

高強度鋼破壊靭性研究の動向と将来展望

Trend and Future Outlook in the Study of Fracture Toughness of High-strength Steels

> 粟飯原周二 Shuji Aihara

東京大学大学院工学系研究科 システム創成学専攻 教授

し はじめに

近年のコンテナ船大型化や天然ガス輸送パイプラインの高 圧化をはじめとして溶接構造物の大型化と高設計応力化が進 んでいる。これに伴い、鋼材に要求される靭性は益々、厳格 となってきている。これに対して、母材及び溶接部の靭性を 向上させるために種々のミクロ組織制御手段が講じられてき た。その基本は結晶粒の微細化と脆化相の低減であるが、こ れに関係する公表データは膨大なものがある。例えば、「鉄 と鋼|には1950年代以降、溶接に関する約120件の論文のう ち、溶接部靭性について50件以上の論文が掲載されている。 公知文献だけでなく企業内には膨大なデータが蓄積されてい るものと思われる。しかしながら、ここ数十年、ミクロ組織 と靭性の関係に関する理論化・体系化に著しい進展があった とは言い難い。一口に靭性と言ってもシャルピー衝撃試験、 CTOD試験、脆性き裂アレスト試験などその評価方法は多岐 に亘り、靭性のミクロ組織依存性は一様ではないこと、また、 靭性は降伏強度や引張り強さに比べてばらつきが大きいこと などがその一因と考えられる。

鋼脆性破壊の体系的な説明はKnott¹⁾によるものよく知ら れているが、その後もレビューが度々されており²⁾、最近では Pineauによるものが詳しい³⁾。一方、鉄鋼協会材料の組織と特 性部会ではフォーラムや研究会によって継続的にこの問題に 取り組んできた。本稿ではミクロ組織と靭性の関係について 最近の研究動向を述べるとともに、「高強度鋼の破壊靭性」研 究会で実施した研究についてその概要を述べることとする。



2.1 へき開脆性破壊の発生と伝播

フェライトパーライト鋼のシャルピー衝撃試験破面遷移 温度 (FATT; Fracture Appearance Transition Temperature) が結晶粒径の-1/2乗に対して直線的に変化することは広く 知られている (図1⁴)。大谷らはこれをベイナイト・マルテ ンサイト鋼に拡張し、FATTが破面単位 (き裂がほぼ平面的 に伝播する領域) の-1/2乗に対して直線的に変化すること を見出した。さらに、数度以下の角度で {100} 面を共有する 領域を 「有効結晶粒」と定義し、破壊の単位としてフェライ ト粒径に相当するものと考えた (図2⁵)。このような FATT の (有効) 結晶粒径依存性の理由は必ずしも自明ではないも のの、破面単位間に生じる段差がせん断破壊によって引きち ぎられる (テアリッジ) 際に吸収されるエネルギーがへき開 面によって吸収されるエネルギーよりも遥かに大きいこと、 (有効) 結晶粒が微細であるほどテアリッジが生じる頻度が



図1 フェライトパーライト鋼におけるシャルピー衝撃試験破面遷移温度 の破面単位依存性

高くなってエネルギー吸収が大きくなるために、細粒鋼ほど 朝性が向上する (FATTが低温となる) という解釈は理解し やすいものである (図3)。

しかしながら、シャルピー衝撃試験における動的荷重-変位 曲線からもわかるとおり、衝撃吸収エネルギーに占めるき裂 伝播エネルギーは微々たるもので、むしろ、破壊発生までのエ ネルギーが支配的であることから⁶⁰、上記の解釈は必ずしも妥 当ではないことがわかる。加えて、溶接熱影響部にしばしば生 成する島状のMA (Martensite-Austenite constituent)⁷⁷によ る靭性低下の理由をテアリッジによるエネルギー吸収機構で 説明することは困難である。FATTのミクロ組織依存性を理解 する上で、へき開脆性破壊の発生に対する検討が必要である ことがわかる。

Ritchie-Knott-Riceは、予き裂付き破壊靭性試験においてき 裂先端近傍の局所的な作用応力が材料固有の局所破壊応力_のに 達するとへき開脆性破壊が発生するものと考え、降伏応力の温



