



ねじ締結体のトラブル 原因と対策

—ねじ破壊概要編—

目次

1. ねじの破壊の分類	P1-P4
1-1. 延性破壊	P1
1-2. 脆性破壊	P1
1-3. 疲労破壊	P1-P2
1-4. 応力腐食割れ	P3
1-5. 水素脆化割れ	P3
1-6. クリープ破壊	P4
2. ねじの各種破壊の特徴（メカニズム、破面、事例と対策）	P4-P18
2-1. 延性破壊	P4-P6
2-2. 脆性破壊	P6-P8
2-3. 疲労破壊	P8-P11
2-4. 応力腐食割れ	P11-P13
2-5. 水素脆化割れ	P13-P16
2-6. クリープ破壊	P16-P17



ハードロック工業株式会社

1. ねじの破壊の分類

ねじ部品（ボルトおよびナット）は構造体を締結するうえで重要な機械要素の一つです。広範な分野で使用されていますが、ねじの破壊による安全に関わる品質問題が後を絶ちません。ねじの破壊現象については、その主な破壊の種類としては以下のように分類できます。

- ① 延性破壊（Ductile Fracture）
- ② 脆性破壊（Brittle Fracture）
- ③ 疲労破壊（Fatigue Fracture）
- ④ 応力腐食割れ（Stress Corrosion Cracking）
- ⑤ 水素脆化割れ（Hydrogen Embrittlement）
- ⑥ クリープ破壊（Creep Fracture）

本稿では、ねじ部品（ボルトおよびナット）を用いたねじ締結体を中心に各破壊現象について説明していきたいと思います。まず、各破壊について破壊を引き起こす荷重（応力）要因の違いの観点から概略を述べます。

1-1. 延性破壊

延性破壊とは、過大応力が作用して塑性変形を起こし、引き伸ばされて最終的に破壊することです。この塑性変形とは材料に応力がかかると伸びる性質のことをいいます。

ボルトが延性破壊を起こす原因としては、

- ・締結時に必要以上の締付け力を加えたために、軸力が引張強さを超えた場合
- ・ボルトが破壊するような過大な外力が作用した場合

などが挙げられます。

しかし、ボルトの引張強さと降伏応力の確認、締結時の軸力と締付け力の設定、作用する外力の把握が適切に管理されていれば延性破壊でボルトが破壊することは通常はありません。

1-2. 脆性破壊

脆性破壊とは、応力が急激に作用して塑性変形を伴わないで破壊することです。衝撃荷重がボルトに作用した場合に発生する破壊ですが、ボルトは形状的に大きな応力集中源となるねじ谷切欠きを有するために衝撃荷重によって脆性破壊しやすくなります。この時は、き裂が伝わる伝播速度は高速なので一気に破壊することになります。

脆性破壊は高強度ボルトや材料内部に偏析とか介在物が存在する場合、あるいは結晶粒度が粗大である場合などで発生することが多いといわれています。また、低温環境も発生しやすい条件となります。

1-3. 疲労破壊

疲労破壊とは、一定荷重あるいは変動荷重が繰返し負荷される応力条件下の場合に前触れなく突然起こる破壊現象です。負荷される荷重として通常は外力ですが、温度変化に伴う熱応力の繰返しも疲労の要因となり、この場合は熱疲労といわれます。

外部からボルトに変動荷重である外力が作用すると疲労破壊の発生につながります。疲労破壊は降伏応力や耐力といった塑性変形が起こらないような、かなり小さな繰返し応力下でも発生しますので注意が必要です。

※ 疲労破壊は各種破壊現象の中で発生頻度が最も高いものです。(参考ダウンロード資料 疲労破壊編有り)

ねじ締結体の場合、外力の大きさがそのままボルトに負荷される訳ではありません。締結状態ではボルトに引張力、被締結体に反力による圧縮力が作用しています。ねじ締結体に軸方向に外力が作用するとボルト軸部に引張力（内力）が誘起されて軸力が増加します。この関係を示した図がボルト締付け線図といわれるもので、ねじ締結体の疲労強度評価に用いられます。なお、この疲労現象はボルト側、ナット側両者に起こりますが、ボルトとナットが同一材料であればボルト側のねじ谷底にかかる応力の方が最大となるため、通常はボルト側が疲労破壊に至ります。

ボルト締付け線図（図1）において縦軸はボルト軸力、横軸はボルトの伸びと被締結体の縮みを表しています。ボルトの引張力と伸びの関係（傾き：引張ばね定数）、被締結体の圧縮力と縮みの関係（傾き：圧縮ばね定数）を表しており、ボルト初期軸力の点で交差させてボルト引張力と被締結体圧縮力がバランスする状態を示しています。被締結体を離すように外力 W_2 が加わるとボルトおよび被締結体に作用する力は図のように変化します。外力の一部がボルト軸力の増加分として作用し、外力の一部が被締結体圧縮力の減少分として作用します。ボルト側で、外力に対する内力の比率を内力係数あるいは内外力比と呼びます。ねじ締結体では適切な軸力で締結されていれば外力が作用してもボルト軸部に作用する内力は小さくなります。

ねじ締結体で初期軸力が適切な大きさに締付けられていれば内力が小さくなって疲労破壊は起こりにくくなっています。使用中にナットが緩んで軸力が低下し、内力が増加して疲労破壊するケースが多いといわれています。

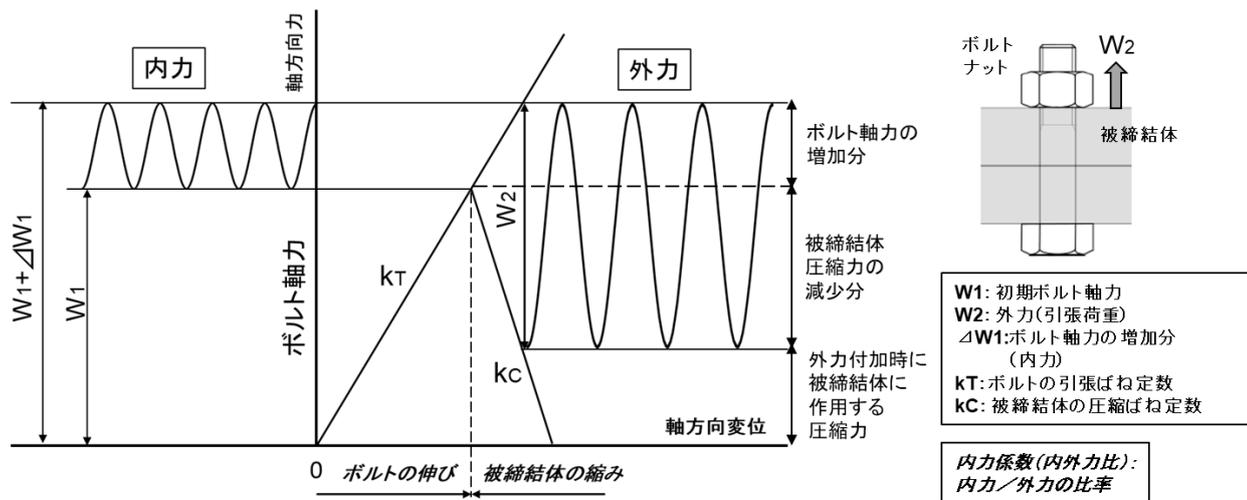


図1. ボルト締付け線図

疲労破壊は応力集中部が起点となります。ねじ締結体では図2に示すような応力集中部が起点となります。ボルト第一ねじ谷底、ねじの切り上げ部、ボルト頭部首下が該当しますが、通常、ボルト第一ねじ谷底が最も負荷応力が高くなる箇所となり、この付近から疲労破壊が発生します。

