

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2012-107319

(P2012-107319A)

(43) 公開日 平成24年6月7日(2012.6.7)

(51) Int.Cl.	F 1	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 K O 3 7
C 2 2 C 38/06 (2006.01)	C 2 2 C 38/06	
C 2 2 C 38/38 (2006.01)	C 2 2 C 38/38	
B 2 1 D 22/20 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 W	
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	B 2 1 D 22/20 E	
審査請求 未請求 請求項の数 9 O L (全 19 頁) 最終頁に続く		

(21) 出願番号	特願2011-225157 (P2011-225157)	(71) 出願人	000001258
(22) 出願日	平成23年10月12日 (2011.10.12)		J F E スチール株式会社
(31) 優先権主張番号	特願2010-237842 (P2010-237842)		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(32) 優先日	平成22年10月22日 (2010.10.22)	(74) 代理人	100147485
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)		弁理士 杉村 憲司
		(74) 代理人	100165951
			弁理士 吉田 憲悟
		(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	中垣内 達也
			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
最終頁に続く			

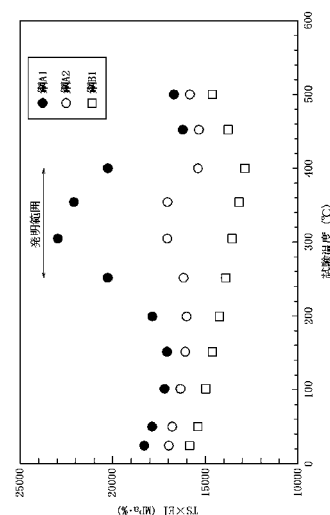
(54) 【発明の名称】 成形性および強度上昇能に優れた温間成形用薄鋼板およびそれを用いた温間成形方法

(57) 【要約】

【課題】特に温間成形を施すことにより、高い延性を示すことで優れたプレス成形性を有しながら、成形後には強度の上昇を示すことで高い部材強度を達成する温間成形用薄鋼板等を提供する。

【解決手段】本発明の温間成形用薄鋼板は、質量%で、C:0.04~0.2%、Si:0.5~2.5%、Mn:1.5~3.5%、P:0.001~0.05%、S:0.0001~0.01%、Al:0.001~0.1%、N:0.0005~0.01%を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる成分組成を有し、鋼組織が、面積率で、ポリゴナルフェライト相を30%以上、マルテンサイト相を20%以上および残留オーステナイト相を3%未満含有する。

【選択図】図1



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量％で、C：0.04～0.2％、Si：0.5～2.5％、Mn：1.5～3.5％、P：0.001～0.05％、S：0.0001～0.01％、Al：0.001～0.1％、N：0.0005～0.01％を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる成分組成を有し、鋼組織が、面積率で、ポリゴナルフェライト相を30％以上、マルテンサイト相を20％以上および残留オーステナイト相を3％未満含有することを特徴とする、成形性および強度上昇能に優れた温間成形用薄鋼板。

【請求項 2】

室温における歪み量0.05での加工硬化率(WHR(0))と、300℃における歪み量0.05での加工硬化率(WHR(300))とが下記式(1)を満足し、かつ、室温での引張強度(TS(0))と、300℃で歪み量0.10の予加工を加えたのちの室温での引張強度(TS(300))とが下記式(2)を満足することを特徴とする請求項1に記載の成形性および強度上昇能に優れた温間成形用薄鋼板。

記

$$\text{WHR}(300)/\text{WHR}(0) > 1.20 \quad \dots\dots (1)$$

$$\text{TS}(300) - \text{TS}(0) > 150 \text{ (MPa)} \quad \dots\dots (2)$$

【請求項 3】

室温での引張強度に対する250～400℃の温度域での引張強度の低下量が150MPa以下であり、かつ

室温での降伏強度に対する250～400℃の温度域での降伏強度の上昇量が50MPa以下であることを特徴とする請求項1または2に記載の成形性および強度上昇能に優れた温間成形用薄鋼板。

【請求項 4】

前記成分組成は、質量％で、B：0.0003～0.0050％をさらに含有することを特徴とする請求項1～3のいずれか1項に記載の成形性および強度上昇能に優れた温間成形用薄鋼板。

【請求項 5】

前記成分組成は、質量％で、Ti：0.0005～0.1％およびNb：0.0005～0.05％から選ばれる少なくとも1種の成分をさらに含有することを特徴とする請求項1～4のいずれか1項に記載の成形性および強度上昇能に優れた温間成形用薄鋼板。

【請求項 6】

前記成分組成は、質量％で、Cr：0.01～1.0％およびMo：0.01～1.0％から選ばれる少なくとも1種の成分を含有することを特徴とする請求項1～5のいずれか1項に記載の成形性および強度上昇能に優れた温間成形用薄鋼板。

【請求項 7】

請求項1～6のいずれか一項に記載の薄鋼板であって、前記マルテンサイト相の一部又は全部が焼戻しマルテンサイトであることを特徴とする成形性および強度上昇能に優れた温間成形用薄鋼板。

【請求項 8】

請求項1～7のいずれか一項に記載の薄鋼板であって、更に、面積率でベイナイト相を30％未満の分率で含有することを特徴とする成形性および強度上昇能に優れた温間成形用薄鋼板。

【請求項 9】

請求項1～8のいずれか1項に記載の薄鋼板に、250～400℃の温度域で相当塑性歪み量：0.02以上の温間加工を施すことを特徴とする温間成形方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、主に自動車の構造部材に好適な室温での引張強度（TS）が780MPa以上の高強度薄鋼板（具体的には、高強度熱延鋼板、高強度冷延鋼板、高強度溶融亜鉛めっき鋼板を含む。）に係るものであり、特に、温間成形を施すことにより、高い延性を示すことで優れたプレス成形性を有しながら、成形後には強度の上昇を示すことで高い部材強度を達成する温間成形用薄鋼板および温間成形方法に関する。

【背景技術】

【0002】

近年、衝突時における乗員の安全性確保や車体の軽量化による燃費改善を目的として、室温での引張強度（TS）が780MPa以上で、板厚が、例えば3mm以下と薄い高強度薄鋼板の自動車構造部材への適用が積極的に進められている。

10

【0003】

しかしながら、一般的には、鋼板の高強度化は鋼板のプレス成形性の低下につながることから、高強度と優れた成形性を併せ持つ鋼板が望まれている。一方で、鋼板を高温に加熱した状態で塑性加工を施す温間成形を行うことにより、変形抵抗の低減を利用して成形性を向上したり、プレス中の加工—熱処理により強度を上昇する検討が行われている。

【0004】

成形性を向上する技術では、例えば、特許文献1には、C：0.010～0.10wt%、Si：0.05～2.0wt%、Mn：0.50～3.00wt%、P：0.003～0.15wt%、S：0.01wt%以下を含有し、残部はFeおよび不可避不純物からなる成分組成を有し、かつその組織が、主相であるフェライト相と第2相であるマルテンサイト相とを主体にして構成され、（100℃におけるYS）／（20℃におけるYS）が0.50以下であることを特徴とする温間プレス成形性に優れた薄鋼板が提案されている。

20

【0005】

特許文献2には、質量%にて、C：0.03～0.2%、Si：0.5%以下、Mn：1～3%、P：0.1%以下、S：0.1%以下、Cr：0.01～1%、Al：0.01～0.1%、N：0.02%以下を含有し、残部はFeおよび不純物からなる組成で、室温における引張強さに対する450℃における引張強さの比が、0.7以下であることを特徴とする高張力薄鋼板が提案されている。

