

# 低炭素鋼及び低合金鋼破壊靱性の 力学的定式化と引張強度特性との関係

宮田 隆司\*・田川 哲哉\*・粟飯原 周二\*<sup>2</sup>

Mezzo Scopic Analysis of Cleavage Fracture Toughness  
in Low Carbon Steels and Low Alloy Steels

Takashi MIYATA, Tetsuya TAGAWA and Syuji AIHARA

**Synopsis :** The cleavage fracture toughness of steels was analyzed on the basis of the statistical local criterion approach. Statistical stress criterion at the crack tip region suggests that the cleavage fracture toughness can be described as a function of the yield stress and the cleavage fracture stress of the materials. In the present work, the formulation of the cleavage fracture toughness was examined in order to analyze mezzo-scopically the mechanical and metallurgical factors. Good correlation between the cleavage fracture toughness, and the yield stress and the cleavage fracture stress which evaluated by round bar specimens was obtained for 47 kinds of low carbon steels and low alloy steels. Based on the correlation, the fracture toughness can be predicted from the tensile test properties.

**Key words :** low carbon steel ; low alloy steel ; fracture toughness ; local criterion approach ; cleavage fracture stress.

## 1. 緒言

低炭素鋼の脆性破壊の主要な形態はへき開型破壊であり、へき開破壊及び破壊靱性に関しては破壊力学の体系化以前から多くの研究がある。鋼のへき開破壊は炭化物、非金属介在物、島状マルテンサイトなどと母相界面の剥離あるいはそれらの割れによって生じた微視き裂の伝播によるとされており<sup>1)~4)</sup>、実用温度範囲ではその律速過程は微視き裂の伝播で、その力学的条件はGriffith理論を基本とした応力条件で与えられるとされている<sup>2)5)~7)</sup>。また、鋼のへき開破壊はセラミックスなどの脆性材料と同様、Weibull型の最弱リンク概念に従った挙動を示すことが明らかにされている<sup>8)~12)</sup>。一方、破壊靱性に関してもその支配因子については、結晶粒径、炭化物の影響など、過去に膨大な研究がなされている。しかし、これらの研究の多くは個々の材料についての実験的研究が多く、へき開破壊靱性を構成する要因を体系的に捉えようとした研究は少ないように思われる。破壊靱性に関わる諸問題、すなわち冶金の各種因子の他、温度、ひずみ速度の影響、ばらつき、板厚効果、破壊力学パラメータの適用限界、靱性試験における各種制限条件、中性子照射脆化などを考える際、各因子がまったく別個の機構で靱性に影響を及ぼしているとは考えにくく、メゾメカニックス的尺度では重なり合っている部分があるはずである。そのような意味で破壊靱性を構成する要因をへき開破壊過

程を考慮して力学的に定式化しておくことは、それら因子の影響を体系的に理解する上での助けとなると同時に定量的な予測も可能となり、材料設計、材質予測の観点からも充分意義のあることと思われる。

本研究は鋼のへき開破壊が応力支配型の破壊であり、最弱リンク概念に従う挙動を示すことなどを基礎に、破壊靱性の構成要因を局所破壊条件 (Local Fracture Criterion Approach) に基づいて力学的に定式化し、破壊靱性に及ぼす各種因子の影響を統一的に把握することを目的としている。著者らは、これまでき裂先端近傍へ確率論的局所応力条件を適用し、鋼材の破壊靱性の定式化を試みてきた<sup>13)~15)</sup>。さらにその結果を基礎に島状マルテンサイトによる脆化問題を力学的に解析してきた<sup>16)</sup>。本報告では、既に報告済みの実験結果<sup>12)~14)16)</sup>を含め、これまで実験を行った低合金鋼、低炭素高張力鋼、及びそれらの溶接熱影響部再現材の合計47種類の鋼の試験結果を上記の観点から統一的に整理し、理論モデルの妥当性を検討するとともに、簡便な実験式を提案するものである。

## 2. 供試材及び試験方法

供試材は、引張強さが500MPa~600MPa級の高張力鋼に相当する実験室溶解鋼 (Steel A~N)、市販鋼として構造用軟鋼SM41B、低合金鋼Ni-Cr-Mo-V鋼、21/4Cr-1Mo鋼、

平成6年10月5日受付 平成7年1月13日受理 (Received on Oct. 5, 1994; Accepted on Jan. 13, 1995)

\* 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 (wt%).

