

(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2009-228128

(P2009-228128A)

(43) 公開日 平成21年10月8日(2009.10.8)

(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 U	4 E 0 0 2
C 2 2 C	38/06	(2006.01)	C 2 2 C	38/06		4 K 0 3 7
C 2 1 D	9/46	(2006.01)	C 2 1 D	9/46	F	
B 2 1 B	1/22	(2006.01)	B 2 1 B	1/22	K	
B 2 1 B	3/00	(2006.01)	B 2 1 B	3/00	A	

審査請求 未請求 請求項の数 2 O L (全 16 頁)

(21) 出願番号 特願2008-287692 (P2008-287692)  
 (22) 出願日 平成20年11月10日 (2008.11.10)  
 (31) 優先権主張番号 特願2008-50916 (P2008-50916)  
 (32) 優先日 平成20年2月29日 (2008.2.29)  
 (33) 優先権主張国 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 100147485  
 弁理士 杉村 憲司  
 (74) 代理人 100114292  
 弁理士 来間 清志  
 (74) 代理人 100149700  
 弁理士 高梨 玲子  
 (72) 発明者 妻鹿 哲也  
 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 中村 展之  
 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

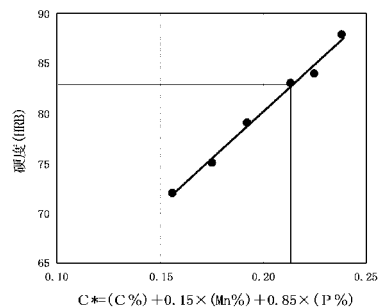
(54) 【発明の名称】 冷延鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】クラッチプレートやリング、クラッチディスク等に用いて好適な、高い硬度を備え、また打ち抜き加工時における端面性状および温度上昇時における平坦度に優れた冷延鋼板を提供する。

【解決手段】質量%で、C : 0.01 ~ 0.15%、Si : 0.03% 以下、Mn : 0.10 ~ 0.70%、P : 0.025% 以下、S : 0.025% 以下、Al : 0.01 ~ 0.05% および N : 0.008% 以下を含有し、かつこれらの成分が、 $(C\%) + 0.15 \times (Mn\%) + 0.85 \times (P\%) \geq 0.21$  の関係を満足し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成にすると共に、フェライト平均粒径が 2 ~ 10 μm で、未再結晶率が25%以上90%以下の部分再結晶組織とすることにより、硬度をロックウェル硬さHR Bで83以上とする。

【選択図】 図 1



## 【特許請求の範囲】

## 【請求項 1】

質量%で、

C : 0.01 ~ 0.15%、

Si : 0.03% 以下、

Mn : 0.10 ~ 0.70%、

P : 0.025% 以下、

S : 0.025% 以下、

Al : 0.01 ~ 0.05% および

N : 0.008% 以下

を含有し、かつこれらの成分が、次式 ( 1 )

$$(C\%) + 0.15 \times (Mn\%) + 0.85 \times (P\%) \leq 0.21 \quad \dots (1)$$

ただし、(M%) は元素 M の含有量 (質量%) を示す

の関係を満足し、残部は Fe および不可避免的不純物の組成になり、フェライト平均粒径が 2 ~ 10 μm で、未再結晶率が 25% 以上 90% 以下の部分再結晶組織からなり、硬度がロックウエル硬さ HRB で 83 以上であることを特徴とする冷延鋼板。

## 【請求項 2】

質量%で、

C : 0.01 ~ 0.15%、

Si : 0.03% 以下、

Mn : 0.10 ~ 0.70%、

P : 0.025% 以下、

S : 0.025% 以下、

Al : 0.01 ~ 0.05% および

N : 0.008% 以下

を含有し、かつこれらの成分が、次式 ( 1 )

$$(C\%) + 0.15 \times (Mn\%) + 0.85 \times (P\%) \leq 0.21 \quad \dots (1)$$

ただし、(M%) は元素 M の含有量 (質量%) を示す

の関係を満足し、残部は Fe および不可避免的不純物の組成になるスラブを、仕上げ温度 : A<sub>r3</sub> 変態点以上で熱間圧延し、巻取温度 : 580 ~ 750 の温度で巻き取り、ついで酸洗後、圧下率 : 65% 以上で冷間圧延し、その後、連続焼鈍により 680 以下の温度で焼鈍することを特徴とする冷延鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【技術分野】

## 【0001】

本発明は、自動車用変速機の機械部品であるクラッチプレートやリング、クラッチディスク等に用いて好適な、強度と打ち抜き加工性および耐熱変形性に優れた冷延鋼板およびその製造方法に関するものである。

