑性ひずみ分布に及ぼすＨ/ｔの影響

図 4.12 には，H/ｔが１/４となる軟質試験片の板厚中央断面のき裂先端近傍における$\bar{\varepsilon}$ｐが，0.06，0.2 となる場合の等ひずみ線図を，均質試験片のそれと比較して示す．いずれの試験片も延性き裂進展量Δａが 0.4mm となる場合において比較した。軟質試験片では，強度の大きいMat.2 がき裂周りに存在する影響を受けて，同じ延性き裂進展量における塑性変形領域は拡がりが限定される．しかし一方で，き裂先端近傍の大きく変形する大変形塑性領域の拡がりをみれば，均質試験片のそれとほとんど差がない．また，ひずみの大きさについても，均質試験片に比べて，軟質試験片の強度的不均質部(Mat.1)におけるひずみレベルは必ずしも大きいとはいえない．

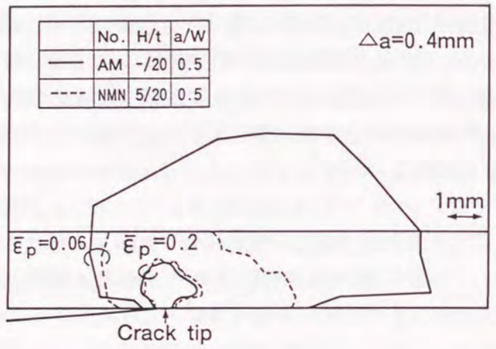


図 4.12　延性き裂先端での相当塑性ひずみの等ひずみ線図

このように，本試験で用いた軟質試験片では，H/ｔの変化に伴う$\bar{\varepsilon}$ｐ分布に及ぼす塑性拘束の影響は，き裂先端から 0.5mm 以上離れた位置からき裂周りの Mat.2 に離れるにしたがい明確に現れる．しかし一方，進展する延性き裂先端近傍においては，強度的不均質部幅の板厚比H/ｔが１/４程度に減少しても，軟質試験片のき裂先端の相当塑性ひずみ分布は，均質試験片で得られるそれとはほとんど差がないことが明らかになった．

4.3.3　進展する延性き裂先端の限界相当塑性ひずみに及ぼす塑性拘束の影響

（１）強度的不均質部幅と板厚比が異なる試験片の場合

均質試験片ＡＭと強度的不均質部幅の異なる二種類の軟質試験片ＮＭＮ（H/ｔ＝５/２０，H/ｔ＝１０/２０）を対象にした３次元弾塑性ＦＥＭ解析結果から得られた進展する延性き裂先端の限界相当塑性ひずみと延性き裂進展量の関係を，図 4.13 に示す．ここでの限界相当塑性ひずみは，図 4.11 のひずみ分布結果から判断して，進展するき裂先端から 0.1mm 離れた位置における値を，き裂先端近傍のひずみ特異場の代表量として用いた．　これをここでは$(\bar{\varepsilon}\ p)_{cr}$と表すこととして，以下においても限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}\ p)_{cr}$は同じ定義に基づくものとする．図 4.13 をみると，いずれの試験片も延性き裂進展に伴い$(\bar{\varepsilon}\ p)_{cr}$はほとんど変化せず，均質試験片と軟質試験片の違いや軟質溶接継手でのH/ｔの大きさの違いなどの影響をほとんど受けず，ほぼ同じ程度の$(\bar{\varepsilon}\ p)_{cr}$レベルにあることが分かる．

次に，延性き裂進展とともに変化する延性き裂先端付近の相当塑性ひずみ$\bar{\varepsilon}$ｐを，載荷後のコンパクト試験片板厚中央断面部における硬度から推定した結果を，同じ試験片で計測された延性き裂進展量Δａとの関係とともに，図 4.14 に示す．ここでは，均質試験片ＡＭと強度的不均質部幅の異なる二種類の軟質試験片ＮＭＮ（H/ｔ＝５/２０，H/ｔ＝１０/２０）を対象にしており，図 4.4 に示すように$\bar{\varepsilon}$ｐは，進展する延性き裂先端の 0.4mm x 0.6mm の領域内３４点の平均硬さから求めた．図 4.14 をみると，図 4.13 に示した３次元弾塑性ＦＥＭ解析によって得られた延性き裂進展中の$(\bar{\varepsilon}\ p)_{cr}$に比べて，平均的に若干高めの値を与えているものの，均質試験片と軟質試験片の違いによらず，$\bar{\varepsilon}$ｐはほとんど同じ値を示している．このように，硬さから推定した$\bar{\varepsilon}$ｐが，解析で計算された$(\bar{\varepsilon}\ p)_{cr}$に比べてやや大きくなったのは，図 4.13 で示したように，硬さ計測の範囲が 0.6mm とき裂直角方向にやや広く，高ひずみ領域での値を多く計測したためと思われる．しかし，均質試験片，軟質試験片のいずれの試験片でも，延性き裂進展量の増加に伴い$\bar{\varepsilon}$ｐがほとんど変化しない傾向は，図 4.13 に示す３次元弾塑性ＦＥＭ解析によって得られている$(\bar{\varepsilon}\ p)_{cr}$の傾向とほぼ同様の結果であり，先に実施した解析結果の妥当性を裏づけるものと考えられる．すなわち，本実験の範囲におい

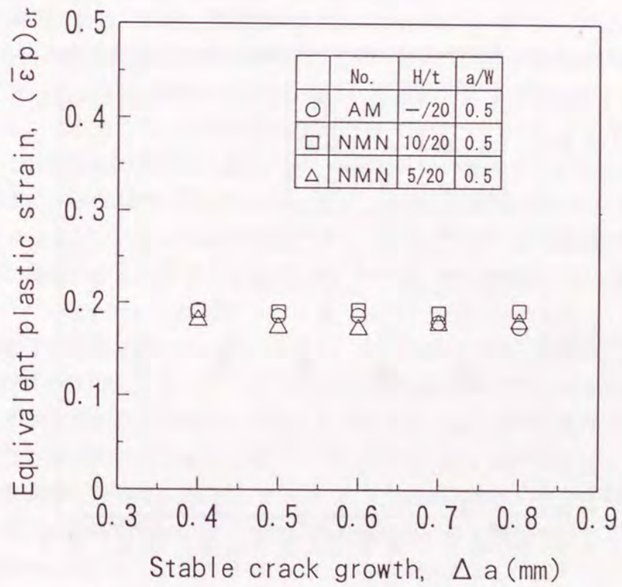


図 4.13　３次元弾塑性解析で得られた進展する延性き裂先端の限界相当塑性ひずみの挙動
（板厚２０ mm，ａ/W：一定）

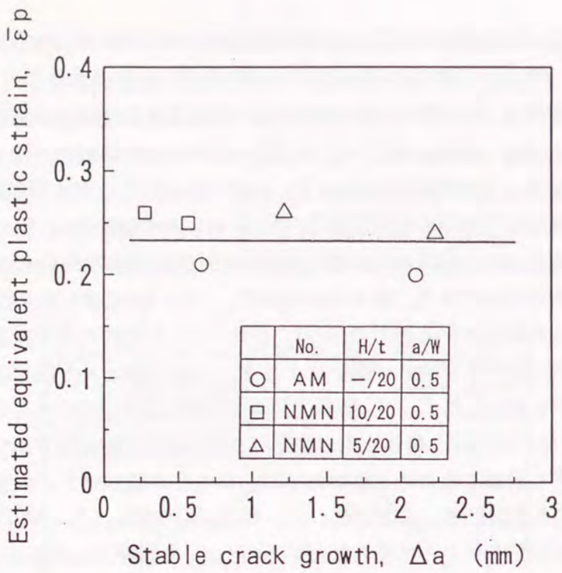


図4.14　硬度計測で得られた進展する延性き裂先端の相当塑性ひずみの挙動

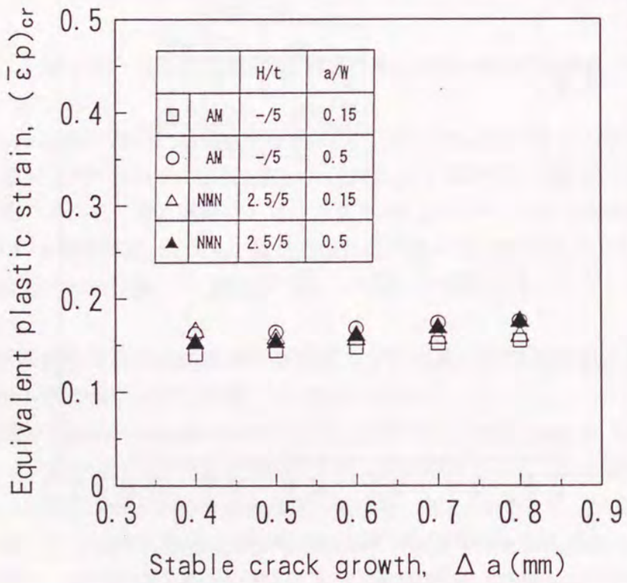


図4.15　３次元弾塑性解析で得られた進展する延性き裂先端の限界相当塑性ひずみの挙動（板厚５mm）

ては，H/tが1/4程度まで減少しても，延性き裂先端の限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$と延性き裂進展量Δaの関係に及ぼす強度的不均質性の影響は，実験結果からもほとんど認められないことが明らかとなった．

（2）切欠き比が異なる試験片の場合

板厚５mmで切欠き比a/Wが0.15と0.5となる均質試験片AMと軟質試験片NMNの４種類の試験片を対象にした３次元弾塑性ＦＥＭ解析を実施した．その結果から得られた進展する延性き裂先端の限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$と延性き裂進展量Δaとの関係を，図4.15に示す．$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$は，図4.13と同様，進展するき裂の先端から0.1mm離れた位置の値とした．図4.15をみると，いずれの試験片も延性き裂進展に伴い，$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$はほとんど変化せず，また，$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$は均質試験片と軟質試験片によらず，切欠き比a/Wの差に伴う塑性拘束の変化に影響を受けないことがわかる．

このように，少なくとも本実験範囲における塑性拘束度条件の下では，延性き裂進展中のき裂先端での限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$は，き裂周りの強度的不均質に影響を受けない材料固有の特性値となる可能性があることが確認された．

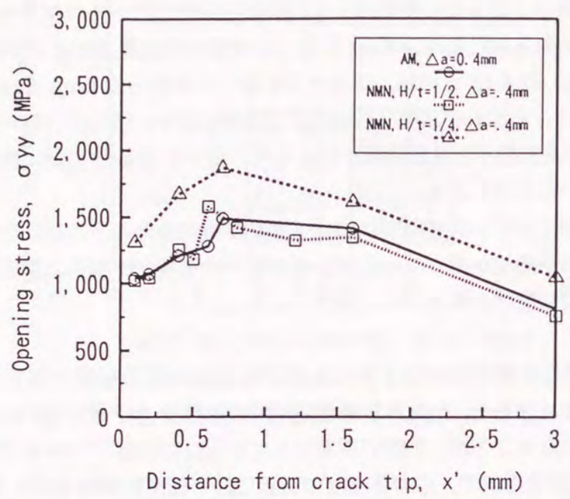
4.3.4　進展する延性き裂先端のひずみに及ぼす応力多軸度の影響に関する考察

応力多軸度が大きくなると，延性き裂発生開始時の相当塑性ひずみ（$\bar{\varepsilon}p$）は小さくなり，両者は一定の関係にあることが，実験的事実として知られている[92]．例えば，強度４００～８００MPa程度の構造用鋼で，応力多軸度の上昇に伴い延性き裂発生限界ひずみが低下し，予ひずみが大きいほど応力多軸度に対する延性き裂発生限界ひずみが低下すること[84]が確かめられている．このように，延性き裂発生時の相当塑性ひずみは，かなり応力多軸度の影響を受けることが明らかであるにも関わらず，本研究において得られる実験と解析結果では，延性き裂進展中のき裂先端での$\bar{\varepsilon}p$はほとんど応力多軸度の影響を受けない．

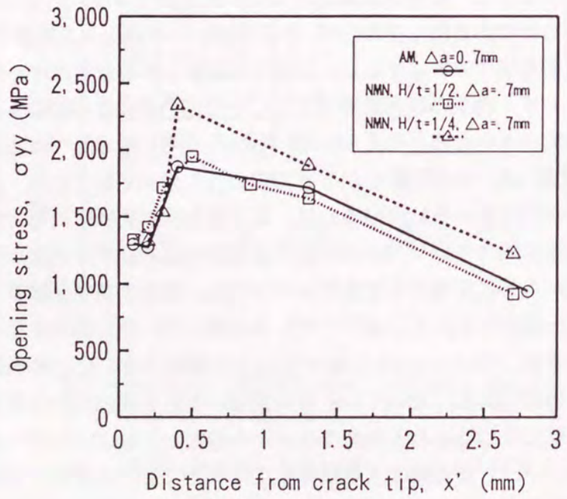
この原因の一つとして，従来の研究成果で与えている応力多軸度の範囲が，本研究で与えるそれに比べて比較的小さいためと考えられる．例えば，参考文献92）では応力多軸度は高々１.５までであり，文献84）では同様に１.６までの条件で検討されている．ともに，切欠き付丸棒引張試験片が実験に用いられているのは，応力多軸度が簡便に計算できるためと思われる．応力多軸度が比較的大きいレベルでの延性き裂発生限界ひずみが確かめられた例は少ないが，応力多軸度がある程度増大した後のレベルでは，延性き裂発生限界ひずみの低下傾向も飽和することが一部で示されている[107)~110)]．本研究では，深い切欠きを有する破壊靭性試験片を用いた検討を行っているので，１.４～３.１と比較的大きい応力多軸度条件の下で検討しており，応力多軸度の変化に対してひずみの変化が小さく現れている可能性がある．さらに，延性き裂発生前に生じる応力多軸度はひずみの増大とともにそのピーク値が徐々に低下する[108]との報告もあり，き裂先端で大規模な塑性降伏後に生じる延性き裂進展時のひずみは，延性き裂発生限界ひずみに比べて十分大きいものと思われ，このような時点での応力多軸度は延性き裂発生時点でのそれとかなり変化していることも考えられる．

4.3.5　き裂直角方向応力分布に及ぼす強度的不均質部幅と板厚比の影響

ここまでに，延性き裂進展中のき裂先端での相当塑性ひずみは，ほとんど応力多軸度の影響を受けないことが，実験と解析結果から明らかになった．次に，応力多軸度が変化した場合の応力分布の状態について確認しておく．



（ａ）　Δａ＝0.4mm



（ｂ）　Δａ＝0.7mm

図 4.16(a)(b)　延性き裂先端近傍のき裂直角応力（σ yy）分布に及ぼすＨ/ｔの影響

３次元弾塑性ＦＥＭ解析による計算結果から得られる３種類の均質試験片と軟質試験片（板厚２０mm）のき裂先端近傍のき裂直角方向応力（σ_{yy}）分布を図 4.16(a)(b)に示す．図の横軸は，延性き裂進展によって移動するき裂先端からの距離ｘ’で整理した．また，ここでは同じ延性き裂進展量(Δａ=0.4mm,0.7mm)に達した際のσ_{yy}を比較した．均質試験片と強度的不均質幅と板厚比H/ｔが1/2の軟質試験片では，応力分布の形状と大きさにほとんど差がないのに対して，H/ｔが1/4の軟質試験片では，σ_{yy}の大きさがやや大きくなる傾向がみられる．また，延性き裂進展に伴い，き裂先端近傍よりもむしろき裂先端から 0.5mm 以上離れた位置でσ_{yy}の増加傾向が，いずれの試験片にもみられる．

同様に，Δａが 0.4mm となる場合の３種類の均質・軟質試験片のき裂先端近傍のき裂直角方向応力（σ_{yy}）板厚方向分布を，図 4.17 に示す．ここでは，き裂先端から 0.1mm 離れた位置でのσ_{yy}を用いて，縦軸の応力および横軸の距離ともに無次元化を行った．その際横軸は，板厚中央断面から板厚表面への距離（ｚ）を板厚（ｔ）で除した無次元化量で表す．縦軸は，き裂直角方向応力（σ_{yy}）を Mat.1 の降伏応力（σ_Y）で除した無次元化量で表す．軟質試験片ＮＭＮのσ_{yy}/σ_Yは，均質試験片ＡＭのσ_{yy}/σ_Yと比べて異なる分布形状を示している．すなわち，板表面でのσ_{yy}/σ_Yの減少が大きく，さらにH/ｔが小さくなる程板厚中央との差が大きくなる．しかし，板厚中央でのσ_{yy}/σ_Yをみる限り，H/ｔが1/2の場合のＮＭＮ試験片とＡＭ試験片においてほとんど差はみられない．

このように，本試験で用いた軟質試験片では，H/ｔが1/2程度までなら均質試験片と比べて，板厚中央断面でのき裂直角方向応力分布にほとんど差がないのに対し，H/ｔが1/4程度に減少すると塑性拘束の応力分布に及ぼす影響がかなり顕在化してくることがわかる．

