

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号  
特許第7247378号  
(P7247378)

(45)発行日 令和5年3月28日(2023.3.28)

(24)登録日 令和5年3月17日(2023.3.17)

(51)国際特許分類		F I		
<b>B 2 2 F</b>	<b>1/00 (2022.01)</b>	B 2 2 F	1/00	M
<b>B 2 2 F</b>	<b>3/15 (2006.01)</b>	B 2 2 F	3/15	M
<b>B 2 2 F</b>	<b>3/24 (2006.01)</b>	B 2 2 F	3/24	C
<b>B 2 2 F</b>	<b>9/08 (2006.01)</b>	B 2 2 F	9/08	A
<b>B 2 2 F</b>	<b>10/00 (2021.01)</b>	B 2 2 F	10/00	

請求項の数 24 (全98頁) 最終頁に続く

(21)出願番号	特願2021-576077(P2021-576077)	(73)特許権者	516236078
(86)(22)出願日	令和2年7月1日(2020.7.1)		ファオデーエム メタルズ インターナシ ヨナル ゲゼルシャフト ミット ベシュ レンクテル ハフツング
(65)公表番号	特表2022-538819(P2022-538819 A)		VDM Metals Internat ional GmbH
(43)公表日	令和4年9月6日(2022.9.6)		ドイツ連邦共和国 ヴェルドール プレッ テンベルガーシュトラッセ 2
(86)国際出願番号	PCT/DE2020/100577		Plettenberger Stra sse 2, D - 5 8 7 9 1 Werd ohl, Germany
(87)国際公開番号	WO2021/004581	(74)代理人	100114890
(87)国際公開日	令和3年1月14日(2021.1.14)		弁理士 アインゼル・フェリックス＝ラ インハルト
審査請求日	令和3年12月20日(2021.12.20)	(74)代理人	100098501
(31)優先権主張番号	102019118224.7		
(32)優先日	令和1年7月5日(2019.7.5)		
(33)優先権主張国・地域又は機関	ドイツ(DE)		
(31)優先権主張番号	102020116868.3		
(32)優先日	令和2年6月26日(2020.6.26)		

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 ニッケル・コバルト合金粉末およびその製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

粉末用のニッケル・コバルト合金であって、含有量（重量％単位）が、以下：

C 0％超、0.1％以下

S 0.015％以下

Cr 13～23％

Ni 残部（30％超）

Mn 1.0％以下

Si 1.0％以下

Mo 1～6％

Ti 0％超、3.0％以下

Nb + Ta 3～8％

Cu 0.5％以下

Fe 0％超、10％以下

Al 0％超、4.0％未満

V 4％以下

Zr 0％超、0.1％以下

Co 1.2％超、3.5％未満

W 4％以下

Hf 3.0％以下

O 0.1%以下  
 N 0%超、0.1%以下  
 Mg 0%超、0.01%以下  
 B 0%超、0.02%以下  
 P 0%超、0.03%以下  
 Ar 0%以上、0.08%以下  
 Se 0.0005%以下  
 Bi 0.00005%以下  
 Pb 0.002%以下

のとおりに定められている、合金。

10

【請求項2】

含有量（重量%単位）が、以下：

Fe 0%超、5%以下  
 Co 1.5%超、2.7%未満  
 Cr 1.6 ~ 2.2 %  
 Mo 2 ~ 6 %  
 W 4 %以下  
 Hf 2.5 %以下  
 Nb + Ta 3.5 ~ 7.5 %  
 Al 1.6 ~ 3.5 %  
 Mn 0.6%以下  
 Ti 0.0005%以上、2%未満、特に1.0%未満  
 Si 0.0005 ~ 0.4%  
 C 0%超、0.05%以下  
 P 0%超、0.025%以下  
 N 0%超、0.1%以下  
 Mg 0%超、0.008%以下  
 B 0%超、0.02%以下  
 Zr 0%超、0.1%以下  
 Ar 0.05%以下  
 Ni 残部（30%超）

20

のとおりに定められている、請求項1記載の合金。

30

【請求項3】

以下：

Mo + W 2.5  
 $0.0005 < B + Zr + P < 0.15$   
 $S + Se + Bi + Pb < 0.1$   
 $900 < \text{ソルバス} < 1130$   
 析出アニールされた状態で  $20\% < \text{体積割合} < 45\%$

の要件および基準を満たす、請求項1または2記載の合金。

40

【請求項4】

Al 1.8 ~ 2.4 ; Co 1.5 ~ 2.3 の含有量（重量%単位）を有する、請求項1から3までのいずれか1項記載の合金。

【請求項5】

Al 2.3 ~ 2.8 ; Co 1.9 ~ 2.5 ; Nb 4.5 ~ 5.5 ; Mo 3.0 ~ 5.0 の含有量（重量%単位）を有する、請求項1から3までのいずれか1項記載の合金。

【請求項6】

Al 2.4 ~ 3.0 ; Co 1.8 ~ 2.2 ; Nb 3.5 ~ 5.0 の含有量（重量%単位）を有する、請求項1から3までのいずれか1項記載の合金。

【請求項7】

50

Al 2.4 ~ 3.0 ; Co 1.8 ~ 2.2 ; Nb 4.5 ~ 6.0 の含有量 (重量%単位) を有する、請求項 1 から 3 までのいずれか 1 項記載の合金。

【請求項 8】

Al 2.4 ~ 3.3 ; Co 1.8 ~ 2.2 ; Nb 3.8 ~ 6.0 ; Ta 0.5 ~ 2.5 の含有量 (重量%単位) を有する、請求項 1 から 3 までのいずれか 1 項記載の合金。

【請求項 9】

請求項 1 から 8 までのいずれか 1 項記載のニッケル・コバルト合金粉末の製造方法であつて、

- 合金を VIM 炉内で溶融させて、溶融物を得た後、
- 前記溶融物を 5 分 ~ 2 時間、特に 20 分 ~ 2 時間保持して均質化させ、
- 密閉式のアトマイザーを、供給ガスにより露点が -10 ~ -120 とするよう調整し、
- 前記溶融物を、ノズルを通じて、 $2 \text{ m}^3 / \text{min} \sim 150 \text{ m}^3 / \text{min}$  のガス流量のガス流に吹き込み、アトマイズを行い、
- 凝固した粉末粒子を気密の密閉容器に回収し、その際、
- 前記粉末粒子は、 $5 \mu\text{m} \sim 250 \mu\text{m}$  の粒度を有し、
- 前記粉末粒子は、球状であり、
- 前記粉末粒子は、評価対象物の総面積に対して 0.0 ~ 4% の細孔面積 ( $1 \mu\text{m}$  超の細孔) のガス封入物を有し、
- 前記粉末粒子は、 $2 \text{ g} / \text{cm}^3 \sim$  合金密度である約  $8 \text{ g} / \text{cm}^3$  の嵩密度を有し、
- 前記粉末粒子を、アルゴン含有保護ガス雰囲気下で気密包装することによる、方法。

【請求項 10】

- VIM 炉、VIM/ESU、VIM/ESU/VAR、VIM/VAR、VOD または VLF での溶融を行い、次いで、必要であれば ESU および / または VAR での再溶解を行うことにより、規定の化学分析値を有するマスターアロイのインゴットとして前記合金を製造し、

- 前記マスターアロイのインゴットをのこ引きで小片に分け、
- 前記マスターアロイ片を VIM 炉内で溶融させる、請求項 9 記載の方法。

【請求項 11】

前記供給ガスが、不活性ガスである、請求項 9 または 10 記載の方法。

【請求項 12】

前記供給ガスが、アルゴンである、請求項 9 から 11 までのいずれか 1 項記載の方法。

【請求項 13】

前記ガス流が、アルゴンであり、その中でアトマイズを行う、請求項 9 から 11 までのいずれか 1 項記載の方法。

【請求項 14】

前記ガス流が、窒素であり、その中でアトマイズを行う、請求項 9 から 11 までのいずれか 1 項記載の方法。

【請求項 15】

前記ガス流が、窒素とアルゴンとの混合物であり、その中でアトマイズを行う、請求項 9 から 11 までのいずれか 1 項記載の方法。

【請求項 16】

前記アトマイズを、 $0.5 \sim 80 \text{ kg} / \text{min}$  で行う、請求項 9 から 15 までのいずれか 1 項記載の方法。

【請求項 17】

前記方法により印刷した部材に対して実施すべき、 $300 \sim 600$  で 0.5 時間 ~ 10 時間のアニール時間、および  $850 \sim 1250$  の溶体化アニール温度で 30 分 ~ 30 時間のアニール時間での応力低減アニールと、 $600 \sim 900$  の範囲のアニール温度で 1 ~ 30 時間の範囲のアニール時間での 1 段階または 2 段階での析出熱処理とによ

10

20

30

40

50

って、 $0.5\ \mu\text{m} \sim 2000\ \mu\text{m}$ の所定の結晶粒度、ガンマ'相の割合(25%超)および粒度(10~300nm)、ならびに高い機械的強度特性を設定する、請求項9から16までのいずれか1項記載の方法。

【請求項18】

コンポーネントまたは部材のアディティブ・マニファクチャリングまたはHIPのために製造された、請求項1から8までのいずれか1項記載の粉末の使用。

【請求項19】

コンポーネントまたは部材上の層のアディティブ・マニファクチャリングまたはHIPのために製造された、請求項1から8までのいずれか1項記載の粉末の使用。

【請求項20】

タービンのコンポーネントの製造のために製造された、請求項1から8までのいずれか1項記載の粉末の使用。

【請求項21】

石油・ガス産業用コンポーネントの製造のために製造された、請求項1から8までのいずれか1項記載の粉末の使用。

【請求項22】

バルブまたはフランジの製造のために製造された、請求項1から8までのいずれか1項記載の粉末の使用。

【請求項23】

自動車産業用コンポーネントの製造のために製造された、請求項1から8までのいずれか1項記載の粉末の使用。

【請求項24】

化学プロセス産業および炉の建設のためのコンポーネントの製造のために製造された、請求項1から8までのいずれか1項記載の粉末の使用。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、ニッケル・コバルト合金粉末の化学組成、およびより高い使用温度での強度や耐酸化性といった高温特性の向上と良好な加工性とを同時に実現するためのその改良に関する。

【0002】

ニッケルおよびニッケル・コバルト合金である alloy 718、Waspaloy、Udimet 720、alloy 939、alloy 738LCは、(固溶強化および析出硬化による)優れた機械的強度と、(材料に応じて)約900℃までの高温でのCr酸化物層による耐酸化性や耐食性とを兼ね備えているため、広く使用されている。これらの合金は、鋳造や鍛造、あるいは鋳造のみによる加工や、そこでの凝固条件に合わせて開発され、継続的に最適化されてきた。

【0003】

ニッケルおよびニッケル・コバルト合金における優勢な析出硬化効果は、名目上の化学量論Ni<sub>3</sub>Alおよび格子構造L1<sub>2</sub>を有するγ'相(ガンマ'相)に基づくものであり、この相は、ミスフィットが小さいために優先的な場所を必要とせず、結晶粒内に均一に析出する。様々な置換の可能性により、材料中に相応する合金の含有量で含まれるNiおよびAl原子をCo、Ti、TaおよびNbに置換することができる。Al、Ti、Ta、Nbなどの含有量が増加すると、ソルバス温度やγ'相の体積割合が増加し、さらに通常は析出速度が高まるため、alloy 939や738LCなどの高γ'(ガンマ')含有合金では、急冷してもγ'相の析出が避けられない。

【0004】

ジェネレーティブ・マニファクチャリングプロセスでは、偏析効果やγ'相の析出による追加応力によって加工中にクラックが発生する危険性があるため、合金の化学組成だけでなく、γ'相の析出速度も重要である。このため、一般にγ'を含むニッケルおよびニッ

10

20

30

40

50

ケル・コバルト合金の溶接は困難である。

【0005】

B、Zr、SiおよびMnなどの偏析性の高い元素は、ニッケルおよびニッケル・コバルト合金の溶接性を低下させる。BおよびZrは、高温特性を向上させるために使用される。SiおよびMnは、溶融物の脱酸に使用される。さらに、S、O、N、PおよびPbなどのマイナーな元素は、ジェネレーティブ・マニユファクチャリングプロセスにおける加工能力を低下させる。

【0006】

独国特許出願公開第102015016729号明細書には、50%超のニッケルを含む合金から金属製の半製品を製造する方法であって、

- 電極をVIMにより製造するプロセスステップと、
  - 電極を、炉内で、応力低減および過時効のために、400～1250の温度範囲で10～336時間にわたる熱処理に供するプロセスステップと、
  - 電極を、空气中または炉内で、寸法に応じて、特に直径に応じて、室温～1250未満、特に900未満の温度に冷却するプロセスステップと、
  - 次いで、冷却された電極を、VARにより3.0～10kg/minの再溶解速度で再溶解させて、VARインゴットを製造するプロセスステップと、
  - VARインゴットを、炉内で、400～1250の温度範囲で10～336時間にわたって熱処理するプロセスステップと、
  - VARインゴットを、空气中または炉内で、寸法に応じて、特に直径に応じて、室温～1250未満、特に900未満の温度に冷却するプロセスステップと、
  - VARインゴットを再度、3.0～10kg/minの再溶解速度で再溶解するプロセスステップと、
  - 再溶解されたVARインゴットを、400～1250の温度範囲で10～336時間にわたる熱処理に供するプロセスステップと、
  - 次いで、VARインゴットを、熱間および/または冷間成形により目的の製品形状および寸法に成形するプロセスステップと
- を含む方法が開示されている。

【0007】

欧州特許出願公開第2949768号明細書には、偏析性の高い元素を減少させることでほぼクラックフリーの部材を製造するための、'体積割合が60～70%である合金 alloy 738LCの適合組成が開示されている。そのために以下の式が用いられる： $C/B = 10 \sim 32$ 、 $C/Hf > 2$ 、 $C/Zr > 8$ 、 $C/Si > 1$ 。

【0008】

カナダ国特許出願公開第2704874号明細書には、ニッケル基合金およびそれから形成された部材が開示されており、例として、クリープおよびクリープクラック成長挙動を含む改善された高温寿命を特徴とする「ガスタービン用途に向けて粉末冶金的に製造された部材」が挙げられており、該合金は、(重量%単位で)Co 16.0～30.0%、Cr 11.5～15.0%、Ta 4.0～6.0%、Al 2.0～4.0%、Ti 1.5～6.0%、W 5.0%以下、Mo 1.0～7.0%、Nb 3.5%以下、Hf 1.0%以下、C 0.02～0.20%、B 0.01～0.05%、Zr 0.02～0.10%、Ni 残部からなり、ここで、Ti:Al比は、0.5～2.0である。

【0009】

カナダ国特許出願公開第1253363号明細書には、'体積割合が42%～48%であるニッケル基合金が開示されており、該合金は、(重量%単位で)Co 10.0～14.0%、Cr 14.0～18.0%、Ta 3.0%以下、Al 2.0～3.0%、Ti 2.0～3.0%、W 3.0～5.0%、Mo 3.0～5.0%、Nb 2.0～3.0%、Hf 50ppm以下、C 0.1%以下、B 0.01～0.05%、Zr 0.02～0.08%、S 50ppm以下、Mg 50ppm以下、Ni 残部からなる。

【0010】

10

20

30

40

50

米国特許出願公開第2008/0166258号明細書には、線材から耐熱性のあるスプリングを製造するためのニッケル基合金が開示されており、該合金は、(重量%単位で) Co 5.0~18.0%、Cr 13.0~25.0%、Al 0.1~3.0%、Ti 0.5~4.0%、W 0.15~2.5%、Mo 1.5~7.0%、Nb 0.3~6.0%、Cu 0.03~2.0%、Fe 5.0%以下、C 0.1%以下、P 0.01%以下、B 0.001~0.02%、Zr 0.01~0.3%、S 0.01%以下、N 0.1%以下、Mn 1.5%以下、Si 1.0%以下、Mg 0.05%以下、Ca 0.05%以下、O 0.1%以下、H 0.05%以下、Ni 残部からなる。

【0011】

カナダ国特許発明第2874304号明細書には、クリープ破断強度と再熱割れ耐性が改善されたニッケル基合金が開示されており、該合金は、(重量%単位で) Co 5.0~25.0%、Cr 15.0~28.0%、Ta 8.0%以下、Al 0.2~2.0%、Ti 0.2~3.0%、W 15.0%以下、Mo 3.0~15.0%、Nb 3.0%以下、Fe 15.0%以下、Re 8.0%以下、C 0.001~0.15%、Hf 1.0%以下、B 0.0005~0.01%、Zr 2.0%以下、Y 0.5%以下、La 0.5%以下、Ce 0.5%以下、Nd 0.5%以下、S 0.01%以下、N 0.03%以下、Mn 0.01~3.0%、Si 0.01~2.0%、Mg 0.05%以下、Ca 0.05%以下、Ni 残部からなる。

【0012】

英国特許出願公開第813948号明細書には、(重量%単位で) Co 55.0%以下、Cr 4.0~30.0%、Al 0.3~8.0%、Ti 0.5~8.0%、W 5.0%以下、Mo 20.0%以下、Nb 5.0%以下、Fe 40.0%以下、C 0.01~0.5%、B 0.01~0.8%、Zr 0.5%以下、Ni 残部からなるニッケル基焼結合金が開示されている。

【0013】

独国特許出願公開第2108978号明細書および独国特許出願公開第2108973号明細書には、アルゴンビームで金属溶融物をアトマイズし、形成された液滴を底部の大量の水溜めで急冷することによる超合金の製造方法が開示されている。アトマイズ工程の後、粉末をアセトンで数回洗浄し、次いで乾燥させ、80メッシュのふるいで分級した後、高温でハンマー鍛造を施す。

【0014】

国際公開第2014/124626号には、航空機のエンジンに使用されるNiCo合金が開示されている。該合金は、以下の組成を有する(重量%単位): Ni 30.0~65.0%、Fe 10.0%以下、Co 12.0~35.0%、Cr 13.0~23.0%、Mo 1.0~6.0%、W 4.0%以下、Nb+Ta 4.0~6.0%、Al 3.0%以下、Mn 1.0%以下、Ti 2.0%、Si 1.0%以下、C 0.1%以下、P 0.03%以下、Mg 0.01%以下、O 0.02%以下、Zr 0.1%以下。この合金はalloy 780とも呼ばれ、750までの高温強度や耐酸化性に優れ、成形性や溶接性にも優れている。VDM alloy 780の良好な成形性や溶接性は、特に、比較的大きなミスフィット(Udimet 720および他の高含有合金の0.04%~最大で+0.34%に対して、0.48%)に基づいている(R. A. Ricks, A. J. Porter, R. C. Ecob, Acta Metall., 31, 43-53 (1983))。

【0015】

本発明は、VDM alloy 780をベースとするコンポーネントのジェネレーティブ・マニファクチャリングのための粉末を提供するとともに、より高い使用温度での強度や耐酸化性といった高温特性の向上と、ジェネレーティブ・マニファクチャリングプロセス(クラックフリーの部材の製造)やその高品質で経済的な製造のための良好な加工性とを同時に実現するための該粉末の改良を提供するという課題に基づくものである。ここで、粉末の粒度分布、粒子形状および流動性に関する特別な要件を満たすだけでなく、合金元素の最適な組み合わせを調整して、最終部材の要件や加工性に合わせた合金の改良

10

20

30

40

50

を行うことも重要である。

【0016】

この課題は、粉末用のニッケル・コバルト合金であって、含有量（重量％単位）が以下のとおりに定められている合金によって解決される：

C > 0 ~ 最大で 0.1 %

S 最大で 0.015 %

Cr 13 ~ 23 %

Ni 残部 (> 30 %)

Mn 最大で 1.0 %

Si 最大で 1.0 %

Mo 1 ~ 6 %

Ti > 0 ~ 3 %

Nb + Ta 3 ~ 8 %

Cu 最大で 0.5 %

Fe > 0 ~ 最大で 10 %

Al > 0 ~ < 4.0 %

V 4 % 以下

Zr > 0 ~ 最大で 0.1 %

Co > 12 ~ < 35 %

W 4 % 以下

Hf 3.0 % 以下

O 最大で 0.1 %

N > 0 ~ 最大で 0.1 %

Mg > 0 ~ 最大で 0.01 %

B > 0 ~ 最大で 0.02 %

P > 0 ~ 最大で 0.03 %

Ar 0 ~ 最大で 0.08 %

Se 最大で 0.0005 %

Bi 最大で 0.00005 %

Pb 最大で 0.002 %

【0017】

有利には、以下の元素を以下のように調整することができる（データは重量％単位）：

C 最大で 0.05 %

S 最大で 0.010 %

Cr 16 ~ 22 %

Mn 最大で 0.6 %

Si 最大で 0.4 %

Mo 2 ~ 6 %

Fe > 0 ~ 5 %

Ti 0.0005 ~ 2.0 %、特に < 1 % 未満

Al 1.6 ~ 3.5 %

Co 15 ~ 27 %

Ni 残部 (> 30 %)

