

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2006-265703

(P2006-265703A)

(43) 公開日 平成18年10月5日(2006.10.5)

(51) Int.C1.	F 1	テーマコード (参考)
C22C 38/00 (2006.01)	C 22 C 38/00	301H
C21D 8/06 (2006.01)	C 21 D 8/06	A
C22C 38/14 (2006.01)	C 22 C 38/14	
C22C 38/60 (2006.01)	C 22 C 38/60	

審査請求 未請求 請求項の数 7 O L (全 14 頁)

(21) 出願番号	特願2005-89376 (P2005-89376)	(71) 出願人	000001199 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区脇浜町二丁目10番2 6号
(22) 出願日	平成17年3月25日 (2005.3.25)	(74) 代理人	100075409 弁理士 植木 久一
		(74) 代理人	100115082 弁理士 菅河 忠志
		(74) 代理人	100125184 弁理士 二口 治
		(74) 代理人	100125243 弁理士 伊藤 浩彰
		(72) 発明者	村上 俊夫 神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会 社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内 最終頁に続く

(54) 【発明の名称】耐結晶粒粗大化特性と冷間加工性に優れた肌焼用鋼およびその製法

(57) 【要約】 (修正有)

【課題】浸炭深さと優れた加工性が求められる例えばC V T用ブーリー等の棒状の機械部品用素材として、浸炭や浸炭窒化などの肌焼き処理をより短時間で行ない得るよう、従来例よりも高温で浸炭を行なった場合でも優れた耐結晶粒粗大化特性を發揮し、且つ冷間加工性に優れた肌焼用鋼を提供すること。

【解決手段】C, Si, Mnなどの含有率が特定される他、N, Al, Tiの含有率が特定された圧延鋼材からなり、鋼断面のピッカース硬さバラツキの標準偏差の最大値が10以下であり、或いは更に、金属組織がフェライト+パーライト面積率で80%以上である、耐結晶粒粗大化特性と冷間加工性に優れた肌焼用鋼とその製法を開示する。

【選択図】なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量 % で、
 C : 0.10 ~ 0.35 %、
 Si : 0.03 ~ 1.0 %、
 Mn : 0.20 ~ 2.0 %、
 S : 0.1 % 以下 (0 % を含む)、
 N : 0.030 % 以下 (0 % を含む)、
 Al : 0.2 % 以下 (0 % を含む)、
 Ti : 0.03 ~ 0.30 %、

10

を含み、残部は実質的に Fe よりなる鋼からなり、横断面内におけるビッカース硬さバラツキの標準偏差の最大値が 10 以下であることを特徴とする耐結晶粒粗大化特性と冷間加工性に優れた肌焼用鋼。

【請求項 2】

横断面内における金属組織の 80 % 以上が、フェライト + パーライトである請求項 1 に記載の肌焼用鋼。

【請求項 3】

鋼が、更に他の元素として、Cu : 3.0 % 以下 (0 % を含まない)、Ni : 3.0 % 以下 (0 % を含まない)、Cr : 2.0 % 以下 (0 % を含まない)、Mo : 2.0 % 以下 (0 % を含まない) よりなる群から選択される少なくとも 1 種の元素を含むものである請求項 1 または 2 に記載の肌焼用鋼。

20

【請求項 4】

鋼が、更に他の元素として、B : 0.0005 ~ 0.010 % を含むものである請求項 1 ~ 3 のいずれかに記載の肌焼用鋼。

【請求項 5】

鋼が、更に他の元素として、Nb : 0.2 % 以下 (0 % を含まない)、V : 0.3 % 以下 (0 % を含まない)、Zr : 0.3 % 以下 (0 % を含まない) よりなる群から選ばれる少なくとも 1 種の元素を含むものである請求項 1 ~ 4 のいずれかに記載の肌焼用鋼。

【請求項 6】

鋼が、更に他の元素として、REM : 0.03 % 以下 (0 % を含まない)、Ca : 0.03 % 以下 (0 % を含まない)、Mg : 0.03 % 以下 (0 % を含まない)、Pb : 0.3 % 以下 (0 % を含まない)、Bi : 0.3 % 以下 (0 % を含まない)、Te : 0.3 % 以下 (0 % を含まない)、Se : 0.3 % 以下 (0 % を含まない)、Sn : 0.3 % 以下 (0 % を含まない) よりなる群から選ばれる少なくとも 1 種の元素を含むものである請求項 1 ~ 5 のいずれかに記載の肌焼用鋼。

30

【請求項 7】

前記請求項 1 ~ 6 のいずれかに記載された成分組成の要件を満たす鋼を、1250 以上の温度で均熱し、Ar₁変態点以下の温度まで冷却した後、850 ~ 1000 に再加熱してから圧延し、最終圧延温度を 700 ~ 850 とすることを特徴とする耐結晶粒粗大化特性と冷間加工性に優れた肌焼用鋼の製法。

