

(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
2018年8月23日(23.08.2018)



(10) 国際公開番号

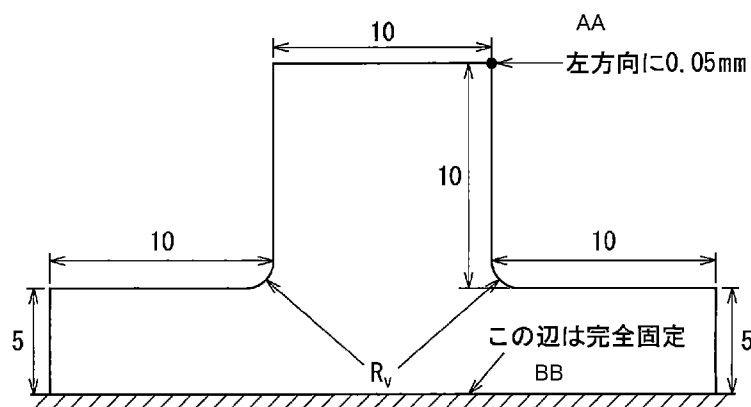
WO 2018/151321 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/12 (2006.01)
C21D 1/06 (2006.01) C22C 38/26 (2006.01)
C21D 8/06 (2006.01) C23C 8/26 (2006.01)
C21D 9/32 (2006.01) B21J 5/00 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2018/006051
- (22) 国際出願日: 2018年2月20日(20.02.2018)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2017-029144 2017年2月20日(20.02.2017) 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: 成宮 洋輝 (NARUMIYA, Hiroki); 〒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). 梅原 崇秀 (UMEHARA, Takahide); 〒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,

(54) Title: NITRIDED COMPONENT AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称: 窒化処理部品及びその製造方法

[図1]



AA 0.05 mm in left direction
BB Completely fixed on this side

(57) Abstract: In order to provide a nitride component having excellent fatigue strength, a composition is provided that has a prescribed component, comprises ferrite and pearlite, and wherein: ferrite grains having an aspect ratio, being the ratio between the length in the long axis direction and the short axis direction thereof, of at least 4.5 are present in an entire region having a depth of no more than $(\rho \times 0.09 + 0.05)$ mm from the surface of a planned stress concentration section; and the average N concentration is at least 5,000 ppm in a surface layer section from the surface to 200 μ m

BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

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

添付公開書類:

- 一 国際調査報告(条約第21条(3))

in the depth direction.

(57) 要約: 優れた疲労強度を有する窒化処理部品を提供すること。所定の成分を有し、フェライト及びパーライトから成る組織であり、長軸方向と短軸方向の長さの比であるアスペクト比が4.5以上であるフェライト粒が、応力集中予定部の表面からの深さが $(\rho \times 0.09 + 0.05)$ mm以下の全領域に存在し、表面から深さ方向200 μ mまでの表層部の平均N濃度が5000 ppm以上である。

明 細 書

発明の名称：窒化处理部品及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、窒化处理部品及びその製造方法に関し、特に、優れた曲げ疲労強度を有する窒化处理部品の製造技術に関する。

背景技術

[0002] 従来、冷間鍛造法によって製造された歯車は、切削加工によって製造された歯車よりも高強度である、といわれてきた。これは、冷間鍛造時に歯車表面に伸長粒組織が形成されることから、歯元の疲労強度が高いことに起因する。

[0003] しかしながら、冷間鍛造後に浸炭処理を施して製造された歯車と、切削加工後に浸炭処理を施して製造された歯車との間には、疲労強度に関して明確な相違は現れなかった。その理由は、浸炭処理の加熱過程に於いて、冷間鍛造によって形成されたパーライト及びフェライト (α) の伸長粒組織がオーステナイト (γ) へ相変態して消滅してしまうことにある、と推察される。

[0004] このような伸長粒組織の消滅現象を防止するためには、浸炭処理と比較して低温で加熱処理がなされるために相変態を伴わない窒化处理を採用することが有効である。窒化处理は、冷間鍛造によって得られた伸長粒組織を維持し、部品の強度を向上できるため有利であり、例えば以下に示す技術が知られている。

[0005] 特開平 9 - 2 7 9 2 9 5 号公報には、所定の成分を有し、熱間圧延後又は熱間鍛造後の深部硬さがHVで200以下、かつその後の冷間鍛造における限界圧縮率65以上の特性を有してなることを特徴とする冷間鍛造性に優れた軟窒化用鋼が開示されている。当該公報では、熱間圧延又は熱間鍛造したままの状態、HVで200以下の軟らかいフェライト+ベイナイト組織を得ることができ、その後の冷間鍛造においては限界圧縮率で65%以上の優れた冷間鍛造性を有し、冷間鍛造後の軟窒化处理においても、母材の芯部硬

さを低下させることなく、むしろ時効効果により硬さを増加させることができる、とされている。

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0006] 窒化処理には、表面硬度をHVで1000以上まで上昇できるという利点と、一般に600℃以下の α 域で行われて相変態を伴わないことから熱処理歪が小さいという利点と、がある。

[0007] しかしながら、窒化処理は、900℃以上の γ 域で行われる浸炭処理と比較して、N原子の拡散速度が遅く、処理時間が同じ場合、浸炭処理を採用した場合よりも硬化層深さが浅いため曲げ疲労強度を十分に高めるには至らない、という欠点がある。

