

ニッケル-鉄基超合金のクリープ特性に及ぼすリンの影響

Effects of Phosphorus on Creep Properties of Nickel-Iron Base Superalloy



博士(工学) 高澤 孝一*
Dr. Koichi Takasawa



大川 琢哉**
Takuya Ohkawa



長谷部 優作**
Yusaku Hasebe



吉田 昌人**
Masato Yoshida



前田 榮二**
Eiji Maeda

要 旨

ニッケル-鉄基超合金鍛造材のクリープ特性におよぼすリン添加の影響について、リン量を8～450ppmで変動させた試料を作製して評価した。クリープ試験条件は700℃・333MPaとした。リン添加によって、クリープ破断時間は最大で約30倍に延伸し、最小クリープ速度は2桁以上低下した。リンを添加した試料の粒界には、リンとニオブを主な成分とする多くの塊状の析出物が認められた。この粒界析出物による粒界被覆率はリン量が130ppmにおいて最大値を示した。また、クリープ破断時間と最小クリープ速度もリン量が130ppmの場合にそれぞれ最大値と最小値を示し、粒界被覆率のリン量依存性と非常に強い相関が認められた。これは、リン添加ニッケル-鉄基超合金のクリープ特性改善には粒界被覆率の制御が非常に重要であることを示唆している。クリープ破断時間延伸は遷移クリープ域におけるクリープ変形が抑制され、さらに加速クリープの開始が遅延させられるためである。リンとニオブを主成分とする粒界析出物は、クリープ変形中の粒界近傍の局所的なひずみ蓄積を抑制する効果があると思われる。

— Synopsis —

Creep properties of modeled nickel-iron base superalloy with phosphorus content of 8 to 450 ppm by mass have been investigated at 973 K under a stress of 333 MPa. The phosphorus-doped alloys exhibit many grain-boundary precipitates in which niobium and phosphorus are enriched after a certain heat treatment condition prior to the creep test. An alloy with phosphorus of 130 ppm shows a maximum value of grain-boundary coverage by the precipitates (designated as ρ) of 0.56. The time to rupture and minimum creep rate correspond well to the value of ρ . The rupture life was extended by up to 30 times and the minimum creep rate was decreased by more than two orders of magnitude in the alloy with phosphorus of 130 ppm, with respect to those in an alloy with phosphorus of 8 ppm where $\rho = 0$. The grain-boundary precipitates remarkably delay the onset of accelerating stage, thereby leading to the longer rupture life. These results strongly suggest that optimization of the ρ value is a key to improve the creep properties of the alloys.

*: 室蘭製作所
Muroran Plant

** : 室蘭研究所
Muroran Research Laboratory

1. 序 論

高効率で環境に対する負荷が小さい次世代火力発電技術の実用化には、高性能の耐熱材料が不可欠である。高効率火力発電技術として有望視されている先進超々臨界圧石炭火力発電 (advanced-ultra supercritical: A-USC) 用のタービンロータは、700°Cを超える高温の蒸気に晒される上、10万時間のクリープ破断強度が100MPa以上であることが求められる¹⁾。このような苛酷な蒸気条件においては従来のフェライト系耐熱鋼はもはや適用できず、タービンロータのような大型部材用のニッケル基あるいはニッケル-鉄基超合金の開発が進められている²⁻⁴⁾。

このような超合金の開発において合金元素の使用に制限がないならば、例えば固溶強化や析出強化など種々の強化法が高温強度向上に利用できる⁵⁾。しかし、大型部材製造に用いられる超合金においては、インゴット製造時のマクロ偏析生成を抑制する、あるいはコストを低減するなどの理由により、主要組成はほぼ最適化されており変更の余地は大きくない⁶⁾。そこで、微量元素添加による特性改善に期待が寄せられる。ニッケル-鉄基超合金に含まれる微量元素のひとつであるリンは、これまで合金の機械的特性^{7,8)}や溶接性⁹⁾を低下させる有害元素と見なされてきたが、適量を添加すればクリープ特性が向上する例がいくつか報告されている。Liuら¹⁰⁾はInconel 718に130mass ppm (以下、mass ppmをppmと略記する)までのリンを添加すると、650°C、686MPaでのクリープ破断時間が延伸することを報告しており、この理由としてリンと粒界、および母相の合金元素間の相互作用を挙げている。Sunら¹¹⁾はInconel 718に160ppmまでのリンを添加すると、650°Cにおけるクリープ速度が低下して破断時間が延伸することを示し、これはリンによる固溶強化に起因すると推察している。Heaneyら¹²⁾もInconel 718の約593°C (1100°F)でのクリープ特性改善に対するリンの有効性を確認しており、リンの最適添加量は80~150ppmの範囲にあることを述べている。この他にも、Inconel 718のクリープ特性改善に対してリンが効果的であることを示す報告があるが、そのほとんどはクリープ破断時間が伸びることを示している¹³⁻¹⁶⁾。

