

単結晶 Ni 基超合金, CMSX-4, の加速クリープ域における クリープ速度と γ 相チャンネルの幅との関係

三浦 信祐*・近藤 義宏*・松尾 孝*²

Relation between Creep Rate during Accelerating Creep Stage and γ Channel Thickness
in Single Crystal Nickel-based Superalloy, CMSX-4

Nobuhiro MIURA, Yoshihiro KONDO and Takashi MATSUO

Synopsis : To elucidate the origin of the onset of accelerating creep in a single crystal nickel-based superalloy, CMSX-4, the correlation between the creep rate during the accelerating creep stage and the thickness of γ channel was investigated by using the single crystals crept at 1273K in a wide stress range of 100–400 MPa. The shape of γ' phase and the thickness of γ channel at the time of the onset of accelerating creep turn to different ones with decreasing the stress. At the stress of 160 MPa, the cuboidal γ' phase turns its shape to a rafted one. While at the stresses less than 160 MPa the rafted γ' phase appears before the onset of accelerating creep. At the stresses higher than 250 MPa, the cuboidal γ' phase still remains. The correlation between the thickness of γ channel, λ_γ , and the creep rate during the accelerating creep stage, $\dot{\epsilon}$, was evaluated, and the following equation, $\dot{\epsilon} \propto \lambda_\gamma^4$ is proposed and confirmed in a wide stress range of 100–400 MPa, independent of the shape of γ' phase. In addition, it was also confirmed that the radius of dislocation curvature within γ channel of the crept specimens was proportional to the thickness of γ channel defined by TEM.

Consequently, the origin of the onset of accelerating creep in a single crystal nickel-based superalloy was interpreted by the loss of creep resistance due to an increase in the thickness of γ channel, λ_γ .

Key words: superalloy; single crystal; creep; γ' phase; rafted structure.

1. 緒言

耐熱鋼および耐熱合金のクリープにおける加速クリープの発現は、これまでクリープ変形に伴う割れやボイドの形成といった本質的な断面積の減少をもたらし、応力を増加させる機械的損傷によるとみなされてきた^{1,2)}。これに対して、材料自体のクリープ抵抗の低下、すなわち、材質劣化とした報告もある³⁻⁹⁾。代表的なものは、分散強化相の粗大化によるクリープ抵抗の低下である。

ところで、単結晶 Ni 基超合金が高いクリープ抵抗をもつ理由としては分散強化相、 γ' 相の体積率が 60% を超えるほどに大きいこと、また、形状も一辺が 1 μm 弱あり、分散相としては大きい立方体状であることが挙げられる。体積率が大きく、大きな立方体状であることがこれまでの概念とは異なる粗大化過程を与える。すなわち、立方体状のものが板状へと変わるラフト化である。そのような粗大化過程は γ 相チャンネルの拡大を抑え、熱的安定性を高めている。これらに加えて最も回復組織を形成しやすい粒界を取り除いた単結晶 Ni 基超合金では熱的安定性がさらに高まる。引張方向を [001] とし、クリープ変形を受けると、 γ' 相が応力軸に対して垂直方向へ連結し、板状となるラフト化¹⁰⁻¹⁵⁾はこれまで強化として働くことみなされてき

た^{16,17)}。しかし、著者らは、このラフト化が 1273K 以上の高温ではクリープ強化ではなくクリープ弱化として働くことを最小クリープ速度とラフト化との関連を調べることで実証した。すなわち、単結晶 Ni 基超合金, CMSX-4, を用い、1273K, 160 MPa のクリープにより種々の時間、応力時効を施した。これら応力時効材について同一温度にて 250 MPa へ応力を高めたクリープ試験を再度行い、得られた最小クリープ速度を未使用材のものと比較して、応力時効時間の増加に伴い、クリープ速度が増加することを確認した。一方、ラフト化は応力時効時間の増加に伴い進行していた。これらのことから γ' 相のラフト化はクリープ強化よりもむしろクリープ弱化に働くと指摘した^{18,19)}。弱化の機構として、 γ' 相のラフト化により、 γ 相チャンネルの幅が拡大し、 γ 相チャンネル内の転位の曲率半径が増大して、転位が運動しやすくなっていることを確認した²⁰⁾。なお、割れやボイドの発生は加速末期においてのみ確認された。

さて、加速クリープ域（以後、加速域とする）の発現を調べるためのクリープ速度と組織との定量的な検討は 160 MPa の一応力でのみ行った。また、著者らは CMSX-4 の 1273K のクリープを 100~400 MPa の広い応力範囲でもすでに行い、 γ' 相の形態変化も調べているが 160 MPa のように加速域での組織の定量化は行っていない。しかし、

平成 15 年 2 月 24 日受付 平成 15 年 8 月 22 日受理 (Received on Feb. 24, 2003; Accepted on Aug. 22, 2003)

* 防衛大学校システム工学群 (School of Systems Engineering, National Defense Academy, 1-10-20 Hashirimizu Yokosuka 239-8686)

* 2 東京工業大学大学院理工学研究科 (Graduate School of Science and Engineering, Tokyo Institute of Technology)

160 MPa以下の応力でのクリープ曲線は160 MPa以上のものと大きく異なり, 遷移クリープ域 (以後, 遷移域とする) が拡大すること, また160 MPa以下の低応力でのラフト化は遷移域から開始することを確認している²¹⁾。すなわち, ラフト化が加速域発現の原因であるとみなせるのは160 MPa以上の高応力側に限定される。

そこで本研究では, 単結晶Ni基超合金, CMSX-4, について広い応力範囲, とくに低応力側について, クリープ変形の進行に伴う γ' 相の形状変化を定量化する。さらに, 加速域におけるクリープ速度と γ 相チャンネルの幅との関係について調べ, 単結晶Ni基超合金における加速域発現の機構を検討する。

