



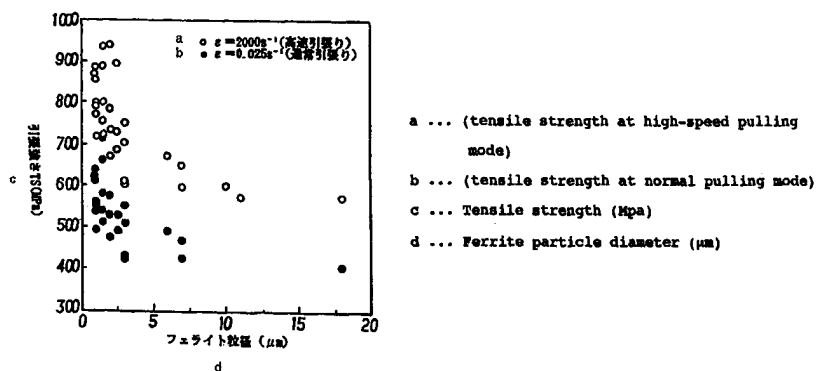
(51) 国際特許分類6 C22C 38/00, 38/14, 38/44, 38/54, C21D 8/00, 8/10		A1	(11) 国際公開番号 WO98/49362
			(43) 国際公開日 1998年11月5日 (05.11.98)
(21) 国際出願番号 PCT/JP98/01924		(22) 国際出願日 1998年4月27日 (27.04.98)	
(30) 優先権データ 特願平9/112247 1997年4月30日 (30.04.97) JP 特願平9/125206 1997年5月15日 (15.05.97) JP 特願平9/196038 1997年7月22日 (22.07.97) JP 特願平9/228579 1997年8月25日 (25.08.97) JP		(71) 出願人 (米国を除くすべ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)	
(72) 発明者 ; および (75) 発明者 / 出願人 (米国についてのみ) 豊岡高明(TOYOOKA, Takaaki)[JP/JP] 依藤 章(YORIFUJI, Akira)[JP/JP] 西森正徳(NISHIMORI, Masanori)[JP/JP] 板谷元晶(ITADANI, Motoaki)[JP/JP] 橋本裕二(HASHIMOTO, Yuji)[JP/JP] 岡部能知(OKABE, Takatoshi)[JP/JP] 〒475-0832 愛知県半田市川崎町1丁目1番地 川崎製鉄株式会社 技術研究所内Aichi, (JP)		(74) 代理人 弁理士 落合憲一郎(OCHIAI, Kenichiro) 〒100-0011 東京都千代田区千代田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)	
		(81) 指定国 BR, CN, ID, KR, MX, US, 欧州特許 (AT, BE, CH, CY, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE).	
		添付公開書類 国際調査報告書	

(54)Title: **STEEL MATERIAL HAVING HIGH DUCTILITY AND HIGH STRENGTH AND PROCESS FOR PRODUCTION THEREOF**

(54)発明の名称 高延性かつ高強度な鋼材およびその製造方法

(57) Abstract

A process for the production of a steel material comprising rolling a steel material having a structure mainly comprising ferrite or ferrite plus pearlite or ferrite plus cementite at a percentage reduction of area of at least 20 % in a ferrite recrystallization temperature region to achieve such characteristics as a crystal particle diameter of not greater than 3 μm , preferably not greater than 1 μm , an elongation of at least 20 %, a value of tensile strength (TS: MPa) $\times$ elongation (El: %) of at least 10,000 or a percent ductile fracture of at least 95 %, preferably 100 %, in an actual pipe Charpy impact test at -100 °C. Particularly, this process yields a steel material containing 0.05 to 0.30 wt.% of C, 0.01 to 3.0 wt.% of Si, 0.01 to 2.0 wt.% of Mn and 0.001 to 0.10 wt.% of Al and having a structure comprising ferrite alone or ferrite and a second phase, wherein the ferrite particle diameter is not greater than 3 μm and the areal ratio of the second phase is not greater than 30 %. An untreated steel pipe having the composition described above is heated to (Acl + 50 °C) to 400 °C and subjected to stretch reduction at a cumulative diameter reduction ratio of at least 20 % in a rolling temperature range of (Acl + 50 °C) to 400 °C. In this case, the rolling process preferably contains at least one rolling pass having a diameter reduction ratio of at least 6 % in the stretch reduction. When the contents of C, Si, Mn and other alloy elements are kept at low levels and stretch reduction is carried out in the temperature range described above, a steel pipe having high ductility and strength and improved toughness and stress corrosion crack resistance can be manufactured and the resulting pipe can be used as a line pipe. The fatigue resistance can be improved, too.



(57)要約

フェライトあるいはフェライト+パーライトあるいはフェライト+セメンタイトを主体とする組織の鋼材に、フェライト再結晶温度域で減面率 20%以上の圧延を施し、結晶粒径が $3\mu\text{m}$ 以下、好ましくは $1\mu\text{m}$ 以下で、伸びが 20%以上で、かつ引張強さ (TS : MPa) $\times$ 伸び (E1 : %) が 10000 以上、あるいは $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ における実管シャルピー衝撃試験で延性破面率が 95%以上、好ましくは 100 % の特性を得る。

とくに、重量%で、C : 0.05~0.30%、Si : 0.01~3.0 %、Mn : 0.01~2.0 %、Al : 0.001~0.10%を含有し、フェライトあるいはフェライトと第 2 相とからなり、フェライト粒径が $3\mu\text{m}$ 以下、第 2 相の面積率が 30%以下の組織とする。上記した組成の素材鋼管を、($\text{Ac}1+50\text{ }^{\circ}\text{C}$) ~ $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ に加熱し、($\text{Ac}1+50\text{ }^{\circ}\text{C}$) ~ $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ の圧延温度域で、累積縮径率 20%以上の絞り圧延を施す。なお、絞り圧延の縮径率が 6 %以上の圧延パスを少なくとも 1 パス以上含む圧延とするのが好ましい。なお、C、Si、Mn や他の合金元素含有量を低く制限し、上記した温度範囲で絞り圧延を施せば、高延性、高強度でかつ靱性と耐応力腐食割れ性が向上した鋼管を製造でき、ラインパイプ用鋼管として利用できる。また、耐疲労特性も向上する。

PCTに基づいて公開される国際出願のパンフレット第一頁に掲載されたPCT加盟国を同定するために使用されるコード(参考情報)

AL	アルバニア	FI	フィンランド	LR	リベリア	SK	スロヴァキア
AM	アルメニア	FR	フランス	LS	レソト	SL	シエラ・レオネ
AT	オーストリア	GA	ガボン	LT	リトアニア	SN	セネガル
AU	オーストラリア	GB	英国	LU	ルクセンブルグ	SZ	スワジランド
AZ	アゼルバイジャン	GD	グレナダ	LV	ラトヴィア	TD	チャード
BA	ボスニア・ヘルツェゴビナ	GE	グルジア	MC	モナコ	TG	トーゴ
BB	バルバドス	GH	ガーナ	MD	モルドヴァ	TJ	タジキスタン
BE	ベルギー	GM	ガンビア	MG	マダガスカル	TM	トルクメニスタン
BF	ブルキナ・ファソ	GN	ギニア	MK	マケドニア旧ユーゴスラヴィア	TR	トルコ
BG	ブルガリア	GW	ギニア・ビサウ		共和国	TT	トリニダード・トバゴ
BJ	ベナン	GR	ギリシャ	ML	マリ	UA	ウクライナ
BR	ブラジル	HR	クロアチア	MN	モンゴル	UG	ウガンダ
BY	ベラルーシ	HU	ハンガリー	MR	モーリタニア	US	米国
CA	カナダ	ID	インドネシア	MW	マラウイ	UZ	ウズベキスタン
CF	中央アフリカ	IE	アイルランド	MX	メキシコ	VN	ヴェトナム
CG	コンゴ	IL	イスラエル	NE	ニジェール	YU	ユーゴスラビア
CH	スイス	IS	アイスランド	NL	オランダ	ZW	ジンバブエ
CI	コートジボアール	IT	イタリア	NO	ノールウェー		
CM	カメルーン	JP	日本	NZ	ニュージーランド		
CN	中国	KE	ケニア	PL	ポーランド		
CU	キューバ	KG	キルギスタン	PT	ポルトガル		
CY	キプロス	KP	北朝鮮	RO	ルーマニア		
CZ	チェッコ	KR	韓国	RU	ロシア		
DE	ドイツ	KZ	カザフスタン	SD	スーダン		
DK	デンマーク	LC	セントルシア	SE	スウェーデン		
EE	エストニア	LI	リヒテンシュタイン	SG	シンガポール		
ES	スペイン	LK	スリ・ランカ	SI	スロヴェニア		

明細書

高延性かつ高強度な鋼材およびその製造方法

技術分野

本発明は、高強度、高延性でかつ耐衝突衝撃特性と靱性に優れた鋼材に関し、とくに微細結晶粒を有する鋼管、線材、棒鋼、形鋼、鋼板、鋼帯等の鋼材と、その製造方法に関する。

背景技術

鋼材の強度を増加させるために、Mn、Si等の合金元素の添加や、さらに、制御圧延、制御冷却、焼入れ焼戻し等の熱処理あるいは、Nb、V等の析出硬化型元素の添加などが行われている。しかし、鋼材には、強度のみでなく延性・靱性が高いことが必要で、従来から、強度と延性・靱性がバランスよく向上した鋼材が要望されている。

結晶粒の微細化は、強度、延性・靱性を共に向上させうる数少ない手段として重要である。結晶粒の微細化の方法としては、オーステナイト粒の粗大化を防止して、微細オーステナイトからオーステナイト→フェライト変態させ、フェライト結晶粒を微細化する方法、加工によりオーステナイト粒を微細化しフェライト結晶粒を微細化する方法、あるいは焼入れ焼戻し処理によるマルテンサイト、下部ベイナイトを利用する方法などがある。

なかでも、オーステナイト域における強加工とそれに続くオーステナイト→フェライト変態によりフェライト粒を微細化する制御圧延が、鋼材製造に広く利用されている。また、微量のNbを添加しオーステナイト粒の再結晶を抑制してフェライト粒を一層微細化することも行われている。オーステナイトの未再結晶温度域で加工を施すことにより、オーステナイト粒が伸長し粒内に変形帯を生成して、この変形帯からフェライト粒が生成され、フェライト粒が一層微細化される。さらにフェライト粒を微細化するために、加工の途中あるいは加工後に冷却を行う制御冷却も利用されるようになっている。

しかしながら、上記した方法では、最近、要望が高まってきた自動車の安全性向上を目的とした耐衝突衝撃特性を向上させた鋼管等の鋼材を製造するうえで、設備の改造等を含む大幅な工程改造が必要となり、コスト面で限界があった。

また、ラインパイプ用鋼管のような鋼材では、耐硫化物応力腐食割れ性を向上させるためには、不純物の低減や合金元素の調整による硬さ制御が行われている。また、従来から耐疲労特性を向上させるために、調質、高周波焼入れ、浸炭等の熱処理、あるいは Ni、Cr、Mo 等の高価な合金元素を多量添加していた。しかし、これらの方法では、溶接性が劣化し、しかもコスト高となる問題があった。

たとえば、鋼管では、小径～中径鋼管用としては、高周波電流を利用した電気抵抗溶接法による電気抵抗溶接鋼管（電縫管）が主として使用されている。この方法は、連続的に帯鋼を供給し、成形ロールで管状に成形しオープン管として、続いて高周波電流によりオープン管の両エッジ部端面を鋼の融点以上に加熱したのち、スクイズロールで両エッジ部端面を衝合溶接して鋼管を製造する方法である。

しかし、この方法では、鋼管の製品寸法に合わせたロールを用いなければならず、小ロット多品種生産に対応できないという問題があった。

この問題に対し、例えば、特公平 2-24606 号公報には、帯鋼を素材として予熱炉および加熱炉により帯鋼を加熱し、ついで電気抵抗溶接により母管に造形したのち、母管を A 3 変態点以上に昇温し、管絞り圧延装置で所定の外径の製品管とする鋼管の製造方法が提案されている。

