

博士論文

極短パス間時間多パス熱間圧延による
超微細結晶粒薄鋼板製造法の研究

2015年3月

江藤 学

目次

第1章 序論	1
1.1 本研究の背景	1
1.2 従来研究	3
1.3 本研究の目的と内容	10
第2章 超微細粒鋼板の製造可能条件の調査	14
2.1 実験装置	14
2.2 標準実験方法	15
2.3 結晶粒微細化効果の基礎調査	17
2.4 パス前後急冷を付加した細粒化条件探索	21
2.5 超微細粒鋼製造新プロセス(SSMR法)の位置付け	33
第3章 SSMR法による超微細粒鋼板の組織と特性	37
3.1 組織の特徴	37
3.2 超微細粒生成機構の基礎調査-1	38
3.3 超微細粒生成機構の基礎調査-2	43
3.4 超微細粒生成機構のまとめと考察	47
3.5 超微細粒薄鋼板の機械特性	50
第4章 SSMR法における圧延負荷特性	58
4.1 多パス連続熱間圧延における材料の変形抵抗	58
4.2 SSMR法における潤滑の効果	69
4.3 SSMR法における圧延負荷のまとめ	74
第5章 SSMR法の工業生産化の検討	77
5.1 高負荷圧延用圧延設備の設計制約	77
5.2 実機設備の基本設計案	85
第6章 総括	94
謝辞	96

第1章 序論

1.1 本研究の背景

鉄鋼材料は、構造、機械用素材として最も汎用性が高く且つ安価であり、その地位は普遍的である。近年は、地球環境問題の解決および安心・安全社会の構築の観点より、鋼材特性の高機能化、あるいは鉄鋼生産に係る資源リサイクルおよび省エネルギーの追求が一層強く求められるようになってきている。

自動車においては、排出ガス規制によって燃費の向上が求められ、車体の軽量化が進められて来た。一方で、衝突安全性の向上も厳しく求められるようになっており、車体の強度を増すために車体重量はむしろ増加傾向にあるとさえ言われている。この相反する課題に対処すべく、高強度鋼が多用されるようになってきた。車体の主要構造材は薄鋼板であり、一般にハイテンと呼ばれる高強度薄鋼板の適用比率は急速に拡大しつつある(Fig. 1-1)¹⁾。

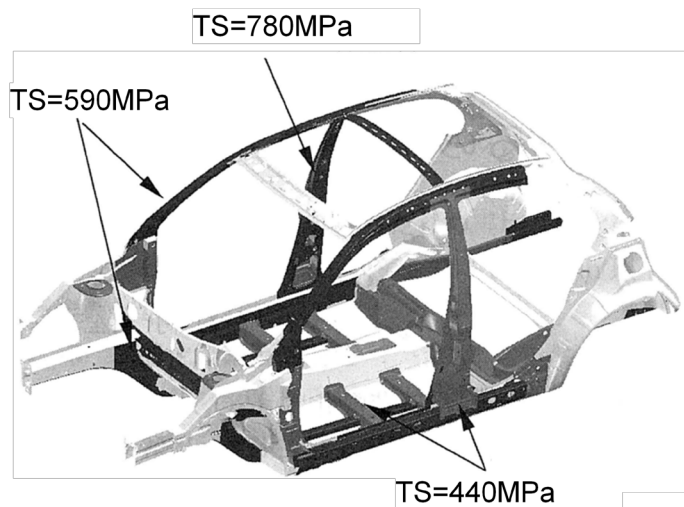
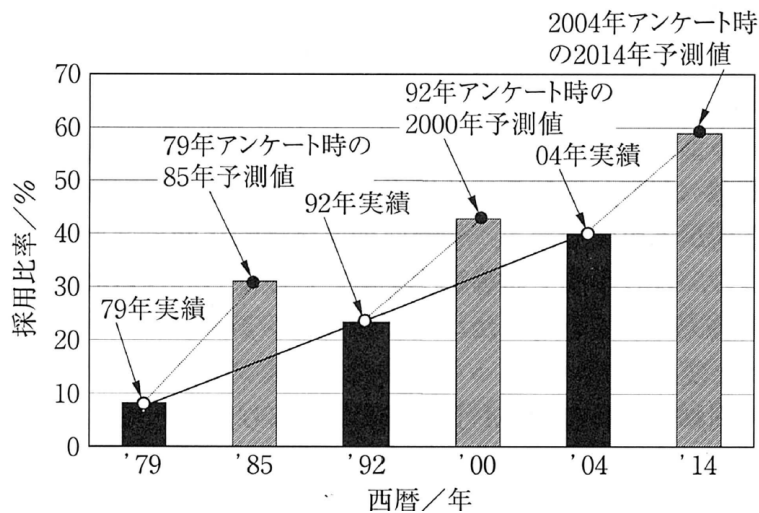


Fig. 1-1 Adoption ratio of high-tensile strength steel sheet in automotive body¹⁾

鋼材の強度を増す手段としては、固溶強化、転位強化、粒界強化(細粒強化)、析出強化等があり、夫々に長所短所がある中で、近年特に細粒強化が注目され活発な研究が行われて来た^{2)~24)}。その理由の一つは合金元素の節減にある。固体強化や析出強化に用いられる合金元素の一部(Cu, Mo, Ni, Sn等)はトラップ元素(循環性元素)と呼ばれ、鋼材を再生利用する際の精錬過程で除去することができず、鋼材中に蓄積されてしまう。これらによって鋼材の加工性や溶接性が損なわれることがあり、資源リサイクルの観点から問題視されている。一方で細粒強化は基本的には合金元素の添加に頼らない手法であり、希少金属の節減ならびに鋼材のリサイクル性向上に繋がり、環境面で優れた強化手段と考えられている。

また、結晶粒の微細化により低温靱性、疲労特性、耐食性等の向上も期待されており、これらと高強度化との両立手段であるという側面が注目されている場合もある。

細粒強化は鋼材の降伏応力が結晶粒径の $\cdot 1/2$ 乗に比例するという性質(Hall-Petch則^{26),27)}を利用するものだが、その性質上、結晶粒径が細くなるほど一定の粒径変化に対する降伏応力の向上代は大きくなる。Fig. 1-2 は本研究のデータと良く合う係数を設定してHall-Petch則を表したものだが、粒径 $1\mu\text{m}$ 前後で粒径変化に対する強度変化の割合が大きく変わる。例えば通常 $5\mu\text{m}$ 程度の粒径で降伏応力 370MPa の鋼材を $1\mu\text{m}$ まで微細化できれば、降伏応力は約 2 倍の 700MPa まで高めることができる。

