

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5126857号
(P5126857)

(45) 発行日 平成25年1月23日(2013.1.23)

(24) 登録日 平成24年11月9日(2012.11.9)

(51) Int.Cl.		F I	
C 2 1 D	8/10 (2006.01)	C 2 1 D	8/10 A
C 2 2 C	38/00 (2006.01)	C 2 2 C	38/00 3 O 1 Z
C 2 2 C	38/60 (2006.01)	C 2 2 C	38/60
C 2 3 C	8/22 (2006.01)	C 2 3 C	8/22
C 2 1 D	1/06 (2006.01)	C 2 1 D	1/06 A

請求項の数 3 (全 12 頁)

(21) 出願番号 特願2009-509185 (P2009-509185)
 (86) (22) 出願日 平成20年3月28日(2008.3.28)
 (86) 国際出願番号 PCT/JP2008/056016
 (87) 国際公開番号 W02008/123397
 (87) 国際公開日 平成20年10月16日(2008.10.16)
 審査請求日 平成21年8月17日(2009.8.17)
 (31) 優先権主張番号 特願2007-88283 (P2007-88283)
 (32) 優先日 平成19年3月29日(2007.3.29)
 (33) 優先権主張国 日本国(JP)

(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
 (74) 代理人 100081352
 弁理士 広瀬 章一
 (72) 発明者 別府 研一
 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
 住友金属工業株式会社内
 審査官 田中 永一

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 加工性に優れた肌焼鋼管の製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、C：0.1～0.25%、Si：0.2～0.4%、Mn：0.3～0.9%、P：0.02%以下、S：0.001～0.15%、Cr：0.5～0.9%、Mo：0.15～1%、Al：0.01～0.1%、B：0.0005～0.009%、N：0.006%未満を含み、残部がFeおよび不可避的不純物から成る鋼組成を有する鋼から管を作製し、得られた鋼管に、880～980の温度に保持した後に880～400の温度範囲を70/分以下の冷却速度で冷却することによって焼準を施し、焼準された鋼管に冷間加工を行い、冷間加工された鋼管に700～820の温度で焼鈍を行うことを特徴とする、肌焼鋼管の製造方法。

【請求項2】

前記鋼組成が、下記(1)および(2)から選ばれた1種または2種以上の元素をさらに含有する、請求項1に記載の方法。

(1) 質量%で、Ni：0.3～4.0%

(2) 質量%で、Ti：0.01～0.3%、Nb：0.01～0.3%、V：0.01～0.3%、Zr：0.01～0.3%から選ばれた1種または2種以上。

【請求項3】

前記鋼組成において、B：0.0005～0.003%である請求項1または2に記載の方法。

【発明の詳細な説明】

10

20

【技術分野】

【0001】

本発明は、浸炭焼入れ後の破壊荷重の高い高強度高靱性の肌焼鋼管（肌焼鋼製の鋼管）とその製造方法に関する。本発明は特に、加工性に優れた肌焼鋼管とその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

従来から、自動車用や産業機械用などの各種機械構造部品、特にシャフト、C V J（等速ジョイント）、C V T（無断変速機連続可変トランスミッション）、および歯車を代表とする表面硬化部品の製造には肌焼鋼が使用されている。素材の肌焼鋼を、熱間鍛造や冷間鍛造、更には機械加工により所望の部品形状に成形加工する。作製された部品は、その耐摩耗性および疲労強度を向上させる目的で、表面に浸炭処理や浸炭窒化処理などの表面硬化処理を施してから使用に供される。

10

【0003】

こうした機械構造部品に要求される特性はますます高度化しつつある。すなわち、従来からの要求特性である浸炭焼入れ後の高い表面硬度と曲げ疲労強度に加えて、より優れた耐摩耗性や転動疲労特性、更には衝撃的な荷重負荷に対する一段と高い耐衝撃破壊特性および靱性を具備していることが望まれるようになってきている。

【0004】

肌焼鋼は、浸炭焼入れ処理時の結晶粒の異常成長による衝撃破壊強度の低下、疲労特性の低下、寸法精度の低下等が問題となる場合がある。特に、浸炭処理の合理化の観点から、浸炭時間を短縮するために990～1090の温度域でいわゆる高温浸炭を行うと、粗大粒が発生して、必要な疲労特性、転動疲労特性等が得られないという問題が生じる。

