

(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  
2015年12月17日(17.12.2015)



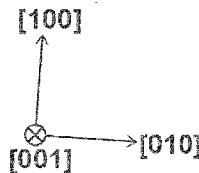
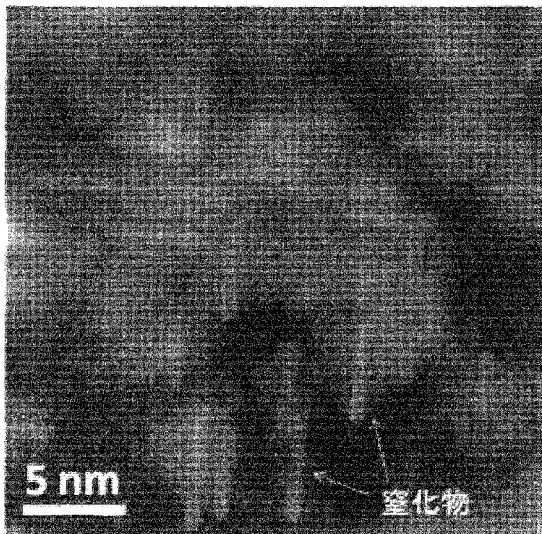
(10) 国際公開番号  
WO 2015/190618 A1

- (51) 国際特許分類:  
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/38 (2006.01)  
C21D 9/46 (2006.01) C21D 1/06 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2015/067217
- (22) 国際出願日: 2015年6月15日(15.06.2015)
- (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 2014-122568 2014年6月13日(13.06.2014) JP  
特願 2014-209974 2014年10月14日(14.10.2014) 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: 谷口 俊介(TANIGUCHI, Shunsuke); 〒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). 桜田 栄作(SAKURADA, Eisaku); 〒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: 萩原 康司, 外(HAGIWARA, Yasushi et al.); 〒1600004 東京都新宿区四谷三丁目1-3 第一富澤ビル はつき国際特許事務所 四谷オフィス 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: SOFT-NITRIDING STEEL SHEET, METHOD FOR MANUFACTURING SAME, AND SOFT-NITRIDED STEEL

(54) 発明の名称: 軟窒化処理用鋼板およびその製造方法と軟窒化処理鋼



(57) Abstract: A soft-nitriding steel sheet having a metal structure in which the chemical composition comprises, on a mass basis, at least 0.02% and less than 0.07% of C, 0.10% or more of Si, 1.1-1.8% of Mn, 0.05% or less of P, 0.01% or less of S, 0.10-0.45% of Al, 0.01% or less of N, 0.01-0.10% of Ti, 0-0.1% of Nb, 0-0.1% of Mo, 0-0.1% of V, and 0-0.2% of Cr, the balance being Fe and impurities. Mn + Al ≥ 1.5. The total Ti, Nb, Mo, V, and Cr content present as deposits in the steel sheet is less than 0.03% by mass. Ferrite occupies an area of at least 80%, and the ferrite dislocation density at a position 50 μm from the surface of the steel sheet is 1 × 10<sup>14</sup> to 1 × 10<sup>16</sup>m<sup>-2</sup>.

(57) 要約: 化学組成が、質量%で、C: 0.02%以上0.07%未満、Si: 0.10%以下、Mn: 1.1~1.8%、P: 0.05%以下、S: 0.01%以下、Al: 0.10~0.45%、N: 0.01%以下、Ti: 0.01~0.10%、Nb: 0~0.1%、Mo: 0~0.1%、V: 0~0.2%、Cr: 0~0.2%、残部: Feおよび不純物であり、[Mn+Al ≥ 1.5]を満足し、鋼板中に析出物として存在するTi、Nb、Mo、VおよびCrの合計含有量が、質量%で、0.03%未満であり、フェライトの面積率が80%以上であり、かつ、鋼板表面から50 μm位置におけるフェライトの転位密度が1 × 10<sup>14</sup> ~ 1 × 10<sup>16</sup>m<sup>-2</sup>である金属組織を有する、軟窒化処理用鋼板。

0.1%、V: 0~0.1%、Cr: 0~0.2%、残部: Feおよび不純物であり、[Mn+Al ≥ 1.5]を満足し、鋼板中に析出物として存在するTi、Nb、Mo、VおよびCrの合計含有量が、質量%で、0.03%未満であり、フェライトの面積率が80%以上であり、かつ、鋼板表面から50 μm位置におけるフェライトの転位密度が1 × 10<sup>14</sup> ~ 1 × 10<sup>16</sup>m<sup>-2</sup>である金属組織を有する、軟窒化処理用鋼板。



WO 2015/190618 A1

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：

### 軟窒化処理用鋼板およびその製造方法と軟窒化処理鋼

#### 技術分野

[0001] 本発明は、軟窒化処理用鋼板およびその製造方法に係り、特に、プレス加工を行った後に軟窒化処理を施す軟窒化処理用鋼板およびその製造方法に関する。また本発明は、軟窒化処理鋼に係り、特に、窒化処理前のプレス成形性と窒化処理後の疲労特性とに優れた軟窒化処理鋼に関する。

#### 背景技術

[0002] 表面硬化処理は、鋼の表面を硬化させるのと同時に、鋼の表面に残留応力を生じさせ、耐摩耗性および耐疲労性を向上させる処理である。現在実用化されている代表的な表面硬化処理の方法としては、浸炭処理および窒化処理が挙げられる。

[0003] 浸炭処理は、鋼を $\gamma$ 域まで昇温し、鋼の表面に炭素を拡散・浸透させる処理であって、浸炭後は焼入れを行い、表面硬化を図る。浸炭処理では、高温域まで昇温するため、深い硬化硬さが得られるが、浸炭後に焼入れ・焼戻しが必要となるため、鋼に歪みが生じやすい。このため、浸炭処理した鋼を、例えば自動車のトランスミッション等、回転を伴う部分に使用される部品には使用できない。歪みは焼入れ後にプレステンパー処理等の特殊処理を行うことにより除去することはできるが、特殊処理に伴う時間的、コスト的な損失の発生は避けられない。

[0004] 一方、窒化処理は、 $A_1$ 点以下の温度で窒素を拡散・浸透させる処理である。窒化処理では、加熱温度が $500\sim 550^{\circ}\text{C}$ と低く、加熱により相変態することはないため、浸炭処理のように鋼に歪みが生じることはない。しかし、その処理時間が $50\sim 100\text{h}$ と著しく長く、処理後も表面に生成した脆い化合物層を除去する必要があるなど、この場合も時間的、コスト的な損失の発生は避けられない。

[0005] そこで、軟窒化処理と呼ばれる方法が開発されている。軟窒化処理では、鋼板を  $A_1$  変態点以下の温度に加熱し、鋼板表面から窒素を拡散・浸透させる。この際、浸炭性雰囲気を用いることで、付加的に炭素も拡散・浸透させる。浸炭処理のように焼入れすることはないので、相変態に伴う歪はない。また、比較的低温で処理するため、熱歪も小さい。そのため、部品の形状精度を低下させることなく、鋼板表層を硬化させることができる。さらに、窒化処理に比べその処理時間は約半分ですむ。そのため、近年、機械構造物に用いる部品の表面硬化処理の方法として急速に普及しつつある。

[0006] また、軟窒化処理は所望の部品形状にプレス加工した後に施されることが多い。特に、自動車の変速機部品のような機械構造用部品は、生産性の観点からプレス加工が行われる。そのため、自動車の変速機部品等、機械構造用部品の素材に好適な、成形性に優れた軟窒化処理用鋼板の要望が高まり、現在までに様々な技術が提案されている。

[0007] 例えば、特許文献 1 には、冷間鍛造性及び疲労特性に優れた窒化鋼部材の製造方法が開示されており、特許文献 2 には、熱処理歪みの少ない窒化鋼部材の製造方法が開示されている。また、特許文献 3 および 4 には、成形性に優れた窒化用鋼板が開示されている。

[0008] 特許文献 5 には、安価でプレス加工性のよい軟窒化処理用鋼が開示されている。また、特許文献 6 には、窒化処理後に高い表面硬度および十分な硬化深さが得られる窒化処理用薄鋼板が開示されている。さらに、特許文献 7 には、加工性と疲労特性とを兼備した軟窒化処理用鋼板が開示されており、特許文献 8 には、成形性および軟窒化処理後の強度安定性に優れた軟窒化処理用鋼板が開示されている。

## 先行技術文献

### 特許文献

[0009] 特許文献 1：特開平 7 - 2 8 6 2 5 7 号公報

特許文献 2：特開平 8 - 4 9 0 5 9 号公報

特許文献 3：特開平 9 - 2 5 5 4 3 号公報

特許文献4：特開平9－25544号公報

特許文献5：特開2003－105489号公報

特許文献6：特開2003－277887号公報

特許文献7：特開2009－68057号公報

特許文献8：特開2012－177176号公報

## 発明の概要

### 発明が解決しようとする課題

[0010] 特許文献1および2に開示される窒化鋼部材は、C含有量が0.10%以上と高く、またCrおよびVの含有量も高いため、伸び等の加工性が劣る。特許文献3では、C含有量を0.01～0.08%未満としており、特許文献4では、C含有量を0.01%以下と極めて低くしている。しかしながら、特許文献3および4に開示される鋼板には、CrおよびVといった高価な元素を多量に含有させるため、製造コストが増大するという問題がある。

[0011] また、特許文献5では、軟窒化処理後の表面硬度、硬化深さおよび密着曲げ性についての評価を行い、優れる結果が得られることが明らかにされているものの、実部品における疲労特性については検討されておらず、改善の余地が残されている。特許文献6に記載された技術は、耐久性の向上を意図したものであるが、表面硬さ、硬化深さのみの評価しか行っておらず、疲労特性については十分に考慮していない。

[0012] さらに、特許文献7および8では、窒化物形成元素としてCrを含有させて窒化層を硬化させつつ、母材強度をNbの極微量添加によって調整することで、疲労特性を改善することとしている。しかしながら、特許文献7および8に記載の鋼板の平面曲げ疲労強度は300～420MPa程度であり、大きな応力が負荷された状態で使用される機械構造用部品には適用できないという問題がある。

