

金属材料技術研究所 ○田中秀雄 新谷紀雄

村田正治

1. 緒言 18-8系ステンレス鋼については、約10万時間までのクリープ破断試験の実施とその金属学的解析により、クリープ破壊機構領域図や時間-温度-析出線図を作成し、クリープ破断特性と破壊機構や微細組織の変化との関連性について調べてきた<sup>1,2,3)</sup>。本報告ではSUS304鋼について、破壊機構領域図により明確となった破壊に導くクリープ損傷を対象として、その生成及び成長を系統的なクリープ中断試験の実施とその解析により調べ、クリープ過程との関連性を明らかにするとともに、クリープ損傷の定量的な評価の可能性についても検討した。

2. 実験方法 供試材は長時間クリープ破断試験を行っているSUS304HTBで、9チャージの中から長時間側で破断強度が著しく低下するチャージAと平均的な破断強度を示すチャージBを用い、破壊様式の異なる4試験条件下において、4-5段階のクリープ中断試験を行った。この2チャージの化学成分をTable 1に示す。中断した試料については、顕微鏡、走査電顕及び透過電顕によりクリープ損傷を直接観察し、さらに密度変化等の測定も併せて行った。

Table 1 Chemical composition of Type 304 stainless steel used (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
A	0.07	0.48	1.59	0.020	0.012	10.7	18.6	0.47	0.17
B	0.08	0.56	1.43	0.021	0.010	9.5	19.3	0.04	0.05

	V	Co	Ti	Al	Sn	B	N	Pb	Nb+Ta
A	0.03	0.27	0.040	0.047	0.016	0.0007	0.0317	0.0004	0.01
B	0.04	0.20	0.062	0.014	0.007	0.0018	0.0262	0.0002	0.01

3. 結果 1) Fig. 1にA, B両チャージについての750°C, 3.8kgf/mm<sup>2</sup>における中断時間t及びt/trを横軸にとったクリープ曲線を示す。この試験条件下での破壊は両チャージとも粒界のσ相と地との界面クラックによる粒界破壊となる<sup>1)</sup>が、図中の黒丸印は中断試料にキャビティやクラックが観察されたものである。両チャージを比較すると、チャージAでは5000h

(t/tr=0.5)以上の中断試料にPhoto. 1に示すようなキャビティあるいはクラックが観察されたが、チャージBには同様の中断時間のものにキャビティやクラックは認められなかった。

2) チャージAでは t/tr=0.5 を超えると急激にクリープ速度が増加しており、これに伴い密度は著しい減少傾向を示した。また、9000h (t/tr=0.9) 中断試料では約0.2%密度の減少を生じるが、組織変化による密度の増加分を考慮すると、キャビティやクラックによる密度の減少はさらに大きくなり、クリープひずみ(約0.6%)のかなりの部分はキャビティやクラックによる体積増加が占めていると推論された。

3) チャージ間に大きな破断強度差を生じさせる原因として、σ相に付随して析出したAlNがキャビティの生成を促進し、早期の破壊へ導くと考えられた<sup>1,2)</sup>が、Photo. 1 aにみられるようにAl含有量が0.047%と多いチャージAだけに t/tr=0.5でAlNと推定される析出物とσ相の界面にキャビティが確認された。

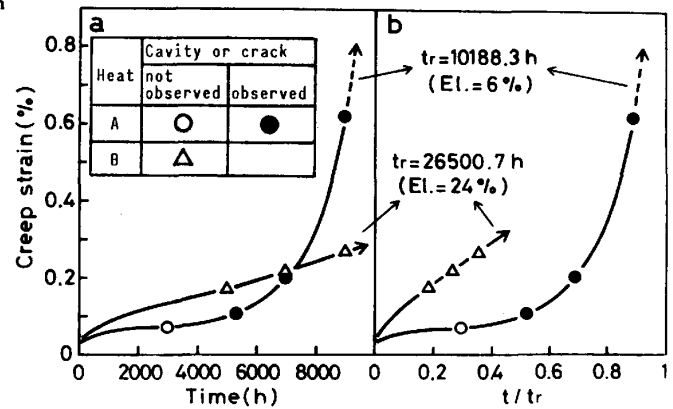


Fig.1 Creep strain and formation of cavities and cracks at sigma/austenite interface during creep at 700°C and 3.8kgf/mm<sup>2</sup>.

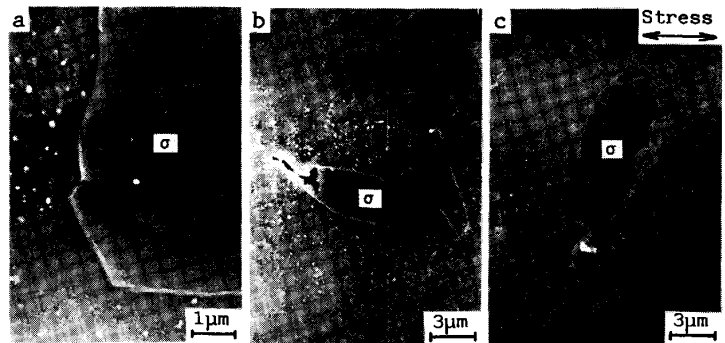


Photo.1 Creep cavity and cracks observed in specimens of Heat A crept at 750°C and 3.8kgf/mm<sup>2</sup>.

参考文献

- 1) 新谷ほか: 鉄と鋼, 69 (1983), P.1868
- 2) 新谷ほか: 鉄と鋼, 68 (1982), S1260
- 3) 田中ほか: 鉄と鋼, 69 (1983), S1336