応力リラクセーション研究過程における過誤と発見

田中千秋*

Errors and New Findings in Stress Relaxation Research

Chiaki TANAKA

1. はじめに

第2次世界大戦前における「ばね技術研究会」の胎動を経て大戦終了後間もない昭和22年9月27日、本研究会の基が立ち上がり、翌昭和23年3月25日、「日本バネ協会」が設立され、本研究会の活動が開始された。

昭和27年、米国のばね工業技術を調査する訪米視察団が日本バネ協会から派遣された。訪米視察団派遣と同じ昭和27年に「ばね論文集、No.1号」が創刊、論文等30編が掲載された。No.2号(昭和29年)には、膨大な「米国バネ工業技術調査報告特集」が掲載された。この調査団の調査成果が今日の我が国のばね工業とばね技術の発展のトリガーになったといっても過言でなく、先導された諸先輩にあらためて敬意を表する次第です。

それ以降、「ばね及びその技術」は、戦後復興をめざす産業活動を支える土台の一つとして活発な展開がなされてきた。これらの事蹟は、ばね論文集No.44号に掲載された「ばね技術・研究動向の推移」¹⁾に概括されています。創刊から53年目の本年、「No.50記念号」を刊行する運びとなったことは、誠にお目出度くご同慶の至りです。

筆者は、科学技術庁 金属材料技術研究所(NRIM, 現NIMS)において材料の安全性・信頼性の確保・向上をめざし、金属材料の高温強度特性評価及び劣化損傷解明の研究(特に応力リラクセーション, クリープ)を約30年間行ってきました。そして、平成8年3月定年退官後、宇宙開発事業団(NASDA, 現JAXA)の招聘研究員に転じました。

NASDAでは、入社以前の平成6年8月、H-IIロケット2号機によって打ち上げた技術試験衛星「きく6号」が予定の静止軌道へ投入できない不具合を起こしていました。この原因は、衛星二液式アポジエンジンの燃料噴射調節用の弁ばねが、打上げ時の衝撃振動によって固着(弁ばねの取付け不良が原因)し、作動不全になったことでした。NASDAでは、この不具合発生を契機として、技術開発力の強化を目指した見直しが行われ、平成8年度に技術研究本部が新設され、そこへ私は招かれ、7年間在席して種々な研究開発活動の支援を行いました。

NRIMとNASDAにおける活動を通じ、ばね技術研究会会報^{2) 3)}に記したような主旨の危惧を強く感じてきました。す

なわち、最近の研究者はアウトソーシングで研究を行うという傾向が顕著になっており、アウトソーシングを受ける側が高度な知識と技術を持っていない限り、このやり方では研究内容の深化と新現象の発見には繋がらない。また、各種プラント等における昨今の重大事故では、所定の技術レベルに達していないアウトソーシング先に製造・試験を委託したことが原因になっている場合が少なくなく、技術の空洞化をもろに受けているという危惧です。

これからお話ししようとする内容は、その同一基軸上にあるものです。すなわち、「NASDAの技術セミナー」において、開発者・研究者に対して宇宙機の不具合発生を未然に防ぐ心構えを説き、失敗への関心を喚起するために講演した「NRIMでの材料強度研究(耐熱金属材料の長時間クリープ及び応力リラクセーション挙動の解明)の遂行過程で見聞・体験した過誤と新知見」の内容を主体にして、本稿ではその中から以下の4事例を紹介致します。

- ★ クリープ試験温度の計測制御用熱電対の誤結線：研究者・技術者は自ら実験・試験を行うべし
- ★ 誤った応力リラクセーション試験データとそれを基に評価することの過誤：砂上に楼閣を建てるべからず
- ★ 応力リラクセーション塑性ひずみ速度と定常クリープ速度との対応に関する定説の否定：自説をいうは易く、定説を否定するは難し
- ★ 失敗として見捨てた実験の思い直し再実験による応力増加リラクセーション現象の発見：異状現象には発見の芽あり

2 熱電対の誤結線によるクリープ試験温度の計測

2.1 緒言

昭和30年後半頃、金属材料技術研究所の或る研究室が行ったクリープ試験において、クリープ試験温度の計測用白金-白金ロジウム熱電対(PR熱電対)の基準接点(冷接点魔法瓶)へ結線(JIS Z 8704-1993, b結線方式)するとき、プラスとマイナスの極性を取り違える過ちを犯した。過ちに気付くのが遅れてそのまま試験を行ったため、異状なデータポイントを得ることとなった。試験の途中、得られているデータ(クリープ破断曲線)を逐次評価する過程でこの異状データポイント

* (株)コベルコ科研 KOBELCO RESEARCH INSTITUTE, INC.,
ばね技術研究会名誉会員, 同元会長, 前ばね論文集編集委員長

図1 JISに規定されている熱電対による温度測定回路 (a, b, c, d結線)⁴⁾

図2 熱電対による温度測定回路における誤結線

に気づき、これを不採用にしたからよかったものの、研究者としての信用を危うく失墜するところであった。

この過誤の主たる原因は、研究者が自ら試験を行ったのではなく、試験担当者まかせにしたためであるが、後述するように、昔の測定方式であったから起こった過誤であるといえる。なお、現在の測定方式では、誤配線はすぐ気付くようになっているので、過ちが起こる確率は非常に小さい筈である。

この過誤の経緯とその影響を検証するために、平成10年に追試を行った。その結果を以下に述べるが、これは、単純な誤りこそ起こり易い例として取り上げたもので、他山の石として戴きたいと思う。

2.2 クリープ試験における試験温度の測定

2.2.1 熱電対温度測定回路における結線方式

クリープ試験においては、試験温度測定のための熱電対の結線回路は、測定精度に関連して等級があり、これがJIS⁴⁾に規定されている。図1に示すように、測温接点から基準接

表1 クリープ試験における試験温度の許容範囲

① JIS Z 2271-1956, 1968, 1978

「金属材料の引張クリープ試験方法」

JIS Z 2272-1956, 1968, 1978

「金属材料の引張クリープ破断試験方法」

試験片温度の許容範囲

300°Cを超え600°C以下	600°Cを超え800°C以下	800°Cを超え1000°C以下
±3°C	±4°C	±6°C

② JIS Z 2271-1993, JIS Z 2272-1993

指定温度と指示温度との差の許容差

300°Cを超え600°C以下	800°Cを超え1000°C以下
±3°C	±4°C

③ JIS Z 2271-1999

「金属材料のクリープ及びクリープ破断試験方法」

指定温度と指示温度との差の許容差

900°C以下	900°Cを超え1000°C以下
±3°C	±4°C

④ ISO 204-1997

「Metallic materials – Uninterrupted uniaxial Creep testing intension – Method of test」

指定温度と指示温度との差の許容差

900°C以下	900°Cを超え1000°C以下
±3°C	±4°C

⑤ 金属材料技術研究所のクリープ試験方法マニュアル

JIS 規格(①,②,③)における規定値の1/2の許容範囲(差)

点を経て計測器までの結線は、「熱電対のみ」で回路を構成する a 結線, 「熱電対+銅導線」で構成する b 結線, 「熱電対+補償導線」の c 結線, 「熱電対+補償導線+銅導線」の d 結線の4種類がある。これらのうち、b 結線で温度測定・制御する試験の際に過ちを犯した。

2.2.2 熱電対温度測定回路における誤結線

熱電対による温度測定回路(b結線)において誤った結線を図2に示す。過ちは、基準接点である冷接点魔法瓶の端子へのPR熱電対(図では、検証追試のときのR熱電対としてある)の接続で起きた。端子へ熱電対の極性を取り違えて取り付けしてしまった(指呼記号のところ)。この間違いは、たまたま魔法瓶が損傷したので、試験担当者(研修生)が新しい魔法瓶へ取り替えたときに起こった。

