

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第3814134号  
(P3814134)

(45) 発行日 平成18年8月23日(2006.8.23)

(24) 登録日 平成18年6月9日(2006.6.9)

(51) Int. Cl.	F I
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 S
B 2 1 B 1/26 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 W
B 2 1 B 3/00 (2006.01)	B 2 1 B 1/26 D
B 2 1 B 45/02 (2006.01)	B 2 1 B 3/00 A
B 2 1 C 47/02 (2006.01)	B 2 1 B 45/02 3 2 O S
請求項の数 11 (全 22 頁) 最終頁に続く	

(21) 出願番号	特願2000-286447 (P2000-286447)	(73) 特許権者	000006655
(22) 出願日	平成12年9月21日(2000.9.21)		新日本製鐵株式会社
(65) 公開番号	特開2002-97545 (P2002-97545A)		東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(43) 公開日	平成14年4月2日(2002.4.2)	(74) 代理人	100105441
審査請求日	平成14年3月29日(2002.3.29)		弁理士 田中 久喬
		(74) 代理人	100107892
			弁理士 内藤 俊太
		(72) 発明者	高橋 学
			富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社
			技術開発本部内
		(72) 発明者	吉永 直樹
			富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社
			技術開発本部内
最終頁に続く			

(54) 【発明の名称】 加工時の形状凍結性と衝撃エネルギー吸収能に優れた高加工性高強度冷延鋼板とその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C ; 0.04 ~ 0.3%、

Mn ; 3%以下、

P ; 0.2%以下

を含み、更に、

Si ; 0.003 ~ 3%、

Al ; 3%

以下の一方または双方を合計で0.5%以上3%以下含み、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、ミクロ組織がフェライトもしくはベイナイトを体積分率最大の相とし、体積分率で3%以上(ただし5%以下を除く)の残留オーステナイトを含む第2相との複合組織であり、少なくとも1/2板厚における板面の{100}<011>~{223}<110>方位群のX線ランダム強度比の平均値が3.0以上でかつ{554}<225>、{111}<112>および{111}<110>の3つの結晶方位のX線ランダム強度比の平均値が3.5以下、さらに圧延方向のr値および圧延方向と直角方向のr値のうち少なくとも1つが0.7以下であることを特徴とする、加工時の形状凍結性と衝撃エネルギー吸収能に優れた高加工性高強度冷延鋼板。

【請求項2】

残留オーステナイト中の固溶C質量% Cと鋼材の平均Mn等量質量%(Mneq = Mn

+ (Ni + Cr + Cu + Mo) / 2) によって決まる値 ( $M = 678 - 428 \times C - 33 \times Mneq$ ) が -140 以上 180 以下であることを特徴とする請求項 1 記載の加工時の形状凍結性と衝撃エネルギー吸収能に優れた高加工性高強度冷延鋼板。

【請求項 3】

相当ひずみで 5% の塑性変形を与えた後の残留オーステナイト体積分率が 2% 以上でかつ塑性変形前後の残留オーステナイト体積分率の比が 0.35 以上であることを特徴とする請求項 1 又は 2 記載の加工時の形状凍結性と衝撃エネルギー吸収能に優れた高加工性高強度冷延鋼板。

【請求項 4】

質量%で、  
 Ni ; 3% 以下、  
 Cr ; 3% 以下、  
 Cu ; 2% 以下、  
 Mo ; 2% 以下、  
 W ; 2% 以下、  
 Sn ; 0.3% 以下  
 の中の 1 種または 2 種以上を含み、C、Mn、Ni、Cr、Cu、Mo、W 及び Sn の合計が 0.5% 以上 3.5% 以下であることを特徴とする請求項 1 ~ 3 のいずれか 1 項に記載の、加工時の形状凍結性と衝撃エネルギー吸収能に優れた高加工性高強度冷延鋼板。

【請求項 5】

質量%で、Co を 0.01% 以上 3% 以下含むことを特徴とする、請求項 1 ~ 4 の何れか 1 項に記載の加工時の形状凍結性と衝撃エネルギー吸収能に優れた高加工性高強度冷延鋼板。

【請求項 6】

質量%で、  
 Nb ; 0.3% 以下、  
 Ti ; 0.3% 以下、  
 V ; 0.3% 以下  
 の 1 種又は 2 種以上を合計で 0.001% 以上 0.3% 以下含む事を特徴とした請求項 1 ~ 5 のいずれか 1 項に記載の加工時の形状凍結性に優れた高加工性高強度冷延鋼板。

【請求項 7】

B を 0.01 質量% 以下含むことを特徴とした請求項 1 ~ 6 のいずれか 1 項に記載の加工時の形状凍結性と衝撃エネルギー吸収能に優れた高加工性高強度冷延鋼板。

【請求項 8】

質量%で、  
 Ca ; 0.0005 ~ 0.005%、  
 Rem ; 0.001 ~ 0.02%  
 の一方もしくは双方を含むことを特徴とした請求項 1 ~ 7 のいずれか 1 項に記載の加工時の形状凍結性と衝撃エネルギー吸収能に優れた高加工性高強度冷延鋼板。

【請求項 9】

請求項 1 ~ 8 の何れか 1 項に記載の冷延鋼板にめっきをした、加工時の形状凍結性と衝撃エネルギー吸収能に優れた高加工性高強度冷延鋼板。

【請求項 10】

請求項 1 ~ 8 のいずれか 1 項に記載の冷延鋼板を製造するにあたり、請求項 1、4 ~ 8 の何れか 1 項に記載の成分を有する鑄造スラブを、鑄造まもしくは一旦冷却した後に 1000 ~ 1300 の範囲に再度加熱し、( $Ar_3 - 50$ ) ~ ( $Ar_3 + 100$ ) の温度範囲における圧下率の合計が 25% 以上となるように制御し、( $Ar_3 - 50$ ) 以上で熱間圧延を終了し、熱間圧延後冷却して (1) 式に示す鋼の化学成分で決まる臨界温度  $T_0$  以下で巻き取った後、酸洗・冷間圧延を施し、連続焼鈍工程にて鋼の化学成分で決まる  $A_{c1}$  変態温度以上、 $A_{c3}$  変態温度以下の温度にて焼鈍し、その後 1 ~ 250

10

20

30

40

50

／秒の冷却速度で冷却する際に、480 以下300 以上の温度範囲の滞留時間を15 秒以上30 分以下に制御することを特徴とする加工時の形状凍結性と衝撃エネルギー吸収能に優れた高加工性高強度冷延鋼板の製造方法。

$$T_o = -650 \cdot 4 \times \{ C \% / (1.82 \times C \% - 0.001) \} + B \cdot \cdot \cdot (1)$$

ここで、Bは質量%で表現した鋼の成分より求まる。

$$B = -50.6 \times Mneq + 894.3$$

$$Mneq = Mn \% + 0.24 \times Ni \% + 0.13 \times Si \% + 0.38 \times Mo \% \\ + 0.55 \times Cr \% + 0.16 \times Cu \% - 0.50 \times Al \% \\ - 0.45 \times Co \% + 0.90 \times V \%$$

但し、

$$Ar_3 = 901 - 325 \times C \% + 33 \times Si \% + 287 \times P \% + 40 \times Al \% \\ - 92 \times (Mn \% + Mo \% + Cu \%) - 46 \times (Cr \% + Ni \%)$$

$$Ac_1 ( ) = 723 - 10.7 \times Mn \% - 16.9 \times Ni \% \\ + 29.1 \times Si \% + 16.9 \times Cr \%$$

$$Ac_3 ( ) = 910 - 203 \times (C \%)^{1/2} - 15.2 \times Ni \% \\ + 44.7 \times Si \% + 31.5 \times Mo \% + 13.1 \times W \% - 30 \times Mn \% \\ - 11 \times Cr \% - 20 \times Cu \% + 70 \times P \% + 40 \times Al \%$$

#### 【請求項11】

請求項10に記載された方法で製造された冷延鋼板に0.4%以上5%以下のスキンパス圧延を施すことを特徴とする加工時の形状凍結性と衝撃エネルギー吸収能に優れた高加工性高強度冷延鋼板の製造方法。

#### 【発明の詳細な説明】

#### 【0001】

#### 【発明の属する技術分野】

本発明は、自動車部材等に使用され、効率よく自動車部材の軽量化を達成することのできる加工時の形状凍結性と衝撃エネルギー吸収能に優れた高加工性高強度鋼板とその製造方法に関するものである。

#### 【0002】

#### 【従来の技術】

自動車からの炭酸ガスの排出量を抑えるために、高強度鋼板を使用して自動車車体の軽量化が進められている。また、搭乗者の安全性の確保のためにも、自動車車体には軟鋼板の他に高強度鋼板が多く使用されるようになってきている。更に自動車車体の軽量化を今後進めていくために、従来以上に高強度鋼板の使用強度レベルを高めたいという新たな要請が非常に高まりつつある。しかしながら、高強度鋼板に曲げ変形を加えると、加工後の形状はその高強度ゆえに、加工治具の形状から離れて加工前の形状の方向にもどりやすくなる。加工を与えても元の形状の方向にもどろうとする現象はスプリング・バックと呼ばれている。このスプリング・バックが発生すると、狙いとする加工部品の形状が得られない。従って、従来の自動車の車体では、主として440MPa以下の高強度鋼板に限って使用されてきた。自動車車体にとっては、490MPa以上の高強度鋼板を使用して車体の軽量化を進めていく必要があるにもかかわらず、スプリング・バックが少なく形状凍結性の良い高強度鋼板が存在しないのが実状である。付け加えるまでもなく、440MPa以下の高強度鋼板や軟鋼板の加工後の形状凍結性を高めることも、自動車や家電製品などの製品の形状精度を高める上で極めて重要であることはいうまでもない。

