(19)日本国特許庁(JP)　(12)特　許　公　報(B2)　(11)特許番号

特許第4047939号
(P4047939)

(45)発行日　平成20年2月13日(2008.2.13)　(24)登録日　平成19年11月30日(2007.11.30)

(51)Int.Cl.		F I		
C22C 19/03	(2006.01)	C22C	19/03	H
C22C 30/00	(2006.01)	C22C	30/00	
C22F 1/10	(2006.01)	C22F	1/10	A

請求項の数 18　(全 51 頁)

(21)出願番号	特願平5-212200
(22)出願日	平成5年8月4日(1993.8.4)
(65)公開番号	特開平6-212325
(43)公開日	平成6年8月2日(1994.8.2)
審査請求日	平成12年7月31日(2000.7.31)
審判番号	不服2004-11533(P2004-11533/J1)
審判請求日	平成16年6月7日(2004.6.7)
(31)優先権主張番号	07/938,104
(32)優先日	平成4年8月31日(1992.8.31)
(33)優先権主張国	米国(US)
(31)優先権主張番号	08/025,207
(32)優先日	平成5年3月2日(1993.3.2)
(33)優先権主張国	米国(US)

(73)特許権者　390028347
エスピーエス・テクノロジーズ・インク
ＳＰＳ　ＴＥＣＨＮＯＬＯＧＩＥＳ，ＩＮＣＯＲＰＯＲＡＴＥＤ
アメリカ合衆国、ペンシルバニア州　１９０４６，ジェンキンタウン、グリーンウッド・アベニュー　１０１
１０１　Ｇｒｅｅｎｗｏｏｄ　Ａｖｅｎｕｅ，Ｊｅｎｋｉｎｔｏｗｎ，Ｐｅｎｎｓｙｌｖａｎｉａ，１９０４６，Ｕｎｉｔｅｄ　Ｓｔｅｔｅｓ　ｏｆ　Ａｍｅｒｉｃａ
(74)代理人　100071010
弁理士　山崎　行造

最終頁に続く

(54)【発明の名称】ニッケル・コバルト合金

(57)【特許請求の範囲】

【請求項１】

７６０°Ｃに及ぶ高温で高い熱安定性及び微小構造安定性を有しかつ２．５０未満の相安定度数N_{V3B}を有し、下記重量パーセントの元素から成る、ニッケル・コバルトを主成分とする高強度合金。

炭素	0.005－0.03%
ボロン	0.01－0.02%
クロム	13.0－17.5%
モリブデン	2.7－4.0%
コバルト	24.5－34.0%
ジルコニウム	0－0.02%

を有し、

アルミニウム	0.9－1.1%
チタン	1.9－4.0%
ニオブ	0.9－1.3%
タンタル	3.8－5.0%
バナジウム	0－0.01%

から成るグループから選択する少なくとも１つの元素を有し、

タンタル	3.8－5.0%
タングステン	1.8－3.0%

から成るグループから選択する少なくとも１つの元素を有し、
ニッケル＋付随不純物　　残余
【請求項２】
下記重量パーセントの元素を更に含む、請求項１記載の合金。
ケイ素　　0－0.025％
マンガン　　0－0.01％
鉄　　0－0.1％
銅　　0－0.1％
リン　　0－0.01％
硫黄　　0－0.002％
窒素　　0－0.001％
酸素　　0－0.001％
【請求項３】
面心立方マトリックス内に分散するプレートレット相及びガンマ第１相を有すると共に実質的に脆化相のない、請求項１記載の合金。
【請求項４】
断面積で少なくとも１０％－４０％縮小させるために冷間加工した、請求項１記載の合金。
【請求項５】
高応力及び８１６°Ｃに及ぶ高温条件下で、高い耐クリープ性を有する、請求項１記載の合金。
【請求項６】
０．１％クリープ変形を示す前に、７０４°Ｃで１０００時間に亘り１９９．９５ＭＰａに耐える能力及び０．２％クリープ変形を示す前に、７０４°Ｃで１０００時間に亘り３１０．２６ＭＰａに耐える能力を有する、請求項１記載の合金。
【請求項７】
冷間加工後４２７°Ｃ－７６０°Ｃの温度で、１時間から５０時間に亘り時効硬化させた、請求項１記載の合金。
【請求項８】
６４９°Ｃ－８９９°Ｃの温度で、１時間から２００時間に亘り時効硬化させ、断面積で少なくとも１０％－４０％縮小させるために冷間加工し、その後４２７°Ｃ－７６０°Ｃの温度で、１時間から５０時間に亘り時効硬化させた、請求項1記載の合金。
【請求項９】
請求項１記載の合金で造った物品。
【請求項１０】
前記物品がファスナである、請求項９記載の物品。
【請求項１１】
請求項２記載の合金で造ったファスナ。
【請求項１２】
面心立方マトリックス内に分散するプレートレット相及びガンマ第１相を有すると共に実質的に脆化相のない、請求項１０記載のファスナ。
【請求項１３】
断面積で少なくとも１０％－４０％縮小させるために冷間加工した、請求項１０記載のファスナ。
【請求項１４】
高応力及び８１６°Ｃに及ぶ高温条件下で、高い耐クリープ性を有する、請求項１０記載のファスナ。
【請求項１５】
７０４°Ｃ／６８９．４８ＭＰａ条件で１５０時間を越える応力破壊寿命を有する、請求項１０記載のファスナ。

【請求項１６】
冷間加工後４２７°Ｃ－７６０°Ｃの温度で、１時間から５０時間に亘り時効硬化させた、請求項１０記載のファスナ。
【請求項１７】
６４９°Ｃ－８９９°Ｃの温度で、１時間から２００時間に亘り時効硬化させ、断面積で少なくとも１０％－４０％縮小させるために冷間加工し、その後４２７°Ｃ－７６０°Ｃの温度で、１時間から５０時間に亘り時効硬化させた、請求項１０記載のファスナ。
【請求項１８】
前記ファスナがボルト、ナット、リベット、ピン又はカラーである、請求項１０記載のファスナ。
【発明の詳細な説明】
【０００１】
【関連出願に対する相互参照】
本出願は、共に出願中の1992年8 月31付米国出願第07/983,104号の一部継続出願であり、同出願の主題は参照することにより本願に組入れる。
【０００２】
【産業上の利用分野】
本発明は、ニッケル・コバルトを主成分とする合金、特に、高温において高度な熱安定性及び微小構造安定性を有する、ニッケル・コバルトを主成分とする合金及び同合金から造る物品に関する。
【０００３】
【従来の技術】
冶金業界においては、高度な熱安定性及び微小構造安定性と合体した高い強度を有する、高温用合金組成に対する恒久的な要求があった。例えば、ガスタービンの設計における最近数年来の進歩の結果は、より高い温度、圧力比及び回転速度で作動可能な、高いエンジン効率及び向上した性能を促すエンジンに帰着する。従って、ファスナ構成部分の様な、これらのエンジンの構成部分を製造するのに用いる合金は、高い使用温度で作動する、これらの進歩したエンジンに必要な、高温特性を提供できなければならない。
【０００４】
ニッケル・コバルトを主成分とする合金に対する先行技術の提案の中には、重量パーセントで13-25%のクロム及び7-16% のモリブデンを含む、ある種のニッケル・コバルトを主成分とする合金を開示する、Smith の米国特許第3,356,542 号がある。商業的にMP35N 合金として知られる、これらの合金は、耐食性があり一定の温度条件下で加工強化できると言われており、これによって非常に高い最高抗張力及び降伏強度が開発される（MP35N は本願の譲受人であるSPS Technologies, Inc.の登録商標である）。更にこれらの合金は、温度によっては、１つ又は２つの結晶構造で存在可能な、相的構成要素を有する。これらの合金は同様に、温度の組成依存変態帯を特徴とし、同変態帯においては相間の変態が起こる。例えば、変態帯の上限温度以上の温度においては、合金は面心立方（FCC)構造で安定している。変態帯の下部温度より低い温度においては、合金は６方晶系最密(HCP) 形で安定している。この変態は不活発で熱的に誘導することはできない。しかし、准安定な面心立方材料を変態帯の上限より低い温度で冷間加工することにより、そのうちのいくらかが、面心立方材料のマトリックス全体にプレートリット(platelet)として分散する、６方晶系最密に変態する。これらの合金の最高抗張力及び降伏強度の原因であることを示すのは、この冷間加工及び相変態である。しかし、Smith 特許に記載されたMP35N 合金には応力破壊特性があるので、４２７ ° Ｃを越える温度で用いるのは不適当である。
【０００５】
Ｓｌａｎｅｙの米国特許第３，７６７，３８５は、一般的にＭＰ１５９合金（ＭＰ１５９はＳＰＳ Ｔｅｃｈｎｏｌｏｇｉｅｓ，Ｉｎｃ．の登録商標である）として知られる、ある種のニッケル・コバルト合金を開示している。Ｓｌａｎｅｙ’３８５特許のＭＰ１５９合金は、Ｓｍｉｔｈ特許の合金の改良である。Ｓｌａｎｅｙ’３８５特許に記載されて

いる通り、合金の付加的な析出硬化を利用するために、ある量のアルミニウム、チタン及びコロンビウム（「ニオブ」のことである、以下本明細書において同じ）を加えて合金組成を改変することにより、ＦＣＣからＨＣＰ相への変態に起因する硬化効果を補足している。開示された合金は鉄のような要素を含み、その量はシグマ、ミュー、キー相（組成に依存して）のような、不利な位相幾何学的最密（ＴＣＰ）相の形成に帰着し、従って合金をひどく脆くすると以前は考えられていた。しかしこの不利な結果はＳｌａｎｅｙ特許の発明で避けられたと言われている。例えばＳｌａｎｅｙ特許は、重量で６％－２５％の鉄を含むが、同時に脆化相はない。

【０００６】

Slaney'385特許によると、ニッケル18-40%、鉄6-25% 、モリブデン6-12% 、クロム15-25%、チタン1-5%、アルミニウム0-1%、コロンビウム0-2%、炭素0-0.05%、ボロン0-0.1%及びコバルト残余の範囲内の重量パーセントで上記合金を構成するのは不十分である。合金はむしろ、脆化相の形成を避けるために一定の固定値を越えない電子空格子点数(N_v) を持たなければならない。 N_v は合金100 原子当たりの電子空格子点数である。このような合金を用いることにより、高度の耐食性があって優れた最高抗張力及び降伏強度を持つ、コバルトを主成分とする合金が得られると述べている。これらの特性は、マトリックスFCC 相におけるプレートレットHCP 相の形成及び化学式Ni_3 X 、ここでx はチタン、アルミニウム、コロンビウム、の化合物の析出によって得られることを開示している。これは、HCP 及びFCC 相間の変態が起こる、温度変態帯の上限より低い温度で合金を加工し、その後４２７°Ｃ-７３２°Ｃで約４時間熱処理することにより達成される。それでも、Slaney'385特許のMP159 合金は応力破壊特性を有し、約５９３°Ｃを越える温度における使用に適さない。

【０００７】

他の先行技術の提案はSlaneyの米国特許第4,795,504 号で、これは重量パーセントで炭素最高0.05% 、コバルト20-40%、モリブデン6-11% 、クロム15-23%、鉄最高1.0%、ボロン0.005-0.020%、チタン0-6%、コロンビウム0-10% 及び残余のニッケルから成る組成を持つ合金（MP210 合金として知られる）を開示している。この特許の合金は、温度約７０４°Ｃで満足すべきレベルの伸張性、延性及び応力破壊特性を保持すると言われている。シグマ相のような、脆化相の形成を避けるために、これらの合金に対しては電子空格子点数 N_vを2.80より大きくできないことも開示している。また、これらの合金をHCP-FCC変態帯より低い温度で加工することにより強化させることを開示している。更に、この特許の合金は、上記Smith 特許及びSlaney'385特許に記載するものと同様に、HCP-FCC プレートレット構造を形成する多重相合金である。

【０００８】

更に米国特許第4,908,069 号は、有利な機械特性（高強度のような）及び高硬度水準が、ある種の合金材料で達成できるとの前提で発明を開示している。同合金材料は、材料内においてガンマ第１相を形成し、FCC マトリックス内にHCP プレートレット相を形成させるために、材料を加工した後で実質的なガンマ第１相を保持させることにより高耐蝕性を有する。この発明は一面において、ガンマ第１相を含む加工強化可能な合金の製造方法を記載してている。この方法は、重量パーセントでモリブデン6-16% 、クロム13-25%、鉄0-23% 、ニッケル10-55%、炭素0-0.05% 、ボロン0-0.05% 及び残余のコバルト（20% 以上を含む）を含む溶解物において、該合金が同様にガンマ第１相を形成するニッケル及びある定められた電子空格子点数(N_v) を有する、１以上の元素を含む溶解物を形成し、溶解物を冷却し、少なくとも断面積で5%縮小させるために加工することにより合金を強化する前に、これを600-900 ℃でガンマ第１相を形成するのに十分な時間に亘り加熱することから成る。

【０００９】

更に、米国特許第4,931,255 号はニッケル・コバルト合金を開示している。同合金は重量パーセントで、炭素0-0.05% 、モリブデン6-11% 、鉄0-1%、チタン0-6%、クロム15-23% 、ボロン0.005-0-020%、コロンビウム1.1-10% 、アルミニウム0.4-4.0%、コバルト30-60%

及び残余のニッケルから成り、ある定められた電子空格子点数(N_v) を有する。

【００１０】

【発明が解決しようとする課題】

上記特許に記載する、MP35N 及びMP159 のような、幾つかの合金は宇宙航空機用ファスナ構成部分に使用してきた。更に、一般的にWaspaloyとして知られる合金を、宇宙航空機用ファスナ構成部分を造るのに使用してきた。AMS-5707G 及びAMS-5708F 仕様に報告されるWaspaloyの重量パーセント組成は、炭素0.02-0.10%、クロム18.00-21.00%、コバルト12.00-15.00%、モリブデン3.50-5.00%、アルミニウム1.20-1.60%、チタン2.75-3.25%、ジルコニウム0.02-0.08%、ボロン0.003-0.010%、マンガン最大0.10% 、ケイ素最大0.15% 、リン最大0.015%、硫黄最大0.015%、鉄最大2.00% 、銅最大0.10% 、鉛最大0.0005% 、ビスマス最大0.00003%、セレン最大0.0003% 及び残余のニッケルから成る。それでも当業界には、特により高温で使用するファスナ構成部分用に、より高い強度可能性、より高い温度可能性を開発し、従ってこれまでのものより高い使用温度及びより大きな効率のタービンエンジン及びその他の装置を造ることを可能にする必要が依然としてある。