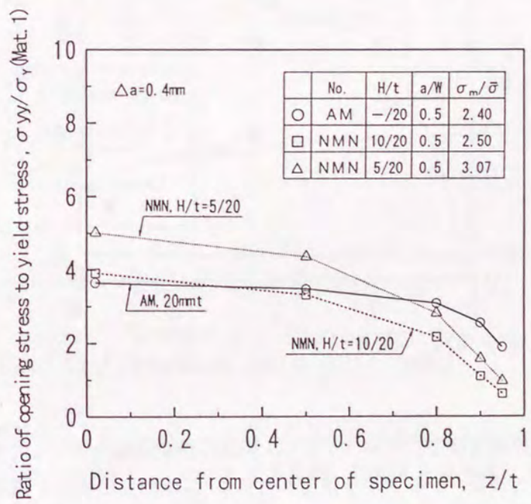


図 4.17　延性き裂先端近傍のき裂直角方向応力の板厚方向分布に及ぼすＨ/ｔの影響

４．４ 限界相当塑性ひずみを延性き裂進展条件とした３次元弾塑性解析による延性き裂進展シミュレーション

これまでの３次元弾塑性解析は，延性き裂進展試験で得られた切欠末端部開口変位V_{LL}－延性き裂進展量Δａ関係を用いて制御して実施した．ここでは，図 4.13 や図 4.15 で得られた限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$の平均値(=0.184)を延性き裂進展条件として，３次元弾塑性解析による延性き裂進展シミュレーションを試みる．すなわち，進展する延性き裂先端から 0.1mm 離れた位置での限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$が 0.184 に達すると，き裂先端の節点を解放し，再び$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$が 0.184 に達するまで負荷を続ける．これを繰り返して，延性き裂進展をシミュレートした．$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$を延性き裂進展条件とした延性き裂進展シミュレーションの結果から得られた荷重－変位関係を，実験で得られたそれと比較して図 4.18 に示す．ここでは，ａ/Wが 0.5，H/ｔが 10/20 の軟質試験片ＮＭＮを例に用いた．Δａが 0.1～0.9mm の範囲で

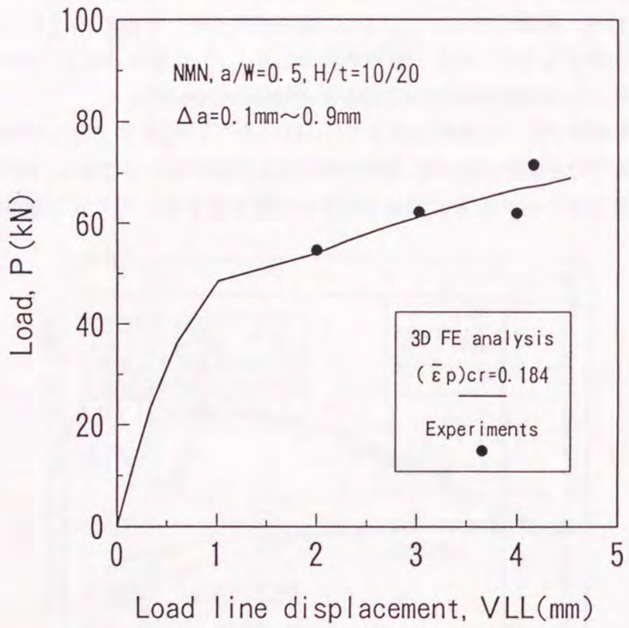


図 4.18　限界相当塑性ひずみ（$\bar{\varepsilon}p$）$_{cr}$を延性き裂進展条件とした延性き裂進展シミュレーションから得られた荷重-荷重線変位曲線と実験で得られた荷重-荷重線変位曲線との比較

計算したところ，シミュレーションによる荷重－変位関係は，実験によって得られたそれとほぼ一致することがわかる．

同様に，延性き裂進展試験で得られた切欠末端部開口変位V_{LL}－延性き裂進展量Δａ関係を用いて計算された CTOD－Δａ関係（Ｒ曲線）と限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$を延性き裂進展条件として得られたそれを，図 4.19 に比較して示す．両者はほぼ一致していることから，延性き裂進展条件としてき裂先端での限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$を用いた場合と切欠末端部開口変位$V_{LL}$－延性き裂進展量Δａ関係を用いた場合では，延性き裂進展シミュレーションにおいてほぼ等価な結果を示すことが明らかになった．

また，2.4 節で示した延性き裂進展シミュレーションにおいて，破壊力学パラメータを介することで強度的不均質の影響を受け，溶接継手に対する評価誤差が大きくなることが確かめられたが，ここで示す手法によれば破壊力学パラメータを介することなく延性き裂進展条件を与えることができるので，強度的不均質の影響を排除したシミュレーションが可能になるものと考えられる．

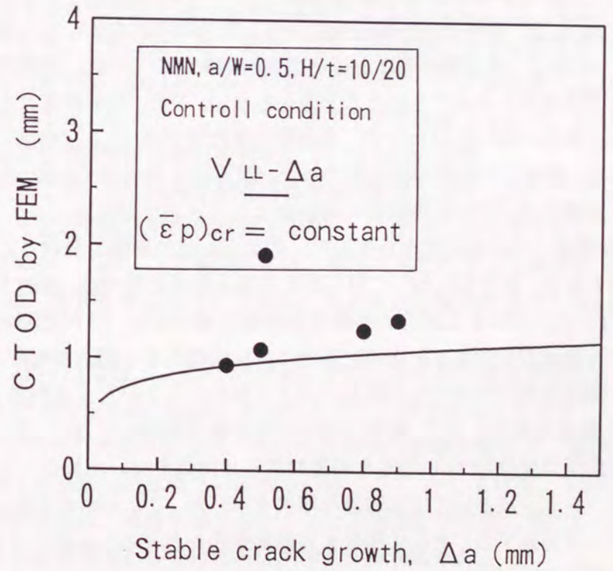


図 4.19　限界相当塑性ひずみ（$\bar{\varepsilon}p$）$_{cr}$を用いた延性き裂進展シミュレーションから得られたCTOD-Δａ関係とV_{LL}-Δａ関係を用いた延性き裂進展シミュレーションから得られたCTOD-Δａ関係の比較

４．５　本章の結論

本章では，前章でき裂周りに存在する強度的不均質の影響を受けない材料特性値として可能性が認められた進展する延性き裂先端近傍での限界相当塑性ひずみに注目し，これに及ぼすき裂先端の塑性拘束の影響について調査することを目的とした．

軟質部を有する継手の塑性拘束の程度を変化させることを目的に，軟質部幅に対する板厚の比（H/ｔ）と切欠き長さに対する試験片幅の比（ａ/W）をパラメータにした試験片を作製し，これを用いて延性き裂が軟質部中央を進展する場合のき裂進展抵抗特性の調査を行った．さらに，き裂先端の限界相当塑性ひずみに及ぼす塑性拘束の影響を調べるために，３次元弾塑性解析を実施して，以下の結論を得た．

（１）H/ｔならびにａ/Wの大きさは，延性き裂進展抵抗特性に影響を及ぼす．均質試験片では，ａ/Wの増加とともにdCTOD/daは減少する傾向が認められた．また，軟質試験片では，H/ｔの低下とともにdCTOD/daは減少する傾向が認められた．すなわち，塑性拘束の程度によって，CTOD－Ｒ曲線は変化し，CTODなどの破壊力学パラメータを指標とした延性き裂進展特性は材料固有のものとならない．

（２）これに対して，延性き裂先端近傍のひずみ特異場の代表量である限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}\ p)_{cr}$の値は，本実験範囲における塑性拘束条件の下では，塑性拘束の影響を受けず延性き裂進展中にあってもほとんど変化しない．また，均質試験片と軟質試験片の違いや切欠き長さの違いに関わらず，限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}\ p)_{cr}$の値に差が認められないことから，進展する延性き裂先端近傍での限界相当塑性ひずみは，き裂周りの強度的不均質に影響を受けない材料固有の特性値となる可能性がある．

（３）延性き裂発生時の相当塑性ひずみは，応力多軸度の影響を受けることが明らかであるにも関わらず，本研究において得られる実験と解析結果では，進展する延性き裂先端近傍での$(\bar{\varepsilon}\ p)_{cr}$はほとんど応力多軸度の影響を受けない．この原因として，深い切欠きを有する破壊靭性試験片を用いた場合には比較的大きい応力多軸度条件となり，応力多軸度の変化に対してひずみの変化が小さく現れることが考えられる．

（４）延性き裂進展条件として，き裂先端での限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}\ p)_{cr}$を用いた場合と切欠末端部開口変位$V_{LL}$－延性き裂進展量Δａ関係を用いた場合では，延性き裂進展シミュレーションにおいてほぼ等価な結果を示した．ここで示す手法によれば，破壊力学パラメータを介することなく延性き裂進展条件を与えることができるので，強度的不均質の影響を排除したシミュレーションが可能になる．

第５章　き裂先端の局所変位に基づく延性破壊評価に関する検討

５．１　緒　言

前章までに，進展する延性き裂先端の限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}\ p)_{cr}$が，強度的不均質の影響を受けない指標であることを確認した．また，破壊靭性試験片程度の塑性拘束の程度の変化にも影響をほとんど受けず，延性材料のき裂進展抵抗特性としての指標になり得る可能性があることを明らかにした．さらに，$(\bar{\varepsilon}\ p)_{cr}$と延性き裂進展量Δａの間の関係を用いた，延性き裂進展予測と延性破壊強度評価の可能性についても確かめた．

しかし，工業的には必ずしも大規模な延性き裂進展予測を必要としないこともあり，むしろ材料特性試験として延性き裂進展抵抗曲線を取得し，これを相対比較することで材料の優劣を評価することも多い．このような観点からは，導出にあたり３次元弾塑性解析の実施が必要となる$(\bar{\varepsilon}\ p)_{cr}$は，必ずしも工業的に簡便な延性き裂進展抵抗特性のための評価指標とはいえない．

一方，Schwalbe，Koçakらは，δ5法と呼ばれるき裂先端の局所変位計測法を提案し，これによって計測された局所変位はCTODと等価に扱うことができるとの報告[66]を行っている．δ5法によって計測された局所変位は，強度的不均質の影響を受けず，破壊限界指標としてのみならず延性き裂進展抵抗曲線への応用も可能[47)～49)]としている．しかし，δ5法によって計測された局所変位は，延性き裂進展とともに計測位置がき裂先端後方に移動することから，き裂進展中の破壊指標としての適用は問題とする指摘もある．

そこで本章では，δ5法を含めた種々の定義によるき裂先端の局所変位に及ぼす計測位置の影響を把握し，これと進展する延性き裂先端近傍の限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}\ p)_{cr}$との関係について調査する．さらに，局所変位が$(\bar{\varepsilon}\ p)_{cr}$と等価な挙動を示すことを確認することで，これが$(\bar{\varepsilon}\ p)_{cr}$の代用となり得て，強度的不均質の影響を受けない新しい延性き裂進展指標となり得る可能性について検討する．また，工業的な利便性に重点をおいて，局所変位を用いた延性き裂進展抵抗特性評価への応用についても検討する．

５．２　進展する延性き裂先端の局所変位挙動

本節では，進展する延性き裂先端の局所変位が，限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$と等価な挙動を示すことを確認することで，これが$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$の代用となり得て，強度的不均質の影響を受けない新しい延性き裂進展指標となり得る可能性について検討することを目的に，３次元弾塑性解析法による延性き裂進展解析を実施する．そのために，前章で検討に用いた軟質継手を代表する軟質試験片ＮＭＮと均質試験片ＡＭを対象にして，き裂先端の局所変位に及ぼす計測位置の影響と強度的不均質の影響について調査する．さらに，板厚中央断面と試験片表面で得られる局所変位挙動の差についても検討する．また，き裂先端ひずみの力学的代表量であるCTODと本章で注目する局所変位の関係についても，均質試験片と軟質試験片の比較において考察を行う．

5.2.1　延性き裂進展シミュレーションの方法と局所変位の定義

コンパクト試験における均質試験片と軟質試験片のき裂進展中の局所変位を比較するために，３次元弾塑性ＦＥＭ解析法による延性き裂進展解析を実施した．延性き裂進展解析に供した試験片は，図5.1に示すような異なる種類の材料を拡散接合して作製した後，実験に供試したものと同じ板厚２０㎜と５㎜，切欠き長さ５０㎜，試験片幅１００㎜のコンパクト試験片である．前章までと同様に，き裂が導入された中央部の材料をMat.1と呼び，Mat.1をはさむ周囲の材料をMat.2と呼ぶ．軟質試験片ＮＭＮはMat.1の幅Ｈを１０㎜（一部で５㎜）としたもので，均質試験片ＡＭは軟質試験片のMat.1と同じ材料を用いた．それぞれの材料の機械的特性値は表3.4に，試験片のメッシュ形状は図3.10に示したものと同じである．軟質試験片の構成材料の強度比Ｓｒ（$=\sigma_Y$(Mat.1)／σ_Y (Mat.2)）は０．４７となる．なお，Mat.1とMat.2の材料を入れ替えた硬質試験片（Ｓｒ＝２．２５）についても一部で，解析を実施した．

解析は，弾塑性ＦＥＭ解析コードＡＢＡＱＵＳを用いて，微小変形条件の下で計算した．３次元弾塑性解析に用いたメッシュ分割は図3.10に示すものと同じで，き裂線を中心にして板厚方向に５層分割した１/４モデルを用いた．また，解析には２０節点アイソパラメトリ

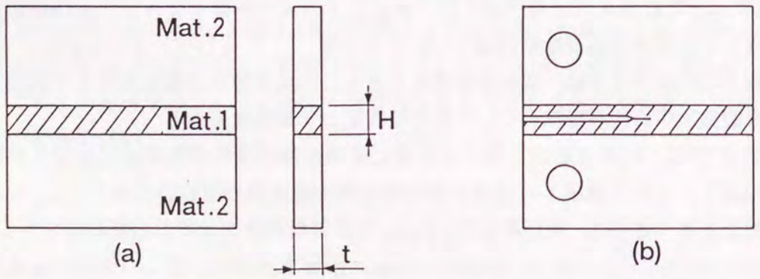
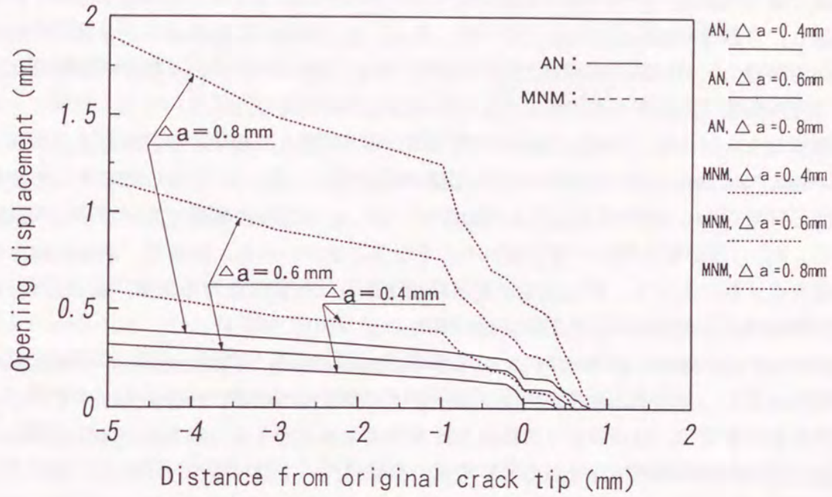
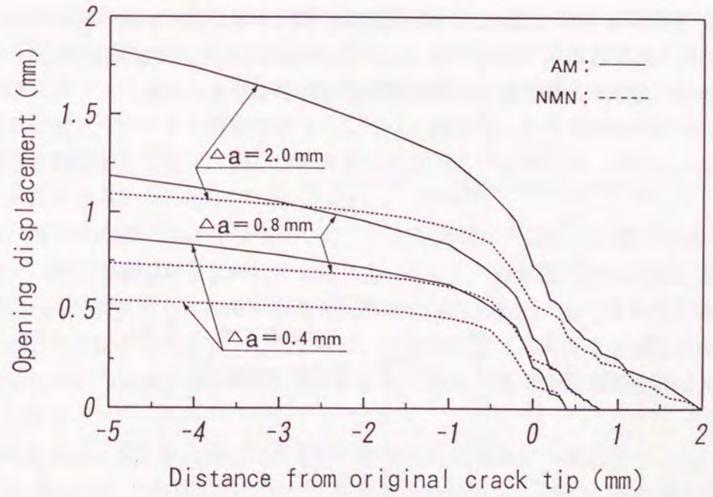


図5.1　強度差をもつ二種類の材料から構成される不均質材モデル

ック６面体要素を使用し，この際，板厚方向には，板厚２０㎜の場合に板厚中央断面で５㎜，試験片表面で０．５㎜に，板厚５㎜の場合に板厚中央断面で1.25㎜，試験片表面で0.125㎜となる．さらに，進展するき裂先端の最小メッシュ寸法は0.1㎜ x 0.25㎜とし，進展ステップ



（ａ）ＡＮ，ＭＮＭ



（ｂ）ＡＭ，ＮＭＮ

図5.2(a)(b)　進展する延性き裂先端の開口挙動に及ぼす強度的不均質の影響

を0.1mm，延性き裂進展範囲はΔａ＝0.4～0.8mmまでとし，一部1.2mmと2mmにおいても実施した．

延性き裂進展解析における荷重履歴と延性き裂進展は，前章までに実施した延性き裂進展試験で得られた切欠末端部開口変位V_{LL}－延性き裂進展量Δａ関係を再現することを条件に制御し，き裂進展は節点解放法で行った．なお，き裂進展のためのメッシュ節点の解放の詳細な手順は，3.3節に示す通りである．また，解析に用いたメッシュ形状や材料の真応力－真ひずみ曲線は，前章までに示したものと同じものを使用した．

板厚２０mmのＡＭ，ＮＭＮ（Ｈ/ｔ＝１０/２０）試験片の延性き裂進展量Δａが０．４mm，０．８mm，２．０mmとなった時のき裂先端部の変形図を，図5.2に比較して示す．き裂先端には同じ材料のMat.1が存在するにも関わらず，同じ延性き裂進展量であればＮＭＮ試験片の方が，Mat.2の影響を受けて開口量が小さくなることがわかる．同様に，硬質試験片と均質試験片の比較において，同じ延性き裂進展量であれば硬質試験片の方が，Mat.2の影響を受けて開口量が大きくなることを別途確かめている．

