

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局(43) 国際公開日
2001 年 11 月 29 日 (29.11.2001)

PCT

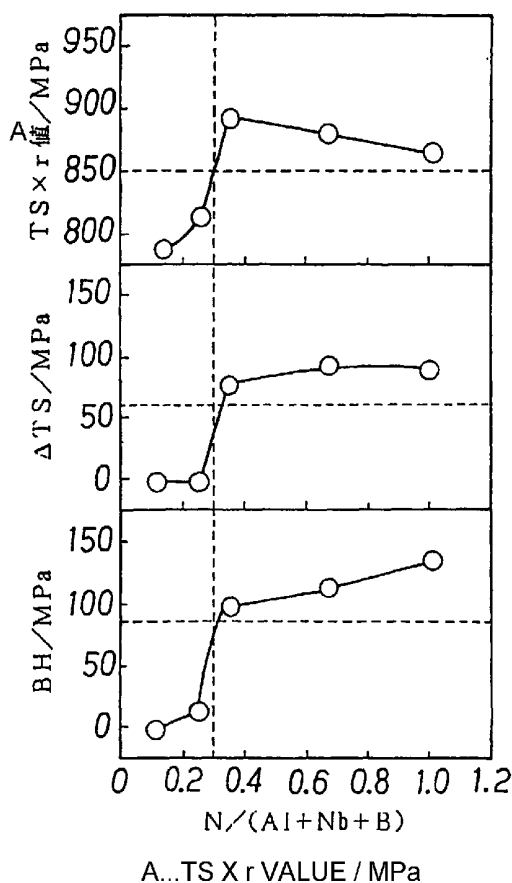
(10) 国際公開番号
WO 01/90431 A1

- (51) 国際特許分類: C22C 38/00, 38/06, 38/58, C21D 9/46 特願2000-335803 2000 年 11 月 2 日 (02.11.2000) JP
- (21) 国際出願番号: PCT/JP01/01004 (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 川崎製鉄株式会社 (KAWASAKI STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒651-0075 兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号 Hyogo (JP).
- (22) 国際出願日: 2001 年 2 月 14 日 (14.02.2001)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (72) 発明者; および
(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 上 力 (KAMI, Chikara) [JP/JP], 山崎 琢也 (YAMAZAKI, Takuya) [JP/JP]; 〒260-0835 千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社 技術研究所内 Chiba (JP). 登坂 章男 (TOSAKA, Akio) [JP/JP]; 〒260-0835 千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社 千葉製鉄所内 Chiba (JP).
- (30) 優先権データ:
特願2000-156274 2000 年 5 月 26 日 (26.05.2000) JP
特願2000-193717 2000 年 6 月 28 日 (28.06.2000) JP
特願 2000-328924 2000 年 10 月 27 日 (27.10.2000) JP

[続葉有]

(54) Title: COLD ROLLED STEEL SHEET AND GALVANIZED STEEL SHEET HAVING STRAIN AGING HARDENING PROPERTY AND METHOD FOR PRODUCING THE SAME

(54) 発明の名称: 歪時効硬化特性を有する冷延鋼板および亜鉛めっき鋼板ならびにそれらの製造方法



(57) Abstract: A cold rolled steel sheet excellent in strain aging hardening property, characterized in that it has a chemical composition, in mass %; C: less than 0.01 %, Si: 0.005 to 1.0 %, Mn: 0.01 to 1.0 %, Nb: 0.005 to 0.050 %, Al: 0.005 to 0.030 %, N: 0.005 to 0.040 %, B: 0.0005 to 0.0015 %, P: 0.05 % or less, S: 0.01 % or less and balance: substantially Fe, with the proviso that the composition satisfies the following formulae (1) and (2): $N \% \geq 0.0015 + 14/93 \cdot Nb \% + 14/27 \cdot Al \% + 14/11 \cdot B \%$ ---(1) $C \% \leq 12/93 \cdot Nb \%$ ---(2); and an alloyed hot dip galvanized steel sheet produced from the cold rolled sheet. The steel sheet exhibits a significantly enhanced tensile strength when it is subjected to press forming heat treatment, while maintaining excellent deep drawing properties in press forming.

[続葉有]



WO 01/90431 A1



(74) 代理人: 弁理士 落合憲一郎(OCHIAI, Kenichiro); 〒100-0011 東京都千代田区内幸町2丁目2番3号 日比谷国際ビル 川崎製鉄株式会社 東京本社内 Tokyo (JP).

添付公開書類:
— 国際調査報告書

(81) 指定国 (国内): CA, CN, KR, US.

(84) 指定国 (広域): ヨーロッパ特許 (AT, BE, CH, CY, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE, TR).

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

(57) 要約:

本発明の目的はプレス成形時に優れた深絞り性を維持しつつ、プレス成形－熱処理により引張強度が効果的に上昇する冷延鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板を提供するものである。具体的手段は、鋼組成を、C : 0.01%未満、Si : 0.005 ~ 1.0 %、Mn : 0.01~1.0%、Nb : 0.005 ~ 0.050%、Al : 0.005 ~ 0.030%、N : 0.005 ~ 0.040%、B : 0.0005~0.0015%、P : 0.05%以下およびS : 0.01%以下を満足し、更に次式(1)、(2)

$$N \% \geq 0.0015 + 14/93 \cdot Nb \% + 14/27 \cdot Al \% + 14/11 \cdot B \% \quad \text{--- (1)}$$

$$C \% \leq 12/93 \cdot Nb \% \quad \text{--- (2)}$$

を満足する範囲において含有し、残部は実質的にFeの組成に調整する。

明 細 書

歪時効硬化特性を有する冷延鋼板および亜鉛めっき鋼板ならびにそれらの製造方法

技術分野

この発明は、建設部材、機械構造用部品および自動車の構造用部品等、構造上の強度とくに変形時の強度および／または剛性が必要とされる箇所に用いられ、プレスなどによる加工成形後に強度上昇熱処理が施される成形体の素材鋼板として好適な、歪み時効硬化特性に優れた冷延鋼板、電気亜鉛めっき鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板、および合金化溶融亜鉛めっき鋼板ならびにそれらの製造方法に関するものである。

また、本発明において、「歪時効硬化特性に優れた」とは、引張歪5%の予変形後、170℃の温度に20min保持する条件で時効処理したとき、この時効処理前後の変形応力増加量（BH量と記す；BH量＝時効処理後の降伏応力－時効処理前の予変形応力）が80MPa以上であり、かつ歪時効処理（前記予変形＋前記時効処理）前後の引張強さ増加量（ΔTSと記す；ΔTS＝時効処理後の引張強さ－予変形前の引張強さ）が40MPa以上であることを意味する。

背景技術

薄鋼板のプレス成形体の製造に際しては、プレス成形前は軟質としてプレス成形を容易にしておき、プレス成形後に硬化させて部品強度を高める方法として、200℃未満で塗装焼付する方法があり、かような塗装焼付用の鋼板としてBH鋼板が開発された。

例えば、特開昭55-141526号公報には、鋼中のC、N、Al含有量に応じてNbを添加し、at%でNb／（固溶C＋固溶N）を特定範囲内に制限すると共に、焼鈍後の冷却速度を制御することによって、鋼板中の固溶C、固溶Nを調整する方法が、また特公昭61-45689号公報には、TiとNbの複合添加によって焼付硬化性を向上させる

方法が開示されている。

しかしながら、上記の鋼板は、深絞り性に優れる材質とするため、素材鋼板の強度は低く、構造用材料としては必ずしも十分ではない。

また、特開平5-25549号公報には、鋼にW, Cr, Moを単独または複合添加することによって焼付硬化性を向上させる方法が開示されている。

上記の従来技術において、焼付硬化により強度が上昇するのは、鋼板中の微量な固溶C, 固溶Nの働きによるものであり、また良く知られているようにBH鋼板の場合は材料の降伏強度のみを上昇させるもので、引張強度を上昇させるものではない。従って、部品の変形開始応力を高める効果しかなく、変形開始から変形終了までの変形全域にわたる変形に要する応力（成形後引張強度）を高める効果は十分とは言えなかった。

成形後に引張強度が上昇する冷延鋼板として、例えば特開平10-310847号公報には、200～450℃の熱処理温度域で引張強度が60 MPa以上上昇する合金化溶融亜鉛めっき鋼板が開示されている。

この鋼板は、mass%で、C：0.01～0.08%、Mn：0.01～3.0 %を含有し、かつW, Cr, Moの1種または2種以上を合計で0.05～3.0 %含有し、また必要に応じてTi：0.005～0.1 %, Nb：0.005～0.1 %, V：0.005～0.1 %の1種または2種以上を含有する組成になり、かつ鋼のミクロ組織がフェライトまたはフェライト主体からなるものである。

しかしながら、この技術は、成形後の熱処理により鋼板中で微細な炭化物を形成させ、プレス時に付与する歪みに対して転位を効果的に増殖させて、歪み量を増加させるものであるため、220～370℃の温度範囲で熱処理を行う必要があり、一般的な焼付硬化処理温度よりも必要とされる熱処理温度が高いという難点があった。

更に、昨今の地球環境問題からの排出ガス規制に関連し、自動車における車体重量の軽減は極めて重要な課題となっている。自動車の車体重量軽減のためには、使用されている鋼板の強度を増加させ、すなわち高張力鋼板を適用して、使用する鋼

板を薄くするのが有効である。

薄肉の高張力鋼板を使用した自動車部品は、その役割に応じた特性が十分に発揮されねばならない。特性は、部品によって異なるが、例えば耐デント性、曲げ、ねじり変形に対する静的強度、耐疲労性、耐衝撃特性などがある。すなわち、自動車部品に適用される高張力鋼板は、成形加工後にかかる特性にも優れることが必要となる。これらの特性は、成形加工後の鋼板の強度に関係するため、薄肉化を達成するためには、使用する高張力鋼板の強度下限を設定する必要がある。

一方、自動車部品を作る過程においては、鋼板に対してプレス成形が行われる。プレス成形した場合、鋼板の強度が高すぎると、①形状凍結性が劣化する、②延性が低下し、成形時に割れやネッキングなどの不具合を生ずる、また、板厚を低減した場合には、③耐デント性（局所的な圧縮荷重負荷により生ずる凹みに対する耐性）が劣化する、といった問題が生じ、自動車車体への高張力鋼板の適用拡大を阻んでいた。

これを打開するための手法として、例えば外板パネル用の冷延鋼板では、極低炭素鋼を素材とし、最終的に固溶状態で残存するC量を適正範囲に制御した鋼板が知られている。この種の鋼板は、プレス成形時には軟質に保たれ、形状凍結性、延性を確保し、プレス成形後に行われる、170℃×20分程度の塗装焼付工程で起こる歪時効硬化現象を利用した降伏応力の上昇を得て、耐デント性を確保しようとするものである。この種の鋼板では、プレス成形時にはCが鋼中に固溶して軟質であり、一方、プレス成形後には、塗装焼付工程で、プレス成形時に導入された転位に固溶Cが固着して、降伏応力が上昇する。

しかし、この種の鋼板では、表面欠陥となるストレッチャーストレインの発生を防止する観点から、歪時効硬化による降伏応力上昇量は低く抑えられている。このため、実際に部品の軽量化に寄与するところは小さいという難点があった。

一方、外観があまり問題にならない用途に対しては、固溶Nを用いて焼付硬化量をさらに増加させた鋼板や、組織をフェライトとマルテンサイトからなる複合組織

とすることで焼付硬化性をより一層向上させた鋼板が提案されている。

例えば、特開昭60-52528号公報には、C：0.02～0.15%、Mn：0.8～3.5%、P：0.02～0.15%、Al：0.10%以下、N：0.005～0.025%を含む鋼を550℃以下の温度で巻き取る熱間圧延と、冷延後の焼鈍を制御冷却熱処理とする延性およびスポット溶接性がともに良好な高強度薄鋼板の製造方法が開示されている。特開昭60-52528号公報に記載された技術で製造された鋼板は、フェライトとマルテンサイトを主体とする低温変態生成物相からなる混合組織を有し延性に優れるとともに、積極的に添加されたNによる塗装焼付けの際の歪時効を利用して、高強度を得ようとするものである。

しかしながら、特開昭60-52528号公報に記載された技術では、歪時効硬化による降伏応力YSの増加量は大きい引張強さTSの増加量が少なく、また、降伏応力YSの増加量も大きくばらつくなど機械的性質の変動も大きいため、現状で要望されている自動車部品の軽量化に寄与できるほどの鋼板の薄肉化が期待できない。

また、特公平5-24979号公報には、C：0.08～0.20%、Mn：1.5～3.5%を含み残部Feおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、組織がフェライト量5%以下の均一なベイナイトもしくは一部マルテンサイトを含むベイナイトで構成された焼付硬化性高張力冷延薄鋼板が開示されている。特公平5-24979号公報に記載された冷延鋼板は、連続焼鈍後の冷却過程で400～200℃の温度範囲を急冷とし、その後を徐冷とすることにより、組織をベイナイト主体の組織として、従来になかった高い焼付硬化量を得ようとするものである。

しかしながら、特公平5-24979号公報に記載された鋼板では、塗装焼付け後に降伏強さが上昇し、従来になかった高い焼付け硬化量を得られるものの、引張強さまでは上昇させることができず、強度部材に適用した場合、成形後の耐疲労特性、耐衝撃特性の向上が期待できない。このため、耐疲労特性、耐衝撃特性等が強く要求される用途への適用ができないという問題が残されていた。

また、特公昭61-12008号公報には、高いr値を有する高張力鋼板の製造方法が開

示されているが、この製造方法は、極低C鋼を素材として、冷間圧延後にフェライト・オーステナイト共存域で焼鈍することに特徴があり、得られる鋼板が高い r 値と高い塗装焼付け硬化性（BH性）を有するとされるが、得られるBH量が高々60MPa程度であり、また、この鋼板も時効後に降伏点は上昇するものの、TSの上昇はなく、適用できる部品に限界があるという問題があった。

さらに、上記した従来の鋼板では、単純な引張試験による塗装焼付け処理後の強度評価では優れているものの、実プレス条件にしたがって、塑性変形させたときの強度に大きなばらつきが存在し、信頼性が要求される部品に適用するには必ずしも十分とはいえなかったのである。

プレス成形体の塗装焼付け鋼板の中で熱延鋼板に関しては、例えば特公平8-23048号公報に、加工時には軟質で、加工後の焼付け塗装処理により疲労特性の改善に有効な引張強度を大幅に上昇させた熱延鋼板の製造方法が開示されている。

この技術では、C量を0.02～0.13mass%とし、Nを0.0080～0.0250mass%と多量に添加した上で、仕上圧延温度および巻取り温度を制御して多量の固溶Nを鋼中に残存させ、金属組織をフェライトとマルテンサイトを主体とする複合組織とすることで、成形後熱処理温度：170℃にて100MPa以上の引張強度の増加が達成される旨が開示されている。

また、特開平10-183301号公報には、鋼成分のうち、特にCとNをC：0.01～0.12mass%、N：0.0001～0.01mass%に制限すると共に、平均結晶粒径を8 μ m以下に制御することにより、80MPa以上の高BH量を確保すると共にAI量を45MPa以下に抑制することが可能な焼付け硬化性および耐室温時効性に優れた熱延鋼板が提示されている。

しかしながら、これらの鋼板は、熱延板であることから、仕上圧延後のオーステナイト／フェライト変態によりフェライトの集合組織がランダム化するため、高 r 値を得ることが困難であり、十分な深絞り性を有しているとは言い難い。

しかも、これらの技術で得られた熱延鋼板を出発材として冷間圧延および再結晶

焼鈍を行ったとしても、必ずしも熱延鋼板と同様の成形－熱処理後の引張強度上昇や80 MPa以上の高BHが得られるとは限らない。というのは、鋼組織が、冷間圧延および再結晶焼鈍により熱延時とは異なるミクロ組織となること、また冷間圧延時に大きな歪蓄積が起こるため、炭化物、窒化物または炭窒化物が形成され易く、固溶Cおよび固溶N状態が変化するからである。

この発明は、上記の実状に鑑み開発されたもので、プレス成形時に優れた深絞り性を維持しつつ、プレス成形－熱処理によって引張強度が増加する、歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板を、それらの有利な製造方法と共に提案することを目的とする。

また本発明では、上記従来技術の問題点に鑑み、 $TS \times r$ 値 $\geq 750\text{MPa}$ の優れた深絞り性および優れた歪時効硬化特性（ $BH \geq 80\text{MPa}$ かつ $\Delta TS \geq 40\text{MPa}$ ）を有する深絞り用の冷延鋼板および溶融亜鉛めっき鋼板（合金化したものも含む）を、それらの有利な製造方法とともに提供することにある。

さらに本発明では、上記した従来技術の問題を解決し、高度の成形性が要求される自動車部品用に好適な、軟質で高い成形性と、安定した品質特性を有し、複雑な形状の自動車部品への成形が容易で、スプリングバック、ねじれ、反り等の形状不良、割れ等の発生がないうえ、さらに自動車部品に成形したのちの熱処理で自動車部品として十分な強度が得られ自動車車体の軽量化に充分に寄与できる、1.2 以上という高い r 値と、優れた歪時効硬化特性を有する高張力冷延鋼板およびこれら鋼板を工業的に安価に、かつ形状を乱さずに製造できる製造方法を提供することを目的とする。

発明の開示

本発明者らは、上記課題を達成するために、組成および製造条件を種々変えて鋼板を製造し、多くの材質評価実験を行った。その結果、高加工性が要求される分野では従来あまり積極的に利用されることがなかったNを強化元素として、この強化

元素の作用により発現する大きな歪時効硬化現象を有利に活用することにより、成形性の向上と成形後の高強度化とを容易に両立させることができることを知見した。

さらに、本発明者らは、Nによる歪時効硬化現象を有利に活用するためには、Nによる歪時効硬化現象を自動車の塗装焼付け条件、あるいはさらに積極的に成形後の熱処理条件と有利に結合させる必要があり、そのために、熱延条件や冷延、冷延焼鈍条件を適正化して、鋼板の微視組織と固溶N量とをある範囲に制御することが有効であることを見いだした。また、Nによる歪時効硬化現象を安定して発現させるためには、組成の面で、特にAl含有量をN含有量に応じて制御することが重要であることも見いだした。

さらに本発明者らは、高 r 値を得るために、C含有量を低減し、フェライトーオーステナイトの二相域温度で連続焼鈍を施しその後の冷却を制御して、フェライト相中に面積率で5%以上のアシキュラーフェライト相を含む組織とし、このような微視組織と適正な固溶N量との組合せで、高 r 値を有しプレス成形性に優れ、かつ歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板が得られることを見いだした。また、これにより、従来問題であった室温時効劣化の問題もなく、Nを十分に活用できることを見い出した。

すなわち、本発明者らは、Nを強化元素として用い、Al含有量をN含有量に応じて適正な範囲に制御するとともに、熱延条件や冷延、冷延焼鈍条件を適正化して、微視組織と固溶Nを最適化することにより、従来の固溶強化型のC-Mn鋼板、析出強化型鋼板に比べて、高い r 値を有し格段に優れた成形性と、上記した従来の鋼板にない歪時効硬化特性とを有する鋼板が得られることを見いだしたのである。

また、本発明の鋼板は、単純な引張試験による塗装焼付け処理後の強度が従来の鋼板よりも高いうえ、さらに実プレス条件にしたがって塑性変形させたときの強度のばらつきが小さく、安定した部品強度特性が得られ、信頼性が要求される部品への適用が可能となる。例えば、歪が大きく加わり板厚が減少した部分は、他の部分より硬化代が大きく（板厚）×（強度）という载荷重能力で評価すると均一化する方

向であり、部品としての強度は安定するのである。

発明者らは、上記の目的を達成すべく更に鋭意研究を重ねた結果、以下の知見を得た。

1) 成形－熱処理後に引張強度を上昇させるためには、引張変形を進行させるために新たな転位を導入する必要がある。成形により導入された転位と侵入型元素または析出物との相互作用により、上降伏応力に達しても予変形により導入された転位が移動しないことが必要となる。

2) W, Cr, Mo, Ti, Nb, Alなどの炭化物、窒化物または炭窒化物を形成することによって、上記の相互作用を得るためには、成形後の熱処理温度を 200℃以上まで高める必要がある。従って、侵入型元素の積極的な活用またはFe炭化物あるいはFe窒化物を活用する方が、成形後の熱処理温度を低下させる点では有利である。

3) 侵入型元素の中では固溶Cよりも固溶Nの方が、成形後の熱処理温度を低めても、成形により導入された転位との相互作用が大きく、上降伏応力に達しても予変形に導入された転位が移動し難い。

4) 鋼中の固溶N存在場所として結晶粒内および結晶粒界があるが、成形後の熱処理以後の強度の増加量は結晶粒界面積が広い方が大きい。すなわち結晶粒径が小さい方が有利である。

5) 結晶粒界面積を広くするという観点では、NbおよびBを複合添加すると共に、熱間圧延終了後直ちに冷却することにより、熱間圧延終了後のフェライト粒の正常粒成長を抑制し、かつ冷間圧延に引き続く再結晶焼鈍での粒成長を抑制することが有利である。

この発明は、上記の知見に立脚するものである。上記の知見は以下の実験から得られた。

実験 1

mass%にて、C : 0.0015%, B : 0.0010%, Si : 0.01%, Mn : 0.5 %, P : 0.03%, S : 0.008 %およびN : 0.011 %を含み、かつNbを 0.005~0.05%およびAlを 0.0

0.05～0.03%の範囲で含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成になるシートバー（厚み：30mm）を、1150℃で均一加熱した後、仕上温度が A_{r3} 変態点以上の900℃となるように3パスで熱間圧延を行い、圧延終了後、0.1秒後に水冷した。その後、500℃、1時間のコイル巻取り相当熱処理を実施した。

得られた板厚：4mmの熱延板を、圧下率：82.5%で冷間圧延後、800℃、40秒の再結晶焼鈍を施し、ついで圧下率：0.8%の調質圧延を施した。かくして得られた冷延板から、圧延方向にJIS 5号引張試験片を採取し、通常の引張試験機を用いて、歪み速度：0.02/sで引張強度を測定した。また、別途、これらの冷延板から圧延方向に採取したJIS 5号引張試験片に10%の引張歪みを付与し、120℃、20分の熱処理を施したのち、通常の引張試験に供した。これら、冷延板から採取した試験片の引張強度と10%の引張り歪を付与後120℃、20分の熱処理を行った試験片の引張強度との差を成形後引張強度上昇代（ ΔTS ）とした。

図1に、鋼成分（N% - 14/93・Nb% - 14/27・Al% - 14/11・B%）と ΔTS との関係について調べた結果を示す。

同図に示したとおり、（N% - 14/93・Nb% - 14/27・Al% - 14/11・B%）の値が0.0015mass%以上を満足する場合に、 ΔTS が60 MPa以上になることが判明した。

実験 2

mass%にて、C：0.0010%，Si：0.02%，Mn：0.6%，P：0.01%，S：0.009%，N：0.012%，Al：0.01%およびNb：0.015%を含み、かつBを0.00005～0.0025%の範囲で含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成になるシートバー（厚み：30mm）を、1100℃で均一加熱したのち、仕上温度が A_{r3} 変態点以上の920℃となるように3パス圧延を行い、圧延終了後、0.1秒後に水冷し、コイル巻取り相当熱処理を450℃、1時間実施した。

得られた板厚：4mmの熱延板を、圧下率：82.5%で冷間圧延後、820℃、40秒の再結晶焼鈍を施し、ついで圧下率：0.8%の調質圧延を施した。

かくして得られた冷延板から、圧延方向にJIS 5号引張試験片を採取し、通常の

引張試験機を用いて、歪み速度：0.02/sで引張強度を測定した。また、別途、これらの冷延板から採取した引張試験片に10%の引張歪みを付与し、120℃、20分の熱処理を施したのち、通常の引張試験に供した。

図2に、鋼中のB含有量と ΔTS との関係について調べた結果を示す。同図に示したとおり、Bを0.0005～0.0015mass%含有する場合に60 MPa以上の高い ΔTS が得られることが分かる。

また、NbとBを複合添加することによって結晶粒が微細化され、高い ΔTS が得られることがミクロ組織観察により判明した。

すなわち、B量が0.0005mass%未満ではNbとの複合添加による結晶粒微細化効果が小さい。逆にB量が0.0015mass%を超える場合には、粒界およびその近傍に偏析するB量が増加し、かかるB原子はN原子間との相互作用が強いことから有効な固溶N量が低下するため ΔTS が低下したものと推察される。

実験3

mass%にて、C：0.0010%，N：0.012%，B：0.0010%，Si：0.01%，Mn：0.5%，P：0.03%，S：0.008%，Nb：0.014%およびAl：0.01%を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成になる鋼Aと、C：0.010%，N：0.0012%，B：0.0010%，Si：0.01%，Mn：0.5%，P：0.03%，S：0.008%，Nb：0.014%およびAl：0.01%を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成になる鋼Bの各シートバー（厚み：30mm）を、1150℃で均一加熱した後、仕上温度が A_{r3} 変態点以上の910℃となるように3パス圧延を行い、圧延終了後、0.1秒後にガス冷却を開始し、引き続き600℃で1時間のコイル巻取り相当熱処理を実施した。

得られた板厚：4mmの熱延板を、圧下率82.5%で冷間圧延したのち、880℃、40秒の再結晶焼鈍を施し、ついで圧下率：0.8%の調質圧延を施した。

かくして得られた冷延板から、圧延方向にJIS 5号引張試験片を採取し、通常の引張試験機を用いて、歪み速度：0.02/sで引張強度を測定した。また、別途、これらの冷延板から採取した引張試験片に10%の引張歪みを付与し、種々の温度で20分

