

高張力鋼溶接熱影響部の脆化に及ぼす 島状マルテンサイトの影響の微視力学的検討

田川 哲哉*・宮田 隆司*・栗飯原 周二*²・岡本 健太郎*²

Analysis of Embrittlement in Weld Heat-affected Zone due to
Formation of Martensitic Islands by Local Criterion Approach

Tetsuya TAGAWA, Takashi MIYATA, Syuuji AIHARA and Kentarou OKAMOTO

Synopsis : In the previous work, the state of the martensitic islands and its influence on the fracture toughness in low carbon steels simulated to the heat affected zone of multi-pass weld were investigated.

It has been shown by the authors that cleavage fracture toughness of steels can be described in terms of the cleavage fracture stress and yield stress of materials.

In the present work, experimental results in the previous work were analyzed along with the local criterion approach, and successful correlations were obtained. Through this correlation, the influence of the martensitic islands on the deterioration in toughness was investigated. It was suggested that the maximum size of martensitic islands was not an unique metallurgical factor which deteriorated the toughness, and mean free path and the statistical distribution of the martensitic islands had also a great influence on cleavage fracture toughness.

Key words : martensitic island ; heat-affected zone ; cleavage fracture ; fracture toughness ; cleavage fracture stress ; statistical local criterion approach.

1. 緒言

高張力鋼溶接熱影響部に生じる局所脆化域(LBZ)の評価が海洋構造物などで大きな問題となっている¹⁾。 A_{c1} と A_{c3} の中間温度に再加熱された粗粒域の脆化が特に顕著であり、その脆化の主因として島状マルテンサイト(以下 M^* とする)の生成が挙げられる。

著者らは前報²⁾において、化学成分、溶接再現熱サイクルを変化させた鋼材の M^* 生成状態を詳細に調べ、強度、破壊靱性との関連について検討した。 M^* の生成により靱性は大幅に低下し、遷移温度は上昇する。ただし、 M^* 生成量、平均寸法、最大寸法の靱性に及ぼす影響は画一的でなく、また他の靱性支配要因、たとえば降伏応力にも影響を与えるのでその脆化の機構は複雑な様相を呈している。

一方、著者らは従来よりき裂端近傍に局所破壊条件を導入したローカルアプローチ³⁾により鋼材の破壊靱性を解析することを試みている。へき開破壊の場合、破壊条件は近似的に最大応力一定の条件で与えられ、これとき裂端近傍の応力分布に関する解とを組み合わせると、へき開破壊靱性は材料の基本的強度特性、すなわち降伏応力、へき開破壊応力の関数として記述される⁴⁾⁵⁾。

本研究では、前報²⁾の実験結果にローカルアプローチを適

用し、 M^* の破壊靱性に及ぼす影響を、破壊靱性を力学的に構成する因子に対する影響を通して、微視力学的に検討することを試みた。へき開破壊はディンプル型の延性破壊と異なり、ばらつきが大きく、その強度および靱性は最弱リンクモデルに従うことが知られている。従って、へき開破壊を対象とする場合、その評価には確率的取扱いが不可欠である。本報告では前報²⁾の実験結果に加えて、破壊靱性およびへき開破壊応力の確率分布に関する実験も行い、 M^* の影響の確率論的評価も試みた。

2. 供試材と試験方法

供試材はすべて前報²⁾と同一であり、その化学成分をTable 1に示す。溶接再現熱サイクルならびにその後の材料コードも前報²⁾と同一である。Table 2およびTable 3に供試材の機械的性質と M^* の体積率、寸法を示す。前報²⁾での破壊靱性試験に加えて、新たに各供試材の降伏応力の温度依存性とへき開破壊応力を求めた。へき開破壊応力はFig. 1 (a)に示す1 mmR円周切欠き付丸棒引張試験片を引張破壊させ、有限要素法で算定した応力分布から破壊時の切欠き部の最大引張応力を求め、これをへき開破壊応力、 σ_c とした。へき開破壊応力は温度依存性は極めて少ないとされている⁶⁾⁷⁾た

平成4年11月11日受付 平成5年6月4日受理 (Received on Nov. 11, 1992; Accepted on June 4, 1993)

* 名古屋大学工学部 (Faculty of Engineering, Nagoya University, Furo-cho Chikusa-ku Nagoya 464-01)

* 2 新日本製鉄(株)鉄鋼研究所 (Steel Research, Laboratories, Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical compositions of steels tested. (mass%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Nb	Al	Ti
Steel A	0.08	0.22	1.49	0.004	0.003	0.31	0.31	0.009	0.032	0.008
Steel B	0.08	0.21	1.48	0.004	0.003	0.30	0.30	0.009	0.030	0.008
Steel C	0.11	0.22	1.44	0.001	0.005	0.21	0.20	0.021	0.027	0.011
Steel D	0.11	0.19	1.44	0.011	0.005	0.21	0.20	0.020	0.028	0.012
Steel E	0.08	0.27	1.39	0.004	0.003	—	—	0.009	0.031	—

Table 2. Mechanical properties of materials tested and facet size of cleavage fracture surface.

