

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第6733211号
(P6733211)

(45) 発行日 令和2年7月29日(2020.7.29)

(24) 登録日 令和2年7月13日(2020.7.13)

(51) Int.Cl.

F 1

C 22 C 19/05 (2006.01)

C 22 C 19/05

C

C 22 F 1/00 (2006.01)

C 22 F 1/00

602

C 22 F 1/10 (2006.01)

C 22 F 1/00

624

C 22 F 1/00

630A

C 22 F 1/00

630K

請求項の数 3 (全 8 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号

特願2016-29375 (P2016-29375)

(22) 出願日

平成28年2月18日(2016.2.18)

(65) 公開番号

特開2017-145479 (P2017-145479A)

(43) 公開日

平成29年8月24日(2017.8.24)

審査請求日

平成30年12月20日(2018.12.20)

(73) 特許権者 000003713

大同特殊鋼株式会社

愛知県名古屋市東区東桜一丁目1番10号

(74) 代理人 110001184

特許業務法人むつきパートナーズ

(72) 発明者 大▲崎▼ 元嗣

愛知県名古屋市南区大同町2丁目30番地
大同特殊鋼株式会社内

(72) 発明者 植田 茂紀

愛知県名古屋市南区大同町2丁目30番地
大同特殊鋼株式会社内

(72) 発明者 泉 幸貴

愛知県名古屋市南区大同町2丁目30番地
大同特殊鋼株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】熱間鍛造用Ni基超合金

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

熱間鍛造用のNi基超合金であって、

質量%で、

C : 0.001%を超える0.100%未満、

Cr : 11%以上19%未満、

Co : 13.7%以上25%未満、

Fe : 0.1%以上4.0%未満、

Mo : 2.0%を超える5.0%未満、

W : 1.0%を超える5.0%未満、

Nb : 2.0%以上4.0%未満、

Al : 3.0%を超える5.0%未満、

Ti : 1.0%を超える3.0%未満、

残部を不可避的不純物及びNiとする成分組成であり、且つ、

元素Mの原子%を[M]とすると、

([Ti] + [Nb]) / [Al] × 10 の値が3.5以上6.5未満、

[Al] + [Ti] + [Nb] の値が9.5以上13.0未満、とすることを特徴とするNi基超合金。

【請求項2】

前記成分組成は、質量%で、

10

20

B : 0 . 0 0 0 1 %以上 0 . 0 3 %未満、
 Zr : 0 . 0 0 0 1 %以上 0 . 1 %未満でこのうちの 1 種又は 2 種をさらに含むことを特徴とする請求項 1 記載の Ni 基超合金。

【請求項 3】

前記成分組成は、質量 % で、

Mg : 0 . 0 0 0 1 %以上 0 . 0 3 0 %未満、

Ca : 0 . 0 0 0 1 %以上 0 . 0 3 0 %未満、

REM : 0 . 0 0 1 %以上 0 . 2 0 0 %以下でこのうちの 1 種又は 2 種以上をさらに含むことを特徴とする請求項 1 又は 2 に記載の Ni 基超合金。

【発明の詳細な説明】

10

【技術分野】

【0001】

本発明は、熱間鍛造をして供される各種製品用の Ni 基超合金に関し、特に、熱間鍛造性に優れるとともに高温強度にも優れる '析出強化型の熱間鍛造用 Ni 基超合金に関する。

【背景技術】

【0002】

'析出強化型の Ni 基超合金は、例えば、高温環境下での機械強度を要求されるガスタービンや蒸気タービン用の高温部材として用いられている。この '相は Ti、Al、Nb 及び Ta からなり、これら生成元素の合金中での含有量を増やすことでその析出量を增加させ、高温での合金の機械強度を高め得るとされている。

20

【0003】

一方で、高温環境下での合金の機械強度を高めるべく '相の析出量を多くすると、製造工程における熱間鍛造性（熱間加工性）が低下し、過度に変形抵抗を大きくさせてしまうと鍛造自体ができなくなってしまうこともある。特に、熱間鍛造による鍛錬を不可避とするタービンディスク等の大型製品では問題となる。そこで、高温強度と熱間鍛造性とを兼ね備えた Ni 基超合金の成分組成についての検討がなされている。

