

2018 Feb. 2

## ものづくり基礎講座 金属の魅力を見直そう 観察・分析編 第3回 破壊(第53回技術セミナー)

東北大学金属材料研究所 正橋直哉

### 1. はじめに

金属製品には必ず寿命があります。寿命の原因は様々ですが、その一つが破壊による破損です。破壊した面(破面)を観察すると、キラキラ光る場合や、刃物でスパッと割いた場合などの特徴があります。こうした破面を観察することで、どのような力が材料に加わり、材料がどのような状態になって破壊に至ったか、そして破壊の原因は何かを推測することができます。

図1の4枚の写真は、破壊の生々しい記録です。左上はリバティ船スケネデイクタリ号の亀裂破壊事故です。リバティ船とは建造期間を短縮させるために、4年の短期間で2,710隻を建造した米国の輸送船の総称です。船体を一括して建造せず、いくつかの塊に分けて同時に製造し、最後に溶接でつなぎ合わせて完成させるブロック工法という手法で製造しましたが、200隻以上の船が脆性的に破壊したそうです。右上は阪神淡路大震災で落橋した3号神戸線の写真です。上部桁と橋脚との一体構造のピルツ(ドイツ語でキノコの意味)形式の橋脚17基が橋軸に直角な方向に倒壊しました。左下はアロハ航空243便の機体です。ホノルル空港に向かう約24,000フィート(7,300m)の上空を飛行中、機体前方部の屋根が剥がれ落ち、客席乗務員1名が機外へ飛ばされて死亡し、65名が重軽傷を負いました。原因は機体外板の継ぎ目部の金属疲労と腐食により、リベットが外れて引き剥がされたためとされています。右下は東北

地方太平洋沖地震の際に発生した津波で損壊した筆者の車です。どの事例も、強度のある構造体に、思わぬ力がかかったため破壊しています。破壊の原因を探り、その対策には破壊そのものを理解する必要があります。本講では破壊の基礎を紹介します。

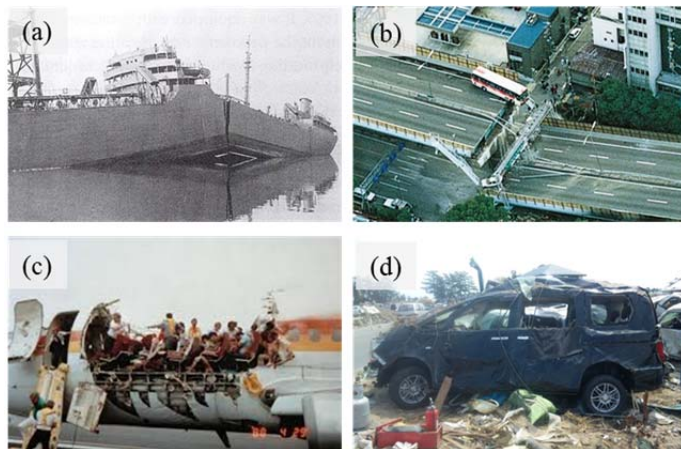


図1 様々な破損事故：溶接構造船の亀裂破壊(a)、阪神淡路大震災で落橋した3号神戸線(b)、機体外壁損壊したアロハ航空243便(c)、東北地方太平洋沖地震で損壊した車(d)

「破壊」とは、材料を2つ以上に分離し、材料にかかる負荷がゼロになるような状態を称します。破壊が起こるサイズ(領域)を突き詰めていくと、原子レベル(格子間距離の $10^{-8}$  cm程度)にまでたどりつきますが、実用的には、割れや切欠( $10^{-1}$  cm)が目視できる巨視的領域と、実体顕微鏡や光学顕微鏡で観察できる結晶粒サイズ(約 $10^{-3}$  cm)の微視的領域で検討することがほとんどです。破壊原因の分類別統計

によると(図2)<sup>1)</sup>、約60%は「疲労破壊」で、低サイクル疲労や熱腐食疲労等の広義の疲労破壊を含めると90%程度になるそうです。金属は、引張強度以上の荷重をかけると破断しますが、引張強度以下の荷重を印加しても、その荷重が繰り返し印加された場合、破断に至ることがあります。この現象を「疲労」と称し、その時の破壊が「疲労破壊」です。金属に荷重がかかると、歪みが金属内部に蓄えられます。荷重が小さい、いわゆる弾性変形の範囲内では、見た目には何も起こりません。しかし、たとえ弾性限内の小さな荷重でも、それが印加・除荷のサイクルで繰り返されると、材料中に蓄積した歪みに起因して、応力集中箇所から破壊が起こります。破壊を支配する要因は大別すると、「材料」「使用条件(環境)」「形状」の三つがあげられます(図3)。一つ目の材料因子は、材料の強度(剛性率)、組織(粗大粒、高エネルギー粒界・・・)、脆化元素の偏析(粒界などの特定サイトの濃化)、加工性、等です。二つ目の使用条件(環境)因子は、材料にかかる荷重や使用環境の温度(高温か低温か)や雰囲気(水素や塩素を含む環境か)、そして材料に繰り返しかかる力の振幅や繰返し数などがあります。そして三つ目の形状因子は、材料の切欠け、板厚、表面凹凸等、応力集中に対し材料形状がどの程度考慮されているかです。また、引張の残留応力があると、クラック伝搬を促進しますから、製品製造時に材料中に引張応力を残さない様にする必要があります。こうした三つの因子により、応力集中の起こり易い、析出物や粒界、あるいは切り欠け等を起点にして破壊が起こります。

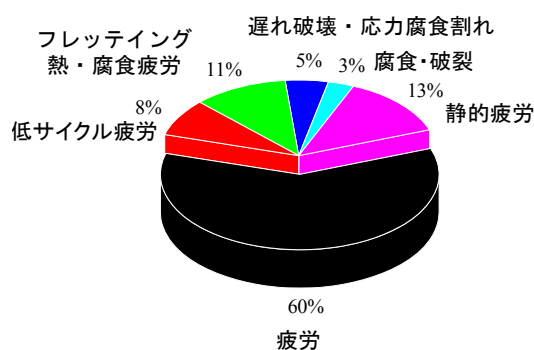


図2 破壊の原因別分類<sup>1)</sup>

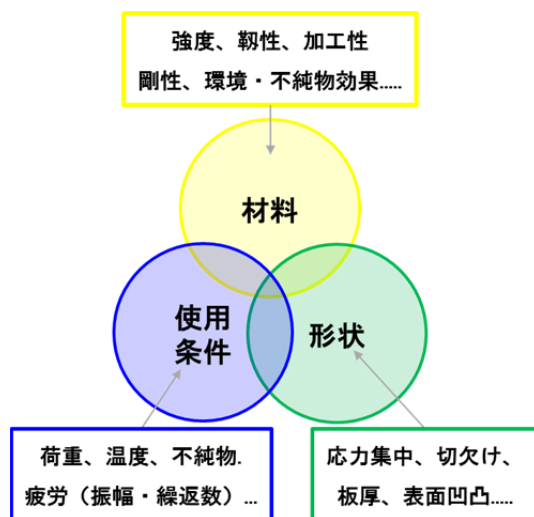


図3 破壊の支配因子

## 2. 破壊の分類

前節で記載した様に、破壊を突きつめると原子間結合の切断となります。図4は引張変形(a)とせん断変形(b)のそれぞれの場合における原子間結合の切断を模式的に描いたものですが、荷重の増加により、赤矢印で記した原子間距離が増加して、原子間結合の切断に至っています。すなわち、破壊に至るまでには材料に加えられた荷重が深く関与します。弾性限を超えた荷重が印加されると金属は塑

