

(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2012-207244

(P2012-207244A)

(43) 公開日 平成24年10月25日(2012.10.25)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 N	4 K O 2 8
C 2 2 C 38/32 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 Y	4 K O 3 2
C 2 2 C 38/54 (2006.01)	C 2 2 C 38/32	4 K O 4 2
C 2 1 D 8/06 (2006.01)	C 2 2 C 38/54	
C 2 1 D 9/32 (2006.01)	C 2 1 D 8/06 A	

審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 19 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2011-71697(P2011-71697)
 (22) 出願日 平成23年3月29日(2011.3.29)

(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
 (74) 代理人 100075409
 弁理士 植木 久一
 (74) 代理人 100129757
 弁理士 植木 久彦
 (74) 代理人 100115082
 弁理士 菅河 忠志
 (74) 代理人 100125243
 弁理士 伊藤 浩彰
 (74) 代理人 100125173
 弁理士 竹岡 明美

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 肌焼鋼およびその製造方法、並びに肌焼鋼を用いた機械構造部品

(57) 【要約】

【課題】 冷間鍛造性および浸炭後の結晶粒粗大化防止特性に優れた肌焼鋼を提供する。

【解決手段】 質量%で、C：0.05～0.20%、Si：0.01～0.1%、Mn：0.3～0.6%、P：0.03%以下(0%を含まない)、S：0.001～0.02%、Cr：1.2～2.0%、Al：0.01～0.1%、Ti：0.010～0.10%、N：0.010%以下(0%を含まない)、B：0.0005～0.005%を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなり、円相当直径20nm未満のTi系析出物の密度が10～100個/μm²であり、且つ、直径20nm以上のTi系析出物の密度が1.5～10個/μm²であり、ピッカース硬さが130HV以下である肌焼鋼である。

【選択図】 なし

【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C : 0.05 ~ 0.20%、

Si : 0.01 ~ 0.1%、

Mn : 0.3 ~ 0.6%、

P : 0.03%以下(0%を含まない)、

S : 0.001 ~ 0.02%、

Cr : 1.2 ~ 2.0%、

Al : 0.01 ~ 0.1%、

Ti : 0.010 ~ 0.10%、

N : 0.010%以下(0%を含まない)、

B : 0.0005 ~ 0.005%

を含有し、

残部が鉄および不可避不純物からなり、

円相当直径20nm未満のTi系析出物の密度が10~100個/ μm^2 であり、且つ、円相当直径20nm以上のTi系析出物の密度が1.5~10個/ μm^2 であり、ビッカース硬さが130HV以下であることを特徴とする肌焼鋼。

10

【請求項2】

更に、Mo : 2%以下(0%を含まない)を含有するものである請求項1に記載の肌焼鋼。

20

【請求項3】

更に、Cu : 0.1%以下(0%を含まない)および/またはNi : 3%以下(0%を含まない)を含有するものである請求項1または2に記載の肌焼鋼。

【請求項4】

請求項1~3のいずれかに記載の化学成分の鋼を用意し、

1100 ~ 1280 で30分以下の均熱処理を行なう工程と、

800 ~ 1000 で120分以下の再熱間加工を行なう工程と、を含むことを特徴とする肌焼鋼の製造方法。

30

【請求項5】

請求項1~3のいずれかに記載の肌焼鋼を冷間加工した後、浸炭処理した機械構造部品であって、

表面から深さ200 μm 位置までの範囲における旧オーステナイト粒の平均結晶粒度が8~14番であり、且つ、

表面からの深さ200 μm 位置から深さ500 μm 位置までの範囲における旧オーステナイト粒の平均結晶粒度が6~12番であると共に、旧オーステナイト粒の結晶粒度が5.5番以下の粗大粒を有しないことを特徴とする機械構造部品。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

40

本発明は、自動車などの輸送機器、建設機械、その他産業機械などにおいて、浸炭処理して使用される機械構造部品の素材となる肌焼鋼およびその製造方法、並びに当該肌焼鋼を用いて得られる機械構造部品に関し、特に、冷間鍛造性および浸炭処理後の結晶粒粗大化防止特性を示す肌焼鋼およびその製造方法、並びに機械構造部品に関するものである。

【背景技術】

【0002】

輸送機器、建設機械、その他産業機械などの各種産業機械に用いられる機械構造部品において、特に高強度が要求される機械構造部品の素材には、従来から、SCr、SCM、SNCMなどのJIS規格で定められた機械構造用合金鋼鋼材(肌焼鋼)が使用される。この肌焼鋼は、鍛造や切削などの機械加工により所望の部品形状に成形された後、浸炭や

50

浸炭窒化などの表面硬化処理（肌焼処理）が施され、その後、研磨などの工程を経て機械構造部品が製造される。

【0003】

近年、上記機械構造部品の製造工程において、従来の熱間鍛造や温間鍛造から、冷間鍛造への変更が望まれている。冷間鍛造とは、通常、200以下の雰囲気における加工であり、冷間鍛造は、熱間鍛造や温間鍛造に比べて生産性が高く、しかも寸法精度および鋼材の歩留がともに良好であるといった利点がある。しかし、上述したJIS規格で定められた肌焼鋼を用いた場合、冷間鍛造性の不足や、冷間鍛造後の浸炭により結晶粒が粗大して部品強度などの機械的特性が劣化するといった問題が生じる。そこで、結晶粒粗大化防止技術として、特許文献1～3の技術が開示されている。これらの文献には、Ti、Nbなどの元素を添加し、TiC、Nb(CN)などの析出物を鋼中に微細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する技術が開示されている。また、例えば特許文献4には、このような結晶粒粗大化防止対策を施しつつ、合金元素添加量の調整によって冷間鍛造性を向上させる技術が提案されている。

10

【先行技術文献】

【特許文献】

【0004】

【特許文献1】特開平11-92868号公報

【特許文献2】特開2005-200667号公報

【特許文献3】特開2007-321211号公報

【特許文献4】特開2003-183773号公報

20

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0005】

機械構造部品の分野では冷間鍛造性のニーズが益々強くなっており、その素材となる肌焼鋼についても、これまでよりも一層、冷間鍛造性および浸炭後の結晶粒粗大化防止特性の双方に優れた肌焼鋼の提供が望まれている。

【0006】

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、複雑形状部品や大型部品であっても十分な冷間鍛造性を確保しつつ、しかも浸炭後の結晶粒粗大化防止特性にも優れた新規な肌焼鋼およびその製造方法、並びに当該肌焼鋼を用いて得られる機械構造部品を提供することにある。

30

【課題を解決するための手段】

【0007】

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、質量%で、C：0.05～0.20%、Si：0.01～0.1%、Mn：0.3～0.6%、P：0.03%以下（0%を含まない）、S：0.001～0.02%、Cr：1.2～2.0%、Al：0.01～0.1%、Ti：0.010～0.10%、N：0.010%以下（0%を含まない）、B：0.0005～0.005%を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなり、円相当直径20nm未満のTi系析出物の密度が10～100個/ μm^2 であり、且つ、円相当直径20nm以上のTi系析出物の密度が1.5～10個/ μm^2 であり、ビッカース硬さは130HV以下であるところに要旨を有するものである。

40

【0008】

本発明の好ましい実施形態において、上記肌焼鋼は更に、Mo：2%以下（0%を含まない）を含有するものである。

【0009】

本発明の好ましい実施形態において、上記肌焼鋼は更に、Cu：0.1%以下（0%を含まない）および/またはNi：3%以下（0%を含まない）を含有するものである。

【0010】

また、上記課題を解決することのできた本発明に係る肌焼鋼の製造方法は、上記のいず

50

れかに記載の化学成分の鋼を用意し、1100 ~ 1280 で30分以下の均熱処理を行なう工程と、800 ~ 1000 で120分以下の再熱間加工を行なう工程と、を含むところに要旨を有するものである。

