

特集：溶接部の疲労**大型液化水素タンクにおける低サイクル疲労**東京大学大学院
川 畑 友 弥**1. 低サイクル疲労特性と鋼構造エンジニアリングでの取り扱い**

編集部から、エネルギー分野などで重要となる極低温下での低サイクル疲労特性やその特徴について整理した記事を執筆してほしいと寄稿依頼を受けた。広範な読者に益となる記事構成として、まず基礎的事象を理解いただき、そのうえで最近著者が取り組んでいる極低温環境における特性評価の最前線について紹介する二段構成とすることとした。本章では、当該分野の技術者が常識的に持っている知識を吸収いただくため、これまでの低サイクル疲労の技術・研究の歴史を振り返る。

1.1 平滑材の低サイクル疲労

一般に 10^5 回程度以上の繰り返し数で破断する場合を高サイクル疲労と呼ぶのに対して、それ以下の場合を低サイクル疲労と呼ぶ¹⁾。低サイクル疲労の場合、弾性変形に比べて塑性変形の占める割合が大きい場合が多いため、塑性疲労と称されることもある。実用構造物では、構造全体が塑性変形することは稀であるが、応力・ひずみ集中部においてこのような低サイクル疲労を生じる場合が多い。本節では金属の疲労破壊ならびに平滑材低サイクル疲労試験について基礎的事項を整理する。

1.1.1 耐疲労設計に関するいくつかの考え方

使用環境などから疲労損傷により構造物の健全性が損なわれることを想定する。このようなケースでの設計手法は、大きく2つに分類することができる。1つは平滑試験片に対して応力あるいはひずみ振幅制御で繰り返し変形を与え、試験片が破断するまでに要する繰り返し数を求める試験により求めた「材料の疲労特性」に基づくものである。構造物の運転状況から負荷応力・ひずみを何らかの方法で算定した情報をベースに判定を行う。本思想は亀裂を含まない材料が疲労亀裂を生じ、最終的に疲労破壊するまでの全寿命を問題とする。一定応力振幅条件に関連するのが $S-N$ (応力振幅-繰り返し数) 曲線、一定ひずみ振幅条件に関連するのが Coffin-Manson 則である^{2),3)}。これらの方法により得られる疲労寿命は疲労亀裂の発生とそれが成長する両方の過程を含んでおり、亀裂発生までの繰り返し数が全寿命の90%近くを占める場合もある⁴⁾。したがって、繰り返し応力、繰り返しひずみに基づくこのような方法は、疲労亀裂発生に重きを置いた設計思想とも言える。

もう1つは、構造物には不可避免的に欠陥(亀裂)を含んでいるという前提のもと、破壊力学的手法を用いて亀裂の成長を解析することによって材料の寿命を取り扱うものである。通常、非破壊検査等で検出可能な欠陥寸法を基準として初期亀裂長さを規定し疲労亀裂進展する場合において、臨界長さ(破壊靱性値等を基準として決定)まで成長するのに必要な繰り返し数を有効な疲労寿命として定義する。このような寿命推定の根拠となるのが、破壊力学試験片を用いて行った疲労亀裂成長試験から得られる線形累積損傷則(マイナー則)である⁵⁾。この方法は損傷許容設計と呼ばれ、疲労破壊が

特に問題となる原子力発電関連設備や航空機、船舶の設計基準として広く用いられている。

1.1.2 応力・ひずみパラメーターと寿命線図

図1に低サイクル疲労における典型的な繰り返し応力-ひずみ曲線（直前負荷履歴に依存し往路と復路が異なる定常プロセスであるため、ヒステリシスループと呼ぶ場合がある）を模式的に示す。このヒステリシスループにおける主な応力およびひずみのパラメーターは、 σ_m ：平均応力、 σ_a ：応力振幅、 $\Delta\sigma (=2\sigma_a)$ ：応力範囲、 ϵ_m ：平均ひずみ、 ϵ_a ：ひずみ振幅、 ϵ_{pa} ：塑性ひずみ振幅、 ϵ_{ea} ：弾性ひずみ振幅、 $\Delta\epsilon (=2\epsilon_a)$ ：全ひずみ範囲である。なお、全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon$ 、塑性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_p (=2\epsilon_{pa})$ 、弾性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_e (=2\epsilon_{ea})$ 、および応力範囲 $\Delta\sigma$ の諸量の間には（1）式のような関係がある。

$$\Delta\epsilon = \Delta\epsilon_e + \Delta\epsilon_p, \quad \Delta\epsilon_e = \frac{\Delta\sigma}{E} \quad (1)$$

ここで、 E はヤング率である。

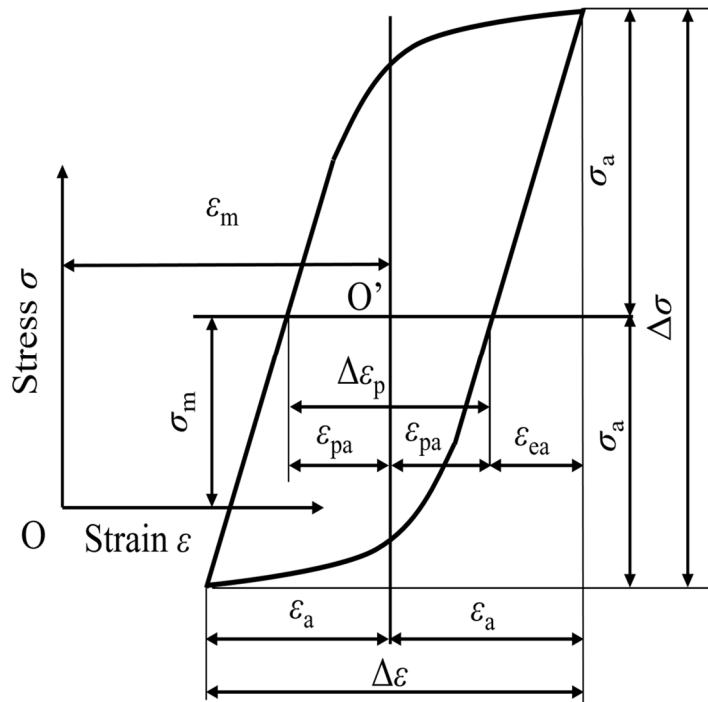


図1 応力ひずみ関係と疲労解析に用いる変数

また、図2には、中炭素鋼 S35C における低サイクル疲労による破損までの繰り返し回数をひずみ範囲により整理した例を示す⁶⁾。同図には、全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon$ 、塑性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_p$ 、および弾性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_e$ のそれぞれに対する疲労寿命 N_f の関係を示している。低サイクル疲労は、その寿命において塑性ひずみ範囲（ $\Delta\epsilon_p$ ・□印）が弾性ひずみ範囲（ $\Delta\epsilon_e$ ・△印）よりも支配的になる領域と考えるも良いだろう。この考え方に基づく高サイクルと、低サイクルとの境界は材料によって異なるが、通常の金属材料では寿命が $10^3 \sim 10^4$ 程度である。