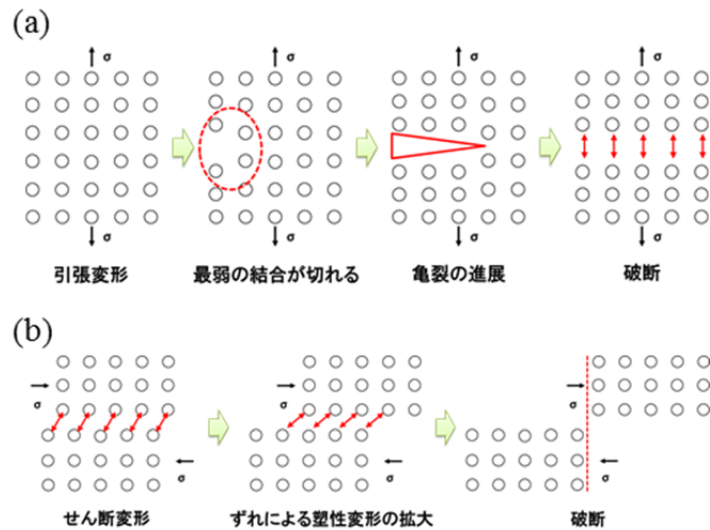


図4 原子尺度での破壊の模式図  
 : 引張変形(a)、せん断変形(b)

性変形をおこします。塑性変形では、原子レベルの転位と称する欠陥が次々に生成しますが、転位が増殖すると転位同士が反応します。反応とは相互に打ち消し合う場合もありますが、多くはからみ合う場合や、粒界や析出物に堆積し、局部的に転位密度を増加させます。転位密度の増加は応力集中を起こすため強度は増加しますが、限界を超えると転位を開放するために、空間すなわちクラックを形成します。クラックは転位の吸収箇所となり、それと共に成長します。

破壊は原子間結合の切断で起こると記載しましたが、原子結合の切断を見ることは不可能ですから、破壊の原因究明は現象論的な破面観察に依存することになります。図5に特徴的な破面を示します。上段の左上は細かな網目模様からなる「ディンプル」という破面で、塑性変形した金属の破面で観察できます。上段の真ん中は川筋の様な線で特徴づけられる「リバーパターン」で、脆性的に破断する材料で観察できます。そして右端の筋が均等に並んだ模様は、筋とか縞模様を英語で称する「ストライエーション」という組織で、少しずつ亀裂が進展する時に観察できる形態です。下段は疲労破壊で観察される破面です。左側は、亀裂発生近傍で破面の合体した「ラチェットマーク」と、破壊の起点から円弧上に広がる模様が貝殻模様に似ていることから命名された「ビーチマーク」です。そして、亀裂起点に観察できる非金属介在物を「フィッシュアイ」と称します。表1に破壊の分類を纏めます。図5ではミクロな破面の特徴を示しましたが、マクロ的には光沢や色合いによる分類が可能です。金属の破壊は大別して延性破壊と脆性破壊がありますが、その他に疲労破壊や環境破壊などがあり、次項以降で詳しく紹介します。

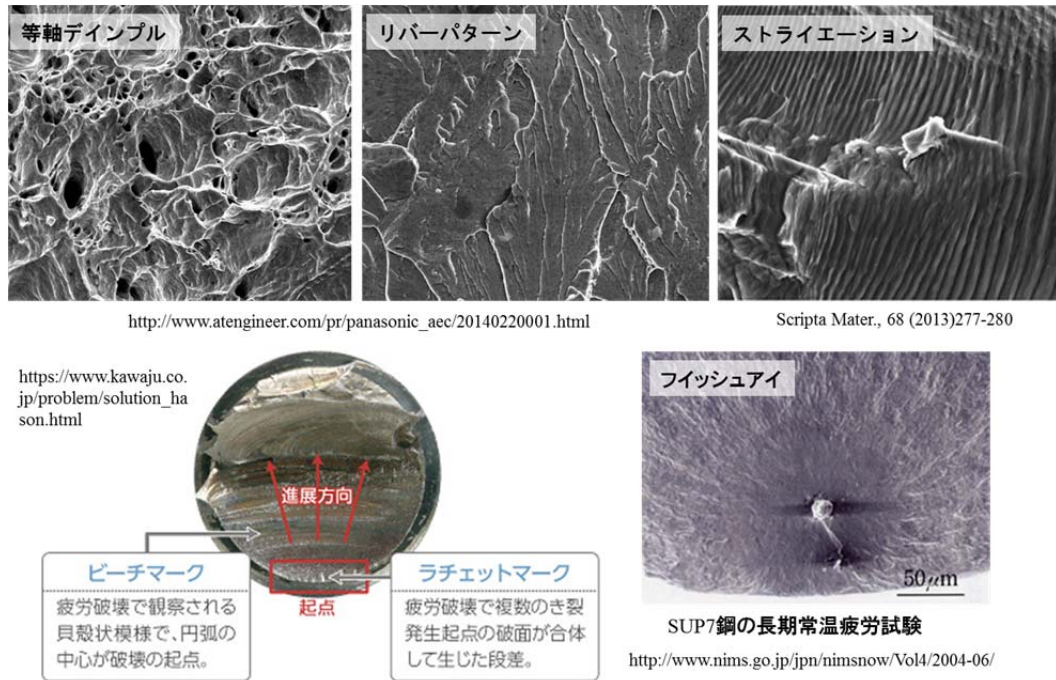


図5 特徴的な破面：上段左からデンプル、リバーパターン、ストライエーション、下段左は疲労破壊により観察できるビーチマークとラチェットマーク、下段右はフィッシュアイ

表1 主な破壊とミクロおよびマクロな特徴

破壊様式	破面の特徴		
	マクロ	ミクロ	
延性破壊	鈍い灰白色 シェアーリップ：せん断破壊 最終破断部	等軸デンプル：引張試験 伸長デンプル：せん断試験 うねった縞模様：すべり面破壊	
脆性破壊	キラキラした銀白色の反射 シェvronパターン(山形模様)： 粒内型急速破壊、亀裂の進展方向 放射状模様：亀裂の進展方向	劈開破面：き裂進展速度が速い ぎ劈開破面：き裂進展速度が遅い リバーパターン 粒状破面	
疲労破壊	ビーチマーク(貝殻状模様) ラチェットマーク：複数の応力集中箇所 フィッシュアイ：破壊の起点 放射状模様：亀裂の進展方向	ストライエーション： 応力サイクルと対応 二次クラック ラブマーク又は無特徴破面	
環境破壊	水素脆性	キラキラした銀白色の反射	粒状破面 ヘアマーク
	応力腐食割れ	部分的な反射 発錆変色	粒状破面 羽毛状模様
	高温破壊		粒状破面 デンプル 引け巣