間の熱処理を施したのち、通常の引張試験に供した。

図 3 に、 ΔTS に及ぼす成形後熱処理温度の影響について調べた結果を示す。 同図に示したとおり、成形後熱処理温度が 200℃以下と比較的低い領域では極低炭、高 N 含有鋼である鋼 A の方が、セミ極低炭・低 N 鋼である鋼 B よりも高い ΔTS を示し、高温域では同程度の ΔTS を示す。 これらの実験結果から、低温域での ΔTS を確保するには固溶 N を活用することが有効であることが分かる。

また、図 4 に、常温時効による伸びの低下量 (ΔEl) と成形後引張強度上昇代 (ΔTS) に及ぼす、結晶粒径 d と鋼成分 ($N\% - 14/93 \cdot Nb\% - 14/27 \cdot Al\% - 14/11 \cdot B\%$) との影響について調べた結果を示す。なお、伸びの低下量 (ΔEl) は、冷延板から圧延方向に採取した JIS 5 号試験片で測定した全伸びと、別途採取した試験片を用い常温時効の促進処理である 100℃で 8 時間の保持処理を施したのちに測定した全伸びとの差で評価した。

同図に示したとおり、($N\% - 14/93 \cdot Nb\% - 14/27 \cdot Al\% - 14/11 \cdot B\%$) の値が 0.0015mass% 以上でかつ結晶粒径 d が 20 μm 以下の場合に、高 ΔTS と低 ΔEl の両立が可能となることが分かる。

実験 4

0.0015%C-0.30%Si-0.8%Mn-0.03%P-0.005%S-0.012%N- 0.02~0.08Al 鋼のシートバーを 1050℃に均一に加熱し、次いで仕上温度が 670℃になるように 7 パスで熱間仕上圧延し、次いで 700℃×5h の再結晶焼鈍を行い、得られた板厚 4mm の熱延板を、圧下率 82.5% で冷間圧延し、次いで 875℃×40 秒で再結晶焼鈍し、次いで圧下率 0.8% で調質圧延し、得られた冷延板から JIS 5 号引張試験片を採取し、通常の引張試験機を用いて歪速度 $3 \times 10^{-3}/s$ で引張試験を行い、 $TS \times r$ 値および ΔTS を測定した。結果を表 5 に示す。 $N/Al \geq 0.30$ を満足する場合に $TS \times r$ 値 ≥ 750 かつ $\Delta TS \geq 40MPa$ が達成されている。なお、 $N/Al \geq 0.30$ の場合、 $BH \geq 80MPa$ が達成されていることは別途確認した。

実験 5

0.0015%C-0.0010%B-0.01%Si-0.5%Mn-0.03%P-0.008%S-0.011%N-0.005 ~0.05%Nb-0.005 ~0.03%Al 鋼のシートバーを1000℃に均一に加熱し、次いで仕上温度が650℃になるように7パスで熱間仕上圧延し、次いで800℃×60秒の再結晶焼鈍を行い、得られた板厚4mmの熱延板を、圧下率82.5%で冷間圧延し、次いで880℃×40秒で再結晶焼鈍し、次いで圧下率0.8%で調質圧延し、得られた冷延板からJIS 5号引張試験片を採取し、通常の引張試験機を用いて歪速度 3×10^{-3} /sで引張試験を行い、TS×r値、BH、ΔTSを測定した。これら測定値とN/(Al+Nb+B)との関係を図5に示す。本実験ではNb:0.005 ~0.05%、B:0.0010%を含有している鋼を用いており、同図に示すように、N/(Al+Nb+B) ≥0.30の範囲でBH ≥80MPa、ΔTS ≥60MPa、TS×r値 ≥850MPaが達成された。

実験 6

0.0010%C-0.02%Si-0.6%Mn-0.01%P-0.009%S-0.015%N-0.01%Al-0.015%Nb-0.0001~0.0025%B鋼のシートバーを1050℃に均一に加熱し、次いで仕上温度が680℃になるように7パスで熱間仕上圧延し、次いで750℃×5hのバッチ焼鈍にて再結晶焼鈍を行い、得られた板厚4mmの熱延板を、圧下率82.5%で冷間圧延し、次いで880℃×40秒で再結晶焼鈍し、次いで圧下率0.8%で調質圧延し、得られた冷延板からJIS 5号引張試験片を採取し、通常の引張試験機を用いて歪速度 3×10^{-3} /sで引張試験を行い、TS×r値、BH、ΔTSを測定した。これらの測定値とB量との関係を図6に示す。

同図に示すように、B:0.0003~0.0015%の範囲でBH ≥80MPaに加え、B<0.003%の場合よりも高いΔTSレベルであるΔTS ≥60MPa、TS×r値 ≥850MPaが達成された。また、ミクロ組織観察から、このB量範囲で結晶粒がとくに微細化していることが認められた。

実験5、6の結果から、N/(Al+Nb+B) ≥0.30の範囲としてB ≥0.0003%とし、さらにNbの複合添加により結晶粒が微細化し、ΔTS、TS×r値レベルがさ

らに改善されることが判明した。B < 0.0003%ではNbとの複合添加による結晶粒微細化効果がない。一方、B > 0.0015%ではかえって特性が低下する。これは、粒界およびその近傍に偏析するB量が増加し、B原子とN原子間の強い相互作用により有効な固溶N量が低減したためと推察される。また、Nbの代わりにTi、Vを添加した場合についても同様の検討を行い、Nbと同様の効果が得られることを確認した。本発明は、以上の知見に基づいてなされたものであり、その要旨は以下の通りである。

第1の本発明はmass%で、

C : 0.15 %以下、

Si : 1.0 %以下、

Mn : 2.0 %以下、

P : 0.1%以下、

S : 0.01%以下

Al : 0.005 ~0.030 %、

N : 0.0050 ~0.0400%、

を含み、かつN/Al : 0.30以上、

固溶状態のNが0.0010%以上あり、

残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成を有することを特徴とする歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板。

第1の本発明では前記組成の中でも特に下記の範囲が好ましい。すなわちmass%で

C : 0.01%未満、

Si : 0.005 ~1.0 %、

Mn : 0.01~1.5%、

P : 0.1%以下、

S : 0.01%以下

Al : 0.005 ~0.030 %、

N : 0.005 ~0.040 %、

を含み、かつN/Al：0.30以上、
固溶状態のNが0.0010%以上あり、
残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成を有することを特徴とする歪時効硬化
特性に優れた冷延鋼板。

第1の本発明では、上記組成に加えてさらに、mass%で

B：0.0001～0.0030%、

Nb：0.005 ～0.050 %、

を、次式(1)、(2)

$$N \% \geq 0.0015 + 14/93 \cdot Nb \% + 14/27 \cdot Al \% + 14/11 \cdot B \% \quad \text{--- (1)}$$

$$C \% \leq 0.5 \cdot (12/93) \cdot Nb \% \quad \text{--- (2)}$$

を満足する範囲で含むことが好ましい。

第1の本発明では、上記組成に加えてさらに、mass%で必要に応じてCu、Ni、Mo
のうちの1種または2種以上を合計で1.0 %以下含むことが好ましい。

第1の本発明では、鋼板の結晶粒径が 20 μm 以下であることが好ましい。

第1の本発明では、熱処理温度：120 ～200 $^{\circ}\text{C}$ の低温域にて、成形後の強度上昇
率：60 MPa以上を有することが好ましい。

第1の本発明では、上記冷延鋼板の表面に、電気亜鉛めっき、溶融亜鉛めっき、
および合金化溶融亜鉛めっき層をそなえても良い。

第2の本発明は、mass%にて

C：0.01%未満、

Si：0.005 ～1.0%、

Mn：0.01～1.5%、

P：0.1%以下、

S：0.01%以下

Al：0.005 ～0.030%、

N : 0.005 ~ 0.040%、

を含み、かつN/Al : 0.30以上

を満足する範囲において含有し、残部は実質的にFeの組成になる鋼片を、熱間圧延し、その際、仕上圧延終了後直ちに冷却を開始して巻取り温度：400 ~ 800 °Cで巻取り、その後圧下率：60~95%の冷間圧延を施したのち、650~900 °Cの温度で再結晶焼鈍を施すことを特徴とする、歪み時効硬化特性に優れた冷延鋼板の製造方法である。

第2の本発明では、上記組成に加えてさらに、mass%で

B : 0.0001~0.0030%、

Nb : 0.005 ~ 0.050 %、

を、次式(1)、(2)

$$N \% \geq 0.0015 + 14/93 \cdot Nb \% + 14/27 \cdot Al \% + 14/11 \cdot B \% \quad \text{--- (1)}$$

$$C \% \leq 0.5 \cdot (12/93) \cdot Nb \% \quad \text{--- (2)}$$

を満足する範囲で含むことが好ましい。

第2の本発明では、上記した再結晶焼鈍における昇温過程において、500 °Cから再結晶温度までの温度域を1~20°C/sの速度で昇温することが好ましい。

第2の本発明では、再結晶焼鈍後、溶融亜鉛めっき処理、ついで加熱合金化処理を施してもよい。

第3の本発明は、mass%で、

C : 0.01%以下、

Si : 1.0 %以下、

Mn : 0.01~1.5 %、

P : 0.1%以下、

S : 0.01%以下

Al : 0.005 ~ 0.020 %、

N : 0.0050 ~0.040%、

を含み、かつN/Al : 0.30以上、固溶N : 0.0010%以上で残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有し、

T S × r 値 : 750MPa以上であることを特徴とする歪時効硬化特性に優れた深絞り用冷延鋼板である。

第3の本発明では、上記組成に加えてさらに、mass%で

B : 0.0001~0.0030%、

Nb : 0.005 ~0.050 %、

を、次式(1), (2)

$$N \% \geq 0.0015 + 14/93 \cdot Nb \% + 14/27 \cdot Al \% + 14/11 \cdot B \% \quad \text{--- (1)}$$

$$C \% \leq 0.5 \cdot (12/93) \cdot Nb \% \quad \text{--- (2)}$$

を満足する範囲で含むことが好ましい。

第3の本発明では、上記組成に加えてさらに、mass%で

B : 0.0001~0.0030%、

Nb : 0.005 ~0.050 %、

Ti : 0.005~0.070 %、

V : 0.005 ~0.10%、

のうち1種または2種以上を含有し、

かつN/(Al+Nb+Ti+V+B) : 0.30以上、

固溶N : 0.0010%以上

を満足する範囲で含むことが好ましい。

第4の本発明は、mass%で、

C : 0.01%以下、

Si : 0.005~1.0%、

Mn : 0.01~1.0 %、

P : 0.1%以下、

S : 0.01%以下

Al : 0.005 ~0.030 %、

N : 0.0050 ~0.040%、

を含み、

B : 0.0003~0.0030%、

Nb : 0.005 ~0.050%、

Ti : 0.005 ~0.070 %、

V : 0.005 ~0.10%、

のうち1種または2種以上を含み、かつ

$N/(Al+Nb+Ti+V+B)$: 0.30以上になる組成を有する鋼素材を、950℃以上に加熱後、粗圧延終了温度を1000℃以下 Ar_3 以上として粗圧延し続け Ar_3 以下600℃以上の温度域で潤滑しつつ仕上圧延して巻き取り、その際粗圧延開始から仕上圧延終了までの全圧下率を80%以上とし、得られた熱延板を再結晶焼鈍し、次いで圧下率60~95%で冷間圧延し、得られた冷延板を再結晶焼鈍することを特徴とする歪時効硬化特性に優れた深絞り用冷延鋼板の製造方法である。

第5の本発明は、mass%で、

C : 0.0015~0.025 %、

Si : 1.0 %以下、

Mn : 2.0 %以下、

P : 0.1%以下、

S : 0.02%以下、

Al : 0.02%以下、

N : 0.0050~0.0250%、

を含み、かつ

B : 0.0005~0.0050%、

Nb : 0.002 ~0.050 %、

の1種または2種以上を含み、かつN/A1が0.3 以上、固溶状態としてのNを0.0010%以上含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成と、面積率で5%以上のアシキュラーフェライト相と平均結晶粒径：20 μ m 以下のフェライト相から成る組織を有し、r 値：1.2 以上であることを特徴とする成形性、歪時効硬化特性および耐常温時効性に優れた高張力冷延鋼板である。

第5の本発明では、前記組成に加えてさらに、mass%で、下記a群~c群のうちの1群または2群以上を含むことが好ましい。

記

a 群：Cu、Ni、Cr、Moのうちの1種または2種以上を合計で1.0 %以下

b 群：Ti、Vのうちの1種または2種を合計で0.1 %以下

c 群：Ca、REM の1種または2種を合計で0.0010~0.010 %

第6の本発明は、mass%で、

C : 0.0015~0.025 %、

Si : 1.0 %以下、

Mn : 2.0 %以下、

P : 0.1%以下、

S : 0.02%以下、

Al : 0.02%以下、

N : 0.0050~0.0250%

B : 0.0003~0.0050%、

Nb : 0.002 ~0.050 %、

の1種または2種以上を含み、かつN/A1が0.3 以上である組成の鋼スラブを、
スラブ加熱温度：1000℃以上に加熱し、

粗圧延してシートバーとなし、
該シートバーに仕上圧延出側温度：800℃以上とする仕上圧延を施し、
巻取温度：650℃以下で巻き取り熱延板とする熱間圧延工程と、
該熱延板に酸洗および冷間圧延を施し冷延板とする冷間圧延工程と、
該冷延板にフェライト-オーステナイト二相域内の温度で連続焼鈍を行い、
500℃以下の温度域まで冷却速度：10～300℃/sで冷却する冷延板焼鈍工程とを、
順次施すことを特徴とする

r 値：1.2 以上を有し、成形性、歪時効硬化特性および耐常温時効性に優れた高張力冷延鋼板の製造方法である。

第6の本発明では、前記組成に加えてさらに、mass%で、下記a群～c群のうちの1群または2群以上を含むことが好ましい。

記

a 群：Cu、Ni、Cr、Moのうちの1種または2種以上を合計で1.0%以下、

b 群：Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.1%以下

c 群：Ca、REMの1種または2種を合計で0.0010～0.010%

第7の本発明は、mass%で、

C：0.025～0.15%

Si：1.0%以下、

Mn：2.0%以下、

P：0.08%以下、

S：0.02%以下、

Al：0.02%以下、

N：0.0050～0.0250%

を含み、かつN/Alが0.3以上、固溶状態としてのNを0.0010%以上含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成と、平均結晶粒径：10μm以下のフェライ

ト相を面積率で80%以上含み、さらに第2相として面積率で2%以上のマルテンサイト相を含む組織とを有し、 r 値：1.2以上であることを特徴とする高 r 値と優れた歪時効硬化特性および常温非時効性を有する高張力冷延鋼板である。

第7の本発明では、前記組成に加えてさらに、mass%で、下記d群～g群のうちの1群または2群以上を含むことが好ましい。

記

d群：Cu、Ni、Cr、Moのうちの1種または2種以上を合計で1.0%以下

e群：Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.1%以下

f群：Bを0.0030%以下

g群：Ca、REMの1種または2種を合計で0.0010～0.010%

第8の本発明は、mass%で、

C：0.025～0.15%

Si：1.0%以下、

Mn：2.0%以下、

P：0.08%以下、

S：0.02%以下、

Al：0.02%以下、

N：0.0050～0.0250%

を含み、かつ N/Al が0.3以上である組成の鋼スラブを、

スラブ加熱温度：1000℃以上に加熱し、

粗圧延してシートバーとなし、

該シートバーに仕上圧延出側温度：800℃以上とする仕上圧延を施し、

巻取温度：650℃以下で巻き取り熱延板とする熱間圧延工程と、

該熱延板に酸洗および冷間圧延を施し冷延板とする冷間圧延工程と、

該冷延板に焼鈍温度：再結晶温度以上800℃以下で箱焼鈍を施し、ついで焼鈍温度：

Ac1 変態点～(Ac3 変態点－20℃) で連続焼鈍を行い、その後500℃以下の温度域まで冷却速度：10～300℃/sで冷却する冷延板焼鈍工程とを、順次施すことを特徴とする r 値：1.2 以上の高 r 値と優れた至時効硬化特性および常温非時効性を有する高張力冷延鋼板の製造方法である。

第8の本発明では、前記連続焼鈍後の冷却に引き続いて、前記冷却の冷却停止温度以下350℃以上の温度域で滞留時間20s以上の過時効処理を行うことが好ましい。

第8の本発明では、前記組成に加えてさらに、mass%で、下記d群～g群のうちの1群または2群以上を含むことが好ましい。

記

d 群：Cu、Ni、Cr、Mo のうちの1種または2種以上を合計で1.0 %以下、

e 群：Nb、Ti、V のうちの1種または2種以上を合計で0.1 %以下

f 群：B を0.0030%以下

g 群：Ca、REM の1種または2種を合計で0.0010～0.010 %

図面の簡単な説明

図1 鋼成分 ($N\% - 14/93 \cdot Nb\% - 14/27 \cdot Al\% - 14/11 \cdot B\%$) と成形後引張強度上昇代 (ΔTS) との関係を示したグラフである。

図2 Nb, B 複合添加鋼における B 含有量と ΔTS との関係を示したグラフである。

図3 固溶 C が多い鋼 B (従来鋼) と固溶 N が多い鋼 A (発明鋼) において、低温温度域での成形後熱処理による引張強度上昇代の違いを比較して示したグラフである。

図4 常温時効による伸びの低下量 (ΔEl) と成形後引張強度上昇代 (ΔTS) に及ぼす、結晶粒径 d と鋼成分 ($N\% - 14/93 \cdot Nb\% - 14/27 \cdot Al\% - 14/11 \cdot B\%$) との影響を示したグラフである。

図5 $TS \times r$ 値、BH、 ΔTS と $N/(Al+Nb+B)$ との関係を示すグラフである。

図6 $TS \times r$ 値、BH、 ΔTS と B 量との関係を示すグラフである。

発明を実施するための最良の形態

第1の本発明において鋼板の成分組成を前記の範囲に限定した理由について説明する。

C : 0.01mass%未満

Cは、できるだけ少量であるほど深絞り性に優れ、プレス成形性の面で有利である。また、冷間圧延後の焼鈍過程においてNbCの再溶解が進行し結晶粒内の固溶Cが増加して、耐常温時効性の低下を招き易い。従って、C量は0.01mass%未満に抑制することが好ましい。より好ましくは0.0050mass%以下であり、より好ましくは0.0030mass%以下である。

Si : 0.005 ~ 1.0 mass%

Siは、伸びの低下を抑制し、また強度を向上させる有用成分であるが、含有量が0.005mass%に満たないとその添加効果に乏しく、一方1.0mass%を超えると表面性状を悪化させ、延性の低下を招くので、Siは0.005~1.0 mass%の範囲に限定した。より好ましくは0.01~0.75mass%の範囲である。

Mn : 0.01~1.5 mass%

Mnは、鋼の強化成分として有用なだけでなく、MnSを形成してSによる脆化を抑制する作用があるが、含有量が0.01mass%に満たないとその添加効果に乏しく、一方1.5 mass%を超えると表面性状の悪化や延性の低下を招くので、Mnは0.01~1.5 mass%の範囲で含有させるものとした。より好ましくは0.10~0.75mass%である。

P : 0.10mass%以下

Pは、固溶強化成分として鋼の強化に有効に寄与するが、0.10mass%を超えて添加すると、 $(\text{FeNb})_x\text{P}$ などのリン化物を形成するため深絞り性が低下する。従って、Pは0.10mass%以下に限定した。

S : 0.01mass%以下

Sが多量に含有されると介在物量が増大し、延性の低下を招くので、Sの混入は極力避けることが望ましいが、0.01mass%までは許容される。

Al : 0.005 ~ 0.030 mass%

Alは、脱酸剤として、また炭窒化物形成成分の歩留りを向上するために添加するが、含有量が 0.005mass%未満では十分な効果がなく、一方 0.030mass%を超える添加は鋼中に添加すべきN量の増大を招き、製鋼時のスラブ欠陥が発生し易くなる。従って、Alは 0.005~0.030 mass%の範囲で含有させるものとした。

N : 0.005 ~ 0.040 mass%

Nは、本発明において、歪み時効硬化特性を鋼板に付与する役割を果たす重要な元素である。しかしながら、含有量が 0.005mass%に満たないと十分な歪み時効硬化特性が得られず、一方 0.040mass%を超える多量添加はプレス成形性の低下を招く。従って、Nは 0.005~0.040 mass%の範囲で含有させるものとした。なお好ましくは 0.008~0.015mass%である。

B : 0.0001~0.003mass%

Bは、Nbと複合添加することにより、熱延組織および冷延再結晶組織を効果的に微細化し、また耐二次加工脆性を改善する作用がある。しかしながら、含有量が0.0001mass%未満では十分な微細化効果が得られず、一方0.003mass%を超えるとBN析出量が増大するだけでなく、スラブ加熱段階での溶体化に支障を来すようになる。従って、Bは0.0001~0.003mass%の範囲で含有させるものとした。なお好ましくは0.0001~0.0015mass%で、より好ましくは0.0007~0.0012mass%である。

Nb : 0.005 ~ 0.050 mass%

Nbは、Bとの複合添加によって熱延組織および冷延再結晶焼鈍組織の微細化に有効に寄与し、また固溶CをNbCとして固定する作用がある。さらに、NbはNbNといった窒化物を形成し、冷延再結晶焼鈍組織の微細化に寄与する。しかしながら、Nb量が 0.005mass%に満たないと固溶Cを析出固定することが困難となるばかりでなく、熱延組織および冷延再結晶焼鈍組織の微細化が不十分となり、一方0.050 mass%を超えると延性の低下を招く。従って、Nbは 0.005~0.050 mass%範囲で含有させるものとした。好ましくは 0.010~0.030 mass%である。

また、上述したとおり、Nbは、固溶CをNbCとして固定する作用がある。また、NbNといった窒化物を形成する。同様に、AlおよびBはそれぞれAlN、BNを形成する。従って、固溶N量を十分に確保すると共に、固溶Cを十分に低減するためには、次式(1)、(2)の関係を満足させることが重要である。

$$N\% \geq 0.0015 + 14/93 \cdot Nb\% + 14/27 \cdot Al\% + 14/11 \cdot B\% \quad \text{--- (1)}$$

$$C\% \leq 0.5 \cdot (12/93) \cdot Nb\% \quad \text{--- (2)}$$

また、この発明において、高い歪時効特性を得ると共に、時効劣化を防止するためには、結晶粒径を小さくすることが好適である。

すなわち、前掲図4に示したように、結晶粒径dを20 μ m以下まで小さくすることによって、 $(N\% - 14/93 \cdot Nb\% - 14/27 \cdot Al\% - 14/11 \cdot B\%) \geq 0.0015\text{mass}\%$ と比較的多量の固溶Nを含有する場合においても、 $\Delta E1$ を2.0%以下まで抑制することが可能となる。なお、より好適には、結晶粒径dを15 μ m以下まで小さくすることが好ましい。というのは、図4に示したように、結晶粒径dを15 μ m以下まで小さくすると、 $\Delta E1$ を1.5%以下まで抑制することが可能となるからである。

第2の本発明による製造条件について述べる。

上記の好適成分組成になる鋼を、転炉等の公知の溶製方法で溶製し、造塊法または連続鑄造法で鋼片とする。

ついで、この鋼片を、加熱、均熱したのち、熱間圧延を施して熱延板とする。この発明では、熱間圧延の加熱温度は特に規定するものではないが、深絞り性の向上のためには固溶Cを固定し炭化物として析出させておくのが有利であり、このためには熱間圧延の加熱温度は1300℃以下にするのが好ましい。また、加工性のより一層の向上のためには1150℃以下とするのが好ましい。しかしながら、加熱温度が900℃未満では、加工性の改善は飽和し、逆に熱間圧延時の圧延負荷が増大して圧延トラブルが発生する危険性が増大するので、加熱温度の下限は900℃とするのが好ましい。

次に、熱間圧延における全圧下率は70%以上とすることが好ましい。というのは、全圧下率が70%未満では熱延板の結晶粒微細化が不十分となるからである。

また、熱間圧延における仕上圧延は 960~650 °Cの温度域で終了するのが好ましく、熱間圧延仕上温度は、 Ar_3 変態点以上の γ 域であっても、 Ar_3 変態点以下の α 域であってもよい。熱間圧延仕上温度が 960°C超えると熱延板の結晶粒が粗大化し、冷延・焼鈍後の深絞り性が劣化する。一方 650°C未満では、変形抵抗が増加するため熱延負荷の増大を招き圧延が困難になる。

上記の熱間仕上圧延終了後は、直ちに冷却を開始することによって、正常粒成長を防止すると共に、冷却過程でのAlN析出を抑制することが望ましい。

ここに、上記の冷却処理条件については特に限定するものではないが、冷却開始時間は、仕上圧延終了後、好ましくは 1.5秒以内、より好ましくは 1.0秒以内、さらに好ましくは 0.5秒以内とすることが望ましい。というのは、圧延終了後直ちに冷却すると、歪が蓄積した状態での過冷度が大きくなるため、より多くのフェライト核が生成し、フェライト変態が促進されると共に、 γ 相中の固溶Nがフェライト粒内に拡散するのが抑制され、フェライト粒界に存在する固溶N量が増加するからである。

また、冷却速度については、固溶Nを確保するために、10°C/s以上とするのが好ましい。なお、特に熱延仕上温度が Ar_3 変態点以上の場合には、冷却速度を50°C/s以上とすることが、固溶Nを確保する上でより好適である。

ついで、熱延板をコイルに巻き取る。この巻取り温度は高温ほど炭化物の粗大化には有利であるが、800°Cを超えると熱延板表面に形成されるスケールが厚くなってスケール除去作業の負荷が増大するだけでなく、窒化物形成が進行しコイル長手方向の固溶N量の変動を招き、一方巻取り温度が 400°C未満では、巻取り作業が困難になるので、熱延板の巻取り温度は 800~400 °Cの範囲とする必要がある。

