

深絞り性の優れた熱延鋼板の製造法と疲労強度に関する研究

薬師寺, 輝敏

<https://doi.org/10.11501/3080208>

出版情報：九州大学, 1994, 博士（工学）, 論文博士
バージョン：
権利関係：

深絞り性の優れた熱延鋼板の製造法と
疲労強度に関する研究

業師寺 輝敏

①

深絞り性の優れた熱延鋼板の製造法と
疲労強度に関する研究

平成 6 年

薬師寺輝敏

目 次

第 1 章 序 論	1~10
1.1 本研究の目的と意義	1
1.2 論文の概要	8
第 2 章 高 r 値熱延鋼板を製造するための冶金学的検討	11~41
2.1 緒言	11
2.2 供試材および実験方法	11
2.3 実験結果	15
2.3.1 フェライト (α) 域熱延後の硬さおよび集合組織	15
2.3.2 再結晶焼鈍後の集合組織	19
2.3.3 再結晶焼鈍後の r 値および CCV	22
2.3.4 フェライト (α) 域熱延材の回復再結晶挙動	26
2.4 考察	31
2.4.1 圧延時の固溶 C と \bar{r} 値の関係	31
2.4.2 固溶 C 低減のためのアプローチ	36
2.5 まとめ	41
第 3 章 高 r 値熱延鋼板を製造するための機械的因子の検討	42~71
3.1 緒言	42
3.2 実験方法および実験結果	43
3.2.1 圧延時の潤滑条件の影響	43
3.2.2 圧下率の影響	48
3.2.3 初期板厚およびロール径, パス当りの圧下率の影響	52
3.2.4 剛塑性有限要素法による圧延解析	57
3.2.5 \bar{r} 値の圧下率依存性におよぼすロール径の影響	59
3.3 考察	61
3.3.1 圧下率 73% の場合の r 値におよぼす (ロール径 / 初期板厚) の影響	61
3.3.2 全圧下率が異なる場合の取扱について	66
3.4 まとめ	70

第4章 疲労強度におよぼす集合組織の影響	72~117
4.1 緒言	72
4.2 使用材料, 試験片および実験方法	73
4.2.1 使用材料	73
4.2.2 機械的性質	82
4.2.3 疲労試験方法	86
4.3 実験結果および考察	88
4.3.1 B材, BP材, S材についての疲労試験結果	88
4.3.2 A材についての疲労試験結果	98
4.3.3 X材についての疲労試験結果	104
4.3.4 き裂伝ば挙動に及ぼす集合組織の影響	111
4.3.5 き裂長さ と 深さ の 関係	115
4.4 まとめ	117
第5章 疲労き裂停留におよぼすひずみ時効の影響	118~144
5.1 緒言	118
5.2 使用材料, 試験片および実験方法	120
5.3 実験結果および考察	128
5.3.1 S-N曲線	128
5.3.2 疲労き裂発生過程の連続観察	130
5.3.3 き裂伝ば曲線	133
5.3.4 疲労過程の硬さの変化	133
5.3.5 停留き裂の存在について	137
5.3.6 コーキング効果の存在について	139
5.4 まとめ	144
第6章 応力勾配のある場におけるき裂発生過程	145~174
6.1 緒言	145
6.2 使用材料, 試験片および実験方法	150
6.3 実験結果および考察	154
6.3.1 極低炭素Alキルド鋼の疲労き裂発生過程	154
6.3.2 Al合金およびS20C小穴材のS-N曲線	156
6.3.3 Al合金およびS20C小穴材のき裂伝ば特性	156
6.3.4 Al合金およびS20C小穴材のき裂発生過程の連続観察	160
6.3.5 すべり帯とき裂の判別	164
6.3.6 切欠き感度におよぼす結晶粒径の影響	168
6.4 まとめ	174

第7章 炭素鋼焼なまし材の回転曲げ疲労強度に及ぼす 表面加工層の影響	175~197
7.1 緒言	175
7.2 使用材料, 試験片および実験方法	179
7.3 実験結果および考察	180
7.3.1 旋削後の表面加工層	180
7.3.2 S-N曲線	185
7.3.3 き裂発生と伝ば挙動について	187
7.3.4 大きなき裂の伝ば挙動について	195
7.4 まとめ	197
第8章 総括	198~202
謝辞	203
参考文献	204~208

第 1 章 序論

1. 1 本研究の目的と意義

わが国の薄板製造技術は自動車工業の歴史と深くかかわりあって発展してきた。高いプレス成形性が要求される自動車用鋼板は当初米国製のものと比べて価格も2.2倍と高く、加工性も悪かった。このため日本の鉄鋼メーカーは軟質で成形性の優れた鋼板を大量に生産するという命題に取り組んだ。1950年代から60年代にかけて再結晶および集合組織制御の研究が精力的に行われ¹⁾²⁾、70年代の真空脱ガス装置の技術革新と相まって、極低炭素鋼板や超清浄鋼板のような超深絞り用冷延鋼板が開発されるようになった。生産性の面では、1970年代に連続 casting、連続圧延、連続焼鈍技術が確立され、わが国は名実ともに世界のトップレベルの座を確保した。1980年代になるとアジアの諸国も大規模な製鉄所を建設し、豊富な資源と安い労働力を背景に世界の市場に参入するようになった。これに対し我が国の鉄鋼メーカーは省力化や、品質の更なる向上を図り対処してきた。しかし通常の省力化も限界に達しつつあり、それに加えて昨今の円高によってわが国の鉄鋼業界は急速に国際競争力を失いつつある。このような情勢の中では、製造行程そのものの改変に基づく、大幅な省力化が望まれる。

深絞り用の鋼板は、比較的付加価値が高く、また製造過程に多くの行程を要するので、その行程省略について検討することは有意義である。図1.1に深絞り用鋼板の製造行程の概略を示す。図1.1-(a)は現在行われている深絞り用の冷延鋼板の製造行程である。これに対し、冷間圧延を省略して深絞り用の鋼板を製造する方法(図1.1-(b))と、薄スラブ連続鋳機を使った深絞り用鋼板製造方法(図1.1-(c))が考えられている。薄スラブ連続鋳機を使った鋼板製造方法(図1.1-(c))は、熱間圧延を省略して冷延鋼板を製造しようとするものであり、大幅な行程省略を図ろうとする画期的な考え方である。しかし現在の所、薄スラブ連続鋳機そのものもまだ開発段階であり、また材質的な面も考慮すれば³⁾、現実のものとなるにはかなり時間を要すると考えられる。一方、図1.1-(b)の方法は製造設備については既存の技術で対応可能であると考えられる。それにも拘らずこれについてこれまでほとんど注目されなかったのは、この方法で深絞り鋼板を製造することは、材質的に困難であるとされていたからである。以下このことについて説明を加える。深絞り用鋼板の製造において集合組織の重要性は良く知られており⁴⁾、深絞りを良好にするための集合組織制御は通常、冷間圧

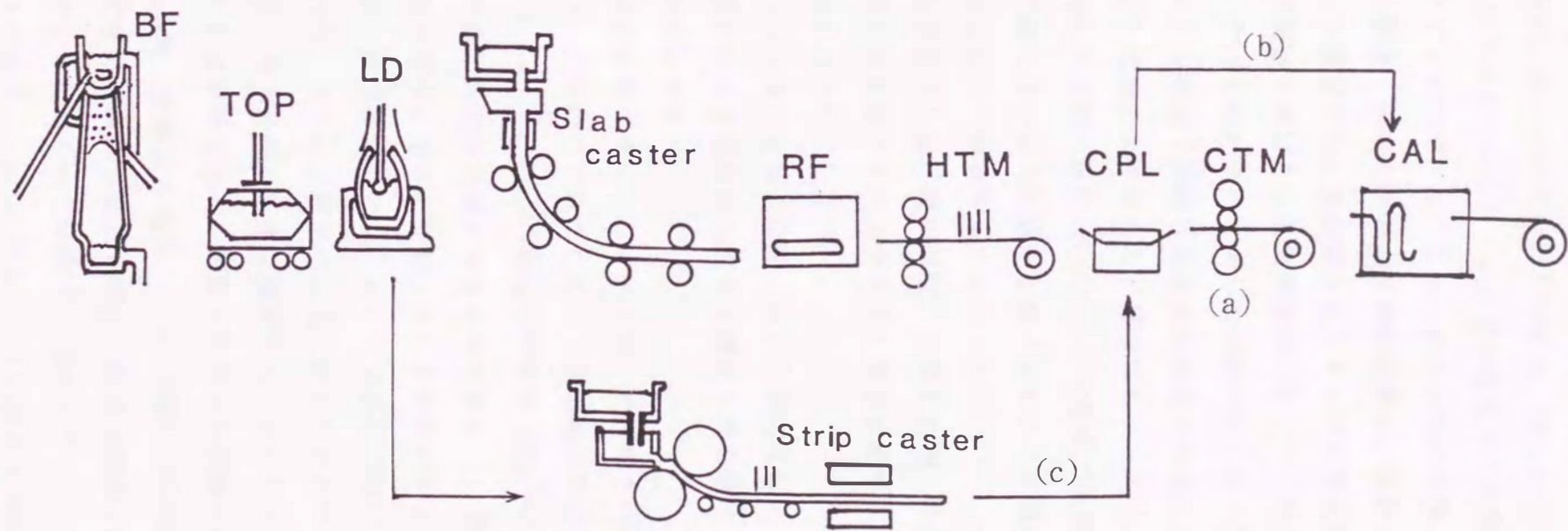
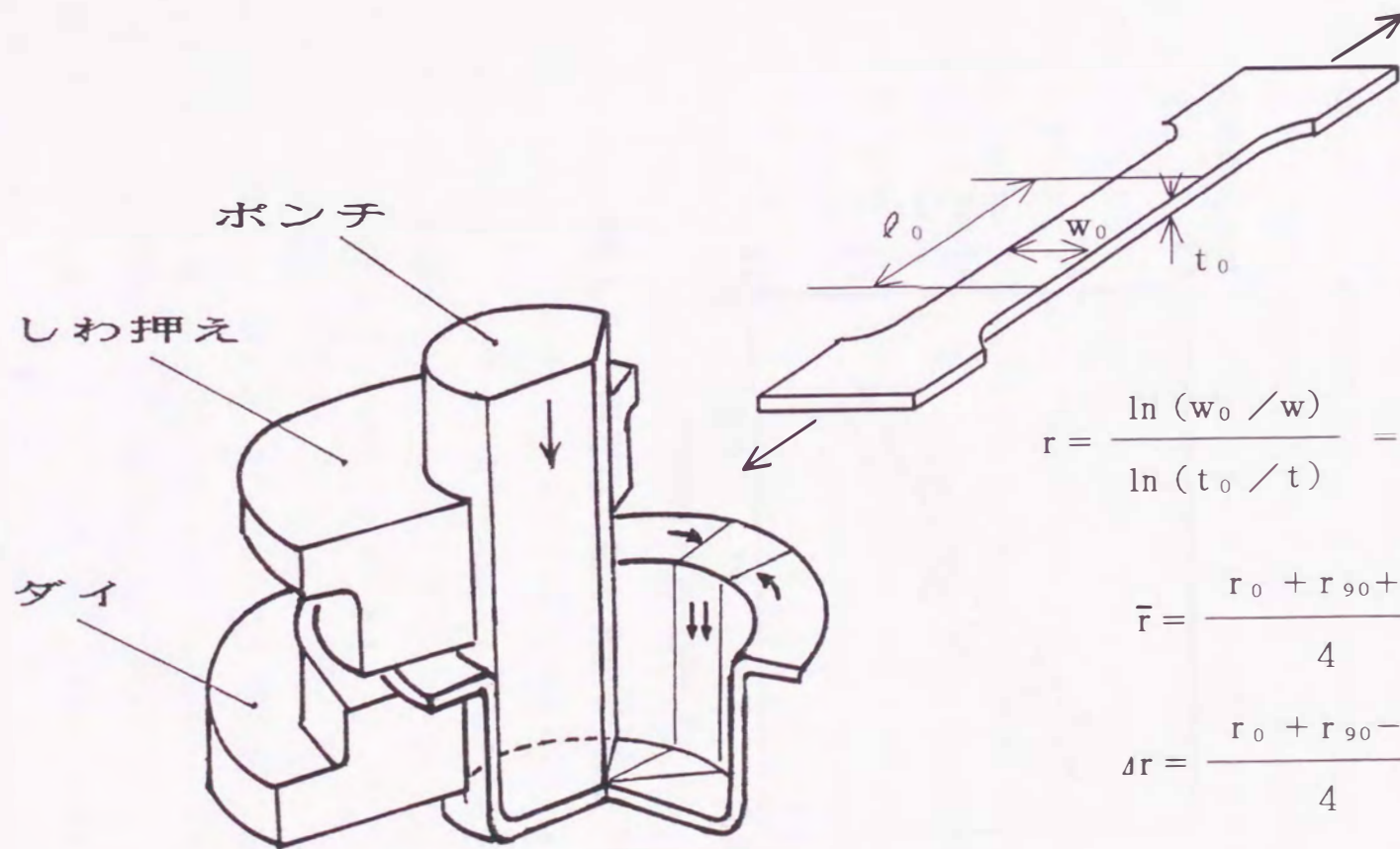


図 1.1 深絞り用鋼板の製造工程概略
 (a) 冷延鋼板, (b) 高 r 値熱延鋼板, (c) 熱延省略型冷延鋼板

延とそれに続く焼鈍行程において行われてきた。図1.1-(b)は、この集合組織の制御を A_{r3} 変態点以下のフェライト (α) 域の温度での熱間圧延とそれに続く焼鈍行程で行おうとするものである。しかし通常の低炭素鋼を A_{r3} 変態点以下の温度で熱間圧延した場合、板中心部および表層部共に、深絞り性が期待できないばかりか、かえって深絞り性に悪影響を及ぼすような集合組織が形成される⁶⁾。このことは、冷延鋼板の素材となる熱延鋼板において、集合組織に及ぼす圧延温度の影響について行われた研究によって比較的古くから知られていたことである⁷⁾⁸⁾。このような理由で深絞り用鋼板の製造を念頭においた熱延行程での集合組織制御の研究は最近までほとんど見られなかった⁵⁾。ところが、近年になって、極低炭素Ti添加鋼では A_{r3} 変態点以下の温度で熱間圧延した場合にも板の中心部で深絞り性に良い集合組織が形成されることが報告されて以来⁹⁾、この分野の研究が精力的に行われるようになった^{10)~16)}。しかし α 域熱延-再結晶焼鈍時の集合組織形成には、鋼の組成、圧延前処理、圧延温度、圧延圧下率、潤滑条件、焼鈍条件等影響する因子は多く、集合組織を安定して制御するのに必要な詳細な研究はなされていない。

本研究の第一の目的は、 α 域の温度における熱間圧延とそれに続く焼鈍行程で集合組織の制御を行い冷延鋼板と同等の深絞り性を有する熱延鋼板を製造する技術を確立する事にある。