#### 【0003】

また、特開平10-72644号公報には、圧延面に平行な面における{200}集合組織の集積度が1.5以上であることを特徴とするスプリングバック量が小さいオーステナイト系ステンレス冷延鋼板が開示されている。しかし、フェライト系鋼板のスプリングバック量を小さくする技術については何ら記載されていない。

#### 【0004】

また一方では、高強度鋼板が適用される複雑な形状の自動車部品へプレス成形可能な良好

10

20

30

40

50

なプレス成形性を確保することも要求される。高強度鋼板のプレス成形性を向上させる方法として、例えば特開平6-145892号公報には、鋼中に一定量以上のオーステナイトを残留させ、この残留オーステナイトからマルテンサイトへの加工誘起変態を利用する方法が提案されているが、この様な良加工性の高強度鋼板において、上述の形状凍結性を向上させる方法については明確にされていない。

【0005】

更に、良好な加工性を有しつつ自動車の衝突時の衝撃エネルギー吸収能を高める方法については、例えば特開平11-080879号公報に同じく残留オーステナイトを利用する方法が提案されているが、この様な良好な加工性と衝撃エネルギー吸収能を持つ高強度鋼板において、上述の形状凍結性を向上させる方法については明確にされていない。

10

【0006】

【発明が解決しようとする課題】

曲げ加工を施す自動車用部材に適用する鋼板の強度を増すと、鋼板強度の上昇にしたがってスプリング・バックの量が増大し、形状不良が発生し、高強度鋼板の適用が制限されているのが現状である。また、良好なプレス成形性と高い衝撃エネルギー吸収能は高強度鋼板が自動車部品等に適用されるためには欠くことの出来ない特性である。本発明は、この問題を抜本的に解決して、良好な形状凍結性と良好なプレス成形性及び高い衝撃エネルギー吸収能を兼備する高強度鋼板及びその製造方法を提供するものである。

【0007】

【課題を解決するための手段】

従来の知見によれば、スプリング・バックを抑えるための方策としては、鋼板の降伏点を低くすることがとりあえず重要であると考えられていた。そして、降伏点を低くするためには、引張強さの低い鋼板を使用せざるをえなかった。しかしこれだけでは、鋼板の曲げ加工性を向上させ、スプリング・バック量を低く抑えるための根本的な解決にはならない。

20

【0008】

そこで本発明者らは、曲げ加工性を向上させてスプリング・バックの発生を根本的に解決するために、新たに鋼板の集合組織の曲げ加工性への影響に着目して、その作用効果を詳細に調査、研究した。そして、曲げ加工性に優れた鋼板を見いだしたものである。すなわち、その結果、 $\{100\} < 011 > \sim \{223\} < 110 >$  方位群と $\{554\} < 225 >$ 、 $\{111\} < 112 >$ 、 $\{111\} < 110 >$ の各方位のX線ランダム強度比を制御すること、さらには圧延方向のr値および圧延方向と直角方向のr値のうち少なくとも1つをできるだけ低い値にすることで、曲げ加工性が飛躍的に向上することを明らかにしたものである。

30

【0009】

しかし、圧延方向のr値および圧延方向と直角方向のr値のうち少なくとも1つを低い値にすると、プレス成形性が劣化することが予想され、形状凍結性と加工性の両立が困難となる。そこで、筆者らは鋭意研究の結果、上記集合組織制御とミクロ組織中へのオーステナイトの残留を同時に成立させ、更に残留オーステナイトの性質を制御することによって、形状凍結性と加工性および衝突エネルギー吸収能を同時に高めることが出来ることを明らかにした。

40

【0010】

本発明は前述の知見に基づいて構成されており、その主旨とするところは以下の通りである。

【0011】

(1) 質量%で、  
C ; 0.04 ~ 0.3 %、  
Mn ; 3 % 以下、  
P : 0.2 % 以下  
を含み、更に、

50

Si ; 0.003 ~ 3%、

Al ; 3%

の一方または双方を合計で0.5%以上3%以下含み、残部がFe及び不可避的不純物からなり、ミクロ組織がフェライトもしくはベイナイトを体積分率最大の相とし、体積分率で3%以上(ただし5%以下を除く)の残留オーステナイトを含む第2相との複合組織であり、少なくとも1/2板厚における板面の{100} < 011 > ~ {223} < 110 > 方位群のX線ランダム強度比の平均値が3.0以上でかつ{554} < 225 >、{111} < 112 > および{111} < 110 > の3つの結晶方位のX線ランダム強度比の平均値が3.5以下、さらに圧延方向のr値および圧延方向と直角方向のr値のうち少なくとも1つが0.7以下であることを特徴とする、加工時の形状凍結性と衝撃エネルギー

10

【0012】

(2) 残留オーステナイト中の固溶C質量% Cと鋼材の平均Mn等量質量%(Mneq = Mn + (Ni + Cr + Cu + Mo) / 2)によって決まる値(M = 678 - 428 × C - 33 × Mneq)が-140以上180以下であることを特徴とする前記(1)項記載の加工時の形状凍結性と衝撃エネルギー吸収能に優れた高加工性高強度冷延鋼板。

【0013】

(3) 相当ひずみで5%の塑性変形を与えた後の残留オーステナイト体積分率が2%以上でかつ塑性変形前後の残留オーステナイト体積分率の比が0.35以上であることを特徴とする前記(1)又は(2)項記載の加工時の形状凍結性と衝撃エネルギー吸収能に

20

【0014】

(4) 質量%で、

Ni ; 3%以下、

Cr ; 3%以下、

Cu ; 2%以下、

Mo ; 2%以下、

W ; 2%以下、

Sn ; 0.3%以下

の中の1種または2種以上を含み、C、Mn、Ni、Cr、Cu、Mo、W及びSnの合計が0.5%以上3.5%以下であることを特徴とする前記(1)~(3)項のいずれか1項に記載の、加工時の形状凍結性と衝撃エネルギー吸収能に優れた高加工性高強度冷延鋼板。

30

【0015】

(5) 質量%で、Coを0.01%以上3%以下含むことを特徴とする、前記(1)~(4)項の何れか1項に記載の加工時の形状凍結性と衝撃エネルギー吸収能に優れた高加工性高強度冷延鋼板。

【0016】

(6) 質量%で、

Nb ; 0.3%以下、

Ti ; 0.3%以下、

V ; 0.3%

以下の1種又は2種以上を合計で0.001%以上0.3%以下含む事を特徴とした前記(1)~(5)項のいずれか1項に記載の加工時の形状凍結性に優れた高加工性高強度冷延鋼板。

40

【0018】

(7) Bを0.01質量%以下含むことを特徴とした前記(1)~(6)項のいずれか1項に記載の加工時の形状凍結性と衝撃エネルギー吸収能に優れた高加工性高強度冷延鋼板。

【0019】

50

(8) 質量%で、  
 $Ca$  ; 0.0005 ~ 0.005%、  
 $Rem$  ; 0.001 ~ 0.02%  
 の一方もしくは双方を含むことを特徴とした前記(1) ~ (7)項のいずれか1項に記載の加工時の形状凍結性と衝撃エネルギー吸収能に優れた高加工性高強度冷延鋼板。

## 【0020】

(9) 前記(1) ~ (8)項の何れか1項に記載の鋼板にめっきをした、加工時の形状凍結性と衝撃エネルギー吸収能に優れた高加工性高強度冷延鋼板。

## 【0023】

(10) 前記(1) ~ (8)項のいずれか1項に記載の冷延鋼板を製造するにあたり、前記(1)、(4) ~ (8)項の何れか1項に記載の成分を有する鑄造スラブを、鑄造まもしくは一旦冷却した後に1000 ~ 1300 の範囲に再度加熱し、( $Ar_3 - 50$ ) ~ ( $Ar_3 + 100$ ) の温度範囲における圧下率の合計が25%以上となるように制御し、( $Ar_3 - 50$ ) 以上で熱間圧延を終了し、熱間圧延後冷却して(1)式に示す鋼の化学成分で決まる臨界温度 $T_0$ 以下で巻き取った後、酸洗・冷間圧延を施し、連続焼鈍工程にて鋼の化学成分で決まる $Ac_1$ 変態温度以上、 $Ac_3$ 変態温度以下の温度にて焼鈍し、その後1 ~ 250 / 秒の冷却速度で冷却する際に、480 以下300 以上の温度範囲の滞留時間を15秒以上30分以下に制御することを特徴とする加工時の形状凍結性と衝撃エネルギー吸収能に優れた高加工性高強度冷延鋼板の製造方法。