ついで、熱延板に冷間圧延を施すが、かかる冷間圧延における圧下率は60~95%とする必要がある。というのは、冷間圧延の圧下率が60%未満では高い r 値が期待

できず、一方95%を超えると r 値がかえって低下するからである。

上記のような冷間圧延を施された冷延板は、次に再結晶焼鈍に供される。焼鈍方法は、連続焼鈍であっても、バッチ焼鈍であっても何れでも良いが、連続焼鈍の方が有利である。なお、この連続焼鈍は、通常の連続焼鈍ラインにおける処理あるいは連続溶融亜鉛めっきラインにおける処理の何れであっても良い。

また、焼鈍条件は 650°C 以上、5 秒以上とすることが好ましい。というのは、焼鈍温度が 650°C 未満、焼鈍条件が 5 秒未満では再結晶が完了せず、そのため深絞り性が低下するからである。深絞り性をより向上させるためには、 800°C 以上のフェライト単相域で 5 秒以上焼鈍することが望ましい。

またより高温の $\alpha + \gamma$ 二相域での焼鈍により部分的に $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が生じることで $\{111\}$ 集合組織が発達し r 値が向上するが、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が完全に進行した場合は集合組織がランダム化するため、 r 値が低下し深絞り性が損なわれる。

なお、焼鈍温度の上限は 900°C とすることが好ましい。というのは、焼鈍温度が 900°C を超えると、炭化物の再溶解が進行し固溶 C が過度に増加するため、遅時効性が低下するからであり、また $\alpha - \gamma$ 変態が生じた場合は集合組織がランダム化するため、 r 値が低下し深絞り性が損なわれるからである。

さらに、上記した再結晶焼鈍における昇温過程において、 500°C から再結晶温度までの温度域を徐熱とし、AlN 等を十分に析出させることによって、鋼板の結晶粒径を効果的に小さくすることができる。

ここに、上記したような制御加熱を施すべき温度域は、AlN 等が析出し始める 500°C から再結晶温度までとする。

また、昇温速度は $1 \sim 20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の範囲とすることが好ましい。というのは、昇温速度が $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 超では十分な析出量が得られず、一方 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では析出物が粗大化して粒成長の抑制効果が弱まるからである。

なお、上記のような再結晶焼鈍後に、さらに形状矯正、表面粗さ調整のため、10% 以下の調質圧延を行ってもよい。

また再結晶焼鈍における均熱後の冷却速度は $10 \sim 50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ とするのが好ましい。というのは冷却速度が $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下では冷却中に粒成長を起こし結晶粒の粗大化がおこり歪時効特性、および常温での時効特性が低下する。一方、 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上では固溶状態のNの粒界への拡散が十分には起こらず、常温での時効特性を低下させる。なお好ましくは $10 \sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ である。

上記の再結晶焼鈍に引き続き、必要に応じて、溶融亜鉛めっき処理ついで加熱合金化処理を行うことにより合金化溶融亜鉛めっき鋼板とする。

かかる溶融亜鉛めっき処理および合金化処理については特に限定されることはなく、従来公知の方法に従って行えば良い。

なお、合金化溶融亜鉛めっき鋼板としたのち、加工性の向上や加工後の外観向上のために調質圧延を施した鋼板（ダル仕上鋼板、ブライト仕上鋼板、表面に特定の粗度パターンを形成した鋼板）、表面に防錆油、潤滑油などの油膜層を有する鋼板など、通常に薄鋼板として採用する表面処理を施した鋼板において、この発明の成分範囲であればこの発明の効果を十分に享受できる。

かくして、優れた深絞り性を有するだけでなく、プレス成形－熱処理により引張強度が増加する、歪み時効硬化特性に優れた冷延鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得ることができる。

第3の本発明において鋼板の成分組成を前記の範囲に限定した理由について説明する。

C : 0.01mass%未満

Cは、できるだけ少量であるほど深絞り性に優れ、プレス成形性の面で有利である。また、冷間圧延後の焼鈍過程においてNbCの再溶解が進行し結晶粒内の固溶Cが増加して、耐常温時効性の低下を招き易い。従って、C量は0.01mass%未満に抑制することが好ましい。より好ましくは0.0050mass%以下であり、より好ましくは0.0030mass%以下である。なお、強度確保と結晶粒粗大化防止の観点からは、Cは0.0

0.05%以上含有させるのが望ましい。

Si : 0.005 ~ 1.0 mass%

Siは、伸びの低下を抑制し、また強度を向上させる有用成分であるが、含有量が0.005mass%に満たないとその添加効果に乏しく、一方1.0mass%を超えると表面性状を悪化させ、延性の低下を招くので、Siは0.005~1.0 mass%の範囲に限定した。より好ましくは0.01~0.75mass%の範囲である。

Mn : 0.01~1.5 mass%

Mnは、鋼の強化成分として有用なだけでなく、MnSを形成してSによる脆化を抑制する作用があるが、含有量が0.01mass%に満たないとその添加効果に乏しく、一方1.5 mass%を超えると表面性状の悪化や延性の低下を招くので、Mnは0.01~1.5 mass%の範囲で含有させるものとした。より好ましくは0.10~0.75mass%である。

P : 0.10mass%以下

Pは、固溶強化成分として鋼の強化に有効に寄与するが、0.10mass%を超えて添加すると、 $(\text{FeNb})_x\text{P}$ などのリン化合物を形成するため深絞り性が低下する。従って、Pは0.10mass%以下に限定した。

S : 0.01mass%以下

Sが多量に含有されると介在物量が増大し、延性の低下を招くので、Sの混入は極力避けることが望ましいが、0.01mass%までは許容される。

Al : 0.005 ~ 0.030 mass%

Alは、脱酸剤として、また炭窒化物形成成分の歩留りを向上するために添加するが、含有量が0.005mass%未満では十分な効果がなく、一方0.030mass%を超える添加は鋼中に添加すべきN量の増大を招き、製鋼時のスラブ欠陥が発生し易くなる。従って、Alは0.005~0.030 mass%の範囲で含有させるものとした。

N : 0.005 ~ 0.040 mass%

Nは、本発明において、歪み時効硬化特性を鋼板に付与する役割を果たす重要な元素である。しかしながら、含有量が0.005mass%に満たないと十分な歪み時効硬

化特性が得られず、一方 0.040mass%を超える多量添加はプレス成形性の低下を招く。従って、Nは 0.005～0.040 mass%の範囲で含有させるものとした。なお好ましくは 0.008～0.015mass%である。

B : 0.0001～0.003mass%

Bは、Nbと複合添加することにより、熱延組織および冷延再結晶組織を効果的に微細化し、また耐二次加工脆性を改善する作用がある。しかしながら、含有量が0.0001mass%未満では十分な微細化効果が得られず、一方0.003mass%を超えるとBN析出量が増大するだけでなく、スラブ加熱段階での溶体化に支障を来すようになる。従って、Bは0.0001～0.003mass%の範囲で含有させるものとした。なお好ましくは0.0001～0.0015mass%で、より好ましくは0.0007～0.0012mass%である。

Nb : 0.005 ～0.050 %、Ti : 0.005 ～0.070 %、V : 0.005 ～0.10%

Nb, Ti, Vは、Bと複合添加することにより、熱延組織および冷延再結晶組織の微細化に寄与し、かつ固溶CをNbC, TiC, VCとして析出させる働きを有するので必要に応じてBとともに添加されるが、各々0.005 %未満ではその働きが不十分である。一方、Nbは0.050 %超、Tiは0.070 %超、Vは0.10%超では延性の劣化を招く。よってNbは0.005 ～0.050 %、Tiは0.005 ～0.070 %、Vは0.005 ～0.10%とした。

また、上述したとおり、Nbは、固溶CをNbCとして固定する作用がある。また、NbNといった窒化物を形成する。同様に、AlおよびBはそれぞれAlN, BNを形成する。従って、固溶N量を十分に確保すると共に、固溶Cを十分に低減するためには、次式(1)、(2)の関係を満足させることが重要である。

$$N \% \geq 0.0015 + 14/93 \cdot Nb \% + 14/27 \cdot Al \% + 14/11 \cdot B \% \quad \text{--- (1)}$$

$$C \% \leq 0.5 \cdot (12/93) \cdot Nb \% \quad \text{--- (2)}$$

N/AlまたはN/(Al+Nb+Ti+V+B) : 0.30以上

AlはAlNを形成して固溶Nを減らす。固溶Nの適正量を確保するためにはN/Alを0.30以上とする必要がある。また、Nb, Ti, VあるいはBを複合添加する場合は、これらも夫々NbN, TiN, VN, BNを形成して固溶Nを減らすので、固溶Nの適正量を確保す

るためには $N/(Al+Nb+Ti+V+B)$ を0.30以上とする必要がある。

固溶N：0.0010%以上

鋼板の歪時効硬化特性を高めるためには固溶Nが0.0010%以上の含有量で存在する必要がある。

ここで、固溶N量は、鋼中の全N量から析出N量を差し引いて求めるものとする。なお、析出N量の分析法としては、本発明者らが種々の分析法を比較検討した結果によれば、定電位電解法を用いた電解抽出分析法により求めるのが有効である。なお抽出分析に用いる地鉄を溶解する方法として、酸分解法、ハロゲン法および電解法がある。この中で、電解法は炭化物、窒化物などの極めて不安定な析出物を分解させることなく、安定して地鉄のみを溶解できる。電解液としてはアセチル・アセトン系を用いて、定電位にて電解する。本発明では定電位電解法を用いて析出N量を測定した結果が、実際の部品強度と最もよい対応を示した。

このようなことから、本発明では、定電位電解法により抽出した残渣を化学分析して残渣中のN量を求め、これを析出N量とする。

なお、より高いBHおよびΔTSを得るためには、固溶N量は0.0015%以上が好ましく、0.0020%以上がより好ましく、0.0030%以上がさらに一層好ましい。

本発明の冷延鋼板は、上記の組成を有するとともに $TS \times r$ 値 $\geq 750\text{MPa}$ であることを特徴とする歪時効硬化特性に優れた深絞り用冷延鋼板である。

$TS \times r$ 値が750MPaを下回る鋼板では、構造部材的な要素をもつ部材に広く適用することができない。また、さらに適用範囲を拡げるには $TS \times r$ 値は850MPa以上とするのが好ましい。

従来の塗装焼付け処理条件は、 $170^\circ\text{C} \times 20\text{min}$ が標準として採用されている。なお、多量の固溶Nを含む本発明鋼板に5%以上の歪が加わる場合は、より緩やかな（低温側の）処理でも硬化が達成され、言い換えれば時効条件をより幅広くとるこ

とが可能である。また、一般に、硬化量を稼ぐには、過度の時効で軟化させない限りにおいて、より高温で、より長時間保持することが有利である。

具体的に述べると、本発明鋼板では、予変形後に硬化が顕著となる加熱温度の下限は概ね100℃である。一方、加熱温度が300℃を超えると硬化が頭打ちとなり、逆にやや軟化する傾向が現れるほか、熱歪やテンパーカラーの発生が目立つようになる。また、保持時間については、加熱温度200℃程度のとき概ね30s程度以上とすれば略十分な硬化が達成される。さらに大きな安定した硬化を得るには保持時間60s以上とするのが好ましい。しかし、20minを超える保持では、さらなる硬化を望みえないばかりか、生産効率も著しく低下して実用面では不利である。

以上のことから、本発明では、時効処理条件として従来の塗装焼付処理条件の加熱温度である170℃、保持時間を20minで評価すると定めた。従来の塗装焼付け型鋼板では十分な硬化が達成されない低温加熱・短時間保持の時効処理条件下でも、本発明鋼板では大きな硬化が安定的に達成される。なお、加熱の仕方はとくに制限されず、通常の塗装焼付けに採用されている炉による雰囲気加熱のほか、たとえば誘導加熱や、無酸化炎、レーザー、プラズマなどによる加熱などのいずれも好ましく用いる。また、強度を上昇させたい部分のみを選択的に加熱してもよい。

自動車用の部品強度は外部からの複雑な応力負荷に抗しうることが必要であり、それゆえ素材鋼板では小さな歪域での強度特性だけでなく大きな歪域での強度特性も重要となる。本発明者らはこの点に鑑み、自動車部品の素材となすべき本発明鋼板のBHを80MPa以上とするとともに、 ΔTS を40MPa以上とする。なお、より好ましくは、BH100MPa以上、 ΔTS 50MPa以上とする。BHと ΔTS をより大きくするには、時効処理の際の加熱温度をより高温側に、および／または、保持時間をより長時間側に、設定すればよい。

また、本発明鋼板は、成形加工されない状態では、室温で1年程度の長時間放置されても時効劣化（YSが増加しかつE1が減少する現象）は起こらないという、従来にない利点が備わっている。

また、本発明では、上記した本発明冷延鋼板の表面に溶融亜鉛めっきまたは合金化溶融亜鉛めっきを施しても何ら問題はなく、めっき前と同等位のTS、BH、 Δ TSを示す。また、溶融亜鉛めっきおよび合金化溶融亜鉛めっき以外のめっきの種類としては、電気亜鉛めっき、電気錫めっき、電気クロムめっき、電気ニッケルめっき等、いずれも好ましく適用しうる。

第4の本発明による製造条件について述べる。

まず、C：0.01 %未満、N：0.0050～0.04%、Al：0.005～0.03 %、Si：0.005～1.0 %、Mn：0.01～1.5 %、P：0.1%以下、S：0.01%以下を含み、あるいはさらにB：0.0001～0.003%と共に、Nb：0.005～0.050 %、Ti：0.005～0.070 %、V：0.005～0.10%のうち1種または2種以上を含み、かつ $N/(Al+Nb+Ti+V+B) : 0.3$ 以上になる組成を有する鋼が転炉等の通常公知の溶製法で溶製され、造塊法あるいは連続鋳造法で凝固させられて鋼素材となる。

この鋼素材は加熱、均熱ののち熱間圧延されて熱延板となる。加熱温度（SRT）が低すぎると加工性の改善効果が飽和し、しかも熱間圧延時の圧延負荷が増大し圧延トラブルが発生したり、また固溶Nの均一化不足を招くおそれが生じてくるので、SRTは950℃以上が好ましい。なお、深絞り性向上のためには固溶Cを固定し炭化物として析出させておくのが有利であり、それにはSRTは1300℃以下が好ましい。なお加工性をより一層の向上させるには1150℃以下とするのが好ましい。

熱間圧延の粗圧延～仕上圧延の全圧下率は、80%未満であると熱延板の結晶粒微細化が不十分となるため、80%以上とするのが好ましい。

粗圧延温度が1000℃超であると $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態粒が粗大化してr値が低下し、 Ar_3 未満であると α 粒が再結晶粗大化または粒成長することによりr値が低下するので、粗圧延は1000℃以下 Ar_3 以上の温度域で行うことが好ましい。

一方、仕上圧延を Ar_3 超の温度域で終わると $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態により集合組織がランダム化し、優れた深絞り性が得られず、一方、仕上圧延を600℃未満で終わっても、よ

り一層の深絞り性の向上は望めず圧延荷重が増大するのみとなるので、仕上圧延は A_{r3} 以下600℃以上の温度域で行うことが好ましい。

また、仕上圧延時に潤滑圧延を行わないと、ロールと鋼板との間の摩擦力により、鋼板表層部に付加的剪断力が働き、その結果、鋼板表層部に深絞り性に好ましくない{110}方位が優先的に形成されるために、深絞り性が劣化する。よって、仕上圧延は潤滑しつつ行うのが好ましい。

ついで、熱延板はコイル状に巻き取られる。なお、巻取工程を経た被処理材はコイルとも呼ばれる。熱延板の巻取温度(CT)は、高温ほど炭化物の粗大化には有利であるが、800℃を超えると熱延板表面に形成されるスケールが厚くなりスケール除去作業の負荷が増大したり、窒化物形成が進行してコイル長手方向の固溶N量の変動を招き、一方、400℃未満では巻取作業が困難になる。このためCTは800～400℃とするのが好ましい。

次いで、得られた熱延板を、連続焼鈍またはバッチ焼鈍により再結晶焼鈍する。この焼鈍(熱延板焼鈍)は、仕上圧延で行った α 域温間圧延により形成された圧延加工集合組織を再結晶させて、再結晶集合組織を得るために行うものである。

次いで、熱延板は冷間圧延されて冷延板となる。冷間圧延の圧下率は、60%未満では高 r 値が期待できず、一方、95%を超えると r 値がかえって低下するので、60～95%とするのが好ましい。

次いで、冷延板は再結晶焼鈍される。この焼鈍は、連続焼鈍ライン、連続溶融亜鉛めっきラインのいずれかで行うのが好ましい。焼鈍条件は焼鈍温度650℃以上×保持時間5秒以上とするのが好ましい。焼鈍温度650℃以上、保持時間5秒以上のいずれかが満たされないと再結晶が完了せず深絞り性が低下する。なお、さらに優れた深絞り性を得るには、焼鈍温度800℃以上×保持時間5秒以上が好ましい。ただし、焼鈍温度が900℃を超えると炭化物の再溶解が進行し固溶Cが過度に増加するため遅時効性(耐常温時効性)が低下し、さらに、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が生じた場合は集合組織がランダム化して r 値が低下し深絞り性が損なわれるため、焼鈍温度は900

℃以下とするのが好ましい。

さらに、冷延鋼板を再結晶焼鈍して得られた冷延焼鈍板には、必要に応じて溶融亜鉛めっき、あるいはさらに合金化処理を施すが、その場合、めっき処理では、再結晶焼鈍後からめっき処理前までの冷却速度を $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 以上とし、溶融亜鉛めっきする時の板温を $400\sim 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ とするのが好ましく、合金化処理では、処理温度を $400\sim 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ とし、処理時間を $5\sim 40$ 秒とするのが好ましい。

なお、再結晶焼鈍後の冷延鋼板あるいは溶融亜鉛めっき鋼板は、形状矯正、表面粗さ調整のためにこれを調質圧延してもよい。この調質圧延の圧下率は10%以下が好ましい。この圧下率が10%を超えると r 値が低下するからである。

第5の本発明の高張力冷延鋼板の組成限定理由について説明する。

C : $0.0015\sim 0.025\text{ }\%$

Cは、組織を均一かつ微細に制御し、アシキュラーフェライト相を十分な量確保するため、本発明では 0.0015% 以上含有する必要がある。一方、 $0.025\text{ }\%$ を超えると、鋼板中の炭化物分率が過大となり、延性、 r 値さらには成形性が顕著に低下する。このようなことから、Cは $0.0015\sim 0.025\text{ }\%$ の範囲内に限定した。なお、成形性の向上という観点からは、 $0.020\text{ }\%$ 以下とするのが好ましく、より好ましくは $0.010\text{ }\%$ 以下である。また、特にBH量および材質を安定性させる観点からは、C含有量は $(12/93)\text{ Nb}\text{ }(\%)$ 超え（ここで、NbはNb含有量 $(\%)$ ）とするのがより好ましい。

Si : $1.0\text{ }\%$ 以下

Siは、鋼の延性を顕著に低下させることなく、鋼板を高強度化させることができる有用な元素であり本発明では $0.005\text{ }\%$ 以上含有するのが好ましく、特に高強度が必要な場合は 0.10% 以上含有するのがより好ましい。一方、Siは、熱間圧延時に変態点を大きく上昇させて品質、形状の確保を困難にしたり、あるいはまた表面性状、化成処理性など、特に鋼板表面の美麗性に悪影響を与え、さらにめっき性にも悪影

響を及ぼす元素であり、本発明では1.0 %以下に限定した。Siが1.0 %以下であれば、上記した悪影響を低く抑えることができる。なお、特にめっき鋼板表面の美麗性が要求される用途には、Siは0.5 %以下とすることが望ましい。

Mn : 2.0 %以下

Mnは、Sによる熱間割れを防止する有効な元素であり、含有するS量に応じて添加するのが好ましく、またMnは結晶粒の微細化に対し大きな効果があり、添加して材質改善に利用することが望ましい。Sを安定して固定するという観点から、Mnは0.1 %以上の含有が望ましい。またMnは鋼板強度を増加させる元素であり、より強度が要求される場合には0.5 %以上含有するのが望ましい。なお、より好ましくは0.8 %以上である。

Mn含有量をこのレベルまで高めると、熱延条件の変動に対する鋼板の機械的性質、とくに歪時効硬化特性のばらつきが顕著に改善されるという大きな利点がある。しかし、Mnを2.0 %を超えて過度に含有すると、詳細な機構は不明であるが熱間変形抵抗を増加させる傾向があり、また溶接性、溶接部成形性を劣化させる傾向となり、さらにはフェライトの生成が顕著に抑制され延性が顕著に低下し、またr値が低減する傾向が顕著となるため、Mnは2.0 %以下に限定した。より良好な耐食性と成形性が要求される用途では、1.5 %以下とするのが好ましい。

P : 0.1%以下

Pは、鋼の固溶強化元素として有用な元素であり、強度増加の観点から0.002 %以上含有するのが好ましく、特に高強度が必要な場合はより好ましくは0.02 %以上含有するのがより好ましい。一方、過度に含有すると、鋼を脆化させ、さらに鋼板の伸びフランジ加工性を悪化させる。また、Pは鋼中で偏析する傾向が強いことによりそれに起因した溶接部の脆化をもたらす。このため、Pは0.1%以下に限定した。なお、伸びフランジ加工性や溶接部靱性がとくに重要視される用途ではPは0.08%以下とするのが好ましい。より好ましくは0.06%以下である。

S : 0.02%以下

Sは、鋼板中では介在物として存在し、鋼板の延性を減少させ、さらには耐食性の劣化をもたらす元素であり、できるだけ低減するのが好ましく、本発明ではSは0.02%以下に限定した。とくに、良好な加工性が要求される用途には、Sは0.015%以下とすることが好ましい。また、とくに優れた伸びフランジ加工性が要求される場合には、Sは0.010%以下とすることが好ましい。また、詳細な機構は不明であるが、鋼板の歪時効硬化特性を安定して高いレベルに維持するためには、Sを0.008%以下まで低減するのが有効である。

Al : 0.02%以下

Alは、脱酸剤として作用し鋼の清浄度を向上させ、さらには鋼板の組織を微細化する元素であり、本発明では0.001%以上の含有が望ましい。本発明においては、固溶状態のNを強化元素として利用するが、適正範囲のAlを含有したアルミキルド鋼のほうが、Alを添加しない従来のリムド鋼に比して、機械的性質が優れている。一方、過剰のAl含有は、鋼板の表面性状を悪化させ、さらに固溶状態のNを顕著に低下させて、本発明が主眼とする極めて大きな歪時効硬化量を得ることが困難となる。このようなことから、本発明ではAlは0.02%以下に限定した。なお、材質の安定性という観点からは、Alは0.001～0.015%とするのがさらに望ましい。また、Al含有量の低減は結晶粒の粗大化につながる懸念もあるが、本発明では他の合金元素を最適量とすることと、焼鈍条件を最適な範囲とすることにより、これを有効に防止している。

N : 0.0050～0.0250%

Nは、固溶強化と歪時効硬化により鋼板の強度を増加させる元素であり、本発明において最も重要な元素である。また、本発明では、適量のNを含有して、さらに上記したようにAl含有量を適正值に調整し、さらには熱延条件、焼鈍条件などの製造条件を制御することにより、冷延製品あるいはめっき製品で必要かつ十分な固溶状態のNを確保する。これにより、固溶強化と歪時効硬化による強度（降伏応力および引張り強さ）上昇効果が十分に発揮され、引張強さ340MPa以上、焼付け硬化量

(B H 量) 80MPa 以上、歪時効処理前後での引張強さの増加量 $\Delta T S$ 40MPa 以上、という本発明鋼板の機械的性質の目標値を安定して得ることができる。また、N は変態点を低下させる作用を有し、変態点を大きく割り込む圧延をしたくない薄物の圧延等の場合に含有すると有効である。

N が 0.0050% 未満では、上記した強度上昇効果が安定して現れにくい。一方、N が 0.0250% を超えると、鋼板の内部欠陥発生率が高くなるとともに、連続鋳造時のスラブ割れなどの多発するようになる。このため、N は 0.0050~0.0250% の範囲に限定した。なお、製造工程全体を考慮した材質の安定性・歩留り向上という観点からは、N は 0.0070~0.0200%、さらに好ましくは 0.0100~0.0170% の範囲とするのが好ましい。なお、本発明の範囲内の N 量であれば、溶接性等への悪影響は全くない。

固溶状態の N : 0.0010% 以上

冷延製品で十分な強度が確保され、さらに N による歪時効硬化が有効に発揮されるには、鋼板中に固溶状態の N (固溶 N とともいう) が少なくとも 0.0010% 以上存在する必要がある。

ここで、固溶 N 量は、鋼中の全 N 量から、析出 N 量を差し引いた値を固溶 N 量とする。なお、析出 N 量の分析法としては、本発明者らが種々の方法を比較検討した結果、定電位電解法を用いた電解抽出分析法により求めるのが有効である。なお、抽出分析に用いる地鉄を溶解する方法として、酸分解法、ハロゲン法および電解法がある。この中で、電解法は炭化物、窒化物などの極めて不安定な析出物を分解することなく、安定して地鉄のみを溶解できる。電解液としては、アセチル・アセトン系を用いて、定電位にて電解する。本発明では定電位電解法を用いて析出 N 量を測定した結果が、実際の材質の変化とよい対応を示した。