[0008] また、窒化処理に際し、Nと反応して微細な析出物を生成するVを鋼に含有させた場合には、冷間鍛造時に鋼材の軟化のために球状化焼鈍を行うと、Vが鋼中のCと反応してVCとして析出するおそれがある。この場合、鋼材が十分に軟化されないばかりか、冷間鍛造後の窒化処理時に鋼中に十分な固溶Vが残っていないため、窒化処理によって十分な強度向上が見込めないおそれもある。

[0009] 本発明は、上記事情に鑑みてなされたものであって、冷間鍛造品に代表される冷間加工品に対し、相変態を伴わないため熱処理歪が小さい窒化処理を適用することを前提に、冷間加工において得られた伸長粒組織を、窒化処理後においても維持することにより、優れた疲労強度を有する窒化処理部品を提供することを目的としている。

課題を解決するための手段

[0010] 本発明者らは、冷間加工において得られた伸長粒組織を、窒化処理後においても維持し、ひいては優れた疲労強度を有する窒化処理部品について、鋭意検討を行い、以下の知見を得た。

[0011] (1) 冷間加工性を確保するために、Si量やMn量とともにC量を低減し、さらに窒化による硬度向上を図るために、Vを含有させることが有利で

ある。

(2) 熱間圧延における最終スタンド出側温度を 1050°C 以上とすることで、含有するVをすべて固溶状態とし、 $900\sim 500^{\circ}\text{C}$ の間の平均冷却速度を $0.4^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ より早くすることで、VCの析出を抑制することが有利である。

(3) 冷間加工性を確保するために、所定成分の鋼材を熱間圧延した後、 $900^{\circ}\text{C}\sim 500^{\circ}\text{C}$ の間の平均冷却速度を $2.0^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ より遅くすることで、鋼材の組織、ひいては窒化処理部品の組織をフェライトとパーライトから成る組織とすることが有利である。

(4) 鋼材にVを固溶させることにより窒化処理時に再結晶粒を生成することなく、換言すれば冷間加工時に形成した伸長粒を、窒化処理を施してもなお維持し、窒化処理部品においても長軸方向と短軸方向の長さの比であるアスペクト比が4.5以上であるフェライト粒を存在させることが有利である。

[0012] 本発明は、上記の知見に基づいて完成されたものであり、その要旨は、以下に記載するとおりである。

[0013] [1]質量%で、C： $0.05\sim 0.20\%$ 、Si： $0.05\sim 0.20\%$ 、Mn： $0.20\sim 0.50\%$ 、P： 0.030% 以下、S： 0.020% 以下、及びV： $0.10\sim 0.50\%$ を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物であり、

フェライト及びパーライトから成る組織であり、

長軸方向と短軸方向の長さの比であるアスペクト比が4.5以上であるフェライト粒が、

応力集中予定部の表面からの深さが $(\rho \times 0.09 + 0.05)\text{mm}$ 以下の全領域に存在し、

表面から深さ方向 $200\mu\text{m}$ までの表層部の平均N濃度が、 5000ppm 以上である、ことを特徴とする窒化処理部品。

但し、 ρ ：応力集中予定部の曲率半径(mm)である。

[0014] [2]質量%で、Mo : 0.10~0.50%、Nb : 0.01~0.05%からなる群から選択される少なくとも1種を含有する、上記[1]に記載の窒化処理部品。

[0015] [3]質量%で、Cr : 0.1~2.0%、Al : 0.01~0.1%からなる群から選択される少なくとも1種を含有する、上記[1]又は[2]に記載の窒化処理部品。

[0016] [4]質量%で、C : 0.05~0.20%、Si : 0.05~0.20%、Mn : 0.20~0.50%、P : 0.030%以下、S : 0.020%以下、及びV : 0.10~0.50%を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物である組成の鋼材を、最終スタンド出側温度1050℃以上で熱間圧延し、900℃~500℃の間を0.4~2.0℃/秒で冷却する工程と、

焼鈍を施すことなく、応力集中予定部の表面からの深さが($\rho \times 0.09 + 0.05$) mm以下の全領域において、フェライト粒の長軸方向と短軸方向の長さの比であるアスペクト比が4.5以上になるように冷間加工を施す工程と、

窒化処理を施す工程と、

を含むことを特徴とする窒化処理部品の製造方法。

但し、 ρ : 応力集中予定部の曲率半径 (mm) である。

[0017] [5]質量%で、Mo : 0.10~0.50%、Nb : 0.01~0.05%からなる群から選択される少なくとも1種を含有する、上記[4]に記載の窒化処理部品の製造方法。

[0018] [6]質量%で、Cr : 0.1~2.0%、Al : 0.01~0.1%からなる群から選択される少なくとも1種を含有する、上記[4]又は[5]に記載の窒化処理部品の製造方法。

発明の効果

[0019] 本発明に係る窒化処理部品では、成分、組織、フェライト粒のアスペクト比、及び表層部での平均N濃度を適正化している。また、本発明に係る窒化処理部品の製造方法では、成分、熱間圧延における最終スタンド出側温度、

熱間圧延後の冷却条件、鋼材にVを固溶させた上での冷間加工と窒化処理との施行順を適正化している。その結果、本発明によれば、冷間鍛造品に代表される冷間加工品に対し、相変態を伴わないため熱処理歪が小さい窒化処理を適用することを前提に、冷間加工において得られた伸長粒組織を、窒化処理後においても維持することで、窒化処理部品の優れた疲労強度を実現することができる。

