



Title	冷延鋼板の深絞り性向上に関する研究
Author(s)	大澤, 紘一
Degree Grantor	北海道大学
Degree Name	博士(工学)
Dissertation Number	乙第4324号
Issue Date	1993-06-30
DOI	<a href="https://doi.org/10.11501/3073060">https://doi.org/10.11501/3073060</a>
Doc URL	<a href="https://hdl.handle.net/2115/51185">https://hdl.handle.net/2115/51185</a>
Type	doctoral thesis
File Information	000000267491.pdf



冷延鋼板の深絞り性向上に関する研究

平成5年6月

大澤 紘 一

①

# 冷延鋼板の深絞り性向上に関する研究

平成 5 年 6 月

大 澤 紘 一

## 目 次

第1章 緒論	1
1. 1 緒言	1
1. 2 自動車用冷延鋼板の開発の経緯	2
1. 3 自動車用冷延鋼板に要求される特性	6
1. 4 自動車用冷延鋼板の製造技術と深絞り性に影響をおよぼす 製造工程要因	11
1. 4. 1 冷延鋼板の製造工程	11
1. 4. 2 冷延鋼板の製造方法	13
1. 4. 3 箱焼鈍および連続焼鈍で冷延鋼板を製造する場合 の深絞り性に影響をおよぼす製造工程要因	17
1. 5 本研究の目的と内容	18
1. 6 参考文献	19
第2章 冷延鋼板の深絞り性におよぼす炭素とマンガンの影響	20
2. 1 緒言	20
2. 2 実験方法	21
2. 3 実験結果および考察	24
2. 3. 1 冷延鋼板の $\bar{r}$ 値および再結晶集合組織におよぼす CとMnの影響	24
2. 3. 2 冷延鋼板の深絞り性におよぼす熱延板炭化物形態 と焼鈍加熱速度の影響	31
2. 3. 3 C-Mn相互作用による再結晶集合組織変化の メカニズム	33
2. 4 結言	43

2. 5	参考文献	4 4
第 3 章	冷延鋼板の深絞り性におよぼす炭素と置換型溶質元素の 組合せの影響	4 6
3. 1	緒言	4 6
3. 2	実験方法	4 7
3. 3	実験結果および考察	4 9
3. 3. 1	$\bar{r}$ 値および再結晶集合組織におよぼす C と C r の 組合せの影響	4 9
3. 3. 2	$\bar{r}$ 値および再結晶集合組織におよぼす C と S i の 組合せの影響	5 4
3. 3. 3	$\bar{r}$ 値および再結晶集合組織におよぼす C と P の 組合せの影響	5 7
3. 3. 4	C と置換型溶質元素の相互作用	6 3
3. 3. 5	C と置換型溶質元素の相互作用の間接的検証	6 5
3. 4	結言	6 8
3. 5	参考文献	6 9
第 4 章	自動車用冷延鋼板の製造技術の開発	7 1
4. 1	緒言	7 1
4. 2	箱焼鈍による自動車用冷延鋼板の製造技術の開発	7 1
4. 2. 1	箱焼鈍による軟質深絞り用冷延鋼板の製造	7 1
4. 2. 2	箱焼鈍による高張力冷延鋼板の製造	7 5
4. 3	連続焼鈍による自動車用冷延鋼板の製造技術の開発	7 8
4. 3. 1	再結晶焼鈍後に急速冷却を採用した連続焼鈍技術	7 8
4. 3. 2	連続焼鈍による軟質深絞り用冷延鋼板の製造	8 0

4. 3. 3	連続焼鈍による高張力冷延鋼板の製造	91
4. 4	連続焼鈍による各種冷延鋼板の自動車への適用例	119
4. 5	結言	121
4. 6	参考文献	121

第5章	総括	124
-----	----	-----

	謝辞	128
--	----	-----

## 第 1 章 緒 論

### 1. 1 緒 言

我が国の鉄鋼生産量は昭和48年度の約1億2千万トン进行ピークにそれ以降は1億トン前後で横ばい状態にある。それに対し、鉄鋼製品の中でも冷延鋼板は増加の一途をたどり、平成3年度には表面処理鋼板を含めた冷延鋼板の生産量は約2,500万トンと全鉄鋼生産量の約25%を占めるに至っている。このように、冷延鋼板の生産量の伸びが著しいのは、最大の需要分野である自動車産業の発展によるものである。冷延鋼板はこのような量的発展とともに、自動車メーカーの高品質化へのニーズや、種々の社会的ニーズに対応するため、質的にも著しい発展を遂げた。特に、品質面で注目されるのは冷延鋼板のプレス成形性の向上であり、炉外精錬技術や連続焼鈍技術といった革新的な鉄鋼製造技術の発展により、次々とプレス成形性の優れた新製品が生み出された。また、安全性向上や燃費改善のための軽量化といったニーズに対しては、プレス成形性を高めた高張力冷延鋼板の開発が進められた。

冷延鋼板を自動車車体に使う場合、まず、プレス成形により所定の部品形状とした後、スポット溶接によりこれら部品を組み立て、最終的に塗装して完成品となる。このため自動車用冷延鋼板にとって最も重要な特性はプレス成形性である。

プレス成形性は変形モードにより、深絞り性、張り出し性、伸びフランジ性、曲げ性に分類されるが、中でも深絞り性は冷延鋼板のプレス成形性を考える上で最も基本的な成形特性である。

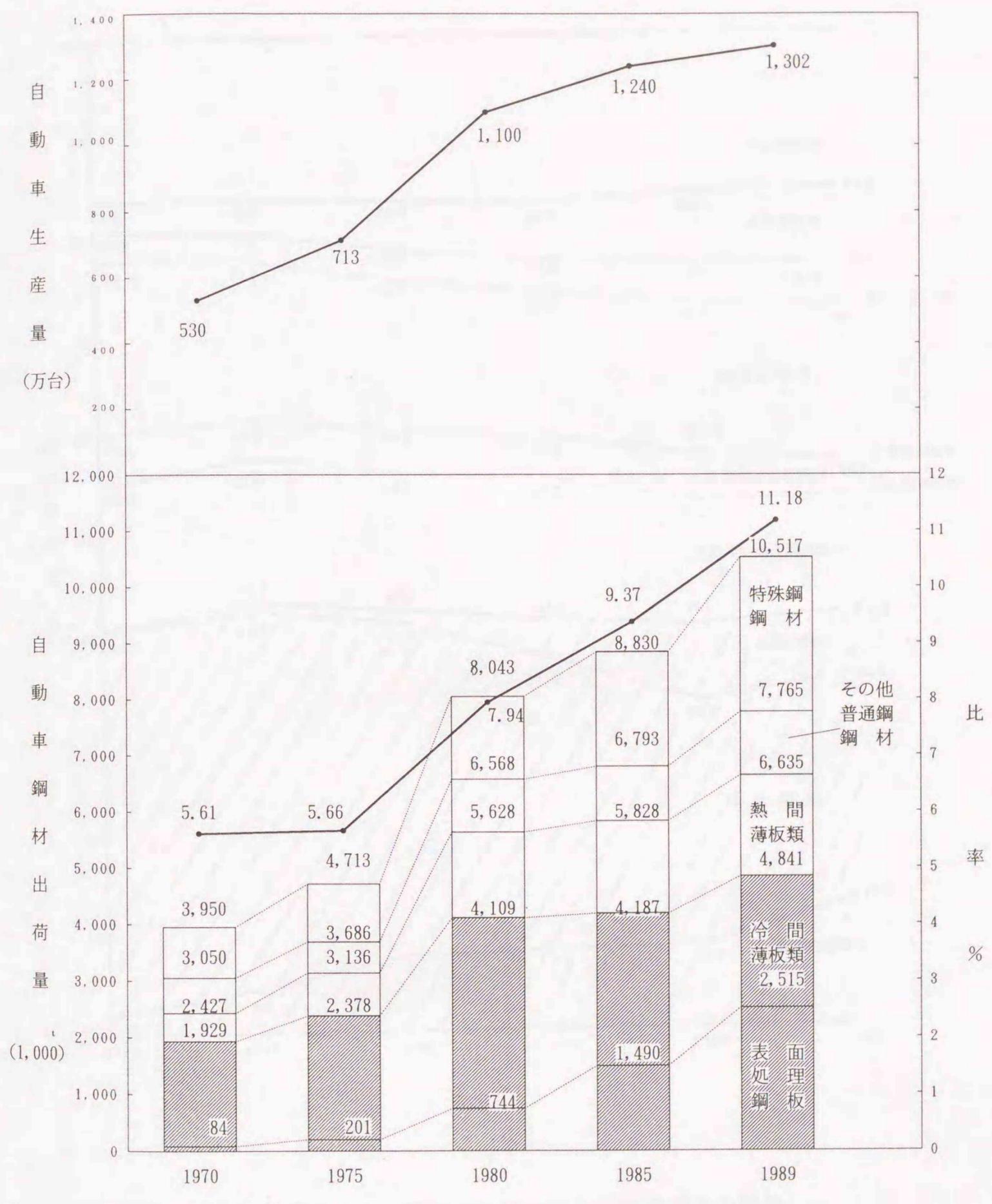
本研究は自動車用冷延鋼板の深絞り性に影響をおよぼす製造工程要因のうち成分元素に焦点を合わせ、特に侵入型溶質元素であるCと置換型溶質元素であるMn、P、Si、Crなどがどのように深絞り性（平均塑性異方性比 $\bar{r}$ 値および集合組織で評価）に影響するかを明らかにし、そしてこれら深絞り性向上に関する基礎的知

見をもとに、軟質深絞り用冷延鋼板から高張力冷延鋼板に至るプレス成形性に優れた自動車用冷延鋼板の製造技術を開発することを目的に実施されたものである。

## 1. 2 自動車用冷延鋼板の開発の経緯

日本の自動車生産量と自動車用鋼材出荷量の変化<sup>1)</sup>を図1-1に示す。自動車生産量の伸びとともに自動車用鋼材、特に冷延鋼板（表面処理鋼板を含む）出荷量の伸びが大きく、冷延鋼板の生産量の増大は自動車産業の発展によるところが大きい。図1-2に普通、小型乗用車における材料構成比の推移<sup>2)</sup>を示す。自動車の重量の約70%が鋼材で構成され、品種別では冷延鋼板類（高張力鋼板および表面処理鋼板を含む）が約40%と最も多く使われている。しかし、冷延鋼板類でもその構成は年々変化しており、自動車の軽量化や防錆性向上のニーズの高まりによって、高張力鋼板と表面処理鋼板のウェイトが増している。

自動車用冷延鋼板は自動車メーカーのニーズの変化および鉄鋼製造技術の進歩とともに、性能レベルやそれを達成する製造方法が変わってきた。表1-1に日本における自動車用冷延鋼板の開発の経緯を示す。昭和30~40年代前半までは、箱焼鈍法によるプレス成形性に優れた軟質冷延鋼板の開発が主体であったが、40年代終りに連続焼鈍法が開発されたことにより、これ以降の軟質冷延鋼板の開発の対象は、従来の箱焼鈍法による材料と同等以上のプレス成形性を有する材料を連続焼鈍により開発することおよび箱焼鈍法では実現できなかったレベルの優れたプレス成形性を有する最高級品質の鋼板を追求することに移った。また、40年代後半からは安全性向上や軽量化といった新しいニーズに対応するため、各種高張力冷延鋼板が開発された。本研究はこれら自動車用冷延鋼板の開発を進める上で行った基礎研究と応用研究をまとめたものである。



注：特殊鋼鋼材は受注量の数値

図1-1 自動車生産量と自動車用冷延鋼板（表面処理鋼板を含む）の出荷量の推移

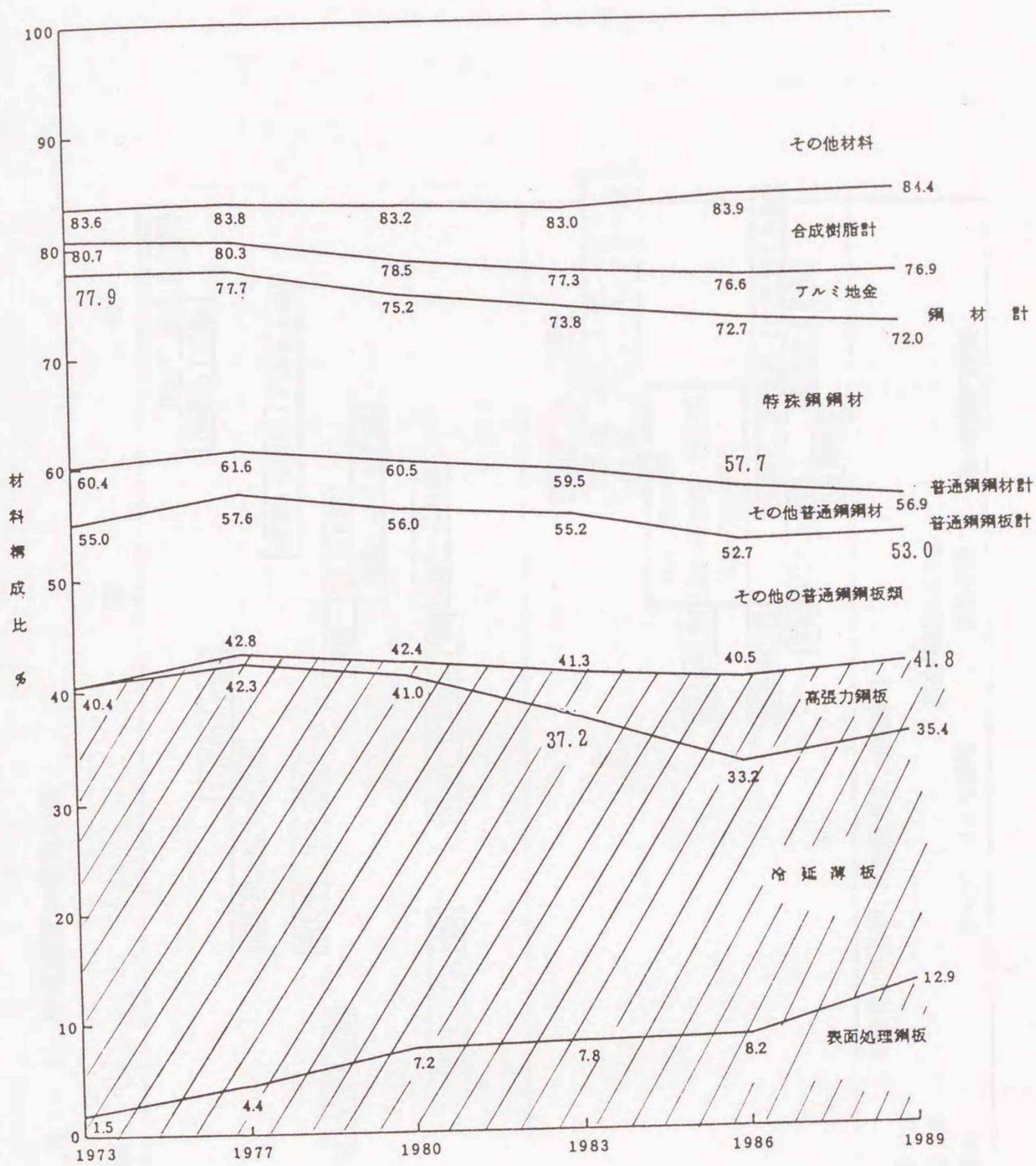
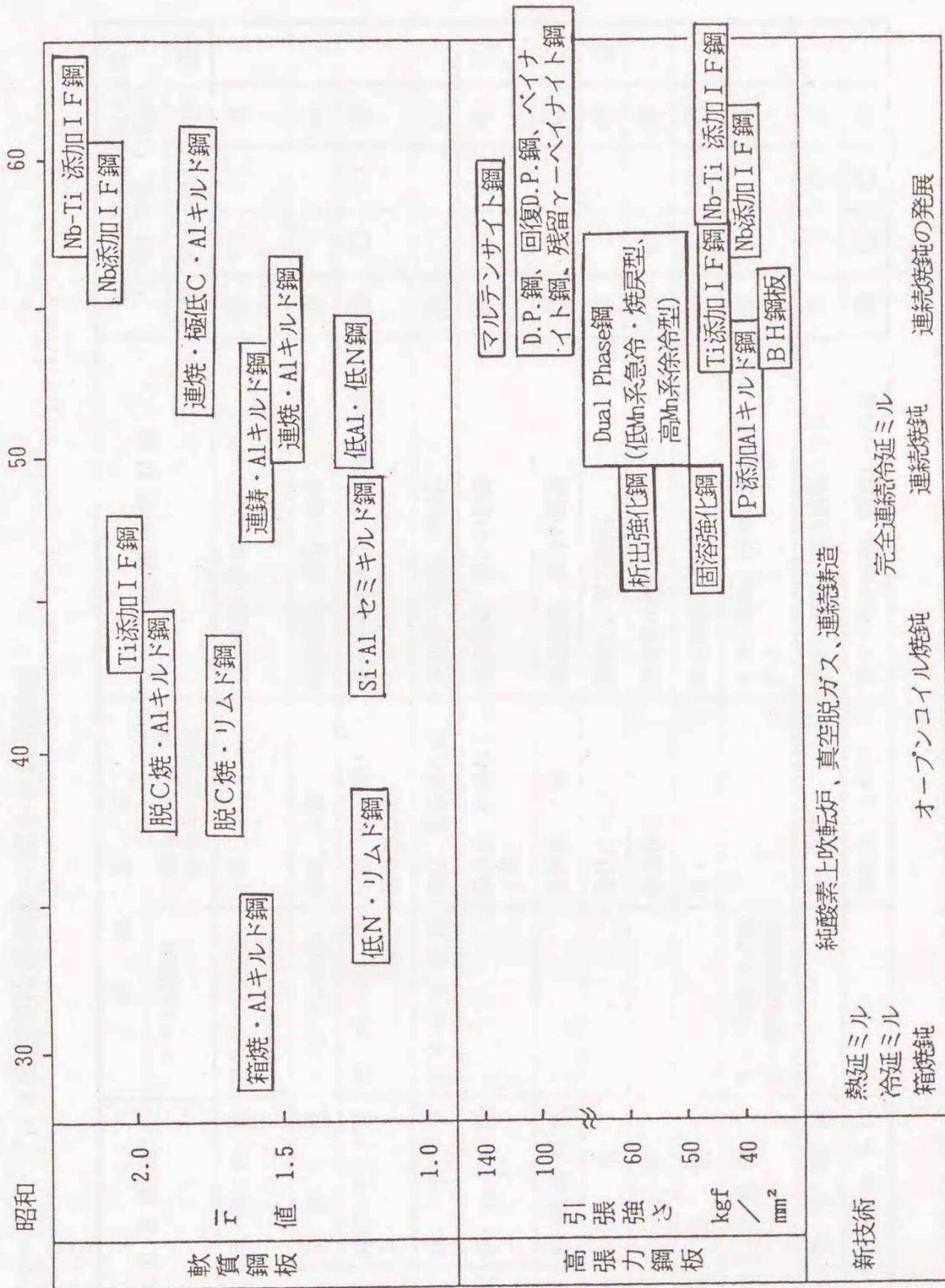


図1-2 普通および小型乗用車における材料構成比の推移

表 1-1 冷延鋼板の開発年表



### 1. 3 自動車用冷延鋼板に要求される特性

自動車用冷延鋼板に要求されるプレス成形性をはじめとする諸特性とその評価基準，その特性を向上させるための金属学的対策，および製造工程のうち特に管理を必要とする工程を表1-2にまとめた。

表1-2 プレス成形用冷延鋼板に要求される特性

要求される性質	評価基準		金属学的対策	管理を必要とする製造工程 (◎特に重要, ○重要)				
	モデル試験値	機械試験値 冶金学的要因		製鋼	熱延	冷延	焼鈍	調圧
プレス成形性	深絞り性	限界絞り比(LDR) 加工カクア値(CCV)	集合組織の改良	◎	○	○	◎	
	張出し性	エリクセン値(Er)	結晶組織, 成分の調整	◎			◎	○
	伸びフランジ性	穴 拡張率	集合組織の改良, 介在物の低減	◎	○	○	◎	
形状性	曲げ性	最小曲げ半径	介在物の低減, 球状化	◎			○	
	耐しわ性		結晶組織, 成分の調整	◎	○		◎	○
耐時効性	形状凍結性		結晶組織, 成分の調整	◎			◎	○
			固溶C, Nの低減	◎			◎	◎
耐肌荒れ性			結晶粒の微細化	○	◎		◎	
耐異方性			集合組織の改良	◎	◎		◎	
耐二次加工脆性		カップ絞り後の延性-脆性遷移温度	P量の低減, 固溶C量の調整, B添加	◎			◎	
	強度特性		成分の調整, 集合組織の改良	◎	○	○	◎	
	耐デント性		強化元素の添加, 固溶Cの残留	◎		○	◎	

プレス成形性は図1-3に示すように変形モードにより、深絞り性、張り出し性、伸びフランジ性、曲げ性に分類される。自動車における冷延鋼板の使用部位は外板パネル、内板パネル、構造部材、補強部材など多岐にわたっているため、使用される材料には種々の成形性が要求されるが、内・外パネルに用いられる材料には基本的には深絞り性が要求される。

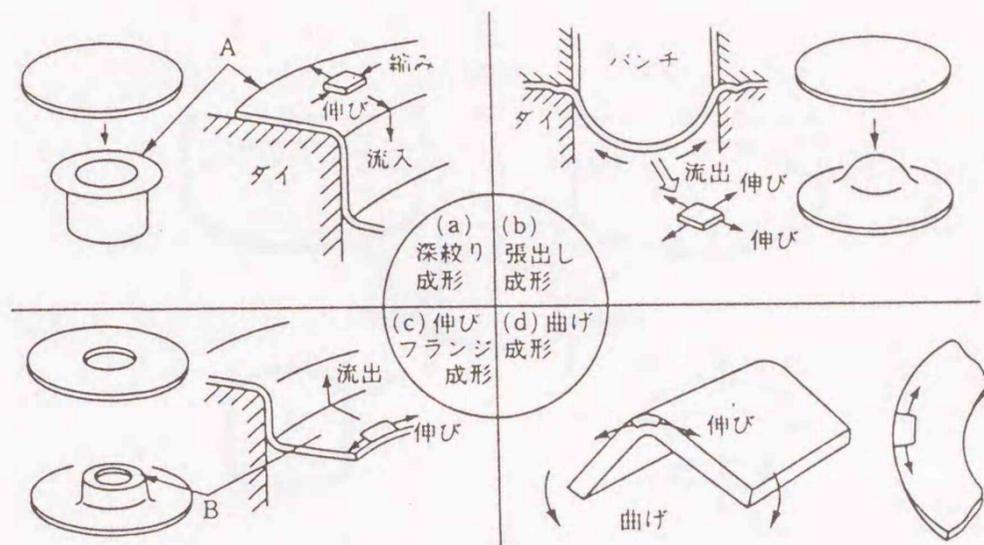


図1-3 プレス成形の分類と特徴

本研究は冷延鋼板の深絞り性向上に関するものであり、そこで深絞り性を評価する試験方法（モデル試験および引張試験による簡便試験）、深絞り性を支配する金属学的因子である結晶集合組織との関係について述べる。

深絞り性は薄板をカップ形状に成形する際に見られるように、主としてフランジ部分が縮みながら絞り込まれて、たて壁を形成する成形モードである。この成形に好ましい性質として、引張変形で板厚が薄くならず、幅方向に縮み易いことが望まれる。

このような深絞り性を評価するのに用いられるモデル試験には限界絞り比：LDR (Limiting Drawing Ratio) がある。LDRの試験方法を図1-4に示す。LDRと相関の強い引張試験値が $r$ 値（ランクホード値：塑性異方性比）である。 $r$ 値は図1-5に示すように、幅と厚さ方向の歪の比として定義される。この値

の測定には、通常は引張試験によって試験片の体積が変わらないという仮定より、次のような式によって行う。

$$r = \ln(W_0/W) / \ln(WL/W_0L_0) \dots\dots\dots (1-1)$$

ここで、 $W_0, W$ は引張前後の平行部の巾、 $L_0, L$ は引張前後の標点間距離である。

一般に  $r$  値は J I S 5 号引張試験片を用い、標点間距離 20mm とし、15% 引張っ

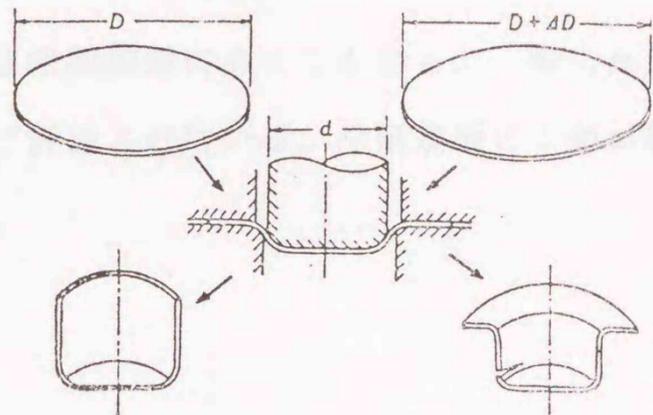


図 1 - 4 限界絞り比 (LDR) の求め方

限界ブランク :  $D$

限界絞り比 :  $D/d$

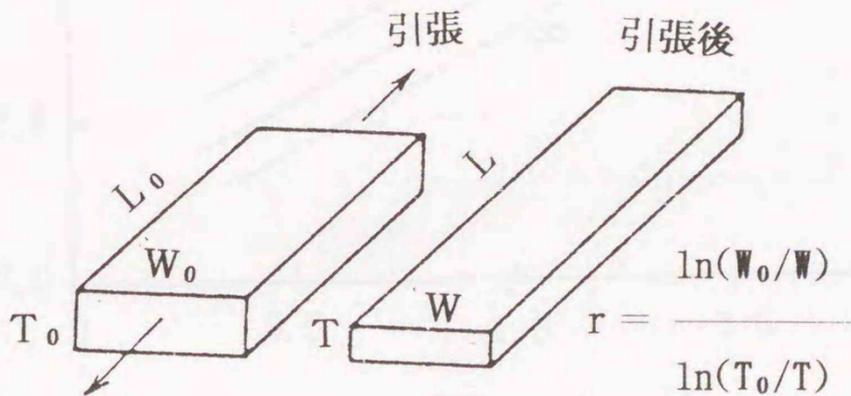


図 1 - 5  $r$  値の定義

た時の引張前後の幅と標点間距離を測定することにより求められる。試験は圧延方向に対し  $0^\circ$  ,  $45^\circ$  ,  $90^\circ$  方向について行われるが、方向により  $r$  値が異なるので、(1-2) 式に示すように平均値： $\bar{r}$  が深絞り性評価の指標とされている。

$$\bar{r} = (r_0 + 2r_{45} + r_{90}) / 4 \quad \dots\dots\dots (1-2)$$

ここで、 $r_0$  ,  $r_{45}$  ,  $r_{90}$  は圧延方向に対して  $0^\circ$  ,  $45^\circ$  ,  $90^\circ$  方向の  $r$  値を示す。

図 1-6 に箱焼鈍により製造した軟質冷延鋼板の  $\bar{r}$  と LDR の関係<sup>3)</sup> を示す。両者は非常に良好な相関関係にあることから、一般に冷延鋼板の深絞り性は LDR を省略して、 $\bar{r}$  値で評価されている。冷延鋼板の  $\bar{r}$  値は製造条件により 0.8~3.0 の範囲で変化する。

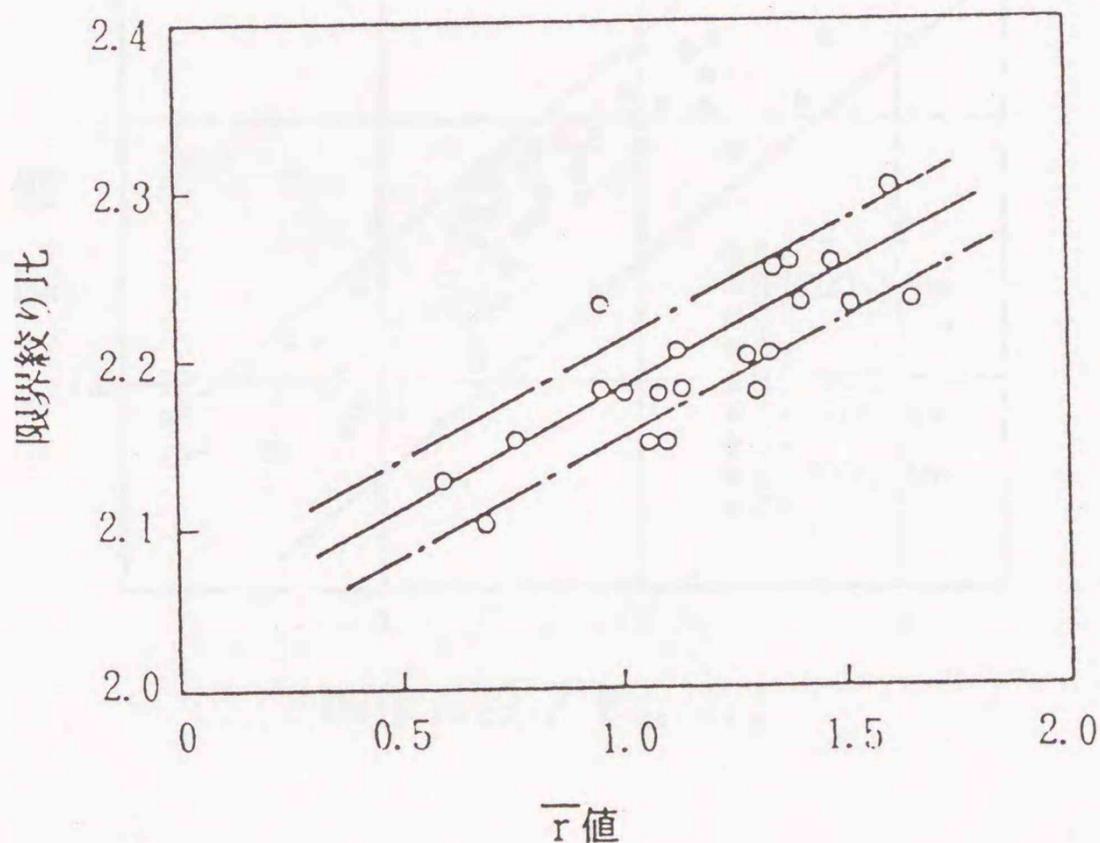


図 1-6 限界絞り比 (LDR) と  $\bar{r}$  値の関係

つぎに、深絞り性と結晶集合組織の関係を述べる。図1-7はC量の異なるサンプルを種々の条件で焼鈍して製造した冷延鋼板の $\bar{r}$ 値と再結晶集合組織の関係<sup>4)</sup>である。板面に平行に $\{111\}$ 方位結晶粒が多く、 $\{200\}$ 方位結晶粒が少ないほど $\bar{r}$ 値は高くなる、すなわち、深絞り性が良くなる。このことから冷延鋼板の $\{111\}$ 再結晶集合組織を発達させることが、深絞り性向上にとって、重要となる。このように深絞り性は金属学的には集合組織によって支配されていると言える。

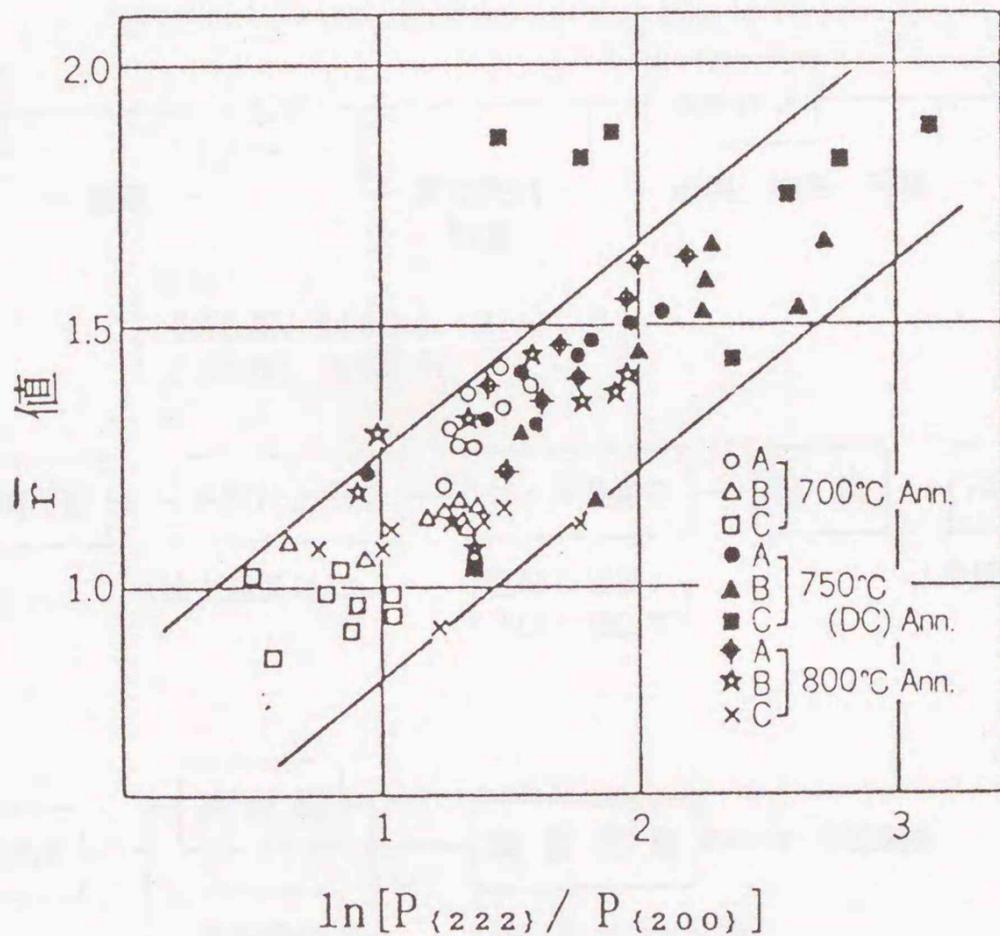
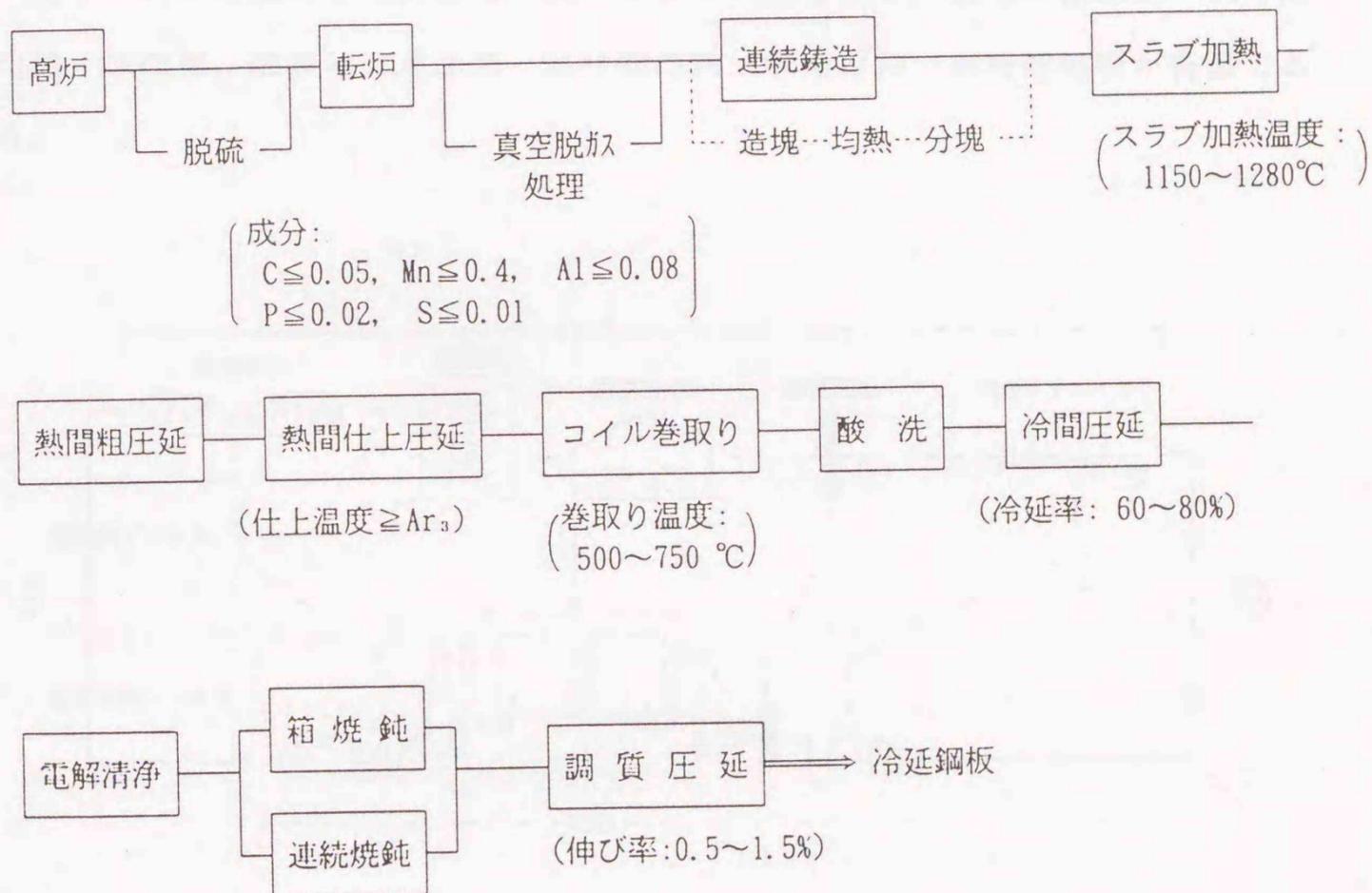


図1-7 集合組織と $\bar{r}$ 値の関係

## 1. 4 自動車用冷延鋼板の製造技術と深絞り性に影響をおよぼす製造工程要因

### 1. 4. 1 冷延鋼板の製造工程

冷延鋼板の製造工程を図1-8に示す。まず、製鋼段階で成分を調整した後、連続铸造によってスラブとする。ついでスラブを加熱後、熱間圧延し、板厚3mm前後に薄くしてコイル状に巻取る。熱延コイルは酸洗してスケールを除き、60～80%の冷間圧延後、再結晶させるため焼鈍し、最終的に調質圧延して、冷延鋼板の製品となる。



(図1-9, 10に示す)

図1-8 冷延鋼板の製造工程

冷延鋼板製造工程のうち、冷延鋼板の深絞り性を始めとするプレス成形性に大きな影響をおよぼすのが焼鈍工程である。焼鈍方法には図1-9に示すように、コイルに巻いたままカバーをかぶせて焼鈍する箱焼鈍法とコイルを帯状に解きながら連続的に焼鈍する連続焼鈍法とがある。前者は外国から技術導入し、30年代から行われている技術であるが、後者は昭和40年代後半に我が国鉄鋼メーカー（NKKおよび新日鉄）により開発された国産技術である。箱焼鈍プロセスでは冷間圧延以降、電解清浄－箱焼鈍－防錆冷却－調質圧延－リコイルまで10日を要するが、連続焼鈍は上記工程が連続ラインに組み込まれているので、わずか10分しか要せず、製造時間が大幅に短縮されている。

図1-10に箱焼鈍と連続焼鈍の熱サイクルの例を示す。前者は徐加熱－長時間均熱－徐冷却、後者は急速加熱－短時間均熱－急速冷却－過時効処理が特徴である。

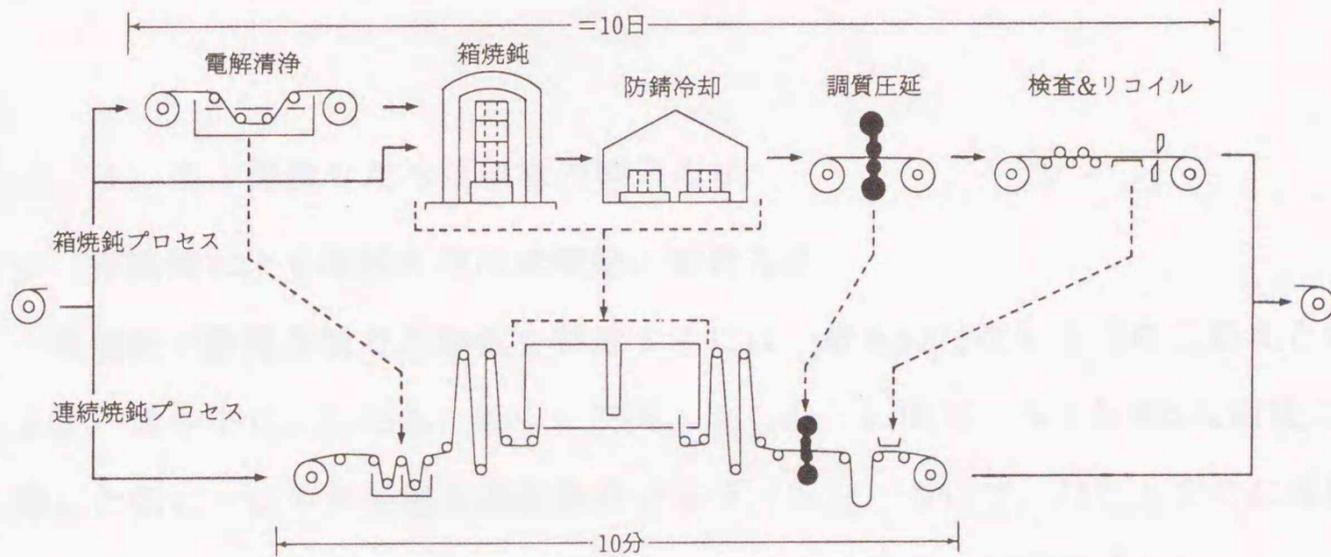


図1-9 箱焼鈍プロセスと連続焼鈍プロセスの模式図

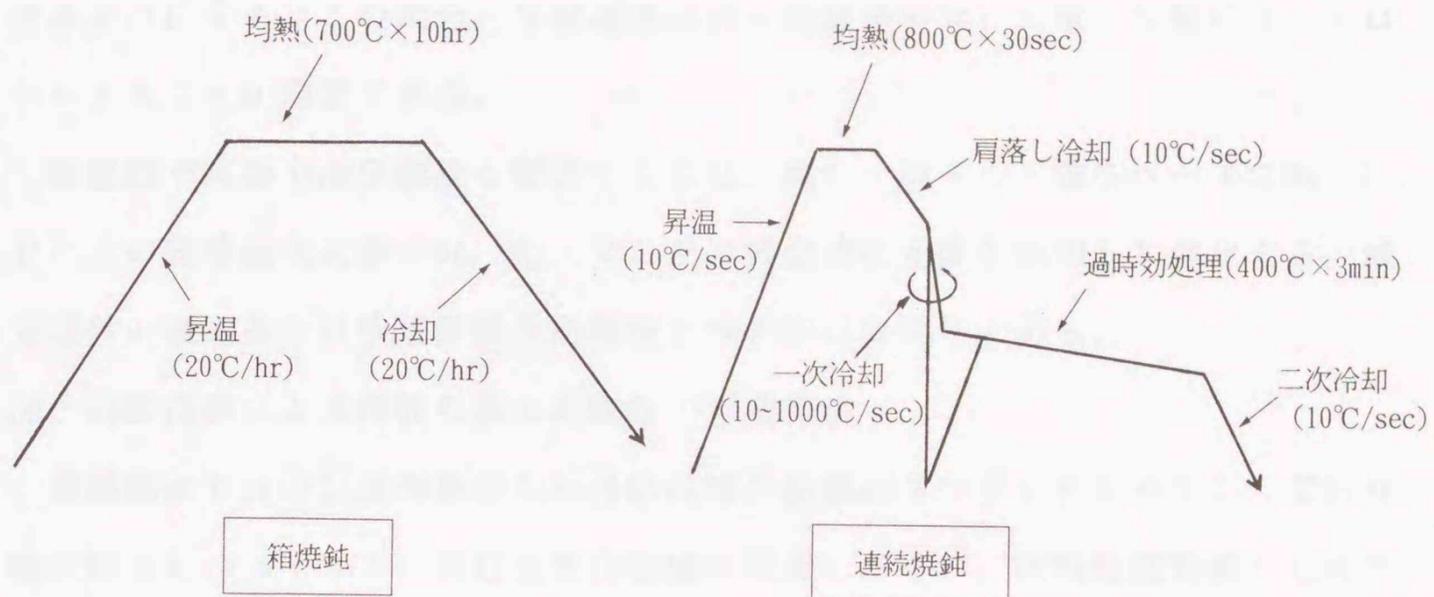


図 1-10 箱焼鈍と連続焼鈍の熱サイクルの例

#### 1. 4. 2 深絞り用冷延鋼板の製造方法

##### (1) 箱焼鈍による深絞り用冷延鋼板の製造方法

箱焼鈍で軟質深絞り用鋼板を製造するには一般的には次のような工程をとる。まず、成分を C : 0.05%, Mn : 0.25%, Sol. Al : 0.05%, N : 0.005% 前後に調整した低 C - Al キルド鋼を連続铸造でスラブとし、ついで、AIN を完全に固溶させるため 1250°C 以上に加熱した後、Ar<sub>3</sub> 点以上の温度で熱間圧延を行いコイルとする。そして、AIN が析出しない低温 (≤ 600°C) で巻取る。このとき、炭化物は微細パーライトの形態をとる。ついで、酸洗してから、60~80% の冷間圧延を行った後、箱焼鈍においてタイトコイル又はオープンコイル状態で 10~200°C / hr 程度の昇温速度で加熱、700°C 前後で数時間均熱してから徐冷する。最後に調

