

3-2

材料の機械的特性試験*



田川 哲哉**

Basic Mechanical Testing and Evaluated Material Properties*

by TAGAWA Tetsuya**

キーワード

鉄鋼材料, 機械的特性, 引張試験, じん性, 延性破壊, ぜい性破壊, 延性-ぜい性遷移挙動, 疲労試験, 疲労強度, 応力集中係数, 停留き裂

1. 材料試験の位置づけ

材料の強度, 延性, じん性を総称して「機械的特性」と呼ぶ。機械的特性評価の最終目的は, 材料選択や製品設計に使用材料の特性を反映し, 供用中に製品が破損しないように安全保証することにある。しかしながら, 製品の破損に対する安全性を保証する最も確実な手法は, 製品を実使用条件下で壊してみる実体破壊試験である。ただし, 製造した製品を壊してみても, 試行錯誤的に安全ラインを見出すのは無駄が多い。また, 製品によっては船舶や橋梁のように長大で, 実体破壊試験が不可能な場合や, 地震や爆発のように対象とする力学条件の再現が困難な場合あるいは腐食疲労など実供用条件を再現するにはあまりに長期間を要する場合など, 実体試験自体が不可能な場合も多い。そのため, 応力やひずみといった一般化された力学パラメータで材料の機械的性質を評価し, それを基に様々な状況に対して製品の破壊限界を予測することになる。その場合, 次の2点に留意する必要がある。

① 評価特性の一般性の程度を理解すること。

例えば, 同一素材から切り出した丸棒試験片と板状試験片で引張試験を行った場合, 降伏強度は両試験片で比較的良好一致するが, くびれ挙動は試験片の断面形状に依存するため, 引張強さや破断延性は必ずしも一致しない。

② 評価特性の物理的意味を理解し, 特性値に影響し得る因子を知ること。

材料強度特性の多くは, 例えば負荷速度や温度といった試験条件に依存する上, 生じ得る破壊形態ごとに

それら条件の影響の程度が異なる。しかし, 負荷速度や試験温度といった試験条件は必ずしも対象製品の供用条件と一致しないのが通常である。そのため, 実供用下の環境で材料が発揮する特性値は実験室試験結果から類推することになる。

材料強度試験で得られた特性値は, 上記①に示した一般性の程度から, 定量的に設計に反映できる場合と, 材料間の相対比較にのみ用いられる場合の2つに分けられる。例えば, 「じん性」の評価では, 前者が破壊力学試験, 後者がシャルピー試験に対応する。破壊力学試験では, 数多くの評価制約を設け, 得られるじん性値の一般性を確保している。そのため, 評価は煩雑であるが, 限界き裂長さなどの定量推定が可能となっている。一方, シャルピー試験は遷移温度の高低でじん性を評価するが, これは材料間の相対比較をするに留まる。対象製品によっては, 0°Cでの吸収エネルギーで安全性保証のガイドラインとすることもありますが, これはシャルピー試験の長い歴史の中で, 実製品に生じた破損事例を基にたどりついた経験則である。ただし, 破壊力学試験で評価されたじん性であっても, 上記②の点は依然として残されている。すなわち, 各種の機械的特性試験では, その手順や評価特性値の呼称のみならず, 各特性値の物理的意味や影響因子を知ることが重要となる。

本稿では, 溶接構造で一般的な鉄鋼材料を主対象として, 引張試験, シャルピー試験, 疲労試験のポイントと得られる機械的特性の特徴を上記観点から概説する。

2. 引張試験

図1は鉄鋼材料の引張試験で得られる応力-ひずみ線図の模式図である。引張試験の基本は前号¹⁾で説明しており, 図中の上下降伏強度, 0.2%耐力, 引張強さ, 均一伸び, 破断伸びといった評価特性値の意味は前号を参考いただ

*原稿受付 平成20年3月10日

**正員 名古屋大学 大学院工学研究科 Member, Nagoya University

きたい。これら特性値の内、本稿では特に降伏強度とひずみ硬化を取り上げそれらの特徴を解説する。

降伏強度は材料が巨視的な塑性変形を開始する応力である。一般に実構造物は供用中に塑性変形を生じると機能を失うため、降伏強度は構造設計において参照すべき最も基本的な材料強度となる。塑性変形は、冶金学的には転位が増殖を始め、すべり変形を生じることに対応している。材料中の結晶は個々異なる結晶方位にあり、48ものすべり系を有するBCC結晶(鋼)であっても、結晶単位ですべり方向は微妙に異なってくる。すべり変形には、すべり方位の分解せん断力が寄与するため、一定応力状態にあっても個々の結晶ごとに降伏強度は異なることになる。引張試験で得られる降伏強度は、試験片断面内に存在する相当数の結晶で塑性変形を開始した応力であり、個々の結晶単位では、降伏強度以下の応力でも塑性変形を生じ得る。転位の運動、増殖の駆動力は応力であるが、現象としては熱活性過程であるため、低温になるとその抵抗が大きくなる。これが降伏強度の温度依存性であり、中低強度の鋼で顕著である。また、金属材料の降伏強度はひずみ速度にも強く依存し、ひずみ速度の増加とともに降伏強度は上昇する。そのため、鋼においては降伏強度に及ぼす影響は温度の低下とひずみ速度の増大で等価であると考え、両者を取り込んだ温度-ひずみ速度パラメータ (Rate-temperature parameter; R) で降伏強度の温度依存性、ひずみ速度依存性を同時に評価することが行われている²⁾。鏡面に仕上げた試験片を引張変形させると、試験片表面にすべり線が観察される。軟鋼を室温で変形させると、観察されるすべり模様は通常波打っている。これに対して、-196℃といった極低温で変形させると、表面のすべり模様は直線的に変化する³⁾。これは室温近傍では一つの結晶内で多くのすべり系が活動し、交差すべりを頻発するのに対して、低温では活動すべり系が限定されるためであると考えられている。合金により強化した場合も、すべり線は直線的な様相を示す。一般に、低強度鋼ほど降伏強度の温度依存性、ひずみ速度依存性は顕著であり、高強度になるとそれら依存性は弱くなることが実験的に知られている。鋼の高強度化とは、固溶強化であれ析出強化であれ、転位運動を抑制するものである。そのため、低温やひずみ速度増大に対して、活動すべり系の変化が相対的に小さくなり、降伏強度の温度依存性、ひずみ速度依存性が小さくなると理解することができる。

