

(547) オーステナイト単相としたCr-Ni鋼の高温クリープ変形に伴う材質劣化

東京工業大学 大学院 木村一弘 (現・金材技研) 石島 聡

工学部○松尾 孝 菊池 實

1. 緒言 木村らはSUS304の 10^4 h破断応力におけるクリープにおいては粒界 σ 相の析出に誘発された粒界炭化物の消失によるクリープ抵抗の低下が加速域形成のおもなる原因であると結論した¹⁾。しかし、析出相を生じない γ 単相合金における加速域の形成はクリープ変形に伴う断面減少あるいは粒界割れ等の機械的な損傷から生じた応力増加に起因し、一定の応力条件では本質的に長時間まで定常域が継続するとこれまでは考えられてきた。しかし、竹山らはサブバウンダリーが発達し、サブバウンダリーを介しての方位差が大きなサブグレインが形成されるとクリープ抵抗は低下することをB及びZrを添加したNi-20Cr合金の高温クリープを検討することにより明らかにして²⁾、 γ 単相の固溶体合金においては転位下部組織の変化に基づき材質劣化によっても加速クリープ域が生ずることを示唆した。

そこで本研究では、 γ 単相とした18Cr-13Ni鋼を用いて、750°C、約 10^4 h破断応力でのクリープ試験を行い、任意の時間で試験を停止したクリープ試験材のクリープ抵抗及び生じた転位下部組織を調査して、転位下部組織の変化、すなわち材質劣化に起因した加速域形成の有無を検討する。

2. 実験方法 炭素を無添加とし、Ni量を13wt%まで高めた18Cr-13Ni鋼を真空高周波炉にて5kg溶製し、13mm丸棒に熱間鍛伸した後、固溶化熱処理を施して結晶粒径を約30 μ mとした。クリープ試験は標点距離40mm、平行部径8mmの試験片を用い、750°C、応力1.3kgf/mm²で行い、300hから最長9000hまで7水準の時間で試験を停止した。これらクリープ試験材は、平行部径を6mmに再加工した後、750°C、応力3.0kgf/mm²の高応力クリープ試験を行い、クリープ抵抗を調べるとともに光顕及び透過電顕による組織観察を行った。

3. 実験結果 1)750°C、応力1.3 kgf/mm²のクリープにおいて最小クリープ速度を示した3000h試験材の高応力クリープ試験における最小クリープ速度は固溶化材の値とほぼ同じ値を示したが、加速クリープ域まで試験を行った試験材は試験時間が長いものほど大きな最小クリープ速度を示し、9000h試験材は3000h試験材に比べ4倍大きなクリープ速度を示した。2)いずれのクリープ試験材においても高応力クリープ試験における破断伸びの低下は認められなかった。また、粒界割れは加速クリープ域の初期から観察されたが、割れの数は少ないことから、クリープ速度に及ぼす粒界割れの影響は少ないと推論した。3)サブバウンダリーの形成は加速クリープが開始する3000h試験材において観察された。また、試験時間が増加すると粒界から生じたサブバウンダリーは粒内へと発達する。サブバウンダリーの発達に伴いサブグレイン内の転位密度は低下するが、このような転位下部組織変化は長時間試験材ほど結晶粒ごとの違いが大きくなる (Fig.1)。4)以上の結果より、 γ 単相である18Cr-13Ni鋼のクリープ変形に伴うクリープ抵抗の低下は、従来考えられていたように断面減少あるいは粒界割れ等の機械的な損傷によるのではなく、サブグレインの形成及び発達に伴い、サブグレイン内の転位密度の低い領域が拡大するという材質劣化に起因するものと結論した。

文献 1)木村ら: 鉄と鋼, 72(1986), S1420

2)竹山ら: 鉄と鋼, 72(1986), p.1359

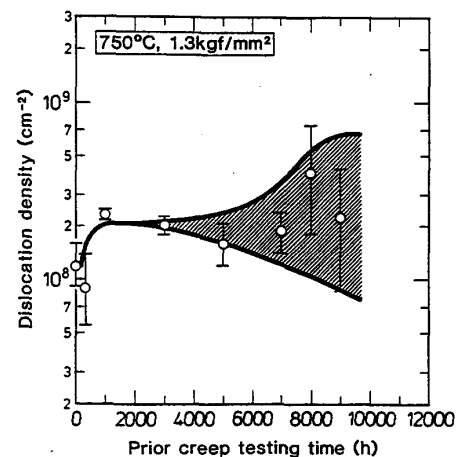


Fig.1 Change in dislocation density with prior creep testing time at 750°C-1.3kgf/mm².