【0011】

また、本発明には、上記の肌焼鋼を冷間加工した後、浸炭処理した機械構造部品であって、(ア)表面から深さ200 μ m位置までの範囲における旧オーステナイト粒の平均結晶粒度が8~14番であり、且つ、(イ)表面からの深さ200 μ m位置から深さ500 μ m位置までの範囲における旧オーステナイト粒の平均結晶粒度が6~12番であると共に、旧オーステナイト粒の結晶粒度が5.5番以下の粗大粒を有しない機械構造部品も、本発明の範囲内に包含される。

10

【発明の効果】

【0012】

本発明の肌焼鋼によれば、円相当直径20nm未満の微細Ti系析出物と、円相当直径20nm以上の粗大Ti系析出物が適切な密度でバランス良く分散されているため、硬さが硬く、且つ、冷間鍛造時の変形抵抗が抑制されて冷間鍛造性が高められると共に、その後の浸炭処理による結晶粗大化を防止することができた。

【図面の簡単な説明】

【0013】

【図1】図1は、実施例1の浸炭処理条件を示す模式図である。

【発明を実施するための形態】

20

【0014】

前述したように、浸炭後の結晶粒粗大化防止特性に優れると共に、冷間鍛造性にも優れた肌焼鋼の提供が強く望まれているが、一般に、これらの両立は困難であると考えられていた。前述した特許文献1~3に開示されているように、冷間鍛造後の浸炭時の結晶粒粗大化を防止するためには、TiCなどの微細析出物を生成させることが有効であるが、結晶粒粗大化防止に有用な上記析出物を必要以上に生成させると、逆に、硬さや冷間鍛造時の変形抵抗が増大し、鋼材の塑性変形が困難になったり金型寿命が低下するなど、冷間鍛造性が低下するようになるからである。

【0015】

そこで本発明者らは、結晶粒粗大化防止特性にも冷間鍛造性にも優れた肌焼鋼を提供するため、検討を重ねてきた。その結果、鋼中のTi系析出物が、その大きさ(円相当直径)に応じて適切なバランスで分散された肌焼鋼を用いれば所期の目的を達成できることを見出し、本発明を完成した。

30

【0016】

本発明において着目したTi系析出物は、前述したように結晶粒の粗大化防止に対して有効な析出物であるが、冷間鍛造性の観点からすると、むしろ有害であり、Ti系析出物の析出強化によって鋼材の硬さや変形抵抗を増大させる原因ともなるため、冷間鍛造性の低下を招く。冷間鍛造性の低下を防止するため、例えば、変形抵抗への影響が大きい円相当直径20nm以上の粗大Ti系析出物の密度を極力低下させることにより、当該粗大Ti系析出物による析出強化の影響を低減し、冷間鍛造性を向上させることが考えられるが、本発明者らの実験によれば、当該粗大Ti系析出物の密度を低減し過ぎると、浸炭後の浸炭材の表層部では結晶粒粗大化防止効果が発揮されるものの、内部で結晶粒粗大化が生じてしまい、結果的に、浸炭材の結晶粒粗大化防止特性が十分発揮されないことが分かった。

40

【0017】

そこで、更に実験を重ねた結果、円相当直径20nm以上の粗大Ti系析出物の密度を所定範囲内(1.5~10個/ μ m²)に制御することによって、浸炭材の表層部だけでなく内部の結晶粒粗大化を防止すると共に、上記粗大Ti系析出物の存在による冷間鍛造時の変形抵抗増大を抑制するために、円相当直径20nm未満の微細Ti系析出物の密度を所定範囲内(10~100個/ μ m²)に制御する(特に、微細Ti系析出物の密度の

50

上限を100個/ μm^2 以下に低減する)ようにして、粗大Ti系析出物の密度と微細Ti系析出物の密度をバランス良く制御すれば、冷間鍛造性に適した硬さを有し、従来よりも冷間鍛造時の変形抵抗を一層低減できると共に、浸炭材の表層部だけでなく内部の結晶粒粗大化を有効に抑制でき、全体として、浸炭材の結晶粒粗大化防止特性に極めて優れた肌焼鋼が得られることを見出し、本発明を完成した。

【0018】

本明細書において「肌焼鋼」とは、SCr、SCMなどのようにCrやMnなどの合金元素を含んだ化学成分の鋳鋼を用い、均熱処理(溶体化処理)後に熱間鍛造し、さらに再熱間加工(例えば熱間圧延)したものを意味する。また、本明細書において機械構造用部品とは、上記のようにして製造された肌焼鋼を冷間鍛造し、切削するなどして所望の部品形状に成形した後、浸炭や浸炭窒化などの表面硬化処理(肌焼処理)を施したものを意味する。

10

【0019】

また本明細書において、「冷間鍛造性に優れる」とは、後記する実施例に記載の条件で肌焼鋼のビッカース硬度および55%までの平均変形抵抗を測定したとき、ビッカース硬度が130HV以下であり、且つ、55%までの平均変形抵抗が600MPa以下のものを意味する。これらの値は小さい程良く、好ましいビッカース硬度は125HV以下であり、好ましい平均変形抵抗は590MPa以下である。

【0020】

また本明細書において、「浸炭後の結晶粒粗大化防止特性に優れる」とは、浸炭後の浸炭材について、後記する実施例に記載の方法で、(ア)表面から深さ200 μm 位置までの最表層領域に存在する平均結晶粒度、および(イ)表面からの深さ200 μm 位置から深さ500 μm 位置までの内部領域に存在する平均結晶粒度をそれぞれ測定したとき、(ア)最表層領域に存在する平均結晶粒度が8~14番であり、且つ、(イ)内部領域に存在する平均結晶粒度が6~12番であると共に、旧オーステナイト粒の結晶粒度が5.5番以下の粗大粒を有しないこと、の両方を満足するものを意味する。これらの平均結晶粒度は大きい程良く(すなわち、平均結晶粒径が小さい程良く)、好ましくは、(ア)最表層領域に存在する平均結晶粒度が9~13番であり、且つ、(イ)内部領域に存在する平均結晶粒度が7~11番であると共に、旧オーステナイト粒の結晶粒度が5.5番以下の粗大粒を有しないこと、の両方を満足するものである。

20

30

【0021】

まず、本発明を最も特徴付けるTi系析出物について説明する。

【0022】

本発明においてTi系析出物とは、少なくともTiを含む析出物を意味する。具体的には、例えば、TiC(Tiの炭化物)、TiN(Tiの窒化物)、Ti(CN)(Tiの炭窒化物)のようなTiのみを含む析出物のほか;これらの析出物に例えば、B、Alなどの炭化物・窒化物・炭窒化物形成元素を更に含む複合析出物も、上記Ti系析出物に包含される。

【0023】

そして本発明の肌焼鋼は、円相当直径20nm未満のTi系析出物の密度が10~100個/ μm^2 であり、且つ、円相当直径20nm以上のTi系析出物の密度が1.5~100個/ μm^2 であるところに特徴がある。本明細書では、説明の便宜上、円相当直径20nm未満のTi系析出物を微細Ti系析出物と呼び、円相当直径20nm以上のTi系析出物を粗大Ti系析出物と呼ぶ場合がある。

40

【0024】

ここで、本発明におけるTi系析出物の密度制御の考え方について、改めて説明する。繰返し述べるように、肌焼鋼においてTi系析出物は一般に、浸炭時の結晶粒粗大化防止作用を有していることが知られており、このような結晶粒粗大化防止特性は、Ti系析出物の粒子径が小さく、且つ、密度が高いほど、向上すると言われている。しかしながら、Ti系析出物の生成により析出強化が生じて冷間鍛造性が低下するため、優れた冷間鍛造

50

性を発揮させるためには、Ti系析出物の粒子径を出来るだけ小さくし、且つ、低密度にする必要がある。よって、優れた冷間鍛造性と結晶粒粗大化防止特性を両立するためには、Ti系析出物の粒子径および密度をうまく調整する必要がある。本発明者らの実験結果によれば、円相当直径20nmのTi系析出物を境にして、円相当直径20nm未満の微細Ti系析出物の密度と、円相当直径20nm以上の粗大Ti系析出物の密度とを、それぞれ、バランス良く制御させた肌焼鋼は、従来よりも、浸炭後の結晶粒粗大化防止特性および冷間鍛造性の双方に優れることが判明した。