このように，延性き裂進展中のき裂先端での変形状態は，均質試験片と不均質試験片の間で差が生じる．さらに，き裂先端から離れるほど強度的不均質の影響を受けやすいことが推定できる．そこで，以下のように定義される進展する延性き裂先端での局所変位を用いて，局所変位に及ぼす計測位置や強度的不均質の影響について調べることにする．なお，ここで，局所変位は３次元弾塑性解析の結果から求める．また，き裂先端を原点とし，き裂進展方向をｘ，き裂直角方向をｙとした座標を用いる．

1) Δtip(G.L.)は，移動するき裂先端直上の標点間距離（G.L.）が，０．５mm，１mm，５mm（(ｘ，ｙ)＝(0, ±0.25)，(0, ±0.5)，(0, ±2.5)）のそれぞれの相対変位とする．
2) εtipは，Δtip(G.L.)／G.L. で定義される標点間の平均ひずみ量とする．

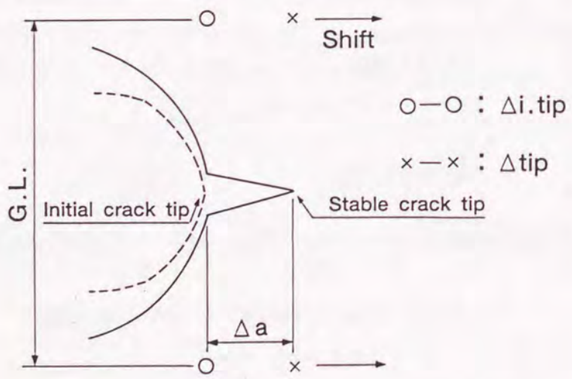


図5.3　局所変位Δi.tipとΔtipの定義

変位は，延性き裂進展量に関わらず初期き裂先端位置での原点直上の変位を用いる方法（固定法）ならびに延性き裂の進展に伴い新たなき裂先端へ原点を移動させて変位を求める方法（移動法）の２通りの方法で，両者の比較を行った．図5.3に示すように，固定法で読み取られる局所変位は，元の初期き裂の位置での変位を用いることから，移動法による局所変位Δtipと区別して，Δi.tipと表記する．

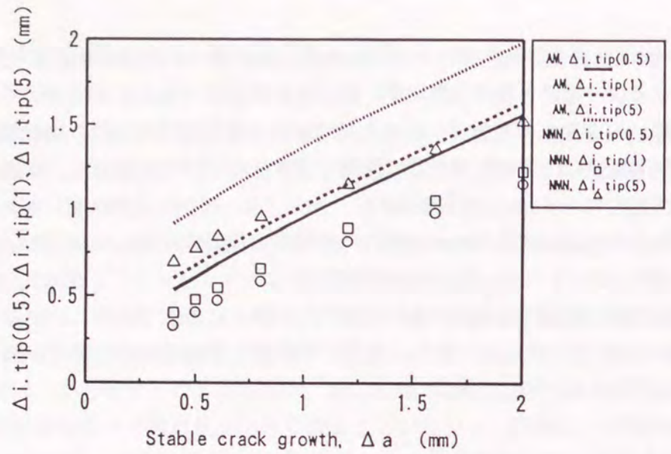
また，板厚中央断面と試験片表面で得られる局所変位間の比較も実施した．なお，Koçakらによって提案されているδ5法による局所変位[11) 47)～49) 66) 103) 112)]は，標点間距離が５mmにおける試験片表面で固定法により実験的に計測された値であることから，ここで定義されるΔi.tip(5)に対応している．また，３次元弾塑性ＦＥＭ解析から求められるCTODの定義は，前章に示すものと同じである．

5.2.2　局所変位挙動に及ぼす計測方法の影響

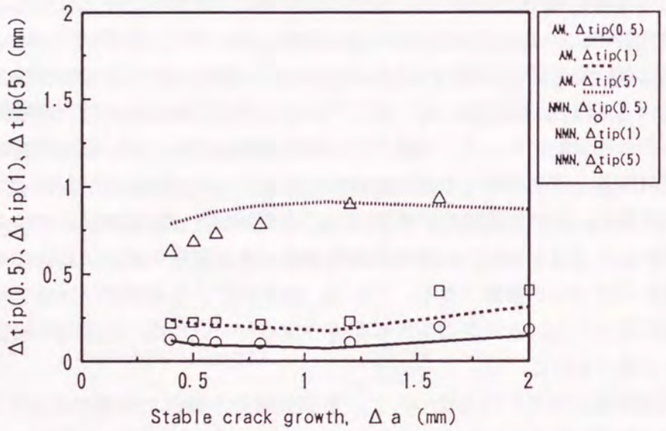
板厚２０mmのＡＭ，ＮＭＮ試験片を例にして，固定法と移動法による計測方法の違いによる局所変位挙動の比較を，延性き裂進展量との関係によって図5.4(a)(b)に示す．ここでは，板厚中央断面での値を用いて整理した．図中の曲線は均質試験片の結果を表し，記号は軟質試験片の結果を表す．Δi.tip(G.L.)とΔtip(G.L.)の比較において，図5.4(a)に示す固定法では，延性き裂進展に伴い局所変位は増加する傾向にあるが，図5.4(b)に示す移動法では，延性き裂進展量に関わらずほとんど変化しないようである．また，移動法では，均質試験片と軟質試験片の間の差は相対的に小さく，強度的不均質の影響が現れにくい傾向がみられるが，固定法では均質試験片と軟質試験片の差が相対的に大きいことがわかる．しかも，図5.4(a)から延性き裂進展量の小さい初期塑性変形段階で，均質試験片と軟質試験片の両者の局所変位に差が既に認められることから，延性き裂先端の鈍化やき裂発生直後において両者で異なる変形開口挙動を示すことが推察できる．これは，固定法による局所変位計測では，その定義上，延性き裂進展とともにき裂先端後方の変位を求めているため，強度的不均質の影響を受けやすいためと考えられる．

また，標点間距離が大きくなるにつれて，き裂先端から離れた位置に存在するMat.2の影響を徐々に受けやすくなるものと考えられる．しかし，移動法を用いる限り，G.L.が５mm程度までなら，均質試験片と軟質試験片の両者のΔtipは比較的一致しており，強度的不均質の影響はほとんど認められない．したがって，固定法による局所変位計測の方が実用上，より簡便であるという利点を有してはいるが，以後，移動法を用いた局所変位によって整理することにした．

移動法を用いた板厚中央断面でのεtipの延性き裂進展に伴う変化について，進展する延性き裂の先端から０．１mm離れた位置での限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$と比較して，図5.5に示す．限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$は，前章において，塑性拘束の程度に依存しないひずみ特異場における代表量であることを確かめている．図中の線は均質試験片ＡＭのεtipを，Open mark は軟質試験片ＮＭＮのεtipを表し，Solid mark は$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$を表す．εtipは均質試験片



（ａ）Δｉ.tip(G.L.)，固定法



（ｂ）Δtip(G.L.)，移動法

図5.4(a)(b)　局所変位に及ぼす計測方法の影響（板厚２０mm）

と軟質試験片の間でほぼ同じ挙動を示し，延性き裂進展とともにほとんど変化しない．これは，$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$と同じ傾向を示しており，またその値もG.L.が５mmの場合を除いて０．２前後の値を示し，ほぼ一致している．このように，εtipと$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$ の間にはある一定の相関関係がみられることから，局所変位Δtipは限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$の代用となり得る可能性のある特性値であることがわかる．

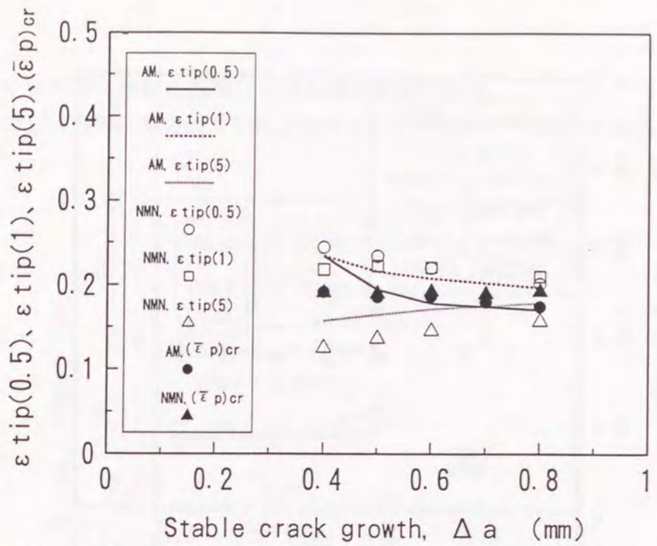


図5.5　移動法によって得られた板厚中央断面でのεtipの延性き裂進展に伴う変化

5.2.3　薄板における局所変位挙動

前章では，本実験で対象とした板厚５mmから２０mmの範囲において，板厚中央断面で求められる限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$は延性き裂進展量に関わらず，ほぼ一定の値を示すことを確認した．また，前項では，板厚２０mmの場合に局所変位Δtipは，延性き裂進展量に関わらずほぼ一定の値を示すことが確認できた．ここでは，進展する延性き裂先端での局所変位が，限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$と同様に板厚の影響を受けず，$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$の代用となり得ることを確認することを目的に，板厚２０mmの場合と同様に，板厚５mm試験片の場合の局所変位と延性き裂進展量Δａの関係を調べる．ここでの局所変位は，前項の結果を受けて，板厚中央断面でかつ移動法を用いて求めた．

板厚が５mmの場合の板厚中央での局所変位Δtipの延性き裂進展に伴う変化について，板厚２０mmの試験片のそれと比較して図5.6に示す．図中の曲線は均質試験片ＡＭの結果を表し，記号は軟質試験片ＮＭＮの結果を表す．図から，板厚２０mmから５mmと変化しても，軟質試験片のＨ/ｔが１/２～１/４，ａ/Ｗが0.15～0.5の範囲では，板厚中央断面で求められる局所変位は，延性き裂進展量に関わらずほぼ一定の値を示すことが確認できる．このことは，板厚中央断面での局所変位が，強度的不均質性だけでなく板厚の変化に伴って生じる塑性拘束の変化に対しても，影響を受けにくいことを示している．ただし，試験片表面に生じる局所変位については，後述に示すように必ずしも同様な傾向とはならない．

以上のことから，板厚中央断面での局所変位Δtipが，$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$と同様に薄板５mmの場合でも強度的不均質の影響を受けないことが確認された．このことからも，移動法でかつ板厚中央断面で求められた局所変位Δtipは，限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$の代用となり得る可能性のある特性値であることがわかる．

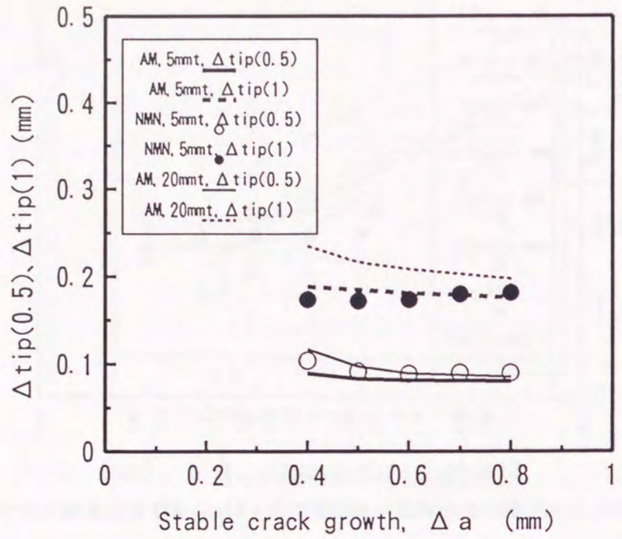


図5.6　板厚中央断面で計測した板厚５mm試験片の局所変位と板厚２０mm試験片の局所変位の比較

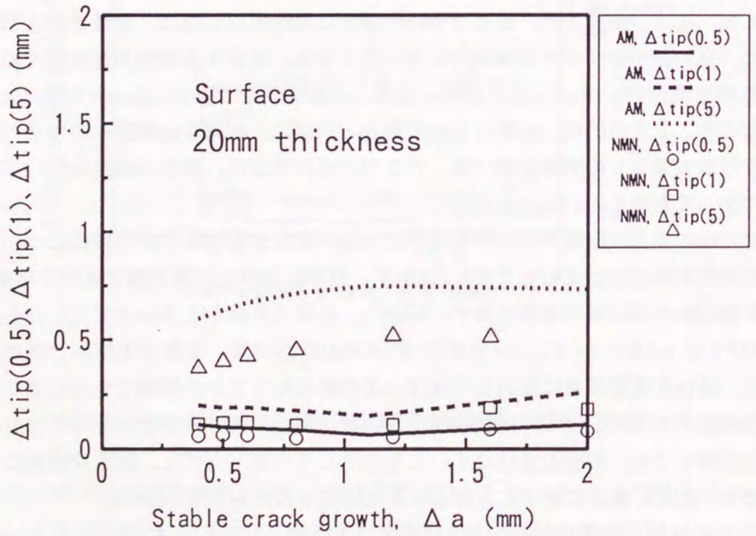
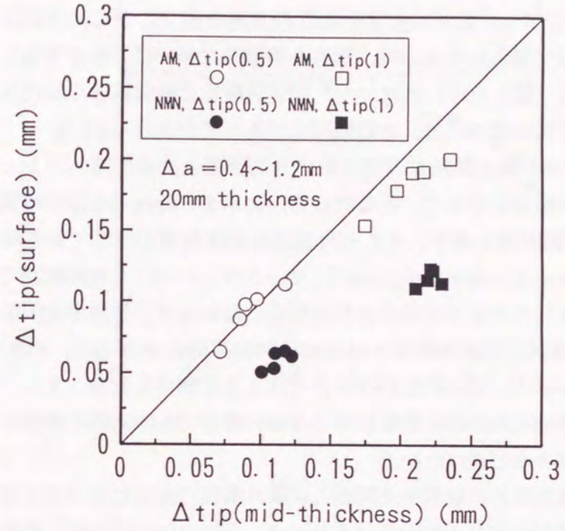


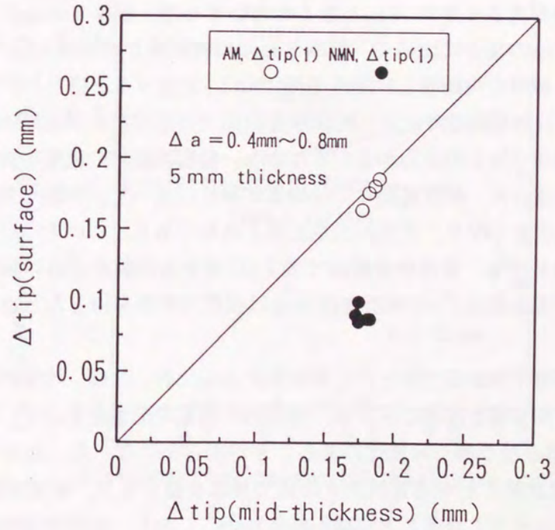
図5.7　延性き裂進展に伴う試験片表面での局所変位（Δ_{tip}）に及ぼす強度的不均質の影響　（板厚２０mm）

5.2.4　板厚中央の局所変位と試験片表面の局所変位の比較

ここでは，局所変位の板厚方向の分布を比較する．すなわち，板厚中央断面と試験片表面



（ａ）板厚２０mm



（ｂ）板厚５mm

図5.8(a)(b)　延性き裂進展量 Δａが同じ場合の板厚中央断面と試験片表面での局所変位Δ_{tip}の比較

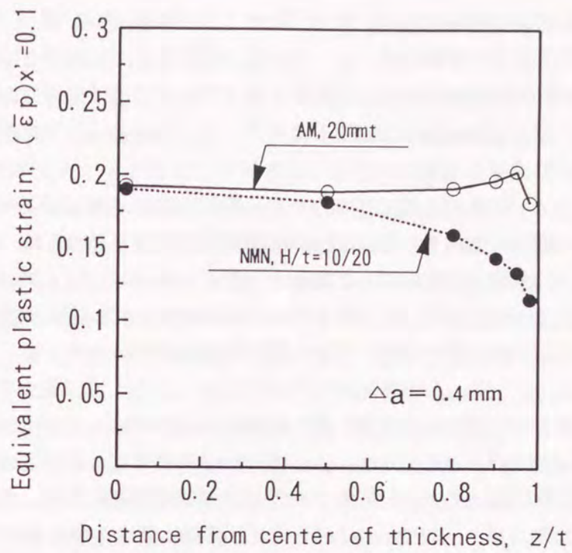
で得られる局所変位の違いについて検討する．

板厚２０mmにおける均質試験片AMと軟質試験片NMNの試験片表面で得られた局所変位Δtipの変化を，延性き裂進展量の関係において整理した結果を，図5.7に示す．図中の線は均質試験片のΔtipを表し，記号は軟質試験片のΔtipを表す．ともに移動法により局所変位を得た．試験片表面で得られたΔtipは，延性き裂進展に伴いほとんど変化しないが，板厚中央断面で求めた場合（図5.4(b)）に比べて，均質試験片と軟質試験片間のΔtipの差は大きい．また，G.L.が大きくなるにつれて，その傾向は増大している．

