

Title	鋼の高速熱間圧延における変形と組織に関する研究
Author(s)	左海, 哲夫
Citation	大阪大学, 1989, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://hdl.handle.net/11094/602
rights	
Note	

Osaka University Knowledge Archive : OUKA

<https://ir.library.osaka-u.ac.jp/>

Osaka University

鋼の高速熱間圧延における
変形と組織に関する研究

左海哲夫

鋼の高速熱間圧延における
変形と組織に関する研究

左 海 哲 夫

目次

第1章 序論	1
第2章 高速熱間圧延における板厚方向の不均一変形	
2.1 緒言	4
2.2 高速試験圧延機	4
2.3 せん断歪の測定方法	5
2.4 歪分布に及ぼす圧延速度の影響	8
2.5 歪分布に影響を及ぼす内的因子	11
2.6 高速熱間圧延における温度分布	12
2.7 まとめ	14
第3章 オーステナイト系ステンレス鋼の高速熱間圧延変形と再結晶	
3.1 緒言	15
3.2 実験方法	15
3.2.1 実験装置	15
3.2.2 供試材	16
3.2.3 実験条件	17
3.2.4 板厚方向の歪分布の測定	18
3.3 実験結果	18
3.3.1 変形抵抗	18
3.3.2 板厚方向の歪分布	19
3.3.3 熱延急冷材の組織と硬さ分布	21
3.3.4 再結晶発生条件と再結晶粒径	27
3.4 考察	30
3.4.1 再結晶発生のための臨界歪	30
3.4.2 表面直下の硬さと組織の変化	31

3. 4. 3	強せん断層及びその近傍の再結晶組織について	31
3. 5	結論	33

第4章 フェライト系ステンレス鋼の高速熱間圧延変形と再結晶

4. 1	緒言	34
4. 2	実験方法	34
4. 2. 1	実験装置	34
4. 2. 2	供試材	34
4. 2. 3	実験条件	34
4. 2. 4	板厚方向の歪分布	36
4. 3	実験結果	36
4. 3. 1	変形抵抗	36
4. 3. 2	板厚方向の相当歪分布	37
4. 3. 3	熱延急冷材の組織と硬さ分布	38
4. 3. 4	再結晶発生条件と再結晶粒径	43
4. 4	考察	46
4. 4. 1	表面付近のせん断歪	46
4. 4. 2	再結晶発生のための臨界歪	46
4. 4. 3	再結晶組織について	47
4. 5	結論	48

第5章 低炭素Ti添加鋼の高速熱間圧延変形と再結晶

5. 1	緒言	50
5. 2	実験方法	50
5. 2. 1	供試材	50
5. 2. 2	板厚方向の歪分布の測定	51
5. 2. 3	実験条件	51
5. 3	実験結果	52

5. 3. 1	板厚方向の歪分布	52
5. 3. 2	熱延急冷材の組織	55
5. 3. 3	圧延後急冷までの保持時間の影響	57
5. 3. 4	初期粒径の影響	61
5. 4	考察	61
5. 4. 1	不均一変形	61
5. 4. 2	再結晶発生のための臨界歪	62
5. 4. 3	強せん断層の再結晶組織について	63
5. 5	結論	64

第6章 オーステナイト系ステンレス鋼の再結晶と集合組織

6. 1	緒言	65
6. 2	実験方法	65
6. 2. 1	圧延条件	65
6. 2. 2	集合組織の測定	66
6. 3	実験結果	67
6. 3. 1	熱延板の組織	67
6. 3. 2	板厚方向の集合組織の変化	67
6. 4	考察	70
6. 5	結論	76

第7章 フェライト系ステンレス鋼の再結晶と集合組織

7. 1	緒言	77
7. 2	実験方法	77
7. 3	実験結果	78
7. 3. 1	光顕組織	78
7. 3. 2	集合組織の板厚方向変化	79
7. 4	考察	84

7. 5 結論	87
第8章 低炭素Ti添加鋼の高速熱間圧延変形と集合組織	
8. 1 緒言	88
8. 2 実験方法	88
8. 2. 1 供試材及び圧延条件	88
8. 2. 2 集合組織の測定	88
8. 3 実験結果	89
8. 3. 1 板厚方向の歪分布	89
8. 3. 2 集合組織の板厚方向変化	90
8. 3. 3 圧延後急冷までの保持時間の影響	93
8. 4 考察	99
8. 4. 1 せん断歪と集合組織	99
8. 4. 2 再結晶の進行に伴う集合組織の変化	100
8. 5 結論	100
第9章 総括	
	102
参考文献	105
本研究に関する公表論文	109
謝辞	110

第1章 序論

熱間圧延工程は、鉄鋼生産の大きな部分を占める重要なプロセスである。近年、圧延技術の発展とともに、生産性の向上、スラブ、ビレットの単重増による歩留りの向上、圧延中の温度降下量低減や加熱温度低下による省資源、省エネルギーなどを旨として熱間圧延での圧延速度の高速化が進められている。現在、ホットストリップミルの仕上げ圧延後段では圧延速度は5～20 m/s程度（歪速度で 10^2 s^{-1} のオーダー）、線材圧延の仕上げ列では100 m/s（歪速度 10^3 s^{-1} ）に達する場合もあり、これらに関する加工成形技術的側面からの研究、塑性力学的研究の発展はめざましいものがある¹⁾。今後も、熱間加工プロセスの高能率化、すなわち従来の熱間加工工程の直結、省略、連続化、高速化を目指して様々な試みが行われるものと考えられる。

一方、低合金高張力鋼生産のための制御圧延技術の発展にみられるように、熱間圧延加工を利用して材質の改善を目指すことが行なわれており、これに関連して、加工及び再結晶挙動を通じてのオーステナイト粒の微細化技術が進歩した²⁻⁴⁾。制御圧延技術は、熱間圧延を単なる成形加工プロセスから、材質改善を含めた材料製造プロセスへと進化させる一つの転機となったといえるであろう。高速連続圧延において考慮すべき金属学的現象としては、歪速度が大きいことによる変形抵抗の上昇がある。また、パス間時間が短いため、熱間加工といえども前段で材料に与えられた歪が完全に解放されないまま後段の加工を受けるといふ、歪の蓄積効果も無視できない。今後、熱延工程の高速化を進めて行くためには、材料の変形抵抗に関する知識が不可欠であり⁵⁾、また材質改善のためには加工中、あるいはその後の組織の変化すなわち回復再結晶挙動を知ることが必要である。

このような、熱間加工中あるいはその後の復旧過程を基礎的に解明する実験手段として、種々の熱間加工シミュレータが開発されており⁶⁻¹⁶⁾、多パス圧延での静的復旧の動力学の解明や^{4, 9, 17)}、それに続く後段パスでの変形抵抗の予測、^{12, 18-20)}あるいは圧延後の組織の予測^{7, 21, 22)}などに活用されている。これらのシミュレータは、材料に作用する応力、材料に生ずる歪、歪速度の正確な計測、管理を必

要とするため、引張、圧縮、平面歪圧縮など単純な均一変形が採用されるのが普通である。しかし、実際の熱間圧延ではロール面摩擦、及び内部せん断に起因するせん断歪（付加的せん断歪）が多かれ少かれ生じ、板厚方向に不均一に分布する。この付加的せん断歪は、圧縮歪と重畳されて実効的な歪（相当歪）を高めるばかりでなく、変形様式を変えることにより、動的、静的復旧過程、及びその結果としての材料の組織に大きな影響を及ぼすと考えられる。従って、上記の均一変形によるシミュレータで熱間圧延、特に付加的せん断歪の大きい大圧下圧延時の組織をシミュレートするのみでは不十分であり、生産現場で用いられている圧延機と類似の実験用圧延機を用いた、熱間圧延－恒温保持－焼き入れ法による組織観察が必要である。

一方、板厚方向の不均一変形は、圧延板の集合組織にも無視できない影響²³⁾を及ぼす。集合組織とは、多結晶体の結晶粒の方位の分布状態をいう。材料の製造過程では、種々の原因で結晶粒が特定の方向に配列した組織が形成される。材料中の多くの結晶粒がある一定方向に並ぶと、単結晶にみられる各種性質の異方性が、多結晶体にも程度の差こそあれ現れることになる。このような異方性を活用して素材の特性を向上させたり、逆に集合組織が悪影響を及ぼす場合には、材料が集合組織を持たないようにするなど、集合組織の制御は材質改善の手段として重要である。特に、鉄鋼材料は、その重要な性質が集合組織と密接に関連することが多いため、これに関連する研究が精力的に進められてきた²⁴⁾。圧延板の集合組織が、板厚方向に変化する場合のあることは、これまでにいくつかの金属について報告されている²⁵⁻⁴²⁾。それらの多くは、その原因については考察を加えていないか、あるいはロールと材料との摩擦が原因であろうと推察するのみで、板内部に生じるせん断変形にまで言及しているものはない。特に、珪素鋼熱間圧延板の集合組織の板厚方向変化は最終製品の集合組織に重要な影響を与えることが最近明らかになっている⁴³⁻⁴⁶⁾。従って、鉄鋼材料の集合組織の板厚方向変化と変形の不均一との正確な対応を明らかにすることが必要である。

本研究は、以上のようなことを念頭において製作した高速試験圧延機に、圧延後のきわめて短い任意の時間の後に、試料を水冷して組織を凍結できる急冷装置を取り付けた、一種の熱間圧延シミュレータを用い、熱間圧延に特有の圧延時の板厚方

向の不均一変形が、鋼の高速熱間圧延後の組織及び集合組織に与える影響を明らかにするために行ったものである。本研究の概要は以下のとおりである。

第2章では、熱間圧延における板厚方向の不均一変形の測定法について述べ、歪分布に及ぼす圧延速度の影響を明らかにするとともに、他の種々の要因についても検討を加えた。以下、第3、4、5章では変形と再結晶挙動との関連を明らかにし、第6、7、8章では板厚方向の集合組織の変化について研究を行なった。第3章では、変態がなく、組織観察が容易なオーステナイト系ステンレス鋼 SUS 304 を試料として、潤滑条件、圧下率、圧延温度を変えて高速熱間圧延急冷実験を行ない、その変形再結晶挙動を明らかにし、併せて本研究の装置、手法の有効性を確認した。第4章では、高温での動的復旧機構がオーステナイト鋼とは異なるとされるフェライト鋼を取り上げることとし、フェライト系ステンレス鋼 SUS 430 を試料として同様の高速熱延急冷実験を行ない、変形再結晶挙動を調べた。第5章では、広く実用に供されている低炭素Ti添加鋼を取り上げ、これまであまり研究されていないフェライト域圧延における変形再結晶挙動を調べた。また、ここでは初期粒径の影響についても検討した。第6章では、第3章で得られたオーステナイト系ステンレス鋼に関する結果をふまえて、板厚方向の不均一変形が集合組織の変化に及ぼす影響を明らかにするとともに、熱延後の再結晶の進行に伴う集合組織の変化も調べた。第7章では、フェライト系ステンレス鋼について、同様に不均一変形の影響及び再結晶の進行に伴う集合組織の変化を調べるとともに、オーステナイト系ステンレス鋼との比較も行なった。第8章では、プレス成形性をよくするために $\{111\}$ 面が板面に平行であることが望ましいとされている低炭素Ti添加鋼の、フェライト域圧延における不均一変形が集合組織に及ぼす影響を、圧延時の潤滑条件の影響も含めて明らかにし、潤滑条件の制御による材質制御の可能性について検討した。第9章では、本研究の結果を総括した。

第2章 高速熱間圧延における板厚方向の不均一変形

2. 1 緒言

板圧延において、ロール間隙内で板厚が減少する場合、単なる板厚方向の歪（圧縮歪）のみが生じるのではなく、一般にはせん断変形も同時に生じる。この、板厚の減少には寄与しないせん断変形により、試料内部の圧延前に圧延方向に垂直であった平面は、圧延後湾曲する。その様子を図2-1に示す。すなわち圧延方向に垂直な平面Aが、ロール間隙内にはいると、材料より速度の大きいロール表面との摩擦により、板表面及びその近傍がロールに引き込まれて、B、Cの様に湾曲する。中立点を過ぎると、材料の速度がロール周速より大きくなり、表面が少し引き戻されて、最終的にはEに示すような形状となってロール間隙からでてくる。本章では、このような不均一変形に及ぼす圧延速度の影響を明らかにするとともに、他の種々の要因についても、予備的な検討を行なう。

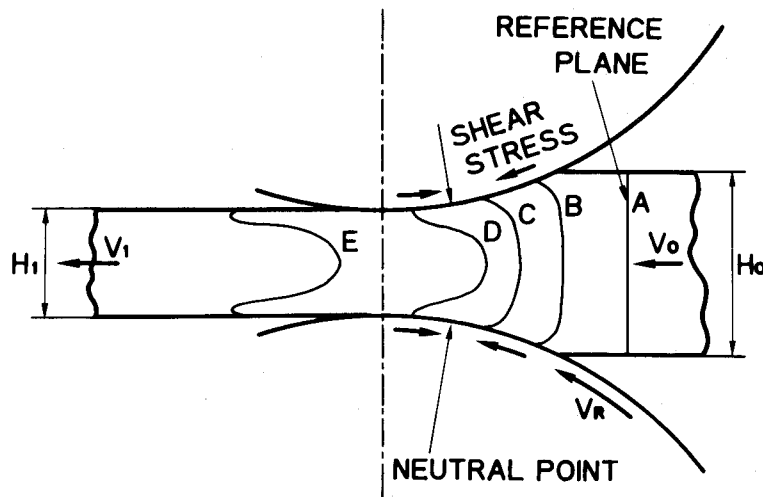


図2-1 圧延前に圧延方向に垂直な平面の圧延による変形

2. 2 高速試験圧延機

本研究で用いた高速試験圧延機の概略図を図2-2に示す。ロール径は530 mm、ロール胴長120 mm、ロール回転数は250~1700 rpm、ロール周速にすると7~47 m/sの範囲で可変であり、実機とほぼ同じ条件が実現できる。

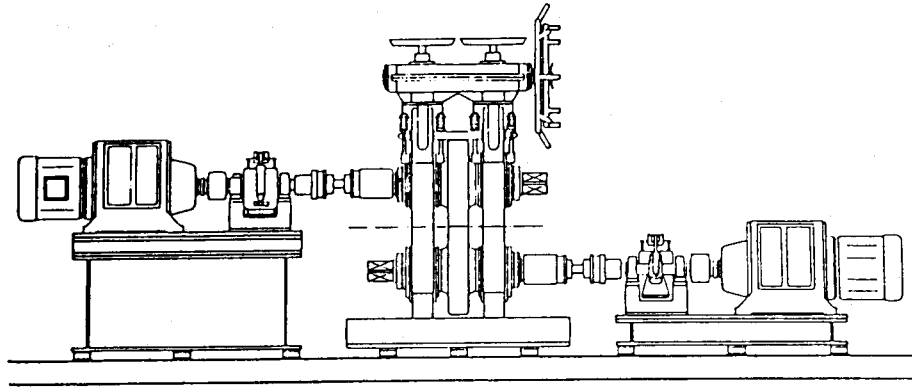


図 2 - 2 高速圧延機の概略図

駆動方法は、上下のロールをそれぞれ独立の可変速交流電動機で駆動するツインドライブ方式である。この方式では、上下のロールが機械的に連結されていないので、上下ロールの周速を正確に調節して一致させるため、電磁式デジタル回転計をそれぞれの回転軸に1台ずつ取り付けてある。ロール軸受けは4列円錐コロ軸受けを使用し、発熱やかじり付きの危険を防止するため、140番タービン油で強制潤滑した。圧延荷重は、下ロール軸受けとハウジングの間に設置した2台の容量50 t o nの歪ゲージ型ロードセルにより検出し、動歪計を經由してデジタルメモリスコープで記録した。ロール入口側にはモーターで駆動されるピンチローラーを設け、試料をロール噛み込み部まで走らせることによりある程度の初速(6 m/s)を与えると共に、高速で回転するロールの入口付近に実験者が近寄るという危険を回避した。

2. 3 せん断歪の測定方法

圧延における板材の圧延方向及び板厚方向の歪分布測定には、一般に内部罫書き線法と呼ばれる方法が用いられる。これは、何らかの方法で圧延前に圧延材内部に罫書き線に相当するものを導入し、圧延後にその変形を測定するものである。一般には、試料を幅方向の中心で長手方向に切断し、その切断面に罫書き線を格子状に刻んだ後、溶接して圧延に供するという方法がとられる。この方法は、鉛、プラスチックなどを用いたモデル実験に広く用いられ多くの成果が得られている⁴⁷⁾。本研究では板厚が2 mmと薄いことから、機械的な方法で格子線を正確に刻むことは

困難である。格子線を高密度に描く方法としては、焼付け法がある。これは、感光材料を試料表面に塗布し、あらかじめ準備された格子原板をこれに密着して露光の後現像し、エッチングによって格子を描くものである。しかしながら、この方法は手順が複雑で時間がかかるため、本研究のように多数の試料の歪を測定する場合には、適当な方法とはいえない。

ところで、これまでに行なわれている内部野書き線法による研究結果により、本研究が対象としているような薄板の圧延では、圧縮歪は板厚方向にほぼ一様に分布し、圧延中入口から出口に向かって一様に増加することがわかっている。従って、本研究では圧縮歪は板厚方向に一様に分布するとして測定を省略し、せん断歪の板厚方向分布のみを測定することとした。この場合、格子線を描く必要はなく板面に垂直な野書き線のみを導入すればよいことになる。そのために、次に示すような、突合せ溶接法及び丸棒埋め込み法、の2種の方法を適宜使い分けた。以下に、これらの方法について説明する。

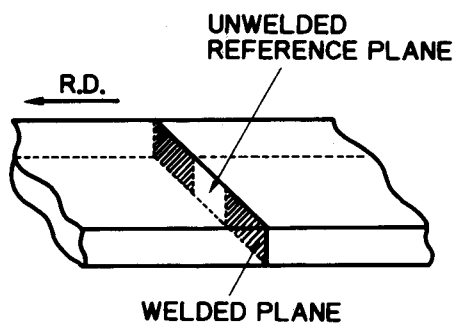


図 2 - 3 突合せ溶接法

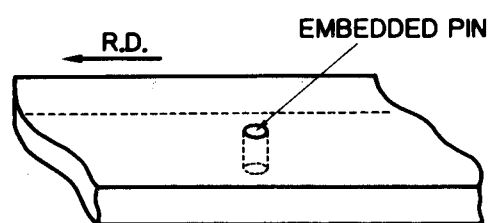


図 2 - 4 丸棒埋め込み法

(1) 突合せ溶接法 圧延前の試片を長手方向の中央付近で、圧延方向に垂直にマイクロカッタを用いて精密に切断したのち、切断面を正確に突合せ、幅方向中央部を残して両端をTIG溶接する。これにより、板幅方向中央部に圧延方向に垂直な隙間のないスリットを導入するものである。概略を図2-3に示す。この方法では、試料内部に不連続が存在するため、圧延中に隙間を生じることがある。この隙間は、圧延中に圧延方向に平行に引張り応力が作用する板厚中心部に主として生じる。板表面近傍のせん断変形が生じる領域では、スリットに垂直に圧縮応力が作用するため隙間が生じることはほとんどない。本研究では表面直下に集中するせん断

変形に着目しているため、この手法を採用しても問題はない。

(2) 丸棒埋め込み法 圧延前に試片の幅方向中央部に、試料の一部を用いて引き抜きによって製造した直径2mmの丸棒、または試料と同一の規格の材料の丸棒を板面に垂直に埋め込む。丸棒の埋め込みに当たっては、丸棒の直径より若干太めの穴を試料にあけておき、試料の厚さよりやや長い丸棒を挿入して、端面に潤滑剤を塗布し上下から圧縮して丸棒の高さを板の厚さと同じにした。これにより、丸棒の直径が増加して穴の中に充満し、丸棒と試料との間の隙間をなくすることができる。図2-4に概略を示す。

いずれの方法でも、圧延後板幅方向の中央付近を、長手方向に平行な垂直断面に沿って切断し、スリット、あるいは丸棒の湾曲形状を測定した。

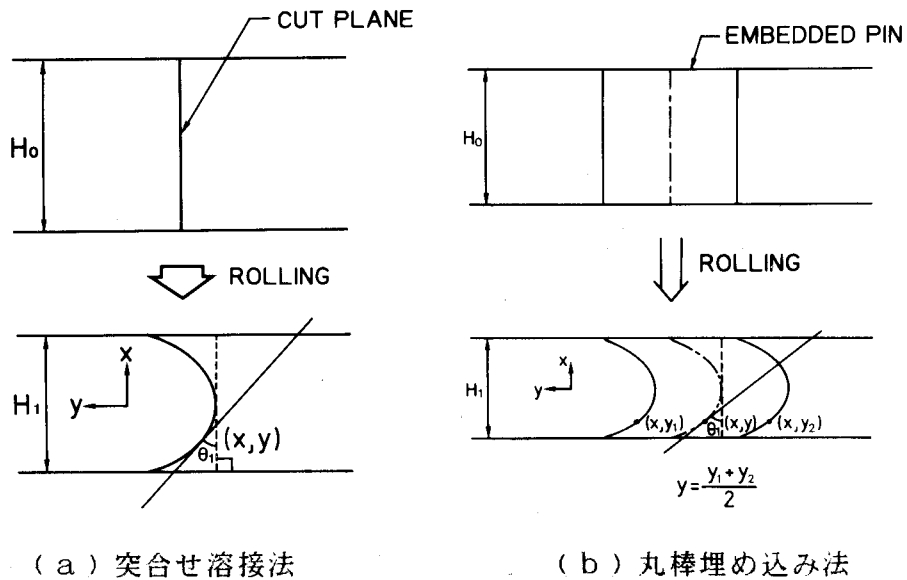


図2-5 湾曲線の接線の傾き (θ_1) の定義

板厚方向の任意の点におけるせん断歪は、その点における湾曲線の接線の傾きから計算によって求められる。(図2-5参照) スリット、あるいは丸棒の変形の写真から、座標読み取り機で湾曲線上の座標を読みとり、それらから数値微分により接線の傾き θ_1 を求めた。相当歪及びせん断歪は、次の3つの仮定をおくことにより求められる。

(1) 圧延変形中の圧下歪増分と、せん断歪増分との比は一定である。

(2) 圧下歪増分は板厚方向に一定である。

(3) 平面歪変形である。

相当歪 ($\bar{\epsilon}$) 及びせん断歪 (γ) は、次の様に表される。

$$\bar{\epsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \phi \ln \frac{1}{1-r} \quad \dots\dots\dots (2-1)$$

$$\gamma = 2\sqrt{\phi^2 - 1} \ln \frac{1}{1-r} \quad \dots\dots\dots (2-2)$$

$$r = 1 - H_1/H_0 \quad \dots\dots\dots (2-3)$$

$$\phi = \sqrt{1 + \left\{ \frac{(1-r)^2}{r(2-r)} \tan \theta_1 \right\}^2} \quad \dots\dots\dots (2-4)$$

ここで、 H_0 、 H_1 はそれぞれ圧延前後の板厚である。

2. 4 歪分布に及ぼす圧延速度の影響

図2-6に、オーステナイト系ステンレス鋼 (SUS 304) の圧延後の、スリットの湾曲形状に及ぼす圧延速度の影響を示す。上段は本研究に用いた高速試験圧延機 (ロール直径530mm) によるもので、圧延速度は21m/sである。下段は、通常よく用いられる実験用小型圧延機 (ロール直径100mm) により、圧延速度0.24m/sで圧延したものである。いずれの場合も、湾曲量は圧下率の増加とともに大きくなる。スリットの傾きは、板厚中心から表面に向かって増加し、ある深さで最大となり、表面付近ではロール中立点より出口側における材料の先進現象のため、急激に減少している。低速圧延に比べて、高速圧延では傾きの最大値が大きく、その最大となる位置が表面に接近しているのが特徴である。これらの写真から求めた相当歪 ($\bar{\epsilon}$) の板厚方向分布を図2-7に示す。圧下率が同じであれば、高速圧延の方が著しく大きい最大相当歪を生じる。図2-6からもわかるように、高速圧延の方が表面に近い位置で、相当歪が最大となる。また、相当歪分布のピークの幅は高速の方が狭い。すなわち、高速圧延では狭い領域に変形が集中している。低速圧延では相当歪の最大値は小さく、その最大値をとる位置は、表面から板厚の1/4ほどはなれたところとなっている。また、圧下率が低い場合には、相当歪は明瞭なピークを示さない。

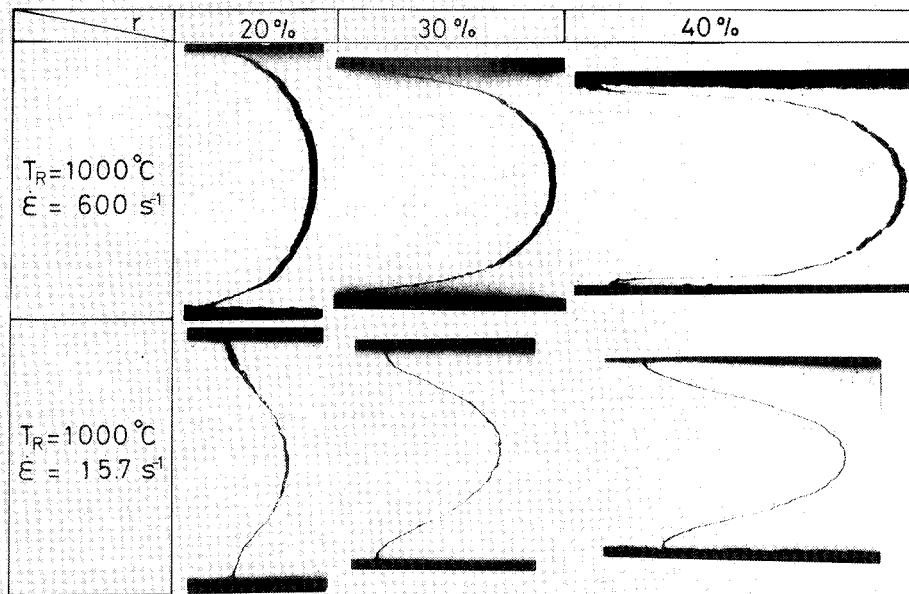


図 2-6 オーステナイト系ステンレス鋼 (SUS 304) の圧延後のスリットの湾曲形状に及ぼす圧延速度、压下率の影響

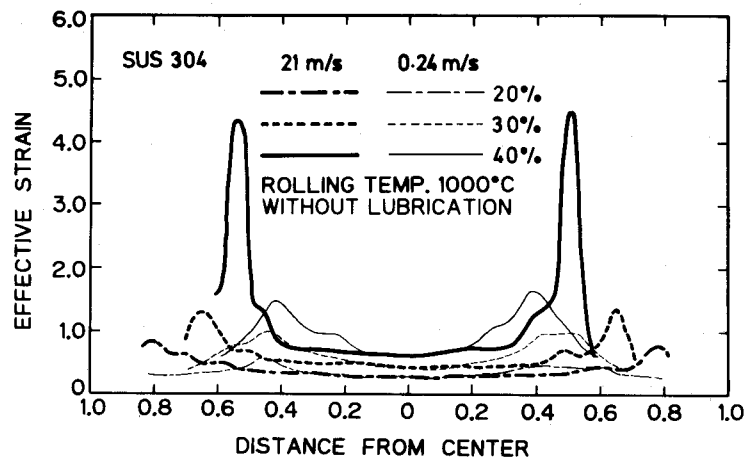


図 2-7 オーステナイト系ステンレス鋼の相当歪の板厚方向分布に及ぼす圧延速度、压下率の影響

図 2-8 に、フェライト系ステンレス鋼 (SUS 430) のスリットの変形に及ぼす圧延速度の影響を示す。高速圧延及び低速圧延の圧延速度は SUS 304 の場合と同じくそれぞれ 21 m/s 、 0.24 m/s である。湾曲形状に不規則性がみられること、低速でも相当歪が大きいことをのぞいては、SUS 304 について述べられたことが、そのまま SUS 430 についても当てはまる。湾曲形状

に不規則性がみられるのは、圧延前の粒径が約 $200\mu\text{m}$ と、SUS 304（初期粒径 $60\mu\text{m}$ ）に比べて大きいことが原因であると思われる。これより求めた歪分布を図2-9に示す。SUS 304と同様、低速では最大相当歪が小さく、ピークの位置も板厚中心側に寄っている。

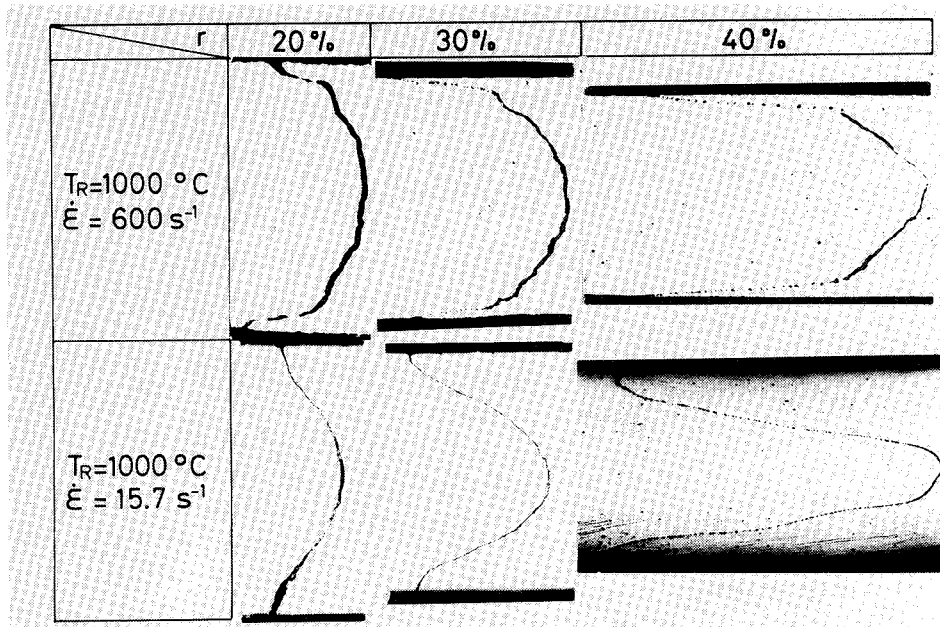


図2-8 フェライト系ステンレス鋼（SUS 430）の圧延後のスリットの湾曲形状に及ぼす圧延速度、圧下率の影響

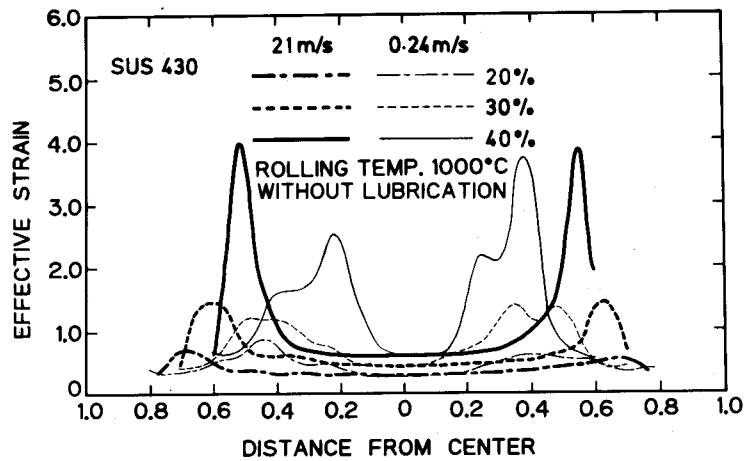


図2-9 フェライト系ステンレス鋼の相当歪の板厚方向分布に及ぼす圧延速度、圧下率の影響

このように、高速圧延と低速圧延（通常の実験用圧延機による圧延）とでは、歪分布の様子が大幅に異なっており、表面直下でのせん断変形の集中は、高速圧延に特有の現象であることがわかる。この大きな相異点が、何に起因するかを考える。熱間圧延、冷間圧延を問わず、板厚方向の不均一変形に大きな影響を与える因子として主なものは、ロールと材料間の摩擦係数、及びロール直径と入口板厚の比である⁴⁷⁾。摩擦係数は大きいほど、ロール直径と入口板厚の比は小さいほど、変形の不均一性は増大する。まず、摩擦係数に着目する。さきに述べた、高速圧延及び低速圧延の実験結果は、いずれも無潤滑圧延で得られたものである。無潤滑圧延では、ロールと材料間に存在するものは、材料表面のスケールのみであり、流体潤滑剤は存在しないため、摩擦係数は速度に依存しない。従って、高速圧延と低速圧延では摩擦係数は等しいとしてよい。高速圧延、低速圧延とも圧延前板厚は2 mmであるから、ロール直径と入口板厚の比は高速圧延で530/2、低速圧延で100/2と低速圧延の方が小さく、高速圧延の方が不均一度が著しいという実験結果と矛盾する。従って、高速圧延と低速圧延との差異は、摩擦係数あるいはロール直径と入口板厚の比の差によるものではない。

ところで、高速圧延と低速圧延では、材料とロールとの接触時間が大幅に異なる。例えば、板厚2 mmの板を圧下率40%で圧延する場合、ロールの扁平変形を無視すると高速圧延（ロール直径530 mm、ロール周速21 m/s）では、材料表面のある点がロール表面と接触する時間は約0.7 msであるが、低速圧延（ロール直径100 mm、ロール周速0.24 m/s）では、26 msと40倍近くの差がある。したがって、低速圧延ではロール間隙中での室温のロールとの接触冷却による温度降下が著しく、材料表面の温度が、内部より低くなっていると考えられる。そのため、表面付近の変形抵抗が内部より高くなり、変形が抑制される結果として、図2-6, 2-8に示されるような湾曲形状が得られたのであろう。高速圧延ではロールによる接触冷却はほとんど生じないため、表面付近での変形抵抗の上昇もなく、この部分にせん断変形が集中することになる。

2. 5 歪分布に影響を及ぼす内的因子

前項では、歪分布に影響を及ぼす外的因子、すなわちロール直径と入口板厚の比、潤滑条件及び圧延速度の影響について述べた。ところで、材料に生じる歪分布には材料側の因子も影響を及ぼすと考えられる。特に、材料内部の温度勾配を大きくするような因子は、必然的に材料内部の変形抵抗の不均一を生じ、変形の不均一性をもたらす。つまり、いったん不均一変形が生じると、加工熱による温度上昇も不均一に分布するが、この温度勾配が解消しにくければ、温度の高い、すなわち変形抵抗の低い部分に変形が集中し、ますます温度を上昇させ、そのことがまた変形を集中させるという現象が生じる。このような現象に影響を与える因子としては、変形抵抗（加工熱の発生量に影響する）、比熱（温度上昇量に影響する）、熱伝導率（不均一温度分布の程度を左右する）などがあげられる。

2. 6 高速熱間圧延における温度分布

2. 3節に述べたように、材料内部の温度分布は変形の不均一に大きな影響を与える。ここでは、高速熱間圧延において、材料内部の温度が圧延中どの様に変化するのかについて考える。高速熱間圧延中の材料の温度変化は、模式的に図2-10に示すように表されると考えられる。圧延中、材料にはロールとの摩擦による摩擦熱、塑性変形仕事による発熱の2種の熱が供給されるが、同時にロールとの接触により

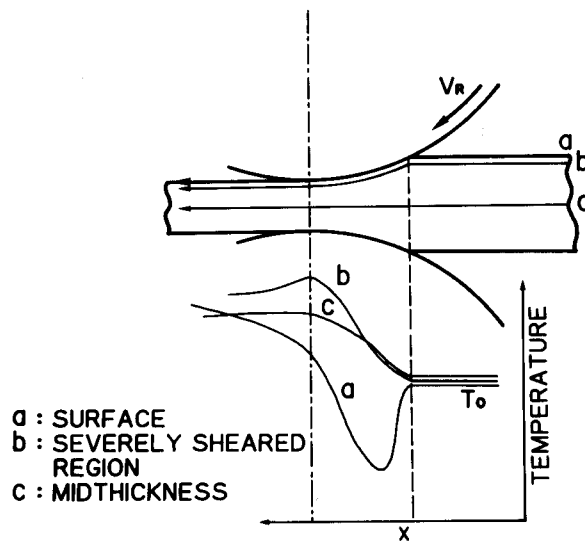


図2-10 高速熱間圧延における板表面、表面直下、及び板厚中心部の圧延にともなう温度変化の概念図

表面から熱が奪われる。従って、図2-10に示す様に材料表面の温度は、ロールとの接触開始と共に低下し始めるが、摩擦熱及び内部からの復熱によって再び上昇を始める。中心層及び強せん断層は加工熱により温度が上昇するが、強せん断層の方が歪が大きいので温度上昇も大きくなる。図2-11に高速熱間圧延の圧延前後の表面温度変化を、放射温度計で測定した結果の一例を示す。SUS 304を試料として圧下率30%の圧延を行ない、ロールの前後に赤外線放射温度計を設置して、圧延直前及び直後の試料の表面温度を測定したものである。いずれの圧延温度でも、速度が遅い場合はロール出口で表面温度が低下するが、速度の上昇にともなって表面温度も上昇する。また、圧延温度が低いほど表面の温度上昇は大きい。圧延温度1100℃では特に表面の温度上昇量が小さいが、これは1100℃では板表面が再結晶するため表面付近の変形抵抗が小さくなり、塑性仕事量が少なくなったためと思われる。これらのことは、さきに述べたモデルが妥当なものであることを示している。表面での摩擦による発熱量は高速ほど多いと考えられるが、ロールとの接触時間は高速ほど短く、摩擦発熱の効果の速度依存性は明らかではない。