40

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は自動車などの輸送機器や、建設機械その他の産業機械などにおいて、肌焼き処理して使用される機械部品用の素材となる肌焼用鋼に関し、特に、軸受や CVT 用ブリード、シャフト類、歯車、軸付き歯車などの素材として肌焼き処理して使用する際に、耐結晶粒粗大化特性に優れると共に冷間加工性に優れた肌焼用鋼とその製法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

50

自動車、建設機械、その他の各種産業機械用として用いられる機械部品において、特に高強度が要求される部品には、従来から浸炭、窒化および浸炭窒化などの表面硬化熱処理（肌焼き処理）が行なわれている。これらの用途には、通常、S C r、S C M、S N C Mなどの如きJ I S規格で定められた肌焼用鋼を使用し、鍛造・切削等の機械加工により所望の部品形状に成形した後、浸炭、浸炭窒化などの表面硬化熱処理を施し、その後、研磨などの仕上工程を経て製造される。

【0003】

近年、上記の様な機械部品についても製造原価の低減、リードタイムの短縮などが望まれており、肌焼き処理を高温化することによって熱処理時間を短縮することが行なわれている。しかし、肌焼き処理温度を高めると、素材の結晶粒が粗大化し、熱処理歪量が増大するという問題が生じてくる。

【0004】

そこで、肌焼用鋼の耐結晶粒粗大化特性を改善したものとして、T iを添加した肌焼きボロン鋼が提案されている（特許文献1, 2）。これらは、鋼中に0.1~0.2質量%程度のT iを添加することによって遊離窒素（f r e e - N）を固定し、且つT i炭化物やT iを含む複合炭化物、T i窒化物などを微細に析出させることで、肌焼き処理のための加熱時のオーステナイト結晶粒の粗大化を抑制するものである。

【0005】

一方、肌焼用鋼においては、部品形状に成形する際に冷間加工が行なわれるため、冷間加工性も重要な要求特性となる。そして、T iが添加された肌焼用鋼においても、冷間加工性を改善した鋼材が開発されている（特許文献3, 4, 5, 6など）。これらの発明では、主として鋼成分中の冷間加工性に影響を及ぼす化学成分を適正に調整することで、冷間加工性を改善している。また上記特許文献4, 6では、更なる冷間加工性改善策として、熱間圧延後の冷却速度を適正に制御する方法を開示しており、上記特許文献5では、冷間加工性の更なる改善に、熱延材の金属組織を制御する方法も開示している。

【0006】

しかしこれら従来の肌焼用鋼では、形状が複雑であったり強加工を受けたりする部品に適用した場合、冷間加工性が必ずしも十分とは言えず、更なる改善が望まれる。

【特許文献1】特開平10-81938号公報

【特許文献2】特開平10-130720号公報

【特許文献3】特開昭63-4042号公報

【特許文献4】特開平6-299241号公報

【特許文献5】特開平10-130777号公報

【特許文献6】特開平11-43737号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

本発明は上記の様な事情に着目してなされたものであって、その目的は、前掲の従来技術に開示された肌焼用鋼の特性を更に改善し、特に、冷間加工性を一段と高めると共に、肌焼き処理のための加熱処理による結晶粒の粗大化を一段と抑制し、物理的特性や寸法制度の良好な肌焼部品を与える肌焼用鋼を提供し、更にはその様な特性を備えた肌焼用鋼を確実に得ることのできる製法を提供することにある。

【課題を解決するための手段】

【0008】

上記課題を解決することのできた本発明に係る耐結晶粒粗大化特性と冷間加工性に優れた肌焼用鋼は、質量%で、

C : 0.10~0.35%、

S i : 0.03~1.0%、

M n : 0.20~2.0%、

S : 0.1%以下（0%を含む）、

10

20

30

40

50

N : 0 . 0 3 0 % 以下 (0 % を含む) 、
 A 1 : 0 . 2 % 以下 (0 % を含む) 、
 T i : 0 . 0 3 ~ 0 . 3 0 % 、

を含み、残部が実質的に F e よりなる鋼からなり、横断面内におけるビッカース硬さバラツキの標準偏差の最大値が 1 0 以下であるところに特徴を有している。

【 0 0 0 9 】

本発明に係る上記肌焼用鋼において、横断面内における金属組織の主体がフェライト + パーライトで、これらの組織が 8 0 % 以上を占めるものは、上記硬さバラツキの標準偏差がより低く抑えられたものになるので好ましい。

