

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第4276482号
(P4276482)

(45) 発行日 平成21年6月10日(2009.6.10)

(24) 登録日 平成21年3月13日(2009.3.13)

(51) Int.Cl.	F 1		
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 O 1 W	
C 2 2 C 38/06 (2006.01)	C 2 2 C 38/06		
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/58		
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46	T	
B 2 1 B 1/26 (2006.01)	B 2 1 B 1/26	D	
請求項の数 11 (全 20 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号	特願2003-182675 (P2003-182675)	(73) 特許権者	000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(22) 出願日	平成15年6月26日(2003.6.26)	(74) 代理人	100099759 弁理士 青木 篤
(65) 公開番号	特開2005-15854 (P2005-15854A)	(74) 代理人	100077517 弁理士 石田 敬
(43) 公開日	平成17年1月20日(2005.1.20)	(74) 代理人	100087413 弁理士 古賀 哲次
審査請求日	平成17年9月13日(2005.9.13)	(74) 代理人	100113918 弁理士 亀松 宏
		(74) 代理人	100082898 弁理士 西山 雅也
最終頁に続く			

(54) 【発明の名称】 極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱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 . 0 1 % 以上、0 . 2 % 以下、

S i : 0 . 0 0 1 % 以上、2 . 5 % 以下、

M n : 0 . 0 1 % 以上、2 . 5 % 以下、

P : 0 . 2 % 以下、

S : 0 . 0 3 % 以下、

A l : 0 . 0 1 % 以上、2 % 以下、

N : 0 . 0 1 % 以下、

O : 0 . 0 1 % 以下

含み、残部が F e およ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、少なくとも 1 / 2 板厚における板面の、

(1) { 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 2 . 5 以上、

(2) { 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が 3 . 5 以下、

(3) { 1 0 0 } < 0 1 1 > X 線ランダム強度比が { 2 1 1 } < 0 1 1 > X 線ランダム強度比以上、および、

(4) { 1 0 0 } < 0 1 1 > X 線ランダム強度比が 2 . 5 以上

の全てを満足し、かつ、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以下であり、さらに、均一伸びの異方性 u_{E1} が4%以下、局部伸びの異方性 L_{E1} が2%以上で、かつ、 u_{E1} が L_{E1} 以下であることを特徴とする極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板。

$$u_{E1} = \{ |u_{E1}(L) - u_{E1}(45^\circ)| + |u_{E1}(C) - u_{E1}(45^\circ)| \} / 2$$

$$L_{E1} = \{ |L_{E1}(L) - L_{E1}(45^\circ)| + |L_{E1}(C) - L_{E1}(45^\circ)| \} / 2$$

であり、圧延方向と平行(L方向)、垂直(C方向)、および、45°方向の均一伸びを、それぞれ、 $u_{E1}(L)$ 、 $u_{E1}(C)$ 、および、 $u_{E1}(45^\circ)$ とし、圧延方向と平行(L方向)、垂直(C方向)、および、45°方向の局部伸びを、それぞれ、 $L_{E1}(L)$ 、 $L_{E1}(C)$ 、および、 $L_{E1}(45^\circ)$ とする。

10

【請求項2】

さらに、直径0.2μm以上の鉄炭化物の占積率が0.3%以下であることを特徴とする請求項1記載の極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板。

【請求項3】

さらに、時効指数 A_I が8MPa以上であることを特徴とする請求項1または2記載の極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板。

【請求項4】

さらに、質量%で、Nb、Ti、Vの1種または2種以上を合計で0.001%以上0.8%以下含むことを特徴とする請求項1～3のいずれか1項に記載の極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板。

20

【請求項5】

さらに、質量%で、Bを0.01%以下含むことを特徴とする請求項1～4のいずれか1項に記載の極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板。

【請求項6】

さらに、質量%で、

Mo：1%以下、

Cr：1%以下、

Cu：2%以下、

Ni：1%以下、

Sn：0.2%以下、

Co：2%以下

30

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1～5のいずれか1項に記載の極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板。

【請求項7】

さらに、質量%で、

Ca：0.0005～0.005%、

Rem：0.001～0.05%、

Mg：0.0001～0.05%、

Ta：0.0001～0.05%、

40

の1種または2種以上を含むことを特徴とする請求項1～6のいずれか1項に記載の極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板。

【請求項8】

請求項1～7のいずれか1項に記載の極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板にめっきを施したことを特徴とする極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板。

【請求項9】

請求項1～8のいずれか1項に記載の極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板を製造するにあたり、請求項1、4～7のいずれか1項に記載の成分組成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、

50

熱間圧延をする際、 $Ar3 \sim (Ar3 + 150)$ 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、仕上熱延開始温度 TFS と仕上熱延完了温度 TFE が下記(1)~(4)式を全て同時に満足するように熱間圧延を終了し、熱間圧延後冷却して(5)式に示す鋼の化学成分で決まる臨界温度 To ()以下で、かつ、700以下400以上の温度で巻き取ることを特徴とする極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

$$TFE - Ar3() \quad (1)$$

$$TFE - 800 \quad (2)$$

$$TFS - 1100 \quad (3)$$

$$20 - (TFS - TFE) - 120 \quad (4)$$

$$To = -650.4 \times \{C\% / (1.82 \times C\% - 0.001)\} + B \quad (5)$$

ここで、 B は質量%で表現した鋼の成分より求まる。

$$B = -50.6 \times Mn\% + 894.3$$

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

ただし、

$$Ar3 = 901 - 325 \times C\% + 33 \times Si\% + 287 \times P\% + 40 \times Al\% \\ - 92 \times (Mn\% + Mo\% + Cu\%) - 46 \times (Cr\% + Ni\%)$$

