

単結晶 Ni 基超合金, CMSX-2 における γ' 相のラフト化の引張方位依存性

三浦 信祐*・近藤 義宏*・松尾 孝*²

Effect of Tensile Orientation on Rafting of γ' Phase in Single Crystal Ni-base Superalloy, CMSX-2

Nobuhiro MIURA, Yoshihiro KONDO and Takashi MATSUO

Synopsis : Change in the shape in coarsening of the cuboidal γ' phase during creep of the single crystal nickel-base superalloy, CMSX-2, with the three different pole orientations, nearly [001], [011] and $[\bar{1}11]$ to stress axes. The volume fraction of γ' precipitates was nearly equal to 70%. Creep tests were conducted at temperatures of 1173, 1273 and 1323K. At higher stresses, there were no significant differences in the time to rupture and the minimum creep rate between the [001] and [011] crystals, while, crystal with $[\bar{1}11]$ orientation shows two times larger minimum creep rate. SEM observations of three planes for each single crystal were conducted as follows, for (001), (100) and (010) planes in [100] crystal, for (011), (100) and (01 $\bar{1}$) in [011] crystal, and for ($\bar{1}11$), (211) and (01 $\bar{1}$) in $[\bar{1}11]$ crystal. Consequently, it is confirmed that the cuboidal γ' turns its shape to the platelet which is evolved along the (001) plane for three single crystals. TEM observations showed that the connection of cuboidal γ' occurred to $[0\bar{2}0]$ and $[200]$ directions, and the γ' plate was formed parallel to (001) plane, irrespective to the crystal orientations. The rafting in the single crystals with [011] and $[\bar{1}11]$ orientations to stress axis has not been reported. So the reason of the formation of the rafting in the single crystals with [011] and $[\bar{1}11]$ orientations was discussed.

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

1. 緒言

単結晶 Ni 基超合金が実機に適用される場合、単結晶を完全に γ 単相とした後、2~3 段の時効処理を施すことで強化相の立方体状 γ' 相が得られる。 γ' 相の体積率は最新の単結晶超合金では 80% に近い。クリープ変形を受けると、立方体状の γ' 相は応力軸に対して垂直方向に連結して板状となる。この形態変化はラフト化と呼ばれる¹⁻³⁾。 γ' 相のラフト化の機構としては、 γ/γ' 相の格子ミスフィットによる弾性ひずみを駆動力として溶質原子の流れが生じるとみなすもの⁴⁻⁹⁾が大半であった。しかし、著者らはあらかじめ 0.01 のひずみを与えた単結晶 Ni 基超合金、CMSX-4 の単純時効組織を、ひずみなしものものと比較して、前者のみでラフト化したことから、ラフト化にはクリープ変形が必要であることを指摘した¹⁰⁻¹²⁾。これと同様の考えを示した報告もある¹³⁻¹⁵⁾。しかし、その機構を解明するには至っていない。単結晶合金について、クリープ破断強度の引張方位依存性を調べた報告はいくつかある¹⁶⁻²⁰⁾。クリープ破断強度は引張方位を [001] としたものが、[011] あるいは $[\bar{1}11]$ としたものに比べ大きいことが P. Caron らおよび V. Sass らにより報告されている^{16,17)}。ところが、 γ' 相のラフト構造の引張方位依存性を調べた研究は少ない^{18,21)}。Tien らは γ' 相の体積率が約 35% の Udimet 700 単結晶合金につ

いて、1227K、154 MPa でのクリープ試験を引張方位 [001]、[011] および $[\bar{1}11]$ について行い、立方体状 γ' 相のラフト化の方位による違いを調べた¹⁸⁾。すなわち、[001] の引張方位においては立方体状 γ' 相のラフト化は応力軸に対して垂直な方向へ進行して板状 γ' 相を形成する。また、[011] の引張方位では、立方体状 γ' 相は応力軸に対して一つの垂直な方向へ連結して棒状に成長するが、 $[\bar{1}11]$ の引張方位では立方体状 γ' 相は連結せず、形状の変化は生じない。これに基づいて単結晶超合金では、 γ' 相のラフト化は [001] でのみ生じるという理解が形成された。このことが γ' 相のラフト化はクリープ速度を減少させ²²⁾、[001] のクリープ破断強度が最強となる理解も与えている。ところが、ここで用いられた Udimet 700 における γ' 相の体積率は約 35% であり、第 2 世代の実用単結晶 Ni 基超合金 CMSX-4 での γ' 相の体積率 78% に比べるとかなり小さい。この体積率の違いに着目して、体積率が倍増した場合のラフト化の結晶方位による違いを検討する必要がある。

そこで本研究では、 γ' 相の体積率が 70% を超える単結晶 Ni 基超合金である CMSX-2 を用い、引張方位を [001]、[011] および $[\bar{1}11]$ としたクリープ試験を行い、引張方位が異なることで立方体状 γ' 相のラフト化への進行過程がどのように変化するか検討する。

平成 15 年 9 月 29 日受付 平成 16 年 2 月 11 日受理 (Received on Sep. 29, 2003; Accepted on Feb. 11, 2004)

* 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)