このようなことから、本発明では、定電位電解法により抽出した残渣を化学分析して残渣中の N 量を求め、これを析出 N 量とする。

なお、さらに高い B H 量、 $\Delta T S$ が必要な場合には、固溶 N 量を 0.0020% 以上、

さらに高い値を得るためには、0.0030%以上とするのが好ましい。固溶N量の上限值は特に限定しないが、全N量がすべて残留しても機械的性質の低下は小さい。

N/AI (N含有量とAI含有量の比) : 0.3 以上

製品状態で、固溶Nを0.0010%以上安定させて残留させるためには、Nを強力に固定する元素であるAIの量を制限する必要がある。本発明の組成範囲内のN含有量(0.0050~0.0250%)とAI含有量(0.02%以下)の組合せを広範囲に変えた鋼板について検討した結果、 N/AI を0.3 以上とすることにより、冷延製品およびめっき製品での固溶Nを安定して0.0010%以上とすることができることがわかった。このため、 N/AI を0.3 以上に限定した。なお、歪時効硬化特性を安定して高めるという観点からは N/AI は0.6 以上とするのが好ましい。さらに好ましくは0.8 以上である。

Nb : 0.002 ~0.050 %

Nbは、Bと複合してアシキュラーフェライト相を生成することに有効に作用し、本発明では0.002 %以上の含有を必要とする。一方、0.050 %を超えて含有すると、効果が飽和するうえ、熱間変形抵抗が顕著に増加し、熱間圧延が困難となる。このため、Nbは0.002 ~0.050 %の範囲内に限定した。なお、より好ましくは、0.005 ~0.040 %である。

B : 0.0001~0.0050%、

Bは、Nbと複合して、アシキュラーフェライト相を生成することに有効に作用する元素であり、本発明では0.0001%以上の含有を必要とする。一方、0.0050%を超えて含有すると、歪時効硬化特性に寄与する固溶Nを低減させる。このため、Bは0.0001~0.0050%の範囲内に限定した。なお、好ましくは、0.0003~0.0030%である。より好ましくは、0.0005~0.0030%である。

本発明では、上記した組成に加えてさらに、次a群~c群

a群 : Cu、Ni、Cr、Moの1種または2種以上を合計で1.0 %以下

b群 : Ti、Vの1種または2種以上を合計で0.1 %以下

c 群 : Ca、REM の 1 種または 2 種を合計で 0.0010~0.010 %

の 1 群または 2 群以上を含有するのが好ましい。

a 群の元素 : Cu、Ni、Cr、Mo は、いずれも鋼板の強度上昇に寄与する元素であり、必要に応じ選択して単独または複合して含有できる。このような効果は、Cu、Ni、Cr、Mo をそれぞれ 0.01% 以上の含有で認められる。しかし、含有量が多すぎると熱間変形抵抗が増加し、あるいは化成処理性や広義の表面処理特性が悪化するうえ、溶接部が硬化し溶接部成形性が劣化する。このため、Cu、Ni、Cr、Mo はそれぞれ単独では 1.0 % 以下、1.0 % 以下、0.5 % 以下、0.2 % 以下とするのが好ましく、複合して含有する場合には合計で 1.0 % 以下とするのが好ましい。

b 群の元素 : Ti、V は、いずれも結晶粒の微細化・均一化に寄与する元素であり、必要に応じ選択して単独または複合して含有できる。このような効果は、Ti、V をそれぞれ 0.005 % 以上の含有で認められる。しかし、含有量が多すぎると、熱間変形抵抗が増加し、また化成処理性や広義の表面処理特性が悪化する。さらに固溶 N を低減する悪影響もある。このため、Ti、V は単独ではそれぞれ 0.1% 以下、0.1 % 以下とするのが好ましく、複合して含有する場合には合計で 0.1% 以下とするのが好ましい。

c 群の元素 : Ca、REM は、いずれも介在物の形態制御に役立つ元素であり、特に伸びフランジ成形性の要求がある場合には、単独または複合して含有するのが好ましい。d 群の元素の合計で、0.0010% 未満では介在物の形態制御効果が不足し、一方、0.010 % を超えると表面欠陥の発生が目立つようになる。このため、d 群の元素を合計で 0.0010~0.010 % の範囲に限定することが好ましく、これにより、表面欠陥の発生を伴うことなく伸びフランジ加工性を改善することができる。

本発明鋼板の組織について説明する。

本発明鋼板は、面積率で 5 % 以上のアシキュラーフェライト相と平均結晶粒径 20 μm 以下のフェライト相から成る組織を有する。

アシキュラーフェライト相の面積率 : 5 % 以上

本発明の冷延鋼板は、アシキュラーフェライト相を面積率で5%以上含有する。アシキュラーフェライト相が5%以上存在することにより、良好な延性と、さらに、大きな歪時効硬化量が得られる。詳細な機構は不明であるが、アシキュラーフェライト相の存在により、時効前の予歪み加工時に極めて有効に歪が内部に蓄積されるためと推定される。さらに、アシキュラーフェライト相の存在は、常温での時効劣化を改善し、常温非時効性とするためにも有効である。なお、良好な強度－延性バランス、より高い強度を得るためには、アシキュラーフェライト相の面積率を10%以上とするのが好ましい。なお、20%を超える多量のアシキュラーフェライト相の存在は r 値の低下という問題がある。このため、アシキュラーフェライト相の面積率は、5%以上、好ましくは10%以上、20%以下である。

本発明でいう、アシキュラーフェライト相は、本発明の組成のような極低炭素鋼に特有な内部に炭化物を伴わない低温変態相で、主として光学顕微鏡観察により通常のポリゴナルフェライトとは明確に識別可能であり、内部の転位密度が高くポリゴナルフェライト相より硬質な相である。

光学顕微鏡観察によれば、アシキュラーフェライト相は、①粒界が不規則に角張った結晶粒状、②析出物のような粒界に添って存在する結晶粒状、③引っかけ傷状の模様を呈する結晶粒状または結晶粒群状（比較的大きい第2相粒中に亜粒界が多数見られる）などのいずれかが単独または複合して分布するもので、これらは、通常のポリゴナルフェライトとは明確に区別できる。また、さらに粒内の腐食された色調が、マルテンサイトやベイナイトとは異なり、通常のポリゴナルフェライトとはほとんど変わらないことから、マルテンサイトやベイナイトとも明確に区別できる。透過型電子顕微鏡による観察によれば、アシキュラーフェライト相は、粒界近傍および／または粒内の転位密度が非常に高く、とくに③の形態のものは転位密度が非常に高い部分と比較的低い部分とが層状となっている。

本発明の冷延鋼板は、高い成形性が要求される自動車用鋼板を対象としており、延性を確保するために、アシキュラーフェライト相以外の相はフェライト相とする。

フェライト相の面積率が80%未満では、加工性が要求される自動車用鋼板として必要な延性と、高い r 値を確保することが困難となる。なお、さらに良好な延性が要求される場合は、フェライト相の面積率は80%以上、さらに好ましくは85%以上とするのが望ましい。なお、本発明でいうフェライトは、歪みが残留していない状態のいわゆるポリゴナルなフェライトをいうものとする。

フェライト相の平均結晶粒径：20 μm 以下

本発明では平均結晶粒径として、断面組織写真からASTMに規定された求積法により算出した値と、同じくASTMに規定された切断法により求めた公称粒径（例えば梅本ら：熱処理，24（1984），334参照）のうち、より大きい方を採用する。

本発明の冷延鋼板では、製品段階で所定量の固溶N量を確保しているが、本発明者らの実験・検討によれば、同一量の固溶Nを有する鋼板でも、歪時効硬化特性にばらつきが生じる場合があり、その主たる要因の一つが結晶粒径であることが判明した。本発明のような組織では、平均結晶粒径を少なくとも20 μm 以下、望ましくは15 μm 以下にすることにより、安定して高いBH量、 ΔTS が得られる。詳細な機構は不明であるが、結晶粒界への合金元素の偏析と析出、さらにはこれらに及ぼす加工、熱履歴の影響に関係していると推定される。

したがって、歪時効硬化特性の安定化を図るためには、フェライト相の平均結晶粒径を20 μm 以下、好ましくは15 μm 以下とすることが好ましい。

上記した組成と組織を有する本発明の冷延鋼板は、引張強さ（TS）340 MPa以上で概ね590MPa以下を有し、さらに r 値が1.2以上の高 r 値と、優れた歪時効硬化特性を有する冷延鋼板である。TSが340MPaを下回る鋼板では、構造部材的な要素をもつ部材に広く適用することができない。また、さらに適用範囲を広げるにはTSは400MPa以上とするのが望ましい。また、 r 値が1.2未満では、広範囲なプレス成形部品に適用できない。なお、 r 値の好ましい範囲は1.3以上である。

従来の塗装焼付け処理条件は、170 $^{\circ}\text{C}$ $\times$ 20min が標準として採用されている。なお、多量の固溶Nを含む本発明鋼板に5%以上の歪が加わる場合は、より緩やかな

(低温側の) 処理でも硬化が達成され、言い換えれば時効条件をより幅広くとることが可能である。また、一般に、硬化量を稼ぐには、過度の時効で軟化させない限りにおいて、より高温で、より長時間保持することが有利である。

具体的に述べると、本発明鋼板では、予変形後に硬化が顕著となる加熱温度の下限は概ね100℃である。一方、加熱温度が300℃を超えると硬化が頭打ちとなり、逆にやや軟化する傾向が現れるほか、熱歪やテンパーカラーの発生が目立つようになる。また、保持時間については、加熱温度200℃程度のとき概ね30s程度以上とすれば略十分な硬化が達成される。さらに大きな安定した硬化を得るには保持時間60s以上とするのが好ましい。しかし、20minを超える保持では、さらなる硬化を望みえないばかりか、生産効率も著しく低下して実用面では不利である。

以上のことから、本発明では、時効処理条件として従来の塗装焼付処理条件の加熱温度である170℃、保持時間を20minで評価すると定めた。従来の塗装焼付け型鋼板では十分な硬化が達成されない低温加熱・短時間保持の時効処理条件下でも、本発明鋼板では大きな硬化が安定的に達成される。なお、加熱の仕方はとくに制限されず、通常の塗装焼付けに採用されている炉による雰囲気加熱のほか、たとえば誘導加熱や、無酸化炎、レーザ、プラズマなどによる加熱などのいずれも好ましく用いる。

自動車用の部品強度は外部からの複雑な応力負荷に抗しうることが必要であり、それゆえ素材鋼板では小さな歪域での強度特性だけでなくより大きな歪域での強度特性も重要となる。本発明者らはこの点に鑑み、自動車部品の素材となすべき本発明鋼板のBH量(比較的小さな歪域の強度特性に対応)を80MPa以上とするとともに、 ΔTS 量(比較的大きな歪域の強度特性に対応)を40MPa以上とする。なお、より好ましくは、BH量100MPa以上、 ΔTS 50MPa以上とする。また、時効処理の際の加熱温度をより高温側に、および/または、保持時間をより長時間側に、設定することにより、BH量と ΔTS をより大きくできる。

ところで、本発明の効果は製品板厚が比較的厚い場合でも発揮されうるが、製品

板厚が3.2mm を超える場合には、冷延板焼鈍工程で必要十分な冷却速度を確保することができず、連続焼鈍時に歪時効が生じ、製品として目標とする歪時効硬化特性が得にくくなる。したがって、本発明鋼板の板厚は3.2 mm以下とするのが好ましい。

また、本発明では、上記した本発明冷延鋼板の表面に電気めっきまたは溶融めっきを施しても何ら問題はない。これらめっき鋼板も、めっき前と同程度のTS、BH量、 ΔTS 量を示す。めっきの種類としては、電気亜鉛めっき、溶融亜鉛めっき、合金化溶融亜鉛めっき、電気錫めっき、電気クロムめっき、電気ニッケルめっき等、いずれも好ましく適用しうる。

第6の本発明による鋼板の製造方法について説明する。

本発明鋼板は、基本的には、上記した範囲の組成を有する鋼スラブを、加熱後粗圧延してシートバーとなし、該シートバーに仕上圧延を施し、仕上圧延終了後冷却して巻き取り熱延板とする熱間圧延工程と、該熱延板に酸洗および冷間圧延を施し冷延板とする冷間圧延工程と、該冷延板に連続焼鈍を行う冷延板焼鈍工程とを、順次施すことにより製造される。

本発明の製造方法で使用するスラブは、成分のマクロな偏析を防止すべく連続鋳造法で製造することが望ましいが、造塊法、薄スラブ鋳造法で製造してもよい。また、スラブを製造した後、いったん室温まで冷却し、その後再度加熱する従来法に加え、冷却せず温片のままで加熱炉に装入し圧延する直送圧延、あるいはわずかの保熱を行った後に直ちに圧延する直接圧延などの省エネルギープロセスも問題なく適用できる。とくに、固溶状態のNを有効に確保するには直送圧延は有用な技術の一つである。

まず、熱間圧延工程の条件限定理由について説明する。

スラブ加熱温度：1000℃以上

スラブ加熱温度は、初期状態として、必要かつ十分な固溶N量を確保し、製品での固溶N量の目標値を満足させるために、1000℃以上とするのが好ましい。なお、酸

化重量の増加にともなうロスが増大などから1280℃以下とすることが望ましい。

上記した条件で加熱されたスラブは、粗圧延によりシートバーとされる。なお、粗圧延の条件はとくに規定する必要はなく、常法にしたがって行えばよい。しかし、固溶N量の確保という観点からはできるだけ短時間で行うのが望ましい。ついで、シートバーを仕上げ圧延して熱延板とする。

なお、本発明では、粗圧延と仕上げ圧延の間で、相前後するシートバー同士を接合し、連続的圧延することが望ましい。接合手段としては、圧接法でも、レーザー溶接法、電子ビーム溶接法などを用いるのが好ましい。

連続圧延することにより、コイル（被処理材）の先端および後端のいわゆる圧延の非定常部がなくなり、安定した熱延条件がコイル（被処理材）全長および全幅に渡って可能となる。これは熱延鋼板のみでなく冷延鋼板の断面の形状および寸法を改善するのに極めて有効である。また圧延後に、ホットランテーブル上で冷却する場合にも常に張力を付与できるため鋼板形状を良好に保つことが可能である。

また、連続圧延を行うことでコイル先端を安定して通板できるため、通常のシートバーごとの単発圧延では、通板性および噛込み性の問題で適用が難しかった潤滑圧延を適用することができる。これにより圧延荷重を低減することができると同時にロールの面圧をも低減でき、ロールの寿命延長が可能となる。

また、本発明では、粗圧延と仕上圧延の間の仕上げ圧延機入側で、シートバーの幅方向端部を加熱するシートバーエッジヒータ、シートバーの長さ方向端部を加熱するシートバーヒータのいずれか一方または両方を使用して、シートバーの幅方向および長手方向の温度分布を均一化することが好ましい。これにより、鋼板内の材質ばらつきをさらに小さくすることができる。シートバーエッジヒータ、シートバーヒータは誘導加熱方式のものとするのが好ましい。

使用手順は、まずシートバーエッジヒータにより幅方向の温度差を補償することが望ましい。このときの加熱量は、鋼組成などにもよるが、仕上圧延出側での幅方向温度分布範囲が概ね20℃以下となるように設定するのが好ましい。次いでシート

バーヒータにより長手方向の温度差を補償する。このときの加熱量は、長さ端部温度が中央部温度よりも概ね20℃程度高くなるように設定するのが好ましい。

仕上圧延出側温度：800℃以上

仕上圧延出側温度FDTは、均一微細な熱延母板組織を得るために、800℃以上とする。FDTが800℃を下回ると、鋼板の組織が不均一になり、一部に加工組織が残留し、冷延焼鈍工程を経たのちにも、組織の不均一性が消滅せず残留する。このため、プレス成形時に種々の不具合を発生する危険性が増大する。また、加工組織の残留を回避すべく、高い巻取温度を採用すると、粗大結晶粒が発生し、同様の不具合が発生する。また、巻取温度を高温とすることにより、固溶N量の顕著な低下が生ずるため、目標とする340MPa以上の引張強さを得ることが困難となる。このようなことから、仕上圧延出側温度FDTは800℃以上とした。さらに機械的性質を向上させるには、FDTを820℃以上とすることが望ましい。なお、r値の向上の観点から、FDTはAc3変態点以上とするのがより好ましい。またとくに、FDTの上限は規定しないが、過度に高い場合には、スケール疵などの発生が顕著となる。なお、FDTは概ね1000℃程度までとするのが好ましい。

巻取温度：800℃以下

巻取温度CTの低下につれて、鋼板強度が増加する傾向にある。目標の引張強さTS340MPa以上を確保するためには、CTは800℃以下とするのが好ましい。なお、CTが200℃未満では鋼板形状が乱れやすくなり、実作業上、不具合を生じる危険性が高く、材質の均一性が低下する傾向を示す。このため、CTは200℃以上とするのが望ましい。なお、より材質の均一性が要求される場合には、CTは300℃以上とするのが好ましい。なお、より好ましくは350℃以上である。

また、本発明では、仕上圧延において、熱間圧延荷重を低減するために、潤滑圧延を行ってもよい。潤滑圧延を行うことにより、熱延板の形状・材質がより均一化されるという効果がある。なお、潤滑圧延の際の摩擦係数は0.25～0.10の範囲とするのが好ましい。また、潤滑圧延と連続圧延とを組み合わせることによりさらに、

熱間圧延の操業が安定する。

上記した熱間圧延工程を施された熱延板は、ついで、冷間圧延工程により、酸洗および冷間圧延を施されて冷延板となる。

酸洗の条件は通常公知の条件でよく、とくに限定されない。なお、熱延板のスケールが極めて薄い場合には、酸洗を施すことなく直ちに冷間圧延を行ってもよい。

また、冷間圧延条件は、通常公知の条件でよく、とくに限定されない。なお、組織の均一性確保という観点から冷間圧下率は60%以上とするのが好ましい。 つぎに、冷延板焼鈍工程の条件限定理由について説明する。

冷延板は、ついで連続焼鈍—冷却からなる冷延板焼鈍工程を施される。

連続焼鈍温度：フェライト—オーステナイト二相共存域内の温度

フェライト—オーステナイト二相共存域内の温度で焼鈍することにより、アシキユーラーフェライト相が形成される。加えて、フェライト相にも(111)集合組織が強く発達するため高い r 値が得られる。一方、フェライト—オーステナイト二相共存域を超えてオーステナイト単相となる高い温度では、逆変態と変態により鋼板の集合組織がランダム化するため r 値が低下する。このため、本発明では連続焼鈍の焼鈍温度を再結晶温度以上フェライト—オーステナイト二相共存域内の温度に限定した。なお、 r 値の安定性からオーステナイトの分率が10%以上50%以下となる温度とするのが好ましい。また、連続焼鈍温度が再結晶温度未満では延性が低くなり、自動車部品用として限定された特殊用途にしか適用できなくなるため、再結晶温度以上とすることが好ましい。

また、連続焼鈍時間の保持時間は、生産効率、組織の微細化、固溶N量の確保の観点から、できる限り短いほうが好ましい。操業の安定性の観点から、保持時間は10 s以上とするのが好ましく、また、組織の微細化と固溶N量の確保という観点からは、90 s以下とすることが好ましい。なお、材質の安定化という観点からは、20 s以上とするのがより好ましい。

連続焼鈍後の冷却：500℃以下の温度域まで10～300℃/sの冷却速度で冷却 連

焼鈍における均熱後の冷却は、組織の微細化、アシキュラーフェライト相の形成、固溶N量の確保の観点から重要である。本発明では、少なくとも、500℃以下の温度域まで10℃/s以上の冷却速度で連続冷却する。冷却速度が10℃/s未満では、必要量のアシキュラーフェライト量と、均一でかつ微細な組織と、十分な量の固溶Nを得ることができない。一方、冷却速度が300℃/sを超えると、鋼板の幅方向での材質の均一性が不足する。また、連続焼鈍後の10～300℃/sの冷却速度での冷却停止温度が500℃を超えると、組織の微細化が達成できない。調質圧延あるいはレベラー加工：伸び率0.5～10%

本発明では、冷延焼鈍工程に引き続いて、形状矯正、粗度調整の目的で、調質圧延またはレベラー加工を施してもよい。調質圧延あるいはレベラー加工の伸び率が合計で0.5%未満では、形状矯正、粗度調整の所期の目的が達成できない。一方、10%を超えると、延性の低下をもたらす。なお、5%以下とすることが延性確保の観点からより好ましい。また、調質圧延とレベラー加工ではその加工形式が相違するが、その効果は両者で大きな差異がないことを確認している。調質圧延、レベラー加工は、めっき処理後でも有効である。

第7の本発明の高張力冷延鋼板の組成限定理由について説明する。

C：0.025～0.15%

Cは、鋼板の強度を増加する元素であり、また、本発明の重要な構成要件である組織を均一かつ微細に制御し、マルテンサイト相を十分な量確保するため、0.025%以上含有する必要がある。一方、0.15%を超えると、鋼板中の炭化物分率が過大となり、延性、さらには成形性が顕著に低下する。さらにより重要な問題として、C含有量が0.15%を超えると、スポット溶接性、アーク溶接性等が顕著に低下する。このようなことから、Cは0.025～0.15%の範囲内に限定した。なお、成形性の向上という観点からは、0.08%以下とするのが好ましい。また、特に良好な延性が要求される用途では、0.05%以下とするのがより好ましい。

Si : 1.0 %以下

Siは、鋼の延性を顕著に低下させることなく、鋼板を高強度化させることができる有用な元素であり、0.005 %以上、より好ましくは0.1 %以上含有するのが好ましい。一方、Siは、熱間圧延時に変態点を大きく上昇させて品質、形状の確保を困難にしたり、あるいはまた表面性状、化成処理など、特に鋼板表面の美麗性に悪影響を与え、さらにめっき性にも悪影響を及ぼす元素であり、本発明では1.0 %以下に限定した。Siが1.0 %以下であれば、上記した悪影響を低く抑えることができる。なお、強度要求レベルが低く、特に表面の美麗性が要求される用途には、Siは0.5 %以下とすることが望ましい。

Mn : 2.0 %以下

Mnは、Sによる熱間割れを防止する有効な元素であり、含有するS量に応じて添加するのが好ましく、またMnは結晶粒の微細化に対し大きな効果があり、添加して材質改善に利用することが望ましい。さらにMnは、連続焼鈍後の急速冷却時にマルテンサイトを安定して生成させるために極めて有効な元素である。Sを安定して固定するという観点から、Mnは0.2 %以上の含有が望ましい。またMnは鋼板強度を増加させる元素であり、TS 500MPa超級の強度が要求される場合には1.2 %以上含有するのが望ましい。なお、より好ましくは1.5 %以上である。

Mn含有量をこのレベルまで高めると、熱延条件の変動に対する鋼板の機械的性質、とくに歪時効硬化特性のばらつきが顕著に改善されるという大きな利点がある。しかし、Mnを2.0 %を超えて過度に含有すると、本発明の重要な要件の一つである高r値を得ることが困難となるとともに、延性が顕著に低下するため、Mnは2.0 %以下に限定した。より良好な耐食性と成形性が要求される用途では、1.7 %以下とするのが好ましい。

P : 0.08%以下

Pは、鋼の固溶強化元素として有用な元素であり、強度増加の観点から0.001 %以上、より好ましくは0.015 %以上含有するのが好ましい。一方、過度に含有す

ると、鋼を脆化させ、さらに鋼板の伸びフランジ加工性を悪化させる。また、Pは鋼中で偏析する傾向が強いためそれに起因した溶接部の脆化をもたらす。このため、Pは0.08%以下に限定した。なお、伸びフランジ加工性や溶接部靱性がとくに重要視される用途ではPは0.04%以下とするのが好ましい。

S : 0.02%以下

Sは、鋼板中では介在物として存在し、鋼板の延性を減少させ、さらには耐食性の劣化をもたらす元素であり、できるだけ低減するのが好ましく、本発明ではSは0.02%以下に限定した。とくに、良好な加工性が要求される用途には、Sは0.015 %以下とすることが好ましい。また、とくに優れた伸びフランジ加工性が要求される場合には、Sは0.008 %以下とすることが好ましい。また、詳細な機構は不明であるが、鋼板の歪時効硬化特性を安定して高いレベルに維持するためには、Sを0.008 %以下まで低減するのが有効である。

Al : 0.02%以下

Alは、脱酸剤として作用し鋼の清浄度を向上させ、さらには鋼板の組織を微細化する元素であり、本発明では0.001 %以上の含有が望ましい。本発明においては、固溶状態のNを強化元素として利用するが、適正範囲のAlを含有したアルミキルド鋼のほうが、Alを添加しない従来のリムド鋼に比して、機械的性質が優れている。一方、過剰のAl含有は、鋼板の表面性状を悪化させ、さらに固溶状態のNを顕著に低下させて、極めて大きな歪時効硬化量を得ることが困難となる。このようなことから、本発明ではAlは0.02%以下に限定した。なお、材質の安定性という観点からは、Alは0.001 ~0.015 %とするのが好ましい。また、Al含有量の低減は結晶粒の粗大化につながる懸念もあるが、本発明では他の合金元素を最適に制限することと、焼鈍条件を最適な範囲とすることにより、これを有効に防止している。

N : 0.0050~0.0250%

Nは、固溶強化と歪時効硬化により鋼板の強度を増加させる元素であり、本発明において最も重要な元素である。また、本発明では、適量のNを含有して、さらに

上記したようにAl含有量を適正值に調整し、さらには熱延条件、焼鈍条件などの製造条件を制御することにより、冷延製品あるいはめっき製品で必要かつ十分な固溶状態のNを確保する。これにより、固溶強化と歪時効硬化による強度（降伏応力および引張り強さ）上昇効果が十分に発揮され、引張強さ440MPa以上、焼付け硬化量（BH量）80MPa以上、歪時効処理前後での引張強さの増加量 $\Delta T S$ 40MPa以上、という本発明鋼板の機械的性質の目標値を安定して得ることができる。

Nが0.0050%未満では、上記した強度上昇効果が安定して現れにくい。一方、Nが0.0250%を超えると、鋼板の内部欠陥発生率が高くなるとともに、連続鋳造時のスラブ割れなども多発するようになる。このため、Nは0.0050～0.0250%の範囲に限定した。なお、製造工程全体を考慮した材質の安定性・歩留り向上という観点からは、Nは0.0070～0.0170%の範囲とするのがより好ましい。なお、本発明の範囲内のN量であれば、溶接性等への悪影響は全くない。

