

# 鉄鋼材料の靱性とマイクロ組織

## Toughness and Microstruture in Steels

栗飯原周二 東京大学  
名誉教授  
Shuji Aihara

### 1 はじめに

靱性は強度・延性と並び、鉄鋼材料の機械的特性を代表するもののひとつであるが、強度・延性に比べて理解が広がっていないような感がある。鉄鋼材料学の教科書でも最後のほうに記述されている場合が多い。

靱性は強度・延性に比べてばらつきが大きく、制御が難しい。これが靱性に対する理解を妨げている理由のひとつかもしれない。マイクロ組織による靱性の制御も理論・予測よりも実験データの積み重ねと経験によるところが大きいのではないだろうか。

本稿では鋼の靱性について基本的な事項を述べ、理解の一助としたい。

### 2 シャルピー衝撃試験

靱性は言葉で言えば材料の「脆さ、粘っこさ」の尺度であって、強度（硬い、軟らかい）とは異なる。構造部材が低荷重・

低変形状態で不安定的に破壊することを脆性破壊という。脆性破壊の発生にはき裂状欠陥などの応力集中が関与している。靱性が低い材料で脆性破壊が起きやすい。

一口に靱性と言っても材料や条件によってそれを支配するミクロ的なメカニズムは異なる。ここでは、炭素鋼・低合金鋼のへき開脆性破壊を対象とする。Fig.1に、典型的なへき開脆性破壊の破面SEM像を示す。破壊が一点で発生して、それが周辺に伝播している様子がわかる。

最も一般的な靱性の評価方法はシャルピー衝撃試験であり、100年以上の歴史を有する。米国戦時標準船脆性破壊事故の調査結果を契機として靱性評価方法として広まった<sup>2)</sup>。日本工業規格<sup>3)</sup>にも試験方法が規定されているように、2mm深さの切欠きを有する10×10×55mmの試験片にハンマーで衝撃荷重を加えて破壊させるものである。Fig.2に、吸収エネルギーと脆性破面率（破面全体に占める脆性破面の割合）の試験温度に対する変化（遷移曲線）の例を示す。特定温度における吸収エネルギー、または、延性脆性遷移温度（低いほうが靱性が高い）を靱性の指標とする。遷移温度付近では吸収エネルギー・脆性破面率ともにはばらつきが大きい。

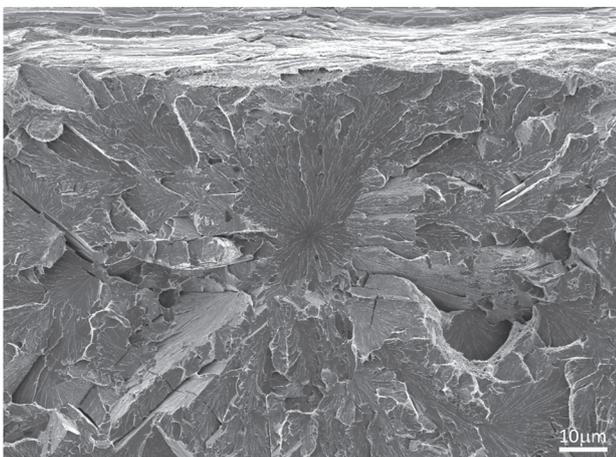


Fig.1 Typical brittle cleavage fracture surface of Charpy impact tested specimen, simulated weld HAZ of low alloy steel<sup>1)</sup>.

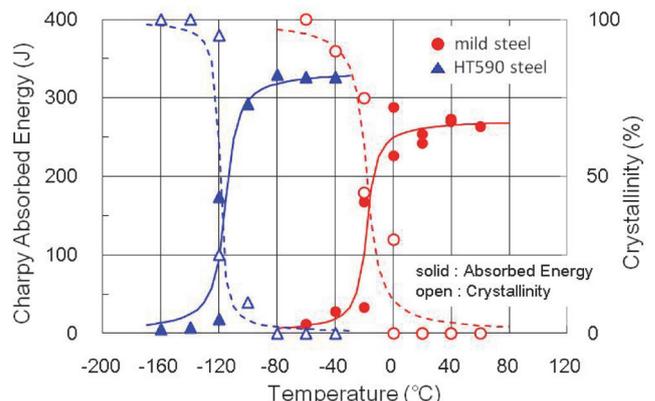


Fig.2 Example of Charpy impact test, mild steel and HT590 steel.