2. 供試材および実験方法

単結晶Ni基超合金 CMSX-2を供試合金として用いた。その化学組成を Table 1 に示す。種結晶を用いた精密鑄造により、長さ方向をそれぞれ [001], [011] および $\bar{1}11$ とした直径 13 mm の丸棒の単結晶を作成した。それぞれの方位に対するずれは、Fig. 1 に示すように、最大 10 度である。この点を考慮し、これら 3 つの結晶を、引張方位を [001], [011] および $\bar{1}11$ としたものと呼ぶこととする。これら単結晶鑄造材に 2 段の溶体化処理 ($1533\text{K}-7.2 \times 10^3 \text{ s} \rightarrow 1558\text{K}-1.08 \times 10^4 \text{ s} \rightarrow \text{GFC}$) を施した後、2 段の時効処理 ($1353\text{K}-1.44 \times 10^4 \text{ s} \rightarrow 1144\text{K}-7.2 \times 10^4 \text{ s} \rightarrow \text{GFC}$) を行った。各単結晶から平行部径 4 mm、標点距離 30 mm のつば付きクリープ試験片を作成した。1173K, 352.8 MPa, 1273K, 186.2 MPa および 1323K, 137.2 MPa の一定荷重下でのクリープ破断試験を行った。X線ラウエ透過法を用いて決定した観察面をワイヤ放電加工機によりそれぞれ切り出し、これらの観察面について走査電子顕微鏡および透過電子顕微鏡による組織観察を行った。なお、走査電子顕微鏡用試料は過飽和蔭酸水溶液中の電解腐食 (2 V, 40 mA/cm²) を行った。また透過電子顕微鏡用の薄膜試料は -10°C の 10% 過塩素酸アルコールを用い、双ジェット電解研磨法 (37.5 V, 2 A/cm²) により作製した。

3. 実験結果および考察

3.1 供試材の組織

熱処理のままの供試材の (001), (100) および (010) 面について走査電子顕微鏡による組織観察を行った。3 つの面を立体的に構成した走査電子顕微鏡組織を Fig. 2 に示す。いずれの面においても γ' 相はほぼ正方形として観察されることから、 γ' 相の形状は立方体状であることが確かめられた。また、立方体状 γ' 相の一片の長さはほぼ 0.5 μm である。なお、球状の 2 次 γ' 相は、透過電子顕微鏡観察によっても全く観察されなかった。

3.2 クリープ特性の引張方位依存性

[001], [011] および $\bar{1}11$ の引張方位において 1173~1323K でクリープ破断した破断応力とラルソンミラーパラメータとの関係を Fig. 3 に示す。高応力では、引張方位を [001] とした試料の破断時間が他の方位のものに比べわずかに長い。応力が低くなると、引張方位を [001] とした試料と $\bar{1}11$ とした試料の破断時間の差はほとんどなく [011] 方位のものが短時間で破断するようになる。

Tien らの研究は、1223K, 154 MPa のクリープであり、100h で停止したものについて組織を調べている。本研究で行った 3 条件のラルソンミラーパラメータ (Fig. 3) より、1173K, 352.8 MPa の値が Tien らの条件に最も近く、他の 2 つのものはかなり大きな値であった。そこでこの条件での

Table 1. Chemical composition of a single crystal nickel-base superalloy, CMSX-2.

Cr	Co	Al	Ti	Mo	Ta	W	Ni
7.8	4.6	5.6	1.0	0.5	6.0	8.0	Bal.

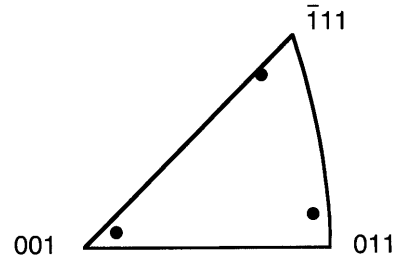


Fig. 1. Orientation of creep specimens with standard stereographic triangle.

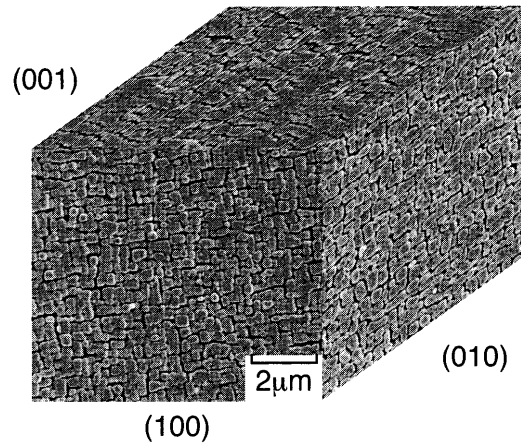


Fig. 2. Scanning electron micrographs of a single crystal nickel-base superalloy, CMSX-2, after heat treatment.

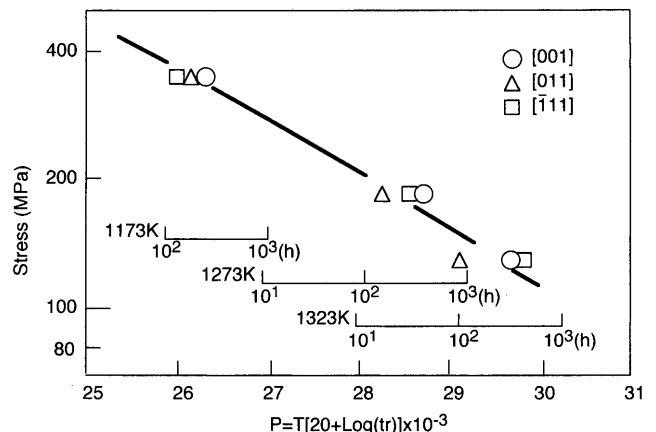


Fig. 3. Stress-time to rupture curves of the specimens with the [001], [011] and $\bar{1}11$ oriented single crystals.

