

(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
2020年1月2日(02.01.2020)



(10) 国際公開番号

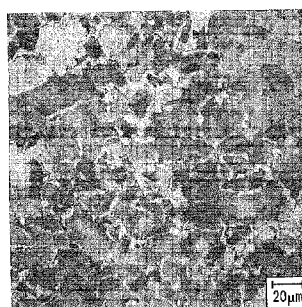
WO 2020/004060 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/60* (2006.01)
C21D 8/00 (2006.01) *F16C 3/06* (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2019/023491
- (22) 国際出願日: 2019年6月13日(13.06.2019)
- (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 2018-123664 2018年6月28日(28.06.2018) JP
- (71) 出願人: 日本製鉄株式会社 (NIPPON STEEL 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: 久保田 学 (KUBOTA, Manabu); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 前島 健人 (MAEJIMA, Taketo); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 上羽 秀敏, 外 (UEBA, Hidetoshi et al.); 〒5300003 大阪府大阪市北区堂島1丁目1番5号 ザイマックス梅田新道ビル インテリクス国際特許事務所 Osaka (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,

(54) **Title:** INDUCTION HARDENED CRANKSHAFT AND METHOD FOR PRODUCING MATERIAL FOR INDUCTION HARDENED CRANKSHAFT

(54) 発明の名称: 高周波焼入れクランクシャフト及び高周波焼入れクランクシャフト用素形材の製造方法

Fig. 4C



0.5C-0.02Nb
1000°C加工 AA
700°C保定 BB
(No. 9)
F_α 19%
HV 278

AA 1000°C Processing
BB 700°C Retention

(57) **Abstract:** Provided is an induction hardened crankshaft having an excellent balance of fatigue strength, machinability, and quenching crack resistance. The induction hardened crankshaft has a chemical composition containing, in mass%, 0.30-0.60% of C, 0.01-1.50% of Si, 0.4-2.0% of Mn, 0.01-0.50% of Cr, 0.001-0.06% of Al, 0.001-0.02% of N, 0.03% or less of P, 0.005-0.20% of S, and 0.005-0.060% of Nb, with the remainder comprising Fe and impurities, wherein the microstructure of non-induction hardened portions is mainly composed of ferrite/pearlite, the fraction of ferrite, F_α, satisfies expression (1) below, the microstructure of induction hardened portions is mainly composed of martensite or annealed martensite, and the grain size of prior austenite is 30 μm or less. (1): $F_{\alpha} \geq -150 \times [C\%] + 84$, wherein [C%] is the content (in mass%) of C in the induction hardened crankshaft.

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：疲労強度、被削性、及び耐焼割れ性のバランスに優れた高周波焼入れクランクシャフトを提供する。高周波焼入れクランクシャフトは、化学組成が、質量％で、C：0.30～0.60％、Si：0.01～1.50％、Mn：0.4～2.0％、Cr：0.01～0.50％、Al：0.001～0.06％、N：0.001～0.02％、P：0.03％以下、S：0.005～0.20％、Nb：0.005～0.060％、残部：Fe及び不純物であり、非高周波焼入れ部の組織が、フェライト・パーライトを主体とする組織からなり、かつフェライト分率 F_{α} が下記の式（1）を満たし、高周波焼入れ部の組織が、マルテンサイト又は焼戻しマルテンサイトを主体とする組織からなり、かつ旧オーステナイト粒径が30 μ m以下である。 $F_{\alpha} \geq -150 \times [C\%] + 84$ （1）
[C％]には、高周波焼入れクランクシャフトのC含有量が質量％で代入される。

明 細 書

発明の名称：

高周波焼入れクランクシャフト及び高周波焼入れクランクシャフト用素形材の製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、高周波焼入れクランクシャフト及び高周波焼入れクランクシャフト用素形材の製造方法に関する。

背景技術

[0002] クランクシャフトは、鋼材を熱間鍛造によって素形材にした後、切削、研削や孔開け等の機械加工を施し、さらに必要に応じて高周波焼入れ等の表面硬化処理を施して製造される。

[0003] 以下、高周波焼入れによる表面硬化処理がされたクランクシャフトを「高周波焼入れクランクシャフト」と呼び、高周波焼入れクランクシャフトに用いられるクランクシャフトの素形材を「高周波焼入れクランクシャフト用素形材」と呼ぶ。

[0004] 高周波焼入れクランクシャフトの疲労強度を向上させるためには、高周波焼入れされている部分（以下「高周波焼入れ部」という。）だけではなく、高周波焼入れされていない部分（以下「非高周波焼入れ部」という。）の硬さも向上させる必要がある。高周波焼入れ部及び非高周波焼入れ部の両方の硬さを向上させるためには、鋼材のC含有量を高くすることが有効である。しかし、C含有量を高くすると、被削性が低下する、焼割れが発生しやすくなる、といった問題がある。

[0005] C含有量の増加によらずに硬さを向上させる方法として、鋼材にVを添加し、VCによる析出強化を利用する方法が知られている。しかし、Vは比較的高価な元素であり価格変動のリスクも大きいため、商業的な観点からはVを用いないことが好ましい。

[0006] 特許第4699341号公報及び特許第4699342号公報には、Nb

、Ti、及びVの超微細析出物（粒径15nm以下）を析出させることで、鋼部品の引張強度及び疲労限度比を向上できることが記載されている。

[0007] この超微細析出物を生成させる方法として、前掲特許第4699341号公報には、熱間鍛造後、650℃までの範囲を60℃/分以上の平均冷却速度で冷却し、650℃から500℃までの範囲を10℃/分以下の平均冷却速度で冷却することが記載されている。同様に、前掲特許第4699342号公報には、熱間圧延後650℃までの範囲を120℃/分以上の平均冷却速度で冷却し、650℃から500℃までの範囲を60℃/分以下の平均冷却速度で冷却することが記載されている。

発明の開示

[0008] 特許第4699341号公報及び特許第4699342号公報は、非調質鋼部品に関するものであり、耐焼割れ性は考慮されていない。

[0009] 本発明の目的は、疲労強度、被削性、及び耐焼割れ性のバランスに優れた高周波焼入れクランクシャフトを提供することである。本発明の他の目的は、疲労強度、被削性、及び高周波焼入れがされたときの耐焼割れ性のバランスに優れた高周波焼入れクランクシャフト用素形材の製造方法を提供することである。

[0010] 本発明の一実施形態による高周波焼入れクランクシャフトは、非高周波焼入れ部と高周波焼入れ部とを有する高周波焼入れクランクシャフトであって、化学組成が、質量%で、C：0.30～0.60%、Si：0.01～1.50%、Mn：0.4～2.0%、Cr：0.01～0.50%、Al：0.001～0.06%、N：0.001～0.02%、P：0.03%以下、S：0.005～0.20%、Nb：0.005～0.060%、残部：Fe及び不純物であり、前記非高周波焼入れ部の組織が、フェライト・パーライトを主体とする組織からなり、かつフェライト分率 F_{α} が下記の式（1）を満たし、前記高周波焼入れ部の組織が、マルテンサイト又は焼戻しマルテンサイトを主体とする組織からなり、かつ旧オーステナイト粒径が30 μ m以下である。

$$F \alpha \geq -150 \times [C\%] + 84 \quad (1)$$

[C%] には、高周波焼入れクランクシャフトのC含有量が質量%で代入される。

[0011] 本発明の一実施形態による高周波焼入れクランクシャフト用素形材の製造方法は、化学組成が、質量%で、C：0.30～0.60%、Si：0.01～1.50%、Mn：0.4～2.0%、Cr：0.01～0.50%、Al：0.001～0.06%、N：0.001～0.02%、P：0.03%以下、S：0.005～0.20%、Nb：0.005～0.060%、残部：Fe及び不純物である鋼材を準備する工程と、仕上鍛造直前の温度が800℃超1100℃未満となるように前記鋼材を熱間鍛造する工程と、前記熱間鍛造後、800～650℃の温度域の平均冷却速度が0.07℃/秒以下になるように前記鋼材を冷却する工程とを備える。