30

【0006】

特許文献3には、質量%で、C：0.01～0.12%、Si：2.0%以下、Mn：0.01～2.0%、P：0.2%以下、Al：0.001～0.1%、N：0.0040～0.0200%を含み、さらに、Ti：0.001～0.1%、B：0.01%以下を含有し、残部Feおよび不可避的不純物よりなる組成と、平均結晶粒径が8μm以下のフェライトを主相とする組織を有し、かつ質量%で0.0040～0.0080%の固溶N量を有することを特徴とする温間プレス成形性に優れた高張力熱延鋼板が提案されている。

【0007】

特許文献4には、質量%で、C：0.05～0.6%、Si+Al：0.5～3%、Mn：0.5～3%、P：0.15%以下、S：0.02%以下を含有し、且つ、母相組織は、平均硬度がピッカース硬度で240Hv以上であるベイニティック・フェライト及び／又はグラニュラー・ベイニティック・フェライトを全組織に対して占積率で70%以上含有し、第2相組織は、残留オーステナイトを全組織に対して占積率で5～30%含有し、該残留オーステナイト中のC濃度（CγR）は1.0%以上であり、更にベイナイト／マルテンサイトを含有しても良いものであることを特徴とする温間加工による伸び、及び伸びフランジ性に優れた高強度鋼板が提案されている。

40

【0008】

また、強度を上昇する技術では、例えば、特許文献5には、重量%で、C：0.01～0.20%、Si：0.01～3.0%、Mn：0.01～3.0%、P：0.002～0.2%、S：0.001～0.020%、Al：0.005～2.0%、N：0.0002～0.01%、Mo：0.01～1.5%、を含有し、更

50

に重量％で、Cr：0.01～1.5％、Nb：0.005～0.10％、Ti：0.005～0.10％、V：0.005～0.10％、B：0.0003～0.005％、の1種または2種以上を含有せしめ、その範囲が特定の成分組成式を満足し、かつ残部が鉄および不可避免の不純物からなることを特徴とする熱処理硬化能に優れた薄鋼板が提案されている。

【0009】

特許文献6には、質量％で、C：0.02～0.20％、Si：0.5～2.0％、Mn：0.5～2.5％、sol. Al：0.15～1.2％、N：0.020％以下、かつ、 $Si(\%) + sol. Al(\%) \geq 1.2(\%)$ を満足し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなり、体積％で10％以上のベイナイト相を含有し、パーライト相とマルテンサイト相の合計が体積％で10％以下である結晶組織を備えた温間成形用高張力鋼板が提案されている。

10

【先行技術文献】

【特許文献】

【0010】

【特許文献1】特開2000-87183号公報

【特許文献2】特開2003-113442号公報

【特許文献3】特開2001-234282号公報

【特許文献4】特開2004-190050号公報

【特許文献5】特開2000-234153号公報

【特許文献6】特開2002-256388号公報

【発明の概要】

20

【発明が解決しようとする課題】

【0011】

しかしながら、特許文献1および2に記載された技術は、温間成形での変形抵抗の低下を利用した寸法精度の向上を意図したものであって、温間成形時の成形性（延性）を向上することを意図するものではない。また、特許文献3に記載された技術は、温間成形での変形抵抗の変化を利用した絞り性の向上を意図したものであって、温間成形時の延性については考慮されておらず、適用できる成形様式が限定されてしまうという問題がある。さらに、特許文献1～3は、いずれも温間加工後の常温（部材の使用環境）における強度については考慮されていない。特許文献4に記載された技術は、母相組織の平均硬度と残留オーステナイト中のC濃度及びその体積率を制御して延性と伸びフランジ性を向上するものであるが、温間加工後の常温（部材の使用環境）における強度については考慮されていない。さらに、特許文献5に記載された技術は、転位密度の高い母相組織中に温間成形で微細炭化物を形成させて強度を上昇させることを意図したものであり、特許文献6に記載された技術は、転位密度の高い母相組織を温間成形で歪み時効硬化させて強度を上昇させることを意図したものであるが、いずれも温間成形時の成形性については何ら考慮がされていない。

30

【0012】

本発明の目的は、これらの問題を解決し、780MPa以上の引張強度（TS）を有する高強度薄鋼板において、温間成形の適用によりプレス成形性を向上させると同時に、温間成形後の部材においては、その使用環境（常温）における強度を上昇可能な温間成形用薄鋼板およびそれを用いた温間成形方法を提供することにある。

40

【課題を解決するための手段】

【0013】

まず、この発明の根拠となる実験事実について述べる。
化学組成（質量％）として、0.089％C－1.38％Si－2.46％Mn－0.012％P－0.0022％S－0.041％Al－0.0026％N－0.22％Crを含有する鋼Aと、0.092％C－0.14％Si－2.41％Mn－0.023％P－0.0011％S－0.035％Al－0.0030％N－0.16％Cr－0.021％Nbを含有する鋼Bを、それぞれ真空溶解炉にて50kg溶製して鑄片とした。

【0014】

これらの溶製した鑄片を1250℃に加熱し、粗圧延を施したのち、仕上げ圧延を880℃の

50

温度で行い、620℃で巻取相当熱処理を施して板厚3.2mmの熱延鋼板とした。これら熱延鋼板は酸洗を施して表面のスケールを除去し、さらに圧下率50%の冷間圧延を施して板厚1.6mmの冷延鋼板とした。次いで、750～900℃で300秒の均熱処理を施した後に、300～500℃まで冷却し、その温度で120秒保持したのち室温まで冷却し、種々の鋼板を作製した。これらの鋼板について、鋼組織の同定を行うとともに、鋼組織を構成する各相の面積率(%)を測定した。鋼組織(ミクロ組織)は鋼板の圧延方向に平行な板厚断面について、ナイタルによる腐食現出組織を走査型電子顕微鏡(SEM)で5000倍に拡大して鋼組織を同定した。これを画像解析ソフト(Image-Pro; Cybernetics社製)により解析し各相の面積率(%)を求めた。鋼板を板厚1/4位置まで研磨した後に、さらに0.1mmを化学研磨した面を測定面として、X線回折装置でMoのK α 線を用いて、面心立方(fcc)鉄の(200)、(220)、(311)面と、体心立方(bcc)鉄の(200)、(211)、(220)面の積分強度を測定し、そのfccの比率をもって残留オーステナイト相の体積率を求め、3次元的に均質と仮定して、これを残留オーステナイト相の面積率(%)とした。また、圧延方向と直角方向にJIS5号引張試験片を採取し、JIS Z2241(2011年)に準拠して、20mm/minのクロスヘッド速度で、試験温度を室温から500℃まで変化した温間引張試験を行い、機械的性質を評価した。一部のサンプルについては、温間引張試験を歪み量0.10で停止し、室温まで冷却したのち、再度引張試験を実施し、機械的特性を評価した。

10

【0015】

上記鋼Aを用いて作製した、鋼組織が、面積率で、ポリゴナルフェライト相が65%、マルテンサイト相が34%および残留オーステナイト相が1%であるサンプル鋼A1と、ポリゴナルフェライト相が6%、マルテンサイト相が67%および残留オーステナイト相が2%および残部がベイナイト相であるサンプル鋼A2の2種類を用意し、また、上記鋼Bを用いて作製した、鋼組織が、面積率で、ポリゴナルフェライト相が54%、マルテンサイト相が44%および残留オーステナイト相が2%であるサンプル鋼B1を用意し、これらのサンプルA1、A2、B1について、引張強度(TS)と全伸び(E1)との積の値(TS×E1)と試験温度の関係を図1に示す。

20

【0016】

図1の結果から、サンプル鋼A1では、試験温度が250℃から400℃の範囲でTSとE1との積の値が著しく高い値を示し、温間で優れた成形性を示している。一方、サンプル鋼A2、B1では、TSとE1の積の値の顕著な上昇は認められなかった。