### 3. 延性破壊

金属を上下方向に引っ張ると、破断するまで引張方向に伸ばすことができます。この時、引張荷重の増加と共に、試験片の平行部がくびれ始め、最終的に破断します。図6はこのようにして引っ張った試験片破断部近傍を横から模式的に描いた図です。くびれと共に(a)、試料内部では空隙が生成します(b)。この空隙は歪みと共に合体してクラックになりますが(c)、さらに歪みが増加するとクラックは試験片の横

方向を貫通し(d)、破断に至ります(e)。この時(d)にあるように、ミクロ的にはせん断や引き裂きによりジグザグにき裂が伝播するため、横から見るとカップアンドコーン型となり、破面は網目状のディンプルと称する特徴的な形態が観察できます(図5上段左、図6のSEM像)。この破壊を延性破壊と称します。

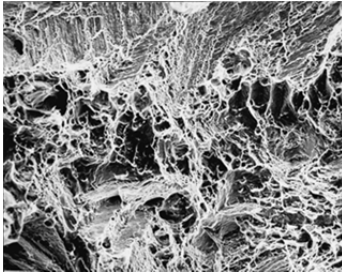
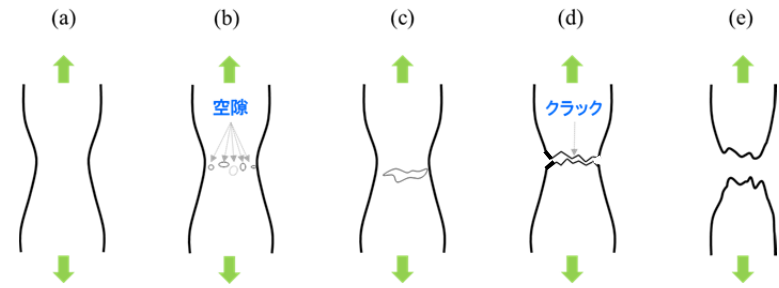


図6 引張試験における荷重印加による試験片平行部の形状変化：くびれ開始(a)、くびれ部での空隙の生成(b)、空隙の合体(c)、クラックに成長(d)、破断(e) 左は、延性破壊で観察される典型的なディンプル破面

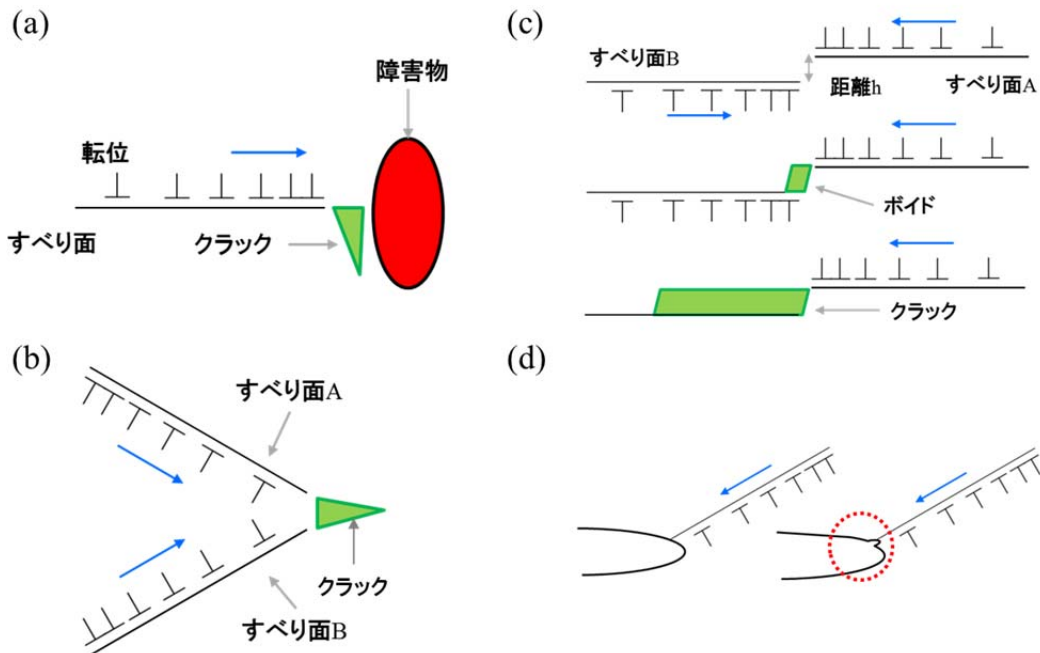


図7 クラック発生における転位の役割:析出物との相互作用(a)、すべり面交差(b)、正負の転位の反応(c)、既存クラックへのすべり面を介しての転位吸収(d)。

延性破壊の起こる微視的原因は原子配列の乱れである転位が関与します。クラックは転位の運動で生成し、図7の4つのモデルを紹介します。金属は析出物で強化しますが、(a)の様に析出物に転位が堆積すると転位は運動できず、応力集中が起こります。応力緩和が原子移動でまかないきれないほど大きくなると、空間、すなわちクラックを作って緩和します。一方、転位は金属のすべり面と称する結晶構造に依存した特定面を運動しますが、(b)の様にすべり面が交差する箇所では転位がぶつかり合い、応力集中が起こってクラックが発生します。また、原子の乱れである転位には方向性があり、正負逆向きの転位が(c)の様に衝突すると、乱れの部分が合体し空隙を作ります。空隙は衝突回数の増加と共に成長しクラックとなります。すべり面を運動した転位がクラックに吸収されると、(d)の様に転位1個で原子1個分のスペースがクラックに供給され、その数が多くなると共にクラックは成長していきます。

延性破壊の破面の特徴は、図6に掲げたSEM像のようなディンプルですが、ディンプルの凹み底部の中心付近では、頻りに微小析出物が観察されます。図8は低炭素Cr鋼にNiやSiを添加した場合の引張試験後の破面ですが、どれもディンプル破面を示していることが判ります。しかし、Siの単独添加やNiとSiの複合添加材では、赤点線丸で示した箇所に析出物を確認できます<sup>2)</sup>。同様に316Lステンレス鋼のシャルピー試験後の破断面のディンプルの中心付近にはサブミクロンサイズの球状の析出物が観察でき、EDXマッピングの結果、Si、Mn、MoとOが濃化していることから、球状析出物は酸化物であると報告されています<sup>3)</sup>。すなわち、空隙はこうした析出物や介在物を起点に発生していることがうかがえ、図7(a)のようなクラック形成のモデルを適用することができます。