図面の簡単な説明

[0020] [図1]矩形歯形に発生する曲げ応力を推定するための有限要素法解析モデルを示す図である。

[図2]4点曲げ疲労試験片の形状と、4試験点曲げ疲労試験における荷重負荷を示す図である。

発明を実施するための形態

[0021] 以下に、本発明の実施形態（窒化処理部品、及びその製造方法）を、詳細に説明する。これらの実施形態は、本発明を限定するものではない。また、上記実施形態の構成要素には、当業者が置換可能かつ容易なもの、或いは実質的に同一のものが含まれる。さらに、上記実施形態に含まれる各種形態は、当業者が自明の範囲内で任意に組み合わせることができる。

[0022] <窒化処理部品>

[化学組成]

本実施形態の窒化処理部品は、以下の化学組成を有する。なお、以下に示す各元素の割合（％）は全て質量％を意味する。

[0023] （必須成分）

C : 0.05 ~ 0.20 %

炭素（C）は、窒化処理部品の強度（特に芯部の強度）を高める。C含有量が低すぎれば、この効果が得られない。一方、C含有量が高すぎれば、鋼材の強度が高くなりすぎるため、鋼材の冷間加工性が低下する。従って、C含有量は0.05 ~ 0.20 %である。C含有量の好ましい下限は0.10 %であり、好ましい上限は0.15 %である。

[0024] Si : 0.05 ~ 0.20 %

シリコン (Si) は、鋼の強度を高める作用を有するが、その含有量が 0.20 % を超えると、冷間加工性が低下する。一方、量産において Si の含有量を 0.05 % 未満にすることはコストが嵩む。したがって、Si の含有量は 0.05 ~ 0.20 % である。冷間加工性の観点からは、Si の含有量は 0.15 % 以下とすることが好ましい。

[0025] Mn : 0.20 ~ 0.50 %

マンガン (Mn) は、鋼の強度を高める。さらに、Mn は鋼中の S を MnS として固定することで、FeS が結晶粒界に生成するのを抑制する。これにより、赤熱脆性が抑制され、熱間延性が高まる。Mn 含有量が低すぎれば、これらの効果が得られない。一方、Mn 含有量が高すぎれば、冷間加工性が低下する。従って、Mn 含有量は 0.20 ~ 0.50 % である。Mn 含有量の好ましい下限は 0.25 % であり、好ましい上限は 0.45 % である。

[0026] P : 0.030 % 以下

燐 (P) は不純物である。P は、粒界に偏析して粒界強度を下げる。その結果、窒化処理部品の曲げ疲労強度が低下する。従って、P 含有量は 0.030 % 以下である。P 含有量の好ましい上限は 0.025 % である。P 含有量はなるべく低い方がよい。

[0027] S : 0.020 % 以下

硫黄 (S) は、不純物である。S 含有量が高すぎれば、Mn によって固定されなかった S が FeS として粒界に生成することで熱間圧延性が低下するだけでなく、大量に生成された MnS によって鋼の冷間延性が低下し、冷間加工中に割れが発生するおそれがある。従って、S 含有量は 0.020 % 以下である。S 含有量の好ましい上限は 0.010 % である。S 含有量はなるべく低い方がよい。

[0028] V : 0.10 ~ 0.50 %

バナジウム (V) は、窒化処理により、N と結合して微細な析出物を形成して、表面近傍の硬度を向上させることで、窒化処理部品の疲労強度を高め

る。また、Vは鋼組織の回復・再結晶を抑制し、冷間加工によって生じた伸長粒組織を維持する効果を有する。V含有量が低すぎれば、これらの効果が得られない。一方、Vの含有量が0.50%を超えれば、Vの一部がVCとして析出するようになり、上記の効果が飽和し始める。従って、Vの含有量は0.10～0.50%である。V含有量の好ましい下限は0.2%であり、好ましい上限は0.4%である。

[0029] 上記鋼材の化学組成の残部は鉄(Fe)及び不可避免の不純物である。不可避免の不純物とは、鋼の原料として利用される鉱石やスクラップ、又は、製造工程の環境等から混入する成分であって、鋼材に意図的に含有させた成分ではない成分を意味する。

[0030] (任意成分)

鋼材はさらに、Mo、Nb、Cr、及びAlの少なくとも1種を含有してもよい。

[0031] Mo : 0.10～0.50%

モリブデン(Mo)は、鋼の強度を高めるとともに、鋼組織の回復・再結晶性を抑制し、冷間加工によって生じた伸長粒組織を維持する機能を有する。しかしながら、Mo含有量が高すぎれば、鋼材の強度が過剰に増大し、冷間加工性が低下する。従って、Mo含有量は0.10～0.50%とすることが好ましい。Mo含有量のさらに好ましい上限は0.40%であり、さらに好ましい下限は0.20%である。

[0032] Nb : 0.01～0.05%

ニオブ(Nb)は、鋼中でN、Cと結合して炭窒化物を形成し、炭窒化物が鋼組織の回復・再結晶性を抑制し、冷間加工によって生じた伸長粒組織を維持する機能を有する。しかしながら、Nb含有量が高すぎれば、素材硬さの過度の上昇を生じて、部品の切削・鍛造等の加工を行うときの加工性が顕著に劣化する。さらに、Nbを過剰に含有すると、1000℃以上の高温域における延性が低下し、連続鋳造、圧延時の歩留まり低下の原因になる。従って、Nb含有量の範囲は0.01～0.05%とすることが好ましい。N

b含有量のさらに好ましい上限は0.04%であり、さらに好ましい下限は0.02%である。

[0033] Cr: 0.1~2.0%

Crは、窒化処理によりNと結合して微細な析出物を形成し、表面近傍の硬度を向上させることで、窒化処理部品の疲労強度を高める機能を有する。しかしながら、Cr含有量が高すぎれば、窒化処理の際にNがCrと反応してしまい、Nの鋼内部への拡散が阻害され、硬化層深さが浅くなる。従って、Cr含有量の範囲は0.1~2.0%とすることが好ましい。Cr含有量のさらに好ましい上限は1.0%であり、さらに好ましい下限は0.5%である。