## 【背景技術】

## 【0002】

自動車用トランスミッションは、クラッチプレートやシンクロナイザーリング、クラッチディスクなどから構成されており、駆動力を伝達するとともに、摩擦によって発生する熱を吸収する役目を担っている。このような部品は、鋼板をリング状に打ち抜くことによって製造される。トランスミッションは、このようなリング状のプレートを何枚も重ねて、トルクを伝達する構造になっており、その機能として、耐摩耗性とプレートの平坦度が要求される。そのため、素材である鋼板の必要特性として、硬度、打ち抜き加工時の性状 (平坦度およびバリなどの打ち抜き面性状) および加熱時の変形の少なさ、すなわち耐熱変形性に優れることなどが求められる。

## 【0003】

従来から、オートマチックトランスミッション (以下、AT という) のクラッチプレー

10

20

30

40

50

ト用素材としては、JIS G3311に規定される機械構造用鋼のうち、主にS35C冷延鋼板が使用されていた。このS35C冷延鋼板は、「スラブ 熱間圧延 酸洗 焼鈍 冷間圧延」の工程で製造される。S35C冷延鋼板は、Cを多く含む(0.35質量%程度)ことから、熱延鋼板のままでは硬度が高いため、冷間圧延前に炭化物の球状化と軟質化を目的とした、数時間以上の長時間の焼鈍を必須としている。従って、低価格が要求される自動車部品においては、コスト的に非常に不利になっている。

#### 【0004】

特許文献1には、冷間圧延前の熱延鋼板の焼鈍を省略する技術が開示されている。すなわち、Cを0.25質量%以下として軟質性をもたせた熱延鋼板を、圧下率：50%以上で冷間圧延することにより、所望の硬度と表面粗さを確保した、耐摩耗性と打ち抜き加工性に優れたATクラッチプレート用の冷延鋼板が提案されている。しかし、このような鋼板は、冷間圧延時の残留応力により、打ち抜き加工時に打ち抜き端面の性状が著しく劣化し、また、温度が上昇した場合、熱歪みが生じ、リング状製品の平坦度が著しく低下するという問題があった。

10

#### 【0005】

特許文献2には、上記した冷間圧延後の残留応力を改善する技術として、冷間圧延後の鋼板にさらに、ロール径：300mm以上の大ロールを用いて圧下率：1%程度の軽圧下圧延を施すことによって、残留応力を低減したATクラッチプレート用冷延鋼板が提案されている。しかし、この方法では、鋼板表裏に導入された歪みの差が低減されるため、プレス打ち抜き加工時における打ち抜き端面の性状は改善されるものの、鋼板内部における残留応力は開放されないため、温度上昇時に熱歪みによる変形が避けられず、リング状製品の平坦度が著しく低下することに変わりはない。

20

#### 【0006】

特許文献3には、酸洗等の鋼板表面粗度調整処理を行い、表面粗さを最適にした、摩擦材との接着性に優れたATクラッチプレート用鋼板が提案されている。この鋼板は、熱間圧延、酸洗後、好ましくは炭化物を球状化するため500~800で3時間以上焼鈍し、ついで圧下率1%以上で調質圧延もしくは冷間圧延後、鋼板表面粗度調整処理を行うものであるが、冷間圧延後の残留応力に起因したリング状製品の平坦度の著しい低下は、特許文献1および特許文献2と同様に解決されていなかった。

30

【特許文献1】特開2003-277883号公報

【特許文献2】特開2005-200712号公報

【特許文献3】特開2004-107722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、上記の問題を有利に解決するもので、クラッチプレート、リング、クラッチディスク等に用いて好適な、高い硬度を備え、また打ち抜き加工時における端面性状および温度上昇時における平坦度に優れた冷延鋼板を、その有利な製造方法と共に提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

40

#### 【0008】

以下、本発明の解明経緯について説明する。

従来のクラッチプレート用鋼板がもつ残留歪みに起因した弊害を解消するには、従来のように冷間圧延のままの鋼板を素材とするのではなく、冷間圧延後に焼鈍を施して残留歪みを開放させた冷延焼鈍板を素材とすれば良い。しかしながら、焼鈍により完全に再結晶させた場合には、必要な硬度を得ることができない。

そこで、発明者らは、この問題を解決すべく鋭意検討を重ねた結果、冷間圧延後の焼鈍によって鋼組織を完全な再結晶組織とするのではなく、一部未再結晶組織を残した部分再結晶組織とすることにより、所望の硬度を確保した上で、残留歪みに起因した問題、すなわち打ち抜き加工時における端面性状の劣化および温度上昇時の熱歪みに起因した平坦度

50

の劣化が軽減されることの知見を得た。

すなわち、再結晶組織と未再結晶組織を共存させた場合、再結晶組織には圧延歪みが残留していないので、その分打ち抜き加工時における端面性状の劣化や温度上昇時における平坦度の劣化が軽減され、また未再結晶組織には圧延歪みが残留しているので、この一部残留歪みと再結晶粒の微細化とが相まって必要な硬度が確保されることが究明されたのである。

