

(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2020-143367

(P2020-143367A)

(43) 公開日 令和2年9月10日(2020.9.10)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
<b>C 2 2 C 38/00 (2006.01)</b>	C 2 2 C 38/00 3 O 1 S	4 K O 3 7
<b>C 2 2 C 38/18 (2006.01)</b>	C 2 2 C 38/18	
<b>C 2 2 C 38/60 (2006.01)</b>	C 2 2 C 38/60	
<b>C 2 1 D 9/46 (2006.01)</b>	C 2 1 D 9/46 G	
	C 2 2 C 38/00 3 O 1 Z	
審査請求 未請求 請求項の数 9 O L (全 15 頁)		

(21) 出願番号 特願2020-31987(P2020-31987)  
 (22) 出願日 令和2年2月27日(2020.2.27)  
 (31) 優先権主張番号 特願2019-36103(P2019-36103)  
 (32) 優先日 平成31年2月28日(2019.2.28)  
 (33) 優先権主張国・地域又は機関  
 日本国(JP)

(71) 出願人 000001258  
 J F E スチール株式会社  
 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号  
 (74) 代理人 100184859  
 弁理士 磯村 哲朗  
 (74) 代理人 100123386  
 弁理士 熊坂 晃  
 (74) 代理人 100196667  
 弁理士 坂井 哲也  
 (74) 代理人 100130834  
 弁理士 森 和弘  
 (72) 発明者 松井 洋一郎  
 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J  
 F E スチール株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 鋼板、部材及びそれらの製造方法

(57) 【要約】

【課題】冷間加工性、打ち抜き性及び焼入れ性に優れた鋼板、部材及びそれらの製造方法を提供することである。

【解決手段】本発明の鋼板は、所定の成分組成と、フェライト及び炭化物を含むミクロ組織とを有し、ミクロ組織全体に対して、フェライト及び炭化物が占める体積の割合が90%以上であり、フェライトの平均粒径が5 μm以上であり、炭化物の総数に対して、アスペクト比2以下の炭化物の数が占める割合が80%以上であり、炭化物の総数に対して、フェライト粒内に存在する炭化物の数が占める割合が60%以上である。

【選択図】なし

## 【特許請求の範囲】

## 【請求項 1】

質量%で、

C : 0 . 1 5 % 以上 0 . 7 0 % 以下、

Si : 0 . 0 1 % 以上 0 . 8 0 % 以下、

Mn : 0 . 3 % 以上 0 . 8 % 以下、

P : 0 . 0 3 % 以下、

S : 0 . 0 1 % 以下、

sol . Al : 0 . 1 0 % 以下、

N : 0 . 0 1 % 以下、及び

Cr : 0 . 0 1 % 以上 1 . 0 % 以下を含有し、残部が Fe 及び不可避免的不純物からなる成分組成と、フェライト及び炭化物を含むミクロ組織とを有し、

ミクロ組織全体に対して、前記フェライト及び炭化物が占める体積の割合が 9 0 % 以上であり、

前記フェライトの平均粒径が 5  $\mu$ m 以上であり、

前記炭化物の総数に対して、アスペクト比 2 以下の炭化物の数が占める割合が 8 0 % 以上であり、

前記炭化物の総数に対して、フェライト粒内に存在する炭化物の数が占める割合が 6 0 % 以上である鋼板。

## 【請求項 2】

前記成分組成は、さらに、質量%で、B : 0 % 以上 0 . 0 1 % 以下を含有する請求項 1 に記載の鋼板。

## 【請求項 3】

前記成分組成は、さらに、質量%で、Ni 及び Mo のうちの 1 種以上を合計で 0 . 0 1 % 以上 0 . 5 % 以下を含有する請求項 1 又は請求項 2 に記載の鋼板。

## 【請求項 4】

前記成分組成は、さらに、質量%で、Sb、Sn、Bi、Ge、Te 及び Se のうちの 1 種以上を合計で 0 . 0 0 2 % 以上 0 . 0 3 % 以下を含有する請求項 1 から請求項 3 までのいずれか一項に記載の鋼板。

## 【請求項 5】

前記成分組成は、さらに、質量%で、Nb、Ti 及び V のうちの 1 種以上を合計で 0 . 0 0 1 % 以上 0 . 0 5 % 以下を含有する請求項 1 から請求項 4 までのいずれか一項に記載の鋼板。

## 【請求項 6】

請求項 1 から請求項 5 までのいずれか一項に記載の成分組成を有する溶湯を、精錬終了後に、鑄込み開始温度から 9 0 0 まで 1 0 0 / s 以上の平均冷却速度で冷却して厚さ 1 . 0 mm 以上 8 . 0 mm 以下の鋼板として凝固させ、

前記鋼板を 8 0 0 から 6 0 0 まで 3 0 / s 以上の平均冷却速度で冷却し、

前記冷却後の前記鋼板を焼鈍温度 : 6 0 0 以上  $A c_1$  変態点未満で一次焼鈍を行い、  
圧延率 : 3 0 ~ 7 0 % で冷間圧延して冷延板とし、

前記冷延板を焼鈍温度 : 6 0 0 以上  $A c_1$  変態点未満で二次焼鈍を行う鋼板の製造方法。

## 【請求項 7】

前記凝固後の鋼板を、前記凝固後の冷却前に、圧延率 : 5 0 % 以下で熱間圧延を行う請求項 6 に記載の鋼板の製造方法。

## 【請求項 8】

請求項 1 から請求項 5 までのいずれか一項に記載の鋼板に対して、成形加工及び熱処理の少なくとも一方を施してなる部材。

## 【請求項 9】

請求項 6 又は請求項 7 に記載の鋼板の製造方法によって製造された鋼板に対して、成形

10

20

30

40

50

加工及び熱処理の少なくとも一方を施す工程を有する部材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、冷間加工性、打ち抜き性及び焼入れ性に優れた鋼板、部材及びそれらの製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