Material	σ_{ys} (MPa)	σ_u (MPa)	R.A. (%)	Facet size (μm)
A-S1	434	599	79	13
A-S2	422	592	79	12
A-S3	402	573	81	9
A-S4	441	633	79	18
E-S1	425	589	78	17
A-D1	451	638	74	28
B-D1	451	638	74	10
C-D2	519	732	66	15
D-D2	518	739	67	17
A-T	470	635	79	15

Table 3. Volume fraction and size of M*.

Material	Volume fraction (%)	Average size (μm)	Maximum size (μm)
A-S1	2.0	1.0	2.17
A-S2	1.7	1.2	2.10
A-S3	2.1	1.3	2.70
A-S4	4.4	1.6	3.27
E-S1	0.4	1.2	1.70
A-D1	4.7	1.2	2.90
B-D1	5.9	1.3	3.86
C-D2	11.0	1.3	5.85
D-D2	12.0	1.3	4.05
A-T	3.5	0.9	2.70

め、本研究においては液体窒素温度においてのみで試験を行い、3～4本の試験の平均値より求めた。降伏応力の測定には温度制御の関係からFig. 1 (b)に示す秒時計型の丸棒試験片を用い、最小断面部に貼付したひずみゲージにより0.2%耐力を測定した。各材料とも室温より-196℃にわたる数温度で実験を行い、降伏応力の温度依存性を求めた。さらにへき開破壊応力、破壊靱性の確率的評価を行うため、B-D1材について多数本の繰り返し試験を行った。へき開破壊応力に関しては液体窒素中で1mmR円周切欠き付丸棒を用いた引張試験を15本行い、破壊靱性に関しては前報²⁾と同一の三点曲げ試験を-50℃で15本行った。破壊靱性はASTM E813に準拠しJ積分により評価した。得られた J_c 値はすべて K_{Ic} 相当値に換算し、Weibull統計解析を行った。また、C-D2材については、M*からの破壊発生時の様子を観察するために、ダブルノッチ試験を行った。Fig. 1 (c)に示す試験片を0℃にて破壊させ、板厚中央部で切断後、研磨、腐食し、破壊していない方のノッチ底近傍のSEM観察を行った。

3. 試験結果と考察

3・1 へき開破壊靱性に対する局所破壊モデル

著者らは以前より局所破壊条件に最弱リンク概念を持ち込んだ確率論的ローカルアプローチを用いた解析を行ってきた⁴⁾⁵⁾。鋼におけるへき開破壊はセラミックス等の脆性材料と同様に応力支配型であり、最弱リンク概念に従った挙動を示すことが知られている³⁾。き裂や切欠きの存在により、応力勾配のある体積Vの物体に応力 σ が作用する場合、破壊確率を二母数Weibull分布で表すと次式で表される。

$$F(\sigma) = 1 - \exp \left[- \int_V \left(\frac{\sigma_i}{\sigma_o} \right)^m \frac{dV}{V_o} \right] \\ = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_w}{\sigma_o} \right)^m \right] \dots\dots\dots (1)$$

ここで σ_i は任意の位置での応力、 σ_o はWeibull尺度母数、 m はWeibull形状母数、 V_o は統計的に均一と見なし得る材料の体積単位である。また、応力の体積積分項 σ_w をWeibull stressと呼ぶことにする⁸⁾。応力支配型の最弱リンクモデルにき裂先端の応力分布の解析解(HRR解)あるいは数値解を適用し、破壊に対して応力で規定される有効な体積(たとえば塑性域)を仮定し、(1)式の体積積分を行うと、へき開破壊靱性に対する破壊確率としてWeibull型の次式が得られる³⁾⁵⁾⁸⁾⁹⁾。

$$F(K) = 1 - \exp \left[- B \left(\frac{K}{\sigma_{ys}} \right)^4 \left(\frac{\sigma_{ys}}{\sigma_o} \right)^m f(m, n, V_o) \right] \dots (2)$$

ここで、 B は板厚、 σ_{ys} は降伏応力、 n はひずみ硬化指数、 $f(m, n, V_o)$ は材料定数である。(2)式は破壊靱性を応力拡大係数 K で評価した場合、その分布はWeibull分布に従い、

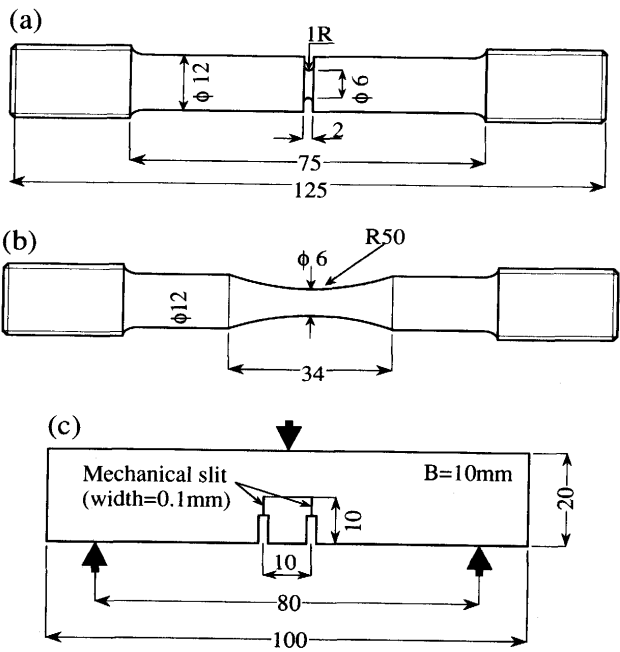


Fig. 1. Specimens, dimensions are in mm. (a) 1mmR notched round bar tensile specimen. (b) Smooth round bar tensile specimen. (c) Double notched bend specimen.