[0013] 本発明は、従来技術では十分ではない疲労特性の改善を意図し、加工性と軟窒化処理後の疲労特性とを兼ね備えた軟窒化処理用鋼板とその製造方法を提供することを目的とする。また、本発明は、生産性およびコストを低下さ

せることなく、従来技術では十分ではない疲労特性の改善を意図しており、軟窒化処理前において優れた加工性を有しつつ、軟窒化処理を施すことによって高い疲労特性を備えた軟窒化処理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

- [0014] 本発明者らは、軟窒化処理前の加工性と軟窒化処理後の疲労特性とを兼ね備えた軟窒化処理鋼を得る技術について鋭意検討を重ねた。その結果、以下の知見を得るに至った。
- [0015] (a) 軟窒化処理前の加工性と軟窒化処理後の疲労特性とを両立させるためには、軟窒化処理前における成形性を損なうことなく、軟窒化処理によって所望の表面硬さ、硬化深さおよび母材硬さが得られるよう鋼板の合金組成および金属組織を調整する必要がある。
- [0016] (b) 軟窒化処理前における鋼板の加工性を良好にするためには、フェライトが主体の金属組織にする必要がある。鋼板の成分組成として適量のMnおよびAlを含有させ、成分組成に合わせた製造条件を適宜選択することで、フェライトの面積率を所定量以上にすることができる。
- [0017] (c) MnおよびAlの含有量を適切な範囲に調整することによって、軟窒化処理において(Mn, Al)窒化物の析出が生じ、十分な表面硬さを得ることが可能となる。
- [0018] (d) 軟窒化処理における窒化物の析出を制御する上で、鋼板表面におけるフェライトの転位密度を調整することが重要である。鋼板表面におけるフェライトの転位密度を高めることによって、窒化物の析出を促進させることができるためである。
- [0019] (e) また、この時に析出する窒化物の結晶組成は、Mnが主体の $M_3N_2$  (Mは合金元素を示す)となる。 $M_3N_2$ は、他の結晶組成を持つ $M_1N_1$ の窒化物よりも窒化物形成に必要な窒素が少ない。そのため、鋼板のより深い位置まで窒素が拡散するようになり、大きな硬化深さを得ることができる。
- [0020] (f) さらに、軟窒化処理中に鋼板内部で炭化物を析出させることで、析出強化により母材硬さを高くすることが可能である。そのため、軟窒化処理

前の鋼板においては、炭化物形成元素であるTi、Nb、Mo、VおよびCrは、一定量以上が固溶状態である必要がある。

[0021] (g) 軟窒化処理後において疲労特性を向上させるためには、鋼の最表面から50 $\mu$ mの深さにおける硬さがビッカース硬さで600HV以上であり、かつ、硬化深さが0.35mm以上である硬化層を形成させることが重要である。

[0022] (h) 所望の表面硬さおよび硬化深さを得るためには、特に、鋼中の窒化物形成元素の含有量を規制する必要がある。

[0023] (i) 加えて、種々の軟窒化処理鋼の表層部について、透過型電子顕微鏡(TEM)を用いて解析した結果、軟窒化処理によって形成される窒化物の中でも、鋼の最表面から50 $\mu$ mの深さ位置における窒化物の析出形態、組成および個数密度を制御する必要があることを見出した。

[0024] 本発明は、上記の知見を基礎としてなされたものであり、下記の鋼材およびその製造方法と軟窒化処理鋼を要旨とする。

[0025] [1]

化学組成が、質量%で、

C : 0.02%以上0.07%未満、

Si : 0.10%以下、

Mn : 1.1~1.8%、

P : 0.05%以下、

S : 0.01%以下、

Al : 0.10~0.45%、

N : 0.01%以下、

Ti : 0.01~0.10%、

Nb : 0~0.1%、

Mo : 0~0.1%、

V : 0~0.1%、

Cr : 0~0.2%、

残部：Feおよび不純物であり、

下記（i）式を満足し、

鋼板中に析出物として存在するTi、Nb、Mo、VおよびCrの合計含有量が、質量%で、0.03%未満であり、

フェライトの面積率が80%以上であり、かつ、鋼板表面から50μm位置におけるフェライトの転位密度が $1 \times 10^{14} \sim 1 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$ である金属組織を有する、軟窒化処理用鋼板。

$$\text{Mn} + \text{Al} \geq 1.5 \quad \dots (i)$$

但し、式中の各元素記号は、鋼板中に含まれる各元素の含有量（質量%）を表す。

[0026] [2]

前記化学組成が、質量%で、

Nb：0.005～0.1%、

Mo：0.005～0.1%、

V：0.005～0.1%、

Cr：0.005～0.2%、

から選択される1種以上を含有する、[1]に記載の軟窒化処理用鋼板。

[0027] [3]

[1]または[2]に記載の化学組成を有する鋼素材を、

1150℃以上の温度まで加熱した後に圧延を開始し、900℃以上の仕上げ温度で圧延を終了し、

冷却後、470～530℃の温度域において巻取りを行うことにより、フェライトの面積率を80%以上とし、

その後、酸洗を施し、

酸洗後に、圧下率が0.5～5.0%であり、圧延機荷重を鋼板板幅で除した線荷重 $F$  (kg/mm)と鋼板の長手方向に負荷される単位面積あたりの荷重 $T$  (kg/mm<sup>2</sup>)との比である $F/T$  (mm)が8000以上となる条件でスキンプラス圧延を施す、軟窒化処理用鋼板の製造方法。

[0028] [4]

化学組成が、質量%で、

C : 0.02%以上0.07%未満、

Si : 0.10%以下、

Mn : 1.1~1.8%、

P : 0.05%以下、

S : 0.01%以下、

Al : 0.10~0.45%、

Ti : 0.01~0.10%、

Nb : 0~0.1%、

Mo : 0~0.1%、

V : 0~0.1%、

Cr : 0~0.2%、

残部 : Feおよび不純物であり、

最表面から50 $\mu$ mの深さ位置において、フェライト結晶中の{001}面上に窒化物が析出しており、

各窒化物における最大長さの平均値が5~10nmであり、

窒化物の個数密度が $1 \times 10^{24} \text{m}^{-3}$ 以上である、軟窒化処理鋼。

[0029] [5]

前記化学組成が、質量%で、

Nb : 0.01~0.1%、

Mo : 0.01~0.1%、

V : 0.01~0.1%および

Cr : 0.01~0.2%、

から選択される1種以上を含有する、[4]に記載の軟窒化処理鋼。

[0030] [6]

窒化物を構成する金属元素中に占めるMn濃度が80at%以上である、

[4]に記載の軟窒化処理鋼。

[0031] なお、本発明における「軟窒化処理用鋼板」には、帯状の鋼である「鋼帯」も含まれるものとする。また、軟窒化処理後の鋼の表面には、表面処理条件によって、数十 $\mu\text{m}$ 程度の鉄窒化層が形成されることがあるが、本発明における「鋼の最表面」とは、上記の鉄窒化層を含んだ鋼の表面を指すものとする。

### 発明の効果

[0032] 本発明によれば、生産性および経済性を損なうことなく、軟窒化処理前には伸びフランジ性および穴広げ性等のプレス成形性に優れた軟窒化処理用鋼板を得ることができる。また、軟窒化処理後には表面から十分な厚さの硬化層が形成された、疲労特性に優れた軟窒化処理鋼を得ることができる。このような特性を有する本発明の軟窒化処理用鋼板は、所定の部品形状に加工した後、軟窒化処理を施して、自動車用部品等の一般構造用部品として用いるのに好適である。また本発明の軟窒化処理鋼は、自動車用部品等の一般構造用部品として用いるのに好適である。

[0033] ここで、「プレス加工」とは、深絞り加工、曲げ加工、しごき加工、打ち抜き加工等を総称した加工法をいい、「プレス加工性に優れ」とは、鋼材に大きな強度を付加しなくてもプレス加工が可能であって、プレス加工を施した際にプレス成形体に実質的に欠陥となりうる割れ等が発生しないことをいう。

### 図面の簡単な説明

[0034] [図1]透過電子顕微鏡（TEM）にて観察されたフェライト中の窒化物の像を示す図である。

[図2]窒化物および母相から取得したエネルギー分散型X線分光法（TEM-EDS）のスペクトルを示す図である。

### 発明を実施するための形態

[0035] 以下、本発明の各要件について詳しく説明する。

[0036] 1. 化学組成

各元素の限定理由は下記のとおりである。なお、以下の説明において含有

量についての「%」は、「質量%」を意味する。

[0037] C : 0.02%以上0.07%未満

Cは、炭化物形成元素と結合して炭化物を析出することで、強度を向上させる元素であり、鋼のプレス加工性および軟窒化処理後の母材硬さに寄与する。C含有量が低いほど、セメンタイトの析出密度が小さくなりプレス加工性は良くなるが、一方で、軟窒化処理中の炭化物の析出量が少なくなり、軟窒化処理後の鋼板において十分な母材硬さが得られなくなる。よって、C含有量は0.02%以上とする。一方、鋼に0.07%以上のCが含有している場合には、鋼のプレス加工性が悪くなるので、C含有量は0.07%未満とする。C含有量は0.03%以上であるのが好ましく、0.06%以下であるのが好ましい。

[0038] Si : 0.10%以下

Siは、製鋼段階で脱酸剤として有用な元素であるが、窒化処理において表面硬さの向上に寄与せず、硬化深さを浅くする。そのため、Si含有量は0.10%以下とする。Si含有量は0.05%以下であるのが好ましい。なお、脱酸剤としての効果を得たい場合は、Si含有量は0.01%以上であるのが好ましい。