【0004】

例えば、特許文献 1 では、このような Ni 基超合金として、質量 % で、Al : 1 . 3 ~ 2 . 8 %、Co : 微量 ~ 1 1 %、Cr : 1 4 ~ 1 7 %、Fe : 微量 ~ 1 2 %、Mo : 2 ~ 5 %、Nb + Ta : 0 . 5 ~ 2 . 5 %、Ti : 2 . 5 ~ 4 . 5 %、W : 1 ~ 4 %、B : 0 . 0 0 3 0 ~ 0 . 0 3 0 %、C : 微量 ~ 0 . 1 %、Zr : 0 . 0 1 ~ 0 . 0 6 % を含有し、更に、原子 % で (1) Al + Ti + Nb + Ta : 8 ~ 1 1 とし、(2) (Ti + Nb + Ta) / Al : 0 . 7 ~ 1 . 3 とする合金を開示している。ここで、Al、Ti、Nb 及び Ta の合計量は '相の固溶温度や '相分率を規定するとしており、(1) 式によって '相の分率を 3 0 ~ 4 4 %、固溶温度を 1 1 4 5 未満にするとしている。更に、(2) 式によって、'相による高温環境下での機械強度を高めるとともに、有害な 型や 型の針状金属間化合物相の析出を防ぐとしている。これによれば、UDIMET 720 (UDIMET は登録商標) では不可能だった '相の固溶温度よりも高い温度での鍛造でも割れを生じない高い鍛造性を有するとともに、タービンの運転温度である 7 0 0 での機械強度を 7 1 8 プラスと呼ばれる Ni 基超合金よりも高め得るとしている。

30

【0005】

また、特許文献 2 では、質量 % で、C : 0 . 0 0 1 %超 ~ 0 . 1 0 0 %未満、Cr : 1 1 . 0 % ~ 1 9 . 0 %未満、Co : 0 . 5 % ~ 2 2 . 0 %未満、Fe : 0 . 5 % ~ 1 0 . 0 %未満、Si : 0 . 1 %未満、Mo : 2 . 0 %超 ~ 5 . 0 %未満、W : 1 . 0 %超 ~ 5 . 0 %未満、Mo + 1 / 2 W : 2 . 5 % ~ 5 . 5 %未満、S : 0 . 0 1 0 %未満、Nb : 0 . 3 % ~ 2 . 0 %未満、Al : 3 . 0 0 %超 ~ 6 . 5 0 %未満、Ti : 0 . 2 0 % ~ 2 . 4 9 %未満を含有し、更に原子 % で、Ti / Al × 1 0 : 0 . 2 ~ 4 . 0 未満、Al + Ti + Nb : 8 . 5 % ~ 1 3 . 0 %未満とする成分組成を有する Ni 基超合金を開示している。特に、Al、Ti 及び Nb の添加量を多くして '相の析出量を多くする一方、高

40

50

温强度と熱間鍛造性とがトレードオフの関係にあることを述べた上で、A1の含有量を多くして、'相の固溶温度が高くなることを防ぎ、高温強度と熱間鍛造性とを両立させるとしている。ここでは、Nbの含有量を0.3%~2.0%未満とした上で、過剰にNbを含有すると、'相の固溶温度が上昇し鍛造加工性を低下させ、脆化相であるラーベス相を生成させて高温強度を低下させてしまうとしている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0006】

【特許文献1】特表2013-502511号公報

【特許文献2】特開2015-129341号公報

10

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

高温強度と熱間鍛造性とを兼ね備えたNi基超合金が求められ、その成分組成についての検討がなされている。上記したように、特許文献1や2では機械強度に大きな影響を与える'相の生成元素であるA1、Ti、Nb及びTaの含有量を調整し、合金中での'相の固溶温度や析出量を制御して高温機械強度の調整を試みている。

【0008】

本発明はかかる状況に鑑みてなされたものであって、その目的とするところは、タービン部材等の高温環境下での使用に耐え得る高温強度と、製造工程における良好な熱間鍛造性とを併せ持ったNi基超合金を提供することにある。

