



# 鉄鋼圧延および加工技術の高速化 について

加 藤 健 三\*

## Speed Up of Steel Rolling and Forming

Kenzo KATO

### 1. はじめに

日本鉄鋼協会 75 周年の記念すべき年に名誉ある西山賞を受賞いたし、光栄の至りと存じております。

理化学研究所, 日本鋼管技術研究所, 大阪大学工学部において鉄鋼に関する塑性加工, とくに熱間圧延, 冷間圧延, マンネスマン穿孔, ロール成形およびプレス成形, さらに熔融金属の直接圧延などの研究に関与することができましたのは, ご指導, ご鞭撻いただいた諸先生, 諸先輩およびご協力いただいた共同研究者の諸兄の賜物であります。ただ小生としては冶金出身の者として塑性加工の研究の機械力学的な面と材料物性的な面の両面を尊重して力学的な内容を考慮しながら塑性加工によって材料自身がどのように変形し, また, 物性的にどのように変化していくかという観点に力を入れてきたつもりであります。

この機会に, 鉄鋼の圧延および加工技術の高速化の歴史を考えるとともに, 実施した研究の一部をご紹介させていただきますと存じます。

### 2. 高速化の変遷

圧延および加工技術の高速化は, 生産性, 経済性と相まって鉄鋼業はじめ各種金属産業などの素材産業はもと

表 1 歴史の流れと圧延

(119)	明治 4	1871	岩倉使節団米欧回覧
(118)	明治 5	1872	英国シェフィールド訪問 (カメロ社の圧延工場見学)
(117)	明治 6	1873	帰国
(101)	明治 22	1889	エッフェル塔建設
(100)周年	明治 23	1890	国会発足 (第 1 回議会)
(75)周年	大正 4	1915	日本鉄鋼協会創立
	大正 5	1916	初代 野呂会長
	大正 14	1925	第 1 回講演大会
	大正 15	1926	Butler 工場 (ARMCO. に合併) (粗×1, 仕上げ×4)
		1924	Middle town (ARMCO.) (粗×7, 仕上げ×5)
	1926	40 000 t/月	
昭和 16	1941	八幡 (粗×4, 仕上げ×5)	
昭和 20	1945	終戦	

より, それらの素材を使用する自動車工業その他の生産加工産業にとっても極めて重要な課題である。

さて, 高速化という課題に入る前に鉄鋼業にとって特に深い意義をもつストリップミルの歴史について考えてみたい。明治政府が生まれた直後, 世界の政治と経済の調査を目的として岩倉具視を特命全権大使とする岩倉使節団が明治 4 年 11 月に横浜を出発し, 米国および欧州各国を訪問して明治 6 年 9 月に帰国している。木戸孝允, 大久保利通, 伊藤博文ほか約 50 名の大使節団であり, 明治政府の総力をあげたものであって, 冶金関係では大島高任も参加している。

久米邦武の記述による「米欧回覧実記」を見ると, 明治 5 年に英国を訪問し, シェフィールドのカメロ氏経営の鉄鋼会社を見学し, 長さ 4 800 mm×幅 1 380 mm×厚さ 300 mm の鋼板用のスラブの熱間圧延「ロールレン・マシイネ」の実況に接し, 大きな感銘を受けたことを述べている。恐らくこれが日本の代表者が近代的な圧延工場を見学した最初ではないかと思われる。その一部の記述は図 1 に示すとおりであるが, 水による冷却およびほうき (帚) による板面清掃の項には特記事項としての印がついており, 「此時に水はたちまち蒸気に変して騰騰し, 帚首の落たるは, 瞬間に灰燼となる」と詳細な描写を行っている。興味のある記述であるとともに, 熱間圧延技術の特質をよくとらえているといつてよいであろう。

その後, 明治 23 年 (1890 年) には第 1 回の国会が開催され, 大正 5 年 (1916 年) には日本鉄鋼協会の初代会長に野呂景義先生が就任された。その頃の鋼板圧延機は人力を必要とする 3 重ロールであったと思われる。

連続式鋼板圧延機は 1926 年 (大正 15 年) に米国のコロムビヤ・スチール社のバトラー工場に, ユニバーサル粗圧延機 1 基と 4 重ロール 4 基のタンデム仕上げ圧延機の組合せで開始された。1928 年 (昭和 3 年) にはバトラー工場はアームコ社に合併される。アームコ社も

平成 2 年 4 月本会講演大会における西山賞受賞記念特別講演 平成 2 年 5 月 2 日受付 (Received May 2, 1990)

\* 大阪大学名誉教授・大阪電気通信大学教授 工博 (Professor Emeritus, Osaka University, Professor, Osaka Electro Communication University, 18-8 Hatsu-cho Neyagawa 572)

Key words : high speed hot rolling; high speed cold rolling; roll forming; press forming; molten metal direct rolling.



使 節 団 一 行

特命全権大使	同副使	右大臣	参議	大蔵卿	工部大輔	外務少輔	外務少丞	一等書記官	二等書記官	三等書記官	四等書記官	大使随員	理事官	随員
岩倉 具視	木戸 孝允	大久保利通	伊藤 博文	山口 尚芳	田辺 太一	何 礼之	福地源一郎	渡辺 洪基	小松 清治	林 董三郎	長野桂次郎	川路 簡堂	安藤 信彬	池田 政懋
四七	三九	四二	三一	三三	四一	三二	三一	二四	二五	二二	二九	二八	二七	二四
公家	長州	薩摩	肥前	幕臣	幕臣	幕臣	幕臣	和歌山	福井	幕臣	幕臣	幕臣	肥前	肥前

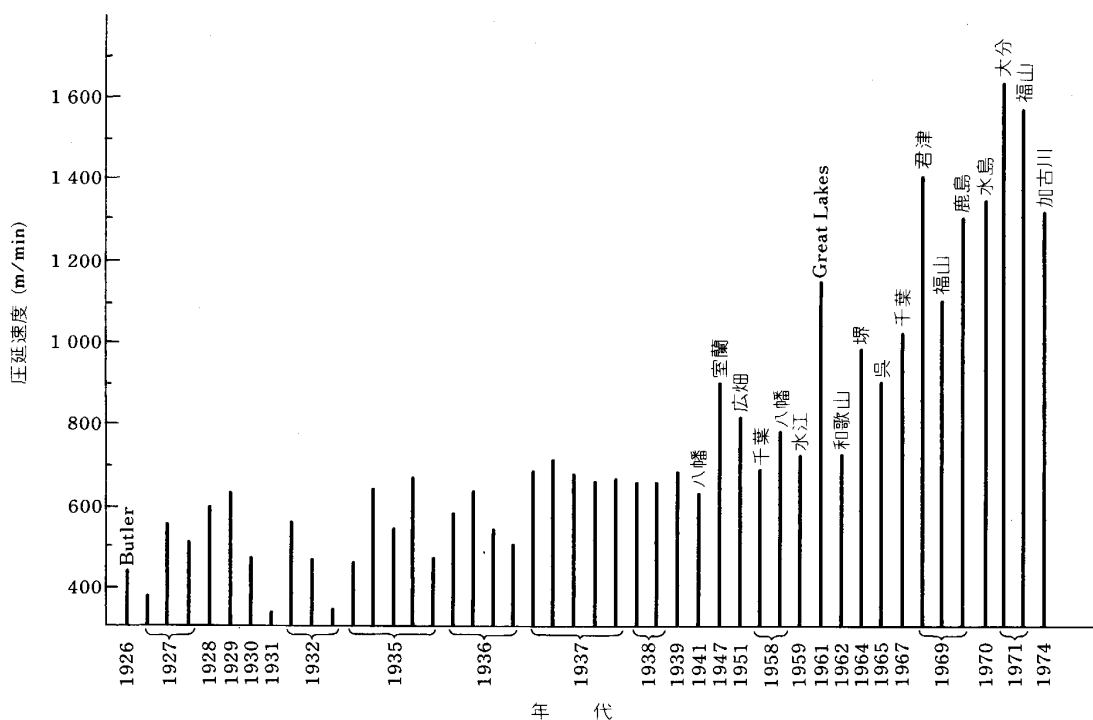


図 2 ホットストリップミルの高速化

昭和 18 年 (1943 年) に広畑に半連続式粗圧延機と 4 重ロール 4 基のタンデム仕上圧延機の組合せのものが建設されたが、当初は主として厚板が生産され、1951 年に仕上 2 基が増設されて鋼板用となった。

さて本論の高速化であるが、ホットストリップミルでは最終速度で 1500 m/min, コールドストリップミルで 2500 m/min, さらに線材圧延機では 3000 m/min から 5000 m/min までの高速圧延が可能になった。それらの高速化の変遷を年代順に追って示すと、図 2, 図 3, 図 4, のようになる。これらの進歩はロールや軸受の精度

向上という機械力学に依存するところ、また電動機や制御方式の進歩という電気工学に依存する設備面の発展によるところが大であるが、一方、材料工学的に考えると塑性加工をうける場合の材料物性の解明の進歩によるところが大きい。