自動車用駆動系部品等の多くの機械構造部品は、機械構造用炭素鋼鋼材又は機械構造用合金鋼鋼材である鋼板を、冷間加工によって製品形状とした後、所望の硬さを確保するために熱処理を施して製造されることが多い。そのため、素材となる熱延鋼板には優れた冷間加工性や焼入れ性が必要とされ、これまでに種々の鋼板が提案されている。

10

【0003】

例えば、特許文献1には質量%で、C：0.1～0.5%、Si：0.5%以下、Mn：0.2～1.5%、P：0.03%以下、S：0.02%以下を含み、残部Fe及び不可避的不純物からなる組成と、フェライト及び炭化物を主体とする組織とを有し、フェライトの平均粒径が1～10μm、炭化物の球状化率が80%以上で、かつ炭化物のうち、フェライトの結晶粒界に存在する炭化物の量である、下記(1)式で定義されるフェライト粒界炭化物量Sgbが40%以上であることを特徴とするファインブランキング加工性に優れた鋼板が提案されている。

20

【0004】

$$Sgb(\%) = \{ S_{on} / (S_{on} + S_{in}) \} \times 100 \dots (1)$$

ここで、 $S_{on}$ ：単位面積あたりに存在する炭化物のうち、フェライト粒界上に存在する炭化物の総占有面積、 $S_{in}$ ：単位面積あたりに存在する炭化物のうち、フェライト粒内に存在する炭化物の総占有面積である。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0005】

【特許文献1】特開2007-231416号公報

【発明の概要】

30

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

特許文献1に記載された技術では、ファインブランキング加工性についてしか言及されておらず、プレス成形等の厳しい加工が必要な自動車用部品等には不適である。

【0007】

本発明は、上記問題を解決し、従来よりも優れた冷間加工性、打ち抜き性及び焼入れ性を有する鋼板、部材及びそれらの製造方法を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0008】

本発明者らは鋭意検討した結果、所定の成分組成を有する溶湯を、精錬終了後に、鋳込み開始から900℃までの温度範囲を100℃/s以上の速い平均冷却速度で冷却し、所定の条件で一次焼鈍、冷間圧延、及び二次焼鈍を施すことにより、焼鈍後のミクロ組織として粗大なフェライト及びフェライト粒内に存在する球状の炭化物が得られ、優れた冷間加工性、打ち抜き性及び焼入れ性を有する鋼板が得られるという知見を得た。

40

【0009】

本発明は以上のような知見に基づいてなされたものであり、以下を要旨とする。

[1] 質量%で、

C：0.15%以上0.70%以下、

Si：0.01%以上0.80%以下、

Mn：0.3%以上0.8%以下、

50

P : 0 . 0 3 % 以下、  
 S : 0 . 0 1 % 以下、  
 s o l . A l : 0 . 1 0 % 以下、  
 N : 0 . 0 1 % 以下、及び

Cr : 0 . 0 1 % 以上 1 . 0 % 以下を含有し、残部が Fe 及び不可避的不純物からなる成分組成と、フェライト及び炭化物を含むミクロ組織とを有し、

ミクロ組織全体に対して、前記フェライト及び炭化物が占める体積の割合が 9 0 % 以上であり、

前記フェライトの平均粒径が 5 μ m 以上であり、

前記炭化物の総数に対して、アスペクト比 2 以下の炭化物の数が占める割合が 8 0 % 以上であり、

前記炭化物の総数に対して、フェライト粒内に存在する炭化物の数が占める割合が 6 0 % 以上である鋼板。

[ 2 ] 前記成分組成は、さらに、質量%で、B : 0 % 以上 0 . 0 1 % 以下を含有する [ 1 ] に記載の鋼板。

[ 3 ] 前記成分組成は、さらに、質量%で、Ni 及び Mo のうちの 1 種以上を合計で 0 . 0 1 % 以上 0 . 5 % 以下を含有する [ 1 ] 又は [ 2 ] に記載の鋼板。

[ 4 ] 前記成分組成は、さらに、質量%で、Sb、Sn、Bi、Ge、Te 及び Se のうちの 1 種以上を合計で 0 . 0 0 2 % 以上 0 . 0 3 % 以下を含有する [ 1 ] から [ 3 ] までのいずれか一つに記載の鋼板。

[ 5 ] 前記成分組成は、さらに、質量%で、Nb、Ti 及び V のうちの 1 種以上を合計で 0 . 0 0 1 % 以上 0 . 0 5 % 以下を含有する [ 1 ] から [ 4 ] までのいずれか一つに記載の鋼板。

[ 6 ] [ 1 ] から [ 5 ] までのいずれか一つに記載の成分組成を有する溶湯を、精錬終了後に、鑄込み開始温度から 9 0 0 まで 1 0 0 / s 以上の平均冷却速度で冷却して厚さ 1 . 0 mm 以上 8 . 0 mm 以下の鋼板として凝固させ、

前記鋼板を 8 0 0 から 6 0 0 まで 3 0 / s 以上の平均冷却速度で冷却し、

前記冷却後の前記鋼板を焼鈍温度 : 6 0 0 以上  $A c_1$  変態点未満で一次焼鈍を行い、圧延率 : 3 0 ~ 7 0 % で冷間圧延して冷延板とし、

