

(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
2016年10月6日(06.10.2016)



(10) 国際公開番号

WO 2016/159158 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/48 (2006.01)
C22C 38/26 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2016/060524
- (22) 国際出願日: 2016年3月30日(30.03.2016)
- (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 2015-069337 2015年3月30日(30.03.2015) JP
- (71) 出願人: 新日鐵住金株式会社(NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 山下 朋広(YAMASHITA, Tomohiro); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 根石 豊(NEISHI, Yutaka); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 松本 斉(MATSUMOTO, Hitoshi); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 江頭 誠(EGASHIRA, Makoto); 〒1008071 東京都千代田区

丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP).

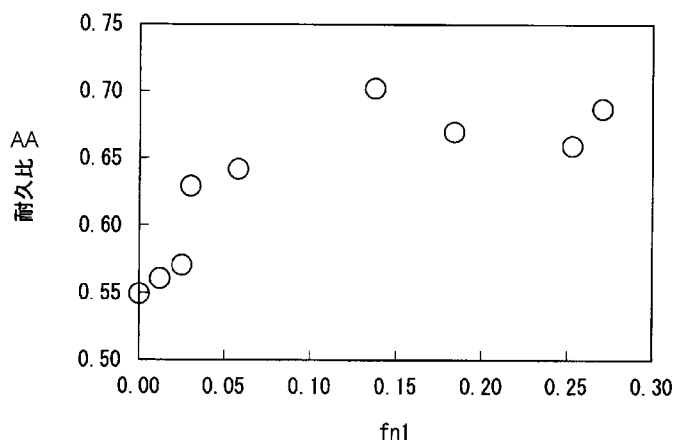
- (74) 代理人: 青木 篤, 外(AOKI, Atsushi et al.); 〒1058423 東京都港区虎ノ門三丁目5番1号 虎ノ門37森ビル青和特許法律事務所 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, 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).

[続葉有]

(54) Title: AGE HARDENING STEEL FOR COLD FORGING

(54) 発明の名称: 冷間鍛造用時効硬化用鋼

図1



AA Endurance ratio

(57) Abstract: Provided is a cold forged member which exhibits high cold forgeability and by which a high endurance ratio can be achieved by carrying out work hardening by means of cold forging and age hardening following cold forging, the cold forged member being characterized by having a prescribed chemical composition and a solid solution Nb quantity/solid solution V quantity ratio of 0.03 or higher and characterized in that the structure contains, in terms of areal ratio, 85% or more of ferrite and a total of bainite and martensite of 5% or less.

(57) 要約: 高い冷間鍛造性を有し、冷間鍛造による加工硬化および冷間鍛造後の時効硬化によって、高い耐久比が得られる冷間鍛造部品であって、所定の化学組成を有し、固溶Nb量/固溶V量が0.03以上であり、組織が、面積率で、フェライト: 85%以上、ベイナイトとマルテンサイトの合計: 5%以下を含むことを特徴とする。



添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

明 細 書

発明の名称：冷間鍛造用時効硬化用鋼

技術分野

[0001] 本発明は、冷間鍛造用時効硬化用鋼に関する。

背景技術

[0002] 自動車部品、産業機械部品及び建設機械部品など機械構造部品の素材となる構造用鋼として、機械構造用炭素鋼および機械構造用合金鋼が用いられている。

[0003] これらの鋼材から部品を製造するために、従来は主として「熱間鍛造一切削」工程が採用されてきた。近年は、生産性の向上を目的に「冷間鍛造一切削」工程への切替えが志向されている。このように「冷間鍛造一切削」工程を採用することで、冷間鍛造によりニアネットシェイプ化が図られ、また切削量が削減されるため、生産性が向上する。

[0004] しかし、一般に、冷間鍛造は、加工度が大きいために、加工荷重が高い、金型寿命が短い、部品に割れが発生しやすいといった問題が生じる。したがって、素材となる鋼材の冷間鍛造性（冷鍛性）を高めること、すなわち冷間鍛造時の荷重を小さくすること、割れ発生を抑制することが最も重要な課題である。

[0005] 一方、自動車部品、産業機械部品及び建設機械部品などの機械構造部品には、高い疲労強度が求められる。高い疲労強度を達成するためには、冷間鍛造後の硬さを高くすることが有効である。しかし、素材である鋼材の硬さを高くすることで、冷間鍛造後の硬さを高めようとすると、冷間鍛造性を低下させる。すなわち、素材の鋼材において、冷間鍛造性と疲労強度とを両立させることは困難であった。

[0006] そこで、このような問題を解決すべく、冷間鍛造部品の疲労強度を高くするために、冷間鍛造後に、 $A c_3$ 以上の温度に加熱して、焼入れ焼戻しあるいは高周波焼入れの熱処理を行い、全体または表面を硬化することが行われて

いる。

[0007] しかし、このような方法では、熱処理後の部品硬度が高くなるために、被削性の低下が避けられず、冷間鍛造による生産性向上のメリットが享受できないという課題があった。