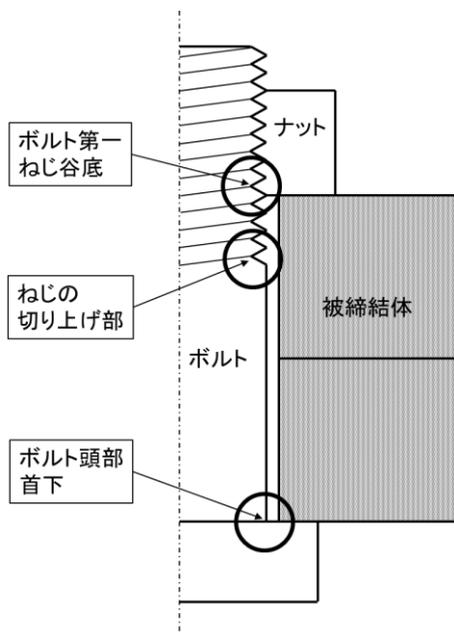


図2. ねじ締結体の応力集中部

1-4. 応力腐食割れ

応力腐食割れは、特定の金属材料において降伏応力よりも低い引張応力下の条件で、特定の腐食環境が重なることで脆化割れを起こす現象です。すなわち、特定の材料と引張応力、および特定の腐食環境条件が重なることで発生します。孔食、すきま腐食、粒界腐食などが脆化割れの起点となります。

苛性アルカリ水溶液環境下の炭素鋼・低合金鋼、塩化物環境下のオーステナイト系ステンレス鋼、アンモニア環境下の銅合金、塩化物環境下のアルミニウム合金など、多数の組み合わせが知られています。これらの中でも特に実用的で重要な応力腐食割れの事例として、SUS304などのオーステナイト系ステンレス鋼が塩化物環境下で応力腐食割れを起こすことが挙げられます。

ねじ締結体では必ず大きな引張応力がボルト軸にかかります。使用ボルトの材質と使用環境の腐食条件の組合せについては応力腐食割れの観点から注意しておく必要があります。

1-5. 水素脆化割れ

材料が水素を吸収して脆化する現象のことで、鉄鋼材料では高強度鋼ほど水素脆化感受性が高くなります。引張応力と材料中に拡散する水素の存在によって発生するものです。また、鉄鋼の表面処理工程であるめっきや酸洗い処理で水素を吸収して水素脆化を起こすことがあります。

高強度鋼ほど水素脆化感受性が高く、引張強さ 1200MPa クラス以上の高強度鋼の水素脆化割れを遅れ破壊ともいいます。遅れ破壊とは、静的な引張応力下で、ある時間が経過した後に突然脆性破壊する現象です。

高力ボルトの品質規格に JIS B 1186「摩擦接合用高力六角ボルト・六角ナット・平座金のセット」があり、F8T と F10T が規定されています。引張強さは F8T が 800~1000MPa、F10T が 1000~1200MPa です。これ以上の引張強さを有する F11T、F13T が過去に使用されたことがありますが、遅れ破壊を起こしたため 1980 年から鋼道路橋では F11T 以上の高力ボルトの新規採用は見送られています。なお、現在では遅れ破壊が起らないように材料の見直しやねじ部の形状改良を施した F11T 以上の高力ボルトが開発されています。

1-6. クリープ破壊

材料を高温で一定荷重（応力）の状態に保ち続けると、時間とともに塑性変形が進行し、最終的に破断破壊に至ります。この変形をクリープ変形といい、クリープ変形の進行で破断することをクリープ破壊といいます。金属材料では融点（絶対温度K）の1/2を超えるとクリープが発生します。従って、鋼材のボルトではおよそ600°C以上の使用温度環境ではクリープ破壊の懸念があります。例えば、火力発電設備分野の部材ではクリープ変形と破壊が寿命を支配することになります。

2. ねじの各種破壊の特徴

ねじの各種破壊に関して、そのメカニズムと破面の特徴、および事例と対策について説明します。

2-1. 延性破壊

1. 延性破壊のメカニズム

延性破壊には一般的にカップアンドコーン型破壊、せん断破壊（すべり面破壊）、チゼルポイント型破壊があります。カップアンドコーン型破壊は軟鋼で多く見られ、せん断破壊は結晶粒が粗大化した場合、またチゼルポイント型破壊は軟らかい金属などで見受けられます。従って、鋼材のボルトの延性破壊では通常カップアンドコーン型破壊となります。カップアンドコーン型破壊では過大荷重（応力）が作用して結晶粒内における微小空洞の生成・成長・合体が原因となって結晶粒内で破壊します。

図3はこの破壊の進行を模式的に示したものです。軸方向に引張荷重がかかってくびれが生じ、微小空洞の生成と成長、および合体が起こり、き裂が発生してせん断方向にき裂進展して破壊に至ります。図中のFibrousは破損が始まる起点で引張応力によって微小欠陥からボイドが発生し、中央部に繊維状の破面が形成される領域のことをいい、Shearは破損プロセスの最終部分として外側に形成されるせん断分離面のことをいいます。

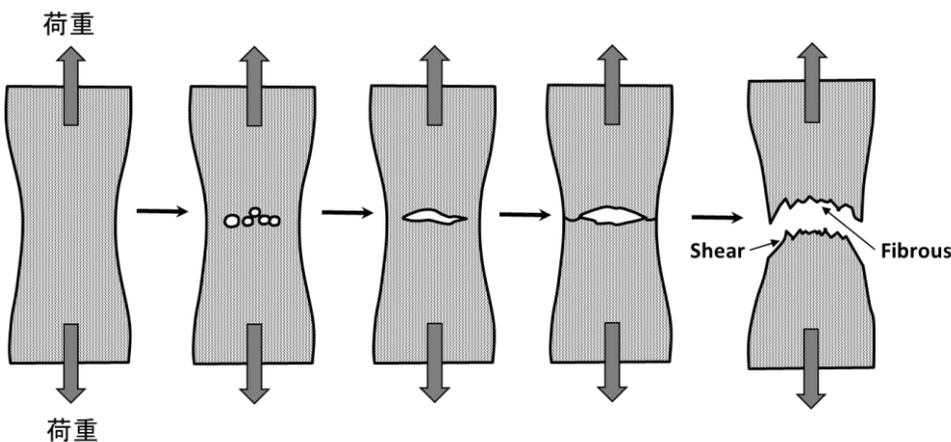


図3. 延性破壊（カップアンドコーン型）の進行の模式図

2. 延性破壊の破面

延性破壊の代表的なマクロ破面であるカップアンドコーン型（丸棒）の模式図を図4に示します。弾性変形後に大きな塑性変形を伴って一部がくびれ、中心部（Fibrous部）で分離破壊し、周辺部（Shear部）ですべり破壊します。

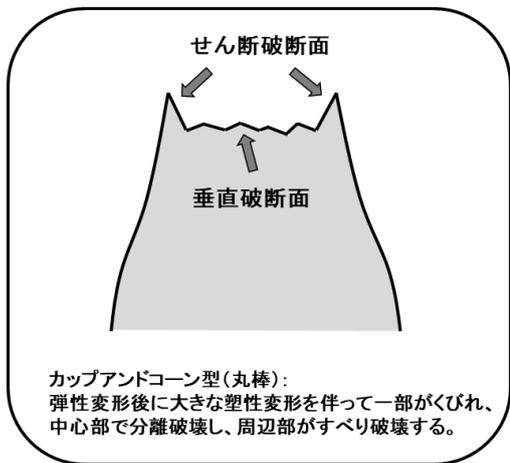


図4. カップアンドコーン型マクロ破面の模式図

延性破壊におけるマイクロ破面の特徴としてはディンプルと称される多数のくぼみが形成されます。これは結晶粒内破壊において塑性変形の進行に伴って析出物、介在物が核となり多数の微小空洞が生成成長し、合体連結した破面です。ディンプルには等軸ディンプルと伸長ディンプルがあります。図5はそれらの形成過程を示したもので、等軸ディンプルは一軸方向に引っ張られた場合、伸長ディンプルはせん断方向に分離した場合、もしくは引き裂かれた場合に発生します。カップアンドコーン型破面において中心部の垂直破断面では等軸ディンプルが、周辺部のせん断破断面では伸長ディンプルが発生します。