Fig.3に、シャルピー衝撃試験における動的な荷重-変位曲線を示す(計測には特殊な装置を要する)。切欠き底付近で脆性破壊が発生すると荷重が急激に低下する。吸収エネルギー(荷重-変位曲線下の面積に対応)は発生エネルギー( $vE_i$ )と伝播エネルギー( $vE_p$ )の和として表現される。(Fig.3 (b)の残余エネルギーは脆性き裂が到達しなかった残余断面の延性破壊による)。へき開脆性き裂の伝播は速く試験片の変形速度に比べると瞬時であり、 $vE_p$ はごくわずかで $vE_i$ が支配的な場合が多い。ただし、 $vE_i$ が脆性破壊発生のために消費されるということではなくて、ほとんどが試験片の塑性変形エネルギーとして消費される。へき開脆性破壊がどこまで起きなかったか、それまでにどこまで塑性変形で耐えたかということである。

変形が進むと切り欠き底から延性き裂(ポイド成長・合体型のせん断破壊)が発生・進展して、そのあとにへき開脆性破壊が発生するようになる。遷移温度よりもずっと高温ではすべてが延性破壊となる。

### 3 延性脆性遷移

延性破壊は歪が支配的であるのに対して、へき開脆性破壊は局所的な応力によって大きく左右される応力支配型の破壊である。シャルピー衝撃試験を含めて靱性を評価する試験片には切欠きやき裂が設けられている。応力の多軸度を高めることによって切欠き底の局所応力 $\sigma_{local}$ を上げて(降伏応力 $\sigma_Y$ の2倍以上)、脆性破壊を起きやすくするためである。薄板では応力多軸度が低く、脆性破壊が起きにくいので、靱性を問題とすることは少ない。シャルピー衝撃試験では歪速度が高

い( $10^3s^{-1}$ 程度)のために降伏応力が上昇するので、さらに脆性破壊が起きやすくなる。

へき開破壊が発生する限界応力(局所破壊応力 $\sigma_f$ )が存在するといわれている。 $\sigma_f$ は材料のへき開破壊抵抗を表す本質的な特性と考えることができる。一方、bcc金属の降伏応力は温度依存性が大きい(熱活性化過程)ので、 $\sigma_{local}$ は低温ほど上昇する。 $\sigma_f$ の温度依存性は小さく、 $\sigma_{local}$ と $\sigma_f$ は交差する(Fig.4)。両者の大小関係で脆性破壊が起きる/起きないが決まる。局所的なへき開破壊発生の条件は $\sigma_{local} = \sigma_f$ と表すことができる。その境界となる温度が遷移温度ということが出来る。同一温度でも試験片の変形の進行に伴って歪硬化や延性

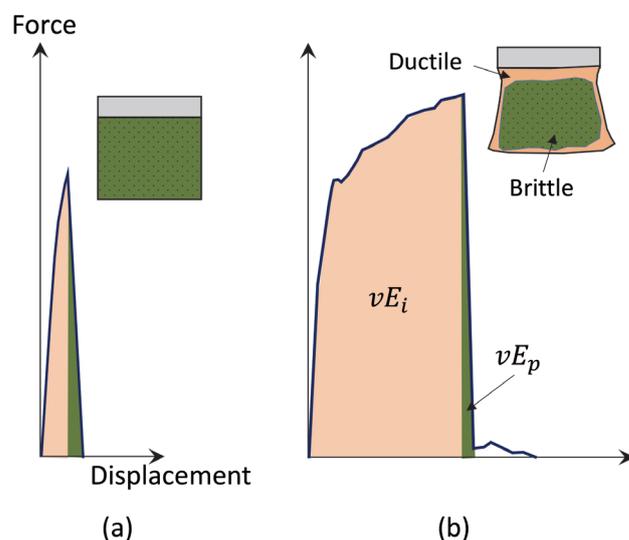


Fig.3 Dynamic load versus displacement curves and fracture surface in Charpy impact test, schematic.

