



特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(51) 国際特許分類 ⁴ C22C 38/16, C21D 8/04, 9/56	A1	(11) 国際公開番号 WO 88/ 10319 (43) 国際公開日 1988年12月29日 (29.12.88)
(21) 国際出願番号 PCT/JP88/00640 (22) 国際出願日 1988年6月27日 (27. 06. 88) (31) 優先権主張番号 特願昭 62-157892 (32) 優先日 1987年6月26日 (26. 06. 87) (33) 優先権主張国 JP (71) 出願人 (米国を除くすべての指定国について) 新日本製鐵株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION)(JP/JP) 〒100-71 東京都千代田区大手町2丁目6番3号 Tokyo, (JP) (72) 発明者: および (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ) 岸田宏司 (KISHIDA, Koji)(JP/JP) 秋末 治 (AKISUE, Osamu)(JP/JP) 〒671-11 兵庫県姫路市広畑区富士町1番地 新日本製鐵株式会社 広畑製鐵所内 Hyogo, (JP) (74) 代理人 弁理士 谷山輝雄, 外(TANIYAMA, Teruo et al.) 〒100 東京都千代田区丸の内2丁目6番2号 丸の内八重洲ビル330号 Tokyo, (JP) (81) 指定国 DE(欧州特許), FR(欧州特許), GB(欧州特許), US. 添付公開書類 国際調査報告書 補正書・説明書		
(54) Title: HIGH-STRENGTH, COLD-ROLLED STEEL SHEET HAVING HIGH GAMMA VALUE AND PROCESS FOR ITS PRODUCTION (54) 発明の名称 高r値を有する高強度冷延鋼板及びその製造方法 (57) Abstract A cold-rolled Al-killed steel sheet wherein the content of Cu is reduced below 0.010 % to thereby form mainly a recrystallized ferritic single phase for obtaining a high gamma value, Cu is incorporated in a content of 0.8 to 2.2 % and, upon recrystallization and annealing, Cu is brought into a solid solution state and is precipitated before working of the sheet or locally or wholly precipitated after the working according to the end use to thereby impart high strength to the precipitated Cu portion. If necessary, Ti, Nb, Ni or B may be incorporated in the cold-rolled steel sheet in a given amount.		

(57) 要約

本発明は、Alキルド冷延鋼板において、C含有量を0.010%以下に低減することにより主として再結晶フェライト単相組織とすることにより高r値にすると共に、Cuを0.8～2.2%含有させ、且つこのCuを再結晶焼鈍時に固溶状態にさせ、その後目的に応じて鋼板段階でCuを析出させるか、加工後に局部的もしくは全体的にCuの析出処理を施すことによりCuの析出部分に高い強度が付与できるものである。

又上記冷延鋼板に、Ti, Nb, Ni, Bを必要に応じて所定量含有させることができる。

情報としての用途のみ

PCTに基づいて公開される国際出願のパフレット第1頁にPCT加盟国を同定するために使用されるコード

AT オーストリア
AU オーストラリア
BB バルバドス
BE ベルギー
BG ブルガリア
BJ ベナン
BR ブラジル
CF 中央アフリカ共和国
CG コンゴ
CH スイス
CM カメルーン
DE 西ドイツ
DK デンマーク
FI フィンランド

FR フランス
GA ガボン
GB イギリス
HU ハンガリー
IT イタリア
JP 日本
KP 朝鮮民主主義人民共和国
KR 大韓民国
LI リヒテンシュタイン
LK スリランカ
LU ルクセンブルグ
MC モナコ
MG マダガスカル
ML マリ

MR モーリタニア
MW マラウイ
NL オランダ
NO ノルウェー
RO ルーマニア
SD スーダン
SE スウェーデン
SN セネガル
SU ソビエト連邦
TD チャード
TG トーゴ
US 米国

明 細 書

高 r 値を有する高強度冷延鋼板及びその製造方法

技術分野

最近の冷延鋼板の利用者側からの冷延鋼板に対する特性値上の要求の一つは冷延鋼板の益々の高強度化であると同時に高い加工性を保持していることである。本発明はこれらの要求に応える高 r 値高強度冷延鋼板を提供するものである。

背景技術

従来の高 r 値を有した高強度冷延鋼板としては P を添加した Al キルド鋼板（例えば、特公昭 59-20733）や P を添加した Ti および Nb 含有超極低炭素鋼板（例えば、特公昭 60-47328）がある。しかしながらこれらの高強度鋼板の引張強さはせいぜい 40 から 45 kgf/mm² 以下である。従って最近の冷延鋼板に対する新しい要求を満足するものではない。

最近の高加工性冷延鋼板の材質に対する利用者側からの材質に対する益々の高性能化の要求は強まるばかりである。即ち、高加工変形を必要とする複雑な形状をした部品が増えてきていることとあわせて、部品の高強度化と鋼板の薄手化による部品の軽量化を図っていく必要性が高くなってきている。また、鋼板の利用者側での変形加工処理工程を出来る限り少なくして低コスト化を図る必要性も近年とみに増えている。従って、従来 of 鋼板では到底利用者側の要求を満たすものではない。

2

従来の技術レベル範囲の高 r 値高強度鋼板の引張強さはせいぜい 45 kgf/mm^2 以下である。一般的に鋼板の強度を上げるために各種の強化元素を添加すると強度の上昇と共に r 値は低くなり高強度鋼板では高 r 値は得られないとするのが従来の認識である。

本発明では従来不可能とされていた引張強さ 45 kgf/mm^2 以上の鋼板においてさえも高い r 値が得られる新規な冷延鋼板とその製造方法を開発したものである。

発明の開示

本発明の高 r 値高強度冷延鋼板は、C 0.010% 以下、Mn $0.05 \sim 0.5\%$ 、Si 1.0% 以下、S $0.001 \sim 0.030\%$ 、P 0.10% 以下、N 0.0050% 以下、Sol.Al $0.005 \sim 0.10\%$ 、Cu $0.8 \sim 2.2\%$ 、その他不可避的元素を含有するものを基本的成分として、これにTi, Nbの一種または二種を、更にはNiを、また更にはBを含有させることもある。

又、本発明の高 r 値を有する高強度冷延鋼板の製造方法は、上記成分組成を有する冷延鋼板に対して第1番目の方法が 750°C 以上の温度で再結晶焼鈍し、つづいて $450 \sim 700^\circ\text{C}$ の温度範囲で1分以上の熱処理を施すことを特徴とする高 r 値を有する高強度冷延鋼板の製造方法であり、第2番目の方法は 750°C 以上の温度で再結晶焼鈍をし、次いで1分以内に 450°C 未満の温度まで冷却して製品とし、加工変形後に再び 450°C 以上の温度範囲の熱処理を施すことによってその強度を高強度化しうる冷延鋼板の製造方法であり、第2番目の方法に於ける熱処理は、成形加工品の全体に施す場合と、スポット溶接、アーク溶接、部分レーザー照射等による局部加