質圧延を行い製品とする。

箱焼鈍において、Alキルド鋼板の深絞り性を向上させるには、回復・再結晶段階で微細なAINをタイミングよく析出させ、{111}再結晶集合組織を発達させるようにする。この場合、昇温速度に合った最適のSol. Al量、N量にコントロールすることが重要である。

箱焼鈍で高張力冷延鋼板を製造するには、低C-Alキルド鋼をベースにMn, Si, Pなどの固溶強化元素やNb, Ti, Vなどの析出強化元素を添加して強化する。成分以外の製造条件は軟質深絞り用鋼板と基本的には同じである。

## (2) 連続焼鈍による深絞り用冷延鋼板の製造方法

連続焼鈍では①急速加熱のため再結晶集合組織がランダム化しやすく、深絞り性に好ましい{111}再結晶集合組織が発達しにくい、②短時間均熱のためフェライト結晶粒が成長しにくい、③過時効処理が行われるとはいえ冷却速度が速いため固溶Cが過飽和に残り易いなどの問題点を有する。このため、連続焼鈍で深絞り用冷延鋼板を製造するには、箱焼鈍とは異なった製造条件が必要となる。

まず、成分としてはC:0.02%, Mn:0.15%, Sol. Al:0.05%, N:0.002%前後の中低C-Alキルド鋼を用いる。この成分は箱焼鈍に比べてC, Mn, Nを下げるのが特徴であり、これらの元素の低減は連続焼鈍で上記問題点を解決するために有効である。連続鋳造したスラブを箱焼鈍向けと同じように加熱、熱間圧延した後、連続焼鈍向けはコイルは650℃以上の高温で巻取るのが特徴である。高温巻取の目的は炭化物を粗大なセメントイトにすること、スラブ加熱中に固溶したAINを完全に析出させることにあり、粗大なセメントイトは連続焼鈍での急速加熱で深絞り性に有利な{111}再結晶集合組織を発達させるとともに、再結晶後のフェライト結晶粒の成長を促進する。また、AINに関しては、箱焼鈍では昇温速度が遅いため、回復・再結晶段階でAINをタイミングよく析出させて再結晶集合組織の制御が可能であるのに対し、連続焼鈍では昇温速度が速すぎてこれが不可能である。このため、連続焼鈍ではAINはあらかじめ冷延前に完全に析出

させ凝集させておく方が再結晶集合組織形成への悪影響が少なく、また、フェライト結晶粒成長促進の点で有利となる。連続焼鈍で低C-A1キルド鋼の深絞り性を向上させるには、CとMnのバランスの最適化と熱延高温巻取りによるセメンタイトの粗大化とAINの析出凝集がポイントとなる。

熱延コイルを酸洗後、60~80%の冷延率で冷間圧延を行い、次いで連続焼鈍では10~50℃/secの昇温速度で急速加熱し、700~850℃で1min均熱した後急冷および過時効処理をし、最終的には調質圧延して製品となる。

連続焼鈍の熱サイクルと金属学的背景を図1-11に示す。加熱-均熱までの過

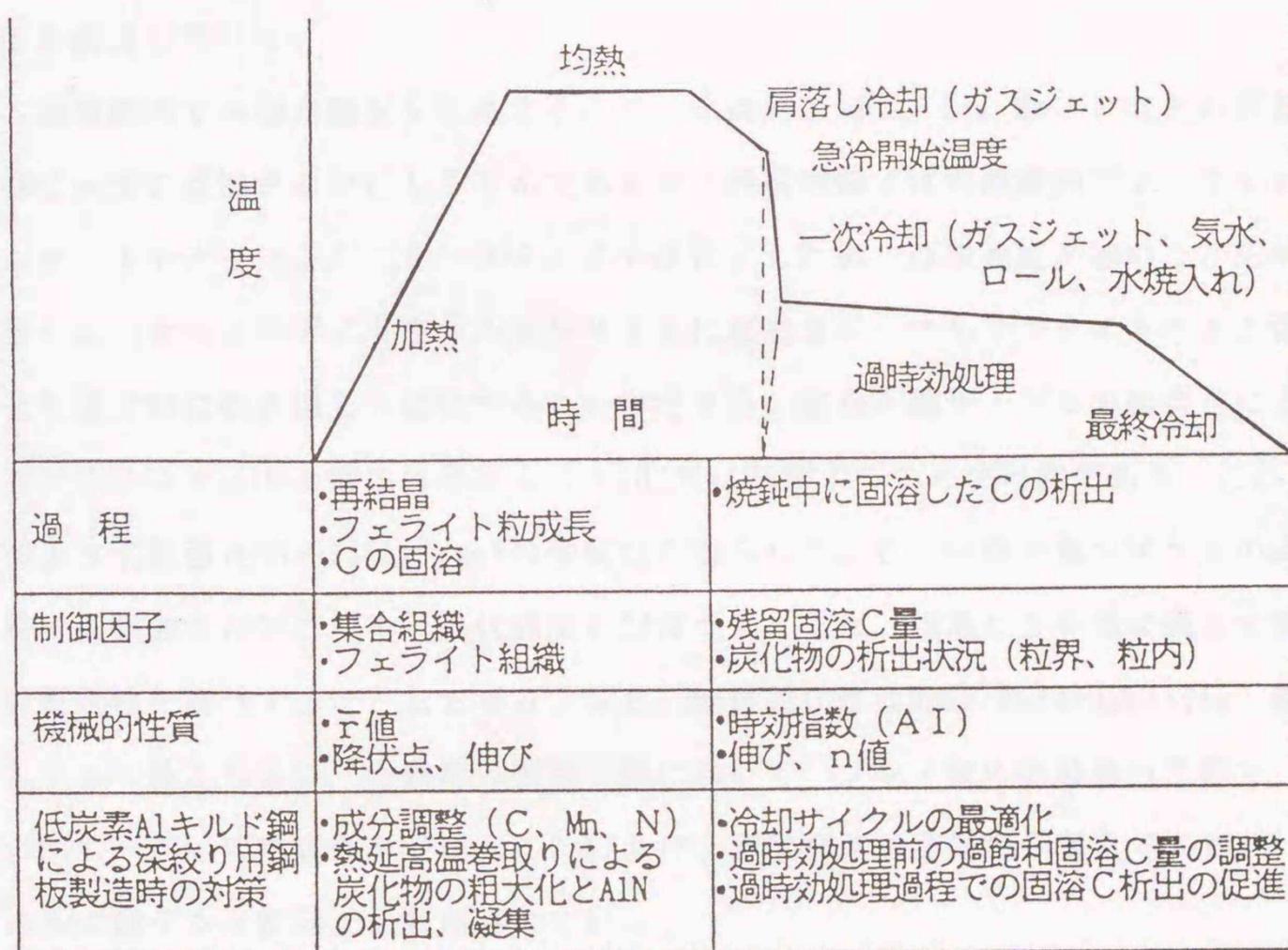


図1-11 連続焼鈍の熱サイクルと金属学的背景

程は再結晶集合組織の発達とフェライト結晶粒の成長，それ以降の肩落し冷却，一次冷却，過時効処理，最終冷却は焼鈍中に固溶したCを効率よく析出させる過程である。最終的に鋼中に残留する固溶Cが歪時効性を，Cの析出過程で析出した微細炭化物が延性を支配している。連続焼鈍で箱焼鈍と同等の深絞り用冷延鋼板を製造する上で，プレス成形性ととも達成すべき重要な特性は，耐歪時効性であり，箱焼鈍では徐冷されるため，焼鈍中に固溶したCは完全に析出し非時効性を示すが，連続焼鈍では急冷されるため固溶Cが残りやすく，歪時効が進行しやすい。このため，連続焼鈍の熱サイクルには均熱後急冷+過時効処理が組み込まれ，過飽和固溶Cの析出を促進させ，実用上問題とならないレベルに耐歪時効性を改善している。

連続焼鈍で高張力鋼板を製造するには，箱焼鈍と同じくSi，Mn，Pなどの固溶強化元素を添加するのはもちろんであるが，連続焼鈍では均熱段階でフェライト+オーステナイトまたはオーステナイト単相とした後，冷却速度が速いことを利用して，オーステナイトをマルテンサイトに変態させ，マルテンサイトによる強化を最大限に引き出して強化することができる。成分と熱サイクルの組合せによりマルテンサイトの鋼中体積率を5~100%に制御することが可能であり，これにより引張強さ35~150kgf/mm<sup>2</sup>の強度材が得られる。C，Mn量や熱サイクルの調整で引張強さだけでなく，降伏強度も制御でき，また，固溶Cを多量に残して焼付硬化性を寄与することもできる。なお，焼付硬化性はBake Hardenability，略してBH性とも言い，自動車の製造工程において，プレス後の塗装焼付工程で170℃×20miの熱履歴を受けることにより，降伏強度が上昇する現象であり，パネルの耐デント性向上に利用されている。

1. 4. 3 箱焼鈍および連続焼鈍で冷延鋼板を製造する場合の深絞り性に影響をおよぼす製造工程要因

前述のように箱焼鈍法あるいは連続焼鈍法で冷延鋼板を製造する場合にそれぞれ製造条件が異なるので、深絞り性におよぼす製造工程要因とその寄与度は異なるが、一般的に冷延鋼板の深絞り性に影響をおよぼす製造工程要因を整理すると表1-3のようになる。これら要因を最適化することにより、高い深絞り性が付与できるが、このなかでも成分および焼鈍条件、焼鈍法との組合せで熱延の巻取温度が重要な制御要因となる。成分では、低炭素鋼の基本成分元素であるC, Mn, P, S, Al, Nなどにまず注目する必要がある、各焼鈍法におけるこれら元素の深絞り性への影響を把握することが、深絞り性の優れた冷延鋼板の製造技術を開発するうえでの第一条件となる。

図1-3 深絞り性に影響をおよぼす製造工程要因

工 程	製 造 工 程 要 因
製 鋼	C, Mn, P, S, Sol.Al, N, Nb, Ti, Cr, Si などの成分調整
熱 延	スラブ加熱温度, 仕上圧延温度, 巻取温度
冷 延	冷延率
焼 鈍	昇温速度, 均熱温度, 均熱時間

## 1. 5 本研究の目的と内容

本論文は前述のような箱焼鈍と連続焼鈍による深絞り性に優れた自動車用冷延鋼板の製造技術を開発するに際して行われた研究の成果をまとめたものであり、目的と内容は次のとおりである。

箱焼鈍および連続焼鈍プロセスで製造される自動車用冷延鋼板の具備すべき品質のうち、最も重要なプレス成形特性である深絞り性について、製造工程面から成分元素を主体にその影響と深絞り性が変化するメカニズムを明らかにすることを目的とした。さらに、これの応用として軟質鋼板から高張力鋼板に至るプレス成形性に優れた自動車用冷延鋼板を製造するための技術を開発することを目的とした。とくに、本研究では冷延鋼板の基本成分元素であるCとMnの深絞り性への影響とそのメカニズムを解明し、これをベースに、置換型溶質元素：Si, P, Crの深絞り性への影響を金属学的に解析し、冷延鋼板の深絞り性におよぼす主要成分元素の影響を体系的にまとめた。このような深絞り性向上に関する基礎的知見に加え、連続焼鈍におけるミクロ組織制御に関する基礎的検討をもとにプレス成形性に優れた自動車用冷延鋼板の開発を行った研究について述べている。

本論文の構成を以下に示す。

第1章は研究の背景、目的について述べたものである。

第2章では冷延鋼板の基本成分元素であるCとMnの深絞り性への影響を検討した。供試材としてC量とMn量を変化させた鋼を用い、冷延前の炭化物形態および冷延後焼鈍過程の加熱速度を変えて再結晶焼鈍し、深絞り性を評価する指標である $\bar{r}$ 値と再結晶集合組織におよぼす影響を調査することにより、冷延鋼板の深絞り性へのCおよびMn単独、さらにCとMnの相互作用の効果を明らかにした。

第3章では、CとMn以外の置換型溶質元素Si, P, Crの組合せが冷延鋼板の深絞り性にどのように影響するかを、第2章と同じようにC量とSi, P, Cr量を変化させた鋼を用い、冷延前の炭化物形態と冷延後焼鈍過程での加熱速度を変えて

再結晶焼鈍し、 $\bar{r}$ 値と再結晶集合組織を調査することにより検討した。そして、Cと相互作用のある置換型溶質元素と相互作用のない置換型溶質元素では冷延鋼板の深絞り性への影響が大きく異なることを明らかにし、これら成分元素の効果を体系的に説明した。これにより、冷延鋼板の深絞り性を向上させる上での成分設計の基本的な考え方を確立した。

第4章では第2章～第3章で検討した冷延鋼板の深絞り性および再結晶集合組織形成におよぼす製造工程要因の基礎的知見をもとに、箱焼鈍および連続焼鈍による軟質深絞り用冷延鋼板の製造、箱焼鈍による高張力冷延鋼板の製造、さらに連続焼鈍におけるマイクロ組織制御と強度特性に関する基礎的検討に基づく連続焼鈍による高張力冷延鋼板の製造などへの適用結果について述べる。

#### 1. 6 参考文献

- 1) 通産省「鉄鋼統計月報」(1990)
- 2) 自動車工業会「材料部品委員会」(1990)
- 3) 薄鋼板形成技術研究会編「プレス成形難易ハンドブック」, 日刊工業新聞社(1987)
- 4) 松藤和雄, 下村隆良: 鉄と鋼, 56(1970), p.28

## 第2章 冷延鋼板の深絞り性におよぼす 炭素とマンガンの影響

### 2.1 諸言

最近の真空脱ガスなど製鋼技術の発達や連続焼鈍技術の普及により、深絞り用冷延鋼板に対するC、Mnをはじめとする成分元素のバランスが変化してきている。ところが、これら鋼の成分設計は必ずしも十分な知見にもとづいたものではなく、今後より合理的な成分設計のもとに深絞り用冷延鋼板を開発してゆくには、C、Mnなど基本成分の影響を系統的に把握しておく必要がある。

冷延鋼板の深絞り性におよぼすCの影響については、C量が少なくなると再結晶焼鈍後に $\{111\}$ 方位の集積度が高くなり、 $\bar{r}$ 値が向上することが知られている<sup>1)</sup>。また、Mnの影響に関しては、低C鋼ではSなどの不純物元素の影響が顕在化しない限り、Mn量が低いほど $\bar{r}$ 値が高くなる<sup>2)</sup>、極低C-Tiスタビライズド鋼ではMn量が変わっても $\bar{r}$ 値はほとんど変化しない<sup>3)</sup>、そして、あるC量とMn量の組合せで $\bar{r}$ 値が最高となる<sup>4)</sup>などの報告がある。

このようなCとMnの深絞り性への影響を総合すると、それぞれの元素が単独で深絞り性に影響をおよぼすとともに、CとMnが相互作用して、再結晶集合組織形成に影響をおよぼしていると考えられるが、系統的な研究がないため、十分に解明されていない。

ところで、連続焼鈍における深絞り用冷延鋼板の製造は熱延工程における高温巻取りと急速加熱焼鈍の組合せにより、 $\{111\}$ 再結晶集合組織が徐加熱焼鈍の場合より強く発達するという現象が発見されて工学的に実現したものである。この現象の金属学的メカニズムに関して、高温巻取りによって炭化物が粗大セメントナイトになること、そして、急速加熱焼鈍のため、その溶け込みが遅れ、その結果、固溶Cの少ない状態で再結晶が進行することにもとづくという考え方が提

案されているが<sup>5)</sup>。これについてもCとMnの相互作用の観点から議論することが必要である。

このような背景から、C、Mn量および炭化物形態の組合せが異なる冷延鋼板を異なる昇温速度で焼鈍した時の再結晶集合組織、 $\bar{r}$ 値および再結晶過程の集合組織変化などを調査することにより、深絞り性に対するCとMnの相互作用の影響およびそのメカニズム、粗大セメンタイトを有する冷延鋼板の急速加熱焼鈍における深絞り性向上のメカニズムを検討した<sup>6)</sup>。

## 2. 2 実験方法

供試材はそれぞれMn量を変えた3種類の実験室溶解材であり、その化学成分を表2-1に示す。AシリーズはC:0.04%、BシリーズはC:0.10%のそれぞれ低C-Alキルド鋼、Cシリーズは極低C-Tiスタビライズト鋼であり、それぞれについてMn量を0.03~0.80%の範囲で変化させてある。なお、低Mn化に伴うSの影響の顕在化を防ぐため、Sは0.005%以下にした。これらの鋼は実験室熱間圧延機で板厚3.0mmに熱間圧延し、実験に供した。

表2-1 供試材の化学成分 (wt%)

Series	Chemical composition (%)							
	C	Si	Mn	P	S	Sol.Al	N	Ti
A	0.04	tr	0.03 0.79	0.010	0.004	0.05	0.004	—
B	0.10	0.02	0.03 0.81	0.007	0.004	0.05	0.004	—
C	0.003	0.02	0.03 0.80	0.005	0.003	0.02	0.003	0.13

### (実験1) 冷延鋼板の深絞り性におよぼすCとMnの影響

AおよびBシリーズの熱延板を930℃×10min加熱後空冷の焼準によりフェラ

イト粒径を調整し、またAIN を完全に析出させた後、700℃で0～30hr湿H<sub>2</sub>雰囲気中で脱炭処理することにより、C量を0.001～0.10%まで5段階に変化させた。ここでAIN を完全に析出させた意味は、回復・再結晶過程に対するAIN の影響を除くことである。また、フェライト粒径は約20μm で一定であった。

以上のように作成したC量とMn量の異なるサンプルと比較材としてCシリーズを用い、75%の冷間圧延後、箱焼鈍を模した徐加熱焼鈍（昇温速度100℃/hr、700℃×1hr均熱）を行った。焼鈍後の材料について、集合組織および1%調質圧延後 $\bar{r}$ 値を測定した。集合組織の評価は圧延面と平行な面の板厚 $\frac{1}{4}$ 位置で行い、測定面を機械仕上、ペーパー仕上、化学研磨で処理した後、X線積分反射強度を測定した。X線積分反射強度は圧延面に平行な7面{110}、{200}、{112}、{222}、{310}、{123}、{332}で測定し、各面でのランダム方位に対する強度Pを次式により計算した<sup>7)</sup>。

$$P_{hkl} = (I_{hkl} / I^0_{hkl}) / (1/n) \cdot \Sigma (I_{hkl} / I^0_{hkl}) \dots\dots (2-1)$$

ここで $I^0_{hkl}$ はランダム方位における相対強度。 $I_{hkl}$ は{hkl}面の測定強度、nは測定面の数である。なお、P値は板面内の各面方位の存在比率を表わしている。

また、代表的サンプルについて、(200)極点図を反射法および透過法<sup>7)</sup>により測定した。

#### (実験2) 再結晶焼鈍中の回復挙動および集合組織変化

実験1でC量を0.001～0.04%とした、Aシリーズの熱延板について、75%の冷間圧延後、100℃/hrの等速加熱焼鈍を行い、昇温過程で各温度に達した時、炉から引き出し室温まで空冷した。そして、回復の方位依存性をX線回折線の巾拡がり率<sup>8)</sup>、集合組織変化をX線積分反射強度により調査した。また、光学顕微鏡観察により再結晶分率を測定した。

#### (実験3) 冷延鋼板の深絞り性におよぼす熱延板の炭化物形態と焼鈍加熱速度の影響

C量が0.04%のAシリーズの熱延板を用い、熱延で低温巻取りおよび高温巻取りした時に得られる炭化物形態をシミュレートしたサンプルを作成した。

まず、低温巻取りに相当し、パーライトが平均分布間隔で $20\mu\text{m}$ 程度に微細に分散したサンプル（パーライト材）は $930^\circ\text{C}$ で焼準することにより得た。この場合、固溶Cが $12\text{ppm}$ 程度残留したので、 $350^\circ\text{C} \times 1\text{hr}$ 均熱後炉冷の処理を行い、固溶Cをほぼ $0\text{ppm}$ とした。

つぎに、高温巻取りに相当し、粗大セメンタイトが平均分布間隔で $80\mu\text{m}$ 程度の距離で分散したサンプル（粗大セメンタイト材）は前述と同じ条件で焼準後 $750^\circ\text{C} \times 1\text{hr}$ の均熱後炉冷の処理により得た。このサンプルの固溶C量は $4\text{ppm}$ 程度でごく少量であった。

写真2-1に上記2種類の炭化物形態を例示する。この写真2-1 aにおいて、黒い部分はパーライトであり、写真2-1 bで白い炭化物は単一の粗大セメンタイトである。なお、フェライト粒径はいずれのサンプルも約 $20\mu\text{m}$ であった。

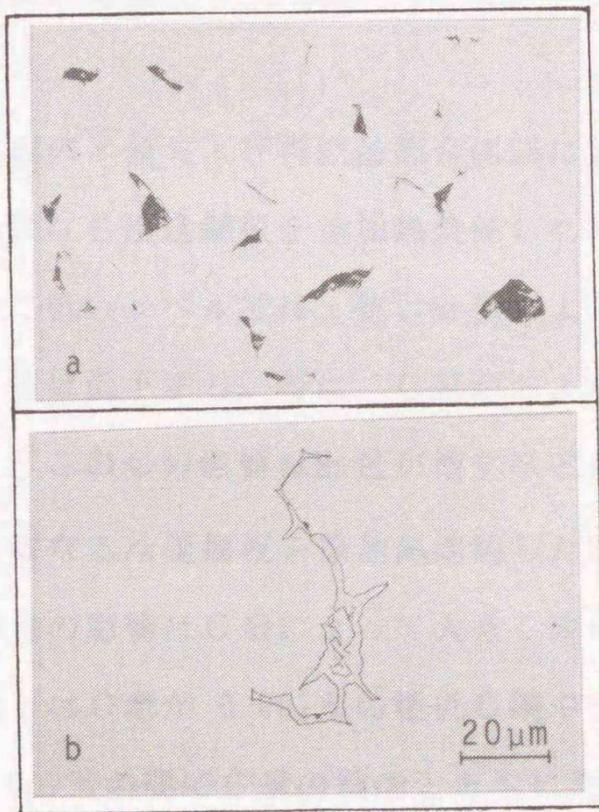


写真2-1 熱処理後の熱延板の炭化物形態

a)パーライト b)粗大セメンタイト

以上のサンプルと、実験1でC量を0.001%とした鋼について、75%冷間圧延後、徐加熱焼鈍（昇温速度 $100^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ 、 $700^{\circ}\text{C}\times 1\text{hr}$ 均熱）および急速加熱焼鈍（昇温速度 $50^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 、 $700^{\circ}\text{C}\times 1\text{hr}$ 均熱）を行い、 $\bar{r}$ 値を測定した。なお、徐加熱焼鈍は箱焼鈍、急速加熱焼鈍は連続焼鈍の加熱速度をシミュレートしている。

#### （実験4）前焼鈍による再結晶集合組織の変化

CとMnの相互作用を考察するため、実験3で用いたサンプルの一部について、75%の冷間圧延後 $300\sim 500^{\circ}\text{C}$ のソルトバス中に10min浸漬後空冷（前焼鈍）し、ついで $250^{\circ}\text{C}\times 5\text{hr}$ の過時効処理後、 $700^{\circ}\text{C}$ のソルトバスに2min浸漬しての急速加熱焼鈍（昇温速度 $50^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ ）を行い完全に再結晶させた後、X線積分反射強度を測定した。

また、前焼鈍後のサンプルについては、ミクロ組織の光学顕微鏡および透過電子顕微鏡観察を行った。

### 2. 3 実験結果および考察

#### 2. 3. 1 冷延鋼板の $\bar{r}$ 値および再結晶集合組織におよぼすCとMnの影響

図2-1にMn量の異なる冷延鋼板を徐加熱焼鈍した時のC量による $\bar{r}$ 値の変化を示す。C量が極めて低いレベルでは $\bar{r}$ 値はMn量によらずほぼ一定である。C量が増加するに従い $\bar{r}$ 値は低下する。特に、C量がおよそ0.01%までの極低C領域でCの影響が大きく、このCの影響はMn量が増すほど著しくなる。

図2-2にC量の異なる冷延鋼板を徐加熱焼鈍した時のMn量による $\bar{r}$ 値の変化を示す。 $\bar{r}$ 値へのMn量の影響はC量によって大きく変化する。すなわち、Mn量の増加による $\bar{r}$ 値の低下はC量が0.001%の極低C鋼やTiスタビライズド鋼では小さいが、0.001~0.007%の間でC量の増加とともに大きくなる。C量が0.007%以上では、Mn量の増加による $\bar{r}$ 値の低下度合いはほぼ同じであり、その変化曲線はC量の増加とともに低い方へシフトする。

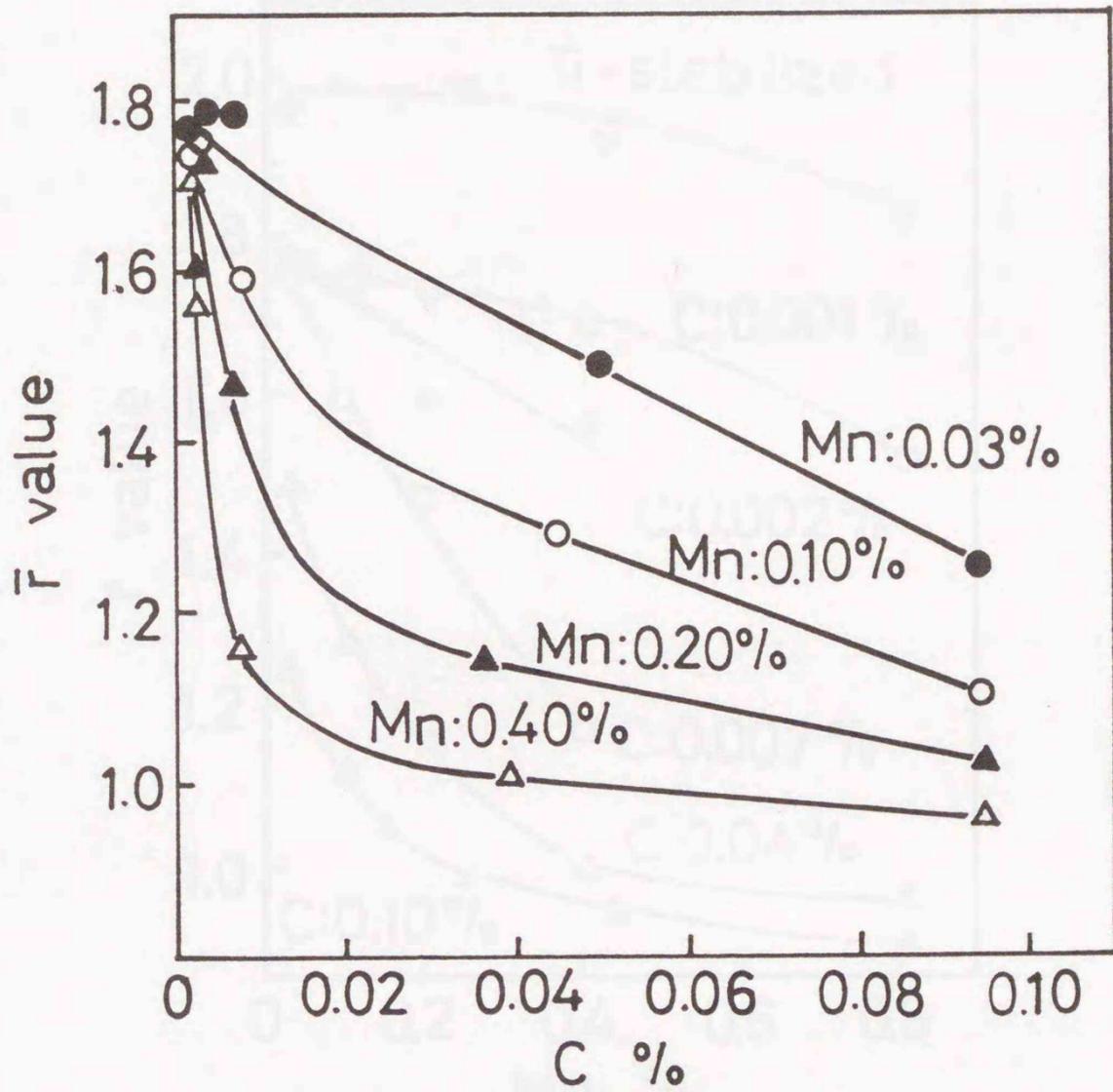


図2-1 Mn量の異なる冷延鋼板の徐加熱焼鈍後の $\bar{r}$ 値におよぼすC量の影響

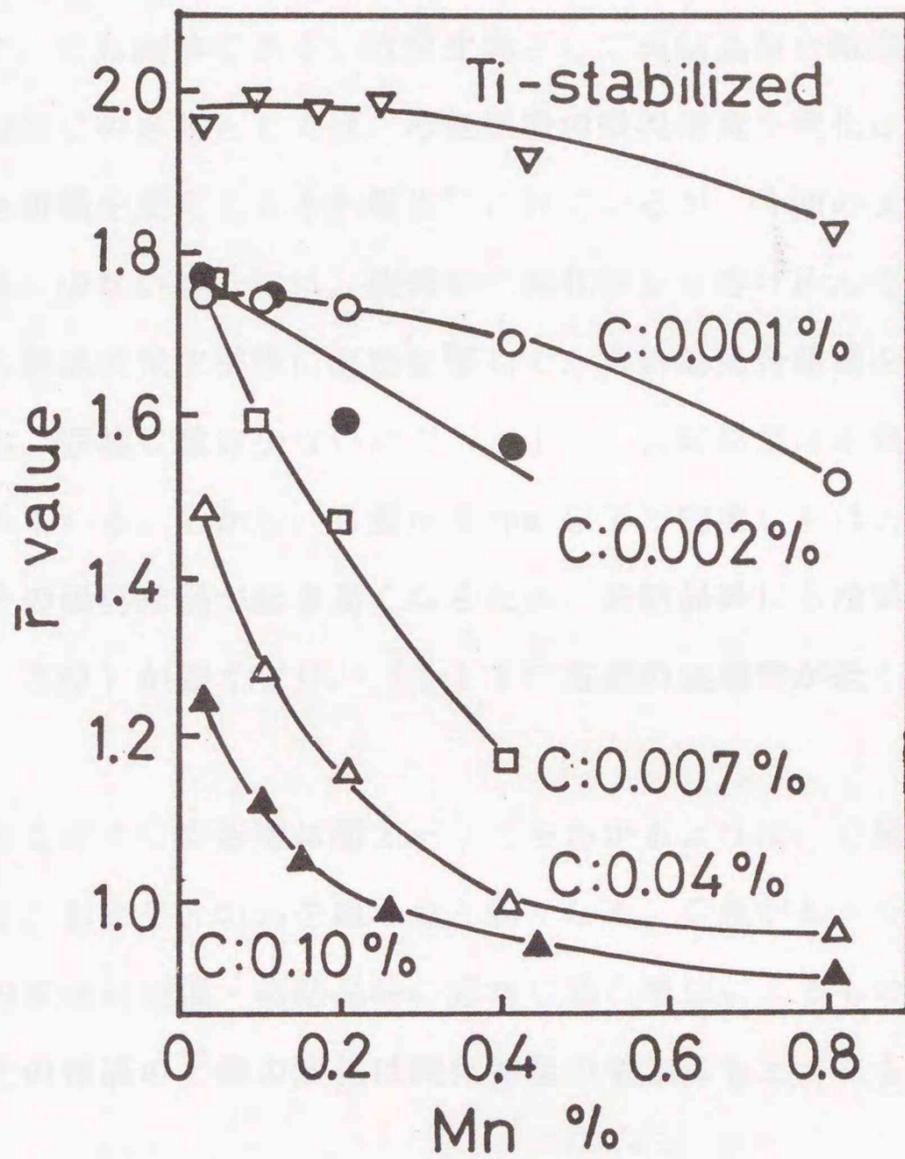


図2-2 C量の異なる冷延鋼板の徐加熱焼鈍後の $\bar{r}$ 値におよぼすMn量の影響

以上のように、C量がおよそ0.01%以下の領域において、CおよびMnのいずれかが極く微量の場合には、他方が増加しても $\bar{r}$ 値の低下は小さく、CとMnが共存する場合には、それぞれの増加とともに $\bar{r}$ 値が著しく低下することから、 $\bar{r}$ 値に対してCとMnのそれぞれの単独の影響よりも、それらの相互作用の影響が大きいことが分かる。

ところで、Cは固溶Cあるいは炭化物として再結晶集合組織に影響をおよぼしている。固溶Cの影響としては、冷延組織の微視構造を変化させることにより、再結晶集合組織を変えることが報告<sup>9)</sup>されているが、今回のように、冷延前に固溶Cが非常に少ない場合には、焼鈍中に炭化物から溶け込んだCが回復・再結晶過程での再結晶核発生挙動に直接影響して、再結晶集合組織を変える<sup>5)</sup>と考えられる。なお、固溶C量は少ないほど $\{111\}$ 再結晶集合組織の発達につながると考えられている。しかし、C量が5 ppm以下で固溶Cもほとんど存在しない状態では、その場再結晶が起き易くなるため、再結晶後にも冷延安定方位（例えば $\{200\}$ 方位）が強くなり、 $\{111\}$ 方位の集積度が低くなるという報告<sup>10)</sup>もある。

$\bar{r}$ 値におよぼすCの影響は図2-1でもわかるように、C量がおよそ0.01%までが著しく、およそ0.01%を超えると弱くなる。C量がおよそ0.01%以下の領域での $\bar{r}$ 値の変化は回復・再結晶時の固溶C量の増加によるものであり、およそ0.01%以上の領域の $\bar{r}$ 値の変化は炭化物量の増加にもとづくものと考えられてきた<sup>5)</sup>。

ところで、今回の実験の結果から、C量がおよそ0.01%以下の領域での $\bar{r}$ 値の変化がMnに大きく依存することから、これは単なる固溶Cの影響ではなく、回復・再結晶段階において固溶しているCがMnと相互作用を持ち、これにより $\{111\}$ 再結晶集合組織の発達が抑制されたものと推察できる。また、 $\bar{r}$ 値の変化から、このような固溶CとMnの相互作用（以下C-Mn相互作用と略記する。）は回復・再結晶段階での固溶C量および共存するMn量に比例して増大すると考え

られる。したがって、Mn量が0.03%と極めて低い場合で、かつC量がおよそ0.01%以下の領域での $\bar{r}$ 値の変化は固溶C単独の影響と考えられ、これは非常に小さいことが分かる。

また、C量がおよそ0.01%以上の領域でのC量の増加による $\bar{r}$ 値の低下は炭化物の影響である。この影響はMn量によらず存在する。炭化物の影響としては、冷延時にその近傍の変形を不均一にし、その領域から発生する再結晶核方位のランダム化を促進すると考えられており<sup>11)</sup>、炭化物の量が少ないほど、また、同一C量では炭化物が粗大化し、その分布間隔が大きくなるほど{1 1 1}再結晶集合組織の形成に有利となる。また、0.001%C鋼とTiスラビサイズド鋼にみられるMn量の増加による $\bar{r}$ 値のわずかな低下はMn単独の影響によるものであろう。図2-2に示したの $\bar{r}$ 値変化をもたらす金属学的因子をこれまでの考察から整理すると図2-3のようになる。

図2-4および5には図2-1および2に対応するサンプルのX線積分反射強度を示す。C量およびMn量がともに増加するほど焼鈍後は{2 2 2}方位が減少

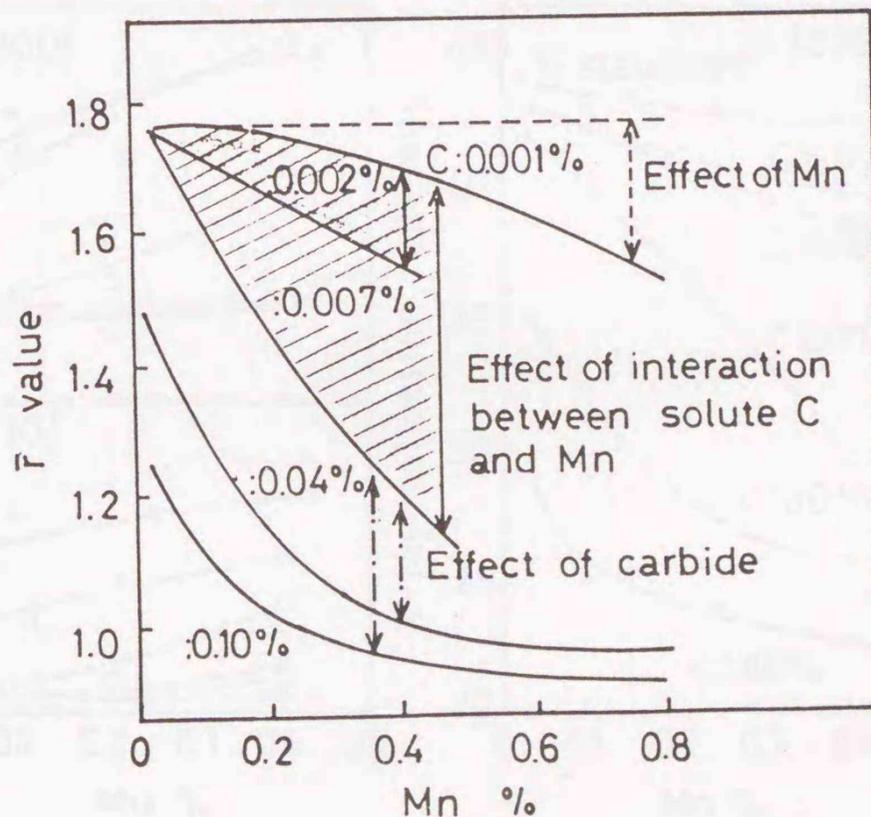


図2-3 Mn量による $\bar{r}$ 値変化に寄与していると考えられる金属学的因子

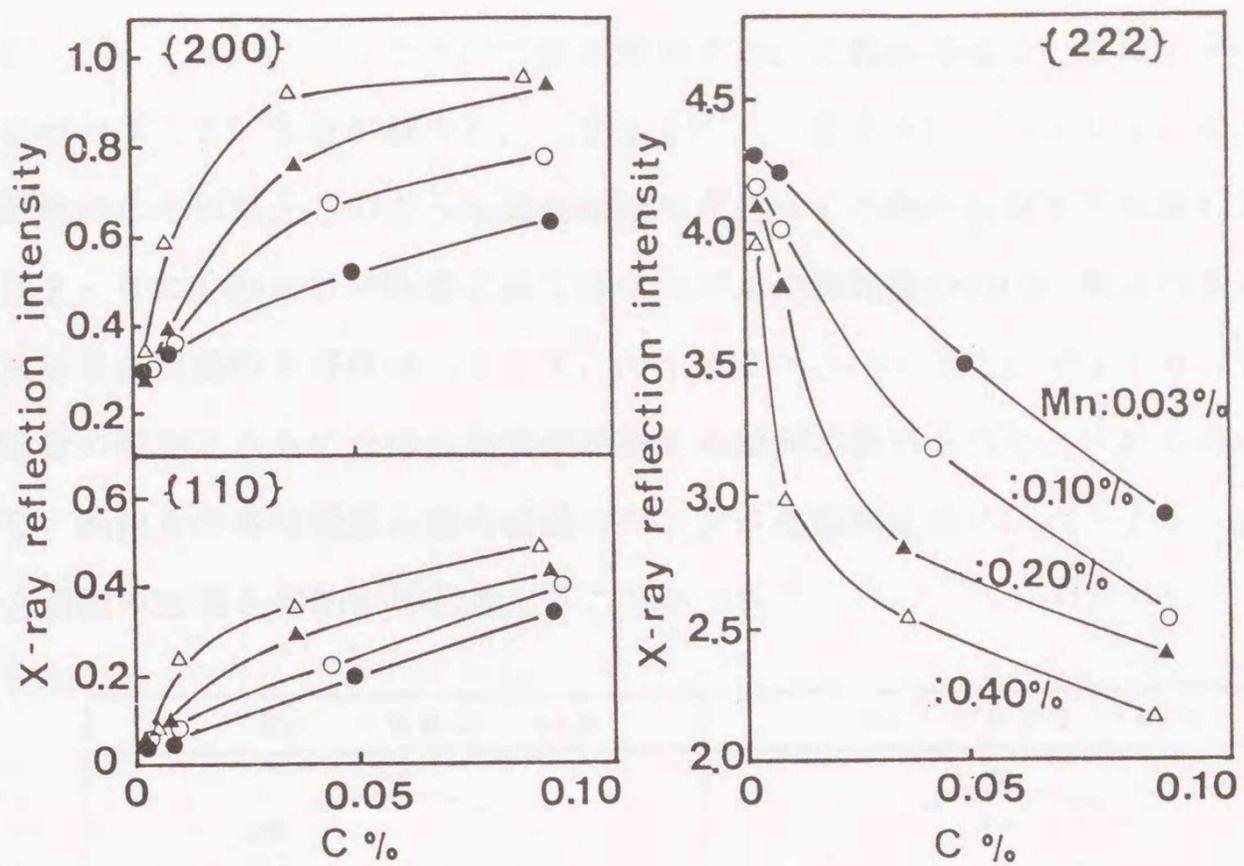


図2-4 Mn量の異なる冷延鋼板の徐加熱焼鈍後の集合組織におよぼすC量の影響

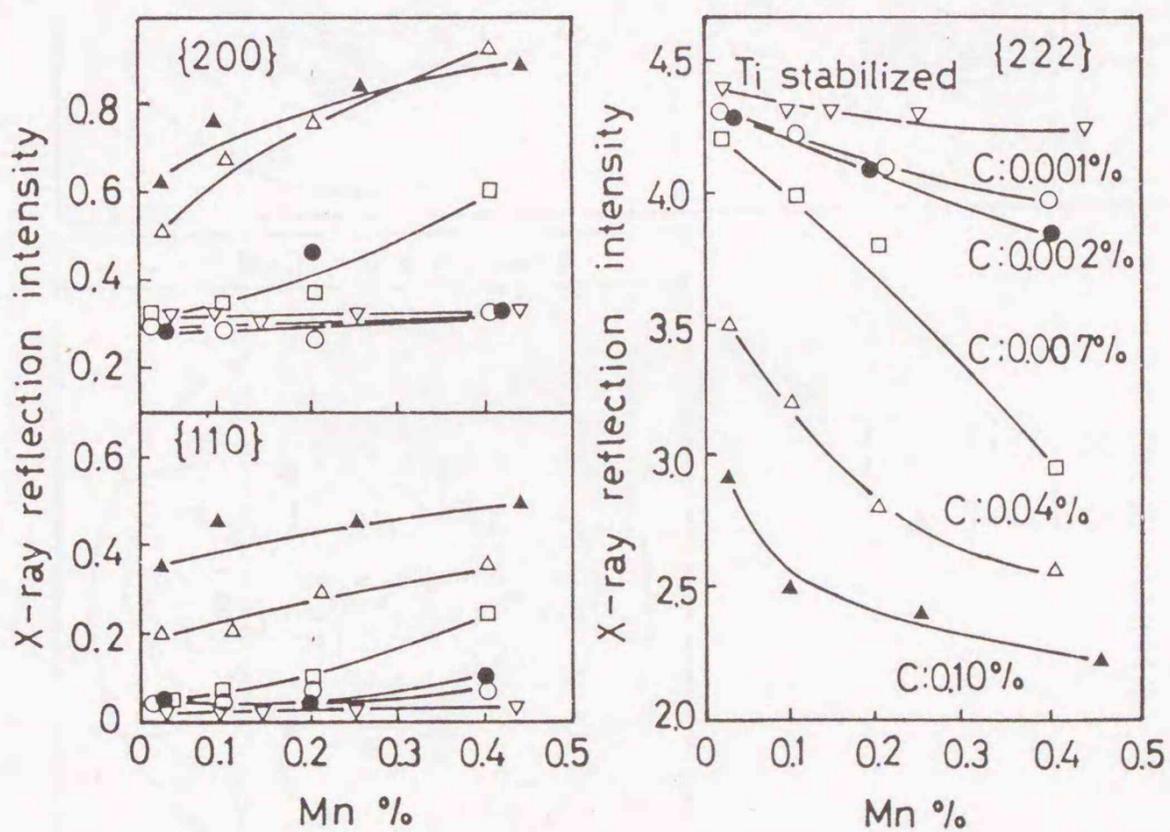


図2-5 C量の異なる冷延鋼板の徐加熱焼鈍後の集合組織におよぼすMn量の影響

し、 $\{110\}$ 、 $\{200\}$  方位が増加する。これ以外については、データは省くが  $\{332\}$  方位が減少し、 $\{211\}$ 、 $\{310\}$ 、 $\{321\}$  などの方位が増加していた。このような集合組織の変化はCとMnが共存する時著しくなる。図2-6に0.04% CでMn量の異なるサンプルの焼鈍後の(200) 極点図を示す。再結晶集合組織の主方位は  $\{111\} \langle 112 \rangle + \{111\} \langle 110 \rangle$  であり、Mn量の増加とともに全体の集積度が弱まる傾向が認められた。これらのことから、C-Mn相互作用は再結晶集合組織のランダム化傾向を強め、 $\{111\}$  再結晶集合組織の発達を抑制すると考えることができる。