しかしながら、これまでの研究ではリンがクリープ強度を改善する理由については十分に明らかにされていない。一般に、高温において結晶粒界 (以下、粒界と略記) は材料の弱化因子となるため¹⁷⁾、耐熱合金においては適切な方法で粒界の強化が図られる¹⁸⁾。竹山ら¹⁹⁾はラーベス相など

の金属間化合物を利用した粒界析出強化の概念を提唱しており、これを利用して優れたクリープ強度を有する新しいオーステナイト系耐熱鋼を開発している。粒界析出強化の効果を評価するにあたり、粒界が析出物にどれくらい被覆されているかを示す粒界被覆率は重要な指標となる²⁰⁾。上述のようにリンの添加によりクリープ特性が向上する効果が認められているため、リンには何らかの粒界強化作用があるものと予想される。しかしながら、リンを添加したニッケル-鉄基超合金において、クリープ特性に及ぼすリンの効果を粒界被覆率などの観点から検討した研究例はこれまでのところ報告されていない。

本研究ではこのような背景に基づき、ニッケル-鉄基超合金のクリープ特性に及ぼすリンの効果について定量評価を行い、粒界析出強化の観点からクリープ機構を考察することを目的とした。

2. 実験方法

2.1 試料作製

供試材はリンを8ppmから最大で450ppm含んだNi-38Fe-15Cr-1.3Al-1.4Ti-2.1Nb (mass%, 以下mass%は%と略記する)合金5種である。これらの合金の50kgインゴットを真空誘導溶解法にて作製した。表1に供試材の記号と化学組成を示す。各供試材の化学成分は誘導結合プラズマ原子発光分光分析法にて測定したが、S1、S2およびS3におけるリン量はグロー放電質量分析法にて測定した。各インゴットは1200°Cで50hの拡散熱処理を施してマイクロ偏析を軽減させた後、熱間鍛造にて長さ約1230mm、幅約100mm、厚さ約35mmの板とした。熱間鍛造後、結晶粒の大きさを揃えるため、S5については1090°Cで5h、その他の4供試材については1040°Cで5hの溶体化熱処理を施した。溶体化熱処理後は室温まで空冷し、引き続き840°Cで10hの1段目と730°Cで24hの2段目から成る2段階時効熱処理を施した。本研究にて2段階時効熱処理を採用した理由は、1段目は溶体化熱処理からの冷却中に析出した γ' 相粒子を固溶させるためであり、2段目は十分な量の γ' 相粒子を析出させるためである。図1に本研究における熱処理条件を示す。

時効熱処理後、引張試験片およびクリープ試験片を鍛造方向に直角な方向から採取した。各試験片の寸法は日本工業規格 (JIS) のJIS Z 2201に基づき決定した。図2に引張及びクリープ試験片の寸法を示す。

表1 供試材の化学組成 (mass%)

Alloy	C	Si	Mn	P	Ni	Cr	Al	Ti	Nb	Fe	N	O	S
S1	0.011	<0.02	<0.02	8	bal.	15.40	1.24	1.41	2.08	38.24	7	16	3
S2	0.011	<0.02	<0.02	45	bal.	15.41	1.26	1.45	2.05	38.26	13	16	2
S3	0.012	<0.02	<0.02	130	bal.	15.40	1.26	1.44	2.06	38.30	12	15	2
S4	0.010	<0.02	<0.02	200	bal.	15.52	1.25	1.45	2.08	38.20	9	16	3
S5	0.012	<0.02	<0.02	450	bal.	15.52	1.25	1.46	2.09	38.18	9	19	3

P, S, N, O : ppm by mass

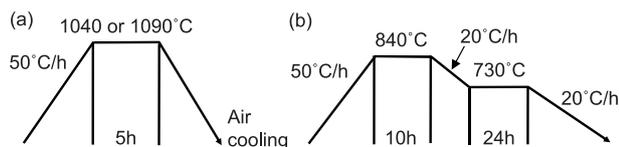


図1 供試材の熱処理条件: (a) 溶体化熱処理 (b) 時効処理

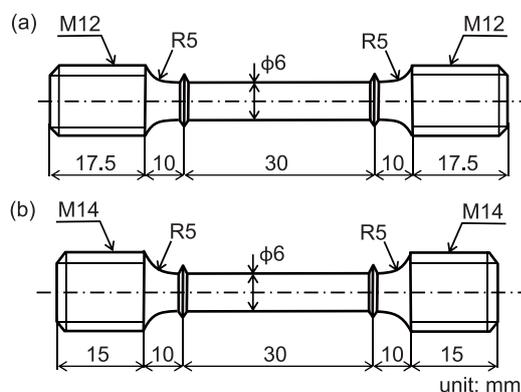


図2 試験片形状: (a) 引張試験片 (b) クリープ試験片

3. 実験結果

3.1 ミクロ組織観察および引張試験結果

表2に供試材の室温と700°Cにおける強度を結晶粒度番号および平均結晶粒径とともに示す。各供試材において、0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ は室温にて734~767MPa、700°Cにて581~607MPaの範囲にあった。一方で、引張強さ σ_u は室温にて1161~1186MPa、700°Cにて742~769MPaの範囲にあった。この結果から、本研究における供試材はリン量に関わらず強度に差は認められなかった。また、結晶粒径も供試材間で差は認められなかった。

