

技術論文



Technical Paper

高硬度高耐食セル状析出型 Ni 基合金 DSA[®]760 の クリープ特性におよぼすラメラ組織の影響

小柳禎彦*¹, 高林宏之*¹, 安田弘行*²

Influence of Lamellar Structure on Creep Property of Cellular Precipitating Ni-Based Alloy “DSA[®]760” with High Hardness and High Corrosion Resistance

Yoshihiko KOYANAGI, Hiroyuki TAKABAYASHI and Hiroyuki YASUDA

Synopsis

DSA[®]760 (Ni-38Cr-3.8Al, mass%) with high hardness and high corrosion resistance has found various applications, such as in automotive parts, exhaust valves for marine engines, medical parts, and dies for hot forging. In order to clarify the possibility for further applications at high temperature, it is necessary to understand its creep behavior. However, there has not been enough investigation of the thermal stability of the microstructure of Ni-Cr and Ni-Cr-Al system alloys. So, the authors examined the creep property of DSA760. Creep tests were performed at 600, 700 and 800 °C. The creep property of DSA760 was similar to that of Alloy601, which is solid solution strengthened alloy, rather than that of Alloy80A, which is precipitation strengthened alloy. The activation energy and the stress component of DSA760 for creep were close to pure-Ni or Ni-Cr binary alloys, even though the γ' phase precipitates in the γ phase of lamellar structure. Creep deformation predominantly generated in the γ phase, which collapsed the lamellar structure during the creep tests. Thus, it was clarified that the creep property of DSA760 is strongly influenced by the thermal stability of lamellar structures.

1. 緒言

Ni-Cr などの二元系合金において、過飽和度が大きくなるような固溶化処理状態では、その後の熱処理条件によっては不連続析出によるセル状組織を形成することが報告されている^{1)~4)}。また、不連続析出を生じるような高 Cr 量を含む Ni 合金に Al を加えると Ni₃Al (γ' 相) が析出することで Ni が消費されるため、相対的にマトリックス中の過飽和 Cr 量が増加して、Cr 量は非常に大きな過飽和状態となる。過飽和度はセル状組織形成

の駆動力となるため、Al を加えた高 Cr 量を含む Ni 合金は微細なラメラ組織が形成される^{5)~8)}。Ni-Cr-Al 系合金においても一般的なラメラ状組織を形成する材料と同様にラメラ組織の硬さは、ラメラ層間隔に影響されることが報告されている⁹⁾。

これまでに、不連続析出を生じるような高 Cr 量を含む Ni-Cr-Al 系合金において熱間加工性を改善し、工業規模での製造性を飛躍的に向上させた DSA[®]760 (Ni-38Cr-3.8Al, 以降 mass%) が開発され、組織におよぼす熱処理の影響¹¹⁾ やセル状析出と成長挙動などが調

2019年10月9日 受付

* 1 大同特殊鋼(株)技術開発研究所 (Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

* 2 大阪大学 大学院工学研究科 マテリアル生産科学専攻, 工博(Dr., Eng., Division of Materials and Manufacturing Science, Osaka University)

査されている^{12), 13)}。本合金のセル状組織の成長メカニズムについて、植田らは平衡熱力学的計算ソフトを用いて γ' 相析出によるマトリックス中のCr濃度変化を検討しており、 γ' 相の析出によりマトリックス中のCr濃度が急激に上昇することを報告している^{12), 13)}。

さらに、本合金は既存のNi基合金よりはるかに高い硬さおよび強度を時効処理のみで得ることが可能であり¹⁴⁾、Ni基合金が適用困難であった高硬度を要求される分野においても適用が可能である。一方で、本合金はCrを多量に含むため耐高温腐食特性にも優れ、船舶用のエンジンバルブなど高温腐食が問題となる部材でも適用されている¹⁵⁾。

ところで、本合金の耐熱用途への適用を検討するためには、高温長時間の組織安定性に起因するクリープ特性の理解が必要となる。しかし、ラメラ組織を形成するNi-Cr系合金においてクリープ特性を調査した報告は少ない。そこで、本合金の耐熱材料としての可能性を評価するため、クリープ特性におよぼすラメラ組織の影響を調査した。

2. 実験方法

供試材には、高硬度高耐食性を有するNi基超合金DSA760を用いた。Table 1に本合金の成分組成を示す。本合金はNiをベースに、38%のCrと3.8%のAlに加えて、熱間加工性改善のため少量のBを添加している。Fig. 1に統合型熱力学計算システムThermo-Calc ver. S (Ni database ver. 6)によるNi-xCr-3.8Alの計算状態図を示す。Ni基合金では、Cr量が高く、液相から α Cr相と γ 相とが共晶する場合は、熱間での延性に乏しく加工が困難となる。そのため、本合金は α Cr相と γ 相とが共晶となる領域を避けて γ 相のみを晶出させつつ、さらに α Cr相および γ' 相の析出挙動を鑑みてCr量とAl量を調整している¹¹⁾。Fig. 2にThermo-Calcで計算した、本合金の γ 相、 γ' 相および α Cr相の各温度におけるモル相率を示す。 α Cr相は約1160℃で完全に固溶し、固溶温度以下では温度が低いほど増加する。一方、 γ' 相の固溶温度は約900℃であり、 α Cr相同様に温度が低いほど増加する。本合金のラメラ組織は γ' 相の析出を駆動力として形成するため、時効処理を γ' 相が析出する温度域で実施することで微細なラメラ組織を得ることができる。

Table 1. Chemical composition of DSA760 in mass%.