【００１１】

上記米国特許第4,908,069 号記載の方法のように、製造方法の改良により、ある種の合金の特性を向上させることはできるが、より高温で使用するファスナ構成部分及びその他の部品に対する、所望の混合特性を達成するために、合金化学は商業的により望ましく有用な手段を提供する傾向に変化している。従って、処理の革新よりはむしろ、主として混合の増大によりファスナ材料を開発するために、本発明に至る研究を試みた。概してファスナ用途に重要と考えられる選ばれた特性には、構成部分の生産性、抗張力、応力・クリープ破壊、耐蝕性、疲労強度、剪断強度及び熱膨脹係数がある。

【００１２】

合金設計者は、既知合金の組成配合を調整することにより、これらの設計特性の１つ又は２つの改良を意図することができる。しかし、先行技術の教示にも拘らず、当業者にとっても、このような合金を形成するために化合させる、一定濃度の既知元素により発揮される物理特性及び機械特性を、かなりの精度で予言することは不可能である。更に、残りの所望の特性をかなり又はひどく損なうことなく、材料の２つ又は３つ以上の工学的特性を改良することは極めて困難である。合金設計は、構成部分設計上の各種の要件を満たすために最良の混合特性を達成せんとする、妥協の手順である。他の特性を損なうことなく任意の１特性が最高になるのは希である。むしろ、構成成分を製造するための臨界的に釣り合った化学作用及び適切な処理の開発を通して、所望の諸特性間の妥協が計られる。本発明の独特な合金は、約７６０°Ｃに及ぶより高い使用温度用の、ファスナ構成部分及びその他の部品を製造するのに必要な、優れた混合特性を提供する。

【００１３】

【問題点を解決するための手段】

本発明は下記重量パーセントの元素から成る、ニッケル・コバルトを主成分とする合金に関する。すなわち、炭素約0.002-0.07% 、ボロン約0-0.04% 、コロンビウム約0-2.5%、クロム約12-19%、モリブデン約0-6%、コバルト約20-35%、アルミニウム約0-5%、チタン約0-5%、タンタル約0-6%、タングステン約0-6%、バナジウム約0-2.5%、ジルコニウム約0-0.06% 、ニッケル残余＋付随不純物から成り、約2.60未満の相安定度数 N_{V3B} を有する。更に、該合金は、アルミニウム、チタン、コロンビウム、タンタル及びバナジウムから成るグループから選択する少なくとも１つの元素と、タンタル及びタングステンから成るグループから選択する少なくとも１つの元素とを有する。

【００１４】

付随不純物は可能な最低量に保つべきであるが、該合金は、重量パーセントで、ケイ素約0-0.15% 、マンガン約0-0.15% 、鉄約0-2.0%、銅約0-0.1%、リン約0-0.015%、硫黄約0-0.015%、窒素約0-0.02% 、酸素約0-0.01% の元素を含むことができる。

【００１５】

本発明の合金は、面心立方マトリックス内に分散するプレートレット相及びガンマ第１

相を有する。更に同合金は、実質的に脆化相がなく、断面積で少なくとも5%縮小させるために加工することができる。また、該合金は冷間加工後熟成、即ち、経年変化させるか又は断面積で所望の縮小を行うために経年変化、冷間加工後再び経年変化させることができる。本発明は、特に約７６０°Ｃに及ぶ高温において高い熱安定性及び微小構造安定性を有する。

【００１６】

本発明の合金から高温用の物品を適切に造ることができる。物品としては、高使用温度の影響を受けるタービンエンジン又はその他の装置用の構成部分、特に、そのようなエンジン及び装置に使用するファスナがある。

【００１７】

本発明のニッケル・コバルトを主成分とする合金組成は、高温における所望の独特な混合特性に帰着する、臨界的に釣り合った合金化学作用を有する。これらの特性には、特にファスナ構成部分の生産性、非常に優れた抗張力、応力破壊強度、耐蝕性、疲労強度、剪断強度、約８１６°Ｃに及ぶクリープ破壊強度及び熱膨脹係数がある。

【００１８】

本発明の目的は、所望の独特な混合特性を有する、ニッケル・コバルトを主成分とする合金組成を提供することである。本発明のその他の目的は、高応力、約７６０°Ｃに及ぶ高温条件下においてタービンエンジン及びその他の装置で用いる、ニッケル・コバルトを主成分とする合金及びそれから造る物品を提供することである。本発明のこれら及びその他の目的並びに利点は、以下に述べる好ましい実施態様の詳細な説明を参照することにより当業者に明かとなろう。

【００１９】

【実施例】

本発明のニッケル・コバルトを主成分とする合金は下記重量パーセントの元素から成る。

炭素	約0.002-0.07
ボロン	約0-0.04
コロンビウム	約0-2.5
クロム	約12-19
モリブデン	約0-6
コバルト	約20-35
アルミニウム	約0-5
チタン	約0-5
タンタル	約0-6
タングステン	約0-6
バナジウム	約0-2.5
ジルコニウム	約0-0.06
ニッケル＋付随不純物	残余

合金は約2.60未満の相安定度数 N_{V3B} を有する。更に、これらの合金は、アルミニウム、チタン、コロンビウム、タンタル及びバナジウムから成るグループから選択する少なくとも１つの元素と、タンタル及びタングステンから成るグループから選択する少なくとも１つの元素とを有する。本発明のニッケル・コバルトを主成分とする合金組成は、臨界的に釣り合った合金化学特性を有し、これらは所望の独特な混合特性に帰着し、特にファスナ構成部分の製造用に適する。これらの特性には、特に約７６０°Ｃに及ぶ高温において、ファスナ構成部分の生産に用いる、先行技術のニッケル及びコバルトを主成分とする合金に比べて、増大した熱安定性、微小構造安定性、抗張力破壊強度及び応力破壊強度がある。

【００２０】

MP159 合金のような、先行技術による合金の高温における強度を制限する主な要因の中には、固溶体の不安定性及び高温において強くなるガンマ第１相がある。このような材料

内で長時間高温にさらすことは、所望の強化剤の分解と、延性及び強度を妨げる非立方体相の再析出に帰着する。これらの先行技術による合金における、HCP からFCC への変態温度及び強化相の熱安定性は、合金を加えることにより改良できる。通常ガンマ第１相を形成す元素は、ニッケル、チタン、アルミニウム、コロンビウム、バナジウム及びタンタルであるが、一方マトリックスを支配するのはニッケル、クロム、コバルト、モリブデン及びタングステンである。本発明の合金は比較的高いHCP/FCC 変態温度、微小構造安定性及び応力・クリープ破壊強度を提供する元素でバランスをとっている。

【００２１】

本発明の合金は、重量でタンタル約0-6%及びタングステン約0-6%を含む。本発明の合金ではタンタル及びタングステンの双方が存在できる。しかし、タンタル及びタングステン元素の少なくとも１つが存在しなければならない。有利なことに、タンタルの含有量は3.8-5.0 重量パーセントで、タングステンの含有量は1.8-3.0 重量パーセントである。同合金では、タングステンとタンタルがはHCP/FCC 変態温度を高めるのに貢献できる。同時にこれらの元素は、原子直径が比較的大きいために、合金の固溶体強度をかなり強くし、従って、低水準の冷間加工により延性を潜在的に増大させる一方で、強度を保持するためには重要な付加物である。低水準の冷間加工が可能なのは、本発明の合金が強度を高めるために専ら冷間加工に依存することはないからである。

【００２２】

本発明の合金は同様に、アルミニウム、チタン、コロンビウム、タンタル及びバナジウムから成るグループから選択する、少なくとも１つのガンマ第１形成元素も持たなければならない。アルミニウムの含有量は重量で約０－５％、チタンの含有量は重量で約０－５％である。有利なことに、アルミニウムは０．９－１．１重量パーセントの量で存在し、タングステンは１．９－４．０重量パーセントの量で存在する。これらの組成でアルミニウム及びチタンを付加することは、ガンマ第１形成を促進する。更に、これらの合金にタンタル及びコロンビウムを付加することによりガンマ第１相の強度及び容積部分が増大し、これによって合金の強度が増大すると信じられている。これらの合金においては、アルミニウム、チタン及びタンタル元素は、熱浸食及び酸化に対する耐性のような、改良環境特性を提供する方面で有効である。

【００２３】

コロンビウムの含有量は重量で約0-2.5%で、有利なことにコロンビウムは重量で0.9-1.3%存在する。これらの合金に加えられるタンタルの量はコロンビウムより多い、それはタンタルが、ガンマ第１への分割に加えて、合金のマトリックスに有利に貢献するからである。

【００２４】

これらの合金では、高強度の達成を助長するので、ガンマ第１相の形成を促進する。その上に、先ず経年変化（「時効硬化」の意、以下本明細書において同じ）させ、それから冷間加工し、更に熟成処理を必要とする方法のような、各種の処理に対する材料の反応を助長できるので、ガンマ第１の有意の容積部分が望ましい。すなわち、このような方法は、この種の材料で強度を達成するのに必要な冷間加工の量を潜在的に減少させる。

【００２５】

これらの組成におけるバナジウムの含有量は、重量で約0-2.5%である。本発明の合金では、更に重量で約0.002-0.07% の含有量の炭素を有し、有利なことに、炭素は重量で0.005-0.03% 存在する。炭素はVIM 製造工程中溶解酸素除去を助長するので、これらの合金には炭素を加えて、これらの合金における結晶粒境界強度に貢献することができる。その上、ボロンの含有量は重量で約0-0.04% で、有利なことにボロンの量は重量で0.01-0.02%である。結晶粒境界強度を改良するために特定範囲のボロンをこれらの合金に加える。

【００２６】

クロムの含有量は重量で約12-19%である。有利なことに、本発明の合金におけるクロムの量は重量で13.0-17.5%である。クロムはこれらの合金に対して耐蝕性を与えるが、合金の耐酸化性も同様に助長することができる。更に、モリブデンの含有量は重量で約0-6%で

、有利なことに、モリブデンの含有量は重量2.7-4.0%である。これらの組成にモリブデンを付加することは、合金の強度を改良する意味である。更に、ジルコニウムの含有量は、重量で約0-0.06% である。有利なことに、ジルコニウムは重量で0-0.02% の量で存在する。ジルコニウムは同様に、これらの合金の結晶粒境界強度も改良する。

【００２７】

コバルト含有量は、重量で約20-35%である。有利なことに、コバルト含有量は、重量で24.5-34.0%である。コバルトはこれらの合金に対して、安定な多重相構造及び多分耐蝕性を与えるのを助長する。本発明の合金組成の残余はニッケルと少量の付随する不純物とを含む。概して、これらの付随不純物は生産工程で混入する。組成中ではこれを可能な限り最低量に保って、合金の有利な面に対して影響を与えないようにすべきである。

【００２８】

例えば、これらの付随不純物は、重量で約0.15% に及ぶケイ素、重量で約0.15% に及ぶマンガン、重量で約2.0%に及ぶ鉄、重量で約0.1%に及ぶ銅、重量で約0.15% に及ぶリン、重量で約0.015%に及ぶ硫黄、重量で約0.02% に及ぶ窒素及び重量で約0.01% に及ぶ酸素を含み得る。上記の量を越えるこれらの不純物の量は、結果として生じる合金の特性に悪影響を与えるであろう。好ましくは、これらの付随不純物が、重量パーセントで下記量を越えないことである。すなわち、ケイ素0.025%、マンガン0.01% 、鉄0.1%、銅0.01% 、リン0.01% 、硫黄0.002%、窒素0.001%及び酸素0.001%。

【００２９】

本発明の合金は、上記に特定した範囲内の組成を有するのみならず、約2.60未満の相安定度数N_{V3B}を有する。有利なことに、相安定度数 N_{V3B} は2.50未満である。当業者には理解できるように、 N_{V3B} はニッケルを主成分とする合金の電子空格子点TCP 相制御要因計算のPWA N-35方法で定義する。この計算は以下の通りである。

【００３０】

式１

重量パーセントから原子パーセントへの変態：元素ｉの原子パーセントを P_i とすると

【数１】

$$p_i = \frac{W_i / A_i}{\Sigma (W_i / A_i)} \times 100$$

ここで W_i ＝元素ｉの重量パーセント

A_i ＝元素ｉの原子パーセント

【００３１】

式２

連続マトリックス相に存在する各元素量の計算は以下の通りである。

【数２】

元素	マトリックス相内原子量Ｒｉ
Ｃｒ	$R_{Cr} = 0.97P_{Cr} - 0.375P_B - 1.75P_C$
Ｎｉ	$R_{Ni} = P_{Ni} + 0.525P_B - 3(P_{AL} + 0.03P_{Cr} + P_{Ti} - 0.5P_C + 0.5P_V + P_{Ta} + P_{Cb})$
Ti, Al, B, C, Ta, Cb	$R_i = 0$
Ｖ	$R_V = 0.5P_V$
Ｗ	$R_W = P_W - 0.167P_C \frac{R_W}{P_{MO} + P_W}$
Ｍｏ	$R_{MO} = P_{MO} - 0.75P_B - 0.1672P_C \frac{P_{MO}}{P_{MO} + P_W}$

【００３２】
式３
上記式１及び２からの原子係数をもちいた N_{V3B} の計算：
【数３】

$$N_i\ i = \frac{R_i}{\Sigma_i} \quad \text{従って} \quad N_{V3B} = \Sigma\ N_i\ i\ (N_v)i$$