20

【課題を解決するための手段】

【0009】

本発明によるNi基超合金は、熱間鍛造用のNi基超合金であって、質量%で、C:0.001%を超える0.100%未満、Cr:11%以上19%未満、Co:5%を超える25%未満、Fe:0.1%以上4.0%未満、Mo:2.0%を超える5.0%未満、W:1.0%を超える5.0%未満、Nb:2.0%以上4.0%未満、A1:3.0%を超える5.0%未満、Ti:1.0%を超える3.0%未満、残部を不可避的不純物及びNiとする成分組成であり、且つ、元素Mの原子%を[M]とすると、 $([Ti] + [Nb]) / [A1] \times 10$ の値が3.5以上6.5未満、 $[A1] + [Ti] + [Nb]$ の値が9.5以上13.0未満、とすることを特徴とする。

30

【0010】

かかる発明によれば、'相の生成元素全体の含有量、特にNbの含有量を多くしつつ、'相の固溶温度を低下させて、タービン部材等の使用温度域での高温強度を高めつつ熱間鍛造性の良好なNi基超合金とできるのである。

【0011】

上記した発明において、前記成分組成は、質量%で、B:0.0001%以上0.03%未満、Zr:0.0001%以上0.1%未満でこのうちの1種又は2種をさらに含むことを特徴としてもよい。かかる発明によれば、製造工程における良好な熱間鍛造性を維持しつつ高温環境下での使用に耐え得る高温強度を高め得るのである。

40

【0012】

上記した発明において、前記成分組成は、質量%で、Mg:0.0001%以上0.030%未満、Ca:0.0001%以上0.030%未満、REM:0.001%以上0.200%以下でこのうちの1種又は2種以上をさらに含むことを特徴としてもよい。かかる発明によれば、高温環境下での使用に耐え得る高温強度を高めるとともに製造工程における熱間鍛造性をさらに高め得るのである。

【図面の簡単な説明】

【0013】

【図1】実施例及び比較例の成分組成を示す図である。

【図2】実施例及び比較例の'生成元素の関係式の値と高温引張試験の結果を示す図で

50

ある。

【発明を実施するための形態】

【0014】

図1には、本発明の実施例としてのNi基超合金の成分組成を示した。また、図2には、かかる実施例の'相の生成元素についての関係を示す式1及び式2の値と、時効処理後の合金についての高温引張試験の結果とを示した。同様に、比較例として、図1にその成分組成を、図2に式1及び式2の値と試験結果とを示している。以下に、試験片の作成方法及び高温引張試験方法について説明する。

【0015】

まず、図1に示す成分組成の合金溶湯について高周波誘導炉を用いて50kgインゴットを用いて溶製した。得られたインゴットは1100~1220×16時間の均質化熱処理をした後、熱間鍛造によって直径30mmの丸棒材を作製し、さらに1030×4時間(空冷)の固溶化熱処理と、760×24時間の時効熱処理をした。なお、かかる熱間鍛造では、実施例及び比較例の全てにおいて鍛造に十分な加工性を有していた。

【0016】

時効処理後の丸棒から高温引張試験片を切り出し、タービン部材の使用温度として想定される730度等温保持してから荷重を加える高温引張試験を実施した。この試験結果として、0.2%耐力及び引張強さを測定し、それぞれランクA~Cに分けて図2に示した。ここで、0.2%耐力のランクは、A:1000MPa以上、B:960MPa以上1000MPa未満、C:960MPa未満とし、引張強さのランクは、A:1180MPa以上、B:1110MPa以上1180MPa未満、C:1110MPa未満とした。

【0017】

図2には、Al、Ti及びNbの含有量の関係について、その原子%による以下の式1及び式2の値を計算し示した。式1及び式2は、元素Mの原子%を[M]とすると、以下の通りである。

$$\text{式1} : [Al] + [Ti] + [Nb]$$

$$\text{式2} : ([Ti] + [Nb]) / [Al] \times 10$$

ここで、式1は、'相を生成する元素の含有量合計である。主として、'相の固溶温度よりも低温域で'相の析出量を増加させる傾向と比例し、得られる鍛造製品の高温強度を高めるための1つの指標となる。そして、式2は、主として、前記した'相の固溶温度の高低の1つの指標となる。すなわち、'の固溶温度は、Ti及びNbの含有量の増加によって高くなり、Alの含有量の増加によって低くなる傾向にある。かかる固溶温度が低いと、熱間鍛造がより低温でも可能であり、「熱間鍛造性が高い」ということになる。