[0039] Mn : 1.1~1.8%

Mnは、軟窒化処理により窒化物を形成して表面硬さを高める効果を有し、本発明において極めて重要な元素である。Mn含有量が1.1%未満では、窒化物形成による表面硬さを高める効果が十分ではなく、軟窒化処理後に所望の硬さ分布が得られず、良好な耐摩耗性および疲労特性を得ることができない。一方、Mn含有量が1.8%を超えると、中心偏析の影響が顕著にあり、鋼板の加工性を低下させる。よって、Mn含有量は1.1~1.8%とする。Mn含有量は1.2%以上であるのが好ましく、1.7%以下であるのが好ましい。

[0040] P : 0.05%以下

Pは、溶銑に含まれる不純物であり、粒界に偏析し、含有量の増加に伴い靱

性を低下させる元素である。このため、P含有量は、低いほど望ましい。P含有量が0.05%を超えると加工性に悪影響を及ぼすので、0.05%以下に制限する。特に、穴広げ性および溶接性を考慮すると、P含有量は、0.02%以下であることが望ましい。なお、Pを0%にするのは、操業上、困難であるので、0%は含まない。

[0041] S : 0.01%以下

Sは、溶銑に含まれる不純物であり、含有量が多すぎると、靱性を低下させたり、熱間圧延時の割れを引き起こしたりするばかりでなく、穴広げ性を劣化させる。このためSの含有量は、極力低減させるべきである。S含有量は0.01%以下ならば許容できる範囲であるので、0.01%以下に制限する。なお、Sを0%にするのは、操業上、困難であるので、0%は含まない。

[0042] Al : 0.10~0.45%

Alは、軟窒化処理において窒化物を形成して表面硬さを高める効果を有し、本発明において極めて重要な元素である。そのため、Al含有量は0.10%以上とする必要がある。一方、Al含有量が0.45%を超えると、硬化深さが小さくなり、疲労特性が劣る。よって、Al含有量は0.10~0.45%とする。Al含有量は0.15%以上であるのが好ましく、0.40%以下であるのが好ましい。

[0043] N : 0.01%以下

Nは、軟窒化処理前に0.01%を超えて含まれると、鋼板においてAlまたはTiと結合して窒化物を形成して、鋼板の加工性を劣化させる。また、鋼板での固溶状態のTiが少なくなるために軟窒化処理後に十分な母材硬さが得られなくなる。よって、N含有量は0.01%以下とする。N含有量は0.008%以下であるのが好ましい。なお、軟窒化処理後は、処理中にNが拡散することで板厚方向の濃度勾配を生じる。軟窒化処理後のNは、Fe中に固溶する他、窒化析出物を形成し、析出物密度はN濃度に依存する。さらに疲労特性は固溶Nに依存せず、析出密度とサイズを満たすときに確保で

きる。軟窒化処理鋼は、Fe中に固溶するNと、窒化析出物を形成するNを含有することになる。ただし、N量でなく、窒化物の個数密度のみを請求項に規定した。また、後述の表3には表層から50 $\mu$ m深さ位置の固溶N量(EPMA)を記載し、それによる依存性が無いことが分かるようにした。

[0044] Ti : 0.01~0.1%

Tiは、軟窒化処理中に母材において炭化物として析出し、母材硬さを高める効果を有し、本発明において極めて重要な成分である。Ti含有量が0.01%未満では、上記効果が十分ではない。一方、Ti含有量が0.1%を超えると、熱間圧延におけるTi炭窒化物の溶体化のための加熱温度が高く、加熱時間が長くなり、製造コストを上昇させる。よって、Ti含有量は0.01~0.1%とする。Ti含有量は0.02%以上であるのが好ましく、0.09%以下であるのが好ましい。

[0045] Nb : 0~0.1%

Mo : 0~0.1%

V : 0~0.1%

Cr : 0~0.2%

Nb、Mo、VおよびCrは、軟窒化処理において母材において炭化物を形成して母材硬さを高める効果を有する元素である。したがって、上記の元素から選択される1種以上を含有させても良い。しかし、Nb、Mo、Vは0.1%を超えて含有させると、Crは0.2%を超えて含有させると、熱間圧延における炭窒化物の溶体化のための加熱温度が高く、加熱時間が長くなり、製造コストを上昇させる。このため、各元素の含有量はそれぞれ0.1%以下とする必要がある。上記の効果を得心たい場合は、これらの元素から選択される1種以上の含有量を0.005%以上とすることが好ましい。なお、上記の元素のうちの2種以上を複合的に含有させる場合、その合計含有量は0.005~0.1%とすることが好ましい。

[0046]  $Mn + Al \geq 1.5 \quad \dots (i)$

但し、式中の各元素記号は、鋼板中に含まれる各元素の含有量(質量%)

を表す。

軟窒化処理により十分な表面硬さを得るためには、各元素の含有量が上述の規定の範囲に含まれるだけでは不十分であり、上記 (i) 式を満足する必要がある。軟窒化処理において形成される (Mn, Al) 窒化物の析出量が少ないと、表面硬さを十分に高めることができないためである。

[0047] 本発明の鋼材は、上記のCからCrまでの元素と、残部Feおよび不純物とからなる化学組成を有する。

[0048] ここで「不純物」とは、鋼板を工業的に製造する際に、鉱石、スクラップ等の原料、製造工程の種々の要因によって混入する成分であって、本発明に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

[0049] 軟窒化処理前の軟窒化処理用鋼板において、析出物として存在するTi、Nb、Mo、VおよびCrの合計含有量：0.03%未満

本発明において、軟窒化処理後の鋼板の疲労特性を向上させる観点において、鋼中に析出物として存在するTi、Nb、Mo、VおよびCrの合計含有量は重要な指標となる。疲労特性を良好にするためには、鋼板表面の硬度（表面硬さ）が高いだけでなく、鋼板内部の硬度（母材硬さ）も高くなくてはならない。軟窒化処理中に鋼板内部で炭化物を析出させることで、析出強化により母材硬さを高くすることが可能である。そのため、軟窒化処理用鋼板において、炭化物形成元素であるTi、Nb、Mo、VおよびCrは、一定量以上が固溶状態である必要がある。

[0050] 析出物として存在するTi、Nb、Mo、VおよびCrの合計含有量が、質量%で、0.03%以上であると、固溶濃度が小さくなり、十分な析出強化得られず、母材硬さが小さくなり、疲労特性も劣化する。したがって、本発明においては、鋼板中に存在する析出物中のTi、Nb、Mo、VおよびCrの合計含有量を、質量%で、0.03%未満とする。

[0051] なお、析出物として存在するTi、Nb、Mo、VおよびCrの含有量は、以下の抽出残渣分析により求める。軟窒化処理用鋼板から試験片を採取して、電解液（10%アセチルアセトン-1%塩化テトラメチルアンモニウム

—残部メタノール）中に浸漬して定電流電解し、その後、濾過径 $0.2\ \mu\text{m}$ のフィルターで濾過して抽出残渣（炭化物）を得る。この抽出残渣を溶解して溶液化した後、ICP発光分光法（ICP-OES）により分析することで溶液中のTi、Nb、Mo、VおよびCrの濃度をそれぞれ測定する。そして、得られた濃度を電解した試験片の質量で除することで、鋼板中に析出物として存在するTi、Nb、Mo、VおよびCrの含有量を算出する。

[0052] 2. 軟窒化処理前の軟窒化処理用鋼板の金属組織

本発明の鋼板は、上記成分組成に加えて、フェライトの面積率が80%以上であり、かつ、鋼板表面から $50\ \mu\text{m}$ 位置におけるフェライトの転位密度が $1 \times 10^{14} \sim 1 \times 10^{16}\ \text{m}^{-2}$ である金属組織を有する。

[0053] フェライトの面積率：80%以上

本発明において、鋼板の加工性を良好にするためにフェライトの面積率は重要な指標である。フェライトの他の金属組織が含まれ、フェライトの面積率が80%未満となると、鋼板の伸びおよび穴広げ性の両立が困難になる。その他の金属組織とは、オーステナイト、パーライト、ベイナイト、マルテンサイトを指す。また、強度、伸びおよび穴広げ性をバランス良く両立させるためには、フェライト結晶粒径を $20\ \mu\text{m}$ 未満とすることが望ましい。

[0054] 鋼板表面から $50\ \mu\text{m}$ 位置のフェライトの転位密度： $1 \times 10^{14} \sim 1 \times 10^{16}\ \text{m}^{-2}$

鋼板表面から $50\ \mu\text{m}$ 位置におけるフェライトの転位密度は、軟窒化処理における窒化物の析出を制御する上で極めて重要な指標である。鋼板表層の転位密度を高くすると、窒化物が転位上で優先的に生成し、析出を促進することができ、表面硬さを大きくすることができる。ただし、鋼板表層の転位密度が高くなり過ぎると、加工性が劣化して部品形状への成形が困難になる。したがって、本発明においては、鋼板表面から $50\ \mu\text{m}$ 位置における転位密度を、軟窒化処理において十分な表面硬さを得るために $1 \times 10^{14}\ \text{m}^{-2}$ 以上とし、鋼板の加工性を確保するために $1 \times 10^{16}\ \text{m}^{-2}$ 以下とする。

[0055] 鋼板表面のフェライトの転位密度を上昇させるに際し、転位が板厚方向中

心まで導入されると加工性が悪化するおそれがある。そのため、板厚方向中心における転位密度は増加させないことが望ましい。

- [0056] 転位密度は下記のように求めることができる。鋼板を機械研磨した後、電解研磨により所定の板厚方向の位置まで研磨する。X線回折法で得た  $\{110\}$ 、 $\{211\}$ 、 $\{220\}$  のピークの積分強度からWilliamson-Hallプロットにて格子歪  $\varepsilon$  を算出した後、下記の式に基づいて転位密度  $\rho$  を算出する。ここで、 $b$  はバーガスベクトルである。

$$\rho = (14.4 \times \varepsilon^2) / b^2$$

Williamson-Hallプロットは、例えば、公知の文献である「鉄と鋼、Vol.100(2014)No.10 田中ら」に開示されている。

- [0057] 3. 軟窒化処理後の軟窒化処理鋼の窒化物

上述のように、軟窒化処理鋼の疲労特性を向上させるためには、鋼の最表面から  $50 \mu\text{m}$  の深さ位置における硬さが、試験力を  $0.3 \text{ kgf}$  とした際のピッカース硬さで  $600 \text{ HV}$  以上であり、かつ、硬化深さが  $0.35 \text{ mm}$  以上である硬化層を形成させることが重要である。このような硬化層を形成させるため、本発明の軟窒化処理鋼においては、少なくとも鋼の最表面から  $50 \mu\text{m}$  の深さ位置において、フェライト結晶中の  $\{001\}$  面上に板状の窒化物が析出している必要がある。そして、上記の窒化物の析出形態、組成および個数密度を、以下に示すように規定する必要がある。