ところで、ホットストリップミルの場合を見ると、1926 年に始まったバトラー工場の最終速度は 500 m/min 程度であり、1941 年の八幡まではあまり大きな変化はない。戦後になると、日本各地に新鋭ミルが建設されるに従い、順次、高速化が進み、1600 m/min を超

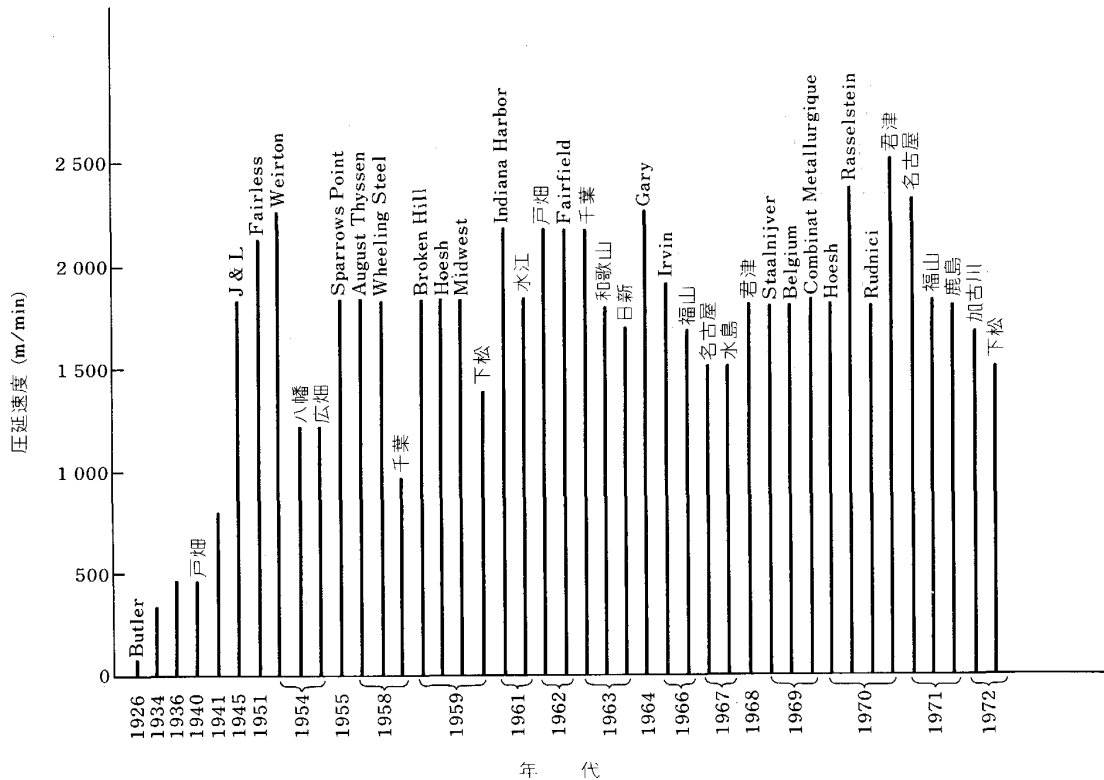


図 3 コールドストリップミルの高速化

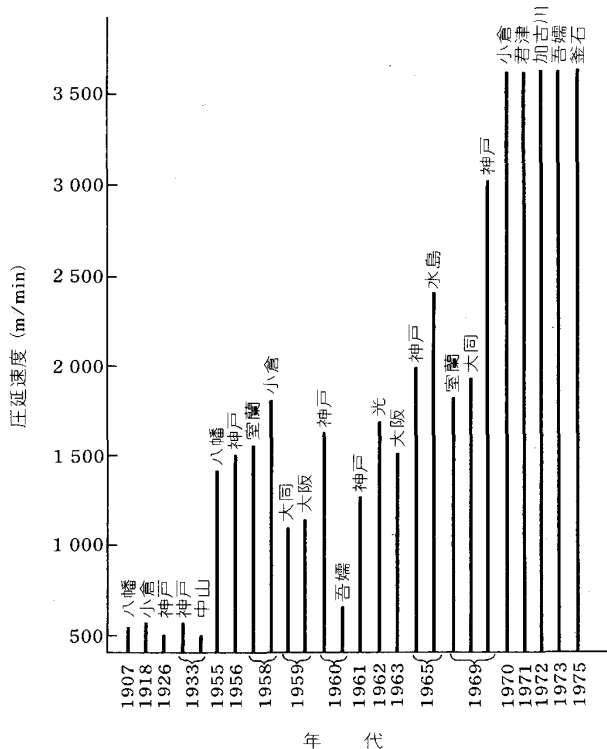


図 4 線材圧延機の高速化

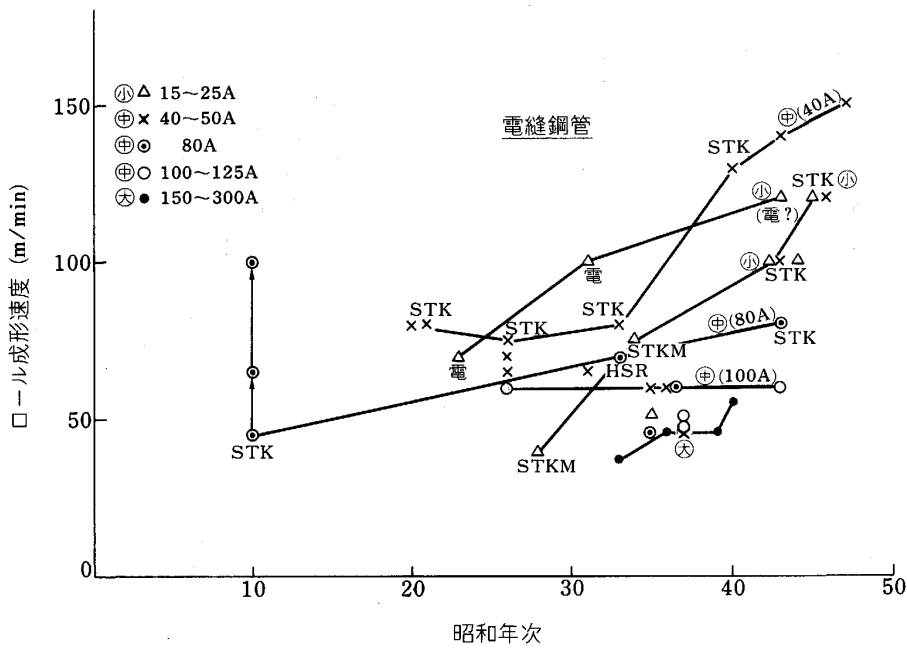
えるに至っている。これはホットストリップミルによる量産化とともに温度低下を防止しようとする熱的効果のあらわれであり、省エネルギー対策としても有効に役立

てられた。

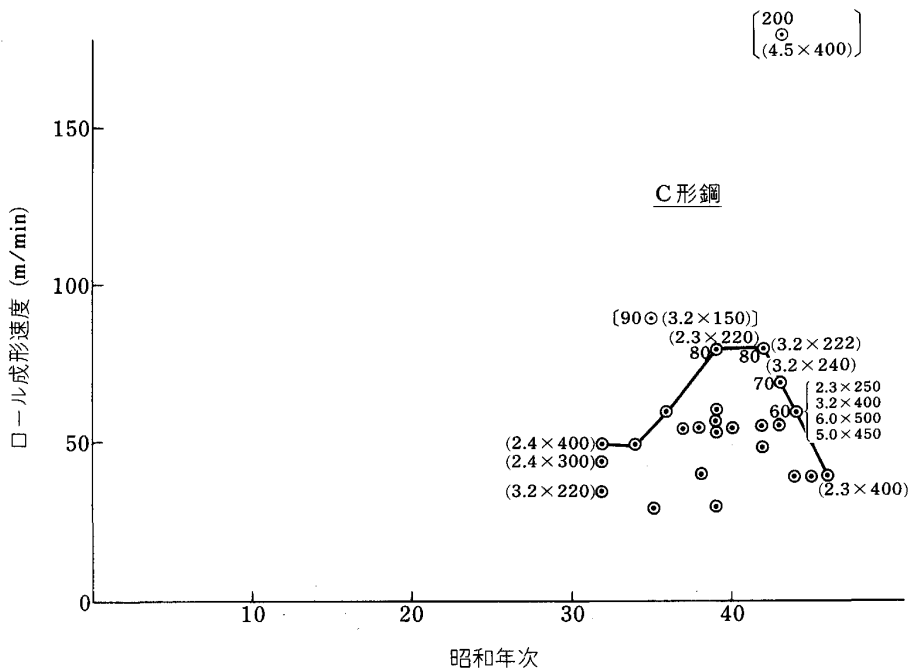
これに対してコールドストリップミルでは、当初は 1000 m/min 以下であったが、戦後になると新設ミルとくに米国のミルは 2000 m/min を超えるものが出現しており、現在の速度とあまり変わっていないことに注目する必要がある。これは冷間圧延の本質に関係することと考えられる。冷間圧延の目的は表面性状や板形状の優秀な精度の高い製品を生産することであり、ロールの 3 次元的な変形、ロールと板の接触圧力の変化、圧延中の張力の変動および圧延における摩擦と潤滑作用の影響など解明すべき影響因子が多く、それらは順次、解決されつつありといっても最高速度は 40 年前とほとんど変わっていない。冷間圧延が高精度を要求されていることを端的に示している現象ではないと思われる。