熱の場合を含むものである。

本発明者等は、現在通常に採用されている工業的規模での連続焼鈍方式、即ち加熱帯－均熱帯－1次冷却帯－過時効処理帯－2次冷却帯を有する連続焼鈍方式による高r値高強度冷延鋼板の工業的製造方法を検討し、低炭素鋼に種々の元素を単独あるいは複合添加する研究を行った結果、C量を低減し且つCuを添加することによって高いr値と高強度を同時に達成しうることを新規に知見した。

C量は高強度レベルになっても極めて高いr値と高い延性を確保するために極力低減させることが必要である。第1図はMn 0.15 %、Si 0.02 %、S 0.010 %、P 0.01 %、N 0.0020 %、Sol.Al 0.03 %、Cu 1.8 %を含む鋼を基本成分とし、C量を0.0015～0.0450 %の範囲で変化させた鋼を溶製し、常法に従い熱間圧延および冷間圧延を施し板厚0.8mmの鋼板とした後、825℃の温度にて1分間保持し、550℃まで5℃/秒で冷却し、続いて550℃で5分間熱処理した時のC量とr値の関係について調べたグラフである。同図から、C量が0.01 %以下の本発明鋼では、C量が高い比較鋼に対しr値が0.4～0.5も高く、C量を制御することにより極めて高いr値が確保しうる事が認められる。従って、C量としては、0.010 %以下にする必要がある。これ以上のC量になるとr値および延性が下がり本発明の目的が達成されない。特に好ましいC量は0.0005～0.0030 %である。

次に第2図はC量が0.01 %以下の鋼のr値に及ぼすCu量の影響を示した図である。同図より、Cu量もr値に寄与していることが認められる。Cuは極低炭素鋼に添加することによっ

て、 r 値の高い再結晶集合組織の発達を終えてから析出させて鋼板の強度を高める効果を持つ。第 3 図は本発明の第 2 の特徴である Cu 量と引張強さの関係を示した図である。C 0.0025%、Mn 0.15%、Si 0.60%、S 0.015%、P 0.08%、N 0.0025%、Sol.Al 0.03% を含む鋼を基本成分とし、Cu 量を 0~2.45% の範囲で添加した鋼を溶製し、常法に従い熱間圧延および冷間圧延を施し板厚 0.8mm の鋼板とした後、850℃ で再結晶焼鈍し、続いて 1 次冷却帯で徐冷後、過時効処理帯を利用して、400℃ および 550℃ で 3 分間熱処理した鋼板の引張強さにおよぼす Cu 量の影響を示した図である。図中、曲線 (a) は 400℃ × 3 分の熱処理をした鋼板、曲線 (b) は 550℃ × 3 分の熱処理をした鋼板の引張強さを示す。Cu 量の下限を 0.8% としたのは、0.8% 未満の Cu 量では短時間の熱処理では強度が上昇しないのみならず、第 3 図からも明らかのように、0.8% 未満の Cu 量ではむしろ r 値の低下を引き起こすためである。一方、2.2% を超えると表面品質が劣化するので、上限は 2.2% とする。好ましい Cu 量は 1.2 ~ 2.0% である。

P は鋼板の強度および耐食性を向上させる元素として有効であるが、その必要がないときは、P 量は 0.03% 以下であってもよい。一方、鋼板の強度および耐食性を向上させる場合には、0.06~0.10% の P の添加が好ましい。しかし、0.10% を超えると鋼板の二次加工割れが発生するのでそれを上限とする。

Si は通常、不純物として 0.03% 以下含まれるが、鋼板の強度を上げる元素としてその必要強度レベルに応じて 1.0% 以

下、好ましくは0.3 ~ 1.0 % 添加するが1.0 % を超えると熱延時に発生するスケールによって鋼板の表面疵が発生しやすくなるのでその添加量は1.0 % 以下とする。

MnおよびS量は鋼板のr値や延性を高めるには低いほうが好ましく、それぞれの上限を0.5, 0.030%とし、好ましくは、それぞれ、0.05~0.30%、0.001 ~ 0.010 %とする。Mn量があまり低くなりすぎると鋼板の表面疵が発生し易くなるのでその下限を0.05%とする。

Nはr値を高め、高延性を得るためには低い方が好ましく0.0050%以下とする。

Ti, Nbの一種または二種をそれぞれ0.01~0.2, 0.005~0.2 % の範囲で添加するとCとNはこれらによって固定され鋼板は非時効性の鋼板になる。非時効性鋼板になると時効による延性の低下はなくなり一層の高延性鋼板が得られる。また、Ti, Nbの一種または二種の添加は鋼板のr値をより高いものにする効果がある。

Tiは鋼中のC, O, N, Sなどと反応するので、これらの量と併せ考えねばならないが、これらの元素を固定し、高度のプレス加工性を得るためには0.01%以上の添加が必要であり、一方0.2 % より多くすることはコスト的に不利である。

Nbも鋼中のC, O, Nなどと反応するので、これらの量と併せ考えねばならないが、これらの元素を固定し、高度のプレス加工性を得るためには0.005 % 以上の添加が必要であり、一方0.2 % より多くすることはコスト的に不利である。

Niは鋼板の表面品質を高品位に保ち、熱間脆性を防止する

のに有効である。必要に応じて0.15～0.45%の範囲で添加してもよい。

Cu添加鋼の熱間脆性は鋼表面に生成したスケールの下に形成されるCu濃縮部が、その融点以上に加熱されることによって液状となり、オーステナイト粒界に浸透することによって引き起こされる。したがってスラブの熱延段階での熱間脆性を防止するには、Cu濃縮部の融点以下で加熱することが理想であり、1080℃以下の加熱が望ましい。しかし、加熱温度の低下は圧延荷重の増加をもたらすため、圧延機の性能によって必ずしも1080℃以下の加熱は実施できない。この場合にはNiの添加が有効である。Niの添加により、上記のCu濃縮部にNiも濃縮され、Cu濃縮部の融点を上げる。0.15%未満の添加ではその効果は小さく、一方0.45%を超えるNiの添加はコスト的に不利である。