[0012] 本発明によれば、疲労強度、被削性、及び耐焼割れ性に優れた高周波焼入れクランクシャフトが得られる。

図面の簡単な説明

[0013] [図1]図1は、本発明の一実施形態による高周波焼入れクランクシャフト用素形材の製造方法のフロー図である。

[図2]図2は、加工フォーマスターによる熱間鍛造模擬実験のヒートパターンである。

[図3]図3は、加工フォーマスターによる熱間鍛造模擬実験の他のヒートパターンである。

[図4A]図4Aは、組織観察試験の試験片のミクロ組織である。

[図4B]図4Bは、組織観察試験の試験片のミクロ組織である。

[図4C]図4Cは、組織観察試験の試験片のミクロ組織である。

[図5A]図5Aは、組織観察試験の試験片のミクロ組織である。

[図5B]図5Bは、組織観察試験の試験片のミクロ組織である。

[図5C]図5Cは、組織観察試験の試験片のミクロ組織である。

[図6A]図6Aは、鋼種Cにおける、仕上鍛造温度とフェライト分率との関係

を示すグラフである。

[図6B]図6Bは、鋼種Dにおける、仕上鍛造温度とフェライト分率との関係を示すグラフである。

[図6C]図6Cは、鋼種Eにおける、仕上鍛造温度とフェライト分率との関係を示すグラフである。

[図7A]図7Aは、鋼種Cにおける、仕上鍛造温度とビッカース硬さとの関係を示すグラフである。

[図7B]図7Bは、鋼種Dにおける、仕上鍛造温度とビッカース硬さとの関係を示すグラフである。

[図7C]図7Cは、鋼種Eにおける、仕上鍛造温度とビッカース硬さとの関係を示すグラフである。

[図8]図8は、ビッカース硬さと耐久比との関係を示すグラフである。

[図9A]図9Aは、鋼種Cを1100℃で熱間鍛造した試験片の高周波焼入れ模擬熱処理後のミクロ組織である。

[図9B]図9Bは、鋼種Cを1000℃で熱間鍛造した試験片の高周波焼入れ模擬熱処理後のミクロ組織である。

[図9C]図9Cは、鋼種Cを900℃で熱間鍛造した試験片の高周波焼入れ模擬熱処理後のミクロ組織である。

[図9D]図9Dは、鋼種Cを800℃で熱間鍛造した試験片の高周波焼入れ模擬熱処理後のミクロ組織である。

[図10A]図10Aは、鋼種Dを1100℃で熱間鍛造した試験片の高周波焼入れ模擬熱処理後のミクロ組織である。

[図10B]図10Bは、鋼種Dを1000℃で熱間鍛造した試験片の高周波焼入れ模擬熱処理後のミクロ組織である。

[図10C]図10Cは、鋼種Dを900℃で熱間鍛造した試験片の高周波焼入れ模擬熱処理後のミクロ組織である。

[図10D]図10Dは、鋼種Dを800℃で熱間鍛造した試験片の高周波焼入れ模擬熱処理後のミクロ組織である。

[図11A]図11Aは、鋼種Eを1100℃で熱間鍛造した試験片の高周波焼入れ模擬熱処理後のミクロ組織である。

[図11B]図11Bは、鋼種Eを1000℃で熱間鍛造した試験片の高周波焼入れ模擬熱処理後のミクロ組織である。

[図11C]図11Cは、鋼種Eを900℃で熱間鍛造した試験片の高周波焼入れ模擬熱処理後のミクロ組織である。

[図11D]図11Dは、鋼種Eを800℃で熱間鍛造した試験片の高周波焼入れ模擬熱処理後のミクロ組織である。

発明を実施するための形態

[0014] 本発明者らは、高周波焼入れクランクシャフトの疲労強度、被削性、及び耐焼割れ性を改善する手段を検討し、以下の知見を得た。

[0015] 高周波焼入れクランクシャフトは、高周波焼入れ部と非高周波焼入れ部（母材）とを有している。高周波焼入れ部はマルテンサイト又は焼戻しマルテンサイトを主体とする組織からなり、非高周波焼入れ部はフェライト・パーライトを主体とする組織からなる。

[0016] 高C化で被削性が低下するのは、高C化で硬さが向上することに加えて、フェライト・パーライト中のフェライト分率が低下することにも起因する。一方、C含有量が同じ鋼材間で比較した場合、フェライト分率を高くしても、疲労強度は同等かむしろ向上するという報告がある（中名悟ほか、「被削性に優れた高強度高周波焼入れ用鋼」、Sanyo Technical Report Vol. 11 (2004) No.1, pp57-60)。これは、フェライト分率が高くなることで、実質的に結晶粒が微細化されるためと考えられる。

[0017] したがって、C含有量が同等の場合における通常のフェライト・パーライトと比較してフェライト分率を高くすれば、被削性及び疲労強度の両方を向上させることができる。具体的には、フェライト分率 F_{α} が下記の式（1）を満たせば、疲労強度及び被削性のバランスに優れた鋼材が得られる。

$$F_{\alpha} \geq -150 \times [C\%] + 84 \quad (1)$$

[C%] には、高周波焼入れクランクシャフトのC含有量が質量%で代入

される。

- [0018] 熱間鍛造工程の仕上鍛造温度を低温化することで、フェライト分率を高くできることが報告されている（藤原正尚ほか、「加工熱処理を用いた材質制御鍛造技術」、大同特殊鋼技報、第82巻第2号（2011）、pp.157-163）。しかし、鍛造温度を低温化すると、金型の寿命が顕著に低下する。生産性の観点からは、鍛造温度を過度に低温下せず、フェライト分率を高くできることが好ましい。
- [0019] 本発明者らは、鋼材に適量のNbを含有させることで、鍛造温度を過度に低温下しなくても、フェライト分率を高くできることを見出した。これは、以下の機構によるものと考えられる。
- [0020] 熱間鍛造によって加工を受けたオーステナイト粒（以下「 γ 粒」という。）は、加工によって導入された歪みを解放するために再結晶を起こす。このとき、 γ 粒内に析出したNb（C，N）によって、再結晶後の γ 粒の粒成長が抑制される。これによって、 γ 粒を微細化することができる。 γ 粒が微細化することで、フェライトの核生成サイトとなる単位面積あたりの結晶粒界が増加し、フェライト分率が増加する。
- [0021] Nbは、高周波焼入れ後の組織の微細化にも寄与する。すなわち、適量のNbを含有させることで、高周波焼入れ部の組織も微細化することができる。これによって、高周波焼入れ部の疲労強度及び耐焼割れ性も向上させることができる。
- [0022] 本発明者らはさらに、熱間鍛造後、800～650℃の温度域の平均冷却速度を0.07℃/秒以下にすることで、フェライト分率をさらに高くできることを見出した。
- [0023] 本発明は、以上の知見に基づいて完成された。以下、本発明の一実施形態による高周波焼入れクランクシャフト及び高周波焼入れクランクシャフト用素形材の製造方法について詳述する。
- [0024] [高周波焼入れクランクシャフト]
[化学組成]

本実施形態による高周波焼入れクランクシャフトは、以下に説明する化学組成を有する。以下の説明において、元素の含有量の「%」は、質量%を意味する。

[0025] C : 0.30~0.60%

炭素 (C) は、高周波焼入れ部及び非高周波焼入れ部の硬さを向上させ、疲労強度の向上に寄与する。一方、C含有量が高すぎると、耐焼割れ性及び被削性が低下する。したがって、C含有量は0.30~0.60%である。C含有量の下限は、好ましくは0.35%であり、さらに好ましくは0.37%である。C含有量の上限は、好ましくは0.55%であり、さらに好ましくは0.51%である。

[0026] Si : 0.01~1.50%

シリコン (Si) は、脱酸作用及びフェライトを強化する作用を有する。一方、Si含有量が高すぎると、被削性が低下する。したがって、Si含有量は0.01~1.50%である。Si含有量の下限は、好ましくは0.05%であり、さらに好ましくは0.40%である。Si含有量の上限は、好ましくは1.00%であり、さらに好ましくは0.60%である。

[0027] Mn : 0.4~2.0%

マンガン (Mn) は、鋼の焼入れ性を高め、高周波焼入れ部の硬さの向上に寄与する。一方、Mn含有量が高すぎると、熱間鍛造後の冷却過程においてベイナイトが生成し、被削性が低下する。したがって、Mn含有量は0.4~2.0%である。Mn含有量の下限は、好ましくは1.0%であり、さらに好ましくは1.2%である。Mn含有量の上限は、好ましくは1.8%であり、さらに好ましくは1.6%である。

[0028] Cr : 0.01~0.50%

クロム (Cr) は、鋼の焼入れ性を高め、高周波焼入れ部の硬さの向上に寄与する。一方、Cr含有量が高すぎると、熱間鍛造後の冷却過程においてベイナイトが生成し、被削性が低下する。したがって、Cr含有量は0.01~0.50%である。Cr含有量の下限は、好ましくは0.05%であり

、さらに好ましくは0.10%である。Cr含有量の上限は、好ましくは0.30%であり、さらに好ましくは0.20%である。

[0029] Al : 0.001~0.06%

アルミニウム (Al) は、脱酸作用を有する。一方、Al含有量が高すぎると、アルミナ系介在物の生成量が過大となり、被削性が低下する。したがって、Al含有量は0.001~0.06%である。Al含有量の下限は、好ましくは0.002%である。Al含有量の上限は、好ましくは0.05%であり、さらに好ましくは0.04%である。

[0030] N : 0.001~0.02%

窒素 (N) は、窒化物や炭窒化物を形成し、結晶粒の微細化に寄与する。一方、N含有量が高すぎると、鋼の熱間延性が低下する。したがって、N含有量は0.001~0.02%である。N含有量の下限は、好ましくは0.002%である。N含有量の上限は、好ましくは0.015%であり、さらに好ましくは0.01%である。

[0031] P : 0.03%以下

リン (P) は、不純物である。Pは、鋼の耐焼割れ性を低下させる。したがって、P含有量は0.03%以下である。P含有量は、好ましくは0.025%以下であり、さらに好ましくは0.02%以下である。

[0032] S : 0.005~0.20%

硫黄 (S) は、MnSを形成し、鋼の被削性を高める。一方、S含有量が高すぎると、鋼の熱間加工性が低下する。したがって、S含有量は0.005~0.20%である。S含有量の下限は、好ましくは0.010%であり、さらに好ましくは0.030%である。S含有量の上限は、好ましくは0.15%であり、さらに好ましくは0.10%である。

[0033] Nb : 0.005~0.060%

ニオブ (Nb) は、Nb (C, N) を形成して γ 粒を微細化する。これによって、フェライトの核生成サイトとなる単位面積当たりの粒界が増加し、フェライト分率が増加する。その結果、非高周波焼入れ部の疲労強度及び被