【0018】

以下に、alloy 780 をベースとするニッケル・コバルト合金粉末の例を示す（データは重量％単位）：

Ni 30 ~ 65 %

Fe > 0 ~ 最大で 5 %

Co > 15 ~ < 27 %

Cr 16 ~ 22 %

10

20

30

40

50

- M o 2 ~ 6 %
- W 4 % 以下
- H f 2 . 5 % 以下
- N b + T a 5 ~ 7 . 5 %
- A l 1 . 6 ~ 3 . 5 %
- M n 最大で 0 . 6 %
- T i 0 . 0 0 0 5 ~ 2 . 0 %、特に < 1 . 0 %
- S i 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 4 %
- C > 0 ~ 最大で 0 . 0 5 %
- P > 0 ~ 最大で 0 . 0 2 5 %
- N > 0 ~ 最大で 0 . 1 %
- M g > 0 ~ 最大で 0 . 0 0 8 %
- B > 0 ~ 最大で 0 . 0 2 %
- A r 最大で 0 . 0 5 %
- Z r > 0 ~ 最大で 0 . 1 %

10

【 0 0 1 9 】

以下の関係を満たす必要がある：

- M o + W 2 . 5
- 0 . 0 0 0 5 < B + Z r + P < 0 . 1 5
- S + S e + B i + P b < 0 . 1
- 9 0 0 < ' ソルバス < 1 1 3 0
- 析出アニールされた状態で 2 0 % < ' 体積割合 < 4 5 %

20

【 0 0 2 0 】

表 1 に、先行技術としての従来のベンチマーク合金を示す。該合金は、VDM alloy 780 の化学組成を本発明により適合および改良することにより、ジェネレーティブ・マニファクチャリングプロセスでの使用においてより優れた高温特性および/または加工性に代替することができる。ここで、' 体積含有量は、高温強度に重要な役割を果たすことから、特に留意される。加えて、高温域でのさらなる細分化が必要である（グループ No. 2 および 3、ならびに 4 および 5）。ここでは、部材の用途に応じて、クリープ破断強度または荷重変動強度の領域での組織の設計が有用である。これは、デルタ相の安定性によって実現される。デルタ相は粒界に析出してこれを固定し、クラックの伝播を大幅に遅らせる。

30

【 0 0 2 1 】

【表 1】

ベンチマーク合金	Alloy 718 Waspaloy Udimet 720	VDM Alloy 780	Alloy 939		Alloy 738LC	
組織に関する要件	25%<y'体積 (%)<30%、 デルタ体積 < 6%	25%<y'体積 (%)<30%、 デルタ体積 < 6% イータ相なし	30%<y'体積 (%)≤35%、 イータ相なし		35%<y'体積 (%)≤45%、 イータ相なし	
			デルタ相 あり	デルタ相 なし	デルタ相 あり	デルタ相 なし
グループ No.	0	1	2	3	4	5

40

表 1. 合金のグループ分け

50

## 【 0 0 2 2 】

合金の生産性および使用性を保証するためには、酸素の含有量は0.100%以下でなければならない。酸素の含有量が低すぎるとコストが高くなる。そのため、酸素の含有量は0.00001%とする。酸素の含有量の制限としては、以下のようなものが考えられる：

- 0.00001 ~ 0.1
- 0.00002 ~ 0.1
- 0.00005 ~ 0.1
- 0.00008 ~ 0.1
- 0.0001 ~ 0.1
- 0.0002 ~ 0.1
- 0.0005 ~ 0.1
- 0.0008 ~ 0.1
- 0.001 ~ 0.1
- 0.002 ~ 0.1
- 0.005 ~ 0.1
- 0.008 ~ 0.1
- 0.010 ~ 0.1
- 0.00001 ~ 0.10
- 0.00001 ~ 0.08
- 0.00001 ~ 0.05
- 0.00001 ~ 0.03
- 0.00001 ~ 0.02

## 【 0 0 2 3 】

合金の生産性および使用性を保証するためには、窒素は0.100%以下でなければならない。窒素の含有量が多すぎると、合金の特性に悪影響を及ぼす窒化物が形成されてしまう。窒素の含有量が少なすぎるとコストが高くなる。そのため、窒素の含有量は0.00001%とする。窒素の含有量の制限としては、以下のようなものが考えられる：

- 0.00001 ~ 0.1
- 0.00002 ~ 0.1
- 0.00005 ~ 0.1
- 0.00008 ~ 0.1
- 0.0001 ~ 0.1
- 0.0002 ~ 0.1
- 0.0005 ~ 0.1
- 0.0008 ~ 0.1
- 0.001 ~ 0.1
- 0.002 ~ 0.1
- 0.005 ~ 0.1
- 0.008 ~ 0.1
- 0.010 ~ 0.1
- 0.00001 ~ 0.10
- 0.00001 ~ 0.08
- 0.00001 ~ 0.05
- 0.00001 ~ 0.03
- 0.00001 ~ 0.02

## 【 0 0 2 4 】

粉末も、製造されたコンポーネント(3D印刷済みのサンプル)もどちらも、窒化物の粒度のみならず炭化物および/または炭窒化物の粒度も、非常に小さい(約<8 μm)。場合によっては、上記の粒子が存在しないか、または熱処理後にのみ見えるようになるこ

とがある。従来どおりに製造された合金ではN含有析出物がクラック発生の原因となるため、N含有析出物の粒度が小さいことは、高温特性に良い影響を与える。

【0025】

合金の生産性および使用性を保証するためには、アルゴンの含有量は0.08%以下でなければならない。アルゴンはマトリックスに溶解することができず、アルゴン含有物がクラック発生の原因となり得るため、部材の機械的特性に悪影響を及ぼすおそれがある。アルゴンの含有量が少なすぎるとコストが高くなる。そのため、アルゴンの含有量は0.0000001% (1ppb)とする。アルゴンの含有量については、粉末製造時だけでなく部材製造時のアルゴンの含有量も含めて、以下のような制限が考えられる：

- 0.0000001 ~ 0.05
- 0.0000002 ~ 0.05
- 0.0000001 ~ 0.005
- 0.0000001 ~ 0.002
- 0.0000001 ~ 0.001

10

【0026】

必要に応じて最大で3.0%のHfを添加することで、 $\delta$ 相の硬化に良い影響を与えることができる。また、Hfを添加することで、凝固過程でのクラックの発生を防ぐことができる。

【0027】

より高い温度で高い機械的特性が求められる場合には、必要に応じてVの含有量を増やすことができる。この場合、Vは粒界に集中する傾向があり、高温での機械的特性に良い影響を与える。

20

【0028】

以下に、上述したニッケル・コバルト合金粉末の本発明による製造方法であって、

- 合金をVIM炉内で熔融させ、
- 液状溶融物を5分~2時間、特に20分~2時間保持して均質化させ、
- 密閉式のアトマイザーを、供給ガスにより露点が-10 ~ -120 となるよう

に調整し、

- 溶融物を、ノズルを通じて、 $2\text{ m}^3/\text{min} \sim 150\text{ m}^3/\text{min}$ のガス流量のガス流に吹き込み、

30

- 凝固した粉末粒子を気密の密閉容器に回収し、その際、
- 粒子は、 $5\ \mu\text{m} \sim 250\ \mu\text{m}$ の粒度を有し、
- 粉末の粒子は、球状であり、
- 粉末は、評価対象物の総面積に対して0.0 ~ 4%の細孔面積 ( $> 1\ \mu\text{m}$ の細孔)

のガス封入物を有し、

- 粉末は、 $2\ \text{g}/\text{cm}^3 \sim$ 合金密度である約 $8\ \text{g}/\text{cm}^3$ の嵩密度を有し、
- 粉末を、アルゴン含有保護ガス雰囲気下で気密包装する

ことによる方法を示す。

【0029】

本発明による方法の有利なさらなる実施形態は、本方法の従属請求項から得ることができる。

40

【0030】

以下のような初期製造ステップが考えられる：

- VIM炉、VIM/ESU、VIM/ESU/VAR、VIM/VAR、VODまたはVLFでの熔融を行い、次いで、必要であれば材料の純度要件に応じてESUおよび/VARでの再溶解を行うことにより、規定の化学分析値を有するマスターアロイのインゴットを製造し、

- マスターアロイのインゴットをのこ引きで小片に分け、
- マスターアロイ片をVIM炉内で熔融させるか、

または

50

- 所定の重量の合金元素を、化学分析に従ってVIM内で溶融させるか、  
または

- マスターアロイ材料と、プロセスに起因するスクラップ（再生粉末などの顧客からのスクラップや、支持体または不良部材を含む）と、新たな合金元素とを0～100%の比率で組み合わせる。正確な比率は、質的、経済的および環境的な観点を考慮して、それぞれのケースで検討される。マスターアロイのインゴットを切断する前に、表面処理（例えば、ブラッシング、研磨、酸洗、切断、剥離など）に供すると有利であり得る。ここでは、さらに再溶解させても解消されず、後の使用に悪影響を及ぼすおそれのある欠陥を取り除くことができる。さらに、可能な限りのマスターアロイを使用することで、事前の再溶解プロセスによってしか保証することができない、粉末の化学的純度に関する最高の品質要件が満たされ、

10

- 液状溶融物を5分～2時間、特に20分～2時間保持して均質化させ、  
- 密閉式のアトマイザーを、アルゴンガスにより露点が-10～-120、好ましくは-30～-100の範囲となるように調整し、  
- 溶融物を、ノズルを通じて、 $2\text{ m}^3/\text{min} \sim 150\text{ m}^3/\text{min}$ のガス流量のアルゴンガス流に吹き込み、

- 凝固した粉末粒子を気密の密閉容器に回収し、  
- 粒子は、 $5\text{ }\mu\text{m} \sim 250\text{ }\mu\text{m}$ の粒度を有し、その際、好ましい範囲は、 $5 \sim 150\text{ }\mu\text{m}$ 、または $10 \sim 150\text{ }\mu\text{m}$ であり、

20

- 粉末の粒子は、球状であり、  
- 粉末は、評価対象物の総面積に対して0.0～4%の細孔面積（ $> 1\text{ }\mu\text{m}$ の細孔）のガス封入物を有し、その際、好ましい範囲は、0.0～2%である。粉末のガス封入物をこのような量とすることで、製造される部材の残留気孔率を低くすることができ、

- 粉末は、 $2\text{ g}/\text{cm}^3 \sim$ 合金密度である約 $8\text{ g}/\text{cm}^3$ の嵩密度を有し、その際、好ましい範囲は、 $4 \sim 5\text{ g}/\text{cm}^3$ の値であり、

- 粉末を、アルゴン含有保護ガス雰囲気下で気密包装する。

#### 【0031】

本発明による粉末は、好ましくは真空不活性ガスアトマイザー（VIGA）内で製造される。この装置では、真空誘導溶解（VIM）炉内で合金を溶融させ、ガスノズルにつながる注湯ホッパーに供給し、この溶融金属を5～100バールの高圧下で不活性ガスによりアトマイズして金属粒子を形成する。溶融物を、溶融するつば内で融点を5～400上回る温度で加熱する。アトマイズ時の金属流量は $0.5 \sim 80\text{ kg}/\text{min}$ であり、ガス流量は $2 \sim 150\text{ m}^3/\text{min}$ である。急冷により、金属粒子は球状に凝固する（球状粒子）。アトマイズに使用される不活性ガスは、必要に応じて0.01～100%の窒素を含むことができる。その後、サイクロンで気相と粉末とを分離し、次いで粉末を包装する。

30

#### 【0032】

また、本発明による粉末を、VIGAプロセスではなく、いわゆるEIGAプロセスで製造することも可能である。このプロセスでは、回転電極の形態の予め製造された合金インゴットが、誘導コイルによって非接触式で溶融される。溶融物は、電極からガスノズルのガス流に直接滴下する。

40

#### 【0033】

EIGA用の合金インゴットも、VIM、ESU、VAR、VOD、あるいはVLF、およびそれらの組み合わせによる溶融プロセスで製造され、任意に鍛造や圧延などの熱間成形プロセスを経ることができる。EIGAプロセスで使用する前に、インゴットの表面を研磨または/および剥離などの処理で清浄化しておくことが有利である。

#### 【0034】

粉末製造における不活性ガスは、任意に、アルゴン、あるいはアルゴンと0.01～100%の窒素との混合物であってよい。考えられる窒素の含有量の制限は、以下のものあり得る：

0.01～80%

50

0.01 ~ 50%

0.01 ~ 30%

0.01 ~ 20%

0.01 ~ 10%

0.01 ~ 10%

0.1 ~ 5%

0.5 ~ 10%

1 ~ 5%

2 ~ 3%

【0035】

また、任意に、不活性ガスとしてヘリウムを使用することもできる。

【0036】

好ましくは、不活性ガスは、少なくとも99.996体積%の純度を有することができる。特に、窒素の含有量は0.0 ~ 10 ppmvとし、酸素の含有量は0.0 ~ 4 ppmvとし、H<sub>2</sub>Oの含有量は5 ppmvとする。

【0037】

特に、不活性ガスは、好ましくは、少なくとも99.999体積%の純度を有することができる。特に、窒素の含有量は0.0 ~ 5 ppmvとし、酸素の含有量は0.0 ~ 2 ppmvとし、H<sub>2</sub>Oの含有量は3 ppmvとする。装置内の露点は、-10 ~ -120の範囲である。装置内の露点は、好ましくは-30 ~ -100の範囲である。

【0038】

粉末をアトマイズする際の圧力は、好ましくは10 ~ 80パールであり得る。

【0039】

アディティブ・マニファクチャリングにより製造された部材やコンポーネント、あるいは部材やコンポーネント上の層は、5 ~ 500 μmの層厚から構築され、製造直後には、構築方向に延びる平均結晶粒度0.5 μm ~ 2000 μmの粒子を有するテクスチャ形成された組織を有する。好ましい範囲は5 μm ~ 500 μmである。さらに、上記の粉末は、必要に応じて、熱間静水圧プレス法(HIP)または従来の焼結および押出プロセスによる部材の製造に使用することができる。さらに、アディティブ・マニファクチャリングとそれに続くHIP処理というプロセスの組み合わせも可能である。ここで、以下に説明するジェネレーティブ・マニファクチャリング向けの後処理ステップは、HIP部材にも適用可能である。

【0040】

アディティブ・マニファクチャリングにより製造された部材やコンポーネント、あるいは部材やコンポーネント上の層は、任意に、均質化アニール、応力低減アニール、溶体化アニールおよび/または析出硬化アニールに供することができる。熱処理は、任意に、例えばアルゴンや水素などの保護ガス下で行うことができ、その後、炉内で任意に、保護ガス下、空气中、攪拌されたアニール雰囲気中、または水浴中で冷却することができる。

【0041】

部材に、必要に応じて、300 ~ 600の温度で0.5時間 ~ 10時間にわたって応力低減アニールを行い、1000 ~ 1250の温度で1時間 ~ 300時間にわたって空気または保護ガス下で均質化または応力除去のためにアニールを行う。その後、部材に、必要に応じて、空気または保護ガス下で850 ~ 1250の温度で0.5時間 ~ 30時間にわたって溶体化アニールまたは応力低減アニールを行う。析出アニールは、必要に応じて1段階でも2段階でもよく、600 ~ 850の温度で、空気または保護ガス下で1時間 ~ 30時間にわたって行うことができる。

【0042】

その後、任意に表面を、酸洗、ブラスト、研削、旋削、剥離、フライス加工により清浄化または加工することができる。このような加工は、任意に、アニールの前にも部分的または完全に行うことができる。

10

20

30

40

50

## 【 0 0 4 3 】

アディティブ・マニファクチャリングにより製造された部材やコンポーネント、あるいは部材やコンポーネント上の層は、アニール後に  $2\ \mu\text{m} \sim 2000\ \mu\text{m}$  の平均結晶粒度を有する。好ましい範囲は、 $20\ \mu\text{m} \sim 500\ \mu\text{m}$  である。

## 【 0 0 4 4 】

このプロセスで製造された粉末も、この粉末から製造されたコンポーネント（3D印刷済みのサンプル）も、窒化物のみならず炭化物および/または炭窒化物も含まない。窒化物も炭化物も存在する場合には、これらは、直径が  $< 100\ \text{nm}$ 、特に  $< 50\ \text{nm}$  の粒度を有する。

## 【 0 0 4 5 】

この粉末から製造されたコンポーネント（3D印刷済みのサンプル）を、均質化、拡散アニールのために、900 超、特に1000 超、理想的には1100 超で1時間超にわたって熱処理した後、製造されたコンポーネント（3D印刷済みのサンプル）において、窒化物だけでなく、炭化物および/または炭窒化物が生じ得る。これらは、直径が  $< 8\ \mu\text{m}$ 、あるいは  $< 5\ \mu\text{m}$ 、理想的には  $< 1\ \mu\text{m}$ 、特に  $< 500\ \text{nm}$  の粒度を有する。

## 【 0 0 4 6 】

本発明により製造された粉末からアディティブ・マニファクチャリングにより製造された部材やコンポーネント、あるいは部材やコンポーネント上の層は、その材料が、関連する分析をともなって鍛錬用合金または鑄造用合金としても使用される分野で使用されることが好ましい。

## 【 0 0 4 7 】

「アディティブ/ジェネレーティブ・マニファクチャリング」という用語は、適用水準に応じて、ラピッドプロトタイピング、ラピッドツーリング、ラピッド・マニファクチャリングなどに分類される。

## 【 0 0 4 8 】

ここで、一般的には以下のものが区別される：

- 粉末を用いた3D印刷
- 選択的レーザー焼結、および
- 選択的レーザー溶融
- 電子ビーム溶解
- レーザービルドアップ溶接
- 選択的電子ビーム溶接など。

## 【 0 0 4 9 】

本明細書において用いられる略語は、以下のように定義される：

- V I M 真空誘導溶解
- V I G A 真空不活性ガスアトマイゼーション
- V A R 真空アーク再溶解
- V O D 真空酸素脱炭
- V L F 真空取鍋精錬
- E I G A 電極誘導溶融ガスアトマイゼーション

## 【 0 0 5 0 】

粉末の粒度の広がり範囲は、 $5 \sim 250\ \mu\text{m}$  であり、その際、好ましい範囲は、 $5 \sim 150\ \mu\text{m}$ 、または  $10 \sim 150\ \mu\text{m}$  である。

## 【 0 0 5 1 】

粉末は、評価対象物の総面積に対して  $0.0 \sim 4\%$  の細孔面積 ( $> 1\ \mu\text{m}$  の細孔) のガス封入物を有し、その際、好ましい範囲は、

- $0.0 \sim 2\%$
- $0.0 \sim 0.5\%$
- $0.0 \sim 0.2\%$
- $0.0 \sim 0.1\%$

10

20

30

40

50

0.0 ~ 0.05 %

である。

【0052】

粉末は、 $2 \text{ g / cm}^3$  ~ 合金密度である約  $8 \text{ g / cm}^3$  の嵩密度を有し、その際、好ましい範囲は、以下の値であり得る：

4 ~  $5 \text{ g / cm}^3$

2 ~  $8 \text{ g / cm}^3$

2 ~  $7 \text{ g / cm}^3$

3 ~  $6 \text{ g / cm}^3$

【0053】

粉末のガス封入物をこのような量とすることで、製造される部材の残留気孔率を低くすることができる。

【0054】

先行技術と比較して、遠心分離プロセスを使用しないため、装置の稼働時間が最適化される。その後の精錬プロセスでは、粉末の品質をアディティブ・マニファクチャリング向けに最適化する。さらに、VDM alloy 780合金の組成をジェネレーティブ・マニファクチャリングプロセスでの適用に向けて最適化するとともに、加工性を維持しつつより高い温度での適用に向けて組成を最適化することも行われる。

【0055】

表2に、本発明による方法で製造された粉末の化学組成を示す（データは重量%単位）。

【0056】

粒度  $5 \mu\text{m}$  ~  $250 \mu\text{m}$  の粉末が得られる。

【0057】

$5 \mu\text{m}$ 未満の小さすぎる粒度は、流動挙動を悪化させるので避けるべきであり、 $250 \mu\text{m}$ 超の大きすぎる粒度は、アディティブ・マニファクチャリング時の挙動を悪化させる。

【0058】

$2 \text{ g / cm}^2$  という低すぎる嵩密度は、アディティブ・マニファクチャリング時の挙動を悪化させる。最大限の高さである約  $8 \text{ g / cm}^3$  の嵩密度は、合金の密度によって与えられる。

【0059】

この方法で製造された粉末は、アディティブ・マニファクチャリングにおいて、ベースとなる合金（VDM alloy 780およびその高温改良体）の特性を有するコンポーネントの製造に使用することができる。標準的なVDM alloy 780は、SLMプロセスでのプロセスパラメータウィンドウ内で alloy 718 からクラックフリーで製造することができる。その際、相対密度99.98%が達成される。

【0060】

ジェネレーティブ・マニファクチャリング・プロセスでは、プロセスパラメータをいくつかのパラメータにより記述することができる。SLMプロセスや一部のEBMプロセスでは、体積エネルギー密度が特性とされることが多い。原理的には、体積エネルギー密度は、以下の式により算出される [L. A. Al-Juboori, T. Niendorf, F. Brenne; On the Tensile Properties of Inconel 718 Fabricated by EBM for As-Built and Heat-Treated Components; Metallurgical and Materials Transactions B, Volume 49B, 2018] :

$$E = P / (v * d * h) \quad (\text{単位: J / mm}^3)$$

ここで、レーザー出力 (P)、走査速度 (v)、層厚 (d)、および経路距離 (h) である。

【0061】

alloy 718では、通常  $40 \sim 120 \text{ J / mm}^3$  のエネルギー密度が使用される。典型的な値は、どちらのプロセスでも約  $90 \text{ J / mm}^3$  である。