【請求項10】

さらに、 $Ar3 \sim (Ar3 + 150)$ の温度範囲における熱間圧延の内少なくとも1パス以上において摩擦係数が0.2以下となるように制御することを特徴とする請求項9記載の極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項11】

請求項9または10記載の極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法で製造された高強度熱延鋼板に、0.1%以上5%以下のスキンパス圧延を施すことを特徴とする極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【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極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板と、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。さら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。

【0003】

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、加工前の形状にもどりやすくなる。加工を与えても、加工後の形状が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。

【0004】

したがって、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、かつ、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。

10

20

30

40

50

【 0 0 0 5 】

一方、高強度鋼板を自動車用部品等へ加工する際には、形状凍結性以外にも様々な特性が要求される。特に、伸びフランジ加工やバーリング加工の際に要求される極限変形能は重要な特性であり、該特性と形状凍結性が両立することで、自動車車体への高強度鋼板の適用範囲が、一層広範なものとなる。

【 0 0 0 6 】

本発明者らは、これまでも、特許文献1などで結晶方位とr値を規定した形状凍結性に優れた鋼板およびその製造方法について開示してきた。

【 0 0 0 7 】

今回、さらに鋭意検討を重ねた結果、形状凍結性と加工性が両立するためには、さらなる集合組織制御、および、延性の異方性制御が極めて重要であることを新たに見出した。そして、これらを満足するための最適造条件を、新たに見出した。

10

【 0 0 0 8 】

【特許文献1】

W000/06791号国際出願公報

【 0 0 0 9 】

【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。

20

【 0 0 1 0 】

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できない特性である。

【 0 0 1 1 】

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極限変形能を有する高強度熱延鋼板、および、その製造方法を提供するものである。

【 0 0 1 2 】

【課題を解決するための手段】

従来知見によれば、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。

30

【 0 0 1 3 】

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。

【 0 0 1 4 】

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。

【 0 0 1 5 】

そして、その結果、曲げ加工性に優れた鋼板を見いだした。即ち、本発明者らは、{ 1 0 0 } < 0 1 1 > ~ { 2 2 3 } < 1 1 0 > 方位群、その中でも、特に、{ 1 0 0 } < 0 1 1 > 方位、さらに、{ 5 5 4 } < 2 2 5 >、{ 1 1 1 } < 1 1 2 >、{ 1 1 1 } < 1 1 0 > 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、および、局部伸びの異方性を2%以上にすることで、曲げ加工性が飛躍的に向上することを明らかにした。

40

【 0 0 1 6 】

しかし、局部伸びの異方性が大きくなると伸びフランジ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、本発明者らは、鋭意研究の結果、上記集合組織制御と炭化物制御を同時に成立させることによって、形状凍結性と極限変形能を同

50

時に高めることができることを明らかにした。

【0017】

また、種々の部品を成形するためのブランク採取方向を限定しないことは、鋼材の歩留まり向上に大きく貢献するが、このためには、延性の異方性、とりわけ、均一伸びの異方性を小さくすることが重要な意味を持つ。

【0018】

本発明者らは、実験によって、鋼板の仕上熱間圧延の開始温度と終了温度を制御することによって、{100} < 011 > 方位を主方位として発達せしめ、それによって、上記形状凍結性と加工性を確保しつつ、均一伸びの異方性を小さくすることが可能であることを見出した。

10

【0019】

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、以下のとおりである。

【0020】

- (1) 質量%で、
C : 0.01%以上、0.2%以下、
Si : 0.001%以上、2.5%以下、
Mn : 0.01%以上、2.5%以下、
P : 0.2%以下、
S : 0.03%以下、
Al : 0.01%以上、2.0%以下、
N : 0.01%以下、
O : 0.01%以下

20

含み、残部がFeおよ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、少なくとも1/2板厚における板面の、

- (1) {100} < 011 > ~ {223} < 110 > 方位群のX線ランダム強度比の平均値が2.5以上、
 (2) {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、
 (3) {100} < 011 > X線ランダム強度比が{211} < 011 > X線ランダム強度比以上、および、
 (4) {100} < 011 > X線ランダム強度比が2.5以上

30

の全てを満足し、かつ、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以下であり、さらに、均一伸びの異方性 u_{E1} が4%以下、局部伸びの異方性 L_{E1} が2%以上で、かつ、 u_{E1} が L_{E1} 以下であることを特徴とする極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板。

【0021】

$$\text{ただし、}\Delta u_{E1} = \{ |u_{E1}(L) - u_{E1}(45^\circ)| + |u_{E1}(C) - u_{E1}(45^\circ)| \} / 2$$

40

$$\Delta L_{E1} = \{ |L_{E1}(L) - L_{E1}(45^\circ)| + |L_{E1}(C) - L_{E1}(45^\circ)| \} / 2$$

であり、圧延方向と平行(L方向)、垂直(C方向)、および、45°方向の均一伸びを、それぞれ、 $u_{E1}(L)$ 、 $u_{E1}(C)$ 、および、 $u_{E1}(45^\circ)$ とし、圧延方向と平行(L方向)、垂直(C方向)、および、45°方向の局部伸びを、それぞれ、 $L_{E1}(L)$ 、 $L_{E1}(C)$ 、および、 $L_{E1}(45^\circ)$ とする。