Ni	Cr	Al	C	B
Bal.	38.0	3.8	0.01	0.003

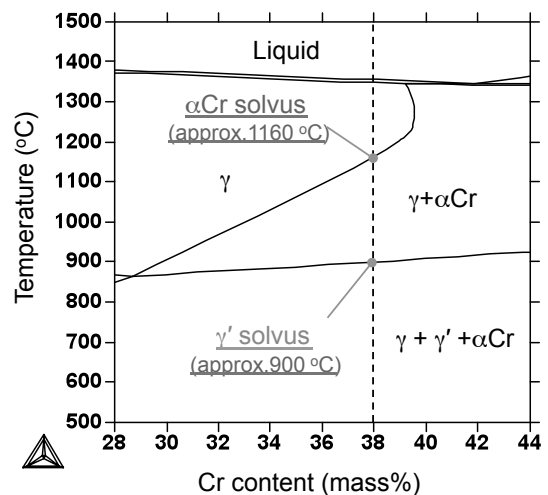


Fig. 1. Calculated phase diagram of Ni-xCr-3.8Al by Thermo-Calc software.

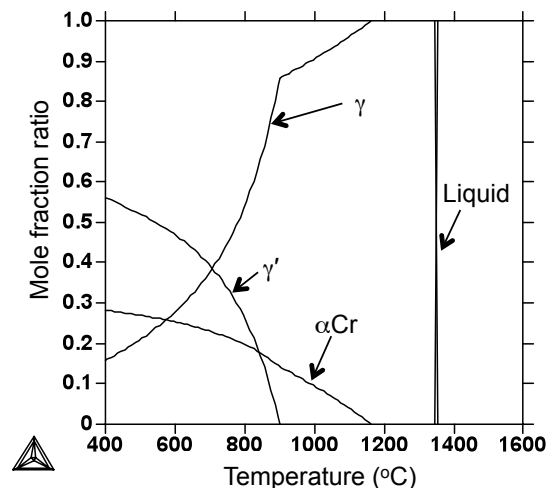


Fig. 2. Calculated mole fraction ratio of each phase in DSA760 by Thermo-Calc software.

本合金を真空誘導炉にて50kgのインゴットを溶製し、均質化処理を実施後に $\phi 20$ mmまで熱間鍛造を実施した。熱間鍛造は結晶粒の粗大化を抑制するため一部塊状 α Cr相が残存する1130℃で実施し、熱間鍛造した丸棒に固溶化処理と時効処理を実施した。

これまでに、室温での強度-延性バランスを考慮した場合、固溶化処理で塊状 α Cr相を一部残存させ、時効処理前の γ 粒径(初期 γ 粒径)を微細化させることで延性が向上することが知られている¹⁴⁾。しかし、本研究ではクリープ特性におよぼすラメラ組織の影響を調査するため、固溶化処理を α Cr相が完全固溶する1180℃で1h保持後に水冷し、 γ 単相組織とした。その後、700℃で16h保持後に空冷の時効処理を実施し全面ラメラ組織とし、組織調査、硬さ試験、高温引張試験およびクリープ試験を実施した。

組織調査は、各種評価用試料を埋込 - 研磨を実施し、ダイヤモンドペースト (0.3 μm) で鏡面まで研磨したのち、改良コーリング水溶液 (Cu₂Cl : HCl : Methanol = 5 g : 50 ml : 100 ml) を用いて腐食を行った。腐食した試料は、光学顕微鏡 (OM)、走査型電子顕微鏡 (SEM) および走査型透過電子顕微鏡 (STEM) を用いて行った。γ' 相のサイズについては、電解抽出法を用いて γ' 相を抽出して測定した。電解抽出は酒石酸水溶液 (C₄H₆O₆ : (NH₄)₂SO₄ : Water = 1 g : 1 g : 100 ml) を用い、50 mA/cm² で 4 h の条件で実施し、抽出後の残渣は 0.1 μm メッシュのフィルターを用いて収集した。

硬さは、クリープ試験前後の試験片について、ラメラ組織部を狙って荷重 300 gf のマイクロビッカース硬さ試験機で測定した。

引張試験は時効処理を実施した供試材について、室温から 800 °C まで各種 JIS (室温引張試験 : JIS Z2241, 高温引張試験 : JIS G 0567) に準拠して実施した。