【0025】

この点についてもう少し詳しく説明すると、本発明者らの実験結果によれば、全てのTi系析出物が、冷間鍛造後の浸炭時において結晶粒粗大化防止特性を効果的に発揮するのではなく、その粒子径およびマトリックスのC濃度に大きな影響を受けることが分かった。すなわち、Ti系析出物の粒子径(円相当直径)が小さかったり、マトリックスのC濃度が低いと、浸炭時のTi系析出物は不安定となり、結晶粒粗大化防止特性を有効に発揮することが出来ない。また、浸炭により鋼材の表層部と内部とはC濃度が大きく変化しており、同じ鋼材(浸炭材)であっても、C濃度が低い鋼材内部では、C濃度が高い鋼材表層部に比べて結晶粒粗大化が生じ易くなるので、これを防止するためには、粒子径の大きいTi系析出物の密度を高める必要がある。しかしながら、粒子径の大きいTi系析出物の密度を高めると、逆に、冷間鍛造性が低下することから、本発明では、粗大Ti系析出物の生成に伴う冷間鍛造性の低下を補填する目的で、円相当直径20nm未満の微細Ti系析出物の密度の上限を限定した。

10

20

【0026】

一方、微細Ti系析出物は、C濃度が高い鋼材の表層において特に効果的に結晶粒粗大化防止特性を発揮するが、浸炭後の鋼材強度をより高めるためには、表層の結晶粒度をさらに微細化する(すなわち、微細Ti系析出物の密度を増大させる)必要がある。このため、本発明では、上記の粗大Ti系析出物よりも冷間鍛造性に及ぼす悪影響が小さい微細Ti系析出物を多く生成させ、C濃度が高い表層において結晶粒微細化効果を有効に発揮させるため、微細Ti系析出物の密度の下限を限定した。

【0027】

以下、各Ti系析出物について説明する。

【0028】

まず、円相当直径20nm未満の微細Ti系析出物の密度は10~100個/ μm^2 である。この微細Ti系析出物は、浸炭後の結晶粒粗大化防止特性を有効に発揮させる作用を有しており、このような作用を有効に発揮させるため、上記微細Ti系析出物の密度の下限を10個/ μm^2 以上とした。一方、微細Ti系析出物の密度が高過ぎると、Ti系析出物による析出強化によって冷間鍛造性が低下するようになるため、その上限を100個/ μm^2 以下とした。浸炭後の結晶粒粗大化防止特性と冷間鍛造性のバランスを考慮すると、上記微細Ti系析出物の好ましい密度は20~90個/ μm^2 であり、より好ましい密度は25~85個/ μm^2 である。

30

【0029】

次に、円相当直径20nm以上のTi系析出物の密度は1.5~10個/ μm^2 である。円相当直径20nm以上の粗大Ti系析出物は、特にC濃度が低い鋼材(浸炭材)内部における結晶粒粗大化防止特性の向上に有用であり、このような作用を有効に発揮させるため、上記粗大Ti系析出物の密度の下限を1.5個/ μm^2 以上とした。一方、粗大Ti系析出物は冷間鍛造性に対して大きな悪影響を及ぼすものであり、粗大Ti系析出物の密度が高過ぎると、Ti系析出物による析出強化によって冷間鍛造性が低下するようになるため、その上限を10個/ μm^2 以下とした。浸炭後の結晶粒粗大化防止特性と冷間鍛造性のバランスを考慮すると、上記粗大Ti系析出物の好ましい密度は2.0~9.0個/ μm^2 であり、より好ましい密度は2.5~8.5個/ μm^2 である。

40

【0030】

本発明に係る肌焼鋼における、微細Ti系析出物および粗大Ti系析出物の密度は上記

50

のとおりであるが、上記肌焼鋼中に存在する全Ti系析出物の密度は、おおむね、好ましくは $11.5 \sim 110$ 個/ μm^2 であり、より好ましくは $20 \sim 100$ 個/ μm^2 である。

【0031】

以上、本発明を最も特徴付けるTi系析出物について説明した。

【0032】

本発明の肌焼鋼は、上述したように、粗大Ti系析出物と微細Nb系析出物を所定の密度でバランス良く含有しているところに特徴があるが、鋼の成分組成についても適切に調整する必要がある。本発明の鋼中成分は、JIS規格に定義される肌焼鋼の範囲内に制御されるものであるが、本発明では、従来よりも冷間鍛造時の変形抵抗を低減することを課題の一つとして掲げるものであり、このような観点から、C含有量を低めに制御している。そしてC含有量低減に伴う焼入れ性低下を防止するため、Bなどの焼入れ性向上元素を必須成分として含むほか、Moなどの焼入れ性向上元素も、必要に応じて選択成分として含んでいる。

10

【0033】

以下、本発明に係る肌焼鋼の成分組成について説明する。

【0034】

[C: 0.05 ~ 0.20 %]

Cは、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り、C量が0.05%未満では硬さ不足により部品としての静的強度が不足する。また、浸炭材内部の結晶粒粗大化防止に有用な粗大Ti系析出物の密度が著しく低減するという問題もある。しかし過剰にCを含有すると、硬さが過度に高くなり、微細Ti系析出物と粗大Ti系析出物の密度のバランスが悪くなって冷間鍛造性が低下するため、その上限を0.20%以下とする。好ましいC含有量は0.07%以上、0.18%以下であり、より好ましくは0.08%以上、0.17%以下である。

20

【0035】

[Si: 0.01 ~ 0.1 %]

Siは、浸炭後焼戻し処理炉時の硬さ低下を抑えて浸炭部品（機械構造用部品）の表層硬さを確保するのに有効な元素である。こうした効果を有効に発揮させるため、Si量の下限を0.01%以上とする。上記作用はSi量が増加するにつれて向上し、好ましくは0.02%以上であり、より好ましくは0.03%以上である。しかし過剰にSiを含有すると、粗大Ti系析出物の密度が著しく低下し、冷間鍛造性に悪影響を及ぼすため、Si量の上限を0.1%とする。Si量の好ましい上限は0.08%以下であり、より好ましくは0.06%以下である。

30

【0036】

[Mn: 0.3 ~ 0.6 %]

Mnは、浸炭処理時の焼入れ性を著しく高める元素である。また、Mnは、脱酸材としても作用し、鋼中の氧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元素である。また、Mn量が少ないと赤熱脆性が生じ、生産性が低下する。こうした作用を有効に発揮させるため、Mn量の下限を0.3%以上とする。Mn量の好ましい下限は0.33%以上であり、より好ましくは0.35%以上である。しかし過剰にMnを含有すると、冷間鍛造性に悪影響を及ぼすほか、縞状の偏析が顕著となり、材質のばらつきが大きくなるなどの問題が生じる。更に、Mnの過剰添加は、鍛造性を悪化させたり、縞状の偏析が生成して材質のばらつきが大きくなる。そのため、Mn量の上限を0.6%とする。Mn量の好ましい上限は0.55%以下であり、より好ましくは0.5%以下である。

40

【0037】

[P: 0.03%以下(0%を含まない)]

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ため、P量の上限を0.03%以下とする。P量はできるだけ低減することが好ましく、好ましくは0.025%以下、より好ましくは0.020%以下とする。

50

【0038】

[S : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 2 %]

Sは、Mnと結合してMnSを形成し、冷間加工後に切削加工するときの切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ため、S量の下限を0.001%以上とする。S量の好ましい下限は0.002%以上であり、より好ましくは0.005%以上である。しかし過剰にSを含有すると、衝撃疲労強度が低下する恐れがあるため、S量の上限を0.02%とする。S量の好ましい上限は0.015%以下であり、より好ましくは0.010%以下である。

【0039】

[Cr : 1 . 2 ~ 2 . 0 %]

