

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 特 許 公 報 (B2)

(11) 特許番号

特許第5221350号
(P5221350)

(45) 発行日 平成25年6月26日 (2013. 6. 26)

(24) 登録日 平成25年3月15日 (2013. 3. 15)

(51) Int. Cl.

F I

C 2 2 F 1/10 (2006. 01)

C 2 2 F 1/10 H

C 2 2 C 19/05 (2006. 01)

C 2 2 C 19/05 C

C 2 2 F 1/00 (2006. 01)

C 2 2 F 1/00 6 O 2

C 2 2 F 1/00 6 3 O A

C 2 2 F 1/00 6 3 O G

請求項の数 35 (全 29 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2008-527903 (P2008-527903)
 (86) (22) 出願日 平成18年5月9日 (2006. 5. 9)
 (65) 公表番号 特表2009-506210 (P2009-506210A)
 (43) 公表日 平成21年2月12日 (2009. 2. 12)
 (86) 国際出願番号 PCT/US2006/017804
 (87) 国際公開番号 W02007/084178
 (87) 国際公開日 平成19年7月26日 (2007. 7. 26)
 審査請求日 平成21年5月8日 (2009. 5. 8)
 (31) 優先権主張番号 60/710, 806
 (32) 優先日 平成17年8月24日 (2005. 8. 24)
 (33) 優先権主張国 米国 (US)
 (31) 優先権主張番号 11/221, 028
 (32) 優先日 平成17年9月6日 (2005. 9. 6)
 (33) 優先権主張国 米国 (US)

(73) 特許権者 501187033
 エイティーアイ・プロパティーズ・インコ
 ーポレーテッド
 アメリカ合衆国オレゴン州97321-0
 580, アルバニー, ノース・イースト・
 オールド・セーレム・ロード 1600
 (74) 代理人 100140109
 弁理士 小野 新次郎
 (74) 代理人 100075270
 弁理士 小林 泰
 (74) 代理人 100080137
 弁理士 千葉 昭男
 (74) 代理人 100096013
 弁理士 富田 博行

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 ニッケル合金及び直接時効熱処理方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量%で、0%～0.1%の炭素、1.2%～2.0%のクロム、0%～4%のモリブデン、0%～6%のタングステン、5%～1.2%のコバルト、0%～1.4%の鉄、4%～8%のニオブ、0.6%～2.6%のアルミニウム、0.4%～1.4%のチタン、0.003%～0.03%のリン、0.003%～0.015%のホウ素を含有し、残部が不可避不純物及びニッケルからなり；モリブデンの質量%及びタングステンの質量%の和は、2%以上8%以下であり、アルミニウムの原子%及びチタンの原子%の和は2%～6%であり、アルミニウムの原子%対チタンの原子%の比は、少なくとも1.5であり、ニオブの原子%で割ったアルミニウムの原子%及びチタンの原子%の和は0.8～1.3である、
 ニッケル基合金を処理する方法であって、
 前記ニッケル基合金を加工して所望の形状にすること、及び、
 前記ニッケル基合金に直接時効を施すこと
 を含む前記方法。

【請求項 2】

前記ニッケル基合金を加工して所望の形状にすることが、前記ニッケル基合金を913～1066の範囲にわたる加工温度で加工することを含む、請求項1に記載の方法。

【請求項 3】

前記ニッケル基合金を加工して所望の形状にすることが、前記ニッケル基合金を913～1038の範囲にわたる加工温度で加工することを含み；前記ニッケル基合金に直

接時効を施した後に、前記ニッケル基合金は、同一の温度で鍛造した、溶体化処理及び時効を施した同等のニッケル基合金と比較して、増大した降伏引張強さを有する、請求項 2 に記載の方法。

【請求項 4】

前記ニッケル基合金を加工して所望の形状にすることが、前記ニッケル基合金を 9 8 2 ~ 1 0 6 6 の範囲にわたる加工温度で加工することを含み；前記ニッケル基合金に直接時効を施した後に、前記ニッケル基合金は、同一の温度で鍛造した溶体化処理及び時効を施した同等のニッケル基合金と比較して、増大した 7 0 4 破断寿命を有する、請求項 2 に記載の方法。

【請求項 5】

前記方法は、前記ニッケル基合金を前記加工温度から 7 6 0 に急速に冷却すること、及び、前記ニッケル基合金を 7 6 0 から室温に冷却することを更に含む、請求項 2 に記載の方法。

【請求項 6】

前記ニッケル基合金を加工することが、鍛造、熱間圧延、押出し、及び、スエーピングのうちの少なくとも 1 つを含む、請求項 5 に記載の方法。

【請求項 7】

前記ニッケル基合金を加工することが、最終加工パスの前に、前記ニッケル基合金を 9 1 3 ~ 1 0 6 6 の範囲にわたる温度で再加熱することを更に含む、請求項 6 に記載の方法。

【請求項 8】

前記ニッケル基合金を急速に冷却することが、前記合金を 1 0 / 分 ~ 1 6 6 7 / 分の冷却速度で冷却することを含む、請求項 5 に記載の方法。

【請求項 9】

加工によってもたらされる最終変形の程度が 1 0 % を超える、請求項 2 に記載の方法。

【請求項 1 0】

前記最終変形の程度は 1 2 % ~ 6 7 % の範囲にわたる、請求項 9 に記載の方法。

【請求項 1 1】

前記ニッケル基合金を加工して所望の形状にすることが、室温冷間加工を含む、請求項 2 に記載の方法。

【請求項 1 2】

室温冷間加工は、冷間圧延、冷間引抜き、鍛造、及びスエーピングのうちの少なくとも 1 つを含む、請求項 1 1 に記載の方法。

【請求項 1 3】

前記ニッケル基合金に直接時効を施すことが、
前記ニッケル基合金を 7 4 1 ~ 8 0 2 の範囲にわたる第 1 の直接時効温度で少なくとも 2 時間加熱すること；

前記ニッケル基合金を前記第 1 の直接時効温度から 6 2 1 ~ 7 1 8 の範囲にわたる第 2 の直接時効温度に冷却すること；

前記ニッケル基合金を前記第 2 の直接時効温度で少なくとも 8 時間加熱すること；及び

前記ニッケル基合金を前記第 2 の直接時効温度から室温に冷却すること；
を含む、請求項 1 に記載の方法。

【請求項 1 4】

前記ニッケル基合金を前記第 1 の直接時効温度から第 2 の直接時効温度に冷却することが、前記ニッケル基合金を炉冷することを含む、請求項 1 3 に記載の方法。

【請求項 1 5】

前記ニッケル基合金を前記第 1 の直接時効温度から第 2 の直接時効温度に冷却することが、4 4 / 時間 ~ 6 7 / 時間の冷却速度で冷却することを含む、請求項 1 3 に記載の方法。

10

20

30

40

50

【請求項 16】

前記ニッケル基合金に直接時効を施すことが、

前記ニッケル基合金を 741 ~ 802 の範囲にわたる第 1 の直接時効温度で少なくとも 2 時間加熱すること；

前記ニッケル基合金を前記第 1 の直接時効温度から室温に冷却し、次に前記ニッケル基合金を 621 ~ 718 の範囲にわたる第 2 の直接時効温度に再加熱すること；

前記ニッケル基合金を前記第 2 の直接時効温度で少なくとも 8 時間加熱すること；及び

、
前記ニッケル基合金を前記第 2 の直接時効温度から室温に冷却すること；
を含む、請求項 1 に記載の方法。

10

【請求項 17】

前記ニッケル基合金を加工することが、前記ニッケル基合金を熱間加工すること、温間加工すること、および冷間加工することのうちの少なくとも一つを含む、請求項 1 に記載の方法。

【請求項 18】

質量%で、0% ~ 0.1% の炭素、1.2% ~ 2.0% のクロム、0% ~ 4% のモリブデン、0% ~ 6% のタングステン、5% ~ 1.2% のコバルト、0% ~ 1.4% の鉄、4% ~ 8% のニオブ、0.6% ~ 2.6% のアルミニウム、0.4% ~ 1.4% のチタン、0.003% ~ 0.03% のリン、0.003% ~ 0.015% のホウ素を含有し、残部が不可避不純物及びニッケルからなり；モリブデンの質量%及びタングステンの質量%の和は、2% 以上 8% 以下であり、アルミニウムの原子%及びチタンの原子%の和は2% ~ 6%であり、アルミニウムの原子%対チタンの原子%の比は、少なくとも 1.5であり、ニオブの原子%で割ったアルミニウムの原子%及びチタンの原子%の和は0.8 ~ 1.3である、ニッケル基合金を処理する方法であって、

20

前記ニッケル基合金を加工して所望の形状にすること；及び、

前記ニッケル基合金を直接時効すること
を含み、直接時効は、

前記ニッケル基合金を 741 ~ 802 の範囲にわたる第 1 の直接時効温度で少なくとも 2 時間加熱すること；

前記ニッケル基合金を前記第 1 の直接時効温度から 621 ~ 718 の範囲にわたる第 2 の直接時効温度に冷却すること；

30

前記ニッケル基合金を前記第 2 の直接時効温度で少なくとも 8 時間加熱すること；及び

、
前記ニッケル基合金を前記第 2 の直接時効温度から室温に冷却すること；
を含む、前記方法。

【請求項 19】

前記ニッケル基合金を前記第 1 の直接時効温度から前記第 2 の直接時効温度に冷却することが、前記ニッケル基合金を前記第 1 の直接時効温度から室温に冷却し、次に前記ニッケル基合金を前記第 2 の直接時効温度に再加熱することを含む、請求項 18 に記載の方法。

40

【請求項 20】

前記ニッケル基合金を前記第 1 の直接時効温度から前記第 2 の直接時効温度に冷却することが、前記ニッケル基合金を 4.4 / 時間 ~ 6.7 / 時間 の冷却速度で冷却することを含む、請求項 18 に記載の方法。

【請求項 21】

前記ニッケル基合金を加工することが、前記ニッケル基合金を 913 ~ 1066 の範囲にわたる加工温度で加工することを含み、

前記方法は、

前記ニッケル基合金を加工温度から 760 に 1.0 / 分 ~ 1667 / 分 の冷却速度で急速に冷却すること；及び、

50

前記ニッケル基合金を 760 から室温に冷却すること；
を更に含む、請求項 18 に記載の方法。

【請求項 22】

前記ニッケル基合金を加工することが、前記ニッケル基合金を 913 ~ 1038 の範囲にわたる加工温度で加工することを含み；前記ニッケル基合金に直接時効を施した後に、前記ニッケル基合金は、同一の温度で鍛造した、溶体化処理及び時効を施した同等のニッケル基合金と比較して、増大した降伏引張強さを有する、請求項 21 に記載の方法。