さらに、鋼板の硬度には、鋼成分中、特にC、MnおよびPの寄与が大きく、これらを適量含有させることによって、必要強度が安定して得られることも併せて見出した。

本発明は、上記の知見を基に種々研究を重ねた末に開発されたものである。

#### 【0009】

本発明の要旨構成は、次のとおりである。

1. 質量%で、

C : 0.01 ~ 0.15%、

Si : 0.03% 以下、

Mn : 0.10 ~ 0.70%、

P : 0.025% 以下、

S : 0.025% 以下、

Al : 0.01 ~ 0.05% および

N : 0.008% 以下

を含有し、かつこれらの成分が、次式(1)

$$(C\%) + 0.15 \times (Mn\%) + 0.85 \times (P\%) \geq 0.21 \dots (1)$$

ただし、(M%)は元素Mの含有量(質量%)を示す

の関係を満足し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成になり、フェライト平均粒径が2 ~ 10 μmで、未再結晶率が25%以上90%以下の部分再結晶組織からなり、硬度がロックウエル硬さHRBで83以上であることを特徴とする冷延鋼板。

#### 【0010】

2. 質量%で、

C : 0.01 ~ 0.15%、

Si : 0.03% 以下、

Mn : 0.10 ~ 0.70%、

P : 0.025% 以下、

S : 0.025% 以下、

Al : 0.01 ~ 0.05% および

N : 0.008% 以下

を含有し、かつこれらの成分が、次式(1)

$$(C\%) + 0.15 \times (Mn\%) + 0.85 \times (P\%) \geq 0.21 \dots (1)$$

ただし、(M%)は元素Mの含有量(質量%)を示す

の関係を満足し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成になるスラブを、仕上げ温度：A<sub>r3</sub>変態点以上で熱間圧延し、巻取温度：580 ~ 750 の温度で巻き取り、ついで酸洗後、圧下率：65%以上で冷間圧延し、その後、連続焼鈍により680 以下の温度で焼鈍すること

#### 【発明の効果】

##### 【0011】

本発明に従い、鋼成分を調整した上で、鋼組織を部分再結晶組織とすることにより、クラッチプレートをはじめとする自動車用変速機の構成部品に用いて好適な、高強度(高硬度)で、打ち抜き加工性および耐熱変形性に優れた冷延鋼板を得ることができる。

また、本発明によれば、冷間圧延後の焼鈍は1時間未満の短時間で良く、しかも極めて生産効率の高い連続焼鈍炉で行うことができるので、本発明の冷延鋼板は、さほどのコストアップを招くことなしに製造することができ、従って価格競争の激しい自動車部品に用いて好適である。

10

20

30

40

50

## 【発明を実施するための最良の形態】

## 【0012】

以下、本発明を具体的に説明する。

まず、本発明において、鋼板の組織を上記のように限定した理由について述べる。

フェライト平均粒径：2～10 $\mu\text{m}$

十分な硬度を確保するためにはフェライト平均粒径が適正範囲にあることが必要で、10 $\mu\text{m}$ を超えるフェライト平均粒径では所望の硬度が得られない。一方、2 $\mu\text{m}$ 未満では、過度に硬度が上昇して、プレス打抜き性が低下する。好ましいフェライト平均粒径は、4～8 $\mu\text{m}$ の範囲である。

なお、本発明において、フェライト平均粒径は、鋼板の圧延方向の板厚断面を観察し、JIS G 0551（附属書）に記載の切断法に準拠して求める。

10

## 【0013】

未再結晶率：25%以上90%以下

本発明の冷延鋼板は、未再結晶組織と再結晶組織とからなる部分再結晶組織であることが最大の特徴である。鋼板の硬度を確保するためには、冷間圧延時に鋼板に付与される圧延歪が残存している未再結晶粒を一定量含有させる必要がある。打ち抜き加工性および耐熱変形性を向上させるには再結晶組織も一定量含有させる必要がある。つまり、高い硬度と打ち抜き加工性、耐熱変形性を兼ね備えるためには、未再結晶組織と再結晶組織との割合が重要である。

ここで、圧延歪の効果により所望の硬度を得るためには、未再結晶率を25%以上とする必要がある。しかしながら、未再結晶率が90%を超えると再結晶粒が著しく減少し、打ち抜き加工性が劣化するとともに、残留応力が大きくなりすぎ平坦度も劣化することから、未再結晶率は90%以下とする。より好ましくは40%以上80%以下の範囲である。

20

なお、未再結晶率は、鋼板の圧延方向の板厚断面を観察し、組織全体に占める未再結晶組織の占める割合（面積率）を求めて、これを未再結晶率とすればよい。

## 【0014】

次に、本発明において、鋼板の成分組成を前記のように限定した理由について述べる。

なお、成分についての「%」表示は、特に断らない限り質量%を意味するものとする。

C：0.01～0.15%

Cは、冷延鋼板の硬度および耐摩耗性の観点から重要な元素であり、C量が高くなると硬度および耐摩耗性がともに上昇する。従って、所望の硬度および耐摩耗性を得るために、C量は0.01%以上とする。一方、C量が0.15%を超えると打ち抜き加工性が劣化する。また、打ち抜き時の表裏の変形歪み差が大きくなり、さらには、昇温時に熱歪みによる変形が大きくなることから、打ち抜き材の平坦度が劣化する。従って、C量は、0.01～0.15%の範囲に限定した。好ましいC量は、0.05～0.15%の範囲であり、より好ましくは0.10～0.15%の範囲である。