鋼板の深絞り性は r 値(ランクフォード値)で評価される事が多い。 r 値とは板状試験片に10~20%のひずみを与えたときの幅方向のひずみ ϵ_w と厚さ方向のひずみ ϵ_t との比 $r = \epsilon_w / \epsilon_t$ のことであり(図1.2)、深絞り変形でのフランジ部の流入の変形抵抗の指標となるものである¹⁷⁾。等方性材料では $r = 1$ であり、幅ひずみが厚さひずみよりも大きいときは $r > 1$ 、その逆の場合は $r < 1$ である。深絞り成形においては、 $r < 1$ であれば幅ひずみよりも板厚ひずみの方が大きいので、フランジ部からの流入が十分行われないうちに板厚が減少するため、深絞りが十分行われずに破断することになる。 $r > 1$ であれば、その反対で深絞り性は良好である。深絞り成形性の試験の代表的なものにSwiftカップ試験があるが、軟鋼板の場合、カップ試験の限界絞り比(L.D.R)は、引張試験によって求める事のできる r 値の平均値(以後 \bar{r} 値と呼ぶ)ときわめてよい相関をもつことが知られている¹⁸⁾(図1.3¹⁹⁾)。ここで、 $\bar{r} = (r_0 + 2r_{45} + r_{90}) / 4$ であり、 r_0 、 r_{45} および r_{90} はそれぞれ圧延方向に対して平行、 45° の方向、直角方向に切り出した試料の r 値である。一般の熱延鋼板の



$$r = \frac{\ln(w_0/w)}{\ln(t_0/t)} = \frac{\ln(w_0/w)}{\ln(w \cdot l / w_0 \cdot l_0)}$$

$$\bar{r} = \frac{r_0 + r_{90} + 2r_{45}}{4}$$

$$\Delta r = \frac{r_0 + r_{90} - 2r_{45}}{4}$$

図 1.2 深絞り加工とランクフォード値 (r 値)

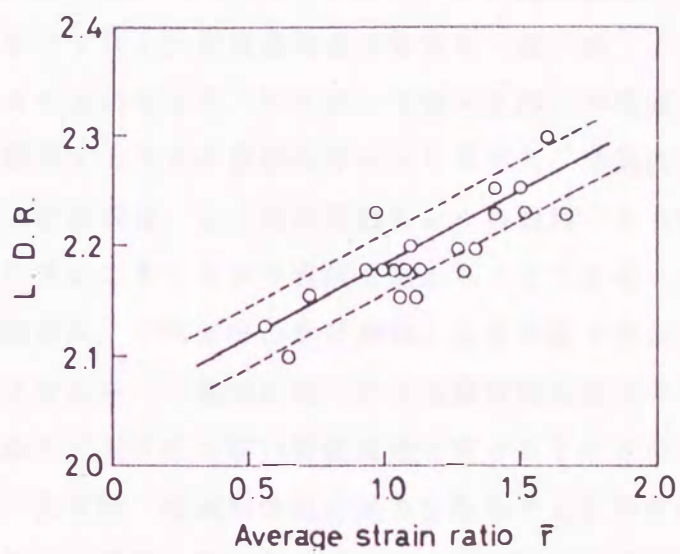


図 1.3 限界絞り比と \bar{r} 値の関係¹⁹⁾

\bar{r} 値は 1 以下である。通常の熱間圧延は A_{r3} 変態点以上の温度で圧延が行われ、圧延終了後の冷却過程で $\gamma - \alpha$ 変態が起こるために熱延鋼板の結晶方位はほぼランダムとなるが、僅かに形成される集合組織が \bar{r} 値に悪影響を及ぼして $r < 1$ となると考えられている。本研究では、 \bar{r} 値が冷延鋼板並の 2.0 以上の高い値を示す高 \bar{r} 値熱延鋼板（以下では高 r 値熱延鋼板と呼ぶ）を製造するための種々の検討を行った。

一般に熱延鋼板では、加工性の検討と共に疲労強度について検討する必要がある。特に高 r 値熱延鋼板の用途として考えられる燃料タンクや圧力容器の場合、疲労き裂の発生や伝ばは致命的である。また、高 r 値熱延鋼板の素材となる低炭素鋼の疲労について研究することは、単に高 r 値熱延鋼板の強度評価に対して有効なだけでなく、炭素含有量のきわめて低い鋼、または鉄の疲労挙動を明らかにすることにもなり、したがって様々な因子が複雑に絡み合う炭素鋼の疲労挙動を解明するための重要な手がかりを与え、学問的な意義も大きい。

本研究の第二の目的は、高 r 値熱延鋼板とその素材である極低炭素鋼の疲労試験を行い、以下のことについて検討を加えることである。

高 r 値熱延鋼板が、これまでの熱延鋼板と大きく違う点は、強い集合組織を持っていることである。工業的に使われる金属材料を構成する単結晶は立方晶、正方晶、六方晶など対称性の高い結晶構造を有するものが多いが、それらの単結晶は物理的、化学的、機械的性質の異方性を示すことが多い。それゆえ金属材料はそれらの持つ集合組織の優先方位成分の方位と密度に応じて各種の性質の異方性を示すことになる。しかし、集合組織が疲労強度に及ぼす影響については検討された例は少なく、高 r 値熱延鋼板を製品化する場合にはこの検討が必要不可欠である。そこで、実験室で製作した高 r 値熱延鋼板、および様々な集合組織を持つ鋼板について、平面曲げ疲労試験を行い、疲労強度、特にき裂伝ばにおよぼす集合組織の影響について検討した。

また高 r 値熱延鋼板の素材としては Interstitial-Free 鋼（以下 I F 鋼と略す）を使用した。この材料は、通常の炭素鋼と異なり、引張り試験において明瞭な降伏点を示さず、また非時効性であることが特徴的である。これらの現象は、C や N のような侵入型固溶原子による転位のくぎづけ、すなわち Cottrell 雰囲気の形成が行われないことに起因する。鉄鋼材料の疲労における明確な疲労限度と S-N 曲線における折れ点の存在は、このひずみ時効に起因する^{20)~22)}とされる反面、疲労限度の存在は微視的疲労き裂先端の鈍化²³⁾、または結晶

粒界の強度に起因する効果²⁴⁾によるものとする考えも示されている。そこで、ひずみ時効を示さないIF鋼において、疲労限度の存在、き裂の停留および、コーキング効果について検討した。このことによって、き裂の停留におよぼすひずみ時効の寄与について重要な知見が得られた。

高 r 値熱延鋼板に用いる極低炭素鋼は高純度であるために、粗大な結晶粒となることがある。鉄鋼材料の場合、き裂は1結晶粒程度の有限な長さを単位として発生することが明らかにされており²⁵⁾、切欠き材において切欠き係数 β が応力集中係数 α よりも小さい値となること²⁶⁾もこれと密接に関係すると言われている。ここでは先ず、極低炭素鋼に見られる粗大な結晶粒においても、平滑材のき裂発生について通常の炭素鋼と同様であるかどうか検討した。更に切欠きによる応力勾配のある場において、き裂発生がどのようなになるか通常の炭素鋼焼なまし材、および時効硬化Al合金について検討を行い、両者の差を明らかにした上で、粗大な結晶粒の場合通常の炭素鋼の延長として考えることができるかどうかを検討した。

疲労き裂は、ほとんどの場合表面から発生するので、疲労の問題を取り扱うとき、表面の加工層を無視して考えることはできない。そこで疲労強度に及ぼす表面の加工層の影響についても、回転曲げ疲労試験を行って検討を加えた。なおこの場合については、実験の都合上材料として通常の炭素鋼焼なまし材のみを用いた。

1. 2 論文の概要

本論文の構成は以下の通りである。

第1章は、序論であり、本研究の目的と意義を述べた。

第2章では、高 r 値熱延鋼板を製造するための冶金学的な検討を行った結果を述べた。極低炭素鋼にTiおよびNbを添加すると、 α 粒の再結晶温度が上がり、したがって800°Cの α 高温域で圧延しても冷間圧延と同様な加工組織が得られることを示した。この温度では変形抵抗がそれほど大きくないので、既存の熱間圧延機で圧延することが可能である。また加工組織が残るような温度域であれば圧延温度は再結晶集合組織を決定する支配的な要因にはならないこと、および再結晶集合組織には熱延時の固溶C量が大きな影響を及ぼすことを明らかにした。また熱延時に固溶Cを無くしておけば焼鈍後に冷延鋼板同様の再結晶集合組織が得られ、その結果冷延鋼板と同等の r 値を持つ鋼板が得られることを示した。このためにもTiおよびNbの添加は有効な手段である。すなわち、TiおよびNbを添加すれば、TiCやNbC等の析出物の生成によって鋼中の固溶Cをすべて固着させ、熱延時の固溶Cをゼロとすることが出来る。温度が高いほどTiおよびNbの炭化物は分解しやすいので、圧延前の加熱温度は低い程高い r 値が得られることを示した。更に、実操業では加熱温度を下げられない場合もあるが、その際は鋼中に微量のSを添加しておけば、炭化物の析出が促進され、結果的に熱延時の固溶Cを低減する事が出来ることを明らかにした。

第3章では、高 r 値熱延鋼板を製造するための圧延に関連する機械的因子について検討した結果について述べた。冷間圧延に比較すると熱間圧延では、鋼板とロールの間の潤滑はほとんど行われていないに等しいのが現状である。しかしながら圧延時の潤滑条件は r 値に大きな影響を与える。本研究によれば、潤滑条件の良いものほど高い r 値が得られるが、これは板表面のせん断ひずみに起因するものである。また、 α 域の温度での圧下率について、冷延鋼板同様、圧下率を高くする程 r 値は高くなるが、90%を越える過剰な圧下率はかえって r 値を低下させることを指摘した。通常の熱延では圧下率が95%にもなるために、このことは重要な意味をもつ。更に高 r 値熱延鋼板の r 値は、圧延ロール径にも影響され、大径ロールで圧延した鋼板ほど r 値は高くなることを示した。このことは冷間圧延再結晶焼鈍鋼板の場合も同様であり、実験の容易な冷延鋼板で詳しく検討した結果、冷間圧延再結晶焼鈍鋼板の r 値は、(圧延ロール径) / (板厚) と良い相関をもつことを明らかにした。

第4章から7章は疲労についての検討結果である。

第4章では、疲労強度に及ぼす集合組織の影響について述べた。ここでは実験室で製作した高 r 値熱延鋼板とそのひずみ材、 $\{110\}\langle 001\rangle$ 集合組織を持つ極低炭素Alキルド熱延鋼板、 $\{100\}\langle 011\rangle$ 集合組織を持つ低炭素Alキルド熱延鋼板、更に、特定の集合組織を持たない通常の極低炭素Ti添加熱延鋼板を供試材として、平面曲げ疲労試験を行った。その結果、集合組織はき裂伝ば速度の応力依存性に影響を及ぼすが、疲労強度については特に大きな影響を及ぼさないことを明らかにした。

第5章では、疲労限度の存在および疲労き裂の停留に及ぼすひずみ時効の影響について述べた。高 r 値熱延鋼板の素材として使用される極低炭素Ti添加IF鋼は、CやNのような侵入型固溶原子が析出物として材料内に固着されているために、非時効性であり、したがって疲労過程でのひずみ時効が起こらない。そのため、明確な折れ点が認められず、実験の範囲内ではコーキング効果は僅かであることを明らかにした。また非時効性であるにも拘らず平滑材の疲労限度の応力において停留き裂が認められることを示し、疲労過程におけるひずみ時効は、き裂の停留に重要な役割を果たすものの、ひずみ時効はき裂の停留に必ずしも必要ではないことを明らかにした。

第6章では、各種条件下の疲労き裂の発生について述べた。高 r 値熱延鋼板に用いる極低炭素鋼では、不純物が少ないために結晶粒が非常に大きくなることがある。このような粗大な結晶粒の場合でも、一般の炭素鋼の場合と同様に平滑材では疲労き裂は1結晶粒程度の有限な長さを単位として発生することを明らかにした。また、応力勾配のある場においても、き裂発生が1結晶粒程度を単位として発生することを、炭素鋼焼なまし材と時効硬化Al合金を比較することで明かにした。更に粗大な結晶粒を持つ極低炭素鋼の場合においても通常の炭素鋼の延長として考えることが出来ることを述べた。このように応力勾配のある場においても疲労き裂が結晶粒単位で発生することは切欠き感度に結晶粒径の大きさが大きな影響を及ぼすこと背景となる。

第7章では疲労強度に及ぼす表面加工層の影響について述べた。疲労き裂は表面から発生するのが普通であるから、材料の疲労強度を評価する場合、試験片表面状態や表面近くの加工層が疲労強度を大きく左右することになる。S20C焼なまし材を用いた実験により、旋削条件によって疲労限度が大きく変わり、表面に加工層が無いものと比較して旋削材は疲労限度が大幅に上昇することを

示した。またき裂が発生，伝ばしてある程度長くなると，き裂伝ば抵抗は加工層の無い試験片とほとんど同じにであることを指摘した。これは疲労限度の上昇が表面のみの加工硬化と残留応力に起因しているためである

第8章では上記の各章で得られた結果を要約して述べた。

第2章 高r値熱延鋼板を製造するための冶金学的検討

2.1 結 言

低炭素鋼の冷延-再結晶過程における集合組織形成に関する研究は過去膨大なものがあり¹⁾²⁾、冷延鋼板の材質を飛躍的に進歩させてきたのに対し、熱延工程において集合組織の制御を行い、熱延鋼板の深絞り性の向上を図るための研究は少ない³⁾。しかしながら極低炭素鋼の製鋼技術の発展に伴いフェライト(α)域が高温域まで広がりこの温度での熱間圧延が容易となったことで、近年になって熱延鋼板の集合組織制御に関する研究が精力的に成されるようになった^{4)~6)}。IF鋼では、 α 域で熱間圧延した場合でも中心部で強い $\langle 111 \rangle // ND$ 再結晶集合組織を持つことがあること⁷⁾、また潤滑圧延を行うと、表層部の(110)集合組織は低減され、板厚方向での集合組織の差が少なくなる事も報告されている⁴⁾⁸⁾。しかし α 域熱延-再結晶焼鈍時の集合組織形成には、鋼の組成、圧延前処理、圧延温度、圧延圧下率などの圧延条件、再結晶焼鈍条件等、影響する因子は多く、そのいずれについても詳細な議論は成されていない。

本章では、これら影響因子の中から、圧延温度の影響および圧延時の固溶Cの影響について調査し、冷延鋼板と同等の深絞り性能を有する熱延鋼板製造の可能性について検討を行った。