[0008] そこで、切削加工時には硬度を必要以上に高めず、切削加工後の熱処理により硬度を高める用途に適用される、いわゆる時効硬化用鋼材がある。

[0009] 特許文献1には、化学成分が質量%で、C : 0.01~0.15%、Si : 0.05%以下、Mn : 0.10~0.90%、P : 0.030%以下、S : 0.030%以下、Cr : 0.50~2.0%、V : 0.10~0.50%、Al : 0.01~0.10%、N : 0.00080%以下およびO : 0.0030%以下を含有し、残部はFeおよび不純物からなり、 $399 \times C + 26 \times Si + 123 \times Mn + 30 \times Cr + 32 \times Mo + 19 \times V \leq 160$ 以下、 $20 \leq (669.3 \times \log C - 1959.3 \times \log N - 6983.3) \times (0.067 \times Mo + 0.147 \times V) \leq 80$ 、 $160 \leq 140 \times Cr + 125 \times Al + 235 \times V$ 、 $90 \leq 511 \times C + 33 \times Mn + 56 \times Cu + 15 \times Ni + 36 \times Cr + 5 \times Mo + 134 \times V \leq 170$ を満たし、組織がフェライト・パーライト組織、フェライト・ベイナイト組織またはフェライト・パーライト・ベイナイト組織で、かつ、フェライトの面積率が70%以上であり、抽出残渣分析による析出物中のV含有量が0.10%以下であり、芯部硬さがビッカース硬さで220以上、有効硬化層深さ0.20mm以上であることを特徴とする冷鍛窒化用鋼、冷鍛窒化用鋼材および冷鍛窒化部品に関する技術が開示されている。

[0010] 特許文献2には、化学成分が質量%で、C : 0.06~0.50%、Si : 0.05%以下、Mn : 0.5~1.0%以下、V : 0.10~0.60%を含み、初析フェライトとパーライトとの合計量が面積率で90%以上であり、かつ前記初析フェライト量が式 $f = 100 - 125 [C] + 22.5 [V]$ で示されるf値以上の面積%であり、前記初析フェライト中にVCが析出した冷間加工性に優れた冷間圧造用鋼に関する技術が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0011] 特許文献1：国際公開第2012/053541号

特許文献2：特開2000-273580号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0012] 特許文献1に開示されている技術は、優れた冷間鍛造性及び冷間鍛造後の被削性を有する鋼及び鋼材を提供するとともに、冷間鍛造と窒化の処理が施された部品に、高い芯部硬さ、高い表面硬さ及び深い有効硬化層深さを具備させることができる。しかしながら、疲労強度については言及されておらず、耐久比（疲労強度／引張強度）の向上については検討されていない。

[0013] 特許文献2に開示されている技術は、圧延ままで冷間加工に供することができる冷間圧造用鋼に係るものであって、熱間圧延中にVCを析出させ、固溶Cを減少させることで冷間鍛造性を高めた鋼を提供するものである。しかしながら、特許文献2記載の技術は、疲労強度を考慮したものではない。また、強度を向上させる場合は、調質処理することを前提としており、調質処理後の硬化した状態で切削が必要となり、被削性の低下が避けられない。

[0014] 本発明は上記現状に鑑みてなされたもので、400MPa以上の引張強度、250MPa以上の疲労強度を確保しつつ、高い冷間鍛造性を有し、かつ、冷間鍛造による加工硬化、及び冷間鍛造後の時効硬化によって、高い耐久比が得られる冷間鍛造用時効硬化用鋼を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0015] 本発明者らは、前記の課題を解決するために種々の検討を実施した。その結果、下記（A）～（D）の事項が明らかとなった。

[0016] （A）優れた冷間鍛造性を得るためには、鍛造に供する素材（鋼）の硬さを低減することが必要である。素材の硬さを低減することで鍛造荷重を低下させることができる。また、冷間鍛造時の割れを抑えるためには、素材とな

る鋼のC量を低減することが効果的である。

[0017] (B) 時効硬化処理後に高い疲労強度を得るためには、V炭窒化物、Nb炭窒化物の析出硬化を利用すること、また、ミクロ組織をフェライトとパーライトを主体とした上でこのパーライト面積率を低減することが効果的である。時効硬化処理は単に疲労強度を高めるだけでなく、耐久比（疲労強度／引張強度）を高める作用がある。耐久比が高いと、必要とされる疲労強度を確保しつつ、引張強度を比較的低くできるため、切削加工性の低下を防止する効果が得られる。本発明における高い耐久比とは、0.600以上であることを指す。

[0018] (C) Nbは単独で含有させても、時効硬化後に十分な耐久比向上効果を得ることができないが、NbとVを同時に含有させると、複合炭窒化物が析出することにより、Nbを単独で含有させた鋼と比べた場合はもちろんのこと、Vを単独で含有させた鋼と比べても大きな耐久比向上効果を得ることができる。

[0019] (D) 優れた冷間鍛造性を発揮させるためにC量を低減しても、素材となる鋼の化学組成を適正に制御すれば、十分な時効析出が得られ、鋼の耐久比が向上する。

[0020] 本発明は、上記(A)～(D)の知見に基づいて完成されたものであり、その要旨は、以下のとおりである。

[0021] [1] 化学組成が、質量%で、C:0.02～0.13%、Si:0.01～0.50%、Mn:0.20～0.70%、P:0.020%以下(0%を含む)、S:0.005～0.020%、Al:0.005～0.050%、Cr:0.02～1.50%、V:0.02～0.50%、Nb:0.005～0.050%、及びN:0.003～0.030%を含有し、残部はFe及び不可避免的不純物であり、固溶Nbの含有量(質量%)が上記Nbの総含有量に対して25%以上、固溶Vの含有量(質量%)が上記Vの総含有量に対して50%以上、下記式(1)で表される f_{n1} が0.03以上、下記式(2)で表される f_{n2} が13.5以下であって、金属組織が、

面積率で、フェライト：８５％以上、ベイナイトとマルテンサイトの合計：５％以下（０％を含む）を含むことを特徴とする冷間鍛造用時効硬化用鋼。

[0022] $f_{n1} = [Nb] / [V] \quad \dots \quad (1)$

[0023] $f_{n2} = 125 \times C - 13 \times V - 4 \times Nb \quad \dots \quad (2)$

[0024] 式（１）と式（２）において、 $[V]$ は固溶Vの質量％、 $[Nb]$ は固溶Nbの質量％、Cは鋼が含有するCの質量％、Vは鋼が含有するVの質量％、Nbは鋼が含有するNbの質量％を示す。