$T_0 = -650.4 \times \{C\% / (1.82 \times C\% - 0.001)\} + B \cdot \cdot \cdot (1)$   
 ここで、 $B$ は質量%で表現した鋼の成分より求まる。

$$B = -50.6 \times Mneq + 894.3$$

$$Mneq = Mn\% + 0.24 \times Ni\% + 0.13 \times Si\% + 0.38 \times Mo\% \\ + 0.55 \times Cr\% + 0.16 \times Cu\% - 0.50 \times Al\% \\ - 0.45 \times Co\% + 0.90 \times V\%$$

但し、

$$Ar_3 = 901 - 325 \times C\% + 33 \times Si\% + 287 \times P\% + 40 \times Al\% \\ - 92 \times (Mn\% + Mo\% + Cu\%) - 46 \times (Cr\% + Ni\%)$$

$$Ac_1 ( ) = 723 - 10.7 \times Mn\% - 16.9 \times Ni\% \\ + 29.1 \times Si\% + 16.9 \times Cr\%$$

$$Ac_3 ( ) = 910 - 203 \times (C\%)^{1/2} - 15.2 \times Ni\% \\ + 44.7 \times Si\% + 31.5 \times Mo\% + 13.1 \times W\% \\ - 30 \times Mn\% - 11 \times Cr\% - 20 \times Cu\% + 70 \times P\% \\ + 40 \times Al\%$$

## 【0025】

(11) 前記(10)項に記載された方法で製造された冷延鋼板に0.4%以上5%以下のスキンパス圧延を施すことを特徴とする加工時の形状凍結性と衝撃エネルギー吸収能に優れた高加工性高強度冷延鋼板の製造方法。

## 【0026】

## 【発明の実施の形態】

以下に本発明の内容を詳細に説明する。

## 【0027】

1/2板厚における板面の{100} <011> ~ {223} <110>方位群のX線ランダム強度比の平均値および{554} <225>、{111} <112>および{111} <110>の3つの結晶方位のX線ランダム強度比の平均値について説明する。

## 【0028】

本発明で特に重要な特性値である。板厚中心位置での板面のX線回折を行い、ランダム試料に対する各方位の強度比を求めたときの、{100} <011> ~ {223} <110>方位群の平均値が3.0以上でなくてはならない。これが3.0未満では形状凍結性が劣悪となる。この方位群に含まれる主な方位は、{100} <011>、{116} <1

10

20

30

40

50

10 >、{ 1 1 4 } < 1 1 0 >、{ 1 1 3 } < 1 1 0 >、{ 1 1 2 } < 1 1 0 >、{ 3 3 5 } < 1 1 0 > および { 2 2 3 } < 1 1 0 > である。これら各方位の X 線ランダム強度比は { 1 1 0 } 極点図に基づきベクトル法により計算した 3 次元集合組織や { 1 1 0 }、{ 1 0 0 }、{ 2 1 1 }、{ 3 1 0 } 極点図のうち複数の極点図 (好ましくは 3 つ以上) を用いて級数展開法で計算した 3 次元集合組織から求めればよい。たとえば後者の方法における上記各結晶方位の X 線ランダム強度比には、3 次元集合組織の  $\theta = 45^\circ$  断面における (0 0 1) [ 1 - 1 0 ]、( 1 1 6 ) [ 1 - 1 0 ]、( 1 1 4 ) [ 1 - 1 0 ]、( 1 1 3 ) [ 1 - 1 0 ]、( 1 1 2 ) [ 1 - 1 0 ]、( 3 3 5 ) [ 1 - 1 0 ]、( 2 2 3 ) [ 1 - 1 0 ] の強度をそのまま用いればよい。{ 1 0 0 } < 0 1 1 > ~ { 2 2 3 } < 1 1 0 > 方位群の平均値とは、上記の各方位の相加平均である。上記の全ての方位の強度を得ることができない場合には、{ 1 0 0 } < 0 1 1 >、{ 1 1 6 } < 1 1 0 >、{ 1 1 4 } < 1 1 0 >、{ 1 1 2 } < 1 1 0 >、{ 2 2 3 } < 1 1 0 > の各方位の相加平均で代替しても良い。さらに 1 / 2 板厚における板面の { 5 5 4 } < 2 2 5 >、{ 1 1 1 } < 1 1 2 > および { 1 1 1 } < 1 1 0 > の 3 つの結晶方位の X 線ランダム強度比の平均値は 3 . 5 以下でなくてはならない。これが 3 . 5 超であると、{ 1 0 0 } < 0 1 1 > ~ { 2 2 3 } < 1 1 0 > 方位群の強度が適正であっても良好な形状凍結性を得ることが困難となる。{ 5 5 4 } < 2 2 5 >、{ 1 1 1 } < 1 1 2 > および { 1 1 1 } < 1 1 0 > の X 線ランダム強度比も上記の方法に従って計算した 3 次元集合組織から求めれば良い。より望ましくは、{ 1 0 0 } < 0 1 1 > ~ { 2 2 3 } < 1 1 0 > 方位群の X 線ランダム強度比の平均値が 4 . 0 以上、{ 5 5 4 } < 2 2 5 >、{ 1 1 1 } < 1 1 2 > および { 1 1 1 } < 1 1 0 > の X 線ランダム強度比の相加平均値が 2 . 5 未満である。

#### 【 0 0 2 9 】

以上述べた結晶方位の X 線強度が曲げ加工時の形状凍結性に対して重要であることの理由は必ずしも明らかではないが、曲げ変形時の結晶のすべり挙動と関係があるものと推測される。

#### 【 0 0 3 0 】

X 線回折に供する試料は、機械研磨などによって鋼板を所定の板厚まで減厚し、次いで化学研磨や電解研磨などによって歪みを除去すると同時に板厚 1 / 2 面が測定面となるように作製する。鋼板の板厚中心層に偏析帯や欠陥などが存在し測定上不都合が生ずる場合には、板厚の 3 / 8 ~ 5 / 8 の範囲で適当な面が測定面となるように上述の方法に従って試料を調整して測定すればよい。当然のことであるが、上述の X 線強度の限定が板厚 1 / 2 近傍だけでなく、なるべく多くの厚み (特に最表層 ~ 板厚の 1 / 4 ) について満たされることでより一層形状凍結性が良好になる。なお、{ h k l } < u v w > で表される結晶方位とは、板面の法線方向が < h k l > に平行で、圧延方向が < u v w > と平行であることを示している。

#### 【 0 0 3 1 】

圧延方向の r 値 ( r L ) および圧延方向と直角方向の r 値 ( r C ) について説明する。

#### 【 0 0 3 2 】

本発明において重要である。すなわち本発明者等が鋭意検討の結果、上述した種々の結晶方位の X 線強度が適正であっても必ずしも良好な形状凍結性が得られないことが判明した。上記の X 線強度と同時に、r L および r C のうち少なくとも 1 つが 0 . 7 以下であることが必須である。より好ましくは 0 . 5 5 以下である。r L および r C の下限は特に定めることなく本発明の効果を得ることができるが、r 値は J I S 5 号引張試験片を用いた引張試験により評価する。引張歪みは通常 1 5 % であるが、均一伸びが 1 5 % を下回る場合には、均一伸びの範囲でできるだけ 1 5 % に近い歪みで評価すればよい。

#### 【 0 0 3 3 】

なお、曲げ加工を施す方向は加工部品によって異なるので特に限定するものではないが、r 値が小さい方向に対して垂直もしくは垂直に近い方向に折り曲げる加工を主とすることが好ましい。

#### 【 0 0 3 4 】

10

20

30

40

50

ところで一般に集合組織と $r$ 値とは相関があることが知られているが、本発明においては、既述の結晶方位のX線強度比に関する限定と $r$ 値に関する限定とは互いに同義ではなく、両方の限定が同時に満たされなくては良好な形状凍結性を得ることはできない。

【0035】

ミクロ組織について説明する。

【0036】

フェライトとその他の低温生成物（ベイナイト、マルテンサイト、アシキュラーフェライト、ウィッドマンシュテッテンフェライト等）で比較すると、後者の方が集合組織の発達が強いために、高い形状凍結性を確保するためにはフェライトの体積分率は80%を越えない様に調整することが好ましい。

10

【0037】

実際の自動車部品においては、1つの部品の中で上記のような曲げ加工に起因する形状凍結性が問題になるだけでなく、同一部品の他の部位においては張り出し性や絞り加工性等の良好なプレス加工性が要求される場合が少なくない。従って、上述の集合組織を制御した曲げ加工時の形状凍結性の向上とともに、鋼板そのもののプレス加工性も向上させる必要がある。本発明者らは、本発明鋼の特徴である $r_L$ および $r_C$ のうち少なくとも1つが0.7以下であることを満足しつつ、張り出し成形性とともに絞り成形性を高めるための方法として、鋼板中にオーステナイトを残留させることが最も望ましいことを見いだした。