20

【0005】

特開2005-240175公報（特許文献1）には、鋼成分やTi系の析出物を制御することによって、肌焼鋼の高温浸炭における粗大粒の発生を抑制することが提案されている。

【0006】

高温浸炭によらずに、比較的温和な浸炭焼入れ条件によって、浸炭層に高い強度と耐摩耗性が確保できる鋼材も検討されている。特開平9-53150号公報（特許文献2）には、浸炭層表面に切欠きが存在する場合にも十分に高い耐衝撃破壊荷重を示す高強度高靱性の肌焼鋼と、それを用いて、加工性に優れると共に浸炭焼入れ後に優れた耐衝撃破壊強度を示す高強度高靱性の肌焼鋼管を安定して製造する方法が開示されている。

30

【0007】

特許文献2によれば、従来技術の問題の原因の一つが不完全焼き入れ組織の生成にあり、この不完全焼き入れ組織の生成の最大の原因が、浸炭材を焼入れする時に起こるオーステナイト粒界上での炭化物の析出にある。そこで、上記の炭化物析出を防止するためにBを添加し、Bの効果が十分に発現されるように、Nを極力抑制する成分設計が採用されている。

【0008】

しかし、特許文献2に開示されている高強度高靱性の肌焼鋼管は、特に肌焼鋼の継目無鋼管として優れた特性を有するが、比較的硬度が高いため、需要家段階における鍛造加工等の加工性に問題が生じることがある。

40

【0009】

なお、特許文献2には、肌焼鋼管の製造方法に関して、(i)熱間製管で得られた鋼管に冷間加工を経て応力除去焼鈍を行う方法[実施例3]と、(ii)熱間製管で得られた鋼管に1次焼鈍を施してから、冷間加工を経て応力除去焼鈍(2次焼鈍)を行う方法[実施例4および5]とが記載されている。

【特許文献1】特開2005-240175公報

【特許文献2】特開平9-53150号公報

50

【発明の開示】

【0010】

本発明は、加工性に優れ、具体的には、硬度がHRB（ロックウエルBスケール硬度）で72～80の肌焼鋼管であって、成形加工後に、比較的温和な条件での浸炭焼入れを施して最終製品にしたときに、浸炭層が高い強度および耐摩耗性と十分に優れた耐衝撃破壊特性とを示す肌焼鋼管とその製造方法を提供する。

【0011】

本発明は、以下の知見に基づく。

(1) 特許文献2に記載された熱間製管後の熱処理方法では、冷間加工後に焼鈍を施しても、硬度はHRBで85以上となることが多く、硬質で客先での成形加工は容易ではない。

10

【0012】

(2) 特に特許文献2に記載されている、上記(ii)の冷間加工前に1次焼鈍を行う方法では、この時の焼鈍温度が700程度であると、冷間加工後に特許文献2に記載の条件で2次焼鈍を施しても、鋼を軟化させることは困難である。この場合、2次焼鈍温度が730程度ならばベイナイト組織となる。

【0013】

(3) 上記(2)で、冷間加工後の2次焼鈍において熱処理温度を930程度まで高めて徐冷すると、HRB=75前後に鋼を軟化できる。しかし、この温度条件では、Ac₃点以上の領域での相変態によって冷間加工の影響が解消されてしまうため、冷間加工度と2次焼鈍での熱処理条件とを組み合わせると硬度をHRB=72～80の範囲で自由に制御することができなくなる。また、冷間加工後の高温加熱のため、寸法精度が低下し、表面脱炭が生じることがある。鋼組織はフェライト+パーライト組織となり、粗粒化しやすい。

20

【0014】

(4) 特許文献2は、冷間加工前の1次焼鈍の温度条件として870を具体的に示している。この熱処理条件では、Ac₃点より高い温度に一旦加熱されることから、1次焼鈍後の組織はフェライト+パーライト組織となる。しかし、1次焼鈍温度が低いため、冷間加工後の2次焼鈍で十分に長い時間をかけて徐冷を行わないと、鋼の軟化を期待できない。