| Steel name | C    | Si   | Mn   | P     | S     | Al                       | N                | Nb     | Cu   | Ti    | Ni   | Note         |
|------------|------|------|------|-------|-------|--------------------------|------------------|--------|------|-------|------|--------------|
| Steel A    | 0.08 | 0.22 | 1.49 | 0.004 | 0.003 | 0.032                    | 0.003            | 0.009  | 0.31 | 0.008 | 0.31 | Ref.[16]     |
| Steel B    | 0.08 | 0.21 | 1.48 | 0.004 | 0.003 | 0.030                    | 0.003            | 0.009  | 0.30 | 0.008 | 0.31 | Ref.[16]     |
| Steel C    | 0.07 | 0.22 | 0.77 | 0.005 | 0.003 | 0.028                    | 0.004            | -      | -    | 0.009 | -    | present work |
| Steel D    | 0.07 | 0.22 | 0.76 | 0.005 | 0.004 | 0.030                    | 0.002            | -      | -    | 0.009 | 1.97 | present work |
| Steel E    | 0.07 | 0.22 | 0.78 | 0.005 | 0.004 | 0.027                    | 0.003            | -      | -    | 0.009 | 4.01 | present work |
| Steel F    | 0.08 | 0.20 | 1.36 | 0.005 | 0.003 | 0.025                    | 0.003            | <0.005 | -    | -     | -    | Ref.[13]     |
| Steel G    | 0.15 | 0.21 | 1.48 | 0.006 | 0.004 | 0.028                    | 0.003            | <0.005 | -    | -     | -    | Ref.[13]     |
| Steel H    | 0.08 | 0.20 | 1.35 | 0.005 | 0.003 | 0.024                    | 0.002            | 0.024  | -    | -     | -    | Ref.[13]     |
| Steel I    | 0.08 | 0.27 | 1.39 | 0.004 | 0.003 | 0.031                    | 0.003            | 0.009  | -    | -     | -    | Ref.[14]     |
| Steel J    | 0.12 | 0.23 | 1.40 | 0.003 | 0.003 | 0.033                    | 0.003            | 0.023  | -    | -     | -    | Ref.[14]     |
| Steel K    | 0.08 | 0.21 | 1.48 | 0.004 | 0.003 | 0.030                    | 0.003            | 0.009  | 0.30 | 0.008 | 0.30 | present work |
| Steel L    | 0.08 | 0.10 | 1.60 | -     | -     | <0.001                   | 0.003            | -      | 0.50 | 0.015 | 0.60 | present work |
| Steel M    | 0.08 | 0.10 | 1.60 | -     | -     | <0.001                   | 0.003            | 0.015  | 0.50 | 0.015 | 0.60 | present work |
| Steel N    | 0.19 | 0.48 | 1.52 | 0.025 | 0.005 | 0.030                    | 0.002            | -      | -    | -     | -    | present work |
| SM41B      | 0.13 | 0.14 | 0.95 | 0.018 | 0.004 | -                        | -                | -      | -    | -     | -    | Ref.[12]     |
| A508       | 0.19 | 0.20 | 1.42 | 0.003 | 0.003 | 0.017                    | Cr=0.15, V=0.48  | -      | -    | -     | 0.76 | Ref.[13]     |
| Ni-Cr-Mo-V | 0.24 | 0.06 | 0.30 | 0.005 | 0.009 | Cr=1.50, V=0.11, Mo=0.39 | -                | -      | -    | -     | 3.12 | Ref.[14]     |
| 21/4Cr-1Mo | 0.12 | 0.16 | 0.48 | 0.010 | 0.004 | 0.008                    | Cr=2.43, Mo=1.02 | -      | -    | -     | -    | Ref.[14]     |

A508鋼の合計18種類の鋼で、その化学成分をTable 1に示す。ほとんどの鋼材には、多層盛溶接や溶接残留応力除去焼鈍をシミュレートした熱サイクル、あるいは結晶粒や第

二相寸法制御のための熱サイクルを施し、合計47種類の材料とした。基本的には1200°Cから1400°Cの加熱後、800°Cから500°Cの間を2~150°C/sec、500°Cから200°Cの間を0.5~8°C/secに制御した冷却を行い、材料によってはその後、さらにAl変態点直上への加熱、冷却や焼鈍を行った。組織的にはフェライト、ベイナイト、マルテンサイト、及び島状マルテンサイトを含むベイナイトと多様な材料となっており、引張強さは430MPaから1300MPaに及んでいる。各供試材の室温引張特性、及び顕微鏡組織をTable 2に示す。一部のベイナイト組織においては走査型電子顕微鏡により炭化物の状態を観察し、組織形態を判別したが、他については光学顕微鏡観察及び800°Cから500°Cの冷却速度を参考に組織形態を判別した。