2.2 供試材および実験方法

供試材の化学成分を表2.1に示す。いずれも炭素含有量約40ppmの極低炭素-A1キルド鋼で真空溶製したものである。基本鋼をA鋼とし、それにC+Nの原子当量以上にTiを添加したものをB鋼、Nbを添加したものをC鋼、TiとNbを複合添加したものをD鋼とする。これらの80mm角鍛造材を、1200℃に加熱して仕上げ温度900℃で粗圧延した後、冷却の過程で700℃に1h保持して炉冷した。粗圧延後の熱処理は、鋼中のC、Nを完全に炭窒化物として析出させることを目的としたものであり、こうして得られた素板から圧延用試験片を採取した。圧延は実験用の2スタンド高速圧延機を用いた。この圧延機は最大圧延荷重65tonf、圧延速度25m/sの能力を有し、圧延時の荷重やトルクを計算機に取り込むことが出来る。

実験は図2.1に示すような2つの条件で行った。 α 域熱延(F1, F2, F3)は

表 2.1 化学成分 (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	N
A	0.0047	0.01	0.09	0.003	0.002	0.036	-	-	.0029
B	0.0032	0.02	0.10	0.002	0.001	0.029	0.11	-	.0020
C	0.0045	0.01	0.21	0.015	0.006	0.041	-	0.06	.0037
D	0.0035	0.02	0.11	0.002	0.001	0.019	0.04	0.04	.0018

表 2.2 压延条件

	Pass Sch.		Roll Dia. (mm)	Roll Vel. (m/s)
	(mm)	%		
R1	10 → 4.5	55	300	0.8
F1	4.5 → 3.0	33	220	3.75
F2	3.0 → 2.4	20	"	"
F3	2.4 → 1.2	50	300	20

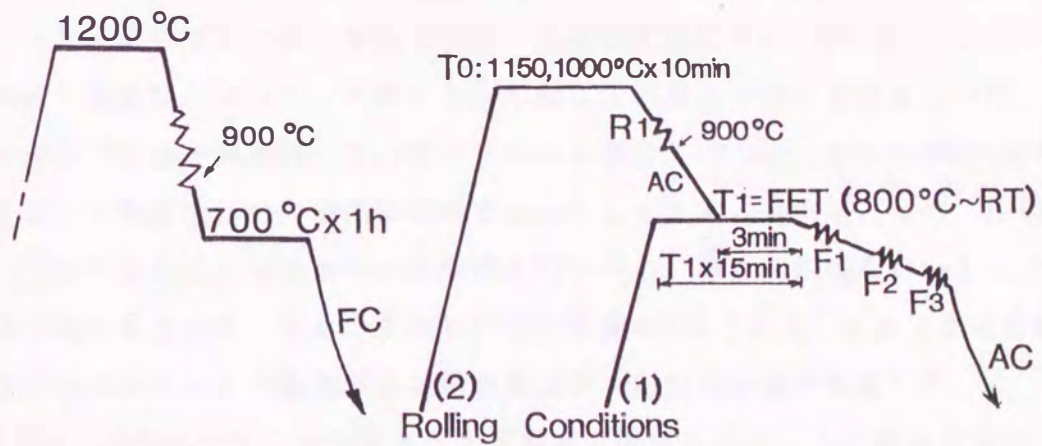


图 2.1 压延工程概略图

2条件とも全く同様で、3パスで合計圧下率73%とし、圧延入り側の温度(FET)を400°Cから800°Cまで変化させた。 α 域熱延のパス間時間は、それぞれ約4sと1sである。基本的な圧延の条件(ロール径、圧延速度、パススケジュール)を表2.2に詳しく示した。板厚方向の塑性歪を均一にするためにロールの表面に牛脂を塗って潤滑した。圧延後は全て空冷とした。圧延条件(1)では、400°Cから800°Cの各 α 域熱延入り側温度に加熱均熱して3パスの圧延を行っている。溶解度積の計算によると⁹⁾この温度範囲においてB、D鋼の場合TiN、TiCは安定である。また加熱時間が短時間であることで α 粒の成長は無視できるので、析出物、固溶C、 α 結晶粒度等、圧延温度以外の条件は、圧延温度に関係なく通常の冷延鋼板を製造する場合と同等である。したがって、圧延条件(1)の実験では、集合組織形成に及ぼす圧延温度の影響を純粹に抽出することが出来る。なおC鋼ではNb(C,N)は800°Cではわずかに固溶する。圧延条件(2)では、 α 域熱延の前に試験片を1150°C、および1000°Cに加熱して炭窒化物を一部固溶させた後1000°Cから900°Cの温度範囲で、1パス55%の熱間圧延を行いフェライト粒度の調整を行っている。その後、各 α 域熱延の入り側温度まで空冷して、その温度に3min保持した後に圧延を行った。圧延条件(1)と比較し、 α 域における熱延前の鋼中固溶Cの量が異なる実験である。比較の意味で冷間圧延も行っているが、試験機の能力の都合で7パスで α 域熱延と同様の圧下率を得た。最終仕上げ板厚は1.2mm、板幅は65mmである。圧延後、これらの試験片を酸洗いして表面のスケールを除去した後、再結晶焼鈍(昇温速度20°C/h、均熱条件750°C×3h)を施した試料について、r値およびX線による集合組織の測定を行った。圧延方向及び圧延方向に対して45度の方向のr値は、12.5mm×100mmの短冊型試験片を用いて測定を行い、標点間距離を30mmとして3本の平均値とした。圧延直角方向は十分な長さの試験片が採取出来ないため、標点間距離を15mmとして5本の平均値をとった。なおいずれも引張変形量は15%である。X線による解析は板厚中心部についての低指数面の極密度及び(200)極点図を測定した。

図2.2に α 域熱延の入り側温度と仕上げ温度の関係を示す。入り側温度が高いときにはかなりの温度低下があり、例えば入り側温度が700°Cの場合には出側温度は平均640°Cであった。600°Cの入り側温度ではロールによる抜熱と加工による発熱とがほぼつり合い、出側温度も入り側温度にほぼ等しい値となった。本章でのデータはすべて、圧延入り側温度(FET)を圧延温度として整理した。

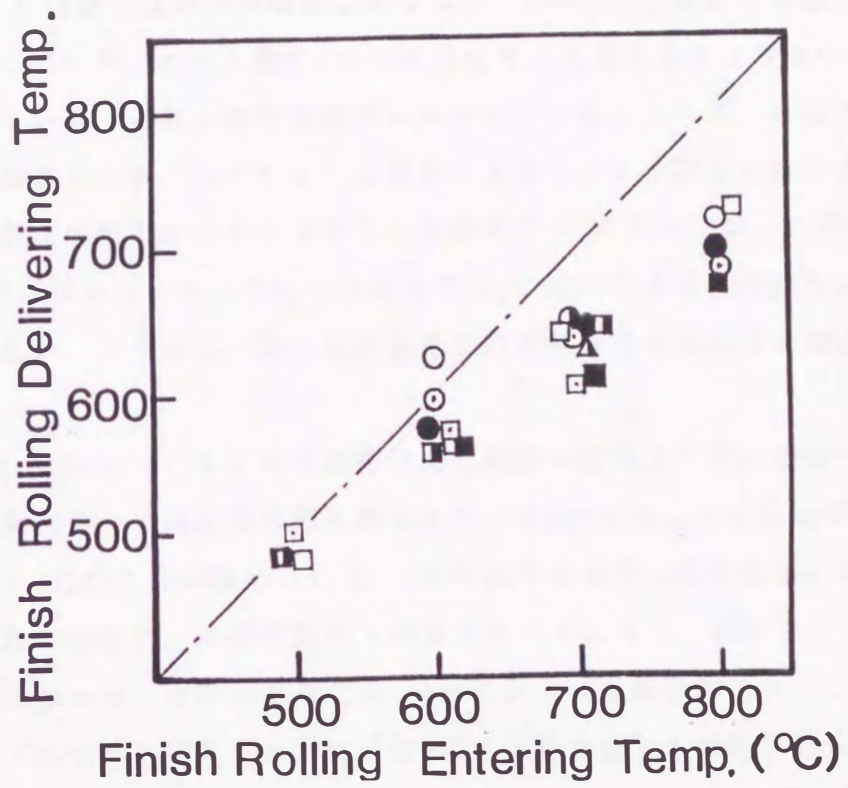


図 2.2 圧延入り側温度(FET) と仕上げ温度の関係

2. 3 実験結果

2. 3. 1 フェライト (α) 域熱延後の硬さおよび集合組織

図2.3に圧延温度と圧延板板厚中心部のビッカース硬さの関係を示す。A鋼では600°Cの圧延温度で硬さが100以下であり、それ以上の圧延温度ではほぼ一定となっている。光学顕微鏡による組織観察では700°C圧延材で10%程度の未再結晶粒が存在し、800°C圧延材では再結晶が完了していることが認められた。一方、Ti, Nbを添加したIF鋼では再結晶温度が高くなり、800°Cの圧延材でも加工組織がほぼ100%残っている。またA鋼の400°C圧延材では冷間圧延材よりもかえって硬さが上昇している、これは動的歪時効によるものと考えられる。IF鋼ではこの様な現象は認められず、いずれも圧延温度の上昇とともに硬さが低下する。IF鋼において炭窒化物の析出が十分でない圧延条件(2)の圧延では、 α 域熱延時に固溶C, Nがほぼゼロとなっている圧延条件(1)に比べて圧延荷重が大きく圧延後の硬さも高い。これはC, Nの固溶強化及び圧延後空冷過程での時効が原因と思われる。

図2.4に、A, B鋼について圧延温度を変えた場合の板厚中心部の極密度の変化を示す。A鋼において再結晶組織が得られている600°C以上の圧延温度で高い(110)方位, 低い(222)方位が認められる。500°C以下の未再結晶温度域になると各方位とも急激に変化し、冷間圧延材と同等のレベルになる。図中のすべての温度域で未再結晶となっているB鋼では、600°C以上の圧延温度において(110)方位がわずかに減少する傾向にあるが、800°Cの圧延温度でも冷間圧延とほぼ同様の集合組織になっており、圧延集合組織に及ぼす圧延温度および圧延前処理の影響は小さい¹⁰⁾。図には示していないが、C, D鋼についてもB鋼と同様の結果が得られた。

図2.5に各温度で圧延した圧延板の(200)極点図の一例を示す。A, B両鋼共に、未再結晶温度域で圧延しているものは、冷間圧延の集合組織と大差はないが、A鋼でやや(100)<011>を主方位とした(112)<110>に広がる方位が高い。A鋼の700°C圧延材では(110)<001>近傍の集積が非常に高く、これは圧延中または空冷中の再結晶過程で形成したと思われる。次いで(100)面への集積が強いが、これはわずかに残留している未再結晶組織に起因したものであると考えられる。B鋼については、冷間圧延した試料と800°C以下の温度で圧延した試料は(200)極点図ではまったく区別がつかないほど類似している。

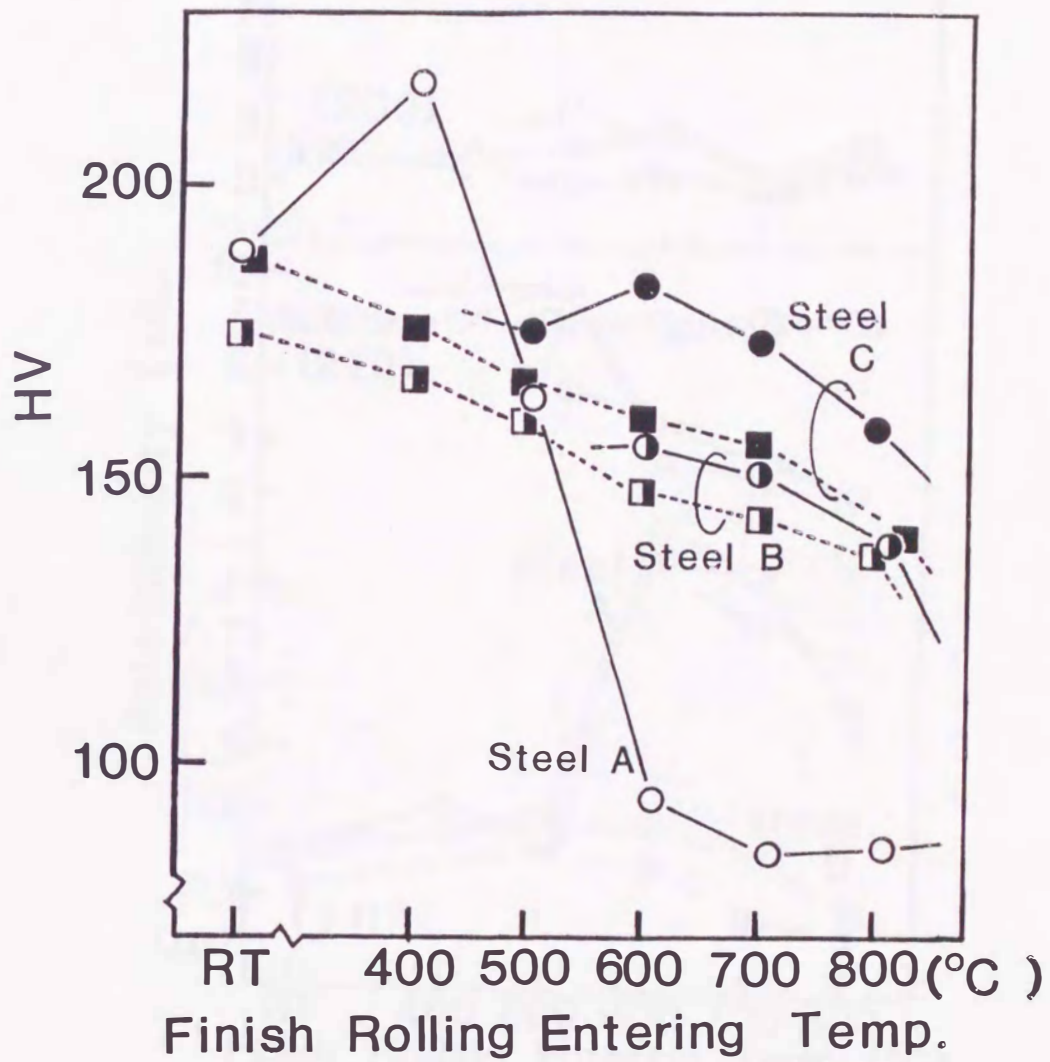


図 2.3 フェライト域圧延温度と圧延後の板厚中心部のビッカース硬さの関係 -□- Rolling condition (1)
-○- Rolling condition (2) $T_0 = 1000^\circ\text{C}$