2. 実験方法

供試合金は単結晶Ni基超合金, CMSX-4 (Ni-6.4Cr-9.3Co-5.5Al-0.9Ti-0.6Mo-6.2Ta-6.2W-2.8Re-0.1Hf, wt%), である。供試材は精密鋳造により結晶成長方向の[001]を長手方向として13 mm丸棒の単結晶に溶製したものである。これらに8段階の固溶化熱処理(1550K- 7.2×10^3 s \rightarrow 1561K- 7.2×10^3 s \rightarrow 1569K- 1.08×10^4 s \rightarrow 1577K- 1.08×10^4 s \rightarrow 1586K- 7.2×10^3 s \rightarrow 1589K- 7.2×10^3 s \rightarrow 1591K- 7.2×10^3 s \rightarrow 1594K- 7.2×10^3 s \rightarrow Gas fan cool)および2段階の時効処理(1413K- 2.16×10^4 s \rightarrow 1144K- 7.2×10^4 s \rightarrow Air cool)を施した。クリープ試験片は平行部径6 mm, 標点間距離30 mmのつば付きのものであり, 引張方向を[001]方位から5°以内とした。このフルサイズ試験片について, 1273Kのクリープ試験を100~400 MPaの広い応力範囲にて行った。クリープ停止試験には平行部径8 mm, 標点間距離40 mmの平滑試験片を用い, 遷移域から加速域にわたって行った。

結晶方位はX線背面ラウエ反射法により決定した。クリープ試験後の組織観察は各試料の(100)について電界放出型走査電子顕微鏡(FE-SEM)および透過型電子顕微鏡(TEM)を用いて行った。観察倍率を7000倍と一定としたSEM写真について, デジタル画像処理装置を用い, γ 相チャンネルの幅および γ' 相の応力方向の厚さを測定した。

3. 実験結果

3.1 未使用材の組織

未使用材のSEM組織をFig. 1に示す。黒色の γ 母相中に灰色の立方体状 γ' 相が規則的に析出している。 γ' 相の体積率は78%である。 γ' 相の一辺の長さは約0.5 μm , γ 相チャンネルの幅は約0.1 μm である。なお, 共晶の γ' 相は確認されなかった。

3.2 クリープ試験結果

1273Kにおけるクリープ曲線の応力による違いをFig. 2に示す。400から100 MPaへと応力を小さくすることで破

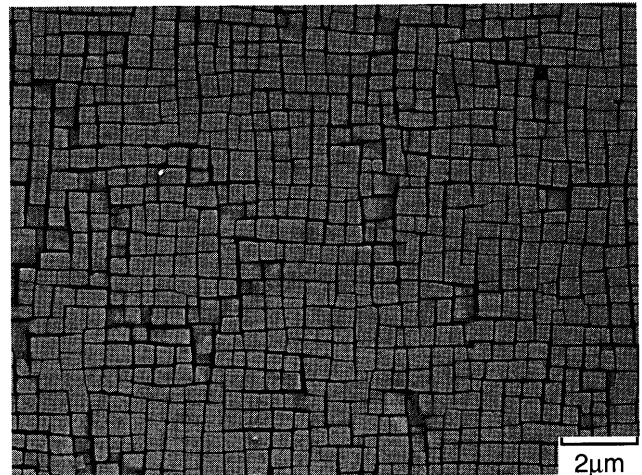


Fig. 1. Scanning electron micrograph of a single crystal nickel-based superalloy, CMSX-4.

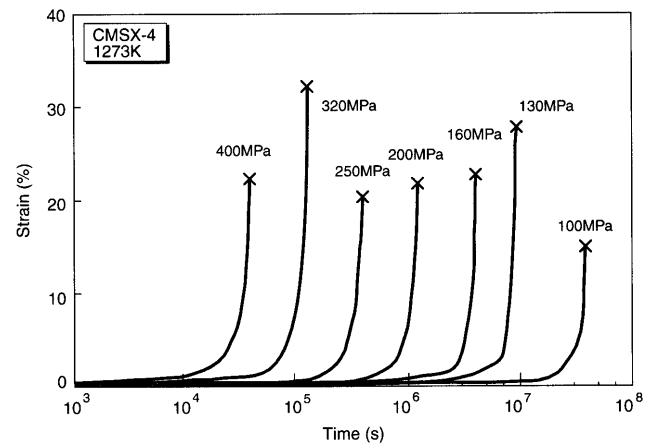


Fig. 2. Creep strain-time curves of CMSX-4 at 1273K in the stress range of 100 to 400 MPa.

断時間は 3.0×10^4 から 3.0×10^7 sへと長くなる。破断伸びは100 MPaを除いていずれも20%を超える。ところで, このクリープ曲線からは1)クリープ速度の違いおよび2)加速開始時間を読み取ることはできない。これらの特徴はクリープ速度-時間曲線あるいはクリープ速度-ひずみ曲線を描くことで確認できる。

クリープ速度と試験時間を両対数で表したクリープ速度-時間曲線をFig. 3に示す。いずれの応力域においても曲線は遷移域と加速域からなり定常域は存在しない。また, 低応力ほど遷移域でのクリープ速度の減少比は大きく, クリープ寿命に占める遷移域の割合が増大する。この特徴は160 MPa以下でより明確になる。なお, 図中のオープンシンボルはクリープ停止時間を示す。クリープ停止時間は遷移域後半から破断直前にわたっている。

3.3 クリープ変形と機械的損傷

前述したように, 多結晶材の加速クリープの原因は多くが粒界での割れあるいはボイドといった機械的損傷の発生および伝播によるとみなされてきた。そこで, クリープ破

断材の破断部近傍についてSEM観察を行った。

100, 160, 250および400 MPaのクリープ破断材の破断部より2 mm離れた部位の(100)におけるSEM組織をFig. 4に示す。なお、引張方向は写真の上下方向である。いずれの試験片においても破断部より2 mm離れた部位においてはポイドや割れは確認されなかった。

Fig. 5にクリープ速度-ひずみ曲線を描いた。ひずみ軸をリニアとして示した。クリープ速度が加速する時点でのひずみ量はいずれの応力でも約0.01である。

ここでFig. 3の時間軸を破断時間で規格化したものを

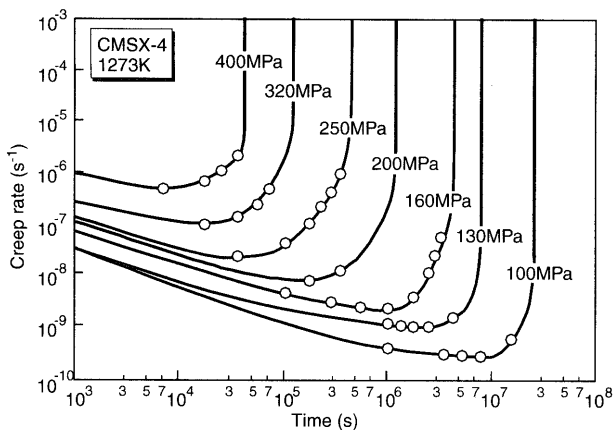


Fig. 3. Creep rate-time curves of CMSX-4 at 1273K in the stress range of 100 to 400 MPa. The open circles on each curve show the times where the creep tests were interrupted.