表2 供試材の強度、結晶粒度番号および平均結晶粒径

Alloy	Phosphorus content, C_p (mass ppm)	0.2% proof stress, $\sigma_{0.2}$ / MPa		Tensile strength, σ_u / MPa		Grain size number, G	Mean grain size, d / μm
		Room temp.	700°C	Room temp.	700°C		
S1	8	756	581	1174	742	3.4	109
S2	45	750	607	1177	765	3.4	109
S3	130	743	606	1175	769	3.1	121
S4	200	767	589	1186	753	3.3	113
S5	450	734	585	1161	760	3.1	121

2.2 ミクロ組織観察および機械試験

時効熱処理後、各供試材の鍛造板からミクロ組織観察用に1辺が約20mmの立方体状のサンプルを採取した。これらを1000番までの耐水研磨紙にて粗研磨し、その後平均径が3 μm のダイヤモンド粒子を含む研磨ペーストを用いて仕上げ研磨した。続いて、電解腐食を施し組織を現出させた。供試材の結晶粒度番号はJIS G 0551に基づき、光学顕微鏡を用いた比較法にて測定した。さらに詳細な組織観察は電界放出形走査型電子顕微鏡 (FE-SEM)、透過型電子顕微鏡 (TEM) および TEM に備え付けられたエネルギー分散型 X 線分光分析器 (EDS) を用いて実施した。

本研究において供試材の粒界被覆率 ρ は $\rho = L/L_0$ と定量的に定義した。ここで L と L_0 はそれぞれ析出物に被覆された粒界の長さで粒界の全長を表す。 L と L_0 は、FE-SEMで低倍率で撮影した5視野以上の組織写真を画像解析ソフトWinROOF (ver.3.40)を用いて解析して求めた。本研究においては、それぞれの供試材における L_0 は約330 μm であった。

引張試験は室温と700°CでそれぞれJIS Z 2241ならびにJIS G 0567に基づき行った。引張試験における伸びは引張試験片に設けた環状のつばに取り付けた伸び計で測定した。クリープ試験はJIS Z 2271に基づき温度700°C、応力333MPaで実施した。クリープひずみも引張試験と同様に、クリープ試験片に取り付けた伸び計で測定した。

図3に時効後の各供試材における粒界近傍のFE-SEM写真を示す。S1においては粒界に析出物は認められなかったが、その他の供試材は矢印で示すように塊状の微細な粒界析出物が認められた。なお、粒内にはいずれの供試材も直径が約50nmの γ' 相粒子が析出していた。また、いずれの供試材においても粒界に沿った無析出物帯は認められなかった。図4に時効後のS3における粒界近傍のTEM写真、およびTEM-EDSマッピング分析結果を示す。マッピング分析においては白い部分ほど元素が多く存在することを示している。粒界の析出物は γ' 相粒子よりも大きく、主にリンとニオブが含まれていることが分かった。炭素およびチタンやクロムなど炭化物を形成する元素は濃化していないことから、粒界析出物は炭化物ではなくリン化合物と考えられる。

表3と図5に粒界被覆率 ρ とリン量の関係を示す。粒界被覆率はリン量が増加するに伴い増加したが、リン量が130ppmにおいて最大値0.56を示し、リン量が130ppmを超えると急減した。リン量が200ppmと450ppmではいずれも粒界被覆率は約0.3であった。