このことから一般的鋼材の常温での主相であるフェライト組織の結晶粒径が $1\mu\text{m}$ 以下のものを特に超微細粒鋼と呼び、この創製を目指す研究開発がいくつか行われた²⁵⁾。その結果、実験室規模では種々の手法で超微細粒鋼の創製に成功しているが、少なくとも鋼板においては工業生産に適用された例は未だ無い。

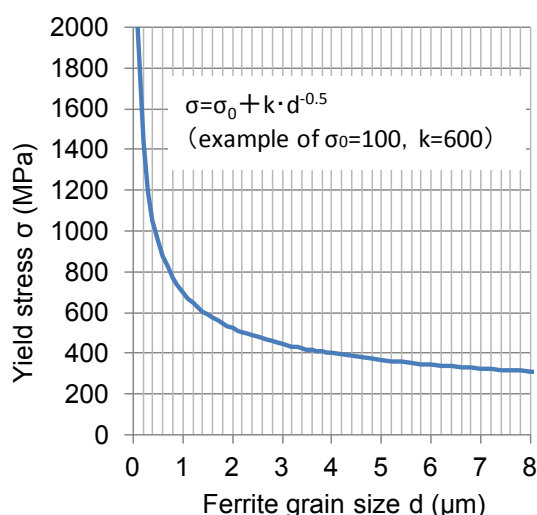


Fig. 1-2 Relationship between ferrite grain size and yield stress

1.2 従来研究

結晶粒の微細化方法に関しては従来、多彩な研究が行われてきた。以下ではそれぞれの研究で用いられた手法と到達できた結晶粒径について簡潔にまとめてみる。結晶粒微細化の手法は、超強加工を含む加工熱処理によるものと、メカニカルミリングや超微粒子の焼結、アモルファスの結晶化等の特殊プロセスによるもの大きく分けられる。後者ではナノオーダーの極微細組織が得られているが、製造できる材料の寸法・形状は限られている。これに対し、前者の内の超強加工と呼ばれる手法は、バルク材としての所定の寸法・形状を維持しつつ内部に大きなひずみを付与するために考案されたもので、ARB(Accumulative Roll Bonding)、ECAP(Equal-channel Angular Pressing)、HPT(High Pressure Torsion)等が挙げられる。これらの方法では、粒径 $0.2\sim 0.5\mu\text{m}$ の超微細組織を得られているが、工業生産への展開を考えると、その生産効率は低く、社会インフラとして大きな需要がある自動車材や建材等の大量生産には適さない。

その一方で一般にTMCP(Thermo-Mechanical Controlled Processing)と呼ばれる加工熱処理は、狭義では制御圧延・加速冷却を指し、製鉄所の既存の熱間圧延設備を用いて従来から鋼材の製造に適用されてきた。TMCPは、再結晶オーステナイト域圧延、未再結晶オーステナイト域圧延、二相(フェライト+オーステナイト)域圧延、加速冷却の4段階に分けられ、それぞれがオーステナイトの細粒化、オーステナイトの加工硬化(フェライト変態の核生成サイト増加)、オーステナイト中への第2相の生成、フェライト変態の核生成の駆動力増加作用として最終的なフェライトの細粒化に寄与しているとされている²⁵⁾。しかし従来のTMCP法による熱間圧延後のフェライトの細粒化限界は $5\mu\text{m}$ と言われていた。

このTMCPを発展させる方向での研究もいくつか行われている。1980年代に矢田等は微量合金元素を含まない低炭素鋼を対象に、オーステナイト/フェライト変態温度(A_3 点)近傍での大ひずみ加工、あるいは短時間多段加工により、 $1\sim 4\mu\text{m}$ の微細フェライト組織を得ることに成功している²⁶⁻⁸⁾。平面ひずみ型高速連続熱間加工シミュレータによる熱間圧縮加工とその直後の組織凍結冷却を組み合わせた試験においては、 0.5 以上のひずみで局部的ながら $1.2\mu\text{m}$ 程度の微細粒を得、ひずみ 3.7 、加工温度 $1073\text{K}(800^\circ\text{C})$ 以下ではフェライト分率が 90% にまで達している(Fig. 1-3)⁴⁾

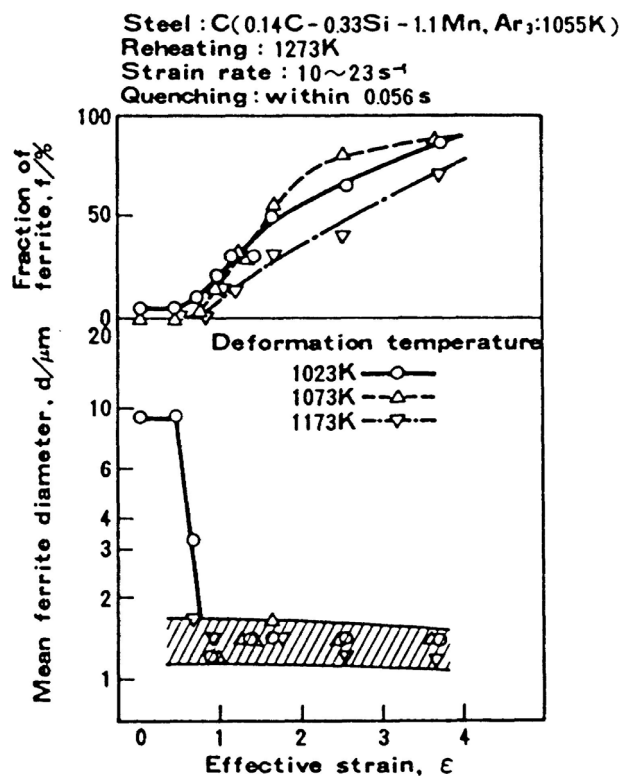


Fig. 1-3 Effect of strain and temperature on the fraction and the grain diameter of the fine ferrite formed by hot deformation⁴⁾

また、各パスひずみ 0.69 の二段圧縮試験ではパス間時間を 0.2 まで短縮することで粒径 $2\mu\text{m}$ の組織を得ている(Fig. 1-4)^{6),7)}。圧延形式の 2 パス試験では、パス間時間が 5s と長かったためか細粒化効果はやや劣るが、各パスひずみ 0.69 以上であれば、累積ひずみが同等の 1 パス大圧下圧延と同じ細粒化効果を発揮し、さらに、ひずみ 0.69 と 1.10 の組み合わせでは $2\mu\text{m}$ の微細組織を得ている。また、最終パス以外の条件は明らかにされていないが、製鉄所の薄板熱間圧延ライン(以下、工業生産用の設備を実機と呼ぶ)で実施された検証試験では、表層近傍で約 $2\mu\text{m}$ の微細組織も観察され、期待が持てる結果と評価されている(Fig. 1-5)⁶⁾。従来の TMCP との最大の相違点は、大ひずみ加工であり、加工中の材料の軟化挙動と組織の特徴から、加工ひずみ誘起の動的フェライト変態が生じたものと考察されている。