図2 ベイナイト・マルテンサイト鋼におけるシャルピー衝撃試験破面遷 移温度の破面単位依存性⁵⁰ 度依存性と_σ(温度にあまり依存しない)の両者の大小関係か ら脆性破壊の遷移挙動を説明した(RKRモデル)⁸⁾。このモデ ルによって靱性支配因子を降伏応力と局所破壊応力に分離す ることも可能となった。σ_fのミクロ組織依存性に関する研究は 古く、転位堆積と微視き裂による応力集中を考慮した定式化に よってフェライトセメンタイト鋼のσ_fの結晶粒径・セメンタイ ト寸法依存性が説明されてきた⁹¹¹⁾(図4)。RKRモデルは降伏 応力の歪速度依存性を考慮すればシャルピー衝撃試験にも適 用することができて(図5)、フェライト鋼でFATTの結晶粒径



図4 Petch のモデルと局所破壊応力の結晶粒径とセメンタイト厚さ依存性



図5 シャルピー衝撃試験における遷移挙動を説明する模式図



図3 粗粒鋼(左図)と細粒鋼(右図)の脆性破面

依存性を説明できることが示された。しかし、微細セメンタイト鋼では実験と予測の乖離が大きくなることも指摘された¹²⁾。 上記の転位堆積と微視き裂による応力集中を考慮した σ_fのモ デルはき裂成長に伴うエネルギーバランスだけを考慮したも ので、き裂の核生成は考慮されていない。上記の実験と予測の 乖離は破壊現象にも核生成に対する考慮が必要であることを 物語っている。炭素鋼へき開き裂の核生成については古くから 検討が加えられ、セメンタイトがき裂の生成核となることが知 られいる^{13,14)}。一方、MAからのき裂核生成挙動と靭性を低下 させる本質的な理由は不明のままである。

2.2 靭性のばらつきと最弱リンク機構

上記のとおり、靭性は強度に比べてばらつきが大きい。遷 移温度付近では限界CTODで表した破壊靭性値がひと桁以 上変動することも稀ではない(図6)。靭性のばらつきには溶 接部のような材質不均一に起因するものもあるが、本質的な ものと考えるべきである。



図6 限界CTODの温度依存性とばらつき(SM490A 鋼母材)



図7 微小体積要素の局所破壊応力の分布

材料の微小体積要素の破壊応力が確率分布を有するものと考 えよう (図7)。その分布の下側のすそ野が $P_i(\sigma) = (\sigma/\sigma_u)^m$ で 近似できるものとすると、n個の体積要素が直列につながった構 造の強度は最も弱い体積要素の破壊応力で決まるので、この構 造の破壊確率 P_s は次式で表される (図8)。

$$1 - P_s = \prod_{i=1}^{n} (1 - P_i)$$
 (1)

Pi <<1であることを考慮すると、Psは次式のように近似できる¹⁵⁾。

$$P_{S} = 1 - \exp\left\{-n\left(\frac{\sigma}{\sigma_{u}}\right)^{m}\right\} = 1 - \exp\left\{-\left(\frac{\sigma_{W}}{\sigma_{u}}\right)^{m}\right\} \quad \dots \dots \quad (2)$$

ここで、 $\sigma_{W}=\sigma n^{1/m}$ はワイブル応力と呼ばれ、この構造の破壊確率と同じ値をひとつの体積要素で生じさせるための等価な応力を意味するものである(ただし微小体積要素の破壊応力がワイブル分布に従う場合)。たとえば、m=10でn=10,000とすると、 σ_{W} は σ の約2.5倍となる。体積要素ごとに作用する応力が異なる場合のワイブル応力は $\sigma_{W}=(\sum_{\sigma}\sigma_{i}^{m})^{1/m}$ で計算できる。

これが最弱リンク機構に基づいた朝性ばらつきの基本的な 考え方である。しかし、実際の鋼のへき開脆性破壊で最弱リ ンク機構が成り立っているのであろうか。試験片の破面を観 察すると、多くの場合、破壊起点を一点に特定することがで きる(図9)。このことは、へき開脆性破壊は一点支配の破壊 であり、最弱リンク機構を支持するものと考えることができ る。これに対して、ミクロボイド合体型の延性破壊では破壊 起点を一点に特定できず、いたるところでボイドが生成して それらが協同して破面を形成しており、最弱リンク機構が支 配的ではないことを物語っている(図10)。