[0034] Al: 0.01~0.1%

アルミニウム(Al)は、窒化処理時にNと結合して微細な析出物を形成し、表面近傍の硬度を向上させることで、窒化処理部品の疲労強度を高める機能を有する。しかしながら、Al含有量が高すぎれば、硬質で粗大なAl₂O₃が生成して、鋼の被削性が低下し、さらに疲労強度も低下する。従って、Al含有量は0.01~0.1%とすることが好ましい。Al含有量のさらに好ましい下限は0.02%である。また、Al含有量のさらに好ましい上限は0.05%であり、極めて好ましい上限値は0.04%である。

[0035] [組織]

本実施形態の窒化処理部品においては、その組織が、フェライト及びパーライトから成る。これにより、窒化処理前の鋼材の強度が低いため冷間加工が可能であり、冷間加工によって伸長粒を形成することが可能であるという効果が得られ、ひいては、窒化処理部品の疲労強度を高めることができる。

[0036] ここで、当該組織の観察、同定は、以下のように行うことができる。即ち、部品の表面あるいは切断面を鏡面研磨加工した後、ナイトール腐食を行い、光学顕微鏡観察にて白い領域がフェライト、黒と白の縞模様の領域あるいは黒い領域がパーライトであると同定できる。

[0037] [フェライト粒のアスペクト比]

本実施形態の窒化処理部品においては、長軸方向と短軸方向の長さの比であるアスペクト比が4.5以上であるフェライト粒が存在する。これは、冷間鍛造に代表される冷間加工が十分に行われている証拠であり、よって、このような窒化処理部品は、当然に、優れた疲労強度を有する。なお、当該アスペクト比は20以上であることが好ましく、100以上であることがさらに好ましい。

[0038] ここで、当該フェライト粒のアスペクト比は、以下のように導出することができる。即ち、当該アスペクト比は、例えば、1000倍の光学顕微鏡で測定、算出することができる。なお、アスペクト比が極めて大きいために光学顕微鏡によるアスペクト比の測定が困難な場合は、冷間加工の有限要素法解析によって求めたひずみ成分量からアスペクト比を推定することができる。

[0039] [伸長フェライト粒の存在領域]

本実施形態の冷間鍛造では、応力集中予定部の表面からの深さが($\rho \times 0.09 + 0.05$) mm以下の全領域(ρ : 応力集中予定部の曲率半径(mm))において、フェライト粒の長軸方向と短軸方向の長さの比であるアスペクト比が4.5以上になるようにする。これにより、後述する窒化処理後においても好適な所定のフェライト伸長粒が得られることとなる。

[0040] なお、応力集中予定部の表面からのさ($\rho \times 0.09 + 0.05$) mmの導出方法については、以下のとおりである。

即ち、窒化処理部品の応力集中予定部表面での曲げ応力を基準とし、その0.8倍の高い曲げ応力が発生する位置における、表面からの深さdは、応力集中予定部の曲率半径 ρ の大小によって変化し、 ρ が大きいほど深く、 ρ が小さいほど浅くなる。そこで、本発明者らは、高い曲げ応力が発生する領域(深さd)と、応力集中予定部の曲率半径 ρ と、の関係を有限要素法解析により推定した。解析条件は以下のとおりである。

[0041] 図1は、矩形歯形に発生する曲げ応力を推定するための有限要素法解析モデルを示す図である。同図に示すように、解析モデルは平面ひずみ状態の二

次元モデルである。このモデルでは、幅 10 mm、高さ 10 mm の矩形歯形における 2 つの根元角部を曲率半径 ρ の円弧で滑らかに繋ぎ、縦弾性係数 213 GPa、ポアソン比 0.3 の弾性体として、四角形要素に分割したモデルを採用した。また、底辺を完全に固定し、矩形歯形における右上角部に対して左方向に 0.05 mm の変位を与えた。曲率半径 ρ は 0.3 mm、1 mm、3 mm の 3 水準とした。

[0042] 解析の結果、曲率半径 ρ が 3 mm の場合は高い曲げ応力が発生する深さ d が 0.321 mm となった。同様に、曲率半径 ρ が 1 mm の場合は d が 0.145 mm となり、曲率半径 ρ が 0.3 mm の場合は d が 0.075 mm となった。次いで、曲率半径 ρ と深さ d との関係を最小二乗法により直線近似すると、以下の式 (1) が得られた。

$$d = 0.0904 \times \rho + 0.0507 \quad \dots (1)$$

従って、本実施形態では、上記式 (1) を基に、アスペクト比が 4.5 以上の伸長粒が形成されている領域は、応力集中予定部の表面からの深さが ($\rho \times 0.09 + 0.05$) mm 以下の全領域とした。

$$d = 0.09 \times \rho + 0.05 \quad \dots (2)$$

[0043] [表層部の平均 N 濃度]

