(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2019年3月28日(28.03.2019)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2019/059240 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01)　*C21D 9/00* (2006.01)
C21D 8/00 (2006.01)　*C22C 38/54* (2006.01)

(21) 国際出願番号：　PCT/JP2018/034683

(22) 国際出願日：　2018年9月19日(19.09.2018)

(25) 国際出願の言語：　日本語

(26) 国際公開の言語：　日本語

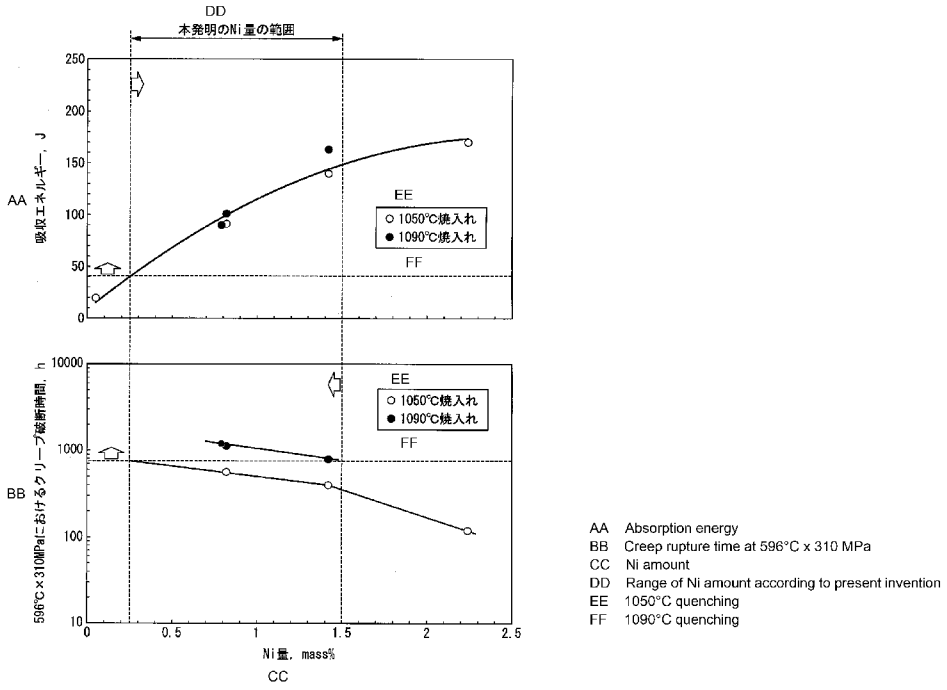
(30) 優先権データ：
特願 2017-181196　2017年9月21日(21.09.2017)　JP

(71) 出願人: 三菱日立パワーシステムズ株式会社(**MITSUBISHI HITACHI POWER SYSTEMS, LTD.**) [JP/JP]; 〒2208401 神奈川県横浜市西区みなとみらい三丁目３番１号 Kanagawa (JP).

(72) 発明者: 田中 大樹(**TANAKA Hiroki**); 〒1088215 東京都港区港南二丁目１６番５号 三菱重工業株式会社内 Tokyo (JP). 平川 裕一(**HIRAKAWA Yuichi**); 〒1088215 東京都港区港南二丁目１６番５号 三菱重工業株式会社内 Tokyo (JP). 角屋 好邦(**KADOYA Yoshikuni**); 〒7330036 広島県広島市西区観音新町一丁目２０番２４号 ＭＨＩソリューションテクノロジーズ株式会社内 Hiroshima (JP). 平田 智之(**HIRATA Tomoyuki**); 〒2208401 神奈川県横浜市西区みなとみらい三丁目３番１号 三菱日立パワーシステムズ株式会社内 Kanagawa (JP). 飯島 高善(**IIJIMA Takayoshi**); 〒2208401 神奈川県横浜市西区みなとみらい三丁目３番１号 三菱日立パワーシステムズ株式会社内 Kanagawa (JP). 廣川 一晴(**HIROKAWA Kazuharu**); 〒2208401 神奈川県

(54) **Title:** GAS TURBINE DISK MATERIAL AND HEAT TREATMENT METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称： ガスタービンディスク材及びその熱処理方法



(57) **Abstract:** A gas turbine disk material according to the present invention comprises 0.05-0.15% of C, 0.25-1.50% of Ni, 9.0-12.0% of Cr, 0.50-0.90% of Mo, 1.0-2.0% of W, 0.10-0.30% of V, 0.01-0.10% of Nb, 0.01-4.0% of Co, 0.0005-0.010% of B, 0.01-0.05% of N, 0.40% or less of Mn, 0.10% or less of Si, 0.020% or less of Al, and the balance being Fe and inevitable impurities. In addition, in a heat treatment method, the quenching temperature of a forged material composed of the above composition is set to 1050-1150°C.

WO 2019/059240 A1

［続葉有］

横浜市西区みなとみらい三丁目３番１号 三菱日立パワーシステムズ株式会社内 Kanagawa (JP).

(74) 代理人：松沼 泰史，外(MATSUNUMA Yasushi et al.)；〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目９番２号 Tokyo (JP).

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能)：AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能)：ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類：

一　国際調査報告（条約第21条(3)）

(57) 要約：本発明に係るガスタービンディスク材は、Ｃ：０．０５～０．１５%、Ｎｉ：０．２５～１．５０%、Ｃｒ：９．０～１２．０%、Ｍｏ：０．５０～０．９０%、Ｗ：１．０～２．０%、Ｖ：０．１０～０．３０%、Ｎｂ：０．０１～０．１０%、Ｃｏ：０．０１～４．０%、Ｂ：０．０００５～０．０１０%、Ｎ：０．０１～０．０５%、Ｍｎ：０．４０%以下、Ｓｉ：０．１０%以下、ＡＩ：０．０２０%以下、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなる。また熱処理方法として、前記成分組成の鍛造材の焼入れ温度を１０５０～１１５０℃とする。

明　細　書

発明の名称 ： ガスタービンディスク材及びその熱処理方法

技術分野

[0001] 本発明は、ガスタービンディスク材、及びその熱処理方法に関する。

本願は、２０１７年９月２１日に日本に出願された特願２０１７－１８１１９６号について優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

[0002] 従来、ガスタービンディスク材としては、８～１２％程度のＣｒを含有する、いわゆる１２Ｃｒ系耐熱鋼が広く使用されている。この種のガスタービンディスク材は、Ｎｉを含有させて靭性を確保し、かつＣｒのほか、ＭｏやＶなどを含有させて基地組織の固溶強化および炭化物や炭窒化物による分散強化を図って、クリープ強度を向上させている。