クリープ試験は 600, 700 および 800 °C で種々の応力で実施し、さらにクリープ試験後の試験片は硬さおよび組織変化を調査した。なお、引張特性およびクリープ特性は、既存の Ni 基合金の中で代表的な固溶強化型合金である Alloy601 (Ni-23Cr-8Fe-1.4Al) および析出強化型合金である Alloy80A (Ni-20Cr-1.5Al-2.5Ti) と比較した¹⁶⁾。

3. 実験結果

Fig. 3 に固溶化処理後および時効処理後のマイクロ組織を示す。供試材の固溶化処理は 1180 °C で実施されており、αCr 相が完全固溶する温度のため初期 γ 粒径は比較的粗大な 253 μm の γ 単相となっている。一方、700 °C で 16 h 保持の時効処理後では全面ラメラ組織となっている。Fig. 4 に時効処理後のラメラ組織および抽出された γ' 相の SEM 像を示す。本合金のラメラ組織の模式図を Fig. 5 に示すが、ラメラ層の層間隔はラメラ組織中の αCr 相の層間隔として評価した。供試材は全面ラメラ組織を形成しており、ラメラ層間隔は 37.8 nm と非常に小さい。また、γ' 相サイズは 20.1 nm であった。なお、ラメラ層間隔の測定方法や詳細については既報を参照されたい¹⁷⁾。

Fig. 6 に供試材の 700 °C で 16 h 保持の時効処理後の引張特性を示す。室温では 0.2 % 耐力は 1692 MPa と高いが、試験温度が 400 °C を超えると急激に強度は低下する。伸びは試験温度 700 °C まで 1 % 程度だが、800 °C では増加する。既存の Ni 基合金 (Alloy601, Alloy80A) との比較では、600 °C まで本合金がもっとも高い強度を示すが 700 °C で急激に低下し、800 °C では Alloy80A よ

り低く Alloy601 と同程度になる。一方、本合金の伸びはいずれの温度でも低い。これは本研究では全面ラメラ組織を得るために固溶化処理を高温で実施したことで γ 相粒径が大きくなったためであり、これまで報告されている通り、固溶化処理温度の適正化により延性は向上する¹⁴⁾。そのため、本合金の耐熱材料の可能性を検討するには、強度が急激に変化する 600 ~ 800 °C でのクリープ特性の調査が必要になる。

Table 2 に供試材の各種クリープ試験の結果を示す。クリープ試験は 600, 700 および 800 °C で実施し、一部条件では破断に到っていないものの、最小クリープ速度

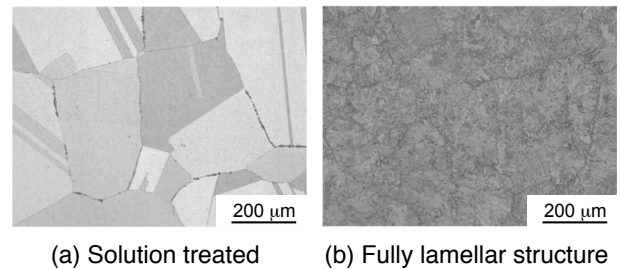


Fig. 3. Microstructures of (a) γ single phase by solution treatment at 1180 °C for 1h followed by water cooling and (b) fully lamellar structure by aging treatment at 700 °C for 16 h followed by air cooling.

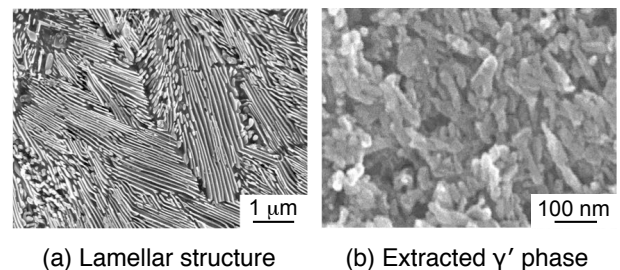


Fig. 4. SEM images of (a) lamellar structure and (b) γ' phase extracted by electrolytic extraction method after aging treatment at 700 °C for 16 h followed by air cooling .

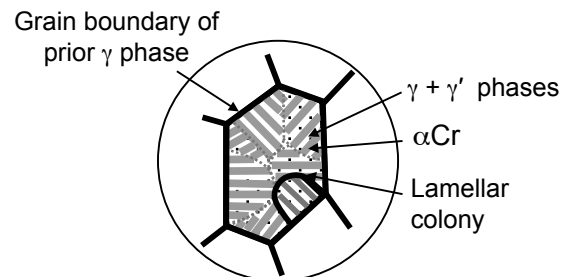


Fig. 5. An illustration of lamellar structure in DSA760.