シャルピー衝撃試験や疲労予き裂試験片では有限要素法を 使えば応力分布を容易に求めることができる。その応力場か らワイブル応力を計算し、一方で結晶粒径分布などのミクロ 組織情報から微小体積要素の破壊応力(σ_t)の確率分布を計



図8 直列微小体積要素からなる構造と破壊確率がそれと同じ単一の体 積要素

算し、両者を比較することによって試験片全体としての破壊 確率を計算することができる(図11)。

2.3 靭性を予測するための理論モデル

これまで説明してきたように、鋼のへき開脆性破壊挙動を 説明するためには、(i) き裂核生成、(ii) 結晶粒径をはじめと するミクロ組織情報から決まる局所破壊応力、及び、(iii) 最 弱リンク機構、の3要素を考慮する必要があることがわかる。 ところで、へき開脆性破壊発生のプロセスをより仔細に見る と、(a) セメンタイトやMAを起点とするき裂の核生成、(b) 生成したき裂の地鉄への伝播、(c) へき開き裂の結晶粒界突 破の少なくとも3つの段階に分離することができる。これら 段階の破壊条件を個別にミクロ組織因子と関係付け、さら に、最弱リンク機構を取り入れることによって靭性の予測が できる。このような考えに基づいた定式化がいくつかなされ ているが¹⁶、図12は筆者らが提案しているフェライトセメン タイト鋼における3段階破壊モデルである¹⁷⁾。切欠き底周辺



図9 へき開脆性破面の起点



図10 延性破面(ミクロボイド合体型)

領域を微小体積要素に分割し、各々の体積要素に作用する応 力と歪を有限要素法によって求めておく。一方、フェライト 粒径とセメンタイト粒の統計分布を計測しておき、それらの 分布に基づいて各微小体積要素に有限個のフェライト粒とセ メンタイト粒を割り当て、段階(a) ~ (c)の限界条件を求 めておく(モンテカルロ法)。ある変形段階において(a)~(c) の限界条件を同時に満たす体積要素がひとつでも存在する場 合、その変形段階で試験片レベルの破壊が生じると判定する



図11 切欠き試験片のワイブル応力計算と局所破壊応力確率分布との比較 (概念図)



図12 フェライトセメンタイト鋼のへき開破壊発生モデル



図13 下部ベイナイト組織の脆性破面



図14 ベイナイト鋼靭性の模式図

ものであり、破壊靭性値(例えば限界CTOD)が確率分布と して計算される。へき開破壊発生起点の分布(切欠き底から の距離)も実験とよい対応があることが確認されている。こ のモデルをフェライトパーライト鋼やベイナイト鋼にも拡張 している^{18,19}。

既に述べたとおり、ベイナイト鋼靭性の研究は有効結晶粒 概念の提唱、MAの影響に関する実験的評価がされてきたも のの、ここ数十年、大きな理論展開はなかったと言えるであ ろう。上記のへき開脆性破壊の3段階モデルに照らして言え ば、ベイナイト変態温度や焼戻しなどの条件によってボトル ネックプロセスが大きく変化することも原因するためか、ミ クロ組織の定量評価、ひいては、モデル化は困難である。ま た、下部ベイナイト組織では破壊起点を一点に特定すること が困難な場合もある(図13)。単純な最弱リンク機構が作用 していないことを示唆するものである。更に、ベイナイトラ ス晶癖面剥離が破壊発生に関与しているとの知見もあり²⁰⁾、 より精緻なモデル化が必要である。