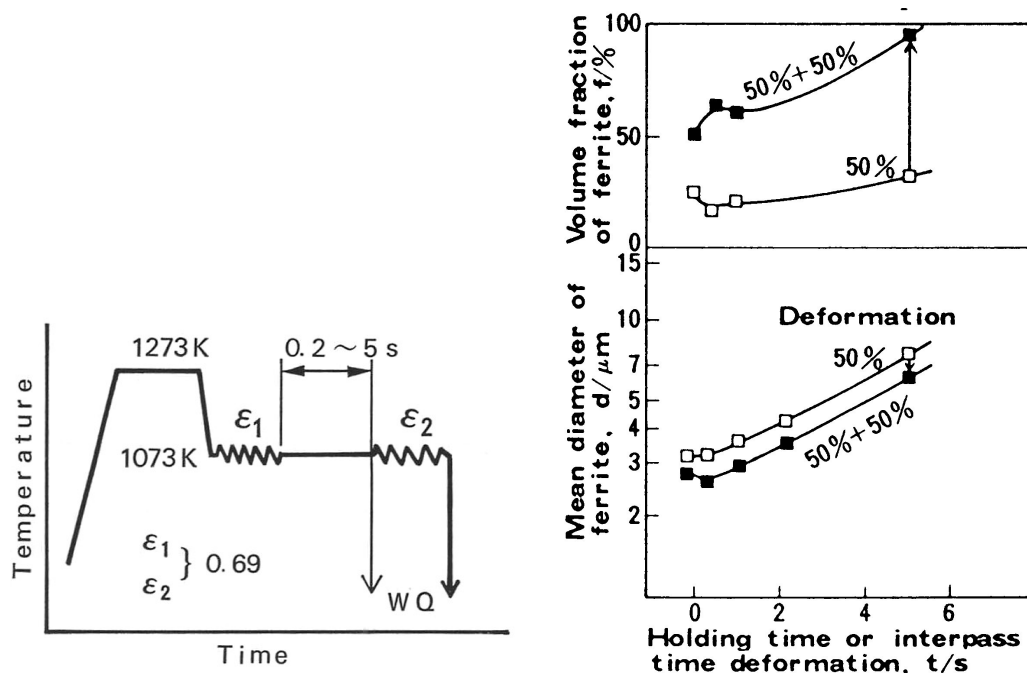


Fig. 1-4 Schematic of 2-pass deformation test and its result^(6),7)

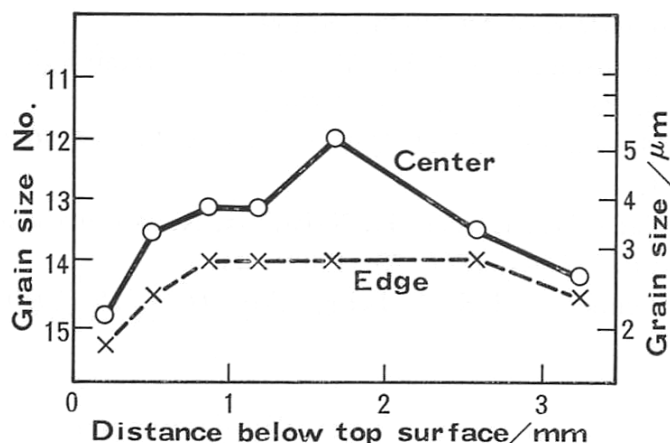


Fig. 1-5 Grain size distribution through thickness of the strip rolled in a production mill⁽⁶⁾
 (Chemical compsit:0.13C-0.32Si-1.07Mn, Final pass reduction:27%, speed:700mpm,
 Exit temperature:1043K, thickness:3.5mm)

1997年～2002年には、鉄系スーパーメタルプロジェクト(PJ)^{(9)～(17)}とSTX-21超鉄鋼PJ^{(18)～(22)}の二つの国家PJが並行して実施された。鉄系スーパーメタルPJは、NEDO、金属系材料研究開発センター(JRCM)と鉄鋼各社(新日鐵、NKK、川鉄、住金、神鋼 =いずれも当時の略称)の連携体制で進められ、STX-21超鉄鋼PJは物質・材料研究機構(NIMS)での集中体制で進められた。両者は研究目的の表現こそ異なるものの、いずれもTMCPの極限を追求することにより、Ni、Cr、Mo、Cu等の合金元素に頼らない単純組成(Fe-Mn-Si-C)で1 μ mもしくはそれ以下の超微細フェライト粒創

製を目指した研究と言える²⁵⁾。両PJで研究された細粒化手法の共通点は低温大ひずみ加工であり、前出の矢田等の研究との対比で言えば、低温加工であることが特徴である。

鉄系スーパーメタルPJでは、「均一な複相組織鋼化によって、結晶粒径が $1\mu\text{m}$ 程度以下で、 1mm 以上の厚さを持つ微細組織鋼の創製技術を確立する」ことを目指して行われた。そこで開発された新たなTMCPをFig. 1-6¹⁴⁾に示す。Type I は低温準安定オーステナイト域での大ひずみ加工、Type II はフェライト+セメンタイト、フェライト+オーステナイト複合組織での大ひずみ加工、Type III はフェライト+セメンタイト域での大ひずみ加工とその後のオーステナイト域急速加熱による逆変態の組み合わせである。Type I では動的フェライト変態やひずみ誘起極低温フェライト拡散変態、Type II ではフェライトの動的再結晶、Type III では加工発熱誘起オーステナイト逆変態を活用したとされている。

初期の研究では、加工フォーモスタ(単軸圧縮試験機、 $8\text{mm}\phi\times 12\text{mm}$ 高)や熱間加工シミュレータ(平面歪圧縮試験機、 30mm 厚 $\times 40\text{mm}$ 幅)等による小試験片での基礎試験が実施され、オーステナイト粒の微細化を狙いとした Type III を除き、いずれもほぼ粒径 $1\mu\text{m}$ 以下の超微細フェライト組織を得ることに成功している。個別には組成や加工条件が種々異なるためここでは詳細な比較は省くが、共通して言えることは、粒径 $1\mu\text{m}$ の達成には加工温度 700°C 以下、ひずみ 1.5(圧下率 80%) 以上の低温域大圧下加工を要したことである。

鉄系スーパーメタルPJでは、工業化の可能性を明確化することを謳っており、ロール圧延方式で、より大型の試料(最大で 5mm 厚、 100mm 幅、 2000mm 長)の製造も行われている。その代表的条件と達成されたフェライト粒径はTable 1-1¹⁴⁾に示す通りである。ここでは、工業化の視点で実用性の高い多パス化も試みられている。たとえば厚さ 100mm の試料を 6 パスで 5mm まで圧下するケースでは、総圧下率は 95%だが、後半パスでの圧下率は 50%であったとされている。

