

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 特 許 公 報 (B2)

(11) 特許番号

特許第5824063号  
(P5824063)

(45) 発行日 平成27年11月25日 (2015.11.25)

(24) 登録日 平成27年10月16日 (2015.10.16)

(51) Int. Cl.	F I
C 2 1 D 9/32 (2006.01)	C 2 1 D 9/32 A
C 2 1 D 1/58 (2006.01)	C 2 1 D 1/58
C 2 1 D 1/06 (2006.01)	C 2 1 D 1/06 A
C 2 1 D 9/28 (2006.01)	C 2 1 D 9/28 A
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 N
請求項の数 3 (全 25 頁) 最終頁に続く	

(21) 出願番号	特願2013-541806 (P2013-541806)	(73) 特許権者	000006655 新日鐵住金株式会社 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(86) (22) 出願日	平成24年10月31日 (2012.10.31)		
(86) 国際出願番号	PCT/JP2012/078125	(73) 特許権者	000005326 本田技研工業株式会社 東京都港区南青山二丁目1番1号
(87) 国際公開番号	W02013/065718		
(87) 国際公開日	平成25年5月10日 (2013.5.10)	(74) 代理人	110002044 特許業務法人ブライタス
審査請求日	平成26年9月22日 (2014.9.22)	(74) 代理人	100134980 弁理士 千原 清誠
(31) 優先権主張番号	特願2011-240003 (P2011-240003)	(74) 代理人	100093469 弁理士 杉岡 幹二
(32) 優先日	平成23年11月1日 (2011.11.1)	(72) 発明者	堀本 雅之 日本国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
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)		最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 鋼製部品の製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C : 0 . 1 5 ~ 0 . 2 5 %、

S i : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 0 %、

M n : 0 . 5 5 ~ 0 . 8 0 %、

S : 0 . 0 0 3 ~ 0 . 0 3 0 %、

C r : 0 . 8 0 ~ 1 . 1 8 %、

M o : 0 . 3 0 ~ 0 . 4 5 %、

A l : 0 . 0 1 5 ~ 0 . 0 5 0 %および

N : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 2 5 %

を含有するとともに、

下記の(1)式で表される f n が 1 . 3 ~ 2 . 4 であり、

残部が F e および不純物からなり、不純物中の P および O がそれぞれ、

P : 0 . 0 1 0 % 以下および

O : 0 . 0 0 2 0 % 以下

である鋼材に次のステップ1およびステップ2の処理を順に施すことを特徴とする、  
鋼製部品の製造方法。ステップ1 : 温度が 8 5 0 ~ 1 0 0 0 の浸炭雰囲気または浸炭窒化雰囲気に 2 ~ 1 5  
h 保持して、浸炭または浸炭窒化を施す処理。

ステップ 2 : 当該浸炭または浸炭窒化が施された鋼材に、温度が 40 ~ 80 で、かつ 40 における動粘度が 20 ~ 25 mm<sup>2</sup> / s である焼入れ油を用いて焼入れを行う処理。

$$f_n = C_r / M_n \cdots (1)$$

ただし、(1)式における C<sub>r</sub> および M<sub>n</sub> は、その元素の質量 % での含有量を表す。

#### 【請求項 2】

ステップ 1 の浸炭または浸炭窒化処理が、温度が 850 ~ 1000 の浸炭雰囲気または浸炭窒化雰囲気での保持と該保持に続く、温度が 800 ~ 900 の浸炭雰囲気または浸炭窒化雰囲気での保持からなることを特徴とする、  
請求項 1 に記載の鋼製部品の製造方法。

10

#### 【請求項 3】

鋼材が、Fe の一部に代えて、質量 % で、  
Nb : 0.08 % 以下  
を含有する、  
請求項 1 または 2 に記載の鋼製部品の製造方法。

#### 【発明の詳細な説明】

#### 【技術分野】

#### 【0001】

本発明は、鋼製部品の製造方法に関する。詳しくは、本発明は、切削加工工程における被削性またはネットシェイプ成形時の冷間鍛造性に優れ、かつ浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れ後の高サイクルおよび低サイクルの曲げ疲労強度、ならびに耐ピッチング強度に優れた、鋼製の動力伝達部品の製造方法に関する。

20

#### 【背景技術】

#### 【0002】

自動車および産業機械の鋼製部品、なかでも動力伝達部品として使用される鋼製の歯車、プーリ、シャフト等には、通常、高周波焼入れ、浸炭焼入れ、浸炭窒化焼入れ等の「表面硬化処理」が施される。

#### 【0003】

上記のうちで、「高周波焼入れ」は、Ac<sub>3</sub> 点以上の高温のオーステナイト域に急速加熱した後、冷却して焼入れする処理である。高周波焼入れは、硬化層深さの調整が比較的容易であるという長所を有する。必要な表面硬さ、硬化層深さおよび芯部硬さを得るために、被処理材には、例えば、JIS G 4051 (2009) に規定された S45C、JIS G 4053 (2008) に規定された SCr440 等の中炭素鋼を使用するのが一般的である。

30

#### 【0004】

しかしながら、中炭素鋼は素材硬さが低炭素鋼に比べて高いため、切削加工工程における被削性に劣るとともに、ネットシェイプ成形時の冷間鍛造性にも劣る。加えて、高周波焼入れの場合には、部品ごとに高周波加熱コイルを作製しなければならないという問題もある。

#### 【0005】

このため、上記鋼製部品の表面硬化処理として、浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れを用いることが増えている。

40

#### 【0006】

表面硬化処理として浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れを用いる場合、上記の鋼製部品は、例えば、次に示す方法によって製造される。

#### 【0007】

1 機械構造用鋼からなる圧延棒鋼または線材を準備する。上記の機械構造用鋼としては、高周波焼入れに用いる鋼に比べて C 含有量が低い鋼、例えば、JIS G 4053 (2008) に規定された SCr420、SCM420 および SNCM420 等が用いられる。

50

## 【 0 0 0 8 】

2 準備した圧延棒鋼または線材を熱間鍛造して中間製品に粗成形する。

## 【 0 0 0 9 】

3 上記 2 の粗成形した中間製品に対して、必要に応じて焼準処理を実施した後、切削加工を施す。

3' 上記 2 の粗成形した中間製品に対して、必要に応じて焼準処理を実施した後、冷間鍛造によるネットシェイプ成形を施すこともある。

## 【 0 0 1 0 】

4 切削加工またはネットシェイプ成形を施した中間製品に対して、表面硬化処理として浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れを行い、必要に応じて、さらに 200 以下の温度で焼戻しを実施して、前記鋼製部品を得る。

10

## 【 0 0 1 1 】

5 上記 4 の表面硬化処理の後、または焼戻しの後、さらに、ショットピーニングおよび/または表面研削を施して鋼製部品を得ることもある。

## 【 0 0 1 2 】

近年、例えば、自動車および産業機械の燃費を向上させるために、または、エンジンの高出力化を実現するために、鋼製部品の軽量化および小型化が進んでいる。しかし、軽量化および小型化によって、鋼製部品にかかる負荷は増大する傾向にある。そのため、鋼製部品には、高サイクル域での曲げ疲労強度の向上ならびに、低サイクル域での曲げ疲労強度および耐ピッチング強度の向上が求められている。

20

## 【 0 0 1 3 】

具体的には、例えば、自動車用歯車の場合、歯元においては、定常運転時等での歯元折損を抑制する点から、負荷繰返し数  $1.0 \times 10^7$  回程度の高サイクル域でのより大きい曲げ疲労強度が要求され、また、運転開始時に入力される大負荷での歯元折損を抑制する点から、負荷繰返し数  $1.0 \times 10^5$  回程度の低サイクル域でのより大きい曲げ疲労強度も要求されている。さらに、歯面においては、歯車噛み合い時の騒音抑制およびはく離部を起点とした歯の折損を抑制する点から、より大きい耐ピッチング強度が要求されている。

## 【 0 0 1 4 】

以下、上記の高サイクル域での曲げ疲労強度を「高サイクル曲げ疲労強度」といい、低サイクル域での曲げ疲労強度を「低サイクル曲げ疲労強度」という。

30

## 【 0 0 1 5 】

こうした要求に応えるために、上記 J I S G 4053 (2008) に規定された機械構造用鋼に比べて合金元素を多く含有した鋼を用いて、浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れによって表面硬化処理を施す技術および、表面硬化処理後さらにショットピーニングを施す技術が提案されている。

## 【 0 0 1 6 】

特許文献 1 に、S i : 0.1 % 以下、N i : 0.4 ~ 0.6 %、M o : 0.6 ~ 1.0 % および N b : 0.02 ~ 0.5 % などの元素を含み、残部は F e であり、浸炭異常層が 6  $\mu$ m 以下で、N o . 9 以上の結晶粒度を有する素材によって構成された「歯車」が開示されている。

40

## 【 0 0 1 7 】

特許文献 2 に、C : 0.10 ~ 0.40 %、S i : 0.06 % 以上 0.15 % 未満、M n : 0.30 ~ 1.00 %、C r : 0.90 ~ 1.20 %、M o : 0.30 % を超えて 0.50 % 以下で、残部が F e からなる鋼を、浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れし、次いでショットピーニングを施す「熱処理鋼部品の製造方法」が開示されている。

## 【 0 0 1 8 】

特許文献 3 に、C r : 0.40 ~ 1.50 %、S i : 0.10 % 以下などの元素を含み、必要に応じてさらに、N i : 2.50 % 以下、M o : 0.40 % 以下、N b : 0.005 ~ 0.025 % のうちの 1 種以上を含有し、残部が実質上 F e からなる「浸炭処理して

