

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5058978号
(P5058978)

(45) 発行日 平成24年10月24日(2012.10.24)

(24) 登録日 平成24年8月10日(2012.8.10)

(51) Int.Cl.		F I	
C 2 2 C 38/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 S
C 2 2 C 38/60	(2006.01)	C 2 2 C 38/60	
C 2 1 D 9/46	(2006.01)	C 2 1 D 9/46	G
C 2 1 D 1/06	(2006.01)	C 2 1 D 1/06	A
C 2 3 C 8/22	(2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 2 Z

請求項の数 21 (全 23 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2008-509867 (P2008-509867)
 (86) (22) 出願日 平成19年4月4日(2007.4.4)
 (86) 国際出願番号 PCT/JP2007/057575
 (87) 国際公開番号 W02007/116913
 (87) 国際公開日 平成19年10月18日(2007.10.18)
 審査請求日 平成21年1月5日(2009.1.5)
 (31) 優先権主張番号 特願2006-102766 (P2006-102766)
 (32) 優先日 平成18年4月4日(2006.4.4)
 (33) 優先権主張国 日本国(JP)

(73) 特許権者 000006655
 新日本製鐵株式会社
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
 (74) 代理人 100064908
 弁理士 志賀 正武
 (74) 代理人 100108578
 弁理士 高橋 詔男
 (74) 代理人 100106909
 弁理士 棚井 澄雄
 (74) 代理人 100129403
 弁理士 増井 裕士
 (72) 発明者 村上 英邦
 日本国東京都千代田区大手町二丁目6番3号 新日本製鐵株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 硬質極薄鋼板およびその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

板厚が0.400mm以下の硬質極薄鋼板であって、
 質量%で、

C : 0%超かつ0.100%以下、

N : 0%超かつ0.600%以下、

Si : 0%超かつ2.0%以下、

Mn : 0%超かつ2.0%以下、

P : 0%超かつ0.10%以下、

S : 0%超かつ0.100%以下、

Al : 0%超かつ3.0%以下、

O : 0%超かつ0.100%以下を含有し、

さらに、

Ti : 0%超かつ0.21%以下、

Nb : 0%超かつ0.075%以下、

REM : 0%超かつ0.68%以下、

B : 0%超かつ0.0025%以下、

Cu : 0%超かつ2.50%以下、

Ca : 0%超かつ0.30%以下、

Ni : 0%超かつ8.00%以下、

Cr : 0 % 超かつ 20 . 00 % 以下、
の一種または二種以上を含有し、

残部が Fe 及び不可避免的不純物からなる成分組成を有し、

平均長径が 0 . 10 μm 以上かつ平均短径が 0 . 05 μm 以上で、さらに平均長径 / 平均短径 2 . 0 である第二相が、体積分率で、0 . 05 % 以上含有されていることを特徴とする硬質極薄鋼板。

【請求項 2】

請求項 1 に記載の硬質極薄鋼板であって、

平均長径が 0 . 5 μm 以上かつ平均短径が 0 . 1 μm 以上で、さらに平均長径 / 平均短径 2 . 0 である第二相の数密度が、0 . 01 個 / μm^2 以上である。

10

【請求項 3】

請求項 1 又は 2 に記載の硬質極薄鋼板であって、

平均長径が 0 . 5 μm 以上かつ平均短径が 0 . 1 μm 以上で、さらに平均長径 / 平均短径 2 . 0 である第二相の数密度が、0 . 001 個 / μm^3 以上である。

【請求項 4】

請求項 1 ~ 3 の何れか一項に記載の硬質極薄鋼板であって、

主相が Fe のフェライト相でかつ体積率が 80 % 以上である。

【請求項 5】

請求項 1 ~ 4 の何れか一項に記載の硬質極薄鋼板であって、

平均長径が 0 . 5 μm 以上かつ平均短径が 0 . 1 μm 以上で、さらに平均長径 / 平均短径 2 . 0 である第二相の平均長径の方向がこの第二相が接している Fe 相の $\langle 100 \rangle$ 方位または $\langle 110 \rangle$ 方位である。

20

【請求項 6】

請求項 1 ~ 5 の何れか一項に記載の硬質極薄鋼板であって、

平均長径が 0 . 5 μm 以上かつ平均短径が 0 . 1 μm 以上で、さらに平均長径 / 平均短径 2 . 0 である第二相が、酸化物、硫化物、炭化物、窒化物、金属間化合物の単体または複合化合物である。

【請求項 7】

請求項 6 に記載の硬質極薄鋼板であって、

平均長径が 0 . 5 μm 以上かつ平均短径が 0 . 1 μm 以上で、さらに平均長径 / 平均短径 2 . 0 である第二相が、Fe、Mn、Si、Al、Cr、REM、Ti、Nb の一種または二種を含有する酸化物である。

30

【請求項 8】

請求項 6 に記載の硬質極薄鋼板であって、

平均長径が 0 . 5 μm 以上かつ平均短径が 0 . 1 μm 以上で、さらに平均長径 / 平均短径 2 . 0 である第二相が、Ti、Mn、Cu、Ca、REM の一種または二種を含有する硫化物である。

【請求項 9】

請求項 6 に記載の硬質極薄鋼板であって、

平均長径が 0 . 5 μm 以上かつ平均短径が 0 . 1 μm 以上で、さらに平均長径 / 平均短径 2 . 0 である第二相が、Fe、Ti、Nb、Si、Cr の一種または二種を含有する炭化物である。

40

【請求項 10】

請求項 6 に記載の硬質極薄鋼板であって、

平均長径が 0 . 5 μm 以上かつ平均短径が 0 . 1 μm 以上で、さらに平均長径 / 平均短径 2 . 0 である第二相が、Fe、Ti、Nb、Al、B、Cr の一種または二種を含有する窒化物である。

【請求項 11】

請求項 6 に記載の硬質極薄鋼板であって、

平均長径が 0 . 5 μm 以上かつ平均短径が 0 . 1 μm 以上で、さらに平均長径 / 平均短

50

径 2.0 である第二相が、Fe、Ti、Nb、Al、Si、Mn の一種または二種を含有する金属間化合物である。

【請求項 12】

請求項 1 ~ 11 の何れか一項に記載の硬質極薄鋼板であって、
平均長径が $0.5 \mu\text{m}$ 以上かつ平均短径が $0.1 \mu\text{m}$ 以上で、さらに平均長径 / 平均短径 2.0 である第二相の体積率が、(板厚表層 1 / 8 での体積率) / (板厚中心層 1 / 4 での体積率) 1.0 である。

【請求項 13】

請求項 1 ~ 12 の何れか一項に記載の硬質極薄鋼板であって、
平均長径が $0.5 \mu\text{m}$ 以上かつ平均短径が $0.1 \mu\text{m}$ 以上で、さらに平均長径 / 平均短径 2.0 である第二相の数密度が、(板厚表層 1 / 8 での数密度) / (板厚中心層 1 / 4 での数密度) 1.0 である。

10

【請求項 14】

請求項 1 ~ 13 の何れか一項に記載の硬質極薄鋼板であって、
幅 25 mm で長さ 60 mm の平行部を有する引張試験片を用いて、評点間距離を 50 mm、変形速度を 5 mm / 分とする引張試験における最高強度 350 MPa、かつ、ロックウェル硬度 HR30T 54 である。

【請求項 15】

請求項 1 ~ 14 の何れか一項に記載の硬質極薄鋼板であって、
幅 25 mm で長さ 60 mm の平行部を有する引張試験片を用いて、評点間距離を 50 mm、変形速度を 5 mm / 分とする引張試験において、均一伸び / 局部伸び 1.0 である。

20

【請求項 16】

請求項 1 ~ 15 の何れか一項に記載の硬質極薄鋼板であって、
幅 25 mm で長さ 60 mm の平行部を有する引張試験片を用いて、評点間距離を 50 mm、変形速度を 5 mm / 分とする引張試験において、降伏応力 / 最高強度 0.9 である。

【請求項 17】

請求項 7 に記載の硬質極薄鋼板を製造する方法であって、
厚さ 50 mm 以上かつ鋼片中の酸化物の平均直径が $10 \mu\text{m} \sim 25 \mu\text{m}$ の鋼片を 600 以上の熱間で圧延加工する際に、
1000 以上かつ歪速度 1 / 秒以上の条件での真歪の総和が 0.4 以上の圧延を行なった後に、
1000 以下かつ歪速度 10 / 秒以上の条件での真歪の総和が 0.7 以上の圧延を行なう
ことを特徴とする硬質極薄鋼板の製造方法。

30

【請求項 18】

請求項 8 に記載の硬質極薄鋼板を製造する方法であって、
厚さ 50 mm 以上かつ鋼片中の硫化物の平均直径が $10 \mu\text{m} \sim 25 \mu\text{m}$ の鋼片を 600 以上の熱間で圧延加工する際に、
1000 以上かつ歪速度 1 / 秒以上の条件での真歪の総和が 0.4 以上の圧延を行なった後に、
1000 以下かつ歪速度 10 / 秒以上の条件での真歪の総和が 0.7 以上の圧延を行なう
ことを特徴とする硬質極薄鋼板の製造方法。

40

【請求項 19】

請求項 9 に記載の硬質極薄鋼板を製造する方法であって、
冷延後、再結晶焼鈍と同時にまたはその後に、600 ~ 700 の温度域で、{(浸炭時間(秒)) * (浸炭温度())} / {(浸炭性ガス濃度(%)) * (浸炭処理での冷却速度(/ 秒))} 2.0 なる条件で浸炭処理を行い、C 量を 0.0002 % 以上増加さ