【請求項 23】

前記ニッケル基合金を加工することが、前記ニッケル基合金を 982 ~ 1066 の範囲にわたる加工温度で加工することを含み；前記ニッケル基合金に直接時効を施した後に、前記ニッケル基合金は、同一の温度で鍛造した、溶体化処理及び時効を施した同等のニッケル基合金と比較して、増大した 704 破断寿命を有する、請求項 21 に記載の方法。

10

【請求項 24】

前記ニッケル基合金を加工することが、最終加工パスの前に、前記ニッケル基合金を 913 ~ 1066 の範囲にわたる温度で再加熱することをさらに含む、請求項 21 に記載の方法。

【請求項 25】

前記ニッケル基合金の加工によりもたらされる最終変形の程度が 10 % を超える、請求項 21 に記載の方法。

20

【請求項 26】

前記最終変形の程度が 1.2 % ~ 6.7 % の範囲にわたる、請求項 25 に記載の方法。

【請求項 27】

前記ニッケル基合金を加工することが、前記ニッケル基合金を室温冷間加工することを含む、請求項 21 に記載の方法。

【請求項 28】

前記ニッケル基合金を加工することが、前記ニッケル基合金を熱間加工すること、温間加工すること、および冷間加工することのうちの少なくとも一つを含む、請求項 18 に記載の方法。

【請求項 29】

30

製造物品を形成する方法であって、

質量 % で、0 % ~ 0.1 % の炭素、1.2 % ~ 2.0 % のクロム、0 % ~ 4 % のモリブデン、0 % ~ 6 % のタングステン、5 % ~ 12 % のコバルト、0 % ~ 1.4 % の鉄、4 % ~ 8 % のニオブ、0.6 % ~ 2.6 % のアルミニウム、0.4 % ~ 1.4 % のチタン、0.003 % ~ 0.03 % のリン、0.003 % ~ 0.015 % のホウ素を含有し、残部が不可避不純物及びニッケルからなり；モリブデンの質量 % 及びタングステンの質量 % の和は、2 % 以上 8 % 以下であり、アルミニウムの原子 % 及びチタンの原子 % の和は 2 % ~ 6 % であり、アルミニウムの原子 % 対チタンの原子 % の比は、少なくとも 1.5 であり、ニオブの原子 % で割ったアルミニウムの原子 % 及びチタンの原子 % の和は 0.8 ~ 1.3 である、
ニッケル基合金を加工して所望の形状にすること；及び、

40

前記ニッケル基合金を直接時効すること；
を含み、直接時効は、

前記ニッケル基合金を 741 ~ 802 の範囲にわたる第 1 の直接時効温度で少なくとも 2 時間加熱すること；

前記ニッケル基合金を前記第 1 の直接時効温度から 621 ~ 718 の範囲にわたる第 2 の直接時効温度に冷却すること；

前記ニッケル基合金を前記第 2 の直接時効温度で少なくとも 8 時間加熱すること；及び、

前記ニッケル基合金を前記第 2 の直接時効温度から室温に冷却すること；
を含む、前記方法。

50

【請求項 3 0】

前記ニッケル基合金を前記第 1 の直接時効温度から前記第 2 の直接時効温度に冷却することが、前記ニッケル基合金を室温に冷却し、次に前記ニッケル基合金を前記第 2 の直接時効温度に再加熱することを含む、請求項 2 9 に記載の方法。

【請求項 3 1】

前記ニッケル基合金を加工することが、前記ニッケル基合金を 9 1 3 ~ 1 0 6 6 の範囲にわたる加工温度で加工することを含み、

前記方法が、

前記ニッケル基合金を前記加工温度から 7 6 0 に 1 0 / 分 ~ 1 6 6 7 / 分の冷却速度で急速に冷却すること；及び、

前記ニッケル基合金を 7 6 0 から室温に冷却すること；
を更に含む、請求項 2 9 に記載の方法。

【請求項 3 2】

前記ニッケル基合金を加工することが、前記ニッケル基合金を 9 1 3 ~ 1 0 3 8 の範囲にわたる加工温度で加工することを含み；前記ニッケル基合金に直接時効を施した後に、前記ニッケル基合金は、同一の温度で鍛造した、溶体化処理及び時効を施した同類のニッケル基合金と比較して、増大した降伏引張強さを有する、請求項 2 9 に記載の方法。

【請求項 3 3】

前記ニッケル基合金を加工することが、前記ニッケル基合金を 9 8 2 ~ 1 0 6 6 の範囲にわたる加工温度で加工することを含み；前記ニッケル基合金に直接時効を施した後に、前記ニッケル基合金は、同一の温度で鍛造した、溶体化処理及び時効を施した同類のニッケル基合金と比較して、増大した 7 0 4 破断寿命を有する、請求項 2 9 に記載の方法。

【請求項 3 4】

前記製造物品は、タービンディスク、圧縮機ディスク、ブレード、シャフト、及びファスナーからなる群から選択される、請求項 2 9 に記載の方法。

【請求項 3 5】

前記ニッケル基合金を加工することが、前記ニッケル基合金を熱間加工すること、温間加工すること、および冷間加工することのうちの少なくとも一つを含む、請求項 2 9 に記載の方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0 0 0 1】

本開示の実施態様は、ニッケル基合金及びニッケル基合金に直接時効 (direct aging) を施す方法に関する。特に、本開示の特定の実施態様は、7 1 8 プラス (登録商標) ニッケル基合金に直接時効を施して、改善された機械的性質、例えば、以下に限定するわけではないが、引張強さ、降伏強さ、低サイクル疲れ寿命、疲れ亀裂成長、及びクリープ及び破断寿命を合金に付与する方法に関する。本開示の他の実施態様は、改善された機械的性質、例えば、以下に限定するわけではないが、引張強さ、降伏強さ、低サイクル疲れ寿命、疲れ亀裂成長、及びクリープ及び破断寿命を有する直接時効を施した 7 1 8 プラス (登録商標) ニッケル基合金、並びにこれから製造された製造物品に関する。

【背景技術】

【0 0 0 2】

長年にわたるガスタービンエンジンの性能向上のペースは、ニッケル基超耐熱合金の高温機械的性質の向上に依存していた。こうした合金は、最も高温の稼働温度にさらされるガスタービンエンジンの大半の構成部品用を選択される材料である。ガスタービンエンジンの構成部品、例えば、ディスク、ブレード、ファスナー、ケース、及びシャフトは典型的に、ニッケル基超耐熱合金から製造され、超高温で長時間高い応力に耐える必要がある。

【0 0 0 3】

合金 718 は、最も広く使用されているニッケル基超耐熱合金のうちの一つであり、米国特許第3,046,108号において一般に説明されており、この明細書を本明細書において参考のために特に引用する。

【0004】

合金 718 の広範囲にわたる使用は、合金の幾つかの類のない特徴から生じる。例えば、合金 718 は、高い強度及び最高約 689 (1200 °F) までの好都合な応力 - 破断特性を有する。加えて、合金 718 は、好都合な処理特性、例えば鋳造性及び熱間加工性、並びに良好な溶接性を有する。こうした好都合な特性は、合金 718 から製造された構成部品の容易な製造及び、必要な場合、修理を可能にする。しかしながら、689 (1200 °F) より高い温度で、合金 718 の機械的性質は急速に劣化する。従って、合金 718 の使用は、約 689 (1200 °F) 未満の用途に制限されてきた。

10

【0005】

他の超合金が開発され、例えば、合金 718 と比較して増大した加熱能力を有するレネイ 41 (登録商標) (Rene 41 (登録商標)) (ATI プロパティーズ社の登録商標) 及びワスパロイ™ (Waspaloy™) ニッケル基合金 (プラット & ホイットニー・エアクラフト社の商標) であり、この両方は、モンロー、ノースカロライナの ATI アルバック社から入手可能である。しかしながら、これらの合金には、不満足な加工性及び溶接性という問題があり、また、高価な合金元素のより高いレベルの取り込みが一因となって合金 718 よりも高価である。

【0006】

20

ニッケル基超耐熱合金 718 プラス (登録商標) (ATI プロパティーズ社の商標) は米国特許第6,730,264号において大まかに説明されており、該米国特許を本明細書に参照のために特に援用する。合金 718 プラス (登録商標) は、重量%で、最高約 0.1% までの炭素、約 1.2% ~ 約 2.0% のクロム、最高約 4% までのモリブデン、最高約 6% までのタングステン、約 5% ~ 約 1.2% のコバルト、最高約 1.4% までの鉄、約 4% ~ 約 8% のニオブ、約 0.6% ~ 約 2.6% のアルミニウム、約 0.4% ~ 約 1.4% のチタン、約 0.003% ~ 約 0.03% のリン、約 0.003% ~ 約 0.015% のホウ素、及びニッケルを含み；ここで、モリブデンの重量%及びタングステンの重量%の和は、約 2% 以上であり且つ約 8% 以下であり、アルミニウムの原子%及びチタンの原子%の和は約 2% ~ 約 6% であり、アルミニウムの原子%対チタンの原子%の比は、少なくとも約 1.5 であり、ニオブの原子%で割ったアルミニウムの原子%及びチタンの原子%の和は約 0.8 ~ 約 1.3 である。合金 718 プラス (登録商標) は、合金 718 と比較して、改善された高温機械的性質を示す。加えて、合金 718 プラス (登録商標) は一般に、レネイ 41 (登録商標) 合金及びワスパロイ™ ニッケル基合金よりも良好な熱間加工性及び溶接性を有し、より安価である。

30

【0007】

本明細書に参照のためにその明細書全体を特に援用する同時係属中の米国特許出願第10/679,899号において、発明者らは、ニッケル基合金並びに溶体化処理及び時効を利用した該ニッケル基合金の処理方法を説明している。その中に開示された方法に従って処理した合金は、好都合な高温機械的性質を有し、これは、高温にさらされた時に実質的に安定なままである。

40

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

それにもかかわらず、さらに改善された高温機械的性質を有し、同時に、処理の最中に溶体化処理工程を必要としないニッケル基合金を提供することは有利であると思われる。以下に詳述するように、本願発明者らは、溶体化処理工程の必要とすることなく、向上した熱的に安定な能力を提供するニッケル基合金を処理する方法を特定した。

【課題を解決するための手段】

【0009】

50

本開示の様々な実施態様は、718プラス（登録商標）ニッケル基合金に直接時効を施す方法に関する。改善された機械的性質は、本明細書に開示する様々な非限定な実施態様に従って直接時効を施した718プラス（登録商標）合金において観察することができる。