【 0 0 1 0 】

また本発明の上記鋼には、前掲の必須元素に加えて、求められる特性に応じて下記 1) ~ 4) に示す群から選ばれる 1 種以上の元素を含有させることも有効である。

1) C u : 3 . 0 % 以下 (0 % を含まない) 、 N i : 3 . 0 % 以下 (0 % を含まない) 、 C r : 2 . 0 % 以下 (0 % を含まない) 、 M o : 2 . 0 % 以下 (0 % を含まない) よりなる群から選択される少なくとも 1 種、

2) B : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 1 0 % 、

3) N b : 0 . 2 % 以下 (0 % を含まない) 、 V : 0 . 3 % 以下 (0 % を含まない) 、 Z r : 0 . 3 % 以下 (0 % を含まない) よりなる群から選ばれる少なくとも 1 種、

4) R E M : 0 . 0 3 % 以下 (0 % を含まない) 、 C a : 0 . 0 3 % 以下 (0 % を含まない) 、 M g : 0 . 0 3 % 以下 (0 % を含まない) 、 P b : 0 . 3 % 以下 (0 % を含まない) 、 B i : 0 . 3 % 以下 (0 % を含まない) 、 T e : 0 . 3 % 以下 (0 % を含まない) 、 S e : 0 . 3 % 以下 (0 % を含まない) 、 S n : 0 . 3 % 以下 (0 % を含まない) よりなる群から選ばれる少なくとも 1 種。

【 0 0 1 1 】

また本発明の製法は、上述した特性を備えた肌焼用鋼を工業的に安定して確実に製造することのできる方法として位置付けられるもので、上記成分組成の要件を満たす鋼を、 1 2 5 0 以上的温度で均熱し、 A r₁ 变態点以下の温度まで冷却した後、 8 5 0 ~ 1 0 0 0 に再加熱してから圧延し、最終圧延温度を 7 0 0 ~ 8 5 0 とするところに特徴を有している。

【 発明の効果 】

【 0 0 1 2 】

本発明によれば、鋼の化学成分を特定すると共に、特に、横断面内におけるビッカース硬さバラツキの標準偏差を抑え、より好ましくは鋼横断面の金属組織をフェライト + パーライト主体の組織とすることによって、複雑形状への加工や強加工に耐える優れた冷間加工性を有すると共に、表面硬化処理のための肌焼き熱処理による耐結晶粒粗大化特性に優れ、機械的特性と寸法精度に優れた肌焼部品を与える肌焼用鋼を提供できる。

【 発明を実施するための最良の形態 】

【 0 0 1 3 】

本発明者らは前述した様な従来技術の下で、特に T i 添加肌焼用鋼に焦点を絞って、耐結晶粒粗大化特性と冷間加工性を更に改善すべく、それらの性能に影響を及ぼす熱間圧延材の成分組成や物理的特性、結晶構造などを主体にして研究を重ねてきた。その結果、上記の様に、鋼の成分組成を特定すると共に、熱延材断面におけるビッカース硬さバラツキの標準偏差を少なくし、或いは更に金属組織を適正化してやれば、安定して優れた耐結晶粒粗大化特性と冷間加工性を兼ね備えた肌焼用鋼が得られることを知り、上記本発明に想到した。

【 0 0 1 4 】

以下、本発明において鋼の化学成分を定めた理由を明らかにし、引き続いて、鋼断面内のビッカース硬さバラツキの標準偏差、更には金属組織を定めた理由を明確にしていく。

【 0 0 1 5 】

まず、鋼の化学成分を定めた理由を説明する。

10

20

30

40

50

【0016】

C : 0.10 ~ 0.35 % ;

Cは機械部品として必要な芯部硬さを確保する上で重要な元素であり、0.10 %未満では硬さ不足により機械部品としての静的強度が不足気味となる。しかしC量が多過ぎると、硬くなり過ぎて芯部の韌性が低下すると共に冷間加工性も悪くなるので、0.35 %以下に抑える必要がある。より好ましいC含量は、12 %以上、0.30 %以下である。

【0017】

Si : 0.03 ~ 1.0 % ;

Siは脱酸剤として作用し、酸化物系介在物量を低減して内部品質を高める作用を有すると共に、焼戻し処理時の硬さ低下を抑えて肌焼き部品の表層硬さを確保するのに有効な元素であり、0.03 %以上の添加を必要とする。しかし、Si量が多過ぎると、素材が硬くなり過ぎて冷間加工性が劣化するばかりでなく、浸炭処理時の粒界酸化層の形成が助長されて機械的特性にも悪影響が現われてくるので、これらの障害を抑えるため1.0 %を上限と定めた。より好ましいSi含量は、0.05 %以上、0.50 %以下である。

10

【0018】

Mn : 0.20 ~ 2.0 % ;