50

せる

ことを特徴とする硬質極薄鋼板の製造方法。

【請求項 20】

請求項 10 に記載の硬質極薄鋼板を製造する方法であって、

冷延後、再結晶焼鈍と同時にまたはその後に、600～700 の温度域で、{(窒化時間(秒))* (窒化温度())} / {(窒化性ガス濃度(%))* (窒化处理での冷却速度(/秒))} 20 なる条件で窒化处理を行い、N量を0.0002%以上増加させることを特徴とする硬質極薄鋼板の製造方法。

【請求項 21】

請求項 11 に記載の硬質極薄鋼板を製造する方法であって、

鋼板製造工程において、900 以上の温度からの冷却過程において900 から500 までの冷却速度を20 /秒以下で冷却し、金属間化合物を体積率で2.0倍以上増加させる

ことを特徴とする硬質極薄鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、電機機器、電子部品、建材や金属容器に利用される表面処理鋼板を含む、板厚が0.400mm以下の薄手鋼板と、その製造方法とに関する。

本出願は、特願2006-102766号を基礎出願とし、その内容を取り込むものとする。

【背景技術】

【0002】

板厚が0.400mm以下の薄手の鋼板は、電機機器、電子部品、建材や金属容器などの様々な用途で用いられているが、素材の低コスト化のために、鋼板のさらなる薄手化が進行している。素材が薄くなると、それを使用した部材の強度も低下してしまうため、一般的には薄手化と同時に素材の硬質化も要求される。このような極薄硬質材料で顕在化する問題の一つに、加工性の劣化がある。特に薄い材料は、自動車用などで使用される厚手材と比較すると、くびれが発生すると直ちに破断にいたるため、均一な変形をさせることが極めて重要になる。これは、鋼板特性の評価として一般的に適用されている引張試験においては、均一伸びを落とさずに、硬質化することを意味する。これらの薄手材料の中でも、特に、絞り、しごき、引張伸びなどの厳しい加工が行なわれる容器用鋼板では、加工性を確保するため、特許文献1～3のような方法が開示されている。

【0003】

しかし、これらの方法は、特に均一伸びに注目したのではなく、延性(全伸び)が高いとは言え、局部伸びによって延性を高めている面が多い。よって、実用においては、破断やくびれによる表面性状の欠陥など、本願の課題を解決するには至っていない。

【特許文献1】特開平2-118026号

【特許文献2】特開平3-257123号

【特許文献3】特開平10-72640号

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0004】

本発明は、硬質極薄手材を使用する際に問題となる、均一変形性の不足による破断、くびれの発生抑止を課題としている。すなわち、材料の硬質化に伴う伸びの劣化において、局部伸びの劣化を優先させることで均一伸びを確保し、同じ全伸びであっても、局部変形(くびれ)の発生をより高歪域まで抑えることを課題としている。そして、本発明は、このための材料条件を明確にし、それを適用した鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

10

20

30

40

50

【0005】

本発明者らは、鋼板を硬質化するために、鋼板中に様々な第二相を分散させる研究を行った。これは、いわゆる析出強化や組織強化の範疇に属するもので、第二相を分散させれば材質が硬質化し、当然の結果として延性を劣化させるものであるが、実験を重ねるうち、特定の形態をもつ第二相を鋼板中に分散させた場合は、均一伸びの劣化を抑えたまま硬質化できることを知見した。さらに、第二相の形態、量、および種類と、好ましい特性が得られる鋼板材質の範囲についても詳細に検討し、本発明に至った。本発明の要旨を以下に示す。

(1) 第二相の形態の制御。異方性の強い、針状ものとする。

(2) 第二相のサイズの制御。一般的な析出物に比較して大きくする。

(3) 第二相の数密度の制御。比較的まばらに分散させる。

(4) 母相をFeフェライト相とし、第二相の方位を母相に対して特定の向きに配置させる。

【0006】

本発明者等は、上記の技術思想に基づいて鋭意検討の結果、本発明に想到した。その要旨とするところは下記内容の通りである。

(1) 板厚が0.400mm以下の硬質極薄鋼板であって、質量%で、C：0%超かつ0.100%以下、N：0%超かつ0.600%以下、Si：0%超かつ2.0%以下、Mn：0%超かつ2.0%以下、P：0%超かつ0.10%以下、S：0%超かつ0.100%以下、Al：0%超かつ3.0%以下、O：0%超かつ0.100%以下を含有し、さらに、Ti：0%超かつ0.21%以下、Nb：0%超かつ0.075%以下、REM：0%超かつ0.68%以下、B：0%超かつ0.0025%以下、Cu：0%超かつ2.50%以下、Ca：0%超かつ0.30%以下、Ni：0%超かつ8.00%以下、Cr：0%超かつ2.00%以下、の一種または二種以上を含有し、残部がFe及び不可避的不純物からなる成分組成を有し、平均長径が0.10μm以上かつ平均短径が0.05μm以上で、さらに平均長径/平均短径 2.0である第二相が、体積分率で、0.05%以上含有されている。

(2) 上記(1)に記載の硬質極薄鋼板であって、平均長径が0.5μm以上かつ平均短径が0.1μm以上で、さらに平均長径/平均短径 2.0である第二相の数密度が、0.01個/μm²以上である。

(3) 上記(1)又は(2)に記載の硬質極薄鋼板であって、平均長径が0.5μm以上かつ平均短径が0.1μm以上で、さらに平均長径/平均短径 2.0である第二相の数密度が、0.001個/μm³以上である。

【0007】

(4) 上記(1)～(3)の何れか一項に記載の硬質極薄鋼板であって、主相がFeのフェライト相でかつ体積率が80%以上である。

(5) 上記(1)～(4)の何れか一項に記載の硬質極薄鋼板であって、平均長径が0.5μm以上かつ平均短径が0.1μm以上で、さらに平均長径/平均短径 2.0である第二相の平均長径の方向がこの第二相が接しているFe相の<100>方位または<110>方位である。

(6) 上記(1)～(5)の何れか一項に記載の硬質極薄鋼板であって、平均長径が0.5μm以上かつ平均短径が0.1μm以上で、さらに平均長径/平均短径 2.0である第二相が、酸化物、硫化物、炭化物、窒化物、金属間化合物の単体または複合化合物である。

【0008】

(7) 上記(6)に記載の硬質極薄鋼板であって、平均長径が0.5μm以上かつ平均短径が0.1μm以上で、さらに平均長径/平均短径 2.0である第二相が、Fe、Mn、Si、Al、Cr、REM、Ti、Nbの一種または二種を含有する酸化物である。

(8) 上記(6)に記載の硬質極薄鋼板であって、平均長径が0.5μm以上かつ平均短径が0.1μm以上で、さらに平均長径/平均短径 2.0である第二相が、Ti、Mn

10

20

30

40

50

、Cu、Ca、REMの一種または二種を含有する硫化物である。

(9) 上記(6)に記載の硬質極薄鋼板であって、平均長径が $0.5\mu\text{m}$ 以上かつ平均短径が $0.1\mu\text{m}$ 以上で、さらに平均長径/平均短径 2.0 である第二相が、Fe、Ti、Nb、Si、Crの一種または二種を含有する炭化物である。

【0009】

(10) 上記(6)に記載の硬質極薄鋼板であって、平均長径が $0.5\mu\text{m}$ 以上かつ平均短径が $0.1\mu\text{m}$ 以上で、さらに平均長径/平均短径 2.0 である第二相が、Fe、Ti、Nb、Al、B、Crの一種または二種を含有する窒化物である。

(11) 上記(6)に記載の硬質極薄鋼板であって、平均長径が $0.5\mu\text{m}$ 以上かつ平均短径が $0.1\mu\text{m}$ 以上で、さらに平均長径/平均短径 2.0 である第二相が、Fe、Ti、Nb、Al、Si、Mnの一種または二種を含有する金属間化合物である。

(12) 上記(1)~(11)の何れか一項に記載の硬質極薄鋼板であって、平均長径が $0.5\mu\text{m}$ 以上かつ平均短径が $0.1\mu\text{m}$ 以上で、さらに平均長径/平均短径 2.0 である第二相の体積率が、(板厚表層 $1/8$ での体積率)/(板厚中心層 $1/4$ での体積率) 10 である。

【0010】

(13) 上記(1)~(12)の何れか一項に記載の硬質極薄鋼板であって、平均長径が $0.5\mu\text{m}$ 以上かつ平均短径が $0.1\mu\text{m}$ 以上で、さらに平均長径/平均短径 2.0 である第二相の数密度が、(板厚表層 $1/8$ での数密度)/(板厚中心層 $1/4$ での数密度) 10 である。

(14) 上記(1)~(13)の何れか一項に記載の硬質極薄鋼板であって、幅 25mm で長さ 60mm の平行部を有する引張試験片を用いて、評点間距離を 50mm 、変形速度を 5mm/分 とする引張試験における最高強度 350MPa 、かつ、ロックウェル硬度 HR30T 54 である。

(15) 上記(1)~(14)の何れか一項に記載の硬質極薄鋼板であって、幅 25mm で長さ 60mm の平行部を有する引張試験片を用いて、評点間距離を 50mm 、変形速度を 5mm/分 とする引張試験において、均一伸び/局部伸び 1.0 である。

【0011】

(16) 上記(1)~(15)の何れか一項に記載の硬質極薄鋼板であって、幅 25mm で長さ 60mm の平行部を有する引張試験片を用いて、評点間距離を 50mm 、変形速度を 5mm/分 とする引張試験において、降伏応力/最高強度 0.9 である。