次にBであるが、BはCuと複合添加されることによって鋼の A_{r3} を著しく低下させる効果のあることを本発明者等は新規に知見した。本発明鋼の熱延において、圧延終了温度は鋼板の材質を良好に保つ為 A_{r3} 以上であることが必要である。しかるに本発明鋼においては、前述の如くCuの固溶もしくは析出を制御するためにCを0.015%以下としており、従ってその A_{r3} 点は高く、圧延終了温度を高くする必要がある。一方、本発明鋼板の表面品質を高品位に保つためには加熱温度を低くすることが望ましいことは既に述べたとおりであり、低温加熱と高温での圧延終了という製造上の困難がともなう。本発明者らはこの観点から、Cuを添加した極低炭素鋼の A_{r3} におよぼす元素の影響を検討し、Bの添加によって A_{r3}

点が大幅に低下することを知見した。0.0001%未満の添加ではAr₃点低下の絶対値が小さいため、下限を0.0001%とする。一方、0.0030%を超えるBの添加はコスト的に不利である。なお、この範囲のBの添加は2次加工割れ性を向上させる上でも好ましい。

以上述べたTi, Nbの一種または二種の添加、Niの添加およびBの添加は単独で添加しても、それらの二種以上を複合添加しても効果を発揮する。

Sol.A1はAlキルドを得るために必要な0.002 ~ 0.10%の範囲にすればよい。

次に熱間圧延工程では、連続鑄造機から直送された高温鑄片または、加熱によって得られた高温鑄片をAr₃以上の温度で熱間圧延を行う。

熱間圧延後の巻取温度については特に制限はないが、500 ~ 650 °Cで巻き取った場合、熱延板中にCuが微細に析出し、これが引き続く冷間圧延後の焼鈍時に再結晶を遅らせる作用をもつため、好ましくは熱延後の巻取温度は450 °C以下もしくは700 °C以上とする。

次に冷間圧延についてであるが、高r値を得る為には冷延圧下率は高い方がよい。50 ~ 85%の範囲の冷延圧下率であれば本発明の目的に適う。

冷間圧延板の焼鈍は750 °C以上の温度で連続焼鈍を行い、再結晶させると同時にCuの固溶をはかる。この際、750 °C未満の温度では再結晶が完了せず、しかもCuの固溶も十分ではない。連続焼鈍後で高r値と同時に高強度をもった鋼板にする場合は、750 °C以上の温度での再結晶焼鈍後700 ~ 450 °C

の温度範囲に冷却し此の温度範囲で1分以上のCuの析出処理を施す。第4図は1.38% Cuを含有した本発明鋼の引張強さにおよぼす連続焼鈍の過時効処理条件の影響を示す。第4図から明らかな如く、熱処理温度が450℃未満の場合には、工業的実施の範囲内で時間をかけても、Cuの析出が不十分で強度の上昇が図れないことが分かる。一方、熱処理時間については、Cuの析出量は熱処理時間の増加とともに増大する。本発明者等の実験によれば、熱処理温度が高温の場合には1分以下（例えば0.1分程度）でもCuの析出は起こるが、不十分であり、又、工業的規模の過時効処理帯での滞留時間は最低1分程度であるので、この観点から工業的熱処理時間の下限を1分としたものである。この方法は連続焼鈍が終わった段階で高r値と高強度を同時に兼ね備えた鋼板を製造する方法である。この場合、700℃を超える温度ではフェライト中のCuの平衡固溶度が大きいいため、大部分のCuは固溶したままで析出せず、一方、450℃未満の温度ではCuの拡散が遅くなるためCuの析出が起こらない。

一方、750℃以上の温度での再結晶焼鈍後1分以内に450℃未満の温度に冷却し一次製品とし、それに成形加工を施しその加工された製品に450～700℃の範囲の熱処理を加えCuを析出させて加工部品の強度を高めることも本発明の方法である。この場合、冷却に1分を超える時間がかかると十分なCuの過飽和固溶が得られない。また、450℃以上の温度までしか冷却しない場合には、1次製品の段階で既にCuの析出が起こってしまうため、成形加工時の延性が十分には高くない。

この方法を採用すれば、成形加工時の鋼板の強度は低く軟質でさらに延性も十分に高いので一層複雑な難成形部品の加工も可能となり、従来の技術では得られなかった高強度部品が得られれるようになる。

この成形加工後に熱処理を施してその強度を高めるが、この熱処理条件は、温度についてはCuの析出を十分起こさせるために、第4図と同様な理由により、450℃以上が必要である。尚、熱処理時間は、熱処理温度が高い場合には、例えば、0.5秒といった極めて短時間でもよい。尚又、熱処理温度の上限は700℃が適当である。

この熱処理は、成形加工部品全体について行い、全体の強度の増加を図ることもできるし、又局部的に加熱を行って局部的に強度増加を図ることも出来る。この後者の一例としては、自動車のフレームにプレス成形後、その一部を局部的にバーナー等で加熱することが考えられる。小型トラックのフレームは、前半分はエンジンを積む為荷重がかかり、現在は補強板を溶接する等の対策が取られている。本発明鋼板をこの部品に使用すれば、荷重のかかる部分のみ強度上昇を図ることが可能となる。又、軸受けは軸受け部分の強度上昇を図るため、加工後部品全体を浸炭焼き入れもしくは窒化処理しているが、本発明鋼板を使用すれば部分加熱が可能となり、大幅な生産性の増加が期待される。

図面の簡単な説明

第1図は1.8% Cuを含有した冷延鋼板のr値に及ぼすC量の影響を示すグラフ、第2図は極低炭素冷延鋼板のr値に及ぼすCu量の影響を示すグラフ、第3図は極低炭素冷延鋼板の

引張強さにおよぼすCu量の影響を過時効処理条件をパラメーターとして示すグラフ、第4図は1.38% Cuを含有した冷延鋼板の引張強さにおよぼす熱処理条件の影響を示すグラフである。

発明を実施するための最良の形態

実施例 1

第1表に示したA～Tまでの鋼片を同表に示す条件で熱延し巻き取り、板厚3.2mmの熱延鋼板を得た。その鋼板を0.8mmまで冷間圧延を施した後、同表に示す再結晶焼鈍およびCuの析出処理を施した。この鋼板の機械的性質を第2表に示す。