ここで ｉ＝順繰りに各個々の元素
N_i ｉ＝マトリックス内各元素の原子係数
(N_v)i＝それぞれの各元素の電子空格子点番号
"PHACOMP Revisited"と題する、超合金における構造的安定性に関する国際シンポジウム第１巻として出版した（1968）、H.J.Murphy、C.T.Smith 、A.M.Beltran による技術文献がこの計算を詳細に例示している。参照により同文献の開示内容を本願に組入れる。当業者には理解できるように、本発明の合金に対する相安定度数は臨界的であり、高温条件下で所望の特性に対する安定した微小構造及び可能性を与えるためには、明記した最大値未満でなければならない。当業実施者が一度本主題に取組めば、当該相安定度数を経験的に決めることができる。
【００３３】
本発明の合金は、約７６０°Ｃに及ぶ高温において、望ましくないＴＣＰ相の形成に対する耐性のような、増大した熱安定性及び微小構造安定性を示す。本発明は更に、所望の特性の独特なブレンドを有する合金組成を与える。これらの特性には、特にファスナ構成部分の生産性、非常に優れた抗張力、応力破壊強度、耐蝕性、疲労強度、剪断強度、望ましい熱膨脹係数及び高応力、約８１６°Ｃに及ぶ高温条件下における優れた耐クリープ性がある。本発明の１実施例は、０．１％クリープ変形を示す前に、１０００時間に亘り７０４°Ｃで１９９．９５ＭＰａ（２９ｋｓｉ）の応力に耐える能力及び０．２％クリープ変形を示す前に、１０００時間に亘り７０４°Ｃで３１０．２６ＭＰａ（４５ｋｓｉ）の応力に耐える能力を有する。合金は、面心立方マトリックス内に分散するプレートレット

相及びガンマ第１相を持つ多重相構造を有し、これがこれらの合金の改良された温度特性を与える要因と考えられる。これらの合金には同様にほぼ脆化相がない。既に述べた通り、それにも拘らず本発明の合金は、独特なブレンド特性を維持せんとすれば、いかなる１元素においてもほんの僅かな変動しか許容できない、正確な組成を有する。

【００３４】

本発明の合金は、特に約７６０°Ｃに及ぶ高温で用いる物品を適切に造るために使用できる。物品は、高使用温度にさらされるタービンエンジン及びその他の装置用の構成部分に使用できる。しかし、本発明の合金組成は、約７６０°Ｃに及ぶ高温において増大した熱安定性及び微小構造安定性を有する一方で、非常に優れた機械強度及び耐食性を保つ。本発明の合金から適切に造ることができるファスナ部品の例としては、ボルト、ねじ、ナット、リベット、ピン、カラー等がある。これらの合金を用いて、７０４°Ｃ／６８９．４８ＭＰａ（１００ｋｓｉ）条件で１５０時間を越える応力破壊寿命の外に、高応力及び８１６°Ｃに及ぶ高温条件下で、増大したクリープ耐性を有するファスナを製造することができる。これらは、高使用温度にさらされるタービンエンジン及びその他の装置に用いる、ファスナを製造する場合に非常に望ましい重要な合金特性と見なされる。

【００３５】

本発明の合金構成成分を適切に準備し、従来のインゴット冶金技術若しくは粉末冶金技術のような、当業界で既知の任意の技術で溶解させる。このように、適切な条件下で、真空誘導溶解(VIM) により合金をまず適切に融解し、その後インゴットとして鋳造する。インゴットとして鋳造後、望ましくは合金を均質化させ、その後次の加工に適したビレット又はその他の形状に熱間加工する。しかし、より大きな直径のVIM 生成物で本発明を検討したところ、インゴットの微小構造変動及び元素の偏析が、本発明の合金に対する熱間縮小生成物の収量に悪影響を及ぼし得ることが分かった。このために、合金を加工し経年変化させる前に、合金を真空アーク再融解(VAR) 又はエレクトロスラグ再融解(ESR) するのが望ましいであろう。

【００３６】

ESR 及びVAR は当業界でよく知られている、２種類の消耗電極溶解工程である。これらの工程においては、VIM インゴット（電極）が連続的に一端から他端へ溶解し、結果として生じる溶解した金属のたまりが、制御された条件下で再凝固し、開始時のVIM 電極と比較して、減少した元素偏析及び改良された微小構造を有するインゴットを産出する。VAR 製法においては、溶解及び再凝固が真空中で起こり、これが溶解した金属中の高蒸気圧トランプ元素の水準を低下させ得る。ESR は、電極と再凝固インゴットとの間に溶解した精練スラグ層を用いて行う。溶解金属小滴が溶解スラグを介して電極から降りるにつれて、インゴット内における再凝固に先立って、組成上の精練及び不純物の除去が生じ得る。これらの消耗電極溶解工程のいずれかにより、結果として生じるインゴットに与えられる、改良された微小構造及び元素偏析の減少は、次の熱処理及び熱間加工操作に対する改良された反応に帰着する。選択的に、溶解金属はガス噴射により衝突させるか若しくは粉末を形成させるために他の方法で小滴として分散させることができる。この種の粉末状合金は、その後粉末冶金で知られる技術により所望の形態に濃度を高めることができる。同様に、当業界で知られている噴霧鋳造技術を用いることもできる。

【００３７】

本発明の合金は、少なくとも断面積で５パーセント縮小させるために有利に加工される。好ましい実施態様においては、合金の冷間加工により断面積で約10%-40% 縮小させることができるが、高度の冷間加工では幾らかの機能性上の損失を伴う。ここで用いる“冷間加工”の用語は、准安定FCC マトリックスの一部がプレイトレット相へ変態することを誘発する、温度（FCC/HCP 変態温度より低い）における変形を意味する。同様に、“熱間加工”の用語は、FCC/HCP 変態温度より高い温度における変形を意味する。

【００３８】

合金は冷間加工後経年変化させる得る。例えば、合金は冷間加工後約１乃至50時間に亘り経年変化させることができる。合金は、冷間加工後約 ４２７°Ｃ-７６０°Ｃにおいて

約１乃至50時間に亘り有利に経年変化される。あるいは、合金は初めに経年変化され、断面積で5%縮小させるために冷間加工し、その後再び経年変化させることができる。有利なことに合金は、約６４９°Ｃ-８９９°Ｃの温度で約1-200 時間経年変化され、断面積で約10%-40% 縮小させるために冷間加工し、その後約 ４２７°Ｃ-７６０°Ｃにおいて約１乃至50時間に亘り経年変化される。合金は経年変化後空冷することができる。

【００３９】

本発明は、上記組成を有するニッケル・コバルトを主成分とする合金を製造するための製法を含む。１実施態様において本製法は、

ａ） 下記重量パーセントの元素から成る合金の融解物を形成し、

炭素	約0.002-0.07
ボロン	約0-0.04
コロンビウム	約0-2.5
クロム	約12-19
モリブデン	約0-6
コバルト	約20-35
アルミニウム	約0-5
チタン	約0-5
タンタル	約0-6
タングステン	約0-6
バナジウム	約0-2.5
ジルコニウム	約0-0.06
ニッケル＋付随不純物	残余

該合金が、約2.60未満の相安定度数 N_{V3B} を有すると共に、アルミニウム、チタン、コロンビウム、タンタル及びバナジウムから成るグループから選択する少なくとも１つの元素と、タンタル及びタングステンから成るグループから選択する少なくとも１つの元素とを有し、

ｂ） 固形合金材料を形成するために前記融解物を冷却し、

ｃ） 冷間加工に適したサイズに材料を縮小させるために前記合金材料を熱間加工し、

ｄ） 断面積で少なくとも５%縮小させるために前記合金材料を冷間加工し、

ｅ） 前記冷間加工した合金材料を、約 ４２７°Ｃ- 約７６０°Ｃの温度で、約１時間から約50時間に亘り経年変化させることを含む。

【００４０】

前述の通り、合金は加工及び経年変化させる前に真空アーク再溶解若しくはエレクトロスラグ再溶解することができる。同様に合金は、初めに経年変化させ、必要な断面積の縮小を行うために冷間加工し、その後再び経年変化させることができる。例えば、断面積で少なくとも5%縮小させるために冷間加工する前に、初めに約６４９°Ｃ- 約８９９°Ｃの温度で、約１時間から約200 時間に亘り経年変化させることができる。しかし、当業者には理解できるように、上記製法段階の全てにおいて、冷間加工及び経年変化のための最適温度及び時間は合金の正確な組成に依存する。補助的に、冷間加工した合金は、経年変化後空冷することができる。本発明の製法は、ファスナ製造用の合金を造るために適切に用いられる。

【００４１】

本発明をより明確に例証するために、以下に述べる例を提示する。以下の例は本発明並びに本発明とその他の合金及び物品との関係を例証するためのものであって、本発明の範囲を制限すると見なしてはならない。

【００４２】

本発明の組成を決めるための評価に当たり、４つの異なった合金処理方法を試みた。概して、以下に述べる例１乃至５に相当する、処理方法は次の通りである。

【００４３】

１ VIM+熱間押出+ 熱間圧延+ 冷間加工（スエージ加工）

２ VIM+熱間押出+ 熱間圧延+ 冷間引抜
３ VIM+ESR+熱間圧延+ 冷間圧延
４ VIM+ESR+熱間圧延+ 冷間引抜
５ VIM+ESR+熱間圧延+ 冷間引抜

【００４４】

例１

本発明の組成をもたらした実験的な開発作業は、CMBA-6及びCMBA-7と呼ぶ２つの合金システムの定義から開始した。後続作業で、CMBA-8と呼ぶ第３合金システムを定義した。開発組成は、多重形反応、すなわち、冷間加工による準安定FCCマトリックスの低温HCP 構造への部分変態を示し、一方では同様により多くの従来的な強化機構も用いるように設計した。。

【００４５】

初めにCMBA-6及びCMBA-7合金組成の２インチ径棒を製造した。溶解は、アルゴン埋め戻しで操作する、真空炉内で行った。CMBA-6及びCMBA-7合金標本に対する、目標特性及び実際の鋳造インゴット特性を下記表１に示す。同様に、次に製造したCMBA-8合金標本に対する、目標特性及び実際の鋳造インゴット特性も表１に示す。

【００４６】

実際の鋳造インゴット含有量に対する目標合金特性の概してかなり良い相関関係があると考えられる。更に、各合金の相安定性予言を支持するために、標準 N_{v3B} 計算（上記の）を行った。結果は同様に下記表１に示す。

【００４７】

【表１】

表　1

重量%

元素	CMBA-6 目標	CMBA-6 鋳造インゴット	CMBA-7 目標	CMBA-7 鋳造インゴット	CMBA-8 目標	CMBA-8 鋳造インゴット
C	.015	.010	.105	.020	.015	.024
Si	LAP	<.05	LAP	<.05	LAP	.004
Mn	LAP	<.05	LAP	<.05	LAP	.001
B	.015	.018	.015	.016	.015	.014
Cb	1.1	1.2	1.1	1.1	1.1	1.1
Cr	17.0	16.9	17.0	17.0	14.5	14.6
Mo	3.0	2.9	3.5	3.4	3.5	3.5
Co	25.0	24.1	30.0	28.4	33.0	33.1
Al	1.0	1.06	1.0	1.03	1.0	.96
Ti	2.0	1.98	3.0	3.1	3.5	3.7
Ta	4.0	3.9	4.0	3.9	4.5	4.3
W	2.0	1.9	2.0	1.9	2.5	2.4
V	LPA	<.01	LAP	<.01	LPA	<.01
Ni	BASE	BASE	BASE	BASE	BASE	BASE
Fe	LAP	<.05	LAP	<.10	LAP	<.05
Cu	LAP	<.02	LAP	<.02	LAP	.003
S ppm	LAP	7	LAP	6	LAP	16
【N】 ppm	LAP	25	LAP	100	LAP	6
【O】 ppm	LAP	36	LAP	40	LAP	28
N_{v3B} (PWA N-35)	2.23	2.21	2.45	2.43	2.45	2.46

LAP　可能な限り低い

【００４８】

CMBA-6及びCMBA-7合金を以下の通り均質化した。CMBA-6標本を約27時間１１７７°Ｃで均熱させ、CMBA-7標本を約46時間１２１８°Ｃで均熱させた。下記例３で用いる合金溶体・均質化処理を開発するために、その後製造した、CMBA-8インゴットを使用した。

【００４９】

均質化に続いて、酸化物スケールを除くために、CMBA-6及びCMBA-7合金を表面洗浄し、その後押出しの準備としてステンレス鋼で密封した。試験棒を、１１４９°Ｃ、縮小率2.56:1で、1.25インチ径の棒に押出した。

【００５０】

熱間押出しに続いて、標本に熱間圧延及び冷間スエージ加工を施した。長さ14" 、直径1.25" の密閉棒を、14インチ型押しロール機で合計14パスすることにより、１１６３°Ｃで公称0.60" 径に熱間変形させた。室温における５スエージ・パスで、毎パス0.012-0.030"径の変形で、結果的に5-34% 範囲の冷間加工水準になった。

【００５１】

これらの試験材料の大部分は、冷間加工に続いて７１８°Ｃ/10Hr./AC（空冷）試験条件で経年変化された。その他の試験標本は７１８- ８１６°Ｃ範囲の温度で20時間経年変

化され、限られた室温及び高温で引張り試験を行った。経年変化された標本は、全て標準ASTM手順に従って、機械・研磨加工後引張り、応力破壊、クリープ破壊試験を行った。CMBA-6及びCMBA-7合金標本に対して、室温（RT)４８２°Ｃ、５９３°Ｃ、６４９°Ｃ、７０４°Ｃで行った引張り試験の結果を、それぞれ下記表２及び３に示す。

【００５２】

【表２】

表 2

縦引張り特性比較

CMBA－6 対 WASPALOY

試験温度 (°F/C°)	合金	0.2%降伏 Kg/cm²	最大引張り強度 Kg/cm²	伸び率 (%)	縮小率 (%)
室温	WASPALOY	20.2	29.5	22.0	25.0
	CMBA-6	42.8	44.2	5.5	18.5
900/482	CMBA-6	36.8	37.7	6.1	23.9
1100/593	WASPALOY	18.2*	27.5*	18.5*	27.5*
	CMBA-6	36.2	37.0	5.8	20.8
1200/649	WASPALOY	17.8	27.1	15.0	30.0
	CMBA-6	35.3	36.6	6.1	22.4
1300/704	WASPALOY	17.4**	23.6**	21.0**	40.0**
	CMBA-6	33.2	35.2	4.6	14.5