Mnは脱酸剤として作用し、酸化物系介在物量を低減して鋼材の内部品質を高める作用を有すると共に、浸炭焼入れ時の焼入性を著しく高める作用を有しており、こうした作用を有効に発揮させるには0.2 %以上含有させる必要がある。しかし多過ぎると、冷間加工時の変形抵抗が増大して加工性が低下するばかりか、浸炭時の粒界酸化層の形成を助長して機械的特性にも悪影響を及ぼす様になるので、上限を2.0 %とする。Mnのより好ましい含有量は0.40 %以上、1.8 %以下である。

20

【0019】

S : 0.1 %以下 ;

Sは、Mnと反応してMnSを形成し被削性を高める作用を有しているが、TiS介在物などの形成もあって、衝撃特性や冷間加工性に悪影響を及ぼすので、なるべく少なく抑えるのが好ましく、多くとも0.1 %以下、好ましくは0.05 %以下に抑えるのがよい。

20

【0020】

N : 0.030 %以下 ;

30

Nは、Al, Tiと結合して窒化物や炭窒化物を形成し、浸炭加熱時におけるオーステナイト粒成長を抑制する作用を有している反面、衝撃特性や疲労特性に顕著な悪影響を及ぼすので、多くとも0.030 %以下、好ましくは0.025 %以下に抑えるべきである。

【0021】

Al : 0.2 %以下 ;

Alは鋼材の脱酸に有効な元素であり、しかも結晶粒の調整にも有効に作用するが、Al含量が多過ぎると、硬質で粗大な非金属介在物(Al₂O₃)が生成して衝撃特性や冷間加工性を劣化させるので、0.2 %以下に抑えるべきである。Alのより好ましい含有量は0.1 %以下である。

40

【0022】

Ti : 0.03 ~ 0.30 % ;

Tiは、鋼中のfree-Nと結合して微細なTi窒化物を生成し、且つ微細なTi炭化物やTi含有複合炭化物として析出することによって、浸炭加熱時におけるオーステナイト結晶粒の粗大化を抑制する重要な元素であり、これらの作用を有効に発揮させるには0.03 %以上含有させねばならない。しかしTi量が多過ぎると、Ti含有析出物の生成量が過大となって冷間加工性に悪影響を及ぼす様になるので、0.30 %を上限とする。より好ましいTi含量は0.05 %以上、0.20 %以下である。

【0023】

本発明で用いる鋼の必須構成元素は以上の通りであり、残部は実質的にFeである。」

50

実質的に」とは不可避的に混入してくる元素、例えばP(リン)やO(酸素)などの不可避不純物量の混入を許容するという意味であり、それらが含まれることによる障害を極力抑えるには、Pは0.03以下、Oは0.003%以下に抑えるのがよい。

【0024】

ちなみに、Pは結晶粒界に偏析して部品の衝撃特性や冷間加工性を低下させるので、極力少なく抑えるべきであり、多くとも0.03%以下、より好ましくは0.010%以下に抑えるのがよい。またO(酸素)は鋼材の強度特性を低下させるので、0.003%以下、より好ましくは0.001%以下に抑えるのがよい。

【0025】

また本発明で用いる鋼材には、上記必須元素に加えて、所望に応じて更なる付加的特性を与えるため、下記の様な選択元素を含有させることも有効であり、必要に応じてこれらの元素を添加したものも本発明の技術的範囲に含まれる。

【0026】

Cu: 3.0%以下(0%を含まない)、Ni: 3.0%以下(0%を含まない)、Cr: 2.0%以下(0%を含まない)、Mo: 2.0%以下(0%を含まない)よりなる群から選択される少なくとも1種;

Cu, Ni, Cr, Moは、何れも焼入れ性の向上に寄与するという点では同効元素であり、且つこれらのうちCuは耐食性の向上にも寄与する。またNi, Moは鋼材の韌性向上にも寄与し、Crは浸炭硬化性を高める作用も有している。しかし、それら各元素の効果は各々上記上限値付近で飽和するので、それ以上の添加は不経済であるばかりでなく、過剰量のCrは韌性に悪影響を及ぼし、Moは韌性と冷間加工性に悪影響を及ぼすので、上限値を超える添加は避けるべきである。

【0027】

また、これらの元素のうち特にCuは、単独で添加すると鋼材の熱間加工性を劣化させる傾向があるが、Cuと共に適量のNiを併用すると、こうしたCu添加による弊害を回避できるので好ましい。

【0028】

B: 0.0005~0.010%;

Bは微量で鋼材の焼入性を大幅に高める作用を有しており、しかも結晶粒界を強化して衝撃強度を高める作用も有している。こうした作用は0.0005%以上添加することで有効に発揮される。しかし、それらの効果は約0.010%で飽和し、またB量が多過ぎると、B窒化物が生成し易くなつて冷間加工性に顕著な悪影響を及ぼすので、多くとも0.010%以下に抑えるべきである。より好ましいB含量は0.0007%以上、0.005%以下である。