Crは、浸炭を促進し、鋼の表面に硬化層を形成して浸炭後の部品強度を確保するために有用な元素であるため、Cr量の下限を1.2%とする。Cr量の好ましい下限は1.30%以上であり、より好ましくは1.35%以上である。しかし過剰にCrを含有すると、過剰浸炭が生じてCr炭化物が生成し、浸炭後の部品強度が増大して冷間鍛造性が低下するため、Cr量の上限を2.0%とする。好ましいCr量の上限は1.90%以下であり、より好ましくは1.80%以下である。

10

【0040】

[Al : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 %]

Alは、脱酸材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ため、Al量の下限を0.01%とする。Al量の好ましい下限は0.02%であり、より好ましくは0.03%以上である。しかし過剰にAlを含有すると、鋼の変形抵抗および硬さが増大して冷間鍛造性が劣化するため、Al量の上限を0.1%とする。Al量の好ましい上限は0.08%以下であり、より好ましくは0.07%以下である。

20

【0041】

[Ti : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 1 0 %]

Tiは、鋼中のCやNと結合し、浸炭時の結晶粒粗大化防止に有用なピンニング効果を発揮するTi系析出物の形成に必要な元素である。このような作用を有効に発揮させるため、Ti量の下限を0.010%とする。Ti量の好ましい下限は0.02%であり、より好ましくは0.030%以上である。しかし過剰にTiを含有すると、微細Ti系析出物の密度が増大して冷間鍛造性が低下するため、Ti量の上限を0.10%とする。Ti量の好ましい上限は0.06%以下であり、より好ましくは0.050%以下である。

30

【0042】

[N : 0 . 0 1 0 % 以下 (0 % を 含 ま な い)]

Nは、製鋼工程で必ず含まれる元素であるが、N量の増加に伴い、マトリックス中に固溶して冷間鍛造性が低下する。また、N量が増加すると、微細Ti系析出物の密度が低減し、所望とする結晶粒粗大化防止特性が得られないため、N量の上限を0.010%以下とする。N量の好ましい上限は0.008%以下であり、より好ましくは0.05%以下である。

【0043】

[B : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 5 %]

Bは、微量で鋼材の焼入れ性を大幅に向上させる元素である。また、Bは、結晶粒界を強化して衝撃疲労強度を高める作用もある。このような作用を有効に発揮させるため、B量の下限を0.0005%とする。B量の好ましい下限は0.0007%以上であり、より好ましくは0.0009%以上である。しかし過剰にBを含有しても上記作用が飽和するほか、B窒化物が生成し易くなり、逆に冷間加工性や熱間加工性が低下するため、B量の上限を0.005%とする。B量の好ましい上限は0.0045%以下であり、より好ましくは0.0040%以下である。

40

【0044】

本発明の肌焼鋼に含まれる合金元素は上記の通りであり、残部は、鉄および不可避不純物である。不可避不純物としては、例えば、原料、資材、製造設備などの状況によって持

50

ち込まれる元素が挙げられる。

【0045】

本発明の肌焼鋼は、上記元素に加えて、必要に応じて、更に他の元素として、(a) Mo、(b) Cuおよび/またはNi、等を含ませることも有効であり、含ませる元素の種類に応じて肌焼鋼の特性がさらに改善される。

【0046】

[(a) Mo: 2%以下(0%を含まない)]

Moは、浸炭処理における焼入性を向上し、機械構造部品の衝撃疲労強度の向上に有用な元素である。こうした作用を有効に発揮させるには、Mo量の下限は0.2%以上であることが好ましく、より好ましくは0.30%以上、更に好ましくは0.40%以上である。しかし過剰にMoを含ませると、冷間鍛造時の変形抵抗が増大し、冷間鍛造性を劣化させるため、Mo量の上限は2%以下であることが好ましい。Mo量のより好ましい上限は1.5%以下であり、更に好ましくは1.0%以下である。

10

【0047】

[(b) Cu: 0.1%以下(0%を含まない)および/またはNi: 3%以下(0%を含まない)]

CuとNiは、上記Moと同様に、浸炭処理における焼入性を高め、機械構造部品の衝撃疲労強度向上に有用な元素である。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を改善するのにも作用する。こうした作用を有効に発揮させるには、Cuは0.03%以上含有することが好ましく、より好ましくは0.04%以上、更に好ましくは0.05%以上である。Niは0.03%以上含有することが好ましく、より好ましくは0.05%以上、更に好ましくは0.08%以上である。しかし、Cuを過剰に含有すると、熱間圧延性が低下し、割れなどの問題が発生し易くなる。従ってCu量の好ましい上限を0.1%以下とする。より好ましいCu量は0.08%以下であり、更に好ましくは0.05%以下である。また、Niを過剰に含有すると、コスト高となるため、Ni量の好ましい上限を3%以下とする。より好ましいNi量は2%以下であり、更に好ましくは1%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。

20

【0048】

以上、本発明の鋼中成分について説明した。

30

【0049】

次に、上記肌焼鋼の製造方法について説明する。本発明の肌焼鋼は、上記範囲に成分調整した鋼を用意し、1100 ~ 1280 で30分以下の均熱処理(溶体化処理)を行なう工程と、800 ~ 1000 で120分以下の再熱間加工を行なう工程と、を含むところに特徴がある。具体的には、上記鋼を溶製し、常法に従って鑄造した鑄片を、1100 ~ 1280 で30分以下の均熱処理(溶体化処理)を行なった後に熱間鍛造し、空冷して室温まで冷却した後、800 ~ 1000 で120分以下の再熱間加工(例えば熱間圧延)を行なえばよい。ここで、前者の均熱処理(溶体化処理)は分塊圧延工程に相当し、後者の再熱間加工は棒鋼圧延工程に相当する。

【0050】

以下、各工程について詳しく説明する。

40

【0051】

まず、上記鋼を用意し、1100 ~ 1280 で30分以下の均熱処理(溶体化処理)を行なう。熱間鍛造の前に、上記の温度で加熱して分塊圧延することによって、鑄造時に生成したTi系析出物を出来るだけマトリックス中に固溶させずに、次の再熱間加工にて核成長させることができ、その結果、所定のTi系析出物を確保できる。

【0052】

特に本発明では、上記温度範囲での均熱処理時間を30分以下と短くすることが重要である。このような短時間の均熱処理により、鑄造時に析出したTi系析出物がマトリックス中に完全に固溶せず一部残留するため、残留したTi系析出物が生成核となって、その

50

後の棒鋼圧延時の加熱において所望とする粗大/微細なTi系析出物がバランス良く生成するようになる。上記の均熱処理時間が30分を超えると、鑄造時に析出したTi系析出物が完全に固溶するため、棒鋼圧延時の加熱により、微細Ti系析出物の密度が過剰に多くなり、一方、粗大Ti系析出物の密度は過剰に少なくなり、所望とする結晶粒粗大化防止特性が得られないほか、硬さが低下して所望とする冷間鍛造性が得られない(後記する実施例を参照)。好ましい均熱処理時間は28分以下であり、より好ましくは25分以下である。なお、均熱処理時間があまり短いと、鑄造時に生成したTi系析出物の一部を十分に固溶させることができないため、棒鋼圧延時の加熱により粗大Ti系析出物の生成核となり得る微細Ti系析出物が過剰に残留しやすくなる。よって、上記温度範囲での均熱処理時間は、10分以上であることが好ましく、より好ましくは15分以上である。

10

【0053】

また、本発明では、均熱処理時間を制御した理由と同様の観点から、均熱処理温度を1100~1280に制御している。上記の均熱処理温度が1280を超えると、鑄造時に析出したTi系析出物が完全に固溶するため、棒鋼圧延時の加熱により、微細Ti系析出物の密度が過剰に多くなり、一方、粗大Ti系析出物の密度は過剰に少なくなり、所望とする結晶粒粗大化防止特性が得られないほか、硬さが低下して所望とする冷間鍛造性が得られない(後記する実施例を参照)。なお、均熱処理温度が1100を下回ると、鑄造時に生成したTi系析出物の一部を十分に固溶させることができないため、棒鋼圧延時の加熱により粗大Ti系析出物の生成核となり得る微細Ti系析出物が過剰に残留しやすくなる。好ましい均熱処理温度は1150~1270であり、より好ましくは1200~1260である。