クリープ試験においては、試験温度を指定温度値に一定させなければならない。その試験温度の許容温度範囲は規格で定められている。表1にクリープ試験における試験温度の許容範囲(差)を示す。規定の許容範囲(差)は、±3°Cとか±4°Cであって、試験中試験温度を指定温度値においてこの範囲内に保たなければならない。

したがって、誤結線をしてしまうと試験温度が許容範囲(差)外になり、試験が成立しなくなる恐れがある。

2.3 温度測定回路の誤結線で生じる温度の誤差

冷接点魔法瓶における極性の取り違えは、魔法瓶中の「氷+水」の温度0°Cとクリープ試験室の温度との差だけ、すなわち室温(過誤が起こった当時のクリープ試験場の室温は25°C±3°Cの恒温に調節)だけ試験温度を間違えて試験している筈である。

そこで、誤結線によって試験温度が指定温度値からどの

くらいずれ、クリープデータにどのくらいの影響を及ぼすかを調べるために、後日検証実験を行って確認してみたのである。

2.3.1 誤結線による試験温度測定値の誤差

検証実験(試験)は、物質・材料研究機構 材料基盤情報ステーションの温度標準管理30年のベテラン研究者に依頼して平成10年7月に行った。

実験で使用した熱電対は、昭和30年代から40年代に使用したPR熱電対(Pt-Pt12.8%Rh熱電対)及びその後用いているR熱電対(Pt-Pt13%Rh)である。なお、実験に供した熱電対の精度をチェックするための目盛付け用温度基準熱電対は、日本電気計器検定所による検定済みのもので、実験は、温度標準測定室(室温は約25℃の恒温に調節)で行った。

金属材料技術研究所(物質・材料研究機構)のクリープ試験設備における温度計測方法は次のとおりである。すなわち、

電位差計の外観構造図

(幅 60,奥行き 40,高さ 25,cm 程度)

図3 電位差計の原理及び外観構造

昭和40年以前は、PR熱電対の熱起電力を電位差計により計測していた。図3に、電位差計の原理及び電位差計の概観構造を示す。昭和41年以降は、当初PR熱電対、後にR熱電対の熱起電力をデジタルボルトメータにより計測している。

実験において、基準接点のところで極性を反対にする誤結線(ミス結線)及び計測器(デジタルボルトメータ)のところで極性を反対にする逆結線をしたときの、PR熱電対及びR熱電対の熱起電力と温度との関係を求めた。PR熱電対の結果を図4に示す。R熱電対についてもほぼ同様な結果が得られている。

逆結線の場合、熱起電力値(○印)は、デジタルボルトメータのところで逆な結線をしたためマイナス表示になったが、0℃における値はゼロである。これは、起電力の絶対値は正しいことを示している。ミス結線の場合、熱起電力値(■印)はマイナスとなり、絶対値は逆結線の場合よりも小さく、0℃における値はゼロになっていない。

ミス結線におけるPR熱電対の熱起電力の絶対値(■印)、逆結線における熱起電力の絶対値(○印)と温度との関係を図5に示す。図中には、正規結線における熱起電力の基準値(●印、JIS規格値)も示してある。

基準値と逆結線における絶対値とは同一曲線上に乗っており、逆結線の場合は単に数値がマイナスになっただけであることがわかる。ミス結線における絶対値は逆結線にお

図4 誤結線及び逆結線をしたときのPR熱電対の熱起電力—温度線図

図5 誤結線及び逆結線をしたときのPR熱電対の熱起電力絶対値—温度線図

図6 試験温度を指定温度値よりも25℃高く設定した場合のクリープ破断強さの低下例 (SUS304ステンレス鋼のクリープ破断曲線)⁵⁾

ける絶対値(≒基準値)よりも小さい。両者の差は、実験した各温度において約0.30mVであった。

先に述べたが、過誤を犯したときの温度計測器は電位差計(ホイットストンブリッジ回路)を使用した。電位差計による計測では、熱起電力の電位と基準電位との電位差をマルチミラーで計測目盛板に投影し、電位差のプラス・マイナスが平衡してゼロになるよう計器の目盛ノブを調節し、目盛ノブの数値を読み取って熱起電力とする仕組みである。電位差がプラスかマイナスであるかは目盛盤に投影される数値の映像が左にあるか右にあるかで判断する。測定者は、映像の左右にあまり留意せず、目盛ノブの読みを監視・記録していたものと思われる。このようなことで試験担当者は誤結線に気付かなかったと推察される。

2.3.2 温度の誤測によるクリープ破断データの異状

ミス結線のような不均質な回路では、寄生起電力が生じる。本実験の場合は、ミス結線における絶対値と逆結線における絶対値(≒基準値)差は、実験した各温度において約0.30mVであった。温度範囲0℃～700℃程度では、差の0.30mVは、約25℃に対応する。例えば700℃のとき、正規結線の場合、熱起電力値は6.750mVであるのに対し、誤結線の場合、熱起電力の絶対値は6.465mVであった。この熱起

電力値は約675℃に対応し、正規結線の場合と比べて約25℃低い値となる。この温度差の値は実験における温度標準測定室の温度と同じである。

試験担当者は、試験温度が25℃低いと認識(勘違い)して、誤りに気付くまで温度調節装置の温度設定目盛りを25℃高めに設定して試験を行った。すなわち、温度変動クリープ試験を行ったことになる。

クリープ試験においては、変動温度が設定温度値より異常に高いと、その異状温度によってクリープデータが支配されてしまう。変動温度がそう高くなければ、データはほぼ平均試験温度に支配されるといってよい。変動温度幅が25℃ということは、試験材料及び試験時間にも依るが、前者に近い状態であると判断される。

試験温度を指定温度値よりも25℃高く設定して試験した場合のクリープ破断強さの低下例を図6に示す。これは、物質・材料研究機構がクリープデータシート作成プロジェクトにおいて取得したSUS304ステンレス鋼のクリープ破断曲線⁵⁾を例としている。

図中の白抜きポイント(○, △, □, ▽印)は黒塗りポイント(●, ▲, ■, ▼印)よりそれぞれ25℃高温で試験した結果である。平均試験温度を25℃高くして試験を行うと、この例のように、クリープ破断強度が大幅に低下してしまう。このことより、温度が25℃高い場合のデータと指定温度のデータを一緒に解析評価してしまうと、とんでもないことになることは明らかであろう。

3 誤ったリラクセーション試験データと、それを評価することの過誤

3.1 緒言

実験(試験)は誤りなきよう正確に行い、公式機関へ発表前には第三者のチェックを受けることが肝要である。誤った実験データと、それを解析評価した研究結果が世にでることは有り得る。

一例として、1980年代の日本鉄鋼協会 講演大会において発表された12Cr系耐熱鋼の応力リラクセーション(以降、単にリラクセーションという)特性の解析に関する研究の場合を挙げ、講演聴講後、発表者に対してコメントを郵送した内容を主体に述べる。

3.2 開陳された研究結果と、これに対するコメント

3.2.1 リラクセーション試験中の試験材料の組織変化

講演者は、「試験前と試験後の組織変化はなく、リラクセーション強度は縦弾性係数 E できまるので、これと組織変化とは関係ない」という意味のことを述べていたが、これは誤りである。

リラクセーションは、例えば、蒸気タービンの高圧ケーシング内部植込ボルトにおいて生じる現象であって、タービンの稼動中にボルトの締付力が低下し、蒸気漏れ等の重大事故を引き起こすことがある(末尾の「参考資料2」を参照、1982年、ベネズエラ火力発電所の重油タンクからのオイル漏れ爆発事故、同年、鹿島石油の石油精製プラント脱硫装置からの水素漏れ爆発