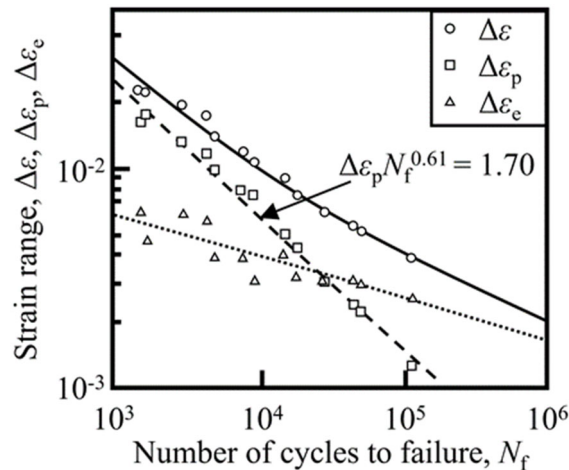


図2 疲労寿命とひずみ範囲の関係⁶⁾

1.1.3 低サイクル疲労における寿命式

低サイクル疲労寿命 N_f は塑性ひずみ範囲 $\Delta\varepsilon_p$ と密接に関連し、両者の関係は図2に示したように両対数グラフにおいて直線で近似できることが、1950年代に Coffin と Manson によりそれぞれ独立に提唱された^{2),3)}。この関係は、Coffin-Manson 則と通称されており、(2)式のように表される。

$$\Delta\varepsilon_p \cdot N_f^\alpha = C \quad (2)$$

ここで、 C の値は材料の引張試験で得られる破断ひずみ ε_f と相関があり、 ε_f と $\varepsilon_f/2$ の間の値をとることが多い。なお、 α は材料にほとんど依存せず、その値は0.5~0.6となることが知られている。一方、実機においてひずみゲージなどを用いて実測されるのは塑性ひずみ範囲ではなく、全ひずみ範囲 $\Delta\varepsilon$ であることの方が多い。したがって、実機上は塑性ひずみ範囲に基づく寿命則よりも全ひずみに基づく寿命則の方が便利な場合もある。しかし、塑性ひずみ範囲が弾性ひずみ範囲より十分大きい $\Delta\varepsilon_p \gg \Delta\varepsilon_e$ となるような寿命領域では、(2)式において $\Delta\varepsilon_p$ の代わりに $\Delta\varepsilon$ をとってもあまり大きな誤差を生じず、むしろひずみ範囲を大きく見積もることになるので安全側に寿命を推定できる。

このほか、Langer⁷⁾は、(2)式と、(3)式において $\alpha=1/2$ 、 $C=\varepsilon_f/2$ とした(4)式を組み合わせることで、(5)式のような疲労寿命関係式を導いた。

$$\frac{E\Delta\varepsilon}{2} = \frac{E\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{E\Delta\varepsilon_p}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2} + \frac{E\Delta\varepsilon_p}{2} \quad (3)$$

$$\Delta\varepsilon_p \cdot N_f^{1/2} = \frac{\varepsilon_f}{2} \quad (4)$$

$$\frac{E\Delta\varepsilon}{2} = \frac{E}{4} N_f^{-1/2} \varepsilon_f + \frac{\Delta\sigma}{2} \quad (5)$$

さらに、 $\log(\Delta\varepsilon_e) - \log(N_f)$ 関係および $\log(\Delta\varepsilon_p) - \log(N_f)$ 関係における勾配がほとんどの材料においてそれぞれほぼ-0.12、-0.6となるという試験事実に基づいた共通勾配法を用いて、Mansonは(6)式

で表される寿命則を提案した⁸⁾。

$$\Delta \varepsilon = \frac{3.5\sigma_B}{E} N_f^{-0.12} + \varepsilon_f^{0.6} N_f^{-0.6} \quad (6)$$

ここで、 σ_B は引張強さ、 ε_f は破断ひずみである。この方法の特徴は、引張試験によって得られる機械的性質、すなわちヤング率、引張強さおよび破断ひずみのみを用いて疲労寿命曲線を決定できることである。

1.2 変動振幅応力のカウント法と寿命予測

実際の地震や波浪などの外力は、負荷外力は振幅が一定ではない。この観点を考えるとランダムに負荷する実働荷重負荷時の事象をどのように考慮するかが重要になる。つまり、実働応力波形から疲労強度を支配する特性因子を抽出し、応力・ひずみ頻度分布を考える必要がある。このような影響因子の抽出は応力波形のカウント法と呼ばれている。波形計数法に関しては ASTM E1049 に規格化されている。このうち代表的なものには①ピーク法および全ピーク法、②レインフロー法、③レベルクロッシング法、④レンジ法、⑤レンジペア法がある。ここでは、これらの取り扱いの詳細説明は割愛する。

つぎに、変動振幅応力における疲労寿命を、一定振幅試験で得られる S-N 曲線から推定する方法について説明する。複数の応力振幅レベル $\sigma_{a1}, \sigma_{a2}, \dots, \sigma_{ai}, \dots$ の応力振幅がそれぞれ単独で繰り返し負荷されたときの疲労寿命を図 3 に示すように、 $N_1, N_2, \dots, N_i, \dots$ とする。応力レベルが疲労限度以下のものは寿命が無限大と考える。線形累積損傷則は、それぞれの応力振幅レベルが $n_1, n_2, \dots, n_i, \dots$ 回負荷されたとき、各応力振幅により生じる疲労損傷は繰り返し数比 $n_1/N_{f,1}, n_2/N_{f,2}, \dots, n_i/N_{f,i}, \dots$ の線形和でもって累積損傷値 D を定義し、この値が 1 になったときに破壊が生じると考えるものである。(7) 式で表現できる。この関係は発案者の名前を採りマイナー則とも呼ばれている⁵⁾。

$$D = \sum n_i / N_{f,i} = 1 \quad (7)$$

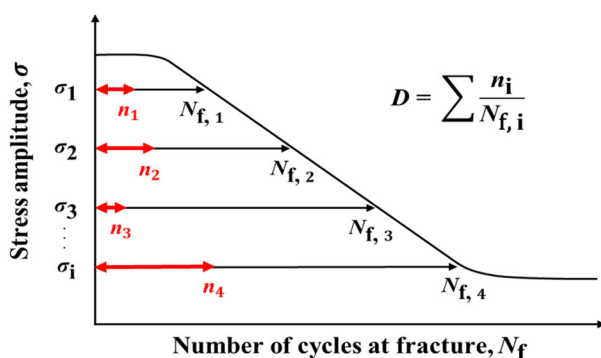


図 3 マイナー則

考慮されている応力振幅レベルがすべて疲労限度以上で、各レベルの応力の繰り返し数が比較的小さく、応力振幅の変動範囲も狭く周期的に繰り返し変動が起こる場合には、破断時の損傷値 D は比較的 1 に近くなる。しかしながら、1 回だけ応力振幅を変化させるような変動回数の少ない場合には、高・低応力振幅の負荷順序により破断時の D の値が異なることが知られている。一般的には低→高の負荷順序で D は 1 より大きく、高→低の負荷順序で 1 より小さくなり、条件によっては 0.1~20 程度の値をとる場合もある。マイナー則では疲労損傷への応力負荷相互作用の影響はないものと取り扱っているが、各応力振幅での疲労損傷は必ずしも独立ではなく、累積疲労損傷則は成り立たない場合もある。したがって、修正マイナー則や Corten-Dolan の方法⁹⁾、Haibach の方法¹⁰⁾ により修正を行うか、累積疲労損傷則で疲労損傷を見積もり損傷度 D の値を適当に修正して用いることもある。

