

ベイナイト鋼におけるへき開脆性破壊発生現象の数値モデル構築

著者	川田 樹
学位授与年月日	2018-03-22
URL	http://doi.org/10.15083/00078027

博士論文

ベイナイト鋼におけるへき開脆性破壊発生現象の
数値モデル構築

川田 樹

目次

第 1 章 序論	1
1.1. 鉄鋼材料におけるへき開脆性破壊.....	1
1.2. ベイナイト鋼の活用.....	2
1.3. ベイナイト組織.....	5
1.4. 先行研究.....	6
1.4.1. 限界破壊応力の定式化.....	6
1.4.2. 破壊確率モデル.....	11
1.4.3. 微視組織に基づく破壊確率モデル.....	14
1.4.4. 有効表面エネルギーの推定.....	19
1.4.5. 巨視的に不均一な微視組織への破壊確率モデルの適用.....	21
1.5. 従来研究における課題.....	22
1.6. 本研究の目的.....	23
第 2 章 Stage II の定式化	25
2.1. 目的.....	25
2.2. 新式の提案.....	25
2.3. 実験.....	27
2.3.1. 供試鋼.....	27
2.3.2. 引張試験.....	30
2.3.3. 破壊靱性試験.....	33
2.4. 有限要素解析.....	37

2.5. γ_p の同定	41
2.6. 考察	44
2.7. 結論	49
第3章 γ_{mm}の実験的評価	51
3.1. 目的	51
3.2. 実験	51
3.2.1. 供試鋼	51
3.2.2. 引張試験	52
3.2.3. 破壊靱性試験	55
3.3. 有限要素解析	59
3.4. γ_{mm} の推定	59
3.5. 考察	68
3.6. 結論	71
第4章 ベイナイト鋼を対象としたへき開脆性破壊靱性予測モデルの構築..	73
4.1. 目的	73
4.2. 数値モデル構築	73
4.2.1. Stage I の定式化	74
4.2.2. Stage II の定式化	75
4.2.3. Stage III の定式化	76
4.2.4. 破壊確率モデルの定式化	76
4.3. 実験	78
4.3.1. 供試鋼	78
4.3.2. 引張試験	86
4.3.3. 破壊靱性試験	90

4.4.	有限要素解析.....	94
4.5.	破壊靱性試験の再現解析.....	94
4.5.1.	実験結果との比較.....	94
4.5.2.	他の破壊条件を用いた場合との比較.....	103
4.5.3.	ボトルネックプロセスの考察.....	109
4.6.	パラメトリックスタディ.....	111
4.6.1.	各微視組織因子が靱性に与える影響の評価.....	111
4.6.2.	微視組織因子が関連している場合の評価.....	115
4.7.	考察.....	118
4.8.	結論.....	120
第5章	巨視的に不均一な微視組織を対象としたへき開脆性破壊の評価....	121
5.1.	目的.....	121
5.2.	尤度関数の構築.....	121
5.3.	妥当性検証手法.....	123
5.3.1.	Monte Carlo シミュレーション.....	123
5.3.2.	有限要素解析.....	124
5.3.3.	尤度関数の破壊確率モデルへの適用.....	125
5.3.4.	比較に用いる尤度関数.....	127
5.4.	尤度関数の最大化手法.....	128
5.5.	妥当性検証.....	128
5.5.1.	単一の靱性試験結果群に対する検証例.....	128
5.5.2.	複数の靱性試験結果群に対する検証例.....	133
5.6.	材料条件が推定誤差に与える影響.....	134
5.6.1.	領域の割合の影響.....	135

5.6.2. m_A と m_B の比の影響.....	136
5.6.3. σ_{uA} と σ_{uB} の比の影響.....	137
5.6.2. 試験片板厚の影響	137
5.7. 考察.....	137
5.8. 結論.....	138
第6章 結論.....	151
参考文献.....	153
謝辞.....	159
Appendix	163

第 1 章 序論

1.1. 鉄鋼材料におけるへき開脆性破壊

現代社会において、鉄鋼材料は身の回りの様々な構造物をはじめ、船舶やエネルギー分野でも広く用いられている。また、近年では、エネルギー需要の増大や物流の活発化に伴い、あらゆる鋼構造物が大型化の一途を辿っている。こうした状況に応えるため、構造用鋼の厚肉化・高張力化が進んでいる (Fig.1.1) [1-4]。構造物を支える上で用いられる鉄鋼材料の強度が重要なのは言うまでもないことであるが、一方で、脆性破壊に対する抵抗である靱性についても十分な配慮が必要である。特に、後述する最弱リンク説の観点から、板厚が大きければ大きいほど鋼材中の欠陥のサンプリング範囲が広がるため、近年の構造用鋼の厚肉化は脆性破壊の危険性の増加につながっていると考えられる。加えて、海上や寒冷地等、過酷な環境での開発が進んでいることも、脆性破壊の危険性の増加に寄与している。

脆性破壊とは、材料中の微小な欠陥を起点として発生し、巨視的な塑性変形をほとんど伴うことなく不安定に伝播する破壊形態を指す。発生後の制御が難しいため、構造物に致命的な損害を与える危険性を孕んでいる。脆性破壊はへき開破壊と粒界破壊に大別されるが、近年の構造用鋼で生じる脆性破壊については、へき開破壊が大部分を占める。これまでもへき開脆性破壊による事故はこれまでも度々発生している。Fig. 1.2 に示したのは、1979 年に北大西洋を航行中に脆性破壊を生じたオイルタンカー、Kurdistan 号である[5]。タンカー内部の温熱油と船殻外部の冷水の接触によって生じた熱応力によって、溶接欠陥部から突如として破壊が発生し、完全に破断したことが調査によって判明している。また、2002 年にはばら積み運搬船 Lake Carling 号において、溶接部から発生した約 6m の脆性亀裂が発見された (Fig. 1.3) [6]。

以上に述べたように、へき開破壊の防止は構造物の安全性を担保する上で重要な課題である。へき開破壊は発生後の制御が困難であるため、発生を未然に防止することが不可欠である。しかし、へき開破壊は材料中の微小な欠陥を起点として発生するため、材料の不均質な微視組織に大きく依存する。したがって、降伏強度や引張強さ等の機械特性と比較するとばらつきが非常に大きく、ある 1 つの破壊靱性値のみに着目するのでは不十分である。ばらつきを考慮に入れた上で、破壊靱性値を分布として捉え、安全性の

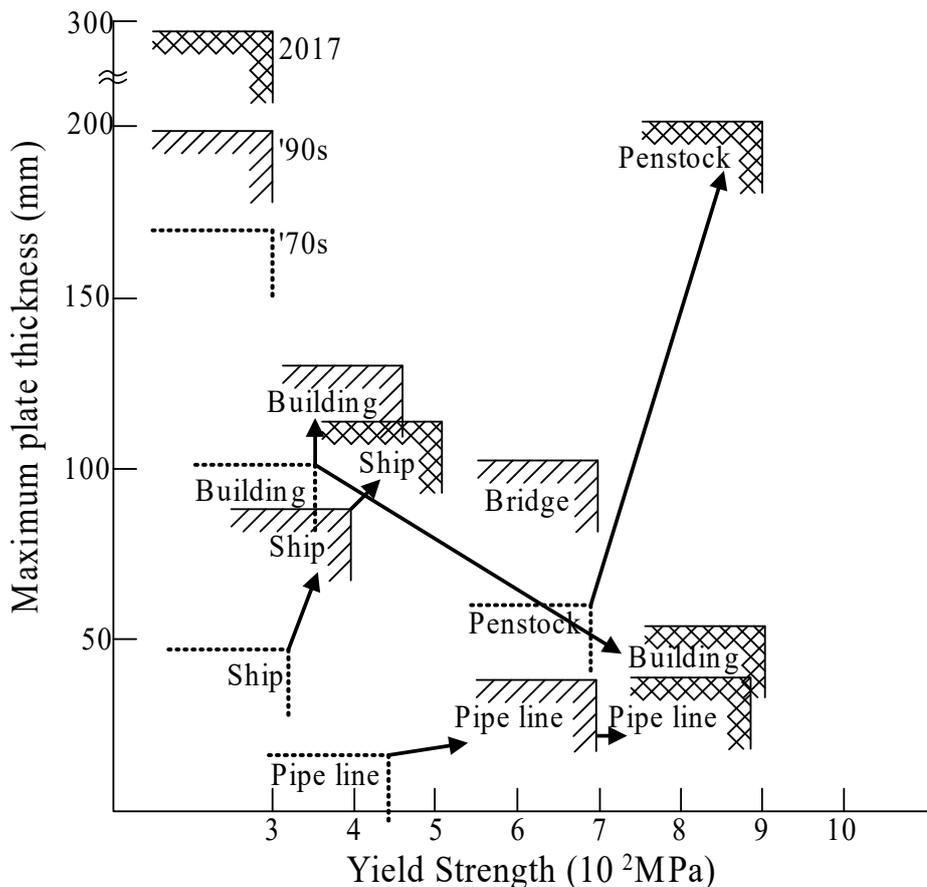


Fig. 1.1 Trends of steel plates applied to various structures from '70s to 2017 from the view point of strength and thickness (Created based upon data from Refs. [1-4]).

評価に活用する取り組みが必要とされる。

1.2. ベイナイト鋼の活用

前節で述べたように、近年の鋼構造物では従来よりも高い強度を有する鋼が求められている。鋼の強度は微視組織の制御によって実現される。Fig. 1.4 [7]に示したのは、鋼の変態温度と対応する組織、および引張強さである。フェライト-パーライト鋼は現在でも様々な構造物に用いられており、構造用鋼として一般的な材料の一つである。しかし、Fig. 1.4に示されるように、600 MPa以上の引張強さを達成しようとする場合、フェライト-パーライト鋼でそれを実現するのは難しい。高い強度の求められる場面においては、ベイナイト組織あるいはマルテンサイト組織が必要とされる。既にベイナイト鋼は構造物において実用鋼として用いられている。例えば、高圧輸送用ラインパイプでは、API (American Petroleum Institute) グレード X120 を満たす鋼としてベイナイト組



Fig. 1.2 Cleavage fracture of MSV Kurdistan[5].

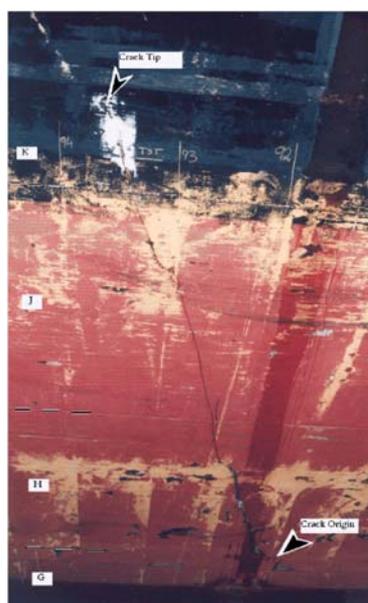


Fig. 1.3 Cleavage fracture of Lake Carling [6].

織が採用されている[8]. 高強度建築用鋼材, タンク・ペンストック用鋼板としても, ベイナイト組織が活用されている[9]. また, 降伏強度が 600 MPa を上回る溶接金属はベイナイト・マルテンサイトを主体とした組織を有しているため[10], 溶接部に高い強度が求められる海洋構造物でもベイナイト組織は重要な役割を担っている.

しかし, 以上に述べたように強度に優れたベイナイト鋼は構造用鋼の高強度化に大きく貢献しているものの, ベイナイト鋼におけるへき開脆性破壊についての知見は少ない. また, ここまでは母材として用いられるベイナイト鋼について述べてきたが, 溶接熱影響部 (Heat affected zone; HAZ) に形成される粗大な上部ベイナイトが溶接部の靱性を著しく低下させ (Fig. 1.5), 溶接構造物の安全上の課題となっているという問題も存在する. したがって, ベイナイト鋼におけるへき開脆性破壊の発生に対する理論的な考察は

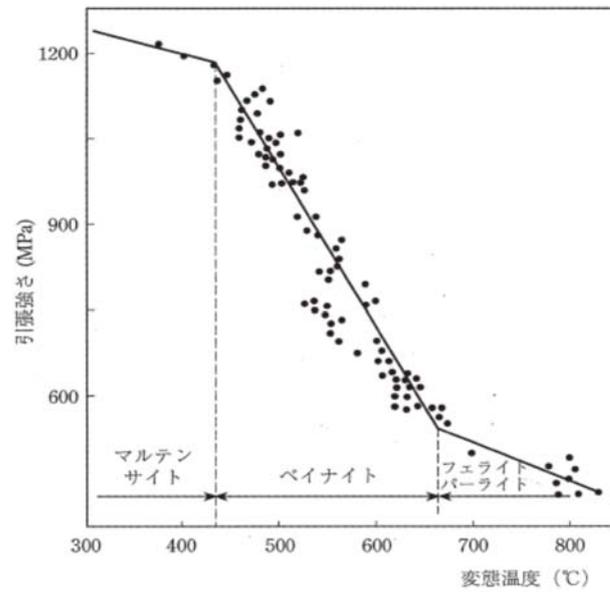


Fig. 1.4 Relationship of transformation temperature and tensile strength (C=0.25%) [7].

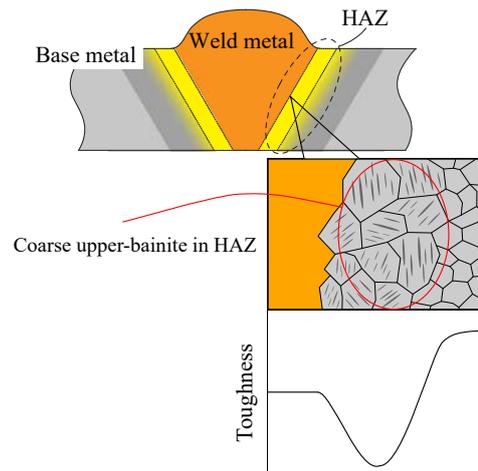


Fig. 1.5 Schematic of coarse upper-bainite in HAZ.

構造物の母材・溶接部の安全性を担保する上で必要不可欠であるが、微視組織と靱性の関係を記述する理論は未だ確立しておらず、実験あるいは経験則に頼らざるを得ないのが現状である。ベイナイト鋼の靱性について理論的な枠組みが確立していない現状では、ベイナイト組織を活かした新たな鋼材を開発し、市場に供給するまでには数多くの破壊靱性試験を必要とし、靱性要求を満たすために多くの手戻りが発生する。微視組織情報に基づくベイナイト鋼の破壊靱性予測モデルを構築することで、どのような微視組織であれば靱性を担保できるかを事前に推定することができ、材料開発を効率化することができると思われる。

1.3. バイナイト組織

本節ではバイナイト鋼において微視組織の大部分を占めるバイナイト組織について、微視組織の点から解説する[11]。バイナイトはパーライト変態の生じる高温域と、マルテンサイト変態の生じる低温域の中間の温度域において形成される組織である。この温度域においては微細な板状あるいは葉状のフェライト（バイナイト・ラス）とセメンタイト粒の凝集体が形成される。これをバイナイトと呼ぶ。バイナイトは変態温度によって上部バイナイトと下部バイナイトの2種類が存在する（Fig. 1.6）。おおよそ、450°C以上の高温で変態したものが上部バイナイトであり、バイナイト・ラス間にセメンタイトが析出する。一方、低温でのバイナイト変態で形成される下部バイナイトでは、バイナイト・ラス中に非常に微細なセメンタイトが析出する。下部バイナイトの方が、有効結晶粒径が微細であるため、靱性に優れているとされる。また、上部バイナイトについてはBI、BII、BIIIの三種類が存在する[12]（Fig. 1.7）。BIはラス間のセメンタイトが少ない低炭素のバイナイトで、BIIは多くのラス間にセメンタイトが析出しているものである。BIIIは上部バイナイトと下部バイナイトの中間にあたり、ラス間セメンタイトとラス内のセメンタイトが両方存在する。

上部バイナイトは、結晶学や組織の点でラスマルテンサイトと共通しているとされている。上部バイナイトの階層組織の模式図をFig. 1.8に示す。バイナイト変態はオーステナイト粒を単位として起こるが、オーステナイト粒内部では方位差の大きい複数のパ

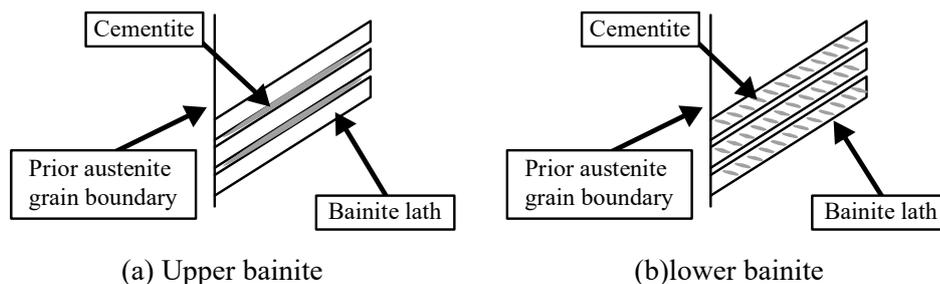


Fig. 1.6 Schematic of upper bainite and lower bainite.

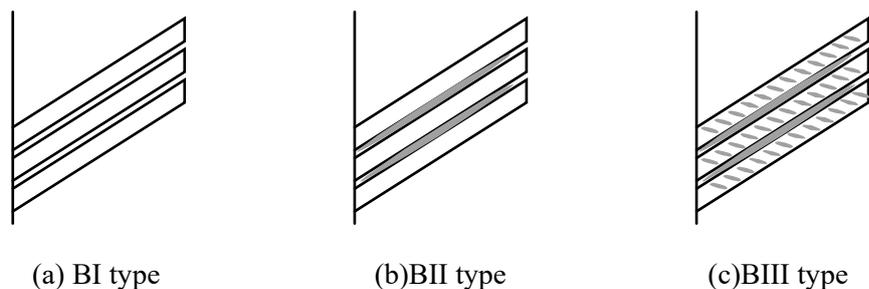


Fig. 1.7 Schematic of three types of upper bainite.

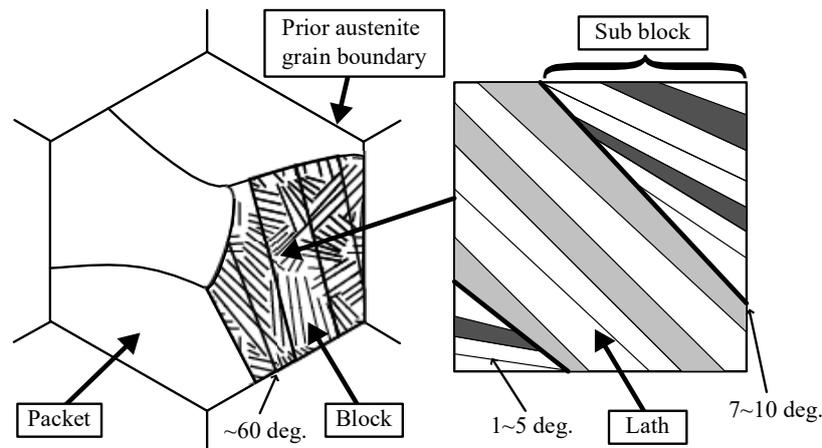


Fig. 1.8 Schematic of hierarchical structure on upper bainite.

ケットに分割できる。さらに、パケットの内部では60度以下の方角差をもつ複数のブロックに分かれており、ブロック内部は7~10度の方角差を有するサブブロックに分割できる。サブブロックは複数のベイナイトラスから構成されており、ラス間の方角差は1~5度と非常に近い。このように複雑な組織を有していることが、ベイナイトにおける脆性破壊挙動の解明が困難であることの一因である。

ここまでベイナイト組織の分類について触れてきたが、上部ベイナイト組織には母相となるベイナイト・ラスおよび析出したセメンタイトに加え、島状マルテンサイト (Martensite-Austenite Constituent: MA) が含まれることが多い。MAとは、ベイナイト・ラスに囲まれた、高炭素マルテンサイトと残留オーステナイトを含む島状組織を指す。MAは従来研究において、脆性亀裂の核となる微小亀裂を生成する原因となり (Fig. 1.9) [13], ベイナイト鋼の靱性を低下させる主たる要因となることが報告されている[14]。したがって、MAの少ない組織にすることがベイナイト鋼の靱性の向上につながると考えられる。しかし、このような議論は実験に基づいたデータ解析に留まり、未だMAが靱性に与える影響を定式化して理論的に検討した研究はなされていない。

1.4. 先行研究

前述したとおり、ベイナイト鋼に対して理論に基づいた靱性予測モデルの構築が必要である。本節では、鉄鋼材料の脆性破壊に対して行われてきた先行研究を示す。

1.4.1 限界破壊応力の定式化

破壊力学の黎明期に提案され、現在の破壊力学研究でも活用されているのが、Griffith

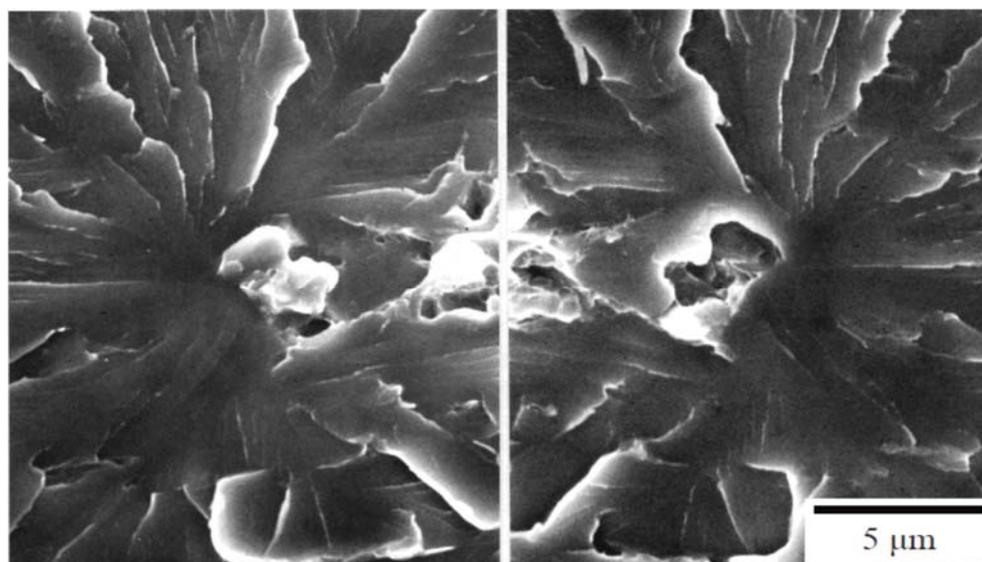


Fig. 1.9 Cleavage fracture initiation from MA[13].

の条件[15]である。Griffith は、線形弾性体中に存在する亀裂が微小進展した場合のエネルギー平衡の条件から、亀裂が不安定伝播を開始する応力、すなわち限界破壊応力を定式化した。例えば、無限体中の円形の埋没亀裂に対しては、限界破壊応力 σ_f は次式のように示される。

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{\pi E \gamma_s}{2(1-\nu^2)a}} \quad (1.1)$$

ここに、 E はヤング率、 ν はポアソン比、 a は亀裂の半径、 γ_s は材料の表面エネルギーである。この条件を用いることで、材料中に欠陥が存在する場合の安全性の評価を行うことができる。例えば、Fig. 1.10のように、材料中に応力集中部が存在し、その領域に半径 a の円形の微小な亀裂が初期欠陥として存在する場合を考える。この時、円形亀裂の位置にかかる局所応力 σ_{local} が式(1.1)で計算される σ_f より大きければ、円形亀裂は不安定に伝播し、材料は破壊に至ると見積もることができる。したがって、応力集中部が疲労亀裂によるものであるならば、 σ_{local} の推定から疲労寿命を予測することができる。Griffith の条件は線形弾性体を対象としたものであるが、後に Irwin および Orowan により弾塑性体へと拡張された (Griffith- Irwin-Orowan の条件) [16, 17]。Griffith- Irwin-Orowan の条件は次式のように記述される。

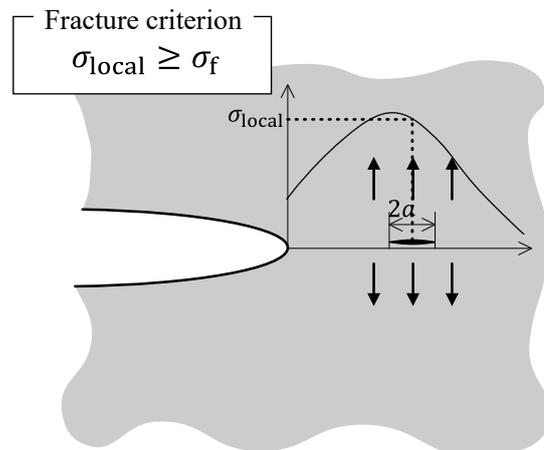


Fig. 1.10 Example of safety assessment by Griffith's criterion.

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{\pi E \gamma_p}{2(1-\nu^2)a}} \quad (1.2)$$

この式では、Griffith の条件における表面エネルギー γ_s が、有効表面エネルギー γ_p に置き換えられている。有効表面エネルギーは材料の純粋な表面エネルギーに加え、亀裂先端の塑性散逸など、弾塑性挙動による散逸エネルギーが包含されている。

Griffith-Irwin-Orowan の条件では、亀裂が連続体中に存在することを前提としている。しかし実際には、これまでの議論で想定されてきた微小亀裂は、鉄鋼材料においてはセメント粒や MA 等の脆化相が材料の変形に伴う応力集中によって割れることによって生成される。これらの微小亀裂の核となる硬質相は、材料の靱性を低下させる原因となることから、脆化相とも呼ばれる。脆化相の割れによって生成された微小亀裂の周囲には方位の異なる結晶粒が存在するため、厳密には連続体とみなすことはできない。このような微小亀裂が不安定伝播を開始する限界応力には、少なからずこのような不均質さが影響する。Petch はフェライト-セメント鋼におけるへき開破壊の発生において、脆化相であるセメントが割れた際に、Fig. 1.11 に示すように割れの発生以前には外力との釣り合いによって隣接するフェライト粒の界面に堆積していた転位が、セメント割れの位置に非平衡的になだれ込み、セメント割れの駆動力を増加させると考え定式化を行った[18]。Petch の定式化においては、Fig. 1.11 に示したような、粒界に存在するセメントの割れに対して 45° 傾いたすべり面に堆積した転位が、割れの発生と同時に割れの位置に移動し、亀裂の駆動力の増加に寄与すると考えられている。すべり線の長さは粒径 d に等しいとする。ここで、堆積転位の総数が N 個である時、長さ Nb のバーガスベクトルを持つ単一の転位が割れの位置に存在すると考えることで、

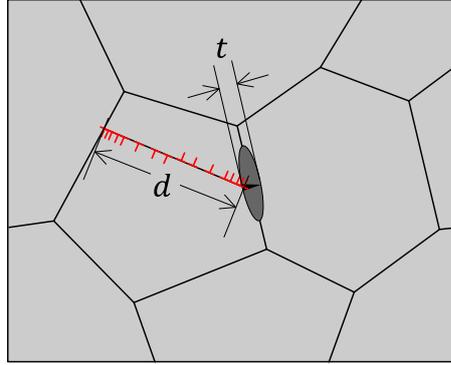


Fig. 1.11 Situation assumed in Petch's formulation.

系のエネルギーは亀裂長さの関数として以下の式で表される。

$$W = \frac{EN^2b^2}{8\pi(1-\nu^2)} \ln\left(\frac{4R}{c}\right) + 2\gamma_p c - \frac{\pi(1-\nu^2)\sigma^2 c^2}{4E} - \frac{\sigma Nbc}{2\sqrt{2}} \quad (1.3)$$

ここで、 b はバーガスベクトルのノルム、 R は転位場の大きさ、 σ はセメンタイト割れに垂直方向の負荷応力、 c は割れの長さ、 γ_p は有効表面エネルギーである。 $\partial W / \partial c = 0$ となる c が平衡亀裂長さである。 c が平衡亀裂長さよりも小さい場合にはセメンタイト割れは母相との界面を突破できずに停止し、 $\partial W / \partial c = 0$ が解を持たない場合は系のエネルギーは単調減少するため c に無関係に伝播することを意味する。したがって、 $\partial W / \partial c = 0$ を c について解くことで限界亀裂長さ c_c および $c < c_c$ の時の破壊応力 σ_f が導出できる。また、 $\partial W / \partial c = 0$ を σ について解くことで $c \geq c_c$ の時の限界応力を導出できる。Petchによって導出された破壊応力は次式で示される。

$$\sigma_f = \begin{cases} \frac{4E\gamma_p d^{-1/2}}{(1+1/\sqrt{2})(1-\nu^2)k_y}, & (c < c_c) \\ \left(\frac{4E\gamma_p}{\pi(1-\nu^2)c} - \frac{k_y^2 d}{8\pi^2 c^2}\right)^{1/2} - \frac{k_y d^{1/2}}{2\sqrt{2}\pi c}, & (c \geq c_c) \end{cases} \quad (1.4)$$

$$c_c = \frac{(1+1/\sqrt{2})(1-\nu^2)k_y^2 d}{8\pi E\gamma_p} \quad (1.5)$$

ここで、 k_y はHall-Petch係数、 d は平均結晶粒径である。この式の導出において、Petchは転位総数 N として、Hall-Petchの関係[19, 20]を用いた。 $x = \pm a/2$ の範囲に転位が存在し、外部せん断応力 τ_a によって $x = a/2$ の位置に存在する障害に堆積しているとする。この時、 τ_a と転位に働く力の釣り合いを解くことで、転位総数は以下の式で表される[21]。

$$N = \frac{2\pi(1-\nu^2)a(\tau_a - \tau_0)}{Eb} \quad (1.6)$$

ここで、 τ_0 は転位の摩擦応力である。一方、Hall-Petch の関係において、降伏応力 σ_Y は以下の式で表される。

$$\sigma_Y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \quad (1.7)$$

ここで、 σ_0 は摩擦応力である。式(1.6)において $\tau_a = \sigma_Y/2$, $\tau_0 = \sigma_0/2$, $a = d$ とおき、式(1.7)を代入することで次式を得る。

$$N = \frac{\pi(1-\nu^2)}{Eb} k_y d^{-1/2} \quad (1.8)$$

Petch は式(1.4)を用いて、材料の切欠き端部のように塑性拘束を受ける領域の降伏応力が σ_f に等しくなる温度が延性-脆性遷移温度であると仮定し、結晶粒径・セメントイト寸法と延性-脆性遷移温度の関係を算出した (Fig. 1.12) 。ここで、塑性拘束下の降伏応力を $2.2\sigma_Y$ とし、 σ_Y は次式に示す温度依存性を有すると仮定した。

$$\sigma_Y = 350 - 2.5T + 21d^{-1/2}[\text{MPa}] \quad (1.9)$$

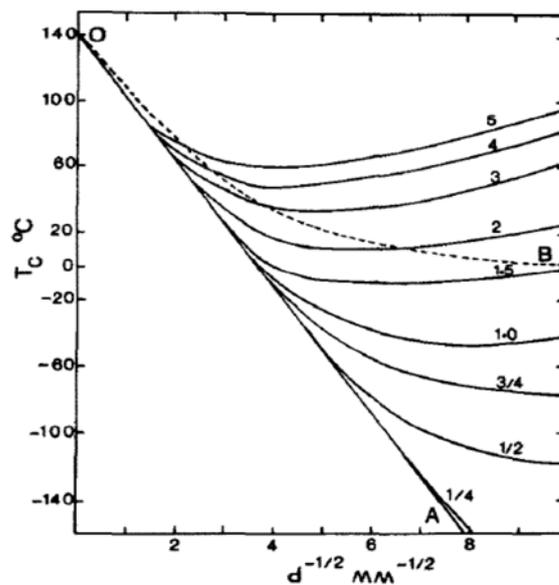


Fig. 1.12 Impact transition temperatures calculated by Petch's formula[18].

ここで、 T はセルシウス度である。

以上に示したように、Griffith-Irwin-Orowan の条件あるいは Petch の式によって、材料の限界破壊応力を推定し、さらに限界破壊応力の比較対象となる応力を適切に設定することができれば、脆性-延性遷移温度等を見積もることができる。しかしながら、これらのアプローチでは材料の靱性について、ある一つの値を推定することはできても、分布としての推定はできない。先述したように、へき開破壊現象は材料の微視組織の局所的なばらつきに依存するため、同一温度で同一の材料を用いた場合でも、靱性値は試験毎にばらつきを有する。すなわち、靱性についてはある一つの値を推定するのではなく、その分布を見積もることが安全評価には必要不可欠である。この考えについては、次項に記述する破壊確率モデルの導入によって理論的な枠組みが確率されることとなる。

1.4.2 破壊確率モデル

前項で述べたように、破壊靱性値を推定するにはある特定の値ではなく、分布としての推定が求められる。そこで、近年のへき開脆性破壊発生に関する研究においては、最弱リンク説に基づいた“Local Approach”が広く用いられている[22]。“Local Approach”に基づく研究は、Beremin ら[23]が提唱した破壊確率モデルがベースとなっている。材料中の脆性破壊が発生しうる領域 (active zone) を複数の微小体積要素に分割し、個々の体積要素が固有の分布に従うランダムな局所破壊応力を有していると仮定し、応力分布との比較によって試験片の (あるいは対象とする構造物の) 破壊確率分布を予測するモデルがベースとなっている。Beremin モデルにおいては、材料において脆性破壊が発生すると考えられる領域を複数の体積要素に分割する。各体積要素中に脆性亀裂の起点となる単一の微小亀裂を想定し (Fig. 1.13)、最も弱い要素中の微小亀裂の不安定伝播開始限界が破壊靱性を支配すると考える。ここで、考慮する領域中に存在する微小亀裂寸法 a の分布が

$$f(a) = \frac{\alpha}{a^\beta} \quad (1.10)$$

で表されると仮定する。 α , β は分布のパラメーターである。各微小体積要素への作用応力として最大主応力 σ を考えると、微小体積要素の破壊確率 $p(\sigma)$ は以下の式で表される。

$$p(\sigma) = \int_{a_c(\sigma)}^{\infty} f(a) da \quad (1.11)$$

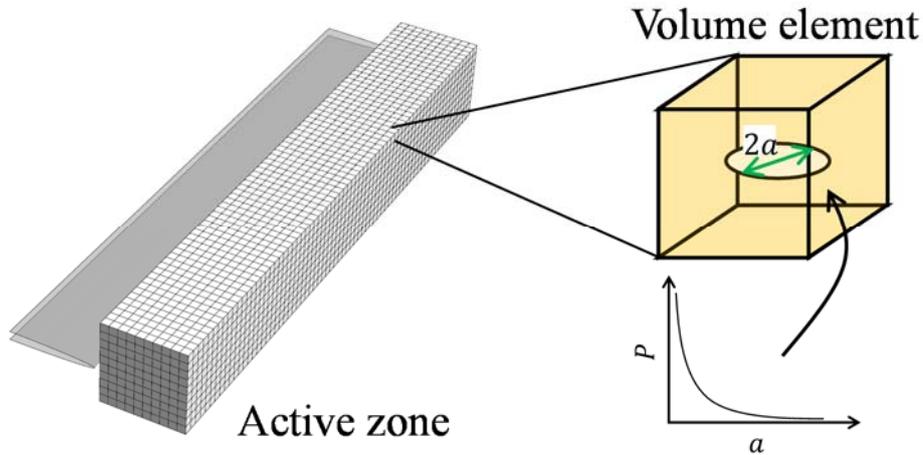


Fig. 1.13 Concept of the Beremin model.

ここに、 $a_c(\sigma)$ は最大主応力 σ のもとでの微小亀裂の限界寸法であり、Griffith-Irwin-Orowanの条件を仮定することで、以下の式で表される。

$$a_c(\sigma) = \frac{G}{\sigma} \quad (1.12)$$

ここに、 G はヤング率，ポアソン比，有効表面エネルギーによって定義される材料定数である。以上から，ある時刻 t の体積要素の破壊確率 $F_{V0}(t)$ は次式のようなWeibull分布で表される。なお， t は物理的な時刻を示すのではなく変形段階を示す指標であり，試験片のクリップゲージ変位や荷重，吸収エネルギー，CTOD等に対応する。

$$F_{V0}(t) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma(t)}{\sigma_u} \right)^m \right] \quad (1.13)$$

ここに， m ， σ_u はWeibull分布の母数で，微小亀裂の寸法分布のパラメーター α ， β ，Griffith-Irwin-Orowanの条件における材料定数 G を内包する。式(1.13)から，最弱リンク説に基づきいずれか一つの体積要素でも破壊が生じれば材料全体が破壊に至ると仮定することで，材料の累積破壊確率は以下の式で表される。

$$F(t) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_w(t)}{\sigma_u} \right)^m \right] \quad (1.14)$$

ここに， σ_w はWeibull応力と呼ばれるパラメーターであり，時刻 t の最大主応力分布か

ら、以下の式で表される。

$$\sigma_w(t) = \left[\frac{1}{V_0} \int_V \sigma(t; x, y, z)^m dV \right]^{1/m} \quad (1.15)$$

ここで、 V_0 は体積要素の寸法、 V は active zone の占める領域、 x, y, z は体積要素中心の座標である。式(1.14)は、Weibull 分布の母数 m および σ_u 、そして active zone の応力場の履歴が既知であれば材料の破壊確率分布が推定できることを示している。 m と σ_u は応力場に依存しない材料固有のパラメーターであるため、応力拡大係数やJ積分・CTODと異なり、形状や荷重が異なる場合にも適用性を有する。したがって、 m と σ_u は Beremin モデルにおいて、材料の破壊確率分布を特徴づけるパラメーターである。工業分野において Beremin モデルは、複数の破壊靱性試験の結果を最も再現できる m と σ_u を最尤推定法等で探すことで活用されている。Beremin モデルは破壊靱性の評価において幅広く活用されており、Wallin らによる Master Curve 法[24-26]、Minami らによる CTOD の補正係数 β [27] などの提案に寄与し、それぞれ ASTM E1921[28]および ISO 27306[29]に工業規格として活かされている。

しかし Beremin モデルでは、体積要素の破壊確率は作用応力のみによって記述されている。これは、Beremin モデルにおいて各体積要素にはじめから微小亀裂が存在していると仮定したからである。実際のへき開破壊の発生過程では、破壊起点となる微小亀裂は変形に伴う脆化相への応力集中が原因となって脆化相が割れを生じることで初めて形成されるものであり、溶接欠陥等が存在する場合を除けば、変形を受ける前には存在しない。

Bordet らは、微視亀裂が塑性ひずみの増加に伴って確率的に発生すると仮定し、Beremin モデルを拡張した[30, 31]。脆化相割れの発生には局所的な応力集中が必要であり、これは脆化相周囲の母相の降伏によってもたらされると考えられるためである。Bordet らは、脆化相の割れ率 P_{nucl} は相当塑性ひずみ増分 $d\bar{\epsilon}_p$ に対して線形に増加するとし、次式で表した。

$$P_{\text{nucl}} = c d\bar{\epsilon}_p \quad (1.16)$$

ここで、 c は割れ率の係数である。生成した微視亀裂の不安定伝播条件、および微視亀裂の寸法分布については Beremin と同一の仮定をおくことで、体積要素の破壊確率は P_{nucl} と式(1.13)に示した Beremin モデルにおける体積要素の破壊確率 F_{V_0} の積で表される。したがって、Bordet モデルにおいて体積要素の累積破壊確率 F_{V_0} は次式で表される。

$$F_{V_0}(t) = \int_0^{\bar{\varepsilon}_p(t)} c \left(\frac{\sigma(\bar{\varepsilon}_p)}{\sigma_u} \right)^m d\bar{\varepsilon}_p \quad (1.17)$$

以上から、Bordet モデルにおける材料の累積破壊確率は次式で表される。

$$F(t) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_w^*(t)}{\sigma_u^*} \right)^m \right] \quad (1.18)$$

ここに、 σ_u^* は材料定数で、Beremin モデルの σ_u に加え、 m および脆化相割れ率の係数 c を内包する。 σ_w^* はBordet モデルにおけるWeibull 応力で、以下の式で表される。

$$\sigma_w^*(t) = \left(\int_V \int_0^{\bar{\varepsilon}_p(t)} \sigma^m d\bar{\varepsilon}_p \frac{dV}{V_0} \right)^{\frac{1}{m}} \quad (1.19)$$

Beremin モデルにおいては active zone の応力場の履歴のみが考慮されていたが、Bordet モデルでは式(1.19)に示されるように、応力-ひずみ場の履歴が考慮される。Beremin モデルでは弾性域においても材料が破壊しうるが、Bordet モデルでは割れ率が0となるため、破壊応力がどんなに低い場合でも材料は破壊を生じないとされる。従来の鉄鋼における脆性破壊に対する研究においても、材料の破壊に先立って塑性変形が生じる必要があることがわかっている。第1.4.1項で紹介したように、Petch も破壊応力と降伏応力の比較によって延性-脆性遷移温度を見積もっていた。したがって、Bordet による Beremin モデルの拡張によって、より実現象を反映できる形で破壊確率モデルが更新されたといえる。

Bordet による拡張の他にも、Xia らによる限界 Weibull 応力の下限值 σ_{th} の導入[32]、南らによる主応力方向と微小亀裂の向きのばらつきの考慮[33]等、後続の研究者によって Beremin モデルの拡張が行われてきた。しかしながら、以上の破壊確率モデルは材料の破壊確率を支配するパラメーターを破壊靱性試験の結果に合わせ込んで求めることを前提としており、多数の破壊靱性試験を要求する。そこで、合わせ込みによるのではなく、観察等によって得られる材料の微視組織情報を用いて体積要素の破壊確率を推定し、合わせ込みを用いることなく材料の破壊確率分布を得ようとする試みも行われた。

1.4.3 微視組織に基づく破壊確率モデル

微視組織情報を破壊確率モデルに組み込もうとする試みは多くの研究者によって行

われてきたが、その多くで用いられている概念が“Multi barrier モデル”である。Fig. 1.14 は、Multi barrier モデルにおいて仮定される体積要素の破壊過程の模式図である。Multi barrier モデルに基づく研究の多くは、体積要素の破壊過程を以下の3つの Stage に分け、全ての Stage が体積要素で同時に満たされた場合に破壊が生じると考えている。

Stage I. 脆化相割れによる微視亀裂の核生成

Stage II. 微視亀裂の脆化相-母相境界の突破

Stage III. 微視亀裂の結晶粒界の突破

前項で紹介した破壊確率モデルも Multi barrier モデルの枠組みに位置づけることができる。Beremin モデルは Stage II のみを、Bordet モデルは Stage I と II のみを考慮したモデルであるといえる。微視組織情報を破壊確率モデルに組み込む研究では、各 Stage の限界条件と微視組織寸法を何らかの形で結びつけることで、微視組織情報から各 Stage の限界条件を推定し、材料の破壊確率分布を計算することが試みられている。また、多くの研究では Stage II および III の限界条件として式(1.2)に示した Griffith-Irwin-Orowan の条件を用いている。この際、Stage II と III で有効表面エネルギー γ_p として異なる値を用いることで靱性分布を説明できることが多いことから、従来研究では Stage II の有効表面エネルギーを γ_p は γ_{pm} 、Stage III の γ_p は γ_{mm} として区別されてきた。本研究でも、 γ_p をこのように区別する。

Martin-Meizoso ら[34]は、ベイナイト組織に対して Multi barrier モデルを適用し、へき開破壊の発生過程を以下の3つの Stage で記述した。

Stage I. 炭化物割れ

Stage II. 炭化物割れの有効ベイナイトパケット内への伝播

Stage III. ベイナイトパケット割れの隣接組織への伝播

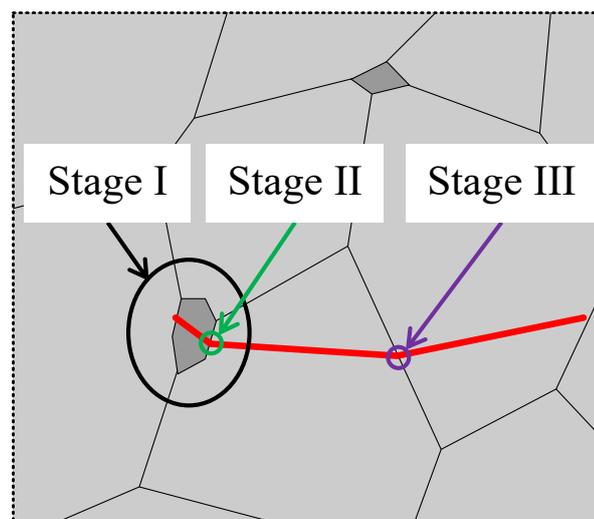


Fig. 1.14 Concept of multi barrier model.

ここで、Stage I の定式化として割れ率を MA 寸法 c のみに依存するとして、次式で表した。

$$p(c) = \begin{cases} c/\bar{c} & c \leq \bar{c}/\alpha \\ 1 & c > \bar{c}/\alpha \end{cases} \quad (1.20)$$

ここで、 \bar{c} は平均炭化物寸法、 α は材料定数である。Stage II および III はそれぞれ、限界応力拡大係数 $K_{Ia}^{c/f}$ 、 $K_{Ia}^{f/f}$ と炭化物寸法あるいは結晶粒径に対応する寸法を有する亀裂の応力拡大係数との比較によって記述した。線形弾性破壊力学において、応力拡大係数と表面エネルギーはエネルギー解放率を通して等価な関係であるため、Martin-Meizoso らのモデルでも Griffith-Irwin-Orowan の条件が用いられているといえる。しかし、微視組織情報を組み込んでいるものの、Martin-Meizoso らは α 、 $K_{Ia}^{c/f}$ 、 $K_{Ia}^{f/f}$ をフィッティングパラメータとして扱い、合わせ込みによって破壊靱性試験で得られた破壊靱性値分布を再現した (Fig. 1.15)。したがって、Martin-Meizoso らは微視組織情報を活用した破壊確率モデルを提案したものの、完全に微視組織情報のみから破壊靱性値を予測するには至っていない。

Lambert-Perlade ら[35]は Martin-Meizoso らと同様に Multi barrier モデルの概念に基づき、溶接部の HAZ 組織を対象とした破壊確率モデルの構築を行った。このモデルでは、MA が脆化相として扱われ、Stage I は MA に作用する応力が限界応力 σ_{M-A}^C より大きければ割れ率 $p = 1$ 、それ以外は $p = 0$ として定式化された。Stage II 以降は Martin-Meizoso

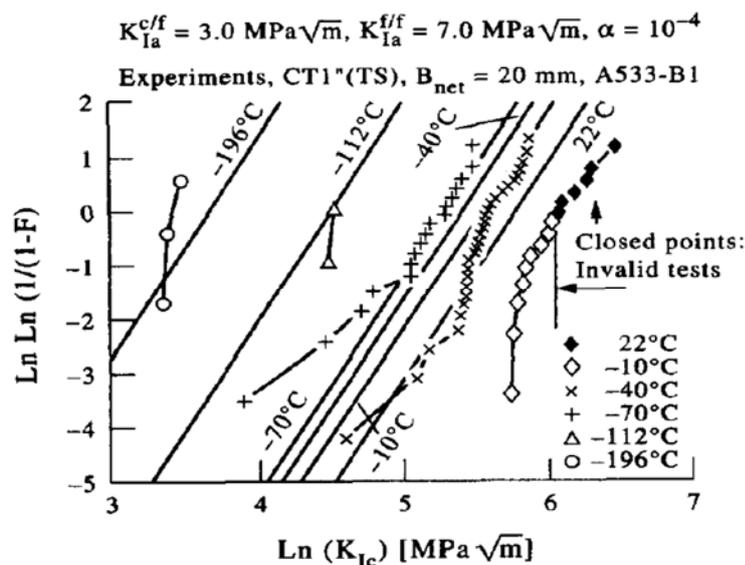


Fig. 1.15 Fracture toughness distribution predicted by the model proposed by Martin-Meizoso et al. and that obtained by experiments[34].

らと同じく限界応力拡大係数によって記述されている。しかし, Lambert-Perlade らも MA 割れの発生する限界応力 σ_{M-A}^C および Stage II 以降の限界応力拡大係数はフィッティングパラメーターとして扱い, 厳密に微視組織情報のみを用いたわけではない。

以上に示したように, 微視組織情報を破壊確率モデルに組み込む取り組みは様々な研究者によって行われてきたが, 最終的には各 Stage の限界条件を決めるパラメーターは実験結果への合わせ込みによって取得されていた。そこで, Shibamura らはフェライト-セメンタイト鋼を対象とし, パラメーターの合わせ込みを用いない破壊確率モデルを構築した[36,37]。Shibamura らはフェライト-セメンタイト鋼におけるへき開破壊発生過程を以下の3つの Stage で記述した。

- Stage I. セメンタイト割れ
- Stage II. セメンタイト割れの隣接フェライト粒への伝播
- Stage III. 微視亀裂のさらに隣接するフェライト粒への伝播

Shibamura らは Stage I におけるセメンタイトの割れ発生確率 P_θ を, 途中除荷試験による停留亀裂数の観察と有限要素解析による観察位置の応力およびひずみの推定に基づき, 次式で定式化した。

$$P_\theta = 6.06 \times 10^{-5} \left\{ r_E \sigma + 0.179 \sigma_Y \left(\frac{\bar{\epsilon}_p}{\bar{\epsilon}_Y} \right)^{0.627} - 402 \right\} t^{2.47} \quad (1.21)$$

ここで, r_E はフェライトのヤング率に対するセメンタイトのヤング率の割合, σ は最大主応力 (MPa), $\bar{\epsilon}_Y$ は初期降伏時の相当塑性ひずみ, t はセメンタイトの厚さ (μm) である。式(1.21)に示されるように, Shibamura らは割れ率を応力とひずみ, そしてセメンタイト寸法に依存する形で定式化した。また, Stage II の限界条件として式(1.4)に示した Petch の式を導入し, 平均結晶粒径 d の代わりに結晶粒径に対応するすべり線長さをを用いた。また, Petch の式における有効表面エネルギーの値として, Petch の提案した $10\text{J}/\text{m}^{-2}$ を採用した。Stage III は式(1.2)に示した Griffith-Irwin-Orowan の条件によって記述し, 有効表面エネルギーの値として Fig. 1.16 に示す San Martin らが実験結果に基づいて提案した温度依存性[38]を用いた。以上の定式化を用いて Shibamura らが構築した数値モデルによる計算結果と実験結果の比較を Fig. 1.17 に示す。図に示されるように, Shibamura らはフィッティングパラメーターを導入することなく, 破壊靱性値の分布および温度遷移を再現する数値モデルの構築に成功した。

以上の研究を踏まえ, 著者もベイナイト鋼を対象として, 微視組織情報に基づく数値モデルの構築を行った[39, 40]。この数値モデルにおいて, Multi barrier モデルに基づき, ベイナイト鋼のへき開破壊発生過程を以下の3つの Stage で記述した。

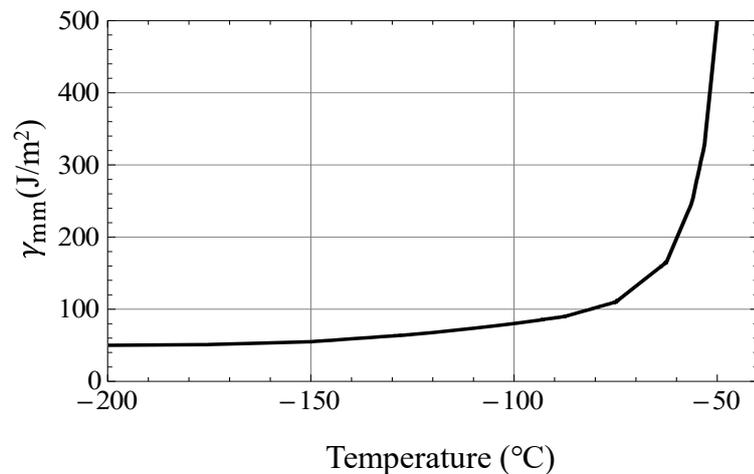


Fig. 1.16 Temperature dependence of γ_{mm} proposed by San Martin et al.[38]

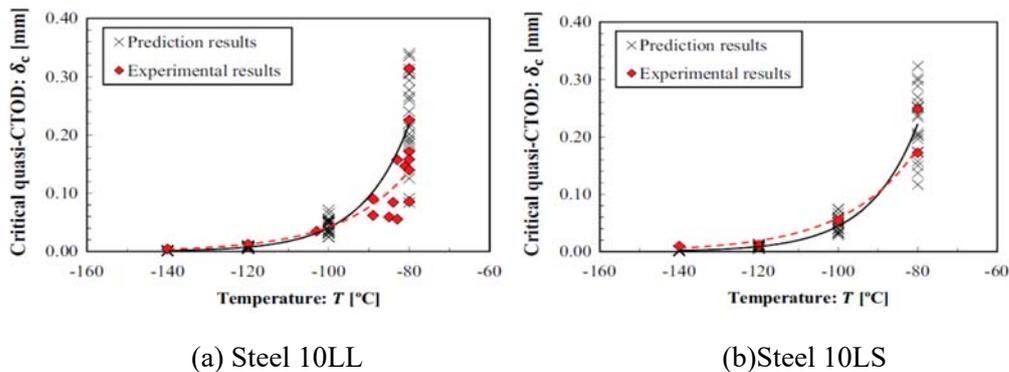


Fig. 1.17 Temperature dependence of fracture toughness predicted by the model proposed by Shibamura et al. and that obtained by experiments[37].

- Stage I. 低炭素ベイナイト内の MA 割れ
- Stage II. MA 割れの低炭素ベイナイト内への伝播
- Stage III. 低炭素ベイナイト割れの隣接組織への伝播

Stage I については、停留亀裂数の観察に基づき MA の割れ率を相当塑性ひずみの非線形の増加関数として記述した。Stage II は Shibamura らの研究を踏まえて Petch の式を導入し、平均結晶粒径 d の代わりに MA 間の距離を相当すべり線長さとして用いた。有効表面エネルギーの値は Shibamura らと同様に 10J/m^2 を採用した。ただし、ベイナイト鋼において Hall-Petch の関係は適用できないため、Hall-Petch 係数 k_y としては Shibamura らが自身の研究の対象としたフェライト-セメンタイト鋼に対して算出した値、 $k_y = 21.7\text{MPa}\sqrt{\text{mm}}$ [37] を用いた。Stage III には Griffith-Irwin-Orowan の条件を限界条件とし、有効表面エネルギーの値として Shibamura らと同様に San Martin らの提案した温度依存性を用いた。以上のモデルは Fig. 1.18(b) に示すように、破壊靱性値の温度遷移の傾向を再現することができている。しかし、Fig. 1.18(a) のように鋼種によっては数

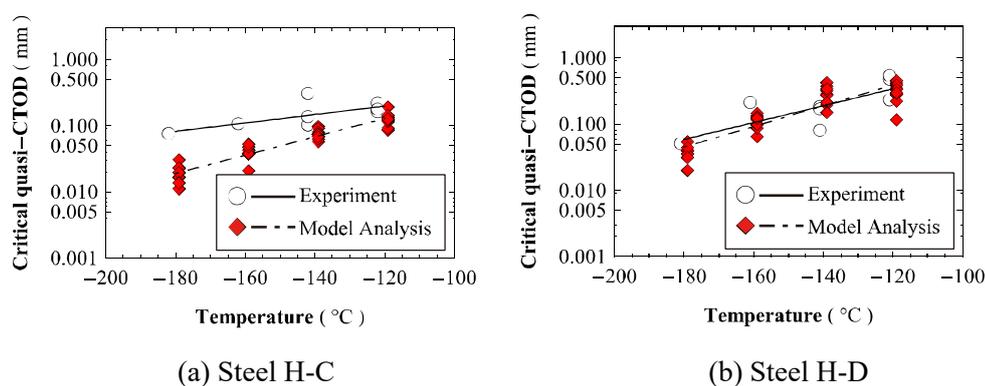


Fig. 1.18 Temperature dependence of fracture toughness predicted by the model proposed by Kawata et al. and that obtained by experiments[40].

値モデルの計算結果が実試験の結果と一致しない場合もあり、また靱性のばらつきまでは再現するに至らなかった。したがって、このモデルは定式化の過程等の見直しが必要である。

1.4.4 有効表面エネルギーの推定

前項に述べたように、これまで提案されてきた微視組織情報に基づく破壊確率モデルでは、微視亀裂の伝播条件として Griffith-Irwin-Orowan の条件、あるいは Petch の式が用いられている。しかし、どちらの条件を用いたとしても有効表面エネルギー γ_p は未知の材料定数であり、何らかの形で γ_p を設定しなければ、これらの式は適用できない。 γ_p は本来線形弾性体を仮定した Griffith の式における表面エネルギーの項に、弾塑性変形によって引き起こされるエネルギー散逸も含めたものであり、理論的な推定は非常に困難である。また、塑性散逸に影響されることから、材料組織の局所的な弾塑性挙動にも依存すると考えられ、材料によって異なる値をとると考えられる。前項に示した破壊確率モデルでも、合わせ込みパラメーターとして扱われるか、先行研究で提案された値が用いられていた。材料組織の情報のみから破壊靱性値を予測するためには、 γ_p の値の取得は必要不可欠である。

理論的な推定の困難さから、過去に多くの研究者が γ_p を実験的に取得することを試みてきた。前項で述べたように、確率破壊モデルで用いられる γ_p は、Stage II の有効表面エネルギー γ_{pm} と、Stage III の有効表面エネルギー γ_{mm} の2種類に分けられる。先行研究では、 γ_{pm} 、 γ_{mm} のいずれかあるいは両方について、実験を通じた推定が試みられた。Curry ら[41]は球状化処理を施したフェライト-セメンタイト鋼の破壊試験結果に Smith の隣接フェライト粒での転位堆積を考慮した限界応力の定式化[42]を適用し、 γ_{pm} を 14J/m^2 とすれば実験結果を良好に再現することを確認した。Bowen ら[43]は様々な組織

を有する圧力容器用鋼を用いて破壊試験を行い、最大炭化物寸法と局所破壊応力から γ_{pm} が $7\sim 9 \text{ J/m}^2$ であると算出した。Alexander ら[44]はパーライト共析鋼を用いて、起点の粒子寸法と局所破壊応力から γ_{pm} は $5\sim 10 \text{ J/m}^2$ 程度であり、この値はパーライトのラメラ間隔に依存するとした。Linaza ら[45]は Ti 合金鋼および Mn-B 合金鋼に対して、同様の手法によって、 γ_{pm} は $10\sim 30 \text{ J/m}^2$ 程度、 γ_{mm} は $100\sim 200 \text{ J/m}^2$ 程度であると見積もった。また、Linaza ら[46]は別の Ti-V 合金鋼に対して同様の手法で γ_{pm} は $7\sim 20 \text{ J/m}^2$ 、 γ_{mm} は $50\sim 200 \text{ J/m}^2$ であると計算した。また、以前から γ_{pm} がほとんど温度に依存しない一方で、 γ_{mm} は温度と共に上昇し、高温では微視亀裂の母相粒界の突破がボトルネックプロセスとなることが示唆されてきた[46-48]。San Martin ら[38]は Ti-V 合金鋼を用いて、低温域では Linaza ら[45, 46]と同様の手法によって、高温域では延性破面中のへき開ファセットの寸法を用いることによって γ_{mm} の温度依存性を推定した (Fig. 1.16)。この結果は前項でも述べたように Shibamura らのモデル[36,37]および著者の構築したモデル[39,40]でも用いられている。しかし、以上の研究では局所破壊応力の推定に Griffiths ら[49]の有限要素解析が用いられている。この解析は当時の計算機性能の制約もあり、現在の水準と比較して精度が低い。Griffiths らの計算では平面ひずみを仮定し、加工硬化挙動として線形硬化を用いている。推定された局所破壊応力の精度が低いことは算出される有効表面エネルギーの値の精度の低さにつながるため、今後組織に基づく靱性予測モデルを構築する上で、信用に足る精度で推定された有効表面エネルギーの提案が求められる。また、San Martin らは以前の研究よりも高い温度で γ_{mm} の温度依存性を示したが、提案された値は $-80^\circ\text{C}\sim -50^\circ\text{C}$ において急激な上昇を示しており、 -50°C では 500 J/m^2 にも達している。もしこの値が真であるならば、多くの鉄鋼材料は -50°C 以上ではほぼ脆性破壊を生じないという結論に至ってしまうが、現実はそうではない。このように異常な上昇が示された原因として、San Martin らの高温域の γ_{mm} の算出手法が考えられる。San Martin らは高温域の γ_{mm} を算出する際、延性破壊した試験片の延性破面中のへき開ファセットの寸法を用いている。この際、ファセット起点の脆化相径と γ_{pm} を用いて局所破壊応力を推定している。この手法で推定される応力の値は有限要素解析によって推定される値に比べて本来の値とのずれが非常に大きく、異常に高い γ_{mm} の算出に繋がったものと考えられる。構造物の実用温度を考慮すると、 -50°C 以上の値は工学的に特に重要な価値を持つため、正確な推定が急務である。

一方、Ni の添加によって炭素鋼の低温における靱性が向上することは古くから指摘されている。Jolley[50]は、Ni 添加による靱性の向上は細粒化効果によるだけでなく、Ni の添加によって低温および高ひずみ速度域における降伏応力が低下するためであると指摘した。Kranzlein ら[51]が示したように、Ni を添加することによって常温では降伏応力が上昇するものの、温度低下による降伏応力の上昇は少なく、 -80°C 付近では Ni 無添加の鋼と降伏応力の上下が逆転する。降伏応力の低下は微視亀裂の駆動力の低下を意味

し、結果として Ni 添加鋼では低温で脆性破壊が生じにくくなる。しかし、以上の議論は破壊発生に対する駆動力について言及しているが、抵抗の面からは議論されておらず、Ni 添加が有効表面エネルギーに与える影響について論じた研究はない。Ni 添加鋼は高靱性鋼が要求される部材に広く用いられており、組織と靱性の関係を明らかにすることは一般的な構造用鋼においてよりも重要であると考えられる。

1.4.5 巨視的に不均一な微視組織への破壊確率モデルの適用

第 1.4.2 項に示した破壊確率モデルは巨視的には均一な材料を対象としたものであり、Fig.1.19 に示したような、母材や HAZ、溶接金属が混在し、各領域の組織が大きく異なる溶接部への適用は十分に考慮されていない。へき開脆性破壊は溶接欠陥や残留応力の影響によって溶接部が起点となって生じることが多い。さらに、HAZ 内には、Local Brittle Zone(LBZ)と呼ばれる、靱性が他の領域に比べて劣る領域が存在するケースが多く、組織学的な観点からも靱性に劣る。したがって、溶接部に対する破壊靱性の評価法を確立することは学術上・実務上非常に重要である。

溶接部を対象とした破壊靱性の考察は、今まで多くの研究で取り組まれてきた。Machida ら[52]は、LBZ が存在することで破壊靱性のばらつきが大きくなることを数値シミュレーションで示している。そのため、溶接部に対しては（試験本数に限りがある場合は特に、）Local Approach を援用した破壊靱性分布の正確な推定が必要である。しかし、試験片に微視組織が大きく異なる領域が混在する場合、それぞれの領域の破壊確率は異なる破壊確率パラメータに従うと考えられる。例えば、溶接部から Fig.1.19 のように破壊靱性試験片を採取した場合、切り欠き先端には異なる靱性分布を有する領域が混在することになる。従来用いられてきた、単一の組み合わせの破壊力学パラメータ

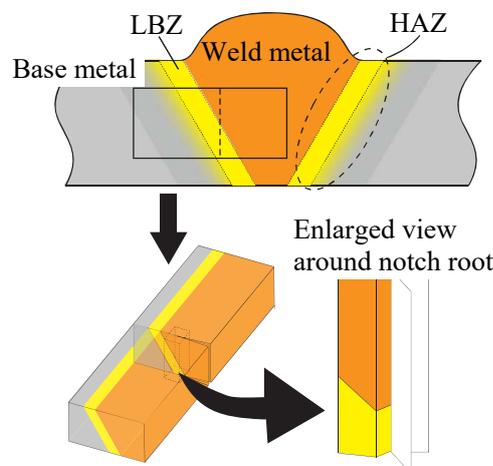


Fig. 1.19 Fracture toughness estimation on welded zone.

で試験片の破壊確率が記述されることを前提とした尤度関数はこのような試験片に適用性を欠く一方で、溶接部やその他の不均一な微視組織分布を有する材料に対する確率モデルの適用は先行研究でとり組まれたものもある。Wallin ら[53]は、basic Master Curve (MC) 法はマクロな不均質材には適用性を欠くことを示し、新たな二峰性の MC 法を提案した。Sato ら[54]、Sainte Catherine ら[55, 56]は、異なる微視組織の破壊確率パラメーターが既知の場合について、これらが結合した不均質材の破壊確率を求めるために Beremin モデルを拡張した。Andrieu ら[57]はさらに、微視組織の凝集域を想定し、異なる破壊確率パラメーターを有する各領域の割合がランダムな場合について Beremin モデルを拡張した。しかしながら、Beremin モデルの拡張を行った以上の研究 ([54-57]) では、不均質材の破壊靱性試験から各領域の破壊確率パラメーターを求めることは意図されていない。あくまでも各領域の破壊確率パラメーターは他の手法で求める必要がある。一方、佐藤ら[58]は、拡張した Beremin モデルを通して、HAZ 以外の領域の破壊確率パラメーターが既知であれば HAZ を有する不均質材の破壊靱性試験から HAZ の破壊確率パラメーターを取得する手法を考案し考察した。しかし、この手法では HAZ 以外の領域の破壊確率パラメーターは既知でなければならない。

以上に示したように、巨視的に複数の微視組織が分布している材料に対する Local Approach の適用について、従来研究では各微視組織単層の破壊靱性分布を取得していることを必要としていた。微視組織が分布している試験片を用いた破壊靱性試験結果から、一挙に各相の破壊靱性分布を求める手法は未だ提案されていない。

1.5 従来研究における課題

第 1.2 節で述べたように、鉄鋼材料の安全性の担保には、へき開脆性破壊に対する配慮が必要不可欠である。したがって、へき開脆性破壊現象と微視組織の関係を明らかにすることは今後の鋼構造物の安全評価および新材料の開発にとって大いに有用であるが、第 1.3 節で述べたように、近年の鋼構造物の高強度化を支える鉄鋼材料の一つであるベイナイト鋼については微視組織と靱性の関係を記述する理論的な枠組みは不十分であり、靱性分布を推定するための数値モデルの開発も発展途上である。第 1.4.3 項において紹介したように、著者は以前にベイナイト鋼を対象とし、Multi barrier モデルに基づき微視組織情報から破壊靱性値分布を予測する数値モデルを開発したが、精度の点で不十分であり、ベイナイト鋼の微視組織と靱性の関係は未だ不明瞭なままである。著者らが構築した数値モデルの定式化において改善すべき点は主に 2 点存在する。まず 1 つは、Stage II の限界条件として、本来はフェライト-セメンタイト鋼を対象として定式化された Petch の式を用いている点である。ベイナイト中の MA 割れに対しても転位の堆積機構が関与している可能性は十分に考えられるが、Petch の式では Hall-Petch の関

係の存在を前提としており、Hall-Petch の関係が成立しないベイナイト鋼に対しては厳密には適用不可能である。著者らが構築した数値モデル[39,40]でも、やむを得ず Shibamura が自身のフェライト-セメンタイト鋼に対して算出した Hall-Petch 係数を用いていた。したがって、ベイナイト鋼に対して適用可能な、堆積転位による MA 割れの駆動力増加を考慮した式の構築が必要であると考えられる。また、2つ目の問題点として、Stage III の有効表面エネルギー γ_{mm} に San Martin らの提案した温度依存性を用いている点が挙げられる。第 1.4.4 項において述べたように、San Martin らの γ_{mm} の推定には精度の点で疑わしい点があり、より厳密な計測・計算による推定を行った γ_{mm} の温度依存性を導入することによって数値モデルの精度を向上させることができると考えられる。また、 γ_{mm} の Ni 依存性はその有無も含めて不明なままであるため、合わせて検討すべき課題である。

また、第 1.4.5 項において示したように、巨視的に複数の微視組織が分布している材料からなる試験片を用いた破壊靱性試験結果から、各微視組織領域の破壊靱性分布を一度に求める手法は未だ提案されていない。鋼構造物において特にへき開脆性破壊の危険性が高い溶接部は巨視的に微視組織の異なる領域が混在しており、破壊確率モデルによる靱性評価によって鋼構造物の安全性を担保する上で、巨視的に不均質な微視組織を対象とした尤度関数の構築は必要不可欠である。

1.6 本研究の目的

第 1.5 節において述べた課題を解決するため、本研究では以下の目的を設定した。

- ベイナイト鋼を対象とする、転位堆積を考慮した Stage II の定式化。
 - 実験を通した γ_{mm} の高精度な推定および Ni の影響の評価。
 - 上記の結果を組み込むことによる、ベイナイト鋼のへき開破壊靱性を高精度に予測する数値モデルの開発。
 - 巨視的に不均質な微視組織を有する試験片を用いた破壊靱性試験の結果群から材料を構成する各領域の破壊確率パラメータを推定するための、尤度関数の構築。
- 次章以降に、それぞれの目的に対する研究について詳細に説明する。

第2章 Stage II の定式化

2.1. 目的

序論で述べたように、式(1.4)に示した Petch の式は転位数の計算に Hall-Petch の関係を用いており、Hall-Petch の関係が成立しないベイナイト鋼に対して適用性を欠く。したがって本研究では Petch の式を修正することでベイナイト鋼にも適用可能な、堆積転位の影響を考慮した Stage II の破壊応力の定式化を行った。また、新たに定式化した式において未知の材料定数である Stage II の有効表面エネルギー γ_{pm} については、実験結果に対する尤度関数を用いた合わせ込みによって推定した。

2.2. 新式の提案

本研究では、転位総数として式(1.8)の代わりに Hall-Petch の式に依存しない式を用いることで、Petch の式を Hall-Petch の関係が成立しないベイナイト鋼に対しても適用可能な形に修正する。

まず、本研究では低炭素ベイナイト中の MA 割れについて、Fig. 2.1 のように堆積した転位がなだれ込む場合を想定する。また、すべり面には τ_a のせん断応力が作用しているものとする。このとき、MA 間を結ぶすべり線における転位の分布は Fig. 2.2 のように、原点に転位源が存在し、 $\pm s/2$ の位置に粒界に相当する転位運動を妨げる壁が存在する場合を考えることで計算することができる。原点から $s/2$ までに堆積する転位数は以下の式で表される[21]。

$$N = \frac{2(1 - \nu^2)(\tau_a - \tau_0)s}{Eb} \quad (2.1)$$

系のエネルギーは Petch の式と同様に、長さ Nb のバーガスベクトルを持つ単一の転位が割れの位置に存在すると考えることで算出する。すなわち、式(2.1)を式(1.3)に代入し、 $\partial W / \partial c = 0$ を c あるいは σ について解くことで限界亀裂長さと破壊応力を導出できる。得られた新式を以下に示す。

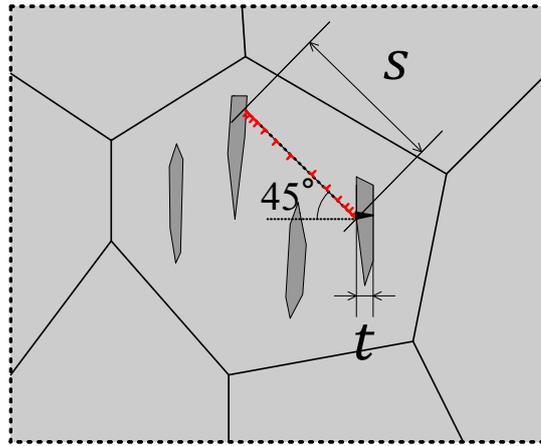


Fig. 2.1 Process of MA cracking propagation into low carbon bainite considered in the present study.