30

【0015】

(5) 特許文献2が開示する方法とは異なり、冷間加工前の熱処理として880以上の温度での焼準（冷却速度は70/分以下）を行い、好ましくは断面積減少率20～50%の冷間加工後に、700～820で焼鈍を行うと、パーライトの一部が球状化する。以下、本明細書においては、特段の断わりがない限り、「パーライトの球状化」とは、パーライト中のセメンタイトの球状化を意味する。それにより、所望の硬度低減が達成できると同時に、焼準後の冷却速度と2次焼鈍の温度とを調整することによって、好ましくは、さらに冷間加工における断面積減少率の調整も加えることによって、硬度の調整が可能となる。

【0016】

40

すなわち、本発明では、浸炭焼入れを可能にする鋼組成を有する、熱間製管により作製された鋼管に、まず焼準（焼ならし、normalizing）を施してから、冷間加工を行い、その後に応力除去焼鈍を行う。この焼鈍により、焼準で形成されたフェライト+パーライト組織における少なくとも一部のパーライトの球状化（すなわち、パーライト中のセメンタイトの球状化）が起こり、鋼が軟質化して、加工性に優れた肌焼鋼管が製造される。

【0017】

また、本発明では、焼準で生じたフェライト+パーライト組織に対して、後工程の冷間加工での加工度とその後の焼鈍での熱処理条件を調整することによって、焼鈍中に球状化するパーライトの割合を変化させることができ、こうして鋼材硬度の微調整が可能になる。

50

【0018】

本発明は、1面において、質量%で、C：0.1～0.25%、Si：0.2～0.4%、Mn：0.3～0.9%、P：0.02%以下、S：0.001～0.15%、Cr：0.5～0.9%、Mo：0.15～1%、Al：0.01～0.1%、B：0.0005～0.009%、N：0.006%未満を含み、残部が本質的にFeから成る鋼組成を有する鋼から管を作製し、得られた鋼管に対して、880～980の温度に保持した後に880～400の温度範囲を70 /分以下の冷却速度で冷却することによって焼準を施し、焼準された鋼管に冷間加工を行い、冷間加工された鋼管に700～820の温度で焼鈍を行うことを特徴とする、肌焼鋼管の製造方法である。

【0019】

別の面からは、本発明は、質量%で、C：0.1～0.25%、Si：0.2～0.4%、Mn：0.3～0.9%、P：0.02%以下、S：0.001～0.15%、Cr：0.5～0.9%、Mo：0.15～1%、Al：0.01～0.1%、B：0.0005～0.009%、N：0.006%未満を含み、残部が本質的にFeから成る鋼組成を有し、かつ鋼組織がフェライト+パーライト+球状化セメンタイトの混合組織またはフェライト+球状化セメンタイトの混合組織であることを特徴とする、冷間仕上げ肌焼鋼管である。

【0020】

前記鋼組成は、下記(1)および(2)から選ばれた1種または2種以上の元素をさらに含有することができる：

(1) 質量%で、Ni：0.3～4.0%

(2) 質量%で、Ti：0.01～0.3%、Nb：0.01～0.3%、V：0.01～0.3%、Zr：0.01～0.3%から選ばれた1種または2種以上。

【0021】

前記鋼組成において、B含有量は、B：0.0005～0.003%であることが好ましい。

「肌焼鋼」および「肌焼鋼管」とは、製品(例、上述した機械構造部品)の所定形状に加工してから、最終的に浸炭焼入れを施して、表面層(浸炭層)を高硬度化してから用いられる鋼および鋼管である。言うまでもないが、前述した硬度は、肌焼鋼の硬度、すなわち、部品形状への成型加工前の(当然に、浸炭焼入れ前の)硬度である。所定の部品形状への成型加工と浸炭焼入れは、通常は客先で(需要家側で)行われる。