前記冷延板を焼鈍温度 : 6 0 0 以上  $A c_1$  変態点未満で二次焼鈍を行う鋼板の製造方法。

[ 7 ] 前記凝固後の鋼板を、前記凝固後の冷却前に、圧延率 : 5 0 % 以下で熱間圧延を行う [ 6 ] に記載の鋼板の製造方法。

[ 8 ] [ 1 ] から [ 5 ] までのいずれか一つに記載の鋼板に対して、成形加工及び熱処理の少なくとも一方を施してなる部材。

[ 9 ] [ 6 ] 又は [ 7 ] に記載の鋼板の製造方法によって製造された鋼板に対して、成形加工及び熱処理の少なくとも一方を施す工程を有する部材の製造方法。

【発明の効果】

【 0 0 1 0 】

本発明によれば、冷間加工性、打ち抜き性及び焼入れ性に優れた鋼板、部材及びそれらの製造方法を提供できる。また、本発明の鋼板は、冷間加工性、打ち抜き性及び焼入れ性に優れるため、素材鋼板に冷間加工性が必要とされる、ギア、ミッション、シートリクライナーなどの自動車用部品に好適に適用できる。

【発明を実施するための形態】

【 0 0 1 1 】

以下に、本発明の鋼板及びその製造方法について詳細に説明する。なお、本発明は、以下の実施形態に限定されない。

【 0 0 1 2 】

鋼板の成分組成、ミクロ組織、製造条件の順で説明する。なお、成分組成の含有量の単位である「%」は、特に断らない限り「質量%」を意味するものとする。

10

20

30

40

50

## 【0013】

## 1) 成分組成

C : 0.15%以上0.70%以下

Cは、焼入れ後の強度を得るために重要な元素である。C含有量が0.15%未満の場合、部品形状に成形した後の熱処理によって所望の硬さが得られないため、C含有量は0.15%以上とする。より優れた焼入れ硬さを得るには、C含有量は0.20%以上とすることが好ましい。一方、C含有量が0.70%を超えると硬質化し、靱性や冷間加工性が劣化する。したがって、C含有量は0.70%以下とする。強加工を必要とする部品に用いられる場合には、冷間加工性を確保する観点から、C含有量を0.50%以下とすることが好ましい。

10

## 【0014】

Si : 0.01%以上0.80%以下

Siは焼戻しに伴う軟化を抑制する効果があるとともに、固溶強化により強度を上昇させる元素である。Si含有量の増加とともに硬質化し、冷間加工性が劣化するため、Si含有量は0.80%以下とする。好ましくは0.60%以下である。一方、過度にSi含有量を低減すると、Siの焼き戻し軟化抑制の効果が得にくくなるため、Si含有量は0.01%以上とする。

## 【0015】

Mn : 0.3%以上0.8%以下

Mnは焼入れ性を向上させるとともに、固溶強化により強度を上昇させる元素である。Mn含有量が0.8%を超えると、Mnの偏析に起因したバンド組織が発達し、組織が不均一になるため、冷間加工性が低下する。したがって、Mn含有量は0.8%以下とする。好ましくは0.6%以下である。一方、Mn含有量が0.3%未満になると焼入れ性が低下し始めるため、Mn含有量は0.3%以上とする。

20

## 【0016】

P : 0.03%以下

Pは冷間加工性及び焼入れ後の靱性を低下させる元素であり、0.03%を超えて含有すると粒界脆化を招き、焼入れ後の靱性が劣化する。したがって、P含有量は0.03%以下とする。優れた焼入れ後の靱性を得るには、P含有量は0.02%以下が好ましい。P含有量は少ないほど好ましいが、過度にP含有量を低減すると精錬コストが増大するため、P含有量は0.002%以上が好ましい。

30

## 【0017】

S : 0.01%以下

S含有量が0.01%を超えると、硫化物を形成し、鋼板の冷間加工性及び焼入れ後の靱性が著しく劣化する。したがって、S含有量は0.01%以下とする。優れた冷間加工性及び焼入れ後の靱性を得るには、S含有量は0.005%以下が好ましい。S含有量は少ないほど好ましいが、過度にSを低減すると精錬コストが増大するため、S含有量は0.0002%以上が好ましい。

## 【0018】

sol. Al : 0.10%以下

sol. Al含有量が0.10%を超えると、焼入れ処理の加熱時にAlNが生成してオーステナイト粒が微細化し、冷却時にフェライト相の生成が促進され、組織がフェライトとマルテンサイトとなり、焼入れ後の硬さが低下する。したがって、sol. Al含有量は0.10%以下とし、好ましくは0.06%以下とする。Alは溶鋼中にアルミナ系介在物を形成し、鑄造時のノズル詰まりの要因となるため、sol. Al含有量は少ないほど好ましく、下限は特に規定しないが、精錬コスト増大の観点から、sol. Al含有量は0.001%以上が好ましい。

40

## 【0019】

N : 0.01%以下

N含有量が0.01%を超えると、AlNの形成により焼入れ処理の加熱時にオーステ

50

ナイト粒が微細化し、冷却時にフェライト相の生成が促進され、焼入れ後の硬さが低下する。したがって、N含有量は0.01%以下とする。なお、下限は特に規定しないが、NはAlN、Cr系窒化物及びMo系窒化物を形成し、これにより焼入れ処理の加熱時にオーステナイト粒の成長を適度に抑制し、焼入れ後の靱性を向上させる元素であるため、N含有量は0.0005%以上が好ましい。

【0020】

Cr：0.01%以上1.0%以下

Crは焼入れ性を高める重要な元素であり、Cr含有量が0.01%未満の場合、十分な効果が認められないため、Cr含有量は0.01%以上とする。好ましくは0.1%以上、より好ましくは0.3%以上である。一方、Cr含有量が1.0%を超えると、焼入れ前の鋼板が硬質化して冷間加工性が損なわれるため、1.0%以下とする。なお、プレス成形の難しい高加工を必要とする部品を加工するにはより一層優れた冷間加工性を必要とするため、0.8%以下が好ましい。