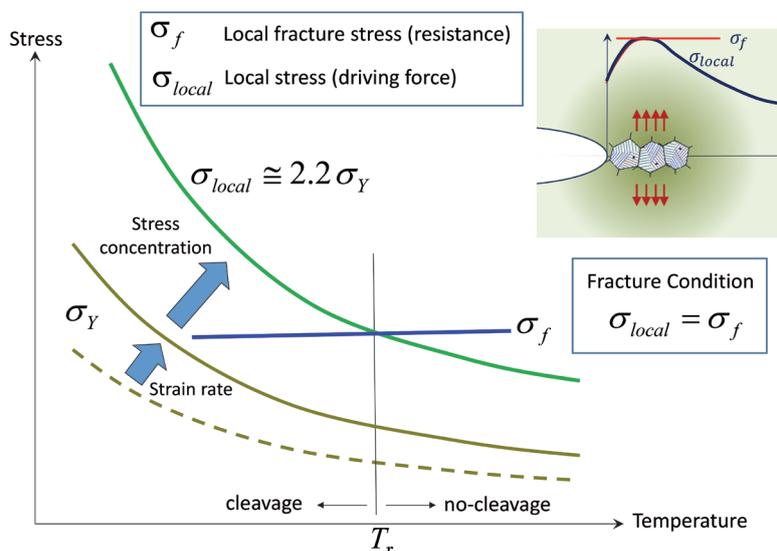


Fig.4 Condition of cleavage fracture initiation in Charpy impact test, schematic.

き裂先端の応力集中が起きるので  $\sigma_{local}$  は上昇する。したがって、交点は一定ではない。

ところで、細粒鋼ではシャルピー衝撃試験の延性脆性遷移が急峻となることを経験することがある。結晶粒微細化によって降伏応力が上昇し (Hall-Petch 則) 歪硬化が少なくなるので、試験片変形の進行に伴う歪硬化による局所応力の上昇が少なくなる。その結果、 $\sigma_{local}$  と  $\sigma_f$  の大小関係が on-off 状態に近くなるためと考えることができる。

## 4 靱性のばらつき

鉄鋼材料の靱性は強度に比べてばらつきが大きい (Fig.2)。1 オーダーばらつくことも稀ではない。Fig.1 で示したとおり、へき開き裂が一点で発生するとそれが試験片全体に伝わる。延性き裂のように微視き裂 (微小空洞) がいたるところで発生してそれらが協力しあって破面が形成されるのではなく、へき開脆性破壊はあくまでも一点支配の破壊である。

要素が直列につながれて等しい力を受け持つ構造物を考えてみよう (Fig.5)。各要素の破壊強度 (破壊のマイクロ機構は問わない) は確率分布を有しているものとする。この構造では要素の一つでも破壊したら構造全体の機能を失う。すなわち、最も弱い要素が構造全体の強度を支配することになる。これを最弱リンク機構と呼ぶ。この場合、要素の数が多い構造ほどその強度は低下する。低い強度の要素を含む確率が高くなるためである。破壊強度の確率分布の下の裾野が構造強度の決め手になる。

切欠き材は Fig.5 のような直列の構造ではないが、へき開脆性破壊は一点支配という意味で Fig.5 と同じ最弱リンク機構が成り立つのである (Fig.6)。切欠き材では各要素に作用

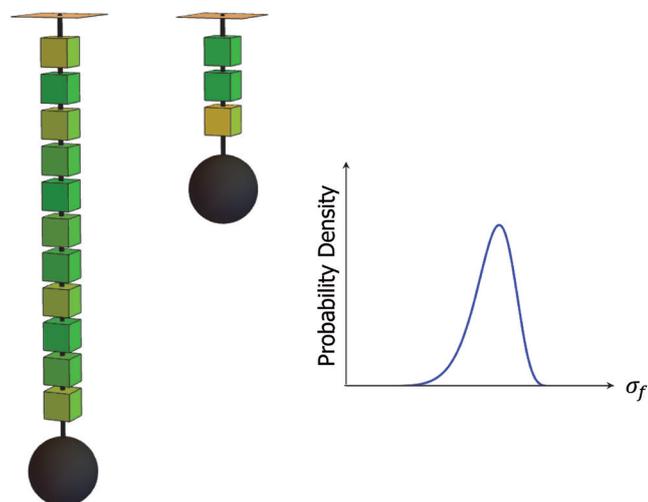


Fig.5 Schematic of weakest link mechanism.