【0022】

(2) さらに、直径0.2μm以上の鉄炭化物の占積率が0.3%以下であることを特徴とする(1)記載の極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板。

50

【0023】

(3) さらに、時効指数 A I が 8 M P a 以上であることを特徴とする (1) または (2) 記載の極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板。

【0025】

(4) さらに、質量%で、N b、T i、V の 1 種または 2 種以上を合計で 0 . 0 0 1 % 以上 0 . 8 % 以下含むことを特徴とする (1) ~ (3) のいずれかに記載の極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板。

【0026】

(5) さらに、質量%で、B を 0 . 0 1 % 以下含むことを特徴とする (1) ~ (4) のいずれかに記載の極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板。

10

【0027】

(6) さらに、質量%で、

M o : 1 % 以下、

C r : 1 % 以下、

C u : 2 % 以下、

N i : 1 % 以下、

S n : 0 . 2 % 以下、

C o : 2 % 以下

の 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする (1) ~ (5) のいずれかに記載の極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板。

20

【0028】

(7) 質量%で、

C a : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 5 %、

R e m : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 %、

M g : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 %、

T a : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 %

の 1 種または 2 種以上を含むことを特徴とする (1) ~ (6) のいずれかに記載の極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板。

【0029】

(8) (1) ~ (7) のいずれかに記載の極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板にめっきを施したことを特徴とする極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板。

30

【0030】

(9) (1) ~ (8) のいずれかに記載の極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板を製造するにあたり、(1)、(4) ~ (7) のいずれかに記載の成分組成を有する鑄造スラブを、鑄造ままもしくは一旦冷却した後に 1 0 0 0 ~ 1 3 0 0 の範囲に再度加熱し、熱間圧延をする際、A r 3 ~ (A r 3 + 1 5 0) の温度範囲における圧下率の合計が 2 5 % 以上となるように制御し、仕上熱延開始温度 T F S と仕上熱延完了温度 T F E () が下記 (1) ~ (4) 式を全て同時に満足するように熱間圧延を終了し、熱間圧延後冷却して (5) 式に示す鋼の化学成分で決まる臨界温度 T o () 以下で、かつ、7 0 0 以下 4 0 0 以上の温度で巻き取ることを特徴とする極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

40

【0031】

T F E A r 3 () (1)

T F E 8 0 0 (2)

T F S 1 1 0 0 (3)

2 0 (T F S - T F E) 1 2 0 (4)

T o = - 6 5 0 . 4 × { C % / (1 . 8 2 × C % - 0 . 0 0 1) } + B

(5)

ここで、B は質量%で表現した鋼の成分より求まる。

50

【0032】

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

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

ただし、

$$\begin{aligned} \text{Ar3} = & 901 - 325 \times \text{C} \% + 33 \times \text{Si} \% + 287 \times \text{P} \% + 40 \times \text{Al} \% \\ & - 92 \times (\text{Mn} \% + \text{Mo} \% + \text{Cu} \%) - 46 \times (\text{Cr} \% + \text{Ni} \%) \end{aligned}$$

(10) さらに、Ar3~(Ar3+150)の温度範囲における熱間圧延の内少なくとも1パス以上において摩擦係数が0.2以下となるように制御することを特徴とする(9)記載の極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

10

【0033】

(11) (9)または(10)記載の極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法で製造された高強度熱延鋼板に、0.1%以上5%以下のスキンパス圧延を施すことを特徴とする極限変形能と形状凍結性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【0034】

【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。

【0035】

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：

20

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、{100}<011>~{223}<110>方位群の平均値は2.5以上でなくてはならない。これが2.5未満では、形状凍結性が劣悪となる。

【0036】

この方位群に含まれる主な方位は、{100}<011>、{116}<110>、{114}<110>、{113}<110>、{112}<110>、{335}<110>、および、{223}<110>である。

【0037】

これら各方位のX線ランダム強度比は、{110}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、{110}、{100}、{211}、および、{310}の極点図のうち、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。

30

【0038】

例えば、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 $2 = 45^\circ$ 断面における(001)[1-10]、(116)[1-10]、(114)[1-10]、(113)[1-10]、(112)[1-10]、(335)[1-10]、(223)[1-10]の強度をそのまま用いればよい。

【0039】

{100}<011>~{223}<110>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、{100}<011>、{116}<110>、{114}<110>、{112}<110>、および、{223}<110>の方位の相加平均で代替してもよい。

40

【0040】

さらに、望ましくは、{100}<011>~{223}<110>方位群のX線ランダム強度比の平均値が4.0以上である。

【0041】

1/2板厚における板面の{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：

1/2板厚における板面の{554}<225>、{111}<112>および{111

50

$\{110\}$ 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、 $\{100\} < 011 > \sim \{223\} < 110 >$ 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。

【0042】

$\{554\} < 225 >$ 、 $\{111\} < 112 >$ および $\{111\} < 110 >$ 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よい。

【0043】

さらに、望ましくは、 $\{554\} < 225 >$ 、 $\{111\} < 112 >$ および $\{111\} < 110 >$ のX線ランダム強度比の相加平均値が、2.5未満である。