【0038】

この時、残留オーステナイトの体積分率が3%未満の場合にはその効果が小さいことから、3%を残留オーステナイト体積分率の下限とした。残留オーステナイトの量は多いほど成形性を良好にするが、体積分率で25%以上の残留オーステナイトを含む場合にはオーステナイトの加工安定性が低下し、逆に鋼材の加工性が低下するために、25%を残留オーステナイト体積分率の上限とすることが好ましい。

20

【0039】

また、体積分率最大の相がフェライトもしくはベイナイト以外の場合には鋼材の強度を必要以上に向上させてその加工性を劣化させたり、不必要な炭化物析出によって必要な量の残留オーステナイトが確保されないことで鋼板の加工性を著しく劣化させたりすることから、体積分率最大の相はフェライトもしくはベイナイトに限定する。

30

【0040】

残留オーステナイトの量は例えばMoのK線を用いたX線解析によりフェライトの(200)面、(211)面及びオーステナイトの(200)面、(220)面、(311)面の積分反射強度をもちいて、Journal of The Iron and Steel Institute, 206 (1968) p60に示された方法にて算出できる。

【0041】

また、体積分率最大の相であるフェライト又はベイナイトはナイトール腐食写真を元に画像処理もしくはポイントカウント法などを用いて測定することができる。

【0042】

次に、フロントサイドメンバー等の衝撃吸収用部材は、特徴的にハット型の断面形状をしており、この様な部材の高速での衝突圧潰時の変形を本発明者らが解析した結果、最大では40%以上の高い歪みまで変形が進んでいるものの、吸収エネルギー全体の約70%以上が、高速の応力-歪み線図の10%以下の歪み範囲で吸収されていることを見いだした。従って、高速での衝突エネルギーの吸収能の指標として、10%以下での高速変形時の動的変形抵抗を採用した。特に、歪み量として3%~10%の範囲が最も重要であることから、高速引張り変形時の相当歪みで3%~10%の範囲の平均応力  $\text{dyn}$  をもって衝撃エネルギー吸収能の指標とした。この高速変形時の平均応力  $\text{dyn}$  は、動的な引張り試験 ( $5 \times 10^2 \sim 5 \times 10^3$  (1/s) の歪み速度範囲で測定) によって得られる歪み範囲3%~10%の平均応力として定義する。

40

50

## 【0043】

この高速変形時の3%~10%の平均応力  $d y n$  は、鋼材の静的な引張り強度 ( $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$  (1/s) の歪み速度範囲で測定された静的な引張り試験における最大応力  $T S$ ) の上昇に伴って大きくなるのが一般的である。従って鋼材の静的な引張り強度を増加させることは部材の衝撃エネルギー吸収能の向上に直接寄与する。しかしながら、鋼材の強度が上昇すると部材への成形性が劣化し、必要な部材形状を得ることが困難となる。従って、同一の  $T S$  で高い  $d y n$  を持つ鋼材が好ましい。特に部材への加工時の歪みレベルが主に10%以下であることから、部材への成型時に考慮すべき形状凍結性等の成形性の指標となる低歪み領域での応力が低いことが成形性向上のためには重要である。従って  $d y n$  と  $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$  (1/s) の歪み速度範囲で変形した時の3%~10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値  $s t$  の差が大きいほど静的には成形性に優れ、動的には高い衝撃エネルギーの吸収能を持つと言える。この関係で、特に ( $d y n - s t$ )  $\times T S / 1000 \sim 40$  の関係を満足する鋼材は、実部材への成形性に優れると同時に衝撃エネルギー吸収能が他の鋼材に比べて高く、部材の総質量を増加させることなく衝撃エネルギー吸収能を向上させることができる。

10

## 【0044】

次に、本発明者らの実験検討の結果、フロントサイドメンバー等の衝撃吸収用部材の成形加工に相当する予変形の量は、部材中の部位によっては最大20%以上に達する場合もあるが、相当歪みとして0%超10%以下の部位が大半であり、またこの範囲の予変形の効果を把握することで、部材全体としての予加工後の挙動を推定することが可能であることを見いだした。従って、本発明においては、部材への加工時に与えられる予変形量として相当歪みにして0%超10%以下の変形を選択した。

20

## 【0045】

この様な、相当歪みにして0%超10%以下の予変形がなされた後の  $d y n$  と  $s t$  が上記の ( $d y n - s t$ )  $\times T S / 1000 \sim 40$  を満足すると、予加工後も優れた衝撃エネルギー吸収能を持ち、実際にプレス成形によって製造された自動車用部材のエネルギー吸収能が要求特性を満足することが分かった。

## 【0046】

本発明者らの実験検討の結果、同一レベルの  $T S$  に対して、( $d y n - s t$ ) は部材への加工が行われる以前の鋼板中に含まれる残留オーステナイト中の固溶炭素量  $C$  と鋼材の平均  $M n$  等量質量% ( $M n e q = M n + (N i + C r + C u + M o) / 2$ ) によって変化することが見いだされた。残留オーステナイト中の炭素濃度は、X線解析やメスバウアー分光により実験的に求めることが出来、例えば、板状の資料に対して  $C o$ 、 $C u$ 、 $F e$  の  $K$  線を用いたX線解析により、オーステナイトの(002)、(022)、(113)、(222)面の反射角度を測定し、「X線回折要論」、B. D. Cullicity 著(松村源太郎訳)、株式会社アグネの第11章に記述されているように、反射角度から格子常数を計算し、 $\cos^2 = 0$  (但し  $\theta$  は反射角度) に外挿する事で得られる格子常数の値から、オーステナイトの格子常数とオーステナイト中の固溶  $C$  濃度との関係(例えば R. C. Ruhl and M. Cohen, Transaction of The Metallurgical Society of AIME, vol 245 (1969) pp 241-251 に記述されている式[1]即ち、格子常数 =  $3.572 + 0.033 \times (\text{質量}\% C)$  の関係)を用いてオーステナイト中の  $C$  濃度に換算する事によってなされる。また、オーステナイトの格子常数に及ぼすその他の元素の効果はそれほど大きく無いことから、無視しても差し支えないことがわかっている。

30

40

## 【0047】

本発明者らが行った実験結果から、この様にして得られた残留オーステナイト中の固溶  $C$  ( $C$ ) と鋼材に添加されている置換型合金元素から求められる  $M n e q$  を用いて計算される値 ( $M = 678 - 428 \times C - 33 \times M n e q$ ) が -140以上180以下の場合に、同一の静的な引張り強度  $T S$  に対して大きな ( $d y n - s t$ ) を示すことが見いだされた。このとき  $M$  が180超では、残留オーステナイトが低歪み領域で硬質のマルテンサ

50

イトに変態することから、成形性を支配する低歪み領域での静的な応力を上昇させてしまい、形状凍結性等の成形性を劣化させるのみならず、(dyn - st)の値を小さくすることから、良好な成形性と高い衝撃エネルギー吸収能の両立が得られないためにMを180以下とした。また、Mが-140未満の場合には、残留オーステナイトの変態が高い歪み領域に限定されるために、良好な成形性は得られるものの(dyn - st)を増大させる効果がなくなることからMの下限を-140とした。

【0048】

相当歪みで0%超10%以下の予変形を与えた後の残留オーステナイト体積分率の測定も上記の方法によって行うことができる。プレス加工後に高い衝撃エネルギー吸収能を確保するためには、相当歪みで5%の塑性加工後の残留オーステナイト体積分率が2%以上であることが必要である。予変形後の残留オーステナイト体積分率の上限は特に定めることなく本発明の効果をj得ることができるが、その量(%)が鋼板のC濃度(質量%)の120倍を越える場合にはオーステナイトの安定性が十分でなく、結果として成形性や衝撃エネルギー吸収能を低下させるために120×C(%)以下とする事が好ましい。ここで、予変形の様式は、単軸引張り、曲げ、プレス成形、鍛造、圧延、造管、拡管等のどの様な変形様式でもかまわない。

10

【0049】

また、相当歪みで5%の予変形前後での残留オーステナイト体積分率の比が0.35未満である場合には、高い衝撃エネルギー吸収能を確保できないことから、これを下限とした。また、この比の上限は特に定めることなく本発明の効果をj得ることができるが、今想定している最大の予変形量である相当歪みで10%の予変形を与えた際に、この比が0.9を越えるような場合には、残留オーステナイトが必要以上に安定となり、効果が小さくなるため、相当歪みで10%の予変形を与えた際の予変形前後での残留オーステナイト体積分率の比は0.9以下とすることが好ましい。

20

【0050】

体積分率最大の相であるフェライトやベイナイトの粒径に比べ、残留オーステナイトの平均粒径が大きくなると、残留オーステナイトの安定性そのものが低下し、成形性も衝撃エネルギー吸収能も低下させるために、残留オーステナイト粒はできるだけ細粒にすることが好ましい。従って、体積分率最大の相であるフェライトやベイナイトの粒径に対する残留オーステナイトの平均粒径の比は0.6以下であることが望ましい。この比の下限は特に定めることなく本発明の効果をj得ることができるが、残留オーステナイト粒を極度に細粒化することは必要以上にオーステナイトを安定化することによって残留オーステナイトの効果を小さくするため、体積分率最大の相であるフェライトやベイナイトの粒径に対する残留オーステナイトの平均粒径の比は0.05以上であることが好ましい。