1.3 低サイクル疲労における破壊力学の適用

1960 年代初期に、Paris らにより破壊力学が疲労による亀裂成長を表すために有用であることが提唱された^{11,12)}。小規模降伏の下では、亀裂先端近傍の応力・ひずみの変化幅は応力拡大係数の変化幅である応力拡大係数範囲 ΔK と 1 対 1 で対応付けられる。大規模降伏条件では除荷域が無視できないが、繰り返し応力-ひずみ関係が安定している場合は、亀裂開口点を基準とする亀裂先端近傍の応力・ひずみの変化幅が J 積分範囲 ΔJ もしくは CTOD 範囲 $\Delta CTOD$ と対応付けられる。したがって、疲労亀裂進展に対応するパラメータとして、小規模降伏が成立する範囲では ΔK が、大規模降伏が成立する範囲では ΔJ もしくは $\Delta CTOD$ が用いられることが多いようである。しかし、この分野には、亀裂閉口効果、変動振幅荷重、大規模塑性、微小亀裂など、未解決の点が多く存在する。そこで本節では、特に低サイクル疲労亀裂進展と破壊力学パラメータ、亀裂閉口効果の関係に焦点を絞って解説する。

1.3.1 低サイクル疲労における亀裂進展速度と破壊力学パラメータ

亀裂先端状態が応力拡大係数のような単一荷重パラメータで一義的に定義されることを、破壊力学の相似性と呼び、破壊力学の応用における理論的基礎となる。亀裂先端において塑性域は極めて小さく、形状や荷重様式が理想的な K 値支配場をもたらしている状況であり、応力比が同一であるならば、荷重レベルの異なる 2 つの構造体があったとしても両者の亀裂進展速度は純粋に K 値で記述できる。幾つかの単純化のための仮定を置けば、この時の亀裂進展速度 da/dN は (8) 式のように表される。

$$\frac{da}{dN} = f_1(\Delta K, R) \quad (8)$$

ここで、 ΔK は $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ で表す。 R は応力比と呼ばれ、 $R = K_{\max}/K_{\min}$ で表す。

しかし、疲労中に過大塑性が生じると、破壊力学の相似性は成立しなくなる。これは、このような場合には K がもはや亀裂先端状態を表さないためである。大規模降伏を伴う疲労には、多くの研究者が J 積分を応用した^{13,14)}。彼らは、 ΔJ を用いて (9) 式を仮定した。

$$\frac{da}{dN} = f_2(\Delta J, R) \quad (9)$$

1.3.2 亀裂閉口効果が及ぼす亀裂進展速度への影響

1970年代以前には、亀裂は引張力を受けると開口し、引張力が除かれると閉口すると考えられていた。しかし、疲労亀裂は引張力を完全に除く前に閉口することが Elber によって実験的に確認された¹⁵⁾。Elber はアルミニウム合金の実験から亀裂閉口を実測し、疲労亀裂進展に実際に関与しているのは亀裂が閉口している状態での K の変動範囲であるとした。これを (10) 式のように有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} として定義し、亀裂進展速度 da/dN を (11) 式のように ΔK_{eff} で整理すると応力比 R に影響されないことを見出した。

$$\Delta K_{\text{eff}} = K_{\text{max}} - K_{\text{op}} \quad (10)$$

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{\text{eff}})^m \quad (11)$$

ここで、 K_{op} は亀裂開口時の K 、 C および m は実験定数である。最も広く用いられている背面ひずみ除荷弾性コンプライアンス法によって亀裂閉口を実測し、 da/dN - ΔK_{eff} の関係を求めた結果を図 4 に示す。有効応力拡大係数範囲を用いることで微視組織や応力比の影響はほとんど消失していることがわかる。言い換えれば、亀裂進展特性に対するこれらの影響因子は、亀裂閉口に影響を及ぼしているのであり、 ΔK_{eff} で評価された本質的な亀裂進展特性には影響を及ぼさない¹⁶⁾。

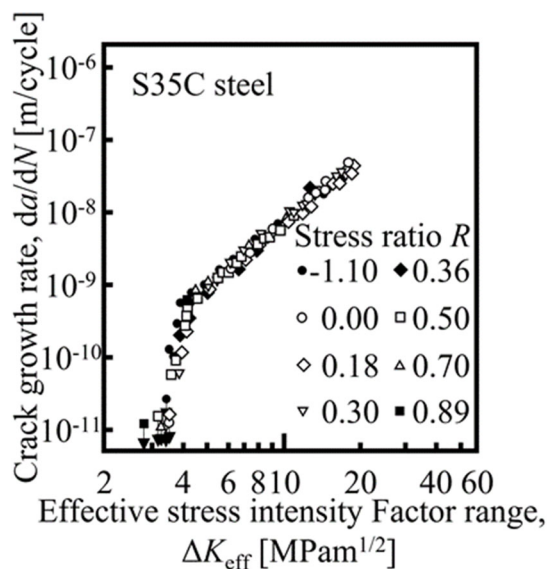


図 4 S35C の疲労亀裂進展挙動に及ぼす応力比の影響¹⁶⁾

また、弾塑性状態下においても、(12) 式のように有効 J 積分範囲を用いることで亀裂進展速度を高精度に記述できることが知られている。

$$\frac{da}{dN} = C'(\Delta J_{\text{eff}})^{m'} \quad (12)$$

C' , m' はそれぞれ実験定数である。 ΔJ_{eff} については、繰り返し荷重-変位曲線から求めることができる。図 5¹⁷⁾ 中 (a) のように亀裂閉口効果がない時には、荷重 P_{\min} と P_{\max} の間で繰り返し荷重を受けると荷重線変位が V_{\min} と V_{\max} になるため、 ΔJ は (13) 式で与えられる。一方、亀裂閉口効果が生じた際には同図 (b) のような荷重変位曲線となる。一方、亀裂が P_{cl} と V_{cl} で閉じると仮定すれば、 ΔJ_{eff} は (14) 式で与えられる。

$$\Delta J = \frac{\eta}{Bb} \int_0^{\Delta V} \Delta P d(\Delta V) = \frac{\eta}{Bb} \int_{V_{\min}}^{V_{\max}} (P_{\max} - P_{\min}) dV \quad (13)$$

$$\Delta J_{\text{eff}} = \frac{\eta}{Bb} \int_{V_{cl}}^{V_{\max}} (P - P_{\min}) dV \quad (14)$$

