

### 討30 クリープ余寿命予測のためのクリープ破壊機構領域図と損傷評価

金属材料技術研究所 ○新谷紀雄 田中秀雄  
京野純郎 横井 信

#### 1. 緒言

高温で使用される機器等の保守管理の一環として、構造材料の余寿命予測が大きな問題となっている。この背景として、例えば、現在使用されている火力発電ユニットのうち11年以上運転されているものが全体の73% (175ユニット) に達するなど高温機器の老朽化が顕著であること、高温環境下使用による材料の劣化・損傷は多様で著しいものがあるが、それを保守管理という立場でどう評価したらよいか必ずしも明確でないことなどがあげられる。

高温構造材料の寿命に関係する因子としては、クリープを始め腐食、疲れ等があり、実際にはこれらの因子の相互作用により寿命が決まることが多い。しかし、この中でクリープによる損傷は明確でなく、また外観からは判断しにくい場合が多い。しかも高温使用により確実にクリープ寿命が消費され、余寿命が減少しており、それが残り少ないものが多くなっていることを考え合わせると、クリープ損傷を明確にし、クリープに関する余寿命予測法を信頼性の高いものにするのが先ず急務であろう。

クリープ寿命は、クリープ破壊の他に過度のクリープ変形やクリープ中の材料劣化等によって決まるが、安全性の観点からも緊急な対応が要求されるのは、予知の困難な破断延性の低い場合のクリープ破壊によるものである。

本報告では、破断延性の低い長時間クリープ破壊を対象として、クリープ損傷、破壊機構、余寿命予測の考え方等について述べる。

#### 2. クリープ破壊機構領域図

クリープ余寿命を予測する上で、想定される破壊機構を明確にすることが必要であるが、クリープ破壊機構は材料や温度、応力条件により異なる。そこでクリープによる破壊機構が変化する様子をまとめたのがクリープ破壊機構領域図<sup>1)</sup>である。金材技研では、10万時間に達するクリープ破断データを基に、比較的精密なクリープ破壊機構領域図を作成している。Fig. 1はボイラ管用のSUS304、Fig. 2はタービンロータ用Cr-Mo-V鋼についてのクリープ破壊機構領域図の例である。Photo. 1はSUS304の破断試験片にみられたクリープ損傷である。SUS304においては短時間から長時間破断になるにつれ、粒内破壊から破断延性の低い粒

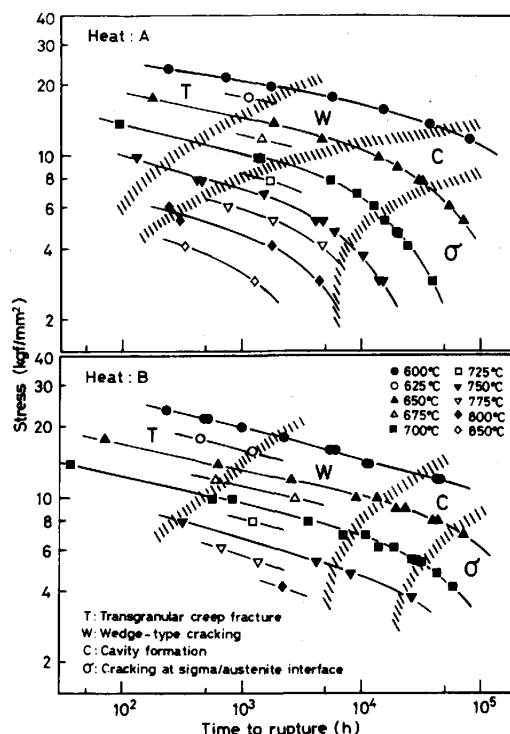


Fig.1 Creep fracture mechanism maps shown on stress-rupture curves for Heats A and B of Type 304 stainless steel.