線材圧延機ではブロックミルの進歩などによりホットストリップミル以上に高速化が進み、高能率な生産が行われるようになったが、熱的効果は極めて大きく、最終出口温度の上昇という現象を発生し、冷却方法が再検討されたほどである。

図 5 は圧延によって生産されたコイルの加工技術としてロール成形に関する電縫鋼管 (a) と C 形鋼 (b) の成形速度の変遷を示しているが、電縫鋼管の小径および中径サイズでの高速化が進展しているのに対して軽量形鋼としての C 形鋼では高速化がある年代まで進んだ後、かえって成形速度が低下するという興味ある傾向を示している。これはサイズの限定されている電縫鋼管の量産



(a) 電縫鋼管の成形速度



(b) C形鋼の成形速度

図 5 ロール成形加工の高速化

化の傾向のあらわれと考えられるが、軽量形鋼ではロール成形ラインに、エンボス加工、穴あけ加工その他の加工を複合化する傾向にあるためと考えられており、成形速度と同調させる走行切断装置の速度との関連が深いためであろう。すなわち、複合加工に適した成形速度があるものと考えられる。

### 3. 熱間圧延の高速化に関する研究

常温での冷間加工では塑性変形によって加工硬化が増加するだけであるが、高温での熱間加工、とくに熱間高速圧延中のロール直下では極めて短時間のうちに塑性変形をうけるとともに引き続いて急速に再結晶が進行する。そのため、高速高温変形機構の研究のためには、高温加熱→高速塑性変形→急速冷却のプロセスによって高

速変形中の材料の組織変化をきわめて短時間の各段階で固定して調査することが必要となる。40年ほど以前に理化学研究所に勤務していた頃、元会長で東京工大名誉教授の作井誠太先生が針金を直接通電で加熱して高温引張試験を行った後、直ちに水中に急冷して、すべり変形が生じたか、再結晶が開始したか、など研究発表をされていたのを思い出す。作井先生はもともと理研の真島正市研究室のご出身で、毎週土曜日の黒田研究室の輪講会に出席されていたためである。これらの研究は日本でのかなり初期のものであったと思う。

その後、圧延の高速化とともに制御圧延技術および制御冷却技術の進歩にとともに、熱間加工であるにもかかわらず、ニオブ添加の高張力鋼などでは多段パスでひずみの累積効果が生じて予想より高い圧延荷重を生じるという現象が発生し、再結晶による軟化は生じないのか、また、未再結晶域圧延というのがいいのか、といった疑問から鉄鋼関係の各研究所などで、材料を高温加熱して引張り、圧縮、ねじりなどの変形をあたえた後、直ちに急冷するフォーマスター試験機や高温ねじり試験機が活

躍することになった。これらの研究は IRSID や英国の大学などでも競って進められ、その結果、図6に示すように、加工硬化、動的回復、動的再結晶の3種の応力-ひずみ関係が示されるようになった。加工硬化の場合は熱間加工中であるにもかかわらず冷間加工と同様に塑性変形によって加工硬化が進む場合であり、動的回復の場合は加工と回復がつりあって応力が一定になる場合、動的再結晶では熱間加工中にすべりを生じて応力が上昇しようとするが同時に発生する再結晶によって低下し、また再び上昇と下降をくりかえすといった波状の応力-ひずみ関係を生ずる場合である。

さて、以上の基礎的検討に対して、従来は実際の塑性加工では一般に図7に示すように考えられてきた。すなわち、動的再結晶は加工度が高くひずみ速度の小さい熱間押し出しでは生じやすいが、ひずみ速度の大きな熱間圧延では生じにくく、せいぜい動的回復であろうという考えである。しかし、最近では高速高温圧延でも動的再結晶、もしくはそれに近い状態も発生することが実験的に見出されるようになった。そこで、図8に示すような国立大学としては最高速の出る高速熱間圧延機を設計製作し、急冷装置と組み合わせることにより、熱間圧延材を急冷して金属組織を固定し、塑性変形と再結晶の発生状態を追求することが可能になった。

動的再結晶の出現は加工温度  $T$ 、ひずみ速度  $\dot{\epsilon}$  および加工度  $\bar{\epsilon}$  によって支配され、次に示す Zener-Hollomon のパラメーター  $Z$  によく依存するとされている。

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}$ : ひずみ速度、 $Q$ : 活性化エネルギー、 $R$ : 気体定数、 $T$ : 絶対温度。

動的再結晶は加工温度が高く、また、ひずみ速度が小さいほど、すなわち、 $Z$  因子が小さいほど、より小さな加工度で発生する。これに対して熱間の高速圧延ではひずみ速度が大きいため  $Z$  因子が大きくなり、動的再結晶が一見、発生しにくいように思われるが、圧延中の温度低下がないため高温が保持されるので、 $\exp$  の項が小さくなり、動的再結晶が生じやすくなると考えられる。

ここで高温変形機構に最も関係の深い変形抵抗に触れてみると、一般に変形抵抗、とくに材料自身の相当応力  $\bar{\sigma}$  は温度  $T$ 、ひずみ速度  $\dot{\epsilon}$ 、ひずみ量  $\bar{\epsilon}$  に依存して、次式で示される。

$$\bar{\sigma} \propto \exp(A/T) \dots\dots\dots (2)$$

$$\bar{\sigma} \propto \dot{\epsilon}^m \dots\dots\dots (3)$$

$$\bar{\sigma} \propto \bar{\epsilon}^n \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 $m$ : ひずみ速度依存指数、 $n$ : 加工硬化指数。従って、変形抵抗から考えれば、 $Z$  因子は(2)式と(3)式を組み合わせ、温度とひずみ速度の影響を同時に取り入れたものであるということができよう。