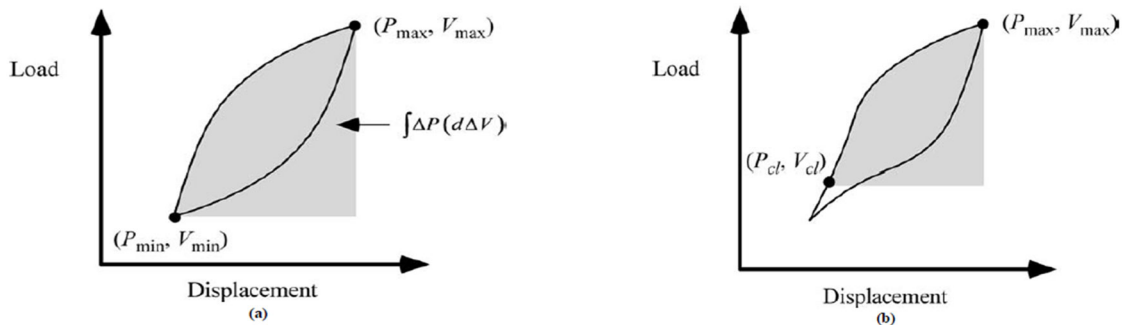


図 5 大規模降伏条件下における疲労繰返し荷重変位関係：(a)亀裂閉口なし、(b)亀裂閉口あり¹⁷⁾

ここで、 η は無次元定数であり、コンパクト試験片では $2 + 0.522b_0/W$ (b_0 :初期リガメント長さ、 W :荷重線から試験片端部までの幅)、 B は試験片板厚、 b はリガメント長さである。また、図 6 には弾塑性状態下での微小亀裂と長い亀裂の双方に対する亀裂進展速度と有効 CTOD 範囲の関係を示している¹⁸⁾。このように、亀裂進展速度に対して $\Delta CTOD_{\text{eff}}$ もよい相関を示すことが明らかとなっている。

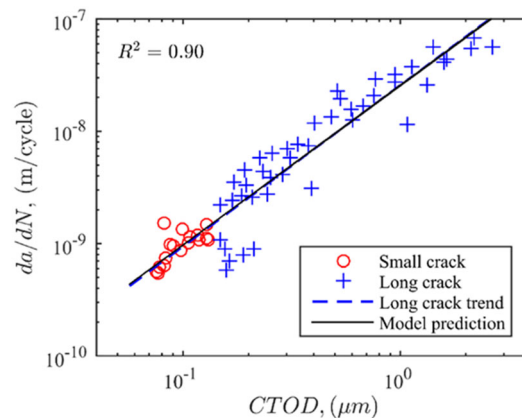


図 6 $\Delta CTOD$ と疲労亀裂進展速度の関係¹⁸⁾

2. 大型液化水素貯槽適合材料評価の中での低サイクル疲労特性評価例

2.1 水素社会への変革と液化水素の利用拡大

2017 年の「水素基本戦略」発表以来、日本のみならず各国において「水素」をエネルギーの柱とする方策の普及・具現化に向けた取り組みが強化されてきた。また 2020 年末の「グリーン成長戦略」によりその勢いがさらに加速され、2020 年現在の年間 200 万 t 規模の水素利用を、「2030 年には 1.5 倍に引き上げた年間 300 万 t、2050 年には 2,000 万 t とする」、との目標が掲げられている¹⁹⁾。

水素は二次エネルギーであり、様々な資源から様々な用途へ向かって製造・輸送・供給されることから、その輸送方法も圧縮・液化・有機化合物・アンモニア・金属吸着などがあり、適材適所での選択実装が進んでいくとみられる。一方で将来的な水素の本格利用に向けては、一次エネルギー資源の豊富な国で大量に水素を製造し、国内に持ち込むエネルギーサプライチェーンの確立が必要である。大量輸送に適した方法としては液化水素、有機化合物、アンモニア等があるが、中でも直接利用可能な液化水素による輸送は現段階での利用拡大に向けて有力な手法である。

液化水素の運搬に関しては大規模輸送船が計画されており、実用化に向けて開発が進んでいる。一方で陸上げのための液化水素貯槽としては少なくとも 5 万 m³級の貯槽建設が必要である。また、現在宇宙分野で用いられている球形貯槽の大型化については製造面、コスト面などから 3000 m³級が限界であり、5 万 m³以上の貯槽の大型化については、LNG 貯槽で実績のある平底円筒型貯槽の新規設計が緊急課題となっている。

一方で LNG に比べて液化水素の温度は約 90°C 低く、使用する材料の低温靱性、断熱性の確保に注意が必要である。かつ内容物が液体水素に代わることから、水素脆性の影響も考慮しなければならない。こういった新たな用途に適した材料の選択に迫られている。候補材料としてはこれまで球形貯槽に用いられてきた優れた低温靱性、および耐水素脆化感受性を有する SUS316L 等のオーステナイト系ステンレス鋼が挙げられるが、極低温状態で地震等によるひずみが増加した場合、マルテンサイト変態を生じて低温靱性や耐水素脆化特性が低下する可能性がある。また溶接金属中の高温割れを防止するために溶接材料の Cr 当量を上げて δ フェライトが生成するように成分設計されており、δ フェライトが低温靱性や耐水素脆化特性に及ぼす定量的な影響も併せて明らかにしていく必要がある。

さて、液体水素を扱った事例は 100 年以上の歴史があり、振り返ってみたい。そもそも水素の液化は Dewar が、ジュール・トムソン効果を利用し開発したガス冷却技術により、1895 年に生成したのが最初である。後に、彼はより大きな施設を建設し、1898 年に液体水素を大量に生産することができた。それ以来、さまざまな科学的、工学的用途に利用されてきた。液体水素が特に産業面で注目されたのは宇宙分野である。水素は比推力が高くロケットの推進剤として使用されてきた。このニーズにより広範な設備と低温技術の劇的な進歩、および大量の可燃性液化ガスの取り扱いにつながった。また、1973 年の石油危機は、全地球規模で石油に依存しないエネルギー政策の議論を巻き起こした。この時には航空機に対し燃料として水素を使用する検討が開始され、我が国でも水素を大規模に貯蔵できる容器として使用可能な材料を探索するためのプロジェクトが政府主導で開始された。これらのプロジェクトは、「サンシャインプロジェクト」、「ムーンライトプロジェクト」、「WE-NET プロジェクト」と継続した。これらの歴史の中で、容器用材料としては、ステンレス鋼、アルミニウム合金、チタン合金が主に使用されてきた。

現在、個別分野ではなく社会全体のエネルギーとして水素が検討されていることを考慮すれば、その貯槽規模は今後も拡大することが想定され、容器用材料にはより一層経済性が求められる。貯槽の規模を考慮すると、チタン合金やアルミニウム合金を適用することは経済的に合理的とは言えない。