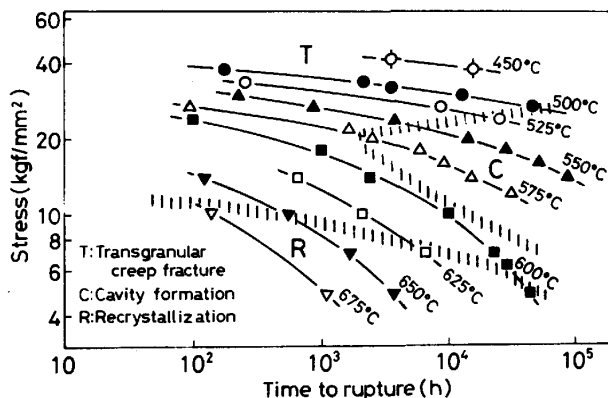


Fig.2 Stress-rupture curves and creep fracture mechanism map for Cr-Mo-V steel.

界破壊へと変化し、また粒界破壊はより長時間破断になるにつれ、楔型クラックによるものから、クリープキャビティ、さらに実用上問題となるような長時間側では、 $\sigma$ 相界面に生じるクラックによる破壊へと変化する。この $\sigma$ 相界面クラックによる破壊の領域では破断寿命の低下傾向が顕著である。

Cr-Mo-V鋼においては、クリープキャビティの生成による粒界破壊の促進と、微細組織の回復に伴うクリープ速度の増加による粒内破壊の促進効果とが同時に働いているため複雑な領域図となっている。そして、通常Cr-Mo-V鋼が使用される温度域である500~550°Cでは、主としてクリープキャビティによる粒界破壊である。

クリープ破壊機構領域図を使う上で問題となるのは、同一鋼種でもチャージにより領域図の様相が異なることである。しかし、現在までの結果では、破壊機構が変化する境界はチャージにより多少異なるが、変化の過程は同様であった。Fig. 3はSUS316のチャージ間に生じた長時間破断挙動の違いを示したものである。このような差異は不純物元素としてのAl量の多少によるもので、Al量が0.03%以上と多いものは粒界の $\sigma$ 相に付随してAlNが析出し、 $\sigma$ 相界面におけるクラックの核生成を促進して、早期に $\sigma$ 相界面クラックによる破壊の領域へと移行するためと考えられた。

### 3. クリープ損傷

クリープ中に生じる材質劣化としては、組織変化、微量不純物の粒界偏析による脆化等があるが、長時間の低い破断延性の破壊に関する余寿命予測には直接破壊に導く損傷、すなわちクリープキャビティや微小クラックが測定対象となろう。SUS304及びCr-Mo-V鋼を例として、クリープ損傷の生成、成長及びその評価例を次に示す。

#### 3.1 SUS304

Fig. 4に楔型クラック、クリープキャビティ、及び $\sigma$ 相界面クラックによるそれぞれの破壊領域における試験条件で行ったクリープ中断試験片のクリープ損傷の観察結果を示す。Photo. 2に $\sigma$ 相界面クラックの生成及び成長過程を示す。楔型クラックはクリープひずみの大きい、寿命の比較的末期で生じているが、クリープキャビティや $\sigma$ 相界面クラックはクリープひずみの小さいところで、比較的早期に生成されている。

実用上主として問題となるのは $\sigma$ 相界面クラックによる破壊であるが、この破壊領域における破断寿

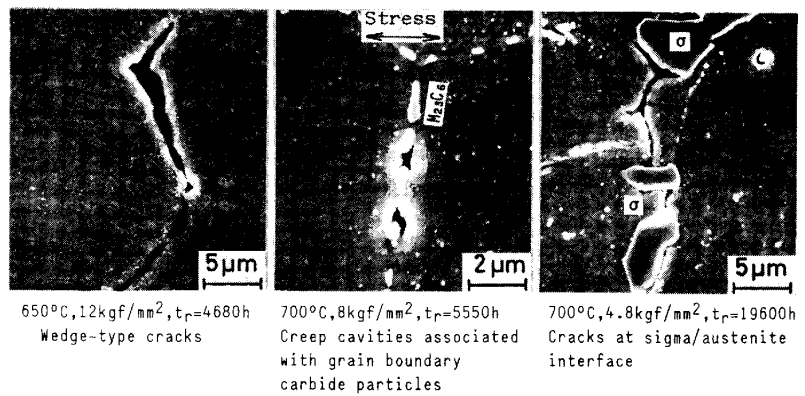


Photo.1 Grain boundary cracks and cavities observed in ruptured specimens of 304 stainless steel (Heat A).

