

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第6182489号  
(P6182489)

(45) 発行日 平成29年8月16日(2017.8.16)

(24) 登録日 平成29年7月28日(2017.7.28)

(51) Int.Cl.		F I	
C 2 2 C 38/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 O 1 N
C 2 2 C 38/32	(2006.01)	C 2 2 C 38/32	
C 2 2 C 38/54	(2006.01)	C 2 2 C 38/54	
C 2 1 D 8/06	(2006.01)	C 2 1 D 8/06	A

請求項の数 3 (全 16 頁)

(21) 出願番号	特願2014-66098 (P2014-66098)	(73) 特許権者	000001199
(22) 出願日	平成26年3月27日 (2014.3.27)		株式会社神戸製鋼所
(65) 公開番号	特開2015-189987 (P2015-189987A)		兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号
(43) 公開日	平成27年11月2日 (2015.11.2)	(74) 代理人	100101454
審査請求日	平成28年9月1日 (2016.9.1)		弁理士 山田 卓二
		(74) 代理人	100145403
			弁理士 山尾 憲人
		(74) 代理人	100206140
			弁理士 大釜 典子
		(74) 代理人	100206162
			弁理士 佐々木 正博
		(72) 発明者	岡本 成朗
			兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番 株式会社神戸製鋼所 神戸製鉄所内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 優れた冷間鍛造性を有し、浸炭処理時の異常粒発生が抑制可能な肌焼鋼

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

- C : 0.10 ~ 0.30% (質量%の意味。以下、同じ。)、
- Si : 0.01 ~ 0.50%、
- Mn : 0.30 ~ 0.80%、
- P : 0%超 ~ 0.030%、
- S : 0%超 ~ 0.020%、
- Cr : 0.80 ~ 2.00%、
- Al : 0.01 ~ 0.10%、
- N : 0%超 ~ 0.005%、
- Ti : 0.040 ~ 0.200%、
- B : 0.0005 ~ 0.0050%

を含有し、残部が鉄、および不可避免的不純物であって、

Tiを含有する円相当直径10nm以上200nm未満の炭化物、および炭窒化物の密度が10個/μm<sup>2</sup>以上、

Ti、およびSを含有する円相当直径200nm以上の析出物の密度が0.2個/μm<sup>2</sup>以下であり、

金属組織が、パーライトフェライト混合組織であって、該混合組織の面積率が80%以上であり、

パーライトの面積率が金属組織全体に対して25%以下であり、かつ

円相当直径が100 $\mu$ m以上のパーライトの面積率が金属組織全体に対して10%以下であることを特徴とする優れた冷間鍛造性を有し、浸炭処理時の異常粒発生が抑制可能な肌焼鋼。

【請求項2】

更に、Mo：0%超～2.0%を含有する請求項1に記載の肌焼鋼。

【請求項3】

更に、Cu：0%超～0.10%、およびNi：0%超～3.0%の少なくとも1種を含有する請求項1または2に記載の肌焼鋼。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

10

【0001】

本発明は、自動車等の輸送機器、建設機械、その他の産業機械等において、冷間鍛造後の浸炭処理や浸炭窒化処理（以下、これらをまとめて「浸炭処理」と呼ぶ場合がある）等の表面硬化熱処理をして製造される機械構造部品の素材となる肌焼鋼に関する。より詳細には、優れた冷間鍛造性を有し、浸炭処理時の異常粒発生が抑制可能な肌焼鋼に関する。

【背景技術】

【0002】

輸送機器、建設機械、その他の産業機械等において、高強度が要求される機械構造部品の素材には、JIS規格で定められたSCr、SCM、SNCM等の機械構造用合金鋼鋼材、いわゆる、肌焼鋼が使用されるのが一般的である。この肌焼鋼を、冷間鍛造や切削等の機械加工により所望の部品形状に成形した後、浸炭処理や浸炭窒化処理等の表面硬化熱処理を施し、その後研磨等を行うことによって機械構造部品が製造される。

20

【0003】

上記のような表面硬化熱処理においては、製造時のリードタイムを短縮するため、高温化を図ることによって、熱処理時間の短縮化等が行われている。しかしながら、表面硬化熱処理を高温化すると、機械構造部品の結晶粒が粗大化し、機械的特性が劣化するという問題が生じる。

【0004】

このような結晶粒粗大化を防止する技術として、例えば特許文献1、2が提案されている。これらの技術では、AlN、Nb(CN)、TiC等の析出物を鋼中に分散させることによってピンニング効果を発揮させ、結晶粒の粗大化を防止している。

30

【先行技術文献】

【特許文献】

【0005】

【特許文献1】特開2005-146303号公報

【特許文献2】特開2012-207244号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

これまで提案されている技術のように、析出物によるピンニング効果を利用した結晶粒粗大化防止技術では、10nm以上の微細析出物を利用していると考えられる。しかしながら、本発明者らが調査したところ、これまで提案されてきたピンニング効果を利用した技術では、近年の高温化する浸炭条件においては、析出物密度が不足し、部分的に結晶粒が粗大化して異常粒が発生することが判明した。従来技術では高温化する近年の浸炭条件においては析出物密度が不足し、旧オーステナイト（以下、「旧」ということがある）粒の粗大化が発生することや、加熱速度が遅い浸炭条件においてはパーライトがフェライトに先んじてオーステナイト（以下、「」ということがある）変態するために、過度にパーライトが凝集する部位では部分的な旧粒成長である異常粒成長が生じやすくなることが判明した。

40

【0007】

50

本発明は上記のような事情に鑑みてなされたものであり、その目的は、冷間鍛造性に優れており、かつ浸炭処理や浸炭窒化処理等の表面硬化熱処理において結晶粒粗大化を抑制して異常粒発生を防止できる肌焼鋼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肌焼鋼は、C：0.10～0.30%（質量%の意味。以下、同じ。）、Si：0.01～0.50%、Mn：0.30～0.80%、P：0%超～0.030%、S：0%超～0.020%、Cr：0.80～2.00%、Al：0.01～0.10%、N：0%超～0.005%、Ti：0.040～0.200%、B：0.0005～0.0050%を含有し、残部が鉄、および不可避免的不純物であって、Tiを含有する円相当直径10nm以上200nm未満の炭化物、および炭窒化物の密度が10個/ $\mu\text{m}^2$ 以上、Ti、およびSを含有する円相当直径200nm以上の析出物の密度が0.2個/ $\mu\text{m}^2$ 以下であり、金属組織が、パーライトフェライト混合組織であり、該混合組織の面積率が80%以上であって、パーライトの面積率が金属組織全体に対して25%以下であり、かつ円相当直径が100 $\mu\text{m}$ 以上のパーライトの面積率が金属組織全体に対して10%以下であることに要旨を有する。