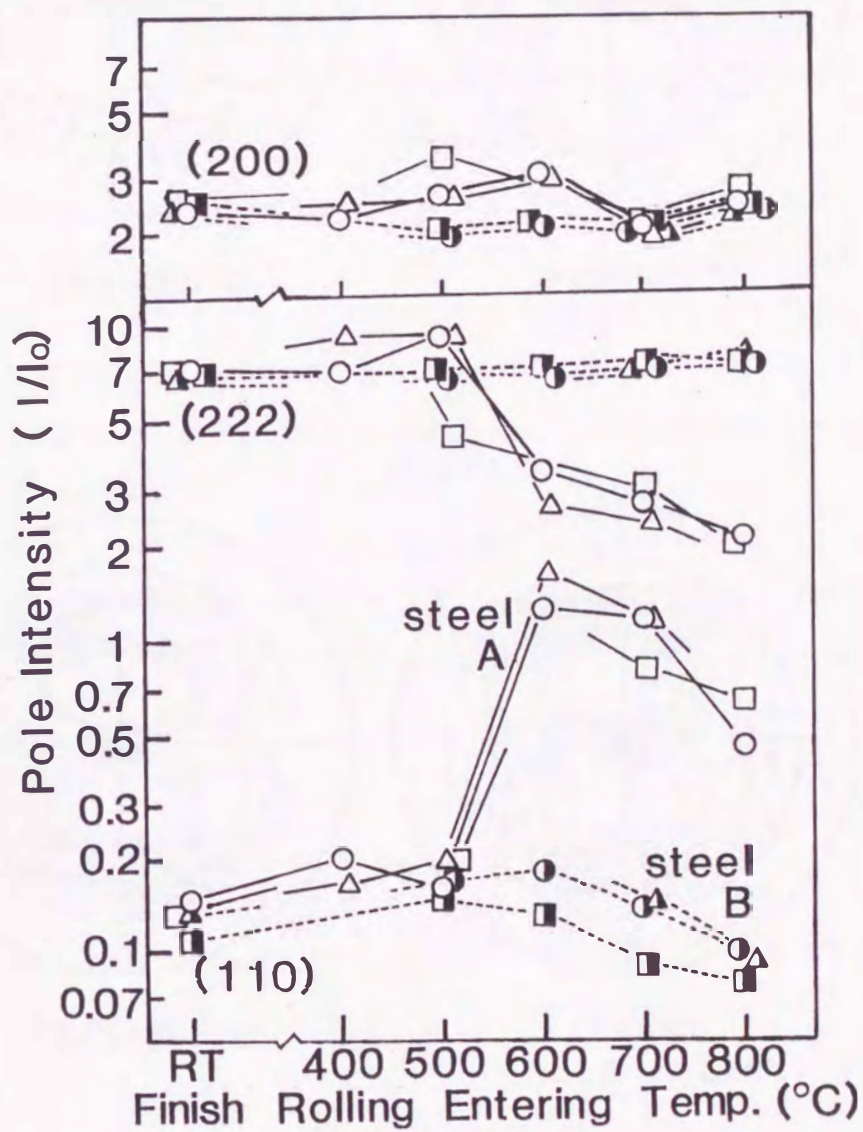


図 2.4 フェライト域圧延温度と板厚中心部の極密度の関係

- Rolling condition (1)
- Rolling condition (2) $T_0 = 1000^\circ\text{C}$
- △- Rolling condition (2) $T_0 = 1150^\circ\text{C}$

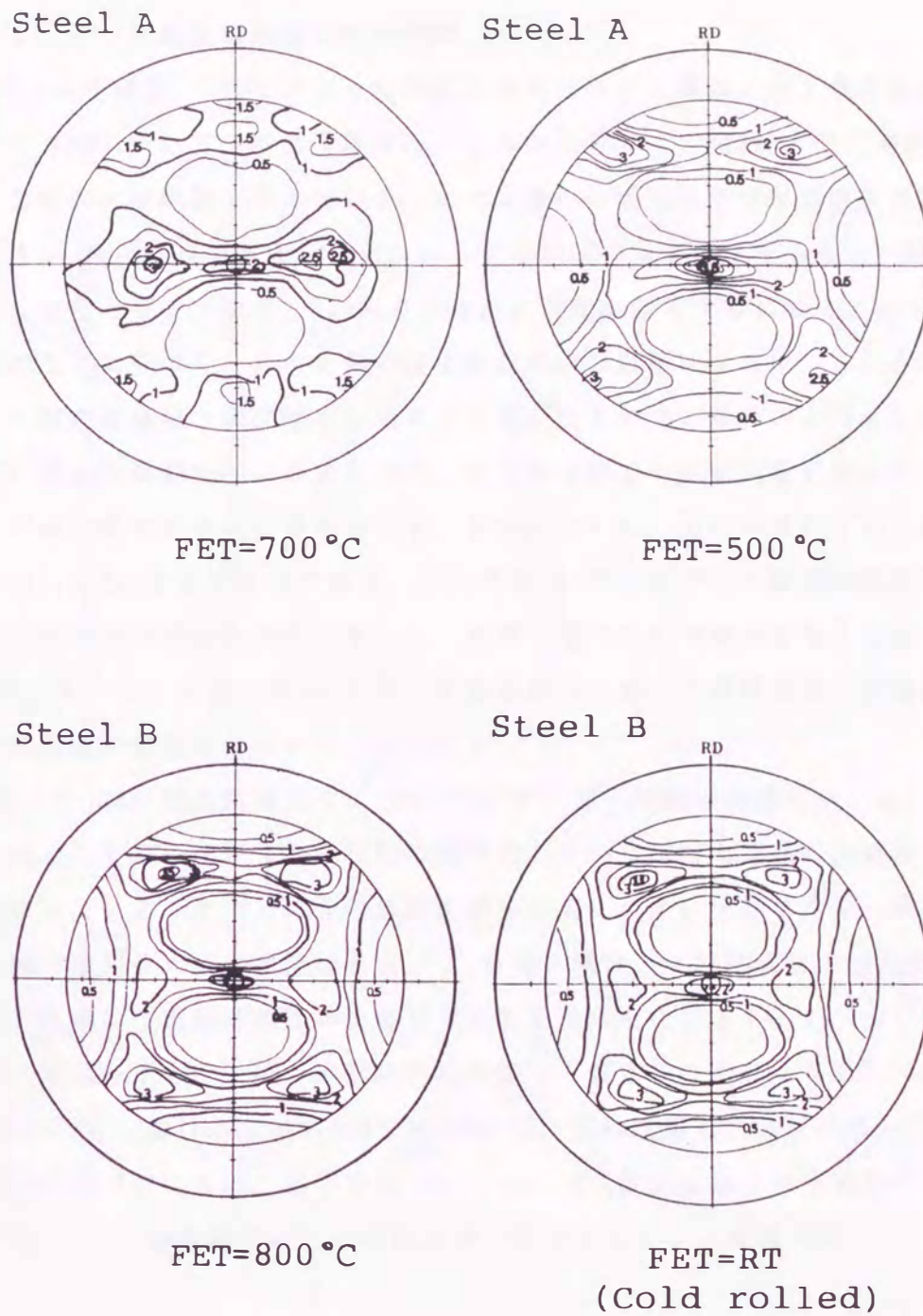


図 2.5 フェライト域圧延後の板厚中心部での(200) 極点図
(Rolling condition (2) $T_0 = 1000\text{ }^\circ\text{C}$)

2. 3. 2 再結晶焼鈍後の集合組織

図2.6に圧延後、750℃で3 hの徐熱焼鈍を行ったA鋼およびB鋼の極密度を示す。A鋼においては冷間圧延を行ったもの以外では、(222)方位は発達せず(110)方位が比較的強くなっている。またA鋼の α 域熱延では圧延後に再結晶しているか、未再結晶であるかにかかわらず焼鈍後の極密度は圧延温度に対して連続的な変化となっており、(200)方位は圧延温度が低下するに従って減少し冷延鋼板のそれに近づく。またA鋼では圧延前処理の影響は少ない。これらのことは、A鋼には高温で炭化物を形成する元素が含まれていないことで、圧延前の固溶C量が圧延前処理にかかわらず、各圧延温度での平衡固溶C量に近い一定値となるためであると考えられる。B鋼において、図に示されている温度範囲ではTiC, TiNはほぼ安定であり、圧延条件(1)の圧延では α 域熱延前の炭、窒化物の状態は全て冷間圧延時と等しく、固溶C量はゼロであると考えらる。図2.6に示すように、B鋼では800℃以下の温度範囲において再結晶集合組織に与える圧延温度の影響は小さいことが分かる。

図2.7に(200)極点図を示す。A鋼の500℃圧延-再結晶焼鈍材は(110)<001>を主方位としており圧延ままの状態再結晶している試料と同様の再結晶集合組織となっている。またこれらは低炭素鋼を固溶Cの多い状態で冷延-再結晶させた時と類似した集合組織である¹¹⁾。B鋼の場合、 α 域熱延材の焼鈍後の再結晶集合組織は、圧延前処理の影響でその集積度は変化するものの、(554)<225>近傍に集積を示し、一般の冷延再結晶焼鈍材と基本的に変わらない⁹⁾。図では圧延条件(1)におけるB鋼の800℃圧延材と、冷間圧延した試料の再結晶(200)極点図を比べているが、双方とも(554)<225>から板面法線より圧延方向に30度傾いた<110>繊維軸の回りに回転させた方位にかけての集積が高い。

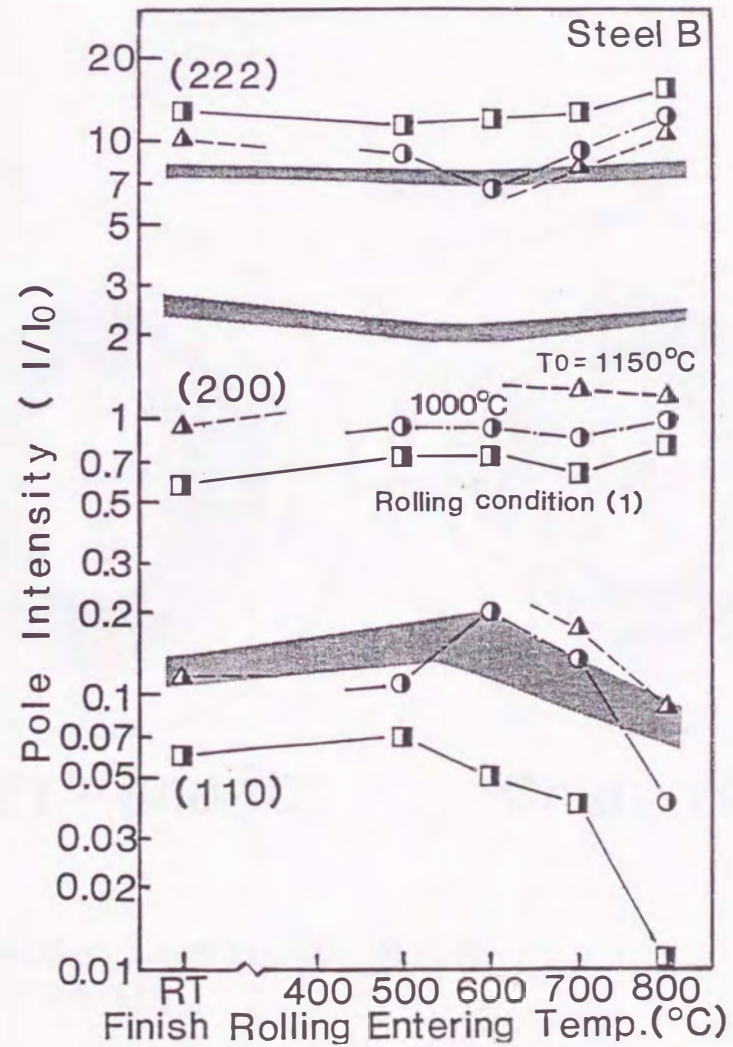
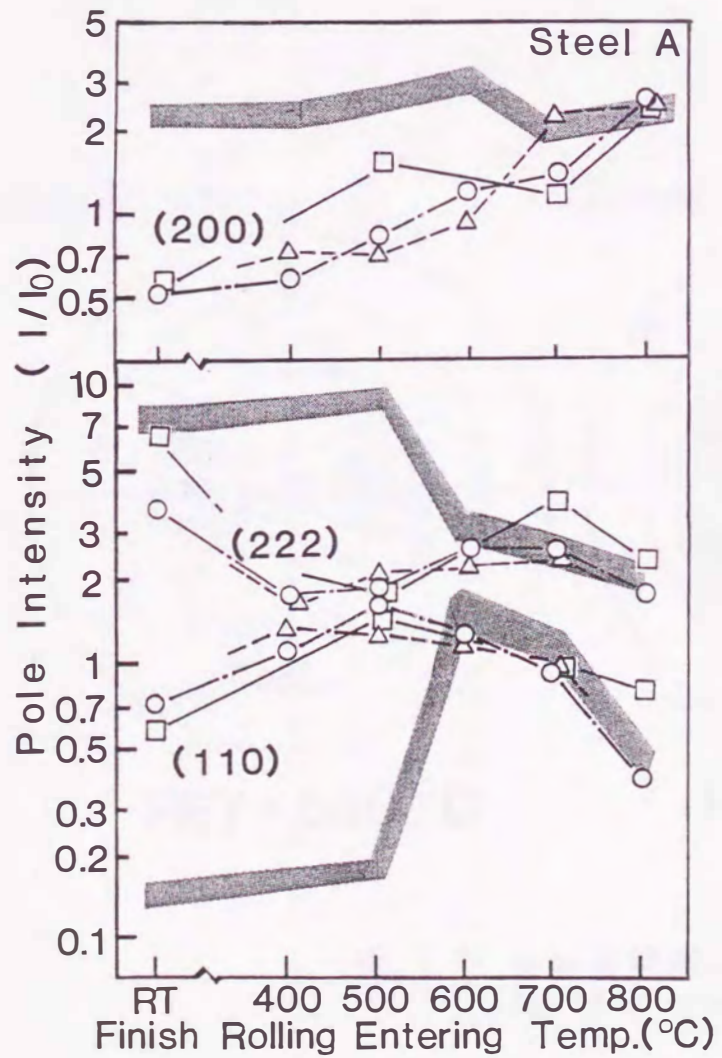


図 2.6 再結晶焼鈍後の板厚中心部の極密度におよぼす圧延温度と圧延条件の影響
 (記号は図 2.4と同じ、網掛は焼鈍前の値を示す. 焼鈍条件 750°C×3h)