本実施形態の窒化処理部品においては、表層部の平均 N 濃度が 5000 ppm 以上である。これにより、多量の窒化物が析出して表層部の硬さが向上するという効果が得られ、ひいては、窒化処理部品の疲労強度を高めることができる。

[0044] ここで、表層部とは、窒化処理部品の表面から深さ方向 200 μ m までの範囲の領域の部分进行。また、当該平均 N 濃度の測定方法は、以下のように行うことができる。即ち、まず、部品を表面に対して垂直に切断して測定用サンプルを採取し、観察表面に対して鏡面研磨加工を行う。その後、表面から深さ方向 200 μ m のまで範囲（つまり表層部）における N 濃度を、深さ方向に 0.5 μ m ピッチで電子線マイクロアナライザ (EPMA: Electron Probe Micro Analyser) により測定し、

平均N濃度を算出する。

[0045] 以上のように、所定の化学組成を有し、組織、フェライト粒のアスペクト比、伸長フェライト粒の存在領域及び表層部の平均N濃度が、いずれも所定の範囲を満たす、本実施形態の窒化処理部品によれば、上述のような各効果が相まって、優れた疲労強度を実現することができる。

[0046] <窒化処理部品の製造方法>

本実施形態の窒化処理部品の製造方法は、少なくとも、熱間圧延工程と、冷間加工工程と、窒化処理工程と、を含む。

[0047] [熱間圧延工程]

上述した窒化処理部品の化学組成に相当する化学組成に調製した鋳鋼から鋼材を得る。そして、この鋼材を熱間圧延に供する。

[0048] (鋼材の最終スタンド出側温度)

熱間圧延においては、鋼材の最終スタンド出側温度を1050℃以上とする。

これにより、含有するVをすべて固溶状態とする。

[0049] (熱間圧延後の冷却速度)

熱間圧延後、直ちに大気冷却又は空冷する。具体的には、900～500℃の間の平均冷却速度を0.4℃/秒以上とすることでVCの析出を抑制する。また、900℃～500℃の間の平均冷却速度を2.0℃/秒以下とすることで、ベイナイトの生成を防止することができる。このため、この冷却速度条件により冷却された鋼材の組織、ひいては窒化処理部品における組織が、フェライトとパーライトから成る組織となる。

[0050] [冷間加工工程]

上述のとおり熱間圧延した鋼材に、所定の潤滑被膜を形成して冷間加工に供する。なお、以下では、冷間加工のうち、特に、冷間鍛造を採用した例について述べる。

[0051] (焼鈍の省略)

冷間鍛造時の変形抵抗を下げる目的で事前に焼鈍を行った場合には、VC

が析出する。このV Cは、本実施形態が意図する窒化処理時の固溶Vによる伸長粒の回復・再結晶の抑制効果を低減させてしまう。以上の理由により、本実施形態における冷間鍛造の前には、焼鈍を施さない。

[0052] (冷間鍛造)

本実施形態では、部品を冷間鍛造で成形する。冷間鍛造は、実際に窒化処理部品が使用される際に応力が集中する、応力集中予定部の加工度を高めるために行う。

[0053] ここで、応力集中予定部とは、窒化処理部品のうち、稼働中に大きな応力がかかると予定される部分であり、一般には曲率の小さな部位である。例えば、ボス付きのフランジにおけるボスとフランジとの境、歯車の歯底及びこれらと同様に応力が集中する部位が、応力集中予定部として挙げられる。

[0054] 本実施形態の冷間鍛造では、応力集中予定部の表面からの深さが($\rho \times 0.09 + 0.05$) mm以下の全領域(ρ : 応力集中予定部の曲率半径(mm))において、フェライト粒の長軸方向と短軸方向の長さの比であるアスペクト比が4.5以上になるようにする。これにより、後述する窒化処理後においても好適な所定のフェライト伸長粒が得られることとなる。

[0055] [窒化処理工程]

上述のとおり冷間加工(冷間鍛造)して得た部品を、窒化処理に供する。

[0056] 本実施形態における窒化処理は、窒化処理部品の表面から深さ方向200 μ mまでの表層部の平均N濃度が、5000 ppm以上となる処理であれば、いかなる条件の処理であってもよい。本実施形態では、上述のとおり、鋼材に所定量のVを固溶させていることから、このように窒化処理を施しても、再結晶粒を形成せずに、冷間加工によって形成された伸長粒を維持し、窒化処理部品においても長軸方向と短軸方向の長さの比であるアスペクト比が4.5以上であるフェライト粒を存在させることができる。

[0057] 以上のように、所定の化学組成を選択し、熱間圧延後の冷却条件、熱間圧延における最終スタンド出側温度、鋼材にVを固溶させた上での冷間加工と窒化処理との施行順を適正化した、本実施形態の窒化処理部品の製造方法に

よれば、上述のような各効果が相まって、優れた疲労強度を有する窒化処理部品を得ることができる。

実施例

[0058] <窒化処理部品の作製>

[熱間圧延]

表 1 に示す a ～ s の化学組成に調製した鋳鋼から鋼材 a ～ s を形成して、熱間圧延によって $\phi 60\text{ mm}$ の熱延棒鋼 a ～ s を得た。なお、熱間圧延における最終スタンド出側温度は表 1 に併記のとおりとした。

[0059] 熱間圧延終了後、熱延棒鋼 a ～ s のそれぞれについて、ビッカース硬さ（HV）を測定した。その結果を表 1 に併記する。

[0060]

