

(496) SUS316 ステンレス鋼のクリープ破壊機構領域図

金属材料技術研究所

新谷紀雄 °田中秀雄 村田正治
貝瀬正次 今井義雄 横井信

1. 緒言 オーステナイト系ステンレス鋼のクリープ余寿命の予測などに役立てるため、実機での使用に近い長時間データを含むクリープ破壊機構領域図の作成を進めている¹⁾²⁾。そして、すでに SUS304¹⁾ 及び 321²⁾ 鋼の破壊機構領域図における特徴を明らかにしてきた。本報では、SUS316 鋼について破壊様式を詳細に調べ、クリープ破壊機構領域図として表示し、さらに 304 及び 321 鋼との比較を行った。

2. 実験方法 供試材はクリープデータシートとして 9 チャージ採取した SUS316 HTB のうち、長時間側で破断強度の低下が最も著しいチャージ A と、破断強度の低下が少ないチャージ B を用いた。化学成分を Table 1 に示す。破壊様式は破断部近傍の光顕、SEM 観察及び破面の SEM 観察により判別した。

また、析出物の確認は X 線回折及び分析電顕により行った。

Table 1 Chemical composition (wt %)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	B	Ti	Al	N
A	0.07	0.47	1.70	0.025	0.025	13.3	16.6	2.38	0.14	0.0020	0.055	0.095	0.0289
B	0.07	0.60	1.60	0.021	0.010	13.4	16.4	2.39	0.31	0.0011	0.043	0.017	0.0254

3. 結果 Fig. 1 にチャージ A のクリープ破壊機構領域図を

示す。破壊様式は 304 鋼と類似しており、粒内破壊と粒界破壊とに大別され、粒界破壊はさらに粒界三重点に生じる W 型クラックの成長によるもの、粒界炭化物界面に生成したキャビティの成長・合体によるもの、 σ 相と地との界面クラックによるものに分けられる。まず、粒内破壊 (Photo. 1) の領域では 304 鋼に比べて破断延性が著しく大きく、600°C においては粒界破壊への移行が遅く、1 万時間以上の長時間側で生じている。一方、粒界破壊の領域では最初に W 型クラックの破壊となるが、粒界炭化物界面にキャビティが多数見られ (Photo. 2)、キャビティ型破壊との区別は明確ではなかった。

また、 σ 相の析出は非常に早く、W 型クラックによる破壊の領域ですでに σ 相界面クラックが見られ、キャビティ型破壊の領域では σ 相界面クラックとの混合破壊と思われるものも一部認められた。 σ 相界面クラック (Photo. 3) による破壊の領域になると破断強度が著しく低下し、 σ 相界面及び粒界に 304 鋼で確認されている AlN¹⁾ が、チャージ A に観察された。なお、本鋼には χ 相や Laves 相も析出するが、破壊機構とのかかわりは明確ではなく、今後検討する必要があると思われる。

文献

1) 新谷 鉄と鋼

67(1981)13, S1150

2) 新谷 鉄と鋼

67(1981)13, S1151

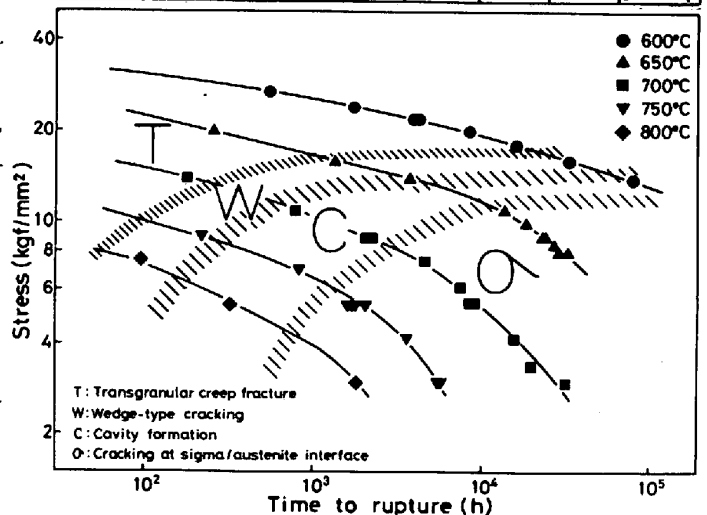
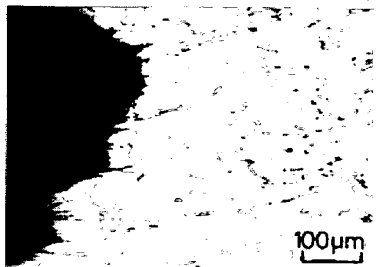


Fig. 1 Creep fracture mechanism map of Type 316 stainless steel (Heat A).



600°C, 20kgf/mm², 8500h



600°C, 16kgf/mm², 34000h



650°C, 11kgf/mm², 14000h

Photo. 1 Transgranular fracture Photo. 2 Wedge type crack and cavities associated with grain boundary Mn₂₃C₆ Photo. 3 Cracks at σ /matrix interface