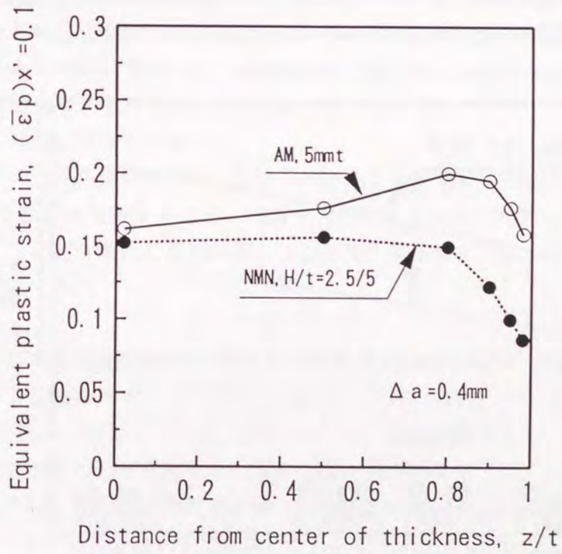
さらに，板厚中央断面と試験片表面における局所変位分布の違いによって生じる差を，板厚２０mmと５mmの場合に分けて，図5.8(a)(b) に示す．Open mark は均質試験片を表し，Solid mark は軟質試験片を表す．それぞれ延性き裂進展量が同じである時の板厚中央断面と試験片表面でのΔtipを，Δａが０．４～１．２mmと０．４～０．８mmの範囲で比較した．均質試験片AMでは，G.L.の大きさや延性き裂進展量に関わらず，板厚中央断面と試験片表面でΔtipは良く一致するが，軟質試験片NMNでは試験片表面のΔtipは，板厚中央断面のΔtipに比べて明らかに小さく，それはG.L.の大きさによらず認められる．また，このような傾向は板厚に関わらず認められるが，板厚が薄くなった場合でも，試験片表面のΔtipの量は，板厚２０mmの場合とほとんど差はない．

このように，軟質試験片の板厚中央断面と試験片表面の変位に差が生じるのは，延性き裂進展中のひずみや変位の板厚方向分布に起因する．図5.9(a)(b)には，進展する延性き裂の先端から０．１mmの位置での相当塑性ひずみ$\bar{\varepsilon}_p$を例にして，板厚方向のひずみ分布を示す．いずれも延性き裂進展量Δａが０．４mmとなる時のひずみで，板厚２０mmと５mmの場合に分けて示す．板厚２０mmの場合に比べて，板厚５mmの均質試験片の板厚方向の$\bar{\varepsilon}_p$の変化は大きくなっているが，板厚中央断面と試験片表面での$\bar{\varepsilon}_p$を比べるとほとんど差がなくなる．一方，軟質試験片では均質試験片に比べて試験片表面での塑性拘束が板厚中央断面よりも大きくなり，変形が小さくなるのがわかる．すなわち，軟質試験片の板厚中央断面と試験片表面の変位に差が生じるのは，軟質試験片では均質試験片に比べて，試験片表面での塑性拘束が板厚中央部よりも大きくなり，変形が小さくなるためである．このように，板厚が２０mmから５mmと小さくなっても，板厚中央断面での$\bar{\varepsilon}_p$に対する試験片表面の影響は小さいために，結果的に板厚中央断面の$\bar{\varepsilon}_p$や局所変位Δtipは板厚の影響をほとんど受けないものと考えられる．

以上のように，板厚中央断面で得られる局所変位Δtipにおいては，均質試験片と不均質試験片の間でほとんど同じ値となることから，強度的不均質の影響を受けず，限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$の代用値となり得る可能性のあることが明らかになった．しかしながら，試験片表面のΔtipは均質試験片と不均質試験片の間で異なる値となり，軟質試験片のΔtipは均質試験片のそれよりも小さくなることが確かめられた．しかし，板厚中央断面でのΔtipは実計測上困難であり，工業的な実用性の観点で問題が残る．



（ａ）板厚２０mm



（ｂ）板厚５mm

図5.9(a)(b)　進展する延性き裂の先端から0.1mm離れた位置での$\bar{\varepsilon}_p$の板厚方向分布

5.2.5　局所変位とCTODの関係

き裂先端近傍の局所変位が破壊指標として用いられることは，従来から存在する．その中でも，CTODは代表的な破壊指標の一つである．そこで，ここではき裂先端の局所変位を代表する指標として，延性き裂進展中のCTODに着目して，これとここで定義される局所変位Δtipとの関係について確認しておく．

板厚２０mmコンパクト試験片を例にして，３次元弾塑性ＦＥＭ解析により得られる局所変位ΔtipとCTODとの関係について，それぞれ同じ延性き裂進展量となる時の値を，図5.10に比較して示す．Δtipは移動法で読み取った板厚中央断面の値とし，Δａが0.4mm～0.8mmの範囲で整理した．ここでのCTODは，3.3節で示したように進展する延性き裂先端で定義しておらず，初期き裂先端の開口量である．図中の線は均質試験片の結果を表し，記号は軟質試験片の結果を表す．

図5.10からわかるようにCTODが延性き裂の進展とともに増加しても，特にG.L.の小さい範囲で局所変位Δtipはほとんど変化せず，ΔtipとCTODは必ずしも線形関係にあるとはいえない．これは，CTODが相対的にき裂後方での塑性ひずみの代表量となっているため，変形が進むにつれて増大するが，一方でΔtipは$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$と同様に延性き裂先端部での局所領域での塑性ひずみを代表する指標となっているためと思われる．したがって，さらに塑性変形が進むとCTODの増大も徐々に飽和する傾向に向かい，ΔtipとCTODの間に相関性が現れる場合があることも予想できるが，少なくともここで扱った延性き裂進展量Δａが0.4mm～0.8mmの範囲では，局所変位ΔtipとCTODは等価とはいえないようである．

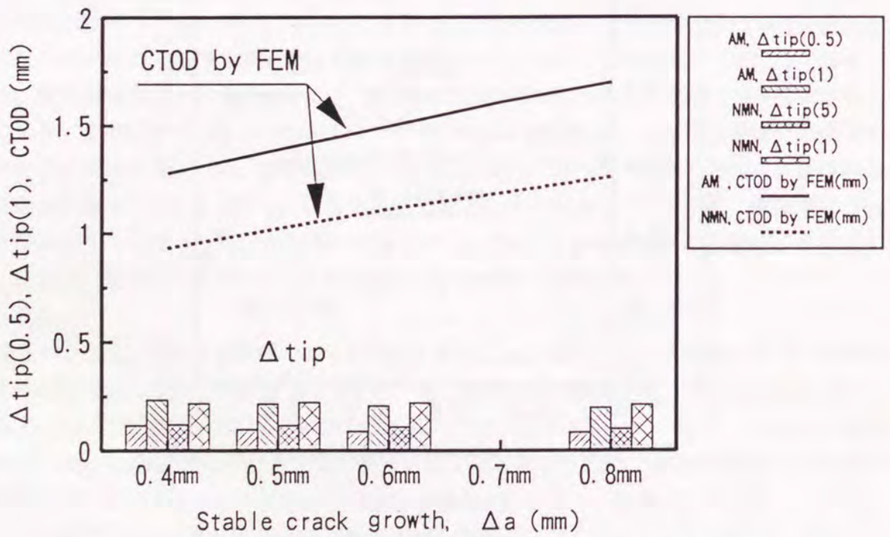


図5.10　　進展する延性き裂先端のＣＴＯＤとΔ_{tip}の比較（板厚２０mm）

５．３　２次元弾塑性解析による延性き裂進展シミュレーションの簡略化のための基礎的検討

前章で実施した３次元弾塑性ＦＥＭ解析の結果，限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$－延性き裂進展量Δａ関係は，延性き裂進展シミュレーションのためのき裂進展条件になり得る可能性を有することが判明した．き裂を有する構造体の延性き裂進展シミュレーションのためには，弾塑性解析が必要不可欠であるが，これを３次元弾塑性解析によることは，必ずしも工業的に有用とならない．したがって，３次元弾塑性解析で得られる$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$－Δａ関係と２次元弾塑性解析で得られる$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$－Δａ関係と等価であることが確認できれば，２次元弾塑性解析による延性き裂シミュレーションが可能となり，$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$の活用法に関して拡がりを有することになる．

さらに，前節で検討したように，板厚中央での局所変位Δtipは，$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$の代用となり得る指標であることが明らかになった．したがって，局所変位においても３次元弾塑性解析で得られるΔtip－Δａ関係と２次元弾塑性解析で得られるΔtip－Δａ関係とが等価であることが確認できれば，３次元弾塑性解析による$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$の導出が簡略化され，工業的な有用性が増す．

このような観点に立って，２次元弾塑性解析の結果を用いた３次元弾塑性解析結果のシミュレーションを試みた例[8]もある．その場合には，試験片があたかも２つの部分であるかのように扱われる．すなわち，一つは試験片中央に相当する平面ひずみ領域，もう一つは試験片表面に相当する平面応力領域の解析結果を用いる．この両者で得られた単位板厚当たりの荷重やＪ積分量をある規則に基づいて，板厚相当量に配分する方法である．ただし，板厚相当量に配分する規則を構築するためには，事前の多大な労力を必要とし，かつ試験片レベルでの応用に現状では限定されている．

ここでは，上述のような目的の下に，３次元弾塑性ＦＥＭ解析で得られる限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$とならびに局所変位Δtipと，２次元弾塑性ＦＥＭ解析で得られるそれとの関係について調査し，２次元弾塑性ＦＥＭ解析による延性き裂進展シミュレーションの簡略化の可能性について検討する．

5.3.1　２次元および３次元弾塑性解析で得られる荷重-変位曲線ならびに相当塑性ひずみの比較

解析対象は板厚２０mmのＡＮ，ＡＭの均質試験片，ＭＮＭ（Ｈ/ｔ＝１/２，ａ/Ｗ＝０．５）硬質試験片およびＮＭＮ（Ｈ/ｔ＝１/２，ａ/Ｗ＝０．５）軟質試験片とし，２次元弾塑性解析条件を３次元解析と同じにして実施した．延性き裂の進展条件として，コンパクト試験により得られた荷重線変位V_{LL}と延性き裂進展量Δａの関係を用い，３次元弾塑性ＦＥＭ解析で得られる$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$ と２次元弾塑性ＦＥＭ解析によって得られる$\bar{\varepsilon}p$と比較した．

図5.11には，板厚２０mmのコンパクト試験により得られた荷重線変位V_{LL}と延性き裂進展量Δａの関係を入力データとして，３次元弾塑性ＦＥＭ解析から計算された荷重－荷重線変位関係を，実験や２次元弾塑性ＦＥＭ解析で得られたそれと比較して示す．３次元弾塑性

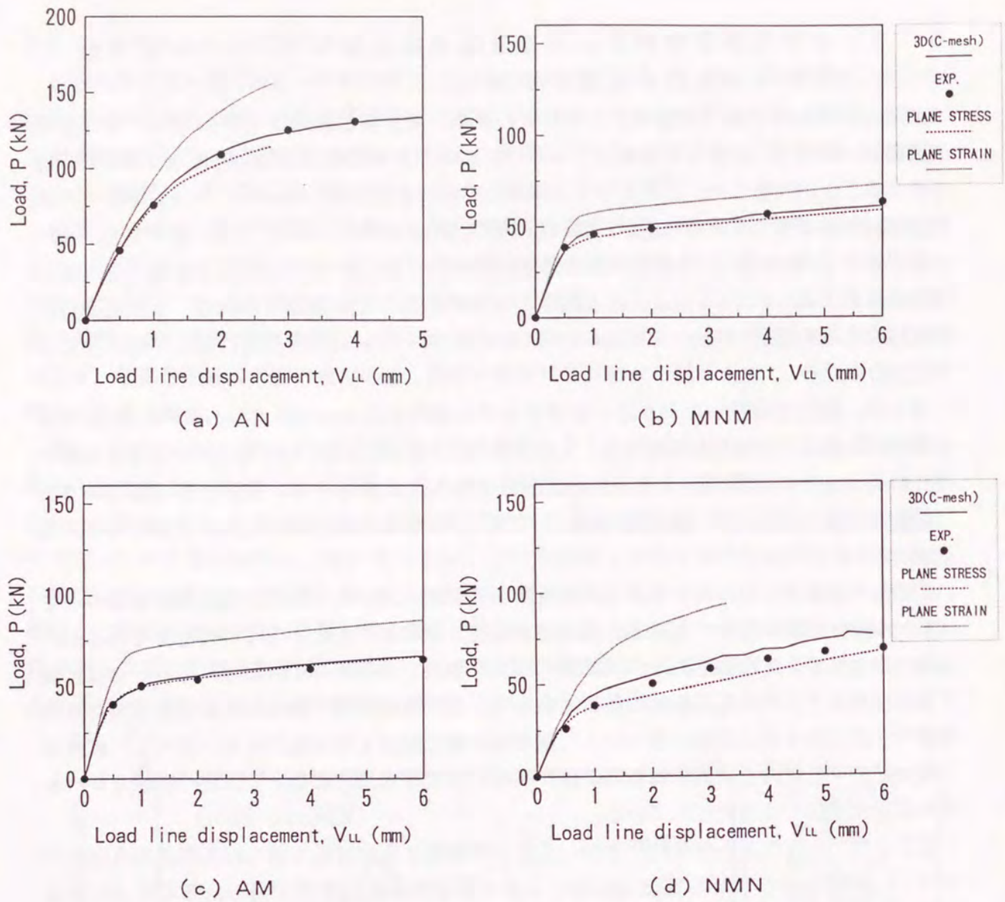


図5.11 (a)～(d) 板厚２０mmコンパクト試験片データに基づく２次元と３次元弾塑性解析で得られる荷重-荷重線変位曲線

ＦＥＭ解析によって得られた荷重－荷重点変位は実験値と良く一致した．また平面ひずみ条件下よりも平面応力条件下の２次元弾塑性ＦＥＭ解析によるそれにほぼ良く一致する．

図5.12には，２０mm板厚コンパクト試験により得られたVLLとΔａの関係を入力データとして用いた３次元弾塑性ＦＥＭ解析から計算された限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$－延性き裂進展量Δａ関係を，２次元弾塑性ＦＥＭ解析によって得られた$\bar{\varepsilon}p$－Δａ関係と比較して示す．３次元弾塑性ＦＥＭ解析で得られる$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$は，いずれの試験片でも延性き裂進展とともにほとんど変化せず，ほぼ一定の傾向にあり，不均質試験片，均質試験片とも板厚中央断面ならびに板表面の$\bar{\varepsilon}p$はほぼ同じレベルにあることがわかる．

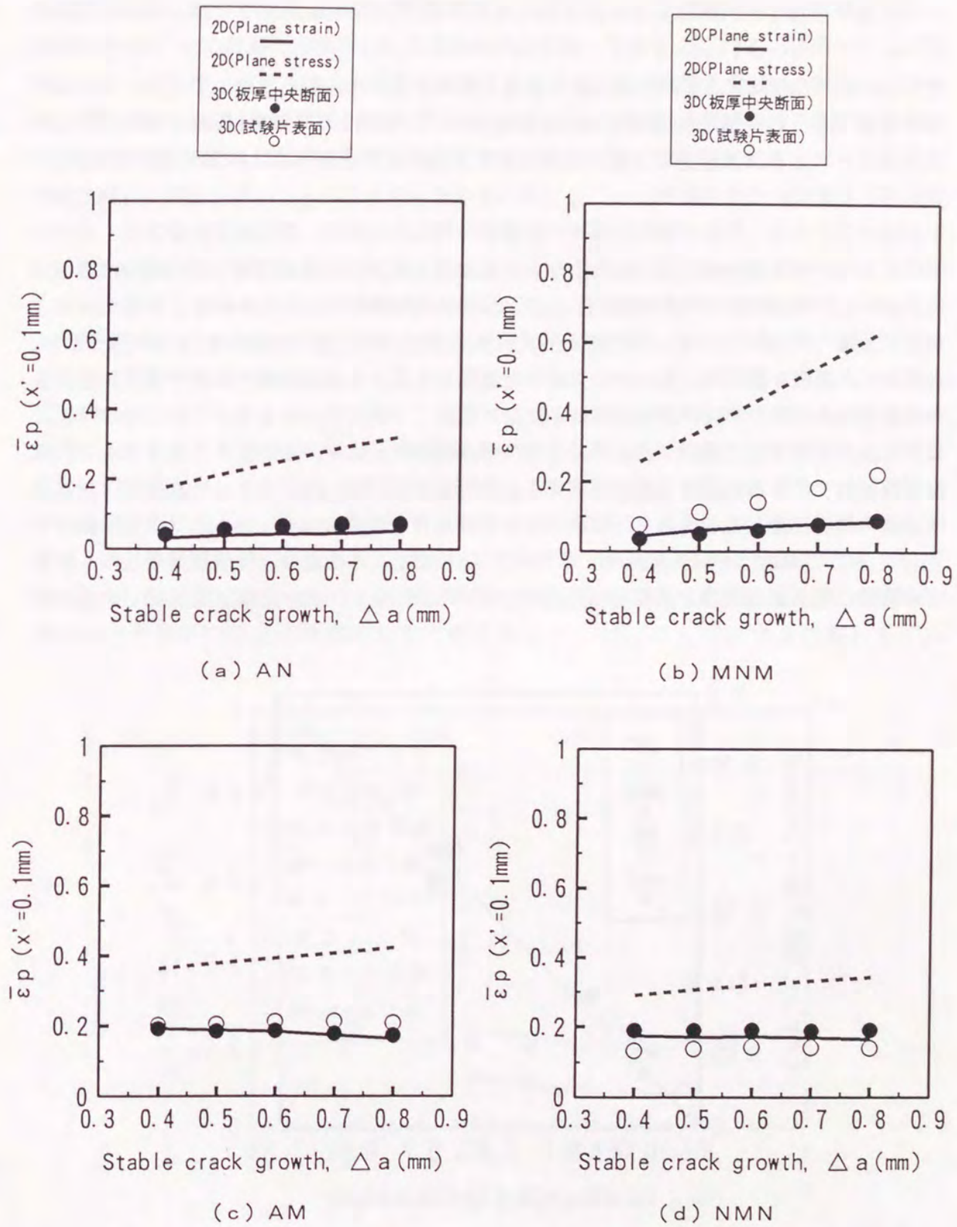


図5.12(a)～(d) 板厚２０mmコンパクト試験片データに基づく２次元と３次元弾塑性解析で得られる相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$と延性き裂進展量Δａの関係