組織と比較する。

引張方位を [001], [011] および $\bar{1}11$ とした試料の 1173K, 352.8 MPa におけるクリープ速度-時間曲線を Fig. 4 に示す。クリープ速度-時間曲線の形状に引張方位による違いがほ

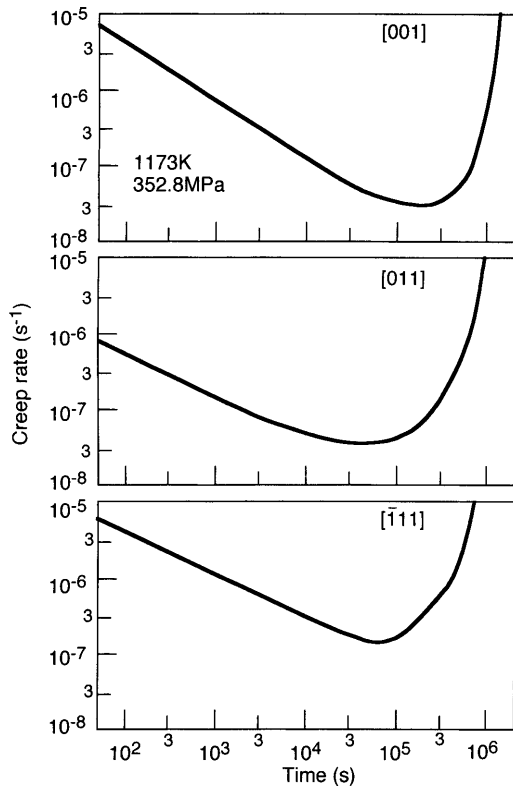


Fig. 4. Creep rate-time curves of the specimens with the [001], [011] and [111] oriented single crystals creep ruptured at 352.8 MPa.

とんどなく、いずれの曲線も遷移クリープ域と加速クリープ域とからなり、定常クリープ域は現出しない。引張方位を[001]とした試料と[011]とした試料の最小クリープ速度の差はほとんどない。しかし、引張方位を[111]とした試料の最小クリープ速度は、他の2つの方位の試料に比べ、約2倍大きな値を示した。

3.3 クリープ破断材の組織

走査電子顕微鏡観察は前節で述べた理由により1173K、352.8MPa破断材について行った。破断材の局部収縮は破断部のみであって、いずれの方位の試料もほぼ均一変形を示していた。なお、破断伸びの引張方位依存性は小さく、23.8~31.2%であった。したがって、組織観察は局部収縮からできるだけ離れた均一変形部について行った。

引張方位が[001]である破断材の(001)、(100)および(010)面における走査電子顕微鏡組織をFig. 5に示す。(100)および(010)面で観察される γ' 相はいずれも応力軸に対し垂直方向に連結し、(001)面でのものは方向性を持たずに数 μm の大きさにまで成長している。引張方位を[001]方向としたCMSX-2においては、 γ' 相は応力軸に垂直に連結して(001)面上で板状となる。

つぎに、引張方位が[011]である破断材の(011)、(100)および(01 $\bar{1}$)面における走査電子顕微鏡組織をFig. 6に示す。(100)面で観察される γ' 相は応力軸に対し特定の角度(約45度)をもって連結している。(011)面では応力軸に対し

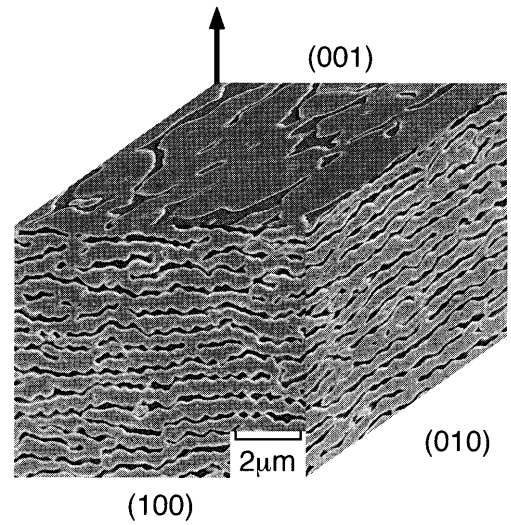


Fig. 5. Scanning electron micrographs of the (001), (100) and (010) planes of the specimen with the [001] oriented single crystal creep ruptured at 1173K-352.8 MPa.