30

## 【0015】

Si：0.03%以下

Si量が0.03%を超えると、熱延鋼板の表面にスケール起因の欠陥が発生しやすく、また、熱間圧延後に酸洗を行っても、スケールを完全に除去することが困難となる。このため、熱延鋼板表面にスケールに起因する欠陥が発生しやすく、鋼板の表面状態を悪化させ、その結果、冷間圧延後の焼鈍済み鋼板の表面性状にも悪影響を与える。従って、Si量は0.03%以下に限定した。好ましくは、0.02%以下であり、0%であってもよい。なお、現状の精錬技術では著しい製網コストの上昇を伴わないSi量の下限は0.005%程度である。

40

## 【0016】

Mn：0.10～0.70%

Mnは、鋼中に不純物として存在するSを析出物(MnS)として固定し、Sに起因する悪影響を低減する作用を有する元素である。この効果を得るためには、Mn量を0.10%以上とする必要がある。一方、Mn量が0.70%を超えると、鋼板の硬度が過度に上昇して打ち抜き加工性の低下を招く。これは、Mnが固溶強化により鋼を強化するからである。また、Mn量が

50

0.70%を超えると、熱延鋼板の表面にスケール起因の欠陥が発生しやすく、また、熱間圧延後に酸洗を行っても、スケールを完全に除去することが困難となる。その結果、冷間圧延後の焼鈍済み鋼板の表面性状にも悪影響を与え、所望の表面粗さが得られない。従って、Mn量は、0.10~0.70%の範囲に限定した。なお、Mn量は、0.50%以下とすることが好ましく、さらに好ましいMn量は、0.20~0.50%の範囲である。

【0017】

P：0.025%以下

Pは、固溶強化により鋼を強化する元素である。しかし、P量が0.025%を超えると、スラブ割れや鋼板の表面欠陥の発生原因となる。また、鋼の著しい硬度上昇を招き、打ち抜き加工性が劣化する。従って、P量は、0.025%以下に限定した。好ましいP量は、0.023%以下である。なお、P量が0.01%未満の場合には、その強化に及ぼす効果に乏しいので0.01%以上とすることが好ましい。

10

【0018】

S：0.025%以下

Sは、鋼中に不純物として存在する元素である。特にSが0.025%を超えて含有されると粗大な介在物を形成し、それが起点となって加工割れの原因となり、打ち抜き加工性の著しい低下を招く。また、Sは、熱延鋼板のスケール剥離性にも影響を及ぼし、S量が0.025%を超えると、酸洗後の表面性状が劣化して、その結果、冷間圧延後の焼鈍済み鋼板の表面粗さも粗くなる。従って、S量は0.025%以下に制限した。好ましくは、0.020%以下である。

20

【0019】

Al：0.01~0.05%

Alは、鋼の脱酸のために含有させる元素である。Al量が0.01%未満では、十分な脱酸効果は得られない。一方、Al量が0.05%を超えても脱酸効果は飽和する。従って、Al量は、0.01~0.05%の範囲に制限した。好ましいAl量は、0.03~0.05%の範囲である。

【0020】

N：0.008%以下

Nは、鋼中に不純物として存在する元素であり、N量が0.008%を超えると、鋼板が過度に硬化し打ち抜き加工性を低下させる。従って、N量は0.008%以下に制限した。好ましくは、0.005%以下である。

30

【0021】

以上、必須成分について説明したが、本発明では、各成分が上記の組成範囲を満足するだけでは不十分で、特にC、Mn、Pについては、次式(1)を満足させる必要がある。

$$C^* = (C\%) + 0.15 \times (Mn\%) + 0.85 \times (P\%) - 0.21 \dots (1)$$

本発明において、鋼板の硬度に大きく影響する元素はC、MnおよびPであり、このC\*は、本発明の鋼板において、硬度の指標となるものである。C\*の限定理由について、後述する実施例1をもとに作成した図1を用いて説明する。C\*と硬度(HRB)には、図1に示すような比例関係があり、C\*の値が0.21以上のとき、硬度が所望の83 HRB以上となる。従って、本発明では、C\*について上掲式(1)の条件を満足させるものとした。