30

【0051】

以下に本発明の化学成分の影響について述べる。

【0052】

Cについて説明する。

【0053】

Cはオーステナイトを室温で安定化させて残留させるために必要なオーステナイトの安定化に貢献する最も安価な元素であるために、本発明において最も重要な元素といえる。鋼材の平均C量は、室温で確保できる残留オーステナイト体積分率に影響を及ぼすのみならず、製造の加工熱処理中に未変態オーステナイト中に濃化する事で、残留オーステナイトの加工に対する安定性を向上させることが出来る。しかしながら、この添加量が0.04質量%未満の場合には、最終的に得られる残留オーステナイト体積分率が3%以上を確保することが出来ないjので0.04%を下限とした。一方、鋼材の平均C量が増加するに従って確保可能な残留オーステナイト体積分率は増加し、残留オーステナイト体積分率を確保しつつ残留オーステナイトの安定性を確保することが可能となる。しかしながら、鋼材のC添加量が過大になると、必要以上に鋼材の強度を上昇させ、プレス加工等の成形性を阻害するのみならず、静的な強度上昇に比して動的な応力上昇阻害されると共に、溶接性を

40

50

低下させることによって部品としての鋼材の利用が制限されるようになる。従って鋼材のC質量%の上限を0.3%とした。

【0054】

Mn、Ni、Cr、Cu、Mo、W、Snについて説明する。

【0055】

Mn、Ni、Cr、Cu、Mo、W、Snは全てオーステナイトからフェライトへの変態による組織形成を制御するために重要な元素である。特に、溶接性の観点からCの添加量が制限される場合には、この様な元素を適量添加することによって効果的にオーステナイトを残留させることが可能となる。また、これらの元素はAlやSi程ではないがセメントタイトの生成を抑制する効果があり、オーステナイトへのCの濃化を助ける働きもする。更に、これらの元素はAl、Siと共にマトリックスであるフェライトやベイナイトを固溶強化させることによって、高速での動的変形抵抗を高める働きも持つ。しかしながら、これらの元素の1種もしくは2種以上の添加の合計が0.5質量%未満の場合には、必要な残留オーステナイトの確保が出来なくなるとともに、鋼材の強度が低くなり、有効な車体軽量化が達成できなくなることから、下限を0.5質量%とした。一方、Mn；3%超、Ni；3%超、Cr；3%超、Cu；2%超、Mo；2%超、W；2%超、若しくはSn；0.3%超、又はこれらの合計が3.5質量%を超える場合には、母相であるフェライトもしくはベイナイトの硬質化を招き、歪み速度上昇による変形抵抗の増加を阻害するばかりでなく、鋼材の加工性の低下、靱性の低下、さらには鋼材コストの上昇を招くために、各元素の含有量に上限を設けると共に合計量の上限を3.5質量%とした。

10

20

【0056】

Al、Siについて説明する。

【0057】

AlとSiは共にフェライトの安定化元素であり、フェライト体積率を増加させることによって鋼材の加工性を向上させる働きがある。また、Al、Si共にセメントタイトの生成を抑制することから、効果的にオーステナイト中へのCを濃化させることを可能とすることから、室温で適当な体積分率のオーステナイトを残留させるためには不可避的な添加元素である。この様な機能を持つ添加元素としては、Al、Si以外に、PやCu、Cr、Mo等があげられ、この様な元素を適当に添加することも同様な効果が期待される。しかしながら、Siが0.0003%未満又はAlとSiの一種もしくは双方の合計が0.5質量%未満の場合には、セメントタイト生成抑制の効果が十分でなく、オーステナイトの安定化に最も効果的な添加されたCの多くが炭化物の形で浪費され、本発明に必要な残留オーステナイト体積率を確保することが出来ないかもしくは残留オーステナイトの確保に必要な製造条件が大量生産工程の条件に適しない。従ってSiの含有量を0.003%以上とすると共に、AlとSiの一種もしくは双方の合計量の下限を0.5質量%とした。また、AlとSiの一種もしくは双方の合計が3%を越える場合には、母相であるフェライトもしくはベイナイトの硬質化や脆化を招き、歪み速度上昇による変形抵抗の増加を阻害するばかりでなく、鋼材の加工性の低下、靱性の低下、さらには鋼材コストの上昇を招き、また化成処理性等の表面処理特性が著しく劣化するために、AlとSiの一種もしくは双方の合計量として3質量%を上限値とした。

30

40

【0058】

Coについて説明する。

【0059】

Coは相変態を通じてミクロ組織を制御するために有効な元素であると同時に、残留オーステナイトを安定化することによって衝撃エネルギー吸収能を高める。しかしながら、この添加量が質量%で0.01%以下の場合にはその効果が小さいためにこれを下限値とした。また、過剰の添加は、コストの上昇と共に延性低下を招くことから、質量%で3%を上限値とした。

【0060】

Nb、Ti、Vについて説明する。

50

## 【0061】

Nb、Ti、Vは、炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成することによって鋼材を高強度化する事が出来るが、それらの1種又は2種以上の合計が0.3%を越えた場合には母相であるフェライトやベイナイト粒内もしくは粒界に多量の炭化物、窒化物もしくは炭窒化物として析出し、高速変形時の可動転位発生源となって、高い動的変形抵抗を得ることが出来なくなる。また、炭化物の生成は、本発明にとって最も重要な残留オーステナイト中へのCの濃化を阻害し、Cを浪費することから上限を0.3質量%とした。但し、これらの元素の添加によって高強度化するためには、Nb、Ti、Vの合計で0.001質量%以上添加することが好ましい。

## 【0062】

Pについて説明する。

## 【0063】

Pは、鋼材の高強度化や前述のように残留オーステナイトの確保に有効ではあるが、0.2質量%を越えて添加された場合には体積分率最大の相であるフェライトやベイナイトの変形抵抗を必要以上に高め、かつ高速変形時の変形抵抗の上昇を阻害する。更に、耐置き割れ性の劣化や疲労特性、靱性の劣化を招くことから、0.2質量%をその上限とした。但し、Pの添加の効果を得るためには、0.005質量%以上含有することが好ましい。

## 【0064】

Bについて説明する。

## 【0065】

Bは、粒界の強化や鋼材の高強度化に有効ではあるが、その添加量が0.01質量%を越えるとその効果が飽和するばかりでなく、必要以上に鋼板強度を上昇させ、高速変形時の変形抵抗の上昇を阻害すると共に、部品への加工性も低下させることから、上限を0.01質量%とした。但し、Bの添加効果を得るためには、0.0002質量%以上含有することが好ましい。

## 【0066】

Ca、希土類元素(Rem)について説明する。

## 【0067】

介在物制御に有効な元素で、適量添加は熱間加工性を向上させるが、過剰の添加は逆に熱間脆化を助長させるため、必要に応じてそれぞれ、Ca:0.0005~0.005質量%、Rem:0.001~0.02質量%とした。ここで、希土類元素とは、Y、Srおよびランタノイド系の元素を指し、工業的には、これらの混合物であるミッシュメタルとして添加することがコスト的に有利である。

## 【0068】

鋼板中のNはCと同様にオーステナイトを安定化することができるが、同時に鋼材の靱性や延性を劣化させる傾向があるために0.01質量%以下とすることが望ましい。

## 【0069】

またOは酸化物を形成し介在物として鋼材の加工性、特に伸びフランジ成形性に代表されるような極限変形能や鋼材の疲労強度、靱性を劣化させることから、0.01質量%以下に制御することが望ましい。

## 【0070】

以下に本発明の製造方法について述べる。

## 【0071】

スラブ再加熱温度について説明する。

## 【0072】

所定の成分に調整された鋼は、鑄造後直接もしくは一旦Ar<sub>3</sub>変態温度以下まで冷却された後に再加熱された後に熱間圧延される。この時の再加熱温度が1000未満の場合には、熱間圧延を完了するまでに、何らかの加熱装置を設置しなければ熱間圧延完了温度を本発明の範囲内にすることができないためにこれを下限とした。また再加熱温度が1300を越える場合には、加熱時のスケール生成による歩留まり劣化を招くと同時に、製造

10

20

30

40

50

コストの上昇も招くことから、これを再加熱温度の上限値とした。

【0073】

熱間圧延条件について説明する。

【0074】

熱間圧延及びその後の冷却によって所定のミクロ組織と集合組織に制御される。最終的に得られる鋼板の集合組織は熱間圧延の温度領域によって大きく変化する。熱間圧延が ( $Ar_3 - 50$ ) 未満になった場合には熱間圧延完了後に残留しているオーステナイト量が十分でなく、その後のミクロ組織制御ができず、また、多量の加工フェライトが残留することから、これを熱間圧延終了温度の下限とした。熱間圧延終了温度の上限は上記の加熱温度以下であれば特に定めることなく本発明の効果を得ることができるが、低温での圧延ほど鋼板の集合組織の発達が目立ち、更にミクロ組織の細粒化によって延性が改善されることから、( $Ar_3 + 150$ ) 以下とすることが好ましい。