固溶状態のN：0.0010%以上

冷延製品で十分な強度が確保され、さらにNによる歪時効硬化が有効に発揮されるには、鋼板中に固溶状態のN（固溶Nともいう）が少なくとも0.0010%以上存在する必要がある。

ここで、固溶N量は、鋼中の全N量から、析出N量を差し引いた値を固溶Nとする。なお、析出N量の分析法としては、本発明者らが種々の方法を比較検討した結果、定電位電解法を用いた電解抽出分析法により求めるのが有効である。なお、抽出分析に用いる地鉄を溶解する方法として、酸分解法、ハロゲン法および電解法がある。この中で、電解法は炭化物、窒化物などの極めて不安定な析出物を分解することなく、安定して地鉄のみを溶解できる。電解液としては、アセチル・アセトン系を用いて、定電位にて電解する。本発明では定電位電解法を用いて析出N量を測定した結果が、実際の材質の変化とよい対応を示した。

このようなことから、本発明では、定電位電解法により抽出した残渣を化学分析して残渣中のN量を求め、これを析出N量とする。

なお、さらに高いB H量、 $\Delta T S$ が必要な場合には、固溶N量を0.0020%以上、さらに高い値を得るためには、0.0030%以上とするのが好ましい。固溶N量の上限值は特に限定しないが、添加した全N量がすべて残留しても機械的性質の低下は小さい。

N/Al (N含有量とAl含有量の比) : 0.3 以上

製品状態で、固溶Nを0.0010%以上安定させて残留させるためには、Nを強力に固定する元素であるAlの量を制限する必要がある。本発明の組成範囲内のN含有量(0.0050~0.0250%)とAl含有量(0.02%以下)の組合せを広範囲に変えた鋼板について検討した結果、 N/Al を0.3 以上とすることにより、冷延製品およびめっき製品での固溶Nを安定して0.0010%以上とすることができることがわかった。このため、 N/Al を0.3 以上に限定した。

本発明では、上記した組成に加えてさらに、次d群~g群

d群 : Cu、Ni、Cr、Moの1種または2種以上を合計で1.0 %以下

e群 : Nb、Ti、Vの1種または2種以上を合計で0.1 %以下

f群 : Bを0.0030%以下

g群 : Ca、REM の1種または2種を合計で0.0010~0.010 %

の1群または2群以上を含有するのが好ましい。

d群の元素 : Cu、Ni、Cr、Moは、いずれも鋼板の強度上昇に寄与する元素であり、必要に応じ選択して単独または複合して含有できる。このような効果は、Cu、Ni、Cr、Moをそれぞれ0.005 %以上の含有で認められる。しかし、含有量が多すぎると熱間変形抵抗が増加し、あるいは化成処理性や広義の表面処理特性が悪化するうえ、溶接部が硬化し溶接部成形性が劣化する。またr値も低下する傾向がある。このため、a群の元素は合計で1.0 %以下とするのが好ましい。なお、Moは、0.05%以上多量に含有すると顕著にr値を低下させる場合があり、本発明ではMoを含有する場合は0.05%未満に限定するのが好ましい。

e群の元素 : Nb、Ti、Vは、いずれも結晶粒の微細化・均一化に寄与する元素で

あり、必要に応じ選択して単独または複合して含有できる。このような効果は、Nb、Ti、Vをそれぞれ0.005 %以上の含有で認められる。しかし、含有量が多すぎると、熱間変形抵抗が増加し、また化成処理性や広義の表面処理特性が悪化する。このため、b群の元素は合計で0.1 %以下とするのが好ましい。

f群の元素：Bは、鋼の焼入れ性を向上させる効果を有する元素であり、フェライト相以外の低温変態相の分率を増加させて、鋼の強度を増加させる目的で必要に応じ含有することができる。このような効果は、Bを0.0005%以上の含有で認められる。しかし、量が多すぎると熱間変形能が低下し、BNを生成することで固溶Nを低減させる。このため、Bは0.0030%以下とするのが好ましい。

g群の元素：Ca、REMは、いずれも介在物の形態制御に役立つ元素であり、特に伸びフランジ成形性の要求がある場合には、単独または複合して含有するのが好ましい。その場合、d群の元素の合計で、0.0010%未満では介在物の形態制御効果が不足し、一方、0.010 %を超えると表面欠陥の発生が目立つようになる。このため、d群の元素を合計で0.0010~0.010 %の範囲に限定することが好ましく、これにより、表面欠陥の発生を伴うことなく伸びフランジ加工性を改善することができる。

つぎに、本発明鋼板の組織について説明する。

フェライト相の面積率：80%以上

本発明の冷延鋼板は、ある程度の加工性が要求される自動車用鋼板を対象としており、延性を確保するために、フェライト相を面積率で80%以上含む組織とする。フェライト相の面積率が80%未満では、加工性が要求される自動車用鋼板として必要な延性を確保することが困難となる。なお、さらに良好な延性が要求される場合は、フェライト相の面積率は85%以上とするのが望ましい。なお、本発明でいうフェライトは、歪みが残留していない状態のいわゆるポリゴナルなフェライトをいうものとする。

フェライト相の平均結晶粒径：10 μm 以下

本発明では平均結晶粒径として、断面組織写真からASTMに規定された求積法

により算出した値と、同じく A S T M に規定された切断法により求めた公称粒径（例えば梅本ら：熱処理，24（1984），334参照）のうち、より大きい方を採用する。

本発明の冷延鋼板では、製品段階で所定量の固溶 N 量を確保しているが、本発明者らの実験・検討によれば、同一量の固溶 N を有する鋼板でも、歪時効硬化特性にばらつきが生じる場合があり、その主たる要因の一つが結晶粒径であることが判明した。平均結晶粒径を少なくとも $10\mu\text{m}$ 以下、望ましくは $8\mu\text{m}$ 以下にすることにより、安定して高い B H 量、 $\Delta T S$ が得られる。詳細な機構は不明であるが、結晶粒界への合金元素の偏析と析出、さらにはこれらに及ぼす加工、熱履歴の影響に関係していると推定される。

したがって、歪時効硬化特性の安定化を図るためには、フェライト相の平均結晶粒径を $10\mu\text{m}$ 以下、好ましくは $8\mu\text{m}$ 以下とする必要がある。

以上のように自動車用鋼板としての延性を確保し、かつ歪時効硬化特性の安定化を図るため、本発明では平均結晶粒径 $10\mu\text{m}$ 以下のフェライトを面積率で 80% 以上含む組織とする。

マルテンサイト相の面積率：2%以上

本発明の冷延鋼板は、第 2 相として、マルテンサイト相を面積率で 2% 以上含有する。マルテンサイト相が 2% 以上存在することにより、良好な延性と、さらに、大きな歪時効硬化量を得られる。詳細な機構は不明であるが、マルテンサイト相の存在により、時効前の予歪み加工時に極めて有効に歪が内部に蓄積されるためと推定される。さらに、マルテンサイト相の存在は、時効劣化を改善するためにも有効である。なお、良好な強度－延性バランス、低降伏比を得るためには、マルテンサイト相の面積率を 5% 以上とするのが好ましい。なお、20% を超える多量のマルテンサイト相の存在は延性の低下という問題がある。このため、マルテンサイト相の面積率は、2% 以上、好ましくは 5% 以上、20% 以下である。

第 2 相として、上記したマルテンサイト相以外に、パーライト、ベイナイト、残留オーステナイトが存在することはなんら問題はないが、本発明ではフェライト相

分率を80%以上マルテンサイト相分率を2%以上とする必要があり、パーライト、ベイナイト、残留オーステナイトの合計の面積率で18%未満に限定される。

上記した組成と組織を有する本発明の冷延鋼板は、引張強さ (TS) 440 MPa 以上で概ね780MPa以下を有し、さらに母相フェライトの集合組織制御により r 値が1.2 以上の高 r 値と、優れた歪時効硬化特性を有する冷延鋼板である。TS が440MPa を下回る鋼板では、構造部材的な要素をもつ部材に広く適用することができない。また、さらに適用範囲を拡げるにはTSは500MPa以上とするのが望ましい。また、 r 値が1.2 未満では、広範囲なプレス成形部品に適用できない。なお、 r 値の好ましい範囲は1.4 以上である。

本発明において「優れた歪時効硬化特性」とは、上記したように、引張歪5%の予変形後、170℃の温度に20min 保持する条件で時効処理したとき、この時効処理前後の変形応力増加量 (BH量と記す; BH量=時効処理後の降伏応力-時効処理前の予変形応力) が80MPa 以上であり、かつ歪時効処理 (前記予変形+前記時効処理) 前後の引張強さ増加量 (ΔTS と記す; ΔTS =時効処理後の引張強さ-予変形前の引張強さ) が40MPa 以上であることを意味する。

歪時効硬化特性を規定する場合、予歪 (予変形) 量が重要な因子となる。本発明者らは、自動車用鋼板に適用される変形様式を想定して、歪時効硬化特性に及ぼす予歪量の影響について調査し、その結果、①前記変形様式における変形応力は、極めて深い絞り加工の場合を除き、概ね1軸相当歪 (引張歪) 量で整理できること、②実部品ではこの1軸相当歪量が概ね5%を上回っていること、③部品強度が、予歪5%の歪時効処理後に得られる強度 (YSおよびTS) と良く対応することを突き止めた。この知見をもとに、本発明では、歪時効処理の予変形を引張歪5%に定めた。

従来の塗装焼付け処理条件は、170℃×20min が標準として採用されている。なお、多量の固溶Nを含む本発明鋼板に5%以上の歪が加わる場合は、より緩やかな (低温側の) 処理でも硬化が達成され、言い換えれば時効条件をより幅広くとるこ

とが可能である。また、一般に、硬化量を稼ぐには、過度の時効で軟化させない限りにおいて、より高温で、より長時間保持することが有利である。

具体的に述べると、本発明鋼板では、予変形後に硬化が顕著となる加熱温度の下限は概ね100℃である。一方、加熱温度が300℃を超えると硬化が頭打ちとなり、逆にやや軟化する傾向が現れるほか、熱歪やテンパーカラーの発生が目立つようになる。また、保持時間については、加熱温度200℃程度のとき概ね30s程度以上とすれば略十分な硬化が達成される。さらに大きな安定した硬化を得るには保持時間60s以上とするのが好ましい。しかし、20minを超える保持では、さらなる硬化を望みえないばかりか、生産効率も著しく低下して実用面では不利である。

以上のことから、本発明では、時効処理条件として従来の塗装焼付処理条件の加熱温度である170℃、保持時間を20minで評価すると定めた。従来の塗装焼付け型鋼板では十分な硬化が達成されない低温加熱・短時間保持の時効処理条件下でも、本発明鋼板では大きな硬化が安定的に達成される。なお、加熱の仕方はとくに制限されず、通常の塗装焼付けに採用されている炉による雰囲気加熱のほか、たとえば誘導加熱や、無酸化炎、レーザー、プラズマなどによる加熱などのいずれも好ましく用いうる。

自動車用の部品強度は外部からの複雑な応力負荷に抗しうる必要があり、それゆえ素材鋼板では小さな歪域での強度特性だけでなく大きな歪域での強度特性も重要となる。本発明者らはこの点に鑑み、自動車部品の素材となすべき本発明鋼板のBH量を80MPa以上とするとともに、 ΔTS 量を40MPa以上とする。なお、より好ましくは、BH量100MPa以上、 ΔTS 50MPa以上とする。また、時効処理の際の加熱温度をより高温側に、および／または、保持時間をより長時間側に、設定することにより、BH量、 ΔTS 量をより大きくすることができる。

また、本発明鋼板は、成形後、とくに加熱を行わず、室温で1週間程度放置しておくだけで、完全時効の40%程度の強度の増加が期待できるという利点がある。

また、本発明鋼板は、成形加工されない状態では、室温で長時間放置されても時

効劣化（Y S が増加しかつ E 1（伸び）が減少する現象）は起こらないという、従来の時効性鋼板にない利点も備わっている。なお、実際のプレス成形で不具合を生じないためには、プレス成形前の室温における 3 か月間の時効で、Y S の増加量が 30MPa 以下、伸びの低下が 2 % 以下、降伏点伸びの回復が 0.2 % 以下となることが必要となる。

また、本発明では、上記した本発明冷延鋼板の表面に電気めっきまたは溶融めっきを施しても何ら問題はない。これらめっき鋼板も、めっき前と同程度の T S、B H 量、Δ T S 量を示す。めっきの種類としては、電気亜鉛めっき、溶融亜鉛めっき、合金化溶融亜鉛めっき、電気錫めっき、電気クロムめっき、電気ニッケルめっき等、いずれも好ましく適用しうる。

第 8 の本発明による鋼板の製造方法について説明する。

本発明鋼板は、基本的には、上記した範囲の組成を有する鋼スラブを、加熱後粗圧延してシートバーとなし、該シートバーに仕上圧延を施し、仕上圧延終了後冷却して巻き取り熱延板とする熱間圧延工程と、該熱延板に酸洗および冷間圧延を施し冷延板とする冷間圧延工程と、該冷延板に箱焼鈍を施し、ついで連続焼鈍を行う冷延板焼鈍工程とを、順次施すことにより製造される。

本発明の製造方法で使用するスラブは、成分のマクロな偏析を防止すべく連続鋳造法で製造することが望ましいが、造塊法、薄スラブ鋳造法で製造してもよい。また、スラブを製造した後、いったん室温まで冷却し、その後再度加熱する従来法に加え、冷却せず温片のままで加熱炉に装入し圧延する直送圧延、あるいはわずかの保熱を行った後に直ちに圧延する直接圧延などの省エネルギープロセスも問題なく適用できる。とくに、固溶状態の N を有効に確保するには直送圧延は有用な技術の一つである。

まず、熱間圧延工程の条件限定理由について説明する。

スラブ加熱温度：1000℃以上

スラブ加熱温度は、熱間圧延の初期状態として、必要かつ十分な固溶N量を確保し、製品での固溶N量は目標値を満足させるために、1000℃以上とするの好ましい。なお、酸化重量の増加にともなうロスが増大などから1280℃以下とすることが望ましい。

上記した条件で加熱されたスラブは、粗圧延によりシートバーとされる。なお、粗圧延の条件はとくに規定する必要はなく、常法にしたがって行えばよい。しかし、固溶N量の確保という観点からはできるだけ短時間で行うのが望ましい。ついで、シートバーを仕上げ圧延して熱延板とする。

なお、本発明では、粗圧延と仕上げ圧延の間で、相前後するシートバー同士を接合し、連続圧延することが望ましい。接合手段としては、圧接法でも、レーザー溶接法、電子ビーム溶接法などを用いるのが好ましい。

連続圧延することにより、コイル（被処理材）の先端および後端のいわゆる圧延の非定常部がなくなり、安定した熱延条件がコイル（被処理材）全長および全幅に渡って可能となる。これは熱延鋼板のみでなく冷延鋼板の断面の形状および寸法を改善するのに極めて有効である。また圧延後に、ホットランテーブル上で冷却する場合にも常に張力を付与できるため鋼板形状を良好に保つことが可能である。

また、連続圧延を行うことでコイル先端を安定して通板できるため、通常のシートバーごとの単発圧延では、通板性および嚙込み性の問題で適用できなかった潤滑圧延を適用することができる。これにより圧延荷重を低減することができると同時にロールの面圧をも低減でき、ロールの寿命延長が可能となる。

また、本発明では、粗圧延と仕上圧延の間の仕上げ圧延機入側で、シートバーの幅端部を加熱するシートバーエッジヒータ、シートバーの長さ端部を加熱するシートバーヒータのいずれか一方または両方を使用して、シートバーの幅方向および長手方向の温度分布を均一化することが好ましい。これにより、鋼板内の材質ばらつきをさらに小さくすることができる。シートバーエッジヒータ、シートバーヒータは誘導加熱方式のものとするのが好ましい。

使用手順は、まずシートバーエッジヒータにより幅方向の温度差を補償することが望ましい。このときの加熱量は、鋼組成などにもよるが、仕上圧延出側での幅方向温度分布範囲が概ね20℃以下となるように設定するのが好ましい。次いでシートバーヒータにより長手方向の温度差を補償する。このときの加熱量は、長さ端部温度が中央部温度よりも概ね20℃程度高くなるように設定するのが好ましい。

仕上圧延出側温度：800℃以上

仕上圧延出側温度FDTは、均一微細な熱延母板組織を得るために、800℃以上とする。FDTが800℃を下回ると、鋼板の組織が不均一になり、一部に加工組織が残留し、冷延焼鈍工程を経たのちにも、組織の不均一性が消滅せず残留する。このため、プレス成形時に種々の不具合を発生する危険性が増大する。また、加工組織の残留を回避すべく、高い巻取温度を採用すると、粗大結晶粒が発生し、同様の不具合が発生する。また、巻取温度を高温とすることにより、固溶N量の顕著な低下が生ずるため、目標とする440MPa以上の引張強さを得ることが困難となる。このようなことから、仕上圧延出側温度FDTは800℃以上とした。さらに機械的性質を向上させるには、FDTを820℃以上とすることが望ましい。とくに、FDTの上限は規定しないが、過度に高い場合には、スケール疵などの発生が顕著となる。なお、FDTは概ね1000℃程度までとするのが好ましい。

なお、仕上圧延後の冷却は特に厳しく限定しないが、以下の条件が鋼板の長手・幅方向の材質均一性の点で望ましい。すなわち、本発明では、仕上圧延終了後直ちに（0.5秒以内に）冷却を開始し、冷却中の平均冷却速度を40℃/s以上とするのが望ましい。この条件を満足させることにより、AlNが析出する高温域を急冷でき、固溶状態のNを有効に確保できる。この冷却開始時間または冷却速度が、上記条件を満足しない場合には、粒成長が進みすぎて結晶粒径の微細化が達成しにくいというえ、圧延で導入された歪エネルギーによるAlNの析出が促進される傾向にあり、固溶N量が欠乏する恐れがあり、組織が不均一化する傾向となる。なお、材質・形状の均一性を確保する観点からは、冷却速度は300℃/s以下に抑えるのが好ましい。

巻取温度：800℃以下

巻取温度CTの低下につれて、鋼板強度が増加する傾向にある。目標の引張強さTS440MPa以上を確保するためには、CTは800℃以下とするのが好ましい。なお、CTが200℃未満では鋼板形状が乱れやすくなり、実作業上、不具合を生じる危険性が高く、材質の均一性が低下する傾向を示す。このため、CTは200℃以上とするのが望ましい。なお、より材質の均一性が要求される場合には、CTは300℃以上とするのが好ましい。なお、より好ましくは350℃以上である。また、本発明では、仕上圧延において、熱間圧延荷重を低減するために、潤滑圧延を行ってもよい。潤滑圧延を行うことにより、熱延板の形状・材質がより均一化されるという効果がある。なお、潤滑圧延の際の摩擦係数は0.25～0.10の範囲とするのが好ましい。また、潤滑圧延と連続圧延とを組み合わせることによりさらに、熱間圧延の作業が安定する。

上記した熱間圧延工程を施された熱延板は、ついで、冷間圧延工程により、酸洗および冷間圧延を施されて冷延板となる。

酸洗の条件は通常公知の条件でよく、とくに限定されない。なお、熱延板のスケールが極めて薄い場合には、酸洗を施すことなく直ちに冷間圧延を行ってもよい。

また、冷間圧延条件は、通常公知の条件でよく、とくに限定されない。なお、組織の均一性確保という観点から冷間圧下率は40%以上とするのが好ましい。つぎに、冷間圧延工程の条件限定理由について説明する。

冷延板は、ついで箱焼鈍、連続焼鈍からなる冷延板焼鈍工程を施される。

箱焼鈍温度：再結晶温度以上800℃以下

本発明では、冷延板に箱焼鈍を施し、素地となるフェライト相の集合組織を制御する。このフェライト相の集合組織制御により製品板の高r値化が図れる。この箱焼鈍により、製品板には高r値化に望ましい(111)集合組織が形成されやすくなる。

箱焼鈍温度が再結晶温度未満では、再結晶が完了せず、フェライト相の集合組織

を調整することができず、高 r 値化が図れない。一方、800 °C を超える温度で箱焼鈍すると、鋼板の表面欠陥の発生が顕著となり、初期の目的が達成できなくなる。なお、箱焼鈍は、窒素ガスを主体とし、3 ~ 5 % の水素ガスを含む焼鈍雰囲気で行うのが好ましく、この場合、加熱・冷却速度は通常 of 箱焼鈍の条件でよく、概ね 30 °C /hr 程度となる。また、焼鈍雰囲気ガスを 100 % 水素ガスとすることにより、より速い加熱・冷却速度としてもよい。

連続焼鈍温度：Ac1 変態点以上（Ac3 変態点 - 20 °C）以下

連続焼鈍温度が Ac1 変態点未満では、焼鈍後にマルテンサイト相が形成されず、一方、（Ac3 変態点 - 20 °C）を超えると、箱焼鈍で形成した望ましい集合組織が変態により失われるため、高 r 値を有する製品板が得られない。このため、連続焼鈍温度は Ac1 変態点以上（Ac3 変態点 - 20 °C）以下とするのが好ましい。また、連続焼鈍時間の保持時間は、生産効率、組織の微細化、固溶 N 量の確保の観点から、できる限り短いほうが好ましい。一方、操業の安定性の観点から、保持時間は 10 s 以上とするのが好ましく、また、組織の微細化と固溶 N 量の確保という観点からは、120 s 以下とすることが好ましい。なお、材質の安定化という観点からは、20 s 以上とするのがより好ましい。

連続焼鈍後の冷却：500 °C 以下の温度域まで 10 ~ 300 °C/s の冷却速度で冷却 連続焼鈍における均熱後の冷却は、組織の微細化、マルテンサイトの形成、固溶 N 量の確保の観点から重要である。本発明では、少なくとも、500 °C 以下の温度域まで 10 °C/s 以上の冷却速度で連続冷却する。冷却速度が 10 °C/s 未満では、必要量のマルテンサイト量と、均一でかつ微細な組織と、十分な量の固溶 N を得ることができない。一方、冷却速度が 300 °C/s を超えると、過飽和な固溶 C 量が顕著に増加するため鋼板の幅方向での材質の均一性が低下する。連続焼鈍後の 10 ~ 300 °C/s の冷却速度での冷却停止温度が 500 °C を超えると、組織の微細化が達成できない。

過時効処理条件：連続焼鈍後の冷却に引き続き、該冷却の冷却停止温度以下 350 °C 以上の温度域で滞留時間 20 s 以上

連続焼鈍の均熱後の冷却の冷却停止に引き続き、冷却停止温度以下350℃以上の温度域で滞留時間20 s以上の過時効処理を行っても良い。過時効処理を行うことにより、固溶N量を維持したまま、固溶C量を選択的に低減することができる。滞留温度域が350℃未満では、固溶Cの低減に長時間を要し、生産性低下に繋がるため、350℃以上の温度域とするのが好ましい。

冷却停止温度以下350℃以上の温度域で20 s以上滞留させることにより、固溶C量を低減でき、より高度の室温での非時効化が達成される。滞留時間をより長くすることにより、更なる改善が望めるが、概ね120 s程度でその効果は飽和する傾向にあるため、滞留時間は120 s以下とするのが好ましい。

大きな歪時効硬化量を得るためには、固溶Cと固溶Nのどちらも利用することが有利であるが、固溶Cを利用すると、室温での時効劣化が顕著となり、鋼板の適用部位が制限されることになる。従って、汎用性のある歪時効硬化型鋼板を製造するには、十分な量の固溶Nを確保した上で過時効処理を行うのが好ましい。

なお、本発明の高張力冷延鋼板の表面に溶融めっき層を有する高張力冷延めっき鋼板を製造する場合、箱焼鈍について行う連続焼鈍を連続溶融めっきラインにて行い、連続焼鈍後の冷却に引き続いて溶融亜鉛めっき、あるいはさらに合金化処理を行い、溶融亜鉛めっき鋼板を製造することもできる。

調質圧延あるいはレベラー加工：伸び率0.2～15%

本発明では、冷延焼鈍工程に引き続いて、形状矯正、粗度調整の目的で、調質圧延またはレベラー加工を施してもよい。調質圧延あるいはレベラー加工の伸び率が合計で0.2%未満では、形状矯正、粗度調整の所期の目的が達成できない。一方、15%を超えると、顕著な延性の低下をもたらす。なお、調質圧延とレベラー加工ではその加工形式が相違するが、その効果は両者で大きな差異がないことを確認している。調質圧延、レベラー加工は、めっき処理後でも有効である。

以下、参考のため、この発明鋼板をプレス成形などの成形加工に供した場合にお

ける成形条件およびその後の強度上昇熱処理条件について説明する。この発明の鋼板を、例えば絞り加工などのプレス加工に供する場合、プレス加工により導入される歪みは数%～十数%である。成形部品によって歪み量は変化するが、自動車分野における内板および構造部材は5～10%程度の歪みが導入される。

ついで、これらの成形部品には、塗装焼付け処理などの熱処理が施されるが、この発明鋼板では熱処理後に成形品強度を効果的に高めることができる。なお、この発明では、かような焼付硬化性を実験室にて評価する方法として、JIS 5号サイズの引張試験片を圧延方向に採取し、引張試験機により10%の引張歪を付与し、その後熱処理を加えたのち、再度引張り試験を実施する。特に低温域での熱処理後の特性を評価する場合は、熱処理条件を120℃、20分とする。この試験は、プレス成形に引き続き熱処理を行った完成後の部位の特性を評価するものである。