40

【0022】

本発明の鋼板において、上記以外の成分は、Feおよび不可避的不純物である。ただし、本発明の効果を損なわない範囲内であれば、上記以外の成分の含有を拒むものではない。

【0023】

次に、本発明において、鋼板の硬度および表面粗さを上記のように限定した理由について述べる。

硬度(HRB)：83以上

トランスミッションは、鋼板をリング状に打ち抜いたプレートを何枚も重ねてトルクを伝達する構造になっている。従って、使用される鋼板には、耐摩耗性が要求され、耐摩耗性を確保することができる硬度(HRB)：83以上が必要となる。硬度が83 HRB未満の場合、耐摩耗性の低下が問題となるため、83 HRB以上とする必要がある。なお、硬度が95 HRB

50

を超えると、打ち抜き形状の不具合や、打ち抜き時において、鋼板に割れ、亀裂が発生するため、95 HRB以下とすることが好ましい。

また、耐摩耗性の向上には、表面粗度が小さいことが好ましく、本発明の鋼板においても、表面粗さを算術平均粗さ：Raで $0.3\mu\text{m}$ 以下とすることが好ましい。なお、製造コストを著しく上昇させない範囲で達成できる表面粗さの下限値としては、現状の技術レベルでは $0.1\mu\text{m}$ 程度である。

#### 【0024】

次に、本発明の冷延鋼板の製造方法について説明する。

上記の成分組成になるスラブを、仕上げ温度： $A_{r_3}$ 変態点以上で熱間圧延し、巻取温度：580~750 で巻き取り、さらにこの熱延鋼板を酸洗し、ついで圧下率：65%以上で冷間圧延した後、連続焼鈍炉において680 以下の温度で焼鈍を施す。

10

#### 【0025】

スラブの製造方法については、特に制限はなく常法に従えば良い。スラブの溶製および鑄造は、生産効率およびスラブ品質の観点から、転炉および連続鑄造機を用いて行うことが好ましい。

#### 【0026】

熱間圧延は、熱延鋼板の品質及び熱間圧延の効率などの点から、仕上げ温度は $A_{r_3}$ 変態点以上とする必要がある。仕上げ温度が $A_{r_3}$ 変態点未満の場合、熱延鋼板でのフェライト変態が促進されて、表層で粗大粒が形成され硬度が低下するという問題が生じる。その後の巻取りは、巻取温度を580~750 の範囲とする必要がある。巻取温度が580 未満では、結晶粒が過度に微細化すると共に、冷却歪みにより熱延鋼板が硬質化して冷間圧延性を阻害する。一方、巻取温度が750 を超える場合には、巻き取り後にフェライト平均粒径が粗大化すると共に、鋼板表面のスケール生成が過度に促進されて表面性状が劣化し、表面粗さが著しく劣化する。好ましい巻取温度は、600~720 の範囲である。なお、 $A_{r_3}$ 変態点は、示差熱膨張計等を用いた熱膨張測定により求めることができる。

20

#### 【0027】

熱延鋼板は、常法に従って酸洗され、鋼板表面のスケールを除去した後に、冷間圧延に供される。冷間圧延の圧下率は、65%以上とすることが必要である。これは、冷間圧延後に施される焼鈍において、フェライト粒を微細にして硬度を高めるとともに、表面粗さを小さくするために必要である。一方、圧下率の上限は、特に限定するものではないが、85%を超える高い圧下率で冷間圧延した場合には、圧延後の鋼板の形状不良や板厚精度の低下、冷間圧延機の圧延負荷が過大になることによる生産性の低下などが懸念される。従って、圧下率は、85%以下とすることが好ましい。

30

#### 【0028】

冷間圧延をした鋼板は、連続焼鈍炉にて焼鈍が施される。本発明において、冷間圧延後に再結晶完了温度以下で焼鈍することが特に重要である。焼鈍温度が再結晶完了温度を超えると、焼鈍後の組織がほぼ100%が再結晶組織となるため、冷間圧延時に導入された圧延歪は消滅する。従って、所望の高い硬度を得ることができない。そこで、焼鈍温度を再結晶完了温度以下とすることによって、未再結晶粒と再結晶粒が混在する部分再結晶組織とすることができる。

40

#### 【0029】

本発明の方法では、未再結晶率の比率は焼鈍温度によって決定され、焼鈍温度を680以下とすることで、未再結晶率を25%以上とすることができる。焼鈍温度の下限は、特に限定するものではないが、連続炉の温度及び雰囲気制御性と生産性の観点から、500以上とすることが好ましい。また、焼鈍後の冷却速度は、特に限定するものではないが、5~25 /s程度とすることが好ましい。さらに、この冷却の途中、320~420 の温度範囲で保熱処理を施すことは、鋼板の形状安定性や、調質圧延を施す場合には調質圧延での表面粗度調整の点で有利である。

なお、未再結晶率は、焼鈍温度により適宜調整することが可能である。未再結晶率と焼鈍温度との関係は、例えば、以下のように求めた見かけの未再結晶率と該未再結晶率を得

50

る焼鈍温度との関係を予め求めておき、この関係を基に、所望の未再結晶率を得る焼鈍温度に調整すればよい。

$$(\text{見かけの未再結晶率}) = (\text{HRB(P)} - \text{HRB(S)}) / (\text{HRB(H)} - \text{HRB(S)}) \times 100 (\%)$$

