

第3章 鋼のマイクロ組織の靱性に及ぼす影響の理論的解明

本章では、フェライト/セメンタイト（以下、 α/θ と称す）鋼のマイクロ組織と靱性との関係性について基礎的な研究を行った経緯と結果を示す。

3.1 鋼のマイクロ組織と靱性との関係性調査の背景

前章では、マイクロ組織観察をその主な手段として用い、平均結晶粒径が $5\mu\text{m}$ 程度の等軸細粒鋼を指針とすることで、結晶粒微細化による高強度高靱性鋼を製造する加工熱処理プロセスを提案した。これによって、強度試験や破壊靱性試験を行なうことなく必要な機械的特性が得られる加工熱処理プロセスを検討することが可能となった。同提案プロセスで試作した厚鋼板は、降伏強度と引張強度とセパレーション指数は目標値を大幅に達成したものの、脆性延性遷移温度で目標値を達成したのは、再加熱温度が 800°C と 825°C で室温まで急冷したプロセスで作成した鋼材であった。再加熱温度が 850°C のプロセスで作成した鋼材は、他のプロセスと比べて若干の粗粒化が認められたものの、焼戻し処理を追加することで、そのマイクロ組織に認められた残留マルテンサイトを分解した結果、靱性の目標値を達成したと考えられた。このように本プロセス研究において、結晶粒径と脆化相寸法の微細化が靱性向上に寄与することを示したものの、このようなことは従来から経験的な理解に留まっており、鋼材開発の指針を与えるには至っていない。そこで、基本に立ち返り、靱性とマイクロ組織との関係性を理論的に解明することで、本プロセス研究の焼戻し処理追加による靱性改善の理由を明らかにすると共に、ひいては今後の鋼材開発にも資することが期待される。

3.2 へき開破壊機構に関する従来研究

脆性破壊の一種であるへき開破壊の機構は、応力が作用する材料を一連の鎖に見立て、その要素のうち最も弱い要素が破壊すれば、材料全体の破壊に至るという意味の「最弱リンク機構」に基づくと考えられている[3-1~4]。その理由は、材料の寸法が大きいほど最弱要素の破壊確率が高まるため、靱性が低下すること（以下、確率的寸法効果と称す）や、材料における最弱部の位置が不定なため、同一条件の破壊靱性試験においてもばらつきを伴うことなどが説明できるからである。

Beremin[3-4]は、Eq. (3-1) に示す通り、へき開破壊の破壊確率 $F(\sigma)$ を「最弱リンク機構」に基づいて Weibull 分布関数で近似することで、定式化した。

$$F(\sigma) = 1 - \exp\left\{-\left(\frac{\sigma_w}{\sigma_0}\right)^m\right\} \quad (3-1)$$

ここで、形状母数 m と尺度母数 σ_0 は材料定数とされ、ワイブル応力 σ_w は Eq. (3-2) で定義される。

$$\sigma_w = \left\{ \int_V \frac{\sigma_i^m}{V_0} dV \right\}^{1/m} = \left\{ \sum_i^n \sigma_i^m \frac{V_i}{V_0} \right\}^{1/m} \quad (3-2)$$

ここで、積分領域 V は破壊が発生する可能性のある領域、体積要素 V_0 は「最弱リンク機構」を構成する要素、 σ_i は要素に作用する応力を意味する。体積要素 V_0 の大きさは、破壊起点とされる微視亀裂の存在確率が 0 とならない程度で、且つ、隣接する単位体積とは統計的に独立していると見なせるだけの大きさとする。この Beremin モデルは、それまで経験的にしか認識されていなかったへき開破壊強度の確率的寸法効果の定式化を可能とし、且つ、これから推定された破壊靱性のばらつきが実験結果と一致する [3-5,6] など、その工学的な価値が評価されている。しかし、破壊起点と考えられる微視亀裂が潜在的にある一定の確率分布で存在することを前提としており、また破壊確率を最大主応力のみ関数として取り扱っていることに対し、近年、微視亀裂の発生に及ぼす諸因子に関する検討がなされ、それらを考慮した修正モデルが提案された。孕石ら [3-7] は Eq. (3-3) で、Bordet ら [3-8,9] は Eq. (3-4) でそれぞれ定式化した。

$$\sigma_w = \left[\int_V \left\{ \int \frac{\partial f(\varepsilon)}{\partial \varepsilon} \sigma_1^m d\varepsilon \right\} \frac{dV}{V_0} \right]^{1/m} \quad (3-3)$$

$$\sigma_w = \left\{ \int_V \left(\int_0^{\varepsilon_{p,u}} \frac{\sigma_{ys}(T, \dot{\varepsilon}_p)}{\sigma_{ys,0}} (\sigma_1^m - \sigma_{th}^m) \exp\left[-\frac{\sigma_{ys}}{\sigma_{ys,0}} \frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_{p,0}}\right] d\varepsilon_p \right) \frac{dV}{V_0} \right\}^{1/m} \quad (3-4)$$

ここで、 $f(\varepsilon)$ は歪 ε における θ の割れ確率、 σ_1 は各体積要素 V_0 に作用する最大主応力、 σ_{th} はへき開伝播に対する局所応力の閾値、 ε_p は相当塑性ひずみ、 $\varepsilon_{p,u}$ は σ_w の計算範囲における ε_p 上限値、 σ_{ys} は温度 T と歪速度 $\dot{\varepsilon}_p$ の関数としての降伏応力、 $\sigma_{ys,0}$ は参考降伏応力、 $\varepsilon_{p,0}$ は参考塑性歪を意味する。ただし、これらのモデルは、 α 粒径や θ 寸法などのマイクロ組織観察で得られる値との関係性が不明瞭である。

一方、へき開破壊の機構をマイクロ組織と直接関係付けて説明する場合は、一般に Fig.3-1 に模式的に示すように、亀裂直下の作用応力が局所破壊応力を超える領域でへき開破壊が生ずるとし [3-1]、さらに、その微小領域のへき開破壊機構としては、Fig.3-2 に模式的に示すような三段階で説明される [3-1,10,11]。(I) 塑性ひずみなどによって炭化物などの硬質

第二相粒子に微視亀裂が生じ、(II) この微視亀裂が隣接 α のへき開面 {100} に沿って不安定伝播し、(III) 次の隣接 α 粒にも伝播することでへき開破壊に至るといものである。この機構の実験的な根拠を示した McMahon ら[3-10]の結果を Fig.3-3 に転載する。

ここにおける局所破壊応力を、Tsann Lin ら[3-1]は、Fig.3-4 の概念図で示すように 2 つの限界応力で説明した。一つ目は、直径 t_θ の円盤状 θ 亀裂を Griffith の式[3-12]に適用した応力で、 θ 亀裂の隣接 α への突入を判定基準とし、Eq. (3-5) で表した。

$$\sigma_\theta = \sqrt{\frac{\pi E \gamma_\theta}{(1-\nu^2)t_\theta}} \quad (3-5)$$

ただし、 E はヤング率、 ν はポアソン比、 γ_θ は亀裂が θ から α に突入する際の α の有効表面エネルギーを意味する。

二つ目は、 θ 亀裂が突入した α の割れで形成された直径 d の円盤状 α 亀裂を Griffith の式[3-12]に適用した応力で、 α 亀裂が α 粒界を越えて伝播することを試験片全体の破壊に至る限界条件 $\sigma_{f\alpha}$ とし、Eq. (3-6) で表した。

$$\sigma_{f\alpha} = \sqrt{\frac{\pi E \gamma_\alpha}{(1-\nu^2)d}} \quad (3-6)$$

ただし、 γ_α は亀裂が α から α に伝播する際の α の有効表面エネルギーを意味する。Fig.3-5 には、San Martin ら[3-11]が示した γ_α の温度依存性の実験値の近似曲線の図を転載する。

一方、Petch[3-13]は、直径 d 均一の α 多結晶体とその粒界に存在し大きさに分布がある θ で構成されるマイクロ組織を仮定し、外部負荷の作用によって α の粒界には負荷応力方向から 45° 傾いたすべり面上で転位が堆積するとした上で、粒界に存在する θ が割れると同時に堆積した転位は全てその割れになだれ込み、割れた θ の t_θ に等しい長さの亀裂を開口させ、その亀裂が隣接 α に突入するかどうかを破壊の限界条件として、その判定基準としては、Eq. (3-7) に示す通り、第 1 項目から長さ c の θ 亀裂発生時になだれ込んだ N 個の転位による歪エネルギー、 θ 亀裂突入時の α の亀裂表面エネルギー、亀裂が生じたことで解放される弾性エネルギー、そして転位によって亀裂が開口することでなされる仕事の 4 つを総合したエネルギー W が単調減少する程度の負荷応力 σ とする。ここで、 b はバーガースベクトル、 R は転位場の大きさを意味する。また、転位総数 N は負荷応力が降伏応力に等しいと仮定すれば Eq. (3-8) で表される。Fig.3-6 にこのモデルの概念図を示す[3-14]。したがって、このモデルの局所破壊応力 $\sigma_{f\theta}$ は、 $\delta W / \delta c = 0$ を c について解くことで求まるエネルギー W の極値の限界亀裂長さ C_c (Eq. (3-9)) を t_θ と比較することで、Eq. (3-10) のように二種類に場合分けして算出される。

$$W = \frac{EN^2b^2}{8\pi(1-v^2)\gamma_\theta} \ln\left(\frac{4R}{c}\right) + 2\gamma_\theta c - \frac{\pi(1-v^2)\sigma^2c^2}{4E} - \frac{\sigma Nbc}{2\sqrt{2}} \quad (3-7)$$

$$N = \frac{1-v^2}{Eb} k_y d^{1/2} \quad (3-8)$$

$$C_c = \frac{(1+1/\sqrt{2})(1-v^2)k_y^2 d}{8\pi E \gamma_\theta} \quad (3-9)$$

$$\sigma_{f\theta} = \begin{cases} \frac{4E\gamma_\theta d^{-1/2}}{(1+1/\sqrt{2})(1-v^2)k_y} & (C_c > t_\theta) \\ \sqrt{\frac{4E\gamma_\theta}{\pi(1-v^2)t_\theta} - \frac{k_y^2 d}{8\pi^2 t_\theta^2} - \frac{k_y \sqrt{d}}{2\sqrt{2}\pi t_\theta}} & (C_c < t_\theta) \end{cases} \quad (3-10)$$

ここで、Locking parameter k_y は α 粒径 $d^{1/2}$ に比例する室温の下降伏応力 σ_{y0} の傾きを意味する。Fig.3-7 には、 $d^{1/2}$ に対する $\sigma_{f\theta}$ の変化を t_θ の影響と共に示した Petch[3-13]の図を転載する。

Bingley[3-15]は、Petch[3-13]のモデルを検証し、計算式に適用する結晶粒径の大きさを平均粒径からより粗大な粒径に修正するモデルを提案した。しかしながら、いずれにしても Beremin[3-4]のモデルと同様に破壊起点と考えられる θ の亀裂発生を前提としており、亀裂発生に及ぼす諸因子の影響については考慮されていない。

Lindley ら[3-16]は、Fiber loading 機構によって α 母相と同程度の歪量はその粒界に存在する θ にも作用するとして、 θ の亀裂発生量が歪と温度によって変化することを Fig.3-8 のように示したものの、そのへき開破壊に及ぼす影響については検討していない。

以上で示したように、靱性とマイクロ組織を直接関係付けたモデルは、確定論的な理論であるため、Beremin[3-4]のモデルで再現された破壊靱性のばらつきを評価することができない。しかしながら、近年、Chakrabarti ら[3-17]によって α 粒径分布を考慮することで靱性のばらつきを評価できることが示された。ただし、 θ 寸法の影響については言及されていない。

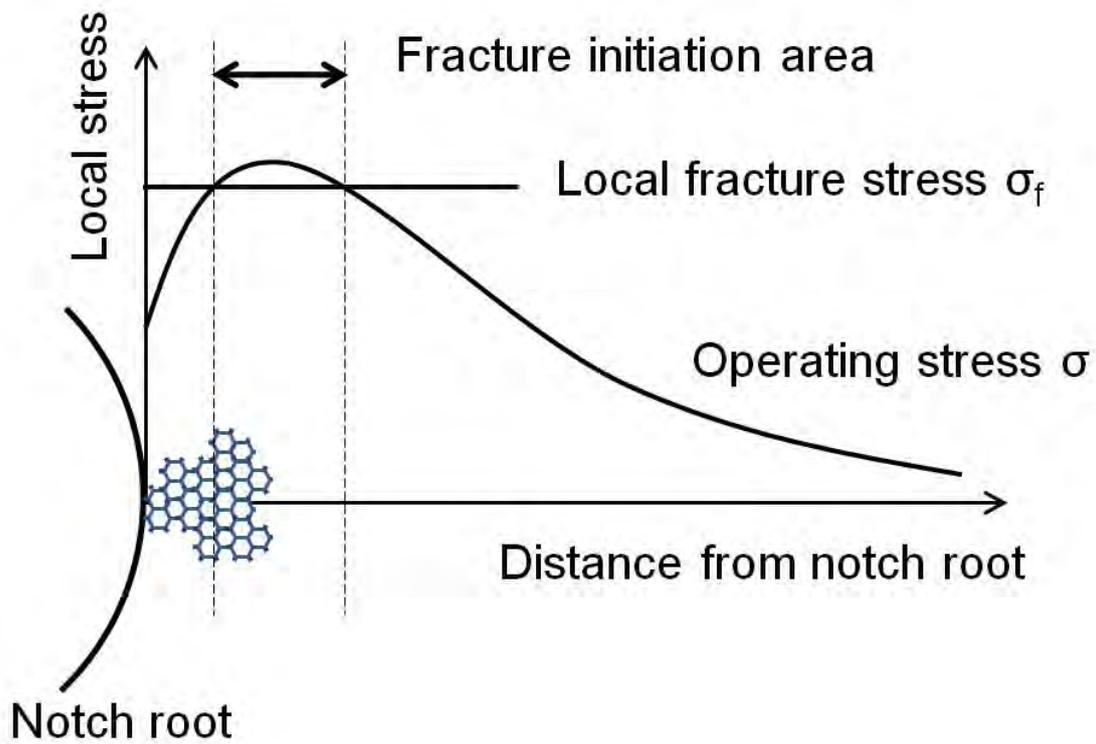


Fig.3-1 へき開破壊機構における切欠き底直下の局所応力の概念図

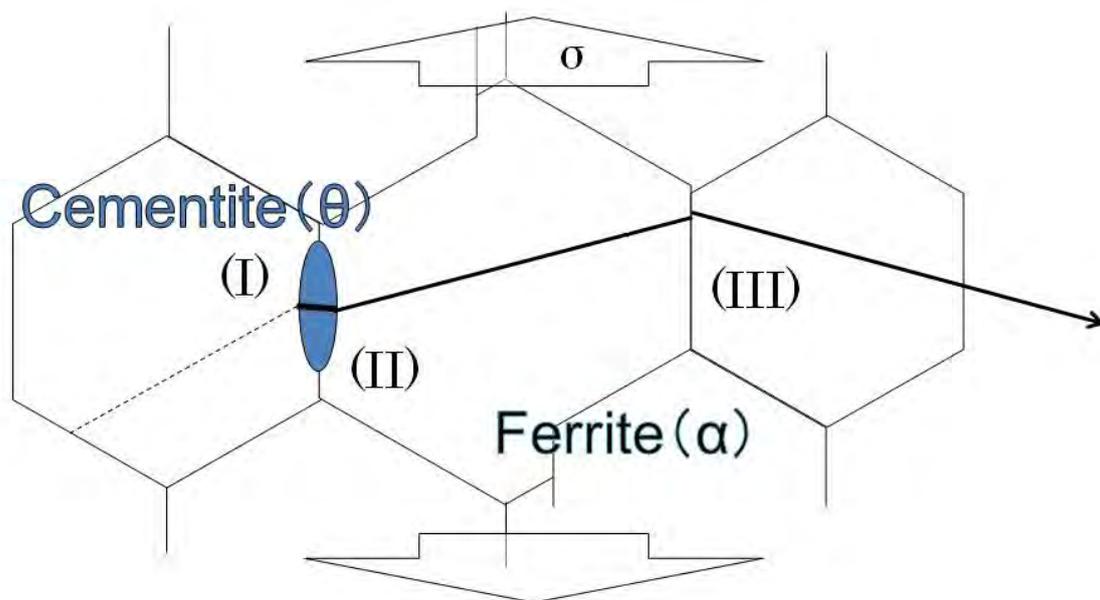


Fig.3-2 へき開破壊機構におけるマイクロ組織の概念図

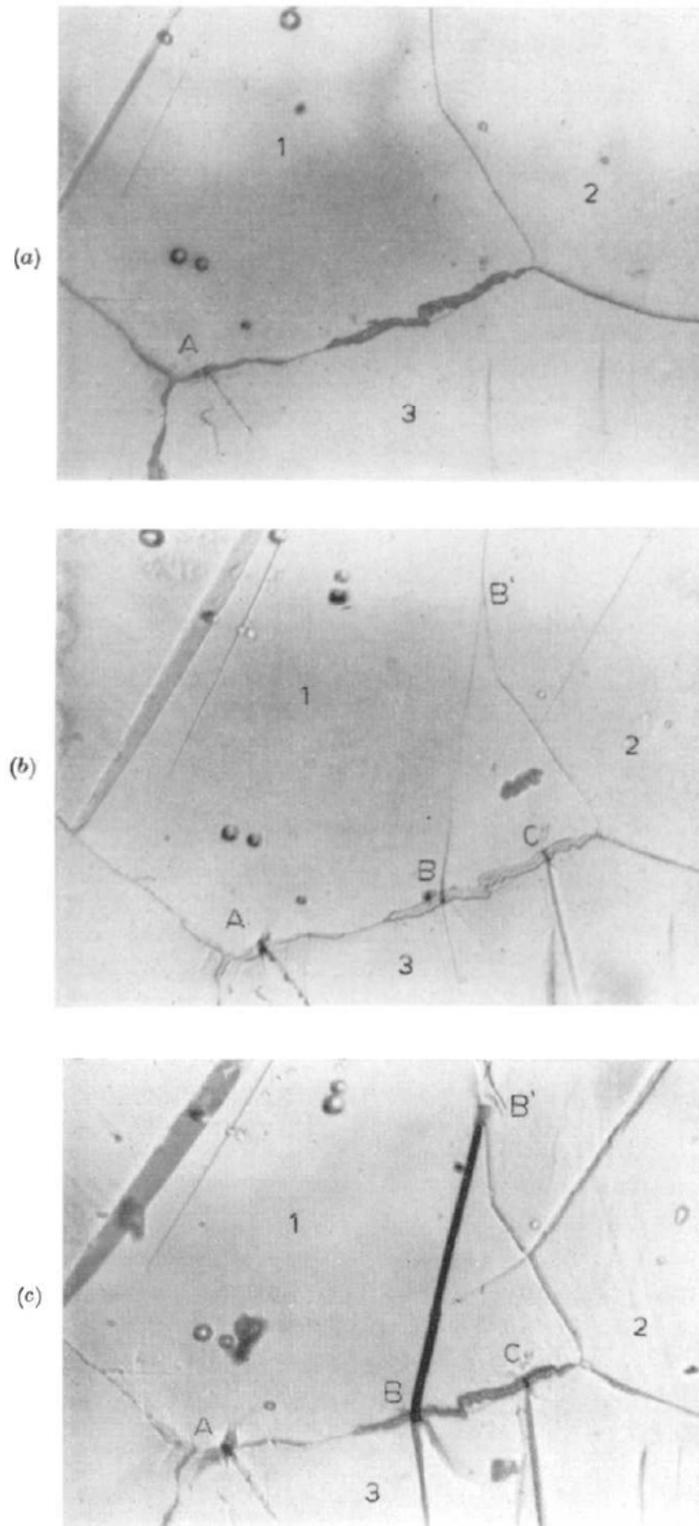


Fig.3-3 (a) α/θ 組織での (b) θ 亀裂と (c) その隣接 α 粒への伝播[3-10]

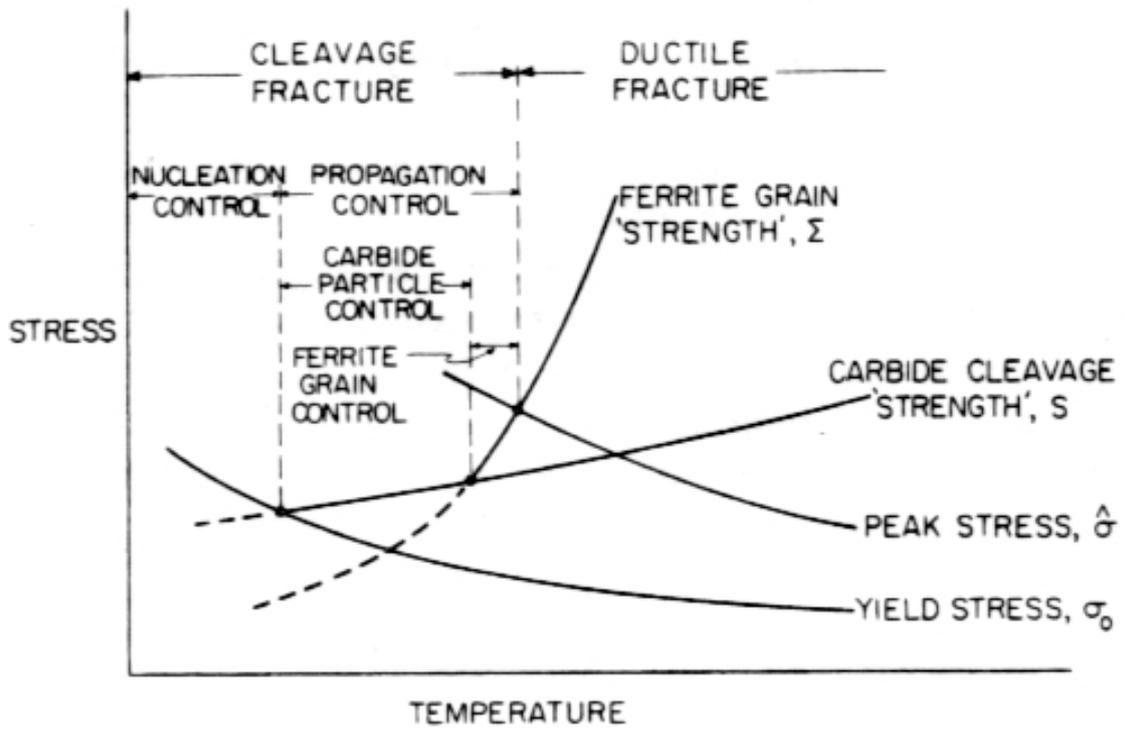


Fig.3-4 へき開破壊機構の限界応力の温度依存性[3-1]

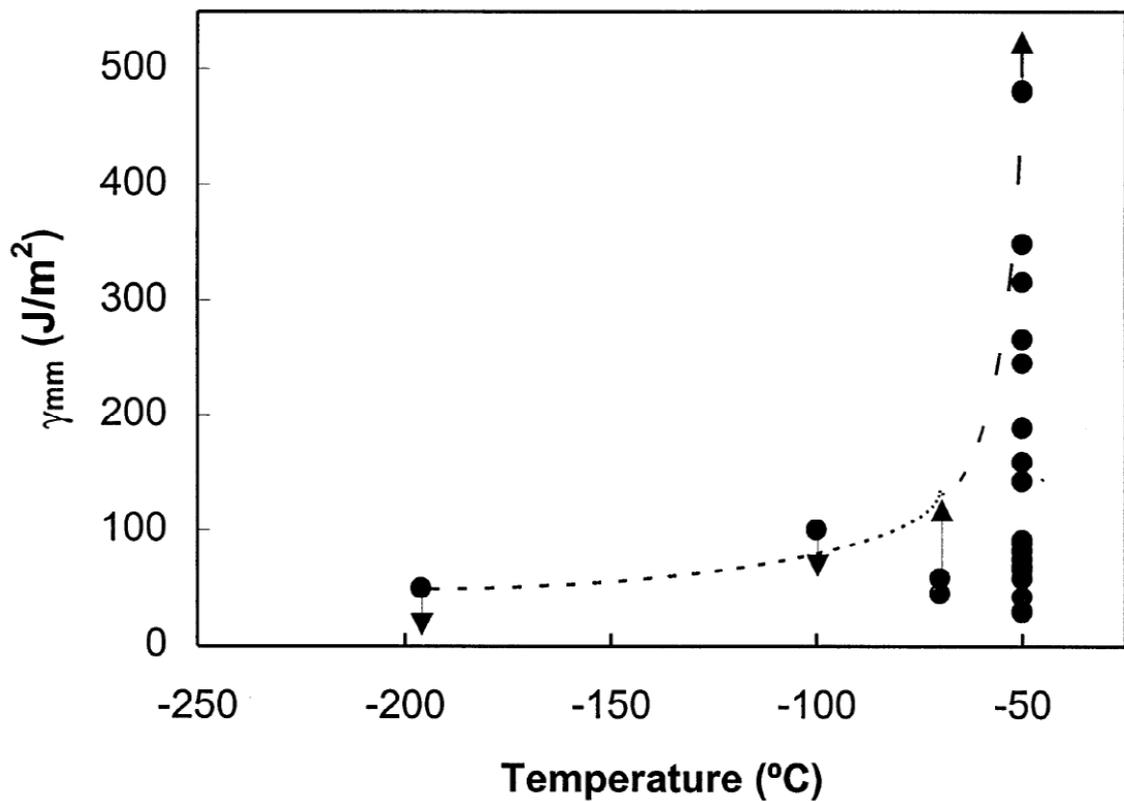


Fig.3-5 γ_{α} ($=\gamma_{mm}$) の温度依存性[3-11]

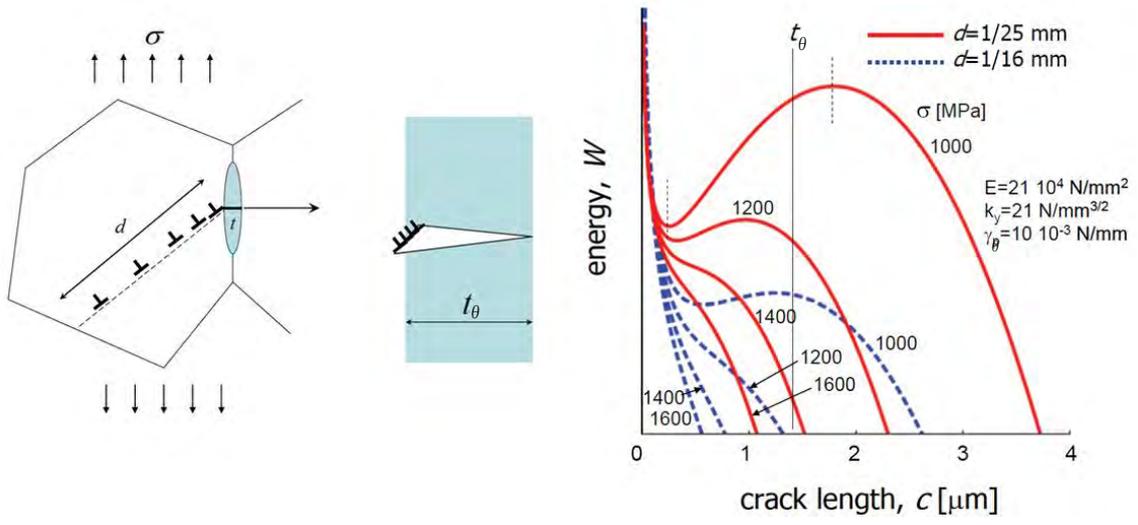


Fig.3-6 Petch のモデルの概念図[3-14]

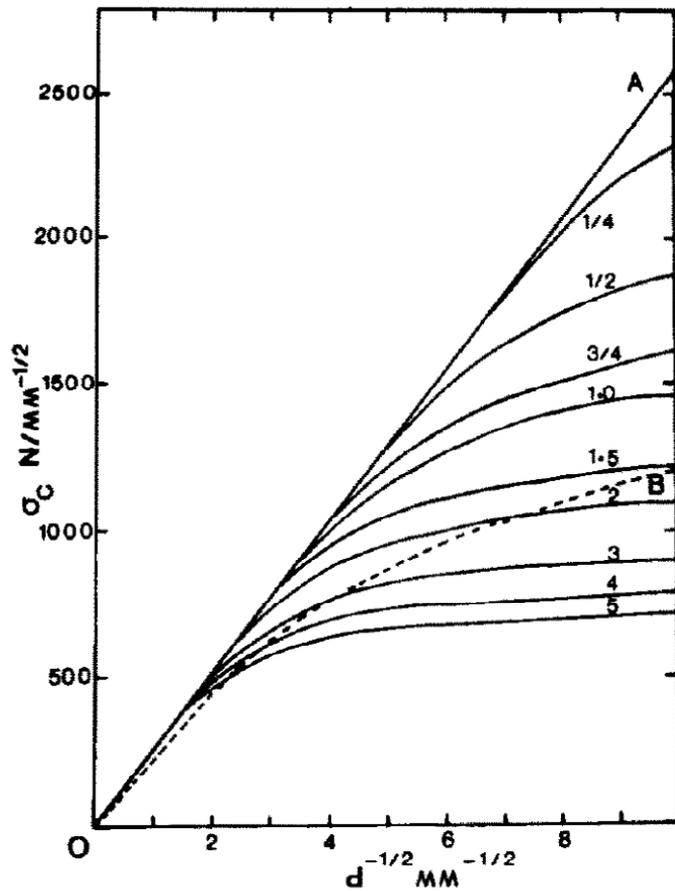


Fig.3-7 σ_{f_θ} ($=\sigma_c$) に及ぼす $d^{-1/2}$ と t_θ (図中右の数値) の影響[3-13]

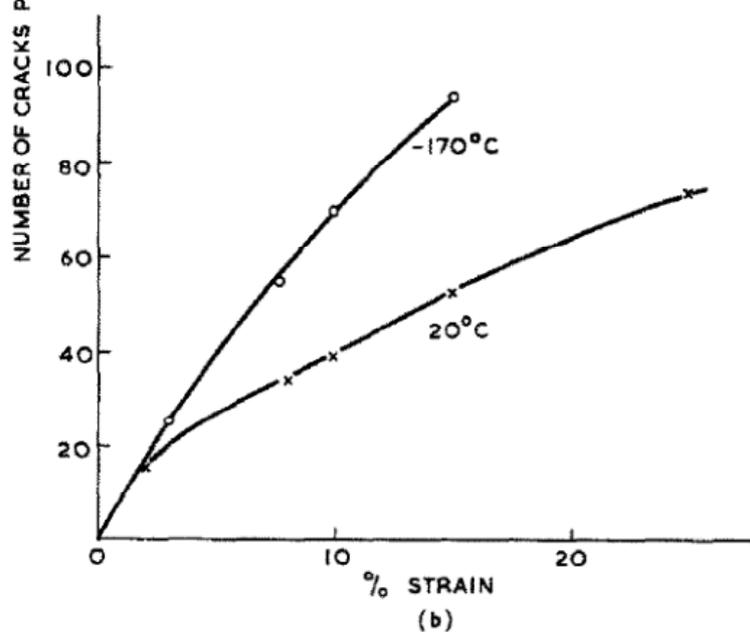
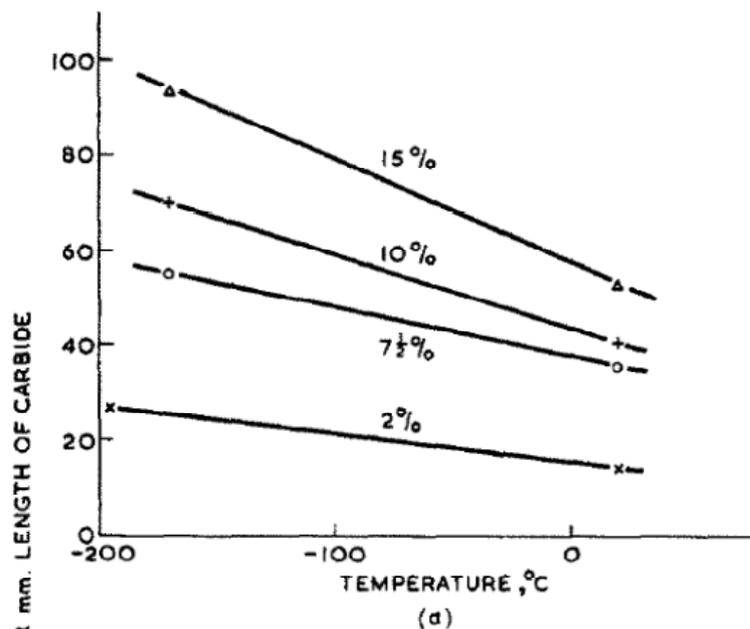


Fig.3-8 θ の亀裂発生に及ぼす歪と温度の影響[3-16]

3.3 鋼のマイクロ組織と靱性との関係性調査の目的

上述のような研究が行われている中で、本基礎研究は、靱性のばらつきが説明し得、且つ、マイクロ組織と靱性の直接的な関係性を明らかにすることを目的とし、特に α/θ 鋼を対象にして、各種鋼材の組織観察と靱性評価を行うと同時に、亀裂発生因子調査を踏まえて新規に提案したへき開破壊モデルに基づいたプログラムを作成して模擬実験を行い、両者の結果を比較して当該モデルの妥当性を検証した。そして、新へき開破壊モデルによって高靱性鋼の製造指針に資するマイクロ組織と靱性との関係性を、従来の研究より一層明確にした。

3.4 鋼のマイクロ組織の靱性に及ぼす影響の実験的調査

ここでは、上述の関係性を実験によって調査した経緯と結果を説明する。

3.4.1 供試鋼材

Table3-1 には、供試鋼材の化学成分 4 種類を示す。鋼種 10a と 10b の鋼塊を 100kg の真空溶解炉で溶製し、鋼種 10c と 5a の鋼塊を 50kg の真空溶解炉で溶製した後、以下に示す加工熱処理の工程を経て供試鋼を作成した。

Table3-2 には、鋼種 10a と 10b に対する加工工程を示す。まず、Ar 雰囲気での 1200°C の炉で加熱して 1h 保持後圧延し、140mm 厚×140mm 幅×520mm 長の鋼片にしてから空冷した。次に、140mm 厚×140mm 幅×260mm 長に切断し、再度先の圧延と同様の方法で 1200°C まで加熱して 1h 保持後熱間圧延してから空冷することで 25mm 厚×170mm 幅×1100mm 長の鋼板を得た。Table3-3 には、Table3-2 の加工工程で得た鋼板に施した二種類の熱処理工程を示す。初めの熱処理工程は、 α 粒径を制御することを目的とした熱処理で、狙いの大きさが大きい順に 1200°C×1h (GL)、950°C×1h (GM)、870°C×30min (GS) の焼ならしと、それに続く空冷で構成される工程である。次の熱処理工程は、 θ 寸法を制御することを目的とした熱処理で、狙いの大きさが大きい順に 700°C×4h (CL)、600°C×1h (CM)、500°C×30min (CS) の焼鈍と、それに続く空冷で構成される工程である。以上の二種類の熱処理条件を組み合わせることで、 α 粒径と θ 寸法が異なると予想される 5 鋼種を得た。各鋼種の記号の意味は、左から炭素濃度 (10 は 0.10%C)、 α 粒径制御熱処理記号の G を略した記号、 θ 寸法制御熱処理記号の C を略した記号である。この熱処理工程においては、鋼材の圧延面中央に深さ 12.5mm のカップル穴を加工し、そこから熱電対を挿入して板厚中心部の温度を測定した。

Table3-4 には、鋼種 10c と 5a に対する加工工程を示す。まず、95mm 厚×210mm 幅×320mm 長の鋼塊を 1200°C まで加熱して 1h 保持後、開始温度が 1055°C と 1065°C で終了温

度が 1063℃と 1061℃の粗圧延で 40mm 厚にし、続いて開始温度が 850℃で終了温度が 835℃と 831℃の仕上げ圧延を行い、最後に冷却停止温度 465℃と 535℃の制御冷却を行って 25mm 厚×230mm 幅×1100mm 長の鋼材を得た。Table3-5 には、Table3-4 の加工工程で得た鋼材に施した熱処理工程を示す。この熱処理工程は、鋼種 5a に対して 700℃×4h の焼鈍と、それに続く空冷で構成される工程で、 θ の粗大化を図った。以上の結果、 θ 寸法分布が異なると予想される 3 鋼種を得た。各鋼種の記号の意味は、左から炭素濃度 (10 は 0.10%C、5 は 0.05%C)、制御冷却を含む圧延処理を施したことを示す記号 U、 θ 寸法制御熱処理を施したことを示す記号 L と施さなかったことを示す記号 U である。

Table3-1 供試鋼材の化学成分 (mass %)

Symbol	C	Si	Mn	P	S	Al	N
10a	0.096	0.06	0.49	0.001	0.0007	0.010	0.0011
10b	0.100	0.06	0.51	0.001	0.0007	0.010	0.0010
10c	0.10	0.05	0.48	<0.002	0.0003	0.009	0.0012
5a	0.053	0.05	0.48	<0.002	0.0003	0.010	0.0014

Table3-2 鋼種 10a と 10b に対する圧延条件

Symbol	Ingot forming		Cooling	Hot rolling		Cooling	Plate thickness
	Heating	Rolling		Heating	Rolling		
10a 10b	1200℃ x1h	140 × 140mm ² bar	Air	1200℃ x1h	Uncontrolled rolling	Air	25mm

Table3-3 鋼種 10a と 10b に対する熱処理条件

Symbol	Heating	Holding	Cooling	Ferrite Grain size
GL	1200℃	1 h	Air	Large
GM	950℃	1 h	Air	Middle
GS	870℃	0.5 h	Air	Small

Symbol	Heating	Holding	Cooling	Cementite size
CL	700℃	4 h	Air	Large
CM	600℃	1 h	Air	Middle
CS	500℃	0.5 h	Air	Small (some Pearlite)

Ferrite Grain size	Cementite size		
	CL	CM	CS
GL		10LM	
GM	10ML	10MM	10MS
GS		10SM	

Table3-4 鋼種 10c と 5a に対する圧延条件

Symbol	Heating	Rough rolling start temp.	Transfer thickness	Finish rolling start temp.	Finish rolling final temp.	Cooling	Cooling stop temp.	Plate thickness
5a	1200	1055°C	40 mm	850°C	835°C	Controlled water	465°C	25mm
10c	°Cx1h	1065°C	40 mm	850°C	831°C		535°C	25mm

Table3-5 鋼種 10c と 5a に対する熱処理条件

Symbol	Heating	Holding	Cooling	Ferrite – Cementite - C
5UL	700°C	4 h	Air	Fine – Large - 0.05
5UU		Nothing		Fine - Fine - 0.05
10UU		Nothing		Fine – Fine - 0.10

3.4.2 ミクロ組織の調査

上記の 8 鋼種のみクロ組織を調査するため、マイクロ組織観察とその解析及び微小硬さ試験を行なった。

3.4.2.1 ミクロ組織観察

(a) 観察方法

上記の 8 鋼種のみクロ組織を観察するため、各鋼種から板厚断面の観察片を切出し、West System 製の 105 Epoxy Resin と 105 Hardener の混合液に一晩浸して室温固化、あるいは埋込機 (Struers 製 CitoPress-10) で丸本ストルアス (株) 製の熱間埋込樹脂クラロファスト (主成分: メタクリル酸メチル) を用いて樹脂に埋め込み (以下、樹脂埋め込みと称す)、回転研磨機 (Metcon 製 Forcipol) による研磨で鏡面仕上げした上で、2% ナイタルに数秒間浸漬して腐食した (以下、腐食と称す)。鏡面仕上げに際しては、エメリー研磨紙の 320 番、400 番、800 番、1200 番の順に各前段階の研磨傷を塗り替えるまで研磨 (以下、研磨と称す) した上で、 $3\mu\text{m}$ 、 $1\mu\text{m}$ 、 $0.25\mu\text{m}$ の順にダイヤモンドペーストバフ研磨 (以下、バフ研磨と称す) を行なった。各研磨後には水道水洗浄し、バフ研磨後には水道水洗浄後エタノール溶液置換してからドライヤーで研磨面を乾燥させた。

マイクロ組織の全体像は、試験片を板厚方向が縦になるように設置して、板厚中央 (以下、Center と称す)、板厚の 1/4 (以下、Quarter と称す)、板表面直下 (以下、Sub-surface と称す) をオリンパス (株) 製 BX51M-33MB DP20-F-D のシステム工業顕微鏡で $520\mu\text{m}$ 縦 \times $700\mu\text{m}$ 横の領域を観察した。

α 粒径は、電子後方散乱回折 (以下、EBSD と称す) で、板厚方向が縦になるように観察した。この時、10LM、10ML、10MM、10MS、10SM の 5 鋼種は、Center の $3000\mu\text{m}$ 縦 \times $2000\mu\text{m}$ 横の領域を $5\mu\text{m}$ 間隔で観測した。10UU、5UL、5UU の 3 鋼種は、Center の $200\mu\text{m}$ 縦 \times $320\mu\text{m}$ 横の領域を $0.5\mu\text{m}$ 間隔で観測した。EBSD 解析の際には、結晶粒を「方位差が 5° 以下で 2 つ以上のピクセルが繋がっているもの」として定義した上で、Grain CI Standardization と Grain Dilatation (iteration) の順に Clean UP 処理を施し、Image Quality Map (以下、IQ Map と称す) と Unique Grain Color Map (以下、UGC Map と称す) を作成した。ここで、UGC Map は結晶方位差 5° を結晶粒界とした。

θ 寸法は、樹脂に埋め込んだ試験片を High Resolution Ion Beam Coater (gatan 製 Model 681) で炭素皮膜した上で、日本電子製 JSM-7000F と JSM-7001F の高分解能電界放出型走査電子顕微鏡 (以下、FE-SEM と称す) で、板厚方向が縦になるように観察した。板厚中央部付近で、 θ が視野内に存在する $3\mu\text{m}$ 縦 \times $4\mu\text{m}$ 横 \sim $18\mu\text{m}$ 縦 \times $25\mu\text{m}$ 横の領域を選び、一鋼種当たり 8 \sim 22 箇所を観察した。

(b) 観察結果

Fig.3-9~16に各鋼種のマクロ組織の外観を示す。いずれの鋼種でも白地の α の粒界に黒地の θ の集合が見られ、Sub-surfaceではCenterとQuarterに比べ θ の面積が低下し、 α が粗大化している様子が認められた。10UUのCenterとQuarterでは、 α 粒内に θ が分散し、その境界がより不明瞭であった。10LMでは伸長した層状 α が見られたが、他の鋼種では等軸であった。Fig.3-17にはEBSDのIQ Mapで、Fig.3-16にはUGC Mapでそれぞれ α の外観を示す。Fig.3-9で観察された10LMの層状 α は、結晶方位差 15° 以下の粒界で囲まれていることがわかり、10LMは他の鋼種と同列に議論するには相応しくない組織であると考えられた。そして、10LMを除けば、 α 粒径制御の加工熱処理工程で狙った順序の α 粒径を有する鋼種が得られたことが定性的に認められた。

Fig.3-19には、 θ のFE-SEM像の一例を示す。ここで、10MSには一部パーライト組織が残っていることが認められたものの、その短径を θ 寸法とすれば、 θ 寸法制御の加工熱処理工程で狙った順序の θ 寸法を有する鋼種が得られたことが定性的に認められた。