50

用いる歯車用鋼」が開示されている。

【0019】

特許文献4に、Si：1.0%以下、Cr：1.50～5.0%などの元素を含み、残部がFeおよび不純物からなる「歯面強度の優れた歯車用鋼」および、該歯車用鋼を用いて浸炭焼入れ焼戻しまたは浸炭窒化焼入れ焼戻しの表面硬化処理を行うか、必要に応じて該表面硬化処理後、さらにショットピーニングを行う「歯面強度の優れた歯車の製造方法」が開示されている。

【0020】

特許文献5に、Si：0.35～3.0%、Cr：0.3～5.0%、V：0.05～0.5%などの元素を含み、必要に応じてさらに、Ni：3.0%以下、Mo：1.0%以下、Nb：0.1%以下のうちの1種以上を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる「浸炭歯車用鋼」が開示されている。

10

【先行技術文献】

【特許文献】

【0021】

【特許文献1】特開平6-306572号公報

【特許文献2】特開昭64-31927号公報

【特許文献3】特開昭60-21359号公報

【特許文献4】特開平7-242994号公報

【特許文献5】特開平7-126803号公報

20

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0022】

一般に、鋼は、合金元素含有量の増加に伴って硬さが高くなるので、被削性の低下が生じ、ネットシェイプ成形時の冷間鍛造性も低下する。これは、特許文献1～5で提案された合金元素を多く含有する鋼においても同様である。

【0023】

したがって、特許文献1～5で提案された鋼を用いる場合には、鋼製部品製造の切削加工工程における被削性の低下を避けるために、あるいは、ネットシェイプ成形時の冷間鍛造性の低下を避けるために、切削加工またはネットシェイプ成形の前に、軟化熱処理の工程を追加する必要がある。このため、工程が増加して生産性の低下を招くことに加えて、部品製造コストも上昇してしまう。

30

【0024】

さらに、近年の合金元素の高騰に鑑みて、特に、NiおよびMoの含有量を少なくして、素材コストを低減したいという要望が大きくなっている。

【0025】

特許文献1で提案された技術は、Ni：0.4～0.6%、Mo：0.6～1.0%およびNb：0.02～0.5%を必須の元素として含む必要がある。このため、上記素材コスト低減という要望に対しても十分には応えることができない。

【0026】

40

特許文献2で提案された技術は、適正条件でショットピーニングを施すものである。このため、その表3に示されているように、高サイクル曲げ疲労強度の向上は達成できる。しかしながら、低サイクル曲げ疲労については配慮されていない。したがって、鋼製部品の軽量化および小型化に伴う低サイクル曲げ疲労強度の向上という要望に対しても十分には応えることができない。

【0027】

特許文献3～5で提案された技術によれば、浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れによって、良好な曲げ疲労強度および面疲労強度を達成することはできる。しかしながら、前述のように被削性の低下またはネットシェイプ成形時の冷間鍛造性の低下を避けることが難しい。つまり、相反する特性である曲げ疲労強度および面疲労強度と、被削性または冷間鍛

50

造性とを、高いレベルで両立させることはできない。

【 0 0 2 8 】

本発明は、上記現状に鑑みてなされたもので、素材コスト抑制のために高価な合金元素の含有量を少なくする一方、鋼製部品に対しては優れた、高サイクル曲げ疲労強度、低サイクル曲げ疲労強度および耐ピッチング強度を具備させることができ、しかも、部品製造時の、切削加工工程においては十分な被削性を、あるいは、ネットシェイプ成形工程においては十分な冷間鍛造性を、確保することが可能であり、さらに、浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れ時の熱処理ひずみのバラツキを抑制することも可能な、鋼製部品の製造方法、なかでも歯車、プーリ、シャフト等鋼製の動力伝達部品の製造方法を提供することを目的とする。

10

【課題を解決するための手段】

【 0 0 2 9 】

本発明者らは、前記した課題を解決するために、調査、研究を重ねた。その結果、下記 ( a ) ~ ( n ) の知見を得た。

【 0 0 3 0 】

( a ) 切削加工時に良好な被削性を、あるいは、ネットシェイプ成形時に良好な冷間鍛造性を、確保するためには、切削加工あるいはネットシェイプ成形する前の組織、すなわち、熱間鍛造後の組織、または熱間鍛造後に焼準処理を施す場合には焼準後の組織が、安定的にフェライトとパーライトとの混合組織である必要がある。ベイナイトが混じると、硬さが増大して切削抵抗が高くなって被削性が低下し、また、変形抵抗が高くなって冷間鍛造性が低下する。

20

【 0 0 3 1 】

( b ) 部品表層からき裂が発生することによって低サイクル曲げ疲労強度が低下する。このため、低サイクル曲げ疲労強度を高めるには、負荷時のき裂発生ひずみを抑制することと、部品表層においてき裂が発生する限界の強度 ( 以下、「き裂発生強度」という。 ) を高めることの 2 つが重要である。負荷時のき裂発生ひずみを抑制するためには、部品の芯部硬さ ( 部品の生地硬さ ) を増大させることが有効である。

【 0 0 3 2 】

( c ) 部品の芯部硬さを増大させるためには、M o および / または N i の含有量を高めることが効果的である。しかし、これらの元素の含有量が高すぎると、熱間鍛造後の組織、または熱間鍛造後に焼準処理を施す場合には焼準後の組織に、ベイナイトが混じりやすくなるので、被削性および冷間鍛造性が低下する。このため、低サイクル曲げ疲労強度と、被削性あるいは冷間鍛造性とを、高いレベルで両立させることは難しい。すなわち、芯部硬さの増大は、他の手段で実現することが重要である。

30

【 0 0 3 3 】

( d ) 部品表層におけるき裂発生強度を高めるためには、第 1 に、粒界酸化深さを低減することが重要である。このためには、S i 含有量を低減することが有効であるが、それだけでは不十分であり、C r と M n の含有量の比、つまり「C r / M n」の範囲も管理する必要がある。

【 0 0 3 4 】

( e ) 部品表層におけるき裂発生強度を高めるためには、粒界に存在する不純物を低減することも必要である。上記の「粒界に存在する不純物」とは、例えば、粒界に偏析する P および、浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れの際に粒界に生じるセメンタイトなどを指す。

40

【 0 0 3 5 】

( f ) 浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れは、通常、温度が 1 0 0 ~ 1 5 0 程度の油を用いて行われる。しかしながら、上記温度の油を用いた場合には、焼入れ処理中に自己焼戻しを受けて、粒界にフィルム状のセメンタイトが生成することがある。このフィルム状のセメンタイトが存在すると粒界強度が低下するので、低サイクル曲げ疲労強度が向上しない。しかも、自己焼戻しを受けた鋼を 2 0 0 程度の温度で焼戻しすると、P がセメン

50

タイトと粒界の界面に偏析しやすくなり、一層粒界強度が低下するので、低サイクル曲げ疲労強度が向上しない。すなわち、低サイクル曲げ疲労強度を高めるためには、浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れ中に自己焼戻しを受けないように急冷することが重要である。浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れの際に急冷することができれば、MoおよびNiの含有量をそれほど高くしなくても芯部硬さを増大することもできる。

【0036】

(g) 低サイクル曲げ疲労強度の場合と同様に、部品表層におけるき裂発生強度を高めることによって、高サイクル曲げ疲労強度が向上する。したがって、高サイクル曲げ疲労強度を高めるためには、粒界酸化深さを低減する必要がある。つまり、前述のSi含有量の低減に加えて、CrとMnの含有量の比、つまり「Cr/Mn」の範囲を管理する必要がある。

10

【0037】

(h) 部品の表層硬さを増大することによっても、高サイクル曲げ疲労強度を向上させることができる。さらに、部品の表層硬さの増大は、耐ピッチング強度を高めることにもつながる。

【0038】

(i) 部品の表層硬さを増大するためには、浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れ時に生じる部品表層部の粒界酸化物近傍における不完全焼入れ組織を低減するのがよい。

【0039】

(j) 部品表層部の粒界酸化物近傍に生じる不完全焼入れ組織は、パーライトおよび/またはベイナイトである。浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れの冷却中にパーライトが生じるのは、500～600 付近を緩冷却したときである。このため、上記の温度域を急冷することでパーライトの生成を抑制することができる。

20

【0040】

(k) 部品は焼入れ時に、「膜沸騰熱伝達」、「核沸騰熱伝達」および「対流熱伝達」の各段階を経て冷却される。上記3つの段階のうちで最も冷却能が高いのは「核沸騰熱伝達」である。このため、「核沸騰熱伝達」の段階を広い温度範囲とすることによって、部品表層部の冷却速度を大きくすることができる。

【0041】

(l) 「核沸騰熱伝達」の段階の温度範囲を広くするためには、「対流熱伝達」段階の開始温度を低くすることが重要であり、このためには焼入れ油の動粘度を低くする必要がある。「対流熱伝達」段階の開始温度を低くすることにより、マルテンサイト変態が開始する温度であるMs点近傍の冷却速度を大きくすることが可能なため、ベイナイトの生成を抑制することができる。

30

【0042】

(m) 焼入れ油の動粘度を変更した場合の懸案事項は、焼入れで生じる熱処理ひずみのバラツキ量である。しかしながら、後述の実施例で一例を示すように、動粘度が低く「対流熱伝達」段階の開始温度が低い焼入れ油を用いた場合でも、焼入れで生じる熱処理ひずみのバラツキ量は、100～150 程度の温度で用いられる動粘度の高い従来の焼入れ油を用いた場合と同程度である。さらに、動粘度が低く「対流熱伝達」段階の開始温度が低い焼入れ油を用いた場合には、鋼中にMoをそれほど含有せず、またNiを含有しなくても、部品表層部の粒界酸化物近傍における不完全焼入れ組織の生成を抑制することができる。