10

【0021】

上記成分が本発明の必須成分である。なお、本発明において、必要に応じて以下の元素を含有しても良い。

【0022】

B：0%以上0.01%以下

Bは焼入れ性を高める重要な元素であり、0.01%以下添加することが好ましい。B含有量が0.01%を超えると、仕上げ圧延後のオーステナイトの再結晶化が遅延する。この結果、熱延鋼板の圧延集合組織が発達し、焼鈍後の鋼板の機械特性値の面内異方性が大きくなる。これにより、絞り成形において耳が発生しやすくなり、また真円度が低下して、成形時に不具合を生じやすくなる。このため、含有する場合は、B含有量を0.01%以下とすることが好ましい。なお、Bが0%でも本発明の効果は得られるので、Bは0%でもよい。一方、本発明の熱間圧延における仕上げ圧延後の冷却速度の条件のもとでは、B含有量が0.0005%未満の場合、フェライト変態を遅延させる固溶B含有量が不足するため、十分な焼入れ性向上効果が得られない場合がある。よって、含有する場合は、B含有量を0.0005%以上とすることが好ましい。より好ましくは0.0010%以上である。

20

【0023】

Ni及びMoのうちの1種以上を合計で0.01%以上0.5%以下

Ni、Moは焼入れ性を高める重要な元素であり、Cr含有のみでは焼入れ性が不十分な場合に焼入れ性を向上させる。また、焼戻し軟化抵抗を抑制する効果を有する。このような効果を得るため、含有する場合は、合計の含有量を0.01%以上とすることが好ましい。一方、Ni、Moのうちの1種以上を合計で0.5%を超えて含有すると、焼入れ前の鋼板が硬質化して冷間加工性が損なわれる可能性があるため、含有する場合は合計で0.5%以下とすることが好ましい。なお、プレス成形の難しい高加工を必要とする部品を加工するにはより一層優れた冷間加工性を必要とするため、合計で0.3%以下がより好ましい。

30

【0024】

Sb、Sn、Bi、Ge、Te及びSeのうち1種以上を合計で0.002%以上0.03%以下

Sb、Sn、Bi、Ge、Te及びSeは表層からの浸窒抑制に重要な元素である。これら元素のうち1種以上の合計の量が0.002%未満の場合、十分な効果が認められない。このため、含有する場合は合計で0.002%以上とすることが好ましい。一方、これらの元素を合計で0.03%を超えて含有しても、浸窒防止効果は飽和する。また、これらの元素は粒界に偏析する傾向があり、これらの元素の含有量を合計で0.03%を超えると、含有量が多くなりすぎて、粒界脆化を引き起こす可能性がある。したがって、Sb、Sn、Bi、Ge、Te及びSeのうち1種以上の合計は0.03%以下とすることが好ましい。より好ましくは、合計で0.005%以上0.02%以下である。また、

40

50

このように浸窒を抑制できるため、鋼板中にBを含有する場合において、焼入れ性向上に寄与する固溶BがBNとして窒化物を形成するのを抑制する効果がある。

【0025】

Nb、Ti及びVのうち1種以上を合計で0.001%以上0.05%以下

Nb、Ti及びVは、Nと窒化物を形成することにより耐摩耗性の向上に寄与するとともに、鋼板中にBを含有する場合において、焼入れ性向上に寄与する固溶BがBNとして窒化物を形成するのを抑制する効果がある。このような効果を得るため、含有する場合は、合計で0.001%以上とすることが好ましい。一方、Nb、Ti及びVのうち1種以上を合計で0.05%を超えて含有すると、炭化物等の析出物を生成し、焼入れ前の鋼板が硬質化して冷間加工性が損なわれる可能性があるため、合計で0.05%以下とすることが好ましい。より好ましくは、0.03%以下である。

10

【0026】

上記した成分以外の残部は、Fe及び不可避的不純物からなる。また、上記任意成分を成分組成に下限未満で含む場合、下限未満で含まれる任意成分は、不可避的不純物に含まれるものとする。また、不可避的不純物としては、O:0.005%以下、Mg:0.003%以下、が許容できる。また、本発明の効果を損なわない成分として、Cu:0.04%以下を含有することができる。

【0027】

2)ミクロ組織

本発明の鋼板は、フェライトと炭化物を含むミクロ組織を有する。フェライトと炭化物以外に、ベイナイトやマルテンサイト、パーライトなどの残部組織を体積の割合で10%を超えて含む場合、冷間加工性及び打ち抜き性が損なわれるため、フェライト及び炭化物の占める体積の割合は、ミクロ組織全体に対して90%以上とする。好ましくは95%以上である。フェライトと炭化物の占める割合の体積の割合は高い方が好ましく、上限は特に規定されないが、当該割合を99%超えにするためには長時間の焼鈍が必要になるため、当該割合は好ましくは99%以下である。

20

【0028】

フェライトの平均粒径が5 $\mu$ m以上

フェライトの平均粒径が5 $\mu$ m未満の場合、鋼板が著しく硬化し、冷間加工性及び打ち抜き性が低下するため、フェライトの平均粒径は5 $\mu$ m以上とする。好ましくは8 $\mu$ m以上である。本発明の効果を得る観点からは、フェライトの平均粒径の上限は特に規定されないが、過度にフェライトの平均粒径が大きくなると靱性が低下するため、フェライトの平均粒径は30 $\mu$ m以下が好ましい。