第1表 試験材の化学成分 (wt%) と熱延、冷延および焼鈍条件

鋼	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb
A	0.0035	0.02	0.15	0.008	0.010	0.01	0.0011	—	—
B	0.0054	0.02	0.16	0.077	0.008	0.03	0.0018	0.046	—
C	0.0046	0.64	0.25	0.079	0.005	0.02	0.0021	0.035	—
D	0.0092	0.62	0.22	0.088	0.005	0.04	0.0016	0.043	0.010
E	0.0041	0.64	0.25	0.079	0.004	0.03	0.0020	0.036	0.007
F	0.0405	0.01	0.17	0.007	0.009	0.03	0.0019	—	—
G	0.0072	0.02	0.20	0.007	0.008	0.03	0.0021	—	—
H	0.0049	0.02	0.21	0.010	0.010	0.03	0.0024	—	—
I	0.0021	0.03	0.16	0.015	0.007	0.04	0.0023	—	—
J	0.0018	0.03	0.15	0.010	0.006	0.03	0.0022	—	0.025
K	0.0022	0.02	0.12	0.012	0.005	0.04	0.0028	0.048	—
L	0.0017	0.03	0.13	0.013	0.004	0.04	0.0024	—	0.031
M	0.0019	0.03	0.15	0.017	0.007	0.03	0.0021	—	—
N	0.0024	0.03	0.14	0.015	0.009	0.04	0.0022	0.050	—
O	0.0022	0.03	0.12	0.018	0.008	0.05	0.0023	—	0.032
P	0.0015	0.03	0.12	0.013	0.008	0.04	0.0029	—	—
Q	0.0017	0.03	0.20	0.018	0.003	0.03	0.0027	0.032	0.008
R	0.0021	0.03	0.11	0.017	0.004	0.03	0.0026	0.043	—
S	0.0019	0.03	0.16	0.016	0.006	0.04	0.0021	—	0.033
T	0.0020	0.04	0.17	0.018	0.005	0.05	0.0027	0.045	0.007

第 1 表 (つづき)

鋼	Cu	Ni	B	熱延仕 上温度 (℃)	巻取温度 (℃)	連 続 焼 鈍 (℃×min) - (℃×min)	備 考
A	1.88	-	-	913	340	850×1 - 550×3	本発明鋼
B	1.27	-	-	905	750	775×1 - 600×1	本発明鋼
C	1.68	-	-	898	400	800×2 - 600×3	本発明鋼
D	1.19	0.18	-	911	360	800×1 - 550×5	本発明鋼
E	1.38	-	-	904	780	850×1 - 550×10	本発明鋼
F	1.34	-	-	892	400	800×1 - 550×5	比較鋼
G	0.61	-	-	907	400	800×1 - 550×5	比較鋼
H	1.24	-	-	913	400	700×1 - 550×5	比較鋼
I	1.35	0.40	-	903	330	800×1 - 600×5	本発明鋼
J	1.42	-	-	905	300	800×1 - 600×5	〃
K	1.36	0.21	-	906	320	800×1 - 600×5	〃
L	1.38	0.30	-	860	250	800×1 - 600×5	〃
M	1.37	-	0.0004	852	240	800×1 - 600×5	〃
N	1.34	-	0.0006	855	220	800×1 - 600×5	〃
O	1.42	-	0.0005	860	300	800×1 - 600×5	〃
P	1.37	0.25	0.0008	845	280	800×1 - 600×5	〃
Q	1.33	-	0.0003	865	260	800×1 - 600×5	〃
R	1.39	0.42	0.0006	858	210	800×1 - 600×5	〃
S	1.37	0.19	0.0009	851	340	800×1 - 600×5	〃
T	1.36	0.32	0.0010	848	320	800×1 - 600×5	〃

第 2 表 試験材の機械的性質

鋼	降 伏 点 (kgf/mm ²)	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	伸 び (%)	r 値	備 考
A	46.2	58.2	26.3	1.43	本 発 明 鋼
B	35.4	49.3	32.4	1.61	本 発 明 鋼
C	61.5	72.4	23.1	1.49	本 発 明 鋼
D	44.9	59.3	26.3	1.51	本 発 明 鋼
E	53.8	63.9	27.3	1.58	本 発 明 鋼
F	42.1	52.1	23.9	1.15	比 較 鋼
G	21.3	34.0	37.8	1.50	比 較 鋼
H	45.0	56.5	18.1	1.05	比 較 鋼
I	42.3	49.8	33.4	1.52	本 発 明 鋼
J	44.5	52.4	28.3	1.46	〃
K	42.6	50.2	30.2	1.51	〃
L	41.5	48.9	34.1	1.49	〃
M	41.8	49.2	31.2	1.43	〃
N	40.3	47.4	35.6	1.56	〃
O	46.5	54.8	27.8	1.57	〃
P	40.9	48.2	33.1	1.46	〃
Q	41.1	48.4	35.2	1.62	〃
R	44.7	52.6	29.1	1.54	〃
S	44.0	51.8	29.2	1.58	〃
T	43.6	51.3	29.3	1.66	〃

本発明鋼 A ~ E および I ~ T は 45 kgf/mm² を超える高強度でありながら、r 値は極めて高く従来の鋼にない特徴を有している。これに対し比較鋼 F は C 量が多いため r 値が低く、伸びも低い。比較鋼 G は高い r 値を持つが、Cu 量が少な

いたため再結晶焼鈍に引き続く短時間の熱処理では強度が上らず、目的とする強度に達しない。比較鋼 H は連続焼鈍時の均熱温度が低いため再結晶が完了しておらず、 r 値伸びとも低い。

本発明鋼 A ~ E および I ~ T はいずれも引張強さが 45 kgf/mm² を超える高強度でありながら、 r 値は極めて高く従来の鋼にない特徴を有している。しかし、このような優れた特性を有するためにはオーステナイト単相域 (A_{r3} 点以上の温度) で圧延を終了し、圧延後の冷却過程でオーステナイト相からフェライト相に変態させることにより、結晶方位のランダムなフェライト粒とすることが必要である。しかるに、これらの本発明鋼の A_{r3} 点は高く、従って第 1 表に示すように熱延仕上温度は高くしている。しかし、Cu 添加に起因する熱間脆性を回避するには、熱延加熱温度は低いほど望ましいことは既に述べた通りであり、低温加熱でかつ高温圧延終了という製造上の困難がある。この問題点を解決する手段として本発明鋼 M ~ T には B を複合添加した。Cu 含有鋼に微量の B を複合添加することにより、 A_{r3} 点が大幅に低下するという本発明者らの新たな知見に基づき、本発明鋼 M ~ T においては熱延仕上温度を第 1 表に示す如く大幅に低くした。これらの鋼板の機械的性質は第 2 表に示す如く、B を添加していない本発明鋼 A のそれらと同様優れている。