しかしながら、この方法では、鋼管を A 3 変態点以上に昇温するため、新たなスケール発生、あるいは絞り圧延時にスケールを嚙込みなどの問題があり、さらに、結晶粒の粗大化などのため、延性、強度および靱性に優れた鋼管が得られないという問題もあった。

また、特開昭 63-33105 号公報には、継目無鋼管あるいは電縫鋼管等の中空素管を、3 つのロールからなる孔形を複数個用いて冷間状態で外径縮小する冷間サイジング方法が提案されている。しかし、冷間で絞り圧延するため、圧延荷重が大きくミルの大型化を必要とし、さらにロールとの焼付防止のため、潤滑圧延装置の設置が必要となるなど

の問題があり、さらに冷間で圧延されるため加工歪が蓄積され、延性、靱性が劣化するという問題もあった。

本発明は、上記した問題を有利に解決し、大幅な工程変更することなく、フェライト結晶粒が微細化され延性、強度、靱性および耐衝突衝撃特性に優れた鋼材およびその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、延性に優れた高強度鋼管を高造管速度で生産できる鋼管の製造方法について鋭意検討した結果、組成を限定した鋼管にフェライト再結晶温度域で絞り圧延を施すと、強度－延性バランスに優れた高延性高強度鋼管を製造できることを見出した。

まず、本発明の基礎となった実験結果について説明する。

0.09wt% C－0.40wt% Si－0.80wt% Mn－0.04wt% Al を含有する電縫鋼管（ ϕ 42.7mm D $\times$ 2.9mm t）を、750℃～400℃の各温度に加熱し、絞り圧延機により製品管の外径を ϕ 33.2～15.0mmに種々変化した絞り圧延を圧延速度200m/minで施し製品管とした。圧延後、製品管の引張強さ（TS）、伸び（El）を測定し、伸び－強度の関係に図示したものを、図1に示す（図中●印）。なお、○印は、各種サイズの溶接接合した絞り圧延を行わない電縫鋼管の伸び－強度の関係を同様に図示した例である。なお、伸び（El）の値は、試験片サイズ効果を考慮して、 $El = El_0 \times (\sqrt{a_0/a})^{0.4}$ （ここに、 El_0 ：実測伸び、 a_0 ：292mm²、 a ：試験片断面積（mm²））を用いて求めた換算値を使用した。

図1から、素材鋼管を750～400℃に加熱して絞り圧延を施すと、接合のままの電縫鋼管の伸び－強度の関係にくらべ、同一強度で比較して高い伸びが得られることがわかる。すなわち、本発明者らは、組成を制限した素材鋼管を750～400℃に加熱し絞り圧延を施すことにより、延性－強度バランスに優れた高強度鋼管が製造できるという知見を得た。

さらに、上記の鋼管は、3 μ m 以下という微細フェライト粒を有していることが判明した。本発明者らは、耐衝突衝撃特性を調べるため、歪速度を2000s⁻¹と大幅に変化

して、引張強さ（TS）とフェライト粒径との関係を求めた。その結果、図2に示すように、フェライト粒径が $3\mu\text{m}$ 以下、好ましくは $1\mu\text{m}$ 以下となると、顕著にTSが増加する、とくに歪速度が大きい衝突衝撃変形時にTSの増加が著しいことを見出した。すなわち、微細フェライト粒を有する鋼管は、延性－強度バランスが優れることに加えて、顕著に改善された耐衝突衝撃特性を有しているという知見も得た。

本発明は、上記した知見に基づいて構成されたものである。

すなわち、本発明は、鋼材長手方向に直角な断面の平均結晶粒径が $3\mu\text{m}$ 以下、好ましくは $1\mu\text{m}$ 以下で、組織が、フェライトあるいはフェライト＋パーライトあるいはフェライト＋セメンタイトを主とする組織で、また、伸びが20%以上で、かつ引張強さ（TS：MPa）×伸び（E1：%）が10000以上を有することを特徴とする高延性かつ高強度な鋼材である。

また、本発明は、鋼材長手方向に直角な断面の平均結晶粒径が $3\mu\text{m}$ 以下、好ましくは $1\mu\text{m}$ 以下で、フェライトあるいはフェライト＋パーライトあるいはフェライト＋セメンタイトを主とする組織であり、伸びが20%以上、引張強さ（TS：MPa）×伸び（E1：%）が10000以上で、かつ-100℃における実管のシャルピー衝撃試験で鋼管長手方向に直角な断面の延性破面率が95%以上、好ましくは100%であることを特徴とする高延性かつ高強度な鋼管である。

また、本発明は、C：0.60wt%以下を含有する鋼素材を、フェライト再結晶温度域で、減面率20%以上の圧延を施すことを特徴とする高靱性高延性鋼材、好ましくは前記鋼素材が鋼管である高延性かつ高強度な鋼管の製造方法である。また、前記圧延が潤滑下での圧延としてもよい。

また、本発明は、重量%で、C：0.005～0.30%、Si：0.01～3.0%、Mn：0.01～2.0%、Al：0.001～0.10%を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなる組成を有し、かつ組織がフェライト、あるいはフェライトと面積率で30%以下のフェライト以外の第2相とからなり、該フェライトの粒径が $3\mu\text{m}$ 以下、好ましくは $1\mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする高延性かつ高強度な鋼管である。

また、本発明では、前記組成を、C：0.005～0.30%、Si：0.01～3.0%、Mn：0.01～

2.0 %、Al : 0.001 ~ 0.10%を含有し、さらに、Cu : 1 %以下、Ni : 2 %以下、Cr : 2 %以下、Mo : 1 %以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有し、残部 Fe および不可避的不純物からなる組成としてもよく、また、前記組成を、C : 0.005 ~ 0.30%、Si : 0.01~3.0 %、Mn : 0.01~2.0 %、Al : 0.001~0.10%を含有し、さらに、Nb : 0.1 %以下、V : 0.3 %以下、Ti : 0.2 %以下、B : 0.004 %以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有し、残部 Fe および不可避的不純物からなる組成としてもよく、また、前記組成を、C : 0.005~0.30%、Si : 0.01~3.0 %、Mn : 0.01~2.0 %、Al : 0.001 ~ 0.10%を含有し、さらに、REM : 0.02%以下、Ca : 0.01%以下のうちから選ばれた1種または2種を含有し、残部 Fe および不可避的不純物からなる組成としてもよい。

また、前記組成を、C : 0.005 ~ 0.30%、Si : 0.01~3.0 %、Mn : 0.01~2.0%、Al : 0.001 ~ 0.10%を含有し、さらに、Cu : 1 %以下、Ni : 2 %以下、Cr : 2 %以下、Mo : 1 %以下のうちから選ばれた1種または2種以上、Nb : 0.1 %以下、V : 0.3 %以下、Ti : 0.2 %以下、B : 0.004 %以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有し、残部 Fe および不可避的不純物からなる組成としてもよく、前記組成を、C : 0.005 ~ 0.30%、Si : 0.01 ~ 3.0 %、Mn : 0.01~2.0 %、Al : 0.001 ~ 0.10%を含有し、さらに、Cu : 1 %以下、Ni : 2 %以下、Cr : 2 %以下、Mo : 1 %以下のうちから選ばれた1種または2種以上、REM : 0.02%以下、Ca : 0.01%以下のうちから選ばれた1種または2種を含有し、残部 Fe および不可避的不純物からなる組成としてもよく、また、前記組成を、C : 0.005 ~ 0.30%、Si : 0.01~3.0 %、Mn : 0.01~2.0 %、Al : 0.001 ~ 0.10%を含有し、さらに、Nb : 0.1 %以下、V : 0.3 %以下、Ti : 0.2 %以下、B : 0.004 %以下のうちから選ばれた1種または2種以上、REM : 0.02%以下、Ca : 0.01%以下のうちから選ばれた1種または2種を含有し、残部 Fe および不可避的不純物からなる組成としてもよい。

また、前記組成を、C : 0.005 ~ 0.30%、Si : 0.01~3.0 %、Mn : 0.01~2.0%、Al : 0.001 ~ 0.10%を含有し、さらに、Cu : 1 %以下、Ni : 2 %以下、Cr : 2 %以下、Mo : 1 %以下のうちから選ばれた1種または2種以上、Nb : 0.1 %以下、V : 0.3 %以下、Ti : 0.2 %以下、B : 0.004 %以下のうちから選ばれた1種または2種以上、REM : 0.02%以下、Ca : 0.01%以下のうちから選ばれた1種または2種を含有し、残部 Fe および不可避的不

純物からなる組成としてもよい。

また、本発明は、上記したいずれかの組成を有する素材鋼管を、加熱温度：（ $A_{c1}+50^{\circ}\text{C}$ ） $\sim 400^{\circ}\text{C}$ 、好ましくは $750 \sim 400^{\circ}\text{C}$ に加熱したのち、圧延温度：（ $A_{c1}+50^{\circ}\text{C}$ ） $\sim 400^{\circ}\text{C}$ 、好ましくは $750 \sim 400^{\circ}\text{C}$ で累積縮径率：20%以上の絞り圧延を施すことを特徴とする高延性かつ高強度な鋼管の製造方法であり、前記絞り圧延を、1パス当たりの縮径率が6%以上の圧延パスを少なくとも1パス以上含む圧延とするのが好ましく、また、前記累積縮径率が60%以上とするのが好ましい。また、本発明では、前記絞り圧延を潤滑下での圧延とするのが好適である。

また、本発明者らは、上記した鋼管の製造方法において、素材鋼管の組成をさらに適正範囲内に限定することにより、高強度、高靱性でかつ耐応力腐食割れ性に優れた鋼管を製造できることを見い出し、ラインパイプ用鋼管として有利に利用できることに思い至った。

ラインパイプ用鋼管は、従来から耐応力腐食割れ性を向上するために、S等の不純物の低減や合金元素の調整による硬さ制御を行っていた。しかし、これらの方法では、高強度化に限界があり、しかもコスト高となる問題があった。素材鋼管の組成をさらに適正範囲内に限定し、フェライト再結晶域での絞り圧延を行うことにより、微細フェライトと微細炭化物の分散が得られ、高強度、高靱性が得られるとともに、さらに合金元素を制限でき溶接硬化性が低減し、またクラックの発生、進展を抑制でき耐応力腐食割れ性が向上する。

すなわち、本発明は、重量%で、C：0.005 $\sim$ 0.10%、Si：0.01 $\sim$ 0.5%、Mn：0.01 $\sim$ 1.8%、Al：0.001 $\sim$ 0.10%を含み、さらに、Cu：0.5%以下、Ni：0.6%以下、Cr：0.5%以下、Mo：0.5%以下のうちから選ばれた1種または2種以上、およびNb：0.1%以下、V：0.1%以下、Ti：0.1%以下、B：0.004%以下のうちから選ばれた1種または2種以上、あるいはさらにREM：0.02%以下、Ca：0.01%以下のうちから選ばれた1種または2種を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有する素材鋼管を、加熱温度：（ $A_{c1}+50^{\circ}\text{C}$ ） $\sim 400^{\circ}\text{C}$ 、好ましくは $750 \sim 400^{\circ}\text{C}$ に加熱したのち、圧延温度：（ $A_{c1}+50^{\circ}\text{C}$ ） $\sim 400^{\circ}\text{C}$ 、好ましくは $750 \sim 400^{\circ}\text{C}$ で累積縮径率：20%以上の

絞り圧延を施すことを特徴とする延性および耐衝突衝撃特性に優れ、かつ耐応力腐食割れ性に優れた鋼管の製造方法である。

また、本発明者らは、上記した鋼管の製造方法において、素材鋼管の組成をさらに適正範囲内に限定することにより、高強度、高靱性でかつ耐疲労特性に優れた鋼管を製造できることを見出し、高疲労強度鋼管として有利に利用できることに思い至った。