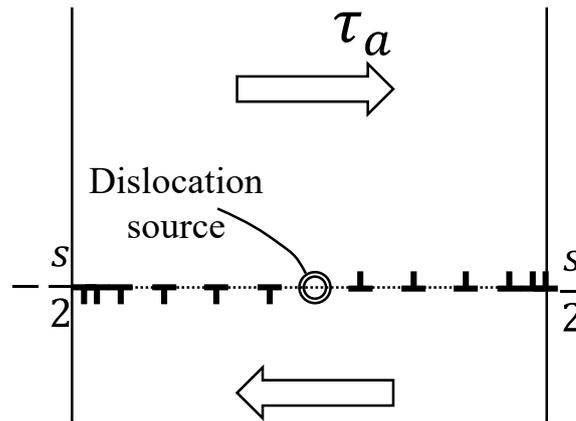


Fig. 2.2 Process of MA cracking propagation into low carbon bainite considered in the present study.

$$\sigma_f = \begin{cases} \frac{2E\gamma_{pm}}{\left(1 + \frac{1}{\sqrt{2}}\right)(1 - \nu^2)(\tau_a - \tau_0)s}, & (t < c_c) \\ \sqrt{\frac{4E\gamma_{pm}}{\pi(1 - \nu^2)t} - \frac{s^2(\tau_a - \tau_0)^2}{2\pi^2t^2} - \frac{s(\tau_a - \tau_0)}{\sqrt{2}\pi t}}, & (t \geq c_c) \end{cases} \quad (2.2)$$

$$c_c = \frac{\left(1 + \frac{1}{\sqrt{2}}\right)(1 - \nu^2)s^2(\tau_a - \tau_0)^2}{2\pi E\gamma_{pm}} \quad (2.3)$$

なお、亀裂長さとして t 、有効表面エネルギーとして γ_{pm} を用いている。本研究では、低炭素ベイナイト中のMA割れが母相に突入する際の限界応力として、以上の式(2.2)を用

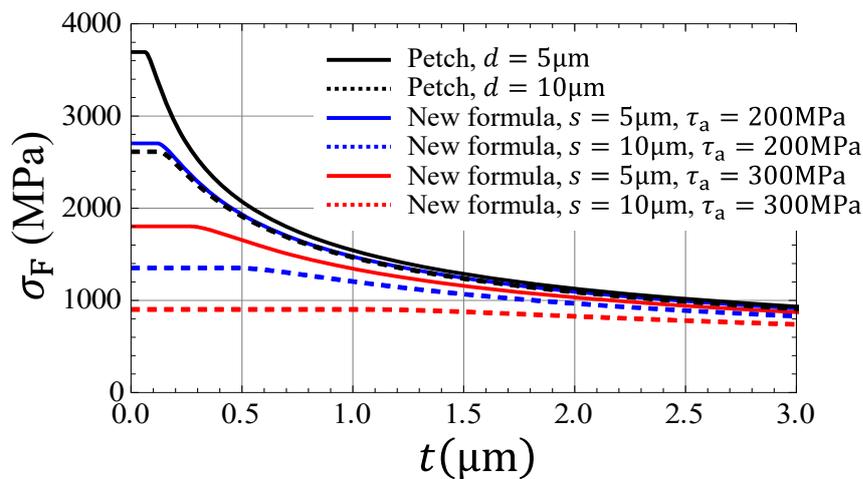
いる。新式と従来の Petch の式の比較を Fig. 2.3 に示す。式(1.4)に示した従来の Petch の式では、長さ d のすべり線に作用する応力は平均粒径 d の材料の巨視的な応力であった。したがって、すべり線の長さ s と作用応力は不可分であり、平均粒径が d でない場合は実際と異なる負荷応力下で計算を行っていることになる。一方、新式はすべり線長さ s と負荷応力を独立に扱っているため、作用応力 τ_a さえ推定できれば平均粒径に依存せず計算された転位数によって破壊応力が記述できる。Fig. 2.3 に示されるように、同じすべり線長さ s であっても作用応力がより大きい場合の方が堆積転位数が増加するため、破壊応力は減少する。

しかし、新式においても依然として γ_{pm} は未知の材料定数のままであり、 γ_{pm} の同定を行う必要がある。Petch の研究では $\gamma_{pm} = 10\text{J/m}^2$ とすればフェライト-セメンタイト鋼のへき開破壊靱性を再現できるとされたが、同様の値で MA 起因のベイナイト鋼のへき開破壊発生を説明できるかは不明である。そこで、本研究では新式を破壊確率モデルに組み込み、これを用いて破壊靱性試験の結果に対して尤度関数を作成し、最尤推定法によって γ_{pm} を同定した。次節以降に詳細を記述する。

2.3. 実験

2.3.1 供試鋼

本研究で用いた供試鋼の化学組成を Table 2.1 に示す。Mn 添加量を調整することで焼入れ性を調整し、L 鋼の方が S 鋼よりも個々の MA は粗大で、MA 間の距離は広くなることを企図した。また、Cr と B の添加によって焼入れ性を増大させ、上部ベイナイト



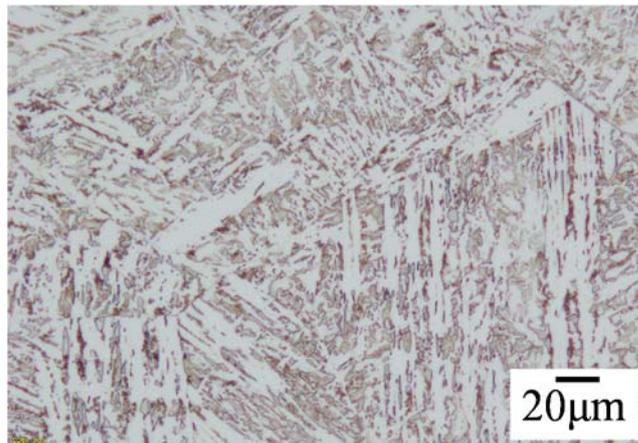
$$*\gamma_{pm} = 10\text{J/m}^2, \tau_0 = 0\text{MPa}, k_y = 20.7\text{MPa}\sqrt{\text{mm}}$$

Fig. 2.3 Comparison of Petch's formula and the present new formula.

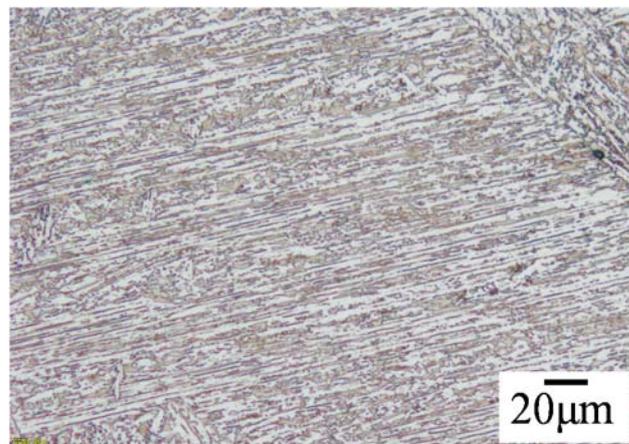
Table 2.1 Chemical compositions (mass%).

Name	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	B	N
L	0.15	0.25	1.00	<0.002	0.0005	1.00	0.020	0.0012	0.0008
S	0.15	0.25	1.50	<0.002	0.0005	1.00	0.020	0.0012	0.0008

組織を得やすくした。まず, Table 2.1 に示した化学組成を有する実験室溶解鋼を 1100°C に加熱後熱間圧延を行い, 板厚 15mm の鋼板を作製した。次に, それぞれの鋼板を 1000°C まで加熱して 1 時間保持し, 強制空冷を行った。熱処理後に研磨しナイトール腐食によって現出させた組織の光学顕微鏡写真を Fig. 2.4 に示す。最初に企図したとおり, 明白に MA 間の距離が異なる 2 種の供試材を作製できたことがわかる。また, 各供試材に対し, Fig.2.5 のように個々の MA を囲む領域を計測することで, MA の楕円近似後の短軸 (厚さ) 分布, 個数密度, 面積分率を計測した。計測は L 鋼については 2000 倍の画像



(a)Steel L



(b)Steel S

Fig. 2.4 Optical microstructures.

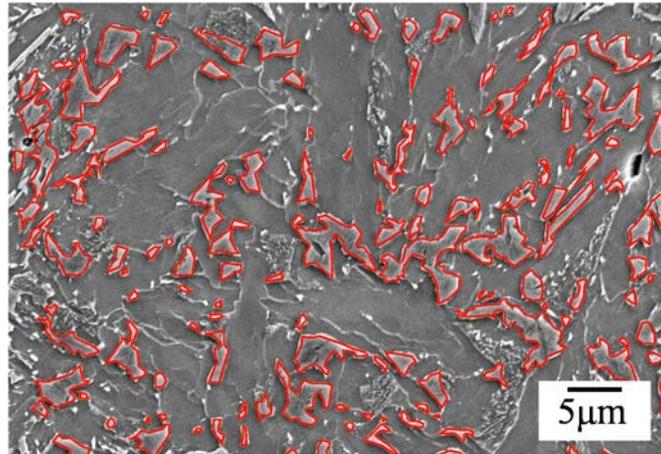


Fig. 2.5 Measurement of MA configuration (Steel L).

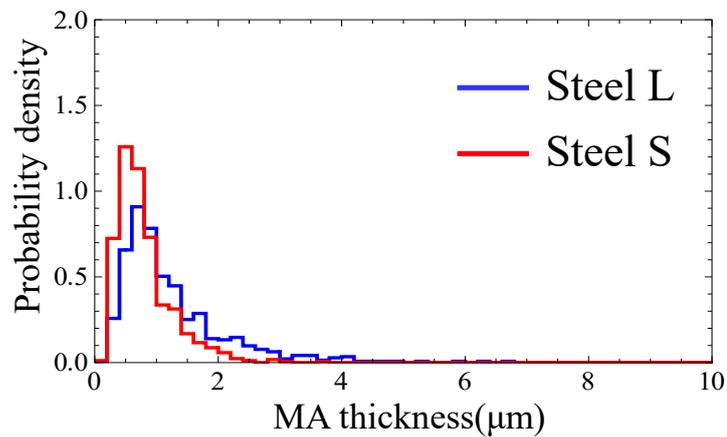


Fig. 2.6 Distribution of MA thickness.

を9視野、計1000個程度のMAに対して、S鋼については2000倍の画像を4視野、計1000個程度のMAに対して行った。また、4.3.1項に後述する計量形態学の知見[66]に基づき、面積から算出した円相当径から、MAが全て球であると仮定した場合の単位体積あたりの個数分率を推定した。MAの厚さ分布をFig. 2.6に、個数密度、面積分率をTable 2.2に示す。また、Fig. 2.7のようにMA間またはMA-粒界間の距離をすべり線長

Table 2.2 Number density and fraction of MA.

Name	Number per unit area (μm^{-2})	Number per unit volume (μm^{-3})	Area fraction(%)
L	0.037	0.056	14.1
S	0.085	0.190	15.7

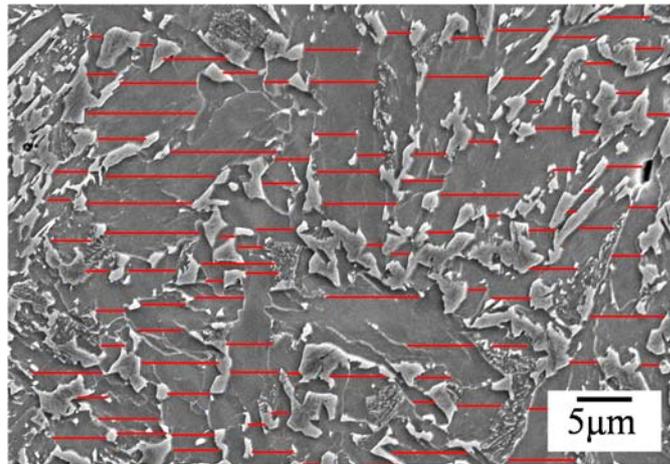


Fig. 2.7 Measurement of slip length (Steel L).

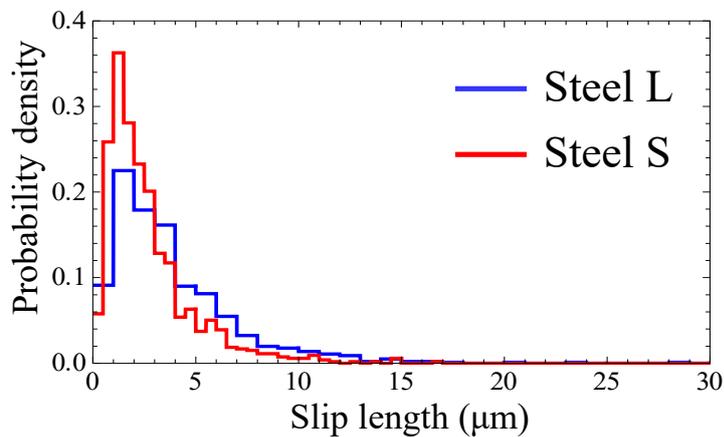


Fig. 2.8 Distribution of slip length.

さとして計測した. すべり線長さについても MA 寸法の計測と同じ SEM 画像を使用し, L 鋼・S 鋼それぞれについて 1000 個程度計測した. 計測されたすべり線長さの分布を Fig. 2.8 に示す. Fig. 2.6 および Fig. 2.8 に示されるように, Fig. 2.4 の組織写真のとおり, L 鋼では粗大な MA が広い間隔をもって分布しているのに対し, S 鋼では比較的微細な MA が密に分布している. その一方で, Table 2.2 の面積分率に示されるように, MA が材料に対して占める割合はほぼ同一である. したがって, 目的に沿う材料を作製することができたことが確認された.

2.3.2 引張試験

有限要素解析によって試験片変形に伴う応力・ひずみ場の履歴を推定するために用いる相当応力-相当塑性ひずみ曲線 (以下, 応力ひずみ曲線と称す) を取得するため, 引張

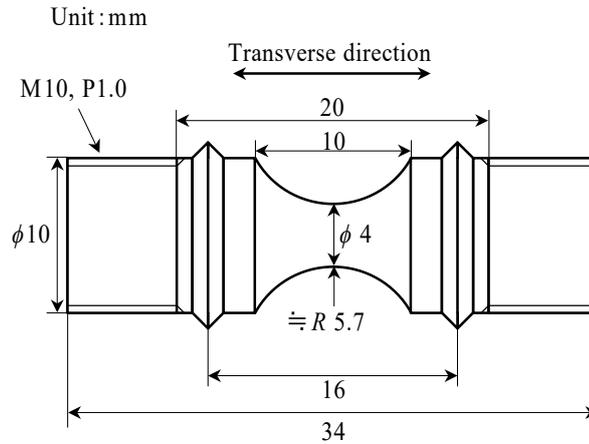


Fig. 2.9 Specimen configuration for tensile test.

試験を行った。試験片形状を Fig. 2.9 に示す。本研究では後述するように有限要素解析を用いた逆解析によって応力ひずみ曲線を推定するため、有限要素解析で変形を再現しやすいように円周切欠きを設けた引張試験片を用いた。クロスヘッドの変位速度は 1mm/s とし、荷重、クロスヘッド変位、標点間変位の履歴を計測した。試験温度は破壊靱性試験で起点の位置を取得した温度、すなわち L 鋼については 20℃、S 鋼については 20℃と 50℃で行った。温度調節については破壊靱性試験片と同様である。

試験後、取得した荷重-標点間変位履歴（以下、荷重変位曲線と称す）に同形状のモデルで行った有限要素解析で算出される荷重変位曲線が一致するような応力ひずみ曲線を探索することで、応力ひずみ曲線の推定を行った。試験で得た荷重変位曲線は、破断直前のボイド成長の影響を避けるため、破断時の変位から 3/4 程度の位置までを合わせ込みの対象とした。ここで、応力ひずみ曲線は以下に示す Swift の式[59]に従うとした。

$$\bar{\sigma} = \sigma_Y \left(\frac{1}{\alpha} \bar{\varepsilon}_p + 1 \right)^n \quad (2.4)$$

ここで、 $\bar{\sigma}$ は相当応力、 $\bar{\varepsilon}_p$ は相当塑性ひずみ、 σ_Y は初期降伏応力、 α および n は材料定数である。

有限要素解析には汎用有限要素解析ソフトウェア Abaqus 6.14-1[60]を使用し、Fig. 2.10 に示す軸対称のモデルを用いた。対称性を考慮して 1/2 モデルとしている。要素タイプとして一部を除いて 4 節点完全積分要素を用いた。有限変形を考慮し、陰解法によって変位を解いた。弾塑性構成則として、等方硬化・Mises の降伏条件を仮定した。なお、本論文では全ての有限要素解析に対して Abaqus 6.14-1 を用いた。

応力ひずみ曲線の探索においては、まず弾性解析によって算出された荷重変位曲線が

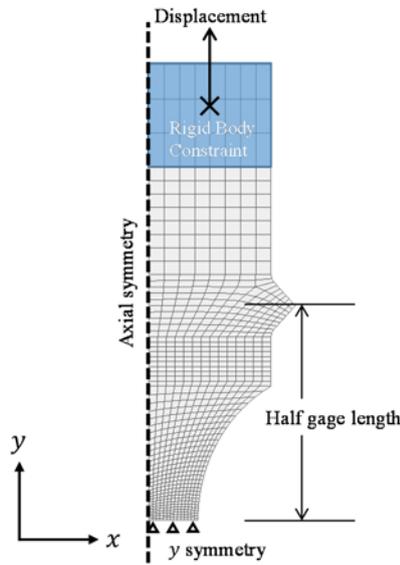


Fig. 2.10 FE model for simulation of tensile test.

ら、試験によって得られた荷重変位曲線が逸れ始める計算ステップにおける試験片中心部の相当応力を σ_Y とした。次に、 α と n に適切な値を入力した弾塑性計算で算出された荷重変位曲線と試験で得られた荷重変位曲線を比較しながら、 σ_Y を補正した。最後に、 σ_Y を補正後の値で固定し、弾塑性有限要素解析で算出される荷重変位曲線が以下の条件を満たすまで α と n を変化させ、有限要素解析と実験の誤差を最小化する値を探索した。

$$\frac{\left| \int_0^{u_{\text{exp}}^{\text{max}}} P_{\text{exp}}(u) - P_{\text{FEA}}(u) du \right|}{\int_0^{u_{\text{exp}}^{\text{max}}} P_{\text{exp}}(u) du} < 0.01 \quad (2.5)$$

ここで、 u は標点間変位、 $u_{\text{exp}}^{\text{max}}$ は試験における最大の標点間変位、 $P_{\text{exp}}(u)$ は試験で計測された荷重変位曲線、 $P_{\text{FEA}}(u)$ は有限要素解析で計算された荷重変位曲線である。 α と n は式(2.5)の左辺の勾配が負となるように、予め定めた刻み幅に合わせて変化させていった。

式(2.5)を満たした状態の試験と有限要素解析で得られた荷重変位曲線の比較を Fig. 2.11 に示す。なお、弾性域では標点間変位を取得した伸び計の誤差が大きいため、試験で取

Table 2.3 Estimated parameters of Swift formula.

Name	Temp.(°C)	σ_Y (MPa)	α	n
L	20	393	0.0005	0.14
	20	450	0.0001	0.12
S	50	421	0.0002	0.14

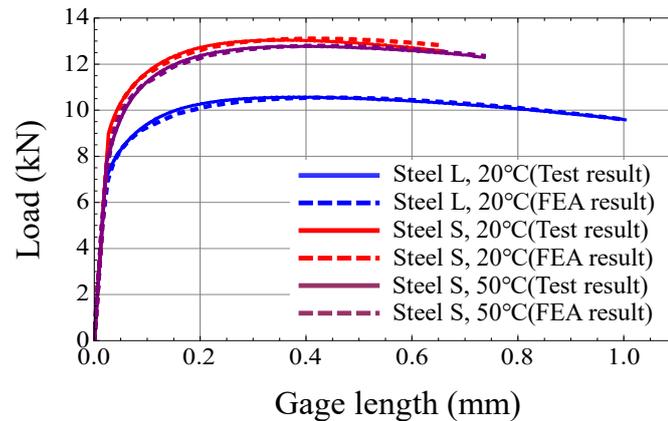


Fig. 2.11 Results of inverse analysis.

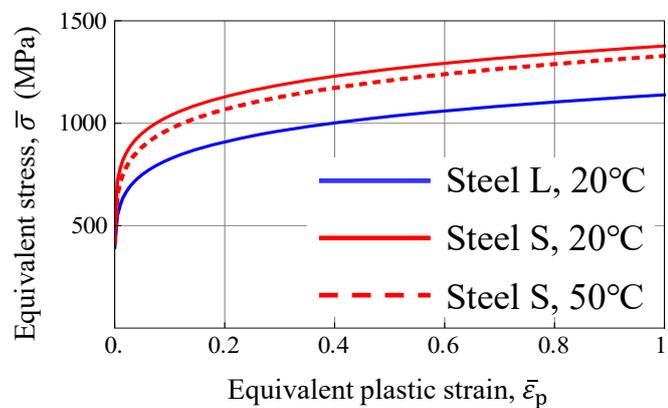
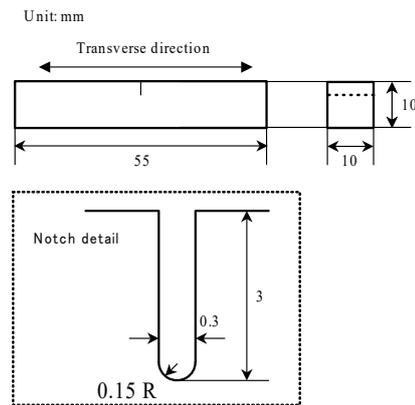


Fig. 2.12 Estimated stress-strain curve.

得した荷重変位曲線の弾性域を弾性有限要素解析の結果で置き換えている。Fig. 2.11 に示されるように、最終的に十分に試験を再現できるようなパラメーターを推定することができている。この時の σ_Y 、 α 、 n を Table 2.3 に、応力ひずみ曲線を Fig. 2.12 に示す。

2.3.3 破壊靱性試験

破壊靱性試験に用いた試験片の形状を Fig. 2.13 に示す。クロスヘッドの変位速度は 2mm/s とし、荷重、クロスヘッド変位、クリップゲージ変位の履歴を計測した。試験は 20°C、50°C、80°C、100°C、120°Cで行い、20°Cは常温で、50°Cは熱したアルコールで、80°Cは熱水で、100°Cと 120°Cは熱した油を用いて温度を調節した。各試験の破断までの荷重-クリップゲージ変位履歴を Fig. 2.14 に示す。グラフの終端は破断した点を示す。これは、以降の章で示す荷重-変位履歴についても同様である。また、荷重-クロスヘッド変位から算出された破断までの吸収エネルギーを Fig. 2.15 に示す。この吸収エネルギーには治具の弾性ひずみエネルギーも含まれるため、厳密に試験片が吸収したエネルギー



Bending span : 40mm

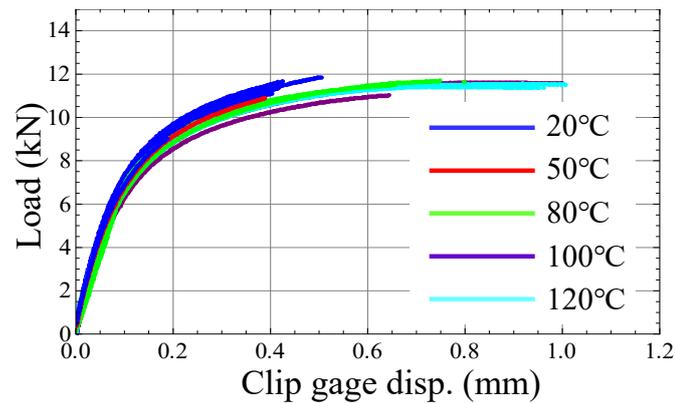
Fig. 2.13 Specimen configuration for fracture toughness test.

ギーではない。しかし、治具の弾性ひずみエネルギーは温度や相対的な比較のための靱性指標としては十分であると考えられる。Fig. 2.15 に示されるように全温度で平均的に S 鋼の方が吸収エネルギーが低く、見かけの靱性としては S 鋼の方が低い。また、20°C の試験のみ Weibull 確率紙にプロットしたものを Fig. 2.16 に示す。なお、各プロットを次式に示す Weibull 分布によって最もよく再現する形状母数 α と尺度母数 β をあわせて示している。

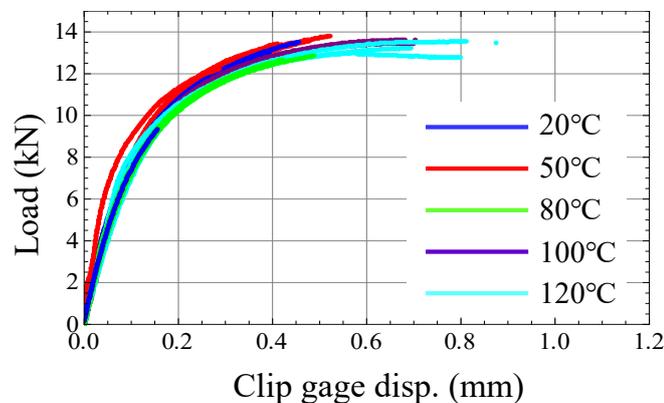
$$P(x) = \frac{\alpha}{\beta} \left(\frac{x}{\beta}\right)^{\alpha-1} \text{Exp}\left(-\left(\frac{x}{\beta}\right)^{\alpha}\right) \quad (2.6)$$

以降に示す図においても、Weibull 確率紙にプロットした結果を示す場合には α 、 β をあわせて示す。Fig. 2.16 に示されるように、S 鋼の方がばらつきが大きい。

さらに、試験後に破面を走査型電子顕微鏡 (SEM) で観察し、破面のリバーパターンを辿ることで破壊起点位置の切欠き端部からの距離 x_c 、板厚中心部からの距離 z_c を取得した (Fig. 2.17)。なお、L 鋼の 50°C 以上で行った試験および S 鋼の 80°C 以上で行った試験は切欠き端に延性亀裂の進展が認められたため、起点位置の観察は行わなかった。また、観察した温度域の試験片でも起点位置が切欠き端 ($x_c = 0$) のものは切欠きの加工で用いたワイヤ放電による影響を受けていると考えられるため、観察対象から除いた。以降、破壊起点位置の取得対象とした試験のみを扱う。Fig. 2.18 に取得した破壊起点位置の座標を示す。この試験では、破壊起点位置について材料・試験温度による大きな違いは見られなかった。全破壊靱性試験の結果を Appendix の Table A2.1~A2.2 に示す。また、観察対象とした試験片について、破壊起点周辺の破面を Fig. A2.1~A2.2 に示す。



(a)Steel L



(b)Steel S

Fig. 2.14 Load-Clip gage displacement history of fracture toughness tests.

また、両供試鋼について、20°Cで破断前に除荷した試験片の、切欠き端から50 μm の位置を電子線後方散乱回折法 (Electron backscatter diffraction; EBSD) で計測し、実際にMAに転位が堆積しているかどうかを確認した。EBSD解析は倍率1万倍・計測ピッチは0.02 μm で行った。それぞれ、別の試料を負荷をかけていない状態で解析した結果との比較を Fig. 2.19 および Fig. 2.20 に示す。逆極点図 (Inverse pole figure; IPF) の比較から、負荷を受けた試料では明らかに結晶内で方位が移り変わっており、すべりによる結晶回転が生じていることが確認できる。隣接測定点との方位差を示す Kernel average misorientation (KAM) 値の分布からも、負荷後では転位密度が上昇していることがわかる。特に、Fig. 2.20(b)では、MAを示す中央の黒い部分の近辺で方位が移り変わっており、MAに転位が堆積していることが推定される。以上の結果から、ベイナイト鋼においてもフェライト-セメンタイト鋼と同様に脆化相への転位の堆積が生じ、2.2節で行ったMAへの転位の堆積を前提とした定式化は妥当であると考えられる。

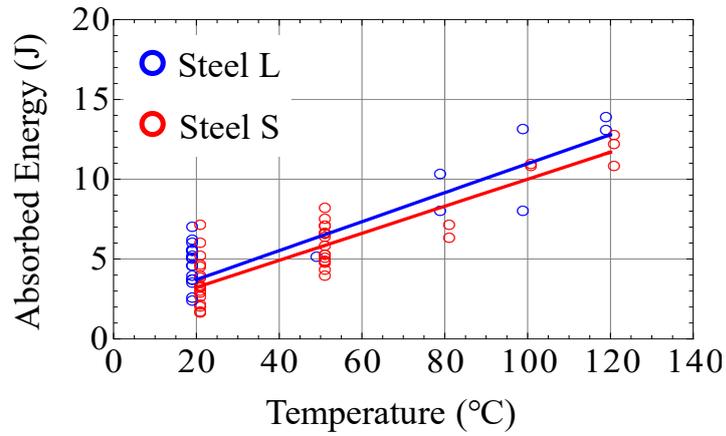


Fig. 2.15 Absorbed energy of fracture toughness tests.

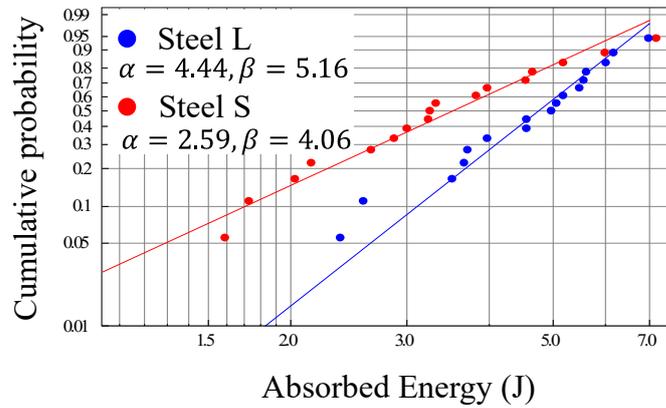


Fig. 2.16 Absorbed energy of fracture toughness tests, -20°C.

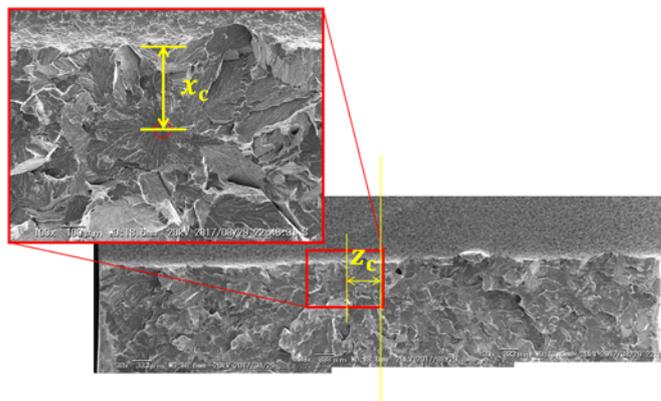


Fig. 2.17 Observation of fracture initiation site.

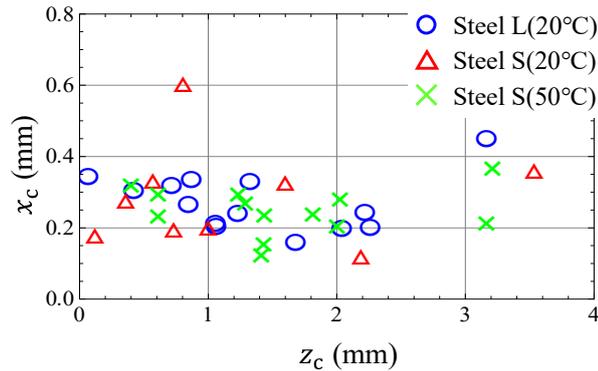


Fig. 2.18 Observed coordinates of fracture initiation sites.

2.4. 有限要素解析

γ_{pm} の同定に用いる尤度関数の作成には、破壊確率モデルにおいて駆動力である応力ひずみ場の履歴が必要となる。そこで、2.3.3 節において推定した応力ひずみ曲線を用いて破壊靱性試験の有限要素解析を行い、応力ひずみ場を取得した。解析には Fig. 2.21 に示す 3 次元 FE モデルを用いた。対称性を考慮して 1/4 モデルとしている。要素タイプとして一部を除いて 8 節点完全積分要素を用いた。治具は解析的剛体によってモデル化し、強制変位を与えることで载荷を表現した。その他の条件は 2.3.3 項の有限要素解析と共通である。解析によって得られた応力ひずみ場の一例を Fig. 2.22 に示す。変形が進むほど、最大主応力のピークが試験片の内部に移動していくことが確認できる。これは、Fig. 2.22(b)に示すように試験片の変形に伴って切欠き底での塑性ひずみが増加することで塑性拘束が低下するためである。また、Table 2.3 に示したように S 鋼は降伏応力が高いため、応力も全体として高い値をとっている。

また、2.3.2 項で示した破壊起点位置の座標および、試験片の破断時のクリップゲージ変位から、有限要素解析の破断時に対応する解析ステップの破壊起点位置の最大主応力（局所破壊応力）と相当塑性ひずみ（局所破壊ひずみ）を算出した。ここで、切欠き面に垂直方向の座標 y は計測していないため、 $y = 0$ とした。算出された局所破壊応力と局所破壊ひずみの組み合わせを、Fig. 2.23 に示す。S 鋼の方が局所破壊応力は高い。これは、S 鋼の方が全体として MA 寸法が小さいため、破壊発生時の微視亀裂の核が小さく Stage II の限界応力 σ_{fII} が高いことによると考えられる。加えて、MA 間の距離（すべり線長さ）が短いことも、 σ_{fII} の上昇に寄与していると推察される。また、局所破壊ひずみが増えるほど局所破壊応力が低下する傾向も確認できる。これは、ひずみが増えるほど Stage I における MA 割れの数が増加し、Stage II の試行回数が増加することでより低い σ_{fII} において破壊条件が満たされることによるものと考えられる。

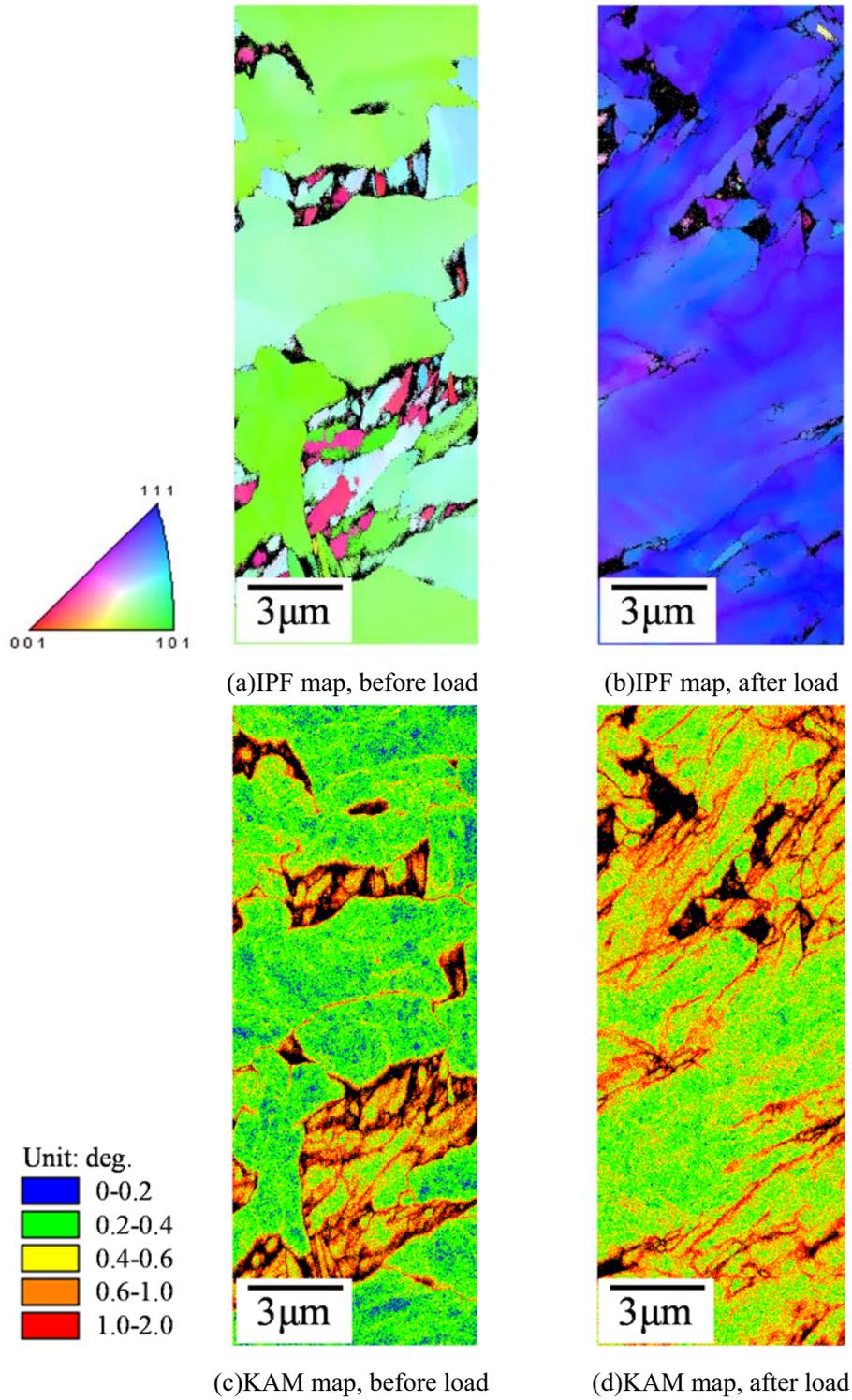


Fig. 2.19 Results of EBSD analysis, steel L.

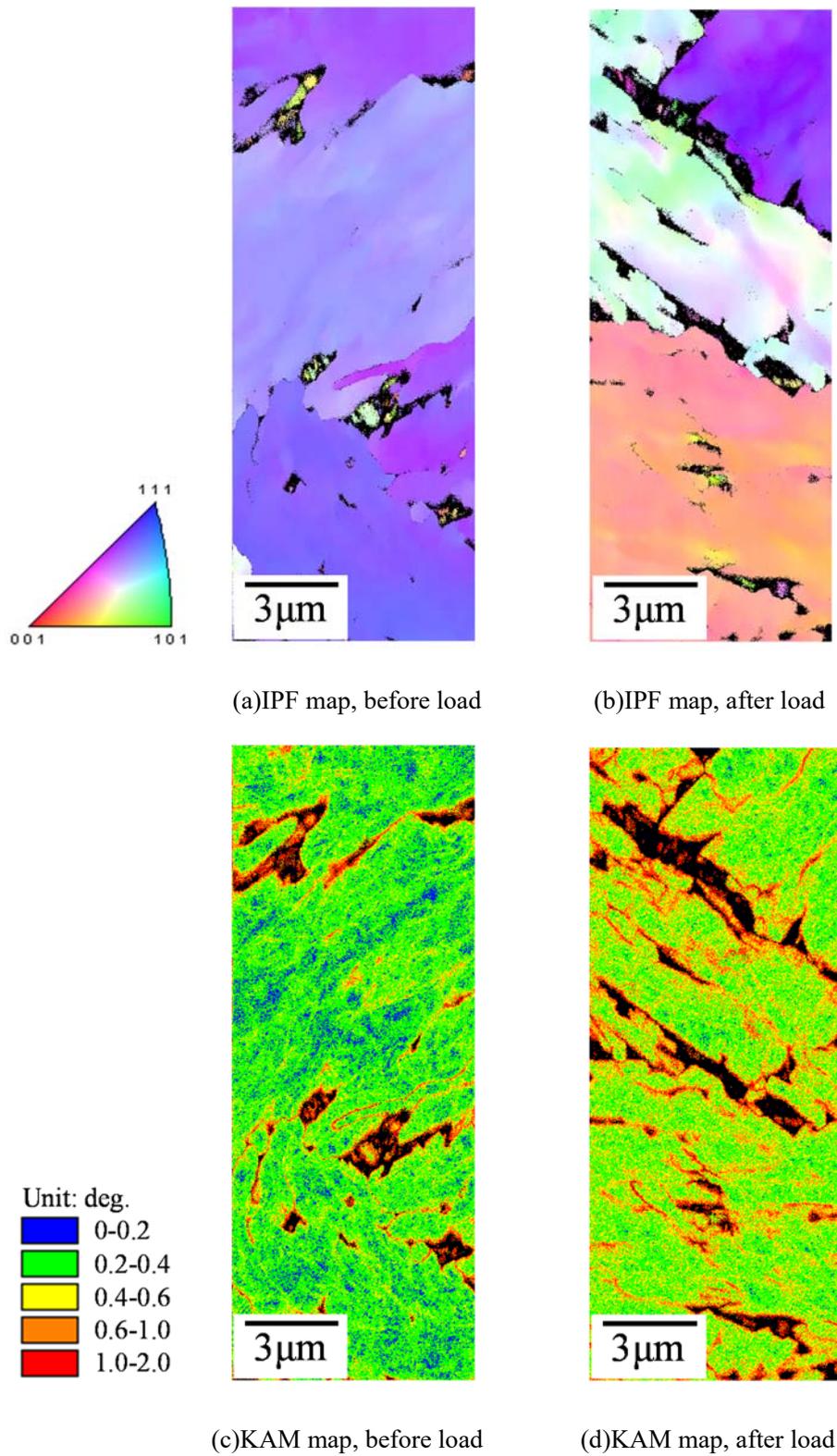


Fig. 2.20 Results of EBSD analysis, steel S.

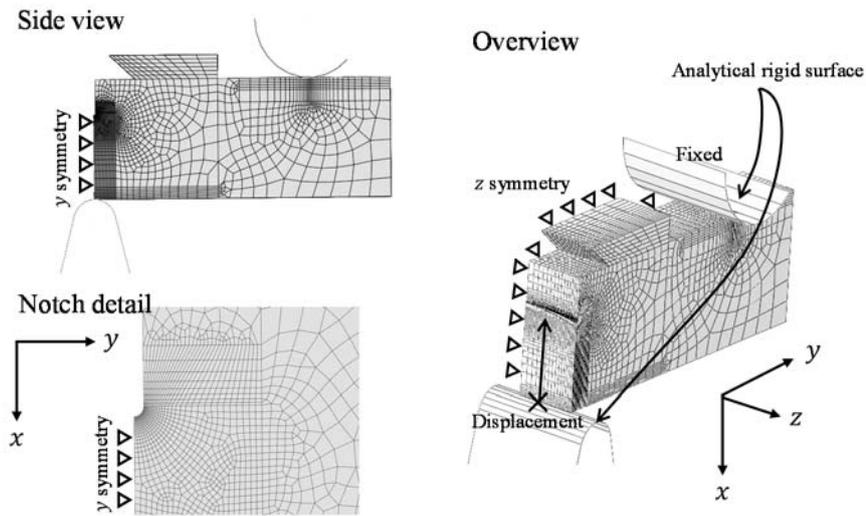
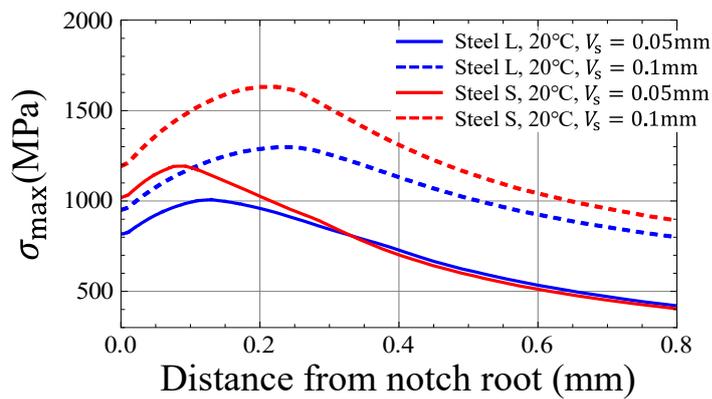
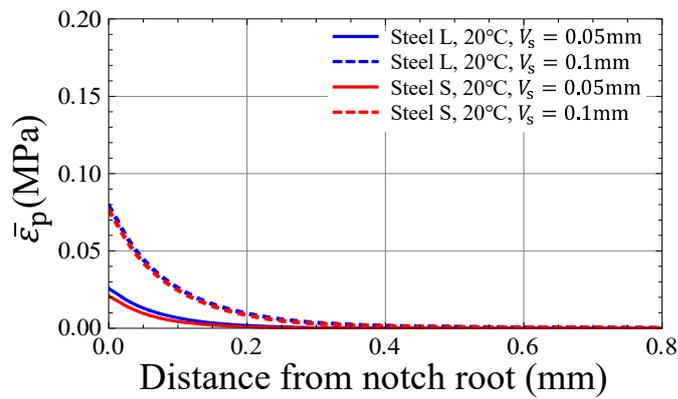


Fig. 2.21 FE model for simulation of fracture toughness test.



(a) σ_{\max}



(b) $\bar{\epsilon}_p$

Fig. 2.22 Stress and strain field estimated by FEA (V_s means clip gage displacement).

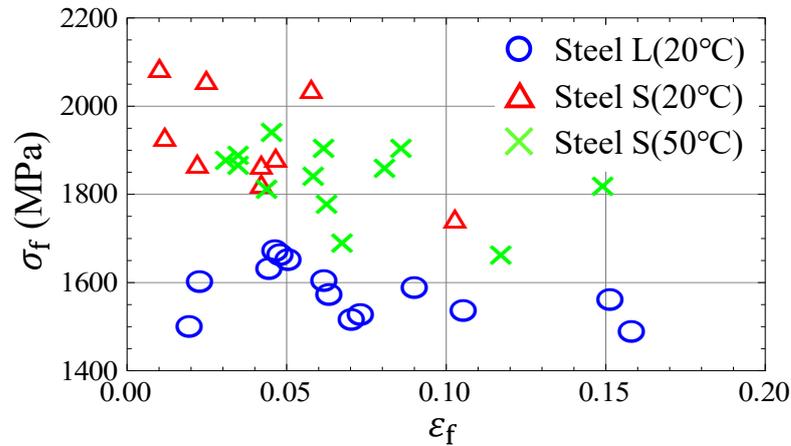


Fig. 2.23 Local fracture stress and local fracture strain.

2.5. γ_p の同定

2.3.2 項の実験結果を 2.2 節で定式化した新式を組み込んだ破壊確率モデルに入力することで、尤度関数を構築する．ここで用いる破壊確率モデルにおいては、体積要素の破壊は以下に示す 2 つの Stage が同時に満たされた場合に生じると仮定した．

Stage I: MA 割れによる亀裂の核生成

Stage II: MA 割れの母相への伝播

ここで、L 鋼、S 鋼共に結晶粒が粗大であるため、Stage III はボトルネックプロセスとはならないと考え、無視することとした．

Stage I は、MA の割れ率 P_c が体積要素の相当塑性ひずみに対して線形に増加すると仮定し、次式で記述する．

$$P_c = \lambda \bar{\epsilon}_p \quad (2.7)$$

ここで、 c は定数である．

Stage II は、式(2.2)で示した新式を用いて破壊応力 σ_{fII} を記述する．体積要素の最大主応力 σ が σ_{fII} 以上の時、Stage II が満たされるとする．ここで、式(2.2)におけるすべり線に作用する分解せん断応力 τ_a は、常に常温の初期降伏応力 σ_Y の半分であると仮定した．また、転位の摩擦応力 τ_0 は、多くの材料で Hall-Petch の関係における摩擦応力が 100MPa 程度であることを考慮し、その半分の値である 50MPa であると仮定した．温度変化および塑性ひずみの増加によって降伏応力は増減するが、これらは全て摩擦応力の変化に

よる転位の易動度の増減によって引き起こされると考えられる。したがって、常に $\tau_a - \tau_0$ の値は一定であるため、上記の仮定は適当であると考えられる。

次に、体積要素の破壊確率の定式化を行う。まず、時刻 $t - \Delta t$ から t の間の体積要素内の割れの個数 n_c は割れ率 P_c を用いて次式で示される。

$$n_c(t; x, y, z) = n \left\{ P_c \left(\bar{\varepsilon}_p(t; x, y, z) \right) - P_c \left(\bar{\varepsilon}_p(t - \Delta t; x, y, z) \right) \right\} \quad (2.8)$$

ここで、 n は体積要素内の MA 個数であり (Fig. 2.24), 体積要素の体積に計測された単位体積あたりの MA 個数を乗ずることで算出する。 x, y, z は体積要素中心の座標である。 n_c 個の割れに対して、それぞれその寸法および有するすべり線長さに応じて Stage II の破壊応力 σ_{fII} が算出され、そのいずれでも体積要素の最大主応力 σ 以下である場合に Stage II が満たされ、体積要素が破壊する。すなわち、体積要素の破壊条件は、 σ_{fII} の分布から n_c 回選択した最低値が σ 以下である確率と言い換える事ができる。したがって、体積要素の破壊確率 P_{el} は n_c 回選択した際の最低値の累積確率を用いて、以下のように記述できる。

$$P_{el}(\sigma(t; x, y, z)) = 1 - \left\{ 1 - \text{CDF}_{\sigma_{fII}}(\sigma(t; x, y, z)) \right\}^{n_c} \quad (2.9)$$

ここで、 $\text{CDF}_{\sigma_{fII}}$ は σ_{fII} の累積確率である。 P_{el} においては、体積要素がそれまでの時刻に破壊しているかどうかは考慮されていない。したがって、 P_{el} を用いて試験片が t までに破壊しなかったとした場合の”試験片全体の破壊確率 P' を、1 からどの体積要素も破壊しない確率を減ずることで次式のように記述できる。

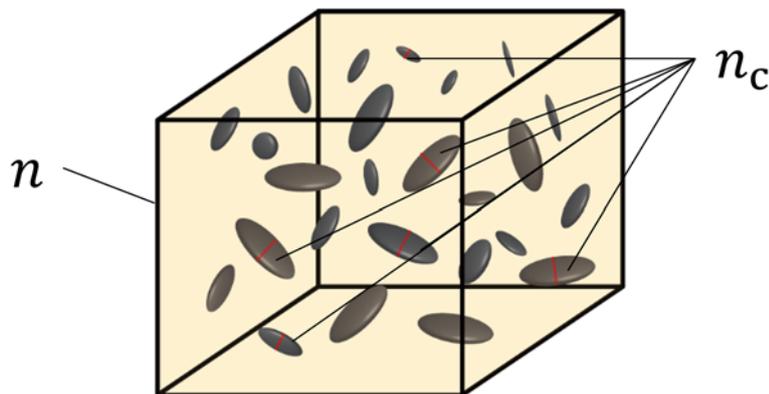


Fig. 2.24 Schematic of MA and cracked MA contained a volume element.

$$P'(t) = 1 - \prod_{x,y,z}^V (1 - P_{el}(t; x, y, z)) \quad (2.10)$$

したがって、履歴を考慮した破壊確率分布 P は次式で表される。

$$P(t) = P'(t)(1 - P(t - \Delta t)) \quad (2.11)$$

ここで、 $P(0) = 0$ である。

ここまでは、試験片がどの体積要素から破壊するかという情報を考慮しない形での定式化を行った。次に、ある時刻 t に、ある体積要素 i を起点として破壊が発生する確率を定式化する。まず、“ある時刻 t で試験片の破壊が決定している場合に”，体積要素 i から破壊する確率 P'_{el} は、 t における体積要素 i の破壊確率 P_{el} の、全体積要素の P_{el} の合計に対する比として次式で表される。

$$P'_{el}(t; x_i, y_i, z_i) = \frac{P_{el}(t; x_i, y_i, z_i)}{\sum_{x,y,z}^V P_{el}(t; x, y, z)} \quad (2.12)$$

したがって、時刻 t に、体積要素 i を起点として破壊が発生する確率 \tilde{P} は、

$$\tilde{P}(t; x_i, y_i, z_i) = P(t) \times P'_{el}(t; x_i, y_i, z_i) \quad (2.13)$$

この \tilde{P} に対して、計測された破壊靱性値に対応する変形段階を t に、破壊起点の座標を含む体積要素を i に入力することで、ある実験結果 j が生じる確率 \tilde{P}_j が算出できる。しかし、本研究では y 座標を計測していないため、 y 方向に合計することで \tilde{P}_j を算出した。 \tilde{P}_j を用いて、尤度関数 L は以下の式で記述できる。

$$L(\lambda, \gamma_{pm}) = \prod_{j=1}^{n_{\text{test}}} \tilde{P}_j \quad (2.14)$$

ここで、 n_{test} は試験数である。

L を最大化することで、確率モデルにおける未知のパラメーター c および γ_{pm} を推定する。本研究では、 λ については0.000001, 0.00001, 0.0001, 0.001, 0.01, γ_{pm} については5J/m²間隔で10~80J/m²までの値をとった組み合わせ全てについて L の値を算出し、そ

の中で L が最大となる組み合わせを探索した. その結果, $\lambda = 0.00001$, $\gamma_{pm} = 35\text{J/m}^2$ のとき尤度が最大となった. λ および γ_{pm} に対する L の値の三次元プロットを Fig. 2.25 に示す. また, $\lambda = 0.00001$, $\gamma_{pm} = 35\text{J/m}^2$ とした場合の数値モデルで計算された破壊確率分布と実際の試験結果の比較を Fig. 2.26 に示す. 個々の試験条件に対する最大化ではなく, 3つの試験条件の全てについて尤度を最大化しているため, 数値モデルと実験結果について差異が認められる.

2.6. 考察

2.5 節に示したように, 本研究で新たに提案した式 (式(2.2)) では, $\gamma_{pm} = 35\text{J/m}^2$ とすることで 2.3.3 項に示した破壊靱性試験の結果を最もよく再現できることがわかった. しかし, それだけでは新式の従来の定式化に対する優位性は不明である. そこで, 尤度関数の Stage II の限界破壊応力の条件として, 式(1.2)に示した Griffith-Irwin-Orowan の条件および式(1.4)に示した Petch の式を用いた場合についても, 尤度関数 L の最大化による有効表面エネルギーの同定を行った. Griffith-Irwin-Orowan の条件では, 亀裂半径 a として MA 寸法の分布を用い, すべり線長さは式において考慮されていないため用いない. Petch の式においては d としてすべり線長さの分布を, 亀裂長さ c として MA 寸法の分布を用いた. また, どちらの式に対しても, 本研究では有効表面エネルギーを γ_{pm} と表記する. L の最大化の手法は Petch の式については 2.5 節と同様である. ただし, 本研究で用いたベイナイト鋼については Hall-Petch 係数を算出することはできないため, Hall-Petch 係数 k_y として Shibamura らが自身の研究の対象としたフェライト-セメンタイト鋼に対して算出した値, $k_y = 21.7\text{MPa}\sqrt{\text{mm}}$ を用いた. Griffith-Irwin-Orowan の条件を用いた場合については γ_{pm} が 10J/m^2 を下回ることが見積もられたため, 2J/m^2 間隔で

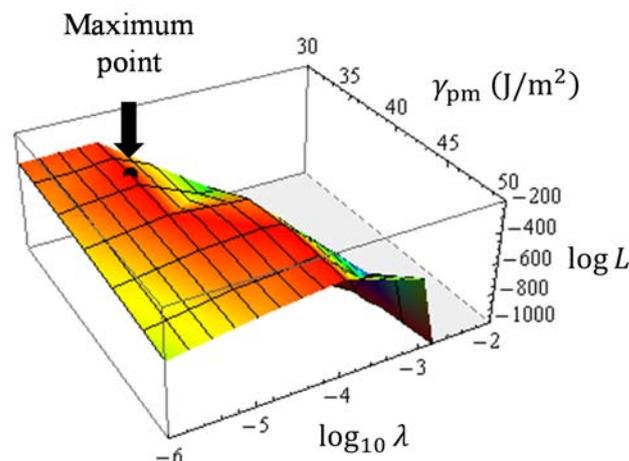
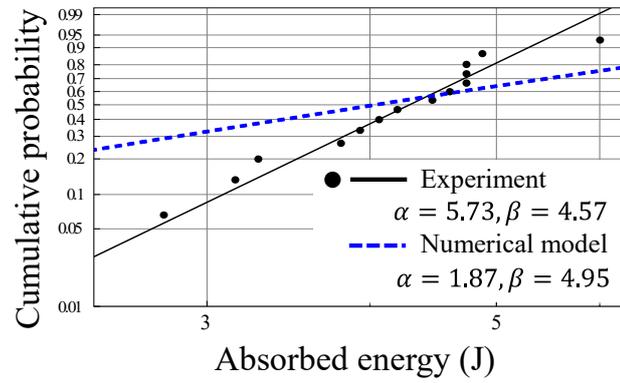
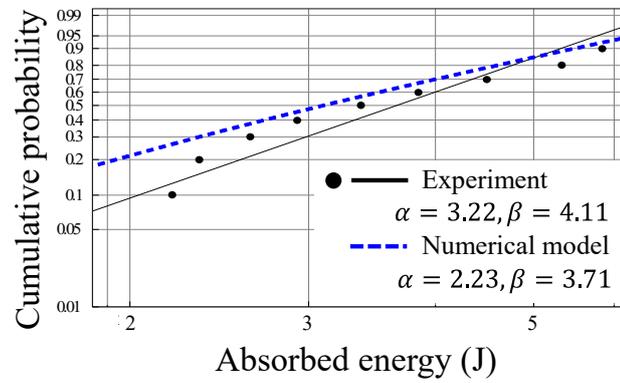


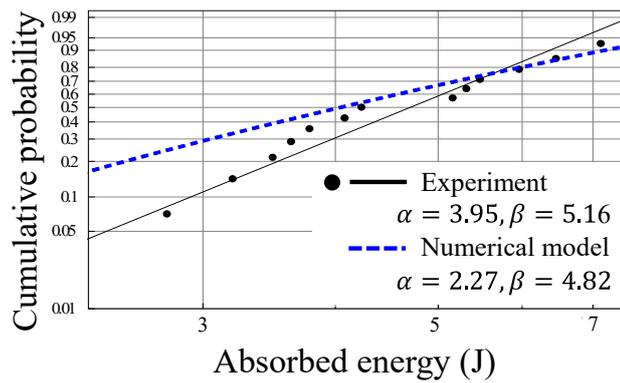
Fig. 2.25 Three dimensional plot of likelihood function.



(a) Steel L, 20°C



(b) Steel S, 20°C

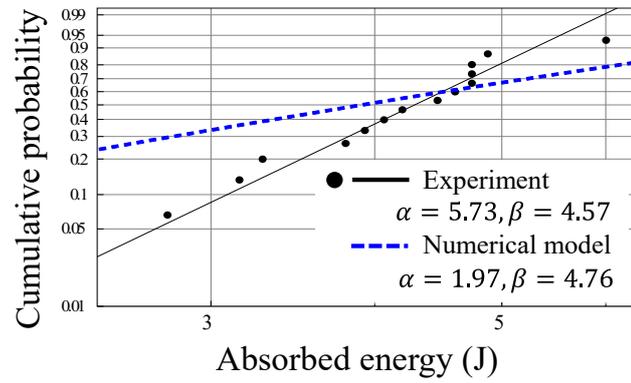


(c) Steel S, 50°C

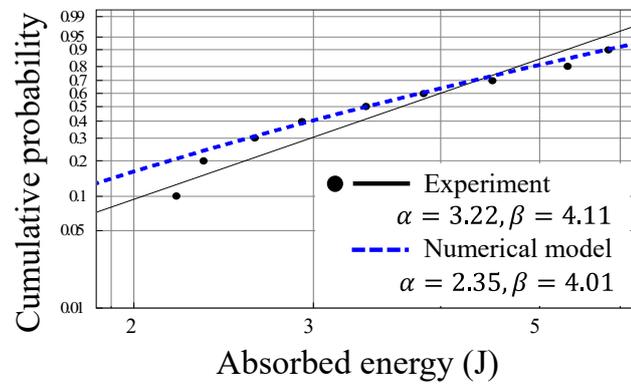
Fig. 2.26 Comparison of fracture probability distribution obtained by fitting and that obtained by experiments (the present new formula).

2~20J/m²までの値をとった。λの刻み方は2.5節と同様である。Lが最大となるパラメーターの組み合わせの探索を行った結果、Griffith-Irwin-Orowanの条件ではλ = 0.00001, γ_{pm} = 6J/m²のとき、Petchの式ではλ = 0.00001, γ_{pm} = 30J/m²のとき、Lが最大となった。以上のパラメーターを用いた数値モデルで計算された破壊確率分布と実際の試験結果の比較をFig. 2.27およびFig. 2.28に示す。Fig. 2.26, Fig. 2.27およびFig. 2.28に示されるように、どの限界条件を用いた場合でも、実験結果の再現性にほとんど差異は認められない。これは、本研究で用いた材料については、限界応力としてどの条件を用いた場合でも、最尤推定法によって最大化したパラメーターを用いれば同程度の精度で破壊靱性値分布が推定されることを意味する。したがって、本研究で提案した式が従来の定式化と比較して破壊確率モデルの精度向上にどれだけ寄与するかは、他の鋼材に適用することによって判断する必要がある。他の鋼材に適用した場合の比較については、4章において検証の結果を記述する。

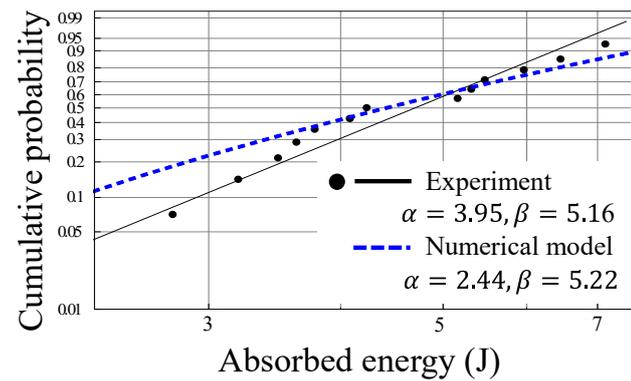
また、本研究では従来知見[46-48]と同様に、γ_{pm}について温度依存性を考慮しなかった。しかし、亀裂先端のエネルギー散逸は、微視亀裂が脆化相-母相境界を突破する場合も、結晶粒界を突破する場合と同様に大部分が母相での塑性変形によって生じると考えられる。したがって、γ_{mm}ほど明確な温度依存性を有していないものの、γ_{pm}に対しても温度による母相の塑性挙動の変化が影響するはずである。脆化相の種類によってはγ_{pm}についても温度依存性を考慮する必要性が生じる場合も考えられる。その場合は、2.5節に示した手法においてγ_{pm}を試験温度によって異なる値をとることを許容するべきである。しかし、本研究ではFig. 2.26に示したようにγ_{pm}を温度によらず一定とした場合でも尤度に明白な差は認められなかったため、ベイナイトラス間のMAを脆化相とする低炭素ベイナイト組織については、γ_{pm}について温度依存性を考慮する必要性は少ないと考えられる。



(a) Steel L, 20°C

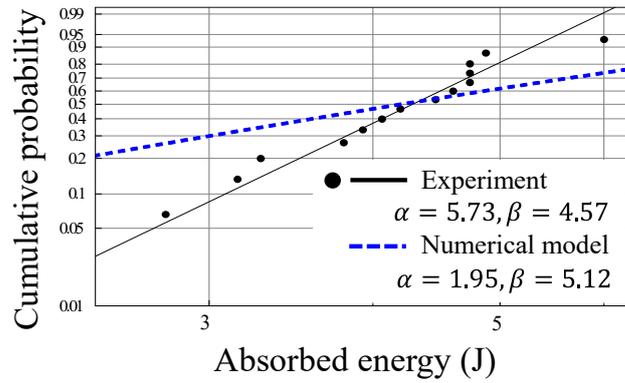


(b) Steel S, 20°C

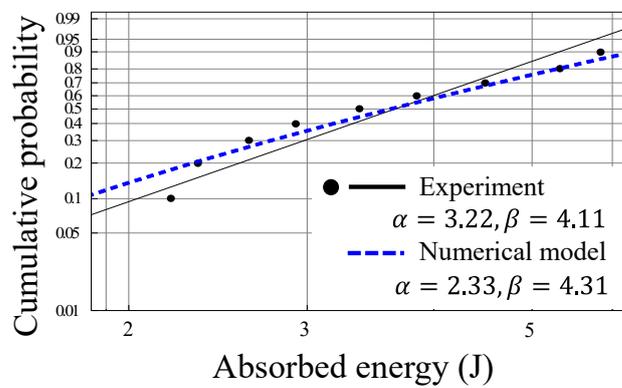


(c) Steel S, 50°C

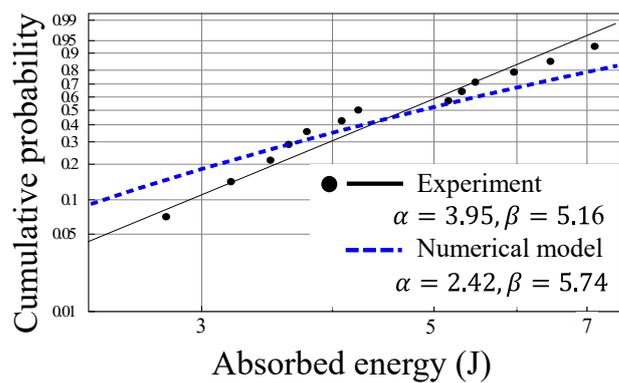
Fig. 2.27 Comparison of fracture probability distribution obtained by fitting and that obtained by experiments (Griffith-Irwin-Orowan criterion).



(a) Steel L, 20°C



(b) Steel S, 20°C



(c) Steel S, 50°C

Fig. 2.28 Comparison of fracture probability distribution obtained by fitting and that obtained by experiments (Petch's formula).

2.7. 結論

本章に示した研究により得られた成果を以下に示す.

- (1) Petch が定式化したセメントタイト割れに起因するフェライト-セメントタイト鋼のへき開破壊発生の限界応力条件を修正することで、ベイナイト鋼にも適用可能な堆積転位の影響を考慮した Stage II の破壊応力の定式化を行った.
- (2) 2 種類の MA 距離 (すべり線長さに相当) の異なるベイナイト鋼を用いた破壊靱性試験を破壊確率モデルに入力することで構築した尤度関数を最大化することで、新式において未知のパラメーターである有効表面エネルギー γ_{pm} を推定した. 推定された値は $\gamma_{pm} = 35\text{J/m}^2$ であった.
- (3) Griffith-Irwin-Orowan の条件を用いた場合および Petch の式を用いた場合についても尤度関数を構築し、 γ_{pm} の推定を行った.
- (4) 新式を用いた場合、Griffith-Irwin-Orowan の条件を用いた場合、Petch の式を用いた場合の間で最大化された尤度に明白な差は認められなかったため、新式の従来の式に対する優位性を検証するためには、他のベイナイト鋼に対する適用が必要であると考えられる.