Fig. 6に示した。200 MPa以上では90%近くが加速域であるが、160 MPaでは加速域の割合は70%までに減少する。さらに応力が低下すると遷移域は全体の約40%を占めるようになり拡大する。

3.4 クリープ変形に伴う γ' および γ 相の形状変化

著者らは、CMSX-4の加速域におけるクリープ速度の増加はクリープ変形に伴う γ' 相のラフト化の進行と関連していることを示した。ところがその研究でのクリープ条件は加速域が大半を占める高応力タイプのものであった。ここでは広い応力範囲での検討を行っているので、これまでの結果を160 MPa以下の低応力でのものと比較できよう。本節では、各応力条件にてクリープ停止試験を行い、クリープ変形に伴う組織形態変化を調べる。

100 MPa, 1.08×10^6 , 7.20×10^6 , 1.66×10^7 s クリープ停止およびクリープ破断材のSEM組織をFig. 7に示す。引張方向は写真の上下方向である。遷移域後半に位置する 1.08×10^6 s クリープ停止材では、 γ' 相は大半が立方体状を示している。最小クリープ速度を示す時点で停止した 7.20×10^6 s クリープ停止材では γ' 相は応力方向に対して垂直方向へ連結し、ラフト構造を形成する。加速域前半の 1.66×10^7 s クリープ停止材ではラフト構造を形成した γ' 相は応力方向へも連結するようになる。また、 γ 相チャンネルの幅および γ' 相の厚さは 7.20×10^6 s クリープ停止材に比べ増加している。クリープ破断材では、ラフト構造が完全に崩れ、 γ' 相は上下方向へも連結して凝集粗大化している。

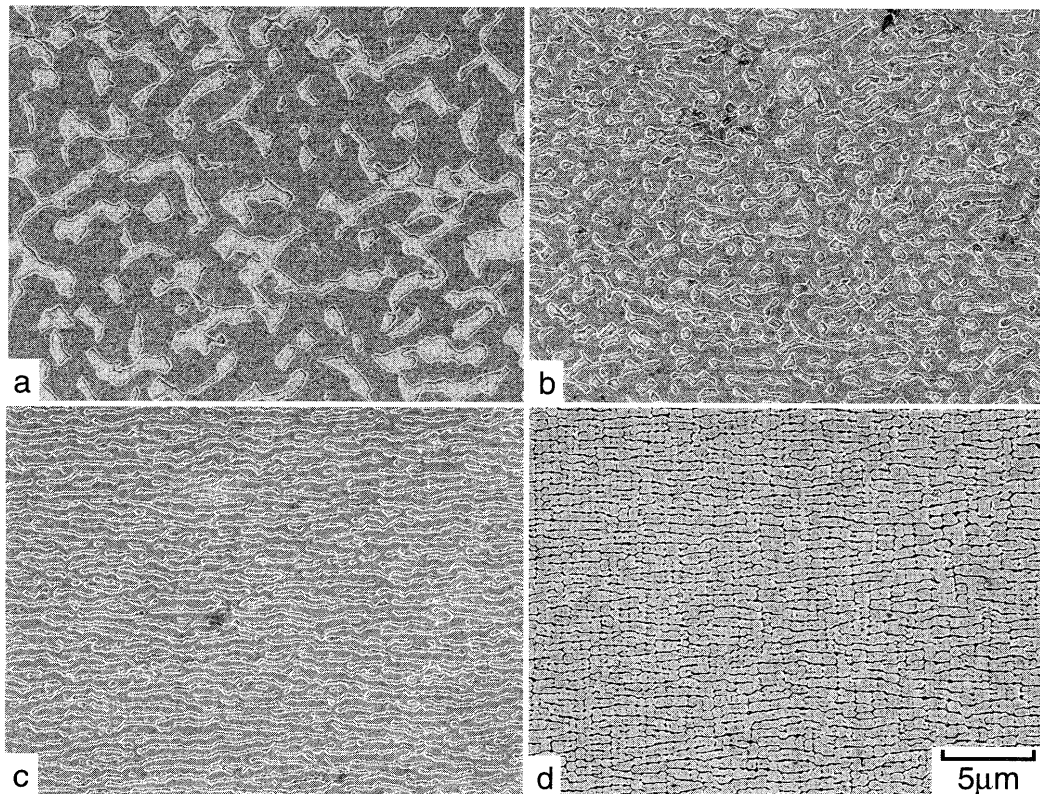


Fig. 4. Scanning electron micrographs of the vicinity of the fracture surface of the specimens creep ruptured at 1273K in the stress of (a) 100, (b) 160, (c) 250 and (d) 400 MPa.

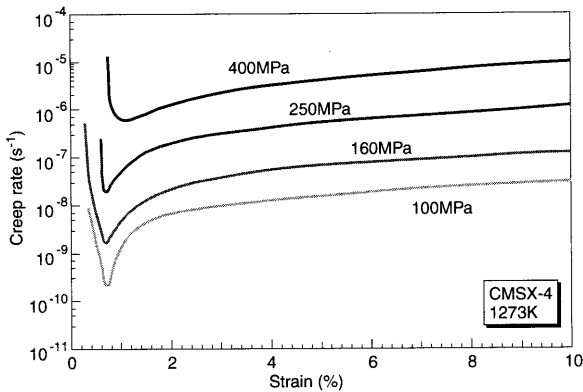


Fig. 5. Creep rate-strain curves of CMSX-4 at 1273K in the stress range of 100 to 400 MPa.