【0044】

1/2板厚における板面の $\{100\} < 011 >$ および $\{211\} < 011 >$ X線ランダム強度比：

1/2板厚における板面の $\{100\} < 011 >$ X線ランダム強度比は、 $\{112\} < 011 >$ X線ランダム強度比以上でなければならない。 $\{211\} < 011 >$ 方位のX線ランダム強度比が $\{100\} < 011 >$ X線ランダム強度比より大きくなると、均一伸びの異方性が大きくなり、加工性が劣化する。

【0045】

また、 $\{100\} < 011 >$ X線ランダム強度比は、2.5以上でなければならない。これが2.5未満になると、良好な形状凍結性を得ることができない。

【0046】

なお、ここで述べる $\{100\} < 011 >$ および $\{211\} < 011 >$ は、それぞれ、同様の効果を有する方位の範囲として、圧延方向に対して直角な方向(Transverse direction)を回転軸として、 $\pm 12^\circ$ を許容する。さらに、望ましくは、 $\pm 6^\circ$ とする。

【0047】

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や伸びの異方性に対して重要であること理由は、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。

【0048】

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。

【0049】

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。

【0050】

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。

【0051】

なお、 $\{hkl\} < uvw >$ で表される結晶方位とは、板面の法線方向が $< hkl >$ に平行で、圧延方向が $< uvw >$ と平行であることを示している。

【0052】

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):
本発明において重要な要件である。すなわち、本発明者らが鋭意検討した結果、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。

【0053】

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0.55以下である。

10

20

30

40

50

【 0 0 5 4 】

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15%であるが、均一伸びが15%を下回る場合には、均一伸びの範囲で、できるだけ15%に近い歪みで評価すればよい。

【 0 0 5 5 】

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 5 6 】

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。

【 0 0 5 7 】

延性の異方性：

鋼板をプレス成形する場合には、鋼板の均一伸び、すなわち、n 値が重要な意味を持つ。特に、張りだし成形が主となる高強度鋼板においては、この均一伸び（n 値）が異方性を持つ場合には、部品によってブランク切りだし方向を注意深く選定することが必要となり、生産性の低下や鋼板歩留まりの低下を招く。また、場合によっては、所望の形状に成形できない場合も生じる。

【 0 0 5 8 】

400MPa程度以上の引張り強度（引張り試験で得られる最大強度）を持つ鋼においては、この均一伸びの異方性 $uE1$ が4%以下であれば、方向によらない良好な成形性を示すことが判明した。

【 0 0 5 9 】

特に厳しい加工性が要求される場合には、異方性 $uE1$ が3%以下であることが望ましい。均一伸びの異方性 $uE1$ の下限は特に限定しないが、加工性の観点からは0%にすることが最も好ましい。

【 0 0 6 0 】

また、局部伸びの異方性 $LE1$ が2%未満になると、形状凍結性が劣化することから、 $LE1$ の下限は2%とする。 $LE1$ の上限は特に設定しないが、 $LE1$ が大きくなりすぎると成形性が低下することから、12%以下とすることが望ましい。

【 0 0 6 1 】

ただし、上記の条件を満足しても、 $uE1 > LE1$ となる場合には、良好な成形性と形状凍結性が両立しなかったので、 $uE1$ は $LE1$ 以下とした。

【 0 0 6 2 】

なお、均一伸びと局部伸びの異方性は、圧延方向と平行（L方向）、垂直（C方向）、および、45°方向の伸び（均一伸び $uE1$ 、局部伸び $LE1$ ）を用いて、

$$\Delta uE1 = \{ |uE1(L) - uE1(45^\circ)| + |uE1(C) - uE1(45^\circ)| \} / 2$$

$$\Delta LE1 = \{ |LE1(L) - LE1(45^\circ)| + |LE1(C) - LE1(45^\circ)| \} / 2$$

と定義される。

【 0 0 6 3 】

ミクロ組織：

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、伸びフランジ加工や

10

20

30

40

50

パーリング加工等の加工を受ける場合が少なくない。

【0064】

したがって、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、鋼板の極限変形能も向上させる必要がある。

【0065】

この観点から、金属組織は、高い穴拡げ性を有するフェライトもしくはベイナイト相を体積分率最大の相とする。ただし、集合組織の観点からは、低温で変態生成するベイナイト相の方が集合組織の発達が強いことから、ベイナイトを主相とする方が好ましい。

【0066】

なお、ここで述べるベイナイトは、ミクロ組織中に鉄炭化物粒子を含んでも含まなくてもよい。また、変態後に加工を受け、内部の転位密度が非常に高くなったフェライト（加工フェライト）は、延性が著しく劣化し、部品加工には適さないことから、本発明に規定するフェライトとは区別する。

10

【0067】

さらに、伸びフランジ性を著しく劣化させる直径 $0.2\mu\text{m}$ 以上の鉄炭化物の占積率は 0.3% 以下に限定することが好ましい。鉄炭化物の占積率は、倍率500倍以上の光学顕微鏡観察写真において、画像処理によって鉄炭化物の面積率を求めて代替してもよい。また、写真上に描いた n 個の格子点のうち $0.2\mu\text{m}$ 以上の鉄炭化物が占める格子点の数 m を求め、 m/n を占積率としてもよい。

【0068】

20

時効指数 A I (Aging Index) :