する応力が異なるが、最弱リンク機構を使って切欠き材の破壊確率を計算することができる。すなわち、要素の局所破壊応力  $\sigma_f$  の確率分布を仮定する一方で、各要素に作用する応力  $\sigma_{local}$  を有限要素法などで求めておく。両者から各要素の破壊確率が求まる。切欠き材が破壊“しない”確率はすべての要素が破壊“しない”確率に等しいとして切欠き材の破壊確率を計算することができる。

それでは、 $\sigma_f$  の確率分布は何によって決まるのであろうか?  $\sigma_f$  の確率分布の下のすそ野は結晶粒径の大きいほうの分布、セメントタイトや Martensite-Austenite constituent (MA) などへき開き裂の起点となる硬質相の大きいほうの分布などで定まるのである。すなわち、マイクロ組織の平均的特性ではなくて粗大結晶粒や粗大硬質相が支配的ということである。一方、降伏現象や延性破壊はマイクロ組織の平均特性で決まるので、降伏応力や伸び・絞り のばらつきは小さい。

靱性のばらつきに及ぼす因子はほかにも種々考えられる。へき開破壊起点となる硬質相の数が少ないとばらつきが大きくなる (靱性も上がる)。硬質相が高応力に遭遇する確率が低下するためである。

## 5 靱性のマイクロ組織依存性

フェライト鋼で結晶粒を微細化するとなぜ靱性が高くなるのだろうか?一言でいえば、降伏応力  $\sigma_Y$  上昇への影響 (へき開破壊助長) よりも局所破壊応力  $\sigma_f$  上昇への影響 (へき開破壊抑制) のほうが大きいからである。これを簡単なモデルで確かめてみよう (式の詳細は付録)。セメントタイトなどの硬質脆化相を起点として発生したへき開き裂が結晶粒内を伝播した後、粒界を突破するのが靱性の決め手になっていると仮定する。 $\sigma_f$  として Griffith の式  $\sigma_f = (2E\gamma_p/d)^{1/2}$  を適用し、また、 $\sigma_Y$  に対して Hall-Petch 則と歪速度・温度依存性を仮定し、さらにシャルピー衝撃試験片切欠き底の塑性応力集中を考慮して  $\sigma_{local} = 2.2\sigma_Y$  とすると、両者の交点  $\sigma_f = \sigma_{local}$  から遷移温度

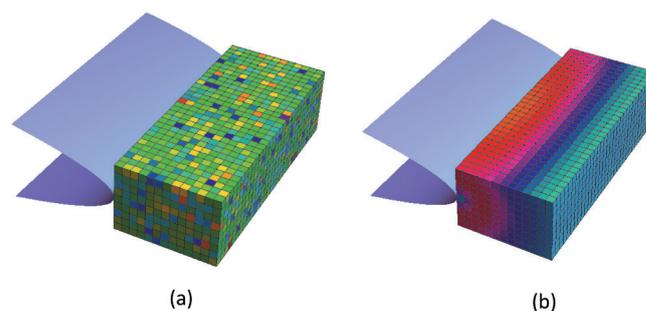


Fig.6 Arrangement of volume elements (a) and local stress acting on them (b) near notch root of Charpy impact specimen, schematic.