【0010】

一つの非限定的な実施態様によれば、ニッケル基合金を処理する方法であって、ニッケル基合金を加工して所望の形状にすること、及び、ニッケル基合金に直接時効を施することを含む方法が提供される。この非限定的具体例に従うニッケル基合金は、重量%で、最高約0.1%までの炭素、約12%～約20%のクロム、最高約4%までのモリブデン、最高約6%までのタングステン、約5%～約12%のコバルト、最高約14%までの鉄、約4%～約8%のニオブ、約0.6%～約2.6%のアルミニウム、約0.4%～約1.4%のチタン、約0.003%～約0.03%のリン、約0.003%～約0.015%のホウ素、ニッケル、及び偶発的な不純物を含み；ここで、モリブデンの重量%及びタングステンの重量%の和は、約2%以上であり且つ約8%以下であり、アルミニウムの原子%及びチタンの原子%の和は約2%～約6%であり、アルミニウムの原子%対チタンの原子%の比は、約1.5以上であり、ニオブの原子%で割ったアルミニウムの原子%及びチタンの原子%の和は約0.8～約1.3である。

10

【0011】

別の非限定的な実施態様は、重量%で、最高約0.1%までの炭素、約12%～約20%のクロム、最高約4%までのモリブデン、最高約6%までのタングステン、約5%～約12%のコバルト、最高約14%までの鉄、約4%～約8%のニオブ、約0.6%～約2.6%のアルミニウム、約0.4%～約1.4%のチタン、約0.003%～約0.03%のリン、約0.003%～約0.015%のホウ素、ニッケル、及び偶発的な不純物を含む組成を有するニッケル基合金を処理する方法を提供し；ここで、モリブデンの重量%及びタングステンの重量%の和は、約2%以上であり且つ約8%以下であり、アルミニウムの原子%及びチタンの原子%の和は約2%～約6%であり、アルミニウムの原子%対チタンの原子%の比は、少なくとも約1.5であり、ニオブの原子%で割ったアルミニウムの原子%及びチタンの原子%の和は約0.8～約1.3である。処理する方法は、前記ニッケル基合金を加工して所望の形状にすること、及び、前記ニッケル基合金に直接時効を施すことを含む。ニッケル基合金に直接時効を施すことは、ニッケル基合金を741（1365°F）～802（1475°F）の範囲にわたる第1の直接時効温度で少なくとも2時間加熱すること、ニッケル基合金を第1の直接時効温度から621（1150°F）～718（1325°F）の範囲にわたる第2の直接時効温度に冷却すること、前記ニッケル基合金を第2の直接時効温度で少なくとも8時間加熱すること、及び、前記ニッケル基合金を第2の直接時効温度から室温に冷却することを含む。

20

30

【0012】

更なる非限定的な実施態様は、製造物品を形成する方法であって、718プラス（登録商標）ニッケル基合金を加工すること、及び、ニッケル基合金に直接時効を施すことを含む方法を提供する。ニッケル基合金に直接時効を施すことは、ニッケル基合金を741（1365°F）～802（1475°F）の範囲にわたる第1の直接時効温度で少なくとも2時間加熱すること、ニッケル基合金を第1の直接時効温度から621（1150°F）～718（1325°F）の範囲にわたる第2の直接時効温度に冷却すること、前記ニッケル基合金を第2の直接時効温度で少なくとも8時間加熱すること、及び、前記ニッケル基合金を第2の直接時効温度から室温に冷却することを含む。

40

【0013】

更に別の非限定的な実施態様は、直前または以下に説明するプロセスのいずれかによって製造された製造物品を提供する。製造物品を、タービンまたは圧縮機ディスク、ブレード、シャフト、及びファスナーからなる群から選択してよい。

【0014】

更なる非限定的な実施態様においては、本開示は、重量%で、最高約0.1%までの炭

50

素、約 12 % ~ 約 20 % のクロム、最高約 4 % までのモリブデン、最高約 6 % までのタン
グステン、約 5 % ~ 約 12 % のコバルト、最高約 14 % までの鉄、約 4 % ~ 約 8 % のニオ
ブ、約 0.6 % ~ 約 2.6 % のアルミニウム、約 0.4 % ~ 約 1.4 % のチタン、約 0.003 % ~ 約 0.03 % のリン、約 0.003 % ~ 約 0.015 % のホウ素、ニッケル、
及び偶発的な不純物を含む直接時効を施したニッケル基合金を提供するが、ここで、モリ
ブデンの重量 % 及びタングステンの重量 % の和は、約 2 % 以上であり且つ約 8 % 以下であ
り、アルミニウムの原子 % 及びチタンの原子 % の和は約 2 % ~ 約 6 % であり、アルミニウ
ムの原子 % 対チタンの原子 % の比は、少なくとも約 1.5 であり、ニオブの原子 % で割っ
たアルミニウムの原子 % 及びチタンの原子 % の和は約 0.8 ~ 約 1.3 である。直接時効
を施したニッケル基合金は、ニッケル基合金を加工して所望の形状にすること、及び、
ニッケル基合金に直接時効を施すことを含むプロセスによって製造される。これらの実施態
様によれば、ニッケル基合金を加工することは、該ニッケル基合金を 913 (1675
°F) ~ 1066 (1950 °F) の範囲にわたる加工温度で加工すること、ニッケルペ
ースを約 10 /min (18 °F/min) ~ 約 1667 /min (3000 °F/min) の冷却
速度で加工温度から 760 (1400 °F) に急速に冷却すること、及び、前記ニッケ
ル基合金を 760 (1400 °F) から室温に冷却することを含む。これらの非限定的
な実施態様に従ってニッケル基合金に直接時効を施すことは、ニッケル基合金を 741
(1365 °F) ~ 802 (1475 °F) の範囲にわたる第 1 の直接時効温度で少なく
とも 2 時間加熱すること；ニッケル基合金を第 1 の直接時効温度から 621 (1150
°F) ~ 718 (1325 °F) の範囲にわたる第 2 の直接時効温度に冷却すること、前
記ニッケル基合金を第 2 の直接時効温度で少なくとも 8 時間加熱すること、及び、前記ニ
ッケル基合金を第 2 の直接時効温度から室温に冷却することを含む。

【発明を実施するための最良の形態】

【0015】

本開示の特定の非限定的な実施態様は、熱間加工、温間加工又は冷間加工、及び、直接
時効によって熱加工を施された (thermomechanically processed) 718 - タイプニッケ
ル基合金に関する。本明細書において使用する“直接時効”という用語は、本明細書にお
いて説明するように、先行熱処理工程 (例えば溶体化処理工程) 無しに、加工の後に、ニ
ッケル基合金を時効プロセスにかけて処理することと定義される。本明細書において使用
する“時効”及び“時効プロセス”という用語は、ニッケル基合金を、
- 相 (ガンマ
プライム相) 及び
- 相 (ガンマダブルプライム相) のための固溶限度線温度未満の温度
で加熱して、
- 相 (ガンマプライム相) 及び
- 相 (ガンマダブルプライム相)
析出物を形成することを意味する。本明細書において使用する“溶体化処理”及び“溶体
化処理した”という用語は、合金を熱処理工程にまで処理することを意味し、ここで、合
金を、合金中に存在する実質的にすべての相、例えば
- 相 (ガンマプライム相) 及び
- 相 (ガンマダブルプライム相) 析出物を溶解させるのに十分な温度及び時間 (すな
わち、固溶限度線温度またはこれを超える温度) で加熱する。

【0016】

直接時効によって処理した時に、全てのニッケル基超耐熱合金がこのような優れた能力
を示すわけではない。例えば、ワスパロイ™合金の
粒子 (ガンマプライム粒子) を析
出硬化する速い析出動力学、及び、より低い熱間加工温度での乏しい熱間加工性が理由と
なって、ワスパロイ™合金の直接時効から得られる利点はわずかである。

【0017】

本開示の方法の特定の非限定的な実施態様は、本開示の直接時効プロセスを用いて処理
していない同じニッケル基合金と比較した場合に、高温で向上した熱的に安定な機械的性
質を有する 718 プラス (登録商標) ニッケル基合金を提供する点で有利となり得る。本
明細書において使用する“機械的性質”という用語は、力を加えた時に弾性及び非弾性反
応を示すか、または応力と歪みとの間の関係を含む合金の特性と定義される。本明細書に
おいて使用する“熱的に安定な機械的性質”という語句は、合金の機械的性質、例えば、
引張強さ、降伏強さ、伸び、疲れ亀裂成長、低サイクル疲れ、及びクリープ及び破断寿命

などが、約 760 (1400 °F) の温度に 100 時間以上さらした後に、さらす前の同一の機械的性質と比較して、実質的に低下しないことを意味する。

【0018】

特定の非限定的な実施態様によれば、本願に開示された方法は、直接時効プロセスを用いて処理していない同一の合金と比較して、高温で向上した引張強さを有する 718 プラス（登録商標）ニッケル基合金を提供するための直接時効を含む。他の非限定的な実施態様においては、本開示の方法は、直接時効プロセスを用いて処理していない同一の合金と比較して、高温で向上した破断寿命を有する 718 プラス（登録商標）ニッケル基合金を提供するための直接時効を含む。加えて、本明細書において説明する様々な直接時効方法は、改善された低サイクル疲れをもたらすことができる。様々な非限定的な実施態様によれば、718 プラス（登録商標）ニッケル基合金の直接時効処理による利益の一つとして、該処理が、(a) 微細な結晶粒度（例えば結晶粒度 ASTM 10 以上、表 2 を参照されたい）；及び (b) 高い引張強さをもちあわせることができることがある。低サイクル疲れの改善は、少なくとも部分的には、直接時効処理からのこうした特性の改善から生じると考えられている。

【0019】

本開示の非限定的な実施態様は、ニッケル基超耐熱合金、例えば、以下に限定する意図はないが、合金 718 プラス（登録商標）ニッケル基超耐熱合金に直接時効を施す方法、並びに直接時効した 718 プラス（登録商標）ニッケル基合金を含む組成物及び製造物品に関する。本明細書において使用する“ニッケル基合金”及び“ニッケル基超耐熱合金”という用語は、ニッケル及び 1 つ以上の合金元素の合金を意味する。718 プラス（登録商標）のニッケルに基づく超合金は一般に、明細書を本明細書において参考のために特に引用する米国特許第 6,730,264 号において説明されており、ノースカロライナ州モンローの ATI アルバック社から入手可能である。該米国特許の中で説明される合金 718 プラス（登録商標）は、重量％で、最高約 0.1 % までの炭素、約 12 % ~ 約 20 % のクロム、最高約 4 % までのモリブデン、最高約 6 % までのタングステン、約 5 % ~ 約 12 % のコバルト、最高約 14 % までの鉄、約 4 % ~ 約 8 % のニオブ、約 0.6 % ~ 約 2.6 % のアルミニウム、約 0.4 % ~ 約 1.4 % のチタン、約 0.003 % ~ 約 0.03 % のリン、約 0.003 % ~ 約 0.015 % のホウ素、ニッケル、及び偶発的な不純物を含み；ここで、モリブデンの重量％及びタングステンの重量％の和は約 2 % 以上であり且つ約 8 % 以下であり、アルミニウムの原子％及びチタンの原子％の和は約 2 % ~ 約 6 % であり、アルミニウムの原子％対チタンの原子％の比は、少なくとも約 1.5 であり、ニオブの原子％で割ったアルミニウムの原子％及びチタンの原子％の和は約 0.8 ~ 約 1.3 である。