[0025] [2]さらに、前記化学組成が、Feの一部に代えて、Cu：０．２０％以下、Ni：０．２０％以下及びMo：０．２０％以下のうちの１種以上を含有することを特徴とする前記[1]の冷間鍛造用時効硬化用鋼。

発明の効果

[0026] 本発明の冷間鍛造用時効硬化鋼は、冷間鍛造性に優れ、かつ、焼入れ焼戻しや高周波焼入れの熱処理を行うことなく、時効硬化処理によって高い耐久比と被削性が確保できる。さらに本発明の時効硬化鋼を素材として用いることで、これまで一般的であった「熱間鍛造一切削」工程に代えて、「冷間鍛造一時効硬化処理一切削」工程によって、自動車部品、産業機械部品、建設機械部品など機械構造部品を製造することができ、生産性を向上させることができる。

図面の簡単な説明

[0027] [図1]式（１）によって算出される f_{n1} と、耐久比（疲労強度／引張強度）との関係を表すグラフである。

発明を実施するための形態

[0028] 以下、本発明の冷間鍛造用時効硬化鋼（以下「鋼」又は「鋼材」ともいう）の各要件について詳しく説明する。なお、以下の説明における各元素の含有量の「％」表示は、特に断りのない限り「質量％」を意味する。

[0029] はじめに、化学組成について説明する。

[0030] $[C : 0.02 \sim 0.13\%]$

Cは、機械構造部品としての強度を高めるために必要な元素である。しか

しながら、本発明においては、冷間鍛造時の割れを抑えるために、C量を低減する。Cの含有量が0.13%を越えると冷間鍛造時に割れが発生するため、その含有量を0.13%以下とする。C含有量が0.02%未満では時効硬化処理後に400MPa以上の引張強度、250MPa以上の疲労強度を確保できない。このため、Cの含有量を0.02%以上とする。なお、Cの含有量は、0.03%以上、0.10%未満とすることが望ましい。

[0031] [Si : 0.01~0.50%]

Siは、溶製時の脱酸用として必要な元素であり、この効果を得るために0.01%以上を含有させる。しかしながら、Siはフェライトを固溶強化するため、Siの含有量が0.50%を越えると、冷間鍛造性を低下させる。したがって、Siの含有量を0.50%以下とする。Siの含有量は、0.05%以上、0.45%以下とすることが望ましい。

[0032] [Mn : 0.20~0.70%]

Mnは、固溶強化元素として最終部品の強度を高める。Mnの含有量が0.20%未満では最終部品の強度が不足し、0.70%を超えると冷間鍛造性を低下させる。このため、Mnの含有量を0.20~0.70%とする。なお、Mnの含有量は、0.25%以上、0.65%以下とすることが望ましい。

[0033] [P : 0.020%以下]

Pは、鋼中に不可避免的に含有される不純物であり、鋼中で偏析しやすく、局所的な延性低下の原因となる。Pの含有量が0.020%を超えると、局所的な延性低下が著しくなる。したがって、含有量を0.020%以下に制限する。含有量は、0.018%以下に制限することが望ましい。Pの含有量は0でもよい。

[0034] [S : 0.005~0.020%以下]

Sは、被削性を向上させる元素である。被削性向上の効果を得るためには0.005%以上を含有する必要がある。0.020%を超えて含有すると、鋼中に粗大な硫化物を生成させ、冷間鍛造時の割れ発生の原因となる。し

たがって、Sの含有量を0.005～0.020%とする。なお、Sの含有量は、0.018%以下とすることが望ましい。

[0035] [Al : 0.005～0.050%]

Alは鋼精錬時の脱酸剤である。脱酸の効果を得るために0.005%以上含有させる。含有量が0.050%を超えると、鋼中に粗大なAl介在物を生成し、冷間鍛造時の割れ発生の原因となる。したがって、Alの含有量を0.050%以下とする。なお、Alの含有量は、0.045%以下とすることが望ましい。

[0036] [Cr : 0.02～1.50%]

Crは、固溶強化元素として鍛造後の疲労強度を高める効果を有する。しかし、その含有量が1.50%を超えると、過度に素材硬さを高めて冷間鍛造性が低下する。このため、Crの含有量を0.02～1.50%とする。なお、Crの含有量は、0.03%以上、1.30%以下とすることが望ましい。

[0037] [V : 0.02%～0.50%]

Vは、時効硬化処理の際にVとNbの複合炭窒化物を形成することで、疲労強度と耐久比を高める。この効果を得るために、Vを0.02%以上含有させる。合金コストの観点から、上限は0.50%とする。なお、V含有量は、0.03%以上であることが望ましい。

[0038] [Nb : 0.005%～0.050%]

Nbは、Vと同時に添加することで、時効硬化処理の際にVと複合的に炭窒化物を形成し、耐久比を高める。この効果を得るために、0.005%以上含有させる。合金コストの観点から、上限は0.050%とする。なお、Nbの含有量は、0.010%以上が望ましい。

[0039] [N : 0.003～0.030%以下]

Nは、冷間鍛造後の時効硬化処理においてV、Nbと結合し、複合炭窒化物として析出することで耐久比を向上させる。この効果を得るために、0.003%以上含有させる。しかし、過剰に含有されると冷鍛性低下の原因と

なるため、その含有量を0.030%以下とする。なお、Nの含有量は、0.025%以下とすることが望ましい。

[0040] 本発明の冷間鍛造用時効硬化用鋼は、上記元素のほか、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる化学組成を有するものである。不可避免的不純物とは、鉄鋼材料を工業的に製造する際に、原料としての鉱石、スクラップ、または製造環境などから混入するものをいう。

[0041] 本発明の冷間鍛造用時効硬化用鋼の化学組成は、上記元素のほか、Feの一部に代えて、Cu、Ni、及びMoのうちの1種以上の元素を含有してもよい。

[0042] 以下、任意の元素であるCu、Ni、及びMoの作用効果と、含有量の限定理由について説明する。

[0043] [Cu : 0.20%以下]