10

【0009】

本発明の肌焼鋼は、必要に応じて、更に他の元素として、(I)Mo：0%超～2.0%、(II)Cu：0%超～0.10%およびNi：0%超～3.0の少なくとも1種、等を含有することも有用であり、含有される元素の種類に応じて肌焼鋼の特性が更に改善される。

20

【発明の効果】

【0010】

本発明によれば、化学組成を適切に調整し、Tiを含有する炭化物、および炭窒化物のうち、円相当直径10nm以上200nm未満の密度を所定量以上確保するとともに、TiおよびSを含有する粗大な析出物の密度を抑制し、更に金属組織をパーライトフェライト混合組織を主体とし、パーライトを所定の面積率に制御すると共に粗大なパーライトの面積率を抑制しているため、優れた冷間鍛造性を有し、また浸炭処理時の異常粒発生を防止できる。

【図面の簡単な説明】

30

【0011】

【図1】浸炭処理時の熱処理パターンと浸炭処理前後の析出物と組織の挙動の概念を示した模式図である。

【図2】浸炭処理時の熱処理パターンを示した模式図である。

【発明を実施するための形態】

【0012】

上記特許文献1、2に開示されているように、Tiを含有する微細析出物は結晶粒粗大化防止に有効であるが、その密度が不足すると、不足した部分で結晶粒の粗大化が生じ、異常粒が発生した状態となる。特に近年の浸炭温度の高温化により、従来までに提案されてきた微細析出物によるピンニング効果では、異常粒発生を十分に抑制することができな

40

【0013】

そこで本発明者らは、微細析出物、および金属組織が異常粒発生に与える影響を検討し、異常粒発生を抑制できる微細析出物の析出状態、および金属組織について鋭意検討を重ねた。その結果、(i)微細析出物のうち、結晶粒の粗大化を防止して異常粒発生を抑制するのに有効に作用するのは、Tiを含有する炭化物、および炭窒化物のうち、円相当直径10nm以上、200nm未満のものであること（以下、「10nm以上のTi炭化物等」ということがある）、また上記(i)の10nm以上のTi炭化物等を所定量確保するためには、(ii)Ti、およびSを含有する円相当直径200nm以上の粗大な析出物（以下、「粗大なTi-S析出物」ということがある）を抑制することが重要であるこ

50

と、(iii)また更に金属組織を適切に制御して上記(i)の10nm以上のTi炭化物等の固溶量を低減することにより、浸炭処理時の異常粒発生を抑制できることを見出し、本発明を完成した。

【0014】

本発明者らは、浸炭処理時における異常粒発生が起こる原因について、図1のように考えた。図1は浸炭処理時の熱処理パターンと浸炭処理前後の析出物と組織の挙動の概念を示した模式図である。浸炭前の状態、すなわち熱処理パターンのSTAGE1において金属組織には塊状パーライト、すなわち、円相当直径100 $\mu\text{m}$ 以上のパーライト(以下、「パーライト凝集部」ということがある)が存在する場合、浸炭加熱期の2相域、すなわち熱処理パターンのSTAGE2では、パーライトがオーステナイト変態し、フェライト+オーステナイトの状態となる。この間STAGE1で析出していた10nm未満のTi炭化物、もしくはTi炭窒化物(以下、「10nm未満のTi炭化物等」ということがある)は固溶限の上昇とともにマトリックス中に徐々に固溶する。この際、加熱速度が不十分で2相域の滞在時間が長くなるとパーライト凝集部はフェライトよりも固溶限が高いオーステナイトへと変態するため、異常粒発生抑制に有効な10nm以上のTi炭化物等がマトリックス中へ固溶し、ピンニング効果が失われ局所的な結晶粒が粗大化して異常粒が発生しやすくなる。さらに単相域、すなわち熱処理パターンのSTAGE3まで温度を上昇させて保持するとマトリックスの固溶限が更に上昇するため、より多くの10nm以上のTi炭化物等がマトリックス中に固溶し、異常粒が生じやすくなる。

【0015】

以上の過程のように結晶粒成長はパーライトの凝集と微細なTi炭化物等の固溶が深く関与しており、結晶粒粗大化を防止するためにはパーライト凝集部の低減と浸炭過程におけるピンニング効果を発揮する10nm以上のTi炭化物等のマトリックスへの固溶を低減することが有効であると考えられる。特にピンニング効果を発揮する10nm以上のTi炭化物等のマトリックスへの固溶を低減するためには、添加したTiをより有効利用することが重要である。そこで、ピンニング効果に有効ではない粗大なTi-S析出物の密度を低減しなければならない。

【0016】

本発明者らが更に検討を重ねた結果、以下の3要件を満たすことにより、優れた冷間鍛造性を確保しつつ、浸炭処理時の異常粒発生を抑制できることが判明した。

(a) Tiを含有する円相当直径10nm以上200nm未満の炭化物、および炭窒化物、すなわち、10nm以上のTi炭窒化物の密度が10個/ $\mu\text{m}^2$ 以上

(b) Ti、およびSを含有する円相当直径200nm以上の析出物、すなわち、粗大なTi-S析出物の密度が0.2個/ $\mu\text{m}^2$ 以下

(c) (c-1)金属組織が、パーライトフェライト混合組織であって、該混合組織の面積率が80%以上であり、(c-2)パーライトの面積率が金属組織全体に対して25%以下であり、かつ(c-3)円相当直径が100 $\mu\text{m}$ 以上のパーライト、すなわち、パーライト凝集部の面積率が金属組織全体に対して10%以下

【0017】

以下、各要件について説明する。

【0018】

(a) 10nm以上のTi炭化物等の密度が10個/ $\mu\text{m}^2$ 以上

10nm以上のTi炭化物等は、浸炭処理時の結晶粒粗大化防止に有効に働き、異常粒発生を抑制できる。このような効果を有効に発揮させるため、その密度は10個/ $\mu\text{m}^2$ 以上、好ましくは15個/ $\mu\text{m}^2$ 以上、さらに好ましくは20個/ $\mu\text{m}^2$ 以上である。10nm以上のTi炭化物等の密度の上限は特に限定されないが、通常は150個/ $\mu\text{m}^2$ 以下であり、好ましくは120個/ $\mu\text{m}^2$ 以下、より好ましくは100個/ $\mu\text{m}^2$ 以下である。

【0019】

なお、浸炭処理時に上記10nm以上のTi炭化物等がマトリックス中に固溶すること

なく、より有効にピンニング効果を発揮して異常粒発生を抑制するためには、10 nm未満のTi炭化物等を所定量確保することも有効である。したがって10 nm未満のTi炭化物等の密度は、好ましくは10個/ $\mu\text{m}^2$ 以上、より好ましくは15個/ $\mu\text{m}^2$ 以上である。10 nm未満のTi炭化物等の密度の上限は特に限定されないが、通常300個/ $\mu\text{m}^2$ 程度である。なお、10 nm未満のTi炭化物のサイズの下限は特に限定されないが、電子顕微鏡等の測定装置の測定限界があるため、通常2 nm程度である。