図1に示した応力-ひずみ線図における塑性変形域の勾配 $d\sigma/d\varepsilon$ がひずみ硬化である。金属材料の塑性挙動を数値的に表す場合、 n 乗硬化則が一般的であるが、この場合、 n 値がひずみ硬化の程度に相当する。材料のひずみ硬化特性は、引張試験で必ずしも評価要求される特性値ではないが、材料の加工性や破壊、破壊力学の適用性など、様々な強度特性値に影響を及ぼす。図2はそれを示す一例として、丸棒引張試験におけるくびれ開始時の様子を模式的に示したものである。くびれ挙動はひずみの局在化であり、くびれを開始すると試験片軸方向に沿ってひずみは分布する。それに応じて、材料はひずみ硬化を示すが、局所ひずみの高い最小断面部で最も硬化する。

すなわち、くびれ開始後の変形は、くびれ部の断面減少による応力増加とひずみ局在化によるひずみ硬化が競合した結果となる。すなわち、ひずみ硬化の程度の高い材料では、くびれが開始してもその部分のひずみ硬化が顕著であり、最小断面部はむしろ変形しにくくなる。その結果として、くびれ変形は拡散し、くびれ形状は滑らかなものになる。逆にひずみ硬化が小さい材料では、くびれによる断面減少により高応力が一方的に局部変形を助長し、益々くびれ変形が顕著となる。塑性加工の分野では、くびれ変形の発達は変形限界に対応する。そのため、ひずみ硬化の顕著な材料ほど塑性加工性は良好となる傾向にある。材料のひずみ硬化特性は加工性だけではなく、き裂からのぜい性破壊挙動とその破壊力学評価にも影響を与える。破壊力学で対象となるき裂先端は負荷とともに塑性域を形成するが、その応力場を J 積分や CTOD といった破壊力学パラメータで表そうとするのが弾塑性破壊力学である。弾塑性破壊力学において最も一般的なき裂先端の応力場は HRR 解であり、その特異性の強さはひずみ硬化指数 n に依存する。ひずみ硬化の程度に応じて、変形の大きなき裂先端はひずみ硬化するので、ひずみ硬化の大きな材料ほど応力勾配は急峻になる。へき開型ぜい性破壊は破壊強度にバラツキはあるものの、応力支配であり、ひずみ硬化の大きな材料ではへき開破壊はき裂先端近傍に発生が限定される。逆にひずみ硬化が小

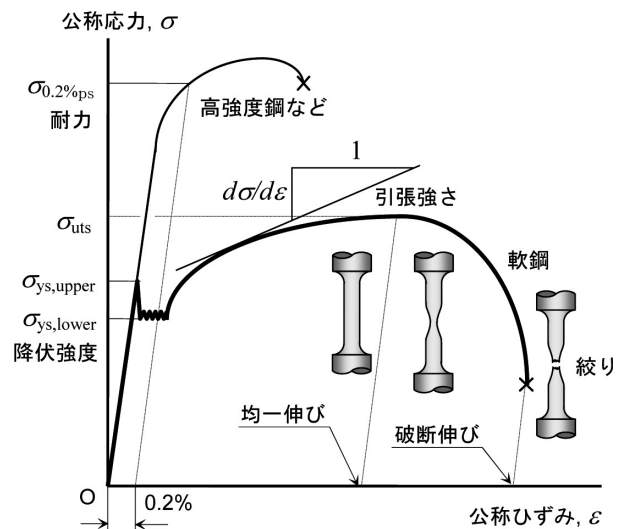


図1 金属材料の応力ひずみ線図

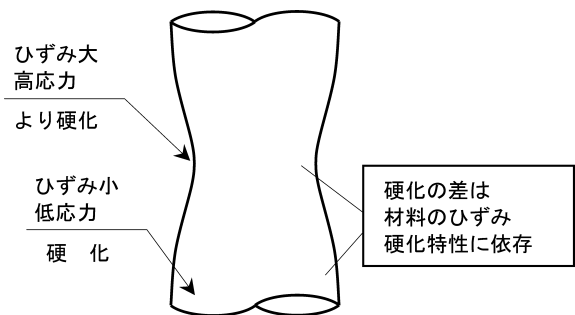
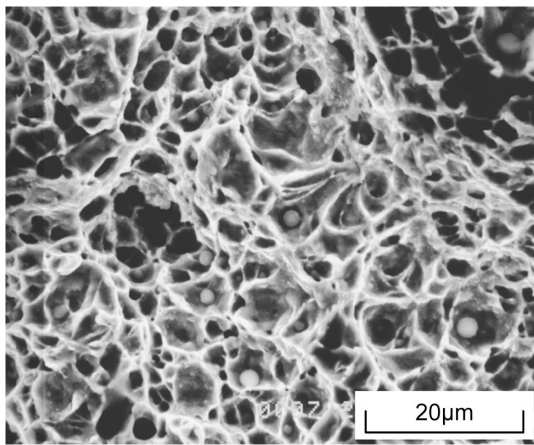
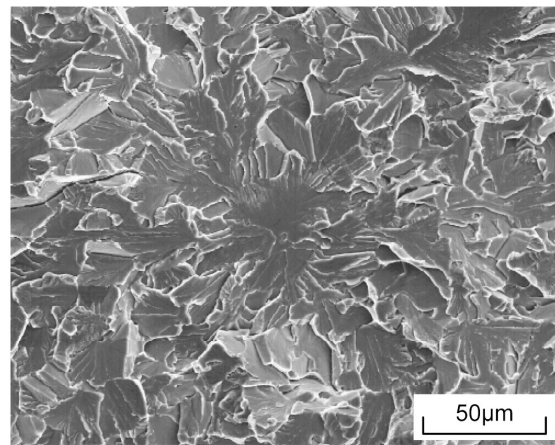