40

【0043】

(n) 鋼の各成分元素の含有量を特定の範囲に管理したうえで、(d)項で述べたCrとMnの含有量の比、つまり「Cr/Mn」の範囲を特定の範囲に管理することで、次の3項目、つまり、

[1] 素材コストを抑制すること、

[2] 鋼製部品に対して、優れた、高サイクル曲げ疲労強度、低サイクル曲げ疲労強度および耐ピッチング強度を具備させること、

50

〔 3 〕 部品製造時の、切削加工工程においては十分な被削性を、あるいは、ネットシェイプ成形工程においては十分な冷間鍛造性を、確保すること、を同時に達成することができる。

【 0 0 4 4 】

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、下記に示す鋼製部品の製造方法にある。

【 0 0 4 5 】

( 1 ) 質量 % で、  
 C : 0 . 1 5 ~ 0 . 2 5 % 、  
 Si : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 0 % 、  
 Mn : 0 . 5 5 ~ 0 . 8 0 % 、  
 S : 0 . 0 0 3 ~ 0 . 0 3 0 % 、  
 Cr : 0 . 8 0 ~ 1 . 1 8 % 、  
 Mo : 0 . 3 0 ~ 0 . 4 5 % 、  
 Al : 0 . 0 1 5 ~ 0 . 0 5 0 % および  
 N : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 2 5 %

を含有するとともに、

下記の(1)式で表される  $f_n$  が 1 . 3 ~ 2 . 4 であり、  
 残部が Fe および不純物からなり、不純物中の P および O がそれぞれ、

P : 0 . 0 1 0 % 以下および

O : 0 . 0 0 2 0 % 以下

である鋼材に次のステップ 1 およびステップ 2 の処理を順に施すことを特徴とする、  
 鋼製部品の製造方法。

ステップ 1 : 温度が 8 5 0 ~ 1 0 0 0 の浸炭雰囲気または浸炭窒化雰囲気 に 2 ~ 1 5 h 保持して、浸炭または浸炭窒化を施す処理。

ステップ 2 : 当該浸炭または浸炭窒化が施された鋼材に、温度が 4 0 ~ 8 0 で、かつ 4 0 における動粘度が  $2 0 \sim 2 5 \text{ mm}^2 / \text{s}$  である焼入れ油を用いて焼入れを行う処理。

$$f_n = Cr / Mn \cdots (1)$$

ただし、(1)式における Cr および Mn は、その元素の質量 % での含有量を表す。

【 0 0 4 6 】

( 2 ) ステップ 1 の浸炭または浸炭窒化処理が、温度が 8 5 0 ~ 1 0 0 0 の浸炭雰囲気または浸炭窒化雰囲気での保持と該保持に続く、温度が 8 0 0 ~ 9 0 0 の浸炭雰囲気または浸炭窒化雰囲気での保持からなることを特徴とする、

上記 ( 1 ) に記載の鋼製部品の製造方法。

【 0 0 4 7 】

( 3 ) 鋼材が、Fe の一部に代えて、質量 % で、

Nb : 0 . 0 8 % 以下

を含有する、

上記 ( 1 ) または ( 2 ) に記載の鋼製部品の製造方法。

【 0 0 4 8 】

なお、残部としての「Fe および不純物」における「不純物」とは、鋼材を工業的に製造する際に、原料としての鉱石、スクラップ、または製造環境などから混入するものを指す。

【 0 0 4 9 】

温度が 8 5 0 ~ 1 0 0 0 の浸炭雰囲気または浸炭窒化雰囲気での保持に続く、温度が 8 0 0 ~ 9 0 0 の浸炭雰囲気または浸炭窒化雰囲気での保持は、いわゆる「焼入れのための加熱処理」を指す。

【 発明の効果 】

【 0 0 5 0 】

10

20

30

40

50

本発明によって、高価な合金元素の含有量が少ないにも拘わらず、優れた、高サイクル曲げ疲労強度、低サイクル曲げ疲労強度および耐ピッチング強度を有し、しかも、製造時の切削加工工程においては十分な被削性を、あるいは、ネットシェイプ成形工程においては十分な冷間鍛造性を、確保できるとともに、浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れ時の熱処理ひずみのバラツキが抑制された鋼製部品が得られる。

【図面の簡単な説明】

【0051】

【図1】実施例で用いた熱処理ひずみのバラツキ量測定用試験片の形状を示す図である。図中の寸法の単位は「mm」である。

【図2】実施例で行った浸炭焼入れにおいて、図1の熱処理ひずみのバラツキ量測定用試験片をバスケット内に配置した位置を説明する図である。図中の「1」、「2」および「3」はそれぞれ、「左上奥」、「中央」および「右下手前」を表す。

【図3】実施例で用いた各種の試験片に施した「浸炭焼入れ - 焼戻し」のヒートパターンを示す図である。図中の「930」、「830」および「180」はそれぞれ、「浸炭温度」、「焼入れのための加熱温度」および「焼戻し温度」を指す。「Cp」は、「炭素ポテンシャル」を表す。「OQ」は、「油焼入れ」を表す。焼戻し後の冷却は大気中放冷とし、図では「AC」と表記した。

【図4】高サイクル曲げ疲労強度を評価するために実施例で用いた小野式回転曲げ疲労試験片の形状を示す図である。図中の寸法の単位は「mm」である。

【図5】低サイクル曲げ疲労強度を評価するために実施例で用いた4点曲げ疲労試験片の形状を示す図である。図中の寸法の単位は「mm」である。

【図6】実施例で用いたローラピッチング小ローラ試験片の形状を示す図である。

【図7】実施例で用いたローラピッチング大ローラ試験片の形状を示す図である。

【図8】実施例で行った低サイクル曲げ疲労強度評価のための「4点曲げ疲労試験」を説明する図である。

【図9】実施例で行ったローラピッチング試験を説明する図である。

【発明を実施するための形態】

【0052】

以下、本発明の各要件について詳しく説明する。なお、各元素の含有量の「%」は「質量%」を意味する。

【0053】

(A) 鋼材の化学組成：

C：0.15～0.25%

Cは、浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れした鋼製部品の芯部強度（生地の強度）を確保するために必須の元素であり、0.15%以上の含有量が必要である。しかしながら、Cの含有量が多くなって0.25%を超えると、浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れしたときの部品の変形量（熱処理ひずみ）の増加が顕著になる。したがって、Cの含有量を0.15～0.25%とした。Cの含有量は、下限を0.16%とすることが好ましく、また上限を0.23%とすることが好ましい。

【0054】

Si：0.01～0.10%

Siは、浸炭処理または浸炭窒化处理の際、粒界酸化深さを増加させてしまう。特に、その含有量が0.10%を超えると、粒界酸化深さが大幅に増加して曲げ疲労強度が低下し、本発明の目的が達せられない。しかしながら、量産時、Siの含有量を0.01%未満にすることは困難である。したがって、Siの含有量を0.01～0.10%とした。Siの含有量は上限を0.09%とすることが好ましい。なお、量産時の製造コストを考慮すると、Si含有量の下限は0.03%とすることが好ましい。

【0055】

Mn：0.50～0.80%

Mnは、焼入れ性を高める効果が大きく、浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れした際の部

10

20

30

40

50



品の芯部強度を確保するために必須の元素であり、0.50%以上の含有量が必要である。しかしながら、Mnの含有量が多くなって0.80%を超えると、その効果が飽和するだけでなく、切削加工工程における被削性の低下が顕著になり、ネットシェイプ成形時の冷間鍛造性の低下も顕著になる。したがって、Mnの含有量を0.50~0.80%とした。Mnの含有量は、下限を0.55%とすることが好ましく、また上限を0.75%とすることが好ましい。

【0056】

S: 0.003~0.030%

Sは、Mnと結合してMnSを形成し、被削性を向上させる。しかし、その含有量が0.003%未満では、前記の効果が得難い。一方、Sの含有量が多くなると、粗大なMnSを生成しやすくなり、低サイクル曲げ疲労強度を低下させる傾向があり、特に、Sの含有量が0.030%を超えると、低サイクル曲げ疲労強度の低下が顕著になる。したがって、Sの含有量を0.003~0.030%とした。Sの含有量は、下限を0.005%とすることが好ましく、また上限を0.020%とすることが好ましい。

【0057】

Cr: 0.80~1.20%

Crは、焼入れ性および焼戻し軟化抵抗を高める効果が大きく、曲げ疲労強度および耐ピッチング強度の向上に有効な元素である。しかしながら、Crの含有量が0.80%未満では、上記の効果が十分でなく、本発明の目的とする良好な、曲げ疲労強度および耐ピッチング強度が得られない。一方、Crの含有量が1.20%を超えると、切削加工する前の組織、あるいはネットシェイプ成形する前の組織、すなわち、熱間鍛造後の組織、または熱間鍛造後に焼準処理を施す場合には焼準後の組織にベイナイトが生成しやすくなる。このため、素材硬さの増加によって、切削抵抗が高くなって被削性が低下し、また、変形抵抗が高くなって冷間鍛造性が低下する。したがって、Crの含有量を0.80~1.20%とした。Crの含有量は、下限を0.90%とすることが好ましく、また上限を1.10%とすることが好ましい。