#### 【0020】

本発明におけるTi炭化物等は、エネルギー分散型X線分光法(Energy Dispersive X-ray Spectroscopy、EDX)等を用いた元素分析により、C又はNを示すピークが検出されるとともに、Tiのピークが検出される析出物を意味する。

10

#### 【0021】

(b)粗大なTi-S析出物の密度が0.2個/ $\mu\text{m}^2$ 以下

粗大なTi-S析出物の密度が多くなりすぎると、異常粒発生抑制に有効な上記(a)10 nm以上のTi炭化物等の個数を確保することができない。そこで粗大なTi-S析出物の密度は0.2個/ $\mu\text{m}^2$ 以下、好ましくは0.15個/ $\mu\text{m}^2$ 以下、より好ましくは0.10個/ $\mu\text{m}^2$ 以下である。粗大なTi-S析出物は少なければ少ない程よいが、通常は0個/ $\mu\text{m}^2$ を超える値である。本発明における粗大なTi-S析出物は、EDX等を用いた元素分析により、Ti、およびSのピークが検出される析出物を意味する。

20

#### 【0022】

(c)(c-1)金属組織が、パーライトフェライト混合組織であって、該混合組織の面積率が80%以上

冷間鍛造に供する肌焼鋼の組織は、ベイナイトやマルテンサイトを多く含んでいる場合、冷間鍛造時の変形抵抗が増すことや、その後の浸炭時に結晶粒の粗粒化を生じやすくなることから、パーライトフェライト混合組織を主体とする必要がある。具体的にはパーライトフェライト混合組織の面積率は全金属組織の80%以上、より好ましくは90%以上、更に好ましくは100%である。なお、パーライトフェライト混合組織以外の組織は、特に限定されないが、例えばベイナイトやマルテンサイトの単相またはこれらの複合組織である。

(c-2)パーライトの面積率が金属組織全体に対して25%以下

30

また冷間鍛造時の変形抵抗低減のために、パーライトの面積率は金属組織全体に対して25%以下、好ましくは23%以下、より好ましくは20%以下である。

(c-3)パーライト凝集部の面積率が金属組織全体に対して10%以下

パーライト凝集部が多すぎると、異常粒発生抑制に有効な上記(a)10 nm以上のTi炭化物等のマトリックス中への固溶量が増大し、ピンニング効果が失われる。したがって、パーライト凝集部の面積率は金属組織全体に対して10%以下、好ましくは8%以下、より好ましくは5%以下である。

#### 【0023】

本発明では上述したように、鋼中における10 nm以上のTi炭化物等を確保するために、粗大なTi-S析出物を抑制すると共に、金属組織に制御することに加えて、肌焼鋼としての基本的な特性を発揮させるため、その化学組成も適切に調整する必要がある。以下に説明する。

40

#### 【0024】

C:0.10~0.30%

Cは、浸炭部品として必要な芯部硬さを確保するために必要な元素である。C含有量が0.10%未満では、硬さ不足により浸炭部品としての静的強度が不足する。こうした効果を有効に発揮させるには、C含有量は0.10%以上、好ましくは0.12%以上、より好ましくは0.15%以上である。しかしながら、Cを過剰に含有させると、パーライト量が増大し冷間鍛造性を悪化させる。したがって、C含有量は0.30%以下、好ましくは0.28%以下、より好ましくは0.25%以下である。

50

## 【 0 0 2 5 】

S i : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 0 %

S i は、焼戻し硬さの低下を抑えて機械構造部品の面疲労特性を改善するのに作用する元素である。こうした効果を有効に発揮させるには、S i 含有量は 0 . 0 1 % 以上、好ましくは 0 . 0 3 % 以上、より好ましくは 0 . 0 5 % 以上である。しかしながら、S i を過剰に含有させると、被削性や鍛造性等の部品成形性に悪影響を及ぼす。したがって、S i 含有量は 0 . 5 0 % 以下、好ましくは 0 . 4 5 % 以下、より好ましくは 0 . 4 0 % 以下である。

## 【 0 0 2 6 】

M n : 0 . 3 0 ~ 0 . 8 0 %

M n は、浸炭処理時の焼入性を高めるのに有効な元素である。また M n は、脱酸剤としても作用し、鋼中の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元素である。更に、M n は赤熱脆性を防止する作用も有する。こうした作用を有効に発揮させるには、M n 含有量は 0 . 3 0 % 以上、好ましくは 0 . 3 5 % 以上、より好ましくは 0 . 4 0 0 % 以上である。しかしながら、M n を過剰に含有させると、冷間鍛造性が悪化しやすくなると共に、材質のばらつきが大きくなる。したがって、M n 含有量は 0 . 8 0 % 、好ましくは 0 . 7 0 % 以下、より好ましくは 0 . 6 0 % 以下である。

## 【 0 0 2 7 】

P : 0 % 超 ~ 0 . 0 3 0 %

P は、鋼中に不可避不純物として含まれる元素であり、結晶粒界に偏析して機械構造部品の衝撃疲労特性を劣化させる。したがって、P 含有量は 0 . 0 3 0 % 以下、好ましくは 0 . 0 2 5 % 以下、より好ましくは 0 . 0 2 0 % 以下である。P 含有量は少なければ少ない程好ましいが、製造工程の制約上 0 % とすることは難しく、したがって P 含有量は 0 % 超であり、通常は少なくとも 0 . 0 0 0 1 % 程度は含まれる。

## 【 0 0 2 8 】

S : 0 % 超 ~ 0 . 0 2 0 %

S は、M n と結合して M n S を形成し、切削加工するときの被削性を改善する元素である。こうした作用を有効に発揮させるには、S 含有量は 0 % 超、好ましくは 0 . 0 0 0 1 % 以上、より好ましくは 0 . 0 0 0 3 % 以上である。しかしながら、S を過剰に含有させると、粗大な T i - S 析出物密度の増大や、1 0 n m 以上の T i 炭化物等の密度の低下によって結晶粒が粗大化することがある。したがって、S 含有量は 0 . 0 2 0 % 以下、好ましくは 0 . 0 1 5 % 以下、より好ましくは 0 . 0 1 3 % 以下、さらに好ましくは 0 . 0 1 0 % 以下である。