10

【0075】

また、熱間圧延において、( $Ar_3 - 50$ ) ~ ( $Ar_3 + 100$ ) の温度範囲における圧下率は最終的な鋼板の集合組織形成に大きな影響を及ぼし、この温度範囲での圧延率が25%未満の場合には集合組織の発達が十分でなく、最終的に得られる鋼板が良好な形状凍結性を示さないために、この圧下率を( $Ar_3 - 50$ ) ~ ( $Ar_3 + 100$ ) の温度範囲における圧下率の下限値とした。この圧下率が高いほど所望の集合組織が発達することから、50%以上であることが好ましく、また75%以上であれば更に好ましい。

但し、

20

$$Ar_3 = 901 - 325 \times C\% + 33 \times Si\% + 287 \times P\% + 40 \times Al\% - 92 \times (Mn\% + Mo\% + Cu\%) - 46 \times (Cr\% + Ni\%)$$

とする。

【0076】

この温度範囲での熱間圧延は通常の条件で行われても最終的な鋼板の形状凍結性は高いが、この温度範囲で行われる熱間圧延の少なくとも1パス以上においてその摩擦係数が0.2以下となるように制御した場合には更に最終的な鋼板の形状凍結性が高くなる。

【0077】

また、仕上げ熱延に先立ってスケール除去を目的とした加工や高圧水噴射、微粒子噴射等が行われることは最終鋼板の表面品位を高める効果があり、好ましい。

30

【0078】

熱間圧延後の冷却は、巻取り温度を制御することが最も重要であるが、平均の冷却速度が15 / 秒以上であることが好ましい。冷却は熱間圧延後速やかに開始されることが望ましい。また冷却の途中で空冷をもうけることも最終的な鋼板の特性を劣化させない。

【0079】

この様にして形成されたオーステナイトの集合組織を最終的な熱延鋼板に受け継がせるためには、(1)式に示す $T_o$ 温度以下で巻き取る必要がある。従って鋼の成分で決まる $T_o$ を巻き取り温度の上限とした。この $T_o$ 温度は、オーステナイトとオーステナイトと同一成分のフェライトが同一の自由エネルギーを持つ温度として熱力学的に定義され、C以外の成分の影響も考慮して、(1)式を用いて簡易的に計算することができる。 $T_o$ 温度に及ぼす本発明に規定されたこれら以外の成分の影響はそれほど大きくないので、ここでは無視した。冷却が鋼材の化学成分で決まる温度 $T_o$ 以上で完了しそのまま巻取り処理が行われた場合には、上記の熱間圧延条件が満足されていた場合でも最終的に得られる鋼板で所望の集合組織が十分に発達せず、鋼板の形状凍結性が高くない。

40

$$T_o = -650.4 \times \{C\% / (1.82 \times C\% - 0.001)\} + B$$

・ ・ ・ (1)

ここで、Bは質量%で表現した鋼の成分より求まる。

$$B = -50.6 \times \text{Mn} \text{eq} + 894.3$$

$$\begin{aligned} \text{Mn} \text{eq} = & \text{Mn}\% + 0.24 \times \text{Ni}\% + 0.13 \times \text{Si}\% + 0.38 \times \text{Mo}\% \\ & + 0.55 \times \text{Cr}\% + 0.16 \times \text{Cu}\% - 0.50 \times \text{Al}\% \\ & - 0.45 \times \text{Co}\% + 0.90 \times \text{V}\% \end{aligned}$$

## 【0080】

また、巻取り温度が480 超の場合には鋼板中に十分な量のオーステナイトが残留しないことから、これを巻取り温度の上限値とした。一方巻取り温度が300 未満となると、鋼板中の残留オーステナイトが不安定となり、鋼板の加工性を大きく劣化させるために、これを巻取り温度の下限値とした。

10

## 【0081】

冷間圧延および焼鈍条件について説明する。

## 【0082】

本願発明の鋼板を冷間圧延 焼鈍によって製造する場合には、熱間圧延後に所望の集合組織を十分に発達させておくことが必要である。このためには、上述の理由によって、加熱温度は1000 ~ 1300 とし、熱間圧延を( $A_{r3} - 50$ ) 以上で終了し、この時の( $A_{r3} - 50$ ) ~ ( $A_{r3} + 100$ ) の温度範囲における圧下率の下限値を25%とする必要がある。この温度範囲での熱間圧延において、少なくとも1パス以上においてその摩擦係数が0.2以下となるように制御した場合には更に最終的な鋼板の形状凍結性が高くなる。熱延後の冷却された後の巻取り温度が上述の $T_0$ 超となった場合には、その後の冷間圧延 焼鈍によって所望の集合組織を発達させることができないために、良好な形状凍結性を達成することができない。従って(1)式で示す $T_0$ を巻取り温度の上限とした。巻取り温度は $T_0$ 以下であれば良いが、300 未満では冷間圧延時の変形抵抗が大きくなることから、300 以上で巻取りすることが望ましい。また、仕上げ熱延開始以前にスケール除去の目的で加工や高圧水噴射、微粒子噴射等が行われることは最終鋼板の表面品位を高める効果があり、好ましい。

20

## 【0083】

以上の方法によって製造された熱延鋼板を酸洗・冷延する際に、冷間圧延圧下率が95%を超える場合には冷間圧延の負荷が増加しすぎることから、95%以下の圧下率で冷間圧延されることが望ましい。

30

## 【0084】

冷間圧延後の焼鈍は連続焼鈍ラインにおいて行われる。焼鈍温度が鋼の化学成分によって決まる $A_{c1}$  温度以下では最終的な鋼板のミクロ組織に残留オーステナイトを含まないことから、これを焼鈍温度の下限とする。また、焼鈍温度が鋼の化学成分によって決まる $A_{c3}$  超である場合には、熱間圧延によって造り込まれた集合組織の多くが壊され、最終的に得られる鋼板の形状凍結性が損なわれるために、これを焼鈍温度の上限値とした。最終的に得られる鋼板の形状凍結性と加工性を両立させるためには、焼鈍温度が( $A_{c1} + 2 \times A_{c3}$ ) / 3以下であることが望ましい。

但し、

40

$$A_{c1} ( ) = 723 - 10.7 \times \text{Mn}\% - 16.9 \times \text{Ni}\% \\ + 29.1 \times \text{Si}\% + 16.9 \times \text{Cr}\%$$

$$A_{c3} ( ) = 910 - 203 \times \frac{(C\%)^{1/2}}{2} - 15.2 \times \text{Ni}\% \\ + 44.7 \times \text{Si}\% + 31.5 \times \text{Mo}\% + 13.1 \times \text{W}\% \\ - 30 \times \text{Mn}\% - 11 \times \text{Cr}\% - 20 \times \text{Cu}\% + 70 \times \text{P}\% \\ + 40 \times \text{Al}\%$$

とする。

## 【0085】

焼鈍後の冷却の平均冷却速度が1 / 秒未満の場合には、最終的に得られる鋼板の集合組織の発達が十分でなく、良好な形状凍結性が得られないために、これを冷却速度の下限と

50

した。また、実用上有意義である0.4mm～3.2mmの板厚範囲全ての板厚に対して平均冷却速度を250 /秒超とすることは、過剰の設備投資を必要とすることから、これを冷却速度の下限とした。この冷却は、焼鈍後10 /秒以下の低冷却速度での冷却と20 /秒以上の鋼冷却速度を組み合わせても良い。

【0086】

冷却後480 以下300 以上の温度領域における合計滞留時間が15秒未満の場合には最終的に得られる鋼板中の残留オーステナイトの安定性が低く、高い加工性が得られないためにこれを480 以下300 以上の温度領域における合計滞留時間の下限値とした。また、この滞留時間が30分を越える場合には、過剰な長さの炉が必要となり経済的に大きなデメリットを生じるため、これを480 以下300 以上の温度領域における合計滞留時間の上限とした。冷却後480 以下300 以上の温度領域において滞留させる前に一旦200 ~ 300 に冷却された後に再加熱され、480 以下300 以上の温度領域において滞留させても良い。

10

【0087】

スキンパス圧延について説明する。

【0088】

以上の方法で製造された本発明鋼に出荷前にスキンパス圧延を施すことは、鋼板の形状を良好にするばかりではなく、鋼板の衝突エネルギー吸収能を高める。この時、スキンパス圧下率が0.4%未満ではこの効果が小さいことからこれをスキンパス圧下率の下限とした。また、5%超のスキンパス圧延を行うためには通常のスキンパス圧延機の改造が必要となり、経済的なデメリットを生じると共に、加工性を著しく劣化させることから、これをスキンパス圧下率の上限とした。

20

【0089】

得られた鋼板の加工性が良好であるためには、通常の見張り試験で得られる破断強度(TS/MPa)と全伸び(El/%)の積(TS×El/MPa・%)が19000以上であることが望ましい。また、プレス成形・曲げ成形や液圧成形によって部材に成形された後に良好な衝突エネルギー吸収能を示すためには相当歪みにして10%の予歪みを加えた前後の残留オーステナイト体積率の比が0.35以上であること、及び相当歪みにして10%の予歪みを加えた後の5～10%の加工硬化指数が0.130以上を満足することが望ましい。