各材料について通常の引張試験を行った他、へき開破壊応力を求めた。へき開破壊応力 $\sigma_c$ はFig. 1 (a)に示す1 mmR円周切欠き付丸棒引張試験片を液体窒素中(-196°C)で破壊させ、その破壊荷重を基に破壊時の最大引張応力を算定し、 $\sigma_c$ とした。算定に先立ち、有限要素法により負荷応力の増加に伴う応力集中係数の変化を種々の構成式を想定し、解析した。その結果、応力集中係数の変化はほとんど構成

Table 2. Room temperature mechanical properties and microstructures of steels.

| Material code | $\sigma_{ys}$ (MPa) | $\sigma_u$ (MPa) | R.A.(%) | M.S.* |
|---------------|---------------------|------------------|---------|-------|
| Steel A-1     | 434                 | 599              | 79      | Bu+M* |
| Steel A-2     | 441                 | 633              | 79      | Bu+M* |
| Steel A-3     | 451                 | 638              | 74      | Bu+M* |
| Steel A-4     | 470                 | 635              | 79      | Bu+M* |
| Steel A-5     | 422                 | 592              | 79      | Bu+M* |
| Steel A-6     | 402                 | 573              | 81      | Bu+M* |
| Steel B       | 451                 | 590              | 78      | Bu+M* |
| Steel C-1     | 373                 | 507              | 81      | Bu    |
| Steel C-2     | 330                 | 457              | 74      | Bu    |
| Steel D-1     | 444                 | 574              | 78      | Bu    |
| Steel D-2     | 394                 | 536              | 76      | Bu    |
| Steel E       | 449                 | 602              | 72      | Bu    |
| Steel F-1     | 935                 | 1086             | 25      | M     |
| Steel F-2     | 412                 | 538              | 77      | Bu    |
| Steel F-3     | 279                 | 432              | 82      | F&P   |
| Steel G-1     | 1108                | 1335             | 35      | M     |
| Steel G-2     | 482                 | 619              | 76      | Bu    |
| Steel G-3     | 326                 | 494              | 78      | F&P   |
| Steel H-1     | 481                 | 588              | 78      | Bu    |
| Steel H-2     | 489                 | 601              | 73      | Bu    |
| Steel H-3     | 301                 | 459              | 84      | F&P   |
| Steel I-1     | 587                 | 783              | 56      | BL    |
| Steel I-2     | 425                 | 589              | 78      | Bu    |
| Steel I-3     | 377                 | 488              | 86      | F&P   |
| Steel J-1     | 462                 | 658              | 71      | Bu    |
| Steel J-2     | 565                 | 669              | 69      | Bu    |
| Steel J-3     | 575                 | 691              | 66      | Bu    |
| Steel J-4     | 440                 | 567              | 80      | F&P   |
| Steel K-1     | 367                 | 482              | 84      | F     |
| Steel K-2     | 344                 | 465              | 83      | F     |
| Steel K-3     | 309                 | 661              | 56      | F     |
| Steel L-1     | 490                 | 628              | 78      | Bu    |
| Steel L-2     | 543                 | 632              | 76      | Bu    |
| Steel L-3     | 496                 | 566              | 80      | Bu    |
| Steel M-1     | 652                 | 900              | 53      | Bu    |
| Steel M-2     | 497                 | 636              | 76      | Bu    |
| Steel M-3     | 451                 | 599              | 75      | Bu    |
| Steel N-1     | 327                 | 557              | 72      | F&P   |
| Steel N-2     | 371                 | 548              | 68      | F&P   |
| Steel N-3     | 440                 | 574              | 73      | F&P   |
| Steel N-4     | 536                 | 581              | 72      | F&P   |
| Steel N-5     | 558                 | 626              | 72      | F&P   |
| SM41B         | 248                 | 441              | -       | F&P   |
| A508          | 434                 | 599              | 79      | F     |
| Ni-Cr-Mo-V-1  | 637                 | 763              | 64      | BL    |
| Ni-Cr-Mo-V-2  | 610                 | 470              | 61      | BL    |
| 21/4Cr-1Mo    | 506                 | 625              | 80      | BL    |