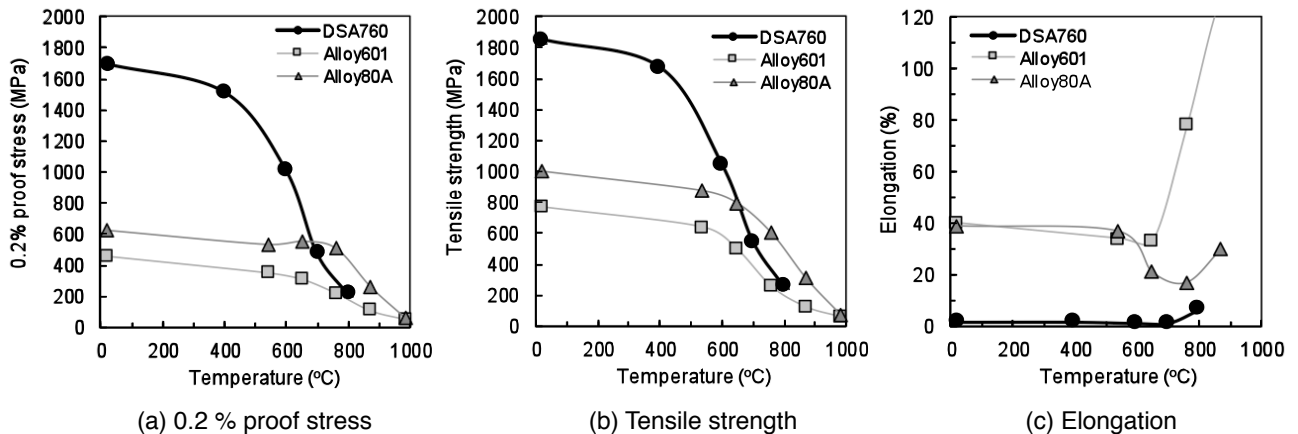


Fig. 6. Tensile properties of DSA760 after aging treatment and comparison to conventional Ni-based alloys, which are Alloy601 and Alloy80A.

Table 2. Results of creep test.

Test temp. [°C]	Stress [MPa]	Rupture time [h]	Rupture elongation [%]	Minimum creep rate [%/h]	Hardness after creep test [HV 0.3]
600	100	(>1145)*	(0.7)*	4.0×10^{-4}	615
	200	514.0	7.3	8.5×10^{-3}	608
700	50	(>1145)*	(4.1)*	2.2×10^{-3}	472
	100	194.9	14.8	3.7×10^{-2}	519
800	200	13.6	6.0	2.7×10^{-1}	575
	100	9.0	17.5	8.5×10^{-1}	501

* : not rupture

は得られている。また、いずれもクリープ試験後の試験片平行部の硬さは、試験前の硬さ（628 HV0.3）から試験温度および時間に応じて低下している。

Fig. 7に600、700および800℃で応力が100および200 MPaのクリープ試験における最小クリープ速度をアレニウスプロットでまとめた結果を示す。いずれの応力でも温度の上昇とともに最小クリープ速度は著しく増加している。また、Fig. 8に600および700℃で応力が50、100および200 MPaのクリープ試験における最小クリープ速度を示す。今回の試験条件では、応力が増加するとともに最小クリープ速度は大きく増加した。ここで、クリープ速度が、式(1)で表されると考え、クリープ変形における活性化エネルギー (Q_c) および応力指数 (n 値) を算出した。

$$\dot{\epsilon}_m = \dot{\epsilon}_0 \left(\frac{\sigma}{E} \right)^n \exp \left(- \frac{Q_c}{RT} \right) \quad (1)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}_m$ は最小クリープ速度、 $\dot{\epsilon}_0$ は定数、Eはヤング率、 σ は応力、Rは気体定数、Tは温度である。本合金のクリープ試験で得られた Q_c および n 値は、それぞれ 244 ~ 299 kJ/mol および 3.5 ~ 4.4 であり、いずれも試験条件による大きな差異は認められない。

Fig. 9に本合金と既存合金とのクリープ特性比較を示

すが、本合金は Alloy80A より明らかにクリープ強度は低く、Alloy601に近い特性であり、明らかに高強度であった600℃においてもクリープ特性は低い。

4. 考 察

本合金は強化相である γ' 相を析出しているにも関わらず、クリープ強度は Alloy80A より著しく低く、Alloy601に近い。本合金は γ' 相が析出した γ 相と α Cr 相とでラメラ組織を構成しており、一般的な Ni 基合金と異なる特徴的な組織であるため、クリープ特性にラメラ組織が影響している可能性が考えられる。

そこで、本合金のクリープ機構を調査するため、Fig. 7 および Fig. 8 から得られた Q_c および n 値を既存の Ni 基合金と比較した。Table 3に本合金、Ni-Cr 系合金および NIMONIC80A（本報の Alloy80A と同じ合金）の Q_c および n 値を示す。

今回のクリープ試験で得られた本合金の Q_c は 244 ~ 299 kJ/mol であり、純 Ni (276 kJ/mol)¹⁸⁾、Ni-20Cr (289 kJ/mol)¹⁸⁾ および Ni-30Cr (308 kJ/mol)¹⁸⁾ と同程度であるが、NIMONIC80A (410 kJ/mol)²⁰⁾ より低い。ここで、純 Ni の自己拡散の活性化エネルギーは 285 kJ/mol¹⁹⁾ であり、NIMONIC80A を除く合金の Q_c と

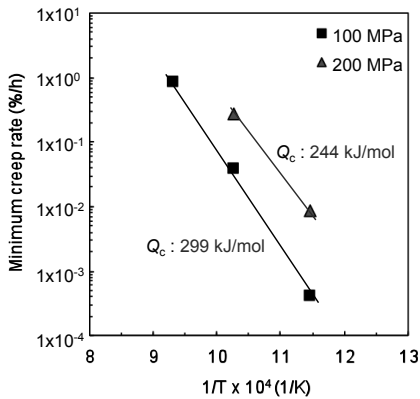


Fig. 7. Arrhenius plot of minimum creep rate obtained by the creep tests at 600, 700 and 800 °C loaded for 100 and 200 MPa.