[0003] その一例として、特許文献１には、Ｃ：０．０５～０．１５％、Ｓｉ：０．１０％以下、Ｍｎ：０．４０％以下、Ｃｒ：９．０～１２．０％、Ｎｉ：１．０～３．５％、$M_{○}$：０．５０～０．９０％、Ｗ：１．０～２．０％、Ｖ：０．１０～０．３０％、Ｎｂ：０．０１～０．１０％、Ｎ：０．０１～０．０５％を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなり、かつ、Ｎｉ，Ｍｏ,Ｗ の含有量が、－1.５％≦Ｍｏ＋Ｗ／２－Ｎｉ≦０.５％の関係を満たすガスタービンディスク材、また上記の各成分のほか、Ｃｏ：０．０１～４．０％、Ｂ：０．０００１～０．０１０％の一種または二種を含有させたガスタービンディスク材が示されている。

先行技術文献

特許文献

[0004] 特許文献1：特開平１１－２０９８５１号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0005] ところで近年は、ガスタービンの性能向上に伴ってガスタービンディスク

の温度は５００℃を超える使用温度となっており、更なるクリープ強度向上が必要である。クリープ強度の観点からはＮｉ基合金が優れているが、大幅なコスト増となるため、特許文献１の１２Ｃｒ系耐熱鋼の靭性を維持しつつ、クリープ強度を向上させることが望まれている。

[0006] 本発明は以上の事情を背景としてなされたもので、クリープ特性がより良好で、しかも充分な靭性を有するガスタービンディスク材、及びその製造のための熱処理方法を提供することを課題とする。

課題を解決するための手段

[0007] 本発明者等が、上記課題を解決するため、鋭意実験・検討を重ねたところ、Ｎｉ量を、従来の１２Ｃ系耐熱鋼より低めの適切な範囲内とし、さらにはＮ、Ａｌ、Ｂの効果的な成分範囲を明らかにすることによって、ガスタービンディスク材として靭性を確保しつつ、クリープ特性を従来よりも格段に向上させ得ることを見出し、ガスタービンディスク材の発明をなすに至った。さらに、ガスタービンディスク材の製造時における熱処理として、鍛造材の焼入れ温度を適切化することによって、クリープ特性と靭性を確実に確保し得ることを見出し、ガスタービンディスク材の製造のための熱処理方法の発明をなすに至った。

[0008] 具体的には、本発明の基本的な態様（第１の態様）のガスタービンディスク材は、

質量％で、

Ｃ：０．０５～０．１５％、

Ｎｉ：０．２５～１．５０％、

Ｃｒ：９．０～１２．０％、

Ｍｏ：０．５０～０．９０％、

Ｗ：１．０～２．０％、

Ｖ：０．１０～０．３０％、

Ｎｂ：０．０１～０．１０％、

Ｃｏ：０．０１～４．０％、

Ｂ：０．０００５～０．０１０％、

Ｎ：０．０１～０．０５％、

Ｍｎ：０．４０％以下、

Ｓｉ：０．１０％以下、

ＡＩ：０．０２０％以下

を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなることを特徴とする。

[0009] また本発明の第２の態様のガスタービンディスク材は、前記第１の態様のガスタービンディスク材において、Ｎの含有量［Ｎ％］とＡＩの含有量［ＡＩ％］との比［Ｎ％］／［ＡＩ％］が２．４以上であることを特徴とする。

[0010] また本発明の第３の態様のガスタービンディスク材は、前記第１又は第２の態様のガスタービンディスク材において、Ｂの含有量［Ｂ％］とＮの含有量［Ｎ％］の０．５倍との和で表されるＢ当量（［Ｂ％］＋０．５［Ｎ％］）が０．００５５～０．０３０％であることを特徴とする。

[0011] また本発明の第４の態様のガスタービンディスク材は、前記第１～第３のいずれかの態様のガスタービンディスク材において、室温シャルピー衝撃試験における吸収エネルギーが４０Ｊ以上であることを特徴とする。

[0012] また本発明の第５の態様のガスタービンディスク材は、前記第１～第４のいずれかの態様のガスタービンディスク材において、５９６℃×３１０ＭＰａにおけるクリープ破断時間が７５０時間以上であることを特徴とする。

[0013] また本発明の第６の態様のガスタービンディスク材の熱処理方法は、第１～第３のいずれかの態様の成分組成を有する鍛造材を加熱して焼入れ、その後に焼戻す熱処理を施すにあたり、焼入れ温度を１０５０～１１５０℃の範囲内とすることを特徴とする。

発明の効果

[0014] 本発明の第１態様のガスタービンディスク材によれば、高いクリープ強度と高い靭性を両立させたバランスの取れた材料特性を確保することができる。

また本発明の第２態様もしくは第３態様の微量成分規定や第６態様の熱処

理方法によれば、さらにクリープ強度を向上させると同時に高い靭性を有するガスタービンディスク材を、確実かつ安定して得ることができる。

図面の簡単な説明

[0015] [図1]ガスタービンディスク材のＮｉ含有量と靭性の評価値（吸収エネルギー）および高温クリープ特性の評価値（クリープ破断時間）との関係を示すグラフである。

[図2]ガスタービンディスク材のＮｉ含有量［Ｎ％］とＡｌの含有量［Ａｌ％］との比［Ｎ％］／［Ａｌ％］と高温クリープ特性の評価値（クリープ破断時間）との関係を示すグラフである。

[図3]ガスタービンディスク材におけるＮの含有量［Ｎ％］とＡｌの含有量［Ａｌ％］との比［Ｎ％］／［Ａｌ％］、およびＢの含有量［Ｂ％］とＮの含有量［Ｎ％］の０．５倍との和で表されるＢ当量（［Ｂ％］＋０．５［Ｎ％］）の、好ましい範囲を示すグラフである。