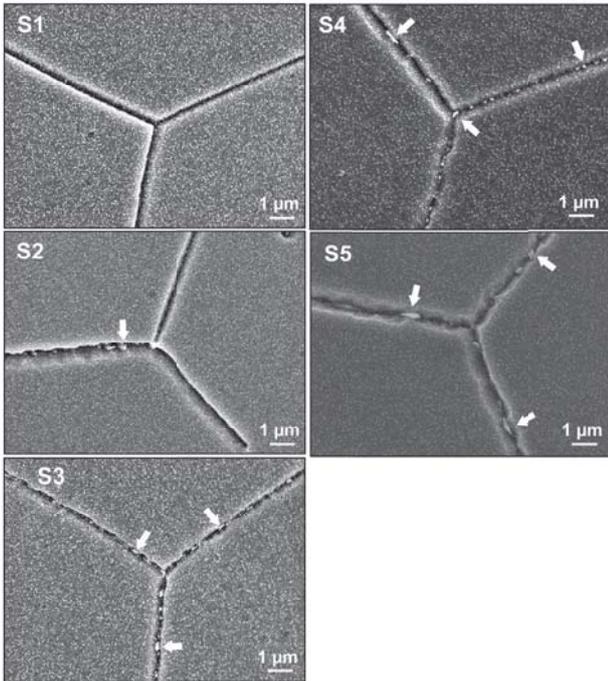


図3 供試材の時効後における粒界近傍のFE-SEM写真
白矢印は粒界析出物を示す

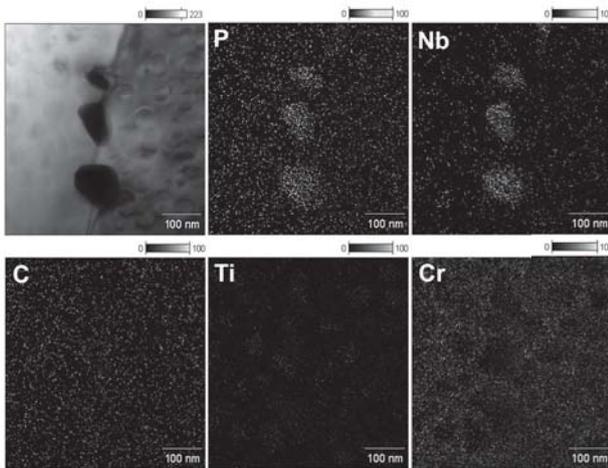


図4 S3の時効後において観察された粒界析出物のTEM-EDS
マッピング分析結果

表3 供試材の粒界被覆率

Alloy	Phosphorus content, C_p (mass ppm)	Grain boundary coverage, ρ
S1	8	0
S2	45	0.18
S3	130	0.56
S4	200	0.30
S5	450	0.29

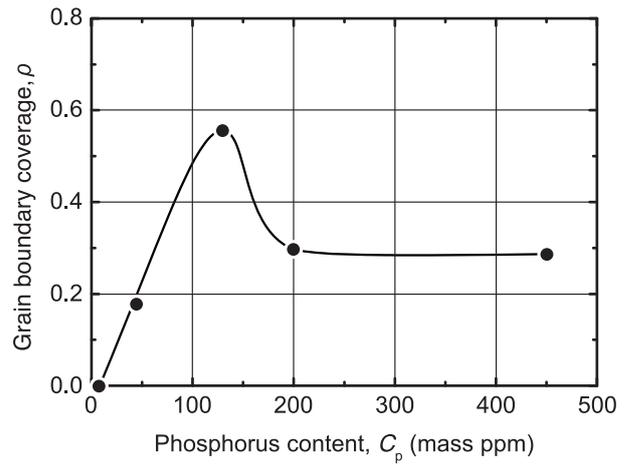


図5 供試材の時効後におけるリン量と粒界被覆率の関係

3.2 クリープ試験結果

クリープ試験結果を表4にまとめる。リンを添加することによりクリープ破断時間は延伸し、S3ではS1に比べ約30倍の破断時間となった。図6は各供試材の700℃、333MPaにおけるクリープ速度-時間曲線である。S1にくらべ、その他の供試材の最小クリープ速度は著しく小さかった。特に、S3の最小クリープ速度は最も小さく、S1のそれよりも2桁以上小さかった。

さらに、リンを添加することにより最小クリープ速度に達するまでの時間が明らかに長くなった。図7に各供試材のクリープ速度とクリープひずみの関係を示す。各供試材ともに、クリープ速度はクリープ試験開始とともに急減し、最小クリープ速度に達した後増加に転じた。このことから、本研究で使用した供試材のクリープ変形は遷移クリープと加速クリープの2つのステージからのみ構成されていると考えられる。供試材の中でもS3はクリープ試験開始直後から極めて急激にクリープ速度が低下し、最小クリープ速度も最も小さくなった。

図8と図9はそれぞれクリープ破断時間および最小クリープ速度とリン量との関係を示す。これら2つの図においては図5で示した粒界被覆率とリン量の関係と類似した傾向が認められ、クリープ破断時間と最小クリープ速度はリン量が130ppmの時に極値を示した。

図10にクリープ破断後におけるS3の粒界近傍の代表的なFE-SEM写真を示す。粒界には白矢印で示したように粒界析出物が残存していることが認められた。また、クリープ試験中に粒界に沿った無析出物帯は出現しなかった。しかしながら、黒矢印で示したように、粒界析出物同士の間にはくぼみ状の領域が認められた。このくぼみ状の領域は約1μmかそれ以下の長さをもって粒界から粒内に向かって伸長していた。

表4 クリープ試験結果

Alloy	Phosphorus content, C_p (mass ppm)	Temperature, $T / ^\circ\text{C}$	Stress, σ / MPa	Time to rupture, t_r / h	Minimum creep rate, $\dot{\epsilon}_{\min} / \text{h}^{-1}$	Elongation, E_l (%)	Reduction of area, RA (%)
S1	8	700	333	139.6	1.4×10^{-4}	15.6	24.9
S2	45			1452.4	6.5×10^{-6}	8.0	21.1
S3	130			3789.1	7.7×10^{-7}	9.6	18.4
S4	200			1923.5	4.1×10^{-6}	12.4	34.1
S5	450			1303.8	4.0×10^{-6}	3.1	8.5

