

# (638) 316ステンレス鋼のクリープ余寿命予測のためのクリープ損傷線図

金属材料技術研究所 ○田中秀雄 村田正治  
貝瀬正次 新谷紀雄

1. 緒言 18-8系ステンレス鋼についての10万時間までのクリープ破断試験結果の解析により、クリープ破断機構領域図を作成し、長時間クリープ破断は粒界σ相と地との界面に生成した微細き裂の進展により生じること、またこのような微細き裂は密度変化測定により定量的に評価できることを明らかにした<sup>1)</sup>。昨今、ニーズの強いクリープ余寿命予測には、破断に直接導くクリープ損傷に加え、どのような温度でどのくらいの時間使用されたかを示す組織変化の定量的な測定・評価を組合せることにより精度を高めることができると考えられる。そこで本報告では、316ステンレス鋼を用い、長時間使用により生じる顕著な組織変化として粒界σ相を対象を絞り、粒界σ相の析出量を定量的に測定し、また密度変化測定により求めた微細き裂の生成量と合せたクリープ余寿命予測のためのクリープ損傷線図を作成した。

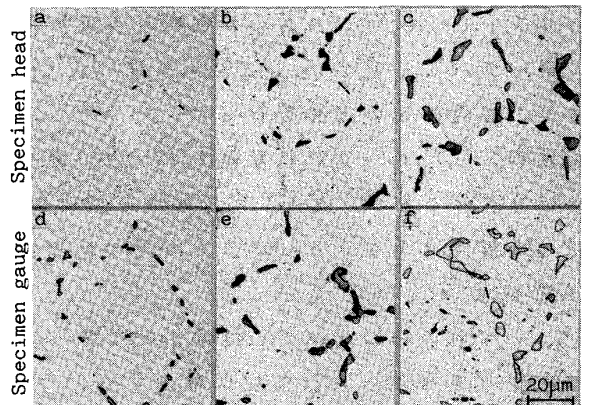
2. 実験方法 供試材はSUS316鋼管材で、長時間クリープ破断試験を行っている9ヒートの中から、長時間側での破断寿命が最も短くなるヒートを用いた。微細き裂の生成量はクリープ中断及び破断試験片について、密度変化測定により求めた。粒界σ相の定量化はKOH液によりσ相を着色エッチングした後、顕微鏡を用いて点算法により行った。

3. 実験結果 700℃におけるクリープ破断試験片ねじ部(無応力下)及び平行部(応力下)の粒界σ相の析出変化をPhoto. 1に示す。試験片ねじ部ではσ相は約1000hで析出を開始(透過電顕により確認)した後、Photo. 1a-cに示すように、時間の経過に伴い著しく粗大化していく。また試験片平行部では応力負荷の影響によりσ相の析出が促進される(Photo. 1d)。しかし、応力の影響は低応力長時間破断になるにつれ減少していき、σ相の析出程度には試験片平行部とねじ部とに大きな差はみられなくなる(Fig. 1)。一方、微細き裂の生成量は密度変化測定により求められるが、このような密度変化量は寿命比  $t/tr$  でよく整理できる<sup>2)</sup>。Fig. 2はこれら2種類の異なった損傷因子の定量結果を応力-時間座標上に合せて示したクリープ損傷線図の一例である。このような線図を基に、損傷を受けた部材から試験料をサンプリングし、密度変化及び粒界σ相の析出量を測定すれば、稼働応力及び時間がわかり、さらにクリープ破断寿命との関係から、クリープに関する余寿命予測が可能となる。

なお、本提案は316ステンレス鋼の特定ヒートを用いて行ったものであるが、σ相量や密度変化量にはヒート間に差が生じているため、他ヒートへ適用するには、ヒート間のばらつきを考慮した損傷線図を作成する必要がある。

参考文献 1) 田中ほか: 鉄と鋼, 71. (1985). S614

2) 田中ほか: 鉄と鋼, 71. (1985). S1440



9kgf/mm<sup>2</sup>, tr=2100h 5.4kgf/mm<sup>2</sup>, tr=8500h 3kgf/mm<sup>2</sup>, tr=31800h  
Photo.1 σ phase at grain boundary observed in creep ruptured specimens at 700°C.

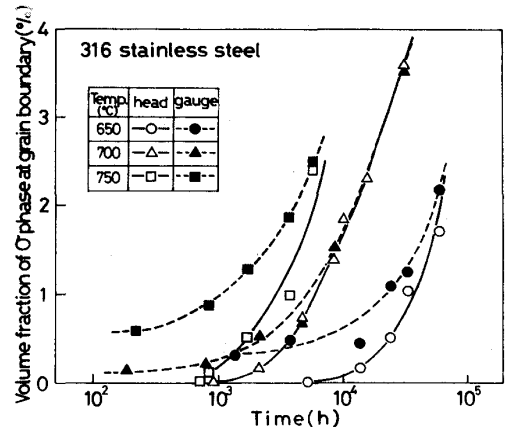


Fig.1 Change in volume fraction of σ phase at grain boundary with heating time (specimen head) and creep (specimen gauge).

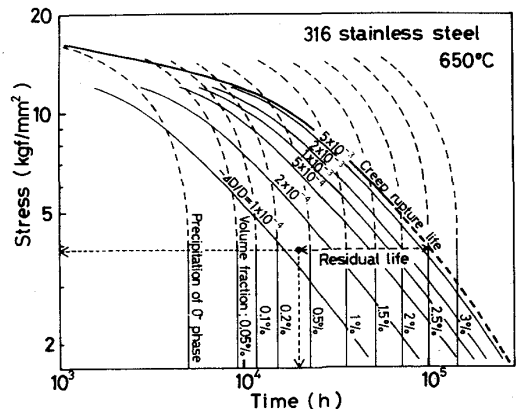


Fig.2 Diagram of change in density and volume fraction of σ phase for evaluation of residual life.