【0022】

「残部が本質的にFeからなる」とは、残部が不可避的不純物を含有しうることを意味する。

【図面の簡単な説明】

【0023】

【図1】実施例で得られた本発明に係る肌焼鋼管の顕微鏡組織写真である。

【発明を実施するための最良の形態】

【0024】

本発明において肌焼鋼管の鋼組成を前記の如くに限定した理由を、その作用と共に説明する。本明細書において、鋼組成を表す「%」は「質量%」である。

C：

Cは、鋼の硬度・強度を確保する基本的成分である。浸炭焼入れ部品の使用中に変形しないだけの強度を鋼に確保するにはHv250以上の硬度を必要とする。この必要硬度の確保のためにC含有量を0.1%以上とする。一方、0.25%を超えてCを含有させると、鋼の芯部靱性が劣化する。従って、C含有量は0.1～0.25%であり、好ましくは0.12～0.20%である。

【0025】

Si：

浸炭層の焼入れによって高い耐衝撃破壊特性を実現するために、Siの焼入性向上効果を積極的に利用する。Si含有量が0.2%未満であると、所望する高い浸炭層の焼入性

10

20

30

40

50

を確保できない。一方、0.4%を超えてSiを含有させると、浸炭時の粒界近傍でのSiの酸化による粒界の脆弱化が顕著となる。そこで、Si含有量を0.2~0.4%とする。

【0026】

Mn:

Mnも、浸炭層の焼入性を高め、高い耐衝撃破壊特性を実現するために添加する。Mn含有量を0.3%未満に低減すると、浸炭層の焼入性が低下して、所望する高い耐衝撃破壊特性を確保することができない。浸炭時の粒界近傍でのMnの酸化による粒界の脆弱化は、Mn含有量が0.9%を超えても、実用上問題がないことが判明した。しかし、0.9%を超えてMnを含有させると、打抜き加工性と砥石研削性の劣化が顕著となる。打抜き加工性や砥石研削性といった特性は、CVJ等の効率的な加工には特に重要である。従って、Mn含有量を0.3~0.9%とする。

10

【0027】

P:

Pは、浸炭焼入れ時にオーステナイト粒界上にセメンタイトが析出することによる粒界の脆弱化を著しく促進するので、肌焼鋼においては極めて有害な不純物元素である。従って、P含有量は極力低減することが好ましい。ただ、Pの低減は原料や精錬工程でのコスト増大を伴うので、目標性能とコストとのバランスから許容値が設計される。本発明では、後述するBの効果を勘案して、許容できるP含有量の上限值を、0.02%とする。

【0028】

20

S:

Sは、鋼の靱性劣化を招く一方で、機械加工性(被削性、打抜き性)を改善するという点では積極添加が望まれる成分でもある。S含有量が0.001%未満であると機械加工性改善効果が顕著とならず、0.15%を超えてSを含有させると、鋼の靱性劣化が著しくなる。そこで、S含有量を0.001~0.15%とする。機械加工性をあまり要求されなくて済むような使われ方の場合には、S含有量は低めに抑えることが得策である。

【0029】

Cr:

Crは、鋼素地(表面の浸炭層を除いた部分の鋼)の焼入性確保や、浸炭層に必要な炭素濃度を短時間で達成するために欠かせない成分であり、そのためには0.5%以上のCr含有量が必要である。しかし、Crは同時に、浸炭焼入れ時にオーステナイト粒界上にセメンタイトが析出することによる粒界の脆弱化を著しく促進するので、その含有量を0.9%以下に制限する。ただし、Cr含有量を0.9%以下に制限すると、鋼の焼入性、とりわけC量の高い浸炭層分の焼入性が不十分となる。そのため、本発明では、粒界の脆弱化を招くことのないB、Mo、Niの添加によって、焼入性を補う。このように、Cr含有量は0.5~0.9%とするが、好ましくは0.5~0.65%に調整する。

30

【0030】

Mo:

Moは、鋼素地および浸炭層の強度および靱性の向上、並びに浸炭層に必要な炭素濃度を短時間で達成するために必須の成分である。Moの焼入性向上効果は鋼素地のC含有量に殆ど影響を受けないため、高炭素になった浸炭層においても焼入性向上効果は安定して発揮される。