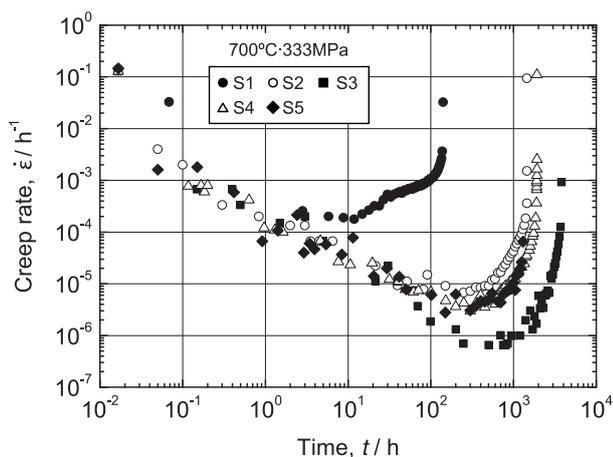


図6 700 °C, 333 MPa. におけるクリープ速度-時間曲線

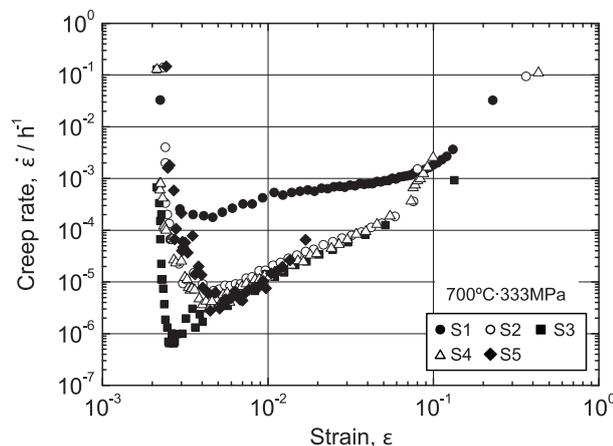


図7 700 °C, 333 MPa. におけるクリープ速度とクリープひずみの関係

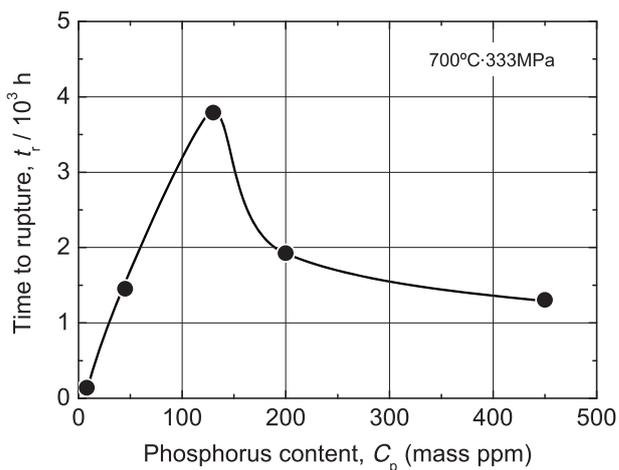


図8 700 °C, 333 MPa. におけるクリープ破断時間とリン量の関係

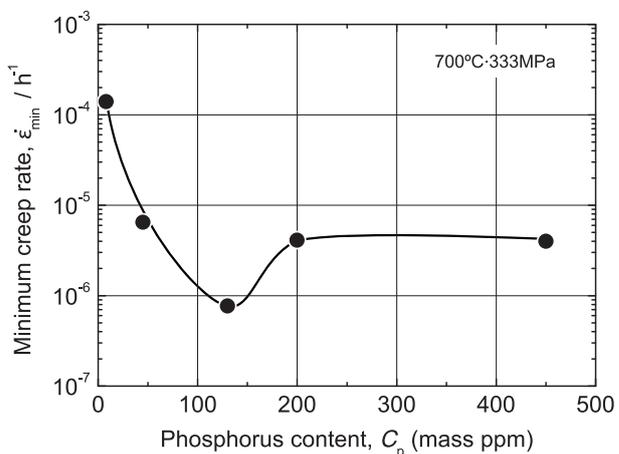


図9 700 °C, 333 MPa. における最小クリープ速度とリン量の関係

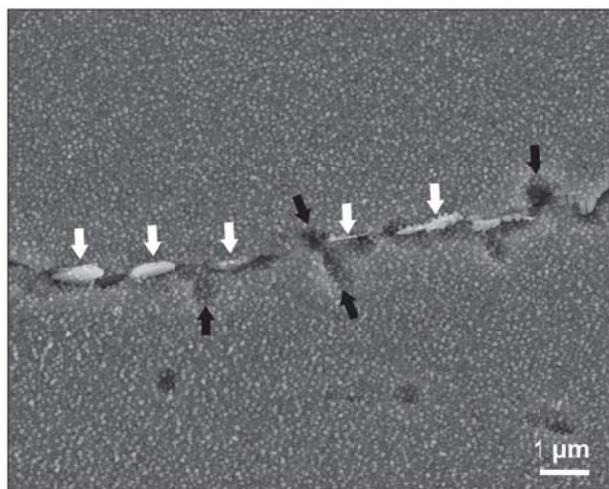


図10 クリープ破断後のS3における粒界近傍のFE-SEM写真
白および黒矢印はそれぞれ粒界析出物とくぼみ状の領域を示す

4. 考 察

4.1 リンの最適添加量、およびクリープ破断時間と最小クリープ速度に及ぼす粒界被覆率の影響

図3と図4に示したとおり、リンは粒界に主にリンとニオブから成る析出物を形成した。この粒界析出物は短時間引張特性には影響を与えず、専らクリープ変形に強く影響した。数十 ppm のリン量でもクリープ破断時間の延伸と最小クリープ速度の低減には効果が認められたが、図8と図9は本研究で用いたニッケル-鉄基超合金における最適リン量は130ppmであることを明瞭に示している。

さてここで、これまでに報告された研究例のいくつかと本研究の結果を比較する。Guoら¹²⁾はInconel 718の室温と650℃の0.2%耐力および引張強さはリン添加の影響を受けないが、650℃、65MPaにおけるクリープ破断時間はリン量が130ppmで最大となることを報告しており、本研究で得られた結果と概ね一致した。またHeaneyら¹¹⁾もInconel 718のクリープ特性を向上させる最適リン添加量は80ppmから150ppmの間に存在することを述べている。Inconel 718と本研究で用いた供試材では化学組成に若干の差はあるが、クリープ特性を向上させるリン量は概ね同じであると考えられる。