- [0058] フェライト結晶中の  $\{001\}$  面上に析出した窒化物は、形状が板状であるため、フェライトの結晶格子内で大きな整合歪みを生成し、硬度上昇に有効に作用する。この作用を有効に発揮させるためには、上記窒化物の最大長さを  $5 \sim 10 \text{ nm}$  とする必要がある。最大長さが  $5 \text{ nm}$  未満であると、フェライトの結晶格子内で十分大きな整合歪みを生成することができない。一方、最大長さが  $10 \text{ nm}$  を超えると、非整合性が大きくなるため、かえって硬度が低下してしまう。

- [0059] また、本発明において窒化処理によって析出する窒化物は、主成分として  $\text{Mn}$ 、 $\text{Al}$  および  $\text{N}$  を含有し、 $(\text{Mn}, \text{Al}) \times \text{N}_y$  の結晶組成を示す。軟

窒化処理鋼中に存在する窒化物が、 $\eta - \text{Mn}_3\text{N}_2$ 型の結晶構造を持つ ( $\text{Mn}$ ,  $\text{Al}$ ) $_3\text{N}_2$ となって析出している場合、窒化物を構成する  $\text{Mn}$  および  $\text{Al}$  を含む金属元素のうち、 $\text{Mn}$  濃度は 80 at % 以上となる。この窒化物は、 $\text{NaCl}$  型の結晶構造を持つ ( $\text{Mn}$ ,  $\text{Al}$ ) $1\text{N}1$  と比較して、鋼表面から侵入した固溶  $\text{N}$  の析出時の消費が少ないため、同じ軟窒化処理時間でもより深くまで  $\text{N}$  が侵入し、硬化深さが大きくなる。よって、最表面から 50  $\mu\text{m}$  の深さ位置に存在する窒化物の金属元素中に占める  $\text{Mn}$  濃度は、80 at % 以上とする。

[0060] 従来、 $\text{Mn}$  は窒化物形成元素としては弱い作用しか持たないと考えられてきた。しかし、窒化物形成作用の強い  $\text{Al}$  とともに、所定量を鋼中に含有させることで  $\text{Mn}$  および  $\text{Al}$  を主体とする窒化物の形成が促進される。この窒化物は、極表面にのみ形成されてその後の窒素の内部への拡散を阻害するという作用をあまり示さない。そのため、鋼表面から十分な深さ領域まで有効に窒化物を形成させることが可能となり、大きな硬化深さを得ることができるようになる。

[0061] さらに、鋼の最表面から 50  $\mu\text{m}$  の深さ位置において所定の硬さを得るためには、上記析出形態を有する窒化物を表層中に高密度で分散させることが必要である。そのため、上記の窒化物の個数密度を  $1 \times 10^{24} \text{m}^{-3}$  以上とする。また、表層硬化による疲労特性向上をより高めるためには、上記窒化物の個数密度を  $2 \times 10^{24} \text{m}^{-3}$  以上とすることが好ましい。

[0062] なお、鋼の最表面から 50  $\mu\text{m}$  の深さ位置における、上記窒化物の最大長さおよび個数密度は、例えば、TEM を用いて表層の硬化層中の析出物を観察し、解析することで定量することができる。TEM 観察はフェライトの [001] 方向が電子ビームの入射方向と平行になる条件で観察を行うことが望ましい。また、最大長さは観察した視野に含まれた窒化物の平均値で評価することが望ましい。なお、窒化物は 50 nm  $\times$  50 nm の面積の視野を 5 視野撮影し、合計で少なくとも 50 個以上の窒化物を抽出し、平均値を求めることが好ましい。

[0063] 窒化物の個数密度を求めるに際し、フェライト結晶中の {001} 面上に析出した窒化物は、(001) 面上、(100) 面上、(010) 面上の窒化物の個数をそれぞれ数え上げ、その総数で求めることが可能である。但し、(001) 面上に析出した窒化物は観察が困難であれば、(100) 面、(010) 面上の窒化物の個数を数え上げ、その総数を1.5倍することで求めることが可能である。また、観察した領域のTEM試料の厚さはEELS (Electron Energy Loss Spectroscopy) のLog-ratio法を用いて測定することができる。観察された窒化物の個数を、観察視野の面積と厚さとの積で求められる体積で除することで個数密度を求めることができる。個数密度の算出にあっては、異なる結晶粒から少なくとも5視野以上を100~200万倍の倍率で撮影し、それぞれの視野で個数密度を求め、各視野で求められた個数密度の平均値を採用することが好ましい。

[0064] また、本発明において、窒化物を構成する金属元素中に占めるMn濃度としては、TEM-EDS (Energy Dispersion X-ray Spectroscopy) による元素分析により定量した値を採用するものとする。

[0065] なお、TEM観察に供する試料は、電解研磨法やFIB Lift-out法、Aryオン研磨法などの一般のTEM試料調整法で作製すれば良い。

#### [0066] 4. 製造方法

本発明に係る軟窒化処理用鋼板の製造方法について特に制限はないが、例えば、上記の化学組成を有する鋼素材に対して以下に示す処理を施すことにより製造することができる。

[0067] 上記鋼素材を、1150℃以上の温度まで加熱した後に圧延を開始し、900℃以上の仕上げ温度で圧延を終了する。スラブを加熱炉にて圧延前加熱温度を1150℃以上とすることによって、鋼中に含有される析出元素を十分に溶体化させることができる。なお、加熱温度が1300℃を超えるとオーステナイト粒径が粗大化するため、加熱温度は1300℃以下が好ましい。また、圧延仕上げ温度が900℃未満では変形抵抗が大きくなり、圧延機

の負荷が増大する。

- [0068] 圧延後に、冷却後、470～530℃の温度域において巻取りを行う。なお、圧延後から巻取りまでの間、冷却開始から4.0秒以内の時間は、冷却速度CR (℃/s) が、下記 (ii) 式で定義される  $C_{eq}||W$  の値との関係において、下記 (iii) 式を満たす条件で冷却をすることが好ましい。

$$C_{eq}||W = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V) / 5 \quad \dots (ii)$$

$$80 - 190 \times C_{eq}||W \leq CR \leq 115 - 230 \times C_{ew}||W \quad \dots (iii)$$

但し、式中の各元素記号は、鋼板中に含まれる各元素の含有量 (質量%) を表す。

- [0069] 冷却工程における冷却速度CR (℃/s) が低すぎると、冷却中の高温での炭化物の析出を抑制することが困難となるおそれがあり、高すぎると、変態温度が低くなりすぎてベイナイト変態し、フェライト面積率が低下するため、鋼板の強度が大きくなり、加工性が低下するおそれがあるためである。

- [0070] マルテンサイトおよびベイナイトの低温変態組織の形成による成形性の低下を防止するためには、巻取り温度は470℃以上とするのが好ましい。一方、巻取り温度が530℃を超えると、フェライト中の炭化物の析出が進行して、続く軟窒化処理にて炭化物が粗大化するため、母材硬さが低くなる。そのため、巻取り温度は470～530℃とするのが好ましい。

- [0071] 鋼板が冷却した後、酸洗を施す。酸洗は鋼板表面のスケール除去を目的としており、公知の方法により行えば良い。

- [0072] 酸洗後の鋼板に対して、スキンプス圧延を施す。スキンプス圧延の目的は、可動転位を導入することで降伏伸びを抑制させることだけでなく、鋼板表面の転位密度を増加させることである。

- [0073] スキンプス圧延での圧下率は0.5～5.0%とすることが好ましい。圧下率が0.5%未満では降伏伸びが抑制できないおそれがあり、5.0%を超えると転位が板厚方向中心まで導入されることで延性が低下するおそれが

あるためである。

[0074] また、スキンプラス圧延においては、圧延機荷重を鋼板板幅で除した線荷重  $F$  ( $\text{kg}/\text{mm}$ ) と鋼板の長手方向に負荷される単位面積あたりの荷重  $T$  ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ ) との比である  $F/T$  ( $\text{mm}$ ) を 8000 以上とすることが望ましい。  $F/T$  が 8000 未満の場合には、鋼板表層の転位密度の増加が小さく、軟窒化処理時の窒化物の析出の促進効果が十分ではなく、所望の表面硬さを得られないおそれがあるためである。

[0075] 次に、これらの製造方法で得られた窒化処理用鋼材を窒化処理する際の好ましい処理条件について説明する。通常、上記窒化処理用鋼材を自動車用部品または機械構造用部品等にプレス成形した後、この部品を軟窒化処理することにより表層を硬化させる。本発明に係る軟窒化処理鋼の製造方法について特に制限はないが、例えば、上記製造方法で得られた軟窒化処理用鋼材に対して、処理条件を調整した軟窒化処理を施し、目的とする深さまで、所定の析出形態の窒化物を生成させることで製造することができる。なお、品質や製造コストの観点から、軟窒化処理方法としては、ガス軟窒化処理方法を採用することが好ましい。

[0076] ガス軟窒化処理は、 $\text{NH}_3 : \text{N}_2 : \text{CO}_2$  のガス雰囲気において、 $560 \sim 580^\circ\text{C}$  の加熱温度および  $1 \sim 3$  h の処理時間で行うのが好ましい。軟窒化処理時の加熱温度を高めにしたたり、処理時間を増加させたりすることは、生産性の低下およびコストの増加につながる。また、析出窒化物の粗大化等を招き、フェライト結晶格子内での整合歪みの発生を阻害し、非整合性が現れるなど、かえって硬度低下が生じる原因となることもある。したがって、低めの加熱温度で短い処理時間で軟窒化処理することが、生産性向上およびコスト低減の点で好ましい。