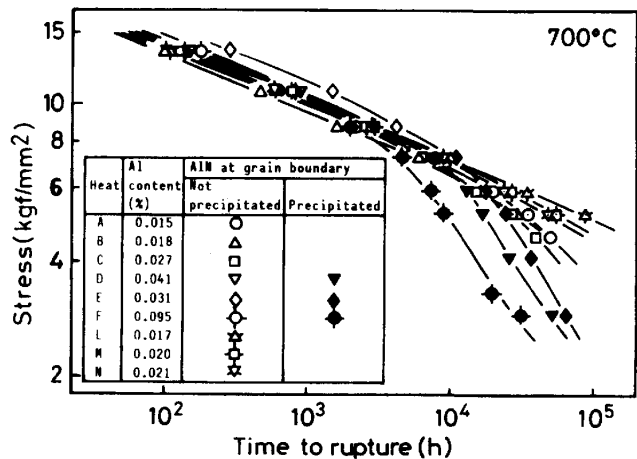


Fig.3 Remarkable reduction of rupture strength and precipitation of AlN at grain boundary (316 stainless steel).

命の温度及び応力依存性はクリープキャビティの粒界拡散成長による破壊モデル<sup>2)</sup>のそれと比較的よく対応している。Fig. 4においては相界面クラックは、寿命の約半分のところで生成しているが、より長時間の破断においては寿命の大半は相界面に生じたキャビティの粒界に沿った成長過程にあると考えられる。

3.2 Cr-Mo-V鋼

Photo. 3にクリープ中に生じた粒界キャビティを示す。粒界キャビティは寿命の1割以下で既に生じており、試験時間とともに次第に生成数及び大きさとも増大し、破断直前ではキャビティが連結して微細な粒界クラックを形成している。このようなクリープキャビティ量を定量的に把握する目的で密度変化を測定した<sup>3)</sup>。結果をFig. 5に示す。密度変化( $\Delta D/D$ )はFig. 6に示すように次式で表わせた。

$$-\Delta D/D = 2.5 \times 10^3 \varepsilon t \sigma^{3.0} \exp(-234000/RT) \quad [1]$$

ここで、 $\varepsilon$ はクリープひずみ(%)、 $t$ は時間(h)、 $\sigma$ は応力(Kgf/mm<sup>2</sup>)、 $R$ はガス定数(8.314 J/mol)、そして $T$ は絶対温度(K)である。

[1]式とクリープ設計線図より得た密度変化線図をFig. 7に示す。この線図を基にクリープキャビティ量を測定することにより、余寿命の推定が可能となろう。

4. クリープ損傷の非破壊的計測  
低破断延性のクリープ破壊に直接導くクリープ損傷とその生成・成長について、かなり明らかになったといえよう。しかしクリープ余寿命予測技術として確立していくためには、クリープ損傷と破断寿命との関係を明確にすることと

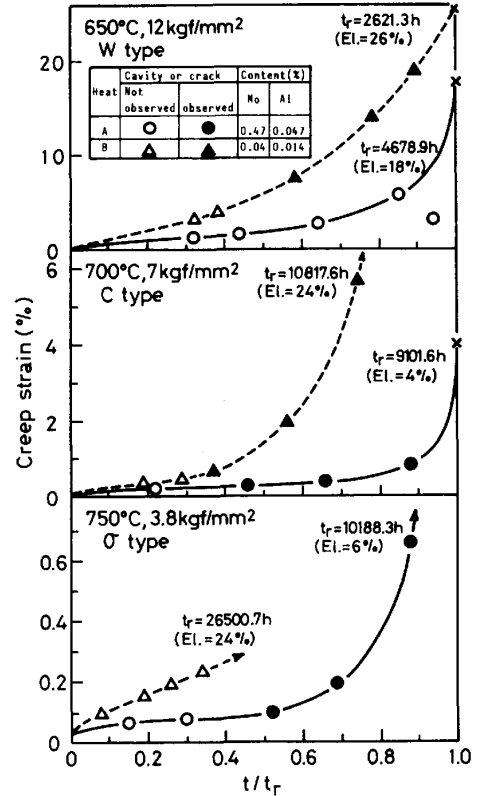


Fig.4 Creep strain and formation of cavities in 304 stainless steel.