40

【0031】

上記のように、本発明では、浸炭に伴う粒界の脆弱化を抑制するためにCr含有量を低減し、Bの添加により焼入性の補充を図る。そのような鋼では、高炭素になっても焼入性が著しく低下するので、Moによる浸炭層の焼入性補償は非常に重要である。Mo含有量が0.15%未満では、十分な焼入性補償ができないだけでなく、短時間の浸炭処理で浸入するCの量も低下する。上記効果を付与する観点からはMo含有量が多い方が好ましいが、1%までの添加で十分な効果が得られ、これを超える量のMoの添加は経済的に得策ではない。従って、Mo含有量は0.15~1%とし、好ましくは0.2~0.7%、より

50

好ましくは0.2～0.6%である。

【0032】

A1:

A1は、鋼の脱酸および結晶粒微細化に有効な成分である。その含有量が0.01%未満では効果が十分でない。一方、0.1%を超えてA1を含有させると、韌性に有害な介在物が増加する。従って、A1含有量は0.01～0.1%とする。

【0033】

B:

Bは、浸炭材を焼入れする時に生成するオーステナイト粒界上での炭化物(Cr炭化物等)の析出を抑え、これにより浸炭層の不完全焼入れ組織の生成を阻止し、かつ粒界脆化を防止して、浸炭焼入れ材に十分な耐衝撃破壊特性、耐摩耗性、転動疲労特性等を確保するために欠かせない成分である。特に、本発明では浸炭焼入れ時に粒界上に炭化物が析出することにより粒界の脆弱化を著しく促進するというCrの弊害を防止するために、Cr含有量を制限している。Bは、このようにCr含有量を低減した結果として生ずる鋼素地の焼入性低下を補って、鋼芯部の焼入性を確保する作用も分担する。

10

【0034】

B含有量が0.0005%未満であると、上記作用による所望の効果が得られない。一方、0.009%を超えてBを含有させると、逆にBによる粒界脆化が起きようになる。そこで、B含有量は0.0005～0.009%とする。

【0035】

本発明では、後述するように、冷間加工前にAc₃点以上、具体的には880以上の温度で熱処理(焼準)を行う。この熱処理は、冷間加工後の焼鈍により硬度を低下させるという目的を達成するために、一旦、Bを固溶させることを想定している。Bが多いと、Bの固溶、従って、焼準での熱処理に時間を要するので、B含有量は前記範囲の中では低めであることが望ましい。具体的には、B含有量は、0.003%以下(すなわち、0.0005～0.003%の範囲内)が特に望ましい。

20

【0036】

N:

特許文献2にも述べられているように、鋼中のN量は、Bの作用を有効にするのに非常に重要である。すなわち、鋼中のN量が0.006%未満の領域にまで低減された場合に初めて、B添加による浸炭材の焼入れ処理時に起きる粒界への炭化物析出を防止する効果が顕著化し、十分な衝撃荷重強度が確保されるばかりか、転動疲労特性も著しく改善される。鋼中のN含有量は少ないほど望ましいが、大気中での工業的生産においては、現在の製鋼技術でN量を0.001%未満にすることは極めて困難である。

30

【0037】

Ni:

本発明の肌焼鋼管では、一般的な自動車の駆動車軸用継手のインナーレースやボールケージ等に使用される場合には、Niや、次に説明するTi、Nb、VまたはZrの添加を行わなくても、強度、韌性等の特性は十分である。しかし、更に条件が苛酷な用途に使用する場合には、これら元素の1種または2種以上を含有させて、強度や韌性の向上を図ることが有効である。

40

【0038】

Niは、鋼素地の強度と韌性の向上に有効な成分であり、またMoと協働して浸炭層の強度・韌性の向上にも大いに寄与する。Ni含有量が0.3%未満では、前記効果が不十分である。一方、4.0%を超えてNiを含有させてもその効果が飽和する。従って、Niを添加する場合には、その含有量を0.3～4.0%とする。

【0039】

Ti、Nb、VおよびZr:

これらの元素には、鋼の結晶粒を微細化して韌性を向上させる効果がある。従って、苛酷な使用条件が予想される場合には、これらの1種または2種以上を含有させるのが好ま

50

しい。これら各成分の含有量がそれぞれ0.01%未満では上記効果が不十分である。一方、それぞれ0.3%を超えて含有させると、逆に鋼の靱性や転動疲労特性の劣化を招く。従って、Ti、Nb、VおよびZrの含有量はそれぞれ0.01~0.3%とする。