適正範囲内に限定した組成の素材鋼管を、フェライト再結晶域での絞り圧延を行うことにより、微細フェライトと微細析出物の分散が得られ、高強度、高靱性が得られるとともに、さらに合金元素を制限でき溶接硬化性が低減し、また疲労クラックの発生、進展を抑制でき耐疲労特性が向上する。

すなわち、本発明は、重量％で、C：0.06～0.30％、Si：0.01～1.5％、Mn：0.01～2.0％、Al：0.001～0.10％を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有する素材鋼管を、加熱温度：(Ac1+50℃)～400℃、好ましくは750～400℃に加熱したのち、圧延温度：(Ac1+50℃)～400℃、好ましくは750～400℃で累積縮径率：20％以上の絞り圧延を施すことを特徴とする延性、強度および耐疲労特性に優れた鋼管の製造方法である。

また、本発明は、前記組成を、C：0.06～0.30％、Si：0.01～1.5％、Mn：0.01～2.0％、Al：0.001～0.10％を含み、さらに、Cu：1.0％以下、Ni：2.0％以下、Cr：2.0％以下、Mo：1.0％以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成としてもよく、また、前記組成を、重量％で、C：0.06～0.30％、Si：0.01～1.5％、Mn：0.01～2.0％、Al：0.001～0.10％を含み、さらに、Nb：0.1％以下、V：0.3％以下、Ti：0.2％以下、B：0.004％以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成としてもよく、また、前記組成を、重量％で、C：0.06～0.30％、Si：0.01～1.5％、Mn：0.01～2.0％、Al：0.001～0.10％を含み、さらに、REM：0.02％以下、Ca：0.01％以下のうちから選ばれた1種または2種を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成としてもよく、また、前記組成を、C：0.06～0.30％、Si：0.01～1.5％、Mn：0.01～2.0％、Al：0.001～0.10％を含み、さらに、Cu：1.0％以下、Ni：2.0％以下、Cr：2.0％以下、Mo：1.0％

以下のうちから選ばれた1種または2種以上、Nb:0.1%以下、V:0.3%以下、Ti:0.2%以下、B:0.004%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成としてもよく、また、前記組成を、重量%で、C:0.06~0.30%、Si:0.01~1.5%、Mn:0.01~2.0%、Al:0.001~0.10%を含み、さらに、Nb:0.1%以下、V:0.3%以下、Ti:0.2%以下、B:0.004%以下のうちから選ばれた1種または2種以上、REM:0.02%以下、Ca:0.01%以下のうちから選ばれた1種または2種を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成としてもよく、また、前記組成を、C:0.06~0.30%、Si:0.01~1.5%、Mn:0.01~2.0%、Al:0.001~0.10%を含み、さらに、Cu:1.0%以下、Ni:2.0%以下、Cr:2.0%以下、Mo:1.0%以下のうちから選ばれた1種または2種以上、REM:0.02%以下、Ca:0.01%以下のうちから選ばれた1種または2種を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成としてもよく、また、前記組成を、C:0.06~0.30%、Si:0.01~1.5%、Mn:0.01~2.0%、Al:0.001~0.10%を含み、さらに、Cu:1.0%以下、Ni:2.0%以下、Cr:2.0%以下、Mo:1.0%以下のうちから選ばれた1種または2種以上、Nb:0.1%以下、V:0.3%以下、Ti:0.2%以下、B:0.004%以下のうちから選ばれた1種または2種以上、REM:0.02%以下、Ca:0.01%以下のうちから選ばれた1種または2種を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成としてもよい。

図面の簡単な説明

図1は、鋼管の伸びと引張強さの関係を示すグラフである。

図2は、鋼管の引張強さとフェライト粒径の関係におよぼす引張歪速度の影響を示すグラフである。

図3は、鋼材の結晶粒径と圧延開始および終了温度の関係を示すグラフである。

図4は、本発明の1実施例である鋼管の金属組織を示す電子顕微鏡組織写真である。

図5は、耐硫化物応力割れ性試験の試験片形状を示す概略説明図である。

発明を実施するための最良の形態

まず、本発明鋼材の製造方法について説明する。

本発明鋼材はフェライトあるいはフェライト＋パーライトあるいはフェライト＋セメンタイトを主とする組織を有する鋼材とするため、フェライトあるいはフェライト＋パーライトあるいはフェライト＋セメンタイト組織となる範囲の化学組成であればよく、とくに限定しないが、フェライトあるいはフェライト＋パーライトあるいはフェライト＋セメンタイト組織が生成しやすいC：0.60wt%以下が好ましく、より好ましくは0.20wt%以下、さらに好ましくは0.10wt%以下である。その他、本発明では、Si：2.0wt %以下、Mn：2.0wt %以下、Al：0.10wt%以下、Cu：1.0wt %以下、Ni：2.0wt %以下、Cr：3.0wt %以下、Mo：2.0wt %以下、Nb：0.1wt %以下、V：0.5wt %以下、Ti：0.1wt %以下、B：0.005wt %以下を含有してもよい。また、組織はフェライト、パーライト、セメンタイト以外に30%（体積%）以下のベイナイトを含んでも何ら問題ない。

フェライト＋パーライトを主とする組織あるいはフェライト＋セメンタイトを主とする組織に、少量のセメンタイト、パーライトをそれぞれ含んでもよいのはいうまでもない。

鋼素材を、好ましくは800℃以下に加熱し、所望の形状に圧延加工する。加熱方法はとくに限定する必要はないが、誘導加熱が加熱速度が大きく結晶粒の成長を抑制する点から好ましい。加熱温度は結晶粒が粗大化しない温度範囲である800℃以下が好ましく、素材の結晶粒径を20 μ m以下とする。これにより、その後のフェライト再結晶により3 μ m以下、好ましくは1 μ m以下の微細フェライト粒となりやすい。また、400℃未満では、変形抵抗が増加し圧延加工が困難となるため、下限温度は、400℃、好ましくは550℃である。従って、圧延加工の加熱温度は、400～800℃とするのが好適である。なお、さらに好ましくは、600～700℃である。また、加熱時のオーステナイト化率は25%以下が望ましい。

圧延加工温度は、フェライト再結晶温度域に限定する。フェライト再結晶温度域は、使用する鋼素材の化学組成により変化するが、本発明では、400～750℃の温度範囲とするのが好ましい。フェライト再結晶温度域を超えて高い温度では、多量のオーステナイトを含んだフェライト＋オーステナイト2相域、あるいはオーステナイト単相となり、

加工後フェライトあるいはフェライト+パーライトあるいはフェライト+セメンタイトを主とする組織となりにくい。また、圧延加工温度が 750 °C を超えると、再結晶後のフェライト粒の成長が著しくなり 3 μ m 以下、好ましくは 2 μ m 以下の微細粒となりにくい。さらに、圧延加工温度が 400 °C 未満では、青熱脆化域となり圧延が困難となるか、あるいは再結晶が不十分となり加工歪が残存しやすくなるため、延性・靱性が低下する。このため、圧延加工温度は 400 ~ 750 °C の温度範囲とするのが好ましい。なお、好ましくは 560 ~ 720 °C、より好ましくは 600 ~ 700 °C である。前者では 1 μ m 以下、後者では 0.8 μ m 以下の結晶粒が期待できる。上記した結晶粒の大きさと圧延加工温度（圧延開始および終了温度）との関係を模式的に図 3 に示す。

圧延加工量は、減面率で 20% 以上とする。本発明で減面率とは、 A_0 : 圧延前断面積、 A : 圧延後断面積として、 $(A_0 - A) / A \times 100$ で求めた値をいう。減面率が 20% 未満では、加工により導入される歪が少なく再結晶により形成される結晶粒が微細化しない。なお、減面率は好ましくは 50% 以上である。

圧延加工後、鋼材は室温まで冷却される。冷却方法は、空冷でよいが、粒成長を少しでも抑える目的で水冷、あるいはミスト冷却、強制空冷等通常公知の冷却方法が適用可能である。冷却速度は好ましくは 1 °C / sec 以上とするのが好ましい。

圧延加工方法は、素材の形状により適宜選択できる。例えば、鋼管を素材とする場合は、レデューサと称される複数の孔型圧延機による絞り圧延が好適である。素材とする鋼管は、継目無鋼管あるいは、電縫鋼管、鍛接鋼管、固相圧接鋼管等いずれも好適である。

本発明では、圧延加工は、潤滑下での圧延とするのが好ましい。圧延を潤滑圧延とすることにより、厚み方向の歪分布が均一となり、結晶粒径の分布が厚み方向で均一となる。無潤滑圧延では、材料表面のみ歪が集中し厚み方向の結晶粒が不均一となりやすい。潤滑圧延は鉱油あるいは鉱油と合成エステル等の通常の圧延油を用いて行えばよく、圧延油をとくに限定する必要はない。

上記した製造方法によれば、フェライトあるいはフェライト+パーライトあるいはフェライト+セメンタイトを主とする組織を有し、鋼材長手方向直角断面の平均結晶粒径

が $3\mu\text{m}$ 以下、好ましくは $1\mu\text{m}$ 以下の高靱性高延性鋼材が得られる。また、本発明鋼材の組織はフェライト、パーライト、セメンタイト以外に 30% 以下のベイナイトを含んでも何ら問題ない。これ以上のベイナイトあるいはマルテンサイトを含むと強度は高くなるが靱性延性を劣化させる。

また、平均結晶粒径が $3\mu\text{m}$ を超えると、強度と靱性延性のバランスが劣化し、伸びが 20% 以上で、かつ引張強さ (TS : MPa) $\times$ 伸び (E1 : %) が 10000 以上の高延性を確保できず、あるいは、 -100°C での実管のシャルピー衝撃試験において鋼管長手方向直角断面に脆性亀裂が多く発生し、延性破面率 95% 以上、好ましくは 100 % の高靱性を達成できない。平均結晶粒径が $3\mu\text{m}$ 以下、好ましくは $1\mu\text{m}$ 以下であれば、鋼管長手方向直角断面の脆性亀裂の発生は少なく、高靱性が得られる。

つぎに、鋼管を対象を絞り、本発明鋼の製造方法についてさらに詳しく説明する。

本発明では素材として鋼管を用いる。素材鋼管の製造方法についてはとくに限定しない。高周波電流を利用した電気抵抗溶接法による電気抵抗溶接鋼管（電縫鋼管）、オープン管両エッジ部を固相圧接温度域に加熱し圧接接合による固相圧接鋼管、鍛接鋼管、およびマンネスマン式穿孔圧延による継目無鋼管いずれも好適に使用できる。

素材鋼管および製品鋼管の化学組成の限定理由を説明する。

C : 0.005 ~ 0.30%

C は、基地中に固溶あるいは炭化物として析出し、鋼の強度を増加させる元素であり、また、硬質な第 2 相として析出した微細なセメンタイト、マルテンサイト、ベイナイトが延性（一様伸び）向上に寄与する。所望の強度を確保し、第 2 相として析出したセメンタイト等による延性向上の効果を得るためには、C は 0.005 % 以上、好ましくは 0.04 % 以上の含有を必要とするが、0.30 % を超えて含有すると強度が高くなりすぎ延性が劣化する。このようなことから、C は 0.005 ~ 0.30 %、好ましくは 0.04 ~ 0.30 % の範囲に限定した。なお、ラインパイプ用として耐応力腐食割れ性を向上させるためには、C は 0.10 % 以下とするのが好ましい。0.10 % を超えると、溶接部の硬化のため、耐応力腐食割れ性が劣化する。

なお、高疲労強度鋼管用として、耐疲労特性を向上させるためには、C は 0.06 ~ 0.30 %

とするのが好ましい。0.06%未満では、強度のため、耐疲労特性が劣化する。

Si : 0.01~3.0 %以下

Si は、脱酸元素として作用するとともに、基地中に固溶し鋼の強度を増加させる。この効果は、0.01%以上、好ましくは 0.1 %以上の含有で認められるが、3.0 %を超える含有は延性を劣化させる。このことから、Si は 0.01~3.0 %の範囲に限定した。なお、好ましくは、0.1 ~1.5 %の範囲である。