第3章 γ_{mm} の実験的評価

3.1. 目的

序論で述べたように、脆性破壊の発生過程において微視亀裂が母相の粒界を突破する際の有効表面エネルギー γ_{mm} の値については、数々の先行研究があるにも関わらず未だ明白な値が提案されていない。また、 γ_{mm} のNi依存性について着目した研究はこれまでになく、駆動力ではなく、脆性亀裂の伝播抵抗にNiがどのような影響を及ぼすのかを検討する必要がある。したがって、本研究では γ_{mm} の温度依存性・Ni依存性を、 γ_{mm} の取得に適したフェライト-セメンタイト鋼を供試鋼として準備し、従来よりも厳密な計算手法を導入することで調査した。

3.2. 実験

3.2.1 供試鋼

本研究では Table 3.1 に示した(i) 0.2% C - 0% Ni, (ii) 0.2% C - 1.5% Ni, (iii) 0.2% C - 1.5% Ni, (iv) 0.3% C - 0% Ni の4つの化学組成を持つ鋼を用い、Table 3.2 に示した熱処理を施すことで、7種類の供試鋼を作製した。熱処理においては焼きならしの後、長時間の球状化処理を施すことによって脆化相となるセメンタイトを粗大化した。粗大なセメンタイトが存在することで、セメンタイト割れがフェライト粒に伝播する際の限界応力 σ_{pm} を引き下げ、フェライト粒界を微視亀裂が突破する際の限界応力 σ_{mm} がボトルネックプロセスとなることを期待した (Fig. 3.1)。 σ_{mm} がボトルネックとなることで、推定

Table 3.1 Chemical compositions (mass%)

Name	C	Si	Mn	P	S	Ni	Al	N	O
Ni0	0.20	0.051	1.00	<0.002	<0.0003	<0.003	0.023	0.0007	0.0011
Ni15	0.19	0.051	0.99	<0.002	<0.0003	1.49	0.021	0.0008	0.0016
Ni30	0.19	0.052	0.99	<0.002	<0.0003	3.02	0.021	0.0007	<0.001
C03	0.30	0.049	0.98	<0.002	<0.0003	0.01	<0.002	0.0008	0.0011

Table 3.2 Heat treatment conditions

Name	Chemical composition	Normalizing	Spheroidization
Ni0-B	Ni0	900°C×1h	700°C×24h
Ni0-S	Ni0	850°C×1h	700°C×24h
Ni15-B	Ni15	900°C×1h	675°C×36h
Ni15-S	Ni15	850°C×1h	675°C×36h
Ni30-B	Ni30	900°C×1h	650°C×36h
Ni30-S	Ni30	850°C×1h	650°C×36h
C03-S	C03	850°C×1h	710°C×48h

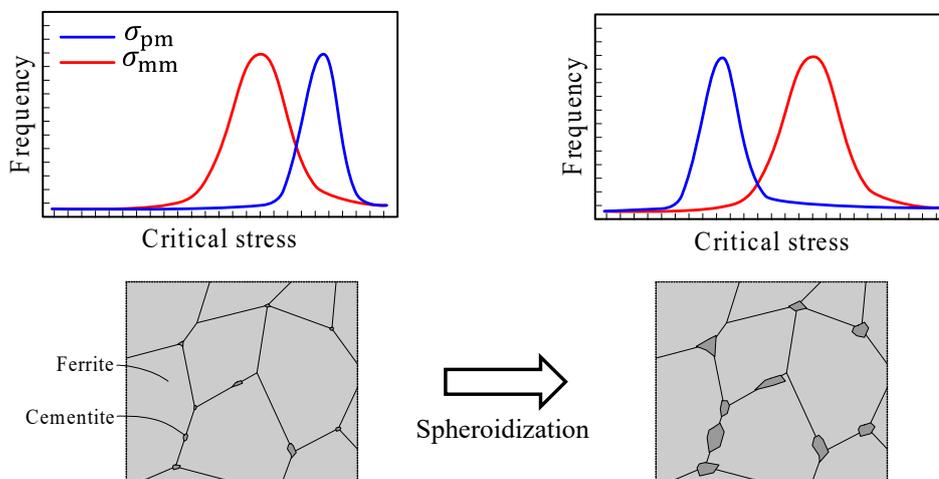


Fig. 3.1 Schematic of bottleneck process controlled by spheroidization.

される局所破壊応力と σ_{mm} が近づき、 σ_{mm} から逆算される γ_{mm} の精度が向上すると考えられる。2%ニッケルで腐食後光学顕微鏡によって観察された供試鋼のマイクロ組織をFig. 3.2に示す。どの鋼種においても、 $1\mu\text{m}\sim 2\mu\text{m}$ 超の粗大なセメンタイトが観察された。また、Ni添加量が多いほどフェライト粒径は小さく、同一化学組成の材料間では焼ならし温度の低い末尾Sの鋼の方がフェライト粒は小さい。

3.3.2 引張試験

2章と同様に、有限要素解析で用いる応力ひずみ曲線を取得するために破壊靱性試験を行った全温度について、引張試験を行った。試験片形状は第2章でFig. 2.9に示したものと同一である。本研究では、逆解析における σ_Y の決定において、同鋼種の異なる温度での σ_Y が次式に示す降伏応力の熱活性化過程を考慮した温度依存性[61]に従うように補正を加えた。

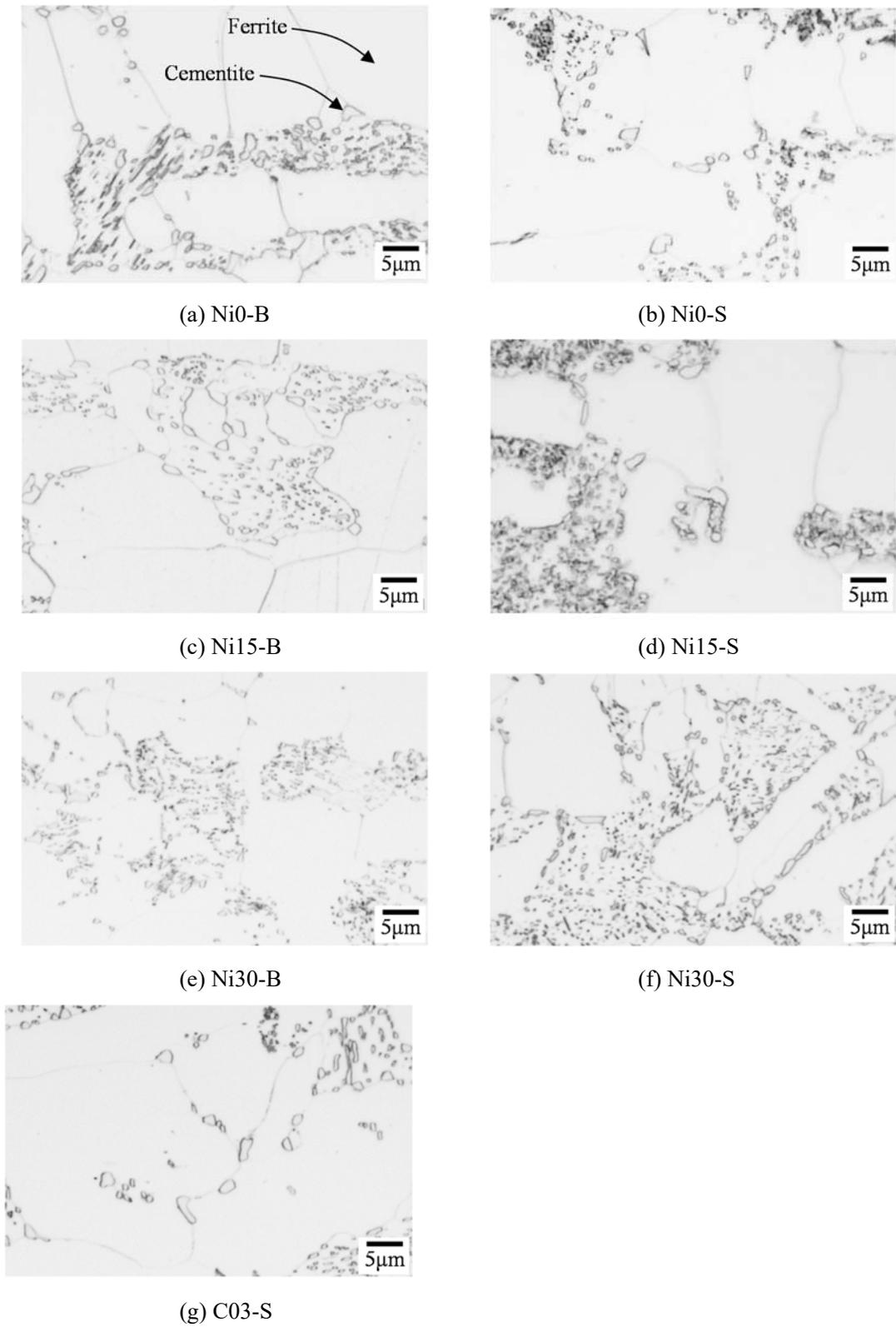


Fig. 3.2 Optical microstructures of tested steel specimens.

$$R = T \ln\left(\frac{A}{\dot{\epsilon}}\right) \quad (3.1)$$

$$\sigma_Y = B \exp\left(\frac{C}{R}\right) \quad (3.2)$$

ここで、 A 、 B および C は定数であり、本研究では $A = 10^8 \text{ s}^{-1}$ とした。また、 $\dot{\epsilon}$ は試験が準静的であることを考慮し、 10^{-3} s^{-1} とした。取得された σ_Y の温度依存性を Fig. 3.3 に示す。また、全ての供試鋼について、破壊靱性試験と同温度での応力ひずみ曲線を Fig. 3.4 に示す。また、得られた Swift の式のパラメーターを Table 3.3 に示す。Ni が多いほど -100°C 以上では降伏応力が高い傾向にあるが、降伏応力の温度依存性は低く、 -100°C 以下では関係が逆転する傾向にある。また、同一の化学組成を有する材料では、焼なら

Table 3.3 Estimated parameters of Swift formula.

Name	Temp.($^\circ\text{C}$)	$\sigma_Y(\text{MPa})$	α	n
Ni0-S	-100	421	0.0741	0.33
	-80	343	0.0400	0.29
	-60	298	0.0235	0.28
Ni0-B	-100	345	0.0125	0.21
	-80	286	0.0105	0.24
	-60	245	0.0118	0.28
	-30	205	0.0054	0.25
Ni15-B	-120	403	0.0303	0.32
	-100	350	0.0167	0.27
	-80	314	0.0118	0.26
	-60	287	0.0095	0.26
	-40	266	0.0074	0.26
Ni15-S	-120	384	0.0154	0.27
	-100	342	0.0080	0.25
	-80	311	0.0074	0.26
	-60	289	0.0069	0.26
Ni30-S	-140	492	0.0286	0.27
	-120	450	0.0200	0.25
	-100	421	0.0250	0.27
	-80	399	0.0227	0.27
Ni30-B	-120	384	0.0154	0.27
	-100	342	0.0080	0.25
	-80	311	0.0074	0.26
	-60	289	0.0069	0.26
C03-S	-60	314	0.0200	0.27
	-40	278	0.0110	0.25
	-20	251	0.0100	0.26

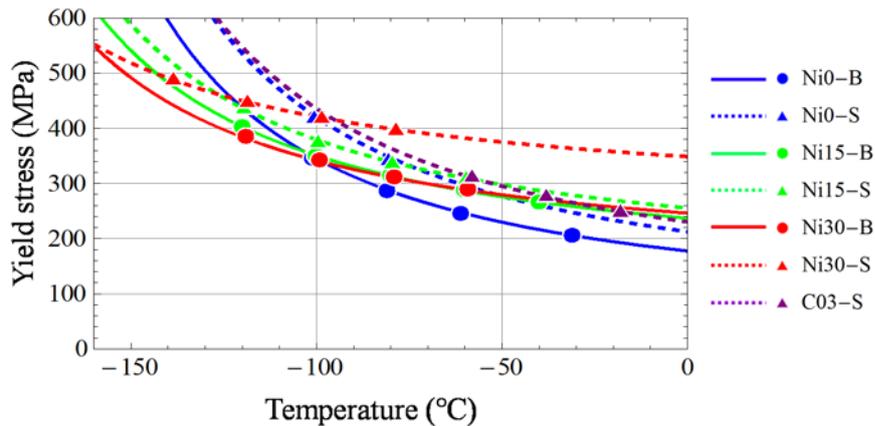


Fig. 3.3 Temperature dependence of yield stress.

し温度が低い材料の方が降伏応力は高い。これは、焼ならし温度が低いことでフェライトの細粒化がなされたためである。

3.2.3 破壊靱性試験

前節で示した供試鋼を用いて、破壊靱性試験を行った。試験片形状は第2章で Fig. 2.13 に示したものと同一である。また、治具の変位速度および計装も第2章と共通である。試験温度は -140°C ～ -20°C の間で、鋼種毎の靱性に合わせて変化させた。本研究では、温度制御は全て液体窒素を噴霧することで調節した。各試験の破断までの荷重-クリップゲージ変位履歴を Fig. 3.5 に示す。また、荷重-クロスヘッド変位から算出された破断までの吸収エネルギーを Fig. 3.6 に示す。C添加量が高いC03-Sが最も靱性が低く、Ni添加量が最も高くフェライト粒径が小さいNi30-Sが最も靱性が高い。

さらに、破壊後の試験片に対し、SEMを用いて破壊起点位置の切欠き端部からの距離 x_c 、板厚中心部からの距離 z_c を取得した。各供試鋼の x_c の温度に対するプロットを、Fig. 3.7 に示す。高温で行った試験ほど、破壊起点が切欠き底から離れていく傾向が確認できる。これは、温度が上昇するほどでは降伏応力が低下することで、破壊の駆動力となる局所応力が低下し、破壊に至るまでにより大きな変形を要するためである。変形が大きくなってから破壊する場合、破壊時の切欠き底での応力三軸度が低下するため、高応力域は試験片の内部へ移動していく。

次に、レーザー変位計を用いて破壊発生起点の亀裂面に垂直な方向の座標および起点となったへき開ファセットの寸法、法線ベクトルを計測した。また、起点ファセットから隣接するファセットに微視亀裂が突入した位置および隣接するファセットの法線ベクトルを計測した。計測例を Fig. 3.8 に示す。また、各鋼種の起点ファセットの円相当径の統計量を、Table 3.4 に示す。表に示されるように、3.3.1節で述べたフェライト粒径

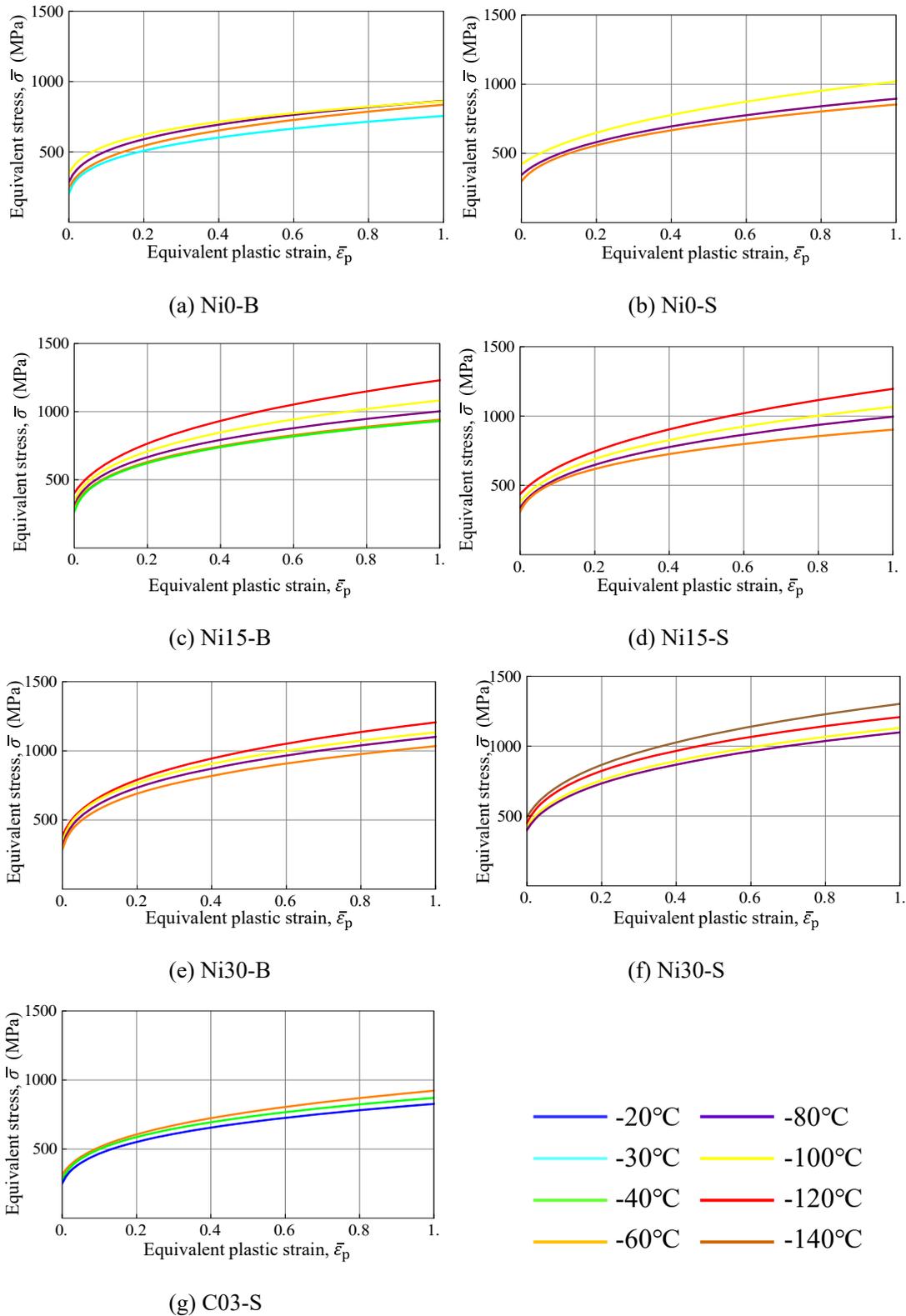


Fig. 3.4 Estimated stress-strain curve.

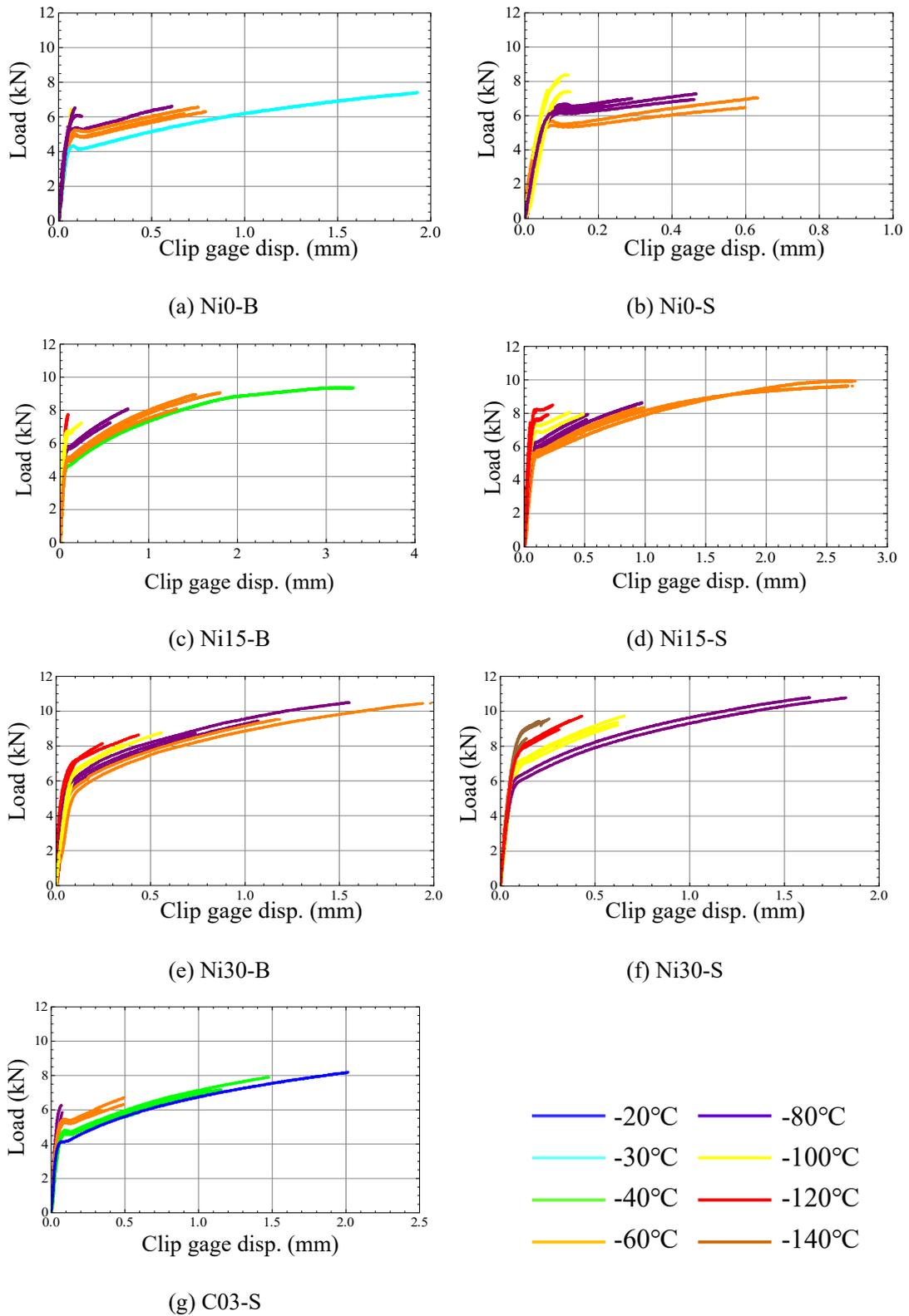


Fig. 3.5 Load vs. clip-gauge displacement curves.

Table 3.4 Diameters of fracture initiation facets

Specimen	Mean(μm)	Max(μm)	Min(μm)
Ni0-B	80.8	128.4	46.4
Ni0-S	57.3	82.4	21.3
Ni15-B	72.2	106.5	35.4
Ni15-S	50.8	97.3	31.9
Ni30-B	46.7	80.4	16.0
Ni30-S	34.9	48.6	19.4
C03-S	68.2	118.8	38.2

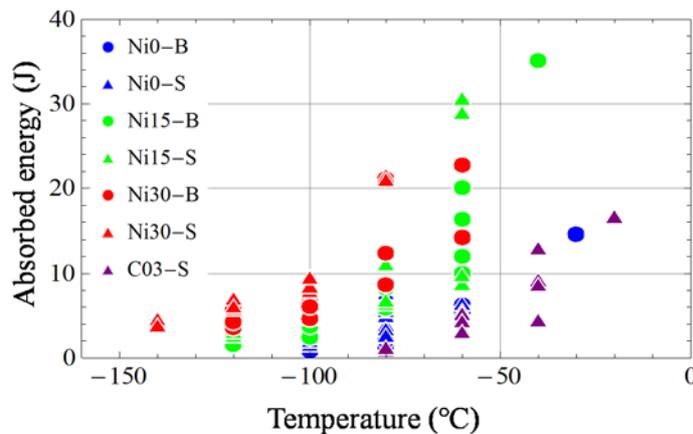


Fig. 3.6 Absorbed energy of fracture tests.

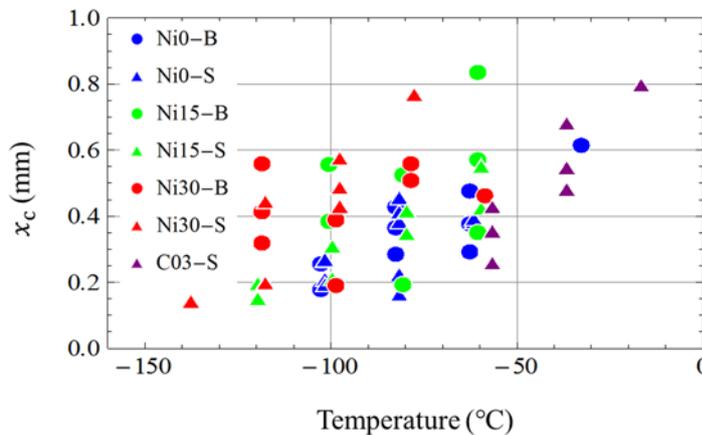
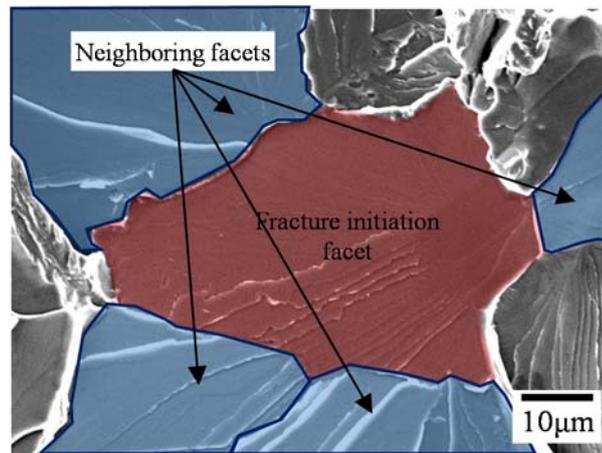
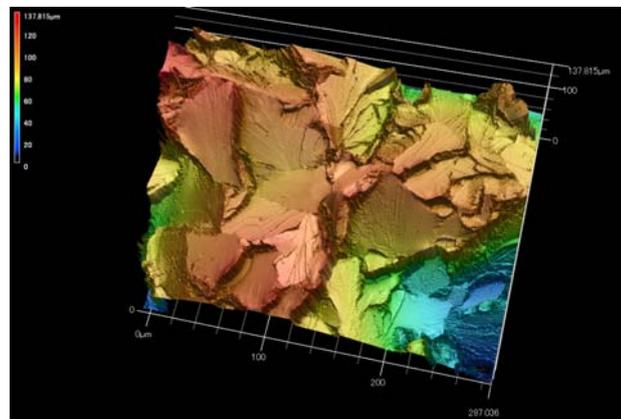


Fig. 3.7 Measured x_c of fracture tests.

の傾向はファセットの大きさに対応している。ファセットが小さいということは Griffith-Irwin-Orowan の条件 (式(1.2)) における亀裂径 a が小さいということを意味している。したがって、Ni 添加量が高く、焼ならし温度が低いほうが破壊試験での吸収エネルギーが高いことには、ファセットの大きさの差が少なからず影響していると考えられる。全破壊靱性試験の計測・観察結果を Appendix の Table A3.1~A3.7 に示す。



(a) SEM



(b) Laser displacement measurement

Fig. 3.8 Measurement of fracture initiation site (Ni0-B, -80 °C).

3.3. 有限要素解析

各試験片の局所破壊応力を同定するため、3.2.2節で取得した応力-ひずみ曲線を用いて有限要素解析を行った。その他の解析手法および解析に用いたモデルは2.4節で述べたものと同様である。解析によって得られた最大主応力の分布の例を Fig. 3.9 に示す。-60°Cでは Ni30-B の方が Ni0-B の方が降伏応力が高いため、応力も全体として高い。また、2.4節の結果と同様に、変形が進むほど、最大主応力のピークが試験片の内部に移動していくことが確認できる。

3.4. γ_{mm} の推定

3.2節・3.3節で取得した情報から、 γ_{mm} の推定を行った。まず、有限要素解析の結果か

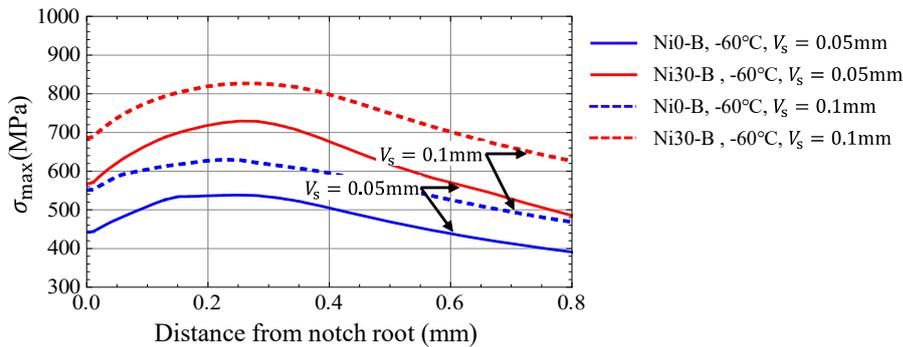


Fig. 3.9 Principal maximum stress field estimated by FEA..

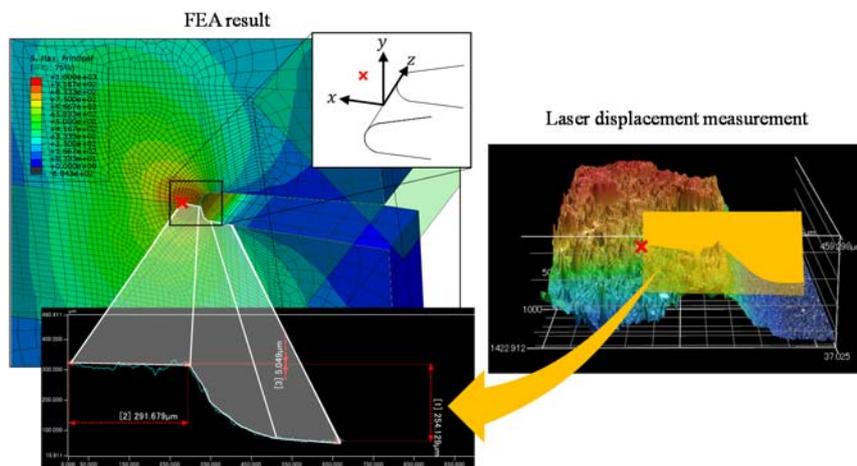


Fig. 3.10 Correction of crack initiation site by FEA.

ら、試験片破壊時の切欠き端開口変位に相当する計算ステップの、計測によって得た破壊起点位置座標における、試験片の座標系で表記した局所破壊応力テンソル σ_f を取得した。試験片の座標系は Fig.2.21 に示したものである。原点は切欠き底かつ板厚中心の位置である。なお、 σ_f の算定においては、有限要素解析で推定したノッチ底の変形とレーザー変位計測で得たノッチ底の変形を比較し、変形による3次元的な物質点の移動を反映した (Fig.3.10)。全試験片について、取得された局所破壊応力を最大主応力で表したものを Fig.3.11 に示す。

次に、起点ファセットの形状を楕円近似し、楕円亀裂前縁の混合モードの応力拡大係数 (K_I, K_{II}, K_{III}) を計算した。まず、 σ_f を試験片の座標系から楕円亀裂の中心を原点とし、3つの基底が楕円亀裂の法線ベクトルおよび長軸方向、短軸方向によって定義される座標系に変換し、楕円亀裂が受ける垂直応力 σ_{yy} およびせん断応力 τ_{xy}, τ_{yz} を計算した。さらに、 $\sigma_{yy}, \tau_{xy}, \tau_{yz}$ から、後述する解析解を用いて楕円亀裂前縁に沿った混合モードの応力拡大係数を計算した(Fig.3.12)。Fig.3.13 に示すように、楕円亀裂に垂直応力が作用している場合、 K_I は次式で示される[62]。

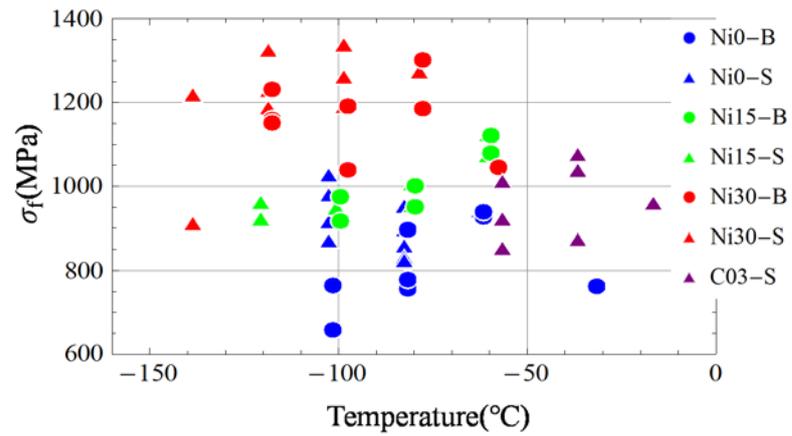


Fig. 3.11 Estimated local fracture stress.

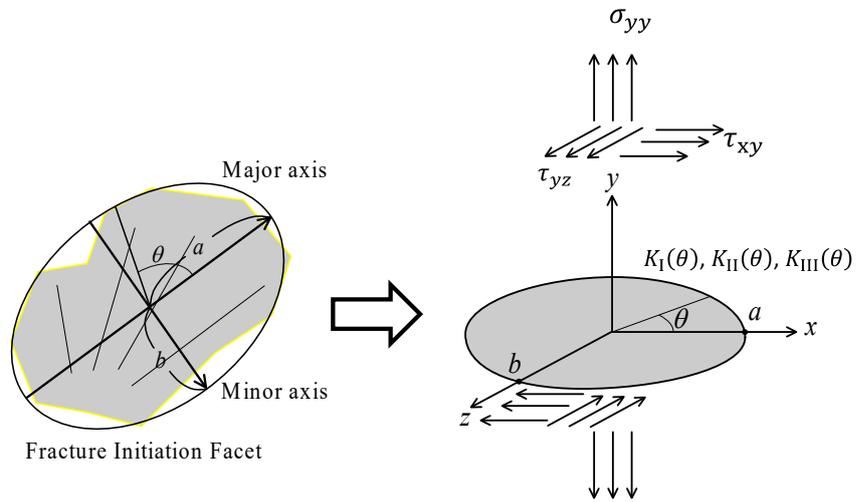


Fig. 3.12 Calculation of stress intensity factors along ellipse-approximated facet.

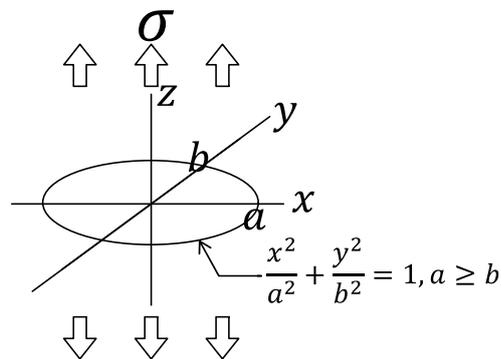


Fig. 3.13 Ellipse crack under normal stress.

$$K_I = \frac{\sigma\sqrt{\pi b}}{E(k)} \left\{ \sin^2 \theta + \frac{b^2}{a^2} \cos^2 \theta \right\}^{\frac{1}{4}} \quad (3.3)$$

$$E(k) = \int_0^{\frac{\pi}{2}} \sqrt{1 - k^2 \sin^2 \varphi} d\varphi \quad (3.4)$$

$$k^2 = 1 - \frac{b^2}{a^2} \quad (3.5)$$

また, Fig.3.14 に示すように, 楕円亀裂にせん断応力が作用している場合, K_{II}, K_{III} は次式で示される[63].

$$K_{II} = \frac{\tau\sqrt{\pi b} k^2}{\left\{ \sin^2 \theta + \frac{b^2}{a^2} \cos^2 \theta \right\}^{\frac{1}{4}}} \left\{ \frac{k'}{B} \cos \omega \cos \theta + \frac{1}{C} \sin \omega \sin \theta \right\} \quad (3.6)$$

$$K_{III} = \frac{\tau\sqrt{\pi b} (1 - \nu) k^2}{\left\{ \sin^2 \theta + \frac{b^2}{a^2} \cos^2 \theta \right\}^{\frac{1}{4}}} \left\{ \frac{1}{B} \cos \omega \cos \theta - \frac{k'}{C} \sin \omega \sin \theta \right\} \quad (3.7)$$

$$B = (k^2 - \nu)E(k) + \nu k'^2 K(k) \quad (3.8)$$

$$C = (k^2 + \nu k'^2)E(k) - \nu k'^2 K(k) \quad (3.9)$$

$$k' = \frac{b}{a} \quad (3.10)$$

$$K(k) = \int_0^{\frac{\pi}{2}} \frac{d\varphi}{\sqrt{1 - k^2 \sin^2 \varphi}} \quad (3.11)$$

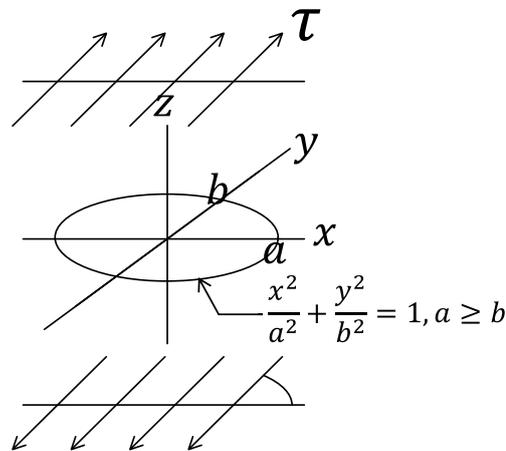


Fig. 3.14 Ellipse crack under shear stress.

ここで、式(3.4)は第二種完全楕円積分、式(3.11)は第一種完全楕円積分である。次に、起点ファセットから各隣接ファセットに微視亀裂が突入した位置における応力拡大係数を算出した。本研究では、次式に示すエネルギー解放率と応力拡大係数の関係を用いて、エネルギー解放率から γ_{mm} を計算する。

$$g = \frac{K_I^2}{E'} + \frac{K_{II}^2}{E'} + \frac{K_{III}^2}{2\mu} \quad (3.12)$$

$$E' = \frac{E}{1-\nu^2} \quad (3.13)$$

ここで、 μ はせん断剛性率である。しかし、 K_I, K_{II}, K_{III} から算定されるエネルギー解放率は楕円亀裂が亀裂面と並行に亀裂が微小進展する際のものであり、実際に亀裂が粒界を突破する場合には異なる $\{100\}$ 面に亀裂が進むため、 K_I, K_{II}, K_{III} をエネルギー解放率の計算にそのまま適用することはできない。本研究ではより精密に γ_{mm} を推定するため、突入後のファセットに微小進展した亀裂の応力拡大係数 K'_I, K'_{II}, K'_{III} を計算し、エネルギー解放率を計算した。まず、レーザー変位計によって計測した起点ファセットの法線ベクトルおよび各隣接ファセットの法線ベクトルを用いて、各隣接ファセットが起点ファセットに対してなすTilt角 ψ 、Twist角 φ を算出した (Fig. 3.15)。次に、 K_I, K_{II}, K_{III} から、等弾性体中の亀裂先端の応力特異場の解析解を用いて亀裂先端近傍の応力場を計算する。Mode Iの応力特異場は、以下の式で示される。

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \quad (3.14)$$

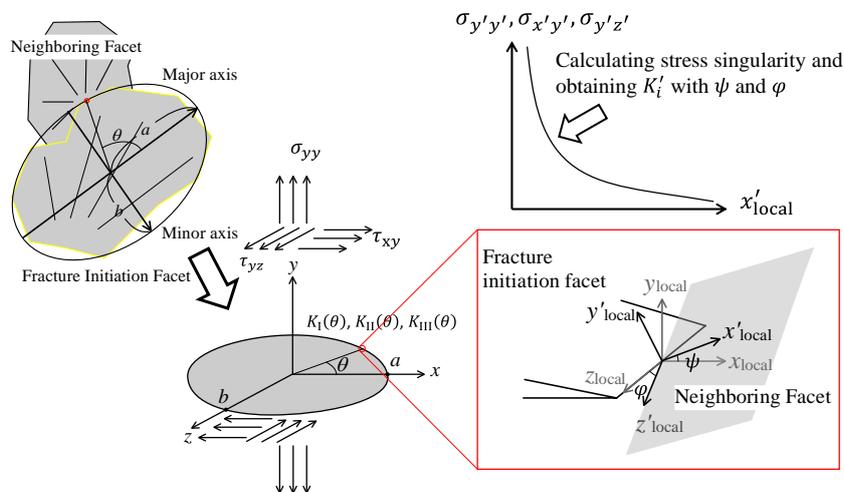


Fig. 3.15 Calculation of local stress intensity factors considering tilt and twist.

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \quad (3.15)$$

$$\sigma_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \quad (3.16)$$

$$\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \text{ for plane strain.} \quad (3.17)$$

Mode II の応力特異場は、以下の式で示される。

$$\sigma_{xx} = -\frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[2 + \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \quad (3.18)$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \quad (3.19)$$

$$\sigma_{xy} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \quad (3.20)$$

$$\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \text{ for plane strain.} \quad (3.21)$$

Mode III の応力特異場は、以下の式で示される。

$$\sigma_{xz} = -\frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \quad (3.22)$$

$$\sigma_{yz} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \quad (3.23)$$

亀裂先端の応力特異場は、式(3.14)~(3.23)の重ね合わせによって得られる。このように計算した応力テンソル σ を、 ψ 、 φ によって次式に示したように座標変換することで、変換後の応力成分 $\sigma_{y'y'}$ 、 $\sigma_{x'y'}$ 、 $\sigma_{y'z'}$ を取得する。

$$\begin{pmatrix} \sigma_{x'x'} & \sigma_{x'y'} & \sigma_{x'z'} \\ \sigma_{x'y'} & \sigma_{y'y'} & \sigma_{y'z'} \\ \sigma_{x'z'} & \sigma_{y'z'} & \sigma_{z'z'} \end{pmatrix} \quad (3.24)$$

$$= \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos\psi & \sin\psi \\ 0 & -\sin\psi & \cos\psi \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \cos\psi & \sin\psi & 0 \\ -\sin\psi & \cos\psi & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \cdot \sigma \cdot \begin{pmatrix} \cos\psi & -\sin\psi & 0 \\ \sin\psi & \cos\psi & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos\psi & -\sin\psi \\ 0 & \sin\psi & \cos\psi \end{pmatrix}$$

さらに、 $\theta = 0$ における $\sigma_{y'y'}$ 、 $\sigma_{x'y'}$ 、 $\sigma_{y'z'}$ から、次式によって K'_I 、 K'_{II} 、 K'_{III} を計算した。

$$K_I' = \sqrt{2\pi r} \sigma_{y'y'} \quad (3.25)$$

$$K_{II}' = \sqrt{2\pi r} \sigma_{x'y'} \quad (3.26)$$

$$K_{III}' = \sqrt{2\pi r} \sigma_{y'z'} \quad (3.27)$$

K_I', K_{II}', K_{III}' を用いて、起点ファセットから各隣接ファセットに微視亀裂が伝播する際のエネルギー解放率 \mathcal{G} を次式によって算出した。

$$\mathcal{G} = \frac{K_I'^2}{E'} + \frac{K_{II}'^2}{E'} + \frac{K_{III}'^2}{2\mu} \quad (3.28)$$

最後に、表面エネルギーとエネルギー解放率の関係から、 γ_{mm} はエネルギー解放率と次式に示す関係を有していると仮定し、 γ_{mm} を計算した。

$$\gamma_{\text{mm}} = \frac{1}{2} \mathcal{G} \quad (3.29)$$

以上の計算では、起点ファセットの形状を楕円に近似し、 γ_{mm} を計算した。ここで、楕円近似による応力拡大係数の計算にどれだけ誤差が生じるかを、Riceによって提案された、円に近い任意の形状を持つ埋没亀裂前縁に対する一次摂動解[64]との比較によって検証した。極座標系で表した亀裂前縁位置の原点からの距離を $r(\theta)$ としたとき、Riceの提案した解によって亀裂前縁位置 $(\theta_1, r(\theta_1))$ のMode Iの応力拡大係数 K_I は次式で表される。

$$K_I = K_{\text{ICirc}}(r(\theta_1)) + \frac{1}{8\pi} P.V. \int_0^{2\pi} \frac{K_{\text{ICirc}}(r(\theta)) \left(\frac{r(\theta)}{r(\theta_1)} - 1 \right)}{\sin^2 \left(\frac{\theta - \theta_1}{2} \right)} d\theta \quad (3.30)$$

ここで、右辺第2項の積分はCauchyの主値積分である。 K_{ICirc} は円形埋没亀裂のMode Iの応力拡大係数であり、一様な垂直応力 σ が作用している場合は以下の式で表される。

$$K_{\text{ICirc}}(r) = \frac{2\sigma\sqrt{\pi r}}{\pi} \quad (3.31)$$

Fig. 3.16 に、1000MPaの遠方垂直応力が作用する楕円亀裂前縁の K_I を式(3.30)によって計算した場合と、式(3.3)によって計算した場合の比較を示す。式(3.30)は一次摂動解で

あるため、亀裂形状が円から乖離するにつれて精度は低下するが、長径に対して短径が60%以上であれば、誤差は無視できる程度であると考えられる。AppendixのFig. A3.2に示した Specimen No.18 のファセットおよび Fig. A3.4 に示した Specimen No.41 のファセットについて、式(3.30)によって計算された K_I の分布と楕円近似された亀裂から式(3.3)によって計算された K_I の分布を比較した。まず、それぞれのファセット前縁の座標を実測し、重心が原点となるように平行移動させた後、極座標系で表記したファセット前縁座標を10次のフーリエ級数展開によって表現し、滑らかに近似した。Fig. 3.17に、元のファセットと近似後のファセット形状、楕円近似された亀裂形状を示す。また、Fig. 3.18に、フーリエ級数展開によって表現された亀裂に対して式(3.30)を適用することで計算した K_I の分布と、楕円近似された亀裂に対して式(3.3)を適用することで計算した K_I の分布の比較を示す。亀裂を楕円近似した場合は局所的な K_I の増減を反映していないものの、大域的な K_I の推移を再現できている。局所的な K_I の増減は楕円近似によって失われた細かな亀裂前縁の凹凸によるものである。 γ_{mm} 推定精度を追求する上では、このように細かな凹凸の応力拡大係数に対する影響を反映することが望ましい。しかし、一次摂動解は亀裂形状が円形から乖離すればするほど精度が低下するため、亀裂の形状によってはさらに複雑な計算が必要となる。また、本研究では γ_{mm} の計算に混合モードの応力拡大係数を用いるため、 K_{II} 、 K_{III} の計算も行わなければならない。したがって、実際の亀裂前縁形状をそのまま用いて γ_{mm} を計算するのは計算コストの点で非現実的である。Fig. 3.18に示したように亀裂を楕円近似することで応力拡大係数を計算する場合でも大域的な精度は良好であるため、本研究では先述の手法によって、楕円近似されたファセットから γ_{mm} を計算した。しかし、局所的な応力拡大係数の増減を無視することによる誤差が存在することには留意する必要がある。

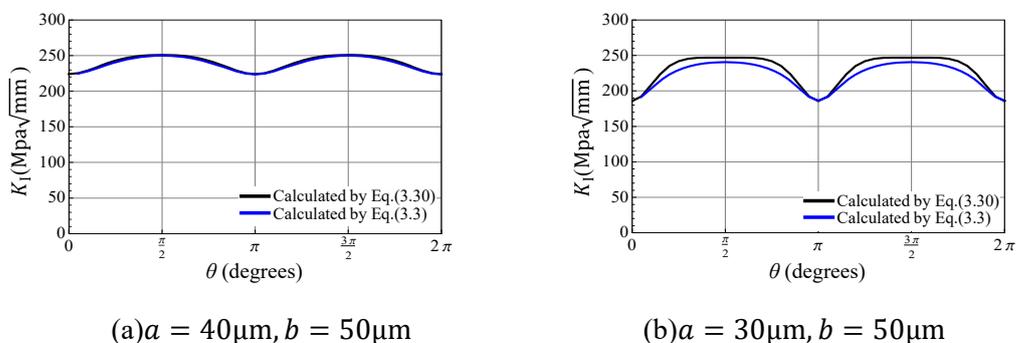


Fig. 3.16 Comparison of K_I distributions calculated from first-order variation proposed by Rice and analytical solution.

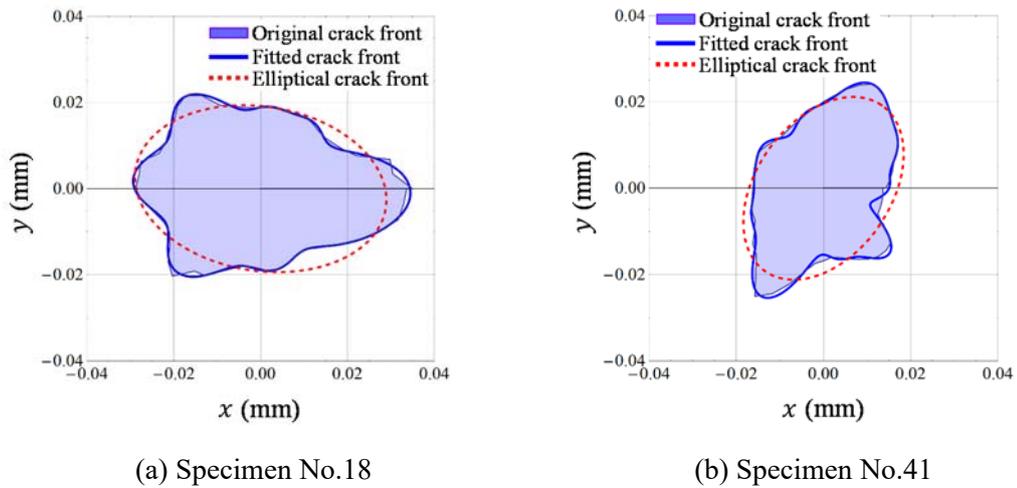


Fig. 3.17 Comparison of original crack front and fitted crack front.

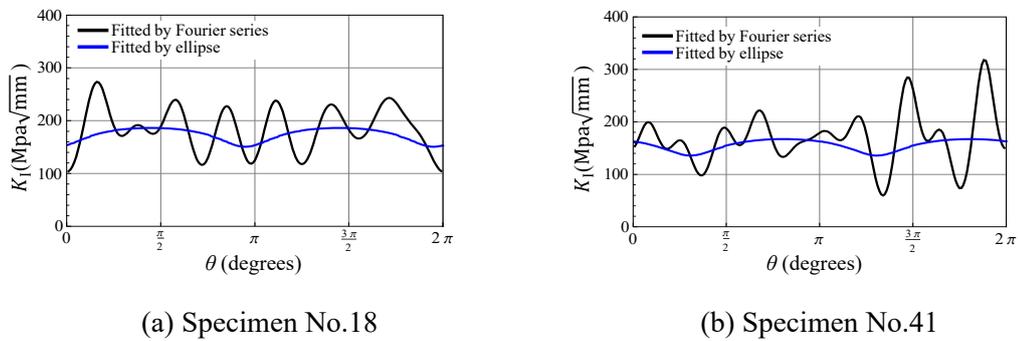
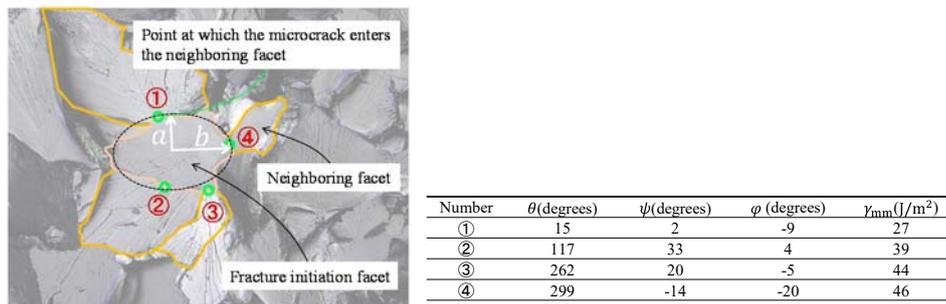


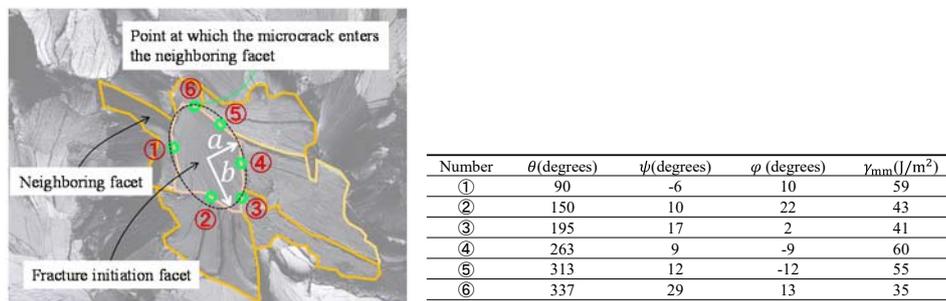
Fig. 3.18 Comparison of K_I distributions calculated from first-order variation proposed by Rice and analytical solution for actual facet configuration.

実際の破面では、一つの起点ファセットに対して複数の隣接ファセットが存在するため、一つの試験に対し複数の γ_{mm} が計算される。 γ_{mm} 推定の例を Fig. 3.19 に示す。また、Appendix の Fig. A3.1～A3.7 に全試験片について起点周辺の破面の SEM 像と γ_{mm} の推定結果を示す。同一の試験の中でも、各隣接ファセットについて γ_{mm} の値が多少のばらつきを有している。このばらつきの原因としては、先述のように起点ファセットの形状を楕円近似したことによって局所的なファセットの凹凸が無視されることで、突入位置のエネルギー解放率の推定に誤差が生じたことが考えられる。また、ある隣接ファセットに亀裂が突入する際、別の隣接ファセットに既に亀裂が進展している場合、その時の亀裂寸法は起点ファセットより大きいため、本研究のように起点ファセットの寸法を用いて計算されたエネルギー解放率よりも高いエネルギー解放率で粒界を突破することになる (Fig. 3.20(a))。この場合、本研究の手法による計算は γ_{mm} を過小に見積もっていることになる。逆に、亀裂が結晶粒の全断面を伝播する前に隣接ファセットに亀裂が突入した場合は、 γ_{mm} が過大評価される (Fig. 3.20(b))。

以上の理由から、本研究では全隣接ファセットから推定された γ_{mm} について平均をと



(a) Steel Ni0-B, -80°C



(b) Steel Ni15-S, -60°C

Fig. 3.19 Examples of γ_{mm} calculation.

ることで、その試験を代表する γ_{mm} とした。Fig. 3.21 に、以上の手順で取得した γ_{mm} を全試験片について示す。図に示されるように、同一温度・同一試験片でも値がばらつきを持っている。これは、全ての試験において本来の γ_{mm} の値を正しく推定できているわけではないことを示している。 γ_{mm} の温度遷移をより正確に推定するためには、これらの計算結果をさらに整理する必要がある。

3.5. 考察

前節の計算によって示したように、同一温度・同一材料でも同一の γ_{mm} の値を得ることはできなかった。これは、全ての試験片において σ_{mm} がボトルネックプロセスとなっているわけではなく、 $\sigma_{mm} < \sigma_{pm}$ となっている場合も存在することを示している。Fig. 3.1に示したように、本研究では出来る限り $\sigma_{pm} < \sigma_{mm} \cong \sigma_f$ となるように材料を設計した。しかし、比較的小さいセメンタイトから破壊が発生した場合や、セメンタイト割れが突入した結晶粒が粗大であった場合には、 $\sigma_{mm} < \sigma_{pm} \leq \sigma_f$ となり、 σ_f から計算される γ_{mm} は過大評価となってしまふ。また、セメンタイト割れが生じるタイミングは個々のセメンタイトの形状、隣接する結晶粒の方位にも依存し、連続体を仮定した有限要素解析で算出される局所応力と必ずしも対応するわけではない。したがって、セメンタイトの形

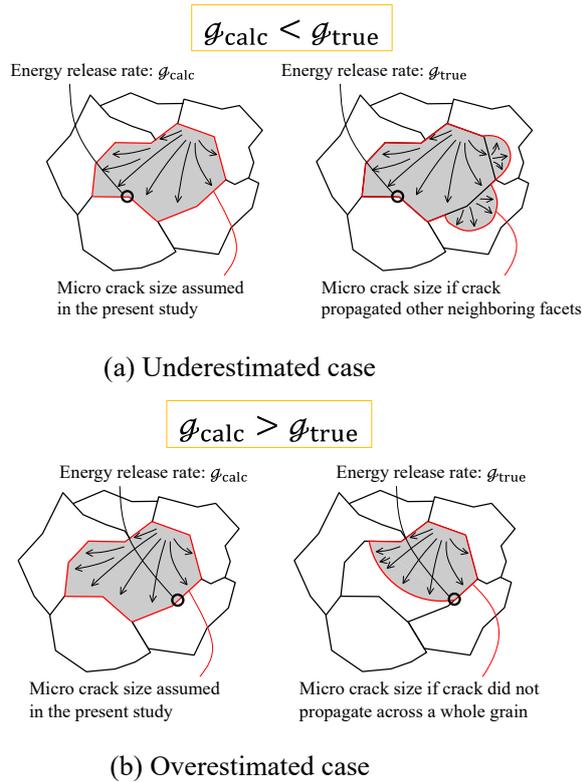


Fig. 3.20 Cause of scatter of γ_{mm} in the same specimen.

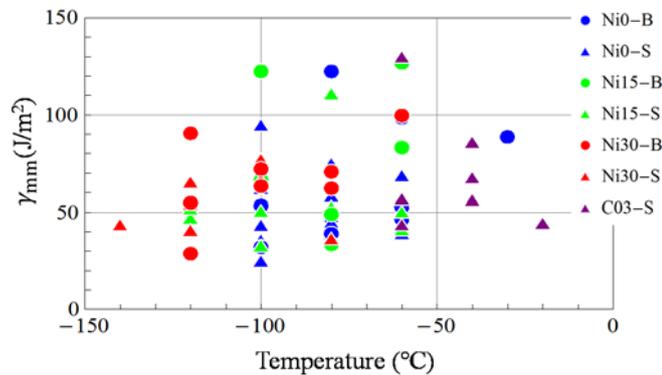


Fig. 3.21 Calculated γ_{mm} for all specimens.

状や配置によっては、局所応力が後続の Stage の限界応力を大きく上回った状態で割れを生じることもあり得る。この場合は $\sigma_{mm} < \sigma_f$ となり、やはり σ_f から計算される γ_{mm} は過大評価となる。しかし、どのような場合においても $\sigma_{mm} \leq \sigma_f$ が満たされていることは Multi barrier モデルの観点から明らかである。したがって、同鋼種・同温度で最も低い γ_{mm} の値を抽出すれば真の値に最も近い値を取得できると考えられる。以上の考察に基づき、Fig. 3.21 の結果から、同 Ni 量、同温度の試験について最低値を抽出したプロットを Fig. 3.22 に示す。C 量および焼ならし温度は γ_{mm} に影響しないものと仮定し、Ni 量

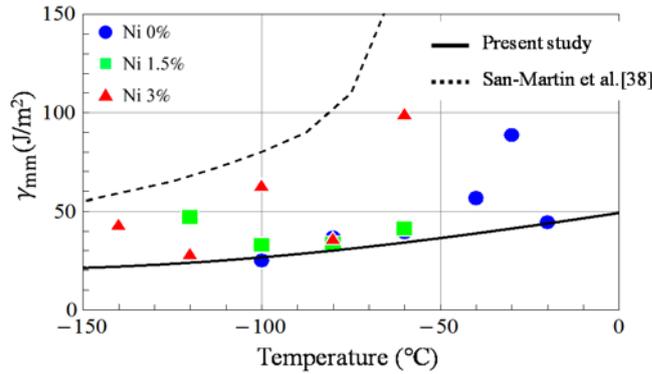


Fig. 3.22 Temperature dependence of γ_{mm} proposed in the present study.

と温度によってのみ区別した．実線は γ_{mm} の温度依存性を考慮して引いた，本研究で提案する温度遷移曲線である．本研究では温度遷移曲線を，以下の式で表した．

$$\gamma_{mm}[\text{Jm}^{-2}] = 20 + 380 \exp\left(-\frac{700}{T[\text{K}]}\right) \quad (3.32)$$

本解析では，Fig. 3.22 に示されるように， γ_{mm} に Ni 添加による系統的な影響は認められなかった．しかし，Fig. 3.7 に示されるように，Ni の添加は転位運動の熱活性化過程に明らかに影響している．Fig. 3.7 は横軸に温度をとっているが，(3.1)式に示されるようにひずみ速度と温度は熱活性化過程において等価であると考えられ，Ni の添加によって高ひずみ速度域での降伏応力は低下するはずである．したがって，熱活性化過程の点からは高速で伝播する微視亀裂先端での塑性散逸は Ni 量が増加するにしたがって増加し， γ_{mm} が増加する方が自然である．ところが，本研究ではそのような傾向は認められなかった．この原因として，伝播中の微視亀裂先端のような超高ひずみ速度域では熱活性化過程が降伏応力に与える影響が少ないことが考えられる．そこで，伝播中の微視亀裂先端のひずみ速度を推定するため，弾性解を用いた簡易計算を行った．Mode I 負荷のみが作用する場合，式(3.14)，式(3.15)，式(3.17)によって計算される応力成分を用いて，亀裂開口方向のひずみ場は次式で表される．

$$\varepsilon_{yy} = \frac{1}{E} \{ \sigma_{yy} - \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{zz}) \} \quad (3.33)$$

この計算において，遠方応力を1200MPa，亀裂長の半分を25 μm と仮定した．したがって， $K_I = 214\text{MPa} \cdot \text{mm}^{1/2}$ となる．亀裂伝播速度は 1000 m/s と仮定し，亀裂前方のひずみ速度場を計算した．計算の結果，少なくともひずみ速度は 10^5 s^{-1} 以上となると推定さ

れた。これだけのひずみ速度においては降伏応力の上昇は熱活性化過程ではなくフォノン粘性に支配されると考えられる[65]。本計算は簡易的な弾性計算であるが、弾塑性材料でも伝播中の微視亀裂先端は小規模降伏が成立し、弾性計算と大きな乖離は無いはずである。以上の計算から、 γ_{mm} に Ni 依存性が見られないのは、伝播中の微視亀裂先端では熱活性化過程よりも塑性挙動へのフォノン粘性の寄与が大きいため、Ni 添加量が降伏応力に大きく影響しないことが理由であると考えられる。

また、Fig. 3.22 に破線で示したのは、San-Martin[38]らが提案した温度遷移曲線である。図に示されるように、本研究で得られた γ_{mm} は全温度域で San-Martin らが示した値を大幅に下回っている。特に、 -80°C 以上でも緩やかに上昇し、San-Martin らが示したような急激な上昇は生じないことは特筆すべきである。仮に San-Martin らの示した γ_{mm} の温度遷移曲線が真である場合、多くの鉄鋼材料において -50°C 以上で脆性破壊を生じることが難しくなる。例えば、式(1.2)において γ_p として San-Martin らの温度遷移曲線で -50°C の値として示された $500\text{J}/\text{m}^2$ を適用した場合、粒径 $100\mu\text{m}$ の結晶粒が割れた場合を想定して亀裂半径として $50\mu\text{m}$ を用いても、限界応力は 1900MPa 程度となる。一般的な構造用鋼でこれだけの限界応力を満たすのは困難である。しかし実際には、 -50°C 以上で脆性破壊を生じる鉄鋼材料は少なくない。したがって、本研究で計算された γ_{mm} の温度遷移曲線は実際の破壊現象からも妥当であり、今後組織情報に基づく破壊確率モデルを構築する上で有用な結果であると考えられる。次章で構築する数値モデルにおいて、式(3.32)で表した本研究で提案する γ_{mm} の温度依存性を活用する。

3.6. 結論

本章に示した研究により得られた成果を以下に示す。

- (1) 微視亀裂が母相粒界を突破する際の有効表面エネルギー γ_{mm} を、破壊試験と起点位置のへき開ファセット形状の観察、および有限要素解析によって取得した局所破壊応力によって推定した。
- (2) 母相-母相粒界が微視亀裂伝播のボトルネックプロセスとなることを意図し、セメントタイトを粗大化した材料を作製し用いることで、 γ_{mm} の推定精度向上を試みた。また、隣接ファセットの方位も考慮し、従来研究に比べて厳密な計算を行った。
- (3) 推定された γ_{mm} は San-Martin らが先行研究で提案した値よりも緩やかな温度変化を示しており、 γ_{mm} が -80°C 以上で不自然な上昇を生じることはないことがわかった。
- (4) Ni 添加量の異なる鋼材を用いることで、Ni が γ_{mm} に与える影響を調査した。結果として、算出された γ_{mm} に Ni 添加による影響は認められず、Ni 添加による靱性の向上は細粒化による微視亀裂寸法の減少と、低温での降伏応力の低下に伴う微視亀裂駆動力の減少によるものであると考えられる。

第 4 章 ベイナイト鋼を対象としたへき開脆性破壊靱性予測モデルの構築

4.1. 目的

序論で述べたように、ベイナイト鋼のへき開破壊靱性と微視組織の関係は明らかになっていない。そこで本章では、微視組織情報に基づくへき開脆性破壊靱性を予測する数値モデルの開発によって、その解明を試みる。数値モデルの構築においては、第 2 章・第 3 章に示した研究によって得た成果を取り入れる。本章ではまず数値モデルの構築について述べ、次いで実際にベイナイト鋼を用いて行った破壊靱性試験に対する再現解析による妥当性の検証を示す。最後に、仮想的に作成した微視組織情報を用いて系統的な解析を行い、ベイナイト鋼の破壊靱性に与える微視組織因子の検討を行った。

4.2. 数値モデル構築

本研究では、著者の先行研究[39,40]に基づき、ベイナイト鋼におけるへき開脆性破壊の発生過程を以下の 3 つの Stage で記述する。

Stage I. 低炭素ベイナイト内の粗大 MA 割れ

Stage II. MA 割れの低炭素ベイナイト内への伝播

Stage III. 低炭素ベイナイト割れの隣接組織への伝播

以上の過程の模式図を Fig. 4.1 に示す。

本数値モデルでは 以上の 3 つの Stage が材料内で同時に満たされた時、巨視的なへき開亀裂が生じ、材料は破壊に至ると考える。本節では、各 Stage の定式化について記述する。

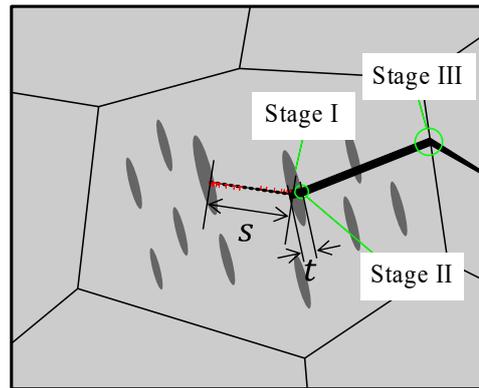


Fig. 4.1 Schematic of cleavage fracture initiation process in a bainitic steel.

4.2.1 Stage I の定式化

Stage Iについては、著者の先行研究[39,40]の結果に基づき、相当塑性ひずみの増加関数として表される割れ率にしたがって、MA割れが生じるとした。割れ率はこの研究で行われた途中除荷試験の結果を用いて定式化した。この試験は、後述する低温引張試験で用いた円周切欠き付き丸棒引張試験片に対して载荷し、破断前に除荷することで、Stage IIの限界条件を満たさずに停留しているMA割れの観察を行ったものである。同一形状の有限要素解析の結果を用いることで、観察された割れの個数と相当塑性ひずみを関連付けることができる。観察への準備として、载荷を行った試験片を中立面で切断し、軸方向を含む面をCP(Cross Section Polisher)法によって研磨した。この試料に対し、有限要素解析によって相当塑性ひずみが均一であると見なせる領域をいくつか選定し、各領域内の停留亀裂の数をSEM観察によって取得した (Fig. 4.2)。また、後述する微視組織観察によって得た単位面積あたりのMA数に観察領域の面積を乗ずることで、観察視野内のMA数を推定した。推定されたMA数で割れ数を除することで、割れ率を計算した。計算した割れ率と観察位置の相当塑性ひずみの対応から、本研究では割れ率 P を以下に示す関数で表す。なお、本研究では先行研究とは異なる基準でMA数を計測したため、割れ率は先行研究とは異なる値となっている。

$$P_c = 1 - \text{Exp}(-0.07\varepsilon_p^{1.8}) \quad (4.1)$$

計測された割れ率と式(4.1)に示した関数のプロットを Fig. 4.3 に示す。概ね良好なフィッティングがなされている。

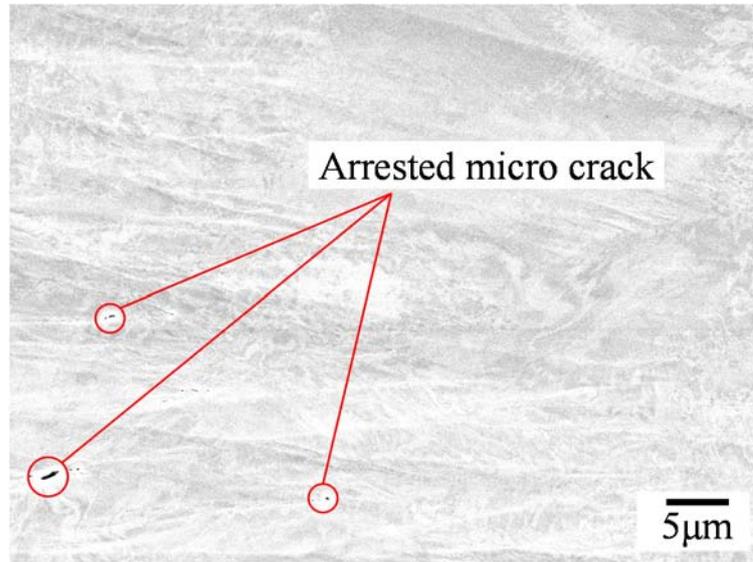


Fig. 4.2 Observation of arrested micro crack.

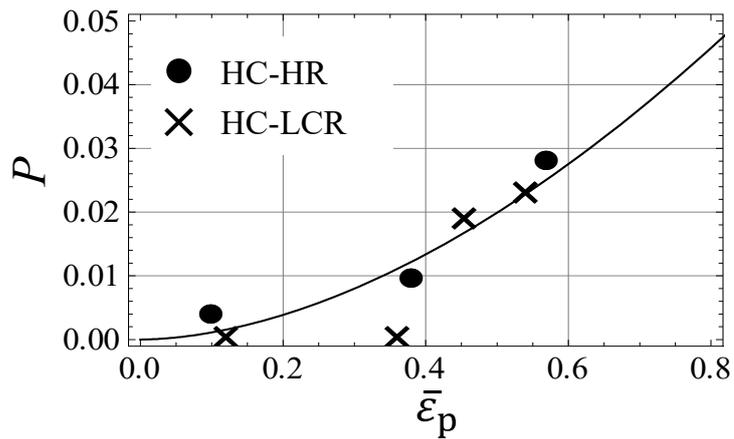


Fig. 4.3 Observed and formulated cracking probability.