【0020】

実施例又は特に断りがある場合以外は、本明細書及び請求の範囲において使用する成分の量、処理条件などを表す全ての数は、全ての場合に“約”という用語によって修正されることは理解できるはずである。従って、特に断らない限り、明細書及び添付の請求の範囲において述べる数値パラメータは、得ようと試みた所望の特性に依存して変動し得る概数値である。最低限のことではあるが、請求の範囲に対する均等論の適用を制限するためというわけではなく、各数値パラメータは少なくとも、報告された有効桁の数字を考慮し、通常の端数処理技術を適用することによって解釈されるべきである。

【0021】

広い開示の範囲を記載する数値範囲及びパラメータは概数値である一方、具体的な実施例に記載の数値はできる限り正確に報告される。しかしながら、いかなる数値も、本質的に、各数値の試験測定において見いだされる標準偏差から必然的に生じるある種の誤差、例えば、装置誤差及び/またはオペレータ誤差を含むことがある。

【0022】

また、本明細書において記載する任意の数値の範囲は、その中に包含される全ての部分的範囲を含むことが意図されていることは理解できるはずである。例えば、“1 ~ 10”の範囲であれば、記載された最小値 1 及び記載された最大値 10 の間（及び最小値 1 及び

10

20

30

40

50

最大値 10 を含む) の全ての部分的範囲を包含することが意図されている、すなわち、1 以上の下限値及び 10 以下の上限値を有する。

【0023】

本明細書において参照のために援用されると記載されている、任意の特許、刊行物、または他の開示資料の全部又は一部は、援用した資料が本開示において述べる既存の定義、陳述、または他の開示資料と矛盾しない程度でのみ本明細書において援用される。そのため、必要な範囲で、本明細書に記載される本開示は、本明細書において参照のために援用される任意の矛盾した資料に優先する。本明細書において参照のために援用されると記載されているが本明細書に記載され現に存在する定義、陳述、または他の開示資料と矛盾する任意の資料(またはその一部分)は、援用した資料と既存の開示資料との間に矛盾が生じない範囲で援用されるにとどまる。

10

【0024】

本開示の様々な非限定的な実施態様に従って 718 プラス(登録商標)ニッケル基合金に直接時効を施す方法を、以下に説明する。本開示の方法の特定の非限定的な実施態様によれば、718 プラス(登録商標)ニッケル基合金を加工して所望の形状にし、次に直接時効を施す。こうした実施態様によれば、ニッケル基合金を加工して所望の形状にすることは、熱間加工、温間加工、及び冷間加工またはこれらの様々な組合せを含んでよい。本開示の、一つの具体的な非限定的実施態様では、ニッケル基合金を加工することは、合金を熱間加工し、続いて合金を冷間加工することを含む。本開示の別の非限定的実施態様では、ニッケル基合金を加工することは、合金を冷間加工することを含む。

20

【0025】

本明細書において使用する“加工すること”という用語は、塑性変形によってニッケル基合金の形状を操作及び/または変更することを意味する。本明細書において使用する“塑性変形”という用語は、加えた応力の作用下での材料の永続的なゆがみを意味する。本明細書において使用する“熱間加工”という用語は、合金を十分に高い温度で加工し、その結果、ひずみ硬化は起きないことを意味する。熱間加工のための低温限界は、合金の再結晶温度であり、これは、本開示の合金の場合、約 982 (1800 °F) であるが、再結晶温度は、合金中に存在する歪みの量に依存する場合がある。本開示の一つの実施態様では、ニッケル基合金を熱間加工する非限定的な実施例は、鍛造、熱間圧延、押出し、ハンマリング、及びスエージングのうちの少なくとも1つを含んでよい。本明細書において使用する“冷間加工”という用語は、合金を、ひずみ硬化を生じるのに十分に低い温度で加工することを意味する。本明細書において使用する“ひずみ硬化”という用語は、再結晶温度範囲よりも低い温度での塑性変形によって生じた硬度及び強度の増大を意味する。冷間加工のための高温限界は、合金の再結晶温度であり、これは、本開示の合金の場合、約 982 (1800 °F) である。本明細書において使用する“鍛造すること”という用語は、衝撃または圧力によって、金属合金を所望の形状に加工するプロセスを意味し、これは、熱間加工、温間加工、冷間加工、またはこれらの組合せを含んでよい。本明細書において使用する“加工すること”及び“鍛造すること”という用語は、実質的に同義語である。本明細書において使用する“鍛造温度”という用語は、金属合金を鍛造するか又は加工して所望の形状にする温度を意味する。

30

40

【0026】

本明細書中に開示する様々な非限定的実施態様によれば、718 プラス(登録商標)ニッケル基合金を加工することは、合金を約 913 (1675 °F) ~ 約 1066 (1950 °F) の範囲にわたる加工温度または鍛造温度に加熱し、続いて合金を加工または鍛造することを含む。特定の非限定的実施態様によれば、718 プラス(登録商標)ニッケル基合金を加工することは、合金を約 913 (1675 °F) ~ 約 1038 (1900 °F) の範囲にわたる加工温度または鍛造温度で加熱し、続いて合金を加工または鍛造することを含んでよい。この温度範囲内で合金を加工または鍛造し、続いて直接時効を施すことは、以下に検討するように、増大した高温機械的性質、例えば、増大した引張強さを有する合金を提供する。他の非限定的実施態様によれば、718 プラス(登録商標)ニ

50

ニッケル基合金を加工することは、合金を約 982 (1800 °F) ~ 約 1066 (1950 °F) の範囲にわたる加工温度または鍛造温度に加熱し、続いて合金を加工または鍛造することを含んでよい。この温度範囲内で合金を加工または鍛造し、続いて直接時効することは、以下に検討するように、増大した高温破断寿命を有する合金を提供する。さらに、合金の加工は、合金を繰り返し加熱及び加工して、所望の形状を実現することを含んでよい。ニッケル基合金を加工温度で加工して所望の形状にした後に、ニッケル基合金を加工温度から 760 (1400 °F) に急速に冷却する。合金を次に、760 (1400 °F) から室温に任意の速度で冷却する。

【0027】

718 プラス (登録商標) ニッケル基合金の直接時効は、鍛造温度約 913 (1675 °F) ~ 約 1066 (1950 °F) の範囲内で、合金の機械的性質に最大の影響を及ぼした。同一の条件下で、同一の鍛造プロセスの下で鍛造した溶体化処理及び時効を施した合金と比較して、降伏強さの増大及び改善された応力破断寿命が観察される。しかしながら、引張強さ及び破断寿命の鍛造温度依存性は、直接時効条件下で異なる。同一の温度範囲内で鍛造した溶体化処理及び時効を施した合金と比較して、降伏強さの最大の増加 (704 (1300 °F) で) は、約 913 (1675 °F) ~ 約 1038 (1900 °F) の範囲内の温度での鍛造によって生じる。一方、溶体化処理及び時効を施したレベルにまさる、破断寿命の最大の伸び (704 (1300 °F) で) は、約 982 (1800 °F) ~ 約 1066 (1950 °F) の範囲内の温度での鍛造によって生じる。当業者であれば、破断寿命の増大は高温クリープの増大をももたらすことが認識できよう。従って、破断寿命の増加が得られる様々な非限定的実施態様によれば、本明細書において説明するように、高温クリープの増大も観察されるかもしれない。

【0028】

図 1 は、鍛造温度の関数としての 718 プラス (登録商標) 合金の直接時効処理に対する応答を、降伏強さ (YS) 及び破断寿命についての溶体化時効値に対する直接時効値の増加として示す。図 1 は、704 (1300 °F) 破断寿命の増加 (すなわち、寿命 (直接時効) - 寿命 (溶体化時効)) は、鍛造温度の上昇 (すなわち、約 982 (1800 °F) から約 1066 (1950 °F)) と共に増加するが、704 (1300 °F) YS の増加 (すなわち、YS (直接時効) - YS (溶体化時効)) は、鍛造温度 (すなわち、約 913 (1675 °F) から約 1038 (1900 °F)) が低下するにつれて増加することを示す。図 2 は、合金 718 プラス (登録商標) の鍛造温度に対する直接時効応答を、溶体化時効と比較した場合の特性の相対的向上 (パーセント) として示す。従って、具体的な最終部品に対する要求に応じて、直接時効条件を合金 718 プラス (登録商標) のために調整して、特定の一組の特性を最適化してよい。例えば、より高い温度範囲、例えば、約 982 (1800 °F) ~ 約 1066 (1950 °F) での鍛造、続いて直接時効は、溶体化処理及び時効と比較して、溶体化処理及び時効処理によって得られるものよりもよりわずかに高い引張強さしか有しない一方で、かなり改善された破断寿命を有する材料を提供する。他に、追加の室温冷間加工を含んでよい約 913 (1675 °F) ~ 約 1038 (1900 °F) の温度範囲で鍛造することは、溶体化処理及び時効を施した場合と比較して、引張強さを非常に増大させ、溶体化処理及び時効を施した場合と比較して、破断寿命の増大がほとんど又は全く無い。

【0029】

降伏強さの増加が得られる本明細書において開示する特定の非限定的な実施態様 (すなわち、約 913 (1675 °F) ~ 約 1038 (1900 °F) の範囲にわたる鍛造温度を用いる) によれば、加工プロセスの最中に、合金の温度は、熱間加工温度未満に低下しなければならず、その結果、若干の残留転位下位構造 (residual dislocation substructure) が保持される。いずれにせよ、後続の各加工工程または加工パスの前に、合金を加工温度に再加熱してよい。例えば、特定の非限定的な実施態様においては、718 プラス (登録商標) ニッケル基合金を加工温度に繰り返し加熱し、加工し、最終加工パスの前に、合金を約 913 (1675 °F) ~ 約 1066 (1950 °F) の範囲にわたる温