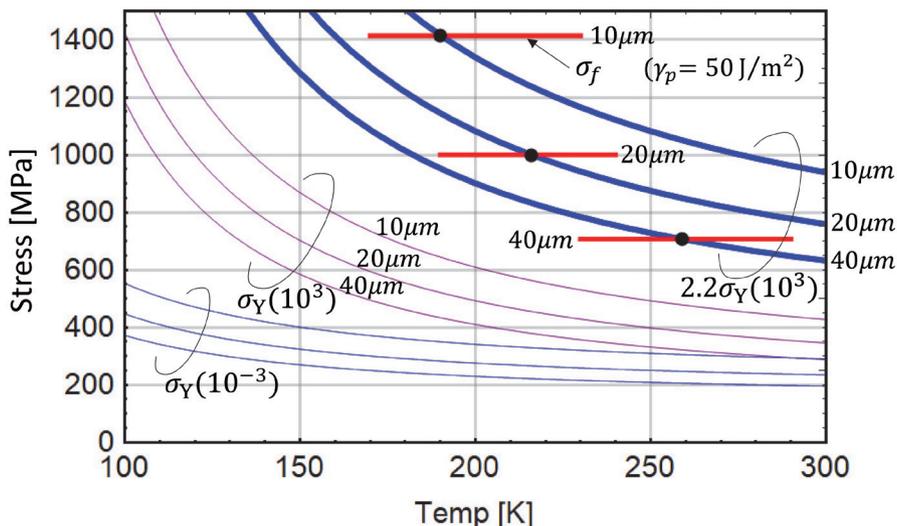


Fig.7 Example calculation of changes of yield stress, local stress and local fracture stress with ferrite grain size.

を決めることができる。ここで、 $E$ 、 $\gamma_p$ 、 $d$ は各々、ヤング率、有効表面エネルギー、結晶粒径である。Fig.7に概略を示すように、結晶粒の微細化によって遷移温度が低温側にシフトすることがわかる。

上でも述べたように、へき開脆性破壊はき裂の発生（核生成）と伝播（成長）から成り立っている。より詳細には、多段階のプロセスを辿る（Fig.8）。第1段階はセメントイトやMAなど硬質相の割れや地鉄との界面割れによるき裂の発生、第2段階はき裂の地鉄への突入、第3段階は結晶粒界や有効結晶粒（ベイナイトなどで結晶方位が概ね同じ領域）境界におけるき裂突破で、これらの段階を経て、試験片全体にき裂が伝播する。第1段階は応力よりも歪が支配的かもしれない。第2、第3段階は応力が支配的と考えられている（上述のGriffith式はその例）。全段階のうちで最も抵抗が高いものが靱性に最も強く影響する。このボトルネックとなる段階はマイクロ組織（硬質相のサイズ、結晶粒径）や試験温度によって異なる。たとえば、硬質相が粗大で第1、第2段階が容易な場合は結晶粒径（第3段階）が靱性を大きく支配するマイクロ組織因子となる。逆に、結晶粒径が大きい場合には第3段階のき裂突破は容易となるので、硬質相のサイズと分布が靱性を大きく支配する（第1、第2段階）。溶接熱影響部（HAZ）のように結晶粒が粗大化している場合は後者があてはまる場合が多いかもしれない。しかし、第1、第2段階にも結晶粒径は影響を及ぼす。硬質相の割れや地鉄へのき裂突入に転位堆積による力が影響するからである（粗大粒のほうが堆積転位数が多い）。この場合にはGriffith式に代わる式を適用すべきである（硬質相と結晶粒径の両者が靱性に影響<sup>5)</sup>）。

脆性破壊のマイクロメカニズムは一つとは限らない。これま

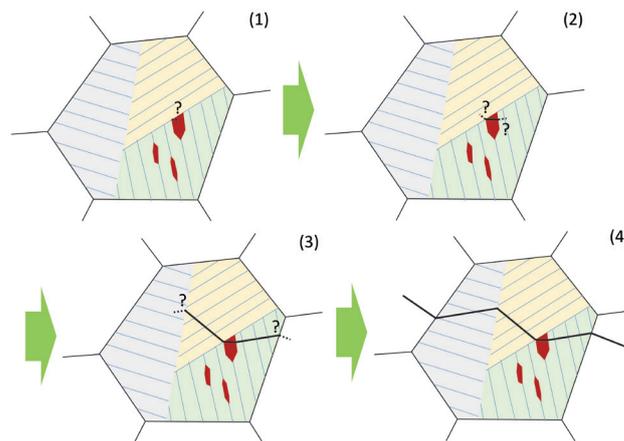


Fig.8 Multi-stage of brittle fracture initiation, schematic.