Cuは鋼の疲労強度を高める効果を有するため、0.20%以下を含有させてもよい。0.20%を超えると、冷間鍛造性が低下する。冷間鍛造性確保の観点から、含有させる場合のCuの量は0.15%以下とすることが好ましい。

[0044] [Ni : 0.20%以下]

Niは鋼の疲労強度を高める効果を有するため、0.20%以下を含有させてもよい。0.20%を超えると、冷間鍛造性が低下する。冷間鍛造性確保の観点から、含有させる場合のNiの量は0.15%以下とすることが好ましい。

[0045] [Mo : 0.20%以下]

Moは鋼の疲労強度を高める効果を有するため、0.20%以下を含有させてもよい。0.20%を超えると、冷間鍛造性が低下する。冷間鍛造性確保の観点から、含有させる場合のMoの量は0.15%以下とすることが好ましい。

[0046] 固溶Nbの含有量（質量%）が上記Nbの総含有量に対して25%以上、固溶Vの含有量（質量%）が上記Vの総含有量に対して50%以上である必

要がある。

[0047] 固溶V量とは、鋼に含有されるVのうち、炭窒化物として析出していないVの質量%であり、固溶Nb量とは、鋼材に含有されるNbのうち、炭窒化物として析出していないNbの質量%である。

[0048] 上述のとおり、Nb及びVを鋼に同時に添加することで、時効硬化処理の際にVと複合的に炭窒化物を形成させ、耐久比を高めることが可能である。時効硬化処理の際にVと複合的に炭窒化物を形成させるためには、時効硬化処理前の鋼においては、適正量の固溶Nb、固溶Vが存在する必要がある。

[0049] 具体的には、本発明の冷間鍛造用時効硬化鋼の成分は、式(1)で定義される f_{n1} が、0.03以上でなければならない。これは、時効硬化処理の際に、耐久比を高めるための適切な量のNbとVの複合炭窒化物を得るためである。なお、 f_{n1} の上限値は特に限定しないが、0.90以下としてよい。

[0050] $f_{n1} = [Nb] / [V] \quad \cdots \quad (1)$

ただし、[V]は固溶Vの質量%、[Nb]は固溶Nbの質量%を示す。

[0051] 固溶V量、固溶Nb量は、たとえば、以下の抽出残渣分析法により求められる。

[0052] 丸棒に成形された時効硬化鋼の半径×0.5の位置から、10mm×10mm×10mmの試料を切り出し、抽出残渣分析用試料とする。この試料を、10%AA系溶液（テトラメチルアンモニウムクロライド、アセチルアセトン、メタノールを1:10:100で混合した液体）中で定電流電気分解する。

[0053] この際、表面の付着物を除去するため、先ず、電流：1000mA、時間：28分の条件で予備電気分解を行った後、試料表面の付着物をアルコール中で超音波洗浄して試料から除去し、付着物を除去された試料の質量を測定し、次に行う電気分解前の試料の質量とする。

[0054] 次いで、電流：173mA、時間：142分、室温の条件で試料を電気分解する。電気分解した試料を取り出し、試料表面の付着物（残渣）をアルコ

ール中で超音波洗浄して試料から除去する。その後、電気分解後の溶液および超音波洗浄に用いた溶液を、メッシュサイズ $0.2\ \mu\text{m}$ のフィルターで吸引ろ過して残渣を採取する。付着物（残渣）を除去された試料の質量を測定し、電気分解前後の試料の質量の測定値の差から、「電気分解された試料の質量」を求める。

[0055] 上記のフィルター上に採取した残渣は、シャーレに移して乾燥させ、質量を測定した後、JIS G 1258に準拠し、ICP発光分析装置（高周波誘導結合プラズマ発光分光分析装置）によって分析し、「残渣中のVおよびNbの質量」を求める。

そして、上記のようにして求めた「残渣中のVおよびNbの質量」を、「電気分解された試料の質量」で除し、百分率表示したものが、「抽出残渣分析による固溶V量および固溶Nb量」である。

[0056] f_{n1} に関する前述の式（1）の導出の根拠を説明する。

[0057] 本発明者らは、C：0.02～0.13%、Si：0.01～0.50%、Mn：0.20～0.70%、P：0.020%以下（0%を含む）、S：0.005～0.020%、Al：0.005～0.050%、Cr：0.02～1.50%、V：0.02～0.50%、Nb：0.005～0.050%、及びN：0.003～0.030%を含有し、残部はFe及び不可避免的不純物である鋼について、A3点以下に30min～60min保持する試験を実施して様々な固溶V量および固溶Nb量を有する供試鋼を作製した。そして、上述の手法で固溶V量および固溶Nb量を測定するとともに、上記供試鋼に対して引張試験（JIS Z 2241準拠）、小野式回転曲げ試験（JIS Z 2274準拠）を実施し、耐久比を求めた。

[0058] 得られた結果から、供試鋼の固溶V量に対する固溶Nb量の割合を求め、耐久比との関係を調査した結果を図1に示す。

[0059] 図1より、供試鋼の固溶V量に対する固溶Nb量の割合を0.03以上にするこで、耐久比を0.60以上にすることができることが明らかとなった。式（1）で定義される f_{n1} の値が0.03未満では、複合炭窒化物を

析出しないため、耐久比向上の効果が得られない。そのため、 f_{n1} の値を0.03以上に限定する。

[0060] 本発明の冷間鍛造用時効硬化鋼のミクロ組織は、フェライトとパーライトの混合組織を主体としたものであり、かつフェライトの面積率が85%以上とする。パーライトの面積率は小さくともよく、0でもよい。なお、フェライトとパーライト以外の組織（残部組織）として、ベイナイトやマルテンサイトが生成される場合があるが、このような場合は、ベイナイトとマルテンサイトの合計の面積率が5%以下に制限する必要がある。