[0077] 上記の方法を用いることにより、上述したような析出形態の窒化物を高密度で、表層から十分な深さ範囲にわたって生成させることが可能となる。もちろん、軟窒化処理は、上記のようなガス軟窒化処理に限定する必要はなく、本発明で規定する成分組成の鋼材を軟窒化処理する際の条件調整により、

本発明で限定する表層硬化層を形成することができるものであれば良い。

### 実施例

[0078] 以下、実施例によって本発明をより具体的に説明するが、本発明はこれらの実施例に限定されるものではない。

[0079] 表1に示す化学組成を有する鋼を溶製し、鑄造して鋼素材を得た。これらの鋼素材を表2に示す条件にて熱間圧延を行い、鋼板を製造した後、7%塩酸水溶液にてスケールを除去し、表2に示す条件にてスキンプラス圧延を施し、板厚2.9mmの鋼板を製造した。

[0080]

[表1]

鋼	化学組成 (質量%、残部:Feおよび不純物)													(ii)式† 右辺値	(iii)式‡ 最左辺値	(iii)式‡ 最右辺値
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Mo	V	Cr	Mn+Al			
A	0.005 *	0.04	1.26	0.008	0.0030	0.32	0.0036	0.07					1.58	0.22	39	65
B	0.04	0.09	0.60 *	0.007	0.0036	0.38	0.0017	0.05					0.98	0.14	53	83
C	0.03	0.01	2.30 *	0.008	0.0031	0.28	0.0040	0.05					1.58	0.41	1	20
D	0.05	0.01	1.28	0.008	0.0050	0.03 *	0.0014	0.07					1.58	0.26	30	54
E	0.04	0.05	1.45	0.007	0.0035	0.70 *	0.0036	0.06					1.58	0.28	26	50
F	0.03	0.06	1.32	0.006	0.0024	0.29	0.0025	0.003 *					1.61	0.25	33	58
G	0.05	0.06	1.30	0.008	0.0021	0.33	0.0050	0.05					1.63	0.27	29	54
H	0.06	0.07	1.66	0.008	0.0027	0.22	0.0016	0.05			0.01	0.01	1.88	0.34	15	37
I	0.04	0.04	1.54	0.007	0.0031	0.20	0.0015	0.07	0.02				1.75	0.30	24	47
J	0.05	0.05	1.50	0.008	0.0044	0.19	0.0026	0.04		0.01	0.01		1.68	0.30	22	45

\* 本発明で規定される範囲を外れることを意味する。

†  $CeqIW = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 \dots (ii)$

‡  $80 - 190 \times CeqIW \leq CR \leq 115 - 230 \times CeqIW \dots (iii)$

[0081] [表2]

試験 番号	鋼	圧延条件		冷却条件		スキンパス圧延条件			
		加熱温度 (°C)	仕上温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	巻取温度 (°C)	圧下率 (%)	F #1 (kg/mm)	T #2 (kg/mm <sup>2</sup> )	F/T (mm)
1	A *	1250	940	45	500	1.2	1028	0.112	9162
2	B *	1230	950	60	500	1.2	1000	0.109	9156
3	C *	1230	920	10	500	1.2	964	0.112	8593
4	D *	1240	930	45	500	1.2	1013	0.108	9338
5	E *	1250	920	40	500	1.2	958	0.108	8856
6	F *	1250	930	45	500	1.2	964	0.110	8721
7	G	1240	940	35	500	1.2	968	0.111	8680
8	H	1250	950	25	500	1.2	996	0.113	8840
9	I	1250	920	35	500	1.2	1072	0.108	9929
10	J	1240	930	30	500	1.2	1072	0.113	9479
11	G	1050	920	40	500	1.2	985	0.105	9341
12	G	1230	930	10	500	1.2	1033	0.114	9081
13	G	1230	920	70	500	1.2	1024	0.111	9227
14	G	1240	940	40	400	1.2	1070	0.107	10025
15	G	1250	930	40	600	1.2	1057	0.112	9433
16	G	1250	920	40	500	1.2	870	0.115	7580

\* 本発明で規定される範囲を外れることを意味する。

#1 圧延機荷重を鋼板板幅で除した線荷重を意味する。

#2 鋼板の長手方向に負荷される単位面積あたりの荷重を意味する。

[0082] まず、上記鋼板からフェライト面積率を測定する試験片を切断機にて切り出した後、機械研磨にて圧延方向に垂直な断面を鏡面に仕上げた後、ナイトール腐食にて組織を現出させた。光学顕微鏡を用いて、板厚方向に1/4位置を倍率1000倍で板厚方向に90 $\mu$ m、圧延方向に120 $\mu$ mの範囲を5視野観察し、撮影視野中の全てのフェライトの面積を撮影した全体の面積から除した値を、フェライトの面積率として採用した。

[0083] 次に、上記鋼板から転位密度測定に供する試験片を切断機にて切り出した後、放電加工にて縦10mm、横10mmに成形した。機械研磨にて表面を鏡面に仕上げた後、電解研磨にて機械研磨で導入されたひずみ層を除去し、鋼板表面から50 $\mu$ mの深さ位置まで研磨した。X線回折法で得た {110}、{211}、{220} のピークの積分強度からHallプロットにて

格子歪  $\varepsilon$  を算出した後、下記の式に基づいて転位密度  $\rho$  を算出した。ここで、 $b$  はバーガースベクトルであり、 $0.25 \times 10^{-9} \text{ m}$  とした。

$$\rho = (14.4 \times \varepsilon^2) / b^2$$

[0084] さらに、上記鋼板より析出物を評価するための試験片を採取し、抽出残渣分析に供した。採取した試験片を電解液（10%アセチルアセトン-1%塩化テトラメチルアンモニウム-残部メタノール）中に浸漬して定電流電解し、その後、濾過径  $0.2 \mu\text{m}$  のフィルターで濾過して抽出残渣を得た。この抽出残渣を溶解して溶液化した後、ICP発光分光法（ICP-OES）により分析することで溶液中のTi、Nb、Mo、VおよびCrの濃度をそれぞれ測定し、さらにそれを電解した試験片の質量で除することで、鋼板中に析出物として存在するTi、Nb、Mo、VおよびCrの含有量を算出した。

[0085] そして、上記鋼板より圧延方向を引張方向とするJIS 5号引張試験片を採取し、JIS Z 2241（2011）に準拠した引張試験を行い、引張強度（TS）と破断伸び（E1）とを測定した。また、60°円錐ポンチでの穴広げ試験を行い、穴広げ率（ $\lambda$ ）を測定した。

[0086] 次に、上記鋼板より硬さ測定用の試験片と平面曲げ試験片を採取し、これらの試験片に、温度が570°Cで、 $\text{NH}_3 : \text{N}_2 : \text{CO}_2 = 50 : 45 : 5$  の雰囲気ガス中で、2h保持した後、油温80°Cで油冷するガス軟窒化処理を施した。

[0087] 硬さ測定用試験片を用いて、軟窒化処理後の鋼板表面から50  $\mu\text{m}$  の位置および板厚中央部についてピッカース硬さの測定を行った。硬さ試験の条件は、試験力0.3 kgf（2.942 N）とし、5箇所の測定結果の平均値を求めた。鋼板表面から50  $\mu\text{m}$  の位置の硬さを表面硬さとし、板厚中央の硬さを母材硬さとした。また、鋼板表面から、母材硬さよりも50 Hv硬い深さまでの距離を硬化深さとした。

[0088] 疲労特性についてはJIS Z 2275（1978）に記載されている金属平板の平面曲げ疲れ試験に準拠し、シェンク式平面曲げ疲労試験機で評

価した。周波数：25 Hz、応力比： $R = -1$ とし、疲労強度は繰返し数： $10^7$ 回時間強度により評価した。

[0089] フェライト面積率、転位密度、析出物として存在するTi、Nb、Mo、VおよびCrの合計含有量および機械特性の測定結果ならびに疲労特性の評価結果を表3に示す。なお、本実施例では、EIが25%以上であり、かつλが120%以上のものを加工性が良好として評価した。また、表面硬さが600 Hv以上、母材硬さが180 Hv以上、硬化深さが0.35 mm以上のものを硬化特性が良好であると評価した。さらに、平面曲げ疲労試験については、疲労強度が600 MPa以上を疲労特性が良好（○）、600 MPa未滿を疲労特性が劣る（×）とした。

[0090]

[表3]

試験内容	窒化処理前の特徴と特性				窒化処理後の特徴と特性									
	試験番号	鋼	析出物中の合金元素の含有量 <sup>#3</sup>	マイクロ組織		機械特性			窒化物 <sup>#5</sup>		窒化処理後の機械特性			
フェライト面積率 (%)				転位密度 ( $m^{-2}$ ) <sup>#4</sup>	TS(MPa)	E(%)	$\lambda$ (%)	窒化物の個数密度 ( $m^{-3}$ )	窒化物のサイズ (nm)	表面硬さ (Hv)	硬化深さ (mm)	母材硬さ (Hv)	疲労特性	
1	A	0.012	94	$8.9 \times 10^{14}$	504	33	130	$2.2 \times 10^{24}$	6	668	0.41	138	X	比較例
2	B	0.010	84	$1.4 \times 10^{15}$	540	29	135	$0.79 \times 10^{23}$	4	456	0.39	184	X	比較例
3	C	0.015	83	$1.3 \times 10^{15}$	645	24	97	$3.1 \times 10^{14}$	8	735	0.35	211	O	比較例
4	D	0.011	87	$8.0 \times 10^{14}$	608	27	135	$0.77 \times 10^{23}$	7	512	0.43	201	X	比較例
5	E	0.013	84	$4.2 \times 10^{14}$	612	27	130	$3.9 \times 10^{24}$	9	701	0.30	211	X	比較例
6	E	0.003	81	$9.3 \times 10^{14}$	622	26	123	$2.3 \times 10^{24}$	8	619	0.40	134	X	比較例
7	G	0.013	91	$1.2 \times 10^{15}$	624	27	124	$2.4 \times 10^{24}$	8	634	0.39	210	O	本発明例
8	H	0.014	82	$6.4 \times 10^{14}$	653	26	132	$3.2 \times 10^{24}$	8	710	0.38	236	O	本発明例
9	I	0.011	83	$1.1 \times 10^{15}$	640	26	130	$3.1 \times 10^{24}$	8	674	0.38	224	O	本発明例
10	J	0.014	84	$1.8 \times 10^{15}$	631	27	122	$2.0 \times 10^{24}$	9	623	0.40	216	O	本発明例
11	G	0.039	81	$1.7 \times 10^{15}$	594	26	115	$2.2 \times 10^{24}$	5	617	0.39	154	X	比較例
12	G	0.042	87	$3.6 \times 10^{14}$	581	27	121	$1.9 \times 10^{24}$	4	613	0.38	146	X	比較例
13	G	0.012	56	$1.1 \times 10^{16}$	674	21	107	$2.7 \times 10^{24}$	17	657	0.38	221	X	比較例
14	G	0.011	62	$7.0 \times 10^{15}$	657	22	114	$2.6 \times 10^{24}$	7	634	0.37	213	O	比較例
15	G	0.032	87	$4.6 \times 10^{14}$	643	26	124	$2.5 \times 10^{24}$	6	628	0.38	157	X	比較例
16	G	0.013	83	$6.3 \times 10^{14}$	614	27	124	$0.7 \times 10^{24}$	4	512	0.41	183	X	比較例