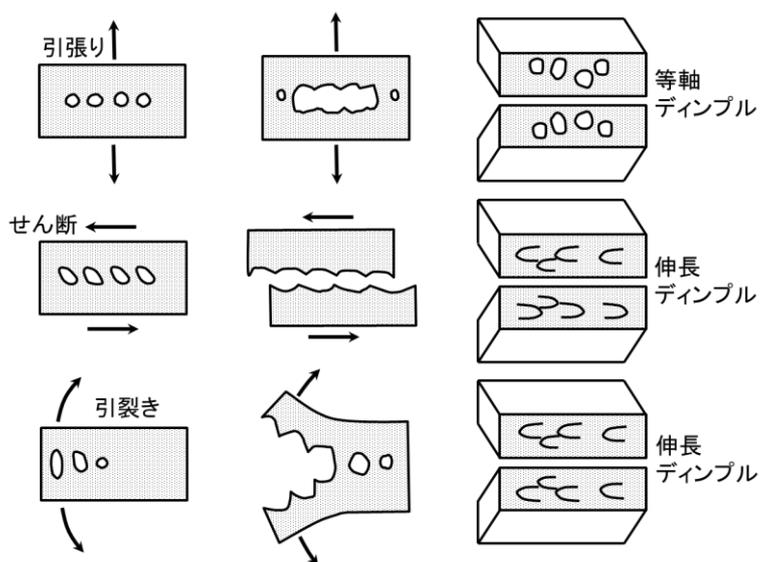


図5. 延性破壊のマイクロ破面の形成

3. 延性破壊の事例と対策

延性破壊は過大荷重の作用が原因であります。ボルト側の要因としては材質不良があつて強度不足になっていたケース、負荷応力側の要因としては想定しない過大荷重が加わつたケース、そして締結時に過大な締付け力を加えてしまったケースなどが考えられます。適切な負荷応力の評価と強度区分のボルト・ナットの選択を行つていれば使用中にボルトが延性破壊してしまう可能性はかなり低いと考えられます。しかし、使用中に想定以上の過大な荷重が作用して延性破壊に繋がる可能性はあります。また、初期締結の段階で締付け力を加え過ぎてボルトを破断させることがあります。例えば軟鋼ボルトを強く締めすぎて破断させるケースです。

対策として、ボルトに負荷される荷重（応力）を正しく見積り、初期軸力の設定を正しく管理して締付けることなどが重要となります。

2-2. 脆性破壊

1. 脆性破壊のメカニズム

脆性破壊では、殆ど塑性変形することなく破壊源を起点とする急速なき裂進展が起こります。き裂が進展すると部材が二分割されて破断に至ります。き裂が進展する条件や進展速度を定量化するのが破壊力学です。

破壊力学におけるき裂の進展条件に関してはグリフィス理論があります。

まず、脆性材料には破壊の起点となる微なき裂があると仮定します。き裂長さが増加すると破壊強度は当然低下しますが、実験によって破壊時の強度がき裂長さのルートに反比例することが見出されています。外力が部材に作用した場合、内部には応力とそれに応じたひずみが生じています。き裂が発生するとその部分の弾性ひずみエネルギーが消失します。この消失エネルギーが新たに生じたき裂面の表面エネルギーに変換されたと考えるのがグリフィス理論です。消失エネルギーが新生き裂面の表面エネルギーを上回る時にき裂が成長すると考えます。き裂が進展する条件は以下の通りです。

$$\sigma \cong (2 \gamma E / \pi a)^{1/2}$$

σ : き裂に垂直にかかる引張応力（単位：Pa）

γ : 表面エネルギー（単位：J/m²）

E : ヤング率（単位：Pa）

a : き裂長さの 1/2（単位：m）

一方、実際のき裂ではき裂先端近傍に塑性ひずみが発生します。この場合、 γ の代わりに（表面エネルギー+塑性ひずみエネルギー）である有効表面エネルギーを用います。鋼材では塑性ひずみエネルギーが表面エネルギーよりも極めて大きいので近似的に塑性ひずみエネルギーのみとしても差し支えありません。

2. 脆性破壊の破面

図6のように棒材の引張りで脆性破壊すると、マクロ破面はほぼ平滑な破面となります。色調はガラガラした銀白色の反射模様をしています。

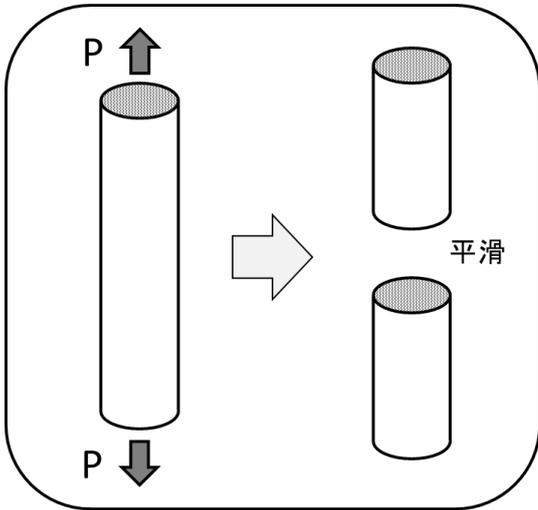


図6. 引張時の脆性破壊のマクロ破面

塑性変形を殆ど伴わないで特定の結晶面でへき開破壊したマイクロ破面（へき開破面）となります。へき開ファセットと呼ばれる微小な平坦面が認められ、ファセット上に平行な幾つかの段が形成されてき裂進展に応じて合流する模様であるリバーパターンと呼ばれる川状模様が現れることがあります。また、へき開ファセットが不明瞭な場合は擬へき開破壊（擬へき開破面）と呼ばれます。さらに、粒界に沿って脆性的に破壊する粒界破壊（粒界破面）に至ることもあります。（図7参照）

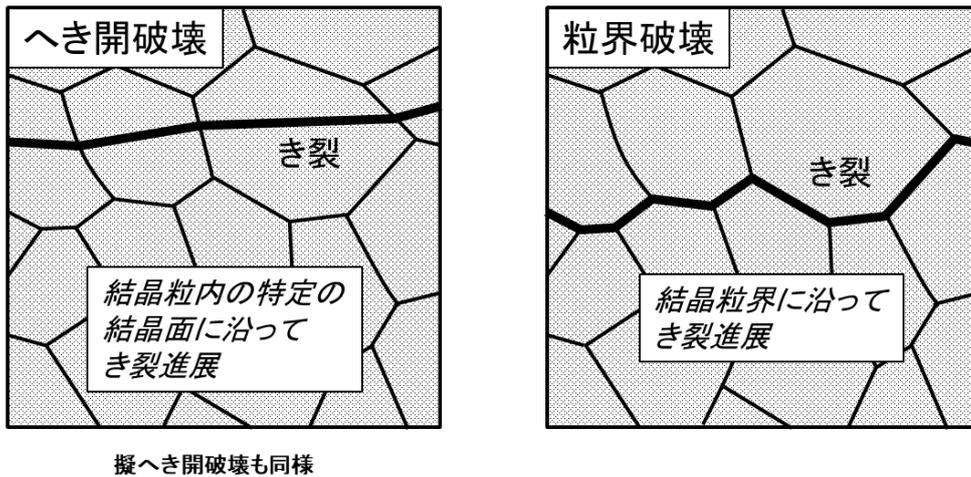


図7. へき開破壊と粒界破壊のき裂進展

3. 脆性破壊の事例と対策

ボルトの脆性破壊のうち、腐食や水素脆化（遅れ破壊）による脆性破壊を除けば、いわゆる静的破壊での脆性破壊は比較的少ないと考えられます。この脆性破壊は、応力的には衝撃荷重の負荷、材料的には低温切欠き靱性の低い材料や不適切な熱処理によるオーステナイト粗大結晶粒などが原因となります。