【0058】

Mo: 0.30~0.45%

Moは、焼入れ性および焼戻し軟化抵抗を高める効果が大きく、高サイクル曲げ疲労強度、低サイクル曲げ疲労強度および耐ピッチング強度の向上に有効な元素である。しかしながら、Moの含有量が0.30%未満では、粒界酸化物近傍におけるパーライトの生成を抑制することができないため、本発明の目的とする良好な高サイクル曲げ疲労強度および耐ピッチング強度が得られない。一方、Moの含有量が0.45%を超えると、切削加工あるいはネットシェイプ成形する前の組織、すなわち、熱間鍛造後の組織、または熱間鍛造後に焼準処理を施す場合には焼準後の組織にベイナイトが生成しやすくなる。このため、素材硬さの増加によって、切削抵抗が高くなって被削性が低下し、また、変形抵抗が高くなって冷間鍛造性が低下する。したがって、Moの含有量を0.30~0.45%とした。Moの含有量は、下限を0.31%とすることが好ましく、上限を0.40%とすることが好ましい。

【0059】

Al: 0.015~0.050%

Alは、脱酸作用を有する。Alは、さらに、Nと結合してAlNを形成し、浸炭時または浸炭窒化時のオーステナイト粒粗大化防止に有効な元素である。しかし、Alの含有量が0.015%未満では、安定してオーステナイト粒の粗大化を防止できず、粗大化した場合は、高サイクル曲げ疲労強度および低サイクル曲げ疲労強度が低下する。一方、Alの含有量が0.050%を超えると、粗大な酸化物を形成しやすくなり、曲げ疲労強度が低下する。したがって、Alの含有量を0.015~0.050%とした。Alの含有量は、下限を0.016%とすることが好ましく、また上限を0.040%とすることが好ましい。

【0060】

N : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 2 5 %

Nは、Alと結合してAlNを形成し、また、Nbと結合してNbNを形成する。上記のAlNおよびNbNは浸炭時または浸炭窒化時のオーステナイト粒粗大化防止に効果を有する。しかし、Nの含有量が0 . 0 1 0 %未満では、上記窒化物の形成が不安定となるため、安定してオーステナイト粒の粗大化を防止できない。一方、Nの含有量が0 . 0 2 5 %を超えると、製鋼工程における量産での安定した製造が難しくなる。したがって、Nの含有量を0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 2 5 %とした。Nの含有量は、下限を0 . 0 1 1 %とすることが好ましく、また上限を0 . 0 2 2 %とすることが好ましい。

【0061】

$f_n : 1 . 3 \sim 2 . 4$

本発明の製造方法で用いる鋼材は、

$f_n = Cr / Mn \cdots (1)$

で表される $f_n$ が1 . 3 ~ 2 . 4でなければならない。ただし、(1)式におけるCおよびMnは、その元素の質量%での含有量を意味する。

【0062】

粒界酸化深さを低減するためには、既に述べたようにSiの含有量を低減することが有効であるが、それだけでは不十分であり、CrとMnの含有量の比である $f_n$ を特定の範囲に管理することでその効果を有効に利用することができる。 $f_n$ が1 . 3未満では、Mnによる粒界酸化が顕著となるため、Siの含有量を低減することによる粒界酸化深さ低減効果が十分には得られない。一方、 $f_n$ が2 . 4を超えても、上記の粒界酸化深さ低減効果は飽和する。

【0063】

$f_n$ は、既に述べたCrとMnの含有量の範囲において、下限を1 . 4とすることが好ましく、また上限を2 . 2とすることが好ましい。

【0064】

本発明の製造方法で用いる鋼材の化学組成の一つは、上記元素のほか、残部がFeと不純物からなり、不純物中のPおよびOがそれぞれ、P : 0 . 0 1 0 %以下およびO : 0 . 0 0 2 0 %以下のものである。

【0065】

なお、残部としての「Feおよび不純物」における「不純物」とは、鋼材を工業的に製造する際に、原料としての鉱石から混入する例えばP、スクラップから混入する例えばCuおよびNi、または製造環境から混入する例えばO（酸素）などを指す。

【0066】

ただし、不純物中のPおよびOは特に厳しく制限する必要があり、以下に説明する。

【0067】

P : 0 . 0 1 0 %以下

Pは、粒界偏析して粒界を脆化させやすい元素のため、その含有量が0 . 0 1 0 %を超えると、低サイクル曲げ疲労強度を低下させる。したがって、不純物中のPの含有量を0 . 0 1 0 %以下とした。不純物中のPの含有量は0 . 0 0 8 %以下とすることが好ましい。

【0068】

O : 0 . 0 0 2 0 %以下

Oは、Alと結合して硬質な酸化物系介在物を形成しやすく、曲げ疲労強度を低下させてしまう。特に、Oの含有量が0 . 0 0 2 0 %を超えると、曲げ疲労強度の低下が著しくなる。したがって、不純物中のOの含有量を0 . 0 0 2 0 %以下とした。なお、不純物中のOの含有量はできる限り少なくすることが望ましいが、製鋼工程でのコストを考慮すると、その下限は0 . 0 0 1 0 %程度になる。

【0069】

本発明の製造方法で用いる鋼材の化学組成の他の一つは、上述のFeの一部に代えて、Nbを含有するものである。以下、任意元素であるNbの作用効果と、含有量の限定理由

について説明する。

【0070】

Nb : 0.08%以下

NbはC、Nと結合してNbC、NbN、Nb(C、N)を形成しやすく、前述したAlNによる浸炭時または浸炭窒化時のオーステナイト粒粗大化防止を補完するのに有効な元素である。このため、Nbを含有させてもよい。しかしながら、Nbの含有量が多くなって0.08%を超えると、オーステナイト粒粗大化防止の効果がむしろ低下する。したがって、含有させる場合のNbの量に上限を設け、0.08%以下とした。含有させる場合のNbの量は、0.06%以下であることが好ましい。

【0071】

一方、前記したNbの効果を安定して得るためには、Nbの含有量は0.01%以上であることが好ましく、0.02%以上であれば一層好ましい。

【0072】

(B)鋼製部品の製造条件：

本発明に係る鋼製部品の製造方法は、前記(A)項に記載の化学組成を有する鋼材に、次のステップ1およびステップ2の処理を順に施すことを特徴とする。

【0073】

ステップ1：温度が850～1000の浸炭雰囲気または浸炭窒化雰囲気に保持して、浸炭または浸炭窒化を施す処理。

【0074】

ステップ2：当該浸炭または浸炭窒化が施された鋼材に対して、温度が40～80で、かつ40における動粘度が20～25mm<sup>2</sup>/sである焼入れ油を用いて焼入れを行う処理。

【0075】

具体的には、本発明に係る鋼製部品は、例えば、次の工程によって製造する。

【0076】

先ず、(A)項に記載の化学組成を満たす鋼を溶製し、鑄造、分塊圧延等を行った後、最終工程としての熱間圧延によって熱間圧延棒鋼または線材を製造する。

【0077】

次いで、該熱間圧延棒鋼または線材を熱間鍛造することによって、所定の形状を有する中間製品に粗成形する。

【0078】

上記粗成形された中間製品に対して、または上記の粗成形後さらに焼準処理を施された中間製品に対して、所定の部品形状に切削加工を施す。

あるいは、粗成形された中間製品に対して、上記の切削加工に代えて、必要に応じて焼準処理を実施した後、冷間鍛造によるネットシェイプ成形を施す。

【0079】

上記切削加工後あるいは、ネットシェイプ成形後の中間製品に対して、ステップ1およびステップ2の順で、浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れを施す。

【0080】

上記浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れを施した後で、焼戻しを行ってもよい。

【0081】

また、上記浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れを施した後で、ショットピーニングおよび/または表面研削を行ってもよい。

【0082】

上記浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れ後、さらに上記の焼戻しを行ってから、ショットピーニングおよび/または表面研削を施してもよい。

【0083】

なお、鋼の溶製から上記の熱間圧延棒鋼または線材を製造するまでの条件は、特に限定する必要はない。

10

20

30

40

50

## 【 0 0 8 4 】

熱間圧延棒鋼または線材が、( A ) 項に記載の化学組成を満たすものであれば、例えば、鋼の溶製、鑄造、分塊圧延、熱間圧延等、全て一般的な条件によって、熱間圧延棒鋼または線材を製造すればよい。

## 【 0 0 8 5 】

また、熱間圧延棒鋼または線材を熱間鍛造することにより粗成形された中間製品を得る工程の条件も、特に限定する必要はない。

## 【 0 0 8 6 】

例えば、被熱間鍛造材( 上記熱間圧延棒鋼または線材 ) を加熱する温度、鍛造の加工度、鍛造仕上げ温度、鍛造後の冷却条件等、全て一般的な条件によって、所定の形状を有する中間製品に粗成形すればよい。

10

## 【 0 0 8 7 】

さらに、粗成形された中間製品に焼準処理を施す場合の条件も、特に限定する必要はなく、一般的な方法によって、焼準処理すればよい。

## 【 0 0 8 8 】

粗成形された中間製品に対して、または粗成形後さらに焼準処理を施された中間製品に対して、所定の部品形状に切削加工する場合の条件も、特に限定する必要はなく、一般的な方法によって、切削加工すればよい。

## 【 0 0 8 9 】

また、粗成形された中間製品に対して、または粗成形後さらに焼準処理を施された中間製品に対して、冷間鍛造を行って所定の部品形状にネットシェイプ成形する場合の条件も、特に限定する必要はなく、一般的な方法によって、ネットシェイプ成形すればよい。

20

## 【 0 0 9 0 】

切削加工した中間製品またはネットシェイプ成形した中間製品に対しては、上記ステップ 1 およびステップ 2 の処理を順に施す必要がある。

## 【 0 0 9 1 】

なお、上記ステップ 1 の浸炭または浸炭窒化を施す処理は、温度が 8 5 0 ~ 1 0 0 0 の浸炭雰囲気または浸炭窒化雰囲気での保持と該保持に続く、温度が 8 0 0 ~ 9 0 0 の浸炭雰囲気または浸炭窒化雰囲気での保持とからなるものであってもよい。