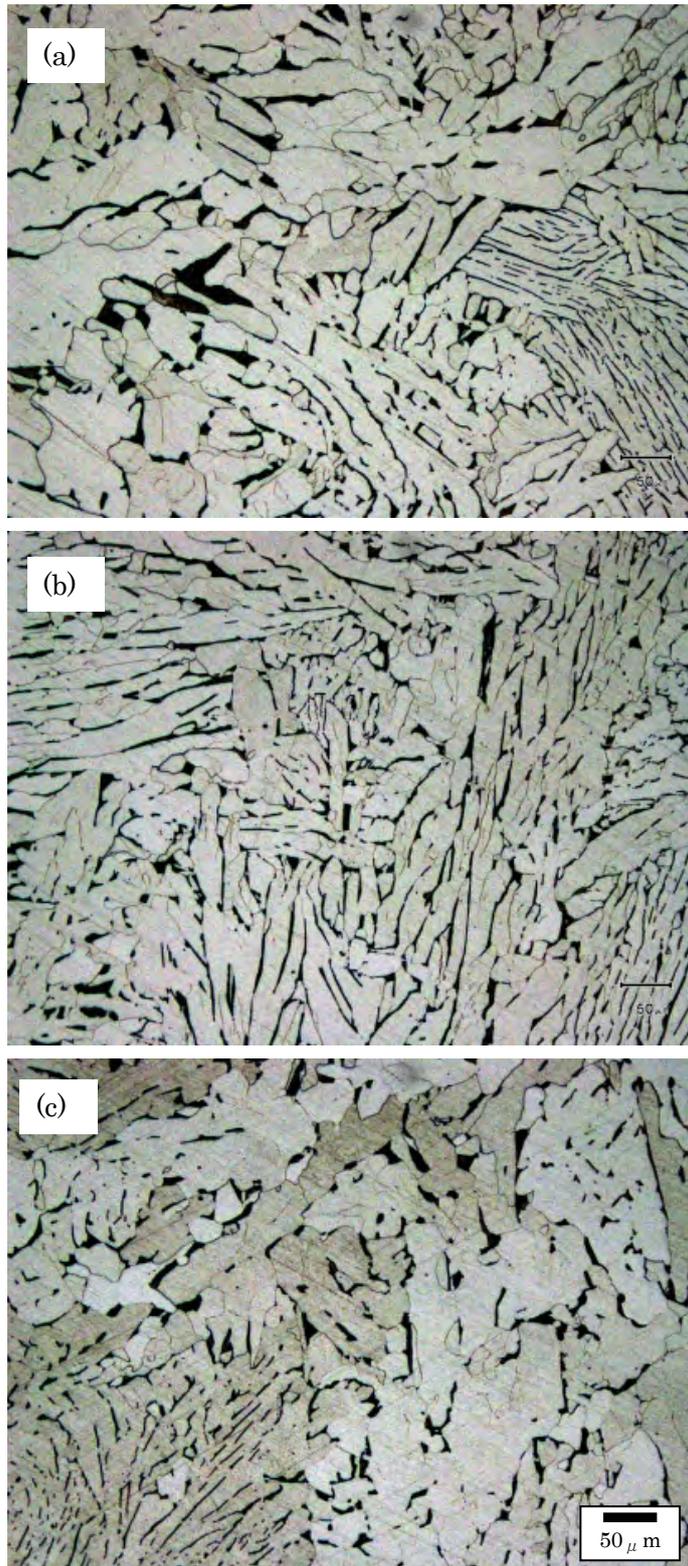


Fig.3-9 10LM のマイクロ組織 (a) Sub-surface、(b) Quarter、(c) Center

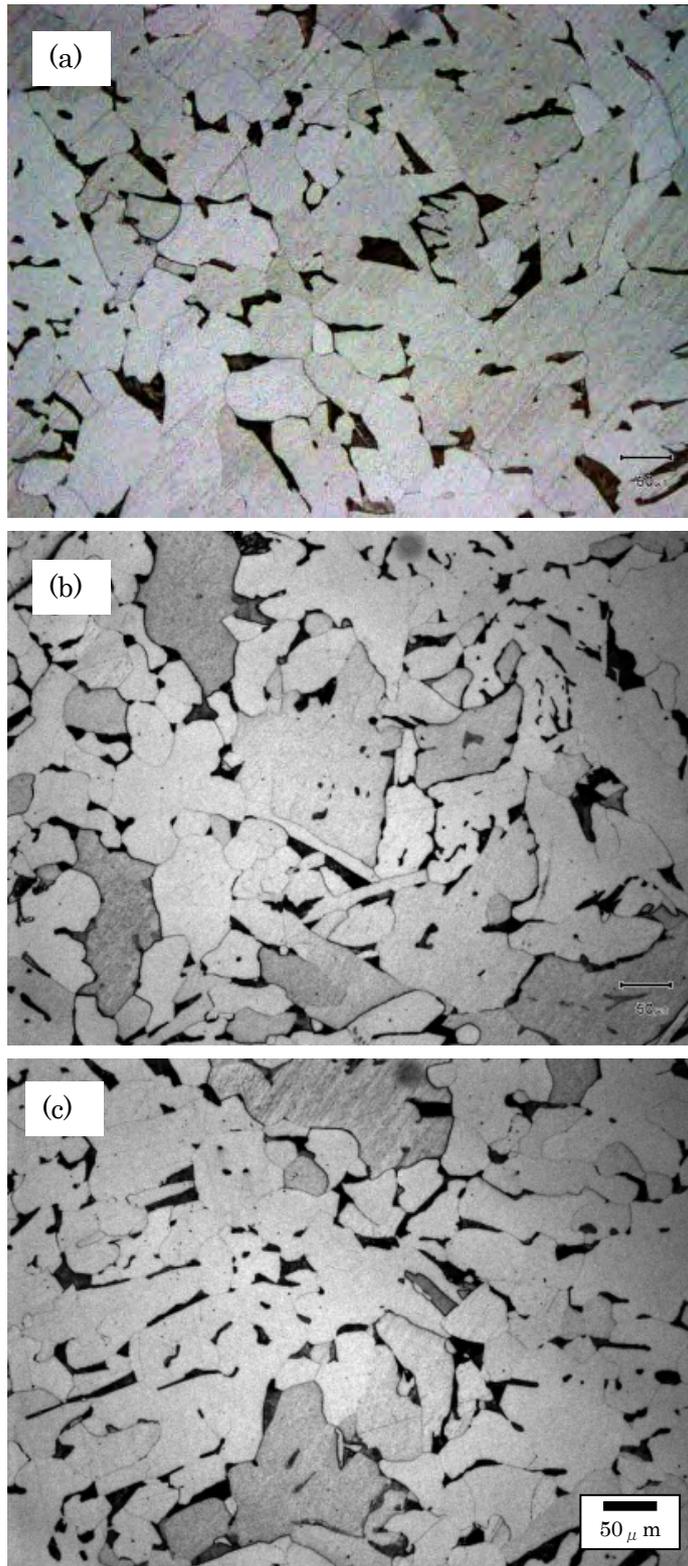


Fig.3-10 10MM のマイクロ組織 (a) Sub-surface、(b) Quarter、(c) Center

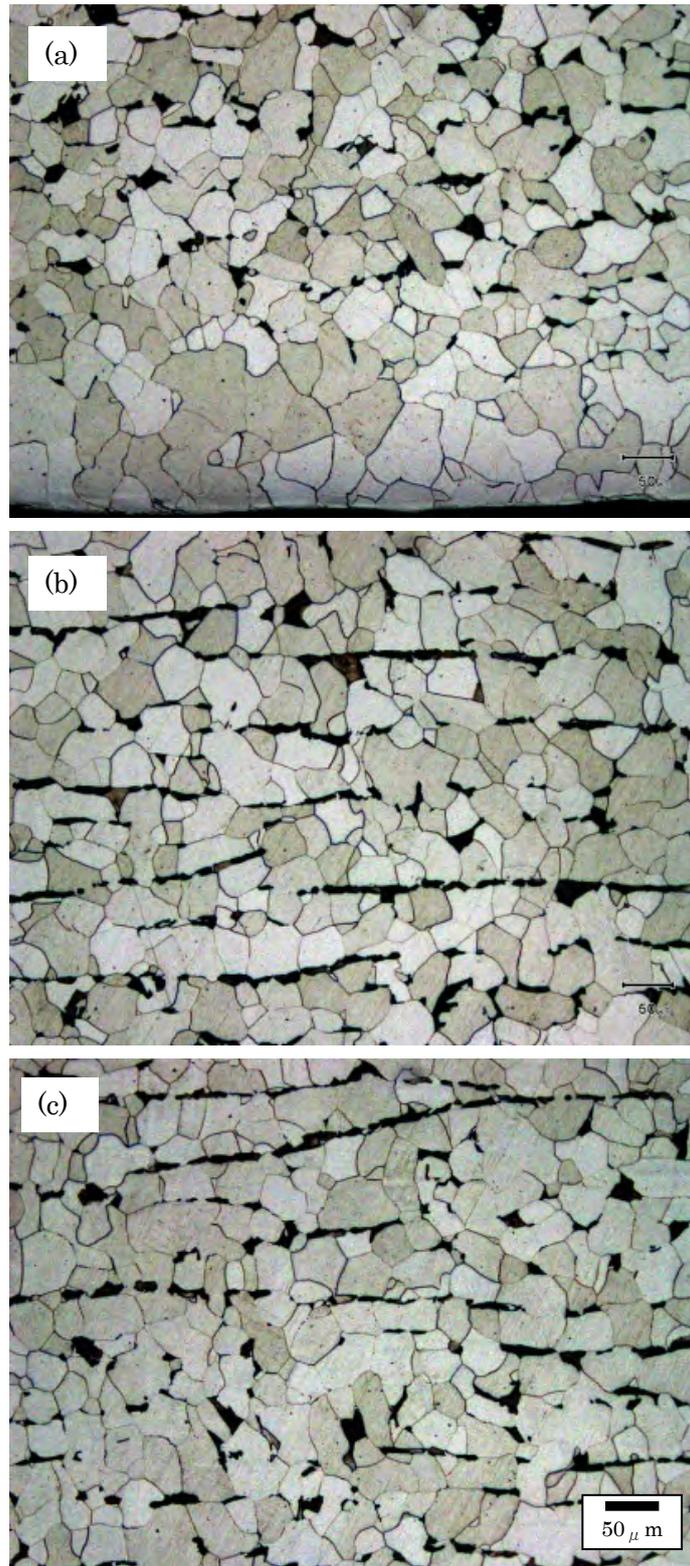


Fig.3-11 10SM のマイクロ組織 (a) Sub-surface、(b) Quarter、(c) Center

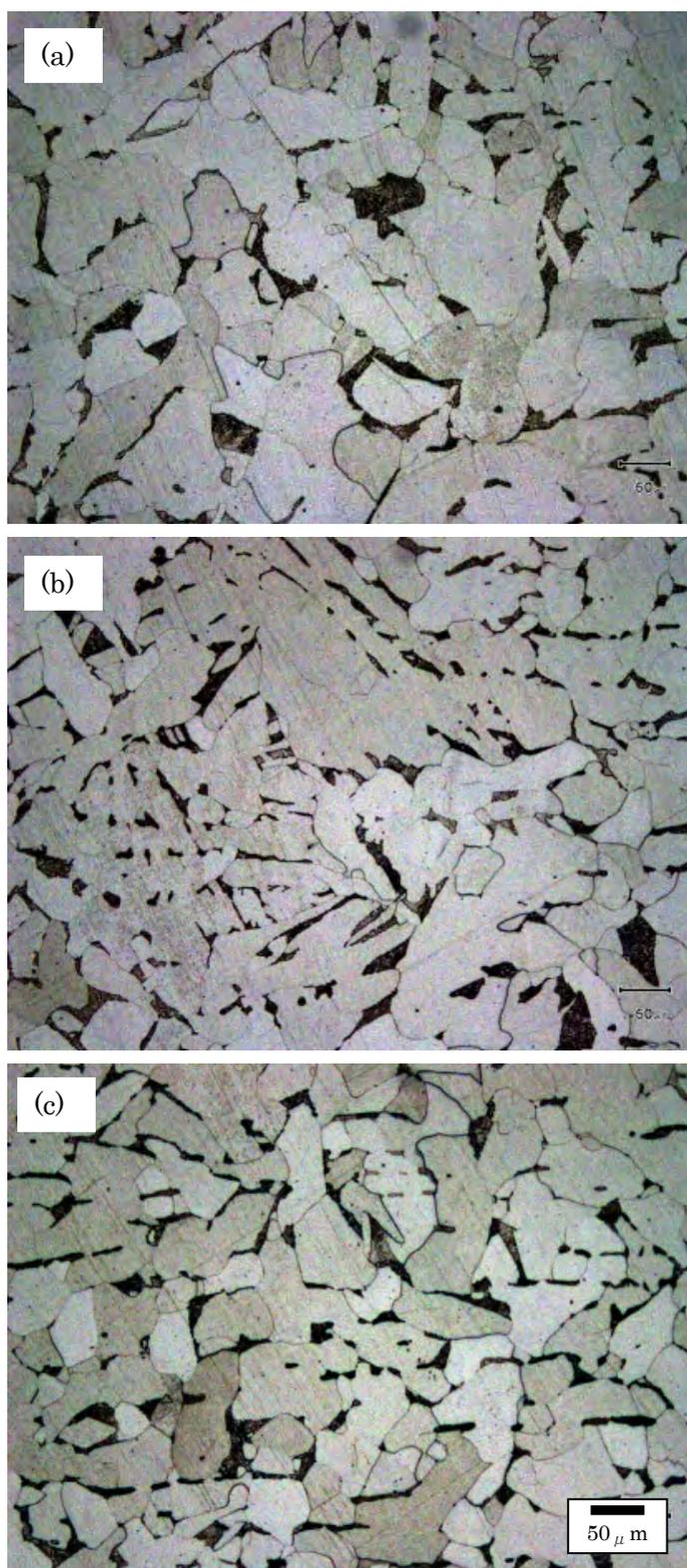


Fig.3-12 10ML のマイクロ組織 (a) Sub-surface、(b) Quarter、(c) Center

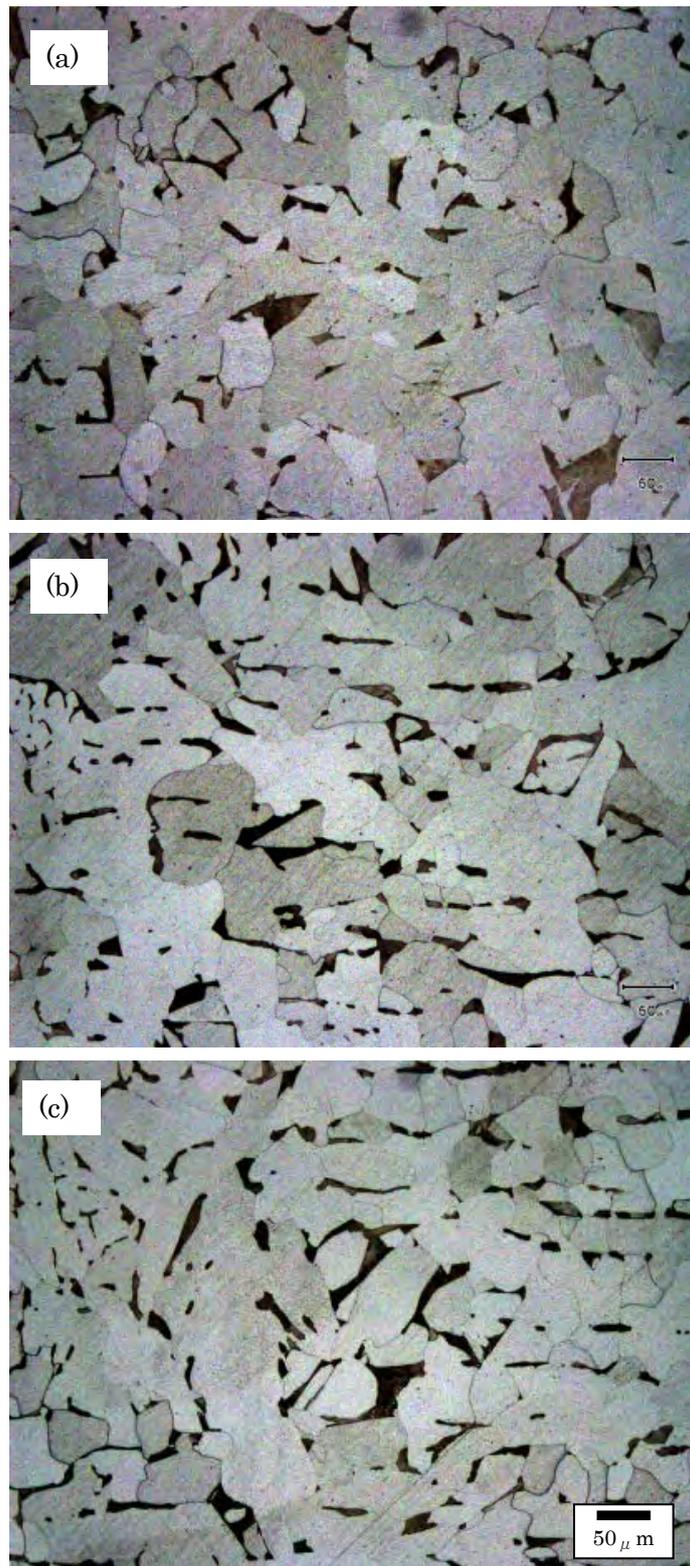


Fig.3-13 10MS のマイクロ組織 (a) Sub-surface、(b) Quarter、(c) Center

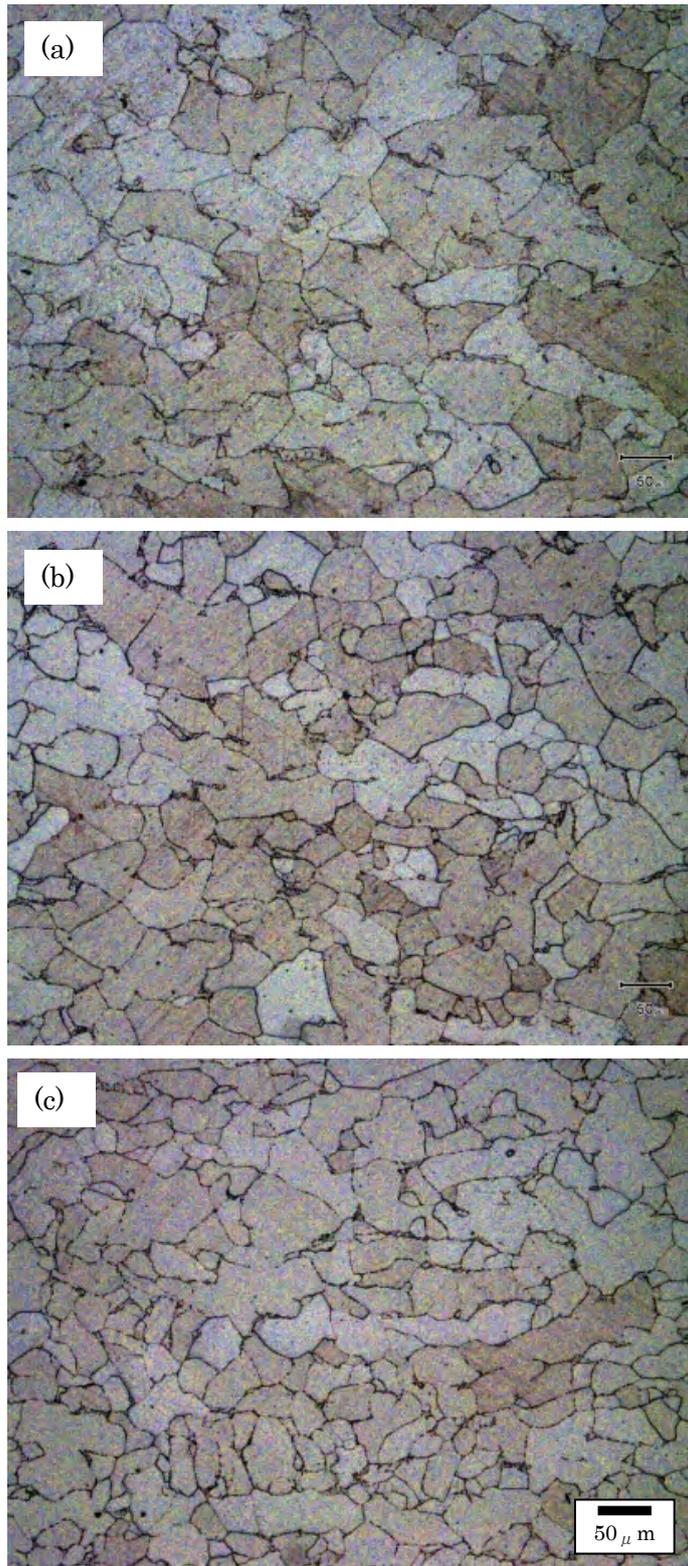


Fig.3-14 5UL のマイクロ組織 (a) Sub-surface、(b) Quarter、(c) Center

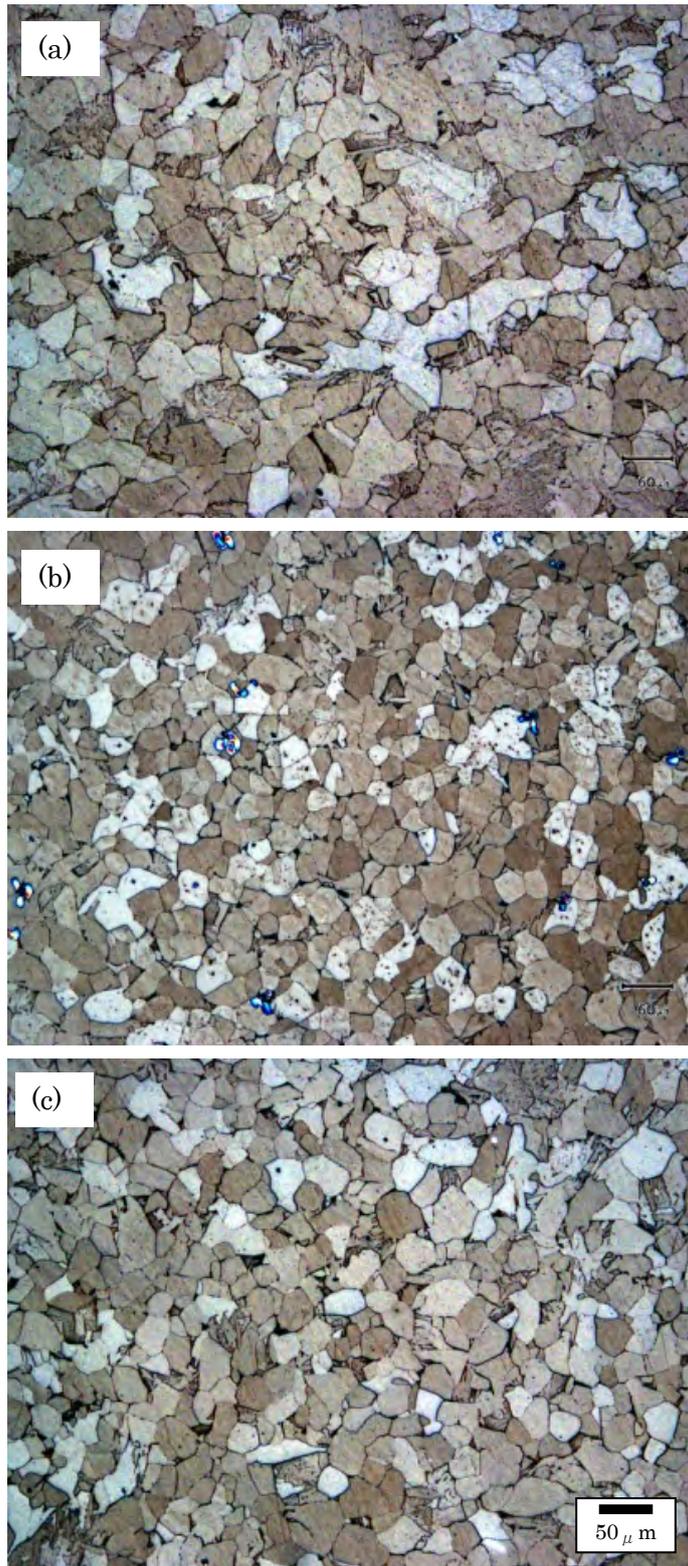


Fig.3-15 5UU のマイクロ組織 (a) Sub-surface、(b) Quarter、(c) Center

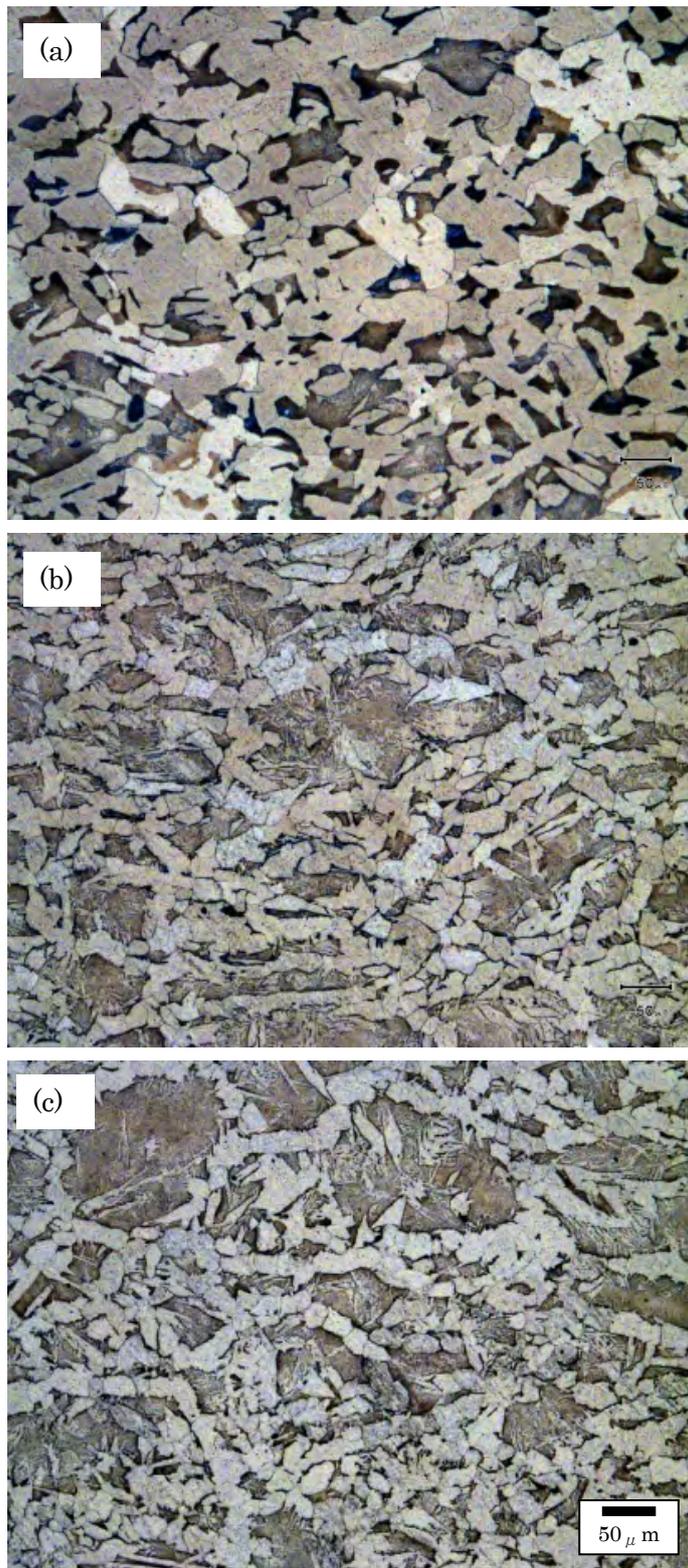


Fig.3-16 10UU のマイクロ組織 (a) Sub-surface、(b) Quarter、(c) Center

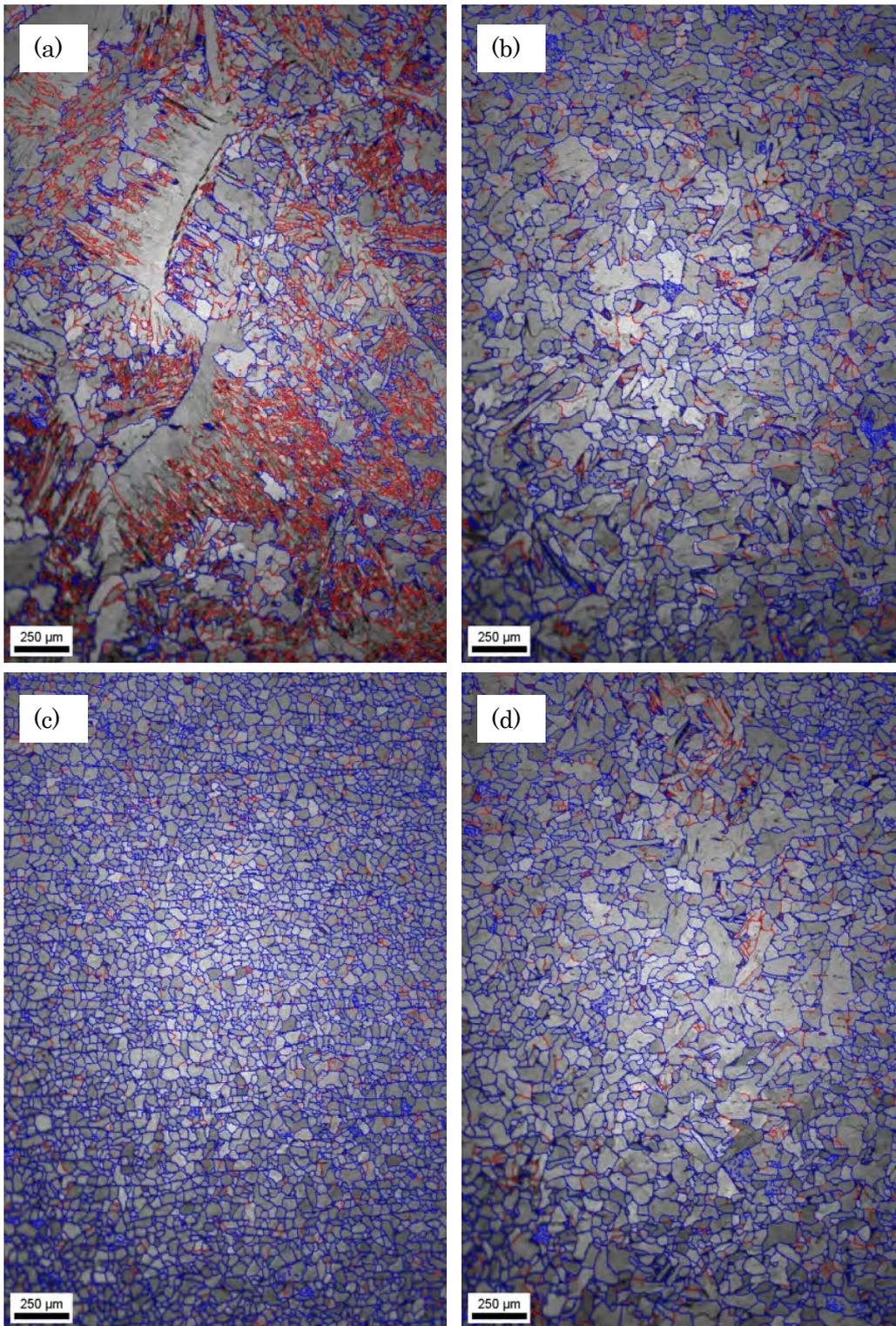


Fig.3-17 α 粒の IQ Map (結晶方位差 : 赤線 5° 青線 15°)
 (a)10LM、(b)10MM、(c)10SM、(d)10ML

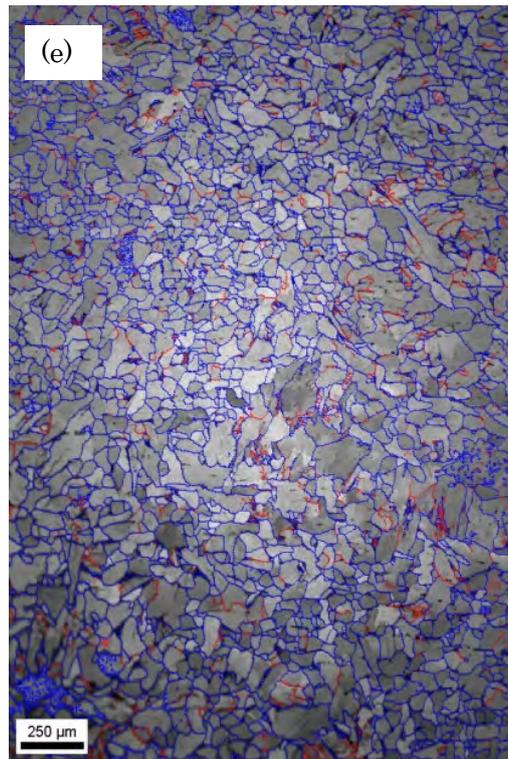


Fig.3-17 (続) α 粒の IQ Map (結晶方位差：赤線 5° 青線 15°)
(e) 10MS

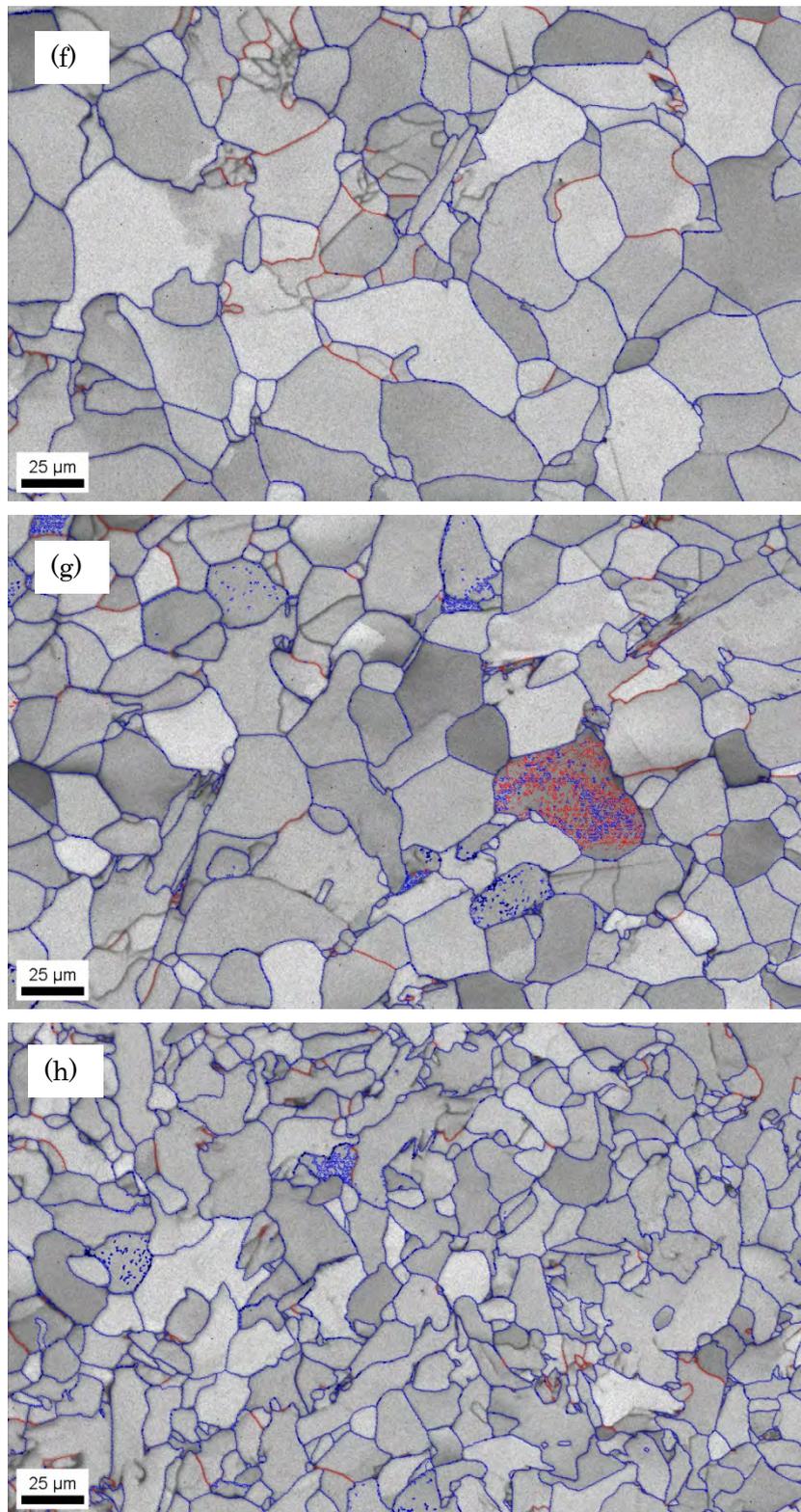


Fig.3-17 (続) α 粒の IQ Map (結晶方位差 : 赤線 5° 青線 15°)
(f)5UL、(g)5UU、(h) 10UU

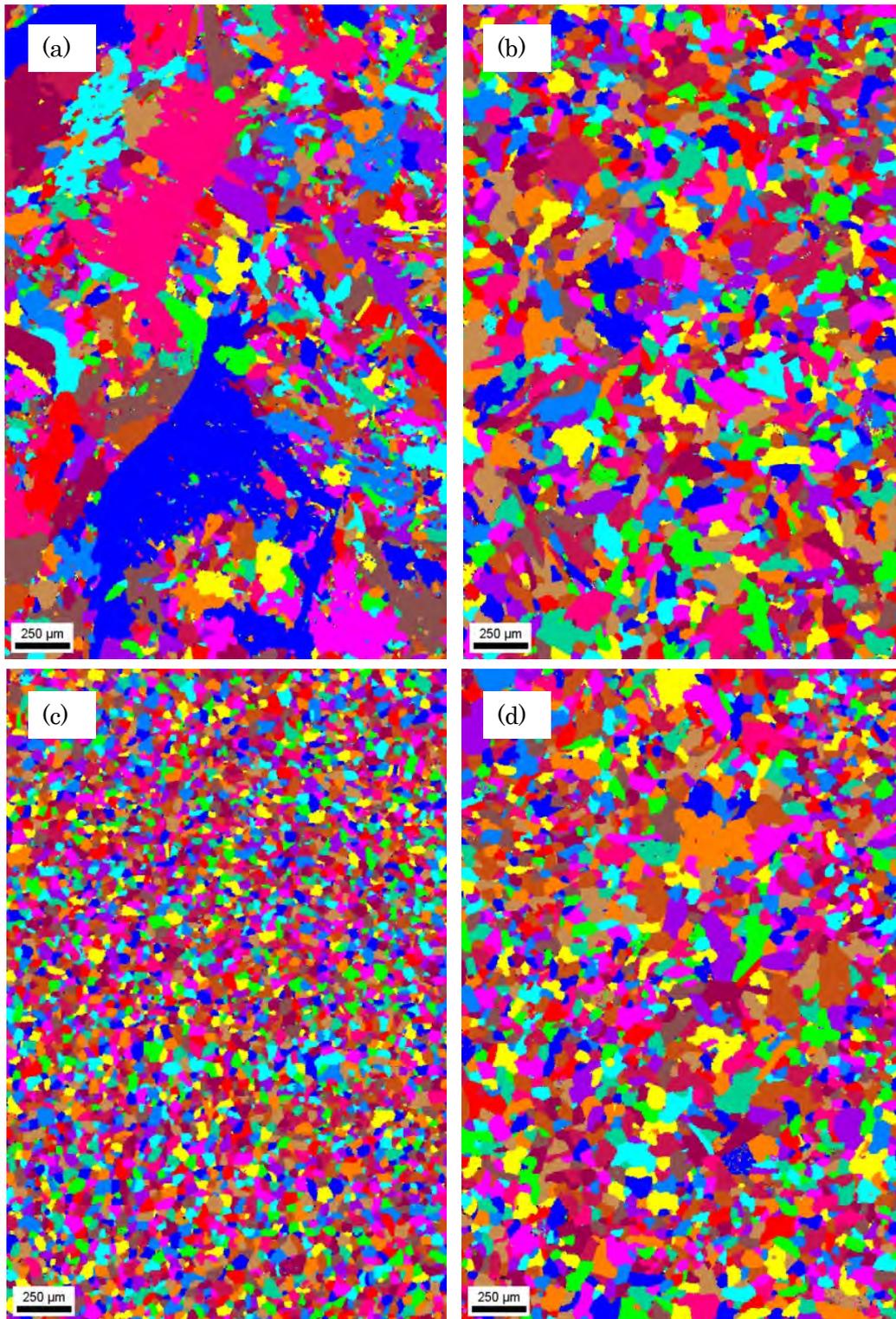


Fig.3-18 α 粒の UGC Map
(a)10LM、(b)10MM、(c)10SM、(d)10ML

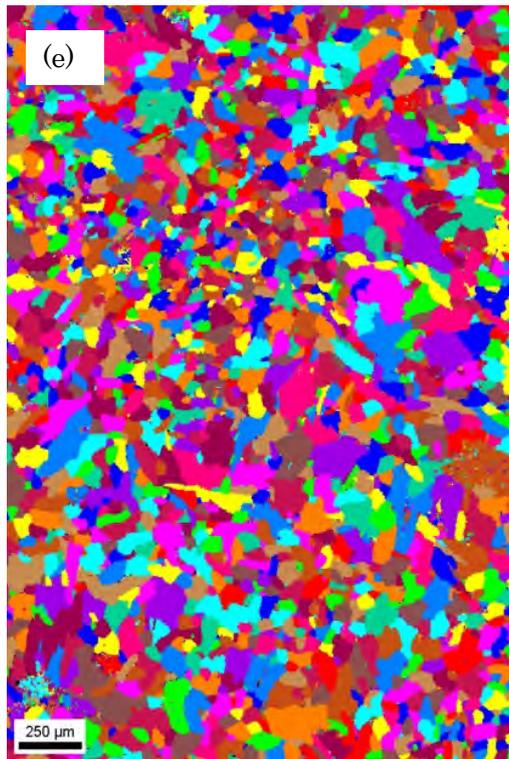


Fig.3-18 (続) α 粒の UGC Map (e) 10MS

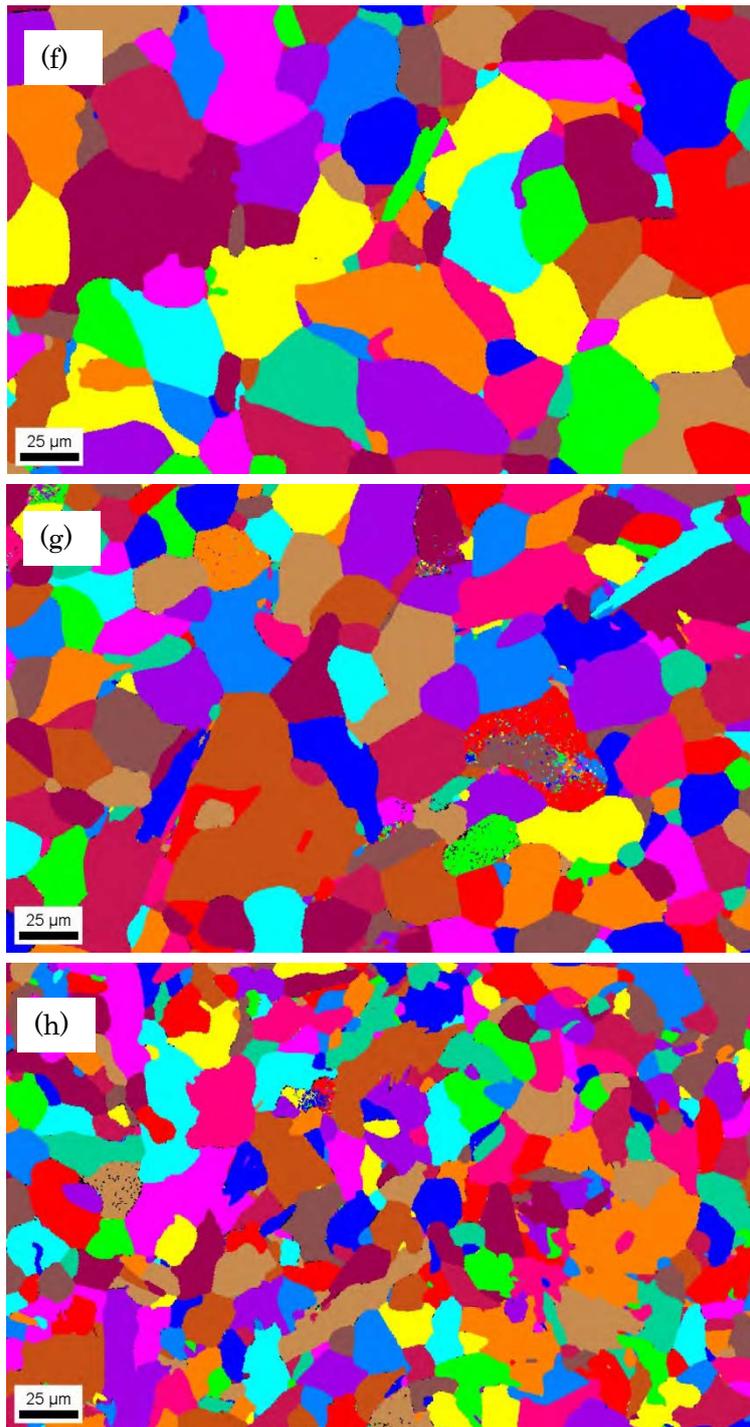


Fig.3-18 (続) α 粒の UGC Map
(f) 5UL、(g) 5UU、(h) 10UU

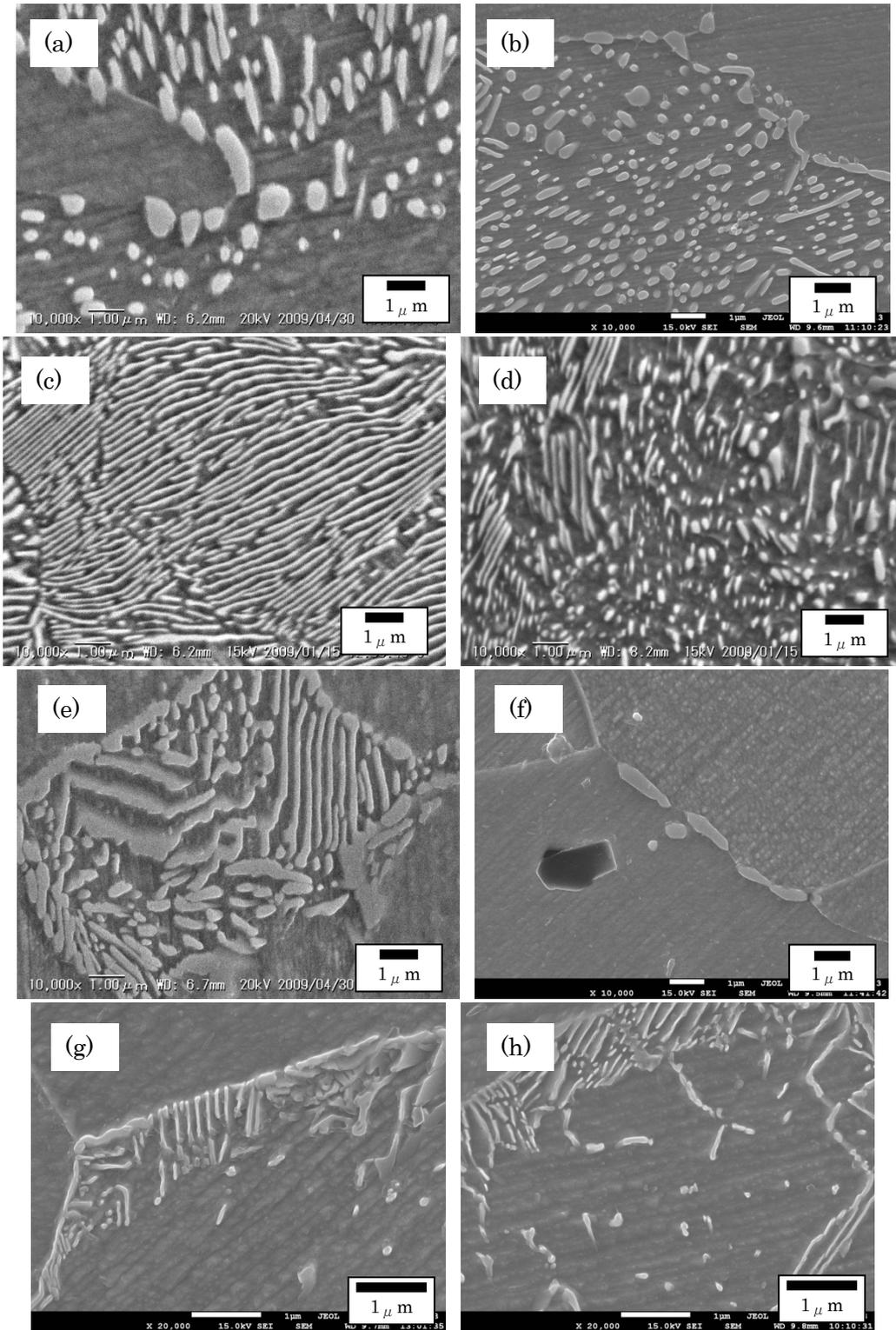


Fig.3-19 θ の FE-SEM 像の一例

【 $\times 10,000$ 】 (a)10ML、(b)10MM、(c)10MS、(d)10LM、(e)10SM、(f)5UL
 【 $\times 20,000$ 】 (g)5UU、(h)10UU

3.4.2.2 ミクロ組織観察の解析

(a) 解析方法

α 粒径平均値は、Fig.3-20 に示すように基本的に IQ Map の結晶方位差 5° で囲まれた結晶を計数し、端部に接する粒は二分の一個、視野の四隅の粒は合計で一個とし、粒形状を円と仮定して計算した。10LM は、UGC Map とともに照らし合わせて計数した。 α 粒径分布は、IQ Map の結晶方位差 5° の粒の面積を、粒形状を円と仮定して計算した直径に換算し、鋼種毎に適当な間隔で区分して計数し、観測面積で除して単位面積当たりの α 粒径数分布として求めた。区分間隔は、各鋼種の α 粒径最大値を 40 で除した商以上、且つ、20 で除した商以下の有効数字 1 桁の値とし、10LM は $20 \mu\text{m}$ 、10ML と 10MM と 10MS は $10 \mu\text{m}$ 、10SM は $5 \mu\text{m}$ 、5UL と 5UU と 10UU は $2 \mu\text{m}$ とした。ここで、5UL、10UU、5UU については、Fig.3-18 に見られるような極端に微小な結晶粒として判定された画素を、観察試料作成時の歪の影響とみなして除外するため、結晶粒を「方位差が 5° 以下で 4 つ以上のピクセルが繋がっているもの」として計数した。また、10LM、10MM、10ML、10UU、5UU については、後述する破面観察による破面単位の直径も参照し、IQ Map の最大粒径の 1 点をそれぞれ異常値と判断して除外した。以上の解析で得られた単位面積当たりの α 粒径数分布を、計量形態学[3-18]に従って単位体積当たりの α 粒径数分布に換算した。すなわち、区間幅 δ の区間数 β に分けられた階層 j 番目の単位面積当たりの α 粒径数 $N_A(j)$ を単位体積当たりの α 粒径数 $N_V(j)$ に換算するために、以下の式 Eq. (3-11~14) を用いた。

$$N_V(j) = \frac{\alpha(j) N_A(j) - \sum_{i=1}^{\beta-j} \alpha(j+i) N_A(j+i)}{\kappa(q)\delta} \quad (3-11)$$

$$\alpha(j) = \frac{1}{\sqrt{j^2 - (j-1)^2}} \quad (3-12)$$

$$\alpha(j+i) = \frac{\alpha(j) \left(\sqrt{(j+i)^2 - (j-1)^2} - \sqrt{(j+i)^2 - j^2} \right) - \sum_{k=1}^{i-1} \alpha(j+k) \left(\sqrt{(j+i)^2 - [(j+k)-1]^2} - \sqrt{(j+i)^2 - (j+k)^2} \right)}{\sqrt{(j+i)^2 - [(j+i)-1]^2}} \quad (3-13)$$

$$\kappa(q) = \frac{q}{2} + \frac{\sin^{-1} \sqrt{1-q^2}}{2\sqrt{1-q^2}} \quad (3-14)$$

ここで、 q はアスペクト比 ($0 \sim 1$ の範囲) であり、円 ($q=1$) の場合は $\kappa(q)=1$ となる [3-19,20]。

θ 寸法分布は、Fig.3-21 に示すように ImageJ[3-21] を用いて FE-SEM 観察画像を二値化

し、黒で示された θ を方向と面積が同じでかつ集中楕円体として Fig.3-22 に示すように近似し[3-22,23]、その短径を t_θ とした上で、鋼種毎に適当な間隔で区分して計数し、観測面積で除して単位面積当たりの数分布として求めた。区分間隔は、各鋼種の α 粒径最大値を 40 で除した商以上、且つ、20 で除した商以下の有効数字 1 桁の値とし、10ML と 10LM と 10MM と 10SM と 5UL は $0.05\mu\text{m}$ 、10MS と 10UU と 5UU は $0.02\mu\text{m}$ とした。 θ は複数の任意の視野で観測されたため、Eq. (3-15) の通り、観測した単位面積当たりの θ 短径数分布 N_D に各鋼種の炭素濃度[%]から求めた理論的な θ 分率 S_{Th} ($=0.152 \times \text{炭素濃度}[\%]$) と観測した θ 分率 S_{Ov} の比を掛けて修正し、真の単位面積当たりの θ 短径数分布 N を得た。

$$N = N_D \times \frac{S_{Th}}{S_{Ov}} \quad (3-15)$$

ここで、 S_{Th} は Eq. (3-16~18) から得た。

$$S_{Th} = \frac{\theta_\%}{\frac{1-\theta_{g\%}}{D_{Fe}} + \theta_\%} \quad (3-16)$$

$$\theta_\% = \frac{\theta_{g\%}}{D_\theta} \quad (3-17)$$

$$\theta_{g\%} = C_{g\%} \times \frac{\text{mol}_\theta}{\text{mol}_C} \quad (3-18)$$

ここで、 $C_{g\%}$ は鋼材中の C 質量割合、 mol_θ は θ モル質量 ($=179.6\text{g/mol}$)、 mol_C は C モル質量 ($=12.01\text{g/mol}$)、 D_θ は mol_θ を格子定数 ($0.45\text{nm}, 0.51\text{nm}, 0.67\text{nm}$) から算出される θ モル体積 ($=93\text{cm}^3/\text{mol}$) で除した質量密度 ($=7.7\text{g/cm}^3$)、 D_{Fe} は Fe 質量密度 ($=7.85\text{g/cm}^3$)、 $\theta_{g\%}$ は θ 質量割合、 $\theta_\%$ は θ 体積割合を意味する。以上の解析で得られた単位面積当たりの θ 短径数分布を、 α 粒径数密度分布の換算と同様に、計量形態学[3-18]に従い Eq. (3-11~14) を用いて単位体積当たりの θ 短径数分布に換算した。

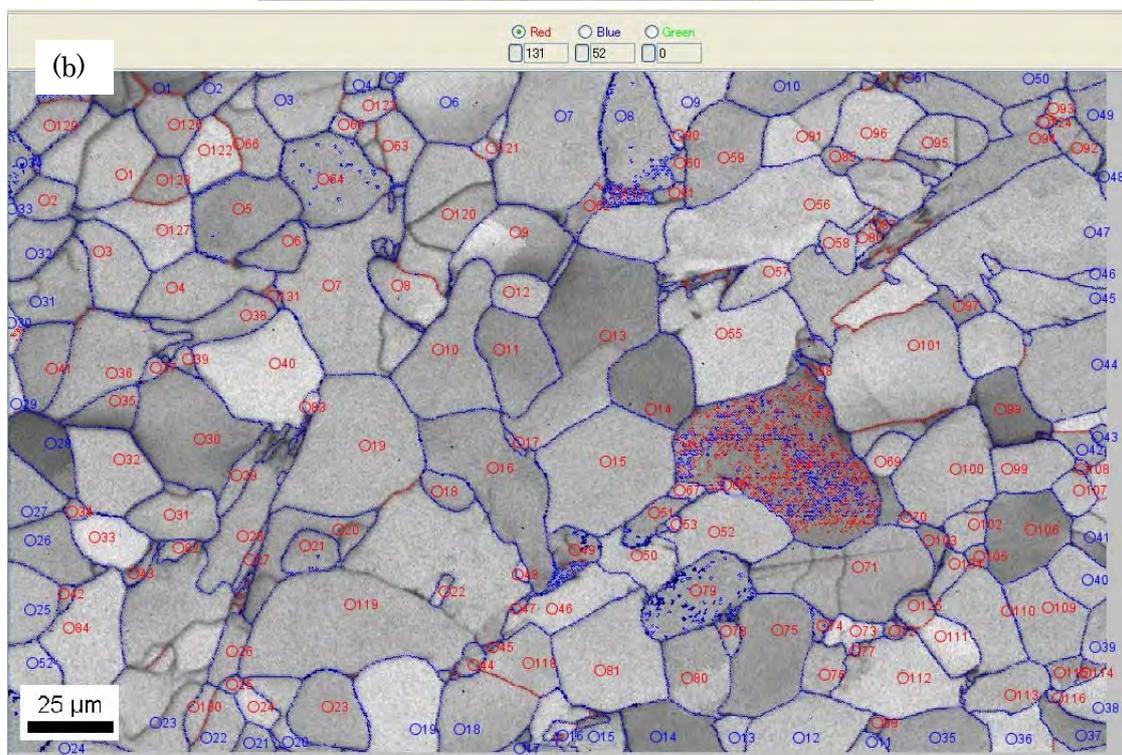
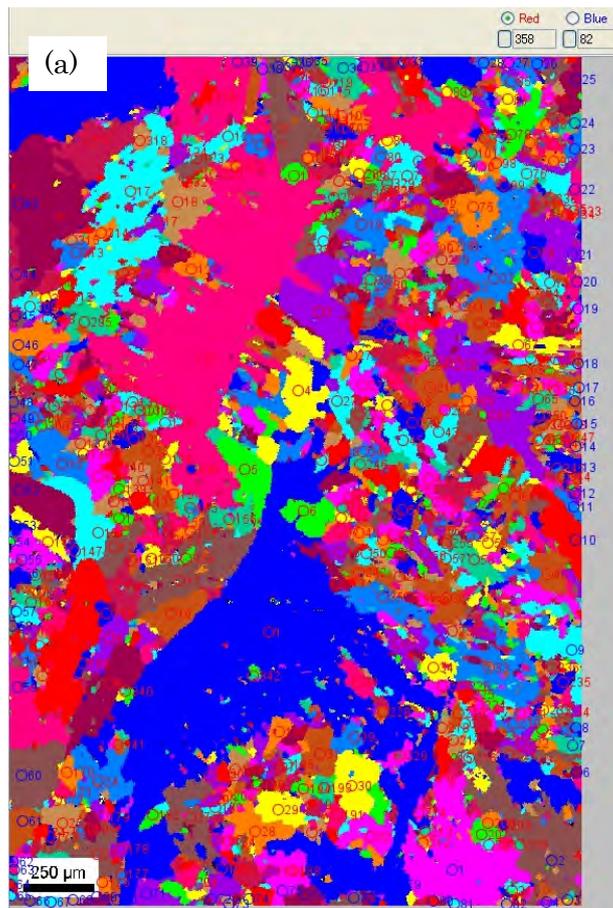


Fig.3-20 α 粒平均值測定のための α 粒計数方法の一例 (a) 10LM、(b) 5UU

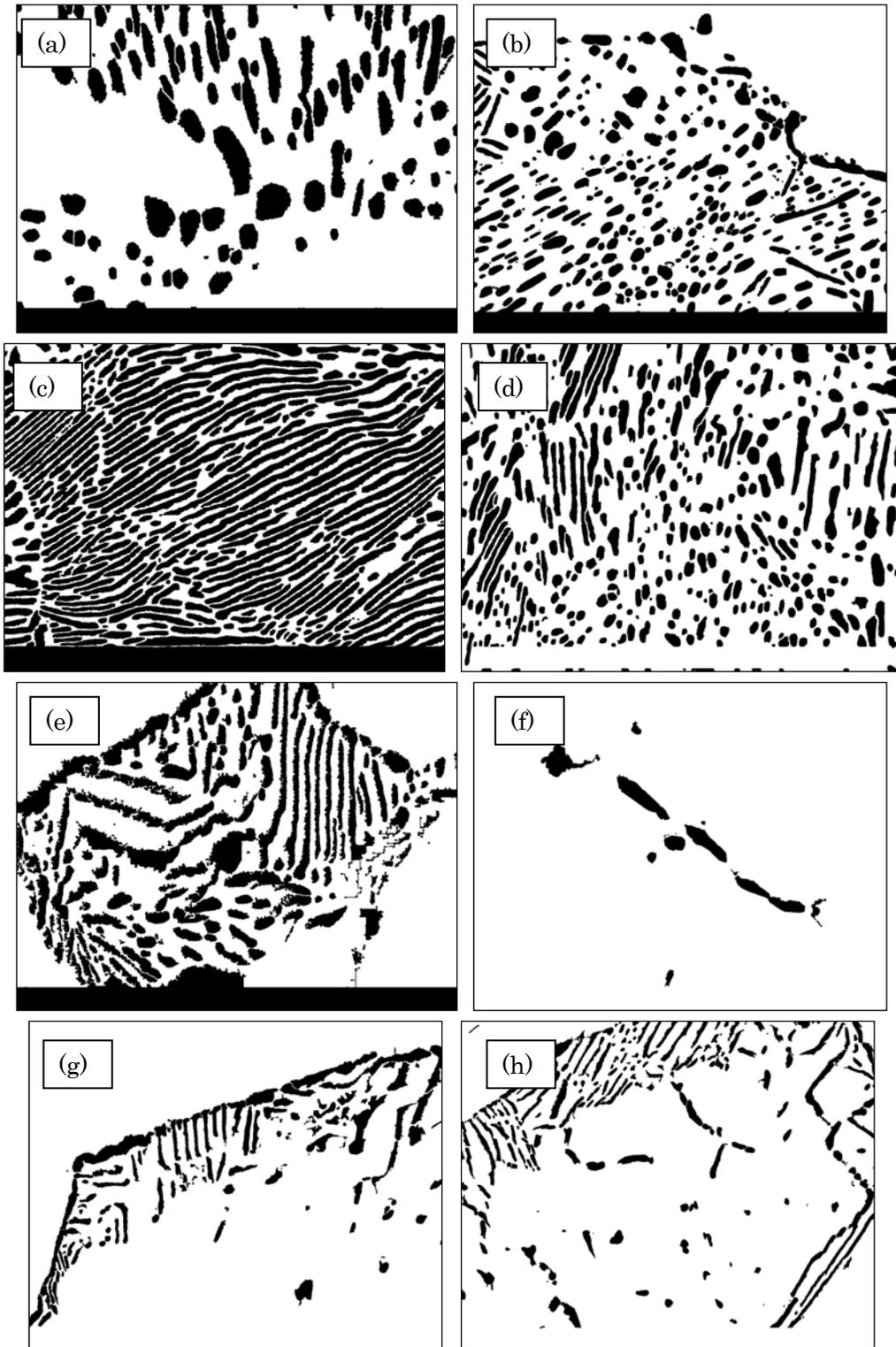


Fig.3-21 セメントイト観察画像処理と近似の一例 (二値化処理)
 【×10,000】 (a)10ML、(b)10MM、(c)10MS、(d)10LM、(e)10SM、(f)5UL
 【×20,000】 (g)5UU、(h)10UU

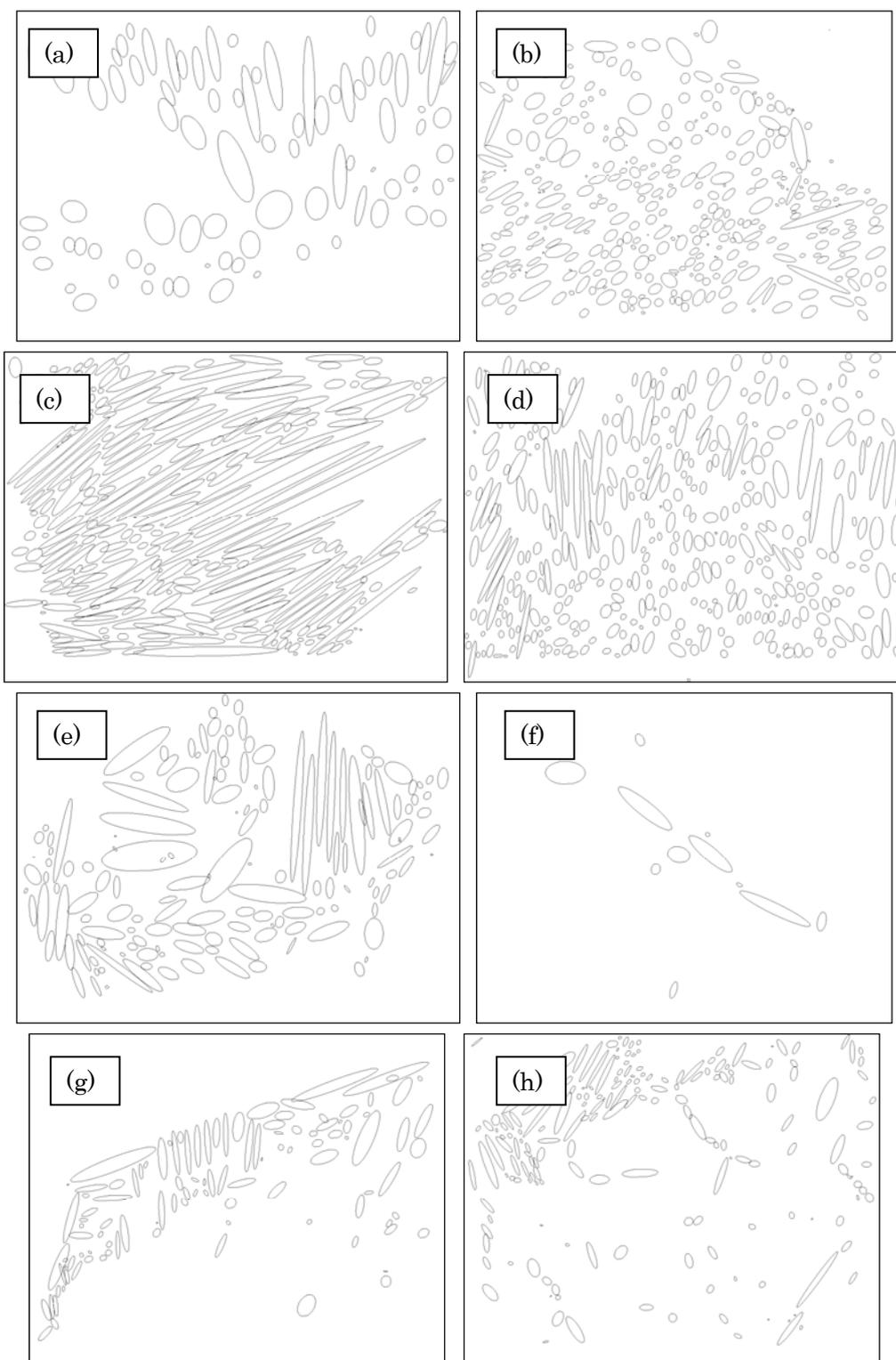


Fig.3-22 セメントイト観察画像処理と近似の一例 (集中楕円体近似)
 【×10,000】 (a)10ML、(b)10MM、(c)10MS、(d)10LM、(e)10SM、(f)5UL
 【×20,000】 (g)5UU、(h)10UU

(b) 解析結果

Table3-6 に各鋼種の α 粒径平均値と α 粒径分布の最大値、 θ 短径分布の 95%最大値と最大値を示す。 α 粒径に関しては、10LM に比べ 10ML と 10MM と 10MS が約半分の値となり、10SM がさらにそれらの約半分の値となり、5UL と 10UU と 5UU がさらに小さい値を示した。5UL は、10UU と 5UU に比べてわずかに大きな値を示した。 θ 短径に関しては、10ML に比べ 10LM と 10MM と 10SM と 5UL が約半分の値となり、10MS がさらにそれらの約半分の値となり、10UU と 5UU がさらに小さい値を示した。

Fig.3-23 に単位面積当たりの α 粒径数分布を、Fig.3-24 に単位体積当たりの α 粒径数分布を示す。横軸は、鋼種毎に 0 から α 粒が存在する範囲までとした。 α 粒のアスペクト比 q は 1 とした。最も広く分布している鋼種から 10LM、10MM、10ML、10MS、10SM、5UL、5UU、10UU となった。Fig.3-24 では、いずれの鋼種の α 粒径数密度も α 粒径が存在する最小の区間で最大値を示した。

Fig.3-25 に単位面積当たりの θ 短径数分布を、Fig.3-26 に単位体積当たりの θ 短径数分布を示す。横軸は、鋼種毎に 0 から θ が存在する範囲とした。 θ のアスペクト比 q は 1 とした。最も広く分布している鋼種から 10ML、10LM、10SM、5UL、10MM、10MS、10UU、5UU となった。Fig.3-26 では、10ML が $0.3 \mu\text{m}$ 付近に、10MM、10LM、10SM、5UL が $0.15 \mu\text{m}$ 付近に、10MS が $0.1 \mu\text{m}$ 付近に、10UU、5UU が $0.06 \mu\text{m}$ 付近にそれぞれ最大値を示した。

Fig.3-27 に単位体積当たりの α 粒径数割合分布を、Fig.3-28 に単位体積当たりの θ 短径数割合分布を示す。いずれも最大寸法付近の数密度割合は 0.1%程度以下であった。

Table3-6 α 粒径の平均値と最大値及び θ 短径の 95%最大値と最大値

	μm	10LM	10ML	10MM	10MS	10SM	10UU	5UL	5UU
Grain size	Average	138	57	63	58	38	16	27	23
	Max	398	218	226	229	104	47	67	45
Cementite thickness	95% max.	0.40	0.67	0.36	0.25	0.40	0.17	0.55	0.15
	Max	1.36	1.87	1.02	0.66	1.21	0.49	1.15	0.44