10

20

30

40

50

## 【 0 0 6 2 】

alloy 780の粉末組成 P 1 0 0 4 7、P 1 0 0 4 8、P 1 0 0 5 6、P 1 0 0 8 5 および P 1 0 0 8 6 のパラメータ決定では、alloy 718の40 ~ 120 J / mm<sup>3</sup>の範囲のエネルギー密度を使用し、相対密度は99%以上であった。例えば、約80 J / mm<sup>3</sup>のエネルギー密度、および99.98%の相対密度を達成することができる。粉末合金780の高温タイプ(組成1 ~ 57、およびN1 ~ N5)では、エネルギー密度を40 ~ 600 J / mm<sup>3</sup>で変化させることができ、それにより材料の高い相対密度を保証することができる。しかし、プロセスパラメータは、プロセスによって大きく変化し得る。

## 【 0 0 6 3 】

バッチ P 1 0 0 5 6 の材料を用いて、SLMプロセスによりサンプルを製造した。プロセスに起因する散発的な細孔を除いて、クラックフリーの組織を得ることができる。

## 【 0 0 6 4 】

熱処理の違いにより、例えば約75 μmの結晶粒度(例えば、ASTM 4.5)を有する均一な組織が得られた。より小さな結晶粒度やより大きな結晶粒度も、所定の熱処理パラメータによって設定することができる。a) b)

10

20

30

40

50

【表 2】

バッチ	P10047	P10048	P10056	P10085	P10086
C	0.022	0.0214	0.024	0.022	0.022
S	0.0005	0.0003	0.0005	0.0005	0.0005
N	0.007	0.0068	0.007	0.006	0.005
Cr	17.86	17.76	17.81	17.64	17.64
Ni	45.2	45.08	45.18	46.1	46.15
Mn	0.02	0.02	0.02	0.01	0.01
Si	0.07	0.06	0.06	0.06	0.06
Mo	3.05	3.15	2.91	2.95	2.98
Ti	0.3	0.3	0.3	0.31	0.31
Nb	5.24	5.45	5.53	5.39	5.42
Cu	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Fe	0.88	0.75	0.72	0.64	0.63
P	0.013	0.013	0.013	0.014	0.011
Al	2.12	2.12	2.08	2.18	2.13
Mg	0.0002	0.00003	0.0003	0.001	0.001
Ca	0.0005	0.0001	0.0003	0.000	0.0002
V	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Zr	0.01	0.002	0.01	0.01	0.01
W	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02
Co	25.15	25.21	25.28	24.61	24.57
B	0.004	0.0035	0.004	0.004	0.004
Ta	0.005	0.01	0.005	0.005	0.005
Se	0.0003		0.0003	0.0003	0.0003
Te	0.00005		0.00005	0.00005	0.00005
Bi	0.00003		0.00003	0.00003	0.00003
O	0.002	0.001			
Sb	0.0005		0.0005	0.0005	0.0005
Ag	0.0001		0.0001	0.0001	0.0001

表 2: アトマイズにより製造された粉末バッチの化学組成

## 【 0 0 6 5 】

熱間鍛造ビレット用合金 a l l o y 7 8 0 の工業的に製造された例示的なバッチ（バッチ No . 4 2 0 4 2 0 ）の典型的な化学組成を、例えば表 3（およびさらなる表）に示す。この工業的に製造されたバッチ 4 2 0 4 2 0 の化学組成は、特に元素 C o 、 A l 、 T i および N b の含有量が、ガンマ' ソルバス温度が非常に高く（実験により求めたところ約 9 9 0 ° C であった）、それに対応する高温まで組織の安定性が得られるように選択されている。また、標準的な合金である a l l o y 7 1 8 と比較して、ガンマ' の体積割合は大幅に高い。その結果、高い強度値を保ちつつ、使用温度を大幅に上げることが可能となった。一方、化学組成が適切に定められているため、ガンマ' ソルバス温度はさほど高くない

10

20

30

40

50

。したがって、この合金は、再溶解したインゴットからピレットへと十分に熱間成形可能であり、つまり、鍛造可能である。約2.1%のAlおよび約0.3%のTiを用いて鍛造品向けに大規模に製造されたこのバッチ420420（さらなる検討のための参照材料）の化学組成は、良好な溶接が可能な材料の分析範囲内にある（図1参照）。これは、電子ビームおよびプラズマによる溶接試験で実験的に証明された。このことは、VIGA装置を用いた粉末アトマイズで製造された同様の化学組成の粉末では、試験体を3D印刷しても全くクラックが発生しなかったという観察結果ともよく一致している。これにより、選択的レーザー溶融などのアディティブ・マニュファクチャリングプロセス用の粉末製品の場合、特許文献に記載されている限界分析の範囲内で、鍛造製品に使用される化学組成を適合させることができるようになり、適合した化学組成を有する合金は、選択的レーザー溶融によりクラックフリーで印刷可能であるが、例えばガンマ'ソルバス温度やガンマ'体積割合をも高めることができる。これにより、3D印刷されるコンポーネントにおいてより高い温度でさらに高い強度値で使用できる化学組成を有する材料が得られる。

10

**【0066】**

さらに、ここではVDM alloy 780の合金コンセプトが使用されており、これは、同時にジェネレーティブ・マニュファクチャリングプロセスに向けた本発明による最適化が行われている：

(a) Crの含有量が多いと、高温での材料の耐酸化性の向上が保証される。

(b) Coの含有量が多いと、積層欠陥エネルギーが大きくなり、'相のNiサイトに置換され、'相の格子定数が大きくなる。

20

(c) Tiの含有量が少ないと、'相のAlの置換が遅くなり、その結果、析出速度が低くなるため、溶接性も向上する（図1参照）。また、高温耐酸化性が向上する。Tiの含有量が減少するとイータ相やNを含むインコヒーレントな析出物の不安定化に好影響を与え、その結果、高温特性が改善される。

(d) NbおよびTaの含有量を調整し、Hfを添加すると、高温での'相の粗大化が遅くなり、ミスフィットが大きくなって'相が硬化される。

(e) マイナーな元素が減少すると、合金の加工性が向上し、'相の体積割合が高くても、クラックフリーの部材を製造することができる。

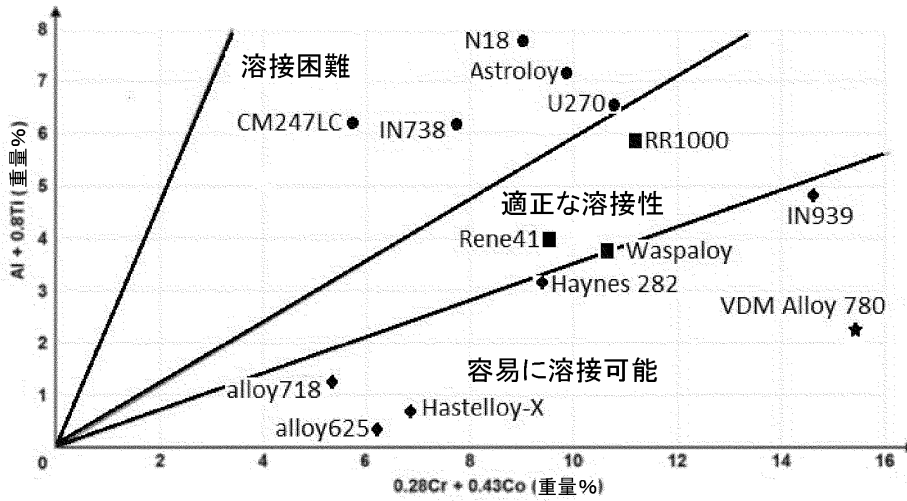
**【0067】**

30

40

50

【表 3】



10

図1: 合金の分析範囲およびその溶接性(M. M. Attallah et al. “Additive manufacturing of Ni-based superalloys: The outstanding issues”, MRS Bull., vol. 41, no. 10, pp. 758-764, 2011による)

20

【 0 0 6 8 】

30

40

50

【表 4】

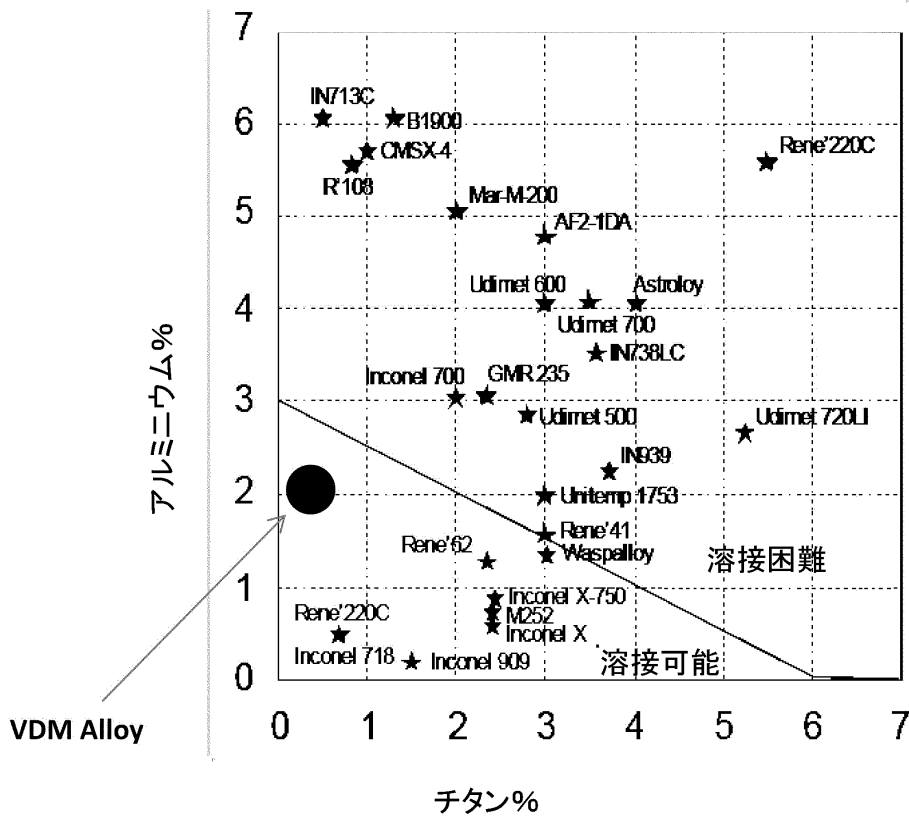


図2: ガンマ'相に起因する高温割れ感受性(Cam & Sekharによる)

【0069】

TTNi8データベースを用いた熱力学的シミュレーション(JMatProおよびThermoCalc)により、化学組成を変化させた広範な試験マトリックスを算出し、これらの合金のガンマ'ソルバス温度およびガンマ'体積割合を調べた(次の表および次頁の図を参照)。

【0070】

ここで、以下の元素および元素の含有量を変化させた:

Cr: 16 / 18 / 20 %

Ni: 43 % ~ 55.5 % (残部元素)

Mo: 3 / 3.5 / 4 / 6 %

Ti: 0.1 / 0.3 / 0.6 / 0.9 / 1.2 / 1.6 / 2.1 % (3%まで)

Nb: 3.5 / 4.0 / 5.0 / 5.4 %

Ta: 0.5 / 1 / 2 %

Al: 1.6 / 1.9 / 2.2 / 2.4 / 2.5 / 2.6 / 2.8 / 3.1 / 3.5 / 4.0 %

Co: 15 / 17.5 / 20 / 22.5 / 24.5 / 27.5 %

W: 0.5 / 1 / 2 %

Hf: 0.5 / 1 / 2 %

【0071】

表3a~表3dは、Alの含有量を変化させた場合の代表的な合金分析物、ならびにCoの含有量を24.5%(表3aおよび表3b-1)および20%(表3cおよび表3d-1)に固定した場合の相特性の算出値を示したものである。

10

20

30

40

50

【 0 0 7 2 】

【表 5】

タイプ	420420	1	17	18	19	25	26	N1	N2
C	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021
S	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005
N	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008
Cr	17.75	18	18	18	18	18	18	18	18
Ni	45.96	46.018	45.718	45.418	45.118	46.318	46.618	44.718	44.218
Mn	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018
Si	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065
Mo	2.94	3	3	3	3	3	3	3	3
Ti	0.31	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3
Nb	5.41	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4
Ta	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Cu	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Fe	0.67	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43
P	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011
Al	2.16	2.2	2.5	2.8	3.1	1.9	1.6	3.5	4.0
Mg	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008
Ca	0.0004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
V	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
Zr	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
W	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02
Co	24.63	24.5	24.5	24.5	24.5	24.5	24.5	24.5	24.5
Hf	0	0	0	0	0	0	0	0	0
B	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
O	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002

表 3a: Al 含有量を変化させ、Co 含有量を 24.5%に固定した場合の代表的な合金分析物(分析物 No.17、18、19、25、26; 参照 No. 420420 および 1、ならびに分析物 N1 および N2)

【 0 0 7 3 】

10

20

30

40

50

【表 6】

タイプ	420420	1	17	18	19	25	26	N1	N2
γ'ソルバス温度(°C)	990	1016	1035	1053	1067	980	950	1083	1104
600°Cでのγ'体積(%)	26	29	33.5	38	41	24.3	19.7	44.8	49.6
イータソルバス温度(°C)	1020	996	1008	0	0	998	966	0	0
イータ最大体積(%)	2.5	2.8	0.9	0	0	1.9	1.4	0	0
イータソルバス温度(°C)		970	969	0	0	957	936	0	0
デルタソルバス温度(°C)	1060	1014	978	908	0	1022	1031	0	0
600°Cでのデルタ体積(%)	2	4.5	2.4	0.7	0	6.7	8.2	0	0
シグマソルバス温度(°C)	-	774	811	850	881	734	699	919	961
600°Cでのシグマ体積(%)	-	8.6	11.8	14	16	5.9	3.3	19.2	22.6

表 3b-1: 表 3a の合金分析物の相特性の算出結果

## 【0074】

JMatProプログラム(バージョン11.1)を用いて、ガンマ'相の割合[重量%]および粒度[nm]に加えて、降伏点Rp0.2[MPa]の値を各試験温度[ ]に対して算出した。この算出では、溶体化アニールのパラメータとして、温度1100、冷却速度10K/sを用いた。ガンマ'ソルバス温度が1100超の合金分析物では、溶体化アニール温度を1150に設定した。溶体化アニールの後の析出熱処理について、次の表ではほとんどの合金タイプについて、アニールパラメータ700/8h、850/8h、および850/24hに対するRp0.2の結果を示す。代表的な合金タイプについて、Rp0.2の結果を、析出温度650、700、750、800、

10

20

30

40

50

850 および900、アニール時間8hについてより詳細に示す。それぞれの合金でRp0.2が最大値を示す析出温度については、析出アニール時間16hおよび24hについての結果も加えられている。ガンマ'相の割合および粒度は、化学組成だけでなく、析出アニールパラメータにも依存する。その結果、降伏点Rp0.2の値に影響を与えることになる。さらに、降伏点Rp0.2の値は、組織の結晶粒度にも依存する(表では、結晶粒度をASTMサイズで表記している)。ここで、結晶粒度ASTM 4.5は、溶体化アニール温度が1100の場合の粗い結晶粒度にほぼ相当する。一方、ASTM 12は、より低い溶体化アニール温度(例えば1000前後)で設定可能な微細な結晶粒度に相当する。

【0075】

表3b-2~表3b-7は、表3aの合金について、先に述べたアニールパラメータおよび結晶粒度に対する、ガンマ'相の割合および粒度の算出結果、ならびに降伏点Rp0.2の算出値を示したものである。

【0076】

【表7】

タイプ	1	17	18	19	25	26	N1	N2
ガンマ' [%]	31	34	36.6	39	29	26	43	47
ガンマ' [nm]	24	25	25	26	23	21	27	27
Rp0.2 [MPa]								
650°C	871	905	920	951	834	781	983	993
700°C	875	910	926	957	824	784	989	1001
750°C	848	882	898	927	812	759	957	965
800°C	690	745	791	842	633	570	920	927
850°C	474	515	547	583	431	382	627	802
900°C	328	361	387	415	292	229	448	478

表 3b-2: 表 3a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 700°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

【0077】

10

20

30

40

50

【表 8】

タイプ	1	17	18	19	25	26	N1	N2
ガンマ' [%]	31	34	36.6	39	29	26	43	47
ガンマ' [nm]	24	25	25	26	23	21	27	27
Rp0.2 [MPa]								
650°C	919	954	969	999	883	830	1031	1041
700°C	923	958	974	1005	887	833	1037	1048
750°C	896	930	945	974	860	807	1005	1013
800°C	690	745	791	842	633	570	967	974
850°C	474	515	547	583	431	382	627	802
900°C	328	361	387	415	292	229	448	478

表 3b-3: 表 3a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 12 についての 700°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C ~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

## 【 0 0 7 8 】

表 3 b - 2 の値から、A 1 の含有量の増加にともなってガンマ' 相の割合が増加し、粒度の増加はわずかであることがわかる。また、降伏点 R p 0 . 2 は、合金の A 1 の含有量の増加、すなわちガンマ' 相の割合の増加にともなって増加している。さらに、各試験温度に対する値 R p 0 . 2 の推移から、合金 N 1 および N 2 において、すなわち A 1 の含有量が 3 . 5 % および 4 . 0 % と比較的多い場合に、比較的高い試験温度で発生する R p 0 . 2 の急激な低下が、8 0 0 °C 付近のより高い試験温度の方向にシフトしていることがわかる。A 1 の含有量が比較的小さい合金では、R p 0 . 2 の急激な減少は、7 5 0 °C 前後の比較的低い試験温度ですで見られる。これと比較すると、表 3 b - 3 のデータから、より細かい結晶粒度の A S T M 1 2 では、より粗い結晶粒度の A S T M 4 . 5 に比べて降伏点 R p 0 . 2 の値が著しく大きいことがわかる。表 3 b - 2 および表 3 b - 3 に、7 0 0 °C / 8 h での析出熱処理についての結果データを示す。

## 【 0 0 7 9 】

10

20

30

40

50

【表 9】

タイプ	1	17	18	19	25	26	N1	N2
ガンマ' [%]	25	28.1	31.1	34.5	21.2	17.1	38	42.2
ガンマ' [nm]	45	44	45	44	45	45	45	45
Rp0.2 [MPa]								
650°C	896	966	1016	1082	824	742	1135	1154
700°C	886	954	1004	1070	815	734	1123	1161
750°C	852	936	991	1056	764	670	1108	1164
800°C	643	706	762	826	577	506	896	1153
850°C	502	552	595	646	450	393	701	901
900°C	348	392	429	468	303	236	511	565

表 3b-4: 表 3a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

10

20

【 0 0 8 0 】

【表 10】

タイプ	1	17	18	19	25	26	N1	N2
ガンマ' [%]	25	28.1	31.1	34.5	21.2	17.1	38	42.2
ガンマ' [nm]	45	44	45	44	45	45	45	45
Rp0.2 [MPa]								
650°C	944	1014	1064	1130	872	791	1183	1201
700°C	933	1002	1052	1117	863	782	1170	1208
750°C	852	936	1011	1095	764	670	1155	1211
800°C	643	706	762	826	577	506	896	1178
850°C	502	552	595	646	450	393	701	901
900°C	348	392	429	468	303	236	511	565

表 3b-5: 表 3a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 12 についての 850°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

30

40

【 0 0 8 1 】

850 / 8 h での析出熱処理の後、ガンマ' 相の割合は確かに 700 / 8 h での析出熱処理の後よりも小さいが、ガンマ' 相の析出粒子は、より大きい（対応するデータを表 3 b - 4 および表 3 b - 5 に示す）。粒度がより大きいことが降伏点 Rp0.2 に及ぼすプラスの効果は、相割合がより低いというマイナスの効果を上回っている。降伏点 Rp0.2 の値の水準は、850 / 8 h での析出熱処理の後の方が、700 / 8 h でのアニールの後よりも有意に高い。

【 0 0 8 2 】

析出温度 850 で 24 時間というより長いアニール時間を経た後、降伏点 Rp0.2

50

の値の水準は、同じ析出アニール温度 850 で 8 時間のアニール時間を経た後に比べて有意に低い。これは、ガンマ' 相の粒度がより大きいことが原因のようである。これらの結果データを、結晶粒度 ASTM 4.5 および ASTM 12 について、表 3 b - 6 および表 3 b - 7 の双方に示す。

【 0 0 8 3 】

【表 1 1】

タイプ	1	17	18	19	25	26	N1	N2
ガンマ' [%]	25*(21)	28.1	31.1	34.5	21.2	17.1	38	42.2
ガンマ' [nm]	64	62	62	61	64	64	62	62
Rp0.2 [MPa]								
650°C	807	872	923	982	743	672	1033	1093
700°C	797	861	912	970	735	664	1021	1080
750°C	787	850	900	957	725	646	1007	1066
800°C	613	675	730	791	551	483	858	1049
850°C	472	521	564	612	424	371	664	860
900°C	324	365	401	437	282	221	478	529

表 3b-6: 表 3a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/24h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