図2 くびれ変形と硬化の程度



(a) 微小空洞合体型破面 (ディンプル)



(b) へき開型破面 (リバーパターン)

図3 低炭素鋼の典型的な微視的破面形態

さい場合は、き裂先端の比較的広い範囲でへき開破壊は生じ得ることになり、広範囲の領域に渡り特異応力場が存在することを保証することが必要になる⁹⁾。破壊じん性評価統合規格である ASTM E1820¹⁰⁾において、き裂の安定進展開始に対するじん性 J_{Ic} の試験片寸法要件が一律に与えられているのに対して、へき開型の不安定破壊に対するじん性 J_c では、試験片寸法要件が材料の降伏比 (σ_{ys}/σ_{utS}) に依存して要求されているのはこのためである。

冶金学的には、材料のひずみ硬化は交差すべりにより生じた転位のもつれに起因しているとされている。すなわち、多くのすべり系が活性な場合にひずみ硬化は大きくなることになる。上述したように、温度の低下やひずみ速度の増大、あるいは冶金強化法により降伏強度が上昇する機構は転位運動を抑制した結果であり、活動できるすべり系の数を限定することになる。そのため、強度上昇は交差すべりを生じ難くなる傾向にあり、一般に降伏強度とひずみ硬化指数 n は一定の関係にあることが知られている⁹⁾。

3. 延性破壊とぜい性破壊、その遷移挙動

中低強度鋼に対して引張試験を行うと、大きな延性と断面減少を伴って破壊する。巨視的に大きな変形を伴い破壊する形態を延性破壊と呼ぶ。しかし、温度の低下あるいは負荷速度が増大すると、破壊時の巨視的変形が減少し、延性破壊からぜい性破壊に遷移する。これが軽金属にはない鋼の最大の特徴である。中低強度の鋼に限ると、延性破壊は微視的には微小空洞合体型破壊であり、ぜい性破壊はへき開型破壊に対応する。微小空洞合体型破壊では、非金属介在物、第二相粒子あるいは粒界を核として発生した微小空洞 (Micro-void) の成長、合体によって起こる破壊であり、破面には微小空洞合体の痕跡であるディンプル模様 (図3 (a)) が現れる。空洞 (ポイド) の成長に塑性ひずみを必要とすることから、通常は延性破壊となり、エネルギー的に安定な破壊となることが多い。ただし、破壊に伴い解放される弾性エネルギーの条件によっては微小空洞合体型であっても、巨視的には破壊が不安定進展し、ぜい性破壊となることもある。一方、

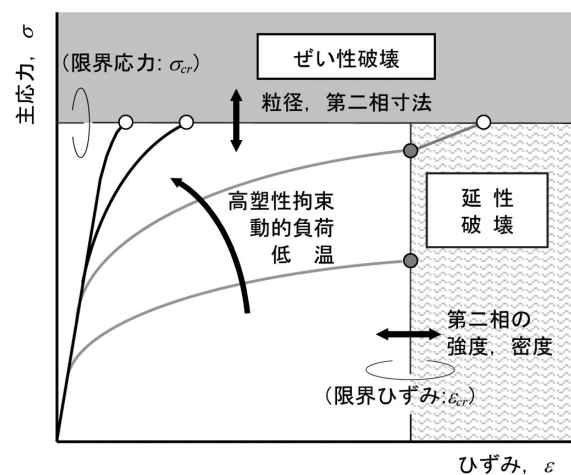


図4 延性-ぜい性遷移の考え方

へき開型破壊は、転位の集積によって粒界炭化物に生じた微視き裂が Griffith クラックとして結晶のへき開面に沿って伝播分離する破壊で、へき開面を有する BCC および HCP 結晶固有の破壊である。へき開き裂の伝播には大きな塑性変形を必要としないので、巨視的にはぜい性破壊となる。へき開破面では、破壊起点から周辺にへき開き裂が伝播した痕跡であるリバーパターン (図3 (b)) が観察される。リバーパターンは、個々の結晶のへき開面方向が、き裂の伝播方位と一致していないために生じる。また、シャルピー試験の下部棚温度域で得られた破面がキラキラと粒状に輝くのは、結晶ごとに方位の異なるへき開面で破面が構成されているからである。

微小空洞合体型の破壊では、ポイドの生成、成長過程に塑性変形を要する。これが巨視的変形を伴った延性破壊となる所以であるが、ポイドの成長は応力の三軸性にも強く依存するので、切欠き材など応力三軸度が大きな状況では材料の破断延性は低下する^{7, 8)}。ただし、特定の試験片形状で、応力三軸度が大きく異なる場合には、第一近似的にひずみ支配の破壊と言える。へき開型破壊の場合は粒界炭化物などに生じた微視き裂が隣接する結晶のへき開面に沿って伝播開始する過程に強度は律速され、それは応力 (引張応力) に支配されることになる。