その形状母数は一定値 4 となることを示している³⁾⁵⁾⁸⁾⁹⁾。(2)式をある破壊確率において K_{IC} について解くと次式となる。

$$K_{IC} = \frac{C(m, n, V_o)}{B^{1/4}} \cdot \sigma_{ys} \left(\frac{\sigma_o}{\sigma_{ys}} \right)^{m/4} \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 $C(m, n, V_o)$ は材料定数である。へき開破壊応力は丸棒引張試験などによって求め得るので、(3)式は材料の基本的変形、破壊特性と破壊靱性との相関を考える上での理論的基礎を与えるものである。従って、(3)式の妥当性が検証できれば¹⁰⁾、へき開破壊靱性は丸棒引張試験のみから予測ができ、また組織変化や温度、加工等がへき開破壊靱性に及ぼす影響を基本的な特性値の変化により推定することができることになる。しかし、統計的に σ_o や m を決定するには、通常かなり多数の試験を繰り返す行が必要があり、実用上問題が多い。そこで著者らは、(3)式を基礎に数本の丸棒引張試験より得られるへき開破壊応力、 σ_c の平均値とへき開破壊靱性 K_{IC} の関係を調べ、30 種類を超える種々の鋼材について実験的に次式が成立することを示した⁴⁾⁵⁾。

$$K_{IC} = \frac{2.85 \times 10^{-3}}{B(\text{mm})^{1/4}} \cdot \sigma_c(\text{MPa}) \left(\frac{\sigma_c}{\sigma_{ys}} \right)^{\alpha} (\text{MPa}\sqrt{\text{m}}) \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 σ_c は前節で述べたように切欠き丸棒引張試験片を -196°C でへき開破壊させ、有限要素法で算定した応力分布から求めた破壊時の最大応力であり、指数 α は材料定数である。 σ_c 、 α は、 σ_o 、 m のように統計的に定義された値とは意味が異なるが、著者らは(3)式と(4)式の右辺が材料によらずほぼ対応関係があることを有限要素法による解析、および実験により示している⁵⁾。本研究では(4)式を基礎に M^* と降伏応力、へき開破壊応力、破壊靱性との関連を検討した。以降、(4)式の $\sigma_c(\sigma_c/\sigma_{ys})^{\alpha}$ をへき開破壊パラメータ、 α を相関指数と呼ぶことにする。いずれにせよ、(3)式および(4)式はへき開破壊靱性がへき開破壊応力、 σ_c (確率論的には σ_o) ばかりでなく、降伏応力などの他の材料特性にも強く依存することを示しており、冶金因子が靱性に及ぼす影響を考える上で極めて有用である。

3・2 へき開破壊応力と破壊靱性—ローカルアプローチの適用—

Fig. 2 に前報²⁾で示した靱性試験結果を示す。(a) が単一サイクル材、(b) が二重及び三重サイクル材の結果である。Fig. 2 に示した各供試材の靱性試験結果すべてを切欠き丸棒試験片で得られたへき開破壊応力、靱性試験温度での降伏応力とを用いて(4)式に従って整理したのが Fig. 3 である。へき開破壊応力はほとんど温度に依存しないとされているため、ここでは -196°C の値を用いている。Fig. 2 に示すように材料により遷移温度はかなり異なっているが、へき開破壊パラメータと靱性値はよい相関を示し、 M^* による脆化もこのへき開破壊パラメータによって記述できることを示している。また、このようにへき開破壊パラメータを用い