【0040】

次に本発明の肌焼鋼管の製造条件について工程順に説明する。

製管：

上述した鋼組成を有する鋼（肌焼鋼）から、適当な製管法により、素管となる管を作製する。素管は、熱間製管された継目無鋼管であるのが好ましい。しかし、以下で述べるように、焼準時に一旦Ac₃以上の温度で熱処理するため、前工程での加工履歴が影響しなくなる。従って、製管法は特に制限されず、例えば、電縫鋼管を素管として使用することも可能である。継目無鋼管の熱間製管についても、特段の制約はないが、上記鋼組成を有する鋼を、例えば鋼塊を熱間鍛造することでピレットの形態にしてから、ピレット マンネスマン穿孔圧延 マンドレルミルでの延伸圧延 定径圧延によって、継目無鋼管とすればよい。

10

【0041】

焼準：

上述の方法等より製造された鋼管（素管）に対して、冷間加工前に、特許文献1、2に開示されているような1次焼鈍ではなく、焼準を施す。焼準は、例えば、鋼管を適宜加熱炉に装入して所定温度に保持する熱処理（均熱）と、その後の冷却により行われる。この焼準の目的は、鋼の組織をフェライト+パーライトの混合組織とすることである。鋼組織を一

20

【0042】

焼準の熱処理温度は880 以上、980 以下とする。熱処理温度が980 を超えると、脱炭が進行する可能性がある。880 の下限温度は、Bを短時間にオーステナイトに固溶させて組織を均一にするために必要な温度である。Bの固溶により、鋼素地の硬度を低下させることができる。焼準時の熱処理温度が880 より低いと、Bの十分な固溶が達成できず、長時間の温度保持をしても鋼素地の硬度低下にはつながらない。

【0043】

均熱時間は、鋼管のすべての部分において前記温度になれば、30秒の短時間でもよいが、特性のバラツキを抑制する観点から1分以上であることが望ましい。均熱時間が30分を超えると、脱炭が進行するおそれがあるので、30分以下が望ましい。

30

【0044】

熱処理（均熱）後の冷却は、空冷でよいが、熱処理温度から400 までの範囲（従って、少なくとも800~400 の範囲）を70 /分以下とする。冷却速度がこれより大きくなると、ベイナイトが生成するため、本発明の効果が得られない。冷却速度の下限は、焼準を前提としていることから、空冷程度以上であれば特に限定されないが、処理時間等の経済性を考慮すれば20 /分以上が望ましい。

【0045】

冷間加工：

熱間製管で得られた鋼管に、予め焼準を施した後、冷間加工を行う。冷間加工は、鋼管に所定の寸法、寸法精度を確保するために一般には必要であるが、本発明においては、冷間加工に続く焼鈍による2次熱処理段階においてパーライト中のセメントイトの球状化（従って、パーライトの球状化）を生じさせる効果がある。

40

【0046】

冷間加工の手段としては、冷間引抜、冷間圧延等を採用でき、特に制限されるものではない。冷間加工の加工度は、断面積減少率で20~50%とすることが望ましく、さらに望ましくは25~50%である。加工度が20%未満では、次工程においてパーライトの一部を球状化することが困難である。加工度が50%を越えると、冷間加工時に工具と材料間での焼付きが発生しやすくなる上、鋼素地の歪の蓄積が増大して、浸炭熱処理時にオ

50

ーステナイト結晶粒の異常成長を起こし、焼入れ組織の粗大・混粒化を引き起こす。さらに、冷間加工度が50%を超えると、加工硬化による鋼管の硬度上昇が著しくなり、その後に行われる焼鈍での軟化が難しくなって、鋼管の加工性が劣化する。

【0047】

焼鈍：

冷間加工後の焼鈍は、冷間加工により鋼素地に蓄積された歪を開放して鋼素地を軟化させ、客先の要求する加工性を確保するために一般に行われるが、本発明においては、パーライト中のセメンタイトの少なくとも一部を球状化させる目的もある。この目的のために、冷間加工後の焼鈍温度を700～820の範囲とする。焼鈍温度が700未満であるか、或いは820を超えると、パーライトの球状化が十分に進行しない。