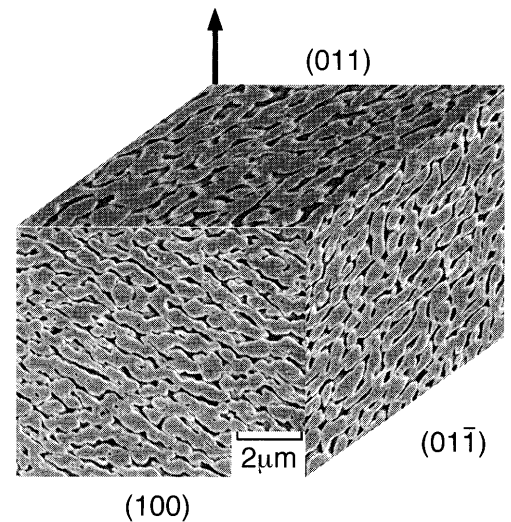


Fig. 6. Scanning electron micrographs of the (011), (100) and (01 $\bar{1}$) planes of the specimen with the [011] oriented single crystal creep ruptured at 1173K-352.8 MPa.

垂直に連結しており、また、(01 $\bar{1}$)面でも γ' 相は[100]方向に連結して成長している。したがって、[011]を引張方位とした場合、 γ' 相の粗大化は、ある特定の面で板状のラフト構造を形成し、応力軸に対し一定の角度で成長する。

最後に、引張方位が[111]である破断材の(11 $\bar{1}$)、(211)および(01 $\bar{1}$)面における走査電子顕微鏡組織をFig. 7に示す。いずれの面でもある特定の方向をもって同じように γ' 相が連結している。[111]を引張方位とした場合にも γ' 相は板状となり、応力軸に対し一定の角度をもって成長していることが確かめられた。

これらの結果とTienらの形状の方位依存性を比較したものをTable 2に示す。Table 2より、引張方位が[001]の結晶ではいずれの場合も(001)面で板状となる。ところが、引

張方位が $[011]$ の結晶ではTienらは $[100]$ 方向の棒状のものであったが、本結果では2つの特定方向をもった板状とみなした。最も異なった結果は引張方位が $[\bar{1}11]$ の結晶のもので得られた。Tienらの結果は立方体状であるとしたのに対し、3つの方向をもつ板状のものであった。

これらのことから、Tienらの結果とは異なり、 γ' 相はいずれの引張方位においても応力軸に対して特定の角度で板状のラフト構造を形成することが確かめられた。

3.4 γ' 相の成長方位

CMSX-2においてはいずれの引張方位においても γ' 相は

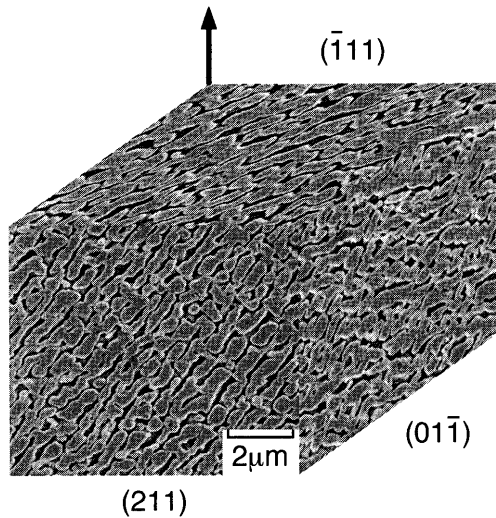


Fig. 7. Scanning electron micrographs of the $(\bar{1}11)$, $(01\bar{1})$ and (211) planes of the specimen with the $[\bar{1}11]$ oriented single crystal creep ruptured at 1173K-352.8 MPa.

Table 2. Morphology of γ' phase with various tensile directions.

	Tensile direction		
	$[001]$	$[011]$	$[\bar{1}11]$
Tien et al. ¹⁾	Plate-like γ' (parallel to (001) plane)	Rod-shaped γ' (parallel to $[100]$ direction)	Cuboidal γ'
Present study	Plate-like γ' (parallel to (001) plane)	Plate-like γ'	Plate-like γ'

板状にラフト化することが確かめられた。それぞれの板がのる面を特定するためそれぞれの観察面における γ' 相の成長方向を調べた。なお、 γ' 相の成長方向の測定にあたっては、 γ' 相の応力軸に垂直および平行方向の平均長さを画像処理により求め、それぞれの平均長さの比から応力軸と γ' 相の成長方位のなす角度を算出した。

1173K, 352.8MPaにおいてクリープ破断した引張方位が $[001]$, $[011]$ および $[\bar{1}11]$ である試料のそれぞれの観察面における応力軸と γ' 相の成長方位とのなす角度をFig. 8に示す。応力軸と γ' 相の成長方位とのなす角度は、引張方位を $[011]$ とした (100) 面で90度、 (010) 面で90度となるため、ラフト構造は $\{100\}$ 面に沿って形成していることがわかる。また引張方位を $[011]$ の場合、 (100) 面でその角度は45度、 $(01\bar{1})$ 面では90度となる。さらに引張方位を $[\bar{1}11]$ とした (211) 面で42度、 $(01\bar{1})$ 面では56度であった。

引張方位が $[011]$ および $[\bar{1}11]$ の場合、観察面における $\{100\}$ 面の方位と測定値との関係をTable 3に示す。両者はほぼ一致していることから、 γ' 相のラフト構造の形成は引張方位が $[011]$ および $[\bar{1}11]$ であっても、 $\{100\}$ 面に沿ったものであることが確かめられた。

つぎに、走査電子顕微鏡観察で得られた上記の新知見を再確認するため、 γ' 相の成長方位について透過電子顕微鏡観察を行った。

1173K, 352.8MPaでクリープ破断した引張方位が $[001]$ である試料の透過電子顕微鏡組織をFig. 9に示す。なお、入射面は (100) とした。同図に併せて示した電子線回折像

Table 3. Observed angle between the growth direction of γ' phase and tensile axes of the $[001]$, $[011]$ and $[\bar{1}11]$ oriented specimens compared with calculated angle between the tensile axes and $\{100\}$ planes.