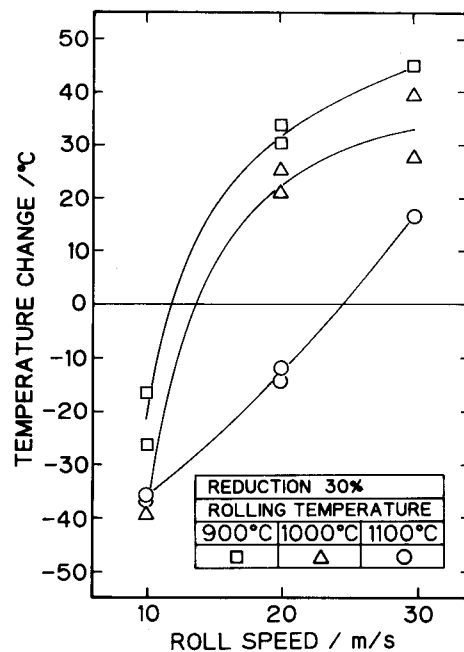


図2-11 高速熱間圧延における圧延前後の表面温度変化

2. 7 まとめ

圧延試料に、内部罫書き線を導入することにより、板厚方向の歪分布を調べた。高速熱間圧延と低速熱間圧延の実験を行ない、両者の間に歪分布の形態に大きな差異のあることを明らかにした。すなわち、表面直下へのせん断変形の集中は高速熱間圧延に特有の現象であることがわかった。また、板厚方向の歪分布には、板厚方向の温度分布が、それに起因する変形抵抗の不均一分布を介して大きな影響を及ぼすことが明らかになった。

第3章 オーステナイト系ステンレス鋼の高速熱間圧延変形と再結晶

3. 1 緒言

鋼の熱間変形時、あるいはその後の再結晶挙動に関する研究は、従来オーステナイト域での変形・再結晶挙動を対象としたものが多い。これは、これらの研究の大部分が制御圧延を念頭に置いているからである。制御圧延は、加工硬化した未再結晶 γ 粒がフェライト核発生サイトを多量に含むことを利用して、フェライト変態により微細フェライト粒を得るものであるから、 γ 粒の再結晶挙動が重要な意味を持つ⁴⁸⁾。ところで、これらの研究の多くは、直接、応力・歪曲線が求められる一軸引張試験、あるいは一軸圧縮試験、板の平面歪圧縮試験など、均一な垂直歪を生じる試験法によって行なわれており、前章で述べたような圧延における不均一変形は考慮されていない。従って、これらの結果を熱間圧延にそのまま適用するわけには行かない。また、歪速度もせいぜい 10^{-1} s^{-1} 程度で生産現場で実現されるような $100 \sim 1000 \text{ s}^{-1}$ という高歪速度とはかけ離れた条件である。そこで本章ではオーステナイト域高速熱間圧延における変形・再結晶挙動を明らかにするため、変態がなく組織観察が容易なオーステナイト系ステンレス鋼SUS 304を試料として高速熱間圧延急冷実験を行い、歪測定及び組織観察によってその変形・再結晶挙動を調べると共に、本実験の装置及び方法の有効性を明らかにすることを試みた。

3. 2 実験方法

3. 2. 1 実験装置

実験装置の概略を図3-1に示す。第2章で詳細を述べた高速圧延機の入口側に、安定化処理炉（第1加熱炉）及び圧延温度設定炉（第2加熱炉）の2台の管状電気炉を、炉心管の中心線が圧延機のパスラインと一致するように設置した。いずれの炉も、均熱帯（設定温度 $\pm 3^\circ\text{C}$ ）の長さは560 mmである。炉心管の内径は52 mm、長さは1200 mmであり、内部は排気可能であって真空または雰囲気ガス中での加熱が可能である。本実験では、アルゴン+10%水素を雰囲気ガスとして用いた。ロール入口直前には、ガイド及びピンチローラーを設けた。出口側には、

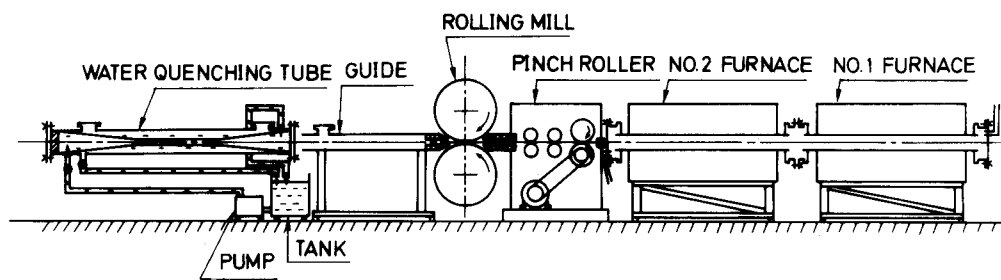


図3-1 高速熱間圧延急冷装置の概略図

高速で放出される試験片を無歪で受けとめ、同時に急冷するための内径130mm、長さ3mのステンレス鋼製の水冷式冷却管を設けた。冷却管のロール側の管端には、厚さ0.1mmのビニールシートを張った窓を設け、後端は厚さ50mmの木栓で閉じ、内部に水を満たした。管内には、高速で水中を突進する試験片が曲がりを生じないように、鋼板製のガイドが挿入されている。ロールから高速で放出された試験片は、冷却管のビニールシートの窓を破って水中に突入し、テーパ状のガイドで減速され、木栓で止められる。ロール出口から冷却管入口までの距離は、0.3~7.5mの範囲で自由に変えることができ、これに対応して圧延後急冷開始までの時間を、仮に圧延速度を20m/sとすると15~375msの範囲で変えることができる。なお、ロールと冷却管との間には内径100mmの鋼製パイプを設置して、試験片を確実に冷却管へ導くようにした。

3.2.2 供試材

本試験機で圧延できる試験片は、厚さ3mm以下、幅30mm以下、長さ300~760mmの短冊状試験片である。試料先端は、噛み込み時の衝撃を緩和し、かつ冷却管への突入を容易にするため、ナイフエッジ状に加工した。本実験では、市販の18-8ステンレス鋼(SUS304)の冷延連続焼鈍板(冷延率50%、焼鈍温度1050~1100℃)を用いた。その化学組成を表3-1に示す。試験片の寸法は、2.1×20×760mmとした。試験片は、第1加熱炉で1174℃に20min保持し、初期結晶粒径を約60μmに調整した。

表 3 - 1 供試材（オーステナイト系ステンレス鋼）の化学組成 (wt%)

C	Si	Mn	P	S
0.08	0.65	1.50	0.035	0.002
Cr	Ni	Ti	Mo	sol.Al
18.35	9.20	0.002	0.175	<0.001
N				
0.034				

3. 2. 3 実験条件

図 3 - 2 に実験スケジュール、及び圧延前の試料の光顕組織を示す。圧延前の組織は、やや混粒の等軸粒からなり、粒内には焼鈍双晶が散見された。圧延開始温度（以後圧延温度と称する。）は、900、1000、1100℃とし、圧下率は、10～55%の範囲で変化させた。圧延速度（ロール周速）は、圧下率に対応して43～13 m/sの範囲で変化させ、ロールギャップ内での平均歪速度が、圧下率によらず約600 s⁻¹になるようにした。また、圧延速度に応じてロール出口から冷却管の入口までの距離を調節し、圧延後水冷開始までの時間が60 msに一定になるようにした。

圧延の際試片に生ずる付加的せん断歪と圧下歪の割合を変化させるため、無潤滑圧延のほかに潤滑圧延も行なった。無潤滑圧延では、圧延前にロール表面をアセトンで洗浄し、潤滑圧延では、流動パラフィン2号、オレイン酸、りん系極圧添加剤

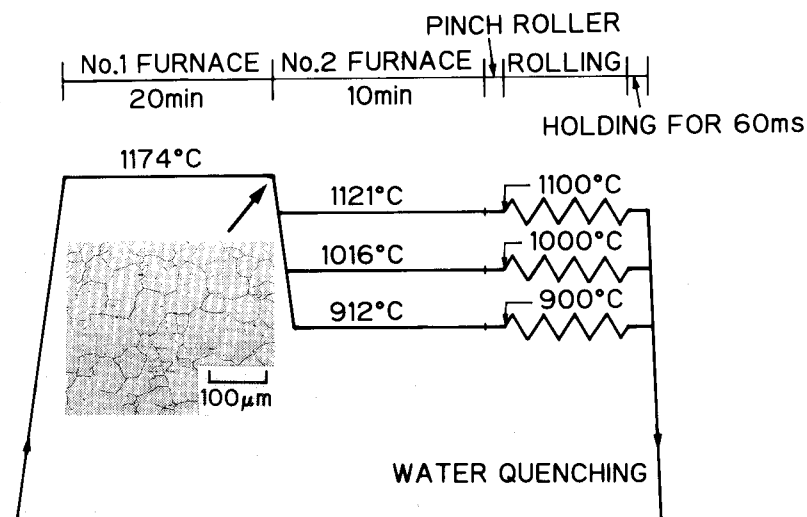


図 3 - 2 加工熱履歴

を、8:1:1に混合した潤滑油を、圧延前にロール表面に厚さが約2 μmになるように均一に塗布した。

比較のため、ロール径100 mmの実験室用小型圧延機を用いた低速熱間圧延実験を行った。この場合、ロール周速は圧下率に応じて0.31~0.19 m/sの範囲で変化させ、歪速度が15.7 s⁻¹となるようにした。無潤滑圧延のみを行い、圧下率、圧延温度は高速熱延と同じとした。圧延後の試料は、ロール出口で直ちに水冷した。

圧延急冷板の光顕組織はその長手方向垂直断面内で観察した。腐食条件は、60%硝酸中で電圧1~1.5 Vの電解腐食とした。

3.2.4 板厚方向の歪分布の測定

第2章で述べた、板幅中央部にスリットを入れる方法(突合せ溶接法)により、板厚方向の歪分布を測定した。

3.3 実験結果

3.3.1 変形抵抗

図3-3に、無潤滑圧延の場合の圧延荷重(P)から式(3-1)、(3-2)によって求めた供試材の平均変形抵抗(k_{f m})の温度及び歪依存性を示す。

$$k_{f m} = \frac{(\sqrt{3}/2) P}{Q_p \cdot B_m \cdot \sqrt{R_0'} \cdot \Delta H} \dots\dots\dots (3-1)$$

$$Q_p = 0.8 + (0.45 r + 0.04) \left(\sqrt{\frac{R_0'}{H_0}} - 0.5 \right) \dots\dots\dots (3-2)$$

ここでQ_pは志田による圧下力関数⁴⁹⁾であり、B_mは圧延前後の平均板幅、R'₀はHitchcockの式による偏平ロール半径、ΔHは圧下量である。900℃圧延では高圧下率側で若干変形抵抗が減少する傾向がみられる。これは、後で述べるように強せん断層に再結晶が発生し、部分的に板が軟化していることによると思われる。1000℃ではこのような傾向は明瞭ではない。この結果を相当圧下歪ε₀と板厚中心部でのZener-Hollomon因子Z₀で重回帰分析を行なったと

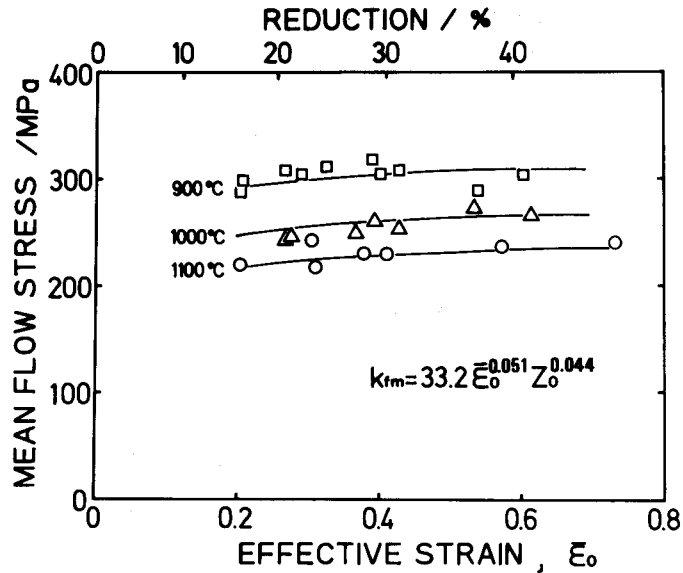


図 3 - 3 圧延荷重より逆算した平均変形抵抗に及ぼす温度、相当歪の影響

ころ、次の式が得られた。

$$k_{fm} = 33.2 \bar{\epsilon}_0^{0.051} Z_0^{0.044} \dots \dots \dots (3-3)$$

ここで $\bar{\epsilon}_0$ (相当圧下歪) と Z_0 は圧下率を r として次式で定義される。

$$\bar{\epsilon}_0 = 2/\sqrt{3} \cdot \ln(1-r)^{-1} \dots \dots \dots (3-4)$$

$$Z_0 = \bar{\epsilon}_0 \exp(Q/RT_0) \dots \dots \dots (3-5)$$

ただし $\bar{\epsilon}_0$ は平均相当圧下歪速度で、ロール周速を v_R 、ロール半径を R_0 として次式で求めた。

$$\bar{\epsilon}_0 = 2/\sqrt{3} \cdot v_R \ln(1-r)^{-1} / \sqrt{R_0 \cdot \Delta H} \dots \dots \dots (3-6)$$

見かけの活性化エネルギー Q にたいしては18-8ステンレス鋼について牧ら⁵⁰⁾が求めた値104 kcal/molを用いた。図中の実線は式(3-3)による計算結果で、実験値とよく対応している。

3. 3. 2 板厚方向の歪分布

図3-4に圧延温度1100℃、圧下率30%の場合の、圧延によるスリットの湾曲を示す。(a)及び(b)はそれぞれ無潤滑圧延及び潤滑圧延に相当する。湾

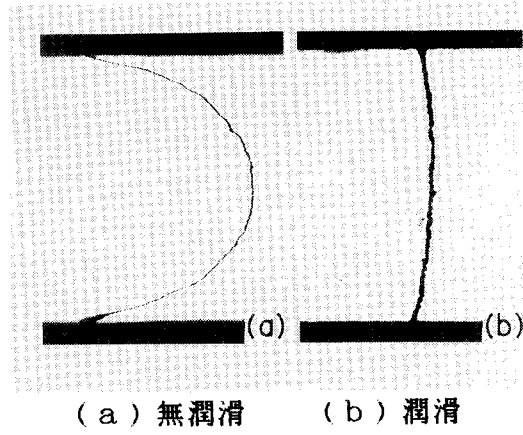


図3-4 スリットの湾曲形状に及ぼす潤滑の影響

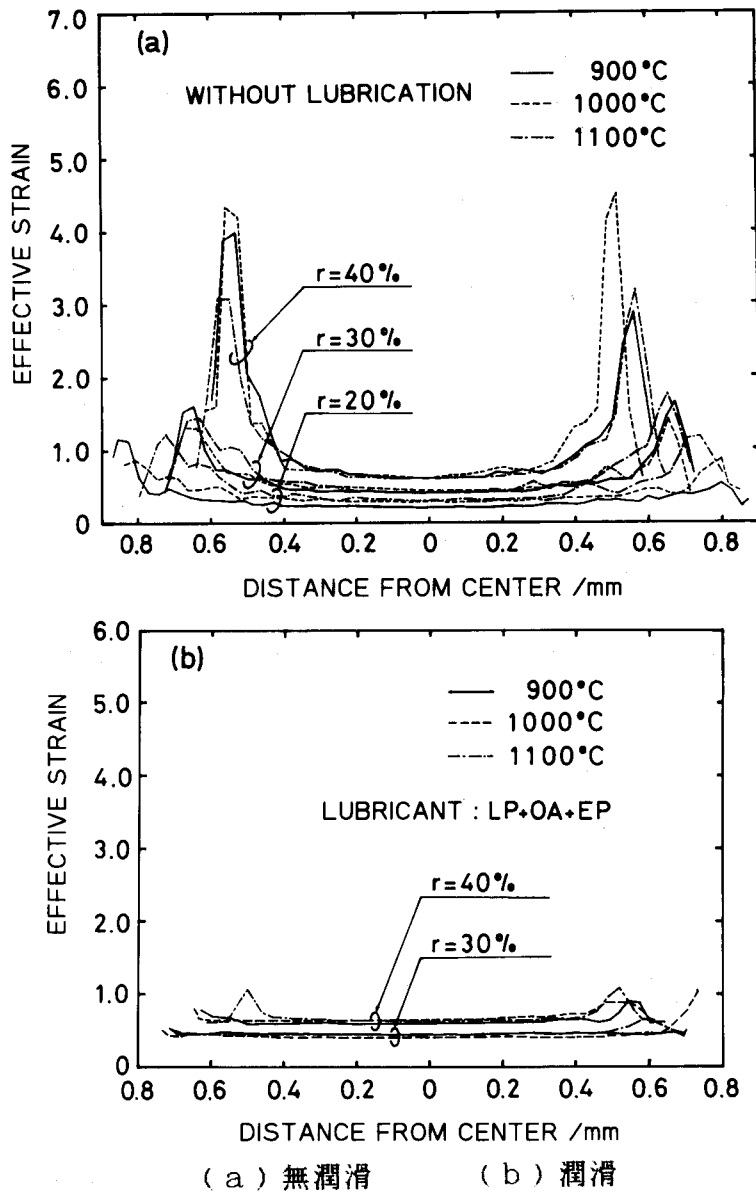


図3-5 相当歪の板厚方向分布に及ぼす压下率、圧延温度、潤滑の影響

曲量は潤滑によって著しく減少している。図3-5に相当歪みの板厚方向の分布に及ぼす圧下率、圧延温度及び潤滑の影響を示す。低圧下率の潤滑圧延を除き、表面下約100 μm を中心にして厚さ約100 μm の範囲にせん断変形が集中しているのがわかる。この領域を以後強せん断層と呼ぶことにする。板厚中心部では、せん断歪が小さいので、相当歪は相当圧下歪とほぼ等しい。強せん断層での相当歪の最大値 $\bar{\epsilon}_{\text{max}}$ に及ぼす圧延条件の影響を図3-6に示す。比較のため $\gamma = 0$ の場合の相当歪、すなわち相当圧下歪($\bar{\epsilon}_0$)を実線で示す。 $\bar{\epsilon}_{\text{max}}$ は、潤滑圧延では無潤滑圧延より著しく小さい。また、圧延温度の影響はほとんどない。

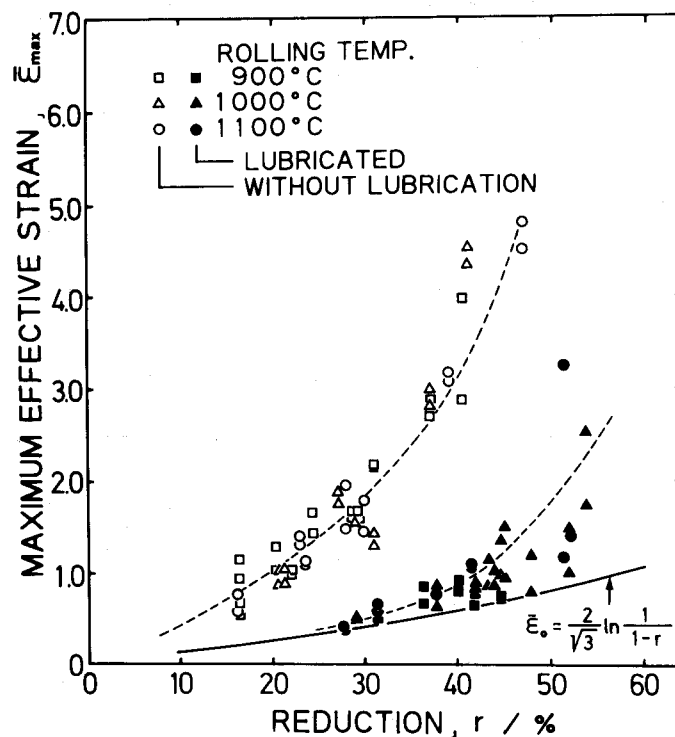


図3-6 相当歪の最大値に及ぼす潤滑の影響

3. 3. 3 熱延急冷材の組織と硬さ分布

図3-7に、無潤滑圧延急冷板の長手方向垂直断面内における光顕組織を示す。900 $^{\circ}\text{C}$ の場合、圧下率20%では、強せん断層において焼鈍双晶がせん断変形により圧延方向に傾いている。30%では、その傾きがさらに大きくなるとともに、強せん断層全体がその内部の強い加工歪のため過度に腐食されて黒っぽく見え、部分的に再結晶が始まっている。40%になると、強せん断層全体が微細な再結晶粒

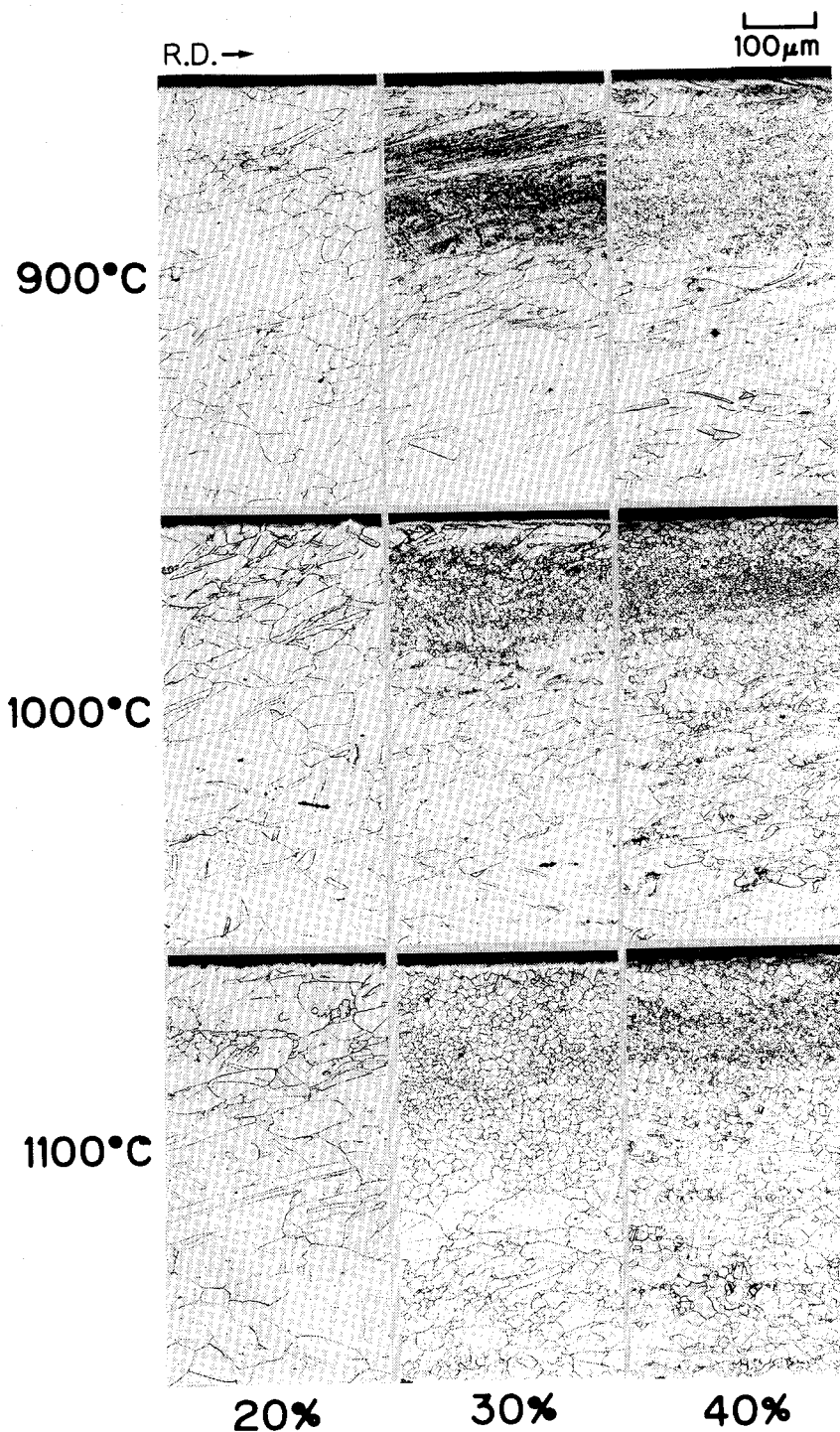


図3-7 無潤滑圧延急冷材（保持時間60ms）の断面内の組織

におおわれている。強せん断層以外の領域は、いずれの圧下率でも未再結晶組織である。1000°C圧延の場合は、圧下率20%では全体が未再結晶組織であるが、30%では強せん断層の再結晶が完了し、40%では再結晶域は、強せん断層の隣

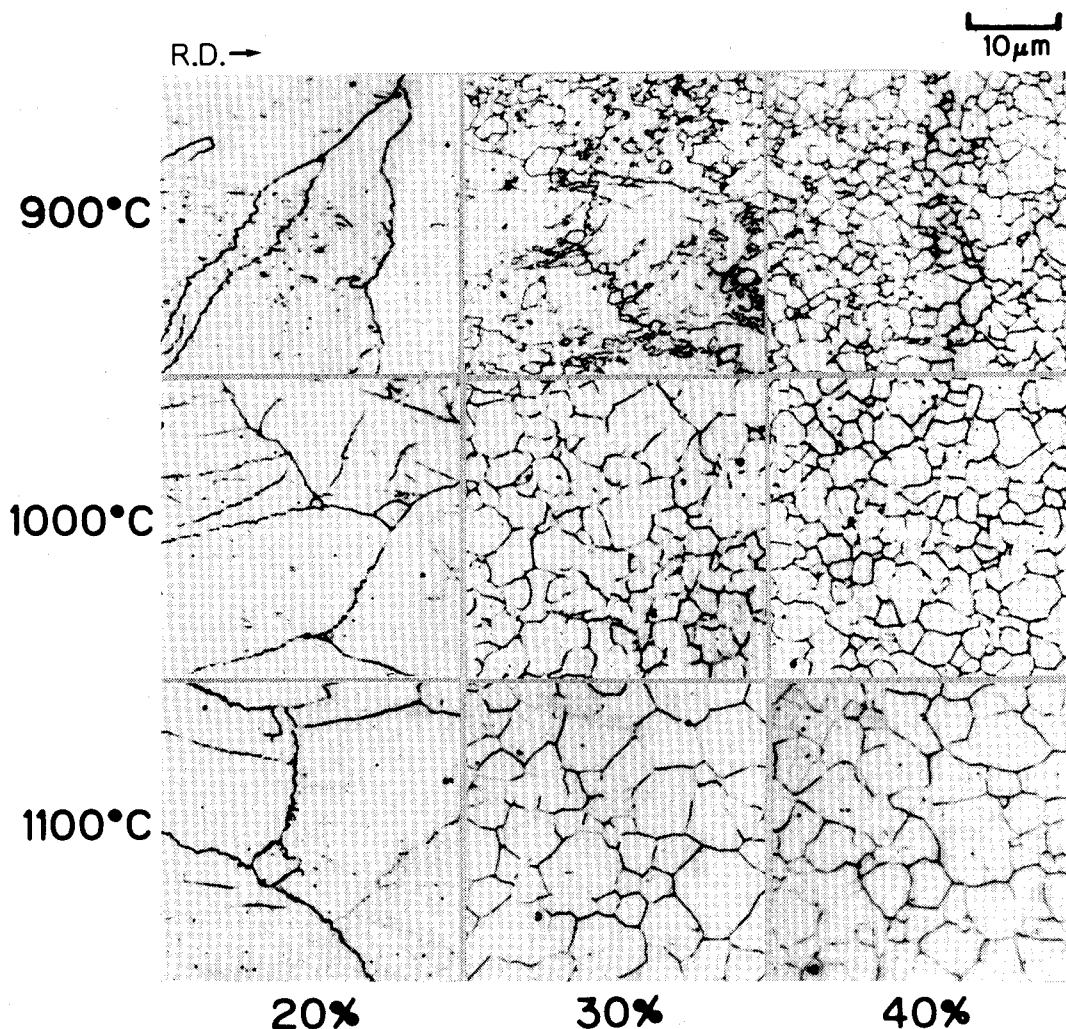


図3-8 無潤滑圧延急冷材（保持時間60ms）の断面内の組織（高倍率）

接部に広がり、板の内部は部分再結晶状態で、粒界や双晶境界から再結晶が発生している。1100°Cでは、すでに20%で強せん断層の再結晶が始まり、30%で強せん断層と隣接部の再結晶が完了し、内部が部分再結晶状態となり、40%で板全体が再結晶している。再結晶粒径は、 \bar{d} が最大となる強せん断層中心部で最も小さく、板表面側及び中心側に向かって、 \bar{d} の減少とともに大きくなっている。また強せん断層の中心では、同じ圧下率であれば、圧延温度が低いほど再結晶粒径は小さく、同じ温度では圧下率による差は少ない。ただし、圧下率が小さいほど比較的粗大な再結晶粒が多く混在するようになる。図3-8は、強せん断層を高倍率で観察したものである。ここでも再結晶粒は、粒界（900°C、30%）あるいは粒界三重点（1000°C、20%；1100°C、20%）に優先的に発生している。

未再結晶あるいは部分再結晶状態では、元の粒界に小指ら⁵¹⁾が報告しているような微細なセレーションも見られる。しかし、明瞭なサブグレインや変形帯はみられなかった。再結晶組織は、やや混粒の微細な等軸粒組織となっている。

図3-9に潤滑圧延急冷板の組織を示す。表面付近でのせん断歪が小さいので、無潤滑圧延では再結晶層が発生していた、1000°C30%、40%、1100°C30%という条件でも、表面直下に再結晶はみられなかった。また、加工組織において、圧延方向への結晶粒界や双晶の傾きも観察されなかった。1000°C圧延では、圧下率50%となると、図3-6からもわかるように相当歪が大きくなるので、再結晶層が現われる。無潤滑圧延急冷材に比べて、より高圧下率側で再結晶が発生していることを除いては、両者の光顕組織に差はないようである。

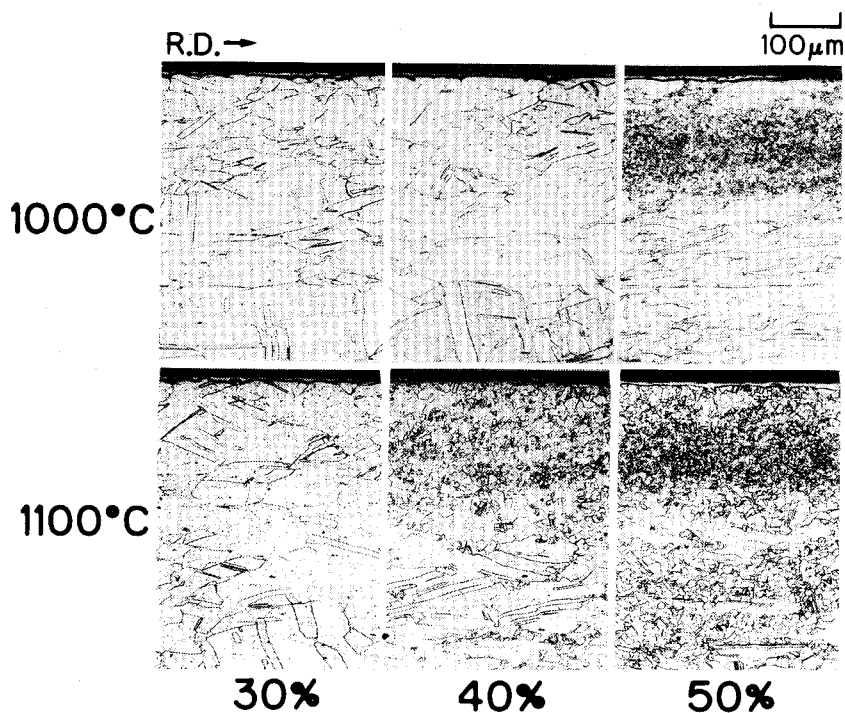


図3-9 潤滑圧延急冷材（保持時間60ms）の断面内の組織

図3-10に低速熱延急冷材の光顕組織を示す。高速圧延とは異なり、1100°C、40%においても再結晶層が発生していない。これは図2-7に示したように、低速圧延では強せん断層の相当歪が小さいこと、及びロールによる試料の冷却が無視できないことが原因と考えられる。図3-7、3-10を比較すると、試料の表面近傍に現れる微細再結晶粒は、高速熱延に特有のものであることがわかる。

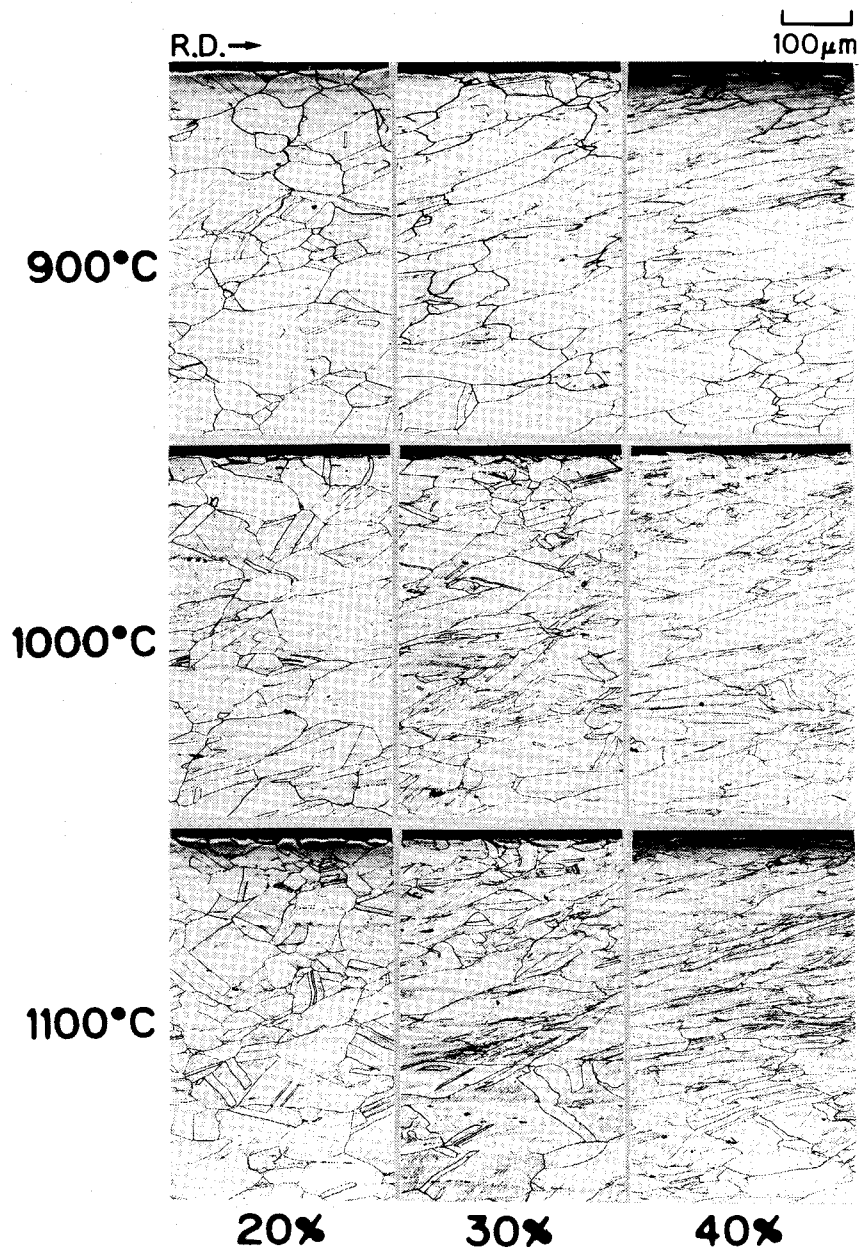


図3-10 低速圧延急冷材（圧延速度0.24 m/s）の断面内の組織

図3-11に、無潤滑圧延急冷材のマイクロビッカース硬さ（荷重100g）の板厚方向分布に及ぼす、圧延温度及び圧下率の影響を示す。いずれの場合も板厚全体にわたって圧延前より硬化しているが、その分布は図3-5の相当歪の分布及び図3-7の光顕組織を反映している。まずせん断歪のない板厚中心部の未再結晶組織の硬さは、図3-3の k_{rm} ともよく対応し、圧延温度が低いほど高く、圧下率が大きいほど若干高くなっている。次に強せん断層が未再結晶または再結晶初期の組

織の場合（900℃、20%；1000℃、20%；1100℃、20%）は、強せん断層の中心で硬さが最高になる。その値はやはり圧延温度が低いほど高く、また相当歪が大きいほど高い。またこの場合、板の表面付近では表面に近いほど硬さが減少しているが、これは相当歪の減少に対応している。強せん断層が再結晶する