特定のリン量がなぜクリープ特性の向上に最も効果的かということについては、過去の研究ではこれ以上の詳細な言及はなされていない。しかしながら、本研究では図5、図8および図9に示すように、リン量と粒界被覆率、クリープ破断時間および最小クリープ速度との間に明瞭な関係が認められた。これらの結果に基づけば、リン量が130ppmにおいてクリープ破断時間が最大となり、最小クリープ速度が最小となるのは、同じくリン量が130ppmにおいて粒界被覆率が最大となるためと結論付けられる。なお、リンが特定の値の場合に粒界被覆率が最大になる理由是不明であるが、鍛造時に生成する炭化物の安定性がリンの増加に伴い変化することが一因と推定している。本研究で用いたリン添加合金は鍛造中にリンを含む炭化物を形成し、溶体化熱処理においても一部未固溶のまま残存する。固溶した炭化物の成分は時効時に粒界析出物として析出するが、リンの増加により炭化物の安定性が増すと仮定すれば、同じ溶体化処理温度であればリンが多い方が炭化物の固溶が進まず、結果的に時効時に析出する粒界析出物量が少なくなるため、粒界被覆率が低下すると思われる。詳細な機構の解明は今後の課題としたい。

図10に示した粒界近傍の組織写真はクリープ変形挙動を考察するにあたり重要な情報を含んでいる。粒界から粒内に伸長したくぼみ状の領域は、その周囲と比べてコントラストが暗くなっており、若干の方位差が生じていると考えられる。これは、粒界析出物同士の間、即ち被覆されていな

い粒界が優先的にクリープ変形したことを示唆していると考えられる。換言すれば粒界析出物はその周囲における局所的なひずみの蓄積やクリープ変形を抑制するため、粒界被覆率が高いほど局所変形も起こりにくくなると考えられる。

4.2 クリープ変形挙動に及ぼすリンの影響

3.2項において、本研究で用いた供試材のクリープ変形は遷移クリープと加速クリープの2つのステージから成ることを述べた。そこで、最小クリープ速度に達した時間を加速クリープ領域が始まる時間と考え、これと粒界被覆率の関係を調べた。図11はクリープ破断時間で規格化した加速クリープ開始時間 t_{an} と粒界被覆率の関係を示した図である。粒界被覆率が0の場合、 t_{an} の値は0.1よりも小さく、破断時間の1割に満たない早期から加速クリープが始まるのがわかる。これに対し粒界被覆率が増加すると t_{an} の値は単調に増加した。即ち、粒界被覆率が増加することにより、加速クリープの開始が遅延されることを示しており、本研究で用いたリン添加供試材における粒界析出強化効果は、加速クリープ開始を遅延させることであると解釈できる。