現在進められている NEDO プロジェクトでは、まずステンレス鋼の応用が検討された。また、9%Ni 鋼を始めとする Ni 鋼の使用も並行して検討している。同鋼種においては、破壊靱性確保可能温度と Ni 量に明瞭な関係があることから、温度を 20K に外挿したときの Ni 量から 13%Ni 鋼の適用を検討している。炭素鋼を候補材に加えることは経済的観点から重要と考えている。これらの歴史や技術背景を図 7 に模式図として示している。

LNG内槽用材料の変遷と大型液水貯槽用材料の見通し概観図

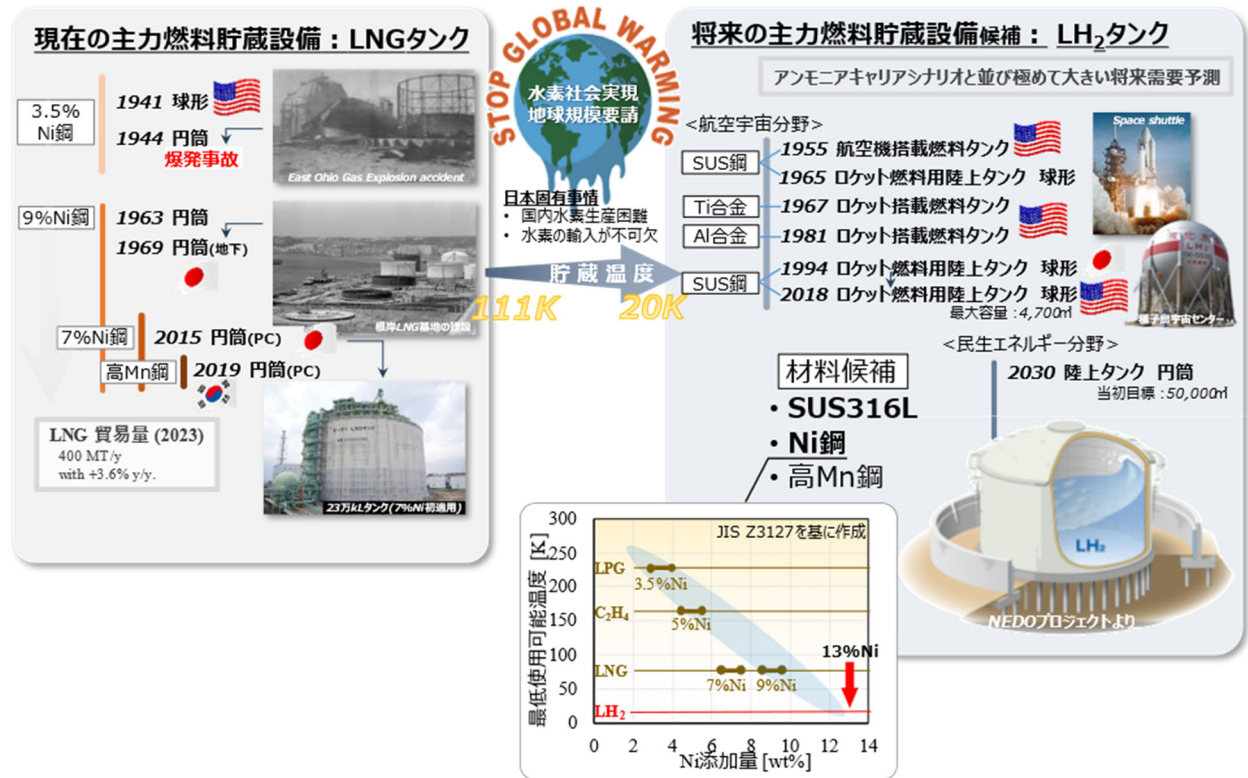


図 7 水素へのエネルギー変革と液化水素大量貯蔵のための材料の考え方

2.2 小型試験による極低温下低サイクル疲労特性とその特徴

さて、本稿で特に注目すべき液化水素環境下、つまり極低温環境での低サイクル疲労特性評価状況について述べていく。極低温下では水素であっても拡散できず、水素脆化は起こらないため、問題は単純化できるものの、液化水素貯槽の第一候補材料である準安定オーステナイト鋼の場合には、亀裂先端では加工誘起マルテンサイト変態が起きるであろうことを特に慎重に扱う必要がある。この変態挙動が特性にどのように影響を及ぼすのか、評価の最前線について紹介する²⁰⁾。

評価に使用した試験片は、液化水素貯槽の候補材である SUS316L に加え、試験の簡便さの観点から常温で加工誘起マルテンサイト変態促進が期待できる SUS301 (圧延仕上げグレード=2D) を用いた。SUS316L は母材だけでなく、SMAW 溶接金属および SAW 溶接金属についても評価を行った。SUS301 および SUS316L は焼鈍材である。表 1 に実験に用いた材料の評価温度における機械的特性を示している。表 2 は各試験片の化学組成を示している。

実験においては、クリップゲージ変位を制御した試験を実施し、最小クリップゲージ変位をゼロとして設定した。 $\Delta CTOD$ 計算の際には亀裂閉口を無視し単純化して考えることとした。試験前後でマルテンサイト量がどのように変化したかを調査するため、フェライトスコープを用いて定量化した。その結果を表 3 に示している。図 9 は、2D-HT および 2D-MT 試験片で実施された低サイクル疲労試験の結果を示す。変態量の多い 2D-MT は 2D-HT と比較して上方にシフトしており、2D-MT の試験片では亀裂の伝播がより速い速度で起こっている。また、両者の傾きにも違いが認められた。これらの変化は、2D-MT においてマルテンサイト変態量が多いことと関連が考えられる。

表 3 試験前後の低サイクル疲労亀裂近傍におけるマルテンサイト分率 [%]

Mark	鋼種	温度 [°C]	試験前 [%]	試験後*[%]
2D-HT	SUS301	常温	0.43	29.67
2D-MT	SUS301	-68	0.44	59.25
Base	SUS316L	-196	0.82	30.98
SMAW	SUS316L	-196	0.60	6.20
SAW	SUS316L	-196	5.69	13.80