【0029】

Nb: 0.2%以下(0%を含まない)、V: 0.3%以下(0%を含まない)、Zr: 0.3%以下(0%を含まない)よりなる群から選ばれる少なくとも1種;

Nb, V, Zrは、何れも炭化物や窒化物からなる析出物を形成してオーステナイト結晶粒の粗大化を抑える作用を有しているが、多過ぎると上記析出物量が多くなり過ぎて成形加工性に悪影響を及ぼす様になるので、夫々上限値以下に抑えるべきである。

【0030】

REM: 0.03%以下(0%を含まない)、Ca: 0.03%以下(0%を含まない)、Mg: 0.03%以下(0%を含まない)、Pb: 0.3%以下(0%を含まない)、Bi: 0.3%以下(0%を含まない)、Te: 0.3%以下(0%を含まない)、Se: 0.3%以下(0%を含まない)、Sn: 0.3%以下(0%を含まない)よりなる群から選ばれる少なくとも1種;

これらの元素は、何れも鋼材の被削性向上に有効に作用するが、多過ぎると韌性を著しく劣化させるので、添加するにしても夫々上限値以下に抑えるべきである。

【0031】

本発明では、上述した鋼成分の制限に加えて、圧延材としての重要な物理的特性として

10

20

30

40

50

、横断面内におけるビッカース硬さバラツキの標準偏差の最大値が10以下であることを必須の要件とする。即ち本発明者らが、上記成分組成の要件を満たす圧延鋼材について、その冷間加工性と熱処理時の耐結晶粒粗大化特性に及ぼす物性の影響について様々な角度から研究を進めたところ、上記の様に、供試鋼材の横断面内におけるビッカース硬さバラツキの標準偏差がそれらの特性に顕著な影響を及ぼし、該標準偏差の最大値が10以下であるものは、安定して優れた冷間加工性を有すると共に、肌焼きのための熱処理時における耐結晶粒粗大化特性においても優れた性能を示すことが確認された。

【0032】

この様な傾向が得られる理論的な理由は、現在のところ未だ明確にされていないが、次の様なことが考えられる。即ち、ビッカース硬さバラツキの標準偏差の最大値が大きいということは、鋼中に存在する析出物（炭化物もしくは窒化物もしくは炭窒化物）の存在状況（分散状態、サイズなど）が不均質であることを意味しており、逆に最大値が小さいということは、上記析出状態が均質であることを意味していると思われる。従って、該最大値の小さいものは析出物の存在状態が均質であると思われることから、球状化焼鈍後の冷間加工性や熱処理時の耐結晶粒粗大化特性を高める要因になっているものと考えている。

【0033】

そしてこうした傾向は、上記標準偏差の最大値が10の前後で急変し、この値が10を超えるものは明らかに冷間加工性が悪く、10以下であるもの、より好ましくは8以下であるもの冷間加工性は良好であることが確認された。

【0034】

更に、こうしたビッカース硬さバラツキの標準偏差の最大値に与える圧延鋼材の物理的特性の影響についても検討を加えた結果、圧延材断面内の金属組織に占めるフェライトとパーライトのトータル面積率が高いものほど上記標準偏差の最大値は小さくなり、該トータル面積率が少なくとも80%、好ましくは90%以上、更に好ましくは95%以上であるものは、上記標準偏差の最大値が小さくて優れた冷間加工性を示すことが確認された。ちなみに、フェライト+パーライトのトータル面積率が大きいということは、それ以外の組織、例えばベイナイトやマルテンサイトなどが少ないことを意味しており、金属組織が全体的に均質であることから、ビッカース硬さが全体的に略均等で硬さバラツキが小さくなるものと思われる。

【0035】

上記の様に本発明によれば、鋼の成分組成を特定すると共に、当該鋼断面のビッカース硬さバラツキの標準偏差の最大値を10以下に抑え、好ましくは更に、金属組織をフェライト+パーライトの総和で80%以上を確保することによって、優れた冷間加工性を確保しつつ、肌焼き処理のための加熱による耐結晶粒粗大化特性に優れ、強度特性と寸法精度の良好な肌焼き部品を与える肌焼用鋼を提供できる。

【0036】

次に、上記の様な特性を備えた肌焼用鋼を得るには、前述した化学成分の要件を満たす鋼材を1250以上の中温で均熱し、Ar₁変態点以下の温度まで冷却した後、850~1000に再加熱してから圧延し、最終圧延温度を700~850の範囲に制御することが好ましい。

【0037】

均熱温度を1250以上とするのは、鋼中に存在する粗大なTi含有析出物を一旦オーステナイト中に固溶させ、その後の工程で析出するTi含有析出物を均一且つ微細化し、肌焼き処理のための加熱時におけるオーステナイト結晶粒の粗大化を抑制すると共に、粗大なTi含有析出物による冷間加工性の劣化を抑えるためである。