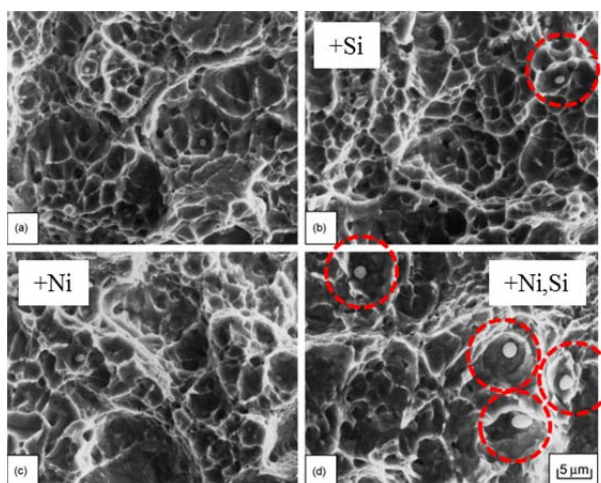


図8 Cr鋼の引張破面：Cr鋼(左上)、Si添加(右上)、Ni添加(左下)、SiとNiの添加(右下)<sup>2)</sup>。

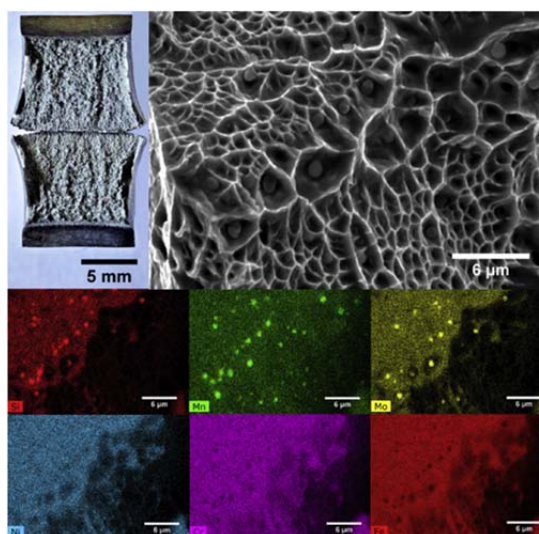


図9 316Lステンレスのシャルピー試験後の破面と破面のEDXマッピング<sup>3)</sup>。

#### 4. 脆性破壊

金属の脆性破壊は、塑性変形がほとんど起こらないで瞬時に破壊する時に観察されますが、温度を下げた場合や、切り欠けをつけることでおこりにくくなります。図10は脆性破壊の特徴的な破面ですが、ここでは大別して2種の脆性破面を紹介します。一つ目は、結晶粒界でクラックが伝搬する「粒界破壊」で、粒界に介在物がある場合や、原子結合力を低減させるような元素の偏析によりおこる破壊で、塑性変形の痕跡が認められない、比較的平滑な破壊面を特徴とします。結晶粒界の強度は強いのですが、結晶粒内の格子面をクラックが伝搬して破壊する「粒内破壊」は「粒界破壊」と混在して観察されることが頻繁です。二つ目は、粒内破面のうち、クラックが特定の格子面を伝搬する破壊の「劈開破壊」です。劈開破壊の破面は結晶の最稠密面であることが多く、リバーパターンと称する微小な段模様が観察されます。そして、リバーパターンが不明瞭で、劈開かどうか不明確な破壊を「擬劈開破壊」と称します。一般には、劈開破面ではリバーが閉じる向き、擬劈開破面ではリバーが開く向きにクラックが進展します。

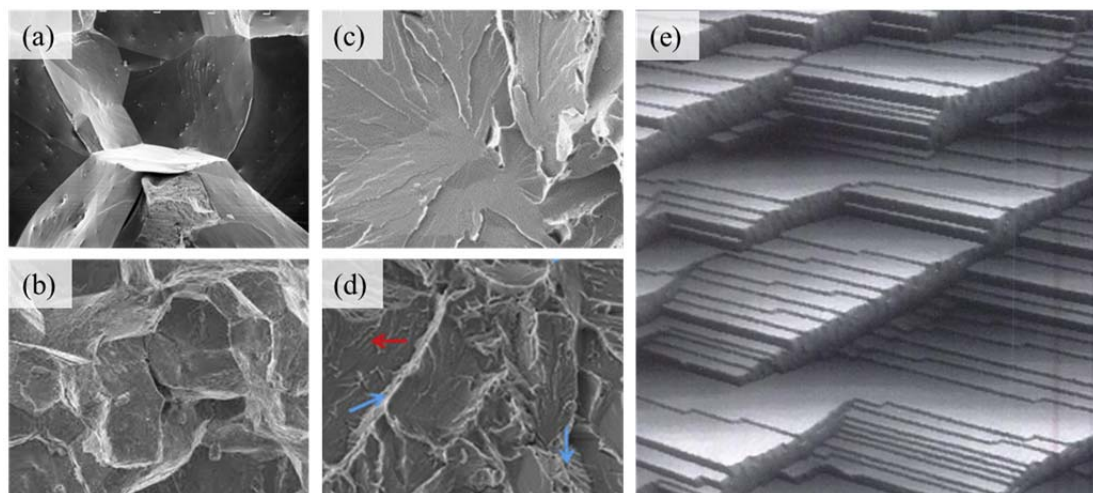


図10 脆性破面：粒界破壊(a)、粒界と粒内破壊の混在(b)、劈開破壊(c, e<sup>4</sup>)、擬劈開破壊(d)

脆性破壊の理論的取り扱い、グリフィスの式で説明できます。グリフィスはクラックの長さが  $c$  から  $\delta c$  だけ伸びた時の歪エネルギー増加  $U$  が、クラックにより新しくできる表面のエネルギー増加  $W$  より大きくないとクラックは伸びないと考えました。図11はクラック先端での応力分布ですが、上図の様にクラック先端で最も応力が高く、先端から離れるにしたがって応力は低下します。このクラックが下図の様に  $\delta c$  だけ先に進むと、水色の部分だけ新たな表面が形成されることになり、表面エネルギーが増加します。この増加分より歪エネルギーが小さくないとクラックが進展せず、(1)式を提案しました。なお、 $\delta a = \delta c \times t$  ( $t$ はクラックの厚み)です。

$$\partial U / \partial a \geq \partial W / \partial a \dots\dots\dots (1)$$

単位厚さあたりの表面エネルギーを $\gamma$ 、引張応力を $\sigma$ 、剛性率を $E$ とすると、 $U$  と  $W$  は(2)式で表せますので、(1)式は(3)式になります。

$$U = \frac{\sigma^2}{E} \cdot \pi a^2, W = 2 \cdot 2a \cdot \gamma \dots\dots\dots (2)$$

$$\frac{2\pi a \cdot \sigma^2}{E} \geq 4\gamma \text{ or } \sigma \geq \sqrt{\frac{2\gamma E}{\pi a}} \dots\dots\dots (3)$$

(3)式の後ろの式において、右辺の値より応力 $\sigma$ が大きくなるとクラックは進展せず、脆性破壊が起こらないことが導かれました。この時の応力 $\sigma$ をグリフィスの破壊応力と称します。この式を変形し、 $K_I = \sigma\sqrt{\pi a}$ とすると、(3)式は(4)に書き換えられます。 $K_I$ はクラックの寸法 $a$ とクラックにかかる応力 $\sigma$ にのみ決まる値で、「応力拡大係数」と称します。

$$K_I \geq \sqrt{2\gamma E} \dots\dots\dots (4)$$

(4)式が満たされたとき、クラックは進展しますが、さらにアーウインはき裂進展力 $G$ を導入し、 $G$ が限界値 $G_c$ に等しくなったとき

((5)式が成立した時) クラックが伝播することを導き、 $G_c$ を靱性と称しました。

$$G_c = \frac{K_I^2}{E} \dots\dots\dots (5)$$

応力拡大係数はクラック先端付近の応力の値と拡がりを示すパラメータで、この値が大きいほど、クラックを進展させるには大きな応力が必要ということになります。すなわち、脆性材料ほど応力拡大係数は小さくなります。一般的に金属は加工性を備えていますので、ガラスやセラミックスに比べると応力拡大係数は高い値をとり、(5)式から靱性も高いことが判ります。