[0061] また、本発明の冷間鍛造用時効硬化鋼は、式（2）で定義される f_{n2} が13.5以下でなければならない。なお、 f_{n2} 値は低ければ低いほど望ましく、その下限値は特に限定しないが、各元素の含有量の上下限值から、0.80以上となる。

[0062] $f_{n2} = 125 \times C - 13 \times V - 4 \times N_b \quad \dots \quad (2)$

ただし、Cは鋼が含有するCの質量%、Vは鋼が含有するVの質量%、 N_b は鋼が含有する N_b の質量%を示す。

[0063] f_{n2} に関する前述の式（2）の導出の根拠を説明する。

[0064] 耐久比を向上させるためには、フェライトの面積率を85%以上とする必要がある。そして、さらに、フェライトを強化することが重要である。V及び N_b は、時効硬化処理中に炭窒化物を析出し、フェライトを強化する元素である。式（2）で定義される f_{n2} の値が13.6以上では、フェライトが十分に強化されない。また、フェライト面積率が85%以上とならない場合がある。そのため、0.60以上の耐久比を得ることができない。そのため、本発明で求める耐久比を得るために f_{n2} を13.5以下とする。

[0065] ベイナイト組織及びマルテンサイト組織はフェライト・パーライト組織と比較して冷間変形能に劣る組織であり、冷間鍛造時の割れの発生原因となる。よって、ベイナイト組織及びマルテンサイト組織は合計して、面積率で5%以下に制限しなければならない。冷間鍛造時の割れを抑制する観点から、ベイナイト組織、マルテンサイト組織はその生成量が0であっても構わない

。

[0066] 次に、本発明の冷間鍛造用時効硬化鋼の製造方法を説明する。

[0067] 本発明の冷間鍛造用時効硬化鋼を得るためには、例えば、前述の化学組成を有する鋳片または鋼片を被圧延材として、熱間圧延により圧延し、かつ、最終圧延工程における圧延を終了した後、室温まで冷却すればよい。

[0068] 鋳片又は鋼片を得る方法は特に限定されず、常法によればよい。熱間圧延は、式（１）にて規程した f_{n1} 値（ $[Nb] / [V]$ ）を得るために、最終圧延工程における圧延温度は 900°C 以上として実施する必要がある。

[0069] また、熱間圧延終了後に室温まで冷却する際に、上記規程のミクロ組織を得るために、マルテンサイト、ベイナイトが生成する様な大きな冷却速度でない方法、例えば放冷等により実施する必要がある。より具体的には、平均冷却速度を $0.6^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以下とする必要がある。

[0070] <時効硬化処理について>

本発明の時効硬化用鋼は、たとえば、機械構造部品を製造するために用いることができる。機械構造部品を製造する際には、本発明の時効硬化用鋼に、冷間鍛造、時効硬化処理を順に施し、その後、切削等の加工工程に供する。

[0071] 冷間鍛造に続く時効硬化処理後の硬化をなるべく抑制しつつ、高い疲労強度を有する部品を得るためには、所望の部品形状を得るための冷間鍛造を実施したのち、例えば $200^{\circ}\text{C} \sim A_c3$ 点以下の温度域に、 30min 以上の再加熱（時効硬化処理）を実施すればよい。

[0072] 加熱温度が 200°C 未満では、炭窒化物の析出が起こらないため、高い耐久比が得られないおそれがある。また A_c3 点を超えて加熱すると、析出物の粗大化により高い耐久比が得られないばかりか、オーステナイトに変態するため、熱処理ひずみが避けられない。

[0073] 加熱時間が 30min 未満では、炭窒化物の析出が起こらず、高い耐久比が得られないおそれがある。また加熱時間が長くなっても、同様の効果は得られるが、長くなりすぎると製造コストを高めるため、望ましくは 180m

i n 以下である。

[0074] なお、A c 3 点は、以下の式にて算出できる。

[0075]
$$A c 3 (^\circ C) = -230.5 \times C + 31.6 \times Si - 20.4 \times Mn - 39.8 \times Cu - 18.1 \times Ni - 14.8 \times Cr + 16.8 \times Mo + 912$$
式中の元素記号は、鋼中の元素の含有量（質量％）を示す。

[0076] 以上、本発明に係る時効硬化用鋼について説明した。本発明の時効硬化用鋼の形状は特に問わない、鋼板、鋼管、条鋼（形鋼、棒鋼、線材、軌条等）等、いかなる形状にも適用できる。

実施例

[0077] 以下、実施例により本発明をさらに詳しく説明する。以下の実施例は、本発明の一例を具体的に示すものであり、本発明は以下の実施例で用いた条件に限定されるものではない。なお、表中において、下線を付した値は、その値が本発明外であることを示す。

[0078] 表 1 に示す化学組成を有する鋼 A ～ P を真空溶解にて 150 kg インゴットに溶製し、1200℃加熱後、1000℃仕上げでφ42の丸棒に鍛伸成形（熱間鍛造）し、大気中で冷却した。なお、後述する試験番号 17 は、1050℃加熱して鍛伸を開始し、780℃仕上げとした。

[0079] 上記の鋼 A ～ P のうち、鋼 A ～ J は化学組成が本発明で規定する範囲内にある鋼である。一方、鋼 K ～ P は化学組成が本発明で規定する範囲から外れた比較例の鋼である。

[0080] 表 2 に、熱間鍛造後の鋼の硬さ、組織、固溶 V 量、固溶 Nb 量、f n 1、f n 2 を示す。表 2 の「ミクロ組織」における「F」はフェライト、「P」はパーライト、「B」はベイナイト、「M」はマルテンサイトを示す。また、表 2 中の「B，M 面積率」とは、ベイナイトとマルテンサイトの合計の面積率を示す。