【 0 0 8 4 】

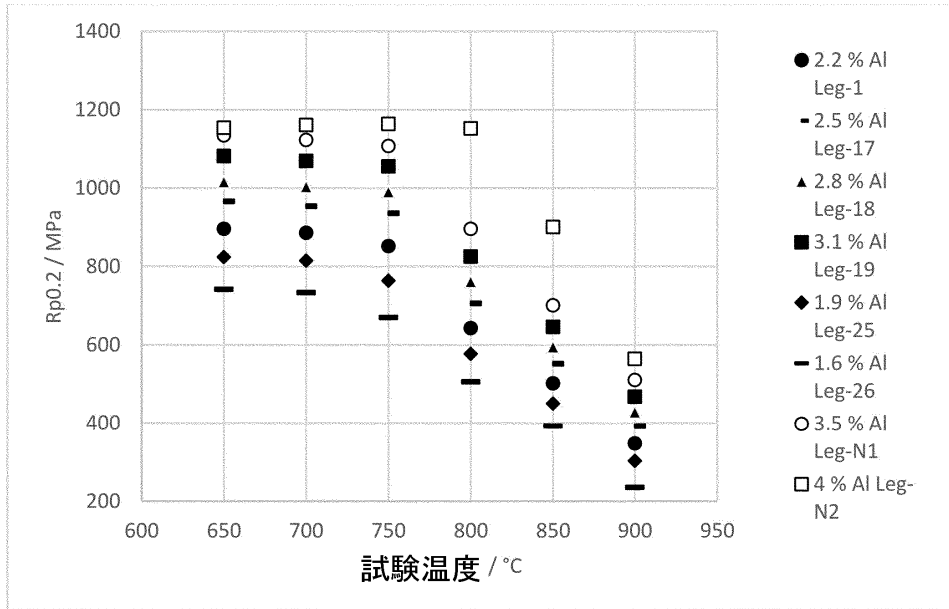
【表 1 2】

タイプ	1	17	18	19	25	26	N1	N2
ガンマ' [%]	24.8	28.1	31.1	34.5	21.2	17.1	38	42.2
ガンマ' [nm]	64	62	62	61	64	64	62	62
Rp0.2 [MPa]								
650°C	855	920	971	1030	792	720	1080	1141
700°C	845	909	960	1018	783	712	1068	1128
750°C	822	897	947	1005	737	647	1054	1113
800°C	613	675	730	791	551	483	858	1096
850°C	473	52	564	612	424	371	664	860
900°C	324	365	401	437	282	221	478	529

表 3b-7: 表 3a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 12 についての 850°C/24h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

【 0 0 8 5 】

【表 1 3】



10

図2a: 表3aの合金分析物の、結晶粒度ASTM 4.5|についての850°C/8hでの析出熱処理の後の650°C~900°Cの各試験温度に対する機械的降伏点Rp0.2の算出値

20

【 0 0 8 6】

図 2 a から、降伏点 R p 0 . 2 が、比較的高温で A l の含有量の増加にともなって増加していることがわかる。さらに、比較的高い A l の含有量での降伏点 R p 0 . 2 の急激な低下は、8 0 0 超の温度でのみ見られる。

30

【 0 0 8 7】

40

50

【表 1 4】

タイプ	420420	1	8	9	10	11	36	37
C	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021
S	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005
N	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008
Cr	17.75	18	18	18	18	18	18	18
Ni	45.96	46.018	50.518	50.118	50.818	51.118	49.218	48.718
Mn	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018
Si	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065
Mo	2.94	3	3	3	3	3	3	3
Ti	0.31	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3
Nb	5.41	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4
Ta	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Cu	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Fe	0.67	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43
P	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011
Al	2.16	2.2	2.2	2.6	1.9	1.6	3.5	4
Mg	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008
Ca	0.0004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
V	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
Zr	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
W	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02
Co	24.63	24.5	20	20	20	20	20	20
Hf	0	0	0	0	0	0	0	0
B	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
O	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002

表 3c-1: Al 含有量を変化させ、Co 含有量を 20%に固定した場合の代表的な合金  
分析物(分析物 No.8、9、10、11、36、37; 参照 No. 420420 および 1)

【 0 0 8 8 】

10

20

30

40

50

【表 1 5】

タイプ	420420	1	HT1	HT2	HT1-a	HT2-a
C	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021
S	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005
N	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008
Cr	17.75	18	18	18	18	18
Ni	45.96	46.018	49.718	48.918	45.218	44.418
Mn	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018
Si	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065
Mo	2.94	3	3	3	3	3
Ti	0.31	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3
Nb	5.41	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4
Ta	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Cu	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Fe	0.67	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43
P	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011
Al	2.16	2.2	3	3.8	3	3.8
Mg	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008
Ca	0.0004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
V	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
Zr	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
W	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02
Co	24.63	24.5	20	20	24.5	24.5
Hf	0	0	0	0	0	0
B	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
O	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002

表 3c-2: Co 20%あるいは Co 24.5%を有し、かつ Al 含有量が 3.0%あるいは 3.8%である合金分析物 HT1、HT2、HT1-a および HT2-a、ならびに参照 No. 420420 および 1 の分析物の代表例

【 0 0 8 9 】

10

20

30

40

50

【表 1 6】

タイプ	420420	1	8	9	10	11	36	37
γソルバス温度 (°C)	990	1016	1013	1040	989	956	1086	1106
600°Cでの γ体積(%)	26	29	29	35	24	20	45.5	50
イータソルバス 温度(°C)	1020	996	0	0	0	0	0	0
イータ最大体積 (%)	2.5	2.8	0	0	0	0	0	0
イータソルバス 温度(°C)		970	0	0	0	0	0	0
デルタソルバス 温度(°C)	1060	1014	1000	960	1013	1021	0	0
600°Cでのデルタ 体積(%)	2	4.5	4.8	2.4	6.5	8.3	0	0
シグマソルバス 温度(°C)	-	774	747	799	708	642	905	954
600°Cでのシグマ 体積(%)	-	8.6	6.5	10	4.3	1	17	21

表 3d-1: 表 3c-1 の合金分析物の相特性の算出結果

【 0 0 9 0 】

10

20

30

40

50

【表 1 7】

タイプ	420420	1	HT1	HT2	HT1-a	HT2-a
γソルバス温度 (°C)	990	1016	1061	1099	1063	1098
600°Cでの γ体積(%)	26	29	40	48	40	48
イータソルバス 温度(°C)	1020	996	0	0	0	0
イータ最大体積 (%)	2.5	2.8	0	0	0	0
イータソルバス 温度(°C)		970	0	0	0	0
デルタソルバス 温度(°C)	1060	1014	659	0	0	0
600°Cでのデルタ 体積(%)	2	4.5	0.7	0	0	0
シグマソルバス 温度(°C)	-	774	852.6	933	873	946
600°Cでのシグマ 体積(%)	-	8.6	13.4	19	15.8	21

表 3d-2: 表 3c-2 の合金分析物の相特性の算出結果

【 0 0 9 1 】

10

20

30

40

50

【表 1 8】

タイプ	1	8	9	10	11	36	37	HT1	HT2	HT1-a	HT2-a
ガンマ' [%]	31	28	34.9	23	19	38	42	38	46	39	45
ガンマ' [nm]	24	24	25	23	21	27	27	26	27	27	27
Rp0.2 [MPa]											
650°C	871	856	933	852	796	971	1027	973	1022	956	990
700°C	875	847	938	856	799	962	1034	979	1029	970	997
750°C	848	806	914	828	762	911	999	950	994	940	963
800°C	690	608	701	580	518	806	914	765	885	833	925
850°C	474	414	497	402	352	555	645	544	627	578	654
900°C	328	278	356	275	228	386	470	394	457	412	467

表 3d-3: 表 3c-1 および表 3c-2 の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 700°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°Cの各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

## 【 0 0 9 2 】

また、表 3 d - 3 の値から、A 1 の含有量の増加にともなってガンマ' 相の割合が増加し、この場合、粒度の増加はわずかであることがわかる。また、降伏点 R p 0 . 2 は、合金の A 1 の含有量の増加、すなわちガンマ' 相の含有量の増加にともなって増加している。さらに、各試験温度に対する値 R p 0 . 2 の推移から、合金 3 6、3 7、H T 1、H T 2、H T 1 - a および H T 2 - a において、すなわち A 1 の含有量が 3 % ~ 4 % と比較的多い場合に、比較的高い試験温度で発生する R p 0 . 2 の急激な低下が、8 0 0 付近のより高い試験温度の方向にシフトしていることがここでもわかる。A 1 の含有量が比較的少ない合金では、R p 0 . 2 の急な減少は、7 5 0 前後の比較的低い試験温度ですで見られる。表 3 d - 3 に、7 0 0 / 8 h での析出熱処理についての結果データを示す。

## 【 0 0 9 3 】

10

20

30

40

50

【表 19】

タイプ	1	8	9	10	11	36	37	HT1	HT2	HT1-a	HT2-a
ガンマ' [%]	25	22	29.3	17	12	33	42	33	41	33	40
ガンマ' [nm]	45	45	45	45	45	45	45	44	45	45	46
Rp0.2 [MPa]											
650°C	896	878	987	811	724	1130	1197	1072	1190	1048	1152
700°C	886	863	975	801	716	1112	1204	1059	1178	1036	1149
750°C	852	761	874	684	591	1079	1188	976	1160	1022	1134
800°C	643	579	671	524	452	822	927	750	891	796	939
850°C	502	453	532	414	357	642	740	596	710	622	735
900°C	348	312	383	280	228	458	553	437	530	453	541

表 3d-4: 表 3c-1 および表 3c-2 の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

## 【 0 0 9 4 】

850 / 8 h での析出熱処理の後、この場合にも、ガンマ' 相の割合は 700 / 8 h での析出熱処理の後に比べて小さく、ガンマ' 相の析出粒子はより大きい（対応するデータを表 3 d - 4 に示す）。粒度がより大きいことが降伏点 Rp 0 . 2 に及ぼすプラスの効果は、相割合がより低いというマイナスの効果を上回っている。降伏点 Rp 0 . 2 の値の水準は、850 / 8 h での析出熱処理の後の方が、700 / 8 h でのアニールの後よりも有意に高い。

## 【 0 0 9 5 】

析出温度 850 で 24 時間というより長いアニール時間を経た後、降伏点 Rp 0 . 2 の値の水準は、同じ析出アニール温度 850 で 8 時間のアニール時間を経た後に比べて有意に低い。これは、ガンマ' 相の粒度がより大きいことが原因のようである。これらの結果データを、結晶粒度 ASTM 4 . 5 について、表 3 d - 5 に示す。

## 【 0 0 9 6 】

10

20

30

40

50

【表 2 0】

タイプ	1	8	9	10	11	36	37	HT1	HT2	HT1-a	HT2-a
ガンマ' [%]	25	22	29.3	20	12	33	42	33	41	32	40
ガンマ' [nm]	64	63	62	64	64	62	62	61	62	63	64
Rp0.2 [MPa]											
650°C	807	794	921	731	656	1029	1108	971	1083	948	1055
700°C	797	781	909	722	648	1011	1095	960	1070	937	1042
750°C	787	734	897	658	568	990	1080	941	1055	924	1028
800°C	613	553	711	498	430	786	884	715	850	761	899
850°C	473	428	549	389	335	612	698	561	670	588	695
900°C	324	291	357	259	212	442	516	407	494	423	506

表 3d-5: 表 3c-1 および表 3c-2 の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/24h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

【 0 0 9 7】

表 3 a ~ 表 3 d の合金分析物のガンマ' ソルバス温度の算出値を、A 1 の含有量に対して図 3 にプロットした。

【 0 0 9 8】

【表 2 1】

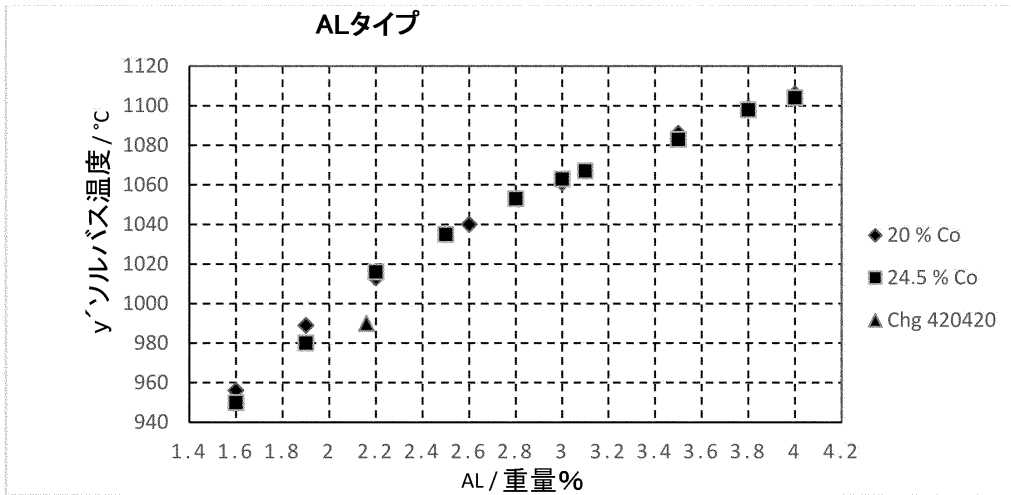


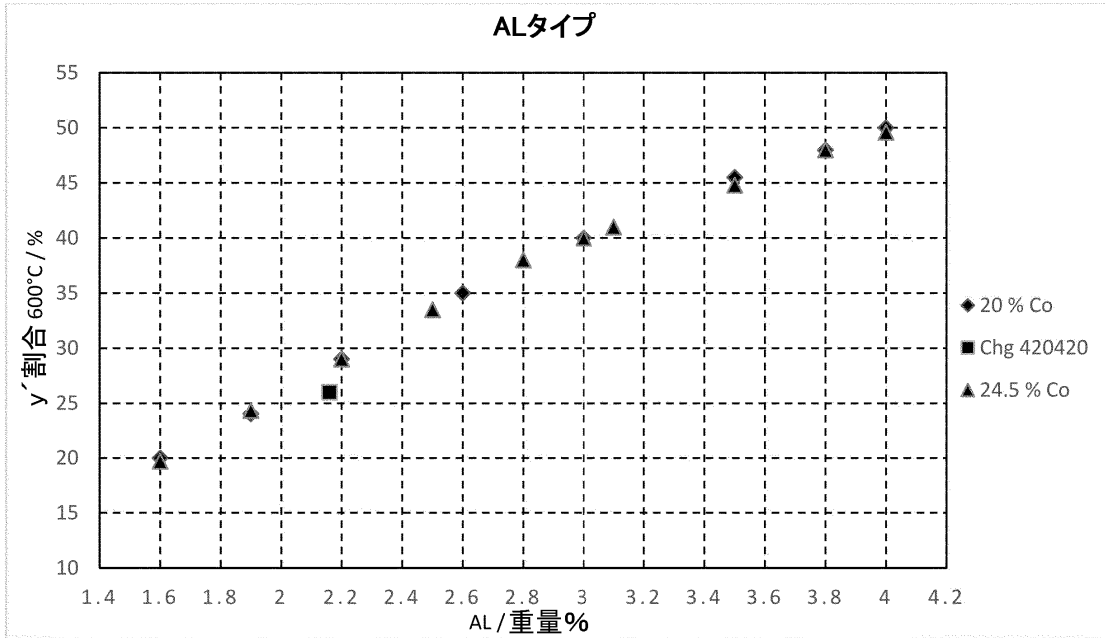
図3: Al含有量に対する、表3a~表3dの合金分析物のγ'ソルバス温度の算出値

【 0 0 9 9】

ここから、ガンマ' ソルバス温度は、バッチ 4 2 0 4 2 0 の参照合金で A 1 が 2 . 1 6 % の場合の 1 0 0 9 から、A 1 の含有量を 4 . 0 % に増加した場合の 1 1 0 5 にまで高めることができることがわかる。

【 0 1 0 0】

【表 2 2】



10

20

図4: Al含有量に対する、表3a~表3dの合金分析物の600°Cでのガンマ'割合 (重量%単位)の算出値

【 0 1 0 1】

ここから、600 °Cでのガンマ'割合は、バッチ420420の参照合金でAlが2.16%の場合の25.3%から、Alの含有量を4.0%に増加させた場合の約47.7%にまで高めることができることがわかる(図4参照)。

【 0 1 0 2】

表3a~表3dから、Alの含有量の増加にともなって、γ'相が安定化することがわかる。ソルバス温度は1106 °Cにまで、体積割合は50%にまで高めることができる。また、Alの含有量が多いとデルタ相が不安定となり得ることがわかる。CoおよびNbの含有量が同時に高く、Alの含有量が中程度の場合、デルタ相は非常に安定する。一例として、合金19をalloy 939と比較することができる。alloy 939のγ'ソルバス温度は1110 °Cであり、最大のγ'体積割合は約39.5%である。シグマ相は870 °Cで析出し、600 °Cでの体積割合は15%である。合金19の合金組成の有利な組み合わせにより、体積割合を41%とわずかに増加させながら、1067 °Cまでのγ'ソルバス温度を実現することができる。γ'相のソルバス温度の低下により、合金の加工性が大幅に改善され、さらに、少なくとも同じ機械的特性を有しつつ、クラックの発生傾向が顕著に低くなる。また、Tiの含有量が少ないため、合金19はalloy 939よりも優れた耐酸化性を示す。

30

40

【 0 1 0 3】

合金19では、alloy 939と比較して、CoおよびCrの含有量が多いため、体積割合を1%増加させるとシグマソルバス温度が11 °C高まる。総じて、シグマ相はインコヒーレントゆえに非常に遅い析出速度を示すため、参照合金420420では800 °Cで2000時間超の高温時効試験を行ってもこの相は存在しなかった。本研究において組成がほぼ同じである合金1は、ソルバス温度774 °Cでシグマ相を示し、600 °Cでの体積割合は8.6%である。シグマ相の熱力学的安定性の範囲がより高温にシフトした場合、適合した熱処理などの措置が必要になることがある。

【 0 1 0 4】

50

表 3 d - 6 に、実験用溶融物として製造された 3 つの代表的な化学組成を示す。L B 2 5 0 7 5 6 と表示された分析物は、2 . 1 % の A l を含む。他の 2 つの分析物である L B 2 5 0 7 5 7 および L B 2 5 0 7 6 0 は、それぞれ約 3 % および 3 . 8 % の A l を含む。

【 0 1 0 5 】

【表 2 3 】

タイプ	LB 250756	LB 250757	LB 250760
C	0.022	0.020	0.019
S	0.0016	0.0010	0.0014
N	0.003	0.003	0.003
Cr	18.15	18.08	17.90
Ni	45.86	45.12	44.54
Mn	<0.01	<0.01	0.018
Si	0.07	0.03	0.01
Mo	2.97	2.95	2.96
Ti	0.27	0.31	0.31
Nb	5.44	5.37	5.39
Ta			
Cu	<0.01	<0.01	<0.01
Fe	0.09	0.11	0.10
P	0.01	0.013	0.013
Al	2.10	2.99	3.78
Mg	0.0005	0.0005	0.0005
Ca			
V	<0.01	<0.01	<0.01
Zr	<0.01	<0.01	<0.01
W	<0.01	0.01	0.01
Co	24.95	24.94	24.91
Hf	0	0	0
B	0.005	0.004	0.004
O	0.002	0.002	0.002

表 3d-6: 合金 LB 250756、LB 250757 および LB 250760 の分析物

【 0 1 0 6 】

表 3 d - 7 ~ 表 3 d - 1 8 に、これらの分析物についての、結晶粒度 A S T M 4 . 5 および A S T M 1 2 についての 6 5 0 / 8 h、7 0 0 / 8、7 5 0 / 8 h、8 0 0 / 8 h、8 5 0 / 8 h および 9 0 0 / 8 h での析出熱処理の後の、ガンマ' 相の割合および粒度の算出結果、ならびに各試験温度に対する降伏点 R p 0 . 2 の算出値を示す。いくつかの析出アニール温度については、1 6 h および 2 4 h の 2 つの追加のアニール時間での結果が補足されている。

【 0 1 0 7 】

【 表 2 4 】

硬化温度 650°C/8h			
タイプ	LB 250756	LB 250757	LB 250760
ガンマ' [%]	27	39	46
ガンマ' [nm]	24	26	27
Rp0.2 [Mpa]			
650°C	880	975	1026
700°C	861	951	995
750°C	835	921	962
800°C	680	839	924
850°C	465	579	794
900°C	319	410	469

10

表 3d-7: 表 3d-6 の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 650°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

20

【 0 1 0 8 】

【 表 2 5 】

硬化温度 700°C/8h			
タイプ	LB 250756	LB 250757	LB 250760
ガンマ' [%]	31	38	45
ガンマ' [nm]	23	26	27
Rp0.2 [Mpa]			
650°C	844	949	993
700°C	848	955	1000
750°C	823	925	967
800°C	677	840	929
850°C	462	580	795
900°C	317	411	471

30

表 3d-8: 表 3d-6 の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 700°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

40

【 0 1 0 9 】

50

【表 2 6】

硬化温度 750°C/8h			
タイプ	LB 250756	LB 250757	LB 250760
ガンマ' [%]	29	37	44
ガンマ' [nm]	24	27	28
Rp0.2 [Mpa]			
650°C	840	940	980
700°C	844	945	987
750°C	845	947	990
800°C	684	847	950
850°C	468	587	803
900°C	321	417	477

10

表 3d-9: 表 3d-6 の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 750°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

20

【 0 1 1 0 】

30

40

50

【表 2 7】

タイプ	硬化温度 800°C				
	8h			16h	24h
	LB 250756	LB 250757	LB 250760	LB 250756	LB 250756
ガンマ' [%]	27	36	42	23	23
ガンマ' [nm]	30	31	32	35	39
Rp0.2 [Mpa]					
650°C	898	974	1015	959	983
700°C	902	979	1022	963	971
750°C	902	980	1024	963	959
800°C	715	872	1022	735	730
850°C	495	609	829	513	505
900°C	343	436	500	356	349