事故)。

ボルトは締付けによって一定のひずみ(ϵ_T 全ひずみ)が与えられているが、時間の経過とともに塑性ひずみ(ϵ_C 、クリープひずみ)が増加し、その結果、弾性ひずみ(ϵ_e)が減少する[式(1)]。そのため、締付力(σ_r 残留応力)は弾性ひずみ(ϵ_e)に対応するので低下(変化)する[式(2)]。

$$\epsilon_T(\text{一定}) = \epsilon_e(\text{減少}) + \epsilon_C(\text{増加}) \quad (1)$$

$$\sigma_r(\text{低下}) = E \cdot \epsilon_e(\text{減少}) \quad (2)$$

このように、リラクセーション強度は $\sigma_r = E(\epsilon_T - \epsilon_C)$ で決まるので、時間に依存する塑性ひずみ(ϵ_C)に関連する。 ϵ_C は、材料の試験中の組織変化に大きく影響されるので、リラクセーションは組織敏感性な現象である。

講演者の発表スライドにおいてリラクセーション曲線は、高温長時間側で応力の低下速度が短時間側に比べて明らかに大きくなっていく。このことは、試験中に組織変化を起こしていることを物語っている。この耐熱鋼の実施試験条件下における組織変化は微視的なもので、講演者が行った光学顕微鏡レベルの観察では捕まえられることを指摘した。

3.2.2 リラクセーション曲線の挙動

縦軸を残留応力(標準目盛)及び横軸を試験時間(対数目盛)

図7 提示されたリラクセーション曲線(模式図)

図8 初期応力負荷後、リラクセーション測定までの挙動(模式図)

で表すリラクセーション曲線において、図7に示すような試験結果が提示された。供試材は12Cr耐熱鋼で、試験温度($T_1 \sim T_4$)は475℃～550℃であり、一定に保つべき全ひずみ ϵ_T は0.15%であった。

提示された結果は、試験時間が2,000hを超える長時間データで、当時としては希少なものであるが、惜しむらくは短時間側における曲線の挙動がおかしかった。すなわち、短時間側で試験温度の異なる曲線が詰まっており、残留応力の値にあまり差がなかった。このことが理屈において変なのである。

リラクセーション試験そのものは微小なひずみの増加(変化)を検出して荷重を制御する複雑で高度な操作が必要であり、試験方法はJIS®に定められている。JISに従って試験をしていればこのようなデータは得られない筈である。

12Cr耐熱鋼の475℃～550℃においては、縦弾性係数 E には温度依存性があり、リラクセーション強度は温度の影響を受ける。全ひずみの値が0.15%であれば、初期付加条件は各試験温度においてほぼ弾性限以内であることは間違いない。したがって、初期応力(σ_0)負荷後、リラクセーション測定開始直後の短時間側では、試験温度によって残留応力 σ_r に縦弾性係数の値に依存する差が生じる筈である。

このことを示したのが図8である。図の左側は、初期応力負荷過程を示したものである。応力—ひずみ曲線は、試験温度が高くなると下側に位置し、当然のことながら縦弾性係数は小さく、全ひずみ値の0.15%に達したところでリラクセーションの測定に切り替えられる。したがって、リラクセーション測定開始時の残留応力は試験温度によって差が生ずる。

参考のために、12Cr-1Mo-1W-0.25V鋼高温ボルト材につい

図9 12Cr-1Mo-1W-0.25V鋼のリラクセーション曲線の温度依存性(全ひずみ ϵ_T : 0.20%)⁷⁾

てのリラクセーション曲線⁷⁾を図9に示す。試験温度が異なる曲線はリラクセーション測定初期において詰まってははいない。

3.2.3 活性化エネルギーと残留応力との関係

講演者は、得られた疑問のあるリラクセーションデータを解析して、図10に示すような見掛けの活性化エネルギーと残留応力との関係を提示した。この図では、1stと2ndのstageに分けて見掛けの活性化エネルギーの応力依存性が示されており、いずれも応力が大きくなるに従って活性化エネルギーが小さくなっている。この挙動についても疑義がある。

活性化エネルギー(Q)の応力(σ)依存性は、図11に示すように、応力が大きくなると増加するのが普通である。これは次のような理屈による。クリープ現象やリラクセーション現象は熱活性化過程であり、一般に、ひずみ速度は応力と温度によって式(3)で表されるような依存性を有する。

$$\epsilon_{rate} = A \sigma^n \exp [-Q/(RT)] \quad (3)$$

ここで、 ϵ_{rate} はひずみ速度、 σ は応力、 T は絶対温度であり、 R はガス定数、 A 、 n は定数である。式(3)を対数にとり、整理すると、式(4)及び式(5)になる。

$$[\log \epsilon / (RT)] Q = \log A - \log \epsilon_{rate} + n \log \sigma \quad (4)$$

$$Q \propto \log \sigma \quad (5)$$

式(5)は応力が大きくなると活性化エネルギーが増大する

図10 提示された活性化エネルギーと残留応力との関係 (模式図)

ことを示している。

4 リラクセーション塑性ひずみ速度に関する定説の否定

4.1 緒言

この項は、教科書にある応力リラクセーション挙動に関する定説を否定し、真実を示した話である。優れた先人が築いた定説を否定するには、一事項の矛盾を指摘するだけでは駄目で、多方面から検討して矛盾を指摘する必要がある。それに比べて、自己主張することはたやすいことである。

4.2 リラクセーション塑性ひずみ速度の遷移挙動とクリープ変形の遷移挙動との対応に関するこれまでの定説

リラクセーションの塑性ひずみ速度($\epsilon_{rate, p}$)はデータ解析上重要な因子のひとつである。 $\epsilon_{rate, p}$ はリラクセーション曲線より求められ、対数残留応力($\log \sigma_r$)と対数ひずみ速度($\log \epsilon_{rate, p}$)との関係図として整理される。 $\epsilon_{rate, p}$ の求め方は、「参考資料1、式(6)、(7)、(8)」として後掲(P87)する。

図11 活性化エネルギーの応力依存性 (模式図)

図12 2.25Cr-1Mo鋼(STB42D)の塑性ひずみ速度—応力線⁸⁾

図13 18-8Cbステンレス鋼(AISI347)の塑性ひずみ速度—応力線図⁸⁾

図12及び図13に、高温強度に関する既刊書⁸⁾に掲載されている残留応力と塑性ひずみ速度との関係を示す。データは二つの直線部分に分かれ、試験開始初期の高残留応力側の直線部分は第一期リラクセーション、長時間側で低残留応力範囲の直線部分は第二期リラクセーションと名付けられている。そして、第一期リラクセーションは遷移クリープに、第二期リラクセーションは定常クリープにそれぞれ対応している。

第一期、第二期リラクセーションが遷移、定常クリープにそれぞれ対応する根拠として、第一期リラクセーションにおける塑性ひずみ速度は残留応力及び塑性ひずみ(全ひずみ)に依存していること、第二期リラクセーションにおいては、塑性ひずみ速度はほぼ残留応力だけに依存していることが挙げられている⁹⁾。

しかし、この根拠に対する実証的検討はなされておらず、また、筆者のそれまでの研究において、第二期リラクセーションは定常クリープに必ずしも対応するとは限らないという実験事実を得ていた。そこで、第一期リラクセーションが遷移クリープに、第二期リラクセーションが定常クリープにそれぞれ対応しないことを論述し、本当の理由を述べる。

4.3 定説が怪しいことを証明するための検討

4.3.1 否定項目

既に定説となっている事柄を否定するには、一現象のみを否定するだけではなく、全ての面で否定できればならない。自説を主張するより何倍も大変である。否定項目は以下のとおりである。

- 1) 対数残留応力—対数塑性ひずみ速度曲線上の屈曲の挙動
- 2) クリープひずみとリラクセーション塑性ひずみとの理論的対応
- 3) 第二期リラクセーション塑性ひずみ速度の応力依存性と定常クリープ速度の応力依存性との対応
- 4) リラクセーションにおける見掛けの活性化エネルギーの

図14(a)

図14(b)