## 【 0 0 9 2 】

浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れを施した後、必要に応じて、さらに 1 0 0 ~ 2 0 0 の温度で焼戻しを実施してもよい。上記の焼戻しは、温度が 1 0 0 ~ 2 0 0 であれば、他の条件は、特に限定する必要はなく、一般的な方法によって、焼戻しすればよい。

30

## 【 0 0 9 3 】

浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れを施した後、または上記の焼戻しを行った後、さらに、ショットピーニングおよび/または表面研削を施してもよい。

## 【 0 0 9 4 】

上記のショットピーニングの条件は、特に限定する必要はなく、一般的な方法によって、ショットピーニングすればよい。同様に、表面研削の条件も、特に限定する必要はなく、一般的な方法によって、表面研削すればよい。

40

## 【 0 0 9 5 】

以下、切削加工した中間製品またはネットシェイプ成形した中間製品に順に施す、上記ステップ 1 およびステップ 2 の浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れの条件について詳しく説明する。

## 【 0 0 9 6 】

浸炭または浸炭窒化を施すに際して、温度が 1 0 0 0 を上回る浸炭雰囲気または浸炭窒化雰囲気に保持すれば、結晶粒の粗大化が起こりやすくなって、浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れ後の強度の低下を招きやすくなる。一方、温度が 8 5 0 を下回る浸炭雰囲気または浸炭窒化雰囲気に保持すれば、浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れ後に十分な硬化層深さを得ることが困難である。したがって、まず、中間製品に対して、ステップ 1 の処理

50

、つまり、温度が850～1000の浸炭雰囲気または浸炭窒化雰囲気に保持して、浸炭または浸炭窒化を施すこととした。上記の保持温度の下限は900とすることが好ましく、また上限は980とすることが好ましい。

【0097】

上記浸炭雰囲気温度または浸炭窒化雰囲気温度で保持する時間は、要求される硬化層深さに依存するが、例えば、2～15h程度とすればよい。

【0098】

浸炭雰囲気における炭素ポテンシャルは、特に限定する必要はなく、目標とする表面炭素濃度、有効硬化層深さおよび効率的な操業等の観点から、適宜決定すればよい。

【0099】

「浸炭」には、例えば、ブタン、プロパンなど炭化水素ガスを空気と混合して変成したCO、H<sub>2</sub>およびN<sub>2</sub>の混合ガスである吸熱性のいわゆる「RXガス」に、ブタン、プロパンなどいわゆる「エンリッチガス」と称されるガスを添加した雰囲気を用いて浸炭する「ガス浸炭」が適用できる。この場合、上記の炭素ポテンシャルはもっぱら、エンリッチガスの添加量で制御することができる。

【0100】

同様に、浸炭窒化雰囲気における炭素ポテンシャルおよび窒素ポテンシャルも、特に限定する必要はなく、目標とする表面炭素濃度、表面窒素濃度、有効硬化層深さおよび効率的な操業等の観点から、適宜決定すればよい。

【0101】

「浸炭窒化」には、上述の浸炭性ガスにアンモニアを添加した雰囲気を用いて浸炭窒化する「ガス浸炭窒化」が適用できる。この場合、上記の炭素ポテンシャルおよび窒素ポテンシャルは、それぞれ、エンリッチガスおよびアンモニアガスの添加量で制御することができる。

【0102】

また、温度が850～1000の浸炭雰囲気または浸炭窒化雰囲気での保持に続いて、焼入れのための加熱処理として、温度が800～900の浸炭雰囲気または浸炭窒化雰囲気での保持を行えば、より熱処理ひずみ量を低減して安定した浸炭または浸炭窒化を施すことができる。上記焼入れのための加熱処理温度の下限は830とすることが好ましく、また上限は880とすることが好ましい。

【0103】

上記焼入れのための加熱処理に際して800～900の浸炭雰囲気または浸炭窒化雰囲気で保持する時間は、例えば、0.5～2h程度とすればよい。

【0104】

焼入れのための加熱処理の際の浸炭雰囲気における炭素ポテンシャルは、特に限定する必要はなく、目標とする表面炭素濃度、有効硬化層深さおよび効率的な操業等の観点から、適宜決定すればよい。

【0105】

同様に、焼入れのための加熱処理の際の浸炭窒化雰囲気における炭素ポテンシャルおよび窒素ポテンシャルも、特に限定する必要はなく、目標とする表面炭素濃度、表面窒素濃度、有効硬化層深さおよび効率的な操業等の観点から、適宜決定すればよい。

【0106】

次に、浸炭または浸炭窒化の施された中間製品に対して、温度が40～80で、かつ40における動粘度が20～25mm<sup>2</sup>/sである焼入れ油を用いて焼入れを行う理由を説明する。

【0107】

既に述べたように、温度が100～150程度の油を用いて浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れを行った場合には、焼入れ処理中に自己焼戻しを受けて、粒界にフィルム状のセメントライトが生成する。このため、低サイクル曲げ疲労強度が向上しない。したがって、浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れ中に自己焼戻しを受けないように急冷する必要がある。

10

20

30

40

50

そこで、温度が低い焼入れ油を用いる必要があるが、温度が40℃を下回る焼入れ油の場合には、動粘度が大きくなり過ぎ、焼入れ時の焼入れ油の流動性が低くなって、油の対流攪拌の効果が小さくなり、油槽の上下位置で冷却能の差が生じて、熱処理ひずみバラツキが大きくなるという問題が生じる。一方、温度が80℃を上回る焼入れ油の場合には、自己焼戻しによる粒界へのフィルム状のセメントの生成を、安定して抑制することができない。さらに、この場合、焼入れ油中の添加剤の劣化が進みやすいため、繰返し使用に伴い動粘度が大きくなって、熱処理ひずみのバラツキが大きくなりやすく、また、焼入れ油の揮発量が多くなるため、焼入れ油の交換頻度が増す。

【0108】

したがって、浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れの際、温度が40～80℃の焼入れ油を用いる必要がある。この焼入れ油の温度の好ましい上限は60℃である。

10

【0109】

焼入れ時に、動粘度の低い焼入れ油を用いることにより、「対流熱伝達」段階の開始温度を低下させて「核沸騰熱伝達」の段階を広い温度範囲にすることが可能になって、部品表面の硬さを増大することができる。40℃における動粘度が $25\text{ mm}^2/\text{s}$ 以下の場合に、上記の効果が安定して得られる。なお、40℃における動粘度を低くすることにより、「対流熱伝達」の段階でも油の対流が起こりやすくなるため、Ms点近傍での冷却速度も速くなると推測される。

【0110】

一方、40℃における動粘度が $20\text{ mm}^2/\text{s}$ よりも小さい場合には、焼入れの繰返しにより油が劣化しやすくなるため、油を頻繁に交換する必要性が生じてコストが嵩む。したがって、焼入れ油の40℃における動粘度を $20\sim 25\text{ mm}^2/\text{s}$ とした。

20

【0111】

なお、温度が100～150℃程度で用いられていた従来の焼入れ油の場合、40℃という低い温度での動粘度は $100\text{ mm}^2/\text{s}$ 以上と大きい。このため、上記の40～80℃という油温では流動性が低く、油の対流攪拌の効果が小さいので油槽の上下位置で冷却能の差が生じ、熱処理ひずみバラツキが大きくなる。

【0112】

焼入れ油の40℃における動粘度の、好ましい下限は $21\text{ mm}^2/\text{s}$ であり、好ましい上限は $24\text{ mm}^2/\text{s}$ である。

30

【0113】

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。

【実施例】

【0114】

(実施例1)

表1に示す化学組成を有する鋼a～eを180kg真空溶解炉で溶製した後、直径210mmの鑄型に鑄造してインゴットを得、室温まで冷却した。

【0115】

なお、表1中の鋼dは、化学組成が本発明で規定する範囲内にある鋼である。

40

【0116】

一方、鋼a～cおよび鋼eは、化学組成が本発明で規定する条件から外れた比較例の鋼である。上記のうちで鋼eは、高Ni-高Mo鋼である。

【0117】

【表 1】

表 1

鋼	化 学 組 成 (質量%)										残部：F e および不純物	
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	N	O	f <sub>n</sub>
a	0.18	0.33	*1.40	*0.011	0.018	—	*0.65	*—	0.033	0.0122	0.0015	*0.5
b	0.20	0.33	*0.81	*0.015	0.018	—	1.11	*—	0.028	0.0144	0.0010	1.4
c	0.18	0.26	0.79	*0.016	0.016	—	1.10	*0.16	0.030	0.0150	0.0010	1.4
d	0.19	0.05	0.60	0.007	0.012	—	0.90	0.30	0.026	0.0144	0.0018	1.5
e	0.20	0.05	0.50	0.010	0.010	*0.50	*0.66	*0.66	0.025	0.0151	*0.0021	1.3
f <sub>n</sub> = Cr / Mn												
*印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。												

10

## 【0118】

上記の鋼 a ~ e のインゴットは、1250 で120min保持した後、熱間鍛造を行って、1000 以上の温度で直径70mmの棒鋼に仕上げ、大気中で室温まで放冷した。

## 【0119】

上記の各棒鋼には、925 で60min保持してから、大気中で室温まで放冷する「焼準」を施した。

## 【0120】

焼準後、棒鋼の中心部から、図1に示す形状の熱処理ひずみのバラツキ量測定用試験片を、各鋼について60個ずつ作製した。なお、いずれの鋼についても、棒鋼の軸方向と試験片の軸方向が同じ方向になるように試験片を採取した。