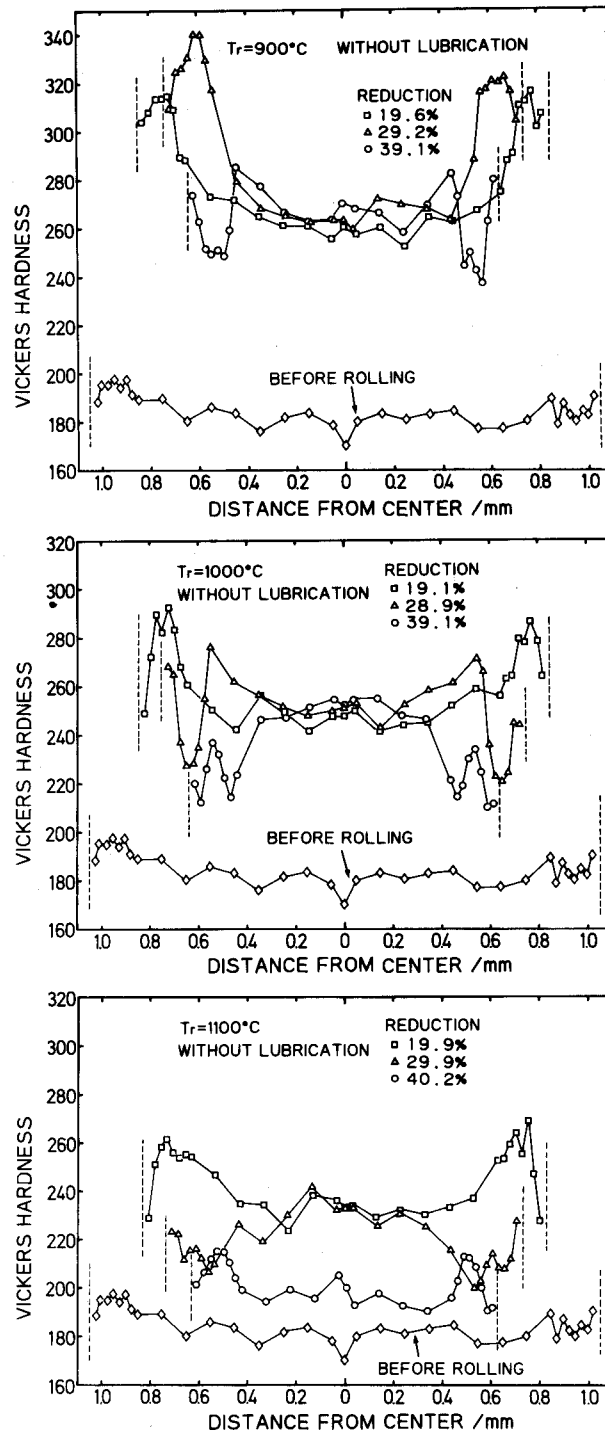


図3-11 ビッカース硬さの板厚方向変化に及ぼす圧下率、圧延温度の影響

と、その部分の硬さは未再結晶状態に比べて著しく低下する。ただし、高温、高圧下率の条件で、上下の隣接する領域も再結晶すると、再結晶組織の中では強せん断層中心部の組織が最も微細で硬いため、硬さ分布に局所的なピークが現われる。特に1100℃、40%では板厚中心部まで完全に再結晶しているため、全板厚を通じて再結晶粒径のもっとも小さい強せん断層の中心部で硬さが最高となっている。この場合の板厚中心部の再結晶組織の硬さは、圧延前のレベルまでは低下していない。これは、再結晶粒径が圧延前の結晶粒径の数分の一に微細化しているためと考えられる。以上をまとめると、圧延急冷板内の未再結晶部の硬さは、その位置での相当歪とZener-Hollomon因子に依存する変形抵抗とほぼ対応しており、再結晶部の硬さはその粒径とよく対応しているといえる。

3. 3. 4 再結晶発生条件と再結晶粒径

強せん断層の圧延急冷組織が、圧下率、圧延温度、潤滑条件によってどう変わるかをまとめたのが図3-12である。再結晶が発生する場合としない場合の境界（臨界圧下率）を破線で示した。900℃の潤滑圧延では、圧延荷重が圧延機の許容荷重を超えるため、圧下率45%以上の圧延は行えなかったが、実験した範囲では強せん断層に再結晶粒は発生しなかった。その他の条件では、破線より高圧下率側で再結晶組織が出現した。但し破線の直上では再結晶粒は連続層状に発生するまでにはいたらず、部分再結晶組織となっていた。同一の潤滑条件では臨界圧下率は圧延温度の上昇とともに低下している。また、潤滑圧延では強せん断層のせん断歪が小さくなるため実質的な歪が小さくなり、臨界圧下率は無潤滑圧延に比べて1000℃で約20%、1100℃で約15%も上昇している。この再結晶発生条件を、強せん断層における $\bar{\epsilon}_{max}$ と前述のZener-Hollomon因子 Z_0 の関係で表すと図3-13のようになり、潤滑圧延と無潤滑圧延に対する再結晶発生条件はこれらで一意的に表される。図3-14は、高温で液体潤滑剤に比べて良好な潤滑性能を持つとされるグラファイト粉末を潤滑剤として、温度1100℃圧下率40%で圧延後急冷した試料の断面内の組織である。高温高圧下率にもかかわらず、ほとんどせん断変形が生じていない。従って相当歪も小さく再結晶も発生していない。

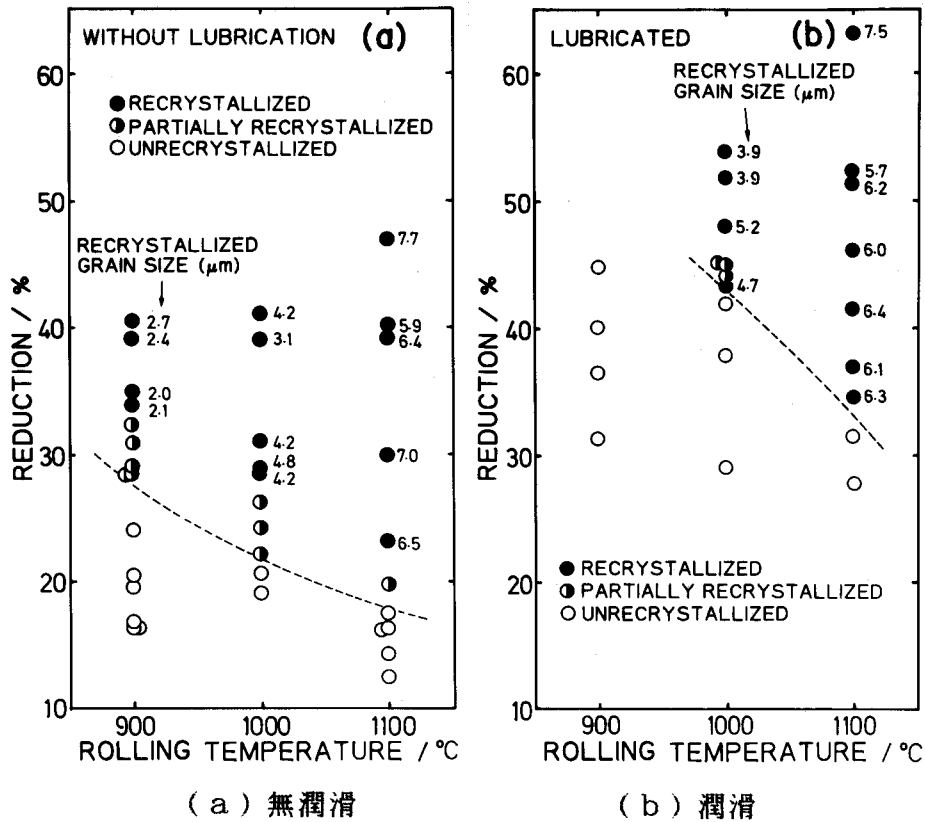


図3-12 強せん断層における再結晶発生のための臨界圧下率

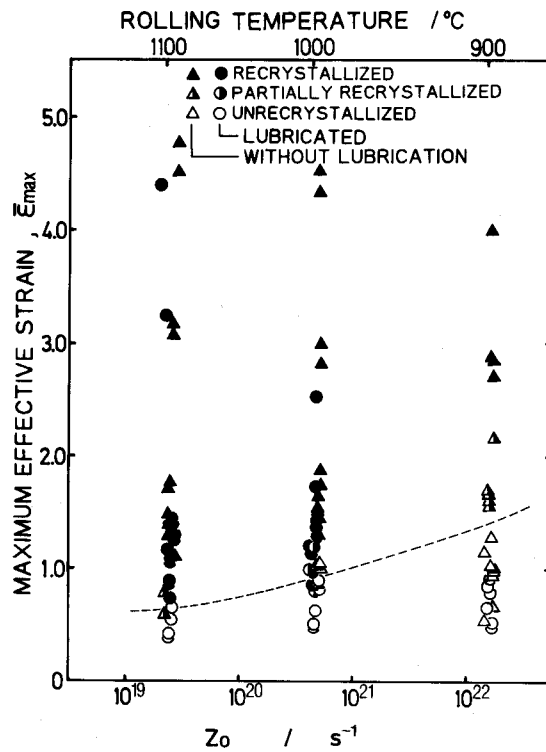


図3-13 強せん断層における再結晶発生のための臨界相当歪

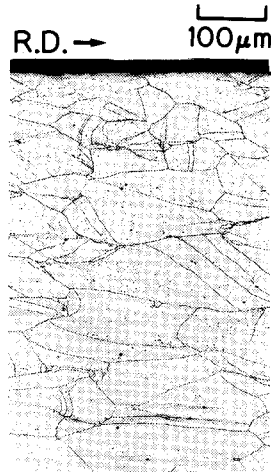


図3-14 グラファイト潤滑による熱間圧延急冷材（圧延温度1100℃、圧下率40%）の断面内の組織

このことから、板厚方向に一樣な組織を得るためにはグラファイトを潤滑剤として用いればよいことがわかる。

相当歪が最大となる強せん断層中心部の再結晶粒径 d は、図3-12の実験点の横に示されているが、その値は2~7 μm ときわめて小さい。また、 d は圧下率と潤滑条件にはあまり依存せず、圧延温度に強く依存している。図3-15は、 d を $\bar{\epsilon}_{\max}$ と Z_0 で整理したもので、重回帰分析の結果、 d は

$$d = 8.13 \times 10^3 \bar{\epsilon}_{\max}^{-0.047} Z_0^{-0.16} \dots\dots\dots (3-7)$$

と表された。Towleら⁵²⁾ は、18-8ステンレス鋼の熱間圧延（900~1000℃、 $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ 、 $\bar{\epsilon} < 0.7$ ）による静的再結晶に対して

$$d \propto d_0 \bar{\epsilon}^{-0.5} Z^{-0.06} \dots\dots\dots (3-8)$$

を、またBarracloughら⁵³⁾ は同じく18-8ステンレス鋼の熱間ねじり試験（950~1150℃、 $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 、 $\bar{\epsilon} < 0.5$ ）による静的再結晶に対して

$$d \propto d_0^{0.5} \bar{\epsilon}^{-0.75} Z^{-0.1} \dots\dots\dots (3-9)$$

を得ている。これらに比べて、本実験での強せん断層の再結晶粒径は $\bar{\epsilon}$ 依存性が小さく、 Z 依存性が大きい。

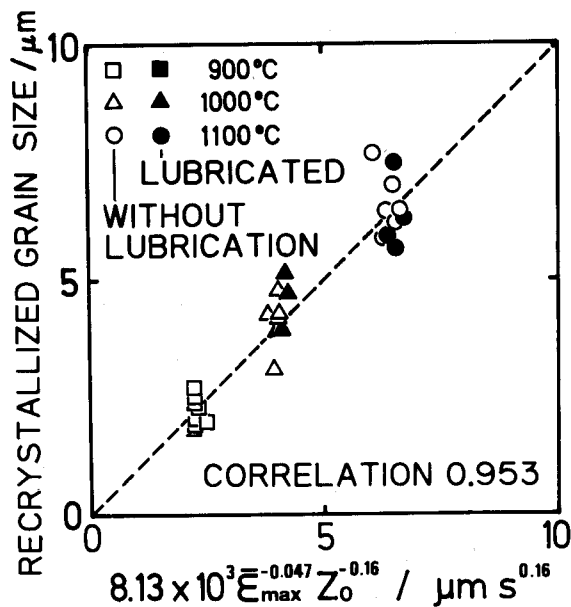


図3-15 再結晶粒径と相当歪、Zener-Hollomon因子との関係

3. 4 考察

3. 4. 1 再結晶発生のための臨界歪

高速熱間圧延後急冷したオーステナイト系ステンレス鋼板の表面直下に微細な再結晶粒が発生した。これは、板厚方向にほぼ均一に分布する圧下歪に、不均一に分布する付加的せん断歪が重ね合わされて、表面付近の実質的な歪が大きくなるためである。潤滑条件を変えることにより、せん断歪と圧下歪の比を変えて行なった本研究の結果から、圧下歪とせん断歪の割合の如何にかかわらず、再結晶の発生に寄与する歪は相当歪 $\bar{\epsilon}$ で表されることが明らかとなった。相当歪は、塑性力学において材料の加工硬化は、温度・歪速度が同じならばそれまでに材料に与えられた塑性変形仕事量の関数であり、それまでの歪履歴には無関係であるとの仮説のもとに、材料に与えられた等価な変形量を表す尺度として導入されたものである⁵⁴⁾。外部から与えられた塑性仕事量、そのまま加工硬化の原因となる格子の歪みに関連する歪エネルギーとして材料に蓄えられるわけではないが、外力のなす塑性仕事量が多いほど内部に蓄積される歪エネルギーが多くなることは事実であろう。再結晶の駆動力もこの内部に蓄積された格子の歪みに関連する歪エネルギーであることから、再結晶発生のための臨界変形量は、内部に蓄積された歪エネルギーの尺度である相

当歪で表されると考えられる。

3. 4. 2 表面直下の硬さと組織の変化

図3-10より、900℃、20%、30%の場合の表面直下の硬さは、表面に近づく程、相当歪の低下(図3-5)に対応して、低くなっている。しかし、表面での値は中心部と比較して、相当歪の大きさがあまり変わらないにもかかわらず、約40ほど高くなっている。これは、表面付近の真の相当歪が、見かけのせん断変形から求めた図3-5の測定値よりも大きいことを暗示している。また、組織の点からも図3-7の1000℃、40%、1100℃、30%では、冷却速度は表面の方が高いにもかかわらず、表面付近では再結晶しており、ほぼ同じ相当歪の中心部では変形組織のままである。この事実も、表面付近の有効な歪が、見かけのせん断変形に基づく相当歪より大きいことを示唆している。これは、板の表面層がロール間隙内の先進域で逆せん断を受けたためであると考えられる。

3. 4. 3 強せん断層及びその近傍の再結晶組織について

図3-7に示すように、高温、高圧下側では強せん断層ばかりでなく、その隣接部にも強せん断層に比べてやや大きな再結晶粒が現われる。この強せん断層の隣接部の再結晶粒の発生機構を調べるため、1000℃、40%で圧延後、急冷開始までの時間を3.5msから250msの範囲で変化させたもの、及び圧延後室温まで空冷したものの断面内の組織を観察した。その結果を図3-16に示す。圧延後急冷までの保持時間が3.5msでは、強せん断層の隣接部には再結晶粒は見られず、15ms以上になって初めて現れている。従って、強せん断層以外の再結晶組織は明らかに静的再結晶によって発生したものである。

一方、強せん断層の再結晶組織については、それが圧延後きわめて短い時間内に発生した静的再結晶であるのか、あるいは、動的再結晶またはメタダイナミック再結晶を含んでいるのか、この実験だけでは判断できない。しかし、強せん断層の再結晶粒径が、図3-12、及び図3-15に示したように、歪にはほとんど依存せずZに強く依存している事実は、ロール出口近傍では、大きな相当歪のため動的再結

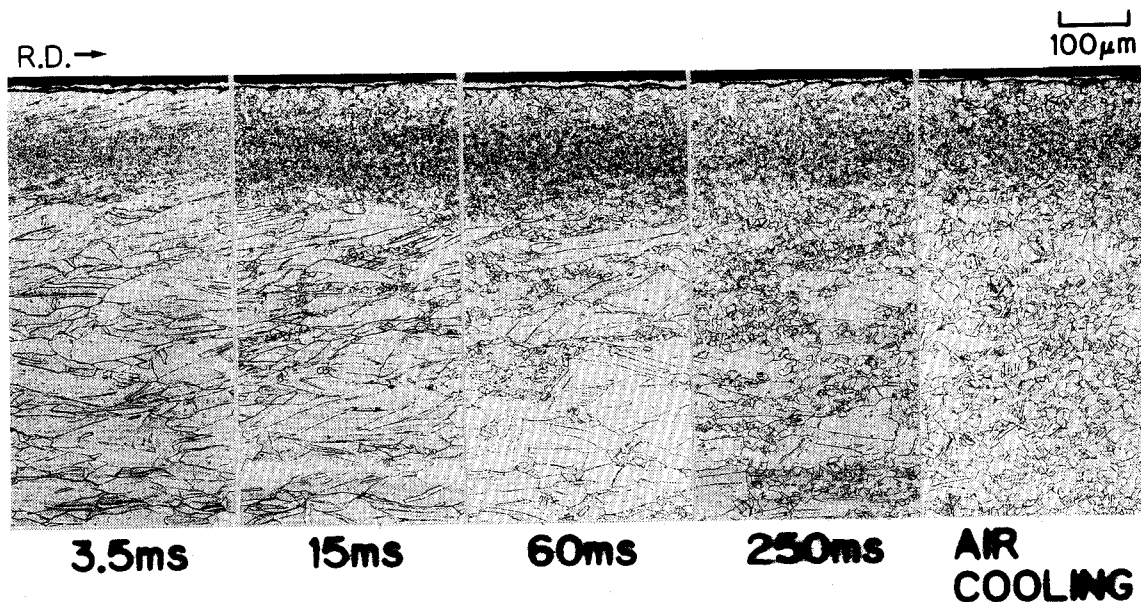


図3-16 断面内組織の圧延後の保持時間に伴う変化

晶⁵⁵⁾か動的回復⁵⁶⁾が起こっていたことを示している。このように、強せん断層の再結晶粒径が相当歪にはほとんど依存せず、 Z に強く依存すること、18-8ステンレス鋼は動的再結晶型に属することから、強せん断層に現われた再結晶粒は、動的再結晶によるものである可能性がある。そこで、従来報告されている18-8ステンレス鋼の動的再結晶発生条件と、本研究での強せん断層に置ける再結晶発生条件とを比較してみる。18-8ステンレス鋼の動的再結晶に関しては、牧ら⁵⁰⁾、大内ら¹⁵⁾、Robertsら⁵⁷⁾、Barracloughら⁵³⁾、McQueenら⁵⁸⁾、石黒ら⁵⁹⁾、酒井ら⁶⁰⁾による報告がある。これらの報告の中で最も大きい Z の値で動的再結晶が発生しているのはBarracloughらによるものである。Barracloughらは $Q = 98 \text{ kcal/mol}$ としているが、本研究と比較するため $Q = 104 \text{ kcal/mol}$ として、彼らの報告している動的再結晶発生条件 ($\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ 、 $T = 950^\circ\text{C}$ 、 $\epsilon \approx 0.6$) に対応する Z をもとめると $Z = 10^{19}$ となる。本研究での強せん断層における再結晶発生条件は、図3-12より $Z = 10^{19}$ では $\dot{\epsilon}$ は0.6以上であり、Barracloughらの結果と一致する。しかし、大内らは、 $Z = 10^{17}$ を超えると動的再結晶は発生しないと報告している。本研究の Z の範囲は $10^{19} < Z < 10^{22}$ であるから、大内らの報告によれば動的再結晶は生じないことになる。

3. 5 結論

オーステナイト系ステンレス鋼板の高速熱間圧延急冷実験を行い、板厚方向の相当歪分布、硬さ分布、及び断面内の光顕組織を調べ、それらの特徴と相互の関係を明らかにした。得られた知見をまとめると次のようである。

(1) 熱間圧延材の表面から100 μ m付近で付加的せん断歪が最大になる。この最大値は、圧下率とともに増加し、潤滑圧延を行なうと減少する。また、グラフアイト潤滑を行なうとせん断変形はほとんど生じない。この強せん断層に、熱間圧延中に優先的に再結晶が発生する。

(2) 強せん断層の再結晶発生条件は、そこでの最大相当歪 $\bar{\epsilon}_{max}$ を用いると、圧延後急冷開始までの保持時間が一定という条件の下では、潤滑条件によらず、Zener-Hollomon因子 Z_0 と $\bar{\epsilon}_{max}$ で一義的に表される。再結晶発生のための臨界相当歪 $\bar{\epsilon}_{max}$ は Z_0 が大きいほど大きい。

(3) 強せん断層に発生する再結晶粒は、粒界及び粒界三重点に優先的に核生成する。

(4) 強せん断層中心部の再結晶粒径 d は、相当歪 $\bar{\epsilon}_{max}$ 及びZener-Hollomon因子 Z_0 を用いて次のように表すことができる。

$$d = 8.13 \times 10^3 \bar{\epsilon}_{max}^{-0.047} Z_0^{-0.16}$$

d は Z_0 に強く依存し、 $\bar{\epsilon}_{max}$ の影響をほとんど受けない。

(5) 高温、高圧下率では強せん断層以外にも再結晶粒が発生するが、その粒径は板厚方向の歪分布に対応し、強せん断層のそれより大きい。

(6) 強せん断層中心部に現われる再結晶組織は、メタダイナミック再結晶、または動的回復後きわめて短い時間に発生した静的再結晶のいずれかである。その他の領域の再結晶組織は、静的再結晶である。

第4章 フェライト系ステンレス鋼の高速熱間圧延変形と再結晶

4. 1 緒言

第3章では、オーステナイト系ステンレス鋼SUS 304の高速熱間圧延について検討し、高速圧延では付加的せん断歪は板の表面直下の薄い層(厚さ約100 μm)に集中しやすいこと、圧延直後に急冷凍結した組織は、低温、低圧下率では変形組織、高温、高圧下率では強せん断層のみが再結晶した不均一再結晶組織となること、この再結晶は、付加的せん断歪を考慮して算出した相当歪が、圧延温度に依存する臨界値を超えた領域で発生すること、再結晶粒径は数 μm と微細で、相当歪にはほとんど依存せず、圧延温度に強く依存することなどを明らかにし、この再結晶は動的再結晶であろうと推論した。

ところで、一般に高温変形とその結果生じる高温変形組織との関係は鋼種によって異なるから、熱間圧延板の不均一組織も鋼種によって違った様相を呈することが予想される。そこで本章では、高温変形での動的復旧機構が再結晶型であるオーステナイト系ステンレス鋼に対し、回復型であるフェライト系ステンレス鋼のSUS 430を取り上げ、同様の高速熱間圧延実験を行なって、圧延時の変形と圧延直後の組織の関係について検討した。

4. 2 実験方法

4. 2. 1 実験装置

圧延機、加熱炉、急冷装置等は、前章と同じものを用いた。

4. 2. 2 供試材

本章で用いた試料は、低炭素17%Crフェライト系ステンレス鋼である。その組成を表4-1に示す。試験片の寸法は2×20×430mmとした。試験片は第一加熱炉で1068℃に20min保持し、初期粒径を約200 μm に調整した。

4. 2. 3 実験条件

表 4-1 供試材（フェライト系ステンレス鋼）の化学組成 (wt%)

C	Si	Mn	P	S
0.015	0.58	0.24	0.028	0.007
Ni	Cr	Mo	Cu	
0.12	17.2	0.47	0.02	

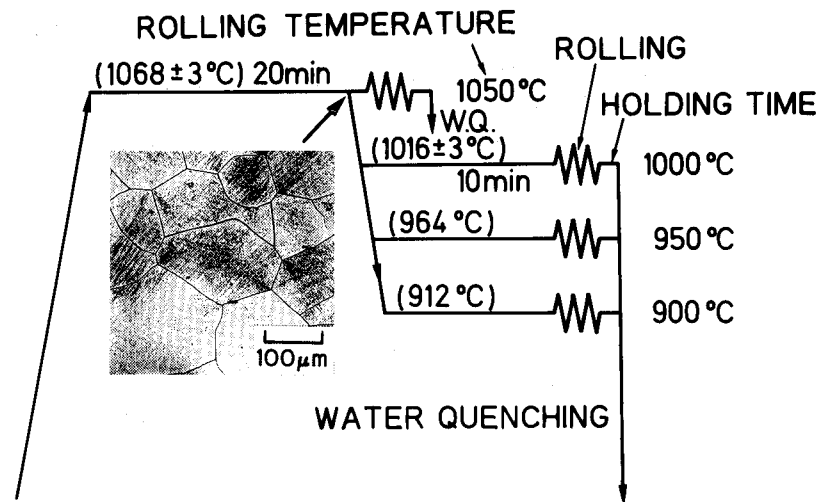


図 4-1 加工熱履歴

実験スケジュール、及び圧延前の試料の光顕組織を図 4-1 に示す。圧延温度は、900、950、1000、1050°C の 4 段階とした。試験片は、第一加熱炉で保持した後、1050°C 圧延の場合はそのまま、1000、950、900°C 圧延の場合は、それぞれ加熱炉からロール入口までの温度降下を考慮して、圧延温度設定炉で、1016、964、912°C に 10 min 保持した後圧延した。圧下率は、15~50% の範囲で変化させ、圧延速度は 20 m/s で一定とした。この場合の平均圧下歪速度は 430~850 s⁻¹ であった。圧延後焼き入れまでの保持時間は 25 ms で一定とした。

潤滑条件は、無潤滑、油潤滑の 2 種類とした。無潤滑圧延では、圧延前にロール表面をアセトンで脱脂した。油潤滑では、流動パラフィン 2 号、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、圧延前にロール表面に、約 2 μm の油膜厚さとなるように塗布した。なお、第 3 章と同様に比較のための低速圧延実験もあわせて行った。

4. 2. 4 板厚方向の歪分布

板厚方向の歪分布は、第2章に述べた、丸棒埋め込み法によって測定した。

4. 3 実験結果

4. 3. 1 変形抵抗

図4-2に、前章と同様の方法で無潤滑圧延の圧延荷重より逆算した供試材の平均変形抵抗 (k_{rm}) の温度及び歪速度依存性を示す。この結果を、相当圧下歪 $\bar{\epsilon}_0$ と板厚中心部での Zener-Hollomon 因子 Z_0 で重回帰分析を行なったところ次の式が得られた。

$$k_{rm} = 19.0 \bar{\epsilon}_0^{0.095} Z_0^{0.074} \quad \dots \dots \dots (4-1)$$

ただし、 $\bar{\epsilon}_0$ と Z_0 は第3章と同様に

$$\bar{\epsilon}_0 = (2/\sqrt{3}) \ln(1-r)^{-1} \quad \dots \dots \dots (4-2)$$

$$Z_0 = \dot{\epsilon}_0 \exp\left(\frac{Q}{RT_0}\right) \quad \dots \dots \dots (4-3)$$

によって計算した。ここで、 $\dot{\epsilon}_0$ は平均相当圧下歪速度で、ロール周速を v_R 、ロール半径を R_0 とし、 $\dot{\epsilon}_0 = 2/\sqrt{3} \cdot v_R \ln(1-r)^{-1} / \sqrt{R_0 \cdot \Delta H}$ によって求めた。見かけの活性化エネルギー Q は、類似の成分の鋼について、岡口ら⁶¹⁾により求められた 61 kcal/mol を用いた。 T_0 は圧延開始温度、 R は気体定数である。図中の実線は式(4-1)より各温度における k_{rm} を計算したもので、実験の傾向をよ

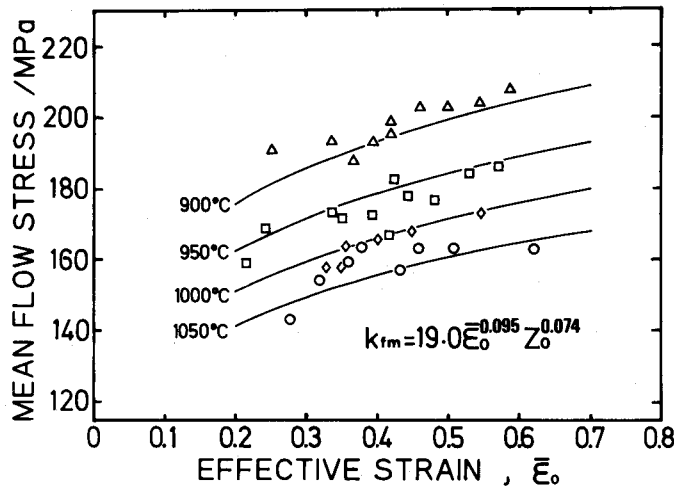
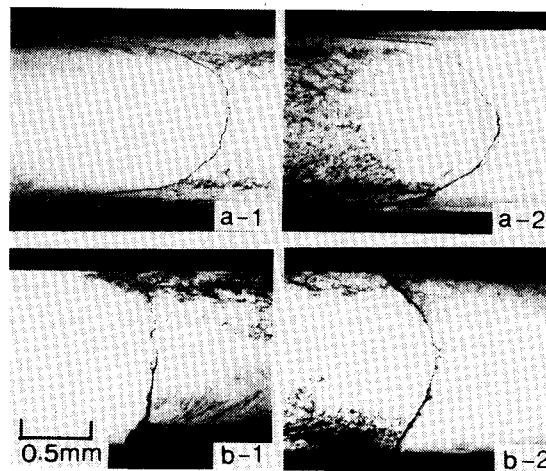


図4-2 平均変形抵抗に及ぼす圧延温度、相当歪の影響

く表している。 k_{rm} の Z_0 依存性については、矢田ら¹⁶⁾は炭素鋼のフェライト域で k_{rm} が $Z_0^{0.15}$ に比例するとしている。式(4-1)の値はこれとだいたい一致している。また、式(4-1)は、この鋼の k_{rm} の ε_0 及び Z_0 に対する依存性が、前章で取り扱ったオーステナイト系ステンレス鋼SUS 304のそれに比して大きく、約2倍であることを示している。

4. 3. 2 板厚方向の相当歪分布

図4-3に、950°C圧延における試片中に埋め込まれた丸棒の変形の例を示す。無潤滑、潤滑とも表面より約90μm付近で傾きが最も大きく、ロールと接触する



(a) 無潤滑 (b) 潤滑
(1) 前端 (2) 後端

図4-3 丸棒の変形に及ぼす潤滑の影響

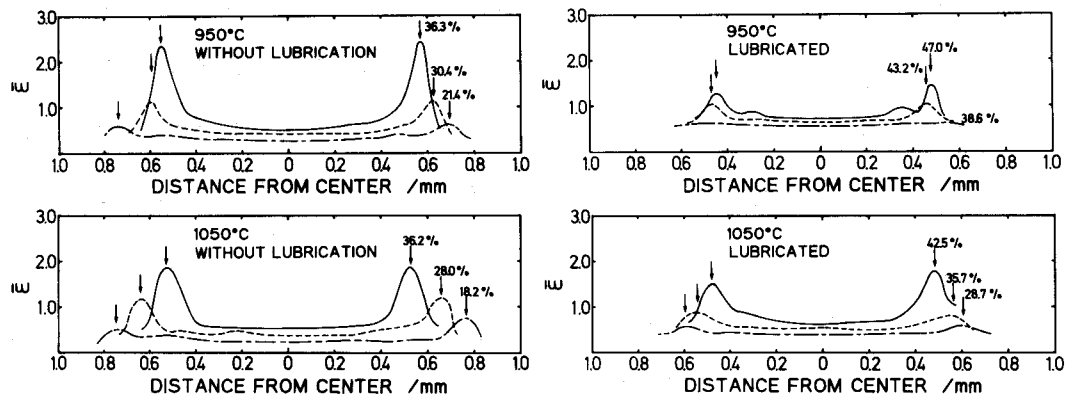


図4-4 相当歪の板厚方向分布に及ぼす圧延温度、潤滑の影響

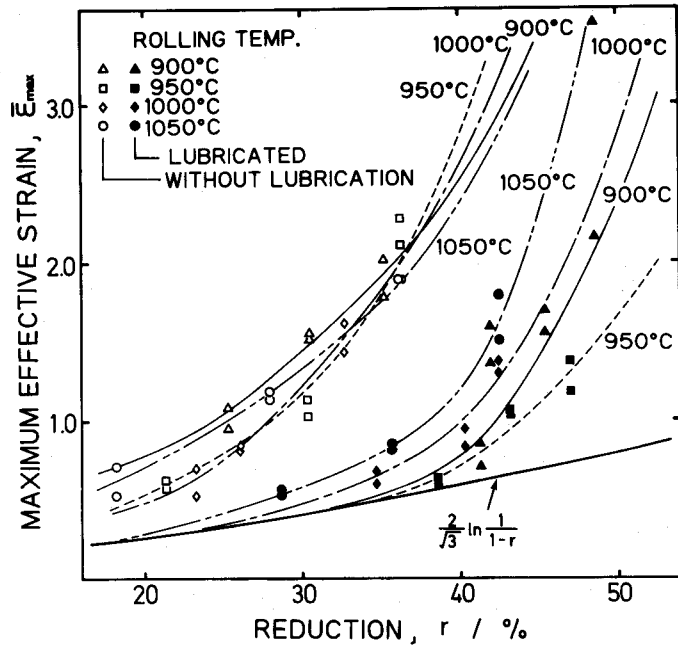


図 4 - 5 最大相当歪に及ぼす圧延温度、潤滑の影響

表面直下では傾きの減少がみられる。湾曲量は潤滑条件の影響を受け、潤滑圧延では無潤滑圧延より湾曲量が小さい。図 4 - 4 に相当歪み ϵ の板厚方向の分布に及ぼす圧下率、潤滑条件及び圧延温度の影響を示す。低圧下率の潤滑圧延をのぞき、表面付近に明瞭なピークが存在する。このピーク的位置は表面より $80 \sim 120 \mu m$ にある。板厚中心の ϵ を基準にしてピークの半幅幅を求めると、圧延条件に依らずほぼ 90 から $120 \mu m$ であった。図 4 - 5 に、強せん断層の最大相当歪 ϵ_{max} に及ぼす圧延条件の影響を示す。比較のために $\gamma = 0$ の場合の相当歪を太い実線で示した。前章の SUS 304 と同様に ϵ_{max} は無潤滑、潤滑とも圧下率の増加とともに大きくなるが、潤滑では常に無潤滑より小さい。但し圧下率が 40% を超えると潤滑圧延でも ϵ_{max} が急激に増加している。これは圧下率の増加による潤滑膜の破断が原因と考えられる。また、 ϵ_{max} は無潤滑では圧延温度にほとんど依存しないが、潤滑では高温ほど大きくなる傾向がある。これは、高温ほど潤滑油の油膜強度が低下するためと考えられる。

4. 3. 3 熱延急冷材の組織と硬さ分布

900°C及び1000°Cでの無潤滑圧延における急冷板の板表面近傍の光顕組織

を図4-6に示す。900°C圧延では圧下率20%で強せん断層の元の粒内に圧延方向に傾いた変形帯が見られる。30%では変形帯の幅が小さくなり、数は増え全体として密度が増している。40%の場合強せん断層全体が微細な再結晶粒でおおわれ、その下の比較的せん断歪の小さいところでは、変形帯に沿って再結晶粒が発生しているのが観察される。1000°C圧延では、圧下率20%及び30%の場合強せん断層の粒内にサブグレインが発達し、変形帯は900°C圧延に比べて不鮮明となっている。30%では、変形帯に沿ってすでに再結晶が始まっており、40%では強せん断層全体が再結晶粒におおわれている。但し、その粒径は900°Cの場合に比べて明らかに大きい。また、いずれの場合も表面から20~30μmまでは、強せん断層より内側と同様の加工組織となっている。これは、図4-4の歪分布に