以下、大阪大学の研究室で研究してきた圧延および加

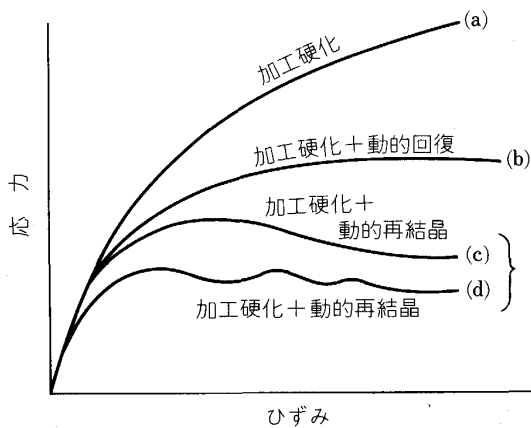


図6 加工硬化、動的回復及び動的再結晶<sup>3)</sup>

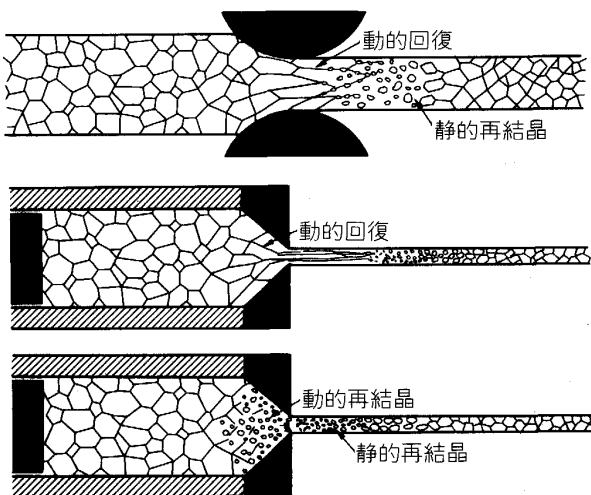
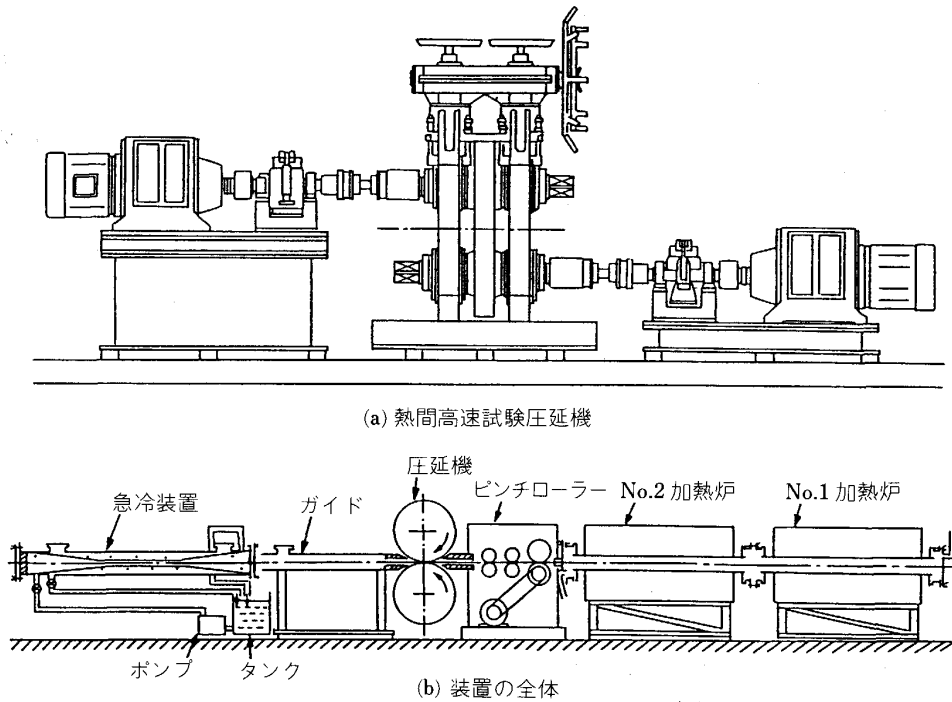
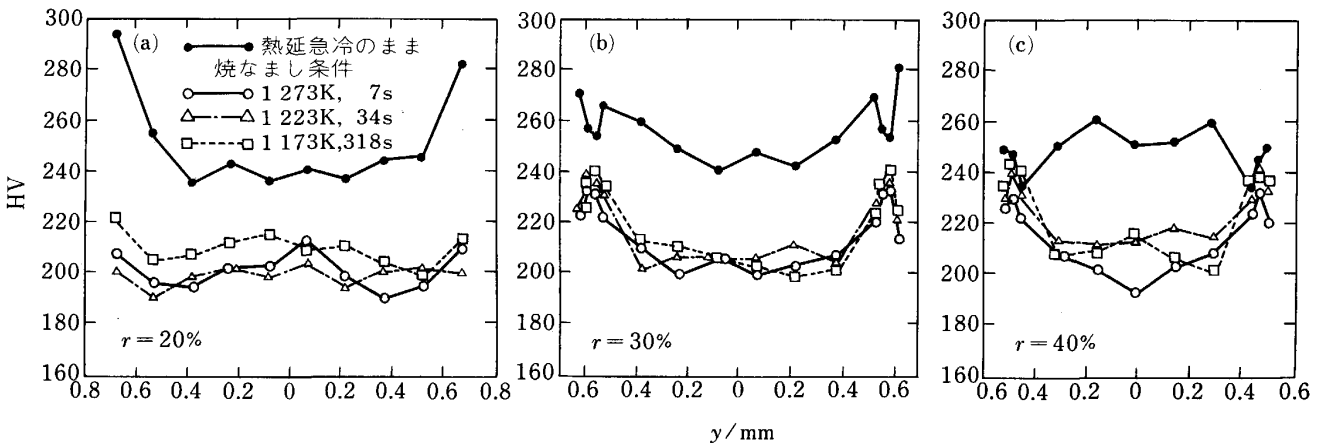


図7 高温塑性加工のミクロ的考え方<sup>3)</sup>

図 8 熱間高速圧延・急冷装置<sup>3)</sup>

圧延条件：温度 1273 K，ひずみ速度  $550\text{s}^{-1}$ ， $y$ ：板厚中心からの距離

図 9 熱延急冷後および 1273 K, 1223 K, 1173 K ( $1000^\circ\text{C}$ ,  $950^\circ\text{C}$ ,  $900^\circ\text{C}$ ) 焼なまし後の板厚内硬さ分布<sup>2)</sup> (18Cr-8Ni ステンレス鋼)

工技術の高速化の課題の 2, 3 についてその概要を紹介させていただくことにしたい。

高速圧延機は図 8 に示すように独立駆動式速度可変の 2 段ロールで、昭和 47 年度科学研究費で設計製作したもので、ロール直径 530 mm はストリップミルに実用化されている値に近似であり、ロール周速は最高 2900 m/min が可能で回転計により上下ロールの周速を一致させてから圧延実験を実施する。当初は冷間圧延実験に使用したが、熱間用ロールに変えて高速高温圧延を行えるようにした。出口側に設置した急冷装置は初期には円筒状水循環式であったが後にスプレー方式に改造して急冷効果を上昇させた。図に示したように No. 1 加熱炉で

安定化処理を行い、No. 2 加熱炉で圧延温度に設定してピンチローラーで送り込む方式であり、雰囲気ガスにはアルゴン+10% 水素を使用した。

図 9 は最初に得られた興味ある結果であり、動的再結晶または動的回復と考えられる微細結晶粒組織が圧延後の板の表面付近に発生することを見出した。

試験板は厚さ 2 mm，幅 20 mm の 18Cr-8Ni オーステナイト系ステンレス鋼であり、圧延温度  $T_R = 1173 \sim 1373\text{ K}$  ( $900 \sim 1100^\circ\text{C}$ )，圧下率  $r = 20 \sim 40\%$ ，ひずみ速度  $\dot{\epsilon} = 550\text{ s}^{-1}$  の圧延急冷実験を行い、ここでは  $T_R = 1000^\circ\text{C}$  の場合だけ示した。図 9(a) は圧下率 20% の場合であるが、圧延急冷後の硬さ分布は板中心よりも

表面の方が付加的せん断変形が大きいために硬さは高く、急冷板を焼きなますと表面の硬さは中心部と大体同一の値を示している。ところが、図 9(b) の圧下率 30% の場合および図 9(c) の圧下率 40% の場合には急冷材の表面に近い所に硬さの異常が生じていることがわかった。とくに圧下率 40% の場合には表面付近の異常部は焼なまし後の硬さとほとんど一致しており、その部分には加工組織と全く異なった極めて微細な再結晶粒の集合体を形成していることが明らかとなった。高速熱間圧延によって微細再結晶粒が得られることは高速化の大きな効果として認められよう。

図 10 は付加的せん断ひずみと圧下ひずみの総和として相当ひずみ  $\bar{\epsilon}$  を求め、板厚内における分布を示しているが、表面に近い点では極めて大きな相当ひずみが生じていることがわかる。これは高速熱間圧延の特色で、速度のおそい熱間圧延では、これほど大きな相当ひずみは生じないし、また、微細再結晶粒層も生じない。図 11 には微細粒層の平均せん断角  $\theta$  を求める方法を示しており、圧延前の直角断面の付加的せん断変形による湾曲状態から実測する。 $\theta$  からせん断ひずみの値を求めることができる。

図 12 には相当ひずみ  $\bar{\epsilon}$  と Z 因子との関係を示しており、図中の添え字の数字は微細再結晶粒径を示している。微細粒組織は Z が小さいほど、また、相当ひずみ  $\bar{\epsilon}$  が大きいほど発生しやすくなっており、動的再結晶の発生条件とよく一致している。

以上がオーステナイト系ステンレス鋼の研究結果であるが、その後、フェライト系ステンレス鋼についても検討を加え、Z 因子との関係を明らかにし、さらに、Ti 添加低炭素鋼について X 線集合組織との関係を検討し

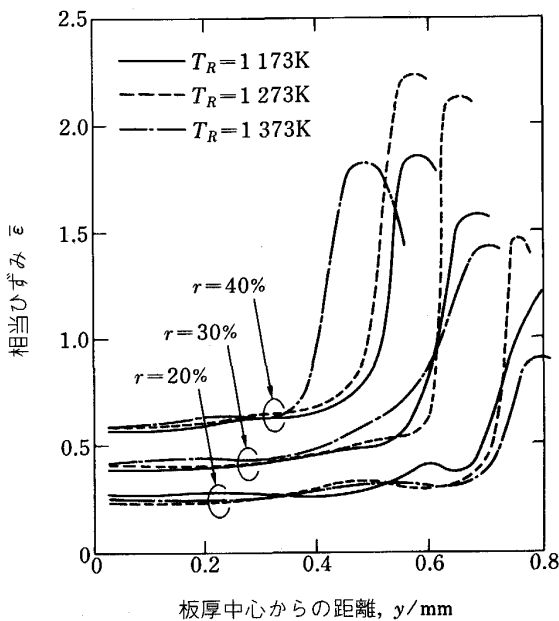


図 10 相当ひずみ  $\bar{\epsilon}$  の板厚内における分布<sup>2)</sup>

た。

全自動 X 線集合組織測定装置が昭和 61 年度科学研究費によって設置されたのを機会に、熱間圧延潤滑の組織に及ぼす影響を調べた。図 13 は Ti 添加低炭素鋼の圧延温度 3 水準、圧下率 40% 無潤滑圧延急冷材の結果であり、図 14 は潤滑 (流動パラフィン、オレイン酸、塩素系極圧添加剤を 8:1:1 に混合したもの) を使用した場合の結果である。興味あることは、潤滑の使用によって圧延板内の集合組織の分布が大きく変化していることで、無潤滑圧延では付加的せん断変形は表面直下に集中