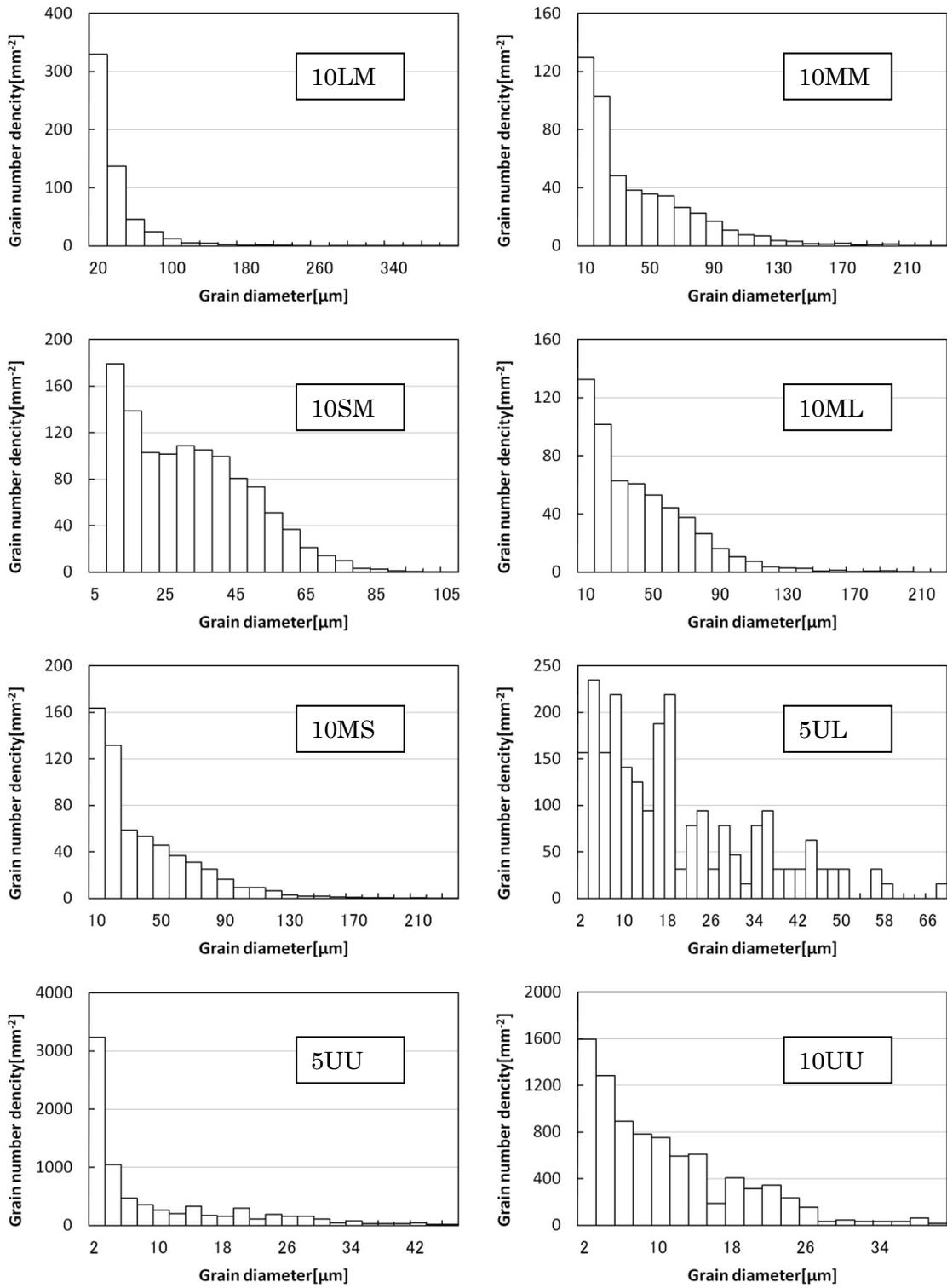


Fig.3-23 単位面積当たりの α 粒径数分布

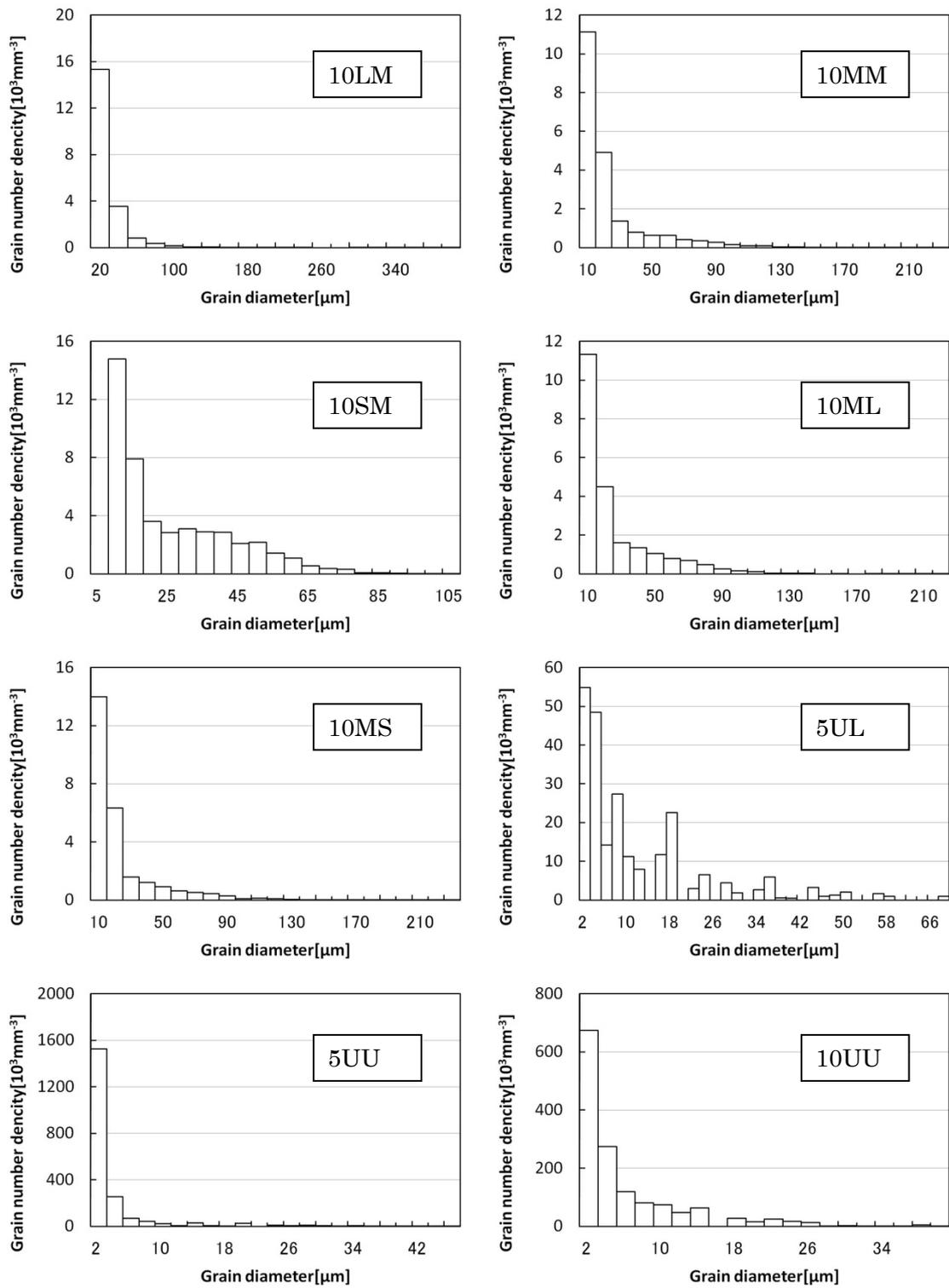


Fig.3-24 単位体積当たりの α 粒径数分布

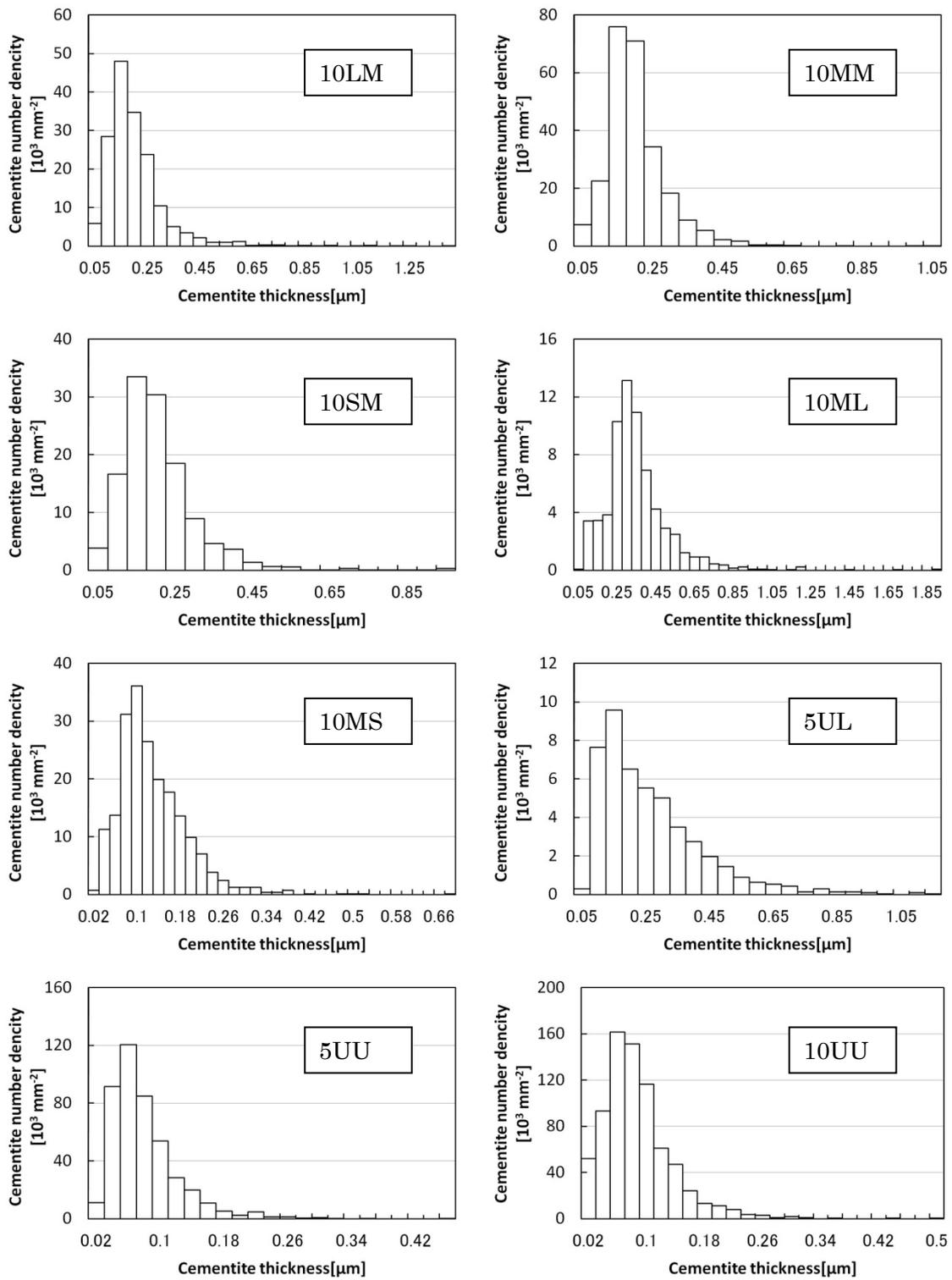


Fig.3-25 単位面積当たりの θ 短径数分布

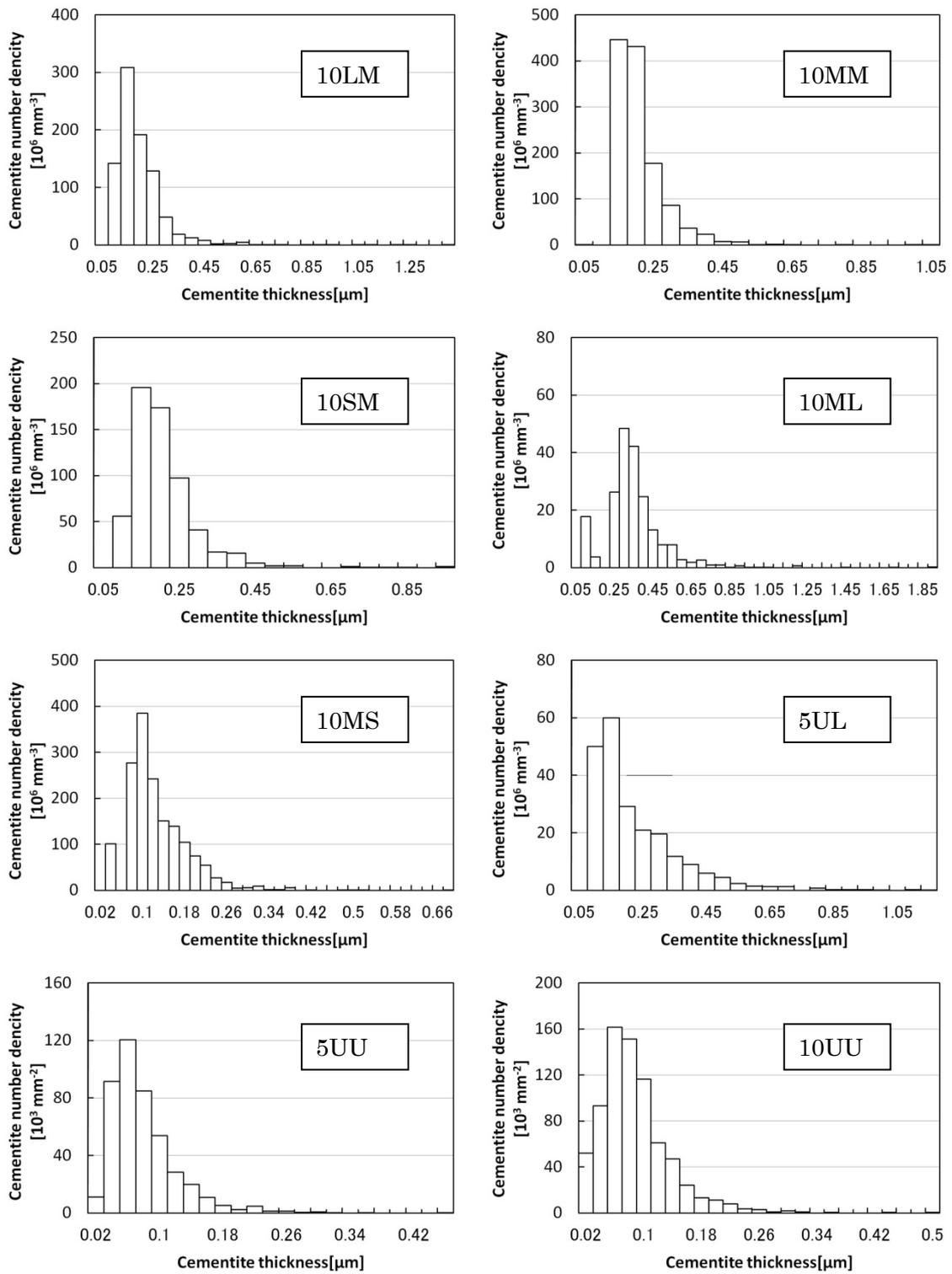


Fig.3-26 単位体積当たりのθ短径数分布

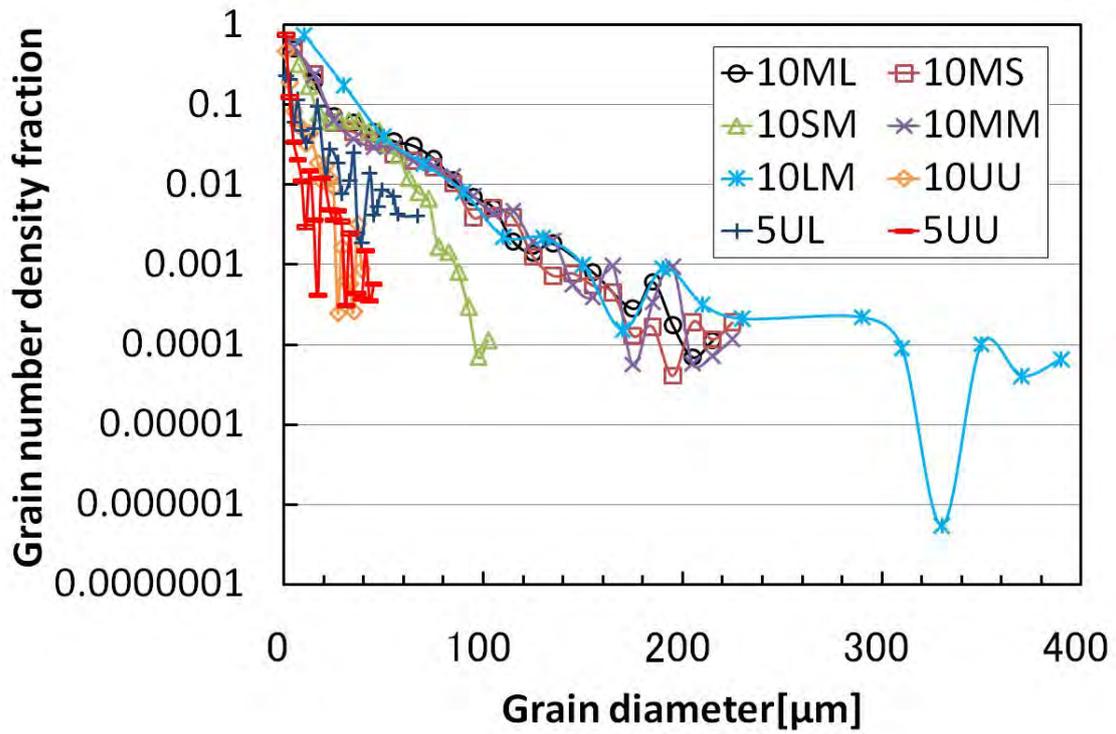


Fig.3-27 単位体積当たりの α 粒径数割合分布

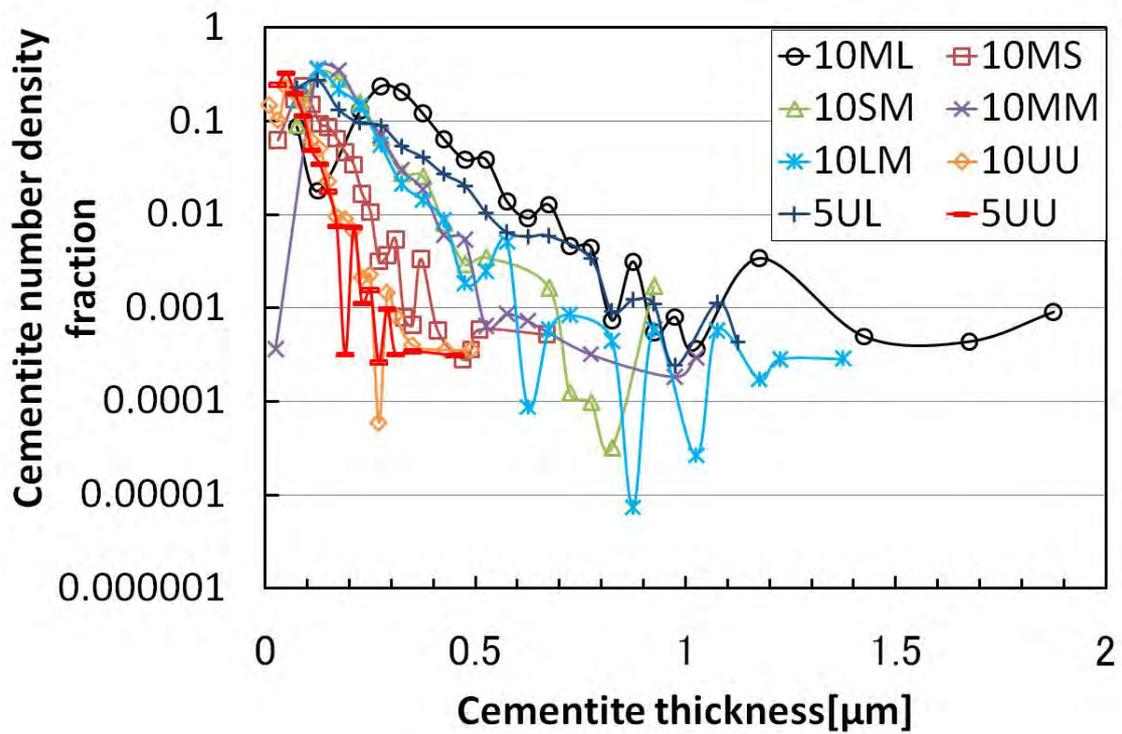


Fig.3-28 単位体積当たりの θ 短径数割合分布

3.4.2.3 微小硬さ試験

(a) 微小硬さ試験方法

板厚中心部の α 粒の硬さを微小硬度計（島津製作所製 HMV2000）で測定した。Vickers 圧子が θ に触れないよう α 粒の中央付近に設定し、15gの錘で押し、30sec保持し圧痕を付けた。菱形の圧痕の両対角線を測定して、Vickers硬さを算出した。各鋼種5回測定し、最大値と最小値を除く3点の平均値を算出すると共に95%信頼区間を推定した。ただし、10SMと10MMと10MSと10MLと10LMは2009年4月に、10MM（以下、10MM*と称す）と10UUと5ULと5UUは2009年9月にそれぞれ試験を行った。

(b) 微小硬さ試験結果

Fig.3-29に各鋼種の微小Vickers硬さ（以下、硬さと称す）を示す。同一日時に実施した10SMと10MMと10MSと10MLと10LMの硬さは145HV程度を示し、また、10MM*と10UUと5ULと5UUの硬さは132HV程度を示した。

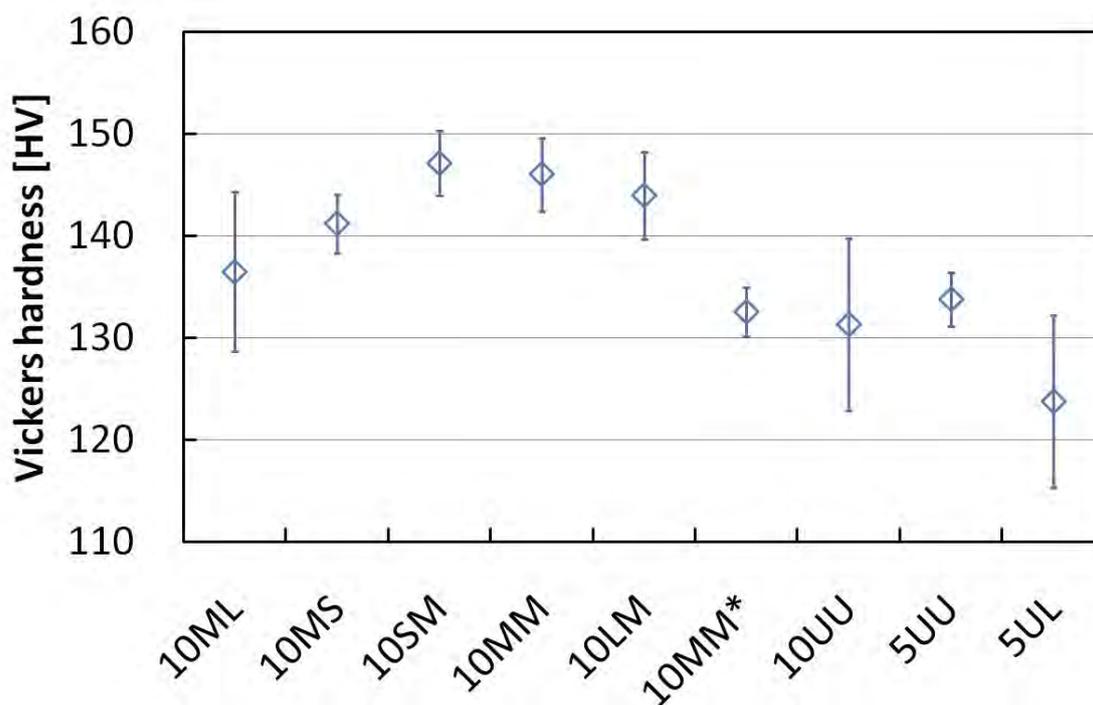


Fig.3-29 板厚中心部の α の微小Vickers硬さの平均値と95%信頼区間

3.4.2.4 考察

Table3-6 の α 粒径に関して、5UL が 10UU と 5UU に比べてわずかに大きな値を示したことから、 θ 寸法制御熱処理工程の影響で α 粒も粗大化したことがわかった。これについて、Fig.3-29 の 5UL の α 粒の硬さが 10UU と 5UU に比べて若干低い結果も考慮すれば、 θ 寸法制御熱処理工程の α 粒への影響が多少なりともあったと考えられる。

Table3-6 の θ 短径に関して、5UL は 10ML に比べ小さい値を示したが、これは 5UL の炭素濃度が低く、 θ が 10ML と同程度まで粗大化するのに十分な炭素濃度がなかったためと考えられる。したがって、Eq. (3-15) で修正した θ 短径数密度分布の結果、Fig.3-25,26 のように 10ML と 5UL、10UU と 5UU で異なったのも妥当であると考えられる。

Fig.3-29 において、10ML と 10MM と 10MS と 10SM と 10LM の硬さ、及び 10MM* と 5UL と 10UU と 5UU の硬さは、それぞれその 95%信頼区間を考慮すればほぼ一定と言える。同一鋼種の 10MM と 10MM*の硬さの違いは、同一の試験条件で試験したにも拘らず、異なる日時に実施したことによって、試験条件に何らかの違いが生じたことに起因すると考えられる。このことから、単純に全鋼種を比較することはできないが、全鋼種の硬さにそれほど大きな違いはないと考えられる。

Fig.3-30 には、各鋼種のマイクロ組織の α 粒径分布を平均値で、 θ 短径分布を 95%最大値でそれぞれ代表させて図示した。これより、3.4.1 で先述した加工熱処理工程によって θ 短径 95%最大値が $0.4 \mu\text{m}$ 程度で α 粒径平均値が異なる鋼種、 α 粒径平均値が $60 \mu\text{m}$ 程度で θ 短径 95%最大値が異なる鋼種、 θ 短径 95%最大値が異なる細粒鋼がそれぞれ得られたことがわかる。

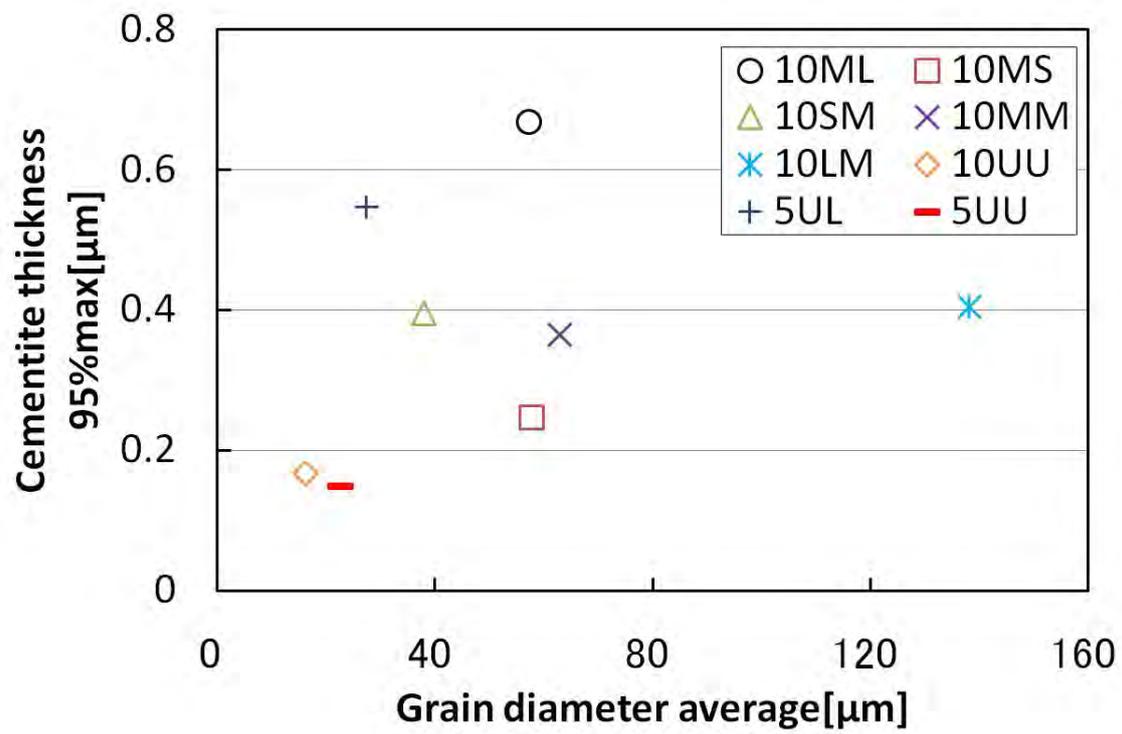


Fig.3-30 供試鋼材のマイクロ組織概観

3.4.3 機械的特性の評価

各鋼種の機械的特性を評価するため、丸棒引張試験と切欠付き 3 点曲げ試験を行なった。切欠付き 3 点曲げ試験については、破面観察と有限要素法による解析を行ない、靱性についてより詳細に評価した。

3.4.3.1 丸棒引張試験

(a) 試験方法

各鋼種の板厚中心部から丸棒引張試験（評点間距離 18mm、直径 6mm）を長手方向が圧延方向と等しくなるように切出した。Fig.3-31 に切出した丸棒引張試験片の形状を示す。試験片の標点に治具を引っ掛けてバネで固定し、その治具にクリップゲージを取り付けた。試験片のネジ部をつかみ治具に取り付けて、つかみ治具を島津製作所製の万能試験機 UH-500kNI（以下、万能試験機と称す）に固定し、 $-150^{\circ}\text{C}\sim 28^{\circ}\text{C}$ の温度環境下で 3mm/min の荷重速度で破壊するまで負荷した。負荷中の荷重と変位は、KYOWA 製 Sensor Interface PCD-320A（以下、測定機と称す）を介して 10Hz で断続的に測定した。破断した試験片は八光電機製作所製 A 型投込みヒーター（以下、加熱機と称す）で加熱したエタノール溶液に数分間浸漬してから室温に戻した。低温制御は、試験片の両標点の上もしくは外側に富士電波工機(株)製の Arc Percussion Welder（以下、溶接機と称す）でスポット溶接した銅／コンスタンタン熱電対（以下、熱電対と称す）を(株)エーディーシー製の Digital multi thermometer 2114H（以下、温度計と称す）に接続して温度を測定しながら、試験片を覆う木箱と試験片上部のつかみ治具を覆う木箱の中を液体窒素雰囲気を満たすか、あるいはドライアイスで冷却した液体アルコールに試験片を浸漬した。試験中の温度の変動範囲は、両測定点合わせて最大 $\pm 5^{\circ}\text{C}$ 程度であった。Fig.3-32 に丸棒引張試験の外観を示す。

(b) 試験結果と考察

Table3-7 に各鋼種の各試験温度 Temp.における上降伏応力 UYS、下降伏応力 LYS、最大引張応力 TS、全伸び TEI、均一伸び UEI、断面収縮率 AR を示す。いずれの鋼種も試験温度が低下するにつれて、各応力が増加し、各伸びと断面収縮率が減少したが、一部、その傾向に従わない実測値もあった。

Fig.3-33～40 に各試験温度の下降伏応力から均一加工硬化開始時点までの荷重と変位の実測値と均一加工硬化開始時点から最大引張荷重までの実測値の n 乗硬化則近似値を用いた真応力真歪曲線を鋼種毎に示す。Table3-7 に各鋼種の各試験温度における n 乗硬化則近似の係数を示す。ここで、 ε は真歪を意味する。

Fig.3-41 に室温の試験における下降伏応力 σ_{y0} [MPa]を各鋼種の α 粒径の平均値 $d_{\text{mean}}^{-1/2}$ [$\text{mm}^{-1/2}$]に対して描画した。これらの実測値を最小二乗法で線形近似することで Eq. (3-19) を得た。

$$\sigma_{y0} = 20.7 d_{\text{mean}}^{-1/2} + 92.8 \quad (3-19)$$

Eq. (3-19) の直線の勾配 Locking parameter k_y ($=20.7\text{Nmm}^{-3/2}$) は、後述する解析で用いた。

Fig.3-42 には、温度に対する下降伏応力 σ_{y0} を鋼種毎に多項式近似し、 -110°C ～室温までの各温度における Locking parameter k_y を算出することで、Locking parameter k_y の温度依存性を示した。

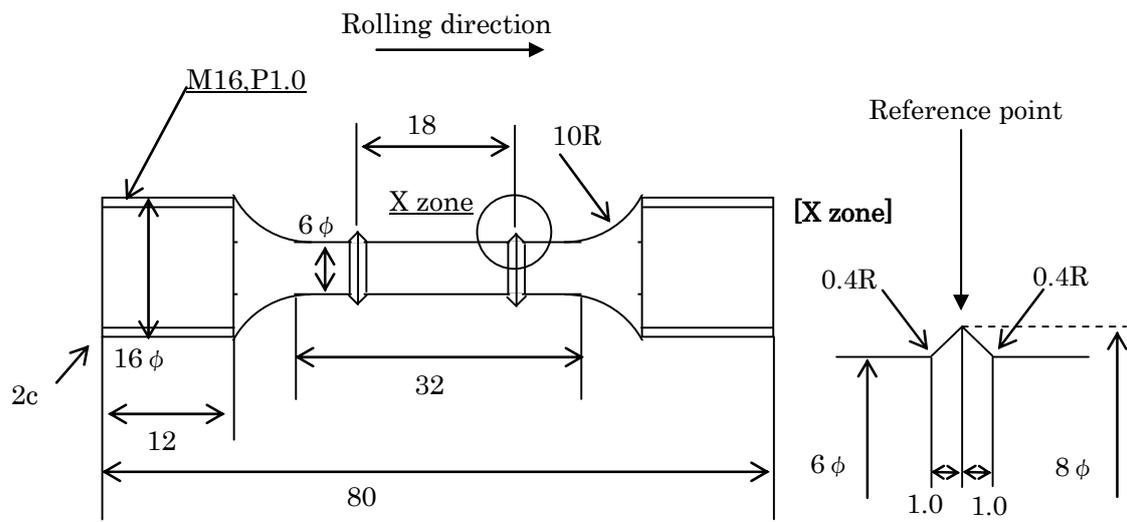


Fig.3-31 丸棒引張試験片の形状 (単位：mm)

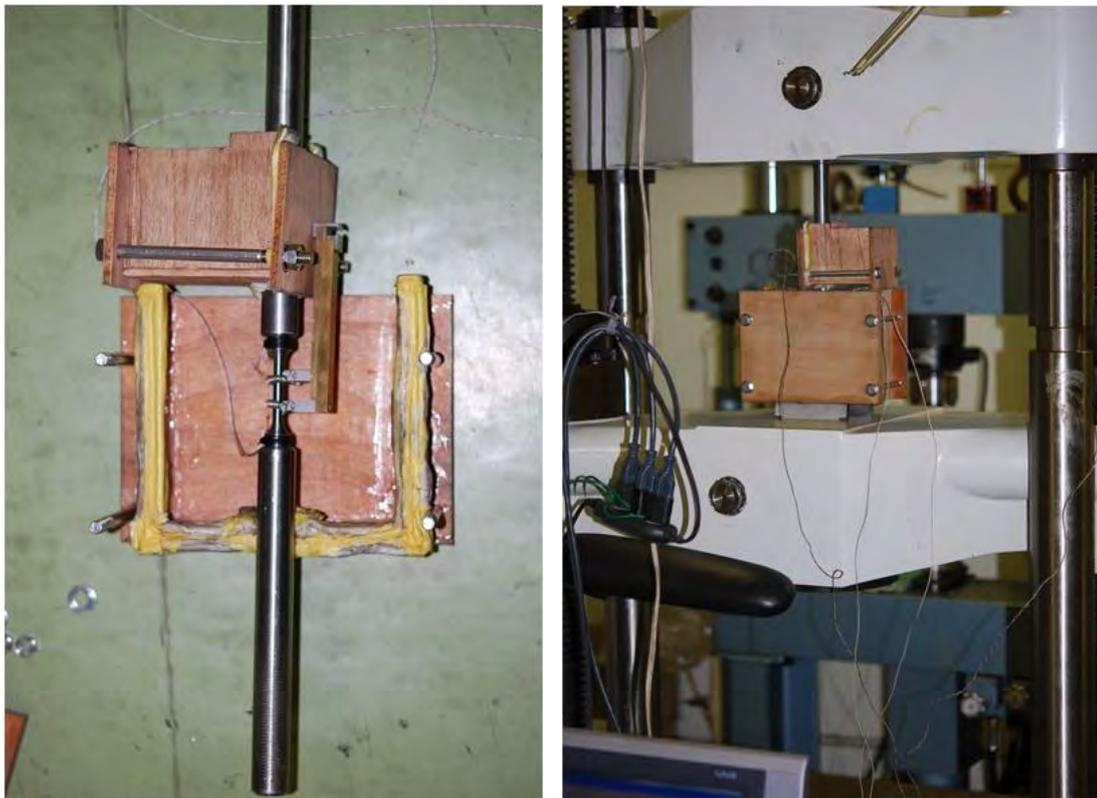


Fig.3-32 丸棒引張試験の外観

Table3-7 各鋼種の機械的特性一覧

sample	Temp.	UYS	LYS	TS	TEI	UEI	UYS/TS	LYS/TS	A.R	approximation $K \epsilon^n$		
	°C	MPa	MPa	MPa	%	%			%	K	n	$R^2\%$
10ML	27	184	161	325	49	23	0.57	0.50	80	609	0.26	99.3
	-40	274	232	373	54	25	0.73	0.62	81	715	0.28	99.9
	-80	394	331	412	52	24	0.96	0.80	77	692	0.20	99.8
	-120	538	460	532	40	16	1.01	0.86	70	810	0.16	97.6
10MS	27	216	171	340	51	31	0.64	0.50	81	687	0.29	99.3
	-80	396	329	440	49	23	0.90	0.75	75	763	0.22	99.7
	-120	538	460	532	39	16	1.01	0.86	73	848	0.16	99.3
10SM	27	294	215	335	47	22	0.88	0.64	76	651	0.28	98.9
	-60	423	317	412	55	28	1.03	0.77	83	789	0.28	99.2
	-100	543	414	479	46	16	1.13	0.86	76	796	0.19	98.7
	-144	651	555	626	35	7	1.04	0.89	64	918	0.12	97.5
10MM	27	199	170	338	47	21	0.59	0.50	78	679	0.29	99.5
	-40	280	240	392	51	26	0.72	0.61	75	732	0.27	99.7
	-80	391	332	440	49	23	0.89	0.76	80	762	0.22	99.9
	-120	536	474	543	37	15	0.99	0.87	71	856	0.16	99.3
10LM	27	171	161	329	48	21	0.52	0.49	57	637	0.27	99.6
	-20	233	210	363	46	26	0.64	0.58	75	668	0.25	99.6
	-70	348	317	412	52	26	0.85	0.77	70	699	0.21	99.9
	-118	502	481	529	15	16	0.95	0.91	23	821	0.16	99.1
5UU	27	257	248	400	47	15	0.64	0.62	87	579	0.18	98.7
	-126	644	550	626	39	10	1.03	0.88	77	774	0.09	99.4
	-150	774	639	707	32	7	1.10	0.90	70	861	0.07	98.7
5UL	28	267	213	371	53	16	0.72	0.57	89	569	0.22	99.2
	-85	438	379	481	52	14	0.91	0.79	86	638	0.14	97.6
	-110	514	450	512	45	6	1.00	0.88	82	687	0.11	99.6
10UU	28	310	247	432	41	13	0.72	0.57	85	655	0.19	98.3
	-125	675	576	657	35	6	1.03	0.88	76	905	0.11	98.7
	-150	731	648	722	28	6	1.01	0.90	71	991	0.11	99.6

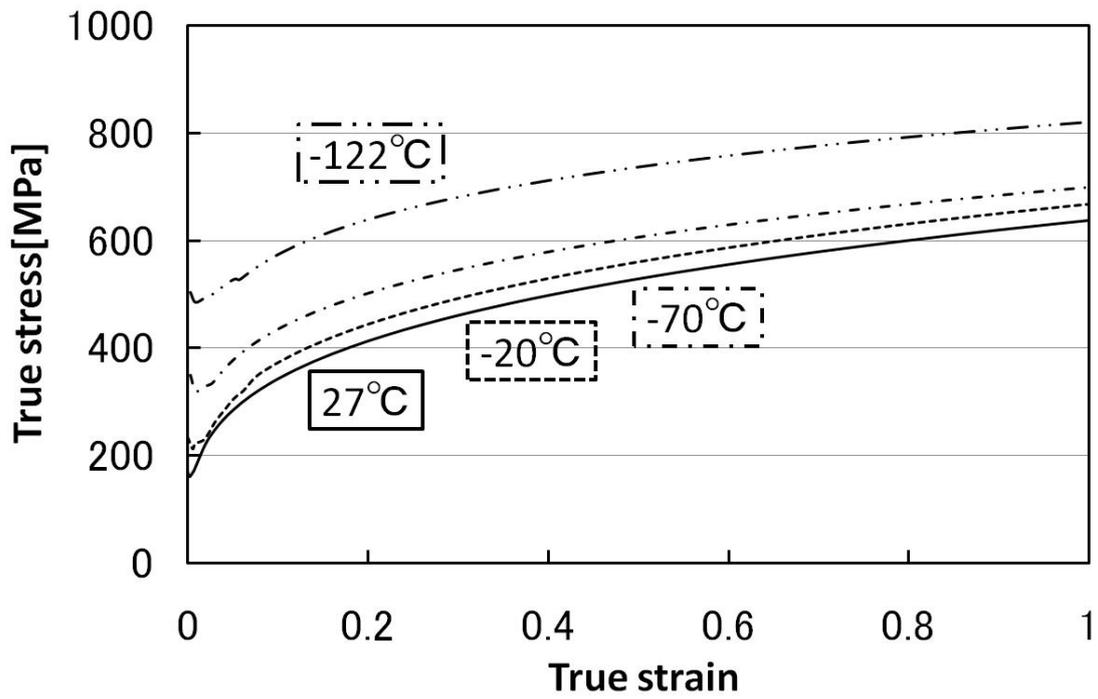


Fig.3-33 10LM の真応力真歪曲線

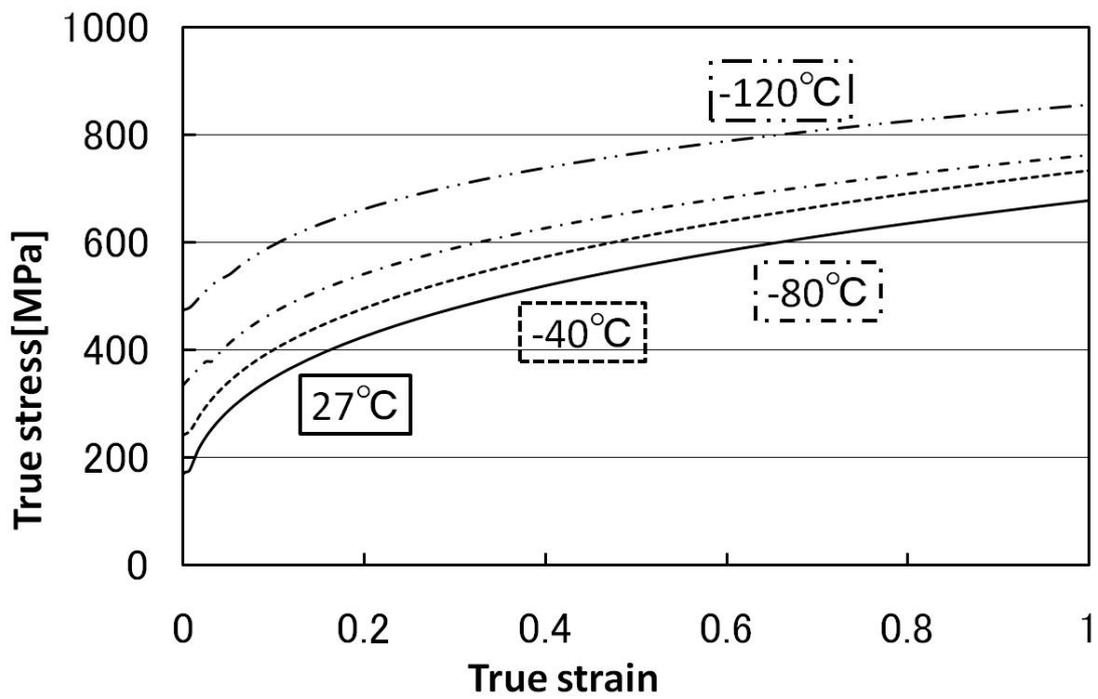


Fig.3-34 10MM の真応力真歪曲線

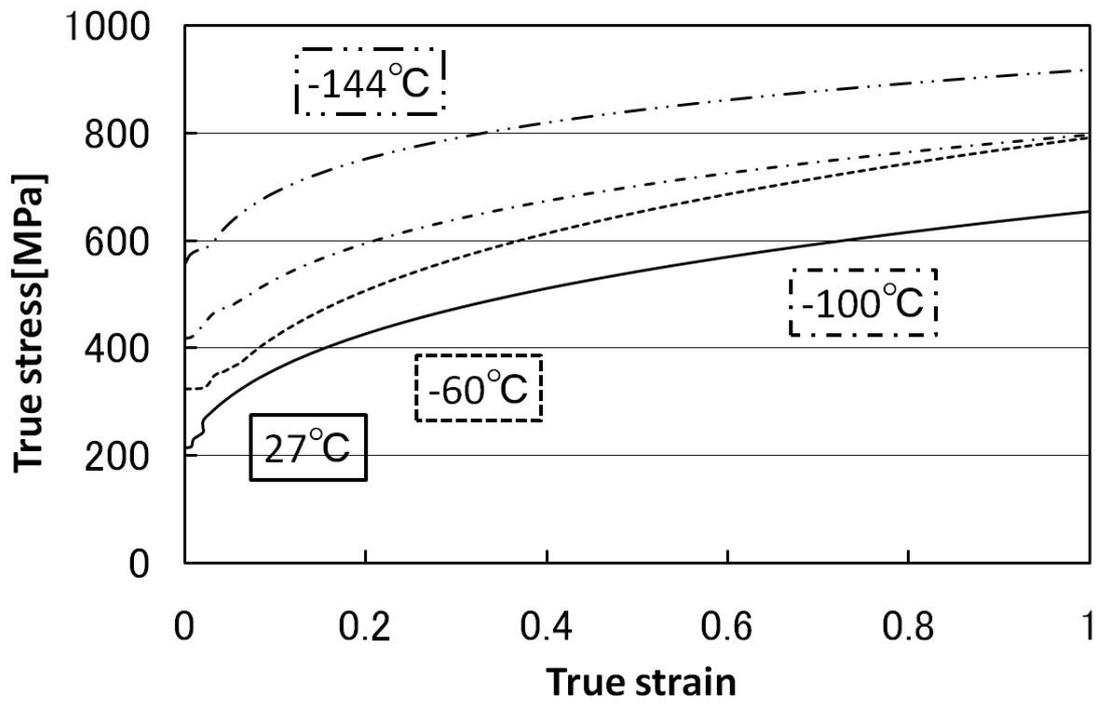


Fig.3-35 10SM の真応力真歪曲線

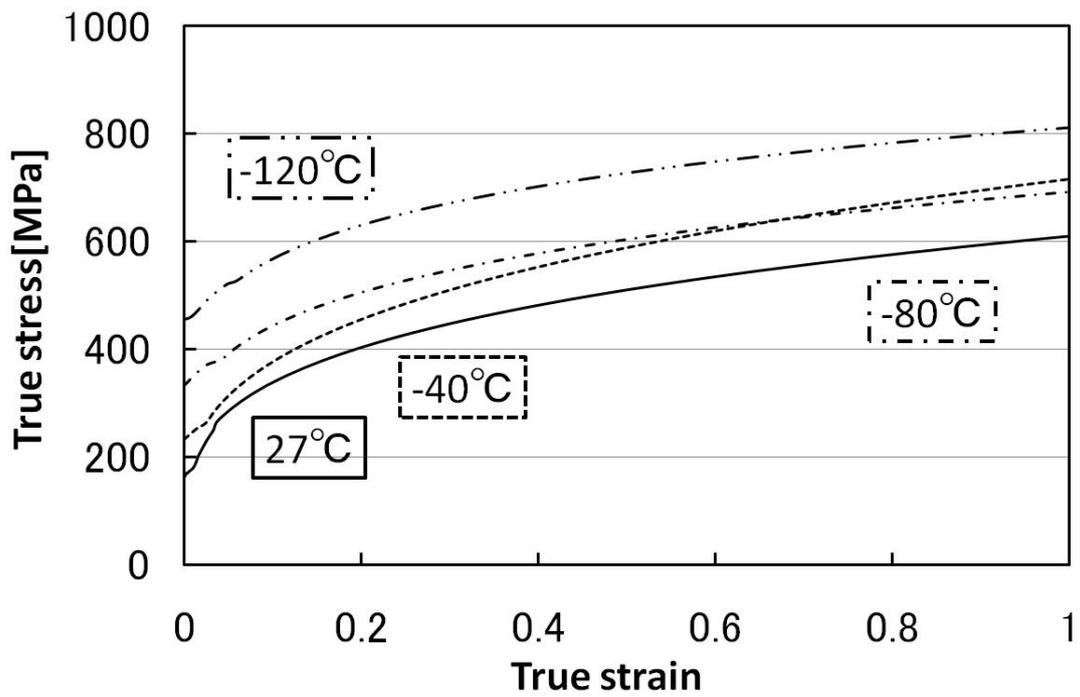


Fig.3-36 10ML の真応力真歪曲線

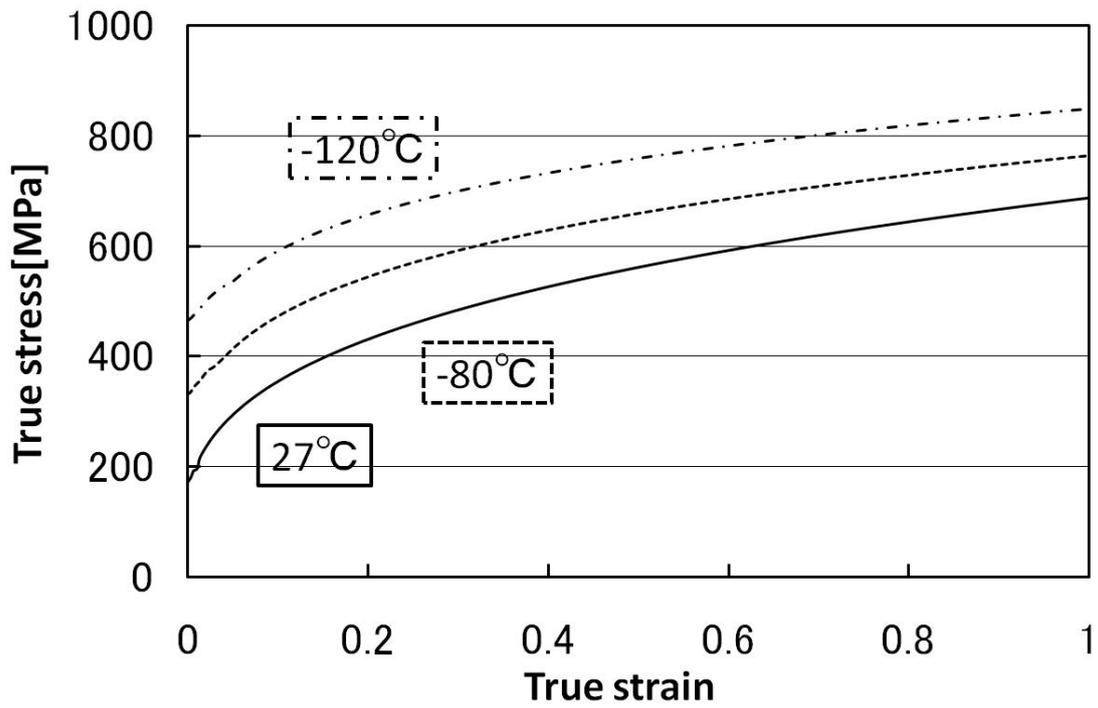


Fig.3-37 10MS の真応力真歪曲線

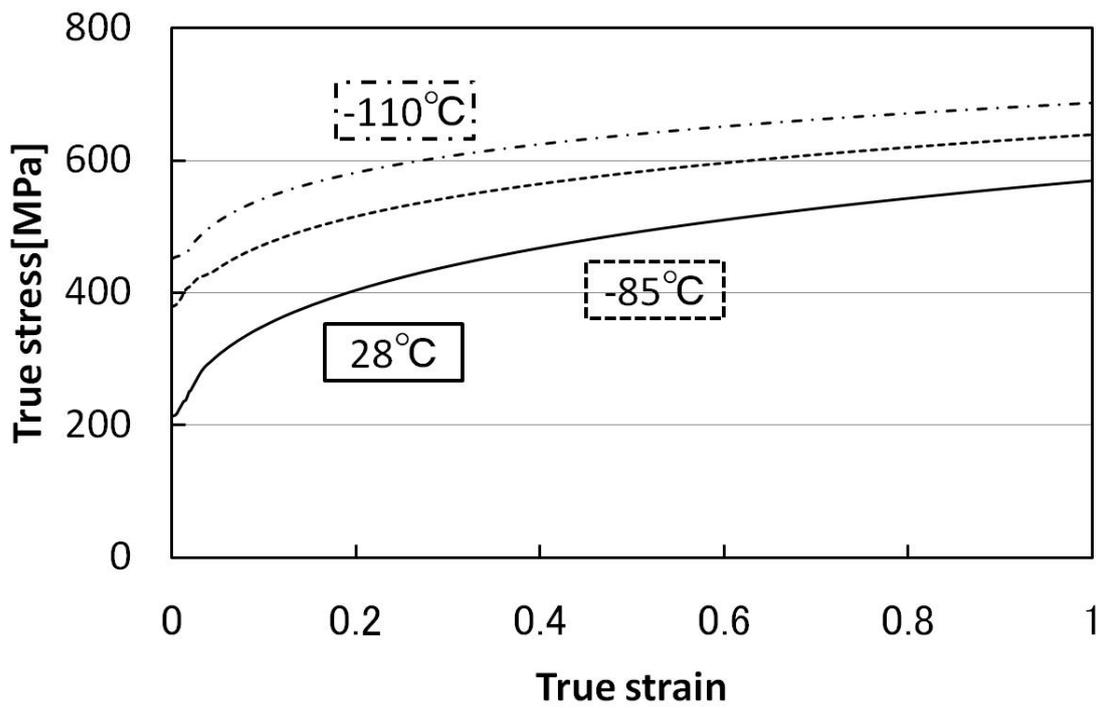


Fig.3-38 5UL の真応力真歪曲線

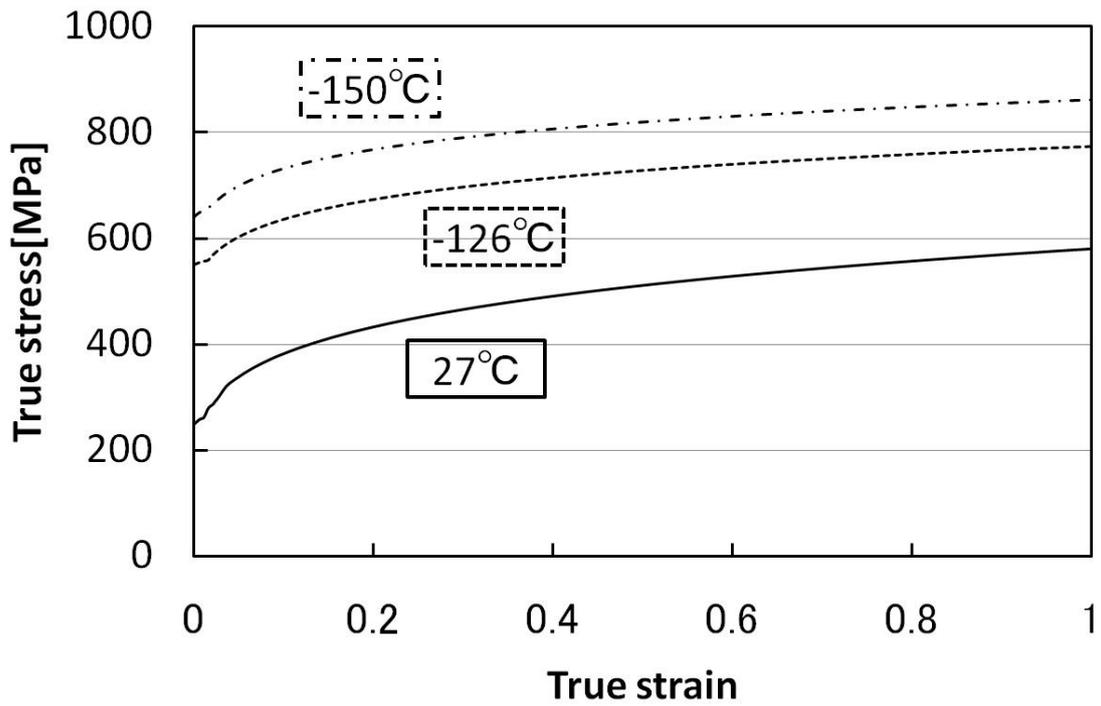


Fig.3-39 5UU の真応力真歪曲線

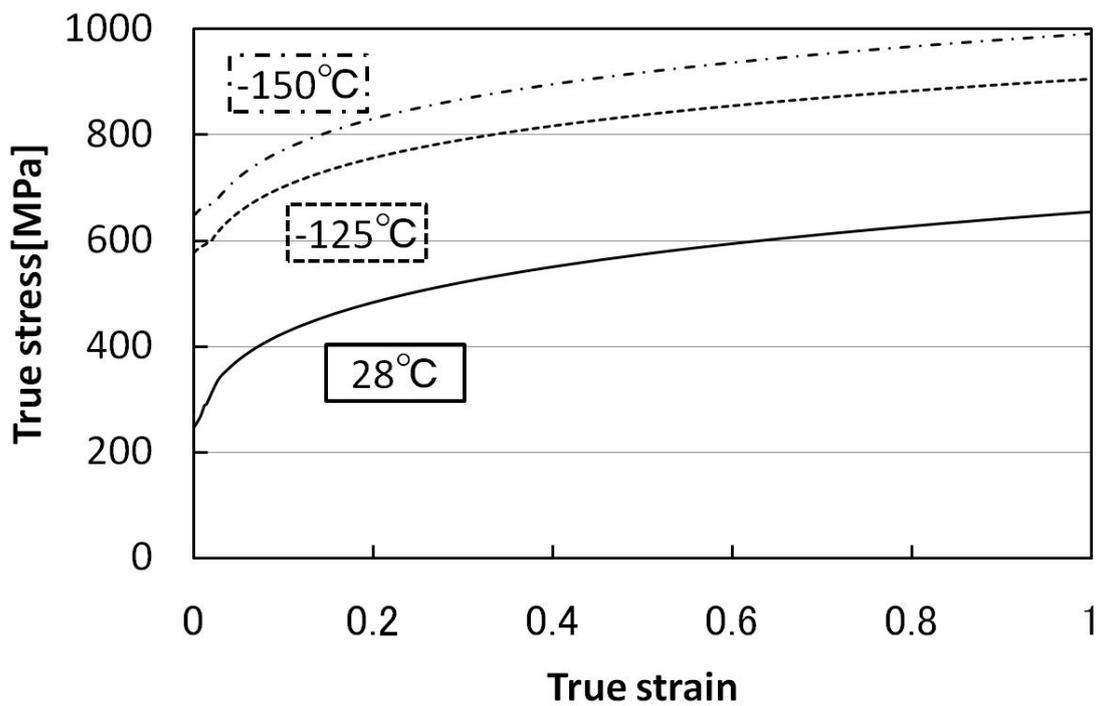


Fig.3-40 10UU の真応力真歪曲線

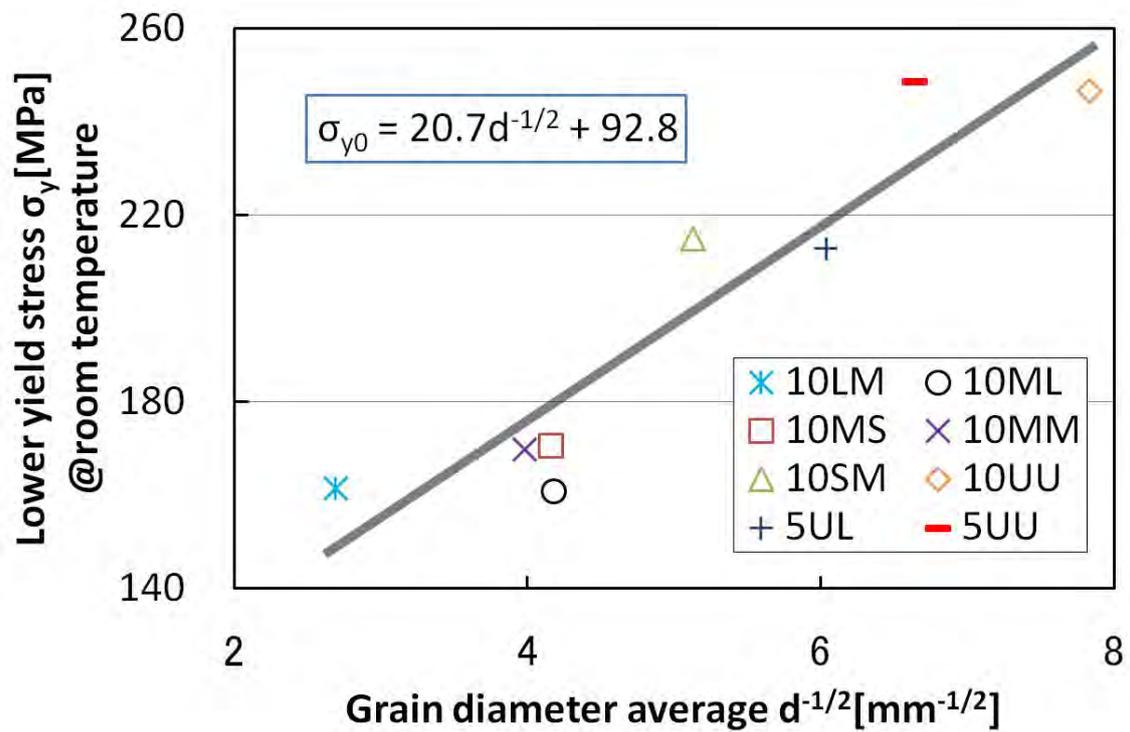


Fig.3-41 下降伏応力の α 粒径平均値依存性 (Hall-Petch 則)

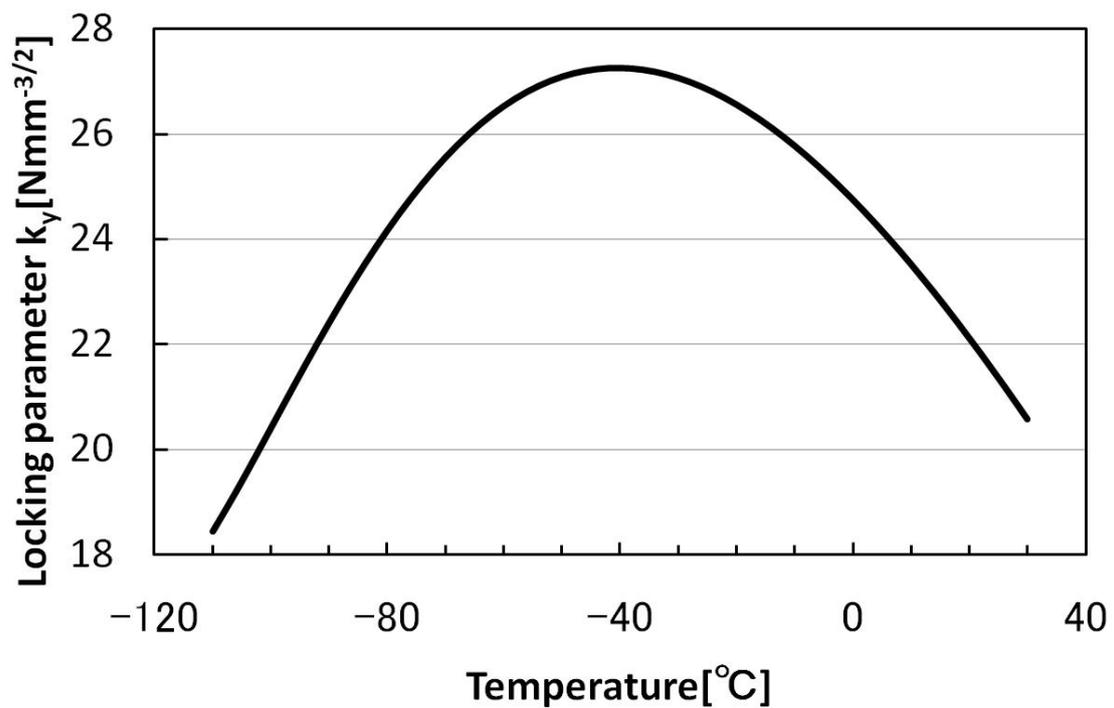


Fig.3-42 Locking parameter k_y の温度依存性

3.4.3.2 切欠き付 3 点曲げ試験

(a) 試験方法

各鋼材の板厚中心部から、幅と高さが 20mm で長さ 80mm の切欠き付 3 点曲げ試験片を長さ方向が圧延方向と、試験で切欠き底から亀裂が進展する方向が板幅方向とそれぞれ等しくなるように切出した。Fig.3-43 に切出した切欠き付 3 点曲げ試験片の形状を示す。切欠き深さは 7mm、先端は 60° の V 字切欠きとした。先端半径は 0.25mm だが、10ML の一部は 0.5mm とした。切欠き端部にクリップゲージを直付けし、3 点曲げの押し治具を万能試験機に取り付け、試験片を押し治具に輪ゴムで仮固定してから、支え治具との間に試験片を挟んだ上で、-158°C~-20°C の温度環境下で 1mm/min の荷重速度で負荷した。負荷中の荷重と変位は、測定機を介して 10Hz で断続的に測定した。破断した試験片は加熱機で加熱したエタノール溶液に数分間浸漬してから室温に戻した。試験片側面の切欠き先端近傍に溶接機でスポット溶接した熱電対を温度計に接続して温度を測定しながら、試験片を覆う金属箱の中を液体窒素雰囲気を満たすか、ドライアイスで冷却した液体アルコールに試験片を浸漬して低温制御した。試験中の温度の変動範囲は、最大±5°C程度であった。Fig.3-44 に切欠き付 3 点曲げ試験の外観を示す。

(b) 試験結果と考察

Fig.3-45 に各鋼種の脆性延性遷移曲線を示す。縦軸の Critical quasi CTOD は破壊荷重と破壊変位を ASTM (American Society for Testing and Materials) の CTOD (Crack Tip Opening Displacement) [mm]算定式 (E1290-93) Eq. (3-20~23) に適用して求めた値 (以下、準 CTOD と称す) である。

$$CTOD = \frac{K^2(1-\nu^2)}{2\sigma_{ys}E} + \frac{r_p(W-a_0)V_p}{r_p(W-a_0)+a_0+z} \quad (3-20)$$

$$K = \frac{Y_P}{B\sqrt{W}} \quad (3-21)$$

$$Y = \frac{6\sqrt{\xi}\{(1.99-\xi)(1-\xi)(2.15-3.93\xi+2.7\xi^2)\}}{(1+2\xi)(1-\xi)^{3/2}} \quad (3-22)$$

$$\xi = \frac{a_0}{W} \quad (3-23)$$

ここで、P は破壊時の荷重[N]、 ν はポアソン比 (=0.3)、 σ_{ys} は当該温度での降伏強度もしくは 0.2%耐力[MPa]、E は当該温度でのヤング率 (=210GPa)、 V_p は破壊時のクリップゲージ開口変位[mm]、z は切欠表面からナイフエッジ測定点までの距離 (=0mm)、rp は回転係数 (=0.44)、 a_0 は初期亀裂長さ (=7mm)、W は試験片板幅 (=20mm)、B は試験片板厚 (=20mm) を意味する。また、後述する解析の簡易化のため本試験片には疲労亀裂を導入しなかったことから、準 CTOD は本来の亀裂先端開口量ではなく、試験片の変形状態を意味する。脆性延性遷移曲線は、 α 粒径が小さい鋼種ほど低温側に、同等の α 粒径の鋼種でも θ 短径の小さい鋼種ほど低温側に位置した。ここで、10ML5R は鋼種 10ML で先端半径 0.5mm の試験片を用いた結果である。10ML5R は 10ML のばらつきの範囲内にあり、先端半径の影響は顕著でなかった。

Fig.3-46,47 に各鋼種の脆性延性遷移曲線の準 CTOD が 0.2mm となる温度として定義した脆性延性遷移温度 (以下、 $\delta_{0.2}$ と称す) [°C] を各鋼種の α 粒径平均値 $d_{\text{mean}}^{-1/2}$ [$\text{mm}^{-1/2}$] に対して描画した。 $\delta_{0.2}$ は、 α 粒径が小さい鋼種ほど低温に、同等の α 粒径の鋼種でも θ 短径の小さい鋼種ほど低温になった。これらの実測値を最小二乗法で指数近似することで Eq. (3-24) , (3-25) を得た。

$$\delta_{0.2}(\text{°C}) = -14.5 d_{\text{mean}}^{-1/2} - 33.0 \quad (3-24)$$

$$\delta_{0.2}(\text{K}) = 261 \exp(-0.091 d_{\text{mean}}^{-1/2}) \quad (3-25)$$