２次元弾塑性ＦＥＭ解析によって得られる$\bar{\varepsilon}$pは，平面ひずみ条件下では３次元弾塑性解析によって得られる$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$と良く一致する傾向にあるが，平面応力条件下では過大な$\bar{\varepsilon}$p値を示し，明らかに延性き裂進展量Δａとともに増加する傾向がみられる．これは，３次元弾塑性解析で得られる延性き裂進展中の相当塑性ひずみの板厚方向分布（図5.9(a)(b)）に示されるように，２次元解析で得られる程には３次元の板厚中央断面と試験片表面では$\bar{\varepsilon}$pの差はほとんどないためである．

以上のことから，３次元弾塑性解析や実験から得られた荷重－荷重線変位関係が，２次元平面応力条件弾塑性解析で得られたそれと一致する一方で，２次元平面ひずみ条件で得られる$\bar{\varepsilon}$pは，３次元弾塑性解析で得られる$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$と一致することがわかった．したがって，３次元解析で得られる$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$の代用として２次元平面ひずみ条件弾塑性解析で得られる$\bar{\varepsilon}$pを用いて，延性き裂進展シミュレーションを実施しても，３次元解析や実験で得られる荷重－変位関係を再現できないことが明らかになった．

次に，３次元弾塑性解析で得られる板厚中央断面の$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$と平面ひずみ条件下の２次元弾塑性解析で得られる延性き裂進展中の$\bar{\varepsilon}$pを比較して，図5.13に示す．それぞれ，同じ延性き裂進展量に達した場合の$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$と$\bar{\varepsilon}$pを比較した．図中の Open mark は均質試験片の$\bar{\varepsilon}$pを，Solid markは不均質試験片で得られた$\bar{\varepsilon}$pを表す．３次元弾塑性解析で得られる板厚中央断面の限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$と平面ひずみ条件下の２次元弾塑性解析で得られる

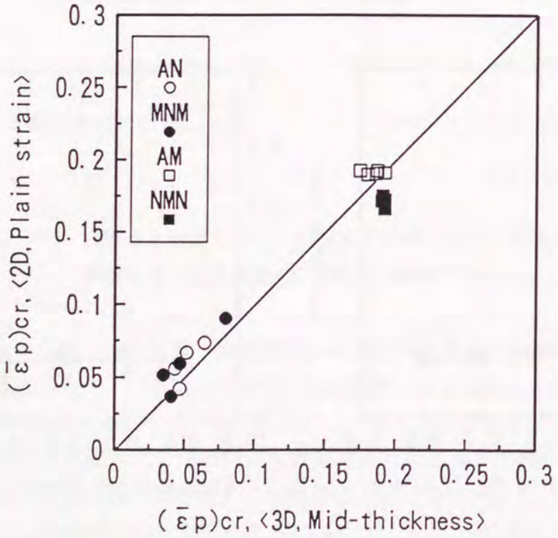


図5.13　３次元弾塑性解析（板厚中央断面）と２次元弾塑性解析（平面ひずみ条件）で得られる$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$の相関性

$\bar{\varepsilon}$pは，Δａが0.4～0.8mmの範囲では均質試験片，不均質試験片に関わらず良く一致するのがわかる．

このように，平面ひずみ条件下２次元弾塑性解析で得られる$\bar{\varepsilon}$pは，３次元弾塑性解析で得られる板厚中央断面の$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$と良く一致するので，延性き裂進展中の$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$を得ることだけを目的とするならば，平面ひずみ条件下での２次元弾塑性解析を用いることで，３次元弾塑性解析の代用とすることができるものと考えられる．

5.3.2　２次元および３次元弾塑性解析により得られる局所変位の比較

次に，板厚２０mmＡＭ，ＮＭＮ試験片を例にして，２次元弾塑性ＦＥＭ解析により得られる局所変位Δ_{tip}と３次元弾塑性解析で得られるそれとの関係について，図5.14，図5.15に示す．図5.14では３次元弾塑性解析で得られる板厚中央断面のΔ_{tip}と平面ひずみ条件下の２次元弾塑性解析で得られるΔ_{tip}を比較し，図5.15では３次元弾塑性解析で得られれる試験片表面のΔ_{tip}と平面応力条件下の２次元弾塑性解析で得られるΔ_{tip}を比較した．図中の線は均質試験片の結果を表し，記号は軟質試験片の結果を表す．ともに，移動法を用いて求めた．図5.14で示されるように，３次元弾塑性解析で得られる板厚中央断面のΔ_{tip}と平面ひずみ条件下の２次元弾塑性解析で得られるΔ_{tip}は，G.L.が０．５mm～１mmの範囲では均質試験片と軟質試験片に関わらず良く一致する．一方，３次元弾塑性解析で得られる試験片表面のΔ_{tip}と平面応力条件下の２次元弾塑性解析で得られるΔ_{tip}は，G.L.の大きさに関わらず均

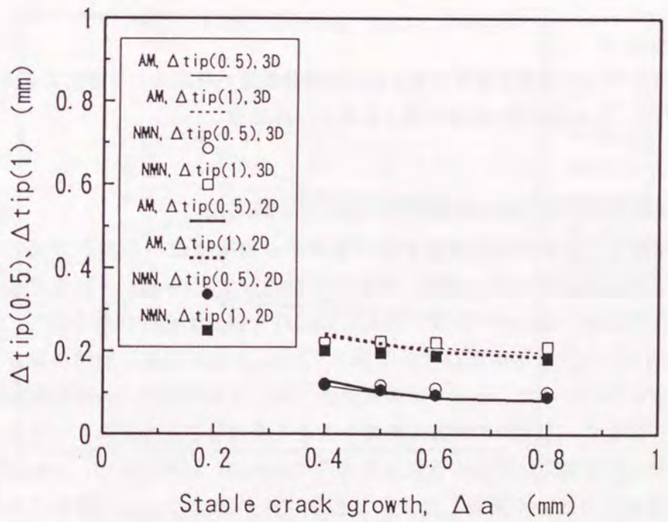


図5.14　３次元弾塑性解析で得られる板厚中央断面でのΔ_{tip}と平面ひずみ条件下２次元弾塑性解析で得られるΔ_{tip}の比較

質試験片，軟質試験片ともに良く一致しているとはいえない．このことから，平面応力条件下の２次元弾塑性解析で得られた局所変位を，３次元弾塑性解析で得られる板厚中央断面での局所変位の代用とすることには問題があることがわかる．しかし一方，平面ひずみ条件下の２次元弾塑性解析で得られた局所変位を，３次元弾塑性解析で得られる板厚中央断面での局所変位の代用とできるものと考えられる．

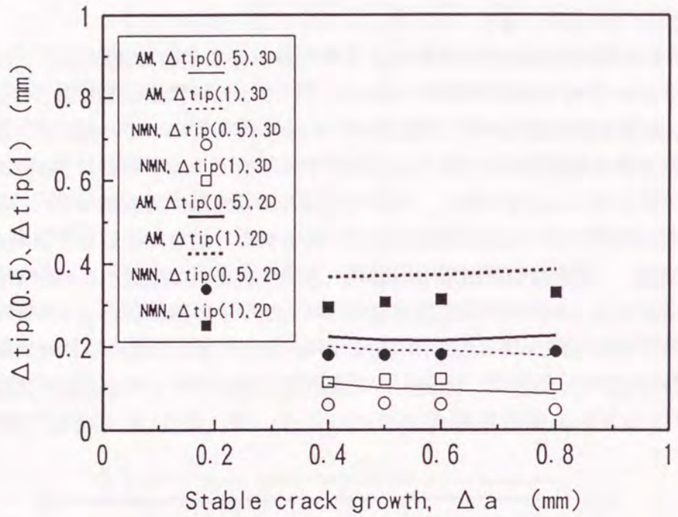


図5.15　３次元弾塑性解析で得られる試験片表面でのΔtipと平面応力条件下２次元弾塑性解析で得られるΔtipの比較

５．４　延性き裂進展評価への局所変位の工学的応用

5.4.1　試験片表面で計測される局所変位の板厚中央局所変位への換算方法

前節までの３次元弾塑性解析の結果，限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$－延性き裂進展量Δａ関係は，延性き裂進展シミュレーションのための延性き裂進展条件になり得て，また局所変位Δtipが，進展中の延性き裂先端ひずみである$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$とほぼ等価な指標となり得る可能性のあることが明らかになった．一方，試験片表面における局所変位Δtipは均質試験片と不均質試験片では一致せず，強度的不均質の影響を大きく受けることも明らかになった．しかし，板厚中央断面でΔtipを実際に計測することは容易ではない．したがって，比較的容易と考えられる試験片表面でのΔtipを計測した上で，板厚中央断面でのΔtipに換算できることが工学的には望まれる．そこで，ここでは解析結果から読み取られる板厚中央断面と試験片表面でのΔtipの普遍的な関係を事前に調査し，試験片表面でのΔtipを実験的に計測することで，延性き裂進展中における板厚中央断面でのΔtipに換算する手法について検討する．

３次元弾塑性解析により得られる板厚中央断面でのΔtipに対する試験片表面でのΔtipの比を，延性き裂進展量との関係において図5.16に示す．板厚２０mmのAM，NMN試験片を対象にして，軟質試験片はH/ｔが１/２と１/４のものを併せて示した．板厚中央断面でのΔtipと試験片表面でのΔtipの比は，均質試験片AMのG.L.が0.5mmのデータを除いて，延性き裂進展量に関わらず，ほぼ一定値となるようである．しかし，AM均質試験片ではその比は0.8～1.0程度であるのに対して，NMN軟質試験片は0.6以下の値となる．H/ｔが１/４と小さくなると，その比は多少小さくなる傾向を呈している．このことから，板厚中央断面でのΔtipに対する試験片表面でのΔtipの比は，塑性拘束の程度に影響を受け，H/ｔが小さい程板厚中央断面でのΔtipと試験片表面でのΔtipの差は拡がる傾向にあることが確かめられた．

次に，３次元弾塑性ＦＥＭ解析によって得られる板厚中央断面でのΔtipに対する試験片表面でのΔtipの比とMat.1とMat.2の強度比（Ｓｒ）の関係について，図5.17に示す．ここでは，延性き裂進展量Δａが 0.4mmとなる場合の Δtip (1) のデータを用いて整理したが，Δａが0.4～２mmでのΔtip (1) の上下限値の範囲も図中に示した．また，H/ｔ＝２０/２０の場合についても，$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$ を0.184と一定値に制御して得られた解析結果（4.4節 図4.18 参照）から，板厚中央断面でのΔtipに対する試験片表面でのΔtipの比を計算した結果についても図中に示した．図5.17から，板厚中央断面でのΔtipに対する試験片表面でのΔtipの比は，強度比Ｓｒの大きさに影響を受けることがわかる．さらに，板厚中央断面でのΔtipに対する

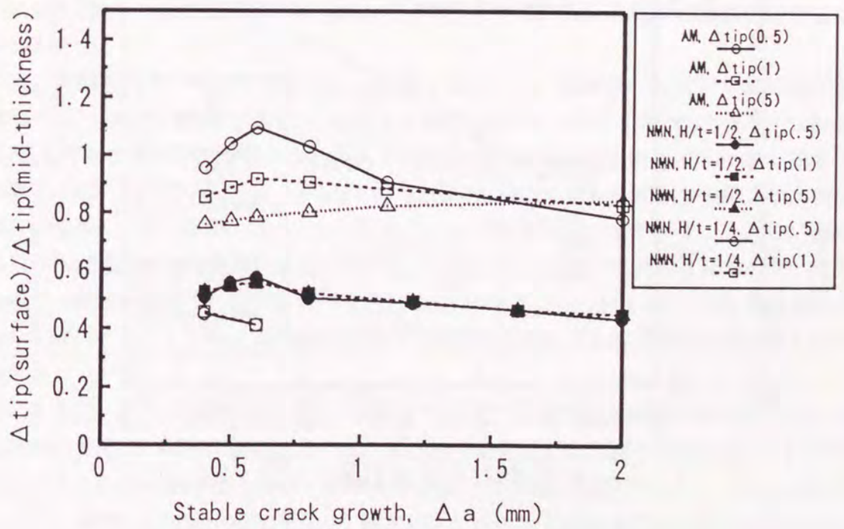


図5.16　延性き裂進展に伴う試験片表面のΔtipと板厚中央断面でのΔtipの比の変化（板厚２０mm）

試験片表面でのΔtipの比は，ＳｒのみならずH/tの大きさにも若干の影響を受ける傾向が認められるが，実溶接継手におけるH/tの存在範囲を考えると，Ｓｒに比べてその影響の程度は小さいと判断できる．また，板厚５mmの場合の板厚中央断面でのΔtipに対する試験片表面でのΔtipの比を，図中に Solid mark で示した．板厚が薄くなると，均質試験片と軟質試験片ともにその比はやや大きくなる傾向が認められるが，ほとんどばらつきの範囲にあるようにもみえる．

以上のように，延性き裂進展中の板厚中央断面でのΔtipに対する試験片表面でのΔtipの比は，塑性拘束の程度に少なからず影響を受けることが判明した．その中でも，強度的不均質の程度（Ｓｒ）によって，その比は大きく変化することが明らかになった．

表5.1には，延性材料を用いた代表的構造用溶接継手の強度比と板厚，溶接法について整理したものを示す[113]．低温貯槽用低合金鋼（SLA33B，SHY685N），原子力発電プラント用オーステナイト系ステンレス鋼（SUS304），ＬＮＧ船球形タンク用アルミ合金（A5083-0）とステンレス鋼（SUS304N2），陸上ＬＮＧ貯槽用９％Ｎｉ鋼（SL9N590）のいずれも，それ

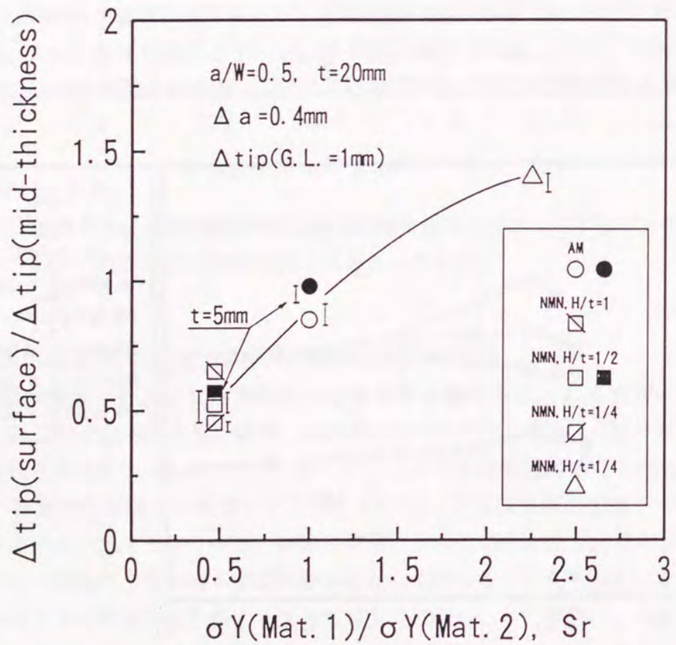


図5.17　試験片表面のΔtipと板厚中央断面でのΔtipの比に及ぼす強度的不均質の影響

表5.1　延性材料を用いた実溶接継手の強度比

	Ｓｒ（Y） 0.4　0.6　1.0　1.4　1.8	Welding method	Thickness (mm)	n*)
Steel for low temperature Service (SLA325B,SLA360)		SMAW GTAW GMAW SAW	25～30	14
Stainless Steel (SUS304,SUS304N2)		SMAW GTAW GMAW SAW	40～50	7
Al alloy (A5083-0)		GMAW	40～190	5
Nickel steel for low temperature service (SL9N590)		SMAW GTAW SAW	27～45	7

*) Quantity

ぞれの使用温度において，脆性破壊の発生がないことが検証されている代表的な延性材料である．表5.1から，実構造溶接継手において，Ｓｒで０．６～１．５程度の強度差が存在することがわかる．

一方，試験片表面での局所変位Δtipを計測することで，板厚中央断面での局所変位Δtipに換算するためには，図5.17のようなH/tと強度比Ｓｒをパラメータとした板厚中央断面でのΔtipに対する試験片表面でのΔtipの比との３次元の関係を表す図を前もって準備する必要がある．図5.17で得られるような関係は，厳密には異なる材料の種類や板厚ごと，異なる試験片の種類や寸法・形状（H/t，a/W）ごとに準備されるべきである．しかし，図5.17の結果から塑性拘束の程度は，主に強度比Ｓｒと拘束条件によって決定されるものと考えられるので，範囲を限定すれば図5.17で示されるa/Wが０．５，H/tが１/４の曲線を推定曲線として使用することで，ある程度の誤差内で板厚中央断面の局所変位を推定できるものと思われる．

このように，H/tと強度比Ｓｒをパラメータとした板厚中央断面での局所変位Δtipに対する試験片表面での局所変位Δtipとの比の関係図を使えば，実計測上容易と考えられる試験片表面でのΔtipを計測することで，板厚中央断面でのΔtipに換算できる．さらにこの手法によって，強度的不均質や塑性拘束の影響を排除した延性き裂進展抵抗特性の評価が可能となるものと思われる．

5.4.2　局所変位を用いた延性き裂進展評価法の提案

（１）試験片表面局所変位の延性き裂進展抵抗特性への応用

破壊力学パラメータＪ積分やCTODを介して表現される延性き裂進展抵抗特性は，均質材料に適用される場合にはほぼ適切な結果を与えるが，不均質材に適用した場合には強度的不均質の影響を受けることが３章での検討結果から明らかになっている．ここでは，溶接継手のような不均質材料において，強度的不均質の影響を排除した真の延性き裂進展抵抗特性を定量的に計測する手法について提案する．