【0018】

図2に示すように、実施例1~21において、0.2%耐力及び引張強さは全てランク「A」又は「B」であった。0.2%耐力及び引張強さがともにランク「A」であった実施例3、6及び19~21のうち、実施例3、6及び19は式2の値が6.0以上と大きく、実施例19はREMを含有し、実施例20及び21はZr及びBを含有しさらにMg又はCaをそれぞれ含有している。

【0019】

他方、比較例1~13において、比較例13の0.2%耐力のみがランク「A」、比較例3、7~9、11及び12の0.2%耐力のみがランク「B」であり、他の0.2%耐力及び引張強さは全てランク「C」であった。つまり、比較例1~13は、実施例に比べて高温強度が低い。また、比較例6について、Nbの含有量が少ないと以外は、成分組成、式1及び式2の値を実施例のそれと同等程度としているが、高温強度は実施例よりも低くなつた。

【0020】

以上のように、実施例1~21では、比較例1~13に比べて、良好な熱間鍛造性を維

10

20

30

40

50

持しつつ高温強度を高めることができたと結論できる。

【0021】

ここで、式1の値には、高温強度を確保するために下限値を設定し、熱間鍛造性の確保のために上限値を設定する。また、式2の値には、熱間鍛造性を確保するために上限値を設定し、高温強度の確保のために下限値を設定する。そして、上記した実施例及び比較例の試験結果、及びその他の試験結果から、Ni基超合金に必要とされる熱間鍛造性及び高温強度を得るために式1の値は9.5以上13.0未満と定められた。また、式2の値は、3.5以上6.5未満と定められ、好ましくは、5.0以上6.5未満と定められた。

【0022】

ところで、上記した実施例を含むNi基超合金とほぼ同等の高温強度及び熱間鍛造性を与える合金の組成範囲は以下のように定められる。

【0023】

Cは、Cr、Nb、Ti及びWなどと結合して種々の炭化物を生成する。特に固溶温度の高いNb系、Ti系の炭化物によるピンニング(ピン留め)効果によって高温環境下での結晶粒の成長による粗大化を抑制させ、主として韌性の低下を抑制し、熱間鍛造性の向上に寄与する。また、Cr系、Mo系、W系などの炭化物を粒界に析出させて粒界を強化させて機械強度の向上に寄与する。一方、Cは過剰に添加すると炭化物を過剰に生成し偏析等によって合金組織を不均一にしてしまう。また粒界への過剰な炭化物の析出により熱間鍛造性及び機械加工性の低下を招く。これらを考慮して、Cは、質量%で0.001%を超える1.00%未満の範囲内、好ましくは0.001%を超える0.06%未満の範囲内である。

【0024】

Crは、 Cr_2O_3 の保護酸化被膜を緻密に形成させるために不可欠な元素であり、合金の耐食性及び耐酸化性を向上させて製造性を高めるとともに合金の長時間の使用を可能にする。また、Cと結合して炭化物を生成し機械強度の向上にも寄与する。一方、Crはフェライト安定化元素であり、過剰な添加はオーステナイトを不安定にさせ、脆化相である相やラーベス相の生成を促進し、熱間鍛造性や、機械強度及び韌性の低下を招く。これらを考慮して、Crは、質量%で、11%以上19%未満の範囲内、好ましくは13%以上19%未満の範囲内である。

【0025】

Coは、Ni基超合金の母相であるオーステナイト基地に固溶して熱間鍛造性を向上させつつ高温強度をも向上させる。一方で、Coは高価であるため、過剰な添加はコスト的に不利である。これらを考慮して、Coは、質量%で、5%を超える25%未満の範囲内、好ましくは11%を超える25%未満の範囲内、さらに好ましくは15%を超える25%未満の範囲内である。