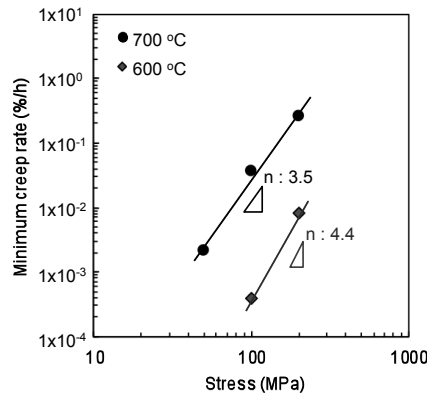


Fig. 8. Relationship between stress and minimum creep rate obtained by creep tests at 600 and 700 °C loaded for 50, 100 and 200 MPa.

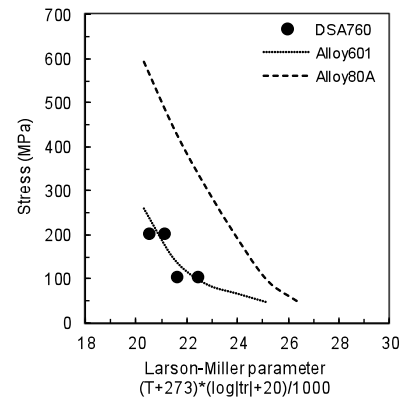


Fig. 9. Creep property of DSA760 after aging treatment and comparison to conventional Ni-based alloys, which are Alloy601 and Alloy80A.

Table 3. Activation energy and stress exponent for creep of DSA760 and Ni-Cr alloys.

Alloy	Composition (mass%)				Test temp. [°C]	n value	Q _c [kJ/mol]	Q _{Ni} [kJ/mol]	Ref.
	Ni	Cr	Al	Ti					
DSA760	Bal.	38	3.8	-	600~800	3.5~4.4	244~299	-	-
Pure-Ni	>99.95	-	-	-	600~1150	5.0	276	285	(18), (19)
Ni-20Cr	Bal.	22.0	-	-	600~1150	4.6	289	287	(18), (19)
Ni-30Cr	Bal.	32.3	-	-	600~1150	4.6	308	295	(18), (19)
NIMONIC80A	Bal.	20	1.7	2.5	750	7.4	410	-	(20)

Q_{Ni} : Activation energy of self-diffusion in Ni

近い値である。一方、本合金の n 値は 3.5~4.4 であり、NIMONIC80A (n 値 : 7.4) と比べて明らかに小さく、γ' 相を析出しない純 Ni (n 値 : 5.0) や Ni-Cr 合金 (n 値 : 4.6) に近い値である。クリープ試験において転位が上昇運動を生じる場合は応力指数が 3 ~ 4 になると報告されており²¹⁾、本合金の主なクリープ変形機構は拡散にともなう転位の上昇運動によると考えられる。これらの結果から、本合金の Q_c は γ' 相を析出しない純 Ni や Ni-Cr 合金と同程度で、n 値は小さい値であることから、本合金では γ' 相析出によるクリープ特性向上への寄与は小さい可能性が示唆される。

次に、クリープ特性におよぼすラメラ組織の影響を調査するため、クリープ試験後の試験片を調査した。Fig. 10 に 700 °C で応力が 100 MPa のクリープ試験で破断 (194.9 h) した試験片の SEM による破断面観察結果を示す。破断部は初期 γ 相の粒界割れとなっており、試験片内部においても初期 γ 相の粒界部に割れやボイドが多数認められる。また、初期 γ 粒界以外にも、ラメラコロニ境界と考えられる部位でボイドが認められる。Table 2 に示すように、クリープ試験後の平行部の硬さは低下するが、硬さの低下挙動は長時間熱処理

のみを実施した場合と同程度である¹⁷⁾。本合金の硬さは、長時間熱処理後においてもラメラ層間隔と相関があることが報告されており¹⁷⁾、クリープ試験で顕著なラメラ層間隔の増大は生じていないと考えられる。しかし、影響は小さいもののクリープ試験中にラメラ層間隔は変化しているため、比較的短時間で破断してクリープ試験中のラメラ組織変化の影響が小さい、700 °C で応力が 200 MPa のクリープ試験 (破断時間 : 13.6 h) を実施した試験後の試験片について STEM 観察を行った。Fig. 11 に 700 °C で応力が 200 MPa のクリープ試験で破断した試験片の STEM 観察結果を示す。クリープ試験前は完全ラメラ組織となっており、塊状 αCr 相は認められない。しかし、クリープ試験後はラメラ組織の変形は認められないが、ラメラ組織が崩壊している部位が認められ、同部ではコントラストの異なる等軸組織が認められる。そこで、クリープ試験後に認められた等軸組織を同定するため、STEM-EDX により元素分析を行った。