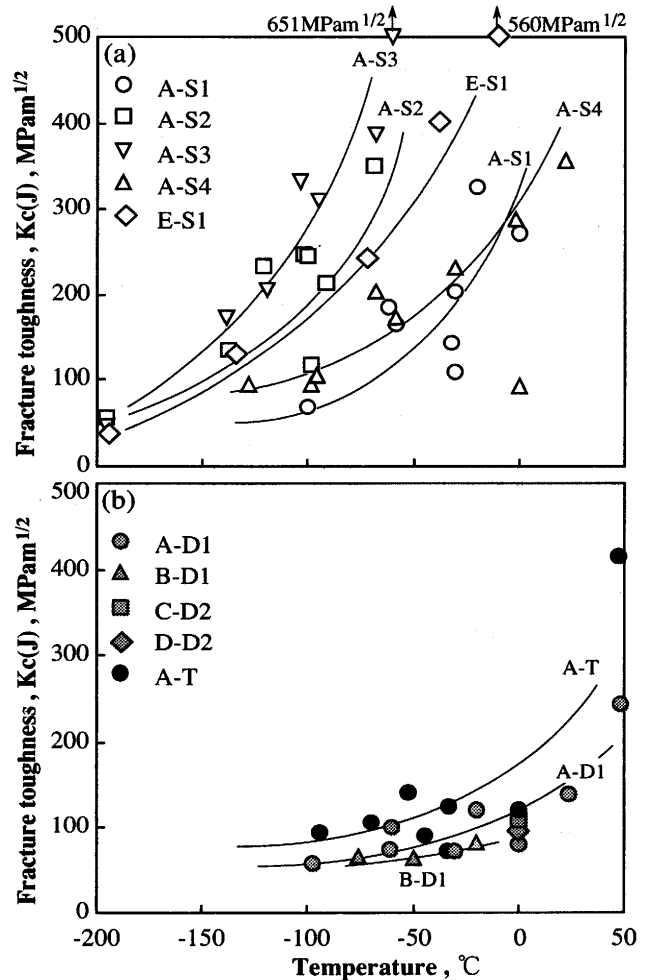


Fig. 2. Temperature dependence of fracture toughness.
(a) Materials subjected to single thermal cycle.
(b) Materials subjected to double and triple thermal cycles.

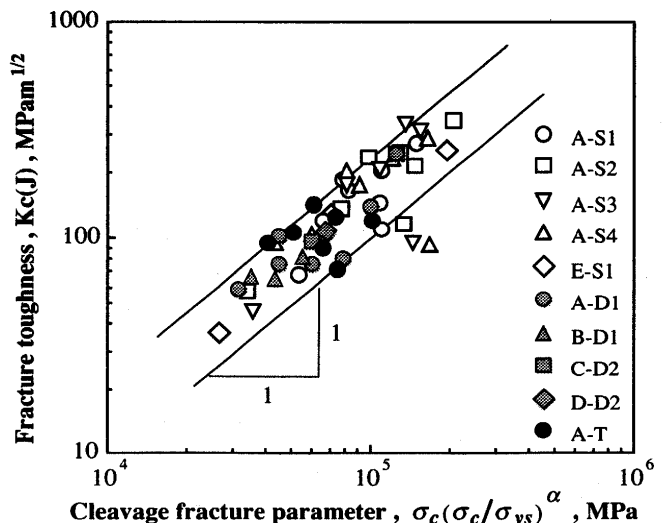


Fig. 3. Relation between fracture toughness and cleavage fracture parameter.

ると、材料間の靱性の大小関係ばかりでなく、試験温度変化にともなう靱性値の変化も記述できることがわかる。各

材料の α の値は実験結果から最小二乗法により決定したが、 M^* の少ないものでは3.4から4.7, 多いものは3.0から3.8程度の値となっている。

以下ではへき開破壊パラメータを構成する降伏応力、へき開破壊応力、相関指数 α に及ぼす M^* の影響を検討し、 M^* による脆化の原因について検討する。

3・3 破壊靱性支配要因に及ぼす M^* の影響

Fig. 3で示したように本供試材の破壊靱性値はへき開破壊パラメータで比較的よく記述できることから、降伏応力の増加、へき開破壊応力の低下、相関指数 α の低下が脆化につながっているということが出来る。

前報²⁾で示したように M^* の体積率と降伏応力の間には、ほぼ比例関係が見られた。これは一般に粒子分散型の複合材料に見られる挙動であり、次のように解釈できる。 M^* の平均間隔と 0°C における各供試材の降伏応力との関係を示したのがFig. 4である。ここで用いている M^* 平均間隔とはFig. 5に示すように平均直径の球状 M^* が均等に分布していると考え、 M^* 平均直径と体積率により与えた。Fig. 4によると、降伏応力と M^* 平均間隔の間にはHall-Petch型の関係がみられる。Hall-Petchの式は転位の可動距離に基づくものであり、ベイナイトをマトリックスとする本供試材には直接当てはまるものではないが、 M^* の平均間隔が小さくなると、 M^* に比較して相対的に軟質であるマトリックスの塑性拘束が増加し、降伏応力が増大するものと考えられる。

へき開破壊応力に関してはGriffith理論あるいはそれを基礎とした微視的モデル^{11)~14)}によって第二相粒子寸法、結晶粒径との関係が議論されている。 M^* を含む鋼材に関しては、著者の一人により M^* —母相界面の剝離により発生したマイクロクラックが破壊の発生核となることが示されている¹⁵⁾。従って、へき開破壊が最弱リンク概念に従う破壊であることを考えると、へき開破壊応力を支配する主因子としてまず M^* 最大寸法が考えられる。Fig. 6はへき開破壊応力と M^* 最大寸法の $-1/2$ 乗との関係を示したものである。図中、Griffith theoryとあるのは M^* 寸法に等しい偏平き裂に対して、母相の表面エネルギーを 9 J/m^2 ¹⁶⁾としたときのGriffith理論による破壊応力である。また、Petch¹⁴⁾はフェライト組織の鋼について、粒界炭化物からのへき開破壊について、Stroh型¹¹⁾のモデルを基にへき開破壊応力が微視き裂寸法(=炭化物厚さ)ばかりでなく、母相の粒径にも依存するとし、次式を提案している¹²⁾。

$$\sigma_c = \left[\frac{8 \cdot E \cdot \gamma_p}{\pi(1-\nu)t} - \frac{ky^2 \cdot d}{8 \cdot \pi^2 \cdot t^2} \right]^{1/2} - \frac{ky \cdot d^{1/2}}{2 \cdot \sqrt{2} \cdot \pi \cdot t} \quad \dots\dots\dots (5)$$