図5.18には，局所変位を用いた延性破壊評価の手順の一例を示す．最初に，継手Ａ，Ｂの試験片表面での局所変位$\Delta_{tip(surface)}$を延性き裂進展量Δａとの関係において計測しておく．$\Delta_{tip(surface)}$は強度比Ｓｒの影響を受けるので，板厚中央断面の$\Delta_{tip(mid\text{-}thickness)}$に換算する．これは，5.4.1項で述べたように，前もって準備された強度比S_rとH/ｔと $\Delta_{tip(surface)}/\Delta_{tip(mid\text{-}thickness)}$の関係図を用いることで簡便に換算できる．また，それぞれの母材および溶接金属の強度特性と不均質部幅と板厚が既知であれば，S_rおよびH/ｔを前もって得ることができる．この結果，継手ごとに板厚中央断面でのΔ_{tip}と延性き裂進展量Δａとの関係を得ることができる．これは，溶接継手のような不均質材料において，強度的不均質の影響を排除した真の延性き裂進展特性が計測できたことになり，強度の違いが存在する場合でも継手相互の延性き裂進展抵抗特性の比較が可能となる．この方法は，材料選定を目的とするような継手性能評価試験として利用できる．

（２）延性き裂進展シミュレーションの簡素化への応用

次に，延性き裂進展シミュレーションへの応用について検討を進める．延性き裂進展解析では，一般に破壊力学パラメータＪ積分と延性き裂進展量Δａの関係，すなわちＪ－Ｒ曲線を材料特性として計測しておいた後，これを制御条件としてき裂進展をシミュレートする．本研究では不均質材を対象としたため，強度的不均質の影響を受けるＪ積分を用いず，荷重線変位V_{LL}と延性き裂進展量Δａの関係を用いた．これとき裂先端近傍の相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$を用いた場合には，等価な結果を与えることが前章でも確認されていることから，強度的不均質の影響を受けないシミュレーション方法であるものと考えられる．ただし，試験片における延性き裂進展シミュレーションの場合には，V_{LL}-Δａ関係を用いる手法が有用となるが，V_{LL}の計測上の難しさから試験片以外への適用が困難である短所を有する．一方，$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$-Δａ関係を用いる場合には，試験片レベルの３次元弾塑性解析によって材料特性値としての$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$が求まり，これを用いた構造モデルでの延性き裂進展シミュレーションが可能となる．

ここで，３次元弾塑性解析で求める限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$と平面ひずみ条件での２次元弾塑性解析によって求まる$\bar{\varepsilon}_p$とは，ほぼ等価であることが5.3.2項で確認されている．このことから，図5.19(a)に示すような手順に従い，２次元弾塑性解析により$\bar{\varepsilon}_p$を求める

ことで，３次元弾塑性解析が省略でき，延性き裂進展シミュレーションの簡素化が図れる可能性がある．

また，限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$と板厚中央断面の局所変位$\Delta_{tip}$とはほぼ等価に扱えることから，き裂を含む不均質部での局所変位を用いた延性き裂進展シミュレーションが，

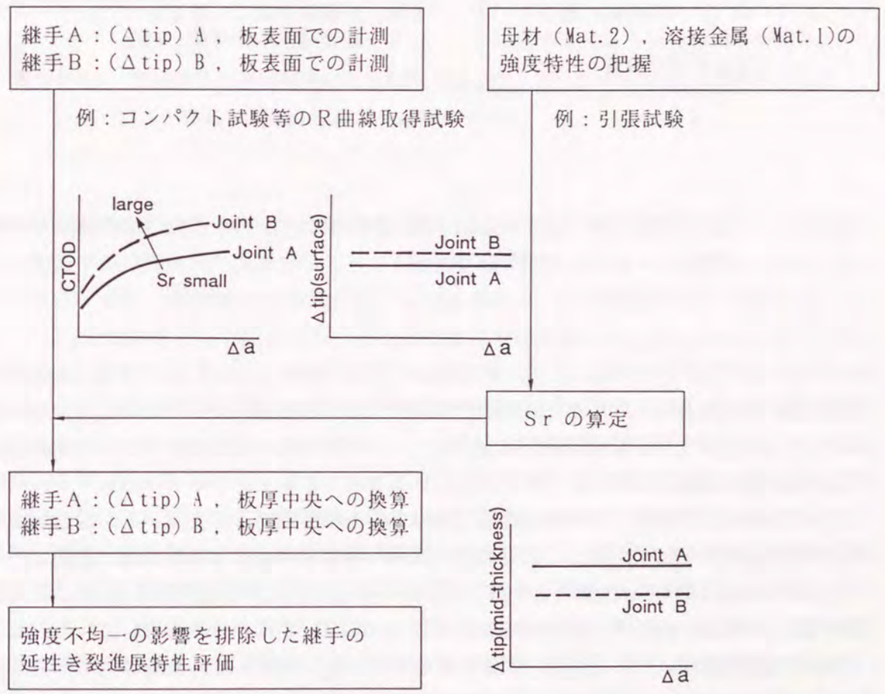


図5.18　局所変位を用いた延性（継手）材料選定評価の一例

延性き裂進展シミュレーションの簡素化への応用（その１）

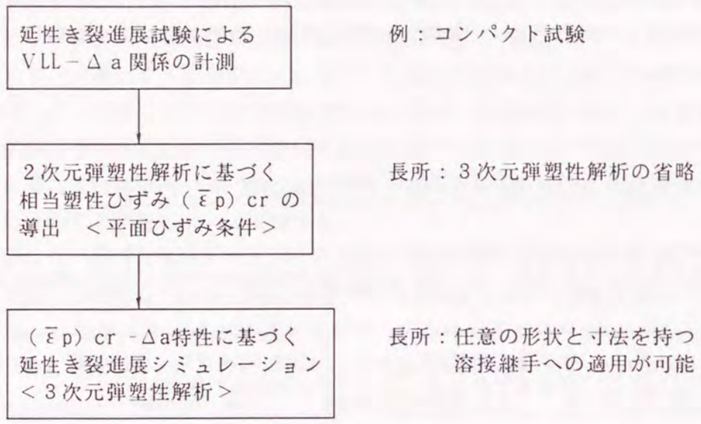


図5.19(a)　２次元弾塑性解析の利用による延性き裂進展シミュレーションの簡素化の一例
（その１：$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$の導出の簡素化）

図5.19(b)に示すような手順により実現できる可能性がある．すなわち，$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$を求めるための弾塑性解析を実施しなくとも，き裂を含む不均質部の試験片表面での局所変位の計測を行うことで板厚中央断面の局所変位に換算し，これを$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$の代用として３次元弾塑性解析による延性き裂進展シミュレーションを行うことができる．

このような考え方に従い，試験片表面で計測される局所変位Δ_{tip}を用いて，軟質試験片の荷重－荷重線変位を推定する．ここで用いる試験片表面のΔ_{tip}は実計測データを用いる代わりに，実計測されたVLL-Δａ関係を用いて計算された３次元弾塑性解析結果から求めた．試験片は，板厚２０mmのＮＭＮ軟質試験片でＨ/ｔが１０/２０のものを用いた．このようにして求めた試験片表面でのΔ_{tip}を，板厚中央断面のΔ_{tip}に換算した．換算に当たっては，強度比Ｓｒが０．４７の時の平均換算係数を，図5.17から求めた．換算の結果，板厚中央断面のΔ_{tip}は０．２４mm（G.L.＝１mm）と得られたので，これを延性き裂進展中には一定であるとの条件の下に，延性き裂進展シミュレーションを行った．その結果から得られた荷重－荷重線変位曲線を，先に実験で計測している荷重－荷重線変位データと比較して図5.20に示す．

延性き裂進展シミュレーションの簡素化への応用（その２）

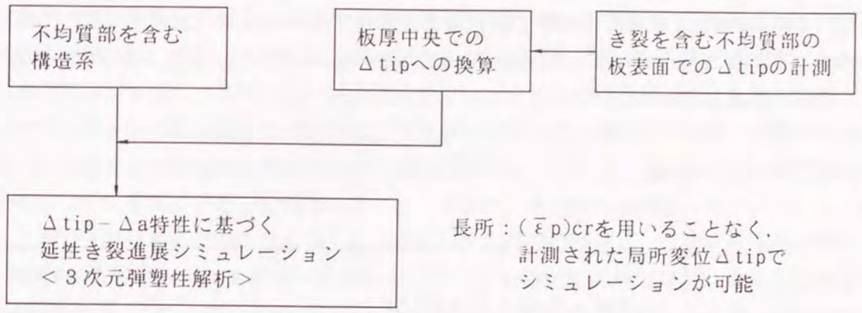


図5.19(b)　局所変位の代替利用による延性き裂進展シミュレーションの簡素化の一例
（その２：$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$の導出の簡素化）

両者はほぼ一致しており，き裂を含む不均質部の試験片表面の局所変位を計測し，これを板厚中央断面での局所変位に換算することで，延性き裂進展シミュレーションが可能となることがわかる．また，限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$を求めるための弾塑性解析を実施しなくとも，$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$の代わりに局所変位を用いることで延性き裂進展シミュレーションを行うことができることが明らかになった．

このように，延性き裂進展中の局所変位は限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$とほぼ等価に扱うことができ，これを用いた延性き裂進展シミュレーションが可能であるとともに，その簡素化が図れる可能性が明らかになった．ただし，ここで用いられる試験片表面の局所変位は，板厚中央断面での局所変位に換算する必要がある．さらに，板厚中央断面での局所変位への換算の際には，試験片表面との換算比率が強度比ＳｒやＨ/ｔなどの塑性拘束の程度に影響を受けることを十分に考慮して行わなければならない．また，局所変位を介した延性き裂進展シミュレーションの実用化にあたっては，ここで検討した問題以外にも，局所変位の簡便な計測法の開発や延性き裂進展量の大きい場合の力学特性の確認，さらに延性き裂進展中の$(\bar{\varepsilon}p)_{cr}$を決定する材料特性の解明など技術的な課題は残されており，これらの研究成果を待たねばならない．

これまでの検討結果から，延性き裂進展シミュレーションの実用化に際していくつかの課題が残るものの，本研究で得られた考え方，すなわちき裂を含む不均質部の試験片表面での

局所変位を板厚中央断面の局所変位に換算する手法を適用することによって，局所変位を用いた３次元弾塑性解析による延性き裂進展シミュレーションを行うことが可能となることが明らかになった．さらにこの際，限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$を求めるための２次元あるいは３次元弾塑性解析を必ずしも実施する必要がなく，シミュレーションの簡素化が図れることも確かめられた．

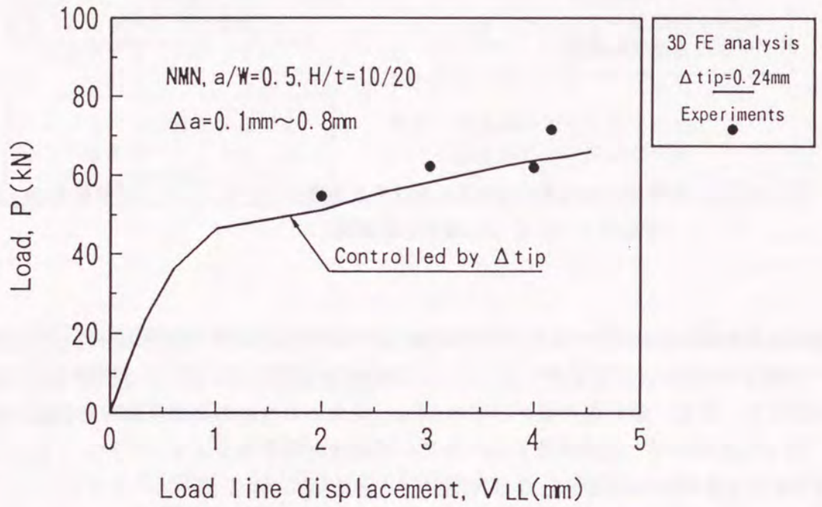


図5.20　進展する延性き裂先端の局所変位Δ_{tip}が一定となる条件の下で実施した延性き裂進展シミュレーションから得られる荷重-荷重線変位曲線と実験で得られる荷重-荷重線変位曲線との比較

5．5　本章の結論

強度的不均質の影響を受けない進展する延性き裂先端近傍の限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$と等価な挙動を示し，簡便な延性き裂進展抵抗特性を評価し得る指標として，進展するき裂先端の局所変位に着目し，均質・不均質試験片を用いた３次元弾塑性解析による検討を行った．これらの検討は，溶接継手に代表される不均質材に対して，強度的不均質の影響を受けない新しい延性き裂進展指標を用いた延性き裂進展シミュレーション法の確立とその簡素化の可能性について確認することを目的に行った．以下に，得られた結論を示す．

（１）３次元弾塑性解析や実験から得られた荷重－荷重線変位関係が，２次元平面応力条件弾塑性解析で得られたそれと一致する一方，３次元弾塑性解析で得られる限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$は，２次元平面ひずみ条件で得られる$\bar{\varepsilon}_p$と一致することが，本実験で実施した検討範囲内で確認できた．したがって，３次元弾塑性解析で得られる$\bar{\varepsilon}_p$の代用として２次元平面ひずみ条件弾塑性解析で得られる$\bar{\varepsilon}_p$を用いて，延性き裂進展シミュレーションを実施しても，３次元弾塑性解析や実験で得られる荷重－変位関係を再現できないことがあるものと思われる．

（２）３次元弾塑性解析で得られる板厚中央断面の$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$は，平面ひずみ条件下２次元弾塑性解析で得られる$\bar{\varepsilon}_p$と良く一致するので，延性き裂進展中の$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$を得ることを目的とするだけならば，平面ひずみ条件下での２次元弾塑性解析を３次元弾塑性解析の代用とできるものと考えられる．

（３）延性き裂先端の局所変位挙動は，計測位置の影響を受ける．すなわち，局所変位を求めるに際して，延性き裂進展量に関わらず初期き裂先端位置での原点直上の変位を用いる方法（固定法）および延性き裂の進展に伴い新たなき裂先端へ原点を移動させて変位を求める方法（移動法）とでは，延性き裂進展に伴って局所変位は異なる挙動を示す．また，き裂進展とともに計測位置が移動した場合では，標点間距離が０．５㎜～５㎜の範囲で均質試験片と軟質試験片両者の局所変位はほぼ一致しており，強度的不均質の影響はほとんど認められない．

（４）板厚中央断面で得られる局所変位と試験片表面で得られる局所変位の比較においても，両者の間に差が生じる．試験片表面の場合には，塑性拘束の程度に影響を受け，不均質試験片の強度比Ｓｒにも依存する．一方，進展する延性き裂先端の局所変位と限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$は，板厚中央断面で比較される限りにおいて，強度的不均質の影響を受けず，かつ板厚の影響も小さいので，その両者はほぼ等価に扱えるものと考えられる．したがって，板厚中央断面で計測される局所変位は，延性き裂進展の破壊指標として$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$の代用値となり得る可能性を示した．

（５）強度的不均質部幅Ｈと板厚ｔの比（Ｈ/ｔ）と強度比Ｓｒをパラメータとした板厚中央断面での局所変位に対する試験片表面での局所変位との比の関係図を使って，実計測上容易と考えられる試験片表面での局所変位を計測することで，板厚中央断面での

局所変位に換算できることが明らかになった．また，局所変位を用いることで，溶接継手のような不均質材料において，強度的不均質の影響を排除した真の延性き裂進展抵抗特性を定量的に計測できる可能性が明らかになった．

（６）き裂を含む不均質部の試験片表面での局所変位の計測を行い，これを板厚中央断面の局所変位に換算する手法により，局所変位を用いた３次元弾塑性解析による延性き裂進展シミュレーションを行うことが可能となることを示した．この場合，限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$を求めるための弾塑性解析を必ずしも実施する必要がなく，シミュレーションの簡素化が図れる．

第６章　総　括

原子力発電用炉容器・配管，航空・宇宙機器類，陸上ガス貯槽等の溶接構造物においては，万に一つの破壊の可能性をも許容しない設計思想が基盤にある．このような高い安全性が要求される構造物に適用される材料には，脆性破壊を起こさない延性材料が採用されるのが一般的である．しかし，採用した高延性材料の破壊限界評価に際しては，従来の不安定脆性破壊評価手法では不十分とされており，延性き裂の進展を考慮に入れた新しい評価手法の適用が必要となる．

また，延性き裂発生・進展評価とこれに続く延性不安定破壊評価法は，従来から均質材を前提に提案されてきた．しかし，一般の溶接構造物の継手は均質材とは考えられず，延性破壊強度や破壊限界に対するき裂周りの強度的不均質の影響を無視し得ない．

本研究は，強度的不均質性が及ぼす延性き裂進展抵抗特性への影響を考慮に入れた新しい延性破壊評価法の確立を目指して，強度的不均質を有する材の延性き裂周りの基本的な力学特性の把握と評価指標の明確化に関する基礎的知見を得ることを目的に実施した．

また，研究対象と範囲を以下の点について限定して，検討を進めた．

（１）溶接継手を模擬した不均質材を進展する延性き裂を想定し，破壊靱性試験片のき裂先端から進展する延性き裂を対象に検討を進めた．この場合，高々２mmまでの延性き裂長さの範囲を取り扱った．

（２）さらに，延性き裂進展特性に重大な影響を及ぼす因子の一つと思われる継手の強度的不均質性に，焦点を絞って議論を行った．これは，実溶接構造物の延性破壊評価において，溶接継手が有する強度的不均質の存在が無視し得ないものと考えられるためである．したがって，想定した試験片の塑性拘束条件や，強度的不均質の程度は現実の溶接継手が有するそれを包含した範囲を取り扱った．