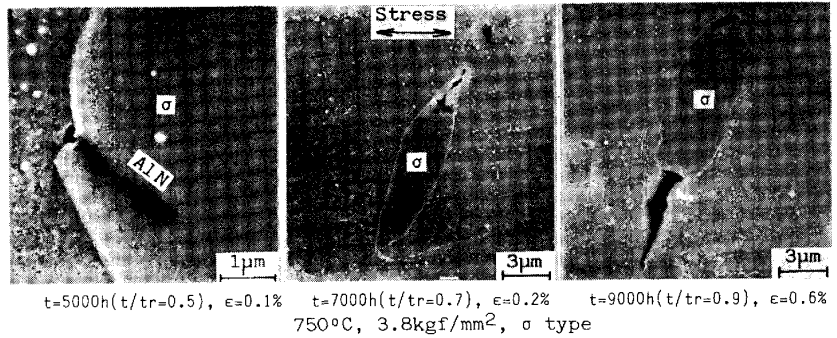


Photo.2 Formation and growth of crack at sigma/austenite interface (Heat A of 304 stainless steel).

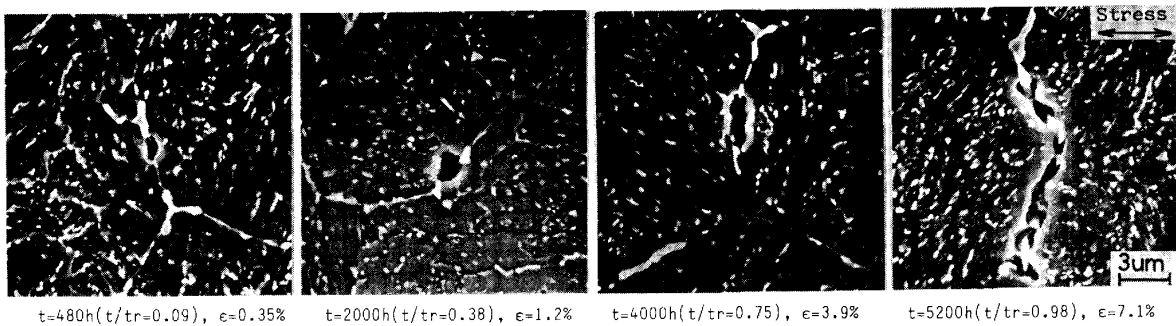


Photo.3 Creep cavities formed at grain boundary carbides during creep under 17.3kgf/mm<sup>2</sup> at 575°C in Cr-Mo-V steel (t:time, ε:creep strain, tr:time to rupture, 5300h).

クリープ損傷を非破壊的に計測する技術を開発することが必要であろう。

クリープキャビティやクラックをしプリカ法により非破壊的に計測し、コンポネントの余寿命推定を行う試み<sup>4)</sup>がなされており、かなり有効である。クリープキャビティ量と超音波の音速及び減衰との関係を調べたが、キャビティ量が多いほど音速の減少及び減衰が大きく、超音波による計測も可能性がある。

5. 結言

クリープに関する余寿命予測に必要な基盤的研究として、クリープ破壊機構を調べ、クリープ損傷の観察と計測を行った。得られた主な結果は次のとおりである。

1) 約10万時間までのクリープ破断データを基に主要な高温構造材料についてクリープ破壊機構領域図を作成した。実用上問題になる長時間のクリープ破壊は、18Cr-8Ni系のステンレス鋼においては粒界の $\sigma$ 相界面に生じるクラックによる粒界破壊であり、またCr-Mo-V鋼では粒界キャビティによる粒界破壊である。

2) 粒界の $\sigma$ 相界面に生じるキャビティは、 $\sigma$ 相に付随したAlNの析出の有無により生成速度は異なるが、成長速度は粒界拡散によって支配されると考えられた。

3) Cr-Mo-V鋼においては、粒界キャビティの生成数はクリープひずみに比例して増加しており、またキャビティ量は密度測定によって定量的に把握できる。密度変化と破断寿命との関係を示す密度変化線図を基に、粒界キャビティ量の計測により余寿命予測は可能である。