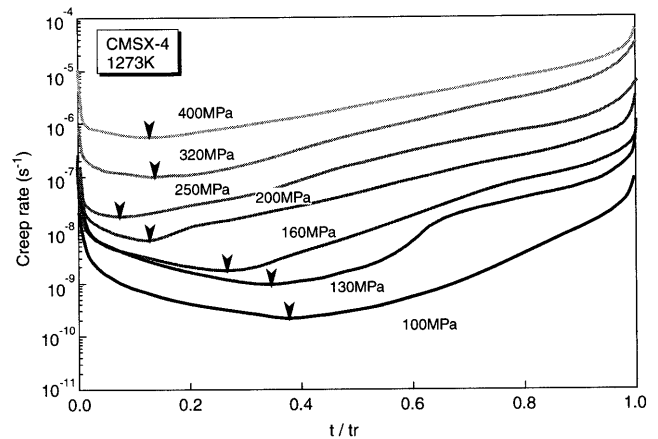


Fig. 6. Relation between the creep rate and the ratio of the time to the rupture life.

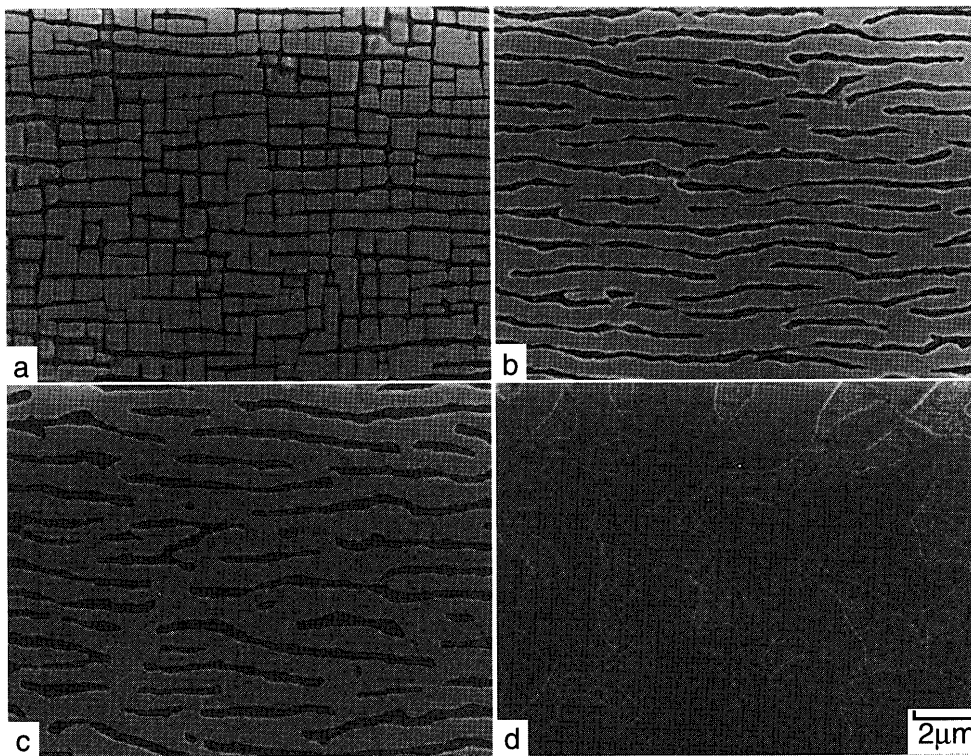


Fig. 7. Scanning electron micrographs of the specimens crept at the stress of 100 MPa for (a) 1.08×10^6 , (b) 7.20×10^6 , (c) 1.66×10^7 s and (d) creep ruptured. The stress axis is the vertical in these photos.

より高応力の 160 MPa, 1.08×10^5 , 1.08×10^6 , 2.52×10^6 s クリープ停止およびクリープ破断材の SEM 組織を Fig. 8 に示す。遷移域後半に位置する 1.08×10^5 s クリープ停止材では, γ' 相は大半が立方体状を示している。最小クリープ速度を示す時点で停止した 1.08×10^6 s クリープ停止材では γ' 相は応力方向に対して垂直方向へ連結し, ラフト構造を形成する。加速域に位置する 2.52×10^6 s クリープ停止材では γ' 相は応力方向へも連結し, ラフト構造が崩れている。クリープ破断材では γ 相は γ' 相に分断されて孤立化している。また γ 相チャンネルの幅および γ' 相の厚さは, クリープ停止時間の増加に伴い増加している。

さらに高応力である 250 MPa, 3.60×10^4 , 2.52×10^5 ,

3.24×10^5 s クリープ停止およびクリープ破断材の SEM 組織を Fig. 9 に示す。最小クリープ速度を示す 3.60×10^4 s クリープ停止材では, γ' 相は大半が立方体状を保っている。最小クリープ速度を示す時点での γ' 相の形態はラフト構造の形成が認められた低応力側とは大きく異なる。加速域中期に位置する 2.52×10^5 s クリープ停止材では γ' 相は応力方向に対し垂直方向へ連結しているものの, わずかに立方体状のものも残存している。加速域後半の 3.24×10^5 s クリープ停止材では, γ' 相は応力方向に対し垂直方向へ連結し, ラフト構造を形成する。クリープ破断材では, γ' 相は完全なラフト構造を形成している。