実施例 2

第 3 表に示す組成の鋼 1 および 2 を同表に示す条件で熱間圧延、冷間圧延および連続焼鈍をし、板厚 1.2mm の冷延鋼板を得た。これらの鋼板をプレス加工及び溶接により圧力容器

に成形加工した。圧力容器に成形加工後、サンプルを切り出した。切り出したサンプルの板厚歪は約 14 % であった。このサンプルのままで引張強さおよび 630 °C で 5 分間の熱処理（圧力容器の応力除去焼鈍に相当する）後の引張強さを第 4 表に示す。同表中の強度上昇量 ΔTS は、プレス成形および熱処理後の引張強さから成形前の冷延鋼板の引張強さを引いた値である。比較鋼は加工後の熱処理により大幅に軟化しているのに対し、本発明鋼は加工後の熱処理により更なる強度上昇が達成されている。

第3表 試験材の化学組成 (wt%) と熱延、冷延、連続焼鈍条件および機械的性質

鋼	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Cu
1	0.0038	0.02	0.17	0.078	0.008	0.03	0.0018	0.046	1.28
2	0.021	0.02	0.16	0.085	0.012	0.03	0.0017	—	—

鋼	熱延仕上温度 (℃)	巻取温度 (℃)	冷延率 (%)	連続焼鈍 (℃×min) — (℃×min)	備考
1	912	750	70	800 × 1 — 400 × 3	本発明鋼
2	905	730	70	800 × 1 — 400 × 3	比較鋼

鋼	降伏点 (kgf/mm ²)	引張強さ (kgf/mm ²)	伸び (%)	r 値	備考
1	23.2	38.4	39.1	1.43	本発明鋼
2	24.2	41.3	37.2	1.40	比較鋼

第4表

鋼	プレス加工後の引張強さ (kgf/mm ²)	熱処理後の引張強さ (kgf/mm ²)	強度上昇量 ΔTS (kgf/mm ²)
1	49.1	56.3	17.9
2	51.4	40.2	-1.1

産業上の利用可能性

以上詳述したように本発明によって、高い生産性をもつ連続焼鈍プロセスで高い r 値をもった引張強さ45～75 kgf/mm²の高強度冷延鋼板の製造が初めて可能となるものである。

請 求 の 範 囲

- 1 C 0.010% 以下、Mn 0.05 ~ 0.5 %、Si 1.0% 以下、S 0.001 ~ 0.030 %、P 0.10 % 以下、N 0.0050 % 以下、Sol.Al 0.005~0.10%、Cu 0.8~2.2 %を含有し、残部Fe および不可避免的元素からなり、主として再結晶フェライト 単相組織からなることを特徴とする高 r 値を有する高強度 冷延鋼板。
- 2 C 0.010% 以下、Mn 0.05 ~ 0.5 %、Si 1.0% 以下、S 0.001 ~ 0.030 %、P 0.10 % 以下、N 0.0050 % 以下、Sol.Al 0.005~0.10%、Cu 0.8~2.2 %に加えてTiまたは Nbの一種もしくは二種をそれぞれ0.01~0.2 %、0.005~ 0.2%の範囲で含有し、残部Fe及び不可避免的元素からなり、主として再結晶フェライト単相組織からなることを特徴とする高 r 値を有する高強度冷延鋼板。
- 3 C 0.010% 以下、Mn 0.05 ~ 0.5 %、Si 1.0% 以下、S 0.001 ~ 0.030 %、P 0.10 % 以下、N 0.0050 % 以下、Sol.Al 0.005~0.10%、Cu 0.8~2.2 %、Ni 0.15 ~ 0.45 %を含有し、残部Feおよび不可避免的元素からなり、主として再結晶フェライト単相組織からなることを特徴とする高 r 値を有する高強度冷延鋼板。
- 4 C 0.010% 以下、Mn 0.05 ~ 0.5 %、Si 1.0% 以下、S 0.001~0.030 %、P 0.10 % 以下、N 0.0050 % 以下、Sol.Al 0.005~0.10%、Cu 0.8~2.2 %、B 0.0001 ~ 0.0030%を含有し、残部Feおよび不可避免的元素からなり、主として再結晶フェライト単相組織からなることを特徴とする高 r 値を有する高強度冷延鋼板。

り、主として再結晶フェライト単相組織からなることを特徴とする高 r 値を有する高強度冷延鋼板。

5 C 0.010% 以下、Mn 0.05 ~ 0.5 %、Si 1.0% 以下、S 0.001 ~ 0.030 %、P 0.10 % 以下、N 0.0050 % 以下、Sol.Al 0.005 ~ 0.10%、Cu 0.8 ~ 2.2 %、Ni 0.15 ~ 0.45 % に加えてTiまたはNbの一種もしくは二種をそれぞれ0.01 ~ 0.2 %、0.005 ~ 0.2% の範囲で含有し、残部Fe及び不可避的元素からなり、主として再結晶フェライト単相組織からなることを特徴とする高 r 値を有する高強度冷延鋼板。

6 C 0.010% 以下、Mn 0.05 ~ 0.5 %、Si 1.0% 以下、S 0.001 ~ 0.030 %、P 0.10 % 以下、N 0.0050 % 以下、Sol.Al 0.005 ~ 0.10%、Cu 0.8 ~ 2.2 %、B 0.0001 ~ 0.0030% に加えてTiまたはNbの一種もしくは二種をそれぞれ0.01 ~ 0.2 %、0.005 ~ 0.2% の範囲で含有し、残部Fe及び不可避的元素からなり、主として再結晶フェライト単相組織からなることを特徴とする高 r 値を有する高強度冷延鋼板。

7 C 0.010% 以下、Mn 0.05 ~ 0.5 %、Si 1.0% 以下、S 0.001 ~ 0.030 %、P 0.10 % 以下、N 0.0050 % 以下、Sol.Al 0.005 ~ 0.10%、Cu 0.8 ~ 2.2 %、Ni 0.15 ~ 0.45 %、B 0.0001 ~ 0.0030% を含有し、残部Fe及び不可避的元素からなり、主として再結晶フェライト単相組織からなることを特徴とする高 r 値を有する高強度冷延鋼板。

8 C 0.010% 以下、Mn 0.05 ~ 0.5 %、Si 1.0% 以下、S 0.001 ~ 0.030 %、P 0.10 % 以下、N 0.0050 % 以下、

Sol. Al 0.005 ~ 0.10%、Cu 0.8 ~ 2.2 %、Ni 0.15 ~ 0.45 %、B 0.0001 ~ 0.0030%に加えてTiまたはNbの一種もしくは二種をそれぞれ0.01 ~ 0.2 %、0.005 ~ 0.2%の範囲で含有し、残部Fe及び不可避免的元素からなり、主として再結晶フェライト単相組織からなることを特徴とする高r値を有する高強度冷延鋼板。