[表1]

試験 番号	C [質量%]	Si [質量%]	Mn [質量%]	P [質量%]	S [質量%]	V [質量%]	Mo [質量%]	Nb [質量%]	Cr [質量%]	Al [質量%]	最終スタン ド 出側温度 [°C]	900°C～ 500°Cの 間における 冷却速度 [°C/秒]	圧延後 硬さ [HV]
a	0.14	0.08	0.31	0.021	0.012	0.24							147
b	0.08	0.15	0.29	0.012	0.009	0.24	0.25						155
c	0.18	0.12	0.22	0.016	0.017	0.44		0.03					162
d	0.16	0.07	0.36	0.022	0.015	0.20			0.18				154
e	0.11	0.10	0.27	0.011	0.012	0.39				0.04			158
f	0.08	0.14	0.29	0.012	0.010	0.23	0.25	0.04					159
g	0.17	0.12	0.23	0.016	0.017	0.42		0.03	0.51		1070		164
h	0.16	0.07	0.35	0.022	0.015	0.19			0.19	0.07			159
i	0.24	0.15	0.22	0.018	0.008	0.43						0.5	178
j	0.17	0.28	0.31	0.015	0.014	0.41							173
k	0.15	0.09	0.61	0.024	0.007	0.35							177
l	0.14	0.06	0.45	0.041	0.014	0.28							154
m	0.11	0.14	0.41	0.022	0.015	0.04							141
n	0.14	0.08	0.31	0.021	0.012	0.24					1020		146
o	0.14	0.08	0.31	0.021	0.012	0.24					970		152
p	0.14	0.08	0.31	0.021	0.012	0.24					1070		147
q	0.14	0.08	0.31	0.021	0.012	0.24							147
r	0.14	0.08	0.31	0.021	0.012	0.24							147
s	0.14	0.08	0.31	0.021	0.012	0.24							147

[0061] 表1から明らかなように、試験片a～h及びl～sについては、いずれも圧延後硬さが170HV未満と低く、冷間加工性に優れていることが判る。逆に、試験片i～kについては、いずれも圧延後の硬さが170HV以上と

高く、冷間加工性に劣ることが判る。

[0062] [冷間鍛造]

次いで、各熱延棒鋼の所定箇所（応力集中予定部）に、ノッチを形成した。熱延棒鋼 a～o 及び熱延棒鋼 q～s については、冷間鍛造によりノッチを形成する一方、熱延棒鋼 p については切削加工によりノッチを形成した。

[0063] 熱延棒鋼 a～o 及び熱延棒鋼 q～s にノッチを付与する場合は、まず各熱延棒鋼のそれぞれから粗形状の試験片を切り出し、所定の潤滑被膜を形成した。その後、各試験片に、幅 4 mm、高さ 10 mm、奥行き 40 mm の板状パンチであって、下面の角部を曲率半径 2 mm で R 面取りした板状パンチ、を押し込む冷間鍛造を施した。なお、板状パンチの押込量は、表 2 に併記のとおりとした。

[0064] [表2]

試料番号	ノッチの 形成方法	板状 パンチ 押込量 [mm]
a	冷間鍛造	7.7
b		
c		
d		
e		
f		
g		
h		
i		
j		
k		
l		
m		
n		
o		
p	切削加工	-
q	冷間鍛造	2.0
r		3.2
s		

[0065] このようにして、試験片 a～o 及び試験片 q～s に曲率半径 2 mm のノッチ

を付与した後、ノッチを基準とした仕上げ切削加工を施し、ノッチの形成を終了した。なお、試験片 r については、アスペクト比 4.5 以上の伸長粒が形成されている領域の深さを 0.15 mm にするために、切削加工で 0.5 mm 深くしたノッチを基準として仕上げ切削加工を行った。また、試験片 s については、アスペクト比 4.5 以上の伸長粒が形成されている領域の深さを 0.25 mm にするために、切削加工で 0.4 mm 深くしたノッチを基準として仕上げ切削加工を行った。なお、ノッチ底は後述の 4 点曲げ疲労試験における応力集中部となる。ノッチの曲率半径が 2 mm であることから、最表面の曲げ応力を基準として、その 0.8 倍以上の高い曲げ応力が発生する深さ d は 0.23 mm となる。

[0066] これに対し、熱延棒鋼 p にノッチを付与する場合は、熱延棒鋼 p から粗形状の試験片を切り出し、常温下で切削加工を施した。

[0067] [窒化処理]

このようにノッチが形成された試験片 a～s について窒化処理を施した。窒化処理は、何れも、570℃で5時間施し、窒化ポテンシャル K_n を 0.6 とし、90℃油焼き入れとした。

[0068] <窒化処理部品の性能評価>

以上のようにして得られた窒化処理部品について、(I) フェライト及びパーライトから成る組織であるか否か、(II) 長軸方向と短軸方向の長さの比であるアスペクト比が 4.5 以上であるフェライト粒がノッチ底の表面から深さ 0.23 mm の全領域に存在するか否か、(III) 表面から深さ方向 200 μm までの表層部の平均 N 濃度 (ppm)、のそれぞれについて調査するとともに、(IV) 最大荷重 12 kN での 4 点曲げ疲労試験寿命 (回) について調査した。これらの結果を表 3 に示す。

[0069] 表層部における伸長粒の平均アスペクト比については、表層部において任意に切断面を切り出し、この切断面上で見ることのできるフェライト粒を 20 点取りだして、当該フェライト粒のアスペクト比を測定した上で、それらの平均値を算出した。なお、試料番号 a～l、n、o については、光学顕微