発明を実施するための形態

[0016] 先ず本発明の１態様のガスタービンディスク材の成分組成限定理由について説明する。

[0017] ＜成分組成限定理由＞

［Ｃ：０．０５～０．１５％］

Ｃは、焼入れ性を確保し、焼戻し過程でＣｒ、Ｍｏ、Ｎｂ、Ｖ、Ｎｂ等と結合して微細かつ高硬度の炭化物や炭窒化物を形成するとともに、高温強度に大きな影響を与える元素である。しかし、含有量が０．０５％未満では、充分な量の炭化物や炭窒化物を生成させることができず、また均一なマルテンサイト組織を得ることができない。すなわち、Ｃ量が０．０５％未満では、マルテンサイトとデルタフェライトなどの混在組織となり、高温強度や高温疲労強度が著しく低下する。一方、０．１５％を越える含有量では靭性が低下するだけでなく、高温での使用中に炭化物や炭窒化物の凝集粗大化が著しくなり、クリープ破断強度の低下が起こる。従って、Ｃ含有量は０．０５～０．１５％とする。

[0018] ［Ｎｉ：０．２５～１．５０％］

Ｎｉは、焼入性および常温における靭性を向上させ得る元素であり、０．２５％以上で所望の靭性を満足することができる。一方、Ｎｉ量が１．５０％を超えて多くなれば、靭性は向上するものの、クリープ破断強度が著しく低下し、５００℃を越える高温で使用されるガスタービンディスク材として不適切となる。従って、Ｎｉ含有量は０．２５～1．５０％とする。このようにＮｉ量は、靭性とクリープ特性に対して反対方向に影響を与える元素であり、そこで、高温クリープ特性と靭性とを両立させ得る適正Ｎｉ量範囲として、０．２５～１．５０％の範囲内と規定した。このように、Ｎｉ量０．２５～１．５０％が適切であることは、本発明者等の実験により新規に見出されたことであり、その実験については、後に改めて説明する。

なお、高温クリープ特性を考慮して、Ｎｉ含有量は０．２５％～０．９９％としても良く、又は、０．２５％～０．９０％としても良い。

[0019] ［Ｃｒ：９．０～１２．０％］

Ｃｒは、耐酸化性およびクリープ破断強度を向上させる。しかし、Ｃｒ含有量が９．０％未満では、充分な耐酸化性およびクリープ破断強度が得られない。一方、１２．０％を越えてＣｒが含有されれば、クリープ破断強度はさほど低下しないが、デルタフェライトが析出し、靭性および高温疲労特性が低下する。従ってＣｒ含有量は、９．０～１２．０％とする。

[0020] ［Ｍｏ：０．５０～０．９０％］

Ｍｏは、固溶体強化および析出強化の両作用により高温強度およびクリープ破断強度を向上させる。しかし、Ｍｏの含有量が０．５０％未満では、その効果は小さく、またＭｏ含有量が０．９０％を越えれば、デルタフェライトを生成して、靭性やクリープ破断強度を劣化させるおそれがある。従って、Ｍｏ含有量は０．５０～０．９０％とする。

[0021] ［Ｗ：１．０～２．０％］

Ｗは、高温強度およびクリープ破断強度を向上させる元素である。しかし、Ｗの含有量が１．０％未満では、その効果が充分に得られない。またＷ含

有量が２．０％を越えれば、高温特性に害を及ぼすデルタフェライトが析出するおそれがある。従って、W含有量は１．０～２．０％とする。

[0022] ［Ｖ：０．１０～０．３０％］

Ｖは、炭化物（V_4C_3）および窒化物（ＶＮ）を形成し、またＮｂとの複合炭窒化物（Ｎｂ，Ｖ）（Ｃ，Ｎ）を形成し、高温強度およびクリープ破断強度を高める元素である。しかし、Ｖの含有量が０．１０％未満では、その効果が充分ではなく、また、０．３０％を越えるＶ含有量では、長時間使用中に炭化物や炭窒化物が凝集粗大化して、クリープ破断強度が低下する。従って、Ｖ含有量は０．１０～０．３０％とする。

[0023] ［Ｎｂ：０．０１～０．１０％］

Ｎｂは、炭化物（ＮｂＣ）を形成し、またＶとの複合炭窒化物（Ｎｂ，Ｖ）（Ｃ，Ｎ）を形成し、高温強度およびクープ破断強度を高める元素である。しかし、Ｎｂの含有量が０．０１％未満では、その効果が少なく、また、０．１０％を越える含有量では、１１００℃以上の高い焼入温度でも炭化物や炭窒化物が充分固溶されず、かつ、析出した炭化物や炭窒化物がクリープ中に凝集粗大化してクリープ破断強度が低下する。従って、Ｎｂ含有量は０．０１～０．１０％とする。

[0024] ［Ｃｏ：０．０１～４．０％］

Ｃｏは、マトリクスへの炭化物、炭窒化物の固溶量を増大させるとともに、Ｃｏ自身も固溶強化作用を示し、高温強度およびクリープ破断強度の改善に効果のある元素である。しかし、Ｃｏ含有量が０．０１％未満では、その効果は小さく、またＣｏが４．０％を越えてしまえば、靭性およびクリープ破断強度を低下させてしまう。従って、Ｃｏ含有量は０．０１～４．０％とする。

[0025] ［Ｂ：０．０００５～０．０１０％］

Ｂは、高温強度およびクリープ破断強度を高める元素である。しかし、Ｂの含有量が０．０００５％未満では、その効果は小さく、また、０．０１０％を越えてＢが含有されれば、鍛造時に９００～１２００℃に加熱した際に

、共晶Fe_2BおよびＢＮが生成し、熱間加工性および機械的性質に悪影響を及ぼす。従ってＢ含有量は、０．０００５～０．０１０％とする。なお、後に改めて説明するように、Ｂ含有量は、Ｂの含有量［Ｂ％］とＮの含有量［Ｎ％］の０．５倍との和で表されるＢ当量（Ｂ＋０．５Ｎ）が０．０３０％以下となるように調整することが望ましい。

[0026] ［Ｎ：０．０１～０．０５％］

Ｎは、適切な熱処理によってＮｂやＶの炭窒化物を析出させることを通じて、高温強度やクリープ破断強度の向上に寄与し、またデルタフェライトの生成防止に効果を示す元素である。しかし、Ｎ含有量が０．０１％未満では、その効果は充分に現れず、また０．０５％を超えれば、靭性が低下する。そこでＮ含有量は０．０１～０．０５％とする。なお、Ｎは鋼中にＡｌが含まれる場合、ＡｌＮとして固定されてしまって、ＮｂやＶの炭窒化物の生成のために寄与するＮ量（有効窒素量）が少なくなってしまう。そこで、後に改めて説明するように、鋼中のＮ含有量［Ｎ％］とＡｌ含有量［Ａｌ％」との比［Ｎ％］／［Ａｌ％」が２．４以上となるように、鋼中Ａｌ量に応じてＮ量を調整することが望ましい。