注：

- CMBA-6　27%冷間加工棒状標本
- WASPALOY　ロックウエルC38(B方法) に鍛造、熱処理、出所：エンジニアリング　アロイ　ダイジェスト社

* 538℃ 及び 649℃ 報告値から計算した平均結果

** 649℃ 及び 760℃ 報告値から計算した平均結果

【００５３】

【表３】

表 3

縦引張り特性比較

CMBA－7 対 WASPALOY

試験温度 (°F/C°)	合金	0.2%降伏 Kg/cm²	最大引張り強度 Kg/cm²	伸び率 (%)	縮小率 (%)
室温	WASPALOY	20.2	29.5	22.0	25.0
	CMBA-7	45.9	47.3	2.3	5.6
900/482	CMBA-7	40.0	41.2	6.3	16.1
1100/593	WASPALOY	18.2*	27.5*	18.5*	27.5*
	CMBA-7	38.5	40.6	3.8	13.1
1200/649	WASPALOY	17.8	27.1	15.0	30.0
	CMBA-7	39.1	40.2	6.3	13.1
1300/704	WASPALOY	17.4**	23.6**	21.0**	40.0**
	CMBA-7	37.1	38.7	5.3	14.3

注：

- CMBA-7 約30%冷間加工棒状標本
- WASPALOY ロックウエルC38(B方法) に鍛造、熱処理、出所：エンジニアリング アロイ ダイジェスト社

* 538℃ 及び 649℃ 報告値から計算した平均結果

** 649℃ 及び 760℃ 報告値から計算した平均結果

【００５４】

表２に示すCMBA-6引張り試験結果は、典型的なWaspaloy特性との比較である。概してこれらの結果は、CMBA-6がWaspaloyより遥かに高い引張り強度を与えるが、延性が低いことを表す。

【００５５】

同様に表３に示すCMBA-7引張り試験結果は、当該合金がWaspaloyより大きな利点を与えるが、再び、延性がかなり低いことを例証している。

【００５６】

CMBA-7合金に対する経年変化による温度変化の影響についての研究試験結果を下記表４に示す。

【００５７】

【表４】

表　4

室温縦引張り強度
熱成温度変化結果

熱成条件	0.2%降伏 Kg/cm²	最大引張り強度 Kg/cm²	伸び率 (%)	縮小率 (%)
718℃/20 hrs.	47.1	48.0	2.3	6.8
732℃/20 hrs.	45.9	47.5	2.7	6.8
746℃/20 hrs.	46.5	47.7	2.4	8.0
760℃/20 hrs.	45.3	46.6	2.1	5.7
788℃/20 hrs.	43.8	45.7	1.5	3.6
816℃/20 hrs.	42.0	43.7	2.3	7.0

約30%冷間加工棒状標本

【００５８】
表４の結果は、CMBA-7経年変化による温度の増大(７１８°Ｃより高い）では合金のRT引張り延性を改良できなかったことを表す。
【００５９】
CMBA-6及びCMBA-7合金標本で行った応力破壊及びクリープ破壊試験結果を下記表５に示す。
【００６０】
【表５】

表 5

高温応力・クリープ破壊データ CMBA-6 及び CMBA-7 合金

合金	試験条件	破壊時間 Hrs.	伸び率 %	縮小率 %	最終クリープ値 t. hrs.	最終クリープ値 変形率 %	到達時間 hrs. 1.0%	到達時間 hrs. 2.0%
CMBA-6	649℃/23.9 Kg/cm²	33.0⁺	---	---	31.4	0.261	---	---
	649℃/23.9 Kg/cm²	205.2⁺⁺	---	---	---	---	---	---
	704℃/16.7 Kg/cm²	644.4	3.9	4.6	641.3	2.510	362.7	605.0
	704℃/12.4 Kg/cm²	5240.4	4.1	7.0	5238.7	3.066	3095.4	4881.0
	732℃/13.0 Kg/cm²	715.0	3.3	5.7	714.9	2.452	447.4	694.1
	760℃/12.4 Kg/cm²	168,9	2.8	4.4	168.3	2.514	52.0	145.3
	788℃/8.5 Kg/cm²	271.1	4.6	4.4	269.6	3.531	150.4	233.4
	816℃/7.8 Kg/cm²	102,0	4.5	5.8	---	---	---	---
CMBA-7	593℃/24.8 Kg/cm²	25554.7	5.0	7.0	---	---	---	---
	649℃/23.9 Kg/cm²	6,6⁺	---	---	5.3	0.215	---	---
	649℃/23.9 Kg/cm²	1183,7	4.8	9.4	1179.5	3.018	484.0	946.0
	649℃/18.6 Kg/cm²	14679.5	10.3	16.1	---	9.058	5360.0	11989.9
	649℃/15.5 Kg/cm²	25618,4	1.099% 変形で試験中止					
	704℃/16.7 Kg/cm²	1523,3	10.3	19.6	1521.0	8.678	564.9	1151.8
	704℃/12.4 Kg/cm²	6725.4	10.3	17.1	6724.6	9.828	2510.0	5055.0
	732℃/13.0 Kg/cm²	1154.9	9.3	16.4	1154.9	9.015	437.1	831.9
	760℃/12.4 Kg/cm²	304.9	11.5	15.1	304.7	10.901	72.6	181.0
	760℃/9.3 Kg/cm²	994.4	8.2	14.5	993.0	7.479	423.5	710.1
	788℃/8.5 Kg/cm²	277,9	8.0	10.4	276.1	7.165	107.0	183.0
	788℃/8.5 Kg/cm²	190.9	6.1	8.2	187.3	4.267	65.9	132.9
	816℃/7.8 Kg/cm²	60.6	5.3	3.8	---	---	---	---
	732℃/13.2 Kg/cm²	571.6*	---	---	---	---	---	---

注：

・試験棒状体準備：溶解、熱間押出し、熱間圧延、約25% 冷間加工、後熱成

・試験標本機械加工・研磨

・主に0.160″ 径ゲージ標本

⁺ ねじ破壊

⁺⁺中断試験、ねじ付圧延標本、87.0時間で炉停止、炉修理中15時間加重継続

* 切欠き付破壊標本

【００６１】

表５の結果は、CMBA-7組成がCMBA-6組成より大きなクリープ破壊強度を示すことを表す。表５に示すこの特殊な例では、７１８°Ｃ/１６．７ｋｇ/ｃｍ² 条件で試験した２つの合金についての1.0%及び2.0%破壊に対する時間比較の結果、CMBA-7標本が意味のある低率でクリープすることを表す。表５の試験結果は更に、CMBA-7組成が同様にCMBA-6組成より大きな破壊強度及び破壊延性を与えることを表す。更に、表に示した破壊結果の一部を示す図1のグラフでは、Larson Miller 応力破壊曲線で合金の性能を対比している。１６．７ｋｇ/ｃｍ² の連続応力に対しては、CMBA-7合金がCMBA-6合金と比較して金属温度で１１．７°Ｃ有利であることを算出している。同様に、１２．４ｋｇ/ｃｍ²では８．９°Ｃ有利であることを表す。

【００６２】

図1は同様に、Waspaloy及びMP210(上述の米国特許第4,795,504 号に開示した合金）の高温破壊性能を図示する。１５．５ｋｇ/ｃｍ² 応力水準に対しては、CMBA-7合金がMP210 合金及びWaspaloyよりそれぞれ金属温度で３９．４°Ｃ及び７０．６°Ｃ有利であるこ

とが明らかである。

【００６３】

図２は別のLarson Miller 応力破壊曲線で、CMBA-7合金とWaspaloy及びRene 95 合金（GE社の製品）とを比較している。図2に例示するように、１２．４ｋｇ/ｃｍ^2 作動応力に対しては、CMBA-7合金はRene 95 合金より約１４°Ｃ優れた金属温度性能を与える。更に、９．３ｋｇ/ｃｍ^{2}におけるWaspaloyとの比較では、CMBA-7合金は付加的に約１８°Ｃの性能を与える。

【００６４】

同様に図3は、Larson Miller 応力破壊曲線で、CMBA-7合金の破壊強度をMERL76 合金と（United Technologies 社の製品）を比較している。同図は、１２．４ｋｇ/ｃｍ^{2}応力水準に対しては、MERL 76 合金と比較してCMBA-7合金が約５°Ｃ有利な金属温度を与える。

【００６５】

CMBA-6及びCMBA-7合金の棒状標本（直径.375" ×長さ3"をASTM B117 による5%食塩煙霧環境に約４年間さらした結果、目に見える腐食の徴候はなかった。

【００６６】

光学金属顕微鏡で撮ったCMBA-6及びCMBA-7合金標本の顕微鏡写真を図4-6 に示す。同様に、走査電子顕微鏡で生成させたCMBA-7合金標本の顕微鏡写真を図７、８に示す。図４は、本発明のCMBA-6標本の400X倍顕微鏡写真で、熱間押出し、熱間圧延、冷間スエージ加工及び７１８°Ｃで10時間経年変化された、完全に加工及び経年変化された棒状微小構造を有する。図５は、本発明のCMBA-7標本の400X倍顕微鏡写真で、熱間押出し、熱間圧延、冷間スエージ加工及び７１８°Ｃ10時間経年変化された、完全に加工及び経年変化された棒状微小構造を有する。

【００６７】

図６は、本発明よるCMBA-7標本のクリープ破壊標本微小構造の1000X 倍顕微鏡写真で、破壊寿命994.4 時間、７６０°Ｃ/９．３ｋｇ/ｃｍ^{2}試験条件下で生成したものである。図７は、本発明よるCMBA-7標本のクリープ破壊標本の破面断面の5000X 倍走査電子顕微鏡写真で、破壊寿命994.4 時間、７６０°Ｃ/９．３ｋｇ/ｃｍ^{2}試験条件下で生成したものである。図８は、本発明よるCMBA-7標本のクリープ破壊標本の破面断面の10,000X 倍走査電子顕微鏡写真で、破壊寿命994.4 時間、７６０°Ｃ/９．３試験条件下で生成したものである。

【００６８】

例２

実験室及び生産型の両製法を用いて生成した3"の大直径VIM 生成物を生成した。下記表６は、両製法で生成したBA-6溶解物の化学特性を示す。同様に下記表７は、生成した９つのCMBA-7 VIM溶解物に対する詳細な化学特性分析を示し、一方下記表８は、８つのCMBA-7 VIM溶解物に対する詳細な化学特性を示す。

【００６９】

【表６】

表 6

CMBA-6 合金溶解物特性

元素	溶解物番号 AE 5	溶解物番号 AE 28	溶解物番号 VF 687	溶解物番号 VF 726	溶解物番号 VF 738	溶解物番号 VF 755	溶解物番号 VF 790	溶解物番号 VF 584
C	.012	.014	.013	.016	.014	.014	.014	.013
Si	.013	.014	.014	<.02	<.03	<.03	.015	<.02
Mn	.002	<.03	.001	<.02	<.03	<.03	.001	<.01
S ppm	5	9	6	10	6	5	5	12
Cr	17.3	17.3	17.3	16.9	17.1	17.0	16.8	16.9
Co	25.4	25.2	24.9	24.9	25.0	25.0	24.9	25.0
Mo	3.2	3.1	3.0	3.0	3.0	3.0	3.0	3.0
W	2.0	2.0	2.0	2.0	2.0	2.0	2.0	2.0
Ta	3.9	3.9	4.0	4.0	4.0	4.0	4.0	4.0
Cb	1.2	1.16	1.15	1.14	1.11	1.12	1.1	1.1
Al	1.00	1.01	1.03	1.03	1.01	1.08	.99	1.07
Ti	2.06	2.0	2.02	2.08	2.06	2.17	2.19	2.13
Zr	<.001	<.001	<.001	<.003	<.005	<.010	<.002	<.005
B	.018	.020	.023	.014	.018	.013	.015	.018
Fe	.04	.03	.029	<.03	<.05	.09	.05	.049
Cu	<.01	<.05	<.001	<.02	<.01	<.02	<.005	<.005
Ni	BAL	BAL	BAL	BAL	BAL	BAL	BAL	BAL
V	---	---	<.005	<.05	<.02	<.05	<.005	<.005
P	<.005	<.005	<.015	<.015	<.015	<.015	<.015	<.015
[N] ppm	4	8	2	6	17	4	4	3
[O] ppm	6	18	2	4	3	4	3	1
Pb ppm	---	---	<.5	<.5	<1	<.5	<.5	<.5
Ag ppm	---	---	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2
Bi ppm	---	---	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2
Se ppm	---	---	<.5	<.5	<.5	<.5	<.5	<.5
Te ppm	---	---	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2
Tl ppm	---	---	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2
Sn ppm	---	---	<5	<5	<5	<5	<5	<5
Sb ppm	---	---	<1	<1	<1	<1	<1	<1
As ppm	---	---	<1	<1	<1	<1	<1	<1
Zn ppm	---	---	<1	<1	<1	<3	<2	<1
Nv3B (PWA N-35)	2.27	2.26	2.26	2.24	2.24	2.27	2.24	2.25