\*M.S.:Microstructure, Bu:Upper Bainite, BL:Lower Bainite, M\*:Martensitic island, M:Martensite, F&P:Ferrite and Pearlite

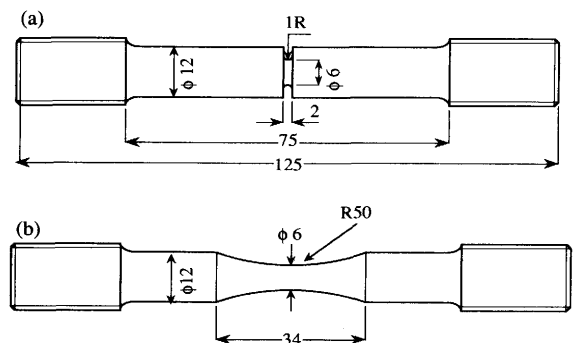


Fig. 1. Configuration of tensile specimens (dimensions are in mm).  
(a) ImmR notched round bar tensile specimen.  
(b) Smooth round bar tensile specimen.

式に依存せず、負荷レベルで一義的に表されるため、この関係を基に試験片破壊時の最大引張応力を算定した。各材料とも3～4本の試験結果の平均値より決定した。へき開破壊の確率的挙動を考えると、 $\sigma_c$ の値は試験片内のある一定以上の応力の作用する領域の体積、すなわち有効体積に依存することが予想される。従って、ここで定義した $\sigma_c$ は一般性のあるへき開破壊応力とはならないが、これまでの研究によると切欠き底半径を0.2mmから3mm程度に変化させた場合でも、 $\sigma_c$ の試験片形状依存性は少ないようである<sup>13)</sup>。降伏応力はFig. 1 (b)に示す砂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測定した0.2%耐力を用いた。各材料とも室温より-196°Cにわたる数温度で試験し、降伏応力の温度依存性を求めた。靱性試験は、大多数の材料で板厚10mmの三点曲げ試験片、一部材料でCT試験片を用い、ASTME813<sup>17)</sup>に準拠したJ積分により評価した。解析ではすべて $J_c$ を $K_c$ 相当値に換算して示している。靱性は不安定へき開破壊開始点で評価した。各材料とも室温から-196°Cにわたる数温度で試験を行い、遷移曲線を求めたが、荷重低下を伴って破壊するような遷移領域の高温側での結果は解析から除外した。砂時計型の丸棒引張試験、靱性試験とも冷却雰囲気は、室温から-80°C程度まではエタノールを冷媒として、-80°Cから-196°Cの温度範囲では液体窒素による窒素ガス雰囲気あるいは液体窒素内で温度を調整した。両試験とも、試験片の対面2ヶ所に熱電対を取り付け、測定される2ヶ所の温度差が5°C以下であることを確認して試験を開始した。

### 3. へき開破壊の確率論的モデルと破壊靱性

へき開破壊は応力支配型の破壊であり、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。き裂先端の応力分布と局所破壊条件とを結びつけたRKRモデル<sup>18)</sup>に代表されるようなLocal Criterion Approachに、Weibull型の最弱リンク概念を持ち込んだモデルはいくつか提案されている<sup>9)~10)</sup>。へき開破壊応力が2母数Weibull分布に従うと仮定し、き裂先端近傍の応力分布がHRR解のように $K$ や $J$ といった破壊力学パラメータの一義的関数として表わされるとすると、き裂先端近傍でへき開破壊が起こる確率は次式で表される<sup>10)</sup>。

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

ここで $B$ は板厚、 $\sigma_{ys}$ は降伏応力、 $\sigma_o$ 、 $m$ は確率的な有効体積を考慮したへき開破壊応力であるWeibull stress<sup>10)</sup>の尺度母数、形状母数であり、 $f(m, n, V_o)$ は $m$ 、材料のひずみ硬化指数 $n$ 、材料の統計的体積単位 $V_o$ に依存する材料定数である。従って、ある破壊確率での破壊靱性 $K_c$ は、

$$K_c = \frac{C(m, n, V_o)}{B^{1/4}} \sigma_{ys} \left(\frac{\sigma_o}{\sigma_{ys}}\right)^{m/4} \quad \dots (2)$$