	$[011]$ - (100)	$[011]$ - $(01\bar{1})$	$[\bar{1}11]$ - (211)	$[\bar{1}11]$ - $(01\bar{1})$
Measured	45.2	89.9	42.2	56.1
Calculated	45	90	39.2	54.7

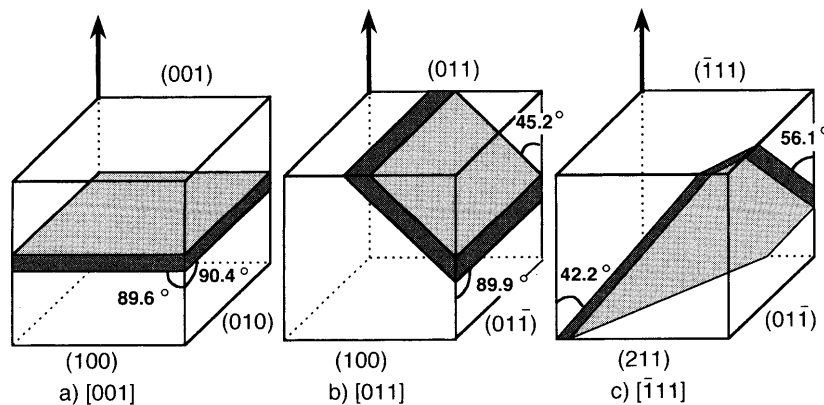


Fig. 8. Schematic illustrations of angle between the growth direction of γ' phase and the stress axis of observed planes with the $[001]$, $[011]$ and $[\bar{1}11]$ oriented specimens creep ruptured at 1173K-352.8 MPa.

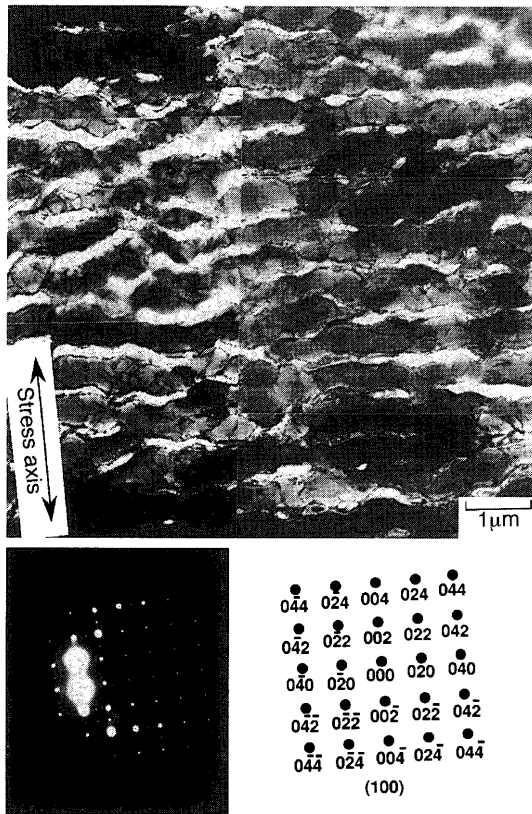


Fig. 9. Transmission electron micrograph of the [001] oriented specimen creep ruptured at 1173K-352.8 MPa, where B=[100].

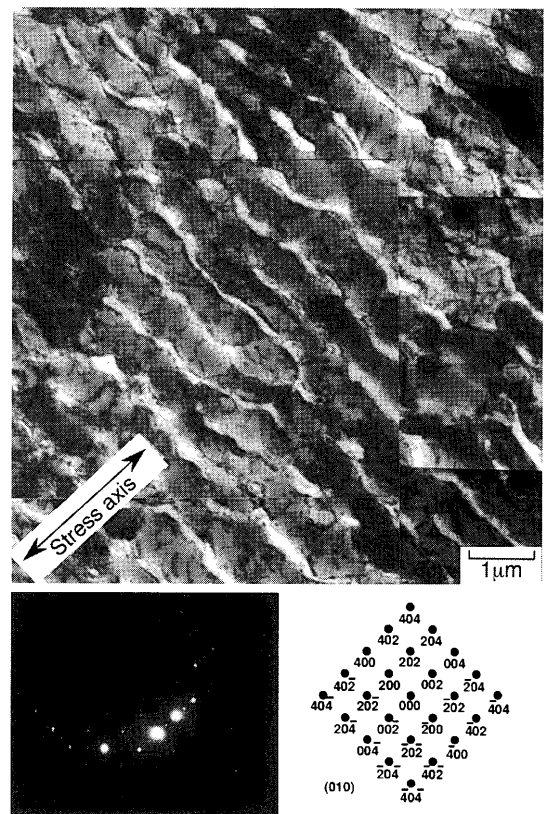


Fig. 10. Transmission electron micrograph of the [001] oriented specimen creep ruptured at 1173K-352.8 MPa, where B=[010].