さらに、熱間加工性および機械的性質に有害なＢＮの生成を抑制するために、Ｂの含有量［Ｂ％］とＮの含有量［Ｎ％］の０．５倍との和で表されるＢ当量（Ｂ＋０．５Ｎ）が０．０３０％以下となるように、Ｂ含有量に応じてＮ量を調整することが望ましい。

[0027] ［Ｍｎ：０．４０％以下］

Ｍｎは、鋼の溶製時に脱酸剤として使用されることが多く、また鋼中の不純物として含有されることが多い元素である。脱酸材としての効果は、０．４０％以下のＭｎ含有量で充分に達成される。また、Ｍｎは脆化を助長する元素であるため、含有量は少ないことが望ましい。従ってＭｎ含有量は、０．４０％以下に規制する。

[0028] ［Ｓｉ：０．１０％以下］

Ｓｉは、Ｍｎと同様に鋼の溶製時に脱酸剤として使用されることが多く、

また不純物として含有されることが多い元素である。０．１０％を越えるＳｉ含有量では、大型鋼塊中での偏析が激しくなり、また長時間使用後の靭性が低下する。従って、Ｓｉ含有量は０．１０％以下に規制する。

[0029] ［ＡＩ：０．０２０％以下］

溶製時の脱酸材として使用したＡＩに由来して、微量のＡＩが不純物として含有される。ＡＩは、ＮをＡＩＮとして固定して有効窒素量を減少させ、ＮｂやＶ等の炭窒化物生成量を減少させることにより高温強度およびクリープ破断強度を低下させてしまうことから、ＡＩ量は極力少ないことが望ましく、０．０２０％以下に規制することとした。なお、炭窒化物生成量には、Ｎ量も関係するから、後述するように、［Ｎ％］／［ＡＩ％］比を２．４以上とすることが好ましい。

[0030] 以上の各元素の残部は、Ｆｅ及び不可避的不純物とする。この不純物としては、Ｐ、Ｓなどが含まれるが、これらの元素は材質を脆くして衝撃特性に悪影響を及ぼすため、その含有量は極力少ない方が望ましい。好ましくは、０．０１５％以下とする。

[0031] さらに、上記の成分限定理由で記載したＮｉ量の適正範囲、［Ｎ％］／［ＡＩ％］比について、本発明者等の実験に基づいて次に説明する。

[0032] ＜Ｎｉ量適正範囲について＞

特許文献１に示されるタービンディスク材の１２Ｃｒ系耐熱鋼では、Ｎｉを１．０～３．５％の範囲内で含有させている。しかるにこのようなタービンディスク材では、５００℃を大きく越える使用温度ではクリープ破断強度が不足し、さらなるクリープ強度の向上が必要である。

そこで本発明者等が詳細に実験・検討を重ねた結果、Ｎｉ量を、特許文献１のタービンディスク材よりも低めの０．２５～１．５０％の範囲内とすることが、ガスタービンディスク材として望まれる靭性を確保しながら、高温クリープ特性をより向上させて、５００℃を大きく越える使用温度でも使用可能となることを見出した。

なお、高温クリープ特性を考慮して、本発明に係るＮｉ含有量は特許文献

１のタービンディスク材のＮｉ含有量よりも低い範囲の０．２５％～０．９９％としても良く、又は、０．２５％～０．９０％としても良い。

[0033] すなわち本発明者等が、Ｎｉ量を種々変化させた１２Ｃｒ系耐熱鋼の熱処理後の鍛造材について、靭性及び高応力下での高温クリープ特性を調べたところ、図１に示すような結果が得られている。ここで、実験に供した１２Ｃｒ系耐熱鋼における成分は、表１の実施例の供試材Ｊ１～Ｊ３および比較例の供試材Ｃ１、Ｃ４、ＡＬ１５、ＡＬ２０である。その鍛造材を、１０５０℃または１０９０℃に加熱して、３．５時間保持し、油冷によって焼入れし、その後６７０℃の焼戻しを施して、材料試験に供した。

[0034] 表２に、室温引張試験および室温シャルピー衝撃試験結果を示す。表３に、５９６℃×３１０ＭＰａの試験条件におけるクリープ破断時間を示す。表中の試験結果を、供試材のＮｉ量で整理した結果を図１に示している。

[0035] また表２および図１より、０．２％耐力および引張強さは、いずれも同程度であるが、吸収エネルギーが大きく変化している。Ｎｉ量が多いほど、吸収エネルギーは増大し、靭性が向上する。Ｎｉ量を０．２５％以上とすれば、ガスタービンディスク材として必要な４０Ｊ以上の吸収エネルギーを得ることができる。

[0036] 表３および図１より、Ｎｉ量が少ないほど、クリープ破断時間が長くなり、高温クリープ特性が向上する。また、焼入れ温度が高い方がクリープ破断時間が長くなり、１０９０℃の焼入れでは、Ｎｉ量を最大１．５％としても、ガスタービンディスク材として必要な７５０時間以上のクリープ破断時間を得ることができる。一方、１０５０℃の焼入れでは、前述の靭性確保に必要なＮｉ量の最低値０．２５％とすれば、ガスタービンディスク材として必要な７５０時間以上のクリープ破断時間を得ることができる。

[0037] 以上の試験結果より、ガスタービンディスク材として必要な靭性（室温シャルピー衝撃試験による吸収エネルギーが４０Ｊ以上）とクリープ強度（５９６℃×３１０ＭＰａにおけるクリープ破断時間が７５０時間以上）が両立する範囲として、焼入れ温度を１０５０℃以上としたうえで、Ｎｉ量０．２

５～１．５０％を適正範囲とした。

[0038] ＜［Ｎ％］／［ＡｌＩ％］比について＞

高温・低応力側のクリープ破断強度の向上には、Ｎｂ、Ｖの炭窒化物を主体とした微細析出物の析出量増大が有効である。そのためには、鋼中に炭窒化物生成のために寄与する有効なＮを充分な量、焼入れ時にマトリクス中に固溶させておくことが必要である。

一方、この種の鋼の溶製時には、脱酸材としてＡｌを用いることが多く、そのため、鋼中にはＡｌが存在していることが多い。そしてＡｌはＮと結合してＡｌＮとしてＮを固定してしまう。そのためＡｌ量に対してＮ量が少なすぎれば、Ｎｂ、Ｖの炭窒化物を生成するために有効なＮ量（有効窒素量）が少なくなって、充分な量の炭窒化物が析出しなくなってしまう。