鋼板の時効性を示す指数である A I は、 8MPa 以上とすることが好ましい。A I が 8MPa 未満になると、形状凍結性が低下するので、 8MPa を下限とする。A I が低下すると形状凍結性が劣化する要因は明らかでないが、A I は鋼材中の可動転位密度と相関があることから、この可動転位密度の違いが変形になんらかの影響を及ぼしていると考えられる。

【0069】

A I の上限は特に規定しないが、A I が 100MPa 超になると、ストレッチャーストレインが発生し、鋼板の外観を著しく損ねるおそれがあることから、A I は 100MPa 以下とすることが望ましい。

30

【0070】

なお、時効指数の測定には、L方向またはC方向のJIS5号引張試験片を用い、予歪み 10% 与えた際の変形応力と、その後一旦除荷し、 100 で一時間の時効を行った後、再度引張試験を行った際の降伏応力（降伏伸びが発生する場合には下降伏応力）との差を時効指数 A I とする。

【0071】

以下に、本発明の好ましい化学成分について述べる（単位は質量%である）。

【0072】

C :

C の下限を 0.01% としたのは、C が 0.01% 未満では高い加工性を維持したまま鋼板の強度を確保することが困難なためである。一方、 0.2% 超になると、極限変形能を低下させるオーステナイト相やマルテンサイト相、粗大炭化物ができやすくなるうえ、溶接性も低下するので、上限を 0.2% とする。

40

【0073】

S i :

鋼板の機械的強度を高めるのに有効な元素であるが、 2.5% 超となると加工性が劣化したり、表面疵が発生したりするので、 2.5% を上限とする。一方、実用鋼で、S i を 0.001% 未満とするのは困難であるので、 0.001% を下限とする。

【0074】

M n :

50

鋼板の機械的強度を高めるのに有効な元素であるが、2.5%超となると加工性が劣化するので、2.5%を上限とする。一方、実用鋼で、Mnを0.01%未満とするのは困難であるので、0.01%を下限とする。

【0075】

また、Mn以外に、Sによる熱間割れの発生を抑制するTiなどの元素が十分に添加されない場合には、Mnを、質量%でMn/S 20となる量添加することが望ましい。

【0076】

P、S：

それぞれ、0.2%以下、および、0.03%以下とする。これは、加工性の劣化や熱間圧延または冷間圧延時の割れを防ぐためである。

10

【0077】

Al：

脱酸のために0.01%以上添加する。しかし、多すぎると加工性が低下したり、表面性状が劣悪となるため、上限を2.0%とする。

【0078】

N、O：

不純物であり、加工性を悪くさせないように、それぞれ、0.01%以下、および、0.01%以下とする。

【0079】

Ti、Nb、V：

析出強化、組織制御、細粒強化などの機構を通じて材質を改善する元素であるので、必要に応じて、1種または2種以上を、合計で0.001%以上添加することが望ましい。

20

【0080】

しかし、過度に添加しても格段の効果はなく、むしろ加工性や表面性状を劣化させるので、1種または2種以上の合計で0.8%を上限とする。

【0081】

B：

粒界の強化や鋼材の高強度化に有効であるが、その添加量が0.01%を超えると、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、部品への加工性も低下させるので、上限を0.01%とした。ただし、Bの添加効果を得るためには、0.0002%以上添加することが好ましい。

30

【0082】

Mo、Cr、Cu、Ni、Sn、Co：

機械的強度を高めたり材質を改善する効果があるので、必要に応じて、各成分とも0.001%以上を添加することが望ましい。しかし、過度の添加は、逆に、加工性を劣化させるので、上限を、それぞれ、1%、1%、2%、1%、0.2%、2%とする。

【0083】

Ca、希土類元素(Rem)：

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ので、必要に応じて、それぞれ、Ca：0.0005~0.005%、Rem：0.001~0.05%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。

40

【0084】

また、Mgを0.0001%以上0.05%以下、Taを0.0001%以上0.05%以下添加することも、等価な効果を発現する。

【0085】

ここで、全ての場合に、下限値は介在物制御効果の発現する最低添加量を示し、最大値以上では、逆に、介在物が大きく成長しすぎることによって、伸びフランジ性等の極限変形能を低下させる。ミッシュメタル(混合物)として添加することが、コスト的に有利である。

50

【0086】

以下に、本発明の製造方法について述べる。

【0087】

スラブ再加熱温度：

所定の成分に調整された鋼は、鑄造後直接もしくは一旦 Ar3変態温度以下まで冷却された後に再加熱され、その後に熱間圧延される。

【0088】

この時の再加熱温度が 1000 未満の場合には、所定の仕上熱延完了温度を確保することが難しくなるので、1000 を下限とした。また、再加熱温度が 1300 を超える場合には、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、製造コストの上昇も招くことから、1300 を再加熱温度の上限値とした。

10

【0089】

加熱後の鋼片は、熱間圧延の途中で局部的にもしくは全体を加熱されても、本発明の特性に何ら影響を及ぼさない。

【0090】

熱間圧延条件：

熱間圧延およ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。熱延完了温度 TFE が Ar3 未満になった場合には、均一伸びの異方性 uEl が 4% 超となり、成形性を著しく劣化させるために、

20

$TFE < Ar3$ () (1)