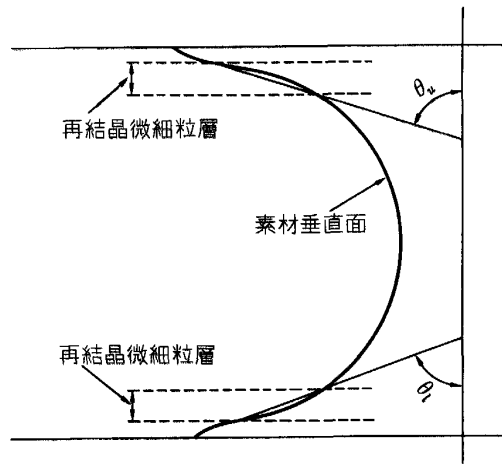


図 11 板厚内のせん断変形による湾曲状態から平均せん断角  $\theta$  を測定する方法<sup>2)</sup>

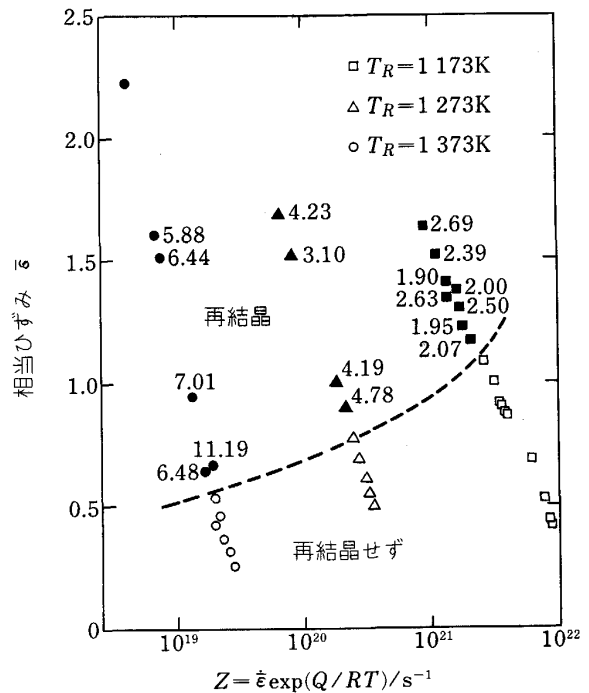
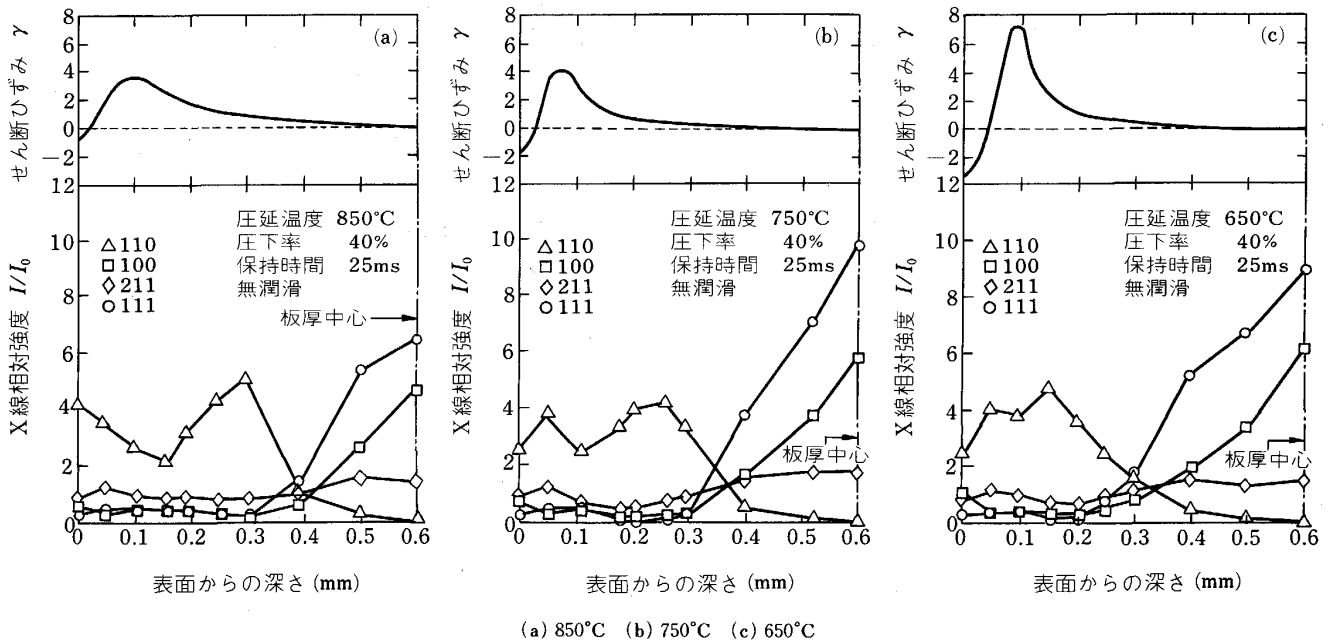
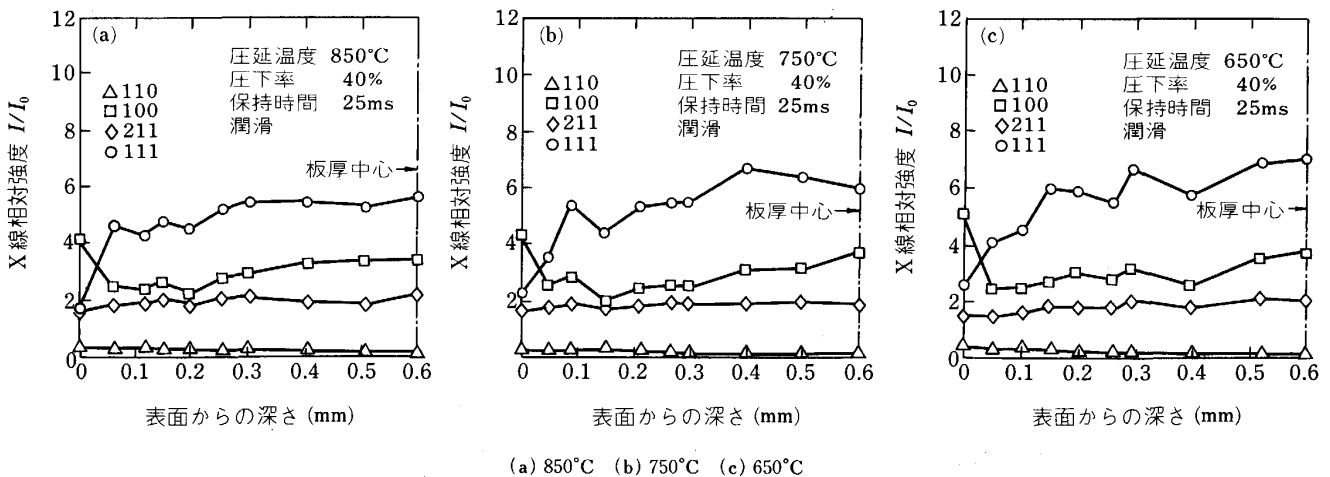


図 12 高速圧延中の再結晶現象と相当ひずみ  $\bar{\epsilon}$  および Z 因子の関係 (18Cr-8Ni ステンレス鋼)<sup>2)</sup>、(添え字は微細再結晶粒粒径  $\langle \mu\text{m} \rangle$ )





(a) 850°C (b) 750°C (c) 650°C  
 (*hkl*)面のX線回折強度*I*を無方向性標準試料の(*hkl*)面X線回折強度*I*<sub>0</sub>で規格化  
 図 13 無潤滑圧延急冷材のせん断ひずみ、軸密度の板厚方向変化と組織



(a) 850°C (b) 750°C (c) 650°C  
 図 14 潤滑圧延急冷材の軸密度の板厚方向変化と組織

するとともに集合組織は変化し、せん断変形の増加とともに<110>軸密度が増加し、<111>は減少し、Goss方位に有利になっている。これに対して潤滑圧延ではせん断変形はほとんど無く、板厚全体に均一な集合組織を示し、<111>軸密度が増加し、プレス成形性のために有利になることがわかる。

以上のことから熱間圧延潤滑が単に表面性状向上や圧延荷重低下に役立つのみならず、材質制御に効果があるという意味でたいへん重要な影響をもっており、高速熱間圧延の材質制御技術の一つとして今後とも有効に利用していくことが必要であろう。

#### 4. 冷間圧延の高速化に関する研究

図 2 に示すように熱間圧延では年代とともに順次高

速化が進んでいるのに対して冷間圧延では図 3 のようにある年代から高速化はほとんど進んでいない。本来、冷間圧延の本質は高精度圧延技術であり、また、冷間圧延潤滑の問題点、すなわち、トライボロジーの課題があるのがその原因と考えられる。

高速圧延中の摩擦係数の実測は困難であるので、ロール出側での材料の弾性回復を考慮した Bland-Ford の理論を利用し、圧延荷重係数記述式は HILL によるもの、試料の変形抵抗はひずみ速度依存性を考慮した次式で示す五弓-木原の式を用いて圧延荷重実測値から摩擦係数を求めた。

$$\sigma = \sigma_a + e^{6.5} (\dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_0)^{kT/0.14} \dots\dots\dots (5)$$