ただし、

- ・HRB(P)：所定温度で焼鈍した鋼板のロックウェル硬さ（Bスケール）
- ・HRB(S)：完全に再結晶組織となる温度で焼鈍した鋼板のロックウェル硬さ（Bスケール）
- ・HRB(H)：全く再結晶が起こらない温度で焼鈍した鋼板のロックウェル硬さ（Bスケール）

なお、上記した見かけの未再結晶率を求めるにあたっては、焼鈍後の冷却条件による硬度の変動を除外するため、冷間圧延後の鋼板を焼鈍後水焼入れした鋼板の硬度を測定して求めることが好ましい。

また、上記のようにして求めた見かけの未再結晶率と鋼板硬度の関係を予め求めておき、この関係をもとに、焼鈍後の鋼板の硬度から、見かけの未再結晶率を求め、鋼板の未再結晶率を推定することも可能である。

#### 【0030】

焼鈍後の冷延鋼板を、調質圧延にて、軽圧下圧延しても良い。これは、表面粗さを調整するとともに硬度をさらに改善するためである。例えば、好ましい表面粗さ：Ra 0.3 μmとするには、圧延率は伸び率で2%以上とすることが好ましい。なお、圧延率の上限は特に限定するものではないが、過度に高い圧延率では、鋼板の形状にばらつきを生じる。また、調質圧延を行う圧延機の能力を考慮すると、圧延率は伸び率で5%以下とすることが好ましい。

#### 【実施例1】

#### 【0031】

表1に示す成分組成になるスラブを、1200 に加熱したのち、仕上げ温度をA<sub>r3</sub>変態点以上として熱間圧延し、次いでランナウトテーブル上で冷却して600 で巻き取り、熱延鋼板の板厚を5mmとした。ついで、酸洗にてスケール除去した後、圧下率：70%で冷間圧延し、板厚：1.5mmの冷延鋼板とした。この冷延鋼板を脱脂した後、連続焼鈍炉にて650で焼鈍を施した。焼鈍時間は、1分とした。焼鈍後は、鋼板を10 /sの速度で冷却した後、320～420 で2.5分間保熱したのちに室温まで冷却した。さらに、調質圧延ラインにて、圧延率（伸び率）：3.0%で軽圧下圧延した。

#### 【0032】

かくして得られた鋼板のフェライト平均粒径、未再結晶率、表面粗さ、硬度、打ち抜き加工性および耐熱変形性について調べた結果を表1に併記する。

なお、各調査項目については次に示す方法で測定した。

フェライト平均粒径

鋼板から試料（圧延方向の板厚断面）を切り出して研磨後、フェライト結晶粒界を現出させ、電子顕微鏡で800倍の倍率で観察して写真撮影したのち、JIS G 0551（附属書）に記載の切断法による鋼のフェライト粒度試験方法（JIS G 0552（1998））に準拠して求めた。

#### 【0033】

未再結晶率

未再結晶率は、フェライト平均粒径を求めた場合と同様に、圧延方向の板厚断面を800倍で観察し、未再結晶組織の面積率を求め、これを未再結晶率とした。

#### 【0034】

表面粗さ

JIS B0601に規定される測定方法に準拠し、算術平均粗さ：Raを求めた。

#### 【0035】

硬度（HRB）

鋼板から20×60mmの大きさの試料を切り出し、JIS Z 2245に規定されるロックウェル硬

10

20

30

40

50

さ試験方法に準拠して測定した。測定は、Bスケールで10点行い、その平均値を硬度(HRB)とした。

【0036】

打ち抜き加工性

プレス式の打ち抜き機により、打ち抜き寸法：内径140mm×外径160mm、クリアランス：板厚の10%（板厚：1.5mm）で打ち抜いたリング状試験片を製作した後、鋼板圧延断面での打ち抜き端面を倍率10～20倍の光学顕微鏡にて観察し、次の基準にて評価した。

・良好(○)：打ち抜き端面に亀裂やポイドが認められず、バリや極端なダレの発生がない。

・不良(×)：打ち抜き端面に亀裂やポイドが認められる、あるいはバリが発生している。

10

【0037】

耐熱変形性

打ち抜き加工性を評価したものと同一のリング状試験片を300℃で30分間加熱した後、室温まで空冷したときの試験片の反り量で評価した。反り量が0.1mm以下であれば良好といえる。

なお、反り量の測定は次のように行った。加熱・空冷後の試験材を#800以上のエミリー研磨紙で両面を研磨した後、定盤の上に置き、接触式のハイトゲージを用いて周方向10箇所の高さを測定し、マイクロメーターで測定した同一箇所の板厚との差を求め、その最大値を反り量とした。