(17) 上記(7)に記載の硬質極薄鋼板を製造する方法であって、厚さ 50mm 以上かつ鋼片中の酸化物の平均直径が $10\mu\text{m}$ ~ $25\mu\text{m}$ の鋼片を 600 以上の熱間で圧延加工する際に、 1000 以上かつ歪速度 $1/秒$ 以上の条件での真歪の総和が 0.4 以上の圧延を行なった後に、 1000 以下かつ歪速度 $10/秒$ 以上の条件での真歪の総和が 0.7 以上の圧延を行なう。

(18) 上記(8)に記載の硬質極薄鋼板を製造する方法であって、厚さ 50mm 以上かつ鋼片中の硫化物の平均直径が $10\mu\text{m}$ ~ $25\mu\text{m}$ の鋼片を 600 以上の熱間で圧延加工する際に、 1000 以上かつ歪速度 $1/秒$ 以上の条件での真歪の総和が 0.4 以上の圧延を行なった後に、 1000 以下かつ歪速度 $10/秒$ 以上の条件での真歪の総和が 0.7 以上の圧延を行なう。

【0012】

(19) 上記(9)に記載の硬質極薄鋼板を製造する方法であって、冷延後、再結晶焼鈍と同時またはその後に、 600 ~ 700 の温度域で、{(浸炭時間(秒))* (浸炭温度())} / {(浸炭性ガス濃度(%))* (浸炭処理での冷却速度(/秒))} 20 なる条件で浸炭処理を行い、C量を 0.0002% 以上増加させる。

(20) 上記(10)に記載の硬質極薄鋼板を製造する方法であって、冷延後、再結晶焼鈍と同時またはその後に、 600 ~ 700 の温度域で、{(窒化時間(秒))* (窒化温度())} / {(窒化性ガス濃度(%))* (窒化処理での冷却速度(/秒))} 20 なる条件で窒化処理を行い、N量を 0.0002% 以上増加させる。

10

20

30

40

50

(2 1) 上記 (1 1) に記載の硬質極薄鋼板を製造する方法であって、鋼板製造工程において、900 以上の温度からの冷却過程において900 から500 までの冷却速度を20 /秒以下で冷却し、金属間化合物を体積率で2.0倍以上増加させる。

なお、本明細書中における記号“*”は、かけ算(×)を示す。

【0013】

なお、本発明は、板厚が0.400mm以下の薄手鋼板と、その製造方法とに関するものであるが、ほうろう鋼板の一部の製法として、酸化物の形態を制御するために熱延条件を限定する従来技術が存在している。

しかし、本発明における酸化物延伸と、ほうろう鋼板における熱延条件の限定としての酸化物延伸とは全く異なったものである。さらに言うと、ほうろう鋼板における熱延条件の限定の延長技術として、本発明鋼が対象とする薄手鋼板で延伸酸化物を活用する発想を得ることそのものが極めて困難であった。これらについて、以下に詳細に説明する。

【0014】

一般的に、本発明のような薄手鋼板では、酸化物は極めて好ましくないものとしてその含有が抑制されている。これは、母材そのものが薄くなっているため、酸化物周囲への変形集中が母材の破断に非常に敏感に作用するためである。

顕著な例としては、製缶加工でのフランジ成形性であり、この用途に用いられる鋼材は、酸化物量が厳密に管理され、非常に低いレベルで製造されている。薄手材料への酸化物の悪影響は、酸化物そのものにとどまらず、ほうろう鋼板のように延伸した酸化物が冷延工程で破碎してその周囲に空隙を形成してしまうと、空隙が切り欠きのような効果を発揮し、母材の変形能がさらに劣化してしまう。

このため、本発明鋼が対象とする薄手材料では、酸化物、ましてや、冷延で破碎して周囲に空隙を形成するような延伸酸化物を活用して特性を向上させるという着想を得ること自体が、従来では不可能であった。

【0015】

また、ほうろう鋼板の製造方法と本発明との間における技術的相違点として、以下のようない事項が挙げられる。

まず、ほうろう鋼板の製造では、熱延段階で一時的に酸化物を延伸させるものの、それはその後の冷延工程で酸化物を破碎し、破碎された酸化物の周囲に多量の空隙を生成するためであり、最終製品ではそれぞれの酸化物は細かく破碎された等方的な形状となる。

【0016】

これに対し本発明では、酸化物が最終段階で延伸したものである必要があり、その一方案として熱延工程を活用している。つまり、熱延で延伸させた酸化物は、冷延、焼鈍後も破碎せずに延伸したままであり、最終製品まで異方性を持った形状を維持させることが必要となる。この差は、熱延条件が同じであれば、基本的には酸化物の組成の違いで生ずる。すなわち、ほうろう鋼板では、比較的軟質なMn含有の酸化物と、硬質なNb, B含有の酸化物とが複合した形態になっていることが破碎促進に好ましく作用する。一方、本発明鋼では、酸化物が、組成が異なる酸化物が複合したものではなく、均質なものとすることで、冷延時の変形も均一となり破碎を回避することが好ましい。

【0017】

ほうろう鋼板のように一時的に延伸したものであっても、その後の破碎により酸化物の形状が等方的なものになってしまうと、本発明で特徴的な加工硬化能、結果としての良好な均一伸び、すなわち局部変形の抑制効果が全く発揮されない。

以上説明のように、ほうろう鋼板の製造技術を認識したとしても、酸化物を多量に含有させる技術を本発明の対象鋼および用途に適用し、その形態の影響を検討しようとするとは、たとえ同業者と言えども容易ではない。

本発明鋼は、酸化物を特定の形態に延伸したまま保持すれば、その加工硬化挙動が劇的に変化し、局部変形を強く抑制することで、薄手鋼板であっても実用的な延性に好ましく作用することを新規に知見し、発明されたものである。

【発明の効果】

【0018】

本発明によれば、同じ強度、同じ全伸びであっても、高い均一伸びを有し、より高歪域まで局部変形（くびれ）の発生を抑えた硬質極薄手材を得ることができる。このため、薄手材を使用する際に問題となる、均一変形性の不足による破断、くびれの発生を抑止することが可能となる。

【図面の簡単な説明】

【0019】

【図1】図1は、本発明の硬質極薄鋼板の、鋼板板厚方向の部位を説明する図である。

【発明を実施するための最良の形態】

【0020】

以下、本発明を詳細に説明する。

まず、成分について説明する。成分はすべて質量%である。C量は、加工性の劣化を回避するため、C：0.800%以下とする。好ましくは0.100%以下、さらに好ましくは0.060%以下である。特に炭化物を本発明で特徴となる第二相として利用する場合は、好ましくは0.0050～0.040%、さらに好ましくは0.0080～0.030%である。様々な第二相の分散により材料を強化する本発明鋼では、強度確保などの観点で必要となるC含有量は低くても構わない。C：0.0050%以下でも必要な強度確保が可能であり、0.0030%以下でも構わないし、0.0015%以下も可能である。r値を向上させて絞り成形性を高く保つ意味では、C量は低い方が好ましい。

【0021】

N量もCと同様、加工性の劣化を回避するため、C：0.800%以下とする。好ましくは0.100%以下、さらに好ましくは0.060%以下である。特に、窒化物を本発明で特徴となる第二相として利用する場合は、好ましくは0.0050～0.040%、さらに好ましくは0.0080～0.030%である。様々な第二相の分散により材料を強化する本発明鋼では、強度確保などの観点で必要となるN含有量は低くても構わない。N：0.0050%以下でも必要な強度確保が可能であり、0.0030%以下でも構わないし、0.0015%以下も可能である。r値を向上させ絞り成形性を高く保つ意味では、N量は低い方が好ましい。

【0022】

Siは多すぎると加工性、めっき性が劣化するため、2.0%以下とする。ただし、本発明鋼において、第二相として酸化物を利用する場合は、後述のように、鋼中への酸素の残存が難しくなることや、本発明にとって好ましい、延伸した酸化物を得にくくなる。また、第二相の形成に浸炭や窒化を利用する場合は、鋼中に侵入したCやNが結晶粒界で粗大なSi炭化物やSi窒化物を形成し、脆性的な割れを起こすこともある。以上のような弊害を回避するには、Siを1.5%以下、さらに1.0%以下にする必要が生ずることもある。特に成形性を高く保つ意味では、Si量は低い方が好ましく、0.5%以下、さらには0.1%以下、さらには0.07%以下とすることで成形性が向上する。

【0023】

Mnは多すぎると加工性、めっき性が劣化するため、2.0%以下とする。一方、本発明鋼において、第二相として酸化物を利用する場合は、後述のように、本発明にとって好ましい、延伸した酸化物を得やすくする。また、第二相の形成に、硫化物を利用する場合も、延伸した硫化物が得やすいため、有用な元素である。このため、Mnの好ましい範囲を、0.05～1.0%とする。さらに好ましくは0.15～0.8%、さらに好ましくは0.25～0.7%である。

Pは多すぎると加工性が劣化するばかりでなく、第二相の形成に浸炭や窒化を利用する場合は、鋼板の浸炭性、窒化性を阻害するため、0.10%以下とする。成形性を高く保つ意味ではP量は低い方が好ましく、0.05%以下、さらには0.01%以下とすることで成形性が向上する。

【0024】

Sは熱間延性を劣化させ、鋳造や熱間圧延の阻害要因となるので、0.100%以下と

10

20

30

40

50

する。ただし、Mn、Cu、Ti、REMなどを多量に添加させ、これらの硫化物を、本発明で必要とする第二相として利用する場合は、熱間延性の劣化も少なく、有用な元素でもある。このため、Sの好ましい範囲を、0.015~0.080%とする。さらに好ましくは0.025~0.070%、さらに好ましくは0.035~0.060%である。