このように考えると、鉄鋼材料に見られる延性-ぜい性遷移挙動は、図4に模式図で示すように、材料の変形特性(応力-ひずみ関係)と破壊条件(σ_{cr} , ε_{cr})の関係から理解することができる⁹⁾。室温の準静的な引張負荷において、中低強度鋼が塑性変形中に示す最大主応力は、へき開破壊を生じる限界応力 σ_{cr} に比較して通常はるかに小さい。そのため、応力が限界応力 σ_{cr} に到達することなく材料は変形し、ひずみが増大する。ひずみが限界ひずみ ε_{cr} に到達すると、ひずみ支配型の延性破壊を生じる。これが通常の引張試験に代表される状況である。一方、鉄鋼材料の降伏強度、塑性変形中の最大主応力は負荷速度や温度に敏感で、切欠きなどのひずみ集中による塑性拘束にも依存する。すなわち、動的負荷や温度の低下あるいは塑性拘束の高い状況では最大主応力は増加し、ひずみが限界ひずみ ε_{cr} に達するよりも先に応力が限界応力 σ_{cr} に到達し、応力支配型のぜい性破壊を生じるように遷移する。例えば後述する遷移温度域のシャルピー試験を考えると、へき開型のぜい性破壊に先立ち切欠き底に延性破壊を生じ、破面には微小空洞合体型破面がへき開型破面を取り囲むように混在する。これを図4で考えると、切欠き底でひずみが先に限界値 ε_{cr} に達し、局部的に延性き裂を生じる。その後、延性き裂進展に伴い、断面減少とき裂先鋭化により応力が上昇し、限界応力 σ_{cr} に到達すると、へき開型のぜい性破壊を生じることになる。以上、破壊条件(σ_{cr} , ε_{cr})の値が変動しないことを前提に説明したが、これら限界値は主に材料組織に依存する。へき開型のぜい性破壊を生じる限界応力 σ_{cr} は、結晶粒径や微視き裂寸法に対応する粒界炭化物厚さにより変化する¹⁰⁾。一方、延性破壊に関わる限界ひずみ ε_{cr} はマイクロボイドの発生サイトとなり得る材料中の介在物の大きさや密度、マトリックスとの整合性に依存して変化する⁷⁾。また、前述のように、ボイドの成長は応力三軸度にも強く依存するので、切欠きの存在により限界ひずみ ε_{cr} は低下する。

以上のような考え方は、定性的推論の域はでないが、挙動の傾向的な理解には役立つ。このように、破壊限界を材料の変形特性(応力-ひずみ関係)と破壊条件との関係から考える手法をローカルアプローチ(局所破壊条件)と呼んでおり、数式による記述で破壊限界を定量評価する試みも行われている^{11), 12)}。

4. シャルピー衝撃試験

シャルピー衝撃試験は、特に鉄鋼材料のじん性を評価する試験として行われてきた。試験片は10mm×10mmの正方形断面を有する角棒で、長手方向中央にV型切欠きを有する。歴史的にはU型切欠きやドリル孔を利用したキーホール型切欠きを使用した時代もあったが、現在では図5に示すV形の切欠きが最も一般的に用いられる。試験では図5のように、切欠き試験片の背面中央をハンマーで打撃し、試験片が破壊するのに必要な外力仕事、すなわち吸収エネルギーを評価する。所定の位置エネルギーとなる角度から回転ハンマーを振下ろし、試験片を打撃した後に振り上がったハンマーの位置エネルギーから、試験片が破壊に際して吸収したエネルギーを算定す

る。シャルピー試験が100年以上の長い歴史を有するものも、このように計測系が簡単であるためである。

試験片を冷却し、打撃時の試験片温度を変化させて試験を繰返すと、試験片が破壊するまでに吸収するエネルギーや得られる破面の様相が変化する。図6は吸収エネルギーを試験温度に対して示した実験例である。吸収エネルギーは、室温近傍の温度ではほぼ一定で、これを上部棚エネルギーと呼ぶ。試験温度がある温度以下になると、吸収エネルギーは急激に低下し、下部棚エネルギーを示す。上部棚から下部棚へ吸収エネルギーが遷移する温度をエネルギー遷移温度と呼ぶ。こうした温度に対する吸収エネルギーの遷移挙動は、図7に示すように試験片の破壊の様相が変化することに起因する。高温域では切欠き底から延性破壊を生じると同時に試験片は大きく変形する。図7(c)に示す切欠き底から続く凹凸の激しい粗い破面が延性破壊であり、微視的には微小空洞合体型破壊である。この形態の破壊は安定的であり、試験片が支持台から抜け落ちるまで、大きな変形を伴いながら進行する。一方、低温域では、図7(a)に示すように試験片は破断分離しており、その破断面形状は初期の正方形をほぼ保っている。これは破壊がぜい性的で不安定破壊であったことを示している。この場合の破面は粒状にキラキラと輝いており、肉眼でも延性破面と識別できる。この形態の破壊は、微視的には結晶のへき開面に沿ったへき開型破壊であるが、慣習的にぜい性破面と呼ぶことも多

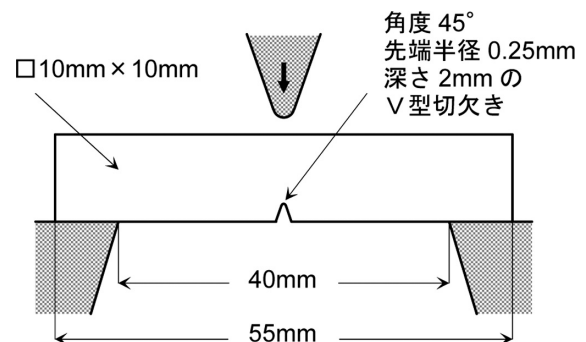


図5 シャルピー衝撃試験片

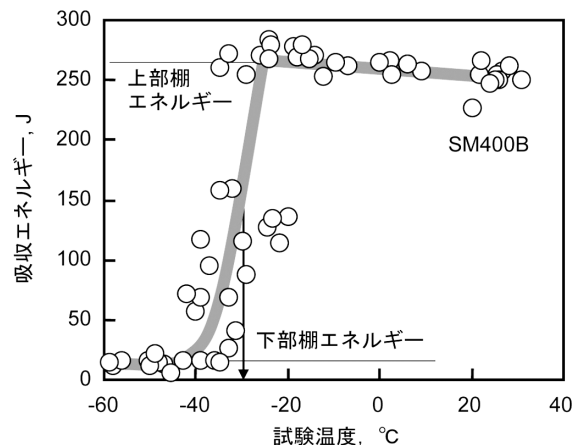


図6 シャルピー試験で得られるエネルギー遷移曲線 (SM400B)