20

## 【0121】

上記の試験片を用いて、浸炭焼入れ時の焼入れひずみバラツキ量を評価した。

## 【0122】

具体的には、各鋼毎に、図2に示す様に、熱処理バスケットの左上奥、中央、右下手前の3箇所に、あらかじめ図1のA部の間隔を浸炭焼入れ前にマイクロメータで測定した試験片を5個ずつ配置して、パッチ形のガス浸炭炉で浸炭焼入れした。焼入れ後は、焼戻しを行った。なお、図2中の「1」、「2」および「3」はそれぞれ、バスケット内に配置した位置の「左上奥」、「中央」および「右下手前」を表す。

30

## 【0123】

図3に、上記の「浸炭焼入れ - 焼戻し」のヒートパターンを示す。なお、図3において、「Cp」は「炭素ポテンシャル」を表す。また、「OQ」は「油焼入れ」を表し、表2に示す[i] ~ [iv]の条件の油を用いて行った。焼戻し後の冷却は大気中放冷とし、図3では「AC」と表記した。

## 【0124】

【表 2】

表 2

焼入れ油 の条件	40℃での動粘度 (mm <sup>2</sup> /s)	油温 (℃)
[i]	23	50
[ii]	* 300	* 120
[iii]	23	* 120
[iv]	* 28	50
*印は本発明で規定する条件から外れて いることを示す。		

10

## 【0125】

各条件の油を用いて焼入れし、次いで焼戻しを行った後、A部の間隔をマイクロメータで測定し、「浸炭焼入れ - 焼戻し」前後のA部の間隔差を求めた。熱処理バスケットの1 ~ 3の位置に配置した各5個（合計15個）の試験片の前記A部間隔差の平均値をひずみ量とした。また、前記15個の試験片のA部間隔差の標準偏差を算出して、焼入れひずみバラツキを評価した。

20

## 【0126】

また、「浸炭焼入れ - 焼戻し」後にA部の間隔をマイクロメータで測定した試験片のうちから、各条件について1個ずつ任意に選び、図1のB部を縦断して鏡面研磨した後、光学顕微鏡を使って、倍率1000倍でB部断面の外周側の表層部を観察し、さらに、ナイタールで腐食し、走査型電子顕微鏡（以下、「SEM」という。）を使って倍率3000倍で前記表層部を観察した。

## 【0127】

光学顕微鏡を使った倍率1000倍の観察では粒界酸化深さを測定した。また、SEMを使った倍率3000倍の観察では、特に粒界酸化物近傍の組織における不完全焼入れ組織の有無を調査した。

30

## 【0128】

表3に、上記の試験結果を整理して示す。なお、表3において「ひずみ量」は1 ~ 3の位置の各5個、合計15個のA部の間隔差の平均値を指す。また、「粒界酸化深さ」はB部で観察されたうち、最大の粒界酸化深さを指す。

## 【0129】



【表 3】

表 3

試験 番号	鋼	焼入れ油 の条件	ひずみ量 (mm)	焼入れひずみバラツキ (標準偏差)	粒界酸化深さ ( $\mu$ m)	不完全焼入れ 組織の有無
1	*a	[i]	0.41	0.010	17.8	有
2	*b		0.43	0.012	11.1	有
3	*c		0.43	0.012	11.7	有
4	d		0.43	0.011	4.7	無
5	*e		0.47	0.012	15.3	無
6	*a	* [ii]	0.33	0.010	18.2	有
7	*b		0.35	0.011	11.8	有
8	*c		0.35	0.013	12.5	有
9	d		0.36	0.011	5.1	有
10	*e		0.41	0.012	16.2	有
11	*a	* [iii]	0.34	0.012	18.0	有
12	*b		0.35	0.012	11.5	有
13	*c		0.35	0.013	12.2	有
14	d		0.38	0.012	4.9	有
15	*e		0.39	0.014	15.8	無
16	*a	* [iv]	0.41	0.012	18.5	有
17	*b		0.42	0.012	12.2	有
18	*c		0.42	0.014	12.2	有
19	d		0.43	0.013	5.5	有
20	*e		0.45	0.014	16.8	無
*印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。						

## 【0130】

表3から、焼入れ油の条件[i]～[iv]で、試験片A部の焼入れひずみバラツキに差は認められないものの、試験片B部のSEMを用いた観察結果には差があることが明らかである。

## 【0131】

まず、不完全焼入れ組織については、次のとおりである。

## 【0132】

NiおよびMoの含有量の高い鋼eは、焼入れ油の条件が[i]、[iii]および[iv]で、不完全焼入れ組織が認められなかった。また、鋼dは、焼入れ油の条件が[i]の場合のみ、不完全焼入れ組織が認められなかった。一方、鋼a～cは、焼入れ油の条件が[i]～[iv]の全てにおいて、不完全焼入れ組織が認められた。

## 【0133】

次に、粒界酸化深さについては、化学組成が本発明で規定する範囲内にある鋼dの場合、焼入れ油の条件に拘わらず4.7～5.5 $\mu\text{m}$ と浅い。これに対して、化学組成が本発明で規定する条件から外れた比較例の鋼a～cおよび鋼eの場合、粒界酸化深さは11.1～17.8 $\mu\text{m}$ 以上と大きく、鋼dの場合に比べて劣っている。

## 【0134】

すなわち、化学組成が本発明で規定する条件から外れた鋼a～cの場合には、焼入れ油が本発明で規定する条件を満たす[i]の場合であっても、不完全焼入れ組織を抑制することができず、さらに粒界酸化深さも大きい。

## 【0135】

これに対して、化学組成が本発明で規定する範囲内にある鋼dの場合、本発明で規定す

る条件を満たす [ i ] の油を用いて焼入れすることで、高 N i - 高 M o 鋼である鋼 e と同様に不完全焼入れ組織の生成を抑制することができ、しかも従来と同程度の熱処理ひずみバラツキとすることもできる。なお、鋼 e の場合、粒界酸化深さが大きく、鋼 d の場合に比べて劣っている。

【 0 1 3 6 】

( 実施例 2 )

表 4 および表 5 に示す化学組成を有する鋼 1 ~ 3 1 を 1 8 0 k g 真空溶解炉で溶製した後、直径 2 1 0 m m の鋳型に鋳造してインゴットを得、室温まで冷却した。

【 0 1 3 7 】

なお、表 4 中の鋼 1 ~ 4、7、8、10 ~ 13 は、化学組成が本発明で規定する範囲内にある鋼であり、鋼 5、6 および 9 は参考例の鋼である。

【 0 1 3 8 】

一方、表 4 および表 5 中の鋼 14 ~ 31 は、化学組成が本発明で規定する条件から外れた比較例の鋼である。なお、これら比較例の鋼のうちで鋼 15 は J I S G 4 0 5 3 ( 2 0 0 8 ) に規定された S C r 4 2 0 に相当する鋼である。

【 0 1 3 9 】

【表 4】

表 4

鋼	化 学 組 成 ( 質 量 % )										残部 : F e および不純物	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Nb	N	O	f <sub>n</sub>
1	0.19	0.02	0.65	0.007	0.012	1.05	0.33	0.030	—	0.0144	0.0018	1.6
2	0.20	0.10	0.65	0.007	0.012	1.05	0.33	0.031	—	0.0150	0.0018	1.6
3	0.19	0.05	0.65	0.007	0.013	1.05	0.33	0.026	—	0.0150	0.0016	1.6
4	0.19	0.05	0.65	0.010	0.013	1.05	0.33	0.026	—	0.0150	0.0016	1.6
5	0.18	0.05	*0.50	0.007	0.016	0.80	0.35	0.025	—	0.0150	0.0018	1.6
6	0.18	0.05	*0.50	0.007	0.016	1.18	0.35	0.026	—	0.0150	0.0018	2.4
7	0.20	0.05	0.55	0.007	0.007	0.80	0.30	0.033	—	0.0150	0.0015	1.5
8	0.20	0.05	0.55	0.007	0.007	0.80	0.39	0.032	—	0.0150	0.0015	1.5
9	0.18	0.05	0.60	0.007	0.010	*1.20	0.38	0.028	—	0.0150	0.0016	2.0
10	0.19	0.05	0.70	0.007	0.010	1.10	0.38	0.033	0.038	0.0150	0.0017	1.6
11	0.20	0.06	0.71	0.007	0.023	1.01	0.38	0.025	0.020	0.0150	0.0018	1.4
12	0.19	0.06	0.71	0.007	0.023	1.01	0.38	0.024	0.042	0.0150	0.0018	1.4
13	0.19	0.06	0.71	0.007	0.023	1.01	0.38	0.025	0.030	0.0150	0.0018	1.4
14	0.18	*0.33	*1.40	*0.011	0.018	*0.65	*—	0.033	—	0.0122	0.0015	* 0.5
15	0.20	*0.33	*0.81	*0.015	0.018	1.11	*—	0.028	—	0.0144	0.0012	1.4
16	0.18	*0.26	0.79	*0.016	0.016	1.10	*0.16	0.030	—	0.0150	0.0012	1.4
f <sub>n</sub> = C r / M n												
*印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。												