ボルトには切欠きとなるねじ谷が多数存在しますが、例えば何らかの過大荷重の負荷あるいは繰返し応力による疲労によって表面に微小なクラックが発生すれば、その後の衝突などの衝撃荷重によってボルト部分が脆性破壊する事例が考えられます。

低温切欠き靱性の目安としてシャルピー衝撃値があります。シャルピー衝撃値が高い程、衝撃に対して強いこととなります。一般的に引張強さ、硬さが低くなって伸びが大きくなるとシャルピー衝撃値は高くなる傾向となります。機械構造用炭素鋼では低炭素量の鋼材がシャルピー衝撃値は高い値となります。SCM材ではSCM430はSCM435より低炭素量で引張強さが下がって伸びが上がりますが、シャルピー衝撃値は高くなります。材料の選択の上では、引張強さを取るか、衝撃強さを取るかの選択といえます。

ボルトに使われる代表的鋼材であるS45CとSCM435はJIS規格ではシャルピー衝撃値78(J/cm²)以上と規定されており、いずれも熱処理条件の違いで引張強さ(硬さ)が大きくなるとシャルピー衝撃値は低下します。SUS304のシャルピー衝撃値はS45CやSCM435と同レベルですが、極低温(-196℃)でもその値は低下しません。SUS304は低温切欠き靱性に非常に優れた低温用鋼材です。

2-3. 疲労破壊

1. 疲労破壊のメカニズム

図8は疲労破壊形態を模式的に示した図です。材料に繰返し応力がかかると表面では最大せん断応力方向に原子層レベルの領域で、すべり帯が数十ナノメートル(nm)レベルで突き出したり入り込んだりしてすべり面き裂が発生します。この最大せん断応力方向へのすべり面き裂の発生と進展が第I段階です。次に、繰返し応力方向に垂直な方向にき裂先端部に微小な塑性変形領域を伴ってき裂が進展するへき開き裂と称される第II段階になります。第I段階と第II段階の過渡期ではすべり面き裂とへき開き裂の混合域となり、その後安定したへき開き裂進展となります。この安定したへき開き裂進展領域では延性ストライエーションおよび脆性ストライエーションが形成されることがあります。延性ストライエーションとは微小な塑性変形を伴ってき裂進展する領域で形成される縞模様で、き裂が長くなるにつれてストライエーションの間隔も大きくなります。脆性ストライエーションとは脆性へき開面に沿って形成されるもので、き裂進展速度が速く負荷応力大きい場合や硬い材料の腐食疲労で観察されやすいです。最終破断部では高ひずみ状態となって、せん断分離などの延性破壊となります。

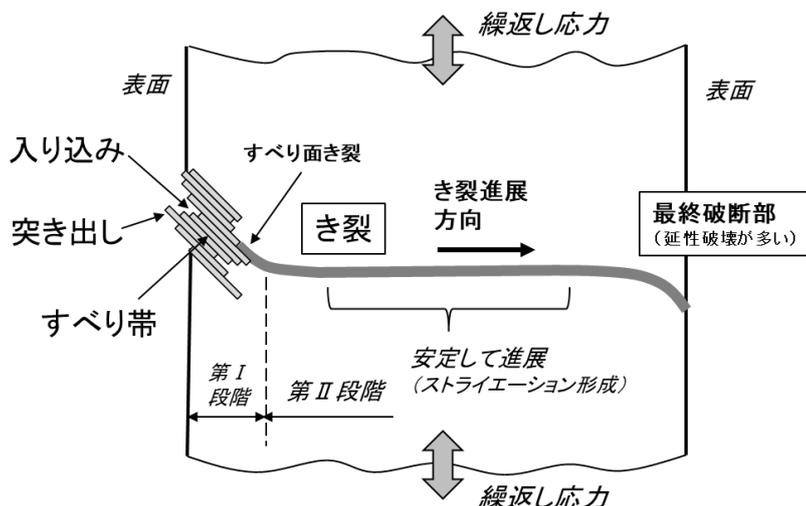


図8. 疲労破壊形態の模式図

ねじ締結体において疲労破壊が起こる部位は第一ねじ谷が最も可能性が高くなります。これは第一ねじ谷において、軸力による軸方向の引張応力が作用し、かつ荷重分担率が最も高い第一ねじ山からの曲げモーメントが同時に作用するからです。図9はねじ締結体に繰返し外力が作用した場合の第一ねじ谷近傍の応力分布を示しています。疲労においてはねじ谷の応力集中係数よりは小さくなる切欠き係数分だけ、公称応力よりも高くなります。公称応力はボルトにかかる繰返し内力の1/2を有効断面積で割った値です。なお、応力分布における最低値は内力の1/2をボルトの真の断面積(有効断面積よりわずかに大きい)で割った値です。

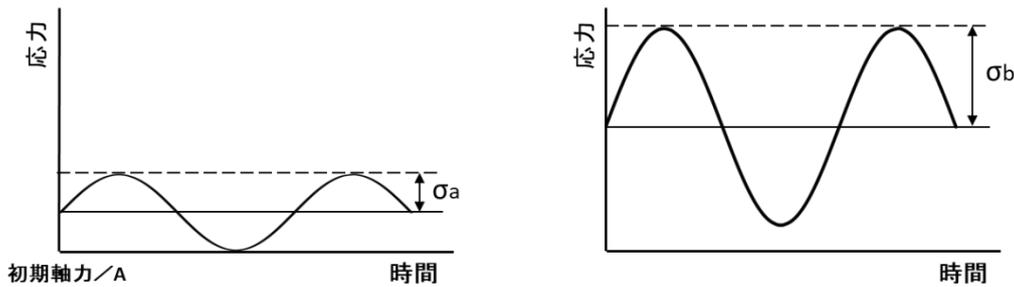
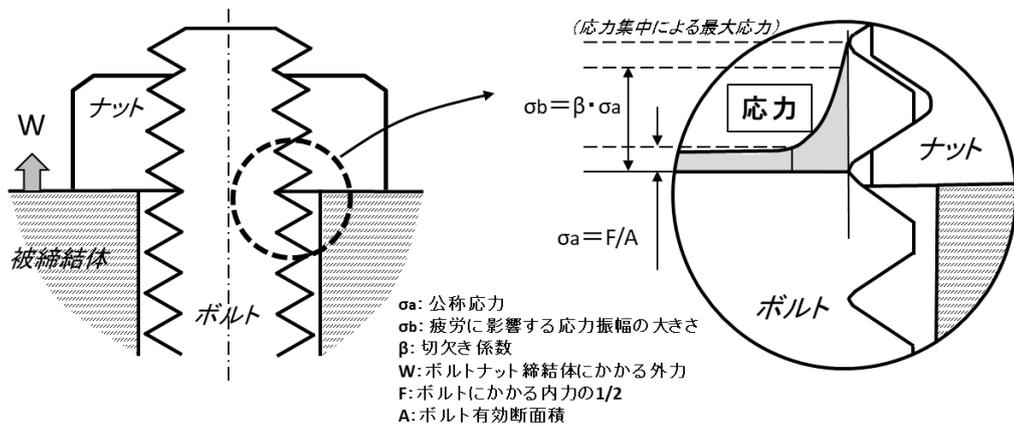


図9. ねじ締結体における第一ねじ谷の応力分布

2. 疲労破壊の破面

ボルトの疲労破壊におけるマクロ破面の基本的な形態を図10に示します。

片振り引張では比較的円弧状の様子が起点から最終破断部に向かって形成されます。片振り曲げでも初期には円弧上の様子が形成されますが次第に平行な模様が変わっていきます。両振り曲げでは両端の起点から中心部に向かってき裂が進み、中央部に最終破断部が形成されます。回転曲げでは起点から最終破断部への進展模様が次第に回転方向とは逆の方向に曲がっていきます。疲労の一般的なマクロ破面の特徴であるビーチマークといわれる縞模様として観察されることもあります。ビーチマークとはき裂進展過程において繰返し応力の不連続な作用や材料周りの環境の影響によって形成される円弧上のマクロ縞模様の中で、円弧の中心が破壊の起点になります。ビーチマークは腐食環境による破壊でも現れることがあるので、腐食の影響が無い使用条件下での破壊症状としてビーチマークが出現していれば疲労による破壊であると判断できることになります。