なお、ラインパイプ用として耐応力腐食割れ性を向上させるためには、Si は 0.5 %以下とするのが好ましい。0.5 %を超えると、溶接部が硬化し、耐応力腐食割れ性が劣化する。

なお、高疲労強度鋼管用として、耐疲労特性を向上させるためには、Si は 1.5%以下とするのが好ましい。1.5 %を超えると、介在物を生成するため、耐疲労特性が劣化する。

Mn : 0.01~2.0 %

Mn は、鋼の強度を増加させる元素であり、本発明では第2相としてのセメンタイトの微細析出、あるいはマルテンサイト、ベイナイトの析出を促進させる。0.01%未満では、所望の強度が確保できないうえ、セメンタイトの微細析出、あるいはマルテンサイト、ベイナイトの析出が阻害される。また、2.0 %を超えると、強度が増加しすぎて延性が劣化する。このため、Mn は 0.01~2.0 %の範囲に限定した。なお、強度-伸びバランスの観点から、Mn は 0.2 ~1.3 %の範囲が好ましく、より好ましくは 0.6 ~1.3 %の範囲である。

なお、ラインパイプ用として耐応力腐食割れ性を向上させるためには、Mn は 1.8 %以下とするのが好ましい。1.8 %を超えると、溶接部が硬化するため、耐応力腐食割れ性が劣化する。

Al : 0.001 ~0.10%

Al は、結晶粒径を微細化する作用を有している。結晶粒微細化のためには、少なくとも 0.001 %以上の含有を必要とするが、0.10%を超えると酸素系介在物量が増加し清浄度が劣化する。このため、Al は 0.001 ~0.10%の範囲に限定した。

なお、好ましくは0.015 ～0.06%である。

更に、上記した素材鋼管の基本組成に加えて、つぎに述べる合金元素群を単独あるいは複合して添加してもよい。

Cu：1%以下、Ni：2%以下、Cr：2%以下、Mo：1%以下のうちから選ばれた1種または2種以上

Cu、Ni、Cr、Mo はいずれも、鋼の焼入れ性を向上させ、強度を増加させる元素であり、必要に応じ1種または2種以上を添加できる。これら元素は、変態点を低下させ、フェライト粒あるいは第2相を微細化する効果を有している。しかし、Cuは多量添加すると熱間加工性が劣化するため、1%を上限とした。Niは強度増加とともに靱性をも改善するが2%を超えて添加しても効果が飽和し経済的に高価となるため、2%を上限とした。Cr、Moは多量添加すると溶接性、延性が劣化するうえ経済的に高価となるため、それぞれ2%、1%を上限とした。なお、好ましくはCu：0.1 ～0.6%、Ni：0.1 ～1.0%、Cr：0.1 ～1.5%、Mo：0.05～0.5%である。

なお、ラインパイプ用として耐応力腐食割れ性を向上させるためには、Cu、Ni、Cr、Mo はいずれも、それぞれ、0.5%以下に制限するのが好ましい。0.5%を超えて多量添加すると、溶接部が硬化し、そのため、耐応力腐食割れ性が劣化する。

Nb：0.1%以下、V：0.3%以下、Ti：0.2%以下、B：0.004%以下のうちから選ばれた1種または2種以上

Nb、V、Ti、Bは、炭化物、窒化物または炭窒化物として析出し、結晶粒の微細化と高強度化に寄与する元素であり、特に高温に加熱される接合部を有する鋼管では、接合時の加熱過程での粒の微細化や、冷却過程でフェライトの析出核として作用し、接合部の硬化を防止する効果もあり、必要に応じ1種または2種以上添加できる。しかし、多量添加すると、溶接性と靱性が劣化するため、Nbは0.1%、Vは0.3%、Tiは0.2%、Bは0.004%をそれぞれ上限とした。なお、好ましくはNb：0.005 ～0.05%、V：0.05 ～0.1%、Ti：0.005 ～0.10%、B：0.0005～0.002%である。

なお、ラインパイプ用として耐応力腐食割れ性を向上させるためには、Nb、V、Tiは、それぞれ、0.1%以下に制限するのが好ましい。Nb、V、Tiが0.1%を超えて、多

量に添加されると、析出硬化のため、耐応力腐食割れ性が劣化する。

REM : 0.02% 以下、Ca : 0.01% 以下のうちから選ばれた 1 種または 2 種

REM、Ca は、いずれも介在物の形状を調整し加工性を向上させる作用を有しており、さらに、硫化物、酸化物または硫酸化物として析出し、接合部を有する鋼管での接合部の硬化を防止する作用をも有し、必要に応じ 1 種以上添加できる。REM : 0.02%、Ca : 0.01% を超えると介在物が多くなりすぎ清浄度が低下し、延性が劣化する。なお、REM : 0.004 % 未満、Ca : 0.001 % 未満ではこの作用による効果が少ないため、REM : 0.004 % 以上、Ca : 0.001 % 以上とするのが好ましい。

素材鋼管および製品鋼管は、上記した成分のほか、残部 Fe および不可避的不純物からなる。

不可避的不純物としては、例えば、N : 0.010 % 以下、O : 0.006 % 以下、P : 0.025 % 以下、S : 0.020 % 以下が許容される。

N : 0.010 % 以下

N は、Al と結合して結晶粒を微細化するに必要な量、0.010 % までは許容できるが、それ以上の含有は延性を劣化させるため、0.010 % 以下に低減するのが好ましい。なお、より好ましくは、N は 0.002 ~ 0.006 % である。

O : 0.006 % 以下

O は、酸化物として清浄度を劣化させるため、できるだけ低減するのが好ましいが、0.006 % までは許容できる。

P : 0.025 % 以下

P は、粒界に偏析し、靱性を劣化させるため、できるだけ低減するのが好ましいが、0.025 % までは許容できる。

S : 0.020 % 以下

S は、硫化物を増加し清浄度を劣化させるため、できるだけ低減するのが好ましいが、0.020 % までは許容できる。

つぎに、製品鋼管の組織について説明する。

本発明の鋼管は組織がフェライト粒径が $3\ \mu\text{m}$ 以下、好ましくは $1\ \mu\text{m}$ 以下のフェ

ライトを主とする組織とからなる延性および耐衝突衝撃特性に優れた鋼管である。フェライト粒径が $3\ \mu\text{m}$ を超えると、延性の顕著な改善と歪速度の大きい衝撃荷重に対する特性、耐衝突衝撃特性の顕著な改善が得られない。本発明におけるフェライト粒径は、鋼管長手方向に直角な断面を、ナイトール液で腐食し光学顕微鏡または電子顕微鏡で組織観察し、200 個以上のフェライト粒の円相当径を求め、その平均値を用いた。

本発明でいうフェライトを主とする組織は、第2相が析出しないフェライト単独の組織と、フェライトとフェライト以外の第2相とからなる組織が含まれる。フェライト以外の第2相としては、マルテンサイト、ベイナイト、セメントライトがあり、それら単独あるいは複合して析出してもよい。第2相の面積率は30%以下とする。析出した第2相は変形時に一様伸びの向上に寄与し、鋼管の延性、耐衝突衝撃特性を向上させるが、このような効果は、第2相の面積率が30%を超えると少なくなる。本発明鋼管の組織の1例を図4に示す。

つぎに、本発明の鋼管の製造方法について説明する。

上記組成の素材鋼管を加熱温度： $(A_{c1}+50^{\circ}\text{C})\sim 400^{\circ}\text{C}$ 、好ましくは $750\sim 400^{\circ}\text{C}$ に加熱する。加熱温度が $(A_{c1}+50^{\circ}\text{C})$ を超えると、表面性状が劣化するとともに、加熱時にオーステナイトが増加して結晶粒が粗大化する。このため、素材鋼管の加熱温度は $(A_{c1}+50^{\circ}\text{C})$ 以下、好ましくは 750°C 以下とするのがよい。加熱温度が 400°C 未満では、好適な圧延温度を確保できないため、加熱温度は 400°C 以上とするのが好ましい。

ついで、加熱された素材鋼管は絞り圧延を施される。絞り圧延は、3ロールあるいは4ロール方式の絞り圧延機により行うのが好ましいが、これに限定されるものではない。絞り圧延機は、複数のスタンドを配設して、連続的に圧延するのが好ましい。スタンド数は素材鋼管の寸法と、製品鋼管の寸法により適宜決定できる。

絞り圧延の圧延温度は、フェライト再結晶温度域の $(A_{c1}+50^{\circ}\text{C})\sim 400^{\circ}\text{C}$ 、好ましくは $750\sim 400^{\circ}\text{C}$ の範囲とする。圧延温度が $(A_{c1}+50^{\circ}\text{C})$ を超えると、再結晶後のフェライト粒の成長が著しくなり延性が低下する。このため、圧延温度は $(A_{c1}+50^{\circ}\text{C})$ 以下、好ましくは 750°C 以下とする。一方、圧延温度が 400°C 未満では青熱脆性により

脆化し圧延中に材料が破断する恐れがある。さらに、圧延温度が 400 °C 未満では材料の変形抵抗が増大し圧延が困難となるほか、再結晶が不十分となり加工歪が残存しやすくなる。このため、絞り圧延の圧延温度は、 $(A_{c1} + 50^{\circ}\text{C}) \sim 400^{\circ}\text{C}$ 、好ましくは 750 ~ 400 °C の範囲に限定した。なお、好ましくは 600 ~ 700 °C である。

絞り圧延における累積縮径率は 20% 以上とする。累積縮径率 $(= (\text{素材鋼管外径} - \text{製品鋼管外径}) / (\text{素材鋼管外径}) \times 100 \%)$ が 20% 未満では、再結晶による結晶粒の微細化が不十分であり、延性に富む鋼管とならない。また、造管速度も遅く生産能率が低い。このため、本発明では累積縮径率を 20% 以上とした。なお、累積縮径率が 60% 以上では、加工硬化による強度増加に加えて組織の微細化が顕著となり、上記した組成範囲の合金添加量が低い低成分系の鋼管でも強度と延性のバランスに優れ、強度、延性ともに優れた鋼管が得られる。このことから、累積縮径率は 60% 以上とするのがより好ましい。

絞り圧延においては、1 パスあたりの縮径率が 6 % 以上の圧延パスを少なくとも 1 パス以上含む圧延とするのが好ましい。絞り圧延の 1 パスあたりの縮径率が 6 % 未満では、再結晶による結晶粒の微細化が不十分である。また、6 % 以上では、加工発熱による温度上昇が認められ圧延温度の低下を防止できる。なお、1 パスあたりの縮径率は、動的再結晶が認められ、結晶粒微細化に効果がある 8 % 以上とするのがより好ましい。

本発明における鋼管の絞り圧延は、2 軸応力状態の圧延加工となり、著しい結晶粒微細化効果を得ることができる。これに対し、鋼板の圧延においては、圧延方向に加え、板幅方向（圧延直角方向）にも自由端が存在し、1 軸応力状態における圧延加工であり、結晶粒微細化に限界がある。

また、本発明では、絞り圧延は潤滑下での圧延とするのが好適である。絞り圧延を潤滑下での圧延（潤滑圧延）とすることにより、厚み方向の歪分布が均一となり、結晶粒径の分布が厚み方向で均一となる。無潤滑圧延を行うと剪断効果によって材料表面層部のみに歪が集中し、厚み方向の結晶粒が不均一となりやすい。潤滑圧延は、例えば、通常公知の、鉱油あるいは鉱油に合成エステルを混合した圧延油を用いて行えばよく、圧延油をとくに限定する必要はない。

絞り圧延加工後、鋼材は室温まで冷却される。冷却方法は、空冷でよいが、粒成長を少しでも抑える目的で水冷、あるいはミスト冷却、強制空冷等通常公知の冷却方法が適用可能である。冷却速度は好ましくは $10^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上とするのが好ましい。