すなわち、この発明では、このような引張り歪付与一熱処理後の引張強度と製品の引張強度との差(ΔTS)を強度上昇熱処理能として定義する。

通常、成形品の強度上昇を高めるには、成形により導入する歪み量が多いまたは加工後の熱処理温度が高い方が好ましい。

しかしながら、この発明鋼板は、付与歪み量が上記した5～10%程度の場合に、従来よりも成形後熱処理温度が低くても、すなわち熱処理温度が200℃以下であっても、十分な強度の上昇を図ることができる。とはいえ、熱処理温度が120℃未満では歪みが低い場合に十分な強度上昇効果が得られない。一方、成形後の熱処理温度が350℃を超える温度になると軟化が進行する。従って、成形後の熱処理温度は120～350℃程度とするのが好ましい。

なお、加熱方法としては、熱風加熱、赤外炉加熱、温浴熱処理、通電加熱、高周波加熱などの方法が適用でき、特に規定されない。また、強度を上昇させたい部分のみを選択的に加熱する場合でもよい。

実施例

以下の実施例において、固溶N量、微視組織、引張特性、 r 値測定、歪時効硬化特性、時効特性を調査した。調査方法は下記のとおりである。

(1) 固溶N量

固溶N量は、化学分析により求めた鋼中の全N量から析出N量を差し引いて求めた。ここで析出N量は、上記した定電位電解法を用いた分析法により求めた。

(2) 微視組織

各冷延焼鈍板から試験片を採取し、圧延方向に直交する断面（C断面）について、光学顕微鏡あるいは走査型電子顕微鏡を用いて微視組織を撮像し、画像解析装置を用いてフェライトの組織分率および第2相の種類および組織分率を求めた。

(3) 結晶粒径

本発明では結晶粒径として、断面組織写真からASTMに規定の求積法により算出した値と、断面組織写真からASTMに規定の切断方法により求めた公称粒径（例えば梅本ら：熱処理、24（1984）、334参照）のうち、いずれか大きい方を採用した。

(4) 引張特性

各冷延焼鈍板からJIS 5号試験片を圧延方向に採取し、JIS Z 2241の規定に準拠して歪速度： 3×10^{-3} /sで引張試験を実施し、降伏応力YS、引張強さTS、伸びE1を求めた。

(5) 歪時効硬化特性

各冷延焼鈍板からJIS 5号試験片を圧延方向に採取し、予変形としてここでは5%の引張予歪を与えて、ついで170℃×20minの塗装焼付処理相当の熱処理を施したのち、歪速度： 3×10^{-3} /sで引張試験を実施し、予変形－塗装焼付処理後の引張特性（降伏応力YSBH、引張強さTSBH）を求め、BH量＝YSBH－YS5%、 $\Delta TS = TSBH - TS$ を算出した。なお、YS5%は、製品板を5%予変形したときの変形応力であり、YSBH、TSBHは予変形－塗装焼付処理後の降伏応力、引張強さであり、TSは製品板の引張強さである。

(6) r 値測定

各冷延焼鈍板の圧延方向（L方向）、圧延方向に対し45° 方向（D方向）、圧延方向に対し90° 方向（C方向）から、JIS 5 号試験片を採取した。これら試験片に15%の単軸引張予歪を付与した時の各試験片の幅歪と板厚歪を求め、r 値の定義式である、幅歪と板厚歪の比、

$$r = \ln(w/w_0) / \ln(t/t_0)$$

（ここで、 w_0 、 t_0 は試験前の試験片の幅および板厚であり、 w 、 t は試験後の試験片の幅および板厚である。）

から各方向の r 値を求め、次式

$$r_{mean} = (r_L + 2 r_D + r_C) / 4$$

により平均 r 値 r_{mean} を求めた。ここで、 r_L は、圧延方向（L方向）の r 値であり、 r_D は、圧延方向（L方向）に対し45° 方向（D方向）の r 値であり、 r_C は、圧延方向（L方向）に対し90° 方向（C方向）の r 値である。なお、実験の精度の向上のため、体積一定と仮定して、伸び歪と幅方向の歪の変化で算出した。

(7) 時効特性

各冷延焼鈍板から JIS 5 号試験片を採取し、該試験片に、50℃×200hr の時効処理を施したのち、引張試験を実施した。得られた結果から、時効処理前後の降伏伸び差 $\Delta Y-E1$ を求め、常温の時効特性を評価した。 $\Delta Y-E1$ が零であれば非時効性として耐常温時効特性に優れると評価した。

(8) 成形－熱処理後の引張強度

成形－熱処理後の引張強度は、製品板から圧延方向に JIS 5 号試験片を採取し、予歪み10%を付与した後、120℃および従来から行われている塗装焼付相当熱処理温度である 170℃にて20分間の熱処理を施し、引張強度を測定して求めた。

(9) 常温時効による全伸びの低下量 ($\Delta E1$)

常温時効による全伸びの低下量 ($\Delta E1$) は、製品板から圧延方向に JIS 5 号試験片を採取して測定した全伸びと、別途、圧延方向に採取した JIS5 号試験片を用い常

温時効の促進処理（100℃，8時間保持）を施したのちに測定した全伸びとの差として求めた。

実施例 1

表 1 に示す成分組成になる鋼スラブを、表 2 に示す条件で板厚：3.5 mmの熱延板、ついで板厚：0.7 mmの冷延板としたのち、連続焼鈍ラインまたは連続焼鈍－合金化溶融亜鉛めっきラインにて再結晶焼鈍、さらには合金化溶融亜鉛めっき処理を施し、その後圧下率：1.0 %の調質圧延を施して、冷延鋼板および片面当たりの目付量：45g/m²で両面めっきした合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造した。なお、表 2 のうち No. 3, 8 の熱延仕上終了温度は Ar₃変態点未満であり、それ以外は Ar₃変態点以上である。

かくして得られた冷延鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板の引張強度および r 値、ならびに成形－熱処理後の引張強度の変化について調査した結果を、表 3 に示す。

表 3 から明らかなように、この発明に従い得られた冷延鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板はいずれも、比較例に比べて、高い r 値と優れた歪み時効硬化特性が得られている。また、特に適合例のうち、結晶粒径が20 μm 以下のものは、常温時効による伸びの低下量も ΔEIで 2.0%以下と小さくなっている。

実施例 2

表 1 に記載の鋼記号 B のスラブを用い、表 2 の No. 2 と同じ製造条件であるスラブ加熱温度：1100℃、仕上熱延温度：900℃で熱延したのち、巻取り温度：550℃でコイルに巻き取った。このコイルを、圧下率：80%で冷間圧延した後、840℃で再結晶焼鈍を行った。得られた冷延鋼板の製品特性は、引張強度 TS=365 MPa、r 値=1.7 であった。この冷延鋼板から JIS 5 号試験片を圧延方向に採取し、引張試験機により10%の引張歪みを付与したのち、表 4 に示す熱処理条件（温度、時間）で熱処理を実施し、再度引張り試験を行った。表 4 に、歪付与前の製品の引

張強度 (TS=365 MPa)からの引張強度の上昇代 (ΔTS) を併記する。

表4に示したとおり、強度の上昇量は、熱処理温度が高くなるほど、また熱処理時間が長くなるほど大きくなるが、発明鋼板は熱処理温度が 120℃と低温で、かつ保持時間が2分と短くても 82 MPa という十分な引張強度の上昇 (20分熱処理時の85%以上) が得られ、低温・短時間の熱処理でも良好な歪み時効硬化特性が得られることが分かる。なお、自動車の構造部材等において、安定した強度上昇効果を得るために、通常の温度、時間で熱処理を行うことに何ら問題はない。また、この冷延鋼板に対して溶融亜鉛めっきおよび加熱合金化処理を施して得た合金化溶融亜鉛めっき鋼板についても、表4と同様な結果が得られることが確かめられている。

実施例 3

表6に示す組成になる鋼スラブを表7に示す条件で熱間圧延し板厚3.5mmの熱延板とした。これらの熱延板を表7に示す条件で冷間圧延して板厚0.7mmの冷延板とし、これらの冷延板を同表に示す条件で再結晶焼鈍し、うち一部につきさらに同表に示す条件で溶融亜鉛めっきあるいは合金化溶融亜鉛めっきを施した。得られた製品板について、固溶N量、微視組織、引張特性、歪時効硬化特性を調査した。

結果を表8に示す。同表より、本発明による鋼板は、 $TS \times r$ 値 $\geq 750\text{MPa}$ (BとNb, Ti, Vの1種または2種以上とを複合添加したものではさらに $TS \times r$ 値 $\geq 850\text{MPa}$)、 $BH \geq 80\text{MPa}$ 、 $\Delta TS \geq 40\text{MPa}$ をすべて満たすが、比較例ではこれら3特性の1つ以上が本発明のレベルに達しない。

実施例 4

次に本発明の実施例について説明する。

表9に示す組成の溶鋼を転炉で溶製し、連続铸造法で鋼スラブとした。これら鋼スラブを表10に示す条件で加熱し、粗圧延してシートバーとし、ついで表10に示す条件の仕上げ圧延を施す熱間圧延工程により熱延板とした。なお、 Ar_3 変態点を熱間仕上げ圧延条件をシミュレートした条件で加工変態測定装置 (富士電波工機製) を用いて測定し、表10に示した。

これら熱延板を酸洗および表 10 に示す条件の冷間圧延からなる冷間圧延工程により冷延板とした。ついで、これら冷延板に表 10 に示す条件で連続焼鈍を行った。一部については、冷延焼鈍工程につづいて、調質圧延を施した。

得られた冷延焼鈍板について、固溶 N 量、微視組織、引張特性、 r 値測定、歪時効硬化特性、時効特性を調査した。

なお、No. 4、No. 10 の鋼板表面に、熔融亜鉛めっきを施しめっき鋼板とし、同様に各種特性を評価した。

これらの結果を表 11 に示す。

本発明例では、いずれも優れた延性と、格段に高い B H 量、 $\Delta T S$ を呈し、優れた歪時効硬化特性と、平均 r 値 1.2 以上の高い r 値と、常温時効では非時効性であり優れた耐常温時効性を有している。なお、No. 4、No. 10 の鋼板表面に、熔融亜鉛めっきを施しためっき鋼板の特性は、めっき層の幅縮み拘束のため、冷延鋼板に比べ平均 r 値で 0.2 、伸び E 1 で 1 % 程度の特性の低下があったが、歪時効硬化性、耐常温時効性はめっき前の特性と殆ど変化はなかった。これに対し、本発明の範囲を外れる比較例は、延性が劣化しているか、B H 量、 $\Delta T S$ が少ないか、時効劣化が著しいかで、目標の特性を全て具備することはなく、十分な特性を有する鋼板とはいえない。

鋼板 No. 11 は、C、Al、N、N/Al が本発明範囲を外れ、そのため、 r 値、B H 量、 $\Delta T S$ 、耐常温時効性が低下している。また、鋼板 No. 12 は、B、Nb が本発明範囲を外れ、アシキュラーフェライト量が本発明範囲を低くはずれ、そのため、B H 量、 $\Delta T S$ 、耐常温時効性が低下している。

鋼板 No. 13 は、B が本発明の好適範囲を外れ、アシキュラーフェライト量が本発明範囲を低くはずれ、そのため、 r 値、B H 量、 $\Delta T S$ 、耐常温時効性が低下している。また、鋼板 No. 14 は、Nb が本発明範囲を外れ、固溶 N 量が本発明範囲を低くはずれ、そのため、歪時効硬化特性が低下している。

鋼板 No. 15 は、N が本発明の好適範囲を外れ、固溶 N が少なく、歪時効硬化特性

が低下している。鋼板No. 17 ～No. 20 は、熱延条件、冷延板焼鈍条件が好適範囲から外れ、微視組織が本発明の範囲外となりB H量、 $\Delta T S$ が低減し、歪時効硬化特性が低下し、耐常温時効性が劣化している。

実施例 5

表 1 2 に示す組成になる鋼を、実施例 4 と同様の方法でスラブとなし、該スラブを表 1 3 に示す条件で加熱し、粗圧延して25mm厚のシートバーとし、ついで表 1 3 に示す条件の仕上圧延を施す熱間圧延工程により熱延板とした。なお、粗圧延後で仕上圧延入側で相前後するシートバー同士を溶融圧接法で接合して連続圧延した。また、シートバーの幅端部、長さ方向端部を誘導加熱方式のシートバーエッジヒータ、シートバーヒータを使用してシートバーの温度を調節した。

これら熱延板を酸洗および表 1 3 に示す条件の冷間圧延からなる冷間圧延工程により1.6 mm厚の冷延板とした。ついで、これら冷延板に表 1 3 に示す条件で連続焼鈍を行った。

得られた冷延焼鈍板について、実施例 4 と同様に固溶N量、微視組織、引張特性、 r 値測定、歪時効硬化特性を調査した。また、各冷延焼鈍板の幅方向および長手方向について、各10箇所引張特性を調査し、降伏強さ、引張強さ、伸びのばらつきを調査した。

それらの結果を表 1 4 に示す。

本発明例は、いずれも優れた歪時効硬化特性と高い r 値を有し、製造条件の変動にもかかわらず、安定して格段に高いB H量、 $\Delta T S$ 、平均 r 値を示した。また、本発明例では、連続圧延とシートバーの長手方向、幅方向温度調整を実施することにより、製品鋼板の板厚精度および形状が向上し、材質ばらつきが1 / 2 に減少することを確認した。また、調質圧延の伸び率を0.5 ～2 %、レベラーの伸び率を0 ～1 %まで変化させたが、歪時効硬化特性の低下はなかった。

実施例 6

次に本発明の実施例について説明する。

表 1 5 に示す組成の溶鋼を転炉で溶製し、連続鑄造法で鋼スラブとした。これら鋼スラブを表 1 6 に示す条件で加熱（一部温片装入あり）し、粗圧延してシートバーとし、ついで表 1 6 に示す条件の仕上げ圧延を施す熱間圧延工程により熱延板とした。なお、一部のシートバーでは相前後するシートバー同士を溶融圧接法で接合して連続圧延をおこなった。

これら熱延板を酸洗および表 1 6 に示す条件の冷間圧延からなる冷間圧延工程により冷延板とした。ついで、これら冷延板に表 1 6 に示す条件で箱焼鈍とそれに続く連続焼鈍を行った。一部については、冷延焼鈍工程につづいて、調質圧延を施した。なお、箱焼鈍なしの場合も実施した。箱焼鈍の焼鈍温度は全て再結晶温度以上とした。

得られた冷延焼鈍板について、固溶 N 量、微視組織、引張特性、 r 値測定、歪時効硬化特性、時効特性を調査した。

なお、No. 17、No. 18 の鋼板表面には、表中の連続焼鈍の後にインラインで溶融亜鉛めっきを施しめっき鋼板とし、同様に各種特性を評価した。

これらの結果を表 1 7 に示す。

本発明例では、いずれも優れた延性と、格段に高い B H 量、 $\Delta T S$ を呈し、優れた歪時効硬化特性と、平均 r 値 1.2 以上の高い r 値と、常温非時効性とを有している。なお、表 1 7 に示す鋼板 No. 17、No. 18 の溶融亜鉛めっき鋼板の特性は、同様に連続焼鈍した冷延鋼板の特性と殆ど差はなかった。これに対し、本発明の範囲を外れる比較例は、延性が劣化しているか、B H 量、 $\Delta T S$ が少ないか、時効劣化が著しいかで、目標の特性を全て具備することではなく、十分な特性を有する鋼板とはいえない。

鋼板 No. 11 は、C 量、N 量が本発明範囲を外れ、固溶 N 量、マルテンサイト量が本発明範囲を低くはずれ、そのため、B H 量、 $\Delta T S$ が低下し $\Delta Y-EI$ が増加している。また、鋼板 No. 12 は、 $A1$ 、 $N/A1$ 、 N が本発明範囲を外れ、固溶 N 量が本発明範囲を低くはずれ、フェライトの平均結晶粒径が本発明の範囲を高く外れ、そのた

め、B H量、 $\Delta T S$ が低下し $\Delta Y-E1$ が増加している。

鋼板No. 13 は、スラブ加熱温度とF D Tが本発明の好適範囲を外れ、固溶N量、マルテンサイト量が本発明範囲を低くはずれ、フェライトの平均結晶粒径が本発明の範囲を高く外れ、そのため、r 値、B H量、 $\Delta T S$ が低下している。また、鋼板No. 14 は、熱延後の巻取り温度が本発明範囲を外れ、固溶N量が本発明範囲を低くはずれ、フェライトの平均結晶粒径が本発明の範囲を高く外れ、そのため、r 値、B H量、 $\Delta T S$ が低下している。

鋼板No. 15 は、連続焼鈍温度が本発明の好適範囲を外れ、マルテンサイトが生成せず、フェライトの平均結晶粒径が本発明の範囲を高く外れ、そのため、B H量、 $\Delta T S$ が低下し $\Delta Y-E1$ が増加している。また、鋼板No. 16 は、箱焼鈍を実施せず、望ましい集合組織が発達しないため、特にr 値が低下している。またフェライトの平均粒径、マルテンサイトの面積率も本発明の範囲を外れている。

実施例 7

表 1 8 に示す組成になる鋼を、実施例 1 と同様の方法でスラブとなし、該スラブを表 1 9 に示す条件で加熱し、粗圧延して30mm厚のシートバーとし、ついで表 1 9 に示す条件の仕上圧延を施す熱間圧延工程により熱延板とした。なお、一部については、粗圧延後で仕上圧延入側で相前後するシートバー同士を溶融圧接法で接合して連続圧延した。また、シートバーの幅端部、長さ方向端部を誘導加熱方式のシートバーエッジヒータ、シートバーヒータを使用してシートバーの温度を調節した。

これら熱延板を酸洗および表 1 9 に示す条件の冷間圧延からなる冷間圧延工程により1.6 mm厚の冷延板とした。ついで、これら冷延板に表 1 9 に示す条件で、箱焼鈍、ついで連続焼鈍炉による連続焼鈍を行った。なお、箱焼鈍の焼鈍温度はいずれも再結晶温度以上とした。

得られた冷延焼鈍板について、実施例 1 と同様に固溶N量、微視組織、引張特性、r 値測定、歪時効硬化特性を調査した。また、各冷延焼鈍板の幅方向および長手方向について、各10箇所引張特性を調査し、降伏強さ、引張強さ、伸びのばらつき

を調査した。なお、ばらつきは測定した個所すべての中での最大値と最小値の差、例えば $\delta YS = (YS \text{ の最大値}) - (YS \text{ の最小値})$ で表示した。それらの結果を表 20 に示す。

本発明例は、いずれも優れた歪時効硬化特性と高い r 値を有し、製造条件の変動にもかかわらず、安定して格段に高い BH 量、 ΔTS 、平均 r 値を示した。また、本発明例では、連続圧延とシートバーの長手方向、幅方向温度調整を実施することにより、製品鋼板の板厚精度および形状が向上し、材質ばらつきが減少することを確認した。

産業上の利用可能性

本発明によれば、プレス成形時に優れた深絞り性を確保しつつ、プレス成形-熱処理により TS が大きく増加する冷延鋼板が得られる。この冷延鋼板から電気亜鉛めっき鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を工業的に製造できるという優れた効果を奏する。

表 1

鋼 記号	成 分 組 成 (mass%)										(1)'式*	(2)'式**	備 考
	C	N	Si	Mn	B	Al	Nb	P	S				
A	0.0009	0.011	0.01	0.12	0.0009	0.010	0.016	0.009	0.005	0.0023	-0.0001	-0.0001	適合例
B	0.0020	0.015	0.01	0.11	0.0011	0.012	0.035	0.015	0.006	0.0021	-0.0003	-0.0003	"
C	0.0005	0.009	0.01	0.09	0.0005	0.009	0.010	0.011	0.005	0.0022	-0.0001	-0.0001	"
D	0.0020	0.021	0.01	0.50	0.0015	0.020	0.035	0.030	0.004	0.0035	-0.0003	-0.0003	"
E	0.0003	0.010	0.50	0.12	0.0006	0.011	0.099	0.045	0.010	0.0022	-0.0003	-0.0003	"
F	0.0011	0.030	0.80	0.80	0.0011	0.028	0.025	0.009	0.005	0.0103	-0.0005	-0.0005	"
G	0.0011	0.018	0.70	0.12	0.0008	0.012	0.018	0.008	0.005	0.0080	-0.0001	-0.0001	"
H	0.0005	0.020	0.35	0.11	0.0014	0.020	0.025	0.007	0.005	0.0041	-0.0011	-0.0011	"
I	0.0098	0.002	0.01	0.12	0.0007	0.038	0.055	0.009	0.005	-0.0269	0.0027	0.0027	比較例
J	0.0022	0.001	0.50	0.12	0.0008	0.012	0.001	0.008	0.005	-0.0064	0.0021	0.0021	"
K	0.0260	0.003	0.02	0.25	0.0001	0.035	0.001	0.013	0.007	-0.0154	0.0259	0.0259	"
L	0.0027	0.011	0.01	0.12	0.0007	0.014	0.001	0.009	0.005	0.0027	0.0026	0.0026	"

* (1)'式 : $N\% - (14/93 \cdot Nb\% + 14/27 \cdot Al\% + 14/11 \cdot B\%)$ (0.0015以上が本発明の適合範囲)

** (2)'式 : $C\% - (0.5 \cdot 12/93 \cdot Nb\%)$ (0以下が本発明の適合範囲)

表 2

No.	鋼 記号	熱延条件				冷延工程条件					備 考
		スラブ 加熱温度 (℃)	仕上圧延 終了温度 (℃)	仕上圧延後 の冷却条件 (s, °C/s)	巻取り 温度 (℃)	冷延 圧下率 (%)	昇温 速度 (℃/s)	再結晶 焼鈍温度 (℃)	合金化溶融 重鉛めっき 処理の有無		
1	A	1150	920	0.39, 58	600	80	15	840	有り	適合例	
2	B	1100	900	0.32, 53	550	80	15	840	〃	〃	
3	C	1130	650 *	0.25, 15	600	80	15	840	なし	〃	
4	D	1110	900	0.35, 59	400	80	15	840	〃	〃	
5	E	1160	920	0.28, 70	650	80	15	840	有り	〃	
6	F	1150	910	0.39, 65	550	80	15	840	〃	〃	
7	G	1150	900	0.36, 58	500	80	15	840	なし	〃	
8	H	1000	680 *	0.26, 20	500	80	15	840	〃	〃	
9	A	1150	920	1.13, 10	600	80	25	840	有り	〃	
10	E	1160	920	0.67, 15	650	80	25	840	〃	〃	
11	I	1140	920	0.35, 57	650	80	15	840	有り	比較例	
12	J	1000	900	0.68, 7	550	80	15	840	〃	〃	
13	K	1150	880	0.38, 61	500	80	15	840	なし	〃	
14	L	1000	920	1.02, 9	600	80	15	940	〃	〃	

* 仕上圧延終了温度が A_{r3} 変態点未満。仕上圧延後の冷却条件は、冷却開始時間 (s) 及び冷却速度 (°C/s) を示す。

表 3

No.	鋼 記号	製 品 特 性				成 形 - 熱 処 理 後 の 引 張 強 度 の 変 化				備 考
		引張強度 T.S. (MPa)	r 値	結晶 粒 径 (μ m)	$\Delta E1$ (%)	120 °C 熱 処 理 後 の T.S. (MPa)	120 °C 熱 処 理 後 の Δ T.S. (MPa)	170 °C 熱 処 理 後 の T.S. (MPa)	170 °C 熱 処 理 後 の Δ T.S. (MPa)	
1	A	360	1.8	18	1.6	435	75	455	95	適合例
2	B	365	1.7	12	1.2	460	95	470	105	"
3	C	355	2.3	19	1.8	420	65	440	85	"
4	D	390	1.9	14	1.3	480	90	490	100	"
5	E	430	1.8	18	1.7	520	90	530	100	"
6	F	460	1.6	18	1.7	575	115	595	135	"
7	G	430	1.8	13	1.4	540	110	555	125	"
8	H	390	2.1	19	1.7	490	100	510	120	"
9	A	352	1.9	22	2.4	414	62	440	88	"
10	E	417	1.9	23	2.7	489	72	503	86	"
11	I	370	1.9	18	3.2	420	50	450	80	比較例
12	J	400	1.6	22	2.4	435	35	460	60	"
13	K	360	1.1	26	3.1	390	30	415	55	"
14	L	360	1.2	25	4.2	414	54	445	85	"

表 4

		熱 処 理 温 度 (℃)		
		1 2 0	2 0 0	3 0 0
保 持 時 間 (分)	2	8 2	1 1 4	1 3 3
	5	8 6	1 1 9	1 3 6
	1 0	9 1	1 2 2	1 3 8
	2 0	9 5	1 2 5	1 4 0

表 5

A l %	N / A l	T S × r 值 M P a	Δ T S M P a
0 . 0 2 0	0 . 7 5	7 7 5	5 8
0 . 0 3 6	0 . 4 2	7 6 2	5 5
0 . 0 4 9	0 . 3 1	7 5 3	4 2
0 . 0 7 2	0 . 2 1	7 2 0	2 5
0 . 0 8 0	0 . 1 9	7 1 9	1 9

表 6

鋼	C %	Si %	Mn %	P %	S %	N %	Al %	Nb %	Ti %	V %	B %	N/(Al+Nb+ Ti+V+B) *	Ar ₃ ℃
A	0.0013	0.01	0.15	0.009	0.005	0.0135	0.011	---	---	---	---	1.23	884
B	0.0012	0.50	0.50	0.011	0.004	0.0175	0.010	0.010	---	---	0.0010	0.83	888
C	0.0008	0.01	0.01	0.009	0.003	0.0190	0.009	---	0.015	0.015	0.0010	0.48	896
D	0.0025	0.01	0.09	0.005	0.003	0.0160	0.010	0.010	0.015	---	0.0006	0.45	876
E	0.0016	0.55	0.80	0.04	0.003	0.0195	0.015	0.009	---	0.018	0.0012	0.45	905
F	0.0011	0.75	0.75	0.02	0.002	0.0135	0.008	0.015	---	---	0.0010	0.56	889
G	0.0032	0.01	0.14	0.009	0.003	0.0130	0.045	---	---	---	---	0.29	894
H	0.0019	0.45	0.45	0.04	0.005	0.0140	0.015	0.035	---	---	0.0012	0.27	882