30

【0017】

上記したサンプル鋼A1、A2およびB1について、温間での引張試験を歪み量0.10で停止し、室温まで冷却したのち、再度引張試験をしたときのTSから、室温で引張試験をしたときのTSを差し引いた値、すなわちTSの上昇量(Δ TS)を求めた。求めた Δ TSと試験温度の関係を図2に示す。

【0018】

図2の結果から、サンプル鋼A1では、試験温度が250℃から400℃の範囲で Δ TSが150MPaを超えと著しく高い値を示し、高い強度上昇能を示す。一方、サンプル鋼A2、B1では、 Δ TSの上昇傾向は認められるものの、いずれも100MPa以下と低い値であった。

【0019】

次に、鋼Aについて種々の焼鈍条件で製造したサンプルについて、試験温度が300℃でのTSとE1との積の値TS×E1と、ポリゴナルフェライト相およびマルテンサイト相の面積率との関係をプロットしたものを図3に示す。図3の結果から、ポリゴナルフェライト相の面積率が30%以上の範囲でかつマルテンサイト相の面積率が20%以上の場合にTSとE1との積の値TS×E1が20000以上と著しく高い値を示し、温間で優れた成形性を示すことがわかる。

40

【0020】

また、鋼Aについて種々の焼鈍条件で製造したサンプルについて、試験温度が300℃での Δ TSと、ポリゴナルフェライト相およびマルテンサイト相の面積率との関係をプロットしたものを図4に示す。図4の結果から、ポリゴナルフェライト相の面積率が30%以上

50

の範囲でかつマルテンサイト相の面積率が20%以上の場合に ΔTS が著しく高い値を示し、高い強度上昇能を示すことがわかる。

【0021】

本発明者らは、上記した実験結果を踏まえて、780MPa以上の引張強度TSを有する高強度薄鋼板において、温間成形時の延性の向上と温間で予加工を施した後の室温での強度の上昇を両立する方法について、さらに鋭意検討を重ねたところ、以下のことを見出した。

【0022】

(i) 成分組成を特定の関係を満足するように適正化した上で、鋼組織を、面積率で、ポリゴナルフェライト相を30%以上、マルテンサイト相を20%以上、かつ、残留オーステナイト相を3%未満の面積率とすることにより、780MPa以上の引張り強度TSを有する高強度薄鋼板において、温間成形時の延性の向上と温間で予加工を施した後の室温での引張強度の上昇を達成できる。

【0023】

(ii) こうした特性の向上は、上記した特徴を有する薄鋼板を鋼板温度が250～400℃で、相当塑性歪み量0.02以上の加工を加えることによって得られる。

【0024】

以上の実験事実から本発明を完成させるに至ったのである。本発明の要旨構成は以下の通りである。

【0025】

(1) 質量%で、C：0.04～0.2%、Si：0.5～2.5%、Mn：1.5～3.5%、P：0.001～0.05%、S：0.0001～0.01%、Al：0.001～0.1%、N：0.0005～0.01%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、鋼組織が、面積率で、ポリゴナルフェライト相を30%以上、マルテンサイト相を20%以上および残留オーステナイト相を3%未満含有することを特徴とする、成形性および強度上昇能に優れた温間成形用薄鋼板。

【0026】

(2) 室温における歪み量0.05での加工硬化率(WHR(0))と、300℃における歪み量0.05での加工硬化率(WHR(300))とが下記式(1)を満足し、かつ、室温での引張強度(TS(0))と、300℃で歪み量0.10の予加工を加えたのちの室温での引張強度(TS(300))とが下記式(2)を満足することを特徴とする上記(1)に記載の成形性および強度上昇能に優れた温間成形用薄鋼板。

【0027】

記

$$\text{WHR}(300)/\text{WHR}(0) > 1.20 \quad \dots\dots (1)$$

$$\text{TS}(300) - \text{TS}(0) > 150 \text{ (MPa)} \quad \dots\dots (2)$$

【0028】

(3) 室温での引張強度に対する250～400℃の温度域での引張強度の低下量が150MPa以下であり、かつ室温での降伏強度に対する250～400℃の温度域での降伏強度の上昇量が50MPa以下であることを特徴とする上記(1)または(2)に記載の成形性および強度上昇能に優れた温間成形用薄鋼板。

【0029】

(4) 前記成分組成は、質量%で、B：0.0003～0.0050%をさらに含有することを特徴とする上記(1)～(3)のいずれかに記載の成形性および強度上昇能に優れた温間成形用薄鋼板。

【0030】

(5) 前記成分組成は、質量%で、Ti：0.0005～0.1%およびNb：0.0005～0.05%から選ばれる少なくとも1種の成分をさらに含有することを特徴とする上記(1)～(4)のいずれかに記載の成形性および強度上昇能に優れた温間成形用薄鋼板。

【0031】

(6) 前記成分組成は、質量％で、Cr：0.01～1.0％およびMo：0.01～1.0％から選ばれる少なくとも1種の成分を含有することを特徴とする上記(1)～(5)のいずれかに記載の成形性および強度上昇能に優れた温間成形用薄鋼板。

【0032】

(7) 上記(1)～(6)のいずれかに記載の薄鋼板であって、前記マルテンサイト相の一部又は全部が焼戻しマルテンサイトであることを特徴とする成形性および強度上昇能に優れた温間成形用薄鋼板。

【0033】

(8) 上記(1)～(7)のいずれかに記載の薄鋼板であって、更に、面積率でベイナイト相を30％未満の分率で含有することを特徴とする成形性および強度上昇能に優れた温間成形用薄鋼板。

【0034】

(9) 上記(1)～(8)のいずれかに記載の薄鋼板に、250～400℃の温度域で相当塑性歪み量：0.02以上の温間加工を施すことを特徴とする温間成形方法。

【発明の効果】

【0035】

本発明によれば、780MPa以上の引張り強度TSを有する高強度薄鋼板において、温間成形を適用することでプレス成形性を向上して部品形状の自由度を高め、より成形難易度の高い部品の高強度化が可能となる。さらに、本発明により製造した構造部材を自動車車体に適用することにより、より一層の乗員の安全性確保や、大幅な車体の軽量化による燃費改善を図ることができる。

【図面の簡単な説明】

【0036】

【図1】図1は、サンプル鋼A1、A2、B1について、引張強度(TS)と全伸び(E1)との積の値(TS×E1)と、試験温度の関係をプロットした図である。

【図2】図2は、サンプル鋼A1、A2およびB1について、温間での引張試験を歪み量0.10で停止したのち、室温まで冷却したのち、再度引張試験をしたときのTSから、室温で引張試験をしたときのTSを差し引いた値、すなわちTSの上昇量(ΔTS)と、試験温度の関係をプロットした図である。

【図3】図3は、鋼Aについて種々の焼鈍条件で製造したサンプルについて、TSとE1との積の値TS×E1と、ポリゴナルフェライト相およびマルテンサイト相の面積率との関係をプロットした図である。

【図4】図4は、鋼Aについて種々の焼鈍条件で製造したサンプルについて、TSの上昇量(ΔTS)と、ポリゴナルフェライト相およびマルテンサイト相の面積率との関係をプロットした図である。

【図5】図5は、薄鋼板にプレス成形を施す際の状態を説明するための図である。

【図6】図6は、成形品の口開き量を説明するための図である。

【発明を実施するための形態】

【0037】

以下に、本発明の詳細を説明する。なお、成分元素の含有量を表す「％」は、特に断らない限り「質量％」を意味する。また、ここでいう「室温」とは、JIS Z 8703で常温と規定される20±15℃の範囲のことを意味する。