30

【0090】

めっきについて説明する。

【0091】

めっきの種類や方法は特に限定するものではなく、電気めっき、溶融めっき、蒸着めっき等の何れでも本発明の効果が得られる。

【0092】

本発明の鋼板は曲げ加工だけではなく、曲げ、張り出し、絞り等、曲げ加工を主体とする複合成形にも適用できる。

【0093】

【実施例】

40

(実施例1)

表1に示す25種類の鋼材を1200 に加熱し、本発明の範囲内の熱延条件で熱延した鋼帯を酸洗後、冷延して1.0mm厚とした。その後、本発明の焼鈍条件の範囲内である、各鋼の成分から計算されるAc1変態温度とAc3によって表現される温度(Ac1+Ac3)/2に90秒加熱し、5 /秒で670 まで冷却した後100 /秒で300 まで冷却し、再加熱後400 で5分のベイナイト変態処理を行った後に室温まで冷却した冷延鋼板の冷延方向(L方向)と直行する方向(C方向)に単軸引張りにより5%の予変形を付加し、焼き付け処理を模擬するために170 ×20分の熱処理を行った後に鋼材の動的な特性を調査し、予変形する前の静的な特性と比較した結果を表2に示した。

【0094】

50

形状凍結性の評価は、270 mm長さ×50 mm幅×板厚の短冊状のサンプルを用い、パンチ幅80 mm、パンチ肩R5 mm、ダイ肩R5 mmにて、種々のしわ押さえ厚でハット型に成形した後、壁部の反り量を曲率 (mm)として測定し、その逆数1000 / に行った。1000 / が小さいほど形状凍結性は良好である。一般に鋼板の強度が上昇すると形状凍結性が劣化することが知られている。本発明者らが実際の部品成形を行った結果から、上記方法によって測定されたしわ押さえ圧90 kNでの1000 / が鋼板の引張り強度TSに対して(0.015×TS - 4.5)以下となる場合には、際だって形状凍結性が良好となるために、1000 / (0.015×TS - 4.5)を良好な形状凍結性の条件として、評価した。ここで、しわ押さえ圧を増加すると、1000 / は減少する傾向にある。しかしながら、どの様なしわ押さえ圧を選択しても鋼板の形状凍結性の優位性の順位は変化しない。従って、しわ押さえ圧90 kNでの評価は鋼板の形状凍結性を良く代表している。

10

## 【0095】

高速での変形挙動は、one-bar法高速引張り試験装置を用いて、平均歪み速度が500～1500 / sとなる条件で引っ張り試験を行い、得られた応力歪み曲線からdynを測定した。また静的な引張り試験はインストロン型の引張り試験機を用い、歪み速度が0.001～0.005 / sとなる条件で引張り試験を行い、得られた応力歪み曲線からstおよびTSを測定した。

## 【0096】

鋼の成分が本発明の範囲内のものについては表中の\*1の欄に示した値が正すなわち、目的通り(dyn - st)×TS / 1000が40以上であり、かつ\*2に示したように、形状凍結性の指標1000 / が(0.015×TS - 4.5)以下であることから、これらの鋼が良好な形状凍結性と衝撃エネルギー吸収能を兼ね備えていることがわかる。これらの関係を図1に示す。

20

## 【0097】

## 【表1】

記号	化学成分(質量%)															種類							
	C	Si	Al	Si+Al	Mn	Ni	Cr	Cu	Mo	Sn	*1	Co	Nb	Ti	V		#2	P	S	N	B	Ca	Rem
P2	0.12	1.50	0.050	1.550	1.50						1.50					0	0.012	0.005	0.002				
P3	0.20	1.20	0.040	1.240	1.50						1.50					0	0.008	0.002	0.003				
P4	0.26	1.20	0.050	1.250	1.50						1.50	0.2				0	0.007	0.003	0.002				
P5	0.12	2.00	0.040	2.040	0.50	0.8					1.30					0	0.008	0.003	0.003				
P6	0.12	1.80	0.030	1.830	0.15		1.8				1.95					0	0.007	0.002	0.003				
P7	0.12	1.20	0.050	1.250	1.00		0.6				1.60					0	0.013	0.003	0.002				
P8	0.12	1.20	0.040	1.240	0.15	1.5		0.2			1.85					0	0.012	0.005	0.003			0.002	
P9	0.12	1.20	0.040	1.240	1.20		2.0				3.20					0	0.010	0.003	0.003				
P10	0.10	0.50	1.200	1.700	1.50				0.004		1.50					0	0.013	0.005	0.002			0.001	
P11	0.14	0.01	1.500	1.510	1.50						1.50	0.4				0	0.012	0.003	0.002			0.001	
P12	0.25	1.50	0.040	1.540	2.00						2.00					0	0.012	0.005	0.002			0.002	
P13	0.15	1.00	0.050	1.050	1.70						1.70					0	0.100	0.003	0.003				
P14	0.10	1.20	0.040	1.240	1.50						1.50		0.01			0.01	0.008	0.003	0.003				
P15	0.10	1.20	0.040	1.240	1.50				0.01		1.51			0.02		0.02	0.008	0.003	0.003				
P16	0.10	1.20	0.040	1.240	1.50						1.50		0.02		0.03	0.05	0.008	0.003	0.003				
C1	0.02	1.20	0.040	1.240	1.50						1.50					0	0.010	0.003	0.003				
C2	0.35	1.00	0.050	1.050	1.20						1.20					0	0.008	0.002	0.003				
C3	0.12	0.20	0.040	0.240	1.50						1.50					0	0.010	0.003	0.002				
C4	0.12	3.50	0.050	3.550	1.50						1.50					0	0.010	0.003	0.003				
C5	0.10	1.50	0.040	1.540	1.50						1.50					0	0.250	0.003	0.003				
C6	0.12	1.20	0.040	1.240	1.50						1.50					0	0.010	0.003	0.003			0.012	
C7	0.10	1.20	0.040	1.240	1.50	1.5	1.0				4.00					0	0.010	0.003	0.003				
C8	0.12	1.50	0.050	1.550	0.10	0.2					0.30					0	0.010	0.002	0.003				
C9	0.12	1.20	0.040	1.240	1.50						1.50		0.20	0.15		0.35	0.010	0.002	0.003				

\* 1: Mn%+Ni%+Cr%+Cu%+Mo%+Sn%

\* 2: Nb%+Ti%+V%

下線は本発明の範囲外であることを示す。  
空欄は意識的な添加がなされていないことを示す

【 0 0 9 8 】

【 表 2 】

No	鋼	スキンパス 圧下率%	体積分率 最大の相	フェライト 体積分率%	残留γ量 (Vg0%)	M値	鋼板の値		予変形 (%)	予変形形状 形態	予変形後 残留γ量 (Vg5%)	Vg5/Vg0	静的TS (MPa)	σ <sub>dyn</sub> -σ <sub>st</sub> (MPa)	*1	[100<011>~ {223}<110> 方位群のX線 平均強度	{554<225> {111}<112> {111}<110>の X線平均強度	形状凍結性 の評価 *2	種類
							rL	rC											
2	P2	0.8	フェライト	68	8.9	37.9	0.49	0.64	5	C方向単軸	5.8	0.65	638	149	95	8.46	2.23	○	本発明例
3	P3	0.8	フェライト	56	14.2	20.7	0.62	0.70	5	C方向単軸	8.5	0.60	821	124	102	7.87	3.43	○	本発明例
4	P4	0.8	フェライト	48	17.2	12.2	0.63	0.79	5	C方向単軸	11.2	0.65	929	92	85	4.65	2.89	○	本発明例
5	P5	0.8	フェライト	64	8.1	96.2	0.46	0.72	5	C方向単軸	4.7	0.58	665	162	108	4.50	1.06	○	本発明例
6	P6	0.8	フェライト	68	9.4	116.9	0.61	0.77	5	C方向単軸	5.2	0.55	671	179	120	5.49	2.03	○	本発明例
7	P7	0.8	フェライト	73	7.9	-2.6	0.58	0.67	5	C方向単軸	5.1	0.65	649	175	114	9.35	2.97	○	本発明例
8	P8	0.8	フェライト	68	10.5	-5.6	0.63	0.73	5	C方向単軸	5.6	0.53	712	135	96	7.28	3.13	○	本発明例
9	P9	0.8	フェライト	45	10.2	31.9	0.67	0.73	5	C方向単軸	4.9	0.48	722	128	92	4.55	2.21	○	本発明例
10	P10	0.8	フェライト	75	7.1	59.3	0.56	0.73	5	C方向単軸	4.7	0.66	589	188	111	6.42	2.32	○	本発明例
11	P11	0.8	フェライト	62	8.9	114.9	0.60	0.77	5	C方向単軸	5.1	0.57	603	173	104	6.84	3.32	○	本発明例
12	P12	0.8	ベイナイト	38	16.9	102.7	0.48	0.65	5	C方向単軸	9.3	0.55	1168	38	44	4.34	1.22	○	本発明例
13	P13	0.8	フェライト	46	12.0	39.8	0.49	0.73	5	C方向単軸	7.2	0.60	784	127	100	9.09	1.16	○	本発明例
14	P14	0.8	フェライト	76	7.0	-22.1	0.68	0.81	5	C方向単軸	4.0	0.57	672	153	103	6.12	3.13	○	本発明例
15	P15	0.8	フェライト	74	5.8	12.2	0.48	0.68	5	C方向単軸	3.0	0.52	681	148	101	10.21	1.68	○	本発明例
16	P16	0.8	フェライト	72	6.1	-0.7	0.58	0.76	5	C方向単軸	3.7	0.60	692	149	103	5.25	2.27	○	本発明例
17	C1	0.8	フェライト	87	0.0	-	0.64	0.71	5	C方向単軸	0.0	-	502	65	33	4.25	1.88	○	比較例
18	C2	0.8	ベイナイト	26	15.7	201.8	0.59	0.79	5	C方向単軸	2.1	0.13	1130	0	0	9.24	3.17	○	比較例
19	C3	0.8	フェライト	68	0.0	-	0.57	0.75	5	C方向単軸	0.0	-	562	55	31	8.63	2.46	○	比較例
20	C4	0.8	ベイナイト	75	8.1	209.1	0.55	0.78	5	C方向単軸	2.7	0.33	859	28	24	8.42	2.92	○	比較例
21	C5	0.8	フェライト	72	6.3	196.2	0.52	0.73	5	C方向単軸	1.8	0.29	856	31	27	7.87	2.80	○	比較例
22	C6	0.8	フェライト	69	5.1	204.8	0.60	0.88	5	C方向単軸	1.6	0.32	721	52	37	4.25	1.63	○	比較例
23	C7	0.8	フェライト	48	7.0	202.1	0.54	0.69	5	C方向単軸	1.9	0.27	889	15	13	10.12	2.26	○	比較例
24	C8	0.8	フェライト	78	0.0	-	0.52	0.64	5	C方向単軸	0.0	-	520	36	19	5.08	1.61	○	比較例
25	C9	0.8	ベイナイト	74	8.2	264.7	0.51	0.75	5	C方向単軸	2.3	0.28	749	41	31	7.92	2.42	○	比較例