【 0 1 4 0 】

20

30

【表 5】

表 5

鋼	化 学 組 成 (質量%)										残部：F e および不純物	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Nb	N	O	f <sub>n</sub>
1 7	0.18	*0.25	0.65	0.007	0.013	1.00	0.32	0.035	0.038	0.0156	0.0013	1.5
1 8	0.22	0.05	*0.30	0.007	0.007	1.00	0.32	0.035	—	0.0156	0.0016	* 3.3
1 9	0.22	0.05	*1.00	0.008	0.007	1.00	0.32	0.035	—	0.0136	0.0016	* 1.0
2 0	0.21	0.06	*0.40	*0.018	0.007	*1.40	0.32	0.020	—	0.0138	0.0018	* 3.5
2 1	0.21	0.09	*0.40	0.008	0.026	*0.50	0.35	0.025	—	0.0138	0.0012	1.3
2 2	0.23	0.09	0.75	0.008	0.020	*1.40	0.35	0.025	—	0.0145	0.0012	1.9
2 3	0.20	0.09	*0.40	0.008	0.026	*1.40	*0.20	0.023	—	0.0144	0.0013	* 3.5
2 4	0.23	0.09	0.75	0.008	0.026	*1.40	*0.50	0.025	—	0.0151	0.0013	1.9
2 5	0.18	0.09	0.80	0.008	0.028	0.80	0.31	0.025	—	0.0138	0.0015	* 1.0
2 6	0.23	0.05	*0.40	0.008	0.029	*1.40	0.35	*0.010	—	0.0121	0.0015	* 3.5
2 7	0.18	0.05	*0.40	0.008	0.025	*1.40	0.35	0.035	—	0.0121	0.0016	* 3.5
2 8	0.18	0.06	*0.40	0.008	0.030	*1.40	0.35	0.030	—	*0.0038	0.0014	* 3.5
2 9	*0.05	0.07	0.79	*0.015	0.015	1.01	0.38	0.036	—	0.0185	*0.0021	1.3
3 0	*0.30	0.05	0.79	*0.015	0.015	1.01	0.38	0.036	—	0.0194	*0.0021	1.3
3 1	0.20	0.06	0.80	*0.050	*0.038	1.10	0.37	0.035	—	0.0195	0.0010	1.4
f <sub>n</sub> = C r / M n												
*印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。												

## 【 0 1 4 1 】

上記の鋼 1 ~ 3 1 のインゴットは、1 2 5 0 で 1 2 0 m i n 保持した後、熱間鍛造を行って、1 0 0 0 以上の温度で直径 3 5 m m の棒鋼に仕上げ、大気中で室温まで放冷した。

## 【 0 1 4 2 】

上記の棒鋼には、9 2 5 で 6 0 m i n 保持してから、大気中で室温まで放冷する「焼準」を施した。

## 【 0 1 4 3 】

このようにして得た直径が 3 5 m m の焼準後の棒鋼の中心部から、直径が 1 0 m m 、2 0 m m および 3 0 m m で、長さがいずれも 1 0 0 m m の各丸棒を切り出した。

## 【 0 1 4 4 】

上記の直径が 1 0 m m 、2 0 m m および 3 0 m m で、長さが 1 0 0 m m に切り出した丸棒は、さらに 9 2 5 で 6 0 m i n 保持した後、大気中で室温まで放冷する「焼準」を施した。なお、上記放冷時の 8 0 0 から 5 0 0 までの冷却速度は、0 . 8 ~ 1 . 2 / s であった。

## 【 0 1 4 5 】

直径が 1 0 m m 、2 0 m m および 3 0 m m の焼準後の各丸棒を、長さ 5 0 m m の位置で横断して鏡面研磨し、それぞれ、中心から 2 . 5 m m 、5 m m および 7 . 5 m m 位置のビッカース硬さを 4 点ずつ、J I S Z 2 2 4 4 ( 2 0 0 9 ) に記載の「ビッカース硬さ試験 - 試験方法」に準拠して、ビッカース硬度計で測定した。なお、試験力は 9 . 8 N とした。

## 【 0 1 4 6 】

上記各 4 点のビッカース硬さ（以下「H V」という。）の平均値を、それぞれの直径の丸棒における焼準後の H V とした。なお、直径が 1 0 m m 、2 0 m m および 3 0 m m のいずれの場合にも、H V が 1 9 2 以下である場合に、硬さが低く被削性および冷間鍛造性に優れると評価した。

## 【 0 1 4 7 】

また、各鋼について、直径が 3 5 m m の焼準後の棒鋼の中心部から、いずれも軸方向に平行に、図 4 に示す形状の小野式回転曲げ疲労試験片を 1 6 本、図 5 に示す形状の 4 点曲げ疲労試験片を 4 本、図 6 に示す形状のローラピッチング小ローラ試験片を 8 本切り出した。

## 【 0 1 4 8 】

10

20

30

40

50

上記の各試験片に対して、図 3 に示すヒートパターンで「浸炭焼入れ - 焼戻し」を施した。なお、焼入れは、前記表 2 に示した [ i ] ~ [ iv ] のいずれかの条件の油を用いて行った。

【 0 1 4 9 】

上記のようにして作製した各試験片は、小野式回転曲げ疲労試験、4 点曲げ疲労試験、ローラピッチング試験および S E M を使った表層部観察に供した。

【 0 1 5 0 】

なお、後述の表 6 における試験符号 S では、「浸炭焼入れ - 焼戻し」を施した小野式回転曲げ疲労試験片および 4 点曲げ疲労試験片の切欠部を研磨した後、また、ローラピッチング小ローラ試験片の直径 2 6 m m 部を研磨した後、直径が 0 . 6 m m で H V が 8 0 0 の鋼球を使って、アークハイト：0 . 4 m m A およびカバレッジ：3 0 0 % の条件でショットピーニングを施し、その後、小野式回転曲げ疲労試験、4 点曲げ疲労試験、ローラピッチング試験および S E M を使った表層部観察に供した。

10

【 0 1 5 1 】

また、表 6 における試験符号 T では、「浸炭焼入れ - 焼戻し」を施した小野式回転曲げ疲労試験片および 4 点曲げ疲労試験片の切欠部、ローラピッチング小ローラ試験片の直径 2 6 m m 部に対して、直径が 0 . 6 m m で H V が 8 0 0 の鋼球を使って、アークハイト：0 . 4 m m A およびカバレッジ：3 0 0 % の条件でショットピーニングを施し、その後さらに、小野式回転曲げ疲労試験片および 4 点曲げ疲労試験片の切欠部、ローラピッチング小ローラ試験片の直径 2 6 m m 部を研磨して、小野式回転曲げ疲労試験、4 点曲げ疲労試験、ローラピッチング試験および S E M を使った表層部観察に供した。

20

【 0 1 5 2 】

なお、ローラピッチング試験に用いる図 7 に示す形状のローラピッチング大ローラ試験片は、J I S G 4 0 5 2 ( 2 0 0 8 ) に規定された S C M 4 2 0 H を用いて、一般的な製造工程、つまり、「焼準、試験片加工、ガス浸炭炉による共析浸炭、低温焼戻しおよび研磨」の工程によって作製した。

【 0 1 5 3 】

以下、各試験内容について詳しく説明する。

【 0 1 5 4 】

< A > S E M を使った表層部観察：

30

小野式回転曲げ疲労試験片の切欠部の横断面を鏡面研磨した後、光学顕微鏡を使って、倍率 1 0 0 0 倍で表層部の観察を実施し、粒界酸化深さを測定した。さらに、ナイトールで腐食し、S E M を使って倍率 3 0 0 0 倍で表層部を観察し、特に粒界酸化物近傍の組織における不完全焼入れ組織の有無を調査した。

【 0 1 5 5 】

なお、表層部に不完全焼入れ組織が存在しないことを目標とした。

【 0 1 5 6 】

< B > 小野式回転曲げ疲労試験：

小野式回転曲げ疲労試験片を 8 本用いて、下記の試験条件によって小野式回転曲げ疲労試験を実施し、繰返し数が  $1 . 0 \times 10^7$  回において破断しない最大の強度で「高サイクル曲げ疲労強度」を評価した。

40

【 0 1 5 7 】

試験結果は、J I S G 4 0 5 3 ( 2 0 0 8 ) に規定された S C r 4 2 0 の相当する鋼 1 5 を用いた表 6 における試験符号 V の  $1 . 0 \times 10^7$  回の回転曲げ疲労強度を 1 0 0 として基準化した。そして、回転曲げ疲労強度が評価基準の 1 . 1 5 倍を超える、すなわち 1 1 5 を超えるものを高サイクル曲げ疲労強度に優れるとした。

【 0 1 5 8 】

- ・ 温度：室温、
- ・ 雰囲気：大気中、
- ・ 回転数：3 0 0 0 r p m。

50

## 【 0 1 5 9 】

< C > 4 点曲げ疲労試験：

4 点曲げ疲労試験片を 2 本用いて、図 8 に示す方法で、4 点曲げ疲労試験を実施した。試験荷重は最大荷重を 1 0 k N、最小荷重を 1 k N とし、繰返し数 2 0 H z で破断するまでの繰返し数を調査して、「低サイクル曲げ疲労強度」を評価した。

## 【 0 1 6 0 】

試験結果は、上記の S C r 4 2 0 の相当する鋼 1 5 を用いた試験符号 V の破断寿命を 1 0 0 として基準化した。そして、破断寿命が評価基準の 2 倍以上、すなわち 2 0 0 以上となるものを低サイクル疲労強度に優れるとした。

## 【 0 1 6 1 】

< D > ローラピッチング試験：

ローラピッチング試験は、図 9 に示すように、図 6 に示す形状のローラピッチング小ローラ試験片と図 7 に示す形状のローラピッチング大ローラの組み合わせで、下記に示す条件で行った。

## 【 0 1 6 2 】

ローラピッチング試験における試験数は 6 とし、縦軸に面圧、横軸にピッチング発生までの繰返し数をとった S - N 線図を作成し、繰返し数  $2 \cdot 0 \times 10^7$  回までピッチングが発生しなかったうちで、最も高い面圧を「耐ピッチング強度」とした。

## 【 0 1 6 3 】

なお、ローラピッチング小ローラの試験部の表面が損傷している箇所のうち、最大のものの面積が  $1 \text{ mm}^2$  以上になった場合をピッチング発生とした。