表 3d-10:

表 3d-6 の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての  
800°C/8h あるいは 16h および 24h での析出熱処理の後の、析出  
相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の  
各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

【 0 1 1 1 】

10

20

30

40

50

【表 2 8】

	硬化温度 850°C/8h			16h	24h	16h	24h
	LB 250756	LB 250757	LB 250760	LB 250757	LB 250757	LB 250760	LB 250760
タイプ							
ガンマ' [%]	24	33	32	33	31	40	40
ガンマ' [nm]	45	45	46	55	62	56	64
Rp0.2 [Mpa]							
650°C	875	1056	1167	995	959	1104	1060
700°C	865	1044	1156	983	948	1091	1048
750°C	835	1030	1141	970	935	1077	1033
800°C	630	814	1123	793	780	1060	1017
850°C	490	634	880	613	601	856	839
900°C	336	456	544	438	427	522	508

表 3d-11: 表 3d-6 の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/8h あるいは 16h および 24h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

【 0 1 1 2】

【表 2 9】

	硬化温度 900°C/8h		
	LB 250756	LB 250757	LB 250760
タイプ			
ガンマ' [%]	19	28	37
ガンマ' [nm]	73	72	74
Rp0.2 [Mpa]			
650°C	677	854	959
700°C	696	844	948
750°C	660	832	935
800°C	492	667	788
850°C	378	514	610
900°C	300	411	490

表 3d-12: 表 3d-6 の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 900°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

10

20

30

40

50

【 0 1 1 3 】

【 表 3 0 】

硬化温度 650°C/8h			
タイプ	LB 250756	LB 250757	LB 250760
ガンマ' [%]	32	39	46
ガンマ' [nm]	24	26	27
Rp0.2 [Mpa]			
650°C	928	1023	1074
700°C	909	999	1042
750°C	883	969	1009
800°C	680	839	971
850°C	465	579	793
900°C	319	410	469

表 3d-13: 表 3d-6 の合金分析物の結晶粒度 ASTM 12 についての 650°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

【 0 1 1 4 】

【 表 3 1 】

硬化温度 700°C/8h			
タイプ	LB 250756	LB 250757	LB 250760
ガンマ' [%]	31	38	45
ガンマ' [nm]	23	26	27
Rp0.2 [Mpa]			
650°C	893	997	1041
700°C	897	1002	1048
750°C	871	973	1015
800°C	677	840	976
850°C	462	580	795
900°C	317	411	471

表 3d-14: 表 3d-6 の合金分析物の結晶粒度 ASTM 12 についての 700°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

10

20

30

40

50

【 0 1 1 5 】

【 表 3 2 】

硬化温度 750°C/8h			
タイプ	LB 250756	LB 250757	LB 250760
ガンマ' [%]	29	37	44
ガンマ' [nm]	24	27	28
Rp0.2 [Mpa]			
650°C	888	988	1028
700°C	892	993	1035
750°C	892	995	1037
800°C	684	847	997
850°C	468	587	803
900°C	322	417	477

表 3d-15: 表 3d-6 の合金分析物の結晶粒度 ASTM 12 についての 750°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

【 0 1 1 6 】

【 表 3 3 】

タイプ	硬化温度 800°C 8h			16h	24h
	LB 250756	LB 250757	LB 250760	LB 250756	LB 250756
ガンマ' [%]	27	36	42	27	23
ガンマ' [nm]	30	31	32	35	39
Rp0.2 [Mpa]					
650°C	947	1021	1063	1007	1031
700°C	950	1027	1069	1011	1020
750°C	950	1028	1071	973	971
800°C	715	872	1069	735	730
850°C	495	609	828	513	505
900°C	343	436	500	356	349

表 3d-16: 表 3d-6 の合金分析物の結晶粒度 ASTM 12 についての 800°C/8h あるいは 16h および 24h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

10

20

30

40

50

【 0 1 1 7 】

【 表 3 4 】

	硬化温度 850°C/8h			16h	24h	16h	24h
	LB 250756	LB 250757	LB 250760	LB 250757	LB 250757	LB 250760	LB 250760
タイプ							
ガンマ' [%]	24	33	40	33	31	40	32
ガンマ' [nm]	45	45	46	55	62	56	64
Rp0.2 [Mpa]							
650°C	924	1104	1214	1043	1007	1152	1108
700°C	913	1091	1203	1031	995	1139	1095
750°C	835	1077	1188	1017	982	1124	1080
800°C	630	814	1155	793	780	1107	1064
850°C	490	634	880	613	601	856	839
900°C	363	456	544	438	427	522	508

表 3d-17:

表 3d-6 の合金分析物の結晶粒度 ASTM 12 についての 850°C/8h あるいは 16h および 24h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

【 0 1 1 8 】

10

20

30

40

50

【表 3 5】

硬化温度 900°C/8h			
タイプ	LB 250756	LB 250757	LB 250760
ガンマ' [%]	19	30	37
ガンマ' [nm]	73	72	74
Rp0.2 [Mpa]			
650°C	725	902	1007
700°C	717	891	995
750°C	661	880	982
800°C	492	667	788
850°C	378	514	610
900°C	300	411	490

表 3d-18: 表 3d-6 の合金分析物の結晶粒度 ASTM 12 についての 900°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

## 【0 1 1 9】

これらの表から、合金分析物の Al の含有量が多いほど、降伏点 Rp0.2 が高くなることわかる。さらに、Al の含有量が多いほど、降伏点 Rp0.2 のより大幅な低下がより高い試験温度へとシフトする。これらの効果は、一方では Al の含有量の増加にともなうガンマ' 相の割合の増加（ガンマ' 相の粒度を最適化した場合）に関連し、他方では Al の含有量の増加にともなうガンマ' 相のソルバス温度の上昇に関連している。

## 【0 1 2 0】

2.1% の Al を含む LB 250756 では、降伏点 Rp0.2 の最大値は、検討した析出温度において、析出アニール温度 800（アニール時間 8 h と比較して検討）に位置している。他の 2 つの合金 LB 250757 および LB 250760 は、3% あるいは 3.8% の Al を含んでおり、降伏点 Rp0.2 の最大値は、析出アニール温度 850 に位置している。ここで追加的に検討した 900 の析出アニール温度では、降伏点 Rp0.2 の値がより低く、すなわち、降伏点 Rp0.2 の値が最も高くなるための最適な析出アニール温度を超えてしまう（しかし、他の機械的特性に関して、850 を超える析出アニール温度が好ましく有用である場合もある）。

## 【0 1 2 1】

検討した結晶粒度を比較すると、表から、より細かい結晶粒度である ASTM 12 では、より粗い粒度の ASTM 4.5 の場合よりも、降伏点 Rp0.2 の値が有意に高いことわかる。

## 【0 1 2 2】

2.1% の Al を含む合金 LB 250756 の場合には、降伏点 Rp0.2 の最大値が、検討した 8 時間の析出アニール温度の後に生じるが、より長い 16 時間および 24 時間のアニール時間では降伏点 Rp0.2 の値が増加することがわかる（表 3d-10 および表 3d-16 参照）。一方、LB 250757 および LB 250760 の 2 つの合金

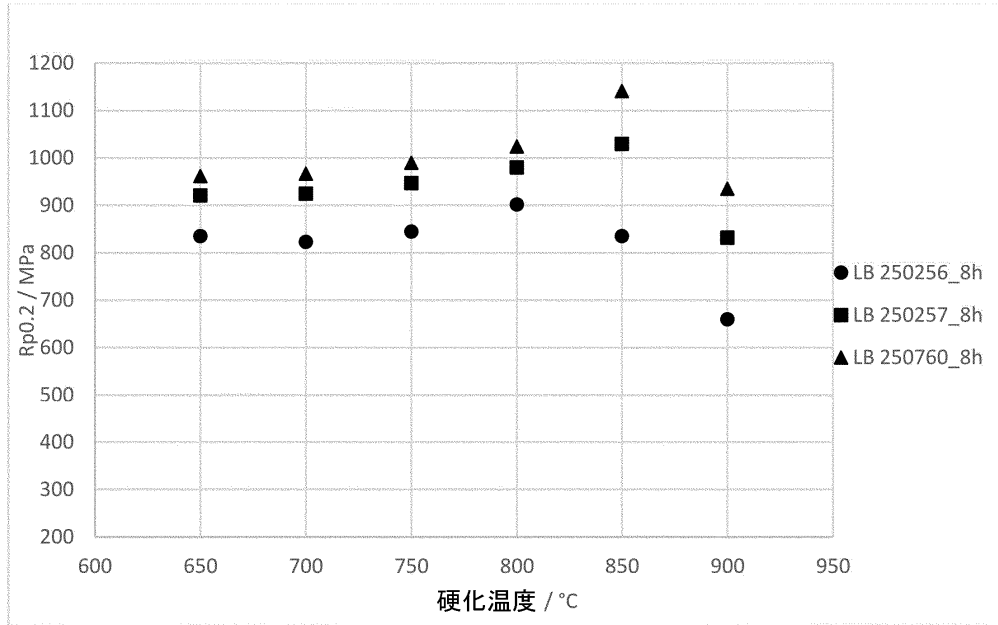
では、検討した析出アニール温度 850 でのアニール時間をより長く 16 h および 24 h とすると、降伏点  $R_{p0.2}$  の値が低下する。

【 0 1 2 3 】

最大 Al の含有量が 4 % の合金について検討する。Al の含有量が 4 % を超える合金では、溶接や凝固の挙動に悪影響を与え、積層印刷プロセスのみならずその後の熱処理でも組織に重大な欠陥、すなわちクラックが発生するおそれがあるほどリスクが高まる。

【 0 1 2 4 】

【 表 3 6 】



10

20

図4a: 表3d-6の合金分析物の、結晶粒度ASTM 4.5についての750°Cの試験温度で8h後の650°C~900°Cの各硬化温度に対する機械的降伏点  $R_{p0.2}$  の算出値

30

【 0 1 2 5 】

図 4 a は、達成すべき降伏点  $R_{p0.2}$  の最大値が、Al の含有量の増加にともない、より高い硬化温度へとシフトしていることを示している。Al の含有量が 2.1 % の場合 (LB 250256) には、800 の硬化温度で最高の降伏点  $R_{p0.2}$  に達するが、Al の含有量が 3 % および 3.8 % の場合には、ここで検討した温度では 850 の硬化温度で最高の値が得られる。900 の温度では、降伏点  $R_{p0.2}$  の値は、3つの組成すべてにおいて再び低下する。しかし、850 ~ 900 の温度では、Al の含有量が比較的多い (3 % および 3.8 %) と降伏点  $R_{p0.2}$  のさらなる増加が生じることは排除できない。

40

【 0 1 2 6 】

表 3 d - 1 9 に、LB 250756 の化学組成を、非常に類似した分析物の含有量を有する P 1 0 2 3 1 の化学組成と比較して示す。

【 0 1 2 7 】

50

【表 3 7】

タイプ	LB 250756	P10231
C	0.022	0.024
S	0.0016	0.0029
N	0.003	0.004
Cr	18.15	17.7
Ni	45.86	46.49
Mn	<0.01	<0.01
Si	0.07	0.01
Mo	2.97	2.96
Ti	0.27	0.29
Nb	5.44	5.42
Ta		0.008
Cu	<0.01	<0.01
Fe	0.09	0.08
P	0.01	0.012
Al	2.10	2.14
Mg	0.0005	<0.001
Ca		0.0002
V	<0.01	<0.01
Zr	<0.01	<0.01
W	<0.01	<0.01
Co	24.95	24.79
Hf	0	
B	0.005	0.003
O	0.002	0.012

10

20

表 3d-19: 合金 LB 250756 および P10231 の分析物

## 【 0 1 2 8 】

30

前述のように、分析物 LB 250756 について、各試験温度に対する降伏点の値を算出した。800 / 8 h および 650 / 8 h での析出熱処理についての試験温度 650 および 700 での表 3 d - 6 からの抜粋を表 3 d - 2 0 に示す。P 1 0 2 3 1 の印刷済みのサンプル ( 4 5 °、9 0 ° および 1 8 0 の 3 つの空間方向 ) に対して、6 5 0 および 7 0 0 で熱間引張試験を行い、降伏点 R p 0 . 2 の値を測定した。熱間引張試験の前に、印刷済みのサンプルに 8 0 0 / 8 h + 6 5 0 / 8 h の 2 段階の析出熱処理に供した。P 1 0 2 3 1 のサンプルの選択された溶体化アニールも、組織はほぼ A S T M 4 . 5 の結晶粒度を有する。比較のために、P 1 0 2 3 1 について R p 0 . 2 の測定値を表 3 d - 2 0 に示す。

## 【 0 1 2 9 】

40

LB 250756 の R p 0 . 2 降伏点の算出値は、P 1 0 2 3 1 の R p 0 . 2 の測定値と非常に類似の水準である。

## 【 0 1 3 0 】

50

【表 3 8】

タイプ	800°C	650°C	印刷方向	Rp0.2 [MPa]
	8h	8h		
タイプ	LB 250756	LB 250756	P10231	P10231
Rp0.2 [Mpa]				
650°C	898	880	45° 90° 180°	890 868 895
700°C	902	861	45° 90° 180°	881 840 879

表 3d-20: 800°C/8h および 650°C/8h の析出熱処理に関する 650°C および 700°C の試験温度での表 3d-6 の分析物 LB 250756 の降伏点 Rp0.2 の算出値(表 3d-10 および表 3d-7 からの抜粋)と、表 3d-19 の分析物の P10231 から得られた印刷済みサンプルについての降伏点 Rp0.2 の測定値との比較。2 段階の析出熱処理 800°C/8h+ 650°C/8h を実施。P10231 から得られたサンプルの選択された溶体化アニールの場合にも、組織は、ほぼ ASTM 4.5 の結晶粒度を有する。

## 【 0 1 3 1 】

表 4 a ~ 表 1 1 c - 3 は、さらなる代表的な合金の相および機械的降伏点の特性の算出結果を含む。

## 【 0 1 3 2 】

10

20

30

40

50

【表 3 9】

タイプ	420420	1	2	3	4
C	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021
S	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005
N	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008
Cr	17.75	18	16	20	20
Ni	45.96	46.018	48.018	44.018	46.018
Mn	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018
Si	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065
Mo	2.94	3	3	3	3
Ti	0.31	0.3	0.3	0.3	0.3
Nb	5.41	5.4	5.4	5.4	5.4
Ta	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Cu	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Fe	0.67	0.43	0.43	0.43	0.43
P	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011
Al	2.16	2.2	2.2	2.2	2.2
Mg	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008
Ca	0.0004	0.004	0.004	0.004	0.004
V	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
Zr	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
W	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02
Co	24.63	24.5	24.5	24.5	22.5
Hf	0	0	0	0	0
B	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
O	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002

表 4a: Cr、Ni および Co の含有量を変化させた場合の代表的な合金分析物

【 0 1 3 3 】

10

20

30

40

50

【表 4 0】

タイプ	420420	1	2	3	4
γ'ソルバス温度(°C)	990	1016	1008	1010	1022
600°Cでのγ'体積(%)	26	29	28	29	29
イータソルバス温度(°C)	1020	996	1005	1032	0
イータ最大体積(%)	2.5	2.8	0.8	3.4	0
イータソルバス温度(°C)		970	985	958	0
デルタソルバス温度(°C)	1060	1014	988	1119	1022
600°Cでのデルタ体積(%)	2	4.5	4.5	4.5	4.8
シグマソルバス温度(°C)	-	774	0	865	853
600°Cでのシグマ体積(%)	-	8.6	0	16	15

表 4b: 表 4a の相および合金の特性の算出結果

## 【 0 1 3 4】

これらの表から、16～20%のCrでは、ガンマ'ソルバス温度のみならず600°Cでのガンマ'割合も、Crの含有量の増加にともなわずかに増加していることがわかる。また、Crの含有量が減少するとシグマ相が不安定になることにも留意すべきである(表4b 合金2参照)。

## 【 0 1 3 5】

使用に対して重要なCrの含有量のもう1つの効果は、これらの合金の高温耐酸化性の向上である。実験で行われた800°Cおよび900°Cでの酸化試験において、17.75%のCrを含む参照バッチ420420の合金分析物は、約16%のCrを含む合金 alloy 720 LIの分析物の約10分の1の質量増加を示した。Crの含有量を20%とすると、alloy 780をベースとした新たな合金の耐酸化性をさらに高めることができる。

## 【 0 1 3 6】

表4c-1～表4c-3に、結晶粒度ASTM 4.5についての700°C/8h、850°C/8hおよび850°C/24hでの析出熱処理に対する表4aの合金の、ガンマ'相の割合および粒度の算出結果、ならびに各試験温度に対する降伏点Rp0.2の値を示す。

## 【 0 1 3 7】

10

20

30

40

50

【表 4 1】

タイプ	1	2	3	4
ガンマ' [%]	31	31	32	28
ガンマ' [nm]	24	24	24	24
Rp0.2 [MPa]				
650°C	871	870	870	880
700°C	875	874	875	884
750°C	848	847	847	857
800°C	690	635	753	722
850°C	474	439	511	496
900°C	328	304	352	345

表 4c-1: 表 4a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 700°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

10

20

【 0 1 3 8 】

【表 4 2】

タイプ	1	2	3	4
ガンマ' [%]	25	23	26	26
ガンマ' [nm]	45	46	44	44
Rp0.2 [MPa]				
650°C	896	861	920	920
700°C	886	851	909	909
750°C	852	763	897	897
800°C	643	582	706	678
850°C	502	458	544	527
900°C	348	315	380	370

表 4c-2: 表 4a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

30

40

【 0 1 3 9 】

50

【表 4 3】

タイプ	1	2	3	4
ガンマ' [%]	25	23	22	26
ガンマ' [nm]	64	66	62	62
Rp0.2 [MPa]				
650°C	807	773	831	831
700°C	797	763	822	821
750°C	787	734	811	810
800°C	613	553	676	649
850°C	472	430	516	498
900°C	324	292	355	345

表 4c-3: 表 4a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/24h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

## 【 0 1 4 0 】

表 4 c - 1 ~ 表 4 c - 3 から、合金 1 および 2 よりも多い 2 0 % の C r の含有量を有する 2 つの合金 3 および 4 は、より高い降伏点 R p 0 . 2 の値を達成していることがわかる。

## 【 0 1 4 1 】

10

20

30

40

50

【表 4 4】

タイプ	420420	1	5	6	7	8	16
C	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021
S	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005
N	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008
Cr	17.75	18	18	18	18	18	18
Ni	45.96	46.018	48.018	55.518	53.018	50.518	43.018
Mn	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018
Si	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065
Mo	2.94	3	3	3	3	3	3
Ti	0.31	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3
Nb	5.41	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4
Ta	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Cu	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Fe	0.67	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43
P	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011
Al	2.16	2.2	2.2	2.2	2.2	2.2	2.2
Mg	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008
Ca	0.0004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
V	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
Zr	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
W	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02
Co	24.63	24.5	22.5	15	17.5	20	27.5
Hf	0	0	0	0	0	0	0
B	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
O	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002

表 5a: Ni および Co の含有量を変化させた場合の代表的な合金分析物

【 0 1 4 2 】

10

20

30

40

50

【表 4 5】

タイプ	420420	1	5	6	7	8	16
γ'ソルバス温度(°C)	990	1016	1015	1005	1010	1013	944
600°Cでのγ'体積(%)	26	29	29	29	29	29	29
イータソルバス温度(°C)	1020	996	0	0	0	0	1048
イータ最大体積(%)	2.5	2.8	0	0	0	0	14.5
イータソルバス温度(°C)		970	0	0	0	0	770
デルタソルバス温度(°C)	1060	1014	1007	985	992	1000	932
600°Cでのデルタ体積(%)	2	4.5	4.6	4.8	5	4.8	3.8
シグマソルバス温度(°C)	-	774	763	705	720	747	788
600°Cでのシグマ体積(%)	-	8.6	7.7	4.8	6.2	6.5	10

表 5b: 表 5a の相および合金の特性の算出結果

【 0 1 4 3 】

10

20

30

40

50

【表 4 6】

タイプ	420420	1	5	6	7	8	16
γ'ソルバス温度(°C)	990	1016	1015	1005	1010	1013	944
600°Cでのγ'体積 (%)	26	29	29	29	29	29	29
イータソルバス温度 (°C)	1020	996	0	0	0	0	1048
イータ最大体積(%)	2.5	2.8	0	0	0	0	14.5
イータソルバス温度 (°C)		970	0	0	0	0	770
デルタソルバス 温度(°C)	1060	1014	1007	985	992	1000	932
600°Cでのデルタ 体積(%)	2	4.5	4.6	4.8	5	4.8	3.8
シグマソルバス 温度(°C)	-	774	763	705	720	747	788
600°Cでのシグマ 体積(%)	-	8.6	7.7	4.8	6.2	6.5	10

表 5b: 表 5a の相および合金の特性の算出結果

## 【0144】

表 5 a および表 5 b から、C o の含有量が減少するとガンマ'ソルバス温度は数 しか下がらず、デルタ相およびシグマ相は不安定になることがわかる。これにより、C o の含有量が減少して金属値がより低いために商業的観点からよりコスト効率の高い、a l l o y 7 8 0 をベースとした新たな合金が可能となる。さらに、C o の含有量が減少するとイータ相が不安定になり、高温での機械的特性に良好な影響を与える。