10

20

30

40

50

度で再加熱する。特定の非限定的な実施態様によれば、ニッケル基合金を繰り返し加熱し、加工し、最終加工パスの前に、合金を約 913 (1675 °F) ~ 約 1038 (1900 °F) の範囲にわたる温度で再加熱する。他の非限定的実施態様においては、ニッケル基合金を繰り返し加熱し、加工し、最終加工パスの前に、合金を約 982 (1800 °F) ~ 約 1066 (1950 °F) の範囲にわたる温度で再加熱する。特定の非限定的実施態様によれば、前述のとおり、最終加工パスの前に合金をある温度に再加熱することには、本明細書において検討した材料特性の増加を観察するのに十分であれば如何なる量の時間をかけてもよい。特定の非限定的実施態様によれば、最終加工パスの前に合金を再加熱することには、5 時間未満の時間をかけてよい。本明細書において使用する“最終加工パス”という用語は、ニッケル基合金を約 760 (1400 °F) に急速に冷却する前の最後の加工工程を意味する。

10

【0030】

本開示の特定の実施態様における熱間加工の最中の 718 プラス (登録商標) ニッケル基合金の急速冷却を、ここで詳細に検討する。最終加工パスの後の冷却速度は、直接時効処理の有効性に影響することがあり、特に (ガンマプライム) 固溶限度線温度 (約 982 (1800 °F) ~ 約 760 (1400 °F)) のための温度範囲内では、徐冷は避けるべきである。いかなる特定の理論によって束縛されることも意図するものではないが、急速冷却は、この温度範囲内で合金を徐々に冷却する場合に起きることがある粗 (ガンマプライム) 析出物の析出を防ぐために必要であると考えられている。従って、特定の非限定的実施態様によれば、加工温度、例えば、約 913 (1675 °F) ~ 約 1066 (1950 °F) の範囲にわたる温度での合金の最終加工パスの後に、718 プラス (登録商標) ニッケル基合金を急速に冷却する。ニッケル基合金を、加工温度から約 760 (1400 °F) の温度に急速に冷却する。ニッケル基合金の冷却速度は、部分的には、急速に冷却される物品のサイズ及び/または厚さに依存することがあり、10 /min (18 °F/min) ~ 最高 1667 /min (3000 °F/min) までの範囲にわたってよい。本開示の一つの非限定的実施態様では、合金を、28 /min (50 °F/分) を超える冷却速度で急速に冷却する。別の非限定的実施態様では、合金を、42 /min (75 °F/min) を超える冷却速度で急速に冷却する。特定の非限定的実施態様によれば、合金を 28 /min (50 °F/min) ~ 112 /min (200 °F/min) の速度で急速に冷却することができる。他の非限定的実施態様においては、合金を 42 /min (75 °F/min) ~ 112 /min (200 °F/min) の冷却速度で急速に冷却する。加工したニッケル基合金を急速に冷却する非限定的な方法は、例えば、空冷、強制空冷、及び、油焼入れ又は水焼入れを含む。一旦ニッケル基合金を約 760 (1400 °F) に急速に冷却したら、合金をさらに室温に冷却してよい。約 760 (1400 °F) から室温に冷却する速度は、工業的に許容可能な任意の速度でよく、急速でも遅い速度でもよい。

20

30

【0031】

本開示の方法に関する特定の非限定的実施態様においては、合金の加工の最中の塑性変形の程度は、直接時効処理の成功におけるファクターとなることがある。塑性変形が小さすぎる場合、直接時効によって合金の機械的性質に及ぼすわずかな影響が存在するかもしれない。ニッケル基合金を加工することを含む特定の非限定的実施態様においては、10 % 未満の変形を有する加工済みニッケル基合金と比較して、10 % を超える変形は、ニッケル基合金の機械的性質を改善することができる。変形が 10 % から 0 % まで減少するにつれて、直接時効の影響は徐々に減少するであろうということは予想されている。本開示の別の非限定的実施態様においては、加工されたニッケル基合金は約 12 % ~ 約 67 % の変形を含む。しかしながら、一加工パスの最中に塑性変形が過度に高い場合には、直接時効処理から生じる機械的性質の改善は縮小するかもしれない。いかなる特定の理論によって束縛されることも意図するものではないが、これは、採用した高い顕著な断熱加熱が原因となっており、この断熱加熱は採用した高い加工歪み速度で起こると考えられている。歪み速度を下げて、過度の断熱加熱を避けることができるならば、大きな加工圧下 (working reduction) を使用できる。

40

50

【 0 0 3 2 】

本開示の特定の非限定的実施態様においては、718 プラス（登録商標）ニッケル基合金を加工することは、直接時効工程の前の冷間加工を含む。特定の実施態様においては、ニッケル基合金を、982（1800 °F）未満の温度で冷間加工する。他の非限定的な実施態様によれば、ニッケル基合金はほぼ室温で冷間加工される。冷間加工は、一般に、合金の回収及び再結晶なしでの合金の塑性加工を指す。ニッケル基合金を冷間加工して所望の形状にすることには、工業的に許容された任意の冷間加工方法、例えば、以下にものに限定されるわけではないが、冷間圧延、冷間引抜き、ハンマリング、スエージング、及び、これらの冷間加工方法の様々な組合せが含まれ得る。以下に示すように、熱間加工と後続の冷間加工及び直接時効との組合せは、718 プラス（登録商標）合金の強度、例えば、704（1300 °F）引張強さを増加させることができる。本明細書において使用する“704（1300 °F）引張強さ”という用語は、開示を本明細書において参照のために援用するASTM E21に従って、704（1300 °F）に加熱した時の、メガパスカル（MPa）またはキロポンド／インチ²（ksi）の単位での合金の強度の測定値と定義される。特定の非限定的実施態様によれば、冷間加工、例えば、室温での冷間加工と後続の本明細書において開示されたプロセス下での直接時効は、室温で冷間加工も、直接時効も施していない同様の合金（例えば溶体化処理及び時効を施した合金）と比較して、704（1300 °F）引張降伏強さを有する合金をもたらすことができる。

10

【 0 0 3 3 】

先に検討したように、本明細書において開示する様々な非限定的実施態様によれば、合金を加工して所望の形状にした後に、718 プラス（登録商標）ニッケル基合金に直接時効が施される。本明細書において限定するものではないが、特定の非限定的実施態様によれば、ニッケル基合金に直接時効を施すことは、加工したニッケル基合金を約741（1365 °F）～約802（1475 °F）の範囲にわたる第1の直接時効温度に少なくとも約2時間（ある温度での時間）加熱することを含んでよい。他の非限定的実施態様によれば、ニッケル基合金を直接時効することは、加工したニッケル基合金を約741（1365 °F）～約802（1475 °F）の範囲にわたる第1の直接時効温度に約2時間～約8時間の範囲にわたる時間加熱すること、ニッケル基合金を第1の直接時効温度から約621（1150 °F）～約718（1325 °F）の範囲にわたる第2の直接時効温度に冷却すること、合金を第2の直接時効温度で少なくとも8時間の時間維持するか又は加熱すること、及び、ニッケル基合金を室温に冷却することを含んでよい。他の非限定的実施態様によれば、第2の直接時効温度は約635（1175 °F）～約718（1325 °F）としてよい。本明細書において開示する特定の実施態様においては、ニッケル基合金を第1の直接時効温度から第2の直接時効温度に冷却することは、ニッケル基合金を第1の直接時効温度から第2の直接時効温度に炉冷することを含んでよい。本明細書において使用する“炉冷する”という用語は、炉が所望の温度に冷却する間または炉への出力を停止した後に、ニッケルに基づく合金を炉中で冷却させることを意味する。他の非限定的実施態様によれば、ニッケル基合金を、第1の直接時効温度からより低い温度（例えば室温など）に冷却（例えば、炉冷又は空冷）し、次に第2の直接時効温度に再加熱してよい。

20

30

40

【 0 0 3 4 】

本開示の様々な実施態様によれば、718 プラス（登録商標）ニッケル基合金を直接時効の最中に第1の直接時効温度から第2の直接時効温度に徐冷することが望ましい場合、合金を任意の速度で冷却してよい。特定の実施態様によれば、合金を44 /hr（80 °F / 時）～67 /hr（120 °F / 時）の冷却速度で冷却してよい。他の非限定的な実施態様においては、合金を約56 /hr（100 °F / 時）の冷却速度で冷却する。ニッケル基合金を第2の直接時効温度で少なくとも8時間維持し、次に、例えば、空冷を含む任意の当分野において許容可能な手段を使用して室温に冷却してよい。

【 0 0 3 5 】

本開示の様々な実施態様に従う直接時効を施した718 プラス（登録商標）ニッケル基

50

合金は、非直接時効条件下で、例えば、溶体化時効条件下で処理した同類のニッケル基合金と比較して、改善された機械的性質を有することができる。特定の非限定的実施態様によれば、約 913 (1675 °F) ~ 約 1038 (1900 °F) の温度で鍛造した 718 プラス (登録商標) 合金の直接時効は、同一の温度で鍛造された、溶体化処理及び時効が施され 718 プラス (登録商標) 合金の 704 (1300 °F) 降伏引張強さを上回る 704 (1300 °F) 降伏引張強さ約 40 MPa ~ 約 100 MPa を有する。この増加は、直接時効を施 718 プラス (登録商標) 合金の場合、同一の温度で鍛造した、溶体化処理及び時効を施した 718 プラス (登録商標) 合金を上回る 704 (1300 °F) 降伏引張強さの 4 % ~ 11 % の増加に相当する。図 1 及び図 2 に示された通りである。他の非限定的実施態様によれば、約 982 (1800 °F) ~ 約 1066 (1950 °F) の温度で鍛造した 718 プラス (登録商標) 合金の直接時効は、同一の温度で鍛造した、溶体化処理及び時効を施した 718 プラス (登録商標) 合金の応力破断寿命を上回る 704 (1300 °F) 及び 552 MPa での応力破断寿命約 40 時間 ~ 約 200 時間を有する。この増大は、直接時効を施した 718 プラス (登録商標) 合金の場合、同一の温度で鍛造した、溶体化処理及び時効を施した 718 プラス (登録商標) 合金を上回る応力破断寿命の 34 % ~ 83 % の増大に相当する。図 1 及び 2 に示された通りである。

【0036】

本明細書において開示する様々な非限定的実施態様の下で、直接時効を施した 718 プラス (登録商標) 合金の改善された機械的性質は、熱的に安定である。約 760 (1400 °F) の高温に長時間 (100 時間以上) さらにした後でさえも、本開示の様々な非限

【0037】

本開示の様々な実施態様に従った 718 プラス (登録商標) ニッケル基合金は、鍛練 718 プラス (登録商標) ニッケル基合金としてよい。例えば、本明細書で限定するものではないが、ニッケル基合金を、所望の組成を有する原料を真空誘導溶解 (“VIM”) 操作で溶解し、それに続いて、熔融した材料をインゴットに鑄造することによって製造できる。その後、インゴットを再溶解することによって、鑄造した材料をさらに精製してよい。例えば、鑄造した材料を、真空アーク再溶解 (“VAR”)、エレクトロスラグ再溶解 (“ESR”)、または ESR 及び VAR の組合せによって再溶解でき、これらの全ては当分野において周知である。他に、溶解及び再溶解のための当分野において周知の他の方法