ここで、 E はヤング率、 ν はポアソン比、 γ_p は表面エネルギー、 t は破壊発生核すなわち炭化物などの寸法、 d は結晶粒径、 ky はHall-Petchの式での粒径依存項の比例係数である。粒径は転位の可動距離という意味を有するが、粒径が小さい場合にはGriffith理論にほぼ一致し、軟質のフェライト粒径

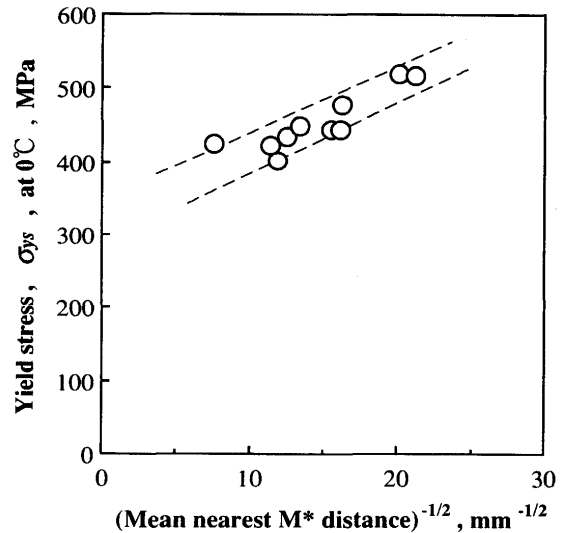


Fig. 4. Influence of mean distance of M^* on yield stress at 0°C .

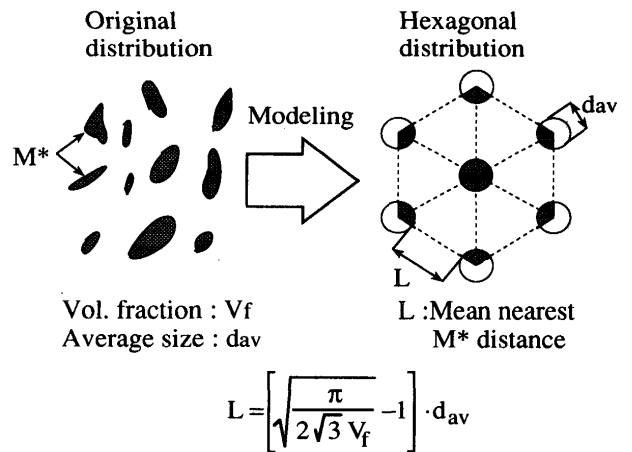


Fig. 5. Definition of mean distance of M^* .

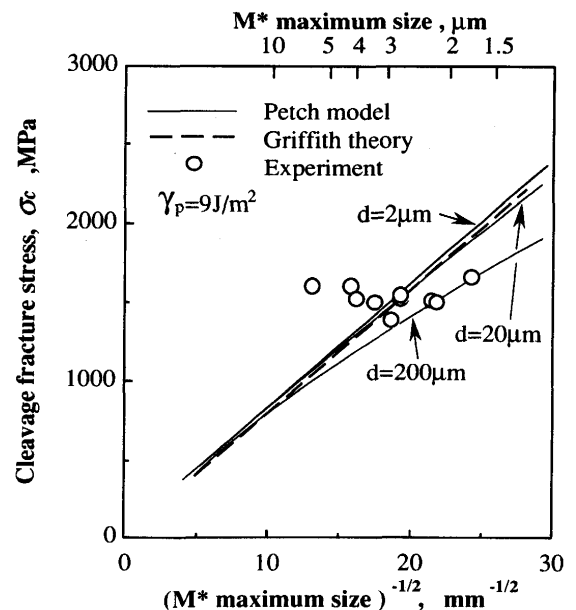


Fig. 6. Relation between cleavage fracture stress and maximum size of M^* .

が大となると破壊応力は低下する。粒径を $2\mu\text{m}$ から $200\mu\text{m}$ まで変化させ、表面エネルギーをやはり $9\text{J}/\text{m}^2$ としたときの破壊応力と第二相粒子寸法との関係を Fig. 6 中に示す。本実験供試材の場合、母相はベイナイト組織であり、Petchモデルをそのまま適用することはできないが、軟質母相中の硬質粒子を核とした微視き裂の伝播に軟質母相の転位可動距離が影響を及ぼす可能性があるため、その影響度をみるという意味で参考までに示した。本供試材の母相であるベイナイト組織の旧 γ 結晶粒径は $150\mu\text{m}$ 程度、また M^* の平均間隔は $2\mu\text{m}$ から $20\mu\text{m}$ である。実験結果は、 M^* 寸法の小さい範囲で粒径を $200\mu\text{m}$ としたときの Petch モデルに合致しているように見えるが、これがどのような意味を有するのか、フェライト組織中の M^* の場合と比較するなどして検討する必要がある。いずれにせよ、供試材のへき開破壊応力は M^* 寸法が小さい場合は、既に指摘されているように¹⁵⁾Griffith あるいは Petch モデルによる予測とオーダーとして一致し、 M^* 寸法にも若干依存するように見えるが、 M^* の大きい範囲 ($3\mu\text{m}$ 以上) ではその寸法はへき開破壊応力に直接影響を及ぼしていないようである。これは Fig. 7 に示すように、 M^* 寸法と生成された微視き裂の寸法が必ずしも一致していないためと思われる。Fig. 7 はダブルノッチ試験で破壊せずに残った切欠き部の板厚中心部の微視き裂を観察したものである。巨大な M^* が存在する場合、剥離き裂は M^* 寸法にまでは成長せず不安定破壊に至る可能性が考えられる。