【0025】

Alは高いと鑄造が困難となる、表面の疵が増加するなどの害があるため、3.0%以下とする。ただし、Alは強脱酸元素であるため、本発明鋼において、第二相として酸化物を利用する場合は、鋼中への酸素の残存が難しくなるので、0.010%以下、さらに0.005%以下、さらに0.002%以下、さらに0.001%以下にする必要が生ずることもある。一方で、Ni₃Alなどの金属間化合物の形成元素となり、本発明で必要とする第二相の分散にとって好ましい効果を有する。Alとともに化合物を形成する金属元素の種類や量にもよるが、この場合は、1.0%以上、さらには1.5%以上、さらには2.0%以上とすることが好ましい。

【0026】

Oは本発明で特徴的な第二相として酸化物を利用しない場合は、Al、Si、Ti等により脱酸し、0.010%以下とすることが好ましい。これは、鋼中での酸化物が本発明の効果にとって効果をもたない等方的(球状)な形態となった場合、割れの起点となりやすいためである。有用な第二相として酸化物を利用する場合でも、酸化物が過剰になると割れの起点となりやすいため、0.200%以下とする。好ましくは0.010~0.100%、さらに好ましくは0.020~0.080%、さらに好ましくは0.030~0.050%である。

【0027】

次に、必要に応じて添加できる元素について説明する。

Tiは鋼板の再結晶温度を上げ、本発明が対象とする極薄鋼板の焼鈍通板性を著しく劣化させる。このため4.00%以下とする。本発明で特徴となる第二相としてTi化合物を利用しない場合は、Tiを添加する必要はなく、0.04%以下、さらに好ましくは0.01%以下とする。一方で、Tiの酸化物、硫化物、炭化物、窒化物、金属間化合物は本発明で特徴となる第二相として利用でき、化合物を形成する元素の種類と量にもよるが、0.06%以上とするとその効果が十分に発揮される。さらに好ましくは0.100%以上である。

【0028】

NbもTiと同様の影響を有し、再結晶温度を上げ、本発明が対象とする極薄鋼板の焼鈍通板性を著しく劣化させる。このため、4.00%以下とする。本発明で特徴となる第二相としてNb化合物を利用しない場合は、Nbを添加する必要はなく、0.04%以下、さらに好ましくは0.01%以下とする。一方で、Nbの酸化物、硫化物、炭化物、窒化物、金属間化合物は、本発明で特徴となる第二相として利用でき、化合物を形成する元素の種類と量にもよるが、0.06%以上とするとその効果が十分に発揮される。さらに好ましくは0.100%以上である。

【0029】

REMもTi、Nbと同様の効果を有するが、高価な元素であるので、4.00%以下とする。本発明で特徴となる第二相としてREM化合物を利用しない場合は、REMを添加する必要はなく、0.04%以下、さらに好ましくは0.01%以下とする。一方で、REMの酸化物、硫化物、炭化物、窒化物、金属間化合物は、本発明で特徴となる第二相として利用でき、化合物を形成する元素の種類と量にもよるが、0.06%以上とすると、その効果が十分に発揮される。さらに好ましくは0.100%以上である。

【0030】

BもTi、Nbと同様の効果を有する。ただし、添加量にもよるが、TiやNbと比較すると炭窒化物の形成能が小さく、第二相として炭化物や窒化物を形成させる目的で、これらの元素と同時に添加した場合、鋼板の再結晶温度を上げ、本発明が対象とする極薄鋼板の焼鈍通板性を著しく劣化させる。このため、Ti、Nbの含有量が少ない場合に有用

10

20

30

40

50

となる。しかし過剰な添加は鑄造時の鑄片の割れが顕著になるため、上限を0.0300%とする。本発明で特徴となる第二相としてB化合物を利用しない場合は、Bを添加する必要はなく、0.0020%以下、さらに好ましくは0.0010%以下とする。一方で、Bの酸化物、炭化物、窒化物、金属間化合物は本発明で特徴となる第二相として利用でき、化合物を形成する元素の種類と量にもよるが、0.0040%以上とするとその効果が十分に発揮される。さらに好ましくは0.0100%以上である。

【0031】

Cuは多すぎると再結晶温度が顕著に上昇するばかりでなく、表面性状を劣化させ加工性、めっき性が劣化するため、8.00%以下とする。一方、本発明鋼において、第二相として金属Cu相や金属間化合物相なども利用できる。また、第二相の形成に、硫化物を利用する場合も、延伸した硫化物が得やすいため有用な元素である。このため、好ましい範囲を、0.10~4.00%とする。さらに好ましくは0.20~3.00%、さらに好ましくは0.30~2.50%である。

Caは本発明鋼において、第二相として硫化物を利用する場合に、延伸した硫化物が得やすいため有用な元素である。しかし反応性に富み、一般に鋼中に多量に含有させることは困難なため、1.00%以下とする。好ましい範囲を、0.01~0.50%とする。さらに好ましくは0.05~0.30%である。

【0032】

Niは高価な元素であり、8.00%以下とする。本発明では、Ni₃Alなどの金属間化合物の形成元素として、本発明で必要とする第二相の分散にとって好ましい効果を有する。Niと化合物を形成する金属元素の種類や量にもよるが、1.0%以上、さらには1.5%以上、さらには2.0%以上とすることが好ましい。

Crも高価な元素であり、20.00%以下とする。本発明で特徴となる第二相としてCr化合物を利用しない場合は、Crを添加する必要はなく、0.06%以下、さらに好ましくは0.02%以下とする。一方で、Crの酸化物、硫化物、炭化物、窒化物、金属間化合物は本発明で特徴となる第二相として利用でき、化合物を形成する元素の種類と量にもよるが、0.10%以上とするとその効果が十分に発揮される。さらに好ましくは0.50%以上、さらに好ましくは1.50%以上、さらに好ましくは2.50%以上である。

【0033】

上記以外の元素についての含有量は特に限定しないが、本発明で規定していない特性を付与するために、Sn, Sb, Mo, Ta, V, Wを各元素について0.10%以下、合計で0.50%以下含有することは、本発明の効果を何ら損ねるものではない。ただし、これらの元素が粗大な等方的な形態を有する化合物を形成し、加工性を損ねる場合があるため、注意が必要である。特に目的がない限り、各元素について0.010%以下、合計で0.050%以下とすることが好ましい。さらに好ましくは各元素について0.0020%以下、合計で0.0050%以下、さらに好ましくは各元素について0.0010%以下、合計で0.0030%以下である。

【0034】

次に、本発明で最も重要な、第二相について説明する。まず、第二相の観測等に関して記述する。本発明で限定される第二相の観察方法は特に限定されるものではない。形態は電子顕微鏡などのミクロ領域を観測可能な物理測定機器での直接観測が可能である。比較的大きなものであれば、高倍率の光学顕微鏡でも観測は可能である。光学顕微鏡や、走査型電子顕微鏡(SEM)であれば、鋼板断面を研磨したもの、さらにそれをエッチングしたものを適用できるし、透過型電子顕微鏡(TEM)であれば、薄膜でもよいしSPED法によって得られた抽出レプリカ等を観察することも可能である。さらに、電解抽出により母相を溶解した残渣を観察してもよい。また、観察された第二相の同定は、EDXや電子線回折パターンなどで行なうことが可能であるが、これらの手法に限定されるものではなく、現在性能向上が著しいどのような分析機器を使用しても構わない。要は、第二相の形状、サイズおよび数密度、必要に応じてその種類が、妥当と認められる方法により決

10

20

30

40

50

定できればよい。種類によっては、様々な相の複合的なものとなっており、完全な判別が困難な場合もあると考えられるが、本発明の効果は、その種類によらず第二相を特定の形態で分散させれば得られるものであるから、種類が決定できないものも本発明に含まれる。体積分率や数密度は、より高度な分析機器を使用してより微細な窒化物まで考慮すれば、これらの値は増加するが、通常レベルの物理機器を用いて、 $0.02\ \mu\text{m}$ 以上の大きさのものを対象とすれば本発明の効果を判別することが可能である。

【0035】

このように観察される第二相について、平均長径が $0.10\ \mu\text{m}$ 以上、平均短径が $0.05\ \mu\text{m}$ 以上で平均長径/平均短径 2.0 である第二相を体積分率で、 0.05% 以上含有することが本発明の特徴である。サイズは、平均長径について好ましくは、 $0.20\ \mu\text{m}$ 以上、さらに好ましくは $0.50\ \mu\text{m}$ 以上、さらに好ましくは $1.00\ \mu\text{m}$ 以上、さらに好ましくは $2.00\ \mu\text{m}$ 以上、さらに好ましくは $5.00\ \mu\text{m}$ 以上である。ただし、あまりに大きな第二相を存在させると、加工初期において破断の起点となってしまう、延性を顕著に劣化させる場合があるので、 $30\ \mu\text{m}$ 以下とすることが好ましい。さらに好ましくは $20\ \mu\text{m}$ 以下である。ただし、粗大なものでも個数が非常に少ない場合は、悪影響の程度は小さいので、これを越える粗大なものが存在すれば直ちに本発明を外れるというものでもない。平均長径/平均短径は、好ましくは 3.0 以上、さらに好ましくは 5.0 以上、さらに好ましくは 8.0 以上である。また、体積分率は、好ましくは 0.1% 以上、さらに好ましくは 0.3% 以上、さらに好ましくは 1.0% 以上、さらに好ましくは 2.0% 以上である。ただし、あまりに第二相の量が多いと、加工初期において破断の起点となってしまう、延性を顕著に劣化させる場合があるので、 20% 以下とすることが好ましい。さらに好ましくは 10% 以下である。