鏡によるアスペクト比の測定が困難であったため、有限要素法解析によって求めたひずみ量からアスペクト比を算出した。

[0070] また、4点曲げ疲労試験寿命については、以下のように測定した。図2は、4点曲げ疲労試験片の形状と、4試験点曲げ疲労試験における荷重負荷を示す図である。同図に示すように、13mm角断面×100mm長の試験片を、上述のとおり冷間鍛造と切削（試料番号a～o、q～s）又は切削（試料番号p）で形成した。次いで、試験片長さ中点に形成した曲率半径2mmのノッチを挟んで、80mm位置に下側支点、及び20mm位置に上側支点を配置して、上側支点に繰り返し荷重を負荷した。試験機は、島津製作所製10tonfサーボパルサーを用いて、10Hzで12kNの荷重を繰り返しかけ、疲労試験寿命（試験片の破断に要した繰り返し数）を調べた。このとき、最小荷重は、最大荷重12kNの5%にあたる0.6kNに設定した。

[0071]

[表3]

試料番号	組織 (フェライト及び パーライトから 成るか)	アスペクト比が4.5以上の フェライト粒が、ノッチ底 の表面からの深さが0.23mm 以下の全領域に存在するか否か	表面から深さ 方向200 μ m までの表層部 の平均N濃度 [ppm]	最大荷重 12kNでの 4点曲げ 疲労試験 寿命 [回]
a	○	○	5948	2287
b		○	8041	1904
c		○	8580	4217
d		○	6039	3451
e		○	7543	2415
f		○	7184	2499
g		○	8587	3803
h		○	6411	3811
i		○	7642	2561
j		○	6083	2874
k		○	5482	2185
l		○	5286	<u>905</u>
m		×	<u>2440</u>	<u>513</u>
n		○	<u>4828</u>	<u>1569</u>
o		○	<u>4314</u>	<u>1492</u>
p		×	5247	<u>1115</u>
q		×	5489	<u>1385</u>
r		×	5364	<u>1450</u>
s		○	6114	2049

[0072] 表3から明らかなとおり、上記項目 (I) ~ (III) のいずれについても良好な結果が得られた、試料番号 a ~ k、s については、いずれも、上記項目 (IV) の最大荷重 12 kN での 4 点曲げ疲労試験寿命 (回) について、優れた結果 (1900 回以上) が得られていることが判る。これに対し、上記項目 (I) ~ (III) の少なくともいずれかについて、良好な結果が得られていない試料番号 l ~ r については、いずれも、上記項目 (IV) の最大荷重 12 kN での 4 点曲げ疲労試験寿命 (回) について、優れた結果が得られていないことが判る。

請求の範囲

[請求項1] 質量%で、C : 0.05~0.20%、Si : 0.05~0.20%、Mn : 0.20~0.50%、P : 0.030%以下、S : 0.020%以下、及びV : 0.10~0.50%を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物であり、

フェライト及びパーライトから成る組織であり、

長軸方向と短軸方向の長さの比であるアスペクト比が4.5以上であるフェライト粒が、

応力集中予定部の表面からの深さが $(\rho \times 0.09 + 0.05)$ mm以下の全領域に存在し、

表面から深さ方向200 μ mまでの表層部の平均N濃度が5000 ppm以上である、ことを特徴とする窒化処理部品。

但し、 ρ : 応力集中予定部の曲率半径 (mm) である。

[請求項2] 質量%で、Mo : 0.10~0.50%、Nb : 0.01~0.05%からなる群から選択される少なくとも1種を含有する、請求項1に記載の窒化処理部品。

[請求項3] 質量%で、Cr : 0.1~2.0%、Al : 0.01~0.1%からなる群から選択される少なくとも1種を含有する、請求項1又は2に記載の窒化処理部品。

[請求項4] 質量%で、C : 0.05~0.20%、Si : 0.05~0.20%、Mn : 0.20~0.50%、P : 0.030%以下、S : 0.020%以下、及びV : 0.10~0.50%を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物である組成の鋼材を、最終スタンド出側温度1050℃以上で熱間圧延し、900℃~500℃の間を0.4~2.0℃/秒で冷却する工程と、

焼鈍を施すことなく、応力集中予定部の表面からの深さが $(\rho \times 0.09 + 0.05)$ mm以下の全領域において、フェライト粒の長軸方向と短軸方向の長さの比であるアスペクト比が4.5以上になるよ