から γ' 相の成長方位は $[0\bar{2}0]$ であることを確認した。

同一試料の入射面を(010)とした透過電子顕微鏡組織および電子線回折像を Fig.10 に示す。 γ' 相の成長方位は $[200]$ である。

1173K, 352.8 MPa でクリープ破断した引張方位が $[011]$ である試料の透過電子顕微鏡組織および電子線回折像を Fig.11 に示す。なお、入射面は(100)である。 γ' 相の成長方位は $[0\bar{2}0]$ である。

同一試料の入射面を $(01\bar{1})$ とした透過電子顕微鏡組織および電子線回折像を Fig.12 に示す。 γ' 相の成長方位は $[200]$ である。

さて、引張方位が $[\bar{1}11]$ である試料については 1173K では薄膜試料が作成できなかったため、1273K, 186.2 MPa でクリープ破断したものをを用いた。なお、走査電子顕微鏡観察結果は 1173K のものと同様であることを確認している。この透過電子顕微鏡組織および電子線回折像を Fig.13 に示す。なお、入射面は(211)である。 γ' 相の成長方位は $[\bar{2}04]$ である。

同一試料の入射面を $(01\bar{1})$ とした透過電子顕微鏡組織および電子線回折像を Fig.14 に示す。 γ' 相の成長方位は $[200]$ である。以上の透過電子顕微鏡観察から、応力軸と γ' 相の成長方位とのなす角度は Fig. 7 の走査電子顕微鏡観察で判定したそれぞれの引張方位と一致している。

引張方位を $[001]$, $[011]$ および $[\bar{1}11]$ とした試料の γ' 相

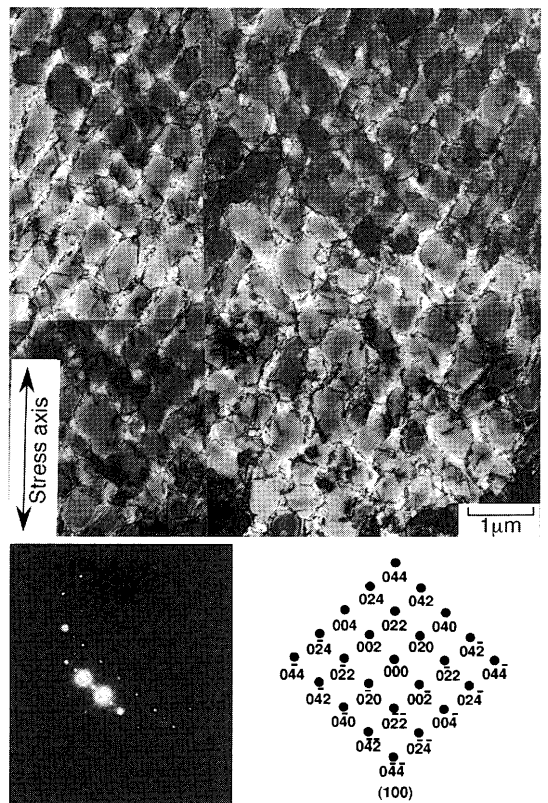


Fig. 11. Transmission electron micrograph of the [011] oriented specimen creep ruptured at 1173K-352.8MPa, where B=[100].

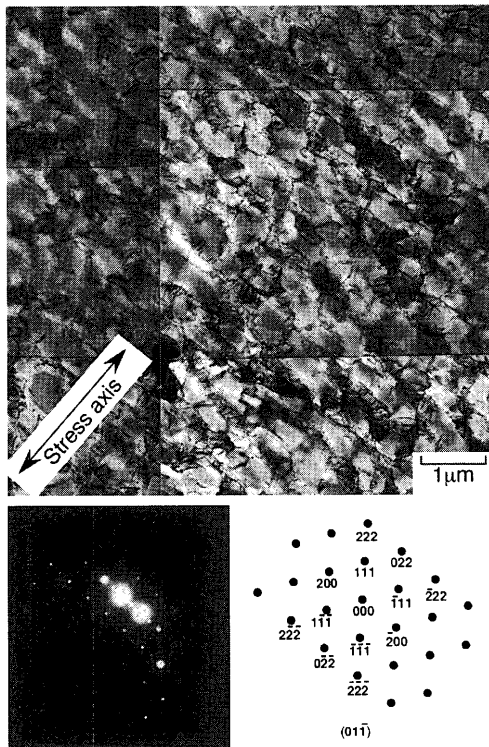


Fig. 12. Transmission electron micrograph of the [011] oriented specimen creep ruptured at 1173K-352.8 MPa, where B=[011̄].