20

【0054】

このようにして分塊圧延して得られた鋼片を熱間鍛造し、空冷などにより室温まで冷却した後、再加熱して熱間加工(例えば、棒鋼圧延などの熱間圧延)することによって本発明の肌焼鋼を得る。本発明では、この再加熱時の温度を、前述した均熱処理温度(1100~1280)よりも比較的低い温度(800~1000)とし、120分以下の処理を行なうことが重要であり、これにより、Ti系析出物の析出状態が適切に制御された肌焼鋼が得られる。

【0055】

ここで、再熱間加工時の加熱温度が高すぎると、分塊圧延時に得られたTi系析出物がマトリックス中に固溶する恐れがあり、粗大Ti系析出物の密度が低減し、微細Ti系析出物の密度が多くなって所望とする粗大Ti系析出物の密度を確保できない。その結果、所望とする結晶粒粗大化防止特性が得られないほか、冷間鍛造性が低下する(後記する実施例を参照)。一方、再熱間加工時の加熱温度が低すぎるとTi系析出物の核成長が促進せず、粗大なTi系析出物が生成されず、浸炭後の結晶粒粗大化が発生しやすくなる。また、再熱間加工時の加熱時間が長すぎるとオストワルド成長が起こり、浸炭時の結晶粒粗大化防止に必要な、微細または粗大なTi系析出物密度の低下が生じる恐れがある(後記する実施例を参照)。再熱間加工時の好ましい条件は、温度:825以上975以下、時間:60分以下であり、より好ましい条件は、温度:850以上950以下、時間:45分以下である。なお、再熱間加工時の加熱時間があまり短いと、粗大なTi系析出物が生成されず、浸炭後の結晶粒粗大化が発生しやすくなるなどの不具合が生じるため、10分以上とすることが好ましく、より好ましくは15分以上である。

30

40

【0056】

このようにして得られた肌焼鋼は、常法に従って冷間加工(例えば、冷間鍛造)して所定の部品形状とした後、常法に従って浸炭処理することによって機械構造部品を製造できる。浸炭処理条件は特に限定されず、例えば、一般的な浸炭雰囲気下で、約850~950で、約1~12時間保持して行えばよい。

【0057】

こうして得られた機械構造部品は、(ア)表面から深さ200 μ m位置までの範囲における旧オーステナイト粒の平均結晶粒度が8~14番であり、且つ、(イ)表面からの深

50

さ200 μm 位置から深さ500 μm 位置までの範囲における旧オーステナイト粒の平均結晶粒度が6～12番であると共に、旧オーステナイト粒の結晶粒度が5.5番以下の粗大粒を有しないものである。本発明では、浸炭後の機械構造部品の結晶粒度番号を測定したとき、上記要件を満足するものを、「浸炭後の結晶粒粗大化防止特性に優れる」と評価している。

【0058】

本発明によれば、表面から深さ200 μm 位置までの最表層領域に存在する結晶粒の粗大化を防止できるのみならず、表面からの深さ200 μm 位置から深さ500 μm 位置までの内部領域に存在する結晶粒の粗大化も防止できる点で、非常に有用である。ここで、表面から深さ200 μm 位置までの範囲における旧オーステナイト粒の好ましい平均結晶粒度は8～14番である。また、表面からの深さ200 μm 位置から深さ500 μm 位置までの範囲における旧オーステナイト粒の好ましい平均結晶粒度は6～12番であり、且つ、結晶粒度は5.5番以下の旧オーステナイト粒を含まないことである。

10

【0059】

本発明で得られる機械構造部品の具体的な形態としては、例えば、歯車、軸付き歯車、クランクシャフトなどのシャフト類、無段変速機(CVT)プーリ、等速ジョイント(CVJ)、軸受などが挙げられる。特に、歯車のなかでも、ディファレンシャルユニットに用いられる傘歯車として好適に用いることができる。

【0060】

以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明は下記実施例によって制限されず、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で変更を加えて実施することも可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に包含される。

20

【実施例】

【0061】

溶製炉で鋼を溶製し、下記表1または表2に示す化学成分を含有する鋼片(残部は、鉄および不可避不純物)を製造した。

【0062】

次に、得られた鋼片を下記表1または表2に示す分塊圧延温度に加熱した後、分塊圧延を行い、次いで室温まで冷却した。次いで、下記表1または表2に示す棒鋼圧延温度に加熱し、棒鋼圧延を行ない、直径55mmの棒鋼を製造した。

30

【0063】

このようにして得られた棒鋼について、以下の測定を行なった。

【0064】

(1)棒鋼中のTi系析出物の密度の測定

上記棒鋼の横断面(棒鋼の軸心と垂直な面)のD/4位置(Dは棒鋼の直径)において、縦断面(棒鋼の軸心と平行な面)を研磨し、任意の0.9 μm ×1.3 μm の観察視野について、以下の条件で(ア)TEM観察および(イ)EDX解析の両方を行い、成分組成を測定してTi系析出物を同定した。析出物の解析に用いたソフトは、住友金属テクノロジ社製「粒子解析Ver.30」である。

40

【0065】

次いで、(ウ)STEM-HAADF観察を行い、STEM像によりTi系析出物のサイズ(円相当直径)を確認し、HAADF像においてTi系析出物の析出状態(密度)を測定した。上記と同様の操作を合計3視野について行い、その平均を算出し、観察視野1 μm^2 当たり存在する、円相当直径20nm未満の微細Ti系析出物の密度、および円相当直径20nm以上の粗大Ti系析出物の密度をそれぞれ測定した。

【0066】

詳細な測定条件は以下の通りである。

(ア)透過電子顕微鏡(TEM):HF-2200型電界放射型透過電子顕微鏡(日立製作所製)

加速電圧:200kV

50

観察倍率：100000倍

(イ)EDX分析装置：EMAX7000型EDX分析装置(堀場製作所製)

(ウ)STEM-HAADF観察装置：HF-2210型走査透過像観察装置(日立製作所製)

加速電圧：200kV

観察倍率：100000倍

【0067】

(2)変形抵抗の測定

上記棒鋼の横断面のD/4位置を円中心として縦方向(軸心と垂直な面)に平行な20mm×30mmの円柱試験片を作製し、当該試験片の端面を拘束した状態から圧縮加工を行なう端面拘束圧縮試験を行い、冷間鍛造中の変形抵抗(55%までの平均変形抵抗)を測定した。詳細には、上記試験片の長手方向に対して下記の圧縮試験を行い、得られる応力-歪曲線に基づいて0~55%までの変形抵抗を測定した。同様の操作を合計3個の試験片について行い、その平均値を「55%までの平均変形抵抗」とした。

10

【0068】

(圧縮試験条件)

圧縮試験機：LCH1600リンク式1600tonプレス機(神戸製鋼所製)

平均歪速度：8.78sec⁻¹

最大圧縮率：85%

圧縮温度：室温

20

【0069】

本実施例では、上記のようにして測定した55%までの平均変形抵抗が600MPa以下のものを合格とした。

【0070】

(3)ピッカース硬度の測定

前述した(2)に記載された20mm×30mmの円柱試験片(圧縮試験を施す前のもの)を用意し、長手方向に垂直な面を切り出し、断面におけるD/4位置(Dは半径を示す)を測定した。旧オーステナイト粒内の硬さ測定には、マイクロピッカース硬度測定器を用い、荷重10gで測定した。測定は5箇所で行い、平均値を算出した。

30

【0071】

次に、上記(2)の測定に用いた圧縮試験用試験片に対し、図1に示す条件の浸炭処理を行なった。詳細には、図1に示すように、950に加熱し、この温度で、カーボンポテンシャル(CP)0.8%の条件で350分間保持し、次いで860に冷却し、この温度で、カーボンポテンシャル(CP)0.8%の条件で、70分間保持し、70の油浴を用いて焼入れし、室温に冷却した。

