

破壊エネルギー変化による クリープ疲労寿命の外挿予測性評価

原子力機構 ○永江勇二、高屋茂、中桐俊男

An Extrapolation of Creep-fatigue life by Fracture Energy

Yuji NAGAE, Shigeru TAKAYA and Toshio NAKAGIRI

1 緒言

高速増殖炉プラントへの316FR鋼および改良9Cr-1Mo鋼の適用が検討されており、防止すべき主たる損傷形態であるクリープ疲労評価を行う必要がある。また、検討されているプラントの設計寿命は60年とされており、保持時間が長い長時間のクリープ疲労寿命評価が必要となる。

これまで、クリープ疲労評価手法として、時間消費則¹⁾や延性消耗則²⁾などが提案されており、これらにより適切に設計が行われている。その他にも多くの手法が提案されている³⁾。

一方、著者らは、316FR鋼および改良9Cr-1Mo鋼を対象に、材料に与えられるエネルギーに着目し、ヒステリシスループの面積から求められるヒステリシスエネルギー量に基づいて、クリープ疲労寿命を評価する手法を提案した⁴⁻⁶⁾。提案している手法では、単位時間あたりに材料に与えられるエネルギー（エネルギー速度）と破損時間との間に成り立つべき乗の関係式を用いて、クリープ疲労寿命を予測している。316FR鋼については、Fig.1に示すように全ひずみ範囲に対する塑性ひずみ成分の割合（以下、「塑性成分の割合」と呼ぶ）を考慮する必要があるとしている。

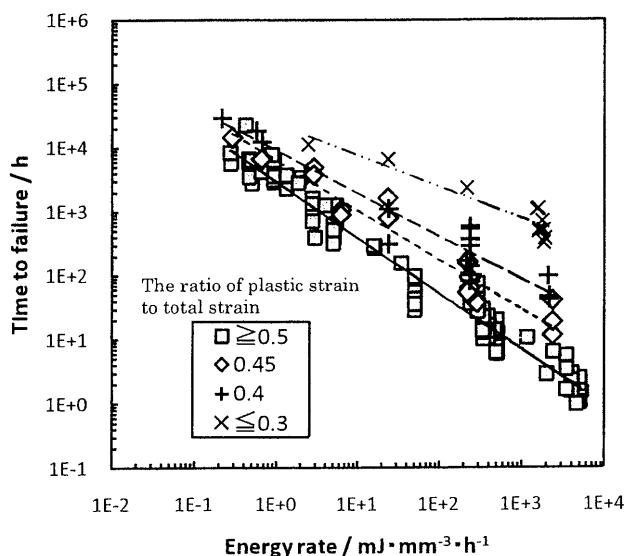


Fig.1 Time to failure as the function of energy rate in 316FR stainless steel

原電実証炉研究における高速増殖炉実証炉高温構造

設計方針（案）（Demonstration Reactor Design Standard、DDS案）⁷⁾では、時間消費則が採用されており、時間消費則による長時間側のクリープ疲労寿命評価の予測性について検討することが望まれる。

本報告では、316FR鋼を対象にエネルギー速度と破損時間の積が見かけの破壊エネルギーとなることに着目し、見かけの破壊エネルギーの変化と破壊形態の変化とを比較し、長時間試験領域への外挿予測性について検討した。

2 金属組織観察

2.1 破壊形態の把握 走査型電子顕微鏡により破面観察を、光学顕微鏡により断面観察を実施し、破壊形態を調査した。観察は316FR鋼のクリープ疲労および疲労破損材を対象に、以下のものとした。

- (a) 塑性成分の割合：0.5以上、破損時間：約20h
- (b) 塑性成分の割合：0.5以上、破損時間：約4000h
- (c) 塑性成分の割合：0.4、破損時間：約1700h

3 見かけの破壊エネルギーと破壊形態

3.1 見かけの破壊エネルギーの変化 Fig.2に、塑性成分の割合が、0.5以上、0.4および0.3以下の場合において、Fig.1のべき乗関係から求められる見かけの破壊エネルギーの破損時間による変化を示す。塑性成分の割合が0.5以上の場合には、破損時間が数万時間程度で、見かけの破壊エネルギーはほとんど変化しなくなる。塑性成分の割合が小さくなると、その傾向が見られるのはさらに長時間側となり、数十万時間を超えるようになる。いずれの塑性成分の割合においても、長時間側の試験領域での見かけの破壊エネルギーは1000~1500 MJ/mm³であった。

3.2 破壊形態の変化 Fig.3に光学顕微鏡による断面観察の結果を示す。塑性成分の割合が0.5以上の場合では、破損時間が長くなるにつれ粒内破壊から粒界破壊へ移行していく傾向が見られた。また、塑性成分の割合が0.4で、見かけの破壊エネルギーが飽和値と大きく異なる試験条件の破壊形態は粒内破壊であった。

伊達らは、極長時間クリープ疲労破損材（試験温度：550℃、ひずみ範囲：1%、保持時間：100h、破損サイクル数：602）の破壊形態は、粒界破壊が主体的であると報告している⁸⁾。1サイクルあたり材料に付与されるエネルギー量はひずみ範囲の関数として与えられ⁹⁾、その関係式を用いれば、本試験条件におけるエネルギー速度は約0.03 MJ/mm³/hとなる。また、破損時間は約6万時間

である。このデータは、Fig.1 に示す塑性成分の割合が 0.5 以上の関係式のほぼ延長線上にある。見かけの破壊エネルギーがほとんど変化しない試験条件であれば、粒界破壊となり、その値はクリープ疲労負荷における粒界破壊強度と関係していると考えられる。