とした。

【0091】

TFE は、熱延の最終圧延を施すスタンドの後方で測定されるのが一般的であるが、必要な場合には、計算によって得られる温度を用いてもよい。

【0092】

また、熱延完了温度の上限は特に限定しないが、(Ar3 + 180) 超の場合には、鋼板の表面に生成する酸化物層により表面品位が低下するので、(Ar3 + 180) 以下であることが望ましい。

30

【0093】

より厳格な表面品位が求められる場合には、TFE を (Ar3 + 150) 以下にすることが望ましい。

【0094】

ただし、鋼板の化学成分によらず、TFE が 800 未満になった場合には、熱延時の圧延荷重が高くなりすぎると同時に、鋼板の延性異方性が大きくなることから、

$Ar3 < 800$ (2)

とした。

【0095】

また、仕上熱延開始温度 TFS が 1100 超の場合には、鋼板表面品位が著しく低下することから、

40

$TFS > 1100$ (3)

とした。

【0096】

また、TFS と TFE の差が 120 超の場合には、集合組織の発達が十分でなく、良好な形状凍結性と低い異方性が両立せず、また、この差を 20 未満にすることは、作業上困難であることから、

$20 < (TFS - TFE) < 120$ (4)

とした。

【0097】

また、熱間圧延において、Ar3 ~ (Ar3 + 150) の温度範囲における圧下率は、最

50

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ので、 $Ar_3 \sim (Ar_3 + 150)$ の温度範囲における圧下率の下限を25%とした。

【0098】

この圧下率が高いほど、所望の集合組織が発達するから、圧下率は、50%以上であることが好ましく、また、75%以上であれば、さらに好ましい。

【0099】

圧下率の上限は特に定めないが、99%以上圧下することは、装置への負荷が大きく、また、特段の効果も得られないので、99%未満とすることが好ましい。

10

【0100】

ただし、

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

とする。

【0101】

この温度範囲での熱間圧延を、通常の条件で行っても、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、さらに、最終的な鋼板の形状凍結性が高くなる。

20

【0102】

また、仕上熱延に先立って、スケール除去を目的とした加工や高圧水噴射、微粒子噴射等を行うことは、最終鋼板の表面品位を高める効果があり、好ましい。

【0103】

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、冷却の途中に空冷を設けることも、最終的な鋼板の特性を劣化させない。

【0104】

このよう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、(5)式に示す臨界温度 T_0 ()以下で巻き取る必要がある。したがって、鋼の成分で決まる T_0 を巻取り温度の上限とした。

30

【0105】

この T_0 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、(5)式を用いて簡易的に計算することができる。

【0106】

T_0 温度に及ぼすとして本発明に規定された成功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。

【0107】

冷却が鋼材の化学成分で決まる温度 T_0 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

【0108】

$$T_0 = -650.4 \times \{ C\% / (1.82 \times C\% - 0.001) \} + B \quad (5)$$

ここで、Bは質量%で表現した鋼の成分より求まる。

【0109】

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

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

50

また、巻取り温度が700 超になると、コイル全長での巻取り温度の確保が困難になり、材質バラツキの原因になるうえ、Ti、Nb、およびVまたは、Vの炭化物形成元素が含有されている場合には、これらの炭化物が粒界で粗大化し、極限変形能が著しく損なわれる。したがって、700 を巻取り温度の上限値とした。

【0110】

一方、巻取り温度が400 未満となると、鋼板中にオーステナイト相やマルテンサイト相が多量に生成され極限変形能が低下するので、400 を巻取り温度の下限値とした。

【0111】

スキンプス圧延：

以上の方法で製造された本発明鋼に、出荷前にスキンプス圧延を施すことは、鋼板の形状を良好にする。この時、スキンプス圧下率が0.1%未満では、この効果が小さいことから、0.1%をスキンプス圧下率の下限とした。

10

【0112】

また、圧下率5%超のスキンプス圧延を行うためには、通常スキンプス圧延機の改造が必要となり、経済的なデメリットが生じるとともに、加工性が著しく劣化するので、5%をスキンプス圧下率の上限とした。

【0113】

めっき：

めっきの種類や方法は特に限定されるものではなく、電気めっき、溶融めっき、蒸着めっき等のいずれでも、本発明の効果を得ることができる。

20

【0114】

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。

【0115】

【実施例】

(実施例)

表1に示すA～Kの鋼材を1100 から1270 に加熱し、表2中に示した熱延条件で熱延し、2.5mm厚の熱延鋼板とした。この熱延鋼板に対する各種評価の結果を、表3および表4に示す。

【0116】

30

【表1】

表 1

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	V	Mo	Cr
A	0.03	0.06	0.30	0.009	0.004	0.042					
B	0.04	0.32	0.54	0.012	0.005	0.045	0.13				
C	0.06	0.83	1.32	0.010	0.006	0.036	0.11	0.033			
D	0.05	0.02	0.78	0.016	0.007	0.039		0.010			
E	0.04	0.03	0.82	0.011	0.005	0.028	0.13	0.021	0.01		
F	0.06	0.25	1.22	0.021	0.005	0.043	0.210	0.030			0.05
G	0.07	0.11	0.98	0.013	0.006	0.036	0.18	0.040			
H	0.08	0.68	1.36	0.014	0.008	0.042	0.35		0.02		
I	0.09	0.62	1.10	0.009	0.004	0.031		0.025			
J	0.1	0.55	1.39	0.012	0.002	0.040				0.029	
K	0.26	0.65	3.57	0.006	0.004	0.035	0.06	0.043			