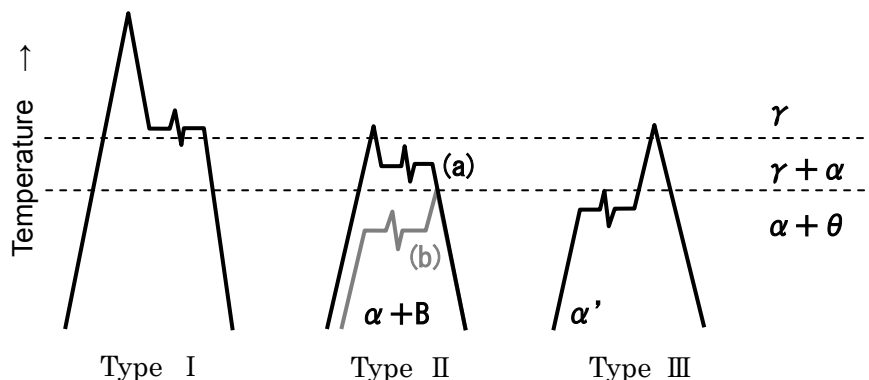


Fig. 1-6 Three concept of heavy deformation (HD) studied in Super Metal PJ¹⁴⁾
 (Type I is HD at supercooled austenite, Type II is HD of dual phase
 and Type III is DH with reverse transformation)

Table 1-1 Summary of grain refinement by means of experimental rolling mill
 in Super Metal PJ¹⁴⁾

Concept	Steel	Reheating Temp.	Rolling Temp.	Thickness Reduction	No. of Passes	Grain Size (μm)		
						Surface	1/4t	1/2t
Type I	MA	950°C	700°C	20→8mm	1	Bainite	1.5	2
Type I	RE	950°C	700°C	50→7mm	4	1	1	3~5
Type II a	MA	850°C	750°C	90→2.5mm	2	—	1.1	—
Type II b	MA	700°C	660°C	100→5mm	6	1.5	1.5	2
Type II b	RE	700°C	660°C	100→5mm	6	1	1	1
Type III	9N	550°C	550°C	50→5mm	3	0.5	0.5	2

* Grain size of Type III is for austenite, and others are for ferrite.

Steel MA: 0.15C-0.4Si-1.3Mn-0.01Nb-0.01Ti, Steel RE: 0.15C-0.2Si-1.8Mn-0.03Nb-0.1Ti

Steel 9N: 0.3C-0.3Si-0.8Mn-9Ni

STX21 超鉄鋼PJでは、通常は 400MPa級となる単純組成材を結晶粒微細化によって 800MPa鋼を創製する試験を実施している^{18),20)}。SM490 相当鋼(0.16C-0.4Si-1.4Mn)の小試験片(20mm長、15mm幅、12mm高)に対し予め熱処理を施してオーステナイト粒径を 300 μm と 17 μm に調整した上で、平面ひずみ圧縮型の加工熱処理シミュレータを用いて広範囲な温度とひずみ条件での加工熱処理が行われた。結果はFig. 1-7²⁰⁾に示す通り、加工前のオーステナイト粒が細かく、かつ加工温度が 923K(650°C)以下、圧縮ひずみ 2 以上の条件で 1 μm 以下の超微細フェライト粒が得られている。また溝ロールによる棒材の多方向多段圧延試験が実験室および実機で実施された。同上の SM490 相当鋼を用いた実機試験の中で、温度範囲 1023~773K(750~500°C)、33 パスの総減面率 97%の条件では平均粒径 0.5 μm のフェライト組織が得られ、寸法としても 20mm角×20m長という

比較的大きな超微細粒鋼材の試作に成功している。加工熱処理シミュレータ試験、棒材圧延試験共に超微細フェライト組織が得られた条件では加工直前の組織がフェライト+オーステナイトあるいはフェライト+セメンタイトとなっており、超微細組織は主としてフェライトの連続再結晶によるものと結論づけられている。

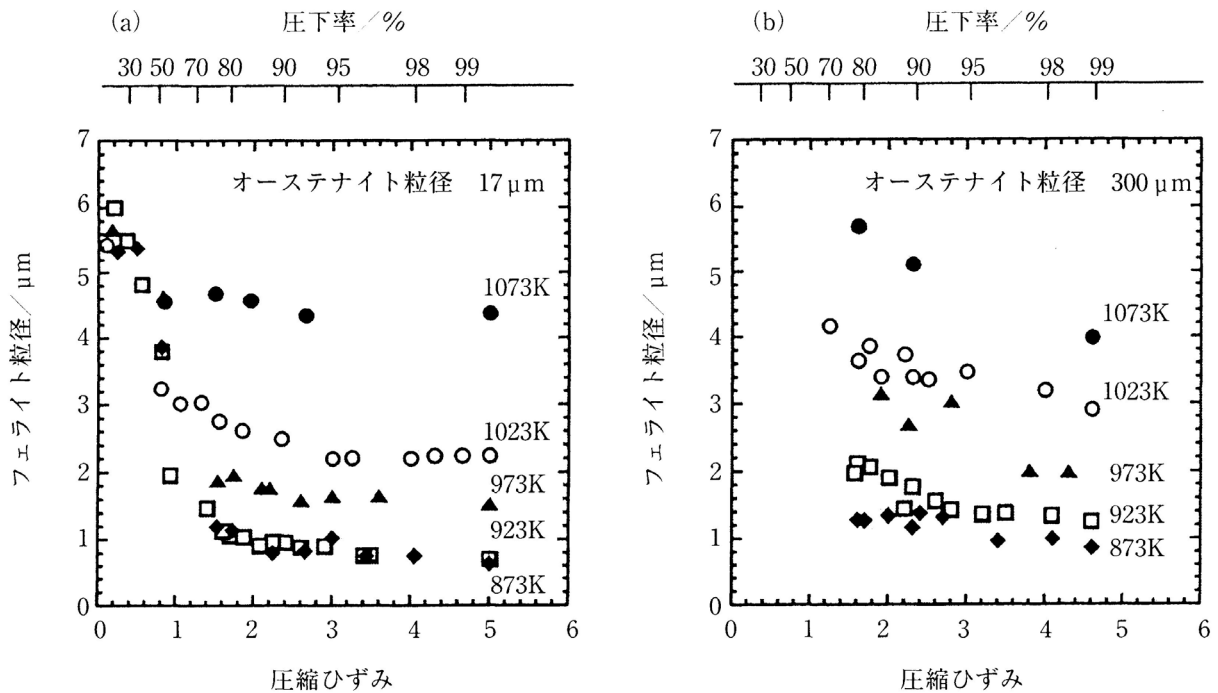


Fig. 1-7 Influence of compression strain on ferrite grain size²⁰⁾

2000年には中山製鋼所に細粒鋼製造に適した機能を有する熱間圧延ラインが新設された(Fig. 1-8)²³⁾。仕上圧延機列の後段3スタンドに異径小径ロール片駆動方式の圧延機が導入され、それぞれの出側に大流量整流式の鋼板冷却装置(Curtain wall cooling)が備えられた。上下異径ロールと片駆動によって、通常の圧延ひずみに対し上下面間のせん断ひずみが付加される効果も有るとされているが、基本的には大圧下圧延時の負荷軽減のためにロールの小径化を追求し、駆動トルク伝達とのバランスを考慮した結果として異径片駆動方式が選択されたと見ることができる。また鋼板冷却装置は加工発熱による鋼板温度上昇を抑制し、結晶粒の成長を押さえる目的で設置されている。