* 添加されていないNb, Ti, V, Bについては上の濃度を「---」と表記しており、
N/(Al+Nb+Ti+V+B)の計算には濃度を「0」として取り扱う。

表 7

No.	鋼	熱間圧延										熱延板焼鈍		冷間圧延		冷延板再結晶焼鈍		冷却： めっき 前までの冷却 速度 ℃/s	めっき				合金化		備考
		粗圧延					仕上圧延					巻取	工程	温度 ℃	バッチ 連続	圧下率 %	温度 ℃		時間 s	板温 ℃	浴温 ℃	温度 ℃	保持 時間 s		
		SRT ℃	RDT ℃	FET ℃	潤滑 有無	FDT ℃	圧下率 %	CT ℃																	
1	A	1150	900	810	あり	660	95	510	790	バッチ 連続	80.0	860	40	15	470	465	—	—	—	—	—	—	II		
2	B	1150	910	830	あり	660	95	510	840	連続	80.0	860	40	—	—	—	—	—	—	—	—	—	I		
3	C	1140	920	840	あり	680	95	520	800	バッチ 連続	82.5	870	40	30	465	460	460	25	25	25	460	460	25	III	
4	D	1180	900	820	あり	650	95	500	830	連続	82.5	850	40	35	470	465	—	—	—	—	—	—	II		
5	E	1190	930	850	あり	690	95	530	810	バッチ	80.0	880	40	25	465	460	460	23	23	23	460	460	23	III	
6	F	1160	920	840	あり	670	95	530	810	バッチ	82.5	880	40	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	I	
7	G	1120	910	820	あり	670	95	520	800	バッチ	80.0	870	40	50	480	470	—	—	—	—	—	—	—	II	
8	H	1100	900	810	あり	650	95	500	790	バッチ	80.0	860	40	15	465	470	470	20	20	20	470	470	20	III	
9	A	1080	900	810	あり	660	95	500	790	バッチ	82.5	860	40	15	470	465	—	—	—	—	—	—	—	II	
10	B	1140	910	820	あり	670	65	520	790	バッチ	82.5	860	40	1	470	460	460	20	20	20	460	460	20	III	
11	C	1250	1150	1070	あり	910	95	750	850	連続	80.0	870	40	30	465	460	460	25	25	25	460	460	25	III	
12	D	1170	900	810	あり	660	95	510	処理なし	連続	80.0	850	40	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	I	

SRT=スラブ 加熱温度、RDT=粗圧延出側温度、FET=仕上圧延入側温度、FDT=仕上圧延出側温度、CT=巻取温度

I = 冷延鋼板、II = 溶融亜鉛めっき鋼板、III = 合金化溶融亜鉛めっき鋼板

表 8

No.	鋼	固 溶 N %	歪 時 効 処 理 前 の 引 張 特 性					歪 時 効 硬 化 特 性			備 考
			Y S M P a	T S M P a	E l %	r 値	T S x r 値 M P a	B H M P a	Δ T S M P a		
1	A	0.0069	225	321	53	2.4	770	122	75	実 施 例	
2	B	0.0089	274	391	43	2.3	899	183	93	実 施 例	
3	C	0.0054	221	316	54	2.8	885	97	72	実 施 例	
4	D	0.0049	221	316	54	2.8	885	90	66	実 施 例	
5	E	0.0050	304	435	39	2.0	870	80	63	実 施 例	
6	F	0.0088	304	434	39	2.1	911	133	87	実 施 例	
7	G	0.0000	224	320	53	2.8	896	3	0	比 較 例	
8	H	0.0000	284	405	42	2.1	851	2	0	比 較 例	
9	A	0.0070	215	311	50	2.3	715	152	83	比 較 例	
10	B	0.0082	274	391	43	1.9	743	143	94	比 較 例	
11	C	0.0035	236	331	51	2.0	662	93	48	比 較 例	
12	D	0.0041	241	336	51	2.1	706	85	49	比 較 例	

表 9

鋼 No.	化 学 成 分 (質量%)											その他
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	N/Al	Nb	12/93 Nb	B	
A	0.0025	0.15	0.85	0.050	0.002	0.005	0.0120	2.40	0.0040	0.0005	0.0015	—
B	0.0050	0.51	1.20	0.004	0.001	0.008	0.0150	1.88	0.0070	0.0009	0.0009	—
C	0.0024	0.15	0.35	0.040	0.001	0.004	0.0120	3.00	0.0050	0.0006	0.0015	—
D	0.0150	0.15	0.88	0.010	0.002	0.010	0.0100	1.00	0.0102	0.0013	0.0012	—
E	0.0023	0.01	1.40	0.005	0.002	0.011	0.0120	1.09	0.0070	0.0009	0.0010	—
F	0.0023	0.05	1.35	0.045	0.001	0.007	0.0120	1.71	0.0080	0.0010	0.0020	Mo:0.15
G	0.0025	0.15	1.25	0.007	0.001	0.004	0.0110	2.75	0.0070	0.0009	0.0015	Ti:0.013
H	0.0025	0.25	1.25	0.008	0.001	0.011	0.0140	1.27	0.0060	0.0008	0.0014	Cu:0.50, Ni:0.20
I	0.0024	0.15	1.25	0.005	0.003	0.011	0.0150	1.36	0.0089	0.0010	0.0018	Ni:0.05, V:0.02
J	0.022	0.15	1.21	0.008	0.002	0.005	0.0120	2.40	0.0076	0.0011	0.0020	Cu:0.10, Ni:0.05
K	0.070	0.25	1.50	0.015	0.003	0.055	0.0040	0.07	0.0090	0.0012	0.0021	—
L	0.0025	0.15	0.85	0.050	0.002	0.005	0.0120	2.40	0.0001	0.0000	<0.0001	—
M	0.0025	0.15	0.85	0.050	0.002	0.005	0.0120	2.40	0.0050	0.0006	<0.0001	—
O	0.0025	0.17	0.81	0.008	0.001	0.007	0.0120	1.71	0.110	0.0142	0.0015	—
P	0.0026	0.17	0.82	0.007	0.001	0.007	0.0400	5.71	0.0070	0.0009	0.0017	—
Q	0.0025	0.18	0.81	0.008	0.001	0.007	0.0120	1.71	0.0080	0.0010	0.0022	Ca:0.0035

表 10

鋼板 No.	熱 間 圧 延 工 程						冷 間 圧 延 工 程		α - γ 共存 温度域	冷 延 板 焼 鈍 工 程				調 質 圧 延		備 考
	スラブ 加 熱温度	粗圧延 シート厚 mm	シートバ ー 接合 の有 無	仕上圧延			冷間 圧下率 %	冷延 板厚 mm		連続焼鈍			種類	伸び 率 %		
				A _{T3} 変 態点 ℃	出側 温度 F D T ℃	熱延板 板厚 mm				焼鈍 温度 ℃	保持 時間 s	冷却 速度 ℃/s			冷却 停止 温度 ℃	
1	A	1210	28	無	873	900	4.0	83	0.70	860~950	35	30	350	スキンプス	0.5	本発明例
2	B	1230	28	無	837	900	4.0	81	0.75	835~935	30	35	350	スキンプス	0.5	本発明例
3	C	1220	28	無	908	910	4.0	83	0.70	865~955	25	25	350	スキンプス	0.5	本発明例
4	D	1180	28	無	851	890	4.0	83	0.70	845~922	40	45	350	—	—	本発明例
5	E	1190	28	無	801	890	4.0	83	0.70	825~906	25	40	450	レベラー	0.5	本発明例
6	F	1180	25	無	827	890	4.5	78	1.00	855~930	30	35	450	スキンプス + レベラー	0.5	本発明例
7	G	1180	25	無	820	890	6.0	80	1.20	835~918	45	30	450	スキンプス + レベラー	0.7	本発明例
8	H	1180	25	無	824	890	4.0	80	0.80	835~923	25	45	450	スキンプス + レベラー	0.7	本発明例
9	I	1190	28	無	819	890	4.0	84	0.65	830~915	25	30	300	スキンプス + レベラー	0.7	本発明例
10	J	1210	28	無	823	870	4.0	83	0.70	830~910	25	30	300	スキンプス + レベラー	0.7	本発明例
11	K	1200	28	無	808	880	4.0	83	0.70	755~895	25	30	300	スキンプス + レベラー	0.5	比較例
12	L	1200	28	無	873	900	4.0	83	0.70	860~950	35	30	300	スキンプス + レベラー	0.5	比較例
13	M	1200	25	無	873	900	4.0	83	0.70	860~950	35	30	300	スキンプス + レベラー	0.5	比較例
14	O	1210	25	無	856	890	4.0	83	0.70	850~940	30	35	300	スキンプス + レベラー	0.5	比較例
15	P	1240	25	無	854	880	4.0	83	0.70	850~940	30	35	300	スキンプス	0.7	比較例
16	Q	1220	25	無	856	900	4.0	83	0.70	850~940	30	35	300	スキンプス	0.7	本発明例
17	A	950	25	無	870	750	4.0	83	0.70	855~950	30	30	300	スキンプス	0.7	比較例
18	A	1200	28	無	873	900	4.0	83	0.70	865~950	35	35	300	スキンプス	0.7	比較例
19	A	1190	28	無	873	905	4.0	83	0.70	860~950	25	40	300	スキンプス	0.7	比較例
20	A	1190	28	無	873	890	4.0	83	0.70	860~950	30	5	300	スキンプス	0.7	比較例

表 1 1

鋼板 No.	鋼板 No.	鋼板 固溶N 量	鋼板組織				製品板特性				歪時効硬化特性		耐時効性	備 考
			フェライト		第2相	引張特性			BH量	ΔTS				
			面積率 %	粒徑 μm		AF 面積率 %	YS MPa	TS MPa			EI %	平均 r 値		
		質量%												
1	A	0.0090	92	7	8	315	448	38	1.8	85	75	0.0	本発明例	
2	B	0.0100	95	8	5	355	510	34	1.7	90	80	0.0	本発明例	
3	C	0.0085	92	7	8	295	420	41	1.8	80	75	0.0	本発明例	
4	D	0.0095	92	6	8	334	475	36	1.4	95	80	0.0	本発明例**	
5	E	0.0100	93	7	7	325	465	37	1.7	88	75	0.0	本発明例	
6	F	0.0105	90	7	10	385	550	35	1.5	102	75	0.0	本発明例	
7	G	0.0105	88	6	12	315	455	39	1.8	88	72	0.0	本発明例	
8	H	0.0095	92	10	8	325	460	37	1.8	98	75	0.0	本発明例	
9	I	0.0090	90	5	10	320	465	37	1.8	97	85	0.0	本発明例	
10	J	0.0105	88	5	12	420	595	29	1.4	105	85	0.0	本発明例**	
11	K	0.0002	75	7	25	370	545	25	1.1	45	34	1.5	比較例	
12	L	0.0080	98	15	2	290	420	35	1.3	15	10	1.5	比較例	
13	M	0.0085	97	8	3	290	410	33	1.2	15	7	1.0	比較例	
14	O	0.0003	98	6	2	320	455	33	1.1	5	15	0.8	比較例	
15	P	0.0190	95	7	5	310	440	37	1.6	90	70	2.8	比較例	
16	Q	0.0098	92	7	8	315	450	39	1.7	90	70	0	本発明例	
17		0.0009	98	22	2	275	420	33	1.1	0	15	0.5	比較例	
18	A	0.0040	95	25	5	275	410	34	1.3	30	10	0.5	比較例	
19		0.0050	100	12	0	270	380	33	1.3	25	12	0.8	比較例	
20		0.0030	99	22	1	265	385	31	1.3	20	10	0.9	比較例	

AF: アシキエラワーフェライト

**: 溶融亜鉛めっき処理あり

表 1 2

鋼 化 学 成 分 (質 量 %)											
鋼 No.	C	Si	Mn	P	S	Al	N	N / Al	Nb	12/93 Nb	その他
	N 0.0085	0.005	0.55	0.009	0.005	0.015	0.0126	0.84	0.008	0.0010	0.0015 —

表 13

鋼板 No.	熱 間 圧 延 工 程										冷間圧延工程		α - γ 共存 温度域 ℃	冷延板焼鈍工程				調質圧延		備 考	
	スラブ 加 熱温度 S R T ℃	粗圧延 シート厚 mm	シートハ ー 接合 の有 無	仕上圧延		巻取り		冷間 圧下率 %	冷延 板厚 mm	連続焼鈍				焼鈍 温度 ℃	保持 時間 s	冷却 速度 ℃/s	冷却 停止 温度 ℃	種類	伸び 率 %		
				A _{r3} 変 態点 ℃	出側温 度 F D T ℃	熱延板 板厚 mm	巻取温度 C T ℃			焼鈍 温度 ℃	保持 時間 s	冷却 速度 ℃/s									冷却 停止 温度 ℃
2-1	1250	25	有*	870	890	4.5	570	69	1.4	840 ~ 900	880	30	45	300	スキンパス	0.5	本発明例				
2-2	1230	25	有*	870	890	4.5	560	69	1.4	840 ~ 900	880	35	45	310	スキンパス	0.5	本発明例				
2-3	1240	25	有**	870	890	4.5	560	69	1.4	840 ~ 900	880	30	45	310	スキンパス	0.5	本発明例				

*) 潤滑圧延実施
**) 潤滑圧延実施, シートバーヒーター、エッジヒーター使用

表 1 4

鋼板 No.	鋼板 No.	鋼板 固溶N 量	鋼板組織		製品板特性				製品板板特性				歪時効硬化特性		耐時効性	備 考	
			フェライト	第2相	引張特性				引張特性のばらつき*				B H量	Δ T S			
					面積率 %	粒徑 μ m	A F 面積率 %	Y S M P a	T S M P a	E I %	平均 r 値	δ Y S M P a			δ T S M P a		δ E I %
2-1	N	0.0120	91	7	9	315	445	37	1.6	10	10	5	15	15	0	本発明例	
2-2	N	0.0120	91	7	9	319	447	37	1.6	5	5	2	7	6	0	本発明例	
2-3	N	0.0125	92	7	8	318	450	38	1.5	3	5	1	8	5	0	本発明例	

*) δYS , δTS , δEI : = (最大値-最小値)

**) AF: アシキエラーフェライト、M: マルテンサイト、B: ベイナイト、P: パーライト

表 15

鋼 No.	化 学 成 分 (質量%)								変 態 点 (℃)		
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	N／Al	その他	A c ₁	A c ₃
A	0.050	0.01	0.55	0.040	0.001	0.004	0.0120	3.00	—	735	858
B	0.080	0.02	0.30	0.060	0.001	0.008	0.0153	1.91	—	749	866
C	0.070	0.15	0.45	0.040	0.001	0.002	0.0118	5.90	REM:0.0015	740	862
D	0.055	0.15	0.88	0.050	0.002	0.006	0.0095	1.58	Ca:0.0020	739	863
E	0.030	0.01	1.40	0.005	0.002	0.011	0.0120	1.09	Ca:0.0025, REM:0.0020	706	832
F	0.050	0.05	0.55	0.045	0.001	0.007	0.0123	1.76	Mo:0.02	739	862
G	0.065	0.02	0.75	0.045	0.001	0.004	0.0114	2.85	Ti:0.013, B:0.0005	735	855
H	0.050	0.01	0.85	0.008	0.001	0.008	0.0138	1.73	Cu:0.50, Ni:0.20, Cr:0.20	717	834
I	0.040	0.01	0.55	0.005	0.003	0.011	0.0151	1.37	Ni:0.05, V:0.02	717	842
J	0.120	0.15	0.95	0.008	0.002	0.005	0.0118	2.36	Cu:0.10, Ni:0.05, Nb:0.007	719	830
K	<u>0.010</u>	0.25	0.96	0.015	0.003	0.002	<u>0.0042</u>	2.10	—	723	857
L	0.080	0.15	0.85	0.050	0.002	<u>0.045</u>	<u>0.0040</u>	<u>0.09</u>	—	739	859

表 16

鋼板 No.	鋼 No.	熱 間 圧 延 工 程										冷間圧延工程		冷延板焼鈍工程					調質 圧延
		スラブ 加 熱温度 S R T ℃	粗延 シートパ ー厚 mm	シートパ ー 接合 の有 無	仕上圧延		圧延後冷却		巻取り	冷間 圧下率 %	冷延 板厚 mm	箱焼鈍	連続焼鈍				過時効		
					出側温 度 F D T ℃	熱延板 板厚 mm	開始 時間 Δ t s	冷却 速度 V ℃/s					冷却 温度 C T ℃	焼鈍 温度 ℃	保持 時間 s	冷却 速度 ℃/s		冷却 停止 温度 ℃	
1	A	1210	30	無	850	4.0	0.2	50	550	83	0.70	700	40	45	270	—	0.2		
2	B	1230	30	無	870	4.0	0.2	50	530	81	0.75	680	30	50	270	—	0.2		
3	C	1220	30	無	840	4.0	0.1	50	550	83	0.70	700	30	55	270	—	0.2		
4	D	1180	30	無	850	4.0	0.5	50	530	83	0.70	690	45	45	250	—	0.2		
5	E	1190	30	無	850	4.0	0.2	45	520	83	0.70	720	25	45	200	—	0.5		
6	F	1180***	35	無	864	4.5	0.2	45	500	78	1.00	700	35	55	200	—	—		
7	G	1180	35	無	860	6.0	1.2	45	570	80	1.20	700	50	60	300	—	0.5		
8	H	1180	35	無	830	4.0	0.3	45	610	80	0.80	700	25	50	400	50	0.5		
9	I	1190	30	有	840	4.0*	0.3	45	550	84	0.65	700	25	45	250	—	0.5		
10	J	1210	30	無	840	4.0	0.3	50	450	83	0.70	700	25	30	250	—	0.5		
11	K	1200	30	無	850	4.0	0.3	50	520	83	0.70	700	25	30	250	—	0.5		
12	L	1200	30	無	880	4.0	0.2	50	550	83	0.70	700	35	30	270	—	0.7		
13	A	950	35	無	750	4.0	0.5	50	540	83	0.70	700	30	30	270	—	0.7		
14	A	1200	35	無	880	4.0	0.3	50	780	83	0.70	700	35	35	250	—	0.7		
15	A	1190	35	無	870	4.0	0.2	50	540	83	0.70	700	25	40	250	—	0.5		
16	A	1200	35	無	880	4.0	0.2	50	550	83	0.70	—	29	35	250	—	0.5		
17	B	1190	30	無	840	4.0	0.3	50	520	83	0.70	710	35	70	450	—	****		
18	G	1180	30	無	850	4.0	0.3	50	520	83	0.70	720	40	60	450	—	****		

*) 潤滑圧延実施

**) 冷却停止温度以下350℃以上の滞留時間

***) 温片装入

****) 溶融亜鉛めっきの後に伸び率0.5%の調質圧延

表 17

鋼板 No.	鋼板 No.	鋼板 固溶 N 量	鋼板組織				製品板特性				歪時効硬化特性		耐時効性	備 考
			フェライト		第 2 相		引張特性				B H 量	Δ T S		
			面積率 %	粒徑 μ m	M 面積率 %	その他 の相： 種類	Y S MPa	T S MPa	E 1 %	平均 r 値				
1	A	0.0075	86	7	12	B	290	550	35	1.6	80	80	0.0	本発明例
2	B	0.0055	92	8	7	P	295	556	35	1.5	90	85	0.0	本発明例
3	C	0.0055	90	7	10	—	285	555	34	1.6	85	75	0.0	本発明例
4	D	0.0075	89	6	10	B	295	565	34	1.6	95	80	0.0	本発明例
5	E	0.0110	91	7	9	—	315	605	33	1.7	85	75	0.0	本発明例
6	F	0.0110	90	7	10	—	309	595	35	1.6	100	75	0.0	本発明例
7	G	0.0095	85	6	14	B	314	605	35	1.6	85	70	0.0	本発明例
8	H	0.0078	87	10	12	B	318	615	33	1.6	96	75	0.0	本発明例
9	I	0.0086	86	5	12	P	276	525	37	1.5	90	80	0.0	本発明例
10	J	0.0095	84	5	15	P	324	620	33	1.5	102	90	0.0	本発明例
11	K	0.0003	98	7	1	P	235	355	38	1.4	45	34	1.5	比較例
12	L	0.0005	93	15	7	—	241	370	39	1.3	15	10	1.5	比較例
13		0.0009	98	22	0.5	P	285	430	32	1.1	0	15	0.5	比較例
14	A	0.0009	95	25	5	—	285	445	32	1.2	30	10	0.5	比較例
15		0.0010	100	12	0	—	315	480	34	1.4	25	12	0.8	比較例
16		0.0020	99	22	1	—	350	545	25	1.0	20	10	0.9	比較例
17	B	0.0060	92	8	7	P	297	555	35	1.5	92	85	0	本発明例
18	G	0.0055	92	8	7	P	296	557	34	1.5	90	85	0	本発明例

M：マルテンサイト、B：ベイナイト、P：パーライト

表 1 8

鋼 No.	化 学 成 分 (質 量 %)									変 態 点 (°C)	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	N / Al	そ の 他	A c ₁	A c ₃
M	0.052	0.01	0.60	0.035	0.001	0.002	0.0125	6.25	—	735	855

表 19

鋼板 No.	鋼 No.	熱 間 圧 延 工 程							冷間圧延工程		冷延板焼鈍工程						調質	備 考	
		スラブ加 熱温度 S R T ℃	粗圧延 シート厚 mm	シートバ ー 接合 の有 無	仕上圧延		圧延後冷却		巻取り CT ℃	冷間 圧下率 %	冷延 板厚 mm	箱焼鈍 温度 ℃	連続焼鈍						過時効 s
出側温 度 F D T ℃	熱延板 板厚 mm				開始 時間 Δ t s	冷却速 度 V ℃/s	冷却速度 停止 温度 ℃	焼鈍 温度 ℃					保持 時間 s	冷却 速度 ℃/s	冷却 停止 温度 ℃	350 ℃以上 の温度域の 滞留時間 s			
2-1		1180	30	無	850	4.5	0.3	45	540	64	1.6	700	790	40	45	270	—	0.2	本発明例
2-2	M	1200	30	有*	850	4.5	0.3	45	540	64	1.6	700	790	40	45	270	—	0.2	本発明例
2-3		1190	30	有**	855	4.5	0.3	45	540	64	1.6	700	790	40	45	270	—	0.2	本発明例

*) 潤滑圧延実施

**) シートバーヒーター、エッジヒーター使用

表 2 0

鋼板 No.	鋼板 No.	鋼板 固溶N 量	鋼板組織				製品板特性				製品板板特性				歪時効硬化特性		耐時効性	備 考
			フェライト		第2相		引張特性				引張特性のばらつき*				B H量	Δ T S		
			面積率 %	粒径 μ m	M 面積率 %	その他 の相： 種類**	Y S	T S	E I	平均 r 値	δ Y S	δ T S	δ E I					
							MPa	MPa	%		MPa	MPa	%					
2-1	M	0.0075	85	7	12	B	295	551	35	1.6	25	15	2	80	80	0	本発明例	
2-2	M	0.0075	85	7	12	B	295	552	35	1.6	20	10	1	80	80	0	本発明例	
2-3	M	0.0075	85	7	12	B	292	553	35	1.6	15	8	1	80	80	0	本発明例	

*) δ YS, δ TS, δ EI: = (最大値 - 最小値)
**) M: マルテンサイト、B: ベイナイト、P: パーライト

請 求 の 範 囲

1. mass%で、
C : 0.15%以下、
Si : 1.0%以下、
Mn : 2.0%以下、
P : 0.1%以下、
S : 0.02%以下、
Al : 0.005 ~0.030%、
N : 0.0050 ~0.0400%、
を含み、かつN/Al : 0.30以上、
固溶状態のNが0.0010%以上あり、
残部がFeおよび不可避免の不純物からなる組成を有することを特徴とする、歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板。

2. 前記組成に加えてさらに、mass%で、下記a群~d群のうちの1群または2群以上を含むことを特徴とする、請求項1記載の歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板。

記

a群:Cu、Ni、Cr、Moのうちの1種または2種以上を合計で1.0%以下、

b群:Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.1%以下

c群:Bを0.0030%以下

d群:Ca、REMの1種または2種を合計で0.0010~0.010%

3. mass%にて
C : 0.01%未満、
Si : 0.005 ~1.0%、
Mn : 0.01~1.5%、

P : 0.1%以下、

S : 0.01%以下、

Al : 0.005 ~0.030%、

N : 0.005 ~0.040%、

を含み、かつN/Al : 0.30以上、

固溶状態のNが0.0010%以上あり、

残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成を有することを特徴とする歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板。

4. 上記組成に加えてさらに、mass%で

B : 0.0001~0.0030%、

Nb : 0.005 ~0.050%、

を、次式(1)、(2)

$$N \% \geq 0.0015 + 14/93 \cdot Nb \% + 14/27 \cdot Al \% + 14/11 \cdot B \% \quad \text{--- (1)}$$

$$C \% \leq 0.5 \cdot (12/93) \cdot Nb \% \quad \text{--- (2)}$$

を満足する範囲において含有し、残部は実質的にFeの組成になることを特徴とする、請求項3に記載の歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板。

5. 上記組成に加えてさらに、mass%で必要に応じてCu、Ni、Moのうちの1種または2種以上を合計で1.0 %以下含むことを特徴とする請求項3または4に記載の歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板。

6. 鋼板の結晶粒径が 20 μm 以下であることを特徴とする請求項1から5に記載の歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板。