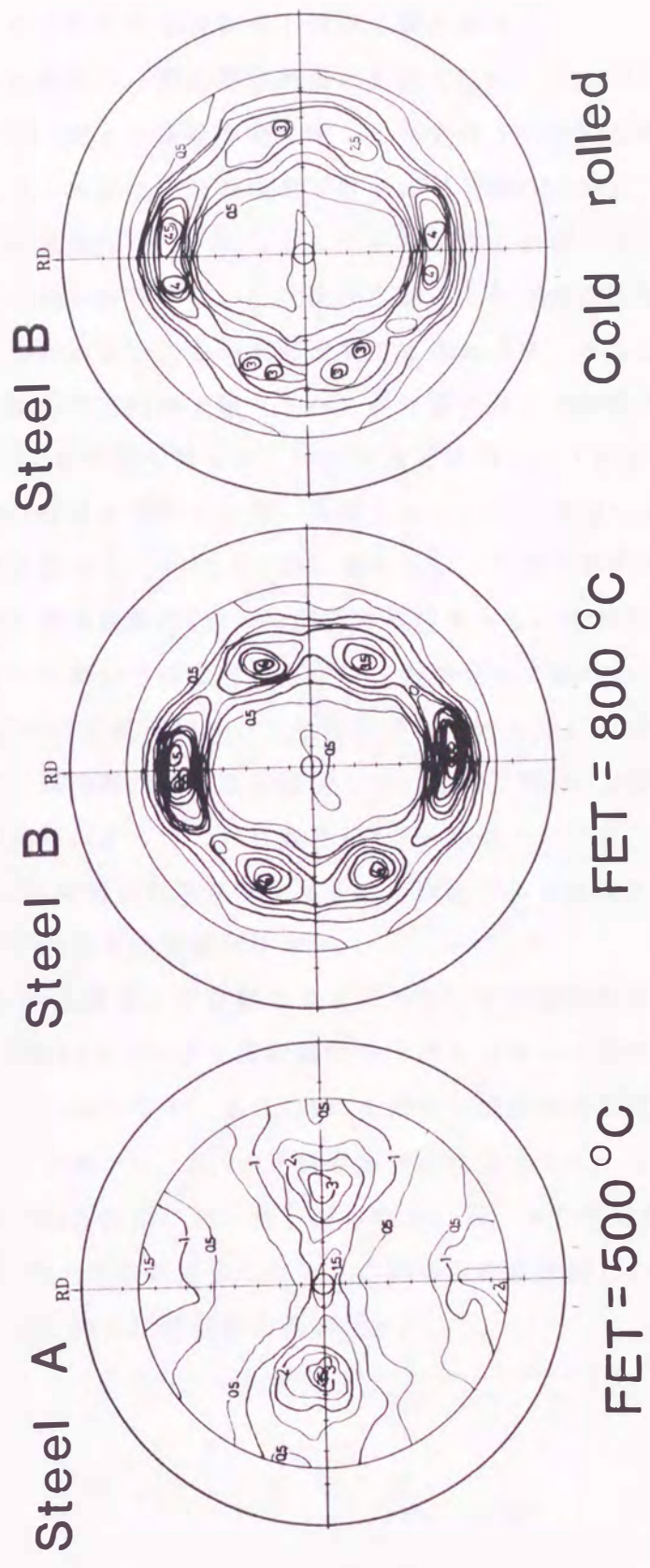


図 2.7 再結晶焼鈍後の板厚中心部の(200)極点図
(Rolling condition (1))

2. 3. 3 再結晶焼鈍後の r 値およびCCV

図2.8に α 域熱延-再結晶焼鈍後の \bar{r} 値を示す。ここで \bar{r} 値とは圧延方向、圧延直角方向、および圧延方向に対して45度の方向の試験片から求めた r 値の平均値である。A鋼は圧延温度を下げるほど \bar{r} 値は上昇し、冷間圧延材に近づく。また α 域熱延条件(1)、(2)などの圧延前処理の影響はあまり受けない。これは、鉄系の炭化物が安定でない温度範囲においては圧延前処理を変えても固溶C量はあまり変わらないことが原因であると思われる。またGoss方位の発達に対応して、圧延直角方向の r 値(r_{90})が非常に高いのが特徴である。またB鋼の圧延条件(1)の結果を見ると、冷間圧延と比べてパス回数の差や、高温になるほど潤滑剤の性能が劣化する等、実験上のマイナス要因にもかかわらず³³⁾、800℃の圧延温度でも、 $\bar{r}=1.9$ と高い値を示し、冷間圧延の $\bar{r}=2.13$ と比べ大差はない。またB鋼圧延条件(2)の冷間圧延の結果から、冷間圧延の場合も圧延前の固溶Cが高いと良い \bar{r} 値が得られないことが改めて確かめられた¹³⁾。更に600℃から800℃の圧延温度にかけて圧延温度を上げるほど(110)方位が減少するのに対応して r 値の面内異方性は減少している。C鋼は、800℃の圧延温度で \bar{r} 値が低下する傾向にある。これは条件(1)の圧延においても800℃の圧延前保持温度で、Nb(C,N)の僅かな再溶解がある事が原因であると考えられる。D鋼は、 \bar{r} 値に及ぼす圧延温度の影響が小さい。

図2.9に、A鋼およびB鋼のコニカルカップ試験の結果を示す。A鋼は冷延鋼板でCCVが44.5mmであり圧延温度を上げるに従って値が増加し、800℃の圧延温度では46.3mmになる。またCCVに及ぼす α 域熱延前処理の影響は小さい。一方IF鋼であるB鋼では、CCVの圧延温度依存性は小さく、 α 域熱延材においても44.1~44.3mmと非常に良い値が得られている。また圧延前処理の影響が現れ、圧延条件(2)の方が値は良くない。これらの結果は図2.8の \bar{r} 値の結果と良く一致する。図2.10に試験結果の例を示す。

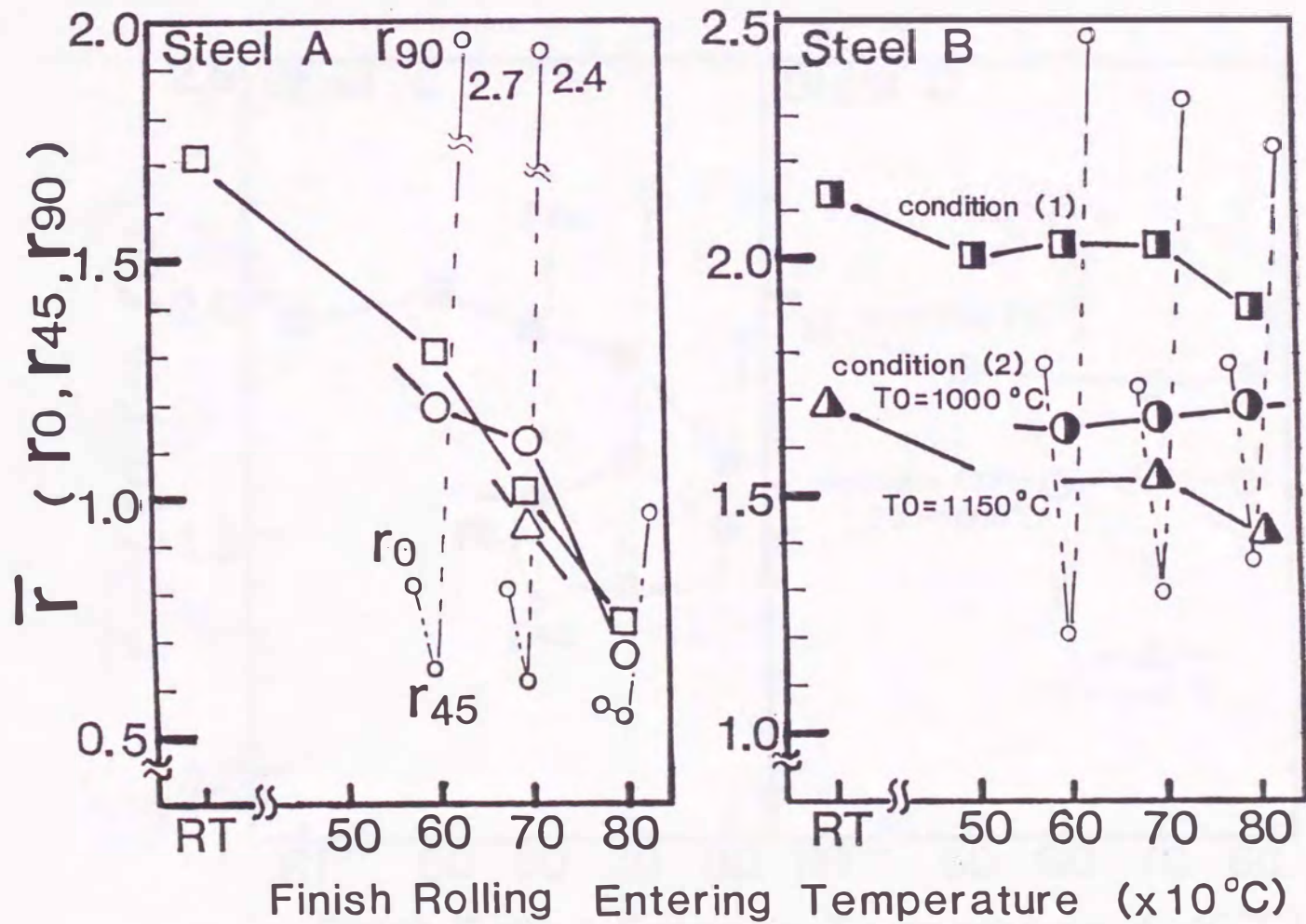


図 2.8 再結晶焼鈍後の \bar{r} 値におよぼす化学成分および圧延条件の影響
 -□- Rolling condition (1)
 -○- Rolling condition (2) $T_0 = 1000^\circ\text{C}$
 -△- Rolling condition (2) $T_0 = 1150^\circ\text{C}$

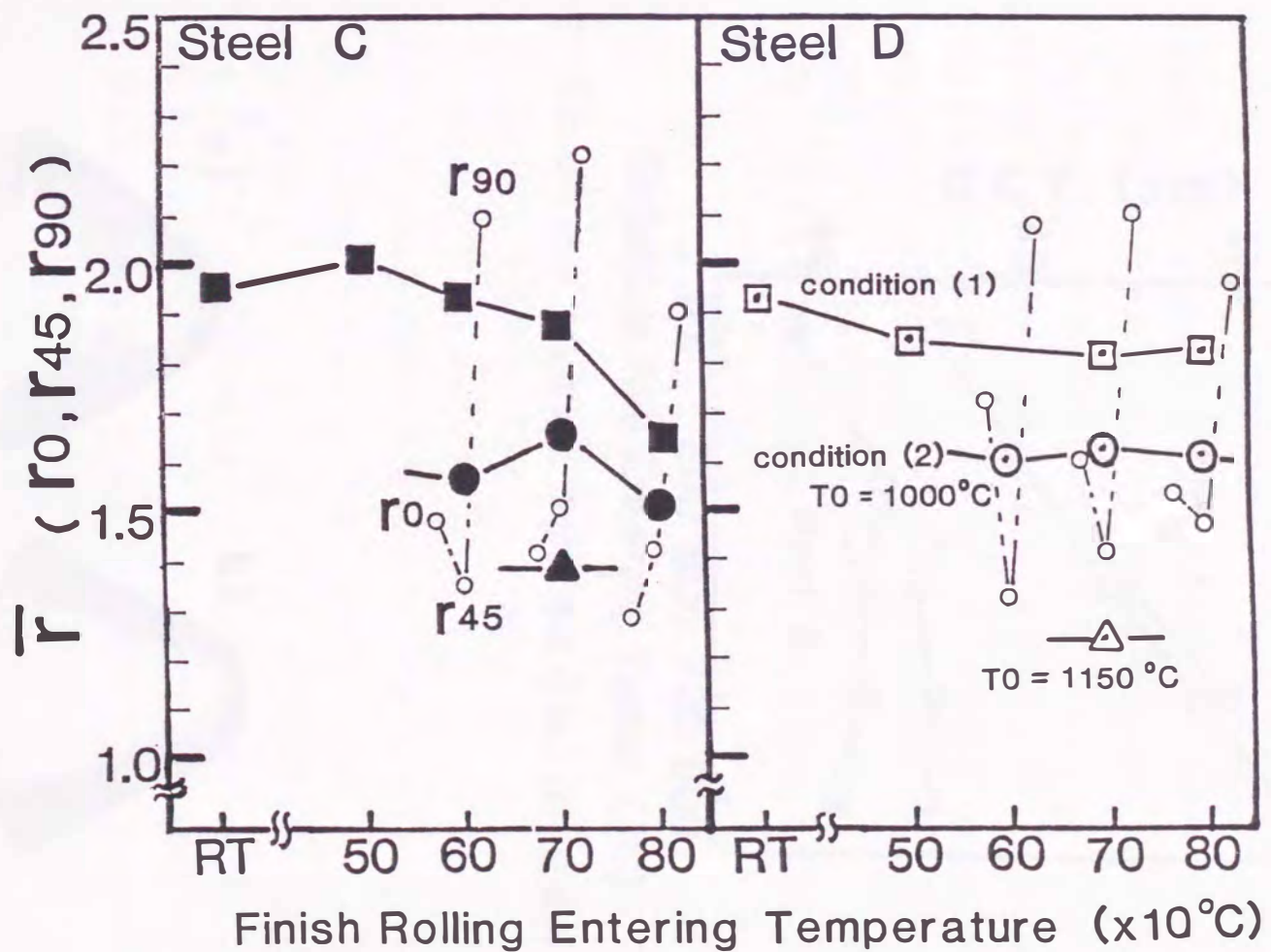


図 2.8 再結晶焼鈍後の \bar{r} 値におよぼす化学成分および圧延条件の影響 (つづき)

- Rolling condition (1)
- Rolling condition (2) $T_0 = 1000^\circ\text{C}$
- △- Rolling condition (2) $T_0 = 1150^\circ\text{C}$