4.2.2 Stage II の定式化

Stage II の限界条件としては、2章に示した堆積転位の影響を考慮した限界応力の式を用いる。以下に、2章で新たに提案した式を再掲する。

$$\sigma_F = \begin{cases} \frac{2E\gamma_{pm}}{\left(1 + \frac{1}{\sqrt{2}}\right)(1 - \nu^2)(\tau_a - \tau_0)s}, & (t < c_c) \\ \sqrt{\frac{4E\gamma_{pm}}{\pi(1 - \nu^2)t} - \frac{s^2(\tau_a - \tau_0)^2}{2\pi^2 t^2} - \frac{s(\tau_a - \tau_0)}{\sqrt{2}\pi t}}, & (t \geq c_c) \end{cases} \quad (2.2)'$$

$$c_c = \frac{\left(1 + \frac{1}{\sqrt{2}}\right)(1 - \nu^2)s^2(\tau_a - \tau_0)^2}{2\pi E \gamma_{pm}} \quad (2.3)'$$

ここで、亀裂長さ t として後述する組織計測で取得した MA 厚さを、すべり線長さ s として同じく計測で得た MA 間距離を用いる。 γ_{pm} は第2章の尤度関数を介した推定で得た値 $\gamma_{pm} = 35\text{J/m}^2$ を用いる。

4.2.3 Stage III の定式化

Stage III の限界条件としては、1章に示した Griffith-Orowan-Irwin の条件を用いる。以下に、Griffith-Orowan-Irwin の条件を再掲する。ただし、有効表面エネルギー γ_p を、微視亀裂が粒界を突破する際の実効表面エネルギーであることを明示するため γ_{mm} と表記している。

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{\pi E \gamma_{mm}}{2(1 - \nu^2)a}} \quad (1.2)'$$

ここで、亀裂径 a として後述する組織計測で得た有効結晶粒径を用いる。また、 γ_{mm} として、第3章で述べた研究で得た温度依存性を導入する。以下に、第3章で提案した γ_{mm} の温度依存性を表す式を再掲する。

$$\gamma_{mm}[\text{Jm}^{-2}] = 20 + 380 \exp\left(-\frac{700}{T[\text{K}]}\right) \quad (3.32)'$$

4.2.4 破壊確率モデルの定式化

前項までに述べた各 Stage の定式化を用いて、破壊確率モデルを構築する。まず、体積要素の破壊確率を定式化する。定式化の過程は 2.5.1 項で行った尤度関数の構築と同様であるため、式の再掲も含めながら記述する。まず、中心の座標が x, y, z である体積要素内の、時間 $t - \Delta t$ から t の間の MA 割れ数 n_c は、割れ率 P_c を用いて次式で示される。

$$n_c(t; x, y, z) = n \left\{ P_c \left(\bar{\varepsilon}_p(t; x, y, z) \right) - P_c \left(\bar{\varepsilon}_p(t - \Delta t; x, y, z) \right) \right\} \quad (2.8)'$$

ここで、割れ率 P_c には式(4.1)を用いる。 n は体積要素内の MA 個数であり、体積要素の体積に計測された単位体積あたりの MA 個数を乗ずることで算出する。 2.5.1 項では Stage II までを考慮していたが、本章の数値モデルでは Stage III までを考慮する。 したがって、体積要素の破壊確率 P_{el} は σ_{fII} の分布と σ_{fIII} の分布から 1 回ずつ選択する試行を n_c 回行い、いずれも σ 以下である組み合わせが 1 組でもある確率に等しい。 したがって、式(2.9)において σ_{fII} の累積確率に σ_{fIII} の累積確率を乗ずることで、次式のように表される。

$$P_{el}(\sigma(t; x, y, z)) = 1 - \{1 - CDF_{\sigma_{fII}}(\sigma(t; x, y, z)) \times CDF_{\sigma_{fIII}}(\sigma(t; x, y, z))\}^{n_c} \quad (4.2)$$

ここで、 $CDF_{\sigma_{fII}}$ は σ_{fII} の累積確率、 $CDF_{\sigma_{fIII}}$ は σ_{fIII} の累積確率である。 $CDF_{\sigma_{fII}}$ は式(2.2)に、計測された MA 厚さ・MA 間距離の分布を入力することで算出される。 $CDF_{\sigma_{fIII}}$ は式(1.2)に計測された有効結晶粒径分布を入力することで算出される。 2.5.1 項で述べたように、 P_{el} は履歴を考慮しない破壊確率である。 試験片が t までに破壊しなかったとした場合の t 試験片全体の破壊確率 P' は、 P_{el} を用いて次式のように記述できる。

$$P'(t) = 1 - \prod_{x,y,z}^V (1 - P_{el}(t; x, y, z)) \quad (2.10)'$$

ここで、 P_{el} として式(4.2)を用いる。 P' を用いて、履歴を考慮した破壊確率分布 P は次式で表される。

$$P(t) = P'(t)(1 - P(t - \Delta t)) \quad (2.11)'$$

ここで、 $P(0) = 0$ である。

次に、体積要素が破壊起点となり得る確率を示す。 “ある時間 t で試験片の破壊が決定している場合に” 体積要素 i から破壊する確率 P'_{el} は次式で表される。

$$P'_{el}(t; x_i, y_i, z_i) = \frac{P_{el}(t; x_i, y_i, z_i)}{\sum_{x,y,z}^V P_{el}(t; x, y, z)} \quad (2.12)'$$

時間 t に体積要素 i を起点として破壊が発生する確率 \tilde{P} は P'_{el} を用いて次式で表される。

$$\tilde{P}(t; x_i, y_i, z_i) = P(t) \times P'_{el}(t; x_i, y_i, z_i) \quad (2.13)'$$

したがって、破壊起点が体積要素*i*に含まれる確率 \tilde{P}' は次式で表される。

$$\tilde{P}'(x_i, y_i, z_i) = \sum_{t=0}^{t_{\max}} \tilde{P}(t; x_i, y_i, z_i) \quad (4.3)$$

ここで、 t_{\max} は破壊確率分布を計算する最後のタイムステップに相当する。 t_{\max} は破壊確率分布*P*の累積確率が1に十分近くなるように決定する。

なお、本数値モデルではMA割れの発生からStage IIIに至るまで、そのタイムステップの応力の値を破壊確率の計算で用い続け、亀裂の生成による局所的な応力の緩和は考慮しない。これは、生成される亀裂が試験片寸法に比べて十分に小さいため、亀裂の形成によって解放されるひずみエネルギーが応力に影響しないと考えているためである。Multi barrierモデルを採用した従来の破壊確率モデルでも亀裂の生成に伴う応力緩和については考慮しておらず、有限要素解析で算出された応力場をそのまま用いることは解析精度に影響を与えないと考えられる。

4.3 実験

本節では、後述する有限要素解析に入力する応力ひずみ曲線の取得のための低温引張試験と、提案した数値モデルによる再現解析と比較するための破壊靱性試験について記述する。

4.3.1 供試鋼

再現解析に用いた供試鋼の化学組成をTable 4.1に示す。HCとLCは炭素量のみ異なり、LCの方が低炭素である。HNiはHCと同程度の炭素量で、Mn量が多く、Bが添加されているため焼入れ性が高い。さらに、Niが添加されている。また、供試鋼の熱処理条件をTable 4.2に示す。化学組成HCには熱間圧延と軽制御圧延の2種類の熱処理、LCには軽制御圧延のみ、HNiには熱間圧延のみを施し、計4鋼種の供試材を作製した。

Table 4.1 Chemical compositions (mass%).

Name	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	B	N
HC	0.18	0.15	1.00	<0.002	0.0005	0.020	-	-	0.0007
LC	0.06	0.15	1.00	<0.002	0.0005	0.020	-	-	0.0009
HNi	0.20	0.40	2.02	<0.002	0.0010	0.028	1.5	0.0010	0.0011

Table 4.2 Heat treatment conditions.

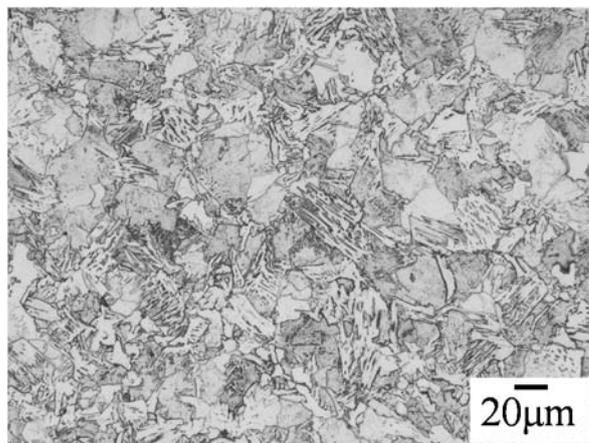
Name	Steel	Rolling	Normalizing		
			Heating	Holding	Cooling
HC-HR	HC	Hot Rolling	900°C	1h	A.C.
HC-LCR	HC	Light Controlled Rolling			A.C.
LC	LC	Light Controlled Rolling			A.C.
HNi	HNi	Hot Rolling	1050°C	1h	A.C.

軽制御圧延を施した材料は有効結晶粒径が細粒化することが期待される。以上の4鋼種について、研磨しナイトール腐食によって現出させた組織の光学顕微鏡写真を Fig. 4.4 に、SEM によって観察した写真を Fig. 4.5 に示す。HC-HR 鋼は粗大な MA を含む低炭素ベイナイトと微細なセメントタイト粒で満たされた高炭素ベイナイトからなる。HC-LCR 鋼は粗大な MA を含む低炭素ベイナイトと有効結晶粒径と同程度のマルテンサイト組織からなる。LC 鋼は全体が粗大な MA を含む低炭素ベイナイトから構成されている。HNi 鋼も全体が粗大な MA を含む低炭素ベイナイトからなるが、有効結晶粒径は他の3鋼種に比べて非常に粗大である。以上のように、それぞれ微視組織の構成は異なるものの、粗大な MA を含む低炭素ベイナイトを有している点では共通である。

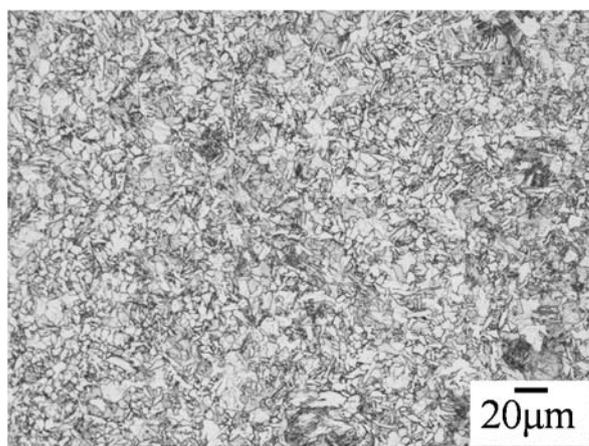
また、再現解析の入力データとするため、MA 厚さと MA 間距離の分布を計測した。計測手法は 2.3.1 項と同様であるが、計測の対象とする MA は低炭素ベイナイト内とその周囲の粗大な MA に限定した。これは、4.2 節で述べたとおり、著者の先行研究で得られた知見に基づく。MA 厚さの計測は HC-HR 鋼については 2000 倍の画像を 25 視野、計 1000 個程度の MA に対して、HC-LCR 鋼については 3000 倍の画像を 10 視野、計 900 個程度の MA に対して、LC 鋼については 2000 倍の画像を 26 視野、計 1200 個程度の MA に対して、HNi 鋼については 2000 倍の画像を 9 視野、計 1300 個程度の MA に対して行った。Fig. 4.6 に、MA 厚さの分布とそれを次式に示す対数正規分布でフィットしたものを示す。

$$P(x) = \frac{\text{Exp}\left(-\frac{(-\mu + \log x)^2}{2\sigma^2}\right)}{\sqrt{2\pi}x\sigma} \quad (4.4)$$

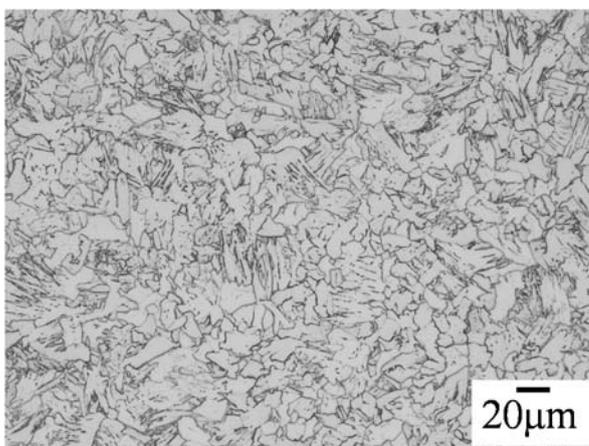
μ および σ は分布の母数である。すべり線長さの計測は HC-HR 鋼については 2000 倍の画像を 20 視野、計 900 個程度、HC-LCR 鋼については 3000 倍の画像を 10 視野、計 1000 個程度、LC 鋼については 2000 倍の画像を 20 視野、計 1000 個程度、HNi 鋼については 2000 倍の画像を 9 視野、計 1000 個程度行った。また、Fig. 4.7 に、MA 間距離の分布と対数正規分布でフィットしたものを示す。数値モデルではフィットした対数正規分布を



(a)Steel HC-HR

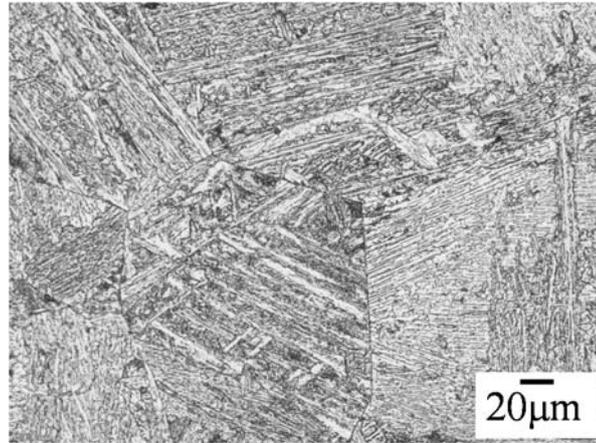


(b)Steel HC-LCR



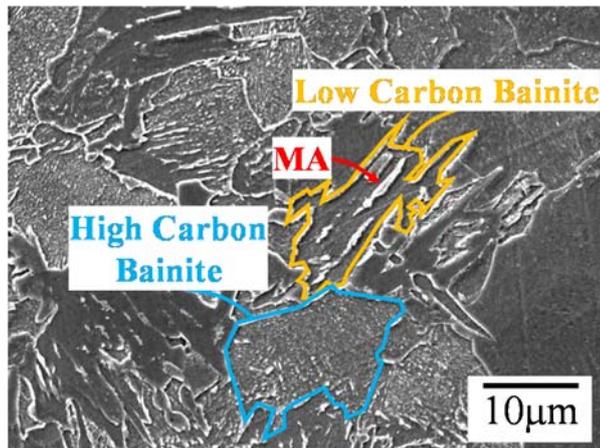
(c)Steel LC

Fig. 4.4-1 Optical microstructures

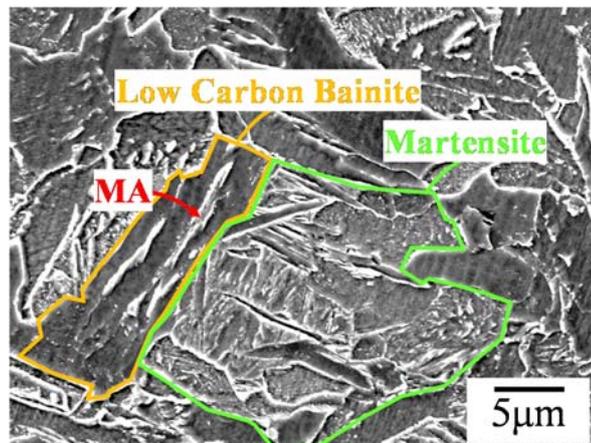


(c)Steel HC-HR

Fig. 4.4-2 Optical microstructures

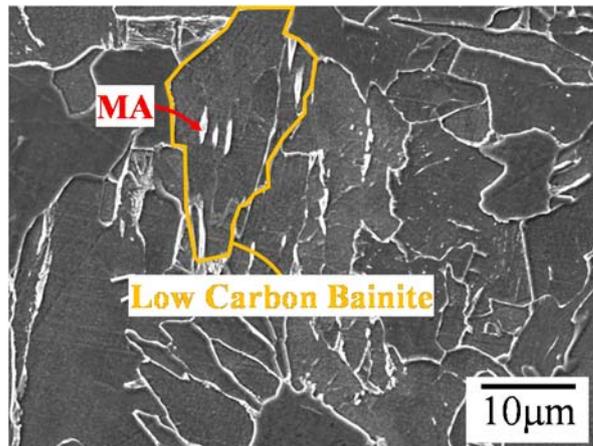


(a)Steel HC-HR

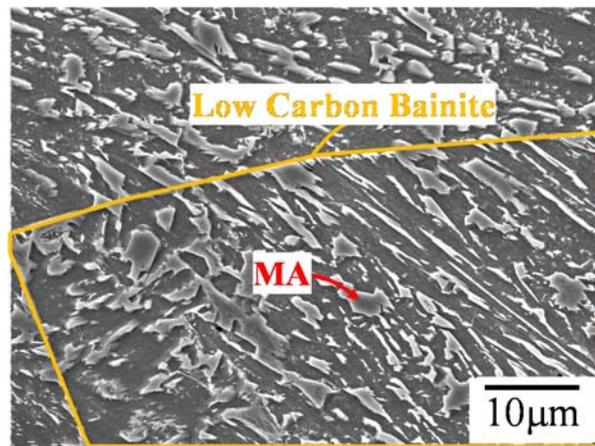


(b)Steel HC-LCR

Fig. 4.5-1 Microstructures observed by SEM.



(c)Steel LC



(d)Steel HNi

Fig. 4.5-2 Microstructures observed by SEM.

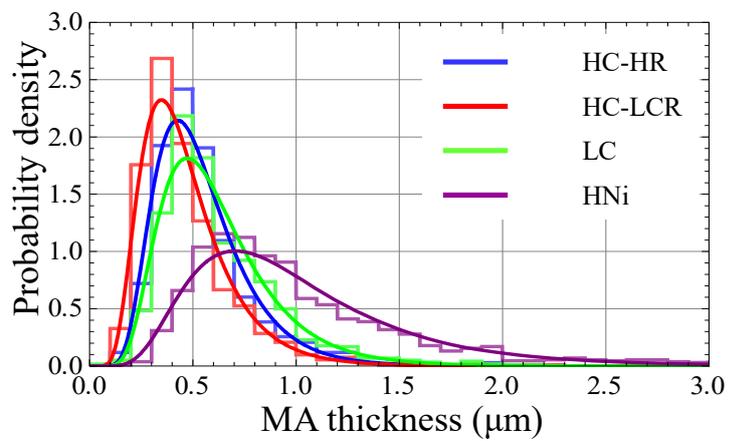


Fig. 4.6 Distribution of MA thickness.

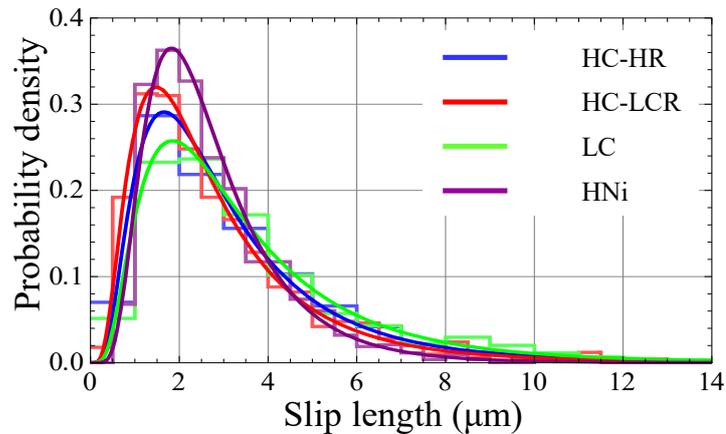


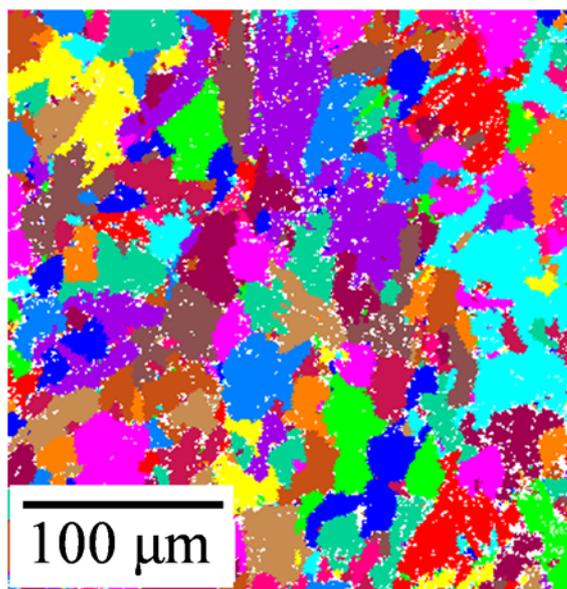
Fig. 4.7 Distribution of slip length.

Table 4.3 Measured data of MA and slip length.

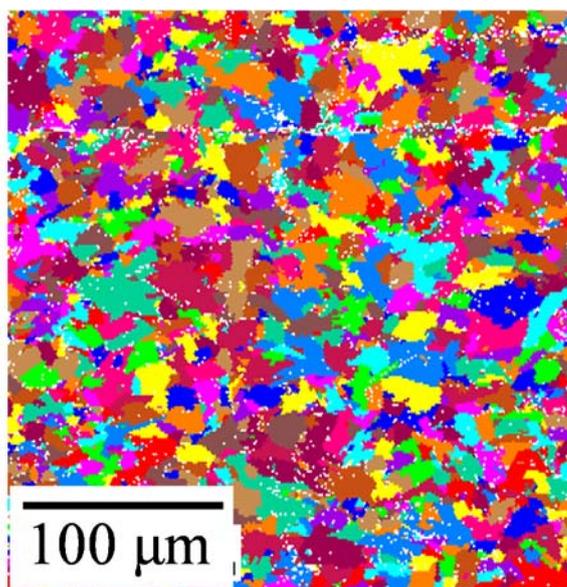
Name	Number per unit area (μm^{-2})	Number per unit volume (μm^{-3})	Area fraction (%)	Parameters of log-normal distribution			
				MA thickness		Slip length	
				μ	σ	μ	σ
HC-HR	0.013	0.033	1.4	-0.69	0.40	0.95	0.66
HC-LCR	0.067	0.220	4.7	-0.86	0.45	0.84	0.67
LC	0.015	0.032	1.9	-0.57	0.43	1.06	0.67
HNi	0.047	0.084	14.0	-0.10	0.50	0.87	0.52

入力データとして使用する。また Table 4.3 に、後述する計量形態学の知見[66]から推定した MA の個数密度、面積分率および MA 厚さ・MA 間距離の対数正規分布のパラメータを示す。MA 厚さは HC-LCR 鋼が最も小さく、HNi 鋼が他の 3 鋼種をはるかに上回る大きさである。また、HC-LCR 鋼は MA 厚さが小さい分、HC-HR 鋼・LC 鋼よりも MA 密度が高い。HNi 鋼は HC-HR 鋼には及ばないものの個数密度は比較的高く、粗大な MA が組織の中で大きな割合を占めている。MA 間距離については、概ね個数密度と負の相関を示している。個数密度が高いほど MA が密に分布していることになるため、MA 間距離が短くなるのは自然である。

次に、HC-HR 鋼・HC-LCR 鋼・LC 鋼について、EBSD 計測を用いて有効結晶粒径の分布を取得した。誤配向角 15° 以内を有効結晶粒の条件とした。Fig. 4.8 に、各鋼種の EBSD 計測の結果を有効結晶粒毎に色を分けて示す。同一有効結晶粒を同一色としてある。しかし、以上の手法で得た粒径分布は“単位面積あたりの粒径分布”である。粒径が同一でも観察面の位置によって見かけの断面積は異なるために、顕微鏡観察で得た粒径分布は単位体積あたりの粒径分布に一致しない。以上の点を考慮し、単位面積あたりの粒径分布から単位体積あたりの粒径分布を推定する手法が、Saltykov によって提案されている[65]。以下に、この手法を示す。この理論は観察する粒子が全て完全な球形で

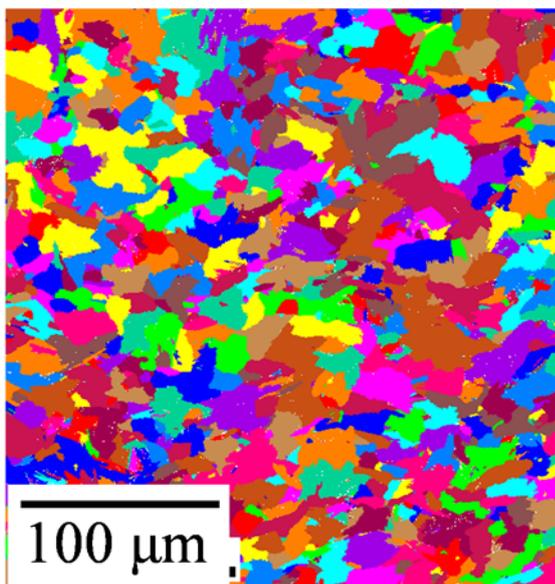


(a)Steel HC-HR

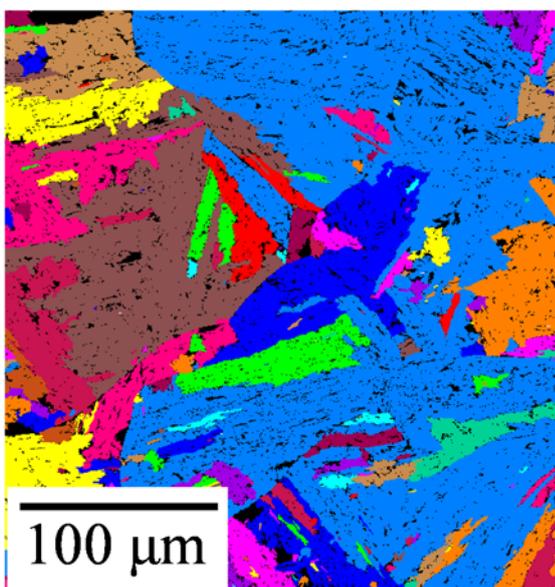


(b)Steel HC-LCR

Fig. 4.8-1 Results of EBSD analysis.



(c)Steel LC



(d)Steel HNi

Fig. 4.8-2 Results of EBSD analysis.

あると仮定する。まず、分布を最小から最大の間で数領域に分割(8以上が推奨される)し、各領域に含まれる粒子径は同一であると考え、次に、以下の式を用いて各領域の単位面積あたりの個数 $N_A(i)$ を単位体積あたりの個数 $N_V(i)$ に換算する。ここで、 i は最小の領域から数えた領域の順番を示す。

$$N_V(i) = \frac{\alpha_0(i)N_A(i) - \sum_{j=1}^{\beta-i} \alpha(i,j)N_A(i+j)}{\delta} \quad (4.5)$$

δ は分割幅、 β は分割領域数、 $\alpha_0(i)$ と $\alpha(i,j)$ は次式で表される補正係数である。

$$\alpha_0(i) = \frac{1}{\sqrt{i^2 - (i-1)^2}} \quad (4.6)$$

$$\alpha(i,j) = \frac{\alpha_0(i)\{\sqrt{(i+j)^2 - (i-1)^2} - \sqrt{(i+j)^2 - i^2}\} - \sum_{k=1}^{j-i} \alpha(i,k)\{\sqrt{(i+j)^2 - \{(i+k)-1\}^2} - \sqrt{(i+j)^2 - (i+k)^2}\}}{\sqrt{(i+j)^2 - \{(i+j)-1\}^2}} \quad (4.7)$$

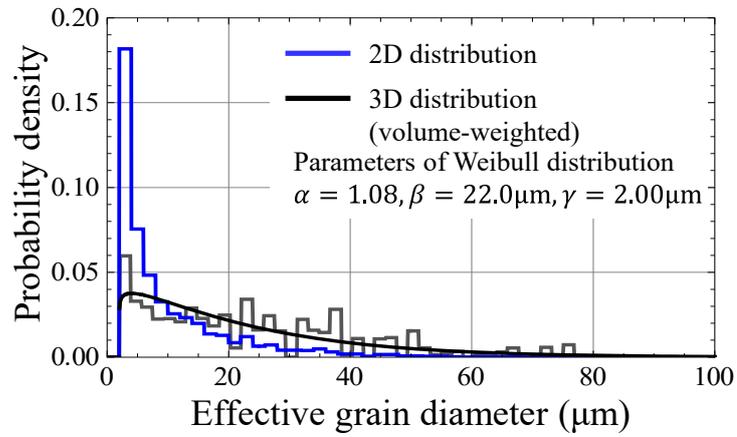
また、以上の手法で算出される分布は個数の確率密度である。実際の破壊現象を考慮するならば、大きな有効結晶粒の方が内部にMAを含む確率が高いと考えられる。この点を反映するため、式(4.5)による補正の後、確率分布に体積による重み付けを行った。Fig. 4.9に、計測された見かけの有効結晶粒径分布と、それを以上の操作によって体積で重み付けした3次元の粒径分布に修正したもの、次式で示す3パラメーターのWeibull分布でフィットしたものをあわせて示す。

$$P(x) = \begin{cases} \frac{\alpha}{\beta} \left(\frac{x-\gamma}{\beta}\right)^{\alpha-1} \text{Exp}\left(-\left(\frac{x-\gamma}{\beta}\right)^\alpha\right) & x > \gamma \\ 0 & x \leq \gamma \end{cases} \quad (4.8)$$

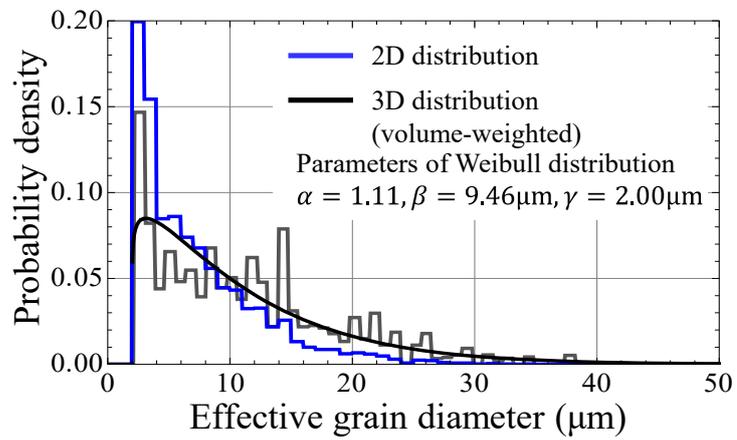
α は形状母数、 β は尺度母数、 γ は位置母数である。各鋼種の母数はFig. 4.9に合わせて示した。数値モデルではフィットしたWeibull分布を入力データとして使用する。有効結晶粒径は、Hf鋼が最も大きく、HC-LCR鋼が最も小さい。これは、Fig. 4.8に示したEBSD計測の結果の見た目と一致する。

4.3.2 引張試験

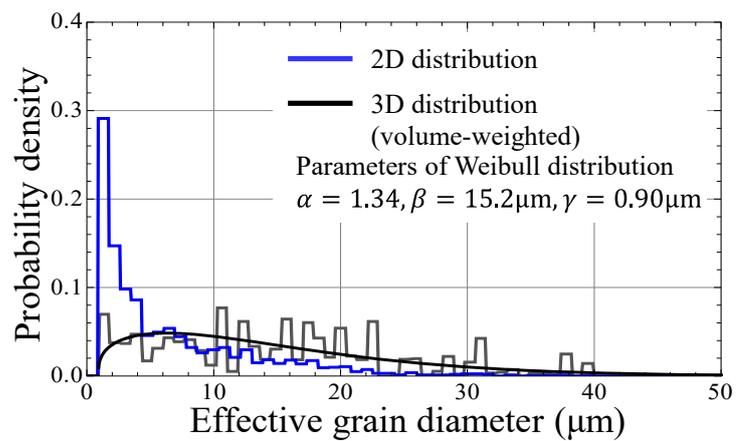
後述する有限要素解析において入力する応力ひずみ曲線を取得するため、引張試験を行った。Fig. 4.10に、HC-HR鋼・HC-LCR鋼・LC鋼について用いた試験片形状を示す。



(a)Steel HC-HR

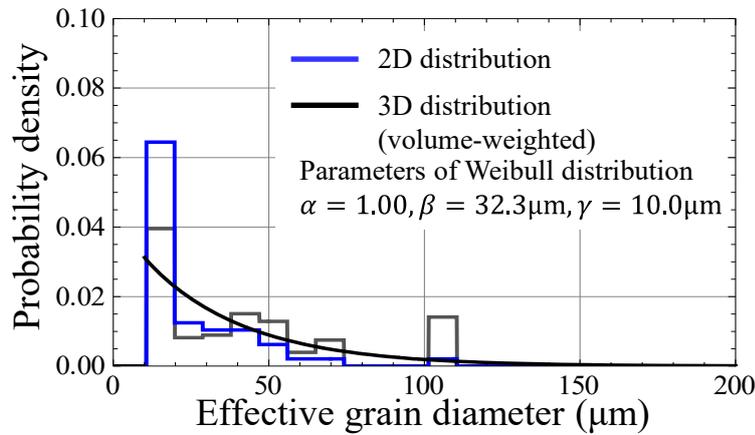


(b)Steel HC-LCR



(c)Steel LC

Fig. 4.9-1 Distribution of effective grain diameter.



(d)Steel HNi

Fig. 4.9-2 Distribution of effective grain diameter.

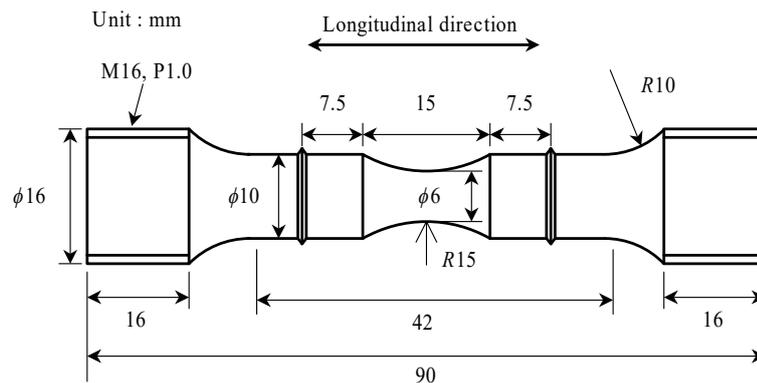
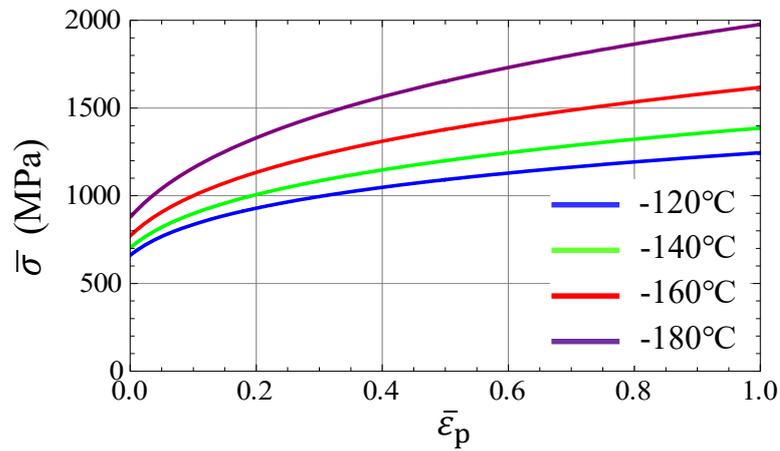


Fig. 4.10 Specimen configuration for tensile test (HC-HR, HC-LCR, LC)..

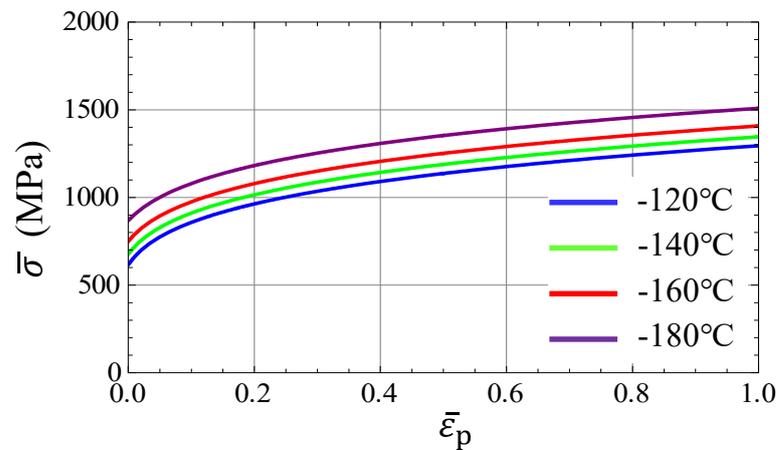
HNi 鋼については第 2 章で Fig. 2.9 に示したものと同一形状の試験片を用いた。試験温度は後述する破壊靱性試験に合わせた。逆解析による応力ひずみ曲線推定の手法は 2.3.3 項および 3.3.3 項と同様である。Table 4.4 に得られた Swift の式のパラメーターを示す。Fig. 4.11 に、対応する応力ひずみ曲線を示す。同温度で比較すると HC-HR 鋼が最も硬く、LC 鋼が最も強度が低い。また、HNi 鋼は試験温度は他の 3 鋼種に比べてはるかに高温であるものの、強度の水準は同程度である。したがって、HNi 鋼は他の鋼種よりも非常に強度が高い材料であることがわかる。これは、Table 4.1 に示されるように HNi 鋼は多量の Si が添加されていることや、MA 分率が高いことによると考えられる。

Table 4.4 Estimated parameters of Swift formula.

Name	Temp.(°C)	σ_y (MPa)	α	n
HC-HR	-180	879	0.0582	0.28
	-160	772	0.0547	0.25
	-140	703	0.0500	0.22
	-120	661	0.0455	0.20
HC-LCR	-180	868	0.0364	0.16
	-160	750	0.0294	0.18
	-140	676	0.0254	0.19
	-120	616	0.0222	0.19
LC	-180	797	0.0233	0.14
	-160	675	0.0201	0.14
	-140	602	0.0181	0.15
	-120	553	0.0167	0.15
HNi	-20	743	0.0346	0.13
	0	688	0.0152	0.11

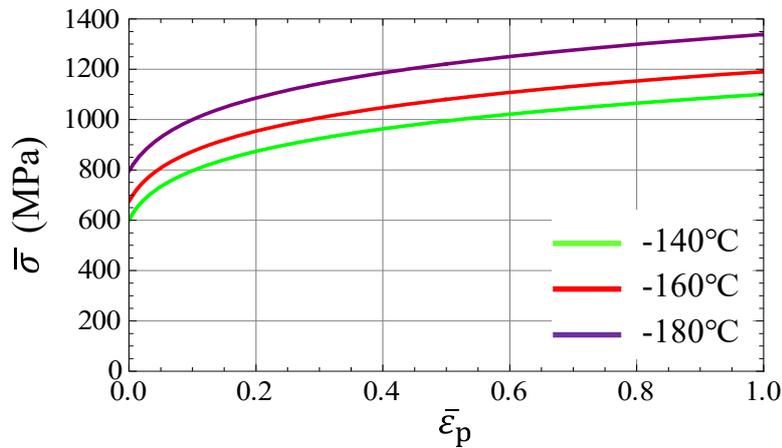


(a)Steel HC-HR

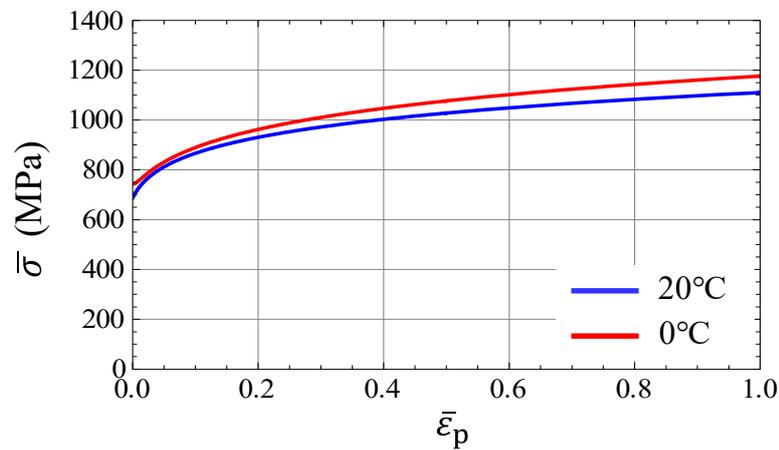


(b)Steel HC-LCR

Fig. 4.11-1 Estimated stress-strain curve.



(c)Steel LC



(d)Steel HNi

Fig. 4.11-2 Estimated stress-strain curve.

4.3.3 破壊靱性試験

Fig. 4.12 に、HC-HR 鋼・HC-LCR 鋼・LC 鋼について用いた破壊靱性試験片の形状を示す。また、Fig.4.13 に、HNi 鋼について用いた試験片形状を示す。治具の変位速度および計装は第2章と共通である。なお、HNi 鋼については試験片にクリップゲージの取り付けに用いるナイフエッジを取り付けていないため、荷重とクロスヘッド変位のみ計測した。試験温度はHC-HR 鋼・HC-LCR 鋼・LC 鋼については-180°C~-120°Cの間で行い、冷却槽に注ぐ液体窒素量によって調節した。HNi 鋼については-20°C・0°Cで行い、エタノールとドライアイスによって作成した寒剤によって調節した。Fig. 4.14 に、HC-HR 鋼・HC-LCR 鋼・LC 鋼の荷重-クリップゲージ変位履歴と HNi 鋼の荷重-クロスヘッ

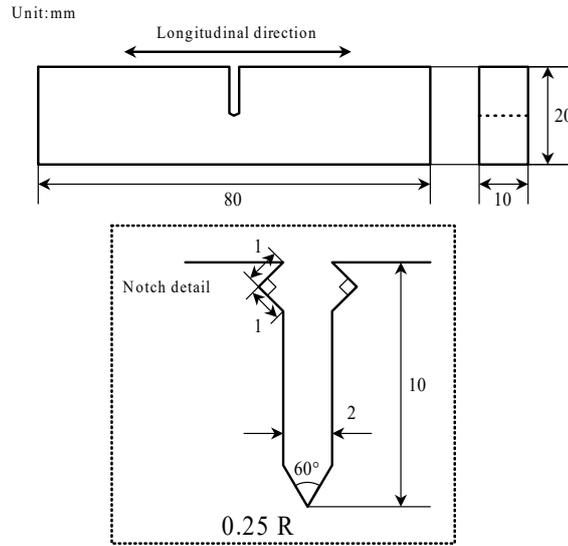


Fig. 4.12 Specimen configuration for fracture toughness (HC-HR, HC-LCR, LC).

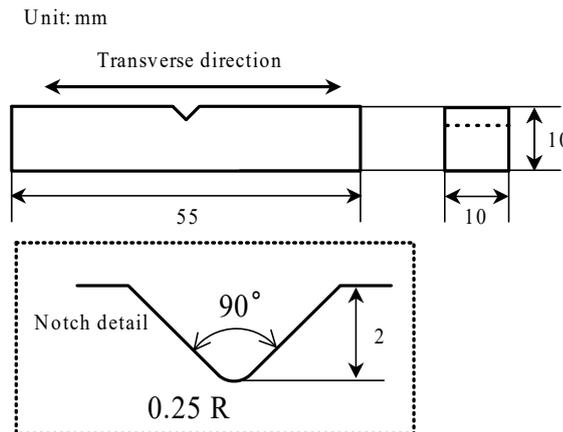
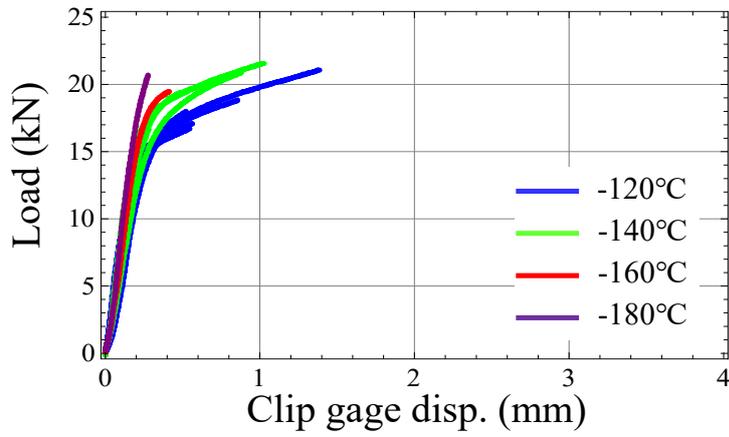


Fig. 4.13 Specimen configuration for fracture toughness (HNi).

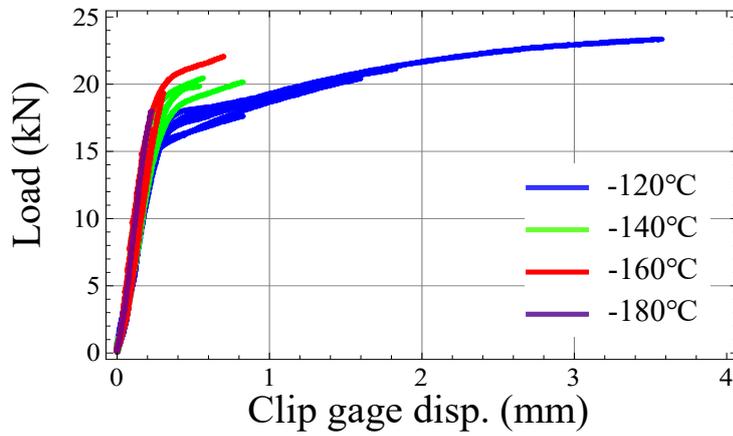
ド変位履歴を示す。なお、HNi鋼の荷重-クロスヘッド変位履歴については、治具の弾性変形による変位を取り除くために補正を行っている。また、Fig. 4.15に、全試験片の破壊靱性値を示す。HR鋼・HC-LCR鋼・LC鋼については、次式に示すBS7448[67]において定式化されているCTODの算定式を形式的に適用した限界準CTODを破壊靱性値として用いた。

$$\delta_c = \frac{K^2(1 - \nu^2)}{2\sigma_Y E} + \frac{r_p(W - a)v_p}{r_p(W - a) + a} \quad (4.9)$$

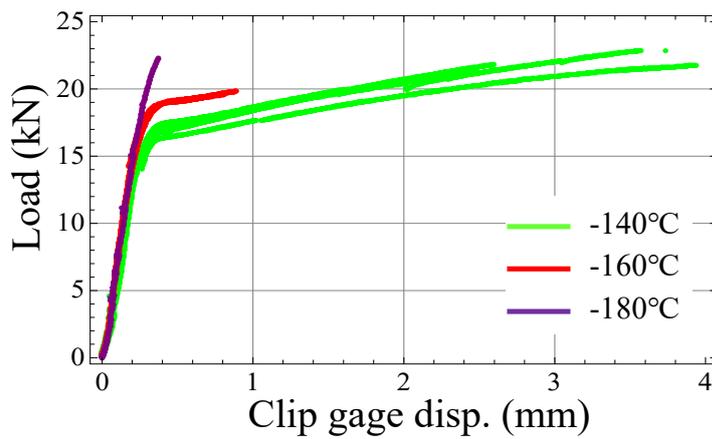
ここで、 K は応力拡大係数、 W は試験片幅、 a は切欠き深さ、 r_p は回転係数、 v_p はクリッ



(a)Steel HC-HR

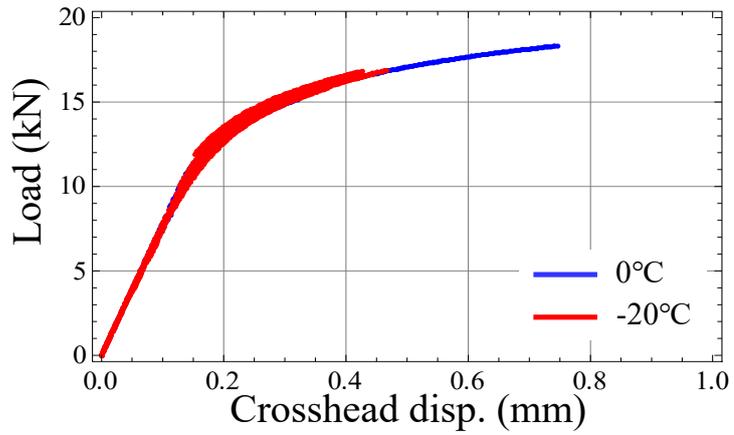


(b)Steel HC-LCR



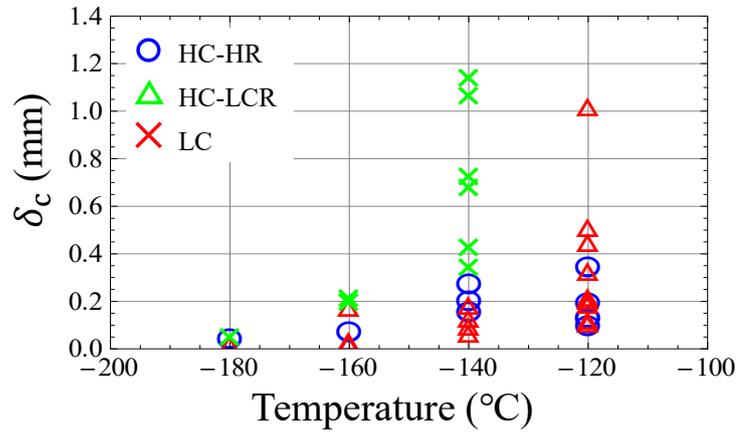
(c)Steel LC

Fig. 4.14-1 Load-displacement history of fracture toughness tests.

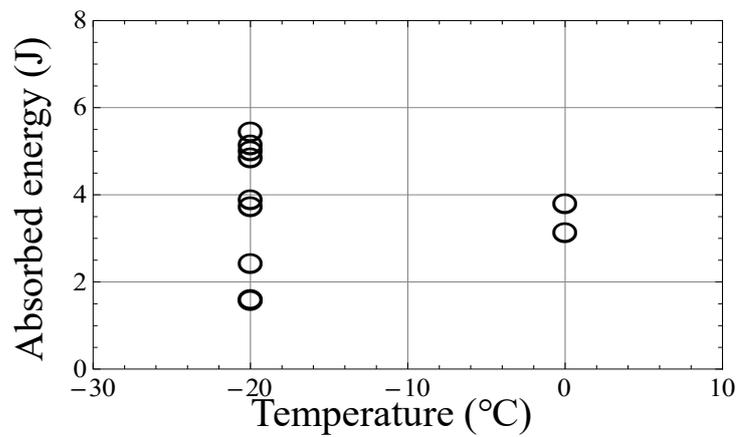


(d)Steel HNi

Fig. 4.14-2 Load-displacement history of fracture toughness tests.



(a) Steel HC-HR, HC-LCR, LC



(b)Steel HNi

Fig. 4.15 Fracture toughness values obtained by fracture toughness tests.

プゲージ変位の塑性成分である。本研究では、 $r_p = 0.4$ とした。なお、 δ_c は切欠き端の実際の変形を表しているわけではなく、変形の程度に対応するパラメーターである。HNI鋼のみ、荷重-クロスヘッド変位から算出された吸収エネルギーを破壊靱性値として用いた。試験片形状・破壊靱性値の基準が同じ HC-HR・HC-LCR・LC 鋼を比較すると、LC 鋼が最も靱性がよく、HC-HR 鋼と HC-LCR 鋼に大きな差は認められない。HNI 鋼については、 -20°C の試験と 0°C の試験で靱性に差はなかった。

4.4 有限要素解析

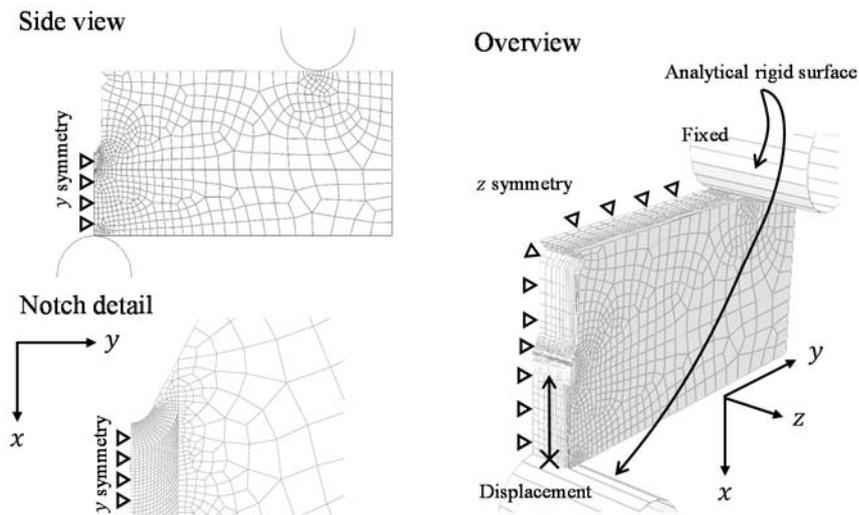
再現解析において用いる active zone の応力ひずみ場の履歴を取得するため、前項で取得した応力ひずみ曲線を用いて有限要素解析を行った。解析に用いた FE モデルを Fig. 4.16 に示す。その他の解析手法は 2.4 節で述べたものと同様である。また、解析によって得られた最大主応力の分布の例を Fig. 4.17 に示す。2.4 節の結果と同様に、変形が進むほど、最大主応力のピークが試験片の内部に移動していくことが確認できる。また、HC-HR 鋼と HNI 鋼は切欠きの曲率半径が異なるため、変形に伴う応力ひずみ場の変化が異なる。

4.5 破壊靱性試験の再現解析

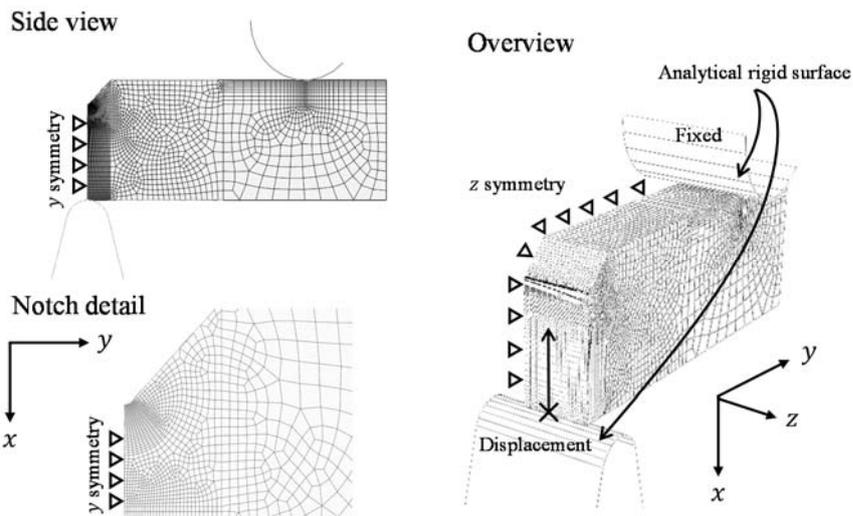
4.5.1 実験結果との比較

4.2 節で構築した数値モデルによって 4.3 節で示した破壊靱性試験の再現解析を行い、結果を実際の試験結果と比較することで、妥当性の検証を行った。まず、4.3.1 項の組織計測の結果を式(2.2)・式(1.2)に入力することで、 σ_{fII} および σ_{fIII} の分布を作成する。Fig. 4.18 に各鋼種の σ_{fII} および σ_{fIII} の分布を示す。どの鋼種においても σ_{fII} の方が高く、ボトルネックプロセスは Stage II となると考えられる。また、MA 厚さが他の鋼種よりもはるかに大きい HNI 鋼は σ_{fII} が最も低い。HC-LCR 鋼は MA 厚さ、すべり線長さ共に最も小さいため、 σ_{fII} が最も高い。HC-HR 鋼と LC 鋼を比べると、HC-HR 鋼の方が MA 厚さは小さいが、LC 鋼の方がすべり線長さが短いため、 σ_{fII} の分布は近い。 σ_{fIII} については、同温度で比較している HC-HR・HC-LCR・LC 鋼は Fig. 4.9 に示した有効結晶粒径と負の相関を示している。これは、式(3.32)に示されるように、温度が同じ場合は有効表面エネルギー γ_{mm} が等しく、 σ_{fIII} の値には亀裂半径となる有効結晶粒のみが影響するためである。HNI 鋼は有効結晶粒径が他鋼種よりもはるかに大きい、試験温度がはるかに高いため γ_{mm} が高く、結果として他の 3 鋼種の分布と同様の水準である。

再現解析を行う前に、適切な体積要素寸法・active zone 寸法を決定するために、HC-



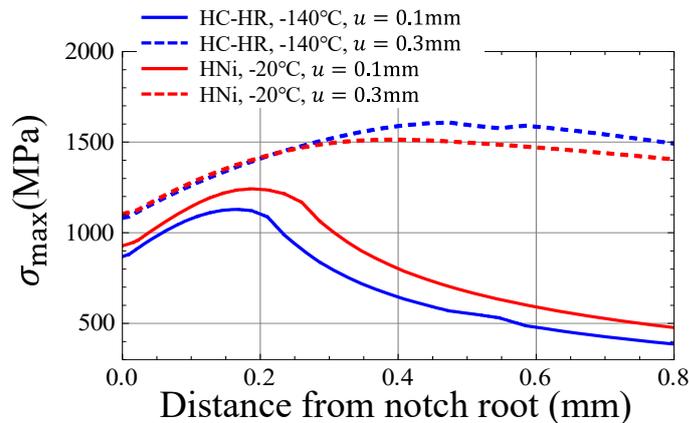
(a)Steel HC-HR, HC-LCR, LC



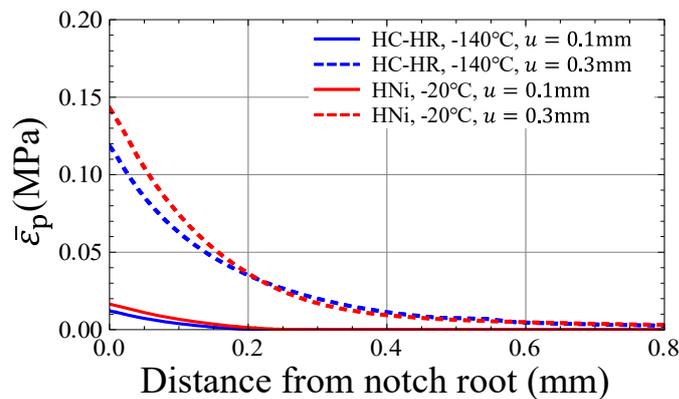
(b)Steel HNi

Fig. 4.16 FE model for simulation of fracture toughness test.

HR 鋼の -120°C の解析条件を用いて事前解析を行った。体積要素寸法・active zone 寸法をそれぞれ変化させ、出力される破壊靱性値分布を比較することで、計算コストができる限り少なく、十分に収束する条件を探索した。Fig. 4.19 に、体積要素寸法を変化させた場合の破壊靱性値分布の変化を示す。体積要素寸法はほぼ解析結果に影響しないことが確認できる。これは、式(2.8)に示されるように、体積要素寸法が小さくなった場合は体積要素に含まれる MA 数 n が減少することで MA 割れ数 n_c も減少し、体積要素数が増える代わりに式(4.2)に示される個々の体積要素の割れ確率が減少するためである。応力ひずみ場が一樣であれば解析結果が体積要素数に依存しないことは、式(4.2)および式(2.11)からも明らかである。実際には応力およびひずみは勾配を有するため、個々の体



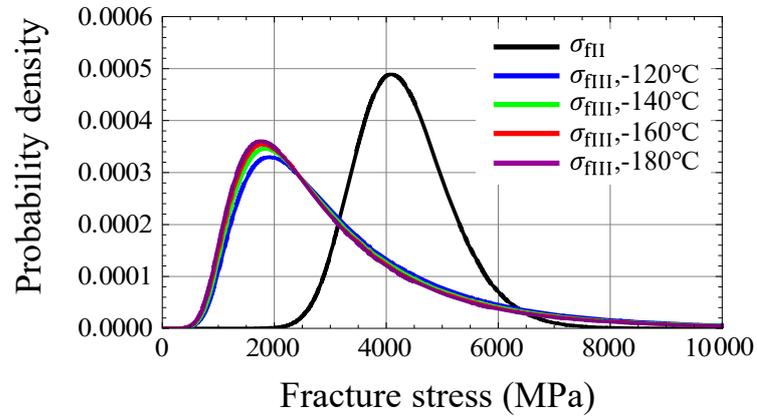
(a) σ_{\max}



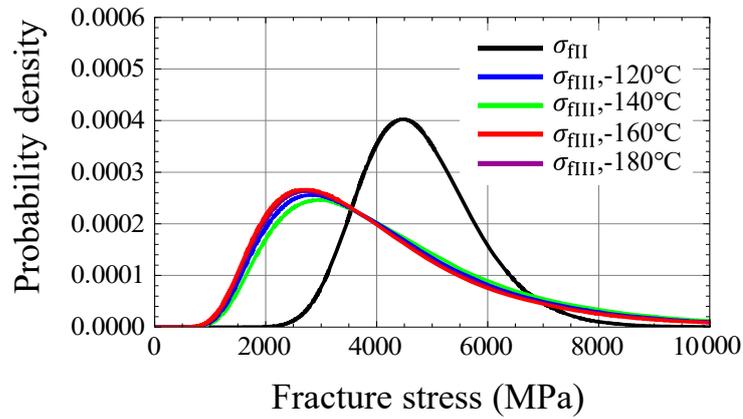
(b) $\bar{\epsilon}_p$

Fig. 4.17 Stress and strain field estimated by FEA (u means jig displacement).

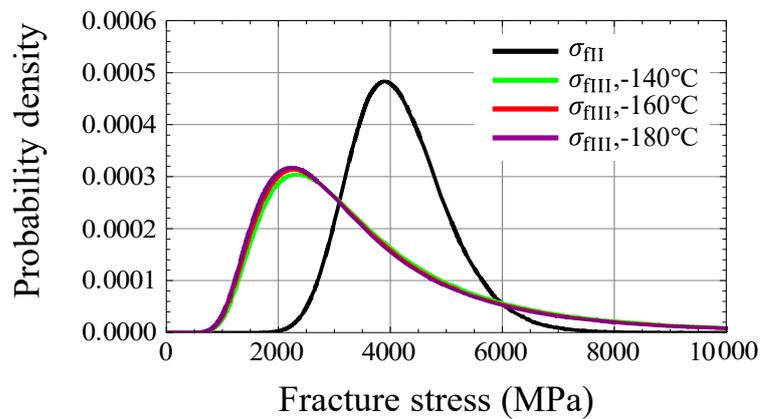
積要素内で応力・ひずみ勾配が十分に小さいことが体積要素寸法の決定において要求される。Fig. 4.19 において体積要素寸法を一片 $500\mu\text{m}$ と非常に粗大にした場合について、他の場合に対して解析結果にわずかに差異が生じているのは、応力・ひずみ勾配に対して体積要素寸法が大きすぎるためである。また、 x 方向の active zone 寸法を変化させた場合、 y 方向の active zone 寸法を変化させた場合、 z 方向の active zone 寸法を変化させた場合をそれぞれ Fig. 4.20 に示す。active zone 寸法の座標系は Fig. 4.16 に示したものであり、原点は切欠き底かつ板厚中心の位置である。解析結果は active zone 寸法に強く影響され、active zone 寸法が大きくなるにつれて収束していくことが確認できる。active zone 寸法が小さい場合は応力およびひずみが高く解析結果に十分な影響を与える領域を無視することになるため、破壊確率を低く見積もることになる。一方、active zone 寸法が十分に大きければ、それ以上大きくした場合でも新たに加わる領域の寄与が微小で



(a)Steel HC-HR

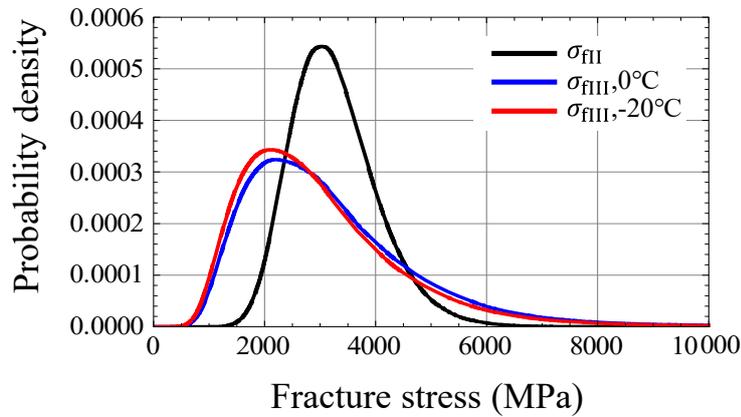


(b)Steel HC-LCR



(c)Steel HC-LCR

Fig. 4.18-1 Fracture stress distribution.



(d)Steel HNi

Fig. 4.18-2 Fracture stress distribution.

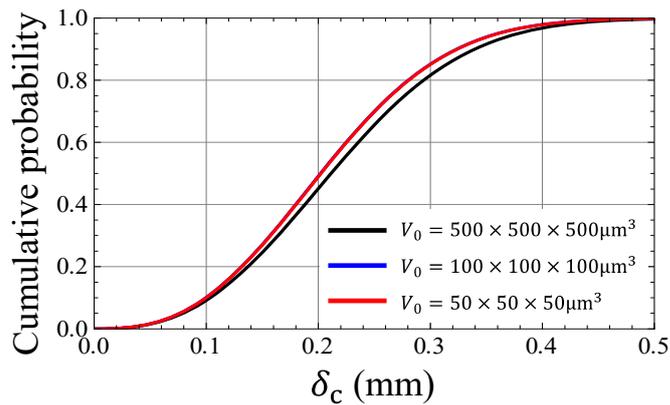
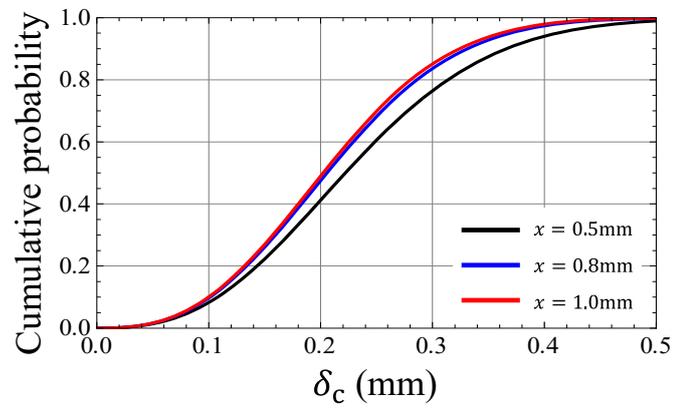
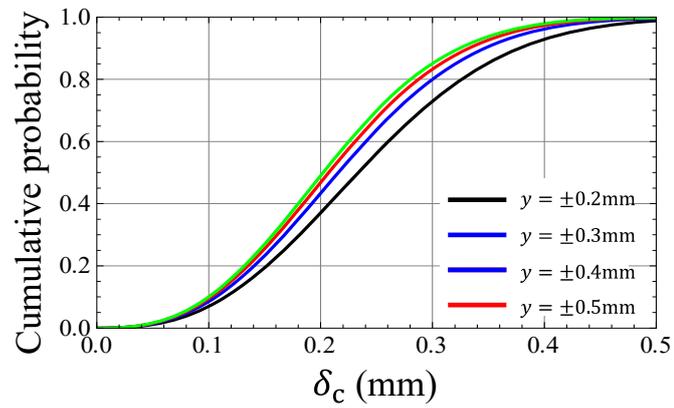


Fig. 4.19 Effect of size of a volume element or V_0 on a result of model calculation.

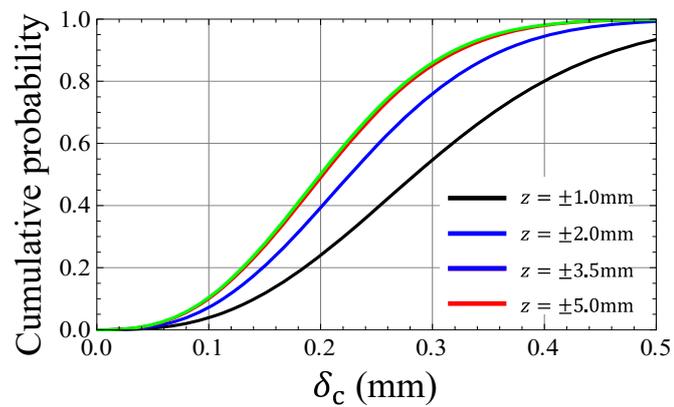
あるため、解析結果に与える影響は無視できる。以上の解析を踏まえた上で決定した体積要素寸法・active zone 寸法を Table 4.5 に示す。実験結果と解析結果の比較を Fig. 4.21 に示す。どの鋼種に対しても、数値モデルの予測結果と実験結果は良好な一致を示している。ほとんどの実験点がモデルで予測された累積破壊確率 1%~99%の範囲に含まれており、温度に伴う推移だけでなく、ばらつきも含めて予測に成功している。しかし、HC-LCR 鋼の-120°Cのみ、モデルで予測されたばらつきの範囲を大きく逸脱している実験点が 1 点認められる。この実験において試験片の変形量は他の実験結果を大きく上回っていたため、延性ポイドが多数発生した後に脆性破壊が発生した可能性が考えられる。延性ポイドによる機械特性の変化は本モデルでは考慮していないため、今後対応すべき課題である。また、ばらつきについてより詳細に検討するため、Fig. 4.22 に試験本数が比較的多い HC-LCR 鋼の-140°C、-120°C、LC 鋼の-140°Cおよび HNi 鋼の-20°Cについて、



(a) x direction



(b) y direction



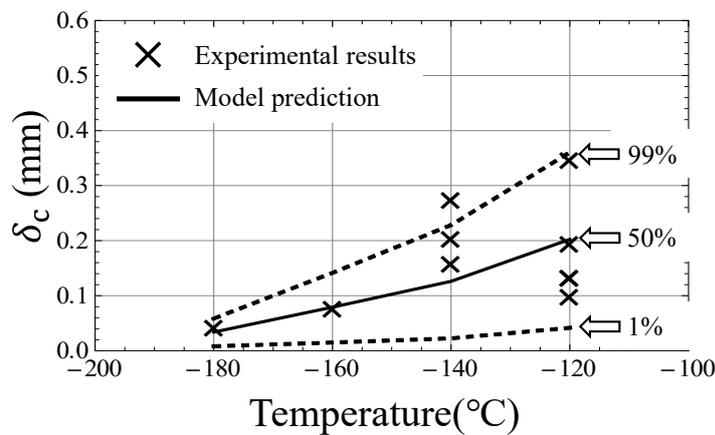
(c) z direction

Fig. 4.20 Effect of active zone size on a result of model calculation.