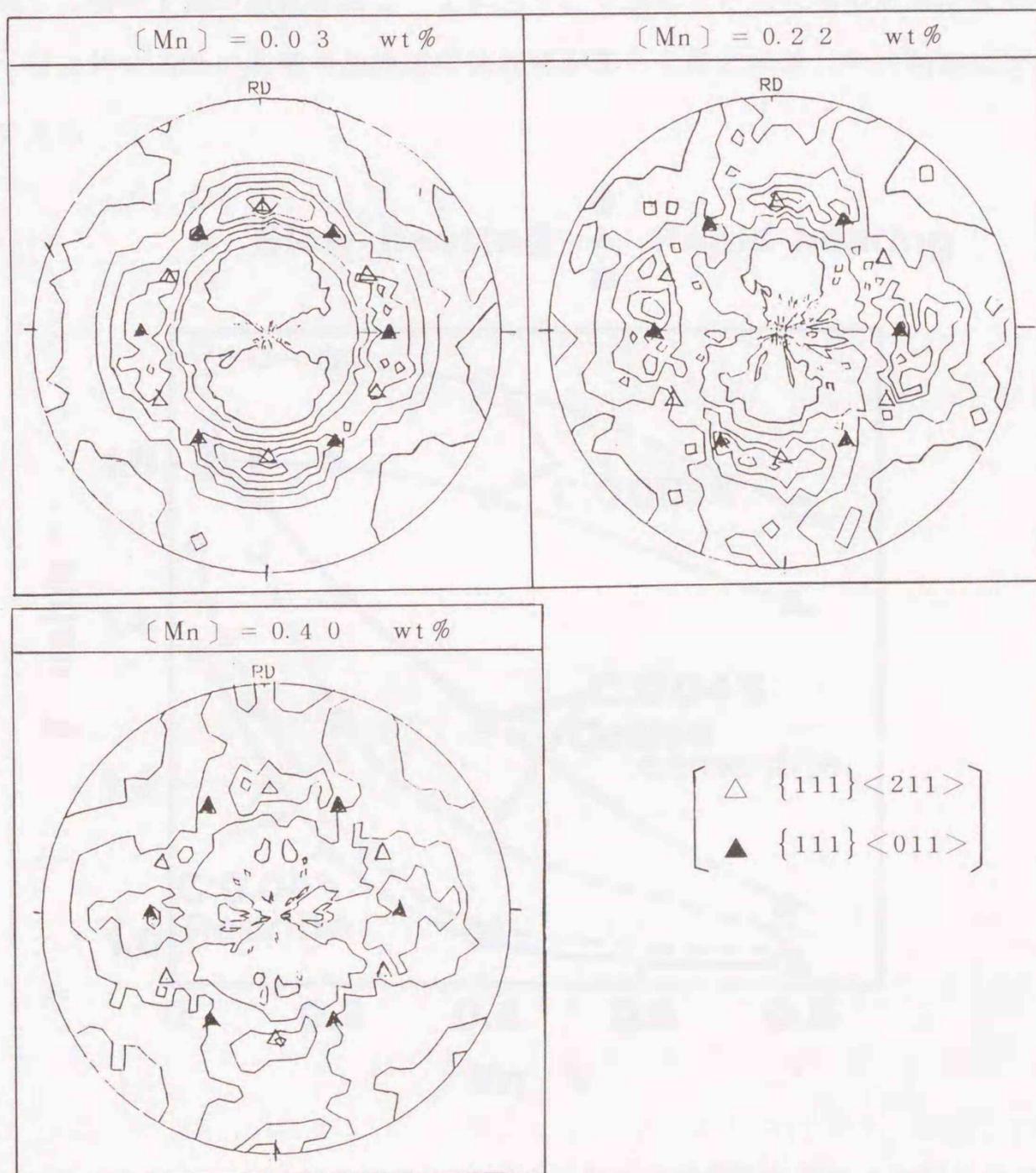


図2-6 C : 0.04% 鋼の徐加熱焼鈍後の(200) 極点図

2. 3. 2 冷延鋼板の深絞り性におよぼす熱延板炭化物形態と焼鈍加熱速度の影響

焼鈍時の昇温速度が変化すると炭化物の溶解と再結晶のタイミングが変わるため、回復・再結晶時のC-Mn相互作用の強さが変化し、焼鈍後の $\bar{r}$ 値にもその影響が現れるはずである。そこで、CとMnの異なる鋼で炭化物形態を変化させた時の冷延鋼板の $\bar{r}$ 値におよぼす焼鈍加熱速度の影響を調査した。

C量が0.001%の極低C材とC量が0.04%で炭化物形態をパーライトおよび粗大セメンタイトとした3種類のサンプルについて、冷延後、徐加熱および急速加熱焼鈍した時の $\bar{r}$ 値の変化を図2-7に示す。C量および炭化物の形態が変わると、 $\bar{r}$ 値に対するMnの影響や加熱速度依存性が著しく変化する。その傾向は次の通りである。

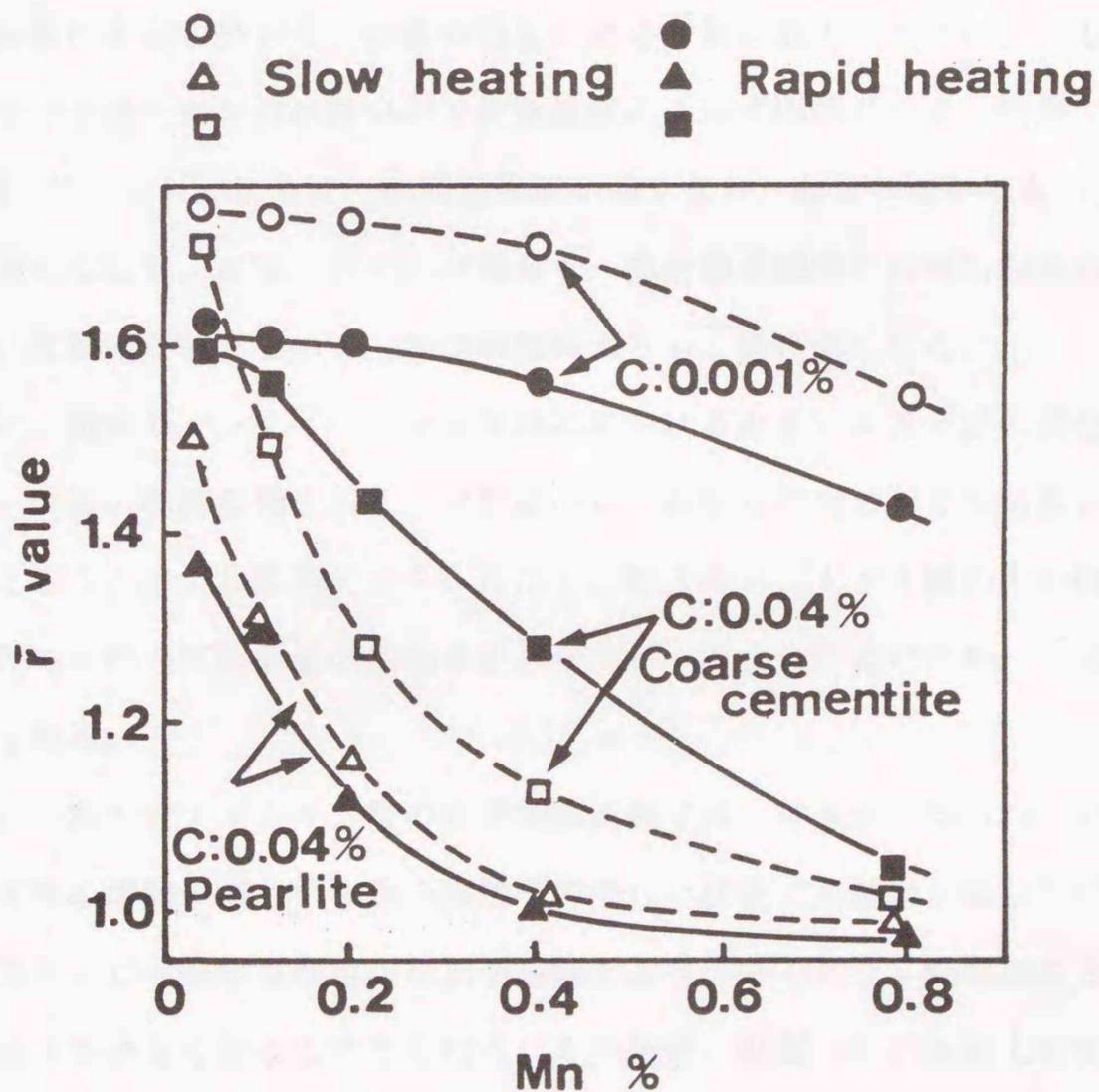


図2-7 C量および冷延前炭化物形態の異なる冷延鋼板を異なる加熱条件で焼鈍した時の $\bar{r}$ 値におよぼすMn量の影響

Mn量の増加に伴う $\bar{r}$ 値の低下割合はパーライト材では著しく、極低C材ではわずかである。また、パーライト材と極低C材の $\bar{r}$ 値の低下傾向はいずれも加熱速度によってほとんど変わらない。ただし、 $\bar{r}$ 値のレベルは徐加熱焼鈍材の方が急速加熱焼鈍材より高い。粗大セメンタイト材では、Mn量の増加にともなう $\bar{r}$ 値低下傾向が加熱速度によって異なる。徐加熱焼鈍での $\bar{r}$ 値のMn量による変化はパーライト材と同じ傾向だが、急速加熱焼鈍での $\bar{r}$ 値の変化はパーライト材と極低C材の中間に位置している。別の見方をすると、 $\bar{r}$ 値の加熱速度依存性がMn量によって異なっており、0.1%Mnを境にこれ以下では徐加熱焼鈍材の方が $\bar{r}$ 値が高いが、これ以上では急速加熱焼鈍材の方が高くなる。

以上の結果は、C-Mn相互作用の強さを考慮するとつぎのように説明できる。まず、極低C材では再結晶時の固溶Cの絶対量が極めて少ないため、C-Mn相互作用はMn量によらず小さく、Mn量の増加による $\bar{r}$ 値の低下は小さい。一方、パーライト材では炭化物が溶け易いので加熱速度によらず固溶Cの多い状態で再結晶が進行し<sup>12)</sup>、これによりC-Mn相互作用が強くなり、Mn量の増加による $\bar{r}$ 値の低下が著しくなる。なお、いずれの場合も、急速加熱焼鈍では再結晶集合組織のランダム化傾向が強まるので、徐加熱焼鈍よりも $\bar{r}$ 値は低くなる。

つぎに、粗大セメンタイトの徐加熱焼鈍におけるMn量による $\bar{r}$ 値の変化はパーライトと同様の溶解挙動を示し、同程度のC-Mn相互作用の下で再結晶が進行すると考えることにより説明できる。ただし、粗大セメンタイト材の方が前述の炭化物周辺の不均一変形領域の体積率がパーライト材より小さいため、 $\bar{r}$ 値のレベルが高くなる。

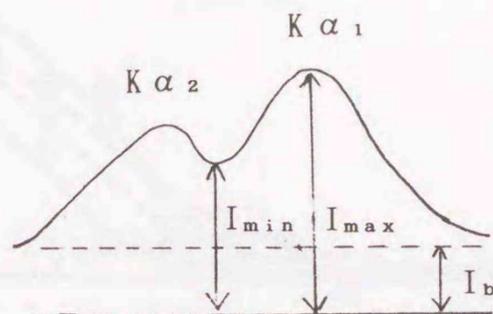
最後に、粗大セメンタイト材の急速加熱焼鈍では、従来から知られているように、炭化物の溶解の遅れ<sup>13)</sup>から固溶Cの少ない状態で再結晶が進む<sup>5) 14)</sup>。

そのため、C-Mn相互作用が徐加熱焼鈍材より小さくなり、Mn増加にともなう $\bar{r}$ 値の低下が小さくなると考えられる。その結果、Mn量が0.10%以上になると、急速加熱焼鈍材ではC-Mn相互作用の減少による $\{111\}$ 再結晶集合組織の発

達にともなう深絞り性改善効果が、急速再結晶による再結晶集合組織のランダム化による深絞り性減少の傾向を凌駕し、徐加熱焼鈍材より $\bar{r}$ 値が高くなると考えられる。一方、Mn量が0.10%以下では、Mn量の減少によC-Mn相互作用が小さくなるため、極低C材と同様に徐加熱焼鈍材の方が $\bar{r}$ 値が高くなる。以上のように図2-7の $\bar{r}$ 値変化はC-Mn相互作用に関係づけるとうまく説明できる。

### 2. 3. 3 C-Mn相互作用による再結晶集合組織変化のメカニズム

徐加熱焼鈍におけるC-Mn相互作用による回復・再結晶挙動の変化をC量とMn量の異なるサンプルについて図2-8に定義するようなX線回折線の巾拡がり率変化と集合組織変化から調査した。



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

$$\text{Fraction residual line broadening (R)} =$$

$$\{ B(T^\circ\text{C}) - B(700^\circ\text{C}) \} / \{ B(\text{as roll}) - B(700^\circ\text{C}) \}$$

図2-8 X線プロファイル巾拡がり率の定義

Mn量の異なる0.04% C鋼を冷延後 100°C/hの等速加熱焼鈍した時のX線回折線の巾拡がり率の変化を図2-9, X線積分反射強度の変化を図2-10に示す。また冷延集合組織のX線積分反射強度を図2-11, (200)極点図を図2-12に示す。なお、これらの鋼ではMn量が多くなるほど回復・再結晶時のC-Mn相互作用は強くなると考えられる。

まず、回復挙動はMn量によって変化する。各方位の回復はMn量が増すにつれて

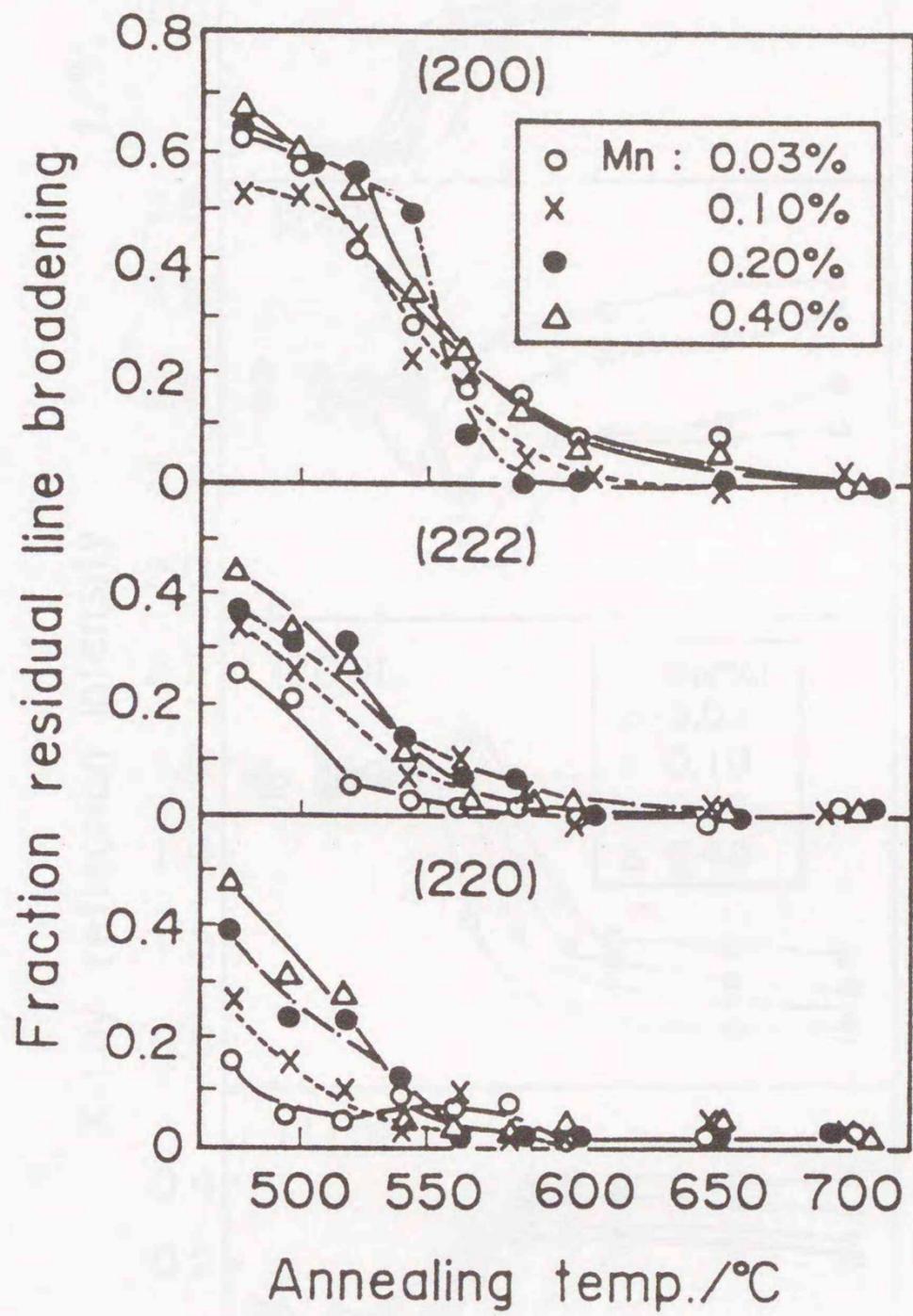


図2-9 Mn量の異なる0.04%鋼冷延板の徐加熱焼鈍過程における  
X線プロファイル巾拡がり率の変化

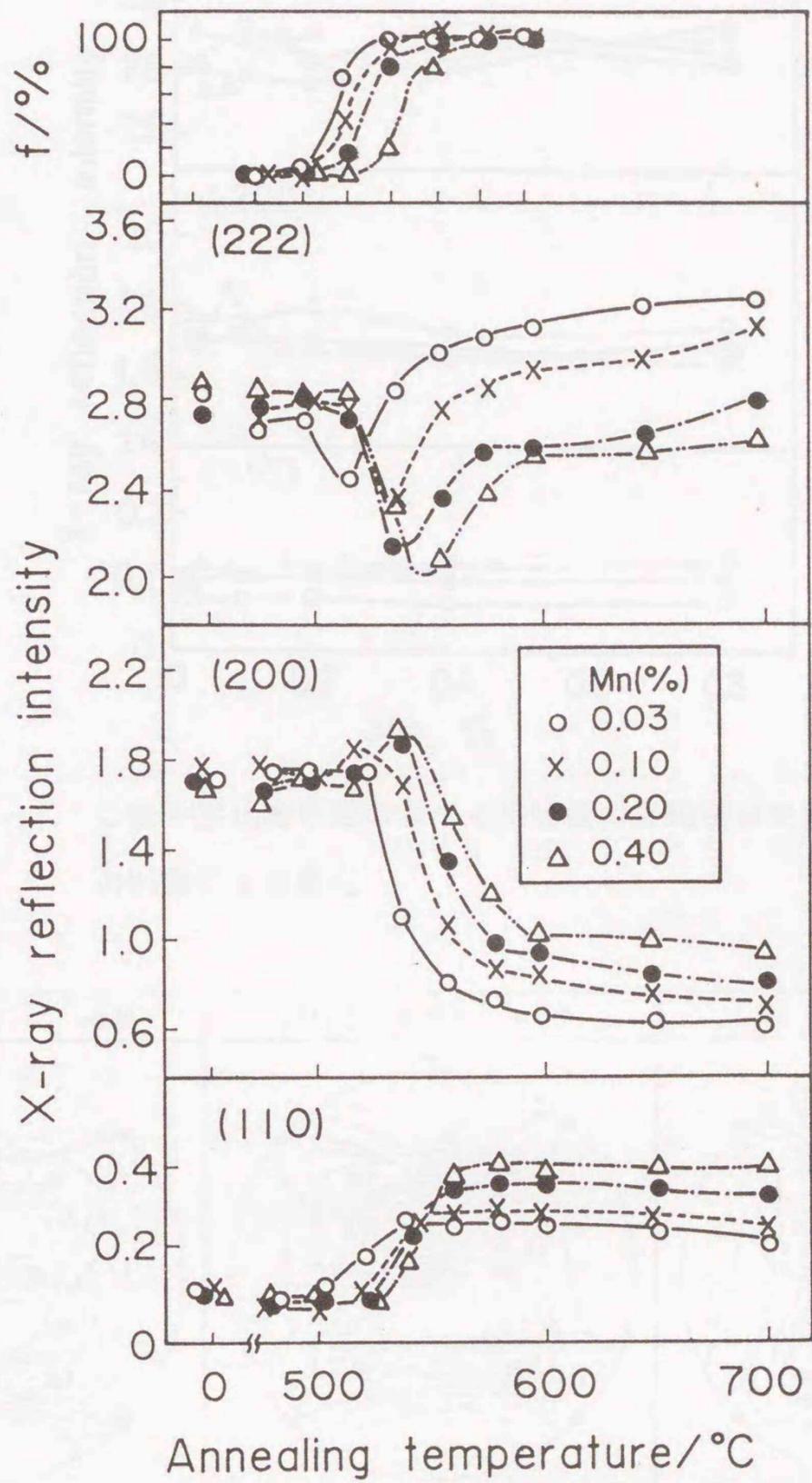


図 2-10 Mn量の異なる0.04%鋼冷延板の徐加熱焼鈍過程における  
X線積分反射強度の変化

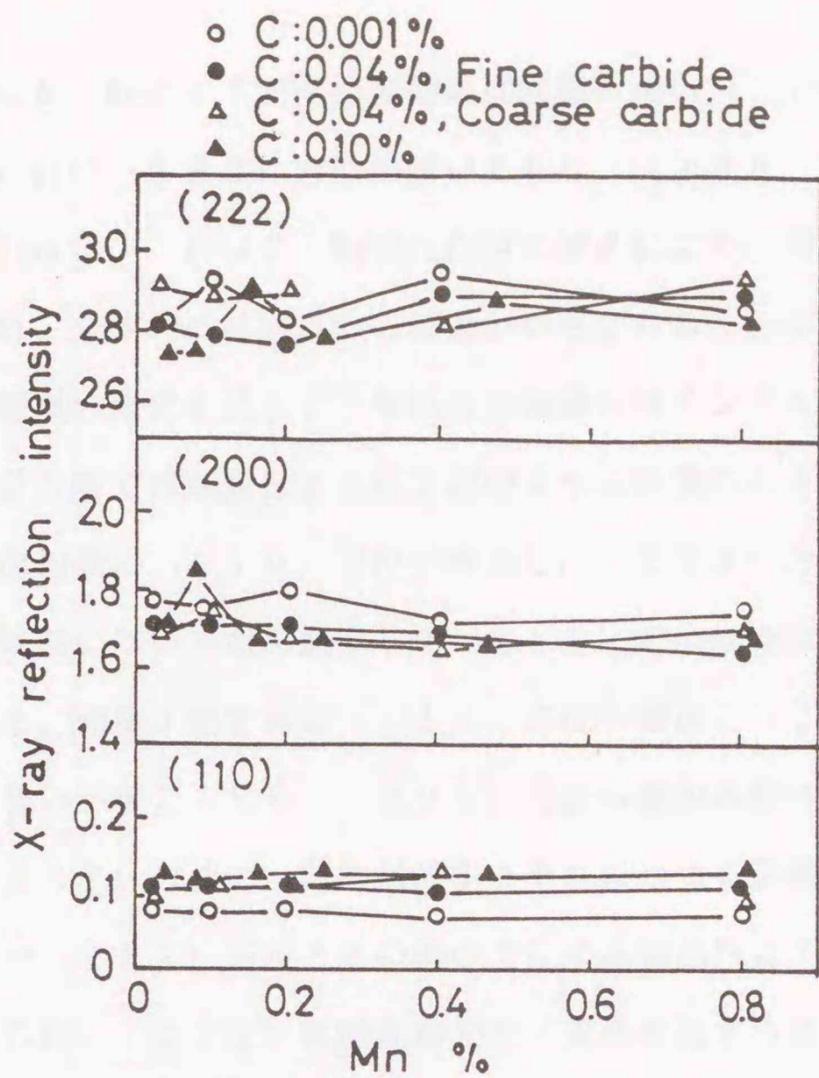


図2-11 C量や炭化物形態の異なる冷延板のX線積分反射強度のMn量による変化

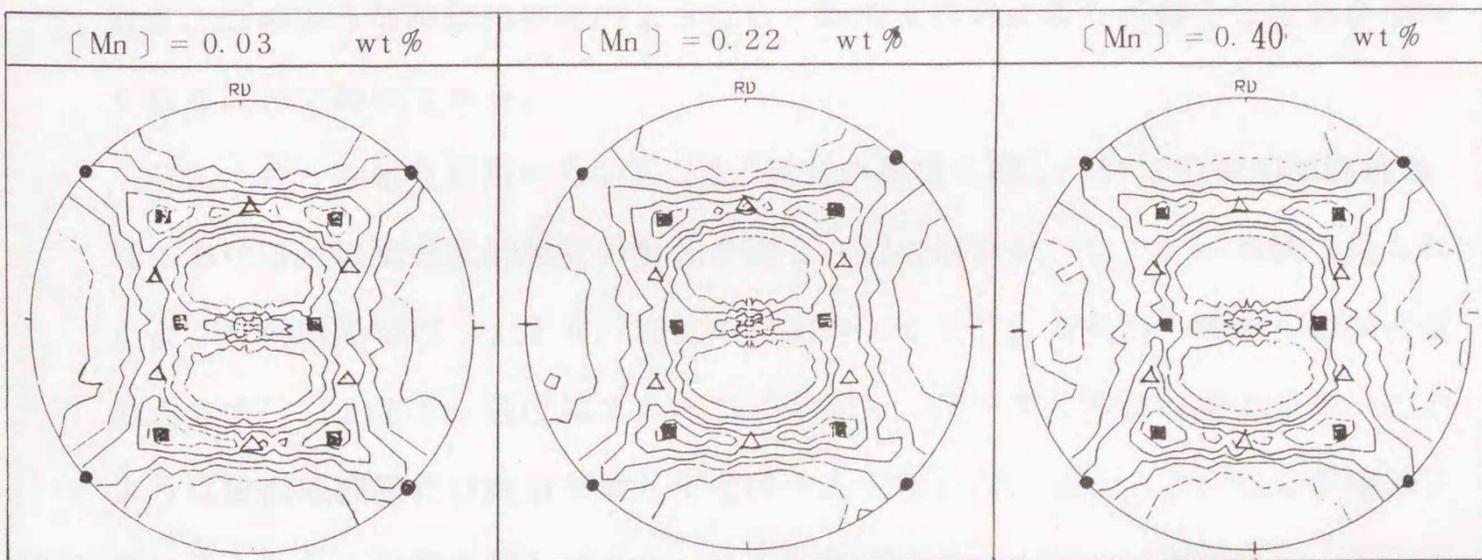
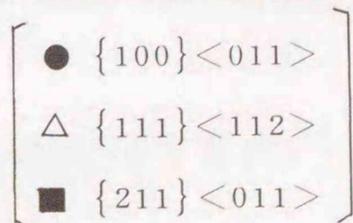


図2-12 C:0.04%鋼冷延板の(200)極点図



高温側にずれるが、Mnによる回復抑制効果は回復の速い $\{110\}$ 方位に対して最も大きく、これに $\{222\}$ 方位が続いており、 $\{200\}$ 方位に対してはほとんど認められない。これはC-Mn相互作用の増大により、回復し易い方位ほど回復が抑制され、全体的には回復の方位差が小さくなることを意味している。

つぎに集合組織の変化を見ると、冷延集合組織にはサンプル間の差がほとんどないが、再結晶段階ではMn量とともに下記のような特徴のある変化を生ずる。すなわち、再結晶初期に $\{110\}$ 方位が増加し、 $\{222\}$ 方位が減少する。そして、再結晶後期にはいったん減少した $\{222\}$ 方位は増加に転じ、 $\{200\}$ 方位は減少する。Mn量が増すほど $\{110\}$ 方位の増加と $\{222\}$ 方位の一時的な減少の度合いが著しくなり、 $\{200\}$ 方位の減少の度合いは小さくなる。再結晶時の $\{222\}$ 方位の一時的な減少とそれにつづく急激な増加は冷延マトリックスからの $\{222\}$ 方位とその他の方位の再結晶核発生・成長の競合状態を示すと考えられ、 $\{222\}$ 再結晶核発生・成長に対する選択性が強い場合には、一時的な減少が小さく、それに続く増加が大きいものと推定される。

これにより、C-Mn相互作用は再結晶核生成における方位選択性を弱めることにより、再結晶粒方位のランダム化を促進し、 $\bar{r}$ 値低下をもたらすものと考えられる。このような現象は前述のようにC-Mn相互作用により回復の方位差が小さくなることで説明できる。

なお、C-Mn相互作用のないC:0.001%の極低C鋼についての徐加熱焼鈍過程におけるX線積分反射強度の変化を図2-13に示すが、C:0.04%鋼で見られたような再結晶時の $\{110\}$ 方位の増加や $\{222\}$ 方位の一時的な減少は認められず、 $\{222\}$ 方位はスムーズに増加し $\{200\}$ 方位は減少する。このような集合組織変化はMn量が増してもほとんど差が生じない。これはCが極めて低いことから、Mn量が増してもC-Mn相互作用が低いレベルで維持され、再結晶核発生・成長挙動があまり変化しないためであろう。

以上のことから、焼鈍過程において、炭化物から溶解して固溶したC原子はマ

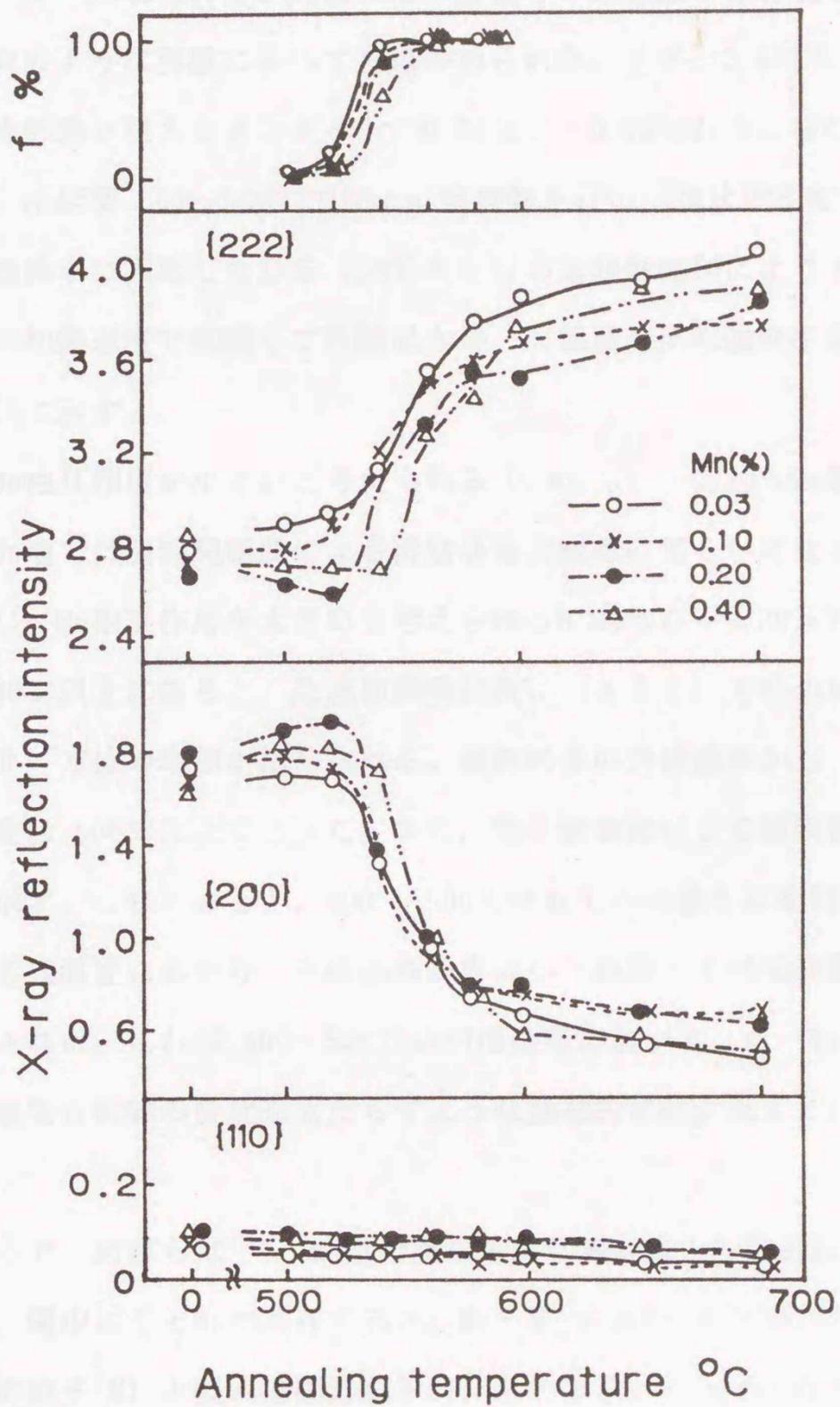


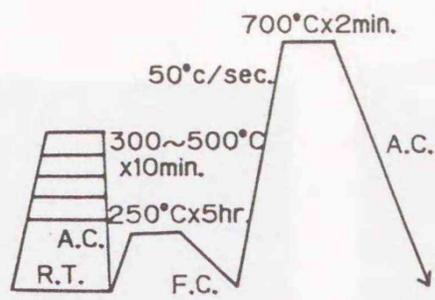
図2-13 Mn量の異なる0.001%鋼冷延板の徐加熱焼鈍過程における  
X線積分反射強度の変化

トリックス中のMn原子と相互作用を持つことにより、回復の方位依存性を弱めて  $\{111\}$  方位の選択的核発生と成長を抑制し、再結晶後の  $\{111\}$  集積度を低下させると考えられる。

なお、C-Mn相互作用が回復段階に影響し、再結晶挙動を変化させるという考え方は次のような実験によっても確かめられた。まず、0.001% C-0.20% Mn鋼と炭化物形態が粗大セメンタイトの0.04% C-0.03% Mnおよび0.04% C-0.20% Mn鋼を、冷延後 300~500°Cで10min 前焼鈍を行い回復状態を変化させた。そして、前焼鈍中に固溶したCを 250°C × 5 hrの過時効処理により十分析出させた後、50°C/sの加熱速度で焼鈍して再結晶させ、X線積分反射強度を測定した。結果は図2-14に示す。

C-Mn相互作用が小さいと考えられる 0.001% C-0.20% Mn鋼と0.04% C-0.03% Mn鋼では前焼鈍温度による再結晶集合組織の著しい変化は認められない。一方、C-Mn相互作用が大きいと考えられる0.04% C-0.20% Mn鋼では前焼鈍温度が 400°C以上になると、急速加熱焼鈍後に  $\{222\}$  方位の減少と  $\{110\}$ 、 $\{200\}$  方位の増加が認められる。前焼鈍後の再結晶率から、この鋼の再結晶開始温度は 500°C以上であった。また、電子顕微鏡による薄膜観察結果を写真2-2に示す。これによると、400~500°Cは転位の消滅と再配列によるサブグレインが形成温度にあたり、再結晶核の形成へと推移する回復後期に相当することが確認された。これは 400~500°Cの回復段階において、C-Mn相互作用によって再結晶集合組織の変化をもたらすような微視的变化が起きていることを示唆している。

ところで、阿部らは<sup>15)</sup>、Mn量の異なる低C鋼の焼入時効過程を解析することにより、鋼中にCとMnが共存すると、Mn-C dipole が形成されると推察し、置換型固溶原子(M)と侵入型固溶原子(I)がアトラクティブな相互作用を有する場合にはM-I dipoleまたはcomplex が形成され、これが再結晶集合組織形成に重要な役割を果たすであろうと考えた<sup>16)</sup>。



- C:0.04%, Mn:0.20% } Coarse cementite
  - C:0.04%, Mn:0.03% }
  - △ C:0.001%, Mn:0.20%
- ( ) % recrystallized after pre-heating

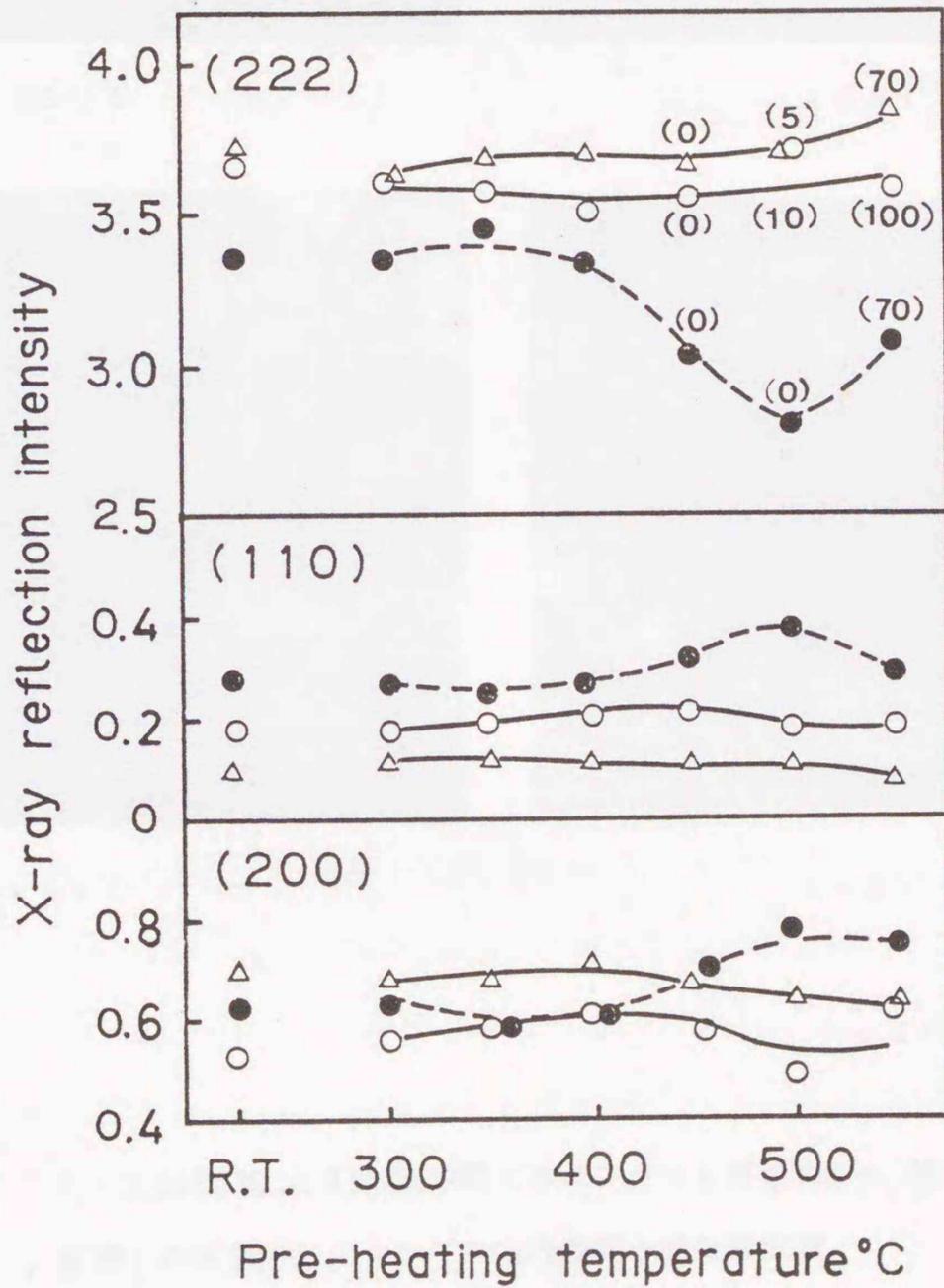
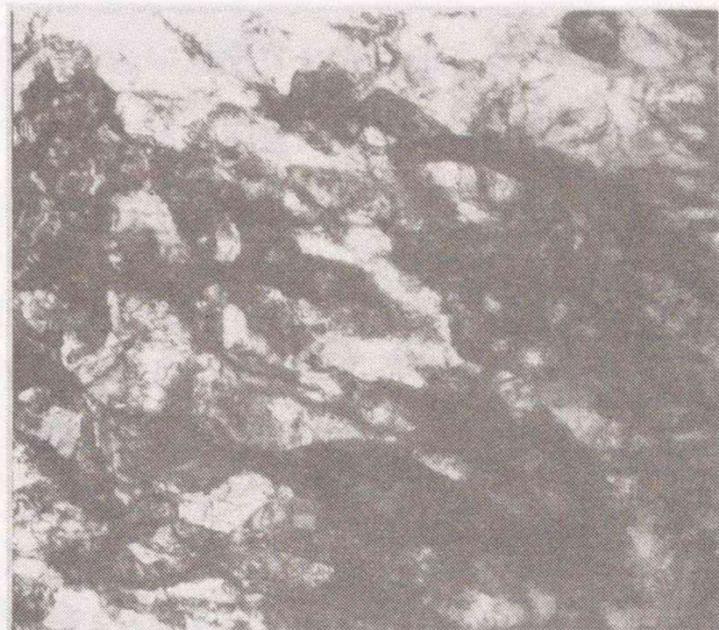


図2-14 急速加熱焼鈍後のX線積分反射強度におよぼす前処理温度の影響



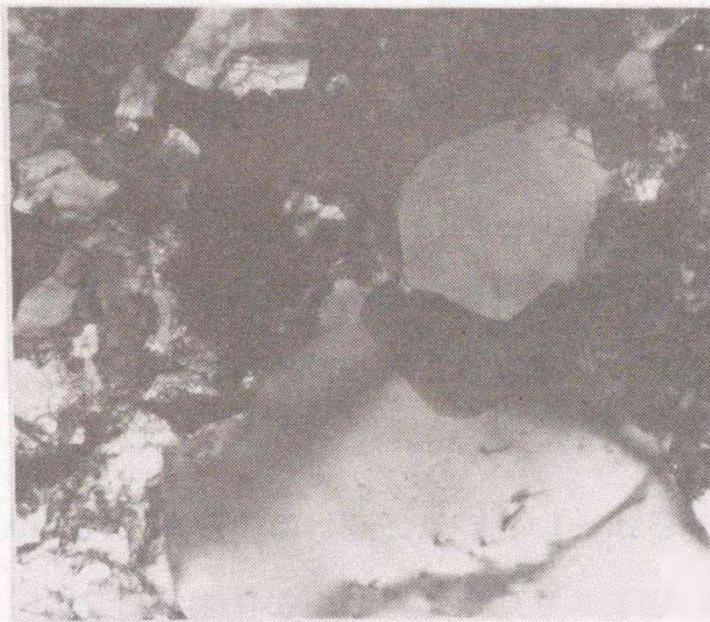
350 °C



400 °C



450 °C



500 °C

1  $\mu$ m

写真2-2 C : 0.04%, Mn:0.02%鋼の粗大セメント材を350 ~500 °Cで10 min 保持した後急冷したサンプルの透過電子顕微鏡組織

Mn-C dipole の概念は阿部らによって提案されたものであり<sup>17)</sup> 図2-15に示すようにMn原子とC原子が化学的に引きつけ合い対をなして存在する状態を意味しており、Mn原子とC原子が dipole を形成すると回復・再結晶時の転位の移

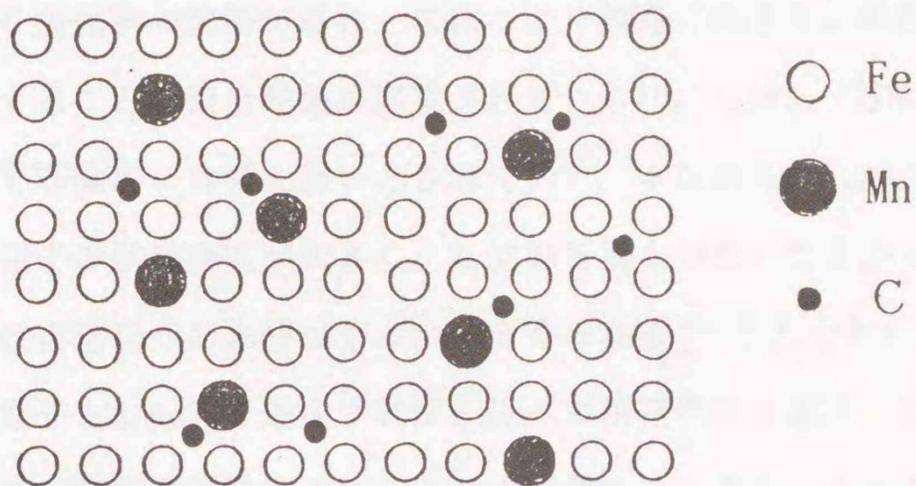


図2-15 Mn-C dipole の概念図

動に対する抵抗力がそれぞれの単独よりも大きくなり、再結晶集合組織形成に影響をおよぼすと考えられている。なお、Mn-C complexとはMn原子とC原子が複数引きつけ合った状態を意味する。

本研究で示したCとMnの相互作用についても、本質的にはMn-C dipole あるいはcomplex の形で転位の運動を防げ、回復段階におけるセル壁やサブグレイン界面の移動に影響をおよぼし再結晶集合組織形成に関与しているものと思われる。Mn-C dipole あるいはcomplex は固溶CおよびMn量に比例して存在することが見い出されており<sup>16)</sup>、CとMnの相互作用の強さは固溶C量:Mn量に直接対応するものと考えられる。なお、潮田らも低炭素鋼の回復・再結晶と集合組織形成におよぼすCの影響を調べ、徐加熱焼鈍ではMn-C dipole の存在が回復を抑制し、再結晶集合組織形成に関与しているとの見解を示している<sup>18)</sup>。