図14(c)

図14 リラクセーション試験における残留応力—塑性ひずみ速度線図の例(1Cr-0.5Mo-0.25V鋼, 12Cr-1Mo-1W-0.25V鋼, 19Cr-9Ni-Mo-W-Nb鋼)^{10) 11)}

挙動

以下に否定項目についての各論を述べる。

4.3.2 対数残留応力—対数塑性ひずみ速度曲線上の屈曲の挙動

両対数残留応力—塑性ひずみ速度線図には、図12や図13のような、定説の根拠となった第一期・第二期リラクセーション挙動を示す典型的な曲線の存在はごくまれである。

図14にリラクセーション試験における対数残留応力—対数塑性ひずみ速度線図の例を示す^{10) 11)}。図14(a)は1Cr-0.5Mo-0.25V鋼・450°Cの場合であり、各全ひずみ ϵ_T における対数残留応力—対数塑性ひずみ速度関係は直線的で屈曲はみられない。図14(b)は12Cr-1Mo-1W-0.25V鋼・500°Cの場合であり、各 ϵ_T における関係には屈曲がみられ、2本の直線(折線)で表される。図14(c)は19Cr-9Ni-Mo-W-Nb鋼・650°Cの場合で、各 ϵ_T における関係には屈曲がみられ、2本の直線(折線)で表され、かつ屈曲後(低応力側)では ϵ_T 依存性はない。

筆者の研究¹¹⁾においては、ほとんどのデータは図14の(b)のような挙動のもので、屈曲後(低応力側)においてデータポイントがひとつにまとまっておらず、全ひずみの依存性があった。したがって、第二期リラクセーションにおいて、

塑性ひずみ速度はほぼ残留応力のみに依存するというのはごくまれなケースで、定説のひとつの根拠は否定される。

4.3.3 クリープひずみとリラクセーション塑性ひずみとの理論的対応

リラクセーションデータがクリープのどの領域(遷移, 定常, 加速)と対応するかを, クリープの変動応力問題において一般的に是とされているひずみ硬化理論によって図式的に検討した。

変動応力状態(ここでは階段状の応力増加)におけるクリープ曲線の理論的構成法を図15に示す。これは, 試験応力を応力 σ_1 でクリープした後に時間 t_1 において応力 σ_2 に増加した場合, 応力増加後のひずみ-時間関係がどんな挙動となるかを模式的に示したものである。図中の σ_2 の曲線は, 応力を σ_2 として変動せずに試験した場合のクリープ曲線である。

図中の時間 t_1 後の曲線において, ①で示す曲線がひずみ硬化理論によるものである。これは, 応力変動直後のひずみ硬化量が応力 σ_2 曲線上のA点のひずみに相当するとした考え方である。なお, ②は時間硬化理論の場合で, 応力変動直後のひずみ硬化量がB点のひずみに相当し, ③はひずみ-時間硬化説の場合で, 応力変動後のひずみ硬化量がC点のひずみに相当し, ④はRabotnovの理論の場合で, 変動直後のひずみ硬化量がD点のひずみに相当する。これらの理論をリラクセーション現象に応用するには, 応力変動が減少の場合を考えればよい。

ひずみ硬化理論に従ってクリープ曲線上をリラクセーシ

図15 階段状に応力を増加した場合の変動クリープ曲線(模式図)

ョン塑性ひずみがトレースする様子¹¹⁾(応力変動が減少の場合)を図16に示す。縦軸はクリープひずみ及び横軸はクリープ時間である。これは, 12Cr-1Mo-1W-0.25V鋼・600℃のデータを例としたものである。図中の太い点線, 破線, 実線が全ひずみ $\epsilon_T=0.25\%$, 0.20% , 0.15% , 0.10% で試験を行って得たリラクセーション塑性ひずみである。また, 各クリープ曲線には, 遷移領域(I), 定常領域(II), 加速領域(III)が示してある。

これらの塑性ひずみが, それぞれ試験応力の高いクリープ曲線から低いクリープ曲線へ渡って行く(クリープ試験応力 σ_0 , kgf/mm^2 : $26 \rightarrow 22 \rightarrow 16 \rightarrow 12 \rightarrow 9 \rightarrow 7 \rightarrow 5$)。その際, リラクセーション塑性ひずみがクリープ曲線のどの領域をトレースするかである。リラクセーション塑性ひずみ(第一期, 第二期リラクセーション領域のもの)は, 図をみてわかるようにこの例の場合, 各全ひずみで試験して得られたリラクセーション塑性ひずみは, すべて遷移クリープ領域をトレースしている。

定説を是とするならば, リラクセーション塑性ひずみは遷移クリープ領域と定常クリープをトレースしなければならないのにこれに反している。他の材料・試験温度における同様なひずみの図を求めたが, ほぼ同様な結果で, 第二期リラクセーションと定常クリープとは対応しないということが明らかであった。

このことを検証するために, 対数残留応力-対数塑性ひずみ速度曲線上の屈曲点における残留応力値(横軸)とクリープ曲線上をリラクセーション塑性ひずみがひずみ硬化理論に従ってトレースした場合に転移点を通過するときのクリープ応力 σ_0 の値(縦軸)との相関の例¹¹⁾を図17に示す。

45°の線上にデータポイントがあれば, 定説が正しいこと

図16 ひずみ硬化理論に従ってクリープ曲線上をリラクセーション塑性ひずみがトレースする様子¹¹⁾

図17 対数残留応力-対数塑性ひずみ速度曲線上の屈曲点における応力とクリープ曲線上の転移点における応力との相関¹¹⁾

になるが、データポイントは45°線上より右下の領域にあり、定説を肯定する結果ではない。右下領域は第二期リラクセーションに定常クリープ領域も対応するが、遷移クリープと加速クリープも含まれることを意味する。

対数残留応力-対数塑性ひずみ速度曲線上の屈曲点における試験応力とクリープ曲線上をリラクセーション塑性ひずみがひずみ硬化理論に従ってトレースした場合に転移点を通過するときの時間(トレースの累積時間)との相関を調べたところ、応力の場合と同様な結果であった。

以上のひずみ硬化理論を用いた応力及び時間に関するそれぞれの相関についての検討から、次のことが言える。第二期リラクセーションが遷移クリープに対応していることは間違いないが、第二期リラクセーションは遷移・定常・加速クリープの全領域に対応するので、定説は否定される。

4.3.4 第二期リラクセーション塑性ひずみ速度の応力依存性と定常クリープ速度の応力依存性との対応

第二期リラクセーションが定常クリープに対応するならば、第二期リラクセーションの塑性ひずみ速度の応力依存性が定常クリープ速度の応力依存性と同じになるはずである。

既掲図14の対数残留応力-対数塑性ひずみ速度線図¹⁰⁾中に、定常クリープ速度(最小クリープ速度)の応力依存性(破線)を塑性ひずみ速度の応力依存性(実線)とともに示してある。

図14(a)では両者(破線と実線)はまったく合っていない。ほとんどのデータがこのパターンである図14(b)でも両者は合っていない。

図14(c)のように、第二期リラクセーション領域で両者が良く合うのはごくまれなケース(対数残留応力-対数塑性ひずみ

図18 試験温度をパラメータにした対数残留応力-リラクセーション塑性ひずみ速度曲線の例(19Cr-9Ni-Mo-W-Nb鋼, 全ひずみ0.20%)¹¹⁾

図19 19Cr-9Ni-Mo-W-Nb鋼のリラクセーション塑性ひずみ速度のArrheniusプロット(全ひずみ0.20%)¹¹⁾

速度曲線も定説を肯定)であった。このように、定説を肯定する論拠はごくまれで、普遍性はなく、論拠は「葦の髄から天井のぞく」の類ではなかったと思われる。

4.3.5 リラクセーションにおける見掛けの活性化エネルギーの挙動

試験温度をパラメータにした対数残留応力(縦軸)-リラクセーション塑性ひずみ速度(横軸)曲線の例(19Cr-9Ni-Mo-W-Nb鋼, 全ひずみ0.20%)¹¹⁾を図18に示す。曲線は或る残留応力値において屈曲している。この図から屈曲前と屈曲後とに分け、所定の残留応力値をパラメータとしたArrheniusプロット[自然対数ひずみ速度(縦軸)-絶対温度の逆数(横軸)関係]を求めた¹¹⁾のが図19である。屈曲前と屈曲後とは、各直線の勾配が異なっていることがわかる。この図から、見掛けの活性化エネルギー(Q)を次のようにして求めた。