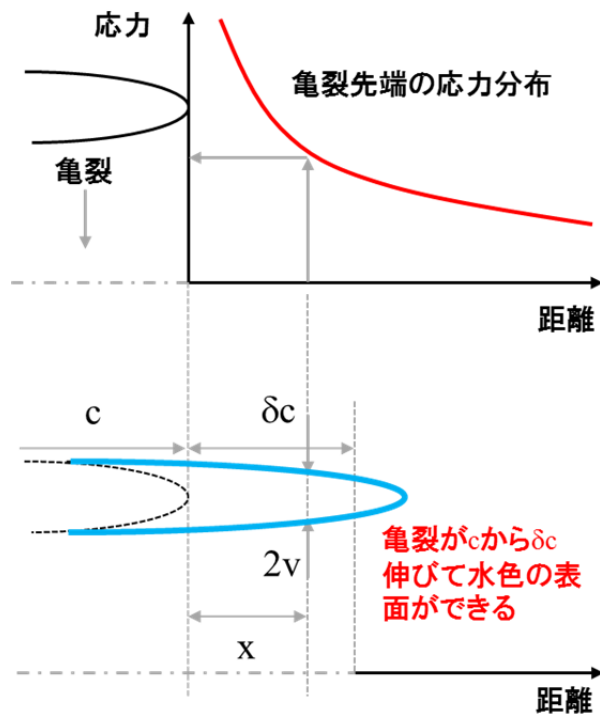


図12 クラック成長時の先端部の応力分布



## 5. 延性脆性遷移温度

加工性に優れる金属の場合、脆性破壊は低温で起こり易い破壊です。そこで、低温から高温まで衝撃試験と破面観察を系統的に行うことで、脆性破壊から延性破壊への変化を把握できます。衝撃試験は、一般にはシャルピー試験が採用されます。切り欠きを入れた試験片に、ハンマーで高速に衝撃を与えることで試験片を破壊させ、その時のエネルギーから破壊挙動を調べます。試験温度を変えて実験を行うことで、脆性と延性の破壊が変わる分岐温度を決めることができ、その温度を延性-脆性遷移温度 (Ductile-brittle transition temperature : DBTT) と称します。延性破壊の場合は破壊に至るまでのエネルギーが高く、脆性破壊では逆にエネルギーが低いことから、破壊に至るまでのエネルギーを縦軸に、試験温度を横軸にプロットした時、DBTT を求めることができます。一般には、最大衝撃値と低温における最小衝撃値の中間値になる温度を DBTT とします。DBTT は、低いほど低温まで延性的であることを示唆し、寒冷地などの低温環境で使用する材料の評価の指標になります。

図 12 は Zn (a) と Fe-0.12C 鋼 (b) の衝撃値の温度依存性ですが、Zn の方が Fe-0.12C 鋼より相対的に衝撃値が低いことが判ります。これは Zn の方が Fe-0.12C 鋼より破壊に要する力が低いことに外ならず、鋼の方が強靱であることになります。また、Zn の DBTT は約 60°C ですが、Fe-0.12C 鋼の DBTT は熱処理条件で異なることが判ります。950°C から水冷した場合、マルテンサイトが安定なため低温では非常に低い衝撃値ですが、逆変態温度の 0°C 付近からマルテンサイトは消失し、急激に衝撃値が高くなります。この鋼に 750°C に加熱後に炉冷を施すと、マルテンサイトが焼き戻されて高温まで衝撃値が上がり、DBTT は上昇します。一方、950°C から炉冷した場合、フェライトとパーライト組織ですから衝撃値は低くなりますが、昇温と共に衝撃値は徐々に増加し、DBTT は上昇します。この試料を 700°C から水冷すると、焼き入れ温度が低いためマルテンサイトは十分に形成されず、衝撃値は低くなります。このように衝撃試験により、材料の破壊挙動を調べることができます。

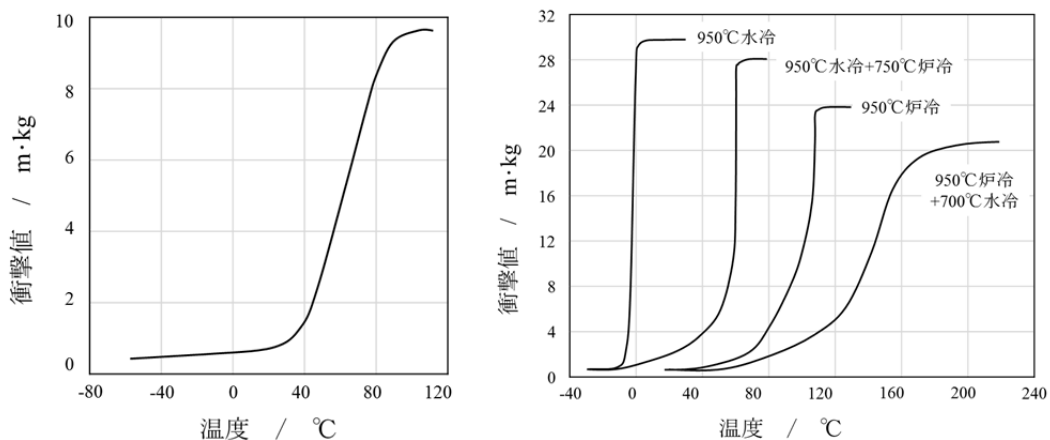


図 12 Zn (a) と Fe-0.12C 鋼 (b) の衝撃値の温度依存性

## 6. 疲労破壊

破壊には、材料にかかる応力が変化しないで破壊する静的破壊と、材料にかかる力が繰り返される疲労破壊があります。図13は各破壊の応力推移を模式的に描いた図です。(a)の静的破壊では負荷応力と負荷時間がパラメータですが、(b)の疲労破壊では繰り返し応力の、応力振幅、サイクル時間、最小と最大の応力、そして繰り返し数などがパラメータとなります。同じ応力を負荷しても、材料寿命は疲労使用時の方が静的使用より短いとされています。図2で記載したように破壊の多くは疲労破壊で、実材料にかかる荷重は繰り返し負荷されていることにほかなりません。