## 【0145】

表 5 c - 1 ~ 表 5 c - 3 に、結晶粒度 A S T M 4 . 5 についての 7 0 0 / 8 h、8 5 0 / 8 h および 8 5 0 / 2 4 h の析出熱処理に対する表 5 a の合金の、ガンマ'相の割合および粒度の算出結果、ならびに各試験温度に対する降伏点 R p 0 . 2 の値を示す。

## 【0146】

10

20

30

40

50

【表 4 7】

タイプ	1	5	6	7	8	16
ガンマ' [%]	31	31	31	31	31	31
ガンマ' [nm]	24	24	24	24	24	24
Rp0.2 [MPa]						
650°C	871	880	911	901	891	857
700°C	875	884	915	905	895	861
750°C	848	857	823	868	868	834
800°C	690	666	581	607	635	732
850°C	474	462	415	430	445	494
900°C	328	322	294	303	313	336

表 5c-1: 表 5a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 700°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

10

20

【 0 1 4 7 】

【表 4 8】

タイプ	1	5	6	7	8	16
ガンマ' [%]	25	25	24	24	25	25
ガンマ' [nm]	45	45	45	45	45	46
Rp0.2 [MPa]						
650°C	896	894	874	881	895	889
700°C	886	884	864	870	885	879
750°C	852	814	681	724	768	867
800°C	643	619	531	560	590	678
850°C	502	486	426	446	467	523
900°C	348	340	298	312	326	357

表 5c-2: 表 5a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

30

40

【 0 1 4 8 】

50

【表 4 9】

タイプ	1	5	6	7	8	16
ガンマ' [%]	25	25	24	24	25	25
ガンマ' [nm]	64	64	63	63	64	65
Rp0.2 [MPa]						
650°C	807	805	789	796	805	803
700°C	797	795	780	786	796	793
750°C	787	784	653	696	738	783
800°C	613	589	503	532	560	649
850°C	472	457	399	419	438	495
900°C	324	315	276	290	302	334

表 5c-3: 表 5a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/24h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°Cの各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

## 【 0 1 4 9】

まず、表 5 c - 1 ~ 表 5 c - 3 において試験温度 6 5 0 および 7 0 0 について検討すると、降伏点 R p 0 . 2 の値は、C o の含有量に対して試験温度内でほとんど変化していないことがわかる。一方、より高い 7 0 0 超の試験温度では、降伏点 R p 0 . 2 の値は、C o の含有量の増加にともなって ( A l の含有量が 2 . 2 % であるこれらの合金において ) 1 つの試験温度内で増加していることがわかる。

## 【 0 1 5 0】

ここで検討した合金の中で C o の含有量が最も少ない 1 5 % の合金 6 の場合、7 0 0 / 8 h での析出熱処理で、より高い降伏点 R p 0 . 2 の値が得られている。一方、ここで検討した合金の中で C o の含有量が最も多い 2 7 . 5 % の合金 1 6 の場合、8 5 0 / 8 h での析出熱処理で、より高い降伏点 R p 0 . 2 の値が得られている。

## 【 0 1 5 1】

表 6 a - 1 および表 6 a - 2 に、2 つの異なる A l の含有量に対して T i の含有量を変化させた場合の化学組成を示す。

## 【 0 1 5 2】

10

20

30

40

50

【表 5 0】

タイプ	420420	1	20	22	23	24	11	12	13	14	15
C	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021
S	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005
N	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008
Cr	17.75	18	18	18	18	18	18	18	18	18	18
Ni	45.96	46.018	46.218	45.718	45.418	45.118	51.118	50.818	50.518	49.818	49.318
Mn	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018
Si	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065
Mo	2.94	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3
Ti	0.31	0.3	0.1	0.6	0.9	1.2	0.3	0.6	0.9	1.6	2.1
Nb	5.41	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4
Ta	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Cu	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Fe	0.67	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43
P	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011
Al	2.16	2.2	2.2	2.2	2.2	2.2	1.6	1.6	1.6	1.6	1.6
Mg	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008
Ca	0.0004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
V	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
Zr	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
W	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02
Co	24.63	24.5	24.5	24.5	24.5	24.5	20	20	20	20	20
Hf	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
B	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
O	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002

表 6a-1: 20%あるいは24.5%の Coを含有し、かつ Niおよび Tiの含有量を変化させた場合の代表的な合金分析物

【 0 1 5 3 】

10

20

30

40

50

【表 5 1】

タイプ	420420	1	N3	N4	N5
C	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021
S	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005
N	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008
Cr	17.75	18	18	18	18
Ni	45.96	46.018	46.218	45.718	45.718
Mn	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018
Si	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065
Mo	2.94	3	3	3	3
Ti	0.31	0.3	1.0	2.0	3.0
Nb	5.41	5.4	5.4	5.4	5.4
Ta	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Cu	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Fe	0.67	0.43	0.43	0.43	0.43
P	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011
Al	2.16	2.2	2.2	2.2	2.2
Mg	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008
Ca	0.0004	0.004	0.004	0.004	0.004
V	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
Zr	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
W	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02
Co	24.63	24.5	24.5	24.5	24.5
Hf	0	0	0	0	0
B	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
O	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002

表 6a-2: Ni および Ti の含有量を変化させた場合の代表的な合金分析物

## 【 0 1 5 4 】

表 6 a - 1 および表 6 b から、ガンマ' ソルバス温度のみならず 600 でのガンマ' 割合も、予想どおり、Ti の含有量の増加とともに増加することがわかる。しかし、Ti の含有量が多いと、デルタ相および' 相を犠牲にして、イータ相およびシグマ相が安定する。イータ相を不安定にしたい場合や、イータ相の割合を可能な限り低く抑えたい場合には、Ti の含有量を可能な限り少なくする必要がある。

## 【 0 1 5 5 】

10

20

30

40

50

【 表 5 2 】

タイプ	420420	1	20	22	23	24	11	13	14	15	N3	N4	N5
γソルレバス 温度(°C)	990	1016	1000	995	986	979	956	978	948	931	985	964	961.7
600°Cでの γ体積(%)	26	29	28	30.4	32.5	35	20	24	28	32	33	39	33.5
イータソルレバス 温度(°C)	1020	996	0	1060	1090	1120	0	1032	1100	1140	1100	1175	1222
イータ最大体積 (%)	2.5	2.8	0	9.8	15	19	0	5.5	18.5	25	16.5	27.7	35.6
イータソルレバス 温度(°C)		970	0	844	770	715	0	910	740	637	752	602	RT
デルタソルレバス 温度(°C)	1060	1014	1011	956	889	801	1021	1015	951	885	856	663	0
600°Cでの デルタ体積(%)	2	4.5	4.7	4.3	3.3	3.1	8.3	7.4	6.5	6	3.3	2.4	0
シグマソルレバス 温度(°C)	-	774	756	803	825	849	642	722	784	825	832	918	1000
600°Cでの シグマ体積(%)	-	8.6	7.2	10	11.7	13.7	1	4.5	8.8	11.4	12.5	18	22

表 6b: 表 6a-1 の相および合金の特性の算出結果

【 0 1 5 6 】

表 6 c - 1 ~ 表 6 c - 3 に、結晶粒度 ASTM 4 . 5 についての 7 0 0 / 8 h、8 5 0 / 8 h および 8 5 0 / 2 4 h での析出熱処理に対する表 6 a - 1 の合金の、ガンマ相の割合および粒度の算出結果、ならびに各試験温度に対する降伏点  $R_{p0.2}$  の値を示す。

【 0 1 5 7 】

10

20

30

40

50

【表 5 3】

タイプ	1	20	22	23	24	11	12	13	14	15
ガンマ' [%]	31	30	33	35	36	19	27	29	33	36
ガンマ' [nm]	24	23	24	25	25	21	22	23	24	24
Rp0.2 [MPa]										
650°C	871	824	913	976	1021	796	864	914	1077	1156
700°C	875	828	918	981	1027	799	868	918	1082	1162
750°C	848	802	892	956	1002	762	829	898	1051	1137
800°C	690	651	740	795	847	518	573	614	750	829
850°C	474	443	504	560	597	352	390	450	551	613
900°C	328	300	363	400	435	228	280	322	408	463

表 6c-1: 表 6a-1 の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 700°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

10

20

【 0 1 5 8 】

【表 5 4】

タイプ	1	20	22	23	24	11	12	13	14	15
ガンマ' [%]	25	23	28	30	32	16	16	22	28	32
ガンマ' [nm]	45	46	44	44	42	45	45	44	42	41
Rp0.2 [MPa]										
650°C	896	845	972	1024	1095	724	781	886	1059	1170
700°C	886	836	961	1012	1083	716	772	875	1046	1156
750°C	852	800	928	998	1068	591	645	740	905	1023
800°C	643	603	702	753	813	452	495	569	698	789
850°C	502	470	549	589	637	357	391	452	557	631
900°C	348	319	388	424	467	228	276	318	411	475

表 6c-2: 表 6a-1 の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

30

40

【 0 1 5 9 】

50

【表 5 5】

タイプ	1	20	22	23	24	11	12	13	14	15
ガンマ' [%]	25	23	28	26	25	12	19	22	24	22
ガンマ' [nm]	64	65	62	61	60	64	63	61	58	57
Rp0.2 [MPa]										
650°C	807	764	877	927	982	656	732	802	957	1054
700°C	797	755	866	916	970	648	723	792	945	1041
750°C	787	745	854	903	957	569	640	713	870	982
800°C	613	577	670	720	774	430	486	542	664	749
850°C	472	444	518	557	599	335	380	425	523	591
900°C	324	297	361	396	433	212	258	296	381	440

表 6c-3: 表 6a-1 の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/24h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

## 【 0 1 6 0 】

表 6 c - 1 ~ 表 6 c - 3 のデータから、24.5% および 20% の Co を含む 2 つの合金系列では、それぞれ Al および Ti の元素の含有量の合計が最も多い 2 つの合金が、降伏点 Rp0.2 の最も高い値を達成していることがわかる。これは、24.5% の Co については、2.2% の Al および 0.9% の Ti を含む合金 23 と、2.2% の Al および 1.2% の Ti を含む合金 24 との、検討した 2 つの合金であり、20% の Co を含む系列では、1.6% の Al および 1.6% の Ti を含む合金 14、ならびに 1.6% の Al および 2.1% の Ti を含む合金 15 である。2 つの合金 23 および 24 の場合、850 / 8 h での析出熱処理を行うと、700 / 8 での熱処理の場合に比べて降伏点 Rp0.2 の値がわずかに高くなる。2 つの合金 14 および 15 の場合、降伏点 Rp0.2 の値の水準は、これらの 2 つの析出熱処理で同等の水準である。析出アニール温度を 700 ~ 850 とし、アニール時間を 8 時間とすれば、降伏点の値の水準をさらに上げることができる。ここで検討した 4 つの合金すべてにおいて、850 / 24 h での析出熱処理の後の降伏点の値の水準は、他の 2 つの熱処理に比べて低い。

## 【 0 1 6 1 】

表 6 c - 4 ~ 表 6 c - 7 に、結晶粒度 ASTM 4.5 についての 650 / 8 h、700 / 8 h、850 / 8 h および 850 / 24 h での析出熱処理に対する表 6 a - 2 の合金の、ガンマ' 相の割合および粒度の算出結果、ならびに各試験温度に対する降伏点 Rp0.2 の値を示す。

## 【 0 1 6 2 】

10

20

30

40

50

【表 5 6】

	1	N3	N4	N5
ガンマ' [%]	32	36	42	46
ガンマ' [nm]	24	25	24	24
Rp0.2				
650	891	1001	1137	1257
700	870	977	1109	1227
750	844	970	1080	1194
800	689	812	1044	1155
850	473	573	698	1012
900	327	413	508	712

表 6c-4: 表 6a-2 の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 650°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

10

20

【 0 1 6 3】

【表 5 7】

	1	N3	N4	N5
ガンマ' [%]	31	35	41	46
ガンマ' [nm]	24	25	24	23
Rp0.2 [MPa]				
650	871	992	1108	1200
700	875	997	1114	1207
750	848	972	1085	1169
800	690	812	1049	1131
850	474	574	700	1004
900	328	413	509	704

表 6c-5: 表 6a-2 の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 700°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

30

40

【 0 1 6 4】

50

【表 5 8】

タイプ	1	N3	N4	N5
ガンマ' [%]	25	30	37	43
ガンマ' [nm]	45	43	43	42
Rp0.2 [MPa]				
650	896	933	1230	1386
700	886	938	1215	1369
750	852	939	1198	1350
800	643	747	970	1329
850	502	582	757	1088
900	348	424	557	786

表 6c-6: 表 6a-2 の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

10

20

【 0 1 6 5 】

【表 5 9】

	1	N3	N4	N5
ガンマ' [%]	25	30	37	43
ガンマ' [nm]	64	61	59	59
Rp0.2 [MPa]				
650	807	941	1114	1246
700	797	930	1100	1230
750	787	917	1085	1213
800	613	735	928	1193
850	473	568	716	1035
900	324	408	521	738

表 6c-7: 表 6a-2 の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/24h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

30

40

【 0 1 6 6 】

表 6c-4 ~ 表 6c-7 のデータから、Ti の含有量がより多い合金系列では、Al および Ti の元素の含有量の合計が最も多い合金が降伏点 Rp0.2 の最大値を達成していることがわかる。析出温度が 850 の場合、合金 N4 および N5 は、降伏点 Rp0.2 が最も高い値に達する。しかし、析出時間は、24h よりも 8h の方が有利である。これは、24h での粒度が約 60nm であったのに対し、粒度が約 40nm と比較的小さいためと考えられる。チタンの含有量が 1% の場合、700 / 8h での析出熱処理で最も高い降伏点 Rp0.2 が得られた。Ti の含有量が 3% の場合、850 での強度水準は、

50

1000MPa超であり、依然として非常に高い。さらに、急激な低下は、AlおよびTiの元素の合計の含有量が多いと、800超のより高温へとシフトし、Tiの含有量が3%の場合には、さらに850超へとシフトする。

【0167】

【表60】

タイプ	420420	1	20	21	22	23	24	25	26
C	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021
S	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005
N	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008
Cr	17.75	18	18	18	18	18	18	18	18
Ni	45.96	46.018	46.218	46.018	45.718	45.418	45.118	46.318	46.618
Mn	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018
Si	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065
Mo	2.94	3	3	3	3	3	3	3	3
Ti	0.31	0.3	0.1	0.1	0.6	0.9	1.2	0.3	0.3
Nb	5.41	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4
Ta	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Cu	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Fe	0.67	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43
P	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011
Al	2.16	2.2	2.2	2.4	2.2	2.2	2.2	1.9	1.6
Mg	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008
Ca	0.0004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
V	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
Zr	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
W	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02
Co	24.63	24.5	24.5	24.5	24.5	24.5	24.5	24.5	24.5
Hf	0	0	0	0	0	0	0	0	0
B	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
O	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002

表 7a: 24.5%のCoを含有し、かつNi、TiおよびAlの含有量を変化させた場合の代表的な合金分析物

【0168】

10

20

30

40

50

【表 6 1】

タイプ	420420	1	20	21	22	23	24	25	26
γ'ソルバス 温度(°C)	990	1016	1000	1013	995	986	979	980	950
600°Cでの γ'体積(%)	26	29	28	30.5	30.4	32.5	35	24.3	19.7
イータソルバス 温度(°C)	1020	996	0	0	1060	1090	1120	998	966
イータ最大 体積(%)	2.5	2.8	0	0	9.8	15	19	1.9	1.4
イータソルバス 温度(°C)		970	0	0	844	770	715	957	936
デルタソルバス 温度(°C)	1060	1014	1011	1002	956	889	801	1022	1031
600°Cでの デルタ体積(%)	2	4.5	4.7	3.7	4.3	3.3	3.1	6.7	8.2
シグマソルバス 温度(°C)	-	774	756	784	803	825	849	734	699
600°Cでの シグマ体積(%)	-	8.6	7.2	9.4	10	11.7	13.7	5.9	3.3

表 7b: 表 7a の相および合金の特性の算出結果

## 【 0 1 6 9 】

表 6 および表 7 から、前述したように、ガンマ'ソルバス温度および 600 °C でのガンマ'割合は、Ti の含有量の増加とともに増加することがわかる。Ti が 0.3 % の場合、ガンマ'ソルバス温度および 600 °C でのガンマ'割合は、Al の含有量の増加とともに増加する。Ti の含有量をさらに減少させ、Al の含有量を 2.4 % と多くすると、ガンマ'ソルバス温度はほとんど変わらず、600 °C でのガンマ'割合はわずかに増加する。また、表からは、高 Ti 含有量と高 Nb 含有量および高 Co 含有量との組み合わせがイータ相を非常に安定させることがわかる。ここで、本実験では、限度範囲も考慮されていたことがよくわかる。各元素の効果を理解した上での組成物のマッチングは、次の表のようになる。これらの合金は、合金 420420 とは対照的にイータ相を示さない。

## 【 0 1 7 0 】

表 7c-1 ~ 表 7c-3 に、結晶粒度 ASTM 4.5 についての 700 / 8 h、850 / 8 h および 850 / 24 h での析出熱処理に対する表 7a の合金の、ガンマ'相の割合および粒度の算出結果、ならびに各試験温度に対する降伏点 Rp0.2 の値を示す。

## 【 0 1 7 1 】

10

20

30

40

50

【表 6 2】

タイプ	1	20	21	22	23	24	25	26
ガンマ' [%]	31	31	32	33	35	36	29	26
ガンマ' [nm]	24	23	24	24	25	25	23	21
Rp0.2 [MPa]								
650°C	871	823	854	913	976	1021	835	781
700°C	875	827	858	918	981	1027	838	784
750°C	848	800	831	892	954	999	812	758
800°C	690	650	688	739	795	846	633	568
850°C	474	442	471	514	559	595	432	380
900°C	328	300	325	313	402	433	282	246

表 7c-1: 表 7a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 700°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

10

20

【 0 1 7 2 】

【表 6 3】

タイプ	1	20	21	22	23	24	25	26
ガンマ' [%]	25	23	25	28	30	32	21	17
ガンマ' [nm]	45	46	46	44	44	43	45	45
Rp0.2 [MPa]								
650°C	896	845	891	972	1026	1088	824	742
700°C	886	834	880	960	1014	1076	814	733
750°C	852	799	856	928	1000	1061	763	669
800°C	643	603	645	702	754	811	576	505
850°C	502	470	503	549	590	635	449	393
900°C	348	318	347	378	425	463	294	252

表 7c-2: 表 7a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

30

40

【 0 1 7 3 】

50

【表 6 4】

タイプ	1	20	21	22	23	24	25	26
ガンマ' [%]	25	23	25	28	30	32	21	12
ガンマ' [nm]	64	65	65	62	61	60	64	65
Rp0.2 [MPa]								
650°C	807	801	804	876	928	982	743	669
700°C	797	792	794	866	917	970	734	660
750°C	787	781	784	854	904	954	725	645
800°C	613	622	616	670	721	775	550	481
850°C	472	476	475	518	558	599	424	370
900°C	324	297	324	352	397	431	274	234

表 7c-3: 表 7a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/24h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

## 【 0 1 7 4】

表 7 c - 1 ~ 表 7 c - 3 のデータから、ここで検討した化学組成では、Al および Ti の元素の含有量の合計が最も多い 2 つの合金が、降伏点 Rp 0 . 2 の最大値を達成していることが同様にわかる。これには、24 . 5 % の Co について、表 7 a ですでに検討した 2 . 2 % の Al および 0 . 9 % の Ti を含む合金 23 と、2 . 2 % の Al および 1 . 2 % の Ti を含む合金 24 とが該当する。

## 【 0 1 7 5】

10

20

30

40

50

【表 6 5】

タイプ	420420	1	27	28	29
C	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021
S	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005
N	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008
Cr	17.75	18	18	18	18
Ni	45.96	46.018	46.418	46.018	46.218
Mn	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018
Si	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065
Mo	2.94	3	3	3	3
Ti	0.31	0.3	0.3	0.3	<b>0.1</b>
Nb	5.41	5.4	5	5	5
Ta	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Cu	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Fe	0.67	0.43	0.43	0.43	0.43
P	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011
Al	2.16	2.2	2.2	2.6	2.6
Mg	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008
Ca	0.0004	0.004	0.004	0.004	0.004
V	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
Zr	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
W	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02
Co	24.63	24.5	24.5	24.5	24.5
Hf	0	0	0	0	0
B	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
O	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002

表 8a: Ni、Nb、Ti および Al の含有量を変化させた場合の代表的な合金分析物

【 0 1 7 6 】

10

20

30

40

50

【表 6 6】

タイプ	420420	1	27	28	29
γ'ソルバス温度(°C)	990	1016	1012	1032	1015
600°Cでの γ'体積(%)	26	29	29	33.4	32
イータソルバス温度(°C)	1020	996	0	0	0
イータ最大体積(%)	2.5	2.8	0	0	0
イータソルバス温度(°C)		970	0	0	0
デルタソルバス温度(°C)	1060	1014	976	930	952
600°Cでのデルタ体積(%)	2	4.5	3.3	1.6	1.9
シグマソルバス温度(°C)	-	774	748	791	772
600°Cでのシグマ体積(%)	-	8.6	6.5	9.4	8.4