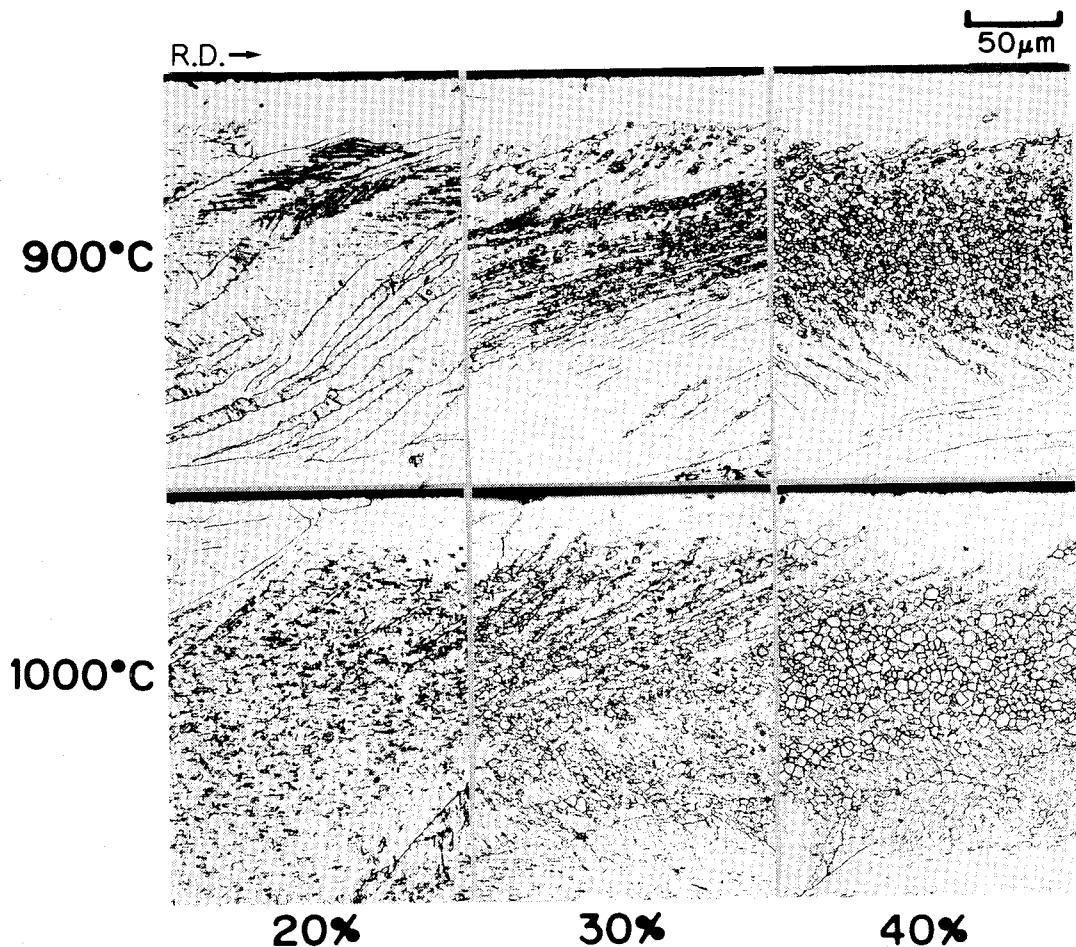


図4-6 無潤滑圧延急冷材（保持時間25ms）の断面内の組織

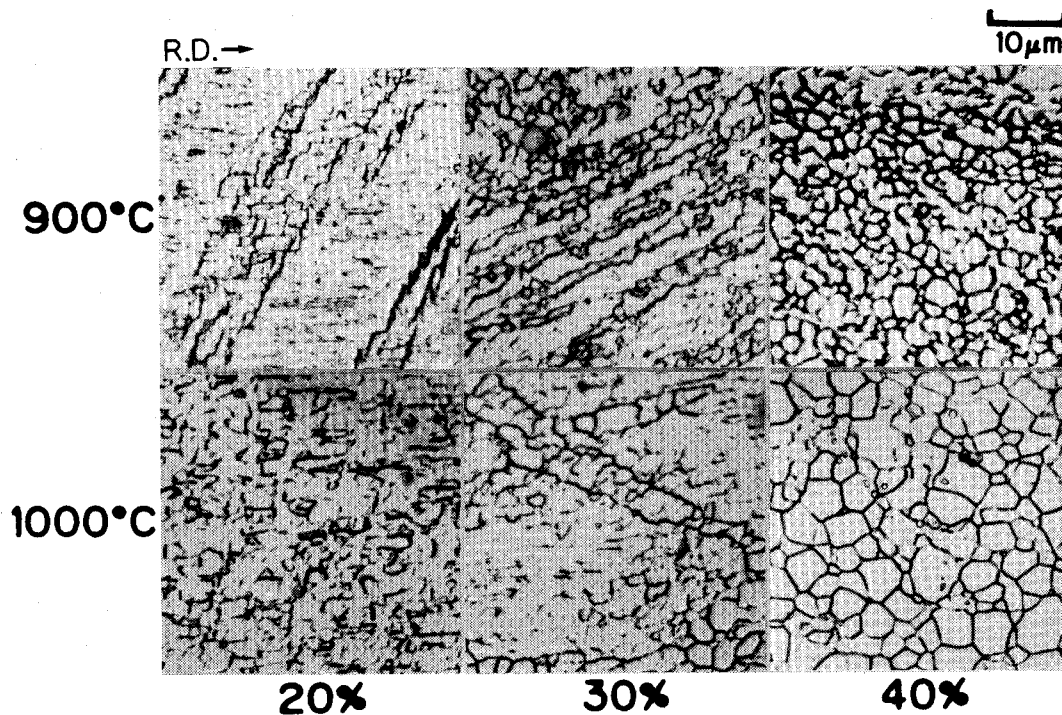


図4-7 無潤滑圧延急冷材（保持時間25ms）の断面内の組織（高倍率）

において、いずれも表面付近で相当歪が内部と同程度の値になっていることと対応している。図4-7は、図4-6のそれぞれの強せん断層を高倍率で観察したものである。900°C圧延で圧下率20%の場合、元の粒内にはほとんどサブグレインは見られないが、変形帯には明瞭に現われている。また、変形帯内部のサブグレインには方向性がみられる。1000°C、20%、及び30%で粒内にみられるサブグレインも一方向に伸長し、900°Cの場合と同様の方向性がみられる。また、1000°C、30%でみられる再結晶粒は、変形帯と母相の境界から発生している。900°C、1000°Cとも再結晶粒は直径数μmの微細等軸粒であり、明瞭でかつ直線的な粒界を持ち、その内部にサブグレインはみられない。

図4-8、に潤滑圧延急冷材の表面付近の光顕組織を示す。無潤滑圧延に比べて（図4-6参照）、高い圧下率で再結晶が発生しているが、組織そのものは、未再結晶（加工）組織、再結晶組織とも無潤滑圧延と同様の組織となっている。

実験室用小型圧延機による低速熱間圧延急冷材の組織を図4-9に示す。表面付近では、せん断変形により圧延方向に傾いた変形帯がみられるが、いずれの条件でも再結晶は発生していない。オーステナイト系ステンレス鋼と同様に、フェライト

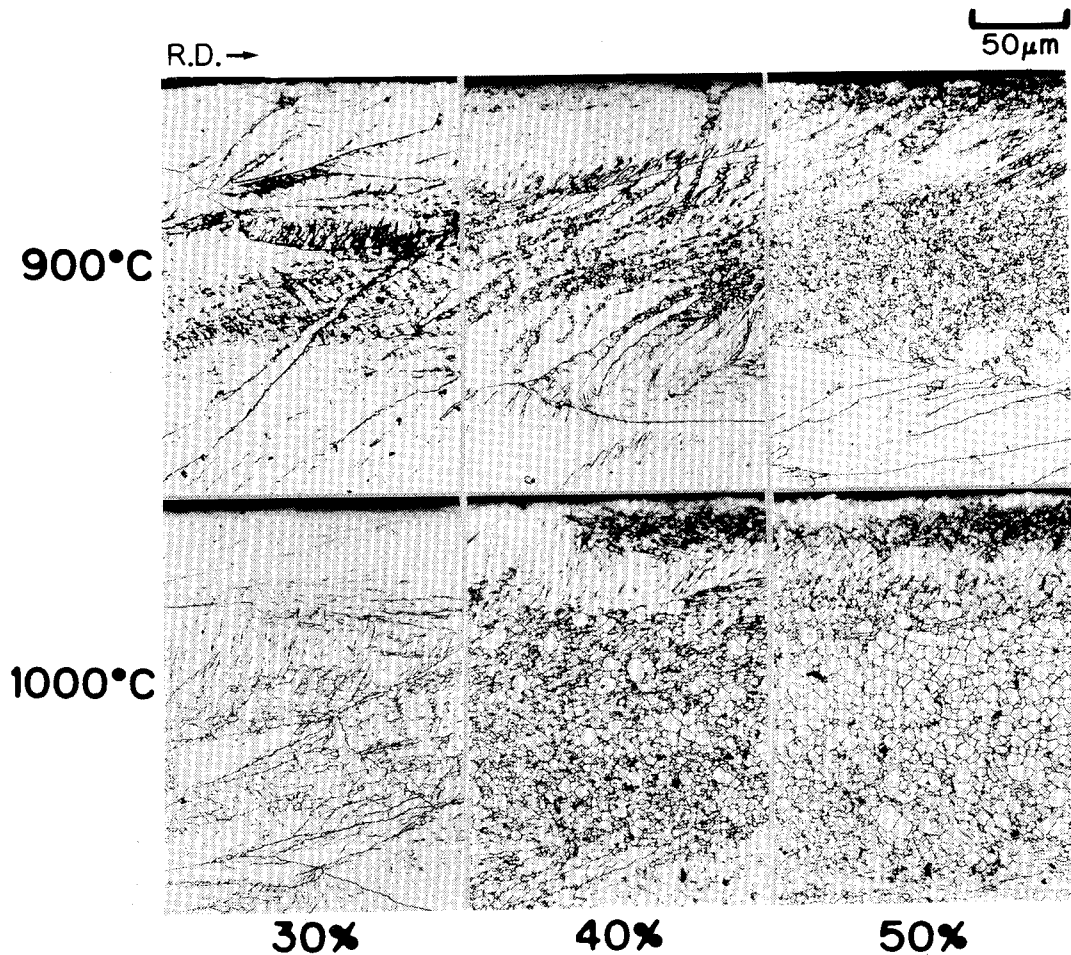


図4-8 潤滑圧延急冷材（保持時間25ms）の断面内の組織

系ステンレス鋼でも低速圧延では再結晶の発生が困難であることが明らかである。

900°C、及び1000°C無潤滑圧延急冷材のマイクロビッカース硬さ（荷重100g）の板厚方向変化を図4-10に示す。いずれの場合も、板厚全体にわたって圧延前より硬化しているのがわかる。900°C、1000°C圧延ともに圧下率20%及び30%では強せん断層で硬さは最高になっている。その硬化量は圧延温度に依存し、900°Cで約70、1000°Cで約45と圧延温度が高いほど小さい。一方、図4-5より、無潤滑で圧下率が20%から30%になると、強せん断層の最大相当歪 ϵ_{max} はほぼ倍になるが、図4-9よりそこでの硬さはほとんど ϵ_{max} に依存しない。これは、 ϵ_{max} が0.5以上と大きいため、動的回復が生じ強せん断層が定常変形状態に達しているためと思われる。圧下率40%では、強せん断層の再結晶した領域で再結晶による軟化が起こっている。この場合、再結晶しなければ強せ

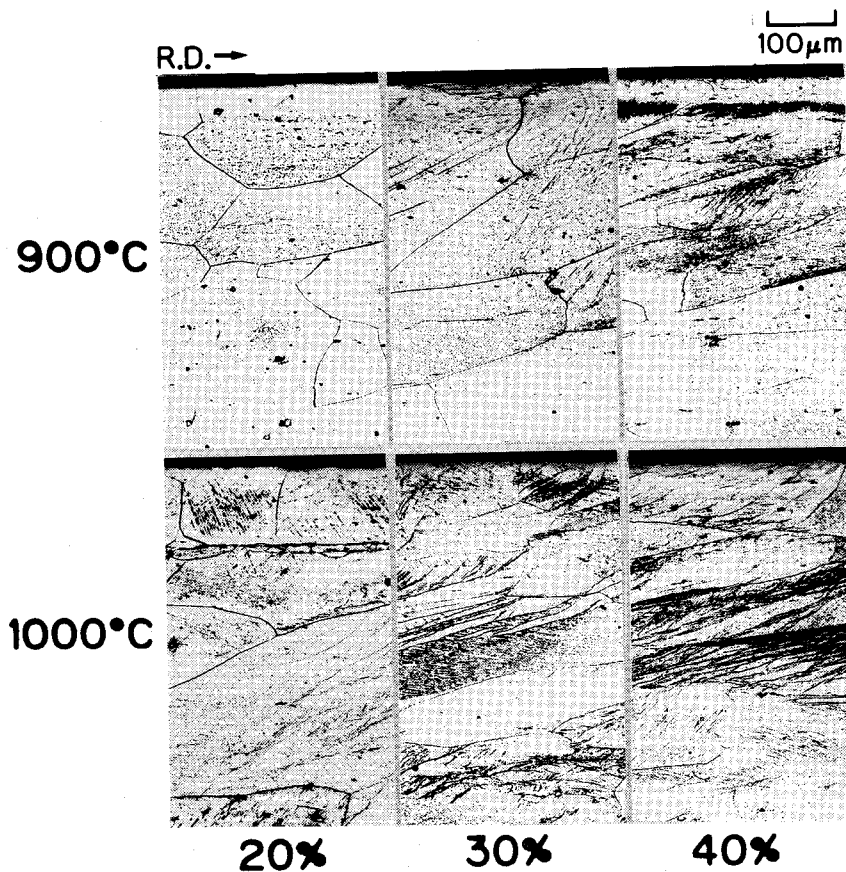


図4-9 低速圧延急冷材（圧延速度0.24 m/s）の断面内の組織

断面の硬さは圧下率30%とほぼ同じレベルまで上昇すると考えられるから、再結晶による軟化量は900°Cで約35、1000°Cで約20とやはり高温ほど小さい。いずれも圧延前に比べて結晶粒が著しく微細化しているため、圧延前の硬さには戻っていない。未再結晶の板厚中心部では、900°C、1000°Cともに硬化量は圧下率20%より30%の方が大きい、40%では減少している。これは、板厚中心部では表面に比べて冷却速度が遅く、静的回復がかなり進行していることを示す。未再結晶の表面では硬さは強せん断層の内側のレベルになっているが、これは図4-4の相当歪分布と対応している。ところで、板の表面層はロール間隙内の先進域でロールによる逆せん断を受ける。逆せん断が生じた場合には、表面層での見かけのせん断角 θ_1 が小さくなるため、 θ_1 より求めた歪は表面層の実質的な歪を過小評価する。それにもかかわらず、組織及び硬さが歪分布と対応していることは、その影響が小さく、表面層では強せん断層より実質的に歪が小さいことを示している。

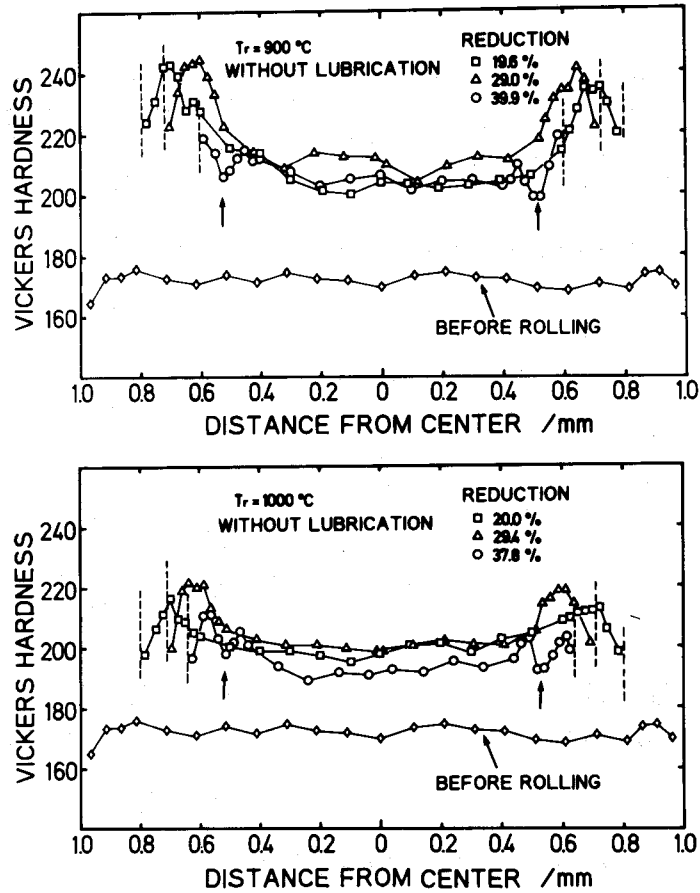


図4-10 ビッカース硬さの板厚方向変化に及ぼす圧延温度、圧下率の影響

4. 3. 4 再結晶発生条件と再結晶粒径

強せん断層の圧延急冷組織に及ぼす圧延温度、圧下率、潤滑条件の影響を図4-11に示す。図4-11(a)は無潤滑、(b)は潤滑圧延である。再結晶粒が現れる場合と現れない場合の境界(臨界圧下率)を破線で示した。破線より低圧下率側では回復組織、高圧下率側では再結晶組織となっている。ただし破線の直上では、再結晶粒が層状に発生するにいたらず、部分再結晶組織となっていた。無潤滑、潤滑とも圧延温度の上昇とともに臨界圧下率は低下する。また、潤滑圧延では強せん断層のせん断歪が小さくなるため、実質的な歪が小さくなり、臨界圧下率が無潤滑に比べて15%程上昇している。この再結晶発生条件を、図4-5から求めた強せん断層における $\dot{\epsilon}_{max}$ と、Zener-Hollomon因子 $Z_{max} = \dot{\epsilon}_{max} \exp(Q/RT)$ で整理したのが図4-12である。 $\dot{\epsilon}_{max}$ は最大相当歪速度で、 $\dot{\epsilon}_{max} = \dot{\epsilon}_0 (\bar{\epsilon}_{max}/\bar{\epsilon}_0)$ によりもとめた。温度Tは、塑性変形仕事による断熱温度上昇、

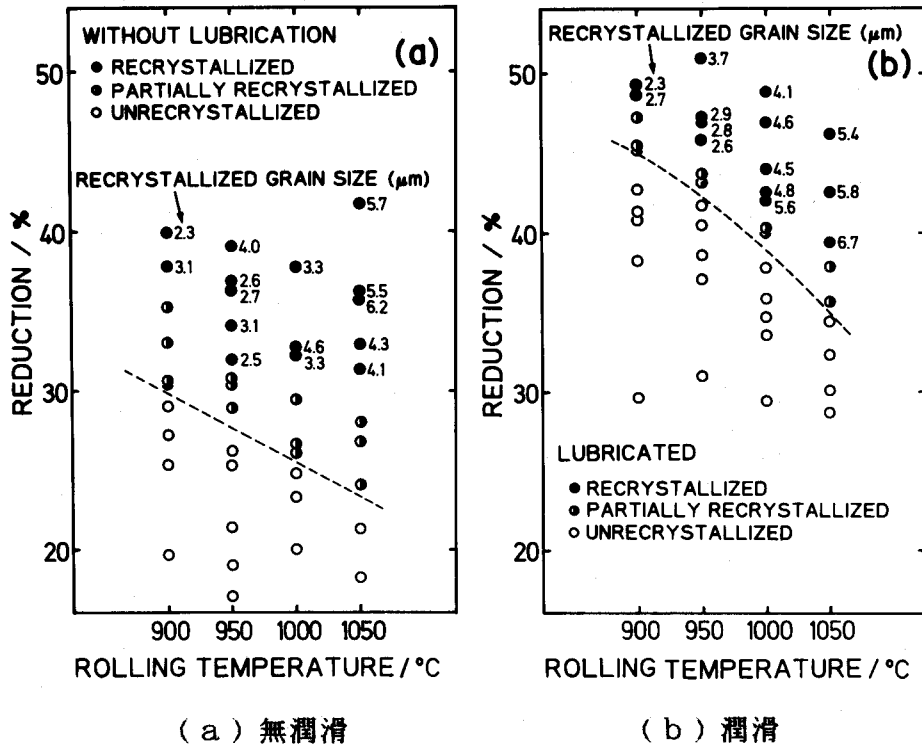


図 4-1-1 強せん断層における再結晶発生のための臨界圧下率

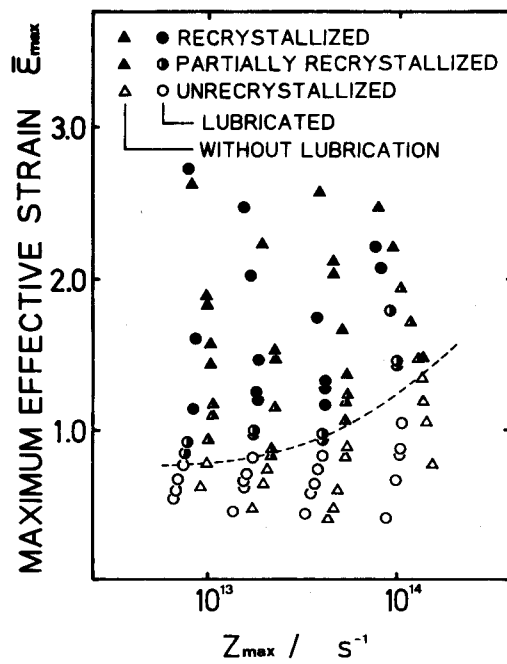


図 4-1-2 強せん断層における再結晶発生のための臨界相当歪

$\Delta T = k_{rm} \cdot \bar{\epsilon}_{max} / J \cdot c \cdot \rho$ を仮定し、 $T = T_0 + \Delta T$ とした。ここで、 k_{rm} は、(4-1)式から求められる平均変形抵抗、 J は熱の仕事当量、 c は比熱、 ρ は密度である。図4-12は無潤滑及び潤滑のすべての実験条件を含む。明らかに急冷開始までの時間が一定の場合、再結晶発生条件は $\bar{\epsilon}_{max}$ と Z_{max} によって一義的に表される。図4-13は、グラファイト潤滑による1100℃、50%圧延急冷材の断面内の組織である。SUS 304の場合と同様にせん断変形はほとんど生じないで、板厚方向に一様な加工組織となっている。

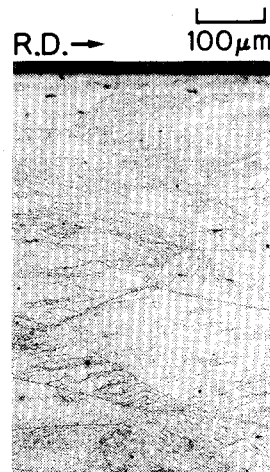


図4-13 グラファイト潤滑による熱間圧延急冷材（圧延温度1100℃、圧下率50%）の断面内の組織

再結晶層の平均粒径 d は図4-11に示されているが、その値は2~7 μm で、圧下率にはあまり依存せず、圧延温度の上昇とともに大きくなる傾向がみられる。図4-14に、 d に及ぼす $\bar{\epsilon}_{max}$ 及び Z_{max} の影響を示す。重回帰分析の結果 d は次式で表せた。

$$d = 2.88 \times 10^5 \cdot \bar{\epsilon}_{max}^{0.014} \cdot Z_{max}^{-0.364} \dots\dots\dots (4-4)$$

明らかに d は Z_{max} には強く依存するが、 $\bar{\epsilon}_{max}$ の影響はほとんど受けない。また、図から潤滑の有無も再結晶粒径には影響を与えないことが明らかである。

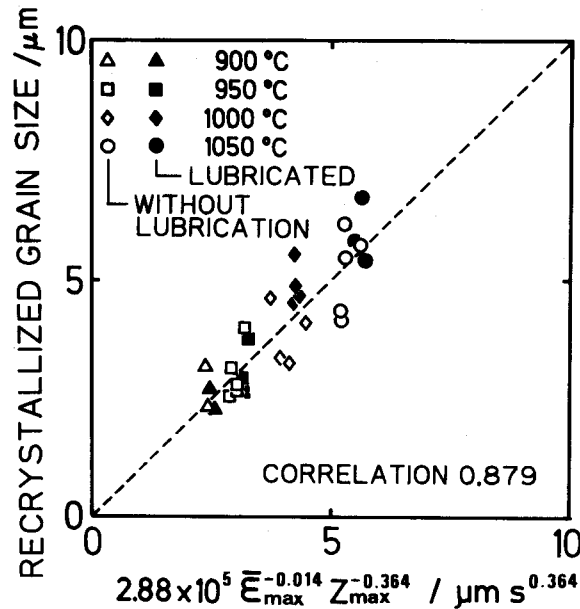


図 4-14 再結晶粒径と相当歪、Zener-Hollomon 因子との関係

4. 4 考察

4. 4. 1 表面付近のせん断歪

歪分布及び硬さ分布の測定結果と組織観察の結果より、表面付近の実質的な歪が小さいことがわかった。摩擦による影響が大きく、せん断歪が最も大きくなると思われる表面層のせん断歪が小さくなる原因は、第2章にも述べたように室温のロールにより試料表面層が圧延中に冷却され、変形抵抗が局部的に上昇することにあると考えられる。ロールによる冷却が及ぶ範囲は、材料がロールと接触する時間が短いため、表面近傍に限られるであろう。この薄い、変形抵抗が大きい層は、ロールの入口及び出口付近で変形するほかは、ほとんどロールに固着してロール間隙を通過するために、変形が拘束されせん断歪が小さくなると考えられる。

4. 4. 2 再結晶発生のための臨界歪

高速熱延後急冷したオーステナイト系ステンレス鋼の表面付近に微細な再結晶粒が発生するのは、板厚方向にほぼ均一に分布する圧下歪に、不均一に分布する付加的せん断歪が重ね合わされて、表面付近の実質的な歪が大きくなることに起因することを第3章で述べた。本章では、フェライト系ステンレス鋼の熱延においても、

付加的せん断変形を考慮して算出する相当歪が、再結晶の発生に寄与する実効歪であることが明らかになった。

4. 4. 3 再結晶組織について

一般には、熱間加工後の再結晶粒径は、動的再結晶であれば Z でほぼ一義的に決まり、初期粒径や歪には依存しないが、静的再結晶ならば、歪、初期粒径、加工温度、歪速度に依存する⁵⁵⁾とされている。このような観点から、本研究で得られた粒径式(式(4-4))を見ると、強せん断層に現れる再結晶粒は動的再結晶であるかのようにみえる。しかし、先にも述べた光顕組織の詳細な観察結果を考慮すると、これらはむしろ動的回復組織から発生した静的再結晶と考えられる。再結晶粒径の歪依存性については、Gloverら⁵⁶⁾が真空溶解鉄の熱間変形後の静的再結晶挙動を調べ、相当歪が1.5を超えると静的再結晶でも粒径が歪に依存しないことを報告している。これは、動的回復と加工硬化がバランスして定常変形状態となっている下地から再結晶粒が発生するためである。本研究の場合も、微細なサブグレインが多数見られること、歪がきわめて大きいことから、これと同様のことが生じていると考えることができる。

一般に、熱間加工組織は材種、初期粒径等の材料条件を一定とすると、主として Z 及び加工後の保持時間(t_{hold})の関数となる。本章では、この Z 及び(t_{hold})からなる3次元の変形・組織状態図の $t_{hold} = 25 \text{ ms}$ という断面を比較的 Z の大きい範囲で明らかにしたことになる。従ってフェライト系ステンレス鋼の復旧過程が、常に動的回復とその後の静的再結晶であると結論するものではない。

温度補償歪速度因子(Zener-Hollomon因子)として、本章では塑性仕事による温度上昇を考慮して求めた Z_{max} を用いたが、この温度上昇の見積りには、かなりの誤差が伴うと考えられる。材料の変形抵抗は温度の関数であるから、歪が大きい場合には変形途中の温度上昇による変形抵抗の低下を考慮しなければならない。また、塑性仕事のうち何パーセントが材料の温度上昇に費やされるのかも正確にはわかっていない。従って、本章で用いた Z_{max} は、必ずしも強せん断層のZener-Hollomon因子を正確に表しているものではないと考えられる。

Z_{max} は変形条件を表す一つのパラメータであると考えらるべきであろう。但し、定性的には、強せん断層の真のZener-Hollomon因子と Z_{max} は、種々の圧延条件因子に対して同じように変化し、また、板厚中心部のZener-Hollomon因子 Z_0 も同じように変化する。このため Z_0 、 Z_{max} のどちらを用いても実験結果の解釈には影響が無いと考えられる。実用的な観点からは、簡単に算出できる Z_0 の方が利用価値が高い。

4. 5 結論

フェライト系ステンレス鋼の高速熱延急冷実験を行ない、板厚方向の歪分布の測定、硬さ分布の測定及び断面内の組織観察を行なった。得られた結果をまとめると次のようである。

(1) 熱延材の表面から80~100 μ m付近で付加的せん断歪が最大となる。付加的せん断歪が最大となる位置は、圧延温度、潤滑条件の影響を受けない。但し油潤滑圧延を行なうと付加的せん断歪の最大値は減少し、グラファイト潤滑ではせん断歪はほとんど生じない。

(2) 無潤滑、潤滑圧延とも圧延温度によって決まるある圧下率を超えると、付加的せん断歪の大きい強せん断層に微細な再結晶粒が発生する。潤滑圧延では強せん断層のせん断歪が小さくなるため実質的な歪が低下し、臨界圧下率が無潤滑に比べて約15%上昇する。

(3) 強せん断層での再結晶発生に寄与する実効歪として最大相当歪 $\bar{\epsilon}_{max}$ を用いると、再結晶発生条件は一義的に表される。すなわち、Zener-Hollomon因子が一定ならば、潤滑条件にかかわらず $\bar{\epsilon}_{max}$ がある臨界値に達すると再結晶粒が発生する。

(4) 強せん断層は、相当歪が臨界相当歪以下では回復組織となっており、臨界相当歪を超えると変形帯と母相の境界から再結晶粒が発生する。

(5) 強せん断層内の再結晶粒径 d は相当歪が最大となる位置での相当歪 $\bar{\epsilon}_{max}$ 及びZener-Hollomon因子 Z_{max} により次のように表された。

$$d = 2.88 \times 10^5 \cdot \bar{\epsilon}_{max}^{0.014} \cdot Z_{max}^{-0.364}$$

すなわち d は Z_{max} に依存するが ϵ_{max} にはほとんど依存しない。また、潤滑の有無も d には影響を与えない。

(6) 本研究において強せん断層に現われた再結晶組織は、動的回復組織を下地として、圧延後きわめて短時間のうちに発生した静的再結晶組織と考えられる。

第5章 低炭素Ti添加鋼の高速熱間圧延変形と再結晶

5.1 緒言

第3章及び第4章では、ステンレス鋼を試料として、高速熱間圧延板の不均一変形と組織の関係を明らかにした。本章では、実用材料として広範囲に使用されている低炭素鋼板を試料として、同様の研究を行なった結果を報告する。

近年、製鋼技術の発達にともない、炭素量を数十ppmに抑えた高純度鋼が容易に生産されるようになった。これらの鋼に、微量の炭化物形成元素(Nb, Tiなど)を添加して、オーステナイト域での粒成長を抑制し、細粒の鋼板を得ることも行なわれている⁶²⁾。このような鋼のフェライト域圧延はあまり行われていないが、Ti添加低炭素鋼板はフェライト域で圧延すると、プレス成形性の向上に有効なく111>//ND成分が発達するとの報告⁶³⁾もあり、この種の鋼のフェライト域圧延が今後広く行なわれる可能性がある。しかし、低炭素鋼のフェライト域熱間圧延に関する研究はたいへん少ない。ここではTi添加60ppmC鋼の高速熱間圧延実験を行い、板厚方向の不均一変形が組織に及ぼす影響を明らかにするとともに、圧延後冷却までの間の組織変化も調べた。

5.2 実験方法

5.2.1 供試材

試料として板厚2.5mmの低炭素Ti添加鋼板を用いた。その成分を表5-1に示す。入手した状態での結晶粒径は約13 μ mであった。試料は、まず950 $^{\circ}$ Cで20min焼鈍された後、空冷された。このとき、結晶粒径は70 μ mとなった。その後、950 $^{\circ}$ Cの加熱中に試料表面に生じた柱状晶を除去するため、板面を表裏より0.25mmずつ、計0.5mm研削し、板厚2mmの試料を得た。試料寸法は、2 \times 20 \times 250mmとしたが、圧延の際には高速圧延を安定に行なうため、試料先端部に同一寸法の軟鋼板をダミー板として溶接し、全体の長さを500mmとした。

表 5 - 1 供試材（低炭素Ti添加鋼）の化学組成(wt%)

C	Si	Mn	P
0.006	0.01	0.19	0.007
S	Al	Ti	N
0.007	0.018	0.081	0.0043
O			
0.0071			

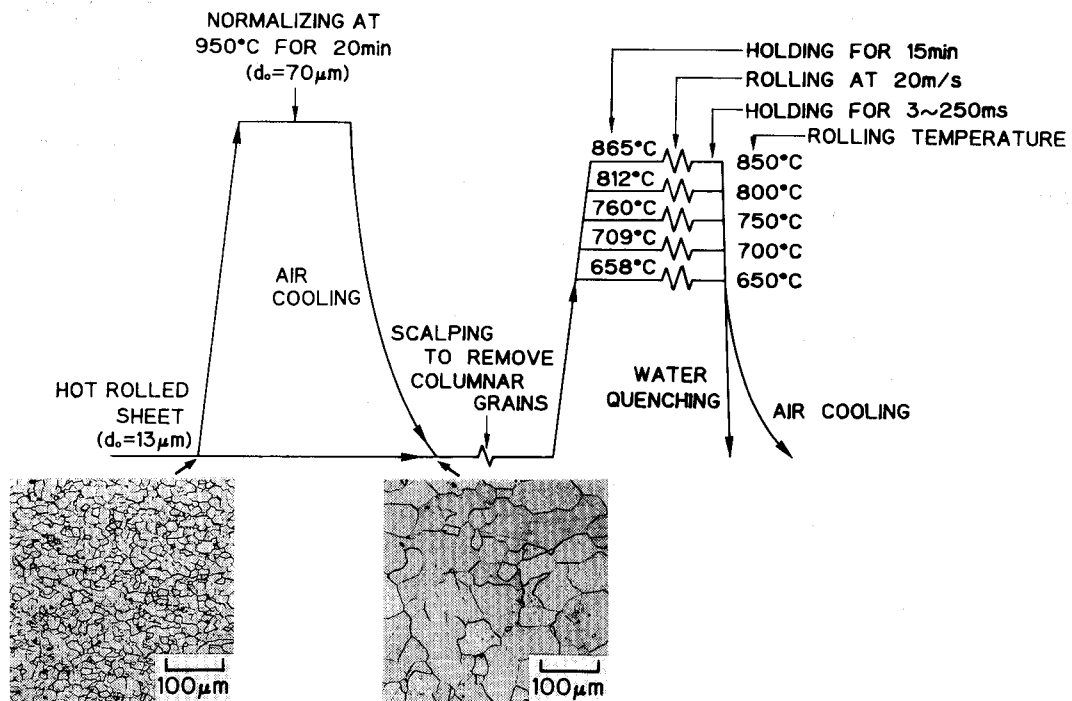


図 5 - 1 加工熱履歴

5. 2. 2 板厚方向の歪分布の測定

板厚方向の不均一変形の測定には、丸棒埋め込み法を採用した。丸棒としては、試料の一部から伸線によって作成した直径 2 mm の線を切断したものを用いた。

5. 2. 3 実験条件

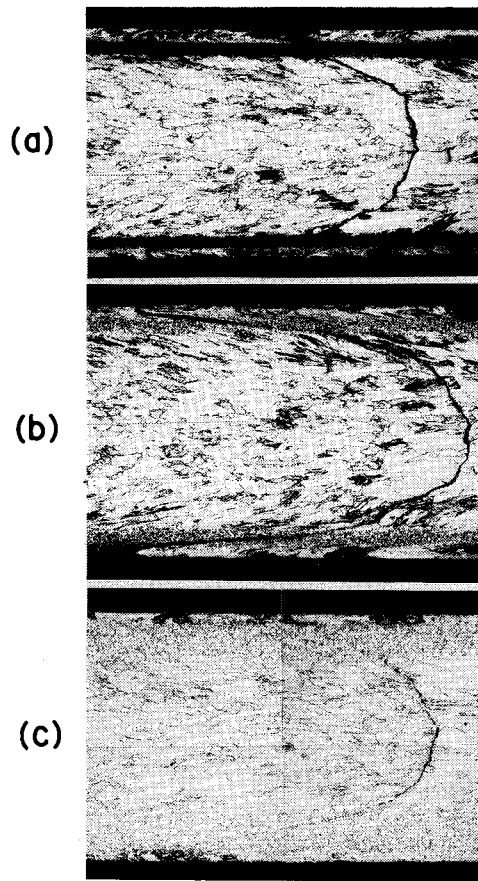
図 5 - 1 に実験スケジュール、及び圧延前の試料の光顕組織を示す。圧延温度は、650～850℃まで 50℃おきに変化させ、圧延速度は 20 m/s とした。ロール表面は圧延前にアセトンで脱脂し、無潤滑で圧延を行なった。圧延後水冷までの保持時間は 25 ms としたが、650℃、750℃、850℃では 3 ms ～ 250

ms と保持時間を変える実験を行なった。また、空冷実験も併せて行なった。

5. 3 実験結果

5. 3. 1 板厚方向の歪分布

図5-2に、埋め込まれた丸棒の圧延による変形を示す。ステンレス鋼の場合と同様に、表面直下にせん断変形が集中しているのがわかる。但し、基準線の垂直方向からの傾きは圧延温度が低いほど大きくなっている。これはステンレス鋼では見られなかったことである。この湾曲状況から求めた板厚方向の相当歪の分布を図5-3に示す。ステンレス鋼の場合と同様に、表面下約100 μ mを中心とした強せん断層が生じている。図5-2から予想されたように、強せん断層における相当歪