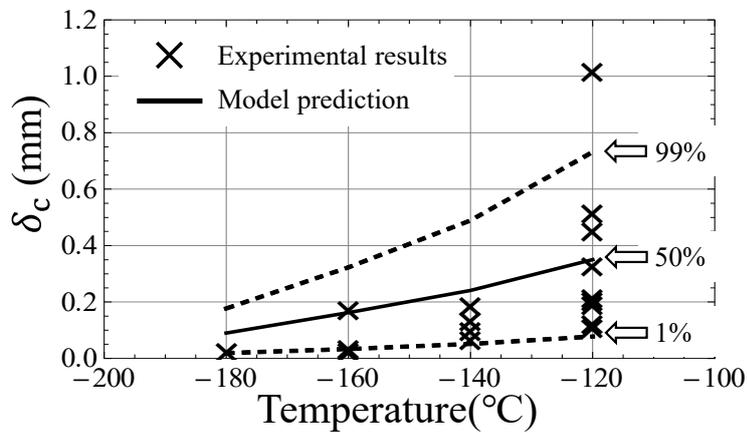
実験結果とモデルによる予測結果を Weibull 確率紙にプロットしたものを示す。図に示されるように、ばらつきの傾向も概ね再現されており、本モデルの定式化は妥当であると考えられる。

Table 4.5 Calculation condition

Steel	Active zone size (mm)			Size of a volume element, V_0
	x	y	z	
HC-HR, HC-LCR, LC	1.0	± 0.5	± 3.5	$50 \times 50 \times 50 \mu\text{m}^3$
HNi	1.0	± 0.8	± 4.0	

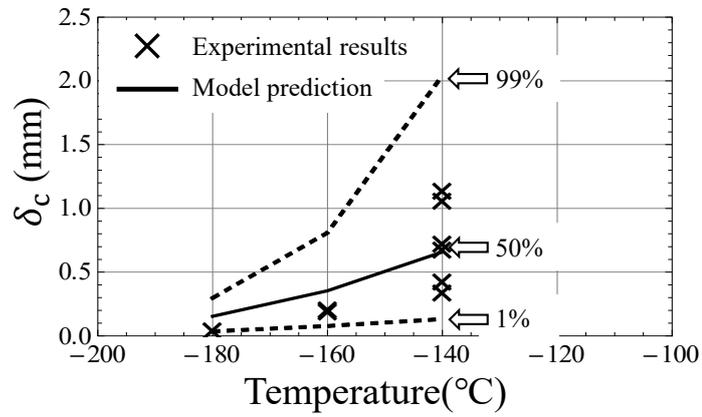


(a)Steel HC-HR

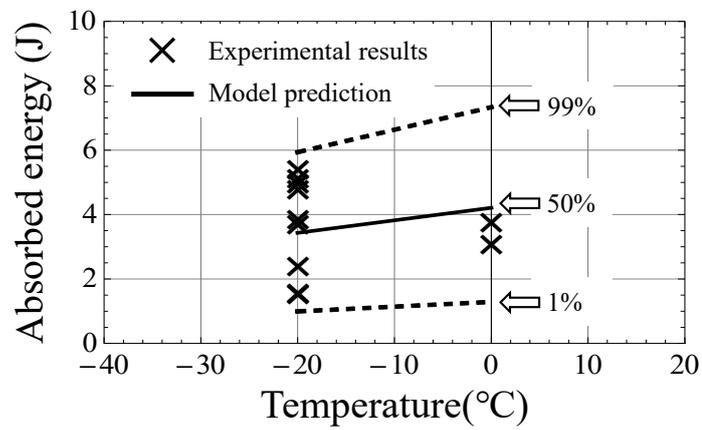


(b)Steel HC-LCR

Fig. 4.21-1 Comparison of experimental results and model prediction (temperature dependence).

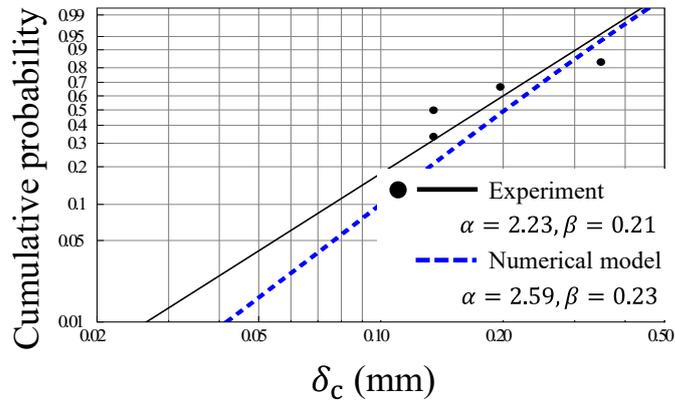


(c)Steel LC

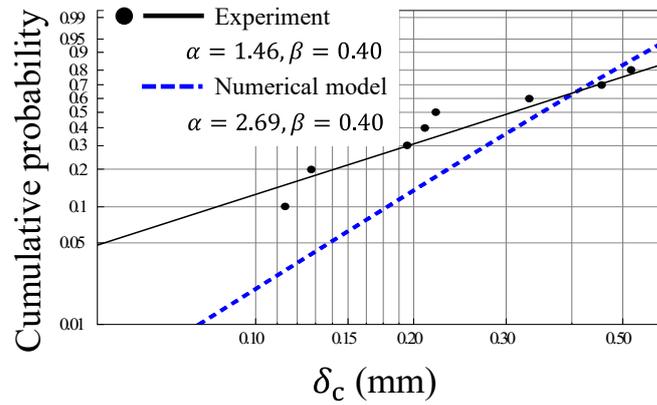


(d)Steel HNi

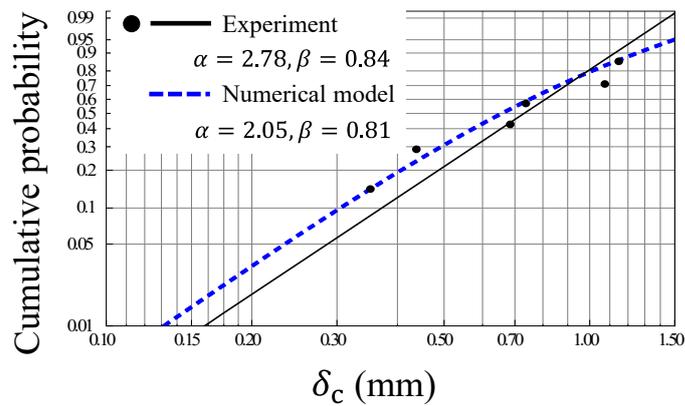
Fig. 4.21-2 Comparison of experimental results and model prediction (temperature dependence).



(a)Steel HC-HR, -120°C

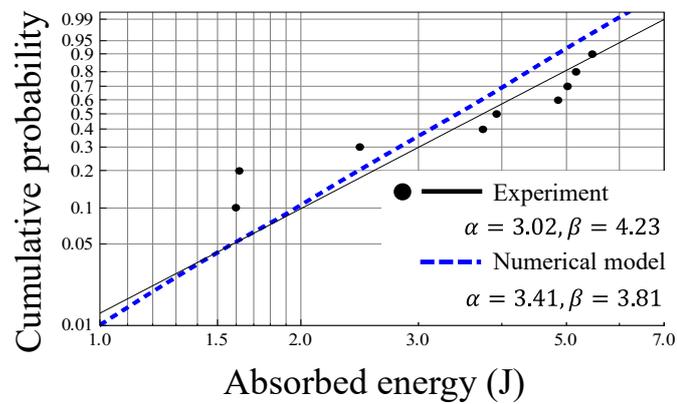


(b)Steel HC-LCR, -120°C



(c)Steel LC, -140°C

Fig. 4.22-1 Comparison of experimental results and model prediction (scatter at the same temperature).

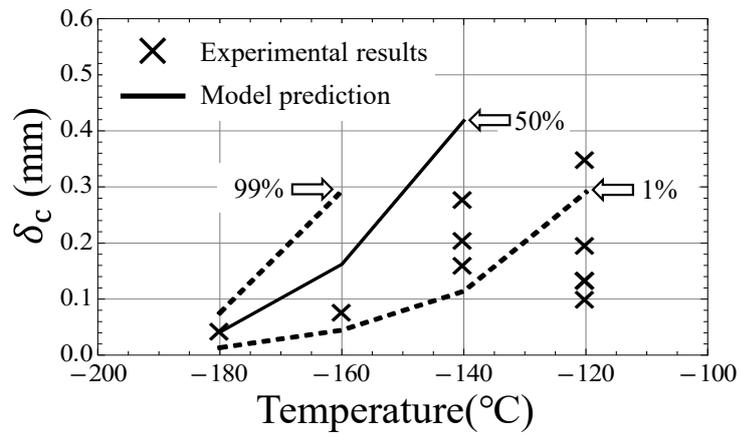


(d)Steel HNi, -20°C

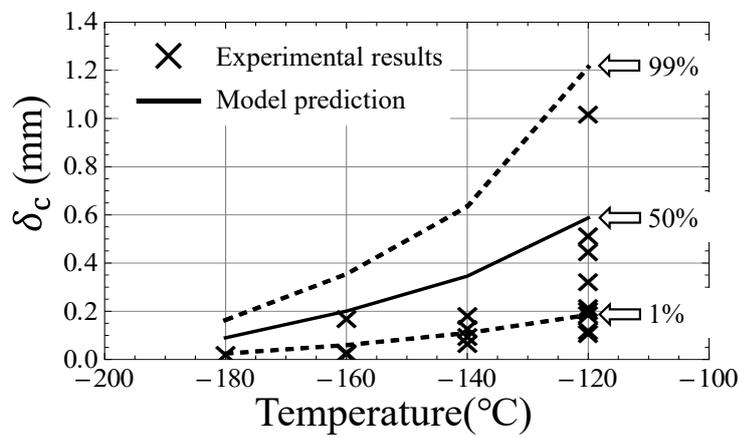
Fig. 4.22-2 Comparison of experimental results and model prediction (scatter at the same temperature).

4.5.2 他の破壊条件を用いた場合との比較

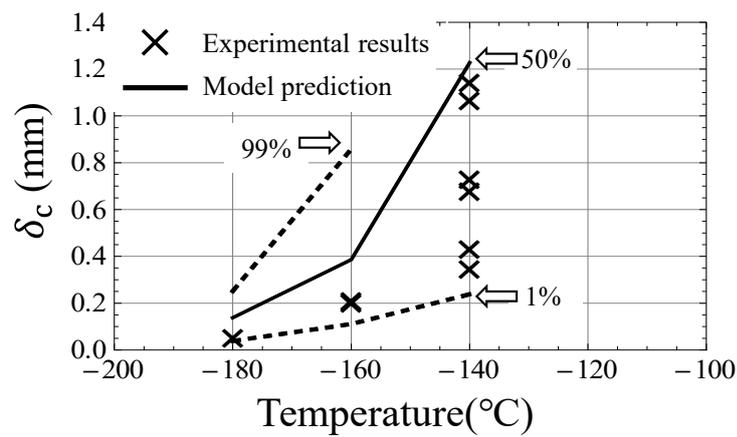
4.5.1 項では、Stage II に第 2 章に示した限界破壊応力条件を、Stage III に第 3 章で示した γ_{mm} の温度依存性を、それぞれ新たに導入することで更新した破壊確率モデルについて、再現解析による妥当性の検証を行った。Fig. 4.23 に Stage II の限界破壊応力として式(1.2)に示した Griffith-Irwin-Orowan の条件を用いた場合の実験結果と解析結果の比較を示す。亀裂半径 a として MA 寸法の分布を用い、すべり線長さは式において考慮されていないため用いなかった。有効表面エネルギーとして、2.5 節で推定した値、 $\gamma_{pm} = 6\text{J/m}^2$ を用いた。また、Fig. 4.24 に Stage II の限界破壊応力として式(1.4)に示した Petch の条件を用いた場合の実験結果と解析結果の比較を示す。Petch の式においては d としてすべり線長さの分布を、亀裂長さ c として MA 寸法の分布を用いた。有効表面エネルギーとして、同様に 2.5 節で推定した値、 $\gamma_{pm} = 30\text{J/m}^2$ を用いた。なお、Fig. 4.23 および Fig. 4.24 において、有限要素解析の最終タイムステップにおいてもその累積確率まで達しなかった場合はプロットを行っていない。これらの図に示されるように、どちらの場合も破壊靱性値分布の温度遷移の傾向はほぼ同一である。Fig. 4.21, Fig. 4.23, Fig. 4.24 を比較すると、HNi 鋼を除いて Griffith-Irwin-Orowan の条件を用いた場合、Petch の式を用いた場合のどちらにおいても靱性を過大評価していることが認められる。HC-HR 鋼では -120°C で累積確率の 50% 点が試験で得られた破壊靱性値の最大値に対して余裕をもって設定された有限要素解析の最終タイムステップにおいても得られず、試験結果のばらつきの範囲を大きく逸脱している。HC-HCR 鋼では新式を用いた場合ではばらつ



(a)Steel HC-HR

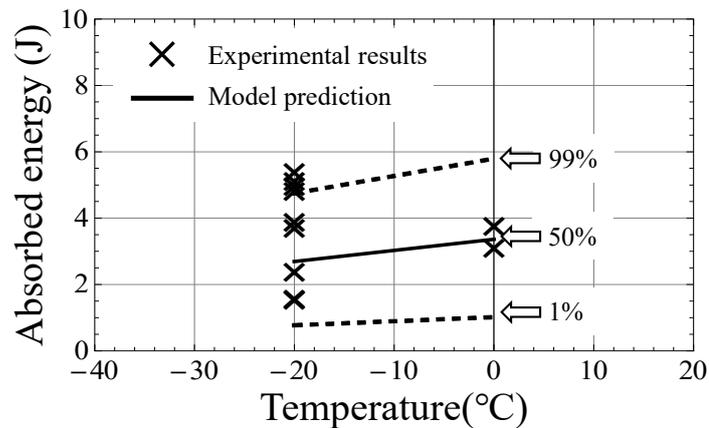


(b)Steel HC-LCR



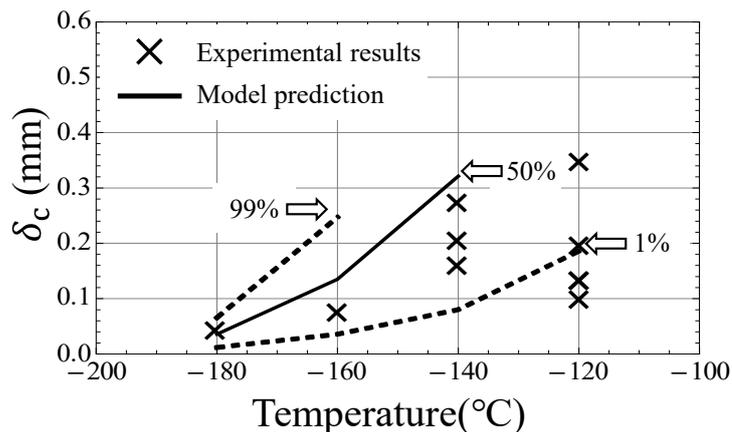
(c)Steel LC

Fig. 4.23-1 Comparison of experimental results and model prediction with Griffith-Irwin-Orowan criterion (temperature dependence).



(d)Steel HNi

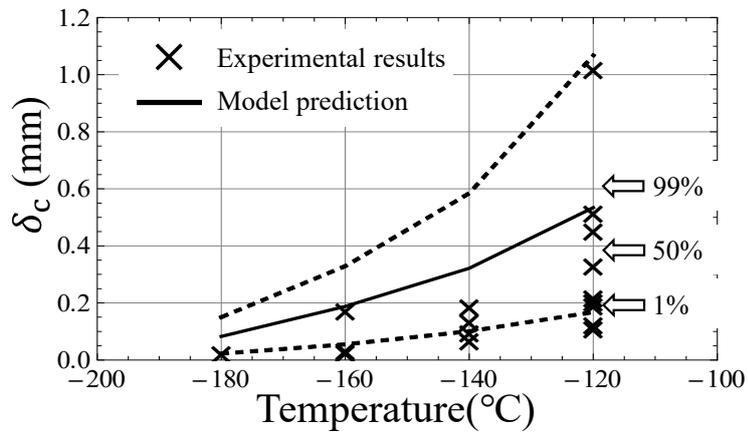
Fig. 4.23-2 Comparison of experimental results and model prediction with Griffith-Irwin-Orowan criterion (temperature dependence).



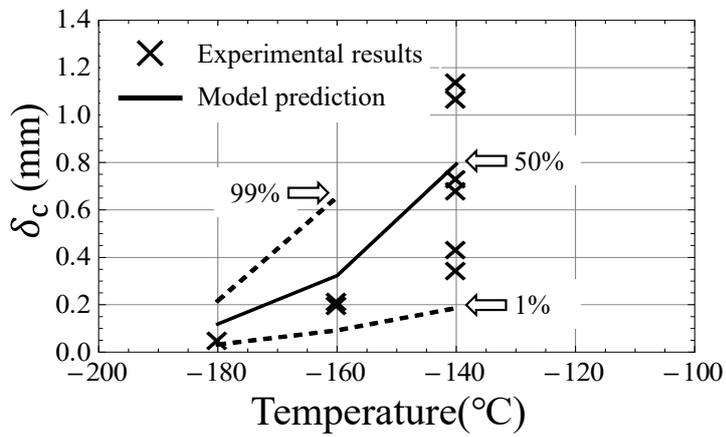
(a)Steel HC-HR

Fig. 4.24-1 Comparison of experimental results and model prediction with Petch's formula (temperature dependence).

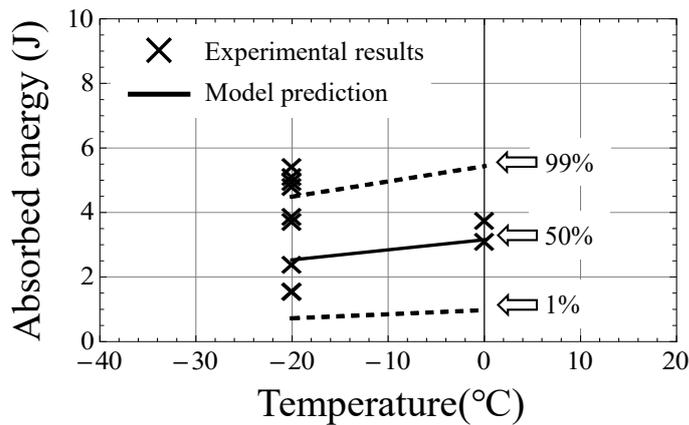
きの範囲に含めることのできなかつた高靱性値の実験点を含んでいるが、その代わりに低靱性値の実験点がばらつきの範囲を逸脱している。また、 -160°C 、 -140°C の低靱性値の実験点もばらつきの範囲外となっており、全体として靱性を過大評価していると評価できる。LC 鋼は -120°C においてのみ累積確率の 99%点有限要素解析の最終タイムステップにおいても得られなかつたことから、若干の過大評価となっていることが認められる。HNi 鋼についてはどちらも全体として過小評価する傾向にある。Griffith-Irwin-Orowan の条件および Petch の式のいずれを用いた場合でも、十分な精度で靱性の評価ができておらず、新式の導入によって精度が向上したと考えられる。2.5 節における同



(b)Steel HC-LCR



(c)Steel LC

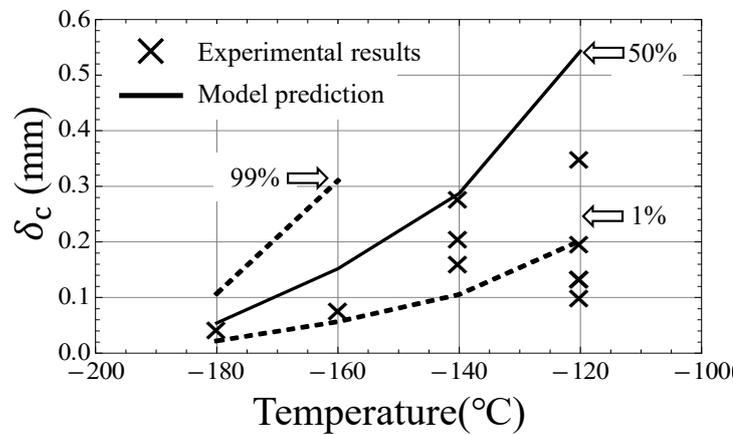


(d)Steel HNi

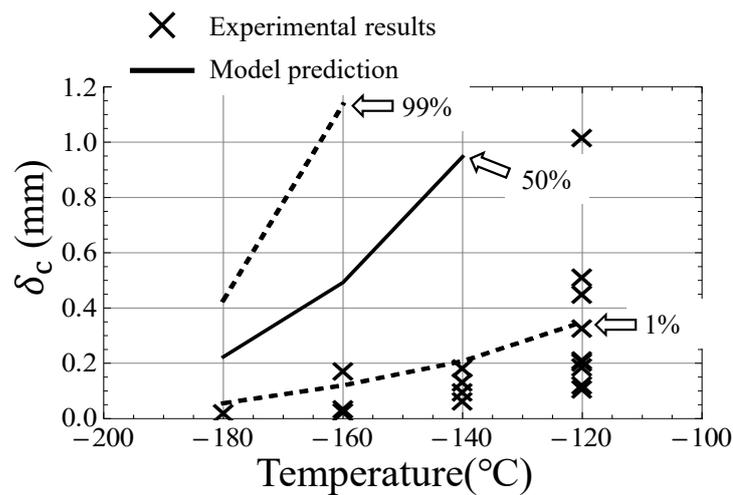
Fig. 4.24-2 Comparison of experimental results and model prediction with Petch's formula (temperature dependence).

定したパラメーターによって推定された破壊靱性値分布と破壊靱性試験結果の比較では、新式、Griffith-Irwin-Orowan の条件および Petch の式との間に再現性の差は認められなかったが、本項の検証によって新式の優位性が示された。

さらに、本数値モデルでは Stage III の有効表面エネルギー γ_{mm} の温度依存性として、3.6 節で実験結果に基づいて提案した温度依存性（式(3.32)）を新たに導入した。ここでは、 γ_{mm} の温度依存性として著者らが先行研究[39, 40]において用いていた San Martin らが提案した値[38]を用いた場合との比較によって、3.6 項で新たに提案した温度依存性の優位性を検証する。なお、San Martin らが提案した温度依存性は最大温度が -50°C であるため、 -20°C 以上で実験を行った HNi 鋼の計算においては -50°C の値、 $\gamma_{mm} = 500\text{J}/\text{m}^2$

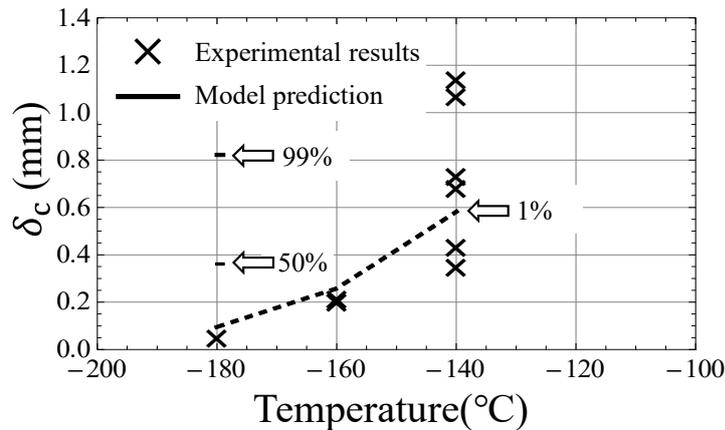


(a)Steel HC-HR

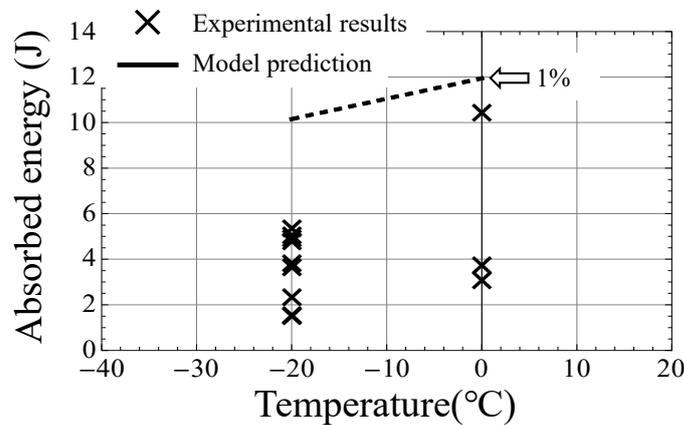


(b)Steel HC-LCR

Fig. 4.25-1 Comparison of experimental results and model prediction with temperature dependence of γ_{mm} by San Martin et al. [1.37] (temperature dependence).



(c)Steel LC



(d)Steel HNi

Fig. 4.25-2 Comparison of experimental results and model prediction with temperature dependence of γ_{mm} by San Martin et al. [1.37] (temperature dependence).

を用いた。Fig. 4.25 に、San Martin らが提案した値を γ_{mm} として用いた場合の実験結果と解析結果の比較を示す。図に示されるように、どの鋼種においても靱性を過大評価していることが認められる。特に、Fig. 4.25(d)に示されるように、HNi 鋼では靱性を著しく過大評価しており、すべての実験温度において、累積確率 1%の点が実験における最大靱性値を大きく上回っている。先述のように、HNi 鋼では実験温度が -20°C 、 0°C であるのに対し、San Martin らが提案した -50°C の値を用いている。従来より指摘されている γ_{mm} の温度依存性の傾向を考えると -20°C 以上ではさらに高い値をとることが予想され、その場合はさらなる過大評価となると考えられる。3.6 節では、San-Martin らの温度依存性は -80°C 以上で実際のへき開破壊挙動とは矛盾する異常な上昇を示していることを指摘したが、本検証でそれが示されたといえる。

4.5.3 ボトルネックプロセスの考察

Fig. 4.18 に示したように、どの鋼種においても σ_{fII} の方が高く、ボトルネックプロセスは Stage II と考えた。本項では、ボトルネックプロセスについてより詳細に検討するため、Stage II を考慮しないモデルと Stage III を考慮しないモデルの結果を比較した。Stage III を考慮しないモデルでは、体積要素の割れ確率 P_{el} として式(4.2)の代わりに式(2.9)を用いる。同様に、Stage II を考慮しないモデルでは、 P_{el} として式(4.2)の代わりに次式を用いる。

$$P_{el}(\sigma(t; x, y, z)) = 1 - \{1 - \text{CDF}_{\sigma_{fIII}}(\sigma(t; x, y, z))\}^{n_c} \quad (4.10)$$

Fig. 4.26 および Fig. 4.27 に、Stage II を考慮しないモデルと Stage III を考慮しないモデルの解析結果と実験結果の比較をそれぞれ示す。なお、Stage II を考慮しないモデルでは鋼種・温度によらず非常に低い靱性値で累積確率が 99%に達したため、Fig. 4.26 では HC-HR 鋼の結果のみ記載している。Fig. 4.26 に示されるように、Stage II を考慮しない場合では靱性を著しく過小評価することになる。これは、Fig. 4.18 に示されるように σ_{fIII} は降伏応力付近の値でも確率が十分に大きな値を持つため、塑性変形の開始によって割れ数 n_c が正の値を取った時点で破壊確率が急激に上昇するためだと考えられる。したがって、破壊確率モデルの構築において Stage II の考慮は必須であるということが確認された。しかし、Fig. 4.21 と Fig. 4.27 の比較によって認められるように、Stage III を考慮しない場合は Stage II を考慮しない場合ほどではないものの、靱性を過小評価する

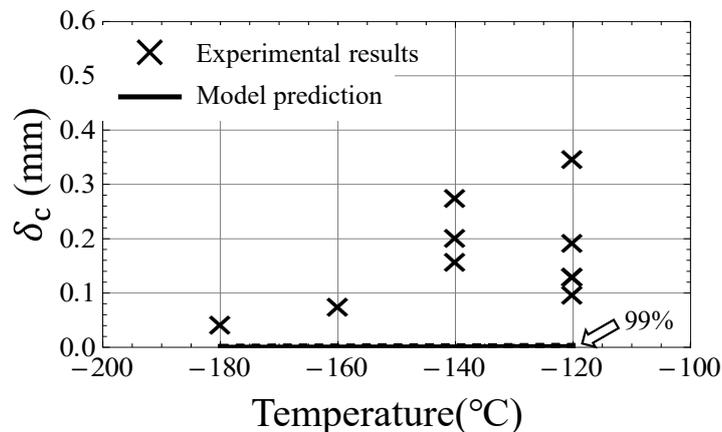
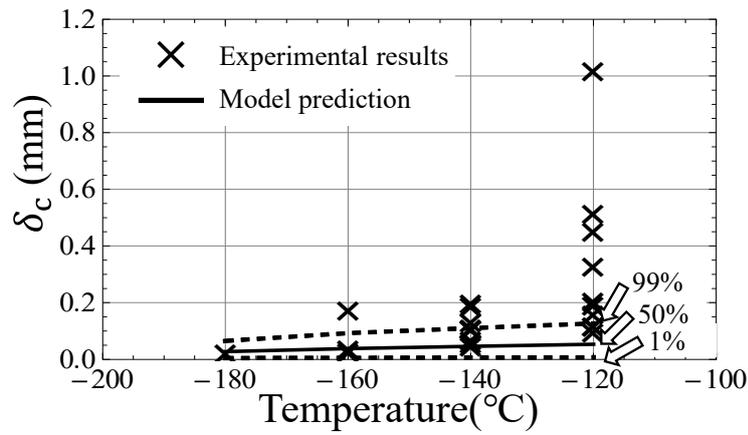
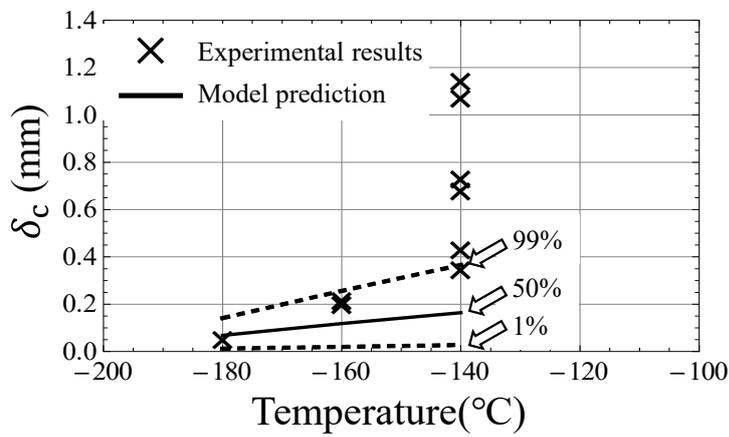


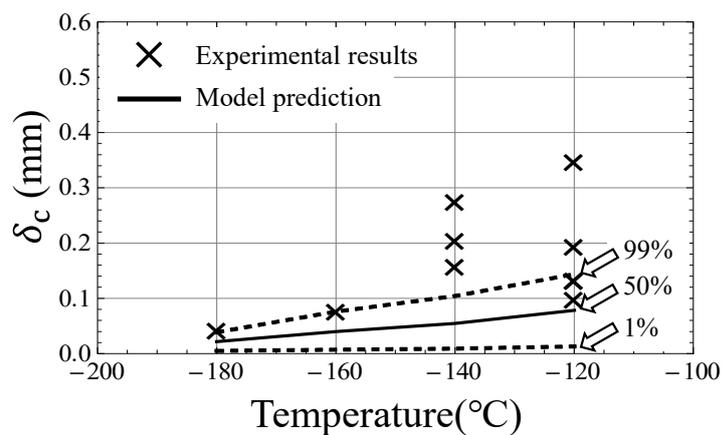
Fig. 4.26 Comparison of experimental results and model prediction without Stage II, Steel HC-HR.



(b)Steel HC-LCR

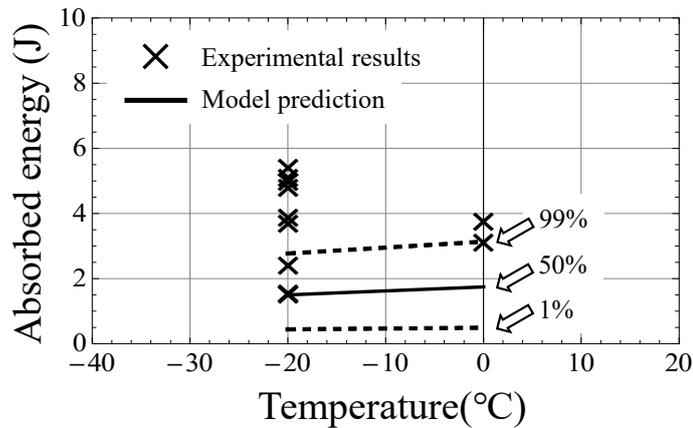


(c)Steel LC



(a)Steel HC-HR

Fig. 4.27-1 Comparison of experimental results and model prediction without Stage III.



(d)Steel HNi

Fig. 4.27-2 Comparison of experimental results and model prediction without Stage III.

傾向にあると考えられる。特に、HC-HR・HC-LCR・LC 鋼は試験温度が低く、 γ_{mm} の温度依存性の観点から Stage III の靱性への寄与は少ないと考えていたが、Fig. 4.27 に示した結果から、このような低温においても Stage III への考慮は靱性の正確な予測には必要不可欠であるということが確認できる。また、Fig. 4.18 に示した限界応力の比較において、 σ_{fII} と σ_{fIII} の確率分布が重なる領域が十分に認められる。これは、 $\sigma_{fII} \leq \sigma$ を満たしている場合でも、 $\sigma < \sigma_{fIII}$ となりうる確率が決して少なくないことを示している。以上の議論から、Stage II はボトルネックプロセスであるが、Stage III も破壊靱性値分布に影響を与える因子であると結論できる。

4.6 パラメトリックスタディ

本節では、構築した数値モデルに入力する微視組織情報を変え、出力される破壊靱性値分布への影響を考察するパラメトリックスタディの結果を示す。全ての解析において、基準とする微視組織情報は HC-LCR 鋼の情報とし、温度は -140°C を仮定した。応力ひずみ場の履歴は微視組織情報の影響を受けないものとし、全ての解析で HC-LCR 鋼の -140°C での有限要素解析の結果を用いた。また、累積確率が 50%となる破壊靱性値を解析を代表する破壊靱性値、 $\delta_c^{50\%}$ とし、比較の対象とした。

4.6.1 各微視組織因子が靱性に与える影響の評価

本節では、微視組織因子を個別に変更し、それぞれが $\delta_c^{50\%}$ にどのように影響するかを検討した結果を示す。変更しない微視組織因子のパラメータは HC-LCR 鋼の値をそ

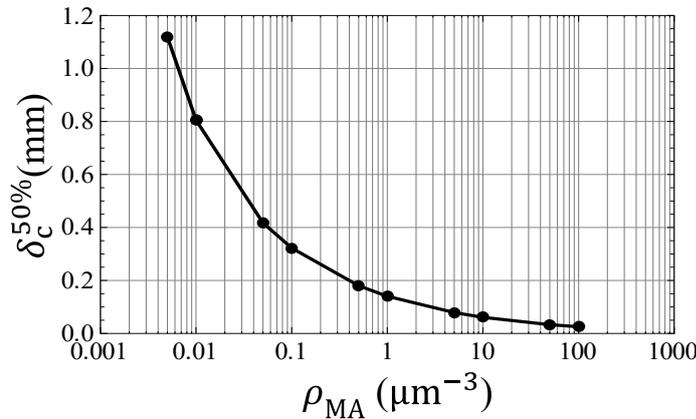


Fig. 4.28 Transition of fracture toughness accompanying change of ρ_{MA} .

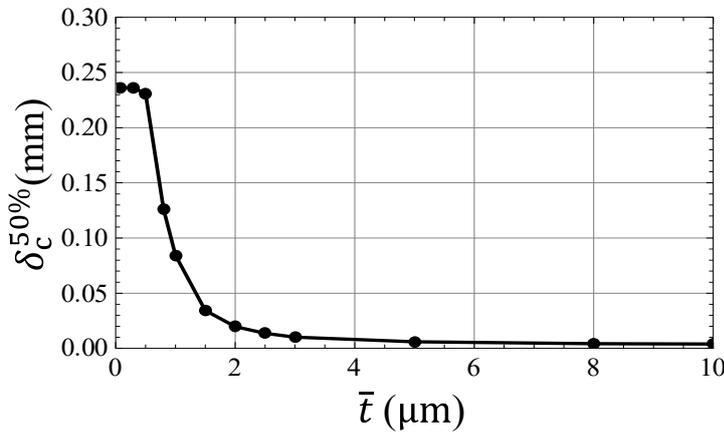


Fig. 4.29 Transition of fracture toughness accompanying change of \bar{t} .

のまま用いた。

まず、単位体積あたりの MA 数 ρ_{MA} の影響を検討した。Fig. 4.28 に、 $\delta_c^{50\%}$ の ρ_{MA} に対する推移を示す。 ρ_{MA} が靱性に強く影響し、 ρ_{MA} が低くなるにつれて靱性が急激に上昇することが認められる。MA の割れ確率が MA 数に依存しないのであれば、MA 数が増加するほど MA 割れの数も増加し、より低い限界応力条件が満たされる確率が上昇すると考えられるため、この結果は自然である。しかし、靱性の低下の度合いは ρ_{MA} の増加とともに減少する。 ρ_{MA} は本モデルにおいて、割れ個数 n_c を表す(2.8)式の MA 個数 n に対応し、 n_c は体積要素の割れ率を表す式(4.2)において指数として影響する。したがって、 ρ_{MA} が増加するほど体積要素の破壊確率は増加するが、増加するほどその影響は減少する。

次に、MA 厚さの分布の影響を検討した。この検討においては、平均 MA 厚さ \bar{t} を変更することで MA 厚さの分布を制御した。4.3.1 項で述べたように、数値モデルでは MA

厚さの分布を式(4.4)に示した対数正規分布として用いている。したがって、 \bar{t} は母数 μ 、 σ を用いて対数正規分布の平均として次式で表される。

$$\bar{t} = \text{Exp}\left(\mu + \frac{\sigma^2}{2}\right) \quad (4.11)$$

この解析において母数 σ は固定値とし、 \bar{t} の値にしたがって母数 μ のみ変更した。Fig. 4.29に、 $\delta_c^{50\%}$ の \bar{t} に対する推移を示す。 \bar{t} の減少に伴う靱性の向上が認められる。MA厚さが減少するほどMA割れの寸法が小さくなり、Stage IIの限界応力が上昇すると考えられるので、こちらも自然な結果であるといえる。しかし、 \bar{t} が十分に減少すると、靱性は上昇しなくなる。これは、MA厚さが小さい場合は式(2.2)において $t < c_c$ の条件が満たされ、限界応力 σ_f がすべり線長さのみ依存し、MA厚さは靱性に影響しなくなるためである。この結果はMAの細粒化のみでは靱性の向上に限界が存在することを示唆している。

また、すべり線長さの影響も検討した。この検討においては、平均すべり線長さ \bar{s} を変更することですべり線長さの分布を制御した。数値モデルでは、すべり線長さの分布としても対数正規分布を用いている。この解析でも、MA厚さ分布の影響を検討した際と同様に、母数 σ は固定値とし、 \bar{s} の値にしたがって母数 μ のみ変更した。Fig. 4.30に、 $\delta_c^{50\%}$ の \bar{s} に対する推移を示す。MA厚さを変えた場合と同様に、 \bar{s} の減少に伴う靱性の向上が認められる。すべり線長さが減少するほど堆積転位の数が減少し、Stage IIの限界応力が上昇すると考えられるので、こちらも自然な結果であるといえる。また、MA厚さとは異なり、すべり線長さの減少による靱性の向上が飽和する傾向は見られない。これは、すべり線長さは値に関わらず限界応力に影響するためである。

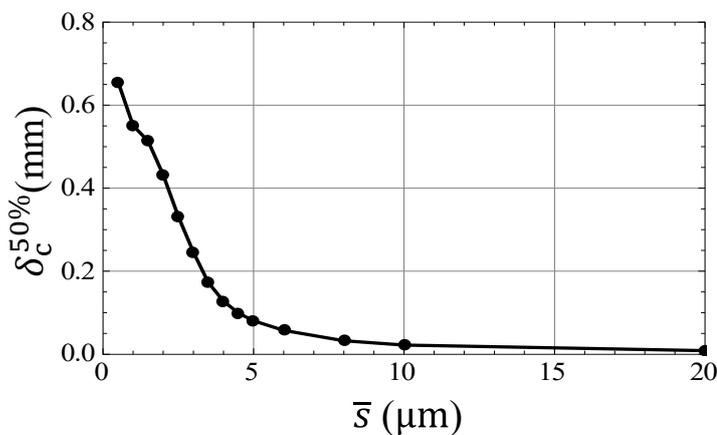


Fig. 4.30 Transition of fracture toughness accompanying change of \bar{s} .

最後に、有効結晶粒径の影響を検討した。この検討においては、平均有効結晶粒径 \bar{d} を変更することで有効結晶粒径の分布を制御した。有効結晶粒径の分布については、式(4.8)に示した3パラメーターのWeibull分布を用いている。したがって、 \bar{d} は母数 α , β , γ を用いてWeibull分布の平均として次式で表される。

$$\bar{d} = \gamma + \beta \Gamma\left(1 + \frac{1}{\alpha}\right) \quad (4.12)$$

Γ はガンマ関数である。この解析において形状母数 α および位置母数 γ は固定値とし、 \bar{d} の値にしたがって位置母数 β のみ変更した。Fig. 4.31 に、 $\delta_c^{50\%}$ の \bar{d} に対する推移を示す。 \bar{d} の減少に伴う靱性の向上が認められる。有効結晶粒径が減少するほど Stage III の亀裂径が小さくなり、Stage III の限界応力が上昇すると考えられるので、こちらも自然な結果であるといえる。こちらはMA厚さの場合とは逆に、 \bar{d} の減少による靱性の向上に比べ、 \bar{d} の増加による靱性の低下の度合いが小さい。これは、 \bar{d} の増加によって Stage III の限界破壊応力が低下するほど、Stage II が支配的となり、Stage III の影響が小さくなるためであると考えられる。4.5.3 項で行った Stage III を考慮しない解析はこの極端な例であるということができ、この解析において \bar{d} を無限大とした場合に相当する。このように極端な場合でも靱性は低下するものの、ある程度の水準は保っていることが、 \bar{d} の増大による靱性の低下に限界があることを示唆している。しかし、有効結晶粒径が靱性において重要でないわけではなく、細粒化の靱性の向上への寄与は非常に大きいことが本解析で示されたため、高靱性材料の開発において母相の細粒化は重要であるといえる。

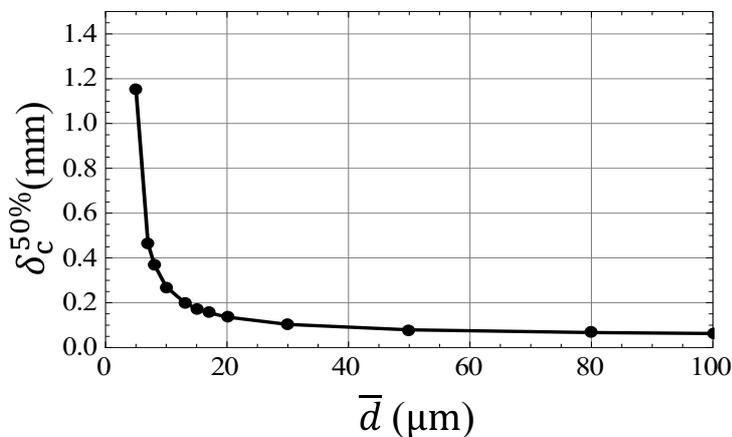


Fig. 4.31 Transition of fracture toughness accompanying change of \bar{d} .

4.6.2 微視組織因子が連関している場合の評価

前項では個々の微視組織因子に対してパラメトリックスタディを行った。しかし、実際には微視組織因子は相互に関連していると考えられる。4.3.1 項に示した組織計測では、MA 間距離と個数密度が負の相関を示している。これは 4.3.1 項で述べたように、個数密度が高いほど MA が密に分布していることになるためであると考えられる。同様に、個数密度が同じ場合、MA 厚さが大きいほど MA 間距離は短くなると考えられる。したがって、材料設計において提案した数値モデルを活用する場合は、微視組織因子に個別に着目するのではなく、微視組織因子の連関を考慮しなければならない。本項では、先述の MA 間距離と個数密度の相関を考慮したパラメトリックスタディを行うことで、提案した数値モデルによって靱性の良好な微視組織を見積もる過程を示す。

まず、MA 間距離と個数密度がどのような形で相関しているのかを仮定する。ここで、単位体積に直径 s の球を隙間なく充填した場合を考える。この時、充填された球の数は球の体積の逆数である。ここで、それぞれの球の中心に MA が存在すると考えた場合、MA の大きさを無視すれば最も近い MA 同士の距離はどの MA から計測しても s となる。また、単位体積あたりの MA 数は充填された球の数に等しい。したがって、この場合にはすべり線長さ (MA 間距離) s と単位体積あたりの MA 数 ρ_{MA} は、次式に示す関係にある。

$$\rho_{MA} = \frac{3\pi}{4} \left(\frac{s}{2}\right)^3 \quad (4.13)$$

本研究では、平均すべり線長さ \bar{s} と ρ_{MA} が式(4.13)の関係を有すると仮定して解析を行った。Fig. 4.32 に、4.3.1 項の計測から得られた \bar{s} に対する ρ_{MA} のプロットと、式(4.13)の比較を示す。図に示されるように、式(4.13)は簡単な仮定に基づいて導出したものであるが、計測結果と良好な一致を示している。したがって、 \bar{s} と ρ_{MA} の関係として式(4.13)の関係を仮定することは妥当であると考えられる。

式(4.13)の関係を用いて、 \bar{s} を変更した際の靱性値の変化を検討する。4.6.1 項と同様に、対数正規分布の母数 σ を固定値とし、 \bar{s} の値にしたがって母数 μ のみ変更した。まず \bar{s} の値を仮定し、次に式(4.13)によって ρ_{MA} を計算して解析を行い、 $\delta_c^{50\%}$ の推移をとった。すべり線長さ分布と ρ_{MA} 以外の微視組織情報は HC-LCR 鋼の微視組織情報を用いた。Fig. 4.33 に、 \bar{s} の変化に伴う $\delta_c^{50\%}$ の推移と、対応する ρ_{MA} を示す。図に示されるように、前項に示した微視組織因子の連関を考慮しない解析とは異なり、 $\delta_c^{50\%}$ は \bar{s} に対して単調減少ではない。 $\bar{s} = 20\mu\text{m}$ 程度で最低値をとり、それ以下では \bar{s} の減少に対して急激に上

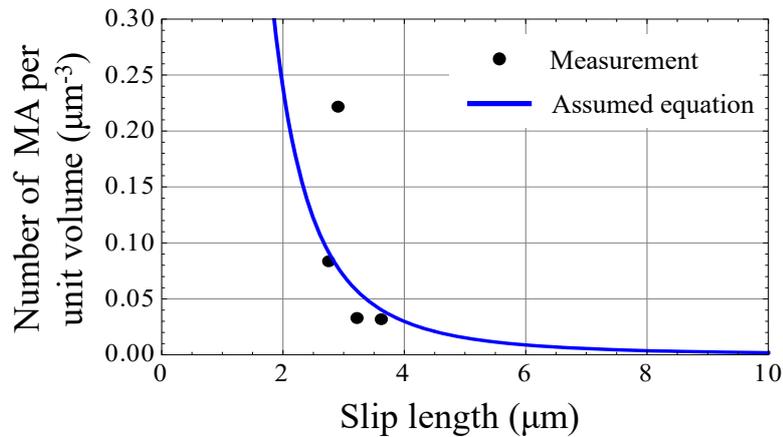


Fig. 4.32 Comparison of measurement results and the equation assumed for expressing relationship between mean slip length and number density of MA.

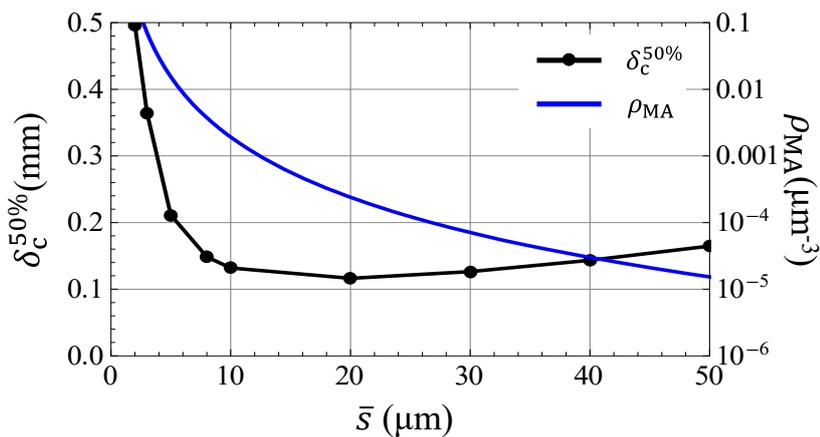


Fig. 4.33 Transition of fracture toughness accompanying change of ρ_{MA} relating to \bar{s} .

昇し、それ以上では \bar{s} の増加に対して緩やかに上昇している。これは、 \bar{s} が $20\mu\text{m}$ 程度より低い場合には \bar{s} の減少による Stage II の限界応力上昇の影響が、 ρ_{MA} の増加による割れ個数の増加の影響を上回っているためである。逆に、 \bar{s} が $20\mu\text{m}$ 程度より高い場合には、Stage II の限界応力は減少していくものの、割れ個数が著しく減少するために割れ確率は減少し、靱性は向上する。以上の結果より、MA 間距離と個数密度の相関を考慮した場合、MA を非常に密に分布させるか、非常に疎に分布させるかのどちらかの手法が、靱性を向上させるために有用であるということが示唆された。

しかし、以上の解析は MA の厚さ分布は変化させた微視組織因子の影響を受けないものとしている。したがって、 ρ_{MA} の増加は MA 分率の増加を意味する。しかし、従来のベイナイト鋼に対する研究は、MA 分率と靱性の関係に着目していた[14]。前述の解析結果は MA 分率の増減の影響を含んでいる。そこで、前述の解析における仮定に加え

て、MA 分率が同一であるという仮定を加えた上で MA 寸法分布も連関する計算を行い、MA 分率の影響がない場合の微視組織因子の影響を考察した。この解析においては、MA の厚さ分布は平均 \bar{t} の値にしたがって母数 μ のみ変更し、その他の母数は HC-LCR 鋼の値を用いた。短径（厚さ）と長径の比は全 MA で同一の値をとると仮定し、平均すべり線長さ \bar{s} に対応して決定した個数密度 ρ_{MA} において、規定の体積分率を満たすように \bar{t} を決定した。体積分率として、HC-LCR 鋼の値である 47%を採用した。Table 4.3 に示した HC-LCR 鋼の体積あたりの MA 個数分、HC-LCR 鋼の MA の厚さ分布にしたがってランダムに MA 厚さを与えた場合、短径の長径に対する割合を 0.46 とすると、合計体積が単位体積に対してほぼ 47%となる。ここで、MA は長球であると仮定して堆積を計算している。したがって、全 MA について、短径の長径に対する割合は 0.46 であると仮定した。この仮定を用いて、ある \bar{t} の値によって決定される分布から、合計体積が単位体積の 47%に達するまで MA 厚さをランダムに抽出し、抽出した数を個数密度 ρ_{MA} とすることで、 \bar{t} と ρ_{MA} の対応を計算することができる。この計算を様々な \bar{t} の値に対して行うことで、 \bar{t} と ρ_{MA} の関係を取得した。ところで、全ての MA がある厚さ t_0 であり、長径は at_0 と表せるとき、体積分率を V_f とすると、 V_f と ρ_{MA} 、 t_0 の関係は次式で表される。

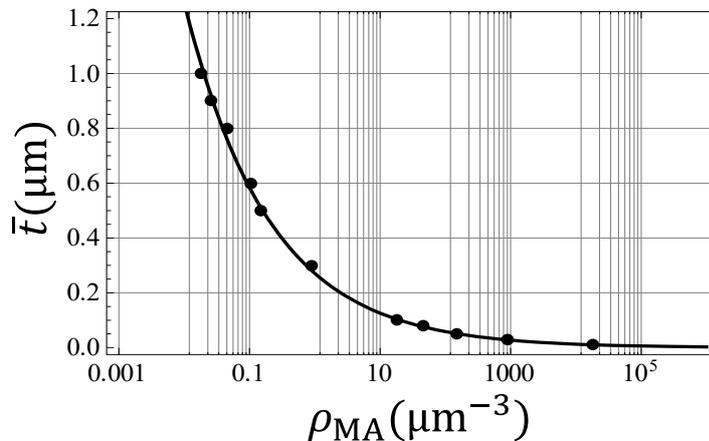
$$V_f = \rho_{MA} a t_0^3 \quad (4.14)$$

したがって、MA 厚さが分布を有する場合にも、平均 \bar{t} と ρ_{MA} は次式の関係にしたがうと考えられる。

$$\bar{t} = \frac{\omega}{\rho_{MA}^{1/3}} \quad (4.14)$$

ここで、 ω はフィッティングパラメーターである。この解析では、 $\omega = 0.261$ とすることで、計算された \bar{t} と ρ_{MA} の関係を最もよく再現することができた。計算された \bar{t} と ρ_{MA} の関係および $\omega = 0.261$ とした場合の式(4.14)を、Fig. 4.34 に示す。

以上の仮定を用いて、すべり線長さ、MA の個数密度、MA 厚さが相互に関連している場合の、靱性値の変化を解析する。この解析では、まず平均すべり線長さ \bar{s} を仮定し、式(4.13)によって対応する ρ_{MA} を計算する。次に、 ρ_{MA} から式(4.14)を用いて平均 MA 厚さ \bar{t} を計算する。最後に、これらの値を用いて本モデルによる計算を行い、 $\delta_c^{50\%}$ を取得することで、 \bar{s} と $\delta_c^{50\%}$ の関係を取得した。 $\delta_c^{50\%}$ の \bar{s} に伴う推移を Fig. 3.35 に示す。また、この解析における ρ_{MA} 、 \bar{t} の \bar{s} に伴う推移を Fig. 3.36 に示す。Fig. 3.33 に示した MA 寸法を連関させない解析の結果と傾向は同様であるものの、 \bar{s} の減少に伴う靱性の向上はより急である。これは、 \bar{s} の減少に伴って ρ_{MA} が増加し、 \bar{t} も共に減少することで Stage II の

Fig. 4.34 Relationship of ρ_{MA} and \bar{t} .

限界応力の向上が \bar{t} を一定とした解析に比べてより著しいためである。MA の体積分率が同一である場合も、体積分率を可変とした場合と結論は同じである。しかし、MA 分率と靱性の関係に着目した研究が古くからなされていたのに対し、本研究の解析は、ベイナイト鋼の靱性は MA 分率以外の微視組織因子にも強く影響されるということを示している点で大きな意義がある。

4.7 考察

本章で構築した数値モデルは、4.5 節に示したようにベイナイト鋼のへき開破壊靱性を精度よく予測することを可能とした。著者が以前に構築した同様の数値モデル[39, 40]と比較すると、破壊靱性値の温度依存性についても、同一温度内での破壊靱性値のばらつきについても、精度の点で大幅に向上したといえる。これには、4.5.2 項で示したように、本論文の第 2 章で述べた堆積転位の影響を考慮した MA 割れの限界破壊応力の新たな定式化と、第 3 章に示した Stage III の有効表面エネルギー γ_{mm} の温度依存性の推定による各 Stage の定式化の刷新が大きく寄与しているといえる。

1.2 節で述べたように、本章に示したような微視組織情報から破壊靱性値を推定する数値モデルは、材料設計において実験を減らすことで効率化に大きく貢献する。4.6 節に示したパラメトリックスタディは本数値モデルを材料設計において活用する場合の代表的な手段であり、微視組織因子と破壊靱性の関係性を明らかにすることで、実験に頼ることなく、靱性要求を満たすためにはどのような材料組織が必要とされるかを見積もることができる。また、4.6.2 項に示したように、微視組織因子に仮定を設けることで、想定した条件の下での靱性の変化を評価することもできる。材料開発においては、その時々予算や設備によって、実現することのできる微視組織には限度がある。その

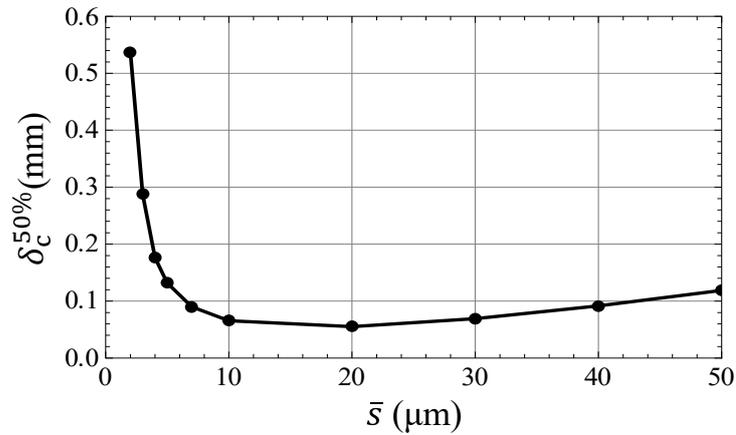


Fig. 4.35 Transition of fracture toughness accompanying change of ρ_{MA} relating to \bar{s} , under fixed volume fraction of MA.

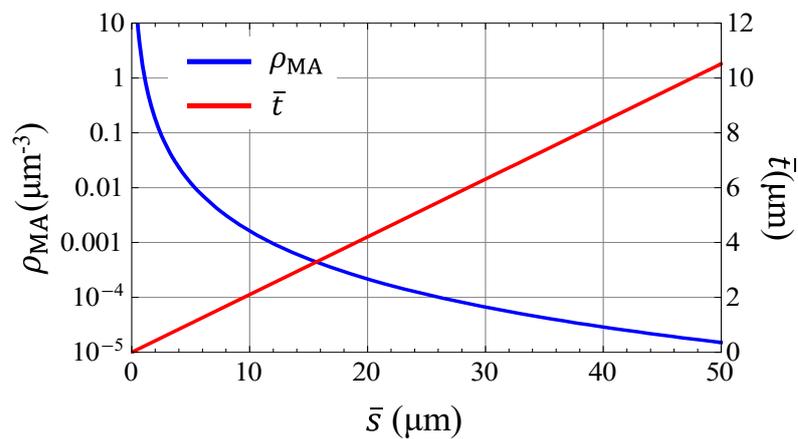


Fig. 4.36 Transition of ρ_{MA} and \bar{s} relating to \bar{s} .

ような場合に、本モデルは実現可能な範囲で要求靱性を満たすために最適な材料を提案するために有用であると考えられる。しかし、4.6節の解析では微視組織の変化に伴う強度特性の変化を考慮しておらず、全ての解析で同じ応力ひずみ履歴を用いている。また、MA 厚さやすべり線長さ、有効結晶粒径の分布については、特定のパラメーターを変更することで平均値が仮定した値となるようにしていた。しかし、異なる熱処理履歴を受けて微視組織寸法の平均値が変わる場合は、寸法分布の形状全体が変わり、分布の母数の全てが影響を受けると考えられる。本数値モデルはあくまでも微視組織情報および強度特性が既知の場合に破壊靱性値を推定するものである。したがって、より実用的なパラメトリックスタディを行うためには、化学組成・熱処理条件等の情報から微視組織を再現する数値モデルと微視組織情報から強度特性を推定する数値モデルが必要である。

また、本数値モデルはベイナイト鋼の中でも、Fig. 4.5のように粗大なMAを含む低炭素ベイナイトが主要な組織である材料を対象としている。しかし、ベイナイト鋼は他にも様々な組織を含む場合があり、微視組織の構成によっては本数値モデルが適用性を欠くことも想定される。例えば、Fig. 1.7に示したBIII型の上部ベイナイトが組織の大部分を占める場合や、下部ベイナイトは本数値モデルの対象ではない。さらに、MAが微細な場合や分率が少ない場合は、炭化物や介在物、擬似パーライト等が脆化相として競合する場合も想定される。したがって、様々なベイナイト鋼に対して破壊挙動の調査を行い、定式化していくことで、数値モデルを拡張していくことも必要である。

4.8 結論

本章に示した研究により得られた成果を以下に示す。

- (1) Stage II について転位の堆積を考慮した限界破壊応力の新しい定式化を、Stage III について新たに取得した γ_{mm} の温度依存性を導入し、ベイナイト鋼のへき開破壊靱性分布を推定する数値モデルを構築した。
- (2) 4種のベイナイト鋼に対して構築した数値モデルによる再現解析を行い、妥当性の検証を行った。数値モデルによって推定された破壊靱性値分布の温度依存性、同一温度でのばらつきは実験結果と良い一致を示しており、構築した数値モデルが十分な適用性を有することが示された。
- (3) 構築した数値モデルを用いてMAの個数密度・MAの寸法分布・すべり線長さの分布・有効結晶粒径の分布を個別に変更するパラメトリックスタディを行い、各微視組織因子が破壊靱性に与える影響を系統的に検討した。
- (4) 実際には各微視組織因子は互いに連関していると考えられることから、MA分率の増減を許容しMAの個数密度とすべり線長さの関係のみを仮定した解析と、MA分率を一定としMAの個数密度とすべり線長さ、MA厚さの関係を仮定した解析を行った。それぞれの解析によって、平均すべり線長さの変化に伴って破壊靱性がどのように推移するかを検討した。MA分率の増減を許容する場合・MA分率が一定である場合のどちらも、すべり線長さが小さな場合にはすべり線長さの減少に伴って靱性が向上していくが、すべり線長さが大きな場合にはすべり線長さの増加に伴って靱性が向上していくことが示された。

第5章 巨視的に不均一な微視組織を対象としたへき開脆性破壊の評価

5.1. 目的

序論でも述べたように、従来の破壊確率モデルは溶接部のように巨視的に不均質な材料に適用することはできない。溶接部に含まれる HAZ は靱性に劣り、へき開脆性破壊の起点となることが多いため、溶接部の破壊靱性を推定することは構造物の安全を担保する上で必要不可欠である。そこで、本章では微視組織が巨視的に分布している不均質材を対象とした尤度関数を構築した。この尤度関数を用いることで、微視組織が分布している試験片を用いた破壊靱性試験結果から、一挙に各相の破壊靱性分布を求めることが可能となる。以降の節では、この尤度関数の構築および Monte Carlo シミュレーションを用いた妥当性検証について記述する。

5.2. 尤度関数の構築

本節では、巨視的に不均質な試験片を用いた破壊靱性試験結果から、個々の均質微視組織領域の破壊確率パラメーターを推定するための尤度関数の構築過程を記述する。

Fig. 5.1 のように、試験片の切り欠き先端が各々巨視的に均一な微視組織からなる領域 A・B に大別されると考える。この時、各領域の破壊確率分布は Fig. 5.2 のように表されるものとする。この時、試験片において t から $t + dt$ までに領域 A から破壊が起こる確率 $p_A(t)$ は領域 A 単体の破壊確率と t までに領域 B から破壊が生じない確率の積として以下のように表される。

$$p_A(t)dt = f_A(t)dt \times \{1 - F_B(t)\} \quad (5.1)$$

ここで、 $f_A(t)$ は時刻 t において領域 A のみを active zone とした場合の破壊確率密度、 $F_B(t)$ は時刻 t における領域 B の累積破壊確率である。 $p_B(t)$ も同様に以下の式で記述できる。

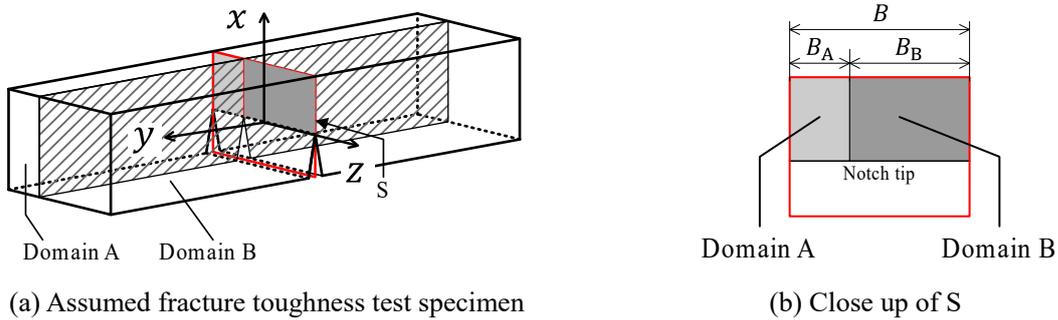


Fig. 5.1 Assumed test specimen containing two domains each having different fracture probability distribution.

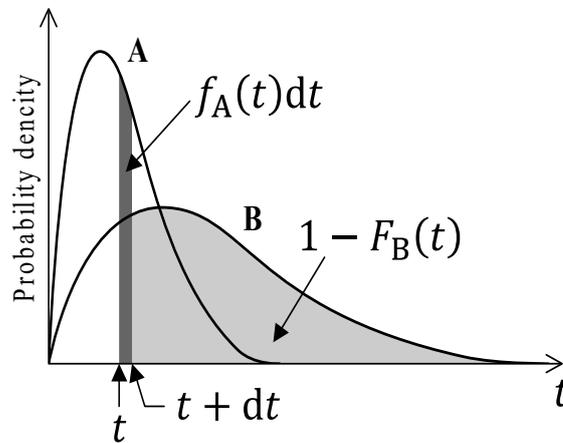


Fig. 5.2 Probability density functions of fracture for domain A and B.

$$p_B(t)dt = f_B(t)dt \times \{1 - F_A(t)\} \quad (5.2)$$

次に、 n_{test} 回の破壊靱性試験を行った結果、領域 A を起点として破壊した試験が n_A 回、領域 B を起点として破壊した試験が n_B 回であった場合を考える。 $n_{\text{test}} = n_A + n_B$ であり、試験片は必ずどの領域から破壊したかが判別できるものとする。このような事象が生じる確率は、全試験について $p_i(t)dt$ ($i = A, B$)を総乗することで記述できる。したがって、この破壊靱性試験結果について最大化すべき尤度関数は以下の式で表される。

$$L = \left\{ \prod_{k \in n_A} p_A(t_k) \right\} \left\{ \prod_{k \in n_B} p_B(t_k) \right\} \quad (5.3)$$

ここで、 t_k は k 番目の試験片が破壊した破壊靱性値に対応する。

さらに、領域数 N_d が2つより多い場合は、時刻 t に i 番目の領域を起点として破壊する確率は次式で表される。

$$p_i(t)dt = f_i(t)dt \times \prod_j^{N_d(j \neq i)} \{1 - F_j(t)\} \quad (5.4)$$

したがって、 n_{test} 回の破壊靱性試験のうち、各領域を起点として破壊が生じた試験がそれぞれ n_1, n_2, \dots, n_{N_d} 回であった場合は、尤度関数は次式で記述できる。

$$L = \prod_{i=1}^{N_d} \left\{ \prod_{k \in n_i} p_i(t_k) \right\} \quad (5.5)$$

式(5.3)および(5.5)に示した尤度関数は各試験の破壊靱性値 t と破壊起点となった領域が既知である場合に適用できる。破壊起点となった領域は多くの場合試験片の破面観察によって容易に同定できる。

5.3 妥当性検証手法

本節では、式(5.3)に示した領域が2つある場合についての新尤度関数の妥当性検証手法を示す。実際に溶接部から取り出した試験片を用いた破壊靱性試験の結果を用いるのが望ましいが、溶接部の各領域の破壊確率分布・寸法を制御することは難しい。そこで、本研究では Beremin モデルに基づいた Monte Carlo シミュレーションによって再現した破壊靱性試験の結果に適用することで、妥当性検証とした。想定する試験片寸法を Fig. 5.3 に示す。試験片は Fig. 5.1 に示されるような2つの均質組織領域からなると考える。

5.3.1 Monte Carlo シミュレーション

Monte Carlo シミュレーションによる解析フローを Fig.5.4 に示す。まず、Fig.5.5 のように、体積要素集合を板厚方向に領域 A または B に分け、属する領域に応じて形状母数 m_i 、尺度母数 σ_{ui} ($i = A, B$)で規定される Weibull 分布によって、ランダムに限界応力 σ_f を割り当てる。領域 i の σ_f の累積確率 $F_{\sigma_{fi}}$ は次式で表される。

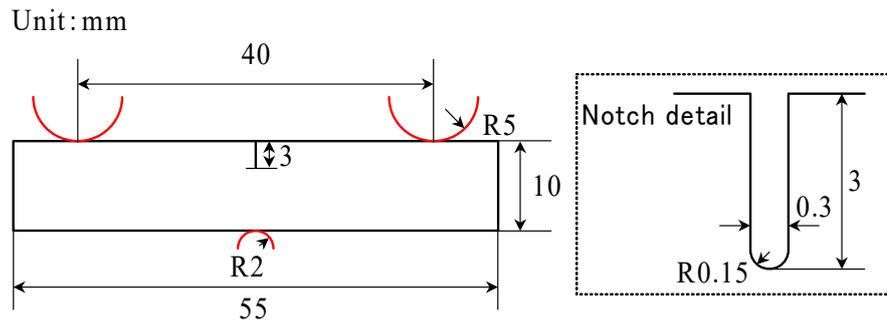


Fig. 5.3 Specimen configuration.

$$F_{\sigma_{fi}}(\sigma_f) = 1 - \exp\left\{-\left(\frac{\sigma_f}{\sigma_{ui}}\right)^{m_i}\right\} \quad (5.6)$$

次に、FE 解析で算出された応力場履歴を用い、 $t = 0$ から各タイムステップごとに全体積要素について体積要素中心の最大主応力 σ と割り当てられた破壊応力を比較する。いずれかの体積要素で $\sigma > \sigma_f$ となれば、そのタイムステップを破壊した時刻（破壊靱性値） t とし、 $\sigma > \sigma_f$ となった体積要素が含まれる領域を破壊起点を含む領域とする。

5.3.2 有限要素解析

有限要素解析では、Fig. 5.3 の断面寸法を仮定した 3 点曲げ試験の計算を行った。後述する系統的な妥当性の検証に用いるため、平面ひずみを仮定した 2 次元解析と板厚 5mm または板厚 10mm の有限板厚を仮定した 3 次元解析を行った。Mises の降伏条件および等方硬化を仮定した弾塑性挙動および有限変形を考慮し、陰解法を用いた。解析モデルは対称性を考慮し、平面ひずみでは 1/2 モデル、有限板厚は 1/4 モデルを使用した。押し込み治具は解析的剛体でモデル化した。ヤング率は 210GPa、ポアソン比は 0.3 とし、降伏後の相当応力-相当塑性ひずみ曲線は式(2.4)に示した Swift の式[59]を使用した。ここで、強度ギャップによる局所的な応力・ひずみ集中の影響を排除するため、領域によらず弾塑性挙動は同一と仮定し、 $\alpha = 0.002$, $n = 0.2$, $\sigma_Y = 500\text{MPa}$ とした。解析によって得られた最大主応力場の一例を Fig. 5.6 に示す。

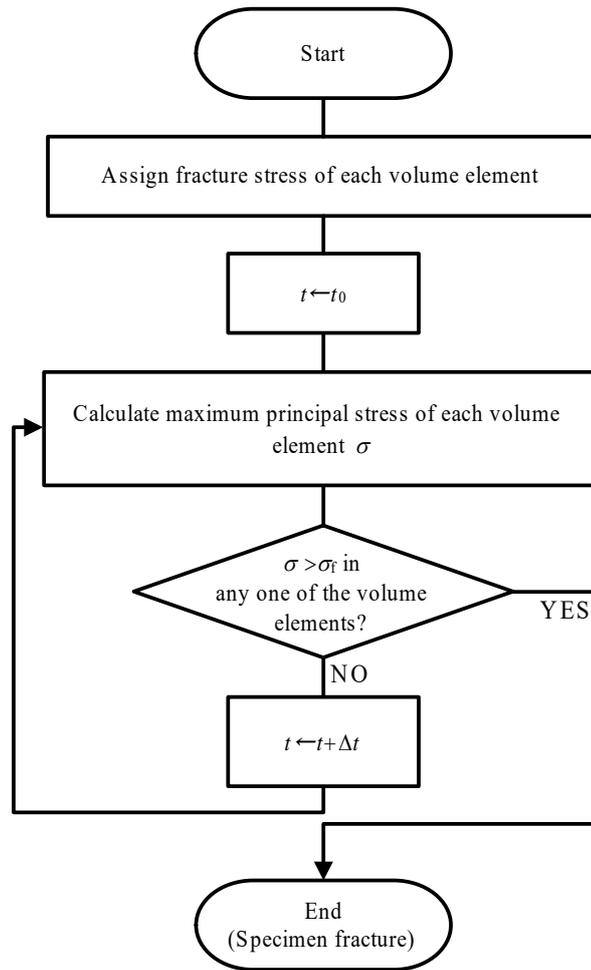


Fig. 5.4 Flow chart of the Monte Carlo simulation.