（３）また，延性き裂周りの応力場が，強度的不均質の存在に関わらずき裂線を対称に分布するような単純なモデルを用いて検討した．すなわち，不均質材を進展する延性き裂

は，不均質部の中央を進展する場合に限定して想定し，不均質部をき裂が横切る場合や不均質部の境界をき裂が進展する場合を研究対象から除外した．

以上の研究目的と研究範囲の下に，均質材を前提として開発された従来の各種延性破壊評価法を用いて，溶接継手に代表される不均質材に対する適用性について検討を行った．その結果得られた知見は，以下の通りである．

（1）破壊評価線図法に基づく延性破壊強度評価について

延性破壊評価法としての破壊評価線図法の溶接継手に対する適用性の確認を目的に，９％Ｎｉ鋼およびオーステナイト系ステンレス鋼の溶接継手の延性き裂進展抵抗特性を調査し，延性破壊強度評価を実施したところ，以下のことが明らかになった．

① 溶接継手に対する破壊評価線図法を用いた延性破壊評価では，評価対象となるき裂を含む構造系の限界荷重の推定精度を上げる上で重要である．

② 本研究で試行された改良破壊評価線図によって，従来の破壊評価線図で表現が困難であった大規模降伏領域での延性破壊挙動を，ほぼ適切に表現できることが明らかになった．したがって，高延性均質材料を対象する場合，破壊評価線図を用いた延性破壊強度評価法における適用性が認められる．しかし，改良破壊評価線図においても，溶接継手に存在する強度的不均質が及ぼす評価への影響は改善することができない．

③ 以上の検討結果から，溶接継手のような強度的不均質を有する材に対して，破壊評価線図法による延性破壊強度評価は，十分な適用性があるとはいえない．

（2）Tearing Instability クライテリオンならびに延性き裂進展シミュレーションに基づく延性不安定破壊評価について

Tearing Instability クライテリオンならびに延性き裂進展シミュレーションに基づく延性不安定破壊評価の溶接継手に対する適用性の確認を目的に，600MPa級高張力鋼および９％Ｎｉ鋼の溶接継手の延性き裂進展抵抗特性を調査し，延性不安定破壊評価を実施したところ，以下のことが明らかになった．

① 強度的不均質性の程度の小さい溶接継手に対しては，Ｒ曲線の推定誤差が及ぼす Tearing Instability クライテリオンに基づく延性不安定破壊評価への影響は，工学的見地からさほど問題とならない程度であることが明らかとなった．さらに，Tearing Instability クライテリオンに基づく延性破壊評価法の実用性について，他の延性不安定破壊評価法と比べた場合に，工業的に取り扱いが難しい点で劣る．このことを勘案すると，Tearing Instabirity クライテリオンに基づく延性不安定破壊評価法を溶接継手に適用することは必ずしも最適とはいえない．

② 母材のような均質材において有効であったＪ積分の評価式を強度的不均質を有する溶接継手に適用することの妥当性，あるいはそのようなＪ積分で表現された延性き裂進展条件としてのＪ－Ｒ曲線の有効性に問題があるために，延性き裂進展シミュレーションに基づく延性不安定破壊評価法は，溶接継手に対して必ずしも十分な適用性があるとはいえない．

次に，延性き裂が進展する不均質材固有の応力・ひずみ場の挙動を３次元弾塑性解析によって解明し，これと不均質材の延性き裂進展抵抗特性との基本的な関係を明らかにした．これは，溶接継手に代表される不均質材を進展する延性き裂周りの基本的な力学的特性を明らかにして，強度的不均質の影響を受けない新たな評価指標を用いた延性き裂進展抵抗特性を探索することを目的に行った．なお，３次元弾塑性ＦＥＭによる延性き裂進展解析は，本解析範囲内においては実験結果との対比において，ほぼ妥当な結果を示したことを確認している．得られた結論を，以下に示す．

（1）４種類の材料特性の組み合わせを持つ不均質試験片とその均質試験片の延性き裂進展抵抗特性の比較において，硬質試験片ではdCTOD/ｄａ(ｄＪ/ｄａ)が大きくなり，軟質試験片ではdCTOD/ｄａ(ｄＪ/ｄａ)が小さくなることがわかった．また，軟質試験片では軟質部幅が小さい程，その傾向は大きく現れることを実験的に確認した．

（2）均質試験片と不均質試験片の同じCTODレベルでの進展する延性き裂先端近傍での応力・ひずみ分布を比較するとその両者は必ずしも一致せず，強度的不均質を有する材を延性き裂が進展する場合，CTODは適切な延性き裂進展特性指標とはならないことが確認できた．また，このことが，均質試験片と不均質試験片において異なるCTOD－Ｒ曲線を与える原因となるものと考えられる．したがって，不均質材を対象とした場合には，延性き裂進展抵抗としての破壊指標として，CTODやＪ積分のような破壊力学パラメータに代わる何らかの適切な破壊指標が必要である．

（3）進展する延性き裂先端近傍の限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$は，強度的不均質の影響をほとんど受けず，同じ延性き裂進展量の時，均質試験片，不均質試験片ともにほぼ同じ限界相当塑性ひずみ量となる．このことから，CTODあるいはＪ積分のような破壊力学パラメータは主として強度差に起因したき裂周りの不均質性に影響を受けるのに対して，進展するき裂先端近傍の限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$は，き裂周りに存在する強度的不均質の影響を受けない延性き裂進展指標となるものと考えられた．また，き裂先端に位置する材料の違いによって，延性き裂進展とともに単位き裂進展量当たりの$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$増分が異なる挙動を示すのは，き裂先端に存在する材料固有の特性に依存するためと推定した．

さらに，強度的不均質の影響を受けない材料特性値として進展する延性き裂先端近傍での限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$に注目し，これに及ぼすき裂先端の塑性拘束の影響について検討した．軟質部を有する継手の塑性拘束の程度を変化させることを目的に，軟質部幅に対する板厚の比（H/ｔ）と切欠き長さに対する試験片幅の比（ａ/W）をパラメータにした試験片を作製し，これを用いて延性き裂が軟質部中央を進展する場合のき裂進展抵抗特性の調査を行った．さらに，き裂先端の限界相当塑性ひずみに及ぼす塑性拘束の影響を調べるために，３次元弾塑性解析を実施して，以下の結論を得た．

（1）H/ｔならびにａ/Wの大きさは，延性き裂進展抵抗特性に影響を及ぼす．均質試験片では，ａ/Wの増加とともにdCTOD/daは減少する傾向が認められた．また，軟質試験片では，H/ｔの低下とともにdCTOD/daは減少する傾向が認められた．すなわち，塑性拘束の程度によって，CTOD－R曲線は変化し，CTODなどの破壊力学パラメータを指標とした延性き裂進展特性は材料固有のものとならない．

（2）これに対して，延性き裂先端近傍のひずみ特異場の代表量である限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$の値は，本実験範囲における塑性拘束条件の下では，塑性拘束の影響を受けず延性き裂進展中にあってもほとんど変化しない．また，均質試験片と軟質試験片の違いや切欠き長さの違いに関わらず，限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$の値に差が認められないことから，進展する延性き裂先端近傍での限界相当塑性ひずみは，き裂周りの強度的不均質に影響を受けない材料固有の特性値と考えられる．

（3）延性き裂進展条件として，き裂先端での限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$を用いた場合と切欠末端部開口変位$V_{LL}$－延性き裂進展量Δａ関係を用いた場合では，延性き裂進展シミュレーションにおいてほぼ等価な結果を示した．ここで示す手法によれば，破壊力学パラメータを介することなく延性き裂進展条件を与えることができるので，強度的不均質の影響を排除したシミュレーションが可能となった．

最後に，強度的不均質の影響を受けない進展する延性き裂先端近傍の限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$と等価な挙動を示し，簡便な延性き裂進展抵抗特性を評価し得る指標として，進展するき裂先端の局所変位に着目し，均質・不均質試験片を用いた３次元弾塑性解析による検討を行った．これらの検討は，溶接継手に代表される不均質材に対して，強度的不均質の影響を受けない新しい延性き裂進展指標を用いた延性き裂進展シミュレーション法の確立とその簡素化の可能性について確認することを目的に行った．以下に，得られた結論を示す．

（1）３次元弾塑性解析で得られる板厚中央断面の$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$は，平面ひずみ条件下２次元弾塑性解析で得られる$\bar{\varepsilon}_p$と良く一致するので，延性き裂進展中の$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$を得ることを目的とするだけならば，平面ひずみ条件下での２次元弾塑性解析を３次元弾塑性解析の代用とできるものと考えられる．

（2）延性き裂先端の局所変位挙動は，計測位置の影響を受ける．しかし，き裂進展とともに計測位置が移動した場合では，標点間距離が０．５㎜～５㎜の範囲で均質試験片と軟質試験片両者の局所変位はほぼ一致しており，強度的不均質の影響はほとんど認められない．

（3）板厚中央断面で得られる局所変位と試験片表面で得られる局所変位の比較においても，両者の間に差が生じる．試験片表面の場合には，塑性拘束の程度に影響を受け，不均質試験片の強度比Ｓｒにも依存する．一方，進展する延性き裂先端の局所変位と限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$は，板厚中央断面で比較される限りにおいて，強度的不均質の影響を受けず，かつ板厚の影響も小さいので，その両者はほぼ等価に扱えるものと考えられる．したがって，板厚中央断面で計測される局所変位は，延性き裂進展の破壊指標として$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$の代用値となり得る可能性を示した．

（4）強度的不均質部幅Ｈと板厚ｔの比（H/ｔ）と強度比Ｓｒをパラメータとした板厚中央断面での局所変位に対する試験片表面での局所変位との比の関係図を使って，実計測上容易と考えられる試験片表面での局所変位を計測することで，板厚中央断面での局所変位に換算できることが明らかになった．また，局所変位を用いることで，溶接継手のような不均質材料において，強度的不均質の影響を排除した真の延性き裂進展抵抗特性を定量的に計測できる可能性が明らかになった．

（5）き裂を含む不均質部の試験片表面での局所変位の計測を行い，これを板厚中央断面の局所変位に換算する手法により，局所変位を用いた３次元弾塑性解析による延性き裂進展シミュレーションを行うことが可能となることを示した．この場合，限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$を求めるための弾塑性解析を必ずしも実施する必要がなく，シミュレーションの簡素化が図れる．

以上の研究結果から，強度的不均質の影響を受けない延性き裂進展指標として，相当塑性ひずみと局所変位の工学的有用性について確認することができた．これらは，溶接継手に代表される不均質材を進展する延性き裂の進展指標として有用であり，延性き裂進展シミュレーションなどの延性破壊強度評価において活用できる見込みを得た．また，その際の制約条件や適用範囲についても明らかにした．

参 考 文 献

1）町田進，久保尚重：ＬＮＧ貯槽用厚肉９％Ｎｉ鋼の脆性破壊特性　－高靭性３８～５５ mm 厚９％Ｎｉ鋼の特性－，配管技術，No.96/2 (1996), 85.

2）淵元洋一，岡井大八：ＬＮＧ地上式貯槽の現状と将来の展望，圧力技術，Vol.29，No.2 (1991),1.

3）金沢武，町田進，矢野清之助，田中潔，山本辰一，松村裕之，糸賀興右：９％Ｎｉ鋼の脆性破壊発生靭性と停止靭性の関係に関する実験的検討，日本造船学会論文集，Vol.153 (1983),306.

4）筧勝行，海法克治，戸田久，千田豊，石山雄彦，岩上次郎：知多エル・エヌ・ジー（株）向け 80, 000m³ ＬＮＧ貯槽の設計と施工，川崎重工技報，Vol.82 (1983),75.

5）町田進，石倉則義，久保尚重，片山典彦，萩原行人，有持和茂：厚肉９％Ｎｉ鋼板の脆性破壊特性と大型ＬＮＧタンクへの適用性，圧力技術，Vol.29, No.6 (1991),341.

6）町田進，出口明雄，香川裕之：ＬＮＧ貯槽用厚肉９％Ｎｉ鋼脆性破壊特性，圧力技術，Vol.31，No.6 (1993),353.

7）川崎重工業株式会社，新日本製鐵株式会社　社内資料　(1992).　　他多数

8）町田進，石倉則義，久保尚重，片山典彦，萩原行人，有持和茂：厚肉９％Ｎｉ鋼板の脆性破壊特性と大型ＬＮＧタンクへの適用性，圧力技術，Vol.31, No.1 (1993),19.

9）塚本雅敏，川口喜昭，町田進：Ｒ曲線理論による長大亀裂の延性不安定の評価，日本造船学会論文集，Vol.161 (1987),337.

１０）川口喜昭：材料研究・最近の動向－（その３）不安定延性破壊－，日本造船学会誌，Vol.722 (1989),533.

１１）大路清嗣，小倉敬二，武藤睦治：焼結銅を用いた延性破壊機構に関する研究，日本機械学会論文集，Vol.40, No.339 (1974)，2979.

１２）Y.Mutoh：A Mechanical Model to Predict Elastic - plastic Fracture Toughness in High Strength Materials，Eng. Fracture Mechanics, Vol.17, No.3 (1979), 5.

１３）A.S.Tetelman and A.J.McEvily（著），宮本博（訳）：構造材料の強度と破壊１（Fracture of Structural Materials），培風館，(1970).

１４）F.A.McClintock：Crack Growth in Fully Plastic Grooved Tensile Specimens，Physics of Strength and Plasticity, (1669), 307.

１５）J.R.Rice and M.A.Johnson：The Role of Large Crack Tip Geometry Changes in Plane Strain Fracture，Inelastic Behavior of Solids, (1970), 641.

１６）D.Broek：Some Considerations on Slow Crack Growth, Int. J. of Fracture Mechanics，Vol.4, (1968), 19.

１７）G.T.Hahn and A.R.Rosenfield：Metallurgical Factors Affecting Fracture Toughness of Aluminum Alloys，Metal. Trans. A, No.6A-4, (1975), 653.

１８）岡本節男，寺崎富久長，邦武立郎：高張力鋼の延性および延性破壊過程におよぼすＭｎＳ介在物の影響，鉄と鋼，Vol.63, No.12 (1977), 1878.

１９）佐藤邦彦，豊田政男，武藤睦治：延性き裂発生・伝ぱモデルと破壊靭性値の推定，日本機会学会講演論文集，No.790-2 (1979), 171.

２０）A.H.Cottrell：Properties of Reactor Materials, Butterworth,London, (1962),5.

２１）J.Q.Clayton and J.F.Knott：Observations of Fibrous Fracture Modes in a Pre-strained Low-Alloy Steel，Metal Science, Vol.2 (1976), 63.

２２）C.A.Berg：Plastic Dilation and Void Interaction，Inelastic Behavior of Solids,(1970), 171.

２３）M.S.Kamath：The R-curve Approach to Fracture，Welding Institute Research Bulletin, No.6 (1977),145.

２４）P.Will, B.Michel and U.Zerbst：JTj-controlled Crack Growth - Modification of J-R Testing and Failure Assessment Diagrams，Engineering Fracture Mechanics, Vol.28, No.2 (1987),197.

２５）K.Tanaka and J.D.Harrison：An R Curve Approach to COD and J for an Austenitic Steel, Int. J. Pres. Vessel & Piping Vol.6 (1978), 177.

２６）S.Jun, L.Zhong-hua, D.Zeng-jie and T.Ming-jing：Crack-tip Constraint and J-controlling Stable Growth of Crack in Plane Stress Case，Engineering Fracture Mechanics, Vol.39, No.8 (1991), 1045.

２７）O.Kolednik：Loading Conditions may Influence the Shape of J-Δa Curves，Engineering Fracture Mechanics, Vol.41, No.2 (1992),251.

２８）W.R.Andrews and C.F.Shih：Thickness and Side-Groove Effects on J- and δ-Resistance Curves for A533-B Steel at 93℃，ASTM STP668, (1979), 426.

２９）和田山芳英，松本俊美，佐藤宏，高橋秀明：オーステナイト系ステンレス鋼 (SUS316LN) の極低温破壊靭性に及ぼす試験片寸法効果，日本機械学会論文集Ａ，Vol.54，No.505 (1988)，1763.

３０）小林英男，守屋晴義：アルミニウム合金 7N01-T6 の平たんおよびせん断破壊抵抗の検討，日本機械学会論文集Ａ，Vol.52，No.478　(1986)，1567.

３１）川崎重工業社内資料：ＫＮ９委員会報告書，(1992).

３２）T.L.Anderson, J.R.Gordon and S.J.Garwood：On the Application of R-curves and Maximum Load Toughness to Structures，Fracture Mechanics: Nineteenth Symposium ASTM STP 969, (1988) 291.

３３）坂真澄，庄子哲雄，高橋秀明，阿部博之：伝ぱする延性き裂先端近傍の強変形域と無次元伝ぱパラメータ，日本機械学会論文集Ａ，Vol.47,No.424 (1981), 1301.

３４）久保司郎，大路清嗣：３次元き裂のＪ積分に関する理論的考察，材料，Vol.30，No.335 (1981), 796.

３５）P.C.Paris, H.Tada, A.Zahoor and H.Ernst：The Theory of Instability of the Tearing Mode of Elastic-Plastic Crack Growth，ASTM STP 668,(1979) 5.

３６）J.W.Hutchinson and P.C.Paris：Stability Analysis of J-Controlled Crack Growth，ASTM STP 668, (1979) 37.

３７）S.Yoshimura,G.Yagawa,C.-R.Pyo,K.Kashima,T.Shimakawa and S.Takamatsu：Stable Crack Growth Phenomena of Welded CT Specimens and Their Simplified Assessment，ASME PVP Conference, Vol.233 (1992).