10

【0048】

焼鈍によりパーライト（パーライト中のセメンタイト）が全て球状化すると、鋼組織はフェライト+球状化セメンタイトの混合組織となる。一方、パーライトの一部が球状化した場合には、鋼組織はフェライト+パーライト+球状化セメンタイト混合組織となる。本発明に係る肌焼鋼管は、この鋼組織と上記鋼組成とにより特徴づけることができる。

【0049】

このようにパーライトの少なくとも一部が球状化することにより、鋼管の硬度が低下する。焼鈍による軟化にこの効果が加わることによって、本発明によれば、硬度がHRBで72～80という加工性の良好な肌焼鋼管を製造することができる。この硬度は、冷間加工時の加工度と焼鈍条件によりパーライトの球状化の割合を変化させることによって、所望の値に調節することができる。

20

【0050】

前述したように、肌焼鋼では、通常は需要者において、成形加工および浸炭焼入れ処理が行われ、目的とする部品が製造される。本発明に係る肌焼鋼管から部品を製造する場合、成形加工および浸炭焼入れ条件に何ら制限はないが、比較的温和な浸炭焼入れ条件を採用することが可能であるので、そうすることが好ましい。浸炭焼入れ条件の1例を示すと、920×2時間の均熱による浸炭と、その後の870からの焼入れである。

【0051】

以下の実施例は本発明の例示を目的とし、本発明を何ら制限するものではない。本発明の範囲内において当業者であれば各種の変更修正を加えることができる。

30

【実施例】

【0052】

真空溶製した溶鋼の鋳込みによって、表1に示す鋼組成の鋼塊（1トン）を得た後、これを丸鋼片に熱間鍛造し、更に穿孔圧延後、マンドレルミルによる延伸圧延、ストレッチ・レデュサーによる定径圧延を行う熱間製管により、外径80mm（直径）、肉厚6.1mmの素管（鋼管）を作製した。

【0053】

この鋼管に、表2に示す条件で1次熱処理（焼準）とその後の冷却を行った後、断面積減少率28.4%の冷間引抜きを行い、外径66.2mm（直径）、肉厚5.3mmの寸法の継目無鋼管に仕上げた。この鋼管に、表2に2次熱処理として示す条件で焼鈍を施した。2次熱処理（焼鈍）を終えた鋼管から、試験片を採取し、管断面におけるロックウェルBスケール硬度（HRB）を測定した。その結果を表2に合せて示す。

40

【0054】

【表 1】

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ti	V	B	Ni	Nb	Zr
鋼A	0.16	0.27	0.53	0.012	0.013	0.020	0.56	0.34	0.027	0.01	0.0013			
鋼B	0.17	0.29	0.57	0.008	0.004	0.020	0.58	0.34	0.026		0.0027	0.33	0.02	
鋼C	0.17	0.28	0.58	0.011	0.002	0.023	0.55	0.32	0.024	0.02	0.0018			0.03

【 0 0 5 5 】

【表 2】

No	鋼	1次熱処理とその冷却条件		2次熱処理	硬度 HRB	備考
		1次熱処理	冷却速度 (°C/min)			
1	A	700°Cx15min	10	730°Cx20min	87	比較例
2	A	700°Cx15min	55	730°Cx20min	88	比較例
3	A	870°Cx10min	10	730°Cx20min	77	比較例
4	A	870°Cx10min	55	730°Cx20min	83	比較例
5	A	870°Cx10min	68	730°Cx20min	84	比較例
6	A	870°Cx10min	80	730°Cx20min	88	比較例
7	A	870°Cx10min	55	730°Cx40min	82	比較例
8	A	880°Cx10min	55	730°Cx20min	79	本発明例
9	A	880°Cx10min	80	730°Cx20min	85	比較例
10	A	930°Cx10min	55	730°Cx20min	78	本発明例
11	A	930°Cx10min	68	730°Cx20min	78	本発明例
12	A	930°Cx10min	55	730°Cx40min	76	本発明例
13	C	930°Cx10min	80	730°Cx40min	85	比較例
14	C	930°Cx10min	55	680°Cx20min	87	比較例
15	C	930°Cx10min	55	800°Cx20min	79	本発明例
16	C	930°Cx10min	55	840°Cx20min	84	比較例
17	B	930°Cx10min	68	730°Cx20min	79	本発明例
18	B	930°Cx10min	55	800°Cx20min	79	本発明例