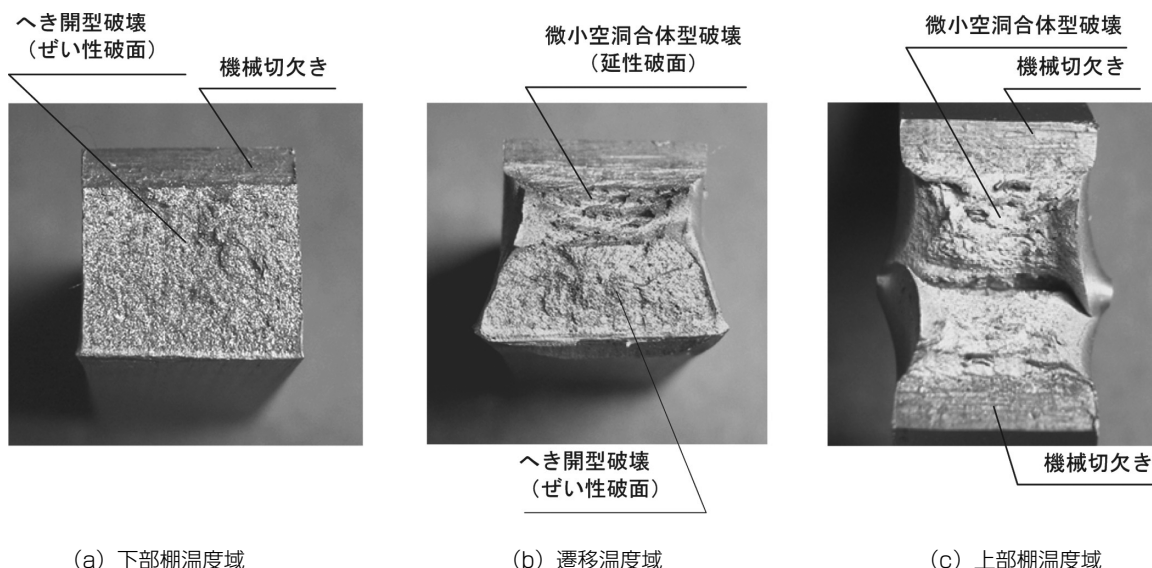


図7 低温から高温にシャルピー試験破面の変化 (SM400B)

い。中間温度では、図7 (b) に示すように延性破面とぜい性破面が共存する。こうした試験温度に依存した破壊形態の変化を延性-ぜい性遷移挙動と呼ぶ。

へき開型のぜい性破壊は不安定破壊であるため、破壊発生が試験片破断に対応する。鋼組織中の弱点がへき開破壊の発生点となることも知られており、高応力部に弱点が存在するか否かという確率的要素が破壊限界のばらつきをもたらす。図6でもわかるように、微小空洞合体型の延性破壊が生じる上部棚温度域の試験結果のばらつきに比較して、遷移温度域から低温側では、試験結果にばらつきが大きくなる傾向にある。

吸収エネルギーが広義な意味での破壊じん性と言えるが、シャルピー試験では吸収エネルギーの値ではなく、遷移温度の高低を材料のじん性指標として用いることが多い。ただし、評価簡便化のために、各種設計規準では0℃の吸収エネルギー値で鋼材の要求じん性を表すことも一般的に行われている。ただし、いずれの評価値を用いたにせよ、シャルピー試験は材料のじん性の相対比較を与えるにすぎないことは、第1章で述べた通りである。

吸収エネルギーは温度の低下とともに減少するのが大略の傾向である。しかし、図6からもわかるように、上部棚エネルギーの温度依存性は、大きくはないものの低温域と逆の傾向を示す。第3章において図4を用いて延性-脆性遷移挙動を説明したが、これに従うと、この逆の温度依存性は容易に理解できる。図4は応力-ひずみ関係であるため、破壊までの曲線の面積がシャルピー試験における吸収エネルギーに対応する。温度が低下すると、降伏強度、塑性流動力は上昇するが、限界ひずみ ϵ_{gr} の温度依存性は大きくはない。そのため、ひずみ支配型の延性破壊を生じる場合は、温度の低下により吸収エネルギーは増加することになる。それに対して、応力支配型のぜい性破壊が生じる場合は吸収エネルギーが低下傾向となることが図4から類推できる。微小空洞合体型の延性破壊発生、進展に対するじん性とへき開型のぜい性破壊に対するじん性とでは、一般に温度依存性が逆の傾向となる。第2章で示したように、鋼の降伏強度、塑性流動

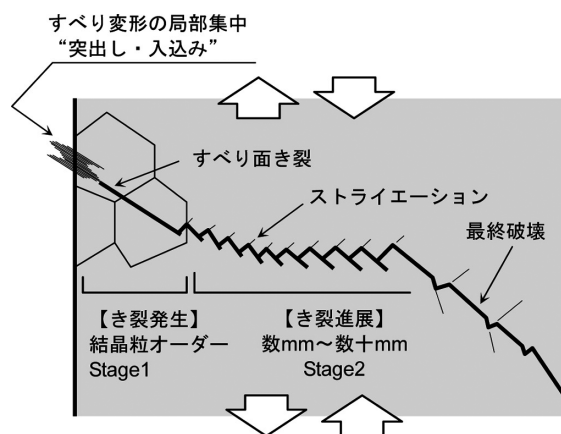


図8 疲労損傷の形成機構

応力に及ぼすひずみ速度の上昇は温度低下と同様の影響を与えるので、ひずみ速度が増大した場合のじん性変化においても、生じる破壊形態ごとに傾向は逆になる¹³⁾。

5. 疲労強度と疲労試験

降伏強度以下の応力であっても、応力変動が多数回繰り返されると、自由表面からき裂が生じ、やがて破断する。これが金属疲労である。平滑表面から生じる疲労損傷の模式図を図8に示す。金属疲労の初期損傷は、材料表面において局在化したすべり変形が形成する「突出し入込み」であるとされている。降伏強度以下の応力であっても、個々の結晶のすべり方向に依存して結晶粒単位には塑性降伏を生じ得る。材料表面は変形拘束がないため、特にすべり変形を生じやすい。応力の周期的変動により生じるすべり変形は完全には可逆的ではなく、わずかつ変形が累積され突出し入込みが形成される。その後、突出し入込みを起点としてすべり面に沿ってき裂が生成する。生成したき裂は1, 2結晶寸法長さまでは最大せん断応力の方向に進展する。この段階の疲労き裂をStage 1き裂と呼ぶ。Stage 1き裂は結晶粒と同程度の寸法