[0039] そして本発明者等が、鋼中のＮ含有量［Ｎ％］とＡｌ含有量［ＡｌＩ％］との比［Ｎ％］／［ＡｌＩ％］がクリープ強度に及ぼす影響を調べたところ、図２に示すように、１０９０℃焼入れ材において、［Ｎ％］／［ＡｌＩ％］が２．４未満で、急激にクリープ破断時間が低下することを見出した。そこで、ＡｌＮとして固定されない有効窒素量を充分に確保して、Ｎｂ，Ｖの炭窒化物を充分に析出させ、高いクリープ破断強度を確保するためには、［Ｎ％］／［ＡｌＩ％］を２．４以上とすることが好ましい。

[0040] ［Ｎ％］／［ＡｌＩ％］を２．４以上とするためには、Ｎ量を増加させるか又はＡｌ量を少量に規制する方法とが考えられるが、Ｎ量が０．０５％を超えて過剰となれば、前述のように熱間加工性および機械的性質に有害なＢＮが生成されるおそれがあるから、Ａｌ量を規制する手段を適用することが望ましい。

[0041] ＜Ｂ当量（［Ｂ％］＋０．５［Ｎ％］）について＞

ＢとＮを多量に添加すると、鍛造時に９００～１２００℃に加熱した際に、共晶Fe_2BおよびＢＮが生成し、熱間加工性および機械的性質に悪影響を及ぼす。そこで、特許第２９４８３２４号に示されているように、Ｂの含有量［Ｂ％］とＮの含有量［Ｎ％］の０．５倍との和で表されるＢ当量（Ｂ＋

０．５Ｎ）が０．０３０％以下となるように、Ｂ含有量に応じてＮ量を調整することが望ましい。一方、ＢとＮは、高温強度向上に有効な元素であることから、Ｂは０．０００５％以上、Ｎは０．０１％以上含有する必要があるため、Ｂ当量（［Ｂ％］＋０．５［Ｎ％］）の下限値は０．００５５％とした。

図３に、本発明における［Ｎ％］／［ＡＩ％］とＢ当量（［Ｂ％］＋０．５［Ｎ％］）の好ましい範囲を示す。

[0042] ＜製造方法（熱処理方法）＞

本発明の別の態様の熱処理方法を含めて、ガスタービンディスク材の製造方法について次に説明する。

[0043] 前記の成分組成の合金を常法に従って溶製し、鋳造して鋳塊とする。得られた鋳塊に必要に応じて均質化処理した後、例えば９００～１２００℃に加熱して熱間鍛造する。得られた鍛造材に対して、焼入れ一焼戻しの調質熱処理を施す。この調質熱処理の工程が本発明の別態様としての熱処理方法である。

[0044] 調質熱処理は、鋼組織をほぼ均一なマルテンサイト組織として、ガスタービンディスク材に望まれる高強度を得るとともに、炭化物や炭窒化物を析出させて、クリープ強度を向上させるために必要な工程である。すなわち、鍛造材を高温に加熱することによって、鋼組織のオーステナイト化を図るとともに、炭化物や炭窒化物形成に寄与する元素をいったんマトリクス中に固溶させ、その後に焼入れる（急冷する）ことによってマルテンサイト化を図るとともに炭化物や炭窒化物形成に寄与する元素が鋼中に過飽和に固溶した状態とし、焼戻しによって炭化物や炭窒化物を微細に析出させるために必要な工程である。

[0045] ここで、焼入れ温度（焼入れのための加熱温度）が高いほど、炭窒化物生成に寄与するＣ、Ｎ、ＮｂおよびＶの固溶量を多くすることができ、その結果、焼戻しによって析出するＮｂやＶの炭窒化物の析出量を多くし、クリープ強度を向上させることができる。その一方、焼入れ温度が高すぎれば、結

晶粒の粗大化が生じて、靭性の低下を招いてしまう。したがって、クリープ強度の向上を図りながらも、靭性を損なわないようにするためには、焼入れ温度には適切な温度域がある。

[0046] 本発明者等が１０５０℃または１０９０℃の焼入れ温度で焼入れを行い、６７０℃の焼戻しを施した供試材を用いて、焼入れ温度が靭性およびクリープ強度に及ぼす影響を調べたところ、表２、表３および図１に示す結果が得られた。

[0047] 実験に供した１２Ｃｒ系耐熱鋼における成分は、表１の実施例の各供試材および比較例の各供試材である。その鍛造材を、１０５０または１０９０℃に加熱して、３．５時間保持し、油冷によって焼入れし、その後６７０℃の焼戻しを施して、材料試験に供した。

[0048] 表２、表３および図１より、１０５０℃と１０９０℃の焼入れ温度の供試体の吸収エネルギーは同等であり、吸収エネルギーに及ぼす焼入れ温度の影響は認められない。一方、１０９０℃の焼入れの方が１０５０℃焼入れよりもクリープ破断時間は長く、焼入れ温度が高い方がクリープ破断強度が高くなる。

[0049] 以上の結果より、焼入れ温度が高いほどクリープ破断時間が長くなって高温クリープ強度が高くなり、１０５０℃の焼入れでも、前述の靭性確保に必要なＮｉ量の最低値０．２５％とすれば、ガスタービンディスク材として必要な７５０時間以上のクリープ破断時間を得ることができることから、最低温度として１０５０℃とした。１１５０℃を超えると、デルタフェライトが析出する温度域に入り、かつ結晶粒径の大幅な粗大化を生じて靭性を低下させるため、焼入れ温度範囲は１０５０～１１５０℃とした。好ましくは、１０９０℃前後である。

実施例

[0050] 以下に本発明の実施例を、比較例とともに記す。なお以下の実施例は、本発明の効果を検証するための例であり、実施例の条件が本発明の範囲を限定するものでないことはもちろんである。

[0051] 表１の実施例の供試材Ｊ１～Ｊ３および比較例の供試材Ｃ１、Ｃ４、ＡＬ１５、ＡＬ２０に示す化学成分となるよう、エレクトロスラグ再溶解法にて鋼塊を製造した。これを９００～１２００℃に加熱して鍛造し、ディスク形状の鍛造材を製作した。その鍛造材を、１０５０℃または１０９０℃に加熱して、３．５時間保持し、油冷によって焼入れし、その後、６７０℃の焼戻しを施した。