ところで、高温巻取りした0.20%前後のMnを含有する商用鋼の冷延板を連続焼

鈍により焼鈍すると良好な  $\{111\}$  再結晶集合組織が形成され、高い  $r$  値が得られる。このメカニズムとして、(1)高温巻取りにより炭化物が凝集して粗大セメントタイトとなり、さらに炭化物間隔が大きくなることから、方位がランダムな再結晶粒が核発生し易い炭化物周辺領域の体積率が小さくなること、および、(2)急速加熱により炭化物の溶解が遅れ、これにより固溶Cの少ない条件下で回復・再結晶が進行することの複合効果が提案されている<sup>5)</sup>。しかし、(2)についてはつぎのような点で理論的には考え難いとされていた。すなわち、500℃前後の温度領域では、C原子の拡散速度が大きく、転位偏析量も少ないことから、固溶したC原子単独では再結晶への影響は小さいと考えられる<sup>19)</sup> ことである。ところが、C原子がMn原子とdipoleを形成すれば転位への相互作用を強め、C原子単独の場合に比べて再結晶集合組織形成により強く影響すると考えられることから、(2)については単に固溶Cで説明するよりもC-Mn相互作用が小さい状態で回復・再結晶が進行することによると考える方が妥当であろう。

最後に、この研究結果から深絞り性の優れた冷延鋼板を製造するには、回復・再結晶時のCとMnの相互作用が小さくなるような成分条件、熱延条件および焼鈍条件を選択し組合せることが必要であることは明らかである。また、CとMnの組合せ以外に低炭素鋼板で含有される他の置換型溶質元素と侵入型溶質元素との相互作用についても明らかにすることが、より合理的な深絞り用冷延鋼板の成分設計を行うには必要であろう。

## 2. 4 結 言

C、Mn量および炭化物形態を変えた熱延鋼板について、冷間圧延後、加熱速度を変えて焼鈍し、 $\bar{r}$ 値と集合組織を調べることにより、冷延鋼板の深絞り性におよぼすCとMnの影響を検討し、次のような結論を得た。

- 1) C量がおよそ0.01%以下の領域において、CおよびMnのいずれかが極く微量

な場合には他方が増加しても深絞り性の低下は小さいが、両者が共存するとそれぞれの増加とともに深絞り性は著しく低下する。

2) CとMnが共存する時、深絞り性が著しく低下するのは、回復・再結晶時のCとMnの相互作用により、再結晶集合組織がランダム化することによる。

3) 焼鈍中に炭化物から溶けだし固溶したCはMnと相互作用を持つことにより、回復段階における転位の運動に影響をおよぼし、その結果、再結晶核生成における方位選択性を弱める方向に作用し、再結晶集合組織の $\{111\}$ 方位の集積度を低下させると考えられる。

4) 熱延後の高温巻取りによって炭化物が粗大セメンタイトとして存在している低C-低Mn鋼において、急速加熱焼鈍で深絞り性が向上するのは、加熱時の炭化物の溶込みの遅れにより、CとMnの相互作用が小さい条件下で回復・再結晶が起こるためと推定される。

5) 深絞り性の優れた冷延鋼板を製造するには、回復・再結晶時のCとMnの相互作用が小さくなるような成分条件、熱延条件および焼鈍条件の組合せを選択することが必要である。

## 2. 5 参考文献

- 1) 阿部秀夫：鉄鋼薄板の再結晶挙動および集合組織，（日本鉄鋼協会編），（1974）
- 2) H. Hu and S.R. Goodman：Metall. Trans. 1 (1970), p. 3057
- 3) 福田宜雄，清水峯男，高橋延幸：第7回再結晶部会資料
- 4) 大橋延夫，小西元幸，有馬与志広：川崎製鉄技報，5 (1973)2, p. 164
- 5) K. Matsudo, T. Shimomura and O. Nozoe：Texture Cryst. Solids, 3 (1978), p. 55
- 6) 大沢紘一，鈴木輝夫，松藤和雄，栗原 極：鉄と鋼，27(1986)11, p. 1728

- 7) 松藤和雄, 下村隆良 : 鉄と鋼, 56 (1970)1, p. 28
- 8) 寺崎富久長, 金子輝雄 : 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1674
- 9) M. Matsuo, H. Hayakawa and S. Hayami : Proc. ICOTOM, 5 (1978), p. 275
- 10) A. Okamoto and M. Takahashi : Proc. ICOTOM, 6 (1981), p. 239
- 11) J.J. Lavigne, T. Suzuki and H. Abe : Proc. ICOTOM, 6 (1981), p. 749
- 12) H. Abe, T. Suzuki and K. Takagi : Trans. ISIJ, 21 (1981), p. 100
- 13) P.M. Robinson, K.V. Barratt and P.N. Richards : J. Australian Inst. Met. 7 (1962), p. 35
- 14) 久保寺治朗, 中岡一秀, 荒木健治, 渡辺 馨, 岩瀬耕二 : 鉄と鋼, 62 (1976), p. 846
- 15) 阿部秀夫, 鈴木竹四, 岡田 進 : 鉄と鋼, 69 (1983), S1415
- 16) H. Abe : Scand. J. Metall. 13 (1984), p. 226
- 17) H. Abe, T. Suzuki and S. Okada : Trans. JIM, 25 (1984), p. 215
- 18) 潮田浩作, W.B. Hutchinson : 日本鉄鋼協会低炭素鋼板研究委員会報告書, (1987), p. 64
- 19) 阿部秀夫 : 第88, 89回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編), (1982), p. 1

## 第3章 冷延鋼板の深絞り性におよぼす炭素と置換型溶質元素の組合せの影響

### 3.1 緒言

炉外精錬などを主体とする高純度鋼製造技術を利用し、深絞り用冷延鋼板についての新製品開発や新製造プロセスに対応したより合理的な成分設計を行うには、{111}再結晶組織形成におよぼすC, Mn, P, Siなど基本元素の単独の影響およびこれら元素間の相互作用の影響を正確に把握し、そのメカニズムを理解する必要がある。

このような背景から、第2章ではCとMnの組合せについて再結晶集合組織および深絞り性への影響を系統的に調査した。そして、冷延鋼板の{111}再結晶集合組織の発達にCとMnの共存によって著しく抑制され、深絞り性が顕著に低下することを明らかにした。さらに、これはC原子とMn原子のアトラクティブな相互作用により形成されるMn-C dipole(またはcomplex)が主に回復過程に作用し、再結晶核生成の際の方位選択性を抑制するために生ずると考えられた。

第3章ではCとMn以外の置換型溶質元素であるCr, Si, Pとの組合せについて再結晶集合組織および深絞り性への影響を、第2章と同様、C量、炭化物形態および焼鈍加熱速度の異なる条件で調べた<sup>1) 2) 3)</sup>。なお、通常の深絞り用冷延鋼板に用いられる低C鋼ではMnを0.2%程度含んでおり、そのためCとMnの相互作用の影響が大きく現われる。したがって、本来のCと置換型固溶元素との組合せの効果を把握するには、C-Mn相互作用の寄与を極力小さくすることが必要である。そこで、Cr, Si, Pの影響はMn量が0.05%の極低Mn鋼を主体に調査を進め、比較材としてMn量が0.20%の鋼についても検討した。

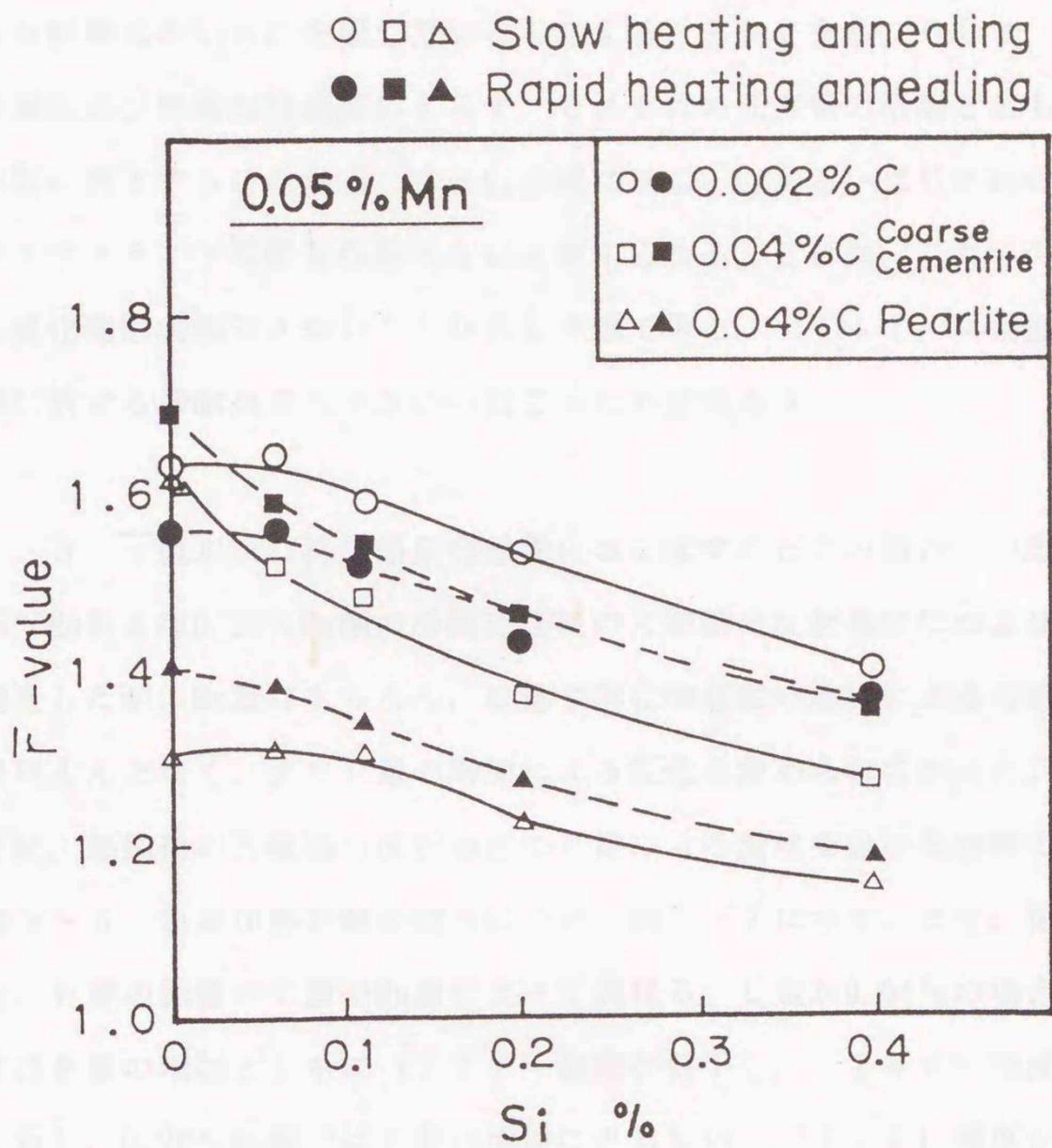


図3-5 種々のC量および炭化物形態を有する冷延鋼板を徐加熱(100 °C/h)および急速加熱(50 °C/s)焼鈍(700 °C×1 hr)した場合の $\bar{r}$ 値におよぼすSiの影響

せの場合と異なっている。

Mn量が0.20%に増えた場合には、C-Mn相互作用が強まるため $\bar{r}$ 値のレベルは低くなるが、Si量の増加により $\bar{r}$ 値が単調に減少する傾向は0.05%Mn鋼と変わらなかった。

C-Mn相互作用の少ない0.05%Mn鋼におけるSi量の変化による $\bar{r}$ 値の変化は、Si本来の影響に近いものを現していると考えることができる。そして、C量、炭化物形態および焼鈍加熱速度によらず、それぞれの元素量の増加とともに $\bar{r}$ 値がほぼ単調に低下することから、CとSiの間にはCとCrあるいはCとMnの間に見られたアトラクティブな相互作用はないと考えられる。これは、これらの組合せにおける炭化物形成傾向が弱いことから予想できる。 $\{111\}$ 再結晶集合組織の発達に対する抑制効果が小さいのはこのためであろう。

### 3. 3. 3 $\bar{r}$ 値および再結晶集合組織におよぼすCとPの組合せの影響

0.05%Mnおよび0.20%Mn鋼の冷間圧延後のX線積分反射強度におよぼすPの影響を調査したが、Mn量はもちろん、C量や炭化物形態の違いによる冷延集合組織の差はほとんどなく、またP量の増加による変化も認められなかった。

つぎに、焼鈍後のX線積分反射強度のP量による変化を徐加熱焼鈍の場合について図3-6、急速加熱焼鈍の場合について図3-7に示す。まず、徐加熱焼鈍の場合、P量の影響がC量やMn量によって異なる。C量が0.04%の場合、0.05%Mn鋼ではP量の増加とともに $\{222\}$ 強度が低下し、 $\{200\}$ 強度が上昇するのに対し、0.20%Mn鋼ではP量の増加にともない、 $\{222\}$ 強度が増し、 $\{200\}$ 強度はほぼ一定か低下する。また、 $\{110\}$ 強度は0.05%Mn鋼ではほぼ一定であるが、0.20%Mn鋼ではP量の増加にともない低下する。これらの傾向は炭化物形態によらず同様であるが、パーライト材より粗大セメントタイト材の方が $\{222\}$ 強度が高く、 $\{200\}$ 強度が低い。C量が0.002%の場合、Mn量によらずP量の増加にともない $\{222\}$ 強度は低下し、 $\{200\}$ 強度が上

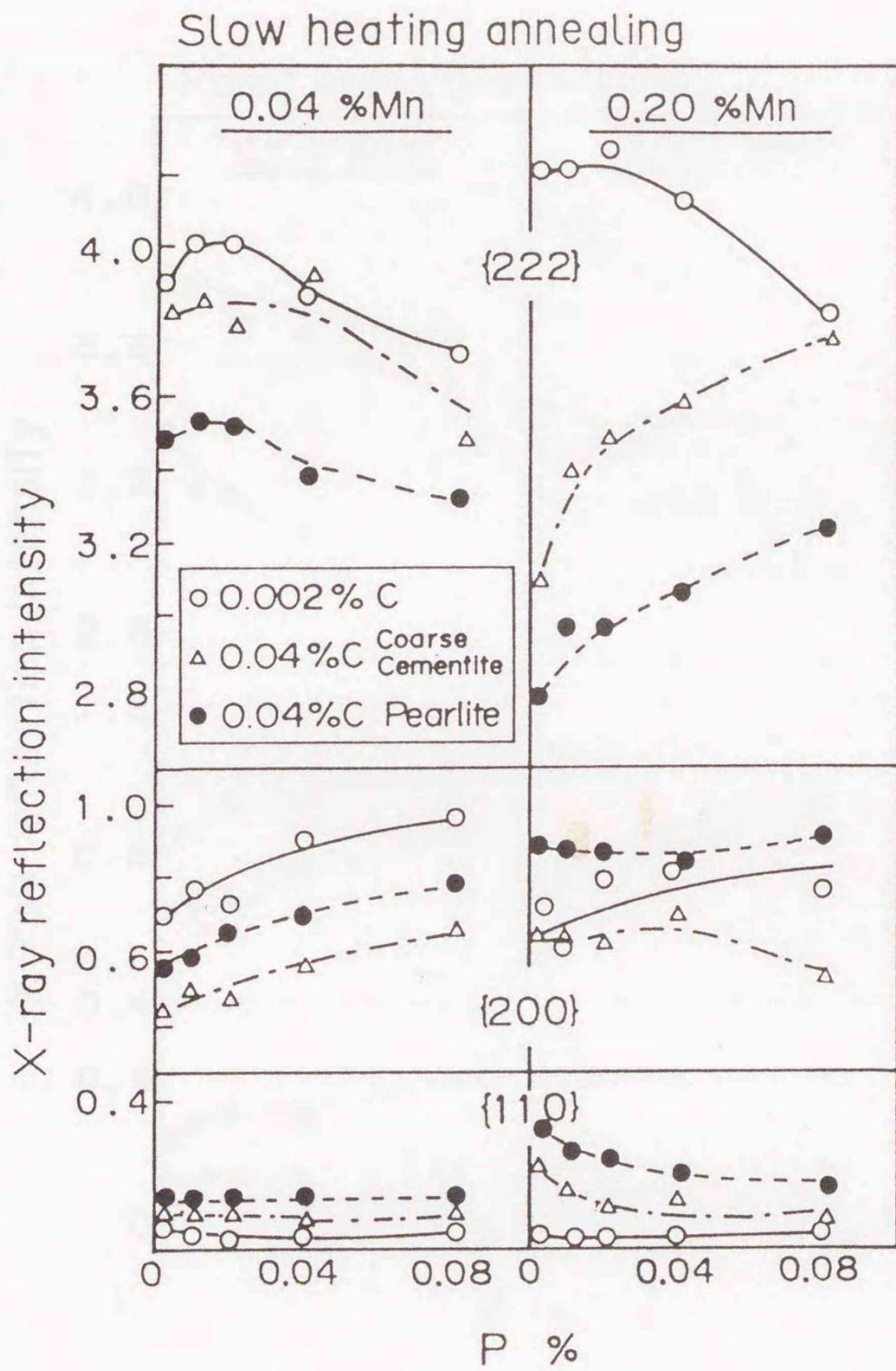


図3-6 C量および炭化物形態の異なる0.04% および0.20% Mn 冷延鋼板の徐加熱焼鈍 (100 °C/h, 700 °C×1 hr) 後の再結晶集合組織におよぼすPの影響

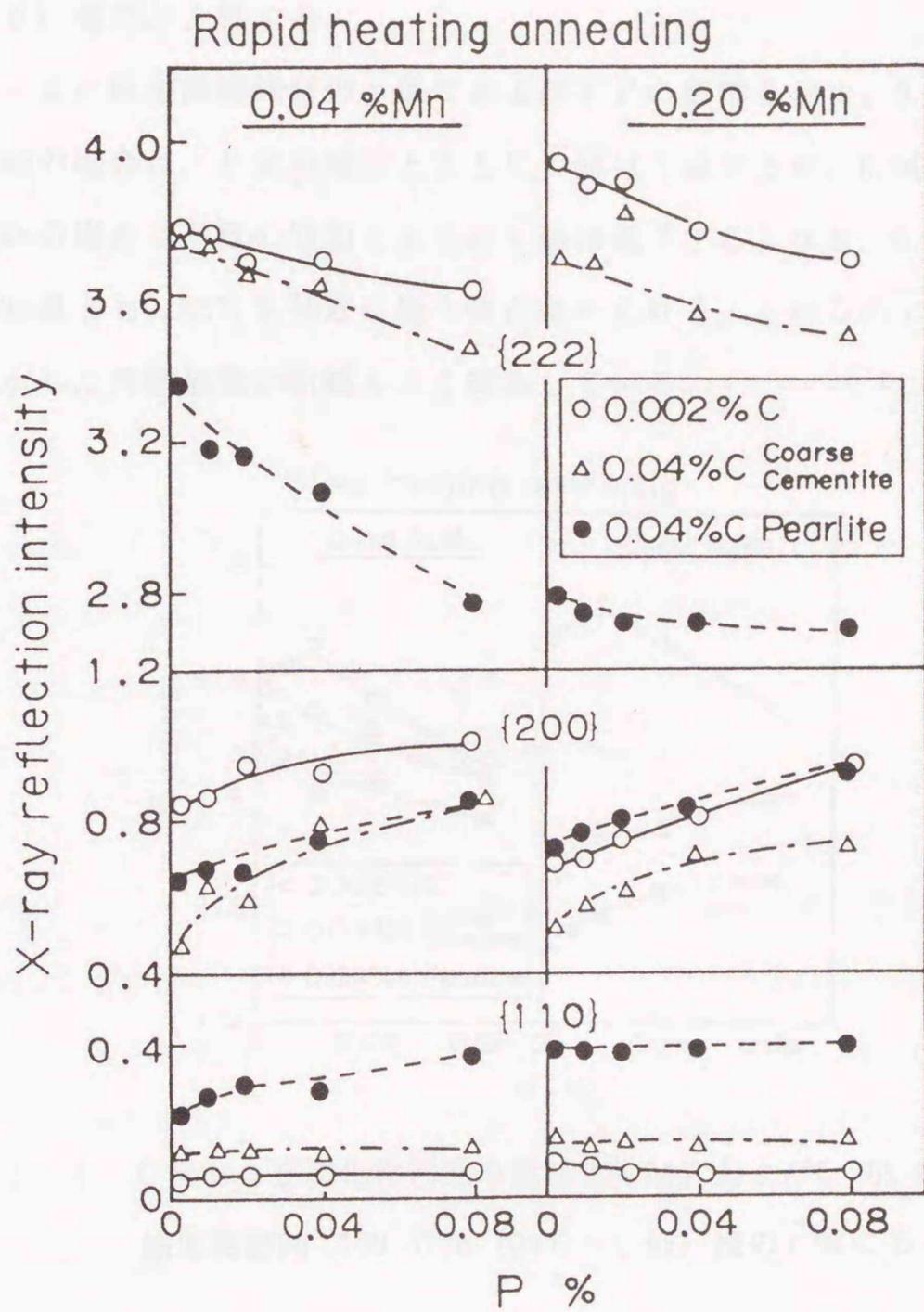


図3-7 C量および炭化物形態の異なる0.04% および0.20% Mn  
 冷延鋼板の急速加熱焼鈍 (50°C/s, 700°C×1 hr) 後の  
 再結晶集合組織におよぼすPの影響

昇する。{110} 強度は低くほぼ一定である。

これに対し、急速加熱焼鈍の場合には、C量や炭化物形態によらず、P量の影響は同じ傾向にある。すなわち、P量の増加にともない{222}強度が低下し、{200}強度が上昇する。

図3-8に徐加熱焼鈍材の $\bar{r}$ 値におよぼすPの影響を示す。0.04% Cでかつ0.20% Mnの場合は、P量の増加とともに $\bar{r}$ 値は上昇するが、0.002% Cあるいは0.04% Mnの場合はP量の増加とともに $\bar{r}$ 値は低下する。なお、0.002% C鋼ではいずれのMn量とも0.02% P付近に極大値が認められる。これらの $\bar{r}$ 値の変化は図3-6に示した再結晶集合組織とよく対応している。

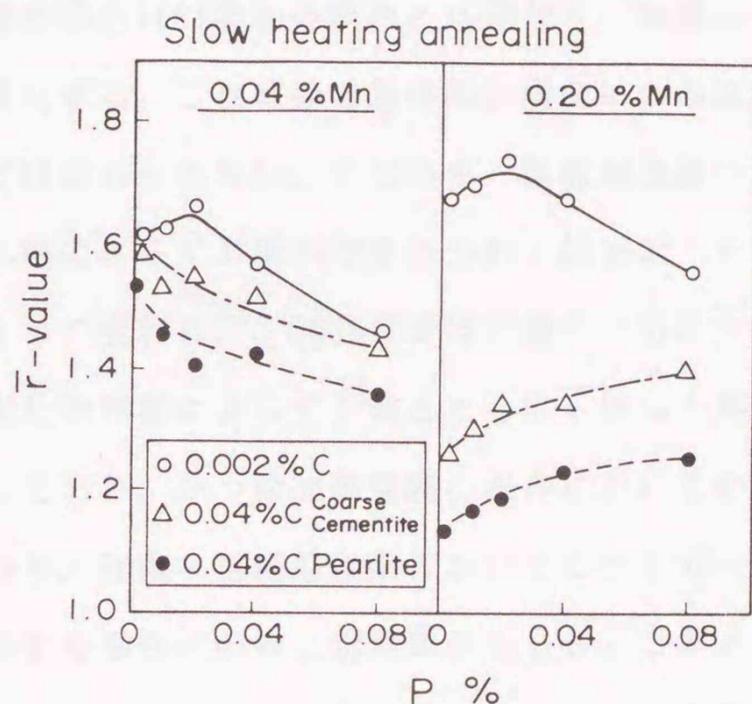


図3-8 C量および炭化物形態の異なる0.04% および0.20% Mn冷延鋼板の徐加熱焼鈍(100 °C/h, 700°C×1 hr)後の $\bar{r}$ 値におよぼすPの影響

なお、急速加熱焼鈍材についての $\bar{r}$ 値の記載は省略したが、図3-7に示した再結晶集合組織に対応し、C量、Mn量によらずP量の増加とともに $\bar{r}$ 値は同じように低下した。

0.05% Mn鋼での $\bar{r}$ 値へのCとPの組合せの影響は、CとCrおよびCとMnの組合

せの場合と異なり、CとSiの組合せの場合と類似している。このことから、CとPの間にはCとSiの組合せと同様、アトラクティブな相互作用はないと考えられる。これはこれらの組合せは炭化物形成傾向が弱いことから予想できる。

{1 1 1} 再結晶集合組織の発達に対する抑制効果が小さいのはこのためであろう。

0.05%Mn鋼と0.20%Mn鋼でのSiあるいはPの $\bar{r}$ 値への影響を比較することにより、C-Mn相互作用にSiあるいはPが影響するかどうか分かる。Si添加の場合はMn量が変わっても $\bar{r}$ 値におよぼす影響がC量、炭化物形態および焼鈍加熱速度によりほとんど変わらないことから、C-Mn相互作用にSiは影響しないと言える。

一方、P添加の場合はSi添加の場合とは異なり、Mn量によって $\bar{r}$ 値におよぼすP量の影響が変化する。これは徐加熱焼鈍の場合にのみ認められる現象であり、急速加熱焼鈍では認められない。すなわち、徐加熱焼鈍の場合、0.05%Mn鋼ではC量や炭化物形態によらずP量が増すにつれ $\bar{r}$ 値は低下する。また0.20%Mn鋼の場合はC量によって変わり、0.002%CではP量とともに $\bar{r}$ 値は低下するのに対し、0.04%Cでは炭化物形態によらずP量とともに $\bar{r}$ 値は上昇する。言い換えると、CとMnが共存しており、かつ徐加熱焼鈍の場合においてのみP添加は $\bar{r}$ 値を上昇させる。すなわち、回復・再結晶段階においてCが十分にフェライトに溶解込み、しかもMnが共存する場合にのみ上記現象が生じる。このメカニズムを考察するため、徐加熱焼鈍の場合について、 $\bar{r}$ 値とC量、Mn量、P量の関係をこれまでのデータをもとに整理してみた。その結果を図3-9に示す。この図において、0.04%Cの場合はパーライト材のデータを用いている。同図中矢印はC-Mn相互作用による $\bar{r}$ 値低下分と考えることができる。すなわち、CとMnの共存下においてP量が増すとC-Mn相互作用の寄与が小さくなると考えることができ。

M. Guttman<sup>6)</sup>らは各種元素の偏析挙動の解析から、鋼中においてMnとPはアトラクティブな相互作用のあることを見出している。このことから、CとMnの共存下におけるP添加によるC-Mn相互作用の減少は、MnとPのアトラクティブな相

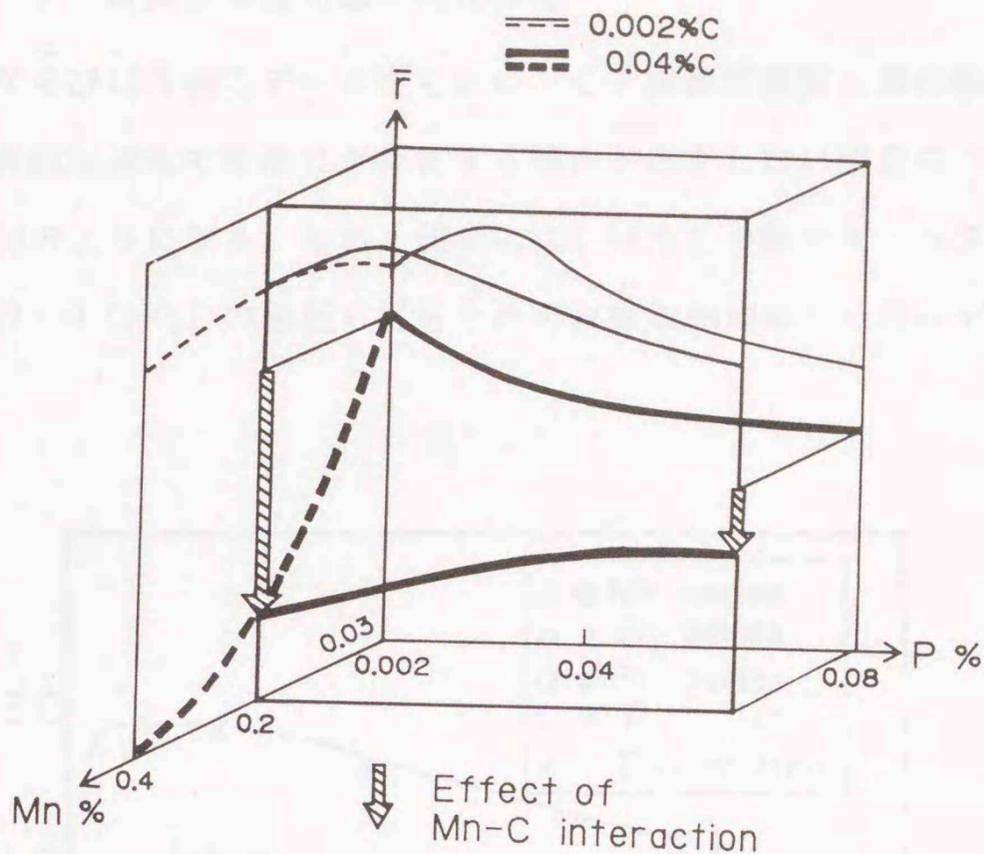


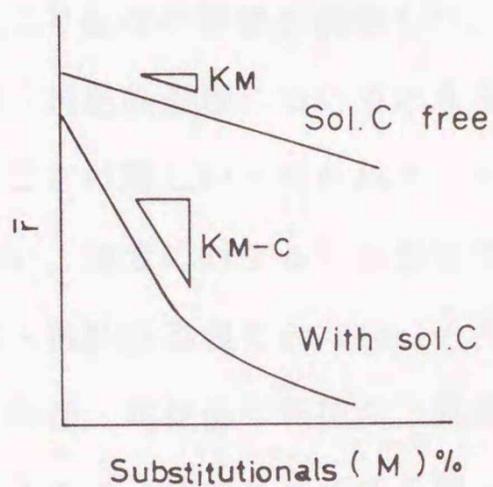
図3-9 徐加熱焼鈍後の $\bar{r}$ 値とC量, Mn量およびP量の関係の模式図(矢印がC-Mn相互作用による $\bar{r}$ 値の低下分を示す。)

相互作用によりC-Mn相互作用が弱められる。すなわち, Mn-C dipole の形成が抑制されるものと考えることができる。なお, 恵良<sup>7)</sup>らは内部摩擦測定によって, 570 °CでのCの固溶量におよぼすPとMnの影響を調べたところ, Mn量の低い領域ではP量の少ない方が固溶C量は多いが, Mn量が高くなるとP量の多い方が固溶C量が多くなることを見出している。そして, この現象はPがC-Mn相互作用を弱めていることにもとづくと考えている。

これらのことから, 0.04% C - 0.20% Mn鋼でP添加により $\bar{r}$ 値が上昇するのは低P領域だと強いC-Mn相互作用により{111}再結晶集合組織の発達を抑制されていたものが, P量の増加にともないC-Mn相互作用が弱められ, {111}再結晶集合組織の発達に対して有利な条件となったものと推察される。



各元素の増加にともなう $\bar{r}$ 値低下の傾きを固溶Cがない場合を $K_M$ ，固溶Cと共存する場合を $K_{M-c}$ とし， $K_{M-c} / K_M$ を求めると図3-11のようになる。MnとCrの $K_{M-c} / K_M$ は10~15，SiとPの $K_{M-c} / K_M$ は1~1.5となった。この値はCと各元素の相互作用の影響の度合いを表すものと思われる。すなわち，冷延鋼板の再結晶集合組織形成に対して，C-Mn，C-Crの組合せはアトラクティブな相互作用により大きな影響をもたらし，C-Si，C-Pの組合せはアトラクティブな相互作用がないためその影響は小さくなると結論できる。



Element	$K_{M-c} / K_M$
Mn Cr	10 ~ 15
Si P	1 ~ 1.5

図3-11 回復・再結晶過程で固溶Cが存在する場合と存在しない場合の冷延・焼鈍（徐加熱焼鈍：100℃/h，700℃×1hr）後の置換型溶質元素の増加による $\bar{r}$ 値変化の傾きをそれぞれ $K_{M-c}$ ， $K_M$ と表した時の $K_{M-c} / K_M$

ところで，鉄中のCと合金元素の相互作用は溶鉄中において系統的に調べられており，固相においても同じ傾向を持つものと考えられている<sup>8)</sup>。また，一般にFeよりも炭化物形成傾向の強いとされる合金元素はC原子との結合力が強く，Feよりも炭化物形成傾向の弱いものはこの逆であると考えられている<sup>8)</sup>。このような溶鉄中での挙動などから推察して，Mn，Crは前者，Si，Pは後者に属すると思われる。本報の結果はこれらと傾向的には一致している。

### 3. 3. 5 Cと置換型溶質元素の相互作用の間接的検証

冷延鋼板の深絞り性に対するMn, Cr, Si, Pなどの置換型溶質元素の影響はCとの組合せにより変化し, MnとCrは回復・再結晶に際して固溶Cと共存すると, そうでない場合に比べて $\bar{r}$ 値を著しく低下させる。それに対し, SiとPでは回復・再結晶時に固溶Cと共存するしないによらずそれぞれの影響はほぼ同じであることが見出された。このような現象はそれぞれの置換型溶質元素とCがアトラクティブな相互作用を有するかどうかに依存する, すなわち, 焼鈍中に固溶したCが置換型溶質元素と dipole または complexを形成して転位との相互作用を強め, これにより転位の移動を抑制し<sup>9)</sup>, 回復・再結晶挙動を変化させると考えられる。

回復・再結晶過程において形成されている dipole と転位の相互作用を直接評価することは難しいと思われる。そこで, 十分に再結晶したサンプルで高温引張りを行い, 強度に対するCと置換型溶質元素の組合せの影響を調べれば, 間接的に回復・再結晶過程での dipole と転位の相互作用を評価できると思われる。ただし, 回復・再結晶は転位の上昇運動, 引張変形は転位のすべり運動が主体と考えられるので, 厳密には両者を同一にはみなせないが, いずれも dipole と転位の相互作用が関与する点では共通している。

図3-10のサンプルについて, 再結晶初期の温度に相当する500°Cで引張強さを測定し, Cと置換型溶質元素の組合せによる変化を調べた。その結果を図3-12に示す。図3-10と図3-12をもとに, それぞれのベース成分(例えば, Mnの場合は0.03%をベースとする)から, それぞれの元素の増加による $\bar{r}$ 値と引張強さの変化分を求めると図3-13と図3-14になる。

MnとCrの場合, 固溶Cと共存しないと, それぞれの元素の増加による引張強さの変化は小さいが, 固溶Cと共存すると, それぞれの元素の増加により引張強さが著しく上昇する。固溶Cと共存しない場合のこれら元素の増加による引張強さの上昇を単純な置換型固溶強化と考えると, 固溶Cと共存する場合のこれらの元素の増加による引張強さの上昇は置換型固溶強化にMn-CあるいはCr-C dipole

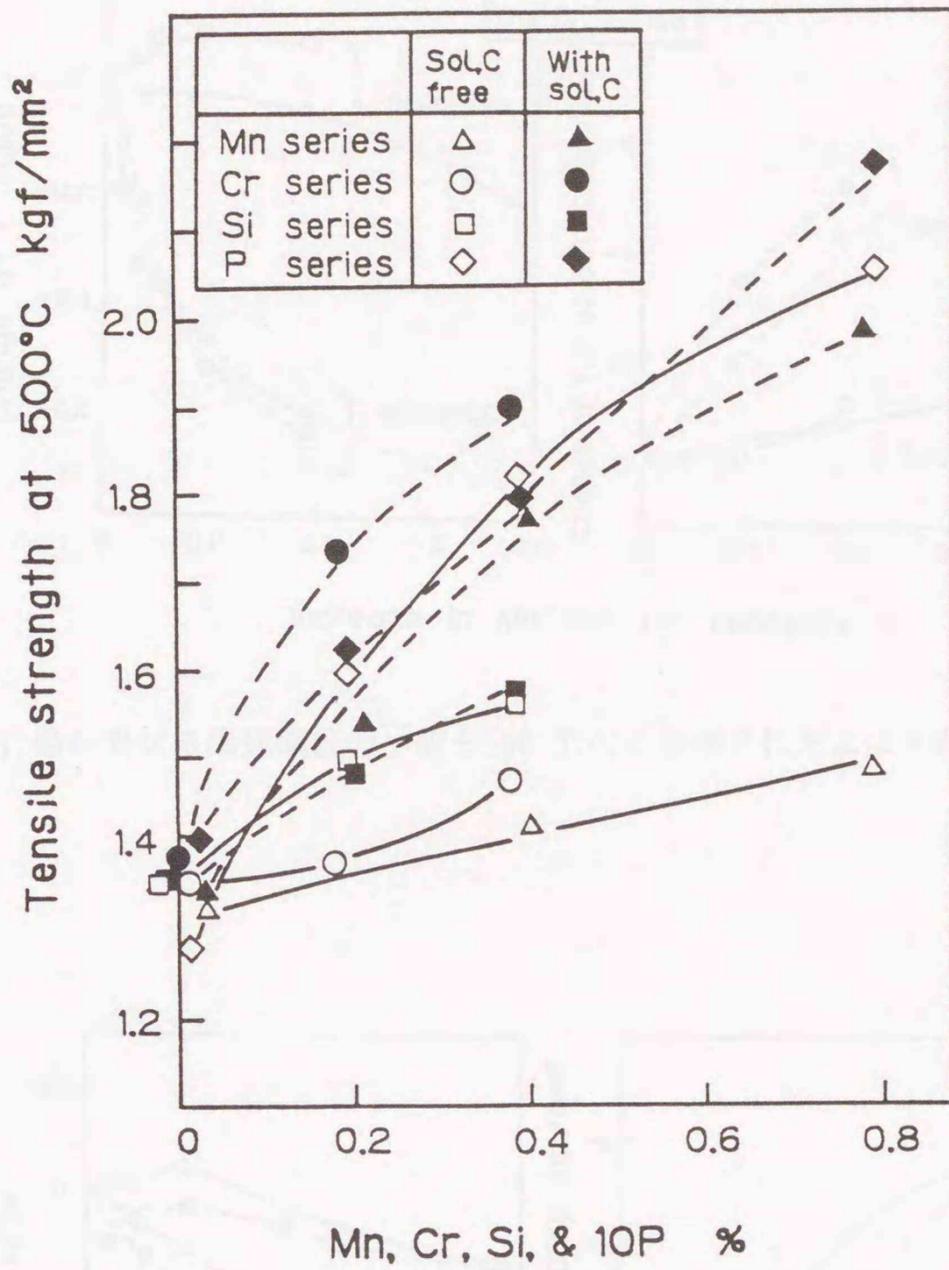


図3-12 C量が異なる冷延・再結晶焼鈍板の500°Cの引張強さにおよぼす各種置換型溶質元素の影響

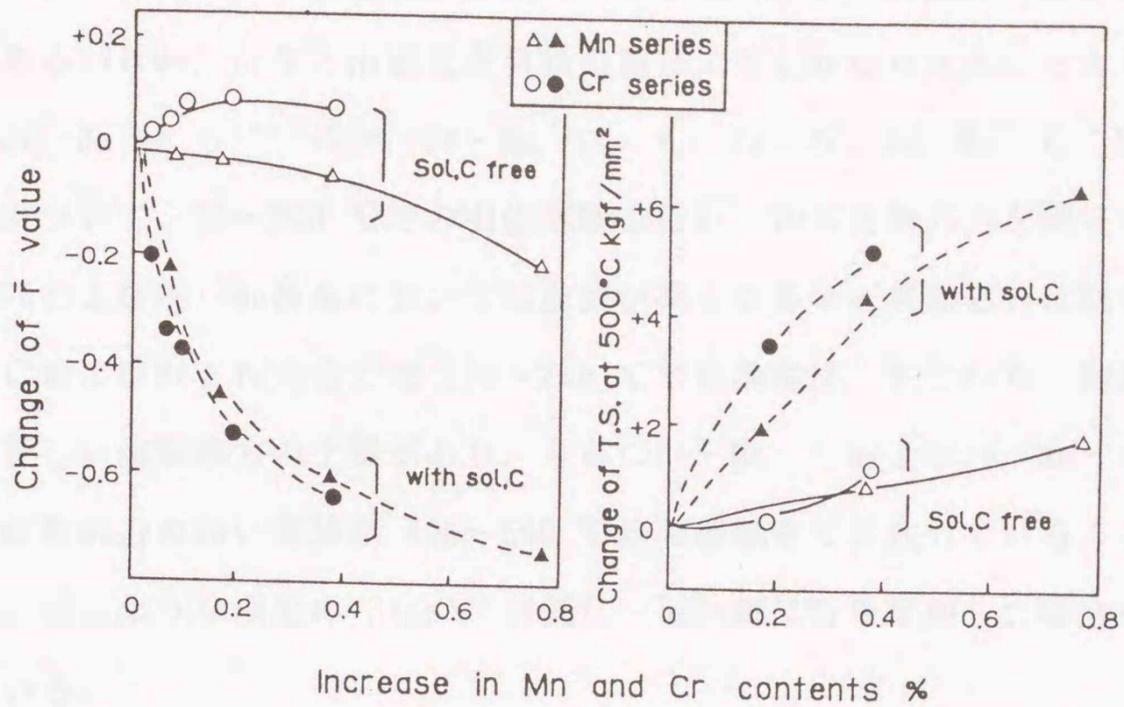


図3-13 C量が異なる冷延鋼板の $\bar{r}$ 値と500℃の引張強さにおよぼすMnおよびCrの影響

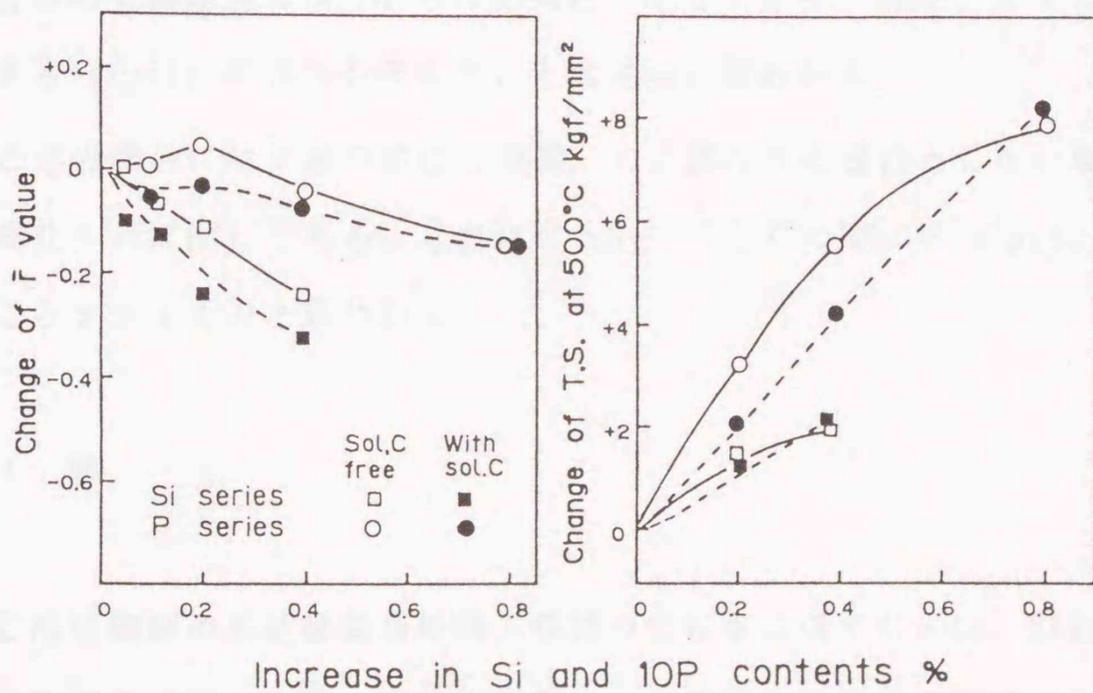


図3-14 C量が異なる冷延鋼板の $\bar{r}$ 値と500℃の引張強さにおよぼすSiおよびPの影響

による強化が加わったものと推察できる。さらに、図3-12において極低Mn鋼での固溶Cの有無による引張強さの差は小さいことから、dipoleと転位の相互作用はCあるいはMn, Crなど溶質元素単独の場合よりもかなり大きいと言えよう。

なお、Bairdら<sup>10)</sup>はFe, Fe-Mn, Fe-C, Fe-N, Fe-Mn-C, Fe-Mn-N合金について、20~500℃での引張試験を行い、10%流動応力を測定した。その結果FeおよびFe-Mn合金においては温度が高くなるほど流動応力は減少したが、Fe-CおよびFe-N合金では150~250℃で青熱脆性、すなわち、動的歪時効により著しい流動応力の上昇があり、さらにFe-Mn-CおよびFe-Mn-N合金では、この流動応力の高い領域が400~500℃の高温域まで拡大していることが認められた。同じような現象はGlen<sup>11)</sup>が低C-低Mn鋼にCrを添加した場合にも認められている。

このような通常の青熱脆性よりも高い温度領域(300~600℃)でのC, NとMn, Crの共存による強度の上昇は、転位上に合金元素の炭化物あるいは窒化物のcoherentな析出物が形成され、これが転位の移動に対する強い抑制力(この温度でのC, Nによる転位の固着力よりも大きい。)となるためと考えられている<sup>10)</sup>。

著者らの実験結果はBairdらの結果と一致しており、前述のような転位の移動に対するdipoleの寄与を考えることは妥当と思われる。

SiとPの場合には $\bar{r}$ 値の変化と同様、Cと共存する場合としない場合の引張強さの変化がほぼ同じである。これはCとSi, CとPの間にはdipoleが形成されないことを示すものと思われる。