【 0 0 5 6 】

表 2 の No. 1 および No. 2 は、冷間加工前の焼準での熱処理温度が $A c_1$ 点より低い 700 であり、HRB = 87 以上の硬質の仕上がりとなった。一方、冷間加工前の熱処理温度が $A c_3$ 点を越える No. 3 ~ No. 7 においても、熱処理温度が 880 より低い場合には、No. 3 を除いて、HRB = 82 以上の硬度であり、HRB を 80 以下とする軟質化の目的は達成できなかった。熱処理（均熱）後の冷却速度を 10 /分と遅くした No. 3 は、HRB が 77 で、軟質化の目的を達成できていたが、冷却過程を含めた熱処理時間が長くなり、連続処理を想定した場合には保温設備が長大となるため、経済的でないことは明らかである。

【 0 0 5 7 】

No. 8 ~ No. 18 は、冷間加工前の熱処理を 880 または 930 での均熱により行った例である。均熱後の冷却速度が 70 /分を超えた No. 9 および 13 と冷間加工

10

20

30

40

50

後の焼鈍温度が低すぎるか高すぎたNo.14および16では、HRBが80を超え、十分に軟質化することができなかった。一方、均熱後の冷却速度が70 /分以下で、冷間加工後の焼鈍温度が700～820 の範囲内であった本発明例では、いずれもHRB80以下の軟質化の目的を達成することができた。

【0058】

2次熱処理（焼鈍）を終えた鋼管のミクロ組織を観察すると、No.1およびNo.2はベイナイト組織であり、No.3～No.7はフェライト+パーライト組織であった。No.3では粗粒化の傾向が認められた。

【0059】

他方、No.8～No.18については、HRBが80以下の本発明例では、フェライト+パーライト+球状化セメンタイト組織となっていて、パーライト組織のセメンタイトが一部球状化していることが確認された。しかし、No.8～No.18のうち、硬度がHRB84を超えたものでは、球状化セメンタイトは認められなかった。冷却速度が80 /分であったNo.9とNo.13では一部ベイナイトが認められた。

10

【0060】

したがって、鋼管に予め880 以上で均熱し、70 /分以下の冷却速度で冷却することにより焼準を施し、冷間加工後に700～820 の温度で焼鈍するプロセスによって、パーライト+フェライトの混合組織から、パーライト+フェライト+球状化セメンタイトの混合組織への変化が進み、軟質化の目的が達成できたものと考えられる。


【0061】

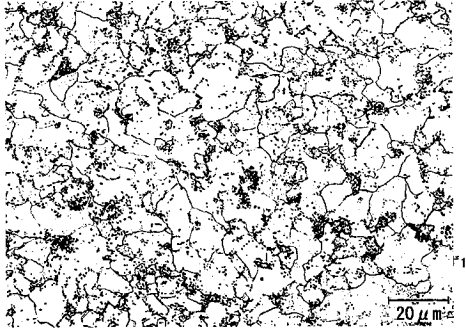
20

表2の本発明例の鋼管について、穴あけ試験（ポンチ材質：高速度鋼、ポンチ径15.7mm、穴あけ速度：2.5mm/秒）を実施したところ、穴あけ面の凹凸や寸法精度で特段の問題は無かった。また、ボールケージ模擬試験体による衝撃引張試験においても、満足な結果が得られた。さらに、浸炭焼入れ後の特性も良好であった。

【0062】

図1は、表2のNo.11で得られた鋼管の顕微鏡組織写真を示す。フェライト+パーライト組織中において炭化物（セメンタイト）が球状化していることが分かる。

【 1】



フロントページの続き

- (56)参考文献 特開平09 - 053150 (JP, A)
特開2003 - 328079 (JP, A)
特開2005 - 105379 (JP, A)
特開平08 - 020820 (JP, A)
特開2001 - 200313 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C21D 8/10

C22C 38/00 - 38/60