[0052] 焼戻し後の各鍛造材から、引張試験片を作製してＪＩＳ　Ｚ　２２４１の引張試験法に準拠して室温引張試験を行い、またシャルピーＶノッチ衝撃試験片を作製してＪＩＳ　Ｚ　２２４２のシャルピー衝撃試験法に準拠して衝撃試験を行った。その結果を、表２中に示す。

また、同じ供試体から、クリープ破断試験用の丸棒状の平滑試験片を作製し、ＪＩＳ　Ｚ　２２７２の高温クリープ試験法に準拠して５９６℃×３１０ＭＰａの条件でクリープ破断試験を行った。その結果を、表３中に示す。

[0053] [表1]

試料符号		化学成分（mass%）														N/Al	B+0.5N
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Al	Nb	Co	B	N	Fe		
実施例	J1	0.12	0.01	0.09	1.42	10.17	0.66	1.73	0.20	0.008	0.04	2.48	0.0030	0.024	Bal.	3.0	0.0150
	J2	0.13	0.03	0.06	0.82	10.36	0.66	1.77	0.20	0.010	0.05	2.51	0.0040	0.024	Bal.	2.4	0.0160
	J3	0.11	0.06	0.07	0.79	10.26	0.66	1.74	0.20	0.002	0.05	2.47	0.0032	0.025	Bal.	12.5	0.0157
比較例	C1	0.12	0.07	0.06	2.24	10.38	0.70	1.76	0.20	0.003	0.05	2.57	0.0039	0.026	Bal.	8.7	0.0169
	C4	0.11	0.08	0.05	0.05	10.60	0.71	1.74	0.20	0.002	0.05	2.57	0.0040	0.025	Bal.	12.5	0.0165
	AL15	0.12	0.03	0.07	0.80	10.30	0.70	1.75	0.20	0.015	0.05	2.50	0.0040	0.028	Bal.	1.9	0.0180
	AL20	0.12	0.03	0.07	0.80	10.30	0.70	1.75	0.20	0.019	0.05	2.50	0.0040	0.027	Bal.	1.4	0.0175

[0054]

[表2]

試料符号		焼入れ温度	焼戻し温度	0.2%耐力	引張強さ	吸収エネルギー
		℃	℃	MPa	MPa	J
実施例	J1	1050	670	817	942	163
		1090	670	817	947	140
	J2	1050	670	800	939	91
		1090	670	837	951	101
	J3	1090	670	830	950	90
比較例	C1	1050	670	796	994	170
	C4	1050	670	786	937	20

[0055] [表3]

試料符号		焼入れ温度	焼戻し温度	596℃×310MPaにおける破断時間	J3のクリープ破断強度を1とした場合の比率（1090℃焼入れ-0.8%Ni材のみでの比較）
		℃	℃	MPa	—
実施例	J1	1050	670	398	—
		1090	670	794	—
	J2	1050	670	564	—
		1090	670	1125	0.94
	J3	1090	670	1199	1.0
比較例	C1	1050	670	119	—
	AL15	1090	670	1028	0.86
	AL20	1090	670	991	0.83

[0056] 実施例の供試材Ｊ１～Ｊ３は、本発明で規定する成分組成範囲内の本発明例である。室温衝撃吸収エネルギーは、ガスタービンディスク材として必要な４０Ｊを満足した。また、１０９０℃焼入れ材では、ガスタービンディスク材として必要な５９６℃×３１０ＭＰａ×７５０時間以上のクリープ破断時間を満足した。

[0057] これに対して、Ｎｉ量が高い比較例Ｃ１は、クリープ破断時間が著しく短く、高温強度が劣ることが判明した。この比較例Ｃ１は、特許文献１に記載の材料に相当する比較例であり、これに対して本発明例Ｊ１～Ｊ３は、クリ

ープ強度が大幅に向上していることが明らかである。また、Ｎｉ量が低い比較例Ｃ２は、室温吸収エネルギーが２０Ｊと低く、ガスタービンディスク材として必要な４０Ｊを満足しない。

さらに、比較例ＡＬ１５およびＡＬ２０は、図２に示すように実施例Ｊ１～Ｊ３と比較して、低Ｎ/ＡＩ領域で急激にクリープ強度が低下することが分かる。安定してクリープ破断強度を確保するためには、Ｎ/ＡＩを２．４以上に高めておく必要があることが分かる。

[0058] 以上、本発明の好ましい実施形態、実施例について説明したが、これらの実施形態、実施例は、あくまで本発明の要旨の範囲内の一つの例に過ぎず、本発明の要旨から逸脱しない範囲内で、構成の付加、省略、置換、およびその他の変更が可能である。

産業上の利用可能性

[0059] 本発明に係るガスタービンディスク材によれば、高いクリープ強度と高い靭性を両立させたバランスの取れた材料特性を確保することができる。

また本発明に係る微量成分規定や熱処理方法によれば、さらにクリープ強度を向上させると同時に高い靭性を有するガスタービンディスク材を、確実かつ安定して得ることができる。

請求の範囲

[請求項1] 質量％で、

Ｃ：０．０５～０．１５％、

Ｎｉ：０．２５～１．５０％、

Ｃｒ：９．０～１２．０％、

Ｍｏ：０．５０～０．９０％、

Ｗ：１．０～２．０％、

Ｖ：０．１０～０．３０％、

Ｎｂ：０．０１～０．１０％、

Ｃｏ：０．０１～４．０％、

Ｂ：０．０００５～０．０１０％、

Ｎ：０．０１～０．０５％、

Ｍｎ：０．４０％以下、

Ｓｉ：０．１０％以下、

ＡＩ：０．０２０％以下

を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなることを特徴とするガスタービンディスク材。

[請求項2] Ｎの含有量［Ｎ％］とＡＩの含有量［ＡＩ％］との比［Ｎ％］／［ＡＩ％］が２．４以上であることを特徴とする

請求項１に記載のガスタービンディスク材。

[請求項3] Ｂの含有量［Ｂ％］とＮの含有量［Ｎ％］の０．５倍との和で表されるＢ当量（［Ｂ％］＋０．５［Ｎ％］）が０．００５５～０．０３０％であることを特徴とする