- 9 請求の範囲第1項から第8項記載の成分組成を有する鋼を、 A_{r3} 点以上の温度で熱間圧延してコイルとなし、次いで冷間圧延を施し、得られた冷延鋼帯を750℃以上の温度で再結晶焼鈍し、続いて450 ~ 700℃の温度範囲で1分以上の熱処理を施すことを特徴とする高r値を有する高強度冷延鋼板の製造方法。
- 10 請求の範囲第1項から第8項記載の成分組成を有する鋼を、 A_{r3} 点以上の温度で熱間圧延してコイルとなし、次いで冷間圧延を施し、得られた冷延鋼帯を750℃以上の温度で再結晶焼鈍をし、次いで1分以内に450℃未満の温度まで冷却して製品とし、加工変形後に再び450℃以上の温度範囲の熱処理を施すことによってその強度を高強度化しうる冷延鋼板の製造方法。
- 11 熱処理を、変形加工品全体に施す、請求の範囲第10項の方法。
- 12 熱処理が、変形加工品の部分的加熱である、請求の範囲第10項の方法。

補正された請求の範囲

[1988年11月1日 (01.11.88) 国際事務局受理；出願当初の請求の範囲

1-10は補正された；他の請求の範囲は変更なし（4頁）]

- 1 （補正後） C 0.010% 以下、Mn 0.05 ~ 0.5 %、Si 1.0% 以下、S 0.001~0.030 %、P 0.03 % 以下、N 0.0050 % 以下、Sol.Al 0.005~0.10%、Cu 0.8~2.2 % を含有し、残部Feおよび不可避的元素からなり、主として再結晶フェライト単相組織からなることを特徴とする高r値を有する熱処理強化型冷延鋼板。
- 2 （補正後） C 0.010% 以下、Mn 0.05 ~ 0.5 %、Si 1.0% 以下、S 0.001~0.030 %、P 0.03 % 以下、N 0.0050 % 以下、Sol.Al 0.005~0.10%、Cu 0.8~2.2 % に加えてTiまたはNbの一種もしくは二種をそれぞれ0.01~0.2 %、0.005~0.2%の範囲で含有し、残部Fe及び不可避的元素からなり、主として再結晶フェライト単相組織からなることを特徴とする高r値を有する熱処理強化型冷延鋼板。
- 3 （補正後） C 0.010% 以下、Mn 0.05 ~ 0.5 %、Si 1.0% 以下、S 0.001~0.030 %、P 0.03 % 以下、N 0.0050 % 以下、Sol.Al 0.005~0.10%、Cu 0.8~2.2 %、Ni 0.15 ~ 0.45%を含有し、残部Feおよび不可避的元素からなり、主として再結晶フェライト単相組織からなることを特徴とする高r値を有する熱処理強化型冷延鋼板。
- 4 （補正後） C 0.010% 以下、Mn 0.05 ~ 0.5 %、Si 1.0% 以下、S 0.001~0.030 %、P 0.03 % 以下、N 0.0050 % 以下、Sol.Al 0.005~0.10%、Cu 0.8~2.2

%、B 0.0001 ~ 0.0030% を含有し、残部Feおよび不可避免的元素からなり、主として再結晶フェライト単相組織からなることを特徴とする高r値を有する熱処理強化型冷延鋼板。

5 (補正後) C 0.010% 以下、Mn 0.05 ~ 0.5 %、Si 1.0% 以下、S 0.001~0.030 %、P 0.03 % 以下、N 0.0050 % 以下、Sol.Al 0.005~0.10%、Cu 0.8~2.2 %、Ni 0.15 ~ 0.45% に加えてTiまたはNbの一種もしくは二種をそれぞれ0.01~0.2 %、0.005~ 0.2% の範囲で含有し、残部Fe及び不可避免的元素からなり、主として再結晶フェライト単相組織からなることを特徴とする高r値を有する熱処理強化型冷延鋼板。

6 (補正後) C 0.010% 以下、Mn 0.05 ~ 0.5 %、Si 1.0% 以下、S 0.001~0.030 %、P 0.03 % 以下、N 0.0050 % 以下、Sol.Al 0.005~0.10%、Cu 0.8~2.2 %、B 0.0001 ~ 0.0030% に加えてTiまたはNbの一種もしくは二種をそれぞれ0.01~0.2 %、0.005~ 0.2% の範囲で含有し、残部Fe及び不可避免的元素からなり、主として再結晶フェライト単相組織からなることを特徴とする高r値を有する熱処理強化型冷延鋼板。

7 (補正後) C 0.010% 以下、Mn 0.05 ~ 0.5 %、Si 1.0% 以下、S 0.001~0.030 %、P 0.03 % 以下、N 0.0050 % 以下、Sol.Al 0.005~0.10%、Cu 0.8~2.2 %、Ni 0.15 ~ 0.45%、B 0.0001 ~ 0.0030% を含有し、残部Fe及び不可避免的元素からなり、主として再結晶フェライト単相組織からなることを特徴とする高r値を有する熱

処理強化型冷延鋼板。

- 8 (補正後) C 0.010% 以下、Mn 0.05 ~ 0.5 %、Si 1.0% 以下、S 0.001~0.030 %、P 0.03 % 以下、N 0.0050 % 以下、Sol.Al 0.005~0.10%、Cu 0.8~2.2 %、Ni 0.15 ~ 0.45%、B 0.0001 ~ 0.0030% に加えて Ti または Nb の一種もしくは二種をそれぞれ 0.01~0.2 %、0.005~ 0.2% の範囲で含有し、残部 Fe 及び不可避的元素からなり、主として再結晶フェライト単相組織からなることを特徴とする高 r 値を有する熱処理強化型冷延鋼板。
- 9 (補正後) 請求の範囲第 1 項から第 8 項記載の成分組成を有する鋼を、 A_{r3} 点以上の温度で熱間圧延後、450 °C 以下で巻き取りコイルとなし、次いで冷間圧延を施し、得られた冷延鋼帯を 750 °C 以上の温度で再結晶焼鈍し、続いて 450 ~ 700 °C の温度範囲で 1 分以上の熱処理を施すことを特徴とする高 r 値を有する熱処理強化型冷延鋼板の製造方法。
- 10 (補正後) 請求の範囲第 1 項から第 8 項記載の成分組成を有する鋼を、 A_{r3} 点以上の温度で熱間圧延後、450 °C 以下で巻き取りコイルとなし、次いで冷間圧延を施し、得られた冷延鋼帯を 750 °C 以上の温度で再結晶焼鈍をし、次いで 1 分以内に 450 °C 未満の温度まで冷却して冷延鋼板とし、加工変形後に再び 450 °C 以上の温度範囲の熱処理を施すことを特徴とする熱処理強化冷延鋼板加工部品の製造方法。
- 11 熱処理を、変形加工品全体に施す、請求の範囲第 10 項の方法。