## 【 0 0 2 9 】

C r : 0 . 8 0 ~ 2 . 0 0 %

C r は、浸炭を促進し、鋼の表面に硬化層を形成するために必要な元素である。こうした作用を有効に発揮させるには、C r 含有量は 0 . 8 0 % 以上、好ましくは 0 . 9 0 % 以上、より好ましくは 1 . 0 0 % 以上である。しかしながら、C r を過剰に含有させると、過剰浸炭を引き起こし、機械構造部品の強度を低下させる。したがって、C r 含有量は 2 . 0 0 % 以下、好ましくは 1 . 9 5 % 以下、より好ましくは 1 . 9 0 % 以下、さらに好ましくは 1 . 8 0 % 以下である。

## 【 0 0 3 0 】

A l : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 0 %

A l は、脱酸剤として作用する元素であり、こうした作用を有効に発揮させるには、A l 含有量は 0 . 0 1 % 以上、好ましくは 0 . 0 1 5 % 以上、より好ましくは 0 . 0 2 0 % 以上である。しかしながら、A l を過剰に含有させると鋼の変形抵抗が増大し、冷間鍛造性が劣化する。したがって、A l 含有量は 0 . 1 0 % 以下、好ましくは 0 . 0 8 0 % 以下、より好ましくは 0 . 0 6 0 % 以下である。

## 【 0 0 3 1 】

N : 0 % 超 ~ 0 . 0 0 5 %

10

20

30

40

50

Nは、機械構造部品の結晶粒度を適切に調整するために作用する10nm以上のTi炭化物等を形成するために必要な元素である。こうした効果を発揮させるためには、N含有量は0%超、好ましくは0.0001%以上、より好ましくは0.0005%以上、さらに好ましくは0.0010%以上である。しかしながら、Nを過剰に含有させると、鋼中にAlN、TiNなどの窒化物が多量に形成され、切削性や冷間鍛造性を劣化させる。したがって、N含有量は0.005%以下、好ましくは0.0045%以下、より好ましくは0.0040%以下である。

【0032】

Ti：0.040～0.200%

Tiは、機械構造部品の結晶粒度を適切に調整するために作用する10nm以上のTi炭化物等を形成するために必要な元素である。こうした効果を発揮させるためには、Ti含有量は0.040%以上、好ましくは0.045%以上、より好ましくは0.050%以上である。しかしながら、Tiを過剰に含有させると、鋼中に過剰にTiNを形成し、切削性や冷間鍛造性を劣化させる。したがって、Ti含有量は0.200%以下、好ましくは0.180%以下、より好ましくは0.150%以下である。

【0033】

B：0.0005～0.0050%

Bは、微量でも浸炭処理における焼入性向上に特に有効に作用する元素であり、また結晶粒界を強化し衝撃強度向上に有効に作用する元素である。こうした作用を有効に発揮させるには、B含有量は0.0005%以上、好ましくは0.0007%以上、より好ましくは0.0010%以上である。しかしながら、Bを過剰に含有させても上記効果は飽和すると共に、B窒化物が生成されて冷間鍛造性を劣化させる。したがってB含有量は0.0050%以下、好ましくは0.0040%以下、より好ましくは0.0030%以下である。

【0034】

本発明に係る肌焼鋼の基本成分は上記の通りであり、残部は実質的に鉄である。但し、原料、資材、製造設備等の状況によって持ち込まれる不可避的不純物が鋼中に含まれることは当然に許容される。

【0035】

更に本発明では、必要に応じて、更に(a)Mo：0%超～2.0%、(b)Cu：0%超～0.10%、およびNi：0%超～3.0%の少なくとも1種を含有することも有用であり、含有される元素の種類に応じて肌焼鋼の特性が更に改善される。

【0036】

Mo：0%超～2.0%

Moは、浸炭処理における焼入性向上に有効に作用する元素である。こうした作用を有効に発揮させるには、Mo含有量は好ましくは0.05%以上、より好ましくは0.08%以上、さらに好ましくは0.10%以上である。しかしながら、Moを過剰に含有させると、切削性や鍛造性を劣化させる。したがって、Mo含有量は好ましくは2.0%以下、より好ましくは1.5%以下、さらに好ましくは1.2%以下である。

【0037】

Cu：0%超～0.10%、およびNi：0%超～3.0%の少なくとも1種

Cu、およびNiは、上記Moと同様に、浸炭処理における焼入性向上に有効に作用する元素である。またCuとNiは、Feよりも酸化され難い元素であるため、機械構造部品の耐食性改善にも有効に作用する元素である。これらの作用を有効に発揮させるには、Cu含有量は0%超、好ましくは0.03%以上、より好ましくは0.04%以上、さらに好ましくは0.05%以上である。Ni含有量は0%超、好ましくは0.03%以上、より好ましくは0.05%以上、さらに好ましくは0.08%以上である。しかしながら、Cuを過剰に含有させると、熱間鍛造性が低下し、割れなどの問題が発生しやすくなる。したがって、Cu含有量は好ましくは0.10%以下、より好ましくは0.08%以下である。またNiを過剰に含有させると、コスト高となるため、Ni含有量は好ましくは

10

20

30

40

50

3.0%以下、より好ましくは2.5%以下、さらに好ましくは2.0%以下である。CuとNiは、何れか一方を含有してもよいし、両方を含有してもよい。

【0038】

本発明の肌焼鋼を製造するためには、所定の化学組成の鋼を通常の溶製法に従って溶製し、鑄造、分塊圧延した後、棒鋼圧延するという一連の工程において、特に分塊圧延時、および棒鋼圧延時の加熱温度と加熱保持時間、並びに棒鋼圧延後の冷却速度を適切に調整することが好ましい。具体的には、まず600～750 未満で予備加熱した後、分塊時の加熱は1150～1250 で0.5～1.0時間とし、棒鋼圧延時の加熱は800～1100 で0.5～1.5時間とする。また棒鋼圧延後の平均冷却速度は40 /時間以下とする。

10

【0039】

本発明において、分塊圧延では、粗大なTi-S析出物の生成を抑制すると共に、鑄造段階で生成したTi炭化物等をできるだけマトリックス中に固溶させず、異常粒発生抑制に有効な10nm以上のTi炭化物等の核となる析出物を確保する。

【0040】

また棒鋼圧延では、分塊圧延にて残存させたTi炭化物等をオストワルド成長させ、異常粒成長に有効な10nm以上のTi炭化物等を上記密度に到達させると共に、その冷却過程では異常粒成長の抑制ならびに冷間鍛造性の確保のためパーライト制御を行う。