30

【0029】

炭化物の総数に対して、アスペクト比2以下の炭化物の数が占める割合が80%以上

炭化物の総数に対して、アスペクト比2以下の炭化物の数が占める割合(以下、「球状化率」ともいう。)が80%未満では、硬質化するうえ、冷間加工性及び打ち抜き性が低下する。このため、本発明では、十分な冷間加工性及び打ち抜き性を確保するために、炭化物の球状化率を80%以上に限定した。なお、本発明の効果を得る観点からは、球状化率の上限は特に規定されないが、球状化率を大きくするためには長時間の焼鈍が必要になるため、好ましくは90%以下である。

40

【0030】

炭化物の総数に対して、フェライト粒内に存在する炭化物の数が占める割合が60%以上

フェライト粒内に存在する炭化物は、冷間加工性を劣化させる。これは、加工歪が加わった際にフェライト粒界上に存在する炭化物間でポイドがより連結しやすく、延性が低下するためと考えられる。よって本発明では、炭化物の総数に対して、フェライト粒内に存在する炭化物の数が占める割合を60%以上に限定した。好ましくは70%以上である。本発明の効果を得る観点からは、フェライト粒内に存在する炭化物の数が占める割合の上限は特に規定されないが、炭化物はフェライト粒界上に生成しやすく、80%以下になる

50

ことが多い。

【0031】

なお、走査電子顕微鏡により、鋼板の圧延方向断面のミクロ組織中のフェライト粒及び炭化物を観察すると、フェライト粒の粒界に重なる位置に存在する炭化物と、フェライト粒の粒界に重ならない位置に存在する炭化物が存在する。本発明では、フェライト粒の粒界に重ならない位置に存在する炭化物を、フェライト粒内の炭化物と定義している。

【0032】

3) 製造条件

本発明の鋼板は、上記成分組成を有する溶湯を、精錬終了後に、鑄込み開始温度から900 まで100 /s以上の平均冷却速度で冷却して厚さ1.0mm以上8.0mm以下の鋼板として凝固させ、鋼板を800 から600 まで30 /s以上の平均冷却速度で冷却し、冷却後の鋼板を焼鈍温度：600 以上 $A_{c_1}$ 変態点未満で一次焼鈍を行い、圧延率：30～70%で冷間圧延して冷延板とし、冷延板を焼鈍温度：600 以上 $A_{c_1}$ 変態点未満で二次焼鈍を行うことにより製造される。なお、必要に応じて、凝固後の鋼板を、凝固後の冷却前に、圧延率：50%以下で熱間圧延を行ってもよい。以下、本発明の鋼板の製造方法における限定理由について説明する。なお、製造方法で示す温度は、鋼素材、鋼板等の表面温度を意味する。また、本発明の鋼板の板厚は特に限定されないが、0.5mm以上5.0mm以下とすることが好ましい。

【0033】

精錬終了後、溶湯を鑄込み開始温度から900 まで100 /s以上の平均冷却速度で冷却

精錬終了後、溶湯を鑄込み開始温度から900 までの温度範囲を速く冷却することにより、微細な急冷鑄造組織が得られ、一次焼鈍、冷延、及び二次焼鈍後にフェライト粒内にアスペクト比2以下の炭化物が存在する組織を得ることができ、冷間加工性が向上する。鑄込み開始温度から900 までの平均冷却速度が100 /s未満の場合、この効果を十分に得ることができない。このため、鑄込み開始温度から900 までの平均冷却速度は100 /s以上とする。なお、鑄込み開始温度から900 までの平均冷却速度の上限及び鑄込み開始温度は本発明では特に限定しないが、鑄込み開始温度から900 までの平均冷却速度が過度に速い場合又は鑄込み開始温度が低い場合、鋼板表面の欠陥が多くなり工業製品上問題となることから、鑄込み開始温度から900 までの平均冷却速度は300 /s以下、鑄込み開始温度は融点+80 以上が好ましい。鑄込み開始温度は、より好ましくは融点+100 以上である。鋼の冷却方法は特に限定しないが、水冷等により冷却された鑄造ロールの間や鑄型において冷却されることが好ましい。

【0034】

厚さ1.0mm以上8.0mm以下の鋼板として凝固

鋼板の厚さが1.0mm未満の場合、鋼板の穴あきや鋼板表面の欠陥が生じやすくなることから、鋼板の厚さは1.0mm以上とする。一方、鋼板の厚さが8.0mmを超える場合、所望の冷却速度が得られないため、鋼板の厚さは8.0mm以下とする。より好ましくは、6.0mm以下である。

【0035】

圧延率：50%以下で熱間圧延

凝固後の鋼板は、板厚方向に不均一な組織を有しており、韌性や冷間加工性を悪化させる一因となるため、必要に応じて熱間圧延を行ってもよい。圧延率が50%を超える場合、組織が微細化しやすく、冷間加工性が悪化しやすいため、熱間圧延する場合、圧延率は50%以下とすることが好ましい。

【0036】

800 から600 まで30 /s以上の平均冷却速度で冷却

凝固後又は熱間圧延後、800 から600 までの温度範囲を速く冷却することにより、微細な組織が得られ、一次焼鈍、冷延、及び二次焼鈍後にフェライト粒内にアスペクト比2以下の炭化物が存在する組織を得ることができ、冷間加工性が向上する。800

10

20

30

40

50



から600 までの温度範囲の平均冷却速度が30 /s未満の場合、フェライトなどの不均一な拡散変態組織が生じ、この効果が不十分でない。このため、800 から600 までの温度範囲の平均冷却速度は30 /s以上とする。早く冷却するほど上記効果が得られるので、800 から600 までの温度範囲の平均冷却速度の上限の規定はないが、冷却設備の省エネルギーの観点からは、800 から600 までの温度範囲の平均冷却速度は100 /s以下とすることが好ましい。なお、凝固後又は熱間圧延後に800 まで冷却する際の冷却速度は特に限定されない。