(実施例 1)

表 1 に示す化学組成を有する鋼素材を熱間圧延により 3.2mm 厚の帯鋼とした。この帯鋼を 600°C に予熱したのち、複数の成形ロールで連続的に成形しオープン管とした。ついで、オープン管両エッジ部を誘導加熱で 1000°C まで予熱したのち、さらに両エッジ部を誘導加熱により 1300°C まで加熱しスクイズロールにより衝合し固相圧接して、 $\phi 31.8\text{mm} \times 3.2\text{mm}$ 厚の母管とした。固相圧接された母管はシーム部を冷却したのち、誘導コイルで表 2 に示す温度に加熱され、3 ロール構造の絞り圧延機で表 2 に示す外径の製品管とした。なお、No.1-2 の製品管は、絞り圧延に際し、鉱油に合成エステルを混合した圧延油を用いて潤滑圧延を行った。

これら製品管の特性を調査し、その結果を表 2 に示す。製品管の特性は、組織、結晶粒径、引張特性、衝撃特性について調査した。結晶粒径は、鋼管の長手方向直角断面（C 断面）について、5000 倍の視野で、それぞれ 5 視野以上観察し、平均粒径を測定した。引張特性は、JIS 11 号試験片を用いた。なお、伸び（ $E1$ ）は、試験片のサイズ効果を考慮して、 $E1 = E10 \times (\sqrt{a0/a})^{0.4}$ （ここに、 $E10$ ：実測伸び、 $a0 = 100\text{mm}^2$ 、 a ：試験片断面積 mm^2 ）より求めた換算値を用いた。衝撃特性（靱性）は、実管をシャルピー衝撃試験により、 -100°C における C 断面の延性破面率を用いて評価した。実管シャルピー衝撃試験は実管の管長手方向に直角に 2 mm V ノッチを入れて衝撃破壊し、延性破面率を求めた。

表 2 から、本発明範囲の本発明例（No.1-1～No.1-3）は、結晶粒がいずれも $2\mu\text{m}$ であり、 $3\mu\text{m}$ 以下の微細粒となり、伸び、靱性も高く、強度と靱性・延性のバランスが優れた鋼管となっている。また、潤滑圧延を行った No.1-2 では、肉厚方向の結晶粒のばらつきが少なかった。それに比較し、本発明の範囲を外れた比較例（No.1-4、No.1-5）では、結晶粒が粗大化し、延性、靱性が劣化している。なお、パーライト（P）には層状組織以外に、層状組織がくずれた疑似パーライトも含まれていた。

(実施例 2)

表 1 に示す化学組成を有する鋼素材を熱間圧延により 3.2mm 厚の帯鋼とした。この帯鋼を複数の成形ロールで連続的に成形しオープン管とした。ついで、オープン管両エッジ部を誘導加熱で融点以上に加熱したのち、スクイズロールにより衝合溶接し、 ϕ 31.8mm $\times$ 3.2mm 厚の母管とした。なお、接合時に形成されたビードはビード切削機により削除した。これら電縫管は、誘導加熱コイルで表 3 に示す温度に再加熱され、3 ロール構造の絞り圧延機で表 3 に示す外径の製品管とした。

これら製品管の特性を調査し、その結果を表 3 に示す。製品管の特性は、組織、結晶粒径、引張特性、靱性について実施例 1 と同様に調査した。

表 3 から、本発明範囲の本発明例 (No.2-2、No.2-3、No.2-5、No.2-7) は、結晶粒が 3 μ m 以下の微細粒となり、伸び、靱性も高く、さらに強度と靱性・延性のバランスが優れた鋼管となっている。それに比較し、本発明の範囲を外れた比較例 (No.2-1、No.2-4、No.2-6、No.2-8、No.2-9) では、結晶粒が粗大化し、延性、靱性が劣化している。

(実施例 3)

表 1 に示す化学組成の鋼を転炉で溶製し連続鋳造法によりビレットとした。このビレットを加熱し、マンネスマンマンドレル方式のミルで造管し、 ϕ 158 $\times$ 肉厚 8 mm の継目無鋼管とした。これら継目無鋼管は誘導加熱コイルで表 4 に示す温度に再加熱され、3 ロール構造の絞り圧延機で表 4 に示す外径の製品管とした。

実施例 1 および 2 と同様にこれら製品管の特性を調査し、その結果を表 4 に示す。

表 4 から、本発明範囲の本発明例 (No.3-1、No.3-2、No.3-4、No.3-5) は、結晶粒が 3 μ m 以下の微細粒となり、伸び、靱性も高く、さらに強度と靱性・延性のバランスが優れた鋼管となっている。それに比較し、本発明の範囲を外れた比較例 (No.3-3、No.3-6) では、結晶粒が粗大化し、延性、靱性が劣化している。

(実施例 4)

表 5 に示す化学組成を有する素材鋼管に、表 6 に示す温度に誘導加熱コイルで加熱したのち、3 ロール構造の絞り圧延機で表 6 に示す圧延条件で製品管とした。

表 6 中に示す固相圧接鋼管とは、2.6mm 厚の熱延帯鋼を 600 $^{\circ}$ C に予熱したのち、複

数の成形ロールで連続的に成形しオープン管とし、ついで、オープン管両エッジ部を誘導加熱で 1000℃まで予熱したのち、さらに両エッジ部を誘導加熱により未熔融温度域の 1450℃まで加熱しスクイズロールにより衝合し固相圧接して、 ϕ 42.7mm×2.6mm 厚の鋼管としたものを用いた。一方、継目無鋼管は、連続鋳造製ビレットを加熱し、マンネスマンマンドレル方式のミルで造管し、継目無鋼管としたものを用いた。

これら製品管の引張特性、衝突衝撃特性、組織を調査し、その結果を表 6 に示す。引張特性は、JIS 11 号試験片を用いた。なお、伸びの値は、試験片のサイズ効果を考慮して、 $EI = EI_0 \times (\sqrt{a_0/a})^{0.4}$ （ここに、 EI_0 ：実測伸び、 a_0 ：292mm²、 a ：試験片断面積（mm²））を用いて求めた換算値を使用した。衝突衝撃特性は、歪速度 2000s⁻¹ の高速引張試験を行い、得られた応力－歪曲線から歪量 30%までの吸収エネルギーを求め、衝突衝撃吸収エネルギーとして評価した。なお、衝突衝撃特性は、実際に自動車が衝突する時の歪速度 1000～2000s⁻¹における材料の変形エネルギーで代表され、このエネルギーが大きいほど耐衝突衝撃特性が優れることになる。

表 6 から、本発明範囲の本発明例（No.4-1～No.4-16、No.4-19～No.4-22）は、延性と強度のバランスに優れた鋼管となっている。高歪速度における引張強さも高く、衝突衝撃吸収エネルギーも高い。一方、本発明の範囲を外れる比較例 No.4-17、No.4-18、No.4-23 は、延性あるいは強度のいずれかが低下し、強度－延性バランスが悪く、耐衝突衝撃特性も劣る。

比較例 No.4-17、No.4-18 は、縮径率が本発明の範囲を外れ、フェライト粒が粗大化し、強度延性バランスが劣化し、耐衝突衝撃吸収エネルギーが低下している。

（実施例 5）

表 7 に示す化学組成を有する素材鋼管を、表 8 に示す温度に誘導加熱コイルで加熱したのち、3 ロール構造の絞り圧延機で表 8 に示す圧延条件で製品管とした。なお、素材鋼管の製造法は実施例 4 と同様とした。

これら製品管について、前述の実施例と同様に、引張特性、耐衝突衝撃特性、組織を調査し、その結果を表 8 に示す。

表 8 から、本発明範囲の本発明例（No.5-1～No.5-3、No.5-7～No.5-10）は、延性と強度

のバランスに優れた鋼管となっている。さらに、高歪速度における引張強さも高く、衝突衝撃吸収エネルギーも高い。一方、本発明の範囲を外れる比較例 No.5-4～No.5-6 は、延性あるいは強度のいずれかが低下し、強度－延性バランスが悪く、また、耐衝突衝撃特性も劣る。

本発明によれば、従来になく延性－強度バランスが向上し、耐衝突衝撃特性に優れた鋼管が得られるが、さらに、本発明の鋼管は、二次加工性、例えばハイドロフォーム等のバルジ加工性にも優れ、バルジ加工用として好適な鋼管である。

本発明の鋼管のうち、溶接鋼管（電縫鋼管）またはシーム冷却を施した固相圧接鋼管においては、硬化シーム部が絞り圧延により母管部と同じレベルの硬さとなり、バルジ加工性が従来より顕著に改善される。

（実施例 6）

表 9 に示す化学組成を有する素材鋼管に、表 10 に示す温度に誘導加熱コイルで加熱したのち、3 ロール構造の絞り圧延機で表 10 に示す圧延条件で製品管とした。

本実施例における素材鋼管は、制御圧延、制御冷却により製造された熱延鋼板を用いて、 $\phi 110\text{mm} \times 4.5\text{mm}$ 厚の鋼管としたものを用いた。

これら製品管の引張特性、衝突衝撃特性、組織および耐硫化物応力割れ性を調査し、その結果を表 10 に示す。実施例 4 と同様に、引張特性は、JIS 11 号試験片を用いた。なお、伸びの値は、試験片のサイズ効果を考慮して、 $EI = EI_0 \times (\sqrt{a_0/a})^{0.4}$ （ここに、 EI_0 ：実測伸び、 a_0 ：292mm²、 a ：試験片断面積（mm²））を用いて求めた換算値を使用した。

また、実施例 4 と同様に、衝突衝撃特性は、歪速度 2000s⁻¹ の高速引張試験を行い、得られた応力－歪曲線から歪量 30% までの吸収エネルギーを求め、衝突衝撃吸収エネルギーとして評価した。なお、衝突衝撃特性は、実際に自動車が発生する時の歪速度 1000 ～ 2000s⁻¹ における材料の変形エネルギーで代表され、このエネルギーが大きいほど耐衝突衝撃特性が優れることになる。

なお、耐硫化物応力腐食割れ性は、図 5 に示す C リング試験片を用いて、NACE 浴（0.5 % 酢酸 + 5 % 食塩水、H₂S 飽和、温度 25℃、1 気圧）中で、降伏強さの 120 % の

引張応力を付与し、200hr の試験期間中での破断の有無を調査して評価した。Cリング試験片は、製品管母材部のT方向（円周方向）から切り出した。試験は、同一条件で各2本実施した。

表 10 から、本発明範囲の本発明例（No.6-1～No.6-3、No.6-6、No.6-8～10）は、延性と強度のバランスに優れた鋼管となっている。高歪速度における引張強さも高く、衝突衝撃吸収エネルギーも高い。また、耐硫化物応力割れ性にも優れ、ラインパイプ用としては優れた特性を有する鋼管である。一方、本発明の範囲を外れる比較例 No.6-4、No.6-5、No.6-7）は、延性あるいは強度のいずれかが低下し、強度－延性バランスが悪く、耐衝突衝撃特性も劣り、NACE 浴中の試験で破断が発生しており、耐硫化物応力腐食割れ性が劣化している。

比較例 No.6-5 は、縮径率が本発明の範囲を外れ、フェライト粒が粗大化し、強度延性バランスが劣化し、耐衝突衝撃吸収エネルギーが低下し、耐硫化物応力腐食割れ性が劣化している。

比較例 No.6-4、No.6-7 は、絞り圧延の圧延温度が本発明の範囲を外れ、フェライト粒が粗大化し、強度延性バランスが劣化し、耐衝突衝撃吸収エネルギーが低下し、耐硫化物応力腐食割れ性が劣化している。

（実施例 7）

表 11 に示す化学組成を有する素材鋼管に、表 12 に示す温度に誘導加熱コイルで加熱したのち、3 ロール構造の絞り圧延機で表 12 に示す圧延条件で製品管とした。