【００７０】

【表７】

表 7

CMBA-7 合金溶解特性

元素	溶解物番号 AE 6	溶解物番号 AE 29	溶解物番号 VF 688	溶解物番号 VF 727	溶解物番号 VF 739	溶解物番号 VF 736	溶解物番号 VF 791	溶解物番号 VF 803	溶解物番号 VF 926
C	.010	.016	.015	.013	.011	.014	.010	.014	.013
Si	.013	.011	.010	<.02	<.03	<.03	.03	<.03	<.02
Mn	.002	<.03	.001	<.02	<.03	<.03	.02	<.03	<.02
S ppm	5	8	7	8	6	7	7	4	7
Cr	17.0	17.2	17.2	16.7	16.9	17.1	16.8	16.9	16.8
Co	29.6	29.8	29.9	30.4	30.1	30.2	29.7	30.1	30.0
Mo	3.5	3.5	3.5	3.4	3.5	3.5	3.5	3.4	3.5
W	2.0	2.0	2.0	2.0	2.0	2.0	2.0	2.0	2.0
Ta	4.0	4.0	4.0	4.0	4.0	4.0	4.0	4.0	4.0
Cb	1.2	1.2	1.22	1.17	1.15	1.15	1.14	1.15	1.17
Al	.99	1.01	1.03	1.04	1.00	1.06	1.02	1.06	1.04
Ti	3.00	2.97	2.99	3.00	2.97	3.09	3.09	3.12	3.10
Zr	<.001	<.001	<.001	<.01	<.005	<.01	<.01	<.01	<.01
B	.016	.017	.021	.019	.014	.020	.019	.017	.018
Fe	.04	.04	.02	<.05	<.05	.10	.10	<.10	.05
Cu	<.01	<.05	<.001	<.01	<.01	<.01	<.01	<.01	<.01
Ni	BAL	BAL	BAL	BAL	BAL	BAL	BAL	BAL	BAL
V	---	---	<.005	<.05	<.01	<.05	<.05	<.01	<.05
P	<.005	<.005	<.015	<.015	<.015	<.015	<.015	<.015	<.015
[N] ppm	5	6	3	7	12	5	5	40	21
[O] ppm	4	27	4	5	5	4	6	1	3
Pb ppm	---	---	<.5	<.5	<1	<.5	<.5	<.5	<.5
Ag ppm	---	---	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2
Bi ppm	---	---	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2
Se ppm	---	---	<.5	<.5	<.5	<.5	<.5	<.5	<.5
Te ppm	---	---	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2
Tl ppm	---	---	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2
Sn ppm	---	---	<5	<5	<5	<5	<5	<5	<5
Sb ppm	---	---	<1	<1	<1	<1	<1	<1	<1
As ppm	---	---	<1	<1	<1	<1	<1	<1	<1
Zn ppm	---	---	<1	<2	<1	<2	<1	<1	<1
N+3B (PWA N-35)	2.46	2.47	2.48	2.45	2.45	2.50	2.46	2.48	2.47

【００７１】

【表８】

表 8

CMBA-8 合金溶解物特性

元素	溶解物番号 AE 7	溶解物番号 AE 30	溶解物番号 AE 31	溶解物番号 VF 692	溶解物番号 VF 728	溶解物番号 VF 740	溶解物番号 VF 757	溶解物番号 VF 792
C	.011	.014	.014	.014	.013	.014	.013	.015
Si	.008	.011	.011	.009	<.02	<.02	<.03	<.03
Mn	.002	<.03	<.03	.002	<.02	<.02	<.03	<.02
S ppm	5	8	8	5	6	6	6	7
Cr	14.4	14.5	14.4	14.4	14.3	14.4	14.4	14.3
Co	32.7	32.8	32.8	32.9	32.9	32.9	33.0	32.9
Mo	3.5	3.5	3.5	3.5	3.6	3.6	3.5	3.5
W	2.4	2.4	2.4	2.6	2.5	2.4	2.5	2.5
Ta	4.4	4.46	4.47	4.5	4.5	4.5	4.4	4.5
Cb	1.1	1.1	1.11	1.10	1.13	1.13	1.13	1.13
Al	.95	.97	.96	.99	1.03	.99	1.06	1.05
Ti	3.68	3.64	3.65	3.64	3.69	3.67	3.73	3.75
Zr	<.001	<.001	<.001	<.001	<.005	<.005	<.02	<.02
B	.014	.014	.013	.016	.017	.017	.018	.018
Fe	.04	.04	.04	.03	<.05	<.10	<.10	.03
Cu	<.01	<.05	<.05	<.001	<.01	<.01	<.01	<.01
Ni	BAL	BAL	BAL	BAL	BAL	BAL	BAL	BAL
V	---	---	---	<.005	<.05	<.05	<.05	<.03
P	<.005	<.005	<.005	<.015	<.015	<.005	<.005	<.015
【N】 ppm	5	4	6	2	2	2	4	5
【O】 ppm	6	18	17	2	6	7	5	6
Pb ppm	---	---	---	<.5	<.5	<.1	<.5	<.5
Ag ppm	---	---	---	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2
Bi ppm	---	---	---	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2
Se ppm	---	---	---	<.5	<.5	<.5	<.5	<.5
Te ppm	---	---	---	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2
Tl ppm	---	---	---	<.2	<.2	<.2	<.2	<.2
Sn ppm	---	---	---	<5	<5	<5	<5	<5
Sb ppm	---	---	---	<1	<1	<1	<1	<1
As ppm	---	---	---	<1	<1	<1	<1	<1
Zn ppm	---	---	---	<2	<2	<1	<3	<1
Nv3B (PWA N-35)	2.44	2.45	2.45	2.46	2.48	2.47	2.49	2.48

【００７２】

CMBA-6及びCMBA-7合金標本35 lb をVIM 処理して3-3/4"径×長さ7"を造った。標本を、１１６３°Ｃで10時間、＋１１７７°Ｃで40時間の周期で均質焼鈍した。インゴットを304 ステンレス鋼で密封し、約１２０４°Ｃで1-1/2"径で押出した。表面調整後押出品を約１１２１°Ｃで1.18cm(.466") 径の棒状に熱間圧延した。各合金型を２つのロットに分割した。各合金の１ロットを１１２１°Ｃで４時間溶液処理し、８５０°Ｃで10時間/AC経年変化され、その後30% 縮小のために.390" に冷間引抜加工した。残りの合金ロットを更に約１１２１°Ｃで.423" で熱間圧延し、１１２１°Ｃで４時間溶液処理し、８５０°Ｃで10時間/AC経年変化され、その後.390" （15% 縮小）に冷間引抜加工した。全てのロットを７１８°Ｃで10時間/AC 最終経年変化された。平滑な標本(.252") 及びねじ付スタッド（5/16-24 ×1.5)を試験用に造った。ASTM E8 及びE21 方法により標本引張り試験を行い、またMIL-STD-1312試験番号8 及び18によりスタッド標本を試験した。試験結果を下記表９に示す。

【００７３】
【表９】

表 9

CMBA-6 及び CMBA-7 引張りデータ

試験条件	CMBA-6(溶解物 AE 28 および VF 738)						CMBA-7(溶解物 VF 739)			
	15%冷間加工**			30%冷間加工			15%冷間加工		30%冷間加工	
平滑標本										
A 室温										
最大張り強度 Kg/cm²	34.0	33.6		40.0	40.4	40.0	34.3		40.2	
0.2%降伏応力 Kg/cm²	30.8	30.2		38.7	38.8	38.3	31.3		39.4	
伸び率 %	11.0	11.0		5.0	3.0	3.0	10.0		4.0	
縮小率 %	20.8	19.4		9.4	8.5	9.3	19.5		0.0	
B 677℃										
最大張り強度 Kg/cm²		28.3		32.9			29.0		33.4	
0.2%降伏応力 Kg/cm²		24.9		30.9			24.9		31.6	
伸び率 %		5.2		3.0			6.0		6.0	
縮小率 %		7.7		10.0			7.0		8.4	
C 732℃										
最大張り強度 Kg/cm²	27.2	27.0	26.8	30.9	30.4	28.1			30.0	30.7
0.2%降伏応力 Kg/cm²	24.9	22.8	24.7	25.8	24.5	25.0				25.8
伸び率 %	4.0	5.0	9.0	7.0	9.0	9.0			4.0	8.0
縮小率 %	8.4	7.8	11.5	19.5	17.5	16.0			8.5	14.4
ねじ付スタッド										
A 室温										
最大張り強度 Kg/cm²			33.0	35.9	35.7					
B 677℃										
最大張り強度 Kg/cm²			27.3							
			27.3							
C 732℃										
最大張り強度 Kg/cm²			26.3	28.8	30.7					

注：

・試験物品：.252″ 径平滑標本及び5/16-24 x 1.5 ねじ付スタッド

・条件：溶解+経年変化850℃/10 時間/空冷+指定冷間加工+経年変化718℃/10 時間/空冷
・基本ピッチ径(0.0992 cm²)領域に基づく対スタッド応力

**同様に室温二面剪断強度20.7 Kg/cm² 示す

【００７４】
ASTM E139 により応力破壊試験を行い、またMIL-STD-1312試験番号10によりスタッド試験を行った。試験結果を下記表10に示す。
【００７５】
【表10】

表 １０

CMBA-6 及び CMBA-7 応力破壊データ

試験条件	応力破壊寿命 hrs.			
	CMBA-6（溶解物 AE 28 および VF 738）		CMBA-7（溶解物 VF 739）	
	15%冷間加工	30%冷間加工	15%冷間加工	30%冷間加工
A 標本				
732℃/14.4 Kg/cm²	0.8	385.7	162.3	300.9
	56.8	300.0⁺		265.5
	136.6	381.1		
		390.5		
	1014.0⁺	1103.7⁺	1104.5⁺	1031.2⁺
732℃/10.6 Kg/cm²	1003.6⁺	390.5		
B スタット				
732℃/14.4 Kg/cm²	55.6	167.6	--	--
	35.9			
	38.5			
	64.6			
732℃/10.6 Kg/cm²	1709.2	1344.2	1103.7⁺	--
	1174.9⁺	1646.5		
	1413.0			
	1003.6⁺			

注：

- 試験物体：.252″ 径標本及び5/16-24 x 1.5 スタッド
- 条件：溶解＋経年変化850℃/10時間／空冷＋指定冷間加工＋経年変化718℃/10時間／空冷
- 基本ピッチ径（ 0.00992cm² ）領域に基づく対スタッド応力
- ⁺ 破壊に先立って試験停止

【００７６】

表10の応力破壊試験結果は、材料が比較的高い強度を示すことを表す。

【００７７】

スタッド標本で引張り衝撃試験を行った。試験装置はASTM E23記載の型を用いた。しかし、切欠のある方形棒状体を用いる代わりに、ねじ付の取付け具及びねじ付標本の試験を可能にするアダプタを使用した。装置は各試験片の長軸に沿って衝撃加重を印加し、破壊に先だって各試験片が吸収したエネルギを測定した。結果を下記表11に示す。

【００７８】

【表11】

表 １１

CMBA-6 及び CMBA-7 引張り衝撃データ

試験条件	引張り衝撃強度 0.138 kg.m		
	CBMA-6(溶解物 VF 738 & AE 28)		CBMA-7(溶解物 VF 739)
	15% 冷間加工	15% 冷間加工	15% 冷間加工
事前さらい	12.4	9.2	13.8
事後さらし*	4.1	3.7	5.1

注：

- 試験物品： 5/16-24 x 1.5 スタッド
- 条件： 溶解＋経年変化 850℃／10時間／空冷＋指定冷間加工＋経年変化 718℃／10時間／空冷
- 結果は平均値を示す
- 基本ピッチ径（ 0.00992cm² ）に基づく応力

* 732℃/6.2 Kg/cm² ／100 時間

【００７９】

大直径VIM-6 、VIM-7 及びVIM-8 材料を、熱間押出し及び熱間圧延縮小のために処理した、しかし、幾らかのインゴットのひび割れが見られたので、熱間押出し縮小後追及を中断した。

【００８０】

例３この例のために生成した材料は、ESR 再溶解操作の間に予想される部分的損失のために、それぞれAl及びTiの付加を僅かに増やしたことを除けば、表１に示した目標化学特性に従って造った。3"径VIM インゴット標本（溶解物VF 755及び757 ）を、4"径、50lbにESR 処理し、VF 757を4"径、50lbインゴットにESR 処理した67-10-10-10-3 スラッグ式（67CaF 、10CaO 、10MgO 、10Al $_2$O $_3$, 3TiO $_2$)を用いた。適度のケイ素及び窒素の焼付きが見られたが、合金の化学特性をESR処理中十分に維持したと考えられる。

【００８１】

全ての試験材料は以下のように均質化した。

【００８２】

CMBA-6 １１６３° C/4 時間
+１１７７° C/65時間/AC

CMBA-7、8 １１７７° C/4 時間
+１２０４° C/65時間/AC

【００８３】

これらの材料はその後１１４９- １１７７° Cで7.6cm(3") の方形インゴットに加圧鍛造した。CMBA-6及びCMBA-8標本は更に首尾よく1-1/4"厚さのスラブに鍛造したが、一方CMBA-7標本はひび割れた。

【００８４】

CMBA-6及びCMBA-8標本は、その後の１１２１- １１４９° Cにおける1/8 への熱間圧延縮小の間に縁に小さいひび割れを示した。所望の縮小を完成させるためには、数回の再溶解物を要した。材料は、5-15% の範囲に縮小するために冷間圧延し、その後７１８° C/ACで、20時間経年変化された。

【００８５】

CMBA-6及びCMBA-8の引張り、応力破壊及びクリープ破壊試験標本は、標準ASTM手順に従って準備した。

【００８６】
引張り試験は、15% 冷間圧延したシート状標本で行った。平均横引張り特性は室温（RM)４８２°Ｃ、５９３°Ｃ、６４９°Ｃ、７０４°Ｃで行った。引張り0.2%降伏強度、最大引張り強度及び伸び率を、これらの標本につき測定した。結果は下記表12に示す。
【００８７】
【表12】

表　１２

CMBA-6 （溶解物 VF 755 ）平均横引張りデータ

シート標本; 15% 冷間加工

試験温度 (°F/C°)	0.2%降伏 Kg/cm²	最大引張り強度 Kg/cm²	伸び率 (%)
室温	29.5	33.5	18.0
900/482	27.0	29.0	13.7
1100/593	25.1	28.0	14.0
1200/649	25.3	27.8	10.8
1300/704	23.9	24.4	5.6

【００８８】
下記表13は、15% 冷間圧延したCMBA-6標本に対する縦引張り特性試験結果を示す。CMBA-6標本に対する引張り0.2%降伏強度、最大引張り強度及び伸び率は、室温（RM)４８２°Ｃ、５９３°Ｃ、６４９°Ｃ、７０４°Ｃで測定した。15% 冷間圧延したCMBA-6試験結果を商業的報告によるWaspaloy引っ張り特性と比較した。
【００８９】
【表13】