### 3. 4 結 言

低C冷延鋼板の再結晶集合組織と深絞り性におよぼすCとCr, SiおよびPの組合せの影響をC量, Mn量, 炭化物形態および焼鈍加熱条件の異なる条件下で調べ、次の結論を得た。

- 1) 極低C鋼 (C:0.002%)においては, Cr量, Si量, P量の増加にともない, 再結晶集合組織は  $\{222\}$  強度が低下し,  $\{200\}$ ,  $\{110\}$  強度が上昇することによりランダム化の方向に変化するが, その程度は小さい。すなわち,  $\bar{r}$  値はCr量, Si量, P量の増加にともない低下するが, その程度は小さい。
- 2) 低C鋼 (C:0.04%)においては, Cr量の増加にともない再結晶集合組織は急激にランダム化するが, Si量とP量の増加にともなう再結晶集合組織の変化は小さく, 極低C鋼におけると同程度である。すなわち, Cr量の増加にともない $\bar{r}$ 値は著しく低下するが, Si量とP量の増加にともなう $\bar{r}$ 値の低下は極低C鋼と同程度に小さい。
- 3) CとCrが共存する場合の再結晶集合組織の変化は, CとMnが共存する場合のC-Mn相互作用と同様, C-Cr相互作用によるものと考えられる。
- 4) 再結晶以前の回復段階でCとCrが共存することにより, その後の再結晶集合組織が変化することを実験により明らかにした。これにより, C-Cr相互作用は回復組織に影響を与え, その結果  $\{111\}$  再結晶集合組織の発達を抑制していると推察される。
- 5) CとMnが共存する場合, P添加により徐加熱焼鈍後の再結晶集合組織のランダム化が抑制されるが, これはPによるC-Mn相互作用の抑制効果によると考えられる。
- 6) 回復・再結晶段階のCとMn, Cr, P, Siなど置換型溶質元素の相互作用の転位の移動に対する拘束力の大小を 500°Cの高温引張試験での引張強さにより定性的に評価できることが分かった。

### 3. 5 参考文献

- 1) 大沢絃一, 栗原 極: 鉄と鋼, 75(1989)6, p.948
- 2) 大沢絃一, 栗原 極: 日本鉄鋼協会低炭素鋼板研究委員会報告書, (1987),

- p. 108
- 3) 松藤和雄, 下村隆良, 大沢紘一, 小野 賢, 酒匂雅隆: 鉄と鋼, 69(1983)10, p. 1303
  - 4) 松藤和雄, 下村隆良: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 28
  - 5) 阿部秀夫, 鈴木竹四, 高 道德, 福田住之: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 647
  - 6) M. Guttman, ph, Dumoulin and M. Wayman : Metall. Trans., A 13(1973), p. 1693
  - 7) 恵良秀則, 清水峯男, 鄭鎮換 : 鉄と鋼, 71 (1985), p. 646
  - 8) 西沢泰二: 日本金属学会会報, 12 (1973), p. 401
  - 9) 古林栄一: 日本鉄鋼協会「低炭素鋼板研究委員会報告書」, (1987), p. 3
  - 10) J. D. Baird and A. Jamieson : N.P.L. Symposium on "The Relation between Structure and Mechanical Properties of Metals" , (1963)
  - 11) J. Glen : Trans. I. S. I., 186 (1957), p. 21

## 第4章 自動車用冷延鋼板の製造技術の開発

### 4.1 緒言

第2, 第3章で冷延鋼板の深絞り性におよぼす基本成分元素であるC, Mn, P, Si, Crの単独および複合効果について検討してきた。第4章ではこれまで述べてきた基礎的知見を応用した軟質深絞り用冷延鋼板および高張力冷延鋼板の製造技術開発について述べる。なお, これらの鋼板の開発には前述基礎研究以外に連続焼鈍における組織形成に関する基礎的検討を行ったのでそれも合わせて述べる。さらに, 連続焼鈍により開発した冷延鋼板の自動車への適用例を示す。

### 4.2 箱焼鈍による自動車用冷延鋼板の製造技術の開発

#### 4.2.1 箱焼鈍による軟質深絞り用鋼板の製造

第1章で述べたように箱焼鈍で軟質深絞り用冷延鋼板を製造するには, 主に低炭素Alキルド鋼が用いられる。この鋼では, 焼鈍時にAINをタイミングよく析出させて{111}再結晶集合組織を発達させるとともに, 結晶粒を成長させて高 $\bar{r}$ 値と低降伏点を得ている。それゆえ, 熱延板の段階ではAINは完全に固溶している必要があり, スラブ高温加熱, 熱延時の高温仕上圧延, 低温巻取りが行われる。

AINが固溶した熱延板を冷延後焼鈍すると, 図4-1に示すように昇温速度によって $\bar{r}$ 値が変化し, ピークとなる昇温速度が存在する(ただし,  $\bar{r}$ 値の昇温速度依存性はN量が0.0040%前後の場合, 図4-1のようにSol. Al量によって変化する。)写真4-1にN量が0.0040%, Sol. Al量が0.044%のAlキルド鋼の昇温速度によるミクロ組織の変化を示す。再結晶粒も昇温速度によって変化し, 図

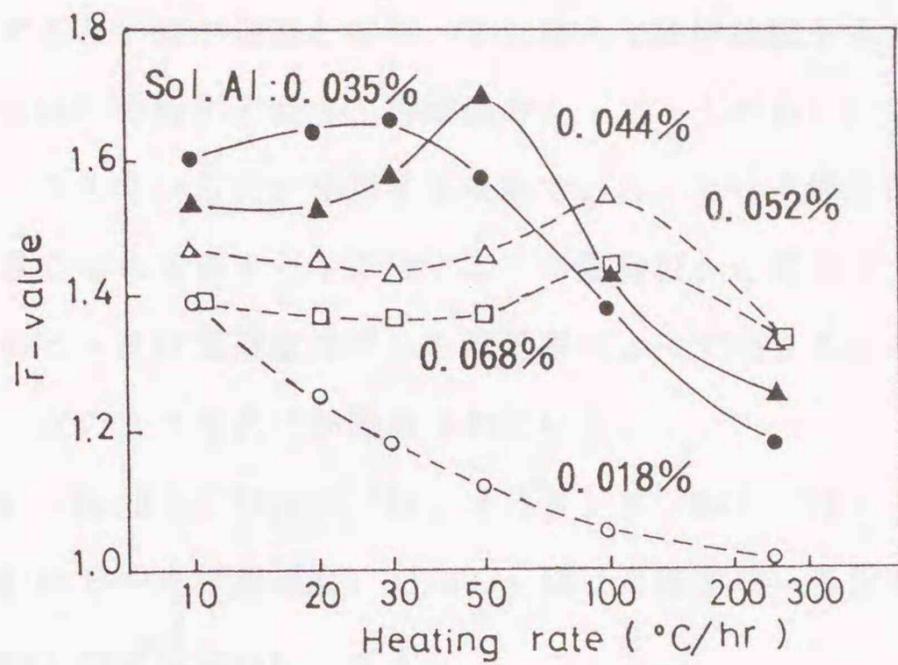


図4-1  $\bar{r}$  値の昇温速度依存性のSol. Al量による変化

昇温速度      20°C/h      50°C/h      100 °C/h      250°C/h

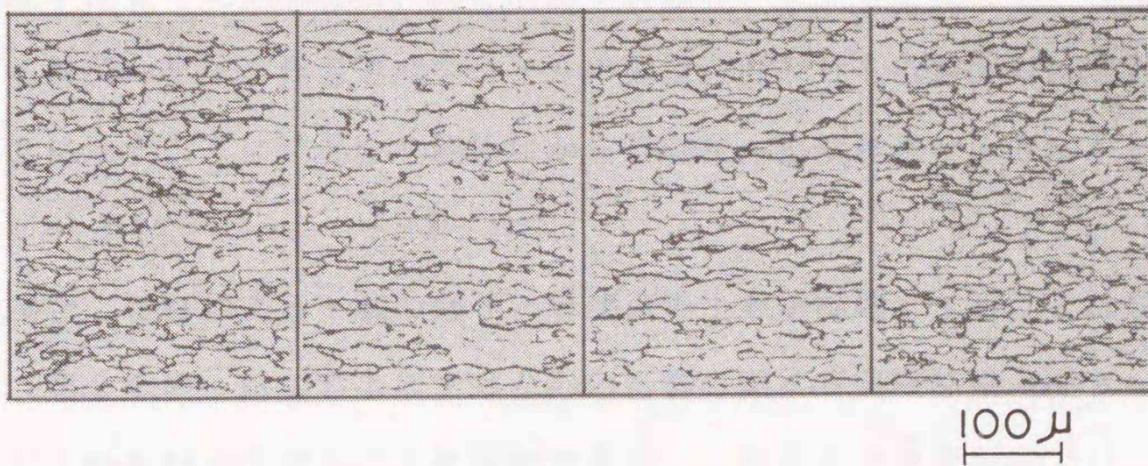


写真4-1 Alキルド冷延鋼板の昇温速度によるマイクロ組織変化の例 (Sol. Al量:0.044%)

4-1に示すように $\bar{r}$ 値がピークとなる昇温速度（以下ピーク昇温速度という）50℃/hrで結晶粒径が最大となり、展伸粒組織を呈する。すなわち、ピーク昇温速度で焼鈍すると $\bar{r}$ 値が最高となり、また粗大な展伸組織を示す。これはピーク昇温速度ではAlNの析出と回復・再結晶のタイミングが合い、これによって

{111} <011>方位が発達するためである。ピーク昇温速度から外れると、結晶粒は小さくなり写真4-1に示すような等軸粒へと変化する。Alキルド冷延鋼板の $\bar{r}$ 値のピーク昇温速度は成分と冷延率によって決まることが実験的に確認されており、次のような式<sup>1)</sup>が提案されている。

$$\log(\text{PHR}) = 18.3 + 2.7 \log ([\text{Al}] \times [\text{N}] \times [\text{Mn}] / \text{CR}) \dots\dots (4-1)$$

ここで、PHRはピーク昇温速度(℃/hr)、CRは冷延率(%)を示す。なお、[Al]、[N]、[Mn]の単位はwt%とする。

通常の方法で製造したAlキルド鋼板はピーク昇温速度近くで焼鈍されるため高 $\bar{r}$ 値でしかも結晶粒は大きく低降伏点を示すが、結晶粒が大きな展伸粒であるため延性が低いという欠点を有する。この延性を改善するには、焼鈍時のコイルの昇温速度が決まっている場合、Sol. Al量やN量のバランスを変えて、(4-1)式から求まる材料のピーク昇温速度をコイルの昇温速度よりも低速度側に変化させ、図4-2に示すように結晶粒を展伸粒から等軸粒へと変化させる方法が有効である<sup>2)</sup>。

この場合、これによる $\bar{r}$ 値の低下と降伏点の上昇が問題となる。これを改善するには、第2章の $\bar{r}$ 値におよぼすCとMnの影響に関する実験結果(図2-2)をもとにCとMnを減少させることが有効であり、これにより $\bar{r}$ 値が向上し、さらに降伏点が低下する。図4-3<sup>3)</sup>にこのような考え方で製造した冷延鋼板(極低C—低Mn—低N—Alキルド鋼)の伸びと $\bar{r}$ 値の関係を示す。このように箱焼鈍で深絞り性と延性とがともに良好な冷延鋼板の製造が可能となった。

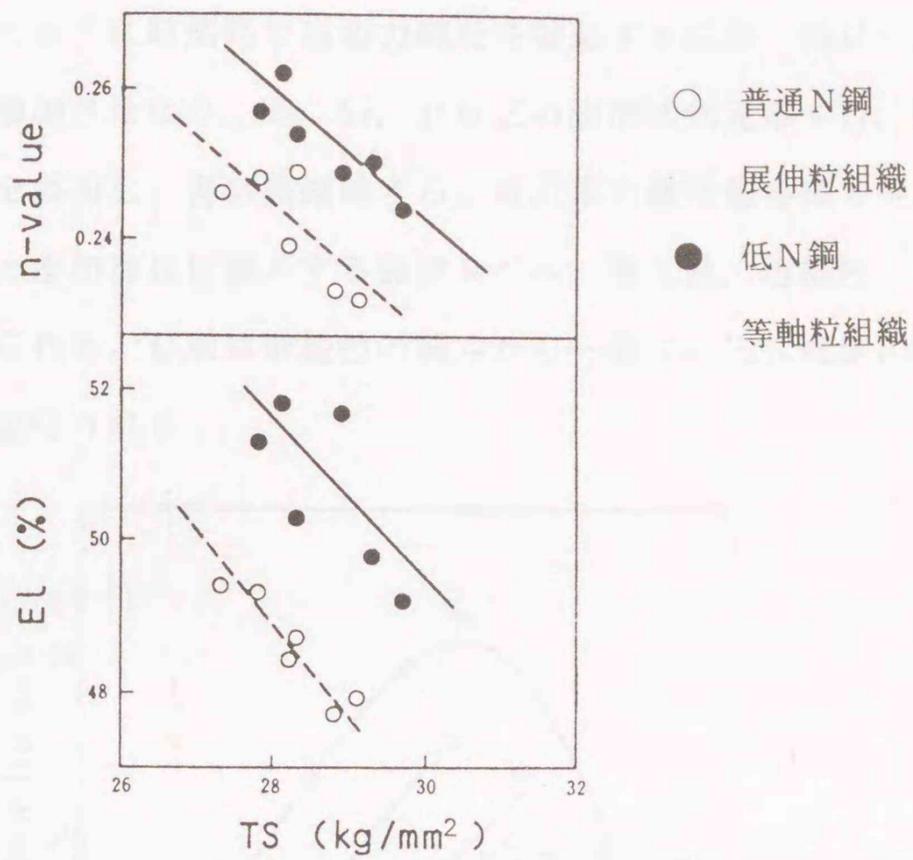


図4-2 Alキルド冷延鋼板の結晶粒形状による強度-延性の関係の変化

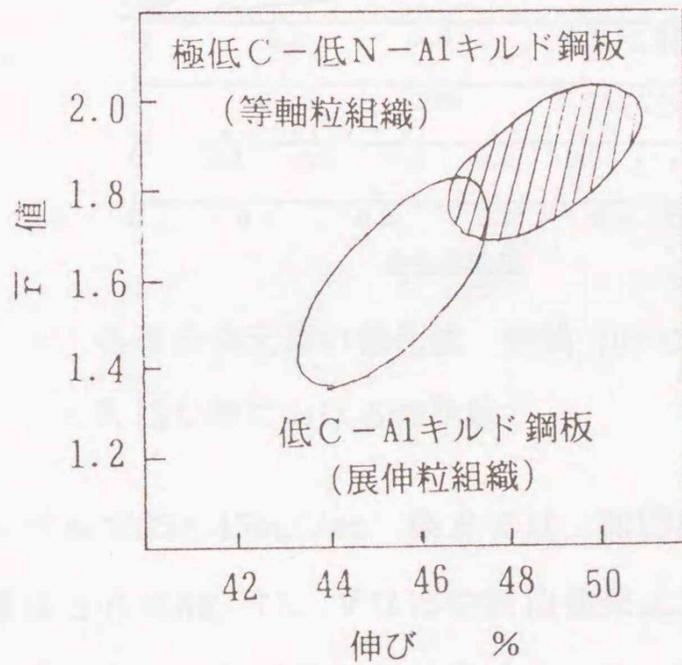


図4-3 Alキルド冷延鋼板の伸び-r̄値の関係

#### 4. 2. 2 箱焼鈍による高張力冷延鋼板の製造

第1章で述べたように箱焼鈍で高張力鋼板を製造するには、低C-Alキルド鋼をベースにCを増加させたり、Mn, Si, Pなどの固溶強化元素やTi, Nb, Vなどの析出強化元素を添加し、再結晶焼鈍する。各元素の強化能を図4-4<sup>1)</sup>に示す。添加元素の選択と添加量は目標とする強度レベル、加工性、溶接性、塗装性などを考慮して決められる。C量は溶接性の観点から一般に0.15%程度に抑えられ、その他の元素で強化される。

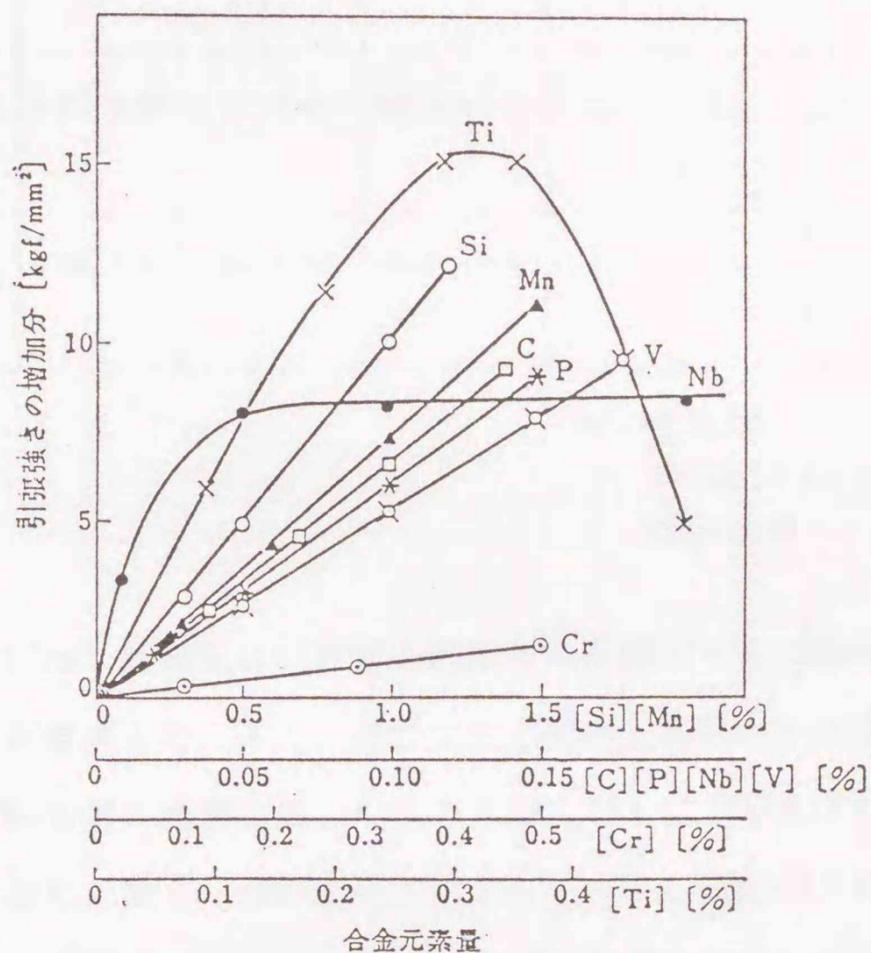


図4-4 各種合金元素の強化能（焼鈍 700°C×3h, ただし, Nb, Ti, Vは0.1% C鋼における強化能）

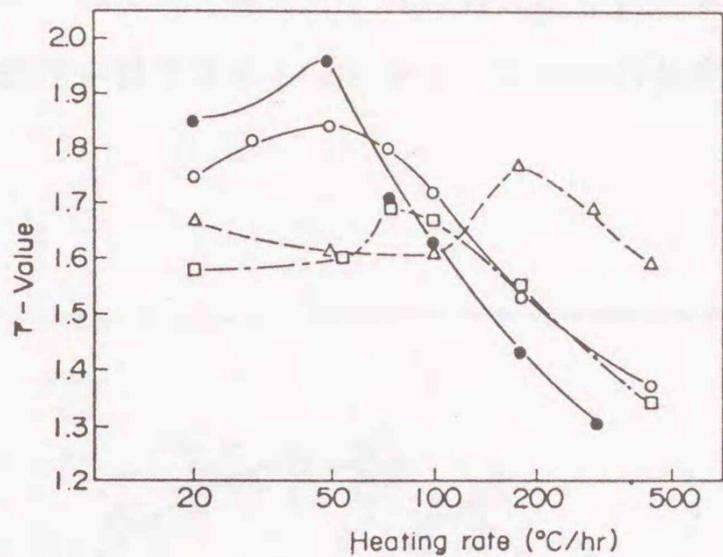
引張強さレベルで35~45kgf/mm<sup>2</sup> 級までは上記固溶体強化鋼をベースに, 50 ~ 60kgf/mm<sup>2</sup> 級はさらにNb, Ti, Vなどの析出強化元素を添加して製造される。析出強化元素を添加すると結晶粒が微細化するため, Nb, Tiなどの微細な炭窒化物の析出による強化に, 細粒化強化が加わり, 強化能がより大きくなる。各強度レベルの高張力冷延鋼板の成分と機械的性質の例を表4-1に示す。

表4-1 各種箱焼鈍により製造した高張力冷延鋼板

強度 レベル	種 類	成 分 %					板厚 mm	機 械 的 性 質				
		C	Si	Mn	P	その他		YP kgf/mm <sup>2</sup>	TS kgf/mm <sup>2</sup>	E1 %	$\bar{r}$	BH* kgf/mm <sup>2</sup>
35	絞り用焼付硬化 冷延鋼板	0.01	0.01	0.21	0.088	—	0.7	24	36	40	1.8	4
40	深絞り用 冷延鋼板	0.05	0.02	0.51	0.081	—	0.7	26	40	38	1.6	1
50	加工用冷延鋼板	0.06	0.39	1.52	0.016	Nb0.04	1.0	35	52	29	1.2	0
60	加工用冷延鋼板	0.08	0.94	1.56	0.016	Nb0.03 Ti0.13	1.6	46	63	27	1.3	0

BH\*: 焼付硬化性 Bake Hardenability の略  
2%予歪後170 °Cx 20min 処理による降伏  
強度の上昇量

35および45kgf/mm<sup>2</sup> 級鋼板はいずれも自動車の外板パネルに用いられるため、良好な深絞り性が要求され、また、良好な表面特性と溶接性が必要である。箱焼鈍でのP, Si, Mnなどの固溶体強化元素の $\bar{r}$ 値におよぼす影響はC量レベルを変えて調査されており、図3-10に結果が示されている。表面キズの出易さ、焼鈍中のカーボン汚れの観点などから、箱焼鈍ではMn量を0.2%以下に下げることが難しい。また、Siは表面にテンパーカラーを生じやすく、外板には塗装性の点で不適であるので、0.05%以下に抑える必要がある。このような条件で深絞り性を確保しつつ強度を高めるにはP添加が最適であり、35および40kgf/mm<sup>2</sup> 級鋼板は低C-P-Alキルド鋼で製造される<sup>5)</sup>。なお、P添加Alキルド鋼では図4-5<sup>6)</sup>に示すようにAlキルド鋼として(4-1)式から計算したピーク昇温速度と実験によって求めたピーク昇温速度が一致していることから、加熱速度依存性にPが影響しないことが確認された。このことは、P添加Alキルド鋼板でも回復・再結晶段階



○ Steel 1, △ Steel 2, □ Steel 3, ● Steel 4

Steel	No.	Chemical Composition %					Cold Reduction %	Peak Heating Rate (°C/hr)	
		C	Mn	P	Sol. Al	N		Calculated	Observed
Rephosphorized Al-killed	1	0.050	0.24	0.069	0.041	0.0052	75	50	50
	2	0.047	0.25	0.061	0.060	0.0056	75	180	180
	3	0.056	0.30	0.071	0.052	0.0047	75	100	90
Al-killed	4	0.053	0.26	0.016	0.036	0.0057	75	60	50

図4-5 P添加Alキルド冷延鋼板の $\bar{r}$ 値の加熱速度依存性

でのAIN析出による{111}再結晶集合組織形成効果が期待できることを示しており、図3-8に示すような低Mn鋼におけるP独自の深絞り性改善効果と合わせて、この鋼板では高い $\bar{r}$ 値が得られる。そして、連続焼鈍が普及した現在でもこの鋼板は外板パネル用の深絞り用高張力冷延鋼板の主流をなしている。また、35kgf/mm<sup>2</sup>級はBH性の付与も合わせて要求されるが、この場合は図4-6に示すようにC量を0.01%前後に制御し箱焼鈍後にも数ppmのCが固溶状態で残るようにして、BH性を付与する。なお、BH性は引張試験片に2%の予歪を加えてから、170°C×20min時効させた後の降伏強度の上昇量で定義される。

50および60kgf/mm<sup>2</sup>級はSi, Mnを添加した上でさらにNbあるいはNb+Tiを添加し強化している。用途が構造部材や補強材が主体であるため特に深絞り性が要求

されないため、低C-Alキルド鋼をベースにMnによる強化も用いられる。なお、Pは高強度材では靱性を低下させることから、これらの強度レベルでは添加されない。

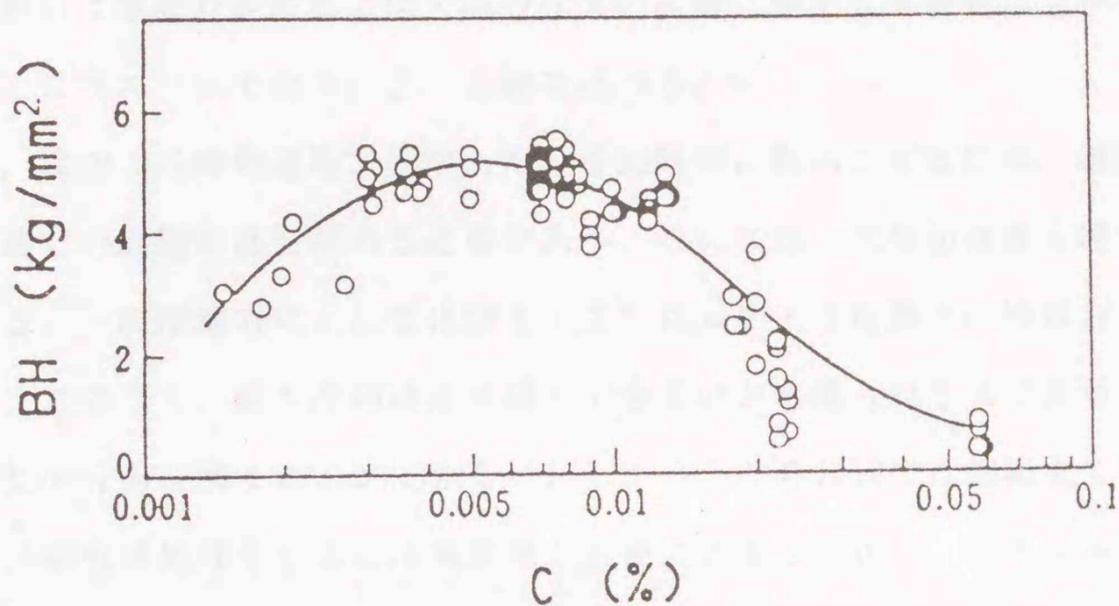


図4-6 箱焼鈍材のBH性におよぼすC量の影響

#### 4. 3 連続焼鈍による自動車用冷延鋼板の製造技術の開発

##### 4. 3. 1 再結晶焼鈍後に急速冷却を採用した連続焼鈍技術

第1章で述べたように、連続焼鈍の熱サイクルは急速加熱-短時間均熱-肩落とし冷却-一次冷却-過時効処理-二次冷却から構成される。このサイクルの金属学的背景については図1-11に示したように、加熱-均熱過程では冷延組織の再結晶による{111}再結晶集合組織の発達と再結晶後のフェライト粒成長および炭化物の溶解によるCの固溶が生じている過程であり、均熱後の冷却-過時効過程では焼鈍中に固溶したCの析出が生じている過程である。連続焼鈍で箱焼

鈍と同等の深絞り用軟質冷延鋼板を製造する上で重要なポイントは加熱－均熱過程で優れた深絞り性と低い降伏強度を付与し、冷却－過時効過程では延性を損なうことなく耐歪時効性を改善することにある。

連続焼鈍過程で優れた深絞り性を付与する技術については、第2章および3章で検討した深絞り性におよぼす成分元素の影響に関する基礎的知見が生かされており、これについては4.3.2節で述べる。

一方、冷却－過時効過程で固溶したCを短時間に析出させるには、過時効処理前に固溶Cの過飽和度を高める必要がある、これには一次冷却速度を増すのが有効である。一次冷却方式としては図4-7<sup>7)</sup>に示すような種々の冷却方式が開発された。このうち、最も冷却速度が速くできるのが水焼入れ方式であり、効率よく固溶Cの析出を図ることができる<sup>8)</sup>。しかし、この方式では常温まで急冷されるため、過時効処理をするには再加熱が必要であることから、省エネルギーの観点から軟質鋼板の製造に関しては、冷却速度が比較的速くしかも過時効処理温度で冷却を停止できるロール冷却方式（内部を水冷したロールに鋼帯を巻き付けて冷却）<sup>9)</sup>が実用化されている。水焼入れ方式とロール冷却方式の連続焼鈍の熱サイクルの例を図4-8に示す。

なお、軟質鋼板の製造には冷却速度が速すぎる水焼入れ方式も、変態組織で強

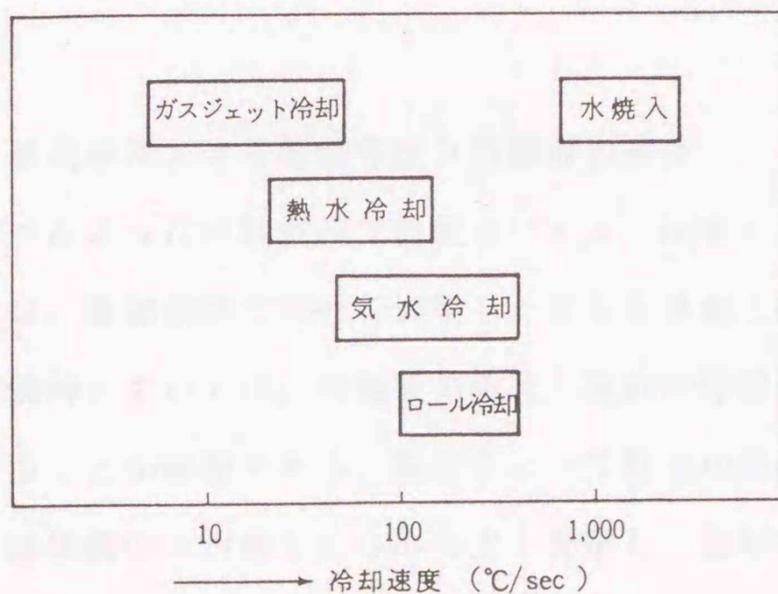


図4-7 各種一次冷却方式の冷却速度

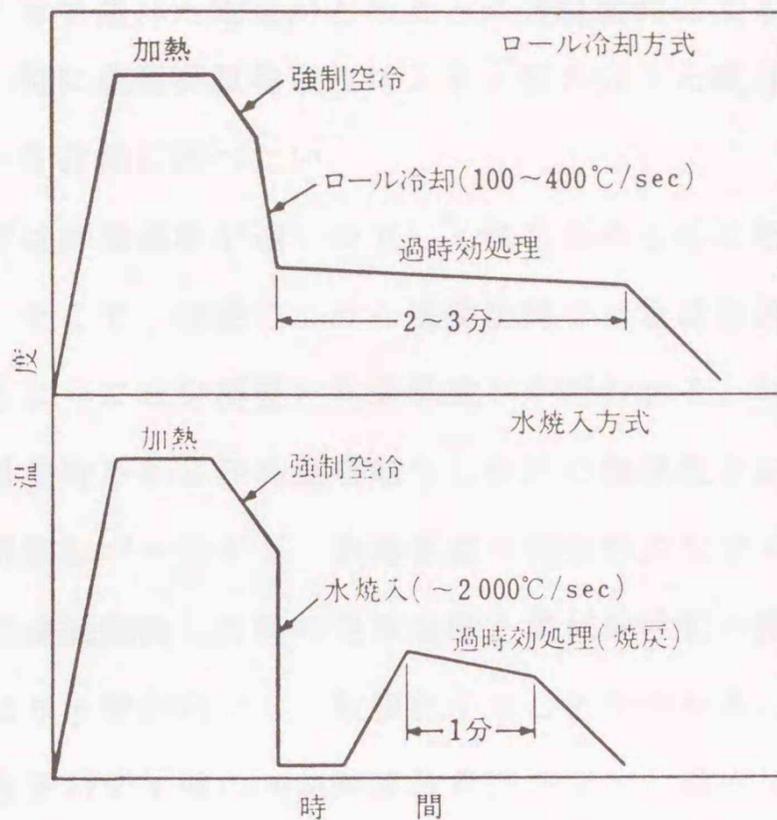


図4-8 水焼入れ方式とロール冷却方式の連続焼鈍熱サイクル

化するタイプの高強度鋼板の製造には最適<sup>10)</sup>であり、4.3.3節では水焼入れ方式の連続焼鈍熱サイクルにおけるミクロ組織制御と機械的特性に関する金属学的検討を行い、これと前述知見と組合せた各種高張力鋼板の開発研究について述べる。

#### 4.3.2 連続焼鈍による軟質深絞り用鋼板の製造

第1章で述べたように連続焼鈍で低炭素Alキルド鋼板を用い軟質深絞り用鋼板を製造するには、製鋼段階で成分を調整した鋼板を熱延工程で高温巻取りする。そして、連続焼鈍においては、均熱後の急冷と過時効処理から構成される熱サイクルを採用することが特徴である。前者によって急速加熱焼鈍でも高い $\bar{r}$ 値が得られ、後者では焼鈍中に固溶したCの析出を促進し、良好な耐歪時効性が実現できるといふ知見にもとづく製造設計である。

ここで第2章で述べた知見がどのように連続焼鈍による軟質深絞り用鋼板の製造技術開発、特に熱延高温巻取りによる $\bar{r}$ 値の向上と成分設計にどのように生かされているかを詳細に述べたい。

連続焼鈍では昇温速度が速いので、 $\bar{r}$ 値を高めるのに箱焼鈍のようにAINを利用できない。そこで、前述のように連続焼鈍では急速加熱-短時間均熱でも $\bar{r}$ 値が高められるように成分調整と高温巻取りが行われる。写真4-2に低炭素Alキルド鋼の低温巻取りおよび高温巻取りした時の熱延板の炭化物形態を示す。低温巻取り材は微細なパーライト、高温巻取り材は粗大なセメントサイトを呈する。図4-9<sup>11)</sup>に連続焼鈍した時の巻取温度と機械的性質の関係を示す。高温巻取りすることにより $r$ 値が向上し、軟質化することが分かる。図4-10<sup>11)</sup>に低温巻取り材と高温巻取り材の $\bar{r}$ 値の加熱速度依存性を示す。前者は昇温速度が速くなるほど $\bar{r}$ 値は低下するのに対し、後者は速い方が $r$ 値が高くなる。このように、高温

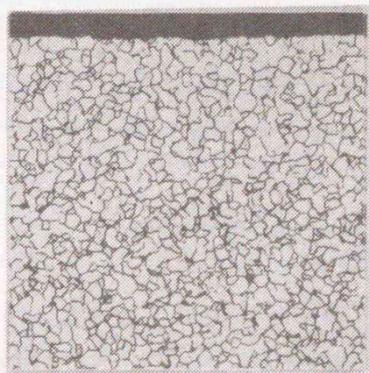
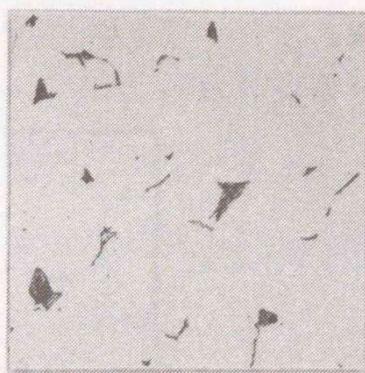
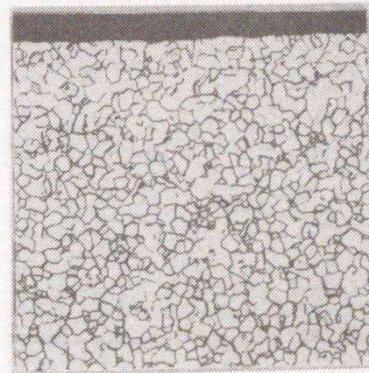
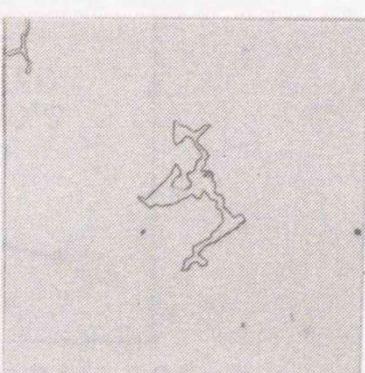
巻取温度	フェライト $100 \mu\text{m}$	カーバイト $20 \mu\text{m}$
600 °C 低温巻取		
700 °C 高温巻取		

写真4-2 低温巻取り材と高温巻取り材のマイクロ組織

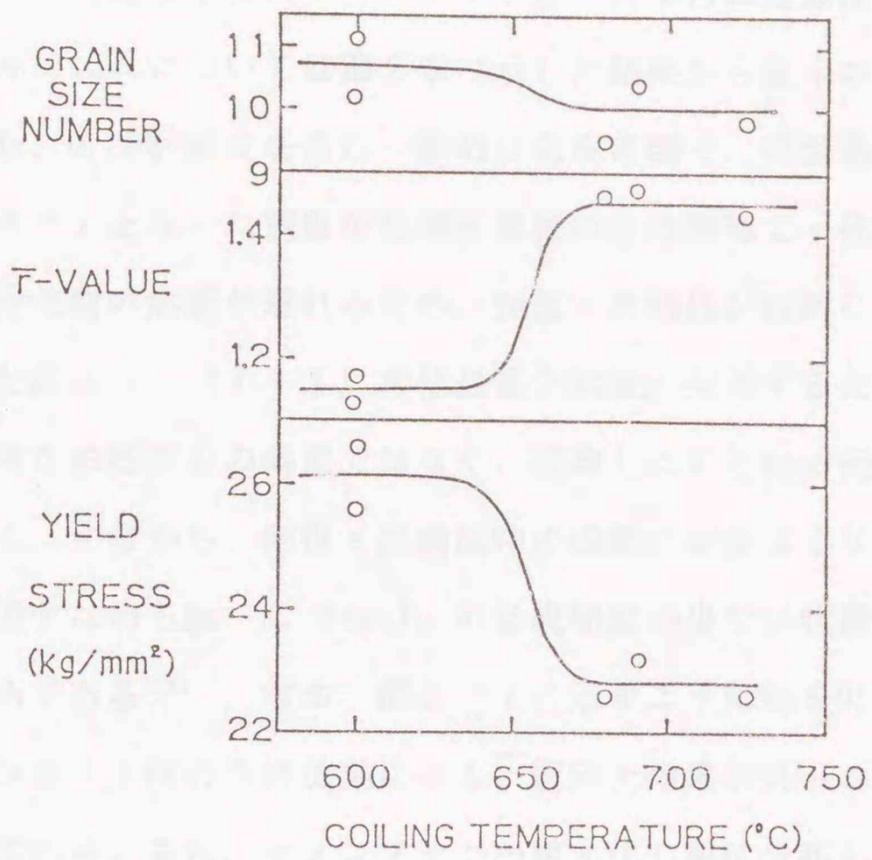


図4-9 連続焼鈍材の機械的性質におよぼす巻取り温度の影響

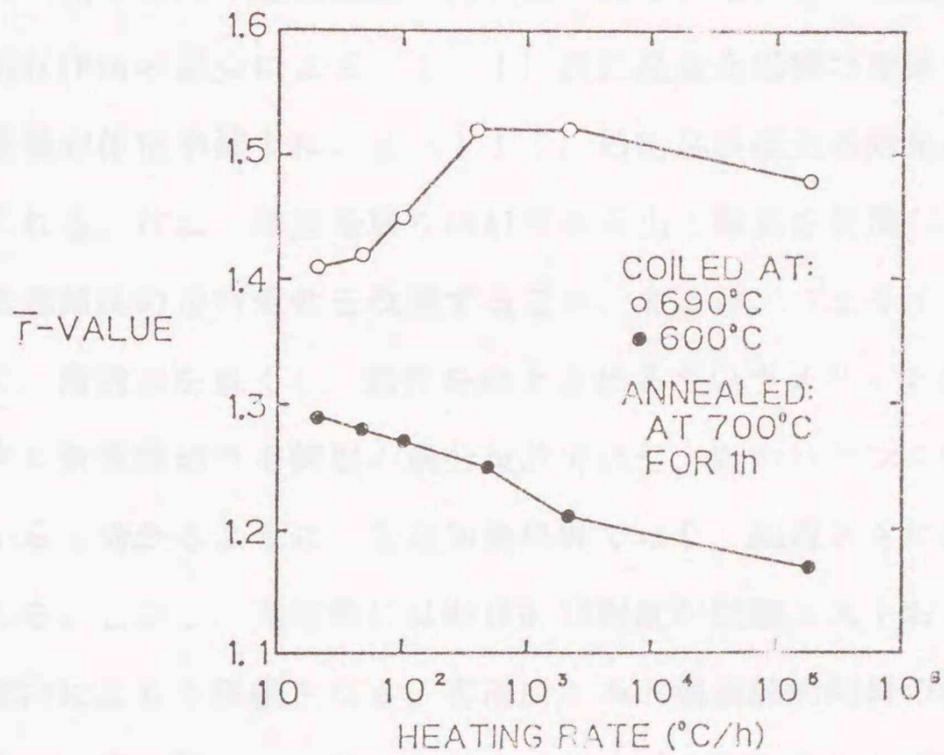


図4-10 低温巻取り材と高温巻取り材のr値の焼鈍時の加熱速度依存性

巻取りして炭化物を粗大セメントイトとした場合に急速加熱焼鈍で高 $\bar{r}$ 値が得られるメカニズムについては第2章で示した結果から以下のように考えられる。C: 0.04%, Mn: 0.20% 程度を含む一般的な低炭素鋼で、高温巻取りにより炭化物が粗大セメントイトとなった鋼板が冷間圧延後の急速加熱で $\bar{r}$ 値が上昇するのは、昇温段階で炭化物の溶解が遅れるため、回復・再結晶が固溶Cの少ない条件下で進行することにより、 $\{111\}$ 再結晶集合組織が発達するためと考えられてきたが、これは単なる固溶Cの効果ではなく、固溶したCとMnの相互作用の効果によるものである。すなわち、回復・再結晶時の固溶Cが少なくなることにより、C-Mn相互作用すなわちMn-C dipoleの形成頻度が少ない状態で回復・再結晶が進行するためである<sup>12)</sup>。なお、図2-7に示すようにMnを0.1%以上含む鋼でのみ粗大セメントイト材の急速加熱による $\bar{r}$ 値向上効果が見られることも上記考え方を裏付けている。また、セメントイトが粗大化し粗に分布していると、冷間圧延時に不均一変形を起こしランダムな方位の再結晶粒が発生し易いとされているセメントイト周辺領域の体積率が減少し、加熱速度によらず $\{111\}$ 方位が発達し易くなるという効果も加わっている。すなわち、高温巻取りによりセメントイトを粗大化した時に連続焼鈍で高 $\bar{r}$ 値が得られるのは、上記の回復再結晶時のC-Mn相互作用の減少による $\{111\}$ 再結晶集合組織の発達効果とセメントイト周辺領域の体積率減少による $\{111\}$ 再結晶組織発達効果の複合効果によると考えられる。なお、高温巻取りはAlNの析出と凝集を促進し、Nを固定するため、連続焼鈍後の歪時効性を改善すること、および、フェライト粒成長性を改善するので、降伏点を低くし、延性を向上させるというメリットがある<sup>13)</sup>。

次に軟質深絞り用鋼板の成分設計ではC, Mnのバランスが重要であり、図2-7からも分かるように、急速加熱焼鈍ではC, Mn量ともに低い方が深絞り性が高くなる。しかし、実用的にはMnは0.1%程度が製鋼コストおよび表面欠陥抑制などの理由により下限値となる。実用Alキルド鋼連続焼鈍材の機械的性質におよぼすC量の影響を図4-11<sup>13)</sup>に示す。この場合のMn量は0.2%である。軟質深絞り用