本発明で規定される範囲を外れたものは、枠内を灰色とし、アンダーラインで記載している。

#3 析出物として存在するTi,Nb,Mo,VおよびCrの合計含有量を意味する。

#4 鋼板表面から50 $\mu$ m位置の転位密度を意味する。

#5 軟窒化処理後の鋼板表面から50 $\mu$ m位置における窒化物を意味する。

[0091] 表3から分かるように、本発明で規定される化学組成を外れる比較例である試験番号1～6は、いずれも加工性または疲労特性が劣る結果となった。試験番号1はC含有量が低く、ガス軟窒化処理中の炭化物の析出量が少ないため、母材硬さが低く、疲労特性も劣っている。試験番号2はMn含有量が少なく、ガス軟窒化におけるMn窒化物の析出が不十分であるため、表面硬さが低く、疲労特性が劣っている。試験番号3はMn含有量が多く、鋼板の中心偏析が顕著であり、加工性が劣っている。試験番号4はAl含有量が少なく、Al窒化物の析出が不十分であるため、表面硬さが低く、疲労特性が劣っている。試験番号5はAl量が多く、硬化深さが小さくなり、疲労特性が劣っている。試験番号6はTi含有量が少なく、ガス軟窒化中の炭化物の析出量が少ないため、母材硬さが低く、疲労特性が劣っている。

[0092] 本発明で規定される化学組成を満たすものの、金属組織が規定から外れる比較例である試験番号11～16は、いずれも加工性または疲労特性が劣る結果となった。試験番号11は、加熱温度が低く、Tiを十分に溶体化することができなかつたため、ガス軟窒化中の炭化物の析出が少なく、母材硬さが劣り、結果的に疲労特性が劣っている。試験番号12は冷却速度が遅く、冷却中に炭化物が析出したために、ガス軟窒化中の母材における炭化物の析出が不十分となり、母材硬さが劣り、疲労特性が劣る結果となった。試験番号13は冷却速度が速く、ベイナイト組織が形成され、フェライト面積率が低下したため、加工性が劣っている。試験番号14は巻取り温度が低く、ベイナイト、またはマルテンサイトといった低温変態組織が形成しており、フェライト面積率が低下したため、加工性が劣っている。試験番号15は巻取り温度が高く、巻取り中に炭化物の析出が進んだため、ガス軟窒化処理中に炭化物が粗大になり、母材硬さが劣り、疲労特性が劣る結果となった。試験番号16はスキンプラス圧延条件F/Tの値が小さく、鋼板表層の転位密度が十分に増加しなかつたため、ガス軟窒化処理における表面硬さが低く、その結果、疲労特性が劣っている。

[0093] 一方、本発明の要件を全て満たす本発明例である試験番号7～10は、良

好な硬化特性を発現し、かつガス軟窒化処理によって母材硬さが十分に大きくなり、良好な加工性と疲労特性とを兼ね備えていることが分かる。

[0094] 次に、表4に示す化学組成を有する鋼を溶解し、インゴットを製造した。これらのインゴットを1250℃で1h加熱した後、仕上温度が900℃、仕上厚さが3mmとなる条件にて熱間圧延を行った。そして、500℃の温度で巻き取った後、7%塩酸水溶液にてスケールを除去し、鋼板を製造した。

[0095] [表4]

鋼	化学組成 (質量%、残部: Feおよび不純物)										
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	Mo	V	Cr
A	0.004 *	0.03	1.30	0.008	0.0026	0.34	0.06	-	-	-	-
B	0.05	0.02	0.52 *	0.009	0.0031	0.37	0.05	-	-	-	-
C	0.03	0.01	2.13 *	0.008	0.0038	0.30	0.07	-	-	-	-
D	0.04	0.04	1.43	0.007	0.0042	0.03 *	0.05	-	-	-	-
E	0.05	0.05	1.31	0.009	0.0028	1.00 *	0.06	-	-	-	-
F	0.05	0.03	1.43	0.006	0.0041	0.38	0.003 *	-	-	-	-
G	0.04	0.04	1.37	0.007	0.0036	0.23	0.05	-	-	-	-
H	0.04	0.04	1.32	0.008	0.0026	0.29	0.04	-	-	0.01	0.01
I	0.03	0.03	1.44	0.007	0.0034	0.30	0.06	0.01	-	-	-
J	0.05	0.05	1.36	0.006	0.0031	0.27	0.05	-	0.01	0.01	-

\* 本発明で規定される範囲を外れることを意味する。

[0096] そして、上記鋼板より圧延方向を引張方向とするJIS 5号引張試験片を採取し、JIS Z 2241 (2011)に準拠した引張試験を行い、引張強度(TS)と破断伸び(El)とを測定した。また、プレス成形性の指標として、穴広げ性の試験を行った。穴広げ性試験においては、直径10mmの打ち抜き穴のバリを外側にして、60°円錐ポンチにて押し広げ、穴広げ率( $\lambda$ )を測定した。これらの結果を表5に示す。

[0097]

[表5]

鋼	機械特性			
	TS (MPa)	EI (%)	$\lambda$ (%)	加工性 評価
A *	498	35	130	○
B *	513	31	129	○
C *	638	24	97	×
D *	609	28	134	○
E *	608	27	127	○
F *	612	28	124	○
G	617	28	127	○
H	632	26	131	○
I	642	26	131	○
J	627	27	122	○

\* 本発明で規定される範囲を外れることを意味する。

[0098] 表5から分かるように、本発明で規定する成分組成の範囲から外れる鋼Cは、全伸び（EI）は21%、穴広げ率97%と、何れも不十分であり、プレス成形性は低い結果であった。一方、鋼A、BおよびD～Fは、本発明で規定する成分組成の範囲から外れる鋼ではあるものの、全伸び（EI）は25%以上、穴広げ率は120%以上であり、プレス成形性は十分であった。また、本発明で規定する成分組成の範囲内にある鋼G～Jはいずれも、全伸び（EI）が25%以上であり、また、穴広げ率も120%以上となり、優れたプレス成形性を有している。

[0099] 次に、プレス成形性が良好であった鋼A、BおよびD～Jに対して、以下に示す方法によって軟窒化処理を施した後、軟窒化処理鋼としての特性を調べた。まず、上記の鋼を用いた鋼板より硬さ測定用の試験片および平面曲げ試験片を採取した。そして、これらの試験片を、 $\text{NH}_3 : \text{N}_2 : \text{CO}_2 = 50 : 45 : 5$ の雰囲気ガス中において、表6に示す加熱温度および処理時間の条件で保持した後、油温80℃で油冷するガス軟窒化処理を施した。生産性の

観点から処理時間は2 h以下とした。

[0100] [表6]

試験番号	鋼	軟窒化処理条件		窒化物 <sup>#</sup>				窒化処理後の機械特性			疲労特性
		加熱温度(°C)	処理時間(h)	最大長さ <sup>‡</sup> (nm)	Mn濃度(at%)	個数密度(m <sup>-3</sup> )	表面硬さ(Hv)	硬化深さ(mm)	母材硬さ(Hv)		
1	A *	570	2	6	81	2.3 × 10 <sup>24</sup>	638	0.42	128	×	比較例
2	B *	570	2	3 *	56 *	0.86 × 10 <sup>24</sup> *	448	0.36	187	×	比較例
3	D *	570	2	5	97	0.73 × 10 <sup>24</sup> *	437	0.43	199	×	比較例
4	E *	570	2	8	55 *	3.7 × 10 <sup>24</sup>	712	0.30	207	×	比較例
5	F *	570	2	8	80	2.5 × 10 <sup>24</sup>	638	0.39	127	×	比較例
6	G	570	2	6	90	2.2 × 10 <sup>24</sup>	627	0.39	210	○	本発明例
7	H	570	2	6	84	2.3 × 10 <sup>24</sup>	616	0.38	217	○	本発明例
8	I	570	2	6	86	3.1 × 10 <sup>24</sup>	631	0.38	226	○	本発明例
9	J	570	2	7	87	2.1 × 10 <sup>24</sup>	622	0.40	219	○	本発明例
10	G	550	2	2 *	83	1.8 × 10 <sup>24</sup>	553	0.36	173	×	比較例
11	G	610	2	12 *	83	0.67 × 10 <sup>23</sup> *	476	0.38	180	×	比較例