5.3.3 尤度関数の破壊確率モデルへの適用

Fig.5.5 のように、それぞれ異なる Weibull 母数の組に破壊確率分布が支配される 2 つの領域 A・B から、Active zone が構成される場合を考える。領域 i ($i = A, B$) の、その領域のみを Active zone とした場合の累積破壊確率は、Beremin モデルでは以下のように記述される。

$$F_i(t) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_{w_i}(t)}{\sigma_{u_i}} \right)^{m_i} \right] \quad (i = A, B) \quad (5.7)$$

ここで、 σ_{w_i} は領域 i のみを積分領域とした場合の Weibull 応力で、以下の式で表される。

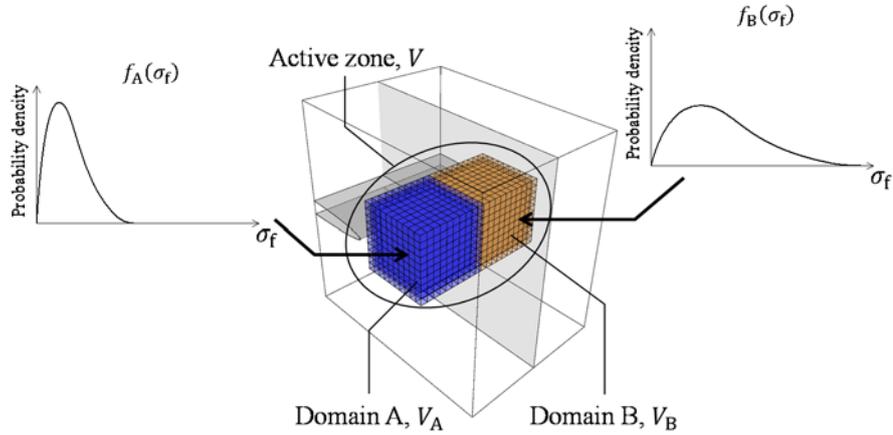


Fig. 5.5 Division of active zone and assignment of critical fracture stress for each volume element.

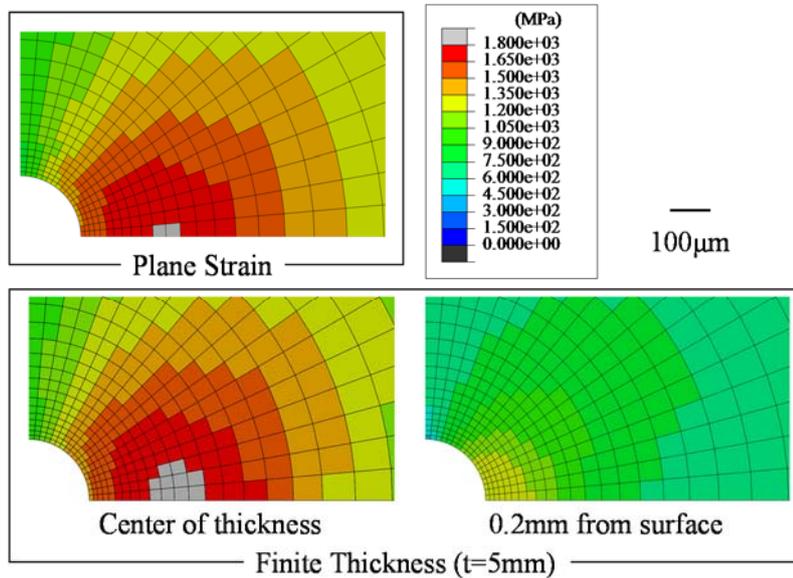


Fig. 5.6 Example of FE analysis (Load point displacement is 3 mm).

$$\sigma_{w_i}(t) = \left[\frac{1}{V_0} \int_{V_i} \sigma(t; x, y, z)^{m_i} dV \right]^{1/m_i} \quad (i = A, B) \quad (5.8)$$

ここで、 V_0 は体積要素の体積、領域 i の体積である。 t から $t + dt$ までに領域 $A \cdot B$ から破壊が起こる確率 $p_A(t) \cdot p_B(t)$ は、式(5.1)および(5.2)に式(5.6)を適用することで次式のように記述できる。

$$p_A(t)dt = \{F_A(t + dt) - F_A(t)\} \times \{1 - F_B(t)\} \quad (5.9)$$

$$p_B(t)dt = \{F_B(t + dt) - F_B(t)\} \times \{1 - F_A(t)\} \quad (5.10)$$

したがって、Beremin モデルへ適用した新尤度関数は、式(5.8)および(5.9)を式(5.3)に代入することで得られる。例えば、 n_{test} 回の破壊靱性試験を行った結果、領域 A を起点として破壊した試験が n_A 回、領域 B を起点として破壊した試験が n_B 回であった場合、尤度関数は次式で示される。

$$L = \left\{ \prod_{k \in n_A} \{F_A(t_k + dt) - F_A(t_k)\} \times \{1 - F_B(t_k)\} \right\} \left\{ \prod_{k \in n_B} \{F_B(t_k + dt) - F_B(t_k)\} \times \{1 - F_A(t_k)\} \right\} \quad (5.11)$$

各領域の Weibull 母数は式(5.10)に破壊靱性試験の結果を入力し、最大化することによって取得できる。以降、式(5.10)を用いた Weibull パラメーターの推定を「本手法」と呼ぶ。

5.3.4 比較に用いる尤度関数

本項では、本手法と比較するための、より単純な2つの尤度関数を示す。

• Method 1

領域を区別せずに試験片全体の破壊確率分布を同一として、全領域を包含した破壊確率パラメーターを算出する。均質な微視組織を有する材料に対して従来用いられている手法である。尤度関数は以下の式で表される。

$$L = \prod_{k=1}^{n_{\text{test}}} \{F_V(t_k + dt) - F_V(t_k)\} \quad (5.12)$$

• Method 2

領域 A の破壊確率パラメーターを推定する際、領域 A から破壊が発生した n_A 回の結果のみを考慮し、領域 B から破壊が発生した結果は無視する。領域 A のための尤度関数 L_A は次式で表される。

$$L_A = \prod_{k \in n_A} \{F_{V_A}(t_k + dt) - F_{V_A}(t_k)\} \quad (5.13)$$

同様に、 L_B は次式で表される。

$$L_B = \prod_{k \in n_B} \{F_{V_B}(t_k + dt) - F_{V_B}(t_k)\} \quad (5.14)$$

5.4 尤度関数の最大化手法

本節では、破壊確率パラメーターの推定のために尤度関数を最大化する手法を示す。Fig. 5.7 に、本手法における尤度の最大化過程をフローチャートで示す。本手法では尤度関数の変数は m_A , σ_{uA} , m_B , σ_{uB} の4つである。変数の値の組み合わせによっては計算される尤度は非常に小さな値となり、算出過程でアンダーフローを生じる。したがって、各変数を尤度の勾配が正の値をとり続けるように微小に変化させることで最大化を行った。各変数の初期値は、適当に変数を与えた尤度関数の計算によって探索した、尤度がアンダーフローを生じない値とした。各変数の初期増分の絶対値は初期値の1/10とした。この手法によって計算には時間を要するものの、安定して尤度の最大化を行うことができる。

5.5 妥当性検証

5.5.1 単一の靱性試験結果群に対する検証例

本節では、Monte Carlo シミュレーションによって再現した100回の破壊靱性試験結果に対して前節で説明した本手法およびMethod 1・2を適用し、破壊確率パラメーターを推定することによる妥当性検証の例を示す。まず、5.3.1項で説明したMonte Carlo シミュレーションにおいて、各領域のWeibullパラメーター m_A^{orig} , $\sigma_{uA}^{\text{orig}}$, m_B^{orig} , $\sigma_{uB}^{\text{orig}}$ を仮定し、100回の破壊靱性試験の結果群を再現する。この試験結果群に対し、本手法および手法1・2によってWeibullパラメーターを推定する。推定されたWeibullパラメーターを m_A^{calc} , $\sigma_{uA}^{\text{calc}}$, m_B^{calc} , $\sigma_{uB}^{\text{calc}}$ とする。最後に、 m_A^{orig} , $\sigma_{uA}^{\text{orig}}$, m_B^{orig} , $\sigma_{uB}^{\text{orig}}$ と m_A^{calc} , $\sigma_{uA}^{\text{calc}}$, m_B^{calc} , $\sigma_{uB}^{\text{calc}}$ の誤差を比較し、妥当性を検証する。本研究では、この誤差を次式に示す誤差パラメーター ϵ_{mi} および $\epsilon_{\sigma_{ui}}$ によって表す。

$$\epsilon_{mi} = \left| \frac{m_i^{\text{calc}} - m_i^{\text{orig}}}{m_i^{\text{orig}}} \right| \quad (5.15)$$

$$\epsilon_{\sigma_{ui}} = \left| \frac{\sigma_{ui}^{\text{calc}} - \sigma_{ui}^{\text{orig}}}{\sigma_{ui}^{\text{orig}}} \right| \quad (5.16)$$

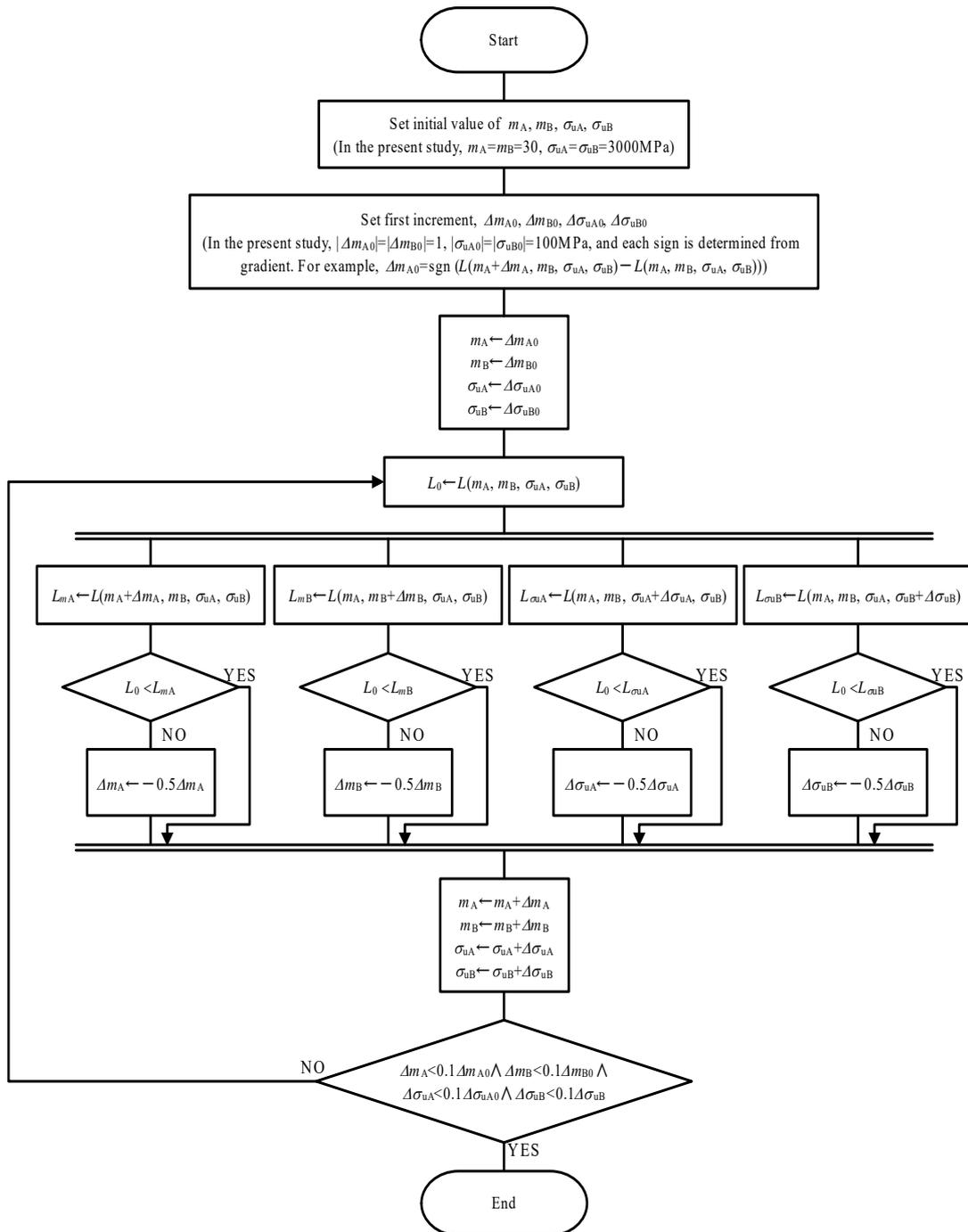


Fig. 5.7 Flow chart of maximization of the likelihood function.

本項では Monte Carlo シミュレーションにおいて, Fig. 1.19 に示したような溶接部と LBZ を含む試験片を想定し, Table 5.1 に示す Weibull パラメーターを仮定する. また, この Weibull パラメーターによって記述される破壊応力分布を Fig.5.8 に示す. 領域 A は LBZ に相当し, 領域 B は溶接金属に相当する. また, Table 5.1 に示すように領域の厚さの比 B_A/B のみ変えた計算も行った. $B_A/B = 0.1$ の場合はどちらの領域もほぼ均等に破壊起

Table 5.1 Conditions of calculation examples

Case	m_A^{orig}	$\sigma_{uA}^{\text{orig}}(\text{MPa})$	m_B^{orig}	$\sigma_{uB}^{\text{orig}}(\text{MPa})$	B_A/B
(a)	30	2350	20	2900	0.1
(b)					0.5

Table 5.2 Conditions of the present calculation

Active zone size (mm)			Size of a volume element, V_0	FE analysis
x	y	z		
0.5	± 0.8	± 2.5	$50 \times 50 \times 50 \mu\text{m}^3$	Plane strain

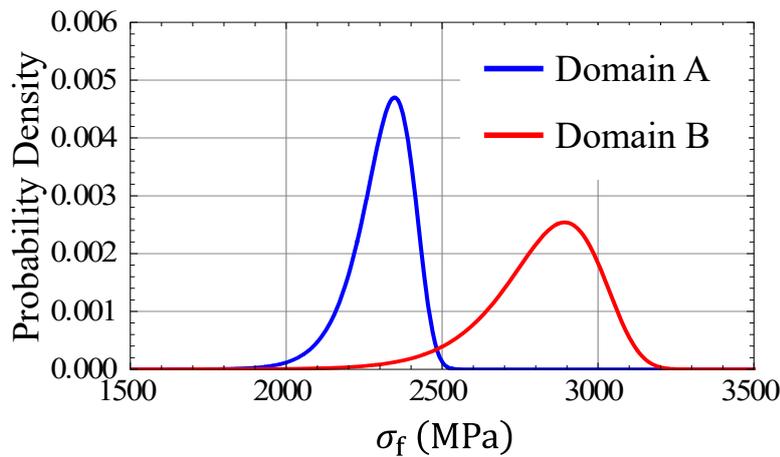


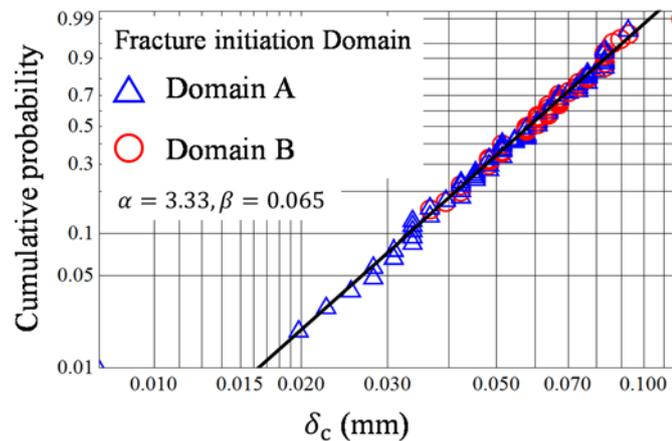
Fig. 5.8 Assumed probability distribution of σ_f .

点として働き, $B_A/B = 0.5$ の場合はほとんどの試験において領域 A から破壊が生じた. この Monte Carlo シミュレーションでは, 4.3.2 項に示した平面ひずみを仮定した FE 解析の結果を応力場履歴として用いた. active zone および体積要素の寸法は Fig. 5.1 に示した座標系に従い Table 5.2 のとおりに仮定した. Table 5.2 に示した条件は断りが無い限り以降の解析でも用いている. 3つの手法で推定された Weibull パラメーターによって, 領域 A または B のみで構成される試験片 (単層材) の破壊靱性値分布を推定し, Monte Carlo シミュレーションの結果と比較した. 本研究では, 破壊靱性値として第 4 章に示した BS7448[67]において定式化されている CTOD を用いた.

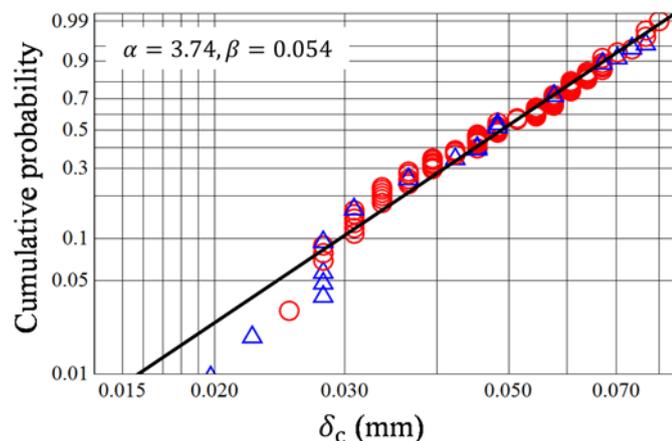
$$\delta = \frac{K^2(1 - \nu^2)}{2\sigma_Y E} + \frac{r_p(W - a)v_p}{r_p(W - a) + a} \quad (4.9)'$$

ここで, K は応力拡大係数, W は試験片幅, a は切欠き深さ, r_p は回転係数, v_p はクリップゲージ変位の塑性成分である. 本研究では, $r_p = 0.4$ とした. 破壊時の δ の値を破壊靱性値 δ_c として用いる. なお, δ_c は切欠き端の実際の変形を表しているわけではなく, 変形の程度に対応するパラメーターである.

Fig. 5.9 に、Monte Carlo シミュレーションによって再現された破壊靱性試験分布の Weibull プロットを示す。破壊が発生した領域に関わらず累積確率を計算してプロットしているが、プロット点の種類のみ破壊が発生した領域で区別している。破壊領域 A から破壊した試験片の割合は Case (a) では 41%，Case (b) では 82%であった。また、Fig. 5.10 に、単層材を仮定した Monte Carlo シミュレーションの結果と、その結果から前述の 3 つの手法で推定したパラメータで予測される破壊靱性値分布の比較を示す。また、Table 5.3 に、この解析で推定されたパラメータの誤差 ϵ_{mi} および $\epsilon_{\sigma_{ui}}$ 各手法について示す。Fig. 5.10 に示されるように、本手法はどちらの計算条件においても破壊靱性値分布を安定して精度良く推定できている。特に、Fig. 5.10(d)に示されるように、破壊起点が領域 A に集中する Case (b)については、他の手法と比べて非常に良い精度での推定ができています。本手法はある領域のパラメータを推定する際に、式(5.10)に示されるよう

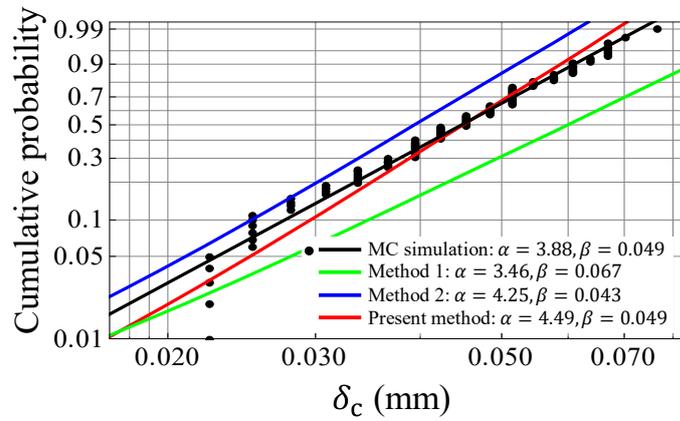


(a) Case (a)

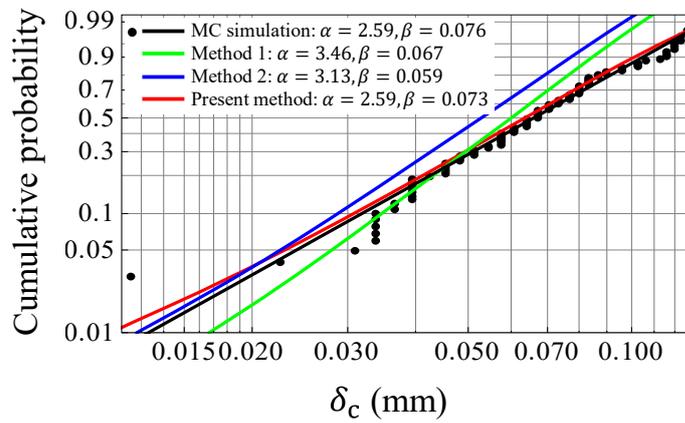


(b) Case (b)

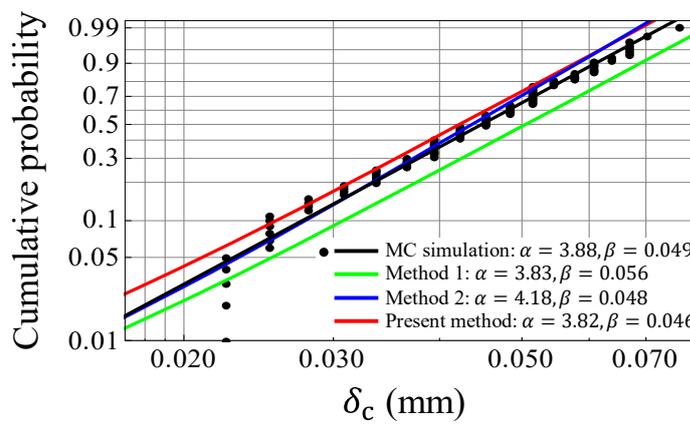
Fig. 5.9 Results of the Monte Carlo simulation.



(a) Case (a), Domain A

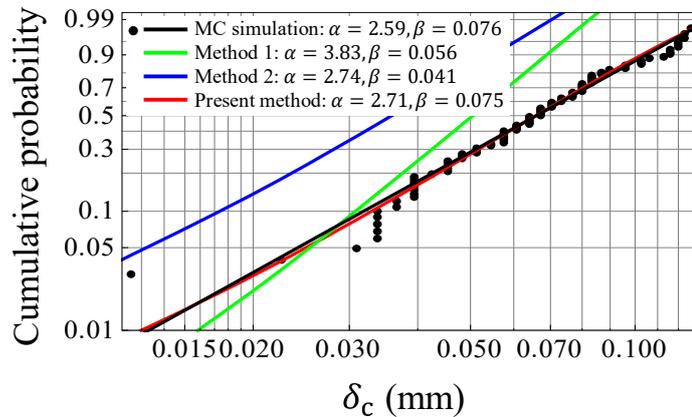


(b) Case (a), Domain B



(c) Case (b), Domain A

Fig. 5.10-1 Estimation results for the specimens consisting of weld metal and LBZ.



(d) Case (b), Domain B

Fig. 5.10-2 Estimation results for the specimens consisting of weld metal and LBZ.

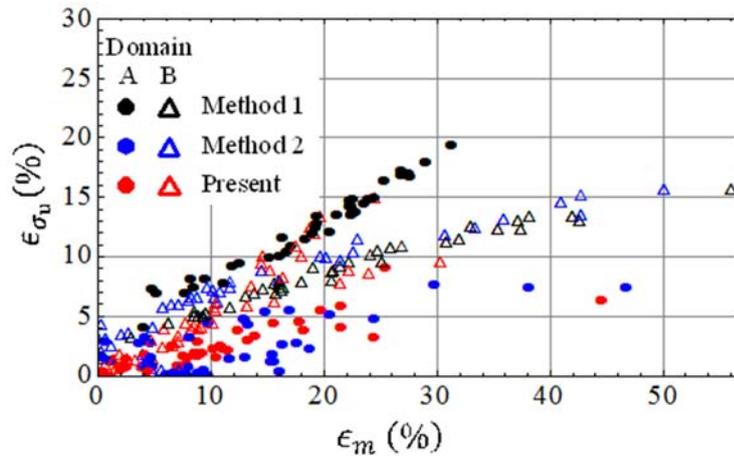
Table 5.3 Conditions of the present calculation

Case	Present Method				Method 1				Method 2			
	$\epsilon_{mA}(\%)$	$\epsilon_{\sigma_{uA}}$	ϵ_{mB}	$\epsilon_{\sigma_{uB}}$	ϵ_{mA}	$\epsilon_{\sigma_{uA}}$	ϵ_{mB}	$\epsilon_{\sigma_{uB}}$	ϵ_{mA}	$\epsilon_{\sigma_{uA}}$	ϵ_{mB}	$\epsilon_{\sigma_{uB}}$
(a)	11.0	2.57	8.54	3.64	4.75	2.82	11.8	7.97	17.2	10.9	24.3	10.1
(b)	6.63	1.50	4.11	1.72	2.74	0.909	0.987	8.12	6.88	4.10	39.7	15.6

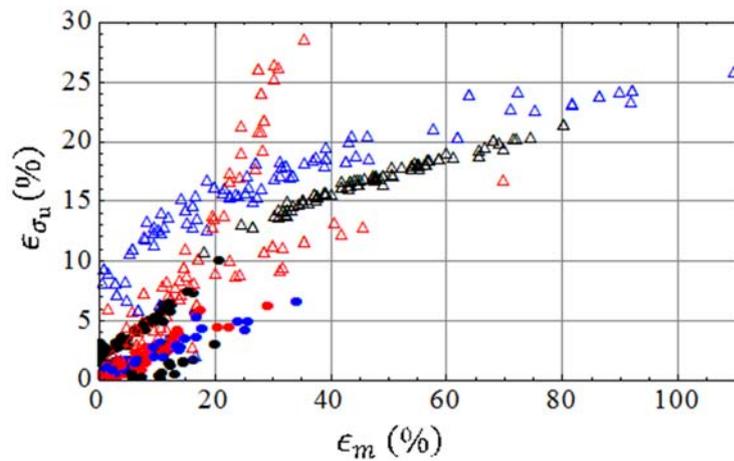
に他の領域での破壊確率も考慮するため、破壊起点がある領域に集中している場合でも、全ての領域に対して安定してパラメーターの推定を行うことができる。一方、手法2では他の領域の破壊確率は考慮しないため、破壊起点となりにくい領域のパラメーターを推定する場合はサンプルの数が少ないため、推定するパラメーターの誤差が大きくなる。

5.5.2 複数の靱性試験結果群に対する検証例

前項では、100回の破壊靱性試験からなる結果群に対して破壊確率パラメーターの推定を行った例を示した。しかし、Monte Carlo シミュレーションの結果はばらつきを有するため、靱性試験結果群も解析を行う度に異なる分布をとる。したがって、1つの破壊靱性試験結果群に対してパラメーターの推定を行うだけでは十分な検証にならない。そこで、本項では100組の靱性試験結果群に対してそれぞれパラメーターの推定を行った。すなわち、本解析では1つの解析条件につき ϵ_{mi} と $\epsilon_{\sigma_{ui}}$ の組が100通り算出される。Fig. 5.11に、Table 5.1に示したCase (a)と(b)について上記の解析を行った結果を示す。本研究では、次式に示される平均 μ と原点回りの標準偏差 s によって ϵ_{mi} と $\epsilon_{\sigma_{ui}}$ の分布を特徴づけ、複数の靱性試験結果群に対する解析を比較する。



(a) Case (a)



(b) Case (b)

Fig. 5.11 Distribution of ϵ_{mi} and $\epsilon_{\sigma_{ui}}$ obtained by the simulation results.

$$\mu = \frac{\sum \epsilon_{ji}}{n_{\text{trial}}}, s = \sqrt{\frac{\sum \epsilon_{ji}^2}{n_{\text{trial}}}} \quad (5.17)$$

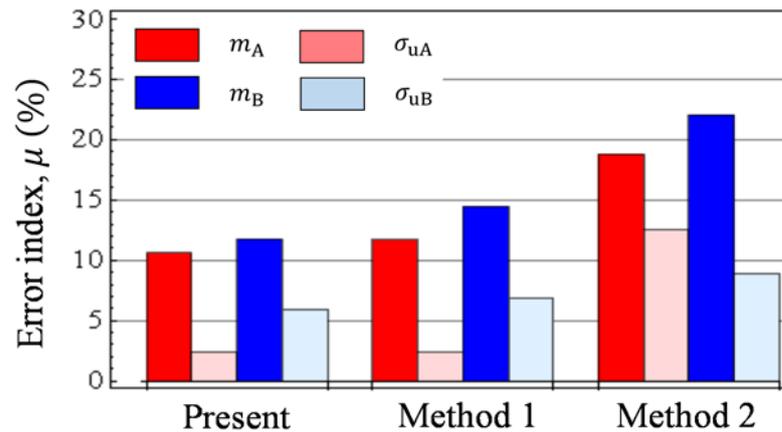
ここに、 n_{trial} は破壊靱性試験数であり、本研究では $n_{\text{trial}} = 100$ である。Fig. 5.12 に、Fig. 5.11 に示した結果に対して計算した μ と s を示す。本手法は、他の手法よりも小さい誤差で破壊確率パラメーターを推定できていることがわかる。

5.6 材料条件が推定誤差に与える影響

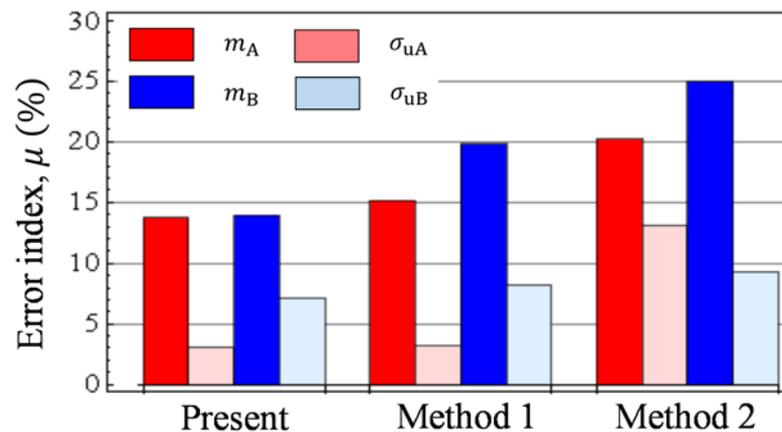
本節では、Table 5.4 に示す様々な材料条件を仮定した Monte Carlo シミュレーションの結果に対して本手法を適用し、妥当性の検証を行った結果を示す。

Table 5.4 Calculation conditions of the Monte Carlo simulations for validation.

Case	m_A^{orig}	$\sigma_{uA}^{\text{orig}}$ (MPa)	m_B^{orig}	$\sigma_{uB}^{\text{orig}}$ (MPa)	B_A/B	Remarks
1	30	2350	20	2700	0.25~0.75	-
2-1	30	2350	18~22.5	2700	0.5	-
2-2	20	2350	13.4~16	2700	0.5	-
3-1	30	2350	20	2585~2750	0.5	-
3-2	30	2600	20	2860~3042	0.5	-
4	30	2350	20	2700	0.5	Finite thickness stress fields were used and z of active zone was changed



(a) μ , Case (a)

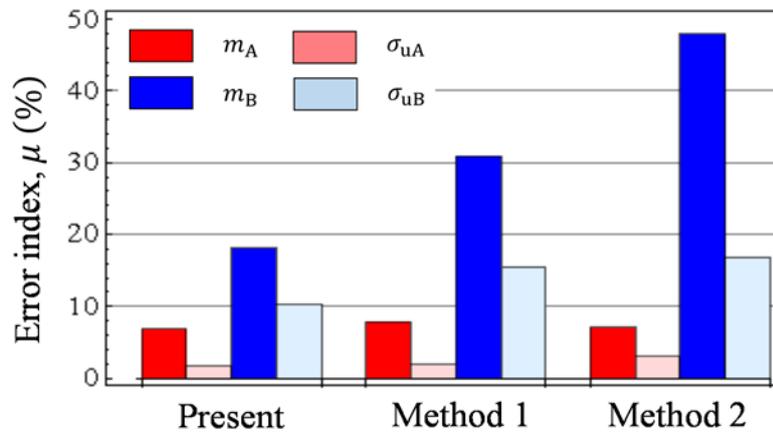


(b) s , Case (a)

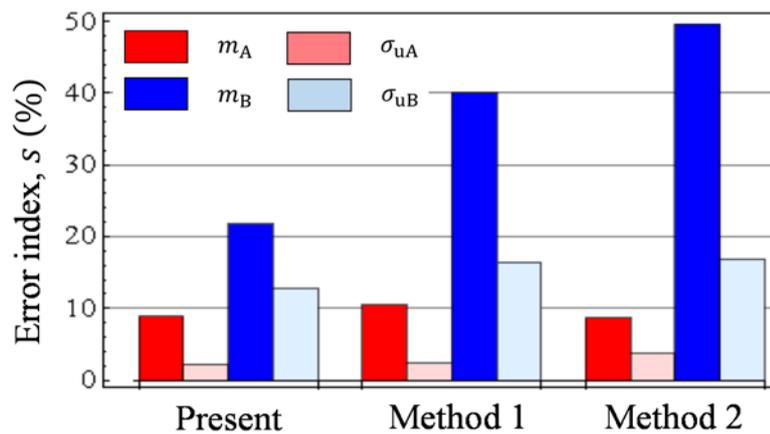
Fig. 5.12-1 Error distribution parameters of results shown in Fig. 5.11.

5.6.1 領域の割合の影響

まず, Table 5.4 の Case 1 に示した条件のもとで, 領域の割合 B_A/B が誤差に与える影響を検討した. Fig. 5.13 に, B_A/B に対する μ と s の推移を示す. なお, 上軸には, 領域 A



(c) μ , Case (b)



(d) s , Case (b)

Fig. 5.12-2 Error distribution parameters of results shown in Fig. 5.11.

で破壊した割合を示している。本尤度関数は領域の割合によらず安定して少ない誤差を示している。一方、他の手法では、領域 A での破壊割合が増えるにしたがって、急激に領域 B の誤差が増加していく。

5.6.2 m_A と m_B の比の影響

Table 5.4 の Case 2-1 および 2-2 に示した条件のもとで、 m_A と m_B の比が誤差に与える影響を検討した。Fig. 5.14 および Fig. 5.15 に、以上の解析の結果を示す。本手法は Case 2-1 において最も正確な推定を行っている一方で、Case 2-2 では Fig. 5.14(b)および(d)に示されるように、他の手法よりも σ_u の誤差が大きい。しかし、Fig. 5.14(a)および(c)に示されるように m の推定誤差については本手法は他の手法よりも小さい。さらに、 m につ

いての誤差パラメーターの差は5%~10%である一方、 σ_u については3%~5%である。したがって、手法1および2で推定される破壊靱性値分布は本手法で推定されるものよりも本来の分布から大きく逸れる。

5.6.3 σ_{uA} と σ_{uB} の比の影響

Table 5.4 の Case 3-1 および 3-2 に示した条件のもとで、 σ_{uA} と σ_{uB} の比が誤差に与える影響を検討した。Fig. 5.16 および Fig. 5.17 に、この解析の結果を示す。各手法の誤差の傾向は 5.5.1 項で示した結果と類似しており、本手法の優位性が示されている。

5.6.4 試験片板厚の影響

Table 5.4 の Case 4 に示した条件のもとで、試験片の板厚が解析誤差に与える影響を検討した。応力場として、5.3.2 項に示した板厚 5mm および 10mm を仮定した 3次元有限要素解析の結果を用いた。板厚方向 (z方向) の active zone 寸法は有限要素解析と等しいとした。また、比較のために平面ひずみを仮定した有限要素解析の結果を応力場として用いた解析も行った。ここでは、最弱リンクの体積依存性を反映するために、平面ひずみを仮定した結果を応力場として用いる解析においては、z方向の active zone 寸法を 20mm とおいた。Fig. 5.18 に以上の解析の結果を示す。Fig. 5.18 では下軸は有限要素解析の板厚の逆数 $1/B$ としたが、平面ひずみ解析については $1/B = 0$ とした。本手法は塑性拘束によって生じる板厚方向の応力勾配に関係なく、他の手法よりも少ない誤差で破壊確率パラメーターを推定できていることがわかる。

本研究では、機械特性は試験片内で同一とし、強度ミスマッチによる影響は考慮されていない。しかし、本項で示した結果は、新たに提案した尤度関数において板厚方向の応力変化が反映されていることを示している。したがって、試験片内で強度ミスマッチが存在する場合でも、破壊確率パラメーターは新たに提案した尤度関数によって正確に推定され得ると考えられる。

5.7 考察

本研究では、複数の異なる靱性分布を有する領域からなる不均質材の試験片の靱性試験結果から、各領域の靱性分布の破壊確率パラメーターを推定する尤度関数を提案した。新たに提案した尤度関数は、様々な領域の比、破壊確率パラメーターの組み合わせのもとで優れた破壊確率パラメーターの推定精度を示しており、有限板厚における応力勾配も反映することができることが確認された。本研究で提案した尤度関数を用いることで、

溶接部など、明白に微視組織が異なる領域を包含する材料に対して、いずれの領域の破壊確率分布も未知の場合でも、全ての領域の破壊確率分布を推定することができる。

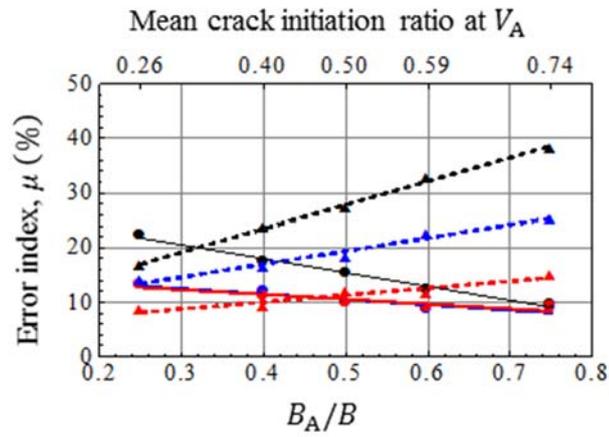
本研究では、試験片が2つの均一微視組織領域に分割できる場合を想定して妥当性の検証を行った。しかし、新たに提案した尤度関数は容易に2つ以上の領域を有する試験片に対して拡張することができる。もちろん、その場合は破壊確率パラメータの推定に必要な計算コストも増大することは念頭に置かなければならない。また、本研究では新たに提案した尤度関数を Beremin モデルに適用した場合を考えたが、Beremin モデルに適用した場合と同様の手法で、他の最弱リンク説に基づく破壊確率モデル（例えば、Bordet のモデル[30,31]）に適用することもできる。

5.8 結論

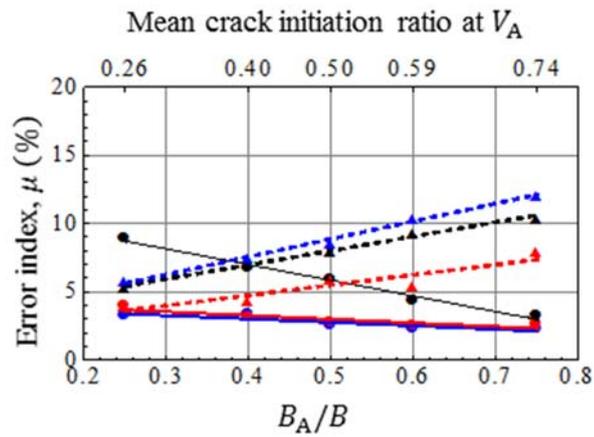
本研究で得られた成果を以下に示す。

- (1) 巨視的に不均質な微視組織を有する試験片を用いた破壊試験の結果群から、各領域の破壊確率パラメータを評価する新しい尤度関数を構築した。
- (2) 本研究で提案した尤度関数を Monte Carlo シミュレーションによって再現した破壊靱性試験結果群に適用し、破壊確率パラメータの推定精度を他の手法を適用した場合と比較した。その結果、ほとんどの場合において本研究で提案した尤度関数が Monte Carlo シミュレーションで仮定した破壊確率パラメータの値に最も近い値を推定できることを確認し、本尤度関数の妥当性が検証された。

本研究で提案した尤度関数を用いることで、溶接部の HAZ に含まれる LBZ 単体の破壊靱性値分布を HAZ 全体を含む不均質な試験片を用いた破壊靱性試験の結果群から予測することができると考えられる。したがって、本研究は溶接部を含む多くの鋼構造物の安全性評価に寄与することが期待される。



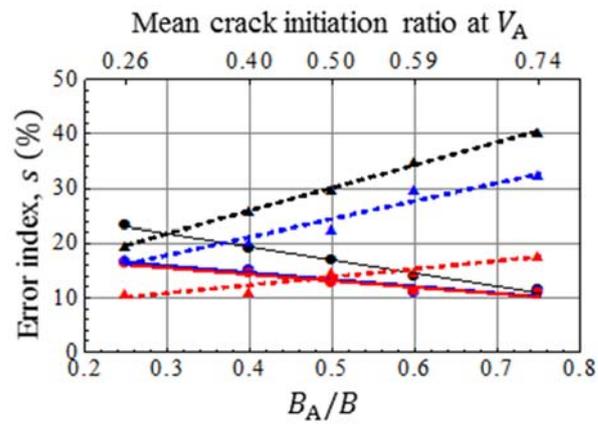
(a) μ of m



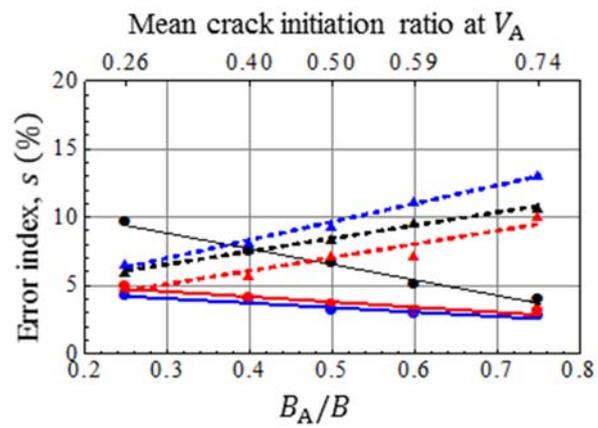
(b) μ of σ_u

Circle point & Solid line...Domain A, Triangle point & Dashed Line...Domain B
 Black...Method 1, Blue...Method 2, Red...Present Method

Fig. 5.13-1 Effects of the region ratio on error of the estimated parameters (Case 1).



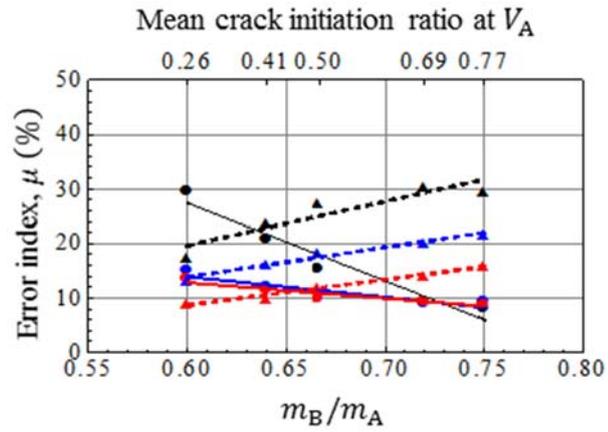
(c) s of m



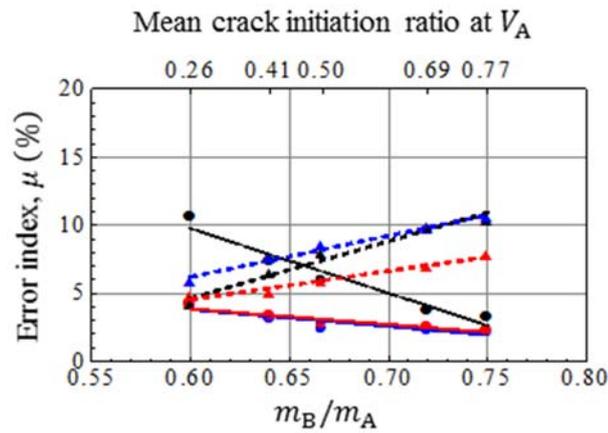
(d) s of σ_u

Circle point & Solid line...Domain A, Triangle point & Dashed Line...Domain B
 Black...Method 1, Blue...Method 2, Red...Present Method

Fig. 5.13-2 Effects of the region ratio on error of the estimated parameters (Case 1).



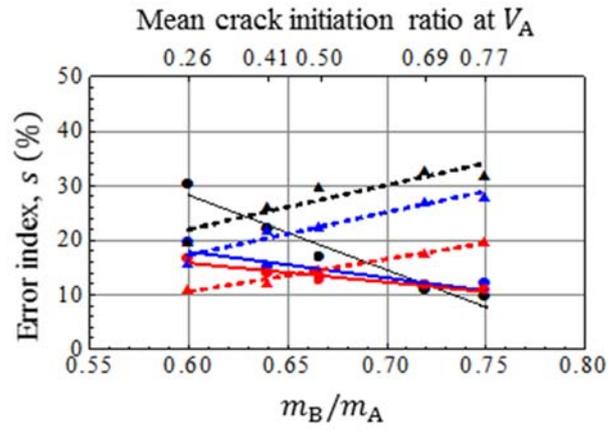
(a) μ of m



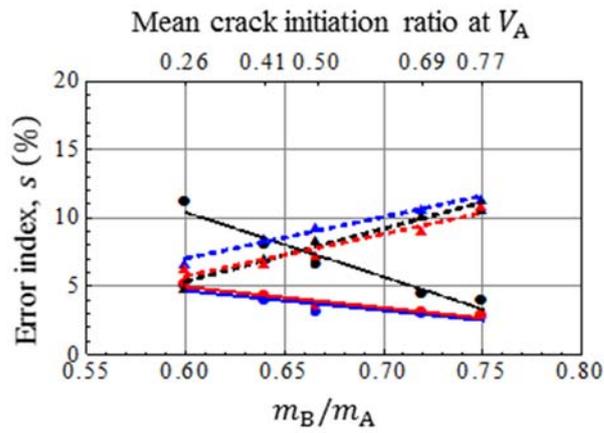
(b) μ of σ_u

Circle point & Solid line...Domain A, Triangle point & Dashed Line...Domain B
Black...Method 1, Blue...Method 2, Red...Present Method

Fig. 5.14-1 Effects of m_B/m_A on error of the estimated parameters, $m_A = 30$ (Case 2-1).



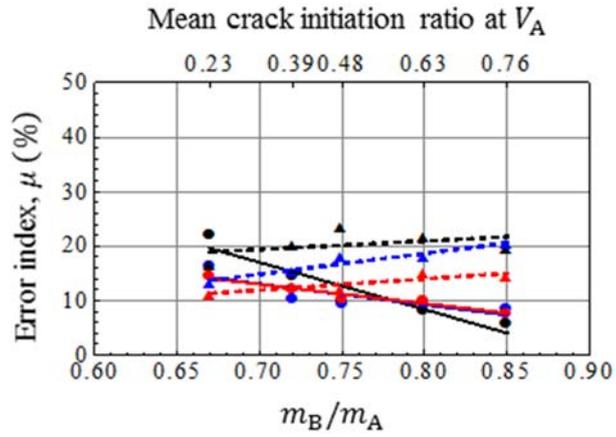
(c) s of m



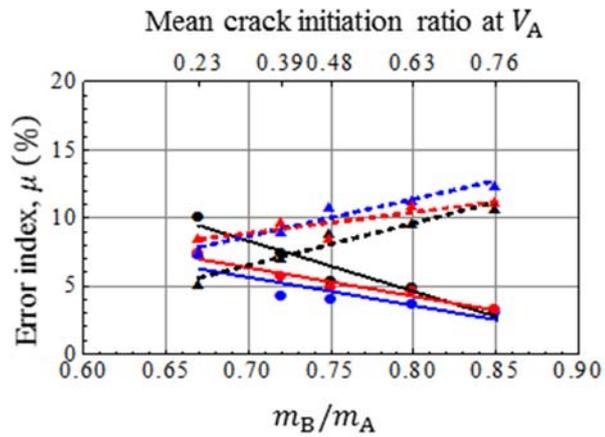
(d) s of σ_u

Circle point & Solid line...Domain A, Triangle point & Dashed Line...Domain B
 Black...Method 1, Blue...Method 2, Red...Present Method

Fig. 5.14-2 Effects of m_B/m_A on error of the estimated parameters, $m_A = 30$ (Case 2-1).



(a) μ of m

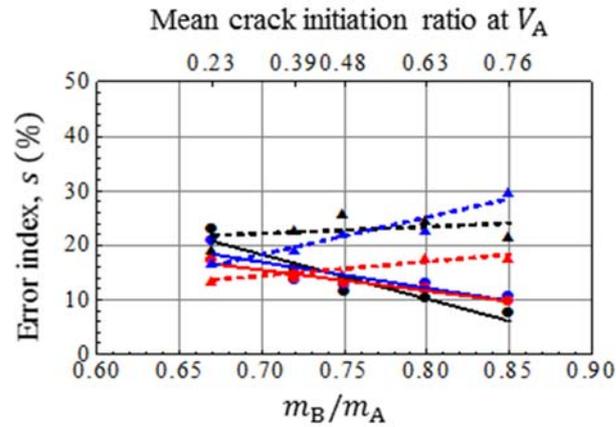


(b) μ of σ_u

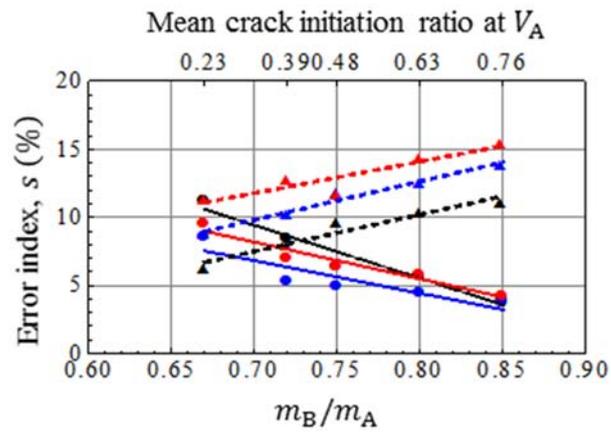
Circle point & Solid line...Domain A, Triangle point & Dashed Line...Domain B

Black...Method 1, Blue...Method 2, Red...Present Method

Fig. 5.15-1 Effects of m_B/m_A on error of the estimated parameters, $m_A = 20$ (Case 2-2).



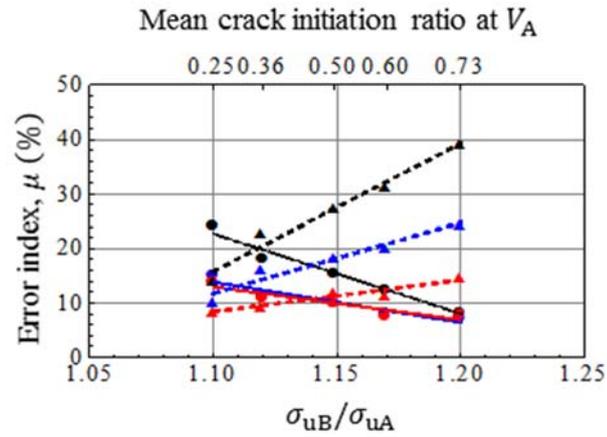
(c) s of m



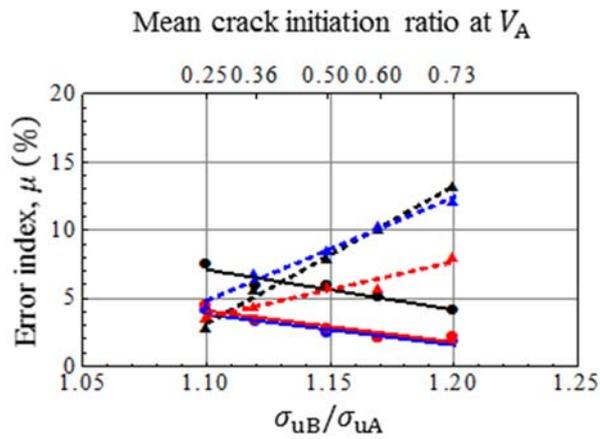
(d) s of σ_u

Circle point & Solid line...Domain A, Triangle point & Dashed Line...Domain B
 Black...Method 1, Blue...Method 2, Red...Present Method

Fig. 5.15-2 Effects of m_B/m_A on error of the estimated parameters, $m_A = 20$ (Case 2-2).



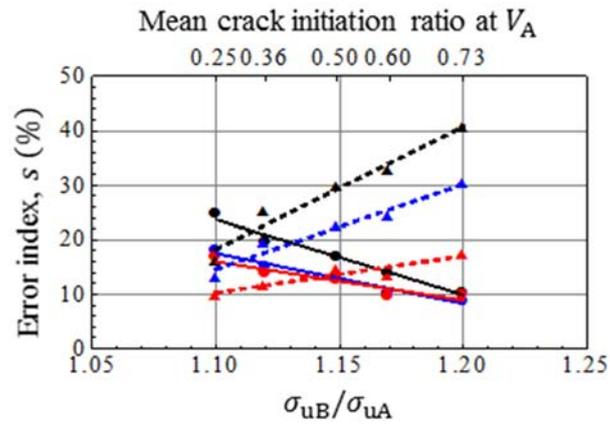
(a) μ of m



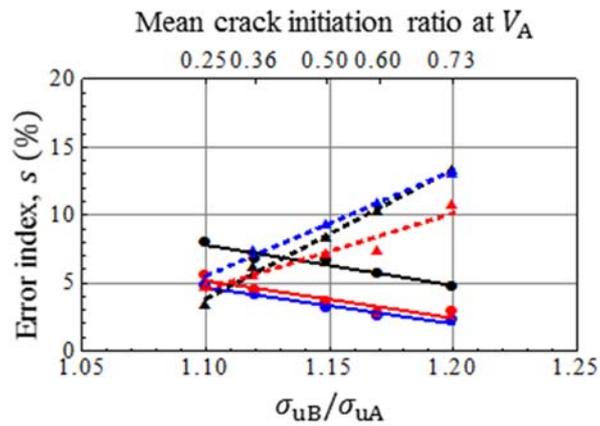
(b) μ of σ_u

Circle point & Solid line...Domain A, Triangle point & Dashed Line...Domain B
 Black...Method 1, Blue...Method 2, Red...Present Method

Fig. 5.16-1 Effects of σ_{uB}/σ_{uA} on error of the estimated parameters, $\sigma_{uA} = 2350\text{MPa}$ (Case 3-1).



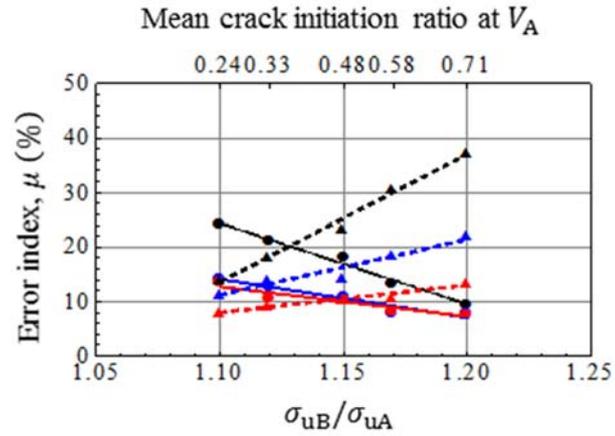
(c) s of m



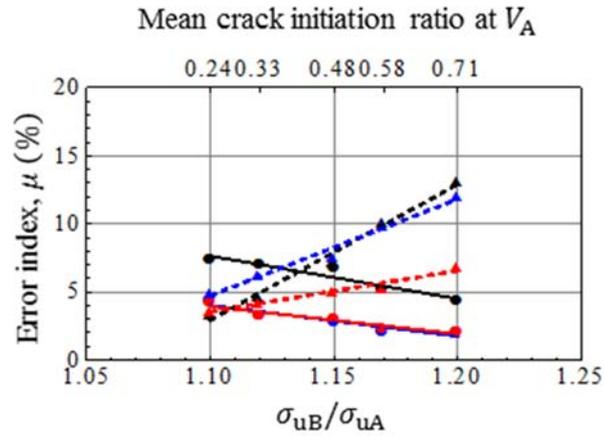
(d) s of σ_u

Circle point & Solid line...Domain A, Triangle point & Dashed Line...Domain B
Black...Method 1, Blue...Method 2, Red...Present Method

Fig. 5.16-2 Effects of σ_{uB}/σ_{uA} on error of the estimated parameters,
 $\sigma_{uA} = 2350\text{MPa}$ (Case 3-1).



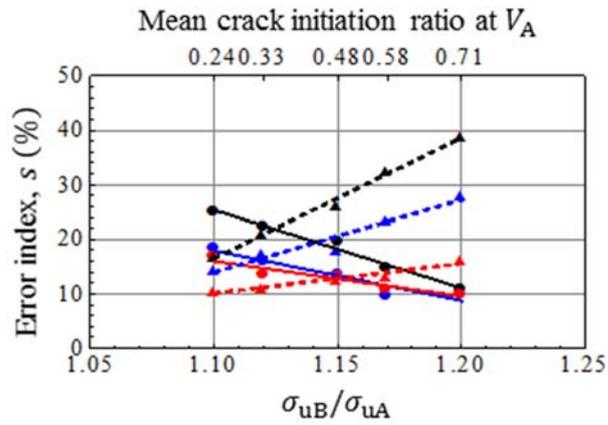
(a) μ of m



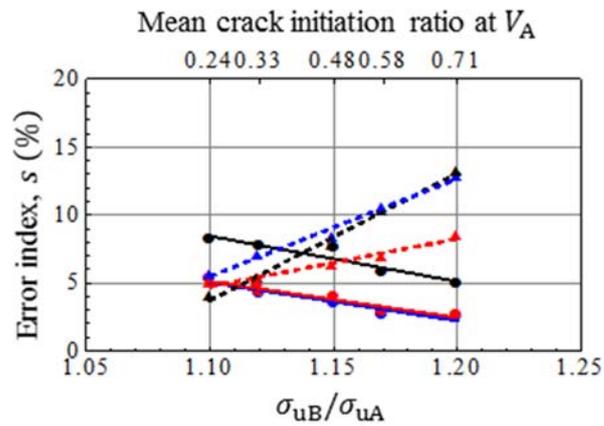
(b) μ of σ_u

Circle point & Solid line...Domain A, Triangle point & Dashed Line...Domain B
 Black...Method 1, Blue...Method 2, Red...Present Method

Fig. 5.17-1 Effects of σ_{uB}/σ_{uA} on error of the estimated parameters, $\sigma_{uA} = 2600\text{MPa}$ (Case 3-2).



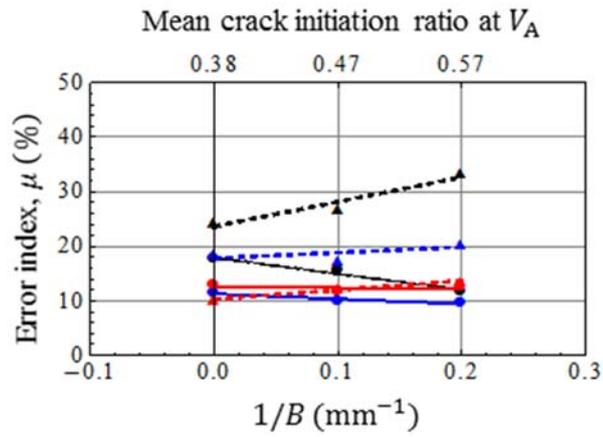
(c) s of m



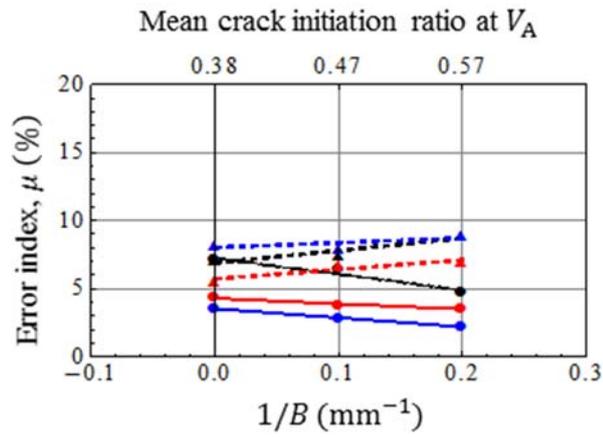
(d) s of σ_u

Circle point & Solid line...Domain A, Triangle point & Dashed Line...Domain B
 Black...Method 1, Blue...Method 2, Red...Present Method

Fig. 5.17-2 Effects of σ_{uB}/σ_{uA} on error of the estimated parameters, $\sigma_{uA} = 2600\text{MPa}$ (Case 3-2).



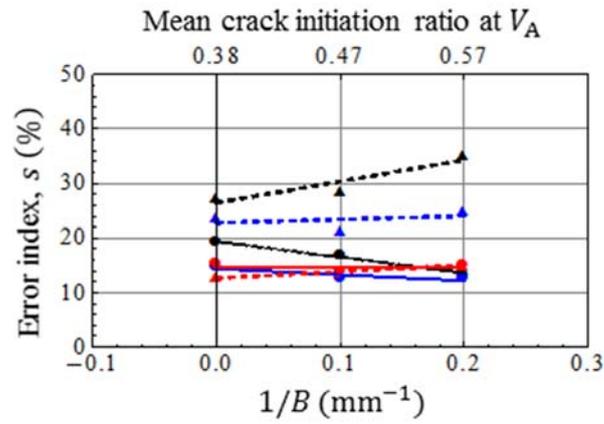
(a) μ of m



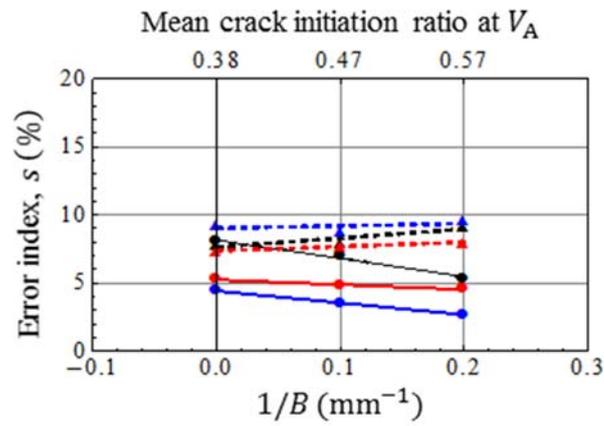
(b) μ of σ_u

Circle point & Solid line...Domain A, Triangle point & Dashed Line...Domain B
 Black...Method 1, Blue...Method 2, Red...Present Method

Fig. 5.18-1 Effects of $1/B$ on error of estimated parameters (Case 4).



(c) s of m



(d) s of σ_u

Circle point & Solid line...Domain A, Triangle point & Dashed Line...Domain B
 Black...Method 1, Blue...Method 2, Red...Present Method

Fig. 5.18-2 Effects of $1/B$ on error of estimated parameters (Case 4).