【0036】

この第二相の数密度については、鋼板断面で観察した場合、 0.01 個/ μm^2 以上、抽出レプリカや透過型電子顕微鏡での薄膜観察等、空間的な分散を測定した場合は、 0.001 個/ μm^2 以上とすることで、本発明の効果が顕著になる。断面観察の場合、好ましくは 0.03 個/ μm^2 以上、さらに好ましくは 0.1 個/ μm^2 以上、さらに好ましくは 0.3 個/ μm^2 以上である。また、空間的な測定の場合、好ましくは 0.003 個/ μm^3 以上、さらに好ましくは 0.01 個/ μm^3 以上、さらに好ましくは 0.03 個/ μm^3 以上である。これらの数密度は、上記のサイズや体積分率との関連しており、サイズや体積分率と同様に加工性を劣化させない範囲で、極端に大きくしたり小さくしたりしないように注意する必要がある。

【0037】

このように第二相の形態を制御することにより局部変形の発生が抑制されるメカニズムは明確ではないが、以下に説明を試みる。

本発明における第二相は、母相であるF e相よりも硬質なものであるため、鋼板が変形する場合、母相の変形が優先して起きる。さらに、第二相により母相の変形が拘束されるため、母相の加工硬化は著しくなる。このため、歪の伝播性がよくなり、より広い領域で変形を受け持ちながら変形が継続し、均一伸びが高くなるものと思われる。異方性を有する第二相を分散させた場合、母相拘束の程度が一般的な等方的第二相に比較して大きくなっていると考えられる。またはこれとは別に、異方性の強い第二相は母相との結合状態が弱くなっており、変形に伴いその界面がすべり変形し、さらには多くのポイドを生成することで変形を担っているとも考えられる。このため、より高い歪領域まで母材そのものの変形が抑制されたような状態になっており、均一変形が継続するものとも考えられる。本発明鋼は、大きな加工硬化量を持つと同時に、局部変形能は低下することが多いが、これらを含め、現象を完全に説明できるメカニズムは明確になっていない。

【0038】

本発明鋼での均一変形が第二相ではなく、母相すなわち体積的に一番多い主相の変形によって担われていることは間違いない。この主相がF eであるのは当然であるが、本発明では、この主相はF eのフェライト相と想定し、その体積率は 80% 以上とすることが好

10

20

30

40

50

ましい。一般にFeを主体とする相としては、パーライトやベイナイト、マルテンサイト相などが知られているが、本発明では、高強度化は第二相の分散によって達成しているので、主相は軟質かつ均一な相が加工性の観点から好ましいためである。また、体積率は過剰な第二相の生成による延性劣化を回避するため、好ましくは85%以上、さらに好ましくは90%以上とする。

さらに第二相と主相の方位関係も重要な要件となる。上述のメカニズムでも触れたが、本発明の効果は、Fe相と第二相の結合状態によっていると考えられることと関係し、第二相の平均長径の方向はその第二相が接しているFe相の<100>方位または<110>方位であることが好ましい。この方位関係については、通常の電子線回折等で検知可能なものである。

10

【0039】

次に第二相そのものの種類について記述する。本発明では第二相が酸化物、硫化物、炭化物、窒化物、金属間化合物の単体または複合化合物である場合に、顕著な効果を得ることができる。酸化物の場合はFe、Mn、Si、Al、Cr、REM、Ti、Nbの一種または二種を含有する酸化物であること、硫化物である場合はTi、Mn、Cu、Ca、REMの一種または二種を含有する硫化物であること、炭化物の場合はFe、Ti、Nb、Si、Crの一種または二種を含有する炭化物であること、窒化物である場合はFe、Ti、Nb、Al、B、Crの一種または二種を含有する窒化物であること、金属間化合物である場合はFe、Ti、Nb、Al、Si、Mnの一種または二種を含有する金属間化合物である。炭化物に関しては、一般的な鋼で観察されるパーライト組織、すなわち高温でのオーステナイト相からの変態に伴い生成するフェライト相とセメンタイトの層状組織は、本発明の効果が全く得られないため除外する。また、変態金属間化合物としては、NiAl、Ni₃Al、Ni₃(Al, Ti)、Ni₂TiAl、Ni₃Ti、Ni₃Mo、Ni₄Mo、Ni₃Nb、Co₃W、Fe₂Mo、Fe₂Ti、Fe₂(Ni, Co)などがある。上述の酸化物、硫化物、炭化物、窒化物、金属間化合物は、一般的に鉄鋼材料中で観察される化合物であり、特殊なものである必要はないが、特殊な化合物を発明範囲内の形態で形成させることも可能である。その種類は上記のものに限ったものではなく、あくまでも代表的な元素を挙げたにすぎない。また、鋼中に存在する第二相は一種に限ったものではなく、二種以上が存在している場合も本発明に含まれる。これらは独立に存在していてもよく、複合化合物を形成していても構わない。さらには、形態的に本発明に包含されない相が同時に存在していても構わない。

20

30

【0040】

要は、第二相の形態的な特徴が重要である。とは言え、形成させた第二相によりその効果の大きさには少なからざる差があるのは事実である。この差は、鋼板中に生成させうる第二相の種類と量によるものや、後述のような製造条件によって制御できる形態の差、さらには、母相との結合状態とも関連した第二相そのものの種類の影響も考えられる。

【0041】

これらの影響は完全には分離しきれてはいないが、現象的には、以下のように好ましい第二相の種類および第二相を形成する元素を分類できる。種類としては、金属間化合物>炭化物 窒化物>酸化物>硫化物である。ただし、これは形態と量が同一と仮定した時の効果を推定したものであり、製造法や第二相の種類によっては、量の確保や形態の制御が困難となることもあるため、この順位は一応の目安にすぎない。各元素の効果としては、以下のようなことが言える。酸化物の場合はFe、Mn、REMを含んだものが好ましく、Si、Al、Cr、Ti、Nbは効果が小さい。硫化物である場合はMn、Ca、REMが好ましく、Ti、Cuの効果は小さい。炭化物の場合はCr、Ti、Siが好ましく、Fe、Nbの効果は小さい。窒化物である場合はFe、Ti、B、Crが好ましく、Nb、Alの効果は小さい。金属間化合物である場合はFe、Al、Si、Mnが好ましく、Ti、Nbは効果が小さい。

40

【0042】

ここで、本明細書中で用いる鋼板板厚方向の部位について、図1を用いて記述する。「

50

板厚表層 1 / 8」、「板厚中心層 1 / 4」とは、図 1 中の対応領域を表す。なお、「板厚表層 1 / 8」に対応する領域は、鋼板の両表面について存在するが、本発明ではそのどちらか一面についてでも本発明の限定範囲に該当するものを対象とする。製造法を工夫し、表と裏の窒化物分布を変化させることは比較的容易であるが、本発明ではそのような表裏異表層の鋼板についても対象とする。これは片面のみでも本発明が目的とする均一変形性の向上効果を得ることが可能だからである。また、上記の体積率や数密度は、測定値が異常値ではないと言える程度のデータを採取し、表層 1 / 8 内、中心層 1 / 4 内それぞれの特定箇所でも本発明の条件を満たしていれば十分である。なお、「板厚 1 / 8 位置」も「板厚表層 1 / 8」に含まれる。

【 0 0 4 3 】

本発明で特徴的な第二相は、鋼板の板厚方向での分布を考えた場合、全体に均一に分散している必要はなく、板厚方向に偏在していても構わない。むしろ、板厚方向に層状に、第二相が多い層と少ない層とを交互に複層構造を形成させることができれば、その方が、本発明の効果にとっては都合がよい。このメカニズムは明確ではないが、第二相が多い層と少ない層とが、お互いに他方の変形を拘束し合うことで、加工硬化量が増大し、局部変形が抑制されるためと考えられる。これは、上述の、第二相と母相の間での拘束関係に似たような効果が、マクロな空間で生じているものとも考えられる。特に、第二相を鋼板表層部に集中的に分布させることで、本発明の効果の大きな部分を得ることが可能である。すなわち、第二相の体積率について、(板厚表層 1 / 8 での体積率) / (板厚中心層 1 / 4 での体積率) ≥ 1.0 、または第二相の数密度について、(板厚表層 1 / 8 での数密度) / (板厚中心層 1 / 4 での数密度) ≥ 1.0 とすることが好ましい。これらの比は、好ましくは 2.0 以上、さらに好ましくは 5.0 以上、さらに好ましくは 10.0 以上、さらに好ましくは 20.0 以上である。ただし、あまりに多くの第二相を表層部に形成すると、表面欠陥ともなり、破断しやすくなる場合もあるので、注意を要する。

【 0 0 4 4 】

次に本発明が対象とする鋼板の特性等について記す。まず、本発明は板厚が 0.400 mm 以下の鋼板に適用されることと限定する。これより板厚が厚い鋼板では加工においては、くびれが発生した後もある程度まで局部延性により成形が進行するため、本発明技術のように均一伸びのみに限定した技術は意味をなさなくなるからである。本技術は、より好ましくは 0.250 mm 以下、さらに好ましくは 0.200 mm 以下、さらに好ましくは 0.150 mm 以下の極薄鋼板でその有用性が発揮される。

【 0 0 4 5 】

また、薄手材であっても、軟質材においてはそれなりの均一伸びを付与することが可能であることから、本技術の適用範囲は硬質材とする。これは本発明の特徴である第二相によって少なからず硬質化してしまう結果でもある。好ましい適用材は JIS 5 号試験片による引張試験(すなわち、幅 2.5 mm で長さ 60 mm の平行部を有する引張試験片を用いて、評点間距離を 50 mm、変形速度を 5 mm / 分とする引張試験)における最高強度 350 MPa、かつ、ロックウェル硬度 HR30T 54 である鋼板である。さらに好ましくは最高強度 400 MPa、かつ、ロックウェル硬度 HR30T 57、さらに好ましくは最高強度 450 MPa、かつ、ロックウェル硬度 HR30T 61 である。また、本発明鋼は前記 JIS 5 号試験片による引張試験において、均一伸び / 局部伸び ≥ 1.0 となることが特徴である。この比は好ましくは 1.5 以上、さらに好ましくは 2.0 以上、さらに好ましくは 3.5 以上、さらに好ましくは 5.0 以上である。また、前述のように本発明鋼は加工硬化量が大いことも特徴である。前記 JIS 5 号試験片による引張試験において、降伏応力 / 最高強度 ≥ 0.9 、さらに好ましくは 0.8 以上、さらに好ましくは 0.7 以上、さらに好ましくは 0.6 以上である。