【0038】

(1) 成分組成

・C：0.04～0.2％

炭素(C)は、鋼を強化するために重要な元素であり、高い固溶強化能を有するとともに、マルテンサイト相による組織強化を利用する際に、その面積率や硬度を調整するために不可欠な元素である。さらに、鋼中のCは、温間成形時に加工で導入された可動転位とその成形温度下で強い相互作用を示して、その運動を阻害することで、塑性変形の進行の

10

20

30

40

50

ために新たに多量の可動転位を導入させる効果を有する。このため、加工硬化が促進して歪みの伝播性を高めるため、温間成形時には一樣伸びが上昇して成形性が向上する。さらに、温間成形後の常温の状態では可動転位はCで固着された状態になるため、上記した可動転位の増殖の促進との相乗効果により、温間加工後に室温で変形したときの強度が著しく上昇する。こうした効果を充分に得るには、C含有量を0.04%以上にすることが必要である。一方、C含有量が0.2%を超えると、溶接性が劣化するとともに、マルテンサイト相が著しく硬化して延性が低下する。したがって、C含有量は0.04~0.2%とする。

【0039】

・Si：0.5~2.5%

シリコン（Si）は、鋼組織中に占めるポリゴナルフェライト相の面積率を高めるとともに、ポリゴナルフェライト相を清浄化して延性を高める効果がある。さらに、Siは、温間成形時のすべり系を制限する作用があり、可動転位の増殖を促進して加工硬化能を高めて延性を向上する。こうした効果を得るには、Si量を0.5%以上にする必要がある。一方、Si量が、2.5%を超えると、効果が飽和するとともに、表面性状に甚大な問題を生ずるようになる。したがって、Si量は0.5~2.5%とする。

【0040】

・Mn：1.5~3.5%

マンガン（Mn）は、鋼の熱間脆化の防止ならびに強度確保のために有効であるとともに、焼入れ性を向上させて複合組織化を容易にする。マルテンサイト相を所定の面積率で得るためには、Mn含有量を1.5%以上にする必要がある。一方、Mn含有量が3.5%を超えると、偏析相の生成が著しくなり、成形性の劣化を招く。したがって、Mn量は1.5~3.5%とする。尚、所定の分率のマルテンサイト相を得やすくするためには、C含有量が0.12%未満ではMn量は1.6%以上とするのが好ましい。

【0041】

・P：0.001~0.05%

リン（P）は、所望の強度に応じて添加できる元素であり、また、フェライト変態を促進するために複合組織化にも有効な元素である。こうした効果を得るには、P量を0.001%以上にする必要がある。一方、P量が0.05%を超えると、溶接性やめっき性の低下を招く。したがって、P量は0.001~0.05%とする。

【0042】

・S：0.0001~0.01%

硫黄（S）は、粒界に偏析して熱間加工時に鋼を脆化させるとともに、硫化物として存在して局部変形能を低下させるため、その量は0.01%以下、好ましくは0.003%以下、より好ましくは0.001%以下にする必要がある。しかし、生産技術上の制約から、S含有量は0.0001%以上にする必要がある。したがって、S含有量は0.0001~0.01%、好ましくは0.0001~0.003%、より好ましくは0.0001~0.001%とする。

【0043】

・Al：0.001~0.1%

アルミニウム（Al）は、フェライト相を生成させ、強度-延性バランスを向上させるのに有効な元素である。こうした効果を得るには、Al含有量を0.001%以上にする必要がある。一方、Al量が0.1%を超えると、表面性状の劣化を招く。したがって、Al量は0.001~0.1%とする。

【0044】

・N：0.0005~0.01%

窒素（N）は、鋼の耐時効性を劣化させる元素である。特に、N含有量が0.01%を超えると、耐時効性の劣化が顕著となる。その量は少ないほど好ましいが、生産技術上の制約から、N含有量は0.0005%以上にする必要がある。したがって、N含有量は0.0005~0.01%とする。

【0045】

残部は鉄（Fe）および不可避免的不純物であるが、以下の理由から、B：0.0003~0.0050

10

20

30

40

50

%や、Ti：0.0005～0.1%およびNb：0.0005～0.05%から選ばれる少なくとも1種の元素や、Cr：0.01～1.0%およびMo：0.01～1.0%から選ばれる少なくとも1種の成分を、必要に応じて適宜含有させることができる。

【0046】

- ・B：0.0003～0.0050%

ボロン（B）は、焼入れ性を向上させて複合組織化を容易にする元素であって、マルテンサイト相を所定の面積率で得るため、必要に応じて適宜添加する。こうした効果を得るには、B含有量を0.0003%以上にする必要がある。一方、B含有量が0.0050%を超えると、効果が飽和するとともに延性の低下を招く。したがって、B含有量は0.0003～0.0050%とする。

10

【0047】

- ・Ti：0.0005～0.1%およびNb：0.0005～0.05%から選ばれる少なくとも1種の成分

チタン（Ti）およびニオブ（Nb）は、ともにCやNと析出物を形成して強度および韌性の向上に有効に寄与する。また、析出強化により鋼を強化するため、所望の強度に応じて添加することができる。また、TiはBと同時に含有させた場合には、NをTiNとして析出させるため、BNの析出が抑制され、上記したBの効果が有効に発現される。こうした効果を得るには、Ti量、Nb量はそれぞれ0.0005%以上にする必要がある。一方、Ti量が0.1%、Nbが0.05%を超えると、析出強化が過度に働き、延性の低下を招く。したがって、Ti量は0.0005～0.1%、Nb量は0.0005～0.05%とする。なお、鋼中にTiとNbの双方を含有させる場合には、TiとNbのトータル含有量を0.001～0.1%の範囲とすることが好ましい。

20

【0048】

- ・Cr：0.01～1.0%およびMo：0.01～1.0%から選ばれる少なくとも1種の成分

クロム（Cr）およびモリブデン（Mo）は、固溶強化元素としての役割のみならず、オーステナイト相を安定化させて複合組織化を容易にするため、マルテンサイト相を所定の面積率で得るために必要に応じて添加することができる。こうした効果を得るには、CrおよびMo含有量は、それぞれ0.01%以上にする必要がある。一方、CrおよびMo含有量がともに1.0%を超えると、めっき性、成形性、スポット溶接性が劣化する。したがって、CrおよびMo含有量はともに0.01～1.0%とする。なお、鋼中にCrとMoの双方を含有させる場合には、CrとMoのトータル含有量を0.02～1.0%の範囲とすることが好ましい。

【0049】

30

（2）鋼組織

本発明の薄鋼板は、鋼組織が、面積率で、ポリゴナルフェライト相：30%以上、マルテンサイト相：20%以上および残留オーステナイト相：3%未満含有する。

【0050】

鋼組織（ミクロ組織）は、温間成形時の延性の向上と温間加工後の常温での強度を上昇するためには、ポリゴナルフェライト相とマルテンサイト相の複合組織にする必要がある。温間成形で導入された可動転位は主に塑性変形を生じ易いポリゴナルフェライト相に分布する。この可動転位と鋼中のCが相互作用することで加工硬化能が高まり延性が向上する。マルテンサイト相はポリゴナルフェライト相中の界面付近に可動転位を導入し、その増殖を助長する作用を有する。このため、上記したポリゴナルフェライト相の温間成形時の延性向上を促進する。一方、温間成形時の可動転位と鋼中のCとの相互作用は、一般的な動的歪み時効現象で見られるように、延性の低下を招いたり、セレーションと呼ばれる変形時の応力の不安定を生じる。ポリゴナルフェライト相とマルテンサイト相との適正な面積率での複合組織とすることで、転位源が分散して歪みの伝播性を高めて加工硬化の促進による延性の向上を有効に発現せしめるとともに、応力のセレーションを解消できる。また、残留オーステナイト相が混在する場合には、鋼中のCがそこに偏在することでポリゴナルフェライト相中の可動転位との相互作用が抑制されるとともに、上記したマルテンサイト相の如き効果が認められない。したがって、ポリゴナルフェライト相を30%以上、マルテンサイト相を20%以上、残留オーステナイト相を3%未満とする必要がある。尚、上記した温間成形による延性の低下や変形時の応力不安定を極力回避するためには、ポリ