表 8b: 表 8a の相および合金の特性の算出結果

## 【 0 1 7 7 】

表 8 a および表 8 b から、0.3%のTiおよび2.2%のAlの場合、ガンマ'ソルバス温度が5.4%のNbから5.0%のNbへと数 低下することがわかる。600 °Cでのガンマ'割合はほとんど変化しない。5.0%のNbおよび0.3%のTiの場合、Al含有量が2.6%とより多い場合にはガンマ'ソルバス温度は大きく上昇し、600 °Cでのガンマ'割合も同様である。5.0%のNb含有量と、2.6%のAl含有量と、0.1%の比較的低いTi含有量との組み合わせでは、ガンマ'ソルバス温度はわずかに上昇するだけだが、600 °Cでのガンマ割合は、5.0%のNb、0.3%のTiおよび2.2%のAlを含む合金に比べて大幅に増加している。

## 【 0 1 7 8 】

表 8 c - 1 ~ 表 8 c - 3 に、結晶粒度ASTM 4.5についての700 / 8 h、850 / 8 hおよび850 / 24 hでの析出熱処理に対する表 8 a の合金の、ガンマ'相の割合および粒度の算出結果、ならびに各試験温度に対する降伏点Rp0.2の値を示す。

## 【 0 1 7 9 】

10

20

30

40

50

【表 6 7】

タイプ	1	27	28	29
ガンマ' [%]	31	30.1	33.9	32.9
ガンマ' [nm]	24	24	25	25
Rp0.2 [MPa]				
650°C	871	868	907	880
700°C	875	872	912	884
750°C	848	844	883	853
800°C	690	671	736	701
850°C	474	463	511	484
900°C	328	317	361	338

表 8c-1: 表 8a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 700°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

10

20

【 0 1 8 0 】

【表 6 8】

タイプ	1	27	28	29
ガンマ' [%]	25	23.7	28.1	26
ガンマ' [nm]	45	45	45	45
Rp0.2 [MPa]				
650°C	896	874	958	909
700°C	886	864	947	899
750°C	852	823	928	876
800°C	643	622	700	661
850°C	502	485	547	516
900°C	348	332	388	361

表 8c-2: 表 8a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

30

40

【 0 1 8 1 】

50

【表 6 9】

タイプ	1	27	28	29
ガンマ' [%]	25	23.7	28.1	26
ガンマ' [nm]	64	64	63	63
Rp0.2 [MPa]				
650°C	807	787	866	822
700°C	797	778	855	813
750°C	787	767	844	802
800°C	613	593	669	632
850°C	472	457	517	487
900°C	324	309	362	337

表 8c-3: 表 8a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/24h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C ~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

## 【 0 1 8 2 】

表 8 c - 1 から表 8 c - 3 のデータから、この合金系列の中で A l ( 2 . 6 % ) および T i ( 0 . 3 % ) の元素の含有量の合計が最も多い合金 2 8 は、ここで検討した他の合金と比較して降伏点 R p 0 . 2 の値が最も高くなっていることがわかる。また、合金 2 9 は、合金 2 8 と同様により高い A l の含有量 2 . 6 % を含んでいるが、この合金 2 9 では T i の含有量が 0 . 1 % に減少している。

## 【 0 1 8 3 】

10

20

30

40

50

【表 7 0】

タイプ	420420	1	30	31	32	33	34	35
C	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021
S	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005
N	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008
Cr	17.75	18	18	18	18	18	18	18
Ni	45.96	46.018	45.518	45.918	45.018	45.418	43.018	43.418
Mn	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018
Si	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065
Mo	2.94	3	3.5	3.5	4	4	6	6
Ti	0.31	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3
Nb	5.41	5.4	5.4	5	5.4	5	5.4	5
Ta	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Cu	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Fe	0.67	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43
P	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011
Al	2.16	2.2	2.2	2.2	2.2	2.2	2.2	2.2
Mg	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008
Ca	0.0004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
V	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
Zr	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
W	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02
Co	24.63	24.5	24.5	24.5	24.5	24.5	24.5	24.5
B	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
O	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002

表 9a: Ni、Nb および Mo の含有量を変化させた場合の代表的な合金分析物

【 0 1 8 4 】

10

20

30

40

50

【表 7 1】

タイプ	420420	1	30	31	32	33	34	35
γ'ソルバス温度(°C)	990	1016	1006	1009	1002	1009	996	1006
600°Cでのγ'体積(%)	26	29	29	29	29.5	29	30	30
イータソルバス温度(°C)	1020	996	1021	0	1024	0	1020	1004
イータ最大体積(%)	2.5	2.8	2.9	0	3.3	0	4.7	0.9
イータソルバス温度(°C)		970	968	0	953	0	915	946
デルタソルバス温度(°C)	1060	1014	1000	971	993	964	981	956
600°Cでのデルタ体積(%)	2	4.5	4.7	2.6	4.4	2.8	4.6	2.6
シグマソルバス温度(°C)	-	774	800	779	837	808	931	910
600°Cでのシグマ体積(%)	-	8.6	8.5	7	9.3	7	11	8.9

表 9b: 表 9a の相および合金の特性の算出結果

## 【 0 1 8 5 】

表 9 a および表 9 b から、M o の含有量の増加にともなって、ガンマ'ソルバス温度がわずかに低下することがわかる。6 0 0 °C でのガンマ'割合は、M o の含有量の増加とともにわずかに増加する。N b の含有量を維持しながら M o の含有量を増加させると、デルタ相、イータ相、およびシグマ相が安定する。このため、合金が高温での Y マトリックス硬化に高含有量の固溶強化剤を必要とする場合には、N b の含有量を調整する必要がある。

## 【 0 1 8 6 】

表 9 c - 1 ~ 表 9 c - 3 には、結晶粒度 A S T M 4 . 5 についての 7 0 0 °C / 8 h、8 5 0 °C / 8 h および 8 5 0 °C / 2 4 h での析出熱処理に対する表 9 a の合金の、ガンマ'相の割合および粒度の算出結果、ならびに各試験温度に対する降伏点 R p 0 . 2 の値を示す。

## 【 0 1 8 7 】

10

20

30

40

50

【表 7 2】

タイプ	1	30	31	32	33	34	35
ガンマ' [%]	31	31.4	30.7	31.5	30.8	31.9	30.7
ガンマ' [nm]	24	24	24	24	24	24	24
Rp0.2 [MPa]							
650°C	871	873	868	875	871	882	880
700°C	875	877	872	879	875	886	884
750°C	848	850	844	852	846	855	853
800°C	690	696	676	701	682	726	706
850°C	474	477	465	480	468	489	478
900°C	328	329	321	331	322	332	325

表 9c-1: 表 9a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 700°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

10

20

【 0 1 8 8 】

【表 7 3】

タイプ	1	30	31	32	33	34	35
ガンマ' [%]	25	24.9	22.6	25	23.5	25.1	23.8
ガンマ' [nm]	45	45	45	45	45	45	45
Rp0.2 [MPa]							
650°C	896	900	849	904	874	914	890
700°C	886	890	839	894	864	904	880
750°C	852	860	806	867	835	893	867
800°C	643	648	607	653	629	673	651
850°C	502	505	473	509	490	522	505
900°C	348	350	336	351	339	355	343

表 9c-2: 表 9a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

30

40

【 0 1 8 9 】

50

【表 7 4】

タイプ	1	30	31	32	33	34	35
ガンマ' [%]	25	24.9	22.6	25	23.5	25.1	23.8
ガンマ' [nm]	64	64	64	64	64	64	64
650	807	811	766	815	788	826	804
700	797	801	756	805	779	817	795
750	787	791	746	795	769	806	785
800	613	619	580	624	601	644	623
850	472	576	446	480	462	493	477
900	324	326	313	327	315	331	320

表 9c-3: 表 9a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/24h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°Cの各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

## 【 0 1 9 0】

合金 30 ~ 35 の 3.5%、4%および6%という比較的高い Mo の含有量 (Nb の含有量は 5.4%および5%の2種類である) は、Mo の含有量が3%である参照合金 1 と比較して、降伏点値 Rp0.2 の水準にほとんど顕著な影響を与えない。

## 【 0 1 9 1】

表 10 a では、参照バッチ 420420、ならびに参照分析物 No. 1 および 9 の分析物に加えて、Nb、Ta、W および Hf の含有量が増加するさらなる分析物が検討されている。これは、分析物 No. 38 ~ 48 である。これらの分析物タイプの算出結果を表 10 b に示す。標準的な VDM alloy 780 と比較して、 $\gamma'$  体積割合は最大で 36.5% まで増加している。さらに、示されているすべての合金はいずれもイタ相を有しない。これらの合金では、かなり低い  $\gamma'$  ソルバス温度でほぼ等しい  $\gamma'$  相の体積を達成することができる。Ta を合金化することで、 $\gamma'$  相の硬化に加えて、より高度のミスフィット、およびそれとともに  $\gamma'$  相の遅い析出速度を実現することができる。合金 9、39、43 ~ 48 では、900°C で少量のデルタ相が粒界に析出することがあり、粒界が強化されるため、高温特性にプラスの影響を与える。さらに、シグマ相の安定性は、alloy 939 に比べて著しく低い。

## 【 0 1 9 2】

10

20

30

40

50

【表 7 5】

タイプ	420420	1	9	38	39	40	41	42	43	44	45	46	47	48
C	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021
S	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005
N	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008
Cr	17.75	18	18	18	18	18	18	18	18	18	18	18	18	18
Ni	45.96	46.018	50.118	51.508	49.618	51.018	50.518	49.518	49.628	49.128	48.128	49.608	49.108	48.108
Mn	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018
Si	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065
Mo	2.94	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3
Ti	0.31	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3
Nb	5.41	5.4	5.4	4	5.4	4	4	4	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4
Ta	0.01	0.01	0.01	0.01	0.5	0.5	1	2	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Cu	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Fe	0.67	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43
P	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011
Al	2.16	2.2	2.6	2.6	2.6	2.6	2.6	2.6	2.6	2.6	2.6	2.6	2.6	2.6
Mg	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008
Ca	0.0004	0.0004	0.0004	0.0004	0.0004	0.0004	0.0004	0.0004	0.0004	0.0004	0.0004	0.0004	0.0004	0.0004
V	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
Zr	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
W	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.5	1	2	0.02	0.02	0.02
Co	24.63	24.5	20	20	20	20	20	20	20	20	20	20	20	20
Hf	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.5	1	2
B	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
O	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002

表10a: Ni、Nb、Ta、WおよびHfの含有量を変化させた場合の代表的な合金分析物

【 0 1 9 3 】

10

20

30

40

50

【表 7 6】

タイプ	420420	1	9	38	39	40	41	42	43	44	45	46	47	48
γソルルバス温度 (°C)	990	1016	1040	1022	1044	1030	1037	1045	1038	1039	1039	1045	1048	1060
600°Cでの γ体積(%)	26	29	35	33	35	33.7	34.6	36.5	35.1	35.3	35.8	35	36	36
イータソルルバス 温度(°C)	1020	996	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
イータ最大体積 (%)	2.5	2.8	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
イータソルルバス 温度(°C)		970	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
デルタソルルバス 温度(°C)	1060	1014	960	0	972	0	0	0	958	956	950	968	968	964
600°Cでの デルタ体積(%)	2	4.5	2.4	0	2.7	0	0	0	2.3	2.6	2.5	2.3	2.3	2.3
シグマソルルバス 温度(°C)		774	799	719	818	744	762	798	816	826	852	819	838	875
600°Cでの シグマ体積(%)		8.6	10	5.3	11	6.5	7.4	10	10.6	11.7	13	11.7	12.5	15

表 10b: 表 10a の相および合金の特性の算出結果

## 【0194】

表 10c - 1 ~ 表 10c - 3 には、結晶粒度 ASTM 4.5 についての 700 / 8 h、850 / 8 h および 850 / 24 h での析出熱処理に対する表 10a の合金の、ガンマ' 相の割合および粒度の算出結果、ならびに各試験温度に対する降伏点 R<sub>p0.2</sub> の値を示す。

## 【0195】

10

20

30

40

50

【 0 1 9 6 】

タイプ	1	9	38	39	40	41	42	43	44	45	46	47	48
ガンマ [%]	31	34.9	30.4	35.8	31.3	32.7	34.4	35.2	35.5	36.1	36	36.8	38.6
ガンマ' [nm]	24	25	25	25	25	25	25	25	25	25	25	25	25
Rp0.2 [MPa]													
650°C	871	933	917	935	922	925	929	935	936	937	936	938	943
700°C	875	938	921	940	927	930	934	940	941	942	941	943	948
750°C	848	914	888	914	895	898	908	912	913	914	914	916	922
800°C	690	701	635	721	652	669	706	707	713	726	714	737	778
850°C	474	497	447	510	465	476	504	500	503	508	508	520	548
900°C	328	356	323	365	334	340	365	357	359	361	365	373	394

表 10c-1: 表 10a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 700°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

【 0 1 9 6 】

10

20

30

40

50

【 0 1 9 7 】

タイプ	1	9	38	39	40	41	42	43	44	45	46	47	48
ガンマ' [%]	25	29.3	22.8	30.5	24.9	26.4	28.9	29.6	29.9	30.4	30	31.4	33.7
ガンマ' [nm]	45	45	44	44	44	44	44	44	44	44	44	44	44
Rp0.2 [MPa]													
650°C	896	987	857	1016	903	935	986	999	1004	1015	1007	1033	1077
700°C	886	975	847	1005	893	924	974	887	993	1003	995	1021	1065
750°C	852	874	754	909	793	829	891	886	895	914	900	936	1007
800°C	643	671	577	698	607	635	682	680	686	699	690	718	770
850°C	502	532	455	554	480	502	540	539	544	553	547	569	609
900°C	348	383	328	400	347	358	393	387	390	396	398	412	444

表 10a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および  
 粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

【 7 8 】

10

20

30

40

50

【表 7 9】

タイプ	1	9	38	39	40	41	42	43	44	45	46	47	48
ガンマ' [%]	25	29.3	22.8	30.5	24.9	26.4	28.9	29.6	29.9	30.4	30	31.4	33.7
ガンマ' [nm]	64	62	62	62	62	62	62	62	62	62	62	62	62
650	807	921	773	917	814	842	888	901	906	917	908	932	973
700	797	909	763	906	805	832	878	890	896	906	897	921	961
750	787	897	726	875	763	798	859	852	861	890	868	901	948
800	613	711	549	664	578	604	650	647	653	666	657	683	733
850	472	549	428	520	451	472	507	507	511	521	514	535	573
900	324	357	305	371	322	333	365	359	362	368	369	382	413

表 10c-3: 表 10a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/24h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C ~ 900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

10

20

30

40

【 0 1 9 8 】

まず、Co ( 2 0 % )、Al ( 2 . 6 % ) および Ti ( 0 . 3 % ) の含有量が一定で、元素 Nb および Ta の含有量が異なる合金 9 および 3 8 ~ 4 2 について検討する。その中で、合金 9 および 3 9 はどちらも Nb 含有量が 5 . 4 % とやや多めであり、降伏点 Rp 0 . 2 の最大値を達成している。また、8 5 0 / 8 h での析出熱処理の場合、Ta 含有量が 0 . 5 % と合金 9 よりも多い合金 3 9 は、降伏点 Rp 0 . 2 の値がやや高い。合金 3 8、4 0 および 4 1 の降伏点の値の水準は、2 つの合金 9 および 3 9 に比べて低い。合金 3 8、4 0 および 4 1 は、2 つの合金 9 および 3 9 に比べて Nb の含有量が 5 % とやや少ない。3 つの合金 3 8、4 0 および 4 1 のうち、合金 4 1 はやや高い降伏点値を達成してい

50

る。この合金は、1%のやや高いTa含有量を有する。合金42の降伏点値は、合金9の降伏点値の水準とほぼ同等である。合金42は、Nbの含有量がより少ないが、Taの含有量は2%であり、この合金系列の中でも最も高い。

【0199】

ここで、Wの含有量が0.02%と非常に低い合金9に対して、Wの含有量が0.5%、1%および2%の合金43、44および45について検討する。850 / 8hでの析出熱処理の場合、合金43、44および45の降伏点値の水準は、合金9の降伏点値の水準と比較して、Wの含有量の増加にともなわずかにしか増加しない。

【0200】

ここで、Hfを含まない合金9に対して、Hfの含有量が0.5%、1%および2%の合金46、47および48について検討する。850 / 8hでの析出熱処理の場合、降伏点値の水準は、Hfの含有量の増加とともに増加し、この合金系列の中で最もHfの含有量の多い合金48(2%)の降伏点値は、Hfを含まない合金9に比べて著しく高い。

10

【0201】

表11aでは、参照バッチ420420および参照分析物No.1の分析物に加えて、Nb、TaおよびWの含有量が増加するさらなる分析物が検討されている。これは、分析物No.50~57である。これらの分析物タイプの算出結果を表11bに示す。高温用途では、部材の要件に応じて、高い熱機械的負荷が発生するおそれがある。このような用途では、Nbの一部をTaで置換することが推奨される。Taは、'相におけるAlの置換だけでなく、合金内での拡散プロセスを遅延させる。加えて、これは大幅に高められる。この場合、析出速度が加工性に好影響を与える。合金50~52および57では、デルタ相を高温の粒界強化に利用することができる。

20

【0202】

【表80】

タイプ	420420	1	50	51	52	53	54	55	56	57
C	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.018	0.018	0.018
S	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005
N	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008
Cr	17.75	18	18	18	18	18	18	18	18	18
Ni	45.96	46.018	<b>49.038</b>	<b>49.238</b>	<b>48.738</b>	<b>49.218</b>	<b>50.818</b>	<b>49.318</b>	49.218	49.518
Mn	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018
Si	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065
Mo	2.94	3	<b>3.5</b>	<b>3.5</b>	<b>4</b>	<b>4</b>	<b>3</b>	<b>3</b>	<b>3</b>	<b>3</b>
Ti	0.31	0.3	<b>0.3</b>	<b>0.1</b>	<b>0.1</b>	<b>0.1</b>	<b>0.1</b>	<b>0.1</b>	<b>0.1</b>	<b>0.1</b>
Nb	5.41	5.4	<b>5</b>	<b>5</b>	<b>5</b>	<b>4.5</b>	<b>3.5</b>	<b>5</b>	<b>5</b>	<b>5</b>
Ta	0.01	0.01	0.5	0.5	0.5	0.5	0.5	<b>1</b>	<b>1</b>	<b>1</b>
Cu	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Fe	0.67	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43
P	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011
Al	2.16	2.2	<b>2.6</b>	<b>2.6</b>	<b>2.6</b>	<b>2.6</b>	<b>3.5</b>	<b>3</b>	<b>3.1</b>	<b>2.8</b>
Mg	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008
Ca	0.0004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
V	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
Zr	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
W	0.02	0.02	<b>0.5</b>	<b>0.5</b>	<b>0.5</b>	<b>0.5</b>	0.02	0.02	0.02	0.02
Co	24.63	24.5	<b>20</b>	<b>20</b>	<b>20</b>	<b>20</b>	<b>20</b>	<b>20</b>	<b>20</b>	<b>20</b>
Hf	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
B	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
O	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002

30

40

表11a: Ni、Nb、Ta、Wの含有量を変化させた場合の代表的な合金分析物

【0203】

50

【表 8 1】

タイプ	420420	1	50	51	52	53	54	55	56	57
γソルバス 温度(°C)	990	1016	1040	1027	1026	1020	1065	1058	1064	1046
600°Cでの γ体積(%)	26	29	36	34.2	34.4	34.4	40	40.2	41	37.5
イータソルバス 温度(°C)	1020	996	0	0	0	0	0	0	0	0
イータ最大体積 (%)	2.5	2.8	0	0	0	0	0	0	0	0
イータソルバス 温度(°C)		970	0	0	0	0	0	0	0	0
デルタソルバス 温度(°C)	1060	1014	916	936	930	0	0	0	0	888
600°Cでの デルタ体積(%)	2	4.5	1.6	1.9	1.6	0	0	0	0	0.75
シグマソルバス 温度(°C)	-	774	840	823	850	829	806	846	860	824
600°Cでの シグマ体積(%)	-	8.6	10.8	10	10.5	8.8	11	13.4	13.7	12

表 11b: 表 11a の相および合金の特性の算出結果

## 【 0 2 0 4 】

表 1 1 c - 1 ~ 表 1 1 c - 3 には、結晶粒度 A S T M 4 . 5 についての 7 0 0 / 8 h、8 5 0 / 8 h および 8 5 0 / 2 4 h での析出熱処理に対する表 1 1 a の合金の、ガンマ' 相の割合および粒度の算出結果、ならびに各試験温度に対する降伏点 R p 0 . 2 の値を示す。

## 【 0 2 0 5 】

10

20

30

40

50

【表 8 2】

タイプ	1	50	51	52	53	54	55	56	57
ガンマ' [%]	31	35.1	34.2	34.3	32.5	36.8	37.9	39	36.4
ガンマ' [nm]	24	23	23	23	23	27	26	26	25
Rp0.2 [MPa]									
650°C	871	899	873	875	872	968	950	957	920
700°C	875	904	877	880	876	973	956	962	925
750°C	848	877	849	852	847	937	927	930	897
800°C	690	700	671	677	653	707	756	764	720
850°C	474	492	469	471	457	509	535	541	508
900°C	328	351	330	331	322	374	386	391	364

表 11c-1: 表 11a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 700°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