本実施例における素材鋼管は、熱延帯鋼を複数の成形ロールで成形しオープン管とし、ついでオープン管両エッジ部を誘導加熱により溶接し、 ϕ 110mm× 2.0mm 厚の電縫鋼管としたもの、および連続鑄造製ピレットを加熱し、マンネスマンマンドレル方式のミルで造管して、 ϕ 110mm× 3.0mm 厚の継目無鋼管としたものを用いた。

これら製品管の引張特性、衝突衝撃特性、組織および耐疲労特性を調査し、その結果を表 12 に示す。引張特性、衝突衝撃特性は、実施例 4 と同様に実施した。疲労特性は、製品管そのままの実管試験片を用いて、大気中で片持ち式両振り疲労試験（繰返し速度：20Hz）を実施し、疲労強度を求めた。

表 12 から、本発明範囲の本発明例 (No.7-1、No.7-3、No.7-6～No.7-8) は、延性と強度のバランスに優れた鋼管となっている。高歪速度における引張強さも高く、衝突衝撃吸収エネルギーも高い。また、耐疲労特性にも優れ、高疲労強度鋼管としては優れた特性を有する鋼管である。一方、本発明の範囲を外れる比較例 No.7-2、No.7-4、No.7-5) は、疲労強度が低下している。

比較例 No.7-2 は絞り圧延が行われておらず、比較例 No.7-5 は、縮径率が本発明の範囲を外れ、比較例 No.7-4 は、絞り圧延の圧延温度が本発明の範囲を外れ、フェライト粒が粗大化し、強度延性バランスが劣化し、耐衝突衝撃吸収エネルギーが低下し、耐疲労特性が劣化している。

産業上の利用可能性

本発明によれば、 $3\mu\text{m}$ 以下という超微細結晶粒を有し靱性・延性に優れた高鋼材が容易に製造でき、鋼材の用途を拡大でき産業上格別の効果が期待できる。

また、本発明によれば、延性および耐衝撃特性に優れた高強度鋼管の生産性が高く、容易に製造でき、鋼管の用途を拡大でき産業上格別の効果を奏する。また、本発明によれば、耐応力腐食割れ性の優れた高強度、高靱性のラインパイプ用鋼管や、耐疲労特性の優れた高強度高延性鋼管が、合金元素量を低減して、安価に製造できるという効果もある。

表 1

鋼 化学組成 (wt%)							
No	C	Si	Mn	P	S	Al	N
A	0.06	0.05	0.35	0.018	0.019	0.028	0.0025
B	0.08	0.25	1.28	0.007	0.002	0.041	0.0025
C	0.25	0.20	0.82	0.012	0.007	0.010	0.0028
D	0.16	0.22	0.75	0.009	0.006	0.031	0.0033

表 2

No	鋼 No	母管 外径 mm	母管圧延条件				製品管 外径		製品管 特性						備考
			加熱 温度 ℃	圧延 開始 温度 ℃	圧延 終了 温度 ℃	減面 率 %	結晶 粒径 μm	降伏 点 YS MPa	引張 強さ TS MPa	伸び (EL) %	TS×EL MPa・%	実管対比・延性破面率 %	* 組織		
1-1	A	31.8	750	700	675	60	15.0	2	401	425	37	15725	100	F+P+5%B	本発明例
1-2			700	670	625	60	15.0	2	428	452	36	16272	100	F + C	本発明例
1-3			650	590	585	60	15.0	2	490	510	26	13260	100	F + P	本発明例
1-4			550	540	530	60	15.0	10	593	603	19	11457	10	F + P	比較例
1-5			—					31.8	17	307	338	29	9802	0	F + P

* : Fはフェライト、Pはパーライト (疑似パーライトも含む)、
Cはセメンタイト、Bはベイナイト

表 3

No	鋼 No	母管 外径 mm	母管圧延条件				製品 管 外径 mm	製 品 管 特 性						備 考	
			加熱 温度 ℃	圧延 開始 温度 ℃	圧延 終了 温度 ℃	減面 率 %		結晶 粒径 μm	降伏 点 YS MPa	引張 強さ TS MPa	伸び (EL) %	TS×EI MPa・%	実管 ヤビ。 延性 破面率 %		組 織
2-1		31.8	900	770	715	60	15	20	430	457	29	13253	30	F+P+5%B	比較例
2-2			800	770	715	60		2	470	500	40	20000	100	F+C+15%B	本発明例
2-3			700	670	630	60		1	523	556	39	21684	100	F+P+10%B	本発明例
2-4			700	520	535	60		6	619	658	13	8554	10	F+P+10%B	比較例
2-5	B		600	590	605	60		1	581	618	36	22248	100	F+P+5%B	本発明例
2-6			520	500	520	60		6	620	660	14	9240	20	F+P+5%B	比較例
2-7			700	660	630	30		3	502	534	33	17622	100	F+P+10%B	本発明例
2-8			700	660	650	10		9	435	468	30	14040	50	F+P+10%B	比較例
2-9						—			31.8	12	424	460	29	13340	40

* : Fはフェライト、Pはパーライト (疑似パーライトも含む)、
Cはセメンタイト、Bはベイナイト

表 4

No	鋼 No	母管 外径 mm	母管圧延条件				製品管 外径 mm	製品管特性						備 考
			加熱 温度 ℃	圧延 開始 温度 ℃	圧延 終了 温度 ℃	減面 率 %		結晶 粒径 μm	降伏 点 YS MPa	引張 強さ TS MPa	伸び (EL) %	TS×EI MPa・% 延性 破面率 %	組 織	
3-1		158	700	660	657	75	55.0	3	579	658	23	15134	F + P	本発明例
3-2	C		650	622	613	75	55.0	3	600	678	24	16272	F + P	本発明例
3-3							158.0	21	401	555	18	9990	F + P	比較例
3-4			700	690	680	75	55.0	1	500	547	32	17504	F + P	本発明例
3-5	D		650	635	630	75	55.0	2	608	627	29	18183	F + P	本発明例
3-6							158.0	9	426	501	27	13527	F + P	比較例

* : Fはフェライト、Pはパーライト (疑似パーライトも含む)、
Cはセメンタイト、Bはベイナイト

表 5

鋼	化学組成 (wt%)								Ac1 ℃	備 考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O		
No										
E	0.09	0.40	0.80	0.012	0.005	0.035	0.0035	0.0025	770	本発明例
F	0.08	0.07	1.42	0.015	0.011	0.036	0.0038	0.0036	760	本発明例
G	0.06	0.21	0.35	0.013	0.008	0.028	0.0025	0.0028	775	本発明例
H	0.11	0.22	0.45	0.017	0.013	0.018	0.0071	0.0035	775	本発明例
I	0.21	0.20	0.50	0.016	0.013	0.024	0.0043	0.0030	770	本発明例
J	0.03	0.05	0.15	0.021	0.007	0.041	0.0026	0.0038	780	本発明例
K	0.09	0.15	0.52	0.024	0.003	0.004	0.0025	0.0026	775	本発明例

表6 (その1)

No	鋼 No	素 材 鋼 管 種 類	絞り圧延条件					製品 管外 径		製品管特性					そ の 他	備 考					
			加熱 温度 ℃	圧延 開始 温度 ℃	圧延 終了 温度 ℃	累積 縮径率 %	全 パス 数	6%以上 パスの パス数	最終圧 延速度 m/min	引張強さ T S MPa	伸び E 1 %	高速引 張強さ MPa	衝撃吸 収 エネルギー MJ・m ⁻³	フライト 粒径 μm			第2相 面積率 %	第2 相 種類 ※			
4-1	E	固相圧 接管	42.7	750	710	690		65	14	9	200	15.0	525	44	728	242	2.0	10	C		本発明例
4-2	E	固相圧 接管	42.7	700	670	660		65	14	9	200	15.0	575	43	780	260	2.0	11	C		本発明例
4-3	E	固相圧 接管	42.7	650	635	620		65	14	9	200	15.0	622	40	864	292	1.0	11	C		本発明例
4-4	E	固相圧 接管	42.7	700	655	630		40	7	4	140	25.5	537	43	761	257	1.0	11	C		本発明例
4-5	E	固相圧 接管	42.7	650	605	590		40	7	4	140	25.5	580	38	799	267	1.5	11	C		本発明例
4-6	E	固相圧 接管	42.7	700	660	630		30	5	3	120	29.7	512	40	724	241	1.5	11	C		本発明例
4-7	E	固相圧 接管	42.7	650	615	590		30	5	3	120	29.7	562	38	799	268	1.0	11	C		本発明例
4-8	E	固相圧 接管	42.7	700	660	640		22	3	2	110	33.2	493	42	712	230	1.0	11	C		本発明例
4-9	E	固相圧 接管	42.7	650	615	585		22	3	2	110	33.2	541	39	755	249	1.5	11	C		本発明例
4-10	E	固相圧 接管	42.7	650	620	580		22	7	0	110	33.2	537	36	751	242	1.5	11	C		本発明例

注) *: Cセメンタイト、Bベイサイト、Mマルテンサイト、Pパーライト

**: 絞り圧延せず

表6 (その2)

No	鋼 No	素材鋼管 種類	絞り圧延条件					製品管外径				製品管特性					その他	備考
			加熱 温度 ℃	圧延 開始 温度 ℃	圧延 終了 温度 ℃	絞り 率 %	全 パス 数	6%以上 パス 数	最終圧 延速度 m/min	管外 径 mm	引張強さ TS MPa	伸び E1 %	高速度 引張強さ MPa	衝撃吸収 エネルギー MJ・m ⁻³	7μm 粒径 μm	第2相 面積率 %	第2相 種類*	
4-11	F	電縫鋼 管	42.7	650	622	65	14	9	200	15.0	555	42	792	265	1.0	15	C	本発明例
4-12	F	電縫鋼 管	42.7	600	580	65	14	9	200	15.0	611	37	850	289	1.0	15	C	本発明例
4-13	G	電縫鋼 管	42.7	650	620	65	14	9	200	15.0	492	42	685	225	2.5	7	C	本発明例
4-14	H	継目無 鋼管	110	700	670	77	17	10	150	25.6	475	52	666	219	2.0	9	C	本発明例
4-15	I	継目無 鋼管	110	700	670	77	17	10	150	25.6	526	46	733	231	2.0	22	C+B	本発明例
4-16	E	固相圧 接管	42.7	550	528	85	14	9	200	15.0	688	30	892	299	2.5	12	C	本発明例
4-17	G	電縫鋼 管	42.7	—	—	0	—	—	—	42.7	409	43	566	185	11.0	6	P	比較例
4-18	G	電縫鋼 管	42.7	650	615	11	3	1	80	38.0	427	40	570	191	7.0	8	C	比較例
4-19	J	電縫鋼 管	42.7	650	545	65	14	9	200	15.0	552	29	744	248	3.0	0	—	本発明例
4-20	K	電縫鋼 管	42.7	750	690	65	14	9	200	15.0	431	48	611	202	3.0	13	C	本発明例
4-21	K	電縫鋼 管	42.7	650	615	65	14	9	200	15.0	511	33	704	233	3.0	13	C	本発明例
4-22	K	電縫鋼 管	42.7	750	685	41	7	4	140	25.3	425	47	604	206	3.0	12	C	本発明例
4-23	K	電縫鋼 管	42.7	950	890	22	3	2	110	33.1	410	45	570	183	18.0	13	C	比較例