\*1 (σ<sub>dyn</sub>-σ<sub>st</sub>)×TS/1000

\*2: 1000/ρ ≦ (0.015×TS-4.5)を満足する場合に○、満足しない場合を×と表示  
下線は本発明の範囲外であることを示す。

【0101】

(実施例3)

表1のP2鋼を1050 から1280 の範囲に加熱し、本発明の範囲で5.0mm厚までの熱延・冷却・巻き取りを行った後、1.4mm厚に冷延し、表4に示す条件で焼

鈍した。その後実施例 1 と同様の方法で形状凍結性および静的・動的変形特性を調査し、その結果を表 4 に示した。冷延後の焼鈍条件又はベイナイト処理温度が本発明の範囲外である No. 1、No. 7、No. 9 は衝撃エネルギー吸収能を示す表中\* 1、および形状凍結性の指標である表中\* 2 のいずれかもしくは両方が発明の範囲外となっている。一方その他の本発明の範囲内で冷延後焼鈍された鋼板は、いずれも良好な衝撃エネルギー吸収特性と形状凍結性を兼ね備えていることが分かる。

【 0 1 0 2 】

【 表 4 】

No	鋼	A <sub>1</sub> / °C	A <sub>3</sub> / °C	T <sub>0</sub> / °C	焼鈍温度 / °C	ペイナイト処理温度 / °C	300°C~480°Cの滞留時間(秒)	スキンパス圧下率%	フライト体積分率%	残留量 (V <sub>0</sub> %)	M値	鋼板の値		予変形 (%)	予変形付与形態	BH処理	予変形後残留γ (V <sub>0</sub> %)	V <sub>R</sub> /V <sub>0</sub>	静的TS (MPa)	σ <sub>dyn-σ<sub>st</sub></sub> *1 (MPa)	[100]〈110〉~[223]〈110〉方位群のX線平均強度	[554]〈225〉[111]〈112〉[111]K110〉のX線平均強度	形状凍結性の評価 *2	種類	
												rL	rC												
1	P2	742	848	450	730	380	360	0.8	82	0.0	—	0.58	0.62	5	C方向	有り	—	—	621	41	25	4.88	1.44	○	比較例
2					800	380	360	0.8	71	7.8	33.6	0.52	0.62	5	単軸引張		5.3	0.68	642	127	82	6.78	2.08	○	本発明例
3						350	360	0.8	71	7.6	7.9	0.43	0.48	5			5.9	0.78	644	154	99	8.45	1.16	○	本発明例
4						350	360	0.8	72	7.5	46.4	0.49	0.59	5			4.8	0.64	783	116	91	7.62	2.15	○	本発明例
5						400	400	0.8	70	6.9	55.0	0.47	0.51	5			3.2	0.46	664	127	84	8.82	1.88	○	本発明例
6						400	400	0.8	72	7.2	12.2	0.60	0.58	5			3.9	0.54	643	103	66	6.34	2.16	○	本発明例
7						550	450	0.8	73	0.0	—	0.82	0.88	5			—	—	628	46	29	2.95	2.84	×	比較例
8						400	400	0.8	72	6.8	20.7	0.51	0.55	5			4.2	0.62	648	98	64	7.38	1.36	○	本発明例
9					955	400	400	0.8	61	3.0	179.1	1.11	1.22	5			1.1	0.37	672	51	34	2.11	3.54	×	比較例

\* 1: (σ<sub>dyn</sub>-σ<sub>st</sub>) × TS/1000  
\* 2: 1000/σ<sub>st</sub> × S<sub>0</sub>(0.015 × TS-4.5)を満足する場合に○、満足しない場合に×

下線は本発明の範囲外であることを示す。

【0103】

【発明の効果】

本発明によって、スプリング・バック量が少なく、形状凍結性に優れると同時に高い衝撃エネルギー吸収能を兼備する薄鋼板が提供できるようになり、従来は形状不良の問題から高強度鋼板の適用が難しかった部品にも高強度鋼板が使用できるようになると同時に効率

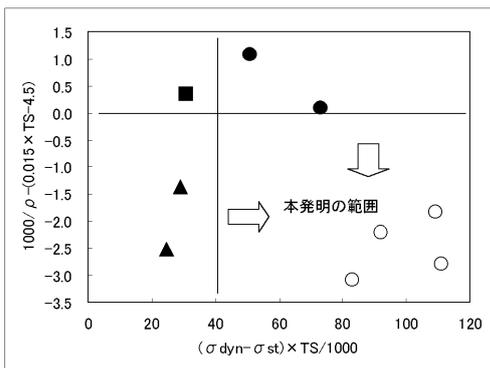
的に自動車の安全性と車体の軽量化を両立することが可能となり、CO<sub>2</sub>排出削減等の環境・社会からの要請に応える自動車製造に大きく貢献することが出来る。従って、本発明は、工業的に極めて高い価値のある発明である。

【図面の簡単な説明】

【図1】実施例1に示した例の説明図であり、本発明における、衝突時の衝撃エネルギー吸収能の指標である、 $5 \times 10^2 \sim 5 \times 10^3$  (1/s)の歪み速度範囲で変形した時の3~10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値  $\sigma_{dyn}$ と静的 $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$  (1/s)の歪み速度範囲で変形した時の3~10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値  $\sigma_{st}$ および、静的な引張り試験のTSを用いた式  $(\sigma_{dyn} - \sigma_{st}) \times TS / 1000$ と形状凍結性の指標である  $1000 / \rho - (0.015 \times TS - 4.5)$ との

10

【図1】



## フロントページの続き

(51) Int.Cl.		F I		
<b>C 2 1 D 9/46 (2006.01)</b>		B 2 1 C 47/02		B
<b>C 2 2 C 38/58 (2006.01)</b>		C 2 1 D 9/46		T
		C 2 1 D 9/46		G
		C 2 2 C 38/58		

(72)発明者 杉浦 夏子  
 富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内

(72)発明者 吉田 亨  
 富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内

審査官 河野 一夫

(56)参考文献 特開平 0 6 - 2 6 4 1 8 3 ( J P , A )  
 特開平 0 3 - 1 8 0 4 4 5 ( J P , A )  
 特開平 1 1 - 1 8 9 8 4 2 ( J P , A )  
 特開平 0 9 - 1 0 4 9 4 7 ( J P , A )  
 特開平 1 0 - 2 7 3 7 5 5 ( J P , A )  
 特開平 1 1 - 1 0 0 6 4 0 ( J P , A )  
 特開平 1 1 - 2 3 6 6 2 1 ( J P , A )  
 特開平 1 1 - 0 8 0 8 9 3 ( J P , A )  
 特開平 0 1 - 2 3 0 7 1 5 ( J P , A )  
 特開昭 6 4 - 0 7 9 3 4 5 ( J P , A )  
 特開 2 0 0 2 - 1 1 5 0 2 5 ( J P , A )

(58)調査した分野(Int.Cl. , D B名)

C22C 38/00  
 B21B 1/26  
 B21B 3/00  
 B21B 45/02  
 B21C 47/02  
 C21D 9/46