*疲労亀裂面から 1mm 離れた領域

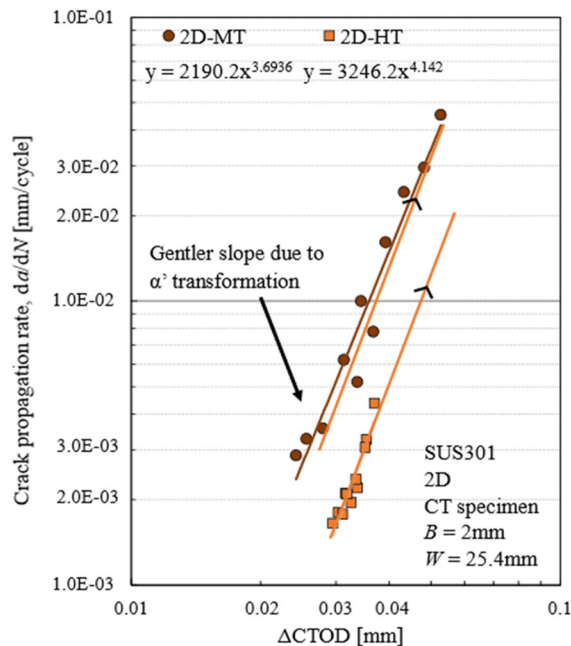


図 9 SUS301 における $\Delta CTOD$ の相関と亀裂進展速度の比較

図 10 は、SUS316L において母材、SMAW、SAW の低サイクル疲労試験結果の概要を示している。SAW が最も特性が悪く (da/dN が大きく)、SMAW、母材の順となっている。この結果から、溶接金属、特に SAW と SMAW は、母材と比較して低サイクル疲労特性が劣ることが分かる。SUS316L 材の常温での疲労強度調査の結果、低サイクル領域を含めて溶接金属が母材よりも高強度であるとの結果²³⁾を考慮すれば、溶接金属部は母材に比べ著しくマルテンサイト変態量が小さいことと関連がある可能性が考えられる。しかし、この考察は前述した SUS301 の実験結果と矛盾する。図 9 で議論した SUS301 の場合にはマルテンサイト変態により da/dN は大きくなっていったからだ。これらの矛盾はマルテンサイト変態の効果についての差について有限要素法を用いて実施した系統的な計算結果に一定の根拠を求めることができる。

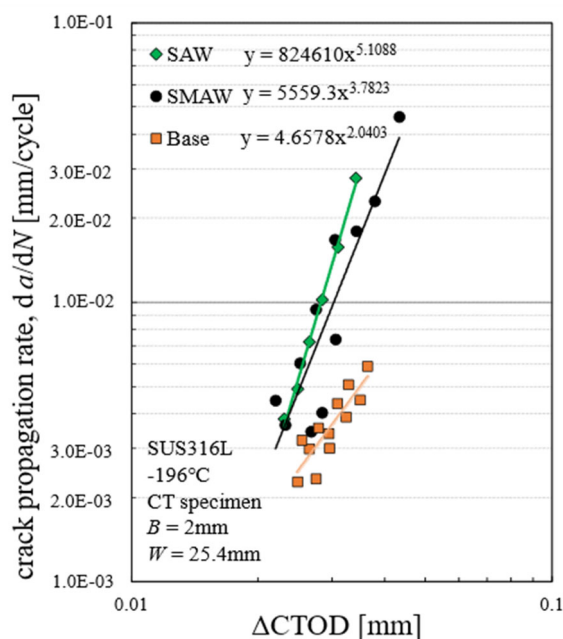


図 10 SUS316L における $\Delta CTOD$ の相関と亀裂進展速度の比較

図 11 に、著者の研究グループが FEM 解析を行い明らかにした $CTOD_{ISO} = 0.06$ mm においてマルテンサイト相の厚さが $CTOD_{local}$ に与える影響度を示す²⁰⁾。マルテンサイト相の厚さが最大 0.5mm まで増加するまで、 $CTOD_{local}$ が向上する。最良条件であるマルテンサイト相の厚さが 0.1mm の場合、亀裂伝播速度は 16%改善すると推定される。マルテンサイト変態が多くなりすぎると、疲労寿命が低下する傾向があることはこれまでの実験でも報告されていたが、図 11 に従って解釈すれば、 $CTOD_{local}$ が大きくなるためである。今回の結果に当てはめてみると -196°C における SUS316L 母材部は適度なマルテンサイト変態厚であり、SUS301 において -MT 材は過度な変態量であると見なせる。このように加工誘起マルテンサイト変態は低サイクル疲労特性に対し、常に一方向の影響を及ぼすわけではなく、詳細に特性評価を実施する必要があることが示唆される。ただし溶接金属の低サイクル疲労特性は溶接欠陥、微細構造のばらつきが存在に起因する可能性も考えられ、今後さらに詳細に調査する必要がある。

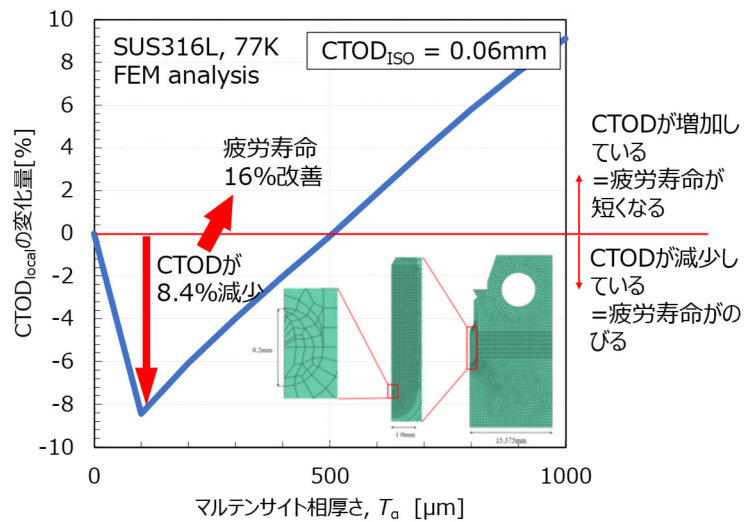


図 11 亀裂先端に生成するマルテンサイト厚さと亀裂進展駆動力としての CTOD 変化量の関係

2.3 実部材模擬試験による低サイクル疲労特性評価の試み

液化水素貯槽に発生する低サイクル疲労損傷を実際的に評価するため、NEDO プロジェクト「大型液化水素貯槽実現に向けた極低温・水素環境下材料信頼性評価法確立および社会受容のための実大試験」では、20K 条件下にて地震時の変形を模擬可能な変形を与える試験機を設置することがポイントの一つであった。これを実現するため、液体ヘリウムを用いて冷却可能な世界最大級のクライオスタット（内径 1.3m）を有する試験機を新規製作し東京大学に設置した。図 12 にその概観を、図 13 にそのシステムの概要を示す。平行して、50,000 m³液化水素貯槽の試設計およびレベル 2 地震動解析（LNG 地上式指針で定義されている地震動）を経て、評価対象とすべき最過酷部位を求めた。最過酷部位はアニュラーと側板最下段の溶接部である。そこで、貯槽の当該部分の一部分を切り取ったような実大規模 L 型試験片（図 14）を作製し評価に供した。試験片はまずアニュラー同志を突合せ溶接し、その後側板を乗せた上ですみ肉溶接して製作している。さらに、この L 字型試験片の溶接交差部（Toe）には、さらに最悪の状況を想定するため、放電加工により、図 14 に示すような表面亀裂を初期欠陥として導入しており、結果について破壊力学的考察を可能にしている。