塑性ひずみ速度の温度依存性は一般にArrhenius型の式で表される。いま、絶対温度を T とし、Arrheniusプロットは所定の残留応力値をパラメータとして求めたので前出の式(3)の応力の変数 σ^n は一定であるからこの変数を省くと、塑性ひずみ速度 $\epsilon_{rate,p}$ は式(9)で表される。

$$\epsilon_{rate,p} = A \exp[-Q/(RT)] \quad (9)$$

図20 対数残留応力-対数塑性ひずみ速度曲線の屈曲の前と後における活性化エネルギー¹¹⁾

ここで、 R はガス定数(=1.987), A は定数である。式(9)に自然対数をとると、式(10)になる。

$$\ln \dot{\epsilon}_{rate, p} = \ln A - (Q/R) (1/T) \quad (10)$$

この関係を図19に適合させると、 Q/R がそれぞれの直線の勾配 α を表しているの、活性化エネルギー Q (kcal/mol)は、式(11)で求まる。

$$Q = 1.987\alpha \quad (11)$$

1Cr-0.5Mo-0.25V鋼、12Cr-1Mo-1W-0.25V鋼及び19Cr-9Ni-Mo-W-Nb鋼の各全ひずみにおける屈曲前と屈曲後の活性化エネルギー¹¹⁾を図20に示す。活性化エネルギーに対する全ひずみの依存性はなく、程度の差はあれ屈曲前(高応力側)に比べて屈曲後(低応力側)はその値が低下していることは明らかである(前掲図11における活性化エネルギーの応力依存性と整合)。

各種金属材料の見掛けの活性化エネルギーは、材料に大きな組織変化のない場合、遷移クリープ(屈曲前)と定常クリープ(屈曲後)ではほとんど差はないことを、Garofalo¹²⁾は実証している。これに反し、リラクセーションの活性化エネルギーは屈曲の前後で差があり、Garofaloの考えと合入れず、矛盾している。

4.4 第二期リラクセーション現象が生ずる原因の提案

筆者のこれまでに行ってきた「耐熱金属材料の長時間リラクセーション挙動の解明」に関する一連の研究において、

図21 リラクセーション曲線に屈曲が生じた例(19Cr-9Ni-Mo-W-Nb鋼, 650°C, 700°C)⁷⁾

一般に、リラクセーション曲線は高温長時間側で屈曲し、残留応力の低下速度が加速されることを示し、この原因は材料の試験中の組織変化であることを明らかにしている^{7) 13) 14)}。

対数残留応力-対数塑性ひずみ速度曲線に現れる屈曲も試験中の材料の組織変化と思われる、これを証明するための検討を行った。

リラクセーション曲線が高温長時間側で屈曲し、応力低下速度が加速する例⁷⁾を図21に示す。これは、19Cr-9Ni-Mo-W-Nb鋼(19-9DL鋼)の試験温度650°C及び700°Cの場合である。全ひずみ(0.10%~0.25%)の異なる各曲線は長時間側で屈曲している。この屈曲は、①マトリックスに固溶していたW, Mo, Crが試験中に炭化物として析出してしまい、マトリックス中に在るこれら元素の固溶量が減少して固溶強化が弱まり、②析出した $M_{23}C_6$ 炭化物が粗大化するとともに、 σ 相が析出する組織変化が起こったことが原因である。

図22に、対数残留応力-対数塑性ひずみ速度曲線における屈曲の時間(横軸)と組織変化の開始時間(縦軸)との相関(12Cr-1Mo-1W-0.25V鋼, 19Cr-9Ni-Mo-W-Nb鋼)を示す。この図において、全ひずみは0.10%~0.25%であり、黒塗りポイントは0.25%の場合である。両時間の相関は良い。このことから、屈曲は組織変化に対応していることがわかる。組織変化の著しい19Cr-9Ni-Mo-W-Nb鋼を、750°Cで525h時間効処理して、

図22 対数残留応力-対数塑性ひずみ速度曲線における屈曲の時間と組織変化の開始時間との相関¹¹⁾

あらかじめ組織変化を完全に起こさせた試験片を750℃でリラクセーション試験した結果が既掲の図18に示してある(○印, 点線)。このように既に組織変化を起こした材料はほぼ直線的で, 受け入れ材にみられるような屈曲は生じていない。

図20に示したように, 屈曲の前後で見掛けの活性化エネルギーに差が生じていたが, これは組織変化によるリラクセーションの律速機構の違いによるものであることを物語っている。

これらのことから, 第二期リラクセーションは組織変化によって生じたものであると言える。

5 応力増加リラクセーション現象の見落としと発見

5.1 緒言

リラクセーション現象は, 時間の経過とともに応力が減少するものと思っていた。ところが或る一連のリラクセーション試験において, 数10時間試験後にリラクセーション試験機の記録紙上で異常なデータプロットが記録されていることに気付いた(図23)。

何と! 応力が増加しているのである。これは, 試験の失敗で, 試験室温度(変動), 試験温度(降下)などの試験手法の不具合及び試験機の作動(不良), 精度(劣化)などの装置の不備に起因していると思い, これらについて精検した。しかし, データの異常の原因は掴めなかった。

そのため, 変なデータを発表し, 間違った解析をしてはいけないうえ, また同時に行っていた別テーマの研究を急がなければいけないこともあって, 約1年間この一連の試験を中止し, 使用していた試験機も手付かずにしておいた。しかし, 冷却期間を置いて考えてみると腑に落ちないことであったので, 思い直して再度試験を行うことにした。

5.2 マイナスリラクセーション現象

再度同じ試験条件で試験を行ったところ, 応力が増加する異常なデータが生じることは同じであった。試験機及び試験手法には間違いがないことを確認し, 試験を続行して図24のようなデータを得た^{15) 16)}。

これはSUS316鋼, 550℃の場合で, 全ひずみ0.20%及び0.10%のリラクセーション曲線において残留応力の上昇が現れている。負荷段階で大きく塑性域に入ってからリラクセーション試験に切り替えた全ひずみ0.53%の場合には残留応力の上昇は見られない。また, 600℃以上の温度でも残留応力の上昇は見られなかった。

この現象は, 図25及び図26に示すように, NCF800H鉄基超合金でも残留応力の上昇が現れている^{17) 18)}。全ひずみが小さい(600℃, 0.05%)場合に, 2段の上昇がみられるように, 上昇の挙動は複雑である。なお, 750℃・0.15%~0.25%で試験した場合は残留応力の上昇はほとんど見られなかった。

この現象は, 特異な現象ではあるが, 実は特定の試験条件で起こるリラクセーションのひとつの正しい実現象であることがわかった。そこでこの現象を, 応力が減少するのを正とみ, 増加するのを負とみて, 以後マイナスリラクセーションと呼ぶことにした。

図23 リラクセーション試験機レバー上の動分銅位置の時間経過に伴う変化(模式図)