40

50

ゴナルフェライト相の分率は75%未満とするのが好ましい。

【0051】

さらに、マルテンサイト相の一部又は全部が焼戻しマルテンサイト相であっても良い。マルテンサイト相が焼戻しマルテンサイト相であっても前記した効果は損なわれない。むしろ、焼戻しマルテンサイト相では比較的塑性変形能が高いため、焼戻しマルテンサイト相中でも歪み時効硬化が効果的に発現し、一層の温間成形時における加工硬化率の上昇、すなわち延性の向上、及び温間成形後の室温に対する強度上昇を図ることができる。このとき、焼戻しマルテンサイトは、例えば連続焼鈍後の冷却過程で自己焼戻しで生成されるものや、焼鈍後の再加熱による焼戻し処理で生成するものなどがある。

【0052】

さらに、上記したポリゴナルフェライト相とマルテンサイト相、残留オーステナイト相以外の構成相はベイナイト相であることが好ましい。ベイナイト相は本発明の成分組成においては主に板状又はラス状のベイニティックフェライトとそれら界面にマルテンサイト相が存在する集合体として構成される。このような構成を有するベイナイト相をポリゴナルフェライト相とマルテンサイト相、残留オーステナイト相以外の構成相とすることによって、上記したポリゴナルフェライト相とマルテンサイト相において発現されるものと同様の効果を有することになる。このため、ベイナイト相は、温間成形時における加工硬化率の上昇、すなわち延性の向上をより効果的に発現することができる。しかし、ベイナイト相が30%以上存在する場合には、むしろその延性を低下させるため、ベイナイト相を30%未満の分率で含有することが好ましい。

【0053】

ここで、鋼組織の面積率の測定方法は、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面について、ナイタルによる腐食現出組織を走査型電子顕微鏡（SEM）で5000倍に拡大して各相を同定した。これを画像解析ソフト（Image-Pro；Cybernetics社製）により、各々の構成相について当該相とこれ以外の相とに2値化した画像を作製した。このとき、マルテンサイト相と残留オーステナイト相は、識別が困難なため、両相を同一とみなして2値化した。これらをソフトの機能を用いてポリゴナルフェライト相、ベイナイト相およびマルテンサイトと残留オーステナイトとの合計の相の各々について面積率を求めた。鋼板を板厚1/4の位置まで研磨した後に、さらに0.1mmだけ化学研磨した面を測定面として、X線回折装置でMoのK α 線を用いて、fcc鉄の（200）、（220）、（311）面と、bcc鉄の（200）、（211）、（220）面の積分強度を測定し、そのfccの比率をもって残留オーステナイト相の体積率を求め、3次元的に均質として、これを残留オーステナイト相の面積率とした。また、上記したマルテンサイトと残留オーステナイトの合計の相の面積率から、これを差し引いてマルテンサイト相の面積率とした。

【0054】

また、本発明の薄鋼板では、室温における歪み量0.05での加工硬化率(WHR(0))と、300℃における歪み量0.05での加工硬化率(WHR(300))とが下記式（1）を満足することが好ましい。

【0055】

記

$$\text{WHR}(300)/\text{WHR}(0) > 1.20 \quad \dots\dots (1)$$

【0056】

本発明による薄鋼板では、上記したように温間成形で導入する可動転位とCとの相互作用に基づく加工硬化の促進にともない、歪み伝播性が向上（均一伸びが上昇）して延性が向上する。この効果がプレス成形性の向上に有効に発現するには、比較的高い歪みの領域で加工硬化率が上昇しなければならない。具体的には、300℃における歪み量0.05での加工硬化率の室温における歪み量0.05での加工硬化率に対する比率を1.20超えにすることが好ましい。ここでいう「歪み量」は、JIS Z 2241（2011年）に準拠した引張試験によって測定し、真歪で評価した。また、加工硬化率は、引張試験で測定した真応力（ σ ）－真歪（ ε ）曲線において、歪み量0.05での応力と歪みの傾き（ $d\sigma/d\varepsilon$ ）として求めたもの

であり、上記の比率は、300℃で引張試験した場合の歪み量0.05における加工硬化率と、室温で引張試験した場合の歪み量0.05における加工硬化率との比を示している。

【0057】

また、本発明の薄鋼板では、室温での引張強度（TS(0)）と、300℃で歪み量0.10の予加工を加えたのちの室温での引張強度（TS(300)）とが下記式（2）を満足することが好ましい。

【0058】

記

$$TS(300) - TS(0) > 150 \text{ (MPa)} \quad \cdot \cdot \cdot \cdot (2)$$

【0059】

本発明による鋼板では、温間成形時に導入される可動転位とCの相互作用により加工硬化能が向上するため、同じ歪み量まで加工したとしても温間成形では室温での成形に比較して、より大きい転位密度で可動転位が蓄積されている。さらには、これらの可動転位の多くは鋼中のCで固着された状態にある。このため、温間成形で予加工（プレス加工）を加えたのちに室温で再度の変形を加えた場合には、これらの一連の工程を室温で行った場合に比較して強度が高くなる。この効果を自動車部材の性能、特に衝突特性で有効に発現して板厚低減による車体の軽量化に寄与するには、300℃で歪み量0.10の予加工を加えたのちの室温での引張強度は室温での引張強度に対して、少なくとも150MPa超えの上昇代を有することが好適である。

【0060】

また、本発明の薄鋼板では、室温での引張強度に対する250～400℃の温度域での引張強度の低下量が150MPa以下であることが好ましい。本発明による鋼板は250～400℃の温度域で温間成形される。一般に、成形温度を上昇させることで歪みの回復や焼き戻し作用などで鋼板強度は低下する傾向を示すが、引張強度の低下量が150MPaよりも大きいと、特に絞り成形で破断耐力が低下してプレス割れの原因になる。したがって、室温での引張強度に対する250～400℃の温度域での引張強度の低下量が150MPa以下とすることが望ましい。

【0061】

さらに、本発明の薄鋼板では、室温での降伏強度に対する250～400℃の温度域での降伏強度の上昇量が50MPa以下であることが好ましい。本発明による薄鋼板は、温間成形時に導入される可動転位とCの相互作用により加工硬化能を向上させる。この相互作用は降伏強度を上昇させる傾向を示すが、その上昇量が50MPaよりも大きい場合には、スプリングバック量が増大して温間成形によるプレス部材の寸法精度を損なう場合がある。したがって、室温での降伏強度に対する250～400℃の温度域での降伏強度の上昇量が50MPa以下であることが望ましい。

【0062】

（3）温間成形方法

本発明の温間成形方法は、上記した薄鋼板に、鋼板温度が250～400℃で、相当塑性歪み量0.02以上の温間加工を施す工程を含む。温間成形により導入される歪みと鋼中のCが相互作用して、加工硬化を促進し延性を向上させるためには、Cが十分に拡散が可能で、かつ、転位の回復や消滅が起こらない適正な温度範囲でプレス成形を施す必要がある。

【0063】

鋼板温度が250℃未満では、可動転位が導入されたとしても、Cが自由に拡散できないため相互作用が有効に発現しない。一方、400℃超えでは可動転位が導入されたとしても、転位の回復や消滅を生じてしまうため、十分なC量を含有一ついても相互作用が有効に発現しない。また、温間成形による、相当塑性歪み量が0.02未満の場合には、導入される可動転位の密度が充分でなく、加工硬化の促進による延性の向上や強度の上昇を図ることができない。