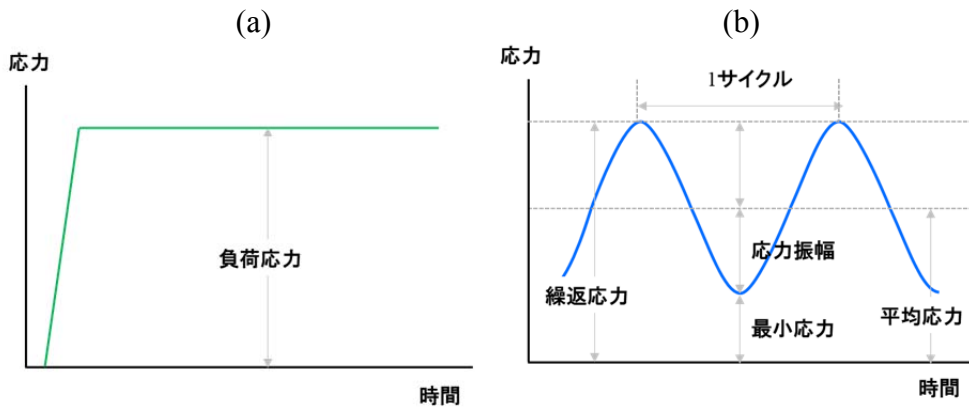


図13 静的破壊 (a) と疲労破壊 (b)と応力推移

引張試験は応力歪線図で記録しますが、疲労試験は繰り返しかけるサイクル数と破壊に至る応力振幅でプロットするSN曲線で記録します。図14(a)は鋼とアルミニウム合金のSN曲線の模式図ですが、ともに通常の破壊応力よりも低い応力で破断しています。おおよそ  $10^5$  サイクル以下の繰り返しによる疲労を低サイクル疲労、それ以上を高サイクル疲労と称します。また鋼はある一定の応力振幅よりも小さい

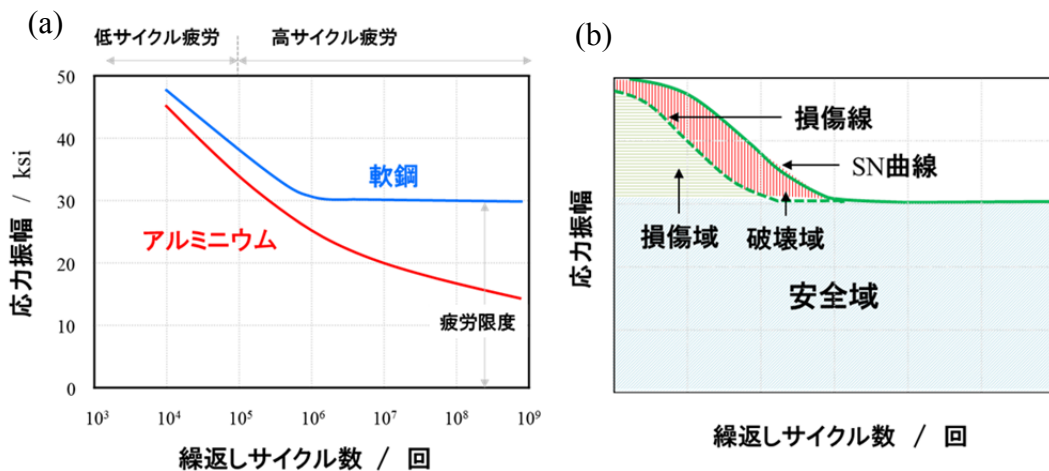


図14 軟鋼とアルミニウムのSN曲線 (a) と、SN曲線における材料の区分域 (b)

応力では繰返し数を増加しても破壊は起こらず(b)、SN 曲線では横軸と平行になります。この応力を疲労限度あるいは耐久限と称します。しかし一般の金属の場合は、アルミ合金の様に、繰返し数の増加と共に破壊に至る応力振幅は減少します。一般には  $10^6 \sim 10^7$  のサイクル数で破壊する応力を疲労破壊の目安に使用します。さらに経験的にはその時の疲労強さは引張強さの  $1/3 \sim 3/5$  程度と言われます。図 14(b)は鋼の SN 曲線ですが、応力振幅の値によって安全域が決まり、繰返しサイクル数で損傷域と破壊域にわけられます。図 15 は疲労により生成するクラックを模式的に描いた図ですが<sup>5)</sup>、初期は試料表面からすべり面にそったクラックが進展します。そしてクラックは折れ曲がり、それと共に劈開破壊が少しずつ増えてきます。その過程で縞状のストライエーションが発達し、少しずつクラックの方向がせん断応力の最大である試料表面から 45 度方向に向いて進展していきます。疲労破面の特徴のストライエーションは、初期は微細ですが、伝搬と共に粗大になります。またサイクル数増加と共にストライエーションの数の増加と局在化が観察できます。そして特徴的な組織として試料表面には内部に入り組んだ領域や、外部に突き出した領域が観察されます。試料表面から内部に入り組む、あるいは外部に突き出す原因は、マクロ的には以下の様に考えることができます。すなわち、材料の左右方向に荷重

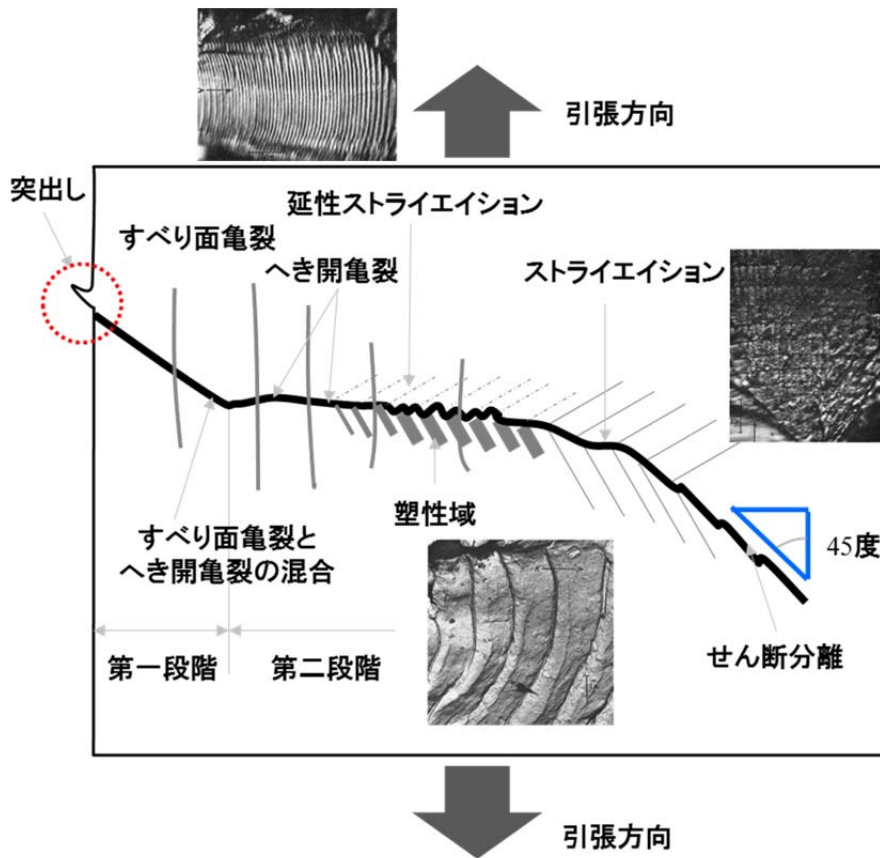


図 15 疲労により生成したクラックの伝搬と破面の特徴<sup>5)</sup>

がかかる時は、最大せん断応力は荷重方向に  $45^\circ$  傾いた時 (図 16) ですが、その方向にすべり面が存在すると、変形しやすい箇所ができます。力によりすべりで突き出される場合や、押し込まれる場合があります、表面から段差となった面は活性なため、瞬時に酸素や水蒸気が吸着して表面状態が変わり、除荷されても元にません。