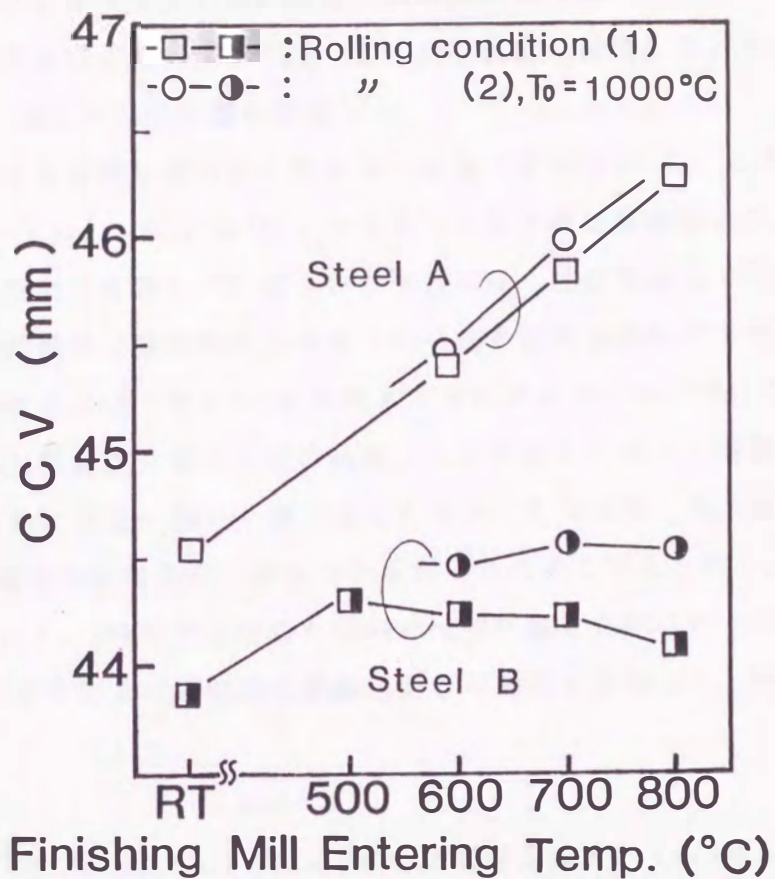


図 2.9 コニカルカップ値におよぼす化学成分および圧延条件の影響

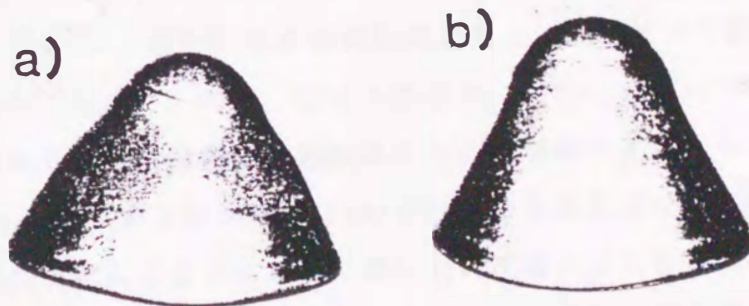


図 2.10 コニカルカップ試験後の試験片の一例
 (a) A鋼 (b) B鋼 (Rolling condition (1), FET=800 $^\circ\text{C}$)

2. 3. 4 フェライト (α) 域熱延材の回復再結晶挙動

B鋼について圧延後の試料を400°C~850°Cの各温度に保持したソルトバスに2 min浸漬して、回復再結晶挙動を調査した。

図2.11に仕上げ熱延前に固溶Cを含まない場合(圧延条件(1))と含んだ場合(圧延条件(2), $T_0=1150^\circ\text{C}$)の700°Cで圧延した後の再結晶過程における極密度変化を示す。固溶Cを含んで圧延された場合には、再結晶過程で(222)強度が一旦低下し、再結晶完了後の粒成長過程での増加の程度は固溶Cを含まない場合に比べはるかに小さい。また(110)強度も非常に大きなものとなっている。粒成長後に得られた極密度の値は \bar{r} 値の結果とよく対応しており、固溶Cを含んだ状態で圧延された場合に高い \bar{r} 値が得られなかった理由は、再結晶過程での(222)結晶粒の優先的な核生成、成長が小さかったためと考えられる。また圧延条件(1)において、700°Cで圧延した試料と冷間圧延した試料について各焼鈍温度での硬さの変化およびX線回折線幅広がり測定を実施した。回折線幅広がりパラメーターとして

$$B = (I_{\min} - I_b) / (I_{\max} - I_b)$$

を用いた。ここで I_{\min} は $K\alpha_1$ と $K\alpha_2$ ピーク間極小強度、 I_{\max} は $K\alpha_1$ 近傍の最大強度、 I_b はバックグラウンドの強度である。このパラメーターを用いて各結晶方位別の相対的变化を評価するために、さらに

$$(B_T - B_R) / (B_{CW} - B_R)$$

を求めた。ここで B_T は各温度間での B の値、 B_R は750°C×3 h再結晶焼鈍後の B の値、 B_{CW} は冷間圧延後の B の値である。

図2.12に各焼鈍温度での硬さ変化及び(222), (211), (200)方位の回折線幅広がりの変化を示す¹³⁾。冷間圧延材は焼鈍温度を上げるに従って硬さは低下しX線回折線幅広がりも小さくなる。回復の度合は、(222), (211), (200)方位の順に速いことが分かる。光学顕微鏡で再結晶粒の生成が確認されるのはおよそ650°Cである。一方、700°Cの α 域熱延材は600°C以下の焼鈍温度までは硬さやX線回折線幅広がりほとんど変化しない。図2.13に圧延のまま及び600°C×2 minで焼鈍した後の薄膜による電子顕微鏡観察結果を示す。冷間圧延の状態では転位は複雑に絡み合い、一部にはセルを構成している。これを600°C×2 minで焼鈍すると内部にはほとんど転位をもたず周囲と明確な境界を持つサブグレインが観察される。一方700°Cの圧延材では圧延のままの状態ですでにサブグレインが形成されていて600°Cの焼鈍後も変化は少ない。つまり α 域熱延材を圧延後空冷した状態

は、冷間圧延材を α 域熱延の仕上げ温度付近の温度まで短時間で焼き戻した状態と非常に良く似ていることがわかる。さらに焼鈍温度を上げていくと冷間圧延材と α 域熱延材で硬さおよびX線幅広がりは、ほぼ同様の値を取るようになり725°C~750°Cの間で再結晶を完了する。

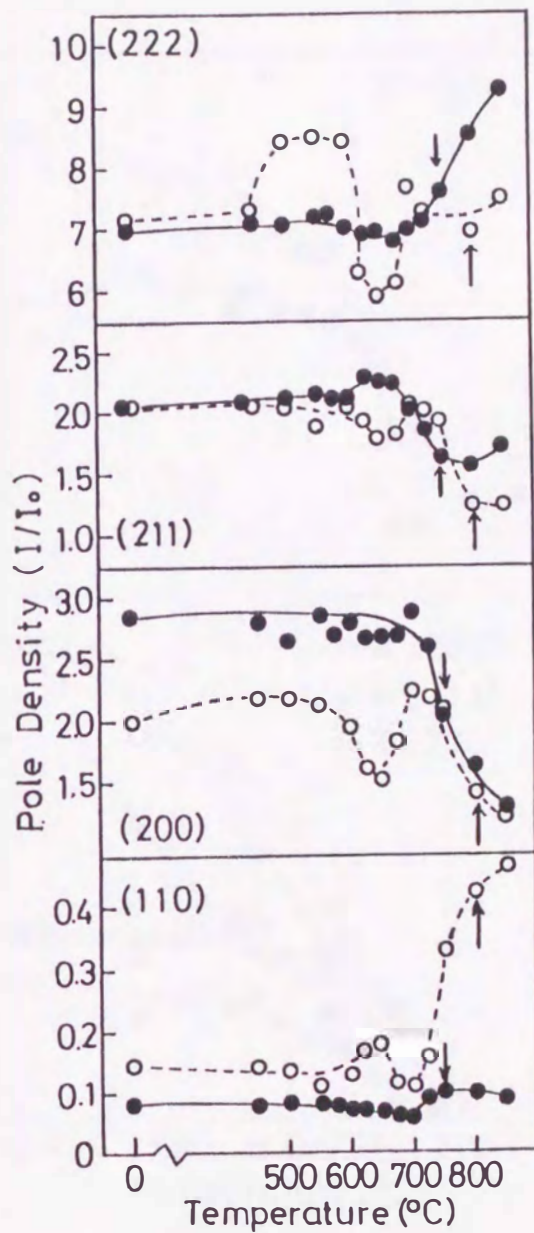


図 2.11 再結晶過程における極密度変化
 ● Rolling condition (1), FET=700 $^{\circ}\text{C}$
 ○ Rolling condition (2), $T_0=1150$ $^{\circ}\text{C}$, FET=700 $^{\circ}\text{C}$

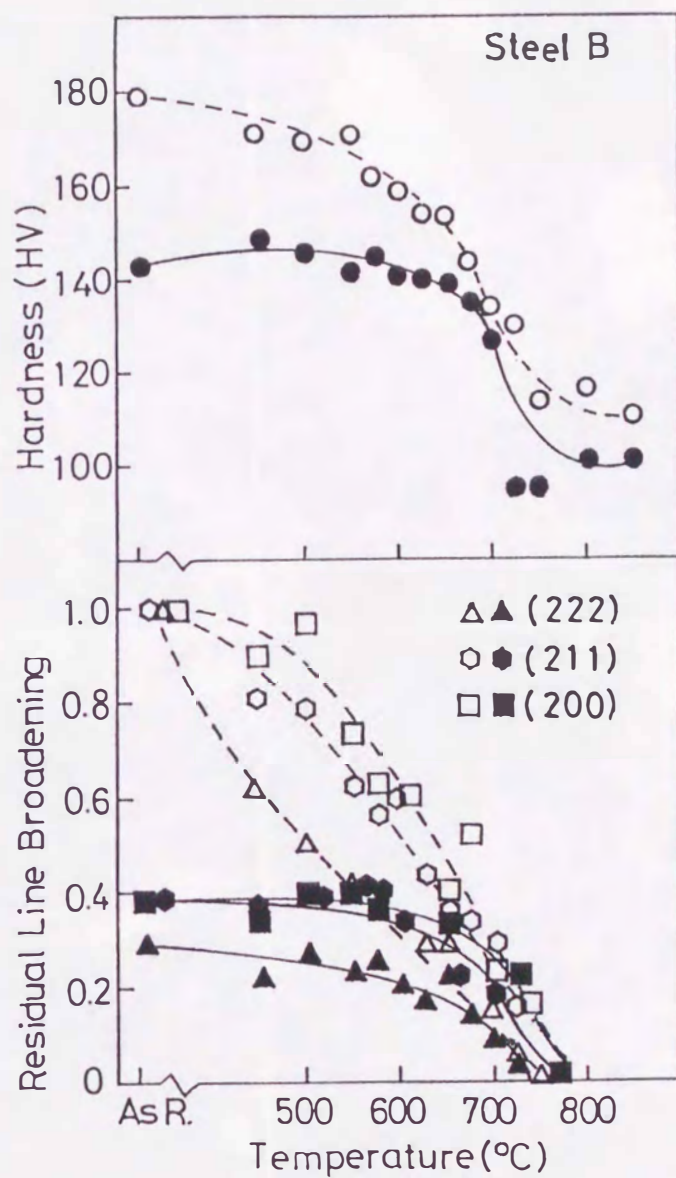


図 2.12 再結晶過程における硬さおよび X 線幅広がりの変化
Steel B, Rolling condition (1)
Open mark: FET=RT, Solid mark: FET=700 °C

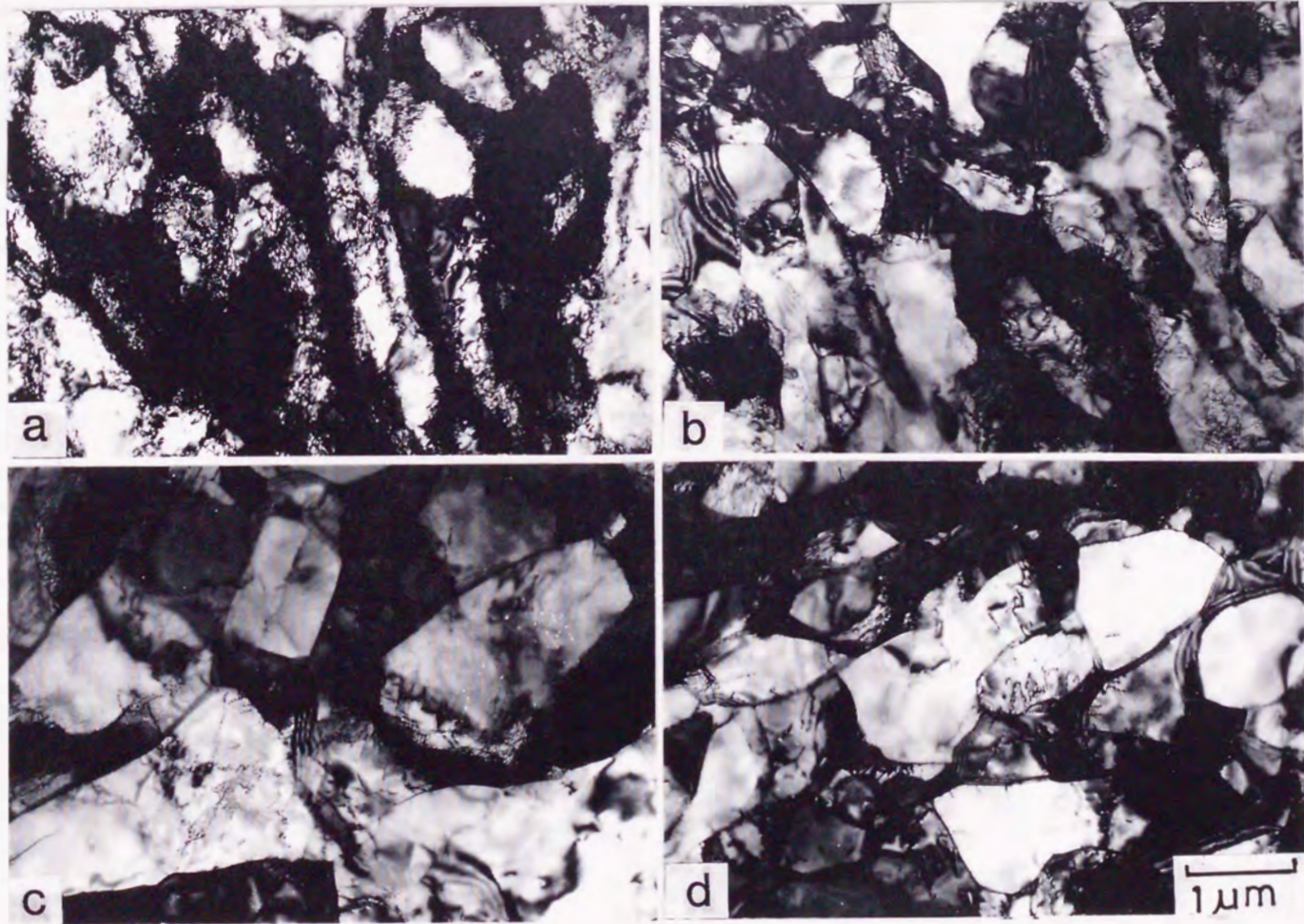


図 2.13 B鋼の透過電子顕微鏡写真
a : 73% 冷間圧延 b : aを600℃, 2分間焼鈍
c : 73% 熱間圧延 (Rolling condition (1), FET=700℃)
d : cを600℃, 2分間焼鈍

2. 4 考 察

2. 4・1 鋼中固溶Cと \bar{r} 値の関係

図2.14に α 域熱延-再結晶焼鈍鋼板の \bar{r} 値に及ぼす冶金学的な影響因子についてまとめた。特にこの図について圧延温度は、圧延入り側温度から出側温度にかけて幅をもたせて示している。圧延温度の影響、極低炭素鋼にTiを添加することによる再結晶抑制の効果、およびTiCの形成による鋼中固溶C低減の効果について図示しているが、中でも α 域熱延の前の状態での固溶Cの影響が大きいことが分かる。そこで、 α 域熱延時の鋼中固溶Cを推定するために、これと直接関係するTi系、Nb系の化合物の析出挙動を調査した。