DDS 案に基づいて時間消費則により破損サイクルを求め、エネルギー速度と破損時間の関係から長時間試験領域での破壊エネルギーを算出した結果、1000~1500 mJ/mm³ 程度となり、Fig.2 と同程度であった。

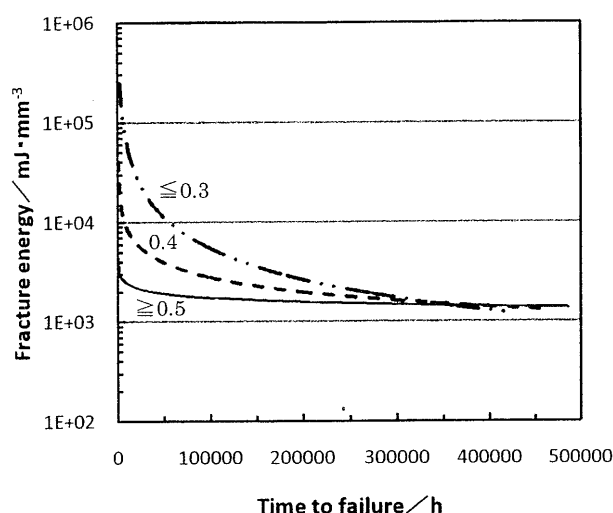


Fig.2 Fracture energy as the function of time to failure in 316FR stainless steel

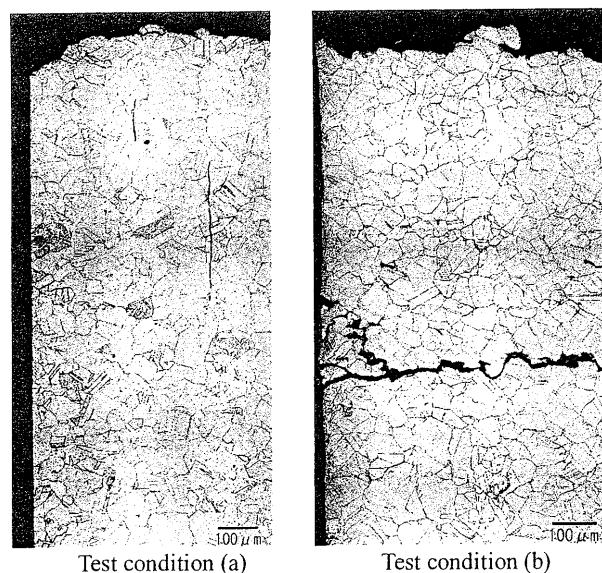


Fig.3 Change of fracture morphology

また、伊達らは、析出物の状況についても調査しており、粒界上には Laves 相、G 相および炭化物の析出が認められ、粒内には転位上に Laves 相および炭化物が層状に認められると報告している⁹⁾。上述のように、極長時間クリープ疲労破損材の破損時間は、べき乗関係を大きく逸脱しておらず、本試験条件では、これらの析出物は見かけの破壊エネルギーを大きく変えるものではない

と考えられる。ただし、Laves 相や炭化物の析出時間や粗大化の程度が不明であり、見かけの破壊エネルギーが大きく変化する前に破損を生じた可能性はある。

また、見かけの破壊エネルギーを大きく変える、つまりエネルギー速度と破損時間のべき乗関係を大きく変える要因としては、 σ 相の析出・粗大化が考えられる。クリープ試験では 700℃ 程度の高温度域で、破断時間が約 1 万時間を超える試験条件から、破壊エネルギーの変化が見られており、 σ 相の析出・粗大化に関係した現象であると考えられる。このような破壊エネルギーの変化を伴うような金属組織変化を予測することが重要となる。

4 結言

316FR 鋼を対象にエネルギー速度と破損時間の積が見かけの破壊エネルギーとなることに着目し、見かけの破壊エネルギーの変化と破壊形態の変化とを比較し、長時間試験領域への外挿予測性について検討した。その結果をまとめると以下のようになる。

- (1) 316FR 鋼では長時間試験領域では粒界破壊となり、粒界に損傷が局所化すると考えられ、塑性成分の割合によらず見かけの破壊エネルギーが同程度となる。
- (2) 長時間側で破壊エネルギーに大きな変化がないと推測される場合、エネルギー速度と寿命のべき乗関係から求められる破損時間となると予測される。

参考文献

- 1) afcen, "Design and construction rules for mechanical components of FBR nuclear islands", RCC-MR, (2007).
- 2) "British Energy, Assessment procedure for the high temperature response of structures", R5 Issue 3, (2003).
- 3) 日本材料学会 高温強度部門委員会、「高温強度の基礎・考え方・応用」、(2008)、pp.358-364.
- 4) Y.Nagae, S.Takaya and T.Asayama, "Creep-Fatigue Evaluation by Hysteresis Energy in Modified 9Cr-1Mo Steel", Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering, Vol.3, No.3, (2009), pp.449-456.
- 5) 永江勇二、高屋茂、「ヒステリシスエネルギーによる 316FR 鋼のクリープ疲労寿命評価」、第 58 期日本材料学会学術講演会講演論文集、(2009)、pp.145-146.
- 6) 永江勇二、高屋茂、中桐俊男、「時間消費則とヒステリシスエネルギーによるクリープ疲労寿命評価」、第 47 回高温強度シンポジウム前刷集、(2009)、pp.129-133.
- 7) 日本原子力発電(株)、「高速実証炉高温構造設計方針材料強度基準等(案)」、1999 年 3 月.
- 8) 伊達新吾、大谷知未、「高速炉構造用 316FR 鋼の極長時間クリープ疲労特性と破壊形態」、第 46 回高温強度シンポジウム前刷集、(2008)、pp.43-47.