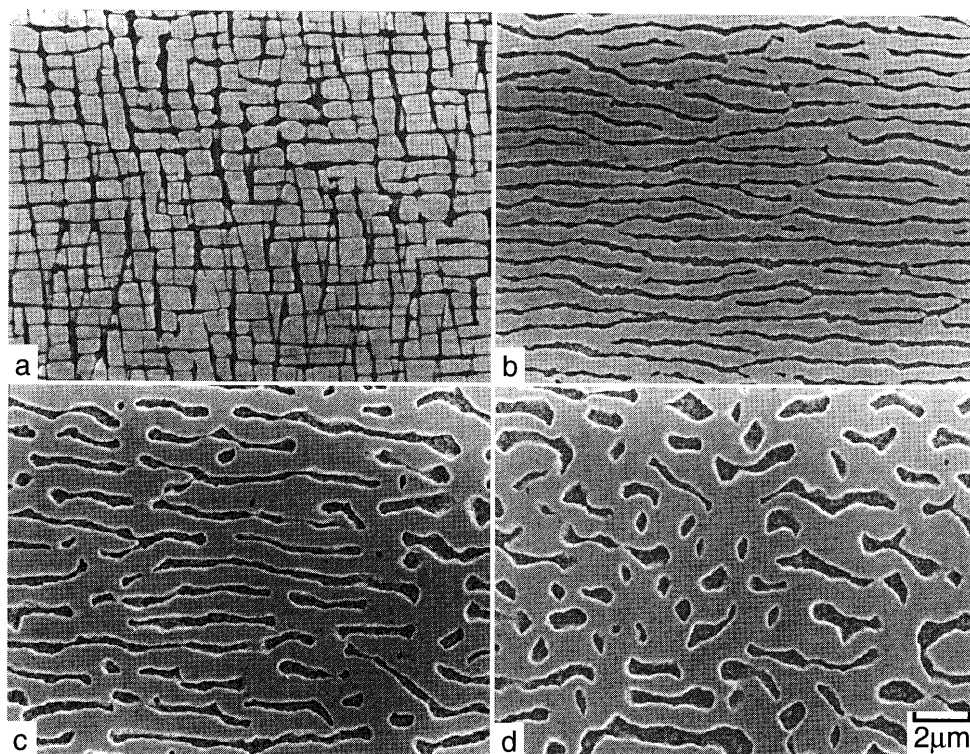


Fig. 8. Scanning electron micrographs of the specimens crept at the stress of 160 MPa for (a) 1.08×10^5 , (b) 1.08×10^6 , (c) 2.52×10^6 s and (d) creep ruptured.

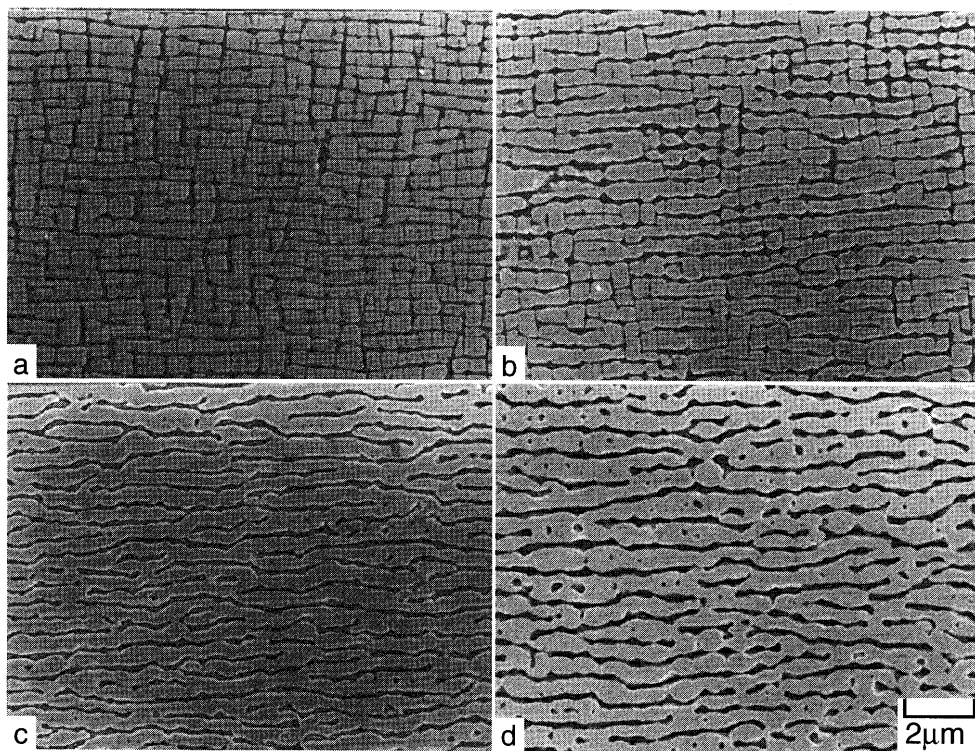


Fig. 9. Scanning electron micrographs of the specimens crept at the stress of 250 MPa for (a) 3.60×10^4 , (b) 2.52×10^5 , (c) 3.24×10^5 s and (d) creep ruptured.

3.5 γ 相チャンネルの幅および γ' 相の形態の定量化

負荷応力およびクリープ時間によって γ 相チャンネルの幅および γ' 相の形態が異なること、ラフト構造の形成が高

応力側では破断直前であるのに対し、低応力側では遷移域後半であることが明らかとなった。そこで組織形態を定量化するため、各クリープ停止材およびクリープ破断材の γ

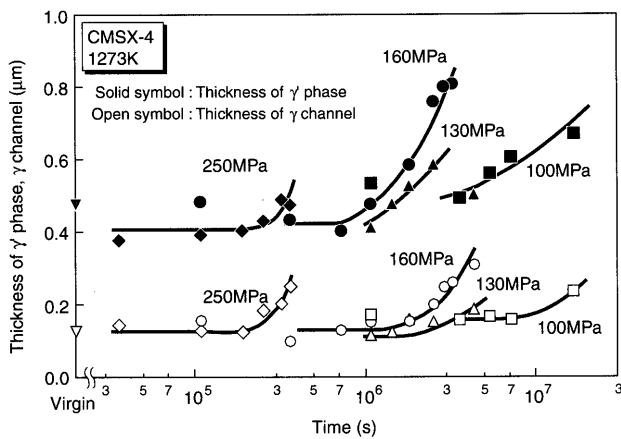


Fig. 10. Change in the thickness of γ channel and γ' phase with creep testing time.