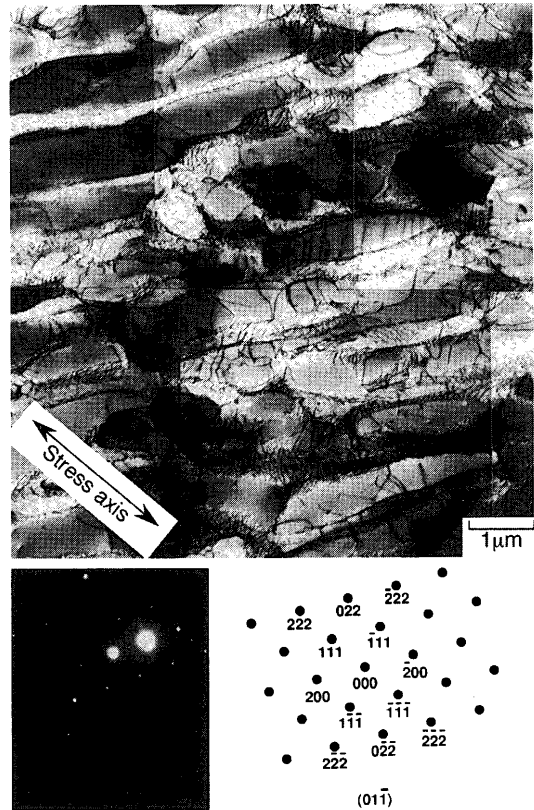


Fig. 14. Transmission electron micrograph of the [1̄11] oriented specimen creep ruptured at 1273K-186.2 MPa, where B=[011̄].

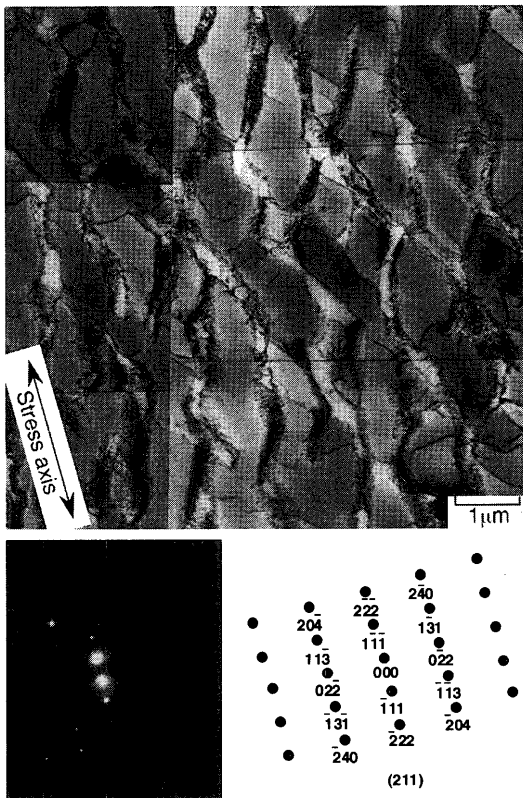


Fig. 13. Transmission electron micrograph of the [1̄11] oriented specimen creep ruptured at 1273K-186.2 MPa, where B=[211].

の成長方位をまとめた模式図を Fig.15 に示す。いずれの引張方位でも板状の γ' 相は $\{100\}$ 面上にある。このことから、 γ' 相は引張方位にかかわらず、 $\{100\}$ 面に沿って板状に成長するものと結論される。

3.5 Udimet 700 における結果との比較

CMSX-2においては、Tienらの Udimet 700 での結果とは異なり、引張方位を $[001]$ とした試料のみでなく、引張方位を $[011]$ および $[\bar{1}11]$ とした試料においても、 γ' 相は $\{100\}$ に沿って板状にラフト化した。この相反する結果が生じた原因として、CMSX-2においては Udimet 700 に比べ、1) γ' 相の体積率が高いことが挙げられる。また、2) CMSX-2は Udimet 700 に比べ高強度であるため、負荷応力が高いことが挙げられる。さらに、3) γ/γ' 相界面における負のミスフィットも大きいことも挙げられる。原田らは²³⁾、負のミスフィットが大きいものほど、 γ' 相のラフト化を助長することを示唆した。さらに以下のような仮説を考えた。Udimet 700 の試験条件がより低温で長時間であれば、CMSX-2の結果と同様に $[011]$ および $[\bar{1}11]$ において板状の γ' 相の形成というラフト化が生じたことも考えられる。CMSX-2では同一条件における引張方位を $[011]$ とした試料では、Fig.11 および 12 に示すように、一部の γ' 相でいまだラフト構造を形成していなかった。今後これらの点を検討すべきであろう。1)、2)は弾性ひずみ場が Udimet 700 に

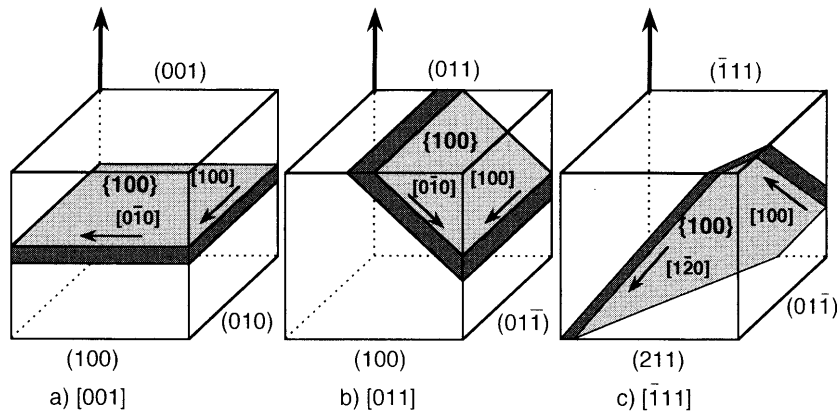


Fig. 15. Schematic illustrations of the orientation between the growth direction of γ' phase and the tensile direction of the [001], [011] and $[\bar{1}11]$ oriented specimens.