【 0 0 4 6 】

以下に、本発明鋼の第二相の種類別に好ましい製造法の一例を示す。

まず、特徴的な第二相として酸化物を利用する場合を示す。

好ましい形態の一つは酸化物を熱延工程で、圧延により延伸し好ましい形態へと変化さ

10

20

30

40

50

せるものである。このためには、ある程度の加工量が必要であり、鑄造を完了した鋼片の厚さを50mm以上としておくことが好ましい。さらに好ましくは150mm以上である。また、酸化物が延伸後に適当なサイズを有するようにするため、延伸される前の酸化物のサイズは、 $10\mu\text{m} \sim 25\mu\text{m}$ とすることが好ましい。あまりに微細なものは延伸しにくく、粗大なものは圧延後の空間的な分散状態が直線的となり、本発明の効果にとって好ましくない。そして熱間での圧延加工において1000以上かつ歪速度1/秒以上の条件で真歪の総和で0.4以上の圧延を行なった後、1000以下かつ歪速度10/秒以上の条件で真歪の総和で0.7以上の圧延を行なうことが効果的である。このメカニズムは明確ではないが、以下のように考えられる。1000以上の高温域では、酸化物も軟化しており、加工硬化した地鉄との硬度差が小さくなるため圧延により酸化物は延伸し、本発明にとって好ましい針状の酸化物を得ることができる。そして1000より低温、約900以下になると酸化物は延伸しにくくなり、部分的に破碎し、適度に針状の形態をもつ酸化物が鋼板中に適当な間隔をおいて分散することになる。このように適度に延伸かつ分散させるには、熱延時の温度制御および各温度域での歪量、さらに加工硬化した地鉄の軟化を制御するため歪速度の制御も重要となる。

10

この温度、歪量および歪速度条件を硫化物にも適用することで、酸化物と同様の好ましい効果を得ることが可能である。

【0047】

次に、特徴的な第二相として炭化物を利用する場合を示す。

この場合は、あらかじめ鋼中に含有させたCと添加元素から、製造工程の熱処理等により好ましい形態を有する炭化物を生成させることが可能であるが、本明細書ではより好ましい形態として浸炭を活用した方法について示す。浸炭によれば、前述のように、鋼板の表面のみに特徴的な第二相を分散させることが可能で、C濃度が徐々に高まっていくため、優先的な方位に成長した異方的な形態を持つ炭化物を形成させやすい。その条件としては、冷延後、再結晶焼鈍と同時、またはその後に、600～700の温度域で、 $\{(\text{浸炭時間(秒)}) * (\text{浸炭温度()})\} / \{(\text{浸炭性ガス濃度(％)}) * (\text{浸炭処理での冷却速度(/秒)})\} \geq 20$ なる条件で浸炭処理を行い、C量を0.0002%以上増加させる。温度がこの範囲を外れると、低温側では浸炭効率が低下し、逆に高すぎると炭化物の形態が等方的なものになりやすくなる。 $\{(\text{浸炭時間(秒)}) * (\text{浸炭温度()})\} / \{(\text{浸炭性ガス濃度(％)}) * (\text{浸炭処理での冷却速度(/秒)})\}$ が20以上の場合には、第二相の好ましい形態が達成される。基本的には、低C濃度で炭化物の析出核の生成を抑制しながら、高温、長時間および緩冷却の処理で炭化物を十分に成長させることで、異方性を有する第二相の発達が顕著になる。ただし、高温かつ長時間の浸炭を行うと、板の表面から鋼中に侵入したCが拡散により板厚の中心まで到達し、前述の複層構造による発明効果の増進効果が消失してしまう。このため、浸炭処理条件に応じて、表層部のみが浸炭されるように上の式の値を制御することが好ましい。この値は板厚等にもよるが、500以下、さらには200以下とすることが好ましい。浸炭性ガスの種類を含めた雰囲気の内容は一般的に知られている条件を用いればよい。また、浸炭方法はここに示したガス浸炭に限定されるものではなく、一般的に知られている浸炭方法を適用することが可能である。また、Cの増加量、0.0002%以上は増加量としては非常に小さく見えるが、極薄材における鋼板表層での増加量を考えると発明の効果の発現には十分な量である。

20

30

40

【0048】

また、この浸炭条件は、第二相として窒化による窒化物を適用する場合の条件とすることで、炭化物と同様の好ましい効果を得ることが可能である。すなわち、冷延後、再結晶焼鈍と同時、またはその後に、600～700の温度域で、 $\{(\text{窒化時間(秒)}) * (\text{窒化温度()})\} / \{(\text{窒化性ガス濃度(％)}) * (\text{窒化処理での冷却速度(/秒)})\} \geq 20$ なる条件で窒化処理を行い、N量を0.0002%以上増加させる。窒化性ガスの種類を含めた雰囲気の内容は、一般的に知られている条件を用いればよい。また、窒化方法は、ここに示したガス窒化に限定されるものではなく、一般的に知られている窒化

50

方法を適用することが可能であることは浸炭の場合と同様である。

【0049】

第二相として金属間化合物を利用する場合は、金属間化合物の全部または大部分が溶解した状態から緩冷却とすることで、主として金属間化合物の成長により形成を進行させることが本発明で好ましい第二相形態を得るためには好都合である。このためには、鋼板製造工程において、900以上の温度からの冷却過程において900から500までの冷却速度を20 /秒以下で冷却し、金属間化合物を体積率で2.0倍以上増加させるようにする。冷却開始前の温度が低すぎると金属間化合物の溶解が不十分となり、その後の成長が起きなくなる。また、冷却速度が速すぎると、金属間化合物の核生成頻度が高くなり、異方性を持った成長がおきず、等方的な金属間化合物が高密度に形成されることとなる。

10

ここで示した各種の第二相についての製造方法は、対象とする第二相を形成する元素やその量により異なることは当然であり、上記の範囲に限定されるものでないことは言うまでもない。第二相を形成する元素の種類、形成させる第二相の種類、量および制御すべき形態の方向性がわかっているならば、適当な条件を見出すことは一般のメタラジの範疇であり、当業者であれば数度の試行の後にそれを確定することはさほど困難なことではない。

【0050】

薄手鋼板の製造においては、硬度調整や板厚調整のために再結晶焼鈍の後に再冷延を行なう場合がある。この圧下率は、形状調整のために行なわれるスキンパスに近い数%程度から、冷延と同様の50%以上までが実用化されている。本発明に再冷延法を適用する場合、本発明の効果は何ら損なわれるものではない。ただし、圧下率が過度に高いと当然ではあるが、均一伸びの絶対値は小さくなる。均一伸び領域における加工硬化量も小さくなり、本発明効果を適用することを考えれば本来好ましい方法ではない。好ましくは30%以下、さらに好ましくは20%以下、好ましくは10%以下、好ましくは3%以下とする。

20

【0051】

本発明の効果は、成分調整以降、焼鈍前の熱履歴、製造履歴によらない。熱延を行う場合のスラブはインゴット法、連続鋳造法などの製造法には限定されず、また熱延に至るまでの熱履歴にもよらないため、スラブ再加熱法、鋳造したスラブを再加熱することなく直接熱延するCC-DR法、さらには粗圧延などを省略した薄スラブ鋳造によっても本発明の効果を得ることができる。また熱延条件にもよらず、仕上げ温度を + の二相域とする二相域圧延や、粗バーを接合して圧延する連続熱延によっても本発明の効果を得られる。

30

【0052】

また、本発明鋼を、溶接部を有する素材として用いる場合には、熱影響部での均一変形性を向上させ、くびれの発生を抑止できるため、特に好ましい。

本発明鋼板は、何らかの表面処理を行って使用される場合も含む。本発明の範囲内であれば、適用により表面処理により損なわれるものではない。表面処理としては、金属めっきについては通常適用されている、錫、クロム(ティンフリー)、Ni、亜鉛、アルミなどが施される。また、近年使用されるようになっている有機皮膜を被覆したラミネート鋼板用の原板に関しても、本発明の効果を得ることが可能となる。

40

用途としては、電機機器、電子部品、建材や金属容器全般に使用可能であり、これ以外の分野でも何らかの用途において上述と同様の課題がある場合には適用が可能であることは言うまでもない。

【実施例】

【0053】

表1に示す各成分の鋼について、熱間圧延、冷間圧延、再結晶焼鈍、再冷延を行って各種鋼板を製造し、各種の評価試験を行った。第二相は、SEMおよびTEMを用いて鋼板の断面、鋼板薄膜、抽出レプリカおよび電解抽出残渣により観察した。また、EDXを用いて第二相に含まれる元素を定性分析した。材質特性は、圧延方向のJIS5号引張試験

50

片による引張試験およびロックウェル表面硬度によって測定した。

測定結果および評価は、表2～表5に示す。各表中の用語の意味を以下に示す。

「平均長径」、「平均短径」：平均長径が $0.10\mu\text{m}$ 以上、平均短径が $0.05\mu\text{m}$ 以上、平均長径/平均短径 2.0 を満たす第二相について、偏りのないよう十分な数について測定した際の、各々の平均値。