(a) 650°C (b) 750°C (c) 850°C

図5-2 丸棒の湾曲形状に及ぼす圧延温度の影響

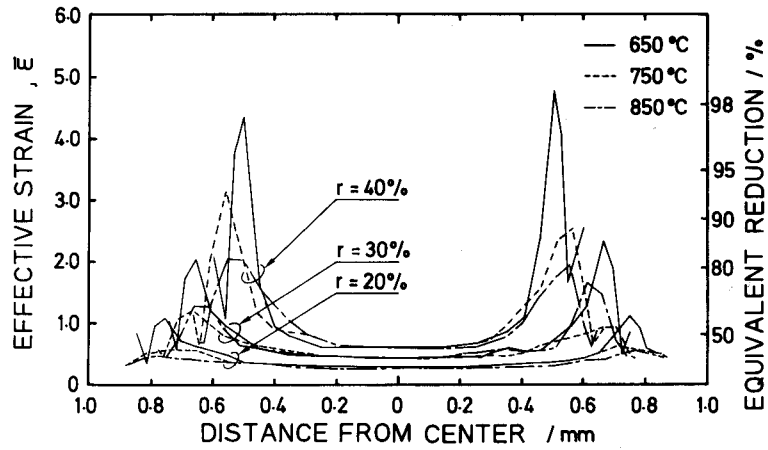


図 5 - 3 相当歪の板厚方向分布に及ぼす圧延温度、圧下率の影響

の最大値 $\bar{\epsilon}_{max}$ は、圧下率が一定であれば圧延温度が低いほど大きい。また、強せん断層の幅は低温ほど小さくなっている。すなわち、圧延温度が低いほどせん断変形が局部的に集中し、不均一性が顕著になるといえる。強せん断層の最大相当歪に及ぼす圧下率及び圧延温度の影響を図 5 - 4 にまとめて示す。最大相当歪は、圧下率の増加、圧延温度の減少とともに増加する。

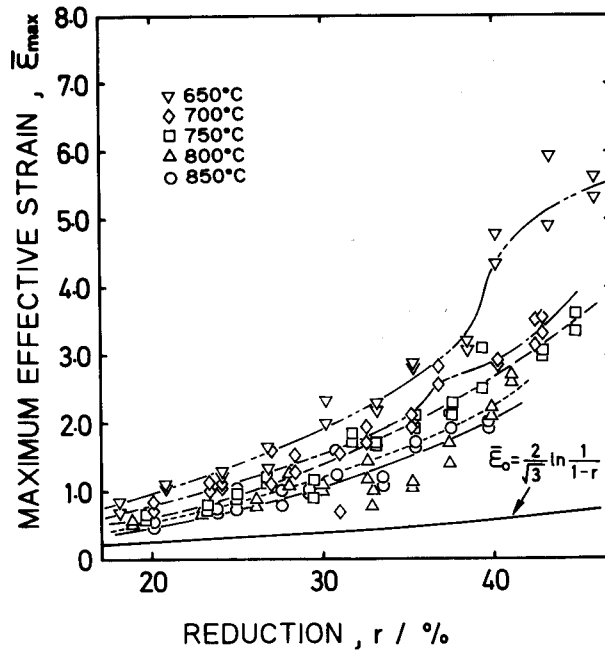


図 5 - 4 最大相当歪に及ぼす圧延温度の影響

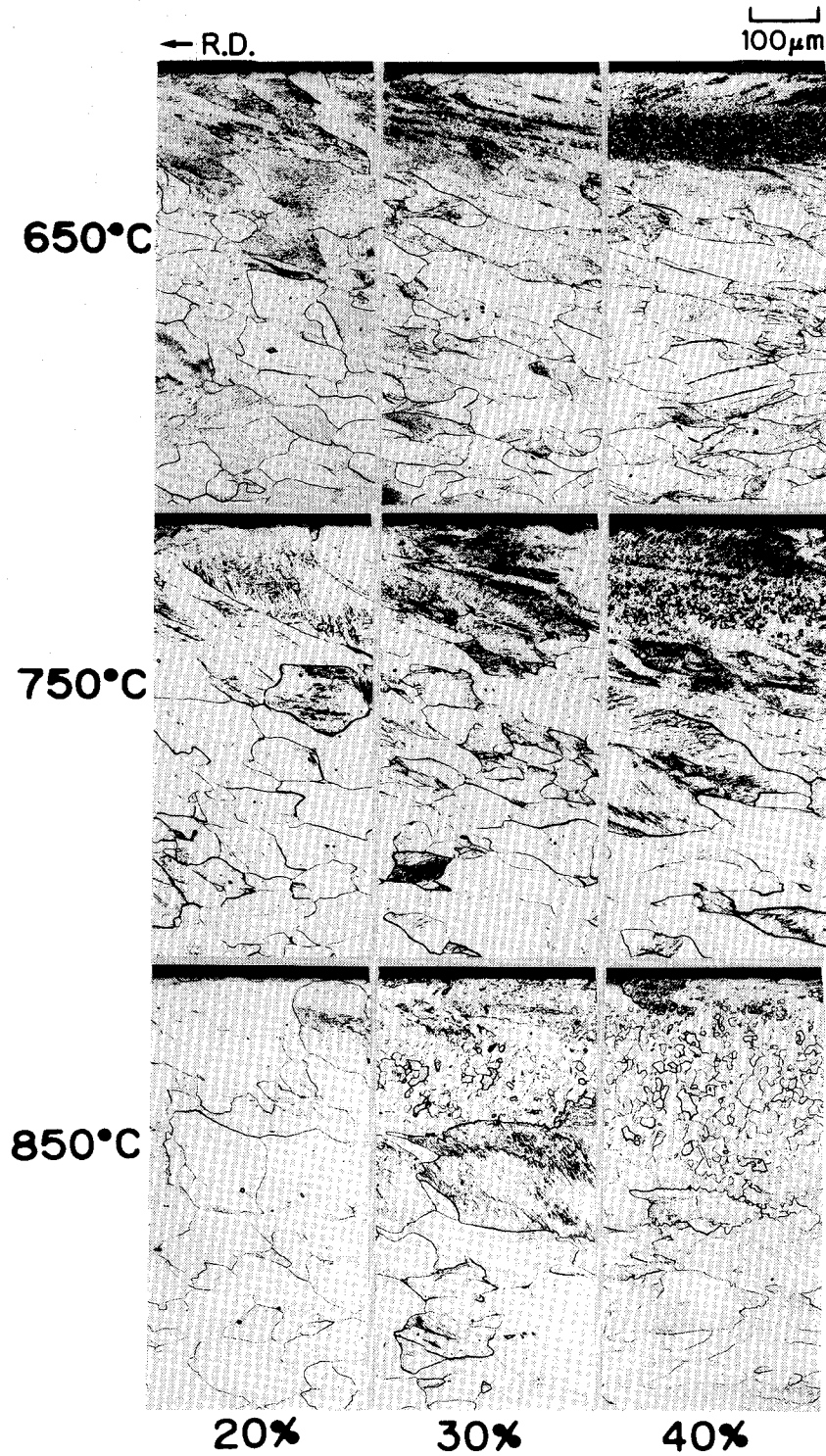


図5-5 無潤滑圧延急冷材（保持時間25ms）の断面内組織

5. 3. 2 熱延急冷材の組織

図5-5に、圧延後25msで急冷した試料の、板厚方向に垂直な断面内の光顕組織に及ぼす温度及び圧下率の影響を示す。650℃圧延では、圧下率20%で表面近傍の結晶粒が扁平化し、せん断変形により圧延方向へ傾いている。30%では、20%に比べて結晶粒の傾きが大きくなっている。また、サブグレイン粒界が黒く腐食されて現われていることから、回復が進行していることがわかる。40%では、強せん断層に非常に微細な再結晶粒が、層状に現われている。750℃圧延では、20%及び30%で強せん断層が濃く腐食され、回復がより進行していることがわかる。40%では再結晶粒がバンド状に発生し、その粒径は650℃の場合に比べて大きい。850℃では、30%で強せん断層に再結晶粒が現われているが、層状をなすには至らない。40%では強せん断層全体が再結晶粒におおわれており、その粒径は750℃より大きい。なお、板厚中心部は、いずれの圧延温度でも加工組織のままである。再結晶層の厚さは、図5-3に示した強せん断層の幅に対応して、圧延温度が低いほど薄くなっている。

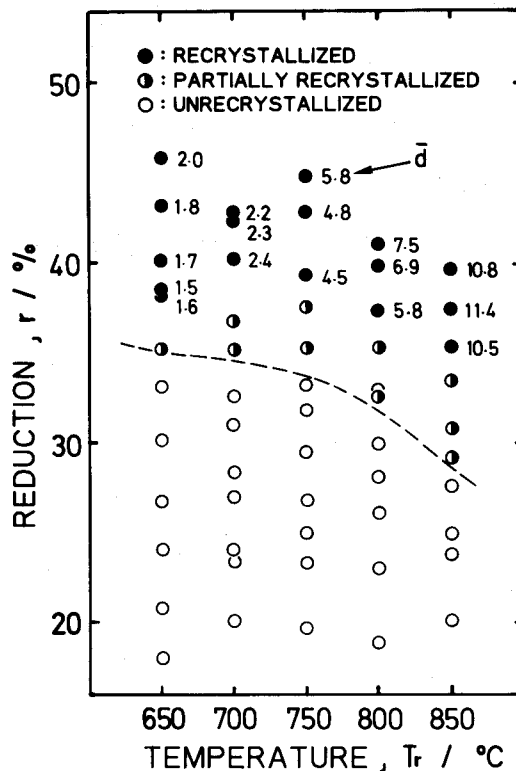


図5-6 強せん断層における再結晶発生のための臨界圧下率

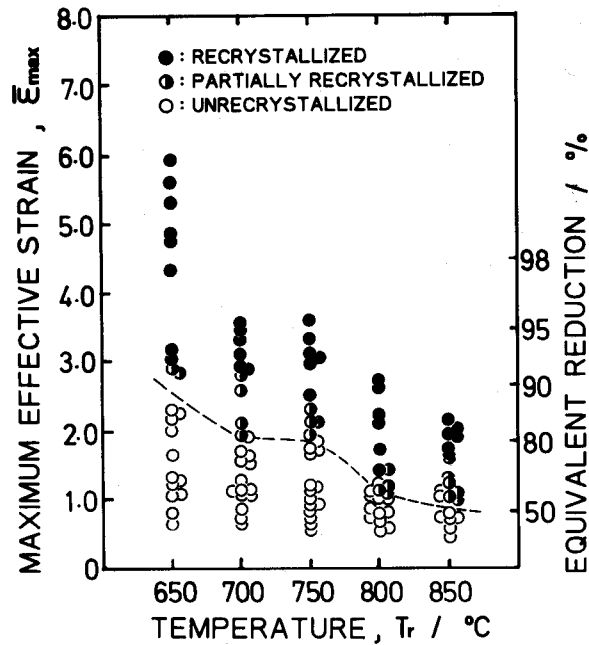


図5-7 強せん断層における再結晶発生のための臨界相当歪

これらの再結晶発生条件を圧延温度、圧下率で整理したのが図5-6である。破線より上では強せん断層に再結晶粒が現われている。この臨界圧下率は、圧延温度の上昇とともに低下するが、700から750°Cではほとんど変化しない。すなわち、750°C付近で再結晶の発生が少し抑制されているようである。図5-7は、再結晶発生条件を相当歪と圧延温度で整理したものである。すでに述べたステンレス鋼の場合と同様、強せん断層の相当歪が圧延温度に依存するある値を超えると再結晶が発生することがわかる。750°C付近での再結晶の遅れは、相当歪で整理してもはっきり現れている。強せん断層の再結晶粒径を図5-6に記入してある。再結晶粒径は歪にはほとんど依存せず、圧延温度に大きく依存し、その上昇とともに大きくなる。これを、相当歪と、板厚中心部のZener-Hollomon因子で重回帰分析した結果を図5-8に示す。強せん断層の再結晶粒径は、Zener-Hollomon因子 Z_0 を用いて(3-5)式参照)

$$d = 10^{5.08} \bar{\epsilon}_{\max}^{0.12} Z_0^{-0.26} \dots\dots\dots (5-1)$$

と表された。ここでQは、GloverとSellars⁶⁴⁾によって求められた

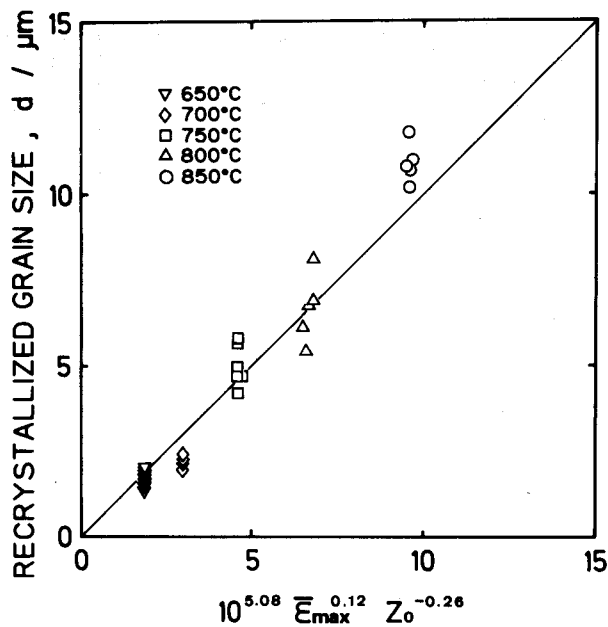


図5-8 再結晶粒径と相当歪、Zener-Hollomon因子との関係

67 kcal/molを採用した。この式からも、 d の歪依存性が弱く、圧延温度依存性が強いことが明らかである。

5. 3. 3 圧延後急冷までの保持時間の影響

圧延温度650°C及び850°C、圧下率40%の圧延材の光顕組織に及ぼす急冷までの保持時間の影響を図5-9に示す。650°Cという比較的低い圧延温度で、かつ圧延後3msという短時間で急冷した試料にも、強せん断層に微細な再結晶粒からなる再結晶層が発生している。圧延温度650°Cの場合、保持時間250ms以内には光顕組織にはほとんど変化は生じない。空冷材では、強せん断層の表面側に、新たに微細な再結晶粒が現れており、結果として再結晶層の厚さが大きくなっている。この、空冷材にのみ見られる強せん断層より表面側の再結晶粒は、圧延後250ms以上たってから発生したもので、明らかに静的再結晶粒である。板厚中心層の組織は加工組織のままであり、空冷材でも再結晶は発生していない。圧延温度850°Cでは、圧延後3msまでの間に強せん断層が再結晶粒でおおわれている。この再結晶粒径は、保持時間とともに非常に緩やかではあるが増加する傾向にある。空冷材では、板厚中心部でも再結晶が完了し、板厚全体が再結晶組織となる。再結

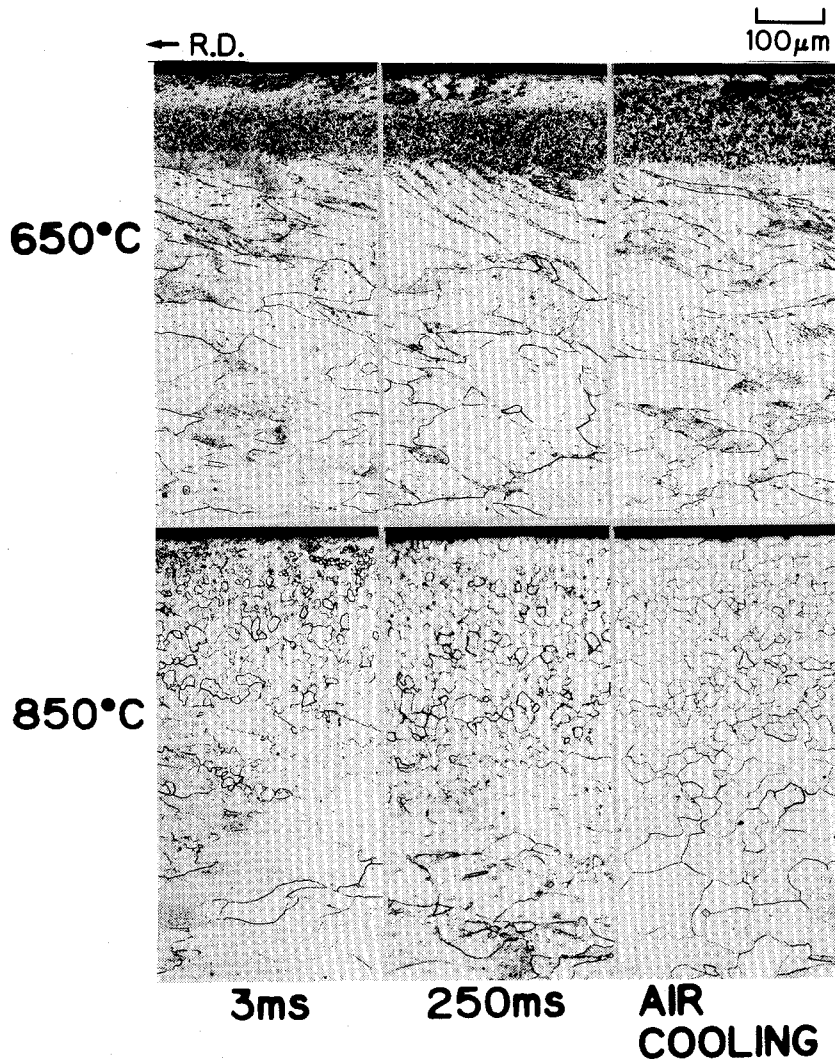


図5-9 断面内の組織に及ぼす保持時間の影響

晶粒径の保持時間にもなう変化を図5-10に示す。圧延後の再結晶粒の成長は緩やかであり、その成長速度は温度の低下とともに遅くなる。図5-11は、このような組織の変化にもなう、板厚方向の硬さ分布の変化を測定した結果である。650°C圧延材の強せん断層及び板表面の硬さの変化は光顕組織の変化と対応している。空冷材の表面には再結晶が発生しているが、硬さもこれに対応して水冷試料に比べて軟化している。強せん断層の中心部は、光顕組織には顕著な変化はみられなかったが、これに対応して、硬さも水冷試料と空冷試料との間にほとんど差がない。板厚中心部では光顕組織にはまったく変化がみられないが、硬さは250ms急冷材及び空冷材が、3ms急冷材に比べて軟化している。これは静的回復によるものであると思われる。850°C圧延材では、強せん断層の再結晶粒径が時間とと

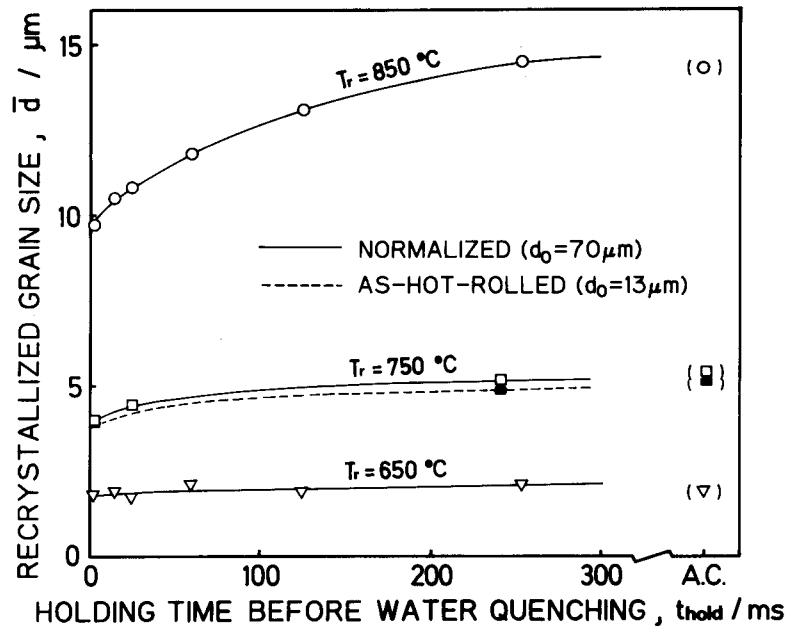


図5-10 圧延後の再結晶粒の成長

もに成長することに対応して、軟化が生じている。ただし、250ms急冷材と空冷材では、図5-10に示すように再結晶粒径にほとんど差がないにもかかわらず、かなりの軟化が生じている。このことは、強せん断層の下部組織に変化が生じていることを示している。表面層の硬さは再結晶の有無と対応している。板厚中心部では3msから250msの間では回復によって軟化し、空冷材では再結晶により大

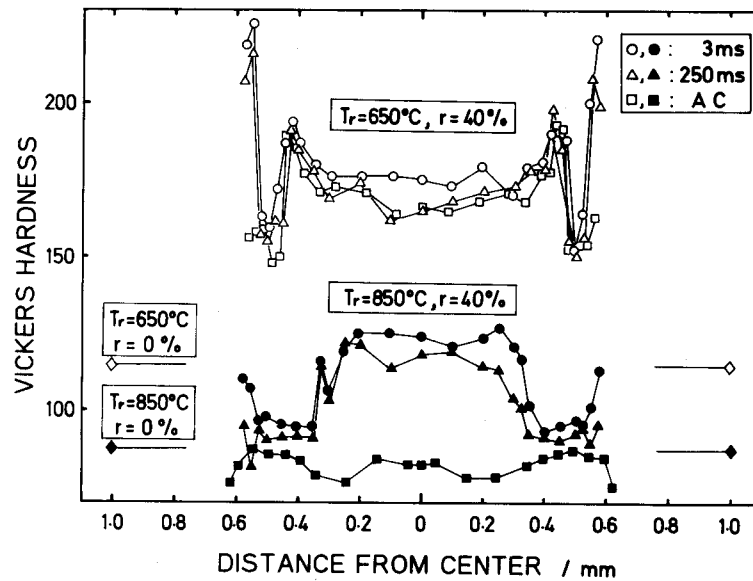


図5-11 圧延後のビッカース硬さの板厚方向分布に及ぼす保持時間の影響

幅な軟化が生じている。空冷材では、板厚全体にわたって再結晶が生じているので、板厚方向の硬さ変化は顕著ではないが、強せん断層は粒径が小さいため、他の部分に比べて若干ではあるが硬くなっている。図5-12は、強せん断層の下部組織の保持時間にもなう変化を示す透過電子顕微鏡写真である。 圧延温度650℃、850℃とも保持時間3msでは再結晶粒内にかなりの転位が存在する。650℃圧延材では、圧延後空冷までの間には下部組織に顕著な変化はみられない。850℃圧延材では、圧延後の冷却中に転位が減少している。これらはビッカース硬さの変化とよく対応している。強せん断層の再結晶組織は、比較的多くの転位を含むという特徴がある。

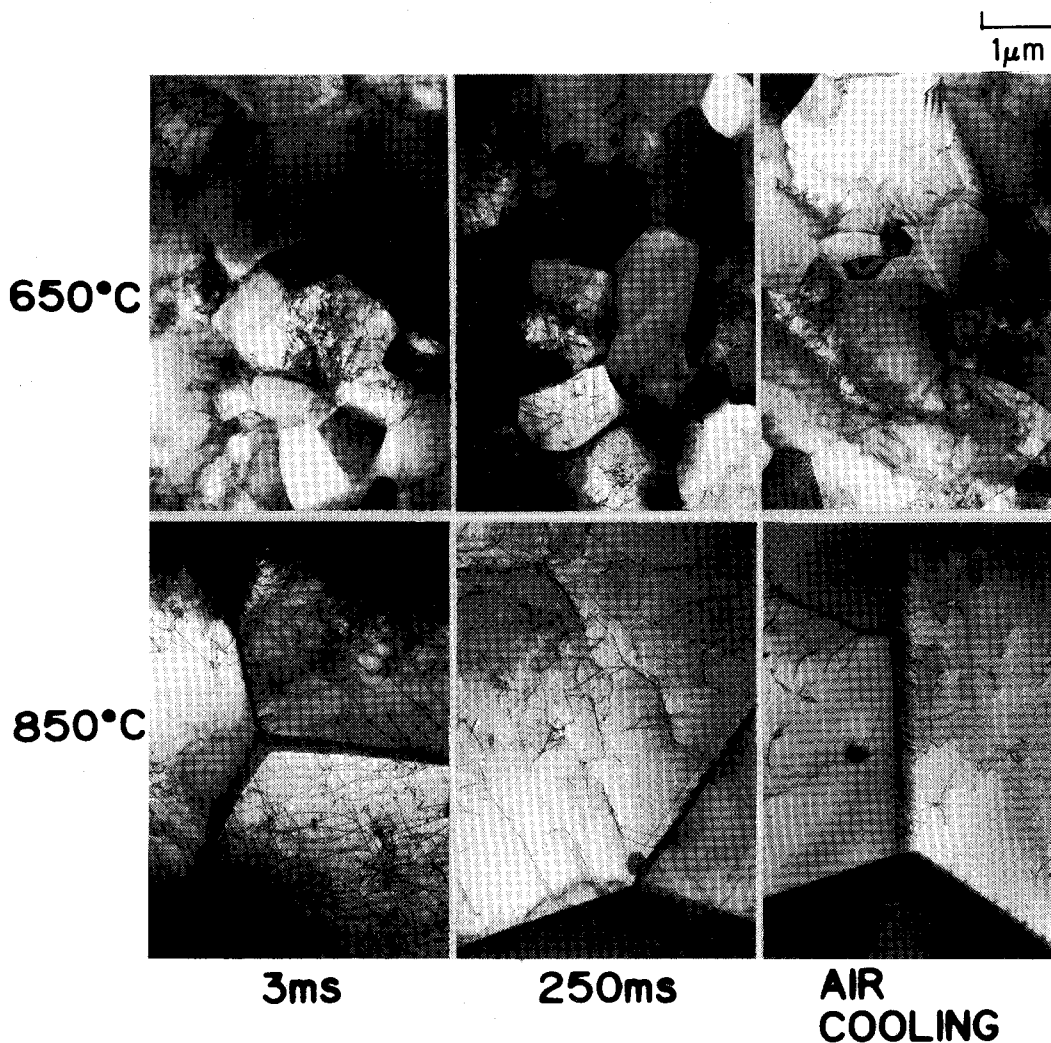


図5-12 強せん断層の再結晶組織に及ぼす保持時間の影響

5. 3. 4 初期粒径の影響

図5-13は、初期粒径 $13\mu\text{m}$ の試料を、圧延温度 750°C 、圧下率 40% で圧延したものの空冷までの組織変化を、初期粒径 $70\mu\text{m}$ のものと比較して示したものである。初期粒径の値によらず、圧延後 3ms 以内に強せん断層に微細な再結晶粒が現われている。それぞれの強せん断層の再結晶粒径はすでに図5-10に示してあるが、これにも初期粒径はほとんど影響しない。空冷材では、強せん断層の両側に強せん断層中心部に比べてやや粒径の大きい再結晶粒が現われている。これは、明らかに静的再結晶によるものである。

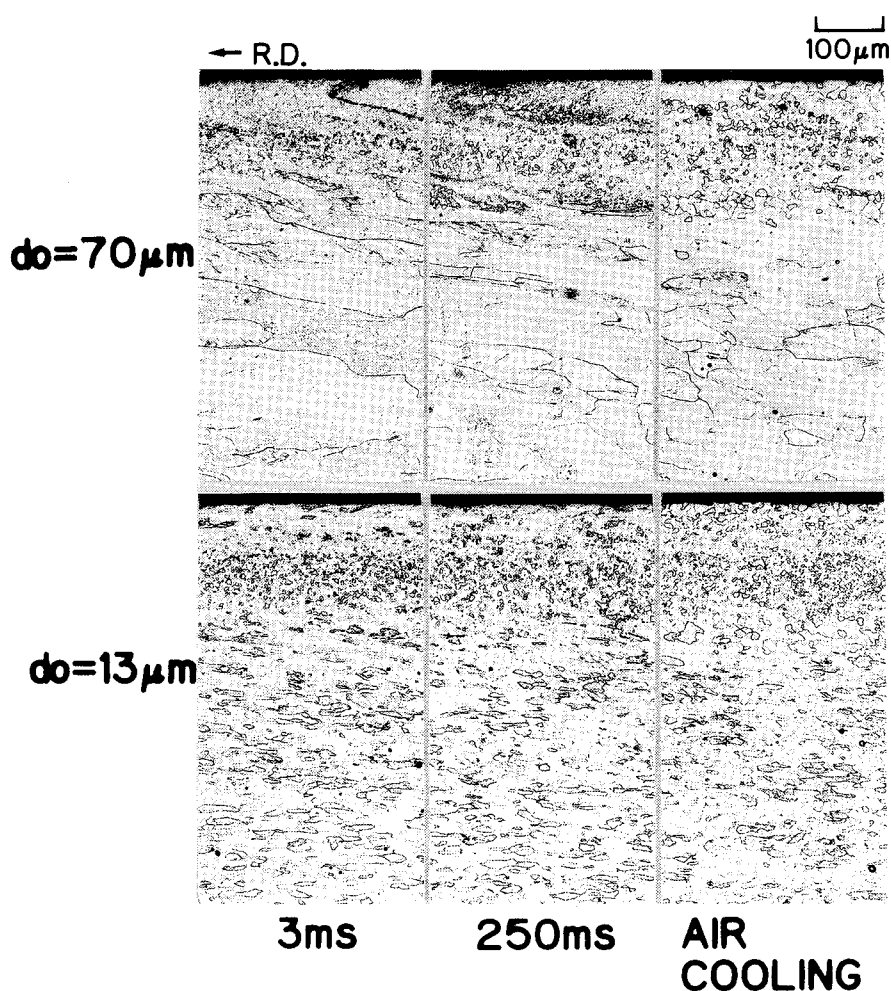


図5-13 断面内の組織に及ぼす初期粒径の影響

5. 4 考察

5. 4. 1 不均一変形

板厚方向の不均一変形は、低温、高圧下率ほど顕著になる。すなわち、材料の変

形抵抗が高いほど、変形の不均一性が助長されるといえる。第2章で述べたように、不均一変形は板厚方向に塑性仕事を不均一に分布させ、ひいては板厚方向に温度勾配を生じさせる。強せん断層では、大きな塑性仕事が大なる温度上昇をもたらす、局所的な変形抵抗の低下を引き起こす。そのため、強せん断層では変形が容易になり、ますます歪が集中する。すなわち強せん断層では、温度上昇と変形の集中が協同現象的に生じることになる。図5-14に示すように、本章で用いた材料の変形抵抗の温度依存性が著しいため、変形温度が低いほど強せん断層への変形の集中が顕著になる。

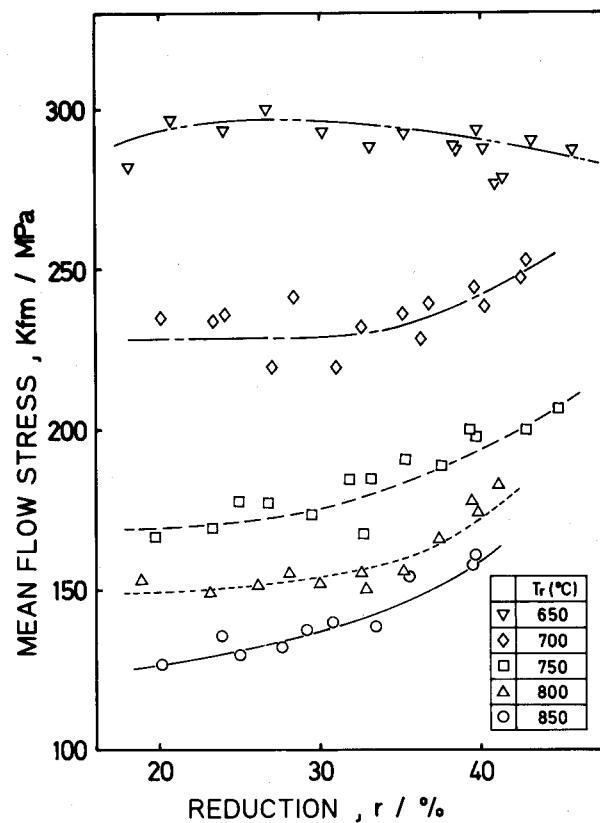


図5-14 平均変形抵抗に及ぼす圧延温度の影響

5. 4. 2 再結晶発生のための臨界歪

オーステナイト系、及びフェライト系ステンレス鋼の再結晶発生のための臨界歪は、温度の上昇とともに単調に減少した。ところが、ここで用いた低炭素Ti添加鋼には750°Cで再結晶の遅れが見られた。図5-15に供試材の抽出レプリカの透過電子顕微鏡写真を示す。750°Cでは微細な析出物が列をなしている。これら

は、X線分析の結果から、Ti(C, N)である可能性が高いことがわかった。再結晶の遅れは、この析出物によるものであろう。

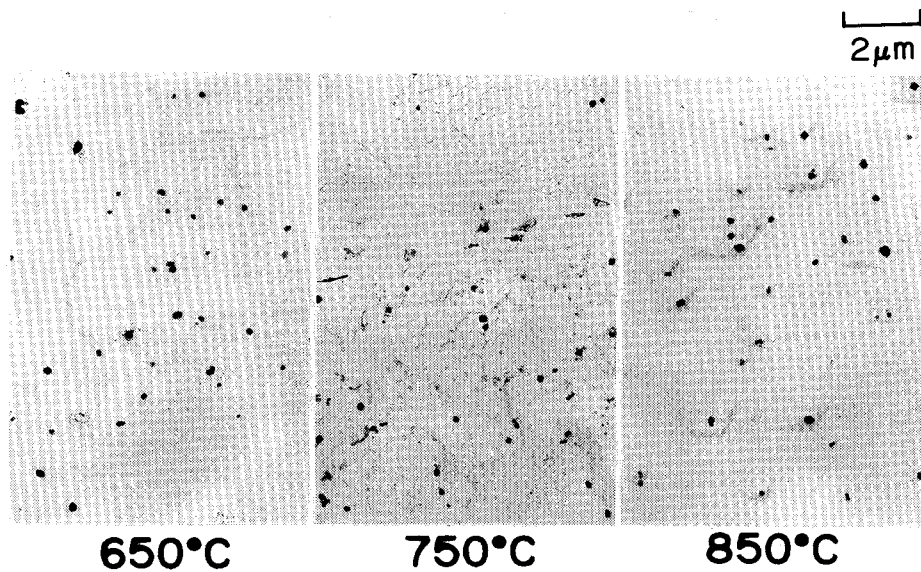


図5-15 圧延前試料の抽出レプリカ法による電子顕微鏡写真

5. 4. 3 強せん断層の再結晶組織について

強せん断層では、圧延後3msという短時間で水冷した試料にも微細な再結晶粒が層状に発生している。これらの再結晶粒は、その中にかなりの量の転位を含む。この転位は、圧延後水冷までの間に減少する。圧延後25msで水冷した試料の強せん断層の再結晶粒径は、歪にほとんど依存せず、板厚中心でのZener-Hollomon因子 Z_0 にのみ依存する。強せん断層の粒の成長速度は遅いから、圧延後3msで急冷した場合でも、その挙動は25ms急冷材とほとんど同じであろう。すなわち、最も短時間(3ms)で急冷した試料の再結晶粒径も同様に Z_0 に依存し、相当歪にはほとんど依存しないと考えられる。圧延実験では、試料の変形中の変形抵抗・歪、すなわち応力・歪曲線を求めることはできない。また、試料の変形中に急冷を行なうこともできない。従って、急冷材にみられる再結晶組織が、動的再結晶によるものか静的再結晶によるものかを決定することはできない。しかし、強せん断層の再結晶組織は動的再結晶組織の特徴を備えており、これらが動的再結晶により生じたものである可能性は高い。多くのフェライト鋼は動的回復挙動を示すとされているが^{10, 65, 66)}、GloverとSellars⁶⁴⁾は、帯域精製した純鉄

のねじり試験において、 $\epsilon = 0.5$ 、 $Z_0 < 10^{15} \text{ s}^{-1}$ で動的再結晶が生じていると報告している。本研究では、 $\bar{\epsilon} = 1.0$ 、 $Z = 10^{16} \text{ s}^{-1}$ で再結晶が生じている。渡辺は、0.17% C鋼の熱間圧延において、圧延温度730°C、圧下率80%で動的再結晶が発生したとしている⁶⁷⁾。本研究では、700°C及び750°Cで相当歪が圧下率80%の相当圧下歪とほぼ等しいとき再結晶層が現われる。フェライト鋼の動的復旧挙動は、その成分や試験条件に依存するが、その依存性は十分明らかになっていないので、これらの研究の再結晶発生条件を厳密に比較する事は無意味である。しかし、本研究の強せん断層における再結晶発生条件は、Gloverら及び渡辺によって得られた条件に近い。このことは、本研究で得られた微細再結晶粒が、動的再結晶によるものであることを示唆している。

5.5 結論

0.006% C鋼のフェライト域における高速熱間圧延後の組織に及ぼす不均一変形の影響を調べたところ、次のようなことが明らかになった。

(1) せん断歪は、表面より約100 μm のところで最大になり、その最大値は圧下率の増加、温度の低下とともに大きくなる。強せん断層の幅は、温度が低いほど狭くなる。