Fig. 12 にクリープ試験後に認められた等軸組織の STEM-EDX 分析結果を示す。EDX による分析結果では、Secondary Electron (SE) image で黒色に見える組織は Cr

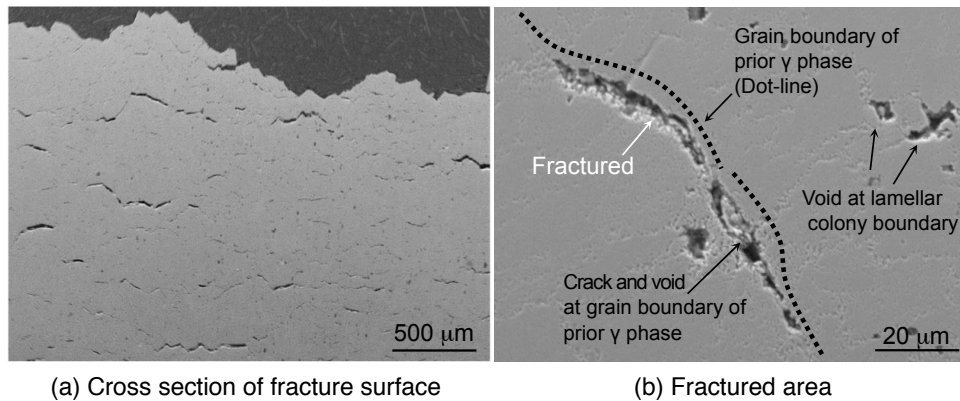


Fig. 10. SEM images of longitudinal cross section in the vicinity of (a) the fracture surface and (b) a part of fractured area after the creep rupture. Creep test was performed at 973 K loaded for 100 MPa. (Rupture time: 194.9 h, Rupture elongation: 14.8 %)

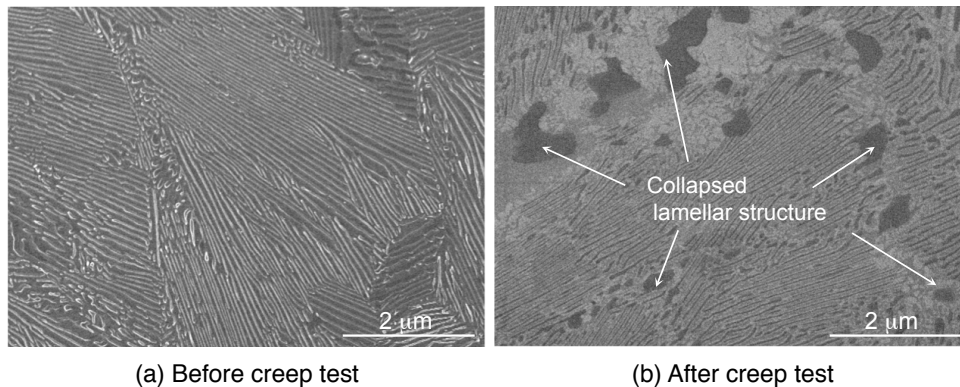


Fig. 11. STEM images of microstructures of (a) before and (b) after creep test. Creep test was performed at 700 °C loaded for 200 MPa. (Rupture time: 13.6 h, Rupture elongation: 6.0 %)

が濃化し、Ni および Al はほとんど検出されない。また、ラメラ組織中にも同様の元素構成の組織が認められるため、黒色組織は α Cr 相と考えられる。一方、白色に見える組織はラメラ組織内では α Cr 相と隣り合うように存在するが、ラメラ組織が崩壊した領域では粒状かつ等軸の α Cr 相を覆うように形成している。EDX による元素分析では、白色組織は Cr がやや欠乏して Al が濃化している。さらに、灰色に見える組織は最も多く認められ、ラメラ組織内およびラメラ組織が崩壊した領域で認められる。EDX による元素分析では、Ni、Al および Cr が含まれるものの、白色組織より Al 量が少ない。以上より、EDX による元素分析結果から白色組織は γ' 相、灰色組織は γ 相と考えられる。

ラメラ組織が崩壊した領域では、 γ 相中にラメラ組織の崩壊で形成された粒状の γ' 相が存在する組織形態となっている。そのため、 γ' 相が等軸 α Cr 相を覆うような形態は、ラメラ組織が初期 γ 粒界やラメラコロニー境界などの不安定な部位で α Cr 相が粗大化・凝集することで周囲の Cr を消費しラメラ組織を崩壊させ、相対的に