削性が向上する。Nbはまた、高周波焼入れ後の組織、すなわち高周波焼入れ部の組織の微細化にも寄与する。これによって、高周波焼入れ部の疲労強度及び耐焼割れ性が向上する。一方、Nb含有量を過剰に高くしても、熱間鍛造の加熱時にマトリックス中に固溶できないNbが粗大な未固溶NbCを形成するため、細粒化に寄与しない。また、過剰なNbの添加は鋳込み段階での割れの原因になる。したがって、Nb含有量は、0.005～0.060%である。Nb含有量の下限は、好ましくは0.008%であり、さらに好ましくは0.010%である。Nb含有量の上限は、好ましくは0.050%であり、さらに好ましくは0.030%である。

[0034] 本実施形態による高周波焼入れクランクシャフトの化学組成の残部は、Fe及び不純物である。ここでいう不純物は、鋼の原料として利用される鉱石やスクラップから混入する元素、あるいは製造過程の環境等から混入する元素をいう。

[0035] [組織]

本実施形態による高周波焼入れクランクシャフトは、高周波焼入れ部と、非高周波焼入れ部とを有している。

[0036] クランクシャフトの高周波焼入れは一般的に、クランクシャフトの表層部だけに施される。すなわち、クランクシャフトの芯部は通常、非焼入れ組織のままである。また、高周波焼入れのための加熱処理は、疲労強度や耐摩耗性が特に要求される箇所（ジャーナル部等）だけに施される場合があり、加熱処理がされていない箇所は表層部も非焼入れ組織のままである。本実施形態における「非高周波焼入れ部」は、これらの両方を意味するものとする。

[0037] 非高周波焼入れ部は、フェライト・パーライトを主体とする組織からなる。非高周波焼入れ部におけるフェライト・パーライトの面積率は、好ましくは90%以上であり、さらに好ましくは95%以上である。

[0038] 本実施形態による高周波焼入れクランクシャフトは、フェライト・パーライト中のフェライト分率 F_{α} が、下記の式(1)を満たす。

$$F_{\alpha} \geq -150 \times [C\%] + 84 \quad (1)$$

〔C%〕には、高周波焼入れクランクシャフトのC含有量が質量%で代入される。

[0039] フェライト分率は、次のように測定する。非高周波焼入れ部から、クランクシャフトの表面と垂直な方向を含む断面が観察面となるように試料を採取する。観察面を研磨し、エタノールと硝酸との混合溶液（ナイトール）を用いてエッチングする。光学顕微鏡（観察倍率100～200倍）を用いて、エッチングされた面におけるフェライトの面積率を、画像解析を用いて測定する。測定されたフェライトの面積率（%）をフェライト分率と定義する。

[0040] 高周波焼入れ部は、マルテンサイト又は焼戻しマルテンサイトを主体とする組織からなる。高周波焼入れ部におけるマルテンサイト又は焼戻しマルテンサイトの面積率は、好ましくは90%以上であり、さらに好ましくは95%以上である。

[0041] 本実施形態による高周波焼入れクランクシャフトは、マルテンサイト又は焼戻しマルテンサイトの旧オーステナイト粒径（以下「旧 γ 粒径」という。）が、 $30\mu\text{m}$ 以下である。旧 γ 粒径が $30\mu\text{m}$ 以下であれば、優れた疲労強度及び耐焼割れ性が得られる。旧 γ 粒径は、好ましくは $25\mu\text{m}$ 以下であり、さらに好ましくは $20\mu\text{m}$ 以下である。

[0042] 旧 γ 粒径は、次のように測定する。高周波焼入れ部から、クランクシャフトの表面と垂直な方向を含む断面が観察面となるように試料を採取する。観察面を研磨し、ピクリン酸飽和水溶液でエッチングして旧オーステナイト粒界を現出させる。切片法によって平均粒径を算出する。具体的には、全長 L の直線を引き、この直線を横切った結晶粒の数 n_L を求め、切片長さ（ L/n_L ）を求める。5本以上の直線について切片長さ（ L/n_L ）を求め、その算術平均を平均粒径とする。

[0043] 〔高周波焼入れクランクシャフトの製造方法〕

本実施形態による高周波焼入れクランクシャフトは、これに限定されないが、後述するクランクシャフトの素形材に切削、研削や孔開け等の機械加工を施した後、高周波焼入れを施すことで製造することができる。高周波焼入

れ後、必要に応じて焼戻しを施してもよい。

[0044] [高周波焼入れクランクシャフト用素形材の製造方法]

以下、本実施形態による高周波焼入れクランクシャフトに好適な高周波焼入れクランクシャフト用素形材の製造方法を説明する。

[0045] 図1は、本実施形態による高周波焼入れクランクシャフト用素形材の製造方法のフロー図である。この製造方法は、鋼材を準備する工程（ステップS1）、鋼材を熱間鍛造する工程（ステップS2）、及び熱間鍛造した鋼材を冷却する工程（ステップS3）を備えている。

[0046] まず、上述した化学組成の鋼材を準備する（ステップS1）。例えば、上述した化学組成を有する鋼を溶製し、連続鋳造又は分塊圧延を実施して鋼片にする。鋼片は、連続鋳造又は分塊圧延に加えて、熱間加工や冷間加工、熱処理等を施したものであってもよい。

[0047] 次に、鋼材を熱間鍛造してクランクシャフトの粗形状に加工する（ステップS2）。

[0048] 熱間鍛造の加熱条件は、これに限定されないが、加熱温度は例えば1000～1300℃であり、保持時間は例えば1秒～20分である。加熱温度は、好ましくは1220～1280℃であり、さらに好ましくは1240～1260℃である。

[0049] 本実施形態では、仕上鍛造直前の温度（より詳しくは、仕上鍛造直前の鋼材の表面温度）を800℃超1100℃未満にする。熱間鍛造は、複数回に分けて実施してもよい。この場合、最終の仕上熱間鍛造の直前の温度が800℃超1100℃未満になるようにすればよい。

[0050] 仕上鍛造直前の温度（以下、単に「仕上鍛造温度」と呼ぶ。）が1100℃以上になると、 γ 粒が粗大化し、冷却後にフェライト分率の高い組織を得ることができない。一方、仕上鍛造温度が800℃以下になると、変形抵抗が著しく増大するので金型の寿命が著しく低下し、工業的な生産が不可能ではないものの困難になる。仕上鍛造温度の下限は、好ましくは850℃であり、さらに好ましくは900℃である。仕上鍛造温度の上限は、好ましくは

1075℃であり、さらに好ましくは1025℃である。

[0051] 熱間鍛造後の鋼材を冷却する（ステップS3）。このとき、800～650℃の温度域の平均冷却速度を0.07℃/秒以下にする。これによって、オーステナイト粒界にフェライトが析出し、冷却後のフェライト分率を高くすることができる。

[0052] この冷却は、800～650℃の温度域の平均冷却速度が0.07℃/秒以下であればよく、800～650℃の温度域を徐冷してもよいし、800～650℃の任意の温度で鋼材を所定時間保持する保定処理をしてもよい。また、650℃より低い温度域での冷却速度は任意である。

[0053] 以上の工程によって、高周波焼入れクランクシャフト用素形材が製造される。本実施形態によって製造される高周波焼入れクランクシャフト用素形材は、フェライト・パーライトを主体とする組織からなり、かつ、高いフェライト分率を有する。

[0054] 以上、本発明の一実施形態による高周波焼入れクランクシャフト及び高周波焼入れクランクシャフト用素形材の製造方法を説明した。本実施形態によれば、疲労強度、被削性、及び耐焼割れ性のバランスに優れた高周波焼入れクランクシャフトが得られる。

実施例

[0055] 以下、実施例によって本発明をより具体的に説明する。本発明はこれらの実施例に限定されない。

[0056] [組織観察試験]

まず、鋼材の化学組成及び鍛造条件と、鋼材の組織との関係を調査した。

[0057] 表1に示す化学組成を有する鋼を150kg真空誘導溶解炉（VIM）によって溶製し、インゴットを作製した。このインゴットを熱間鍛造によって外径35mmの丸棒に加工した。この丸棒を950℃で30分間保持後、空冷する焼準処理を施して試験用の素材とした。

[0058]

[表1]

TABLE 1

鋼種		化学組成(単位は質量%、残部はFe及び不純物)									区分
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Nb	N	
A	0.38C	0.38	0.49	1.49	0.014	0.059	0.16	0.003	—	0.0030	比較例
B	0.38C-0.02Nb	0.38	0.49	1.48	0.013	0.059	0.16	0.004	0.019	0.0036	発明例
C	0.5C	0.51	0.48	1.49	0.010	0.061	0.15	0.005	—	0.0040	比較例
D	0.5C-0.01Nb	0.51	0.47	1.48	0.011	0.061	0.15	0.005	0.010	0.0037	発明例
E	0.5C-0.02Nb	0.51	0.47	1.48	0.011	0.060	0.15	0.007	0.020	0.0043	発明例

[0059] この素材から外径8mm、高さ12mmの試験片を採取し、加工フォーマスターによる熱間鍛造模擬実験を行った。図2及び図3に、加工フォーマスターによる熱間鍛造模擬実験のヒートパターンを示す。