(2) 圧下率が、温度に依存する臨界値を超えると、圧延急冷材の強せん断層に微細再結晶粒が層状に発生する。板中心部は、加工組織が残る。

(3) 圧延後3msで急冷した試料の強せん断層にも再結晶が生じる。この再結晶粒は、多くの転位を含むのが特徴である。

(4) 再結晶粒径はZener-Hollomon因子に強く依存し、相当歪及び初期粒径にはほとんど依存しない。

(5) 急冷材の強せん断層に現われる再結晶粒は、動的再結晶の特徴を備えていることから、これらは動的再結晶により発生したものと考えられる。

第6章 オーステナイト系ステンレス鋼の再結晶と集合組織

6. 1 緒言

第3、4、5章において、ステンレス鋼及び低炭素鋼の高速圧延における板厚方向の不均一変形が、熱間圧延後の組織に大きな影響を及ぼすことを明らかにしてきた。ところで、材料の機械的性質には、結晶粒径のみでなく集合組織も無視できない影響を及ぼすことはよく知られている。変形により形成される集合組織、すなわち変形集合組織は変形のモードに対応したものになる。例えば、fcc金属では、引き抜きでは $\langle 111 \rangle$ 軸、及び $\langle 100 \rangle$ 軸が線の軸方向に平行であり、圧縮では $\langle 110 \rangle$ 軸が圧縮方向に平行となり、圧延では $\{110\} \langle 112 \rangle$ 、 $\{112\} \langle 111 \rangle$ が主成分となる⁶⁸⁾。一般に圧延集合組織として知られているのは、板厚方向に均一な変形をする、潤滑された冷間圧延板にみられるものである。本研究で対象としている板厚方向にせん断変形が不均一に分布しているような圧延では、変形集合組織もこのせん断変形の影響を受け板厚方向に変化する。熱延板の集合組織の板厚方向の不均一分布については、fcc、bcc金属についていくつか報告があるが^{25-42, 69)}、それらは、板厚方向の変形の不均一を定量化しておらず、変形の不均一と集合組織の不均一との対比は定性的なものにとどまっている。また、変形集合組織の不均一が、その後の再結晶集合組織にどのような影響を及ぼすかということは、ほとんど研究されていない。そこで本章では、オーステナイト系ステンレス鋼SUS 304を試料として、板厚方向のせん断歪の分布が変形集合組織に及ぼす影響を明らかにするとともに、熱延後の再結晶の進行にともなう集合組織の変化も調べた。

6. 2 実験方法

6. 2. 1 圧延条件

実験に用いた試料は、第3章で述べた圧延実験によって得られたものが大部分である。ただし、圧延温度800℃の圧延をあらためて行なうとともに、圧延急冷試料の焼鈍実験も行なった。焼鈍は、短時間の焼鈍をできるだけ正確に行なうため、

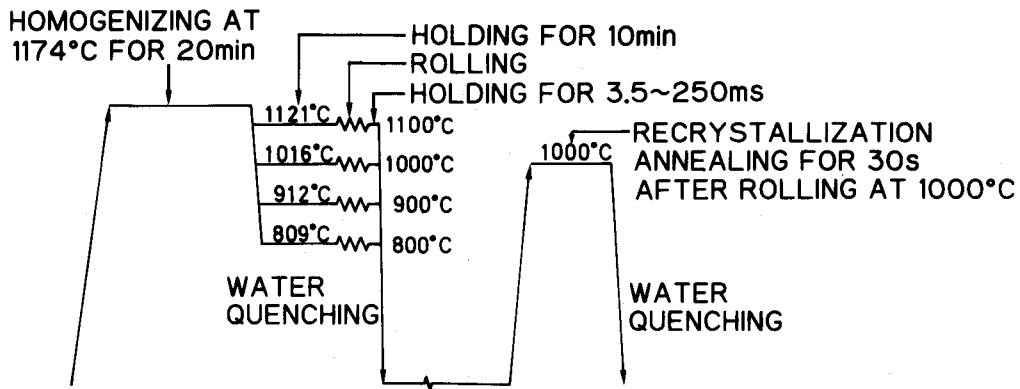


図 6 - 1 加工熱履歴

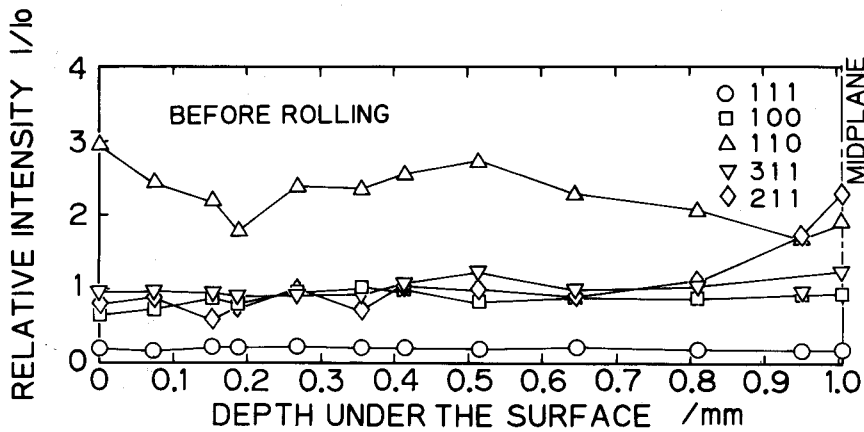


図 6 - 2 供試材の圧延前の軸密度の板厚方向変化

BaCl₂とCaCl₂を混合した塩浴炉中で行なった。実験条件を図6-1に示す。

6. 2. 2 集合組織の測定

急冷、あるいは焼鈍した試料の片面を、化学研磨により1回30から60μmずつ除去しながらX線測定を行ない、集合組織の板厚方向変化を求めた。化学研磨液は、塩酸、硝酸、リン酸、過酸化水素水をそれぞれ1:1:1:2に混合したものを用い、研磨液の温度上昇を防ぐため氷水浴中で研磨を行った。試料の片面は、ビニールテープで保護した。X線は、Mo-Kα線を使用した。板面に平行な{hkl}面の存在割合を示す量、すなわち<hkl>//NDの軸密度は、試料からの{hkl}面の積分反射強度と、無方向性標準試料からの{hkl}反射強度の比として

求めた。標準試料は、18-8ステンレス鋼の粉末を圧粉、焼結して作成した。このようにして求めた、圧延前の試料の軸密度の板厚方向変化を、図6-2に示す。また、 $\{111\}$ 及び $\{100\}$ 完全極点図を、Schulzの反射法及び透過法によって測定した。

6.3 実験結果

6.3.1 熱延板の組織

集合組織の測定に用いた試料は、第3章で行った圧延によって得られたものが主であるが、そのほかに800°C32%の圧延、及び1000°C圧延急冷材の焼鈍実験も行なった。その結果、800°C圧延材では強せん断層にも再結晶粒は発生せず、板表面から板厚中心部まで、加工組織のままであった。また、1000°C30s焼鈍材では、板厚中心部まで完全に再結晶が終了していたが、粒径には分布があり、強せん断層が最も細粒となっていた。

6.3.2 板厚方向の集合組織の変化

図6-3に、1000°Cで40%圧延した後、3.5msで水冷した試料の軸密度の板厚方向の分布を、せん断歪分布及び板厚方向の光顕組織の変化と併せて示す。 (111) 及び (100) 回折線の相対強度は、せん断歪の増加とともに増大する。強せん断層では再結晶が発生しており、 (100) の強度が落ちているが、 (111) の相対強度は4と、強せん断層の中心でもかなり高い。板厚中心層では、 (110) の強度が最も高く、 (111) はほとんど検出されない。fcc金属の圧延集合組織の主成分としてよく知られている、 $\{110\}\langle 112\rangle$ 成分が、板厚中心部で見出された。図6-4は、1000°C圧延急冷材を1000°Cで30s焼鈍したもの、集合組織の板厚方向変化と光顕組織である。板厚全体にわたって、静的再結晶が完了しており、集合組織は、強せん断層をのぞいてほぼランダムになっている。強せん断層の中心では、 (111) 強度が高く、 (110) がほとんど無いという集合組織が残っている。強せん断層の集合組織は、圧延後急冷までの保持時間の影響をほとんど受けない。図6-5は、圧延急冷材の強せん断層の中心部で

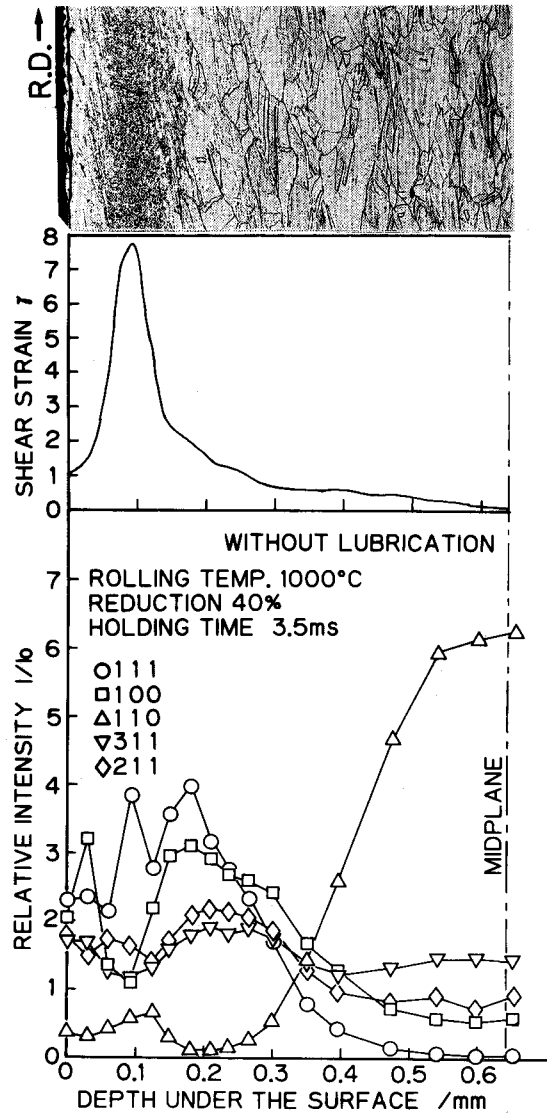


図 6 - 3 保持時間 3.5 ms で急冷した試料のせん断歪、軸密度の板厚方向変化と組織

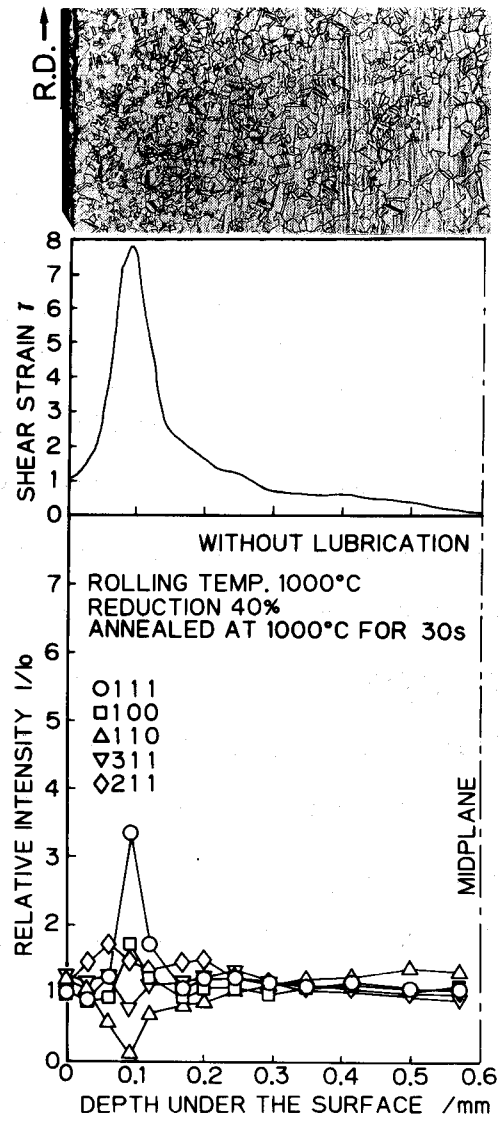


図6-4 急冷後1000°Cで30s焼鈍した試料の軸密度の板厚方向変化と組織

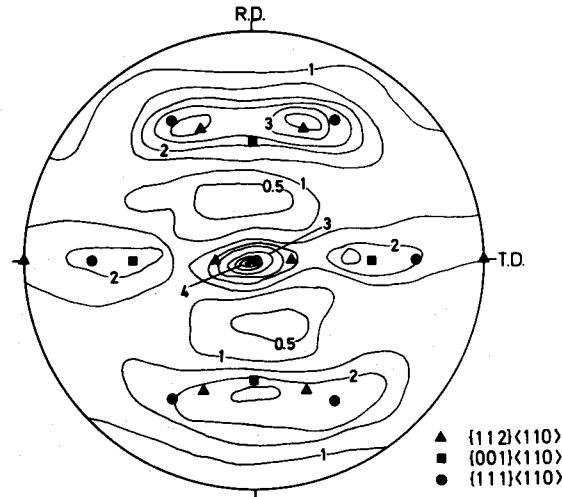
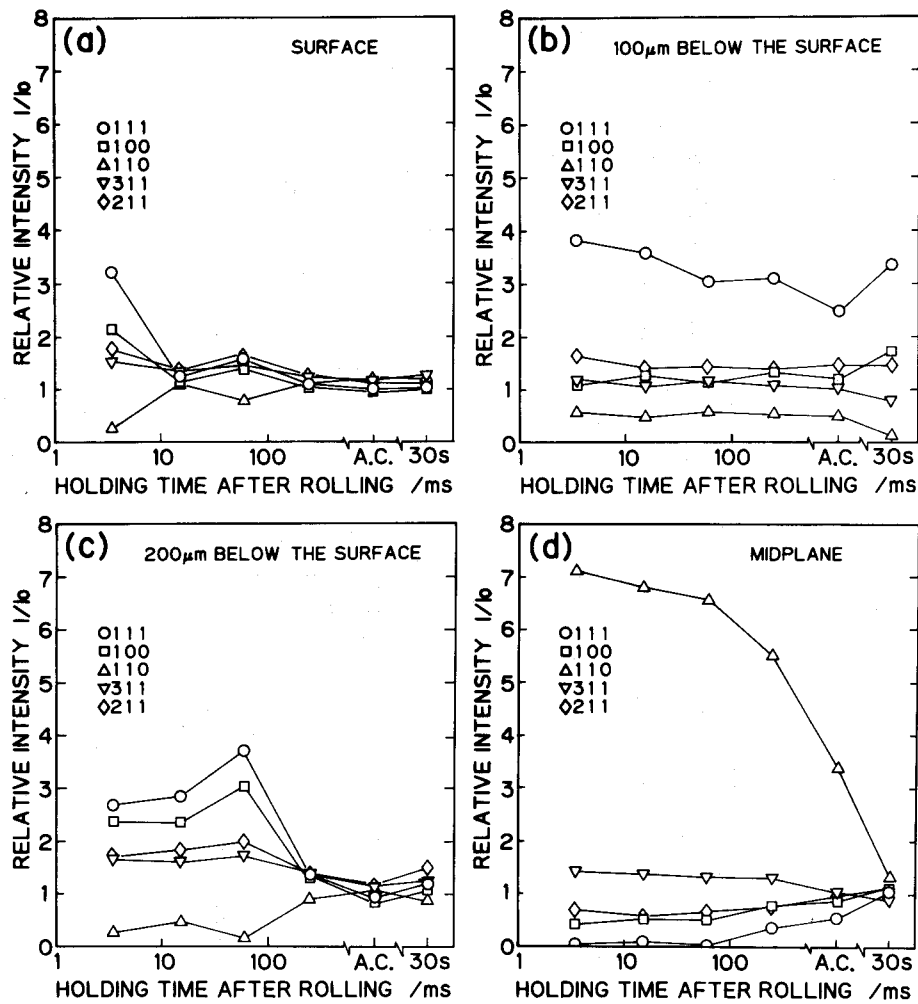


図6-5 保持時間3.5msで急冷した試料の強せん断層の{111}極点図

測定した、{111}極点図である。この部分での優先方位は、{111}⟨110⟩、{112}⟨110⟩、{001}⟨110⟩で表されることがわかる。焼鈍した試料の強せん断層の集合組織も、これと同じ成分を持つことがわかった。図6-6は、板厚方向の4点（表面、強せん断層の中心、強せん断層の近傍、板厚中心部）における、軸密度の保持時間にともなう変化を示したものである。表面（図6-6(a)）では、圧延後15msで水冷した試料で、すでに再結晶が発生しているが（図3-16参照）、これに対応して、集合組織もランダム化している。強せん断層の近傍（表面より200μm）、及び板厚中心部でも同様に、再結晶と共に優先方位は消滅している。強せん断層の中心では、これと異なり、優先方位は焼鈍後も残存する。

6.4 考察

圧延後3.5msという短時間で水冷した試料でも、強せん断層には再結晶が発生している。しかし、この再結晶が変形中に発生したものか、変形後に生じたものかは、この実験からは明らかではない。再結晶直前、あるいは再結晶初期の組織は、圧延温度を下げることによってより観察しやすくなると考えられる。そこで、圧延温度800℃圧下率32%、及び900℃、40%の圧延を行ない、圧延後3.5msで水冷した。これらの試料の、光顕組織、せん断歪、優先方位の板厚方向変化



(a) 表面 (b) 表面より100 μ m (c) 表面より200 μ m (d) 板厚中心部

図6-6 板厚方向4点で測定した軸密度の時間変化

を図6-7、6-8に示す。6.3.1でも述べたように圧延温度800 $^{\circ}$ C、圧下率32%では強せん断層に再結晶は発生していない。そこでは、(111)と(100)の相対強度がともに大きくなっている。900 $^{\circ}$ C40%では、強せん断層に微細な再結晶が発生しており、その優先方位は $\langle 111 \rangle // ND$ と弱い $\langle 100 \rangle // ND$ からなる。未再結晶である800 $^{\circ}$ C32%圧延材の、強せん断層の極点図を図6-9に示す。優先方位は、 $\langle 110 \rangle // RD$ 部分繊維組織で表されるが、これは、図6-5に示した、再結晶した強せん断層の集合組織とほとんど同じである。しかし、 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 成分は再結晶集合組織より、変形集合組織の方によ

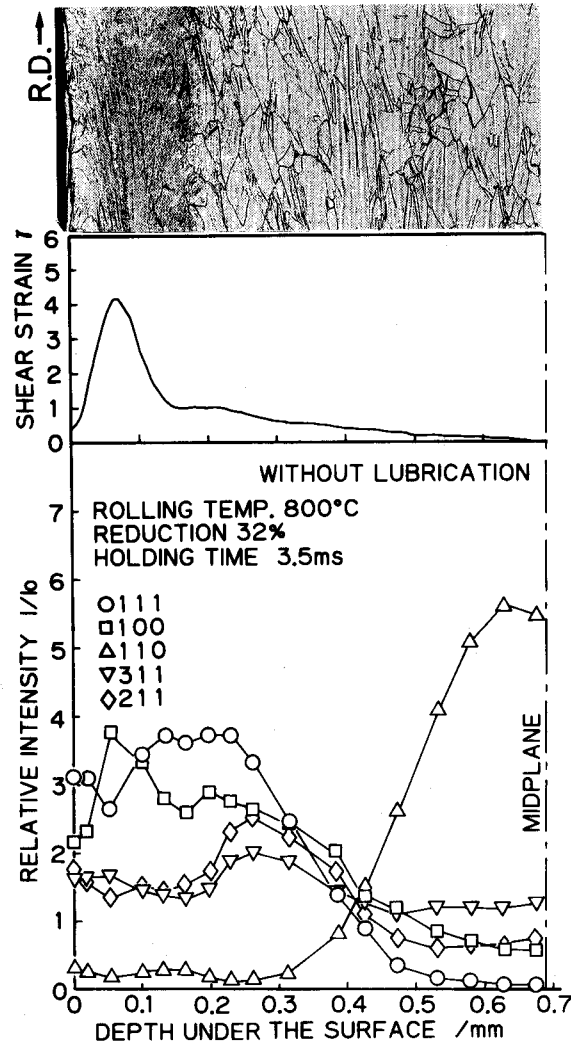


図6-7 800°C、32%圧延材のせん断歪、軸密度の板厚方向変化と組織（保持時間3.5ms）

り強く現われる。強せん断層では明らかな優先方位が残るのとは対照的に、その他の領域では、静的再結晶の進行とともに集合組織はランダム化する。このことは、強せん断層における再結晶のメカニズムが、静的再結晶のそれとは異なるものであることを示唆している。すなわち、強せん断層では動的再結晶が起きているので

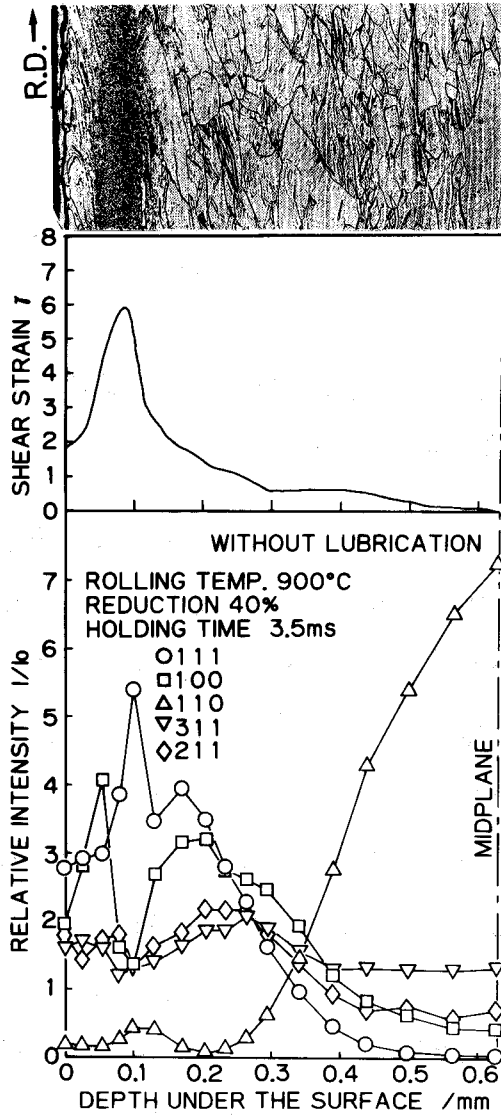


図 6 - 8 900°C、40% 圧延材のせん断歪、軸密度の板厚方向変化と組織（保持時間 3.5ms）

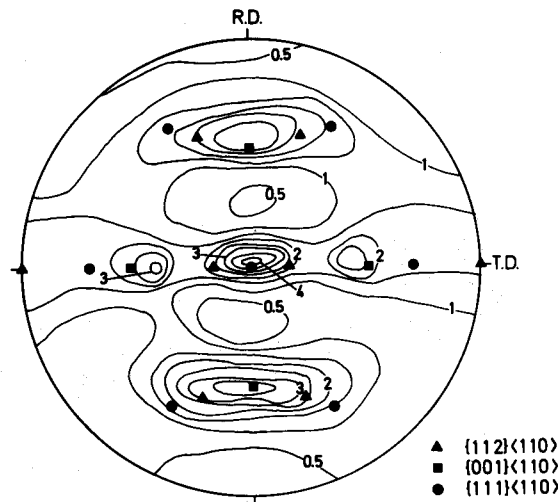
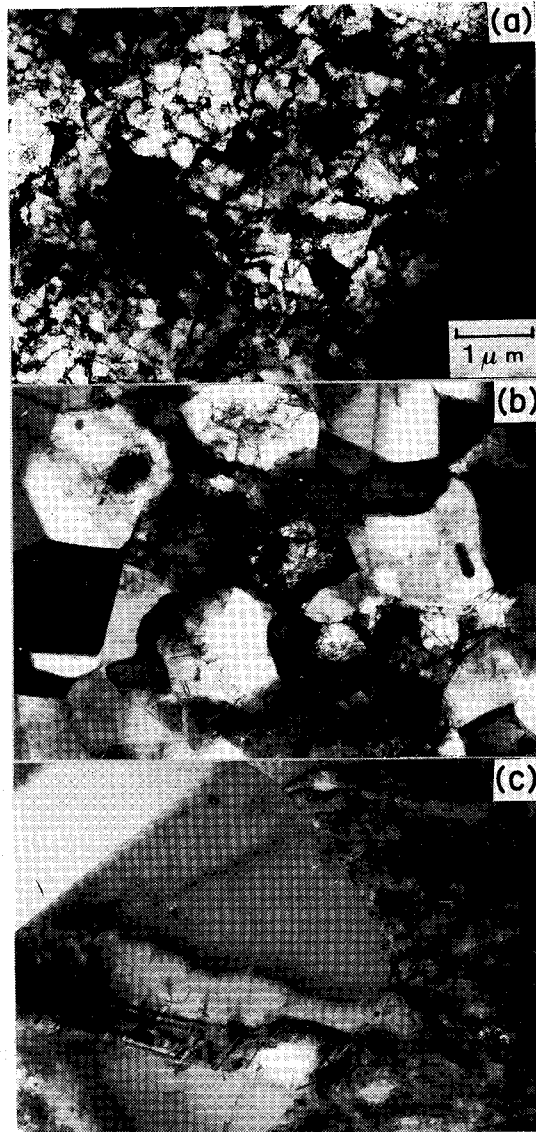


図6-9 800°C、32%圧延材の強せん断層の{111}極点図
(保持時間3.5ms)

はないかと考えられる。図6-10(a)は、再結晶が発生していない強せん断層(800°C, 32%)の電子顕微鏡写真である。全面加工組織であり、再結晶核はまったく見られない。図6-10(b)は、圧延後3.5msで水冷した試料の、強せん断層に現われた再結晶粒の電子顕微鏡写真であり、図6-10(c)は、強せん断層の近傍に現われた、静的再結晶のそれである。短時間で水冷した試料の、強せん断層に現われた微細再結晶粒は、静的再結晶粒に比べて多くの転位を含むことがわかる。このことも、強せん断層の再結晶が動的に発生したものであることを示している。

図6-10(b)からもわかるように、強せん断層の再結晶粒は、直径が1~2μmとたいへん微細である。従って、これらの再結晶粒は、変形中にほぼ同時に核発生し、変形中あるいはその後に短時間で粒成長したものであると思われる。このような急速な再結晶過程では、核生成過程がその後の集合組織を支配すると考えられる。<111>//ND方位を持った核は、同じ方位のマトリックスから、その場再結晶として発生するのであろう。また、再結晶の発生とともに、(100)強度が減少することから、<100>//NDのマトリックスからは、ランダムな方位を持った核、あるいは<111>//NDの核が発生していると思われる。マトリックスと核



- (a) 圧延温度 800°C、圧下率32%、保持時間3.5ms、強せん断層
 (b) 圧延温度1000°C、圧下率40%、保持時間3.5ms、強せん断層
 (c) 圧延温度1000°C、圧下率40%、保持時間250ms、表面より200μm

図6-10 圧延急冷材の電子顕微鏡写真

の方位差や、核と核との方位差を測定していないので、厳密にはいえないが、 $\langle 111 \rangle // ND$ 及び、 $\langle 100 \rangle // ND$ のマトリックスから $\langle 111 \rangle // ND$ の方位を持った核が発生している可能性が高い。動的再結晶にともなう結晶方位の変化については、古林ら⁷⁰⁾がオーステナイト系Fe-Ni合金で、動的再結晶粒の粒成長部に、多くの焼鈍双晶が存在することを見出している。強せん断層の優先方位で

ある $\{001\} \langle 110 \rangle$ に対して双晶関係にあるのは、 $\langle 221 \rangle // ND$ であって $\langle 111 \rangle // ND$ ではない。従って、強せん断層における再結晶にともなう $\langle 001 \rangle // ND$ の減少と、 $\langle 111 \rangle // ND$ の増加は、 $\{001\} \langle 110 \rangle$ からの双晶形成では説明できない。動的再結晶粒と、加工組織との間にみられる双晶は、歪が小さいときに特有のバルジング境界に発生するものである。本実験では、歪が大きいため再結晶は核生成・成長により進行する⁵⁵⁾。そのため、再結晶粒中にはほとんど双晶は観察されない。このことも、双晶形成による方位変化の可能性を否定するものである。 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 方位からの $\langle 111 \rangle$ 核の発生の機構は、今のところ明らかではない。

6. 5 結論

高速熱延後急冷したオーステナイト系ステンレス鋼の、集合組織の板厚方向変化を測定した結果、次のようなことが明らかになった。

- (1) 強せん断層の変形集合組織は、 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 及び $\{112\} \langle 110 \rangle$ を主成分とする。
- (2) 強せん断層の再結晶集合組織は、変形集合組織を部分的に受け継ぎ、強い $\langle 111 \rangle // ND$ 成分を含む。この集合組織は、その後の焼鈍によってもあまり変化しない。
- (3) 強せん断層に現われた再結晶は、動的に発生したものである可能性が高い。
- (4) 圧延後の保持、あるいは焼鈍により、強せん断層以外のところに静的再結晶が発生する。集合組織は、静的再結晶の発生とともにランダム化する。

第7章 フェライト系ステンレス鋼の再結晶と集合組織

7. 1 緒言

フェライト鋼の集合組織は、実用的に重要な意味を持つことが多いので、オーステナイト系鋼のそれに比べて、多くの関心を集めている。例えば、薄鋼板のプレス成形性は、集合組織に大きく依存する。すなわち、板面に平行に $\{111\}$ 面が多く存在し、 $\{100\}$ が少ない場合には良好なプレス成形性を示す。また、変圧器などの鉄心に使用される電磁鋼板（珪素鋼）では、 $\langle 100 \rangle // RD$ 方位成分が多いと、圧延方向に関しては、低い磁界でも高磁束密度を生じ、優れた磁気特性を示す。電磁鋼板では、一般には $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位（Goss方位と呼ばれる）を持った製品をつくることに多くの努力が払われている。この方位は、熱延材の表面直下に現われ、これが起源となって、その後の冷間圧延焼鈍過程を経て、板厚全体がGoss方位に強い集積をもつようになることが知られている^{43-46, 71-73}。また、薄鋼板のプレス成形性を向上させる $\langle 111 \rangle // ND$ 成分は、bcc金属の圧延集合組織の主成分であり、板厚全体にわたって $\langle 111 \rangle // ND$ が卓越することが、プレス成形性の良好な板を得るためには必要である。そこで本章では、フェライト系ステンレス鋼を試料として、板厚方向の不均一変形が変形集合組織、及び再結晶集合組織の板厚方向変化に及ぼす影響を調べることにした。

7. 2 実験方法

実験に用いたフェライト系ステンレス鋼は、第4章で用いたものと同じである。圧延温度は 1000°C 、圧下率は40%、圧延速度は 20 m/s とした。圧延後急冷までの保持時間は、3、5、25、250msと変化させたほか、室温までの空冷も行なった。また、急冷材の焼鈍実験も行なった。実験条件を図7-1に示す。

X線による集合組織の板厚方向変化は、前章と同様の方法で調べた。但し、無方向性標準試料は、純鉄粉を圧粉、焼結したものから作成した。 $\{100\}$ 及び $\{110\}$ 極点図をSchulzの方法により測定した。図7-2に圧延前（ 1068°C 20min保持、水冷）の試料の集合組織の板厚方向変化を示す。板厚方向にほ

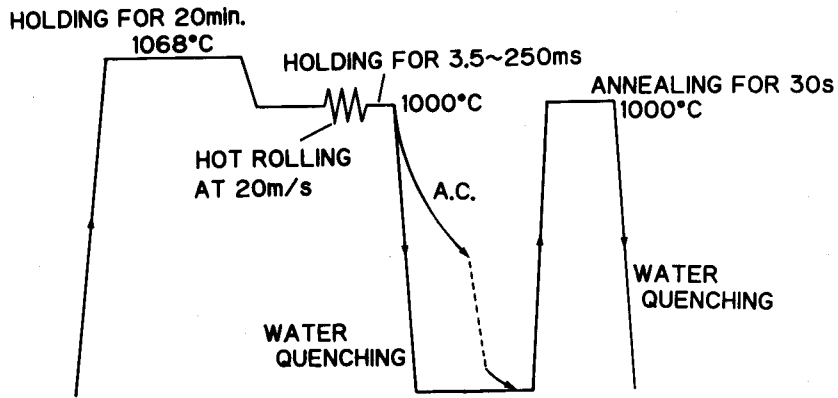


図7-1 加工熱履歴

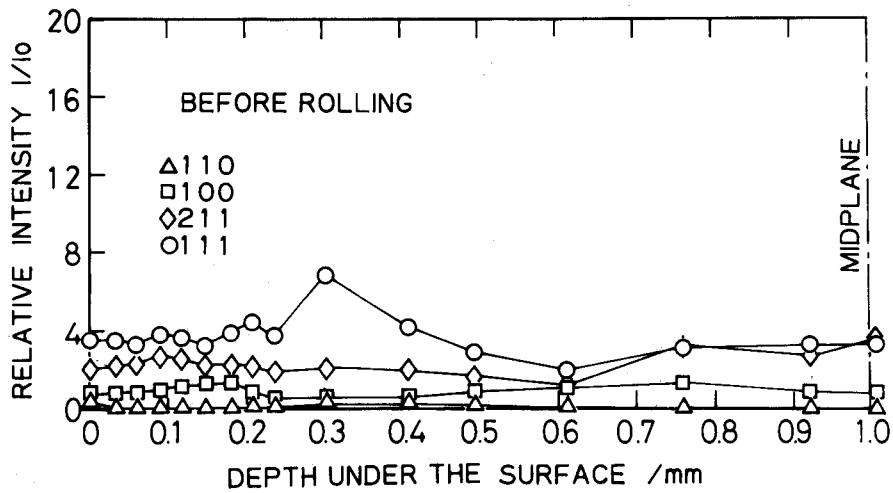


図7-2 供試材の圧延前の軸密度の板厚方向分布

ば一様な集合組織を持つことがわかる。

7.3 実験結果

7.3.1 光顕組織

図7-3に、圧下率40%まで圧延した試料の、長手方向垂直断面内の光顕組織に及ぼす、圧延後急冷までの保持時間の影響を示す。3.5msという短時間の後に冷却を開始した試料にも、その強せん断層に粒径2~3 μ mの微細再結晶粒が層状に現われている。強せん断層の再結晶粒径は、保持時間とともに増加する。板厚中心部では、保持時間250msまでの範囲では再結晶は発生していない。しかし、

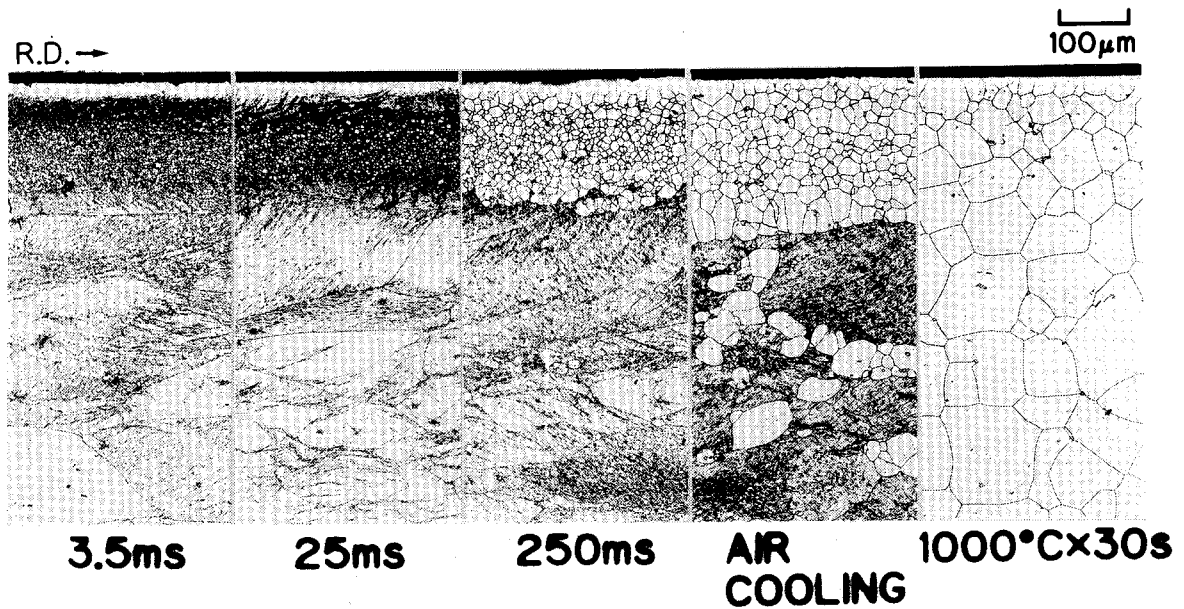


図7-3 断面内組織の圧延後の保持時間に伴う変化

室温まで空冷した材料では、変形した結晶粒の境界に、比較的粗大な再結晶粒が発生している。1000℃で30s焼鈍すると、板厚全体が再結晶粒でおおわれるが、粒径は、表面付近の方が中心層より小さい。すなわち、焼鈍後の再結晶組織にも不均一変形の影響が及んでいることが明らかである。

7. 3. 2 集合組織の板厚方向変化

図7-4に、圧下率40%保持時間25msの試料の軸密度の板厚方向変化を、せん断歪、光顕組織とともに示す。表面より100μm付近でせん断が最大となり、そこに再結晶層が現われている。せん断歪が、ほぼ0.5以上になると、 $\langle 110 \rangle // ND$ 成分が最大となり、それ以下では $\langle 111 \rangle // ND$ 成分が最大となる。 $\langle 110 \rangle // ND$ 成分は、せん断歪の増加とともに増加するが、再結晶層ではせん断歪が最大になるにもかかわらず、若干減少する。但し、 $\langle 110 \rangle // ND$ が最大であることには変わりはない。これとは対照的に、 $\langle 111 \rangle // ND$ 成分は、せん断歪の減少とともに増加する。図7-5は、圧下率20%保持時間25msの場合の、軸密度の板厚方向変化を示したものである。圧下率が低く、せん断歪も小さいため、強せん断層の相当歪が小さく、再結晶は発生していない。40%圧延材にみられた