【0026】

Feは、合金製造時の原料選択によって不可避的に混入する元素であり、Feの含有量の多い原料を選択すれば原料コストを抑制できる。一方、過剰に含有すると機械強度の低下を招く。これらを考慮して、Feは、質量%で、0.1%以上4.0%未満の範囲内、好ましくは0.1%以上3.0%未満の範囲内である。

【0027】

Mo及びWは、Ni基超合金の母相であるFCC構造のオーステナイト相に固溶し、結晶格子を歪ませて格子定数を増大させる固溶強化元素である。また、Mo及びWは共にCと結合して炭化物を生成し粒界を強化して機械強度の向上に寄与する。一方、過剰な添加は相や μ 相の生成を促進し韌性を低下させる。これらを考慮して、Moは、質量%で、2.0%を超える5.0%未満の範囲内である。また、Wは、質量%で、1.0%を超える5.0%未満の範囲内である。

【0028】

Nbは、Cと結合して比較的固溶温度の高いMC型炭化物を生成して、固溶化熱処理後の結晶粒の粗大化を抑制(ピンニング効果)し、高温強度及び熱間鍛造性の改善に寄与す

10

20

30

40

50

る。また、A₁に比べて原子半径が大きく、強化相である'相(Ni₃A₁)のA₁サイトに置換してNi₃(A₁,Nb)となり、結晶構造を歪ませて高温強度を向上させる。一方、過剰に添加すると、BCT構造を有するNi₃Nb、いわゆる'相を時効処理によって析出させて低温域での機械強度を向上させるものの、700以上の高温においては析出した'相が'相に変態するため機械強度を低下させてしまう。つまり、Nbは'相を生成しない含有量とする必要がある。これらを考慮して、Nbは、質量%で、2.0%以上4.0%未満の範囲内、好ましくは2.1%を超える4.0%未満の範囲内、さらに好ましくは2.1%を超える3.5%未満の範囲内、一層好ましくは2.4%を超える3.2%未満の範囲内、最も好ましくは2.6%を超える3.2%未満の範囲内である。

10

【0029】

Tiは、Nbと同様に、Cと結合して比較的固溶温度の高いMC型炭化物を生成して、固溶化熱処理後の結晶粒の粗大化を抑制(ピンニング効果)し、高温強度及び熱間鍛造性の改善に寄与する。また、A₁に比べて原子半径が大きく、強化相である'相(Ni₃A₁)のA₁サイトに置換してNi₃(A₁,Ti)となり、FCC構造中に固溶することで結晶構造を歪ませ格子定数を増大させて高温強度を向上させる。一方、過剰な添加は'相の固溶温度を上昇させ、鋳造合金のように初晶で'相を生成しやすくし、結果として共晶'相を生成させて機械強度を低下させる。これらを考慮して、Tiは、質量%で、1.0%を超える3.0%未満の範囲内である。

【0030】

A₁は、強化相である'相(Ni₃A₁)を生成し、高温強度の向上に特に重要な元素であり、'相の固溶温度を低下させて熱間鍛造性を向上させる。さらにOと結合してAl₂O₃からなる保護酸化被膜を形成して耐食性及び耐酸化性を向上させる。また、'相を優先的に生成させてNbを消費するから、上記したようなNbによる'相の生成を抑制できる。一方、過剰な添加は、'相の固溶温度を上昇させ、'相を過剰に析出させるため熱間鍛造性を低下させる。これらを考慮して、A₁は、質量%で、3.0%を超える5.0%未満の範囲内である。

20

【0031】

B及びZrは、結晶粒界に偏析し粒界を強化して加工性及び機械強度の向上に寄与する。一方、過剰な添加は粒界への過剰偏析によって延性を損なわせる。これらを考慮して、Bは、質量%で、0.0001%以上0.03%未満の範囲内である。また、Zrは、質量%で、0.0001%以上0.1%未満の範囲内である。なお、B及びZrは、任意元素として1種又は2種を選択的に添加することができる。