図12は加速クリープ開始時点におけるクリープひずみ ϵ_a と粒界被覆率の関係を示した図である。粒界被覆率の増加に伴って ϵ_a は小さくなった。即ち粒界被覆率が大きくなると遷移クリープ領域で生じるクリープひずみ量が小さくなることを示している。つまり、粒界被覆率の増加は加速クリープの開始を遅延させることのみならず、遷移クリープ域におけるクリープ変形も抑制する効果があると考えられる。

クリープ破断時間 t_r と最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_{min}$ の関係として、 m と C を定数として次式で示されるMonkman-Grant則²¹⁾が知られている。

$$t_r \cdot \dot{\epsilon}_{min}^m = C \cdots \cdots \cdots (1)$$

式(1)の指数 m が1の場合、クリープ変形は粒内変形が支配的であると考えられる²²⁾。図13はクリープ破断時間と最小クリープ速度の関係を示した図である。図13における直線の傾きが m を与えるが、 m は約0.6であった。データ数は5点と少ないが、本研究において m は少なくとも1よりは小さいと言えるであろう。これは本研究の供試材におけるクリープ変形が粒内変形ではなく、粒界近傍での変形に強く支配されることを示唆している。0.2%耐力および γ' 相粒子径が供試材間で大きな差がなかったことも、粒内変形がクリープ変形の主たる支配要因でないことを支持している。

先に述べたように、粒界析出物は粒界近傍における局所変形を抑制する効果があると考えられ、竹山ら²³⁾が提唱する粒界析出強化機構が本研究の供試材においても

機能していると考えられる。本研究においては、リン添加によって生じた粒界析出物による粒界析出強化により遷移クリープ域で生じるクリープ変形が抑制され、かつ加速クリープの開始が遅延されたことにより、クリープ破断時間が大幅に延伸されたものを理解できる。