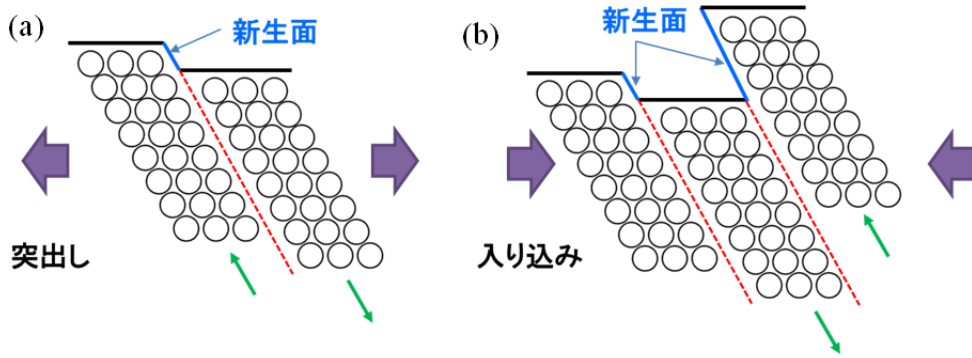


図 16 疲労クラック進展と共に表面で観察される突出し(a)と入り込み(b)

一方、ミクロ的には図 17 の様に、すべり面上での転位運動により説明できます。転位の発生源を  $S_1$  と  $S_2$  とすると、 $S_1$  と  $S_2$  は共にすべり面上にあります。赤点線上の  $S_1$  で発生した転位は次々に数を増やし表面に達すると段差を生じます。また別の青点線のすべり面上にある  $S_2$  から発生した転位も同様に表面に段差を生じます。そして、両方のすべり面が交差すると、図の様に入り込みや突出しを形成します。

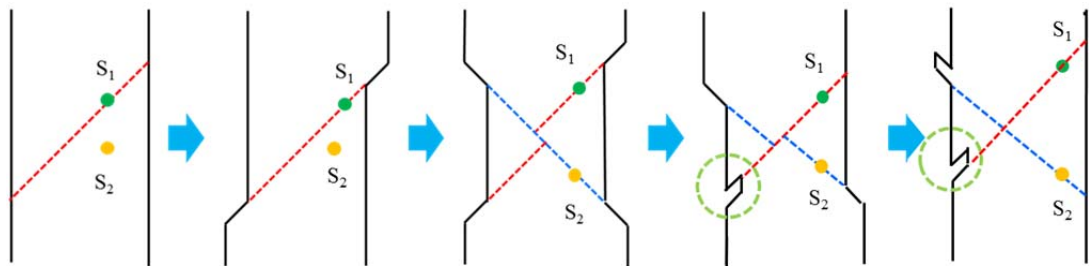


図 17 疲労クラック進展と共に表面で観察される突出し(a)と入り込み(b)のミクロ説明模式図

材料力学では、材料にかかる応力を「使用応力」、安全が保証される最大使用応力を「許容応力」、許容応力を決める基準となる応力を「基準応力」と称し、使用応力は許容応力より低くしなければならず、許容応力は基準応力より低くする必要があります。基準応力は塑性変形能がある材料は降伏応力が、変形能に乏しい鑄造材等の場合は引張最大応力が使用されますが、疲労の場合は図 14 の疲労限度が使用されます。実用の材料設計では、疲労強度を安全率で除した値が許容応力となり、安全率は材料や荷重印加条件などの使用環境によって決められます。

## 7. 環境破壊

金属の寿命は温度や雰囲気などの使用環境に強く依存します。例えば、高温では空隙等の欠陥の生成や移動エネルギーが小さくなるためクラックの成長が速くなります。また、酸化が起こるため、酸素が金属に固溶する場合や、表面に酸化物を生成する場合は、損傷を受けます。海岸沿いでは塩素による金属腐食が促進されますし、水素は金属の原子結合を弱める働きがあります。腐食については別の機会に紹介しますので、本稿では水素破壊と高温破壊の概要を説明します。

鋼中では水素は応力がかかった環境下において、非金属介在物と母相界面、あるいは結晶粒界に偏析して脆性破壊を誘発します。これを水素脆性と称し、高強度鋼ほど起こり易い現象です。水素は拡散性が速いだけでなく、水素化物などの痕跡を残さないことが多いため、そのメカニズムは諸説あります。一つ目は水素が原子間結合力を低下させる「格子脆化説」で、格子間に固溶した水素量に比例して原子間結合力が低減し、亀裂成長を促進して破壊を誘起するという考えです。二つ目は、亀裂表面での水素吸着による表面エネルギー低下により亀裂が進展する「表面エネルギー低下説」です。この説では、亀裂発生グリフィスの条件における、表面エネルギーが水素吸着で低下し、応力 $\sigma$ が減少して脆化するとした考えです。三つ目は、水素分子析出による空隙生成が亀裂を進展させる「内圧説」です。内部欠陥で水素分子が析出し、その圧力で亀裂もしくは空隙を発生させ、塑性変形により破壊を誘起するという考えです。そして四つ目は、吸着水素が転位生成を促進しすべりを誘起して亀裂を進展させる「局所変形助長説」です。図18の様にクラック先端に吸着した水素が原子間結合力を弱め、転位を生成し、その転位がすべりを誘起してクラック進展を助長することという考えです。水素脆性は、安定した静的荷重下で前触れが無く突然起こる典型的な遅れ破壊で実用的にもきわめて危険は破壊です。

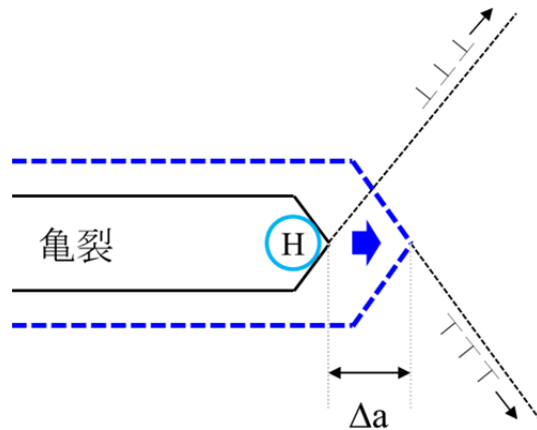


図18 局所変形助長説:水素を起点として生成した転位がすべり面を移動してクラックが成長

高温金属材料は発電プラントや航空機のジェットエンジン回りなどの構造部材に使用されますが、劣化や破壊の要因は高温環境下で生成する空隙に起因するクラックで、クリープ現象と関与します。すなわち、金属の高温破壊は温度だけでなく応力条件に影響を受けるため、クリープ破壊を理解することにはほかなりません。クリープは一定荷重が長時間続く環境下でおこる変形で、繰り返し荷重が印加される疲労とは異なります。ただ実用の材料においては、より詳細には少なからず繰返し