表　１３

縦引張りデータ比較

CMBA-6 （溶解物 VF 755 ）対 WASPALOY

試験温度 (°F/C°)	合金	0.2%降伏 Kg/cm²	最大引張り強度 Kg/cm²	伸び率 (%)	縮小率 (%)
室温	WASPALOY	20.2	29.5	20.0	25.0
	CMBA-6	28.7	32.4	21.4	--
900/482	CMBA-6	25.9	27.7	16.4	--
1100/593	WASPALOY	18.2*	27.5*	18.5*	27.5*
	CMBA-6	24.6	26.5	15.8	--
1200/649	WASPALOY	17.8	27.1	15.0	30.0
	CMBA-6	24.0	25.9	13.9	--
1300/704	WASPALOY	17.4**	23.6**	21.0**	40.0**
	CMBA-6	23.0	23.4	5.7	--

注：

・CMBA-6-- （溶解物 VF 755)-- 15% 冷間加工シート標本

・WASPALOY-- ロックウエルC38(B方法) に鍛造、熱処理、出所：エンジニアリング アロイ ダイジェスト社

* 538℃及び649℃ 報告値から計算した平均

** 649℃及び760℃ 報告値から計算した平均

【００９０】

下記表14は、5%及び15% 水準で冷間圧延したCMBA-8材料で行ったシート標本横引張り試験結果を示す。平均横引張り特性は、室温（RM)３７１°Ｃ、４８２°Ｃ、５９３°Ｃ、６４９°Ｃ、７０４°Ｃ及び７６０°Ｃで行った試験につき示す。

【００９１】

【表14】

表　１４

CMBA-8 （溶解物 VF 757 ）平均横引張りデータ

シート標本; 5%, 15% 冷間加工

試験温度 (°F/C°)	%冷間加工	0.2%降伏 Kg/cm²	最大引張り強度 Kg/cm²	伸び率 (%)
室温	5	25.3	33.8	25.3
	15	33.4	38.8	7.7
700/371	5	22.5	29.2	22.1
	15	31.0	34.6	8.6
900/482	5	23.1	28.6	22.0
	15	30.4	33.5	7.2
100/593	5	22.0	27.3	11.2
	15	29.1	31.9	5.6
1200/649	5	21.6	24.6	11.2
	15	28.9	29.4	2.4
1300/704	5	19.6	22.7	11.1
	15	24.6	24.6	4.8
1400/760	5	17.8	17.8	5.8
	15	15.4	15.4	2.2

【００９２】

下記表15は、5%及び15% 水準で冷間圧延したCMBA-8シート標本に対する平均縦引張り特性結果を示す。

【００９３】

【表15】

表　１５

CMBA-8 （溶解物 VF 757 ）平均縦引張りデータ

シート標本; 5%, 15% 冷間加工

試験温度 (°F/C°)	%冷間加工	0.2%降伏 Kg/cm²	最大引張り強度 Kg/cm²	伸び率 (%)
室温	5	24.6	33.4	26.7
	15	33.6	36.8	8.4
500/260	5	22.5	29.8	25.6
	15	32.5	35.8	8.4
700/371	5	22.4	28.7	25.7
	15	31.3	34.2	8.4
900/482	5	22.3	28.2	24.5
	15	30.8	33.5	8.7
1100/593	5	21.3	26.2	21.2
	15	30.6	32.6	8.2
1200/649	5	21.2	24.3	16.4
	15	29.6	30.1	4.5
1300/704	5	20.3	20.4	8.3
	15	24.9	26.4	3.1
1400/760	5	15.5	15.5	5.6
	15	15.8	17.1	2.6

【００９４】

高温縦及び横クリープ破壊試験も、同様にCMBA-6及びCMBA-8のシート標本で行った。６４９°Ｃ －８１６°Ｃで行った試験っ結果を下記表16に示す。試験は、15%冷間圧延したCMBA-6標本で行い、同時にCMBA-8合金を5%及び15% の両水準で評価した。

【００９５】

【表16】

表 １６

CMBA-6 (溶解物 VF 755)及びCMBA-8 (溶解物 VF 757)シート生成物クリープ破壊データ

試験条件	合金	破壊時間 Hrs.	伸び率 %	最終クリープ値 t. hrs.	最終クリープ値 変形率 %	到達時間 hrs. 1.0%	到達時間 hrs. 2.0%
縦データ							
649℃/23.9 Kg/cm²	-8*	220.6	2.1	218.3	0.514	-	-
704℃/17.8 Kg/cm²	-8*	355.9	6.3	354.8	3.998	249.4	323.2
	-8*	312.7	5.3	310.6	3.466	183.8	278.9
732℃/13.0 Kg/cm²	-8*	512.3	6.1	511.2	4.647	268.4	421.8
	-8*	623.5	10.5	623.3	9.732	146.6	407.8
732℃/14.0 Kg/cm²	-8*	149.7	14.9	148.2	11.154	90.1	131.2
	-8	95.2	16.0	94.9	10.054	13.3	57.0
760℃/9.3 Kg/cm²	-6	438.2	4.8	437.6	2.910	184.6	337.5
	-8*	1049.1	19.3	1048.8	16.766	219.4	554.7
760℃/12.4 Kg/cm²	-8*	178.6	13.6	178.4	3.128	78.5	151.9
788℃/8.5 Kg/cm²	-6	221.4	6.0	221.0	5.531	125.7	178.9
	-8*	325.0	5.5	324.5	5.192	177.6	255.9
	-8*	353.0	15.8	352.6	13.152	183.6	250.8
816℃/7.8 Kg/cm²	-8*	149.7	14.9	148.2	11.154	90.1	131.2
	-6	95.2	16.0	94.9	10.054	13.3	57.0
横データ							
732℃/12 Kg/cm²	-6	137.6	3.1	136.4	0.730	-	-
760℃/9.3 Kg/cm²	-6	610.5	5.4	609.5	4.555	32.7	493.5
	-8*	495.4	2.7	492.0	1.868	420.2	-
788℃/7.0 Kg/cm²	-6	642.8	11.0	642.5	9.363	343.1	487.9
	-8	667.5	12.2	666.4	10.731	363.9	483.3
816℃/6.2 Kg/cm²	-6	225.0	15.1	225.0	10.362	82.9	143.6
	-8	278.0	15.0	276.8	12.056	142.0	193.2
	-8*	458.9	10.9	458.2	9.366	178.2	271.7

注：

- CMBA-6 - 15%冷間加工
- CMBA-8 - 5%冷間加工
- CMBA-8* - 15%冷間加工

【００９６】

このプログラムで試験した多くのクリープ標本は、標本に加重したときに失敗した。しかし失敗は、合金設計の結果であるよりはむしろ、許容できないような大きな結晶粒サイズにより生じた。従って、一般的に望まれる小結晶粒サイズ及び結晶粒境界微小構造を与えるためには、厳しい熱サイクル制御が有利であろう。更に、所望の結晶粒サイズを与えるには、熱間加工を完了する前に中間経年変化を行う、独創的熱間加工が有用かも知れない。

【００９７】

加重で失敗した標本にも拘らず、本発明の合金が有望な破壊寿命及び延性を有することは明らかであった。試験結果は、5-15% 冷間加工材料が、高強度を保持する一方で、25% 冷間加工したCMBA-6及びCMBA-7材料と比較して、改良された合金延性が可能であることを示した。

【００９８】

例４CMBA-6（VF790 溶解物）の50lb標本を4"径インゴットにESR 処理した。インゴットを、１１６３°Ｃ4 時間+ １１６３°Ｃ65時間のサイクルで均質経年変化された。インゴットは、約１１４９°Ｃで2"X2" に加圧鍛造した。

【００９９】

2"X2" ビレット（ロット１）を約１１２１°Ｃで.562" 径に熱間圧延し、４つの小ロットに分割した。第１小ロット(NN)を更に.447" 径に熱間圧延し、１１２１°Ｃで2 時間に亘り溶体処理し、24% 縮小のために.390" 径に冷間引抜きを行った。第２小ロット(RR)を.447" 径に熱間圧延し、１１０２°Ｃで2 時間に亘り溶体処理し、８５０°Ｃで10時間/AC経年変化され、その後.390" 径（24% 縮小）に冷間引抜きを行った。第３小ロット(MM)436"径に熱間圧延し、１１０２°Ｃで2 時間に亘り溶体処理し、８００°Ｃで6 時間/AC経年変化され、その後.390" 径（20% 縮小）に冷間引抜きを行った。第４小ロット(PP).431" 径に熱間圧延し、１１０２°Ｃで2 時間に亘り溶体処理し、８５０°Ｃで10時間/AC経年変化され、その後.390" 径（18% 縮小）に冷間引抜きを行った。４つの小ロット全てを７３２°Ｃで4 時間/AC 最終経年変化された。ねじ付スタッド（3/8-24×1.5)を造り、これを試験した。試験結果は下記表17に示す。引張り試験は、MIL-STD-1312、試験番号8 及び18により行った。応力破壊試験は、MIL-STD-1312、試験番号10により行った。引張り衝撃試験は、上記例２の通り行った。

【０１００】

【表17】

表 １７

CMBA-6 引張り、応力破壊及び衝撃強度データ

特性	CMBA-6(溶解物 VF 790, ロット 1)		CMBA-7(溶解物 VF 739)	
	小ロット MM	小ロット NN	小ロット PP	小ロット RR
引張り強度				
RT UTS Kg/cm^2	39.4	36.4	37.2	38.2
RT YS Kg/cm^2	34.4	32.2	31.6	34.0
676℃ UTS, Kg/cm^2	33.0	29.9	30.4	32.2
676℃ YS, Kg/cm^2	28.7	27.0	26.8	28.5
応力破壊寿命 hrs				
704℃/15.5 Kg/cm^2	16.4	50	67	33
引張り衝撃強度 ft. -lbs				
事前さらし	125	214	140	133
事後さらし*	62	207	116	51

注：

- 試験標本型： 3/8-24 x 1.5 スタッド
- 熟成及び冷間加工処理に先立って全標本を2015°Fで２時間溶解
- MM- 802℃ ／６時間／空冷＋20%冷間加工＋ 732℃ ／４時間／空冷
- NN- 24%冷間加工＋ 732℃ ／４時間
- PP- 849℃／10時間／空冷＋18%冷間加工＋ 732℃ ／４時間／空冷
- RR- 849℃ ／10時間／空冷＋24%冷間加工＋ 732℃ ／４時間／空冷
- 結果は平均値
- 基本ピッチ径（ 0.01473cm^2 ）に基づく応力

* 704℃/7.8 Kg/cm^2/100時間

【０１０１】

溶体処理し、24% 冷間処理し、７３２° Ｃで4 時間/AC経年変化された、（すなわち、表17でNNと特定した処理方法）、付加的材料を評価した。(3/8-24×1.270)及び.640cm(.252") 径スプライン・ヘッド・ボルト標本を造り、試験した。引張り試験は、MIL-STD-1312、試験番号8 及び18によりボルトで行い、またASTM E8 及びE21 により標本で行った。応力破壊試験は、MIL-STD-1312、試験番号10によりボルトで行った。熱安定性は、特定時間に亘り高温にさらしたボルト及びさらさなかったボルトの、引張り衝撃強度とウエッジ引張り強度（ASTM F606)とを比較して評価した。円筒状半加工片（3/8"径×1"長さ）を引抜き及び経年変化された棒状体から機械仕上げし、MIL-STD-1312、試験番号13により２面剪断試験を行った。これらの試験結果を下記表18に示す。

【０１０２】

【表18】

表　１８

CMBA-6 引張り、応力破壊、衝撃及びウエッジ引張り強度データ

特性		CMBA-6 合金 (溶解物 VF 790, ロット 1
A.　ボルト		
室温引張り	UTS, Kg/cm^2	36.2
	YS, Kg/cm^2	32.3
628℃引張り	UTS, Kg/cm^2	29.0
	YS, Kg/cm^2	25.9
704℃引張り	UTS, Kg/cm^2	28.7
	YS, Kg/cm^2	25.7
704℃/15.5 Kg/cm^2 応力破壊寿命 hrs		151.9
引張り衝撃強度 kg.m		
事前さらし		33.5
事後さらし*1		20.7
事後さらし*2		16.7
引張り衝撃強度 Kg/cm^2		
事前さらし		36.2
事後さらし*2		34.6
2° ウエッジ引張り強度 Kg/cm^2		
事前さらし		36.3
事後さらし*1		33.8
4° ウエッジ引張り強度 Kg/cm^2		
事前さらし		35.7
事後さらし*1		33.2
B.　標本		
室温引張り	UTS, Kg/cm^2	36
	0.2% YS, Kg/cm^2	32
	Elong., %	
	RA, %	
	Shear Stress, Kg/cm^2	21.9

注：

- 試験物品：3/8-24 x 1.270スプライン・ヘッド・ボルト、.252″径標本及び3/8″径 x 1″ ピン
- 条件：溶解 + 24% + 732℃/4時間／空冷
- 結果は平均値を示す
- 基本ピッチ径（0.01473cm^2）領域に基づく対ボルト応力
- さらしサイクル*1：704℃ ／ 7.8 Kg/cm^2 時間
- さらしサイクル*2：　566℃/21.4 Kg/cm^2 時間

【０１０３】

クリープ試験は、ASTM E139 により.252" 径標本で行った。0.1%及び0.2%クリープ時間を測定した。これらの試験結果を下記表19に示す。

【０１０４】

【表19】

表　１９

CMBA-6 （溶解物 VF 790 ロット 1) クリープ破壊データ

試験条件	0.1% ｸﾘｰﾌﾟ時間 hrs.	0.2% ｸﾘｰﾌﾟ 時間 hrs.
649℃/14 Kg/cm²	547.3	2192.3
649℃/12 Kg/cm²	459.1	1916.3
649℃/10 Kg/cm²	412.7	4285.6
704℃/8 Kg/cm²	185.3	995.4
704℃/5 Kg/cm²	611.5	4284.5

注：
- 試験物品：.252″ 径標本
- 条件：溶解 + 24% + 冷間加工 + 732℃/4時間／空冷

【０１０５】
CMBA-6合金の熱膨脹係数を、ASTM E228 により.375" 径×2"長さの標本で測定した。試験結果を下記表20に示す。

【０１０６】
【表20】

表　２０

CMBA-6 （溶解物 VF 790 ロット 1) 熱膨脹係数データ

温度範囲	α (in./in./℉ x 10^{-6})
21℃ - 427℃	7.50
21℃ - 537℃	7.70
21℃ - 649℃	8.00
21℃ - 704℃	8.21