20

【0038】

【表 1】

表 1

No.	鋼成分 (質量%)								フェライト 平均粒径 ( $\mu\text{m}$ )	未再結晶率 (%)	表面粗さ (Ra: $\mu\text{m}$ )	硬度 (HRB)	打ち抜き 加工性	反り量 (mm)	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	C*							
a	0.140	0.007	0.45	0.020	0.004	0.035	0.005	0.225	4	75	0.20	84	○	0.08	発明例
b	0.130	0.006	0.43	0.022	0.007	0.038	0.004	0.213	5	75	0.16	83	○	0.05	発明例
c	0.150	0.005	0.47	0.021	0.008	0.041	0.005	0.238	3	70	0.20	88	○	0.07	発明例
d	0.120	0.008	0.29	0.014	0.010	0.037	0.004	0.175	6	55	0.18	75	○	0.06	比較例
e	0.110	0.007	0.41	0.024	0.006	0.040	0.005	0.192	7	60	0.24	79	○	0.07	比較例
f	0.100	0.008	0.27	0.018	0.009	0.039	0.004	0.156	10	45	0.22	72	○	0.08	比較例
g	0.115	0.007	0.50	0.025	0.008	0.038	0.005	0.211	8	50	0.20	83	○	0.06	発明例

注) 下線は適正範囲外を示す。

表 1 に示したとおり、発明鋼はいずれも、所望のフェライト平均粒径、未再結晶率、表面粗さが得られ、硬度 (HRB)、打ち抜き加工性および耐熱変形性に優れることが確認された。

【実施例 2】

【0040】

表 2 に示す成分組成になるスラブを、1250 に加熱したのち、表 3 に示す仕上げ温度で熱間圧延し、ランナウトテーブル上で冷却して650 で巻き取った。熱延鋼板の板厚は、3 ~ 10mmとした。ついで、酸洗にてスケール除去した後、50 ~ 80%の範囲の圧下率で冷間圧延し、板厚：1.5mmの冷延鋼板とした。この冷延鋼板を脱脂した後、連続焼鈍炉にて焼鈍を施した。焼鈍温度は680 以下の種々の温度とし、焼鈍時間は、1分とした。焼鈍後

10

は、鋼板を10 / s の速度で冷却した後、320 ~ 420 の温度範囲で2.5分間保熱したのちに室温まで冷却した。さらに、調質圧延ラインにて、0 ~ 3.5%の範囲の圧延率(伸び率)で軽圧下圧延した。

なお、表 2 に示す  $A_{r3}$  変態点は、各々の鋼スラブより試験片を採取して、1250 で30分加熱保持した後、冷却速度：1 / 秒で冷却し、示差熱膨張計で測定した。

【0041】

かくして得られた鋼板のフェライト平均粒径、未再結晶率、表面粗さ、硬度 (HRB)、打ち抜き加工性および耐熱変形性について調べた結果を表 3 に併記する。

【0042】

【表 2】

(質量%)

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Al	N	C*	A <sub>r3</sub> 変態点 (°C)	備考
A	0.140	0.007	0.45	0.020	0.004	0.035	0.005	0.225	834	発明鋼
B	<u>0.180</u>	0.007	<u>0.08</u>	0.022	0.005	0.042	0.004	0.211	824	比較鋼
C	0.140	<u>0.400</u>	0.42	0.021	0.003	0.038	0.006	0.221	852	比較鋼
D	0.090	0.006	<u>0.80</u>	<u>0.040</u>	0.006	0.045	0.004	0.244	849	比較鋼
E	0.150	0.009	0.37	0.019	0.005	<u>0.066</u>	<u>0.010</u>	0.222	832	比較鋼
F	<u>0.006</u>	0.008	0.39	0.025	<u>0.090</u>	0.039	0.003	<u>0.086</u>	895	比較鋼
G	0.130	0.008	0.29	0.014	0.010	0.007	0.004	<u>0.185</u>	837	比較鋼
H	<u>0.004</u>	0.009	0.44	0.024	0.005	0.038	0.005	<u>0.090</u>	898	比較鋼
I	0.115	0.007	0.50	0.025	0.008	0.038	0.005	0.211	841	発明鋼
J	0.085	0.008	0.70	0.025	0.005	0.034	0.005	0.211	851	発明鋼