吐き出された Al が α Cr 相の周囲に濃化することで粗大な γ' 相が形成されるためと考えられる。 γ' 相に覆われた α Cr 相の周囲は Al も Cr も消費されているため、 γ 単相組織が形成されている。つまり、クリープ試験前は全面ラメラ組織だったものが、クリープ試験中にラメラ組織の一部が等軸 α Cr 相、粒状 γ' 相および γ 単相組織に変化する。これまでに、ラメラ組織は 700 °C 以上で崩壊し始め、崩壊は初期 γ 粒界あるいはラメラコロニー境界で生じることが報告されており¹⁷⁾、クリープ試験でも同様なラメラ組織の崩壊が生じると考えられる。そこで、クリープ変形におよぼす組織の影響を調査するため、STEM により転位観察を行った。Fig. 13 にクリープ試験後の試験片内部における STEM による明視野像を示す。転位はラメラ組織が崩壊した等軸 α Cr 相周辺の $\gamma+\gamma'$ 相の領域内に多く認められ、ラメラ組織内および等軸 α Cr 相にはあまり認められない。つまり、クリープ変形はラメラ組織が崩壊した部位の γ もしくは γ' 相で優先的に進行し、ラメラ組織自体は優れた耐クリープ特性を有していると考えられる。以上より、本合金にお

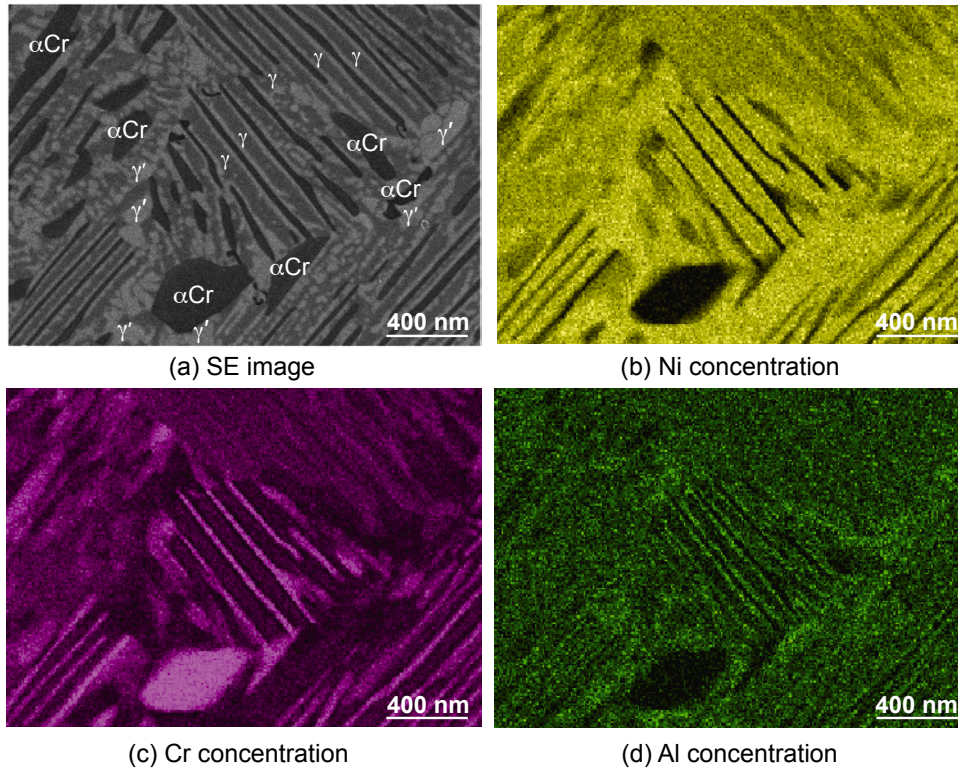


Fig. 12. STEM-EDX analysis after creep test. (Creep test condition : 700 °C/200 MPa, Rupture time :13.6 h, Rupture elongation : 6.0 %)

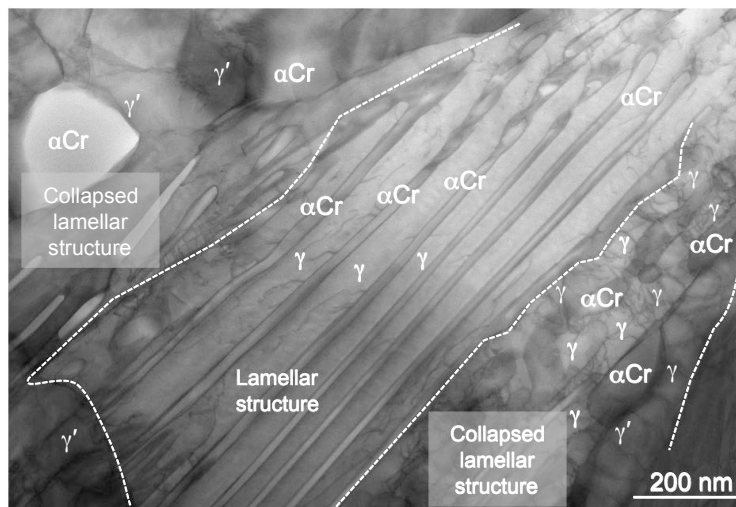


Fig. 13. Bright image of STEM analysis after the creep test. (Test condition: 700 °C /200 MPa, rupture time: 13.6 h, rupture elongation: 6.0 %)