#### 【0037】

なお、凝固後又は熱間圧延後の鋼板は、通常コイル形状に巻き取られる。本発明では巻取り温度については特に規定しないが、巻取り温度が低すぎると鋼板が硬質化するため、巻取り温度は500 以上であることが好ましい。

10

#### 【0038】

焼鈍温度：600 以上  $A c_1$  変態点未満で一次焼鈍

上記のようにして得た鋼板に、一次焼鈍（炭化物の球状化焼鈍）を施す。焼鈍温度が  $A c_1$  変態点以上の場合、オーステナイトが生成し、焼鈍後の冷却過程において粗大なパーライト組織が形成され、不均一な組織となる。このため、焼鈍温度は  $A c_1$  変態点未満とする。フェライト粒内の炭化物粒の個数密度を所望の値とする上で、焼鈍温度は600 以上とする。より好ましくは、700 以上である。なお、雰囲気ガスは窒素、水素、窒素と水素の混合ガスのいずれも使用でき、これらのガスを使用することが望ましいが、Arを使用してもよく、特に限定されない。また、焼鈍時間は0.5～40時間とすることが好ましい。焼鈍時間を0.5時間以上とすることで、目標とする組織を安定して得ることができ、鋼板の硬度を所定の値以下とすることができるため、焼鈍時間は0.5時間以上が好ましい。より好ましくは、8時間以上である。また、焼鈍時間が40時間を超えると、生産性が低下し、製造コストが過大となりやすいため、焼鈍時間は40時間以下とすることが好ましい。なお、焼鈍温度は鋼板の表面温度とする。また焼鈍時間は、所定の温度を維持している時間とする。

20

#### 【0039】

圧延率：30～70%で冷間圧延

上記の鋼板に対して、冷間圧延を施す。圧延率が30%未満の場合、後述の二次焼鈍において再結晶が不十分となって組織が微細となり、冷間加工性が劣化する。このため、圧延率は30%以上とする。一方、圧延率が70%を超える場合、圧延負荷が過大となって工業上問題があるため、圧延率は70%以下とする。

30

#### 【0040】

焼鈍温度：600 以上  $A c_1$  変態点未満で二次焼鈍

上記のようにして得た鋼板に、二次焼鈍を施す。焼鈍温度が  $A c_1$  変態点以上であると、オーステナイトが生成し、焼鈍後の冷却過程において粗大なパーライト組織が形成され、不均一な組織となる。このため、焼鈍温度は  $A c_1$  変態点未満とする。炭化物の球状化を促進して所望のミクロ組織を得るため、焼鈍温度は600 以上とする。より好ましくは、700 以上である。なお、雰囲気ガスは窒素、水素、窒素と水素の混合ガスのいずれも使用でき、これらのガスを使用することが望ましいが、Arを使用してもよく、特に限定されない。また、焼鈍時間は0.5～40時間とすることが好ましい。焼鈍時間を0.5時間以上とすることで、目標とする組織を安定して得ることができ、鋼板の硬度を所定の値以下とすることができるため、焼鈍時間は0.5時間以上が好ましい。より好ましくは、8時間以上である。また、焼鈍時間が40時間を超えると、生産性が低下し、製造コストが過大となりやすいため、焼鈍時間は40時間以下とすることが好ましい。なお、焼鈍温度は鋼板の表面温度とする。また焼鈍時間は、所定の温度を維持している時間とする。

40

#### 【0041】

次に、本発明の部材及びその製造方法について説明する。

#### 【0042】

50

本発明の部材は、本発明の鋼板に対して、成形加工及び熱処理の少なくとも一方を施してなるものである。また、本発明の部材の製造方法は、本発明の鋼板の製造方法によって製造された鋼板に対して、成形加工及び熱処理の少なくとも一方を施す工程を有する。

【0043】

本発明の鋼板は、冷間加工性、打ち抜き性及び焼入れ性に優れている。また、本発明の鋼板を用いて得た部材は、焼入れ後の鋼板表面の硬さに優れるので、耐摩耗性に優れている。また、部材を製造する際に、打ち抜き加工する場合には、打ち抜きする際に使用する工具（金型）を高寿命化することができる。本発明の部材は、例えば、ギア、ミッション、シートクライナーなどの自動車部品に好適に用いることができる。

【0044】

成形加工は、プレス加工、打ち抜き加工等の一般的な加工方法を制限なく用いることができる。また、熱処理は、機械構造用炭素鋼鋼材、機械構造用合金鋼鋼材に適用される高周波焼入れ、浸炭焼入れ、焼入れ、焼戻し等の一般的な熱処理方法を制限なく用いることができる。

【実施例】

【0045】

表1に示す化学成分組成を有する鋼を精錬後、表2-1に示す条件で鑄造及び熱間圧延を行い、厚さ1.5mm~10.0mmの鋼板とした。なお、鑄込み開始温度は、それぞれの鋼の融点+100以上とした。次いで、鋼板表面に生じたスケールを除去し、表2-1に示す条件の一次焼鈍、冷間圧延、二次焼鈍を行い、厚さ0.75mm~5.0mmの鋼板とした。各鋼板の板厚は表2-2に示す。なお、一次焼鈍及び二次焼鈍は窒素雰囲気中にて行った。このようにして製造した鋼板について、下記に示す方法で、ミクロ組織、冷間加工性、打ち抜き性、焼入れ性を調査した。これらの結果を表3に示す。なお、熱間圧延率及び冷間圧延率で「-」と記載している製造条件は、圧延を行っていないことを意味する。

【0046】

なお、表1に示す $A_{c1}$ 変態点は、フォーマスター試験機にて、円柱状の試験片（直径3mm×高さ10mm）を用いて、加熱時の体積変化を測定することにより、フェライトからオーステナイトに変態を開始する温度（ $A_{c1}$ 変態点）を求めた。