【0072】

本実施例では、上記のようにして測定したピッカース硬度が130HV以下のものを合格とした。

【0073】

浸炭処理を施した試験片について、(4)結晶粒度を調べた。

40

【0074】

(4)結晶粒度の測定

上記試験片の圧縮方向に平行な断面を切り出し、ナイトール液でエッチングを行なった後、中心より円周方向に16mmの表層部(表面から深さ200μm位置までの領域)および内部領域(表面からの深さ200μm位置から深さ500μm位置までの領域)について、光学顕微鏡で、観察倍率400倍で観察を行い、JISG0551に従って旧オーステナイト(旧)の粒度番号を判定した。

【0075】

本実施例では、(ア)表層部における旧オーステナイト粒の平均結晶粒度が8~14番であり、且つ、(イ)内部における旧オーステナイト粒の平均結晶粒度が6~12番であ

50

ると共に、旧オーステナイト粒の結晶粒度が5.5番以下の粗大粒を有しないものを合格（浸炭後の結晶粒粗大化防止特性に優れる）と評価した。

【0076】

参考のため、表3および表4に「粗大粒」の欄を設け、観察視野中に粗大粒（結晶粒度番号が5.5番以下のもの）が見られたものに「あり」を、粗大粒が見られなかったものに「なし」と記載した。また、粗大粒が見られたものについてのみ、観察視野に存在する結晶粒のうち最大粒度番号を記載した。

【0077】

本実施例では、上記（2）の55%までの平均変形抵抗と上記（3）のビッカース硬度の両方を満足するものを合格（冷間鍛造性に優れる）と評価した。

【0078】

これらの結果を表3および表4に示す。

【0079】

【表1】

試験番号	化学成分(質量%)													分塊圧延			棒鋼圧延			
	必須元素													選択元素			温度(°C)	時間(min)	温度(°C)	時間(min)
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Ti	N	B	Cu	Ni	Mo							
1	0.09	0.04	0.33	0.009	0.008	1.73	0.029	0.048	0.0035	0.0020				1250	25	870	60			
2	0.17	0.06	0.44	0.009	0.009	1.38	0.048	0.045	0.0056	0.0038				1250	25	900	60			
3	0.14	0.09	0.32	0.010	0.006	1.44	0.049	0.079	0.0039	0.0034				1250	25	850	60			
4	0.19	0.09	0.48	0.013	0.010	1.41	0.030	0.015	0.0032	0.0023				1250	25	1000	60			
5	0.16	0.03	0.38	0.013	0.009	1.98	0.044	0.058	0.0038	0.0025				1250	25	900	60			
6	0.06	0.04	0.58	0.012	0.006	1.49	0.040	0.052	0.0029	0.0045				1250	25	850	60			
7	0.19	0.09	0.59	0.009	0.002	1.66	0.030	0.019	0.0041	0.0026				1250	25	1000	60			
8	0.18	0.07	0.53	0.005	0.009	1.53	0.042	0.045	0.0032	0.0046				1250	25	900	60			
9	0.07	0.04	0.45	0.008	0.005	1.55	0.024	0.024	0.0076	0.0042				1250	25	900	60			
10	0.09	0.06	0.33	0.014	0.004	1.37	0.021	0.070	0.0045	0.0046				1250	25	850	60			
11	0.08	0.10	0.31	0.017	0.010	1.46	0.012	0.065	0.0035	0.0037				1250	25	870	60			
12	0.11	0.08	0.49	0.008	0.007	1.56	0.019	0.041	0.0037	0.0013				1250	25	900	60			
13	0.11	0.10	0.59	0.015	0.004	1.88	0.036	0.053	0.0074	0.0026				1250	25	900	60			
14	0.10	0.05	0.31	0.015	0.006	1.58	0.012	0.062	0.0075	0.0013			0.83	1250	25	850	60			
15	0.14	0.03	0.34	0.015	0.007	1.85	0.044	0.059	0.0033	0.0019			0.38	1250	25	900	60			
16	0.06	0.10	0.45	0.019	0.003	1.78	0.021	0.050	0.0079	0.0023				1250	25	900	60			
17	0.14	0.03	0.56	0.012	0.005	1.79	0.038	0.052	0.0074	0.0019				1250	25	870	60			
18	0.19	0.03	0.45	0.018	0.002	1.45	0.037	0.085	0.0072	0.0046				1250	25	850	60			
19	0.12	0.02	0.44	0.016	0.006	1.33	0.035	0.075	0.0039	0.0034				1250	25	850	60			
20	0.18	0.08	0.37	0.014	0.009	1.80	0.037	0.078	0.0058	0.0036				1250	25	870	60			
21	0.12	0.03	0.48	0.008	0.005	1.61	0.012	0.061	0.0070	0.0013				1250	25	900	60			
22	0.17	0.02	0.50	0.014	0.004	1.23	0.025	0.068	0.0044	0.0016				1250	25	870	60			
23	0.12	0.10	0.38	0.006	0.009	1.94	0.033	0.052	0.0045	0.0018				1250	25	900	60			
24	0.08	0.01	0.39	0.019	0.011	1.83	0.028	0.027	0.0078	0.0035	0.05			1250	25	900	60			
25	0.10	0.10	0.30	0.013	0.005	1.75	0.011	0.066	0.0061	0.0012				1250	25	870	60			
26	0.12	0.08	0.38	0.019	0.005	1.49	0.023	0.024	0.0079	0.0029	0.12			1250	25	950	60			
27	0.09	0.02	0.31	0.010	0.010	1.31	0.049	0.065	0.0042	0.0018				1250	25	850	60			
28	0.12	0.03	0.40	0.012	0.004	1.54	0.022	0.011	0.0048	0.0041	0.07	0.11		1250	25	1000	60			
29	0.11	0.03	0.57	0.005	0.006	1.54	0.032	0.057	0.0034	0.0020				1250	25	900	60			
30	0.11	0.09	0.45	0.019	0.006	1.99	0.022	0.038	0.0074	0.0037				1250	25	900	60			
31	0.18	0.06	0.31	0.013	0.009	1.73	0.041	0.074	0.0041	0.0012				1250	25	900	60			
32	0.06	0.05	0.53	0.011	0.005	1.53	0.010	0.058	0.0044	0.0047			0.82	1250	25	850	60			