請求項１、請求項２のいずれかの請求項に記載のガスタービンディスク材。

[請求項4] 室温シャルピー衝撃試験における吸収エネルギーが４０Ｊ以上であることを特徴とする

請求項１～請求項３のいずれかの請求項に記載のガスタービンディ

スク材。

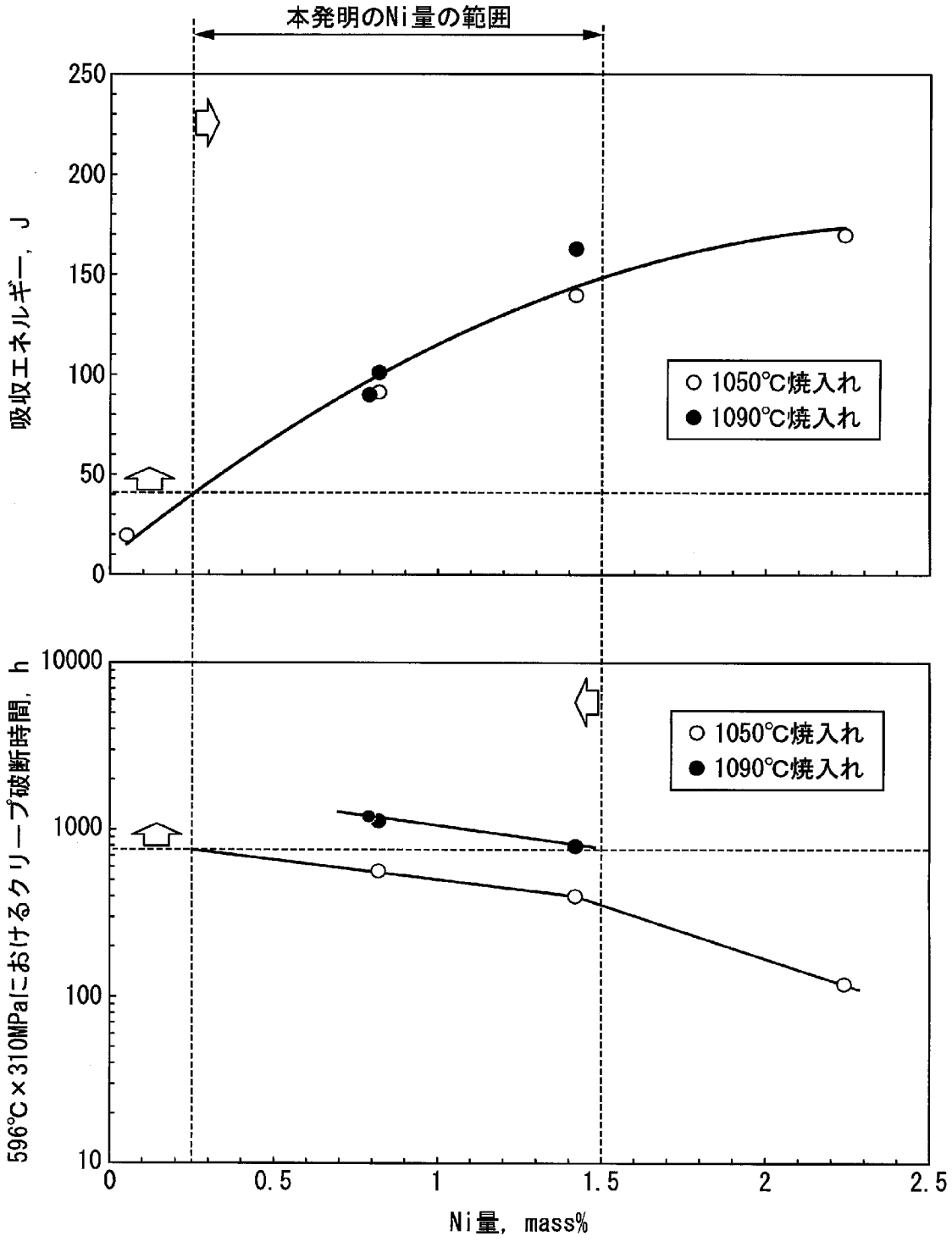
[請求項5] ５９６℃×３１０ＭＰａにおけるクリープ破断時間が７５０時間以上であることを特徴とする

請求項１～請求項４のいずれかの請求項に記載のガスタービンディスク材。

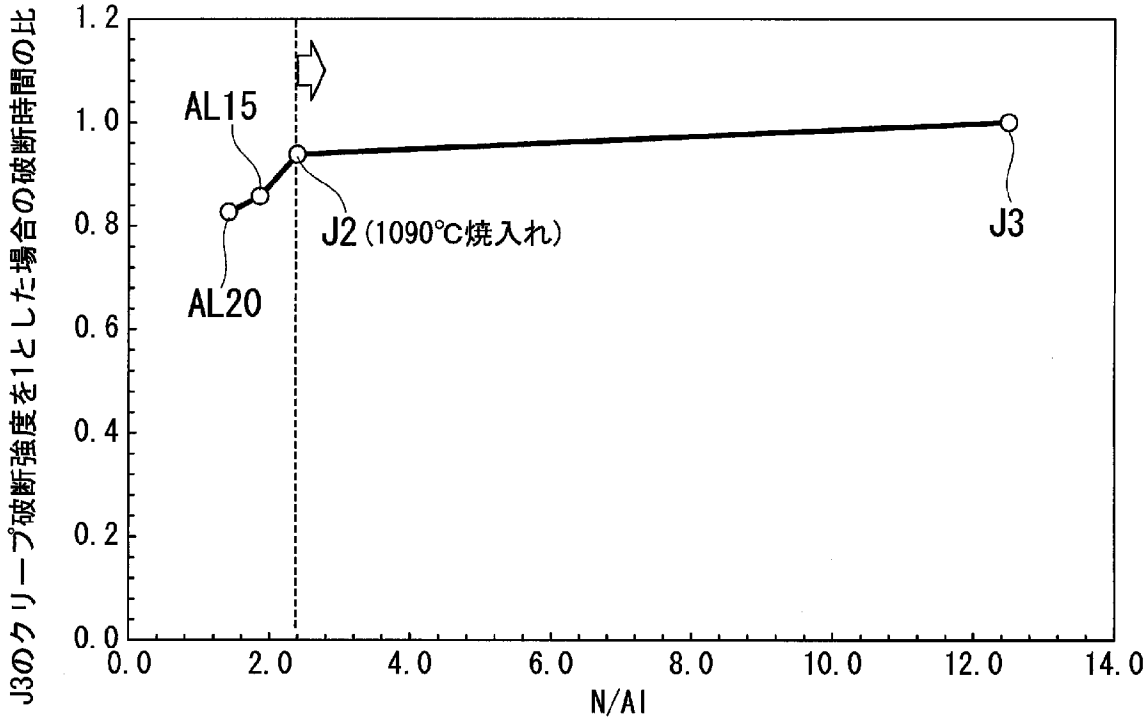
[請求項6] 請求項１～請求項３のいずれかの請求項に記載の成分組成を有する鍛造材を加熱して焼入れ、その後に焼戻す熱処理を施すにあたり、

