

## (471) SUS304ステンレス鋼のクリープ破壊機構変化と微細組織

金属材料技術研究所

新谷紀雄 横井 信

○田中秀雄 京野純郎

1. 緒言 SUS304ステンレス鋼は試験条件により破壊機構が変わり、それに伴い破断性質も著しく変わる。このような破壊機構の変化に及ぼす因子として、微細組織変化の影響が少なくないと考えられる。そこで、微細組織と破壊機構の変化がどのように関連しているかを薄膜による透過電顕にて詳細に観察し、比較検討した。

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SUS304HTBで、長時間側で破断強度の低下が最も著しいチャージAと、破断強度の高いチャージBを用いた。化学成分を表1に示す。クリープ破断材については破断部より約10<sub>mm</sub>のところを薄膜化し、150KV透過電顕により観察を行った。

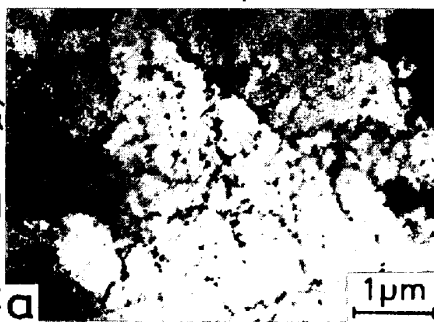
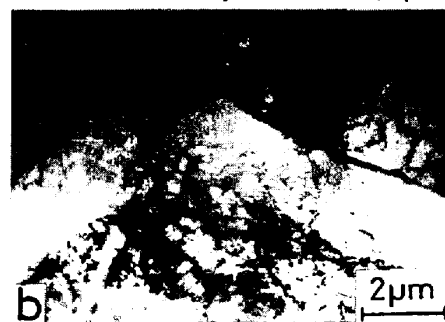
表1. 化学成分 (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	N
A	0.07	0.48	1.59	0.020	0.012	10.7	18.6	0.47	0.047	0.032
B	0.08	0.56	1.43	0.021	0.010	9.5	19.3	0.04	0.014	0.026

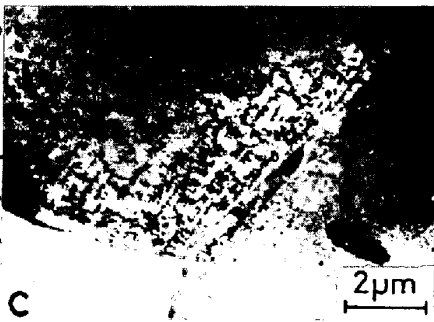
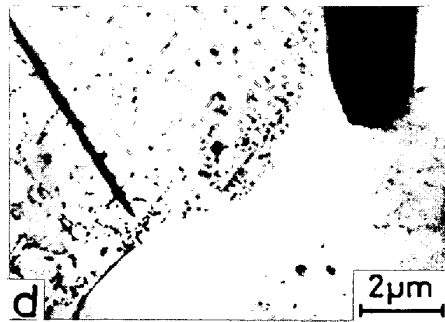
3. 結果 粒内破壊領域(写真1a)では

結晶粒が著しく変形して、subgrainが形成されており、Subboundary上に微細な炭化物が析出しているのが観察された。粒内破壊領域では破壊までの変形量が大きく、また高応力であるためと考えられる。粒内破壊領域は3種のタイプに区分される。まず、くさび型クラックによるものでは応力集中を受けていると思われる粒界三重点に集積した転位群が認められた(写真1b)。チャージAに比べチャージBではこの領域は広いが、これは粒界炭化物が比較的少ないため粒界すべりがより多く生じているためであろう。つぎに、クリープキャビティの連結による破壊の領域(写真1c)では粒界炭化物が時間と共に成長粗大化して点在するようになり、これらの界面にキャビティの生成が容易に行われ、破壊に至るものと思われる。さらに長時間になり、破壊強度の低下する領域ではこの相が粒界上に顕著に認められ、その相近傍の粒界には炭化物はほとんど存在せず中の広いP.F.区となっていた(写真1d)。チャージAにおいてはこの相が現われること

によってこの相と地との界面にクラックが生じ、このクラックが成長して破壊するが、チャージBにおいてはかなり早期に多数のこの相が発生しているにもかかわらず、この相界面クラックは生成せず、粒界炭化物が著しく減少した段階で

写真1a. チャージA, 650°C, 18ksf/mm<sup>2</sup>, tr=176h写真1b. チャージB, 650°C, 10ksf/mm<sup>2</sup>, tr=13,700h

初めてこの相界面クラックが生じる。これは粒界炭化物による粒界すべり抑制効果が減少するためと考えられる。なお、粒内炭化物は長時間に至っても大きくは成長しておらず、転位上に微細に析出しており、粒内の強度はそれほど低下し

写真1c. チャージA, 650°C, 10ksf/mm<sup>2</sup>, tr=13,900h写真1d. チャージA, 650°C, 6.2ksf/mm<sup>2</sup>, tr=55,300h

文献 1)新谷ら:鉄と鋼,66(1980),S1192

写真1. クリープ破断材の薄膜による電顕組織