【0080】

10

20

30

40

【表 2】

試験 番号	化学成分(質量%)														分塊圧延		棒鋼圧延	
	必須元素										選択元素				温度 (°C)	時間 (min)	温度 (°C)	時間 (min)
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Ti	N	B	Cu	Ni	Mo					
33	0.19	0.03	0.51	0.007	0.005	1.40	0.010	0.066	0.0060	0.0030				1250	25	900	60	
34	0.16	0.08	0.33	0.017	0.008	1.48	0.010	0.046	0.0057	0.0044				1250	25	900	60	
35	0.19	0.05	0.39	0.006	0.009	1.73	0.047	0.044	0.0063	0.0038				1250	25	900	60	
36	0.06	0.02	0.32	0.019	0.004	1.92	0.018	0.065	0.0032	0.0013	0.08			1250	25	850	60	
37	0.09	0.09	0.30	0.017	0.010	1.40	0.016	0.032	0.0047	0.0012				1250	25	900	60	
38	0.08	0.03	0.32	0.009	0.010	1.94	0.021	0.055	0.0057	0.0040				1250	25	900	60	
39	0.06	0.09	0.49	0.005	0.011	1.73	0.025	0.028	0.0052	0.0022				1250	25	900	60	
40	0.08	0.06	0.59	0.009	0.009	1.93	0.016	0.029	0.0076	0.0026				1250	25	900	60	
41	0.20	0.08	0.31	0.013	0.005	1.81	0.022	0.060	0.0025	0.0011				1250	25	900	60	
42	0.10	0.01	0.45	0.019	0.006	1.80	0.045	0.022	0.0046	0.0014				1250	25	900	60	
43	0.16	0.04	0.38	0.015	0.012	1.84	0.029	0.042	0.0043	0.0015				1250	25	900	60	
44	0.13	0.02	0.36	0.013	0.004	1.69	0.037	0.055	0.0064	0.0047	0.06	0.09	0.41	1250	25	950	60	
45	0.18	0.06	0.48	0.013	0.011	1.72	0.017	0.050	0.0071	0.0036				1250	25	900	60	
46	0.19	0.05	0.34	0.006	0.007	1.96	0.020	0.085	0.0033	0.0027				1250	25	850	60	
47	0.05	0.06	0.49	0.006	0.010	1.30	0.022	0.030	0.0046	0.0038				1250	25	900	60	
48	0.10	0.02	0.51	0.015	0.010	1.56	0.017	0.042	0.0034	0.0013				1250	25	900	60	
49	0.06	0.09	0.32	0.007	0.005	1.23	0.021	0.064	0.0051	0.0046				1250	25	850	60	
50	0.16	0.10	0.39	0.019	0.002	1.27	0.031	0.039	0.0065	0.0024				1250	25	900	60	
51	0.20	0.08	0.50	0.010	0.010	1.00	0.030	0.040	0.0080	0.0020				1250	300	900	300	
52	0.23	0.08	0.32	0.013	0.006	1.69	0.036	0.045	0.0058	0.0047				1250	25	900	60	
53	0.03	0.15	0.38	0.010	0.008	1.73	0.045	0.042	0.0051	0.0040				1250	25	900	60	
54	0.09	0.50	0.38	0.016	0.008	1.72	0.028	0.048	0.0052	0.0047				1250	25	900	60	
55	0.12	0.04	0.82	0.010	0.007	1.52	0.035	0.044	0.0063	0.0047				1250	25	900	60	
56	0.13	0.10	0.12	0.011	0.006	1.64	0.037	0.049	0.0072	0.0047				1250	25	900	60	
57	0.10	0.12	0.38	0.009	0.009	2.15	0.033	0.043	0.0067	0.0047				1250	25	900	60	
58	0.16	0.03	0.45	0.014	0.008	1.52	0.162	0.038	0.0064	0.0047				1250	25	900	60	
59	0.11	0.05	0.55	0.011	0.008	1.60	0.032	0.105	0.0052	0.0047				1250	25	900	60	
60	0.16	0.02	0.52	0.008	0.010	1.58	0.038	0.008	0.0058	0.0047				1250	25	900	60	
61	0.12	0.09	0.43	0.007	0.012	1.71	0.034	0.038	0.0121	0.0047				1250	25	900	60	
62	0.13	0.06	0.41	0.015	0.008	1.68	0.037	0.046	0.0064	0.0047				1250	25	1050	60	
63	0.14	0.02	0.48	0.006	0.005	1.52	0.012	0.042	0.0058	0.0013				1250	300	900	60	
64	0.13	0.03	0.48	0.008	0.005	1.63	0.011	0.028	0.0071	0.0012				1250	25	900	300	
65	0.13	0.03	0.54	0.005	0.005	0.95	0.032	0.057	0.0032	0.0020				1250	25	900	60	

【 0 0 8 1 】

【表 3】

試験 番号	Ti系析出物密度 (個/ μm^2)			冷間鍛造性		結晶粒度						総合 評価	
	20nm 未満	20nm 以上	評価	硬さ (HV)	55%までの 平均変形 抵抗(MPa)	0-200 μm 位置		200-500 μm		最大 粒度			
						平均 粒度	最大 粒度	平均 粒度	最大 粒度				
					粗大粒	最大 粒度	平均 粒度	最大 粒度					
1	26.0	8.9	○	123	561	○	11.0	なし	-	9.0	なし	-	○
2	53.1	5.6	○	127	582	○	13.5	なし	-	8.0	なし	-	○
3	98.5	8.7	○	116	589	○	12.5	なし	-	8.5	なし	-	○
4	11.8	3.8	○	100	488	○	9.0	なし	-	7.0	なし	-	○
5	89.1	5.9	○	106	561	○	13.0	なし	-	7.5	なし	-	○
6	67.4	5.1	○	109	551	○	12.0	なし	-	8.0	なし	-	○
7	20.6	5.2	○	112	504	○	10.0	なし	-	7.5	なし	-	○
8	33.4	6.8	○	106	525	○	10.5	なし	-	8.0	なし	-	○
9	26.1	3.8	○	106	502	○	10.0	なし	-	8.0	なし	-	○
10	96.4	3.9	○	111	580	○	12.5	なし	-	7.5	なし	-	○
11	98.5	7.3	○	114	580	○	11.5	なし	-	8.5	なし	-	○
12	49.4	5.2	○	96	535	○	10.5	なし	-	8.0	なし	-	○
13	75.8	6.2	○	111	568	○	13.0	なし	-	7.5	なし	-	○
14	75.2	7.6	○	104	566	○	11.0	なし	-	9.5	なし	-	○
15	78.4	8.8	○	109	580	○	12.5	なし	-	8.5	なし	-	○
16	86.9	5.4	○	111	576	○	13.0	なし	-	8.5	なし	-	○
17	48.6	8.4	○	106	544	○	10.5	なし	-	9.0	なし	-	○
18	94.0	8.7	○	115	587	○	10.5	なし	-	8.5	なし	-	○
19	82.1	5.2	○	115	572	○	11.0	なし	-	8.5	なし	-	○
20	91.7	9.4	○	115	582	○	11.0	なし	-	8.5	なし	-	○
21	89.9	7.2	○	113	586	○	12.5	なし	-	9.0	なし	-	○
22	73.2	9.5	○	117	566	○	13.0	なし	-	9.0	なし	-	○
23	70.1	4.6	○	113	559	○	11.5	なし	-	7.0	なし	-	○
24	29.2	6.8	○	95	508	○	10.5	なし	-	8.0	なし	-	○
25	93.6	5.1	○	112	583	○	12.5	なし	-	7.5	なし	-	○
26	32.4	6.1	○	98	526	○	11.0	なし	-	8.0	なし	-	○
27	85.4	7.9	○	109	572	○	11.5	なし	-	9.5	なし	-	○
28	27.7	6.2	○	93	515	○	11.0	なし	-	8.0	なし	-	○
29	84.6	9.6	○	113	576	○	13.0	なし	-	9.5	なし	-	○
30	42.8	4.0	○	100	525	○	10.5	なし	-	7.0	なし	-	○
31	97.3	7.4	○	119	596	○	11.5	なし	-	9.0	なし	-	○
32	80.6	6.3	○	108	559	○	12.5	なし	-	8.5	なし	-	○