Fig.3-48 に同一鋼種且つ同一温度で 3 点以上試験した実測値の準 CTOD のワイブルプロットを示す。同一温度条件で α 粒径と θ 短径が異なる鋼種 10LM と 10MM と 10ML を比較すれば、10LM の試験片本数が少ないものの、 θ 短径の準 CTOD への影響は α 粒径の影響と同程度であることが認められた。また、10ML と 10MM に対して 10MS の試験温度は若干高温であり且つ試験片本数が少ないものの、試験温度制御範囲 $\pm 5\text{°C}$ を考慮すれば、10MS が 10ML と 10MM に比べて大きい準 CTOD を示したのは θ 短径の影響と考えられる。

Table3-8 に Fig.3-48 の準 CTOD[mm]のワイブルプロットを Eq. (3-1) で Weibull 分布関数近似した時の形状母数 m と尺度母数 δ_0 (Eq. (3-1) の σ_0 に相当) を示す。試験片の本数が 8 本以上の鋼種の形状母数 m は 2.3~2.8 でほぼ一定であり、これらのばらつきの程度は同等であると考えられる。また、亀裂先端の応力場を次元解析で求めることで、Beremin モデルの形状母数 m は 2 と考えられるが、本実験値は 2 より大きな値を示した。温度が同程度の鋼種 10ML と 10MM と 10MS と 10LM の尺度母数 δ_0 を比較すれば、 α 粒径が大きい鋼種 10LM が最小値を示し、続いて θ 短径が大きい鋼種ほど小さくなった。これは、Fig.3-45~47 と同じ傾向であった。

上述の切欠き付 3 点曲げ試験の実験データは付録に掲載した。

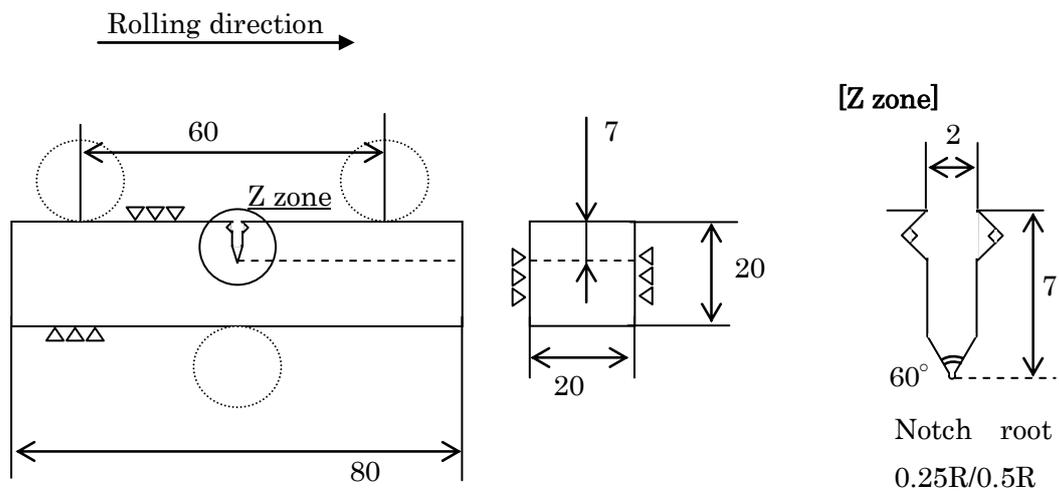


Fig.3-43 切欠き付 3 点曲げ試験片の形状 (単位 : mm)



Fig.3-44 切欠き付 3 点曲げ試験の外観
(上写真の箱の中に、下写真のように試験片を設置した)

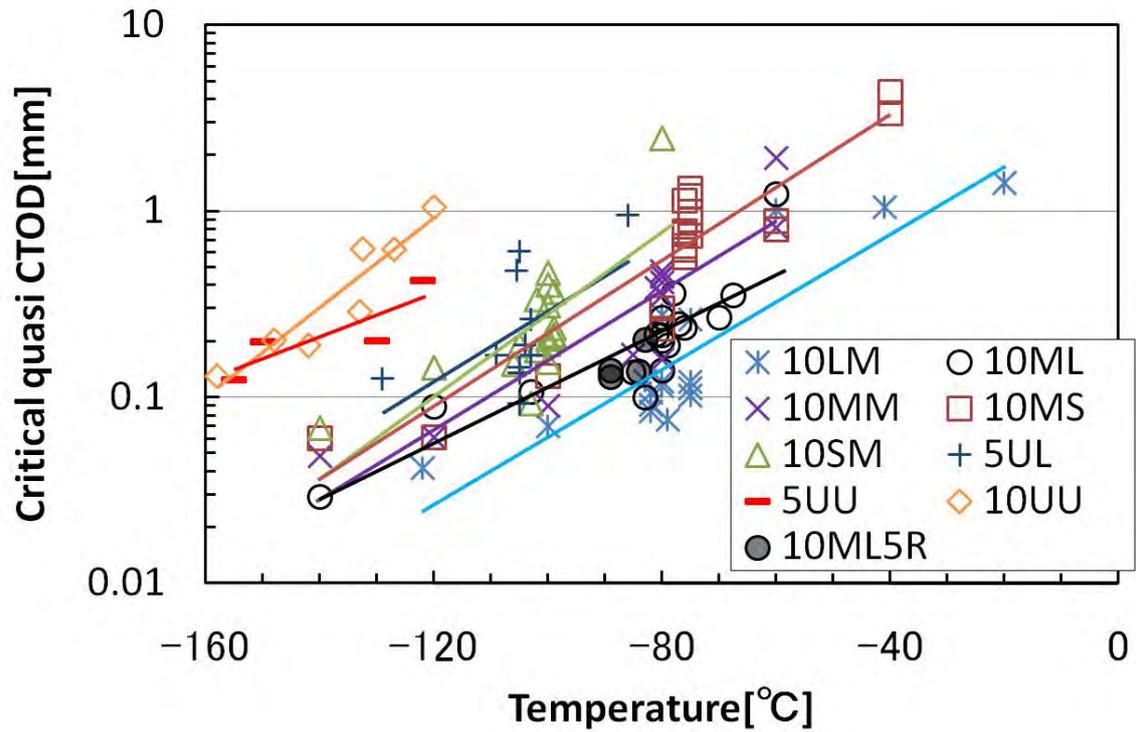


Fig.3-45 切欠き付 3 点曲げ試験の準 CTOD による脆性延性遷移曲線

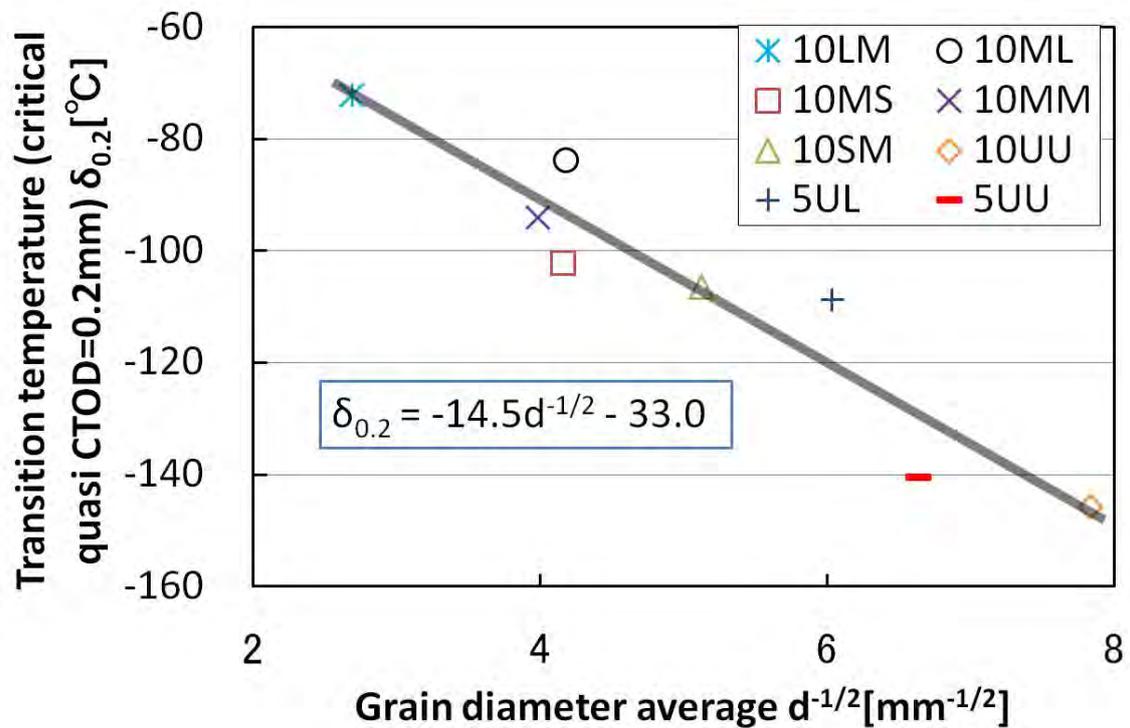


Fig.3-46 $\delta_{0.2}$ [°C]の α 粒径平均値依存性

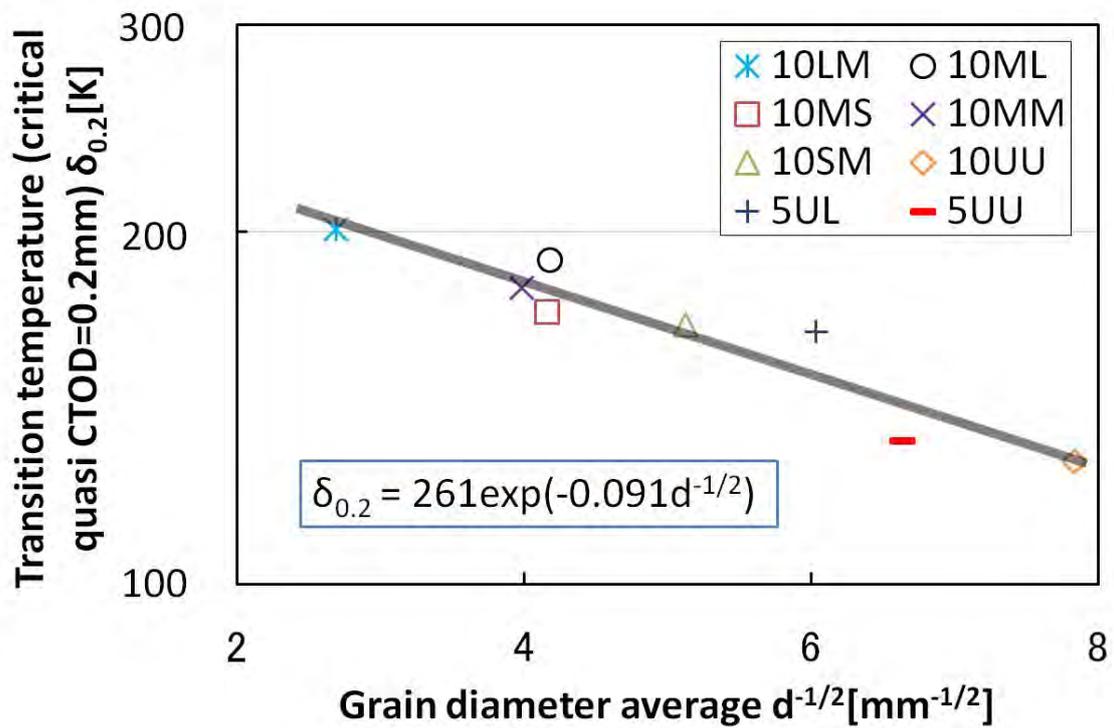


Fig.3-47 $\delta_{0.2}$ [K]の α 粒径平均値依存性

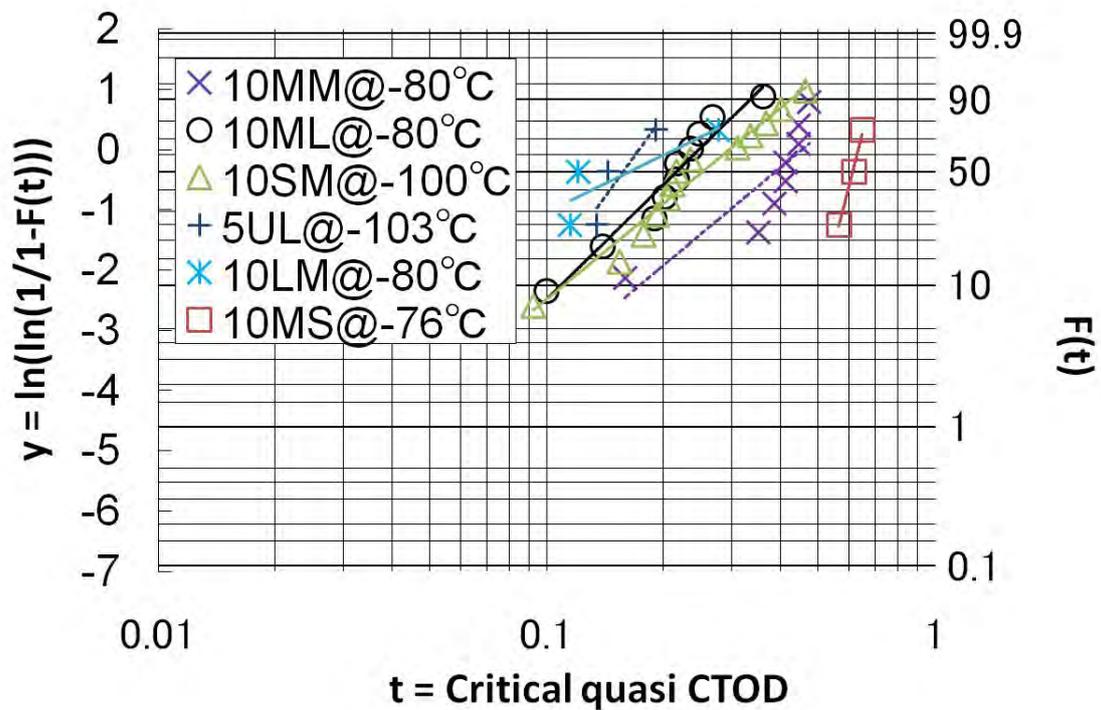


Fig.3-48 準 CTOD のワイブル分布

Table3-8 各鋼種の同一温度での試験片本数と準 CTOD の形状母数 m と尺度母数 δ_0

	Temp.	No. of test	m	δ_0 [mm]
10SM	-100°C	13	2.3	0.30
10ML	-80°C	10	2.8	0.26
10MM	-80°C	8	2.3	0.46
10MS	-76°C	3	11	0.63
10LM	-80°C	3	1.4	0.22
5UL	-103°C	3	3.9	0.17

3.4.3.3 破壊起点同定

(a) 同定方法

へき開破壊した切欠き付 3 点曲げ試験片の破面を SEM（キーエンス製 VE-8800）で観察し、以下で説明する方法で破壊起点を同定した。

Fig.3-49 には、 -80°C で負荷した 10MM の破面で破壊起点を同定した例を示す。低倍率の視野で放射状模様の収束点から破壊発生位置を定め、さらに高倍率の視野でへき開ファセット上のリバーパターンで示される亀裂伝播方向を遡ることで破壊起点を同定した。

Fig.3-50 には、 -70°C で負荷した 10ML の破面を示す。この破面には、破壊発生位置が A と B の 2 点確認された。Fig.3-51 に示す A の低倍率の視野には、リバーパターンの連続性を遮断する境界線が認められた。これを亀裂伝播の停止（以下、マイクロアレストと称す）であると判断し、その亀裂伝播方向を遡った収束点を試験片の破断に寄与しない亀裂発生起点とした。一方、Fig.3-52 に示す B の低倍率の視野には、Fig.3-51 で認められたような境界線は認められず、そのリバーパターンは試験片全体にわたって放射状に広がっていたため、これを試験片の破断に寄与する破壊起点とした。

(b) 同定結果と考察

Fig.3-53 には、上述の方法で同定した破壊起点を、横軸が板厚、縦軸が切欠き底からの距離とする平面に示す。これより、ほとんどの破壊起点が切欠き底から 1mm 以内の領域に存在し、板厚中心に近いものほど多くなることがわかった。ここには、切欠き底に破壊起点が同定されたものも示したが、試験片の切欠きを加工した際に生じた加工表面直下の歪や欠陥の影響と考え、後述する解析の対象外とした。また、破壊変位が過大あるいは過小のために、後述する解析に適さない試験結果も解析対象から外した。Fig.3-54 には、解析対象とした破壊起点を示す。

Fig.3-55 には、解析対象の破壊起点の切欠き底からの距離を準 CTOD に対して描画した。破壊起点位置は、鋼種には依存せず、準 CTOD が大きいほど切欠き底からの距離が遠くなる傾向が認められた。

Table3-9 に試験温度に関係なく鋼種毎にマイクロアレストが見られた破面数とその試験本数に対する割合を示す。Fig.3-56 には、脆性延性遷移曲線の各実験データの中でマイクロアレストが見られた試験片を強調して表示する。5UU を除けば、概ね α 粒径が大きい鋼種でマイクロアレストの割合が多かった。また、鋼種や温度に関わらずマイクロアレストが見られた試験片の 70%が準 CTOD の 0.1~0.3 の範囲内にあり、準 CTOD の 0.1~0.3 の範囲内で破壊した試験片の 61%でマイクロアレストが見られたことがわかった。

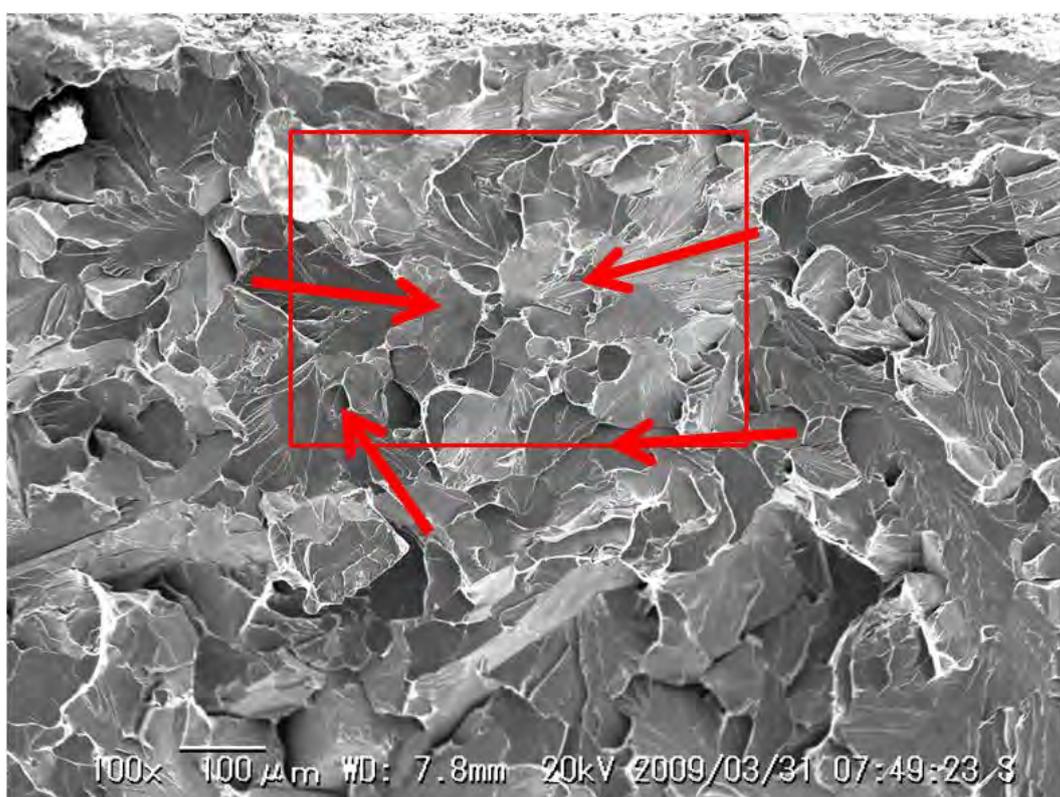
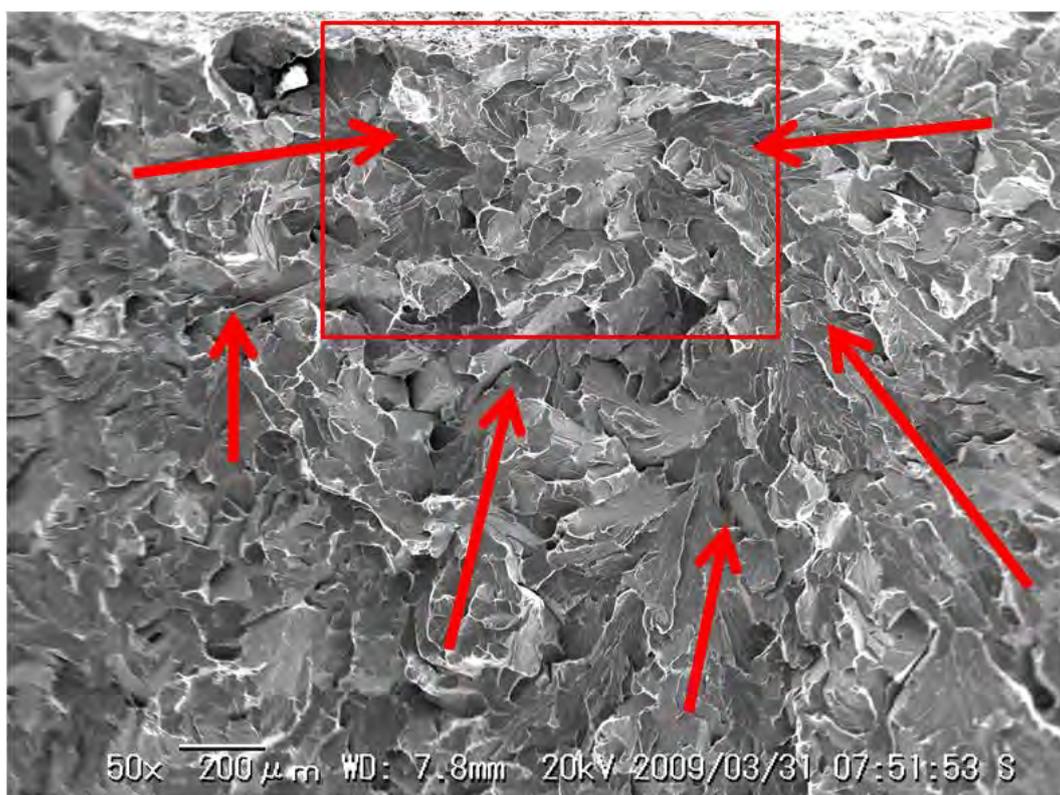


Fig.3-49 切欠き付 3 点曲げ試験片の破壊起点の同定方法
(鋼種 10MM、試験温度 -80°C)

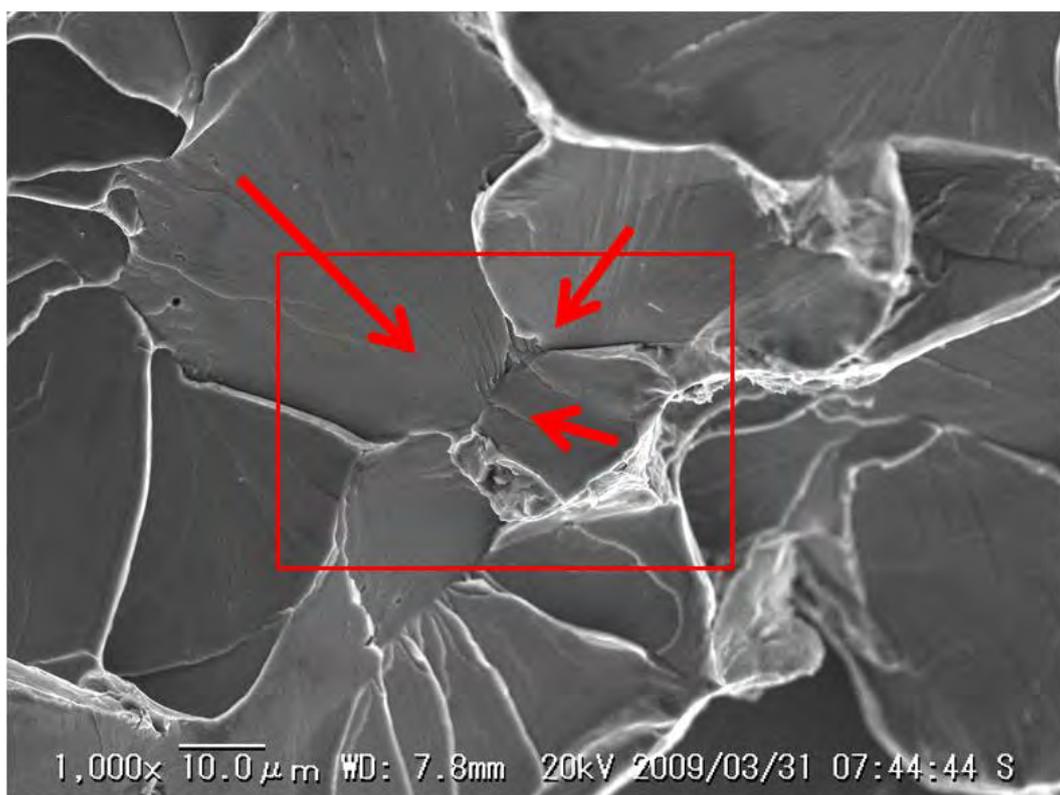
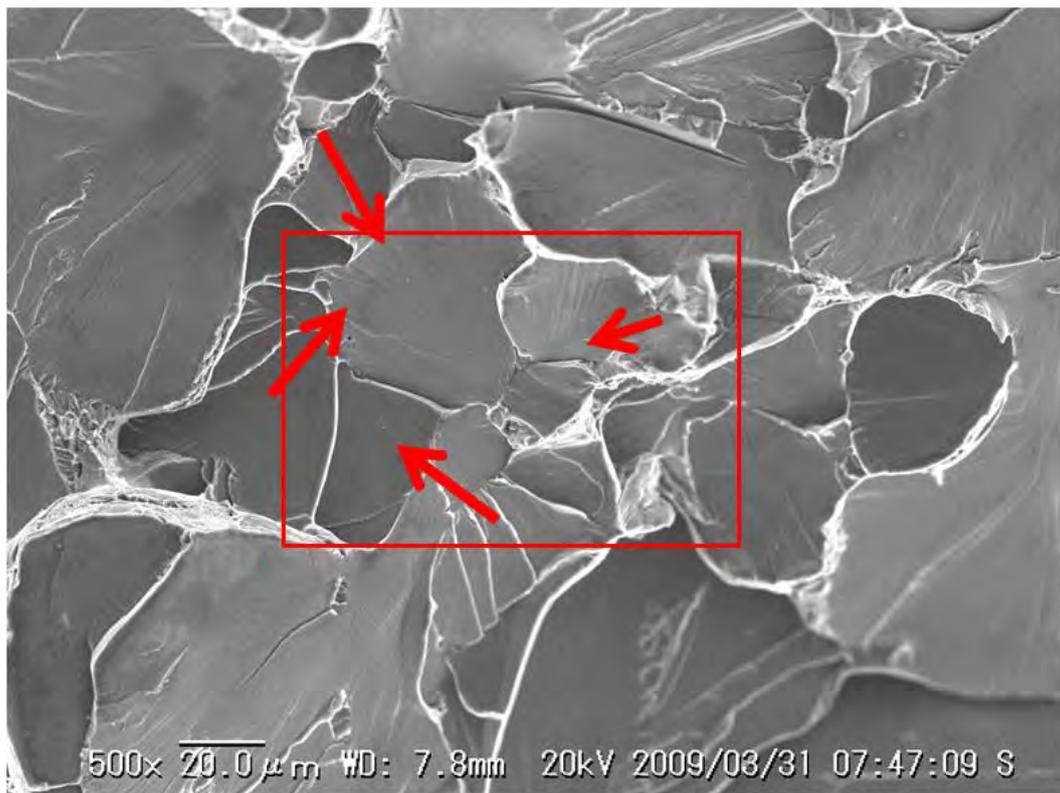


Fig.3-49 (続) 切欠き付 3 点曲げ試験片の破壊起点の同定方法
(鋼種 10MM、試験温度 -80°C)

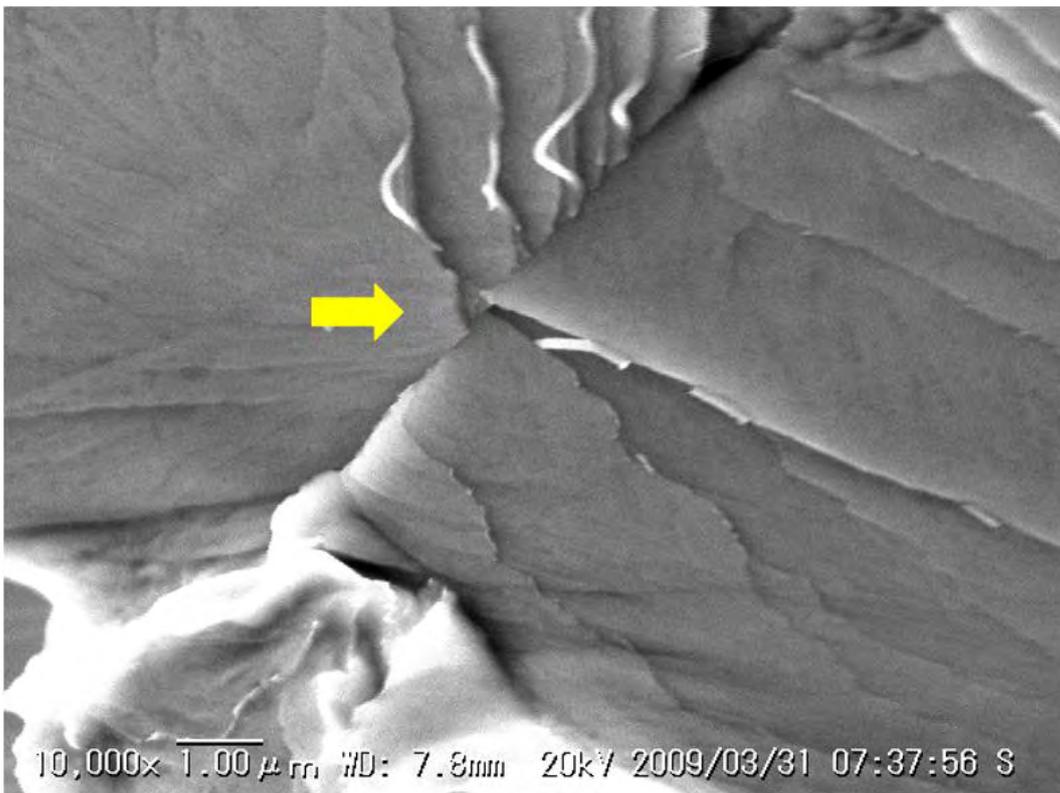
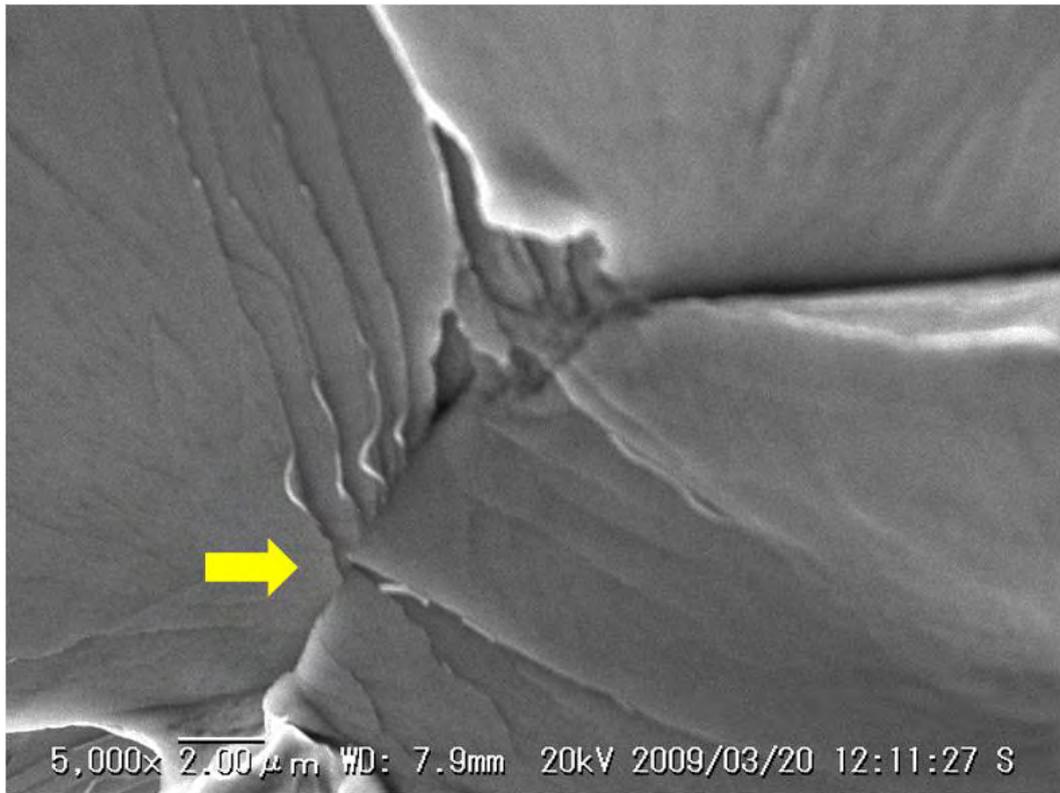


Fig.3-49 (続) 切欠き付 3 点曲げ試験片の破壊起点の同定方法
(鋼種 10MM、試験温度 -80°C)

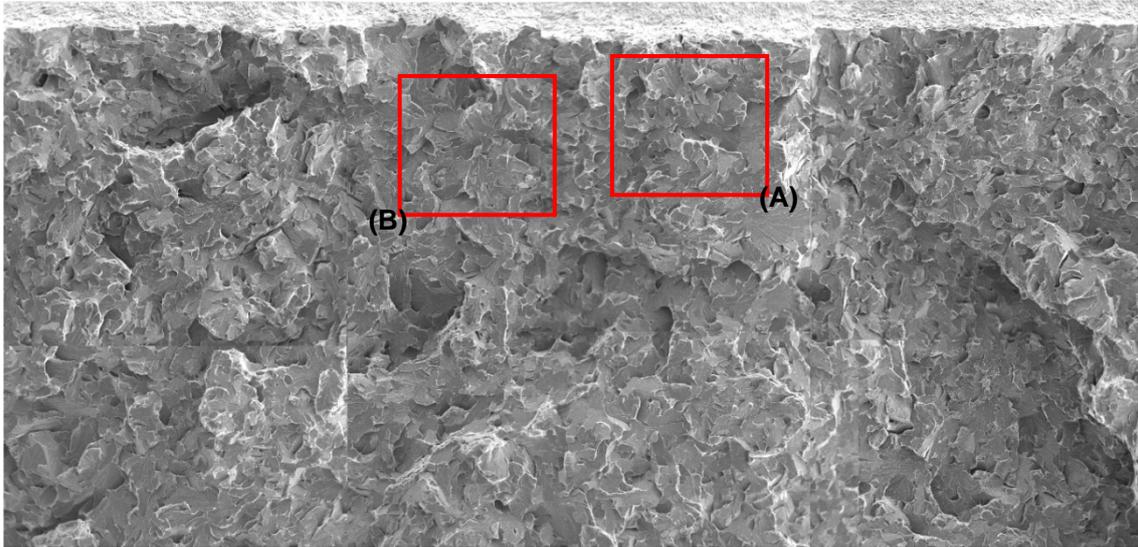


Fig.3-50 切欠き付 3 点曲げ試験片の破面の一例（鋼種 10ML、試験温度 -70°C ）

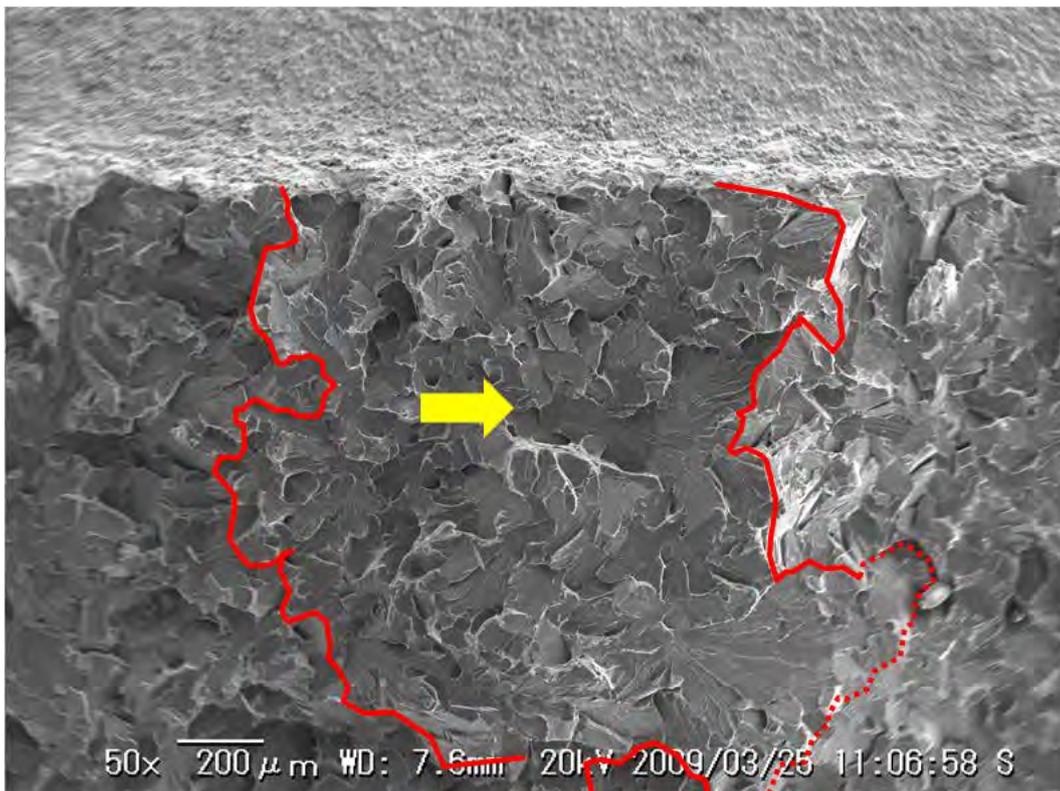


Fig.3-51 Fig.3-49 (A) に見られたマイクロアレスト

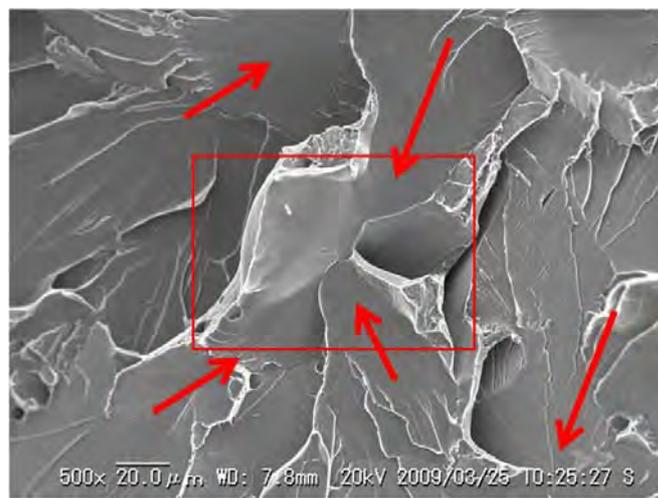
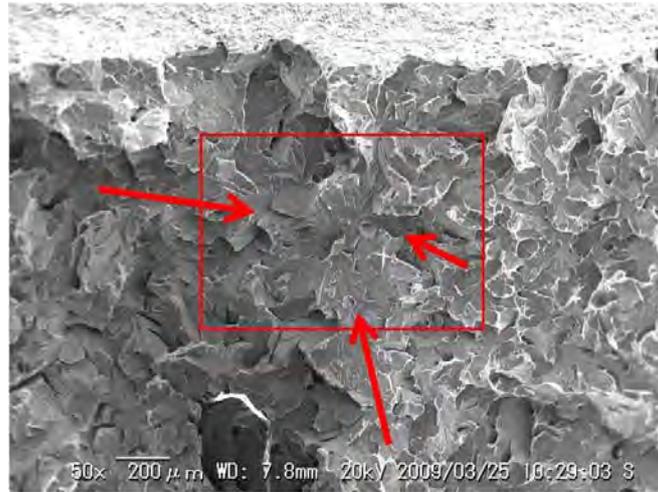


Fig.3-52 Fig.3-49 (B) に見られた破壊起点

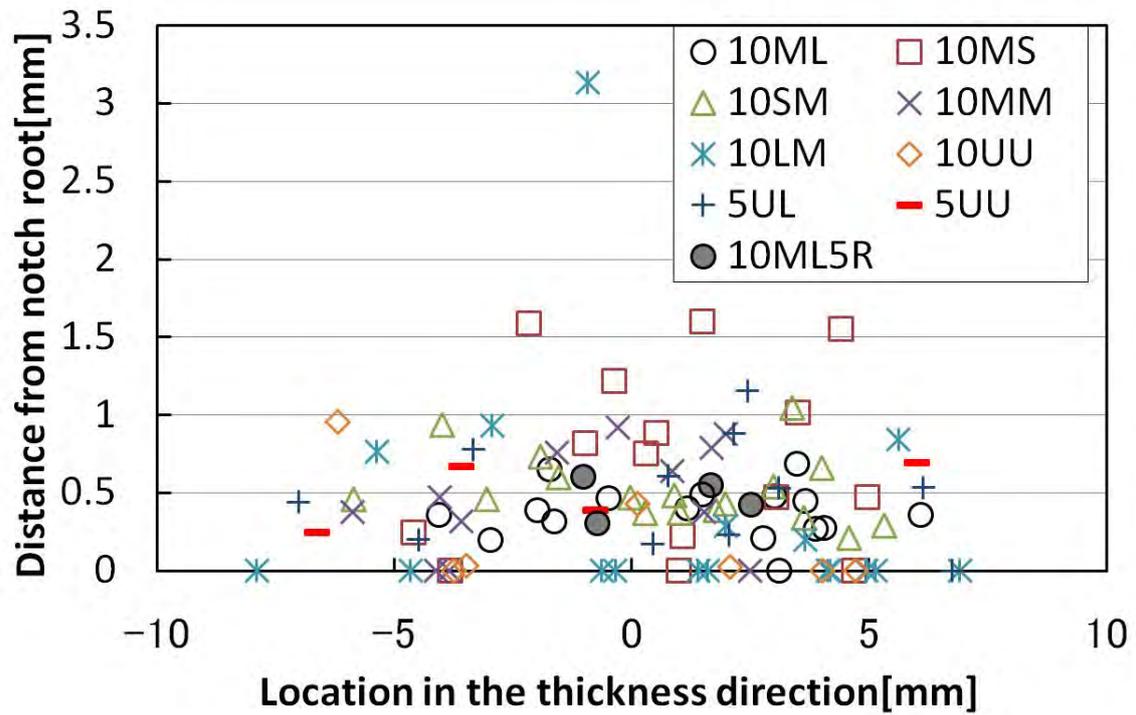


Fig.3-53 全試験片の破壊起点の位置

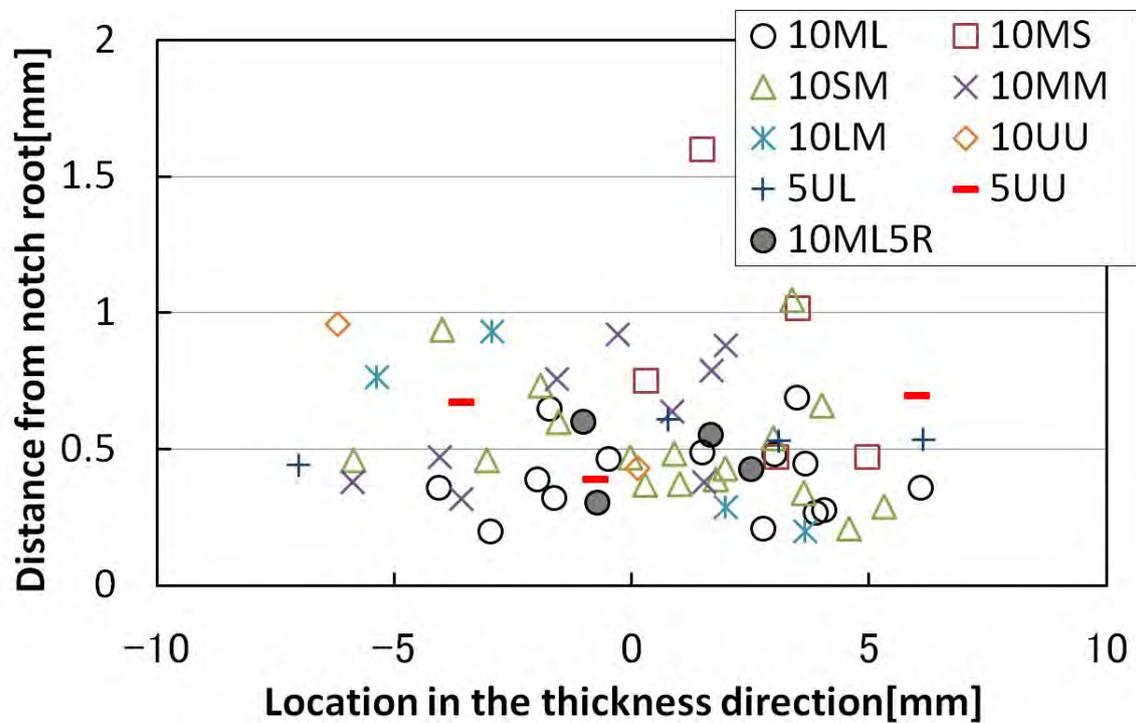


Fig.3-54 解析対象の破壊起点位置

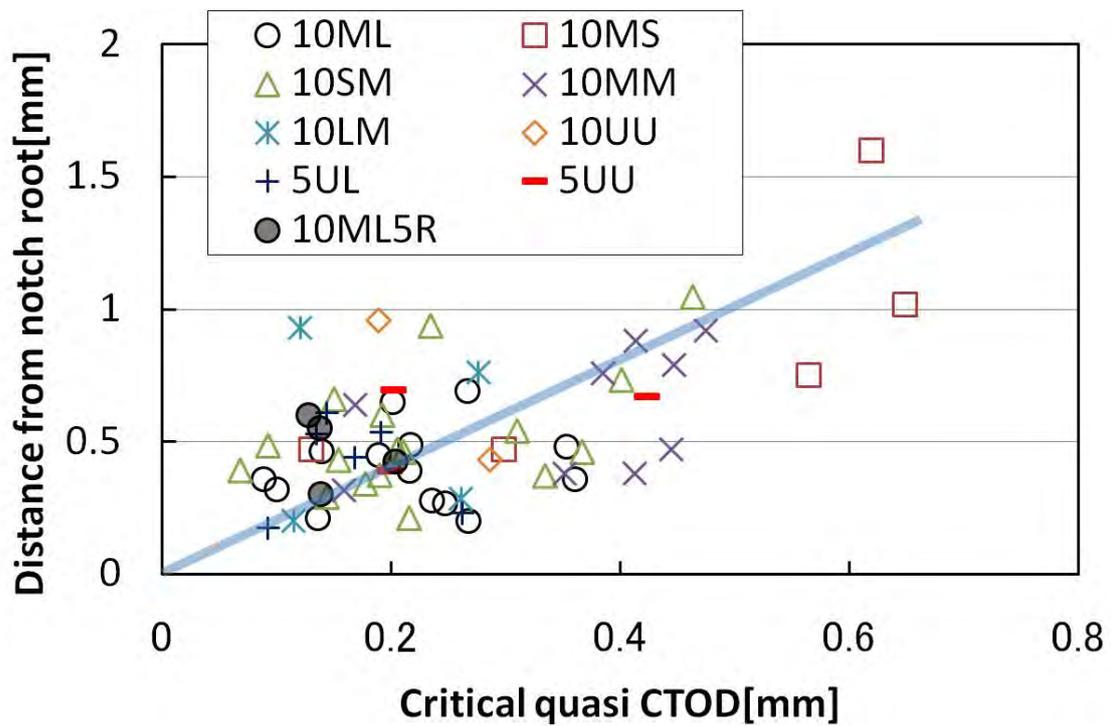


Fig.3-55 破壊起点の準 CTOD 依存性

Table3-9 各鋼種でマイクロアレストが見られた破面数とその試験本数に対する割合及びその試験の温度

	10LM	10ML	10MM	10MS	10SM	10UU	5UL	5UU
No. of test	17	20	12	15	17	7	11	4
No. of test observed arrested crack	12	6	3	2	2	3	1	4
ratio, %	71	30	25	13	12	43	9	100
Temp. of the tests, °C	-60	-70	-80	-100	-120	-133	-103	-122
	-75	-80	-80	-120	-140	-142		-130
	-75	-83	-140			-158		-150
	-75	-83						-155
	-79	-85						
	-80	-103						
	-80							
	-82							
	-82							
	-83							
-100								

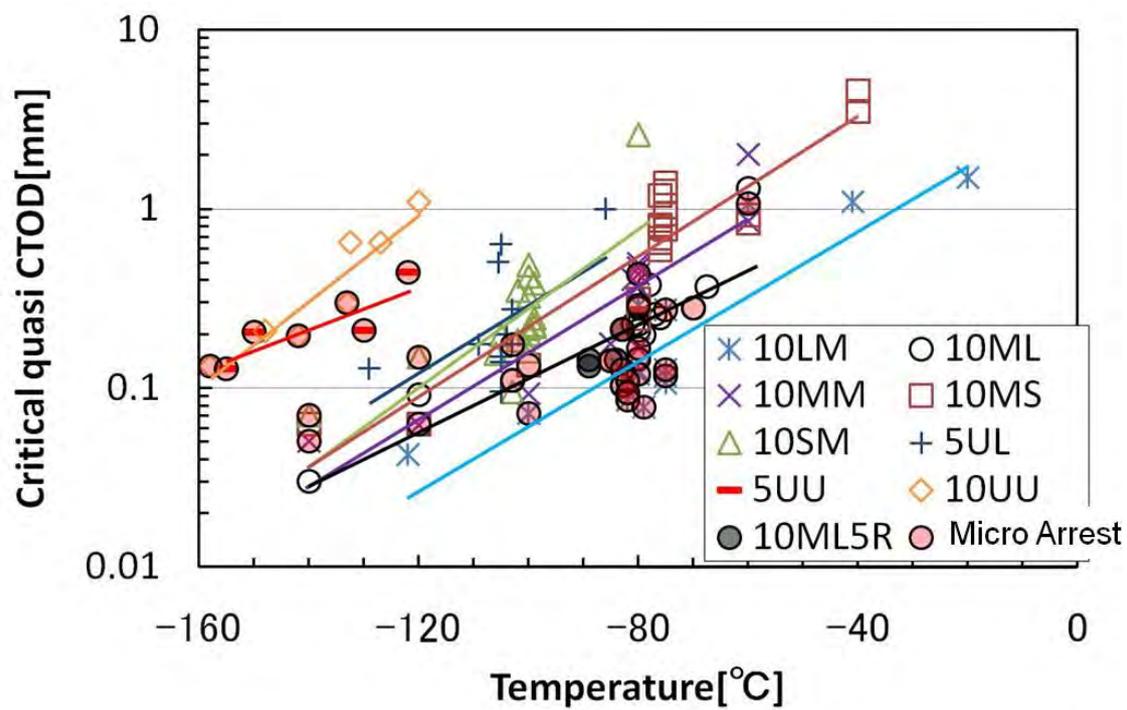


Fig.3-56 マイクロアレストの準 CTOD 依存性

3.4.3.4 有限要素法解析を用いた局所破壊応力の算定

(a) 算定方法

切欠き付3点曲げ試験の結果を基に有限要素法商用プログラムABAQUS ver.6.9.1(以下、FEMと称す)を用いて局所破壊応力 σ_f を算定した。以下、その算定方法を説明する。

Fig.3-57にFEMで構築した切欠き付3点曲げ試験の解析モデル(以下、FEMモデルと称す)を示す。切欠き付3点曲げ試験片は、鏡面对称となる試験片の幅方向と長さ方向の各対称面に回転や移動を制限する境界条件を設定する(幅方向の対称面は幅方向への移動と幅方向に垂直な方向を軸とした回転を、長さ方向の対称面は長さ方向への移動と長さ方向に垂直な方向を軸とした回転をそれぞれ無効とした)ことで実物の1/4の形状とし、その要素は切欠き底で最小約 $1000\mu\text{m}^3$ となる8節点6面体要素、51092要素、55988節点の3次元弾塑性解析とした。押し治具は直径4mm、支え治具は直径15mmで、いずれも3次元回転シェルの解析的剛体要素とし、解析的サーフェスとして拘束し、自由度は押し治具が荷重負荷方向のみで、支え治具は完全固定とした。規定場として所定の温度一定を設定した上で、押し治具を切欠き方向に変位させて試験片を挟むように準静的に負荷した。負荷の際の相互作用は剛体要素をマスタ面、試験片をスレーブ面とした上で、すべり定式化には有限すべりを、離散化方法には節点サーフェスを、平滑化度合いには0.2を、補助接触ポイントには使用せずをそれぞれ設定し、相互作用特性には接触方向挙動として“剛”接触、且つ、接触後の分離を許すを、接触接線方向の挙動として摩擦なしをそれぞれ設定した。材料特性には、丸棒引張試験で得られた真応力真歪曲線を試験温度と共に表形式で入力し、且つ、質量密度(= 7.874Mg/m^3)とヤング率(= 209000MPa)とポアソン比(= 0.3)を入力した。

Fig.3-58に鋼種10MMのFEMモデルの荷重変位曲線と同条件の切欠き付3点曲げ試験の実験値を比較して示す。計算値と実験値が概ね一致していることから、FEMモデルの妥当性が確認された。

Fig.3-59には、試験温度 -80°C における鋼種10ML($R=0.25\text{mm}$)のFEMモデルの板厚中心領域における切欠き底直下の最大主応力分布が荷重増加に伴ってクリップゲージ変位と共に変化する様子を示す。変位増加に伴って最大主応力分布は、その極大値が切欠き底から離れながら大きくなると共に、その勾配が緩やかになった。

Fig.3-60には、試験温度 -100°C における鋼種10SMの切欠き付3点曲げ試験の破壊変位と同程度の変位になるまで負荷した同条件のFEMモデルの最大主応力分布の一例を示す。この分布の中で、3.4.3.3において切欠き付3点曲げ試験片の破面から同定した破壊起点と同じ位置のFEMモデル要素の最大主応力を局所破壊応力 σ_f として算定した。また、局所破壊応力 σ_f と同様にして最大主歪から局所破壊歪 ε_f も算定した。

(b) 算定結果と考察

Fig.3-61 に局所破壊応力 σ_f の温度依存性を示す。これより、鋼種毎に σ_f の水準が異なることが認められた。10MS や 10MM などの σ_f で、低温ほど高くなる傾向が多少見られるものの、3.2 で述べたように局所破壊応力 σ_f には基本的にばらつきを伴う性質があることから、本実験結果だけでは温度依存性について言及することができなかつた。しかしながら、仮に温度依存性があるとしてもその影響は小さいと考えられる。

Fig.3-62,63 に局所破壊応力 σ_f を準 CTOD と局所破壊歪 ε_f に対してそれぞれ示す。これより、局所破壊応力 σ_f の準 CTOD 依存性と局所破壊歪 ε_f 依存性は小さいと言える。

Fig.3-64 には、同一鋼種且つ同一温度で 3 点以上試験した実測値の局所破壊応力 σ_f のワイブルプロットを示す。同程度の試験温度で α 粒径と θ 短径が異なる鋼種 10LM と 10MM と 10ML の σ_f を比較すれば、10LM の試験片本数が少ないものの、Fig.3-48 と同様に α 粒径の影響に比べて θ 短径の影響も小さくないことが認められた。また、10ML と 10MM に対して 10MS の試験温度は若干高温で且つ試験片本数が少ないものの、試験温度制御範囲 $\pm 5^\circ\text{C}$ を考慮すれば、10MS の σ_f が 10ML の σ_f に比べて十分大きく、10MM の σ_f に比べて若干大きい局所破壊応力 σ_f を示したのは θ 短径の影響と考えられる。

Table3-10 に Fig.3-64 の局所破壊応力 σ_f の形状母数 m と尺度母数 σ_0 を示す。試験片の本数が 8 本以上の鋼種の形状母数 m は 19~27 でほぼ一定であることから、これらのばらつきの程度は同等であると考えられる。尺度母数 σ_0 は、Fig.3-61~63 で示された鋼種毎に異なる水準を定量的に示し、10LM を除けば、 α 粒径が大きい鋼種ほど小さく、同程度の α 粒径の場合は、 θ 短径が大きい鋼種ほど小さいことがわかった。10LM は、Fig.3-9,17,18 のミクロ組織観察結果から単純な α/θ 組織ではないと考えられるため、上記の考察には当てはまらなないと考えられる。