【0041】

従来の分塊圧延では、鋼材を本加熱炉へ挿入した後、室温から分塊圧延温度まで加熱しているが、Ti炭化物等の固溶量が多くなる750 以上での滞在時間が長いため、10nm以上のTi炭化物等がマトリックス中に固溶していた。ところが分塊圧延温度に到達するまでに所定の温度で予備加熱を行って鋼材の温度を均一にしてから、分塊圧延温度に加熱することで10nm以上のTi炭化物等の固溶を抑制できる。このような効果を発揮するためには、予備加熱温度は好ましくは600 以上、より好ましくは630 以上である。しかしながら予備加熱温度が高すぎると10nm以上のTi炭化物等の固溶量が多くなる。したがって予備加熱温度は好ましくは750 未満、より好ましくは730 以下である。予備加熱時間は特に限定されず、鋼材の温度が均一となるように調整すればよいが、予備加熱時間が短すぎると鋼材の温度にバラツキが生じるため、予備加熱時間は好ましくは0.5時間以上、より好ましくは1.0時間以上である。一方、予備加熱時間が長すぎると、10nm未満のTi炭化物等がマトリックス中へ固溶するため、好ましくは5.0時間以下、より好ましくは3.0時間以下である。予備加熱を行う場合は、あらかじめ予備加熱炉で所定の温度で加熱保持した後、本加熱炉で所定の分塊圧延温度まで加熱すればよい。

20

30

【0042】

分塊圧延時の加熱温度が1150 を下回ると、分塊圧延時の圧延機への負荷が大きくなり、所望形状への圧延が困難になる。このため、加熱温度は好ましくは1150 以上、より好ましくは1160 以上、さらに好ましくは1170 以上である。しかしながら、加熱温度が高くなり過ぎると、鑄造段階で生成した10nm以上のTi炭化物等がマトリックス中へ固溶すると共に、粗大なTi-S析出物の密度が増大する。したがって分塊圧延時の加熱温度は好ましくは1250 以下、より好ましくは1230 以下、さらに好ましくは1200 以下である。また前記温度範囲での加熱保持時間が長すぎると、鑄造段階で生成した10nm以上のTi炭化物等がマトリックス中へ固溶する。したがって加熱保持時間は、好ましくは1時間以下、より好ましくは50分以下である。一方、加熱保持時間が短すぎると鋼材の温度ムラができ、材質のばらつきにつながるため、加熱保持時間は好ましくは30分以上、より好ましくは35分以上である。

40

【0043】

上記棒鋼圧延時の加熱温度が800 を下回ると、棒鋼圧延機への負荷が大きくなり、所望形状への圧延が困難になる。このため棒鋼圧延時の加熱温度は好ましくは800 以上、より好ましくは820 以上、さらに好ましくは850 以上である。しかしながら

50

、棒鋼圧延時の加熱温度が1100 を超えると、10nm以上のTi炭化物等の密度が低下する。このため、加熱温度は好ましくは1100 以下、より好ましくは1050 以下、更に好ましくは1000 以下である。また前記温度範囲での加熱保持時間が長すぎると、10nm未満のTi炭化物等の密度が低下する。このため加熱保持時間は好ましくは1.5時間以下、より好ましくは1.25時間以下である。一方、加熱保持時間が短すぎると鋼材の温度ムラがあり、材質のばらつきにつながるため、加熱保持時間は好ましくは0.5時間以上、より好ましくは0.75時間以上である。

【0044】

棒鋼圧延後、室温まで冷却するが、棒鋼圧延後の冷却速度が速すぎると、パーライト、およびパーライト凝集部が過剰に生成し、それぞれ冷間鍛造性の悪化、異常粒成長の発生を引起す要因となる。このため平均冷却速度は好ましくは40 /時間以下、より好ましくは30 /時間以下、さらに好ましくは25 /時間以下である。

10

【0045】

上記のように分塊圧延時、および棒鋼圧延時の加熱温度と加熱保持時間、並びに棒鋼圧延後の冷却速度の条件を満足させることによって、上記本発明の肌焼鋼が得られる。

【0046】

本発明の肌焼鋼の形状は特に限定されないが、例えば10~150mmの棒鋼である。このような要件を満足する本発明の肌焼鋼に、浸炭処理を施して得られる、すなわち表面が浸炭処理されている機械構造部品は、異常粒発生を抑制でき、また冷間鍛造性に優れたものとなる。

20

【0047】

本発明の肌焼鋼を用いた機械構造部品としては、具体的に、歯車、シャフト類、無段変速機(Continuously Variable Transmission、CVT)プーリ、等速ジョイント(Constant Velocity Joint、CVJ)、軸受等が挙げられる。

【実施例】

【0048】

以下、実施例を挙げて本発明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勿論可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に包含される。