30

【0032】

Mg、Ca及びREMは、合金の熱間鍛造性の向上に寄与する。また、Mg及びCaは合金の溶製時に脱酸・脱硫剤として得て、REMは耐酸化性の向上に寄与する。一方、過剰な添加は粒界に濃化するなどして却って熱間鍛造性を低下させる。これらを考慮して、Mgは、質量%で、0.0001%以上0.03%未満の範囲内である。また、Caは、質量%で、0.0001%以上0.03%未満の範囲内である。REMは、質量%で、0.001%以上0.2%未満の範囲内である。なお、Mg、Ca及びREMは、任意添加元素として1種又は2種以上を選択的に添加することができる。

40

【0033】

ここまで本発明による代表的実施例について説明したが、本発明は必ずしもこれらに限定されるものではない。当業者であれば、添付した特許請求の範囲を逸脱することなく、種々の代替実施例及び改変例を見出すことができるだろう。

【図1】

	成分組成(質量%)														
	C	Ni	Fe	Co	Cr	W	Mo	Nb	Al	Ti	Zr	B	Mg	Ca	REM
実施例1	0.01	52.2	2.5	16.9	15.8	2.3	2.9	2.2	3.2	2.0	—	—	—	—	—
実施例2	0.01	49.0	1.3	19.8	17.0	1.7	3.5	2.4	3.5	1.8	—	—	—	—	—
実施例3	0.02	46.9	1.7	20.3	18.1	2.0	3.2	2.6	3.1	2.1	—	—	—	—	—
実施例4	0.02	56.5	3.3	14.5	13.3	1.2	4.0	2.3	3.2	1.7	—	—	—	—	—
実施例5	0.02	53.5	2.2	13.7	17.5	2.6	2.7	3.0	3.4	1.4	—	—	—	—	—
実施例6	0.03	55.6	1.0	15.0	14.7	1.9	3.8	2.8	3.1	2.1	—	—	—	—	—
実施例7	0.04	53.1	1.6	15.2	16.9	1.8	3.7	2.8	3.3	1.6	—	—	—	—	—
実施例8	0.02	49.0	2.9	18.1	17.2	2.4	2.8	2.3	3.9	1.4	—	—	—	—	—
実施例9	0.01	50.8	1.8	17.9	17.1	2.2	3.0	2.5	3.3	1.4	—	—	—	—	—
実施例10	0.00	51.6	2.1	16.6	16.6	2.5	2.4	2.6	3.6	1.5	—	—	—	—	—
実施例11	0.00	51.1	2.4	16.4	16.7	3.1	2.7	3.2	3.2	1.1	0.020	0.014	—	—	—
実施例12	0.00	48.0	1.2	21.0	15.9	3.3	2.7	2.5	4.0	1.3	0.030	—	—	—	—
実施例13	0.00	51.4	0.7	19.7	14.8	2.7	2.9	2.5	3.3	1.9	—	0.010	—	—	—
実施例14	0.02	48.9	0.9	21.6	15.0	2.9	3.1	2.1	3.6	1.9	—	—	—	—	—
実施例15	0.00	48.8	3.2	18.2	16.2	1.9	3.6	2.9	4.1	1.1	—	0.013	—	—	—
実施例16	0.00	48.0	2.0	18.8	17.8	2.1	3.3	2.7	3.5	1.7	0.040	—	—	—	—
実施例17	0.00	51.1	1.5	17.5	16.5	3.8	2.1	2.4	3.5	1.6	—	—	—	—	—
実施例18	0.01	54.1	1.4	15.4	16.5	1.3	3.9	2.5	3.7	1.4	—	—	—	—	—
実施例19	0.02	51.7	1.9	17.3	15.7	2.4	2.7	2.7	3.4	2.2	—	—	0.079	—	—
実施例20	0.00	49.9	1.1	18.3	17.0	2.2	3.4	3.0	3.4	1.6	0.030	0.014	—	0.0012	—
実施例21	0.02	51.7	1.2	17.9	15.8	2.8	2.6	2.9	3.3	1.7	0.040	0.013	0.001	—	—
比較例1	0.00	61.5	2.5	9.0	16.0	2.5	3.2	0.5	4.0	0.8	—	—	—	—	—
比較例2	0.00	67.7	3.8	1.7	15.3	3.2	3.0	1.1	3.7	0.5	—	—	—	—	—
比較例3	0.01	58.1	4.3	9.8	16.0	2.5	3.0	1.6	4.3	0.4	—	—	—	—	—
比較例4	0.05	59.4	4.6	9.5	16.3	2.0	2.3	0.9	3.8	1.2	—	—	—	—	—
比較例5	0.00	68.3	4.2	1.3	16.5	1.8	2.2	1.5	3.4	0.8	—	—	—	—	—
比較例6	0.03	61.0	3.7	6.7	17.2	2.3	3.0	1.4	3.3	1.4	—	—	—	—	—
比較例7	0.05	59.4	4.1	9.2	15.8	2.4	3.0	1.1	4.1	0.8	0.025	0.014	—	—	—
比較例8	0.04	59.4	3.9	9.0	16.1	2.5	2.9	1.2	4.0	0.9	—	0.016	—	—	—
比較例9	0.06	59.7	3.9	8.9	15.9	2.5	3.1	1.1	3.9	0.9	0.032	—	—	—	—
比較例10	0.04	59.3	3.9	9.0	16.1	2.3	3.1	1.2	4.2	0.9	—	—	0.013	—	—
比較例11	0.05	60.1	3.9	8.8	15.8	2.5	3.0	1.1	4.0	0.8	—	—	0.010	—	—
比較例12	0.04	59.4	3.9	9.1	16.0	2.4	3.0	1.2	4.1	0.9	—	—	—	0.100	—
比較例13	0.02	58.6	4.0	8.8	16.1	2.6	2.8	1.1	2.3	3.6	0.031	0.015	—	—	—