相チャンネルの幅および γ' 相の厚さの測定を行い、さらにクリープ時間との関係について検討する。

γ 相チャンネルの幅および γ' 相の厚さとクリープ時間との関係をFig.10に示す。図中のオープンシンボルは γ 相チャンネルの幅、ソリッドシンボルは γ' 相の厚さを示す。低応力側では γ 相チャンネルの幅および γ' 相の厚さはクリープ時間の増加に伴い緩やかに増加する。しかし、高応力側では γ 相チャンネルの幅および γ' 相の厚さはクリープ時間の増加によらず、未使用材とほぼ同一であるが、破断直前で両者は急激に増加する。

4. 考察

4.1 加速域におけるクリープ速度と γ 相チャンネルの幅との関係

前述したように、160 MPaにて加速域におけるクリープ速度と γ 相チャンネルの幅との関係について検討した結果、加速域でのクリープ速度と γ 相チャンネルの幅との関係は一对対応していることを確かめた。この結果に基づいてラフト化に伴う γ 相チャンネルの幅の増加がクリープ抵抗の低下を招き、ラフト構造の形成が加速域の発現の原因であると示唆した²⁰⁾。160 MPaよりも高い応力から低い応力までクリープ変形とラフト化の関係を調べた本研究では、応力条件が異なる場合、加速域の開始時点における γ' 相の形態はそれぞれ異なることが明らかとなった。さらに、 γ' 相はクリープ変形に伴い時々刻々と変化し、加速域においても γ' 相の形態および γ 相チャンネルの幅は変化していることを定量的に明らかにした。そこで、加速域開始時点において γ' 相の形態が異なる場合においても、加速域におけるクリープ速度は γ 相チャンネルの幅で整理できるといふ仮説が成立するかどうかを検討する。

Fig.11に種々の応力での加速域におけるクリープ速度と γ 相チャンネルの幅との関係を示す。いずれの応力においても γ 相チャンネルの幅が増加するのに伴いクリープ速度は増

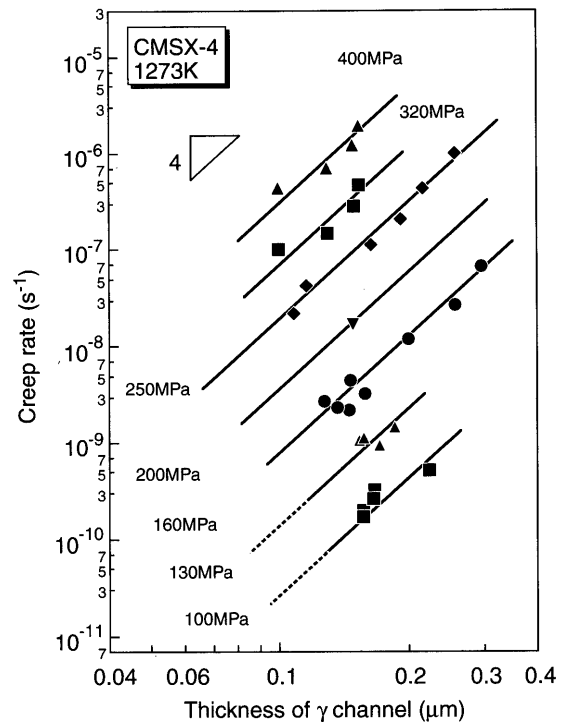


Fig. 11. Relation between the creep rate during the accelerating creep stage and the thickness of γ channel of CMSX-4 crept at 1273K in the stress range of 100 to 400 MPa.

加し、それぞれ一本の直線で整理される。加速域開始時点において γ' 相の形態が異なる場合においても、加速域におけるクリープ速度、 $\dot{\epsilon}$ の増加は γ 相チャンネルの幅、 λ_γ の拡大と相関し、 $\dot{\epsilon} \propto \lambda_\gamma^4$ の関係が成立する。このことから、 γ 相チャンネルの幅の増加が加速域におけるクリープ速度の増加を説明できることを確認した。

著者らは先に1273K, 160 MPaにて種々の時間応力時効した試料について250 MPaへ応力を高めた高応力クリープ試験を行い、未使用材との最小クリープ速度の比較を行った結果、最小クリープ速度は γ 相チャンネルの幅で整理できることを明らかにした^{18,19)}。さらに、 γ' 相の大きさを標準の0.5より0.3 μm と小さくした微細化材についても同様の試験を行い、 γ 相チャンネルの幅が狭い場合のクリープ抵抗について検討した結果、微細化材も標準の幅を持つ試料と同様、最小クリープ速度は γ 相チャンネルの幅で整理できることを明らかにした²²⁾。そこで、これまで著者らが報告した結果に本研究の結果を重ねたものをFig.12に示す。なお、図中のソリッドシンボルは本研究の結果を、オープンシンボルはこれまで報告した結果を示す。いずれのデータも同一直線上に位置しており、 $\dot{\epsilon} \propto \lambda_\gamma^4$ の関係にあることが明らかである。したがって、加速域におけるクリープ速度と γ 相チャンネルの幅との関係は初期組織の違いによらず、いずれも一本の直線で整理されることから、単結晶Ni基超合金では γ 相チャンネルの幅が加速域におけるクリープ速度およびクリープ抵抗をほぼ特定しているとみなせよう。

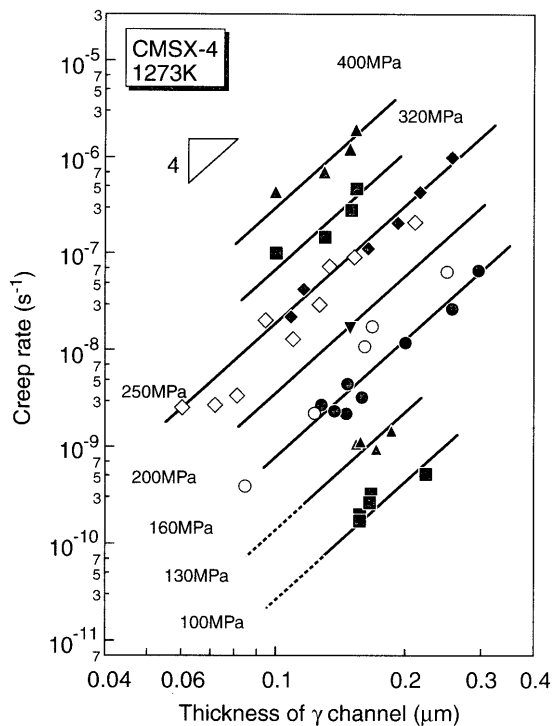


Fig. 12. Relation between the creep rate during the accelerating creep stage and the thickness of γ channel, compared with the previous work²²⁾.