応力がかかりながらクリープが起こっていると考えられますが、ここでは議論を単純化するためクリープのみが起こると場合を考えます。クリープとは一定の温度で一定荷重を印加した時におこる変形を称し、変形による歪みの時間変化を示す曲線をクリープ曲線(図19)と称します。クリープ曲線は荷重を印加した瞬間に、弾性歪みと時間に依存しない塑性歪みからなる瞬間歪みが発生し、その後加工硬化と歪み速度の減少が続き、この様なクリープを「遷移クリープ」と称します。続いて加工硬化と回復現象が平衡して、歪み速度が一定となる「定常クリープ」が続きます。そして、歪み速度が徐々に増加して破断に至る「加速クリープ」が起こります。クリープは材料の融点  $T_M$  (絶対温度表示) に  $0.3\sim 0.4$  を乗じた温度でおこる現象ですが、そのメカニズムは転位と拡散で説明されています。転位は析出物で堆積して材料強度を高めませんが、高温下では析出物を回避して上昇運動を始めます。一方、応力が低い時は、結晶粒界での拡散が促進され結晶粒界近傍の原子移動がクリープを支配します。温度が高くなるほど粒界拡散に加え格子拡散が起こり、原子移動を更に加速します。クリープ速度  $\dot{\epsilon}$  (図19の青線) は、応力  $\sigma$  との間で(6)式が成立します。式中の  $A$  は定数、 $n$  をクリープ指数と称します。

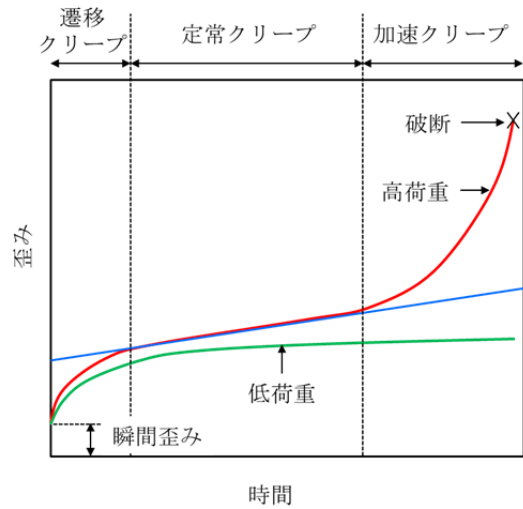


図19 クリープ曲線

$$\dot{\epsilon} = A \cdot \sigma^n \dots \dots \dots (6)$$

上述の転位運動が支配的な時は、 $n=3\sim 8$ 、拡散が支配的な時は  $n=1$  となります。転位が支配的な時は、転位の上昇運動だけで回避できない応力が析出物周辺に集中し、拡散が支配的な時は、粒界を起点としたボイドの成長によりそれぞれ破壊が起こります。図20は、材料にかかる応力と温度が与えられた時の変形機構を描いた模式図ですが、材料中では異なる変形機構が競合することが判ります。

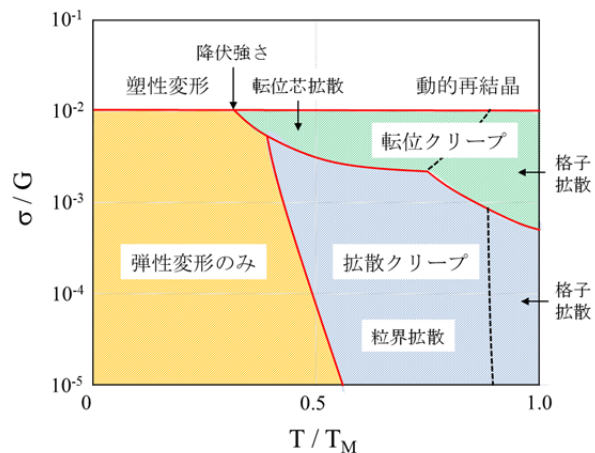


図20 変形機構図

## 8. おわりに

引張試験では、試験片に上下方向に一定速度で荷重を負荷し続けることで、材料の引張特性を把握します。一方、実用の材料は、前々節で紹介した様に、荷重が繰り返り負荷され、引張試験より低い荷重で疲労破壊が起こります。疲労挙動を実験室で調べるには、実環境に即した条件（最大応力、最小応力、応力比等）で疲労サイクル試験を行います。特に航空機や原子炉など安全性が重要な部材の疲労特性を把握することは必要です。疲労設計では、実験的に求めた疲労限度に、切欠効果（応力集中が起こる切欠部を含む場合の補正）、寸法効果（材料の大型化による疲労強度低下の補正）、仕上効果（表面粗度の増加による疲労強度減少に対する補正）等を考慮し、グットマン線図（疲労限度線図）等の経験則を用いて行います。疲労強度は、材料に負荷される応力だけでなく、応力集中の影響が大きいため、疲労を抑制するには高強度素材に頼るより、応力集中箇所を低減するか応力振幅を小さくすることが有効です。とりわけ、材料は強度が高い程、切欠部での応力集中が大きくなりますから、部材の形状を考慮した材料選択が不可欠です。

1912年4月10日、英国南部サウサンプトンからニューヨークへ向けて出港した豪華客船タイタニック号は、米国ボストン沖東 1,610 km を航行中、氷山と衝突して翌日未明に沈没し、1,522 名が死亡するという大惨事となりました（図 21）。それから 70 年余りの時を経て、1985 年 9 月 2 日に海底 3,773m に沈むタイタニック号が発見され、船体の鋼板や鋳が回収されました。



図 21 タイタニック号の沈没を伝えた当時の新聞

この鋼板の衝撃試験を氷山に衝突時の海水温度（ $-2^{\circ}\text{C}$ ）で行ったところ、脆性破壊が確認されると共に、鋼材には多量の MnS を含有することが明らかになり、介在物を起点とした破壊が推察されました。MnS は熱間圧延により圧延方向に変形するため、板厚方向の特性を劣化させる一方、切削加工性を改善する効果があります。当時は、成型加工を優先させるあまり、MnS を起点とした破壊への理解が乏しかった可能性があります。タイタニック号は開閉可能な防水ドアを装備した水密隔壁と二重船底構造からなり、”Practically unsinkable” と称されましたが、材料の性質を見誤ったことが大きな悲劇となりました。

本稿では、破壊の概要を紹介しました。さらに勉強されたい方は、下記の教科書をご覧ください。

【参考図書】

1. 「材料強度の考え方」 木村宏、アグネ技術センター
2. 「金属の疲労と破壊:破面観察と破損解析」 C.R. Brooks, A. Choudhury、内田老鶴圃
3. 「金属の強度と破壊」 黒木剛司郎、大森宮次郎、友田陽、森北出版
4. 「金属の疲労と破壊の防止」 石橋正、養賢堂
5. 「破断面の見方—破面観察と破損解析」 吉田亨、日刊工業新聞社
6. 「100 事例でわかる機械部品の疲労破壊・破断面の見方」 藤木榮、日刊工業新聞社

【参考文献】

- 1) <http://www.docbrown.info/page03/Reactivitya.htm>
- 2) W.M. Garrison, A.L. Wojcieszynski, Mater. Sci. Eng. A, 505 (2009) 52-61.
- 3) X. Lou, P. L. Andresen, R.B. Rebak, J. Nucl. Mater. 499 (2018) 182-190.
- 4) Fractography, Derek Hull, Cambridge University Press (1999)
- 5) P. J. E Forsyth, Acta Metall., 11 (1963) 703-715.