ここで、実験には 0.05% C 鋼を用いたが、ひずみ速度が、 $5.75 \times 10^{-2} \sim 2.87 \times 10^{-4}$  /s の範囲で引張試験により、

次のようなひずみ  $\epsilon$  の関数で表示できた。

$$\sigma_a = 56.3 \epsilon^{0.267} \text{ kgf/mm}^2$$

$$\dot{\epsilon}_0 = (11.7 \epsilon + 1.84) \times 10^{10} \text{ s}^{-1}$$

ロール直径 530 mm, ロール回転数 250~1700 rpm, ロール周速 416~2830 m/min, 試料サイズ厚さ 2 mm × 幅 20 mm × 長さ 850 mm, 材質は 0.05%C アルミキルド鋼板の焼鈍スキンパス材の条件で圧延速度の影響を検討する実験を行った。潤滑油は流動パラフィン 2 号, ポリブデン, 乳化剤を 98:2:3 の割合に混合したものをを用いた。

潤滑状態の判定は圧延後の試料表面を光学顕微鏡観察により, ほとんど金属接触のない流体潤滑状態 (○印), 接触部が多く観察される境界潤滑状態 (×印), それらの中間の遷移域 (△印) の 3 種の潤滑状態に分類して, 圧延速度の変化にともなうロール表面あらしの影響によって示したのが図 15 である。ロール表面あらし一定で高速化していくと × → △ → ○ と潤滑状態が向上する傾向が出ており, また, ロール表面あらしの良好な方が潤滑状態が良いことがわかる。次にロール表面あらしを  $R_1$  とし, 表面あらしと同じ方向の圧延後の試料表面のあらしを  $R_2$  とすると, △の状態では油膜厚さは  $(R_1 + R_2)/2$  であたえられ, ○の状態では  $(R_1 + R_2)/2$  よりも大きく, ×では  $(R_1 + R_2)/2$  より小さいと考えら

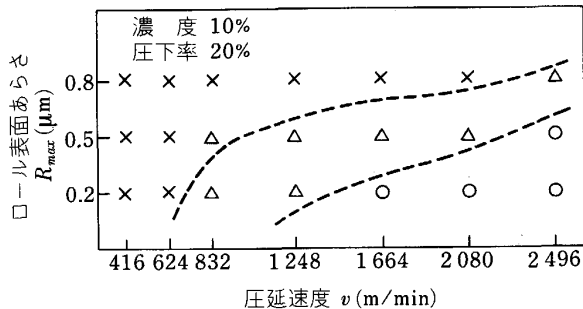


図 15 ロールと材料の接触状況に及ぼす圧延速度およびロール表面あらしの影響<sup>14)</sup>

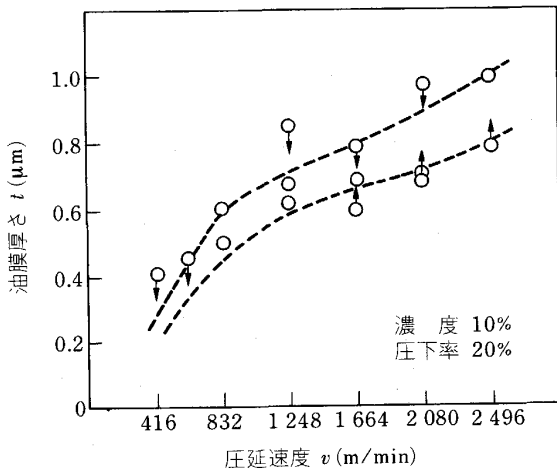


図 16 出口油膜厚さの圧延速度依存性<sup>14)</sup>

れるので上限と下限が求められ, 出口油膜厚さと圧延速度の関係は図 16 のようになり, 高速化とともに油膜厚さの増加が見られる。

一般に, 油膜厚さ  $h$ , 圧延速度  $v$ , 油の粘度  $\eta$ , 圧延圧力  $p$  の間には,

$$h \propto \eta v / p$$

の関係があり, 油膜厚さは速度, 粘度に比例し, 圧力に反比例することになり, 実験によってもその傾向が示されている。

前述した方法により測定した摩擦係数および圧延後の板の表面あらしと圧延速度の関係を示したのが図 17 である。図中で斜線ではさんだ部分は表面観察により混合潤滑から流体潤滑へ移行する領域とみられ, 圧延速度の上昇とともに摩擦係数は減少し, 鋼板表面あらしは増加する。しかし, 高速化とともに流体潤滑状態となると鋼板表面あらしはあまり変化しない。すなわち, 高速化とともに油の流入が多くなり, 安定化するためと考えられる。ただ, 油の流入が増加して試料表面の油だまりの凹凸が増加するためダル状になるので, ブライト状にするためには油の流入を制御する必要がある。

以上のように高速化は潤滑性の向上に有利であることを示したが, 一方で, 高速化にともない加工熱の発生が増大し, 熱的にヒートスクラッチを生ずるという問題がある。これが冷間圧延の速度が飽和値に達している一つの原因であり, 今後とも, さらに耐熱性の研究が必要であろう。

図 18 は日本鉄鋼協会が主催した第 1 回鉄鋼圧延国際会議に発表したエマルジョン潤滑における高濃度低安定度の場合と低濃度高安定度の場合の比較を示したもので

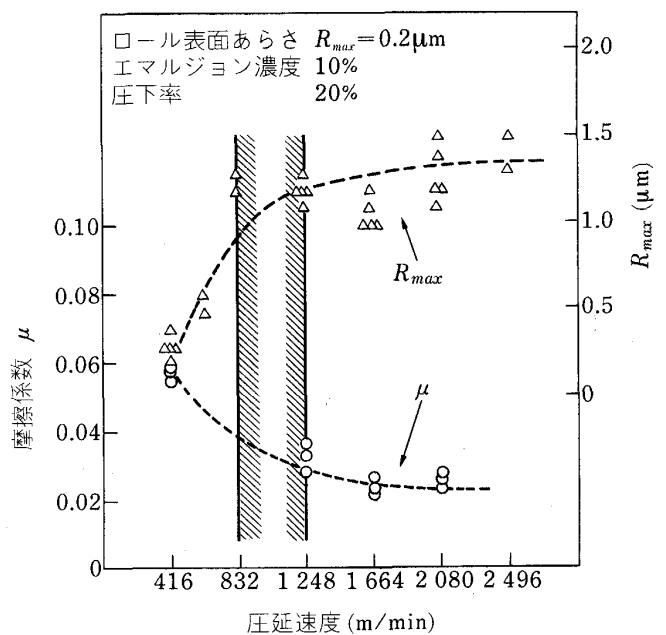


図 17 摩擦係数および表面あらしの圧延速度依存性<sup>14)</sup>

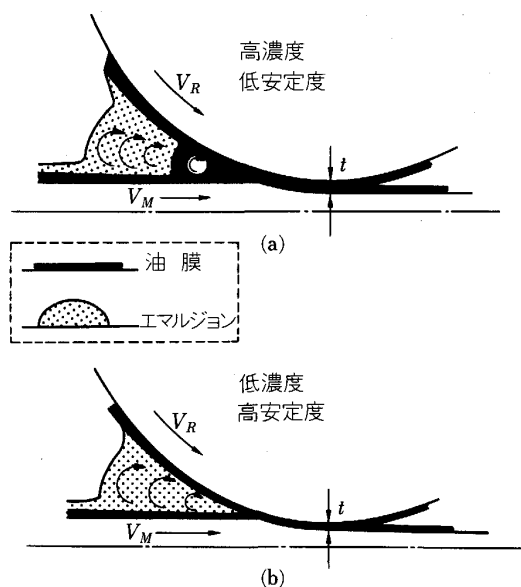


図 18 エマルジョン潤滑圧延における高濃度 (a) と低濃度 (b) の比較<sup>15)</sup>

あるが、先年、フランスで開催された第 4 回鉄鋼圧延国際会議に外国で引照されている研究報告が紹介され、本研究の有効性が示されたと考えている。

### 5. 深絞り成形加工における速度効果

一般に鉄鋼業から考えると、素材産業から機械加工産業へのつながりは一次加工から二次加工として、

熱間圧延→冷間圧延→プレス加工

という流れが鉄鋼業から自動車工業へ、また、電気産業、建設業へと同様な傾向を示しており、プレス加工の占める位置は極めて重要である。

プレス加工、とくに深絞り成形加工における速度の影響については学会誌、「鉄と鋼」で紹介を行っているので、ここでは、材質的な立場から成形特性値が加工速度によってどのように変化するかを検討した結果についてだけ述べさせていただきたい。

図 19 は軟鋼、ステンレス鋼、黄銅、アルミニウム、亜鉛の 5 種について、引張強さ、降伏応力、 $n$  値 (加工硬化指数)、 $c$  値 (加工硬化係数) などの速度依存性を調べたものである。低速は引張試験、中速は油圧プレス、高速は機械プレスのひずみ速度にあわせてある。引張強さの速度依存性は小さいが、降伏応力の速度依存性は大きく、また、応力-ひずみ関係を  $\sigma = ce^n$  で表示した場合の  $n$  値は亜鉛を除いて一様にやや低下の傾向を示し、 $c$  値は速度依存性が少ないと言えよう。