## 【 0 1 6 4 】

試験結果は、上記の S C r 4 2 0 の相当する鋼 1 5 を用いた試験符号 V の耐ピッチング強度を 1 0 0 として基準化した。そして、耐ピッチング強度が評価基準の 1 . 2 0 倍以上、すなわち 1 2 0 以上となるものを耐ピッチング強度に優れるとした。

## 【 0 1 6 5 】

- ・すべり率： - 4 0 %、
- ・面圧： 1 6 0 0 ~ 3 0 0 0 M P a、
- ・小ローラ試験片の回転数： 1 5 0 0 r p m、
- ・周速：大ローラ試験片の周速 V 1： 2 . 8 6 m / s、  
小ローラ試験片の周速 V 2： 2 . 0 4 m / s、
- ・潤滑油：種類：オートマチックトランスミッション油、  
油温： 9 0 、  
油量： 1 . 0 L / m i n。

## 【 0 1 6 6 】

なお、潤滑は、上記潤滑油をローラピッチング小ローラ試験片とローラピッチング大ローラ試験片の接触部に噴出させて実施した。

## 【 0 1 6 7 】

上記の「すべり率」は、下記の式で計算される値を指す。

$$\{ (V2 - V1) / V2 \} \times 100。$$

## 【 0 1 6 8 】

表 6 に、上記の各試験結果をまとめて示す。なお、表 6 中の「焼準後の H V」欄には、各試験符号について直径が 1 0 m m、2 0 m m および 3 0 m m の丸棒について測定した H V のうちの最高の値を示す。

## 【 0 1 6 9 】

10

20

30

40

【表 6】

表 6

試験 符号	鋼	焼準後の H V	焼入れ油 の条件	粒界酸化深さ ( $\mu\text{m}$ )	不完全焼入れ 組織の有無	高サイクル曲げ 疲労強度	低サイクル曲げ 疲労強度	耐ビッチング 強度	備考
A	7	144	* [ii]	6.8	# 有	# 108	# 160	# 115	比較 例
B	7	144	* [iii]	7.2	# 有	# 103	# 140	# 115	
C	7	144	* [iv]	7.1	# 有	# 108	# 160	# 115	
D	10	184	* [iv]	4.1	# 有	# 108	# 180	# 115	
E	12	188	* [iv]	4.5	# 有	# 108	# 180	# 115	
F	1	160	[i]	5.6	無	116	220	120	本 発 明 例
G	2	167	[i]	4.5	無	116	210	120	
H	3	164	[i]	4.9	無	118	240	120	
I	4	178	[i]	4.0	無	118	200	120	
J	*5	148	[i]	6.0	無	116	210	120	
K	*6	165	[i]	3.0	無	118	220	120	
L	7	144	[i]	6.4	無	118	220	120	
M	8	144	[i]	5.3	無	120	220	120	
N	*9	188	[i]	2.8	無	120	220	120	
O	10	184	[i]	3.4	無	120	230	120	
P	11	186	[i]	5.2	無	116	200	120	
Q	12	186	[i]	7.6	無	116	200	120	
R	13	188	[i]	4.1	無	116	220	120	
S	7	144	[i]	-	無	140	250	120	
T	7	144	[i]	-	無	140	250	130	
U	*14	150	[i]	17.8	# 有	# 86	# 80	# 90	比 較 例
V	*15	144	[i]	10.1	# 有	¥ 100	¥ 100	¥ 100	
W	*16	178	[i]	11.8	# 有	# 103	# 101	# 110	
X	*17	173	[i]	10.7	無	116	# 145	120	
Y	*18	144	[i]	2.1	無	115	# 155	120	
Z	*19	# 210	[i]	10.6	# 有	# 108	# 120	132	
AA	*20	158	[i]	3.3	無	# 110	# 110	130	
AB	*21	162	[i]	6.9	無	116	200	# 110	
AC	*22	# 218	[i]	4.2	無	116	200	120	
AD	*23	150	[i]	3.2	# 有	# 108	# 160	# 115	
AE	*24	# 266	[i]	3.7	無	116	220	120	
AF	*25	148	[i]	10.6	無	# 110	# 160	# 115	
AG	*26	183	[i]	3.2	無	# 90	# 120	120	
AH	*27	190	[i]	2.2	無	# 90	200	120	
AI	*28	165	[i]	2.5	無	# 90	# 120	120	
AJ	*29	152	[i]	5.9	無	116	# 120	120	
AK	*30	# 220	[i]	7.1	無	120	200	120	
AL	*31	# 211	[i]	6.5	無	116	# 160	120	
*印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。 ¥印は評価基準であることを示し、#印は目標に達していないことを示す。 試験符号 J, K, L および N は参考例。									

## 【0170】

表 6 から、本発明で規定する条件を満たす本発明例の試験符号の場合には、目標とする硬さ、表層部組織、高サイクル曲げ疲労強度、低サイクル曲げ疲労強度および耐ビッチング疲労強度の全てが得られていることが明らかである。

## 【0171】

これに対して、本発明で規定する条件から外れた比較例の試験符号の場合には、目標とする硬さ、表層部組織、高サイクル曲げ疲労強度、低サイクル曲げ疲労強度および耐ビッチング疲労強度のうちの 1 つ以上の特性が得られていない。

## 【0172】

試験符号 A ~ E の場合、用いた鋼 7、鋼 10 および鋼 12 の化学組成はいずれも本発明

10

20

30

40

50

で規定する範囲内にあるが、焼入れ油の条件が本発明で規定する条件から外れており、このため、表層部組織、高サイクル曲げ疲労強度、低サイクル曲げ疲労強度および耐ピッチング疲労強度が目標に達していない。

【 0 1 7 3 】

また、試験符号 U ~ Z および試験符号 A A ~ A L の場合、焼入れ油の条件は本発明で規定する範囲内にあるものの、用いた鋼 1 4 ~ 3 1 の化学組成がいずれも、本発明で規定する条件から外れている。このため、硬さ、表層部組織、高サイクル曲げ疲労強度、低サイクル曲げ疲労強度および耐ピッチング疲労強度のうちの 1 つ以上の特性が目標に達していない。

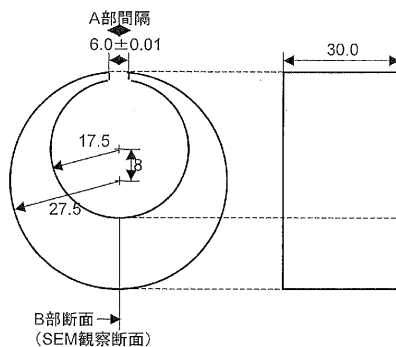
【 産業上の利用可能性 】

10

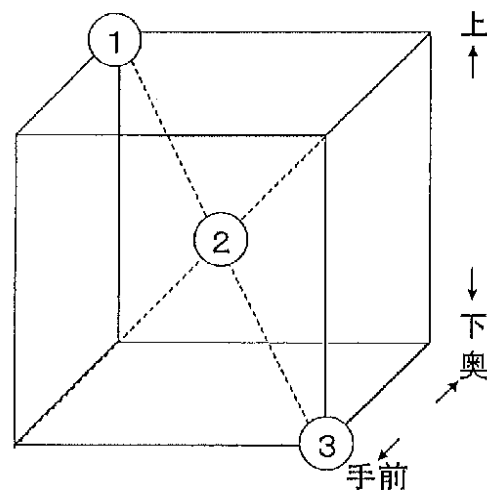
【 0 1 7 4 】

本発明によって、高価な合金元素の含有量が少ないにも拘わらず、優れた、高サイクル曲げ疲労強度、低サイクル曲げ疲労強度および耐ピッチング強度を有し、しかも、製造時の切削加工工程においては十分な被削性を、あるいは、ネットシェイプ成形工程においては十分な冷間鍛造性を、確保できるとともに、浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れ時の熱処理ひずみのバラツキが抑制された鋼製部品が得られる。

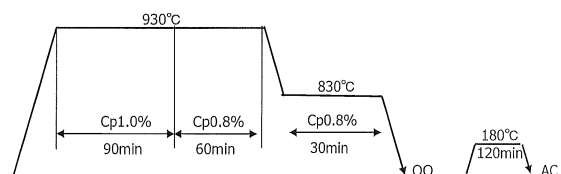
【 図 1 】



【 図 2 】



【 図 3 】







## フロントページの続き

(51)Int.Cl.		F I
C 2 2 C	38/22 (2006.01)	C 2 2 C 38/22
C 2 2 C	38/26 (2006.01)	C 2 2 C 38/26
C 2 3 C	8/22 (2006.01)	C 2 3 C 8/22
C 2 3 C	8/32 (2006.01)	C 2 3 C 8/32

- (72)発明者 今高 秀樹  
日本国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
- (72)発明者 中岡 慎臣  
日本国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
- (72)発明者 二宮 彬仁  
日本国埼玉県和光市中央一丁目4番1号 株式会社本田技術研究所内
- (72)発明者 岡田 善成  
日本国埼玉県和光市中央一丁目4番1号 株式会社本田技術研究所内

審査官 坂巻 佳世

- (56)参考文献 特開2005-344167(JP,A)  
特開平06-271983(JP,A)  
特開平04-297552(JP,A)  
国際公開第2011/114836(WO,A1)  
国際公開第2008/004548(WO,A1)

- (58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
- |         |           |
|---------|-----------|
| C 2 1 D | 9 / 3 2   |
| C 2 1 D | 1 / 0 6   |
| C 2 1 D | 1 / 5 8   |
| C 2 1 D | 9 / 2 8   |
| C 2 2 C | 3 8 / 0 0 |
| C 2 2 C | 3 8 / 2 2 |
| C 2 2 C | 3 8 / 2 6 |
| C 2 3 C | 8 / 2 2   |
| C 2 3 C | 8 / 3 2   |