【0038】

上記1250以上の温度での均熱後は、一旦Ar₁変態点以下の温度にまで冷却する。その理由は、加熱時に粗大化したオーステナイトをフェライトに変態させ、その後の圧延前の加熱によってオーステナイトに逆変態させ、オーステナイト粒を微細化すると共に、析出するTi含有析出物を微細化し、肌焼き処理時の耐結晶粒粗大化特性を高めるため

10

20

30

40

50

であり、その為には、均熱後 A_{r1} 変態点以下の温度にまで冷却することが必須となる。

【0039】

その後、850～1000に再加熱してから圧延し、最終圧延温度は700～850の範囲内となる様に制御する。圧延前の再加熱温度を850以上に定めたのは、850未満では圧延中の変形抵抗が大き過ぎて圧延機にかかる負荷が過大となるからである。また再加熱温度を1000以下に抑えるのは、圧延後のオーステナイト粒を微細化し、圧延材の金属組織を微細フェライト+微細パーライト主体の組織とすることによって冷間加工性を高めるためである。圧延前より好ましい再加熱温度は950以下である。

【0040】

また、再加熱後に行われる圧延時の最終圧延温度が700未満では、圧延工程中にフェライトの析出が起こって変形抵抗が更に高まり、圧延負荷が大きくなつて実操業にそぐわなくなる。逆に最終圧延温度が850を超えると、圧延後のオーステナイト粒が粗大化し、冷間加工性に好適な微細フェライト+微細パーライト組織が得られ難くなる。

【0041】

その他の製造条件は特に限定されず、公知の条件範囲の中から適宜最適の条件を選択して適用すればよい。

【実施例】

【0042】

以下、実施例を挙げて本発明の構成および作用効果をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更を加えて実施することも可能であり、それらは何れも本発明の技術的範囲に含まれる。

【0043】

実施例1

表1に示す化学組成の鋼材を小型溶製炉で溶製し、鋳造、均熱のち熱間鍛造を行なつて一辺が155mm角の鋼片を得た。この鋼片を使用し、表2, 3に示す如く1300または1200で60分間均熱してから室温まで空冷した。各均熱材を同表に示す如く870から1100の範囲の各温度に加熱し、同表に示す最終圧延温度で圧延することによって、直径30mmの棒鋼を得た。

【0044】

得られた各圧延棒鋼の横断面を観察できるサンプルを切り出し、鏡面状に研磨した後、腐食液「エタノール+3%ナイタール」で処理した後、図1に示す如く、表面から深さ1mm位置、D/8位置(Dは棒鋼の直径を表わす)、D/4位置、3D/8位置から任意に各4箇所を選んで合計16箇所を光学顕微鏡により倍率400倍で観察し、ポイントカウンティング法によってフェライト()+パーライト(P)面積率を求めた。なお残部組織は全てベイナイトであった。また上記と同じ横断面位置のビッカース硬さを各3断面で測定し、硬さバラツキの標準偏差の最大値を求めた。尚、ビッカース硬さの測定は荷重10kgで行なつた。

【0045】

各供試材の耐結晶粒粗大化特性は、各供試棒鋼について、圧下率70%で冷間鍛造した後、1000で3時間加熱した後のオーステナイト結晶粒度をJIS G 0551に定めるオーステナイト結晶粒度試験方法に則つて測定し、結晶粒度番号で5番以下の粗大粒の面積率によって評価した。5%を超えるもの：不良(×)、5%以下のもの：良好()。

【0046】

また冷間加工性は、各熱延材に「770×5時間加熱後、15/sで冷却する」球状化焼純を施した後、直径27.5mmに引抜き加工した各供試材から、図2に示す如く長さ41.3mmのノッチ付き試験片を作製し、それぞれ5個の端面完全拘束試験を行い、圧下率50%に圧下したときに割れが発生した試験片の数によって評価した。：割れなし、：割れ1個、×：割れ2個以上。