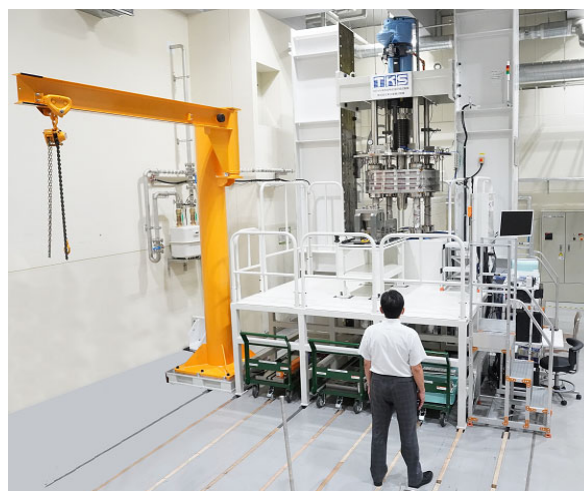


図 12 極低温環境下構造健全性評価試験機外観

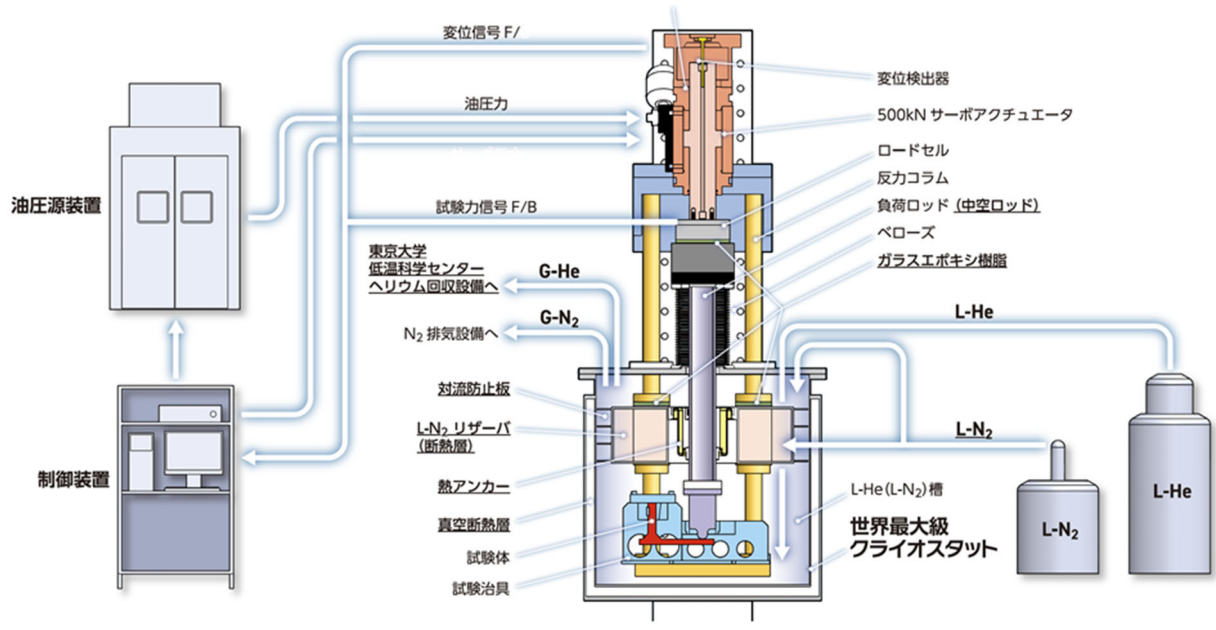


図 13 極低温環境下構造健全性評価試験機システム概要

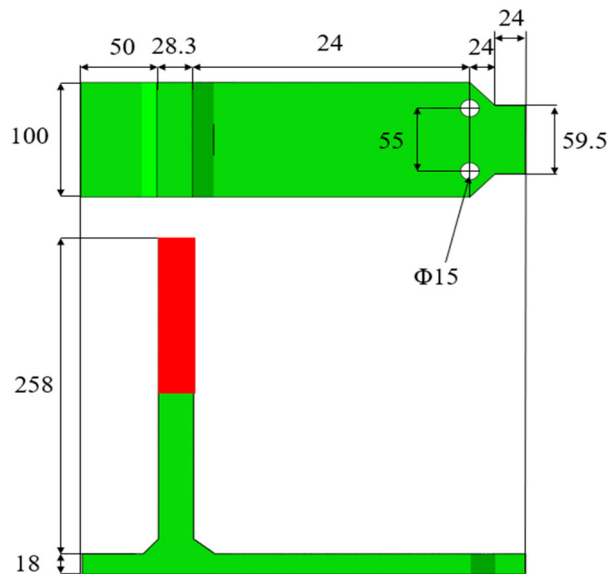


図 14 L 字型試験片（赤色の部分が治具で固定される）（単位：mm）

載荷条件は、日本の中でも過酷な地震が想定される地点における地震動を想定し、試験片端部において 4 レベルの正負交番ストローク量を設定し、各条件にて 10 サイクル、合計 40 サイクルの試験を実施した。本稿では予備的に実施した 77K における試験結果を結果の一例として図 15 に、試験後の破面を図 16 示す。レベル 2 地震動の二倍以上の入力を 10 回以上載荷したことになるが、亀裂進展はわずか 1.5mm に留まっており、亀裂進展が微小であるためマクロな荷重-ストローク関係を殆ど変化させていない。このことは外力から計算可能な $\Delta CTOD$ のみではなく、当該領域、特にアニューラー板表面領域に圧縮残留応力が分布していることとも関係があると筆者は考えている。現在液化水素の貯蔵温度である 20K での試験を進めており、今後残留応力を定量化するための数値解析を採用しながら亀裂先端の実際の CTOD を定量化し、総合的な安全性評価を進めて行く。