30

【0049】

下記表1に示す化学組成を満たす鋼を、通常の溶製法に従って溶製炉で溶製し、鋼片を製造した。

【0050】

【表 1】

鋼No.	化学組成(質量%)※残部は鉄、および不可避不純物												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	N	Ti	B	Mo	Cu	Ni
1	0.16	0.08	0.45	0.008	0.008	1.43	0.033	0.0046	0.038	0.0020			
2	0.19	0.07	0.48	0.004	0.002	1.50	0.026	0.0045	0.044	0.0018	0.08		
3	0.18	0.08	0.47	0.004	0.003	1.47	0.029	0.0045	0.098	0.0019			
4	0.19	0.07	0.77	0.003	0.003	1.21	0.030	0.0042	0.046	0.0018			
5	0.13	0.10	0.70	0.012	0.017	1.06	0.062	0.0034	0.125	0.0038			
6	0.26	0.41	0.67	0.022	0.003	1.84	0.095	0.0034	0.116	0.0036			
7	0.11	0.05	0.33	0.001	0.009	1.12	0.079	0.0046	0.058	0.0045			
8	0.26	0.45	0.54	0.014	0.010	0.92	0.043	0.0027	0.165	0.0018			
9	0.29	0.02	0.79	0.018	0.002	1.50	0.043	0.0024	0.095	0.0022			
10	0.17	0.23	0.46	0.019	0.017	1.76	0.071	0.0030	0.118	0.0010			
11	0.23	0.50	0.31	0.020	0.019	0.93	0.063	0.0037	0.151	0.0037			
12	0.13	0.24	0.48	0.025	0.013	1.88	0.018	0.0032	0.106	0.0034			
13	0.14	0.12	0.55	0.016	0.005	1.25	0.052	0.0037	0.064	0.0026			
14	0.16	0.02	0.57	0.028	0.011	0.82	0.088	0.0023	0.174	0.0025			
15	0.10	0.21	0.74	0.013	0.007	1.68	0.073	0.0032	0.112	0.0035			
16	0.14	0.19	0.51	0.026	0.009	0.92	0.040	0.0036	0.044	0.0010			
17	0.26	0.17	0.35	0.009	0.002	0.96	0.098	0.0047	0.131	0.0035			
18	0.22	0.35	0.71	0.027	0.006	1.23	0.046	0.0036	0.200	0.0034			
19	0.16	0.31	0.39	0.012	0.014	1.94	0.080	0.0047	0.095	0.0034	0.40		
20	0.30	0.49	0.31	0.024	0.018	1.84	0.017	0.0046	0.158	0.0016			
21	0.20	0.35	0.73	0.013	0.011	1.34	0.019	0.0035	0.124	0.0045			
22	0.15	0.15	0.74	0.005	0.020	0.91	0.060	0.0020	0.101	0.0034			
23	0.20	0.45	0.40	0.023	0.010	1.22	0.015	0.0042	0.105	0.0042			
24	0.23	0.43	0.49	0.007	0.002	0.93	0.052	0.0036	0.152	0.0025			0.21
25	0.26	0.27	0.42	0.005	0.005	1.81	0.035	0.0027	0.053	0.0020			
26	0.19	0.30	0.79	0.007	0.012	1.55	0.064	0.0044	0.088	0.0012			
27	0.26	0.21	0.33	0.024	0.004	1.11	0.091	0.0035	0.101	0.0033			
28	0.15	0.16	0.48	0.016	0.011	1.91	0.035	0.0047	0.054	0.0046			
29	0.24	0.29	0.59	0.005	0.015	1.89	0.035	0.0038	0.054	0.0012		0.08	0.08
30	0.20	0.07	0.58	0.012	0.016	1.62	0.069	0.0021	0.099	0.0017			
31	0.22	0.06	0.40	0.004	0.006	1.14	0.032	0.0026	0.052	0.0035			
32	0.21	0.21	0.57	0.021	0.001	1.59	0.061	0.0024	0.173	0.0035			
33	0.17	0.08	0.58	0.024	0.011	1.33	0.080	0.0031	0.167	0.0040			
34	0.21	0.09	0.35	0.001	0.005	0.80	0.045	0.0030	0.181	0.0010			
35	0.11	0.26	0.52	0.028	0.015	1.08	0.011	0.0040	0.144	0.0018	0.82		
36	0.20	0.04	0.48	0.016	0.006	1.64	0.081	0.0025	0.119	0.0042			0.10
37	0.22	0.25	0.32	0.009	0.014	1.18	0.092	0.0020	0.118	0.0037			
38	0.22	0.06	0.72	0.013	0.012	1.69	0.084	0.0027	0.139	0.0047			
39	0.17	0.34	0.34	0.014	0.018	0.93	0.075	0.0033	0.186	0.0033			
40	0.27	0.31	0.63	0.020	0.002	1.67	0.031	0.0050	0.184	0.0019		0.07	
41	0.14	0.05	0.54	0.007	0.012	1.17	0.042	0.0026	0.138	0.0032			
42	0.18	0.44	0.50	0.019	0.013	1.51	0.047	0.0030	0.118	0.0010			
43	0.27	0.05	0.58	0.028	0.007	1.19	0.017	0.0050	0.090	0.0034			
Z1	0.35	0.49	0.38	0.024	0.007	1.87	0.024	0.0048	0.054	0.0046			
Z2	0.11	0.81	0.66	0.008	0.007	1.89	0.065	0.0032	0.178	0.0042			
Z3	0.25	0.24	1.21	0.006	0.012	1.95	0.098	0.0035	0.106	0.0022			
Z4	0.26	0.17	0.70	0.015	0.035	1.52	0.061	0.0047	0.132	0.0042			
Z5	0.13	0.13	0.40	0.027	0.004	1.82	0.114	0.0039	0.114	0.0016			
Z6	0.25	0.11	0.55	0.011	0.004	0.95	0.064	0.0108	0.091	0.0023			
Z7	0.23	0.32	0.74	0.001	0.013	1.33	0.014	0.0022	0.031	0.0035			
Z8	0.10	0.14	0.40	0.010	0.002	1.56	0.047	0.0035	0.235	0.0014			

10

20

30

## 【0051】

得られた各種鋼片を用い、下記表 2 に示す分塊圧延温度、および加熱保持時間で加熱した後、分塊圧延を行い、室温まで冷却した。なお、条件 A では 700 で 1 時間の予備加熱を行ってから分塊圧延温度まで加熱した。次いで、下記表 2 に示す棒鋼圧延温度、及び加熱保持時間で加熱して棒鋼圧延を行い、直径：2.3 mm の棒鋼を製造した。

## 【0052】

【 表 2 】

製造条件	分塊圧延			棒鋼圧延		
	予備加熱温度(°C)	加熱温度(°C)	加熱保持時間(時間)	加熱温度(°C)	加熱保持時間(時間)	平均冷却速度(°C/時間)
A	700	1200	0.75	900	1.00	25
B	なし	1250	0.50	900	1.00	25
C	なし	1250	1.00	-	-	-
D	なし	1280	1.00	900	1.00	50

10 nm未満のTi炭化物等、10 nm以上のTi炭化物等、および粗大なTi-S析出物の観察を次の手順で行った。

【0054】

(1) 各析出物の密度の測定

得られた棒鋼の横断面、すなわち、棒鋼の軸心と垂直な断面を機械研磨した後、電解研磨を行い、ナイター液、すなわちエタノールと3%硝酸との混合液によるエッチングの後、カーボン蒸着を行う抽出レプリカ法によりレプリカ膜を作製した。析出物の観察は、前記横断面の棒鋼直径D/4位置を、日立製作所製の透過電子顕微鏡H-800を用いて75000倍で観察することにより行った。観察された析出物の構成元素は、堀場製作所製EDX分析装置EMAX-7000による点分析により測定した。C又はNを示すピークが検出されるとともに、Tiのピークが検出される析出物を「Tiを含有する炭化物及び炭窒化物」と判断し、Ti及びSのピークが検出される析出物を「Ti及びSを含有する析出物」と判断した。なお、透過画像にて同様の様相を呈する析出物は同一の構成元素と判定することにより析出物の判定を行った。また、各析出物の密度は、住友金属テクノロジー社製粒子解析Ver.3.0により測定した。測定視野は1.35 μm × 1.60 μmとして、5視野観察し、その算術平均値を各析出物の密度とした。結果を下記表3に示す。なお、表中、Tiを含有する炭化物及び炭窒化物の個数密度は円相当直径に応じて「Ti炭(窒)化物密度(個/μm<sup>2</sup>)」の各欄、Ti及びSを含有する円相当直径200 nm以上の析出物の個数密度は「Ti、S析出物密度(個/μm<sup>2</sup>)」に記載した。

10

【0055】

(パーライト面積率(%))、フェライト面積率(%))、および円相当直径100 μm以上のパーライト面積率(%))の測定)

次に、得られた棒鋼のD/4位置において、棒鋼の横断面を機械研磨した後、ピクルル液によりエッチングを行い、光学顕微鏡により100倍で観察を行った。金属組織分率の判定は住友金属テクノロジー社製粒子解析Ver.3.0により行った。さらに円相当直径が100 μm以上のパーライトの視野内における面積率を測定し、「パーライト凝集部面積率(%))」欄に記入した。