注：
- 試験物品：直径0.375″ x 長さ2.0″ピン
- 条件：溶解 + 24% + 732℃/4時間／空冷

【０１０７】
３つの別個の応力緩和実験を、MIL-STD-1312、試験番号17に記載された円筒方法を用いて、ボルトで行った。使用したハードウエアの観察及び試験結果を下記表21に示す。

【０１０８】
【表21】

表　２１

CMBA-6 （溶解物 VF 790 ロット １）応力緩和データ

原応力 Kg/cm²	さらし		緩和		緩和率 %	残留応力 Kg/cm²
	温度 ℃	時間 hrs	ジョイント Kg/cm²	ボルト Kg/cm²		
シリンダ材料＝MP 210 合金 ナット材料＝SPS FN1418(Waspaloy 銀メッキ、ロックタップ付)						
29.5	704	500	2.6	25.1	85.0	1.8
27.0	704	500	2.3	22.9	84.8	1.8
11.3	704	500	2.6	6.7	59.7	2.0
シリンダ材料＝MP 210 合金 ナット材料＝SPS FN1418(Waspaloy 銀メッキ、ロックタップ付)						
21.4	565	640	1.4	7.3	34.3	12.6
シリンダ材料＝MP 210 合金 ナット材料＝GE J627P06B(メッキなし、はめ込み)						
13.2	704	300	4.5	3.4	60.0	5.3

注：

- 試験物質：3/8-24スプライン・ヘッド・ボルト（熟成後ねじ転造）
- 標準溶解＋24%冷間加工＋ 732℃/4時間熟成／空冷
- 基本ピッチ径（0.01473cm² ）領域に基づく応力

【０１０９】

VF790 溶解物（ロット２）からの2"X2" 第２ビレットを約１１２１°Ｃで.447"径に熱間圧延し、１１０２°Ｃで2 時間に亘り溶体処理し、.390" 径に24% 冷間引抜きを行い、７３２°Ｃで４時間経年変化された。標準.252" 径標本、切欠きのある標本（3.5 及び6.0 のK_r を得るために切欠き先端半径を機械仕上げした）及びスプライン・ヘッド・ボルト（3/8-24×1.270)を造り、試験した。円筒状標本の重さ及び体積を測定して、.311lb/in^3 、即ち、８．６１ｇ/ｃｍ^{3}と決定した。引っ張り試験は、ASTM E8及びE21 により、平滑標本及び切欠きのある標本で行った。結果は下記表22、23にそれぞれ示す。

【０１１０】

【表22】

表　２２

CMBA-6 （溶解物 VF 790 ロット ２）平滑引張りデータ

試験温度 ℃	最大引張り強度 Kg/cm²	0.2%降伏応力 Kg/cm²	伸び率 %	縮小率 %
室温	35.6	32.7	16.7	38.0
427	31.1	28.0	15.0	39.7
538	30.1	27.7	14.7	41.5
593	29.4	27.0	14.7	40.3
649	29.0	26.2	14.0	42.9
704	28.0	25.4	10.0	43.1
760	25.9	23.7	7.7	16.0

注：
- 結果は平均値を示す
- 試験物品：0.252″ 径標本
- 条件：溶解 + 24%冷間加工 + 732℃ /4時間／空冷

【０１１１】
【表23】

表　２３

CMBA-6 （溶解物 VF 790 ロット ２）切欠き付引張りデータ

試験温度	K_T	切欠き引張り強度 Kg/cm²	切欠き引張り強度 ／最大引張り強度
室温	3.5	54	1.52
室温	6.0	54	1.51
649℃	6.0	45	1.53
704℃	6.0	40	1.41

注：
- 結果は平均値を示す
- 試験物品：D = 0.252″ 径; d = 0.177″ 径; r = 所与のK_Tを得るために可変
- 条件：溶解 + 24%冷間加工 + 732℃ /4時間／空冷

【０１１２】
引っ張り試験は、MIL-STD-1312、試験番号8 及び18によりボルトで行った。これらの試験結果を下記表24に示す。
【０１１３】
【表24】

表　２４

CMBA-6 （溶解物 VF 790 ロット 2 ）ボルト引張りデータ

試験温度 ℃	最大引張り強度 Kg/cm^2	降伏応力 Kg/cm^2
室温	35	30
93	33	29
204	31	28
316	31	28
427	30	27
538	29	27
593	29	26
649	29	26
649(2° ウエッジ)	28	25
704	28	26
760	26	24

注：

- 試験物品：3/8-24 x 1.270スプライン・ヘッド・ボルト
- 条件：溶解 + 24%　冷間加工 + 732℃ /4時間／空冷
- 結果は平均値を示す。
- 基本ピッチ径（ 0.01473cm^2 ） 領域に基づく応力

【０１１４】

疲労試験は、MIL-STD-1312、試験番号11によりボルトで行った。試験は、R 比o.1 又は 0.8 の室温（RT）、R 比0.8 の ２６０° C、及びR 比0.05の７０４° Cで行った。試験結果は、下記表25に示す。

【０１１５】

【表25】

表 25

CMBA-6 ボルト疲労データ（溶解物 VF 790 ロット 2）

試験条件	最大応力 Kg/cm²	破損サイクル
・室温	24.9	79,000
・R=0.1	24.9	62,000
	24.9	70,000
	24.9	80,000
	24.9	53,000
	18.3	558,000
	18.3	478,000
	18.3	401,000
	18.3	398,000
	18.3	352,000
	15.5	986,000
	15.2	1,294,000
	14.9	1,206,000
	14.6	1,127,000
	14.0	2,562,000
	13.6	2,610,000
	13.3	1,916,000
	13.2	7,937,000 NF
	13.0	3,187,000
	13.0	3,920,000
	13.0	4,788,000
	12.7	3,013,000
	12.7	3,155,000
	12.7	7,027,000
	12.7	4,555,000
	12.7	5,708,000
	12.4	11,000,000 NF
	12.4	8,617,000
	12.4	5,617,000 NF
・温	29	550,000
・R=0.8	29	221,000
	29	199,000
	29	175,000
	26	569,000
	26	473,000
	26	462,000
	26	442,000
	24	2,911,000
	23	2,500,000
	23	3,068,000
	23	1,790,000
	23	6,330,000 NF
	22	39,000,000 NF
	22	5,291,000
	22	5,000,000 NF
	22	15,000,000 NF
	22	14,217,000 NF
	21	45,000,000 NF
	21	15,744,000 NF
	20	5,000,000 NF
	20	2,356,000
	20	10,452,000 NF

表２５（続き）

試験温度	最大応力 Kg/cm²	破壊サイクル
・704℃	17	2,826
・R=0.05	17	5,462
	17	1,636
	16	4,026
	16	5,739
	16	3,013
	14	16,174
	14	13,299
	14	85,560 NF
・260℃	25.0	138,000
・R=0.6	25.0	71,000
	25.0	57,000
	25.0	49,000

注：

・試験物品：3/8-24 x 1.270スプライン・ヘッド・ボルト

・条件：溶解 + 24% 冷間加工 + 732℃/4時間／空冷

・基本ピッチ径（0.01473cm² ）領域に基づく応力

・NF＝破壊なし

・疲労試験前にボルトを566℃/24時間さらす

【０１１６】

応力破壊試験は、MIL-STD-1312、試験番号10によりボルトで行った。これらの試験結果を下記表26に示す。

【０１１７】

【表26】

表 ２６

CMBA-6 （溶解物 VF 790 ロット ２）ボルト応力破壊データ

試験条件	破壊時間 hrs.
593℃/27	36.5
649℃/23	28.5
649℃/21	103.2
677℃/17	158.5
704℃/16	189.6
704℃/19	160.3
704℃/19	2.5
760℃/9	147.1

注：

- 試験物品：3/8-24 x 1.270スプライン・ヘッド・ボルト
- 条件：溶解 + 24% 冷間加工 + 732℃/4時間／空冷
- 結果は平均値を示す。
- 基本ピッチ径(0.01473cm²) 領域に基づく応力

【０１１８】

熱安定性は、1)一定の応力及び温度に100 時間さらしたボルト及び2)応力緩和試験をしたボルトを用い、その後の引張り衝撃強度、２°ウエッジ引張り強度及び４°ウエッジ引張り強度をさらしてないボルトのものと比較して評価した。これらの試験結果を下記表27、 28 に示す。

【０１１９】

【表27】

表　２７

CMBA-6 （溶解物 VF 790 ロット 2）
ボルト引張り安定性－接続荷重さらし

ボルト履歴				室温試験結果	
初期応力 Kg/cm²	最終応力 Kg/cm²	温度 ℃	時間 hrs.	2° ウエッジ引張り強度 Kg/cm²	引張り衝撃強度 kg.m
さらしなし				35.3 35.1	32.8 32.2
接続荷重さらい					
19	19	593	100	35.3 35.2	18.6 18.6
12	12	649	100	35.4 35.1	17.5 17.1
10	10	677	100	35.1 35.1	19.0 15.9
8	8	704	100	33.8 33.5	18.8 17.7

注：

- 試験物品：3/8-24 X 1.270スプライン・ヘッド・ボルト
- 条件：溶解 + 24%　冷間加工 +732℃ /4時間／空冷
- 基本ピッチ径（0.01473cm²　）領域に基づく応力

【０１２０】
【表28】

表 28

CMBA-6 （溶解物 VF 790 ロット 2 ）
ボルト熱安定性－応力緩和さらし

ボルト履歴				室温試験結果		
初期応力 Kg/cm²	最終応力 Kg/cm²	温度 ℃	時間 hrs.	2° 引張り強度 Kg/cm²	4° ウエッジ引張り強度 Kg/cm²	引張り衝撃強度 Kg·m
・ さらしなし				35.3 35.1		32.8 32.2
応力和さらし						
19.4 15.3	13.1 12.2	649	100 100		31.1	21.4
18.0 16.2	11.7 11.3	649	500 500		34.2	15.7
18.0 16.6	10.8 10.4	649	1000 1000		29.1	16.7
13.1 12.2	7.7 8.1	704	100 100		33.7	19.9
13.1	5.9	704	250			15.5
12.6 13.1 12.6	5.9 5.0 4.5	704	500 500 500	32.5	29.0	12.7
21.4	12.6	566	640			16.7
29.5 27.0 11.3	4.4 4.1 4.6	704	500 500 500	31.2	31.7	12.6

注：

- 試験物品：3/8-24 x 1.270スプライン・ヘッド・ボルト
- 条件：溶解 + 24% 冷間加工 + 732℃/4時間／空冷
- 基本ピッチ径（0.01473cm²）領域に基づく応力

【０１２１】

別の応力緩和実験を、MIL-STD-1312、試験番号17に記載したシリンダ法を用いてボルトでおこなった。使用したハードウエアの観察及び試験結果を下記表29に示す。

【０１２２】

【表29】

表 29

CMBA-6 （溶解物 VF 790 ロット 2 ）応力緩和データ

原応力 Kg/cm²	さらい		緩和		緩和率 %	残留応力 Kg/cm²
	温度 ℃	時間 hrs.	ジョイント Kg/cm²	ボルト Kg/cm²		
シリンダ材料＝Waspaloy ナット材料＝SPS FN 1418 (Waspaloy 銀メッキ、ロックタップ付)						
19.4	649	100	2.7	3.6	32.6	13.1
15.3	649	100	1.8	1.3	20.6	12.2
18.0	649	500	2.7	3.6	35.0	11.7
16.2	649	500	3.2	1.8	30.6	11.3
18.0	649	1000	2.7	4.5	40.0	10.8
16.6	649	1000	2.2	4.0	37.8	10.4
13.1	704	100	4.1	1.3	41.4	7.7
12.2	704	100	4.1	0.0	33.3	8.1
13.1	704	250	5.0	2.2	55.2	5.9
12.6	704	500	4.5	2.2	53.6	5.9
13.1	704	500	5.4	2.7	62.1	4.9
12.6	704	500	6.8	1.3	64.3	4.5

注：

- 試験物質：3/8-24スプライン・ヘッド・ボルト（熟成後延圧）
- 溶解 + 24% 冷間加工 + 732℃/4時間／空冷標本
- 基本ピッチ径（ 0.01473cm² ）領域に基づく応力

【０１２３】

例５CMBA-6の溶解物（VV584)680kg(1500lb) を9.5"径にVIM 処理し、14.5" 径にESR 処理し、１１６３°Ｃ/4 時間+ １１６３°Ｃ/65時間で均質経年変化され、約１１２１°Ｃで4.24"径に熱間鍛造した。材料の幾らかを７ロットに分割し、下記表30に示すように、.395" 径の棒状体に処理した。

【０１２４】

【表30】

表 ３０

CMBA-6 （溶解物 VV 584 ）処理条件

ロット %	熱間圧延 1121℃ to:	溶解処理サイクル	冷間引抜きパーセント
1	.453"	1074℃/1 hr	24
2	.466"	1074℃/1 hr	28
3	.479"	1074℃/1 hr	32
4	.453"	1093℃/2 hr	24
5	.466"	1093℃/2 hr	28
6	.479"	1093℃/2 hr	32
7	.453"	1093℃/2 hr	24

注：

- ロット１－６は３パス引抜き
- ロット７は１パス引抜き

【０１２５】
７ロット全てが、７３２°Ｃで4 時間/AC 最終経年変化された。
【０１２６】
標準.252" 径標本を各小ロットから造り、ASTM E8 及びE21 により引張り試験を行った。下記表31が、CMBA-6材料で行った引張り試験結果を示す。同材料は、上記表30に記載したように処理し、室温（RT）、４２７°Ｃ、５３８°Ｃ、６４９°Ｃ及び７０４°Ｃで試験した。
【０１２７】
【表31】