10

20

30

40

50

【 0 0 4 7 】

結果を表 2 , 3 に一括して示す。

【 0 0 4 8 】

【表1】

鋼種 No.	鋼材成分組成 (mass%)										REM,Ca,Mg,Pb,Bi,Te,Se,Sn
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N	Cu,Ni,Cr,Mo	B	
1	0.12	0.23	0.86	0.015	0.008	0.032	0.13	0.009	—	—	—
2	0.24	0.22	0.80	0.012	0.010	0.031	0.15	0.007	—	—	—
3	0.34	0.23	0.82	0.014	0.009	0.035	0.17	0.008	—	—	—
4	0.23	0.08	0.93	0.015	0.011	0.032	0.12	0.006	—	—	—
5	0.22	0.40	0.85	0.010	0.010	0.035	0.17	0.007	—	—	—
6	0.23	0.21	0.43	0.012	0.012	0.028	0.15	0.007	—	—	—
7	0.20	0.24	1.85	0.013	0.015	0.031	0.13	0.008	—	—	—
8	0.20	0.25	0.85	0.014	0.015	0.030	0.07	0.009	—	—	—
9	0.21	0.22	0.83	0.015	0.008	0.034	0.25	0.007	—	—	—
10	0.21	0.21	0.88	0.013	0.009	0.035	0.15	0.009	Cr:1.05	—	—
11	0.22	0.20	0.92	0.012	0.010	0.030	0.16	0.006	Cr:0.98,Mo:0.23	—	—
12	0.21	0.20	0.78	0.015	0.015	0.031	0.12	0.007	Cu:0.35,Ni:0.52,Cr:1.0,Mo:0.15	—	—
13	0.21	0.23	0.87	0.013	0.011	0.033	0.15	0.009	—	B:0.003	—
14	0.20	0.22	0.80	0.015	0.015	0.032	0.15	0.007	—	Nb:0.03	—
15	0.21	0.21	0.81	0.010	0.009	0.029	0.14	0.006	—	V:0.08	—
16	0.20	0.21	0.86	0.015	0.008	0.035	0.16	0.006	—	Zr:0.06	—
17	0.22	0.21	0.84	0.015	0.012	0.030	0.15	0.009	—	REM:0.012	—
18	0.23	0.08	0.84	0.014	0.010	0.030	0.17	0.007	—	Ca:0.010	—
19	0.22	0.22	0.87	0.015	0.008	0.034	0.15	0.006	—	Mg:0.008	—
20	0.23	0.21	0.77	0.010	0.015	0.030	0.13	0.005	—	Pb:0.15	—
21	0.20	0.24	0.89	0.013	0.009	0.028	0.16	0.007	—	Bi:0.12	—
22	0.20	0.25	0.83	0.012	0.011	0.032	0.15	0.009	—	Te:0.08	—
23	0.21	0.22	0.86	0.012	0.010	0.030	0.13	0.007	—	Se:0.10	—
24	0.21	0.22	0.87	0.013	0.009	0.031	0.16	0.006	—	Sn:0.12	—
25	0.21	0.22	0.84	0.013	0.080	0.034	0.13	0.007	—	—	—
26	0.43	0.22	0.85	0.013	0.011	0.028	0.17	0.009	—	—	—
27	0.25	1.27	0.80	0.014	0.009	0.032	0.15	0.008	—	—	—
28	0.21	0.20	0.89	0.015	0.380	0.031	0.15	0.007	—	—	—
29	0.23	0.20	0.78	0.014	0.013	0.250	0.13	0.009	—	—	—
30	0.25	0.20	0.95	0.015	0.008	0.030	0.01	0.007	—	—	—
31	0.20	0.20	0.83	0.012	0.010	0.034	0.35	0.009	—	—	—

【0 0 4 9】

【表2】

実験 No.	鋼種 No.	製造 No.	均熱温度 (°C)	圧延温度 (°C)	最終圧延温度 (°C)	硬さハラツキ標準偏差 の最大値	フェライト+ハーライト 組織分率(%)	耐結晶粒 粗大化特性	冷間 加工性	総合 判定
1	1	A	1300	900	750	6	100	○	◎	○
2	2	B	1300	900	720	8	100	○	◎	○
3	2	A	1300	900	750	6	100	○	◎	○
4	2	C	1300	900	800	8	95	○	◎	○
5	2	D	1300	870	750	7	100	○	◎	○
6	2	E	1300	980	750	9	95	○	○	○
7	2	F	1300	870	720	7	100	○	◎	○
8	2	G	1300	980	830	10	70	○	○	○
9	2	H	1200	900	750	14	75	×	×	×
10	2	I	1300	1100	800	15	70	○	×	×
11	2	J	1300	980	900	18	65	○	×	×
12	3	A	1300	900	750	10	95	○	○	○
13	4	A	1300	900	750	7	100	○	◎	○
14	5	A	1300	900	750	8	100	○	◎	○
15	6	A	1300	900	750	6	100	○	◎	○
16	7	A	1300	900	750	8	90	○	○	○
17	8	A	1300	900	750	8	100	○	◎	○
18	9	A	1300	900	750	10	100	○	○	○
19	10	A	1300	900	750	8	100	○	◎	○
20	11	A	1300	900	750	8	95	○	◎	○