とくに深絞り成形加工と関係の深いと考えられるラングフォード値 ( $r$  値) の速度依存性は図 20 に示すようで、それぞれの材料で  $0^\circ$ 、 $45^\circ$ 、 $90^\circ$  方向の試料をとった場合の方向依存性はあるが、低速、中速、高速と速度を変化させた場合の速度依存性はほとんどないと考えられる

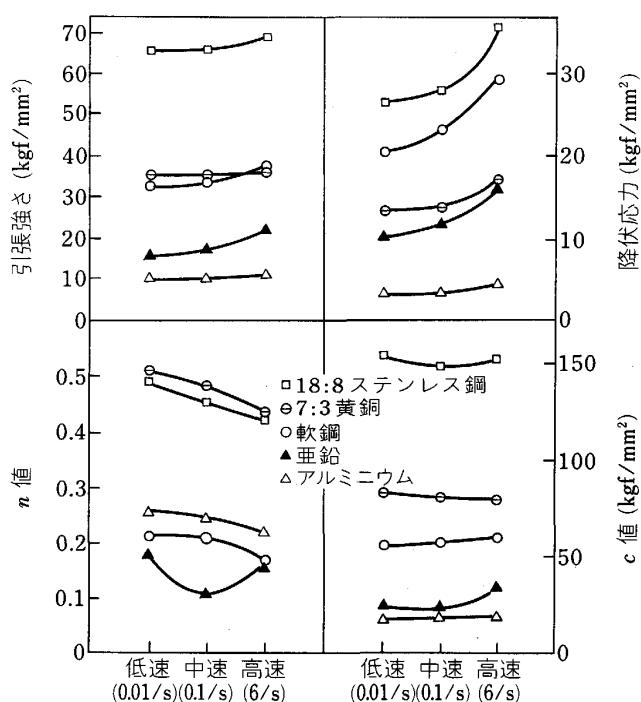


図 19 各種材料特性に及ぼすひずみ速度の影響<sup>18)</sup>

研究結果であり、普通のプレス加工の速度範囲では材料特性値としての  $r$  値は変化しないものと考えてよい。

### 6. 熔融金属直接圧延における速度の影響

最近の大きな課題として、連続鋳造から熱間圧延への直結化があり、非鉄金属ではかなり実用化され、鉄鋼も研究開発から実用化へと進みつつある。

昭和 56 年度科学研究費により直接圧延機を設計製作した。ベッセマー型のツインロール式、ロール直径 255 mm 胴長 250 mm で、両ロール中心軸面は水平に対して  $0^\circ \sim 90^\circ$  の傾斜ができるようになっており、もう一つの特色として凝固したら熱間圧延が可能のように圧延荷重 20 t に設計してある。

当初、ビスマスによって実験的検討を加え、湯嚙み、エッジクラック、リップルマークなどの欠陥が発生したが、注湯温度  $275 \sim 285^\circ\text{C}$ 、湯面レベル 70~90 mm、ロール周速 0.5~0.7 m/min、ロールすきま 4 mm の範囲で検討を加え、幅 100 mm の健全な薄板を製造することができた。その際、ロール荷重が一つの制御の指標になることを見出している。その後、アルミニウムの幅 100 mm の実験では圧延荷重が過大になることがわかり、板幅を減少させることとなった。

ここでは直接圧延のシミュレーション実験として Pb-2%Sn 合金を用いて行った結果を紹介したい。図 21 は双ロール鋳造法と直接圧延法の差異を示したもので、直接圧延における A の長さ (鋳造部) と B の長さ (圧延部) は圧延中途止め材の表面状態から分別した。A の表面は鋳造表面、B の表面は光沢ある圧延表面とし

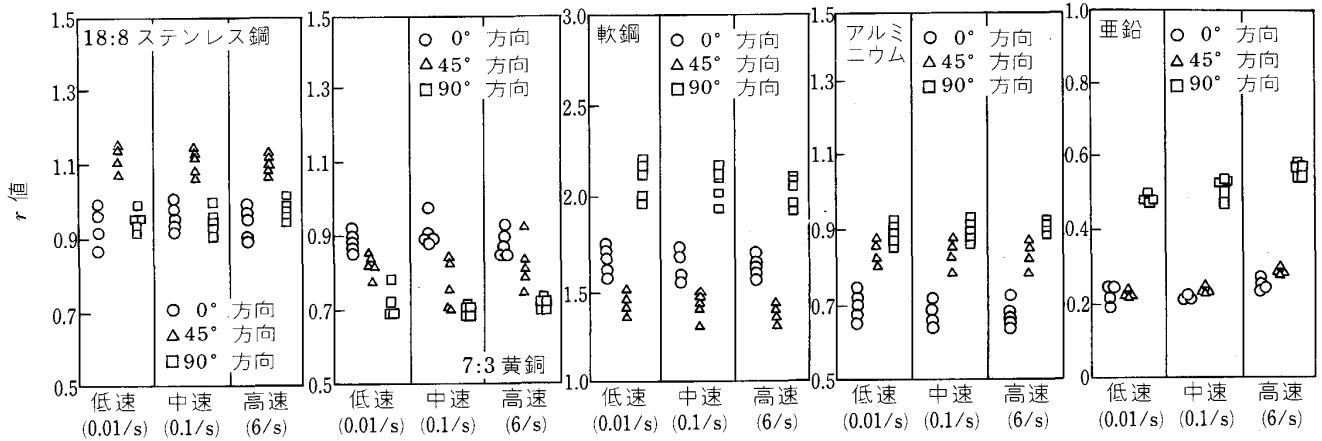


図 20 各種材料の r 値に及ぼすひずみ速度の影響<sup>18)</sup>

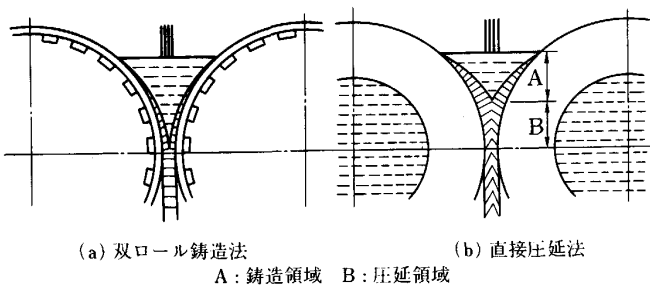


図 21 双ロール铸造法と直接圧延法

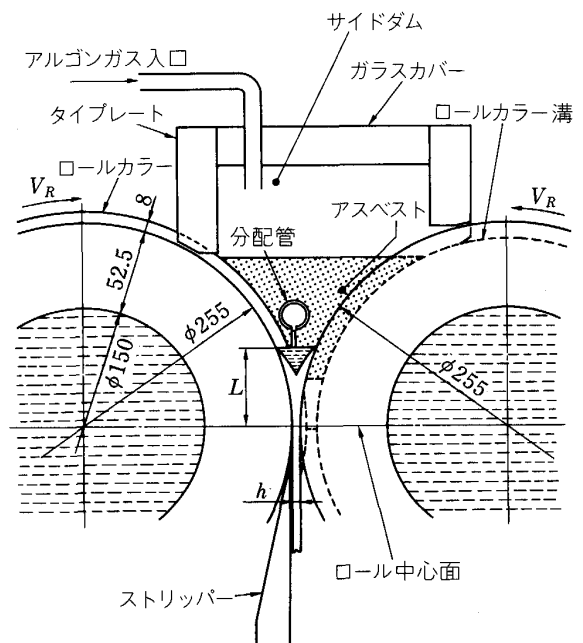


図 22 実験装置の概略

て明瞭に見分けることができた。図 22 は実験装置の概略図で、内部水冷の直径 255 mm、肉厚 52.5 mm のダクタイル铸铁ロールの中央に幅 100 mm の圧延部を設け、その両端に一方のロールに高さ 8 mm、幅 40 mm のカラーをつけ、他方のロールにはカラーホールを設けて圧延部分をクローズした。カラーとカラーホールの上には 2 枚のステンレスの側堰をのせた。その内側下部に凝固を防止するためにアスベスト板を取りつけ、一方の下部に給湯口を設けた。耐熱ガラスで蓋をしてアルゴンガスで雰囲気調整し、給湯口の背後に保持炉を設置し、その下に溶湯を保持炉の底から給湯口に導く L 字形のアスベスト製の湯道を取りつけた。

溶湯を板幅方向に均等に分配するためのステンレスパイプをつけ、ロール下側に直接圧延板をロールから引きはがすためのストリッパーとガイドを設置した。

実験はロール周速 0.75~5.5 m/min、ロールすきま 1~2 mm、板幅 100 mm で実施した。表 3 に直接圧延の条件を示す。Pb-2%Sn 合金はデンドライトがよく発達し、マイクロ組織も単相で直接圧延の影響を観察しやすい特色がある。