図2.15に示すように、B、CおよびD鋼について圧延条件(2)の α 域熱延前の工程と同様の処理を行い、それぞれ高温加熱後水冷した試料、 γ 域熱延の後、空冷し引き続いて700°Cに3 minおよび20 min保持後水冷した試料、更に比較材として1 h保持後炉冷した試料の析出物を調査した。化合物の抽出は定電流電解法により行った。素材の中心部から20mmx20mmx3mmの試験片を採取し、電流密度15mA/cm²の条件で電解抽出を行った。電解液は10%のアセチルアセトン、1%のテトラメチルアンモニウムクロライドおよびメタノールの混合液を用いた。ろ過に用いたフィルターは、ポアサイズ0.2 μ mのメンブランフィルターである。抽出残差中のTi, Nb, N, S, NbAlN, の量をそれぞれ定量し化合物型Cを〈C〉と表示し、(1)式で推定した。式中〈〉はそれぞれの元素の析出物の量(w t%)である。

B, D鋼の場合、次のような式で示される。

$$\langle C \rangle = (12/48) \langle Ti \rangle + (12/93) \langle Nb \rangle - (12/14) \langle N - NbAlN \rangle - (12/32) \langle S \rangle \quad (1)$$

B, D鋼のようにTiを添加した鋼の場合、全ての場においてNはほとんど全量が化合物として検出され、しかもAlNは検出されなかったことで全量がTiNとなっていると思われる。高温加熱時にも安定にTiNとして存在している事は溶解度積の計算からも推測され、ここで得られた結果と対応する。比較材の化合物型C量を〈C_{CT}〉として、これに対する各熱履歴での〈C〉の割合を図2.15に示している。Nb単独添加のC鋼においてNb化合物はNb(C, N)と表わされNb_xC_xN_yの形で存在しxとyの比率が一定でないため¹⁴⁾〈C〉を算出するのは難しい。そこでC鋼については、比較材のNb系の析出物の総量〈Nb_{CT}〉に対する各熱履歴での〈Nb〉の割合を炭化物の析出割合とした。高温加熱材

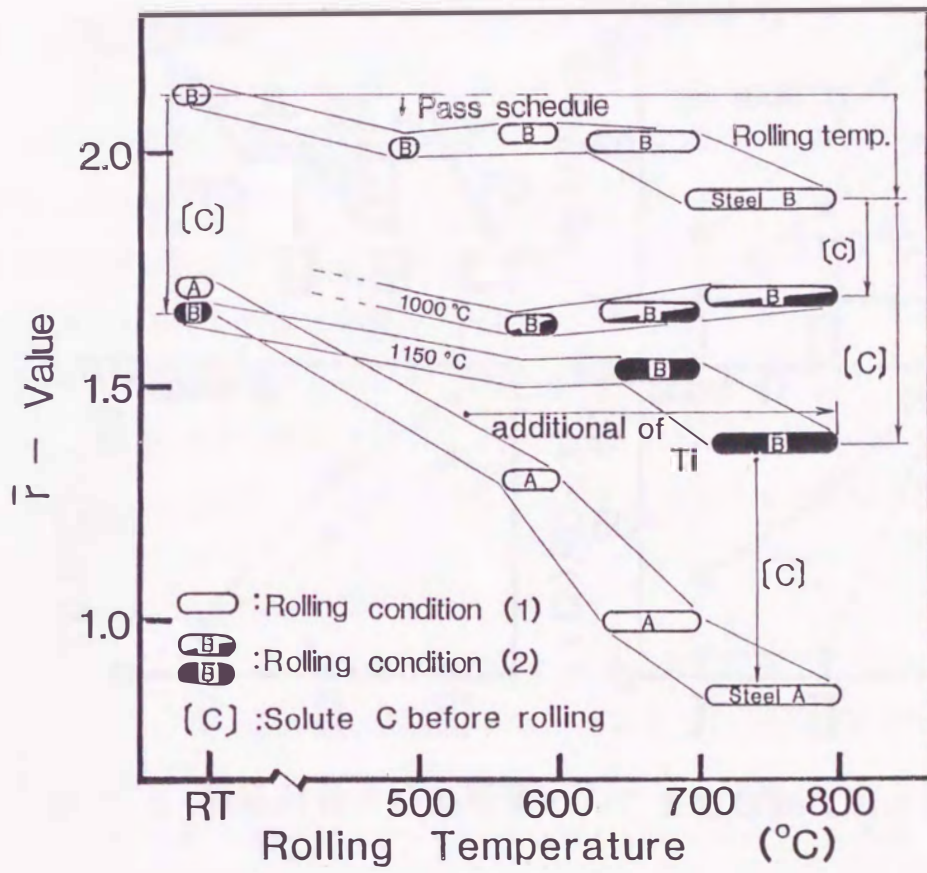


図 2.14 フェライト域熱延-焼鈍鋼板の \bar{r} 値に影響をおよぼす諸因子

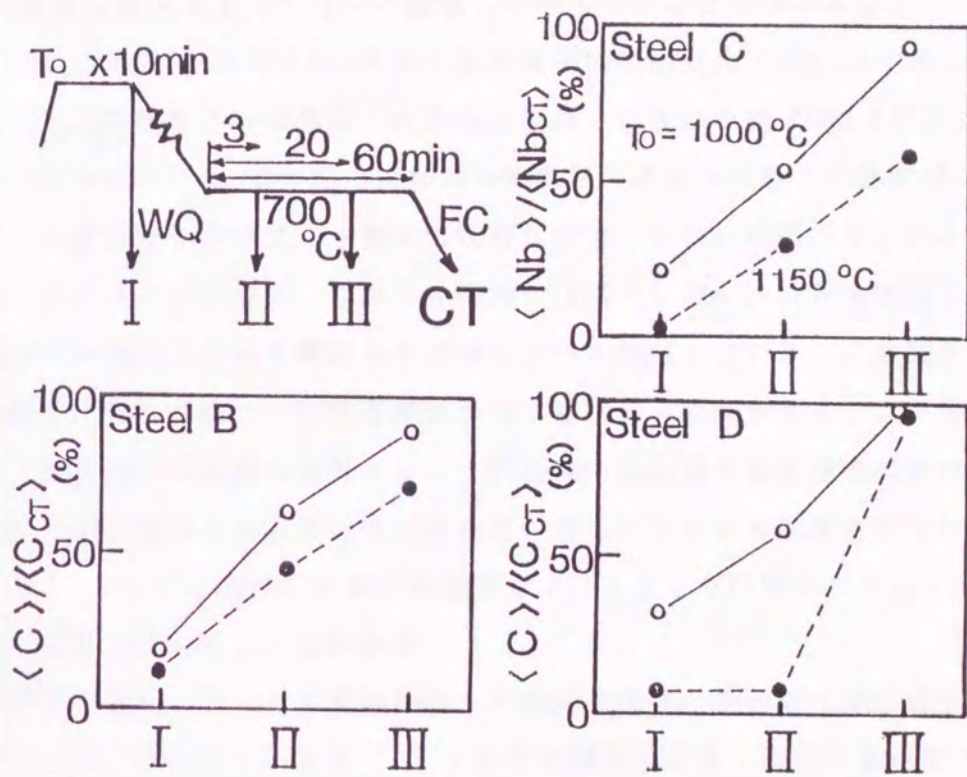


図 2.15 熱延前および熱延後のTiC またはNb(CN)の析出比

に比べて、低温加熱材では加熱時に残存する炭化物の量が多い。この析出物はそれ自体で鋼中の固溶Cを下げることになるが、その後の熱延、冷却、均熱過程での炭化物形成に析出核として有効に働いていると考えられる。D鋼で認められる低温加熱材の方が $700^{\circ}\text{C} \times 3 \text{ min}$ の均熱段階での析出速度が速いと言う傾向はこれを反映していると思われる。B, C鋼の高温加熱材では、 $700^{\circ}\text{C} \times 20 \text{ min}$ の均熱保持後でもまだかなりの固溶Cが残っていることがわかる。

図2.16に熱延後 $700^{\circ}\text{C} \times 3 \text{ min}$ 保持の時の炭化物析出割合（図2.15に示したものと）、この状態から α 域熱延して再結晶焼鈍した後の \bar{r} 値（図2.8に示したものの）の関係を示す¹⁵⁾。この図の横軸は α 域熱延圧延前の状態での巻取材に対する固溶Cの量を表すもので、一番右の状態は固溶Cがない状態、左に行くほどその量が増えることを表す。しかも3種類のIF鋼でCのレベルがほぼ等しいので横軸が示す固溶C量は3鋼種ともに同じレベルになっている。この図から α 域熱延前の状態の固溶Cと再結晶焼鈍後の \bar{r} 値は良い相関があることが分かる。さらに、炭化物形成元素の種類によって析出物の固溶量や析出速度の差はあるが、固溶C量で整理すると炭化物形成元素の種類にはあまり影響されないことが分かる。 700°C でA鋼のCは全てが固溶しているとして同図にプロットすると、相関の延長線上になることも興味深い。

冷延鋼板の場合においても鋼中固溶Cが再結晶集合組織形成に悪影響をおよぼすことは良く知られているが¹⁶⁾、 α 域熱延鋼板の場合、冷間圧延鋼板と違うところは、一般に仕上げ圧延の前に高温に加熱され、高温での加工を受けることおよび α 域熱延の温度自体が比較的高温であることから、圧延時に冷間圧延とは比較にならない程多量の固溶Cを含み得ることである。したがって、 α 域熱延鋼板の場合には鋼中固溶Cが更に大きな影響因子となると考えられる。固溶Cが圧延時に作用するのか再結晶焼鈍時に作用するのかは、この α 域熱延鋼板の場合に限らず、冷延鋼板の場合においても完全に区別されているわけではない。いずれにしても現時点の実験結果では、2.3.4に示したように圧延が終了した時点またはその後のわずかな空冷時間の間で既に再結晶の核となる様なサブグレインが発生しており、急熱焼鈍の前段階が終了している状態になっている。このような意味では、結果的に深絞り性に有効な再結晶集合組織を得るためには、 α 域熱延前の状態で固溶Cを少なくしておく必要がある事が結論づけられる。

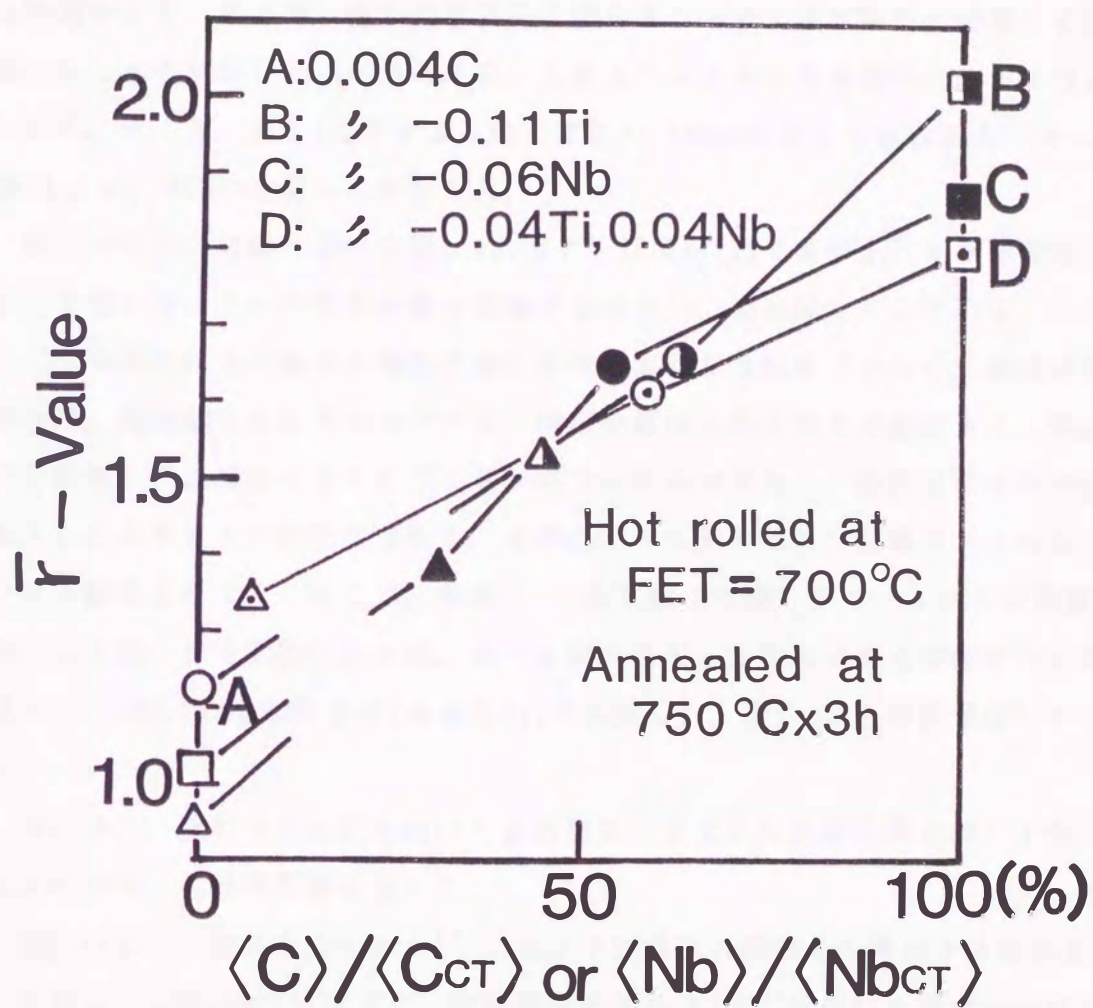


図 2.16 TiC またはNb(CN)の析出比と \bar{r} 値の関係

2. 4. 2 固溶C低減のためのアプローチ

α 域熱延-再結晶焼鈍鋼板の深絞り性を向上させるためには α 域熱延前の鋼中固溶Cを低減させる必要があることを前述した。このためには、高温で比較的安定な炭化物形成元素を添加して、圧延前の加熱温度をより低温にする事が有効であるのは今までの実験結果で明かである。しかし実操業の場合、ほかの製品と同一の加熱炉を使用する必要があるので、この製品だけ低温加熱する事には問題がある。そこで、他の化学成分を変えることで α 域熱延前の固溶Cを低減することを検討した。一番考え易い方法はトータルC含有量を低減する方法である。そこで、表2.3に示すようにC量を4~73ppmと変えた極低炭素Tiキルド鋼(L, M, H鋼)を新たに溶製した。