4.2 加速域のクリープ速度増加に及ぼす γ 相チャンネルの幅の影響

上述したように、加速域におけるクリープ速度は、 γ 相チャンネルの幅の拡大とともに増加することを示した。そこで、 γ 相チャンネルの幅の拡大がクリープ速度の増加をもたらした原因について検討する。

縦軸に最小クリープ速度に対する加速域におけるクリープ速度をとり、横軸を γ 相チャンネルの幅として整理したものをFig.13に示す。なお、160MPa以下の低応力側における最小クリープ速度はFig.11の γ 相チャンネルの幅を0.1 μm とした仮定値を用いた。いずれの応力においても γ 相チャンネルの幅が増加するに伴い、最小クリープ速度に対する加速クリープ速度の割合は増加し、 $\dot{\epsilon} \propto \lambda_{\gamma}^4$ の関係が成立する。これは加速域でのクリープ速度の増加は応力によらず、 γ 相チャンネルの幅ですべて整理されることを示している。

ところで、これまでCMSX-4について、1273K、160、250および400MPa最小クリープ速度を示した時点においてクリープ停止した試料の(100)についてTEM観察を行った結果、転位は γ 相では認められず、 γ 母相中に曲率をもつ転位が認められることを示した²³⁾。また、前述したように、 γ 相チャンネルの幅はいずれの応力においてもクリープ時間の増加に伴い増加していることを示した。これらの結果より、変形は γ 相中にて生じており、クリープ変形に伴う γ 相チャンネルの幅の拡大は、 γ 相中の可動転位の線張力を低下させ、クリープ速度の増加を招くことが考えられる。そこで、 γ 相中の可動転位を観察し、クリープ変形に伴う転

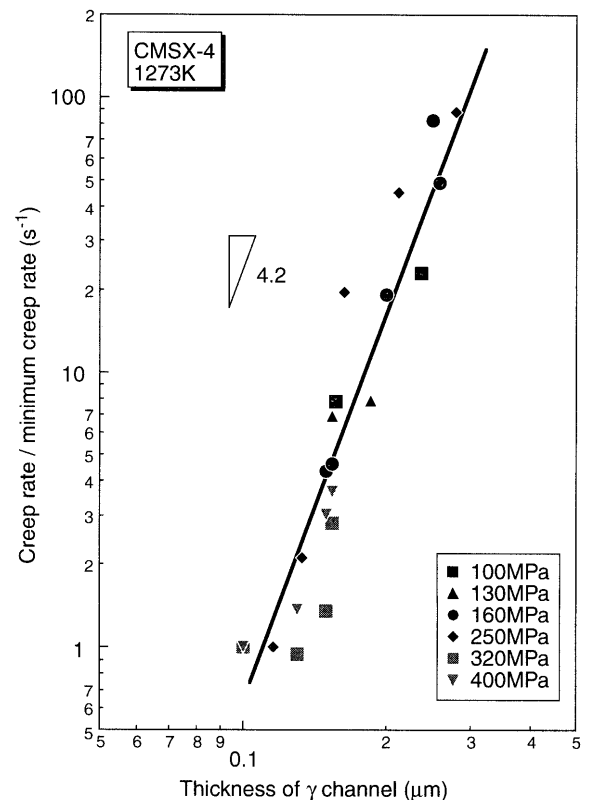


Fig. 13. Relation between the ratio of the creep rate to the minimum creep rate and the thickness of γ channel.

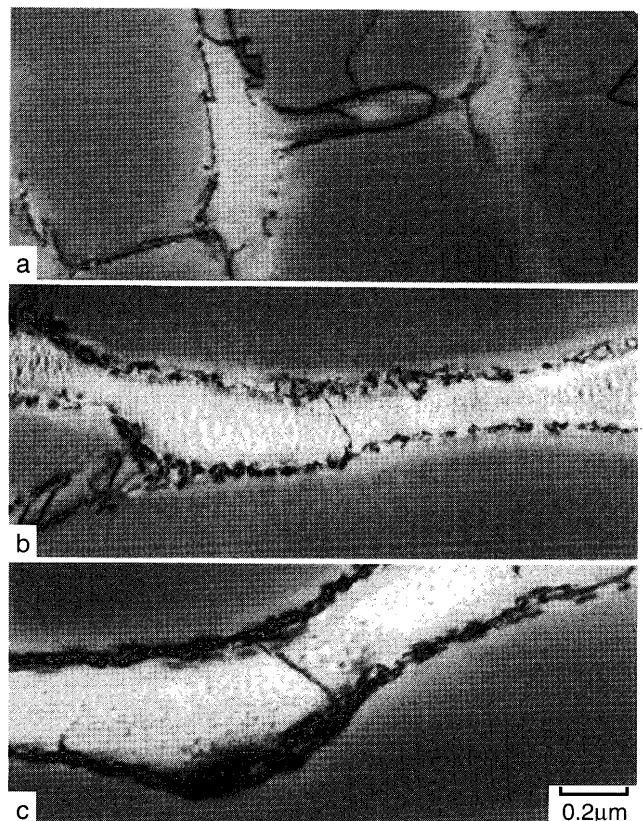


Fig. 14. Transmission electron micrographs of the specimens crept at 1273K-160MPa for (a) 1.08×10^5 , (b) 1.08×10^6 and (c) 3.24×10^6 s.