「平均長径/平均短径」：「平均長径」、「平均短径」の比。発明効果の根源となっている酸化物の異方性の程度を示す指標となる。

「含有元素」：本発明の特徴を示す第二相から検出された元素。

「方位」：第二相の平均長径の方向と、その第二相が接している主相の結晶方位との関係。方位に関連がある場合、主相の結晶方位を示す。

「フランジ成形性」：平板を円筒形状に丸めて溶接した3ピース缶の胴部を10000缶分用意する。そして、これらに対して金型を用いてフランジ成形を行い、その結果、破断せずに全缶フランジ成型できた場合に合格、1缶でも破断した場合に不合格とする。

「評価」：通常レベル：C、優れる：B、著しく優れる：A。AとBを本発明とする。

【0054】

(実施例1)第二相を酸化物とした場合の実験結果を、表2に示す。酸化物の形態は、主として、鑄造条件による酸化物サイズと熱延条件による延伸量で制御した。酸化物の「数密度」はSEMでの断面観察により求めた。酸化物の状態を本発明の範囲内に制御することで、良好な均一伸びが得られていることが確認できる。

(実施例2)第二相を硫化物とした場合の実験結果を表3に示す。硫化物の形態は、主として、鑄造条件による硫化物サイズと熱延条件による延伸量で制御した。硫化物の「数密度」はTEM観察により求めた。硫化物の状態を本発明の範囲内に制御することで、良好な均一伸びが得られていることが確認できる。

【0055】

(実施例3)第二相を炭化物または窒化物とした場合の実験結果を表4に示す。炭化物または窒化物の形態は、主として、浸炭または窒化条件で制御した。本実施例で「素板」はすべて700で再結晶焼鈍した鋼板である。比較材として、浸炭・窒化を行わず再冷延により、浸炭または窒化した板と同程度の硬さにしたものについても特性を示している。炭化物または窒化物は、板厚1/8位置と板厚中心で観察した。炭化物または窒化物の「数密度」は、板厚表層1/8または板厚中心層1/4を電解した際の残渣をSEM観察して求めた。表4中の第二相に関する「体積分率」、「数密度」、および主相に関する値は、板厚表層1/8についてのものである。炭化物または窒化物の状態を本発明の範囲内に制御することで、良好な均一伸びが得られていることが確認できる。

(実施例4)第二相を金属間化合物とした場合の実験結果を表5に示す。金属間化合物を Ni_3Al とし、その形態は、主として、再結晶焼鈍条件、特に焼鈍温度による溶体化の程度とその後の冷却過程による核生成・成長で制御した。本実施例で「素板」はすべて冷延したままの鋼板である。 Ni_3Al の「数密度」はTEM観察により求めた。例1～例4に示した本発明外の鋼板と比較すれば、金属間化合物の状態を本発明の範囲内に好ましく制御することで、良好な特性が得られることが確認できる。

【0056】

【表 1】

鋼	成分 (mass%)														備考	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	B	REM	Cu	Ca		Ni
a1	0.008	0.03	0.1	0.004	0.023	0.0009	0.0022	0.016	-	-	0.0025	-	0.02	-	0.01	0.03
a2	0.002	0.003	0.3	0.008	0.002	0.0018	0.0025	0.025	0.002	-	-	-	0.06	0.002	0.01	2.2
a3	0.0011	0.02	0.2	0.015	0.018	0.0088	0.0014	0.065	-	0.002	-	-	-	-	-	-
a4	0.0035	0.01	0.05	0.011	0.008	0.0032	0.002	0.048	0.003	0.075	-	-	0.01	-	-	-
b1	0.0006	≤2.0	0.77	0.016	0.039	0.023	0.0025	0.002	-	0.001	0.0002	0.12	0.25	0.01	0.3	-
b2	0.0015	1.8	≤2.0	0.033	0.093	0.044	0.0025	-	0.005	-	0.0009	-	-	0.25	0.05	-
b3	0.0095	0.58	0.34	0.005	0.048	0.068	0.0041	0.001	0.002	-	-	0.68	-	0.06	-	0.08
b4	0.0062	0.05	0.1	0.043	0.055	0.055	0.0018	0.005	0.011	0.002	-	-	1.5	-	0.8	-
c1	0.0288	0.01	0.1	0.024	0.011	0.001	0.0046	0.009	0.21	0.002	-	-	-	-	0.05	0.06
c2	0.002	0.01	0.1	0.024	0.011	0.001	0.0046	0.009	0.21	0.002	-	-	-	-	0.05	0.06
c3	0.086	0.07	0.2	0.013	0.015	0.046	0.0034	0.004	-	-	-	-	-	-	-	10.3
c4	0.0012	0.07	0.2	0.013	0.015	0.046	0.0034	0.004	-	-	-	-	-	-	-	10.3
c5	0.021	0.006	≤2.0	0.016	0.004	0.033	0.022	0.003	-	0.002	-	-	0.01	0.02	-	0.38
c6	0.021	0.006	≤2.0	0.016	0.004	0.033	0.022	0.003	-	0.002	-	-	0.01	0.02	-	0.38
c7	0.046	0.02	1.3	0.011	0.009	1.7	0.085	-	0.013	0.015	-	-	-	-	0.03	3.79
c8	0.046	0.02	1.3	0.011	0.009	1.7	0.014	-	0.013	0.015	-	-	-	-	0.03	3.79
d1	0.002	0.02	0.21	0.003	0.001	1.8	0.0021	-	0.01	0.003	-	-	-	-	3.8	-
d2	0.0031	0.21	0.31	0.007	0.002	≤3.0	0.0022	-	0.03	-	-	-	-	-	6.6	0.52

【表 2】

No	鋼片酸化物		熱延条件		冷延以降		第二相				主相				特性					フランジ成形性	評価						
	鋼片厚さ	酸化物直径	*1	*2	冷延率	焼鈍温度	再冷延	板厚	平均長径	平均短径	平均長径/平均短径	体積分率	含有元素	体積分率	方位	YS	TS	UEL	LEL			TEL	HR30T	UEL/LEL	YS/TS		
	mm	μm			%	℃	%	mm	μm	μm	%	個/μm ²		%	MPa	MPa	%	%	%	%							
1	a1	250	15	1.5	2.5	91.3	650	8.0	0.20	1.00	0.18	5.6	0.08	Fe,Mn,B	>95	-	300	360	17	18	35	54	0.94	0.83	○	B	発明例
2	a1	250	15	0.2	0.5	92.0	650	8.0	0.20	0.57	0.22	2.6	0.02	Fe,Mn,B	>95	-	310	340	8	24	32	53	0.33	0.91	×	C	比較例
3	a2	250	5	1.0	3.0	91.5	700	5.0	0.17	0.34	0.12	2.8	0.06	Fe,Mn,Cr	>95	-	294	355	16	21	37	55	0.76	0.83	○	B	発明例
4	a2	250	20	1.0	3.0	91.5	700	5.0	0.17	0.44	0.09	4.9	0.15	Fe,Mn,Cr	>95	-	292	372	22	18	40	57	1.22	0.78	○	A	発明例
5	a2	50	30	0.5	0.5	91.5	700	5.0	0.17	0.57	0.25	2.3	0.01	Fe,Mn,Cr	>95	-	290	330	17	22	39	53	0.77	0.88	×	C	比較例
6	a3	200	5	0.9	2.1	92.5	700	20.0	0.15	0.27	0.09	3.0	0.12	Fe,Mn	>95	-	455	465	2	3	5	65	0.67	0.98	○	B	発明例
7	a3	200	20	0.9	2.1	92.5	700	20.0	0.15	1.38	0.24	5.8	0.35	Fe,Mn	>95	-	440	460	6	2	8	65	3.00	0.96	○	A	発明例
8	a3	30	20	0.3	0.5	92.5	700	20.0	0.15	0.77	0.31	2.5	0.03	Fe,Mn	>95	-	438	438	1	2	3	62	0.50	1.00	×	C	比較例
9	a4	250	20	0.3	0.3	92.7	740	15.0	0.22	1.31	0.47	2.8	0.11	Fe,Mn,Nb	>95	-	346	386	5	15	20	58	0.33	0.90	○	B	発明例
10	a4	250	20	1.6	2.5	92.7	740	15.0	0.22	1.10	0.24	4.6	0.27	Fe,Mn,Nb	>95	-	360	415	14	6	20	60	2.33	0.87	○	A	発明例