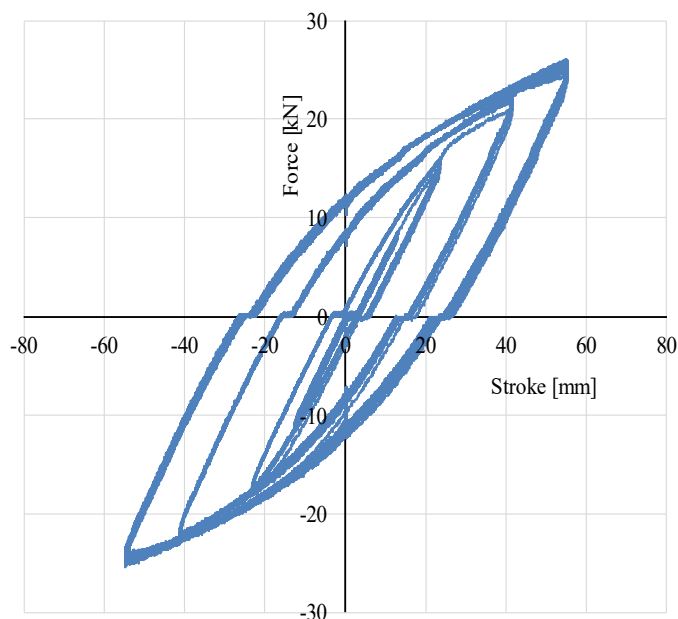


図 15 極低温における構造低サイクル疲労試験結果（荷重－ストローク関係）

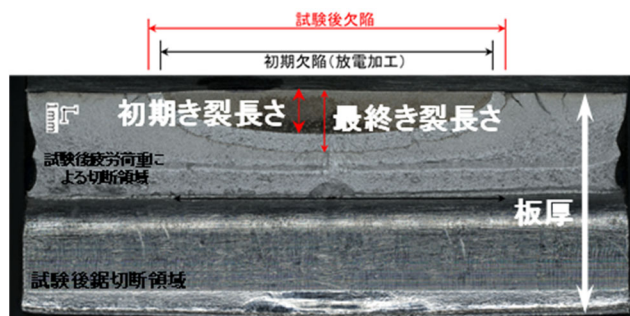


図 16 極低温における構造試験破面観察結果

3. おわりに

本稿では低サイクル疲労特性に着目し、その基本知識と液化水素貯槽用材料である準安定オーステナイト系ステンレス鋼の極低温における同特性について解説した。液化水素貯槽が巨大地震に見舞われたときの構造信頼性評価は、本稿でまとめた低サイクル疲労特性のみならず延性破壊特性が重要である。まず疲労による亀裂拡大を評価したうえで、必要な耐延性破壊特性を慎重に評価する必要がある。極低温環境は本稿で取り上げた加工誘起マルテンサイト変態以外にも多くの特異な特性が発現する条件である。今後の貯槽大容量化やその他機器開発のニーズ、さらに価格競争時代に備え、対応可能な材料開発を進めておく必要があるだろう。

謝辞

液化水素貯槽材料の低サイクル疲労亀裂進展特性評価研究は東京大学大学院の安藤雄治氏による研究結果であり、本解説記事においてはそのダイジェストを引用している。また、77K、20K 温度下

での L 型構造物試験は NEDO プロジェクトにより行われている実験であるが、その遂行に際しては東京衡機試験機殿、東京大学/村川智准教授、田沼翼氏、荻野圭祐氏など多くの方々の協力を得ており、ここに記し謝意を表したい。

参考資料

- 1) 西村俊夫, "構造用鋼材のひずみ制御低サイクル疲れ特性", *土木学会論文報告集*, Vol. 279, pp. 29-44, 1978.
- 2) L. Coffin, "A Study of the Effects of Cyclic Thermal Stresses on a Ductile Metal", *Journal of Fluids Engineering-Transactions of the American Society of Mechanical Engineers*, Vol. 76, Issue 6, pp. 931-949, 1954.
- 3) S. Manson, "Behaviour of Materials under Conditions of Thermal Stress", *NASA Technical Notes 2933*, 1953.
- 4) 熊井真次, 加藤雅治, "金属材料の低サイクル疲労", *SMH 会誌*, Vol. 13, Issue 1, pp. 2-10, 1997.
- 5) M. Miner, "Cumulative Damage in Fatigue", *Journal of Applied Mechanics-Transactions of the American Society of Mechanical Engineers*, Vol. 12, Issue 3, pp. 159-164, 1945.
- 6) 山田敏郎, "中炭素鋼の平滑材塑性疲労における表面亀裂の伝ばに基づく寿命則の検討", *日本機械学会論文集 A 編*, Vol. 49, Issue 440, pp. 441-451, 1983.
- 7) B. Langer, "Design of Pressure Vessels for Low-Cycle Fatigue", *Journal of Basic Engineering-Transactions of the American Society of Mechanical Engineers*, Vol. 84, Issue 3, pp. 389-399, 1962.
- 8) S. Manson, "Fatigue: A Complex Subject-Some Simple Approximations", *Experimental Mechanics*, Vol. 5, pp. 193-226, 1965.
- 9) H. Corten, and T. Dolan, "Cumulative Fatigue Damage", *Proceedings of the International Conference on Fatigue of Metals, Institution of Mechanical Engineering and American Society of Mechanical Engineers*, pp. 235-246, 1956.
- 10) E. Haibach, Contribution to Discussion, *Proc Conference on Fatigue of Welded Structures*, Vol. 6, p.9, 1970.
- 11) P. Paris, "A Critical Analysis of Crack Propagation Laws", *Journal of Basic Engineering*, Vol. 85, Issue 4, pp. 528-534, 1960.
- 12) P. Paris, "A Rational Analytic Theory of Fatigue", *The Trend in Engineering*, Vol. 13, pp. 9-14, 1961.
- 13) N. Dowling, "Fatigue Crack Growth During Gross Plasticity and the J-integral", *ASTM STP 590, American Society for Testing and Materials*, pp. 82-103, 1976.
- 14) Y. Lambert, "Application of the J Concept to Fatigue Crack Growth in Large-Scale Yielding", *ASTM STP 969, American Society for Testing and Materials*, pp. 318-329, 1998.
- 15) W. Elber, "The Significance of Fatigue Crack Closure", *ASTM STP 486, American Society for Testing and Materials*, pp. 230-242, 1971.
- 16) 城野政弘, "機械構造用材料の疲労亀裂進展抵抗と亀裂開閉口挙動", Vol. 33, Issue 367, pp. 468-474, 1984.
- 17) T. L. Anderson, "Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications, 3rd edition", 2005.
- 18) Zhang, "A Unified Prediction Model for Physically Small Crack and Long Crack Growth Based on Modified CTOD", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 271, 108650, 2022.

- 19) 令和5年6月6日再生可能エネルギー・水素等関係閣僚会議, 水素基本戦略,
https://www.meti.go.jp/shingikai/enecho/shoene_shinene/suiso_seisaku/pdf/20230606_2.pdf
(accessed on 25th January, 2025)
- 20) Yuji Ando, Ritsuki Morohoshi, Shohei Uranaka, and Tomoya Kawabata, Effect of Martensitic Transformation of Low Cycle Fatigue in Metastable Austenitic Stainless Steel, IJOPE, accepted.
- 21) International Organization for Standardization (ISO), Unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness, ISO12135 (2016), (2021).
- 22) Kawabata, T., Tagawa, T., Sakimoto, T., Kayamori, Y., Ohata, M., Yamashita, Y., Tamura, E., Yoshinari, H., Aihara, S., Minami, F., Mimura, H. and Hagihara, Y., Proposal for a new CTOD calculation formula, *Engineering Fracture Mechanics*, Volume 159, July 2016, Pages 16-34,
<https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2016.03.019>
- 23) (一社)日本溶接協会原子力研究委員会 FQA 小委員会ナレッジプラットフォーム公開資料
(2015年): EEW 小委員会「ステンレス溶接継手部の疲労強度評価研究」
https://www-it.jwes.or.jp/fatigue_knowledge/pdf/fatigue_committee/efw.pdf,
accessed on 26th January 2025.

<略歴>

川 畑 友 弥 (かわばた ともや)

1994年 京都大学 工学部 卒業
1994年 住友金属工業株式会社 入社 鹿島製鉄所 配属
2005年 博士(工学) 取得
2014年 東京大学 工学系研究科 システム創成学専攻 准教授
2020年 東京大学 工学系研究科 システム創成学専攻 教授
現在に至る