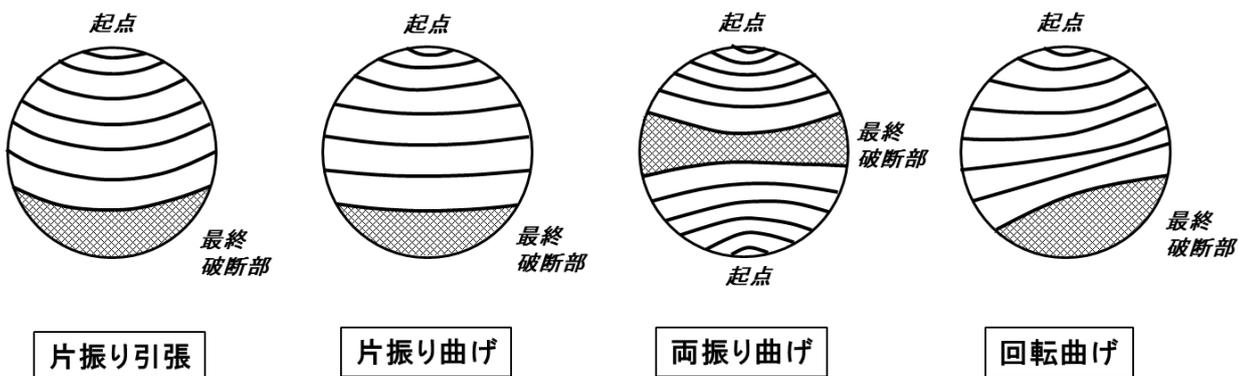


図10. 疲労破壊におけるマクロ疲労破面形態

ボルトの疲労破壊のマイクロ破面にはストライエーションとよばれる縞状模様が観察されます。ストライエーションとは SEM (走査型電子顕微鏡) レベルで観察できる繰返し応力毎に形成される縞模様のことです。き裂の先端が応力増加時にはすべりによって開口し、応力減少時には押しつぶされることが次々と繰り返すことで形成されます。縞模様の間隔はミクロンオーダーのサイズであり、繰返し応力の一サイクルに相当します。ストライエーションは疲労破壊特有の特徴的破面であって、ある破壊面のマイクロ観察でストライエーションが観察される場合は疲労破壊であると判断することができます。(図 11 参照)

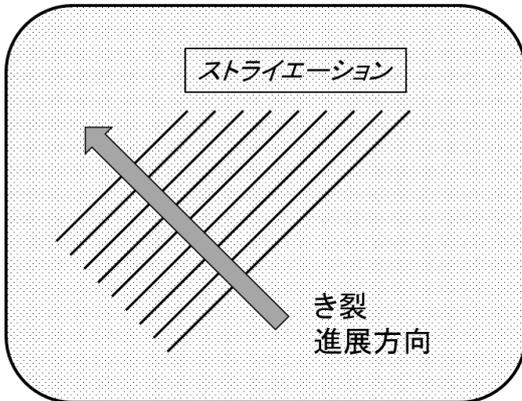


図 11. ストライエーションの模式図

3. 疲労破壊の事例と対策

疲労による破壊事例は破壊全体の中で最も多いです。ボルトでも同様と推測されます。

- (1) ボルトの緩みによる過大負荷応力の作用によってレール締結用 SCM435 ボルトが疲労破断した事例
- (2) 熱処理不良による金属組織の粗大化によって疲労限度が低下し疲労破壊したプレス機械ストローク調整 S45C ボルトの事例
- (3) レール止め金用 S45C ボルトで複合負荷応力に対する安全率の設定不足で疲労破壊に至った事例
- (4) プレス機械で緩みによって片当たりが生じて SCM435 アンカーボルトが疲労破壊した事例
- (5) プレス機械で疲労強度不足で疲労破壊した S45C アンカーボルトの事例
- (6) 締結時の過大締付け力によって初期き裂を発生させ、その後の比較的小さな繰返し応力で疲労破壊したポンプ用 SUS316 ボルトの事例
- (7) 疲労強度不足による印刷機械締結用 SWCH 小ねじの疲労破壊事例
- (8) 熱処理不良による粗大結晶粒生成のために疲労強度不足となって疲労破壊した S45C 吊りボルトの事例

など多数報告されています。

(参考文献：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,2002 年)

疲労に対する寿命予測は S-N 曲線を使って評価予測することができ、この正しい設計が対策にもなります。S-N 曲線とは繰返しにかかる応力振幅 S の大きさと破断までの繰返し数 N との関係を求めた図です。材料系によって疲労限度が存在するものと存在しないものがあり、鉄鋼材料とチタンは疲労限度が存在します。ボルトは機械構造物とか橋梁など多岐にわたり使用されますが、荷重振動による負荷ではその負荷応力が疲労限度よりも小さくなるように設計して無限繰返し数まで疲労破壊しないように設計します。この場合、安全率を設定することで疲労限度と負荷応力の関係が S-N 曲線上で決まります。安全率とは一般的には基準応力を許容応力で割った値ですが、この場合は疲労限度／負荷応力が安全率となります。

疲労破壊事例において原因を解析するためには破面観察が通常行われます。疲労破壊におけるマクロ破面において最終破断部の面積が小さい場合は負荷応力が小さく、き裂進展速度も遅い（破断までの繰返し数が多い）ことですが、最終破断部の面積が大きい場合は負荷応力が大きく、き裂進展速度も速い（破断までの繰返し数が少ない）ことを意味します。前者の破面の場合は、疲労破壊原因が材料的な不良である可能性は小さく、初期き裂を付けたりとか、緩みによる片当たりといった想定外の要因があることが多いです。むしろ、安全率の設計ミスの可能性も残ります。一方、後者の破面の場合は、材料の不良とか腐食ピットの発生による疲労限度の低下とか負荷応力の設定不足（過大応力の作用）などが要因となります。

ボルトの疲労破壊対策としては、

- (1)材料の製造とボルト加工が信頼できて強度が保証できていること
- (2)施工締結時に適切な軸力管理ができていること
- (3)負荷応力の設定が S-N 設計において正しくなされて十分な安全率が確保できていること

などが挙げられます。

ねじ締結体ではナットの緩みによる負荷応力（内力）の増加が疲労破壊に繋がります。ねじ締結体を軸方向の繰返し外力が作用する環境下で使う場合、初期軸力を適切に加えて、設計上安全な状態であっても、種々の要因でボルト・ナットが緩んで軸力が低下するとボルトにかかる軸方向の応力振幅が大きくなって疲労破壊に至る可能性が高まります。実際、ねじのゆるみがボルトの疲労破壊の原因の一つになっています。それゆえ、ナットのゆるみ止め対策を行うことは、特に、振動がかかる使用環境下においては、ボルトの疲労破壊を未然防止するために必須であるといえます。

2-4. 応力腐食割れ

1. 応力腐食割れのメカニズム

応力腐食割れ（SCC；Stress Corrosion Cracking）の一般的な特徴としては、

- (1)合金に発生し、純金属では発生しない
- (2)引張応力下で発生するが、圧縮応力では発生しない
- (3)材料と環境（腐食）との間で特定の組み合わせがある
- (4)材料、応力、環境（腐食）の三因子のうち一因子以上を取り除けば発生しない

などが挙げられます。先にも示した通り、塩化物環境下のオーステナイト系ステンレス鋼、アンモニア環境下の銅合金のような特定の材料と特定の腐食環境の組み合わせが代表的ですが、高強度マルテンサイト系ステンレス鋼と水素との組み合わせ、鋭敏化したステンレス鋼と高温水との組み合わせ等も応力腐食割れ現象です。応力については外力からの引張応力、内部応力の残留引張応力、ボルト締結時の軸力などがあります。（図 12 参照）