で与えられる。 $C(m, n, V_o)$ は材料定数である。(1)式は破壊靱性のばらつきはWeibull分布に従い、破壊靱性を $K$ で評価した場合その形状母数は材料によらず一定値4になることを意味している。また、(2)式は破壊靱性と材料の基本的強度特性である降伏応力、へき開破壊応力との関係を与えるもので、へき開破壊応力が温度によらず一定であるとされているため<sup>13)19)~24)</sup>、破壊靱性の温度依存性は主として降伏応力の温度依存性によって決まることを意味している。さらに(2)式に従えば、破壊靱性の板厚効果は材料によらず一定であり、 $K_c B^{1/4} = \text{一定}$ となる。著者らは破壊靱性の温度依存性<sup>13)</sup>、板厚効果<sup>14)</sup>、ばらつきや丸棒引張試験におけるへき開破壊応力との相関<sup>15)</sup>などについて調べ、(1)式及び(2)式がほぼ妥当であることを示している。(2)式は破壊靱性の支配因子を理解する上で有用な情報を与えるが、冶金的因子の影響などを検討する際には降伏応力への影響の他、へき開破壊応力とそのWeibull形状係数への影響を検討する必要がある。へき開破壊応力は丸棒引張試験によって求め得るが、その確率的特性を得るには相当数の試験片を必要とする。そこで、ここでは(2)式を基礎として確定論的に定義されたへき開破壊応力 $\sigma_c$ を用いて破壊靱性を表現することを試みた。

## 4. 試験結果と考察

### 4.1 破壊靱性と降伏応力、へき開破壊応力との関係

著者らは3、4本程度の円周切欠き付丸棒引張試験片より得られるへき開破壊応力 $\sigma_c$ の平均値とJ積分で評価した破壊靱性との相関を数種の鋼について調べ、実験的に次式が成立することを示している。

$$K_c(J_c) = \frac{Cm}{B^{1/4}} \sigma_c \left(\frac{\sigma_c}{\sigma_{ys}}\right)^\alpha \quad \dots (3)$$

ここで、 $Cm$ 、 $\alpha$ は材料定数であり、 $K_c(J_c)$ はJ積分値より換算した $K$ 値である。以下、 $\sigma_c(\sigma_c/\sigma_{ys})^\alpha$ をへき開破壊パラメータと呼ぶことにする。(3)式中の $\sigma_c$ 、 $\alpha$ は(2)式の $\sigma_o$ 、 $m$ とは定義が異なるが、(2)式と(3)式の右辺の間には数種の鋼について調べた範囲では良好な対応関係があることをFEM解析、及び実験により示している<sup>15)</sup>。

本研究で解析の対象とした材料について、行ったすべての試験温度で得られた破壊靱性 $K_c(J_c)$ と(3)式の右辺の関係をFig. 2に示す。ここで材料定数 $Cm$ 、 $\alpha$ は個々の材料について、(3)式の相関度が最も高くなるように最小二乗法により定めた。従って、Fig. 2の横軸すなわち(3)式の右辺は靱性試験結果と独立に求めたものではないため、Fig. 2の結果は相関というより(3)式のような定式化が可能

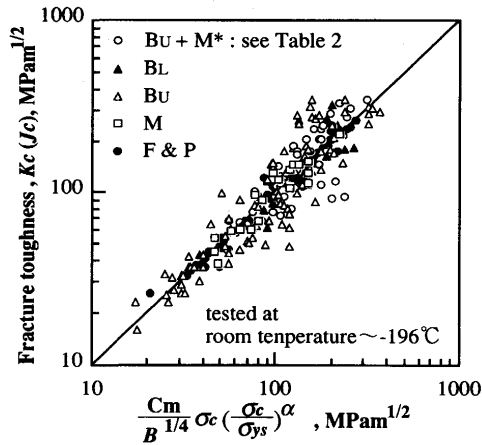


Fig. 2. Relation between fracture toughness and cleavage fracture/yield stress according to Eq. (3)

かどうか検証したものである。靱性試験結果に関しては、延性き裂が相当量進展し、荷重低下を伴って破断したデータは削除してあるが、その他にもJ積分あるいはCTODによる靱性評価自体にも適用制限がある<sup>17)</sup>。その条件は延性き裂進展の有無、負荷形式に依存するとされているが、未だ確定はしていない。ここでは便宜的に次式を満足するデータを解析対象とした。

$$10 \left( \frac{J}{\sigma_{ys}} \right) \leq B, a \dots\dots\dots (4)$$

ここでaはき裂長さである。Fig. 2の結果は、確定論的にへき開破壊応力を定義した場合にも破壊靱性の定式化が可能であり、降伏応力、へき開破壊応力の関数として表現されることを実験的に示したものである。解析によれば、Fig. 2に示された程度の精度では材料定数Cmの値は材料によってそれほど大きく変動することはないため、より簡便にCmを一定としてさらに両者の関係を調べた。その結果をFig. 3に示す。相関帯の中央値は次式で与えられる。