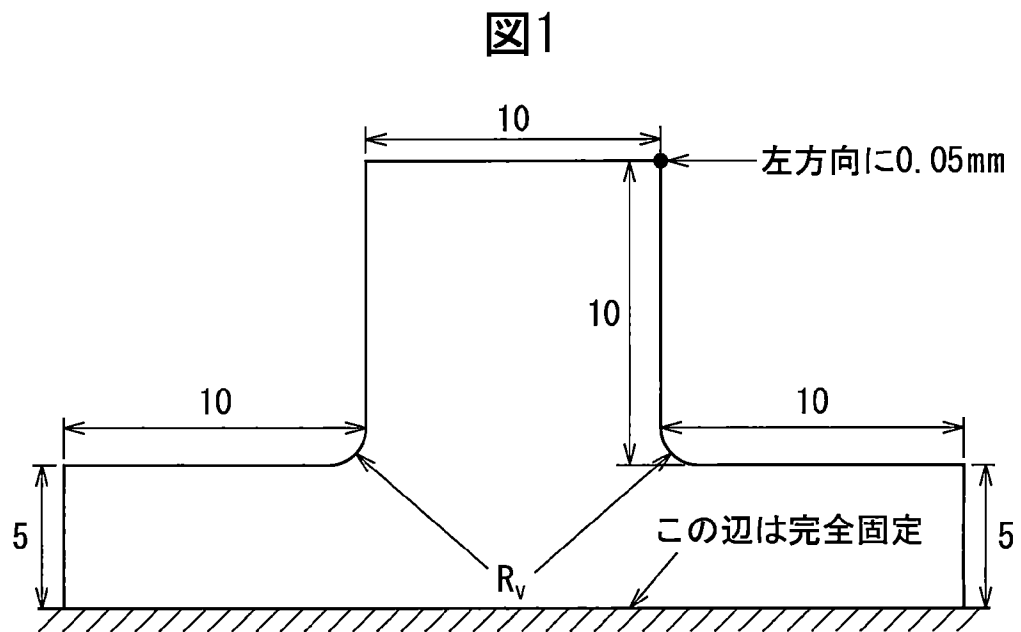
うに冷間加工を施す工程と、
窒化処理を施す工程と、
を含むことを特徴とする窒化処理部品の製造方法。

但し、 ρ ：応力集中予定部の曲率半径（mm）である。

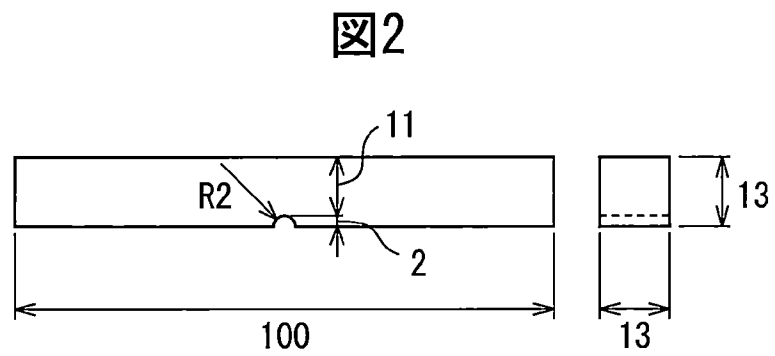
[請求項5] 質量%で、Mo：0.10～0.50%、Nb：0.01～0.05%からなる群から選択される少なくとも1種を含有する、請求項4に記載の窒化処理部品の製造方法。

[請求項6] 質量%で、Cr：0.1～2.0%、Al：0.01～0.1%からなる群から選択される少なくとも1種を含有する、請求項4又は5に記載の窒化処理部品の製造方法。

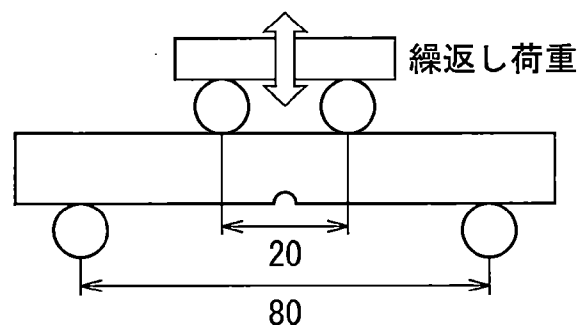
[図1]



[図2]



【試験片形状】



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2018/006051

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D1/06(2006.01)i, C21D8/06(2006.01)i,
C21D9/32(2006.01)i, C22C38/12(2006.01)i, C22C38/26(2006.01)i,
C23C8/26(2006.01)i, B21J5/00(2006.01)n

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. C22C1/00-49/14, C21D1/06, C21D8/06, C21D9/32, C23C8/26, B21J5/00

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

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

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2012-036495 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 23 February 2012 (Family: none)	1-6
A	WO 2012/105405 A1 (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 09 August 2012 & US 2014/0034194 A1 & CN 103348031 A & KR 10-2013-0121966 A	1-6
A	JP 2013-019001 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 31 January 2013 (Family: none)	1-6
A	WO 2013/140869 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 26 September 2013 & US 2015/0027591 A1 & CN 104220620 A	1-6

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

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"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 May 2018 (09.05.2018)

Date of mailing of the international search report

22 May 2018 (22.05.2018)

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, C21D1/06(2006.01)i, C21D8/06(2006.01)i, C21D9/32(2006.01)i,
C22C38/12(2006.01)i, C22C38/26(2006.01)i, C23C8/26(2006.01)i, B21J5/00(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. C22C1/00-49/14, C21D1/06, C21D8/06, C21D9/32, C23C8/26, B21J5/00

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

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

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

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2012-036495 A (住友金属工業株式会社) 2012.02.23, (ファミリーなし)	1-6
A	WO 2012/105405 A1 (住友金属工業株式会社) 2012.08.09, & US 2014/0034194 A1 & CN 103348031 A & KR 10-2013-0121966 A	1-6
A	JP 2013-019001 A (新日鐵住金株式会社) 2013.01.31, (ファミリーなし)	1-6

☑ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「&」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

09.05.2018

国際調査報告の発送日

22.05.2018

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)

河野 一夫

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

4K

9833

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 2013/140869 A1 (新日鐵住金株式会社) 2013. 09. 26, & US 2015/0027591 A1 & CN 104220620 A	1 - 6