[0081]

[表1]

区分	鋼	化学組成 (質量%)										残部 : F e および不純物					Ac3 (°C)
		C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	V	Nb	N	Cu	Ni	Mo			
実施例	A	0.07	0.19	0.36	0.014	0.005	0.030	0.07	0.18	0.025	0.005	0.00	0.00	0.00	893		
	B	0.13	0.05	0.40	0.008	0.009	0.031	1.10	0.20	0.040	0.005	0.00	0.00	0.00	866		
	C	0.02	0.03	0.42	0.009	0.018	0.024	0.11	0.10	0.010	0.004	0.00	0.00	0.10	898		
	D	0.06	0.04	0.47	0.009	0.010	0.027	0.23	0.50	0.020	0.004	0.00	0.00	0.00	886		
	E	0.11	0.10	0.43	0.008	0.010	0.025	0.07	0.02	0.036	0.010	0.00	0.00	0.00	880		
	F	0.05	0.06	0.41	0.010	0.009	0.030	0.08	0.23	0.050	0.005	0.00	0.00	0.01	893		
	G	0.10	0.06	0.32	0.008	0.007	0.019	0.09	0.16	0.005	0.004	0.06	0.08	0.00	883		
	H	0.09	0.40	0.32	0.008	0.007	0.019	0.09	0.16	0.030	0.004	0.00	0.01	0.00	896		
	I	0.04	0.25	0.38	0.009	0.010	0.025	0.21	0.09	0.020	0.004	0.00	0.00	0.00	900		
	J	0.03	0.35	0.55	0.008	0.007	0.019	0.09	0.18	0.028	0.004	0.00	0.00	0.00	904		
比較例	K	0.24	0.22	0.56	0.012	0.006	0.036	0.06	0.08	0.010	0.004	0.00	0.00	0.00	851		
	L	0.01	0.03	0.37	0.008	0.018	0.043	0.06	0.06	0.009	0.005	0.00	0.00	0.00	902		
	M	0.11	0.20	0.69	0.017	0.020	0.011	0.08	0.00	0.020	0.017	0.00	0.00	0.00	878		
	N	0.13	0.21	0.37	0.008	0.018	0.043	0.06	0.01	0.010	0.005	0.00	0.00	0.00	880		
	O	0.06	0.10	0.66	0.009	0.010	0.025	0.21	0.20	0.000	0.004	0.00	0.00	0.00	885		
	P	0.07	0.20	0.50	0.010	0.009	0.030	0.50	0.15	0.003	0.002	0.00	0.00	0.00	885		

[0082]

[表2]

区分	試験 番号	鋼	熱間鍛造		熱間鍛造後									
			加熱温度 (°C)	仕上温度 (°C)	硬さ (Hv)	F面積率 (%)	P面積率 (%)	B、M面積率 (%)	[V]	[Nb]	[V]/V	[Nb]/Nb	fn1	fn2
実施例	1	A	1200	1000	114	94	6	0	0.135	0.012	0.75	0.48	0.09	6.3
	2	B	1200	1000	156	87	9	4	0.152	0.012	0.76	0.30	0.08	13.5
	3	C	1200	1000	84	98	2	0	0.080	0.007	0.80	0.70	0.09	1.2
	4	D	1200	1000	163	96	4	0	0.320	0.010	0.64	0.50	0.03	0.9
	5	E	1200	1000	109	88	12	0	0.010	0.012	0.50	0.33	1.20	13.3
	6	F	1200	1000	107	95	5	0	0.150	0.024	0.65	0.48	0.16	3.1
	7	G	1200	1000	105	91	9	0	0.098	0.003	0.61	0.60	0.03	10.4
	8	H	1200	1000	120	92	8	0	0.106	0.016	0.66	0.53	0.15	9.1
	9	I	1200	1000	101	96	4	0	0.063	0.012	0.70	0.60	0.19	3.8
	10	J	1200	1000	103	97	3	0	0.130	0.018	0.72	0.64	0.14	1.3
比較例	11	K	1200	1000	187	70	30	0	0.050	0.004	0.63	0.40	0.08	28.9
	12	L	1200	1000	74	98	2	0	0.048	0.006	0.80	0.67	0.13	0.4
	13	M	1200	1000	100	80	20	0	0.000	0.011	—	0.55	∞	13.7
	14	N	1200	1000	111	84	16	0	0.005	0.004	0.50	0.40	0.80	16.1
	15	O	1200	1000	99	94	6	0	0.126	0.000	0.63	—	0.00	4.9
	16	P	1200	1000	103	92	8	0	0.090	0.001	0.60	0.33	0.01	6.8
	17	A	1050	780	170	93	7	0	0.054	0.002	0.30	0.08	0.04	6.3