【0038】

本開示の実施態様は、さらに、718 プラス (登録商標) ニッケル基合金及び本開示の 718 プラス (登録商標) ニッケル基合金に直接時効を施す方法を使用して製造した製造物品を想定している。本開示の様々な非限定的実施態様に従って、718 プラス (登録商標) ニッケル基合金及び 718 プラス (登録商標) ニッケル基合金に直接時効を施す方法を用いて製造できる製造物品の非限定的な例としては、タービン及び圧縮機の部品、例えば、以下に限定されるわけではないが、ディスク、ブレード、シャフト、及びファスナーが挙げられる。

【0039】

ここで、本開示の様々な非限定的な実施態様を以下の非限定的実施例において示す。

【実施例】

【0040】

実施例 1

第 1 の実施例において、米国特許出願第 10/678,933 号の開示に従って溶体化処理及び時効を施した 718 プラス (登録商標) 合金の機械的性質を、本開示の一つの非限定的実施態様に従って直接時効を施した 718 プラス (登録商標) 合金の機械的性質と比較した。3 つの処理条件からの機械的性質を調べた結果、12 から 7 まで変化する ASTM 結晶粒度を有する生成物が得られた。結果を、表 1 (様々な処理条件によって製造された、溶体化時効及び直接時効を施した 718 プラス (登録商標) 合金製造物の間の機械的性質の比

較)に示す。S A = 溶体化時効を施した、D A = 直接時効を施した、A C = 空冷した、F C = 炉冷した、及びC W = 冷間加工した。

【0041】

本実施例のための718プラス(登録商標)合金試料を次の通り製造した。溶体化処理及び時効を施した合金試料は、954 (1750 °F)で1時間加熱することによって溶体化処理し、続いて空冷した。試料を次に788 (1450 °F)で2時間時効し、55 /hr (100 °F/hr)の速度で788 (1450 °F)から650 (1200 °F)の温度に炉冷し、650 (1200 °F)で8時間時効し、次に室温に空冷した。直接時効を施した製造物は、本開示の一つの非限定的実施態様に従って直接時効を実施した。直接時効を施した製造物を788 (1450 °F)で2時間加熱し、55 /hr (100 °F/hr)の速度で788 (1450 °F)から650 (1200 °F)の温度に炉冷し、650 (1200 °F)で8時間時効を施し、次に室温に空冷した。

10

【0042】

製造物を、開示内容を本明細書において参照のために援用するASTM E21に従って704 (1300 °F)で引張試験にかけて、各製造物につき引張強さ(“UTS”)、降伏強さ(“YS”)、%伸び(“EL”)、及び%断面減少率(“RA”)を測定した。加えて、製造物を、開示内容を本明細書において参照のために援用するASTM 292に従って704 (1300 °F)及び552 MPa (80 ksi)で応力 - 破断寿命試験にかけて、各生成物につき応力 - 破断寿命及び破断時%伸び(percent elongation at rupture)を測定した。

20

【0043】

合金718プラス(登録商標)の引張強さ及び応力 - 破断寿命の両方ともに、溶体化処理及び時効を施した718プラス(登録商標)合金の引張強さ及び応力 - 破断寿命と比較して、直接時効によってかなり改善されたが、この改善は、熱間加工条件に一部依存する。強度及び応力 - 破断特性の両方の増加は、仕上げ温度905 (1662 °F)(表面)で圧延した小さなサイズの棒においては顕著だった。直接時効を施した生成物は、溶体化処理及び時効を施した生成物の場合の904 MPa (131.2 ksi)のYS及び100.0時間の応力 - 破断寿命と比較して、1072 MPa (155.5 ksi)のYS及び261.3時間の応力 - 破断寿命を有していた。これらの改善、特に強度の改善は、仕上げ加工温度に直接に影響し得る出発加工温度及び製造物サイズの増大とともに減少した。

30

【0044】

【 表 1 】

表 1. 溶体化処理及び時効 (SA) 並びに直接時効 (DA) をそれぞれ施した合金 718 プラス (登録商標) ニッケル基合金の機械的性質の比較

処理	ASTM 結晶 粒度	HT*	熱暴露	704°C 引張					704°C/552 MPaでの応力破断	
				UTS MPa	YS MPa	EL %	RA %	寿命hr.	EL %	
19mmφの圧延した棒 1038°Cで出発し 905°C (表面) で仕上げ	12	SA	無し	1110	904	22.5	26.4	100	44.5	
			760°C x 100 hrs	1067	873	37.8	47.3	87	41.4	
		DA	無し	1220	1072	15.1	16.4	261	40.4	
1010°Cでの出発鍛造 温度を用いた200mmφ の鍛造したピレット	8	SA	無し	1118	899	16.2	16.8	356	42.6	
		DA	無し	1108	958	35.9	59.8	515	42.5	
1010°Cでの出発鍛造 温度を用いた254mmφ の鍛造したピレット	7	SA	無し	1132	938	17.1	22.7	360	36.5	
		DA	無し	1089	900	33.4	52.7	500	35.5	

*熱処理:

SA: 溶体化 (954°C×1hr.、AC) + 時効 (788°C×2hr.、55°C/hrで650°Cに冷却、650°C×8hr、AC)

DA: 直接時効 (788°C×2hr、55°C/hrで650°Cに冷却、650°C×8hr、AC)

【 0 0 4 5 】

実施例 2

本実施例を、本開示の方法の様々な非限定的実施態様のための満足の加工条件を決定するように設計した。本実施例では、4つの5.08cm×5.08cm×5.08cmの立方体からなるセットを、718 プラス (登録商標) ニッケル基合金の直径25.4cmの円形のピレットから2セット切り取った。立方体を、927 (1700°F) と1093 (2000°F) との間の一連の様々な温度に加熱した。次に、全ての立方体を以下の通り加工した。立方体の厚さを、まず第1のパスにおいて3.81cmに減少させ、前示の加工温度に再加熱した後第2のパスにおいてさらに厚さを2.54cmに減少させた。2.54cmの厚さに平板化された立方体 (または “パンケーキ (pancake)”) を、1093 (2000°F) ~ 927 (1700°F) (表2に示す通り) の範囲にわたる仕上げの鍛造温度で約0.5時間再加熱し、さらに、最終加工パスにおいて、厚さ1.27cmのパン

10

20

30

40

50

ケーキにまで縮小させた（最終加工パスで圧下率 50 %）。得られたパンケーキは、鍛造型からの顕著な冷却化の影響無しに均一な結晶粒構造を有していた。鍛造したパンケーキを、最終鍛造の後に室温まで空冷し、試験試料ブランクを、鍛造したパンケーキから切断した。4つの試験ブランクからなるセットの一つを、実施例 1 に述べた溶体化時効手順に従って溶体化処理し、残りのセットの 4つの試験ブランクに、実施例 1 に説明した本開示の一つの非限定的実施態様に従って直接時効を施した。

【0046】

704（1300 °F）での引張試験、並びに 704（1300 °F）及び 552 MPa（80 ksi）での応力 - 破断試験を実施した。鍛造温度の影響の結果を、表 2（加工温度が直接時効の効率に及ぼす影響）に示す。

10

【0047】

表 2 の結果は、加工温度が、718 プラス（登録商標）合金に直接時効を施した後に観察される機械的性質に影響し得ることを示す。927（1700 °F）で加工した後の直接時効は、同一の温度で加工した溶体化処理及び時効を施した合金の場合に観察されるような改善された 704（1300 °F）引張特性を与えたが、破断寿命は本質的に変化しなかった。合金に、加工温度約 954（1750 °F）～約 982（1800 °F）で加工した後に直接時効を施した際に、704（1300 °F）引張強さはかなり増大したが、応力 - 破断特性についてはわずかな増大しか観察されなかった。合金に 1038（1900 °F）から熱間加工及び直接時効を施すと、YS の増大はわずかであったが、応力破断寿命はほぼ 2 倍になった。さらに高い加工温度 1093（2000 °F）を用いた場合、直接時効を施した合金は、1 時間未満の応力 - 破断寿命を有し、試験した試料は、切欠き応力破断破壊（notch stress rupture break）（N . B .）を示した。

20

【0048】

【表 2】

表 2. 合金 718 プラスの直接時効の有効性に対する鍛造温度の影響

仕上の鍛造	ASTM 結晶粒度	HT*	704°C 引張				応力破断 704°C/552 MPa	
			UTS MPa	YS MPa	EL %	RA %	寿命 hrs	EL %
1093°C x 30 min, 圧下率 50 %	5	SA	1158	838	21.1	28.6	346	39.5
		DA	1056	850	10.7	13.5	0.6	N.B.
1038°C x 30 min, 圧下率 50 %	6	SA	1093	824	19.1	19.0	244	49.0
		DA	1100	879	12.0	16.7	447	31.8
982°C x 30 min, 圧下率 50 %	10	SA	1123	929	21.7	26.6	117	34.1
		DA	1172	973	16.4	40.9	157	36.2
954°C x 30 min, 圧下率 50 %	12	SA	1118	973	27.5	36.0	109	36.2
		DA	1205	1072	29.9	35.1	123	41.9
927°C x 30 min, 圧下率 50 %	ASTM 12 よりも微細	SA	1144	996	22.5	31.0	72	43.4
		DA	1203	1075	16.5	21.0	69	35.1

*熱処理:

SA - 溶体化 (954°C x 1hr, A C) + 時効 (788°C x 2hr, 55°C/hr で 650°C に冷却, 650°C x 8hr, A C)

DA - 直接時効 (788°C x 2hr, 55°C/hr で 650°C に冷却, 650°C x 8hr, A C)

【0049】

実施例 3

本実施例を、718 プラス (登録商標) ニッケル基合金の機械的性質に対して熱間加工温度での加熱時間が及ぼす影響を決定するように設計した。特定の工業的实施における加熱時間が、特に重い大きな断面の部片の場合に、かなり長いという事実のために、本調査を実施した。718 プラス (登録商標) ニッケル基合金の試料を、鍛造温度 927 (1700 °F) または 954 (1750 °F) で 0.5 時間または 3 時間加熱した。次に、実施例 1 に述べたプロセスに従って、半数の試料に溶体化処理及び時効を実施した。実施例 1 に説明されている本開示の一つの非限定的実施態様に従って、試料の残りの半数に直接時効を施した。