図 23 は圧延荷重の変化、図 24 は板厚の変化を示す。ロール速度の上昇とともに荷重、板厚ともに減少するが、単純な変化を示さず、ある速度の値以上でロール荷重は不連続的に小さくなっており、板厚も同様な変化を示している。この荷重、板厚の異常な変化は初めて見出され

たものである。そこで光学顕微鏡によるマイクロ組織の観察を行った結果、速度 4.75 m/min では全面に 100~400 μm の粗大再結晶粒が発生しているのに対して、速度 3.25 m/min では板厚中心部で粗大再結晶粒が残っている以外では 20~40 μm の微細な再結晶粒が見出され、さらに低速度の 1.75 m/min では全面が微細な再結晶粒で覆われていることがわかった。これらの事実から、速度の早い場合の粗大再結晶粒は静的再結晶粒であり、低速の場合の微細再結晶粒は直接圧延中に生じた動的再結晶粒またはメタダイナミック再結晶粒であると判断した。

そしてその組織変化にともなう荷重、板厚変化と同様に、機械的性質も図 25 に示すような変動を示しており、直接圧延における速度の影響が極めて興味ある現象を生ずることを見出すことができた。連続铸造から圧延への

表 3 直接圧延条件

材料	Pb-2%Sn ( $T_L=324^\circ\text{C}$ , $T_S=321^\circ\text{C}$ )
ロール	$\phi 255$ mm (ダクタイル鑄鉄)
板幅	100 mm
ロールギャップ ( $s$ )	1.0, 1.5, 2.0 mm
ロール周速 ( $V_R$ )	1.0~5.5 m/min
注湯温度	$350^\circ\text{C}$
ロール表面温度	$15\pm 3^\circ\text{C}$
湯面高さ ( $L$ )	50 mm
ロール表面状態	研磨仕上げ, 無潤滑
保護ガス	Ar
ロール冷却水量	23.4 l/min

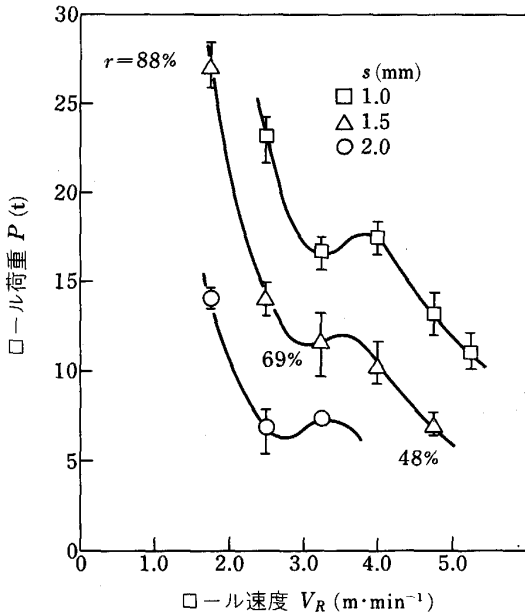


図 23 圧延荷重と直接圧延条件の関係

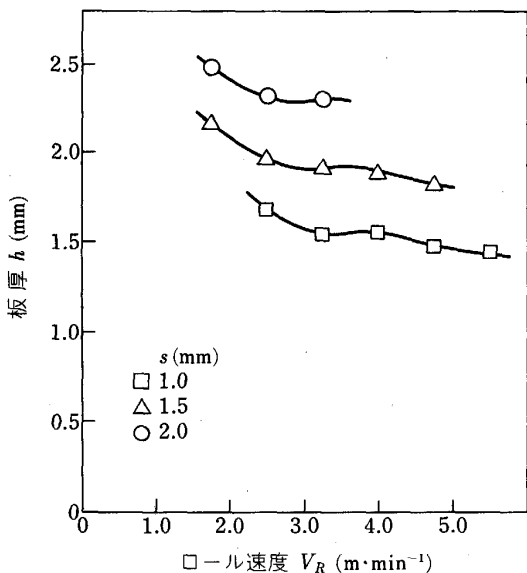


図 24 板厚と直接圧延条件の関係

直結化の研究は①溶湯からの直接圧延, および, ②薄スラブの熱間圧延, といった 2 種の大きな流れの中で進展していくと考えられるが本研究がご参考になれば望外

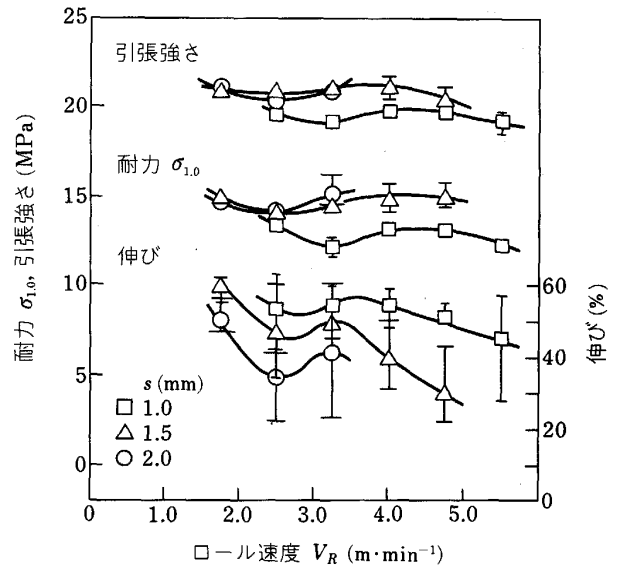


図 25 直接圧延板の機械的性質

の喜びであります。

## 7. む す び

今回、図らずも西山賞という光栄ある賞を鉄鋼塑性加工の高速化に関する基礎的研究に対して受賞させていただき、衷心から感謝申し上げます。日本の鉄鋼技術の一つの基幹である鉄鋼の圧延および加工技術の研究の一端に参加させていただき、現在まで進んでくることができました。本講演においては、はじめに圧延の歴史に関して明治時代の日本の先覚者たちの動き、また、ストリップミルを中心とする圧延技術の高速化およびその他の加工技術の高速化の歴史に触れ、大阪大学において実施した研究の概要について説明させていただいた。わが国の鉄鋼塑性加工技術のいっそうのご発展を心からお祈りするしだいであります。

## 文 献

- 1) 芳賀 徹: NHK市民大学, 1月~3月期(1990), p. 9
- 2) 久米邦武: 米欧回覧実記, 第36巻 (岩波文庫編集部編) (1989), p. 299 [岩波書店]
- 3) 加藤健三: 塑性と加工, 18 (1977), p. 583
- 4) 加藤健三: 日本金属学会会報, 23 (1984), p. 996
- 5) 加藤健三: 塑性と加工, 27 (1986), p. 799
- 6) K. KATO, Y. SAITO and T. SAKAI: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 24 (1984), p. 1050
- 7) 齊藤好弘, 左海哲夫, 前田 太, 加藤健三: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 799
- 8) 齊藤好弘, 左海哲夫, 武田謙三, 加藤健三: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 1146
- 9) T. SAKAI, Y. SAITO and K. KATO: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 27 (1987), p. 520
- 10) K. KATO, Y. SAITO and T. SAKAI: Proc. Intern. Conf. Steel Rolling (1987), A-35-1
- 11) Y. SAITO, T. SAKAI and K. KATO: Proc. Intern. Conf. Steel Rolling (1987), A-36-1
- 12) T. SAKAI, Y. SAITO, K. HIRANO and K. KATO: Trans. Iron

- Steel Inst. Jpn., **28** (1988), p. 1028
- 13) T. SAKAI, Y. SAITO and K. KATO: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **28** (1988), p. 1036
- 14) T. SAKAI, Y. SAITO and K. KATO: Proc. Intern. Conf. THERMEC-88 (1988), p. 660
- 15) 左海哲夫, 齊藤好弘, 加藤健三, 岡本昭治: 塑性と加工, **19** (1978), p. 972
- 16) 加藤健三, 左海哲夫: 塑性と加工, **20** (1979), p. 1088
- 17) T. SAKAI, Y. SAITO and K. KATO: Proc. Intern. Conf. Steel Rolling (1980), p. 1120
- 18) W. GOREKI and T. POLACZEK: Proc. Intern. Conf. Steel Rolling (1987), E-50-1
- 19) 花木香司, 加藤健三: 塑性と加工, **17** (1976), p. 45
- 20) 花木香司, 加藤健三: 塑性と加工, **20** (1979), p. 138
- 21) 花木香司, 加藤健三: 塑性と加工, **21** (1980), p. 765
- 22) 花木香司, 加藤健三: 塑性と加工, **22** (1981), p. 49
- 23) K. KATO and K. HANAKI: Tech. Report Osaka Univ., **28** (1978), p. 387
- 24) K. KATO and K. HANAKI: Tech. Report Osaka Univ., **32** (1982), p. 41
- 25) 花木香司, 加藤健三: 鉄と鋼, **73** (1987), p. 11
- 26) 齊藤好弘, 風呂正博, 小松禎之, 八木啓介, 宮本丈二, 加藤健三: 鉄と鋼, **71** (1985), S774
- 27) 齊藤好弘, 有馬修治, 佐藤宏秀, 加藤健三: 塑性加工連合講演論文集, **38** (1987), p. 125