であり、その挙動は結晶方位、粒界、結晶形態に敏感である。また、Stage 1き裂の前駆体はすべり変形であるため、材料の硬さ、降伏強度がこの形態の損傷に対する抵抗の指標となる。その後、き裂長さが数結晶粒にまで成長すると、き裂は最大主応力に垂直な方向に進展方向を変える。その後の疲労き裂進展は、繰返し応力によるき裂先端の鈍化と再先鋭化による。き裂先端が開口鈍化する際、すべり変形により転位がき裂先端に流れ込み、新生面を生成する。その量だけき裂が進展することになる。この鈍化部は次のき裂閉口変形でつぶされ、破面に凹凸を残す。この段階の疲労き裂を Stage 2き裂と呼ぶ。この過程ではき裂先端で繰返された鈍化と再先鋭化の痕跡である縞模様、ストライエーションが破面に残される。Stage 2型の疲労き裂は、応力繰返し数の増加に応じて進展する。1 応力繰返しによるき裂進展量、すなわち疲労き裂進展速度はき裂先端の鈍化量（変位量）に対応するが、き裂先端近傍の変位は破壊力学によると応力拡大係数 K で記述可能であるため、き裂進展速度 da/dN は ΔK を用いたパリス則で表すことができる。パリス則 da/dN - ΔK 関係は、き裂閉口挙動などを介して材料組織に依存はするが、その程度は大きくなく、鋼であれば大きく異なることはない。 da/dN はき裂先端の変形、 ΔK はき裂先端の応力振幅に対応するため、 da/dN - ΔK 関係は材料の弾性率に支配されると言われている。すなわち、Stage 2き裂の進展挙動や進展抵抗は材料の降伏強度や組織形態に強くは依存しないのが通常である。

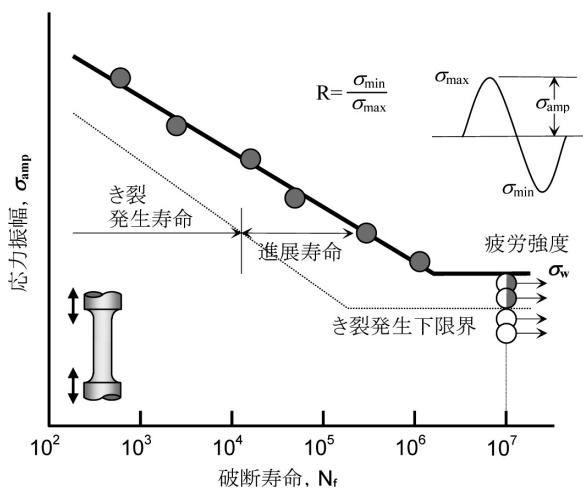


図9 S-N線図と疲労強度

材料の疲労強度を把握するために疲労試験が行われる。丸棒試験片を用いた軸引張圧縮負荷や回転曲げ負荷、板試験片を用いた引張や均一曲げなど、負荷形式と試験片形状の様々な組合せの試験法が行われている。試験片に与える変動応力は sin 波に制御することが多く、最大応力 σ_{max} と最小応力 σ_{min} の比率を応力比 R と呼んでいる。疲労試験では試験片に加えた応力振幅（応力変動半幅）と破断寿命 N_f の関係から、図9に示すような S-N 線図で材料の疲労強度を評価する。設定する応力振幅を小さくすると破断寿命は長くなるが、やがて S-N 線図は折線となり、応力繰返し回数を増しても破断しない応力振幅が現れる。これが疲労強度 σ_w であり、評価の上では、 10^7 回の応力繰返しで非破断となる最大の応力振幅とするのが一般的である。金属疲労研究のパイオニアである A. Wöhler にちなんで、添文字 “w” を用いることが多い。また、疲労強度は疲労限（度）あるいは耐久限と呼ばれることもある。後述のように疲労強度は対象物の応力集中の程度に強く依存するが、平滑試験片で得られる疲労強度 σ_w は鋼材の場合、材料の引張強さ σ_{uts} の 40~50% 程度の値となることが多い。疲労強度 σ_w は R 比に依存するが、Goodman 線図などを用いて異なる応力比における疲労強度が推定可能である。アルミニウム合金や、鉄鋼材料でも溶接継手の場合には、S-N 線図が折線にならず、明瞭な疲労強度が現れない場合もある。こうした場合は、ある特定の破断寿命 N_f (2×10^6 回とする場合が多い) に対する応力振幅を S-N 線から逆に読み取り、時間強度として評価することがある。

試験片の破断寿命は、図8に示した疲労損傷の各過程で費やされる寿命の合計である。Stage 1型き裂となるまでに要する応力繰返し数をき裂発生寿命、それ以降の Stage 2き裂の進展に費やされる応力繰返し数をき裂進展寿命と呼ぶ。応力集中のない平滑表面から生じた高サイクル疲労の場合、き裂発生寿命が全破断寿命の大半を占めるのが通常である。図10は、疲労試験中の低炭素鋼の表面変化を、走査型電子顕微鏡で連続観察したものである¹⁰。繰返し応力の負荷開始直後から、結晶粒内にすべり線が現れる（図10 (a)）。繰返し数の増加に伴いすべり帯に発達し突出し入込みを形成すると同時に、隣接結晶にもすべり帯が発生する（図10 (b)）。破断寿命比で 56% を越えた図10 (c) では、突出し入込みが周囲の結晶にも発