* 1: 1000℃以上かつ歪速度1/秒以上の条件での真歪の総和
* 2: 1000℃以下かつ歪速度10/秒以上の条件での真歪の総和

【表 3】

No	鋼	鋼片		熱延条件		冷延以降		第二相			主相		特性						フランジ 成形性	評価								
		鑄片 厚さ mm	酸化物 直径 μm	*1	*2	焼鈍 温度 ℃	再冷 延率 %	平均 長径 μm	平均 短径 μm	平均長径/ 平均短径	体積 分率 %	含有 元素	体積 分率 %	方位	YS MPa	TS MPa	UEL %	LEL %			TEL %	HR3 OT	UEL /LEL	YS /TS				
11	b1	200	10	1.0	2.0	92.4	700	0.5	0.19	0.60	0.15	4.0	0.06	0.04	Mn,Cu	>95	-	498	693	9	6	15	74	1.50	0.72	○	A	発明例
12	b1	200	10	0.2	0.4	92.4	700	0.5	0.19	0.40	0.20	2.0	0.04	0.01	Mn,Cu	>95	-	512	701	7	8	15	74	0.88	0.73	×	C	比較例
13	b2	250	50	2.0	2.6	93.3	680	1.5	0.12	1.28	0.30	4.3	0.15	0.009	Mn,Ca	>95	-	497	677	12	6	18	72	2.00	0.73	○	A	発明例
14	b2	250	50	1.0	1.3	93.3	680	1.5	0.12	1.10	0.30	3.7	0.13	0.006	Mn,Ca	>95	-	523	665	9	6	15	71	1.50	0.79	○	A	発明例
15	b2	50	20	0.5	0.5	93.3	680	1.5	0.12	0.41	0.15	2.7	0.05	0.015	Mn,Ca	>95	-	530	682	7	9	16	72	0.78	0.78	○	B	発明例
16	b3	100	30	1.0	2.0	80.0	650	1.0	0.24	1.05	0.15	7.0	0.09	0.032	REM,Mn	>95	-	229	382	19	11	30	57	1.73	0.60	○	A	発明例
17	b3	100	30	0.0	0.0	80.0	650	1.0	0.24	0.88	0.36	2.4	0.01	<0.001	REM,Mn	>95	-	240	395	14	17	31	58	0.82	0.61	×	C	比較例
18	b4	250	15	1.5	3.0	91.4	740	7.0	0.19	0.45	0.12	3.8	0.09	0.07	Cu,Ti,Mn	>95	-	315	364	17	7	24	56	2.43	0.87	○	A	発明例
19	b4	250	15	0.0	3.0	91.4	740	7.0	0.19	0.25	0.12	2.1	0.05	0.06	Cu,Ti,Mn	>95	-	320	377	9	14	23	55	0.64	0.85	○	B	発明例
20	b4	250	15	1.5	0.0	91.4	740	7.0	0.19	0.44	0.10	4.4	0.07	0.04	Cu,Ti,Mn	>95	-	322	359	12	14	26	55	0.86	0.90	○	A	発明例
21	b4	250	15	0.0	0.0	91.4	740	7.0	0.19	0.40	0.19	2.1	0.02	0.007	Cu,Ti,Mn	>95	-	316	344	5	16	21	53	0.31	0.92	×	C	比較例
22	b4	20	2	0.3	1.5	91.4	740	7.0	0.19	0.27	0.09	3.0	0.01	0.021	Cu,Ti,Mn	>95	-	300	340	5	15	20	54	0.33	0.88	×	C	比較例

* 1: 1000℃以上かつ歪速度1/秒以上の条件での真歪の総和
* 2: 1000℃以下かつ歪速度10/秒以上の条件での真歪の総和

【表 4】

No	浸炭・窒化条件				浸炭・窒化後		第二相				主相			特性				フランジ 成形性	評価											
	素板 厚 mm	温度 ℃	時間 秒	ガス 種	ガス 濃度 %	冷却 速度 ℃/秒	*1	再冷 延 %	板厚 mm	平均 長径 μm	平均 短径 μm	平均長径/ 平均短径	体積 分率 %	*2	数密度 個 /μm ³	*3	含有 元素			体積 分率 %	方位	YS MPa	TS MPa	UEL %	LEL %	TEL %	HR3 OT	UEL /LEL	YS /TS	
																														平均 長径 μm
23 c1	0.20	550	1000	CO	30	30	6	1.0	0.20	2.20	0.20	11.0	3.2	310	0.34	430	Fe,Ti	90	<110>	302	442	16	8	24	62	2.00	0.68	○	A 発明例	
24 c1	0.20	550	600	CO	10	10	>1000	1.0	0.20	2.50	0.70	3.6	4.1	5.3	0.03	7.9	Fe,Ti	85	<100>	320	411	10	10	20	60	1.00	0.78	○	B 発明例	
25 c2	0.24	-	-	-	-	-	-	15.0	0.20	0.30	0.11	2.7	<0.01	-	<0.001	-	-	-	>95	-	382	408	2	10	12	62	0.20	0.93	x	C 比較例
26 c3	0.10	600	500	CO	20	70	2	1.0	0.10	1.60	0.40	4.0	12.0	>1000	0.67	>1000	Cr	70	<110>	355	465	17	2	19	67	8.50	0.76	○	A 発明例	
27 c3	0.10	600	600	CO	2	2	>1000	1.0	0.10	2.10	0.50	4.2	6.0	120	0.08	80	Cr,Fe	90	<100>	386	405	15	6	21	65	2.50	0.95	○	B 発明例	
28 c4	0.11	-	-	-	-	-	-	10.0	0.10	0.15	0.07	2.1	<0.01	-	<0.001	-	-	-	>95	-	399	434	10	15	25	65	0.67	0.92	x	C 比較例
29 c5	0.15	600	200	NH3	20	2	30	1.0	0.15	8.50	0.50	17.0	5.4	500	0.03	650	Fe	95	<100>	551	638	18	2	20	70	9.00	0.86	○	A 発明例	
30 c5	0.15	600	0.5	NH3	40	0.2	38	1.0	0.15	5.30	1.20	4.4	2.5	50	0.002	30	Fe	>95	<100>	544	600	12	6	18	70	2.00	0.91	○	B 発明例	
31 c6	0.18	-	-	-	-	-	-	15.0	0.15	0.22	0.09	2.4	<0.01	-	<0.001	-	-	-	>95	-	570	588	5	12	17	70	0.42	0.97	x	C 比較例
32 c7	0.33	650	200	NH3	5	5	520	1.0	0.33	15.0	2.10	7.1	1.9	250	0.001	200	Fe,Al,Ti,Cr	>95	<100>	540	687	11	3	14	74	3.67	0.79	○	A 発明例	
33 c7	0.33	650	1200	NH3	0.2	2	>1000	1.0	0.33	11.0	3.00	3.7	0.9	1.5	<0.001	3	Fe,Al	>95	<100>	573	644	7	9	16	73	0.78	0.89	○	B 発明例	
34 c8	0.39	-	-	-	-	-	-	15.0	0.33	0.15	0.06	2.5	0.02	1.0	0.34	1.0	Al,Ti	>95	-	612	638	3	7	10	72	0.43	0.96	x	C 比較例	

*1: [(浸炭時間(秒)) * (浸炭温度(℃))] / [(浸炭性ガス濃度(%)) * (浸炭処理での冷却速度(℃/秒))]

*2: (板厚素層1/8での体積分率) / (板厚中心層1/4での体積分率)

*3: (板厚素層1/8での数密度) / (板厚中心層1/4での数密度)

【表 5】

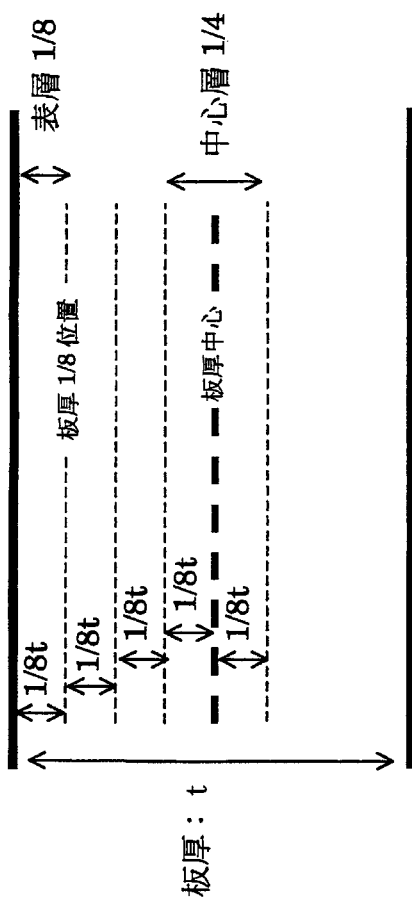
No	焼鈍条件			焼鈍後		第二相				主相		特性						フランジ 成形性	評価						
	素板 厚 mm	温度 °C	時間 秒	冷却 速度 °C/秒	再冷 延 %	板厚 mm	平均 長径 μm	平均 短径 μm	平均長径/ 平均短径	体積 分率 %	*1	数密度 個 /μm ³	体積 分率 %	方位	YS MPa	TS MPa	UEL %			LEL %	TEL %	HR3 OT	UEL /LEL	YS /TS	
35 d1	0.15	950	60	50	1.0	0.15	0.14	0.06	2.3	0.2	1.8	3.8	>95	<110>	775	809	10	5	15	82	2.00	0.96	○	B	発明例
36 d1	0.15	950	60	10	1.0	0.15	0.32	0.08	4.0	0.8	2.9	4.6	>95	<100>	476	624	14	3	17	73	4.67	0.76	○	A	発明例
37 d2	0.35	1100	30	20	1.0	0.35	0.27	0.08	3.4	1.1	5.3	7.2	95	<100>	479	660	17	5	22	76	3.40	0.73	○	A	発明例
38 d2	0.35	1100	30	5	1.0	0.35	0.82	0.13	6.3	2.4	8.8	1.7	91	<100>	370	531	22	3	25	70	7.33	0.70	○	A	発明例

* 1 : 再結晶焼鈍前後での体積分率増加比

【 0 0 6 1 】

本発明によれば、同じ強度、同じ全伸びであっても、高い均一伸びを有し、より高歪域まで局部変形（くびれ）の発生を抑えた硬質極薄手材を得ることができる。

【 図 1 】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.			F I		
C 2 3 C	8/26	(2006.01)	C 2 1 D	9/46	W
B 2 1 B	3/00	(2006.01)	C 2 3 C	8/22	
			C 2 3 C	8/26	
			B 2 1 B	3/00	A

審査官 河野 一夫

- (56)参考文献 特開2001-123245(JP,A)
特開2002-003987(JP,A)
特開2004-162150(JP,A)
特開2005-248281(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 1/00 - 49/14
B21B 3/00
C21D 1/06
C21D 9/46
C23C 8/22
C23C 8/26