仕上後段大圧下圧延と鋼板冷却等が細粒化に及ぼす効果を検証する試験の結果が開示されている²⁴⁾。組成 0.17C-0.17Si-1.46Mn、170mm厚の連続铸造スラブを 1473Kに加熱。7パスの粗圧延で 30~40mm厚のバーとし、温度調整後に 2mm厚まで仕上圧延して 873Kで巻き取っている。仕上圧延および冷却条件はTable 1-2²⁴⁾に示す通り4水準に変更され、仕上圧延中の温度変化は圧延機列入、出側の温度計測値を元に計算によってFig. 1-9の様に推定されている。通常の製造条件(A)では 7.2μmのフェライト粒径が、仕上後段3パスでの圧下率40%以上の大圧下、パス直後冷却、ランアウトテーブル前段強冷を組み合わせた条件(D)では 2.2μmまで細粒化された(Fig. 1-10)。

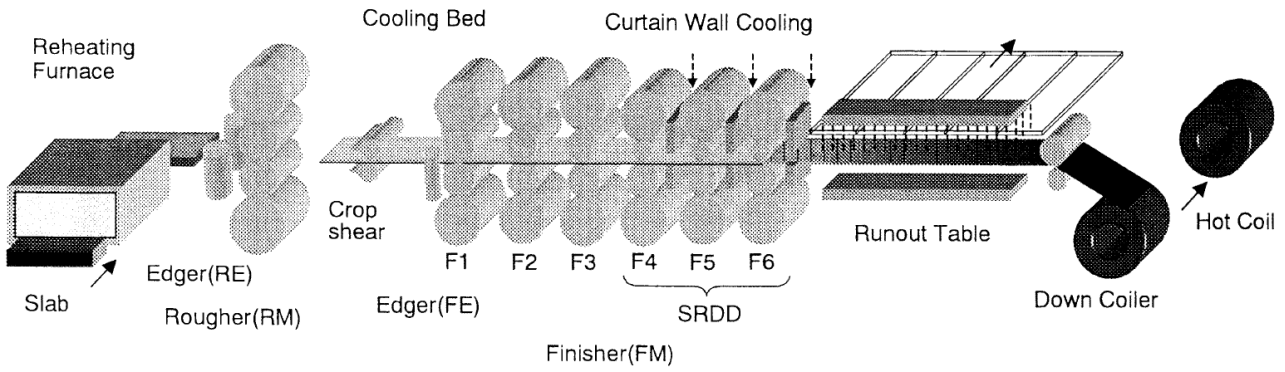


Fig. 1-8 Schematic of hot strip mill at Nakayama Steel Works²³⁾

Table 1-2 Experimental conditions at Nakayama's hot strip mill²⁴⁾

	F-mill Entry Temp. (K)	Reduction at F-mill	Curtain wall cooling	F-mill Delivery Temp.(K)	Cooling pattern
A	Conventional 1253	Conventional	off	1153	Average
B	Low 1233	High reduction at latter stands	off	1103	Average
C	Low 1233	High reduction at latter stands	on	1033	Average
D	Low 1233	High reduction at latter stands	on	1033	Front strong

Reduction (%)	F1	F2	F3	F4	F5	F6
Conventional	54	41	38	35	27	17
High reduction at latter stands	33	34	33	40	44	43

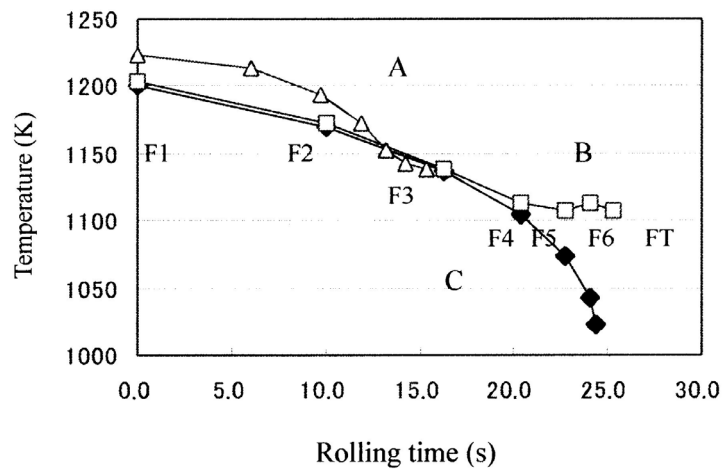


Fig. 1-9 Temperature change in finishing mill (Experiment at Nakayama's hot strip mill)²⁴⁾
 (△: condition A, □:condition B, ◆:condition C, where A,B,C is corresponding to Table 1-2)

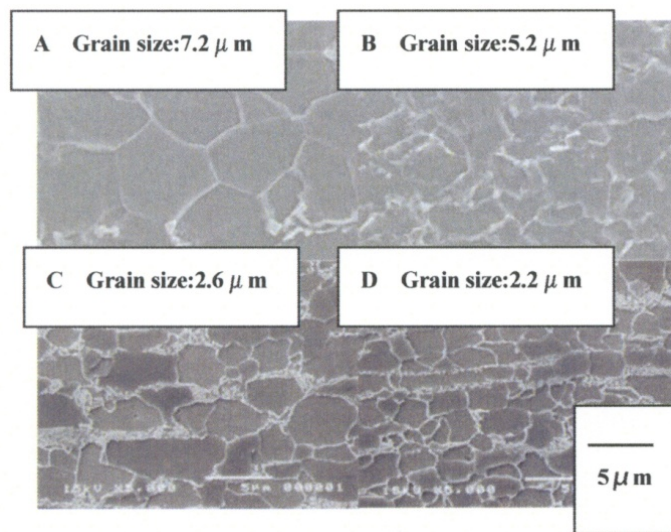


Fig. 1-10 SEM images of microstructure of fine grained steel sheet manufactured at Nakayama's hot strip mill²⁴⁾