[0083] 前記の丸棒鍛伸材からφ14×21mm（φは直径を表す。以下同じ。）

の円柱状試験片を切りだし、冷間プレスによる圧縮試験を行い、冷間鍛造性

評価を実施した。

- [0084] 評価項目は、加工率（ $(1 - \text{加工後高さ} / \text{加工前高さ}) \times 100$ ）が70%の時のき裂（70%加工時のき裂）発生の有無、及び加工率50%時の鍛造荷重（50%加工時の荷重，（ton））とした。き裂は、5倍の拡大鏡を用いて観察し、5本の試験片において長さ0.5mm以上のき裂が観察されない場合に、き裂なしと判定した。鍛造荷重については、20ton以下を、十分低く良好であると判定した。
- [0085] さらに、前記の $\phi 42$ mm丸棒鍛伸材を、その横断面を観察するように樹脂に埋め込んだ後、研磨し、ナイタールで腐食してミクロ組織を観察するとともに、9.8Nの荷重でビッカース硬さを測定した。ミクロ組織観察、ビッカース硬さは、いずれも丸棒鍛伸材の中心付近で実施した。ビッカース硬さは3点平均を測定値とした。
- [0086] 続いて、前記の丸棒鍛伸材を $\phi 36$ mmにピーリング加工後、75%の冷間鍛造を模擬した $\phi 18$ mmへの引抜加工を実施し、600℃に加熱して60min保持（時効硬化処理）後、大気冷却して、引張試験、小野式回転曲げ試験片を採取し、それぞれの試験に供した。
- [0087] さらに、前記の $\phi 42$ mm丸棒鍛伸材より10mm³の抽出残渣試験片を切りだし、前述の抽出残渣分析法によって固溶V量、固溶Nb量を測定した。
- [0088] 表3に、鋼材A～Qを用いた試験番号1～17の冷間鍛造性評価における加工率70%時のき裂有無、加工率50%時の鍛造荷重、 $\phi 18$ mm引抜後に600℃にて60min保持後の引張強度、疲労強度、耐久比（疲労強度／引張強度）を示す。耐久比については0.600以上である場合に、良好と判定し、引張強度については400MPa以上、疲労強度については250MPa以上である場合に良好と判定した。表3中の下線は、良好と判定されなかったことを意味する。
- [0089] なお、耐久比、疲労強度、50%加工時の鍛造荷重の全てが良好であったものを「冷鍛性×疲労強度」が良好であると判定し、本発明の効果を享受できているものと評価した。

[0090] [表3]

区分	試験 番号	鋼	冷間鍛造性		引抜後、600°C60min保持				冷鍛性 × 疲労強度
			70%加工時の き裂	50%加工時の 荷重 (ton)	硬さ (Hv)	引張強度 (MPa)	疲労強度 (MPa)	耐久比	
実施例	1	A	無し	12.5	189	586	390	0.666	○
	2	B	無し	17.2	254	813	600	0.738	○
	3	C	無し	9.2	132	407	290	0.713	○
	4	D	無し	17.9	268	871	580	0.666	○
	5	E	無し	12.0	151	423	270	0.638	○
	6	F	無し	11.8	198	614	420	0.684	○
	7	G	無し	11.6	200	624	410	0.657	○
	8	H	無し	13.2	213	667	440	0.660	○
	9	I	無し	11.1	163	505	330	0.653	○
	10	J	無し	11.3	185	579	380	0.656	○
比較例	11	K	有り	24.3	223	669	400	0.598	×
	12	L	無し	8.1	94	310	200	0.645	×
	13	M	無し	11.0	110	374	200	0.535	×
	14	N	無し	12.2	123	498	270	0.542	×
	15	O	無し	10.9	164	525	300	0.571	×
	16	P	無し	11.3	160	512	300	0.586	×
	17	A	無し	19.1	160	500	280	0.560	×

[0091] 表3から、本発明で規定する化学組成とミクロ組織の条件を満たす試験番号1～10の棒鋼の場合、「冷鍛性×疲労強度」の評価は「○」、すなわち、目標とする70%加工においてき裂がなく、50%加工において鍛造荷重は20ton以下であり、所望の冷間鍛造性が得られた。さらに、鍛造後の時効硬化処理により、耐久比が0.60以上となり、硬さを抑えて、高い疲

劣強度が得られた。

- [0092] これに対して、本発明で規定する化学組成とミクロ組織の条件の少なくともいずれかから外れた試験番号 11～17 の棒鋼の場合、「冷鍛性×疲労強度」の評価は「×」であって、所望の冷間鍛造性もしくは疲労強度が得られていない。
- [0093] 試験番号 11 の場合、C の含有量が本発明で規定する範囲を超えているため、冷間鍛造時の荷重が高く、またき裂も認められ、求める冷間鍛造性が得られていない。また、フェライトの面積率が低く、さらに、 $f_n 2$ の値が本発明で規定する値を上回っているため、求める耐久比が得られていない。
- [0094] 試験番号 12 の場合、C の含有量が本発明で規定する範囲を下回っているため、冷間鍛造時の鍛造性は満足するものの、時効硬化処理後の引張強度、疲労強度が低く、求める性能が得られていない。
- [0095] 試験番号 13 の場合、V が添加されていないため、フェライトが強化されず、また、フェライトの面積率が低く、さらに、 $f_n 2$ の値が本発明で規定する値を上回っているため、求める耐久比が得られていない。
- [0096] 試験番号 14 の場合、V の添加量が本発明で規定する範囲を下回っているため、フェライトが十分に強化されず、また、フェライトの面積率が低く、さらに、 $f_n 2$ の値が本発明で規定する値を上回っているため、求める耐久比が得られていない。
- [0097] 試験番号 15 の場合、Nb が添加されていないため、フェライトが強化されず、求める耐久比が得られていない。
- [0098] 試験番号 16 の場合、Nb の添加量が本発明で規定する範囲を下回っているため、フェライトが十分に強化されず、また $f_n 1$ の値が本発明で規定する値を上回っているため、求める耐久比が得られていない。
- [0099] 試験番号 17 の場合、固溶 Nb の含有量と固溶 V の含有量が本発明で規定する値を下回っているため、フェライトが十分に強化されず、求める耐久比が得られていない。

産業上の利用可能性

[0100] 本発明の冷間鍛造用時効硬化用は、高い疲労強度が確保でき、冷間鍛造性に優れるので、これまで「熱間鍛造一切削」工程で製造していた自動車用部品、産業機械用部品、建設機械用部品など機械構造部品のニアネットシェイプ化に貢献できる。

請求の範囲

[請求項1]