いてラメラ組織は安定で優れた耐クリープ特性を示すものの、ラメラ組織が崩壊した部位が優先的に変形するため、ラメラ組織が崩壊しやすい初期 γ 粒界あるいはラメラコロニ境界が変形し、ポイドや割れが発生すると考えられる。ラメラ組織が崩壊した部位では γ' 相が粗大化して強化に寄与せず、実質的に γ 相が変形を担っていると考えられるため、本合金のクリープ変形機構は純 Ni や Ni-Cr 合金と似た挙動を示すと考えられる。

以上より、本合金のクリープ特性はラメラ組織の安定性が大きく影響し、ラメラ組織自体は優れたクリープ特性を示す可能性はあるが、初期 γ 粒界やラメラコロニ境界などでラメラ組織が崩壊すると同部で優先的にクリープ変形が進行し、クリープ特性は著しく低下する。本合金は高温でも硬さは高いものの、引張やクリープなどの負荷に対して強度が低いのは、ラメラ組織崩壊部の γ 相が優先的に変形するためと考えられる。

5. 結 言

粒界反応による不連続析出でラメラ組織を形成する高硬度高耐食 Ni 基合金 DSA760 について、クリープ特性におよぼすラメラ組織の影響を調査した結果、以下の結論を得た。

- (1) 本合金は 600℃までは既存のNi基合金より高い強度を示すが、700℃を超えると急激に強度は低下し、固溶強化型合金である Alloy601と同程度になる。
- (2) 本合金は γ' 相が析出するものの、クリープ強度は γ' 相が析出する析出強化型合金である Alloy80Aより明らかに劣り Alloy601と同程度である。
- (3) 本合金のクリープ変形機構は純 Niや Ni-Cr合金と似た挙動を示し、Alloy80Aとは異なる挙動を示す。これは、ラメラ組織はほとんどクリープ変形しないが、ラメラ組織が崩壊した部位で等軸 α Cr相、粒状 γ' 相および γ 相が形成し、崩壊部の γ 相がクリープ変形を担うためと考えられる。
- (4) 本合金のクリープ特性は、ラメラ組織形態が大きく影響しており、特にラメラ組織の高温安定性が重要となる。ラメラ組織の高温安定性は温度の影響が大きく、高温での使用を考慮する場合、使用環境の温度が非常に重要となる。

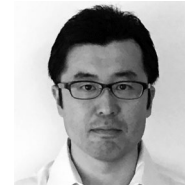
(文 献)

- 1) R. Kossowsky: Metall. Trans., 1(1970), 1623.
- 2) W. Gust, T. Ngun-Tat and B. Prodel: Mater. Sci. Eng., 39(1979), 15.
- 3) I. Manna, S. K. Padi and W. Gust: International Materials Reviews, 46(2001), 53.
- 4) D. B. Williams and E. P. Butler: International Metals Reviews, 3(1981), 153.
- 5) S. Komatsu, M. Nakahashi, I. Watanabe and K. Shimotori: J. Japan Inst. Metals, 40(1976), 1208.
- 6) 磯部晋, 宗光彦: 電気製鋼, 47(1976), 88.

- 7) 石川英次郎, 水野博司, 山崎光雄, 猪狩卓: 電気製鋼, 47(1976), 253.
- 8) 霜鳥一三, 河合光雄, 野老博和: 日本金属学会誌, 36(1972), 676.
- 9) M. Takeyama, H. Hashimoto, A. Suzuki, T. Matsuo and T. Matsumoto: Advanced Materials and Processes For Gas Turbines, (2002) .
- 10) M. Kawase, H. Emoto, M. Kikuchi: Phase Transformation 87, (1987), 254.
- 11) 植田茂紀, 清水哲也, H. K. D. H. Bhadeshia: 電気製鋼, 77(2006), 133.
- 12) 高畑紀孝, 植田茂紀, 清水哲也: 電気製鋼, 75(2004), 97.
- 13) 植田茂紀, 清水哲也, 梶原正憲: 電気製鋼, 79(2008), 177.
- 14) 植田茂紀: 電気製鋼, 83(2012), 69.
- 15) 小柳禎彦, 永治仁, 高林宏之, 大崎元嗣: 電気製鋼, 87(2016), 65.
- 16) C. T. Sims, N. S. Stoloff and W. C. Hagel: SUPERALLOYSII (1987), 588.
- 17) 小柳禎彦, 高林宏之, 安田弘行: 電気製鋼, 89(2018), 65.
- 18) 門間改三, 須藤一, 及川洪: 日本金属学会誌, 28(1964), 254.
- 19) 門間改三, 須藤一, 及川洪: 日本金属学会誌, 28(1964), 188.
- 20) D. Sidey and B. Wilshire: Met. Sci. J., 3(1969), 56.
- 21) J. Weertman: J. Appl. Phys., 28(1957), 362.



小柳禎彦



高林宏之



安田弘行