第6章 結論

本研究では、へき開脆性破壊の Multi barrier モデルにしたがって区別された破壊発生過程の Stage II および Stage III について、新たな定式化と有効表面エネルギーを導入することで、ベイナイト鋼のへき開脆性破壊靱性を微視組織情報から予測する数値モデルの構築を行った。また、溶接部への適用を念頭に置き、巨視的に不均一な微視組織を有する材料の破壊靱性値分布を評価する手法を提案した。

本研究の内容および得られた成果を以下に列挙する。

1. ベイナイト鋼を対象とした破壊確率モデルの Stage II の定式化
 - 1-1. ベイナイト鋼に適用可能な、堆積転位の影響を考慮した MA 割れの限界破壊応力の定式化を新たに行った。
 - 1-2. 新たに提案した式では有効表面エネルギー γ_{pm} が未知の材料定数として残っているため、2種類の MA 距離（すべり線長さに相当）の異なるベイナイト鋼を用いて、最尤推定法による γ_{pm} の同定を行った。その結果、 $\gamma_{pm} = 35\text{J/m}^2$ であると推定された。
 - 1-3. Griffith-Irwin-Orowan の条件を用いた場合および Petch の式を用いた場合についても、同様の手法で γ_{pm} の同定を行った。Griffith-Irwin-Orowan の条件を用いた場合は $\gamma_{pm} = 6\text{J/m}^2$ 、Petch の式を用いた場合は $\gamma_{pm} = 35\text{J/m}^2$ であると推定された。
2. Stage III の有効表面エネルギー γ_{mm} の実験的評価
 - 2-1. 母相-母相粒界が微視亀裂伝播のボトルネックプロセスとなることを意図してセメンタイトを粗大化したフェライト-セメンタイト鋼を用いて、破壊試験と起点位置のへき開ファセット形状の観察、および有限要素解析によって取得した局所破壊応力によって Stage III の有効表面エネルギー γ_{mm} の温度依存性を推定した。
 - 2-2. Ni 添加量の異なる鋼材を用いて、Ni が γ_{mm} に与える影響を調査した。算出された γ_{mm} に Ni 添加による影響は認められず、Ni 添加による靱性の向上は細粒化による微視亀裂寸法の減少と、低温での降伏応力の低下に伴う微視亀裂駆動力

の減少によるものであると推定された。

3. バイナイト鋼の破壊靱性を微視組織情報から予測する数値モデルの構築
 - 3-1. 提案した Stage II の限界破壊応力の式および γ_{mm} の温度依存性を組み込むことで、バイナイト鋼のへき開脆性破壊靱性を微視組織情報から予測する数値モデルの構築を行った。
 - 3-2. 構築した数値モデルを用いて、4種の異なる組織を有するバイナイト鋼に対する破壊靱性試験の再現解析を行い、結果を実験で得られた破壊靱性分布と比較することで、妥当性の検証を行った。数値モデルによって推定された破壊靱性値分布の温度依存性、同一温度でのばらつきは実験結果と良い一致を示した。
 - 3-3. 構築した数値モデルを用いて入力する微視組織因子を変えたパラメトリックスタディを行い、微視組織因子が破壊靱性に与える影響を系統的に検討した。
4. 溶接部への破壊確率モデルへの適用を想定した、巨視的に不均一な微視組織を有する材料を対象とした破壊靱性評価手法の提案
 - 4-1. 巨視的に不均質な微視組織を有する材料の、各領域の破壊確率パラメータを推定するための尤度関数を提案した。この尤度関数を用いることで、微視組織が混在する試験片を用いた破壊靱性試験の結果群から、各領域の破壊確率パラメータを推定することができる。
 - 4-2. 提案した尤度関数を Monte Carlo シミュレーションによって再現した破壊靱性試験結果群に適用し、破壊確率パラメータの推定精度を検討した。提案した尤度関数によって推定された値は Monte Carlo シミュレーションで仮定した破壊確率パラメータの値に近く、妥当性が確認された。

また、本研究において構築した数値モデルについて、今後の展望を以下に列挙する。

- BIII 型の上部バイナイトあるいは下部バイナイトが主体の組織を対象としたモデルの拡張。
- 炭化物や介在物、擬似パーライト等、MA ではない第二相が脆化相として作用する場合を対象としたモデルの拡張。
- 延性亀裂伝播やボイド成長が先行する場合についての応力ひずみ場の導入。
- シャルピー衝撃試験に対する適用による、延性-脆性遷移の再現。
- 化学組成・熱処理条件等の情報から微視組織を再現する数値モデルを組み込むことによる、材料開発分野における実用性の向上。

参考文献

- [1] 川畑友弥. 私信.
- [2] Asahi H., Hara T., Tsuru E., Morimoto H., Terada Y., Sugiyama M., Murata M., Doi N., Ayukawa N., Akasaki H.: X120 UOE LINEPIPE WITH IMPROVED PROPERTIES AND VARIED SIZES, Proceedings of IPC 2006 (6th International Pipeline Conference), IPC2006-10087, Calgary, Canada, September, 2006.
- [3] 植森龍治, 藤岡政昭, 井上健裕, 皆川昌紀, 白幡浩幸, 野瀬哲郎: 海運や建設現場を支える鋼材 (造船・建産機分野), 新日鉄技報, Vol. 391, 2011; 37-47.
- [4] Murakami Y., Takeuchi Y., Hase K., Endo S., Sakimoto T., Handa T.: Development of YP460 Class Steel Plate with Excellent Brittle Crack Arrestability for Large Container Ships, Proceedings of the Twenty-third (2013) International Offshore and Polar Engineering, pp.63-68, Anchorage, USA, June, 2013.
- [5] TWI Group Inc. M V kurdistan tanker: <http://www.twi-global.com/news-events/case-studies/m-v-kurdistan-tanker-141/>.
- [6] Transportation Safety Board of Canada. Marine investigation report m0210021: <http://www.tsb.gc.ca/eng/rapports-reports/marine/2002/m0210021/m0210021.pdf>
- [7] 三村宏, 町田進. 基礎 材料強度学. 株式会社培風館, 2000.
- [8] 植森龍治, 長谷川泰士, 原卓也, 井上健裕, 篠原康浩, 井上裕滋, 古谷仁志: エネルギー生産と供給を支える鋼材 (エネルギー分野), 新日鉄技報, Vol. 391, 2011; 67-78.
- [9] 三田尾眞司: 鉄鋼材料のメタラジの進歩(i) 厚板—造船・建築用鋼板などにおける新しい組織制御と商品開発—, 日本鉄鋼協会 第 209・210 回西山記念技術講座 革新的な鉄鋼材料を生み出す組織制御技術とメタラジの進歩, 2012; 63-95.
- [10] 北川良彦, 川崎浩之. 海洋構造物用高強度・高じん性溶接材料の開発状況. KOBE STEEL ENGINEERING REPORTS, Vol. 63, 2013; 16-21.
- [11] Bhadeshia J., Honeycombe R., STEELS MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES. Butterworth-Heinemann, 1981.
- [12] 古原忠, 鉄鋼のベイナイト組織の定義: 現状の理解, 熱処理, Vol. 50, 2010; 22-27.
- [13] 土師利昭, 栗飯原周二, 萩原行人, 川島喜樹果, 内野耕一, 富田幸男, 千々岩力雄: 引張強度 50kgf/mm² 級高張力鋼溶接熱影響部の限界 CTOD に及ぼす局所脆化域の

- 影響, 鉄と鋼, Vol. 74, 1988; 1105-1112.
- [14] 平井征夫: 高張力鋼の M-A Constituent(島状マルテンサイト)とじん性, 溶接学会誌, Vol. 50, 1981; 37-46.
- [15] Griffith A. The Phenomena of Rupture and Flow in Solids. Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A 1921; 221: 163-198.
- [16] Irwin G, "Fracture Dynamics." Fracturing of Metals, American Society of Metals, Cleveland, OH, 1948, 147-166.
- [17] Orowan E. "Fracture and Strength of Solids." Reports in Progress in Physics, Voll. XII, 1948, 185.
- [18] Petch N. The influence of grain boundary carbide and grain size on the cleavage strength and impact transition temperature of steel. Acta Metallurgica 1986; 34: 1387-1393.
- [19] Hall E. The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results. Proceedings of the Physical Society 1951; B64: 747.
- [20] Petch N. The Cleavage Strength of Polycrystals. Journal of the Iron and Steel Institute 1953; 174: 25-28.
- [21] 鈴木秀次. 転位論入門. アグネ, 1967.
- [22] Pineau A. Development of the local approach to fracture over the past 25 years: theory and applications. Int J Fract 2006; 138(1): 139-166.
- [23] Beremin F., Pineau A., Mudry F., Devaux J. C., D'Escatha Y., Ledermann P. A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel. Metall Mater Trans A 1983; 14(11): 2277-2287.
- [24] Wallin K, Saario T, Torronen K. Statistical model for carbide induced brittle fracture in steel. Metal Science 1984; 18: 13-16.
- [25] Wallin K, Fracture toughness transition curve shape for ferritic structural steels, Proceedings of the Joint FEEG/ICF International Conference on Fracture of Engineering Materials and Structures (Edited by Teoh, S.H. and Lee, K.H.). Elsevier, London, 83-88.
- [26] Wallin K, Statistical modelling of fracture in the ductile-to-brittle transition region. In Defect Assessment in Components – Fundamentals and Applications, ESIS/EGF9, (Edited by Blauel, J.G. and Schwalbe, K.-H.). Mechanical Engineering Publications, London, 415-445.
- [27] Minami F, Ohata M, Shimanuki H, Handa T, Igi S, Kurihara M, Kawabata T, Yamashita Y, Tagawa T, Hagihara Y: Method of constraint loss correction of CTOD fracture toughness for fracture assessment of steel components: Eng Fract Mech 2006; 73: 1996-2020.
- [28] ASTM E1921 (2002). Test Method for the Determination of Reference Temperature T_0 for Ferritic Steels in the Transition Range. American Society for Testing and Materials, Philadelphia.

- [29] ISO 27306 (2016). Metallic materials — Method of constraint loss correction of CTOD fracture toughness for fracture assessment of steel components. International Organization for Standardization, Geneva.
- [30] Bordet S, Karstensen A, Knowles D, Wiesner C. A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Part I: model presentation. *Engng Fract Mech* 2005; 72: 435–452.
- [31] Bordet S, Karstensen A, Knowles D, Wiesner CS. A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Part II: application to an offshore structural steel. *Engng Fract Mech* 2005; 72: 453–474.
- [32] Xia L., Cheng L. Transition from ductile tearing to cleavage fracture: A cell model approach. *Int J Fracture* 1997; 87: 289–305.
- [33] 南二三吉, Claudio Ruggieri, 大畑充, 豊田政男. ローカルアプローチの適用によるぜい性破壊発生限界に及ぼす試験片形状・寸法の影響の評価. *材料*, 1996; 45: 544-551.
- [34] Martin-Meizoso A., Ocaña-Arizcorreta I., Gil-Sevillano J., Fuentes-Pérez M., Modelling cleavage fracture of bainitic steel specimens. *Acta Metall Mater* 1994; 42: 2057–2068.
- [35] Lambert-Perlade A., Sturel T., Gourgues A., Besson J., Pineau A. Mechanisms and modeling of cleavage fracture in simulated heat-affected zone microstructures of a high-strength low alloy steel. *Metall Mater Trans A* 2004; 35: 1039–1053.
- [36] Shibamura K., Aihara S., Suzuki K. Prediction model on cleavage fracture initiation in steel specimens having ferrite-cementite microstructures - Part I: Model presentation. *Eng Fract Mech* 2016; 151: 161–180.
- [37] Shibamura K., Aihara S., Suzuki K. Prediction model on cleavage fracture initiation in steel specimens having ferrite-cementite microstructures - Part II: Model validation and discussions. *Eng Fract Mech* 2016; 151: 181–202.
- [38] San Martin J., Rodriguez-Ibabe J. Determination of Energetic Parameter Controlling Cleavage Fracture in A Ti-V Microalloyed Ferrite-Pearlite steel. *Scripta Materialia* 1999; 40:459-464.
- [39] Kawata I., Hiraide T., Shibamura K., Kawabata T., Aihara S. Development of cleavage fracture initiation model for bainite steels based on micro mechanism. *International Journal of Offshore and Polar Engineering*, 2016; 26: 278-286.
- [40] 川田樹, 平出隆志, 柴沼一樹, 川畑友弥, 栗飯原周二. ラス間マルテンサイトを含まる低炭素ベイナイトのへき開破壊靱性予測モデル. *鉄と鋼*, 2016; 102: 320-329.
- [41] Curry D., Knott J., Effects of microstructure on cleavage fracture stress in steel. *Metal. Sci.* 1978; 12: 511–514
- [42] Smith E., Proc. Conf. Physical Basis of Yield and Fracture, Inst. of Phys. Phys. Soc., Oxford, p.36, 1966.

- [43] Bowen K, Druce S. G., Knott J. F. Effects of Microstructure on Cleavage Fracture in Pressure vessel Steel. *Acta metal* 1986; 34: 1121-1131.
- [44] Alexander D. J., Bernstein I. M. Cleavage Fracture in Pearlitic Eutectoid Steel, *Metal. Trans. A* 1989; 20: 2321-2335.
- [45] Linaza M. A., Romero J. L., Rodríguez-Ibabe, J.M., Urcola J.J. Cleavage fracture of microalloyed forging steel specimens. *Scripta Metall. Mater.* 1995; 32: 395-400.
- [46] Linaza M. A., Rodríguez-Ibave J. M., Urcola J. J. Determination of The Energetic Parameters Controlling Cleavage Fracture Initiation in Steel specimens, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 1997; 20: 619-632.
- [47] Lin T., Evans A., Ritchie R. Stochastic modeling of the independent roles of particle size and grain size in transgranular cleavage fracture. *Metall. Trans.* 1987; 18A: 641-651.
- [48] Wallin K., Sario T., Törrönen K. Statistical model for carbide induced brittle fracture in steel, *Metal. Sci.* 1984; 18: 13-16.
- [49] Griffiths J., Owen D. An elastic-plastic stress analysis for a notched bar in plane strain bending. *J. Mech. Phys. Sol.* 1971; 19: 419-431.
- [50] Jolley W., Influence of a 3.28 pct Nickel Addition on the Yield and Fracture Behavior of alpha Iron. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME* 1968: 242; 306-313.
- [51] Kranzlein H., Burton M., Smith G. Solid Solution Strengthening in Iron-Nickel and Iron-Platinum Alloys. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME* 1968: 233; 64-70.
- [52] Machida S, Miyata T, Hagiwara Y, Yoshinari H, Suzuki Y. Statistical study of the effect of local brittle zones (LBZ) on the fracture toughness (CTOD) of weldments in Defect Assessment in Components-Fundamentals and Applications, ESIS/EGF9 (Edited by Blauel J and Schwalbe K), pp. 633-658. *Mechanical Engineering*.
- [53] Wallin K, Nevasmaa P, Laukkanen A, Planman T. Master Curve analysis of inhomogeneous ferritic steels. *Eng Fract Mec* 2004; 71(16-17): 2329-2346.
- [54] Satoh K, Toyoda M, Minami F. A Probabilistic Approach to Evaluation of Fracture Toughness of Welds with Heterogeneity. *Transactions of JWS* 1985; 16(1): 70-81.
- [55] Sainte Catherine C, Di Fant M. Prediction of toughness scatter in heat affected zones (HAZ) with local approach: *Eng Fract Mec* 1993; 46: 115-125.
- [56] Sainte Catherine C, Di Fant M. Prediction of toughness scatter in heat affected zones (HAZ) with local approach: *Eng Fract Mec* 1993; 46: 115-125.
- [57] Andrieu A, Pineau A, Besson J, Ryckelynck D, Bouaziz O. Bimodal Beremin-type model for brittle fracture of inhomogeneous ferritic steels: Theory and applications. *Eng Fract Mec* 2012; 95: 84-101.
- [58] 佐藤邦彦, 豊田政男, 南二三吉. 最弱リンクモデルに基づく溶接部の局部劣化部

- 性推定手法. 溶接学会論文集 1985; 3(1): 82-89.
- [59] Swift H. Plastic instability under plane stress. *J Mech Phys Solids* 1952; 1(1): 1-18.
- [60] Dassault Systemes. SIMULIA Abaqus analysis user's manual version 6.14; 2014.
- [61] Bennett P., Sinclair G. Parameter representation of low-temperature yield behavior of body-centered cubic transition metals. *Journal of Basic Engineering* 1966; 88; 518-524.
- [62] Irwin G. Crack-Extension Force for a Part-Through Crack in a Plate. *Journal of Applied Mechanics* 1962; 29(4):651-654.
- [63] Kassir M., Sih G. Three-Dimensional Stress Distribution Around an Elliptical Crack Under Arbitrary Loadings. *Journal of Applied Mechanics* 1966; 33(3): 601-611.
- [64] Rice J. R. Weight Function Theory for Three-Dimensional Elastic Crack Analysis. "Fracture Mechanics: Perspectives and Directions (Twentieth Symposium)", ASTM STP1020, Wei R.P. and Gangloff R.P., American society for Testing and Materials, Philadelphia, 1989; 29-57.
- [65] Follansbee A. Constitutive description of the deformation of copper based on the use of the mechanical threshold stress as an internal state variable. *Acta Metall.* 1988; 36; 81-93.
- [66] DeHoff R. T., 篠原靖忠小森尚志訳 F. N. Rhines 原著. "Quantitative microscopy (計量形態学—ミクロ組織をはかる—)". 株式会社内田老鶴圃, 1982.
- [67] BS 7448: Part 1, Fracture mechanics toughness tests, Part 1, method for determination of, K_{Ic} critical CTOD and critical J values of metallic materials, British Standard Institution; 1991.

謝辞

まずは、私を6年近くにわたってご指導いただいた指導教員の栗飯原周二教授に、この場を借りて心よりの感謝を表明したいと思います。今まで本当にありがとうございました。偉大なる先生のお導きがあったからこそ私がここまで辿り着いたことは、疑いようもありません。私の力の至らなさゆえに先生のご期待に添えない部分も多々あったことと思いますが、それでもご指導を続けてくださった先生の愛をただただ噛み締めております。重ねてお礼を申し上げさせていただきます。ありがとうございました。来年度からは先生の教えを胸に抱きながら、世のため人のため、大いなる世界のために、学生生活で得た専門知識を活かしていきたいと思っております。

川畑友弥准教授には、度々私の質問に答えていただいたほか、数々の助言をいただきました。思い返せば、川畑先生には新日鐵住金株式会社にいらっしゃる時にも、卒業研究でお世話になっておりました。今、教員と学生という関係にあるのも、何かのご縁ではないかと思っております。ありがとうございました。

柴沼一樹准教授には、まだ先生が栗飯原研究室の助教で、私が卒論生であった時からずっと、度々研究の相談にのっていただいております。また、慣れない投稿論文の執筆や、日本学術振興会特別研究員の応募についても親身になってご指導頂きました。この謝辞を書きながら過去の学内論文の謝辞を見返しておりますが、私が卒論生のときには助教、大学院生の時には講師、そして今はこの若さで准教授であることには、ただただ感嘆するばかりであります。私の研究に対するモチベーションが上がり下がりのことで、先生は歯がゆい思いをされたかと思っておりますが、来年度から一企業人として頑張ります。ありがとうございました。

技術職員の森田明保様には、実験で非常にお世話になりました。森田様には卒論生の時からずっとお世話になり続けており、感謝してもしきれません。私が修士の際に共に技術職員をされていた金田様が退職してからは一人で多くの学生の面倒をみておられ、そして実験室のあらゆる設備に精通していらっしゃった森田様のパワフルさにはただただ驚くばかりでございます。博士課程に進学してからは出来る限り実験を一人で行おうと思いましたが、それでも度々森田様の手を煩わせてしまいました。今まで本当にありがとうございました。

栗飯原研究室で学位を取得され、今は社会人として大変ご立派に働かれている中居寛

明先輩には、私が卒論生であった時から今まで、研究に関する相談、研究の合間の喫煙、そして飲み会など、様々な面でお世話になりました。この論文の第3章の研究は、先輩との議論によって生まれたものです。先輩のご期待に添えたかはわかりませんが、私はこの論文に載せた研究の中でも、この研究が一番好きでした。また、私の進路選択において、中居先輩の存在は非常に大きかったと思います。会社まで追いかけてしまうことになって申し訳ありませんが、今後ともよろしく願います。そして、今までありがとうございました。

栗飯原先生の秘書の寺西文子様には、事務手続きで非常にお世話になりました。特に、博士課程に進学してからは学術振興会特別研究員としての予算を持つことになったために、予算の使用に関わる事務手続きの一切をしていただきました。また、学会の旅費の精算や飛行機の手続きでも親身になって対応していただきました。お金のない学生であるために、旅費の振込日を尋ねることが多くなってしまい、ご迷惑をおかけいたしました。ありがとうございました。

ここからは、共に学生生活を研究室で過ごした皆さんに感謝の気持ちを述べたいと思います。

まず、私が卒論生のときに修士2年だった滑川哲也先輩は、私が卒論を書いている時、修士論文の執筆をされており、あの時は先輩として、論文の執筆に立ち向かう仲間として、お世話になりました。また、新日鐵住金株式会社に就職されてからは、本論文の第2章で使った供試鋼の作製において、大変お世話になりました。ありがとうございました。

次に、私の1学年上の栗飯原研究室の学生であったの平出隆志先輩・飯島慶貴先輩には、卒業論文の添削や、話し好きな私の相手をしていただいております。平出先輩には就職された後も研究会で度々お会いすることがあり、その度に懐かしい学生生活が思い出されます。ありがとうございました。

同期であった吉津周平君、津村和輝君は、在学中は研究室で一緒に騒いで遊んでくれ、卒業してからも時々研究室を訪ねて話し相手になってくれました。博士課程に進学してからも、研究室で同期と共に歩んだあの頃を思い出すことで頑張れたときもあるような気がします。今度は同じ社会人として会いましょう。ありがとうございました。

私の1つ下の代にあたる宮本九里矢君、佐野将基君には、在学中にいろいろな面白い話を聞かせてくれました。博士1年の時、同期が卒業してしまってもあまり寂しさを感じずにいられたのは、君たちのおかげです。ありがとうございました。

私の2つ下の代にあたる浅子翔平君、中西祐一君は、博士2年のときに1つ下の学年すらも卒業して寂しさが増す私の話し相手になってくれました。もちろん、博士1年のときに宮本君、佐野君と一緒に楽しく話せたのもいい思い出です。また、私や後輩達の内定祝に2人で飲み会を開いてくれた時には、感動に打ち震えました。ありがとうございました。

いました。

私の3つ下の代にあたる頓所史章君、樺田真大君、西菌祐希君、中西大貴君は、僕が最も長い間共に過ごした後輩達です。歳が離れているにも関わらず、君たちが私の話し相手をしてくれたおかげで、次々と後輩が卒業していてもあまり寂しい思いをしなくて済みました。また、樺田君、西菌君、中西君は、喫煙仲間として私の頻繁な休憩に付き合ってくれたほか、夕食にも毎日のように付き合ってくれました。一般に、博士課程の学生は研究室で寂しい思いをしがちなものだと思いますが、私がそうではなかったのは君たちのように楽しい後輩がいたからこそだと思います。ありがとうございました。

私の4つ下の代にあたる山口洸君、田中健吾君、北出敦悠君、永野敬洋君は、歳はだいぶ離れてしまっていますが、いつも私の面倒な絡みに付き合ってくれて感謝しております。また、修士からは別の研究室に移ってしまいましたが、尾形賢翔君はちょうど私と机が隣だったこともあって、よく話し相手になってくれました。ありがとうございました。

私の5つ下の代にあたる相川大昂君、古田泰之君には、卒論に取り組む姿を見て、自分の若い頃を思い出させてもらっています。ありがとうございました。

また、柴沼研究室の博士2年の柳本史教君とは、近隣研究室の私以外の唯一の博士課程学生ということもあり、長い付き合いでした。博士課程ならではの悩みや不安などは、同じ博士課程である柳本君としか分かち合うことはできないので、とても助かりました。ありがとうございました。これから一年間、学位取得に向けて頑張ってください。

既に退職されておりますが、栗飯原先生の秘書をされていた北田みずほ様、技術職員をされていた金田重裕様にも、卒業生・修士課程の間に大変お世話になりました。ありがとうございました。

また、柴沼研究室の卒業生である前川聡朗君、根本義規君、山本悠貴君、梶岡尚輝君、桐山和也君、西岡陽君、白井結哉君、そして今いる逸見拓弘君、上田航也君、細江貴大君は、暇に任せて柴沼研究室に我が物顔で入ってくる私の相手をしてくれました。また、根本君、山本君、逸見君、西岡君、逸見君、上田君、細江君には、国際学会での観光に付き合ってもらったこともありました。ありがとうございました。

そして何よりも、私を女手一つでここまで育ててくれた母に、心より感謝したいと思います。母子家庭であるにも関わらず、博士課程までの進学を許してくれたことには頭が上がりません。そして、博士課程に進学したら自活すると言っておきながら、結局何かにつけてお金を無心してしまって申し訳ございません。大変長らくお待たせいたしました。妹に遅れること2年、ようやく社会人になることができそうです。これから少しずつ恩返しをさせていただきたいと思います。今まで大変ありがとうございました。

最後に、私をここまで導いてくださった大いなる運命の力に感謝します。

The Great Power of Destiny

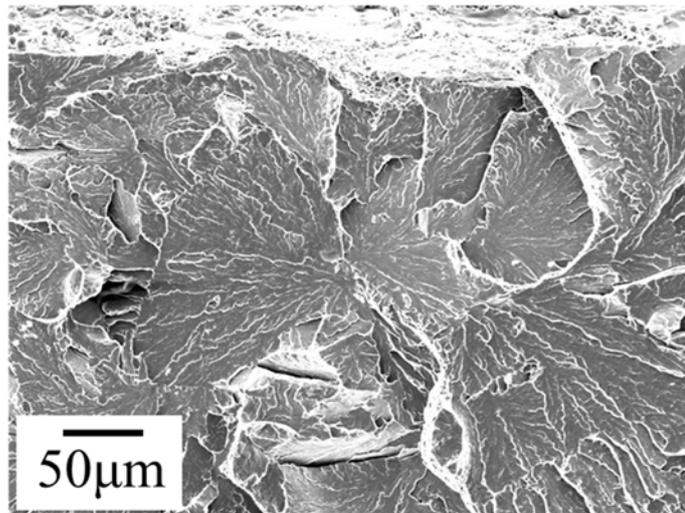
Appendix

Table A2.1 Fracture toughness test results (Steel L)

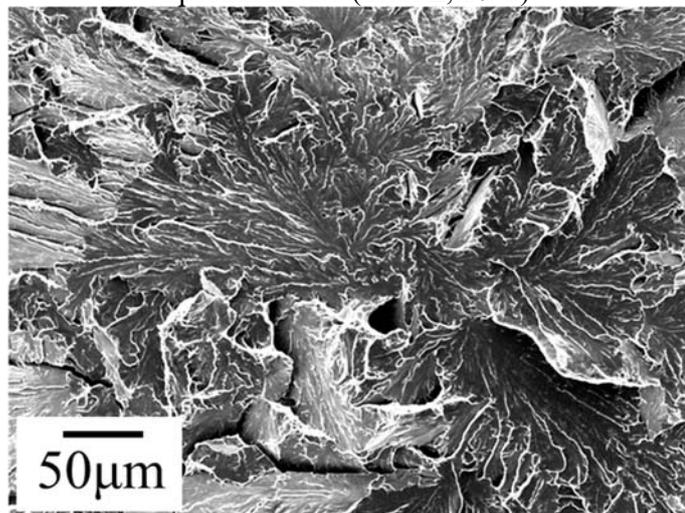
Specimen	No.	Temperature (°C)	Fracture load (kN)	Critical clip gage disp. (mm)	Absorbed energy (J)	x_c (mm)	z_c (mm)
L	1	20	10.24	0.280	3.51	0.33	1.33
	2		10.36	0.302	3.66	0.20	2.04
	3		10.55	0.310	3.97	0.21	1.07
	4		10.99	0.353	4.55	0.25	2.22
	5		10.91	0.357	4.56	0.31	0.42
	6		11.10	0.403	4.96	0.32	0.72
	7		11.12	0.394	5.06	0.20	2.26
	8		11.28	0.381	5.17	0.45	3.17
	9		11.12	0.369	5.47	0.27	0.85
	10		11.34	0.413	5.55	0.34	0.87
	11		11.37	0.417	5.60	0.24	1.23
	12		11.66	0.426	6.00	0.35	0.07
	13		11.34	0.415	6.17	0.16	1.68
	14		11.85	0.504	6.97	0.21	1.06
	15		9.270	0.193	2.38	N/A	
	16		9.011	0.188	2.58	N/A	
	17		10.41	0.296	3.70	N/A	
	18	10.88	0.389	5.14	N/A		
	19	11.50	0.657	8.01	N/A		
	20	11.63	0.798	10.3	N/A		
	21	11.03	0.643	7.99	N/A		
	22	11.55	1.00	13.1	N/A		
	23	11.37	0.961	13.1	N/A		
	24	11.51	1.01	13.9	N/A		

Table A2.2 Fracture toughness test results (Steel S)

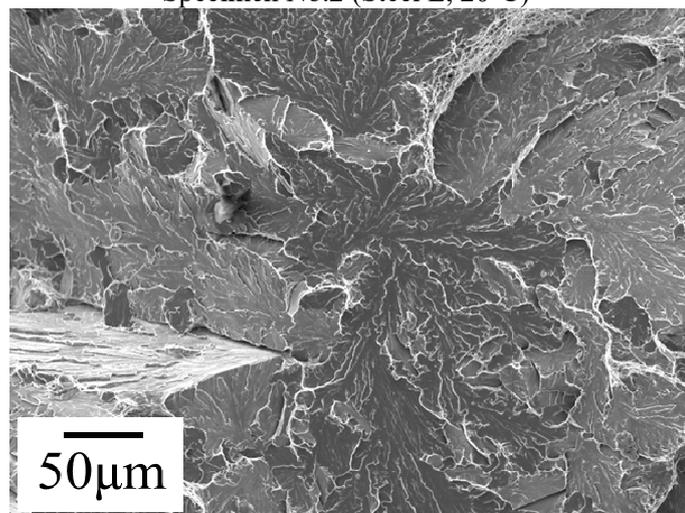
Specimen	No.	Temperature (°C)	Fracture load (kN)	Critical clip gage disp. (mm)	Absorbed energy (J)	x_c (mm)	z_c (mm)	
S	25	20	10.77	0.205	2.86	0.33	1.60	
	26		11.06	0.222	3.00	0.20	0.74	
	27		11.12	0.222	3.25	0.18	0.12	
	28		11.25	0.234	3.32	0.20	1.01	
	29		11.63	0.256	3.81	0.12	2.19	
	30		12.25	0.309	4.65	0.33	0.57	
	31		12.65	0.345	5.18	0.36	3.54	
	32		12.95	0.393	5.99	0.28	0.37	
	33		13.52	0.456	7.15	0.61	0.80	
	34		8.678	0.124	1.59	N/A		
	35		8.992	0.133	1.73	N/A		
	36		9.660	0.159	2.03	N/A		
	37		9.345	0.155	2.14	N/A		
	38		10.51	0.188	2.65	N/A		
	39		11.24	0.225	3.23	N/A		
	40		11.96	0.276	3.96	N/A		
	41		11.71	0.261	4.54	N/A		
	42		11.83	0.257	3.95	0.16	1.44	
	43		12.07	0.279	4.34	0.24	0.61	
	44		12.38	0.306	4.73	0.30	1.24	
	45		12.33	0.311	4.80	0.13	1.42	
	46		12.63	0.320	4.90	0.30	0.61	
	47		12.71	0.335	5.23	0.24	1.44	
	48		12.72	0.352	5.85	0.22	3.17	
	49		13.14	0.408	6.39	0.32	0.40	
	50		13.38	50	0.423	6.58	0.29	2.03
	51		13.39	0.420	6.61	0.24	1.82	
	52		13.42	0.449	7.04	0.37	3.21	
	53		13.57	0.479	7.47	0.28	1.29	
	54		13.81	0.523	8.20	0.21	2.00	
	55		12.23	0.288	5.08	N/A		
	56		12.63	0.331	5.25	N/A		
	57		13.44	0.410	6.61	N/A		
	58		13.46	0.439	7.06	N/A		
	59		12.66	80	0.422	6.34	N/A	
60	12.86	0.489	7.16	N/A				
61	13.42	100	0.700	10.8	N/A			
62	13.60	0.703	10.9	N/A				
63	13.22	0.694	10.8	N/A				
64	12.76	120	0.799	12.2	N/A			
65	13.48	0.874	12.7	N/A				



Specimen No.1 (Steel L, 20°C)

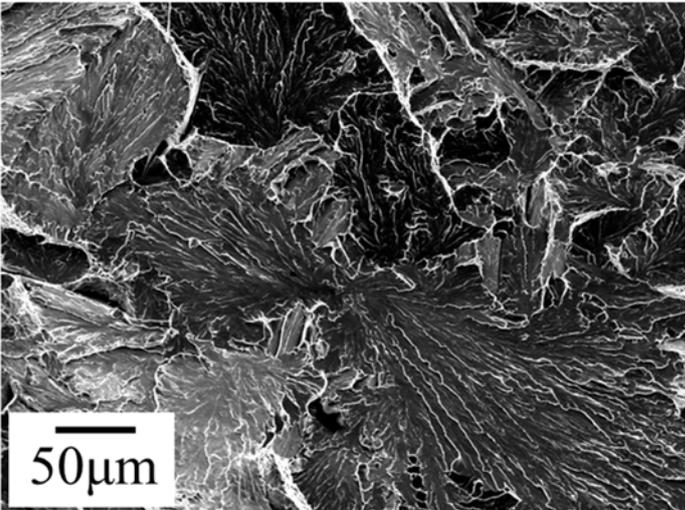


Specimen No.2 (Steel L, 20°C)

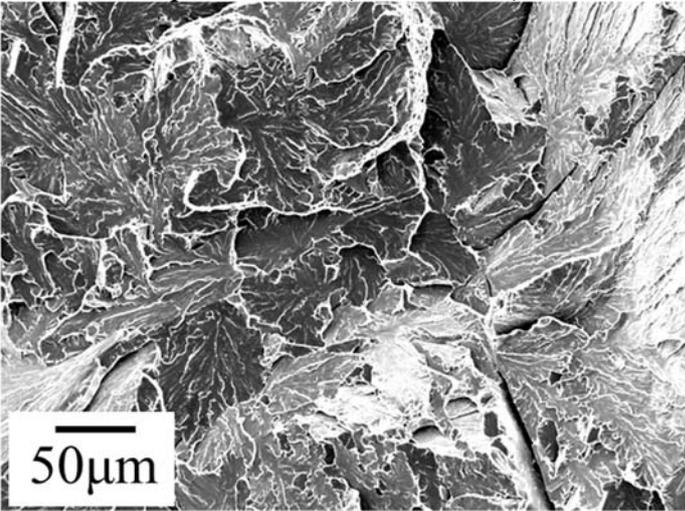


Specimen No.3 (Steel L, 20°C)

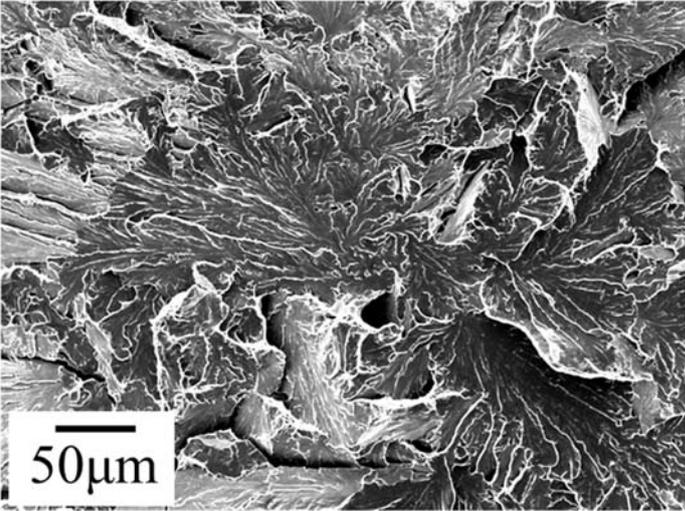
Fig. A2.1-1 Fracture surface around fracture initiation site (Steel L).



Specimen No.4 (Steel L, 20°C)

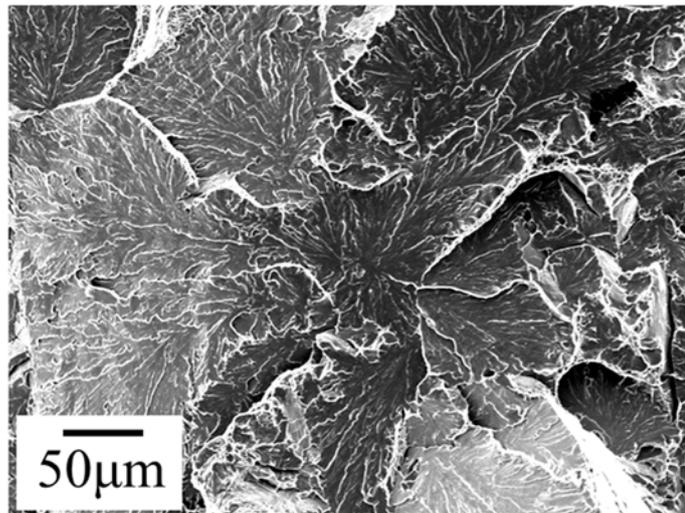


Specimen No.5 (Steel L, 20°C)

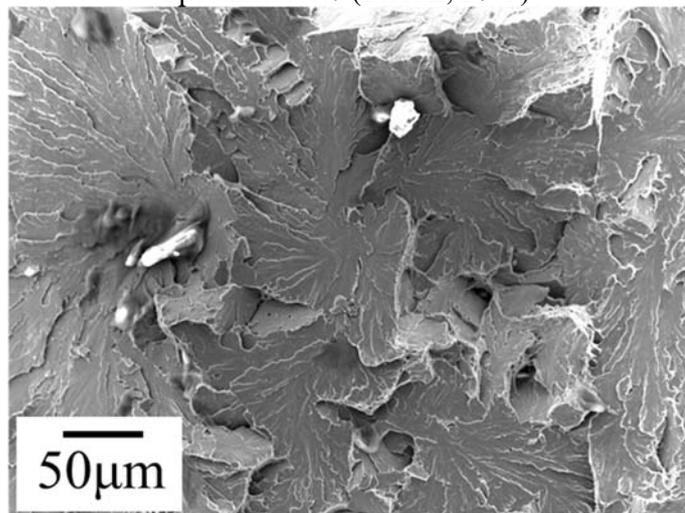


Specimen No.6 (Steel L, 20°C)

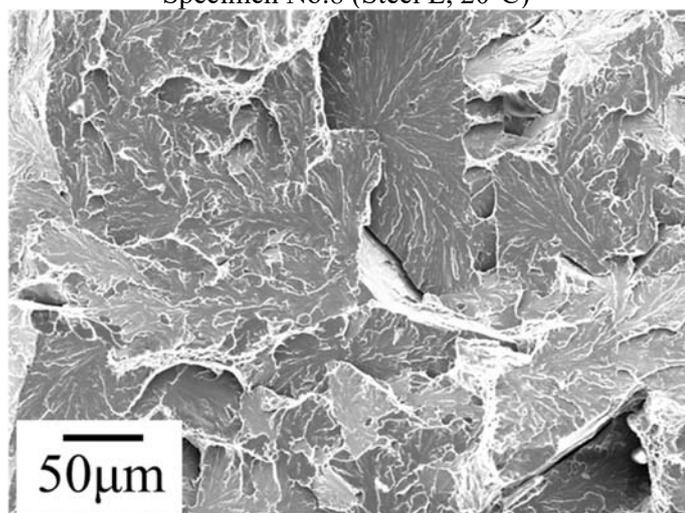
Fig. A2.1-2 Fracture surface around fracture initiation site (Steel L).



Specimen No.7 (Steel L, 20°C)

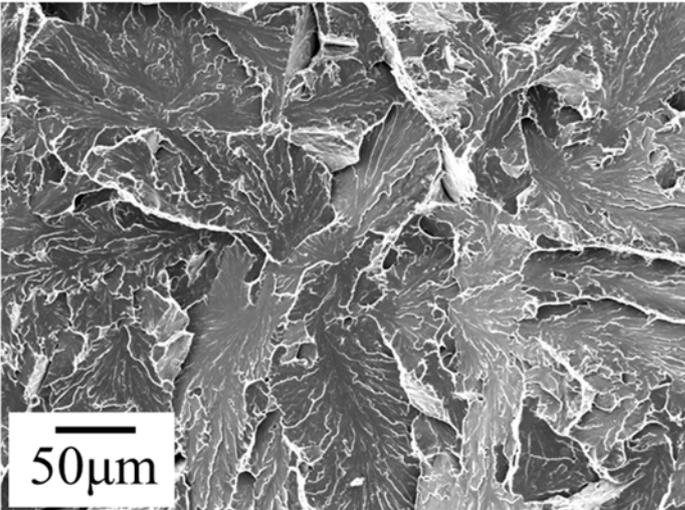


Specimen No.8 (Steel L, 20°C)

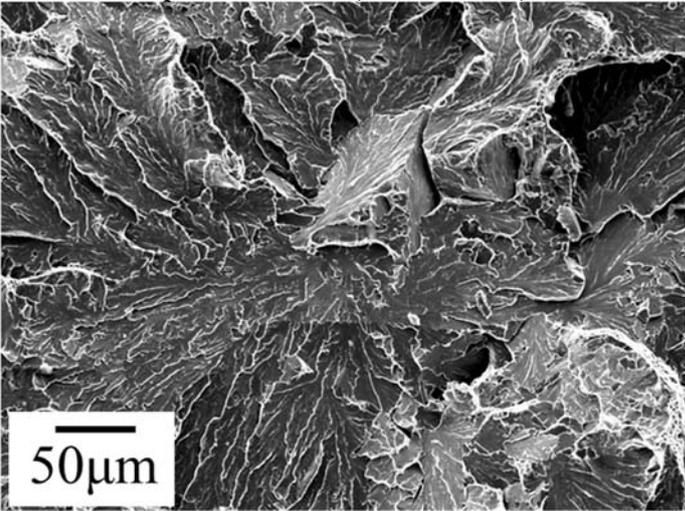


Specimen No.9 (Steel L, 20°C)

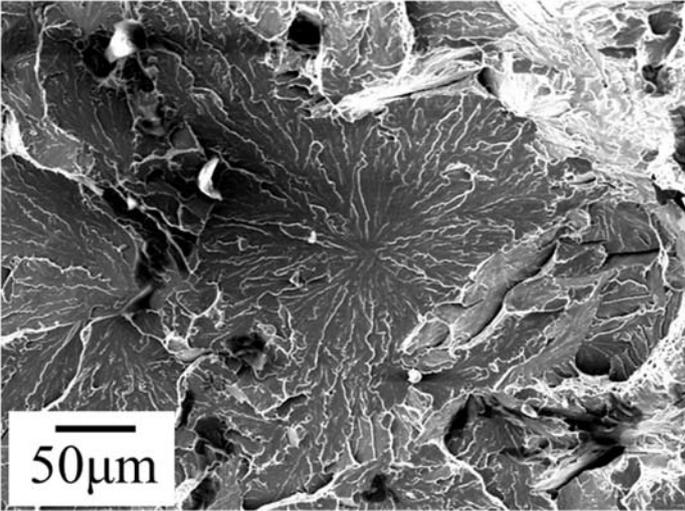
Fig. A2.1-3 Fracture surface around fracture initiation site (Steel L).



Specimen No.10 (Steel L, 20°C)

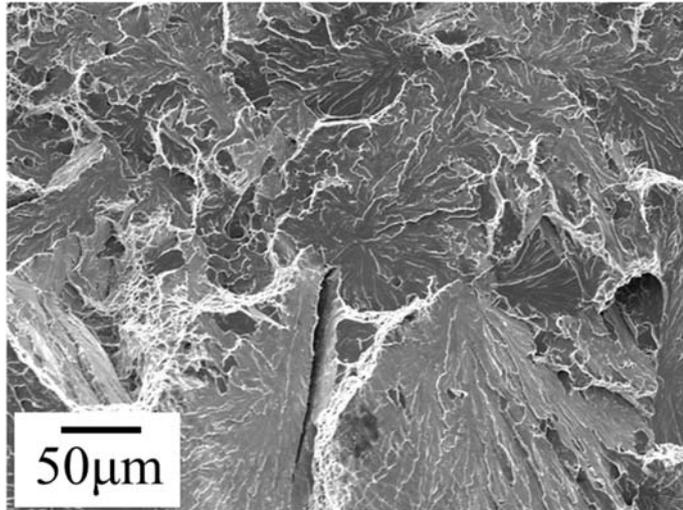


Specimen No.11 (Steel L, 20°C)

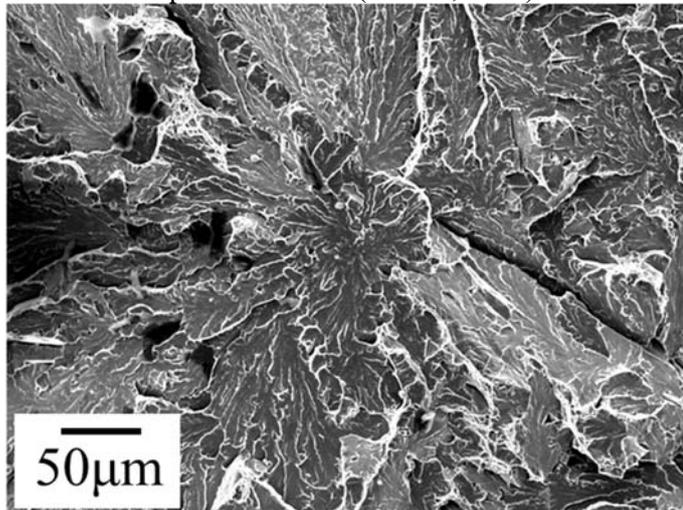


Specimen No.12 (Steel L, 20°C)

Fig. A2.1-4 Fracture surface around fracture initiation site (Steel L).

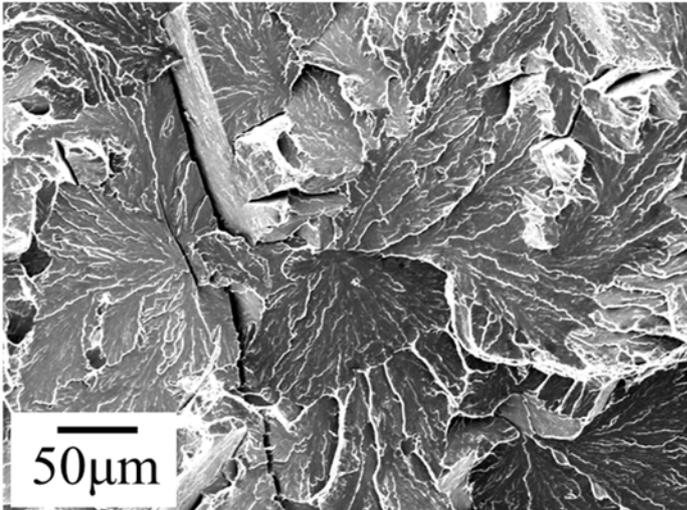


Specimen No.13 (Steel L, 20°C)

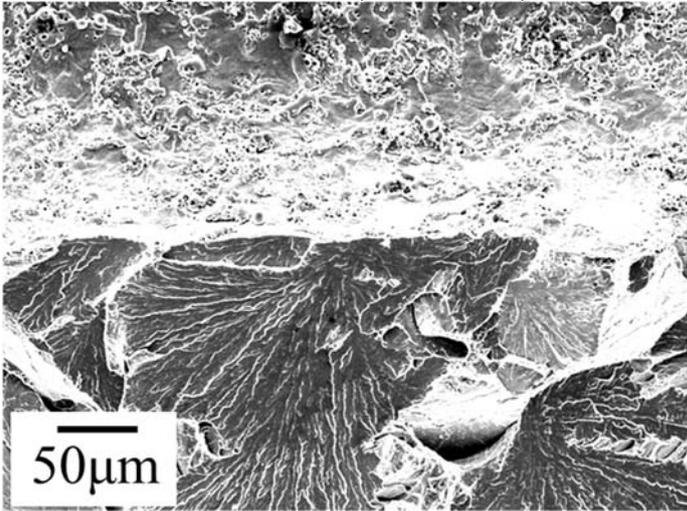


Specimen No.14 (Steel L, 20°C)

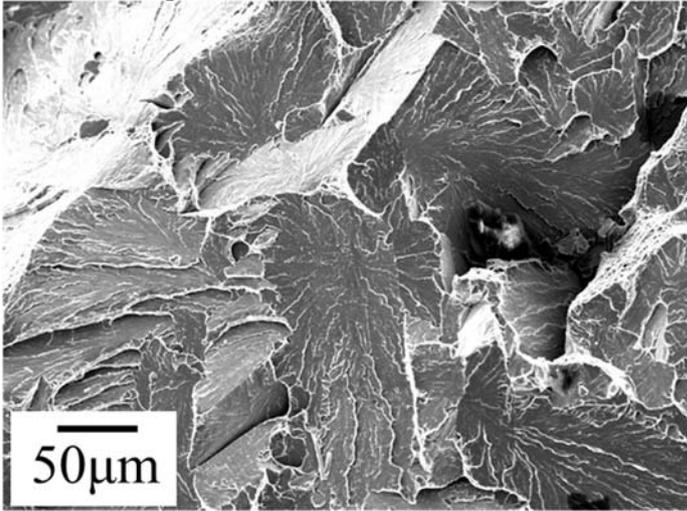
Fig. A2.1-5 Fracture surface around fracture initiation site (Steel L).



Specimen No.25 (Steel S, 20°C)

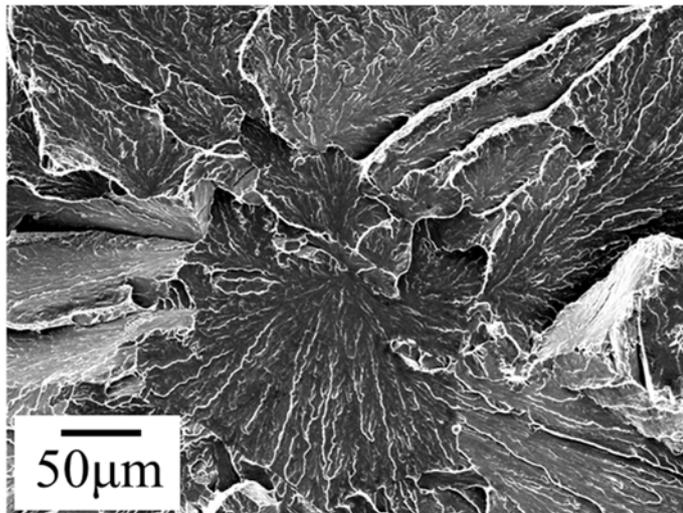


Specimen No.26 (Steel S, 20°C)

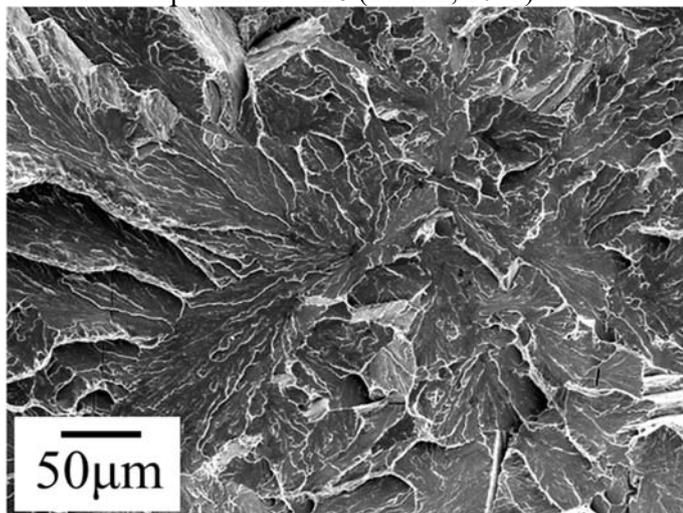


Specimen No.27 (Steel S, 20°C)

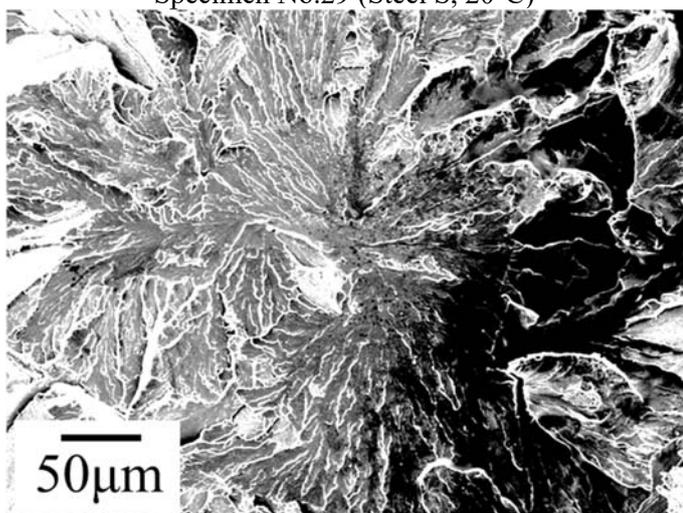
Fig. A2.2-1 Fracture surface around fracture initiation site (Steel S).



Specimen No.28 (Steel S, 20°C)

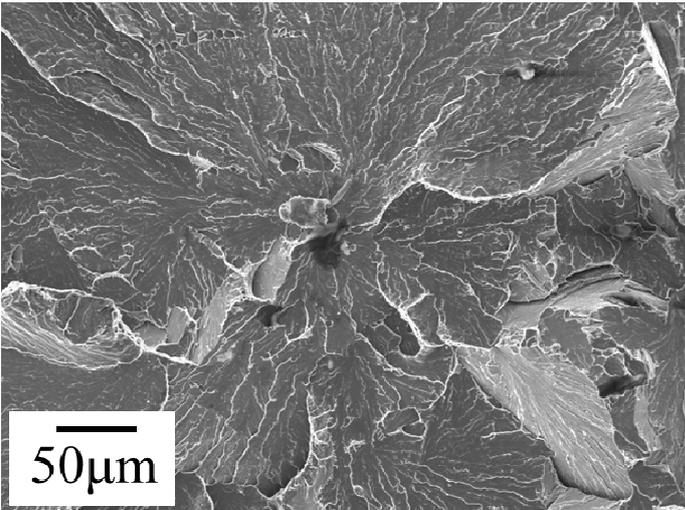


Specimen No.29 (Steel S, 20°C)

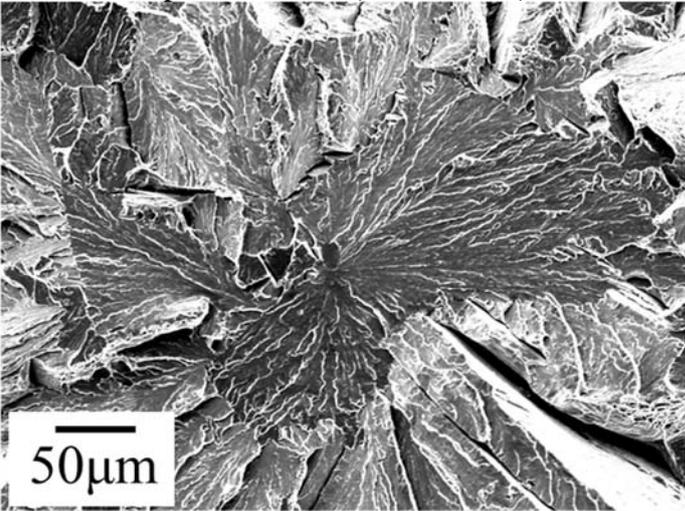


Specimen No.30 (Steel S, 20°C)

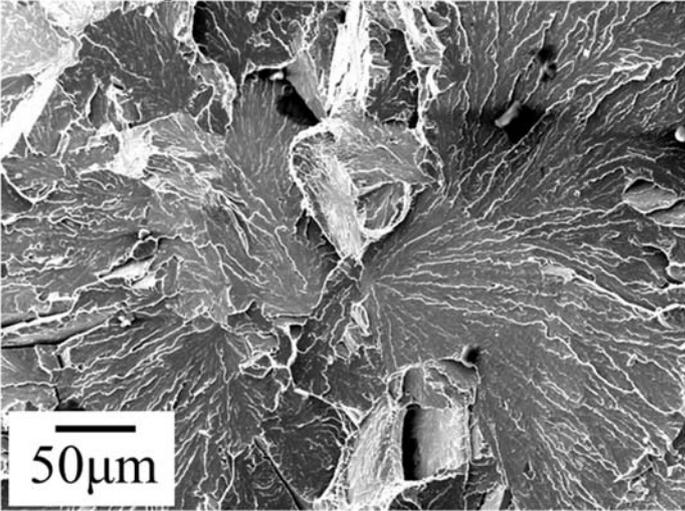
Fig. A2.2-2 Fracture surface around fracture initiation site (Steel S).



Specimen No.31 (Steel S, 20°C)

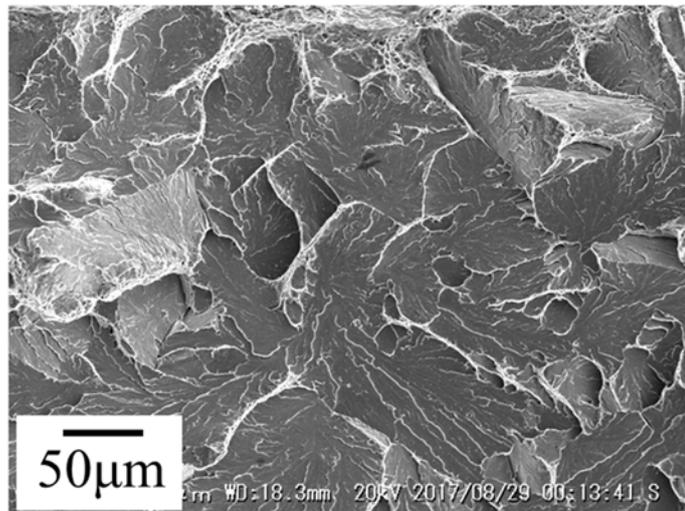


Specimen No.32 (Steel S, 20°C)

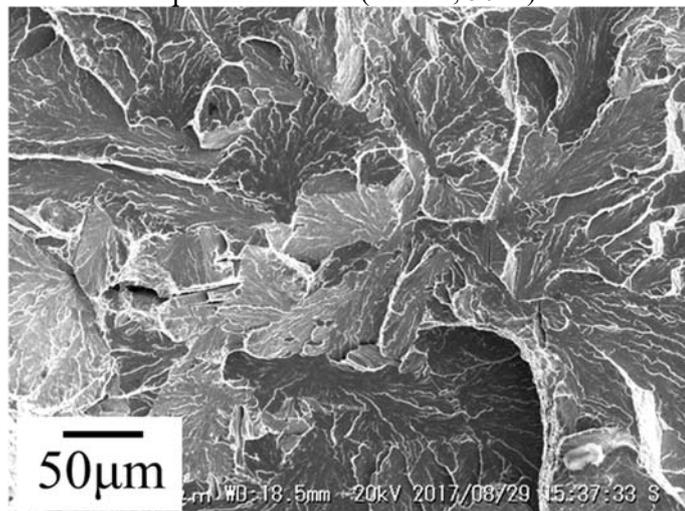


Specimen No.33 (Steel S, 20°C)

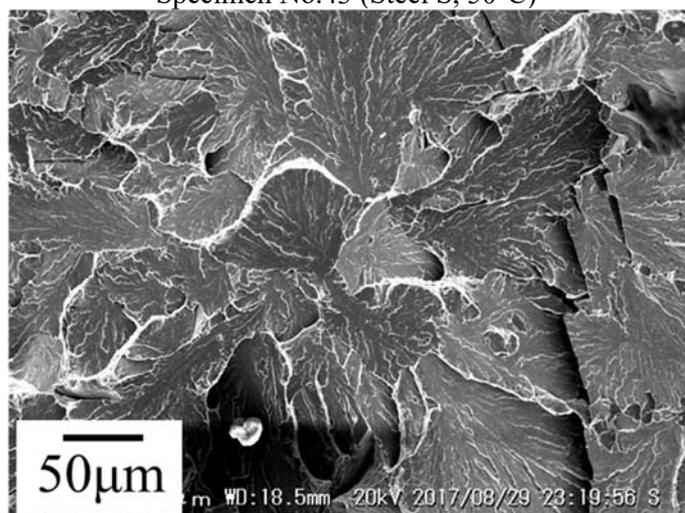
Fig. A2.2-3 Fracture surface around fracture initiation site (Steel S).



Specimen No.42 (Steel S, 50°C)

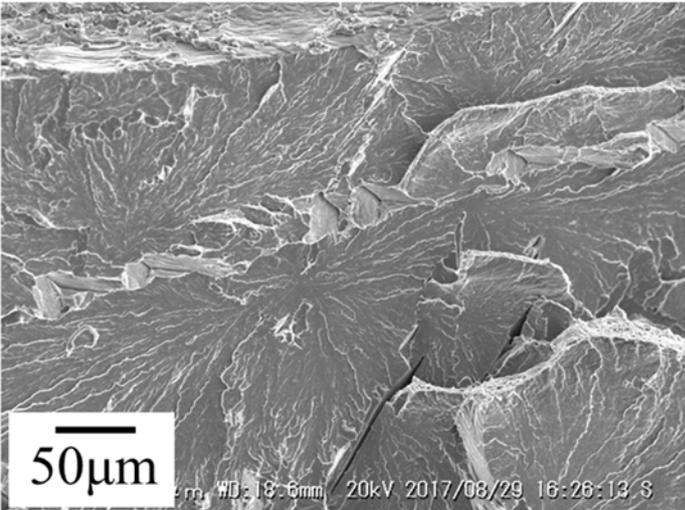


Specimen No.43 (Steel S, 50°C)

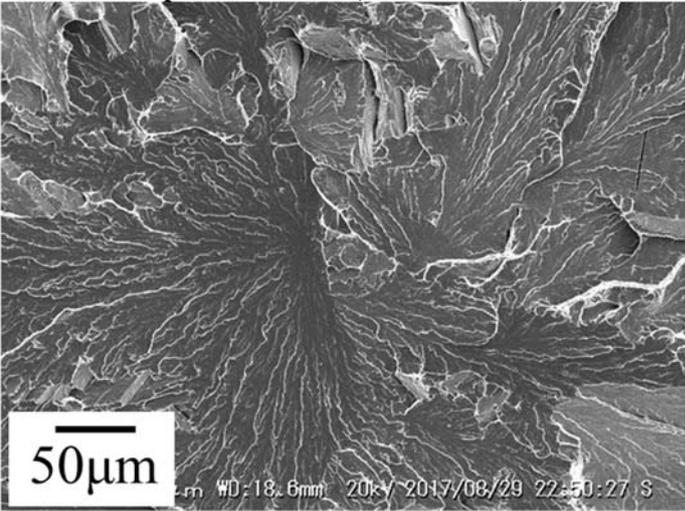


Specimen No.44 (Steel S, 50°C)

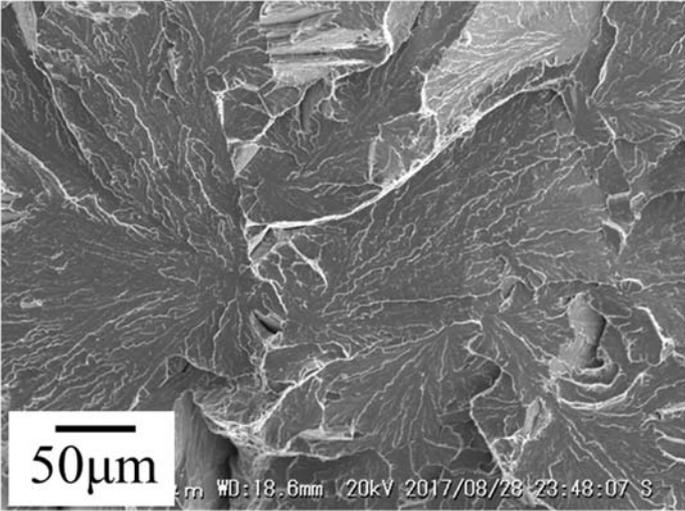
Fig. A2.2-4 Fracture surface around fracture initiation site (Steel S).



Specimen No.45 (Steel S, 50°C)

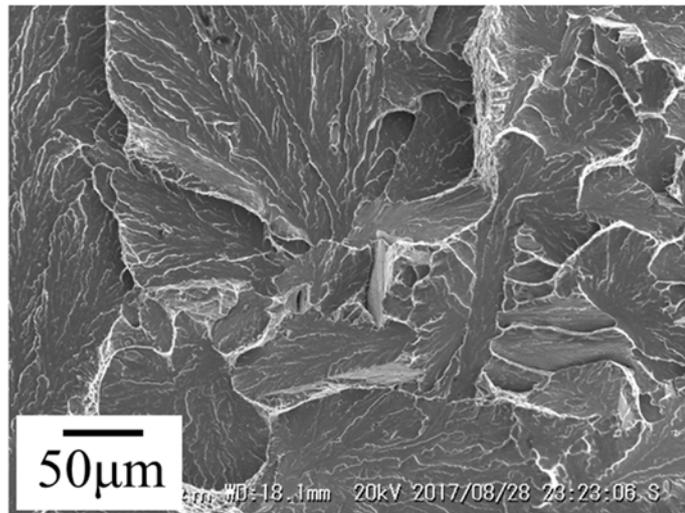


Specimen No.46 (Steel S, 50°C)

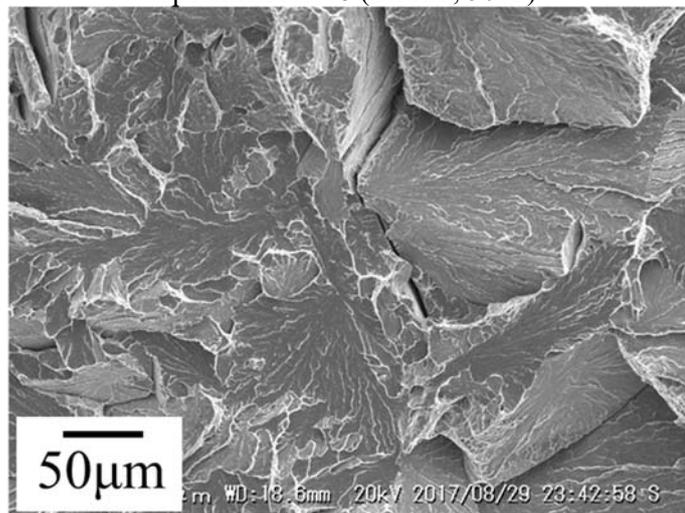


Specimen No.47 (Steel S, 50°C)

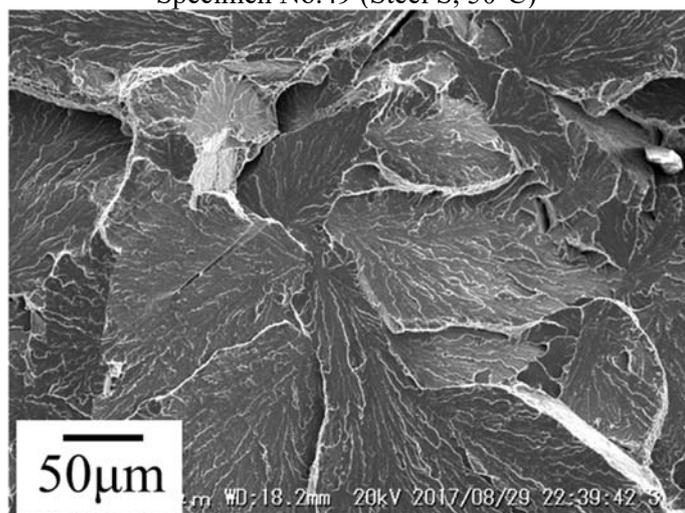
Fig. A2.2-5 Fracture surface around fracture initiation site (Steel S).



Specimen No.48 (Steel S, 50°C)

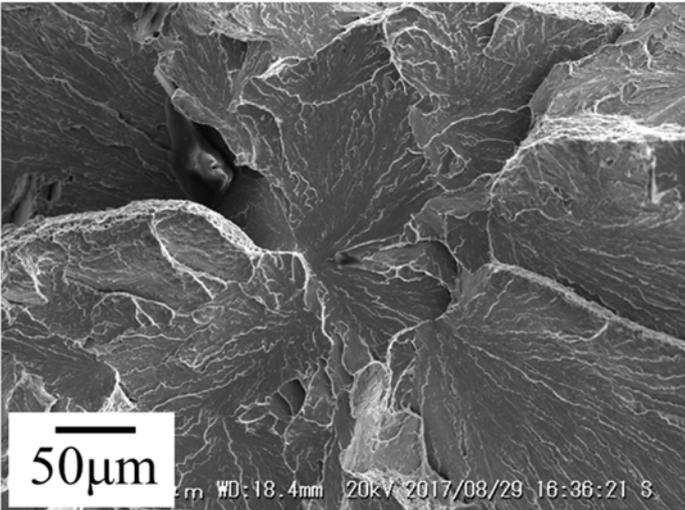


Specimen No.49 (Steel S, 50°C)

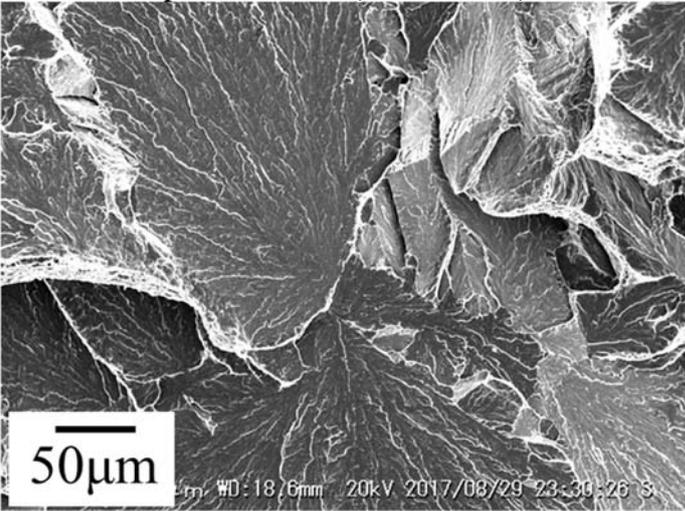


Specimen No.50 (Steel S, 50°C)

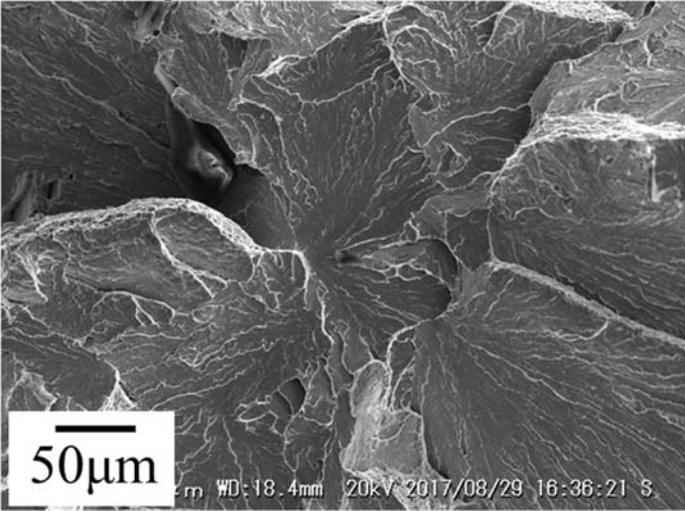
Fig. A2.2-6 Fracture surface around fracture initiation site (Steel S).