化学組成が、質量%で、

C : 0.02~0.13%、

Si : 0.01~0.50%、

Mn : 0.20~0.70%、

P : 0.020%以下(0%を含む)、

S : 0.005~0.020%、

Al : 0.005~0.050%、

Cr : 0.02~1.50%、

V : 0.02~0.50%、

Nb : 0.005~0.050%、及び

N : 0.003~0.030%

を含有し、残部はFe及び不可避免の不純物であり、

固溶Nbの含有量(質量%)が上記Nbの総含有量に対して25%以上、

固溶Vの含有量(質量%)が上記Vの総含有量に対して50%以上、

下記式(1)で表される f_{n1} が0.03以上、下記式(2)で表される f_{n2} が13.5以下であって、

金属組織が、面積率で、

フェライト：85%以上、

ベイナイトとマルテンサイトの合計：5%以下(0%を含む)

を含む

ことを特徴とする冷間鍛造用時効硬化用鋼。

$$f_{n1} = [Nb] / [V] \quad \cdots \quad (1)$$

$$f_{n2} = 125 \times C - 13 \times V - 4 \times Nb \quad \cdots \quad (2)$$

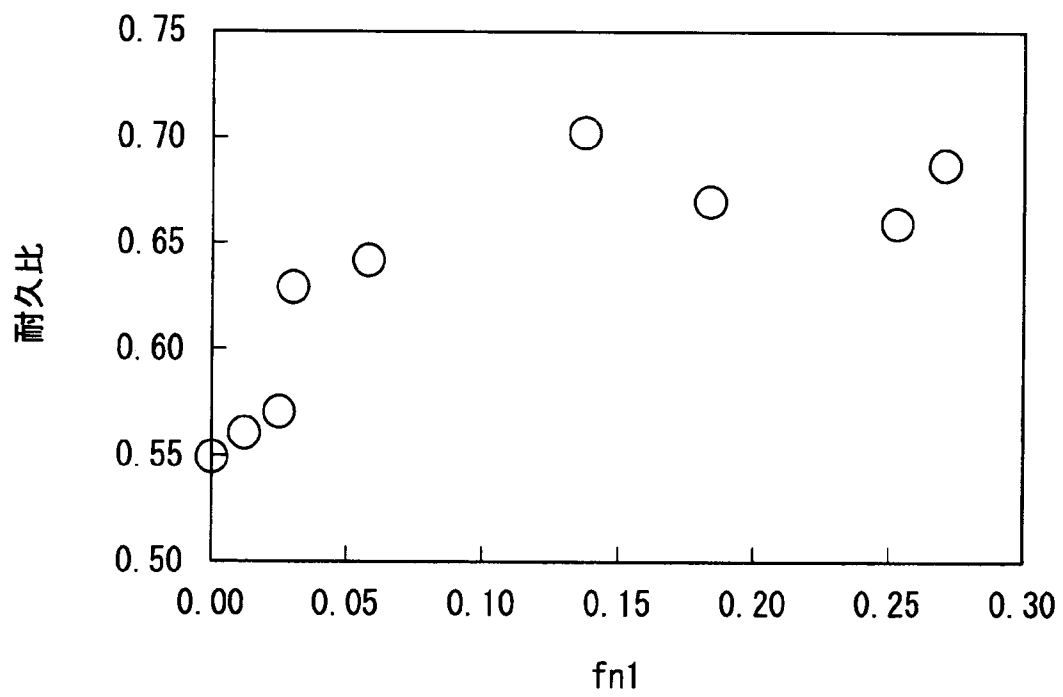
式(1)と式(2)において、[V]は固溶Vの質量%、[Nb]は固溶Nbの質量%、Cは鋼が含有するCの質量%、Vは鋼が含有す

る V の質量％、Nb は鋼が含有する Nb の質量％を示す。

[請求項2] さらに、前記化学組成が、Fe の一部に代えて、Cu : 0.20% 以下、Ni : 0.20% 以下及び Mo : 0.20% 以下のうちの 1 種以上を含有することを特徴とする請求項 1 に記載の冷間鍛造用時効硬化用鋼。

[図1]

図1



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2016/060524

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C22C38/26(2006.01)i, C22C38/48(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)

C22C38/00, C22C38/26, C22C38/48

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2016
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2016	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2016

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.
A	JP 2008-127596 A (Kobe Steel, Ltd.), 05 June 2008 (05.06.2008), (Family: none)	1-2
A	JP 2011-241441 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 01 December 2011 (01.12.2011), & WO 2011/145612 A1	1-2
A	JP 2012-87361 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 10 May 2012 (10.05.2012), & US 2013/0273393 A1 & WO 2012/053541 A1 & CN 103180476 A	1-2

☒ 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
13 June 2016 (13.06.16)

Date of mailing of the international search report
21 June 2016 (21.06.16)

Name and mailing address of the ISA/
Japan Patent Office
3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku,
Tokyo 100-8915, Japan

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2016/060524

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2012-136730 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 19 July 2012 (19.07.2012), (Family: none)	1-2

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, C22C38/26(2006.01)i, C22C38/48(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, C22C38/26, C22C38/48

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	1971-2016年
日本国実用新案登録公報	1996-2016年
日本国登録実用新案公報	1994-2016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
A	JP 2008-127596 A（株式会社神戸製鋼所）2008.06.05,（ファミリーなし）	1-2
A	JP 2011-241441 A（住友金属工業株式会社）2011.12.01, & WO 2011/145612 A1	1-2
A	JP 2012-87361 A（住友金属工業株式会社）2012.05.10, & US 2013/0273393 A1 & WO 2012/053541 A1 & CN 103180476 A	1-2

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

13.06.2016

国際調査報告の発送日

21.06.2016

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（ISA/J P）

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）

岸 智之

4 K

4427

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) . 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
A	JP 2012-136730 A (住友金属工業株式会社) 2012.07.19, (ファミリーなし)	1-2