【0064】

本発明で用いられる高強度薄鋼板については、特にその製造方法を規定しないが、一般的な鋼板製造プロセスで製造することが可能であり、その品種としては、例えば、熱延鋼

10

20

30

40

50

板、冷延鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板で代表される表面処理鋼板などが挙げられる。

【0065】

例えば、熱延鋼板として製造する場合には、スラブは、マクロ偏析を防止するため、連続鋳造法で製造するのが好ましいが、造塊法、薄スラブ鋳造法により製造することもできる。

【0066】

スラブを熱間圧延する際、スラブは再加熱されるが、圧延荷重の増大を防止するため、加熱温度は1150℃以上にするのが好ましい。また、スケールロスの増大や燃料原単位の増加を防止するため、加熱温度の上限は1300℃とすることが好ましい。熱間圧延は、粗圧延と仕上圧延により行われるが、仕上圧延は、その後に行う冷間圧延や焼鈍後の成形性の低下を防ぐため、 Ar_3 変態点以上の仕上温度で行うのが好ましい。また、結晶粒の粗大化による組織の不均一やスケール欠陥の発生を防止するため、仕上温度は950℃以下とすることが好ましい。熱間圧延後の鋼板は、スケール欠陥の防止や良好な形状性の確保の観点から、500～700℃の巻取温度で巻き取ることが好ましい。

【0067】

冷延鋼板として製造する場合には、上記した巻取り後の熱延鋼板から、スケールを酸洗などにより除去した後、ポリゴナルフェライト相を効率的に生成させるため、圧下率40%以上で冷間圧延されることが好ましい。冷間圧延後の鋼板は、 Ac_1 変態点以上(Ac_3+50)℃以下の温度域に加熱後、30～500秒間均熱し、3～30℃/秒の平均冷却速度で600℃以下の冷却停止温度まで一次冷却した後、250～600℃の温度域で過時効処理をしたのち、2次冷却する方法によって製造できる。

【0068】

表面処理鋼板、例えば溶融亜鉛めっき鋼板として製造する場合には、上記した巻取り後の熱延鋼板から、スケールを酸洗などにより除去した後、ポリゴナルフェライト相を効率的に生成させるため、圧下率40%以上で冷間圧延されることが好ましい。冷間圧延後の鋼板は Ac_1 変態点以上(Ac_3+50)℃以下の温度域に加熱後、30～500秒間均熱し、3～30℃/秒の平均冷却速度で600℃以下の冷却停止温度まで一次冷却後に、Al量を0.10～0.20%含む亜鉛めっき浴に浸漬して溶融亜鉛めっき処理を施し、めっきの目付け量を調整するために必要に応じてワイピングを行ったのち、2次冷却する方法によって製造できる。めっき中のFe濃度を調整して、めっきの密着性や塗装後の耐食性を向上させるために、2次冷却に先んじて450～600℃の温度域で亜鉛めっきを合金化処理することもできる。

【0069】

なお、上述したところは、この発明の実施形態の一例を示したにすぎず、請求の範囲において種々の変更を加えることができる。

【実施例】

【0070】

表1に示す成分組成の鋼No. A～Kを真空溶解炉により溶製し、分塊圧延でシートバースラブとした。

【0071】

熱延鋼板は、これらのシートバースラブを、熱延鋼板の製造工程を模して、1250℃に加熱し、粗圧延を施したのち、仕上げ圧延を850～920℃の温度で行い、400～600℃で巻取相当熱処理を施して鋼組織における各相の構成を調整して作製した。

【0072】

冷延鋼板は、冷延鋼板の製造工程を模して、上記した熱延板に酸洗を施して表面のスケールを除去し、さらに圧下率50%の冷間圧延を施し、引き続いて750～900℃で300秒間の均熱処理を施した後に、200～500℃まで冷却し30～1800秒間保持したのち室温まで冷却し、鋼組織における各相の構成を調整して作製した。

【0073】

溶融亜鉛めっき鋼板は、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造工程を模して、冷延鋼板の作製時に行う、均熱処理、冷却、保持の工程の後、溶融亜鉛めっきを施し、その後、525℃

10

20

30

40

50

に再加熱し15秒間保持したのち室温まで冷却し、鋼組織における各相の構成を調整して作製した。

【0074】

【表1】

表1

(質量%)

鋼 No.	C	Si	Mn	P	S	Al	N	B	Ti	Nb	Cr	Mo	備考
A	0.041	0.82	3.32	0.008	0.0008	0.019	0.0018	—	—	—	—	—	発明例
B	0.179	1.42	2.08	0.017	0.0027	0.030	0.0030	0.0008	0.018	—	—	—	発明例
C	0.095	2.25	2.41	0.020	0.0014	0.048	0.0032	—	0.056	0.048	—	—	発明例
D	0.075	1.84	2.21	0.018	0.0013	0.043	0.0031	—	—	—	0.45	0.14	発明例
E	0.148	1.25	1.67	0.028	0.0026	0.043	0.0045	0.0032	0.022	—	0.75	—	発明例
F	<u>0.031</u>	1.51	3.41	0.011	0.0010	0.034	0.0020	0.0021	0.019	0.039	—	—	比較例
G	0.132	<u>0.15</u>	2.59	0.016	0.0008	0.019	0.0041	—	—	0.041	0.32	0.31	比較例
H	0.187	2.01	<u>1.42</u>	0.024	0.0014	0.039	0.0027	0.0025	0.024	0.032	—	0.41	比較例
I	0.105	1.62	2.38	0.023	0.0013	0.035	0.0020	<u>0.0054</u>	0.015	—	—	—	比較例
J	<u>0.282</u>	1.36	1.98	0.011	0.0028	0.037	0.0037	—	—	—	—	—	比較例
K	0.084	1.24	<u>4.01</u>	0.013	0.0014	0.016	0.0034	—	—	—	—	—	比較例

表中の数値の下線は本発明範囲外

【0075】

これら各種鋼板は、表2に示すように、それぞれの鋼板の種類に従い、熱延鋼板を「HOT」、冷延鋼板を「COLD」および溶融亜鉛めっき鋼板を「GA」として示して分類した。

【0076】

得られた各種鋼板について、鋼組織の同定を行うとともに、その面積率(%)を測定した。鋼組織は、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面について、ナイタルによる腐食現出組織を走査型電子顕微鏡(SEM)で5000倍に拡大して各相を同定した。これを画像解析ソフト(Image-Pro; Cybernetics社製)により解析し、各々の構成相について当該相とこれ以外の相とに2値化した画像を作製した。マルテンサイト相と残留オーステナイト相は、識別が困難なため、両相を同一とみなして2値化した。これらをソフトの機能を用いてポリゴナルフェライト相、ベイナイト相およびマルテンサイトと残留オーステナイトとの合計の相の各々について面積率を求めた。鋼板を板厚1/4の位置まで研磨した後に、さらに0.1mmだけ化学研磨した面を測定面として、X線回折装置でMoのK α 線を用いて、fcc鉄の(200)、(220)、(311)面と、bcc鉄の(200)、(211)、(220)面の積分強度を測定し、そのfccの比率をもって残留オーステナイト相の体積率を求め、3次元的に均質として、これを残留オーステナイト相の面積率とした。上記したマルテンサイトと残留オーステナイトの合計の相の面積率から、これを差し引いてマルテンサイト相の面積率とした。また、圧延方向と直角方向にJIS5号引張試験片を採取し、JIS Z 2241(2011年)に準拠して、20mm/minのクロスヘッド速度で室温での引張試験を行って、引張り強度TSおよ