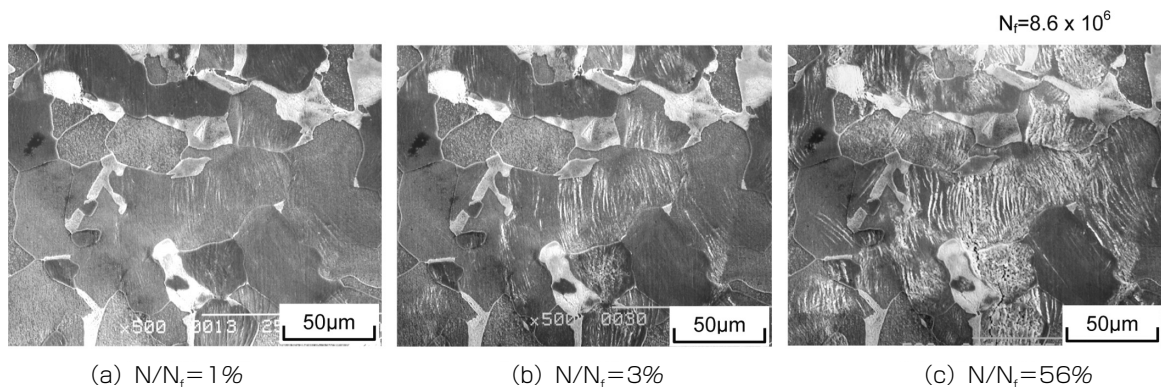


図10 疲労試験片表面で観察される突出し込みの発達の様子（低炭素鋼）

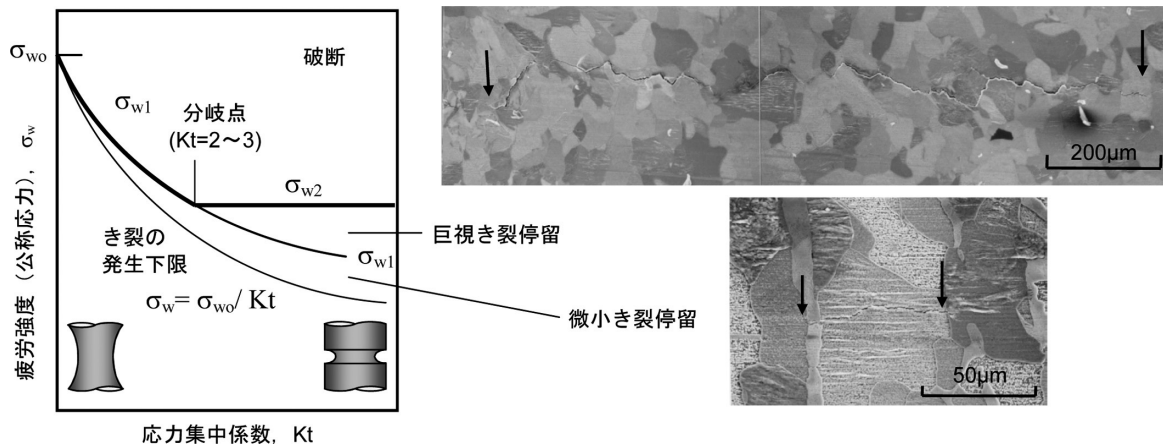


図11 疲労強度と応力集中係数の関係と停留き裂との対応

達し、ようやく $100\mu\text{m}$ 程度の開口き裂を形成する。すなわち、平滑表面からき裂を生成するのに寿命の大半が費やされる。ただし、破断寿命に対するき裂発生寿命の比率は与えた応力振幅の大きさ（破断寿命）あるいは、応力集中の程度や試験片の表面粗度などに依存して変化する。応力振幅が大きい短寿命側や応力集中が高い場合には、Stage 1 き裂の生成は容易で、き裂発生寿命は相対的に小さくなる。前述したパリズ則 $da/dN-\Delta K$ 関係を用いると、き裂進展に要する繰返し数は予測可能であるが、パリズ則で記述可能なのは Stage 2 き裂の挙動であり、き裂進展寿命のみである。き裂生成はその過程が材料組織や表面粗度などに敏感であり、き裂発生寿命の数学的予測は難しい。対象部材の応力集中が高い場合や溶接欠陥といった初期欠陥を有する場合、あるいは供用応力が高い場合には、き裂進展寿命が支配的となるため、パリズ則を用いた破断寿命の予測がある程度可能とある。疲労寿命の向上を考える場合、発生寿命と進展寿命のいずれが支配的な状況にあるかを考慮することが対策を考える上で重要となる。

図9に示したS-N線図に示した疲労強度直下の応力振幅を試験片に付与した場合、当然ながら 10^7 回の応力繰返し後、試験片は破断しない。しかし、そうした試験片表面を丁寧に観察すると、き裂が存在しているのが通常である。一般に疲労強度は、疲労初期損傷の発生・未発生の境界ではなく、発生したき裂の進展・停留の境界であると言われている。従って、疲労強度の直下の応力振幅で 10^7 回の応力繰返しを行った場合、試験片には停留き裂が存在しているが、その大きさは試験片の応力集中係数 Kt に依存して異なる。図11は、疲労強度の応力集中係数 Kt 依存性と疲労強度を決める停留き裂の大きさを模式的に整理したものである^{15, 16}。応力集中源である切欠きが存在すると、応力は切欠き底表面で最大となり、その応力 σ_{max} は $\sigma_{\text{max}} = \sigma_{\text{av}} \cdot Kt$ で表される。切欠き試験片の疲労強度は切欠き底表面の応力 σ_{max} が平滑試験片の疲労強度 σ_{w0} と一致した場合に対応すると考えると、 $\sigma_{\text{w}} = \sigma_{\text{w0}}/Kt$ で表されることになる。図中の細曲線がこれである。これに対して、実験的に様々な Kt 値を有する試験片で疲労強度を評価すると、図中の太線のように変化する。すなわち、1結晶寸法のき裂（Stage 1 き裂）の停留に対応する応力