図24 SUS316鋼の550℃におけるリラクセーション曲線上に現れた残留応力の上昇^{15) 16)}

図25 NCF800H鉄基超合金・600°Cのリラクゼーション曲線上に現れた残留応力の上昇^{17) 18)}

図26 NCF800H鉄基超合金・650°Cのリラクゼーション曲線上に現れた残留応力の上昇^{17) 18)}

5.3 マイナスリラクゼーション現象の成因

5.3.1 SUS316鋼・550°Cでマイナスリラクゼーションが起る原因

リラクゼーション試験に供したものと同一供試材について熱時効試験を行った結果得られた時間-温度-析出線図(TTT線図)¹⁵⁾を図27に示す。これは、熱時効を行った後の試験片から試料を切り出して、光学顕微鏡観察、透過電子顕微鏡観察、電解抽出残渣のX線回折分析、エネルギー分散分析を行い、析出物の種類を同定して得たものである。

この図から、時効状態での550°Cの組織変化は、 $M_{23}C_6$ 炭化物(○印)の析出に関係していることがわかる。

図28は、同じ熱時効材について550°Cにおける電解抽出残渣量の時間的変化を見たものである。残渣の中身はX線回折分析によりほとんど $M_{23}C_6$ 炭化物(ごく一部未固溶のTiN)で、この $M_{23}C_6$ 炭化物の量は、残留応力の増加が始まった時間にほぼ対応して増加している¹⁵⁾。図29は、同一材料の試料にビッカース硬度計を用いて圧痕を打ってマーキングし、それを550°Cで熱時効した後、マーキング間の寸法変化(ϵ_d)を測定したものである¹⁵⁾。これによると、寸法は時間の経過とともに減少しており、材料は縮小していることがわかる。

図27 リラクゼーション試験に供したSUS316鋼の時間-温度-析出線図¹⁵⁾

図28 SUS316鋼・550°C熱時効材の電解抽出残渣量の時間的変化¹⁵⁾

この縮小傾向は、時間に対して直線的であるが、 $M_{23}C_6$ 炭化物の析出量の増加傾向と対応している。

このことから、SUS316鋼・550°Cにおける残留応力の上昇は、 $M_{23}C_6$ 炭化物の析出に伴う「固溶炭素量の減少」による材料の縮み(dencification現象)が原因であると考えられる。

5.3.1 NCF800H鉄基超合金の600°C・650°Cでマイナスリラクゼーションが起る原因

NCF800H鉄基超合金(21Cr-32Ni-Ti-Al合金)は、本来 γ' 相[ガンマプライム, $Ni_3(Al, Ti)$]析出型合金であるが、本供試材の組成は0.35% Ti及び0.35% Alで、TiとAlの総量が γ' 相の現れる下限値に近いので γ' 相の析出がほとんどない組織のものである¹⁷⁾。したがって、dencificationは γ' 相の析出挙動とは関係なく、マトリックス(γ 相)からの $M_{23}C_6$ 炭化物の析出挙動に関係しており、成因の構図は、「組織変化($M_{23}C_6$ 炭化物の析出) $\Rightarrow$ マトリックス中の固溶炭素量の減少 $\Rightarrow$ 試験片のdencification $\Rightarrow$ 残留応力の増加」である。

図29 SUS316鋼の550℃熱時効材による寸法変化¹⁵⁾

NCF800H・600℃・650℃における $M_{23}C_6$ 炭化物の挙動に関しては、定量的な検討を600℃・全ひずみ0.20%の場合を例にとって行った。600℃熱時効材の電解抽出残渣量の時間的変化¹⁷⁾を図30に示す。定量的検討の手順は以下のとおりである。

- ① 残留応力は1,000hから7,000hまで上昇(図25を参照)していた。図30から求めた1,000h～7,000h間の残渣量の増加(図30を参照)：

$$1.29(\text{at } 1,000\text{h}) - 1.12(\text{at } 7,000\text{h}) = 0.17\%$$

- ② $M_{23}C_6$ に消費される固溶C量(Mは全量Crとする)：

$$0.17 \times [12.01 \times 6 / (52.00 \times 23 + 12.01 \times 6)] =$$

$$0.17 \times 0.057 = 0.0097\text{mass}\%$$

- ③ Cの固溶による γ 相の格子定数の増加率(N.Ridley¹⁹⁾)

$$0.0033\text{nm}/\text{C量mass}\%$$

- ④ 固溶C量の減少によるマトリックス(γ 相)の格子定数の減少：

$$0.0097 \times 0.0033 = 0.000032\text{nm}$$

- ⑤ 縮みに起因する応力増加の推定値(γ 相の格子定数を0.36nm, 縦弾性係数を150,000MPaとする)：

$$(0.000032/0.36) \times 150,000 = 13.3\text{MPa}$$

- ⑥ 1,000h～7,000h間の残留応力増加の実測値(図25より)：

$$111.0 - 97.5 = 13.5\text{MPa}$$

以上のように、縮みに起因する応力増加の推定値は13.3MPaと計算され、1,000h～7,000h間における残留応力増加の実測値13.5MPaにほぼ等しかった。このことから、残留応力の上昇は、 $M_{23}C_6$ 炭化物の析出挙動に関係していることは明らかである。

1 おわりに

以上、見聞・体験した過誤と発見について述べたが、これを、失敗はなるべくしないよう、また万一失敗しても気落ちしないで活路を見出すための参考にしてもらえれば幸いです。

なお、宇宙開発事業団の筑波宇宙センターに開設した材料講座において、講義資料として用いた「構造・材料の不

図30 NCF800H鉄基超合金・600℃熱時効材の電解抽出残渣量の時間的変化¹⁷⁾

具合が主原因となった大事故の例」に新たな例を追加し、「参考資料2」として末尾に掲載しておきます。

謝 辞

本記念号において寄稿の機会を与えて下さったばね論文集編集委員会 對馬一憲委員長をはじめ委員の諸氏に深く感謝申し上げます。また、熱電対誤結線に関する検証実験を行った物質・材料研究機構の宮崎秀子主任エンジニア及び種々お世話になった元共同研究者 大場敏夫主席エンジニアに深謝致します。

参考文献

- 1) 田中千秋, ばね論文集, No.44, (1999), 37.
- 2) 田中千秋, ばね技術研究会会報, No.362, Nov.2001.
- 3) 田中千秋, ばね技術研究会会報, No.399, Dec.2004.
- 4) JIS Z 8704-1993, 「温度測定方法—電気的方法」.
- 5) 新谷紀雄, 京野純郎, 田中秀雄, 村田正治, 横井 信, 鉄と鋼, 69 (1983), 1668.
- 6) JIS Z 2276-1975制定, 2000改正, 「金属材料の引張りラクセーション試験方法」.
- 7) 田中千秋, 大場敏夫, 郡 宗幸, 材料, 26 (1977), 221.
- 8) 平 修二編, 「金属材料の高温強度」, (1968), [養賢堂].
- 9) 平 修二, 鈴木房幸, 材料試験, 11 (1962), 169.
- 10) 大谷隆一, 駒井謙治郎 共編, 「環境・高温強度学」 (1984), p.196, 197, [オーム社].
- 11) 田中千秋, 材料, 28 (1979), 365.
- 12) F.Garofalo, 足立正雄訳, 「金属材料のクリープの基礎」, (1968), 87, [丸善].
- 13) C.Tanaka and T.Ohba, Trans.NRIM, 20-2, (1978), 138.

-
- 14) 田中千秋, 大場敏夫, 金属材料技術研究所 研究報告集, 1 (1980), 439.
 - 15) 大場敏夫, 八木晃一, 田中千秋, 久保 清, 材料, 36 (1987), 117.
 - 16) C.Tanaka, K.Yagi and T.Ohba, 「Residual Stress in Science and Technology」, Ed.by E.Macherauch and V.Hauk, Vol.2 (1987), 637, [DGM Informationsgesellschaft Verlag] .
 - 17) 大場敏夫, 金丸 修, 八木晃一, 田中千秋, 材料, 46 (1997), 19.
 - 18) T.Ohba, O.Kanemaru, K.yagi and C.Tanaka, Material Science Research International, Vol.3 (1997), 10.
 - 19) N.Ridley, H.Stuaut and L.Zwell, Trans.Metal.Soc. of AIME, 245 (1969), 1834.