参考文献

1) 新谷,京野,田中,村田,横井: 鉄と鋼, 69(1983), p.1668  
 2) D. HULL and D.E. RIMMER: Phil. Mag., 4(1959), p.673  
 3) 新谷,京野,横井: 鉄と鋼, 70(1984), p.573  
 4) P. AUERKARI and J. SALONEN: Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, ed. by B. WILSHIRE and D.R. J. OWEN, Part II (1984), p.1227

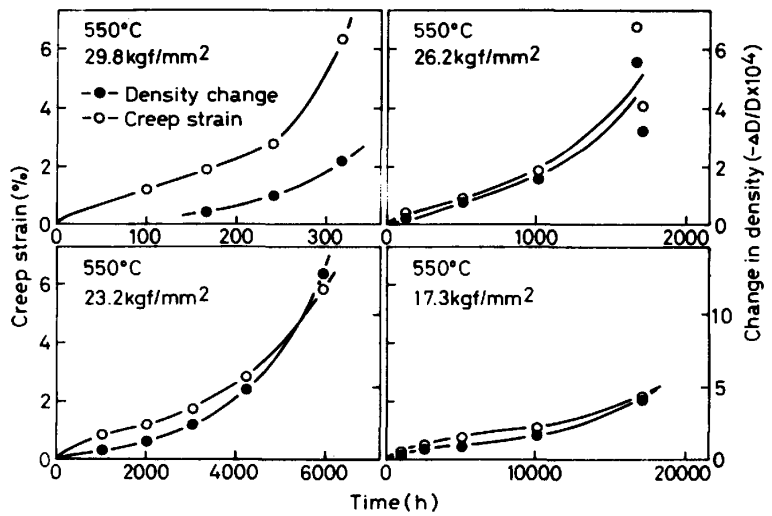


Fig.5 Change in density during creep and creep curves for Cr-Mo-V steel.

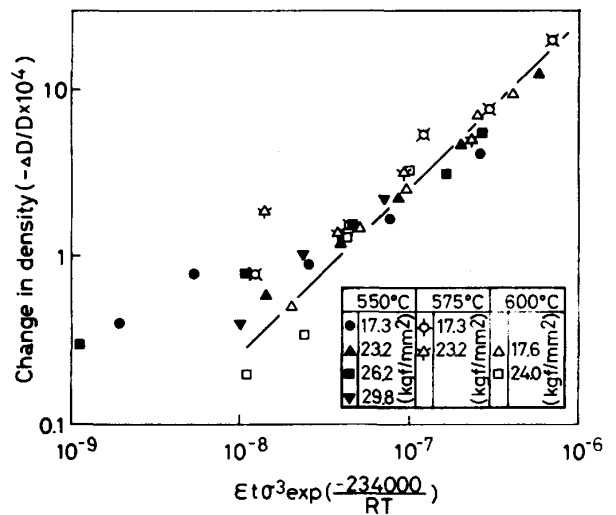


Fig.6 Dependence of density change on the parameter,  $Et\sigma^3 \exp(-234000/RT)$ .

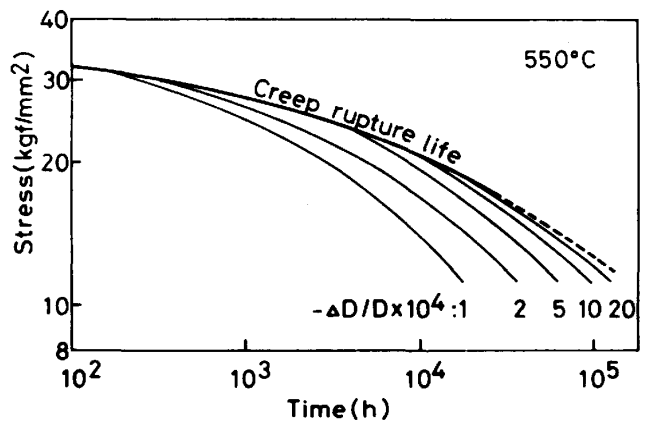


Fig.7 Constant density change curves and rupture curve.