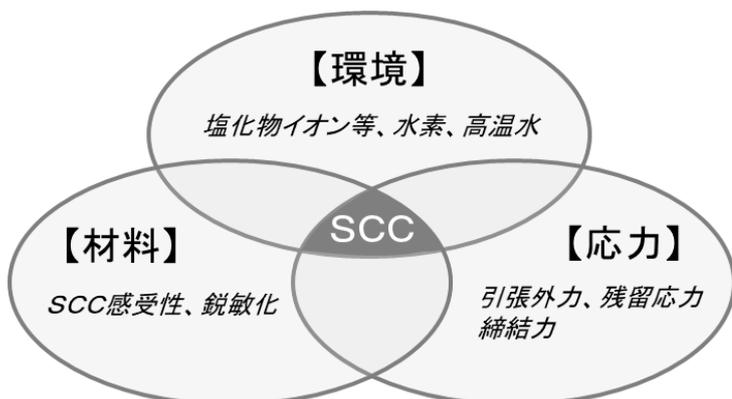


図 12. 応力腐食割れ発生 の 3 要件

ボルトの応力腐食割れ（SCC）では主要鋼材であるステンレス鋼の SCC が非常に重要な課題であります。ステンレス鋼はクロム含有率を 10.5%以上、炭素含有率を 1.2%以下とし、耐食性を向上させた合金鋼のことで、オーステナイト系、フェライト系、マルテンサイト系、二相系（オーステナイト・フェライト系）、析出硬化系があります。ステンレス鋼が応力と腐食の両者の作用によって割れる現象についてそのメカニズムを見てみますと、塩化物イオン濃縮によって応力腐食割れするもの（粒内割れが支配的）、鋭敏化によって結晶粒界が割れるもの、高強度ステンレス鋼が原子状水素を吸収して水素脆化割れするもの（粒界割れ、もしくは擬へき開割れ）があります。オーステナイト系ステンレス鋼では塩化物イオン濃縮型（塩化物 SCC）と鋭敏化型（鋭敏化 SCC）があります。

塩化物 SCC は SUS304 のようなオーステナイト系でみられる SCC で、孔食などのすきま部に塩素イオンが濃縮されて腐食が進行するとともに引張応力の作用で粒内割れに至る現象です。不働態皮膜表面が外力とか残留応力などの引張応力によってすべりステップといわれる微小な段差が発生して、まず不働態皮膜が破壊されます。その破壊部分を起点としてき裂が成長し、き裂新生面が化学的な活性点となって金属が溶解して水素イオンが放出されます。水素イオンは還元されて水素原子となりマトリックス中に拡散して原子間結合力を弱め、引張応力集中による塑性変形（先端部の開口）と金属溶解・水素拡散の作用といった腐食の内部進行によって微小クラックが発生してき裂が進展していきます。使用中の温度については 40～50℃以上で発生しやすくなります。

鋭敏化 SCC は、オーステナイト系以外のステンレスでもみられる SCC ですが、結晶粒界にあるクロム炭化物が熱履歴の原因により析出することで粒界の耐食性が劣化する現象です。結晶粒界付近にクロム欠乏層ができるとクロム炭化物とクロム欠乏層との間で化学的なマイクロ電池が形成されて粒界が選択的に腐食されて粒界割れにつながります。鋭敏化が起こっていれば室温の使用でも SCC が発生します。（図 13 参照）

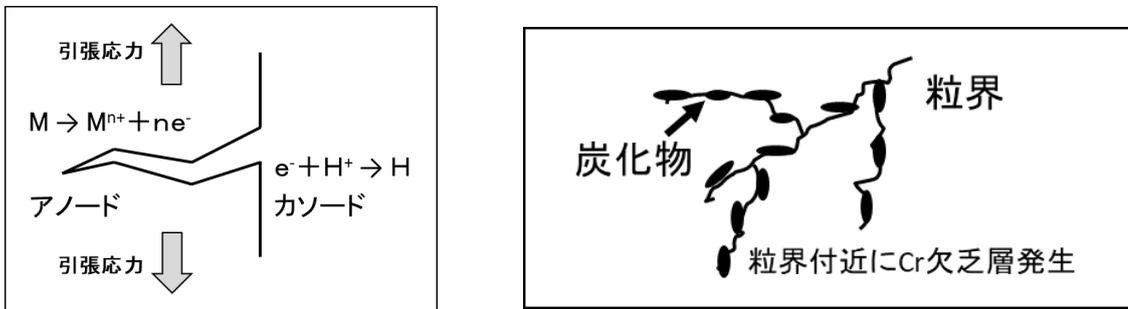


図 13. 塩化物イオン濃縮型 SCC のき裂先端と鋭敏化型 SCC の粒界の各状態

2. 応力腐食割れの破面

応力腐食割れによるマクロ破面は脆性破面となります。稀ですが、疲労でよく見られるビーチマーク縞模様が観察されることもあります。応力腐食割れによるマイクロ破面は、塩化物 SCC ではファンシェイプトパターン（扇形）を伴う粒内割れが支配的な破面に、鋭敏化 SCC は粒界割れ破面になります。（図 14 参照）

応力腐食割れは破面観察のみでその原因を判断するのは困難です。塩化物 SCC では材料と腐食因子の組合せの有無での判断が重要です。鋭敏化 SCC についてはシュウ酸エッチング試験による溝状組織の光学顕微鏡観察や電子顕微鏡による粒界炭化物の直接観察といった手法で判断することもできます。

SCC	破面の特徴
塩化物イオン濃縮型	ファンシェイブパターンを伴う粒内割れ破面が支配的
鋭敏化型	粒界割れ破面



図 14. 応力腐食割れのマイクロ破面と特長

3. 応力腐食割れの事例と対策

ステンレス鋼の応力腐食割れでは塩化物 SCC と鋭敏化 SCC が代表的です。ステンレス鋼ボルトにおいても同様です。塩化物 SCC に関して応力腐食割れが原因かどうかの判断は、ステンレス材料の種類、応力条件の数値化、腐食条件の定量的な確認が重要となります。応力条件についてはある値以上の引張応力で SCC が発生することが知られています。腐食条件については腐食イオンが高濃度であるほど SCC が発生しやすくなります。鋭敏化 SCC に関しては、材料の熱履歴が原因で、高温での熱履歴が長くなると材料が鋭敏化します。

ねじ締結体ではオーステナイト系ステンレス鋼でみられる塩化物 SCC の懸念があります。軸力によって必ず大きな引張応力がかかった状態になっています。したがって SCC に強いステンレス鋼種であるかどうかの見極めと腐食因子の組合せがあるかどうかの判断が重要となります。例えば道路トンネルで数年間使用中の SUS304 ボルトが融雪剤主成分の塩化物によって SCC を起こして破断した事例があります。対策としては、ボルトへの塗装も考えられますが根本的には SCC に強いステンレス鋼 (SUS310S、SUS316L、フェライト系、二相系など) への変更が可能であれば有効と考えられます。鋭敏化 SCC については製造上および使用上の熱履歴に注意すれば防ぐことができます。

2-5. 水素脆化割れ

1. 水素脆化割れのメカニズム

水素脆化割れは材料が水素を吸収して脆化する現象のことで、鉄鋼材料では高強度鋼ほど水素脆化感受性が高くなります。マルテンサイト系とか析出硬化系の高強度鋼 (引張強さの目安で約 1200MPa 以上) において水素の吸収により結晶粒界の強度が劣化して粒界割れする現象です。HE (Hydrogen Embrittlement) とか遅れ破壊とも呼ばれます。室温で発生し、100°C程度までは温度上昇で脆化感受性が高まります。応力的には降伏応力以下でも発生し、水素量については 0.1ppm 程度でも発生します。高力ボルトでは強度区分 12.9 以上が該当しますが、10.9 でも水素脆化の懸念は残ります。