で述べたような硬質相を起点とする割れのほかに、介在物・粗大析出物の割れ、結晶粒界割れなどがある。これらのうちで最も弱いものが靱性を大きく支配する。従って、破壊のマイクロメカニズムを同定して靱性の支配因子を解明するためには破面上で破壊起点を丹念に探すことが重要である。破面を腐食して起点に存在する組織をSEMで同定することは効果的である。TiNなどの窒化物は $1 \mu\text{m}$ 以上になると起点となりやすいが、SEM観察だけではわかりにくい。元素分析との併用が必要である。起点が粒界破壊でその他の伝播部はへき開破壊ということもあるので注意が必要である。

ところで、Ni添加は靱性を向上させる効果があることは広く知られているが、そのメカニズムは必ずしも明確ではない。焼入れ焼戻し鋼では靱性の高い下部ベイナイト組織を安定的に生成させること、9%Ni鋼のように安定な残留オース

テナイトを生成させることが靱性向上に効果があるといわれている。そもそも、Ni添加によってへき開破壊に対する有効表面エネルギーが上昇するのか、筆者の知る限り確定的なデータはないが、Ni添加による顕著な上昇はないとするデータもある<sup>6)</sup>。一方、Ni添加は低温・高歪速度での降伏応力上昇を抑制する<sup>7)</sup>。この効果でNiによる靱性向上は説明できそうである。分子動力学など原子レベルの解析でNiによる高靱化のメカニズムが解明できるだろうか。今後の研究に期待したい。

## 6 おわりに

靱性の意味とマイクロ組織との関係について概要を記した。靱性は決して摩訶不思議なものではなくて、メカニズムと支配因子を明確にすれば必ず制御が可能なものである。関係する解説・報告書<sup>8-11)</sup>もあわせてご参照いただきたい。

これまでに靱性に関する膨大な実験データと理論研究が蓄積されてきた。これらを統合して最近の情報技術を駆使すれば靱性の定量予測が可能となるはずである。戦略的イノベーション創造プログラム革新的構造材料(SIP-MI)研究では高張力鋼の溶接HAZを対象としてそのような取り組みを実施している<sup>12)</sup>。このような研究をさらに発展させて相変態理論に基づくマイクロ組織予測と組み合わせれば、溶接部靱性を向上させるための鋼材成分設計が計算機で自動的にできるようになるかもしれない。次の世代に期待して筆を置く。

### 参考文献

- 1) 榎田真大：東京大学大学院修士論文，(2018)
- 2) 金澤武，越賀房夫：脆性破壊2，培風館，(1977)，48.
- 3) 日本工業規格 JIS Z2242：2005 金属材料のシャルピー衝撃試験方法

- 4) レスリー鉄鋼材料学，幸田成康監訳，丸善，(1981)，318.
- 5) N.J.Petch：Acta Metall.，34 (1986) 7, 1387.
- 6) I.Kawata, H.Nakai and S.Aihara：Acta Mater.，150 (2018)，40.
- 7) 前野主輝，田中将己，吉村信幸，白幡浩幸，潮田浩作，東田賢二：鉄と鋼，98 (2012) 12, 667.
- 8) 構造材料のマイクロ組織と破壊特性，「構造材料の破壊特性のばらつきと組織」フォーラムシンポジウムテキスト，日本鉄鋼協会，(2012)
- 9) 「ベイナイト鋼脆性破壊の微視的機構とそのモデル化」研究会シンポジウムテキスト，日本鉄鋼協会，(2015)
- 10) 栗飯原周二：ふえらむ，21 (2016) 8, 475.
- 11) 第231・232回西山記念技術講座「破壊力学の進歩と破壊のマイクロ機構」テキスト，日本鉄鋼協会，(2017)
- 12) 井元雅弘，岡崎喜臣，榎田真大，栗飯原周二，川畑友弥，糟谷正：CAMP-ISIJ，32 (2019)，353, CD-ROM.

### 付録

Fig.7の計算で用いた式を以下に示す。

$$\text{基準状態の降伏応力： } \sigma_{Y0} (300\text{K}, 10^{-3} \text{ s}^{-1}) = 100 + 600d^{-1/2}$$

降伏応力の温度・歪速度依存性：

$$\sigma_Y(T, \dot{\epsilon}) = (\sigma_{Y0}/1.38) \exp [2452 / (T \log (10^8 / \dot{\epsilon}))]$$

ここで、 $d[\mu\text{m}]$  はフェライト結晶粒径、 $\dot{\epsilon}[\text{s}^{-1}]$  は歪速度、 $T[\text{K}]$  は温度、 $\sigma_{Y0}[\text{MPa}]$ 、 $\sigma_Y[\text{MPa}]$  である。また、 $E=200\text{GPa}$ 、 $\gamma_f=50\text{J/m}^2$  を仮定した。

(2019年8月30日受付)