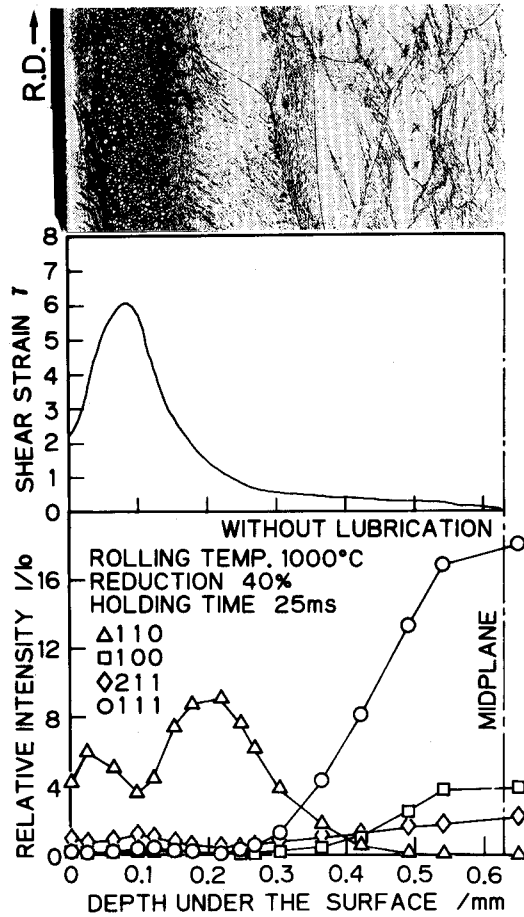


図 7-4 1000°C、40% 圧延急冷材のせん断歪、軸密度の板厚方向変化と組織（保持時間 25ms）

強せん断層での $\langle 110 \rangle // ND$ 成分の減少はみられず、せん断歪の増減と $\langle 110 \rangle // ND$ 成分の増減とは完全に対応している。このことから、40% 圧延材の強せん断層での $\langle 110 \rangle // ND$ の減少が、再結晶によるものであることが明らかである。

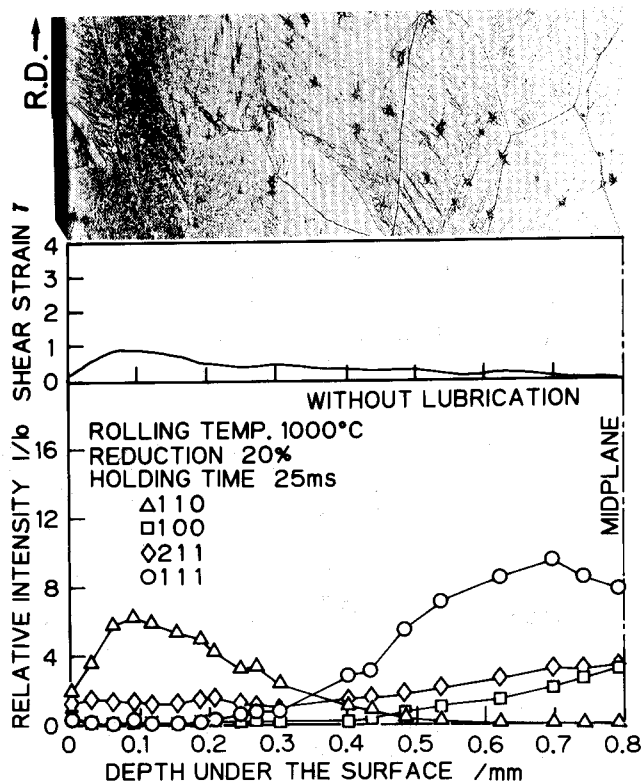


図7-5 1000°C、20%圧延急冷材のせん断歪、軸密度の板厚方向変化と組織（保持時間25ms）

図7-6に、圧下率40%保持時間25msの試料の{100}極点図を示す。図7-6(a)は、再結晶層の中央部の集合組織である。この再結晶集合組織の主成分は、{110}<001>から{110}<112>に至る<110>//ND軸に関する回転成分と、{112}<111>成分である。それぞれの方位の強度は弱く、分散の大きい集合組織となっている。図7-6(b)は、表面より200μmのところ、すなわち、せん断歪が比較的大きく、再結晶が発生していない部分の集合組織である。この変形集合組織は、TD軸に関してやや非対称であり、その成分は、強い{110}<001>と弱い(112)[111]であらわされる。図7-6(c)は、板厚中心部の集合組織である。<111>//ND及び<100>//NDを主成分とする部分繊維集合組織を形成している。主成分は、{111}<411 115>、及び{001}<210>で表される。但し、圧下率が40%と比較的低いので、最終的な安定圧延方位が出現しているわけではない。20%

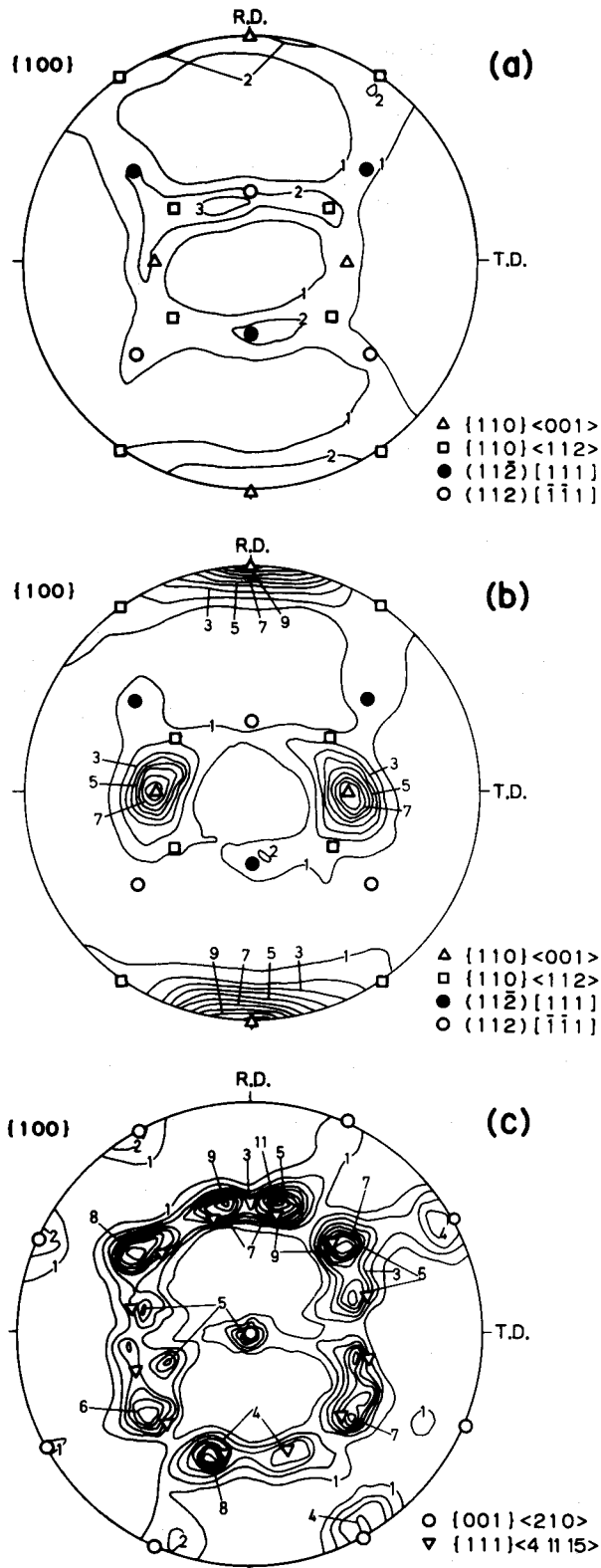


図7-6 1000℃、40%圧延急冷材の集合組織（{100}極点図）の板厚方向変化；表面より（a）100μm（b）200μm（c）板厚中心部

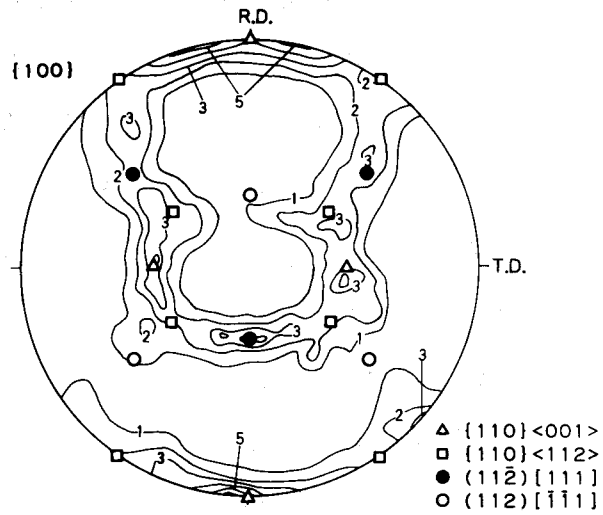


図7-7 1000°C、20%圧延急冷材の強せん断層の{100}極点図

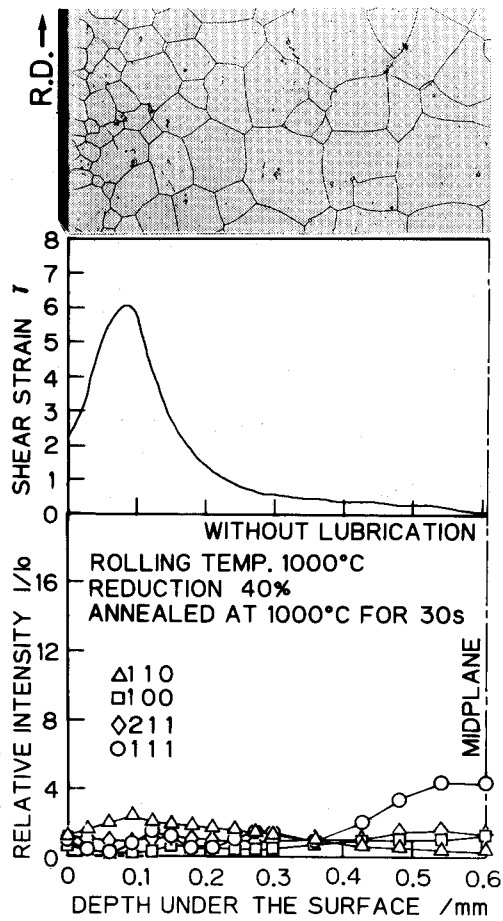


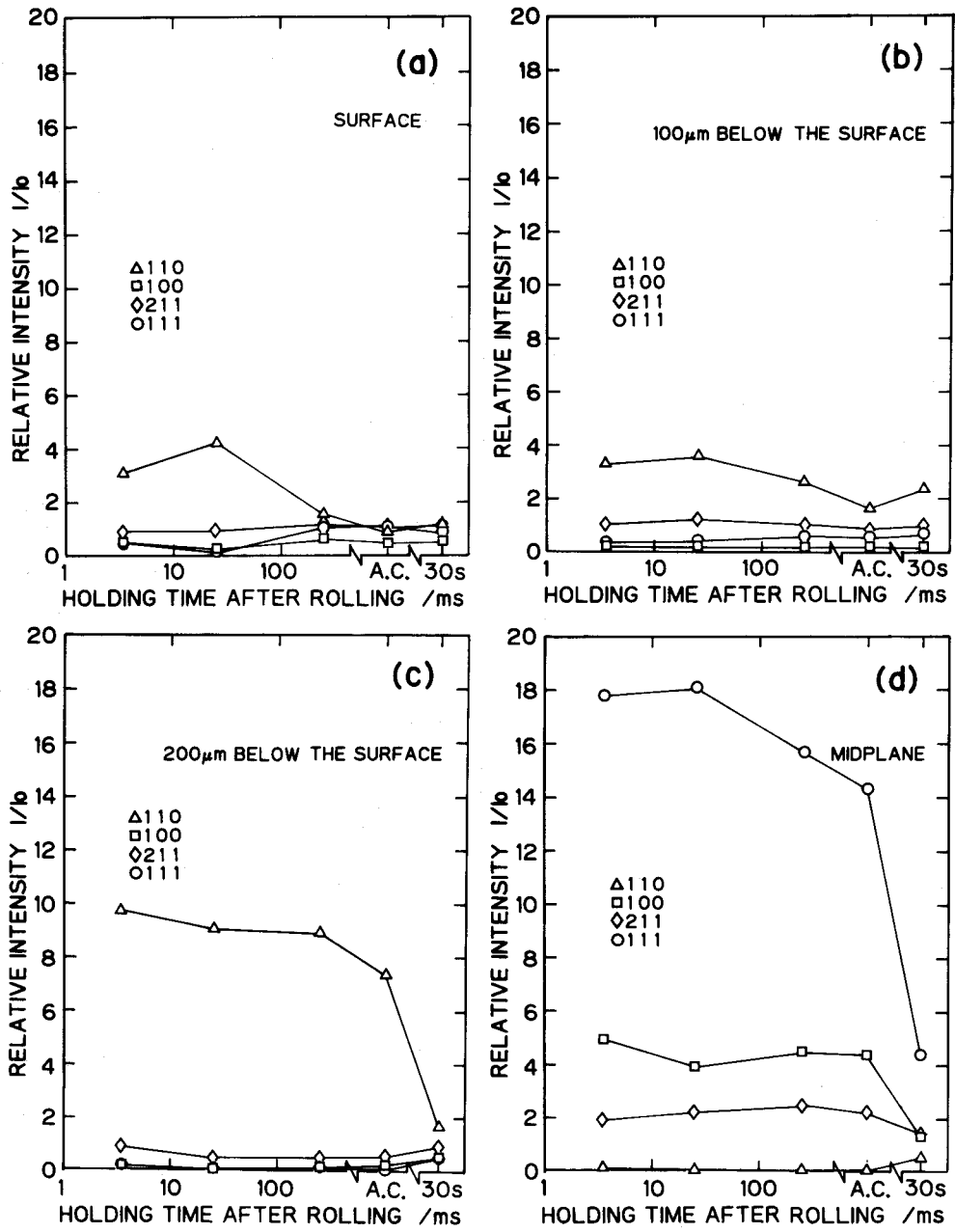
図7-8 1000°C、40%圧延急冷材を1000°Cで30s焼鈍した後の軸密度の板厚方向変化と組織

圧延材の強せん断層の中心の集合組織を、図7-7に示す。図7-6(b)とよく似た集合組織であるが、比較すると $\{110\}\langle 001\rangle$ が弱く、 $\{110\}\langle 112\rangle$ が強くなっている。せん断歪が1.0前後の時、変形集合組織は、 $\{110\}\langle 001\rangle$ 、 $\{110\}\langle 112\rangle$ と非対称成分 $(11\bar{2})[111]$ から成ることがわかる。また、図7-6、7を比べるとせん断歪の増加とともに、 $\{110\}\langle 001\rangle$ 成分が増大し、 $\{110\}\langle 112\rangle$ 成分が減少することが明らかである。強せん断層に再結晶が発生すると、 $\{110\}\langle 001\rangle$ 成分が大幅に減少し、 $\{112\}\langle 111\rangle$ 成分は若干増加する傾向がある。

図7-8は、40%圧延後急冷したものを、1000℃で30s焼鈍し、板厚全体にわたって再結晶させた試料の軸密度分布である。図7-4と比較すると、再結晶によって集合組織の集積度が弱くなることがわかる。しかし、完全にランダム化することはなく、再結晶前の変形集合組織の優先方位が保存される。板厚方向の4点で測定した、軸密度の保持時間にもなう変化を図7-9に示す。図7-3と比較すると、表面、及び表面より200μmのところ、再結晶とともに集合組織がランダム化する様子がよくわかる。また、強せん断層の中心、板厚中心部など、集積度の高い変形集合組織が存在する場合には、再結晶にともないランダム化は進行するが、弱い優先方位が残る。すなわち、SUS 430の場合には、板厚方向のいずれの部分でも、再結晶にともない変形集合組織はランダム化する傾向があり、その程度は変形集合組織の集積度に依存するといえる。

7. 4 考察

bcc金属の圧延集合組織の板厚方向変化については、表面に $\langle 110\rangle//ND$ が、中心部では $\langle 111\rangle//ND$ 、及び $\langle 100\rangle//ND$ が発達することが知られている³¹⁻⁴²⁾。本研究でせん断歪を測定し、集合組織の板厚方向変化と対応させたところ、 $\langle 110\rangle//ND$ 、及び $\langle 111\rangle//ND$ 成分の存在割合は、せん断歪のわずかな変化に非常に敏感であることがわかった。このことは、圧延条件を変化させてせん断歪を調節すれば、板厚方向の集合組織の分布を制御することが可能であることを示している。



(a) 表面 (b) 表面より100 μ m (c) 表面より200 μ m (d) 板厚中心部

図7-9 板厚方向4カ所における軸密度の保持時間に伴う変化

$\langle 110 \rangle // ND$ 組織の主成分は、 $\{110\} \langle 001 \rangle$ である。強せん断層に再結晶が生じない場合には、せん断歪が最大になるところ、すなわち強せん断層の中心で $\{110\} \langle 001 \rangle$ が最も強くなる。この部分に再結晶層が発生すると、

その近傍の加工組織が残っている部分、すなわち表面より約 $200\mu\text{m}$ のところでは $\{110\}\langle 001\rangle$ が最も強くなる。もし、再結晶を生じさせることなく、大きなせん断変形を導入できるような圧延を行うことができれば、表面付近に非常に集積度の高い、鮮鋭な $\{110\}\langle 001\rangle$ 組織が得られるであろう。電磁鋼板の製造過程においては、熱延板の表面直下に $\{110\}\langle 001\rangle$ 方位を導入することが不可欠である。珪素鋼は、SUS 430と同じフェライト鋼であり、変形挙動や再結晶挙動は類似しているから、熱延時の集合組織形成も、本章の結果とよく似ていると考えられる。従って、珪素鋼の熱延においては、できるだけ高速で、かつ高摩擦条件で圧延するのが望ましいといえる。

前章で示したように、オーステナイト系ステンレス鋼では、強せん断層の再結晶集合組織は変形集合組織の方位を受け継ぎ、その後焼鈍を経てもほとんど変化しない。一方、それ以外の領域では、静的再結晶の進行とともに、ほぼ完全にランダム化する。このような、再結晶による集合組織の変化の様子、板厚方向の部位による差異は、再結晶機構の違いに基づくものであると考え、強せん断層では動的再結晶が、それ以外の場所では静的再結晶が生じていると結論した。本章のフェライト系ステンレス鋼では、再結晶の進行にともなう集積度の低下は、板厚方向全体にわたって認められた。図7-3に示したように、圧延後 3.5ms という短時間で水冷を開始した試料にも、強せん断層に再結晶が発生しているが、これが圧延中に生じたものか、圧延後きわめて短時間の後に生じたものかは、組織写真からは判定できない。しかし、図7-9(b)からわかるように、圧延後 3.5ms で急冷した試料の強せん断層にも、すでに再結晶による集積度の低下は生じている。すなわち、圧延後きわめて短時間のうちに生じた再結晶も、圧延後の焼鈍によって生じた再結晶も、優先方位の集積度は低下させるが、完全なランダム化は引き起こさない。この事実は、これらの再結晶がともに同じ機構で生じているものであることを示している。すなわち、熱延後急冷したフェライト系ステンレス鋼の強せん断層にみられる再結晶は、オーステナイト系ステンレス鋼とは異なり、きわめて短時間のうちに生じた静的再結晶であると考えられる。

7. 5 結論

高速熱延後急冷したフェライト系ステンレス鋼の、集合組織の板厚方向変化を測定した結果、次のようなことが明らかになった。

(1) $\langle 110 \rangle // ND$ 、及び $\langle 111 \rangle // ND$ 軸密度の板厚方向変化は、せん断歪の変化とよく対応した。すなわち、せん断歪の増加とともに、 $\langle 110 \rangle // ND$ は増加し、 $\langle 111 \rangle // ND$ は減少した。

(2) 強せん断層に、微細な再結晶粒が層状に発生した場合は、その部分で $\langle 110 \rangle // ND$ が減少する。

(3) $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位 (Goss 方位) の集積度は、強せん断層に再結晶が発生しなければ強せん断層の中心 (表面より約 $100 \mu\text{m}$) で最も強く、再結晶が発生すれば、強せん断層の直下 (表面より約 $200 \mu\text{m}$) で最も強くなる。

(4) 板厚全体が再結晶した後は、変形集合組織と類似の優先方位を持った弱い再結晶集合組織が残る。

第8章 低炭素Ti添加鋼の高速熱間圧延変形と集合組織

8. 1 緒言

第6、7章で、それぞれオーステナイト系ステンレス鋼及びフェライト系ステンレス鋼の板厚方向不均一変形が、集合組織にどのような影響を及ぼすかを調べた。その結果、いずれも強せん断層に通常の圧延集合組織とは異なる特有の集合組織が現われ、その集積度はせん断歪に大きく依存することがわかった。

プレス成形に供される薄鋼板は、 $\{111\}$ 面が板面に平行であることが望ましい。これまでよく使用されているAlキルド鋼では、そのための集合組織の制御は、オーステナイト域での圧延、低温巻き取り及び焼鈍によって行なわれるのが一般的である。一方、近年低炭素鋼に微量の炭化物形成元素を添加して固溶炭素を少なくし、プレス成形性を改善することも試みられている⁶²⁾。このような鋼では、フェライト域圧延で $\langle 111 \rangle // ND$ 集合組織が発達するとの報告もある⁶³⁾。ところが、5章でも述べたように、低炭素鋼のフェライト域圧延に関する研究は少ない。そこで本章では、低炭素Ti添加鋼のフェライト域圧延における集合組織の形成を調べた。また、集合組織の板厚方向変化に及ぼす圧延潤滑の影響も調べた。

8. 2 実験方法

8. 2. 1 供試材及び圧延条件

試料は、第5章で用いたものと同じである。無潤滑圧延については、第5章で行なった圧延のうち、650、750、850℃圧延の試料を集合組織の測定に供した。潤滑圧延では、第4章と同じく、流動パラフィン、オレイン酸、塩素系極圧添加剤をそれぞれ8:1:1に混合したものを潤滑剤として用いた。また急冷材の一部は、850℃、20sの焼鈍を行ない板厚方向全体を再結晶させた。図8-1に実験スケジュールを示す。

8. 2. 2 集合組織の測定

急冷、あるいは焼鈍した試料は、片側から50 μm ~100 μm ずつ4%HF-H₂O₂混合液で化学研磨を行ない、その都度軸密度を測定した。こうして求めた、

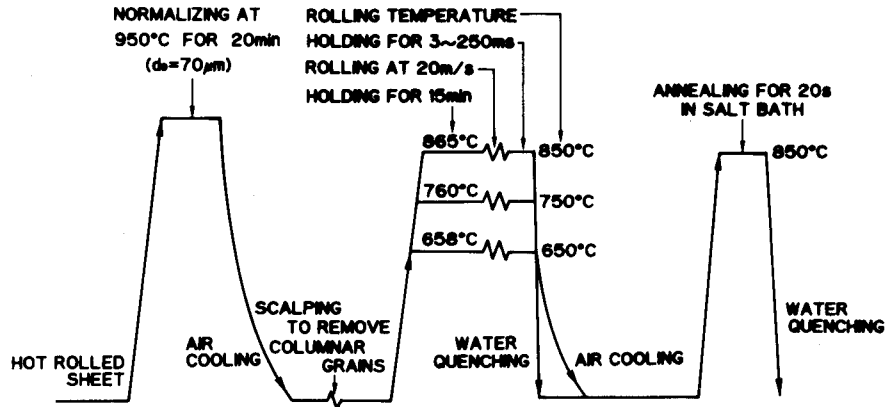


図 8 - 1 加工熱履歴

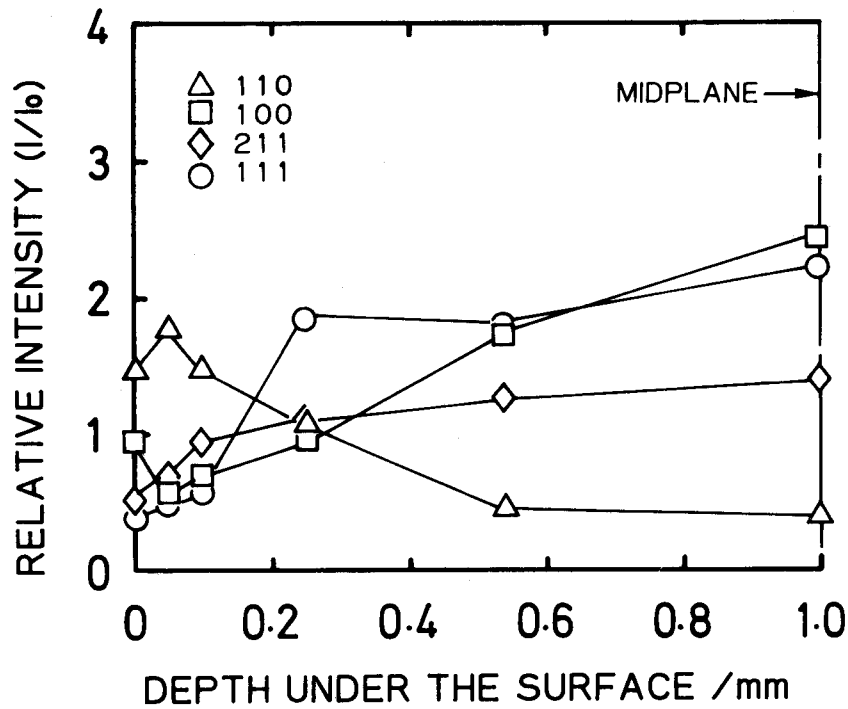


図 8 - 2 供試材の圧延前の軸密度の板厚方向分布

圧延前の試料の軸密度分布を図 8 - 2 にしめす。表面付近に若干の不均一が存在する。また、 $\{110\}$ 及び $\{100\}$ 極点図を、Schulz の透過法及び反射法で求め、優先方位の指数付けを行った。

8. 3 実験結果

8. 3. 1 板厚方向の歪分布

相当歪の板厚方向変化に及ぼす、圧延温度と潤滑の影響を図 8 - 3 に示す。無潤

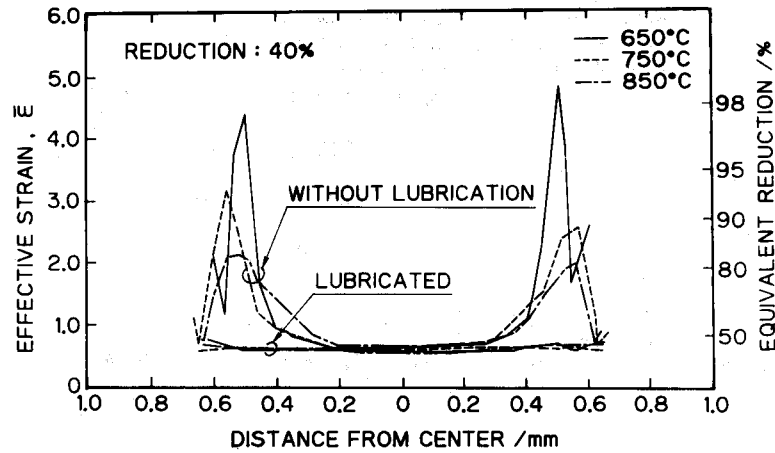
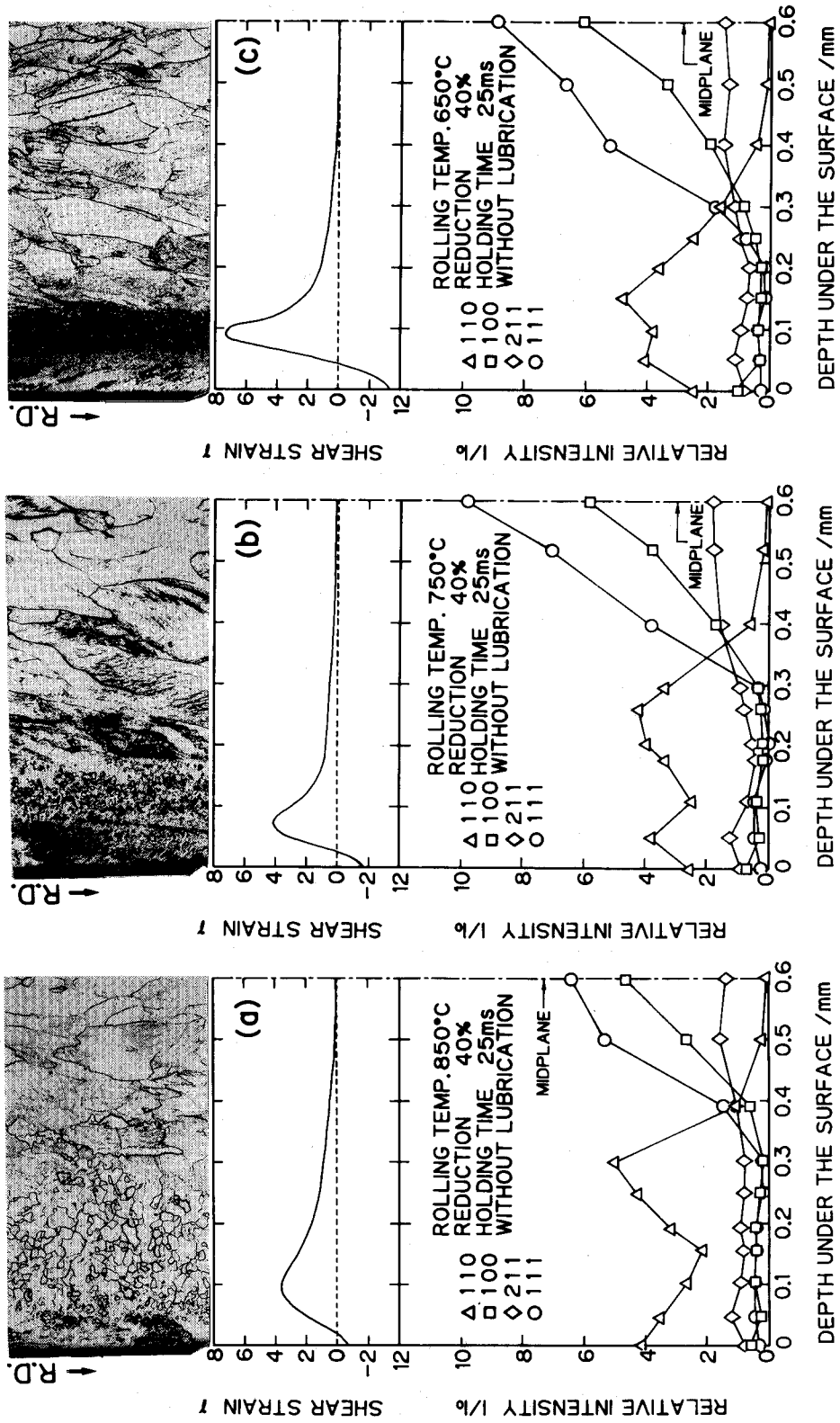


図 8 - 3 相当歪の板厚方向分布に及ぼす圧延温度、潤滑の影響

滑圧延では、せん断歪が表面直下に集中して強せん断層を形成する。圧延温度の低下とともに、強せん断層の幅は小さくなり、相当歪の最大値は大きくなる。潤滑圧延では、せん断変形はほとんど生じることなく、歪は板厚方向に一様に分布している。第3、4章のステンレス鋼に比べて圧延温度が低いため、液体潤滑剤でもせん断歪をほぼ0にすることができたものと考えられる。

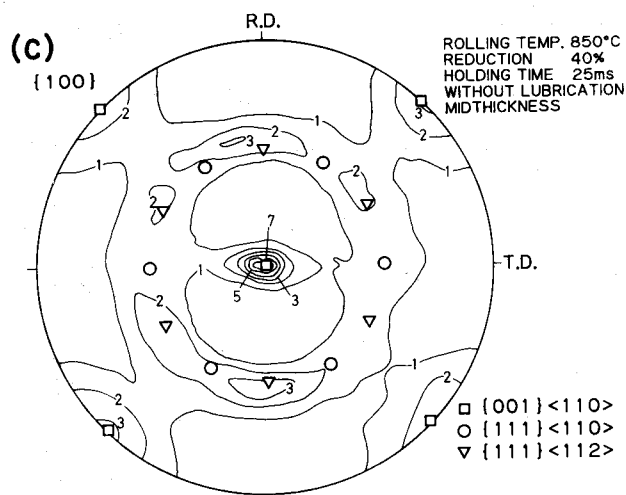
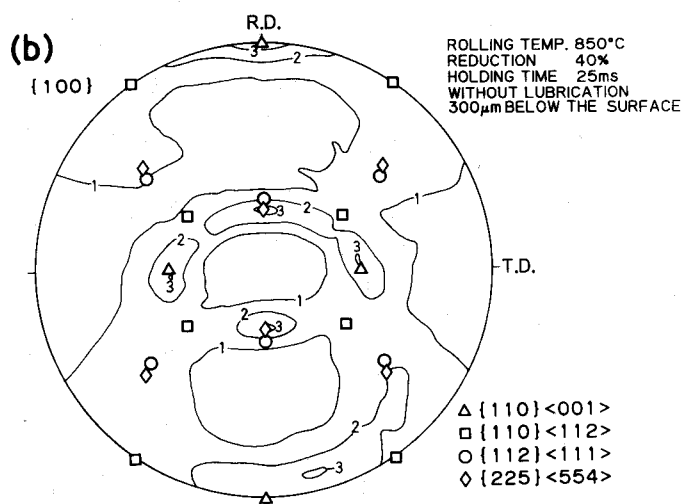
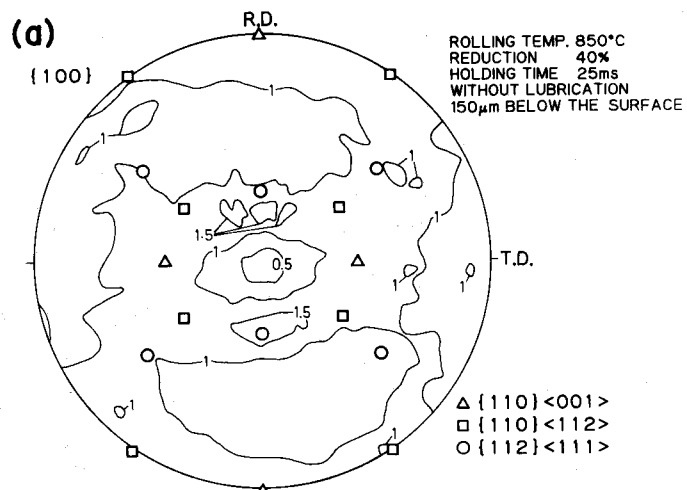
8. 3. 2 集合組織の板厚方向変化

図 8 - 4 は、無潤滑圧延後 25 ms で急冷した試料の軸密度の板厚方向の分布を、せん断歪及び光顕組織と共に示したものである。ここで、表面のせん断歪が負になるのは、ロール出口で板表面がロールにより引き戻されて逆せん断を受けるためである。板表面は、ロール入口ではロールにより引き込まれ、出口では引き戻されることから、この部分の実質的なせん断歪の大きさは、湾曲線の形状から求めた見かけの値よりは大きいと考えられる。(110) 回折線の相対強度は、せん断歪とともに増加し、これに対応して、(100) 及び (111) 強度は減少する。 $\langle 110 \rangle // ND$ が優勢である領域の幅は、圧延温度とともに減少するが、これは強せん断層の幅の圧延温度による変化と対応している。ここに示した試料には、圧延温度によらず強せん断層に微細な再結晶粒が層状に発生している。その部分では、(110) 強度の減少がみられるが、他の反射に比べて (110) が最も強いことには変わりはない。他の (hkl) 反射強度は、再結晶層でわずかに増加する。板厚中