位下部組織の変化について検討する。

160 MPa, 1.08×10^5 , 1.08×10^6 および 3.24×10^6 s クリープ停止材の TEM 組織を Fig.14 に示す。遷移域後半に位置する 1.08×10^5 s クリープ停止材では, γ 相中に非常に曲率半径の小さな転位が認められる。最小クリープ速度を示す時点にて試験を停止した 1.08×10^6 s クリープ停止材では 1.08×10^5 s クリープ停止材に比べて曲率半径の大きな転位が認められる。さらに加速域に位置する 3.24×10^6 s クリープ停止材では, より曲率半径の大きな転位が認められる。このように, γ 相チャンネル中に曲率半径を持つ転位が認められ, クリープ変形に伴う γ 相チャンネルの幅の増加とともに転位の曲率半径は増大していることは明らかである。ところで転位をある曲率半径に曲げるのに必要な応力はその曲率半径に反比例し, 曲率半径が小さいほど大きな応力を要する²⁴⁻²⁶。クリープ抵抗は転位をその曲率半径に曲げるのに必要な応力に対応しているものと考えられる。すなわち, 転位の曲率半径が増加した場合, 曲率半径が小さい場合と比較して, 小さな応力で転位が動くようになると考えられる。したがって, γ 相チャンネルの幅の拡大が転位の曲率半径を増加させたことにより転位の線張力が低下したため, 加速域におけるクリープ速度が増加したと考えられる。

5. 結論

本研究では単結晶Ni基超合金, CMSX-4, についてクリープ試験を行い, 加速域におけるクリープ速度と γ 相チャンネルの幅との関係について調べ, 加速域発現の原因について検討するとともに, ラフト構造の形成がクリープ抵抗へ及ぼす影響について検討した結果, 以下の結論を得た。

(1) 種々の応力におけるクリープ破断材においても割れやボイドは認められず, 加速域開始時点におけるクリープひずみ量は約0.01とわずかであることから, CMSX-4における加速域の発現は, 断面積の減少に伴う応力増加, 割れの発生, 伝播およびボイドの発生などの機械的損傷によるものではないと考えられる。

(2) 低応力側ではクリープ変形に伴い最小クリープ速度を示すまでに, 応力軸に対し垂直方向へ連結し, ラフト

構造を形成する。一方, 250 MPa 以上の高応力側では最小クリープ速度を示す時点で立方体状を保っている。

(3) いずれの応力においてもクリープ変形にしたがい γ' 相は連結し, γ 相チャンネルの幅は増加する。

(4) 加速域におけるクリープ速度, $\dot{\epsilon}$, の増加は γ 相チャンネルの幅, $\lambda_{\gamma'}$, の増加に起因し, 両者の関係は, $\dot{\epsilon} \propto \lambda_{\gamma'}^4$ である。

(5) 単結晶Ni基超合金における加速域の発現は, γ 相チャンネルの幅の拡大に伴い転位の曲率半径が大きくなり, 転位の線張力が低下したことにより説明される。

文 献

- 1) D.A.Woodford: *J. Eng. Mater. Technol.*, **101** (1979), 311.
- 2) N.Shin-ya and S.R.Keown: *Mater. Sci.*, **13** (1979), 89.
- 3) K.R.Williams and B.Wilshire: *Mater. Sci. Eng.*, **28** (1977), 289.
- 4) K.R.Williams and B.J.Cane: *Mater. Sci. Eng.*, **38** (1979), 199.
- 5) C.J.Bolton, B.F.Dyson and K.R.Williams: *Mater. Sci. Eng.*, **46** (1980), 231.
- 6) L.P.Stoter: *J. Mater. Sci.*, **16** (1981), 1039.
- 7) R.A.Stevens and P.E.J.Flewitt: *Mater. Sci. Eng.*, **37** (1979), 237.
- 8) J.M.Leitnaker and J.Bentley: *Metall. Trans. A*, **8A** (1977), 1605.
- 9) J.H.Hoke and F.Eberle: *Trans. ASME*, **79** (1957), 307.
- 10) J.K.Tien and R.P.Gamble: *Metall. Trans. A*, **3A** (1972), 2157.
- 11) R.A.MacKay and L.J.Ebert: Proc. 5th Int. Conf. Superalloys '84, ASM, Metal Park, OH, (1984), 135.
- 12) Y.Kondo: *CAMP-ISIJ*, **11** (1998), 473.
- 13) T.M.Pollock and A.S.Argon: *Acta Metall. Mater.*, **40** (1992), 1.
- 14) V.Sass, V.Glatzel and M.F.Kniepmeier: *Acta Metall. Mater.*, **44** (1996), 1967.
- 15) M.V.Nathal and L.J.Ebert: *Metall. Trans. A*, **16A** (1985), 427.
- 16) D.D.Pearson, F.D.Lemkey and B.H.Kear: Proc. 4th Int. Symp. Superalloys '80, ASM, Metal Park, OH, (1980), 513.
- 17) M.V.Nathal and L.J.Ebert: *Metall. Trans. A*, **16A** (1985), 1849.
- 18) Y.Kondo, N.Kitazaki, J.Namekata, N.Ohi and H.Hattori: *Tetsu-to-Hagané*, **80** (1994), 568.
- 19) Y.Kondo and J.Namekata: *CAMP-ISIJ*, **10** (1997), 1348.
- 20) N.Miura, Y.Kondo and N.Ohi: Proc. 9th Int. Symp. Superalloys '00, TMS, Warrendale, PA, (2000), 377.
- 21) N.Miura, Y.Kondo and T.Matsuo: Proc. 9th Int. Conf. on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, Institute of Materials, London, (2001), 437.
- 22) Y.Kondo, N.Kitazaki, J.Namekata, N.Ohi and H.Hattori: Proc. 8th Int. Symp. Superalloys '96, TMS, Warrendale, PA, (1996), 297.
- 23) N.Kitazaki, Y.Kondo, J.Namekata, N.Ohi and H.Hattori: *CAMP-ISIJ*, **6** (1993), 770.
- 24) A.Kelly and R.B.Nicholson: *Strengthening Methods in Crystals*, Elsevier, Amsterdam, (1971), 9.
- 25) J.Weertman and J.R.Weertman 著, 中村正久訳: 基礎転位論, 丸善, 東京, (1981), 51.
- 26) F.R.N.Nabarro: *Theory of Crystal Dislocations*, Oxford University Press, London, (1967), 53.