Fig. 8 に各供試材のへき開破壊応力の M^* 体積率に対する関係を示す。ある体積率までは M^* の生成によりへき開破壊応力は急激に低下している。これは、Fig. 6 で M^* の最大寸法について着目し、確定論的に議論したように、 M^* 量増大により粗大な M^* が生成したこと²⁾のほかに、 M^* による破壊発生サイトが増加し破壊確率が増加したため、相対的にへき開破壊応力が低下したものと考えられる。ただし、本供試材においては、 M^* 量の増大にともない、 M^* の最大寸法、個数も増加しているため、両機構の影響度を分離して議論することは難しい。一方、 M^* 体積率約 5% 以上ではへき開破壊応力はむしろ増加傾向を示す。これは定性的には生成

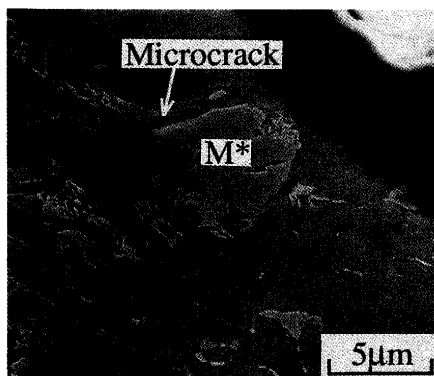


Fig. 7. SEM micrograph of a microcrack between M^* and ferrite matrix (C-D2).

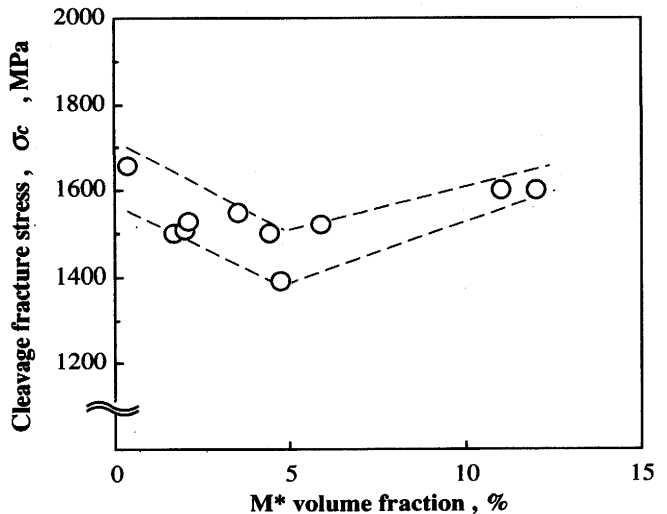


Fig. 8. Relation between cleavage fracture stress and volume fraction of M^* .

された微視き裂長さが同一でも転位可動距離が小さいほど、破壊応力が上昇するという Petch モデルと類似の現象が生じているのではないかと考えられる。すなわち、 M^* の体積率が増大すると転位の動きが抑制され、微視き裂の伝播に影響を及ぼすためと考えられる。実際、同一成分系のマルテンサイトあるいはベイナイト組織において、へき開破壊応力と降伏応力との間には正のほぼ線形関係があることが示されている¹⁷⁾。

(3) 式中の指数項 $m/4$ は 3.1 で示したように、多数の試験片によって得られた破壊応力を Weibull 分布で近似した場合の形状母数である。つまり、 m は破壊応力のばらつきが大きい場合は小さく、ばらつきが小さい場合は大きくなる性質を持っている。供試材の内、B-D1 材についてはへき開破壊応力、破壊靱性ともに確率的評価を行っている。Fig. 9 は最弱リンク概念に基づいて確率的な寸法効果を考慮して、実験結果に対して有限要素法を用いて求めたへき開破壊応

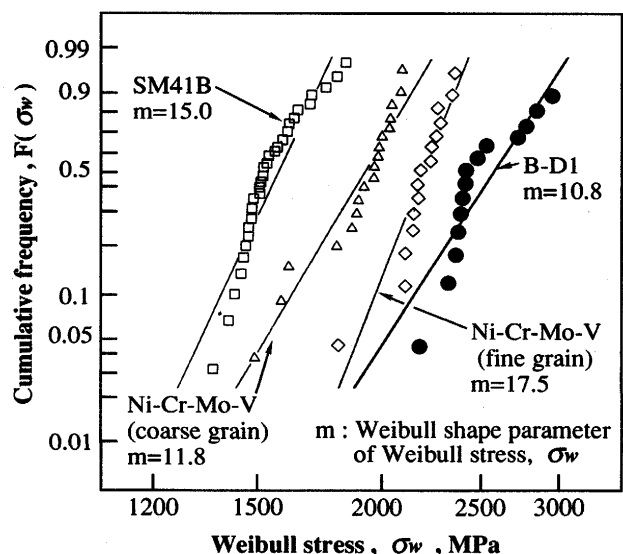


Fig. 9. Weibull distributions of Weibull stress.