【 0 0 8 2 】

【表 4】

試験番号	Ti系析出物密度 (個/μm ²)		冷間鍛造性		結晶粒度						総合評価
	20nm未満	20nm以上	硬さ (HV)	55%までの平均変形抵抗(MPa)	0-200μm位置		200-500μm		最大粒度		
					平均粒度	最大粒度	平均粒度	最大粒度			
33	76.1	6.1	110	570	13.0	なし	8.5	なし	-	○	
34	42.7	6.6	110	534	12.0	なし	8.0	なし	-	○	
35	27.7	7.6	109	516	11.0	なし	8.5	なし	-	○	
36	96.0	3.3	114	571	11.5	なし	7.5	なし	-	○	
37	36.7	8.0	98	520	11.0	なし	9.0	なし	-	○	
38	90.8	6.5	110	577	12.5	なし	8.5	なし	-	○	
39	38.5	5.4	98	522	11.0	なし	8.5	なし	-	○	
40	33.6	6.0	101	520	11.0	なし	8.0	なし	-	○	
41	59.4	8.2	112	555	12.0	なし	9.0	なし	-	○	
42	11.1	5.2	98	474	8.5	なし	8.0	なし	-	○	
43	33.9	8.1	102	524	11.0	なし	9.0	なし	-	○	
44	68.0	5.8	106	569	13.0	なし	7.5	なし	-	○	
45	44.4	5.8	100	537	12.0	なし	8.0	なし	-	○	
46	94.0	8.6	112	589	13.0	なし	9.0	なし	-	○	
47	46.4	5.2	102	527	12.0	なし	8.0	なし	-	○	
48	55.1	5.7	106	548	11.5	なし	8.5	なし	-	○	
49	93.8	4.9	119	577	13.0	なし	8.0	なし	-	○	
50	27.3	8.5	99	514	11.0	なし	9.0	なし	-	○	
51	139.0	1.2	132	635	11.0	なし	8.0	なし	-	×	
52	120.2	1.2	138	613	13.0	なし	8.5	なし	-	×	
53	18.0	0.2	92	476	9.5	なし	7.0	あり	3.0	×	
54	71.9	0.0	134	554	13.0	なし	8.0	あり	4.0	×	
55	52.5	0.6	134	610	12.0	なし	7.0	あり	3.0	×	
56	59.9	0.4	118	550	12.0	なし	7.0	あり	4.0	×	
57	57.3	5.2	136	568	12.0	なし	8.0	なし	-	×	
58	25.1	5.2	138	580	10.0	なし	8.0	なし	-	×	
59	190.3	5.2	142	659	11.0	なし	7.0	なし	-	×	
60	8.2	0.0	98	462	6.5	なし	8.0	あり	4.0	×	
61	2.8	4.1	138	620	6.5	なし	8.0	あり	5.0	×	
62	125.2	0.0	135	627	12.0	なし	7.0	あり	4.0	×	
63	152.1	0.0	148	635	11.5	なし	7.0	あり	4.0	×	
64	3.8	1.1	121	562	7.0	なし	7.0	あり	3.0	×	
65	72.5	0.8	110	576	11.0	なし	6.5	あり	4.0	×	

10

20

【0083】

表3および表4から次のように考察できる。No. 1~50は、いずれも本発明で規定する要件を満足する例であり、微細Ti系析出物の密度と、粗大Ti系析出物の密度がそれぞれ、適切に制御されているため、浸炭時の結晶粒度粗大化防止特性に優れており、且つ、ピッカース硬度および変形抵抗の両方が低く、冷間鍛造性にも極めて優れていることが分かる。

30

【0084】

これに対し、No. 51~65は、本発明で規定するいずれかの要件を満足しない例である。

【0085】

No. 51は、Cr量が少なく、且つ、分塊圧延時間および棒鋼圧延時間の両方が長すぎる例であり、微細Ti系析出物の密度が多く、且つ、粗大Ti系析出物の密度が低くなった。その結果、ピッカース硬度および変形抵抗の両方が高くなり、冷間鍛造性が低下した。

40

【0086】

No. 52は、C量が多い例であり、微細Ti系析出物の密度が多く、且つ、粗大Ti系析出物の密度が低くなった。その結果、ピッカース硬度および変形抵抗の両方が高くなり、冷間鍛造性が低下した。

【0087】

No. 53は、C量が少ない例であり、粗大Ti系析出物の密度が低くなった。その結果、鋼材(浸炭材)内部に粗大粒が生成し、所望とする結晶粒粗大化防止特性を確保できなかった。

【0088】

50

No. 54 は、Si 量が多い例であり、粗大Ti系析出物が全く生成しなかった。その結果、硬さが硬くなり、冷間鍛造性が低下した。

【0089】

No. 55 は、Mn 量が多い例であり、粗大Ti系析出物の密度が低くなった。その結果、ピッカース硬度および変形抵抗の両方が高くなり、冷間鍛造性が低下した。

【0090】

No. 56 は、Mn 量が少ない例であり、粗大Ti系析出物の密度が低くなった。その結果、ピッカース硬度および変形抵抗の両方が高くなり、冷間鍛造性が低下した。また、鋼材（浸炭材）内部に粗大粒が生成し、所望とする結晶粒粗大化防止特性を確保できなかった。

10

【0091】

No. 57 は、Cr 量が多い例であり、硬さが硬くなって冷間鍛造性が低下した。

【0092】

No. 58 は、Al 量が多い例であり、硬さが硬くなって冷間鍛造性が低下した。

【0093】

No. 59 は、Ti 量が多い例であり、微細Ti系析出物の密度が高くなった。その結果、ピッカース硬度および変形抵抗の両方が高くなり、冷間鍛造性が低下した。

【0094】

No. 60 は、Ti 量が少ない例であり、微細Ti系析出物の密度が低く、且つ、粗大Ti系析出物は全く生成しなかった。その結果、鋼材（浸炭材）内部に粗大粒が生成し、所望とする結晶粒粗大化防止特性を確保できなかった。

20

【0095】

No. 61 は、N 量が少ない例であり、微細Ti系析出物の密度が低くなった。その結果、鋼材（浸炭材）内部に粗大粒が生成し、所望とする結晶粒粗大化防止特性を確保できなかった。また、N 量が少ないために、ピッカース硬度が高くなり、冷間鍛造性が低下した。

【0096】

No. 62 は、棒鋼圧延温度が高い例であり、微細Ti系析出物の密度が高く、且つ、粗大Ti系析出物は全く生成しなかった。その結果、ピッカース硬度および変形抵抗の両方が高くなり、冷間鍛造性が低下した。また、鋼材（浸炭材）内部に粗大粒が生成し、所望とする結晶粒粗大化防止特性を確保できなかった。

30

【0097】

No. 63 は、分塊圧延時間が長い例であり、微細Ti系析出物の密度が高く、且つ、粗大Ti系析出物は全く生成しなかった。その結果、ピッカース硬度および変形抵抗の両方が高くなり、冷間鍛造性が低下した。また、鋼材（浸炭材）内部に粗大粒が生成し、所望とする結晶粒粗大化防止特性を確保できなかった。

【0098】

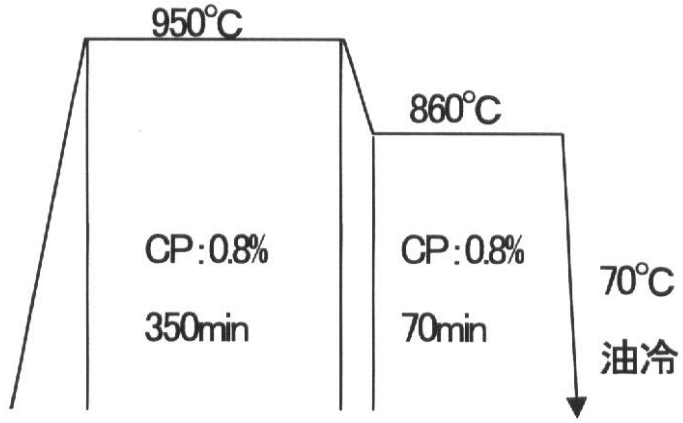
No. 64 は、棒鋼圧延時間が長い例であり、微細Ti系析出物の密度が低くなり、且つ、粗大Ti系析出物の密度も低くなった。その結果、鋼材（浸炭材）内部に粗大粒が生成し、所望とする結晶粒粗大化防止特性を確保できなかった。

40

【0099】

No. 65 は、Cr 量が少ない例であり、粗大Ti系析出物の密度が低くなった。その結果、鋼材（浸炭材）内部に粗大粒が生成し、所望とする結晶粒粗大化防止特性を確保できなかった。

【 図 1 】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.			F I			テーマコード(参考)
C 2 1 D	9/28	(2006.01)	C 2 1 D	9/32	A	
C 2 3 C	8/22	(2006.01)	C 2 1 D	9/28	A	
			C 2 3 C	8/22		

(72)発明者 岡本 成朗

兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会社神戸製鋼所神戸製鉄所内

(72)発明者 新堂 陽介

兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会社神戸製鋼所神戸製鉄所内

Fターム(参考) 4K028 AA01 AB01

4K032 AA01 AA02 AA05 AA11 AA12 AA14 AA16 AA19 AA20 AA21
 AA23 AA24 AA27 AA29 AA31 AA35 BA02 CA02 CA03 CC03
 CC04
 4K042 AA14 AA18 AA22 BA05 CA02 CA05 CA06 CA08 CA10 CA12
 DA06 DB07 DC02 DC03