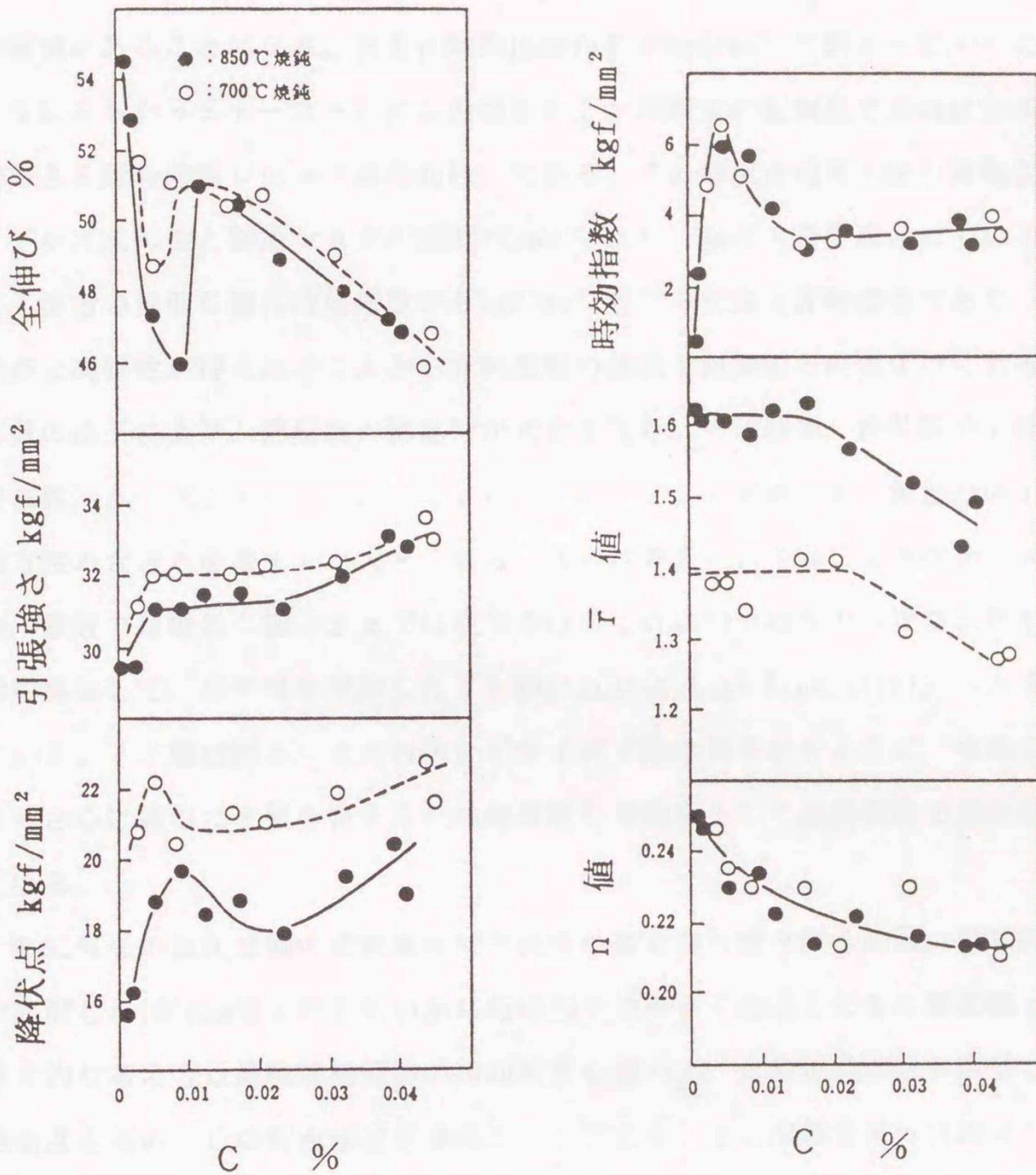


図4-11 連続焼鈍材の機械的性質におよぼすC量の影響

鋼板としてはプレス成形性維持の観点から深絞り性だけでなく、低降伏点、高伸び、高n値、そして常温時効性の観点から低時効指数が要求される。これらのバランスを考えると良好なC範囲としては0.015~0.025%および0.002%以下の2つの領域があることになる。前者は時効指数が約4 kgf/mm<sup>2</sup>で図4-12<sup>13)</sup>に示すようにストレッチャーストレインの発生が2ヶ月程度の短期間であれば実用上回避できる耐時効性レベル(遅時効性)である。この鋼板は商用の絞り用鋼板としてプレス成形性と製造コストの点でベストであり、現在大量生産されている。一方、後者の極低C鋼は時効指数が2 kgf/mm<sup>2</sup>以下で実用上非時効性であり、低降伏点で高延性が得られることから非時効性の深絞り用鋼板と位置づけられるが、C量の低下により、熱延板の結晶粒が大きくなり、その結果、焼鈍後のr値面内異方性、 $\Delta r$  ( $\Delta r = (r_{0} - 2r_{45} + r_{90}) / 2$ で定義され、板面内のr値の異方性の大きさを表す)が大きくなる。 $\Delta r$ は微量のTiやNbにより改善できるため、最近では極低C鋼のままでは使用されずこれにTiやNbなどの炭窒化物形成元素を添加して、CやNを固定したIF鋼(Interstitial Free Steel)へと発展している。IF鋼は図2-2にTiスタビライズド鋼の例を示すように、極低C鋼よりもさらに優れたr値を有するため超深絞り用鋼板として連続焼鈍で量産化されている。

0.02% Cの低炭素鋼の連続焼鈍材で良好な耐歪時効性を得るには、再結晶焼鈍で固溶した100ppm以上のCをいかに短時間で効率よく析出させるかが課題となる。基本的な考え方は過時効処理前の冷却速度を速めて、過時効処理時の固溶Cの過飽和度を高め、Cの析出速度を速めることである。この冷却方法には図4-7に示すようにガスジェット冷却、ロール冷却、気水冷却、水焼入れなどの種々の冷却速度を有するものがある。

図4-13<sup>11)</sup>に過時効前の一次冷却速度を変えた時の過時効処理時間と時効指数の関係を示す。一次冷却速度が速くなるほど時効指数が短時間で低くなる。これは一次冷却速度が速くなるほど過時効処理前のCの過飽和度が高くなり、その

AQキルド 38℃×8日(20℃×2ヶ月相当)時効

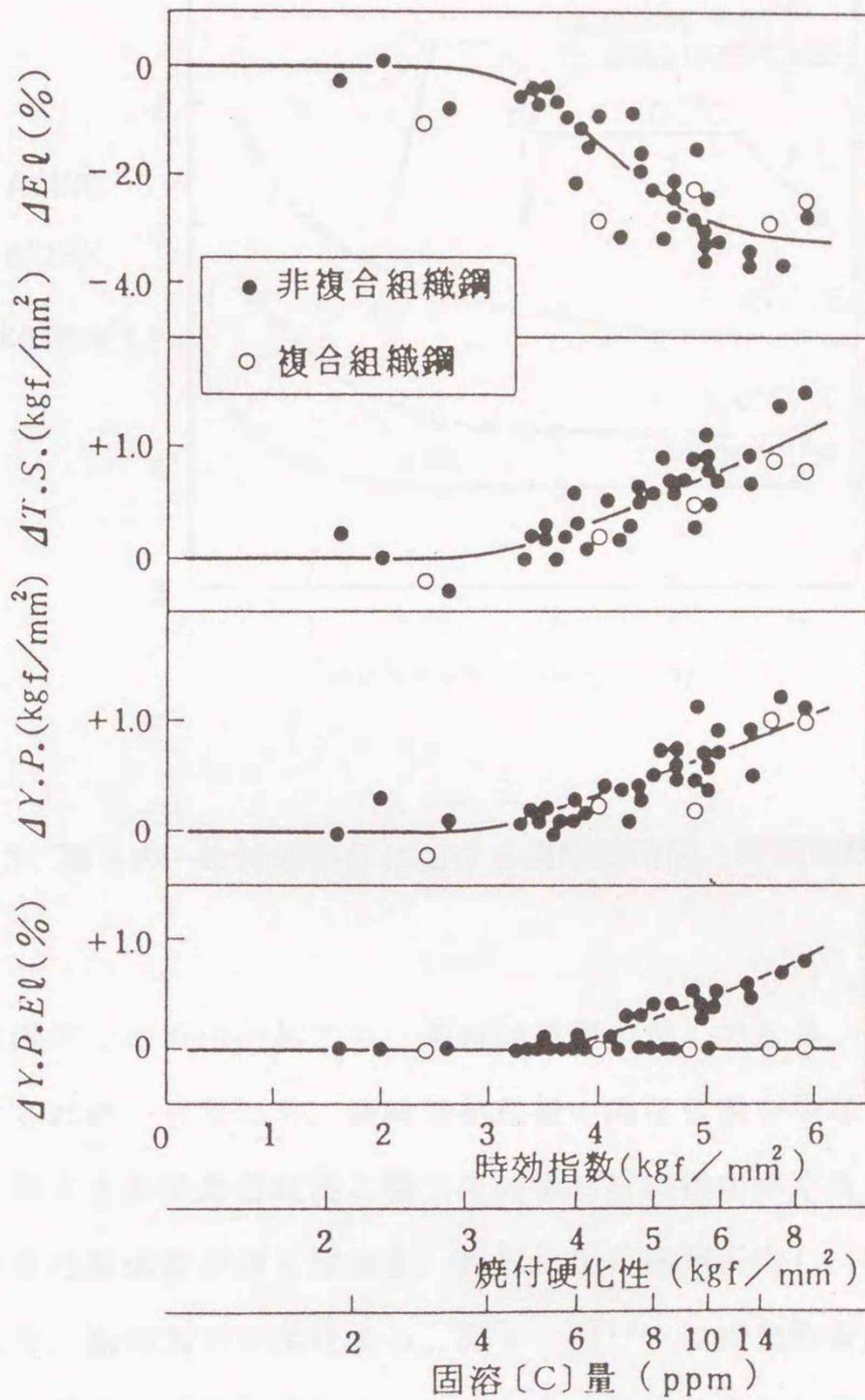


図4-12 連続焼鈍材の時効による材料特性の変化

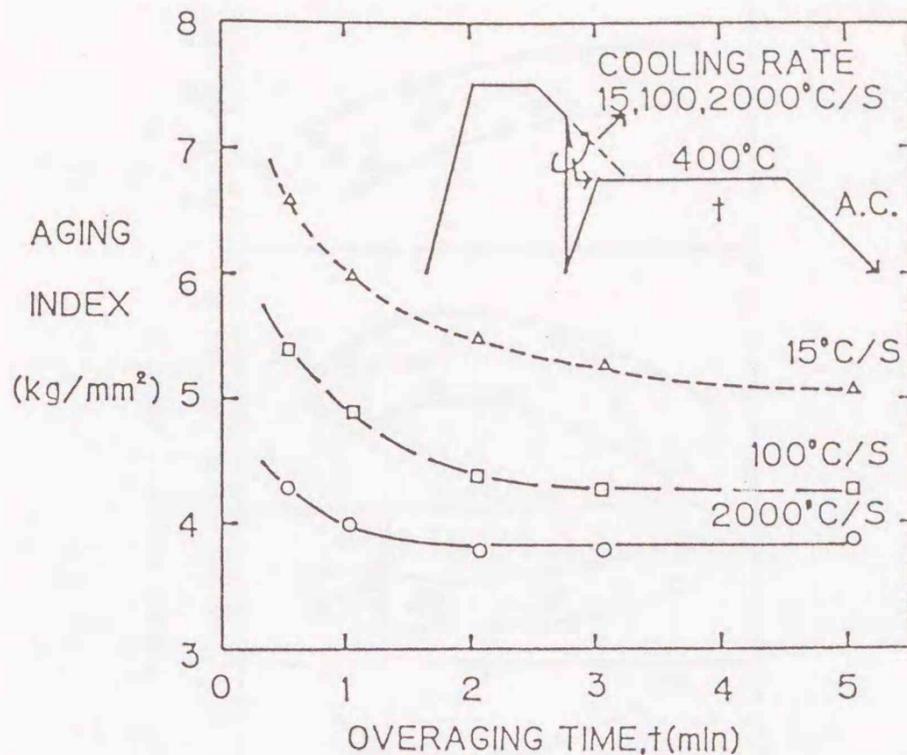


図4-13 種々の一次冷却条件における過時効時間と時効指数の関係

結果短時間で固溶Cの析出が起こり、過時効処理を短くできる。しかし、耐時効性を向上させるため、すなわち、過時効処理後の固溶C量を少なくするため、一次冷却速度を増すと過時効処理後の粒内での微細析出物が多くなり延性が低くなる。一方、一次冷却速度が遅くなると、粒界に炭化物が析出し、粒内の微細炭化物が少なくなり、耐時効性が劣化する。図4-14<sup>13)</sup>に炭化物析出状況と材質の関係を示すが、粒界に炭化物を析出させ、さらに粒内に微細炭化物を若干析出させるのが延性と耐時効性の点で好ましい。写真4-3に最適条件で焼鈍した時のミクロ組織の例を示す。軟質鋼板において、優れた延性と耐時効性のバランスは水焼入れ方式でも焼入開始温度を調整した熱サイクルを用いれば実現できる<sup>8)</sup>が、経済性も加味するとロール冷却方式を用いた熱サイクルが最も適している。

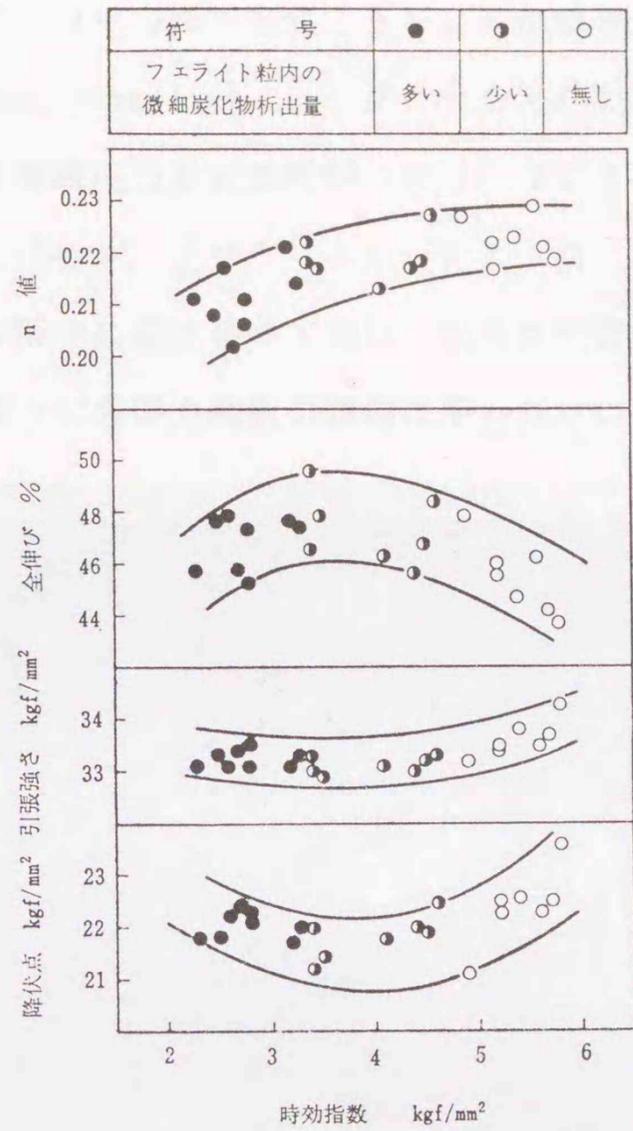


図 4 - 14 微細析出物の析出形態と時効指数および引張特性値の変化との関係

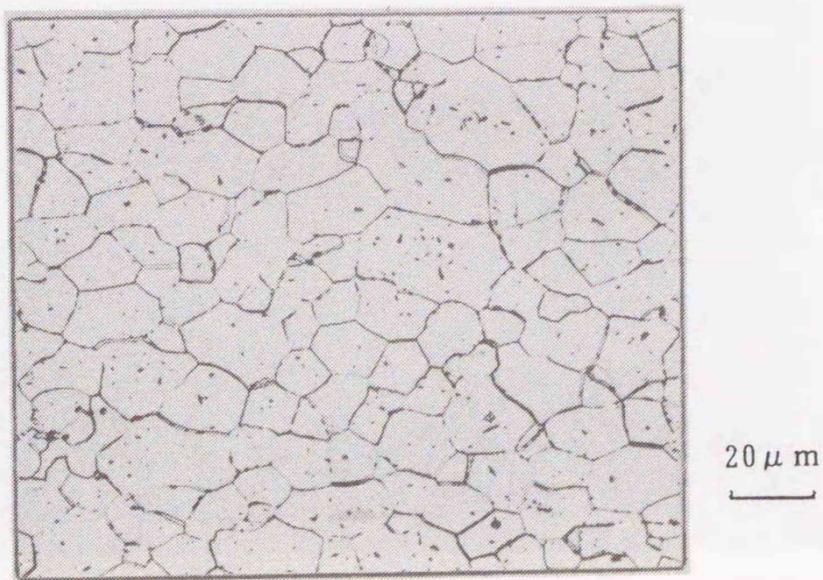


写真 4 - 3 最適条件で焼鈍したときのマイクロ組織の例

なお、水焼入れ方式、ロール冷却方式ともNKKが開発したものであり、NKK-CAL (Continuous Annealing Line)プロセスとして実用化されている。写真4-4にNKK福山製鉄所の連続焼鈍炉 (No. 3CAL)の外観を示す。この設備には、図4-15のレイアウト<sup>14)</sup>に示すように、ロール冷却方式と水焼入れ方式の冷却装置が同時に組込まれており、前者は軟質深絞り用鋼板、後者は4.3.3節で述べるような高張力鋼板の製造に使われている。

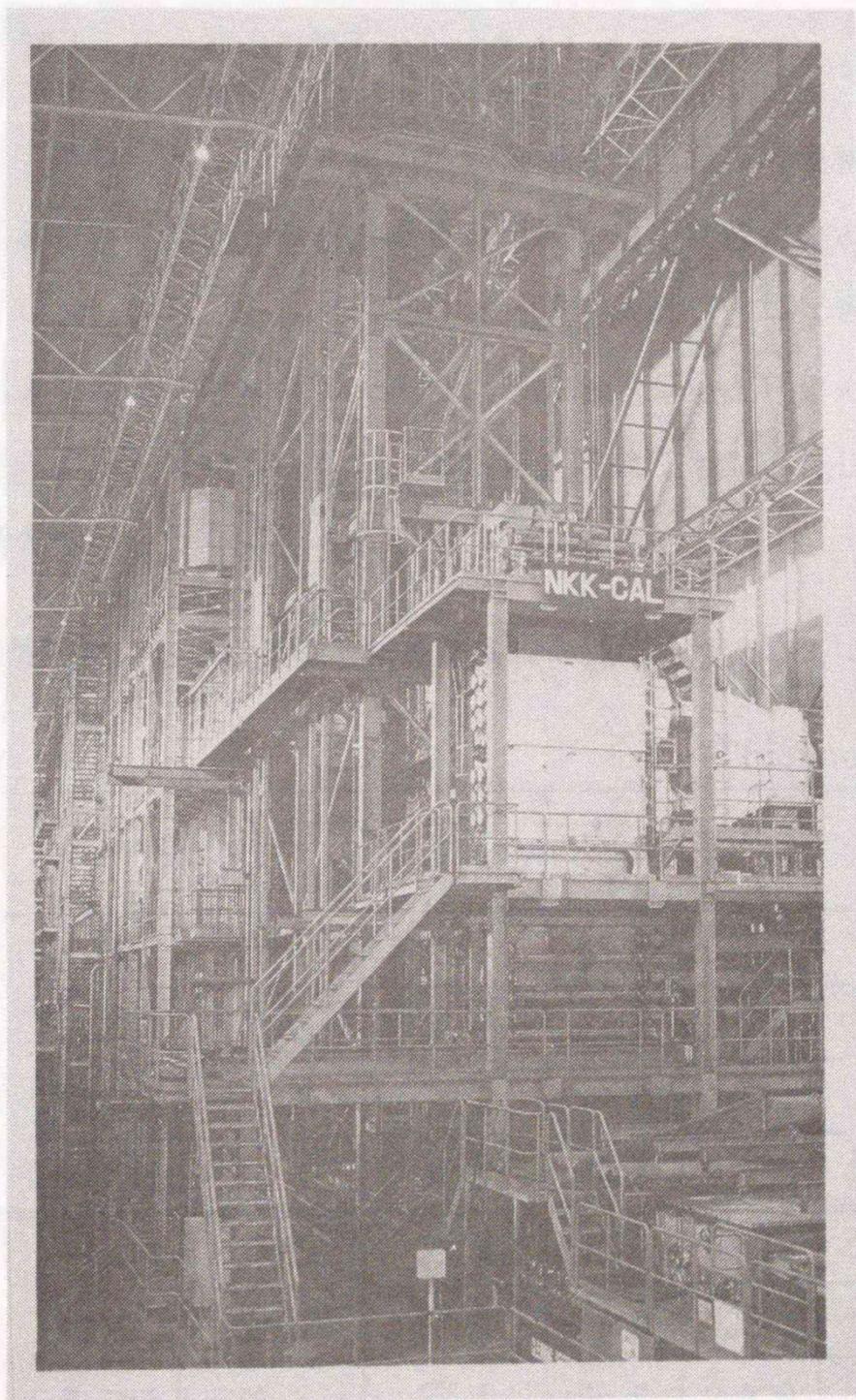


写真4-4 福山製鉄所のNKK-CALプロセスを採用した連続焼鈍炉 (No. 3CAL)

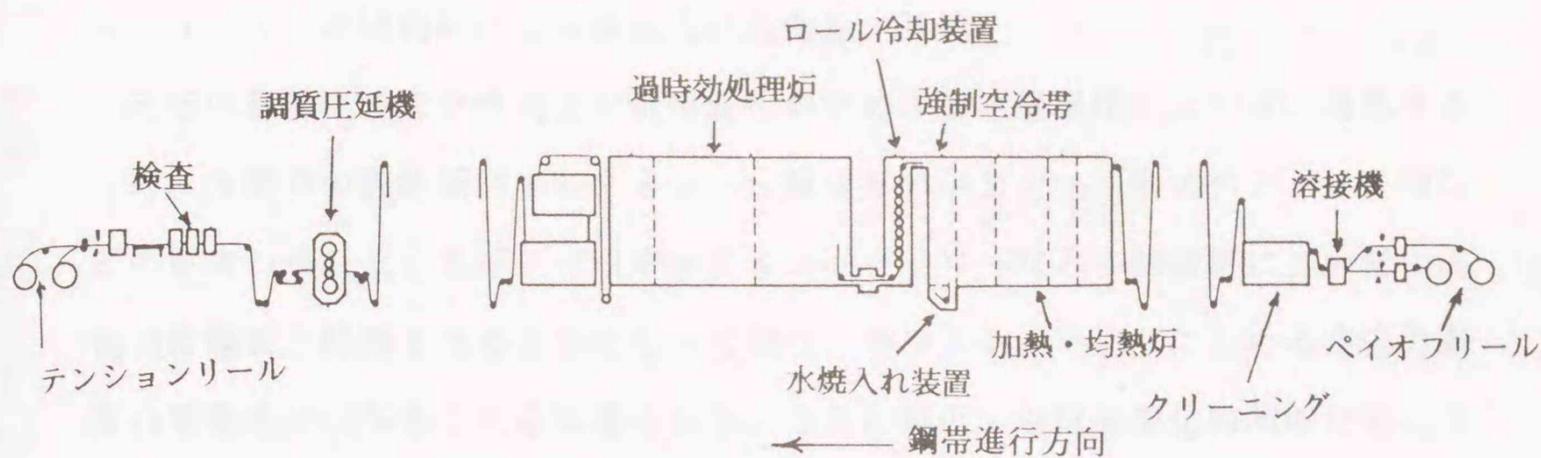


図4-15 福山製鉄所のNo.3CALのレイアウト

表4-2<sup>15)</sup> にロール冷却方式による軟質深絞り用鋼板の機械的性質を箱焼鈍材と比較して示す。CQ (一般用) とDQ (絞り用) は前述のような基礎的知見を生かして、C: 0.02%, Mn: 0.15% のAlキルド鋼をベースに熱サイクルを最適化することにより製造されたものであり、箱焼鈍のCQとDQとほぼ同等の良好な機械的特性が得られている。なお、DDQ (深絞り用) とEDDQ (超深絞り用) はIF鋼をベースとしている。

表4-2 連続焼鈍による軟質深絞り用冷延鋼板の機械的性質の例 (箱焼鈍材と比較)

Thickness : 0.8mm

焼鈍方法	グレード	YP kgf/mm <sup>2</sup>	TS kgf/mm <sup>2</sup>	El %	n	$\bar{r}$	Er mm
連続焼鈍	CQ	21.3	33.1	45.6	0.218	1.40	11.0
	DQ	18.2	32.6	47.1	0.235	1.74	11.3
	DDQ	16.5	31.3	48.4	0.241	1.83	11.4
	EDDQ	14.5	31.1	49.3	0.250	2.07	11.5
箱焼鈍	CQ	21.5	33.2	44.7	0.218	1.37	10.9
	DQ	19.3	32.9	45.2	0.222	1.62	11.0
	DDQ	18.1	32.3	45.9	0.229	1.80	11.0
	EDDQ	14.9	31.0	49.1	0.252	2.00	11.5

#### 4. 3. 3 連続焼鈍による高張力冷延鋼板の製造

近年の自動車の安全性向上や低燃費化のための車体軽量化のニーズに対応するため、自動車の内外板パネルやメンバー類などのボディー、サスペンション類などの足まわり、そしてバンパーやドアインパクトバーなどの補強材にも大量に高張力薄鋼板が使用されるようになっており、ホワイトボディーに占める高張力鋼板の重量比が40%をこえる車種もある。さらに最近、地球温暖化抑制のために二酸化炭素排出量を削減する動きが国際的に強まってより、米国のC A F E規制強化や日本の乗用車新燃費基準設定の動きなど、自動車の燃費を一段と向上させようとする方向にある。燃費向上の有力な手段が車体軽量化であり、これにはアルミなどの軽金属の採用とともに鋼板の板厚をさらに減少させるのが効果的であり、より高強度の高張力鋼板の採用が進められている。

高張力鋼板の適用部位の拡大により、強度をはじめプレス成形性、焼付硬化性、溶接性、塗装耐食性などに対する要求も高度化しており、また、製造コストの低減化も同時に要求されている。

これに応えるべく、鉄鋼メーカーにおいて、種々の優れた特性を有する高張力冷延鋼板の開発が進められている。最初は従来からある箱焼鈍法を利用し、前述のように固溶体強化、析出強化および細粒化強化などの強化機構を組合せて製造したが、合金元素の添加量を多くせざるを得ず、作業性の悪化やコストアップが問題となってきた。また要求される強度レベルが高くなるにつれて、それを達成するのが難しくなっている。このような状況の中で連続焼鈍法を利用し、新しい高張力冷延鋼板の開発が行われている。

水焼入れ連続焼鈍プロセスでは、焼鈍後に急冷できるため、変態組織強化を有効に利用でき、合金元素の添加量が少なくすむのでコスト的にも有利であり、また、強度レベルも35~150kgf/mm<sup>2</sup>までが容易に製造でき<sup>16)</sup>、さらに熱サイクルの工夫により種々の新しい特性を付与することにも可能である<sup>17)</sup>。そこで、この焼鈍プロセスにおける熱サイクルと金属学的現象に関する基礎的解析と各元

素の深絞り性への影響に対する基礎的知見をもとに開発した各種高張力冷延鋼板について述べる。

(1) 水焼入れ連続焼鈍プロセスの熱サイクルと金属学的現象

水焼入れ方式を採用した連続焼鈍プロセスの熱サイクルを図4-16に示す。冷間圧延された鋼帯は所定の温度まで加熱，1分程度の均熱後，ガスジェットによる強制空冷（約 $15^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ ）により，所定の温度まで制御冷却され，そして鋼帯の形状を良好に保つよう特別に配慮された水焼入れ設備<sup>18)</sup>によって水焼入れ（約 $2000^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ ）される。つづいて所定の温度で1分程度焼戻し（過時効処理）した後調質圧延して製品となる。

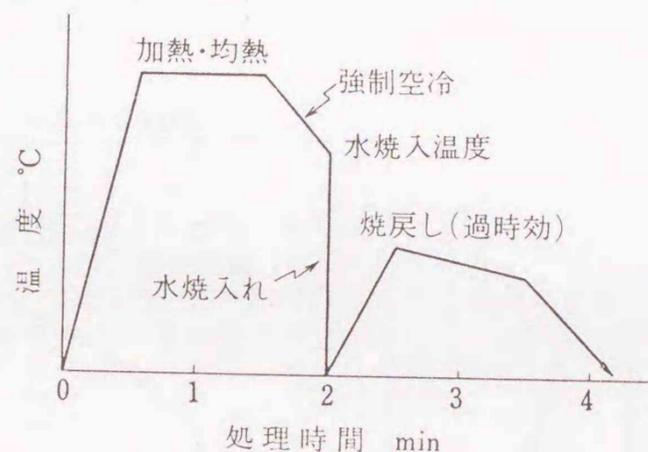


図4-16 水焼入れ連続焼鈍プロセスにおける熱サイクル

本プロセスでは冷却過程に強制空冷と水焼入れを組み合わせているため，水焼入れ温度の調整により種々の冷却パターンをとることができ，これにより金属組織の厳密な制御が可能となる。実験室的にどのような金属学的現象が起きるか検討した結果について述べる<sup>17)</sup>。

表4-3に示すようなC量が0.05%でMn量を0.25~1.9%まで変化させ，冷間圧延した鋼板を， $750^{\circ}\text{C}$ に加熱して，フェライト+オーステナイトの混合組織とした後冷却パターンを変え，強制空冷しながら種々の温度から水焼入れした時の金属組織の変化を図4-17<sup>17)</sup>に示す。点線より高温から水焼入れすると，オース

表 4 - 3 供試材の化学成分 (wt %)

サンプル No	化 学 成 分 Wt %					
	C	Mn	Si	P	S	Sol. AL
1	0.050	0.25	0.02	0.003	0.008	0.032
2	0.052	0.51	0.01	0.003	0.006	0.045
3	0.050	0.98	0.01	0.003	0.006	0.041
4	0.048	1.49	0.01	0.003	0.006	0.039
5	0.054	1.89	0.01	0.003	0.006	0.038

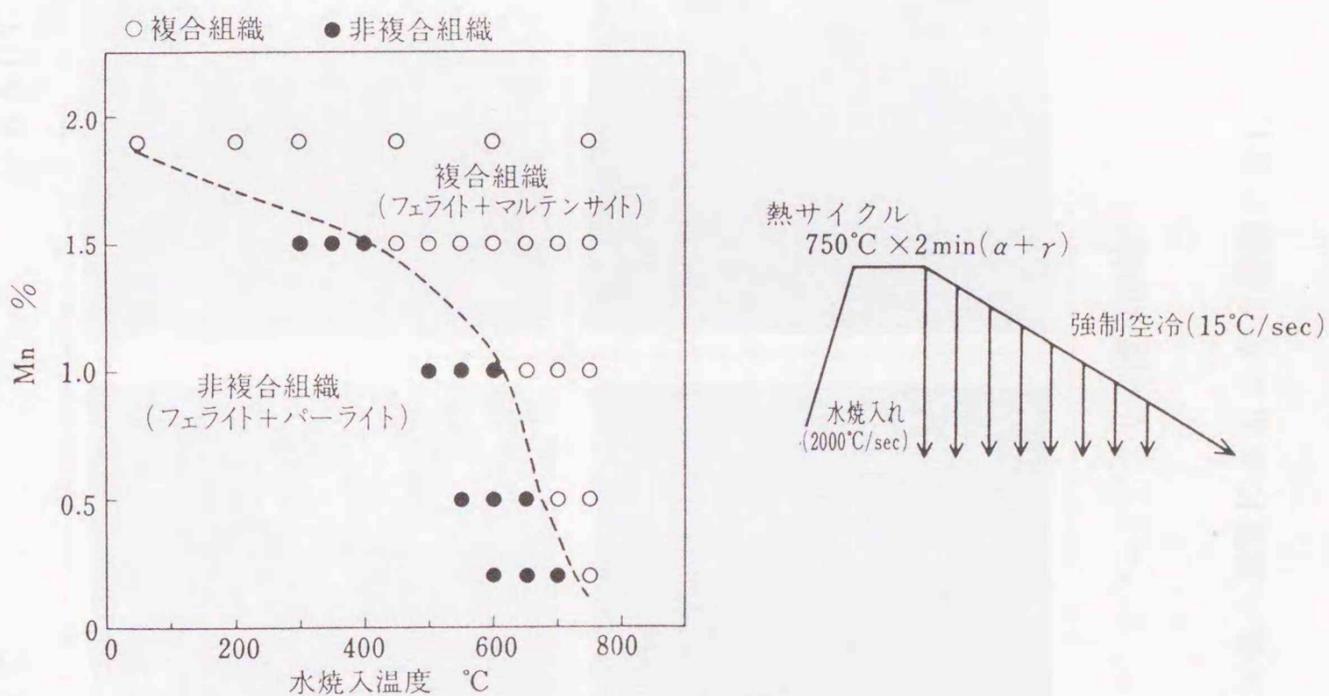
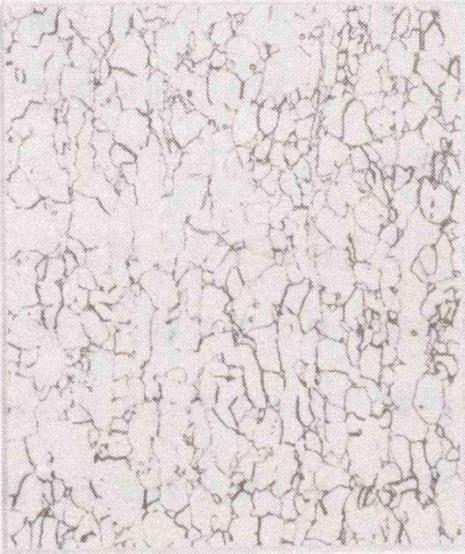
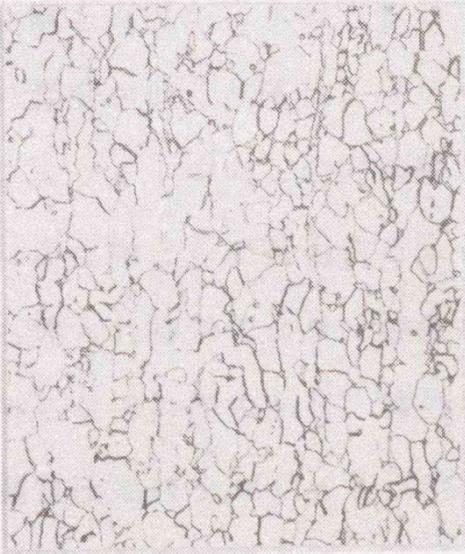
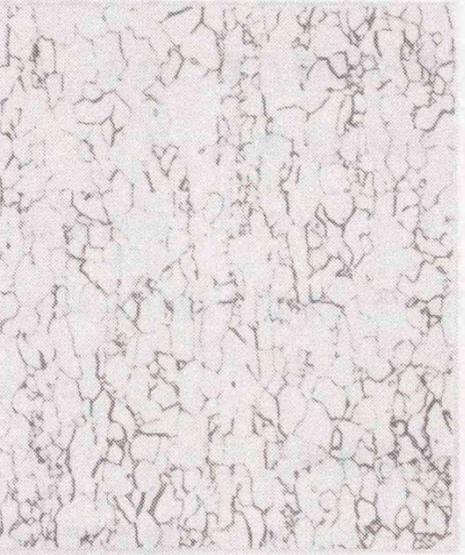
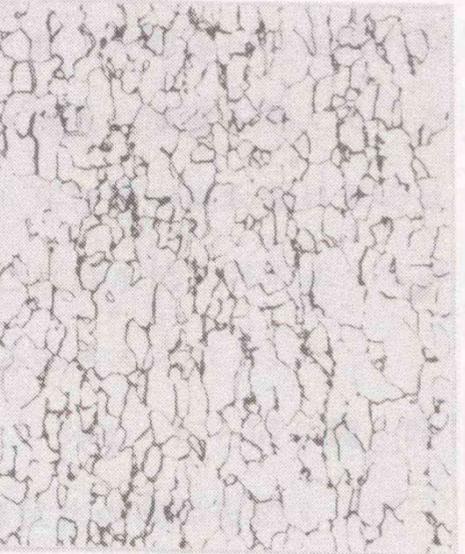
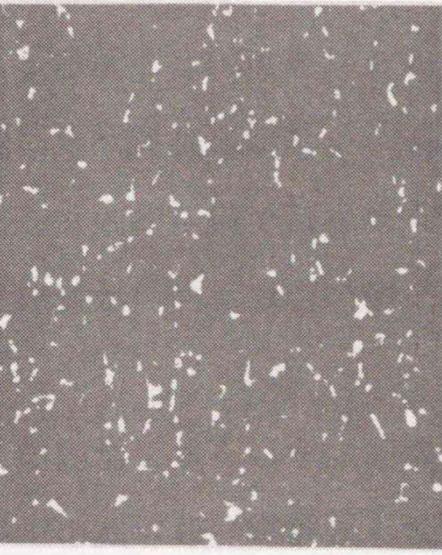
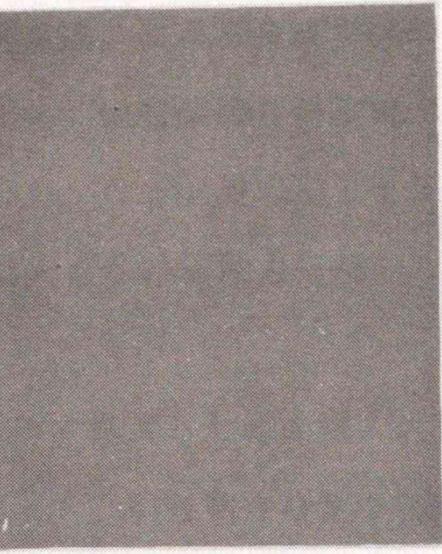


図 4 - 17 ミクロ組織におよぼすMn量と水焼入温度の影響

テナイトはマルテンサイトに変態し、フェライト+マルテンサイトの混合組織から構成される、いわゆる複合組織 (Dual Phase)が得られる。それに対し、点線よりも低温で水焼入れすると、フェライト+パーライトの混合組織となる。すなわち、点線は複合組織の得られる臨界焼入曲線を示す。写真 4 - 5 に一例とし試

水焼入温度	750°C	650°C	550°C
ナイタルエッチ  40 μm			
レベラ試薬 エッチ 白：マルテンサイト 黒：フェライト 40 μm			

レベラ試薬（チオ硫酸ナトリウム+ピクリン酸水溶液）

写真4-5 サンプルNo.3の水焼入温度によるミクロ組織の変化

料No. 3 (Mn: 0.98%) の水焼入れ温度の違いによる金属組織の変化を示す。このように水焼入れ温度を変えることにより、軟質深絞り用鋼板と同程度の低Mn鋼から、2.0 %程度の高Mn鋼に至るまで、いかなるMn量の鋼でも複合組織化が可能であり、これは水焼入れのような非常に大きな冷却能力を持ったプロセスのみで達成できると考えられる。

つぎに、図4-17と同じ鋼を同じ条件で処理した時の焼入れままの鋼板の引張強度と降伏比の関係を図4-18<sup>17)</sup> に示す。引張強さは第2相の種類および体積率、固溶C量などの影響を受け、同じMn量の鋼でも水焼入れ温度が変わると大幅に変化する。また、複合組織が得られる領域では、焼入れままの鋼は降伏点伸びをほとんど示さず、非複合組織の領域に比べ降伏比が低くなる。さらに、この領域では、Mn量が多くなるほど、また、Mn量の多い鋼では水焼入れ温度が低くなるほど降伏比はより低くなる。そして、Mn量が1.0 %以上の鋼では50%前後の低降伏比となる。

図4-19<sup>17)</sup> には上記熱処理条件での固溶C量を示す。固溶C量は焼入れままの鋼板の内部摩擦によるスネークピークの高さ $Q^{-1}$ で評価した。固溶C量はMn量の少ない鋼を高温から水焼入れした時が最も多く、Mn量が多くなるほど、また、水焼入れ温度が低くなるほど少なくなる。これはMn量が多くなるほど高温におけるでのフェライト中のCの固溶限が低下することおよび高温で固溶したCが強制冷却中に炭化物として析出することによる。ところで、固溶C量が多過ぎると、室温でも焼入れ時効により、強度が上昇する現象があり、また、強度-延性バランスも劣るなどの理由から、適当な焼戻しによって固溶C量を調整する必要がある。未調質圧延材を $38^{\circ}\text{C} \times 8$ 日の時効( $20^{\circ}\text{C} \times 2$ ヶ月の時効に相当)させた時、焼入時効により引張強さが $1.5\text{kgf}/\text{mm}^2$ 以上上昇する領域をA、それ未満の領域をBとする。Aの領域は焼戻しによって固溶C量を減少させる必要がある、Bの領域は焼入れままで実用的に問題ないを考える。Aの領域の焼戻しは $200\sim 400^{\circ}\text{C}$ で行い、これにより焼入時効性が改善できる。なお、鋼板中に固溶Cが存在する

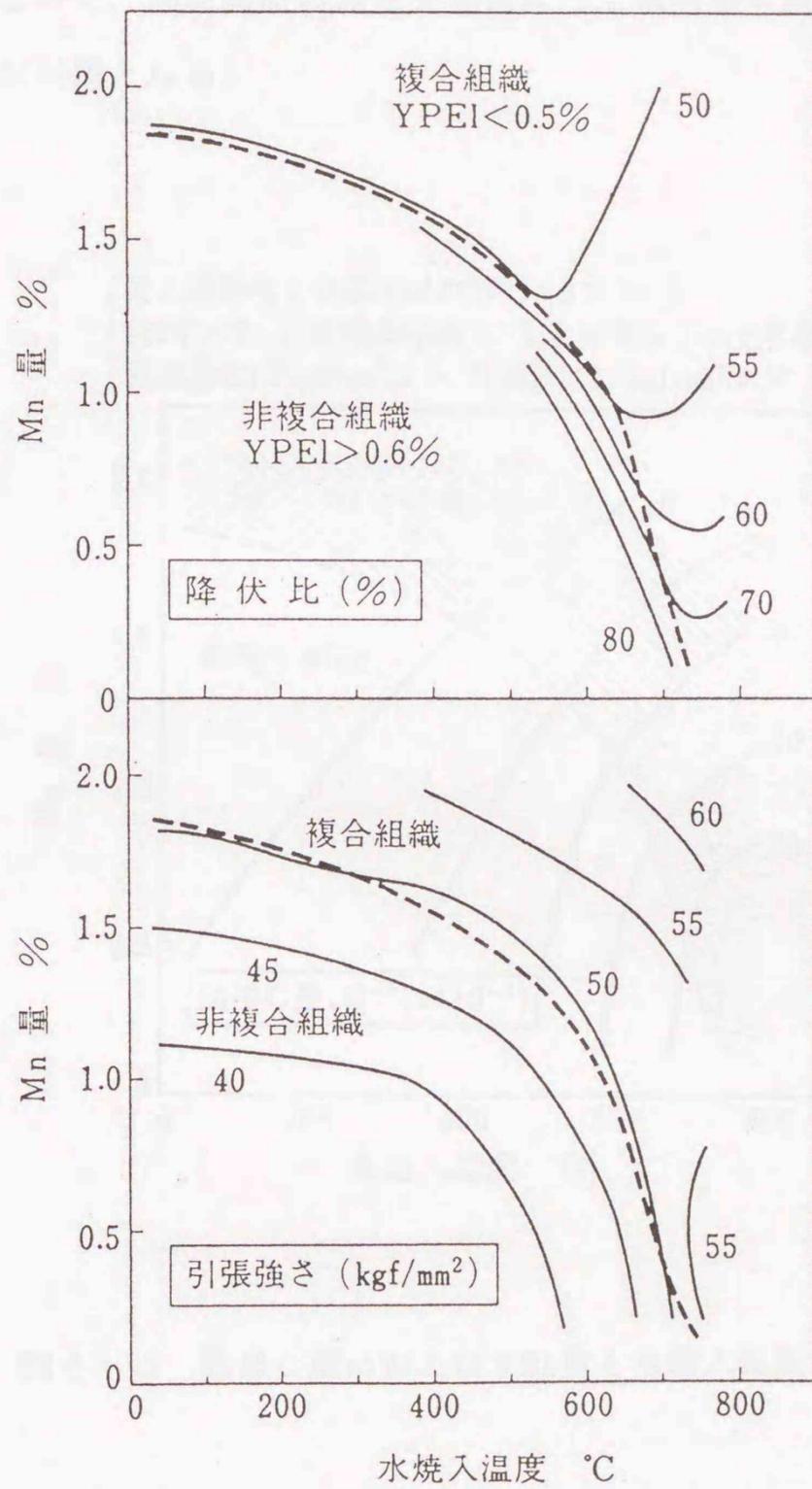


図4-18 引張強さと降伏比におよぼすMn量と水焼入温度の影響

と、自動車の場合、プレス後の塗装焼付処理(170°C×20min)で降伏強度が上昇する特性、すなわち、焼付硬化性<sup>10)</sup>が現われてくるが、焼戻処理により固溶Cが調整できるので、焼戻温度の選定を適切に行えば所望の焼付硬化性を鋼板に付与することが可能となる。