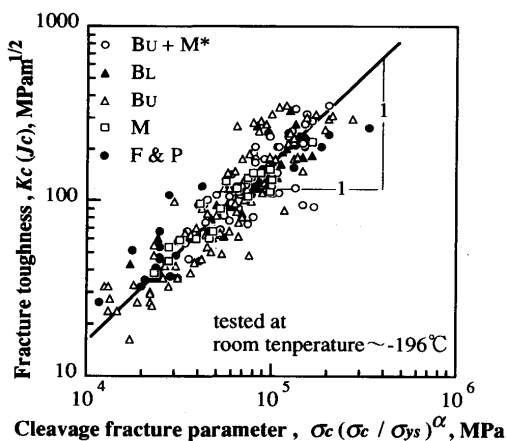


Fig. 3. Relation between fracture toughness and cleavage fracture parameter obtained by round bar specimens.

$$K_c (J_c) (\text{MPam}^{1/2}) = \frac{2.85 \times 10^{-3}}{B^{1/4}} \sigma_c (\text{MPa}) \left( \frac{\sigma_c}{\sigma_{ys}} \right)^\alpha \dots (5)$$

Cm, alpha双方を材料定数とした場合に比べ、やや相関度は低下するが、(5)式によっても比較的良好な相関が見られ、相関度は80%程度である。各組織ごとにみると、相関性は組織によってやや異っており、Bu及びBu+M\*では相関が悪くなる傾向にある。これはBu及びBu+M\*の材質的不均一に起因していることが予想されるが、詳細は明らかでない。

4・2 破壊靱性の温度依存性と遷移温度

(2)式あるいは(3),(5)式いずれの場合も、へき開破壊応力が温度に依存しないとされているため<sup>13)19)~24)</sup>、破壊靱性の温度依存性は降伏応力の温度依存性で決定されることになる。破壊靱性の温度依存性に関する実験結果の1例をFig. 4にプロットで示す。図中には丸棒引張試験の結

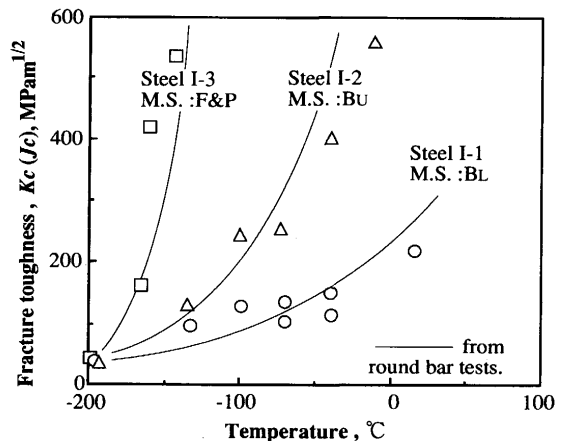


Fig. 4. Temperature dependence of fracture toughness for steel I.

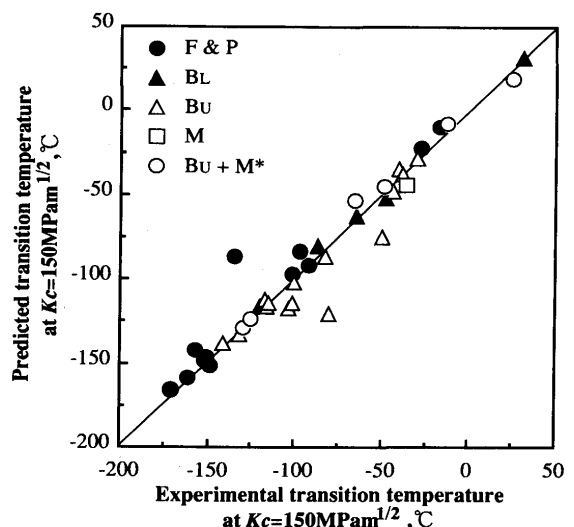


Fig. 5. Relation between experimental value and predicted value of transition temperature at Kc = 150 MPam<sup>1/2</sup>.