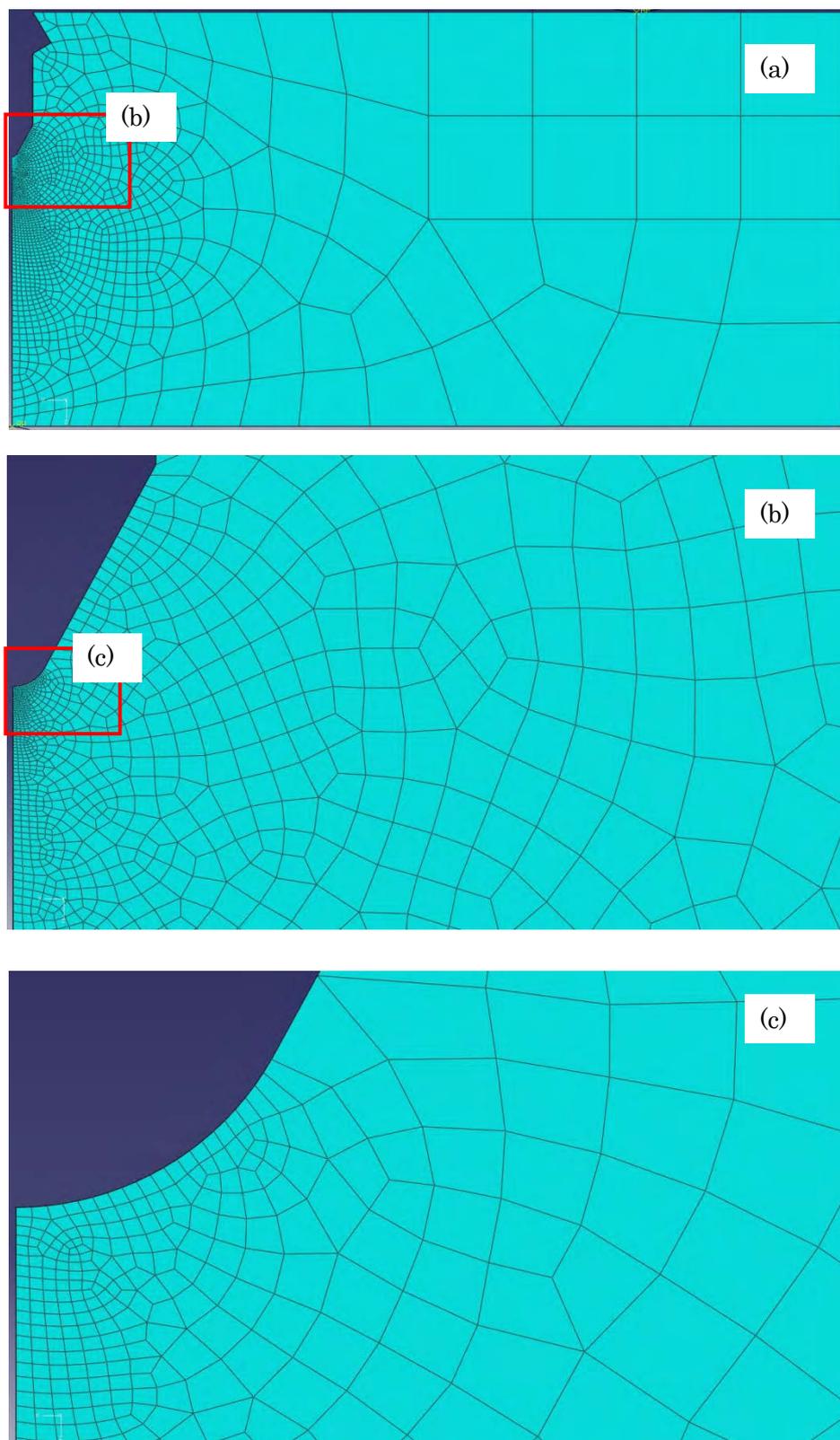


Fig.3-57 切欠き付 3 点曲げ試験の FEM モデル
(a) 奥行きが試験片幅方向 10mm、(b) (a) の拡大、(c) (b) の拡大

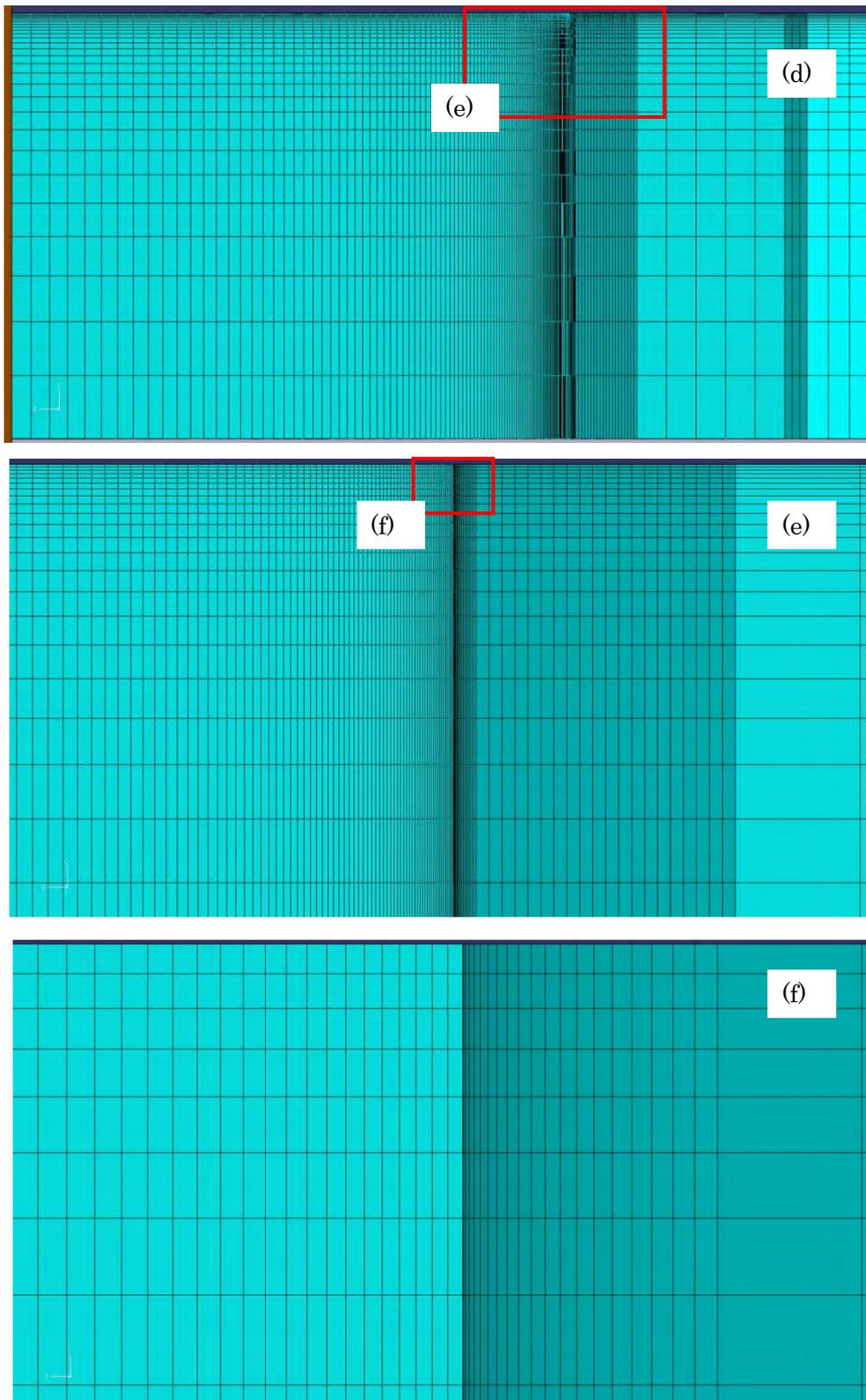


Fig.3-57 (続) 切欠き付 3 点曲げ試験の FEM モデル
 (d) 奥行きが試験片長さ方向 40mm、(e) (d) の拡大、(f) (e) の拡大

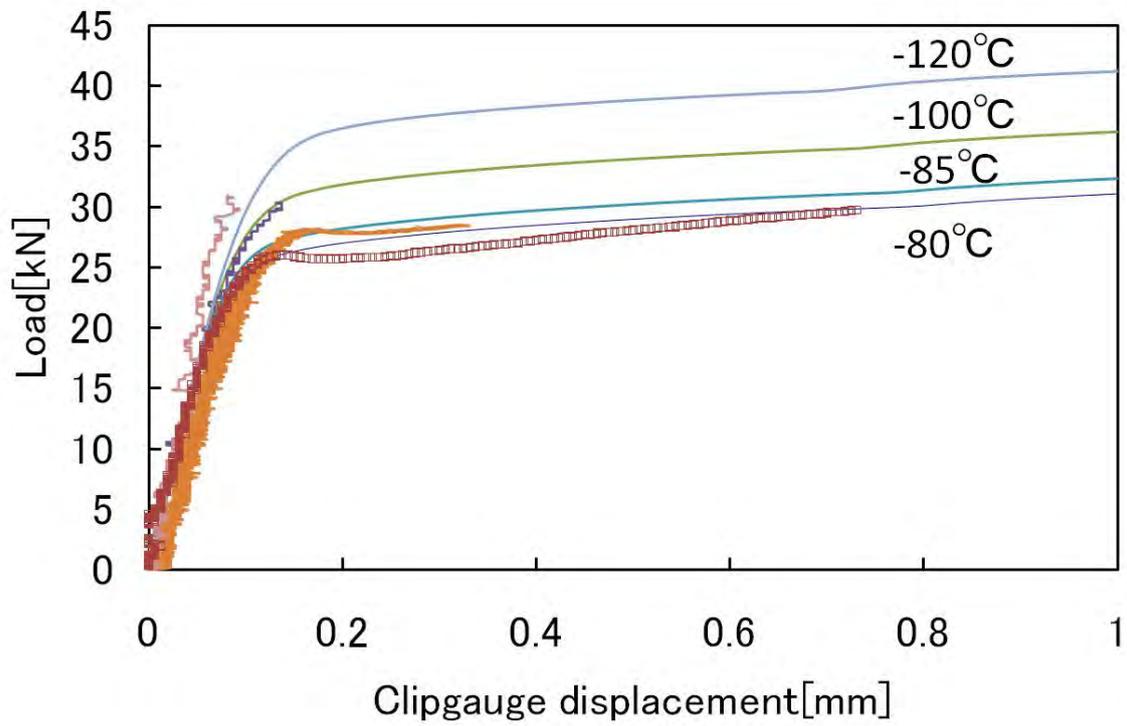


Fig.3-58 切欠き付 3 点曲げ試験の荷重変位曲線と FEM モデルの計算値との比較の一例
(鋼種 10MM)

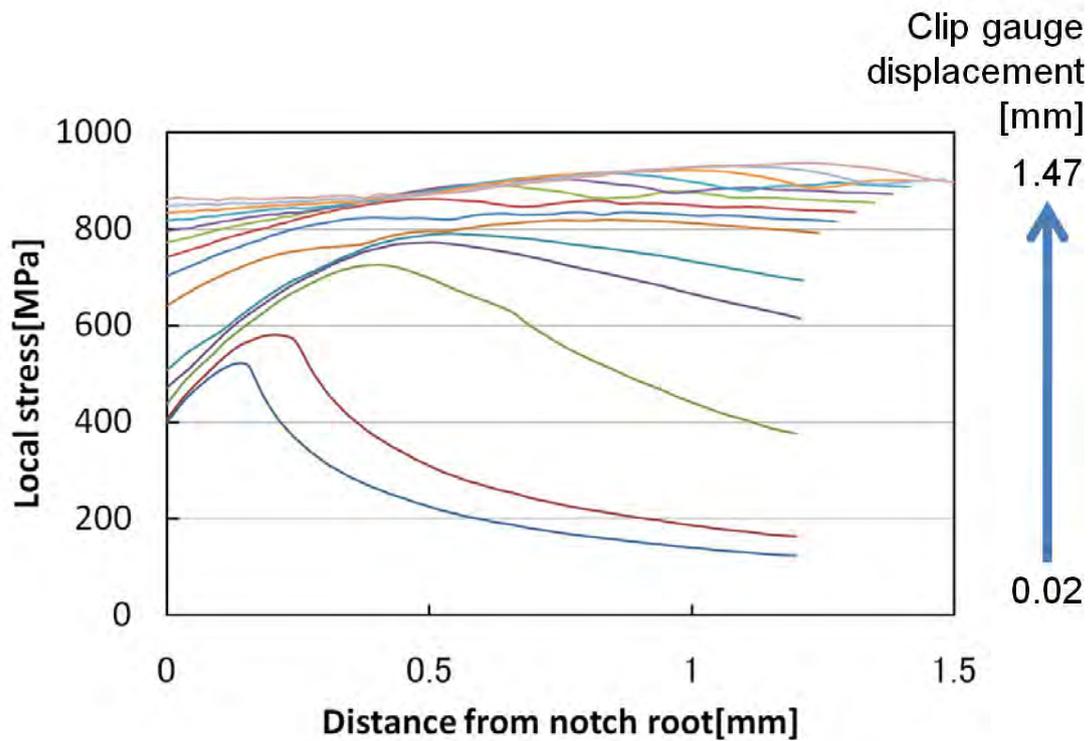


Fig.3-59 FEM モデルの切欠き底直下の最大主応力分布変化の一例
(鋼種 10ML、試験温度 -80°C)

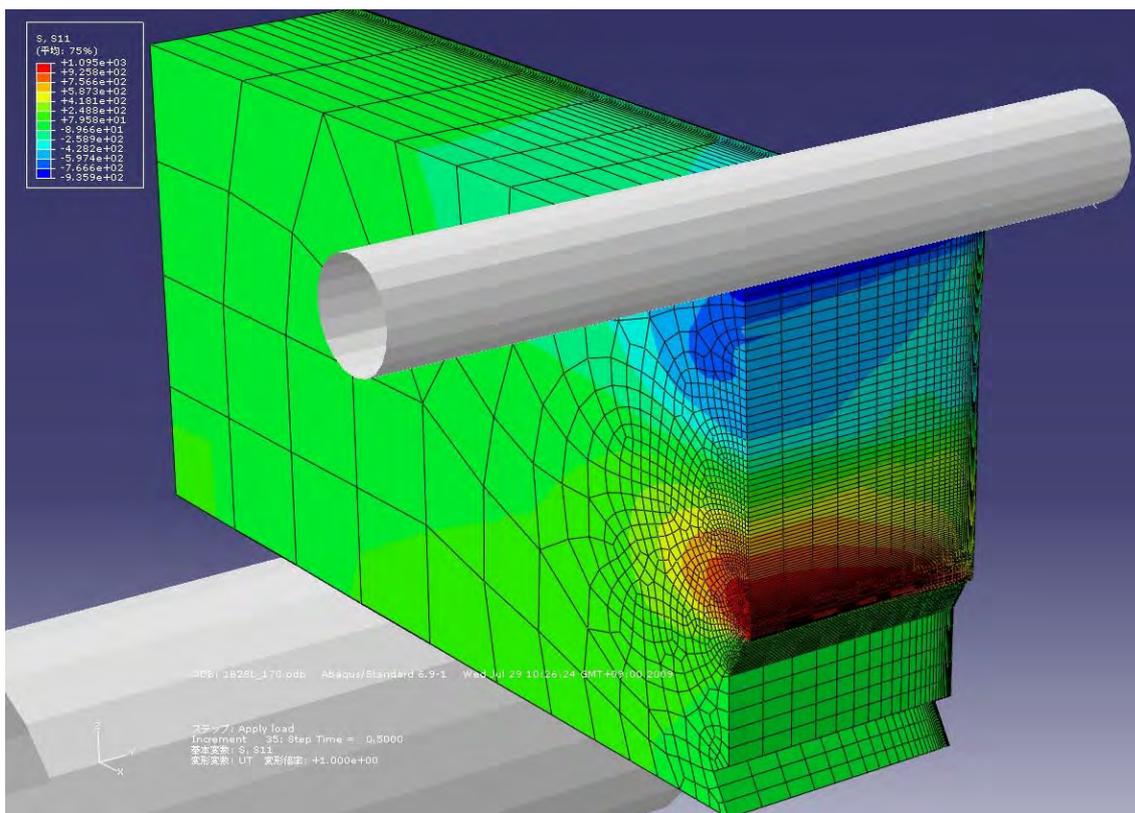


Fig.3-60 FEM モデルの最大主応力分布の一例 (鋼種 5UL、試験温度 -103°C)

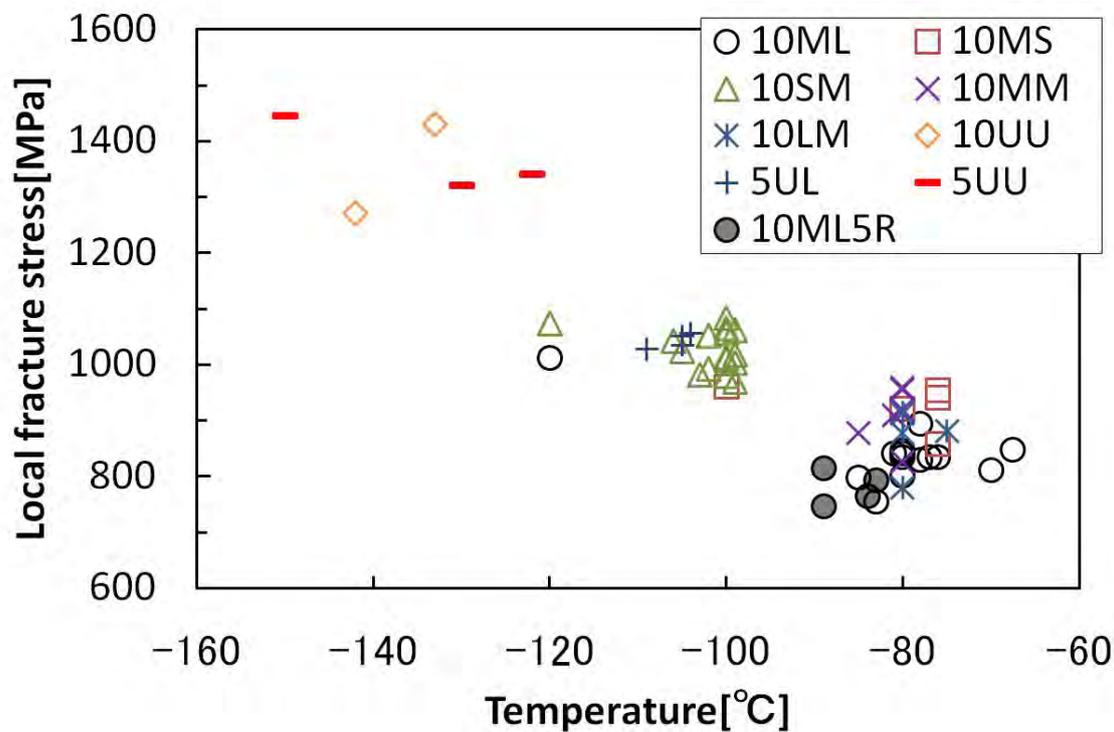


Fig.3-61 局所破壊応力 σ_f の温度依存性

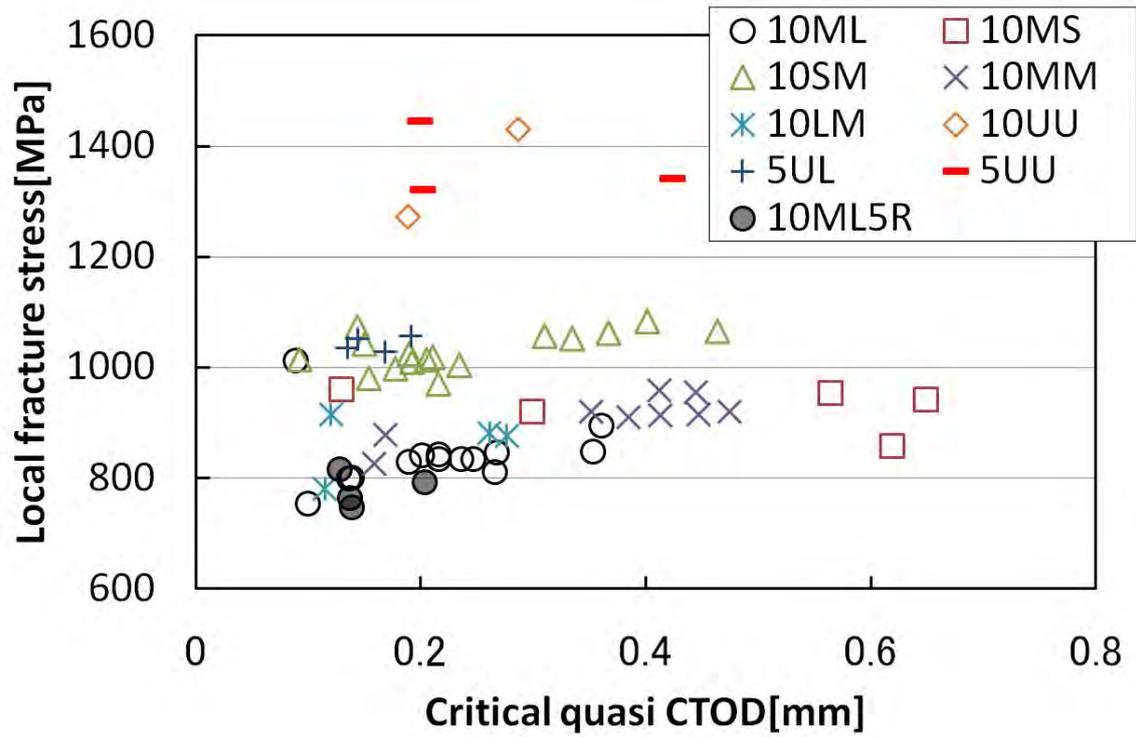


Fig.3-62 局所破壊応力 σ_f の準 CTOD 依存性

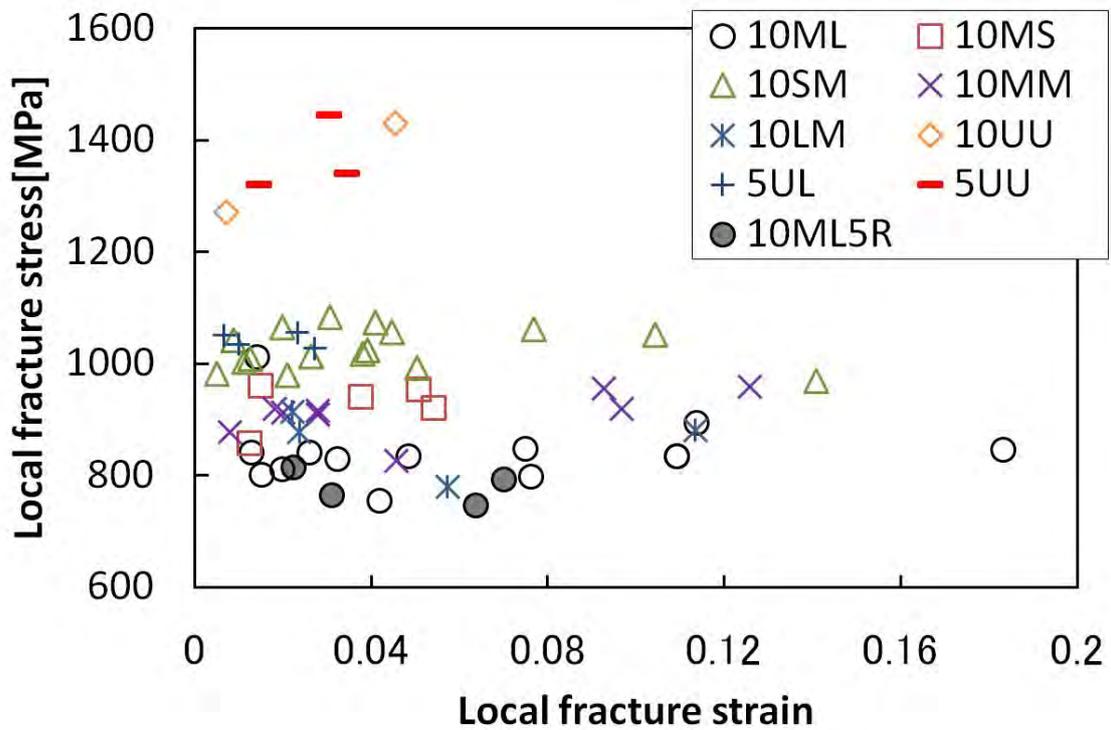


Fig.3-63 局所破壊応力 σ_f の局所破壊歪 ϵ_f 依存性

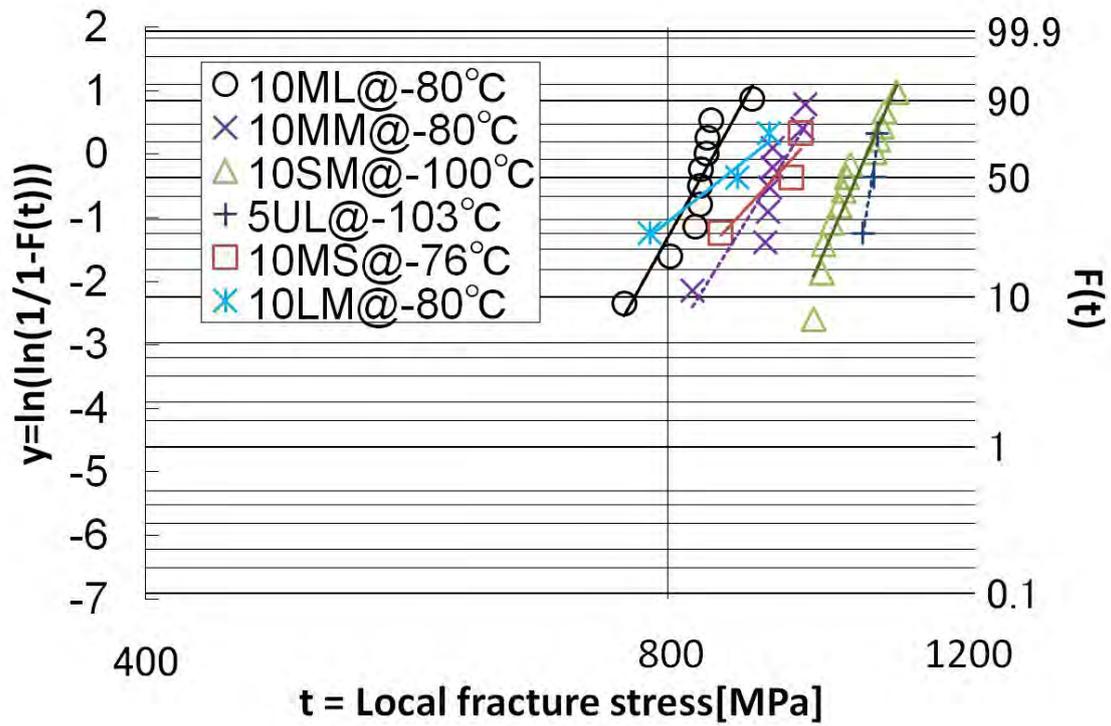


Fig.3-64 局所破壊応力 σ_f のワイブル分布

Table3-10 各鋼種の同一温度での試験片本数と局所破壊応力 σ_f の形状母数 m と尺度母数 σ_0

	Temp.	No. of test	m	σ_0 [MPa]
10SM	-100°C	13	27	1042
10ML	-80°C	10	21	863
10MM	-80°C	8	19	936
10MS	-76°C	3	13	968
10LM	-80°C	3	9.4	906
5UL	-103°C	3	75	1054

3.4.3.5 考察

Fig.3-65 には、3.4.3.4 で算定された局所破壊応力 σ_f と、Eq. (3-6) の α 亀裂 d に Table3-6 の α 粒径分布の最大値と平均値を適用した局所破壊応力 σ_{f_α} を示す。ここで、ヤング率 E ($=210\text{GPa}$) とポアソン比 ν ($=0.3$) は定数を、 α の有効表面エネルギー γ_α は Fig.3-5 の近似曲線 (破線) を用いた ($-60\sim-160^\circ\text{C}$ の範囲で $245\sim54\text{Jm}^{-2}$)。10LM と 10ML と 5UU 以外の鋼種について、局所破壊応力 σ_f が二つの局所破壊応力 σ_{f_α} の範囲内に位置した。これより、 α 粒径分布の最大値から平均値の範囲の α 亀裂が隣接する α 粒に伝播することが破壊の一部の限界条件になっている可能性が示唆された。

Fig.3-66 には、3.4.3.4 で算定された局所破壊応力 σ_f 、及び Eq. (3-9,10) の α 粒径 d に Table3-6 の α 粒径分布の最大値と平均値を適用し、Eq. (3-10) の θ 亀裂 t_θ に Table3-6 の θ 短径分布の 95%最大値を適用することで算出した局所破壊応力 σ_{f_θ} を示す。ここで、ヤング率 E ($=210\text{GPa}$) とポアソン比 ν ($=0.3$) と有効表面エネルギー γ_θ ($=10\text{Jm}^{-2}$) は Petch[3-13]と同じ値を、Locking parameter k_y は Eq. (3-19) の傾き $20.7\text{Nmm}^{-3/2}$ を用いた。10LM 以外の鋼種について、局所破壊応力 σ_f が二つの局所破壊応力 σ_{f_θ} の範囲内に位置した。これより、 α 粒径分布の最大値から平均値の範囲の粒径の α の界面に転位が堆積し、 θ 短径分布の 95%最大値程度の θ 亀裂が隣接する α 粒径分布の最大値から平均値の範囲の粒径の α に突入することが破壊の限界条件になっている可能性が示唆された。

Fig.3-67 には、Fig.3-66 の局所破壊応力 σ_{f_θ} の Locking parameter k_y に Fig.3-42 を適用した局所破壊応力 $\sigma_{f_\theta}^*$ を示す。10LM に加え 10MM と 10MS と 5UL が二つの局所破壊応力 $\sigma_{f_\theta}^*$ の範囲外だった。また、5UU と 10UU は Fig.3-42 の温度範囲外だったため判定不能であった。しかしながら、10ML と 10SM については局所破壊応力 $\sigma_{f_\theta}^*$ が局所破壊応力 σ_{f_θ} よりも局所破壊応力 σ_f を正確に表した。これより、Locking parameter k_y の温度依存性の確度をより高める必要があるものの、局所破壊応力 σ_f に若干の温度依存性がある可能性が理論的な根拠と共に示唆された。

10LM は、 α 粒径平均値が $140\mu\text{m}$ 程度と粗大なため、粒径内の応力と歪が一定ではないことが考えられることから、両モデルの前提条件に適合しなかったと考えられる。

これまでの考察より、 α 粒径分布を考慮すれば、Tsann Lin ら[3-1]や Petch[3-13]のモデルで α 粒径分布の異なる鋼種の局所破壊応力 σ_f をそのばらつきも含めて説明できると考えられる。しかしながら、いずれのモデルにおいても、 α 粒径分布が同程度で θ 短径分布が異なる鋼種である 10ML と 10MM と 10MS の局所破壊応力 σ_f に有意な差があった 3.4.3.4 の実験結果 Fig.3-61~64 は説明できなかった。この理由は、Tsann Lin ら[3-1]や Petch[3-13]のモデルが破壊に寄与する亀裂の発生を前提としており、亀裂発生を考慮していないためである。したがって、破壊起点と考えられる θ 割れに及ぼす諸因子の影響を考慮したへき開破壊機構のモデルを構築する必要があるといえる。

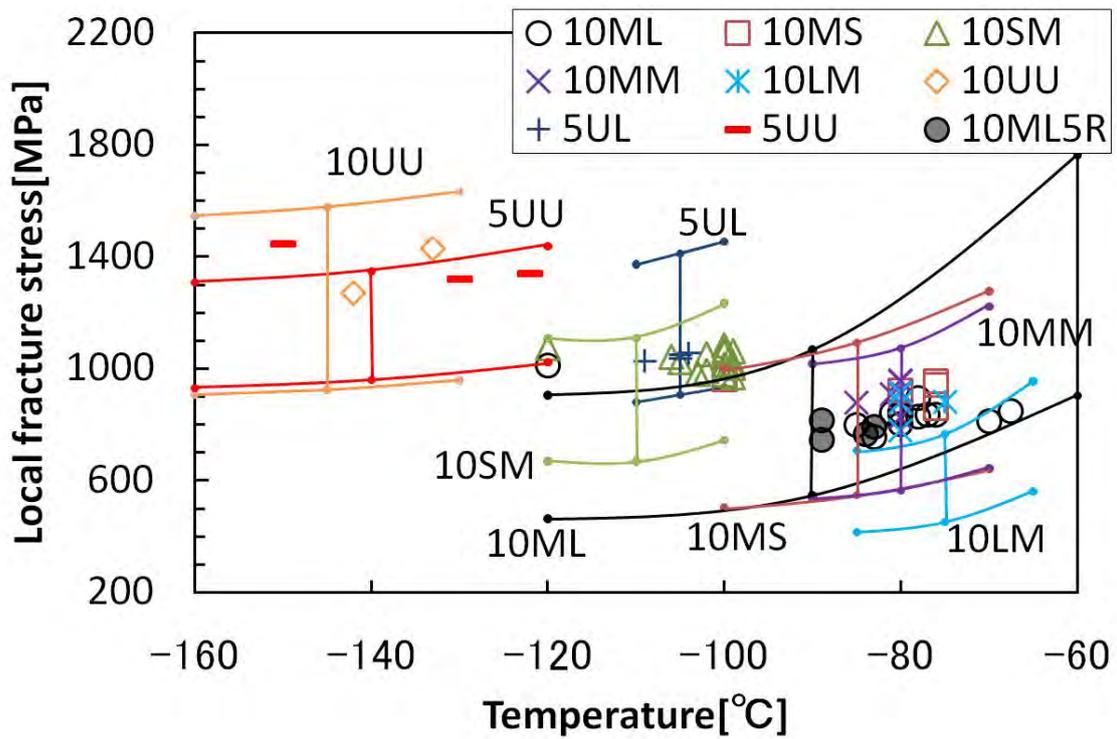


Fig.3-65 局所破壊応力 σ_f (各種記号) と局所破壊応力 σ_{f_α} (二直線) の比較

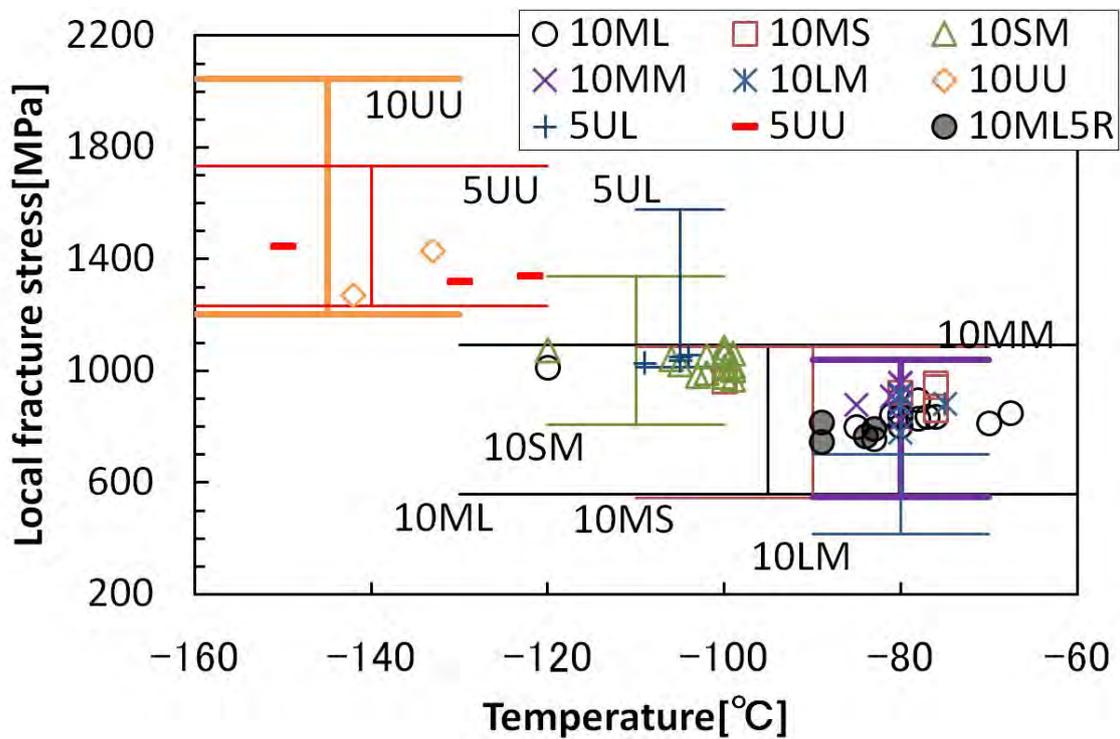


Fig.3-66 局所破壊応力 σ_f (各種記号) と局所破壊応力 σ_{f_θ} (二直線) の比較

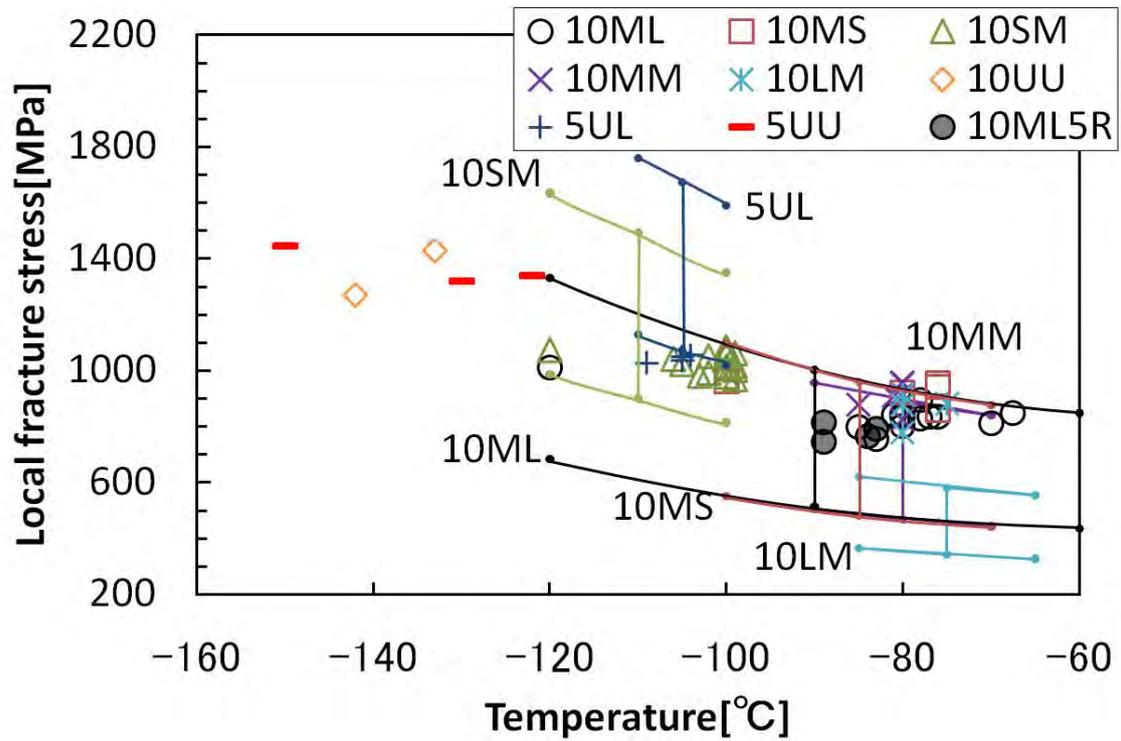


Fig.3-67 局所破壊応力 σ_f (各種記号) と局所破壊応力 $\sigma_{f\theta}^*$ (二直線) の比較

3.4.4 セメントタイト割れ観測実験

3.4.3.5 の考察から、破壊に寄与する亀裂の発生を前提とし、亀裂発生を考慮していない Tsann Lin ら [3-1] や Petch [3-13] のモデルで説明できない 3.4.3.4 の実験結果 Fig.3-61～64 を説明できるようにするため、破壊起点と考えられる θ 割れに及ぼす諸因子の影響を考慮したへき開破壊機構のモデルの構築が求められた。そこで、 θ 割れに及ぼす諸因子の影響を調査し、そのへき開破壊への影響について考察した。 θ 割れは、砂時計型丸棒引張試験片の縦断面の一定歪箇所を観測した。

3.4.4.1 砂時計型丸棒引張試験

各鋼種の板厚中心部から砂時計型丸棒引張試験片（標点間距離 18mm、切欠き半径 $R = 5, 15\text{mm}$ 、標点間最小直径 6mm）を長手方向が圧延方向と等しくなるように切出した。Fig.3-68 に砂時計型丸棒引張試験片の形状を示す。試験片の標点に治具を引っ掛けてバネで固定し、その治具にクリップゲージを取り付けた。試験片のネジ部をつかみ治具に取り付けて、つかみ治具を万能試験機に固定し、 $-141^{\circ}\text{C} \sim -40^{\circ}\text{C}$ の温度環境下で $3\text{mm}/\text{min}$ の荷重速度で試験片最小直径部の最大歪が 40% となる変位量まで負荷した。負荷中の荷重と変位は、測定機を介して 10Hz で断続的に測定した。取り出した試験片は加熱機で加熱したエタノール溶液に数分間浸漬してから室温に戻した。低温制御は、試験片の両標点の上もしくは外側に溶接機でスポット溶接した熱電対を温度計に接続して温度を測定しながら、試験片を覆う木箱と試験片上部のつかみ治具を覆う木箱の中を液体窒素雰囲気を満たすか、あるいはドライアイスで冷却した液体アルコールに試験片を浸漬した。試験中の温度の変動範囲は、両測定点合わせて最大 $\pm 5^{\circ}\text{C}$ 程度であった。砂時計型丸棒引張試験の外観は、Fig.3-32 の丸棒引張試験と同様である。

3.4.4.2 有限要素法解析

Fig.3-69 に砂時計型丸棒引張試験の FEM モデルを示す。砂時計型丸棒引張試験片は、鏡面对称となる試験片の軸方向の対称面に軸方向の移動や軸方向に垂直な方向を軸とした回転を無効とする境界条件を設定し、軸対称弾塑性解析とすることで、2次元平面において実物の 1/4 の形状とした。また、その要素は標点間最小直径部で最小約 $43500 \mu\text{m}^2$ となる 4 節点 4 辺形要素で、 $R=5\text{mm}$ の場合は 707 要素数、791 節点数、 $R=15\text{mm}$ の場合は 899 要素数、991 節点数とした。標点間最小直径部の対極にある試験片末端の要素一列を軸方向に変位させて試験片を引っ張るように準静的に負荷した。材料特性には、丸棒引張試験で得られた真応力真歪曲線を試験温度と共に表形式で入力し、且つ、質量密度 ($=7.874\text{Mg}/\text{m}^3$) とヤング率 ($=209000\text{MPa}$) とポアソン比 ($=0.3$) を入力した。

この FEM モデルの標点間最小直径部の最大主歪が 40%となる変位量を算出し、3.4.4.1 の砂時計型丸棒引張試験の負荷停止変位とした。Fig.3-70 に標点間最小直径部の最大主歪が 40%となった時の最大主応力と最大主歪の分布を重ねた一例を示す。最大主歪は標点間最小直径部から 40%、30%、20%、10%とほぼ平行に並んでいるが、この一定歪の近傍で試験片の軸方向に対して垂直な領域を 3.4.4.3 で後述する観察領域と定めた。ただし、実際の試験で引っ張った変位量は FEM モデルの標点間最小直径部の最大主歪が 40%となる変位量とは異なったため、試験での変位と同程度の変位となるまで負荷した FEM モデルの最大主歪分布を用いて観察領域を定めた。試験全体の観察領域における最大主応力の変動幅は最大±150MPa 程度であった。

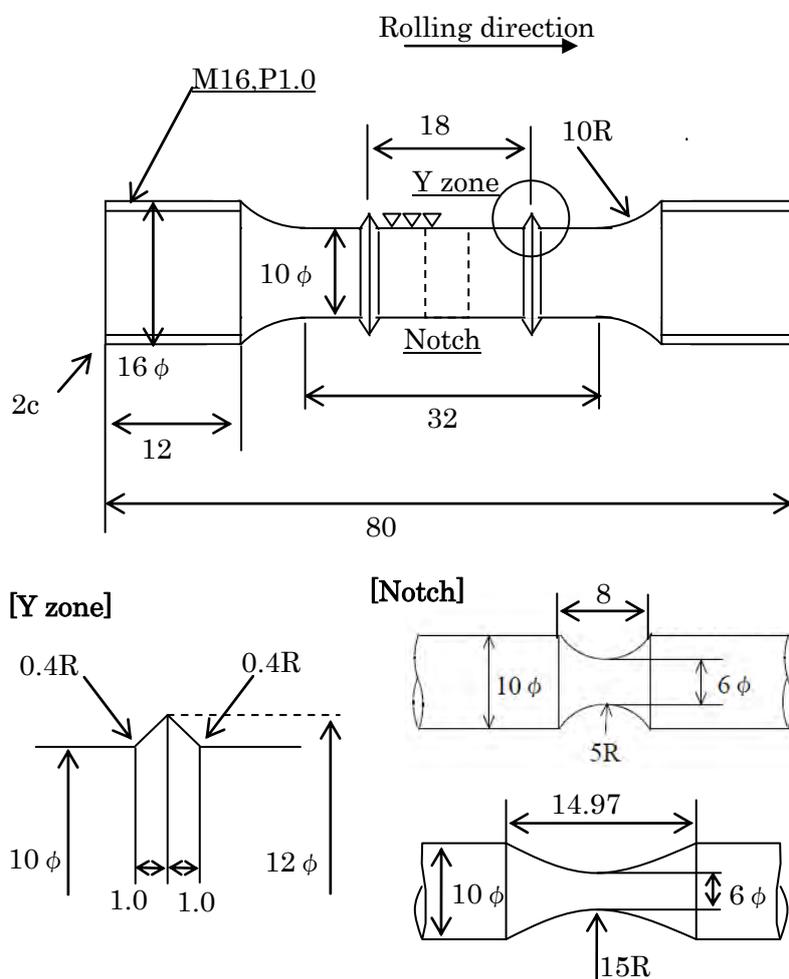


Fig.3-68 砂時計型丸棒引張試験片の形状

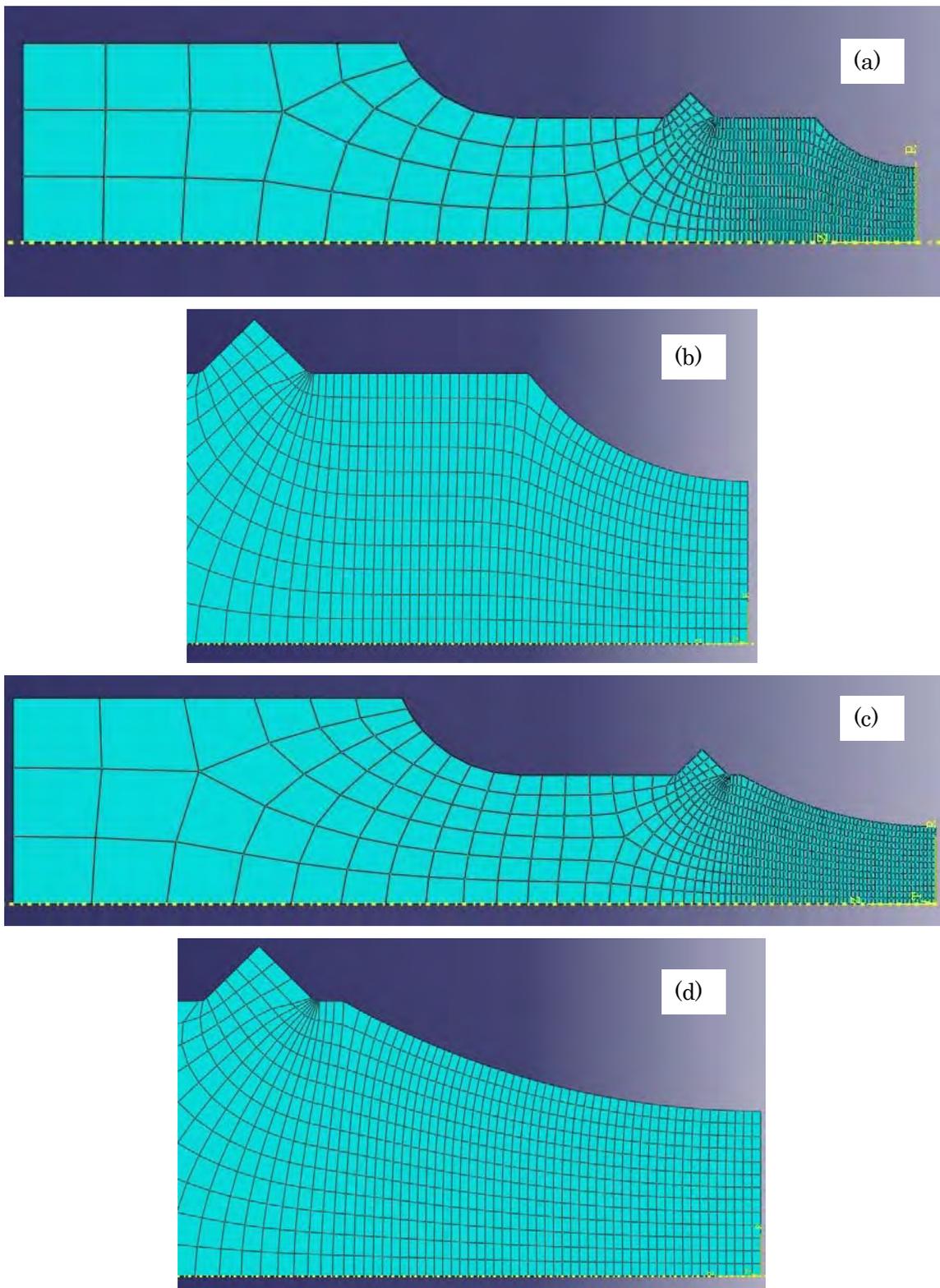


Fig.3-69 砂時計型丸棒引張試験の FEM モデル

(a) 切欠き半径 $R=5\text{mm}$ 、(b) (a) の拡大、(c) 切欠き半径 $R=15\text{mm}$ 、(d) (c) の拡大

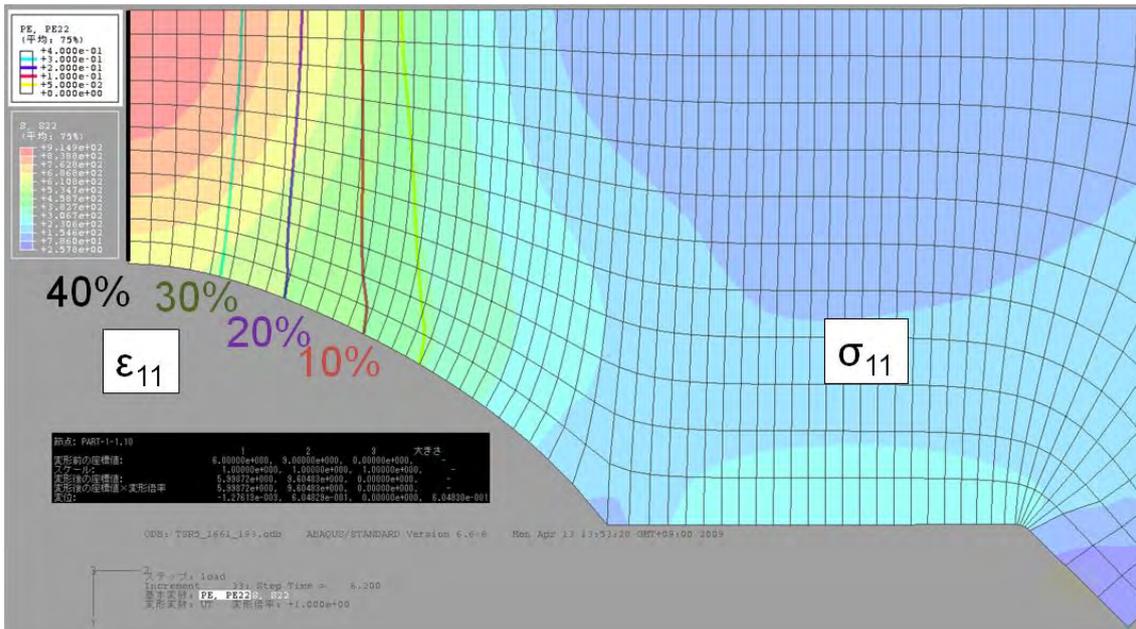


Fig.3-70 砂時計型丸棒引張試験 FEM モデルの最大主応力と最大主歪の分布
(鋼種 10MM、R=5mm、試験温度 -80℃)

3.4.4.3 セメントタイト割れ観測

(a) 観測方法

3.4.4.1 で述べた砂時計型丸棒引張試験から取り出した試験片を引張軸に沿って機械切断で二分し、それを 3.4.2.1 と同様に樹脂埋め込み、研磨と続くバフ研磨後に腐食した。3.4.4.2 の解析で定めた試験片断面上ではほぼ一定の最大主歪 ε_{11} の観察領域を FE-SEM で観察し、 θ 割れが存在する視野を撮影した。 θ 割れには様々な形態があり、客観的に一律に分類することはできない。しかしながら、ここでは Fig.3-71 に模式的に示すように、破断した θ 間のポイド（以下、 θ 割れ L と称す）、亀裂が認められる θ （以下、 θ 割れ M と称す）、 θ 界面のポイド（以下、 θ 割れ S と称す）の三種類に分類して計数した。 θ 割れ S は、Petch[3-13]のモデルに鑑みて、へき開破壊の発生起点になりにくいと判断し、 θ 割れ L と M を θ 割れとした。

(b) 観測結果

Table3-11 に観測結果の概要を示す。ここで、L+M は θ 割れ数 θ_c の L と M の合計を観察領域面積 Area (= 観察領域の長さ Xov × 幅 Yov) で除した単位面積当たりの θ 割れ数を、View は視野の数をそれぞれ意味する。

Fig.3-72~74 に観察した θ 割れの一例を示す。 θ 短径分布の異なる鋼種の θ 割れを比較すると、 θ 短径分布の 95% 最大値が大きい鋼種ほど θ 割れの大きいことが認められた。最大主歪が異なる観察領域の θ 割れを比較すると、歪量が大きいほど θ 割れ L が多いことが認められた。また、各視野内で割れた θ と割れていない θ を比べれば、定性的に大きい θ の方が割れ頻度の高いことが認められた。

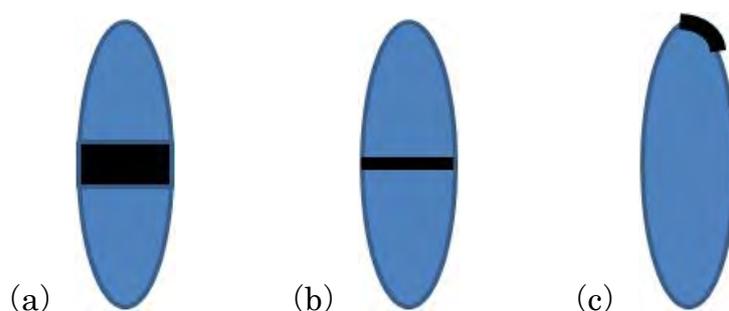


Fig.3-71 θ 割れの分類の模式図 (a) θ 割れ L、(b) θ 割れ M、(c) θ 割れ S

Table3-11 θ 割れ観測結果の概要

Steel	R mm	Temp. °C	ε_{11} %	θ_c			Xov mm	Yov mm	Area mm ²	L+M /mm ²	View No.
				L	M	S					
10MM	5	-40	3	14	21	8	7.148	0.009	0.065	542	22
			12	12	36	13	5.931	0.009	0.054	895	24
			23	24	51	39	5.231	0.009	0.047	1586	40
		-80	3	11	28	12	6.961	0.009	0.063	620	36
			10	27	25	12	6.111	0.009	0.055	941	38
			24	54	35	32	5.446	0.009	0.049	1808	53
	15	-40	43	46	55	36	4.961	0.009	0.045	2252	52
			5	6	16	11	6.72	0.009	0.061	362	25
			15	16	22	17	5.927	0.009	0.054	709	36
		-80	40	43	57	69	5.119	0.009	0.046	2161	39
			3	6	22	4	6.56	0.009	0.059	472	16
			11	15	22	17	5.938	0.009	0.054	689	18
		-120	21	34	54	70	5.478	0.009	0.05	1777	33
			33	66	87	105	5.09	0.009	0.046	3325	41
			5	2	17	4	6.194	0.009	0.055	347	17
10ML	15	-80	15	36	45	18	5.685	0.009	0.05	1614	28
			30	105	62	94	4.935	0.009	0.044	3832	58
			5	21	24	37	6.206	0.009	0.056	802	45
10MS	15	-80	15	33	37	40	5.472	0.009	0.049	1415	51
			30	40	55	46	5.288	0.009	0.048	1987	49
			5	12	30	22	6.368	0.009	0.058	730	29
10LM	15	-70	15	19	42	17	5.813	0.009	0.053	1161	32
			30	39	40	25	5.231	0.009	0.047	1671	32
			5	6	22	13	6.357	0.009	0.057	487	28
10SM	15	-80	15	27	114	24	5.721	0.009	0.052	2726	48
			30	72	99	60	5.221	0.009	0.047	3623	68
			5	24	45	25	6.292	0.009	0.057	1213	37
10UU	15	-140	15	35	107	42	5.794	0.009	0.052	2711	50
			30	86	132	64	5.282	0.009	0.048	4566	69
			5	5	23	0	6.029	0.009	0.055	514	16
5UL	15	-104	15	27	98	56	5.486	0.009	0.050	2520	68
			30	62	116	54	5.166	0.009	0.047	3812	105
			5	11	53	20	6.045	0.009	0.055	1171	61
5UU	15	-129	15	26	49	26	5.613	0.009	0.051	1478	64
			30	29	63	26	5.199	0.009	0.047	1957	74
			5	12	31	10	5.952	0.009	0.054	799	20
	15		15	36	68	23	5.538	0.009	0.050	2077	40
			30	38	100	71	5.112	0.009	0.046	2986	84

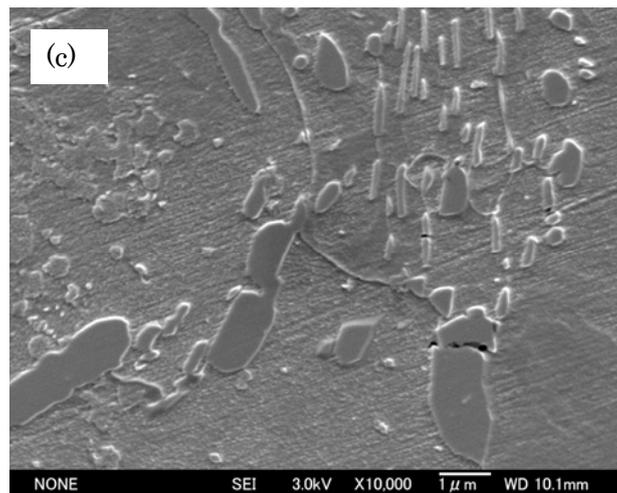
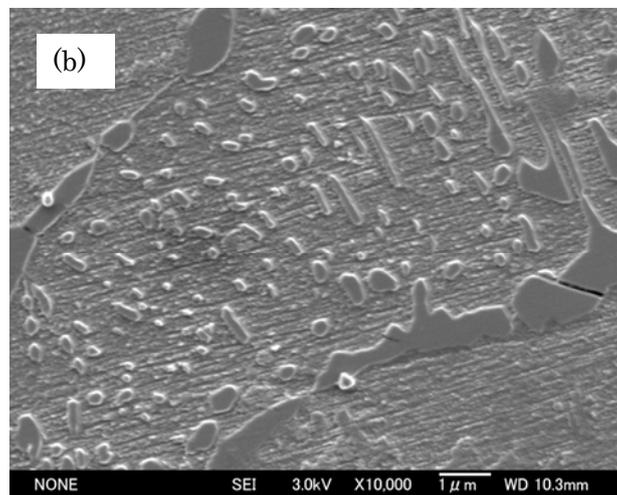
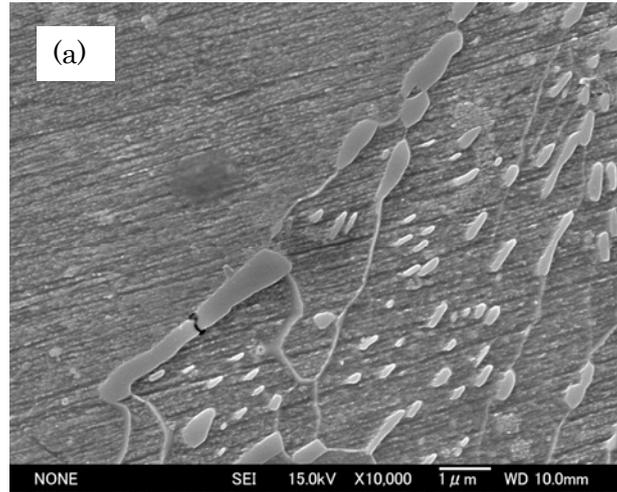


Fig.3-72 観察した θ 割れの一例
10ML15R@ -80°C 、最大主歪 (a) 5%、(b) 15%、(c) 30%

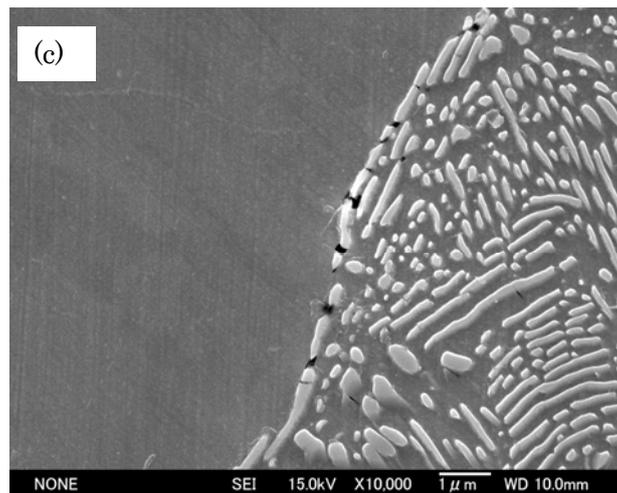
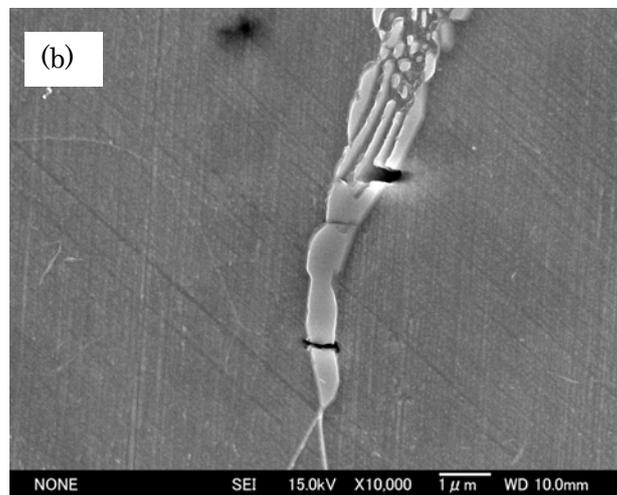
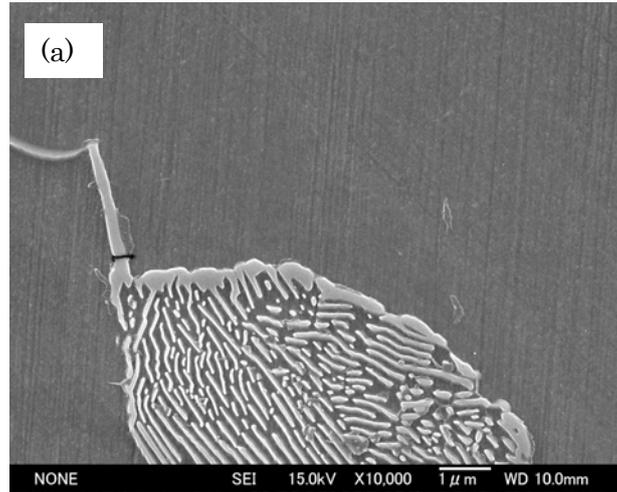


Fig.3-73 観察した θ 割れの一例
10MM15R@ -80°C 、最大主歪 (a) 3%、(b) 11%、(c) 33%

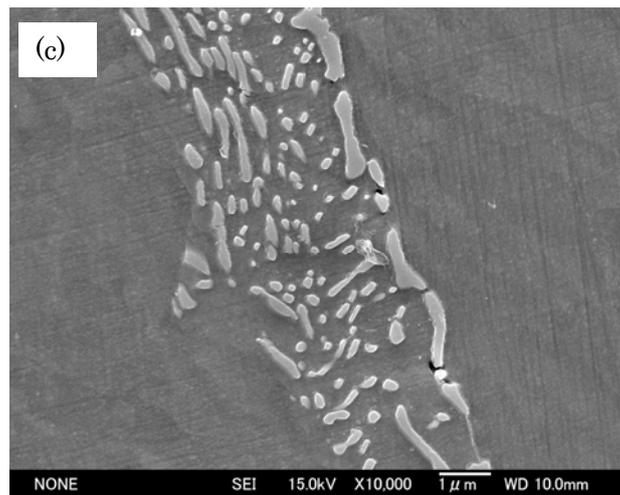
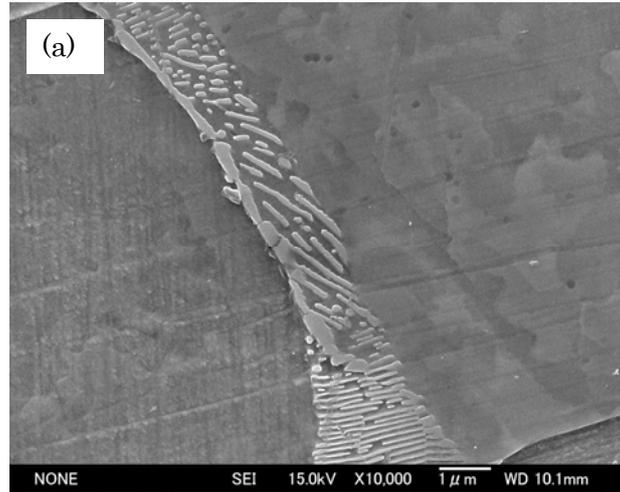