３８）林健司，松本幸次，堀川浩甫：非均質材のＪ積分評価法に関する研究，材料，Vol.36，No.403, (1987)，341.

３９）W.Brocks and H.Yuan：Numerical investigations on the Significance of J for Large Stable Crack Growth，Engineering Fracture Mechanics, Vol.32 (1989), 459.

４０）J.C.Newman , S.R.McNeill and M.A.Sutton：Application of the V_R Resistance Curve Method to Fracture of Various Crack Configurations，Fracture Mechanics：Eighteenth Symposium, ASTM STP945, (1988) 103.

４１）G.X.Shan,O.Kolednik,H.P.Stuwe and F.D.Fischer：A Substitution Method for 3D Elastic-plastic FE Analyses of Fracture Mechanics Specimens，Engineering Fracture Mechanics, Vol.41, No.5 (1992), 625.

４２）M.F.Kanninen , E.F.Rybicki, D.Broek, A.R.Rosenfield, C.W.Marschall and G.T.Hahn：Elastic-Plastic Fracture Mechanics for Two-Dimensional Stable Crack Growth and Instability Problems，ASTM STP 668, (1979), 121.

４３）C.F.Shih, H.G.deLorenzi and W.R.Andrews：Studies on Crack Initiation and Stable Crack Growth, ASTM STP 668,(1979), 65.

４４）R.H.Dodds, Jr.,W.C.Carpenter and W.A.Sorem：Numerical evaluation of a 3-D J-integral and comparison with experimental results for a 3 pt. bend specimen，Proc. 4th Int. Conf. Numerical Methods in Fracture Mechanics, (1987), 283.

４５）O.Kolednik and P.Kutlesa：On the Influence of Specimen Geometry on the Critical Crack-Tip-Opening Displacement，Engineering Fracture Mechanics,Vol.33, (1989), 215.

４６）R.P.Harrison, K.Loosamore, I.Milne and A.R.Dowling：Assessment of the Integrity of Structeres Containing Defects，CEGB Report No.R/H/R6-Rev.2, (1980).

４７）K.-H.Schwalbe：The Prediction of Failure Situation using the CTOD Concept Based on the Engineering Treatment Model(ETM)，The Crack Tip Opening Displacement in Elastic-Plastic Fracture Mechanics Workshop on CTOD Methodology, GKSS 85/E/61. (1985).

４８）K.-H.Schwalbe：The Crack Tip Opening Displacement and J Integral Under Strain Control and Fully Plastic Conditions Estimated by the Engineering Treatment Model for Plane Stress Tension，Fracture Mechanics, Twenty-fourth Volume, ASTM STP1207, (1994), 636.

４９）K.-H.Schwalbe：Welded Joints with Non-matching Weld Metal-crack Driving Force Considerations on the Basis of the Engineering Treatment Model(ETM)，International Journal of Fracture Vol.62 (1993), 1.

５０）金沢武，町田進，栗山幸久，栗飯原周二，稲見彰則：安定延性亀裂成長後の不安定破壊発生挙動について（第二報），日本造船学会論文集, Vol.148 (1980), 193.

５１）I.Milne , R.A.Ainsworth , A.R.Dowling , and A.T.Stewart：Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects，CEGB Report R/H/R6-Rev.3, (1986).

５２）P.C.Paris , H.Tada and H.Ernst：The Theory of Instability of the Tearing Mode of Elastic-Plastic Crack Growth，ASTM STP 668, Elastic-Plastic Fracture, (1979), 5.

５３）町田進，吉成仁志，萩原行人，J.G.Blauel，島貫広志：破壊強度評価法の検討（第１報，第２報），日本造船学論文集，Vol.171 (1992), 459.

５４）吉成仁志：材料強度に関する研究動向－破壊強度評価法－，日本造船学会誌, Vol.758 (1992),610.

５５）S.J.Garwood , J.R.Gordon , A.A.Willoughby , R.H.Leggatt and T.Julta：Crack Tip Opening Displacement (CTOD) Methods for Fracture Assessments- Proposals for Revisions to BSI PD 6493，Weld. Inst. Members Report 371, (1988).

５６）PD6493-1991：Guidance on Methods for Assessing the Acceptability of Flaws in Fusion Welded Structures，British Standards Institution, (1991).

５７）N.V.Challenger, R.Phaal and S.J.Garwood：Appraisal of PD6493-1991 Fracture Assessment Procedures Part Ⅰ～Ⅲ，TWI Report 512/1995, (1995).

５８）菅野智，小林英男，柏木孝明：異なる強度レベルの材料に対する破壊評価線図の適用性，日本機械学会論文集Ａ，Vol.56，No.52 (1990)，1169.

５９）I.Milne , R.A.Ainsworth , A.R.Dowling and A.T.Stewart：Background to and Validation of CEGB Report R/H/R6-Revision 3，Int. J. Pres. Vessel & Piping, Vol.32 (1988), 105.

６０）N.Miura , K.Kashima , K.Michiba and T.Shimakawa：Ductile Fracture of Stainless Steel Welds at Elevated Temperature，ASME PVP Conference, San Diego, Vol.215, No.81 (1991),81.

６１）J.G.Merkle and H.T.Corten：A J Integral Analysis for the Compact Specimen, Considering Axial Force as well as Bending Effects，J. Press. Vessel Technology, Vol.96 (1974), 286.

６２）ASTM Standards：Standard Test Method for Determining J-R Curves, E1152-87,(1987).

６３）日本溶接協会規格：き裂先端開口変位（CTOD）試験方法 WES1108，(1995).

６４）H.H.Johnson：Materials Research & Standards，Vol.5 (1984), 442.

６５）J.R.Rice , P.C.Paris and J.G.Merkle：Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing，ASTM STP 536, (1973), 231.

６６）K.H.Schwalbe：Ductile Crack Growth under Plane Stress Conditions (Size Effects and Structural Assessment-I. Size and Geometry Effects on Crack Growth Resistance，Eng. Fracture Mechanics, Vol.42, No.2 (1992), 211.

６７）J.W.Hutchinson and P.C.Paris：Stability Analysis of J-Controlled Crack Growth，ASTM STP 668 (1979), 37.

６８）C.F.Shih , R.H.Dean and M.D.German：On J-Controlled Crack Growth (Evidence, Requirements and Applications)，General Electric Company TIS Report, (1981).

６９）R.P.Harrison, K. Loosamore，I.Milne and A.R.Dowling：Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects，CEGB Report No.R/H/R6-Rev.2 (1980).

７０）英国規格ＢＳ 5762：Crack Tip Opening Displacement (CTOD) Testing，(1979).

７１）日本溶接協会 鉄鋼部会 ＷＲ－３委員会報告書：溶接構造物の脆性破壊強度評価方法，ＷＥＳ ２８０５ rev.3 案, (1995).

７２）A.A.Wells：British Welding Journal, Vol.10 (1963), 563.

７３）R.A.Ainsworth：CEGB Report, No.TPRD/B/0175/N83, (1983).

７４）永井欣一，矢島浩，梶本勝也，日野隆博，南渚夫：構造的応力集中部における脆性破壊発生特性について（第２報），日本造船学会論文集, Vol.148 (1980), 169.

７５）佐藤邦彦，豊田政男，田中清貴：引張り及び曲げを受ける片側表面切欠き材の変形・破壊挙動，溶接学会誌，Vol.50, No.8 (1981), 736.

７６）H.A.Ernst , P.C.Paris and J.D.Landes：Estimations on J-integral and Tearing Modulus T from a Single Specimen Test Record，Scientific Paper 80-1D3-JINTF-P3, Westing house R&D Center(1980).

７７）坂真澄，高橋秀明，安藤柱，阿部博之：延性不安定破壊試験における負荷テアリングモジュラス（T_J^{app}）の特徴とその評価誤差について，圧力技術, Vol.22, No.2 (1984), 81.

７８）佐藤邦彦，豊田政男，南二三吉，佐藤進，中西睦夫，有持和茂：力学的性質の急変部に切欠きをもつ材の塑性変形挙動とき裂開口変位，溶接学会誌，Vol.52, No.2 (1983), 154.

７９）大塚尚武：延性不安定破壊条件に関する検討，日本機械学会論文集Ａ，Vol.54，No.497 (1988), 72.

８０）高橋淳，岡村弘之，酒井信介：圧力容器の延性不安定破壊評価（荷重変位線図を用いた評価手法の提案），日本機械学会論文集Ａ，Vol.56, No.521 (1990), 72.

８１）V.Kumar , M.D.German and C.F.Shih：An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis，Electric Power Research Institute, EPRI NP-1931, (1981).

８２）豊田政男，伊藤義康，佐藤邦彦：構造用鋼とその溶接部の全面降伏後不安定破壊開始と破断延性，日本造船学会論文集，Vol.145 (1979), 211.

８３）日本機械学会基準：弾塑性破壊靭性 J_{IC} 試験方法，JSME S001 (1981).

８４）島貫広志，萩原行人：円周切欠丸棒試験による簡易延性き裂発生特性評価法の検討－鋼材の延性き裂発生特性　第１報，第２報－，溶接学会平成６年度秋季全国大会講演概要集, Vol.55 (1994), 410.

８５）J.R.Rice：J.Appl. Mech., Vol.35, No.379 (1968).

８６）W.H.Chen：Trans. 5th Int. Conf. SMIRT, M9/4, No.1 (1979).

８７）林健司，内藤将史，堀川浩甫：溶接継手へのＪ積分の適用に関する数値解析的研究，溶接学会論文集, Vol.6, No.4 (1988), 84.

８８）大路清嗣 編：総合材料強度学講座５　破壊強度学，オーム社　(1985)．

８９）日本溶接協会規格：溶接熱影響部 CTOD 試験方法に関する指針, WES1109，(1995).

９０）佐藤邦彦，豊田政男，南二三吉，佐藤進，中西睦夫，有持和茂：力学的性質の急変部に切欠きをもつ材の塑性変形挙動とき裂開口変位，溶接学会誌, Vol.52, No.2 (1983), 154.

９１）豊田政男，伊藤義康，佐藤邦彦：構造用鋼とその溶接部の全面降伏後不安定破壊開始と破断延性，日本造船学会論文集，Vol.145 (1979), 211.

９２）大塚昭夫，東郷敬一郎，岡本芳秀：延性き裂発生条件とボイド体積率(Gurson の降伏関数に基づく検討)，材料，Vol.35, No.395 (1986), 876.

９３）河野俊一，田中賢彰，種田元治，清水茂俊：弾塑性破壊靭性に及ぼす板厚の影響，日本造船学会論文集，Vol.165 (1989), 265.
９４）J.W.Hutchinson：J. Mech. Phys. Solids, Vol.16, No.1 (1968), 13.
９５）J.R.Rice and G.F.Rosengren：J. Mech. Phys. Solids, Vol.16, No.1 (1968), 1.
９６）W.W.Gerberich：On Continuum Models of Ductile Fracture, Journal of Materials Science, Vol.5 (1970), 283.
９７）日本溶接協会 鉄鋼部会 ＪＩ委員会：Ｊ積分破壊基準に関する研究，(1979).
９８）大塚昭夫，宮田隆司，東郷敬一郎，飯田浩：延性破壊過程と破壊じん性－温度の影響－，材料，Vol.33，No.368 (1984), 544.
９９）C.Ruggieri, F.Minami and M.Toyoda：Effect of Strength Mismatch on Crack Tip Stress Fields of HAZ-Notched Joints Subjected to Bending and Tension，Journal of the Society of Navel Architects of Japan, Vol.174 (1994), 543.
１００）F.Minami, M.Ohata, M.Toyoda, K.Arimochi, S.Suzuki and K.Bessyo：Prediction of Specimen Geometry Effect on Fracture Resistance of HAZ-notched Welds by the Local Approach，IIW Comm. X, IIW Doc.X-1300, (1994)、1.
１０１）M.El-Shennawy, F.Minami and M.Toyoda：Effect of Geometrical Discontinuity on Fracture Behavior of Steel Plate，IIW Comm. X, IIW Doc.X-1300, (1994), 27.
１０２）G.G.Shell and G.M.Spink：A Post Yield Fracture Mechanics Analysis of Three-point Bend Specimens and its Implications to Fracture Toughness Testing，Eng. Fracture Mech., Vol.9 (1977)、101.
１０３）B.-M.Bauschke, A.Ros and M.Koçak：Weld Strength Mis-match Effect on CTOD(δ_5) R-curves，IIW Sub. Comm. X-F"Mis-match Effect", IIW Doc.X-F-026 (1995).
１０４）佐藤邦彦，豊田政男，塚本光夫：定荷重下での延性き裂の発生・成長挙動とき裂先端近傍のひずみ特性，日本造船学会論文集，Vol.159 (1986), 350.
１０５）豊貞雅宏，藤井英輔，野原和宏，川口喜昭，有持和茂，井坂和実：破壊靭性に及ぼすひずみ速度の影響，日本造船学会論文集，Vol.161 (1987), 343.
１０６）W.R.Andrews and C.F.Shih：Thickness and Side-Groove Effects on J- and δ-Resistance Curves for A533-B Steel at 93℃，ASTM STP668, (1979), 426.
１０７）W.H.Tai：An Improvement of CTOD Criterion For Ductile Fracture，Eng. Frac. Mech., Vol.41, No.2 (1992), 153.
１０８）A.C.Mackenzie, J.W.Hancok and D.K.Brown：On the Effect of State of Stree on Ductile Failure Initiation in High Strength Steels，Eng. Frac. Mech.,Vol.9 (1977), 167.
１０９）大塚昭夫，宮田隆司，西村誠二，木村雅保，馬淵宗人：低強度鋼における延性破壊の発生に及ぼす応力３軸度の影響，材料，Vol.29 (1980), 717.
１１０）桑村仁：地震時における鋼構造骨組の破壊現象－材料的側面からの破壊原因と対策－，建築学会大会ＰＤ講演会，(1995).
１１１）M.Koçak and K.-H.Schwalbe：Fracture of Weld Joints / Mis-match Effect，IIW Sub. Comm. X-F "Mis-match Effect", IIW Doc.X-F-003-94, (1994).
１１２）M.Koçak, P.Horner, A.Cornec and K.-H.Schwalbe：Effects of Crack Size and Strength Mis-matching of Welded Joints on Ductile Crack Growth，IIW Comm. X, IIW Doc.X-1300,(1994) 101.
１１３）川崎重工業株式会社　社内資料

謝　辞

本研究の遂行にあたって，ご指導，ご援助を賜りました大阪大学工学部教授豊田政男博士に心よりお礼申し上げます．豊田教授には，研究の計画，実施，考察など，本研究の全般にわたって，終始懇切丁寧なるご指導とご鞭撻を頂戴致しました．

また，本論文をまとめるにあたり，大阪大学工学部教授小林紘二郎博士，座古勝博士，久保司郎博士，西本和俊博士から有益なご指導とご討論を賜りました．

さらに，東京大学工学部教授町田進博士，教授野本敏治博士，助教授吉成仁志博士，ならびに大阪大学工学部助教授南二三吉博士，助手大政光史博士をはじめとする豊田研究室の皆様には，本研究に関連して細部にわたり有益なご助言，ご討論を賜りました．

本研究の一部については，財団法人電力中央研究所狛江研究所高橋由起夫博士，鹿島光一博士，三浦直樹氏，新日本製鐵株式会社鉄鋼研究所部長萩原行人博士からご協力を賜りました．

また，本研究の遂行にあたりまして，絶大なるご支援とご助言を頂戴致しました川崎重工業株式会社技術総括本部副本部長取締役松井繁朋博士，生産技術開発センター長南方俊一理事をはじめとする生産技術開発センター各位に謝意を表します．中でも生産技術開発部長松村裕之博士，課長長谷川壽男博士，主幹永井裕善博士，部長山田猛博士，主幹中山繁氏，主査山下清司博士，部員佐藤博氏，平松秀基氏，谷岡弘氏，脇谷義廣氏，さらに関東技術研究所部長糸賀興右博士，技術総括本部主査武田俊一博士，鉄構事業部主幹山川武人博士，主査千田豊氏，原子力本部課長島川貴司氏，船舶事業本部主査佐野正氏には，研究遂行のためのご支援を公私にわたり頂戴致しております．さらに，本研究の数値解析遂行に際しては平松秀基氏の，実験遂行に際しては脇谷義廣氏の多大なご協力を得ております．

本論文を終えるにあたり，これら多くの方々に心より厚くお礼申し上げます．

また最後に，富美江，貴大，香菜子らの協力と辛抱に感謝します．

本研究に関連した発表論文

1．オーバーオールひずみを用いた破壊評価線図の検討，
材料　第４１巻　第４６７号，平成４年８月

2．溶接継手の延性不安定評価に関する検討，
溶接学会論文集　第１１巻　第２号，平成５年５月

3．破壊評価線図法に基づく９％Ｎｉ鋼の延性破壊強度評価，
溶接学会論文集　第１２巻　第３号，平成６年８月

4．An Experimental Study on the Behavior of Stable Crack Growth in Heterogeneity,
IIW Comm.X, IIW Doc.X-1300-94, Sep. 1994

5．延性き裂先端の応力・ひずみ挙動とき裂進展抵抗に及ぼす強度不均一の影響，
溶接学会論文集　第１４巻　第２号，平成８年５月

6．延性き裂進展中のき裂先端ひずみに及ぼす塑性拘束の影響，
溶接学会論文集　第１４巻　第２号，平成８年５月

7．Strain Behavior at Stable Crack Tip and Effect of Strength Mis-match on
Crack Growth Resistance,
Offshore Mechanics and Arctic Engineering (ASME－OMAE'96) Vol.3, June 1996

8．き裂先端の局所変位に基づく延性き裂進展抵抗特性に関する検討，
溶接学会論文集　第１４巻　第４号，平成８年１１月