[0060] 図2のヒートパターンは、一般的な鍛造条件を模擬したものである。このヒートパターンでは、試験片を1250℃に10秒間保持後、1100℃で鍛造を模擬した熱間圧縮加工を行って高さ6mmまで加工し、室温まで空冷した。

[0061] 図3のヒートパターンは、仕上鍛造温度を低温化し、かつ700℃又は650℃での保定処理を加えたものである。このヒートパターンでは、試験片を1250℃に10秒間保持後、1100℃で粗鍛造を模擬した1段目の熱間圧縮加工を行って高さ9mmまで加工し、さらに1000℃、900℃又は800℃で仕上鍛造を模擬した2段目の熱間圧縮加工を行って高さ6mmまで加工した。その後、700℃又は650℃で30分間保持した後、室温まで空冷した。

[0062] 冷却後の試験片は、いずれもフェライト・パーライトを主体とする組織を有していた。具体的には、フェライト・パーライトの面積率が95%以上であった。

[0063] 冷却後の試験片から観察用試験片を採取し、試験片の中心部近傍におけるフェライト分率及びビッカース硬さを測定した。試験結果を表2及び表3に示す。なお、表2及び表3の「高周波焼入れ後の旧 γ 粒径」の欄の数値は、同種の鋼材の試験結果（後述）からの予想値である。

[0064]

[表2]

TABLE 2

No.	鋼種	鍛造条件				F1	F α (%)	硬さ (HV)	高周波 焼入れ後の 旧 γ 粒径※ (μ m)
		熱間鍛造 加熱温度 (°C)	仕上鍛造 直前の温度 (°C)	鍛造後 保条件	平均冷却 速度 (°C/s)				
1	B	1250	1000	700°C×30分	0.05	27	40	245	15
2	B	1250	900	700°C×30分	0.05	27	34	234	12
3	B	1250	1000	650°C×30分	0.07	27	44	216	15
4	B	1250	900	650°C×30分	0.07	27	36	212	12
5	D	1250	1000	700°C×30分	0.05	7.5	10	297	27
6	D	1250	900	700°C×30分	0.05	7.5	18	267	24
7	D	1250	1000	650°C×30分	0.07	7.5	11	255	27
8	D	1250	900	650°C×30分	0.07	7.5	18	251	24
9	E	1250	1000	700°C×30分	0.05	7.5	19	278	18
10	E	1250	900	700°C×30分	0.05	7.5	21	266	12
11	E	1250	1000	650°C×30分	0.07	7.5	23	244	18
12	E	1250	900	650°C×30分	0.07	7.5	16	244	12

F1=-150×[C%]+84

※: 予想値

[0065]

[表3]

TABLE 3

No.	鋼種	鍛造条件				F1	F α (%)	硬さ (HV)	高周波 焼入れ後の 旧 γ 粒径※ (μ m)
		熱間鍛造 加熱温度 (°C)	仕上鍛造 直前の温度 (°C)	鍛造後 保条件	平均冷却 速度 (°C/s)				
13	A	1250	1100	なし	0.4	27	18	235	42
14	A	1250	900	なし	0.4	27	32	232	42
15	A	1250	1100	700°C×30分	0.05	27	26	244	42
16	A	1250	900	700°C×30分	0.05	27	42	223	42
17	A	1250	1100	650°C×30分	0.07	27	20	215	42
18	A	1250	900	650°C×30分	0.07	27	35	209	42
19	B	1250	900	なし	0.4	27	23	229	12
20	B	1250	800	なし	0.4	27	30	243	8
21	B	1250	800	700°C×30分	0.05	27	39	248	8
22	B	1250	800	650°C×30分	0.07	27	27	234	8
23	C	1250	1100	なし	0.4	7.5	6	295	35
24	C	1250	900	なし	0.4	7.5	9	278	35
25	C	1250	1100	700°C×30分	0.05	7.5	8	284	35
26	C	1250	900	700°C×30分	0.05	7.5	13	278	35
27	C	1250	1100	650°C×30分	0.07	7.5	7	254	35
28	C	1250	900	650°C×30分	0.07	7.5	12	249	35
29	D	1250	1100	なし	0.4	7.5	2	303	28
30	D	1250	1000	なし	0.4	7.5	7	299	27
31	D	1250	1100	700°C×30分	0.05	7.5	6	302	28
32	D	1250	800	700°C×30分	0.05	7.5	13	272	23
33	D	1250	1100	650°C×30分	0.07	7.5	6	265	28
34	D	1250	800	650°C×30分	0.07	7.5	14	260	23
35	E	1250	1100	なし	0.4	7.5	7	321	20
36	E	1250	800	なし	0.4	7.5	12	288	10
37	E	1250	1100	700°C×30分	0.05	7.5	6	323	20
38	E	1250	800	700°C×30分	0.05	7.5	13	257	10
39	E	1250	800	650°C×30分	0.07	7.5	14	264	10

F1=-150×[C%]+84

※: 予想値

[0066] 表2に示すように、No. 1～12の試験片は、いずれもフェライト分率が式(1)を満たしていた。

[0067] No. 13、23、29、30、及び35は、図2のヒートパターンを適用した試験片である。これらの試験片は、いずれもフェライト分率が低く、式(1)を満たさなかった。

[0068] No. 15、17、27、31、33、及び37の試験片は、いずれもフェライト分率が低く、式(1)を満たさなかった。これは、仕上鍛造温度が高すぎたためと考えられる。

[0069] No. 20、21、22、32、34、36、38、及び39の試験片は、いずれもフェライト分率が式(1)を満たしていた。ただし、仕上鍛造温

度が低いため、実生産への適用は不可能ではないものの困難と考えられる。

[0070] No. 13～18及び23～28の試験片は、Nb含有量が低すぎるため、高周波焼入れ後の旧 γ 粒径が30 μ mよりも大きくなると予想される。

[0071] 図4Aは、No. 23の試験片のミクロ組織である。図4Bは、図4Aと同じ鋼材で仕上鍛造温度を800℃とし、かつ700℃で30分間保定した試験片のミクロ組織である。図4Cは、No. 9の試験片のミクロ組織である。図中、白く見える部分がフェライトである。

[0072] 図4Aと図4Bとを比較して、仕上鍛造温度を低くすることで、フェライト分率を増加できることが分かる。また、図4Cに示すように、鋼材にNbを含有させることで、仕上鍛造温度を1000℃まで上げて、仕上鍛造温度が800℃である図4Bの試験片と同等のフェライト分率が得られることが分かる。

[0073] 図5Aは、No. 13の試験片のミクロ組織である。図5Bは、図5Aと同じ鋼材で仕上鍛造温度を800℃とし、かつ700℃で30分間保定した試験片のミクロ組織である。図5Cは、No. 1の試験片のミクロ組織である。図4A～図4Cの場合と同様、白く見える部分がフェライトである。この場合もやはり、鋼材にNbを含有させることで、仕上鍛造温度を1000℃まで上げて、仕上鍛造温度が800℃のときの試験片と同等のフェライト分率が得られることが分かる。

[0074] 図6A～図6Cはそれぞれ、鋼種C～鋼種Eにおける、仕上鍛造温度とフェライト分率との関係を示すグラフである。図6A～図6Cから、Nb含有量を増加させることで、大きなフェライト分率が得られる仕上鍛造温度が高温側へシフトしていくことが分かる。

[0075] なお、鋼種D、Eでは、仕上鍛造温度を800℃にすると、仕上鍛造温度が900℃のときよりもフェライト分率が低下している。これは、未再結晶オーステナイトが増加したためと考えられる。再結晶したオーステナイト粒は仕上鍛造前のオーステナイト粒よりも微細化される。一方、未再結晶オーステナイトは元の粗大なオーステナイト粒の組織単位を引き継ぐため、フェ

ライトの主要な核生成サイトとなる、単位面積あたりの結晶粒界が増加しないので、フェライト分率が低下する。

[0076] 図7A～図7Cはそれぞれ、鋼種C～鋼種Eにおける、仕上鍛造温度とビッカース硬さとの関係を示すグラフである。図7A～図7Cから、ビッカース硬さは、保定温度の影響を大きく受けることが分かる。700℃保定による軟化は、フェライト分率の増加によるものと考えられる。650℃保定による軟化は、フェライト分率の増加に加えて、パーライトのラメラ間隔の増加によるものと考えられる。

[0077] 図6A～図6C、及び図7A～図7Cから、フェライト分率とビッカース硬さとは、化学組成、仕上鍛造温度、及び保定温度の組合せを選ぶことで、ある程度独立して制御できることが分かる。

[0078] 以上の結果から、Nbを含有させることで、仕上鍛造温度を過度に低温化させなくても、フェライト分率の高い組織が得られることを確認した。

[0079] [疲労試験]

次に、鋼材の組織と疲労特性との関係を調査した。

[0080] 表4に示す化学組成を有する鋼を150kg真空誘導溶解炉（VIM）によって溶製し、インゴットを作製した。

[0081] [表4]

TABLE 4

鋼種		化学組成(単位は質量%、残部はFe及び不純物)								
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Nb	N
A*	0.38C	0.38	0.50	1.49	0.018	0.065	0.15	0.005	—	0.0040
C*	0.5C	0.51	0.48	1.49	0.017	0.064	0.15	0.004	—	0.0041
E*	0.5C-0.02Nb	0.50	0.49	1.48	0.011	0.062	0.15	0.002	0.020	0.0043