なお、ステンレス鋼の分野でもマルテンサイト系とか析出硬化系の高強度鋼では腐食による水素吸収で脆化割れに至る破壊現象があり、広義的に応力腐食割れの一つと見なされています。

高力ボルトにおいて水素脆化割れ (遅れ破壊) しやすい部位としては、図 15 においてボルト頭部首下、ねじの切り上げ部、ナットとのかみ合い始め部などの応力集中部になります。腐食ピットがあれば、応力集中によってその箇所が起点になることがあります。

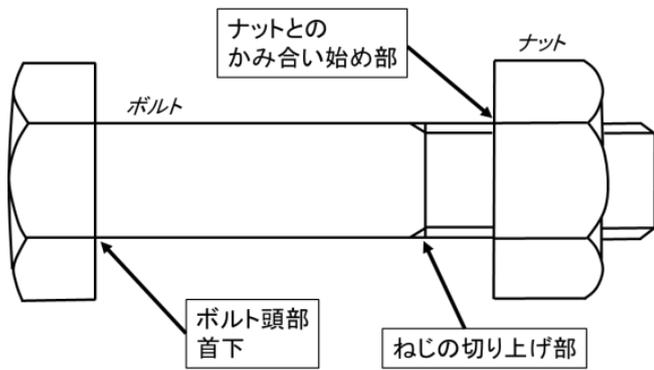


図 15. ボルトの水素脆化割れ発生部位

ボルト表面から水素が拡散進入しますと水素が結晶格子中にトラップされて金属結合力を弱めます。そこに引張応力が作用すると微小な空洞であるボイドを形成します。微小ボイドに応力が集中してクラックに成長し、最後は破壊に繋がります。(図 16 参照)

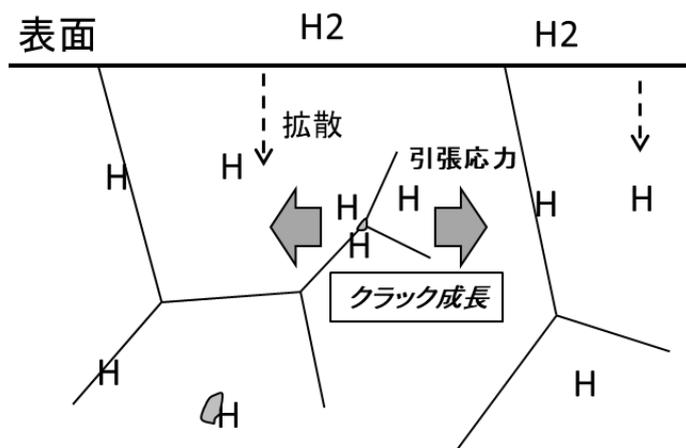


図 16. 水素脆化のイメージ

2. 水素脆化割れの破面

水素脆化のマクロ破面形態は主に粒界割れ、あるいは擬へき開割れですが、結晶粒内の割れマイクロ破面にマイクロボイドとかへアラインといった水素脆化割れに特徴的な痕跡が観察されることがあります。図 17 はその特徴を表した図です。マイクロボイドは微小孔のことで、またへアラインは、き裂発生時の塑性変形の痕跡であります。破壊物のマイクロ破面観察でマイクロボイドとかへアラインが観察されれば水素脆化割れが原因であると判断できます。

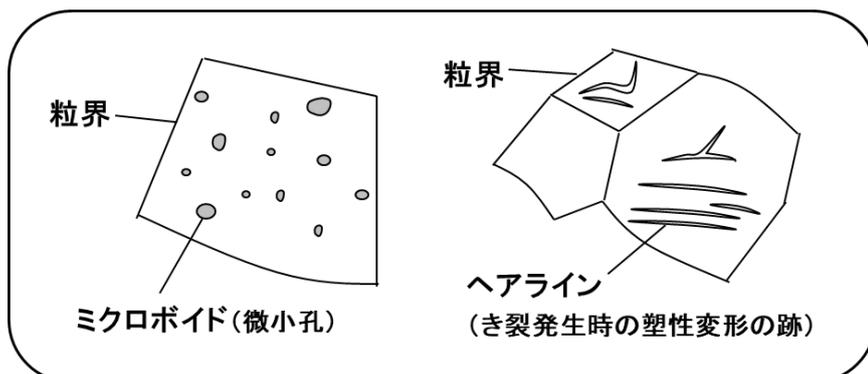
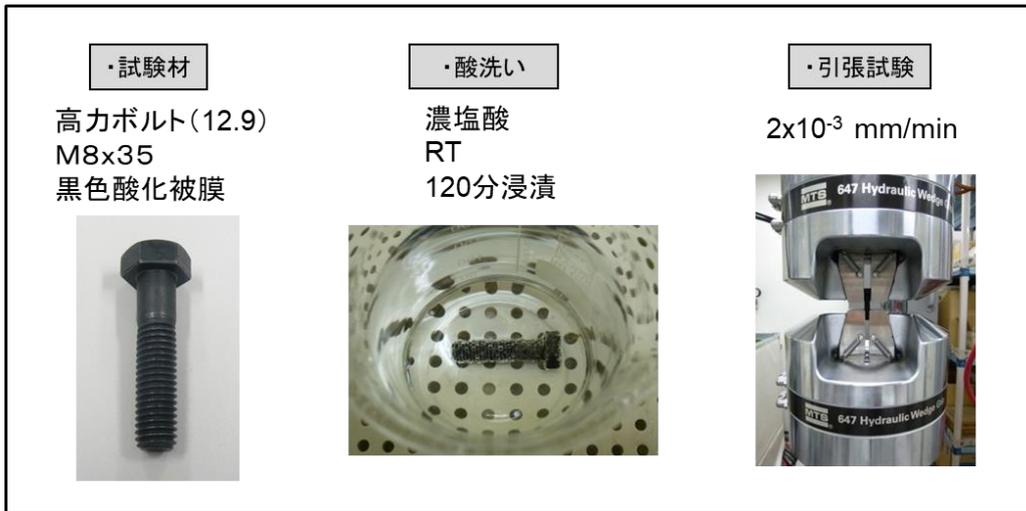


図 17. 水素脆化割れマイクロ破面の特徴

3. 水素脆化割れの事例と対策

高力ボルトの表面処理工程であるメッキとか酸洗い処理で水素を吸収して水素脆化を起こすことがあります。

図 18 は高力ボルトを使って実験室で水素脆化割れを調べた結果です。試験材を濃塩酸で酸洗い処理し、低速度で引張試験しました。酸洗い処理なしでは引張強さが 1300MPa 確保されていますが、120 分浸漬酸洗いした試験材では引張強さが 200MPa 程度と大きく低下しています。破断面について破面観察しますと酸洗い処理なしでは延性破壊を示すディンプル破面でしたが、酸洗いした試験材では水素脆化の特徴である粒界割れ破面を呈していました。



試験結果	酸洗い	引張強さ(MPa)	破面
	なし	1320	ディンプル破面
	1350		
120分浸漬	190	粒界割れ破面	
	220		

図 18. 高力ボルトを使った水素脆化試験結果

高力ボルトの水素脆化割れ（遅れ破壊）事例が多数報告されています。1970 年代以降に橋梁で使用された F11T 高力ボルトが遅れ破壊した事例などは有名です。F10T では遅れ破壊は殆ど発生しません。