比べCMSX-2でかなり大きいことを示している。したがって、ラフト化はUdimet 700に比べ早期に生じるとも考えられる。

4. 結論

本研究では γ' 相の体積率が70%を越える単結晶Ni基超合金であるCMSX-2を用い、引張方位を[001]、[011]および $[\bar{1}11]$ とし、1173～1323Kにおいてクリープ試験を行い、これらの引張方位における γ' 相の成長挙動について検討し、以下の結論を得た。

(1) 1173K、352.8MPaのクリープ曲線を比較して、[001]、[011]および $[\bar{1}11]$ のいずれの引張方位でも、クリープ破断時間に差はないが、最小クリープ速度は $[\bar{1}11]$ のものが約2倍大きいことを確かめた。

(2) 1173K、352.8MPaおよび1273K、186.2MPaのクリープ破断材の組織観察から[001]、[011]および $[\bar{1}11]$ のいずれの引張方位でも、 γ' 相は板状となり、応力軸に対し一定の角度で成長することを確認した。

(3) 引張方位が[001]である試料の(100)および(010)における γ' 相の成長方位はそれぞれ $[0\bar{2}0]$ および $[200]$ であり、また引張方位が[011]の(100)および $(01\bar{1})$ における γ' 相の成長方位はそれぞれ $[0\bar{2}0]$ および $[200]$ であり、さらに引張方位が $[\bar{1}11]$ の(211)および $(01\bar{1})$ における γ' 相の成長方位はそれぞれ $[\bar{2}04]$ および $[200]$ である。

(4) 以上の結果より、[001]、[011]および $[\bar{1}11]$ のいずれの引張方位でも、 γ' 相は $\{100\}$ に沿って成長するものと結論される。

文 献

- 1) J.K.Tien and R.P.Gamble: *Metall. Trans. A*, **3A** (1972), 2157.
- 2) M.V.Nathal and L.J.Ebert: *Metall. Trans. A*, **16A** (1985), 427.
- 3) R.A.Mackay and L.J.Ebert: Proc. 5th Int. Conf. Superalloys 1984, ASM, Metal Park, OH, (1984), 135.
- 4) M.Saito, T.Aoyama, K.Hidaka and H.Tamaki: *Scr. Mater.*, **34** (1996), 1189.
- 5) T.Ohashi, K.Hidaka and M.Saito: *Mater. Sci. Eng. A*, **A238** (1997), 42.
- 6) I.S.Svetlov, B.A.Golovko, A.I.Eplishin and N.P.Abalakin: *Scr. Metall. Mater.*, **26** (1992), 1353.
- 7) A.Pineau: *Acta Metall.*, **24** (1976), 559.
- 8) C.Carry and J.L.Strudel: *Acta Metall.*, **25** (1977), 767.
- 9) T.Ohashi, K.Hidaka and S.Imano: *Acta Mater.*, **45** (1997), 1801.
- 10) N.Miura, N.Harada, F.Tanaka, J.S.Lee and Y.Kondo: *CAMP-ISIJ*, **15** (2002), 540.
- 11) 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.
- 12) Y.Kondo, N.Kitazaki, J.Namekata, N.Ohi and H.Hattori: *Tetsu-to-Hagané*, **80** (1994), 568.
- 13) R.C.Reed, N.Matan, D.C.Cox, M.A.Rist and C.M.F.Rae: *Acta Mater.*, **47** (1999), 3367.
- 14) R.A.Mackay, R.L.Dreshfield and R.D.Maier: Proc. 4th Int. Conf. Superalloys 1980, ASM, Metal Park, OH, (1980), 385.
- 15) Y.Nakagawa, H.Terashima, H.Yoshizawa, Y.Ohta and K.Murakami: *Ishikawajima-Harima Eng. Rev.*, **25** (1985), 1.
- 16) P.Caron, Y.Ohta, Y.G.Nakagawa and T.Khan: Proc. 6th Int. Conf. Superalloys 1988, ASM, Metal Park, OH, (1988), 215.
- 17) V.Sass, U.Glatzel and M.Feller-knipmeier: *Acta Mater.*, **44** (1996), 1967.
- 18) J.K.Tien and S.M.Conpley: *Metall. Trans. A*, **2A** (1971), 543.
- 19) M.B.Henderson, J.-Y.Buffiere, L.-M.Pan, B.A.Shollock and M.McLean: Proc. 8th Int. Conf. Superalloys 1996, TMS, Warrendale, PA, (1996), 291.
- 20) D.D.Pearson, F.D.Lemkey and B.H.Kear: Proc. 4th Int. Conf. Superalloys 1980, ASM, Metal Park, OH, (1980), 513.
- 21) N.Miura, Y.Kondo and T. Matsuo: *Tetsu-to-Hagané*, submitted.
- 22) Y.Kondo and J.Namekata: *CAMP-ISIJ*, **10** (1997), 1348.
- 23) H.Harada, K.Ohno, T.Yamagata, T.Yokokawa and M.Yamazaki: Proc. 6th Int. Conf. Superalloys 1988, ASM, Metal Park, OH, (1988), 733.