[0082] このインゴットを熱間鍛造によって厚さ40mmの板状の圧延用素材に加工した。この圧延用素材を表5に示す条件で熱間圧延した。

[0083]

[表5]

TABLE 5

加工条件	加熱	粗圧延	仕上圧延	保定
条件1	1250℃	1100℃開始 40-35-30-25-20	なし	なし
条件2	1250℃	1100℃開始 40-35-30	1000℃開始 30-26-23-20	700℃×30分
条件3	1250℃	1100℃開始 40-35-30	850℃開始 30-26-23-20	700℃×30分

[0084] 具体的には、条件1では、1250℃に加熱後、1100℃から粗圧延を開始し、5パスで厚さ20mmまで加工した後、室温まで空冷した。条件2では、1250℃に加熱後、1100℃から粗圧延を開始し、3パスで厚さ30mmまで加工した後、1000℃から仕上圧延を開始し、4パスで厚さ20mmまで加工した。その後、700℃で30分間保持する保定処理を行った後、室温まで空冷した。条件3は、仕上圧延開始温度を850℃とした他は、条件2と同じである。

[0085] 圧延後の鋼板から観察用試験片を採取し、フェライト分率及びビッカース硬さを測定した。

[0086] 圧延後の鋼板からJIS Z 2241に規定される14A号試験片（外径8mm、標点距離40mm）を採取し、引張試験を実施した。

[0087] 圧延後の鋼板から小野式回転曲げ疲労試験片（長さ106mm、平行部外径8mm、つかみ部外径15mm）を採取し、回転曲げ疲労試験を実施した。

[0088] 結果を表6に示す。表6の「0.2%PS」は0.2%耐力、「TS」は引張強度を表す。表6の「-」は、該当する鋼板で疲労試験を実施していないことを表す。

[0089]

[表6]

TABLE 6

No.	鋼種	圧延条件	硬さ (HV)	0.2%PS (MPa)	TS (MPa)	F1	F α (%)	疲労強度 (MPa)	耐久比
1	A*	条件1	220	423	757	27	13	330	0.44
2		条件2	207	415	709	27	41	—	—
3		条件3	206	427	728	27	41	340	0.47
4	C*	条件1	251	475	865	7.5	2	380	0.44
5		条件2	247	474	862	7.5	7	—	—
6		条件3	242	445	789	7.5	12	380	0.48
7	E*	条件1	272	569	925	9	3	420	0.45
8		条件2	256	507	880	9	9	440	0.50
9		条件3	245	493	869	9	7	—	—

$$F1 = -150 \times [C\%] + 84$$

[0090] 図8は、ビッカース硬さと耐久比（疲労強度／引張強度）との関係を示すグラフである。図8から、パーライト分率が式（1）を満たしているNo. 3、6、及び8の鋼板は、式（1）を満たしていないNo. 1、4、及び7の鋼板と比較して、高い耐久比を有していることが分かる。

[0091] 以上の結果から、パーライト分率が式（1）を満たすことで、疲労強度及び被削性のバランスに優れた鋼材が得られることを確認した。

[0092] [高周波焼入れ模擬試験]

最後に、鋼材の化学組成と、高周波焼入れ後の組織との関係を調査した。

[0093] 表1の鋼種C～Eと同じ化学組成を有する鋼を150kg真空誘導溶解炉（VIM）によって溶製し、インゴットを作製した。このインゴットを熱間鍛造によって外径35mmの丸棒に加工した。この丸棒を950℃で30分間保持後、空冷する焼準処理を施して鋼材とした。

[0094] この鋼材から外径8mm、高さ12mmの試験片を採取し、加工フォーマスターによる熱間鍛造模擬実験を行った。具体的には、試験片を1250℃に10分間保持後、1100℃、1000℃、900℃、又は800℃で鍛造を模擬した熱間圧縮加工を行って高さ6mmまで加工し、室温まで空冷した。なお、この試験では熱間圧縮加工後に保定や徐冷をしていない。高周波焼入れ後の組織への影響は少ないと考えられるためである。

[0095] その後、高周波焼入れを模擬して、40℃／秒の昇温速度で1000℃ま

で加熱し、 1000°C で40秒間保持した後、約 $40^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の冷却速度で室温まで冷却する熱処理を施した。

[0096] 図9A～図9D、図10A～図10D、及び図11A～図11Dは、高周波焼入れ模擬熱処理後の試験片のミクロ組織である。

[0097] 図9A～図9Dから、鍛造温度を 800°C にした試験片は、他の試験片と比較して、旧 γ 粒径が $30\mu\text{m}$ 程度であり、やや微細化していることが分かる。一方、鍛造温度を 1100°C 、 1000°C 、及び 900°C にした試験片の間では、大きな差は見られず、全て旧 γ 粒径が $30\mu\text{m}$ 以上に粗大化していることが分かる。

[0098] 図10A～図10Dから、Nbを含有させることで、旧 γ 粒径が $30\mu\text{m}$ 以下となり、大幅に微細化することが分かる。また、Nbを含有した試験片では、鍛造温度が低くなるほど、組織が微細化する傾向があることが分かる。

[0099] 図11A～図11Dから、Nb含有を増やすことで、図10A～図10Dよりも組織がより微細化していることが分かる。また、図10A～図10Dの場合と同様、鍛造温度が低くなるほど、組織が微細化する傾向があることが分かる。特に鍛造温度が 1000°C 以下の場合には旧 γ 粒径が $20\mu\text{m}$ 以下に微細化していることが分かる。

[0100] 以上の結果から、Nbを含有させることで、高周波焼入れ部の旧オーステナイト粒径を微細化できることを確認した。

[0101] 以上、本発明の一実施形態を説明したが、上述した実施形態は本発明を実施するための例示に過ぎない。よって、本発明は上述した実施形態に限定されることなく、その趣旨を逸脱しない範囲内で上述した実施形態を適宜変形して実施することが可能である。

請求の範囲

[請求項1] 非高周波焼入れ部と高周波焼入れ部とを有する高周波焼入れクランクシャフトであって、

化学組成が、質量%で、

C : 0.30~0.60%、

Si : 0.01~1.50%、

Mn : 0.4~2.0%、

Cr : 0.01~0.50%、

Al : 0.001~0.06%、

N : 0.001~0.02%、

P : 0.03%以下、

S : 0.005~0.20%、

Nb : 0.005~0.060%、

残部 : Fe 及び不純物であり、

前記非高周波焼入れ部の組織が、フェライト・パーライトを主体とする組織からなり、かつフェライト分率 F_{α} が下記の式 (1) を満たし、

前記高周波焼入れ部の組織が、マルテンサイト又は焼戻しマルテンサイトを主体とする組織からなり、かつ旧オーステナイト粒径が $30\mu\text{m}$ 以下である、高周波焼入れクランクシャフト。

$$F_{\alpha} \geq -150 \times [C\%] + 84 \quad (1)$$

[C%] には、高周波焼入れクランクシャフトのC含有量が質量%で代入される。

[請求項2] 化学組成が、質量%で、C : 0.30~0.60%、Si : 0.01~1.50%、Mn : 0.4~2.0%、Cr : 0.01~0.50%、Al : 0.001~0.06%、N : 0.001~0.02%、P : 0.03%以下、S : 0.005~0.20%、Nb : 0.005~0.060%、残部 : Fe 及び不純物である鋼材を準備する工

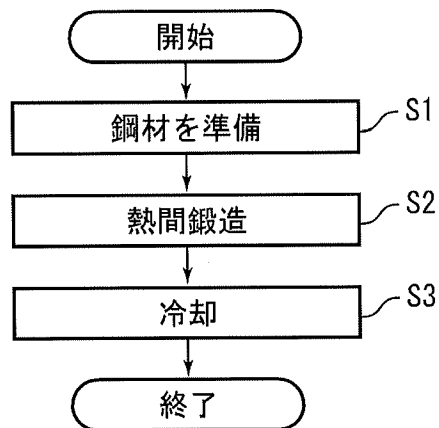
程と、

仕上鍛造直前の温度が 800°C 超 1100°C 未満となるように前記鋼材を熱間鍛造する工程と、

前記熱間鍛造後、 $800\sim 650^{\circ}\text{C}$ の温度域の平均冷却速度が $0.07^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下になるように前記鋼材を冷却する工程とを備える、高周波焼入れクランクシャフト用素形材の製造方法。

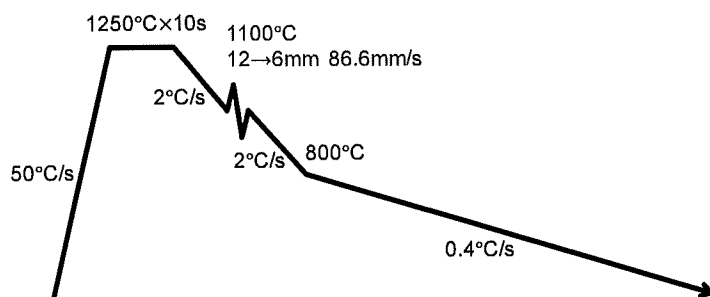
[図1]