σ_{w1} と、巨視き裂（Stage 2 き裂）の停留に対応する応力 σ_{w2} で図11の領域が説明できる。平滑状態 ($Kt=1$) から分岐点の応力集中係数までは、1結晶寸法のき裂の停留が疲労強度を決定する。すべり変形に対する拘束の低い自由表面から生じた突出し入込み、それに続くせん断型の Stage 1 き裂が最初に出会う材料抵抗は、すべり方向の異なる隣接結晶との粒界である。そのため、臨界状態では抵抗の高い粒界でき裂が停留する。すなわち、き裂が短く応力勾配も小さいので、き裂進展の駆動力である応力は一定のまま、粒界といった材料組織からもたらされる局所的なき裂進展抵抗の変化がき裂を停留させる^{17, 18}。図11右下の写真が 10^7 回応力繰返し後に試験片表面で観察された粒界に挟まれた停留き裂である。これに対し、分岐点を越える応力集中を有する試験片では、疲労強度直下では数百 μm から mm オーダーの Stage 2 型の停留き裂が観察される（図11右上の写真）。これは、Stage 1 き裂の発生に続き Stage 2 型き裂にまで進展するが、切欠きの存在により応力勾配が急峻であり、内部に進展したき裂先端の応力が急激に低下するため、き裂が停留するものである。すなわち、き裂の停留は駆動力の低下に起因する。そのため、この状況のき裂の停留や疲労強度の値は破壊力学に基づく巨視き裂の進展下限界応力拡大係数 ΔK_{th} で理解されている^{17, 18}。材料により下限界応力拡大係数 ΔK_{th} は多少の大小はあるものの、鋼に限定すれば材料によって大きく変化するものではない¹⁹。そのため、この領域の疲労強度は材料の組織や強度にあまり依存することなく、き裂進展の駆動力低下に関わる応力集中の程度に主に依存するようになる。溶接継手の疲労強度が材料強度に依存せず、突合せ継手やT継手といった継手形式あるいは余盛削除といった仕上げの程度に敏感に依存するのはこのためである。

疲労強度を決定する現象が変化する分岐点の応力集中係数 Kt は2~3程度と言われているが、図11に示した σ_{w1} と σ_{w2} の大小関係で決まる。 σ_{w1} は疲労き裂の生成に関わるため、材料強度にほぼ比例する。一方、 σ_{w2} は下限界応力拡大係数 ΔK_{th} に関わるので、材料依存性はほとんどないが、巨視き裂進展がき裂の開口変形に支配されているため、応力比 R に依存する。一般に高強度鋼では疲労強度の Kt は依存性が大きくなることが知られているが、こ

れは高強度化により σ_{w1} が上昇するのに対して、 σ_{w2} はほとんど変わらないためである。

以上、溶接構造に用いられる低中強度鋼を対象として説明したが、強度が1000 MPaを越える高強度鋼では、上記とまったく異なる疲労挙動を示す点に留意する必要がある。

6. おわりに

本稿では母材に対して引張試験、シャルピー試験、疲労試験を行った場合に得られる特性値とその特徴を概説した。溶接継手になると、熱影響部における組織・材質の不均一性、各種欠陥の存在、残留応力など、強度特性に大きく影響を及ぼす因子を考慮する必要がある。それらに関しては、別号にて解説されるので、そちらを参照頂きたい。

参考文献

- 1) 大畑：溶接学会誌，77 (2008)，p.61-71.
- 2) P. E. Bennet and G. M. Sinclair: Parameter Representation of Low-Temperature Yield Behavior of Body-Centered Cubic Transition Metals, ASME paper, 65-MET-11 (1965).
- 3) W. Jolley: Trans. AIME, 242 (1958), p.306.
- 4) T. L. Anderson and R. H. Dodds Jr.: Journal of Testing and Evaluation, 19 (1991), p.123.
- 5) ASTM E1820-06: American Society of Testing and Materials (2006).
- 6) 豊貞，後藤：日本造船学会論文集 172 (1992)，p.633.
- 7) 大塚，宮田，桜井，飯田：材料，34 (1985)，p.622.
- 8) 大畑，横田，広野，安田，豊田：溶接学会論文集，21，4 (2003)，p.592.
- 9) 大塚，宮田，西村，大橋：日本機械学会論文集 A 編 47，415 (1981)，p.286.
- 10) N. J. Petch: Acta Metall., 34, 7 (1986), p.1387.
- 11) F. Minami, A. Brückner-Foit, D. Munz and B. Trollenier: Inter. J. Fracture., 54 (1992), p.197.
- 12) 田川，宮田，大塚：材料，41，467 (1992)，p.1227.
- 13) 塚田，岩館，田中，小野：機械学会講演論文集，142 (1979)，p.232.
- 14) 北野，田川，栗飯原，宮田：鉄と鋼，83，6 (1997)，p.395.
- 15) 石橋：金属の疲労と破壊の防止 (1967)，養賢堂.
- 16) 北野，桂，M. Chapetti，田川，宮田：溶接学会論文集，16，3 (1998)，p.388.
- 17) K. J. Miller: Fatigue & Fract. Engng. Mater. & Struct., 16 (1993)，p.931-939.
- 18) M. D. Chapetti T. Kitano, T. Tagawa and T. Miyata: Fatigue & Fract. Engng. Mater. & Struct., 21 (1998)，p.1525.
- 19) 田中，中井，川島：材料，33，371 (1984)，p.1045.