Fig.3-74 観察した θ 割れの一例
10MS15R@ -80°C 、最大主歪 (a) 5%、(b) 15%、(c) 30%

3.4.4.4 考察

Fig.3-75に鋼種 10MLで切欠き半径 $R=15\text{mm}$ の試験片において最大主歪の異なる観察領域で観測された単位面積当たりの θ 割れ数をそれぞれの観察領域の最大主歪に対して示す。Fig.3-8と同様に、単位面積当たりの θ 割れ数は試験温度が低温であるほど、また最大主歪が大きい観察領域ほど、多くなることが認められた。

Table3-12に各鋼種において試験温度 Temp.や拘束条件 R で決まる作用応力 σ を室温の下降伏応力 σ_{y0} で除した係数 η を示す。作用応力 σ は、砂時計型丸棒引張試験の FEM モデルでの拘束条件が最も厳しい要素、すなわち試験片中心部の要素において塑性変形が開始する時点の最大主応力と定義した。

Fig.3-76に Fig.3-75の θ 割れ数密度を Table3-12の η で除した値を最大主歪に対して示す。割れ数密度/ η は、温度に依らず観察領域の最大主歪に対してほぼ線形に増加した。Fig.3-77には、試験片形状が異なる試験片、すなわち拘束条件が異なる試験片の θ 割れ数密度/ η を Fig.3-76に重ねて示す。 θ 割れ数密度/ η は、整然と直線上に並ばなくなったものの、試験温度や拘束条件によらずほぼ観察領域の最大主歪だけに依存した。Fig.3-78には、同様に種々の試験温度と鋼種による θ 割れ数密度/ η を最大主歪に対して示す。鋼種毎の傾向などはなく、観察領域の最大主歪に対する θ 割れ数密度/ η の線形増加傾向のみが共通して認められた。

Fig.3-79に Fig.3-78の中で θ 短径分布の異なる3つの鋼種 10ML、10MM、10MS を選択して再掲した。ただし、いずれの試験においても温度と試験片形状は同一である。これらの θ 割れ数密度/ η の最大主歪に対する増加率は一定であった。

Fig.3-80には、Fig.3-79の各鋼種の θ 割れ数密度/ η を Fig.3-25の各鋼種の単位面積当たりの θ 短径数分布の積分値である単位面積当たりの θ 短径数で除した θ 割れ率 θ_{cr}/η を、各鋼種の θ 短径分布の95%最大値 $t_{95\%max}$ に対して示す。 θ 短径分布の95%最大値 $t_{95\%max}$ が大きい鋼種ほど θ 割れ率 θ_{cr}/η が大きくなった。ここで、3.4.4.3で定性的に割れた θ の方が大きいと認められたことも考慮して、各鋼種で割れた θ が各鋼種の θ 短径分布の95%最大値 $t_{95\%max}$ と仮定すれば、Fig.3-80の横軸は θ 短径 t_θ と同一視できる。これより係数 η と最大主歪 ε_{11} 、そして θ 短径 $t_\theta [\mu\text{m}]$ の関数としての θ 割れ率 θ_{cr} を算出する実験式 Eq. (3-26) を得た。

$$\theta_{cr} = 0.13 \eta \varepsilon_{11} t_\theta^{1.6} \quad (3-26)$$

これは、 α 粒径が同等でも θ 短径の大きい鋼種の方が、 θ 割れ率が高まるために、脆性延性遷移温度 $\delta_{0.2}$ が高温側になることを示唆し、3.4.3.2の実験結果 Fig.3-45~48 が説明できることを示唆する。Eq. (3-26) は、3.5で後述する模擬実験で用いた。

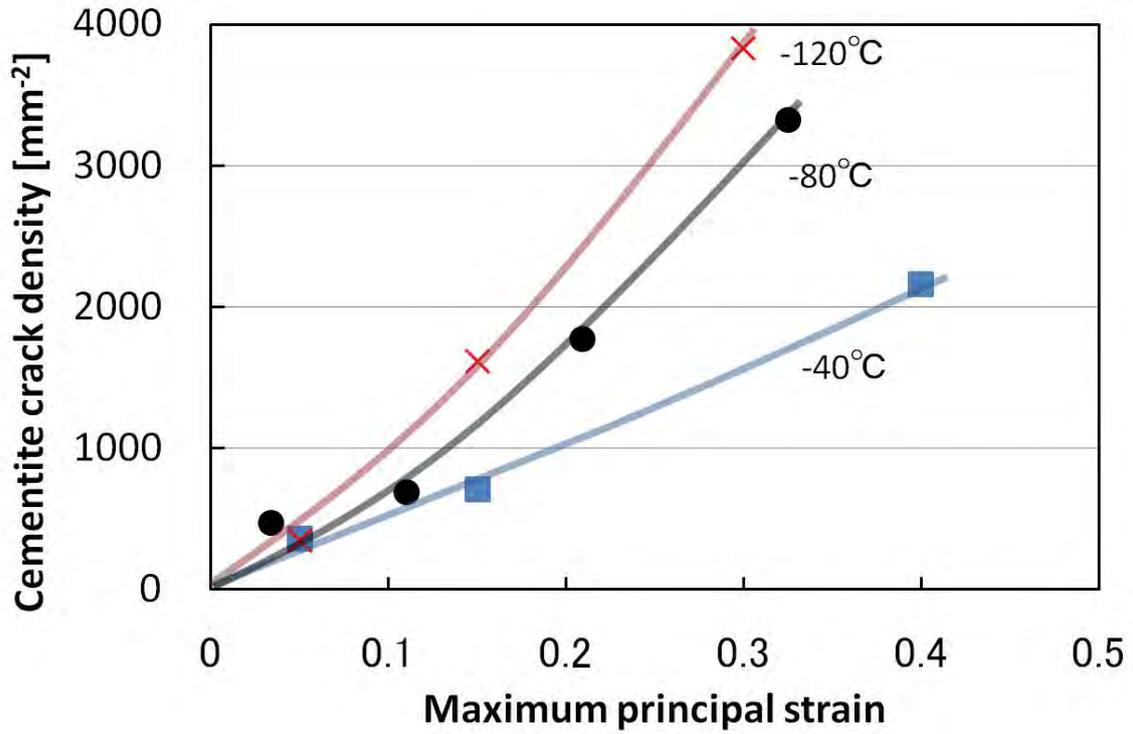


Fig.3-75 単位面積当たりの θ 割れ数の最大主歪依存性と温度依存性

Table3-12 鋼種 Steel と拘束条件 R と試験温度 Temp. で定まる作用応力 σ と係数 η

Steel.	σ_{y0}	R	Temp.	σ	η
	MPa				
10MM	169	5	-40	306	1.8
			-80	438	2.6
		15	-40	247	1.5
			-80	341	2.0
		-120	494	2.9	
10ML	162	15	-80	343	2.1
10MS	171	15	-80	345	2.0
10SM	215	15	-100	469	2.2
10UU	247	15	-141	693	2.8
5UL	213	15	-104	525	2.5
10LM	161	15	-70	325	2.0
5UU	248	15	-129	693	2.8

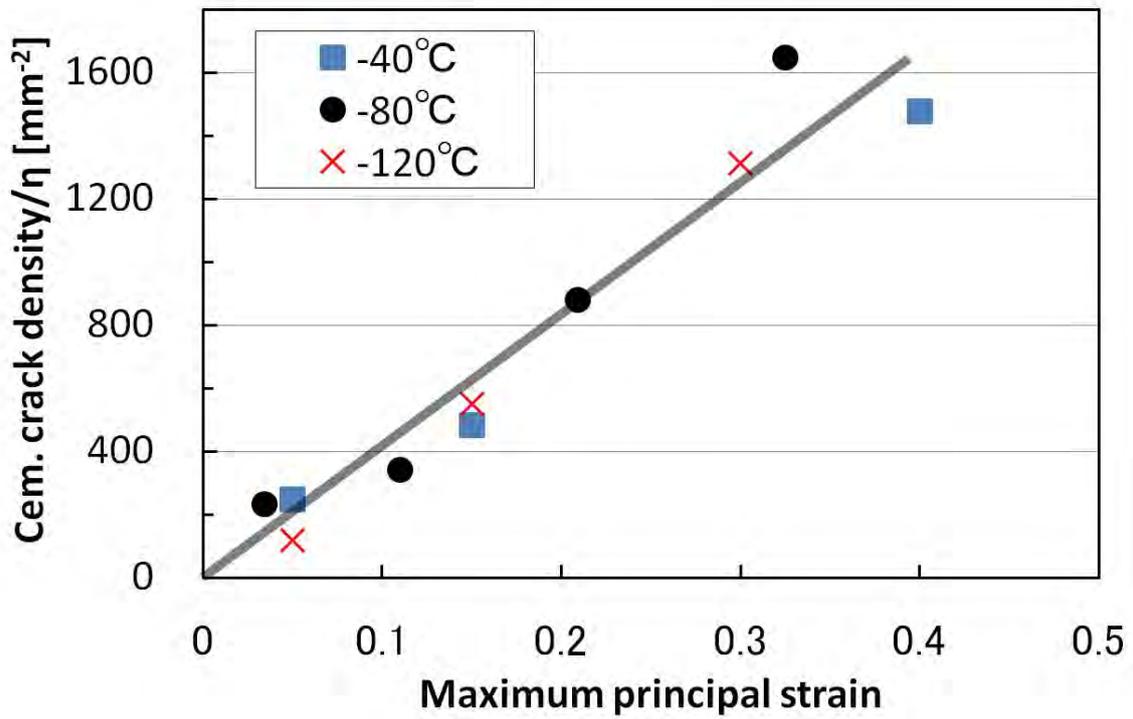


Fig.3-76 同一鋼種、同一試験片形状の θ 割れ数密度/ η の歪依存性

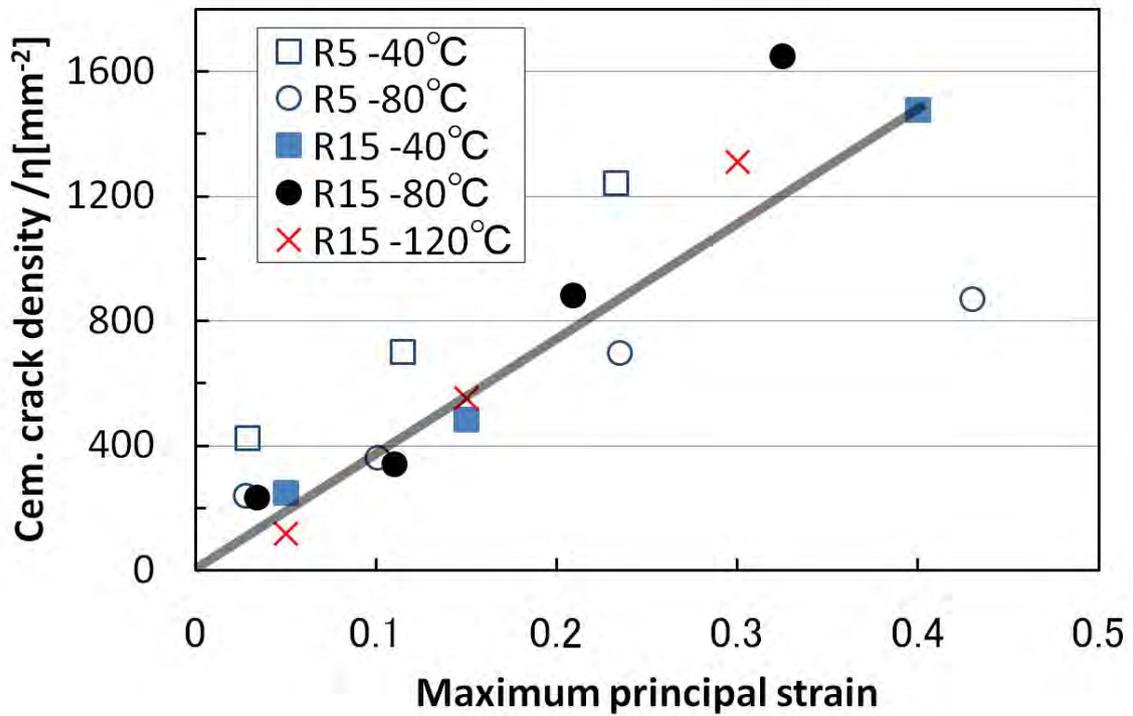


Fig.3-77 同一鋼種の θ 割れ数密度/ η の歪依存性

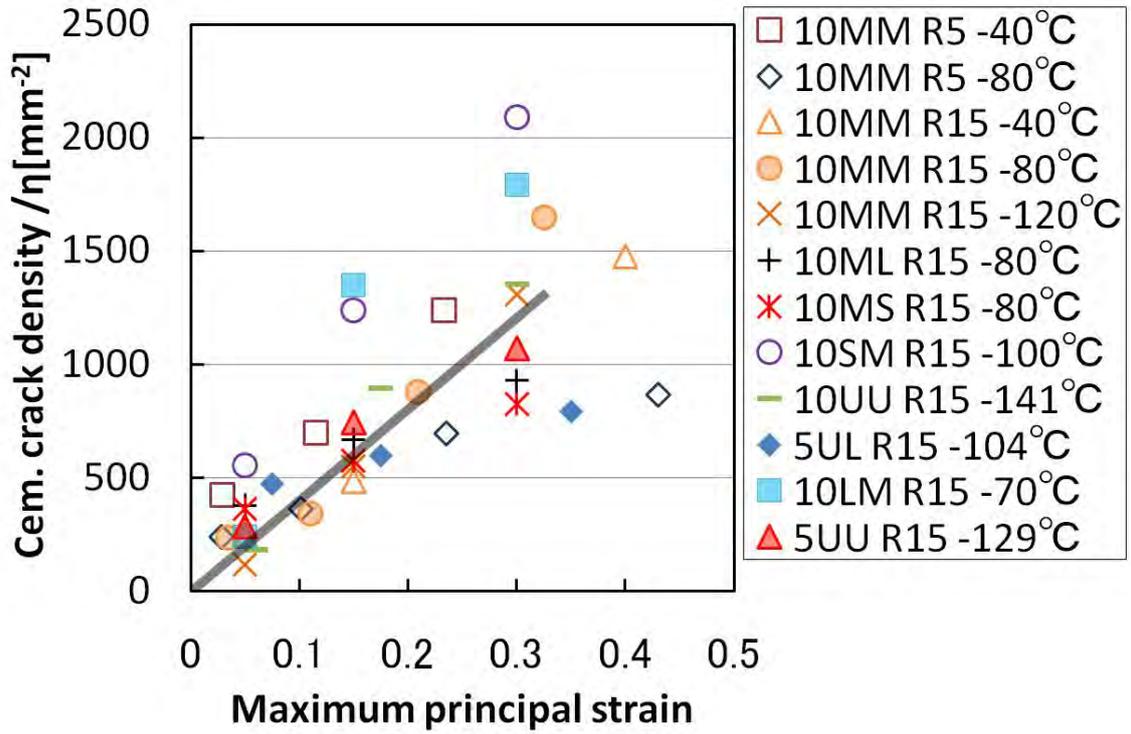


Fig.3-78 全鋼種のθ割れ数密度/ηの歪依存性

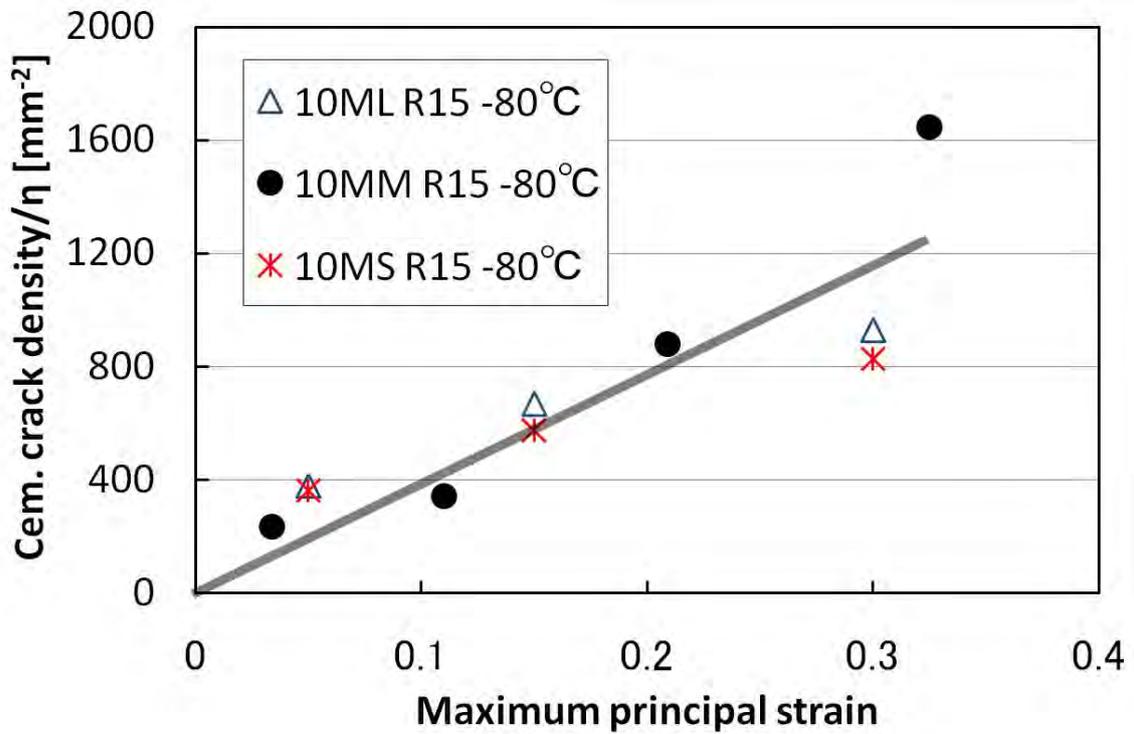


Fig.3-79 α粒径が同程度の鋼種のθ割れ数密度/ηの歪依存性

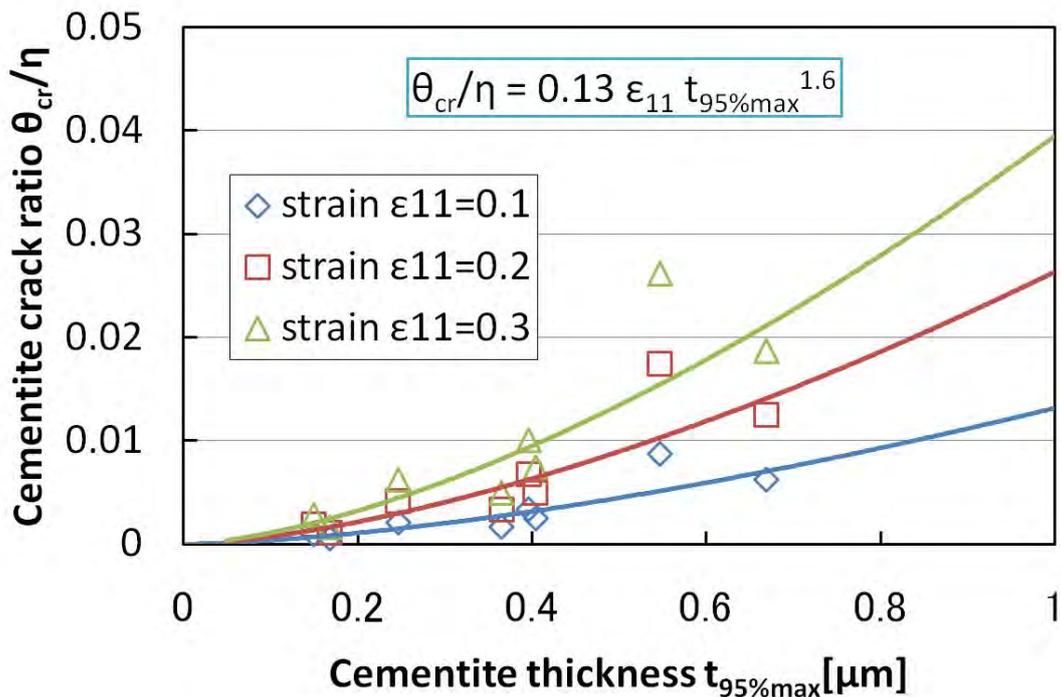


Fig.3-80 θ 割れ率 θ_{cr}/η の θ 短径 95%最大値 $t_{95\%max}$ 依存性と最大主歪 ϵ_{11} 依存性

3.4.5 実験のまとめ

α 粒径と θ 短径の異なる 8 鋼種の靱性を切欠き付 3 点曲げ試験で評価し、この実験結果を用いて FEM モデルから算定した局所破壊応力 σ_f を、各鋼種の α 粒径分布と θ 短径分布のマイクロ組織観察結果などを用いて Tsann Lin ら [3-1] と Petch [3-13] のモデルから算出した局所破壊応力 σ_{f_α} と σ_{f_θ} とそれぞれ比較した。その結果、いずれのモデルにおいても α 粒径分布を考慮することで、 α 粒径分布の異なる鋼種に対してのみ、その実験結果をほぼ説明することができた。しかしながら、 α 粒径分布が同程度で θ 短径分布の異なる鋼種の実験結果は、いずれのモデルでも説明できなかった。これは、いずれのモデルも θ 割れを前提条件としており、それに及ぼす諸因子の影響を考慮していないためであると考えられた。そこで、温度と拘束条件の異なる砂時計型丸棒引張試験を行ない、その試験片の縦断面の歪量の異なる領域を観察することによって、 θ 割れに及ぼす諸因子の影響を調査し、 θ 割れ率が温度や拘束条件で定まる作用応力と室温の下降伏応力と θ に作用する最大主歪と θ 短径の関数となる実験式を得た。

3.5 鋼のマイクロ組織の靱性に及ぼす影響の理論的考察

3.4 の実験で得られた知見を総合して考慮することで α/θ 鋼のへき開破壊モデルを構築し、そのモデルに基づいて作成したプログラムで模擬実験を行った（作成したプログラムは付録参照）。以下、模擬実験の方法と結果について説明する。

3.5.1 提案へき開破壊モデルの概要

靱性は基本的に「最弱リンク機構」に基づくことから、まず破壊に寄与する体積要素を定義した。Fig.3-81 に切欠き直下の破壊発生領域と体積要素の概念図を示す。体積要素の体積は、破壊発生領域に存在する最大の α の体積と定義した。各体積要素には、 α と θ がそれぞれ巨視的な α 粒径分布と θ 短径分布に従って分布している。

そこに外部から負荷が作用することで、各体積要素にもそれぞれの存在位置に応じた応力の負荷履歴が作用する。Fiber loading 機構に従い、 α に作用する歪と同程度の歪が θ にも作用することで、歪と作用応力と θ 短径の関数である θ 割れ率に従って θ が割れる。割れた θ には、粒界に堆積していた転位がなだれ込み、瞬時に θ 短径大の θ 亀裂が生じる。その θ 亀裂が隣接 α に突入するに際して、亀裂発生時になだれ込んだ転位による歪エネルギー、 θ 亀裂が α に突入する時の α の表面エネルギー、亀裂が生じたことにより解放される弾性エネルギー、そして転位によって亀裂が開くことになされる仕事の4つを総合したエネルギーが単調減少する程度の負荷応力が作用していれば、 θ 亀裂は隣接 α に突入し、作用していなければ θ 亀裂は鈍化して無害化する。さらに、生成した α 亀裂がGriffith亀裂として α 粒界を超えて伝播するのに十分な負荷応力が作用していれば、その体積要素は破壊し、「最弱リンク機構」に従って試験片全体のへき開破壊に至り、作用していなければ α 亀裂はマイクロアレストする。Fig.3-82に当該へき開破壊モデルの概念図を示す。

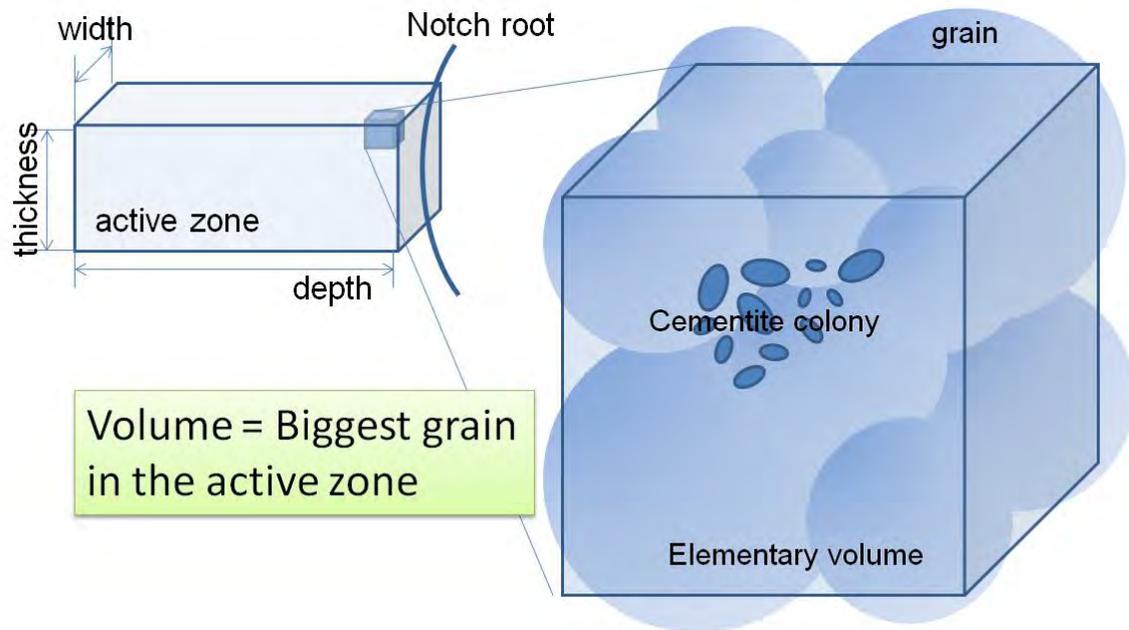


Fig.3-81 切欠き直下の破壊発生領域と体積要素の概念図

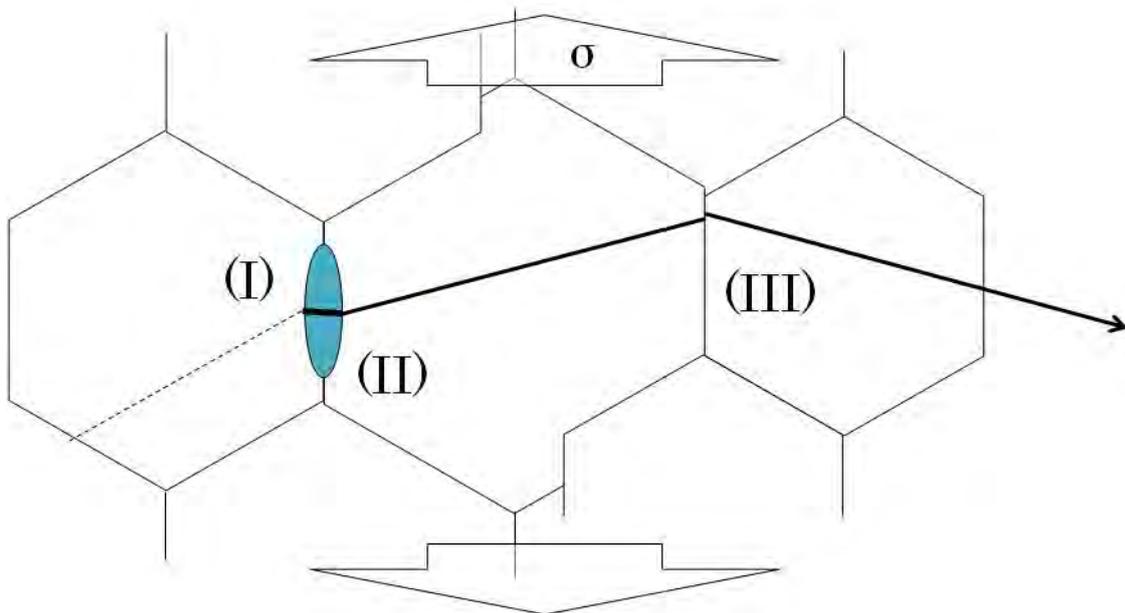


Fig.3-82 新へき開破壊モデルの概念図

(I) θ 亀裂の発生、(II) θ 亀裂の α 突入、(III) α 亀裂の α 伝播

3.5.2 模擬実験

(a) 計算方法

3.5.1 で述べたモデルに基づき、計算機上で模擬実験を行うため、汎用数式処理システムの Mathematica ver. 7.0 を用いてプログラムを作成した。

始めに「最弱リンク機構」に基づき、切欠き直下のへき開破壊発生領域 Vall を、破壊起点が亀裂進展方向 (=深さ方向) 1mm、幅方向 20mm の領域に概ね集中した破壊起点同定結果 Fig.3-54 を考慮し、20mm 幅×0.6mm 厚×1mm 深と仮定した。厚さ方向は、切欠き付 3 点曲げ試験片の破面観察から定めた。ただし、プログラム上では、後述する FEM モデルとの整合性のため 10mm 幅×0.3mm 厚×1mm 深の 1/4 領域を 4 回計算した。対象とするマイクロ組織を α/θ 鋼とし、 α 粒径分布と θ 短径分布を 3.4.2 の調査結果 Fig.3-23~28 に基づいて仮定した。ただし、形状は α が球で θ が回転楕円体とした。

「最弱リンク機構」を構成する体積要素 V_e は、へき開破壊発生領域に存在する α 粒 Vall × Gd 個の中で最大の粒径と同じ体積をもつ立方体と定義した。ここで、Gd はマイクロ組織観察結果 Fig.3-24 を積分した単位体積当たりの α 粒数を意味する。

各体積要素には、 α がマイクロ組織観察結果 Fig.3-27 の α 粒径数密度割合分布 Gf に従って任意の数と大きさで分布し、 θ がマイクロ組織観察結果 Fig.3-28 の θ 短径数密度割合分布 Cf に従って任意の大きさで分布した。各体積要素中の θ の個数は $V_e \times Cd$ 個であり、Cd はマイクロ組織観察結果 Fig.3-26 を積分した θ 短径数密度とした。ただし、一つの体積要素内の θ のアスペクト比は一定としたが、プログラム中で体積要素毎任意に定めたアスペクト比を用いて単位面積当たりから単位体積当たりの θ 短径数分布に換算した。

また、各体積要素には、Fig.3-60 に示すような切欠き付 3 点曲げ試験 FEM モデルの最大主応力分布と最大主歪分布の中で各体積要素の中心座標 (x, y, z) に対応する主応力テンソル σ と最大主歪 ϵ_{11} が負荷増加に伴って作用することとした。実際の負荷増加は連続的であるが、プログラム上では、切欠き付 3 点曲げ試験 FEM モデルの切欠き側の押し治具を切欠き方向に 0.04mm 変位させる度に増加する負荷を作用させ、最終的に 2.00mm まで変位させた。Fig.3-83 に鋼種 10ML の試験温度 -80°C におけるへき開破壊発生領域の 0.05mm 厚の 2 次元平面におけるある負荷履歴時点の最大主応力分布と最大主歪分布を示す。

体積要素中の θ は、3.4.4 の θ 割れ観測実験で得た実験式 Eq. (3-26) に従って割れるものとした。プログラム上では、各 θ の割れ率を一様確率分布で発生させた 0~1 の範囲の実数の疑似乱数と大小比較をし、各 θ の割れを判定した。ある段階での負荷増加によって割れた θ 亀裂 (以下、割れたての θ 亀裂と称す) t_θ が隣接する α に亀裂が突入する判定基準を Eq. (3-9,10) とした。割れたての θ 亀裂 t_θ が複数の場合は、その内の最大値を t_θ とした。ここで、ヤング率 E (=210GPa) とポアソン比 ν (=0.3) と有効表面エネルギー γ_θ (=10Jm⁻²) は Petch[3-13] と同じ値、Locking parameter k_y は Eq. (3-19) の傾き

20.7Nmm^{-3/2}、転移が堆積する α 粒径 d は当該体積要素に存在する任意の α 粒径とした。また、Eq. (3-10) で算出された局所破壊応力 $\sigma_{f\theta}$ と比較する限界応力には、 θ 割れが突入する隣接 α のへき開面に作用する垂直応力 $\sigma_{v\theta}$ の要素の最大値 $\sigma_{v\theta \max}$ を用いた。ここで、垂直応力 $\sigma_{v\theta}$ は Eq. (3-27) で与えた。

$$\sigma_{v\theta} = \mathbf{n}_i \cdot \boldsymbol{\sigma}^T \cdot \mathbf{n}_i^T \quad (i=1\sim 3) \quad (3-27)$$

ここで、 $\boldsymbol{\sigma}$ は応力テンソルを、 \mathbf{n}_i はへき開面の方位ベクトルをそれぞれ意味する。 \mathbf{n}_i は一様確率分布で発生させた $0\sim\pi$ の範囲の実数の疑似乱数で与えた角度 ψ_r, θ_r, ϕ_r を用いて、次式 Eq. (3-28) で算出した。

$$\begin{aligned} \mathbf{n}_1 &= \begin{pmatrix} \mathbf{Cos}[\psi_r]\mathbf{Cos}[\theta_r]\mathbf{Cos}[\phi_r] - \mathbf{Sin}[\psi_r]\mathbf{Sin}[\phi_r] \\ \mathbf{Sin}[\psi_r]\mathbf{Cos}[\theta_r]\mathbf{Cos}[\phi_r] + \mathbf{Cos}[\psi_r]\mathbf{Sin}[\phi_r] \\ -\mathbf{Sin}[\theta_r]\mathbf{Cos}[\phi_r] \end{pmatrix} \\ \mathbf{n}_2 &= \begin{pmatrix} -\mathbf{Cos}[\psi_r]\mathbf{Cos}[\theta_r]\mathbf{Sin}[\phi_r] - \mathbf{Sin}[\psi_r]\mathbf{Cos}[\phi_r] \\ -\mathbf{Sin}[\psi_r]\mathbf{Cos}[\theta_r]\mathbf{Sin}[\phi_r] + \mathbf{Cos}[\psi_r]\mathbf{Cos}[\phi_r] \\ \mathbf{Sin}[\theta_r]\mathbf{Sin}[\phi_r] \end{pmatrix} \\ \mathbf{n}_3 &= \begin{pmatrix} \mathbf{Cos}[\psi_r]\mathbf{Sin}[\theta_r] \\ \mathbf{Sin}[\psi_r]\mathbf{Sin}[\theta_r] \\ \mathbf{Cos}[\theta_r] \end{pmatrix} \end{aligned} \quad (3-28)$$

隣接 α に割れたての θ 亀裂が突入できない場合、その θ 割れは鈍化して不活性化し、破壊起点として作用しなくなる。他方、隣接 α に割れたての θ 亀裂が突入する場合、割れたての α 亀裂に隣接する α に亀裂が伝播する判定基準を Eq. (3-6) とした。ここで、ヤング率 E ($=210\text{GPa}$) とポアソン比 ν ($=0.3$) は定数、有効表面エネルギー γ_α は Fig.3-5 の近似曲線 (破線) ($-70\sim-150^\circ\text{C}$ の範囲で $130\sim 53\text{Jm}^{-2}$)、 α 亀裂の大きさ d は当該体積要素に存在する任意の α 粒径とした。また、Eq. (3-6) で算出された局所破壊応力 $\sigma_{f\alpha}$ と比較する限界応力には、 θ 亀裂が突入した α に隣接する α の 3 つのへき開面に作用する垂直応力 $\sigma_{v\theta}$ の最大値 $\sigma_{v\theta \max}$ を用いた。

隣接 α に α 亀裂が伝播できない場合、その α 亀裂は鈍化して不活性化するが、それ以降も破壊伝播経路から除外されない。他方、隣接 α に割れたての α 亀裂が伝播する場合、その α 亀裂が存在する体積要素が破壊したと判定し、「最弱リンク機構」に基づいて試験片全体の破壊に至るとした。

以上の計算を全体積、全 θ 数に対して計算すると膨大な時間がかかる。そこで、計算時間短縮のため、体積要素は各体積要素に存在する α 粒径の最大値が大きい体積要素から 1 割のみを計算し、 θ は θ 短径の最大値から 1%、1%が 1000 個より多い時は 1000 個のみを計算した。これらの省略が計算結果に影響しないことは、一部の鋼種で確認した。

プログラムの入力値は、へき開破壊発生領域 Vall、各鋼種の単位体積当たりの α 粒径数割合分布 Gf、単位体積当たりの θ 短径数割合分布 Cf、単位体積当たりの α 粒子数 Gd、単位体積当たりの θ 数 Cd、室温の下降伏応力 σ_{y0} 、FEM モデルの負荷増加に伴う主応力テンソル分布 σ と最大主歪分布 ε_{11} 、有効表面エネルギー γ_{θ} ($=10\text{Jm}^{-2}$)、有効表面エネルギー γ_{α} 、ヤング率 E ($=210\text{GPa}$)、ポアソン比 ν ($=0.3$)、Locking parameter k_y ($=20.7\text{Nmm}^{-3/2}$) である。

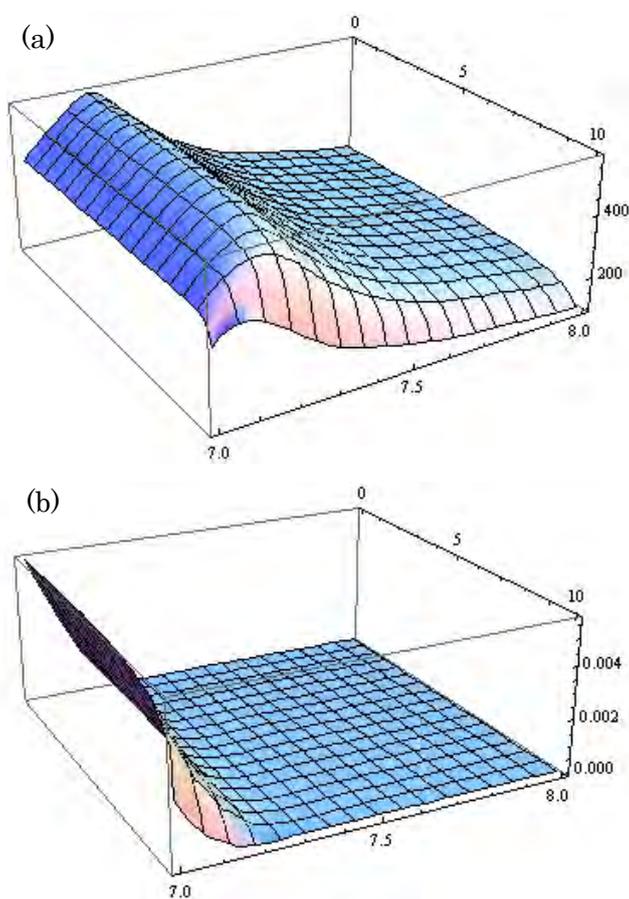


Fig.3-83 (a) 最大主応力分布と (b) 最大主歪分布の一例
(鋼種 10ML、試験温度 -80°C)

(b) 計算結果

Fig.3-84 に鋼種 10SM におけるへき開破壊発生領域内の全体積要素における α 粒子数分布の一例を示す。鋼種 10SM の場合は、体積要素内に 30~40 個の α が存在する割合が最も高く、1~90 個の範囲で分布した。

Fig.3-85 に鋼種 10ML における体積要素内の θ 短径数分布の一例を示す。Fig.3-85 の形状が観察結果 Fig.3-26 とほぼ一致したことから、プログラムの妥当性が確認された。

Fig.3-86 に鋼種 10ML の試験温度 -80°C における負荷増加に伴う割れたての θ 亀裂数の累積的变化を示す。また、Fig.3-87 には、Fig.3-86 の中で θ 短径が $1\mu\text{m}$ 以上の割れたての θ 亀裂数の負荷増加に伴う変化を示す。 θ の存在割合に応じて θ 亀裂数が異なる様子が認められたが、 θ 短径が θ 割れ率に影響するため θ 短径数密度分布 Fig.3-85 の形状と一致しなかった。また、負荷増加に伴い θ 亀裂数は増加するものの、 θ 亀裂が隣接 α に突入できない場合に鈍化して不活性化するため、徐々に割れていない θ が減少し、ある時点から割れたての θ 亀裂数が減少することがわかった。

Fig.3-88 に鋼種 10ML と 5UL と 5UU の準 CTOD の温度依存性の模擬実験結果を実験値と比較して示す。模擬実験では、設定した最大負荷が実験で与えた負荷よりも小さかったため、準 CTOD が約 0.7mm 以上の場合は破壊しないという結果となった。また、負荷の増分が不連続であるため、準 CTOD が小さい場合にその精度が十分でない可能性も考えられる。それらを考慮すれば、模擬実験結果は実験値とよい一致を示したといえる。

Fig.3-89 に模擬実験結果の局所破壊応力 σ_f の温度依存性を実験値と比較して示す。いずれの鋼種でも、実験値と比べて低い値が散見されるものの、概ねよい一致を示した。また、同一鋼種でも低温ほど σ_f が大きくなる傾向が認められた。

Fig.3-90~92 に模擬実験結果の破壊起点位置、局所破壊応力 σ_f 、局所破壊歪 ε_f をそれぞれ準 CTOD に対して実験値と比較して示す。破壊起点位置は準 CTOD が大きいほど大きくなる傾向が 10MM の一部を除いて一致した。局所破壊応力 σ_f は 10MM の一部を除いて鋼種毎にほぼ一致した。局所破壊歪 ε_f は準 CTOD が大きいほど大きくなる傾向が一致した。しかし、いずれも準 CTOD に関して 10SM@ -100°C は計算値の方が小さく、5UL@ -103°C は計算値の方が大きく見積もられた。10MM と 10ML で局所破壊歪 ε_f が 0.2 以上の過大な値を示し、10MM で局所破壊応力 σ_f が 600MPa 以下の過小な値を示した計算結果は、いずれも切欠き底直下の体積要素が破壊した場合であった。Fig.3-91 の 10ML と 5UL において準 CTOD が小さいところで局所破壊応力 σ_f が高い値を示した計算結果は、いずれも低温の計算結果であり、局所破壊応力 σ_f に対する温度の影響と考えられる。

Fig.3-93~95 に模擬実験結果のワイブルプロットを実験値と比較して示す。Table3-13 に Fig.3-93~95 の準 CTOD、局所破壊応力 σ_f 、局所破壊歪 ε_f の形状母数 m 及び尺度母数 δ_0 、 σ_0 、 ε_0 を示す。局所破壊応力 σ_f は、形状母数 m と尺度母数 σ_0 のいずれにおいても実験値と同じ傾向を示した。準 CTOD と局所破壊歪 ε_f は、いずれにおいても試験条件との

傾向は模擬実験と実験値で全く同じにはならなかったものの、準 CTOD の形状母数 m が平均的には 2 よりも高い値を示すなど、概ね実験値と一致する傾向を示した。

Fig.3-96 に模擬実験結果をその局所破壊応力 $\sigma_{f\theta}$ と $\sigma_{f\alpha}$ で整理して示す。10ML@ -70°C と 10ML@ -80°C と 10MM@ -80°C は概ね $\sigma_{f\alpha}$ の方が大きく、それ以外は概ね $\sigma_{f\theta}$ の方が大きかった。すなわち、低温になるほど $\sigma_{f\theta}$ の方が大きくなる傾向が認められた。また、局所破壊応力 $\sigma_{f\theta}$ が大きくなるにつれて、 $\sigma_{f\alpha}$ の取り得る範囲が広がる傾向が認められた。ここで、 $\sigma_{f\theta}$ と $\sigma_{f\alpha}$ の大きい方がその破壊の限界条件となると仮定して、Fig.3-97 に模擬実験結果の局所破壊応力 σ_f の温度依存性における限界条件 $\sigma_{f\theta}(\theta)$ と $\sigma_{f\alpha}(\alpha)$ の影響を示すと、低温になるほど $\sigma_{f\theta}$ の方が限界条件となる傾向が認められた。

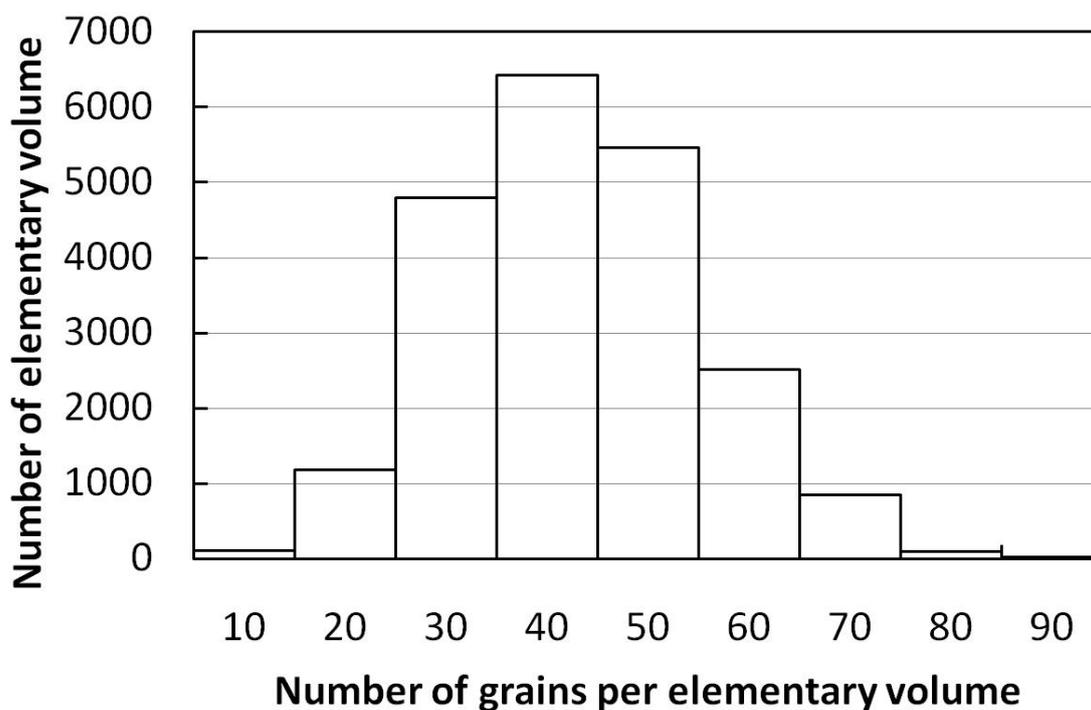


Fig.3-84 へき開破壊発生領域における各体積要素内の α 粒子数分布の一例 (鋼種 10SM)

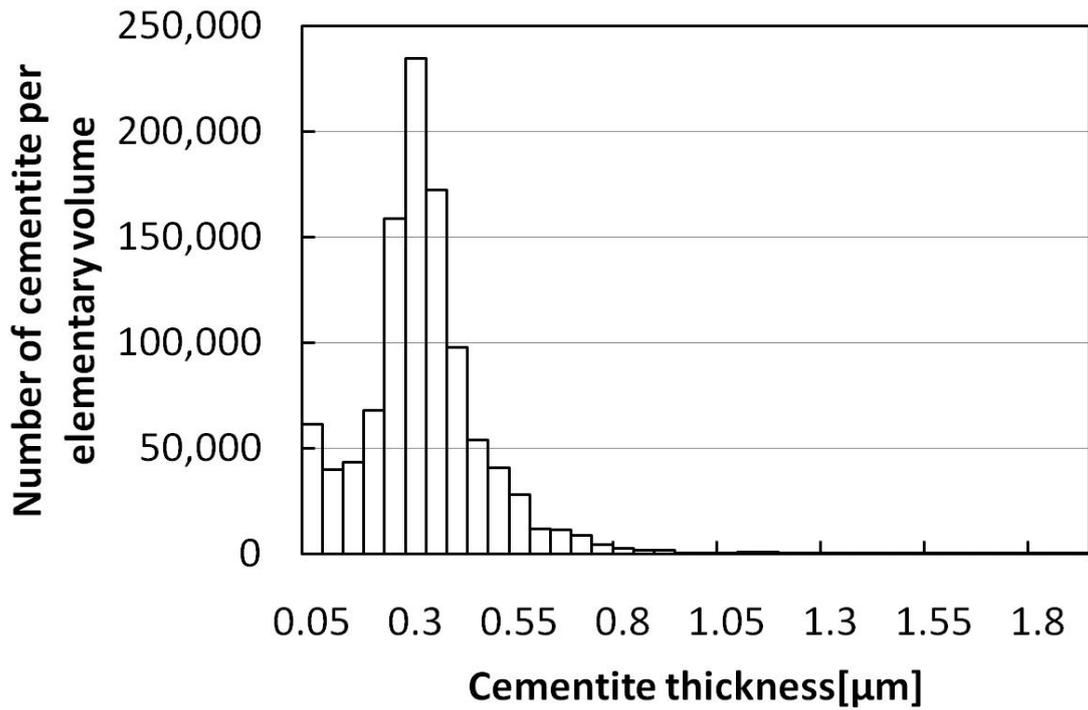


Fig.3-85 体積要素内の θ 短径数分布の一例 (鋼種 10ML)

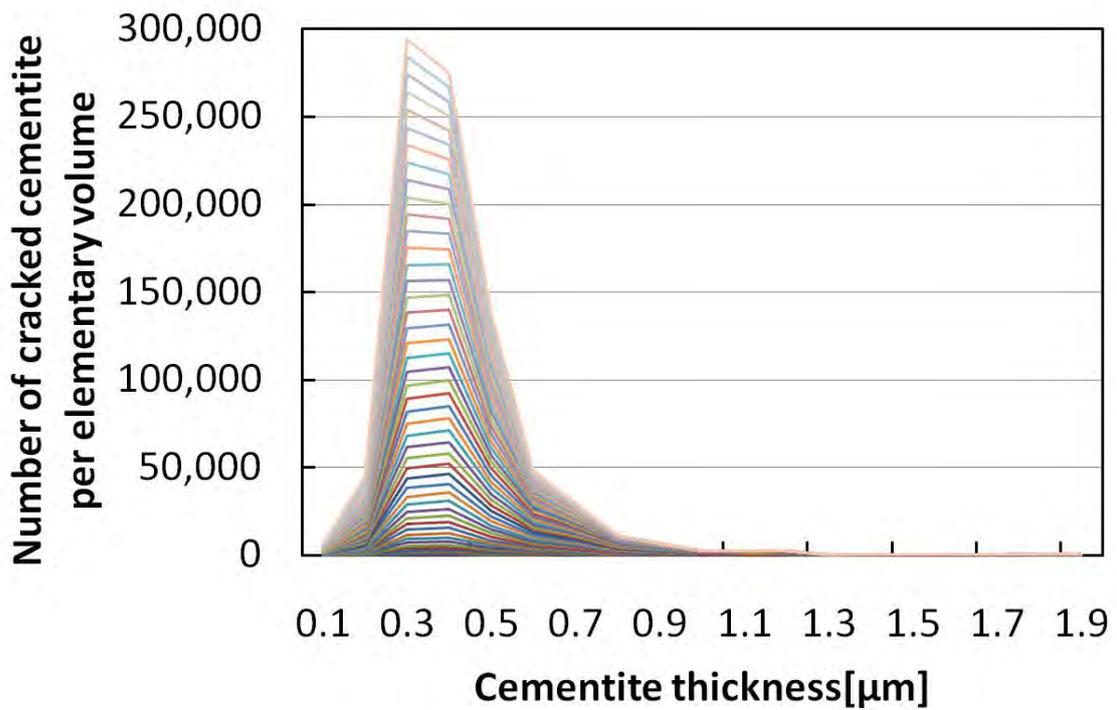


Fig.3-86 負荷増加に伴う割れたたの θ 亀裂数の累積的变化の一例 (鋼種 10ML、試験温度 -80°C)

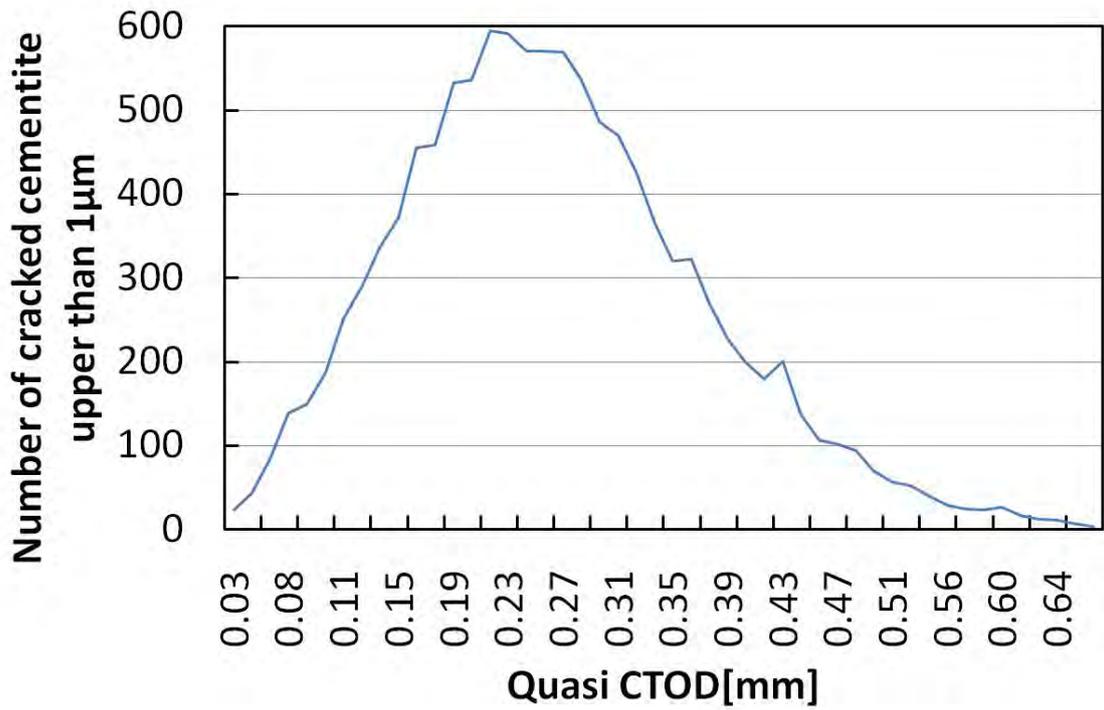


Fig.3-87 負荷増加に伴う θ 短径 $1\mu\text{m}$ 以上の割れたての θ 亀裂数の変化の一例
(鋼種 10ML、試験温度 -80°C)