7. 熱処理温度 : 120 ~200 $^{\circ}\text{C}$ の低温域にて、成形後の強度上昇代 : 60 MPa以上

を有する請求項 1 から 6 に記載の歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板。

8. 請求項 1 から 7 に記載の冷延鋼板の表面に、電気亜鉛めっき、溶融亜鉛めっき、および合金化溶融亜鉛めっき層をそなえることを特徴とする、歪時効硬化特性に優れた電気亜鉛めっき、溶融亜鉛めっき、および合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

9. mass%にて

C : 0.01%未満、

Si : 0.005 ~1.0%、

Mn : 0.01~1.5%、

P : 0.1%以下、

S : 0.01%以下、

Al : 0.005 ~0.030%、

N : 0.005 ~0.040%、

を含み、かつN/Al : 0.30以上

を満足する範囲において含有し、残部は実質的にFeの組成になる鋼片を、熱間圧延し、その際、仕上圧延終了後直ちに冷却を開始して巻取り温度：400 ~800 °Cで巻取り、その後圧下率：60~95%の冷間圧延を施したのち、650~900°Cの温度で再結晶焼鈍を施すことを特徴とする、歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板の製造方法。

10. 上記組成に加えてさらに、mass%で

B : 0.0001~0.0030%、

Nb : 0.005 ~0.050%、

を、次式(1), (2)

$$N\% \geq 0.0015 + 14/93 \cdot Nb\% + 14/27 \cdot Al\% + 14/11 \cdot B\% \quad \text{--- (1)}$$

$$C\% \leq 0.5 \cdot (12/93) \cdot Nb\% \quad \text{--- (2)}$$

を満足する範囲において含有し、残部は実質的にFeの組成になることを特徴とする、請求項9に記載の歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板の製造方法。

11. 上記した再結晶焼鈍における昇温過程において、500℃から再結晶温度までの温度域を1～20℃/sの速度で昇温することを特徴とする、請求項9または10に記載の歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板の製造方法。

12. 請求項9から11において、再結晶焼鈍後、熔融亜鉛めっき処理、ついで加熱合金化処理を施すこと特徴とする、歪時効硬化特性に優れた合金熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

13. mass%で、

C：0.01%未満、

Si：0.005～1.0%、

Mn：0.01～1.5%、

P：0.1%以下、

S：0.01%以下、

Al：0.005～0.030%、

N：0.005～0.040%、

を含み、かつN/Al：0.30以上、

固溶状態のNが0.0010%以上あり、

残部がFeおよび不可避免の不純物からなる組成を有し、

TS×r値：750MPa以上であることを特徴とする、歪時効硬化特性に優れた深絞り用冷延鋼板。

14. 上記組成に加えてさらに、mass%で

B : 0.0001~0.0030%、

Nb : 0.005 ~0.050%、

を、次式(1), (2)

$$N \% \geq 0.0015 + 14/93 \cdot Nb \% + 14/27 \cdot Al \% + 14/11 \cdot B \% \quad \text{--- (1)}$$

$$C \% \leq 0.5 \cdot (12/93) \cdot Nb \% \quad \text{--- (2)}$$

を満足する範囲において含有し、

残部がFeおよび不可避免の不純物からなる組成を有し、

T S × r 値 : 750MPa以上であることを特徴とする、請求項 1 3 に記載の歪時効硬化特性に優れた深絞り用冷延鋼板。

1 5. 請求項 1 3 記載の鋼組成に加えてさらに、mass%で

B : 0.0001~0.0030%、

Nb : 0.005 ~0.050%、

Ti : 0.005~0.070%、

V : 0.005 ~0.10%のうち1種または2種以上を含有し、

かつN/(Al+Nb+Ti+V+B) : 0.30以上、

固溶状態のNが0.0010%以上あり、

残部Feおよび不可避免の不純物からなる組成を有し、

T S × r 値 : 750MPa以上であることを特徴とする、請求項 1 3 に記載の歪時効硬化特性に優れた深絞り用冷延鋼板。

1 6. mass%で、

C : 0.01%未満、

Si : 0.005 ~1.0%、

Mn : 0.01~1.5%、

P : 0.1%以下、

S : 0.01%以下、
Al : 0.005 ~0.030%、
N : 0.005 ~0.040%、
を含み、
B : 0.0001~0.0030%、
Nb : 0.005 ~0.050%、
Ti : 0.005 ~0.070%、
V : 0.005 ~0.10%のうち1種または2種以上を含み、かつ
N/(Al+Nb+Ti+V+B) : 0.30以上になる組成を有する鋼素材を、
950℃以上に加熱後、粗圧延終了温度を1000℃以下Ar3以上として粗圧延し
続いてAr3以下600℃以上の温度域で潤滑しつつ仕上圧延して巻き取り、
その際粗圧延開始から仕上圧延終了までの全圧下率を80%以上とし、
得られた熱延板を再結晶焼鈍し、
次いで圧下率60~95%で冷間圧延し、
得られた冷延板を再結晶焼鈍することを特徴とする歪時効硬化特性に優れた深絞り
用冷延鋼板の製造方法。

17. mass%で、
C : 0.0015~0.025%、
Si : 1.0 %以下、
Mn : 2.0 %以下、
P : 0.1%以下、
S : 0.02%以下、
Al : 0.02%以下、
N : 0.0050~0.0250%、
を含み、かつ

B : 0.0001~0.0050%、

Nb : 0.002 ~0.050%、

の1種または2種以上を含み、かつN/Alが0.3以上、固溶状態としてのNを0.0010%以上含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる組成と、

面積率で5%以上のアシキュラーフェライト相と平均結晶粒径：20 μ m以下のフェライト相から成る組織を有し、

r値：1.2以上であることを特徴とする成形性、歪時効硬化特性および耐常温時効性に優れた冷延鋼板。

18. 前記組成に加えてさらに、mass%で、下記a群～c群のうちの1群または2群以上を含むことを特徴とする請求項17に記載の冷延鋼板。

記

a群：Cu、Ni、Cr、Moのうちの1種または2種以上を合計で1.0%以下

b群：Ti、Vのうちの1種または2種を合計で0.1%以下

c群：Ca、REMの1種または2種を合計で0.0010~0.010%

19. mass%で、

C : 0.0015~0.025%、

Si : 1.0%以下、

Mn : 2.0%以下、

P : 0.1%以下、

S : 0.02%以下、

Al : 0.02%以下、

N : 0.0050~0.0250%、

を含み、かつ

B : 0.0001~0.0050%、

Nb : 0.002 ~0.050%、
の1種または2種以上を含み、かつN/A1が0.3以上である組成の鋼スラブを、
スラブ加熱温度：1000℃以上に加熱し、
粗圧延してシートバーとなし、
該シートバーに仕上圧延出側温度：800℃以上とする仕上圧延を施し、
巻取温度：800℃以下で巻き取り熱延板とする熱間圧延工程と、
該熱延板に酸洗および冷間圧延を施し冷延板とする冷間圧延工程と、
該冷延板にフェライト-オーステナイト二相域内の温度で連続焼鈍を行い、
500℃以下の温度域まで冷却速度：10～300℃/sで冷却する冷延板焼鈍工程とを、
順次施すことを特徴とする
r 値：1.2以上を有し、成形性、歪時効硬化特性および耐常温時効性に優れた冷延
鋼板の製造方法。

20. 前記組成に加えてさらに、mass%で、下記a群～c群のうちの1群または
2群以上を含むことを特徴とする請求項19に記載の冷延鋼板の製造方法。

記

a 群：Cu、Ni、Cr、Moのうちの1種または2種以上を合計で1.0%以下、

b 群：Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.1%以下

c 群：Ca、REM の1種または2種を合計で0.0010～0.010%

21. mass%で、

C : 0.025 ~0.15%

Si : 1.0%以下、

Mn : 2.0%以下、

P : 0.08%以下、

S : 0.02%以下、

Al : 0.02%以下、

N : 0.0050~0.0250%

を含み、かつN/Alが0.3以上、固溶状態としてのNを0.0010%以上含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成と、

平均結晶粒径：10 μ m 以下のフェライト相を面積率で80%以上含み、さらに第2相として面積率で2%以上のマルテンサイト相を含む組織とを有し、

r 値：1.2 以上であることを特徴とする高 r 値と優れた歪時効硬化特性および常温非時効性を有する高張力冷延鋼板。

2 2. 前記組成に加えてさらに、mass%で、下記 d 群～g 群のうちの1群または2群以上を含むことを特徴とする請求項 2 1 に記載の高張力冷延鋼板。

記

d 群：Cu、Ni、Cr、Moのうちの1種または2種以上を合計で1.0%以下

e 群：Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.1%以下

f 群：Bを0.0030%以下

g 群：Ca、REM の1種または2種を合計で0.0010~0.010%

2 3. mass%で、

C : 0.025 ~0.15%

Si : 1.0%以下、

Mn : 2.0%以下、

P : 0.08%以下、

S : 0.02%以下、

Al : 0.02%以下、

N : 0.0050~0.0250%

を含み、かつN/Alが0.3以上である組成の鋼スラブを、

スラブ加熱温度：1000℃以上に加熱し、
粗圧延してシートバーとなし、
該シートバーに仕上圧延出側温度：800℃以上とする仕上圧延を施し、
巻取温度：800℃以下で巻き取り熱延板とする熱間圧延工程と、
該熱延板に酸洗および冷間圧延を施し冷延板とする冷間圧延工程と、
該冷延板に焼鈍温度：再結晶温度以上800℃以下で箱焼鈍を施し、
ついで焼鈍温度：Ac1変態点～（Ac3変態点－20℃）で連続焼鈍を行い、
その後500℃以下の温度域まで冷却速度：10～300℃/sで冷却する冷延板焼鈍工程
とを、順次施すことを特徴とするr値：1.2以上の高r値と優れた歪時効硬化特性
および常温非時効性を有する高張力冷延鋼板の製造方法。

24. 前記連続焼鈍後の冷却に引き続いて、前記冷却の冷却停止温度以下350℃
以上の温度域で滞留時間20s以上の過時効処理を行うことを特徴とする請求項23
に記載の高張力冷延鋼板の製造方法。

25. 前記組成に加えてさらに、mass%で、下記d群～g群のうちの1群または
2群以上を含むことを特徴とする請求項23または24に記載の高張力冷延鋼板の
製造方法。

記

d群：Cu、Ni、Cr、Moのうちの1種または2種以上を合計で1.0%以下、

e群：Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.1%以下

f群：Bを0.0030%以下

g群：Ca、REMの1種または2種を合計で0.0010～0.010%

図 1

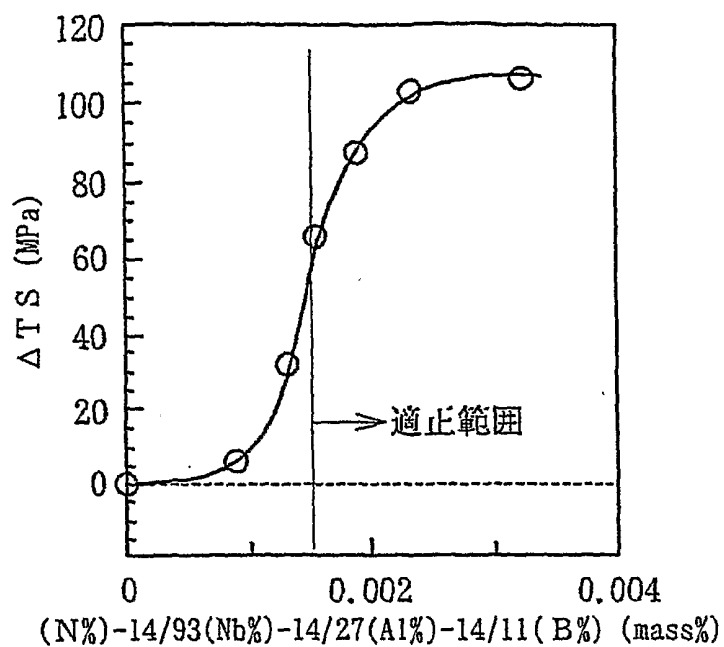


図 2

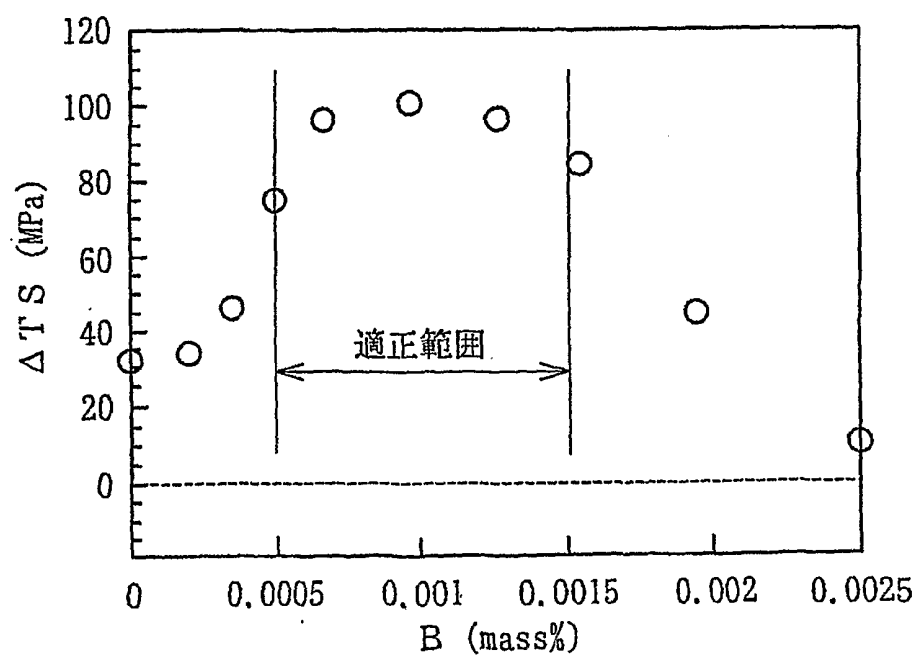


図3

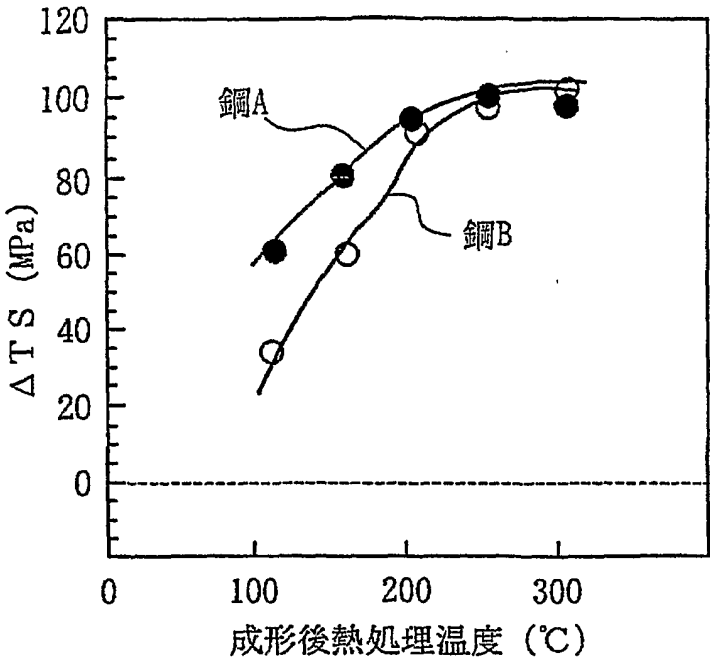


図4

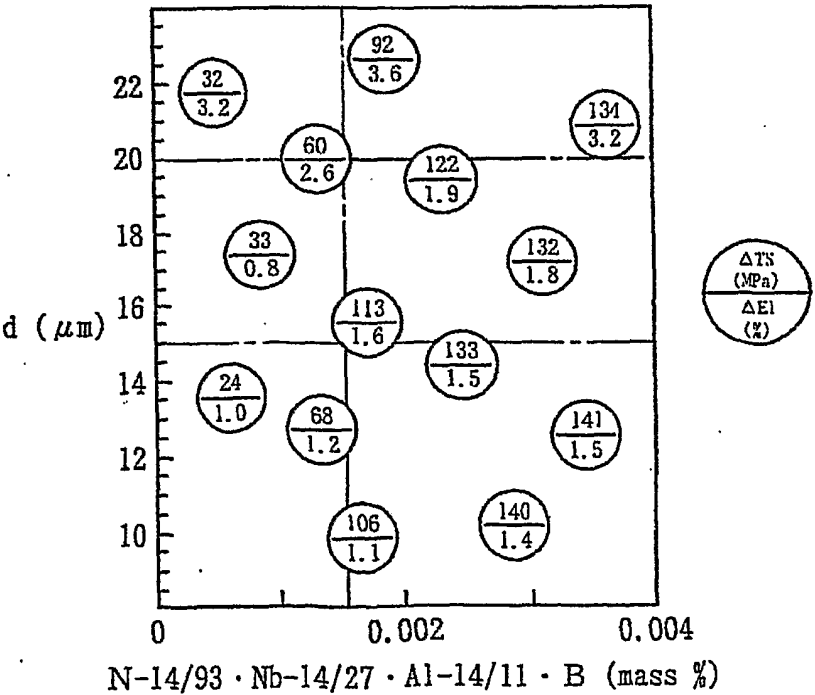


図5

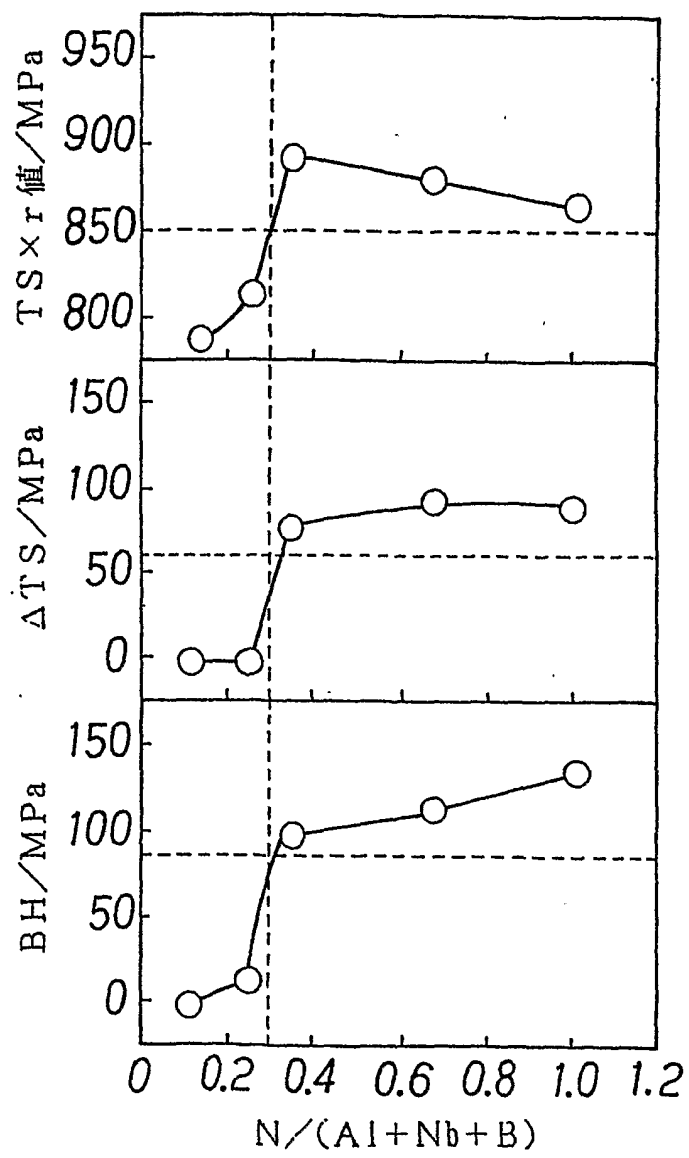
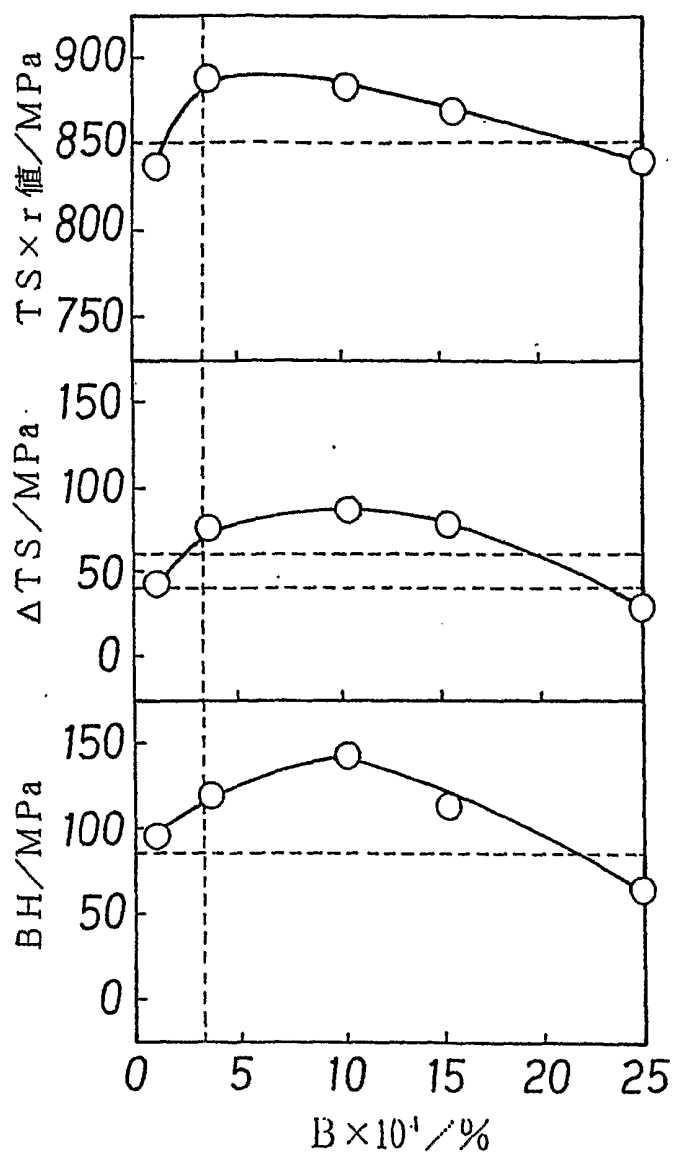


図6



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP01/01004

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl.⁷ C22C38/00, 38/06, 38/58, C21D9/46

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl.⁷ C22C38/00-60, C21D9/46-48

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1926-1996	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2001
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2001	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2001

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

WPI

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP, 8-35039, A (Kawasaki Steel Corporation), 06 February, 1996 (06.02.96), Claims (Family: none)	1, 2
X	EP, 608430, A1 (NIPPON STEEL CORPORATION), 03 August, 1994 (03.08.94), Claims	3, 4 6-16 5
Y	& JP, 6-81081, A & WO, 94/00615, A1 & US, 5470403, A & KR, 9701411, B1	
X	JP, 6-116682, A (Kawasaki Steel Corporation), 26 April, 1994 (26.04.94), Claims (Family: none)	17-20 5, 22
Y		
X	JP, 58-42753, A (Kobe Steel, Ltd.), 12 March, 1983 (12.03.83), Claims (Family: none)	21 22
Y		
A	JP, 6-102816, B2 (Kawasaki Steel Corporation), 14 December, 1994 (14.12.94) (Family: none)	17-20

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C.
 ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"E" earlier document but published on or after the international filing date	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"&" document member of the same patent family
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

 Date of the actual completion of the international search
15 May, 2001 (15.05.01)

 Date of mailing of the international search report
05 June, 2001 (05.06.01)

 Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP01/01004

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP, 11-279691, A (Nippon Steel Corporation), 12 October, 1999 (12.10.99) (Family: none)	21, 22
A	JP, 7-34136, A (Nippon Steel Corporation), 03 February, 1995 (03.02.95) (Family: none)	23-25

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))		
Int. Cl ⁷ C22C38/00, 38/06, 38/58, C21D9/46		
B. 調査を行った分野		
調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))		
Int. Cl ⁷ C22C38/00-60, C21D9/46-48		
最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの		
日本国実用新案公報 1926-1996年 日本国公開実用新案公報 1971-2001年 日本国登録実用新案公報 1994-2001年 日本国実用新案登録公報 1996-2001年		
国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)		
WPI		
C. 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
X	JP, 8-35039, A (川崎製鉄株式会社), 6. 2月. 1996 (06. 02. 96), 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1, 2
X	EP, 608430, A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 3. 8月. 1994 (03. 08. 94), 特許請求の範囲	3, 4
Y	& JP, 6-81081, A&WO, 94/00615, A1 & US, 5470403, A&KR, 9701411, B1	6-16 5
☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。 ☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。		
* 引用文献のカテゴリー 「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの 「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの 「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す) 「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願日の後に公表された文献 「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの 「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの 「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの 「&」 同一パテントファミリー文献		
国際調査を完了した日	国際調査報告の発送日	
15. 05. 01	05.06.01	
国際調査機関の名称及びあて先	特許庁審査官 (権限のある職員)	4 K 9731
日本国特許庁 (ISA/JP)	佐藤 陽一	印
郵便番号 100-8915	電話番号 03-3581-1101	内線 3435
東京都千代田区霞が関三丁目4番3号		

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
X Y	J P, 6-116682, A (川崎製鉄株式会社), 26. 4月. 1994 (26. 04. 94), 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	17-20 5, 22
X Y	J P, 58-42753, A (株式会社神戸製鋼所), 12. 3月. 1983 (12. 03. 83), 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	21 22
A	J P, 6-102816, B2 (川崎製鉄株式会社), 14. 12月. 1994 (14. 12. 94) (ファミリーなし)	17-20
A	J P, 11-279691, A (新日本製鐵株式会社) 12. 10月. 1999 (12. 10. 99) (ファミリーなし)	21, 22
A	J P, 7-34136, A (新日本製鐵株式会社) 3. 2月. 1995 (03. 02. 95) (ファミリーなし)	23-25