び降伏強度 Y S とを測定した。これらの鋼板の鋼組織および機械的特性を表 2 に示す。

【 0 0 7 7 】

【表 2】

表2

鋼板No.	鋼No.	品種	板厚 (mm)	鋼組織						母材特性		備考
				ポリコナル フェライト相 (%)	マルテンサイト 相 (%)	焼戻しマル テンサイトの 比率 *	残留オース テナイト相 (%)	ベイナ イト相 (%)	その他	YS (MPa)	TS (MPa)	
1	A	HOT	2.8	56	31	0.00	2	11	ー	570	838	発明例
2		COLD	1.4	52	47	0.00	1	0	ー	755	1046	発明例
3		COLD	1.4	<u>25</u>	73	0.00	2	0	ー	698	983	比較例
4		COLD	1.4	84	<u>14</u>	0.00	2	0	ー	629	912	比較例
5		COLD	1.4	67	25	0.00	<u>8</u>	0	ー	749	999	比較例
6		GA	1.4	46	24	0.58	2	28	ー	805	1006	発明例
7	B	HOT	2.8	57	31	0.00	0	12	ー	747	1083	発明例
8		HOT	2.8	89	<u>0</u>	ー	0	0	ハーフ ライト 相	551	698	比較例
9		COLD	1.4	68	31	0.00	1	0	ー	703	1034	発明例
10		COLD	1.4	65	23	0.00	<u>12</u>	0	ー	762	977	比較例
11		GA	1.4	63	36	0.22	1	0	ー	728	1071	発明例
12	C	COLD	1.4	71	28	0.00	1	0	ー	582	895	発明例
13		COLD	1.4	<u>0</u>	55	0.00	1	44	ー	680	932	比較例
14		COLD	1.4	73	<u>8</u>	0.00	0	11	ハーフ ライト 相	582	831	比較例
15	D	COLD	1.4	54	45	0.00	1	0	ー	833	1196	発明例
16	E	COLD	1.4	58	42	0.00	0	0	ー	840	1063	発明例
17	F	COLD	1.4	65	35	0.00	0	0	ー	758	1024	比較例
18	G	COLD	1.4	69	31	0.00	0	0	ー	654	991	比較例
19	H	COLD	1.4	74	<u>11</u>	0.00	1	14	ー	786	1062	比較例
20	I	COLD	1.4	32	61	0.00	0	7	ー	757	1023	比較例
21	J	COLD	1.4	68	31	0.00	1	0	ー	715	1007	比較例
22	K	COLD	1.4	<u>24</u>	74	0.00	2	0	ー	779	1038	比較例
23	B	COLD	1.4	55	45	1.00	0	0	ー	888	1108	発明例
24	B	COLD	1.4	43	<u>18</u>	0.00	2	37	ー	789	1056	比較例
25	D	GA	1.4	63	37	0.92	0	0	ー	654	997	発明例
26	D	GA	1.4	52	21	0.00	0	27	ー	618	1021	発明例

表中の数値の下線は本発明範囲外

* 焼戻しマルテンサイト面積率／マルテンサイト面積率

【 0 0 7 8 】

さらに、温間成形での特性を評価するため、圧延方向と直角方向にJIS5号引張試験片を採取し、JIS Z 2241 (2011年) に準拠して、20mm/minのクロスヘッド速度で、試験温度が250～400℃の範囲で引張試験を行い、機械的特性を評価した。このときの300℃での試験と室温での試験における応力－歪み関係から、300℃における歪み量0.05での加工硬化率の室温における歪み量0.05での加工硬化率の比率を求めた。室温での T S から、試験温度が250～400℃で最も低い T S を差し引く事で温間加工時の T S 低下量を求めた。また、

10

20

30

40

50

試験温度が250～400℃で最も高いYSから、室温でのYSを差し引く事で温間加工時のYS上昇量を求めた。加えて、300℃での温間引張試験を歪み量が0.10の時点で停止し、室温に冷却した後に再度引張試験を実施して、機械的特性を評価した。300℃で歪み量0.10の予加工を加えたのちの室温での引張強度から、室温での引張強度を差し引く事で温間加工後のTS上昇量を求めた。

【0079】

また、これら鋼板に温間プレス成形を施し、プレス成形性およびプレス成形品を用いた耐衝撃特性を評価した。鋼板は220mm×300mmのサイズのブランク板とし、300℃に加熱したのち、長手方向に300mmで断面がハット形状の柱状の部材を図5に模式的に示すように、鋼板1をダイ2上に置き、しわ押さえ部材3で鋼板1の外端部を固定した上でパンチ4を用いてプレス成形を施し、割れの発生しない最大の成形高さ（限界成形高さ）を測定し、300℃における限界成形高さの室温における限界成形高さに対する比率を求めた。また、同様の試験を成形高さ30mmで試験を停止して、成形品の縦壁部について相当塑性歪みを求めた。相当塑性歪み（ ε' ）はミーゼスの相当歪みの式において平面歪み変形を仮定して部材長手方向の歪みをゼロとした体積一定の原則に基づき、板厚歪みから下記に示す式を用いて計算した。このとき、成形後の板厚は成形深さが15mmの位置で測定した。また、図6に示すように成形品の口開き量を測定し、室温における口開き量に対する300℃における口開き量の比率を求めた。さらに、このハット部材の底部（フランジ部側）に同一の鋼板を溶接して断面がハット形状の角柱状の部品を作製し、この長手軸方向に高さ10mmの位置から、重量が750kgの重錘を落下衝突させて変位および荷重を測定した。このときの荷重値を変位50mmまで積分して吸収エネルギーを算出し、室温で成形したハット部品の吸収エネルギーに対する300℃で成形したハット部品での吸収エネルギーの比率を求めた。結果を表3に示す。

記

$$\varepsilon' = 2 / \sqrt{3} \times \varepsilon_t$$

$$\varepsilon_t = \ln(t / t_0)$$

但し、 ε' は相当塑性歪み、 ε_t は板厚歪み（真歪み）、 t は成形後の板厚（mm）、 t_0 はブランク板（成形前）の板厚（mm）である。

【0080】

【表 3】

表3

鋼板 No.	鋼 No.	品 種	板厚 (mm)	温間引張特性				温間プレス試験結果				備 考
				WHR (300) /WHR (0)	TS (300) -TS (0) (MPa)	TS低下 量 (MPa)	YS上昇 量 (MPa)	限界成 形高さ 比率	縦壁部 相当ひ ずみ	口開 き量 比率	吸収エネ ルギー比 率	
1	A	HOT	2.8	1.38	172	52	35	1.14	0.083	1.05	1.23	発明例
2		COLD	1.4	1.31	167	68	35	1.16	0.082	1.01	1.22	発明例
3		COLD	1.4	1.11	79	172	-21	1.02	0.079	0.95	1.07	比較例
4		COLD	1.4	1.09	86	158	66	1.03	0.087	1.15	1.03	比較例
5		COLD	1.4	1.27	90	169	-29	1.04	0.084	0.93	1.03	比較例
6		GA	1.4	1.31	156	46	22	1.19	0.077	1	1.22	発明例
7	B	HOT	2.8	1.4	212	83	25	1.15	0.072	1.04	1.23	発明例
8		HOT	2.8	1.11	79	154	58	1.01	0.083	1.16	1.02	比較例
9		COLD	1.4	1.37	174	84	17	1.15	0.084	1.02	1.22	発明例
10		COLD	1.4	1.31	83	163	26	1	0.087	1.03	1.00	比較例
11		GA	1.4	1.37	160	35	48	1.18	0.078	1.04	1.22	発明例
12	C	COLD	1.4	1.21	156	90	17	1.16	0.072	1.01	1.18	発明例
13		COLD	1.4	1.13	85	240	30	1.02	0.072	1.01	1.06	比較例
14		COLD	1.4	1.25	172	81	27	1.01	0.075	1.02	1.07	比較例
15	D	COLD	1.4	1.34	173	66	22	1.14	0.087	1.05	1.22	発明例
16	E	COLD	1.4	1.33	152	31	23	1.15	0.088	1.01	1.20	発明例
17	F	COLD	1.4	1.16	90	153	37	1.04	0.077	1.03	1.07	比較例
18	G	COLD	1.4	1.13	92	180	-44	1.01	0.078	0.9	1.05	比較例
19	H	COLD	1.4	1.06	63	88	84	1.01	0.088	1.2	1.10	比較例
20	I	COLD	1.4	1.09	160	182	19	1.02	0.076	1.02	1.10	比較例
21	J	COLD	1.4	1.19	186	160	45	1.02	0.085	1.03	1.07	比較例
22	K	COLD	1.4	1.11	175	235	18	1.01	0.076	1.01	1.04	比較例
23	B	COLD	1.4	1.29	161	39	22	1.15	0.074	1.04	1.21	発明例
24	B	COLD	1.4	1.15	176	49	72	1.02	0.076	1.21	1.03	比較例
25	D	GA	1.4	1.32	166	36	5	1.18	0.075	1.01	1.20	発明例
26	D	GA	1.4	1.37	172	67	37	1.17	0.076	1.03	1.19	発明例