Fig. 1



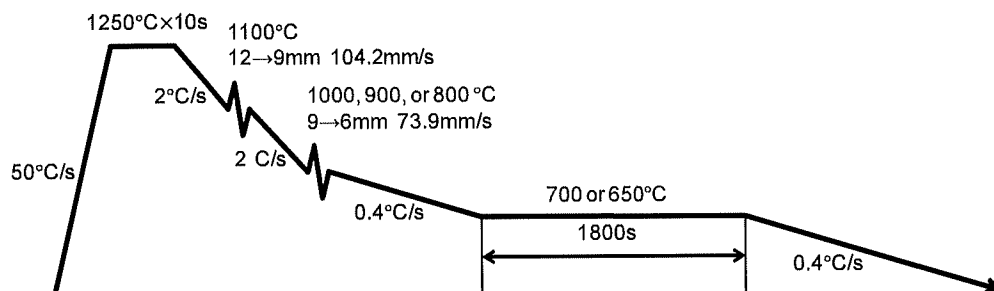
[図2]

Fig. 2



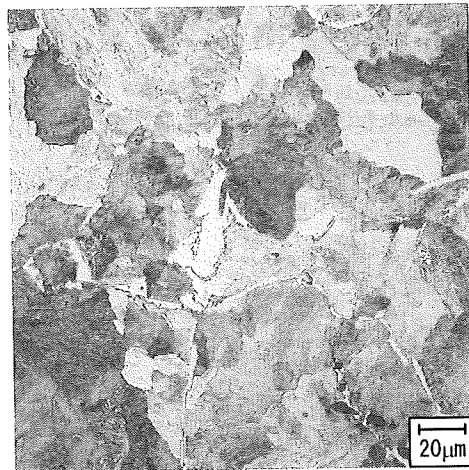
[図3]

Fig. 3



[図4A]

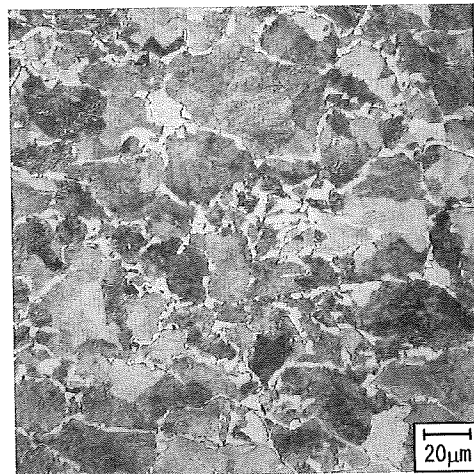
Fig.4A



0.5C
1100°C加工
放冷
(No. 23)
 F_{α} 6%
HV 295

[図4B]

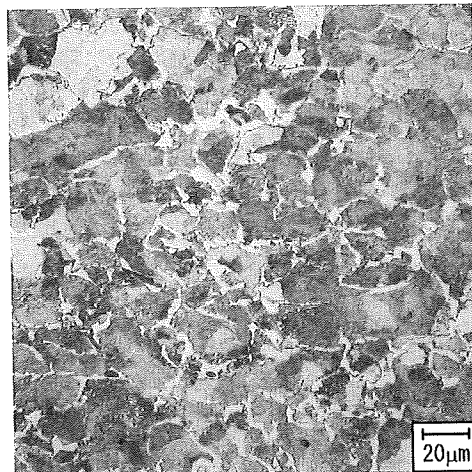
Fig.4B



0.5C
800°C加工
700°C保定
(一)
 F_{α} 23%
HV 265

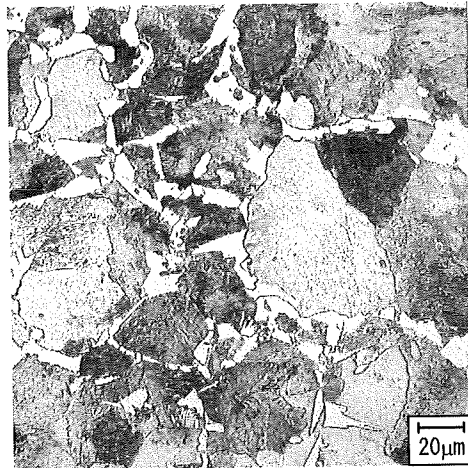
[図4C]

Fig.4C



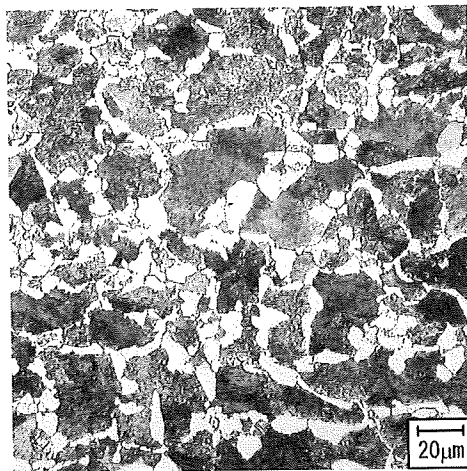
0.5C-0.02Nb
1000°C加工
700°C保定
(No. 9)
 F_{α} 19%
HV 278

[図5A]

Fig.5A

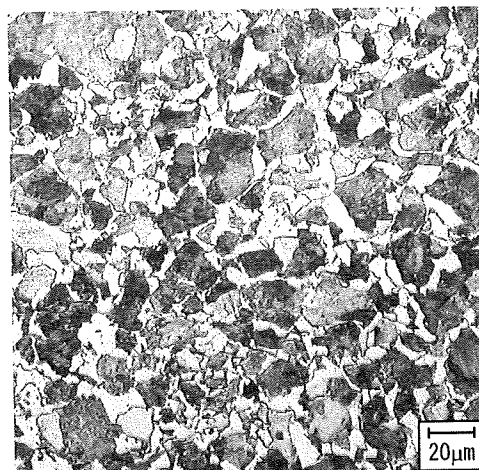
0.38C
1100°C加工
放冷
(No. 13)
 $F\alpha$ 18%
HV 235

[図5B]

Fig.5B

0.38C
800°C加工
700°C保定
(—)
 $F\alpha$ 39%
HV 207

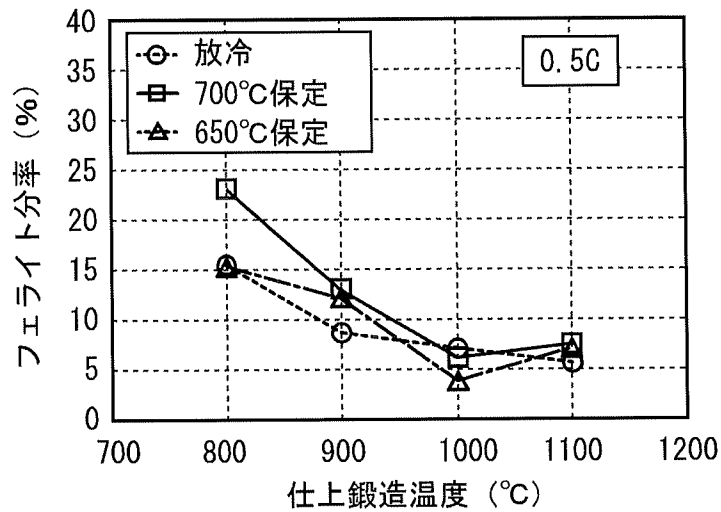
[図5C]

Fig.5C

0.38C-0.02Nb
1000°C加工
700°C保定
(No. 1)
 $F\alpha$ 40%
HV 245

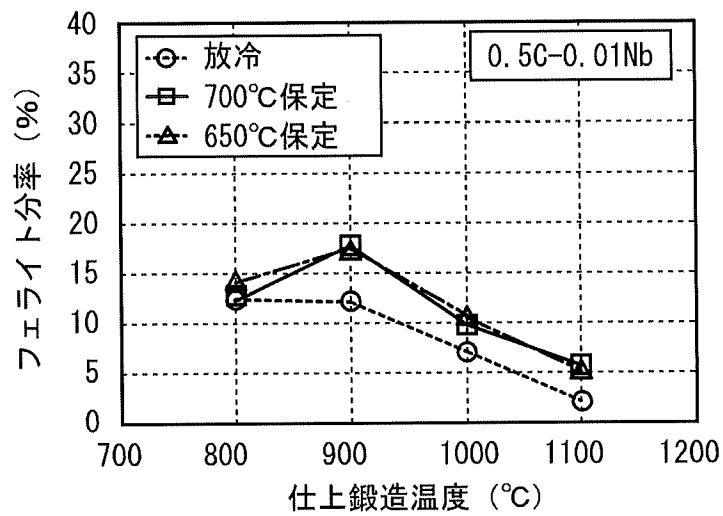
[図6A]

Fig. 6A



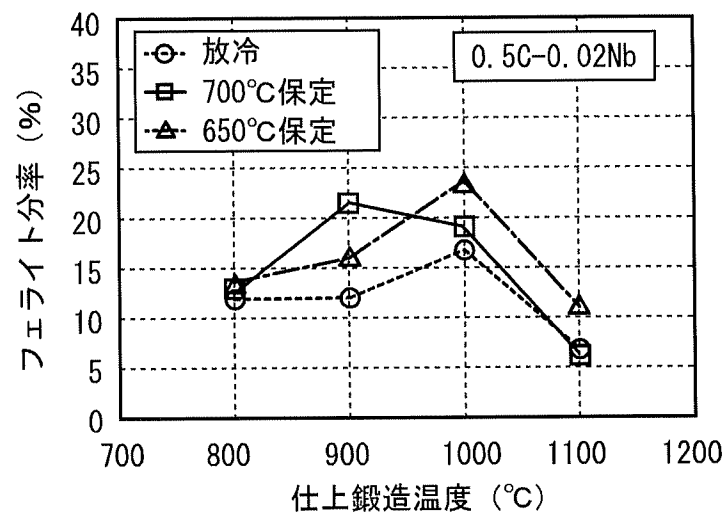
[図6B]