【0047】

ミクロ組織

鋼板の板幅中央部から切断して採取した試料を板厚1/4位置まで研磨後、ナイトール腐食を施し、走査電子顕微鏡を用いて圧延方向断面の組織を観察した。走査電子顕微鏡写真に対して次に示す画像解析処理を行い、フェライト及び炭化物以外の残部組織の体積率、平均フェライト粒径、炭化物の球状化率、及びフェライト粒内の炭化物の割合を求めた。なお、それぞれの値には、異なる3視野の走査電子顕微鏡写真に対して画像解析処理を行って得られた値の算術平均値を用いた。

【0048】

走査電子顕微鏡写真に対して、画像解析ソフトを用いてフェライトと炭化物及び残部組織の二値化処理を行い、全体の面積に対して残部組織の面積が占める割合を、フェライト及び炭化物以外の残部組織の体積率として求めた。また、100%から残部組織の体積率（%）を引いた値を、ミクロ組織全体に対するフェライト及び炭化物の体積の割合（%）とした。

【0049】

平均フェライト粒径は、JIS G 0551に定められた結晶粒度の評価方法（切断法）を用いて測定した値を用いた。

【0050】

走査電子顕微鏡写真に対して、画像解析ソフトを用いてフェライトと炭化物の二値化処理を行い、さらに画像処理ソフトImage Jを用いて各炭化物のアスペクト比を求め、炭化物の総数に対してアスペクト比2以下の炭化物の数が占める割合（炭化物の球状化

10

20

30

40

50

率)を求めた。

【0051】

また、走査電子顕微鏡写真において、フェライト粒内に存在する炭化物と粒界上に位置する炭化物とを区別し、炭化物の総数に対して、フェライト粒内に存在する炭化物の数が占める割合を求めた。

【0052】

冷間加工性

冷間加工性を評価するため、鋼板からJIS13B号引張試験片を採取し、島津製作所社製AG-IS250kNを用いて、クロスヘッド速度10mm/minでJISZ2241(2011)の規定に準拠した引張試験を行い、突合せ伸び(%)を求めた。本発明では、30%以上の突合せ伸びを有する試料を優れた冷間加工性を有するとした。

10

【0053】

打ち抜き性

打ち抜き性を評価するため、打ち抜きに使用した工具(金型)の寿命を評価した。ファインblank加工における打ち抜き回数が30000回に達した時点での打ち抜きサンプル(打ち抜き面)の表面粗さRaを測定し、サンプル表面の表面粗さが16μm以下を評価Aランク、16μm超えを評価Bランクとした。本発明では、評価Aランクであった試料を優れた打ち抜き性を有するとした。

【0054】

焼入れ性(焼入れ後硬さ)

上記鋼板に対してせん断加工を施して部材を製造し、当該部材をソルトバスにて925で30minの等温保持後、水冷を行った。この熱処理を行った部材から切断して採取した試料を研磨後、圧延方向断面の鋼板表面から板厚方向に板厚×1/4の距離の位置に対して、荷重1.0kgfでピッカース硬さを測定し、HV430以上のピッカース硬さを有する試料を評価Aランク、HV430未満のピッカース硬さを有する試料を評価Bランクとした。本発明では、評価Aランクであった試料を優れた焼入れ性を有するとした。

20

【0055】

【表 1】

鋼番	化学成分(質量%)													Ac <sub>1</sub> (°C)	備考
	C	Si	Mn	P	S	sol. Al	N	Cr	B	Ni,Mo	Sb,Sn,Bi, Ge,Te,Se	Nb,Ti,V			
A	0.18	0.25	0.56	0.005	0.0008	0.071	0.0036	0.52	-	-	-	-	750	適合鋼	
B	0.45	0.02	0.36	0.007	0.0005	0.042	0.0041	0.15	0.0018	-	Sn:0.02, Bi:0.003, Ge:0.002	-	731	適合鋼	
C	0.33	0.66	0.41	0.006	0.0004	0.043	0.0047	0.33	-	Ni:0.2, Mo:0.2	Te:0.01, Se:0.01	-	751	適合鋼	
D	0.21	0.02	0.42	0.007	0.0004	0.002	0.0029	0.41	0.0030	-	Sb:0.01	-	742	適合鋼	
E	0.52	0.31	0.39	0.005	0.0005	0.035	0.0031	0.45	0.0020	-	-	Ti:0.015	741	適合鋼	
F	0.36	0.32	0.71	0.007	0.0004	0.011	0.0035	0.87	-	-	-	Nb:0.01, V:0.015	755	適合鋼	
G	0.11	0.25	0.61	0.006	0.0008	0.023	0.0034	0.51	0.0012	-	-	-	750	比較鋼	
H	0.76	0.05	0.49	0.006	0.0007	0.005	0.0031	0.35	0.0029	-	-	-	725	比較鋼	
I	0.42	0.34	0.24	0.006	0.0008	0.012	0.0036	0.57	0.0010	-	-	-	750	比較鋼	
J	0.24	0.92	0.86	0.005	0.0006	0.012	0.0036	0.29	-	-	-	-	752	比較鋼	
K	0.22	0.55	0.49	0.007	0.0006	0.029	0.0042	1.12	-	-	-	-	770	比較鋼	