【 0 2 0 6 】

【表 8 3】

タイプ	1	50	51	52	53	54	55	56	57
ガンマ' [%]	25	29.4	27.4	27.5	25.6	29.9	32.4	33.4	30.4
ガンマ' [nm]	45	45	45	45	45	45	44	44	44
Rp0.2 [MPa]									
650°C	896	991	943	947	910	982	1043	1061	1005
700°C	886	980	932	937	899	971	1031	1049	993
750°C	852	891	845	853	814	882	960	982	912
800°C	643	682	646	651	621	677	735	752	698
850°C	502	540	510	514	490	537	582	596	553
900°C	348	388	364	366	348	398	429	437	404

表 11c-2: 表 11a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/8h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°C の各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

【 0 2 0 7 】

10

20

30

40

50

【表 8 4】

タイプ	1	50	51	52	53	54	55	56	57
ガンマ' [%]	25	29.4	27.4	27.5	25.6	29.9	32.4	33.4	30.4
ガンマ' [nm]	64	63	63	63	63	62	61	61	61
Rp0.2 [MPa]									
650°C	807	896	853	857	823	891	946	962	911
700°C	797	885	843	847	813	880	934	951	900
750°C	787	859	815	822	785	851	922	938	879
800°C	613	650	616	621	593	646	701	717	667
850°C	472	508	481	484	462	506	549	562	552
900°C	324	361	339	340	324	371	400	407	376

表 11c-3: 表 11a の合金分析物の結晶粒度 ASTM 4.5 についての 850°C/24h での析出熱処理の後の、析出相ガンマ' の割合および粒度の算出結果、ならびに 650°C~900°Cの各試験温度に対する機械的降伏点 Rp0.2 の算出値

## 【 0 2 0 8 】

特に、表 1 1 c - 2 のデータ、すなわち 8 5 0 / 8 h での析出熱処理の場合を検討すると、この合金系列の中で最も Al の含有量が多い 3 . 5 %、3 %、3 . 1 % および 2 . 8 % の合金 5 4、5 5、5 6 および 5 7 が高水準の降伏点値を達成していることがわかる。また、合金 5 4 ~ 5 7 は、Ta の含有量が 0 . 5 % あるいは 1 % とより高いが、Ti の含有量はわずか 0 . 1 % と低い。Al の含有量が 2 . 6 % とさほど高くない合金 5 0 も、同様にかなり高い水準の降伏点値を達成している。合金 5 0 は、0 . 5 % の Ta に加えて、0 . 3 % のやや多い Ti 含有量を有する。

## 【 0 2 0 9 】

表 1 2 は、本発明による分析物例を示したものであり、同じおよび / またはより優れた高温特性を有する改善された加工性に基づき、従来のベンチマーク合金を、適合した組成に置き換えることができる。

## 【 0 2 1 0 】

10

20

30

40

50

【表 8 5】

ペンチマ ーク合金	Alloy 718 Waspaloy Udimet 720	VDM Alloy 780	Alloy 939		Alloy 738LC	
組織に関 する要件	25%<y'体 積 (%)<30%、 デルタ体積 < 6%	25%<y'体積 (%)<30%、 デルタ体積 < 6% イータ相なし	30%<y'体積(%)≤35%、 イータ相なし		35%<y'体積(%)≤45%、 イータ相なし	
			デルタ相 あり	デルタ相 なし	デルタ相 あり	デルタ相 なし
グループ No.	0	1	2	3	4	5
合金	1;27	5; 6; 7; 8;	9; 28; 29; 39; 46; 51; 52	38; 40; 41; 53	43; 44; 45; 47; 48; 50; 57	42; 55; 56
VDM Alloy 780 をベースと する元素 範囲		1.8~2.4 Al 15~23 Co	2.3~2.8 Al 19~25 Co 4.5~5.5 Nb 3.0~5.0 Mo	2.4~3.0 Al 18~22 Co 3.5~5.0 Nb	2.4~3.0 Al 18~22 Co 4.5~6.0 Nb	2.4~3.3 Al 18~22 Co 3.8~6.0 Nb 0.5~2.5 Ta

表 12

## 【 0 2 1 1】

グループ 0 : 標準的な VDM alloy 780 (表 13)

グループ 1 : 加工性および組織安定性が改善された VDM alloy 780 粉末の適合した組成 - 表 14 (a、b)。

グループ 2 : VDM alloy 780 標準粉末と比較してより高温用途向けに最適化された VDM alloy 780 HT 粉末の組成。これらの合金は、' 体積割合がより高いが、35%に制限されている。このグループでは、800 ~ 900 の温度範囲でデルタ相の割合が少ない合金が例示されている (表 15)。

グループ 3 : VDM alloy 780 標準粉末と比較してより高温用途向けに最適化された VDM alloy 780 HT 粉末の組成。これらの合金は、' 体積割合がより高いが、35%に制限されている。このグループでは、グループ 2 に対して、デルタ相を有しない合金が例示されている (表 16)。

グループ 4 および 5 : VDM alloy 780 粉末と比較してより高温用途向けに最適化された VDM alloy 780 HT 粉末の組成。これらの合金は、' 相の体積割合がより高い。グループ 2 および 3 に類似して、デルタ相を有する合金と有しない合金とがまとめられている。5つのグループすべてにおいて、イータ相は、存在しないかあるいは熱力学的に安定していない (表 17 および表 18)。

## 【 0 2 1 2】

10

20

30

40

50

【表 8 6】

タイプ	420420	1	27
C	0.021	0.021	0.021
S	0.0005	0.0005	0.0005
N	0.008	0.008	0.008
Cr	17.75	18	18
Ni	45.96	46.018	46.518
Mn	0.018	0.018	0.018
Si	0.065	0.065	0.065
Mo	2.94	3	3
Ti	0.31	0.3	0.3
Nb	5.41	5.4	4.9
Cu	0.01	0.01	0.01
Fe	0.67	0.43	0.43
P	0.011	0.011	0.011
Al	2.16	2.2	2.2
Mg	0.0008	0.0008	0.0008
Ca	0.0004	0.004	0.004
V	0.002	0.002	0.002
Zr	0.002	0.002	0.002
W	0.02	0.02	0.02
Co	24.63	24.5	24.5
B	0.004	0.004	0.004
O	0.002	0.002	0.002

10

20

30

表 13: グループ 0

【 0 2 1 3 】

40

50

【表 8 7】

タイプ	5	6	7	8
C	0.021	0.021	0.021	0.021
S	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005
N	0.008	0.008	0.008	0.008
Cr	18	18	18	18
Ni	48.018	55.518	53.018	50.518
Mn	0.018	0.018	0.018	0.018
Si	0.065	0.065	0.065	0.065
Mo	3	3	3	3
Ti	0.3	0.3	0.3	0.3
Nb	5.4	5.4	5.4	5.4
Cu	0.01	0.01	0.01	0.01
Fe	0.43	0.43	0.43	0.43
P	0.011	0.011	0.011	0.011
Al	2.2	2.2	2.2	2.2
Mg	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008
Ca	0.004	0.004	0.004	0.004
V	0.002	0.002	0.002	0.002
Zr	0.002	0.002	0.002	0.002
W	0.02	0.02	0.02	0.02
Co	22.5	15	17.5	20
B	0.004	0.004	0.004	0.004
O	0.002	0.002	0.002	0.002

表 14a: グループ 1

【 0 2 1 4 】

10

20

30

40

50

【表 8 8】

タイプ	5	6	7	8
$\gamma$ ソルバス温度(°C)	1015	1005	1010	1013
600°Cでの $\gamma$ 体積(%)	29	29	29	29
イータソルバス温度(°C)	0	0	0	0
イータ最大体積(%)	0	0	0	0
イータソルバス温度(°C)	0	0	0	0
デルタソルバス温度(°C)	1007	985	992	1000
600°Cでのデルタ体積(%)	4.6	4.8	5	4.8
シグマソルバス温度(°C)	763	705	720	747
600°Cでのシグマ体積(%)	7.7	4.8	6.2	6.5

10

20

表 14b: グループ 1

【 0 2 1 5 】

30

40

50

【表 8 9】

タイプ	9	28	29	39	46	51	52
C	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021
S	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005
N	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008
Cr	18	18	18	18	18	18	18
Ni	50.118	46.218	46.418	49.618	49.608	49.238	48.738
Mn	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018
Si	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065
Mo	3	3	3	3	3	3.5	4
Ti	0.3	0.3	0.1	0.3	0.3	0.1	0.1
Nb	5.4	4.9	4.9	5.4	5.4	5	5
Ta	0	0	0	0.5	0.01	0.5	0.5
Cu	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Fe	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43
P	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011
Al	2.6	2.5	2.5	2.6	2.6	2.6	2.6
Mg	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008
Ca	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
V	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
Zr	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
W	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.5	0.5
Co	20	24.5	24.5	20	20	20	20
Hf	0	0	0	0	0.5	0	0
B	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
O	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002

表 15a: グループ 2

【 0 2 1 6 】

10

20

30

40

50

【表 9 0】

タイプ	9	28	29	39	46	51	52
γソルバス温度 (°C)	1040	1032	1015	1044	1045	1027	1026
600°Cでの γ体積(%)	35	33.4	32	35	35	34.2	34.4
イータソルバス 温度(°C)	0	0	0	0	0	0	0
イータ最大体積 (%)	0	0	0	0	0	0	0
イータソルバス 温度(°C)	0	0	0	0	0	0	0
デルタソルバス 温度(°C)	960	930	952	972	968	936	930
600°Cでの デルタ体積(%)	2.4	1.6	1.9	2.7	2.3	1.9	1.6
シグマソルバス 温度(°C)	799	791	772	818	819	823	850
600°Cでの シグマ体積(%)	10	9.4	8.4	11	11.7	10	10.5

表 15b: グループ 2

【 0 2 1 7 】

10

20

30

40

50

【表 9 1】

タイプ	38	40	41	53
C	0.021	0.021	0.021	0.021
S	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005
N	0.008	0.008	0.008	0.008
Cr	18	18	18	18
Ni	51.508	51.018	50.518	49.218
Mn	0.018	0.018	0.018	0.018
Si	0.065	0.065	0.065	0.065
Mo	3	3	3	4
Ti	0.3	0.3	0.3	0.1
Nb	4	4	4	4.5
Ta	0.01	0.5	1	0.5
Cu	0.01	0.01	0.01	0.01
Fe	0.43	0.43	0.43	0.43
P	0.011	0.011	0.011	0.011
Al	2.6	2.6	2.6	2.6
Mg	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008
Ca	0.004	0.004	0.004	0.004
V	0.002	0.002	0.002	0.002
Zr	0.002	0.002	0.002	0.002
W	0.02	0.02	0.02	0.5
Co	20	20	20	20
Hf	0	0	0	0
B	0.004	0.004	0.004	0.004
O	0.002	0.002	0.002	0.002

表 16a: グループ 3

【 0 2 1 8 】

10

20

30

40

50

【表 9 2】

タイプ	38	40	41	53
$\gamma$ ソルバス温度(°C)	1022	1030	1037	1020
600°Cでの $\gamma$ 体積(%)	33	33.7	34.6	34.4
イータソルバス温度(°C)	0	0	0	0
イータ最大体積(%)	0	0	0	0
イータソルバス温度(°C)	0	0	0	0
デルタソルバス温度(°C)	0	0	0	0
600°Cでのデルタ体積(%)	0	0	0	0
シグマソルバス温度(°C)	719	744	762	829
600°Cでのシグマ体積(%)	5.3	6.5	7.4	8.8

表 16b: グループ 3

【 0 2 1 9 】

10

20

30

40

50

【表 9 3】

タイプ	43	44	45	47	48	50	57
C	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.021	0.018
S	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005	0.0005
N	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008	0.008
Cr	18	18	18	18	18	18	18
Ni	49.628	49.128	48.128	49.108	48.108	49.038	49.518
Mn	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018	0.018
Si	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065	0.065
Mo	3	3	3	3	3	3.5	3
Ti	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.1
Nb	5.4	5.4	5.4	5.4	5.4	5	5
Ta	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.5	1
Cu	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
Fe	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43
P	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011	0.011
Al	2.6	2.6	2.6	2.6	2.6	2.6	2.8
Mg	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008	0.0008
Ca	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
V	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
Zr	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002
W	0.5	1	2	0.02	0.02	0.5	0.02
Co	20	20	20	20	20	20	20
Hf	0	0	0	1	2	0	0
B	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
O	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002

表 17a: グループ 4

【 0 2 2 0 】

10

20

30

40

50

【表 9 4】

タイプ	43	44	45	47	48	50	57
$\gamma$ ソルバス温度 (°C)	1038	1039	1039	1048	1060	1040	1046
600°Cでの $\gamma$ 体積(%)	35.1	35.3	35.8	36	36	36	37.5
イータソルバス 温度(°C)	0	0	0	0	0	0	0
イータ最大 体積(%)	0	0	0	0	0	0	0
イータソルバス 温度(°C)	0	0	0	0	0	0	0
デルタソルバス 温度(°C)	958	956	950	968	964	916	888
600°Cでの デルタ体積(%)	2.3	2.6	2.5	2.3	2.3	1.6	0.75
シグマソルバス 温度(°C)	816	826	852	838	875	840	824
600°Cでの シグマ体積(%)	10.6	11.7	13	12.5	15	10.8	12

表 17b: グループ 4

【 0 2 2 1 】

10

20

30

40

50

【表 9 5】

タイプ	42	55	56
C	0.021	0.018	0.018
S	0.0005	0.0005	0.0005
N	0.008	0.008	0.008
Cr	18	18	18
Ni	49.518	49.318	49.218
Mn	0.018	0.018	0.018
Si	0.065	0.065	0.065
Mo	3	3	3
Ti	0.3	0.1	0.1
Nb	4	5	5
Ta	2	1	1
Cu	0.01	0.01	0.01
Fe	0.43	0.43	0.43
P	0.011	0.011	0.011
Al	2.6	3	3.1
Mg	0.0008	0.0008	0.0008
Ca	0.004	0.004	0.004
V	0.002	0.002	0.002
Zr	0.002	0.002	0.002
W	0.02	0.02	0.02
Co	20	20	20
Hf	0	0	0
B	0.004	0.004	0.004
O	0.002	0.002	0.002

表 18a: グループ 5

【 0 2 2 2 】

10

20

30

40

50

【表 9 6】

タイプ	42	55	56
γ'ソルバス温度(°C)	1045	1058	1064
600°Cでのγ'体積(%)	36.5	40.2	41
イータソルバス温度(°C)	0	0	0
イータ最大体積(%)	0	0	0
イータソルバス温度(°C)	0	0	0
デルタソルバス温度(°C)	0	0	0
600°Cでのデルタ体積(%)	0	0	0
シグマソルバス温度(°C)	798	846	860
600°Cでのシグマ体積(%)	10	13.4	13.7

10

20

表 18b: グループ 5

## 【0223】

本発明による粉末合金は、以下の要件および基準を満たす場合、VDM alloy 780 粉末と比較して、改善された加工性および組織安定性を示す：

Al 1.8 ~ 2.4 重量%

Co 1.5 ~ 2.3 重量%

30

## 【0224】

本発明による粉末合金は、最適化された組成のVDM alloy 780 HT粉末により、VDM alloy 780 標準粉末と比較してより高温での用途に適している。この合金は、γ'体積割合がより高いが、35%に制限されている。800°~900°の温度範囲に少量のデルタ相が存在する。この合金は、高温での加工性と荷重変動強度との組み合わせが特に優れている。以下の要件および基準を満たす必要がある。

Al 2.3 ~ 2.8 重量%

Co 1.9 ~ 2.5 重量%

Nb 4.5 ~ 5.5 重量%

Mo 3.0 ~ 5.0 重量%

40

## 【0225】

本発明による粉末合金は、最適化された組成のVDM alloy 780 HT粉末により、VDM alloy 780 標準粉末と比較してより高温での用途に適している。この合金は、γ'体積割合がより高いが、35%に制限されている。800°~900°の温度範囲に少量のデルタ相が存在する。この合金も同様に、高温での加工性と荷重変動強度との組み合わせが特に優れている。以下の要件および基準を満たす必要がある。

Al 2.4 ~ 3.0 重量%

50

C o 18 ~ 22 重量%

N b 3.5 ~ 5.0 重量%

【0226】

本発明による粉末合金は、最適化された組成のVDM alloy 780 HT粉末により、VDM alloy 780標準粉末と比較してより高温での用途に適している。この合金は、 $\delta$ 体積割合がより高いが、35%に制限されている。800°~900°の温度範囲に少量のデルタ相が存在する。この合金も、高温での加工性と荷重変動強度との組み合わせが特に優れている。以下の要件および基準を満たす必要がある。

A l 2.4 ~ 3.0 重量%

C o 18 ~ 22 重量%

N b 4.5 ~ 6.0 重量%

【0227】

本発明による粉末合金は、最適化された組成のVDM alloy 780 HT粉末により、VDM alloy 780標準粉末と比較してより高温での用途に適している。この合金は、 $\delta$ 体積割合がより高いが、35%に制限されている。800°~900°の温度範囲に少量のデルタ相が存在する。この合金は、高温での加工性と荷重変動強度との組み合わせが特に優れている。以下の要件および基準を満たす必要がある。

A l 2.4 ~ 3.3 重量%

C o 18 ~ 22 重量%

N b 3.8 ~ 6.0 重量%

T a 0.5 ~ 2.5 重量%

【0228】

本発明による粉末合金は、最適化された組成のVDM alloy 780 HT粉末により、VDM alloy 780標準粉末と比較してより高温での用途に適している。この合金は、 $\delta$ 体積割合がより高い。この合金は、高温での加工性と高い機械的強度との組み合わせが特に優れている。以下の要件および基準を満たす必要がある。

A l 2.4 ~ 4 重量%

C o 12 ~ 35 重量%

N b 3.8 ~ 6.0 重量%

T i 0 ~ 1 重量%

【0229】

本発明による粉末合金は、最適化された組成のVDM alloy 780 HT粉末により、VDM alloy 780標準粉末と比較してより高温での用途に適している。この合金は、 $\delta$ 体積割合がより高い。この合金は、高温での加工性と高い機械的強度との組み合わせが特に優れている。以下の要件および基準を満たす必要がある。

A l 2.4 ~ 3.2 重量%

C o 12 ~ 35 重量%

N b 3.8 ~ 6.0 重量%

T i 0.5 ~ 3.0 重量%

【0230】

記載された本発明による粉末合金 alloy 780 HTは、従来の標準的な参照分析物である alloy 780と同等または著しくより高い強度水準を達成しており、これは、各試験温度に対する降伏点Rp0.2の値により確認される。特に、ガンマソルバス温度がより高い合金（例えば、Alの含有量が2.2%よりも著しく高い合金）では、降伏点Rp0.2の大幅な低下が、より高い試験温度へとシフトする。これは特に、部材の使用温度を可能な限り高くするために重要である。

【0231】

規定の化学組成の中で、いくつかのパラメータが、試験温度に依存する機械的強度の水準に影響を与える：

- 析出熱処理のアニール温度およびアニール時間、さらには溶体化熱処理後の冷却速

10

20

30

40

50

度もすでに、ガンマ'相の割合と粒度との双方に影響を与える。これらのパラメータが組み合わさっても、試験温度に依存する強度の水準に影響を与える。

- 組織の結晶粒度は、試験温度に依存する強度の水準に影響する。組織、特に結晶粒度は、特に溶体化熱処理のアニール温度およびアニール時間に影響を受ける。

10

20

30

40

50

## フロントページの続き

## (51)国際特許分類

	F I		
B 2 2 F 10/28 (2021.01)	B 2 2 F	10/28	
B 2 2 F 10/34 (2021.01)	B 2 2 F	10/34	
B 2 2 F 10/64 (2021.01)	B 2 2 F	10/64	
B 2 2 F 10/66 (2021.01)	B 2 2 F	10/66	
B 3 3 Y 10/00 (2015.01)	B 3 3 Y	10/00	
B 3 3 Y 70/00 (2020.01)	B 3 3 Y	70/00	
C 2 2 C 1/04 (2023.01)	C 2 2 C	1/04	B
C 2 2 C 19/05 (2006.01)	C 2 2 C	19/05	C

## (33)優先権主張国・地域又は機関

ドイツ(DE)

弁理士 森田 拓

(74)代理人 100116403

弁理士 前川 純一

(74)代理人 100134315

弁理士 永島 秀郎

(74)代理人 100162880

弁理士 上島 類

(72)発明者 ボード ゲーアマン

ドイツ連邦共和国 プレッテンベルク アーホアンヴェーク 1 6

(72)発明者 タチアナ ヘントリヒ

ドイツ連邦共和国 ヴェルドール ダンツィガーシュトラッセ 8

(72)発明者 クリスティーナ シュミット

ドイツ連邦共和国 ボーフム ヴェルパーシュトラッセ 3アー

(72)発明者 カトリン プルナート

ドイツ連邦共和国 イーザーローン ローテハウスシュトラッセ 2 9アー

審査官 坂本 薫昭

(56)参考文献 国際公開第2019/020145(WO, A1)

国際公開第2019/110050(WO, A1)

(58)調査した分野 (Int.Cl., D B名)

B 2 2 F 1 / 0 0 , 3 / 1 5 , 3 / 2 4 , 9 / 0 8 , 1 0 / 0 0 ,  
 1 0 / 2 8 , 1 0 / 3 4 , 1 0 / 6 4 , 1 0 / 6 6  
 B 3 3 Y 1 0 / 0 0 , 7 0 / 0 0  
 C 2 2 C 1 / 0 4 , 1 9 / 0 5