Fig. 6B



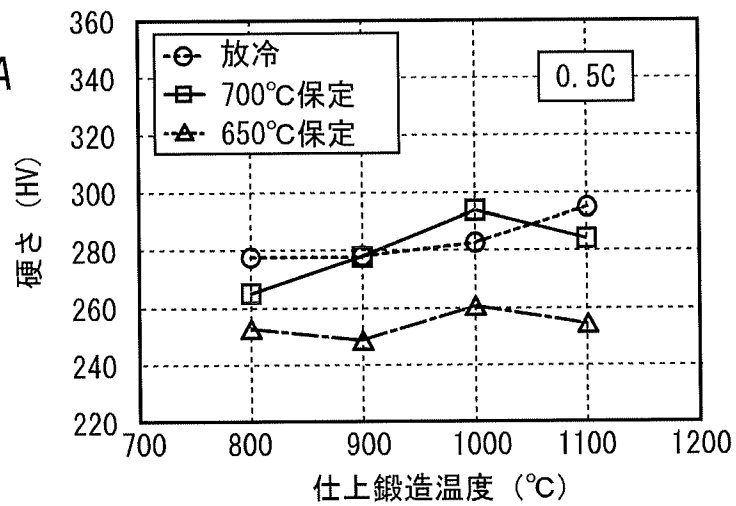
[図6C]

Fig. 6C



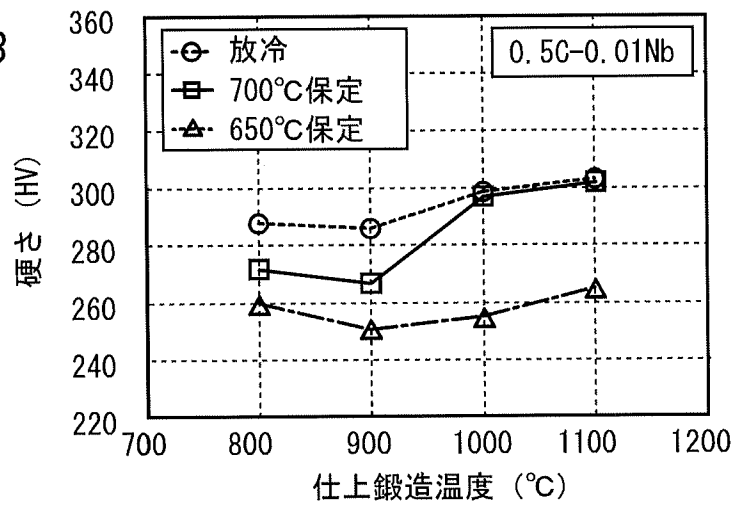
[図7A]

Fig.7A



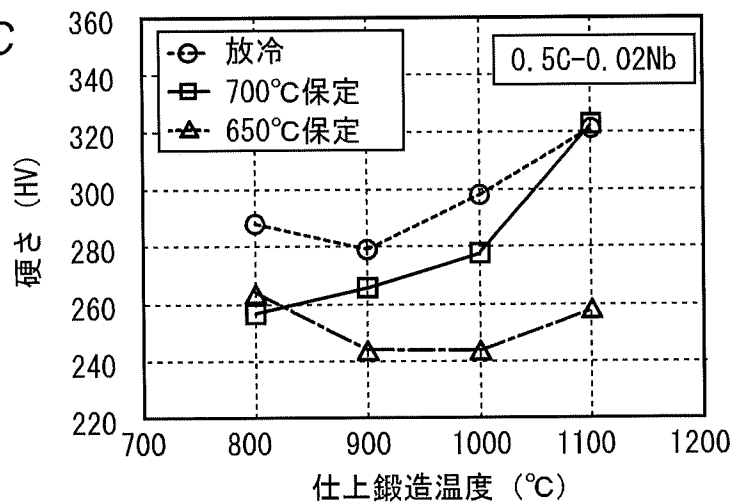
[図7B]

Fig.7B



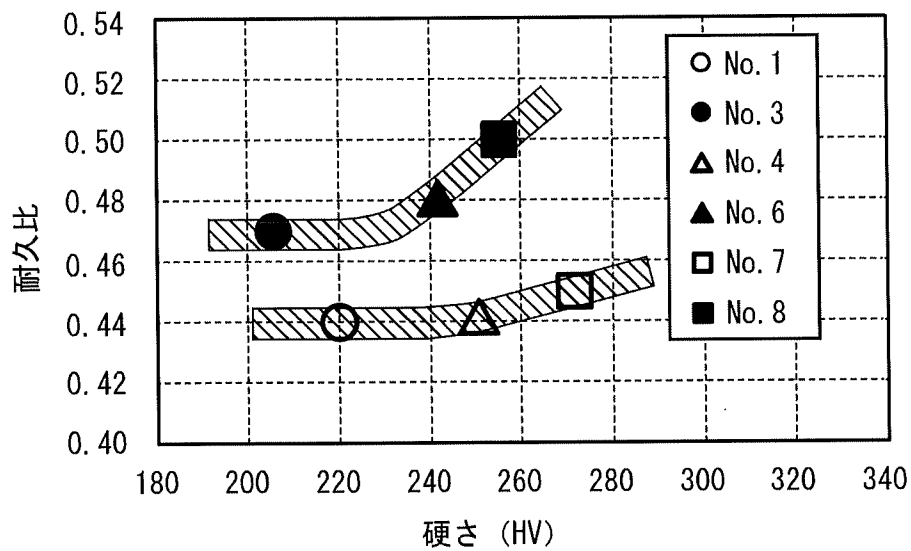
[図7C]

Fig.7C



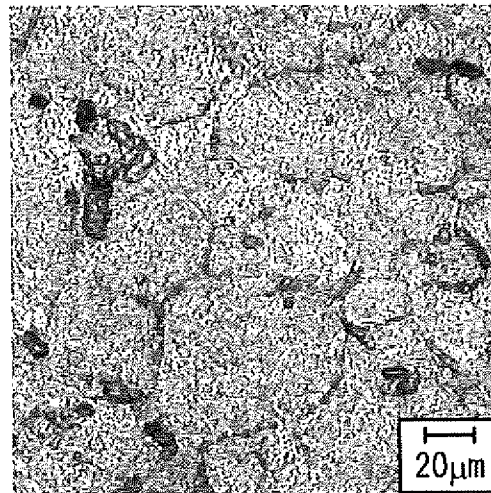
[図8]

Fig. 8



[図9A]

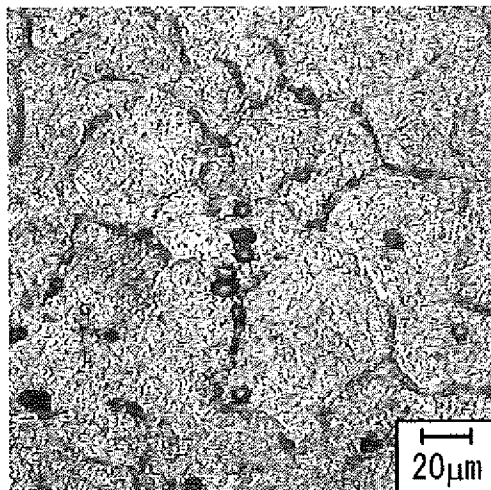
Fig. 9A



0. 5C
1100°C加工

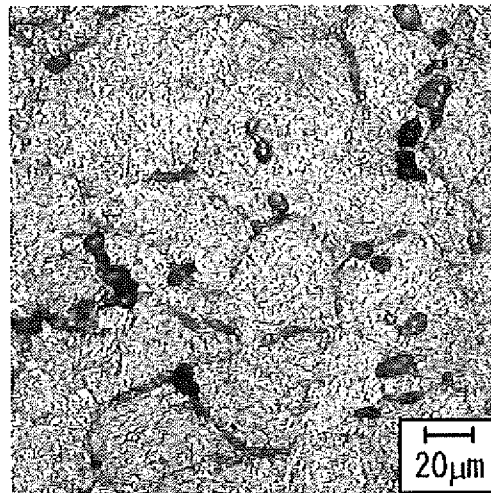
[図9B]

Fig. 9B



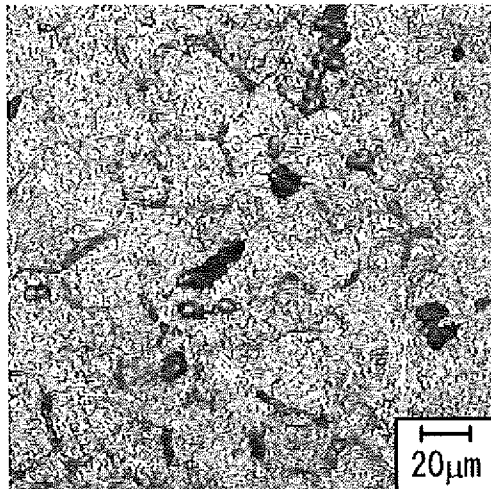
0. 5C
1000°C加工

[図9C]