- 12 熱処理が、変形加工品の部分的加熱である、請求の範囲第10項の方法。

第19条に基づく説明所

本補正の要点は以下のとおりである。

- (1) 国際調査報告における引用文献 J P . A . 6 1 - 1 5 9 4 8 との差異を明確にするため、請求の範囲第 1 項乃至第 8 項について、P を無添加、即ち、「P 0 . 0 3 % 以下」と補正する。
- (2) 国際調査報告における他の引用文献 J P . A . 5 9 - 7 6 8 2 4 との差異を明確にするため、請求の範囲第 9 項及び第 1 0 項について、熱間圧延時の巻き取り温度を 4 5 0 °C 以下と補正する。

1/2

FIG. 1

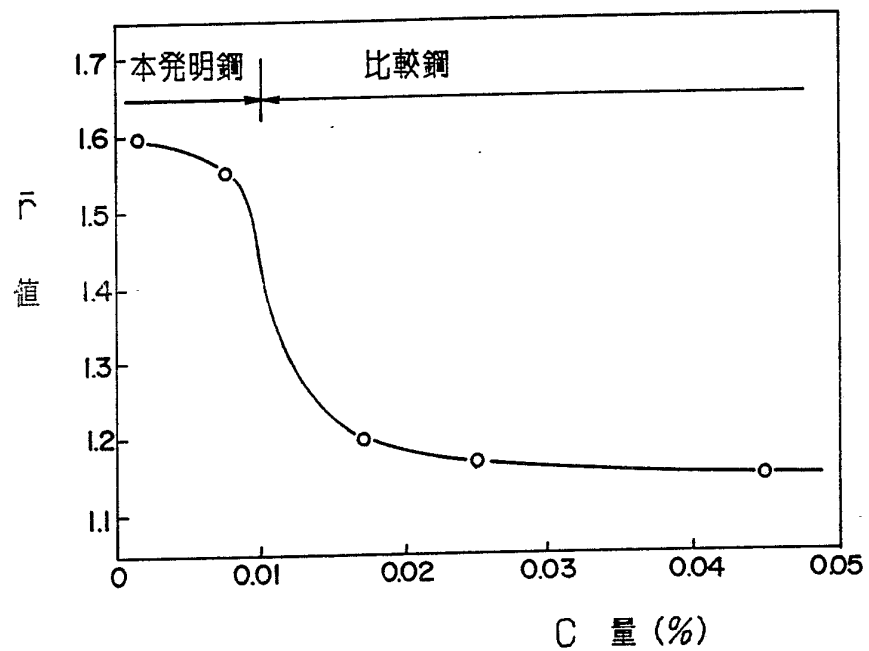
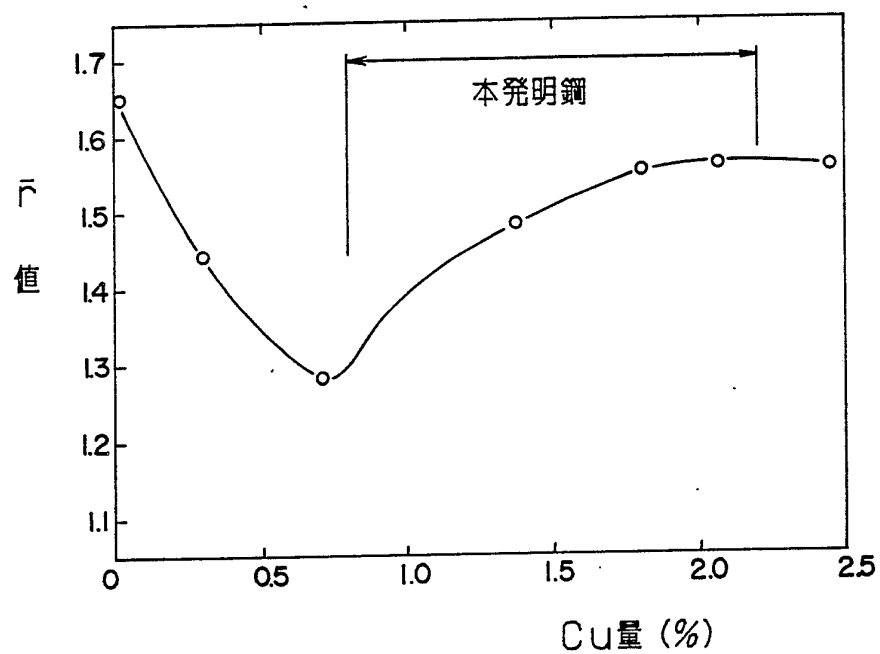