1.3 本研究の目的と内容

前出の鉄系スーパーメタルPJにて、工業的実用化への道筋が得られたとはされているものの、700℃以下の温度域で1パス50%以上の大圧下圧延をする際に圧延設備に掛かる負荷は極めて大きい。Table 1-1 に示した最終的な圧延試験における負荷は開示されていないが、初期の報告^{9),12)}によれば、ロール径 720mmの多機能統合型圧延加工試験機にてSM490 相当鋼を 700℃で圧下率 50%から 80%の圧延を実施した際、単位幅あたりの圧延荷重(線荷重)は 5~9tonf/mm(49~88kN/mm)であった。またH13 年度の成果報告書⁹⁾にも、「1パス当たり 50%以上の圧下率を取れる圧延機を考えると、ロール径 600mmの場合、単位幅あたりの圧延荷重は 6tonf/mm程度となり、ロール面荷重、ロール駆動方式の点で現実離れしたものになる。」との記述がある。たとえば 2000mm幅の鋼板を線荷重 6tonf/mm(59kN/mm)の高負荷で圧延すると、総荷重は 118MNとなってしまいが、既存の薄板用熱間圧延ライン仕上圧延機の耐荷重はFig. 1-11 に示す通り最大でも 40MNであり、これが上記の“現実離れ”との表記につながっている。

本研究では、超微細粒鋼製造の工業的実用化に主眼を置き、結晶粒微細化効果を維持しつつ圧延負荷を大幅に軽減するプロセスの開発、およびその実現性の検証に取り組んだ。そのため、出発点としてはこれまでに明らかにされてきた結晶粒微細化の指導原理を活用し、そのプロセス条件を最適化する方向から新たな超微細粒鋼製造技術の開発を目指した。

圧延負荷を軽減するには主として、a)材料の変形抵抗を下げる、b)1パス当たりの圧下率を下げる、c)ロールを小径化する、d)圧延時の摩擦係数を下げる、等が有効である。変形抵抗を下げるには a-1)圧延時の温度を上げる、a-2)ひずみ速度を下げる、a-3)材料の成分を調整する、等の手段があるが、ひずみ速度すなわち圧延速度の低減は生産性の低下に直結し、成分調整に頼れば技術の適用範囲を狭めてしまう。まずは圧延温度を高温域に保つこと(a-1)を考える必要がある。また、細粒化効果を得るために大きな加工ひずみが必要であることは、従来研究が共通して指摘するところ

であり、1 パス当たりの圧下率を下げる(b)ためには、ひずみの累積効果を期待してパス分割(多パス化)を図るしかない。

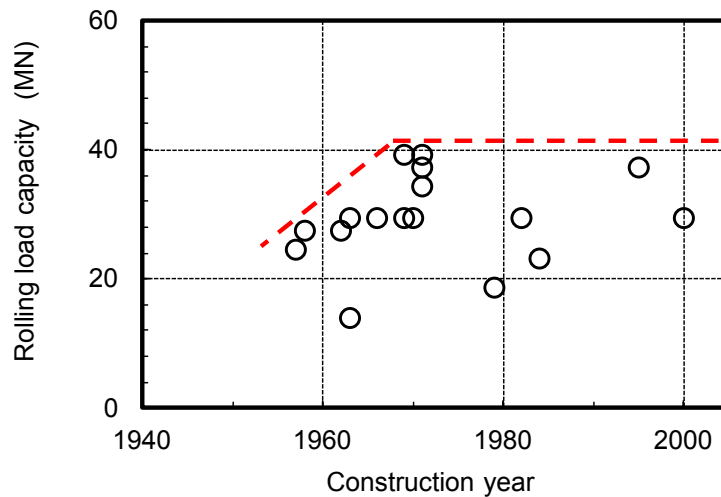


Fig. 1-11 Rolling load capacity of hot strip mill finishing stands

フェライト粒径 $1\mu\text{m}$ の超微細粒鋼を創製する手法は、鉄系スーパーメタルPJやSTX-21 超鉄鋼PJで示されているが、何れも低温大ひずみ加工を利用しており、圧延負荷軽減とは両立し難い。そこで、本研究では矢田等の研究成果の中の短パス間時間多パス圧延手法(Fig. 1-4)⁶⁾に着目し、これを応用、発展させることに取り組んだ。

実機の 1/4 規模の 3 スタンド高速熱間圧延試験設備を用い、パス間時間の短縮を図ると共に、最終パス直後に強力な冷却装置内を高速通過させることで、圧延直後から急速冷却を施しつつ冷却停止温度を自在に調整する方法を確立し、これをSSMR(Super Short interval Multi-pass Rolling)法と名付けた。SSMR法により従来は実現していなかった単純組成のC-Mn鋼にて超微細フェライト組織を創製することに成功し、細粒化の指導原理としても新たな領域に踏み込めた^{28)~42)}。

圧延負荷軽減において重要な技術となる潤滑圧延(d)の効果も調査し、超微細粒鋼製造と負荷軽減の両立を実証した。また、この結果を元に SSMR 法を実機適用する際の最適な圧延設備についても検討し、ロール径(c)を含む主仕様を提示した。

本研究は、超微細粒鋼製造のためのプロセス基盤技術の開発を目指したもので、超微細粒鋼板の強度を除き、機械特性の向上を狙った組成、製造条件の調整は行っていない。しかし、負荷軽減効果実証の意味も込め、最大 300mm 幅×1m 長の大型試験片を製造し、その機械特性、二次加工性も調査した。

本研究は、NEDOの助成を受けて実施された環境調和型超微細粒鋼創製基盤技術開発PJ(PROTEUS-PJ)⁴³⁾に関わるもので、筆者の担当範囲の研究成果を主体に、付加的に実施した諸調査の結果や事後の考察を含めてまとめたものである。