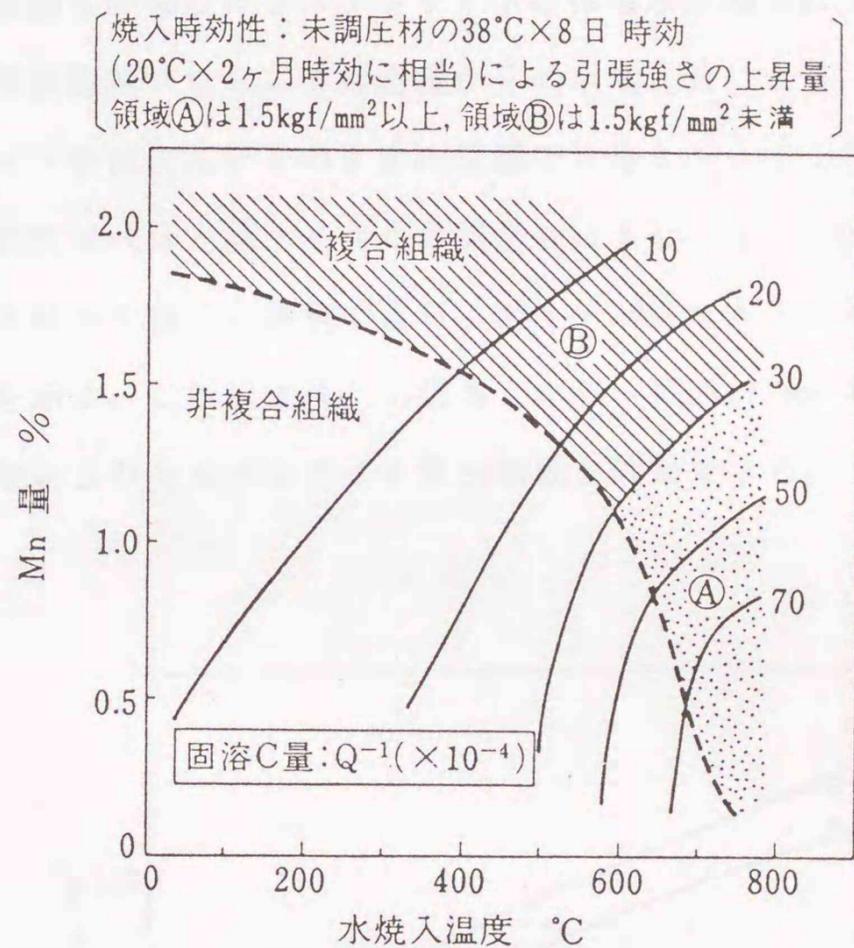


図4-19 固溶C量におよぼすMn量と水焼入温度の影響

複合組織鋼板は一般的につきの特徴を有している<sup>19)</sup>。(1)焼鈍ままで降伏点伸びがなく、降伏比が低い。(2)加工硬化指数(n値)が高く、一様伸び、全伸びが大きい。(3)常温では降伏点伸びの回復が極めて遅く、遅時効性を有し、かつ焼付硬化性がある。

ところが、同じように複合組織鋼板と称しても、上記A、B領域によってこれらの特徴の強弱が異なる。すなわち、従来の箱焼鈍による高張力鋼板より優れた強度-延性バランスを有することは共通しているが、これに加え領域AのMn量の少ない鋼による複合組織鋼板は焼付硬化性、領域BのMn量の多い鋼による複合組織鋼板は低降伏比が強調される。

複合組織鋼板の強度はマルテンサイトの体積率の増大に比例して上昇するが、水焼入れ連続焼鈍プロセスでは高温からの水焼入れにより、加熱中に生成したオーステナイトをほとんどそのままの状態でもルテンサイト化することが可能である。実用的には成分と熱サイクルの組合せにより、3~100%の範囲でマルテンサイトの体積率を容易に調整できる。図4-20にマルテンサイト体積率と引張強さの関係を示す。これにより、引張強さが35~150kgf/mm<sup>2</sup>の広い範囲にわたり複合組織鋼板およびマルテンサイト単相鋼板が製造できる。

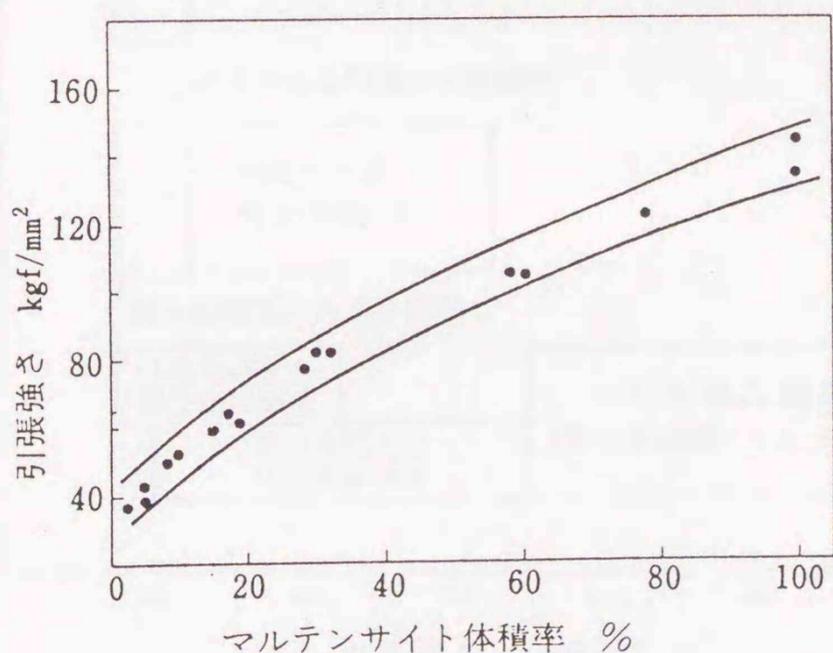


図4-20 マルテンサイト体積率と引張強さの関係

(2) 水焼入れ連続焼鈍プロセスによる高張力冷延鋼板の製造技術と特性

高張力冷延鋼板は補強材のような曲げ成形程度のものから、内・外板パネルのような厳しい深絞り成形や張り出し成形が行われるものまで、各種の自動車部品に適用されている。部品により、要求されるプレス成形性のグレードが異なるので、その鋼板が保持する特徴によって、高張力冷延鋼板の体系化を行い、それぞれの部品に適した鋼板を選定できるようにすることが望ましい。この考え方に従って、による各種高張力冷延鋼板を体系化すると図4-21<sup>17)</sup>のようになる。製品の強度範囲は引張強さで35~150kgf/mm<sup>2</sup>におよび、強度レベルの低いものほど用途が広がるので、特徴の異なる鋼板を多種にわたり含んでいる。以下、各種高張力冷延鋼板の製造方法と特性を述べる。

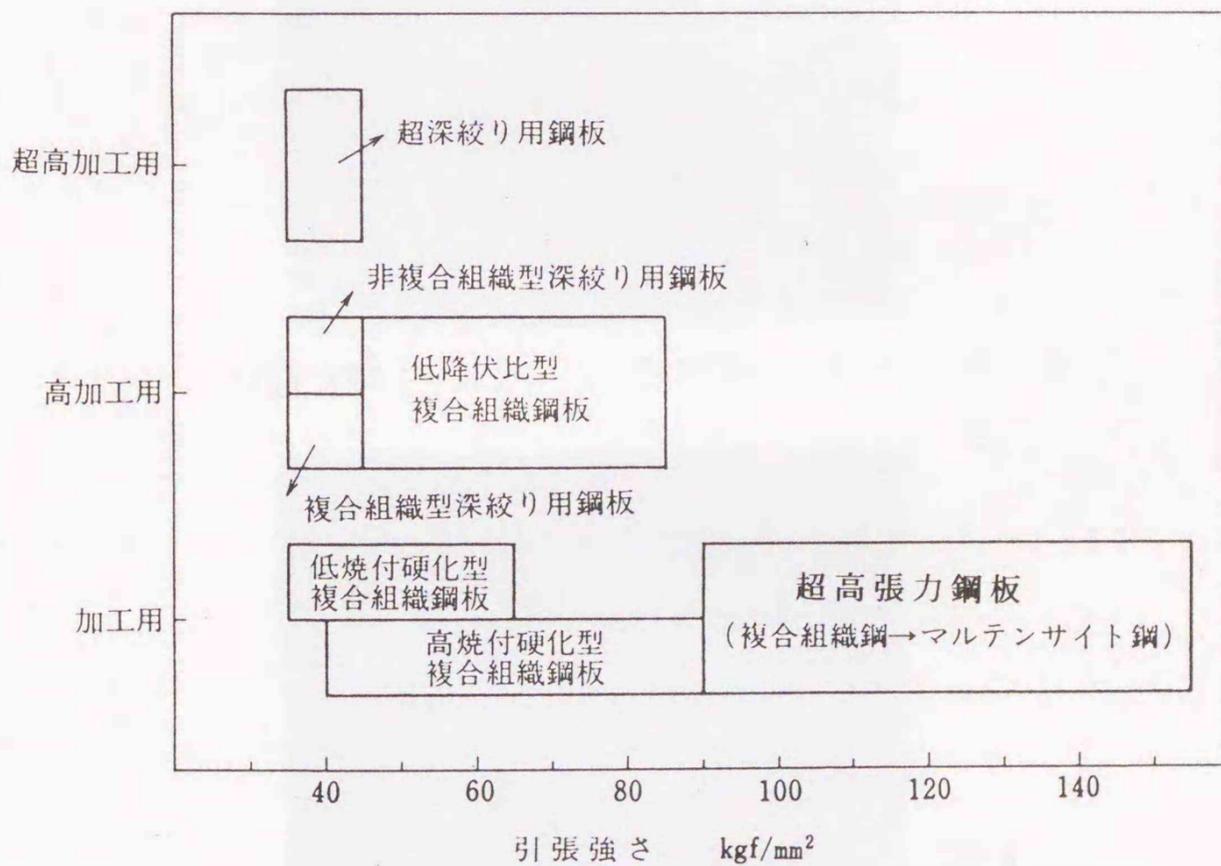
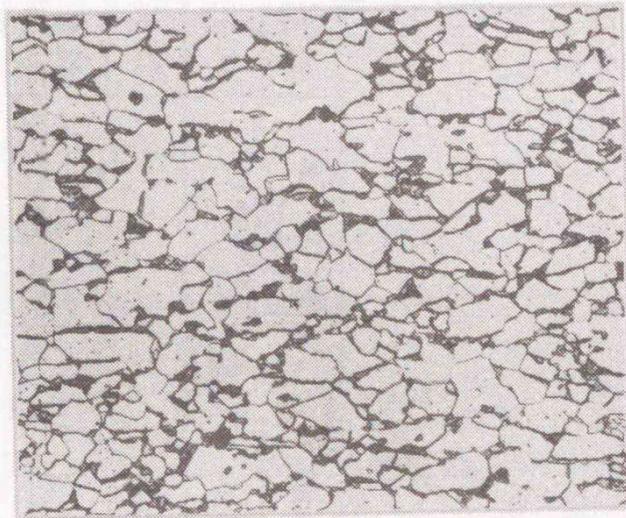


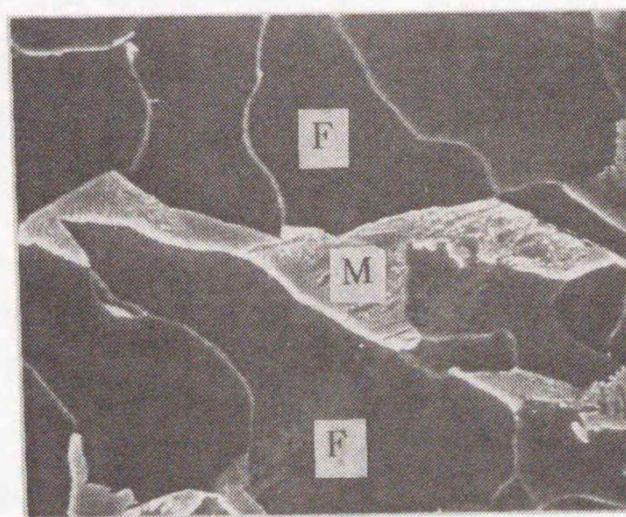
図4-21 水焼入れ連続焼鈍プロセスによる高張力冷延鋼板

### (2.1) 複合組織鋼板 (Dual Phase Steel)

前述のように、水焼入れ連続焼鈍プロセスでは広範囲のMn量の鋼について複合組織化が可能であるが、製品の材質の特徴から、Mn量を0.8%以下にした省合金型複合組織鋼板とMn量を1.2%以上添加した合金型複合組織鋼板に大別される。すなわち、前者は領域A、後者は領域Bの複合組織鋼板に相当する。特徴としては、いずれの鋼板も従来の箱焼鈍による高強度鋼板に比べて、優れた強度-延性バランスを有することに加え、前者は高焼付硬化性、後者は低降伏比が特徴となる。表4-4<sup>17)</sup>に水焼入れ連続焼鈍プロセスの実機ラインでの複合組織鋼板の製造条件と得られた製品の機械的性質、写真4-6に顕微鏡組織の例を示す。



(白い領域：フェライト，黒い領域：マルテンサイト)



(F：フェライト，M：マルテンサイト)

写真4-6 複合組織鋼板のマイクロ組織

表 4-4 複合組織鋼板の製造条件と機械的性質の例 (板厚0.8mm)

成分による分類	特徴による分類	強度レベル kgf/mm <sup>2</sup>	成分 %			連続焼鈍サイクル (G.J.: 強制空冷) (W.Q.: 水焼入れ)	機械的性質 (JIS 5号, T方向)							
			C	Si	Mn		P	降伏点 kgf/mm <sup>2</sup>	引張強さ kgf/mm <sup>2</sup>	伸び %	n 6-12%	降伏比 %	BH* kgf/mm <sup>2</sup>	$\bar{r}$
省合金型 複合組織鋼板	高烧付硬化型	40	0.05	0.02	0.23	0.015		29.2	42.8	37.0	0.180	68.2	10.0	1.10
		50	0.05	0.16	0.40	0.070		38.5	53.0	31.2	0.175	72.6	10.2	1.05
		60	0.07	0.15	0.67	0.070		42.0	64.1	28.0	0.170	65.5	9.8	1.00
合金型 複合組織鋼板	低烧付硬化型 (延性型)	40	0.05	0.02	0.23	0.015		27.3	40.0	40.2	0.203	68.3	4.0	1.10
		50	0.05	0.05	1.56	0.010		26.3	50.7	34.0	0.230	51.1	6.0	0.90
		60	0.08	0.49	1.35	0.008		33.4	61.0	32.5	0.223	54.9	7.0	0.92

\* 2%予歪後170°C×20min処理による降伏強度の上昇量

まず、省合金型複合組織鋼板は、水焼入れの高冷却能を最大限に利用し、合金元素の低減化を狙ったものである。Mn量が0.8%以下のAlキルド鋼をベースに、 $50\text{kgf/mm}^2$ 以上の高張力鋼板では必要に応じて安価な固溶体強化元素であるSi、Pを添加した鋼が用いられる。熱サイクルとしては、フェライト+オーステナイト二相領域に加熱後、強制空冷を行わずに高温から直接水焼入れすることを基本としており、これにより、省合金成分でも複合組織が得られる。焼入れままでは固溶Cの過飽和度が高過ぎて材質上好ましくないので、低温で短時間の焼戻しを行い、固溶C量を調整した後、調質圧延を施して製品となる。省合金成分では引張強さが $35\sim 80\text{kgf/mm}^2$ の高張力鋼板が製造可能である。なお、焼戻しは $200\sim 400^\circ\text{C}$ で行われることは既に述べたが、低温側で焼戻すと固溶Cが多く残り、 $10\text{kgf/mm}^2$ 程度の高い焼付硬化性を有する高焼付硬化型複合組織鋼板が得られる。一方、高温側で焼戻すと固溶Cが少なくなるため、焼付硬化性は $5\text{kgf/mm}^2$ 以下となるが、良好な延性を有する低焼付硬化型（延性型）複合組織鋼板が得られる。

図4-22<sup>17)</sup>に省合金型複合組織鋼板の焼戻しによる強度-延性バランスと焼付硬化性の変化を示す。ところで、焼付硬化性は意図的にフェライト中に残された固溶Cがマルテンサイト変態や調質圧延によって導入された可動転位上に析出し、それを強固に不動化することに起因している。固溶Cの存在は室温時効を促進するので、プレス用鋼板では一般的に好ましくないとされているが、この複合組織鋼板では、室温で長時間時効させても降伏点伸びの回復がほとんどなく、遅時効性を示す。これはフェライト中に均一に分散しているマルテンサイトの降伏点伸び抑制効果によるものである<sup>10)</sup>。図4-23<sup>16)</sup>には高焼付硬化型複合組織鋼板の焼付硬化と自然時効をシミュレートした人工時効試験の結果を示す。室温遅時効性と焼付硬化性の共存は自動車用鋼板として望ましい特徴である。なお、焼付硬化による降伏強度の上昇は直接部品の変形強度の上昇に反映するので、従来の焼付硬化性のない材料と同じ変形強度を期待する場合、焼付硬化性のある鋼板を使用すれば、焼付硬化量の分だけ降伏強度の低い鋼板、すなわち、プレス成

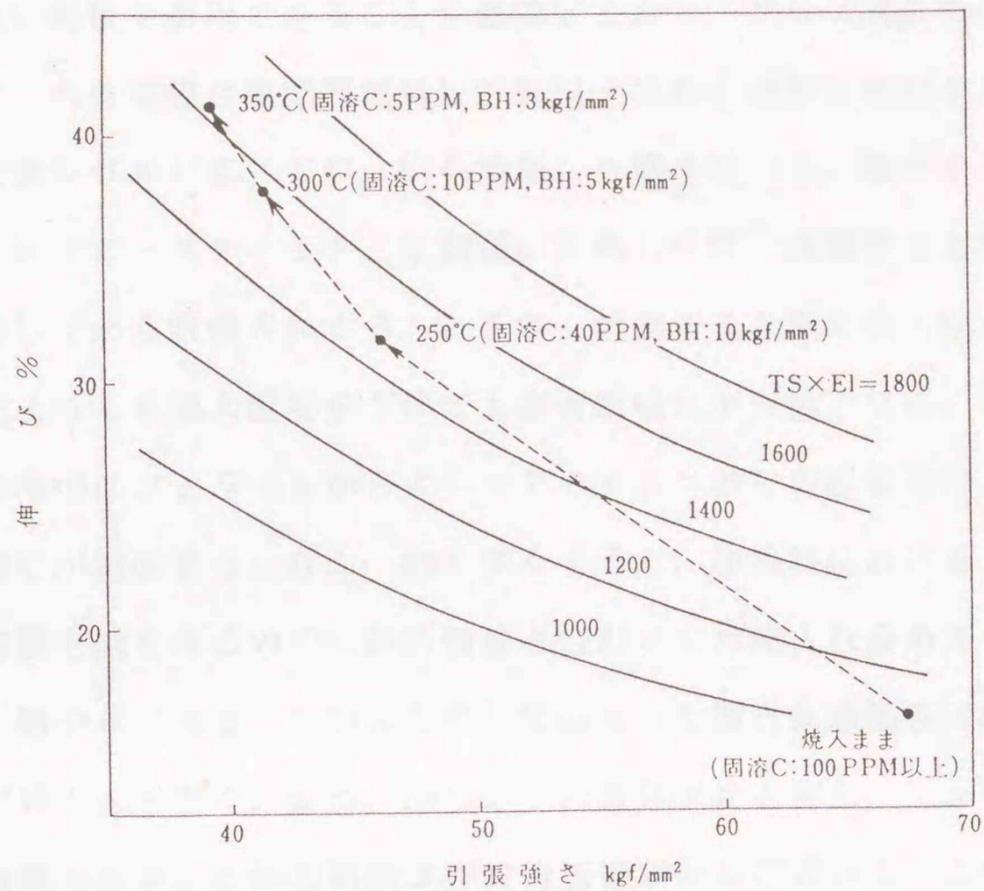


図4-22 複合組織鋼板の強度-延性バランスおよびBH性におよぼす製造条件の影響

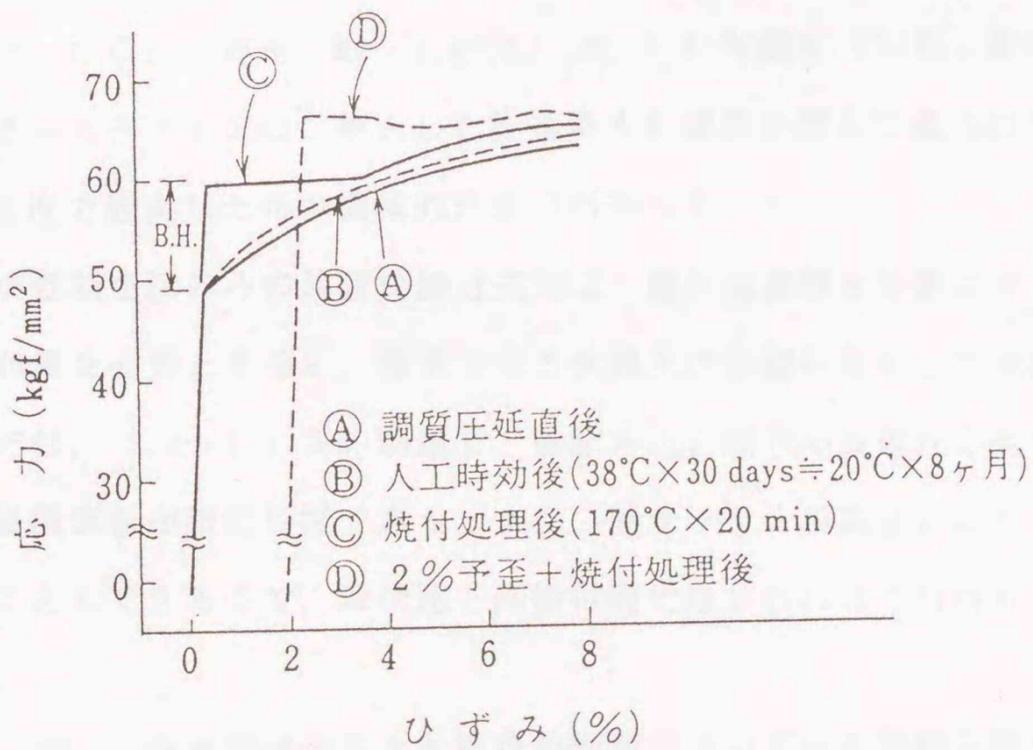


図4-23 高焼付硬化型複合組織鋼板の調質圧延直後、人工時効後および焼付処理後の応力-歪曲線

形性の良い鋼板を使用できることを意味しており、プレス成形の面で有利となる。

つぎに、合金型複合組織鋼板は1.2 %以上のMnを添加したAlキルド鋼をベースとし、強度レベルに応じてC, Siを添加した鋼を用いる。熱サイクルとしては、フェライト+オーステナイト二相領域に加熱した後、強制空冷を用いてBの領域まで徐冷してから水焼入れする。Mnを多く添加すると鋼の焼入性が向上するので、省合金型よりも水焼入れ温度を下げても複合組織化が可能となる。また、水焼入れまでの徐冷中にフェライトからオーステナイトへのCの移動を生じ、フェライト中の固溶Cが減少する。なお、Mnを多くすると、加熱時におけるフェライト中のCの固溶限も低くなるので、徐冷効果と合わせて水焼入れ後のフェライト中の固溶Cは一層少なくなる。このようにして得られた複合組織鋼板は焼鈍ままで降伏点伸びがほとんどなく、かつ、60%以下の低降伏比を有し、しかも、延性も良いという特徴を示す。この低降伏比型複合組織鋼板は前述のように焼入れままでも固溶Cが少ないので、焼戻す必要はないが、焼戻しを行うと固溶Cがさらに減少し、延性が向上する。しかし、焼戻温度の上昇とともに降伏比も上昇するので、低降伏比という特徴を残すためには焼戻温度を250℃以下にする必要がある。図4-24<sup>20)</sup>にC: 0.05%, Mn: 1.40%, Cr: 0.4 %鋼を750℃に加熱してフェライト+オーステナイトの二相とした後水焼入れ温度を変えて焼入れし、400℃までの各温度で焼戻した時の機械的性質の例を示す。

冷却が強制空冷のみの連続焼鈍方式では、複合組織鋼板を製造するには2.0 %程度のMn量を必要とするが、強制空冷と水焼入れを組み合わせた水焼入れ連続焼鈍方式では、1.2~1.6 %のMn量で、前記方式と同等の高延性を有する低降伏比型複合組織鋼板が製造可能である。また、熱サイクルの調整により、固溶Cを多く残すこともできるので、降伏比と高焼付硬化性を合わせて付与することも容易である。

ところで、これまで述べてきた複合組織鋼板はいずれも良好な延性を有しているが、 $\bar{r}$ 値が1.0前後であり、深絞り性に劣るのが欠点である。これはマルテン

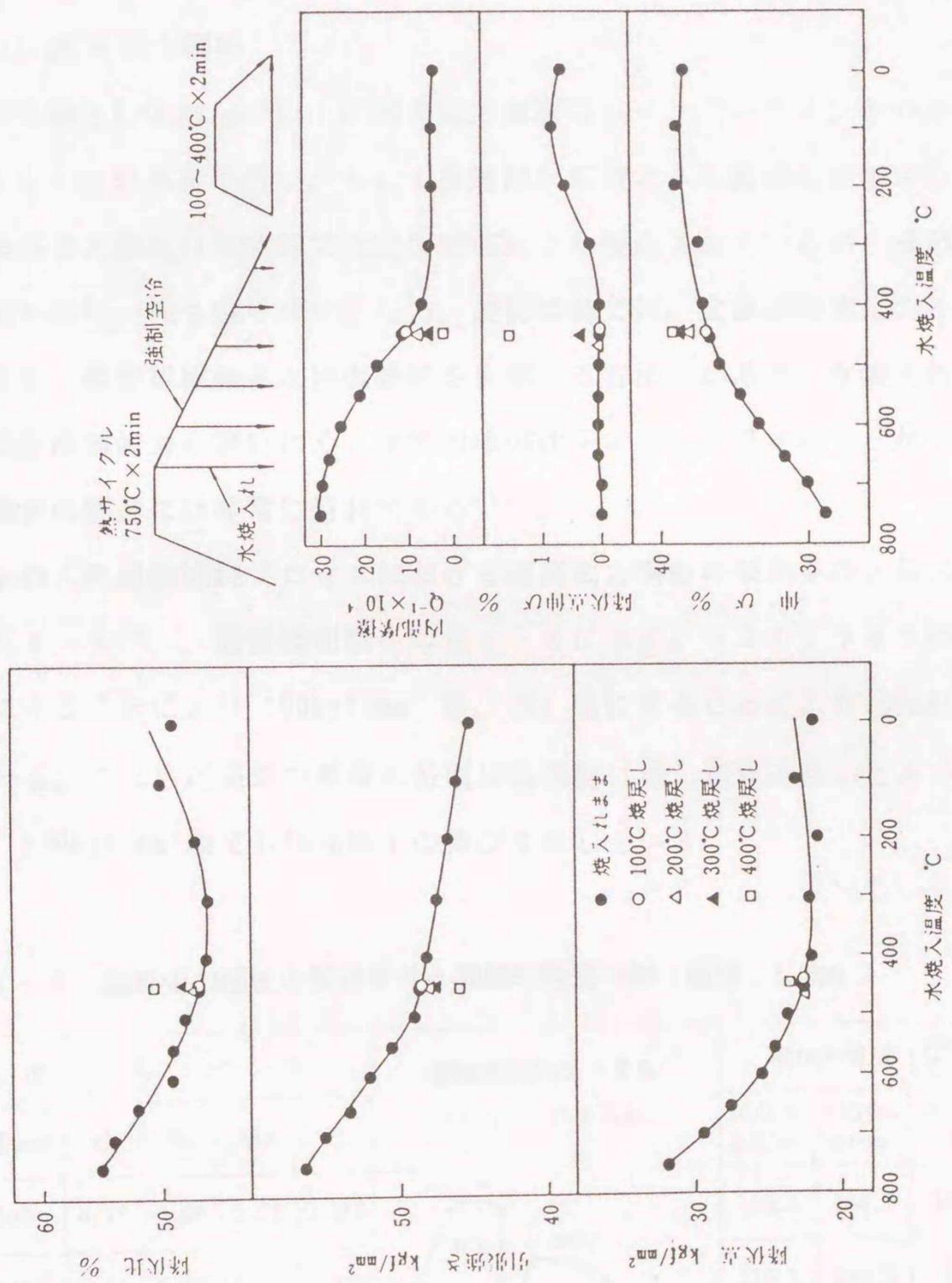


図4-24 合金型複合組織鋼板の機械的性質におよぼす水焼入れおよび焼戻し温度の影響

サイトの微細分散化を図る目的から、熱延過程では低温巻取りを基本としていることによる。ところが、水焼入れ連続焼鈍プロセスではMn量の少ない鋼でも複合組織化できることを利用し、高温巻取りと組み合わせることにより深絞り性の良好な複合組織鋼板をも製造できる<sup>21)</sup>。これについては後で詳細に述べる。

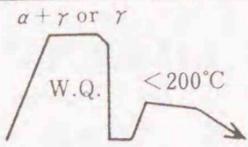
## (2.2) 超高張力鋼板

引張強さ100kgf/mm<sup>2</sup>以上の超高張力鋼板はレインホースメントやインパクトビームなど、成形度が低く、そして重量減が期待できる部品に使用されている。

超高張力鋼板は箱焼鈍では回復焼鈍により製造されているが、成形性が悪く、コイルの均一性も良くない。一方、連続焼鈍では、変態組織強化のみを利用する方法と、変態組織強化と回復焼鈍を併用する方法とがある。水焼入れ方式の連続焼鈍と冷却能力が高いため、変態組織強化を十分に活用することができ、超高張力鋼板の製造には非常に有利である<sup>22)</sup>。

水焼入れ連続焼鈍プロセスにおける超高張力鋼板の製造条件と機械的性質の例を表4-5<sup>17)</sup>、顕微鏡組織を写真4-8に示す。マルテンサイトの体積率を60%にすることにより100kgf/mm<sup>2</sup>級、100%にすることにより140kgf/mm<sup>2</sup>級が得られる。これら超高張力鋼板の特徴は高強度に比し延性が良いことである。例えば、100kgf/mm<sup>2</sup>級でも10%以上の伸びを有している。

表4-5 超高張力鋼板の製造条件と機械的性質の例 (板厚: 1.2mm)

強度 レベル kgf/mm <sup>2</sup>	成分 %				連続焼鈍熱サイクル (W. Q. : 水焼入れ)	機械的性質 (JIS No5) T方向				マルテン サイトの 体積率 %
	C	Si	Mn	P		降伏点 kgf/mm <sup>2</sup>	引張強さ kgf/mm <sup>2</sup>	伸び %	降伏比 %	
100	0.15	0.08	0.72	0.015		68.5	104.2	13.5	65.7	60
140	0.16	0.06	1.51	0.015		116.5	145.2	7.3	80.2	100

100kgf/mm<sup>2</sup>級

140kgf/mm<sup>2</sup>級

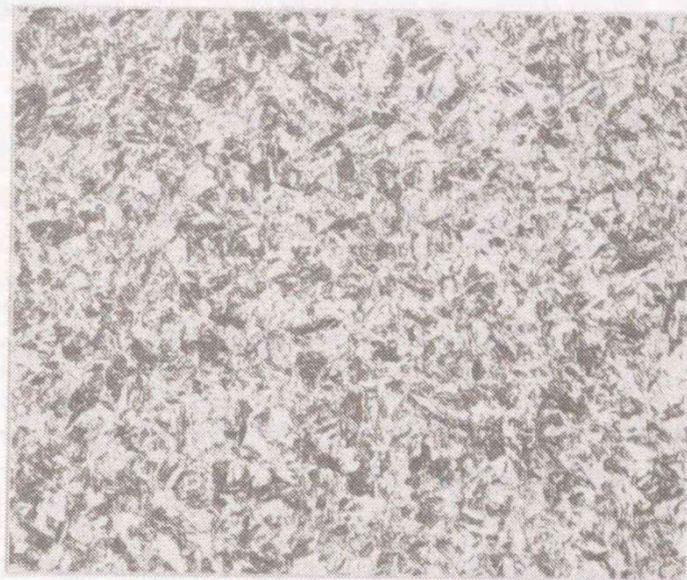
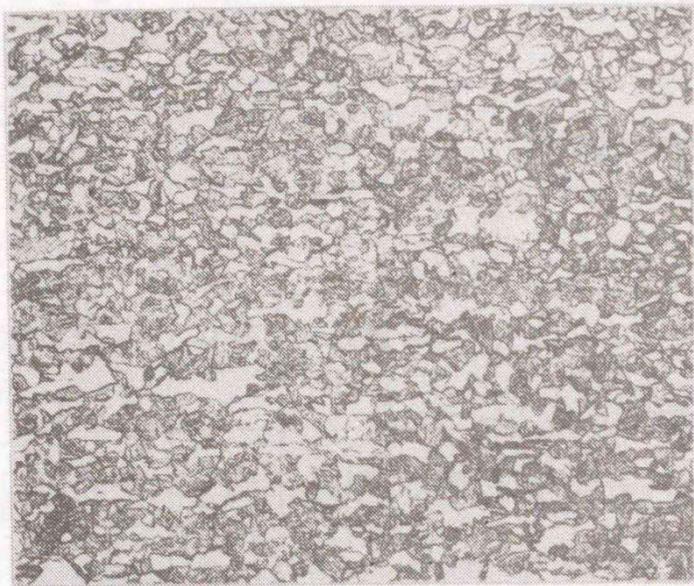
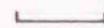


写真4-7 超高張力鋼板のマイクロ組織の例

25 μm

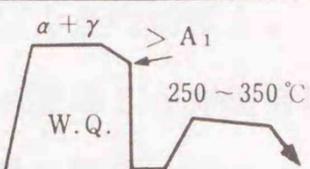
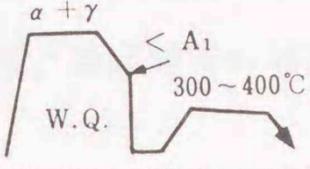


### (2.3) 深絞り用鋼板

前述のようにP添加Alキルド鋼の箱焼鈍材は、現行の外板用軟質鋼板と同程度の優れた深絞り性と良好な延性を有していることから、引張強さ35~40kgf/mm<sup>2</sup>級の外板用高張力鋼板として世界的に製造されるに至った。最近では、外板パネルの耐デント性向上の必要性が強まったことから、P添加Alキルド鋼板と同程度のプレス成形性を有し、かつ、焼付硬化性と室温遅時効性を兼ねそなえた鋼板が要求されるようになった。この鋼板はP添加Alキルド鋼をベースに脱ガス処理により極低Cとし、箱焼鈍の遅い冷却速度でも固溶Cが残存するようにするか、または通常C鋼をオープン焼鈍でやや速く冷却して固溶Cを残すなどの方法で製造されている。P添加Alキルド鋼箱焼鈍材の機械的性質については既に表4-1に示したとおりである。以上のようなP添加Alキルド鋼箱焼鈍材と同等の特性を有する連続焼鈍材の製造方法を検討したので、2、3の例を述べる。

水焼入れ連続焼鈍プロセスによる深絞り用鋼板の製造条件と機械的性質の例を表4-6<sup>17)</sup>に示す。連続焼鈍により、深絞り性の優れた高張力冷延鋼板を製造する場合、複合組織鋼板による方法と非複合組織鋼板による方法とがある。

表4-6 35kgf/mm<sup>2</sup> 級絞り用焼付硬化性鋼板の製造条件と機械的性質の例 (板厚: 0.7mm)

種類	成分%				連続焼鈍熱サイクル (WQ: 水焼入れ)	機械的性質 (JIS No.5)					
	C	Si	Mn	P		Y. P. kgf/mm <sup>2</sup>	T. S. kgf/mm <sup>2</sup>	El %	n 値 (10~20%)	r̄ 値	BH* kgf/mm <sup>2</sup>
複合組織	0.035	0.02	0.16	0.013		23.2	35.0	42.9	0.201	1.68	4.4
非複合組織	0.021	0.01	0.15	0.082		23.6	36.5	41.7	0.193	1.70	4.8
	0.020	0.23	0.17	0.030		23.8	37.3	39.8	0.203	1.63	5.4
比較バッチ材	0.008	0.01	0.15	0.089	バッチ焼鈍	23.2	35.5	40.9	0.214	1.80	3.7

\* BH: 2%引張予歪後の 170°C×20分処理による降伏強度上昇量

前述のように連続焼鈍により深絞り性に優れた冷延鋼板を製造する場合、熱延過程では高温巻取りを行って熱延板の炭化物を成長させ、急速加熱条件下で深絞り性を高くする方法が講じられている。深絞り性向上に有効な大きさを持つ炭化物はMn量の少ない鋼でなければ得られないが、水焼入れを採用するとこのような成分の鋼でも複合組織化が可能である。すなわち、高温巻取りと前述の省合金型複合組織鋼板の熱サイクルによる焼鈍を組み合わせることにより、深絞り性の良好な複合組織鋼板が製造できることは既に報告されている<sup>21)</sup>。この複合組織鋼板と同等の深絞り性を有する鋼板を非複合組織鋼で製造する技術を検討した。非複合組織型深絞り用鋼板は軟質深絞り用鋼板とほぼ同じ成分のA1キルド鋼にPを添加し、そして高温巻取りをしたものを素材とする。焼鈍後強制空冷により図4-17の臨界焼入温度以下まで徐冷してから水焼入れし、そして、400°Cで過時効処理することにより製造される。この熱サイクルでは第2相が軟質のパールライトとなるため、固溶体強化元素を添加する必要がある。第3章で検討したようにC: 0.02%の低炭素鋼ではPが最も深絞り性を低下させずに強化出来る元素であるた

め強度確保にPを主に用いている。この種類の鋼板は固溶Cが残るため適度な焼付硬化性を有するが、複合組織でないため、室温時効による降伏点伸びの回復が問題となる。この場合、水焼入れ連続焼鈍プロセスでは固溶C量を低く制御できるので、図4-25<sup>17)</sup>に示すように、20℃で6ヶ月間時効させても降伏点伸びの回復はほとんどなく、実用上遅時効性といえる。

このような考え方をもとに製造した非複合組織型深絞り用鋼板は表4-6に示すように、 $\bar{r}$ 値は1.7と非常に優れており、その他の特性も、焼付硬化性を有するP添加Alキルド鋼箱焼鈍材とほぼ同等の材質レベルである。

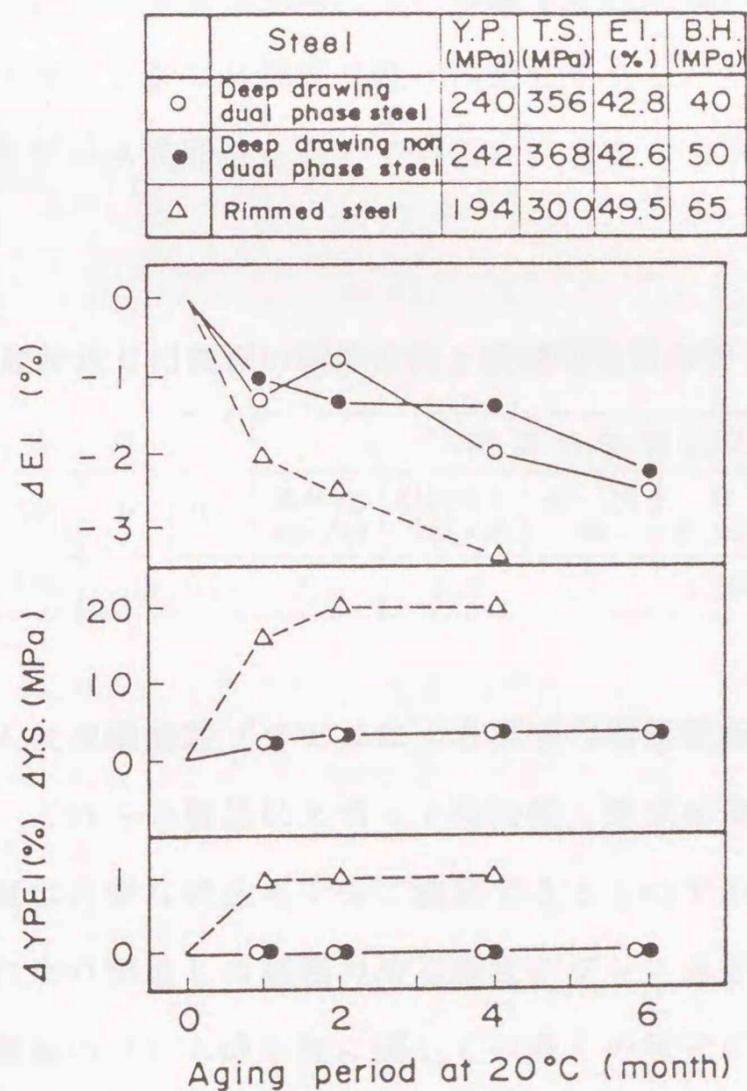


図4-25 各種絞り用鋼板の常温時効性

#### (2.4) 超深絞り用鋼板

連続焼鈍で箱焼鈍並みに固溶Cをほとんどゼロにし、非時効性を達成するのは通常成分の鋼板では困難である。これを実現するには、Ti, Nb, などの炭窒化物形成元素を添加し、C, Nを炭窒化物として完全に固定する必要がある。C, Nを完全に固定した鋼はIF鋼 (Interstitial Free Steel) と呼ばれ、深絞り性が非常に高くなる。IF鋼に適当な固溶体強化元素、例えば、Si, Mn, Pなどを添加すると、超深絞り用高張力鋼板が製造できる。第3章で示したように、固溶Cがないので、どの元素で強化しても $\bar{r}$ 値への影響は小さい。表4-7<sup>17)</sup>に真空脱ガスにより極低C化した鋼にTiを添加した場合の超深絞り用鋼板の機械的性質の例を示す。ここでは添加元素としては最も延性が良いMnを多く添加している。この鋼板は非時効でしかも高深絞り性、高延性を有し、P添加Alキルド鋼箱焼鈍材以上の優れたプレス成形性を有しているが、合金コストが高くなるのが欠点である。

表4-7 超深絞り用鋼板の製造条件と機械的性質の例 (板厚: 0.7mm)

成分 %					機械的性質 (JIS 5号, T方向)					
C	Si	Mn	P	Ti	降伏点 kgf/mm	引張強さ kgf/mm <sup>2</sup>	伸び %	<i>n</i> 6-12%	降伏比 %	$\bar{r}$
0.01	0.25	1.50	0.015	0.25	21.6	42.8	39.5	0.269	50.5	1.80

以上、水焼入れ連続焼鈍プロセスによる高張力冷延鋼板の製造方法と特性について述べたが、これらの製品はスポット溶接性、塗装耐食性、疲労特性など自動車用高張力鋼板に必要な特性も十分に満足できるものである。

#### (3) 連続焼鈍により製造した高張力冷延鋼板のプレス成形性

高張力冷延鋼板のプレス成形性に関しては多くの研究がなされており、モデルプレスや実車プレスを通して、プレス成形性と材料特性値の関係が明らかにされている。簡単にまとめると以下のようなになる。

深絞り性は $\bar{r}$ 値との相関が強く、 $\bar{r}$ 値が高くなるほど良好となる。純粋な深絞り性には強度の影響はほとんどないとされているが、実用的には、降伏点が高くなるほどしわが発生し易くなるので、しわ押さえ圧を上げる必要があり、降伏点の上昇は深絞り成形にとって不利となる。つぎに、張り出し性は $n$ 値、伸び（一様伸び）との相関が強く、一般に強度が高くなるほどこれらの特性値は劣化するので、張り出し性も低下する。なお、実部品の成形では、深絞り成形と張り出し成形が複合している場合が多く、複合度によって、それぞれの部品の成形を支配する材料特性値が異なってくる。例えば、深絞り成形が主体のリヤフロアリヤの成形可否は $\bar{r}$ 値によってほぼ決まるが、複合度が中間のフロントフェンダーでは、 $\bar{r}$ 値と $n$ 値の積で成形可否が決まるという報告<sup>23)</sup>がある。

一般に、伸びフランジ成形は切欠伸びとの相関が強いが、低降伏比型複合組織鋼板はこの関係からやや外れる。この鋼板は打抜き感受性が大きい、すなわち、加工硬化能が大きいいため、打抜き部が硬化し易く、それによる延性の低下が著しいため、張り出し性などその他の成形性が優れている反面、伸びフランジ性が劣る。

ところで、プレス成形によって破断しなくても問題になるものに形状凍結性がある。これは、降伏点が低く、 $n$ 値が大きくなるほど良好となる。すなわち、同一強度レベルでは低降伏比材が形状凍結性に優れている。

以上、プレス成形性と材料特性値の関係を述べてきたが、プレス成形性を評価するのに重要な特性値としては、降伏点、伸び、 $n$ 値、 $\bar{r}$ 値があげられる。そこで、水焼入れ連続焼鈍プロセスにより製造した高張力冷延鋼板について、これらの材料特性値を引張強さに対する関係で整理すると図4-26~29<sup>5)</sup>のようになる。これらの図からも明らかなように、水焼入れ連続焼鈍プロセスによる高強度冷延鋼板は種類によって材質上の特徴が異なるため、各材料特性値とも十分に広い範囲に分布しており、適材適所の材料選択により、ユーザーのプレス成形性に対する幅広い要望に応えることが可能となっている。