【図2】

	式1の値	式2の値	0.2%耐力 at 730°C	引張強さ at 730°C
実施例1	10.5	5.5	B	B
実施例2	11.0	4.9	B	B
実施例3	10.6	6.3	A	A
実施例4	10.2	5.1	B	B
実施例5	10.7	4.9	B	B
実施例6	10.8	6.4	A	A
実施例7	10.6	5.2	A	B
実施例8	11.2	3.7	B	B
実施例9	10.2	4.6	B	B
実施例10	11.0	4.4	B	B
実施例11	10.1	4.8	B	B
実施例12	11.5	3.6	B	B
実施例13	10.8	5.4	A	B
実施例14	11.2	4.7	B	B
実施例15	11.7	3.6	B	B
実施例16	11.0	5.0	B	B
実施例17	10.8	4.6	B	B
実施例18	11.0	4.1	B	B
実施例19	11.5	6.0	A	A
実施例20	10.9	5.2	A	A
実施例21	10.8	5.5	A	A
比較例1	9.6	1.5	C	C
比較例2	9.1	1.6	C	C
比較例3	10.4	1.6	B	C
比較例4	9.8	2.5	C	C
比較例5	9.0	2.6	C	C
比較例6	9.5	3.6	C	C
比較例7	10.2	1.9	B	C
比較例8	10.1	2.1	B	C
比較例9	9.9	2.1	B	C
比較例10	10.5	2.0	C	C
比較例11	10.0	1.9	B	C
比較例12	10.3	2.1	B	C
比較例13	9.9	10.2	A	C

元素Mの原子%を[M]として

式1: [Al]+[Ti]+[Nb]

式2: ([Ti]+[Nb])/[Al] × 10

0.2%耐力→A:1000MPa以上、B:960MPa以上1000MPa未満、C:960MPa未満

引張強さ→A:1180MPa以上、B:1110MPa以上1180MPa未満、C:1110MPa未満

フロントページの続き

(51)Int.CI.

F I

C 2 2 F	1/00	6 5 0 A
C 2 2 F	1/00	6 5 1 B
C 2 2 F	1/00	6 8 2
C 2 2 F	1/00	6 8 3
C 2 2 F	1/00	6 9 1 B
C 2 2 F	1/00	6 9 1 C
C 2 2 F	1/10	H

審査官 鈴木 賀

(56)参考文献 國際公開第2015/008343 (WO, A1)

特開2015-129341 (JP, A)

特表2013-502511 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.CI., DB名)

C 2 2 C	1 9 / 0 5
C 2 2 F	1 / 0 0
C 2 2 F	1 / 1 0