参考資料1 リラクセーション塑性ひずみ速度の算出法

所定の残留応力におけるリラクセーション塑性ひずみ速度は、次のようにしてリラクセーション曲線より求める。
リラクセーション試験におけるひずみの平衡は、本文の式(1)及び式(2)のとおりである。

$$\varepsilon_T = \varepsilon_e + \varepsilon_p \quad (1)$$

$$\sigma_r = E \cdot \varepsilon_e \quad (2)$$

ここで、 ε_T は全ひずみ、 ε_e は弾性ひずみ、 ε_p は塑性(クリープ)ひずみ、 σ_r は残留応力及び E は試験温度における縦弾性係数であり、式(1)と(2)から次式(6)を得る。

$$\varepsilon_p = \varepsilon_T - (1/E) \cdot \sigma_r \quad (6)$$

この式(6)を微分するとリラクセーション塑性ひずみ速度($\varepsilon_{\text{rate},p}$)は、式(7)で表される。

$$\varepsilon_{\text{rate},p} = -(1/E) \cdot (d\sigma_r/dt) \quad (7)$$

式(7)を以下のように変形し、式(8)を得る。

$$\begin{aligned} d\sigma_r/dt &= [d\sigma_r/d(\log t)] \cdot [d(\log t)/dt] \\ &= [\log_{10} e/t] \cdot [d\sigma_r/d(\log t)] \\ &= [0.4343/t] \cdot [d\sigma_r/d(\log t)] \end{aligned}$$

$$\varepsilon_{\text{rate},p} = -[0.4343/(Et)] \cdot [d\sigma_r/d(\log t)] \quad (8)$$

$\varepsilon_{\text{rate},p}$ の値は、リラクセーション曲線($\log \sigma_r - \log t$ 線図)から、式(8)を用いて算出する。

算出法の模式図を以下に示す。なお、図中の $\dot{\sigma}$ は $d\sigma_r/dt$ 、 $\dot{\varepsilon}_p$ は $\varepsilon_{\text{rate},p}$ である。

$$\dot{\varepsilon}_p = -(0.434/Et) d\sigma/d(\log_{10} t)$$

参考資料2構造・材料の不具合が主原因となった大事故の例（1953年以降）

発生年月	発生国	事故等の状況	事故等の原因
1953年5月 昭和28年	イギリス	世界最初のジェット旅客機である英国航空の前身BOACの783便「デハビランド・コメット」が、離陸6分後に空中分解し、インド・ジャガログリ近郊に墜落	激しい風雨中、急激な機首上げによる過荷重に起因する昇降舵取り付け部支柱の破損、それに伴う両翼の破壊
1954年1月	イギリス	英国BOAC781便「デハビランド・コメット」が、離陸20分後に空中爆発して地中海エルバ島沖に墜落	海中へ水没したため、原因究明ができず、構造・材料が原因か、あるいは人的原因かは不詳
1954年4月	イギリス	南アフリカ航空201便「デハビランド・コメット」が、巡航高度へ上昇中に空中分解して墜落	離陸・着陸時における客室空気と圧の加圧と減圧の繰返しに起因する機体部材の疲労破壊

近代ジェット旅客機の開発に関し、続いて起こったこの3件の事故のために、イギリスはパイオニアとしての役目から降りるのを余儀なくされ、開発製造の主導権は、アメリカのボーイング社に取って代わられた。また、これらの事故は、設計思想にも影響を及ぼし、構造の一部が損傷しても全体の破壊に繋がらないような多重安全設計概念を取り入れた「フェールセーフ設計手法」が導入される契機となった。

1957年11月 昭和32年	イギリス	ストレート航空のブリストル170型機が、ニュージランド・クライストチャーチ上空で空中分解	右主翼の翼前桁底部支柱のボルト孔に発生したき裂の伝播による疲労破壊
1969年	アメリカ	アメリカ空軍ジェット戦闘機「F-111」が墜落	主翼の金具に発生した微視欠陥をき裂の発生を起点とする疲労破壊

この事故は、「フェールセーフ設計手法」を発展させ、破壊力学に基づく疲労き裂進展概念を考慮して新たに開発された「損傷許容設計手法」が軍用機へ採用される契機となった。

1974年 昭和49年	アメリカ	アメリカのTVA(Tennessee Valley Authority) ガラティン火力発電所で蒸気タービンが破壊	タービンロータ材中への不適切な不純物元素の混入による材料劣化に起因するクリープ破壊
1977年5月	ザンビア	デンエア航空の貨物便ボーイング707-320型機が、ザンビア・ルサカ空港へ進入中に墜落	右水平尾翼の桁の改修不良による疲労破壊

このボーイング707機の事故が、軍用機へ採用された「損傷許容設計手法」が民間航空機へも適用される契機となった。

1979年 昭和54年	アメリカ	ピットロックポイント原子力発電所沸騰水型軽水炉圧力容器から水漏れ	圧力容器底部の制御棒鞘管溶接部の溶接不良に起因するき裂発生による破損
1979年3月	アメリカ	東部ペンシルバニア州にあるスリーマイル島(TMI)原子力発電所の加圧水型軽水炉2号炉が冷却水不足によって炉心溶融、レベル5の「施設外へのリスクを伴う事故」に分類。史上2番目の重大な原発事故、原発安全神話の崩壊	事故原因は人為ミス、①補助給水系の出口弁閉鎖、②水量を誤認し緊急炉心冷却装置を早期に停止、③1次冷却水ポンプの不用意な停止。これに加え、機械の故障と設計ミスもあり、複合的な要因も副次的に指摘されている

1980年代に入ると、第2次世界大戦後の産業経済の発展に伴って増強した各種の設備・装置・機器が設計寿命を迎え、以降、世界的に使用部材の経年劣化・損傷が顕在化する。また、技術的な安全性・信頼性の向上・確立は今だ果たせず、過誤的な不具合による大事故の発生が顕著となる。

1981年8月 昭和56年	台湾	遠東航空の中古ボーイング737型機が墜落	機体部材が経年劣化・損傷し、腐食と疲労により破壊→経年劣化・損傷の顕在化
1982年2月	カナダ	ニューファンドランド沖の洋上石油掘削リグが倒壊	構造体の総合的強度が経年低下し、暴風雨による過大荷重により崩壊
1982年3月	日本	鹿島石油・鹿島製油所の脱硫装置が配管ねじ接続部からの水素漏れで爆発	配管接続ねじの経年劣化によるねじ締結力の低下(応力リラクセーション)
1982年12月	ベネズエラ	火力発電所の重油タンクが、配管フランジ締結部からのオイル漏れで爆発	フランジ締付けボルトの経年劣化による応力リラクセーションの増大