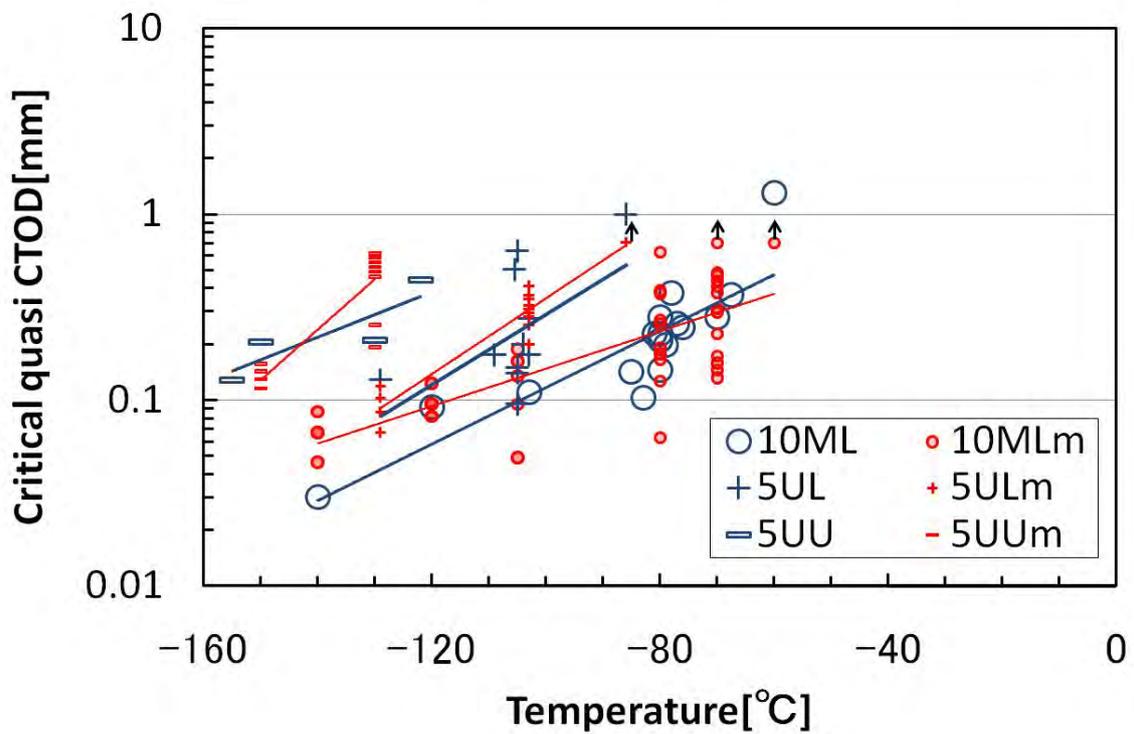


Fig.3-88 脆性延性遷移曲線の模擬実験値 (m) と実験値の比較

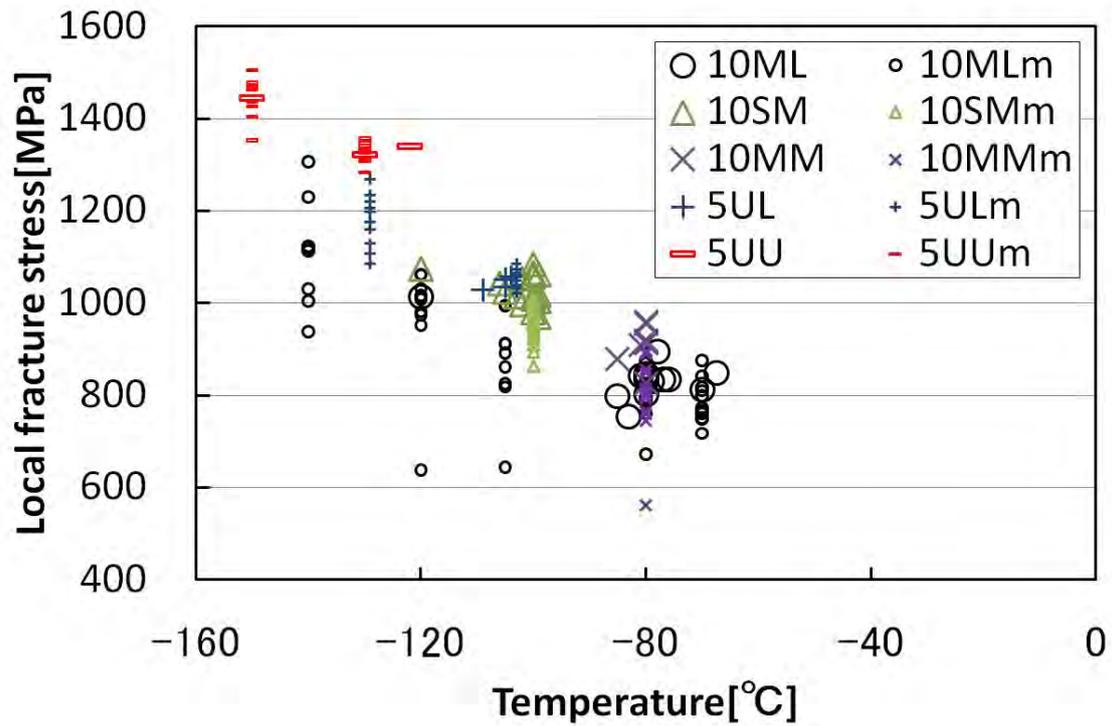


Fig.3-89 局所破壊応力 σ_f の温度依存性の模擬実験値 (m) と実験値の比較

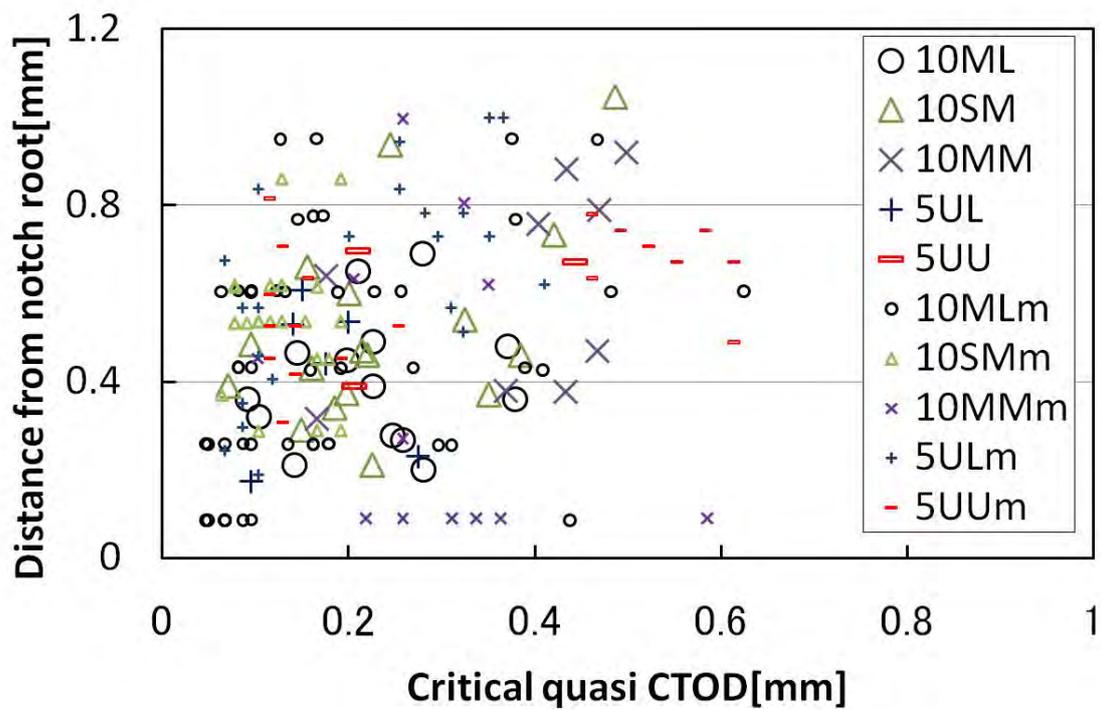


Fig.3-90 準 CTOD に対する破壊起点位置の模擬実験値 (m) と実験値の比較

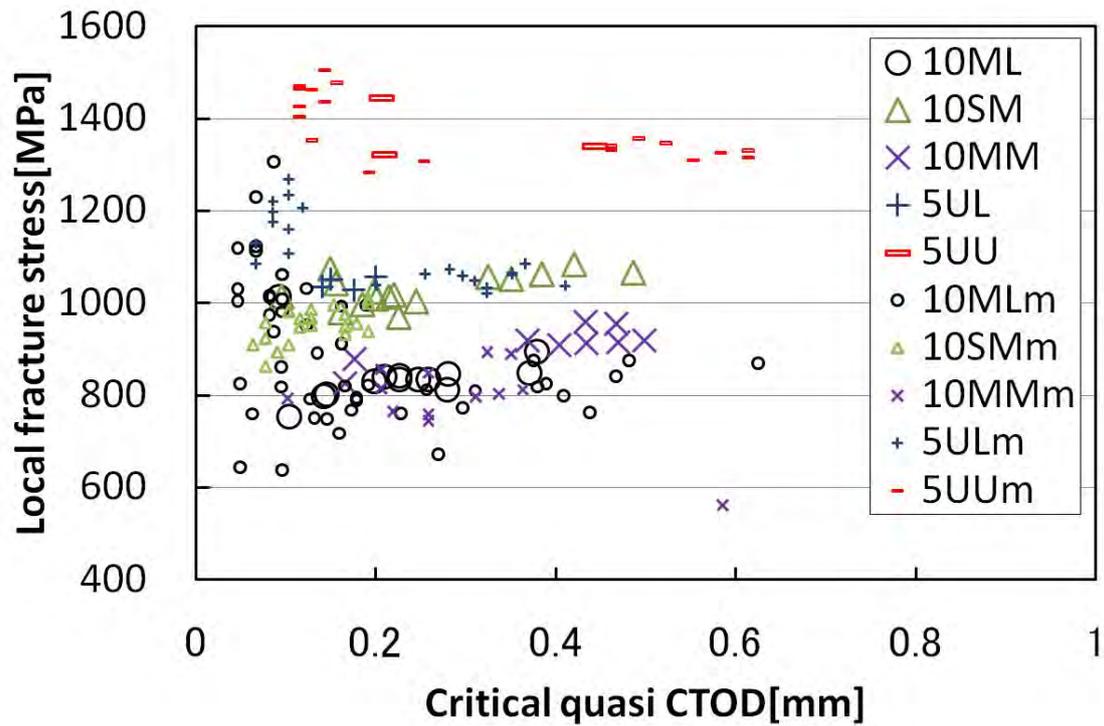


Fig.3-91 準 CTOD に対する局所破壊応力 σ_f の模擬実験値 (m) と実験値の比較

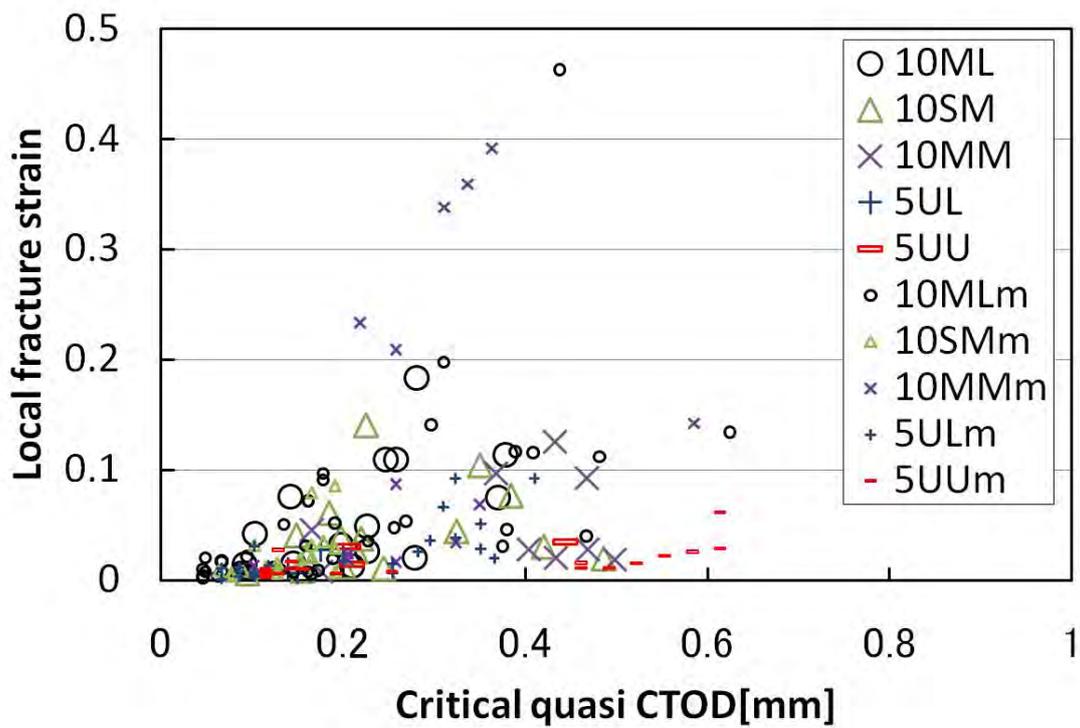


Fig.3-92 準 CTOD に対する局所破壊歪 ε_f の模擬実験値 (m) と実験値の比較

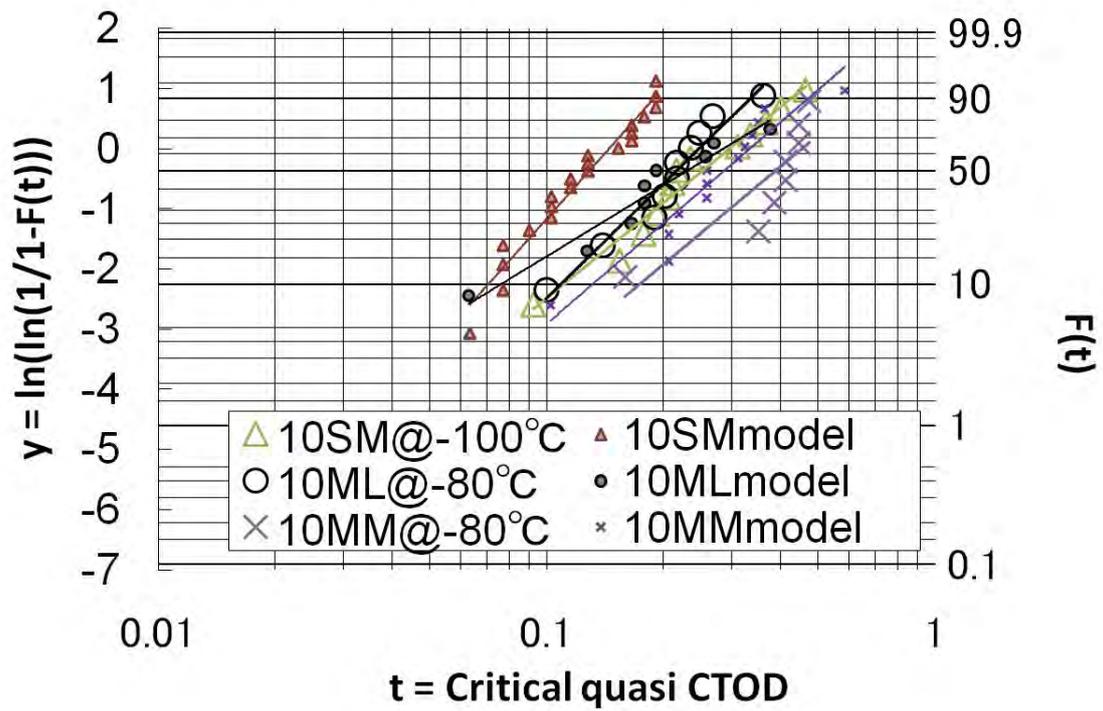


Fig.3-93 準 CTOD の模擬実験値と実験値のワイブル分布比較

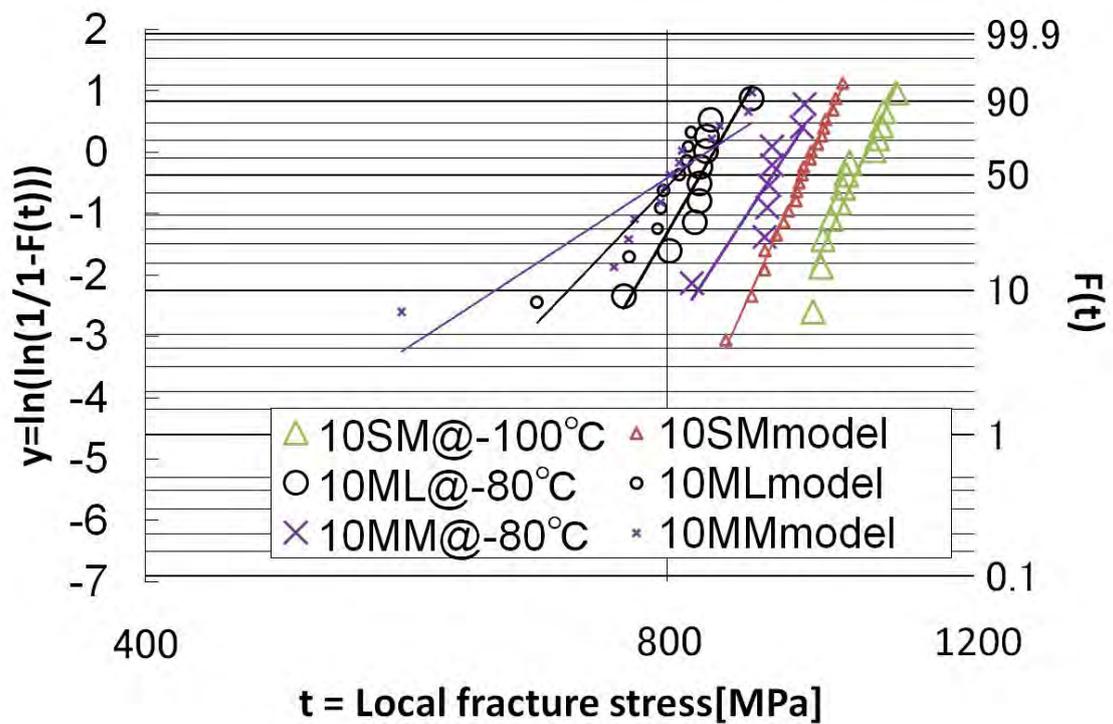


Fig.3-94 局所破壊応力 σ_f の模擬実験値と実験値のワイブル分布比較

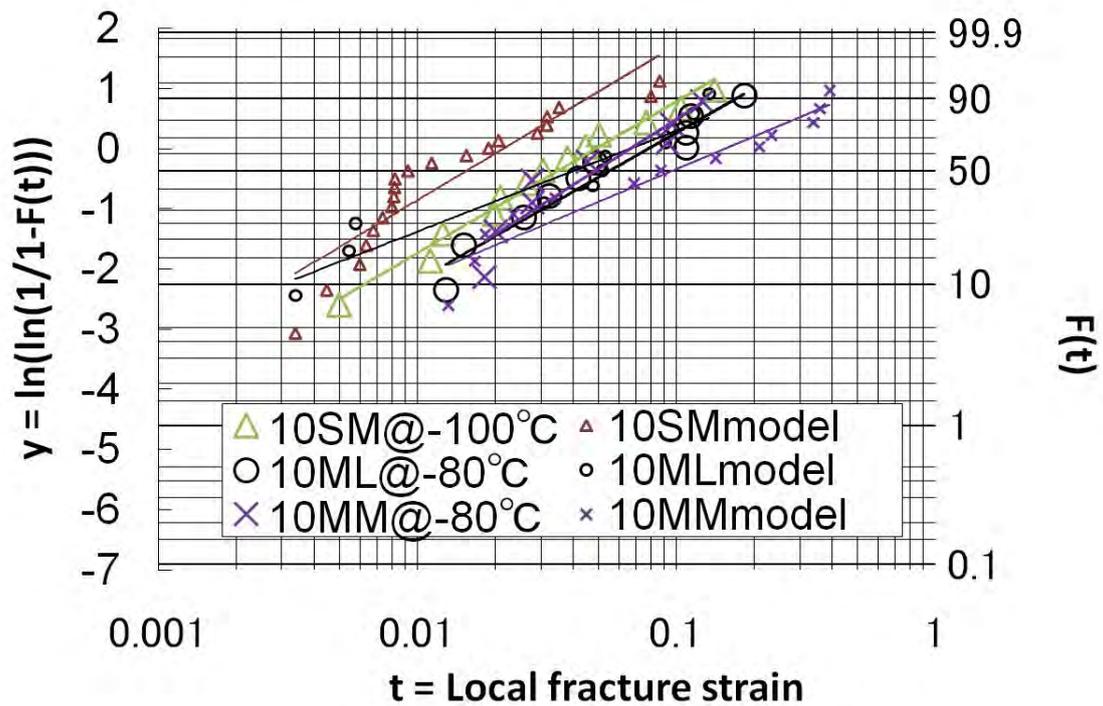


Fig.3-95 局所破壊歪 ϵ_f の模擬実験値と実験値のワイブル分布比較

Table3-13 各鋼種の同一温度での試験片本数と局所破壊応力 σ_f と準 CTOD と局所破壊歪 ϵ_f の形状母数 m と尺度母数 δ_0 、 σ_0 、 ϵ_0 の実験値 Exp. と模擬実験値 Model の比較

	Steel	Temp.	No. of test	CTOD[mm]		σ_f [MPa]		ϵ_f [%]	
				m	δ_0 [mm]	m	σ_0 [MPa]	m	ϵ_0 [%]
Exp.	10SM	-100°C	13	2.3	0.30	27	1042	1.1	5.0
	10ML	-80°C	10	2.8	0.26	21	863	1.1	8.6
	10MM	-80°C	8	2.3	0.46	19	936	1.2	6.9
Model	10SM	-100°C	21	3.1	0.14	28	966	1.1	2.0
	10ML	-80°C	11	1.7	0.29	13	828	0.7	5.7
	10MM	-80°C	10	2.4	0.32	8	854	0.8	15.3

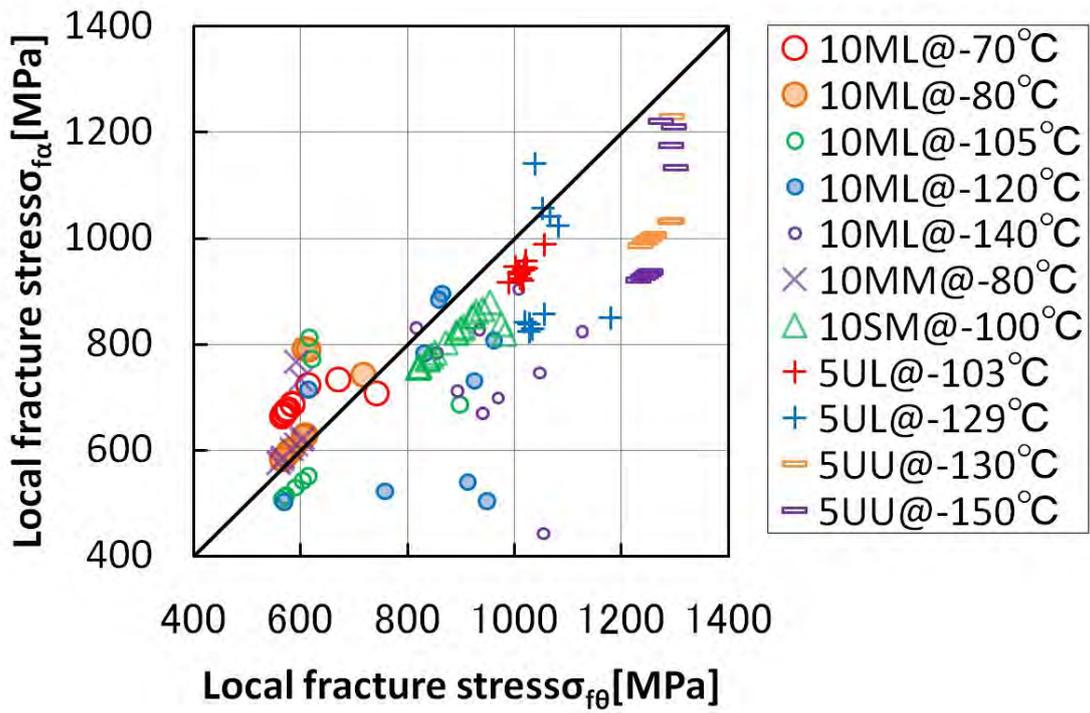


Fig.3-96 模擬実験値の局所破壊応力 $\sigma_{f\theta}$ と $\sigma_{f\alpha}$ の比較

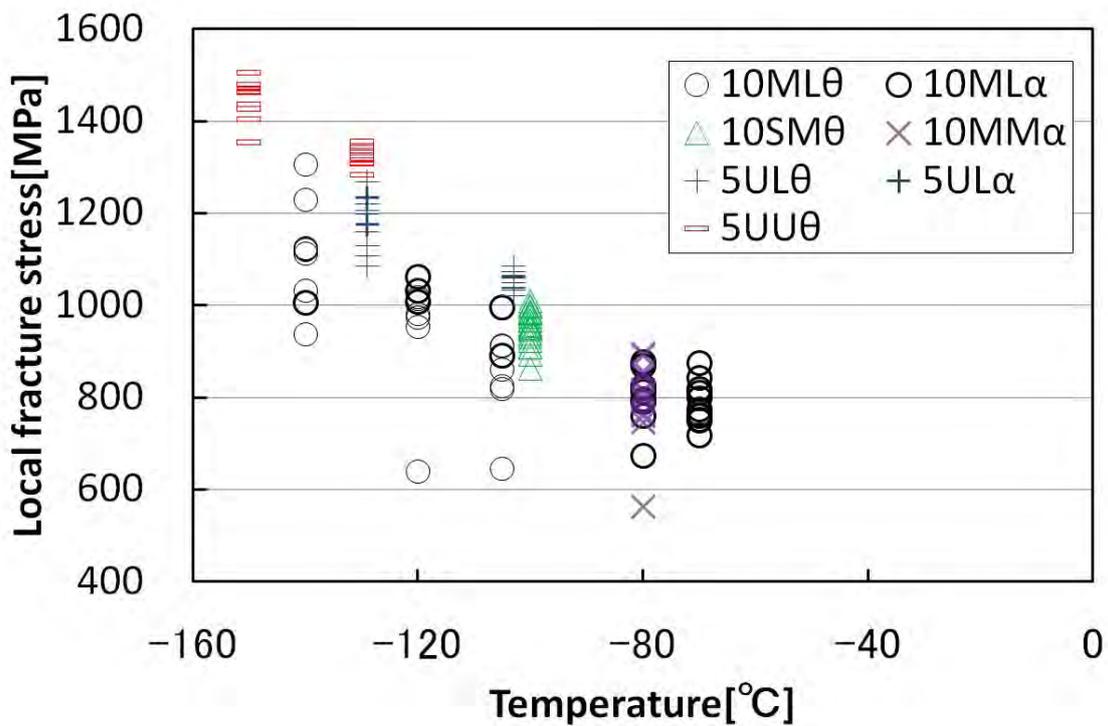


Fig.3-97 模擬実験値の局所破壊応力 σ_f の温度依存性における
限界条件 $\sigma_{f\theta}$ (θ) と $\sigma_{f\alpha}$ (α) の影響

3.5.3 考察

3.5.2 より、模擬実験結果は全体的に実験値とよい一致を示した。特に Fig.3-88 で脆性延性遷移曲線が実験値とよく一致し、Fig.3-89 で α 粒径が異なる鋼種毎に局所破壊応力 σ_f の水準が異なるという傾向が一致した。さらに Fig.3-93 で α 粒径分布が同程度で θ 短径が小さい鋼種で $\delta_{0.2}$ が低温になった Fig.3-46~48 の実験結果を説明できる結果も示された。

Fig.3-87 で $1\mu\text{m}$ よりも大きな θ 亀裂数が負荷増加に伴って変動したという結果は、Beremin[3-4]のモデルにおける一定の θ 割れが存在するという仮定の再考を促すものであるといえる。

Fig.3-89 において、実験値のみでは明確に主張できなかった局所破壊応力 σ_f の温度依存性を支持する結果が示されたことから、従来から議論されてきた局所破壊応力 σ_f の温度依存性をより詳細に検討する必要があると考えられる。本提案モデルにおいては、低温になるほど作用応力が高くなるため、限界条件となる局所破壊応力 σ_f が高くても、すなわち、亀裂伝播経路となる結晶粒径が小さくても、へき開破壊に至ることができるようになり、その結果、局所破壊応力 σ_f の温度依存性が発現したといえる。

Fig.3-96,97 で鋼種や温度などの条件によってへき開破壊の限界条件が異なることが示され、Fig.3-2 の Tsann Lin ら[3-1]の概念を定量的に説明し得たといえる。すなわち、鋼種や温度条件によっては、2つの局所破壊応力の内いずれか1つだけを限界条件として考慮しただけでは、Fig.3-2 の Tsann Lin ら[3-1]の概念を十分に説明することができず、ひいては、本研究の実験結果も説明できないと考えられる。

Fig.3-98 には、限界条件が異なるモデルで 10ML の脆性延性遷移曲線を推定した一例を示す。ここで、10MLp は Fig.3-82 の (I) と (II)、10MLg は (I) と (III) を限界条件としたモデルによる推定結果を意味する。10MLp は高温側で過度に安全側に評価する傾向が、10MLg は全般的に安全側に評価する傾向がそれぞれ認められた。これらに比べ、Fig.3-82 の (I) と (II) と (III) を全て限界条件として設定した本提案モデルは、より実験結果に近い予測結果を示した。

Fig.3-99 には、10ML@ -80°C と 5UL@ -103°C の各条件下で θ 割れが隣接 α に突入し、 α 亀裂を形成しつつも破壊に至らなかったマイクロアレストの体積要素数の準 CTOD に対する変化を比較した結果を示す。負荷増加に伴って準 CTOD が増すにつれて、10ML でマイクロアレストが生じ、さらに準 CTOD が増すと、5UL でマイクロアレストが生じるようになったが、10ML に比べて 5UL はへき開破壊に至るまでにマイクロアレストが生じた体積要素数が少なかった。これは、Table3-9 で 5UL@ -103°C よりも 10ML@ -80°C の方が、マイクロアレストの見られた破面数が多いという実験結果の傾向と一致した。本提案モデルでは、2つの限界条件の内 σ_{f_α} が σ_{f_θ} よりも大きい条件でマイクロアレストが発生し易く、Fig.3-96 を参照することで上記の結果を理解することができる。しかしながら、これでは、Table3-9 で 5UU や 10UU のマイクロアレスト発生率が高いという実験結果を説明するこ

とができず、この点については、さらなる検証が必要といえる。

Fig.3-100 には、10ML と 5UL と 5UU の θ 短径数密度割合分布と θ 短径数密度を 10ML のそれに置き換えた模擬鋼種（以下、それぞれ 10MLm と 5ULm* と 5UU m* と称す）の脆性延性遷移曲線を示す。Fig.3-101 に、脆性延性遷移曲線の準 CTOD が 0.2mm となる脆性延性遷移温度 $\delta_{0.2}$ [K] を、各鋼種の α 粒径 99.9% 最大値 $d_{99.9\max}^{-1/2}$ [mm^{-1/2}] に対して描画した結果を示す。ここで、 α 粒径 99.9% 最大値を用いた理由は、準 CTOD が 0.2mm 程度となる試験条件の計算結果において、概ね α 粒径 99.9% 最大値がへき開破壊の限界条件の亀裂伝播経路であったためである。これらの計算値を最小二乗法で指数近似することで Eq. (3-29) を得た。

$$\delta_{0.2}(\text{K}) = 259 \exp(-0.125 d_{99.9\max}^{-1/2}) \quad (3-29)$$

Fig.3-102 には、5UL の θ 短径数密度割合分布と θ 短径数密度を 10ML と 10MS のそれに置き換えた模擬鋼種（以下、それぞれ 5ULL と 5ULS と称す）の脆性延性遷移曲線を示す。Fig.3-103 に Fig.3-102 の脆性延性遷移曲線の準 CTOD が 0.2mm となる脆性延性遷移温度 $\delta_{0.2}$ [K] を 5UL と 5UU と 5UU m* の $\delta_{0.2}$ [K] と共に、それぞれの θ 短径 99.9% 最大値 $t_{99.9\max}$ [μ m] に対して描画した。ここで、 θ 短径 99.9% 最大値を用いた理由は、準 CTOD が 0.2mm 程度となる試験条件の計算結果において、概ね θ 短径 99.9% 最大値がへき開破壊の限界条件の亀裂発生起点であったためである。これより、 α 粒径に関わらず θ 短径が小さくなるほど $\delta_{0.2}$ が低温化すること、また、その変化量は α 粒径によって異なることがわかった。

Fig.3-104,105 には、試験温度 -103°C における 5ULL と 5ULS の準 CTOD と局所破壊応力 σ_f のワイブルプロットをそれぞれ示し、Table3-14 にそれぞれの形状母数 m と尺度母数 σ_0 、 δ_0 、 ε_0 を示す。5ULS の方が高い準 CTOD を示すと共に、局所破壊応力 σ_f のばらつきも小さくなったことから、 θ 短径分布が小さくなるほど、靱性が改善することが示された。Fig.3-106 に試験温度 -103°C における 5ULL と 5ULS の準 CTOD に対する局所破壊応力 σ_f を示す。これより、 θ 短径分布の違いのみによってへき開破壊に至る負荷の大きさが異なったため、Fig.3-104,105 の結果に至ったことがわかる。Fig.3-107 に試験温度 -103°C における 5ULL と 5ULS の局所破壊応力 $\sigma_{f\theta}$ と $\sigma_{f\alpha}$ の比較を示す。ここで、5ULL では $\sigma_{f\theta}$ より $\sigma_{f\alpha}$ が大きく、5ULS ではその逆であった。このように、 θ 短径分布の違いのみによってへき開破壊の限界条件が異なってくる可能性が示された。

以上のように、靱性に対する α 粒径やその分布の影響に関しては 3.2 の既往研究でも議論されてきたことだが、本提案モデルでは θ 短径分布の靱性に及ぼす影響についても定量的に説明することができた。

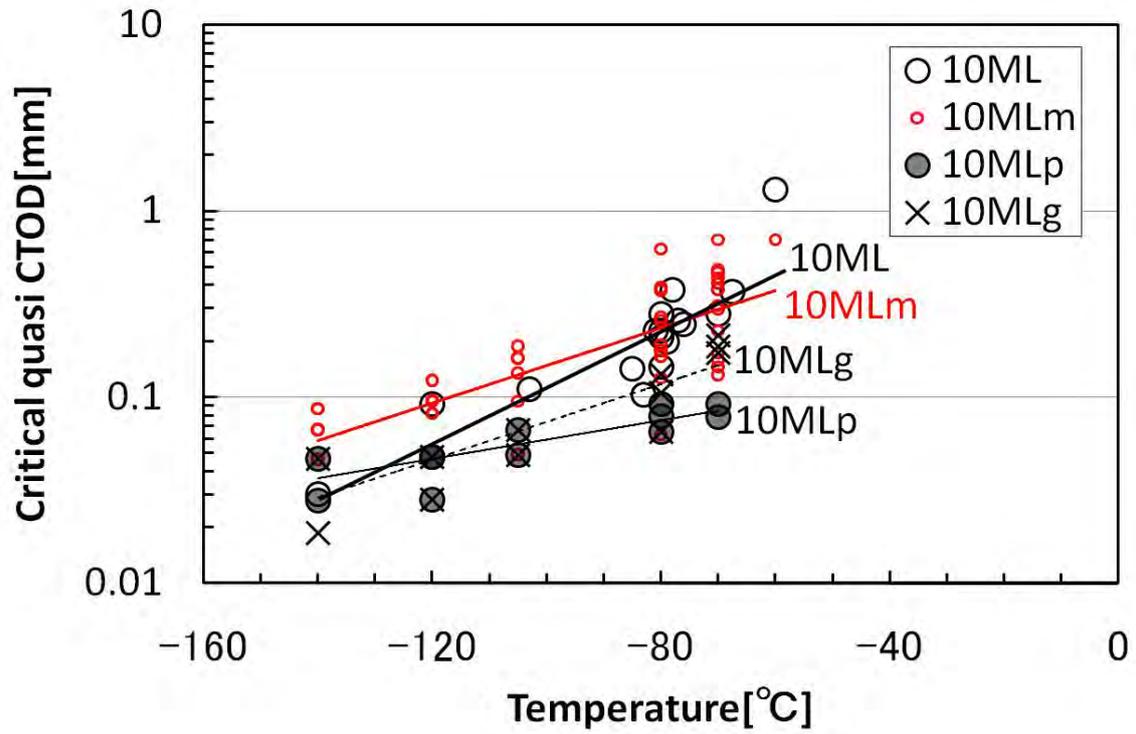


Fig.3-98 限界条件の異なるモデルによる脆性延性遷移曲線の推定

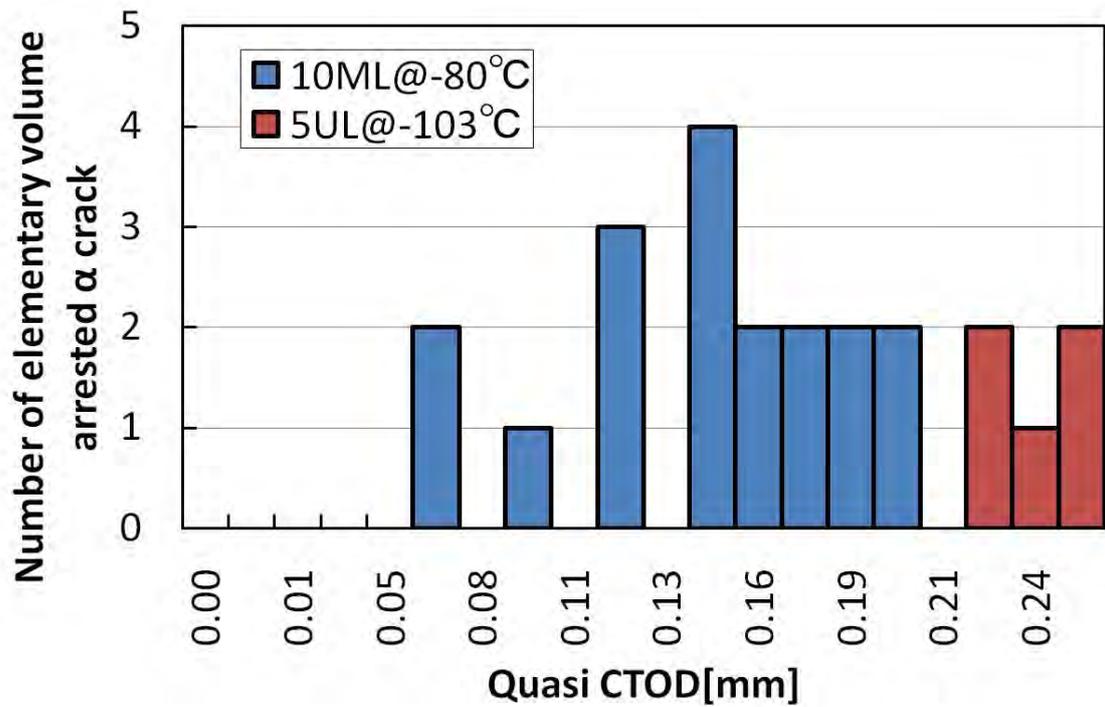


Fig.3-99 マイクロアレストの体積要素数の準 CTOD に対する変化の鋼種依存性

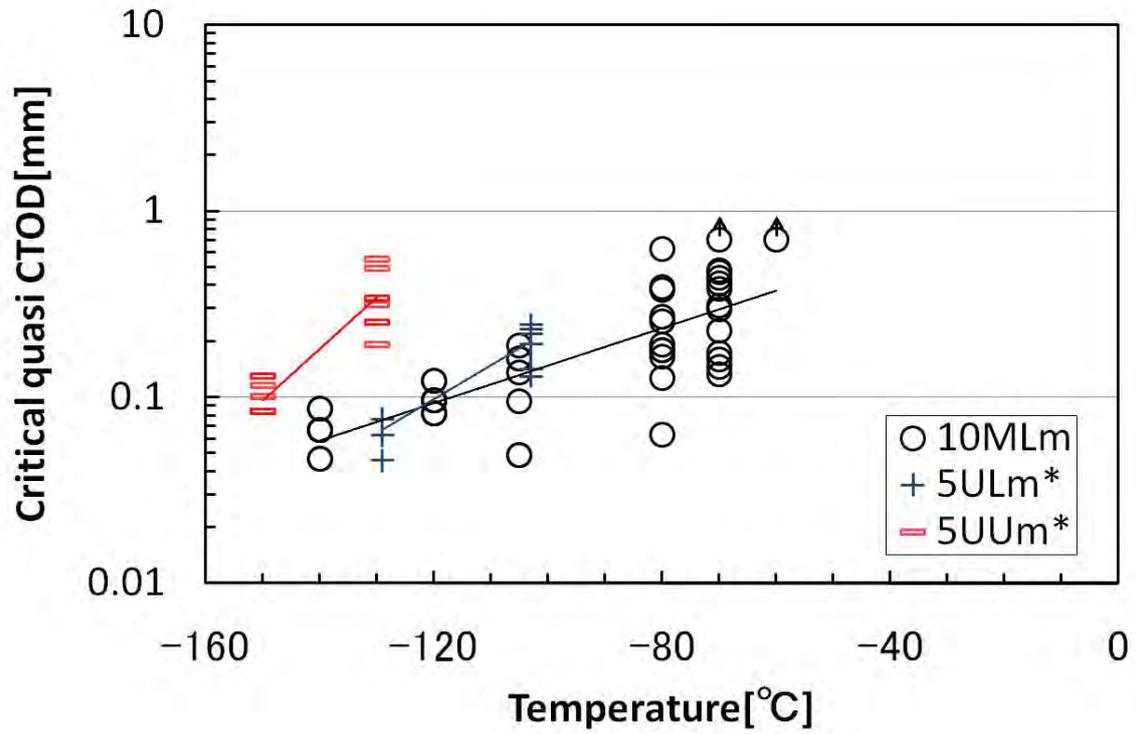


Fig.3-100 θ 短径分布が同じ模擬鋼種の脆性延性遷移曲線

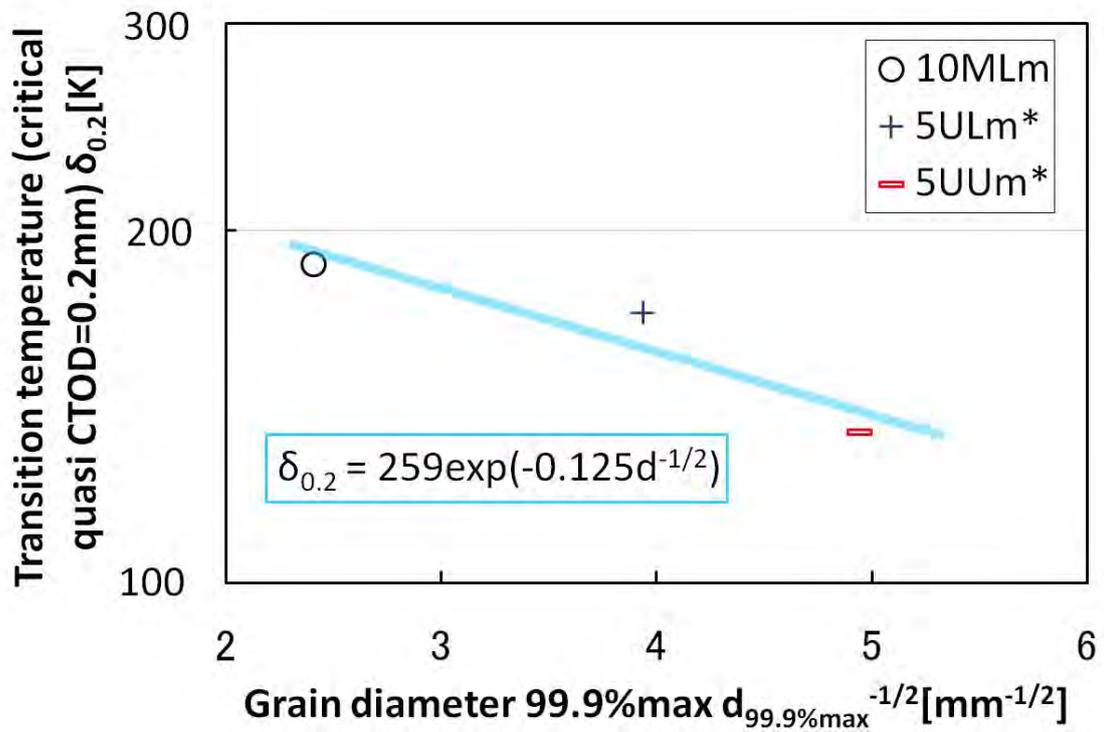


Fig.3-101 θ 短径分布が同じ模擬鋼種の $\delta_{0.2}$ [K]の α 粒径 99.9%最大値依存性

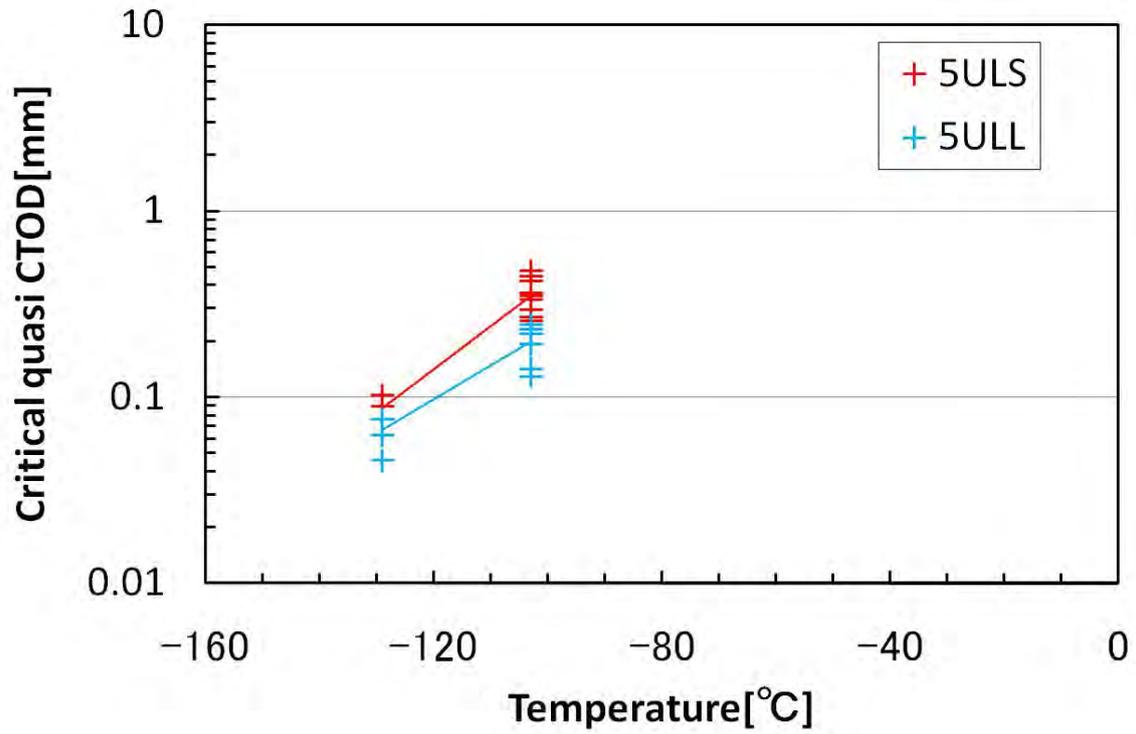


Fig.3-102 θ 短径分布が異なる模擬鋼種の脆性延性遷移温度の比較

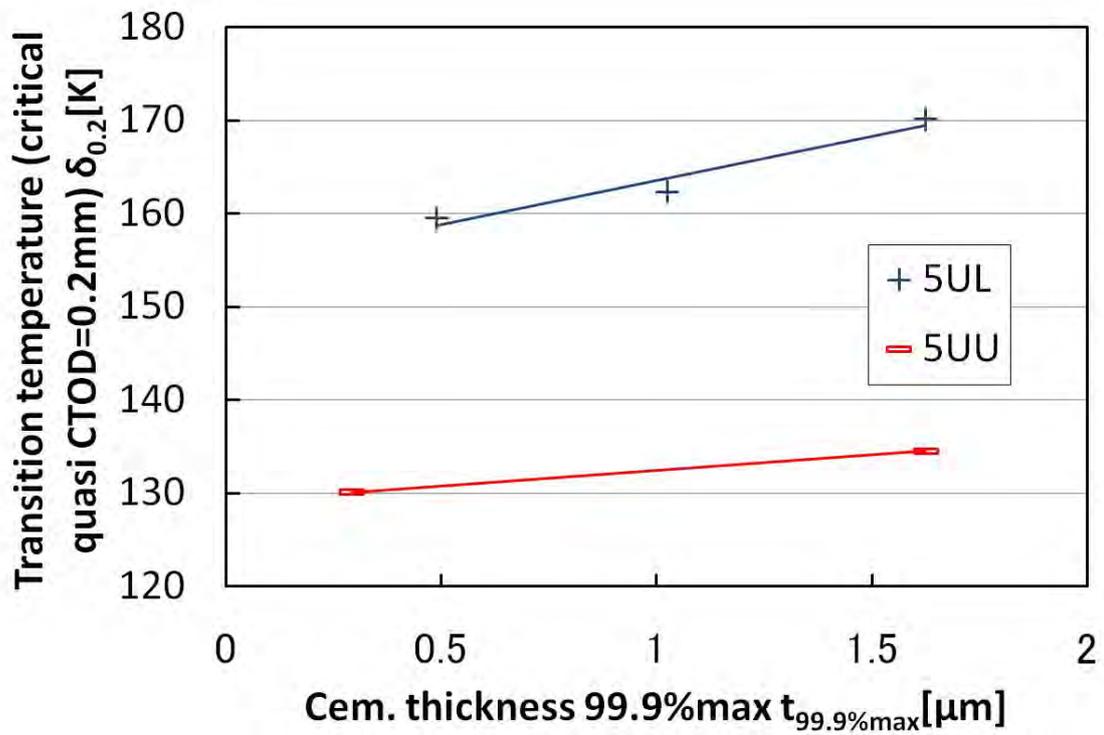


Fig.3-103 θ 短径分布が異なる模擬鋼種の $\delta_{0.2}$ [K] の θ 短径 99.9% 最大値依存性

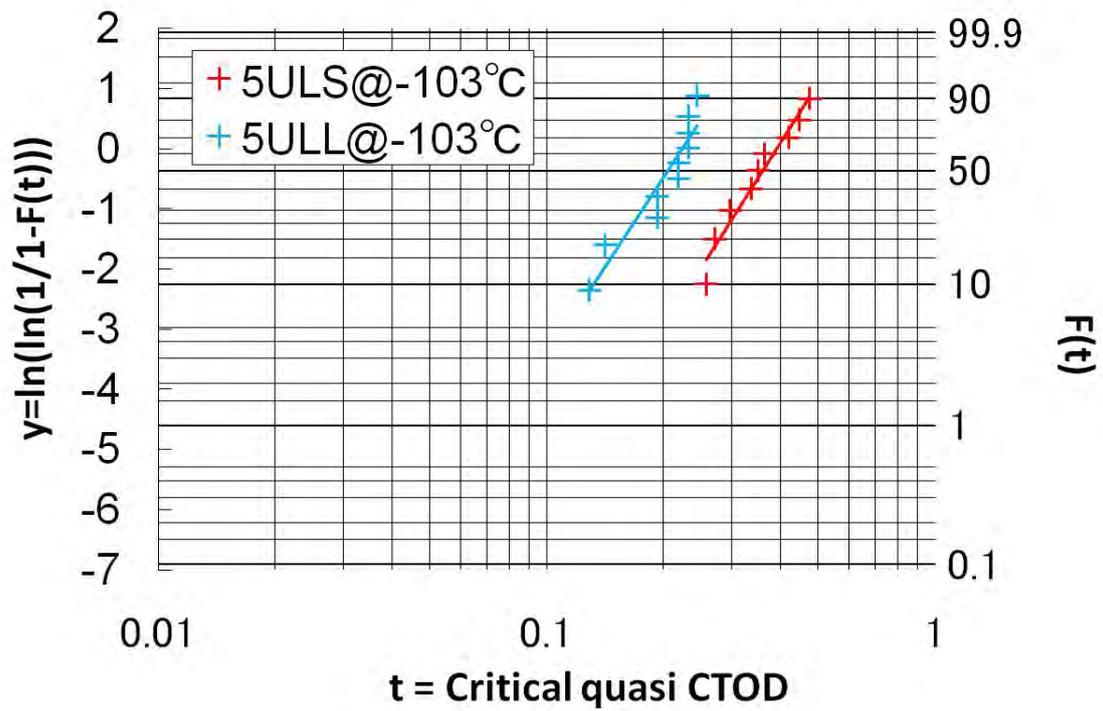


Fig.3-104 θ 短径分布が異なる模擬鋼種の準 CTOD のワイブル分布

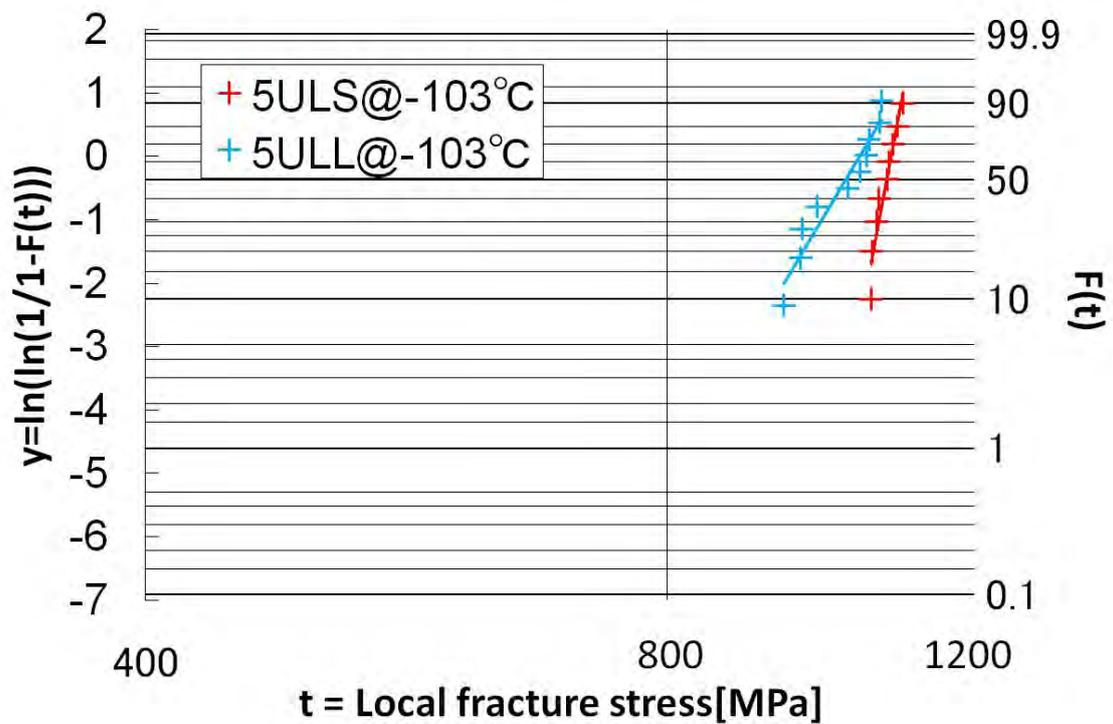


Fig.3-105 θ 短径分布が異なる模擬鋼種の局所破壊応力 σ_f のワイブル分布

Table3-14 θ 短径分布が異なる模擬鋼種の試験片本数と
 局所破壊応力 σ_f と準 CTOD と局所破壊歪 ε_f の
 形状母数 m と尺度母数 σ_0 、 δ_0 、 ε_0 の比較

Steel	Temp.	No. of test	CTOD[mm]		σ_f [MPa]		ε_f [%]	
			m	δ_0 [mm]	m	σ_0 [MPa]	m	ε_0 [%]
5ULL	-103°C	9	4.3	0.23	20	1043	1.4	3.5
5ULS	-103°C	10	4.4	0.38	63	1083	2.1	5.7

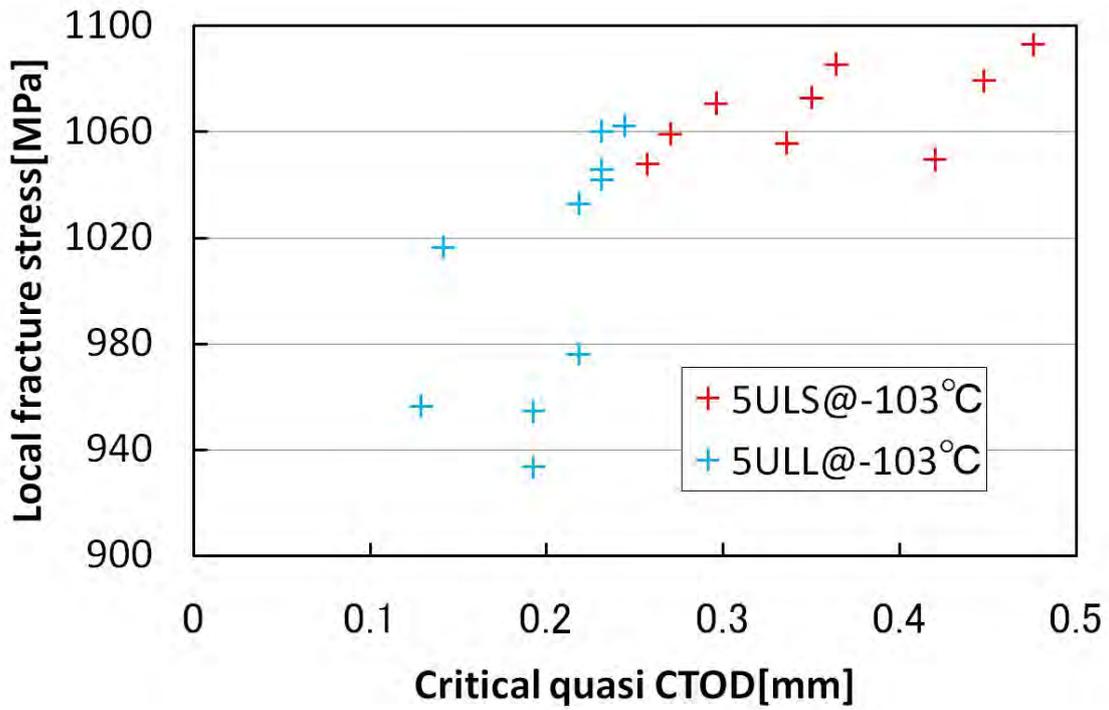


Fig.3-106 θ 短径分布が異なる模擬鋼種の準 CTOD に対する局所破壊応力 σ_f

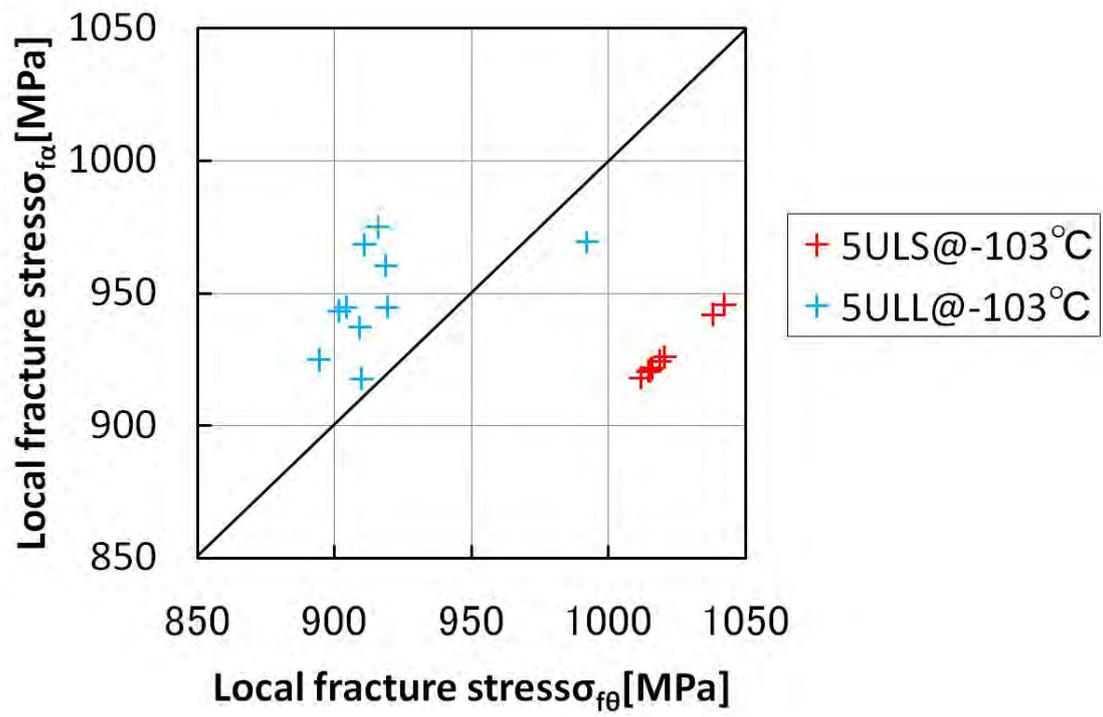


Fig.3-107 θ 短径分布が異なる模擬鋼種の局所破壊応力 $\sigma_{f\theta}$ と $\sigma_{f\alpha}$ の比較

3.6 結論

本章では、 α/θ 鋼に関して、その組織と靱性の関係性を従来の研究より一層明確にした。特に、新規に提案したへき開破壊モデルに基づいて、マイクロ組織観察で得た α 粒径分布と θ 短径分布が「最弱リンク機構」に基づく体積要素内に分布し、FEM 計算で得た外部負荷が当該体積要素に作用する時、 θ 割れに及ぼす諸因子の影響に関する実験式 Eq. (3-26) と θ 亀裂が隣接 α に突入する限界応力 Eq. (3-9,10) と α 亀裂が隣接 α に伝播する限界応力 Eq. (3-6) によってへき開破壊の限界条件を設定した模擬実験で、 α 粒径が小さい鋼種ほど脆性延性遷移温度 $\delta_{0.2}$ が低下し、 α 粒径が同程度の場合は θ 短径が小さい鋼種ほど $\delta_{0.2}$ が低下するという実験結果を説明し得る計算結果を示した。また、実験で得られた局所破壊応力 σ_f のばらつきのワイブルプロットにおける形状母数 m と尺度母数 σ_0 のいずれの傾向とも概ね一致する計算結果も示した。これによって、新規に提案したへき開破壊モデルの妥当性を検証することができた。

さらに、この提案モデルによって、Eq. (3-29) の α 粒微細化、且つ、Fig.3-103 に示すような θ 寸法微細化という α/θ 鋼のマイクロ組織の高靱化の製造指針を得ることができた。このことから、前章におけるシプリサイクル鋼の靱性向上の原因を、従来よりも一層理論的に理解することができた。これにより、今後の製造プロセス検討のさらなる効率化が期待される。

今後は、本章の結果を踏まえ、Charpy 衝撃試験特性との整合性を図るため、FEM の動的解析導入により歪速度の影響を考慮したモデルの進化が期待される。また、より高強度な鋼材組織であるベイナイトやマルテンサイトへも適用できるように展開していくことが期待される。

第4章 結言

近年、シップリサイクル条約が採決されたものの、未だ懸念されている解撤能力の不足に対し、財政的に安定し安全かつ環境上適正な事業が行えるという意味での健全な船舶リサイクル産業の育成を提案した。その育成策として、特に廃船から回収したスクラップ鉄を原料に高品質なリサイクル鋼材を製造することで適正な解撤のための費用を補完して、リサイクル産業の経済体制の強化を図ることが有効であると考えられた。

そして、廃船から回収されるスクラップ鉄を鉄源と仮定し、電気炉や圧延機器など既存の設備を用い、特にミニミルの使用を想定しながら、脱窒素を目的とする脱ガス精錬処理を施さず、高価な稀少合金元素を添加せず、窒素含有量 0.004~0.02 質量%を想定しつつ、降伏強度 355MPa 以上、引張強度 490MPa 以上の高強度鋼で、且つ、エネルギー遷移温度と破面遷移温度が -70°C 以下で、特にシャルピー衝撃試験におけるセパレーション指数が船体用鋼板として許容可能と考えられる 0.50/mm 以下で靱性異方性に優れ、主に船舶、橋梁、建築、建設機械などの鋼構造物に使用される鋼板を製造するプロセスについて、加工熱処理再現装置と実験室規模の圧延設備を用いて検討した。

従来から、鋼の靱性は結晶粒径や窒素に依存することが経験的に知られており、従来、高炉で製鋼される船体用鋼に比べ、シップリサイクル鋼は高窒素化するため低靱化するが、これを補うために、結晶粒微細化が有効であると考えられた。従来から結晶粒微細化技術は研究されてきたが、その多くで低温大歪加工を施す必要があったため、新しい加工熱処理プロセスを検討する必要があった。そこで、経験則に従って、プロセスの検討の指標として、平均結晶粒径が $5\mu\text{m}$ 程度の等軸細粒鋼を定め、マイクロ組織観察をその主な手段とした。

その結果、上記指標を達成する加工熱処理プロセスとして、オーステナイト (γ) 均一相への加熱後圧下し、フェライト (α) 均一相まで急冷後、フェライト/オーステナイト (α/γ) の二相低温域まで加熱後圧下し、 α/γ 二相分率が 50%前後となる温度まで再加熱して制御冷却するプロセスを提案した。そして、より詳細な検討の結果、提案したプロセスでの α/γ 二相域までの再加熱温度は γ 分率 50%程度となる温度とし、再加熱前圧下のパス回数はできる限り少なく、再加熱後保持時間はできる限り短くすることを提案した。さらに、このプロセスによって試作した板厚 15mm の鋼板は、上記機械的特性の目標値を達成した。本プロセスの圧延抵抗は従来の圧延設備で耐えうる程度であり、設備技術の新たな開発を必要としないため、シップリサイクル鋼は国内外問わずに製造可能と考えられる。

本提案プロセスによって、引張強度や降伏強度やセパレーション指数は目標値を達成したものの、脆性延性遷移温度で目標値を達成したのは、再加熱温度が 800°C と 825°C で室温まで急冷したプロセスで作成した鋼材であった。再加熱温度が 850°C のプロセスで作成した

鋼材は、他のプロセスと比べて若干の粗粒化が認められたものの、焼戻し処理を追加することで、そのマイクロ組織に認められた残留マルテンサイトを分解した結果、靱性の目標値を達成したと考えられた。このように本プロセス研究において、結晶粒径と脆化相寸法の微細化が靱性向上に寄与することを示したものの、このようなことは従来から経験的な理解に留まっており、鋼材開発の指針を与えるには至っていない。そこで、基本に立ち返り、靱性とマイクロ組織との関係性を理論的に解明することで、本プロセス研究の焼戻し処理追加による靱性改善の理由を明らかにすると共に、ひいては今後の鋼材開発にも資することが期待された。

鋼材の製造指針を与える鋼のマイクロ組織と機械的特性との関係性を解明する研究は、従来から行なわれてきた。しかしながら、基本的にばらつきを伴う靱性については、それを説明する確率論的なモデルはあるものの、マイクロ組織との直接的な関係性に乏しく、鋼の製造指針を与えるには至っていない。

そこで、 α 粒径とセメントライト (θ) 短径の異なる鋼種の靱性を切欠き付 3 点曲げ試験で評価すると共に、温度と拘束条件の異なる砂時計型丸棒引張試験を行ない、その試験片の縦断面の歪量の異なる領域を観察することによって、 θ 割れに及ぼす諸因子の影響を調査した。これらの実験結果を用いて有限要素計算で算定した局所破壊応力 σ_f や局所破壊歪 ϵ_f あるいは準 CTOD を説明することのできるべき開破壊モデルを新規に提案した。

はじめに、 α 粒径と θ 短径の異なる 8 鋼種の靱性を切欠き付 3 点曲げ試験で評価した。その結果、脆性延性遷移曲線は、 α 粒径が小さい鋼種ほど低温側に、同等の α 粒径の鋼種でも θ 短径の小さい鋼種ほど低温側に位置した。また、脆性延性遷移温度 $\delta_{0.2}$ は、 α 粒径が小さい鋼種ほど低温に、同等の α 粒径の鋼種でも θ 短径の小さい鋼種ほど低温になった。

次に、この実験結果を基に各鋼種の下降伏応力 σ_{y0} を材料特性として入力した有限要素法商用プログラム ABAQUS ver.6.9.1 (以下、FEM と称す) で切欠き付 3 点曲げ試験モデルを構築した。このモデルを実験の破壊変位まで変形させ、実験の破面で同定した破壊起点と同じ位置のモデル上の最大主応力を局所破壊応力 σ_f として算定した。この実験結果に基づいた局所破壊応力 σ_f を各鋼種の α 粒径分布と θ 短径分布のマイクロ組織観察結果を用いて従来提唱されたモデルの計算式から算出した局所破壊応力 $\sigma_{f\theta}$ と比較した。その結果、 α 粒径分布を考慮することで、 α 粒径分布の異なる鋼種に対してのみ、その実験結果をほぼ説明することができた。しかしながら、 α 粒径分布が同程度で θ 短径分布の異なる鋼種の脆性延性遷移温度が異なるという実験結果を説明することができなかった。これは、従来のモデルが θ 割れを前提条件としており、それに及ぼす諸因子の影響を考慮していないためであると考えられた。

そこで、温度と拘束条件の異なる砂時計型丸棒引張試験を FEM で算出した試験片中心の最大主歪が 40% となる変位を負荷した後、その試験片縦断面上の最大主歪がほぼ一定となる領域を観察して θ 割れを計数することで、 θ 割れに及ぼす諸因子の影響を調

査し、 θ 割れ率が作用応力 η と最大主歪と θ 短径の関数となる実験式を得た。

そして、マイクロ組織観察で得た α 粒径分布と θ 短径分布が「最弱リンク機構」に基づく単位体積要素内に分布し、FEM から取得した外部負荷が当該体積要素に作用する時、 θ 割れに及ぼす諸因子の影響に関する実験式と θ 亀裂が隣接 α に突入する限界応力と α 亀裂が隣接 α に伝播する限界応力によって、へき開破壊の 3 段階の限界条件を設定するという新しいモデルを構築した。

この新へき開破壊モデルに基づいてプログラムを作成し、模擬実験を行なったところ、その脆性延性遷移曲線や局所破壊応力 σ_f は多くの鋼種で実験値とよく一致を示した。また、準 CTOD や局所破壊応力 σ_f のばらつきのワイブルプロットにおける形状母数 m と尺度母数 σ_0 のいずれの傾向も実験値と概ね一致した。これによって、新規に提案したへき開破壊モデルの妥当性を検証することができた。

そして、この新へき開破壊モデルによって、結晶粒微細化のみならず、 θ 寸法も微細化するべきという α/θ 鋼のマイクロ組織の高靱化の製造指針を従来よりも一層定量的に得ることができた。また、本プロセス検討におけるシップリサイクル鋼の靱性向上の原因を、従来よりも一層理論的に理解できるようになった。

今後は、本研究成果を基に、廃船回収鋼材を原料とした提案プロセスの検証、実大規模設備によるシップリサイクル鋼の製造などを通して、より実証的な研究を進め、さらに、シップリサイクル鋼の溶接性能調査と溶接方法の検討などによって、造船用鋼としての要件を満たす仕様について研究を重ねる必要がある。そして、社会的状況を考慮した上での事業展開を通して、船舶リサイクル産業の健全な育成がなされることで、最終的には国際的な循環型社会の形成に至ることが望まれる。

謝辞

本研究は、世界規模の問題の課題点を明確にし、あるべき姿を提示し、解決策を考案し、その具体化を図り、既往の取り組みと比較して自ら取り組むべき課題を明確にし、取り組んだ結果を精査し、そこで不足だった部分を補うために必要な課題に取り組んだという一連の活動の成果であり、本論文の内容の多くは、以下で説明する多くの方々のご協力を賜った。ここに記して謝意を表明する。

指導教員の栗飯原周二教授には、本論文の研究全般に亘り、実に丁寧に御教授、御指導頂いた。また、逐次、議論と検討を促して頂き、本研究の正に指導的役割を果たして頂いた。それは、論文目録の多くで共著となっていることから明確に伺うことができる。

修士課程の指導教員であった湯原哲夫特任教授には、本研究の目的の推敲段階に際して、多大な御協力を賜った。

青山和浩教授には、本論文の背景となった研究に関して、真摯に御指導頂き、適切なご助言を賜ると同時に、プログラムの改善において多大なる御協力を賜った。この研究を基盤とすることで、本研究の方向性を明確にすることができた。

古賀毅特任准教授には、本論文の背景となった研究に関して、特に船舶解撤作業最適化プログラムの作成方法について、その卓越した操作方法の一端を懇切丁寧に伝授して頂くと共に、本人が操作方法を習得するまで粘り強く御指導頂いた。本研究の方向性を明確にするに際して、この研究成果が役に立った。

技術職員の金田重裕氏、森田明保氏には、本論文記載の各種実験において、その実験方法を御指導頂くと共に、実験補助としても長時間に亘って御協力頂いた。

技術職員の大塚滋氏、師山富雄氏には、本論文の一部のマイクロ組織の観察方法に関して、御指導頂いた。また、技術職員の中村光弘氏には、本論文の一部のマイクロ組織観察の顕微鏡操作の補助などで御協力頂いた。

独立行政法人物質・材料研究機構の花村年裕氏、鳥塚史郎氏をはじめとする職員の方々には、実験室規模の鋼板試作に際して、当該機構の実験設備の利用に際して御協力を賜った。また、マイクロ組織観察の EBSD データ解析方法の御指導を頂いた。

JFE スチール株式会社の半田恒久氏ら及び新日本製鉄株式会社の白幡浩幸氏らには、本論文の一部の供試鋼材の製造に際して御協力頂いた。また、半田恒久氏には、本論文の一部のマイクロ組織観察でも御協力頂いた。

MHI ソリューションテクノロジーズ株式会社の平田耕一氏、山本恵一氏らをはじめとする社員の方々には、圧延抵抗試算に関して全面的な御協力を賜った。

中国塗料株式会社の吉川榮一氏には、塗料の混入による影響評価に関して御協力頂いた。

本研究の一部は、上智大学の萩原行人教授を座長とする社団法人日本鉄鋼協会「構造材料の破壊特性のばらつきと組織」フォーラムの共同研究で実施した。また、文部科学省の

支援を受け、東京大学「超微細リソグラフィー・ナノ計測拠点」で実施すると共に、東京大学 21 世紀 COE プログラム「機械システム・イノベーション」及び東京大学グローバル COE プログラム「世界を先導する原子力教育研究イニシアチブ」の支援を受けて実施した。さらに、独立行政法人科学技術推進機構「産学共同シーズイノベーション化事業・顕在化ステージ」の支援を受けて実施した。

同じ研究室で学んだ小口憲武氏、安藤翼氏、杉本圭氏、イ・ヨンソク氏、今井康仁氏、三澤慧氏、渡部良行氏、Antonio Caraballo 氏、宇野大雅氏、中居寛明氏、瀬出井優氏らにも、公私に亘って多大なる協力を頂いた。

末筆になりますが、妻をはじめ家族の協力なしには達成できなかったことを記します。

参考文献

1-1

Thomas D. Kelly and Grecia R. Matos, “U.S. Geological Survey Data Series 140” (<http://minerals.usgs.gov/ds/2005/140/>) , 2009年11月14日取得.