\* 本発明で規定される範囲を外れることを意味する。

# 鋼の最表面から50µmの深さ位置における窒化物を意味する。

‡ 各窒化物における最大長さの平均値を意味する。

- [0101] 上記の硬さ測定用試験片から機械研磨または電解研磨によって、最表面から $50\mu\text{m}$ の深さ位置におけるTEM観察用試料を作製した。そして、TEMを用いて、窒化物の形状、最大長さ、および、個数密度、ならびに、窒化物を構成する金属元素中に占めるMn濃度を測定した。観察は、フェライトの $[001]$ 方向が電子ビームの入射方向と平行になる条件で行った。窒化物の最大長さは、観察した視野に含まれた窒化物の平均値で評価した。
- [0102] また、窒化物の個数密度は、以下のように評価した。フェライト結晶中の $\{001\}$ 面上に析出した窒化物のうち、 $(001)$ 面上に析出した窒化物は観察が困難であることから、 $(100)$ 面、 $(010)$ 面上の窒化物の個数を数え上げ、その総数を1.5倍することとした。観察した領域のTEM試料の厚さはEELS (Electron Energy Loss Spectroscopy) のLog-ratio法を用いて測定した。観察された窒化物の個数を、観察視野の面積と厚さとの積で求められる体積で除することで個数密度を求めた。
- [0103] 窒化物を構成する金属元素中に占めるMn濃度については、TEM-EDSにより10個の窒化物中のMn濃度を測定し、その平均値を算出することで求めた。これらの結果を表6に併せて示す。
- [0104] さらに、硬さ測定用試験片を用いて、軟窒化処理後の鋼板表面から $50\mu\text{m}$ の位置および板厚中央部についてピッカース硬さの測定を行った。硬さ試験の条件は、試験力 $0.3\text{kgf}$  ( $2.942\text{N}$ )とし、5箇所の測定結果の平均値を求めた。鋼板表面から $50\mu\text{m}$ の位置の硬さを表面硬さとし、板厚中央の硬さを母材硬さとした。また、鋼板表面から、母材硬さよりも50HV硬い深さまでの距離を硬化深さとした。
- [0105] 疲労特性については、JIS Z 2275 (1978)に記載されている金属平板の平面曲げ疲れ試験に準拠し、シエンク式平面曲げ疲労試験機で評価した。周波数： $25\text{Hz}$ 、応力比： $R=-1$ とし、疲労強度は繰返し数： $10^7$ 回時間強度により評価した。
- [0106] なお、本実施例では、表面硬さが600HV以上、母材硬さが180HV以上、硬化深さが $0.35\text{mm}$ 以上のものを硬化特性が良好であると評価し

た。さらに、平面曲げ疲労試験については、疲労強度が600MPa以上を疲労特性が良好（○）、600MPa未満を疲労特性が劣る（×）とした。

[0107] 図1および2は、試験番号6の最表面から50 $\mu$ mの深さ位置におけるTEMを用いた窒化物の観察結果を示したものである。図1は、TEMによる観察手法の1つである環状暗視野STEM法で撮影した像であり、母相と整合した平均6nmの板状合金窒化物が{001}面上に高密度分布している様子が認められる。また、図2は、窒化物および母相であるフェライトから得たTEM-EDSのスペクトルである。図2から、図1で観察された窒化物が、MnおよびAlを主成分とする窒化物であることが分かる。

[0108] 表6から分かるように、本発明で規定される化学組成を外れる比較例である試験番号1～5は、いずれも疲労特性が劣る結果となった。試料番号1はC含有量が低く、母材中の炭化物の析出が不十分であったため、母材硬さが低く、疲労特性が劣っている。試料番号2はMn含有量が低いため、表面から侵入してきた固溶窒素が表面付近で窒化物として消費されず硬化深さは十分であったものの、形成された窒化物のサイズが小さく、また個数密度も低くなった。そのため、析出強化が十分ではなく、表面硬さが低くなり、疲労特性が劣る結果となった。

[0109] 試料番号3はAl含有量が低く、窒化物形成の促進が十分ではなかったため、個数密度が低くなり、表層の析出強化が十分ではなかった。そのため、表層硬さが低くなり、疲労特性が劣っている。試料番号4はAl含有量が高いため、相対的に窒化物中のMn濃度が低くなり、結晶組成がM1N1の窒化物が形成された。そのため、表面から侵入してきた固溶窒素が試料表面付近で消費され硬化深さが小さくなり、疲労特性が劣る結果となった。試料番号5はTi含有量が低く、母材中の炭化物の析出が不十分であったため、母材硬さが低く、疲労特性が劣っている。

[0110] また、試験番号10および11は、化学組成は本発明の規定を満足するが、軟窒化処理条件が不適切であったため、最表面から50 $\mu$ mの深さ位置における窒化物の析出形態が本発明の規定から外れる比較例である。試験番号

10は、析出した窒化物のサイズが小さいため、窒化物形成に伴う整合ひずみの大きさが十分ではなく、析出強化が小さかった。その結果、表層硬さが低くなり、疲労特性が劣っている。また、試験番号11は、析出した窒化物のサイズが大きく、非整合化が進んでしまっており、かつ個数密度も小さいため、析出強化が小さかった。その結果、表層硬さが低くなり、疲労特性が劣っている。

[0111] 一方、本発明の要件を全て満たす本発明例である試料番号6～9は、最表面から50 $\mu$ mの深さ位置における硬さが600HV以上と十分な表層硬度が得られ、かつ硬化深さも0.35 $\mu$ m以上と大きく、さらに母材硬さも200HVを超え、良好な疲労特性を備えていることが分かる。

### 産業上の利用可能性

[0112] 本発明によれば、生産性および経済性を損なうことなく、軟窒化処理前には伸びフランジ性および穴広げ性等のプレス成形性に優れ、かつ軟窒化処理後には表面から十分な厚さの硬化層が形成された、疲労特性に優れる軟窒化処理鋼を得ることができる。このような特性を有する本発明の軟窒化処理用鋼板と軟窒化処理鋼は、自動車用部品等の一般構造用部品として用いるのに好適である。

## 請求の範囲

## [請求項1]

化学組成が、質量%で、

C : 0.02%以上0.07%未満、

Si : 0.10%以下、

Mn : 1.1~1.8%、

P : 0.05%以下、

S : 0.01%以下、

Al : 0.10~0.45%、

N : 0.01%以下、

Ti : 0.01~0.10%、

Nb : 0~0.1%、

Mo : 0~0.1%、

V : 0~0.1%、

Cr : 0~0.2%、

残部 : Feおよび不純物であり、

下記 (i) 式を満足し、

鋼板中に析出物として存在するTi、Nb、Mo、VおよびCrの合計含有量が、質量%で、0.03%未満であり、

フェライトの面積率が80%以上であり、かつ、鋼板表面から50  $\mu\text{m}$ 位置におけるフェライトの転位密度が $1 \times 10^{14} \sim 1 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$ である金属組織を有する、軟窒化処理用鋼板。

$$\text{Mn} + \text{Al} \geq 1.5 \quad \dots (i)$$

但し、式中の各元素記号は、鋼板中に含まれる各元素の含有量（質量%）を表す。

## [請求項2]

前記化学組成が、質量%で、

Nb : 0.005~0.1%、

Mo : 0.005~0.1%、

V : 0.005~0.1%、

Cr : 0.005 ~ 0.2%、  
から選択される1種以上を含有する、請求項1に記載の軟窒化処理用鋼板。

[請求項3] 請求項1または請求項2に記載の化学組成を有する鋼素材を、  
1150℃以上の温度まで加熱した後に圧延を開始し、900℃以上の仕上げ温度で圧延を終了し、  
冷却後、470~530℃の温度域において巻取りを行うことにより、フェライトの面積率を80%以上とし、  
その後、酸洗を施し、  
酸洗後に、圧下率が0.5~5.0%であり、圧延機荷重を鋼板板幅で除した線荷重 $F$  (kg/mm)と鋼板の長手方向に負荷される単位面積あたりの荷重 $T$  (kg/mm<sup>2</sup>)との比である $F/T$  (mm)が8000以上となる条件でスキンプラス圧延を施す、軟窒化処理用鋼板の製造方法。

[請求項4] 化学組成が、質量%で、  
C : 0.02%以上0.07%未満、  
Si : 0.10%以下、  
Mn : 1.1~1.8%、  
P : 0.05%以下、  
S : 0.01%以下、  
Al : 0.10~0.45%、  
Ti : 0.01~0.10%、  
Nb : 0~0.1%、  
Mo : 0~0.1%、  
V : 0~0.1%、  
Cr : 0~0.2%、  
残部 : Feおよび不純物であり、  
最表面から50μmの深さ位置において、フェライト結晶中の{0

01} 面上に窒化物が析出しており、  
各窒化物における最大長さの平均値が5～10nmであり、  
窒化物の個数密度が $1 \times 10^{24} \text{ m}^{-3}$ 以上である、軟窒化処理鋼。

[請求項5]