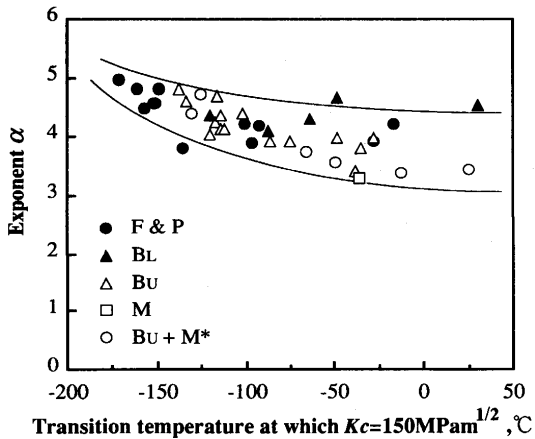


Fig. 6. Variation in exponent  $\alpha$  with transition temperature for all steels tested.

果から (5) 式によって算定した値も曲線で示してある。また、 $K_c(J_c) = 150 \text{MPam}^{1/2}$  となる温度を便宜的に遷移温度と仮定し、降伏応力の温度依存性を基に (5) 式により算定した遷移温度と靱性試験結果から求めた遷移温度の関係を Fig. 5 に示す。このように種々の組織を持つほぼすべての供試材で、その遷移現象は (5) 式により記述できることがわかる。

(5) 式中の  $\alpha$  値は (2) 式から類推されるように、へき開破壊の確率的特性に関係することが予想され、微視き裂の核となる炭化物などの統計的分布に關係して決まる材料定数と考えられる。現在のところ、この  $\alpha$  値は靱性試験結果より逆算する以外に求める方法がないが、Fig. 6 に示すように  $\alpha$  値は本供試材の範囲では 3.5 から 5 程度の範囲にあり、遷移温度が高い材料ほど小さい値を示す傾向にある。

#### 4.3 へき開破壊応力と降伏応力の関係と靱性

Fig. 7 に本供試材のへき開破壊応力  $\sigma_c$  と  $-196^\circ\text{C}$  における降伏応力の関係を示す。フェライト組織の場合、降伏応力

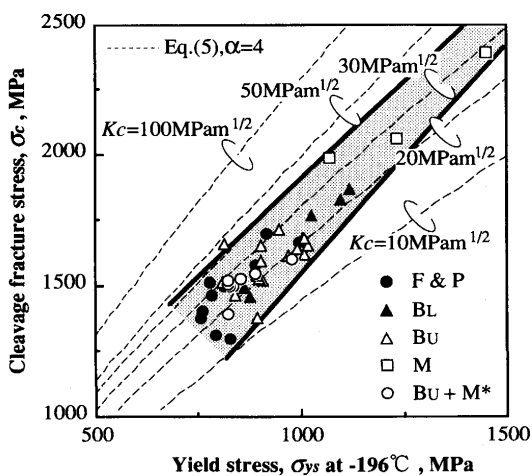


Fig. 7. Relation between cleavage fracture stress and yield stress at  $-196^\circ\text{C}$ , and  $K_c$  constant lines based on Eq. (5) with  $\alpha = 4$ .

の組織依存性は Hall-Petch 則としてよく知られるように、結晶粒径と一義的な関係にあるとされている。一方、へき開破壊応力に関しては、第一近似的には Griffith 理論に代表されるように、へき開破壊発生核 (マイクロクラック) 寸法に依存するとされているが<sup>6)</sup>、マイクロクラック形成に先立ち、結晶粒界あるいは粒界炭化物界面での転位の集積過程が必須であるため、降伏応力と同様に結晶粒径にも依存することが知られている<sup>7)</sup>。従って、フェライト鋼の場合、結晶粒径を介して、降伏応力とへき開破壊応力にはある程度の関連性が予測できる。Fig. 7 の結果は、フェライト組織に限らず、ベイナイト組織、マルテンサイト組織であっても、降伏応力、へき開破壊応力の間にはほぼ線形関係があることを示している。へき開破壊応力は結晶粒径のみでなく、破壊発生核寸法にも依存することから<sup>7)</sup>、Fig. 7 の関係が材料によらない一義的な関係であるとは考えにくい<sup>8)</sup>、へき開破壊応力の破壊発生核寸法依存性は Fig. 7 のバンドの幅程度であることが示唆される。破壊靱性の極く近似的な推定には、この Fig. 7 の関係を用い降伏応力からへき開破壊応力を推定し、(5) 式を用いるのも一手段である。