1-2

吉澤佐江子, 田中勝, Ashok V. Shekdar, “世界の廃棄物発生量の推定と将来予測に関する研究”, 第15回廃棄物学会研究発表会, 講演論文集, pp38-40, 2004.11.17~19, 高松.

1-3

法律第110号 循環型社会形成推進基本法, 2001年6月2日.

1-4

産業構造審議会 環境部会廃棄物・リサイクル小委員会 国際資源循環ワーキンググループ, “持続可能なアジア循環型経済社会圏の実現へ向けて”, 平成16年10月.

1-5

松波淳也, “国際的循環型社会形成の可能性”, 大原社会問題研究所雑誌, No.580, 2007.3.

1-6

European Commission Directorate-General Energy and Transport, “Oil Tanker Phase Out and the Ship Scrapping Industry —A study on the implications of the accelerated phase out scheme of single hull tankers proposed by the EU for the world ship scrapping and recycling industry— Final”, June 2004.

1-7

財団法人 船舶解撤事業促進協会, “船舶解撤マニュアルおよび船舶解撤モデル工場”, 1989年1月.

1-8

Norwegian Ministry of the Environment and Norwegian Ship owners Association, “Technical Report. Decommissioning of Ships. Environmental Protection and Ship Demolition Practices”, Report No.99-3065 Revision No.03, Oct.1998.

1-9

社団法人 日本造船工業会, “造船関係資料”, 2009年9月.

1-10

Frank Stuer-Lauridsen, Nikolai Kristensen and Jesper Skaarup Cowi A/S. Danish Environmental Protection Agency, Danish Ministry of the Environment, “Ship breaking in OECD, Working Report No.18”, 2003.

1-11

財団法人 船舶解撤事業促進協会, “船舶解撤事業促進に関する REPORT 及び参考資料”, 1988 年 3 月.

1-12

財団法人 船舶解撤事業促進協会, “解撤船船価の調査分析”, 1982 年 3 月.

1-13

財団法人 船舶解撤事業促進協会, “海外の船舶解撤業の動向調査 (韓国・パキスタン)”, 1982 年 3 月.

1-14

International Federation for Human Rights, “Report/ Investigative Mission/ Where do the “floating dustbins” end up ? Labour Rights in Shipbreaking Yards in South Asia, The cases of Chittagong (Bangladesh) and Alang (India)”, Dec.2002.

1-15

Dr. Khurshed Alam, Institutional Expert, Program Development Office for Integrated Coastal Zone Management Plan (PDO-ICZMP), “Institutional Aspects of Ship Breaking Industry in Bangladesh, Working Paper”, Oct.2005.

1-16

財団法人 船舶解撤事業促進協会 船舶解撤促進委員会, “「開発途上国における船舶解撤プロジェクトに対する国際協力の推進」(中国関係) 調査報告書”, 1986 年 9 月.

1-17

成瀬健, 平岡克英, “中国における船舶解体の実態調査”, 2003 年 6 月.

1-18

Greenpeace, FIDH, YPSA, “End of life ship, the human cost of breaking ships”, Dec.2005.

1-19

International Labor Office Geneva, “Sectoral activities programme An issues paper Worker safety in the ship-breaking industries”, Feb.2001.

1-20

Aage Bjørn Andersen, “SECTORAL ACTIVITIES PROGRAMME / An Issues Paper / Worker safety in the ship-breaking industries”, Feb.2001.

1-21

M. Srinivasa Reddy, Shaik Basha, H.V. Joshi, V.G. Sravan Kumar, B. Jha, P.K. Ghosh, “Modeling the energy content of combustible ship-scraping waste at Alang-Sosiya, India, using multiple regression analysis”, Waste Manag. vol.25, no.7, pp.747-54, 2005.

1-22

A. Tewari, H.V. Joshi, R.H. Trivedi, V.G. Sravankumar, C. Raghunathan, Y. Khambhaty, O.S. Kotiwar and S.K. Mandal, “The Effect of Ship Scrapping Industry and its Associated Wastes on the Biomass Production and Biodiversity of Biota in in situ Condition at Alang”, Marine pollution bulletin, vol.42, no.6, pp.462-469, 2001.

1-23

Gujarat Maritime Board (http://www.gmbports.org/alang_alang.htm) , 2009 年 11 月 14 日取得.

1-24

International Federation for Human Rights, “Child breaking yards –Child labour in the ship recycling industry in Bangladesh –”, 2008.

1-25

合田浩之, “船舶解撤業と環境～印度の試み～”, 海事交通研究 (年報) , 57, pp.13~22, 2008 年 11 月 27 日.

1-26

International Maritime Organization, “Hong Kong International Convention for the Safe and Environmentally Sound Recycling of Ships, 2009”, May 15 2009, Hong Kong.

1-27

化学物質問題市民研究会 (<http://www.ne.jp/asahi/kagaku/pico/index.html>) , 2009 年 11 月 14 日取得.

1-28

T. Koga, M. Matsubara, and K. Aoyama, “Disassembling System of Large Scaled Structure considering Safety, Environmental Impact, and Economic Efficiency”, Proceedings of the ASME 2008 International Design Engineering Technical Conferences & Computers and Information in Engineering Conference, DETC2008-49375, August 3-6, 2008, Brooklyn, New York, USA.

1-29

青山和浩, 石川朝彦, 古賀毅, 松原基行, “ネットワークモデルを利用した大規模鋼構造物の解体計画に関する研究”, 日本船舶海洋工学会講演会論文集, Vol.6, pp.479-482, 2008 年 5 月 30 日, 長崎, 日本船舶海洋工学会 平成 20 年春季講演会.

1-30

Motoyuki Matsubara, Tsuyoshi Koga, Kazuhiro Aoyama, “Capacity building of ship recycling which complementary relation with 'ship recycle convention”, Proceedings of the EcoDesign2007 (5th International Symposium on Environmentally Conscious Design and Inverse Manufacturing), Tokyo, Japan, 10-12 December 2007 (CD-ROM).

1-31

Motoyuki Matsubara, Tsuyoshi Koga, Kazuhiro Aoyama, “Disassembling Process Planning System of Ship-Hull considering Safety and Environmental Cost”, Proceedings of the International Conference on Computer Applications in Shipbuilding 2007, Papers vol.3, pp.89-98, 18-20 Sep.2007, Portsmouth, UK.

1-32

社団法人 日本鉄源協会, “基礎情報”, (<http://www.tetsugen.gol.com/kiso/>), 2009年11月27日取得.

1-33

花村年裕, “研究調査活動及び鉄鋼スクラップ動向調査について”, 「リサイクル鉄の超鉄鋼化プロジェクト」最終報告会資料, pp.13-22, 2005年4月25日, 茨城県つくば市, 「リサイクル鉄の超鉄鋼化プロジェクト」最終報告会.

1-34

矢島浩, 多田益男, 土師利昭, 石川忠, 勝田順一, “船体用鋼板のセパレーション許容値に関する一考察”, 西部造船会会報, 81, pp.249-258, 1990年11月.

1-35

F.B. Pickering, “The Effect of Composition and Microstructure on Ductility and Toughness”, in: Towards Improved Ductility and Toughness, Climax Molybdenum Company, Kyoto International Conference Hall, October 25, 26, 1971, pp.9-31.

1-36

F. M. Beremin, “A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel”, Metallurgical Transaction A, vol.14A, no.11, Nov. 1983, pp.2277-2287.

1-37

孕石泰丈, 田川哲哉, 阿部英嗣, 三村宏, 宮田隆司, “鋼材のへき開破壊強度の温度依存性”, 溶接学会論文集, 第23巻第1号, 2005, pp.130-136.

1-38

S. R. Boerdet, A. D. Karstensen, D. M. Knowles, C. S. Wiesner, “A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Part I: model presentation”, Engineering Fracture Mechanics, vol.72, 2005, pp.435-452.

1-39

S. R. Boerdet, A. D. Karstensen, D. M. Knowles, C. S. Wiesner, “A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Part II: application to an offshore structural steel”, Engineering Fracture Mechanics, vol.72, 2005, pp.453-474.

2-1

財団法人 日本海事協会, “鋼船規則 K編 材料 3章 圧延鋼材”,

(https://www.classnk.or.jp/hp/Rules_Guidance/archive/auth/pdf/JRSTL_K_JGSTL_K.pdf), 2009年12月8日取得, pp.10-16.

2-2

山根壽己, 久幸晃二, 河津嘉, 高橋壽和, 木村泰郎, 佃新一, “鋼中の窒素含有量と組織微細化による靱性向上”, 材料とプロセス, vol.13, no.6, 2000, pp.1196.

2-3

European Commission Directorate-General Energy and Transport, “Oil Tanker Phase Out and the Ship Scrapping Industry —A study on the implications of the accelerated phase out scheme of single hull tankers proposed by the EU for the world ship scrapping and recycling industry— Final”, June 2004.

2-4

独立行政法人 物質・材料研究機構, “ミレニアム関連プロジェクト 資源循環型新世紀構造材料の研究「高品質のリサイクル鉄製造技術」(リサイクル鉄の超鉄鋼化)”,平成17年4月25日, pp.77-106.

2-5

F.B. Pickering, “The Effect of Composition and Microstructure on Ductility and Toughness”, in: Towards Improved Ductility and Toughness, Climax Molybdenum Company, Kyoto International Conference Hall, October 25, 26, 1971, pp.9-31.

2-6

財団法人 金属系材料研究開発センター, “スーパーメタルの技術開発 鉄系メゾスコピック組織制御材料創製技術 成果報告書(平成13年度)”,平成14年3月.

2-7

M. Fujioka, Y. Abe, Y. Hagiwara, “Refining of ferrite grain by using transformation or recrystallization induced by heavy deformation,” CAMP-ISIJ, Nagoya, 1-3 October, Vol. 13, 2000, pp.1136-1139.

2-8

S. Genda, H. Takahashi, Y. Kogo, S. Torizuka, K. Nagai, “Fine Ferrite Formation from Deformed Austenite with Different Grain Size,” CAMP-ISIJ, Nagoya, 1-3 October, Vol. 13, 2000, pp.1187.

2-9

A. Ohmori, S. Torizuka, K. Nagai, “Properties of Warmrolled Steel Plates with Ultrafine-grained Ferrite and Cementite Structures,” Tetsu-to-Hagane, Vol. 89, 2003, pp.765-772.

2-10

T. Hasegawa, Y. Nomiya, T. Ishikawa, "Mechanism of formation of surface-layer with ultra fine ferrite grains (New-type steel plate with ultra high crack-arrestability - 2)," CAMP-ISIJ, Tokyo, 4-6 April, Vol. 8, 1995, pp.692.

2-11

H. Shirahata, M. Minakawa, T. Koseki, T. Ishikawa, T. Hasegawa, Y. Tomita, "Grain refinement through deformation on heating," CAMP-ISIJ, Kanazawa, 20-22 November, Vol. 12, 1999, pp.1135-1137.

2-12

矢島浩, 多田益男, 土師利昭, 石川忠, 勝田順一, "船体用鋼板のセパレーション許容値に関する一考察", 西部造船会会報, 81, 1990年11月, pp.249-258.

2-13

S. Matsuda, Y. Kawashima, S. Sekiguchi, M. Okamoto, "Mechanism of Separation of A Low-carbon Low Alloy Steel Control-Rolled in Austenite and Ferrite Two Phase Regions," Tetsu-to-Hagane, Vol. 68, 1982, pp.435-443.

2-14

幸田成康 監訳, "レスリー 鉄鋼材料学", 丸善株式会社 発行, 1985年5月31日, pp.157.

2-15

永元隆一, 牛島正夫, 川村昭宣, 矢島浩, 多田益男, "新制御圧延型50キロ級高張力鋼板の破壊靱性とその評価", 日本造船学会論文集, 第152号, 1983年, pp.427-438.

2-16

T.Nagasawa, T.Watanabe, "Novel Specimen Preparation Using a Broad-Argon Ion Beam", KONICA MINOLTA TECHNOLOGY REPORT VOL.3, 2006, pp.84-87.

2-17

美坂佳助, 吉本友吉, "落下ハンマ法による普通炭素鋼の熱間平均変形抵抗", 塑性と加工, vol.8, no.79, 1967, pp.414-422.

2-18

R.B. Sims, "The Calculation of Roll Force and Torque in Hot Rolling Mills", Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, vol.168, 1954, pp.191-200.

3-1

Tsann Lin, A. G. Evans, R. O. Ritchie, "Stochastic Modeling of the Independent Roles of Particle size and Grain Size in Transgranular Cleavage Fracture", *Metallurgical Transactions A*, vol.18A, April 1987, pp.641-651.

3-2

K. Wallin, T. Saario, K. Törrönen, "Fracture of brittle particles in a ductile matrix", *International Journal of Fracture*, vol.32, 1987, pp.201-209.

3-3

A. De S. Jayatilaka, K. Trustrum, "Statistical approach to brittle fracture", *Journal of materials science*, vol.12, 1977, pp.1426-1430.

3-4

F. M. Beremin, "A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel", *Metallurgical Transaction A*, vol.14A, no.11, Nov. 1983, pp.2277-2287.

3-5

T. Miyata, T. Tagawa, S. Aihara, "Mezzo scopic analysis of cleavage fracture toughness in low carbon steels and low alloy steels", *Tetsu-to-Hagane*, vol.81, 1995, pp.583-588.

3-6

T. Tagawa, C. E. Chaves, H. Yang, H. Yoshinari, T. Miyata, "Specimen Size Requirements for Cleavage Fracture Toughness based on the Weibull Stress Criterion", *Journal of the Society of Naval Architects of Japan*, vol.181, 1999, pp.485-497.

3-7

孕石泰丈, 田川哲哉, 阿部英嗣, 三村宏, 宮田隆司, "鋼材のへき開破壊強度の温度依存性", *溶接学会論文集*, 第 23 卷第 1 号, 2005, pp.130-136.

3-8

S. R. Bordet, A. D. Karstensen, D. M. Knowles, C. S. Wiesner, "A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Part I: model presentation", *Engineering Fracture Mechanics*, vol.72, 2005, pp.435-452.

3-9

S. R. Bordet, A. D. Karstensen, D. M. Knowles, C. S. Wiesner, "A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Part II: application to an offshore structural steel", *Engineering Fracture Mechanics*, vol.72, 2005, pp.453-474.

3-10

C. J. McMahon, M. Cohen, "Initiation of cleavage in polycrystalline iron", *Acta Metallurgica*, vol.13, no.6, 1965, pp.591-604.

3-11

J. I. San Martin, J. M. Rodriguez-Ibabe, “Determination of Energetic Parameters controlling Cleavage Fracture in a Ti-V microalloyed Ferrite-Pearlite Steel”, *Scripta Materialia*, vol.40, no.4, 1999, pp.459–464.

3-12

T. L. Anderson, “Fracture Mechanics –Fundamentals and Applications”, Third Edition, Taylor & Francis, 2005, pp.31.

3-13

N. J. Petch, “Influence of Grain boundary carbide and Grain size on the Cleavage strength and Impact transition temperature of Steel”, *Acta Metallurgica*, vol.34, No.7, 1986, pp.1387-1393.

3-14

栗飯原周二, “鋼のへき開破壊発生機構と課題について”, 社団法人日本鉄鋼協会 材料の組織と特性部会 構造材料の組織と破壊フォーラム シンポジウム「構造材料の組織と破壊特性研究」, 2008年9月23日, 第156回秋季講演大会, pp.5,6.

3-15

M. S. Bingley, “Effect of grain size and carbide thickness on impact transition temperature of low carbon structural steels”, *Materials Science and Technology*, vol.7, June 2001, pp.700-714.

3-16

T. C. Lindley, G. Oates, C. E. Richards, “A critical appraisal of carbide cracking mechanisms in ferrite/carbide aggregates”, *Acta Metallurgica*, vol.18, no.11, Nov. 1970, pp.1127-1136.

3-17

Debalay Chakrabarti, Martin Strangwood, Claire Davis, “Effect of Bimodal Grain Size Distribution on Scatter in Toughness”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol.40A, April 2009, pp.780-794.

3-18

R. T. DeHoff, F. N. Rhines 原著, 牧島邦夫, 篠原靖忠, 小森尚志 訳, “Quantitative microscopy (計量形態学—マイクロ組織をはかる—)”, 株式会社内田老鶴圃, 1982年2月10日, pp.182-187.

3-19

R. T. DeHoff, “The determination of the size distribution of ellipsoidal particles from measurements made on random plane sections”, *Transactions TMS-AIME*, vol.224, pp.474-477 (1962).

3-20

A.Umezaki and M.Enomoto, "Estimation of number of precipitate particles per unit volume from measurements on polished specimen surfaces. Computer simulation", ISIJ Int., vol.40, pp.1142-1148 (2000).

3-21

W. S. Rasband, ImageJ, U.S. National Institutes of Health, Bethesda, MD, USA, <http://rsb.info.nih.gov/ij/> (2007).

3-22

Rodieck B., EllipseFitter Class of ImageJ, <http://rsb.info.nih.gov/ij/developer/source/ij/process/EllipseFitter.java.html> (Access October 2009).

3-23

Harald Cramer, Mathematical methods of statistics, Princeton University Press, USA (1999).

付録

A. 模擬実験プログラム (Mathematica ver. 7.0)

(*データ取り出し場所の設定*)

```
SetDirectory["Univ//Fracture//mathe"];
```

(*共通データ取得*)

```
graindens = Import["GrainDensity5U4.csv"];(*フェライト密度*)
```

```
cemdens = Import["CemDensity.csv"];(*セメントタイト密度*)
```

```
lowys = Import["Lowystress.csv"];(*下降伏応力@室温*)
```

```
gmmt = Import["gmmTempe100.csv"];(*表面エネルギーの温度依存性*)
```

```
gmmtin = Interpolation[gmmt];(*表面エネルギーの温度依存性関数*)
```

(*計算対象容積の設定*)

```
xlim = 10.; ylim = 1.; zlim = 0.3; vlim = xlim*ylim*zlim;
```

(*個別データ取得 10ML の例*)

```
txyz = Import["txyz.csv"];(*FEM応力歪データ取得した座標と時間*)
```

```
g10ML = Import["10MLgrain5.csv"];(*フェライト分布*)
```

```
cumgin =
```

```
Interpolation[
```

```
Transpose[{Drop[
```

```
FoldList[Plus, 0,
```

```
Map[({#Total[Transpose[g10ML][[2]]]) &,
```

```
Transpose[g10ML][[2]]], 1], Transpose[g10ML][[1]]],
```

```
InterpolationOrder -> 1];(*フェライト累積分布関数*)
```

```
cdata1 = Import["10MLcem.csv"];(*セメントタイト分布*)
```

```
e10ML = Import["10MLpe11.csv"];(*歪分布*)
```

```
pe = Interpolation[Transpose[{txyz, Flatten[e10ML]}];(*歪分布関数*)
```

```
s10ML11 = Import["10MLss11.csv"]; s10ML12 = Import["10MLss12.csv"];
```

```
s10ML13 = Import["10MLss13.csv"]; s10ML22 = Import["10MLss22.csv"];
```

```
s10ML23 = Import["10MLss23.csv"]; s10ML33 = Import["10MLss33.csv"];(*応力分布*)
```

```
ss11 = Interpolation[Transpose[{txyz, Flatten[s10ML11]}];
```

```

ss12 = ss21 = Interpolation[Transpose[{txyz, Flatten[s10ML12]}]];
ss13 = ss31 = Interpolation[Transpose[{txyz, Flatten[s10ML13]}]];
ss22 = Interpolation[Transpose[{txyz, Flatten[s10ML22]}]];
ss23 = ss32 = Interpolation[Transpose[{txyz, Flatten[s10ML23]}]];
ss33 = Interpolation[Transpose[{txyz, Flatten[s10ML33]}]];(*応力分布関数*)
gdata = Cases[graindens, {"10ML", _}][[1, 2]];(*フェライト密度*)
cdata2 = Cases[cemdens, {"10ML", _}][[1, 2]];(*セメントタイト密度*)
sly = Cases[llowys, {"10ML", _}][[1, 2]];(*下降伏応力@室温*)
yzero = 7;(*y 座標の零点に指定したい座標*)
temperature = -80;(*試験温度*)

(*共通計算処理*)
v = 0.3; k = 20.7; e = 210000.; gp = 0.01; krc = 0.133; prc = 1.6;(*計算定数*)
tlim = 50;(*時間ステップ数*)
ilim = 0.1;(*計算対象要素の割合*)
climr = 0.01;(*計算対象セメントタイト数下限値のセメントタイト数に対する割合*)
clim = 1000;(*計算対象セメントタイト数上限値*)
iter = 1;(*1/4 モデル計算回数*)
flist1 = Range[iter];(* $\theta$  亀裂が  $\alpha$  突入データ格納リスト*)
flist2 = Range[iter];(* $\alpha$  亀裂が  $\alpha$  伝播データ格納リスト*)
ctlist = Range[tlim];(*セメントタイト割れデータ保存リスト*)
SeedRandom[];
temp = Table[cumgin[RandomReal[]], {vlim gdata}];
ve = ( $\pi$  Max[temp]^3)/6 10^-9;(*単位体積要素の体積 mm3*)
enumg = Round[10^9 ve/(( $\pi$  Mean[temp]^3)/6)];(*単位体積要素中の最大フェライト粒
数*)
temp =.
numve = Round[vlim/ve];(*対象容積中の単位体積要素数*)
enumc = Round[ve cdata2];(*単位体積要素中のセメントタイト数*)
temp1 = 10^9 ve; temp2 = Table[-1, {enumg}];

(*1/4 モデル計算の繰り返し*)
Do[
  gilst = Range[numve];(*フェライト粒一覧格納リスト*)
  (*フェライト生成*)
  Do[

```

```

vej = temp1; ij = 1; gi = temp2; (*変数初期化*)
SeedRandom[];
(*単位体積要素中のフェライト生成*)
While[vej > 0,
  (*フェライト粒径生成*)
  grain = cumgin[RandomReal[]];
  grain = If[vej >= (π grain^3)/6, grain, Power[(6 vej)/π, (3)^-1]];
  gi[[ij]] = grain; ij++;(*フェライト粒保存*)
  vej = vej - (π grain^3)/6;(*単位体積の減少*)
];
gulist[[j]] = Take[gi, ij - 1];(*フェライト粒一覧登録*)
, {j, numve}
];
gmelist = Map[Mean[#] &, gulist];(*フェライト平均粒径格納リスト*)
glist = Map[Max[#] &, gulist];(*フェライト最大粒径格納リスト*)

(*単位体積要素座標作成*)
i = x = y = z = xy = xyz = xyi = 0; frac1 = {}; frac2 = {};
xlist = ylist = zlist = Range[numve];(*変数初期化*)
While[z < zlim && i < numve,
  While[y < ylim && i < numve,
    While[x < xlim && i < numve, i++;
      xlist[[i]] = x + (ve^(1/3))/2;(*x 座標登録*)
      ylist[[i]] = y + (ve^(1/3))/2;(*y 座標登録*)
      zlist[[i]] = z + (ve^(1/3))/2;(*z 座標登録*)
      x = x + ve^(1/3);(*単位体積要素の一辺*)
      xy = xy + ve^(2/3);(*単位体積要素の面積*)
      xyz = xyz + ve;(*単位体積要素の体積*)
    ];
    y = y + xy/x; xyi = xyi + xy; x = xy = 0;(*変数調整*)
  ];
  z = z + xyz/xyi; y = xyi = xyz = 0;(*変数調整*)
];
numlist = Range[numve];(*順位格納リスト*)
(*フェライト最大粒径での単位体積要素の降順整列*)
temp =

```

```

Sort[Join[Transpose[{glist, xlist}], Transpose[{ylist, zlist}],
  Transpose[{gmelist, numlist}], 2], #1[[1]] > #2[[1]] &];
glist = Flatten[Take[temp, All, {1}];(*フェライト最大粒径*)
xlist = Flatten[Take[temp, All, {2}];(*x 座標*)
ylist = Flatten[Take[temp, All, {3}];(*y 座標*)
zlist = Flatten[Take[temp, All, {4}];(*z 座標*)
(*gmelist=Flatten[Take[temp,All,{5}];*)(*フェライト平均粒径*)
numlist = Flatten[Take[temp, All, {6}];(*順位*)
gilist = gilist[[numlist]];(*フェライト粒一覽*)
temp =.;
tf = tlim;(*破壊時点の初期化*)
imax = Round[numve ilim];(*計算対象の単位体積要素数*)

(*単位体積要素計算の繰り返し*)
Do[
  prop = 0;(*変数初期化*)
  If[IntegerQ[i/(Round[imax/10])], Print[i, " : ", DateString[]];(*計算経過表示*)
  While[prop == 0,
    SeedRandom[]; q = RandomReal[];
    kap = If[q == 1, 1, q/2 + ArcSin[Sqrt[1 - q^2]]/(2*Sqrt[1 - q^2]);(*回転楕円体変換係
数*)
    temp = Map[(kap*#) &, Transpose[cdata1][[2]]];
    cumcin =
      Interpolation[
        Transpose[{Drop[FoldList[Plus, 0, Map[(#/Total[temp]) &, temp]],
          1], Transpose[cdata1][[1]]}], InterpolationOrder -> 1];(*セメントイト累積分
布関数*)
    temp =.;
    clist = Map[N[cumcin, 10], Table[RandomReal[], {enumc}];(*有効数字 10 桁セメン
タイト短径分布降順*)
    gii = gilist[[i]];(*フェライト粒径一覽*)

    (*単位体積要素座標*)
    x = xlist[[i]];
    y = If[yzero == 7, yzero + ylist[[i]], yzero - ylist[[i]];
    z = zlist[[i]];

```

```

(*時間ステップの繰り返し*)
For[tk = 1, tk <= tf, tk++,
  If[clist != {},
    t = tk/tlim;(*時間ステップの正規化*)
    ss = {{ss11[t, x, y, z], ss12[t, x, y, z],
      ss13[t, x, y, z]}, {ss21[t, x, y, z], ss22[t, x, y, z],
      ss23[t, x, y, z]}, {ss31[t, x, y, z], ss32[t, x, y, z],
      ss33[t, x, y, z]}};
    ssmax = Max[Flatten[ss]];(*最大主応力*)
    pet = pe[t, x, y, z];(*歪*)

    temp = Round[climr Length[clist]];(*計算対象のセメント短径分布*)
    sel =
    Select[
      Map[krc (ssmax/sly) pet #^prc &,
        Take[clist, If[temp > clim, -clim, -temp]]], # >
        RandomReal[] &];(*セメント割れ判定*)
    temp =.;

    If[sel != {},
      cracklist =
        Map[N[Power[#/(krc*(ssmax/sly)*pet), (prc)^-1], 10] &, sel];(*割れたセメント*)
      If[w == 1 && i == 1, ctlist[[tk]] = cracklist];(*割れたセメント保存*)
      clist = Complement[clist, cracklist];(*セメント一覧から不活性セメントを除去*)
      (*sgm=gmelist[[i]];*)
      SeedRandom[];
      sg1 = gii[[RandomInteger[{1, Length[gii]}]];(*割れたセメント隣接フェライト粒径*)
      sc = Max[cracklist];(*割れたセメントの最大値*)
      cc = ((1 + 1/Sqrt[2]) (1 - v^2) k^2 sg1^2)/(8 π e gp sg1);(*限界亀裂長*)
      sf1 =
      If[sc < cc, (
        4 e gp Sqrt[sg1/1000])/(1 + 1/Sqrt[2]) (1 - v^2) k sg1/

```

```

1000),
Sqrt[(4 e gp)/(π (1 - v^2) sc/1000) - (k^2 (sg1/1000)^2)/(
8 π^2 (sc/1000)^2 sg1/1000)] - (k sg1/1000)/(
2 Sqrt[2] π sc/1000 Sqrt[sg1/1000]]);(*局所破壊応力 1*)

```

(*ランダム結晶方位生成*)

```

SeedRandom[];
ψr = RandomReal[{0, π}]; θr = ArcCos[RandomReal[{-1, 1}]];
φr = RandomReal[{0, π}];
gψθφ = {{Cos[ψr] Cos[θr] Cos[φr] - Sin[ψr] Sin[φr],
Sin[ψr] Cos[θr] Cos[φr] +
Cos[ψr] Sin[φr], -Sin[θr] Cos[
φr]}, {-Cos[ψr] Cos[θr] Sin[φr] -
Sin[ψr] Cos[φr], -Sin[ψr] Cos[θr] Sin[φr] +
Cos[ψr] Cos[φr], Sin[θr] Sin[φr]}, {Cos[ψr] Sin[θr],
Sin[ψr] Sin[θr], Cos[θr]}};
sst = Max[g φ θ φ [[#]].ss.g φ θ φ [[#]] & /@ {1, 2, 3});(*最大垂直応力*)

```

(*セメントタイト亀裂の隣接フェライト粒突入判定と保存*)

```

If[sf1 < sst,
AppendTo[
frac1, {t, x, y, z, sg1, sc, q, cc, sf1, ssmax, sst, pet}];
gm = gmmtin[temperature + 273]/1000.;(*温度依存の有効表面エネルギー*)
SeedRandom[];
sg2 = gii[[RandomInteger[{1, Length[gii]}]]];(*割れたフェライト隣接フェライ
ト粒径*)

```

```

sf2 = Sqrt[(π e gm)/((1 - v^2) sg2/1000)];(*局所破壊応力 2*)

```

(*ランダム結晶方位生成*)

```

SeedRandom[];
ψr = RandomReal[{0, π}]; θr = ArcCos[RandomReal[{-1, 1}]];
φr = RandomReal[{0, π}];
gψθφ = {{Cos[ψr] Cos[θr] Cos[φr] - Sin[ψr] Sin[φr],
Sin[ψr] Cos[θr] Cos[φr] +
Cos[ψr] Sin[φr], -Sin[θr] Cos[
φr]}, {-Cos[ψr] Cos[θr] Sin[φr] -
Sin[ψr] Cos[φr], -Sin[ψr] Cos[θr] Sin[φr] +
Cos[ψr] Cos[φr], Sin[θr] Sin[φr]}, {Cos[ψr] Sin[θr],
Sin[ψr] Sin[θr], Cos[θr]}};

```

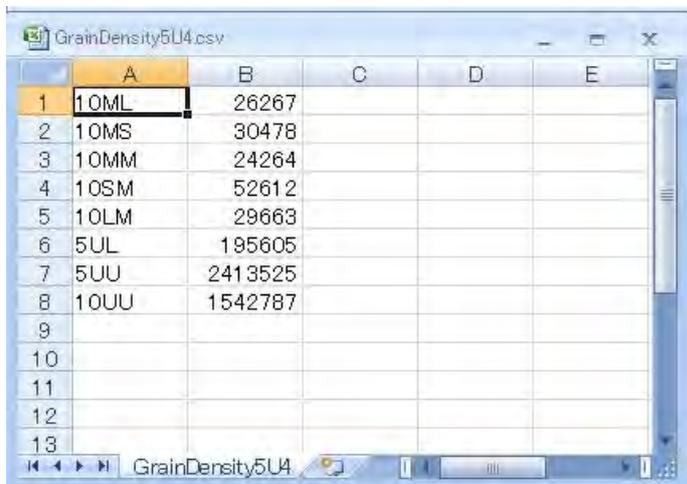
```

Sin[ψr] Cos[φr], -Sin[ψr] Cos[θr] Sin[φr] +
Cos[ψr] Cos[φr], Sin[θr] Sin[φr]}, {Cos[ψr] Sin[θr],
Sin[ψr] Sin[θr], Cos[θr]}];
sst = Max[g φ θ φ [[#]].ss.g φ θ φ [[#]] & /@ {1, 2, 3};(*最大垂直応力*)

(*フェライト亀裂の隣接フェライト粒伝播判定と保存*)
If[sf2 < sst, prop = 1; tf = tk;
AppendTo[
frac2, {t, x, y, z, sg1, sg2, sc, q, cc, sf1, sf2, ssmax,
sst, pet}];
];
];
];
];
];
Break[];(*全時間に亘り破壊しなかった時のループ脱出*)
];
, {i, imax}];
flist1[[w]] = frac1;(*フェライト粒突入事例保存*)
flist2[[w]] = frac2;(*破壊事例保存*)
frac2 >>> "data5UL10MS4.csv";(*破壊事例外部ファイル追記*)
, {w, iter}];

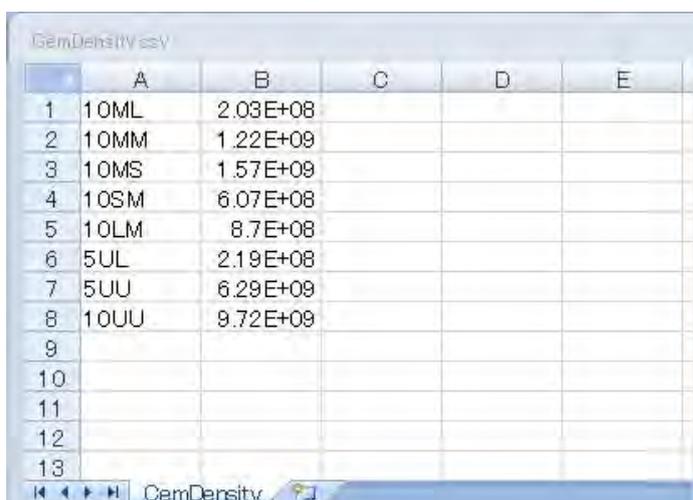
```

GrainDensity5U4.csv



	A	B	C	D	E
1	10ML	26267			
2	10MS	30478			
3	10MM	24264			
4	10SM	52612			
5	10LM	29663			
6	5UL	195605			
7	5UU	2413525			
8	10UU	1542787			
9					
10					
11					
12					
13					

CemDensity.csv



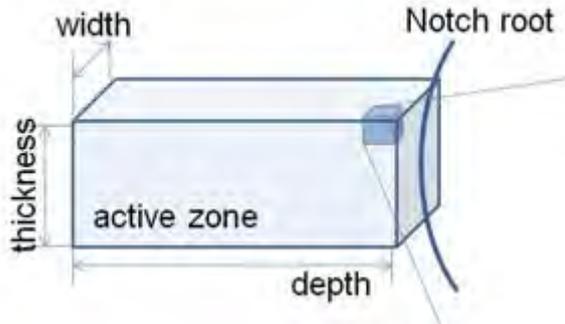
	A	B	C	D	E
1	10ML	2.03E+08			
2	10MM	1.22E+09			
3	10MS	1.57E+09			
4	10SM	6.07E+08			
5	10LM	8.7E+08			
6	5UL	2.19E+08			
7	5UU	6.29E+09			
8	10UU	9.72E+09			
9					
10					
11					
12					
13					

Lowystress.csv



	A	B	C	D	E
1	10ML	161.4			
2	10MS	170.6			
3	10MM	169.8			
4	10SM	214.9			
5	10LM	160.9			
6	10UU	246.5729			
7	5UL	212.8471			
8	5UU	248.4916			
9					
10					
11					
12					
13					

$xlim = 10.; ylim = 1.; zlim = 0.3;$ ($xlim=width/2, ylim=depth, zlim=thickness/2$)



txyz.csv

	A	B	C	D	E
1	0	10	7	0	
2	0.02	10	7	0	
3	0.04	10	7	0	
4	0.06	10	7	0	
5	0.08	10	7	0	
6	0.1	10	7	0	
7	0.12	10	7	0	
8	0.14	10	7	0	
9	0.16	10	7	0	
10	0.18	10	7	0	
11	0.2	10	7	0	
12	0.22	10	7	0	
13	0.24	10	7	0	
14	0.26	10	7	0	
15	0.28	10	7	0	
16	0.3	10	7	0	
17	0.32	10	7	0	
18	0.34	10	7	0	
19	0.36	10	7	0	
20	0.38	10	7	0	
21	0.4	10	7	0	
22	0.42	10	7	0	
23	0.44	10	7	0	
24	0.46	10	7	0	
25	0.48	10	7	0	
26	0.5	10	7	0	
27	0.52	10	7	0	
28	0.54	10	7	0	
29	0.56	10	7	0	
30	0.58	10	7	0	

10MLpe11.csv

	A	B	C
1	0		
2	0.001549		
3	0.002775		
4	0.007552		
5	0.01271		
6	0.0176		
7	0.023017		
8	0.029707		
9	0.03696		
10	0.044599		
11	0.052524		
12	0.060747		
13	0.069287		
14	0.078166		
15	0.087397		
16	0.096971		
17	0.106884		
18	0.117144		
19	0.127725		
20	0.138603		
21	0.149741		
22	0.161089		
23	0.172635		
24	0.18437		
25	0.196292		
26	0.208369		
27	0.220595		
28	0.232958		
29	0.245416		
30	0.258087		

10MLss11.csv

	A	B	C
1	0		
2	338.478		
3	340.56		
4	349.134		
5	357.497		
6	364.558		
7	371.853		
8	377.751		
9	381.505		
10	387.7		
11	398.885		
12	409.677		
13	419.402		
14	428.009		
15	436.957		
16	446.09		
17	455.014		
18	462.849		
19	470.314		
20	477.088		
21	483.795		
22	490.629		
23	497.312		
24	503.211		
25	509.19		
26	515.263		
27	520.874		
28	526.313		
29	531.322		
30	536.414		

* FEM からのデータ取得 (別紙参照)

10MLgrain5.csv

	A	B	C	D	E
1	0	0			
2	5	0.503751			
3	15	0.199485			
4	25	0.071905			
5	35	0.059965			
6	45	0.046549			
7	55	0.035218			
8	65	0.030743			
9	75	0.021361			
10	85	0.011567			
11	95	0.007067			
12	105	0.005161			
13	115	0.001945			
14	125	0.001395			
15	135	0.001835			
16	155	0.000803			
17	175	0.000283			
18	185	0.000611			
19	195	0.000174			
20	205	6.98E-05			
21	215	0.000113			
22					
23					
24					
25					
26					
27					
28					
29					
30					

10MLcem.csv

	A	B	C	D	E
1	0	0			
2	0.075	0.087671			
3	0.125	0.017989			
4	0.225	0.129517			
5	0.275	0.238159			
6	0.325	0.20746			
7	0.375	0.121164			
8	0.425	0.064403			
9	0.475	0.038786			
10	0.525	0.039003			
11	0.575	0.013845			
12	0.625	0.00919			
13	0.675	0.01282			
14	0.725	0.004642			
15	0.775	0.004466			
16	0.825	0.000741			
17	0.875	0.003146			
18	0.925	0.000553			
19	0.975	0.000803			
20	1.025	0.000366			
21	1.175	0.003428			
22	1.425	0.000497			
23	1.675	0.00044			
24	1.875	0.000911			
25					
26					
27					
28					
29					
30					

B. 実験データ

切欠き付 3 点曲げ試験データ

Symbol	Test piece No.	temp °C	fracture location								fracture load kN	fracture gauge displacement mm	fracture local stress MPa	fracture local strain %	Critical quasi CTOD mm	
			X_axis(left: +,right: -) mm				Y_axis mm									
			1	2	3	4	1	2	3	4						
10ML	1543	b8 -67.5	3.00				0.48					27.4	0.75	849	7.5	0.37
		b3 -70	3.48	2.21			0.69	0.51				26.6	0.55	812	2.0	0.28
		b7 -80	-2.98				0.20					27.5	0.56	847	18.3	0.28
		b6 -103	3.11	-3.15			0.00	0.79				32.0	0.17	680	16.9	0.11
		b4 -120	6.09				0.36					27.5	0.16	1013	1.4	0.09
	b5 -140	1.17				0.40					18.0	0.10			0.03	
	b2 -78	-4.06				0.36					29.0	0.77	894	11.4	0.38	
	b4 -80	-1.99				0.39					26.6	0.44	835	4.8	0.23	
	b6 -83	-1.64	7.56	6.64		0.32	0.24	0.00			27.5	0.17	755	4.2	0.10	
	b7 -85	2.76	3.03			0.21	0.00				28.4	0.25	799	7.6	0.14	
	b8 -80	-1.74				0.65					28.8	0.39	841	1.3	0.21	
	b1 -76	4.05				0.28					25.5	0.49	835	10.9	0.25	
	b3 -78	3.65				0.45					26.2	0.38	830	3.2	0.20	
	b5 -80	-0.50	-4.66	-4.16		0.47	0.11	0.15			25.7	0.26	802	1.5	0.15	
	b9 -81	1.48				0.49					27.9	0.44	842	2.6	0.23	
	b10 -77	3.87				0.27					27.0	0.51	835	10.9	0.26	
	b11 -89	-0.74				0.30					28.4	0.26	747	6.4	0.14	
	b12 -84	1.67				0.55					26.9	0.26	765	3.1	0.14	
	b13 -89	-1.02				0.60					28.7	0.23	816	2.2	0.13	
	b14 -83	2.51	-6.74	-8.25		0.43	0.14	0.33			26.9	0.41	793	7.0	0.21	
10MS	1545	b5 -80	-3.82			0.00					28.2	0.47	780	47.0	0.24	
		b9 -80	3.04			0.47					29.7	0.62	921	5.4	0.31	
		b6 -100	4.96	-6.29		0.47	0.28				33.9	0.21	960	1.5	0.13	
		b7 -120	0.99	-8.70	1.09	0.00	0.00	0.94			25.3	0.10	665	6.6	0.06	
	b8 -140	4.68			0.00					27.1	0.00			0.06		
	b10 -75	1.08			0.22					33.2	1.61	949	38.0	0.77		
	b3 -75	0.51			0.88					40.3	2.95	1017	14.1	1.39		
	b4 -76	0.30			0.75					31.7	1.23	954	5.1	0.59		
	b9 -75	-2.18			1.59					38.5	2.67	958	4.1	1.26		
	b1 -76	4.41			1.56					34.1	1.65	846	2.9	0.79		
	b6 -76	-4.59			0.24					38.6	2.51	971	47.3	1.19		
	b2 -76	-0.98			0.82					34.5	1.70	989	7.8	0.82		
	b5 -76	3.50			1.02					32.9	1.42	942	3.8	0.68		
b7 -76	1.49			1.60					32.4	1.35	858	1.2	0.65			
b8 -75	-0.36			1.22					35.8	1.96	956	3.6	0.93			
10SM	1547	b3 -99	4.57			0.21					33.2	0.42	970	14.1	0.23	
		b1 -120	5.31	-5.86	-8.41	0.29	0.00	0.14			38.8	0.24	1074	4.1	0.15	
		b6 -106	4.00			0.66					38.2	0.25	1043	0.9	0.16	
		b9 -99	-5.85			0.46					33.4	0.41	1018	3.8	0.22	
		b7 -102	0.28			0.37					35.6	0.69	1052	10.4	0.35	
		b8 -102	3.62			0.34					34.6	0.33	993	5.0	0.18	
	b2 -140	1.77	4.26		0.39	0.30				26.0	0.12	1219	0.9	0.07		
	b3 -99	-3.05			0.46					35.7	0.77	1062	7.7	0.38		
	b5 -100	-1.54			0.60					33.9	0.37	1009	1.3	0.20		
	b6 -100	2.98			0.54					33.9	0.64	1057	4.5	0.32		
	b8 -100	-0.03			0.47					34.1	0.40	1014	2.6	0.21		
	b9 -100	1.97			0.43					32.5	0.28	980	2.1	0.16		
	b7 -100	3.37			1.05					38.2	0.98	1065	2.0	0.49		
b2 -100	-1.92			0.73					37.9	0.83	1084	3.1	0.42			
b4 -99	-3.99			0.94					35.4	0.46	1004	1.1	0.24			
b10 -103	0.90			0.48					34.2	0.13	983	0.5	0.10			
b1 -105	1.01			0.37					37.6	0.34	1025	3.9	0.20			

切欠き付 3 点曲げ試験データ (続)

Symbol	Test piece No.	temp °C	fracture location								fracture load kN	fracture gauge displacement mm	fracture local stress MPa	fracture local strain %	Critical quasi CTOD mm		
			X_axis(left: +,right: -) mm				Y_axis mm										
			1	2	3	4	1	2	3	4							
10MM	1661	b5	-80	-5.87				0.38				29.7	0.74	919	9.7	0.37	
		b8	-85	0.86				0.64				28.5	0.32	878	0.8	0.18	
		b6	-100	2.50				0.00				30.4	0.14	611	14.4	0.09	
		b7	-120	-3.84				0.00				31.0	0.08	668	6.6	0.06	
		b9	-140	-4.12	-1.13			0.00	0.63			24.3	0.00			0.05	
	1662	b2	-80	-4.05				0.47				31.3	0.95	956	9.3	0.47	
		b3	-80	-0.30				0.92				32.2	1.02	920	1.8	0.50	
		b1	-81	-1.57				0.76				31.4	0.81	910	2.8	0.40	
		b8	-80	1.98	2.49			0.88	0.00			31.7	0.88	914	2.0	0.43	
		b10	-80	-3.58	5.85			0.32	0.00			26.7	0.31	826	4.6	0.17	
10LM	1664	b6	-80	1.52				0.38				30.5	0.88	959	12.6	0.43	
		b4	-80	1.69				0.79				31.6	0.96	916	2.8	0.47	
		b5	-41	5.62				0.84				29.2	2.35			1.10	
		b4	-60	-0.93	-3.46			3.13	0.00			28.6	2.30			1.07	
		b8	-80	-2.94				0.93				30.1	0.91	915	2.2	0.13	
	1665	b2	-100	-7.90	4.23	8.04	6.81	0.00	0.10	0.00	0.00	29.4	0.10	584	6.7	0.07	
		b7	-122	-4.66				0.00				27.7	0.05	653	6.6	0.04	
		b1	-80	3.65	-0.19	-6.69		0.20	0.00	0.13		27.9	0.20	781	5.7	0.12	
		b9	-83	-0.63	5.15			0.00	0.00			28.7	0.22	672	26.2	0.13	
		b9	-75	1.40				0.00				25.8	0.18	618	19.0	0.11	
b4		-79	1.60	5.55	-5.35		0.00	0.00	0.00		26.2	0.12	568	10.4	0.08		
b10		-75	6.91	-1.36			0.00	0.00			25.8	0.22	639	22.9	0.13		
b2		-82	5.14	-0.65	0.26		0.00	0.00	0.00		27.7	0.15	598	14.0	0.09		
b6		-75	4.13	7.71	-7.08		0.00	0.00	0.00		27.9	0.54	754	54.5	0.27		
b8		-75	4.17	-8.02			0.00	0.00			25.6	0.20	636	22.1	0.12		
5UU	1B3	b1	-82	-0.35	-6.32	4.96		0.00	0.05	0.09		29.1	0.12	569	10.5	0.09	
		b7	-75	1.97				0.29				28.2	0.54	881	11.3	0.27	
		b5	-82	4.95	-6.10	-7.32		0.00	0.15	0.00		32.8	0.15	598	14.0	0.11	
		b3	-80	-5.37	8.19			0.76	0.61			29.7	0.57	877	2.4	0.29	
		b6	-150	-0.76	-7.35	-8.23		0.39	0.28	0.00		55.3	0.32	1445	3.0	0.21	
	10UIU	22	b8	-130	6.01	-8.41			0.70	0.00			46.5	0.36	1321	1.4	0.21
			b5	-122	-3.60	6.54			0.67	0.85			48.5	0.86	1341	3.4	0.44
			b7	-155	-6.63	-4.29	5.37		0.24	0.78	0.54		50.0	0.17			0.13
			b4	-133	0.12	5.53			0.43	0.24			55.6	0.51	1431	4.5	0.30
			b8	-148	-3.74				0.00				57.8	0.31	1040	35.4	0.21
5UL	1b2	b5	-142	-6.20	??			0.96	0.96			57.0	0.28	1272	0.7	0.20	
		b6	-127	2.08				0.02				61.9	1.25	1145	102.9	0.65	
		b2	-132.5	-3.49				0.03				62.1	1.26	1177	95.8	0.65	
		b3	-120	4.02				0.00				62.5	2.24			1.10	
		b7	-158	4.73	-1.21	-7.02		0.00	0.32	1.05		52.8	0.18			0.13	
		b6	-109	-7.02				0.44				35.6	0.31	1028	2.7	0.18	
		b3	-103	6.75	-2.99	-3.17		0.00	1.19	0.50		37.5	0.29	704	32.6	0.17	
		b4	-86	2.43				1.15				41.3	2.09			1.00	
		b2	-129	-4.49				0.20				50.0	0.15			0.13	
		b8	-105	3.10				0.53				35.3	0.23	1036	1.0	0.14	
b10	-103	2.05				0.23				33.2	0.54	981	16.7	0.27			
b11	-105	0.45				0.17				35.8	0.13	841	3.0	0.10			
b12	-105	0.77				0.61				34.0	0.26	1051	0.7	0.15			
b13	-104	6.15				0.54				35.0	0.36	1056	2.3	0.20			
b14	-105	2.15				0.88				44.0	1.28	1129	2.9	0.63			
b15	-105.5	-3.34				0.78				42.3	1.00	1128	3.2	0.50			

研究業績

以下に、著者が博士課程時に対外的に発表した研究業績を列記する。

1. プロシーディングス

(1) 平成19年9月 Portsmouth, UK

International Conference on Computer Applications in Shipbuilding 2007

「Safe and Cost-Minimum Planning System for Disassembling Process of
Ship-Hull Considering Environmental Impact」

(国際学会口頭発表、古賀毅、青山和浩と共著)

(2) 平成19年12月 Tokyo, JAPAN EcoDesign 2007

「Capacity building of ship recycling which complementary relation with

"ship recycle convention"」(国際学会ポスター発表、古賀毅、青山和浩と共著)

(3) 平成20年8月 Brooklyn, New York, USA

ASME 2008 International Design Engineering Technical Conferences

& Computers and Information in Engineering Conference

「Disassembling System of Large Scaled Structure considering

Safety, Environmental Impact, and Economic Efficiency」(古賀毅、青山和浩と共著)

(4) 平成20年10月 Tokyo, JAPAN

International Symposium commemorating the First Anniversary

of the Foundation of GoNERI

「Equiaxed grain refinement by thermo-mechanical process

in α/γ region in low alloy steel」

(国際学会ポスター発表、栗飯原周二、花村年裕、平田耕一と共著)

(5) 平成20年11月 New Delhi, INDIA

7th International Exhibition and Conference

on Mineral, Metals, Metallurgy and Materials IIM's 2008

「Equiaxed grain refinement by thermo-mechanical process

in α/γ region in low alloy steel」

(国際学会口頭発表、栗飯原周二、花村年裕、平田耕一と共著)

(6) 平成21年9月 Kyoto, JAPAN CAMP-ISIJ 第158回秋季講演大会

「フェライト・セメンタイト鋼の局所破壊応力に及ぼすマイクロ組織の影響

—フェライト・セメンタイト鋼の靱性に及ぼすマイクロ組織の影響(1)—」

(国内学会口頭発表、栗飯原周二と共著)

(7) 平成21年9月 Kyoto, JAPAN CAMP-ISIJ 第158回秋季講演大会
「フェライト・セメンタイト鋼のセメンタイト割れ発生に及ぼす諸因子の影響
—フェライト・セメンタイト鋼の靱性に及ぼすマイクロ組織の影響(2)—」
(国内学会口頭発表、栗飯原周二と共著)

(8) 平成21年11月 Tokyo, JAPAN
International Symposium commemorating the Second Anniversary
of the Foundation of GoNERI
「Effect of microstructure on toughness of ferrite/cementite steels」
(国際学会ポスター発表、栗飯原周二と共著)

2. 国内学会口頭発表

- (1) 平成21年3月 社団法人 日本鉄鋼協会
第2回「構造材料の破壊特性のばらつきと組織」フォーラム 「共同研究進捗報告」
- (2) 平成21年6月 社団法人 日本鉄鋼協会
第3回「構造材料の破壊特性のばらつきと組織」フォーラム 「共同研究進捗報告」
- (3) 平成21年8月 社団法人 日本鉄鋼協会
第4回「構造材料の破壊特性のばらつきと組織」フォーラム 「共同研究進捗報告」
- (4) 平成21年11月 社団法人 日本鉄鋼協会
第5回「構造材料の破壊特性のばらつきと組織」フォーラム 「共同研究進捗報告」
- (5) 平成22年3月 社団法人 日本鉄鋼協会 で発表予定
- 第6回「構造材料の破壊特性のばらつきと組織」フォーラム 「共同研究最終報告」

3. 特許

- (1) 平成21年4月 特願 2009-092745
「鋼板とその製造方法」 (栗飯原周二、花村年裕、平田耕一と共同発明)
- (2) 平成21年11月 特願 2009-265056
「高強度鋼と高強度圧延鋼板」 (花村年裕、鳥塚史郎、栗飯原周二と共同発明)

4. 報告書

- (1) 平成19年10月 独立行政法人 科学技術振興機構 委託研究
産学共同シーズイノベーション化事業(顕在化ステージ) 研究成果報告書
「産業廃棄物金属のマイクロ組織制御によるリサイクル手法の開発」
(栗飯原周二、花村年裕、平田耕一と共著)