【文献】

- 1) 杉山隆司：塑性と加工, Vol.46, No.534(2005), p.552
- 2) H.Yada, Y.Matsumura, I.Matsuo and T.Senuma: Proceeding of symposium Japan Inst. Metals at the Fall Meeting, (1983), p.90
- 3) H.Yada, Y.Matsumura, I.Matsuo and T.Senuma: Proceeding of symposium Japan Inst. Metals at the Fall Meeting, (1984), p.156
- 4) H.Yada, Y.Matsumura and T.Senuma: Proc. Conf. Martensitic Transformations (1986) p.515
- 5) Y.Matsumura and H.Yada: The Metallurgical Soc. Tech. Paper, No.A86-28(1986)
- 6) Y.Matsumura and H.Yada: Trans. ISIJ, Vol.27(1987) p.492
- 7) H.Yada, Y.Matsumura and T.Senuma: Proc. THERMEC-88 ISIJ, Vol.1(1988),p.200
- 8) 矢田浩, 瀬沼武秀, 村松義一：鉄鋼の結晶粒超微細化部会報告書(1991),p.9
- 9) スーパーメタルの技術開発 成果報告書(平成10年度～13年度) (1999～2002)
- 10) スーパーメタルの技術開発 鉄系メゾスコピック組織制御材料創製技術成果報告書(2001)
- 11) 大歪加工圧延プロセス実現のための技術課題の調査報告書(2001)
- 12) 足立吉隆, 富田俊郎, 日野谷重晴：鉄と鋼, Vo.85, No.8(1999),p.620
- 13) 藤岡政昭, 阿部義男, 萩原行人, 新倉正和, 足立吉隆, 忝倉功和, 細田卓夫, 間淵秀里：CAMP-ISIJ, Vol.13(2000), p.458
- 14) 第3回スーパーメタルシンポジウム講演集, (2001),p.13
- 15) 第4回スーパーメタルシンポジウム講演集, (2001),p.17
- 16) M.Niikura, M.Fujioka, Y.adachi, A.Matsukura, T.Yokota, Y.Shirota and Y.Hagiwara: “New Concepts for Ultra Refinement of Grain Size in Super Metal Project”, Journal of Materials Processing Technology, 117(2001),p.341
- 17) 萩原行人, 新倉正和, 下斗米道夫, 阿部義男, 城田良康：塑性と加工, Vol.42, No.484(2001),p.251
- 18) S.Genda, Y.Kogo, S.Torizuka and K.Nagai: CAMP-ISIJ, 13 (2000), p.1187
- 19) 鳥塚史郎, 井上忠信, 長井寿：鉄と鋼, Vol.86, No.12(2000), p.801
- 20) 鳥塚史郎, 長井寿, 佐藤彰：塑性と加工, Vol.42, No.483(2001),p.287
- 21) 大森章夫, 鳥塚史郎, 長井寿, 山田賢嗣, 向後保雄：鉄と鋼, Vol.88, No.12(2002), p.857
- 22) 鳥塚史郎：ふえらむ, Vol.10, No.3(2005),p.188
- 23) 森本敬治, 倉橋隆郎, 竹士伊知郎, 柳本潤：鉄と鋼, Vol.88, No.11(2002), p.747
- 24) 竹士伊知郎, 鳥塚史郎, 新富達也, 大谷崇, 津崎兼彰：塑性と加工, Vol.49, No.566(2008), p.216
- 25) 牧正志：金属, Vol.71, No.8(2001) p.771
- 26) E.O. Hall: Proc. Phys. Soc., 64B (1951), p.747
- 27) N.J. Petch: J. Iron Steel Inst., 174 (1953), p.174
- 28) T. Tomida, N. Imai, M. Yoshida and S. Fukushima: Materials Science Forum, 539-543 (2007), p.4708
- 29) N. Imai, T. Tomida, M. Yoshida and S. Fukushima: Proc. ISUGS 2007, Kokura, Japan, (2007), p.1
- 30) S.Fukushima, T.Sasaki, E.Eto, T.Shibahara, K.Kawano, and M.Wakita: Proc. 8th ICTP, Verona, Italy, (2005), p.531

- 31) K.Miyata, M.Wakita, S.Fukushima, M.Eto, T.Sasaki, and T.Shibahara: Proc. Materials Science & Technology 2005, Pittsburgh, USA, (2005), p.55
- 32) M.Wakita, K.Miyata, S.Fukushima, M.Eto, T.Sasaki, and T.Shibahara: Proc. ISUGS 2005, Hainan, China, (2005), p.112
- 33) M.Eto, T.Sasaki, S.Fukushima, T.Shibahara, K.Kawano, and M.Wakita: Proc. 9th Steel Rolling 2006, (2006), p.100
- 34) K.Miyata, M.Wakita, S.Fukushima, M.Eto, T.Sasaki, and T.Tomida: Proc. THERMEC-2007, Material Science Forum, Canada, 539-543, (2007), p.4698
- 35) S.Fukushima, M.Eto, and T.Sasaki: Proc. ISUGS 2007, Kokura, Japan, (2007), p.5
- 36) M.Wakita, K.Kawano, and T.Tomida: Proc. ISUGS 2007, Kokura, Japan, (2007), p.8
- 37) M.Kiuchi: Proc. of the 1st Symp. on PROTEUS Project. NEDO, Tokyo, Japan, (2004), p.1
- 38) M.Wakita, K.Miyata, S.Fukushima, T.Sasaki, N.Imai, T.Tomida: Current Advances in Materials and Processes, vol.17, (2004), p.1387
- 39) M.Etou, S.Fukushima, T.Sasaki, Y.Haraguchi, K.Miyata, M.Wakita, T.Tomida, N.Imai, M.Yoshida and Y.Okada: ISIJ Int., Vol. 48, No.8, (2008), p.1142
- 40) T.Tomoda, N.Imai, K.Miyata, S.Fukushima, M.Yoshida, M.Wakita, M.Etou, T.Sasaki, Y.Haraguchi and Y.Okada: ISIJ Int., Vol. 48, No.8, (2008), p.1148
- 41) 福島傑浩, 宮田佳織, 江藤学, 柳田明, 柳本潤: 塑性と加工, Vol.54, No.625 (2013), p.148
- 42) 福島傑浩, 脇田昌幸, 宮田佳織, 江藤学, 佐々木保, 柳田明: 塑性と加工 Vol.54, No.625 (2013), p.153
- 43) M.Kiuchi: ISIJ Int., Vol. 48, No.8, (2008), p.1133

第2章 超微細粒鋼板の製造可能条件の調査

2.1 実験装置

多パス連続熱間圧延における超微細粒組織創製の必要条件と、その際のプロセス課題の調査を効率良く進めるために、3スタンド連続圧延が可能なモデル熱間圧延シミュレータ¹⁾を使用した。Fig. 2-1の外觀図の通り、圧延機3機を中心に入側には電気式加熱炉、高圧水噴射式デスケリング装置、出側には冷却装置を備えている。圧延機の主仕様をTable 2-1に示す。ワークロールの径が200mm、胴長が400mmで、実機の約1/4規模である。3スタンド(F1, F2, F3)の間隔は可変だが、本研究ではF1-2間のロール軸芯間距離を2100mm、F2-3間のロール軸芯間距離を1000mmとして用いた。F2、F3スタンドはFig. 2-1の通り、互いのハウジングがほぼ密接する最短距離配置としている。ラボ圧延機としては高速であり、100/sオーダーのひずみ速度で加工できること、F2、F3では最短0.17sの短パス間時間で連続圧延できることが大きな特徴となっている。尚、後述するプロセス課題検討のために幅300mmまでの試験片を製造することとし、そのための圧延機モータの増強や、形状制御用ロールシフト機能増設等も実施した。