図2.17にその材料を用いて図2.1に示す圧延条件(2)で実験を行った結果を示す。予想したように炭素含有量を低減するほど、 \bar{r} 値が高くなっている。しかし、この現象は高 \bar{r} 値熱延鋼板の場合に特に現われる現象ではなく、通常の冷間圧延、焼鈍鋼板の場合についても、同様の傾向を示す事を考慮すると、熱延前の固溶Cを低減させることで \bar{r} 値が向上したのではなく、材料そのものが改善されたと考えるのが妥当である。必要以上のC量の低減は製鋼コストを引き上げる結果となる。そこで、極低C-Ti添加鋼(B鋼)をベースにNを微量添加したN鋼、Sを添加したS鋼、N, S複合添加したW鋼の真空溶製材を供試材とし、図2.1の圧延条件(1)および(2)で実験した。表2.4にその化学成分を示す。

図2.18に、それらの材料を用いた実験結果、すなわち各種圧延条件で \bar{r} 値におよぼすS, N量の影響を示した。

図2.19にその結果をまとめた¹⁷⁾。仕上げ圧延前に固溶Cを零にする処理を行った場合(圧延条件(1))では、冷延鋼板の場合も700°C圧延材の場合も同様にS量の影響はほとんど認められず、N量の増加は、 \bar{r} 値の低下を招く。これは窒化物の増加にともなう粒成長性の低下によるものと考えられる。一方圧延条件(2)では、N, S量の増加により \bar{r} 値の向上が認められる。

図2.20に、図2.19の圧延条件(2)における α 域熱延直前のTi系析出物の定量結果を示す。Nの増加は窒化物の増加をもたらす、Sの増加は、硫化物の増加をもたらしている。これらの析出物は高温でも比較的安定であることが知られており、1150°C、加熱の段階でも析出物の量は殆ど変わらない。また、N, S系の析出物の増加に付随して α 域熱延前の炭化物も増加していることが示されて

いる。この炭化物は主に γ 域熱延からその後の冷却均熱段階において析出しているものであるが、予め多量に存在する窒化物、硫化物を核に、その析出が促進されていると考えられる。この様にNまたはSの添加によって固溶C量の低減を図ることが出来る。再結晶焼鈍時の粒成長性等を考えるとSの添加が望ましいことが分かる。

項目	1	2	3	4	5	6	7	8
成分	Fe	Fe	Fe	Fe	Fe	Fe	Fe	Fe
処理	熱延	熱延	熱延	熱延	熱延	熱延	熱延	熱延
添加	なし	N	S	N+S	N	S	N+S	N+S
測定	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000
結果	0.005	0.002	0.001	0.001	0.002	0.001	0.001	0.001



表 2.3 化学成分 (wt%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ti	Al	N
L	.0004	0.01	0.10	0.001	.011	0.10	0.017	.0016
M	.0040	0.01	0.10	0.001	.012	0.11	0.022	.0014
H	.0073	0.01	0.10	0.002	.013	0.11	0.018	.0016

表 2.4 化学成分 (wt%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ti	Al	N
N	.0038	0.02	0.12	0.001	.0013	0.11	0.030	.0050
S	.0035	0.02	0.12	0.001	.0084	0.11	0.030	.0035
W	.0037	0.02	0.12	0.001	.0084	0.11	0.028	.0050

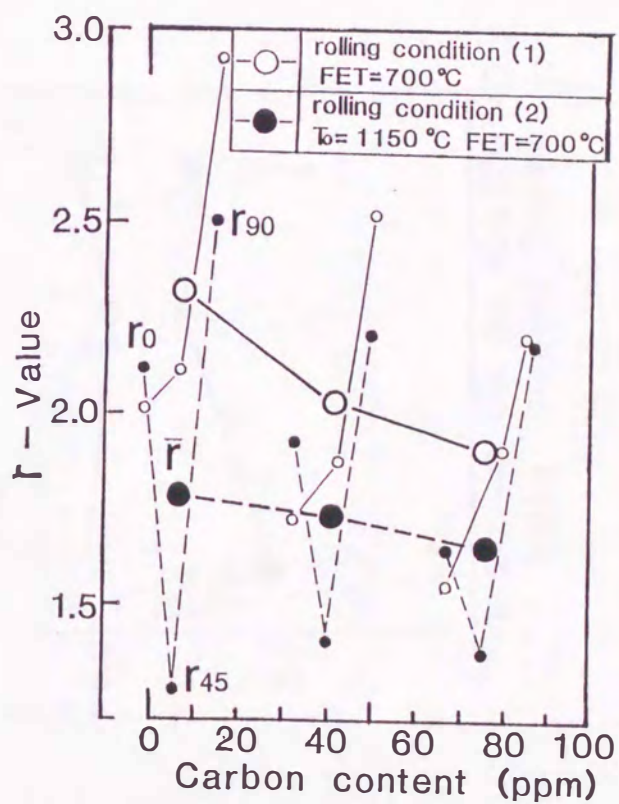


図 2.17 フェライト域熱延-焼鈍鋼板の r 値におよぼす C 量の影響

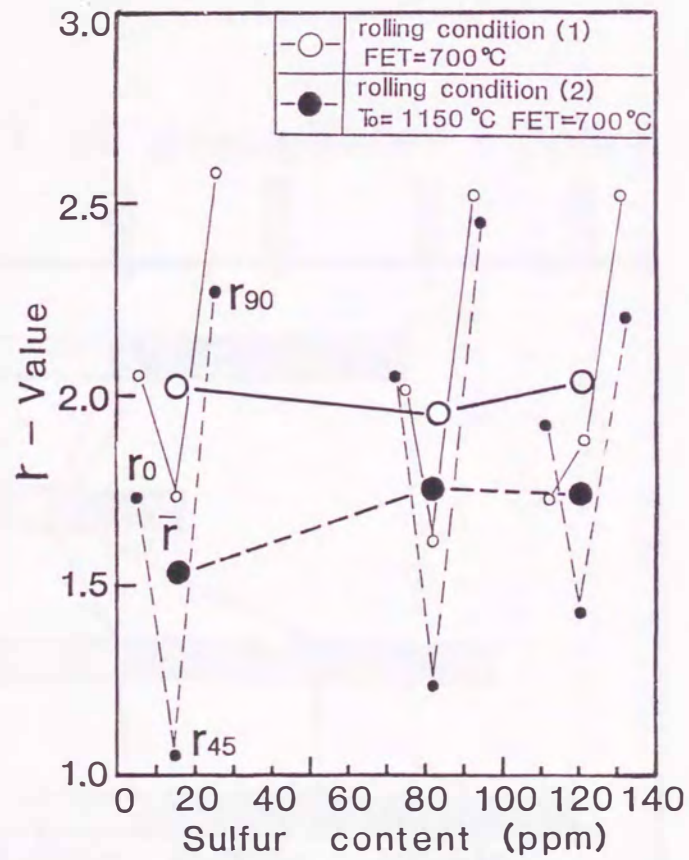


図 2.18-(a)

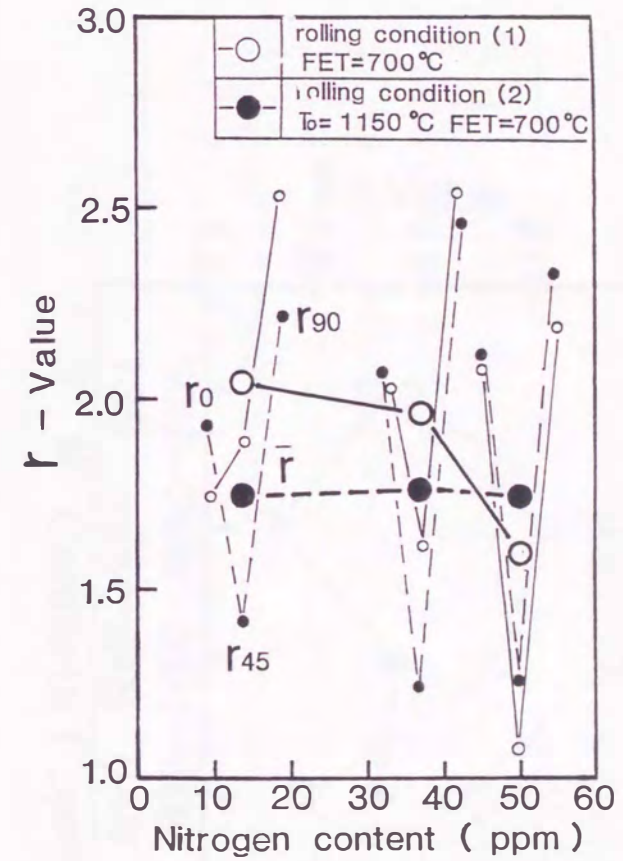


図 2.18-(b)

図 2.18 フェライト域熱延-焼鈍鋼板の r 値におよぼす S 量の影響-(a), N 量の影響-(b)

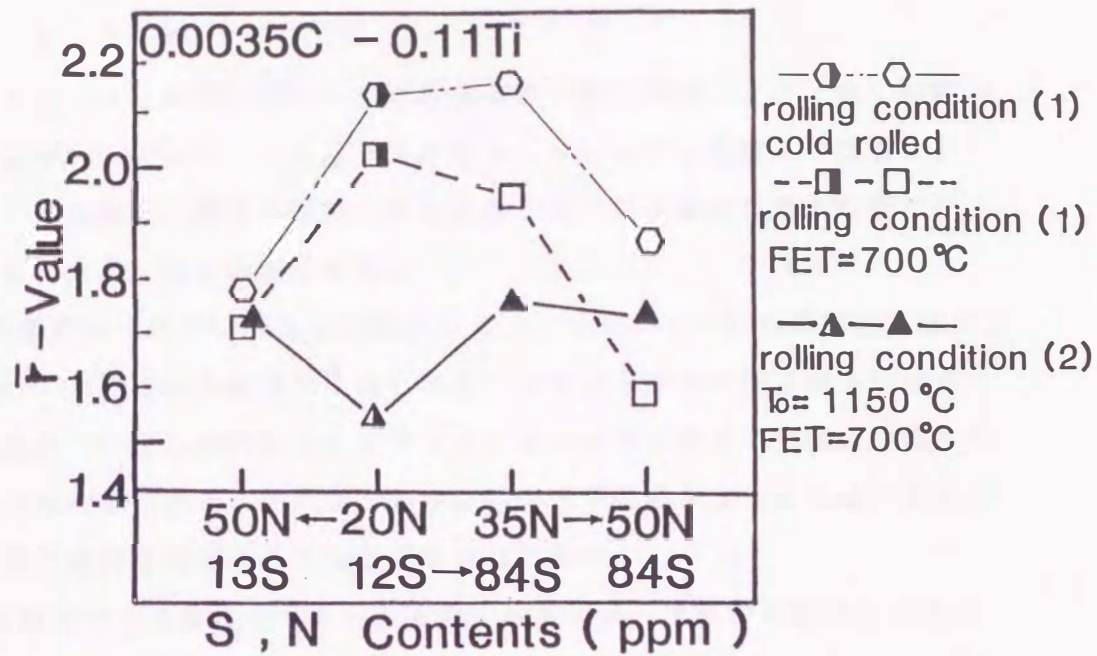


図 2.19 フェライト域熱延-焼鈍鋼板の \bar{r} 値におよぼす S, N 量の影響

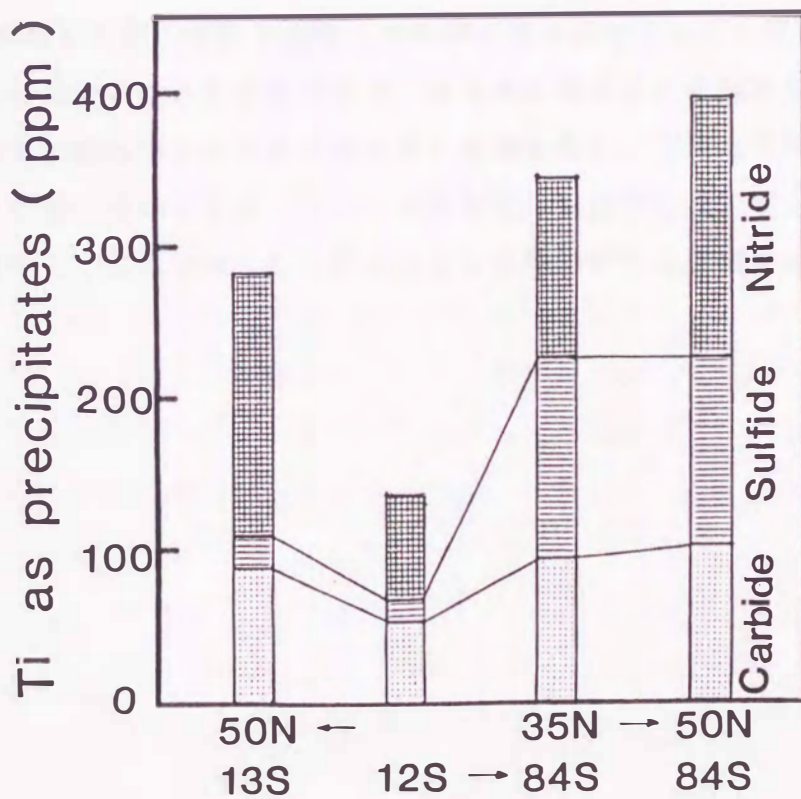


図 2.20 熱延前の TiC の析出挙動におよぼす S, N 含有量の影響

2. 5 ま と め

フェライト (α) 域熱延鋼板の再結晶焼鈍後の集合組織および \bar{r} 値に影響を及ぼす冶金学的な諸因子 (圧延温度の影響および圧延時の固溶 C の影響など) を調査し, 冷延鋼板と同等の深絞り性能を有する, 熱延鋼板製造の可能性について検討した結果, 以下の結論を得た.

(1) 極低炭素鋼に Ti および Nb を微量添加すると, フェライト粒の再結晶温度が上がり, 800~700°C の α 高温域で圧延しても冷間圧延と同様な加工組織が得られる. この温度では変形抵抗がそれほど大きくないので, 既存の熱間圧延機で圧延することが可能である. また加工組織が残るような温度域であれば圧延温度は再結晶集合組織を決定する支配要因にはならない.

(2) 再結晶集合組織を決定するもっとも重要な要因は, 圧延前の固溶 C である. C を安定な炭化物として固着することによって, α 域熱延の前の状態で固溶 C を少なくしておくこと, α 域熱延-再結晶焼鈍後に冷延鋼板と同様の (554) < 225 > に強い集積を示す再結晶集合組織が得られる. α 域熱延の前の固溶 C をゼロとし, かつ潤滑圧延を行うと, 800~700°C の範囲で圧延しても \bar{r} 値=1.9 という高い値が得られた.

(3) α 域熱延の前の状態で固溶 C を低減させる方法として, 圧延前の加熱温度をより低温にすることが有効である. 実操業の場合これが困難な場合もあるが, その際には素材のトータル C 含有量を低減する方法, または N, S を微量に添加する方法が有効である. N, S の添加は, 高温で比較的安定な窒化物, 硫化物を増やし, これを核として析出する炭化物の析出を促進する.