10

鋼種	Cu	Ni	Co	B	N	O	Sn	Ca/Rem	区分
A					0.0020	0.002	0.02		発明鋼
B				0.0021	0.0019	0.004			発明鋼
C					0.0038	0.003		Ca0.003	発明鋼
D			0.07		0.0022	0.003			発明鋼
E					0.0030	0.002			発明鋼
F					0.0023	0.002			発明鋼
G	0.2	0.1			0.0018	0.001			発明鋼
H					0.0031	0.003		Ca:0.002	発明鋼
I					0.0020	0.002			発明鋼
J					0.0026	0.001			発明鋼
K					0.0021	0.002		La0.0025	比較鋼

20

下線は本発明の範囲外であることを示す。

30

【 0 1 1 7 】

【 表 2 】

表2

No	鋼	Ar3 °C	Ar3+150 °C	圧下率 *1	TFS °C	TFE °C	TFS-TFE °C	熱延 潤滑	To °C	CT °C	スキパ ス 圧下率%	種類
1	A	870	1020	○	955	883	72	無し	516	483	0.8	本発明例
2	B	854	1004	○	1020	970	50	有り	504	495	0.5	本発明例
3	C	792	942	○	1015	920	95	無し	462	450	0.8	本発明例
4	C	792	942	○	1000	892	108	有り	462	455	0.8	本発明例
5	C	792	942	○	880	773	107	無し	462	438	0.8	比較例
6	C	792	942	×	1107	989	118	有り	462	530	0.8	比較例
7	C	792	942	○	1050	855	195	無し	462	455	0.8	比較例
8	C	792	942	×	1010	938	72	無し	462	450	0.8	比較例
9	C	792	942	○	930	880	50	無し	462	580	0.8	比較例
10	C	792	942	○	1017	888	129	無し	462	<200	0.8	比較例
11	C	792	942	×	980	890	90	無し	462	450	0.8	比較例
12	D	826	976	○	990	905	85	無し	493	480	1.2	本発明例
13	D	826	976	○	890	803	87	無し	493	467	0.8	比較例
14	E	818	968	○	975	875	100	無し	491	425	0.8	本発明例
15	E	818	968	○	905	730	175	有り	491	400	0.8	比較例
16	F	783	933	○	985	878	107	有り	470	400	0.8	本発明例
17	G	774	924	○	955	860	95	無し	482	478	0.8	本発明例
18	H	778	928	○	935	846	89	無し	461	458	1.1	本発明例
19	I	795	945	○	920	863	57	無し	476	465	0.8	本発明例
20	J	761	911	○	950	880	70	有り	461	449	0.8	本発明例
21	K	513	663	×	905	823	82	無し	352	325	0.8	比較例

下線は本発明の範囲外であることを示す。

* 1: Ar3°C ~ (Ar3+150)°Cの温度範囲における圧下率の合計が25%以上の場合を○、それ以外の場合を×で表示

【 0 1 1 8 】

【 表 3 】

表 3

No	鋼	体積分率 最大の相	最大相 体積分率 %	粗大炭化物 占積率 %	鋼板のr値		伸びの異方性		AI (MPa)	種類
					rL	rC	ΔuEI	ΔLEI		
1	A	フェライト	96	<0.1	0.51	0.64	1.3	5.4	23	本発明例
2	B	フェライト	85	<0.1	0.53	0.62	1.0	4.8	35	本発明例
3	C	ベイナイト	78	<0.1	0.51	0.61	0.8	4.5	30	本発明例
4	C	フェライト	98	<0.1	0.58	0.66	2.4	3.8	18	本発明例
5	C	フェライト	96	<0.1	0.43	0.56	5.3	4.8	42	比較例
6	C	フェライト	95	0.2	0.86	0.92	2.4	0.8	25	比較例
7	C	フェライト	89	<0.1	0.73	0.77	3.8	3.5	30	比較例
8	C	フェライト	97	0.8	0.78	0.93	-0.5	1.2	18	比較例
9	C	フェライト	67	<0.1	0.82	0.86	1.8	1.3	12	比較例
10	C	フェライト	89	<0.1	0.85	0.72	5.2	4.3	0	比較例
11	C	フェライト	78	<0.1	0.73	0.78	2.3	1.7	28	比較例
12	D	ベイナイト	72	<0.1	0.58	0.66	1.8	3.8	43	本発明例
13	D	フェライト	68	<0.1	0.51	0.63	4.6	4.2	29	比較例
14	E	フェライト	73	0.12	0.55	0.68	2.9	4.3	25	本発明例
15	E	加エフェライト	78	<0.1	0.56	0.73	-2.3	-1.2	#	比較例
16	F	フェライト	71	<0.1	0.57	0.61	2.3	5.6	35	本発明例
17	G	フェライト	68	<0.1	0.58	0.66	2.6	4.9	27	本発明例
18	H	フェライト	77	<0.1	0.51	0.61	2.5	5.8	38	本発明例
19	I	ベイナイト	72	<0.1	0.58	0.66	1.6	4.6	24	本発明例
20	J	フェライト	89	<0.1	0.55	0.68	3.9	4.2	40	本発明例
21	K	フェライト	77	<0.1	0.60	0.78	3.8	1.9	87	比較例

下線は本発明の範囲外であることを示す。
#は均一伸びが10%未満で測定出来なかったことを示す。

【 0 1 1 9 】
【 表 4 】

表4 (表3の続き)