5. 結 論

本研究においてはニッケル-鉄基超合金のクリープ特性におけるリンの影響について、粒界析出強化の観点から検討した。以下に主要な結論をまとめる。

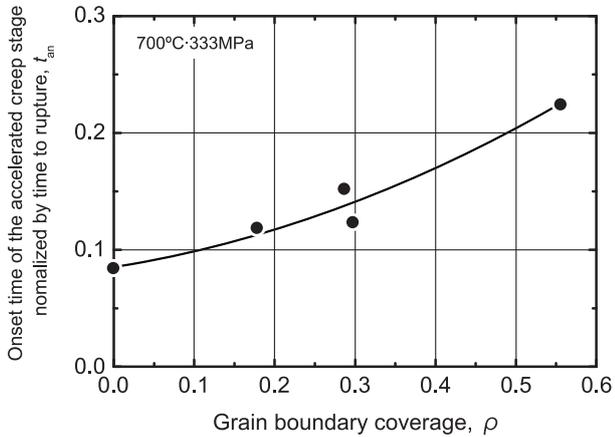


図 11 700 °C, 333 MPa. における加速クリープ開始時間と粒界被覆率の関係
加速クリープ開始時間は破断時間で規格化して表示

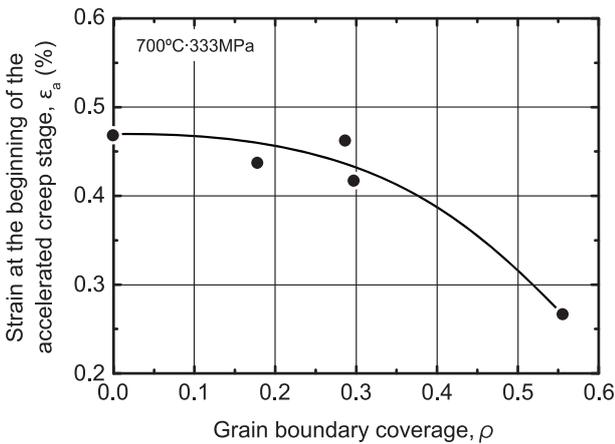


図 12 700 °C, 333 MPa. における加速クリープ開始時点におけるクリープひずみと粒界被覆率の関係

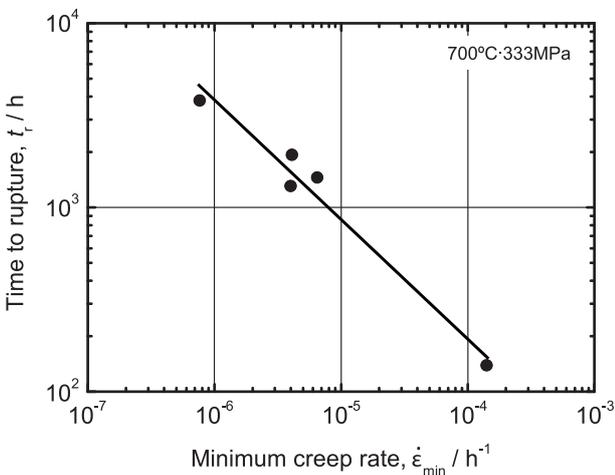


図 13 Monkman-Grant 則²¹⁾ から得た 700 °C, 333 MPa. におけるクリープ破断時間と最小クリープ速度の関係

- (1) 130ppm のリン添加によって、700°C、333MPa におけるクリープ破断時間は約 30 倍延伸し、最小クリープ速度は 2 桁以上小さくなった。リンは粒界にリンとニオブを主な成分とする析出物を形成した。
- (2) リンとニオブを主成分とする粒界析出物による粒界被覆率は、リン添加量が 130ppm の時に最大値 0.56 を示した。また、粒界被覆率が最大の時、クリープ破断時間は最大となり、最小クリープ速度は最も小さくなった。これより、粒界被覆率はこれらのクリープ特性に強く影響することが判った。
- (3) 本研究における粒界析出強化は、粒界近傍における局所変形を抑制することによって、遷移クリープ域におけるクリープ変形を抑制し、かつ加速クリープの開始を抑制することであることが判った。

参 考 文 献

- 1) F. Masuyama: Proc. of 6th Int. Conf. on Advances in Material Technology for Fossil Power Plants, ASM International, Materials Park, OH, (2010), 11.
- 2) S. Ohsaki, T. Takahashi, S. Imano, J. Sato and E. Saito: Proc. of 6th Int. Conf. on Advances in Material Technology for Fossil Power Plants, ASM International, Materials Park, OH, (2010), 361.
- 3) R. Yamamoto, Y. Kadoya, T. Nakano and S. Kurata: Proc. of 5th Int. Conf. on Advances in Material Technology for Fossil Power Plants, ASM International, Materials Park, OH, (2007), 3B-04.
- 4) A. Diwo, B. Donth, N. Blaes, D. Bokelmann, Y. Yoshioka, S. Miyashita and T. Kubo: Proc. of 18th International Forgemasters Meeting, Forging Industry Association, Cleveland, OH, (2011), 213.
- 5) SUPERALLOYS A Technical Guide ed. by E. F. Bradley: ASM International, Materials Park, OH, (1988), 21.
- 6) S. Imano, J. Sato, K. Kajikawa and T. Takahashi: Proc. of 5th Int. Conf. on Advances in Material Technology for Fossil Power Plants, ASM International, Materials Park, OH, (2007), 3B-03.
- 7) B. Gibbons: Mater. Sci. Technol., 1 (1985), 1033.
- 8) M. McLean and A. Strang: Met. Technol., 11 (1984), 454.

- 9) W. Yeniscavich and C. W. Fox: Proc. of a Symposium Sponsored by the Welding Research Council, (1969), 29.
- 10) X. Liu, J. Dong, B. Tang, Y. Hu and X. Xie: Mater. Sci. Eng. A., 270 (1999), 190.
- 11) W. R. Sun, H. R. Guan, M. Wang, Z. G. Wang, L. F. Huang and Z. Q. Hu: Proc. of 6th Int. Symp. on Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives, ed. by E. A. Loria, TMS, Warrendale, PA, (2005), 399.
- 12) J. Heaney, W. Buttrill, J. Russell and P. Mrowczynski: Proc. of 6th Int. Symp. on Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives, ed. by E. A. Loria, TMS, Warrendale, PA, (2005), 687.
- 13) S. Guo, W. Sun, D. Lu and Z. Hu: Proc. of Int. Symp. on Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives, ed. by E. A. Loria, TMS, Warrendale, PA, (1997), 521.
- 14) W. Cao and R. Kennedy: Proc. of Int. Symp. on Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives, ed. by E. A. Loria, TMS, Warrendale, PA, (1997), 511.
- 15) J. Horton, C. McKamey, M. Miller, W. Cao and R. Kennedy: Proc. of Int. Symp. on Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives, ed. by E. A. Loria, TMS, Warrendale, PA, (1997), 401.
- 16) W. Cao and R. Kennedy: Proc. of Int. Symp. on Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives, ed. by E. A. Loria, TMS, Warrendale, PA, (1997), 477.
- 17) SUPERALLOYS A Technical Guide ed. by E. F. Bradley: ASM International, Materials Park, OH, (1988), 18.
- 18) SUPERALLOYS II ed. by C. T. Sims, N. S. Stoloff and W. C. Hagel: A Wiley-Interscience Publication, New York, NY, (1987), 256.
- 19) M. Takeyama: DENKI-SEIKO, 83 (2012), 27.
- 20) M. Takeyama, I. Tarigan, N. Takata, Y. Terada and N. Kanno: Proc. of 7th Int. Conf. on Advances in Material Technology for Fossil Power Plants, ASM International, Materials Park, OH, (2013), 3A-1.
- 21) F. C. Monkman and N. J. Grant: Proc. ASTM, 56 (1956), 593.
- 22) K. Maruyama and H. Nakashima: Kohonkyodo no Zairyokagaku, Uchida Rokakuho, Tokyo, (1997), 154.
- 23) M. Takeyama: 194th Nishiyama Memorial Lecture, The Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, (2008), 1.