Fig. 7 中の破線は、 $\alpha$  値を全供試材の平均的な値 4 として (5) 式より逆算した破壊靱性が一定となるようなへき開破壊応力と降伏応力の関係である。材料の粒径、炭化物の状態が変化し、降伏応力が上昇した場合、へき開破壊応力がそれ以上の割合で上昇すれば、すなわち、へき開破壊応力の関係の勾配が破線より大きい場合には強靱化につながることになる。細粒化による強靱化の予測、それがどのような材料で顕著化か (靱化の程度は  $\alpha$  値に依存する) など、(5) 式は材質予測の一手段として用いることも可能である。

## 5. 結言

局所応力条件アプローチに基づき、組織形態、粒径、炭化物などを種々に変化させた 47 種類にわたる低炭素高張力鋼、低合金鋼のへき開破壊靱性の構成因子をメゾメカニックスの見地から検討した。主な結論を以下に示す。

1) 鋼のへき開破壊靱性は最弱リンク概念に基づいて導かれる理論モデルに合致して、材料の組織形態など材料によらず、画一的に材料の降伏応力、へき開破壊応力の関数形で表現することができる。

2) 円周切欠き付丸棒引張試験片から求められるへき開破壊応力と降伏応力からなるへき開破壊パラメータと破壊靱性の間には良好な相関がある。

3) へき開破壊靱性の温度依存性は主として降伏応力の温度依存性に起因する。

4) へき開破壊応力と  $-196^\circ\text{C}$  での降伏応力の間には概ね線形関係があり、その関係を利用すれば本アプローチより、第 1 近似的な靱性予測が可能である。

文 献

- 1) C.J.MacMahon and M.Cohen : Acta Metall., **13** (1965), p.591
- 2) E.Smith : Proc. Conf. Physical Basis of Yield and Fracture, Physical Soc. of Oxford, (1966), p.36
- 3) J.F.Knott : J.Iron and Steel Inst., **204** (1966), p.104
- 4) G.T.Hahn : Met. Trans., **A15** (1984), p.947
- 5) J.F.Knott : Fracture '77, Proc. 4th ICF, Vol.1, (1977), p.61
- 6) D.A.Curry and J.F.Knott : Metal Sci., **13** (1979), p.341
- 7) N.J.Petch and R.W.Armstrong : Acta Metall., **34** (1986), p.1121
- 8) T.Lin, A.G.Evans and R.O.Ritchie : J.Mech. Phys. Solids, **34** (1986), p.477
- 9) K.Wallin : Eng. Fract. Mech., **19** (1984), p.1085
- 10) F.M.BEREMIN : Met. Trans., **A14** (1983), p.2277
- 11) T.Miyata, A.Otsuka, T.Katayama and T.OTAKE : Defects Assessment in Components-Fundamentals and Applications, ESIS/EGF9, (1991), p.501
- 12) 宮田隆司, 大塚昭夫, 片山和久 : 材料, **37** (1988), p.1191
- 13) 宮田隆司, 大塚昭夫, 三林雅彦, 土師利昭, 栗飯原周二 : 材料, **37** (1988), p.897
- 14) 宮田隆司, 大塚昭夫, 大竹剛志, 鈴木康志 : 材料, **39** (1990), p.1549
- 15) 田川哲哉, 宮田隆司, 大塚昭夫 : 材料, **41** (1992), p.1227
- 16) 田川哲哉, 宮田隆司, 栗飯原周二, 岡本健太郎 : 鉄と鋼, **79** (1993), p.1183
- 17) American Society for testing and Materials, Standard Test Method for JIC, A Measure of Fracture Toughness, ASTM E-813-88, (1988)
- 18) R.O.Ritchie, J.F.Knott and J.R.Rice : J.Mech. Phys. of Solids, **21** (1973), p.395
- 19) J.F.Knott : Fundamentals of Fracture Mechanics, (1973), p.180, p.201 [Butterworths, London]
- 20) P.Bowen and J.F.Knott : Metal Sci., **16** (1984), p.225
- 21) D.M.Parks : J.Eng. Mat. Techn., **98** (1976), p.90
- 22) J.F.Knott : J.Iron and Steel Institute, **204** (1966), p.104
- 23) J.R.Griffith and D.R.J.Owen : J.Mech. Phys. Solids, **19** (1971), p.419
- 24) D.A.Curry : Metal Sci., **16** (1982), p.435