20

【0056】

次に、得られた棒鋼のD/4位置を中心として、試験片の長手方向が圧延方向と並行になるように20 mm × 30 mmの円柱試験片を作製し、円柱試験片の長手方向に50%の冷間圧縮、すなわち冷間鍛造を行った。この際、割れが発生した試験片については表中に「冷鍛時 割れ発生」と記入すると共に、下記結晶粒度番号の判定は行わなかった。一方、冷間鍛造時に割れが発生しなかった試験片は図2で示すとおり、CP(カーボンポテンシャル)0.8%、温度930、950、980の各温度で6時間浸炭して100の油浴に浸漬した後、170で120分間の焼戻し処理を行って、結晶粒度測定用の試験片とした。結晶粒度測定の手順は以下の通りである。

30

【0057】

(2) 旧オーステナイト粒の結晶粒度番号の判定

前記した結晶粒度測定用の試験片の、圧縮方向に平行な面を切出し、ナイター液でエッチングした後、光学顕微鏡を用いて倍率100倍で観察し、JIS G0551(2005)に従って旧オーステナイト粒の粒度番号を測定した。粒度番号の測定は、圧縮端部の表層部、すなわち表面から2 mmの深さで行い、結晶粒が最も大きくなった部分の粒度番号を測定し、最大粒度とした。そして最大粒度が6.0以上であるものを、異常粒の「発生なし」と評価した。結果を表3に示す。

40

【0058】

【表 3】

試験 No.	鋼 No.	製造条件	析出物			金属組織			異常粒成長発生状況		
			Ti炭(窒)化物密度 (個/ $\mu\text{m}^2$ )		Ti,S析出物密度 (個/ $\mu\text{m}^2$ )	パーライト面積率 (%)	フェライト面積率 (%)	パーライト凝集 部面積率(%)	930°C	950°C	980°C
			10nm未満	10-200nm							
1	1	A	11.8	10.1	0.1	19	81	4	発生なし	発生なし	発生なし
2	2	A	51.1	22.1	0.0	19	81	2	発生なし	発生なし	発生なし
3	3	A	14.9	19.1	0.0	21	79	1	発生なし	発生なし	発生なし
4	4	A	14.2	22.7	0.1	23	77	3	発生なし	発生なし	発生なし
5	5	A	26.0	49.2	0.2	20	80	2	発生なし	発生なし	発生なし
6	6	A	13.1	19.4	0.0	24	76	4	発生なし	発生なし	発生なし
7	7	A	35.0	32.0	0.1	19	81	1	発生なし	発生なし	発生なし
8	8	A	33.9	56.1	0.1	24	76	6	発生なし	発生なし	発生なし
9	9	A	16.0	18.9	0.1	23	77	7	発生なし	発生なし	発生なし
10	10	A	13.0	43.2	0.2	21	79	3	発生なし	発生なし	発生なし
11	11	A	22.8	49.9	0.1	24	76	4	発生なし	発生なし	発生なし
12	12	A	10.7	25.5	0.1	19	81	3	発生なし	発生なし	発生なし
13	13	A	14.3	25.3	0.1	22	78	1	発生なし	発生なし	発生なし
14	14	A	45.5	75.3	0.1	18	82	2	発生なし	発生なし	発生なし
15	15	A	13.8	12.9	0.0	17	83	4	発生なし	発生なし	発生なし
16	16	A	15.6	36.3	0.1	19	81	2	発生なし	発生なし	発生なし
17	17	A	33.9	54.0	0.1	22	78	4	発生なし	発生なし	発生なし
18	18	A	44.0	50.1	0.1	20	80	5	発生なし	発生なし	発生なし
19	19	A	52.3	65.7	0.1	17	83	3	発生なし	発生なし	発生なし
20	20	A	15.8	22.9	0.1	25	75	3	発生なし	発生なし	発生なし
21	21	A	17.4	32.2	0.1	19	81	4	発生なし	発生なし	発生なし
22	22	A	34.6	51.2	0.2	20	80	5	発生なし	発生なし	発生なし
23	23	A	28.0	34.7	0.1	18	82	3	発生なし	発生なし	発生なし
24	24	A	31.6	60.9	0.1	20	80	4	発生なし	発生なし	発生なし
25	25	A	9.1	12.0	0.1	23	77	5	発生なし	発生なし	発生なし
26	26	A	41.4	12.4	0.1	20	80	3	発生なし	発生なし	発生なし
27	27	A	18.5	33.1	0.1	23	77	4	発生なし	発生なし	発生なし
28	28	A	8.1	19.4	0.2	17	83	4	発生なし	発生なし	発生なし
29	29	A	9.6	34.6	0.1	23	77	4	発生なし	発生なし	発生なし
30	30	A	14.0	12.6	0.1	21	79	5	発生なし	発生なし	発生なし
31	31	A	23.3	26.2	0.0	21	79	2	発生なし	発生なし	発生なし
32	32	A	16.5	23.7	0.0	25	75	4	発生なし	発生なし	発生なし
33	33	A	18.7	38.3	0.1	19	81	1	発生なし	発生なし	発生なし
34	34	A	27.3	72.2	0.0	20	80	1	発生なし	発生なし	発生なし
35	35	A	57.8	78.9	0.1	18	82	3	発生なし	発生なし	発生なし
36	36	A	21.4	15.3	0.1	22	78	1	発生なし	発生なし	発生なし
37	37	A	28.2	33.7	0.1	22	78	2	発生なし	発生なし	発生なし
38	38	A	13.8	14.4	0.1	20	80	6	発生なし	発生なし	発生なし
39	39	A	22.5	55.3	0.1	20	80	3	発生なし	発生なし	発生なし
40	40	A	16.1	24.8	0.0	25	75	5	発生なし	発生なし	発生なし
41	41	A	19.3	40.0	0.1	21	79	4	発生なし	発生なし	発生なし
42	42	A	33.1	19.7	0.1	18	82	1	発生なし	発生なし	発生なし
43	43	A	29.0	31.8	0.0	23	77	4	発生なし	発生なし	発生なし
44	Z1	A	41.7	32.3	0.1	28	72	4	冷鍛時	割れ発生	
45	Z2	A	35.0	23.5	0.1	21	79	3	冷鍛時	割れ発生	
46	Z3	A	57.2	12.1	0.1	25	75	8	冷鍛時	割れ発生	
47	Z4	A	15.8	6.8	0.3	23	77	5	発生なし	発生	発生
48	Z5	A	35.7	13.2	0.1	18	82	2	冷鍛時	割れ発生	
49	Z6	A	13.5	12.1	0.1	22	78	5	冷鍛時	割れ発生	
50	Z7	A	3.8	3.6	0.0	20	80	4	発生	発生	発生
51	Z8	A	47.3	73.3	0.1	17	83	1	冷鍛時	割れ発生	
52	15	B	67.3	8.0	0.1	16	84	3	発生	発生	発生
53	28	B	45.1	7.2	0.1	21	79	2	発生なし	発生	発生
54	40	B	82.1	8.2	0.0	26	74	4	発生なし	発生	発生
55	1	C	42.5	1.2	0.2	18	82	3	発生	発生	発生
56	7	C	72.0	2.1	0.1	17	83	1	発生	発生	発生
57	22	C	79.7	7.8	0.1	19	81	3	発生なし	発生なし	発生
58	4	D	21.7	9.0	0.1	21	79	12	発生なし	発生	発生
59	9	D	33.6	2.5	0.1	25	75	14	発生	発生	発生
60	26	D	46.8	4.0	0.1	18	82	11	発生	発生	発生