力 (Weibull stress, σ_w , (1) 式の積分項) のばらつきを Weibull 分布で示した結果⁵⁾である。参考のため、軟鋼 SM41B、タービンローター用 Ni-Cr-Mo-V 鋼の結果⁵⁾も併せて示す。B-D 1 材の形状母数 m は他に比べて小さく、へき開破壊応力にばらつきが大きいことがわかる。これは M^* に起因するへき開破壊時の限界応力が通常の軟鋼や低合金鋼 (粒界炭化物やセメントナイトが破壊の起点となっていると考えられる) の破壊応力のばらつきよりも大きいことを意味している。一方、Fig. 10 にへき開破壊靱性のばらつきを同様に Weibull 分布で示す。図中では形状母数を β で示している。へき開破壊応力ではばらつきが大きかった B-D 1 材の破壊靱性は、他の材料に比べるとむしろばらつきは小さく、その形状母数は (2) 式より示唆されるように 4 前後の値となっている。理論的には (3) 式からわかるように、へき開破壊応力のばらつきを示す Weibull 形状母数 m は、破壊靱性のばらつきには影響を与えず、その絶対値に影響を与えることになる。相関指数 α は、(3)、(4) 式から類推されるように、破壊応力の Weibull 形状母数 m と関連があり、ばらつきが大きくなり m が小さいほど α も小さい値をとる³⁾。B-D 1 材以外の供試材については破壊応力の Weibull 形状母数 m を求めているので、ここでは靱性試験において求められた相関指数 α を用いて M^* の影響を検討することにする。相関指数 α に及ぼす M^* 体積率の影響をみたのが Fig. 11 である。 M^* 体積率の増加にともない、指数 α は減少する傾向を示す。すなわち M^* 体積率の増加にともない、へき開破壊応力のばらつきが増加していることが予想される。Fig. 6 に示したようにへき開破壊応力は M^* 最大寸法と明瞭な関係はみられず、 M^* 間隔といった M^* の分布状態にも関連しているものと考えられる。へき開破壊応力のばらつきは、 M^* の分布状態のばらつきに依存しているものと思われる。Fig. 12 は M^* の分布状態を表す 1 指標として、 M^* 寸法の標準偏差を M^* 体積率に対して示したものである。図より、 M^* 体積率が増加するに

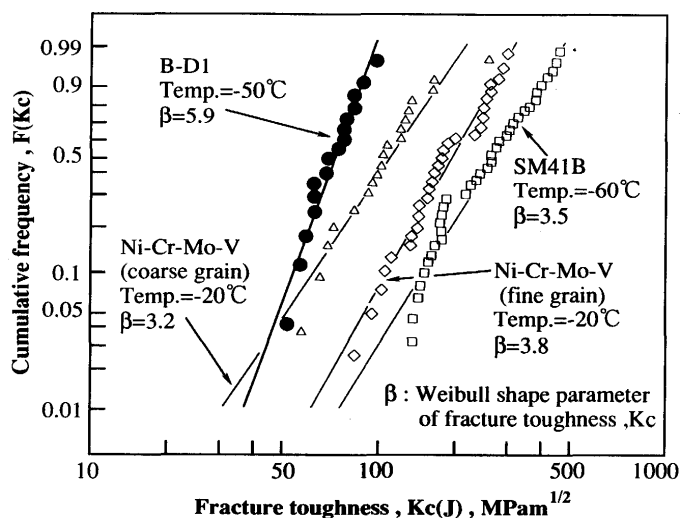


Fig. 10. Weibull distributions of fracture toughness.

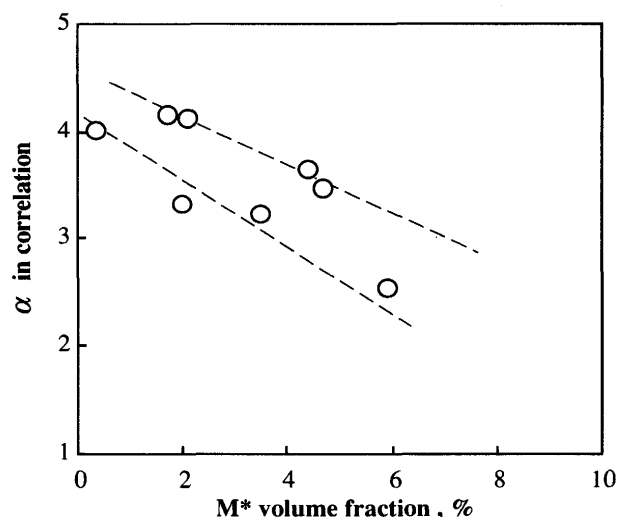


Fig. 11. Relation between exponent α in correlation and volume fraction of M^* .