注) 下線は適正範囲外を示す。

【表 3】

表 3

鋼種	No.	熱間圧延 仕上げ温度 (°C)	熱間圧延 巻取温度 (°C)	冷間圧延 圧下率 (%)	焼鈍 温度 (°C)	調質圧延 圧延率 (伸び率) (%)	フェライト 平均粒径 ( $\mu\text{m}$ )	未再結晶率 (%)	表面粗さ (Ra: $\mu\text{m}$ )	硬度 (HRB)	打ち抜き 加工性	反り量 (mm)	備考
A	1	850	650	75	650	3.0	4	75	0.20	84	○	0.08	発明例
	2	850	600	65	650	3.5	7	50	0.14	83	○	0.05	発明例
	3	860	550	75	620	3.0	4	92	0.16	96	×	0.21	比較例
	4	850	630	75	630	1.0	5	60	0.42	83	○	0.05	発明例
	5	860	630	65	740	3.2	10	5	0.18	76	○	0.04	比較例
	6	860	650	50	640	3.5	18	70	0.15	78	×	0.20	比較例
	7	850	650	80	800	3.0	15	10	0.20	74	○	0.03	比較例
	8	850	640	85	650	3.5	3	97	0.22	97	×	0.28	比較例
	9	850	630	70	630	0	6	75	0.48	86	○	0.03	発明例
	10	850	650	65	630	3.2	8	85	0.33	88	×	0.34	比較例
B	11	870	650	65	650	3.5	7	85	0.51	83	×	0.18	比較例
C	12	870	650	80	640	3.5	5	80	0.44	90	×	0.22	比較例
D	13	850	650	70	680	3.0	9	80	0.29	83	×	0.24	比較例
E	14	890	650	75	650	3.0	24	0	0.16	57	×	0.10	比較例
F	15	860	620	80	640	3.2	10	25	0.15	68	○	0.05	比較例
G	16	890	600	75	650	3.0	16	15	0.20	59	○	0.07	比較例
H	17	860	590	85	620	4.0	6	90	0.13	84	○	0.07	発明例
I	18	860	600	70	650	3.0	9	83	0.14	83	○	0.06	発明例

注) 下線は適正範囲外を示す。

10

20

30

40

表3に示したとおり、発明鋼である鋼種A、IおよびJにおいて、熱間圧延時の仕上げ温度、冷間圧延時の圧下率、焼鈍温度および調質圧延時の圧延率（伸び率）のいずれもが適正範囲内であるとき、所望のフェライト平均粒径、未再結晶率および表面粗さが得られ、優れた硬度（HRB）、打ち抜き加工性および耐熱変形性が得られることを確認できた。

これに対し、比較鋼である鋼種B～Hについては、熱間圧延時の仕上温度、冷間圧延時の圧下率、焼鈍温度のいずれもが適正範囲内であっても、フェライト平均粒径、未再結晶率および表面粗さのいずれかが適正範囲外であり、その結果、本発明で所期していたほど良好な硬度（HRB）、打ち抜き加工性および耐熱変形性は得られなかった。

なお、実施例1、2については、次のようにして見かけの未再結晶率を求めたが、前記のようにして求めた見かけの未再結晶率と同等の結果を得た。

$$(\text{見かけの未再結晶率}) = \left( (\text{HRB(P)})' - (\text{HRB(S)})' \right) / \left( (\text{HRB(H)})' - (\text{HRB(S)})' \right) \times 100 (\%)$$

ただし、

(HRB(P))' : 部分再結晶組織を有する鋼板のロックウェル硬さ（Bスケール）

(HRB(S))' : 完全に再結晶組織となっている鋼板のロックウェル硬さ（Bスケール）

(HRB(H))' : 全く再結晶組織を含まない鋼板のロックウェル硬さ（Bスケール）

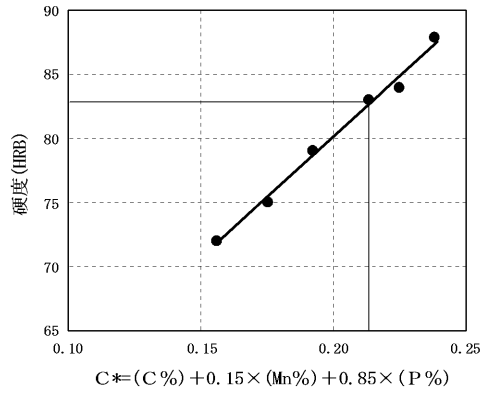
また、(HRB(S))' と (HRB(H))' は、次のようにして求めた。焼鈍前の冷延鋼板を580と780 で100秒以下の時間で加熱したのち、水焼入れし、それぞれの試料について硬度（HRB）測定と組織観察を行った。加熱温度が580 の試料については、全く再結晶組織を含まないことを確認した上で硬度（HRB）測定し、(HRB(H))' とした。一方、加熱温度が780 の試料については、完全に再結晶組織となっていることを確認した上で硬度（HRB）測定し、(HRB(S))' とした。

【図面の簡単な説明】

【0045】

【図1】  $C^* = (C\%) + 0.15 \times (Mn\%) + 0.85 \times (P\%)$  と硬度（HRB）との関係を示すグラフである。

【 図 1 】



---

フロントページの続き

(72)発明者 小林 崇

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 長滝 康伸

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 壁谷 隆昌

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) 4E002 AA07 AD04 AD05 BC05 BC07 BD03 BD08 BD10 CB01

4K037 EA01 EA05 EA06 EA15 EA18 EA23 EA25 EA27 EB06 EB08

FA02 FC07 FE02 FE03 FG03 FH01 FJ04 FK02 FK08 FM02

JA06 JA07