発生年月	発生国	事故等の状況	事故等の原因
1983年11月	スペイン	アビアンカ航空のジャンボ旅客機ボーイング747型機が、マドリードで墜落	ジャンボ旅客機の初めての墜落事故、原因は不詳
1984年12月	インド	ボパールのユニオンカーバイド・インド社の化学工場で、有毒なイソシアン酸メチルが噴出、死傷者多数	化学合成装置用バルブの経年劣化による機能不良
1985年8月 昭和60年	日本	日本航空のジャンボ旅客機ボーイング747型機が、群馬県上野村御巢鷹山に墜落	機体後部圧力隔壁の損傷部修理不良に起因する疲労破壊
1986年1月 昭和61年	アメリカ	NASAのスペースシャトル・チャレンジャー51-L号機が、10回目の飛行のため打上げられた後73秒で、漏れた燃料へのエンジン燃焼ガスの引火により爆発。搭乗員7名全員が死亡。	補助エンジンへの液体燃料供給器接合部の因高分子材料製Oリングが低温暴露で結露し、硬化(劣化)が起こって燃料漏れが発生し、引火
1986年4月	ソ連	旧ソ連ウクライナ共和国のチェルノブイリ原子力発電所4号炉(黒鉛型軽水炉)の炉心がメルトダウン。黒鉛の一部が飛散し、原子炉建屋が破壊。 大量の放射性物質が環境へ放出、レベル7の「深刻な事故」に分類、史上1番の重大な原発事故。世界が震撼	事故原因として、安全対策の不備、運転員の安全規則違反による人為的ミス、 人為的ミスを誘発する構造的な問題として、黒鉛型軽水炉に固有な低出力時の炉運転上の不安定性が指摘されている
1987年7月	アメリカ	ノースアンナ原子力発電所の加圧水型軽水炉1号機が稼働停止	蒸気発生器一次冷却系熱交換器用伝熱管の破壊
1988年4月	アメリカ	アロハ航空ボーイング737型機のコックピット後方胴体の一部が、ハワイ・マウイ島上空7,200m付近で吹き飛ぶ	胴体板の接合に使用するスクリムクロスが、水分吸着と劣化に起因して生じた剥離による胴体破壊

戦後復興し、経済発展を成した我が国は、科学技術・工業も
或る分野では一流国に比肩し得る豊満のところまできた。先頭
に立てば、失敗は身に振り掛るのは当然であり、残念ながら我
が国の事故は世界の重大事故の仲間入りをする。

1989年1月 平成1年	日本	東京電力・福島第2原子力発電所の沸騰水型軽水炉3号機が稼働停止	再循環ポンプの動翼が疲労破壊したことによるポンプ本体の破壊
1989年6月	ソ連	巡航ミサイル搭載原子力潜水艦の原子炉冷却装置が停止して運転不能	蒸気発生器一次冷却装置用配管の破壊
1991年2月	日本	関西電力・美浜原子力発電所の加圧水型軽水炉2号機が運転不能	蒸気発生器の熱交換器用伝熱細管の破断
1992年10月	オランダ	イスラエル・エルアル航空のボーイング747大型貨物機が墜落	エンジン取付け部品の経年劣化による破年損
1992年10月	日本	富士石油 袖ヶ浦製油所の石油精製装置が爆発	減圧軽油水素化脱硫装置の熱交換器の経劣化による破壊
1994年8月 平成6年	日本	宇宙開発事業団のH-IIロケット2号機で打上げた技術試験衛星「きく6号」が予定の静止軌道へ投入できず。 宇宙開発事業団の研究開発体制の総点検が求められる	衛星アポジ(遠地点軌道へ打上げ用)エンジンの燃料噴射調節弁が、打上げ時の衝撃振動によりばね軸が湾曲し、ばねのガイドポストに過度に食い込み、固着を生じ、それに起因する調整弁の動作不良
1995年12月	日本	動力炉核燃料開発事業団の高速増殖原型炉「もんじゅ」(熱出力714MW)において、2次主冷却系(中間熱交換器によってナトリウムに発生熱を伝える系)伝熱管の温度計取付け箇所からナトリウムが漏洩。 漏洩したナトリウムにより床ライナに貫通穴が生じる損傷	ナトリウムの漏洩：伝熱管に取り付けられた熱伝対鞘管の形状不適切に起因(応力集中)し、ナトリウム流力振動による高サイクル疲労破壊。 床ライナの損傷：ナトリウムと鉄の界面反応による速い速度(空気中の酸素が反応を著しく促進)の腐食
1996年7月	アメリカ	トランスワールド航空のボーイング747型機がニューヨーク沖に墜落	機体部品の経年劣化・損傷
1998年2月	日本	宇宙開発事業団のH-IIロケット5号機によって打上げられた通信放送技術衛星「かけはし」が予定静止軌道へ投入できず。 衛星の太陽電池パドルが展開後収納不能	衛星の静止軌道への投入失敗：ロケット第2段エンジンの推力不足。 パドル収納失敗：ポリイミドフィルム製ブランクパネルの剛性不足による逆折れ

発生年月	発生国	事故等の状況	事故等の原因
1999年9月 平成11年	日本	ウラン燃料加工会社JCOのウラン加工施設において「臨界事故」が発生。 放射能が漏洩し、被曝した職員5名が死亡。あわや超重大事故になることが危ぶまれた。 後に事故のレベル5「施設外へのリスクを伴う事故」に格上げ分類される。上2番目に重大なスリーマイル島事故と同レベル。	ウラン235を含むウランの硝酸化合物溶液製造における「ウラン溶液」→「貯塔」→「沈殿槽」→「輸送用円筒容器詰め」工程のうち「貯塔」を省略し、ウラン溶液を「バケツ」で沈殿槽に運んだことによる溶液濃度不均一（ウラン高濃度域出現）に起因する連鎖反応の発生。工程不履行（人為ミス）。
1999年11月	日本	宇宙開発事業団のH-IIロケット8号機（運輸多目的衛星の打上げ用）が、打ち上げ直後、第1段エンジンLE-7の異常停止のために指令破壊（打上げ238.5秒後）される。ロケット本体は小笠原諸島近海の海底3000mに沈下	深海底に沈んだ機体回収残骸の解析から、LE-7エンジンの液体水素ターボポンプ・インデューサ（FTP、入口動翼）が、流体キャビテーションと入口圧力変動によって疲労破壊したことが判明
2000年7月	フランス	エールフランスの高音速旅客機コンコルドがシャルル・ドゴール空港を離陸直後に墜落	滑走中、車輪がパンクし、それによるタイヤの破片の飛散に起因する燃料タンクの破壊
2001年11月	日本	中部電力・浜岡原子力発電所の沸騰水型軽水炉1号機が、2つの不具合（高温蒸気用配管のバーストおよび炉心圧力容器からの水漏れ）により運転不能	配管のバースト：熱疲労又はウォーターハンマー現象、はた又これらの複合か？ 水漏れ：容器底部の制御棒鞘管溶接部の溶接不良によるき裂発生
2003年2月	アメリカ	スペースシャトル「コロンビア号」が、ケネディ宇宙センターに帰還のため大気圏に突入16分後、空中分解。搭乗員7名全員が死亡。 打ち上げ時に燃料タンクの断熱材が剥がれ、シャトル左翼に衝突	断熱材の衝突により、翼前縁部を覆う炭素強化複合材（RCC）パネルを結合するために差し込まれたT字形RCC部品が脱落。 その隙間から大気圏突入時に発生した高温ガスが侵入。侵入した高温ガスが左主脚格納庫に流入して破壊
2003年11月	日本	宇宙開発事業団のH-IIAロケット6号機の打上げが、大型補助ロケットを分離できず失敗。 開発・製造費1千億円をかけた情報収集衛星2基を失う。	補助ロケットのノズルに穴があき、高温の燃焼ガスが噴出し、補助ロケットを分離するための導火線を切断。ノズルに穴があいたのは、ノズルを構成する炭素繊維強化プラスチック製断熱材の層間剥離が主原因
2004年8月	日本	関西電力美浜原子力発電所3号機（加圧水型軽水炉）の2次系配管がバースト。 噴出した蒸気（約150℃）で5人死亡、6人負傷。 国内最悪の原子力施設での事故	運転開始から28年間使用した2次系配管（直径55.6mm、肉厚10mm）の水量測定装置近傍の内壁部位が乱流に起因する管厚の減肉が原因
2004年8月 平成16年	日本	相馬共同火力発電新地発電所2号機の給水加熱器ドレン配管が破裂し、タービンフロア内に高温高圧の蒸気が漏洩	美浜原子力発電所3号機と同様の配管の径年（運転開始から9年目の設計寿命に満たない期間）による減肉（10.3mm→1.4mm）

注）斜体文字で記した事故は構造・材料の不具合が主因ではないが、重大事故であるので、参考のために記載した。