このような認識のもと、鉄鋼協会材料の組織と特性部会で は「高強度鋼の破壊靭性」研究会(平成24~26年度)を組織 して研究活動を行い、あらためてベイナイト鋼の靭性につ いて共同で研究を行った(図14)。ベイナイト鋼の破壊挙動 をできるだけ統一的に解釈するために、結晶粒径や第二相 (MA、セメンタイト)を系統的に変化させた共通サンプルを 作製して実験に供した。これまであいまいな点もあった有効 結晶粒をEBSD解析から定量的に求める手法を確立した。靭 性評価としてシャルピー衝撃試験に加えて切欠き付き3点曲 げ試験も実施し、有限要素解析と破壊起点調査を組み合わせ て局所破壊応力を算定することも試みた。破壊起点ミクロ組 織を精密に調査した結果、旧オーステナイト粒界近傍に位置する数µmのMAから破壊が発生する場合が多いことが確認できた。白色干渉マイクロ試験によりMAと地鉄の境界付近に歪が集中することを確認し、さらに、結晶塑性有限要素法に変態歪の効果を導入した数値計算により島状の残留オーステナイトがマルテンサイト変態することによってMAと地鉄の境界部付近に高い歪が発生する結果を得た。これらのことはMAと地鉄の境界がき裂の核生成サイトになりうることを示唆するものと考えている。有効結晶粒径の分布とMAの分布を考慮した確率破壊モデルの提案も行った。これらの成果は「鉄と鋼」特集号(本年6月号)に掲載されたので、是非とも参照されたい。

4 おわりに

鋼靭性のミクロ組織依存性に関する最近の研究動向と材料 の組織と特性部会で実施した研究会の概要を紹介した。本研 究会では、ベイナイト組織の靭性支配因子の分析を行うとと もに、破壊のミクロとマクロの現象をつなげることを目指し た。新しい知見が得られた一方で、解決すべき課題が浮き彫 りにされた感もある。例えば、靭性予測のモデル化はつまる ところ表面エネルギーの評価に行き着くことになるが、その 解釈や定量予測は容易ではない。これまでとは異なる研究手 法の導入によるブレークスルーが期待されるが、その手法や 方向性は見えていない。引き続きこの分野の研究が継続され ることを期待している。

参考文献

- 1) J.Knott:破壊力学の基礎, 培風館, (1977)
- 2) 例えば, G.T.Hahn: Metall.Trans.A, 15A (1984) 947.
- 3) A.Pineau, A.A.Benzerga and T.Pardoen : Acta Materialia, 107 (2016) 424.
- 4) W.C.Leslie: 鉄鋼材料学, 丸善, (1985), 174.
- 5) 大谷泰夫, 寺崎富久長, 邦武立郎:鉄と鋼, 58 (1972) 3, 434.
- 6) T.Vadholm, H.O.Nordhagen, E.Ostby and O.M.Akselsen: Proc.20th Int.Ocean and Polar Engineering Conf., Kona, Hawaii, USA, June 21-26 (2015), 324.
- 7)田川哲哉,宮田隆司,粟飯原周二,岡本健太郎:鉄と鋼 79 (1993) 10, 1183.
- R.O.Ritchie, J.F.Knott and J.R.Rice : J.Mech.Phys. Solids, 21 (1973), 395.
- 9) A.N.Stroh : Proc.Royal Soc., A223 (1954), 404.
- E.A.Almond, D.H.Timbres and J.D.Embury : Proc.2nd Int.Conf.Fracture, ed. by, P.L.Pratt, Chapman & Hall, (1969), 253.
- 11) N.J.Petch : Acta Metall., 34 (1986) 7, 1387.

- M.S.Bingley: Materials Science and Technology, 17 (2001), 700.
- C.J.McMahon, Jr. and M.Cohen : Acta Metall., 13 (1965), 591.
- 14) T.G.Lindley, G.Oates and C.E.Richards : Acta Metall., 18 (1970), 1127.
- 15) F.M.Beremin : Metall.Trans.A, 14A (1983), 2277.
- A.Lambert-Perlade, A.F.Gourgues, J.Besson, T.Sturel and A.Pineau : Metall.Mater.Trans.A, 35A (2004), 1039.
- 17) 柴沼一樹, 粟飯原周二, 松原基行, 白幡浩幸, 半田恒久:鉄と鋼, 99 (2013) 1, 50.
- 18) 平出隆志, 柴沼一樹, 粟飯原周二: 鉄と鋼, 101 (2015) 7, 384.
- 川田樹, 平出隆志, 柴沼一樹, 川畑友弥, 粟飯原周二:鉄 と鋼, 102 (2016) 6, 320.
- 20) 松田昭一, 井上泰, 三村宏, 岡村義弘: 鋼の強靭性, (1971) 47.

(2016年6月7日受付)