注) *: Cセメントナイト、Bペイナイト、Mマルテンサイト、Pパーライト

*: 絞り圧延せず

表 7

鋼 No	化 学 組 成 (wt%)																AcI ℃	備 考	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ti	B			Ca
L	0.07	0.20	0.66	0.018	0.005	0.028	0.0022	0.0025	—	—	—	—	—	0.009	0.008	—	—	765	本発明例
M	0.08	0.04	1.35	0.015	0.011	0.036	0.0041	0.0032	—	—	—	—	0.10	—	—	—	0.002	755	本発明例
N	0.15	0.21	0.55	0.009	0.004	0.010	0.0028	0.0028	—	—	0.21	0.53	—	—	—	—	—	785	本発明例
O	0.05	1.01	1.35	0.012	0.001	0.035	0.0030	0.0030	—	—	0.92	—	—	0.015	0.011	0.0023	—	790	本発明例
P	0.15	0.22	0.41	0.018	0.003	0.031	0.0036	0.0038	0.11	0.15	—	—	—	—	—	—	0.002	760	本発明例

表 8

No	鋼 No	素材鋼管 種類	絞り圧延条件					製品管外径		製品管特性						その他	備考		
			加熱 温度 ℃	圧延 開始 温度 ℃	圧延 終了 温度 ℃	累積 縮径率 %	全 パス 数	6%以上 パスの パス数	最終圧 延速度 m/min	引張強さ TS MPa	伸び E1 %	高速引 張強さ MPa	衝撃収 入値 MJ・m ⁻³	フィット 粒径 μm	第2相 面積率 %			第2相 相種 類*	
5-1	L	固相圧 接管	42.7	730	700	640		65	14	9	530	43	734	242	2.0	8	C		本発明例
5-2		固相圧 接管	42.7	670	640	600		65	14	9	640	38	884	301	1.0	7	C		本発明例
5-3		固相圧 接管	42.7	620	600	560		65	14	9	730	32	931	318	2.0	8	C		本発明例
5-4		固相圧 接管	42.7	—	—	—	0	—	—	—	470	40	640	196	7.0	7	C	**	比較例
5-5		固相圧 接管	42.7	850	820	800		65	14	9	430	43	592	191	10.0	8	C		比較例
5-6		固相圧 接管	42.7	670	640	600		11	3	1	490	37	666	199	6.0	8	C		比較例
5-7	M	固相圧 接管	42.7	700	670	620		41	7	4	530	40	724	240	2.5	13	C		本発明例
5-8	N	継目無 鋼管	110	700	700	690		69	17	15	663	42	885	298	1.5	23	C+B		本発明例
5-9	O	電縫鋼 管	42.7	720	690	650		65	14	9	712	34	931	318	1.5	12	M		本発明例
5-10	P	継目無 鋼管	110	700	700	680		77	24	18	581	44	802	259	1.5	18	C		本発明例

注) *: Cセメントナイト、Bベイナイト、Mマルテンサイト

*: 絞り圧延せず

表 9

鋼	化 学 組 成 (wt%)																	Ac1 ℃	備 考		
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ti	B	Ca			REM	
No	Q	0.05	0.30	1.22	0.007	0.001	0.022	0.0030	0.0028	—	0.20	—	0.05	0.05	0.05	0.011	—	—	—	770	本発明例
	R	0.08	0.51	1.41	0.008	0.001	0.028	0.0035	0.0019	0.12	0.18	0.15	—	0.02	0.02	0.007	0.0011	—	—	760	本発明例
	S	0.06	0.28	0.95	0.009	0.001	0.025	0.0026	0.0025	—	0.15	—	0.06	0.02	0.03	0.009	—	0.002	—	770	本発明例
	T	0.06	0.30	1.18	0.008	0.001	0.028	0.0031	0.0023	0.15	0.15	—	—	0.04	0.03	0.009	—	—	0.007	765	本発明例
	U	0.04	0.10	1.50	0.006	0.001	0.018	0.0029	0.0023	—	—	—	0.06	0.06	0.04	—	—	—	—	770	本発明例

表 10

No	鋼 No	素材鋼管 種類	外径 mm	絞り圧延条件				製品管 外径 mm	製品管特性				その他	備考								
				加熱 温度 ℃	圧延 開始 温度 ℃	圧延 終了 温度 ℃	累積 縮径率 %		全 パス 数	6%以上 ／パスの パス数	耐力 *** MPa	引張強さ TS MPa			伸び E1 %	高速引 張強さ MPa	衝撃吸収 エネルギー MJ・m ⁻³	耐SSC 性 破断有無	フィット 粒径 μm	第2相 面積率 %	第2相 相種類*	
6-1	Q	電線鋼管	110	720	700	680	45	10	7	60.5	507	616	41	786	258	○	○	2.0	5	C		本発明例
6-2			660	650	640	45	10	7	60.5	565	642	38	838	275	○	○	1.5	5	C		本発明例	
6-3			610	600	590	45	10	7	60.5	616	692	35	906	293	○	○	2.0	5	C		本発明例	
6-4			880	860	840	45	10	7	60.5	460	540	41	705	196	×	×	8.0	5	C		比較例	
6-5			660	650	640	8	3	1	101.6	506	582	43	761	199	○	×	10.0	5	C		比較例	
6-6	R		660	650	640	45	10	7	60.5	637	724	35	943	307	○	○	2.0	20	C		本発明例	
6-7			880	860	830	45	10	7	60.5	572	618	40	799	206	×	×	6.0	26	M		比較例	
6-8	S		720	700	690	69	17	15	34.1	560	625	42	815	270	○	○	1.5	5	C		本発明例	
6-9	T		720	690	650	69	14	15	34.1	582	640	40	830	273	○	○	1.5	5	C		本発明例	
6-10	U		720	700	680	77	24	18	25.4	600	658	38	861	279	○	○	1.5	5	C		本発明例	

注)

*: Cセメンタイト、Bベイナイト、Mマルテンサイト

*: 絞りを圧延せず

*: 0.2%PS

*: 破断せず○、破断×

表 1 1

鋼 No	化 学 組 成 (wt%)																	Ac1 ℃	備 考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ti	B	Ca		
V	0.09	0.02	0.73	0.011	0.003	0.032	0.0036	0.0025	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	770 本発明例
W	0.11	0.15	1.28	0.007	0.001	0.028	0.0041	0.0025	0.12	0.18	0.15	—	—	—	—	—	—	—	755 本発明例
X	0.14	0.35	0.91	0.008	0.001	0.025	0.0038	0.0033	—	—	—	—	0.02	0.021	0.007	0.0011	—	—	770 本発明例
Y	0.12	0.25	1.36	0.008	0.001	0.028	0.0030	0.0028	—	—	—	—	—	—	—	—	0.003	—	760 本発明例
Z	0.21	0.20	0.48	0.009	0.001	0.025	0.0038	0.0031	0.12	0.12	0.11	0.05	0.02	0.009	0.009	—	—	0.006	765 本発明例

表 1 2

鋼 No	鋼 種 類	素材鋼管		絞り圧延条件				製品管		製品管特性								備 考		
		外 径 mm	加熱 温度 ℃	圧延 開始 温度 ℃	圧延 終了 温度 ℃	累積 縮径率 %	全 ハス 数	6%以上 ハスの パス数	外 径 mm	耐力 *** MPa	引張強さ T S MPa	伸び E 1 %	高 速 引 張 強 さ MPa	衝撃吸収 値 I 値 * - MJ・m ⁻³	疲労強度 **** MPa	711ト 粒 径 μm	第 2 相 面 積 率 %		第 2 相 種 類	
7-1	電縫鋼 管	110	660	650	630	— * *	68	14	9	35.0	466	550	47	742	198	220	1.5	14	C	本発明例
7-2		35								364	448	45	553	124	140	13.0	15	C	比較例	
7-3	電縫鋼 管	110	605	600	590		68	14	9	35.0	531	612	40	821	223	250	1.5	18	C	本発明例
7-4			880	860	830		68	14	9	35.0	421	517	38	648	143	155	8.0	16	C+B	比較例
7-5			660	650	640		18	4	2	90.0	451	522	36	679	151	160	9.0	18	C	比較例
7-6	継目無 鋼管	110	660	650	630		77	17	10	25.6	507	596	40	795	196	235	2.0	16	C	本発明例
7-7	継目無 鋼管	110	660	650	630		77	17	10	25.6	523	618	39	806	198	240	2.5	20	C	本発明例
7-8	継目無 鋼管	110	660	650	630		77	17	10	25.6	570	657	37	850	210	255	2.0	23	C	本発明例

(注)

* : Cセメンタイト、Bベイナイト、Mマルテンサイト

** : 絞り圧延せず

*** : 0.2 % P S

**** : 耐久回数 : 10⁶ 回における負荷応力

請求の範囲

1. 鋼材長手方向に直角な断面の平均結晶粒径が $3\ \mu\text{m}$ 以下で、組織がフェライトあるいはフェライト＋パーライトあるいはフェライト＋セメンタイトを主とする組織からなることを特徴とする高延性かつ高強度な鋼材。
2. 伸びが 20% 以上で、かつ引張強さ (TS : MPa) $\times$ 伸び (E1 : %) が 10000 以上を有することを特徴とする特許請求の範囲第 1 項の高延性かつ高強度な鋼材。
3. 鋼材長手方向に直角な断面の平均結晶粒径が $1\ \mu\text{m}$ 以下である特許請求の範囲第 1 項または第 2 項に記載の高延性かつ高強度な鋼材。
4. 前記鋼材が、鋼管である特許請求の範囲第 1 項乃至第 3 項に記載の高延性かつ高強度な鋼管。
5. -100°C における実管のシャルピー衝撃試験で鋼管長手方向に直角な断面の延性破面率が 95% 以上であることを特徴とする特許請求の範囲第 4 項の高延性かつ高強度な鋼管。
6. C : 0.60wt% 以下を含有する鋼素材を、フェライト再結晶温度域で、減面率 20% 以上の圧延を施すことを特徴とする高延性かつ高強度な鋼材の製造方法。
7. 前記圧延が潤滑下での圧延であることを特徴とする特許請求の範囲第 6 項の鋼材の製造方法。
8. 前記鋼素材が鋼管である特許請求の範囲第 6 項または第 7 項の高延性かつ高強度な鋼管の製造方法。

9. 重量%で、C : 0.005 ~ 0.30%、Si : 0.01 ~ 3.0 %、Mn : 0.01 ~ 2.0 %、Al : 0.001 ~ 0.10%を含有し、残部 Fe および不可避免の不純物からなる組成を有し、かつ組織がフェライト、あるいはフェライトと面積率で 30%以下のフェライト以外の第 2 相とからなり、該フェライトの粒径が 3 μ m 以下であることを特徴とする高延性かつ高強度な鋼管。
10. 前記フェライトの平均結晶粒径が 1 μ m 以下である特許請求の範囲第 9 項の高延性かつ高強度な鋼管。
11. 前記組成に加えてさらに、重量%で、Cu : 1 %以下、Ni : 2 %以下、Cr : 2 %以下、Mo : 1 %以下のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする特許請求の範囲第 9 項または第 10 項の鋼管。
12. 前記組成に加えてさらに、重量%で、Nb : 0.1 %以下、V : 0.3 %以下、Ti : 0.2 %以下、B : 0.004 %以下のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする特許請求の範囲第 9 項乃至第 11 項の鋼管。
13. 前記組成に加えてさらに、重量%で、REM : 0.02%以下、Ca : 0.01%以下のうちから選ばれた 1 種または 2 種を含有することを特徴とする特許請求の範囲第 9 項乃至第 12 項の鋼管。
14. 特許請求の範囲第 9 乃至第 13 項のいずれかに記載の組成を有する素材鋼管を、加熱温度 : (A c1 + 50℃) ~ 400 °C に加熱したのち、圧延温度 : (A c1 + 50℃) ~ 400 °C で累積縮径率 : 20%以上の絞り圧延を施すことを特徴とする高延性かつ高強度な鋼管の製造方法。
15. 重量%で、C : 0.005 ~ 0.10%、Si : 0.01 ~ 0.5 %、Mn : 0.01 ~ 1.8 %、Al : 0.001