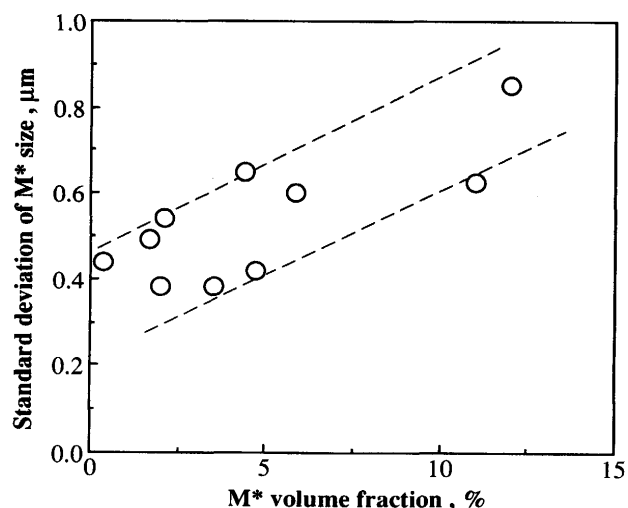


Fig. 12. Variation of standard deviation of M^* size with volume fraction of M^* .

従い、 M^* 寸法のばらつきが増加していることがわかる。つまり、 M^* 体積率の増加にともない、その分布状態のばらつきが増加したため、破壊応力のばらつきの増加すなわち相関指数 α の低下につながったものと考えられる。

4. 結言

1) へき開破壊応力は M^* 寸法にあまり依存せず、特に M^* 寸法の大きい範囲 ($3\mu\text{m}$ 以上) では依存度は小さい。これは M^* 寸法と同様にその体積率も変化していることの影響の他、粗大な M^* から発生する剥離き裂の長さが、必ずしも M^* 寸法に一致していないことによると考えられる。

2) M^* を含む鋼材に從來から行ってきたローカルアプローチを適用した結果、その破壊靱性とへき開破壊パラメータの間には他の材料と同様な解析的予測に一致する関係があり、 M^* による脆化材料間の靱性値の大小、靱性値の温

度依存性はへき開破壊応力, 降伏応力, 相関指数 α からなるへき開破壊パラメータで記述することができる。

3) M^* を含む鋼材のへき開破壊応力のばらつきは著しく大きい, 最弱リンク概念に基づくローカルアプローチによる解析的予測に合致して破壊靱性のばらつきには影響を及ぼさない。へき開破壊応力のばらつきは(3)式よりわかるように, 破壊靱性のばらつきではなく, その絶対値に影響を及ぼす。

4) M^* が生成すると, へき開破壊応力は低下するが, 生成量が増加すると, むしろ上昇傾向を示す。一方, 降伏応力は M^* 生成量の増加にともない, 単調に上昇する傾向がみられる。へき開破壊応力, 降伏応力両者の上昇傾向は, M^* 生成量の増加にともなう M^* 間隔の減少によるものと考えられる。また, M^* 生成量の増加にともない, M^* の分布にばらつきが大きくなり, 破壊応力のばらつきの大小を意味する相関指数 α が低下する。破壊靱性がへき開破壊応力と降伏応力の相対関係, および相関指数 α により決まっていると考えられると, M^* の生成による脆化の主因は, ある程度の M^* 生成量までのへき開破壊応力の低下, へき開破壊応力のばらつきの増大, および降伏応力の上昇であるということが出来る。

文 献

- 1) S.Machida, T.Miyata, Y.Hagiwara and Y.Suzuki : Defect Assessment in Components-Fundamental and Application,ESIS/EGF9, (1991), p.633
- 2) 田川哲哉, 宮田隆司, 栗飯原周二, 岡本健太郎 : 鉄と鋼, **79** (1993), p.1176
- 3) A.Pineau : in Advances in Fracture Research, Proc. 5th ICF, Vol.5, (1981), p.553
- 4) T.Miyata, T.Tagawa, A.Otsuka, K.Okamoto and S.Aihara : Proc. 6th ICM, Vol.4, (1991), p.183
- 5) 田川哲哉, 宮田隆司, 大塚昭夫 : 材料, **41** (1992), p.1227
- 6) J.F.Knott : Fracture '77, Proc. 4th ICF, Vol.1, (1977), p.61
- 7) 宮田隆司, 大塚昭夫, 三林雅彦, 土師利昭, 栗飯原周二 : 材料, **37** (1987), p.897
- 8) F.M.BEREMIN : Met. Trans., **A-14** (1983), p.2277
- 9) K.Wallin : Eng. Fract. Mech., **19** (1984), p.1085
- 10) T.Miyata, T.Tagawa, K.Okamoto and S.Aihara, ASTM-STP, to be published
- 11) A.N.Stroh : Proc. R. Soc., Vol.A233, (1954), p.404
- 12) E.Smith : Proc. Conf. Physical Basis of Yield and Fracture, Physical Soc. of Oxford, (1966), p.36
- 13) D.A.Curry and J.F.Knott : Metal Science, **13** (1979), p.341
- 14) N.J.Petch and R.W.Armstrong : Acta Metall., **37** (1989), p.2279
- 15) S.Aihara and T.Haze : TMS Annual Meeting, A88-14, (1988)
- 16) P.Bowen, S.G.Druce and J.F.Knott : Acta Metall., **34** (1986), p.1121
- 17) T.Miyata, R.C.Yang, A.Otsuka, T.Haze and S.Aihara : Proc. 7th ICF, Vol.4, (1989), p.2563