Specimen No.51 (Steel S, 50°C)

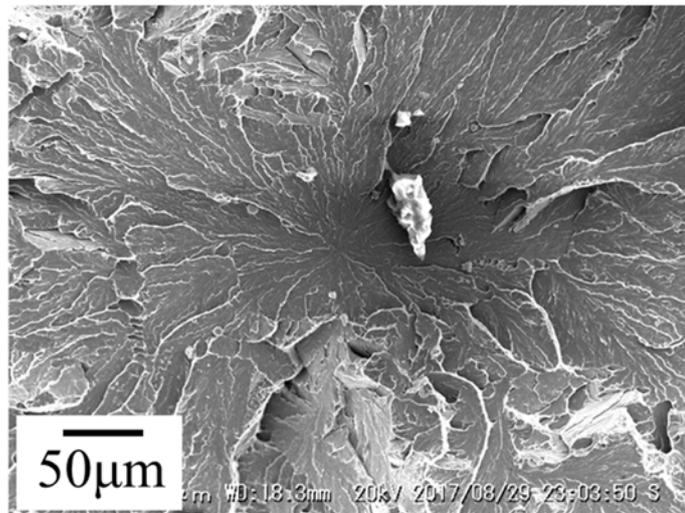


Specimen No.52 (Steel S, 50°C)



Specimen No.53 (Steel S, 50°C)

Fig. A2.2-7 Fracture surface around fracture initiation site (Steel S).



Specimen No.54 (Steel S, 50°C)

Fig. A2.2-8 Fracture surface around fracture initiation site (Steel S).

Table A3.1 Fracture toughness test results (Steel Ni0-S)

Specimen	No.	Temp. (°C)	Fracture load (kN)	Critical clip gage disp. (mm)	Absorbed energy (J)	x_c (mm)	y_c (mm)	z_c (mm)	Approximated ellipse size	
									Major (µm)	Minor (µm)
Ni0-S	1	-100	7.295	0.100	1.54	0.26	0.33	1.1	61.3	21.5
	2		7.974	0.093	1.85	0.21	0.15	0.03	32.7	11.6
	3		7.489	0.062	1.88	0.18	0.28	0.58	25.0	21.1
	4		8.370	0.117	1.99	0.26	0.14	0.52	11.6	9.83
	5		7.383	0.123	2.08	0.26	0.14	1.6	54.6	30.4
	6		6.583	0.234	2.65	0.15	0.35	0.37	61.0	26.2
	7	6.573	0.215	2.57	0.21	0.29	1.4	35.9	19.0	
	8	6.937	0.251	3.89	0.38	0.25	1.7	37.5	34.0	
	9	-80	6.995	0.290	3.40	0.38	0.58	1.1	37.2	20.5
	10	7.276	0.466	5.57	0.44	0.33	0.74	35.9	15.8	
	11	6.949	0.460	4.98				N/A		
	12	7.667	0.244	7.68				N/A		
	13	-60	6.464	0.598	5.56	0.38	0.28	0.02	54.4	31.2
	14	7.042	0.633	6.43	0.36	0.27	0.66	28.3	12.6	

Table A3.2 Fracture toughness test results (Steel Ni0-B)

Specimen	No.	Temp. (°C)	Fracture load (kN)	Critical clip gage disp. (mm)	Absorbed energy (J)	x_c (mm)	y_c (mm)	z_c (mm)	Approximated ellipse size	
									Major (µm)	Minor (µm)
Ni0-B	15	-100	5.417	0.048	0.738	0.17	0.11	3.8	68.2	28.0
	16		6.433	0.067	0.772	0.25	0.84	2.4	80.8	17.0
	17		6.535	0.088	1.31	0.36	0.15	0.83	48.7	17.6
	18	-80	6.023	0.122	1.97	0.28	0.22	0.93	31.3	19.4
	19	6.610	0.609	5.44	0.40	0.56	0.28	71.2	52.9	
	20	6.184	0.674	5.45	0.28	0.00	1.2	33.3	16.1	
	21	-60	6.300	0.789	6.06	0.36	0.18	0.51	71.5	41.0
	22	6.559	0.749	6.18	0.47	0.09	1.1	38.0	18.0	
	23	-30	7.401	1.93	14.5	0.56	0.21	2.6	83.9	49.1

Table A3.3 Fracture toughness test results (Steel Ni15-S)

Specimen	No.	Temp. (°C)	Fracture load (kN)	Critical clip gage disp. (mm)	Absorbed energy (J)	x_c (mm)	y_c (mm)	z_c (mm)	Approximated ellipse size	
									Major (µm)	Minor (µm)
Ni15-S	24	-120	8.477	0.235	3.73	0.12	0.41	1.6	35.1	16.6
	25		7.662	0.147	2.62	0.15	0.43	1.1	28.6	17.8
	26		7.910	0.194	3.07	N/A				
	27	-100	8.040	0.377	4.67	0.19	0.35	0.55	23.1	16.0
	28		7.936	0.488	5.48	0.26	0.48	2.3	26.0	19.2
	29		7.933	0.525	6.41	0.39	0.45	1.7	40.6	20.5
	30	-80	7.602	0.516	6.81	0.33	0.38	0.42	61.5	38.4
	31		8.623	0.973	11.1	N/A				
	32	-60	8.315	0.918	8.78	0.53	0.28	1.1	25.4	10.0
	33		8.355	0.994	9.79	0.41	0.14	1.5	26.9	16.9
	34		9.934	2.74	28.9	N/A				
	35		9.626	2.71	30.6	N/A				

Table A3.4 Fracture toughness test results (Steel Ni15-B)

Specimen	No.	Temp. (°C)	Fracture load (kN)	Critical clip gage disp. (mm)	Absorbed energy (J)	x_c (mm)	y_c (mm)	z_c (mm)	Approximated ellipse size	
									Major (µm)	Minor (µm)
Ni15-B	36	-120	7.606	0.082	1.50	N/A				
	37		7.744	0.090	2.33	N/A				
	38	-100	6.660	0.138	2.39	0.38	0.25	0.19	47.5	20.0
	39		7.228	0.238	3.41	0.51	0.25	1.1	65.8	43.1
	40		7.081	0.205	3.71	N/A				
	41	-80	7.250	0.563	5.83	0.50	0.44	0.63	24.8	16.8
	42		8.070	0.765	8.20	0.14	0.64	0.26	26.1	12.0
	43	-60	8.957	1.53	16.3	0.29	0.30	2.0	52.4	42.5
	44		9.056	1.80	20.0	0.78	0.54	0.28	28.2	23.6
	45		7.903	0.995	9.97	N/A				
	46		8.080	1.32	12.0	N/A				
	47	-40	9.347	3.30	35.1	N/A				

Table A3.5 Fracture toughness test results (Steel Ni30-S)

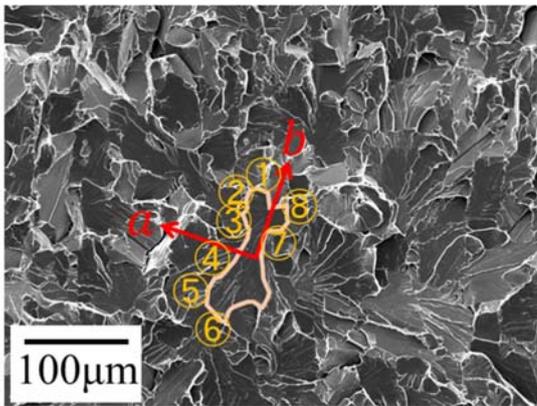
Specimen	No.	Temp. (°C)	Fracture load (kN)	Critical clip gage disp. (mm)	Absorbed energy (J)	x_c (mm)	y_c (mm)	z_c (mm)	Approximated ellipse size	
									Major (µm)	Minor (µm)
Ni30-S	48	-140	8.437	0.138	3.85	0.08	0.49	2.5	25.4	14.5
	49		9.446	0.233	4.27	N/A				
	50		9.571	0.257	4.57	N/A				
	51	-120	9.471	0.370	5.82	0.19	0.19	0.22	17.8	12.5
	52		8.958	0.308	6.09	0.18	0.32	1.4	27.8	11.0
	53		9.732	0.431	7.00	0.41	0.46	0.76	20.7	16.0
	54	-100	9.231	0.621	7.91	0.46	0.33	0.43	23.0	16.7
	55		9.361	0.620	8.49	0.42	0.041	0.75	18.6	14.3
	56		9.747	0.655	9.49	0.55	0.51	0.35	32.7	18.0
	57	-80	10.78	1.63	21.0	0.61	1.2	0.32	16.9	5.57
	58		10.76	1.82	21.5	N/A				

Table A3.6 Fracture toughness test results (Steel Ni30-B)

Specimen	No.	Temp. (°C)	Fracture load (kN)	Critical clip gage disp. (mm)	Absorbed energy (J)	x_c (mm)	y_c (mm)	z_c (mm)	Approximated ellipse size	
									Major (µm)	Minor (µm)
Ni30-B	59	-120	8.145	0.244	3.53	0.31	0.13	1.5	37.2	25.8
	60		8.007	0.276	4.25	0.40	0.18	1.3	9.15	7.00
	61		8.639	0.437	5.65	0.54	0.13	0.79	32.9	10.7
	62	-100	8.062	0.349	4.60	0.17	0.35	1.7	31.8	24.1
	63		8.770	0.558	7.23	0.36	0.36	0.16	33.1	12.5
	64		8.266	0.421	6.01	N/A				
	65	-80	8.742	0.738	8.58	0.54	0.25	0.62	51.5	14.4
	66		9.426	1.07	12.4	0.48	0.07	1.4	17.4	10.5
	67		10.48	1.55	21.1	N/A				
	68	-60	9.524	1.18	14.2	0.37	0.71	1.9	51.6	31.3
	69		10.44	1.98	22.7	N/A				

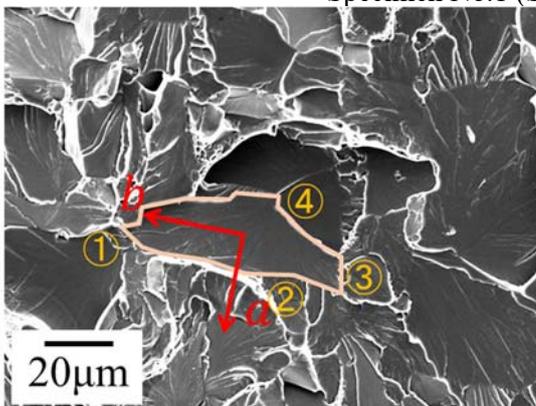
Table A3.7 Fracture toughness test results (Steel C03-S)

Specimen	No.	Temp. (°C)	Fracture load (kN)	Critical clip gage disp. (mm)	Absorbed energy (J)	x_c (mm)	y_c (mm)	z_c (mm)	Approximated ellipse size	
									Major (µm)	Minor (µm)
C03-S	70	-80	5.850	0.073	0.85	N/A				
	71		6.267	0.069	1.23	N/A				
	72	-60	5.980	0.338	3.06	0.40	0.49	0.46	52.5	14.5
	73		6.306	0.491	4.35	0.24	0.36	1.5	84.5	41.7
	74		6.717	0.492	5.23	0.35	0.16	1.2	28.5	19.0
	75	-40	7.179	1.15	9.23	0.42	0.03	0.93	36.1	10.1
	76		7.907	1.48	13.0	0.51	0.22	2.2	95.1	29.0
	77		7.135	1.08	8.65	0.60	0.57	2.2	44.0	29.9
	78	-20	5.825	0.593	4.45	N/A				
	79		8.187	2.01	16.7	0.72	0.49	1.1	43.5	9.67



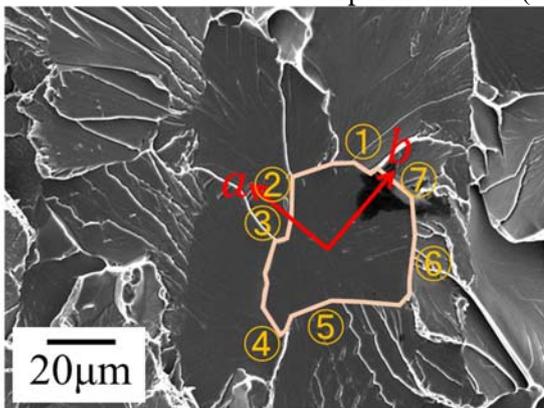
Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(J/m^2)$
①	17	5	35	34
②	64	26	-6	71
③	67	-6	-5	89
④	91	21	-10	81
⑤	146	19	-26	45
⑥	189	-19	-23	29
⑦	298	-4	0	85
⑧	312	1	20	65

Specimen No.1 (Steel Ni0-S, -100°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(J/m^2)$
①	34	-9	5	38
②	111	-16	-5	51
③	144	-34	14	31
④	250	21	-2	53

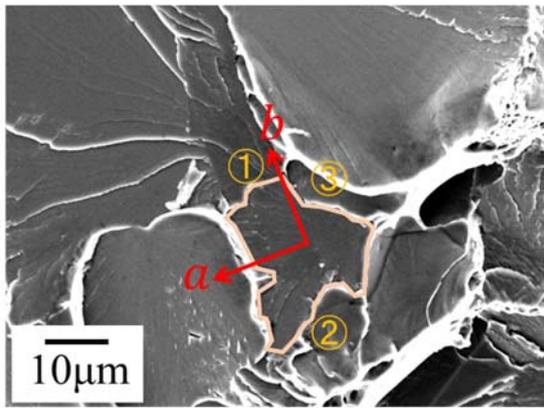
Specimen No.2 (Steel Ni0-S, -100°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(J/m^2)$
①	48	15	11	28
②	89	-20	-22	47
③	106	-26	-19	46
④	199	-17	25	38
⑤	221	-15	-3	31
⑥	304	18	39	28
⑦	324	-14	4	31

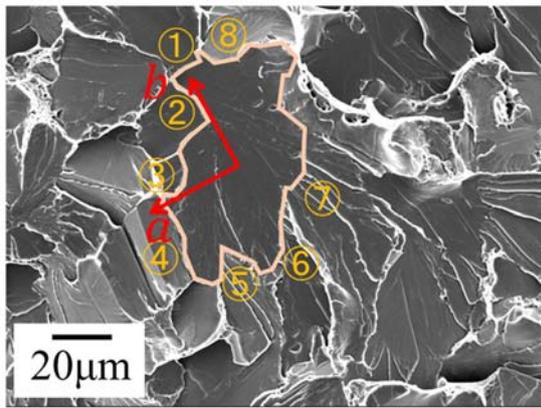
Specimen No.3 (Steel Ni0-S, -100°C)

Fig. A3.1-1 Measurement of fracture initiation site and γ_{mm} calculation (Steel Ni0-S).



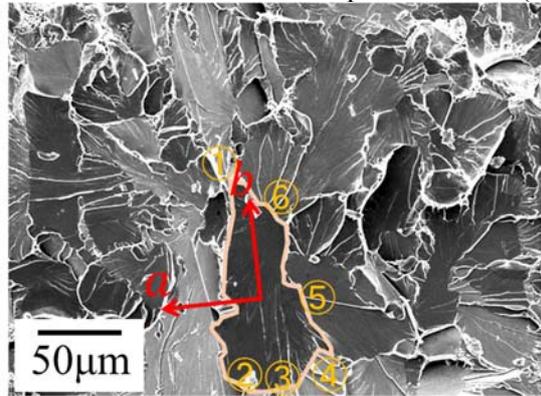
Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(J/m^2)$
①	10	5	3	26
②	168	-21	-5	24
③	351	-15	-4	25

Specimen No.4 (Steel Ni0-S, -100°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(J/m^2)$
①	0	4	21	74
②	42	6	-15	89
③	87	-1	-14	118
④	104	43	-16	124
⑤	123	0	22	99
⑥	182	-2	-4	71
⑦	244	4	1	112
⑧	340	-42	-8	70

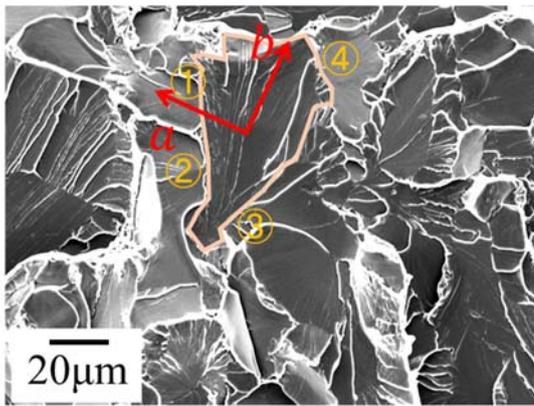
Specimen No.5 (Steel Ni0-S, -100°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(J/m^2)$
①	19	7	-37	17
②	158	23	37	42
③	190	2	1	34
④	224	22	-19	60
⑤	263	5	12	60
⑥	328	-15	-15	56

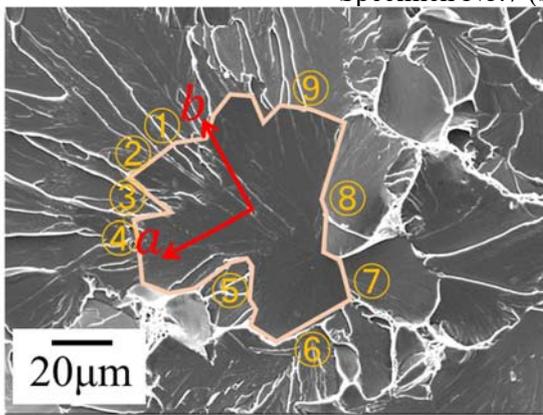
Specimen No.6 (Steel Ni0-S, -80°C)

Fig. A3.1-2 Measurement of fracture initiation site and γ_{mm} calculation (Steel Ni0-S).



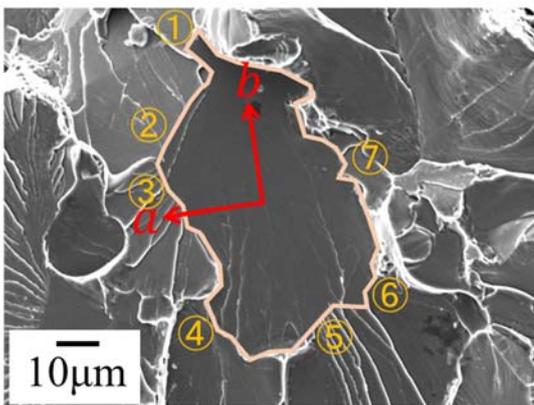
Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	γ_{mm} (J/m ²)
①	84	13	22	57
②	115	14	13	56
③	192	-4	11	33
④	317	-21	-17	46

Specimen No.7 (Steel Ni0-S, -80°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	γ_{mm} (J/m ²)
①	37	-11	4	77
②	58	-10	3	79
③	67	-10	5	84
④	76	-8	9	81
⑤	138	8	-21	71
⑥	175	31	-31	59
⑦	208	5	-16	76
⑧	256	26	-9	74
⑨	325	-21	9	74

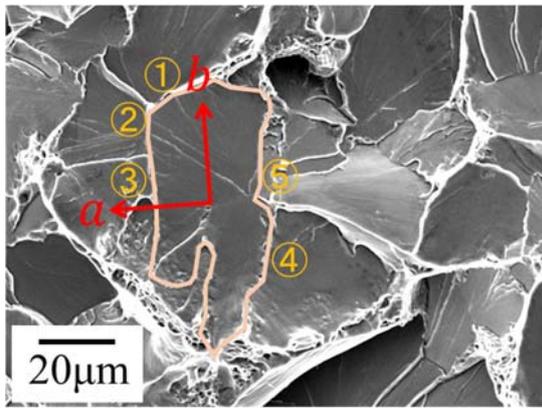
Specimen No.8 (Steel Ni0-S, -80°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	γ_{mm} (J/m ²)
①	14	-32	-6	32
②	58	-22	14	51
③	82	1	4	62
④	121	-32	-13	46
⑤	191	-12	4	35
⑥	225	7	13	48
⑦	272	2	-10	62

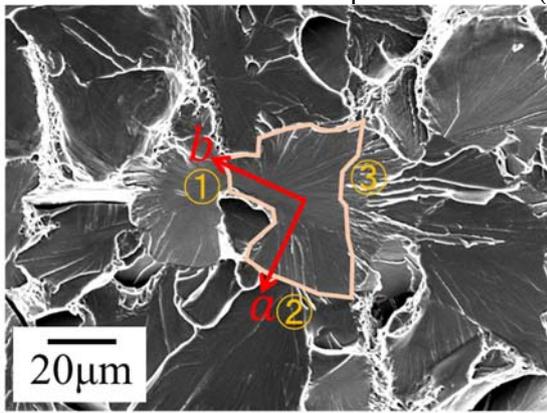
Specimen No.9 (Steel Ni0-S, -80°C)

Fig. A3.1-3 Measurement of fracture initiation site and γ_{mm} calculation (Steel Ni0-S).



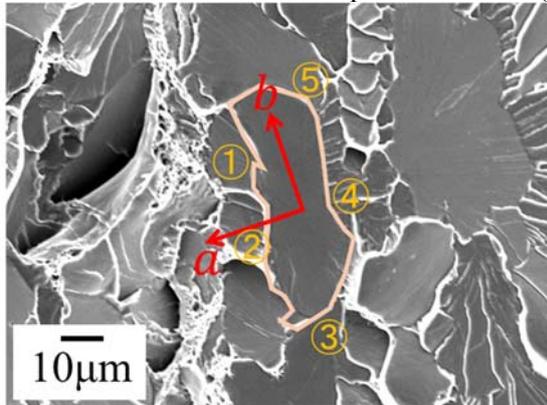
Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	44	2	-5	52
②	60	-5	-1	58
③	79	-2	0	65
④	222	-31	-8	53
⑤	273	-16	-15	64

Specimen No.10 (Steel Ni0-S, -80°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	35	-16	18	61
②	109	18	21	86
③	232	3	4	59

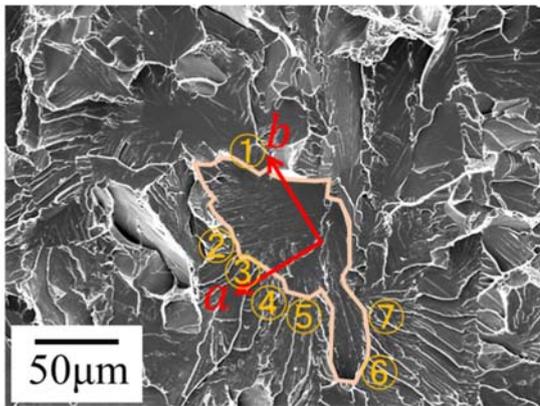
Specimen No.13 (Steel Ni0-S, -60°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	49	-9	1	34
②	106	20	24	49
③	169	4	-24	23
④	267	-8	3	47
⑤	309	-27	-14	43

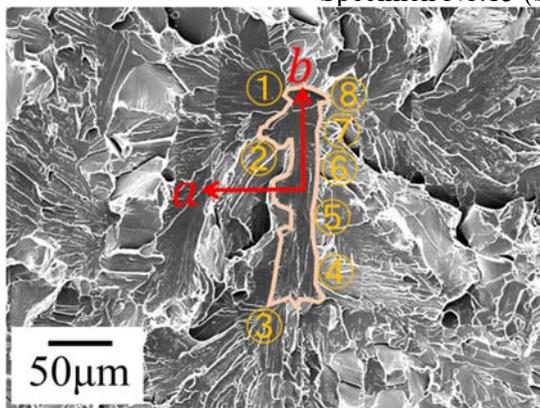
Specimen No.14 (Steel Ni0-S, -60°C)

Fig. A3.1-4 Measurement of fracture initiation site and γ_{mm} calculation (Steel Ni0-S).



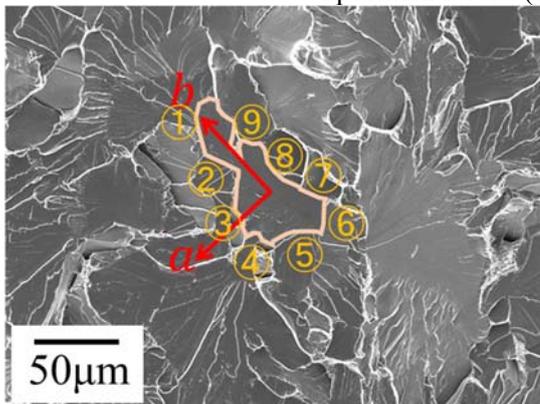
Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	γ_{mm} (J/m ²)
①	17	-12	10	38
②	64	-17	32	57
③	84	2	10	80
④	102	6	10	80
⑤	149	28	13	46
⑥	166	21	-7	38
⑦	173	9	-7	35

Specimen No.15 (Steel Ni0-B, -100°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	γ_{mm} (J/m ²)
①	38	7	14	26
②	68	22	-20	38
③	133	3	16	31
④	215	6	24	25
⑤	232	9	22	34
⑥	294	25	21	37
⑦	306	-17	10	35
⑧	314	-12	28	30

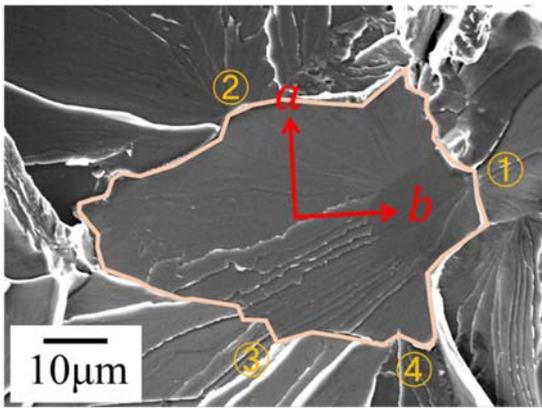
Specimen No.16 (Steel Ni0-B, -100°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	γ_{mm} (J/m ²)
①	5	20	3	19
②	30	7	-4	30
③	84	-19	-16	39
④	94	6	-3	51
⑤	176	-2	-4	18
⑥	231	-20	23	40
⑦	257	-17	12	52
⑧	302	-15	13	46
⑨	314	0	20	38

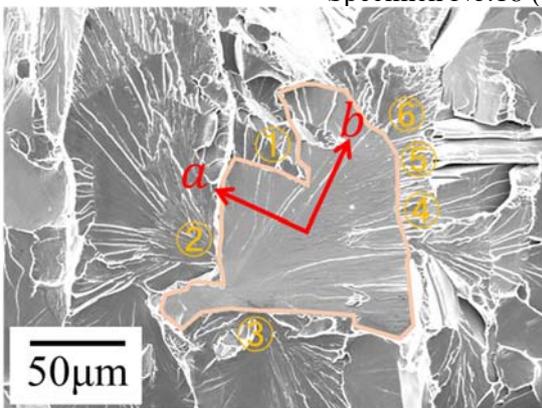
Specimen No.17 (Steel Ni0-B, -80°C)

Fig. A3.2-1 Measurement of fracture initiation site and γ_{mm} calculation (Steel Ni0-B).



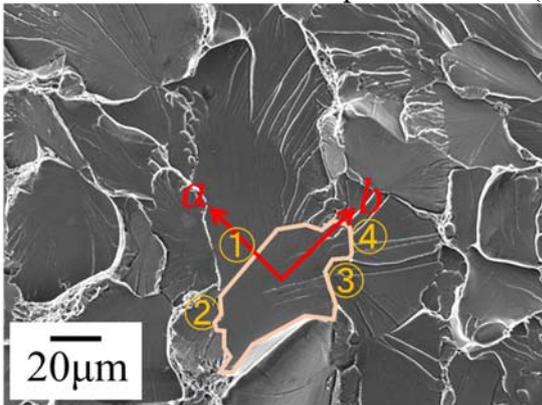
Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	15	2	-9	27
②	117	33	4	39
③	262	20	-5	44
④	299	-14	-20	46

Specimen No.18 (Steel Ni0-B, -80°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	55	21	-13	138
②	120	17	-25	128
③	173	-49	-25	97
④	307	-1	9	134
⑤	329	5	0	119
⑥	337	8	18	117

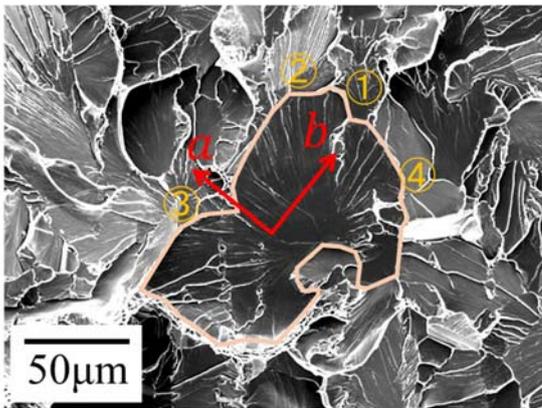
Specimen No.19 (Steel Ni0-B, -80°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	94	12	2	60
②	141	-7	-3	46
③	313	-23	10	47
④	340	-17	14	32

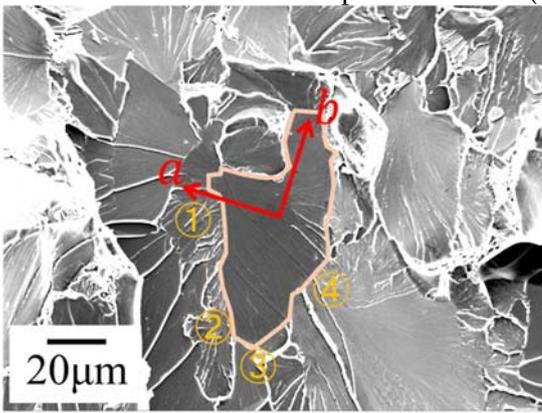
Specimen No.20 (Steel Ni0-B, -60°C)

Fig. A3.2-2 Measurement of fracture initiation site and γ_{mm} calculation (Steel Ni0-B).



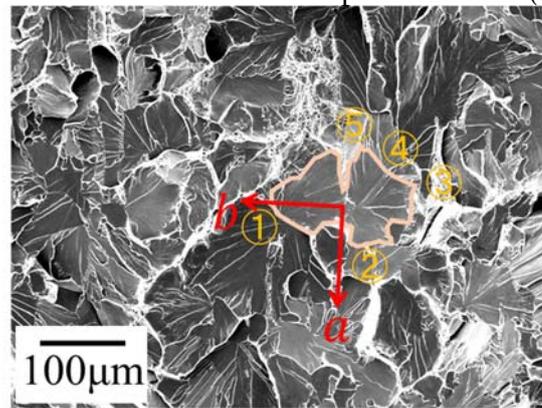
Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	3	15	-4	91
②	57	39	-1	111
③	113	10	19	120
④	334	-33	-12	71

Specimen No.21 (Steel Ni0-B, -60°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	92	-17	9	71
②	150	-16	8	48
③	198	12	2	37
④	244	-11	-13	53

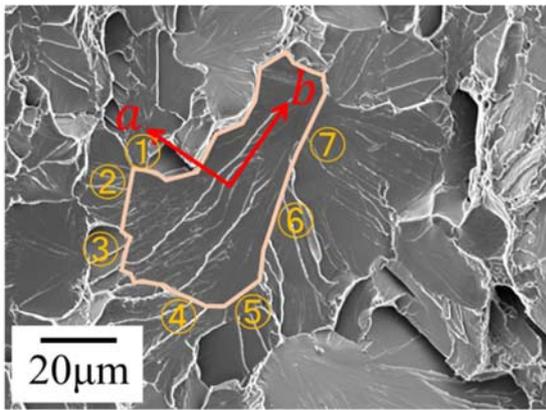
Specimen No.22 (Steel Ni0-B, -60°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	33	16	-21	89
②	108	-11	8	88
③	228	-18	11	93
④	252	-12	11	104
⑤	272	-9	-16	68

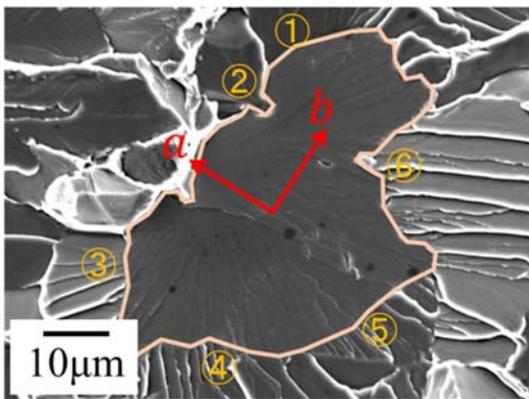
Specimen No.23 (Steel Ni0-B, -30°C)

Fig. A3.2-3 Measurement of fracture initiation site and γ_{mm} calculation (Steel Ni0-B).



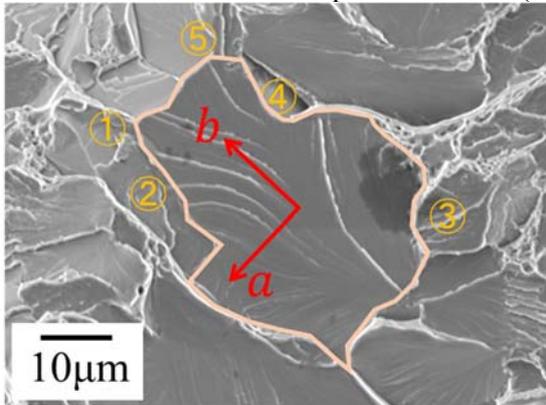
Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	100	4	7	67
②	107	25	8	59
③	133	-4	22	58
④	220	-17	-17	44
⑤	248	-11	13	50
⑥	298	-29	2	50
⑦	325	-28	14	36

Specimen No.24 (Steel Ni15-S, -120°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	36	25	4	38
②	56	27	-2	44
③	142	6	8	48
④	206	-6	3	42
⑤	265	-2	3	59
⑥	311	5	1	51

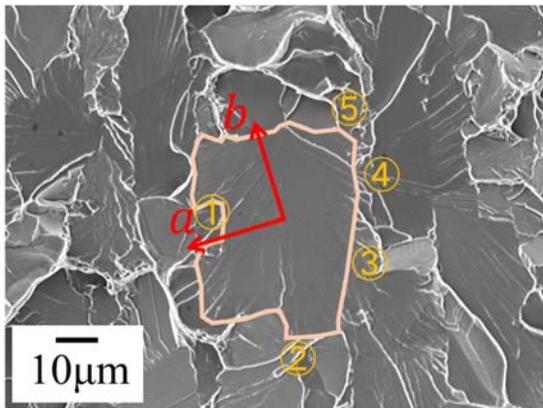
Specimen No.25 (Steel Ni15-S, -120°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	18	27	26	34
②	40	24	7	42
③	200	-8	-8	39
④	315	44	3	24
⑤	342	-21	-41	25

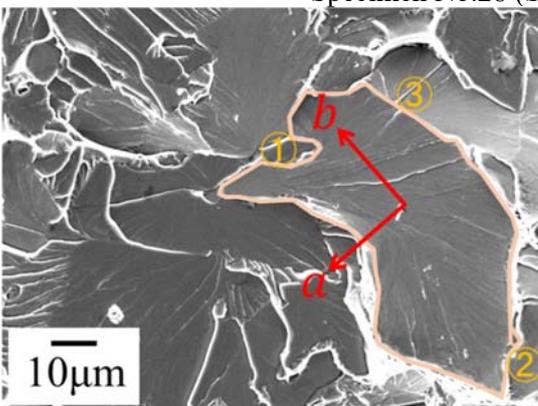
Specimen No.27 (Steel Ni15-S, -100°C)

Fig. A3.3-1 Measurement of fracture initiation site and γ_{mm} calculation (Steel Ni15-S).



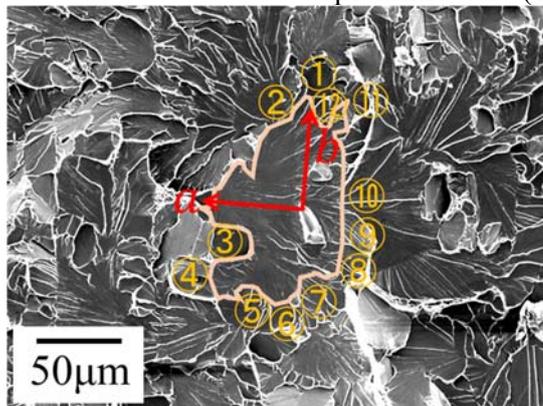
Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	83	-15	-11	54
②	170	-29	21	32
③	230	-4	0	57
④	279	-14	19	62
⑤	341	-11	15	49

Specimen No.28 (Steel Ni15-S, -100°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	31	20	-29	53
②	170	-12	26	38
③	302	-21	-8	67

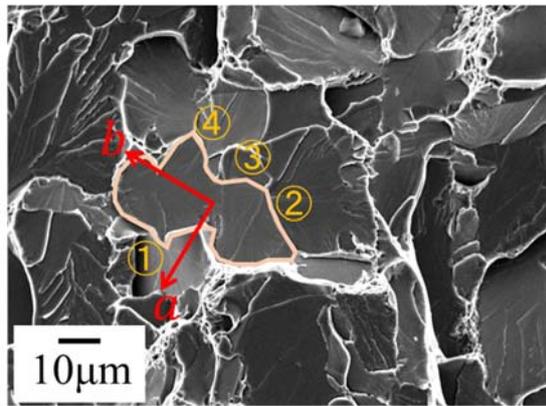
Specimen No.29 (Steel Ni15-S, -80°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	2	23	1	82
②	28	26	-8	86
③	111	6	-23	116
④	128	-21	17	141
⑤	166	-15	14	104
⑥	190	-23	-7	74
⑦	211	-4	-2	103
⑧	253	21	0	158
⑨	271	20	2	164
⑩	281	1	30	122
⑪	332	42	12	95
⑫	346	15	12	84

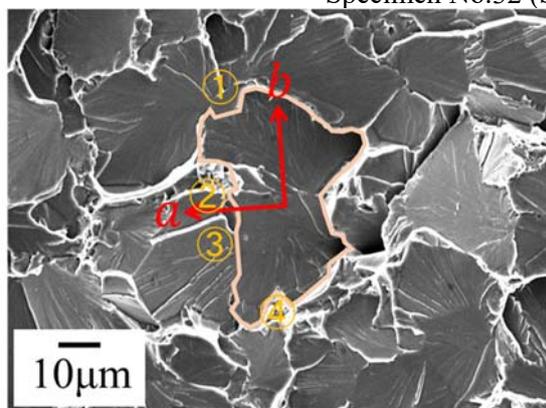
Specimen No.30 (Steel Ni15-S, -80°C)

Fig. A3.3-2 Measurement of fracture initiation site and γ_{mm} calculation (Steel Ni15-S).



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(J/m^2)$
①	81	-15	12	33
②	234	-10	14	48
③	261	22	9	44
④	283	-10	-9	39

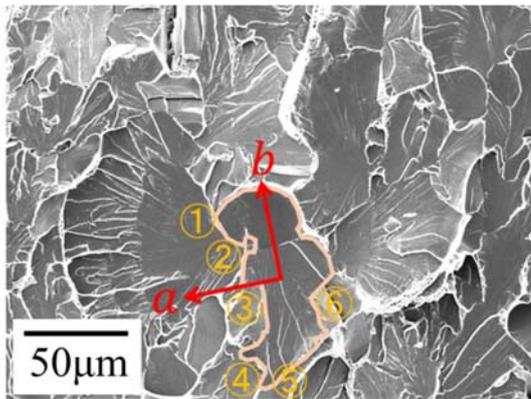
Specimen No.32 (Steel Ni15-S, -60°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(J/m^2)$
①	23	6	-18	42
②	85	0	-12	55
③	112	2	-7	53
④	142	13	11	51

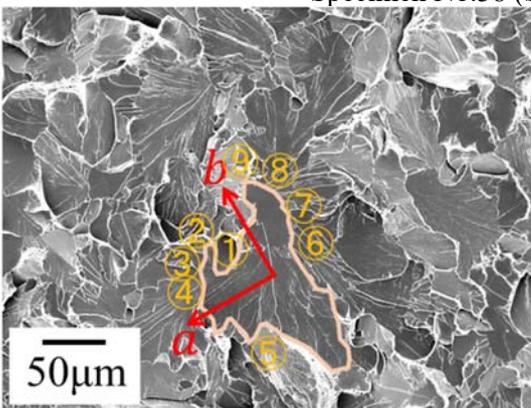
Specimen No.33 (Steel Ni15-S, -60°C)

Fig. A3.3-3 Measurement of fracture initiation site and γ_{mm} calculation (Steel Ni15-S).



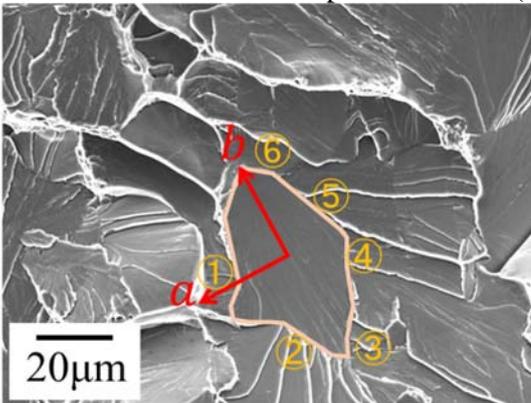
Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	γ_{mm} (J/m ²)
①	52	-40	3	60
②	72	-19	-6	76
③	95	12	23	79
④	133	29	-8	56
⑤	150	26	-13	44
⑥	270	21	-6	81

Specimen No.38 (Steel Ni15-B, -100°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	γ_{mm} (J/m ²)
①	62	-17	36	112
②	70	27	0	151
③	83	10	41	128
④	85	45	9	148
⑤	129	-12	31	94
⑥	300	-13	10	145
⑦	319	-2	10	124
⑧	322	-13	11	128
⑨	345	28	-8	72

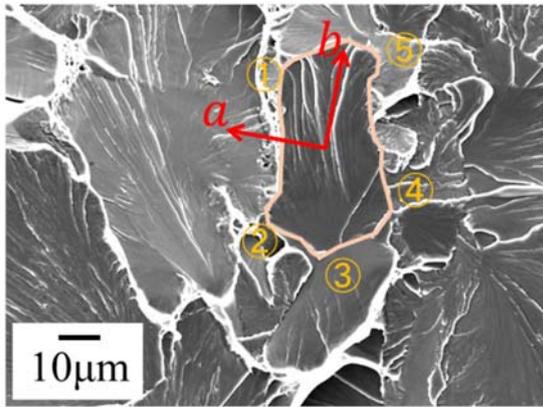
Specimen No.39 (Steel Ni15-B, -100°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	γ_{mm} (J/m ²)
①	90	-6	10	59
②	150	10	22	43
③	195	17	2	41
④	263	9	-9	60
⑤	313	12	-12	55
⑥	337	29	13	35

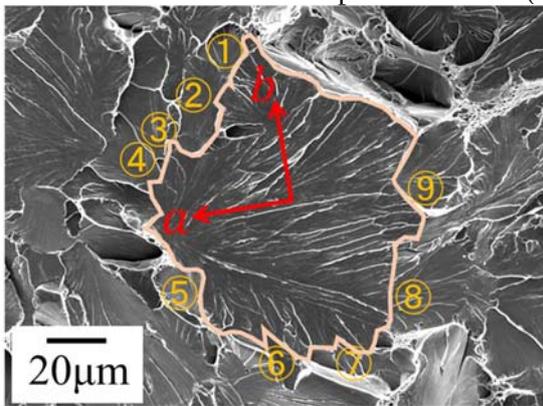
Specimen No.41 (Steel Ni15-B, -80°C)

Fig. A3.4-1 Measurement of fracture initiation site and γ_{mm} calculation (Steel Ni15-B).



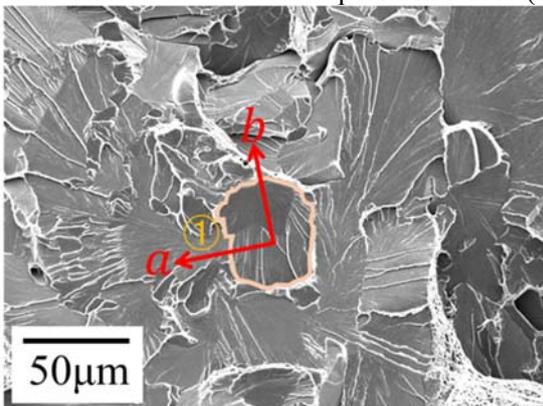
Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	62	-29	13	41
②	125	5	-14	29
③	196	19	-6	27
④	258	-20	-2	40
⑤	342	-35	-11	29

Specimen No.42 (Steel Ni15-B, -80°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	8	-42	-8	140
②	17	-36	-13	136
③	60	-38	13	152
④	71	-24	22	159
⑤	112	-44	51	107
⑥	157	8	9	129
⑦	185	8	13	120
⑧	212	-11	-10	107
⑨	265	22	-45	147

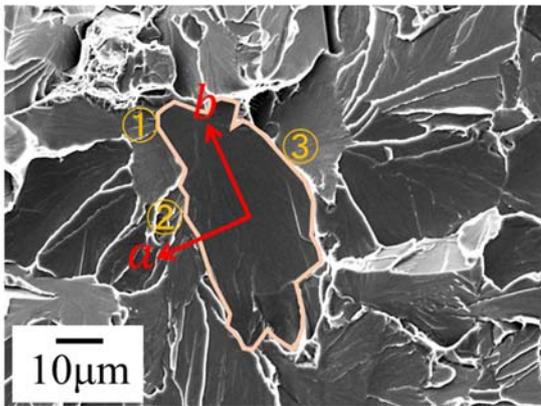
Specimen No.43 (Steel Ni15-B, -60°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	81	-15	28	83

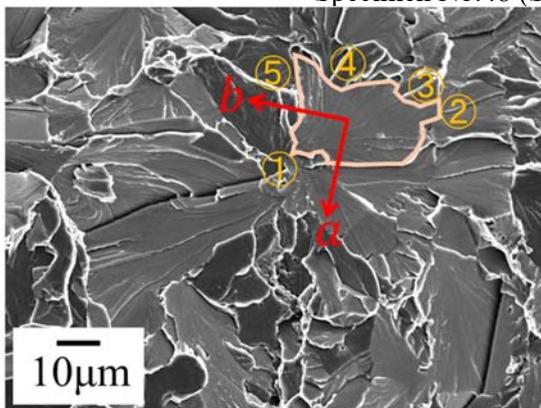
Specimen No.44 (Steel Ni15-B, -60°C)

Fig. A3.4-2 Measurement of fracture initiation site and γ_{mm} calculation (Steel Ni15-B).



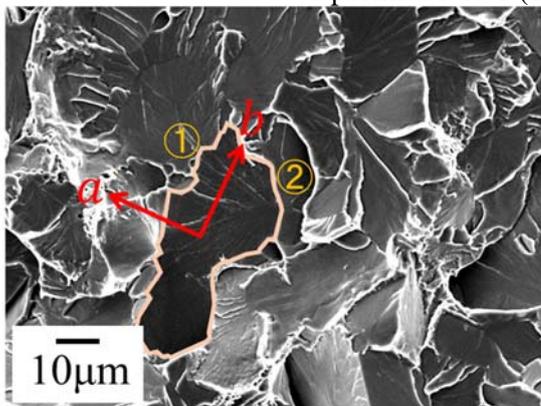
Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	37	15	16	37
②	81	24	-3	46
③	284	1	-22	47

Specimen No.48 (Steel Ni30-S, -140°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	48	0	-4	37
②	198	-10	15	29
③	226	-8	-10	40
④	289	-26	13	50
⑤	303	-31	30	47

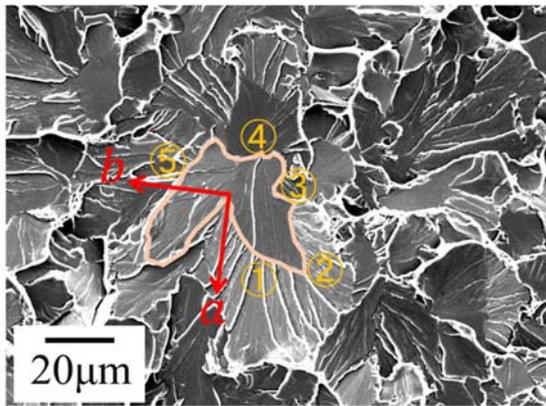
Specimen No.51 (Steel Ni30-S, -120°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	56	-22	-3	58
②	297	-28	-4	50

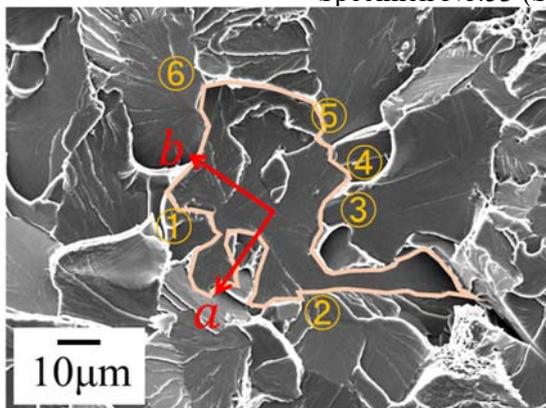
Specimen No.52 (Steel Ni30-S, -120°C)

Fig. A3.5-1 Measurement of fracture initiation site and γ_{mm} calculation (Steel Ni30-S).



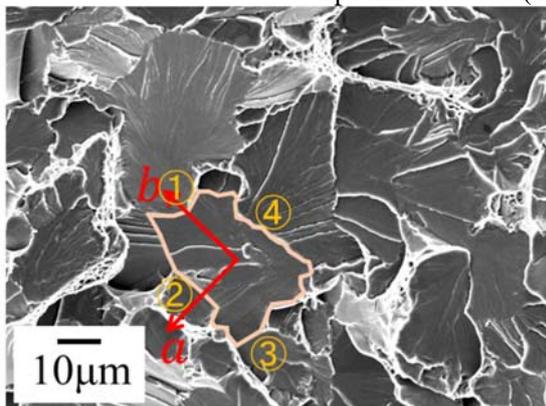
Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(J/m^2)$
①	124	-2	12	68
②	162	15	15	52
③	216	0	23	71
④	251	24	7	75
⑤	339	4	-17	61

Specimen No.53 (Steel Ni30-S, -120°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(J/m^2)$
①	46	-21	-18	75
②	153	4	1	71
③	235	31	12	81
④	259	37	5	83
⑤	271	27	21	65
⑥	331	30	-39	57

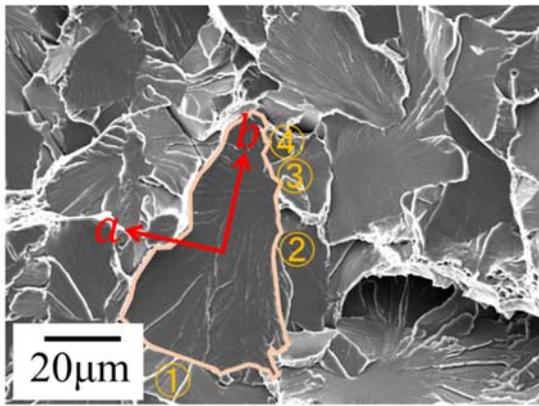
Specimen No.54 (Steel Ni30-S, -100°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(J/m^2)$
①	1	11	-4	49
②	86	43	5	82
③	140	-12	-3	54
④	270	-26	16	80

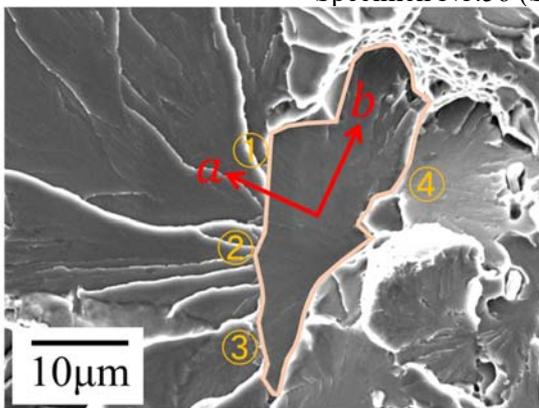
Specimen No.55 (Steel Ni30-S, -100°C)

Fig. A3.5-2 Measurement of fracture initiation site and γ_{mm} calculation (Steel Ni30-S).



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	γ_{mm} (J/m ²)
①	169	26	-5	56
②	279	-2	12	110
③	325	12	-15	75
④	341	8	20	67

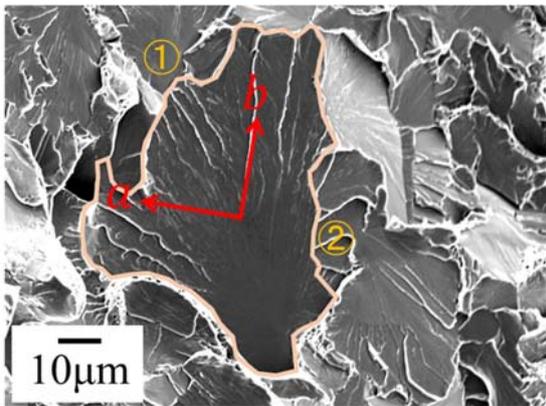
Specimen No.56 (Steel Ni30-S, -100°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	γ_{mm} (J/m ²)
①	82	5	-13	45
②	113	-3	-5	45
③	175	-21	3	16
④	296	36	-24	39

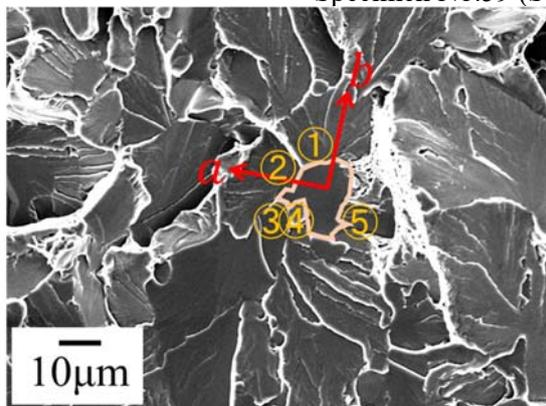
Specimen No.57 (Steel Ni30-S, -80°C)

Fig. A3.5-3 Measurement of fracture initiation site and γ_{mm} calculation (Steel Ni30-S).



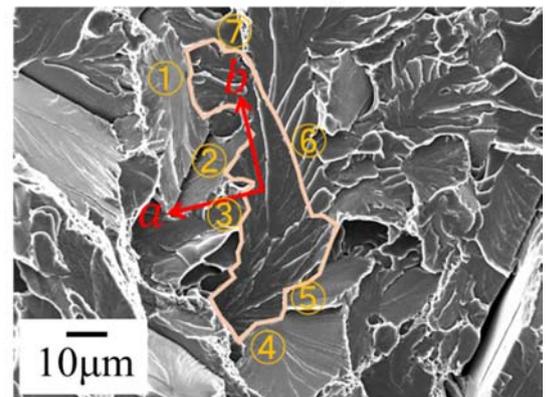
Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(J/m^2)$
①	51	-19	-9	86
②	263	6	21	95

Specimen No.59 (Steel Ni30-B, -120°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(J/m^2)$
①	26	13	12	24
②	91	-4	18	32
③	99	5	23	31
④	157	19	11	26
⑤	248	-8	-1	30

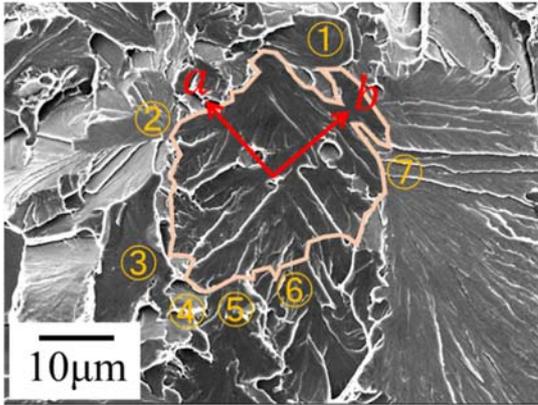
Specimen No.60 (Steel Ni30-B, -120°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(J/m^2)$
①	46	-22	26	59
②	63	21	14	74
③	94	20	10	84
④	144	17	37	47
⑤	188	31	-5	29
⑥	315	11	10	62
⑦	356	9	5	28

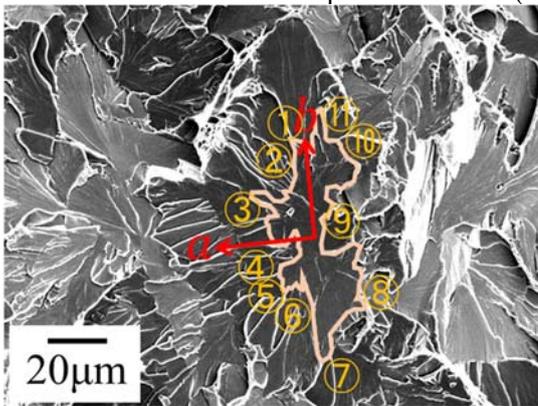
Specimen No.61 (Steel Ni30-B, -120°C)

Fig. A3.6-1 Measurement of fracture initiation site and γ_{mm} calculation (Steel Ni30-B).



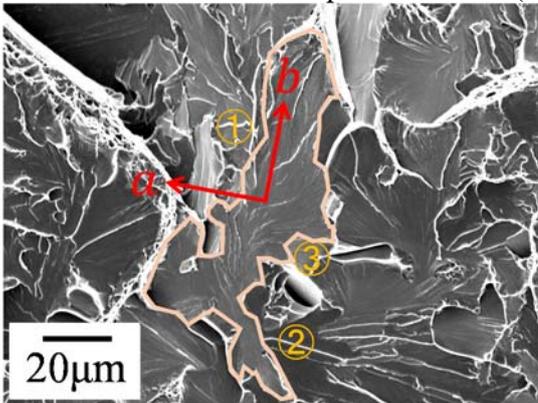
Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(J/m^2)$
①	23	-3	-9	71
②	108	-24	-2	86
③	183	-15	7	61
④	204	30	2	72
⑤	220	-6	3	71
⑥	253	-4	-1	82
⑦	326	-31	-3	60

Specimen No.62 (Steel Ni30-B, -100°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(J/m^2)$
①	11	19	-7	34
②	28	7	-9	49
③	67	16	3	88
④	103	13	-4	91
⑤	114	14	-3	87
⑥	142	-9	-3	55
⑦	199	-7	1	42
⑧	249	30	24	48
⑨	282	-6	7	88
⑩	299	-27	20	82
⑪	350	21	8	32

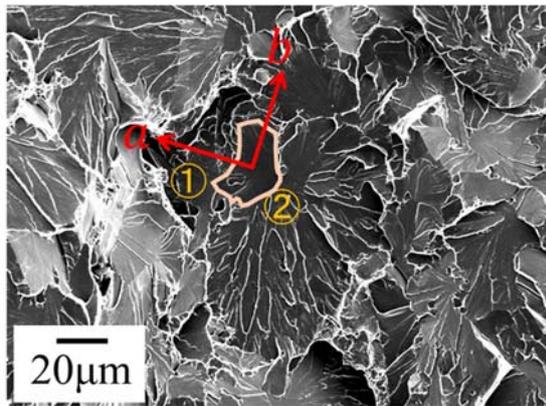
Specimen No.63 (Steel Ni30-B, -100°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(J/m^2)$
①	50	-19	5	56
②	224	-29	-8	73
③	230	-26	-12	82

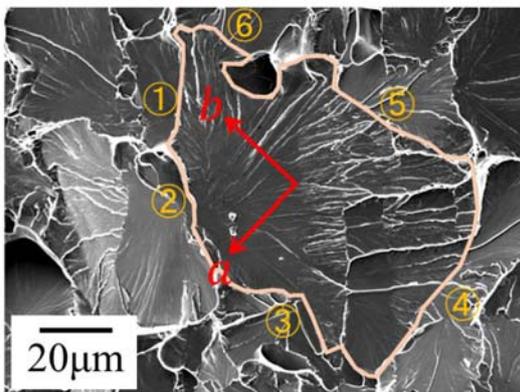
Specimen No.65 (Steel Ni30-B, -80°C)

Fig. A3.6-2 Measurement of fracture initiation site and γ_{mm} calculation (Steel Ni30-B).



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	116	-16	9	65
②	257	-25	11	59

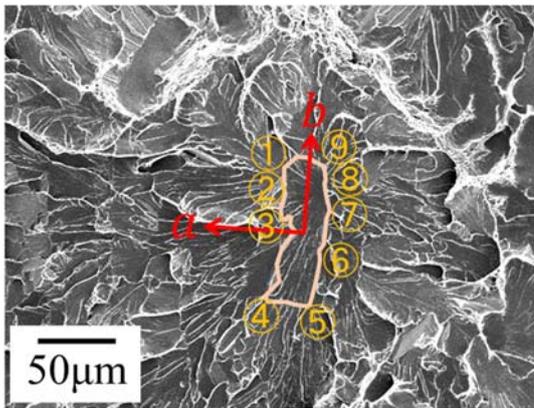
Specimen No.66 (Steel Ni30-B, -80°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(\text{J}/\text{m}^2)$
①	3	0	5	75
②	53	-15	-17	88
③	113	16	-11	133
④	189	9	-24	72
⑤	263	-17	-5	130
⑥	324	-10	9	100

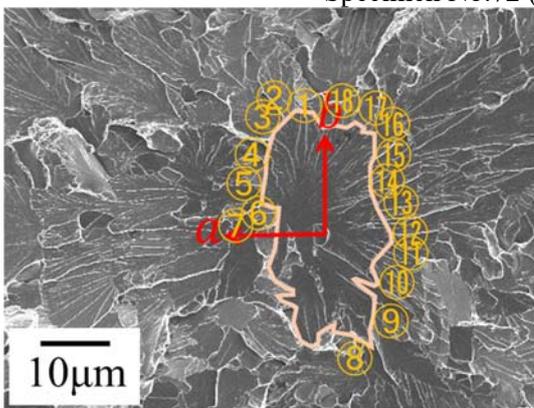
Specimen No.68 (Steel Ni30-B, -60°C)

Fig. A3.6-3 Measurement of fracture initiation site and γ_{mm} calculation (Steel Ni30-B).



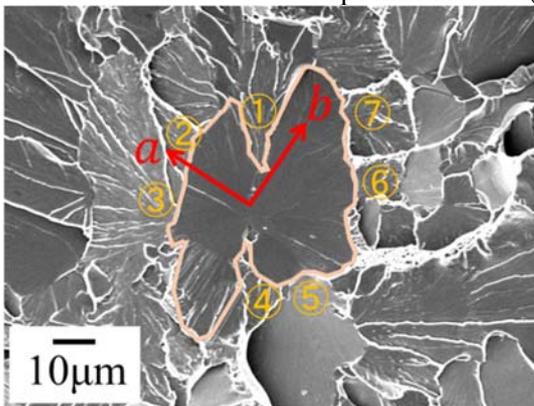
Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	γ_{mm} (J/m ²)
①	60	29	25	48
②	67	31	21	50
③	87	16	10	57
④	146	23	17	37
⑤	214	-4	-28	36
⑥	278	-5	-29	60
⑦	303	4	-32	49
⑧	328	-1	-24	34
⑨	346	-13	-24	22

Specimen No.72 (Steel C03-S, -60°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	γ_{mm} (J/m ²)
①	9	-26	5	81
②	30	-7	35	104
③	38	7	34	116
④	56	24	37	134
⑤	65	23	33	148
⑥	72	8	-7	141
⑦	77	21	24	162
⑧	199	-1	-8	90
⑨	229	0	-16	134
⑩	247	7	1	135
⑪	264	-8	-19	164
⑫	269	-7	-13	164
⑬	284	-11	-11	163
⑭	297	-11	-9	152
⑮	308	-9	0	135
⑯	317	-11	-9	128
⑰	334	-25	-10	106
⑱	357	-28	-1	80

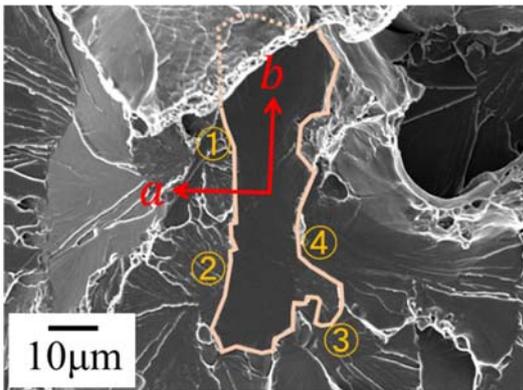
Specimen No.73 (Steel C03-S, -60°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	γ_{mm} (J/m ²)
①	44	3	-13	61
②	89	-23	-17	66
③	118	-23	-6	64
④	231	-20	15	57
⑤	245	15	37	52
⑥	308	1	28	55
⑦	351	20	14	44

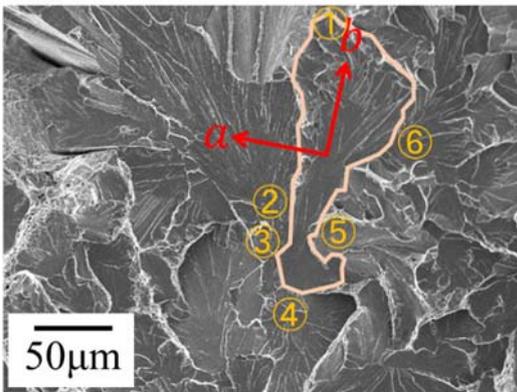
Specimen No.74 (Steel C03-S, -60°C)

Fig. A3.7-1 Measurement of fracture initiation site and γ_{mm} calculation (Steel C03-S).



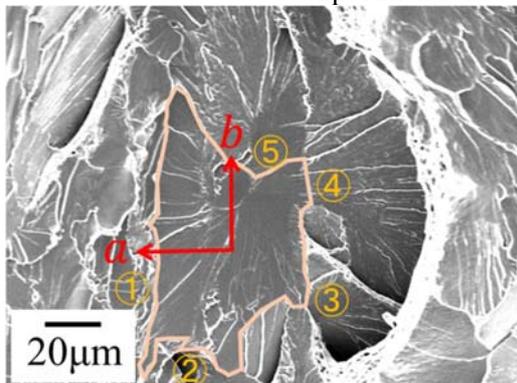
Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(J/m^2)$
①	64	-2	1	60
②	128	2	-5	51
③	234	-7	1	52
④	245	2	-11	62

Specimen No.75 (Steel C03-S, -40°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(J/m^2)$
①	16	8	-3	50
②	144	-16	17	89
③	151	26	31	89
④	185	-18	7	34
⑤	259	31	5	111
⑥	280	28	-22	142

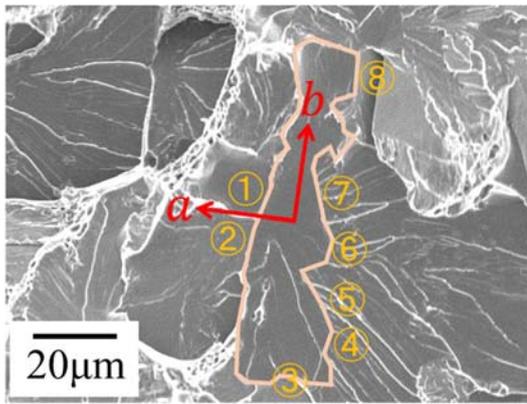
Specimen No.76 (Steel C03-S, -40°C)



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(J/m^2)$
①	99	1	3	75
②	172	35	21	59
③	236	16	15	70
④	286	18	-2	78
⑤	330	2	-1	57

Specimen No.77 (Steel C03-S, -40°C)

Fig. A3.7-2 Measurement of fracture initiation site and γ_{mm} calculation (Steel C03-S).



Number	θ (degrees)	ψ (degrees)	φ (degrees)	$\gamma_{mm}(J/m^2)$
①	88	-8	-15	48
②	95	-1	-24	42
③	198	4	-22	18
④	248	11	-2	50
⑤	258	8	-7	53
⑥	267	16	-11	54
⑦	285	9	-3	52
⑧	316	15	-13	38

Specimen No.79 (Steel C03-S, -20°C)

Fig. A3.7-3 Measurement of fracture initiation site and γ_{mm} calculation (Steel C03-S).

Table A4.1 Fracture toughness test results (Steel HC-HR)

Specimen	Temperature (°C)	Fracture load (kN)	Critical clip gage disp. (mm)	δ_c (mm)
HC-HR	-180	20.71	0.279	0.0439
	-160	19.47	0.413	0.0783
	-140	20.15	0.702	0.161
	-140	20.88	0.879	0.206
	-140	21.57	1.03	0.277
	-120	16.68	0.545	0.135
	-120	17.09	0.564	0.135
	-120	17.98	0.522	0.101
	-120	18.82	0.856	0.197
	-120	21.06	1.38	0.349

Table A4.2 Fracture toughness test results (Steel HC-LCR)

Specimen	Temperature (°C)	Fracture load (kN)	Critical clip gage disp. (mm)	δ_c (mm)
HC-LCR	-180	18.01	0.223	0.0276
	-160	16.65	0.240	0.0292
	-160	19.35	0.304	0.0390
	-160	22.05	0.699	0.178
	-140	19.37	0.403	0.0729
	-140	19.83	0.540	0.102
	-140	20.15	0.826	0.190
	-140	20.44	0.563	0.137
	-120	17.63	0.827	0.210
	-120	17.64	0.604	0.128
	-120	18.20	0.582	0.114
	-120	18.80	0.814	0.195
	-120	18.91	0.880	0.220
	-120	19.91	1.30	0.332
	-120	20.40	1.60	0.455
	-120	21.15	1.83	0.518
	-120	23.35	3.57	1.02

Table A4.3 Fracture toughness test results (Steel LC)

Specimen	Temperature (°C)	Fracture load (kN)	Critical clip gage disp. (mm)	δ_c (mm)
LC	-180	22.30	0.374	0.0583
	-160	19.62	0.814	0.206
	-160	19.83	0.889	0.220
	-140	19.18	1.31	0.352
	-140	19.95	1.60	0.438
	-140	21.32	2.47	0.686
	-140	21.78	3.94	1.15
	-140	21.81	2.60	0.738
	-140	22.88	3.73	1.08

Table A4.4 Fracture toughness test results (Steel HNi)

Specimen	Temperature (°C)	Fracture load (kN)	Critical clip gage disp. (mm)	Absorbed energy (J)
HNi	-20	13.00	0.211	1.60
	-20	13.07	0.215	1.62
	-20	14.77	0.270	2.45
	-20	15.95	0.352	3.75
	-20	15.83	0.370	3.93
	-20	16.68	0.422	4.86
	-20	16.82	0.427	5.02
	-20	16.64	0.445	5.17
	-20	16.88	0.466	5.47
	0	15.14	0.322	3.15
	0	15.80	0.360	3.82
	0	18.31	0.746	10.5