表中の数値の下線は本発明範囲外

【0081】

発明例による鋼板は、300℃で成形した場合には、室温で成形した場合に比較して、限界成形高さが10%以上（比率1.10以上）の向上を示しながら、これによる口開き量の増減は5%以内（比率0.95～1.05）と寸法精度の低下は認められず、温間成形の適用で著しくプレス成形性が向上している。さらに、重錘落下試験での吸収エネルギーも300℃での成形部品では、室温での成形部品に比較して15%以上（比率1.15以上）の上昇を示し、耐衝撃特性にも優れていることがわかる。

【産業上の利用可能性】

【0082】

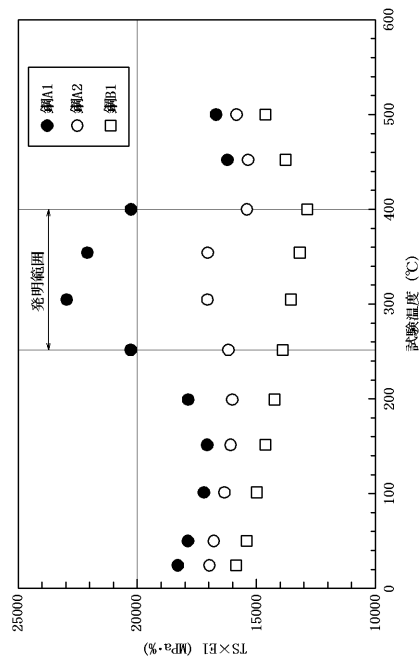
本発明によれば、780MPa以上の引張り強度TSを有する高強度薄鋼板において、温間成形を適用することでプレス成形性を向上して部品形状の自由度を高め、より成形難易度の高い部品の高強度化が可能となる。さらに、本発明により製造した構造部材を自動車車体に適用することにより、より一層の乗員の安全性確保や、大幅な車体の軽量化による燃費改善を図ることができる。

【符号の説明】

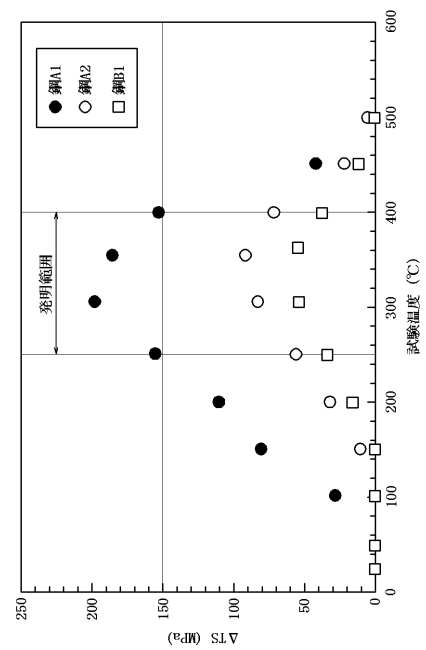
【 0 0 8 3 】

- 1 銅板
- 2 ダイ
- 3 しわ押さえ部材
- 4 パンチ

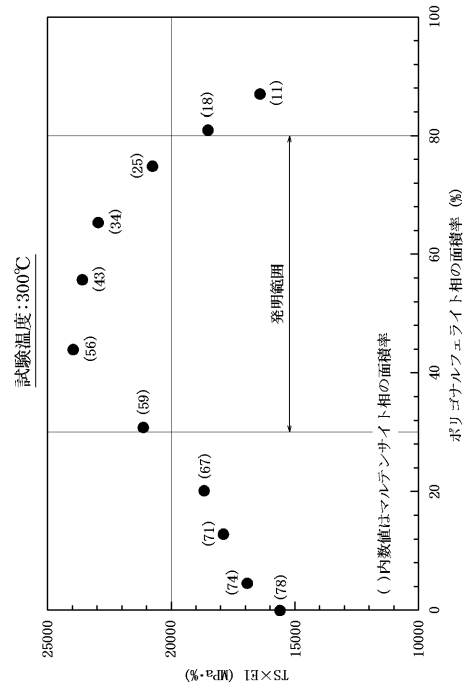
【 図 1 】



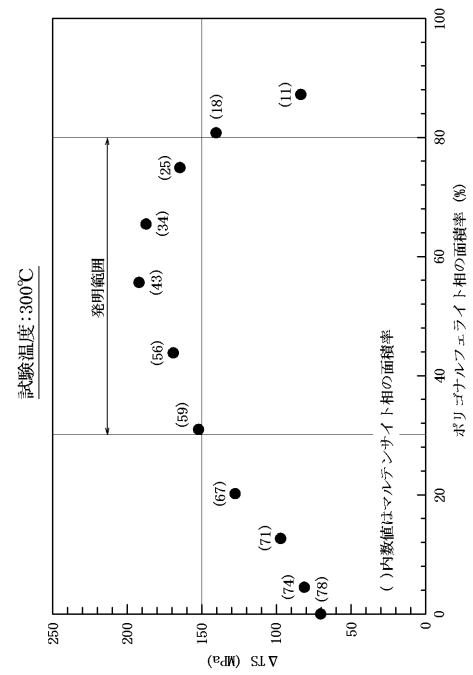
【 図 2 】



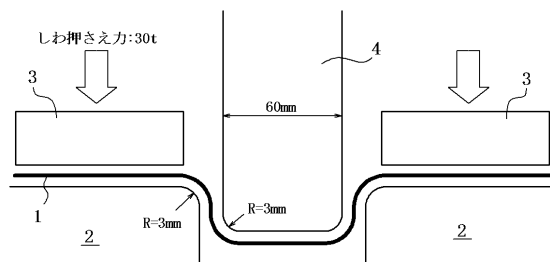
【図 3】



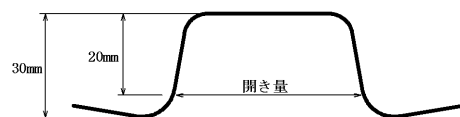
【図 4】



【図 5】



【図 6】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
	B 2 1 D 22/20	H
	C 2 1 D 9/46	J
	C 2 1 D 9/46	T

(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

Fターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA11 EA15 EA16 EA17 EA18 EA19
EA23 EA25 EA27 EA28 EA31 EB05 EB08 EB09 EB11 FA02
FA03 FC03 FC04 FE01 FE02 FE03 FJ05 FJ06 FK02 FK03
FL01 FL02 GA05 JA06