焼入れ加熱温度を１０５０～１１５０℃の範囲内とすることを特徴とするガスタービンディスク材の熱処理方法。

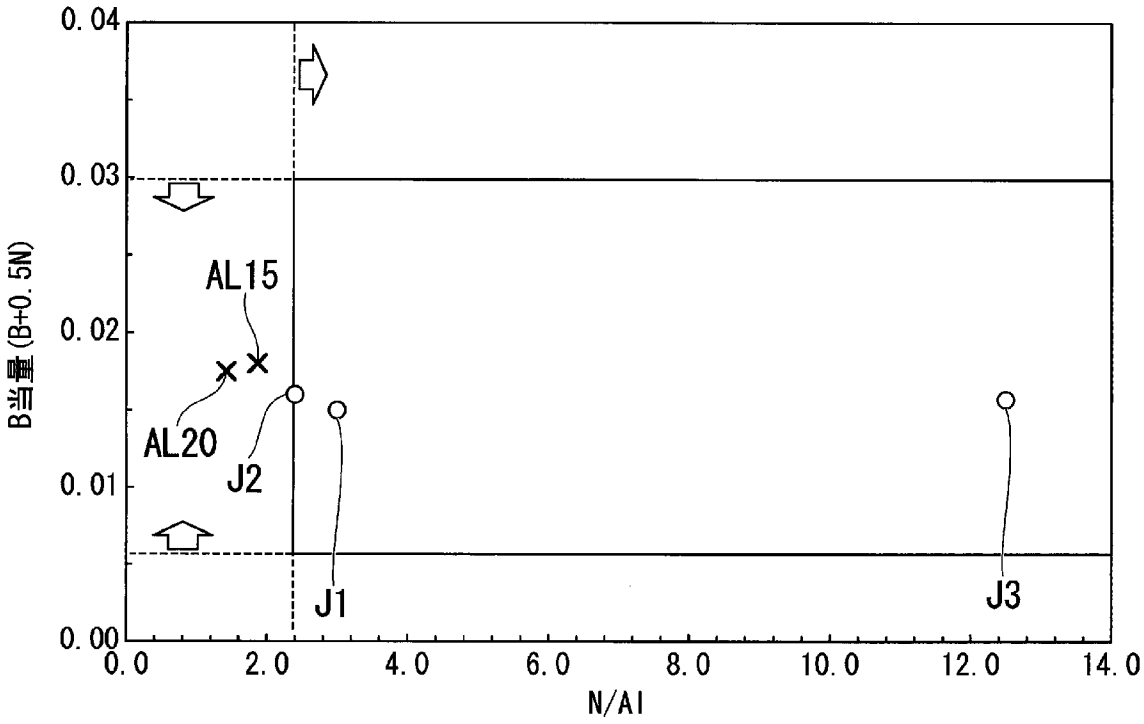
[図1]


本発明のNi量の範囲
吸収エネルギー, J
250
200
150
100
50
0
○ 1050℃焼入れ
● 1090℃焼入れ
596℃×310MPaにおけるクリープ破断時間, h
10000
1000
100
10
○ 1050℃焼入れ
● 1090℃焼入れ
0
0.5
1
1.5
2
2.5
Ni量, mass%

[図2]



[図3]



(○:要求特性を満足した試料、×:要求特性を満足しなかった試料)

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2018/034683

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D8/00(2006.01)i, C21D9/00(2006.01)i, C22C38/54(2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D8/00, C21D9/00

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Published examined utility model applications of Japan	1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan	1971-2018
Registered utility model specifications of Japan	1996-2018
Published registered utility model applications of Japan	1994-2018

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X Y	JP 2012-140666 A (TOSHIBA CORP.) 26 July 2012, paragraphs [0045]-[0049], samples 31-33 & US 2012/0160373 A1, paragraphs [0058]-[0064], TS31-33 & EP 2479293 A1	1, 3-6 2
Y	JP 2012-219682 A (HITACHI, LTD.) 12 November 2012, paragraph [0024] (Family: none)	2
A	JP 10-251809 A (MITSUBISHI HEAVY INDUSTRIES, LTD.) 22 September 1998, paragraph [0027] & US 5944922 A, column 12, lines 1-10 & EP 867523 A1	1-6

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed
"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search	Date of mailing of the international search report
10 December 2018 (10.12.2018)	18 December 2018 (18.12.2018)

Name and mailing address of the ISA/	Authorized officer
Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan	Telephone No.

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１８／０３４６８３

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C38/00(2006.01)i, C21D8/00(2006.01)i, C21D9/00(2006.01)i, C22C38/54(2006.01)i

Ｂ．　調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C38/00-38/60, C21D8/00, C21D9/00

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	１９２２－１９９６年
日本国公開実用新案公報	１９７１－２０１８年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１８年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１８年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

Ｃ．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
X Y	JP 2012-140666 A (株式会社東芝) 2012.07.26, 段落 0045-0049、試料 31-33 & US 2012/0160373 A1, 段落 0058-0064, TS31-33 & EP 2479293 A1	1,3-6 2
Y	JP 2012-219682 A (株式会社日立製作所) 2012.11.12, 段落 0024 (ファミリーなし)	2
A	JP 10-251809 A (三菱重工業株式会社) 1998.09.22, 段落 0027 & US 5944922 A, column12 line1-10 & EP 867523 A1	1-6

☐　Ｃ欄の続きにも文献が列挙されている。

☐　パテントファミリーに関する別紙を参照。

＊　引用文献のカテゴリー
「Ａ」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「Ｅ」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「Ｌ」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
「Ｏ」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「Ｐ」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献
「Ｔ」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「Ｘ」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Ｙ」特に関連のある文献であって、当該文献と他の１以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「＆」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日	国際調査報告の発送日
１０．１２．２０１８	１８．１２．２０１８

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ）
郵便番号１００－８９１５
東京都千代田区霞が関三丁目４番３号

特許庁審査官（権限のある職員）　４Ｋ　３８４１
太田　一平
電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３４３５