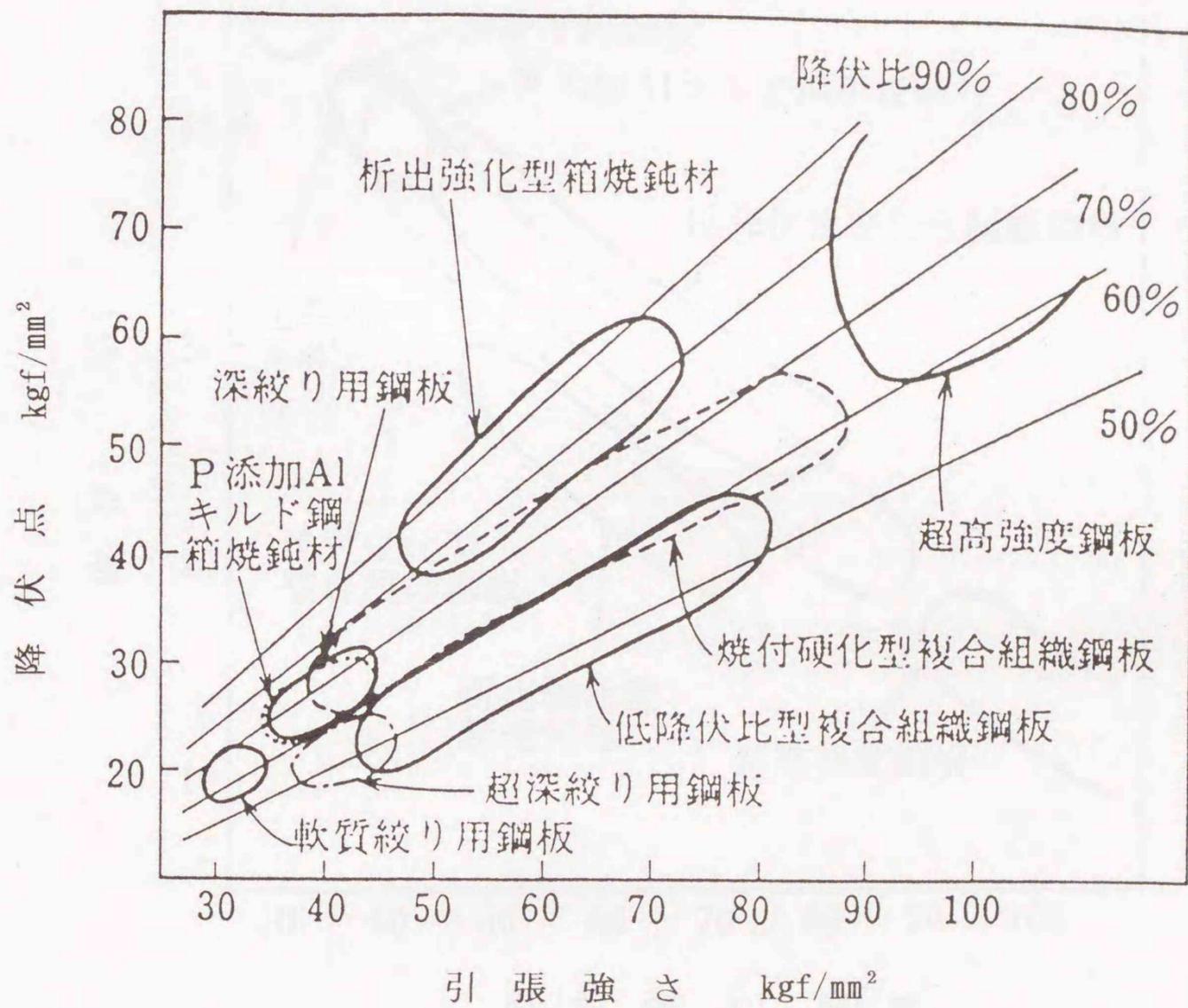


図4-26 各種高張力冷延鋼板の引張強さと降伏点の関係

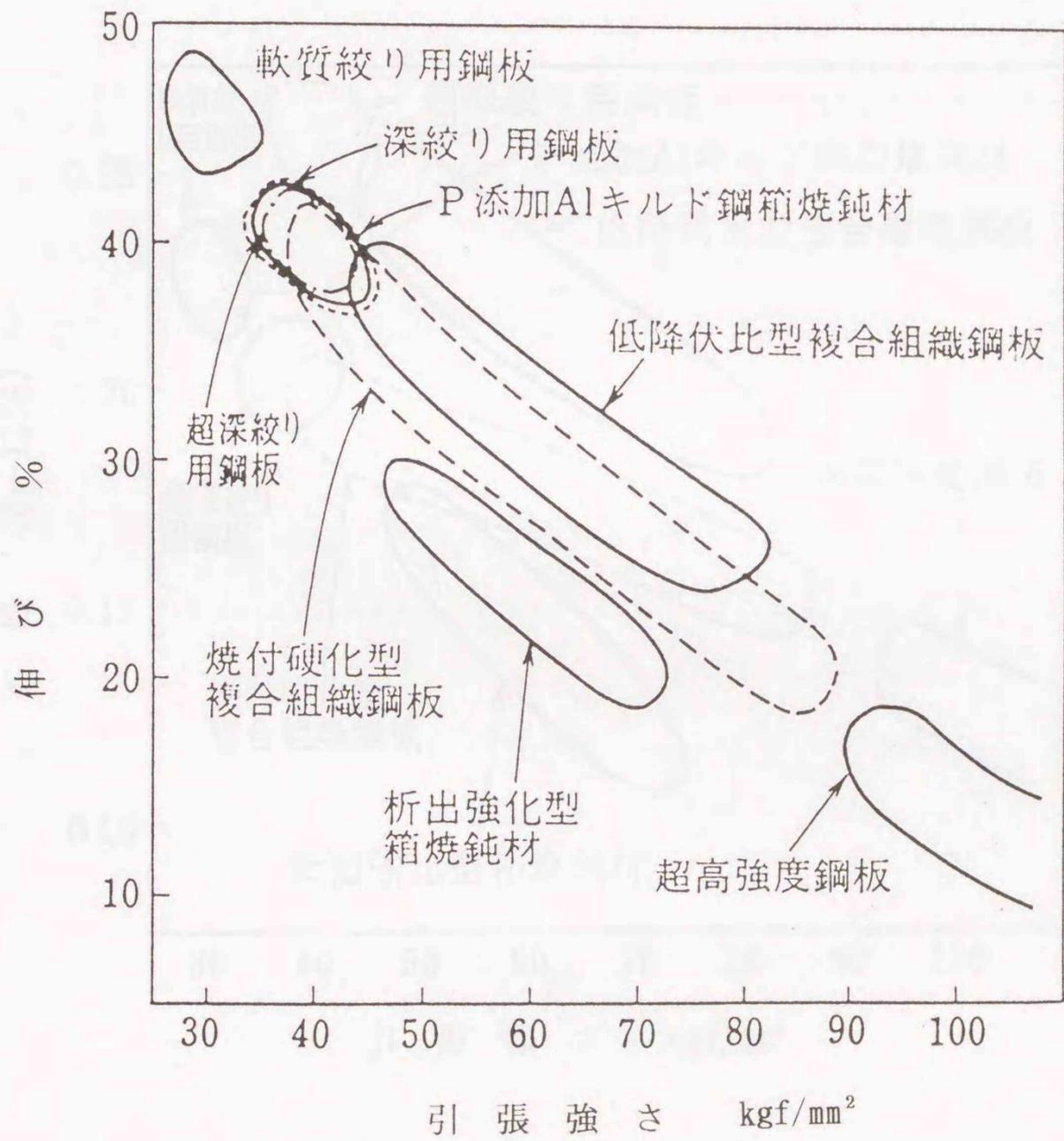


図4-27 各種高張力冷延鋼板の引張強さと伸びの関係

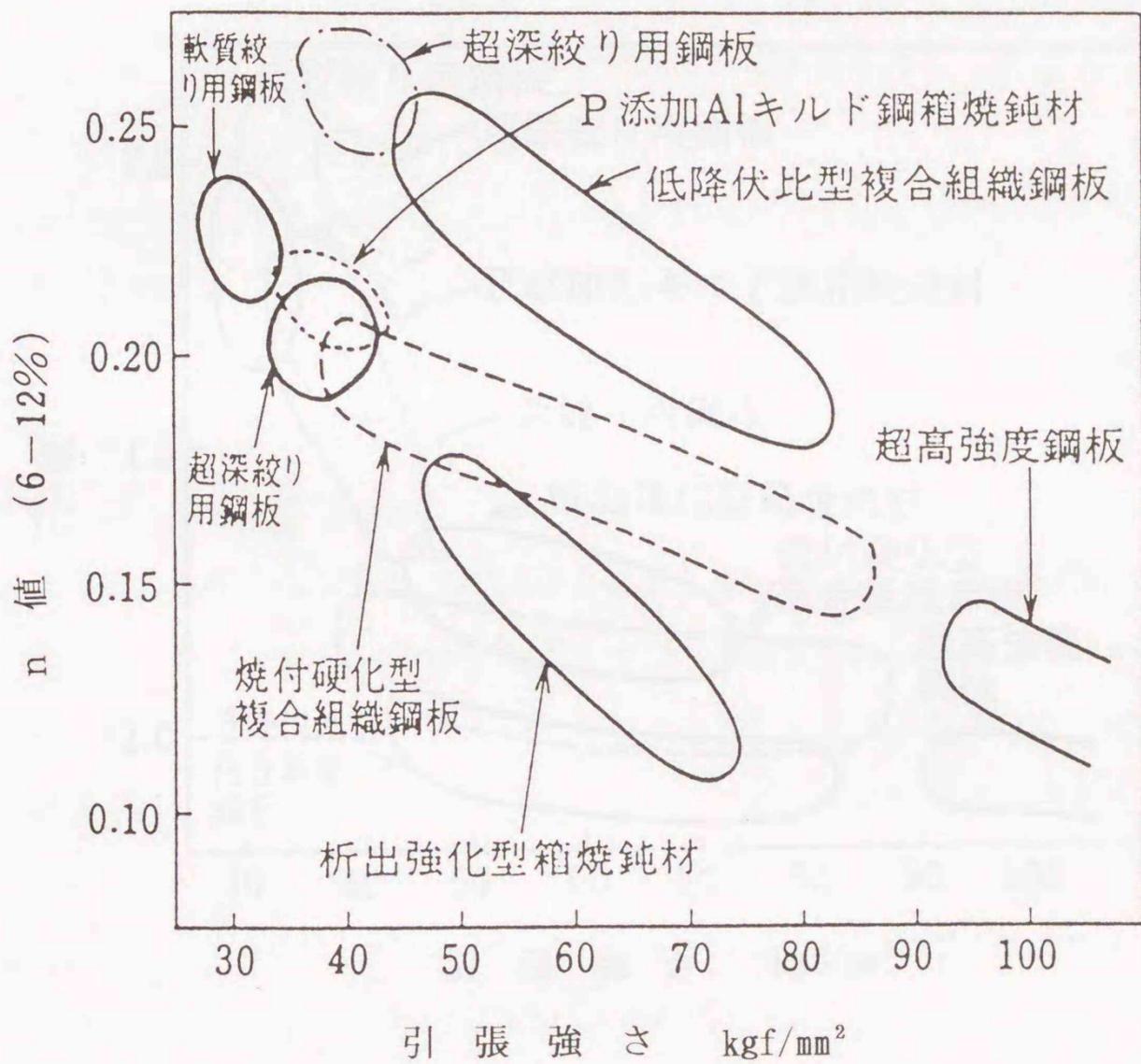


図4-28 各種高張力冷延鋼板の引張強さとn値の関係

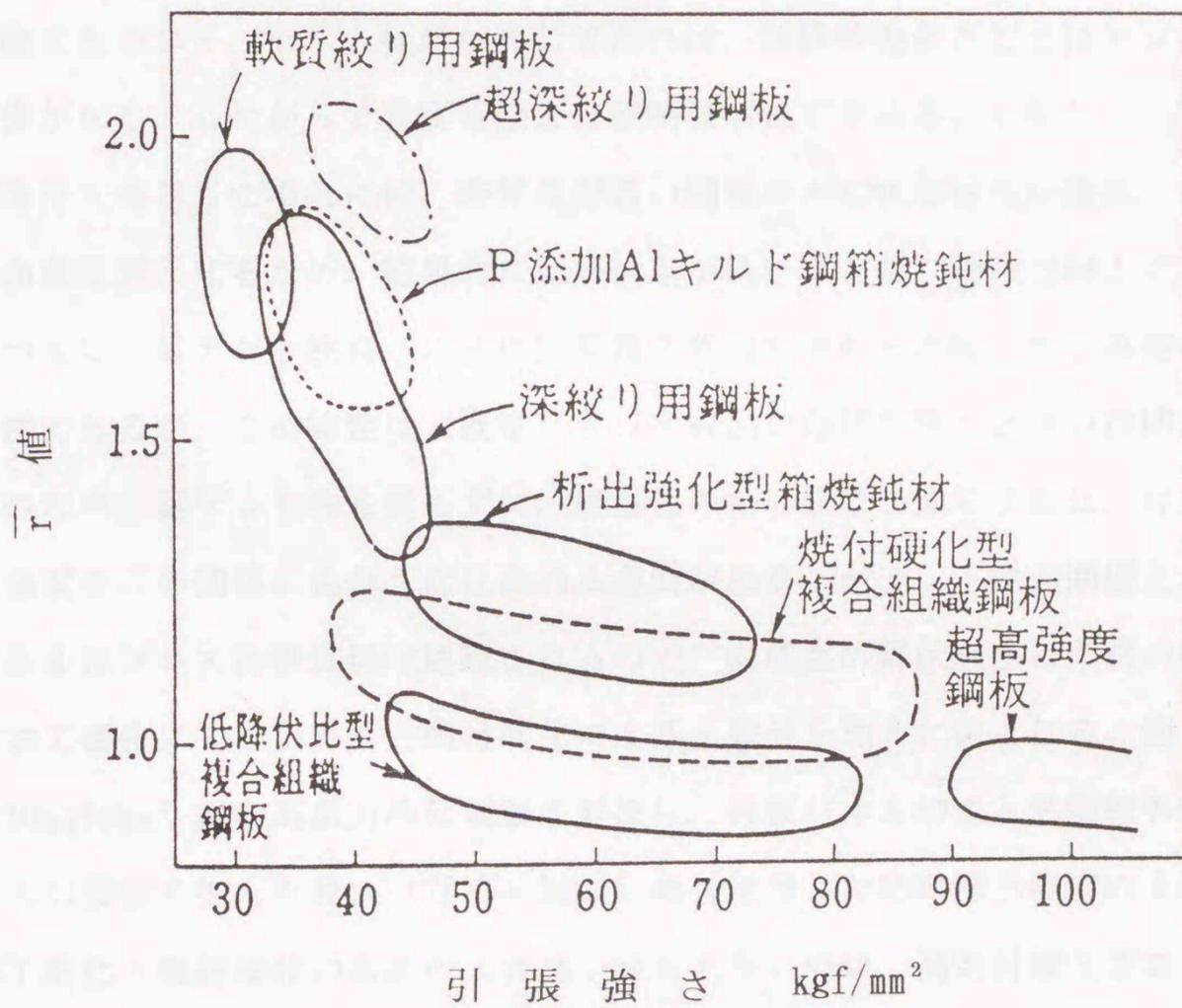


図4-29 各種高張力冷延鋼板の引張強さと $\bar{r}$ 値の関係

なお、高張力鋼板のプレス成形後の重要な特性として、パネルの張り剛性および耐デント性、強度部材の変形強度などがある。特に、後の2者については、水焼入れ連続焼鈍プロセスによる高張力鋼板の大きな特徴の1つである焼付硬化性が重要な働きをしている。以下、これらの特性について述べる。

張り剛性は弾性範囲内でのたわみに対する抵抗であり、一般に、パネルの寸法、曲率半径そして板厚の大きな影響を受ける。張り剛性は基本的には弾性範囲内の現象であるから、形状と板厚が同じであれば、材料特性値としてはヤング率しか関係がなく、したがって強度特性とは無関係のはずである。しかし、一定のプレス条件で成形した場合には、降伏点が低い鋼板ほど形状凍結性が優れ、より小さい曲率半径となるため、結果的には降伏点が低いほど張り剛性は向上する<sup>24)</sup>。

つぎに、耐デント性はパネルに局部的な外力が加わった時のへこみ難さを示す特性であるが、この特性は(板厚)<sup>2</sup>×(完成品の降伏強度)と強い相関がある。このため、耐デント性を変えずに、軽量化のため板厚を減らすには、完成品の降伏強度をこの関係に見合うだけ高める必要がある。耐デント性が問題となる外板パネルはプレス後塗装焼付処理されるので、完成品の降伏強度は素材の降伏強度に加工硬化による上昇分と焼付硬化による上昇分を加えた値となる。図4-30<sup>20)</sup>に40kgf/mm<sup>2</sup>級の高張力冷延鋼板を対象に、外板パネルの歪と熱履歴を模して、2%引張歪を加えた後、170℃×20min焼付処理した時の降伏強度の上昇を示す。加工硬化+焼付硬化の合計の上昇量が最も大きいのは、高焼付硬化型および低降伏比型複合組織鋼板であり、前者は焼付硬化、後者は加工硬化による上昇量が多い。図4-31<sup>20)</sup>にはパネルの耐デント性におよぼす降伏強度の影響を示す。この図において、焼付硬化による降伏強度の上昇が耐デント性に有効に作用していることが分かる。

また、図4-32<sup>20)</sup>には焼付硬化性に及ぼす変形様式および歪量の影響を示す。へこみ深さによる耐デント性の変化から焼付硬化性を評価すると、予歪の変形様式、歪量に関係なく、焼付処理によって耐デント性が同程度向上することから、

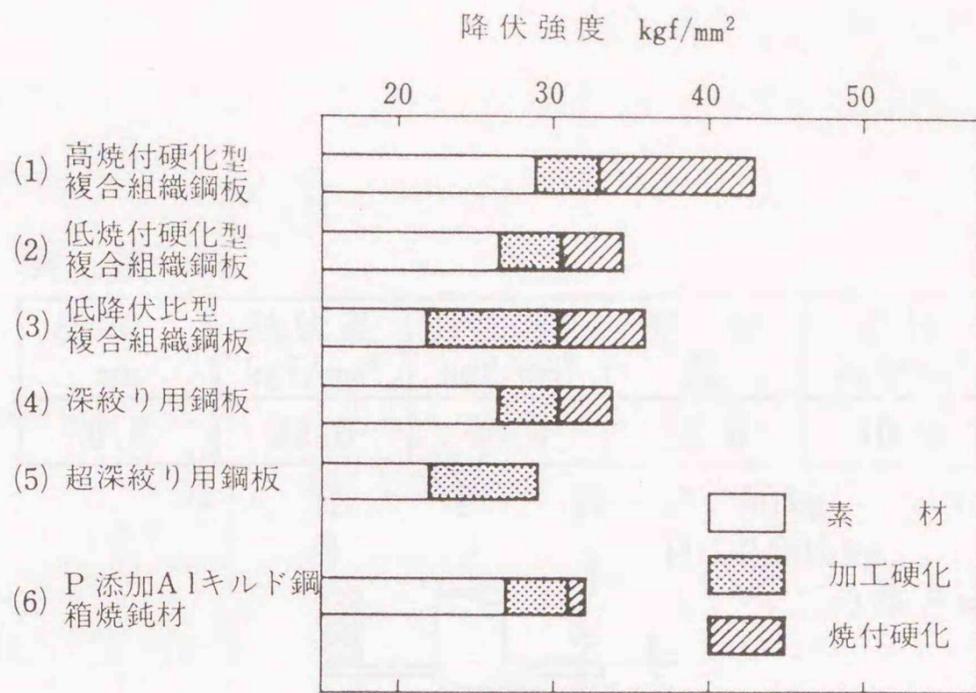


図4-30 40 $\text{kgf/mm}^2$  級各種高張力冷延鋼板の2%予歪+焼付処理 (170 $^{\circ}\text{C} \times 20\text{min}$ ) による降伏強度の変化

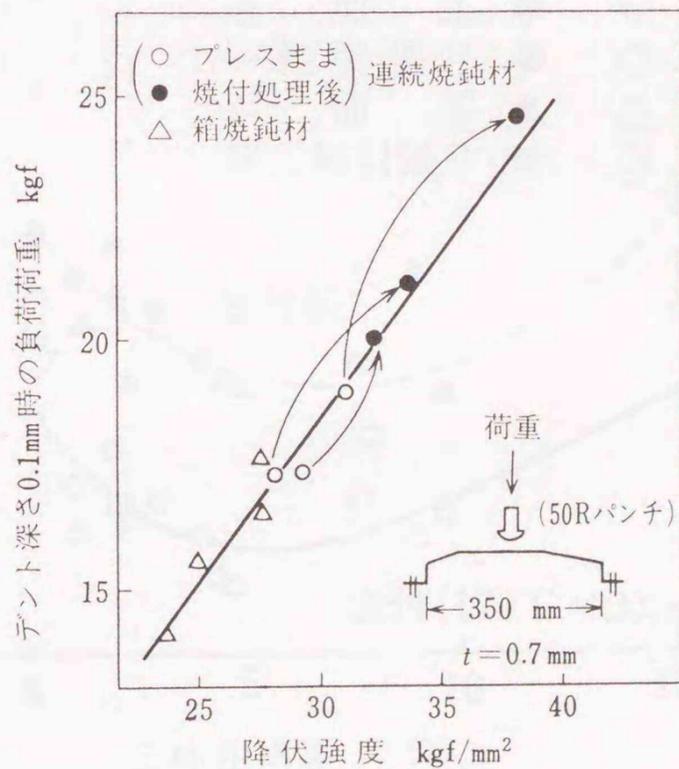


図4-31 耐デント性におよぼす焼付硬化の効果

(降伏強度はパネルより切出した試験片で測定)



焼付硬化性はパネルの変形様式や歪量が変わっても十分期待できる。

バンパーやレインホースメントなどの強度部材では曲げ強度は部品の板厚と降伏強度で決まってくる。そして、焼付硬化による降伏強度の上昇はこれら変形強度の向上にも反映される。

#### 4. 4 連続焼鈍による各種冷延鋼板の自動車への適用例

図4-33に水焼入れ連続焼鈍プロセスによって製造した軟質冷延鋼板（CQ, DQ, DDQ）と高張力冷延鋼板の自動車への適用例、表4-8<sup>20)</sup>に高張力冷延鋼板の自動車部位への適用強度レベルと種類の例を示す。

上記連続焼鈍材は自動車用冷延鋼板として要求されるプレス成形性、スポット溶接性、塗装耐食性などの使用特性を十分満足する性能を有していることから、連続焼鈍による冷延鋼板製造能力の増大とともに、自動車用冷延鋼板は箱焼鈍材から連続焼鈍材への切り換えが急速に進行している。

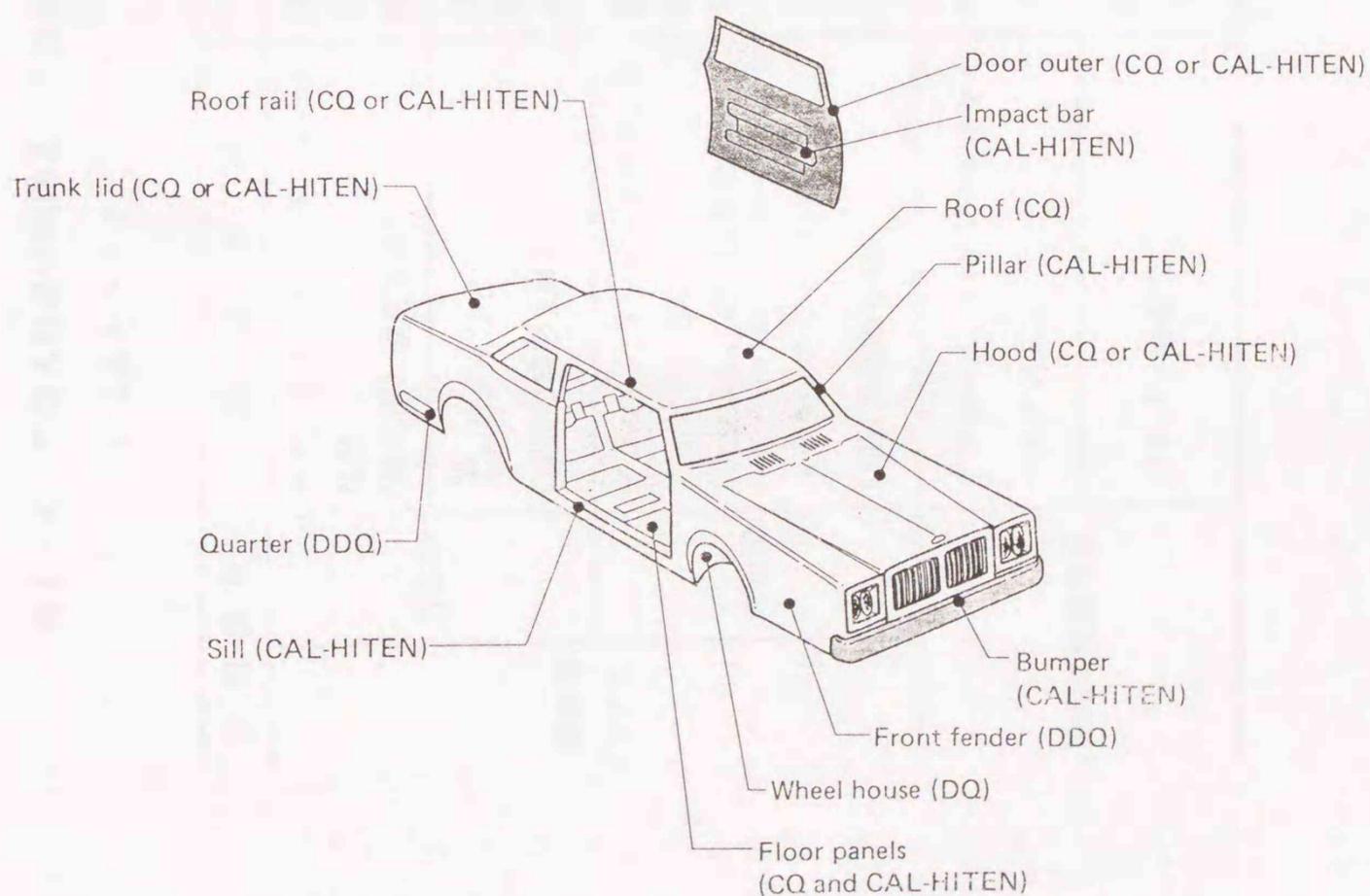


図4-33 連続焼鈍によって製造した冷延鋼板の自動車への適用例  
(CAL-HITEN: 高張力鋼板)

表 4 - 8 水焼入れ連続焼鈍によって製造した高張力冷延鋼板の自動車部品への適用強度

レベルとタイプ

使用箇所	主要部品	要求される特性	強度レベル	適応するタイプ
乗用車 ボディ	外板類	ドア, トランクリッド, フード など (張り出し成形主体)	35~45 kgf/mm <sup>2</sup>	高焼付硬化型 延性型 低降伏比型
		フェンダーなど (深絞り成形主体)	35~45 kgf/mm <sup>2</sup>	深絞り型 低降伏比型 高深絞り型
	内板類	メンバー, フレームフロア, ド アインナーなど (張り出し, 曲げ成形主体)	40~80 kgf/mm <sup>2</sup>	高焼付硬化型 延性型 低降伏比型
		リヤフロアリヤなど (深絞り成形主体)	35~45 kgf/mm <sup>2</sup>	深絞り型 低降伏比型 高深絞り型
乗用車強度部品	ドアビーム, バンパーレイ ンホ ースメント	成形性 スポット溶接性	50~110 kgf/mm <sup>2</sup>	高焼付硬化型 延性型 低降伏比型
	バンパー本体	成形性 メッキ性	40~80 kgf/mm <sup>2</sup>	高焼付硬化型 延性型

#### 4. 5 結 言

第2～3章の冷延鋼板の深絞り性向上に関する基礎的研究を踏まえて、以下に示すように箱焼鈍および連続焼鈍による深絞り性の優れた自動車用冷延鋼板の製造技術の検討を行い、その確立を図った。

1) 箱焼鈍による軟質冷延鋼板ではCとMnの深絞り性への影響、高張力冷延鋼板ではSi, Mn, Pなどの強化能と深絞り性への影響を考慮した成分設計により製造技術の検討を行った。

2) 連続焼鈍による軟質冷延鋼板では、急速加熱焼鈍でのCとMnの相互作用が小さくなるような成分および熱延条件の組合せで深絞り性を向上させる製造条件設計の確立を図った。

3) 連続焼鈍による高張力冷延鋼板では、水焼入れ連続焼鈍熱サイクルでのマイクロ組織制御の基礎的な検討を通し、引張強さが35～150kgf/mm<sup>2</sup>の広い強度範囲にわたり、種々の優れた特徴を有する高張力冷延鋼板の開発を行った。このうち、引張強さが35～40kgf/mm<sup>2</sup>の深絞り用高張力冷延鋼板については深絞り性向上に関する知見と組合せて製造技術を開発した。

#### 4. 6 参考文献

- 1) 高橋政司, 岡本篤樹 : 住友金属, 27(1975), p. 416
- 2) 木下正行, 野副 修 : 日本鋼管技報, No.105 (1984), p. 106
- 3) 古市繁樹, 渡辺 馨, 酒匂雅隆, 下村隆良, 荒木健治 : 鉄と鋼, 71(1985) S1365
- 4) 鉄鋼材料便覧 (日本鉄鋼協会編) : 第3 巻, p. 632
- 5) 松藤和雄, 大沢紘一 : アマダ技術ジャーナル, (1982), p. 27
- 6) 下村隆良, 小野 賢, 大沢紘一, 松藤和雄 : 鉄と鋼, 68(1982)9, p. 1228
- 7) 苗村 博 : 日本鉄鋼協会第88, 89 回西山記念技術講座, (1983), p. 283

- 8) 久保寺治朗, 中岡一秀, 荒木健治, 渡辺 馨, 西本昭彦, 岩瀬耕二 :  
鉄と鋼, 62(1976)6, p. 634
- 9) 苗村 博, 神馬照正, 福岡嘉和, 多久島重宏, 実川正治, 下村隆良 :  
日本鋼管技報, No. 96(1982), p. 1
- 10) 中岡一秀, 荒木健治, 金原 理: 塑性と加工, 17-190 (1979), p. 68
- 11) K. Matsudo, K. Osawa and K. Kurihara : Technology of Continuously  
Annealed Cold Rolled Sheet Steel, The Metallurgical Society of AIME  
(1984), p. 3
- 12) 大沢紘一, 鈴木輝男, 松藤和雄, 栗原 極 : 鉄と鋼, 72(1986)11, p. 1728
- 13) 松藤和雄, 下村隆良, 大沢紘一, 木下正行, 小野 賢, 野副 修 :  
日本鋼管技報, No. 96 (1982), p. 571
- 14) 松井直樹, 実川正治, 出石智也, 山崎雅之: 鉄と鋼, 78(1992)T97
- 15) 金藤秀司, 岩藤秀一, 松井直樹, 山崎雅之, 本田昭棒, 久世 裕:  
日本鋼管技報, No. 126 (1989), p. 16
- 16) 中岡一秀, 荒木健治, 高田芳一, 能勢二郎 : 日本鋼管技報, No. 75 (1978),  
p. 14
- 17) K. Osawa, T. Shimomura, M. Kinoshita, K. Matsudo and K. Iwase :  
SAE Technical Paper Series 830359, (1983), p. 109
- 18) 苗村 博, 福岡嘉和, 逢坂 忍, 石岡弘之: 日本鋼管技報, No. 73 (1977),  
p. 47
- 19) 松藤和雄 : 日本鉄鋼協会第74, 75 回西山記念技術講座, (1981), p. 95
- 20) 松藤和雄, 下村隆良, 大沢紘一, 奥山 健, 木下正行, 逢坂 忍 :  
日本鋼管技報, No. 89(1980), p. 14
- 21) A. Nishimoto, Y. Hosoya and K. Nakaoka: Trans. ISIJ, 21(1981), p. 778
- 22) 栗原孝雄, 逢坂 忍, 岩瀬耕二, 大沢紘一 : 鉄と鋼, Vol. 68(1982),  
No. 9, p. 1270

23) 塩川昌男, 古林 忠: 塑性と加工, 21-229(1980), p. 105

24) 阿部英夫, 中川吉左エ門: 川崎製鉄技報, 5(1973), p. 52

## 第 5 章 総括

鉄鋼製品の約 25% を占める冷延鋼板（表面処理鋼板を含む）は、自動車産業の発展に伴い品質特性および製造技術の両面で著しい進歩を遂げた。自動車の大量生産に向けた高品質鋼板の安定供給，設計の自由度を高めるためのプレス成形性向上，さらに安全性向上や車体軽量化に適した高強度材料新規開発などのニーズに対応するため，鉄鋼各社は炉外精錬技術や連続焼鈍技術を新たに生みだし，これを用いて高品質の軟質冷延鋼板や高張力冷延鋼板の開発を行ってきた。

主として自動車のボディに使われる冷延鋼板の最も重要な品質特性はプレス成形性である。プレス成形性は深絞り性，張り出し性，伸びフランジ性，曲げ性などの諸材質特性，表面潤滑性などからなる総合特性であるが，このうち特に材料の深絞り性が基本的な成形特性であると考えられている。したがって，最近 20 年間における冷延鋼板製造技術に関する研究の力点は深絞り性の向上に注がれてきたと言っても過言ではない。

本研究は冷延鋼板の深絞り性に影響をおよぼす諸因子のうち，特に成分元素に注目し，侵入型溶質元素である C と置換型溶質元素である Mn, Si, P, Cr の組合せを変えてその効果を検討した。すなわち，自動車ボディの成形に適した深絞り性を有する軟質冷延鋼板については，実工程の箱焼鈍および連続焼鈍をシミュレートした加熱速度で冷間圧延材の再結晶焼鈍を行い，深絞り性評価と金属学的考察から基礎的検討を加えるとともに，その結果の製造技術への応用を図った。また，自動車の安全性や軽量化に対処するための高張力冷延鋼板については，良好なプレス成形性を実現するための深絞り性や他の機械的特性に関する基礎的知見と合わせ，連続焼鈍工程にマッチしたマイクロ組織の制御方法について金属学的に検討した。本論文は以下のようにまとめられる。

第 1 章は，本研究の背景をなす冷延鋼板開発の歴史，自動車用冷延鋼板に要求される諸特性および製造技術について概括した。そして，本研究が主要目的とす

る、深絞り性に優れた冷延鋼板製造のための工学研究の意義について論述した。

第2章は、冷延鋼板の基本成分元素であるCとMnについて、冷延-焼鈍後の深絞り性を塑性異方性比（ $r$ 値）と金属学的因子である再結晶集合組織で評価し、その添加効果について調べた。まず、低炭素鋼および極低炭素鋼にMnを0.03～0.80%添加した後、湿 $H_2$ 中で脱炭処理を行いC濃度を0.001～0.10%の間で5段階に調整し、微細パーライトから粗大セメンタイトまで、さまざまな炭化物形態を有する鋼を作製した。これを一定圧延率で冷延した後、箱焼鈍および連続焼鈍をシミュレートした加熱速度で再結晶焼鈍を行った。深絞り性は調質圧延後に、引張試験を行い、圧延方向に対し $0^\circ$ 、 $45^\circ$ 、 $90^\circ$ の3方向に対する $r$ 値の加重平均値（ $\bar{r}$ 値）で評価した。低炭素冷延鋼板の深絞り性はMnの増加とともに、また、一定Mn濃度ではCの増加とともに著しく低下すること、そして低下傾向は極低C濃度域で顕著になることが明らかとなった。一方、X線積分反射強度で評価した再結晶集合組織の $\{111\}$ 面集積度は、 $\bar{r}$ 値の低下に対応して焼鈍過程でのC、Mnの固溶共存下で低下し再結晶集合組織はランダム化した。すなわち、C、Mnの固溶共存により回復挙動が変化し、回復・再結晶過程における再結晶核の方位選択性が弱まったためにランダム化が進行した。このとき、固溶Cはフェライト中で固溶Mnと相互作用（C-Mn相互作用）を有し、このため、再結晶集合組織のランダム化が進み、鋼板圧延面における $\{111\}$ 面の発達が抑制され、 $\bar{r}$ 値低下に至ったものと考えられた。以上より、冷延鋼板の深絞り性を高める方策として、①鋼中S量などを考慮にいてCとMnの添加バランスを設計し、②焼鈍過程でのCとMnの固溶量を適度に保持すべく冷延前の炭化物形態を熱延巻取り条件により制御し、かつ、③冷延後の焼鈍温度と加熱速度を最適化することにより、回復・再結晶時のC-Mn相互作用を抑制することが重要であることを明らかにした。

第3章は、第2章で侵入型溶質元素Cと置換型溶質元素Mn間の相互作用が冷延鋼板の深絞り性が重大な影響をおよぼすことが明らかになったことから、Mn以外

の置換型溶質元素であるCr, Si, PとCの組合せがどのように深絞り性に影響をおよぼすかについて同様な手法により実験した。

CrはMnと同様Cが共存しないと、再結晶に際して $\{111\}$ 面の選択的核発生が顕在化する結果、Crの添加により $\bar{r}$ 値が高く維持される。しかし、固溶Cが共存するとMnと同様な相互作用が生じ、冷延鋼板の深絞り性が急激に低下する。SiとPの場合は、冷延鋼板の深絞り性への影響は小さく、Cとの相互作用も見られない。また、PはC-Mn相互作用を軽減するように働く。以上の実験事実は、同じ置換型溶質元素でもMn, CrなどCと親和力の大きい炭化物形成型の元素は相互作用を有し、黒鉛安定化型のSiやPは相互作用しないことを示唆している。そして、C-Mn相互作用やC-Cr相互作用は回復・再結晶時に再結晶集合組織のランダム化を促進し、 $\{111\}$ 集合組織の発達を阻害するとして体系的に考察できた。相互作用の金属学的メカニズムは回復・再結晶時に形成されると推定される置換型溶質原子(M)と侵入型溶質原子(I)のM-I dipoleまたはM-I complexと考えられ、これが回復時の転位の上昇運動を拘束し、再結晶挙動を変化させるものと推察された。dipoleが転位の運動を阻害する効果を検証するため、再結晶温度付近の500℃で引張強度を測定した結果、MnあるいはCrを添加した鋼ではCを固溶させた場合は著しく強度が増加した。これは間接的ながらM-I dipoleの存在を証明するものである。

これらの成果を基に、深絞り性に優れた軟質および高張力冷延鋼板を製造するための溶質成分設計の指針が得られた。

第4章では、前章までに得られた、冷延鋼板の深絞り性および再結晶集合組織に影響する、①溶質成分、②冷延前のフェライトおよび炭化物組織、③焼鈍条件など製造工程上の要因に関する基礎的知見を製造技術に応用し、箱焼鈍法および連続焼鈍法で深絞り用に優れた自動車用冷延鋼板を製造するための開発研究について述べた。

箱焼鈍法による軟質冷延鋼板および高張力冷延鋼板の製造においては、前者で

はCとMnの深絞り性改善効果，後者ではSi, Mn, Pなどの深絞り性と強度の改善効果を考慮した溶質成分の設計とそれにマッチした熱処理条件を開発した。一方，連続焼鈍法では急速加熱が特徴であり，熱間圧延工程との組合せが重要である。すなわち，軟質冷延鋼板の製造においては，急速加熱焼鈍下でC-Mn相互作用が小さくなるように成分を調整した鋼について，熱延巻取り条件を最適化して炭化物形態の制御を図り深絞り性を向上させた。また，高張力冷延鋼板の製造では，水焼入れ連続焼鈍法を用い，Mn量を変えた低C鋼で焼鈍後の水焼入れ条件を種々変化させてミクロ組織と機械的性質の制御に関する基礎的な検討を行い，これに基づき，引張強さ35~150kgf/mm<sup>2</sup>の広い強度範囲の種々の鋼板について，高深絞り性，高延性，低降伏比など優れたプレス成形性と強度を有する製品の製造方法の開発を行った。自動車用鋼板は，最近これら連続焼鈍法による製品へと移行し，自動車の性能向上に寄与している。

第5章は，本論文で得られた結果を要約し，総括したものである。

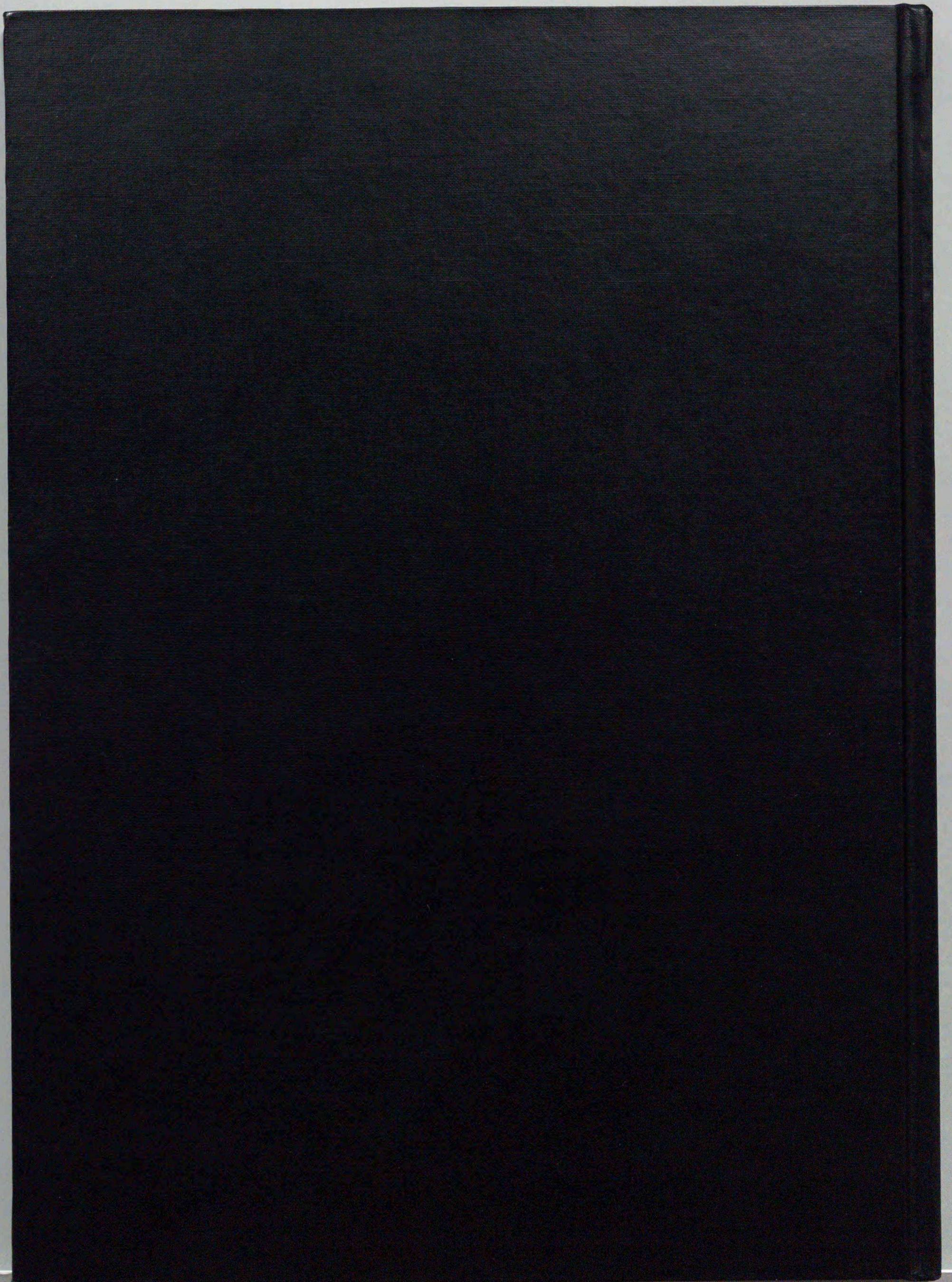
## 謝 辞

本論文をまとめるにあたり、終始懇切丁寧な御指導、御鞭撻を賜りました北海道大学工学部 石井邦宜教授に深く感謝の意を表します。また、有益な御助言、御指示を賜りました北海道大学工学部 高橋平七郎教授、成田敏夫教授、ならびに石川達雄教授に厚く御礼申し上げます。

本研究はNKK中央研究所福山研究所および第3研究部在籍中の研究成果をまとめたものであり、本論文をまとめるにあたり深い御理解と御援助をいただいた、大須賀立美 専務取締役技術開発本部長、國岡計夫 常務取締役、榊井 明 取締役総合材料技術研究所長、西本昭彦 同研究所副所長、三原豊 同研究所京浜研究所長に深く感謝いたします。

本研究を進めるにあたり、上司として長期にわたり御指導いただきました、松藤和雄 元中央研究所副所長、下村隆良 元鉄鋼研究所第1材料研究部長、中岡一秀 特別主席に深く謝意を表します。

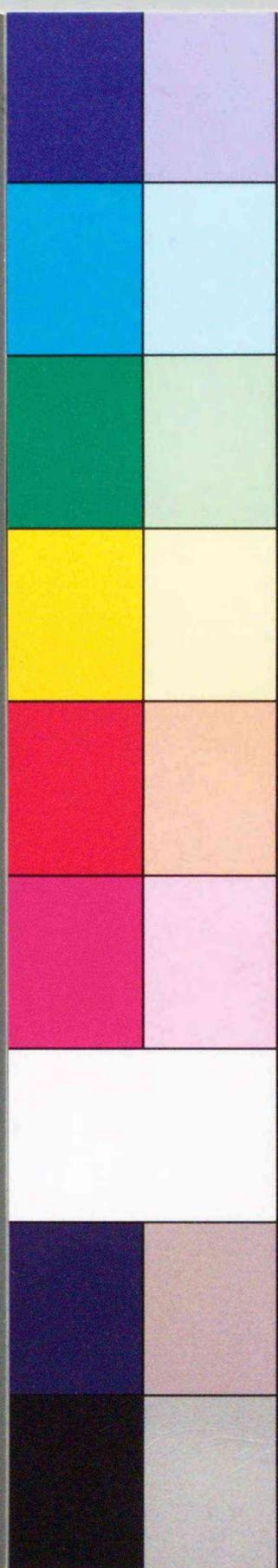
さらに、本研究の遂行に際して、御協力いただいた当時の福山研究所の小林英男氏、野副 修氏、酒匂雅隆氏、小野 賢氏、木下正行氏、由田征史氏、鈴木輝夫氏、第3研究部の栗原 極氏、ならびに福山製鉄所および京浜製鉄所の多くの方々各位に厚く御礼申し上げます。



inches 1 2 3 4 5 6 7 8  
cm 1 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12 13 14 15 16 17 18 19

# Kodak Color Control Patches

Blue Cyan Green Yellow Red Magenta White 3/Color Black



# Kodak Gray Scale

A 1 2 3 4 5 6 M 8 9 10 11 12 13 14 15 B 17 18 19



© Kodak, 2007 TM: Kodak