【 0 0 5 6 】

10

20

30

40

【表 2 - 1】

No.	鋼番	鑄造・熱延条件				一次焼鈍条件		冷間 圧延率 (%)	二次焼鈍条件		備考
		※1 (°C/s)	※2 (mm)	熱間 圧延率 (%)	※3 (°C/s)	温度 (°C)	時間 (hr)		温度 (°C)	時間 (hr)	
1	A	240	1.5	-	50	715	20	50	715	20	発明例
2	A	87	10.0	-	37	715	20	50	715	20	比較例
3	B	131	2.5	35	47	715	20	35	715	20	発明例
4	B	191	2.5	-	24	715	20	50	715	20	比較例
5	C	230	3.0	-	72	715	20	50	715	20	発明例
6	C	184	3.0	-	43	780	10	51	715	20	比較例
7	D	223	5.0	-	35	715	20	50	715	20	発明例
8	D	124	5.0	-	44	715	20	25	715	20	比較例
9	E	143	5.0	-	50	715	20	50	715	20	発明例
10	E	221	5.0	-	34	715	20	-	焼鈍無し		比較例
11	F	210	7.5	-	39	715	20	61	715	20	発明例
12	F	192	7.5	-	60	715	20	50	780	10	比較例
13	G	150	5.0	-	40	715	20	50	715	20	比較例
14	H	114	5.0	-	49	715	20	50	715	20	比較例
15	I	130	5.0	-	40	715	20	51	715	20	比較例
16	J	150	5.0	-	49	715	20	50	715	20	比較例
17	K	199	5.0	-	54	715	20	50	715	20	比較例

※1: 溶湯を鑄込み開始温度から900°Cまで冷却する際の平均冷却速度

※2: 溶湯を冷却して凝固された際の鋼板の厚さ

※3: 800°Cから600°Cまでの平均冷却速度

【 0 0 5 7 】

【表 2 - 2】

No.	鋼番	組織				板厚 (mm)	備考
		※4 (%)	※5 ( $\mu$ m)	※6 (%)	※7 (%)		
1	A	95	15	91	63	0.75	発明例
2	A	98	4	82	52	5.0	比較例
3	B	99	11	92	67	1.1	発明例
4	B	96	11	91	49	1.3	比較例
5	C	95	14	94	62	1.5	発明例
6	C	88	8	67	41	1.5	比較例
7	D	97	14	95	69	2.5	発明例
8	D	98	4	82	70	3.8	比較例
9	E	95	8	88	64	2.5	発明例
10	E	96	1	81	69	5.0	比較例
11	F	97	12	82	62	2.9	発明例
12	F	83	6	34	39	3.8	比較例
13	G	95	14	90	77	2.5	比較例
14	H	98	8	86	65	2.5	比較例
15	I	97	13	92	64	2.5	比較例
16	J	97	7	82	71	2.5	比較例
17	K	99	6	91	63	2.5	比較例

※4: ミクロ組織全体に対して、フェライト及び炭化物が占める体積の割合

※5: フェライトの平均粒径

※6: 炭化物の総数に対して、アスペクト比2以下の炭化物の数が占める割合(炭化物の球状化率)

※7: 炭化物の総数に対して、フェライト粒内に存在する炭化物の数が占める割合

【 0 0 5 8 】

10

20

30

40

50

【表 3】

No.	冷間加工性	打抜き性	焼入れ性	備考
	全伸び (%)	金型寿命	焼入れ後硬さ (HV)	
1	39	A	A	発明例
2	21	B	A	比較例
3	42	A	A	発明例
4	28	A	A	比較例
5	45	A	A	発明例
6	39	B	A	比較例
7	48	A	A	発明例
8	25	B	A	比較例
9	37	A	A	発明例
10	10	B	A	比較例
11	36	A	A	発明例
12	35	B	A	比較例
13	31	A	B	比較例
14	25	A	A	比較例
15	32	A	B	比較例
16	27	A	A	比較例
17	21	A	A	比較例

## 【0059】

表3に示すように、発明例のNo. 1、3、5、7、9、11は、いずれも優れた冷間加工性、打ち抜き性及び優れた焼入れ性を示した。

## 【0060】

これに対して、比較例のNo. 2は、鋳込み開始から900 までの平均冷却速度が遅く、微細な鋳造組織を得ることができなかつたため、最終組織における平均フェライト粒径及びフェライト粒内の炭化物の割合が小さくなり、冷間加工性及び打ち抜き性に劣っていた。

## 【0061】

比較例のNo. 4は、800 から600 までの平均冷却速度が遅く、フェライト粒内に存在する炭化物の割合が小さくなったことから、冷間加工性に劣っていた。

## 【0062】

比較例のNo. 8は、冷間圧延率が小さく、二次焼鈍におけるフェライトの再結晶が不十分となり、冷間加工性及び打ち抜き性に劣っていた。

## 【0063】

比較例のNo. 10は、冷間圧延率及び二次焼鈍を行わなかつたため組織が微細となり、冷間加工性及び打ち抜き性に劣っていた。

## 【0064】

比較例のNo. 6、12は、一次焼鈍又は二次焼鈍における焼鈍温度が高かつたため焼鈍時にオーステナイトの逆変態が生じ、最終組織に粗大なパーライトが生じたため打ち抜き性に劣っていた。

## 【0065】

比較例のNo. 13、15は、C量又はMn量が少なく、焼入れ性に劣っていた。

## 【0066】

比較例のNo. 14、16、17は、C量、Si量、Mn量、又はCr量のいずれかが過多であつたため硬質化し、冷間加工性に劣っていた。

10

20

30

40

---

フロントページの続き

(72)発明者 横田 毅  
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

(72)発明者 金子 真次郎  
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

(72)発明者 三木 祐司  
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

Fターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA03 EA06 EA07 EA11 EA13 EA14 EA15 EA17  
EA18 EA19 EA20 EA22 EA23 EA25 EA26 EA27 EA30 EA31  
EA32 EB06 EB08 EB09 EC00 FB00 FD04 FE01 FE02 FE03  
FF02 FG01 FJ02 FJ04 FJ05 JA06