前記化学組成が、質量%で、

Nb : 0.01～0.1%、

Mo : 0.01～0.1%、

V : 0.01～0.1%および

Cr : 0.01～0.2%、

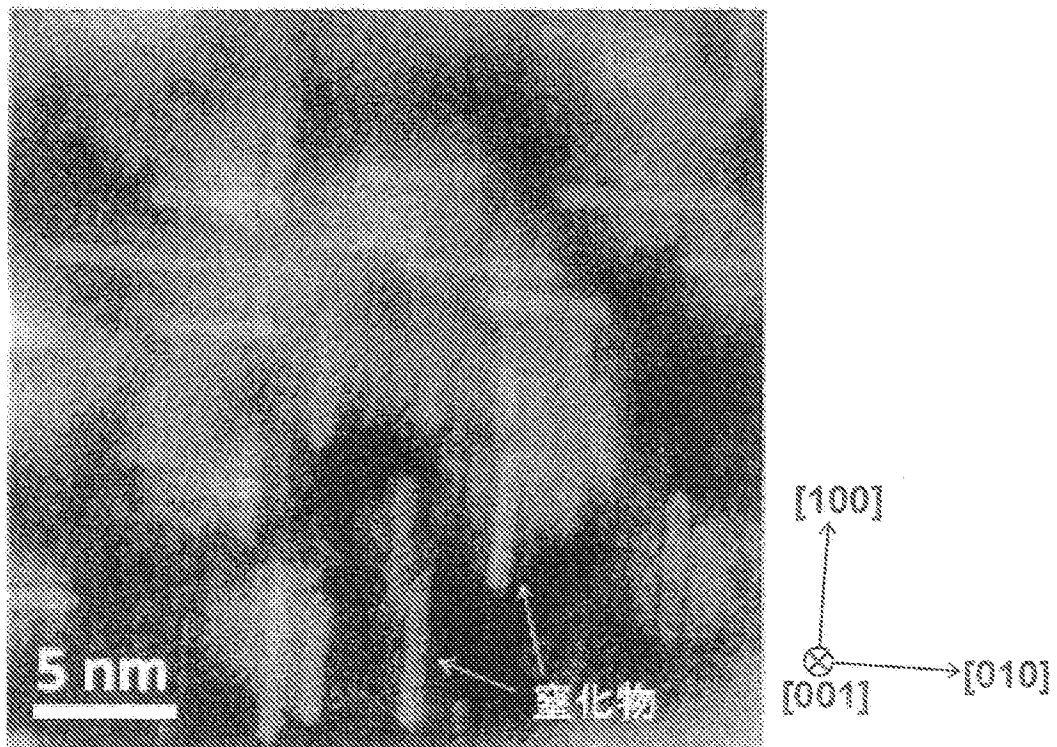
から選択される1種以上を含有する、請求項4に記載の軟窒化処理鋼

。

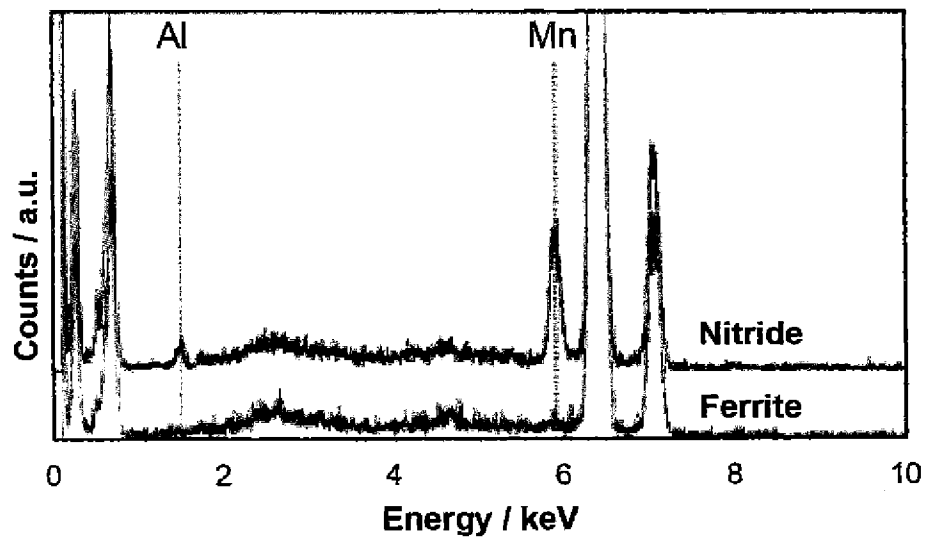
[請求項6]

窒化物を構成する金属元素中に占めるMn濃度が80at%以上である、請求項4に記載の軟窒化処理鋼。

[図1]



[図2]



**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.

PCT/JP2015/067217

<p><b>A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER</b>                  C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/38(2006.01)i, C21D1/06(2006.01)n</p> <p>According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC</p>											
<p><b>B. FIELDS SEARCHED</b></p> <p>Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)                  C22C38/00, C21D9/46, C22C38/38, C21D1/06</p> <p>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 1996-2015                  Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2015 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2015</p> <p>Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)</p>											
<p><b>C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT</b></p> <table border="1" style="width:100%; border-collapse: collapse;"> <thead> <tr> <th style="width:10%;">Category*</th> <th style="width:70%;">Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages</th> <th style="width:20%;">Relevant to claim No.</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td align="center">A</td> <td>WO 2013/077298 A1 (Nippon Steel &amp; Sumitomo Metal Corp.), 30 May 2013 (30.05.2013), entire text; all drawings &amp; JP 5664797 B2 &amp; US 2014/0334966 A1 &amp; TW 201333221 A1 &amp; KR 10-2014-0077212 A &amp; CN 103958713 A &amp; MX 2014005863 A</td> <td align="center">1-6</td> </tr> <tr> <td align="center">A</td> <td>WO 2012/141297 A1 (Nippon Steel Corp.), 18 October 2012 (18.10.2012), entire text; all drawings &amp; JP 5454738 B2 &amp; US 2014/0027022 A1 &amp; EP 2698443 A1 &amp; CA 2832890 A1 &amp; TW 201247892 A1 &amp; CN 103534379 A &amp; MX 2013011812 A &amp; KR 10-2013-0135352 A</td> <td align="center">1-6</td> </tr> </tbody> </table>			Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.	A	WO 2013/077298 A1 (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 30 May 2013 (30.05.2013), entire text; all drawings & JP 5664797 B2 & US 2014/0334966 A1 & TW 201333221 A1 & KR 10-2014-0077212 A & CN 103958713 A & MX 2014005863 A	1-6	A	WO 2012/141297 A1 (Nippon Steel Corp.), 18 October 2012 (18.10.2012), entire text; all drawings & JP 5454738 B2 & US 2014/0027022 A1 & EP 2698443 A1 & CA 2832890 A1 & TW 201247892 A1 & CN 103534379 A & MX 2013011812 A & KR 10-2013-0135352 A	1-6
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.									
A	WO 2013/077298 A1 (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 30 May 2013 (30.05.2013), entire text; all drawings & JP 5664797 B2 & US 2014/0334966 A1 & TW 201333221 A1 & KR 10-2014-0077212 A & CN 103958713 A & MX 2014005863 A	1-6									
A	WO 2012/141297 A1 (Nippon Steel Corp.), 18 October 2012 (18.10.2012), entire text; all drawings & JP 5454738 B2 & US 2014/0027022 A1 & EP 2698443 A1 & CA 2832890 A1 & TW 201247892 A1 & CN 103534379 A & MX 2013011812 A & KR 10-2013-0135352 A	1-6									
<p><input checked="" type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input type="checkbox"/> See patent family annex.</p>											
<p>* Special categories of cited documents:</p> <table style="width:100%;"> <tr> <td style="width:50%;"> <p>“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance</p> <p>“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date</p> <p>“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)</p> <p>“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means</p> <p>“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed</p> </td> <td style="width:50%;"> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“&amp;” document member of the same patent family</p> </td> </tr> </table>			<p>“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance</p> <p>“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date</p> <p>“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)</p> <p>“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means</p> <p>“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed</p>	<p>“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</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“&amp;” document member of the same patent family</p>							
<p>“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance</p> <p>“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date</p> <p>“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)</p> <p>“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means</p> <p>“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed</p>	<p>“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</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“&amp;” document member of the same patent family</p>										
<p>Date of the actual completion of the international search 26 August 2015 (26.08.15)</p>		<p>Date of mailing of the international search report 15 September 2015 (15.09.15)</p>									
<p>Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan</p>		<p>Authorized officer</p> <p>Telephone No.</p>									

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/067217

## C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2012/070349 A1 (Sumitomo Metal Industries, Ltd., Honda Motor Co., Ltd.), 31 May 2012 (31.05.2012), entire text; all drawings & JP 5639188 B2 & CN 103221566 A	1-6
A	JP 2011-236449 A (Kobe Steel, Ltd.), 24 November 2011 (24.11.2011), entire text (Family: none)	1-6
A	JP 2004-3010 A (NKK Bars & Sharpers Co., Ltd., JFE Steel Corp.), 08 January 2004 (08.01.2004), entire text; all drawings (Family: none)	1-6
A	JP 2002-69572 A (Nippon Steel Corp., Honda Motor Co., Ltd.), 08 March 2002 (08.03.2002), entire text (Family: none)	1-6
A	JP 10-306343 A (Kobe Steel, Ltd.), 17 November 1998 (17.11.1998), entire text; all drawings (Family: none)	1-6

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, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/38(2006.01)i, C21D1/06(2006.01)n		
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, C21D9/46, C22C38/38, C21D1/06		
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 1971-2015年 日本国実用新案登録公報 1996-2015年 日本国登録実用新案公報 1994-2015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	WO 2013/077298 A1（新日鐵住金株式会社）2013.05.30, 全文,全図 & JP 5664797 B2 & US 2014/0334966 A1 & TW 201333221 A1 & KR 10-2014-0077212 A & CN 103958713 A & MX 2014005863 A	1-6
A	WO 2012/141297 A1（新日本製鐵株式会社）2012.10.18, 全文,全図 & JP 5454738 B2 & US 2014/0027022 A1 & EP 2698443 A1 & CA 2832890 A1 & TW 201247892 A1 & CN 103534379 A & MX 2013011812 A & KR 10-2013-0135352 A	1-6
<input checked="" type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <span style="margin-left: 200px;"><input type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。</span>		
* 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 26.08.2015	国際調査報告の発送日 15.09.2015	
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） 鈴木 葉子 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	4K 3557

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	WO 2012/070349 A1 (住友金属工業株式会社, 本田技研工業株式会社) 2012. 05. 31, 全文, 全図 & JP 5639188 B2 & CN 103221566 A	1-6
A	JP 2011-236449 A (株式会社神戸製鋼所) 2011. 11. 24, 全文 (ファミリーなし)	1-6
A	JP 2004-3010 A (エヌケーケー条鋼株式会社, J F E スチール株式会 社) 2004. 01. 08, 全文, 全図 (ファミリーなし)	1-6
A	JP 2002-69572 A (新日本製鐵株式会社, 本田技研工業株式会社) 2002. 03. 08, 全文 (ファミリーなし)	1-6
A	JP 10-306343 A (株式会社神戸製鋼所) 1998. 11. 17, 全文, 全図 (ファミリーなし)	1-6