【0050】

704 (1300 °F) での引張試験、並びに 704 (1300 °F) 及び 552 MPa (80 ksi) での応力 - 破断試験を実施した。鍛造温度の影響の結果を、表 3 (直接時効の効率に鍛造温度での加熱時間が及ぼす影響) に示す。

【 0 0 5 1 】

表 3 に示す結果は、合金の高温機械的性質が、鍛造温度での長い加熱時間の結果低下したが、大抵の場合その低下は僅かであったことを示す。例えば、鍛造温度 9 5 4 (1 7 5 0 ° F) の場合、直接時効を施した合金試料の 7 0 4 (1 3 0 0 ° F) 引張強さ (Y S) は、鍛造時間が 0 . 5 時間の場合に 1 0 7 2 MPa (1 5 5 . 5 ksi) であり、鍛造時間が 3 時間の場合に 1 0 4 7 MPa (1 5 1 . 9 ksi) に減少した。鍛造温度 9 2 7 (1 7 0 0 ° F) の場合、直接時効を施した合金試料の 7 0 4 (1 3 0 0 ° F) 引張強さ (Y S) は、鍛造時間が 0 . 5 時間の場合に 1 0 7 2 MPa (1 5 5 . 5 ksi) であり、鍛造時間が 3 時間の場合に 1 0 4 7 MPa (1 5 1 . 9 ksi) に減少した。

【 0 0 5 2 】

【 表 3 】

表 3 . 直接時効の有効性に鍛造加熱時間が及ぼす影響

仕上げの鍛造温度	加熱時間	HT*	704°C 引張				応力破断 704°C/554 MPa	
			UTS MPa	YS MPa	EL %	RA %	寿命 hrs	EL %
954°C 圧下率 50%	0.5 hrs	SA	1118	973	27.5	36.0	109	36.2
		DA	1205	1072	29.9	35.1	123	41.9
	3 hrs	SA	1130	950	18.3	23.8	71	43.4
		DA	1174	1047	36.2	70.0	55	39.9
927°C 圧下率 50%	0.5 hrs	SA	1144	996	22.5	31.0	72	43.4
		DA	1205	1072	16.5	21.0	69	35.1
	3 hrs	SA	1126	1002	28.9	58.0	65	36.2
		DA	1162	1047	26.7	60.0	60	29.2

*熱処理:

SA - 溶体化 (954°C × 1hr, A C) + 時効 (788°C × 2hr, 55°C/hr で 650°C に冷却、650°C × 8hr, A C)

DA - 直接時効 (788°C × 2hr, 55°C/hr で 650°C に冷却、650°C × 8hr, A C)

【 0 0 5 3 】

実施例 4

本実施例を、直接時効を施した合金の引張強さ及び応力 - 破断寿命に対して合金試料の塑性変形の量又は程度が及ぼす影響を決定するように設計した。加工の最中の塑性変形の

10

20

30

40

50

程度は、直接時効処理の成功のためのファクターとなり得る。本実施例においては、パンケーキ鍛造における鍛造圧下の状態での塑性変形を、718プラス（登録商標）ニッケル基合金に関して調べた。加工温度954（1750°F）及び982（1800°F）で、12%～67%の範囲にわたる最終鍛造圧下を調べた。仕上の鍛造の後、実施例1に述べた本開示の一つの非限定的実施態様に従って合金試料に直接時効を実施した。

【0054】

704（1300°F）での引張強さ試験を実施し、合金試料の応力 - 破断寿命を704（1300°F）及び552MPa（80ksi）で試験した。直接時効を施した合金試料の機械的性質に対して鍛造圧下率が及ぼす影響を、表4（直接時効の効率に鍛造圧下率が及ぼす影響）に示す。

10

【0055】

表4は、718プラス（登録商標）合金試料の直接時効プロセスから生じる704（1300°F）引張強さの改善は、12～20%という低い値から最高で67%までの範囲にわたる鍛造圧下率の場合に存在することを示す。仕上げの鍛造圧下の関数としての特性レベルの若干の差が存在するが、全ての場合で、704（1300°F）YS並びに704（1300°F）及び552MPa（80ksi）応力破断寿命は、調査した全範囲にわたって、表2に示した同一の鍛造温度の場合に溶体化処理及び時効を施した材料の特性の値を超えた。

【0056】

【表 4】

表 4. 合金 718 プラスの直接時効の有効性に対する鍛造圧下の影響

仕上の鍛造	仕上の鍛造圧下	HT*	R.T. 引張				704°C 引張				応力破断 704°C/ 552 MPa	
			UTS MPa	YS MPa	EL %	RA %	UTS MPa	YS MPa	EL %	RA %	寿命 hrs	EL %
982°C x 30 min.	20%	DA	1607	1299	18.2	23.7	1227	1102	24.5	54.1	166	34.4
	50%	DA	1576	1257	20.3	25.7	1172	973	16.4	40.9	157	36.2
	67%	DA	1539	1184	22.5	34.5	1164	943	17.6	20.2	178	53.4
954°C x 30 min.	12%	DA	1540	1223	21.6	26.1	1184	1036	17.5	16.8	245	31.4
	50%	DA	1600	1310	19.6	21.6	1205	1072	29.9	35.1	123	41.9
	67%	DA	1572	1246	22.1	27.3	1191	1013	19.0	20.3	141	34.0

*熱処理:

D A - 直接時効 (788°C x 2hr、55°C/hr で 650°C に冷却、650°C x 8hr、A C)

【 0 0 5 7 】

実施例 5

本実施例において、直接時効を施した 718 プラス (登録商標) ニッケル基合金の機械的性質に対して加工の後の冷却速度が及ぼす影響を調べた。加工の後の冷却速度は、直接時効を施した合金で観察される機械的性質に影響を及ぼす可能性がある。特に (ガンマブライム) 固溶限度線温度 (約 982 (1800 °F)) ~ 約 760 (1400 °F) の温度範囲内の徐冷は、直接時効から生じる機械的性質の観察される改善を縮小する。これは、このような温度範囲を経由する徐冷の際の粗 (ガンマブライム) 粒子の析出

10

20

30

40

50

が原因である可能性がある。本実施例においては、718 プラス（登録商標）ニッケル基合金を使用したパンケーキ鍛造試行（実施例2に説明した通り）の際に加工後の冷却速度の影響を調べた。圧下率50%で982（1800°F）で又は圧下率50%で954（1750°F）で加工した後に、パンケーキ合金試料を、112 /min（200°F/min）または42 /min（75°F/min）の冷却速度で、加工温度から760（1400°F）に冷却した。こうした速度（すなわち、112 /min（200°F/min）及び42 /min（75°F/min））で冷却することを、大きな製造物品の場合でさえも、当分野において周知の様々な方法（例えば、強制空冷または油焼入れ若しくは水焼入れ）によって、商業生産において実現してもよい。実施例1に述べた本開示の一つの非限定的実施態様に従って、合金試料を次に室温に冷却し、直接時効を実施した。

10

【0058】

704（1300°F）での引張強さ試験を実施し、合金試料の応力 - 破断寿命を704（1300°F）及び552 MPa（80 ksi）で試験した。直接時効を施した合金試料の機械的性質に対して加工の後の冷却速度が及ぼす影響を、表5（直接時効の効率に、鍛造の後の冷却速度が及ぼす影響）に示す。

【0059】

表5は、ニッケル基合金の直接時効からの改善された機械的性質は、加工温度から760（1400°F）までの合金の冷却速度に依存し得ることを示す。加工温度から760（1400°F）までの112 /min（200°F/min）から42 /min（75°F/min）までの平均冷却速度の減少は、直接時効を施したニッケル基合金の機械的性質の改善をごく僅かしか縮小させないことを示す。また、本実施例は、直接時効した718 プラス（登録商標）製造物の場合に、表2に示した溶体化処理及び時効を施した製造物を上回る引張強さの著しい改善が、42 /min（75°F/min）という低い冷却速度を用いて維持されることも示す。例えば、加工温度982（1800°F）で、冷却速度112 /min（200°F/min）は、973 MPa（141.2 ksi）の704（1300°F）YS及び157.3時間の応力 - 破断寿命を有する合金試料をもたらしたが、冷却速度42 /min（75°F/min）は、980 MPa（142.2 ksi）の704（1300°F）YS及び146.1時間の応力 - 破断寿命を有する合金試料をもたらした。加工温度954（1750°F）で、冷却速度112 /min（200°F/min）は、1072 MPa（155.5 ksi）の704（1300°F）YS及び122.9時間の応力 - 破断寿命を有する合金試料をもたらしたが、冷却速度42 /min（75°F/min）は、1007 MPa（146.1 ksi）の704（1300°F）YS及び98.6時間の応力 - 破断寿命を有する合金試料をもたらした。

20

30

【0060】

【表 5】

表 5. 合金 718 プラスの直接時効の有効性に対する鍛造後冷却速度の影響

仕上の鍛造	冷却速度* °C/min	HT **	室温引張				704°C 引張				応力破断 704°C/ 552 MPa	
			UTS MPa	YS MPa	EL %	RA %	UTS MPa	YS MPa	EL %	RA %	寿命 hrs	EL %
982°C x 30 min, 圧下率 50 %	112	DA	1576	1257	20.3	25.7	1172	973	16.4	40.9	157	36.2
	42	DA	1552	1217	21.2	32.0	1168	980	22.4	29.4	146	45.7
954°C x 30 min, 圧下率 50 %	112	DA	1600	1310	19.6	21.6	1205	1072	29.9	35.1	123	41.9
	42	DA	1598	1298	19.0	25.8	1175	1007	23.0	39.0	99	42.5

* 冷却速度は、鍛造温度から 760°C までの平均速度だった。

** 熱処理：DA - 直接時効 (788°C x 2hr、55°C/hr で 650°C に冷却、650°C x 8hr、A.C.)

【0061】

実施例 6

本実施例は、718 プラス（登録商標）ニッケル基合金に直接時効を実施することにより得られる改善された機械的性質が長時間の熱暴露の後に低下するかどうかを評価するように設計した。本実施例においては、718 プラス（登録商標）ニッケル基合金の試料を、以下に説明するように溶体化処理及び時効を施すか又は直接時効を施し、次に 760 (1400 °F) に 100 時間熱暴露した。熱暴露した 718 プラス（登録商標）合金試料の高温機械的性質を、非熱暴露 718 プラス（登録商標）合金試料の高温機械的性質と