FIG. 2



2 / 2

FIG. 3

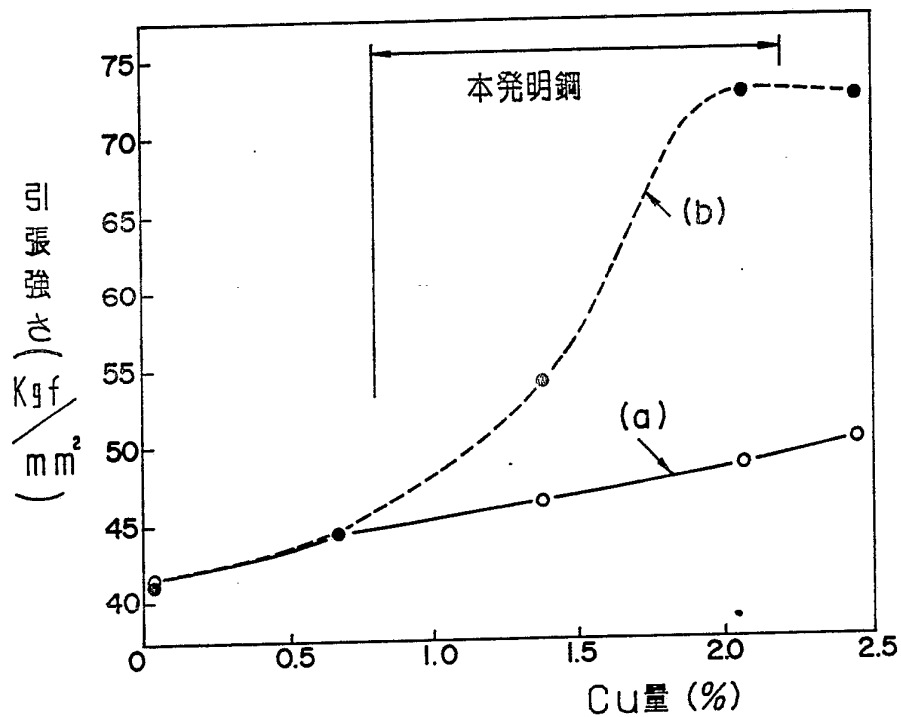
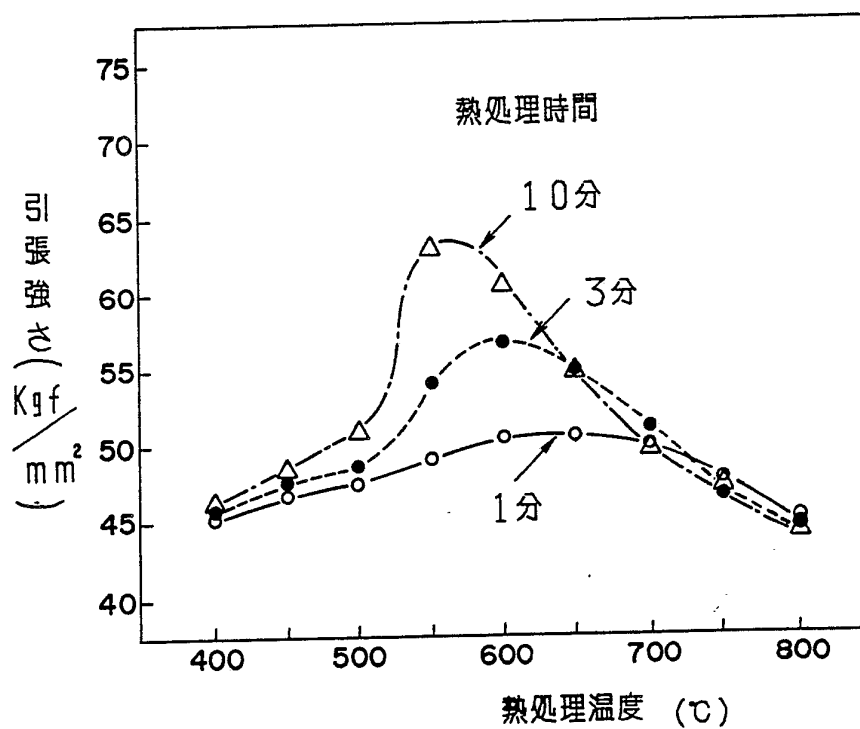


FIG. 4



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International Application No

PCT/JP88/00640

I. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER (if several classification symbols apply, indicate all) ⁶		
According to International Patent Classification (IPC) or to both National Classification and IPC		
Int.Cl ⁴ C22C38/16, C21D8/04, C21D9/56		
II. FIELDS SEARCHED		
Minimum Documentation Searched ⁷		
Classification System	Classification Symbols	
IPC	C22C38/00, 38/16, C21D8/00, 8/02, 8/04, 9/00, 9/52, 9/54, 9/56	
Documentation Searched other than Minimum Documentation to the Extent that such Documents are Included in the Fields Searched ⁸		
Jitsuyo Shinan Koho 1930 - 1988 Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971 - 1988		
III. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT ⁹		
Category [*]	Citation of Document, ¹¹ with indication, where appropriate, of the relevant passages ¹²	Relevant to Claim No. ¹³
X	JP, A, 61-15948 (Kawasaki Steel Corporation) 24 January 1986 (24. 01. 86) Claims 1, 2 (Family: none)	2, 6, 9-12
X	JP, A, 59-76825 (Kobe Steel, Ltd.) 2 May 1984 (02. 05. 84) Claims 2, 4 (Family: none)	1, 2, 9-12
X	JP, A, 59-76824 (Kobe Steel, Ltd.) 2 May 1984 (02. 05. 84) Claims 2, 3 (Family: none)	1, 2, 9-12
[*] Special categories of cited documents: ¹⁰ "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "E" earlier document but published on or after the international filing date "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) "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 "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 "X" document of particular relevance: the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step "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 "&" document member of the same patent family		
IV. CERTIFICATION		
Date of the Actual Completion of the International Search		Date of Mailing of this International Search Report
August 31, 1988 (31. 08. 88)		September 12, 1988 (12. 09. 88)
International Searching Authority		Signature of Authorized Officer
Japanese Patent Office		

I. 発明の属する分野の分類		
国際特許分類 (IPC) Int. Cl⁴ C 22 C 38 / 16 , C 21 D 8 / 04 , C 21 D 9 / 56		
II. 国際調査を行った分野		
調 査 を 行 っ た 最 小 限 資 料		
分 類 体 系	分 類 記 号	
IPC	C 22 C 38 / 00 , 38 / 16 , C 21 D 8 / 00 , 8 / 02 , 8 / 04 , 9 / 00 , 9 / 52 , 9 / 54 , 9 / 56	
最小限資料以外の資料で調査を行ったもの		
日本国実用新案公報 1930-1988年 日本国公報実用新案公報 1971-1988年		
III. 関連する技術に関する文献		
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	請求の範囲の番号
X	JP, A, 61-15948 (川崎製鉄株式会社) 24. 1月. 1986 (24. 01. 86) 特許請求の範囲第1項, 第2項 (ファミリーなし)	2, 6, 9-12
X	JP, A, 59-76825 (株式会社 神戸製鋼所) 2. 5月. 1984 (02. 05. 84) 特許請求の範囲第2項, 第4項 (ファミリーなし)	1, 2, 9-12
X	JP, A, 59-76824 (株式会社 神戸製鋼所) 2. 5月. 1984 (02. 05. 84) 特許請求の範囲第2項, 第3項 (ファミリーなし)	1, 2, 9-12
※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」 先行文献ではあるが、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の日の後に公表された文献 「T」 国際出願日又は優先日の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の文献		
IV. 認 証		
国際調査を完了した日	国際調査報告の発送日	
31. 08. 88	12.09.88	
国際調査機関	権限のある職員	4 K 6 8 1 3
日本国特許庁 (ISA/JP)	特許庁審査官	大 屋 晴 男 ㊤