(a) 850°C (b) 750°C (c) 650°C

図8-4 無潤滑圧延急冷材のせん断歪、軸密度の板厚方向変化と組織



(a) 表面より 150 μm (b) 表面より 300 μm (c) 板厚中心部

図 8-5 850°C、40%無潤滑圧延急冷材の板厚方向3カ所における {100}

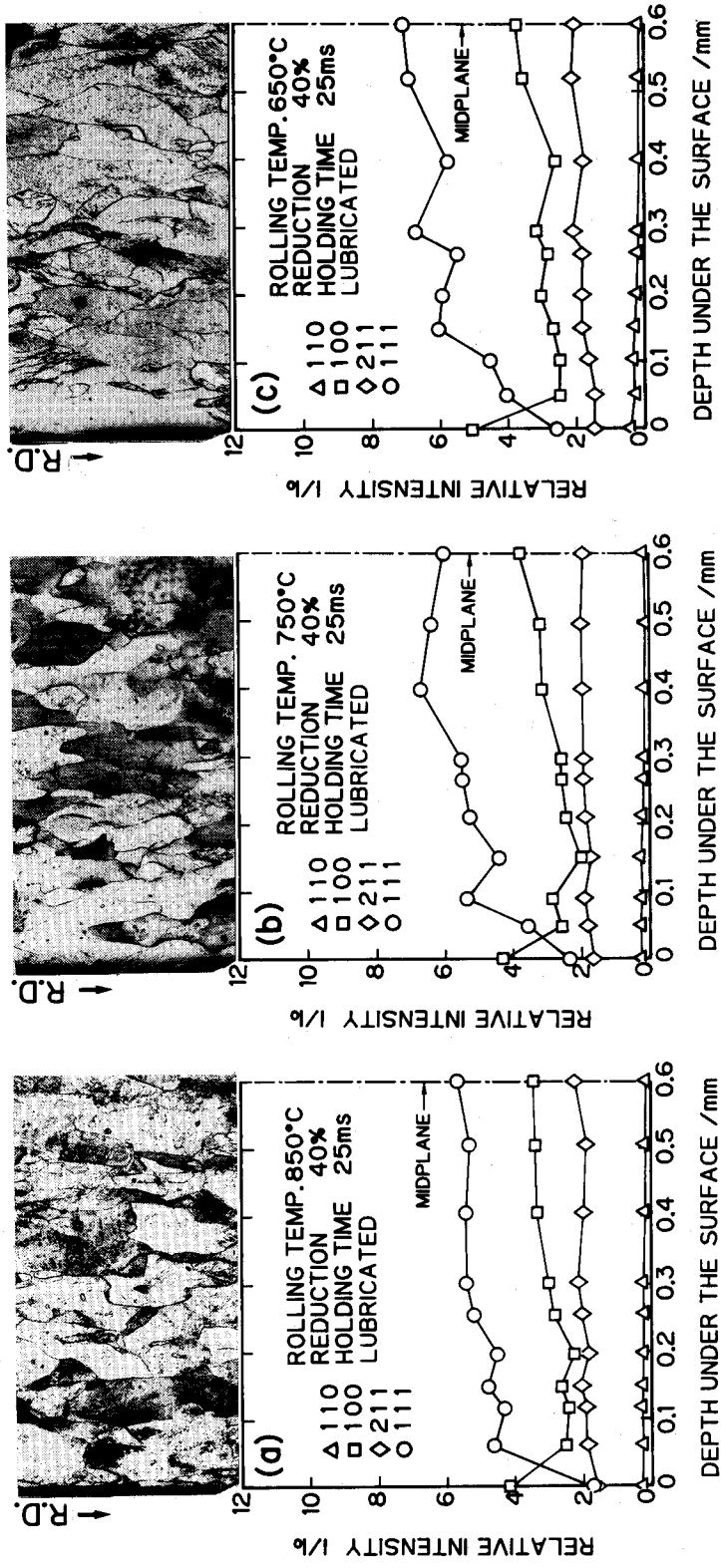
極点図

心層では(111)強度が最も高い。圧延温度850℃、無潤滑、急冷までの保持時間25msの試料の{100}極点図の板厚方向の変化を図8-5に示す。図8-5(a)は、再結晶層の中心、すなわち強せん断層の中心の集合組織である。主な方位は、{110}<001>と{112}<111>で表される。それぞれの方位の集積度は弱く、明瞭な再結晶集合組織が発達しているとはいえない。図8-5(b)は、せん断変形は生じているが再結晶は発生していないところ、すなわち表面より300μmの深さでの集合組織である。この部分の変形集合組織の主成分は、{110}<001>と、{112}<111>をTD軸(圧延面に平行で圧延方向に垂直)のまわりに6°ND軸に向かって回転させた方位である{225}<554>で表される。図8-5(c)は中心層の集合組織であり{001}<110>、{111}<112>及び{111}<110>を主成分としている。これらは、bcc金属の圧延集合組織としてよく知られているものである。

潤滑圧延の場合の板厚方向の軸密度変化を図8-6に断面内の組織と共に示す。図8-3から明らかなように、潤滑圧延ではせん断歪が板厚方向のいずれの場所でも、無視できる程度に小さいため、圧下率40%では再結晶は発生せず、一様な加工組織が残っている。板表面を除いて<111>//ND方位が発達しており、その強度は板厚方向にほとんど変化しない。(111)強度は、圧延温度の低下とともに上昇する。表面より150μmの位置、および中心層の{100}極点図を図8-7に示す。集合組織は板厚方向に殆ど変化せず、その成分は{001}<110>、{111}<112>および{111}<110>で表される。潤滑圧延板のほぼ板厚全体にわたってみられる集合組織は、無潤滑圧延板の中心層の集合組織と同じである。

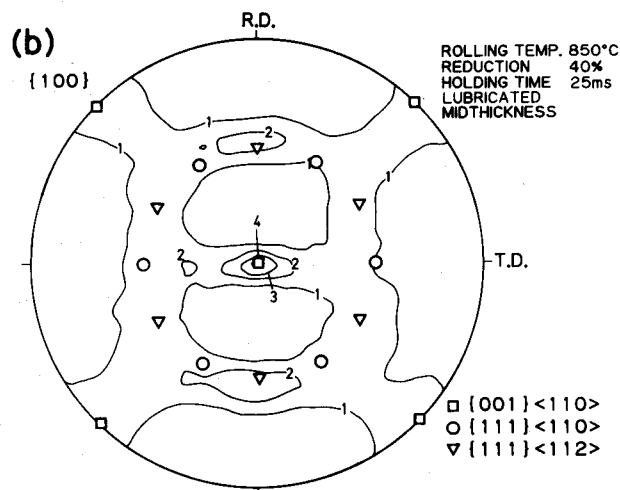
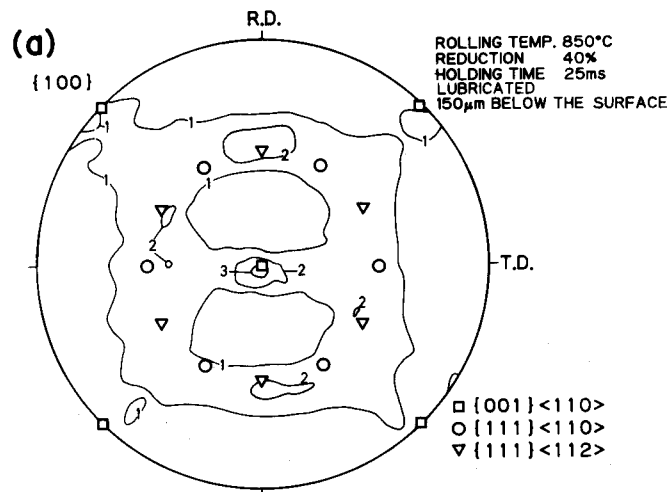
8. 3. 3 圧延後急冷までの保持時間の影響

図8-8は、圧延後の組織に及ぼす保持時間の影響を、圧延温度850℃、及び650℃の無潤滑圧延材について示したものである。650℃圧延の場合でも、圧延後3msで焼き入れた試料にすでに再結晶層が発生している。再結晶層の幅は、650℃圧延では圧延後250msまでほとんど変化しないが、850℃圧延では



(a) 850°C (b) 750°C (c) 650°C

図8-6 潤滑圧延急冷材の軸密度の板厚方向変化と組織



(a) 表面より150 μm (b) 板厚中心部

図8-7 850°C、40%潤滑圧延急冷材の板厚方向2カ所における{100}極点図

時間と共にやや大きくなる。急冷後850°Cで20s焼鈍した試料及び850°Cで圧延後空冷した試料は、板厚方向全体が再結晶している。この場合の再結晶粒径は板厚方向に変化しており、強せん断層では小さく中心層では大きくなっている。すなわち、再結晶組織には、急冷材にみられた不均一変形の影響が残っている。図8-9は、無潤滑圧延急冷材を焼鈍したものの軸密度の板厚方向変化である。板厚方

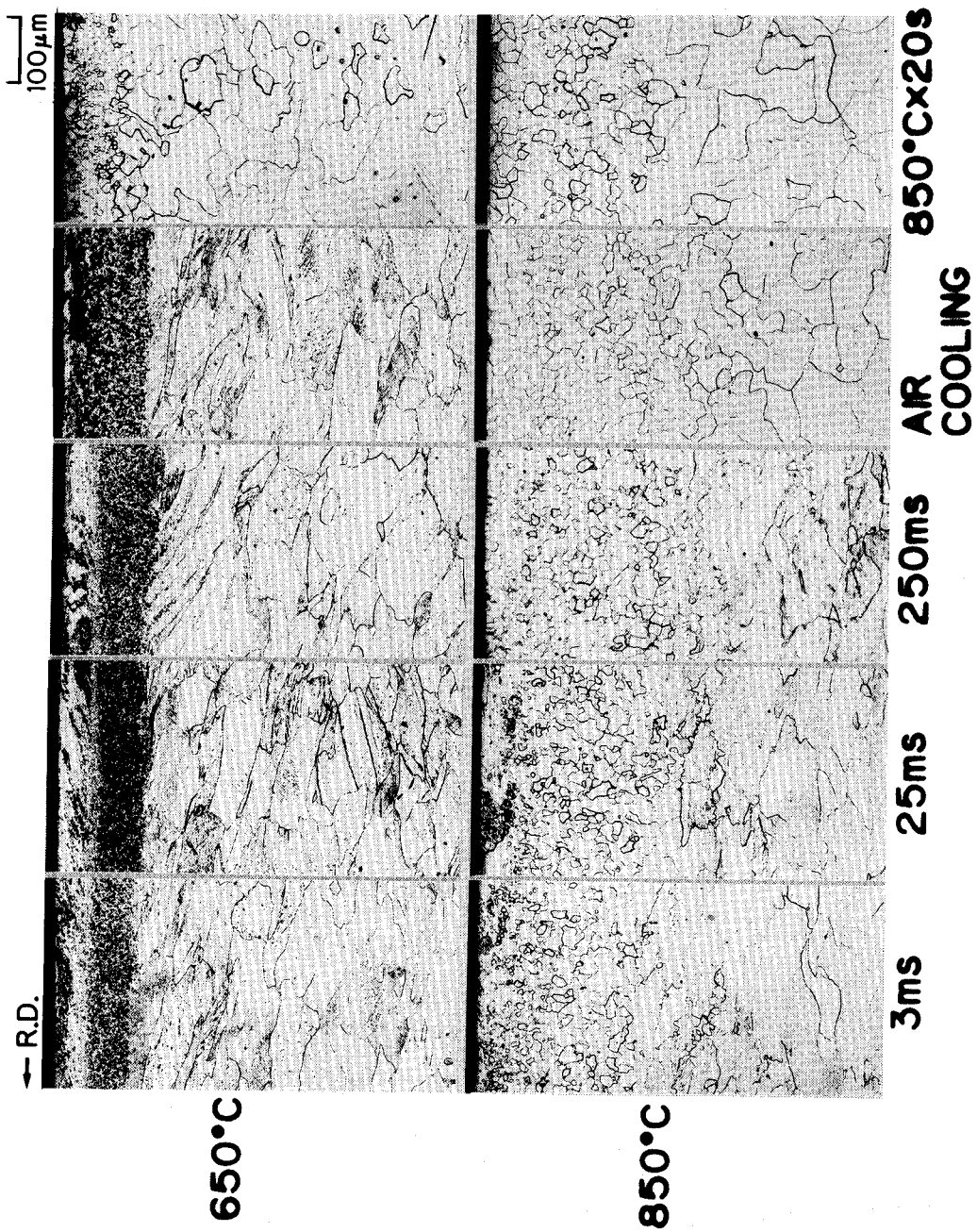


図 8 - 8 断面内組織の圧延後の保持時間の伴う変化

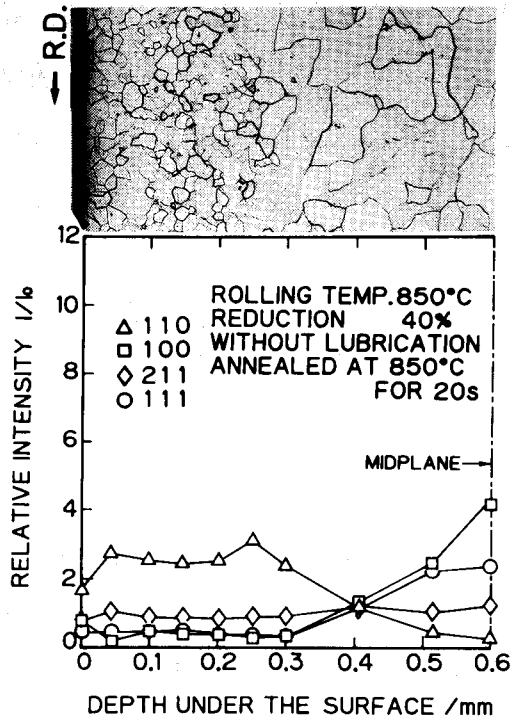


図 8 - 9 850℃、40%無潤滑圧延急冷材を850℃、20s焼鈍した後の軸密度の板厚方向変化と組織

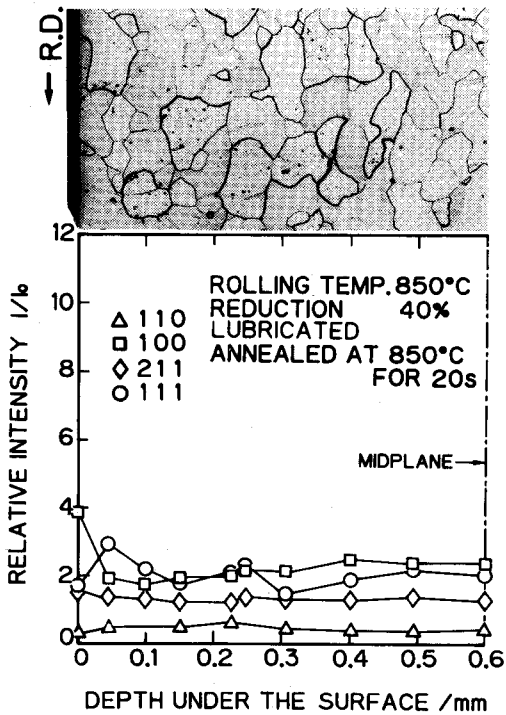
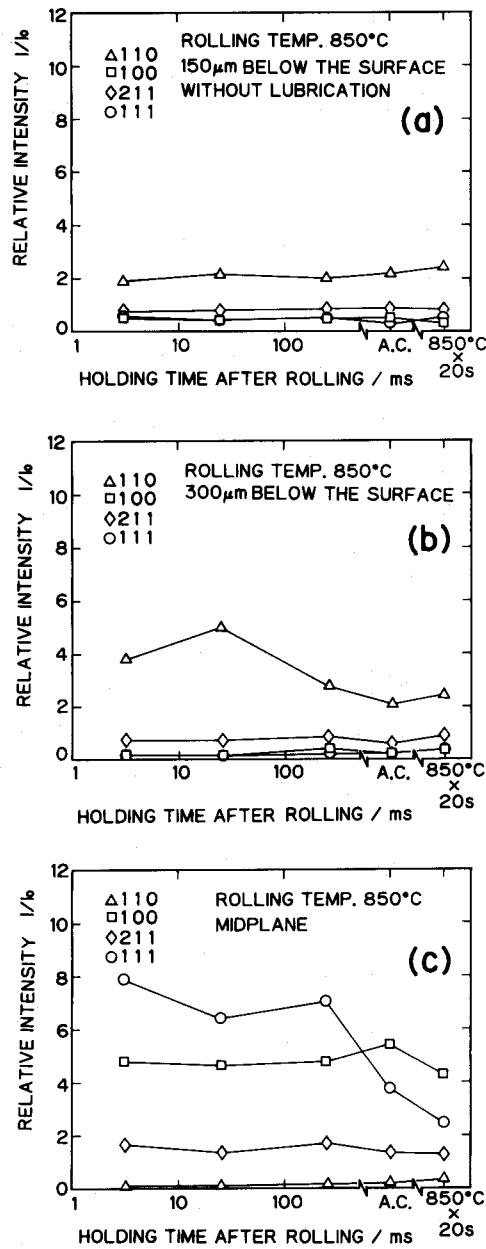


図 8 - 10 850℃、40%潤滑圧延急冷材を850℃、20s焼鈍した後の軸密度の板厚方向変化と組織

向全体にわたって、優先方位の集積度が低下している。特に板厚中心部での(1 1 1)強度の低下が著しい。図8-10に示すように、再結晶の進行にともなう(1 1 1)強度の低下は潤滑圧延焼鈍材にも見られる。潤滑圧延材の再結晶集合組織は板厚方向に一様であり、無潤滑圧延焼鈍材の板厚中心部のそれとほぼ同じである。



(a) 表面より150 μm (b) 表面より300 μm (c) 板厚中心部

図8-11 850°C、40%無潤滑圧延材の板厚方向3カ所における軸密度の保持時間に伴う変化

図8-11は、強せん断層の中心、その近傍及び板厚中心部での軸密度の圧延後の変化を示したものである。強せん断層の中心では、圧延後3msで急冷した試料でも優先方位の集積度の低下が生じており、その後の保持、焼鈍によってもほとんど集積度は変化しない。圧延後250msで急冷した試料の再結晶層の幅は、図8-8からわかるように300 μ m程度になっているが、表面より300 μ mの位置の優先方位の集積度はこれに対応して低下している。板厚中心層では、(111)強度のみが低下している。

8.4 考察

8.4.1 せん断歪と集合組織

圧延材の板厚方向の集合組織変化については、fcc²⁵⁻³⁰⁾やbcc³¹⁻⁴²⁾金属について調べられている。これらの大部分は、板厚中心部に“圧延集合組織”が、表面近くにはせん断歪に起因する“表面集合組織”が発達することを示している。しかし、板厚方向の集合組織の変化を、せん断歪の変化と定量的に対応させた研究はこれまでなかった。本研究の6、7章ではオーステナイト系及びフェライト系ステンレス鋼の不均一変形と集合組織の板厚方向変化の関係を調べ、どちらの材料でも圧下率40%の場合、せん断歪が0.5を超えると表面集合組織が発達することを明らかにしたが、本章の結果から低炭素鋼のフェライト域圧延でも、圧下率40%でせん断歪が0.5を超えるといわゆる表面集合組織が発達することが明らかとなった。

せん断歪の大きさは、ロールと材料間の摩擦係数に依存する。潤滑圧延では、せん断歪が著しく小さいため、集合組織は板厚方向に均一になる。このことは、潤滑条件を選ぶことにより、集合組織の板厚方向変化、及びそれに由来する製品の性質が制御できることを示している。潤滑圧延材の表面では、(111)に比べて(100)強度の方が高いが、 $\langle 100 \rangle // ND$ も圧延集合組織の成分であるから表面の(100)の増加はせん断によるものではないといえる。このような、表面における $\langle 111 \rangle // ND$ の減少と $\langle 100 \rangle // ND$ の増加は、低炭素鋼の冷間圧延でも観察されているが⁷⁴⁾、その原因ははっきりしていない。図8-1に示したように、

供試材には表面付近に集合組織の不均一がすでに存在していたが、圧延後、特に潤滑圧延後の試料にはその影響はほとんど見られない。すなわち、 $\langle 110 \rangle // ND$ 集合組織は圧延変形に対して不安定であり、潤滑圧延により容易に圧延集合組織に変化すると考えられる。

8. 4. 2 再結晶の進行に伴う集合組織の変化

優先方位の集積度は再結晶の進行とともに低下するが、その様子は強せん断層と板厚中心部では異なっている。強せん断層では、最も強い成分である $\langle 110 \rangle // ND$ が減少し、他の $\langle hkl \rangle // ND$ がわずかに増加する。すなわち、強い成分が減少し、弱い成分が増加する。中心層では、変形集合組織の主成分は $\langle 111 \rangle // ND$ と $\langle 100 \rangle // ND$ であるが、再結晶にともない $\langle 111 \rangle // ND$ のみが減少し $\langle 100 \rangle // ND$ は殆ど変化しない。潤滑圧延剤の集合組織の焼鈍による変化は、無潤滑圧延剤の板厚中心部のそれと同じで、やはり $\langle 111 \rangle // ND$ の減少のみが起こる。このような、再結晶に伴う集合組織の変化の様子の板厚方向の場所による差が何に起因するものかは明らかではないが、再結晶機構の相違が原因ではないかと考えられる。低炭素鋼のフェライト域圧延では、動的再結晶の発生により変形集合組織がランダム化するとの報告がある。従って、この場合も強せん断層に動的再結晶が発生した可能性がある。

8. 5 結論

低炭素Ti添加鋼のフェライト域高速圧延における、不均一変形が集合組織に及ぼす影響を調べた結果次のことが明らかになった。

(1) 無潤滑圧延ではせん断歪は表面直下に集中するが、潤滑圧延では板厚方向全体にわたってほとんどせん断変形を生じない。

(2) $\langle 110 \rangle // ND$ 軸密度と $\langle 111 \rangle // ND$ 軸密度はせん断歪の変化と対応して変化する。すなわち、せん断歪の増加と共に $\langle 110 \rangle // ND$ は増加し $\langle 111 \rangle // ND$ は減少する。潤滑圧延材では、表面を除いて板厚方向に一様な集合組織が発達する。

(3) 無潤滑圧延材では、強せん断層で再結晶とともに $\langle 110 \rangle // ND$ 軸密度が減少し、板厚中心部では再結晶とともに $\langle 111 \rangle // ND$ 軸密度は減少するが $\langle 100 \rangle // ND$ 軸密度はほとんど変化しない。潤滑圧延材では、再結晶とともに表面を除いて板厚方向全体で $\langle 111 \rangle // ND$ 軸密度が減少する。

(4) 無潤滑圧延材における集合組織の板厚方向の不均一は、板厚全体が再結晶した後も集積度は低下するものの残存する。

第9章 総括

代表的な実用鉄鋼材料を3種類（オーステナイト系ステンレス鋼、フェライト系ステンレス鋼、低炭素鋼）用い、高速熱間圧延材に生じる板厚方向の不均一変形を定量的に測定するとともに、圧延後短時間で試料を急冷することにより圧延直後の組織を観察し、両者の関連を明らかにした。また、板厚方向の集合組織の変化を測定し、不均一変形と集合組織の分布が密接な関連を有することを明らかにした。本研究で判明した結果は以下のごとくである。

(1) いずれの材料でも、板厚方向のせん断歪分布は、潤滑条件の影響を著しく受ける。無潤滑圧延材では、表面より約 $100\mu\text{m}$ のところを中心として、厚さ約 $100\mu\text{m}$ の範囲にせん断変形が集中し、その最大値は压下率の増加とともに増加する。潤滑圧延を行なうとせん断歪は減少する。ただし、このような表面直下へのせん断変形の集中は、高速熱間圧延に特有の現象で、ロールによる材料の冷却が無視できない程度の低い圧延速度では、局所的なせん断歪の集中は生じない。低炭素鋼では、圧延温度が低いほどせん断歪は大きくなるが、ステンレス鋼では最大相当歪に及ぼす圧延温度の影響はわずかである。

(2) 圧延後急冷までの保持時間が一定という条件のもとでは、強せん断層の相当歪が圧延温度により決まるある値を超えると、その部分に微細な再結晶粒が層状に発生する。この場合、再結晶発生のための臨界相当歪は潤滑条件に依存しない。すなわち、せん断変形と圧縮変形が同時に生じる場合の再結晶発生のための臨界変形量は、両者の割合の如何にかかわらず相当歪で記述することができる。

(3) 本研究で用いた装置で可能な最短の保持時間（3または3.5ms）で急冷した試料の強せん断層にも、圧延温度、相当歪が再結晶発生条件を満足すれば、微細再結晶粒が層状に発生する。

(4) 強せん断層に現れる再結晶粒の粒径は、相当歪にほとんど依存せず、主としてZener-Hollomon因子に依存する。

(5) 板厚中心部の再結晶の進行は強せん断層に比べて遅く、その部分の再結晶粒径は強せん断層より大きい。

(6) 圧延急冷材の板厚方向の硬さの分布は、強せん断層が未再結晶の場合はそこで硬さが最高となり、せん断歪の分布とほぼ対応するが、強せん断層が再結晶するとその部分が局部的に軟化する。ただし、オーステナイト系ステンレス鋼の一部の圧延条件でみられたように板厚全体が再結晶すると、粒径の小さい強せん断層で硬さが最高になる。

(7) 集合組織の板厚方向変化は不均一変形に著しく影響される。fcc鉄では $\langle 111 \rangle // ND$ および $\langle 100 \rangle // ND$ 軸密度が、bcc鉄では $\langle 110 \rangle // ND$ 軸密度がせん断歪の増加とともに増加する。強せん断層の集合組織の主成分はfccでは $\{001\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{111\} \langle 110 \rangle$ および $\{112\} \langle 110 \rangle$ であり、bccでは $\{110\} \langle 001 \rangle$ (Goss方位)、 $\{110\} \langle 112 \rangle$ および $(11\bar{2}) [111]$ である。これらは、強せん断層が再結晶するとその部分で減少するが他の $\langle hkl \rangle // ND$ 軸密度より強いことには変わりはない。せん断歪がほとんど生じない板厚中心部では通常の圧延集合組織が現われる。

(8) オーステナイト系ステンレス鋼では、板厚全体を再結晶させると強せん断層以外では集合組織はほぼランダムになるが、圧延直後にすでに再結晶していた強せん断層では、加工集合組織と類似の再結晶集合組織が残存する。

(9) フェライト系ステンレス鋼では、板厚全体が再結晶するとオーステナイト系ステンレス鋼とは異なり、板厚方向のいずれの位置でも集合組織の集積度が低下しランダム化の方向に変化するが、完全にランダムにはならず、変形集合組織と同じ方位成分を持つ弱い再結晶集合組織が残る。

(10) 低炭素Ti添加鋼では、板厚全体が再結晶するとフェライト系ステンレス鋼と同様に、変形集合組織と類似の優先方位を持った弱い再結晶集合組織が残る。ただし板厚中心部では $\langle 111 \rangle // ND$ 軸密度が大幅に減少する。潤滑圧延を行うと、無潤滑圧延材の板厚中心部にみられた集合組織が、表面を除いて板厚方向に一樣に分布する。

(11) 板厚方向の変形の不均一性、及びそれに起因する組織の不均一性を除くには潤滑圧延を行えばよい。本研究の圧下率の範囲では、圧延温度900℃程度までならば極圧添加剤を含む液体潤滑剤、それ以上ではグラファイトを使用すれば付加

的せん断歪は発生せず、板厚方向に均一な組織を持った鋼板を得ることができる。

熱間圧延時の板厚方向の不均一変形に起因する不均一な組織を持つ材料を使用する場合の利点、欠点を考えてみる。表面層のみが微細粒からなる鋼板は、機械的性質が板厚方向に不均一になる反面、耐食性の向上、加工による表面あれの低減のような利点も持つものと考えられる。また、軟鋼板においては、集合組織の不均一分布は表面層での $\langle 111 \rangle // ND$ 軸密度の減少を意味することから、プレス成形性を悪化させることになるが、電磁鋼板の製造過程では表面層での $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位が起源となって板厚全体がこの方位にそろうため、熱間圧延時の不均一変形が不可欠である。従って、材料の使用目的によって熱間圧延時の不均一変形を制御する必要があると考えられる。

以上のように本研究では、金属薄板の熱間圧延においては、板厚方向の不均一の原因がロールとの接触摩擦による大きな付加的せん断変形にあると推定し、圧延中に発生するせん断歪の分布を正確に測定する方法を開発した。さらに圧延直後の試料を1/1000秒単位の保持時間の後に水中に焼き入れ、組織を凍結することが可能な装置を用い、各種の鋼の熱間圧延時の変形と再結晶挙動を詳細かつ精密に調査した。この結果、熱間圧延後の組織、硬さ及び集合組織の不均一が付加的せん断歪に起因すること、ならびに相当歪の概念を導入することにより組織と変形の間接関係を従来の基礎研究による知見と矛盾なく説明できることなど、摩擦係数の大きい熱間圧延における組織及び集合組織の形成機構を初めて明らかにした。本研究の結果はまた、熱間圧延プロセスによる圧延板の組織制御について、従来の研究が基本的に圧延を均一な圧縮引張変形で近似し、その熱加工履歴の最適化を追求してきたのに対し、圧延におけるせん断変形または不均一変形を利用または制御することによる組織と材質の制御の有効性と重要性を示しており、熱間圧延による薄鋼板の組織制御に新たな視点を与えるものである。また、これらの結果は新しい圧延法の開発の可能性にもつながり得るものとして、工業的にも重要な意味を持つものである。

参考文献

- (1) 圧延技術発展の歴史と最近の進歩, 日本鉄鋼協会、圧延理論部会編(1985)
- (2) 牧 正志、田村今男: 塑性と加工, 25(1984),772
- (3) 矢田 浩: 塑性と加工, 25(1984),970
- (4) 大内千秋: 鉄と鋼, 70(1984),2081
- (5) 大内千秋、大北智良: 日本金属学会誌, 18(1979),432
- (6) R.A.P.Djaic and J.J.Jonas: JISI,210(1972),256
- (7) T.L.Capeletti, L.A.Jackman and W.J.Childs: Metal. Trans.,3(1972),789
- (8) G.T.Campbell, E.P.Abrahamson and N.J.Grant: Metal. Trans.,5(1974),
1875
- (9) R.A.Petkovic, M.J.Luton, and J.J.Jonas: Canad. Metal. Quart.,14(1975)
137
- (10) 作井誠太、酒井 拓、村瀬暉生: 日本金属学会誌, 39(1975),535
- (11) R.A.Petkovic, M.J.Luton, and J.J.Jonas: Proc. of Hot Deformation of
Austenite, AIME,(1976),68
- (12) A.Gittins, J.R.Everett and W.J.McG. Tegart: Metals Tech.,4(1977),377
- (13) O.Pawelski, U.Rudiger and R.Kasper: Stahl und Eisen, 98(1978),181
- (14) L.J.Cuddy: Metall. Trans.,12A(1981),1313
- (15) C.Ouchi and T.Okita: Trans. ISIJ,22(1982),543
- (16) H.Yada, N.Matsuzu, K.Nakajima, K.Watanabe and H.Tokita: Trans. ISIJ,
23(1983),100
- (17) J.J.Jonas and M.G.Akben: Met. Forum,4(1981),92
- (18) C.Ouchi, T.Okita, T.Ichihara and Y.Ueno: Trans.ISIJ,20(1980),833
- (19) 齊藤良行、榎並禎一、田中智夫、井上正敏: 鉄と鋼, 67(1981),A45
- (20) 瀬沼武秀、矢田 浩、松村義一、浜渦修一、中島浩衛: 鉄と鋼, 74(1984),
1392
- (21) C.M.Sellars and J.A.Whiteman: Met. Sci.,13(1979),187

- (22) 瀬沼武秀、矢田 浩、松村義一、二村 忠：鉄と鋼, 70(1984),2112
- (23) 松尾宗次： 鉄と鋼, 70(1984),2090
- (24) 松尾宗次： 鉄と鋼, 67(1981),1439
- (25) P.J.Regenet and H.P.Stüwe: Z. Metallk.,54(1963),273
- (26) I.L.Dillamore and W.T.Roberts: J. Inst. Metals, 92(1963-64),193
- (27) 上城太一、関根和喜、久芳征一郎、竹内敏郎：日本金属学会誌, 36(1972),33
- (28) W.Truszkowski, J.Krol and B.Major: Met. Trans., 11A(1980),749
- (29) W.Truszkowski, J.Krol and B.Major: Met. Trans., 13A(1982),665
- (30) V.I.Yushkov, R.A.Adamescu, Ye.S.Machnev T.M.Gapeka and P.V.Geld:
Materials Sci. and Eng.,64(1984),157
- (31) C.Nasbaum and W.Brenner: Trans. ASM,47(1955),715
- (32) H.Möller and H.Stäblein: Arch. Eisenhutten.,29(1958),377
- (33) 松岡 孝： 鉄と鋼, 52(1966),1179
- (34) 久保寺治朗、中岡一秀、長嶺多加志： 鉄と鋼, 52(1966),1172
- (35) C.A.Stickels: Trans. Met. Soc. AIME,239(1967),1857
- (36) H.Takechi, H.Kato and S.Nagashima: Trans. Met. Soc. AIME,242(1968),56
- (37) R.A.Vandermeer and J.C.Ogle: Trans. Met. Soc. AIME,245(1969),1511
- (38) P.N.Richards: JISI,207(1969),1333
- (39) I.F.Hughes: Metal. Trans.,2(1971),929
- (40) D.S.Hoddinott and G.J.Davies: JISI,210(1972),624
- (41) V.Ya.Gol'dshteyn S.V.Pashchenko and T.A.Petrova: Phys. Met. Metall.,
46(1978),109
- (42) W.Österle and H.Weaver: Z. Metallk.,72(1981),230
- (43) Y.Inokuti, C.Maeda, Y.Ito and H.Shimanaka: Trans. ISIJ,23(1983),440
- (44) S.Mishra, C.Därmann and K.Lücke: Acta. Metall.,32(1984),2185
- (45) M.Matsuo, T.Sakai and Y.Suga: Met. Trans.,17A(1986),1313
- (46) Y.Shimizu, Y.Ito and Y.Iida: Met. Trans.,17A(1986),1323
- (47) Deformation of Metals during Rolling, I.Ya.Tarnovskii, A.A.Pozdeyev

and V.B.Lyashkov,(1965) Pergamon Press

- (48) 制御圧延技術の基礎とその展開：鉄鋼基礎共同研究会、高温変形部会編
(1980) 日本鉄鋼協会
- (49) 志田 茂：塑性と加工, 7(1966),424
- (50) 牧 正志、赤坂耕一、奥野耕次、田村今男：鉄と鋼,66(1980),1659
- (51) I.Kozasu and T.Shimizu: Trans ISIJ,11(1971),359
- (52) D.J.Towle and T.Gladman: Met. Sci.,13(1979),246
- (53) D.R.Barraclough and C.M.Sellars: Met. Sci.,13(1979),257
- (54) 工藤英明： 塑性学(1968),128,森北出版
- (55) 牧 正志、田村今男： 鉄と鋼, 70(1984),2073
- (56) G.Glover and C.M.Sellars: Met. Trans.,3(1972),2271
- (57) W.Roberts, H.Boden and B.Ahblom: Met. Sci.,13(1979),195
- (58) H.J.McQueen, R.Petkovic, H.Weiss and L.G.Hinton: Proc. of Hot
Deformation of Austenite, AIME,(1976),113
- (59) 石黒 徹、大西敬三： 鉄と鋼, 65(1979),s469
- (60) 酒井 拓、大橋正幸、和田重伸： 鉄と鋼, 66(1980),s441
- (61) 岡口秀治、牧 正志、田村今男： 日本金属学会講演概要(1982,4),65
- (62) S.Satoh, T.Obara, M.Nishida and T.Irie: Trans. ISIJ,24(1984),838
- (63) 瀬沼武秀、矢田 浩、松村義一、山田健二： 鉄と鋼, 73(1987),1598
- (64) G.Glover and C.M.Sellars: Met. Trans.,4(1973),765
- (65) C.Ouchi and T.Okita: Trans. ISIJ,23(1983),128
- (66) 吉村博文、石井満男： 鉄と鋼, 69(1983),1440
- (67) 渡辺國男： 鉄と鋼, 71(1985),1926
- (68) 長嶋晋一編： 集合組織, (1984),丸善
- (69) 阿部秀夫, 戸川史江, 木下凱夫、中川耕作：鉄と鋼,65(1979),424
- (70) 古林英一、中村森彦： 鉄と鋼, 68(1982),2507
- (71) N.C.Pease, D.W.Jones, M.H.L.Wise and W.B.Hutchinson: Met. Sci.,
15(1981),203

(72) 井口征夫、前田千寿子、伊藤 庸： 鉄と鋼，70(1984),2057

(73) S.Mishra, C.Därmann and K.Lücke: Met. Trans.,17A(1986),1301

(74) 内田尚志、澤井 巖、神坂栄治： 鉄と鋼，70(1984),354

本研究に関する公表論文

- (1) Investigation of Recovery and Recrystallization during Hot Rolling of Stainless Steels with High Speed Laboratory Mill
Trans. Iron and Steel Inst. Jpn. vol.24 (1984) p.1050-1054
- (2) フェライト系ステンレス鋼の高速熱間圧延変形と再結晶挙動
鉄と鋼、vol.72 (1986) p.799-806
- (3) オーステナイト系ステンレス鋼の高速熱間圧延変形と再結晶
鉄と鋼、vol.73 (1987) p.1146-1153
- (4) Recrystallization and Texture Formation in High Speed Hot Rolling of Austenitic Stainless Steel
Trans. Iron and Steel Inst. Jpn. vol.27 (1987) p.520-525
- (5) Redundant Shear Deformation and Its Influence on As-Deformed Structure in High Speed Hot Rolling of 18-8 Stainless Steel Strip
Proceedings of the 4th International Steel Rolling Conference (1987) A36.1-36.9
- (6) Recrystallization and Texture Formation in High Speed Hot Rolling of Low Carbon Ferritic Stainless Steel
Proceedings of International Conference on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals (1988) p.660-667
- (7) Deformation and Recrystallization Behavior of Low Carbon Steel in High Speed Hot Rolling
Trans. Iron and Steel Inst. Jpn. vol.28 (1988) No.12 (掲載予定)
- (8) Texture Formation in Low Carbon Ti Bearing Steel Sheets by High Speed Hot Rolling in Ferrite Region
Trans. Iron and Steel Inst. Jpn. vol.28 (1988) No.12 (掲載予定)

謝 辞

本研究を行うにあたり、終始御懇切な御指導、御鞭撻をいただきました大阪大学工学部教授加藤健三先生に心から感謝致します。また、本研究に関して種々の有益な御教示を賜りました大阪大学工学部教授藤田廣志先生、山根壽己先生、堀茂徳先生に深く感謝致します。

本研究の遂行にあたり、終始適切な御教示、御討論をいただいた大阪大学工学部助教授斎藤好弘先生に心より感謝致します。また、集合組織の測定に関し種々御助言をいただいた新日本製鉄(株)第一技術研究所松尾宗次博士に深く感謝致します。本研究の一部に協力していただいた、加藤研究室の在学学生、卒業生の皆様にも厚く御礼申し上げます。