表 ３１

CMBA-6 （溶解物 VV 584 ） 平滑引張り特性

試験	ロット番号						
温度 °F	1	2	3	4	5	6	7
室温							
最大引張り強度 Kg/cm²	43.0	43.5	46.4	36.3	37.2	39.6	37.1
0.2%降伏応力	41.5	42.4	45.5	33.5	35.0	37.1	34.8
伸び率 %	9.0	8.0	6.0	9.0	10.0	8.0	8.0
縮小率 %	30.9	30.0	27.6	34.2	34.5	32.3	31.9
800							
最大引張り強度 Kg/cm²	37.8	39.1	40.8	32.7	32.6	34.9	32.3
0.2%降伏応力	36.4	38.5	39.4	31.5	31.1	33.8	30.3
伸び率 %	10.0	8.0	5.5	8.5	10.0	8.0	11.0
縮小率 %	31.8	27.6	26.5	33.5	34.5	32.5	33.2
1000							
最大引張り強度 Kg/cm²	36.8	38.8	39.7	31.3	31.7	33.3	31.2
0.2%降伏応力	35.3	38.1	39.1	30.0	30.0	31.9	29.6
伸び率 %	10.0	8.0	5.0	9.0	10.0	8.0	11.0
縮小率 %	31.6	27.9	25.2	34.2	33.8	35.8	35.1
1200							
最大引張り強度 Kg/cm²	36.0	39.6	38.7	30.4	31.0	32.3	30.5
0.2%降伏応力	33.9	38.9	36.9	28.5	28.9	30.8	28.9
伸び率 %	10.0	5.5	5.0	8.0	10.0	8.0	10.5
縮小率 %	34.4	13.0	22.4	33.5	31.2	33.1	33.5
1400							
最大引張り強度 Kg/cm²	34.8	34.2	36.7	28.4	30.0	25.8	29.3
0.2%降伏応力	31.9	31.5	34.2	27.1	28.3	25.0	28.1
伸び率 %	9.5	6.0	8.0	8.0	10.0	—	6.0
縮小率 %	20.3	13.0	41.4	33.2	30.8	—	31.2

注：

- 結果は平均値を示す
- 試験物品：.252″ 径標本
- 条件：表30 + 732℃/4時間／空冷

【０１２８】

上記.395" 径の棒状体に加えて、.535" 及び.770" の棒状体を用いた。これらの棒状体は、熱間鍛造ストックを約１１２１° Ｃで約.614"及び.883" 径にそれぞれ圧延し、１０９３° Ｃ/2時間/AC で溶体処理し、所望の.535" 及び.770" の寸法に24% 冷間引抜きを行って造った。棒状体は７３２° Ｃで4 時間/AC 最終経年変化された。各種の試験は、下記材料を用いて行った。

【０１２９】

２面剪段試験は、MIL-STD-1312、試験番号13にによる円筒状ブランクで行った。これらの試験結果を下記表 32 に示す。

【０１３０】

【表32】

表　３２

CMBA-6 （溶解物 VV 584 ）二面剪断強度データ

試験 径 in.	Kg/cm^{2*}
.375(Lot 4)	22.9 22.9
.500	21.9 21.7
.750	22.8 22.6

注：

＊ 応力は本体直径面積の２倍に基づく＝　1.425 cm^2 for .375
2.534 cm^2 for .500
5.701 cm^2 for .750

【０１３１】

熱伝導率測定は、ASTM E1225により1.000"径×1.000"長さの直円柱で行った。標本には３つの熱電対があり、試験温度は-１６０°Ｃ乃至７０４°Ｃの範囲に及んだ。試験結果を下記表33に示す。

【０１３２】

【表33】

表　３３

CMBA-6 （溶解物 VV 584 ）熱伝導度データ

温度 ℃	熱伝導度 BTU-in/hr-ft^2-°F
-150	60.66
-70	63.78
0	69.68
105	78.27
195	87.29
296	96.09
397	106.21
493	121.19
591	132.28
690	143.51

【０１３３】

電気抵抗測定は、Form Point Probe法を用いて、ASTM B193 により長さ3.00"×0.250"平方の標本でASTM B193 により測定した。試験温度は-１６０°Ｃ乃至７０４°Ｃの範囲に及んだ。試験結果を下記表34に示す。

【０１３４】

【表34】

表　３４

CMBA-6 （溶解物 VV 584 ） 電気抵抗データ

温度 ℃	電気抵抗 $ohm^{-cm \times 10^6}$
-186	17.41
-163	17.46
-141	17.57
-120	17.68
-55	17.90
-22	18.12
23	18.22
92	18.33
203	18.66
313	18.96
428	19.58
543	20.02
650	20.34
702	20.76

【０１３５】
比熱測定は、Bunsen Ice Calorimeter技術を用いて、ASTM D2766により長さ1.5"×0.250"平方の標本で行った。試験結果を下記表35に示す。
【０１３６】
【表35】

表　３５

CMBA-6 （溶解物 VV 584 ） エンタルピ／比熱データ

温度 ℃	エンタルピ BTU/lb	温度 ℃	比熱 BTU/lb-°F.
0	0	0	0.099
50	10.440	50	0.104
155	32.224	100	0.108
278	58.304	150	0.112
397	83.612	200	0.116
558	119.075	251	0.119
706	152.500	302	0.122
		350	0.124
		450	0.125
		500	0.125
		550	0.126
		600	0.127
		700	0.130

【０１３７】
ヤング率、剪断弾性係数及びポアソン比は、動係数測定を径0.500"×長さ2.000"の標本でASTM E494 により行って決定した。試験結果を下記表36に示す。
【０１３８】
【表36】

表　３６

CMBA-6 （溶解物 VV 584 ） ダイナミックモジュラスデータ

温度 ℃	V Kml/s	V Kmt/s	弾性係数 Kg/cm²	勇断弾性係数 Kg/cm²	ポアソン比
22	5.73	3.13	4.9	1.9	0.287
225	5.64	3.05	4.6	1.8	0.293
323	5.57	2.93	4.3	1.7	0.309
478	5.47	2.88	4.2	1.6	0.309
544	5.32	2.80	3.9	1.5	0.308
737	5.19	2.58	3.4	1.3	0.336

【０１３９】
本発明は特殊な実施態様につき記載したが、当業者にとって本発明の多くのその他の形態及び変形が容易に理解できるであろう。添付した請求の範囲及び本発明は、本発明の真意及び範囲内にある、この様な全ての他の形態及び変形を含むものと一般的に解釈すべきである。

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明のCMBA-6及びCMBA-7合金標本の結果と、先行技術Waspaloy及びMP210 合金の結果とを比較する、Larson Miller 応力破壊曲線である。

【図２】 本発明のCMBA-7合金標本の結果と、先行技術Waspaloy及びMERL 76 合金の結果とを比較する、Larson Miller 応力破壊曲線である.

【図３】 本発明のCMBA-7合金標本の結果と、先行技術MERL 76 合金の結果とを比較する、Larson Miller 応力破壊曲線である.

【図４】 本発明のCMBA-6合金標本の400 倍顕微鏡写真（エッチング：150 cc Hcl+100 cc エチルアルコール+13 gms 塩化第２銅）で、熱間成形、熱間圧延、冷間スエージ加工及び７１８°Ｃで10時間経年変化された、十分に加工及経年変化された棒状微小構造を有する。

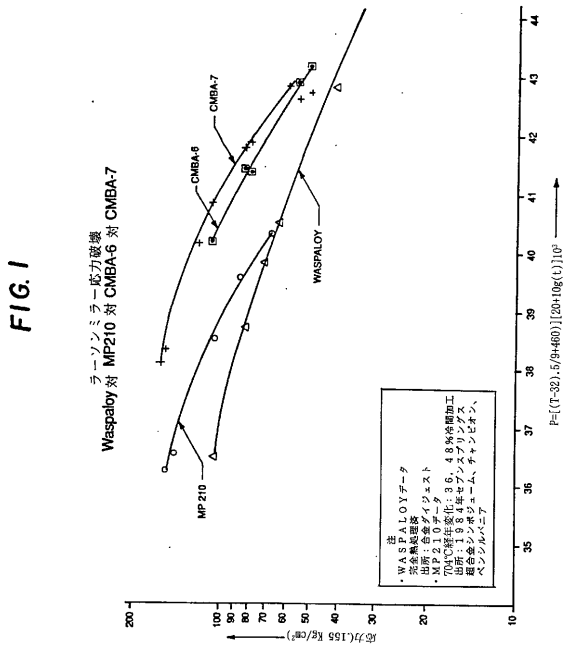
【図５】 本発明のCMBA-7標本の400 倍顕微鏡写真（エッチング：150 cc Hcl+100 cc エチルアルコール+13 gms 塩化第２銅）で、熱間成形、熱間圧延、冷間スエージ加工及び７１８°Ｃで10時間経年変化された、十分に加工及経年変化された棒状微小構造を有する。

【図６】 破壊寿命994.4 時間で７６０°Ｃ/９．３ｋｇ/ｃｍ^{2}試験条件下で製造した、本発明のCMBA-7標本のクリープ破壊標本微小構造の1000倍顕微鏡写真（エッチング液：150 cc Hcl+100 cc エチルアルコール+13 g 塩化第２銅）である。

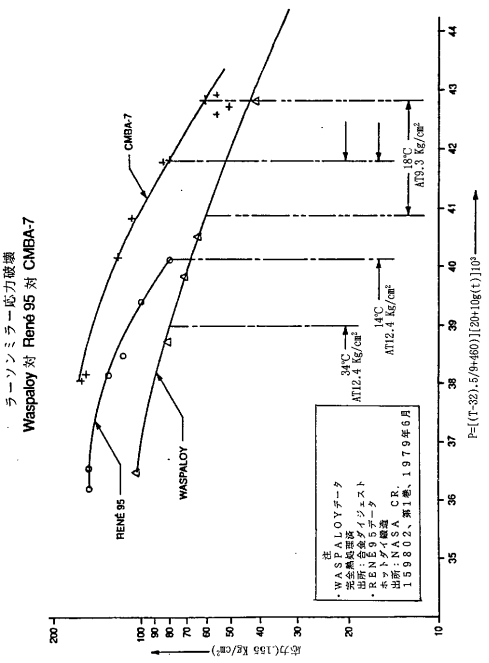
【図７】 破壊寿命994.4 時間で７６０°Ｃ/９．３ｋｇ/ｃｍ^{2}試験条件下で製造した、本発明のCMBA-7標本のクリープ破壊標本微小構造の破面部分の5000倍走査電子顕微鏡写真（エッチング液：150 cc Hcl+100 cc エチルアルコール+13 g 塩化第２銅）である。

【図８】 破壊寿命994.4 時間で７６０°Ｃ/９．３ｋｇ/ｃｍ^{2}試験条件下で製造した、本発明のCMBA-7標本のクリープ破壊標本微小構造の破面部分の10,000倍走査電子顕微鏡写真（エッチング液：150 cc Hcl+100 cc エチルアルコール+13 g 塩化第２銅）である。

【図１】

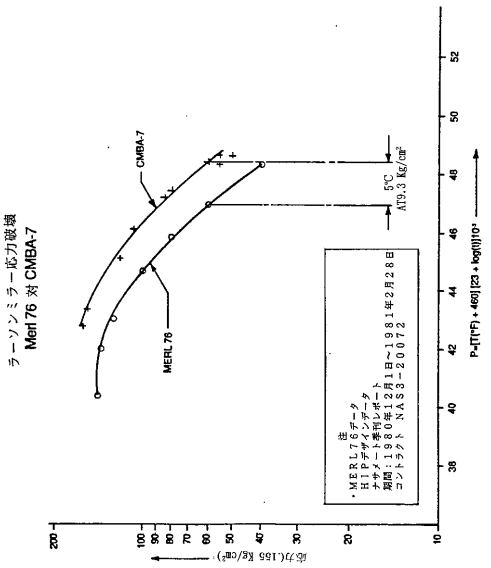


【図２】



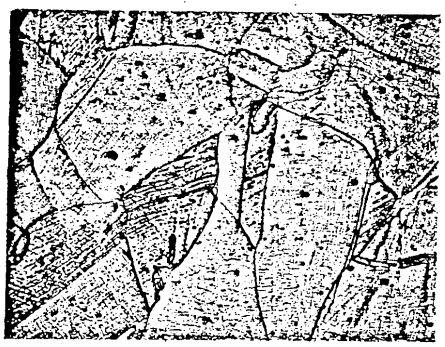
【図３】

FIG. 3



【図４】

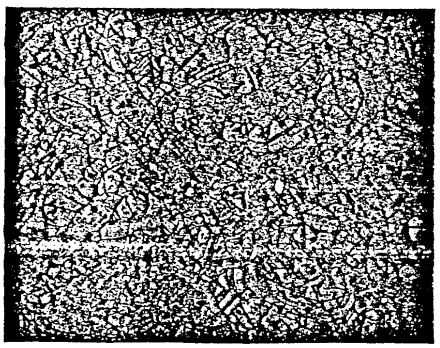
FIG. 4



400X

【図５】

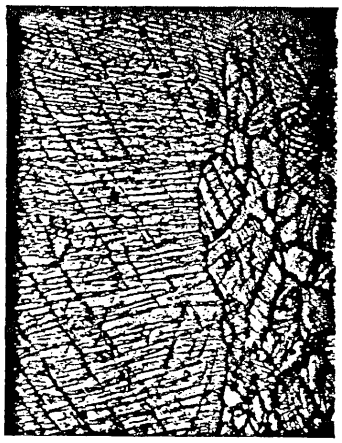
FIG.5



400X

【図６】

FIG.6



1000X

【図７】

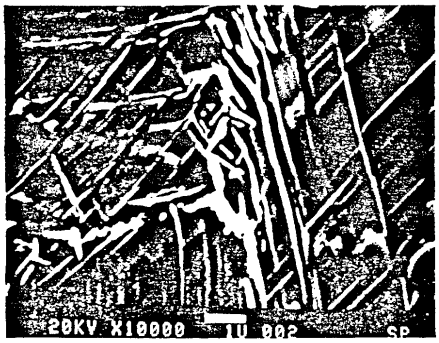
FIG.7



Fracture Section 5000X

【図８】

FIG.8



Fracture Section 10000X

フロントページの続き

(72)発明者　ゲイリー・エル・エリクソン
アメリカ合衆国、ミシガン州　４９４４２、マスキゴン、ウエスト・ストリート　８７４

合議体
審判長　長者　義久
審判官　井上　猛
審判官　近野　光知

(56)参考文献　特開平２－９３０３７（ＪＰ，Ａ）

(58)調査した分野(Int.Cl.，ＤＢ名)
C22C19/00-19/05