No	鋼	{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	{100}<011>の X線強度(A)	{211}<011>の X線強度(B)	(A)-(B)	穴上げ 率 2*	形状凍 結性の 評価*3	種類
1	A	6.66	2.85	7.02	4.98	2.04	○	○	本発明例
2	B	7.28	1.03	13.20	5.03	8.17	○	○	本発明例
3	C	6.88	1.99	8.69	5.77	2.92	○	○	本発明例
4	C	6.35	1.56	6.55	6.43	0.12	○	○	本発明例
5	C	6.27	2.09	4.33	7.43	-3.10	○	○	比較例
6	C	2.23	2.42	2.67	1.89	0.78	○	×	比較例
7	C	5.43	1.38	4.35	6.92	-2.57	○	×	比較例
8	C	1.78	3.00	1.89	2.37	-0.48	○	×	比較例
9	C	1.96	1.03	2.23	2.02	0.21	×	×	比較例
10	C	4.36	1.56	3.89	6.35	-2.46	×	○	比較例
11	C	2.04	1.56	2.45	2.31	0.14	○	×	比較例
12	D	5.10	2.09	6.02	4.31	1.71	○	○	本発明例
13	D	4.62	2.44	4.22	5.22	-1.00	○	×	比較例
14	E	5.67	2.27	7.35	4.89	2.46	○	○	本発明例
15	E	4.99	5.90	7.67	2.89	4.78	×	×	比較例
16	F	6.23	1.73	6.99	5.22	1.77	○	○	本発明例
17	G	6.54	1.24	8.35	5.09	3.26	○	○	本発明例
18	H	5.50	2.31	6.99	4.38	2.61	○	○	本発明例
19	I	7.38	2.67	9.23	4.99	4.24	○	○	本発明例
20	J	4.93	2.39	5.87	5.23	0.64	○	○	本発明例
21	K	2.29	3.02	2.58	2.00	0.58	×	×	比較例

下線は本発明の範囲外であることを示す。
 2*: λ/TS ≥ 0.15 を満足する場合を○、それ以外の場合を×と表示
 ○、満足する場合に○、満足しない場合を×と表示

【0120】

形状凍結性の評価は、270mm長さ×50mm幅×板厚の短冊状のサンプルを用い、パンチ幅78mm、パンチ肩R5mm、ダイ肩R5mmにて、種々のしわ押さえ圧でハット型に成形した後、壁部の反り量を曲率半径 (mm) として測定し、その逆数1000/によって行った。1000/ が小さいほど、形状凍結性は良好である。

【0121】

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したしわ押さえ圧70 kNでの1000/が、 $0 \text{ (mm}^{-1}\text{)}$ 以上で、かつ、鋼板の引張り強度TS [MPa]に対して $(0.012 \times TS - 4.5) \text{ (mm}^{-1}\text{)}$ 以下となる場合には、際だって形状凍結性が良好となる。

【0122】

それ故、 0 1000/ ($0.012 \times TS - 4.5$)を、良好な形状凍結性の条件として評価した。

【0123】

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、どのよう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。したがって、しわ押さえ圧70 kNでの評価は、鋼板の形状凍結性をよく代表している。

10

【0124】

穴広げ性は、1辺100 mmの試験片の中央に径10 mmの打ち抜き穴を加工し、その初期穴を頂角60°の円錐ポンチにて押し広げ、割れが鋼板を貫通した時点での穴径d (mm)の初期穴径10 mmに対する穴広げ率 (次式)で評価した。

【0125】

$$= \{ (d - 10) / 10 \} \times 100 (\%)$$

穴広げ率も、一般的に、鋼板の強度が上昇すると劣化する。

【0126】

そこで、(穴広げ率 [%]) / (鋼板の引張り強度TS [MPa])を穴広げ性の指標とし、その値が0.15以上のものを穴広げ性良好として評価した。

20

【0127】

r値、延性の異方性、AIは、JIS 5号引張り試験片を用いて測定した。また、X線の測定は、鋼板の代表値として板厚の7/16厚の位置で板面に平行なサンプルを調製して実施した。

【0128】

表2において、No. 5~11、および、No. 13, No. 15は、いずれも、熱延条件が本発明の範囲から外れていることから、延性の異方性が大きく、一部では形状凍結性も十分でなく、伸びフランジ性も不十分であり、結果として、形状凍結性と低異方性および極限変形能を兼備した高強度鋼板になっていない。

30

【0129】

No. 21は、成分、熱延条件ともが本発明範囲にないことから、形状凍結性、極限変形能ともに満足できていない。

【0130】

本発明範囲内の化学成分の鋼を本発明範囲内の熱延条件によって製造した場合には、良好な延性異方性、極限変形能とともに、良好な形状凍結性が得られていることがわかる。

【0131】

【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異方性が少ない良好なプレス成形性を有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、CO₂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できる。

40

【0132】

したがって、本発明は、工業的に極めて高い価値のある発明である。

フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I
B 2 1 B 3/00 (2006.01) B 2 1 B 3/00 A

- (72)発明者 杉浦 夏子
千葉県富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内
- (72)発明者 高橋 学
千葉県富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内
- (72)発明者 吉永 直樹
千葉県富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内

審査官 井上 猛

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

- (58)調査した分野(Int.Cl. , D B 名)
C22C 38/00-38/60
C21D 9/46