～0.10%を含み、さらに、Cu：0.5 %以下、Ni：0.6 %以下、Cr：0.5 %以下、Mo：0.5 %以下のうちから選ばれた1種または2種以上、およびNb：0.1 %以下、V：0.1 %以下、Ti：0.1 %以下、B：0.004 %以下のうちから選ばれた1種または2種以上、あるいはさらに、REM：0.02%以下、Ca：0.01%以下のうちから選ばれた1種または2種を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成を有する素材鋼管を、加熱温度：(A_{c1}+50℃)～400℃に加熱したのち、圧延温度：(A_{c1}+50℃)～400℃で累積縮径率：20%以上の絞り圧延を施すことを特徴とする高延性かつ高強度な鋼管の製造方法。

16. 重量%で、C：0.06～0.30%、Si：0.01～1.5 %、Mn：0.01～2.0 %、Al：0.001～0.10%を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成を有する素材鋼管を、加熱温度：(A_{c1}+50℃)～400℃に加熱したのち、圧延温度：(A_{c1}+50℃)～400℃で累積縮径率：20%以上の絞り圧延を施すことを特徴とする高延性かつ高強度な鋼管の製造方法。

17. 重量%で、Cu：1.0 %以下、Ni：2.0 %以下、Cr：2.0 %以下、Mo：1.0 %以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する組成とすることを特徴とする特許請求の範囲第16項の鋼管の製造方法。

18. 重量%で、Nb：0.1 %以下、V：0.3 %以下、Ti：0.2 %以下、B：0.004 %以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する組成とすることを特徴とする特許請求の範囲第16項または第17項の鋼管の製造方法。

19. 重量%で、REM：0.02%以下、Ca：0.01%以下のうちから選ばれた1種または2種を含有する組成とすることを特徴とする特許請求の範囲第16項乃至第18項の鋼管の製造方法。

20. 前記加熱温度を750～400℃、前記圧延温度を750～400℃とすることを特徴と

する特許請求の範囲第 14 項乃至第 19 項の鋼管の製造方法。

21. 前記絞り圧延が、1 パス当たりの縮径率が 6 % 以上の圧延パスを少なくとも 1 パス以上含むことを特徴とする特許請求の範囲第 14 項乃至第 20 項の鋼管の製造方法。

22. 前記累積縮径率が 60 % 以上である特許請求の範囲第 14 項乃至第 21 項の鋼管の製造方法。

23. 前記絞り圧延が潤滑下での圧延であることを特徴とする特許請求の範囲第 14 項乃至第 22 項の鋼管の製造方法。

図 1

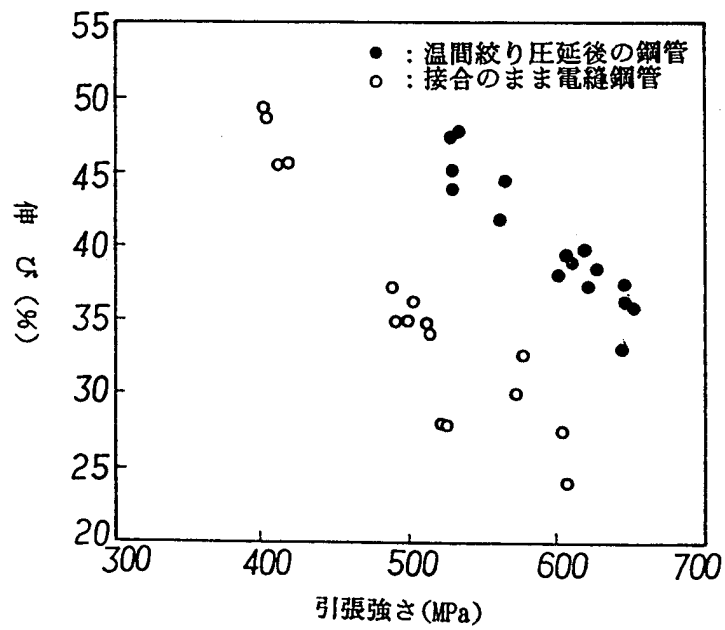


図 2

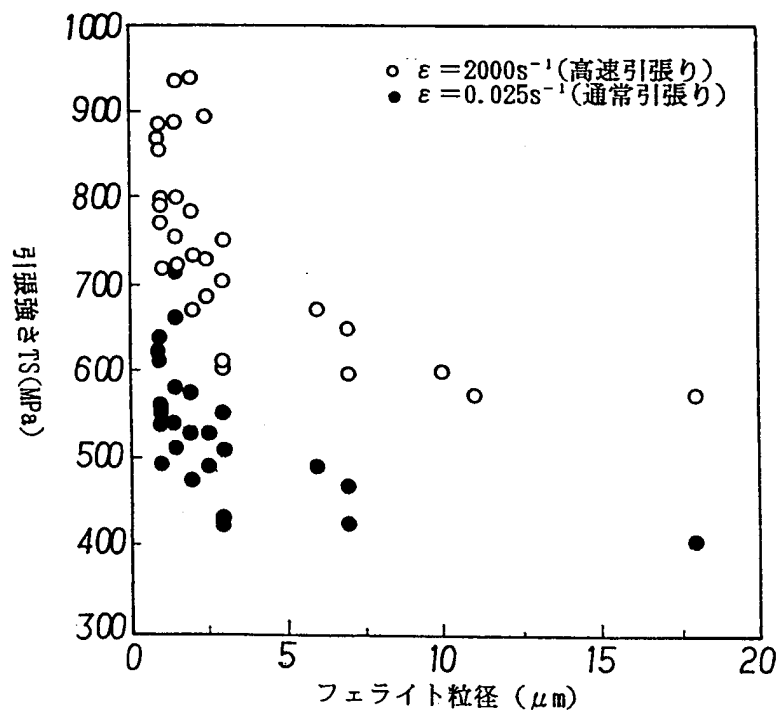


図 3

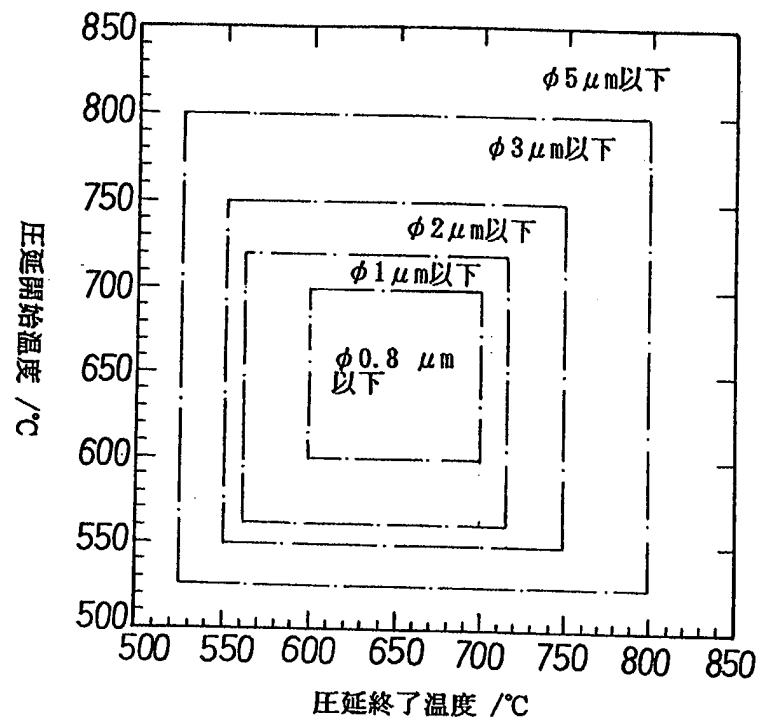


図 4

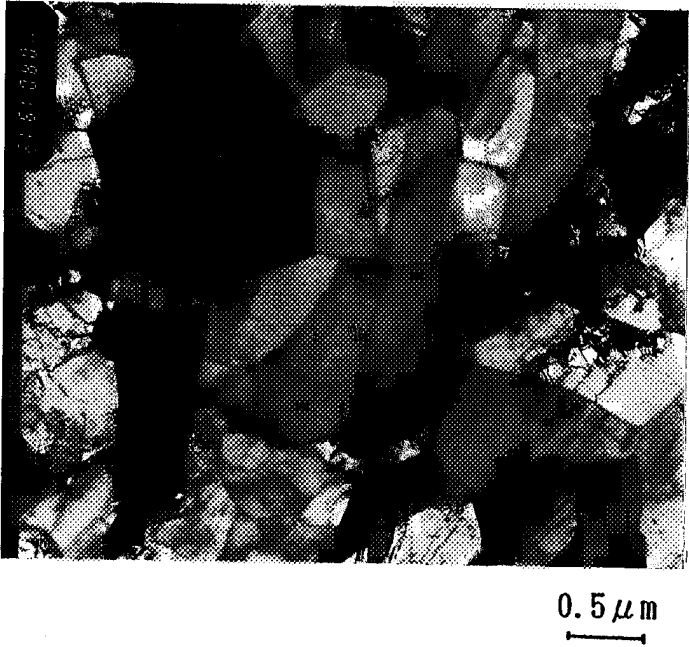
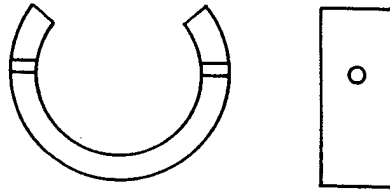


図 5



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

 International application No.
 PCT/JP98/01924

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁶ C22C38/00, 38/14, 38/44, 38/54, C21D8/00, 8/10

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.Cl⁶ C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/10

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	1994-1998
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-1998	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-1998

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
P, X	JP, 9-279233, A (Nippon Steel Corp.), October 28, 1997 (28. 10. 97) (Family: none)	1-23
X	JP, 8-60239, A (Nippon Steel Corp.), March 5, 1996 (05. 03. 96) (Family: none)	1, 2, 6
X	JP, 8-3679, A (Nippon Steel Corp.), January 9, 1996 (09. 01. 96) (Family: none)	1, 2
X	JP, 2-301540, A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), December 13, 1990 (13. 12. 90), Claims ; Tables 1 to 4 & US, 5080727, A & EP, 372465, A1	1-4, 12
A	JP, 9-49050, A (Kobe Steel, Ltd.), February 18, 1997 (18. 02. 97) (Family: none)	1-23
A	JP, 3-267316, A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), November 28, 1991 (28. 11. 91) (Family: none)	1-23

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

* Special categories of cited documents:	"I" 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
 July 28, 1998 (28. 07. 98)

 Date of mailing of the international search report
 August 11, 1998 (11. 08. 98)

 Name and mailing address of the ISA/
 Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

国際調査報告

国際出願番号 PCT/J P 98/01924

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁶ C22C 38/00、38/14、38/44、38/54、C21D 8/00、8/10

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. Cl⁶ C22C 38/00 - 38/60、C21D 8/00 - 8/10

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 1971-1998年
 日本国登録実用新案公報 1994-1998年
 日本国実用新案登録公報 1996-1998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)

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
P, X	J P, 9-279233, A (新日本製鐵株式会社), 28. 10月. 1997 (28. 10. 97) (ファミリーなし)	1-23
X	J P, 8-60239, A (新日本製鐵株式会社), 5. 3月. 1996 (05. 03. 96) (ファミリーなし)	1, 2, 6
X	J P, 8-3679, A (新日本製鐵株式会社), 9. 1月. 1996 (09. 01. 96) (ファミリーなし)	1, 2
X	J P, 2-301540, A (住友金属工業株式会社), 13. 12月. 1990 (13. 12. 90)、特許請求の範囲、第1表-第4表 & US, 5080727, A & EP, 372465, A1	1-4, 12

☒ 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」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

28. 07. 98

国際調査報告の発送日

11.08.98

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/J P)
 郵便番号100-8915
 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)
 長者 義久



4K

8015

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

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
A	J P, 9-49050, A (株式会社神戸製鋼所), 18. 2月. 1997 (18. 02. 97) (ファミリーなし)	1-23
A	J P, 3-267316, A (住友金属工業株式会社), 28. 11月. 1991 (28. 11. 91) (ファミリーなし)	1-23