高力ボルトの遅れ破壊の原因として、メッキ工程での酸洗いとか電気メッキ処理中に発生する水素を吸収するケースがあります。メッキ工程に関しては 200°C 程度で行われるベーキング処理が有効で、また、メッキ液の種類選択とか処理時間の短縮も重要です。遅れ破壊では引張強さが 1200MPa (HRC39) 以上で水素脆化感受性が著しく高まりますので、高力ボルト強度区分 12.9 以上、ナット強度区分 12 以上ではベーキング処理が必須です。一方、引張強さが 1000~1200MPa (HRC32~39) クラスでも水素脆化感受性が残っており脆化割れの懸念があります。その観点から高力ボルトでは強度区分 10.9 でも原則ベーキング処理しています。ナットについても強度区分 10 は安全面からベーキング処理することが望ましいです。なお、ボルト強度区分 8.8 および 9.8 に関してベーキング処理の有無は一般的に顧客判断でケースバイケースになっていますが、ナット強度区分 8 および 9 に関しては、締結時にナットねじ山にかかる負荷せん断応力がボルト軸応力よりも構造上低くなる性質であることもあって、ベーキング処理は不要と考えています。

一方、使用中の環境下で腐食が起り、発生水素が侵入するケースが考えられます。使用中の腐食によるケースに関しては塗装や油塗布などの十分な防錆処理を施すことが重要です。

2-6. クリープ破壊

1. クリープ破壊のメカニズム

金属は融点（絶対温度 K）の 1/2 以上の高温で一定荷重が作用すると、図 19 に示すように時間とともにひずみが次第に増加していきます。この現象がクリープ変形で、弾性限度以内の小さな応力でも発生し、最終的に破壊に至ります。鋼材ではおよそ 600°C 以上で起り得ます。クリープ現象は、クリープ速度が温度に依存する熱活性化過程です。遷移クリープでは熱によって転位の移動が活発になり、応力集中部分に転位が集積して硬化が起ります。定常クリープでは集積転位が再配置して軟化する現象も起こって、硬化と軟化がバランスした状態になります。加速クリープでは軟化が進行してひずみ速度が増加し破断に至ります。

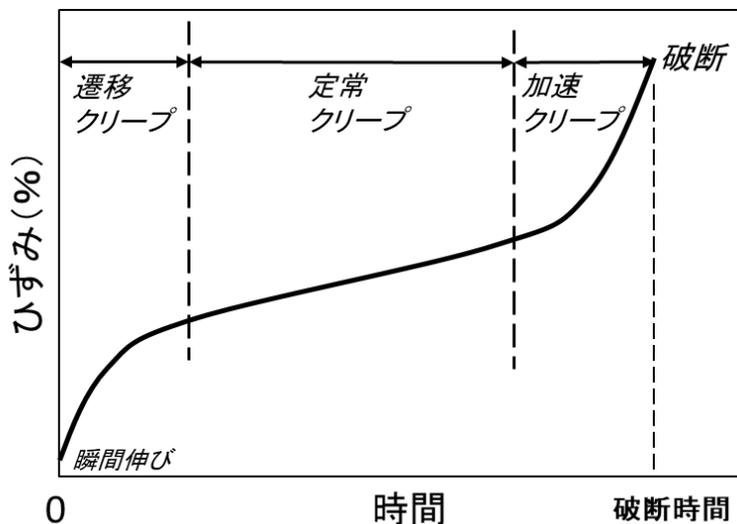
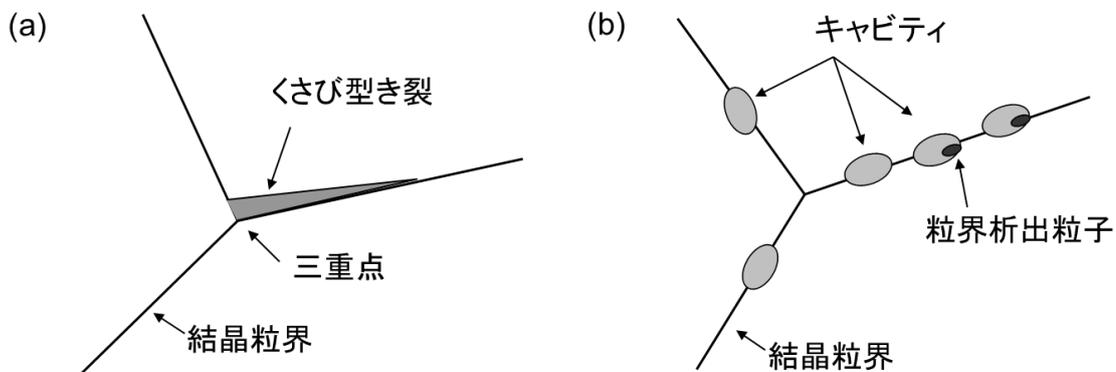


図 19. クリープ曲線

クリープの発生過程は粒内クリープ変形と粒界すべりによる粒界三重点でのくさび型き裂発生（図 20(a)）、あるいは空孔の生成拡散によるキャビティの発生（図 20(b)）に大別されます。最終的には粒界割れに至ります。



粒内クリープ変形と粒界すべりによって粒界三重点にき裂が発生成長して粒界割れに至る

粒界にキャビティが発生成長して粒界割れに至る。応力が低い場合に発生しやすい。

図 20. クリープによる粒界破壊モード

2. クリープ破壊の破面

クリープ破断におけるマクロ破面は粒界から塑性変形を伴って割れることから分類的には延性破壊となります。マクロ破面観察だけでは破壊原因がクリープと判断するのは困難です。ミクロ破面は粒界割れ破面になります。この場合、割れ破面上に多数のディンプルが観察され、クリープに特徴的な破面模様になります。従って、ミクロ破面観察によってクリープ破壊であるかどうかの判断は比較的容易になります。(図 21 参照)

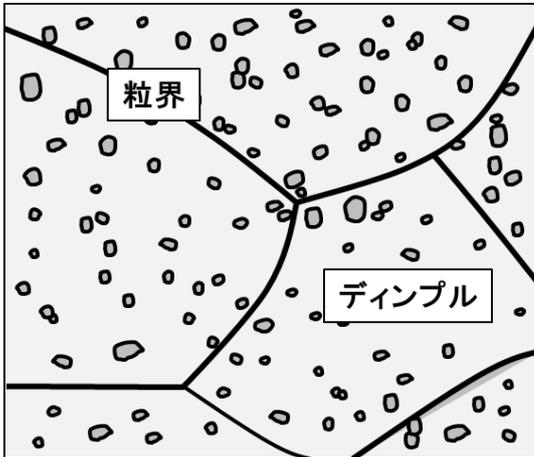


図 21. クリープ破壊におけるミクロ破面の特徴

3. クリープ破壊の事例と対策

ボルトのクリープ破壊の報告事例は少ないですが、高温ボルトでは設計段階でクリープ破壊に対する対策が必要です。クリープが懸念される高温環境下で使用する場合は、同一材料について高温の特定温度における等温クリープ破断曲線を用意して寿命予測することが必要です。等温クリープ破断曲線とは縦軸が負荷応力、横軸がクリープ破断時間（対数）を示した図です。これをもとに温度と応力を X,Y 軸として破断時間をパラメータとした線図も作成できます。

クリープ試験は非常に長い試験時間がかかります。そこで、温度を上げたり応力を上げたりして加速試験を行うようにします。このデータをもとにラーソンミラー法によるマスター破断曲線を作成することができます。マスター破断曲線では X 軸にラーソンミラー (Larson Miller) パラメータ $[T : \text{絶対温度、} C : \text{パラメータ定数、} t : \text{破断時間として LM パラメータ : } T(C + \log t)]$ を取り、Y 軸に負荷応力を取ります。一本の曲線になるように統計的に最適化することで C が求められます。そして同一鋼材毎に一本の曲線が得られることとなります。マスター曲線を基に、低温かつ長時間における強度と寿命を外装することができます。

なお、ねじ締結体では顕著なクリープが発生しない温度域、例えば鋼材では 400°C 程度であってもわずかなクリープによってボルトが緩む可能性があります。締結力不足となって思わぬ折損に繋がる懸念があります。

また、400°C まで引張強さが殆ど低下しない鋼材として高温用合金鋼ボルト材 SNB 材があります。400°C 近い高温で使用する場合は SNB7 または SNB16 といった SNB 材のボルトが有効です。