【0050】

【表3】

実験 No.	鋼種 No.	製造 No.	均熱温度 (°C)	圧延温度 (°C)	最終圧延温度 (°C)	硬さバラツキ標準偏差 の最大値	フェライト+パーライト 組織分率(%)	耐結晶粒 粗大化特性	冷間 加工性	総合 判定
21	12	A	1300	900	750	8	95	○	○	○
22	13	A	1300	900	750	7	95	○	○	○
23	14	A	1300	900	750	8	100	○	○	○
24	15	A	1300	900	750	8	100	○	○	○
25	16	A	1300	900	750	8	100	○	○	○
26	17	A	1300	900	750	7	100	○	○	○
27	18	A	1300	900	750	7	100	○	○	○
28	19	A	1300	900	750	8	100	○	○	○
29	20	A	1300	900	750	8	100	○	○	○
30	21	A	1300	900	750	8	100	○	○	○
31	22	A	1300	900	750	7	100	○	○	○
32	23	A	1300	900	750	8	100	○	○	○
33	24	A	1300	900	750	7	100	○	○	○
34	25	A	1300	900	750	7	100	○	○	○
35	26	A	1300	900	750	16	70	○	×	×
36	27	A	1300	900	750	12	90	○	×	×
37	28	A	1300	900	750	8	100	○	×	×
38	29	A	1300	900	750	8	100	○	×	×
39	30	A	1300	900	750	7	100	×	○	×
40	31	A	1300	900	750	11	100	○	×	×

【0051】

表1～3より次の様に考えることができる。

【0052】

No. 1～8, 12～34は、本発明の規定要件を全て満たす実施例であり、耐結晶粒粗大化特性と冷間加工性のいずれも良好で、総合判定で良好の結果が得られている。なお

No. 8 は、フェライト + パーライト面積率が本発明の推奨範囲よりも若干低いため、他の実施例に較べると冷間加工性が若干劣るもの、総合判定は良好である。

【0053】

これらに対し、No. 9, 10, 11 は、熱延前の均熱温度や熱延温度および最終圧延温度のいずれかが好適範囲を超えるため硬さバラツキ標準偏差の最大値が本発明の規定値を超えており、耐結晶粒粗大化特性と冷間加工性の一方もしくは両方が目標に達していない。また No. 35 ~ 40 は、鋼の化学成分が規定要件を外れているため、硬さバラツキの標準偏差の最大値が 10 を超えており、或いは該最大値が一応規定要件を満たすものであっても、耐結晶粒粗大化特性と冷間加工性の一方が劣悪で、本発明の目的は達成できていない。

10

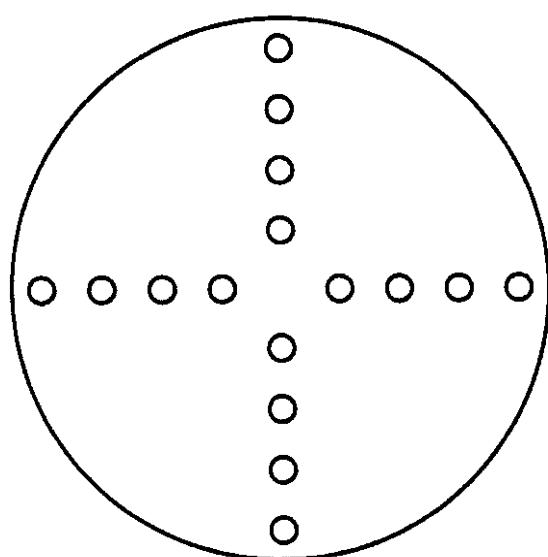
【図面の簡単な説明】

【0054】

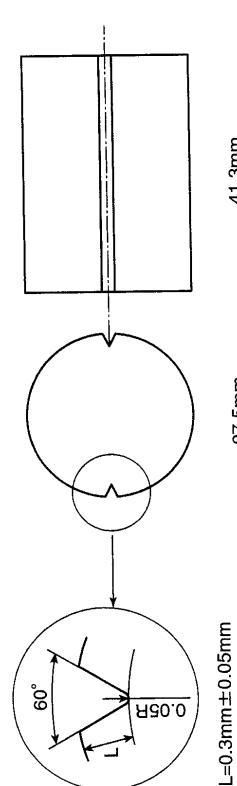
【図 1】圧延後の棒鋼断面の金属組織とピッカース硬さの測定位置を示す説明図である。

【図 2】実験で採用した冷間加工性評価用の試験片を示す図である。

【図 1】



【図 2】



フロントページの続き

(72)発明者 高 知 琢哉

神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(72)発明者 村上 昌吾

神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(72)発明者 畠野 等

神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(72)発明者 家口 浩

神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

F ターム(参考) 4K032 AA01 AA02 AA03 AA05 AA08 AA11 AA12 AA14 AA15 AA16

AA19 AA20 AA21 AA22 AA23 AA24 AA27 AA28 AA29 AA30

AA31 AA34 AA35 AA36 AA39 AA40 BA02 CA01 CA03 CC02

CC03