## 【0059】

表3の試験No. 1~43は、本発明で規定する化学組成を満足する鋼を、適切な製造条件で製造したため、10nm以上のTi炭化物等、粗大なTi-S析出物の密度、および金属組織を本発明の要件を満足するように調整でき、浸炭処理時の異常粒発生を抑制できた。

## 【0060】

一方、表3の試験No. 44~60は、鋼の化学組成または製造条件が不適切だったため10nm以上のTi炭化物等や粗大なTi-S析出物の密度、金属組織を、本発明で規定する範囲に調整することができず、冷間鍛造時に割れが発生、あるいは浸炭処理時に異常粒が発生した。

## 【0061】

No. 44は、C量が多い鋼Z1を用いた例であり、パーライト面積率が高くなり、冷間鍛造性が悪化した。

10

20

30

40

50

## 【 0 0 6 2 】

No. 45は、S i量が多い鋼Z2を用いた例であり、冷間鍛造時に割れが発生した。

## 【 0 0 6 3 】

No. 46は、M n量が多い鋼Z3を用いた例であり、冷間鍛造時に割れが発生した。

## 【 0 0 6 4 】

No. 47は、S量が多い鋼Z4を用いた例であり、粗大なT i - S析出物が増加し、10nm以上のT i炭化物等の密度を確保できず、異常粒が発生した。

## 【 0 0 6 5 】

No. 48は、A l量が多い鋼Z5を用いた例であり、鋼の変形抵抗が増大し、冷間鍛造時に割れが発生した。

10

## 【 0 0 6 6 】

No. 49は、N量が多い鋼Z6を用いた例であり、冷間鍛造時に割れが発生した。これは鋼中にA l NやT i Nなどの窒化物が過剰に形成されたためと考えられる。

## 【 0 0 6 7 】

No. 50はT i量が少ない鋼Z7を用いた例であり、10nm以上のT i炭化物等の密度を確保できず、異常粒が発生した。

## 【 0 0 6 8 】

No. 51はT i量が多い鋼Z8を用いた例であり、冷間鍛造時に割れが発生した。これは鋼中に過剰なT i Nが析出したためと考えられる。

## 【 0 0 6 9 】

No. 52～54は、分塊圧延時に予備加熱を行わなかった製造条件Bを採用した例であり、10nm以上のT i炭化物等の密度を確保できず、異常粒が発生した。

20

## 【 0 0 7 0 】

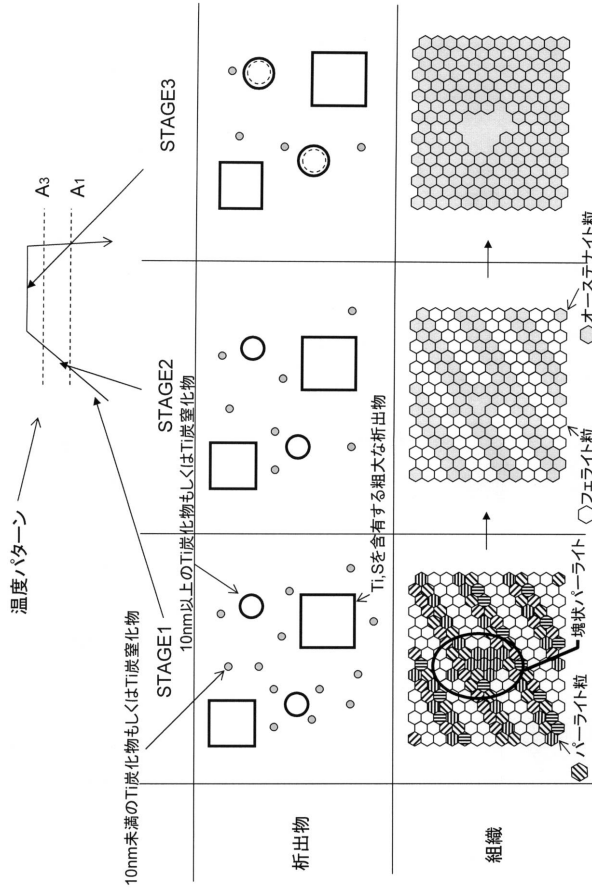
No. 55～57は、予備加熱を行わず、また分塊圧延時の加熱保持時間が長く、所定の温度で棒鋼圧延を行わなかった製造条件Cを採用した例であり、10nm以上のT i炭化物等の密度を確保することができず、異常粒が発生した。

## 【 0 0 7 1 】

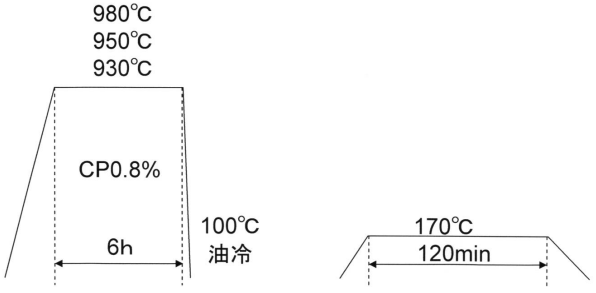
No. 58～60は、予備加熱を行わず、また分塊圧延時の加熱温度が高いとともに加熱保持時間が長く、さらに棒鋼圧延後の冷却速度が速い製造条件Dを採用した例であり、10nm以上のT i炭化物等の密度を確保することができず、またパーライト凝集部の面積率が高く、異常粒が発生した。

30

【 図 1 】



【 図 2 】



---

フロントページの続き

(72)発明者 新堂 陽介

兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番 株式会社神戸製鋼所 神戸製鉄所内

審査官 鈴木 葉子

(56)参考文献 特開2013-204069(JP,A)

特開2013-163865(JP,A)

特開2007-126700(JP,A)

特開2004-323870(JP,A)

米国特許出願公開第2012/0227872(US,A1)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00 - 38/60