Fig. 9C

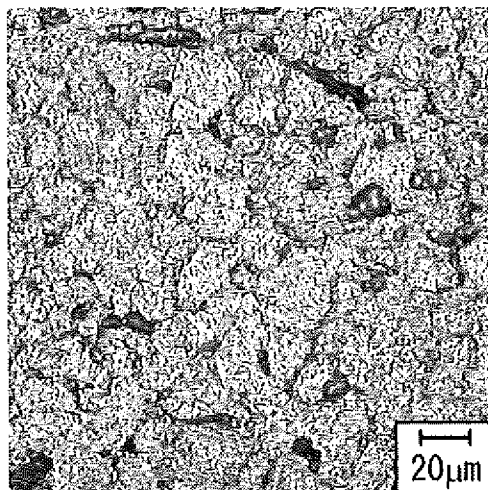
0.5C
900°C加工

[図9D]

Fig. 9D

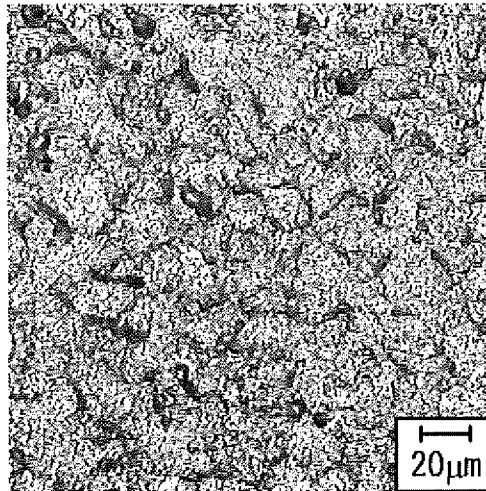
0.5C
800°C加工

[図10A]

Fig. 10A

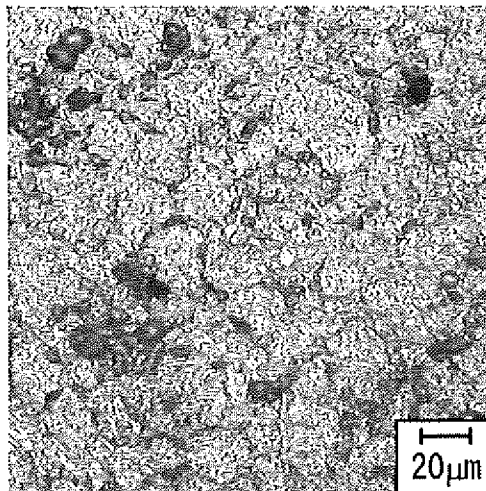
0.5C-0.01Nb
1100°C加工

[図10B]

Fig. 10B

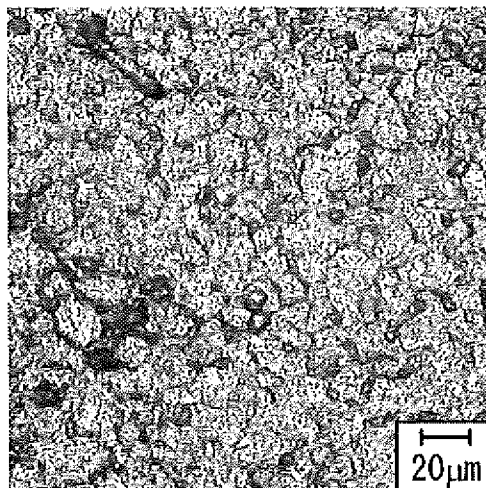
0.5C-0.01Nb
1000°C加工

[図10C]

Fig. 10C

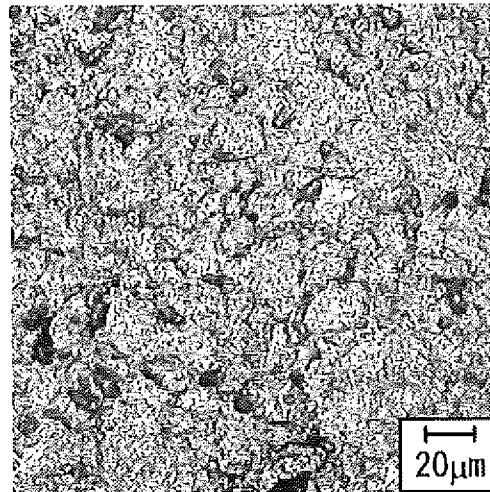
0.5C-0.01Nb
900°C加工

[図10D]

Fig. 10D

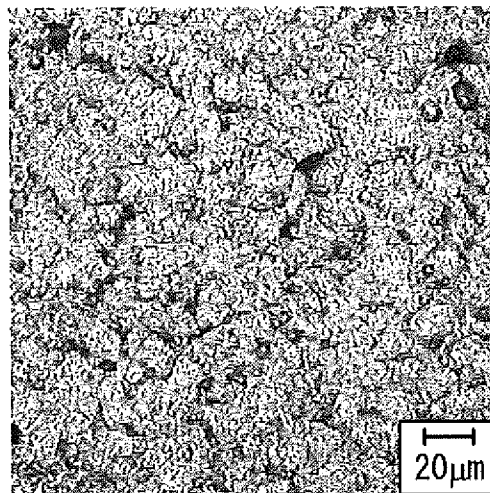
0.5C-0.01Nb
800°C加工

[図11A]

Fig. 11A

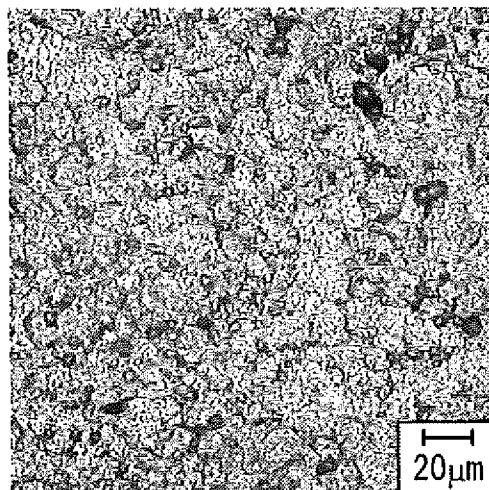
0. 5C-0. 02Nb
1100°C加工

[図11B]

Fig. 11B

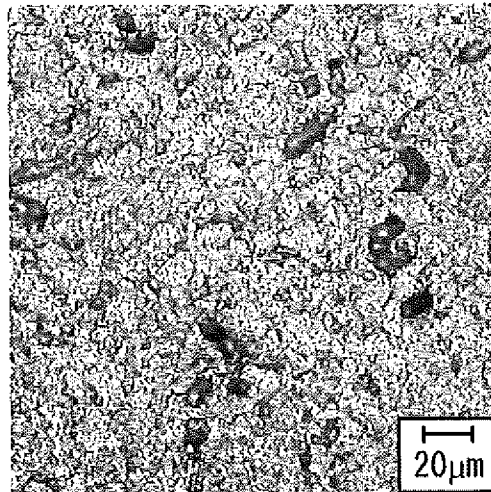
0. 5C-0. 02Nb
1000°C加工

[図11C]

Fig. 11C

0. 5C-0. 02Nb
900°C加工

[図11D]

Fig. 11D

0.5C-0.02Nb
800°C加工

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2019/023491

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl. C22C38/00 (2006.01) i, C21D8/00 (2006.01) i, C22C38/60 (2006.01) i,
F16C3/06 (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, C21D8/00-8/10, C21D9/30, F16C3/06-3/16

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	1971-2019
Registered utility model specifications of Japan	1996-2019
Published registered utility model applications of Japan	1994-2019

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 2010-280978 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 16 December 2010 (Family: none)	1-2
A	WO 2016/098143 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 23 June 2016 (Family: none)	1-2
A	KR 10-2010-0127548 A (HYUNDAI STEEL COMPANY) 06 December 2010 (Family: none)	1-2
A	KR 10-2010-0041499 A (HYUNDAI MOTOR COMPANY) 22 April 2010 (Family: none)	1-2
A	KR 10-2011-0139530 A (HYUNDAI MOTOR COMPANY) 29 December 2011 (Family: none)	1-2
P, A	JP 2018-141216 A (JFE STEEL CORPORATION) 13 September 2018 (Family: none)	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

"I" 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
09 August 2019 (09.08.2019)

Date of mailing of the international search report
20 August 2019 (20.08.2019)

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

Authorized officer

Telephone No.

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, C22C38/60(2006.01)i, F16C3/06(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, C21D8/00-8/10, C21D9/30, F16C3/06-3/16

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	1971-2019年
日本国実用新案登録公報	1996-2019年
日本国登録実用新案公報	1994-2019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 2010-280978 A (住友金属工業株式会社) 2010.12.16, (ファミリーなし)	1-2
A	WO 2016/098143 A1 (新日鐵住金株式会社) 2016.06.23, (ファミリーなし)	1-2
A	KR 10-2010-0127548 A (HYUNDAI STEEL COMPANY) 2010.12.06, (ファミリーなし)	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

09.08.2019

国際調査報告の発送日

20.08.2019

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)

伊藤 真明

4 K

3640

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	KR 10-2010-0041499 A (HYUNDAI MOTOR COMPANY) 2010. 04. 22, (ファミリーなし)	1-2
A	KR 10-2011-0139530 A (HYUNDAI MOTOR COMPANY) 2011. 12. 29, (ファミリーなし)	1-2
P, A	JP 2018-141216 A (JFE スチール株式会社) 2018. 09. 13, (ファミリーなし)	1-2