10

20

30

40

50

比較した。表 1 に説明したような小さなサイズのニッケル基合金の圧延された棒を、以下の通りに処理した。半数の棒に 9 5 4 (1 7 5 0 ° F) で 1 時間溶体化処理を行い、次に空冷した。試料の全て (溶体化処理を施したものと及び直接時効を施したものの両方) に次に、以下の時効の操作手順の中の一つを用いて時効を実施した : (1) 合金試料に 7 4 1 (1 3 6 5 ° F) の温度で 8 時間時効を施し、 5 5 / hr (1 0 0 ° F / hr) で 6 2 1 (1 1 5 0 ° F) に炉冷し、 6 2 1 (1 1 5 0 ° F) で 8 時間加熱し、次に室温に空冷すること、又は、(2) 合金試料を 7 8 8 (1 4 5 0 ° F) の温度で 2 時間時効を施し、 5 5 / hr (1 0 0 ° F / hr) で 6 4 9 (1 2 0 0 ° F) に炉冷し、 6 4 9 (1 2 0 0 ° F) で 8 時間加熱し、次に室温に空冷すること。

【 0 0 6 2 】

7 0 4 (1 3 0 0 ° F) での引張試験を実施し、合金試料の応力 - 破断寿命を 7 0 4 (1 3 0 0 ° F) 及び 5 5 2 MPa (8 0 ksi) で試験した。溶体化処理及び時効を実施した 7 1 8 プラス (登録商標) ニッケル基合金、並びに直接時効を施した 7 1 8 プラス (登録商標) ニッケル基合金の両方の機械的性質に対し、熱暴露が及ぼす影響を、表 6 (直接時効した合金の機械的性質に熱暴露が及ぼす影響) に示す。

【 0 0 6 3 】

表 6 に示すように、直接時効プロセスにかけて処理した合金試料は、溶体化時効プロセスにかけて処理した合金試料と比較して、7 0 4 (1 3 0 0 ° F) 引張強さ及び応力 - 破断寿命の向上を示した。直接時効した材料の引張降伏強さは、7 6 0 (1 4 0 0 ° F) で 1 0 0 時間の熱暴露の後に増大した。例えば、直接時効プロセス (1) の下で直接時効を施した合金の場合、7 0 4 (1 3 0 0 ° F) 降伏強さは当初 1 0 5 7 MPa (1 5 3 . 4 ksi) であり、熱暴露の後には 1 0 8 2 MPa (1 5 7 . 0 ksi) だった。直接時効プロセス (2) の下で直接時効を施した合金の場合、7 0 4 (1 3 0 0 ° F) 降伏強さは当初 1 0 7 2 MPa (1 5 5 . 5 ksi) であり、熱暴露の後には 1 0 9 9 MPa (1 5 9 . 5 ksi) だった。応力破断結果は、時効処理 (1) の場合には寿命のわずかな減少を示し、また、時効処理 (2) の場合には増大を示した。このデータは、直接時効処理の下での合金 7 1 8 プラス (登録商標) の熱安定性は、溶体化処理及び時効処理の下での合金の熱安定性と少なくとも同等であることを示唆する。

【 0 0 6 4 】

10

20

【表 6】

表 6. 溶体化時効及び直接時効をそれぞれ施した合金の機械的性質に対する熱暴露が及ぼす影響

時効	溶体化	熱暴露	704℃での引張					応力破断	
			UTS (MPa)	YS (MPa)	EL (%)	RA (%)	寿命 (Hrs)	704℃/552 MPa	EL (%)
741℃×8hr 55℃/hrで621℃×8hrに F C、A C	954℃×1 hr, A C	無し	1120	919	21.7	24.5	177.8	20.9	
		760℃×100 hrs	1093	901	35.9	67.4	89.9	34.3	
	無し (D A)	無し	1215	1057	14.2	17.1	289.8	34.4	
		760℃×100 hrs	1229	1082	14.1	12.4	211.0	41.2	
788℃×2hr 55℃/hrで650℃×8hrに F C、A C	954℃×1 hr, A C	無し	1111	904	22.5	26.4	100.0	44.5	
		760℃×100 hrs	1088	873	37.8	47.3	86.6	41.4	
	無し (D A)	無し	1221	1072	15.1	16.4	261.3	40.4	
		760℃×100 hrs	1243	1099	13.2	12.2	385.9	26.6	

【0065】

実施例 7

本開示の様々な実施態様の直接時効プロセスから得られる 718 プラス（登録商標）ニッケル基合金の機械的性質の向上は、直接時効プロセスの前にニッケル基合金を室温で冷間加工した場合にも観察される。本実施例は、室温冷間加工は、すでに説明した加工の実施に加えて適用された場合に、溶体化時効または直接時効単独の場合と比較して、718 プラス（登録商標）合金の強度を増大させることができることを示す。

【0066】

本実施例においては、718 プラス（登録商標）ニッケル基合金試料を、982 ~ 9

10

20

30

40

50

9 6 (1 8 0 0 ° F ~ 1 8 2 5 ° F) での仕上の鍛造において圧下率 5 0 % で加工した。次に、合金試料に、溶体化処理及び時効を実施するか、直接時効を施すか、または室温冷間加工及び直接時効を施した。溶体化処理及び時効を施した試料を 8 4 3 (1 5 5 0 ° F) で 8 時間、次に 9 5 4 (1 7 5 0 ° F) で 1 時間溶体化処理し、空冷した。試料の全て (溶体化処理及び時効を施した ; 直接時効を施した ; 並びに冷間加工及び直接時効を施した) に 7 8 8 (1 4 5 0 ° F) で 2 時間時効を施し、 5 5 / hr (1 0 0 ° F / hr) の速度で 6 5 0 (1 2 0 0 ° F) に冷却し、 6 5 0 (1 2 0 0 ° F) で 8 時間維持し、次に室温に空冷した。

【 0 0 6 7 】

合金試料の 7 0 4 (1 3 0 0 ° F) 引張機械的性質を測定し、その結果を、表 7 (合金 7 1 8 プラス (登録商標) の引張特性に対して冷間圧延 + 直接時効が及ぼす影響) に示した。

10

【 0 0 6 8 】

表 7 に示すように、直接時効の前に室温冷間加工したニッケル基合金試料は、非冷間加工 / 直接時効を施した及び溶体化処理及び時効を施した合金試料の両方と比較して、 7 0 4 (1 3 0 0 ° F) で改善された強度を示した。

【 0 0 6 9 】

【表 7】

表 7. 合金 718 プラス（登録商標）の引張特性に冷間圧延＋直接時効が及ぼす影響

仕上の鍛造	HT*	704°C 引張			
		UTS (MPa)	YS (MPa)	EL (%)	RA (%)
982°C x 30 min, 圧下率 50 %	SA	1102	923	16.4	23.4
982°C x 30 min, 圧下率 50 %	DA	1156	989	15.1	21.9
996°C x 30 min, 圧下率 50 %	CW + DA	1328	1183	12.7	13.4

*熱処理：

SA - 843°C x 8hr + 954°C x 1hr、A C + 788°C x 2hr、55°C/hr で 650°C に冷却、650°C x 8hr、A C

DA - 788°C x 2hr、55°C/hr で 650°C に冷却、650°C x 8hr、A C

CW + DA - 20%冷間圧延 + 788°C x 2hr、55°C/hr で 650°C に冷却、650°C x 8hr、A C

【0070】

以上の説明では、やむを得ず限定された数の本発明の実施態様を示したが、当業者であれば、本発明の本質を説明するために本明細書において説明し、例証した実施例の構成要素、組成物、詳細、材料、及びプロセスパラメータの様々な変更を当業者によって行うことができ、このように修正された発明も、すべて、本明細書及び添付の請求の範囲に記載された本発明の原理及び範囲内にあることは、了解できよう。また、当業者であれば、その広い本発明の概念から逸脱することなく、前述の実施態様に変更を加えることができることも了解できよう。従って、本発明は、開示する特定の具体例に限定されるのではなく、請求の範囲によって定義される本発明の原理及び範囲内の修正を包含することを意図されていることは理解できるであろう。

【図面の簡単な説明】

【0071】

【図 1】鍛造温度の関数としての、機械的性質である 704（1300°F）降伏強さ及び破断寿命における、溶体化処理及び時効を施した 718 プラス（登録商標）合金と直接時効を施した 718 プラス（登録商標）合金との差を示す。

10

20

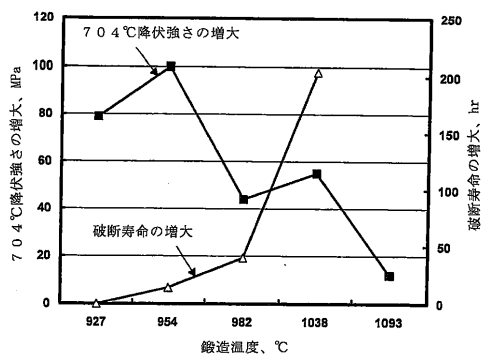
30

40

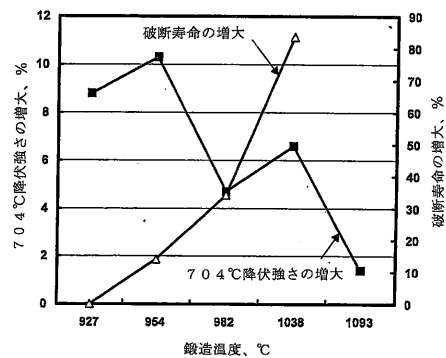
50

【図 2】鍛造温度の関数としての、溶体化処理及び時効を施した 7 1 8 プラス（登録商標）合金及び直接時効を施した 7 1 8 プラス（登録商標）合金からの機械的性質のパーセント変化を示す。

【図 1】



【図 2】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.

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 8 4 A
C 2 2 F	1/00	6 8 4 C
C 2 2 F	1/00	6 8 5 Z
C 2 2 F	1/00	6 8 6 A
C 2 2 F	1/00	6 9 1 B
C 2 2 F	1/00	6 9 1 C
C 2 2 F	1/00	6 9 2 A
C 2 2 F	1/00	6 9 2 B
C 2 2 F	1/00	6 9 4 A
C 2 2 F	1/00	6 9 4 B

(74)代理人 100139642

弁理士 相馬 貴昌

(72)発明者 ケネディ, リチャード・エル

アメリカ合衆国ノース・カロライナ州 2 8 1 1 2 , モンロー, マケドニア・チャーチ・ロード 2
0 6

(72)発明者 カオ, ウェイ - ディ

アメリカ合衆国ノース・カロライナ州 2 8 2 2 7 , シャルロット, ケルスフィールド・プレイス
6 9 2 2

審査官 長谷山 健

(56)参考文献 国際公開第 2 0 0 5 / 0 3 8 0 6 9 (WO , A 1)

国際公開第 2 0 0 3 / 0 9 7 8 8 8 (WO , A 1)

(58)調査した分野(Int.Cl. , D B 名)

C 2 2 F 1 / 1 0

C 2 2 C 1 9 / 0 5

C 2 2 F 1 / 0 0