冷却装置の主仕様をTable 2-2に示す。冷却装置は全て本研究のために新たに設置したものだが、当初は実機熱延ミルにおけるランアウトテーブル冷却装置とほぼ同等の冷却性能を有するモデル冷却装置(以下、ランアウト冷却装置)のみを設置し、実験を開始した。その後、細粒化効果を増す狙いからスタンド間、およびF3スタンド出側の急冷装置を追設している。冷却装置は何れもほぼ上下面均等の冷却能を有し、複数あるヘッダの使用、不使用が個別に選択できるようになっている。スタンド間(Inter pass)、F3出側(After pass)、ランアウト冷却装置の夫々で冷却水の圧力や、それに応じたヘッダ当たり流量の調整も可能だが、実験においてそれらはほぼ一定とし、冷却条件の変更は基本的には冷却開始、終了時間の調整、すなわち試験片の通過速度と使用ヘッダの選択によって行った。

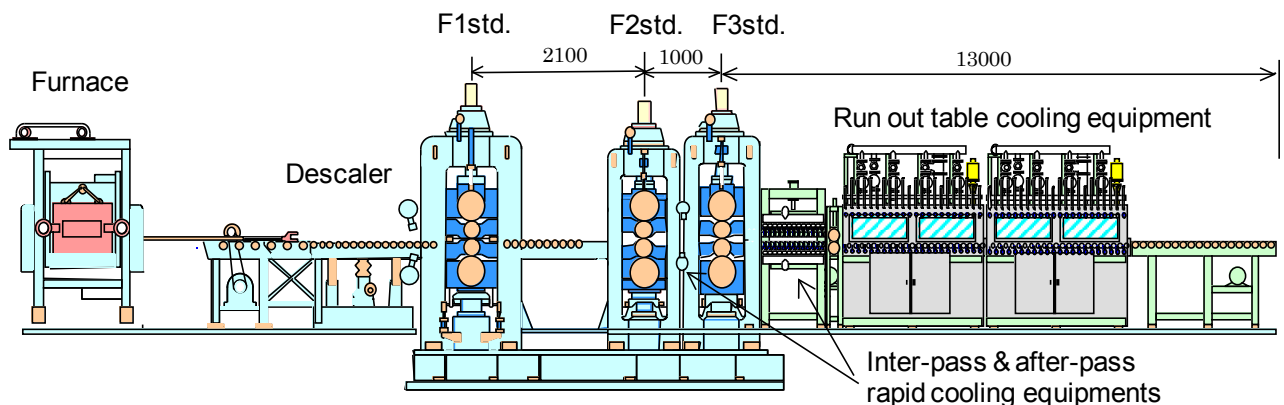


Fig. 2-1 Schematic of experimental equipment

Table 2-1 Specification of rolling mill

	F1	F2	F3
WR diameter /mm	200	200	220
WR barrel length /mm	400	400	400
Max. rolling load /kN	3000	2500	2500
Max. rolling speed /mpm	540	360	720
Motor power /kW	700	700	700

Table 2-2 Specification of cooling equipment

		Inter pass	After pass	Run out table
Length		-	0.7m	7.2m
Total flow /m ³ /min		1.5	1.6	5.0
Pressure /MPa		1.5	1.5	0.5
Spray header	upper	2	12	88
	lower	2	12	88

2.2 標準実験方法

実験の標準的な方法、条件について述べる。以降の各節の実験に関し特に表記のない場合には、この標準条件を用いた。

本研究で用いた供試材の組成をTable 2-3に示す。熱力学計算ソフトTHERMOCALCによって求めたAe₃点は818℃である。Fig. 2-2には実験方法、条件を模式的に表した。素材は主に実機熱延ミルの半成材から切り出した。すなわち実機粗圧延後の約40mm厚の鋼材をライン外に搬出し、放冷後に所定寸法に切断、機械加工した。この方法を採用すると不純物も含めて完全に同一組成の試験片を多量に準備することが可能となる。試験片寸法は30~35mm厚、50~100mm幅、50~70mm長。電気式加熱炉にて、大気雰囲気下、炉温1000℃で1hr以上加熱。加熱中に生成する試験片表面の一次スケールを手作業で簡易的に除去した後、圧延装置の入側テーブルに乗せ、更に高圧水スプレーでスケールを除去。直後にF1にて圧下率30~50%/パス、2~3パスの粗圧延を実施し5~20mm厚に。ここで最終的な圧延終了温度が所定値となるように放冷で温度調整し、F1-F2-F3連続3パスの仕上圧延および冷却を実施した。仕上圧延温度の代表例としては、圧延前820℃、圧延後820℃。圧下率は30~60%/パスの範囲で変更したが、仕上圧延前の板厚を粗圧延で調整することで、仕上圧延後板厚を1.0~1.2mmに揃えた。各パスの圧下率は、条件変更毎に、加熱から当該パスまでで工程を終了して板厚を計測する作業を総パス数の分繰り返し、圧延機のロールギャップ設定を調整することによって精度を確保した。パス間時間は圧延速度によって変更し、F2、F3の速度バランスは単位時間当たりの通過質量(マスフロー)が同じとなるように圧下率に応じて設定した。これは実機熱延仕上ミルの様に一繋ぎりの鋼材が複数スタンドで同時に圧延されるタンデム圧延においては必須条件であるが、本実験ではスタンド間距離に対し試験片が短く同時に圧延されることはな

かったため、仮想的なタンデム圧延状態として設定したものである。本来はF1 の速度もマスフロー一定条件を満たすべきところだが、そうすると低速になり過ぎ、主に圧延ロールとの接触による試験片の温度低下が大きかったため、個別の設定とせざるを得なかった。したがって本研究におけるパス間時間の影響調査はF2-F3 間のみに着目したものである。冷却はスタンド間、F3 出側、ランアウトを試験目的に応じて使用。温度降下量の調整は前述の通り試験片の通過速度に応じたヘッド数の設定で行った。

Table 2-3 Chemical composition of specimen (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Al	N
0.15	0.01	0.75	0.020	0.002	0.022	0.0022

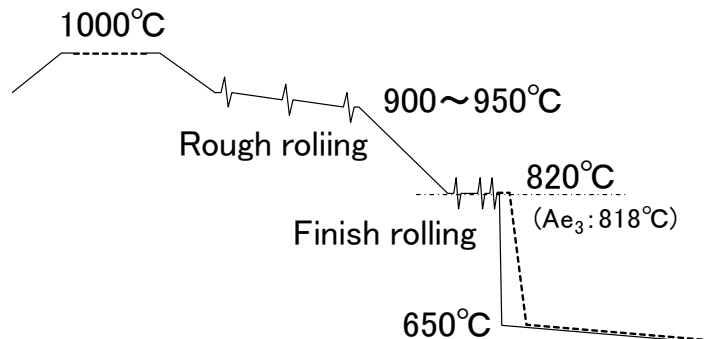
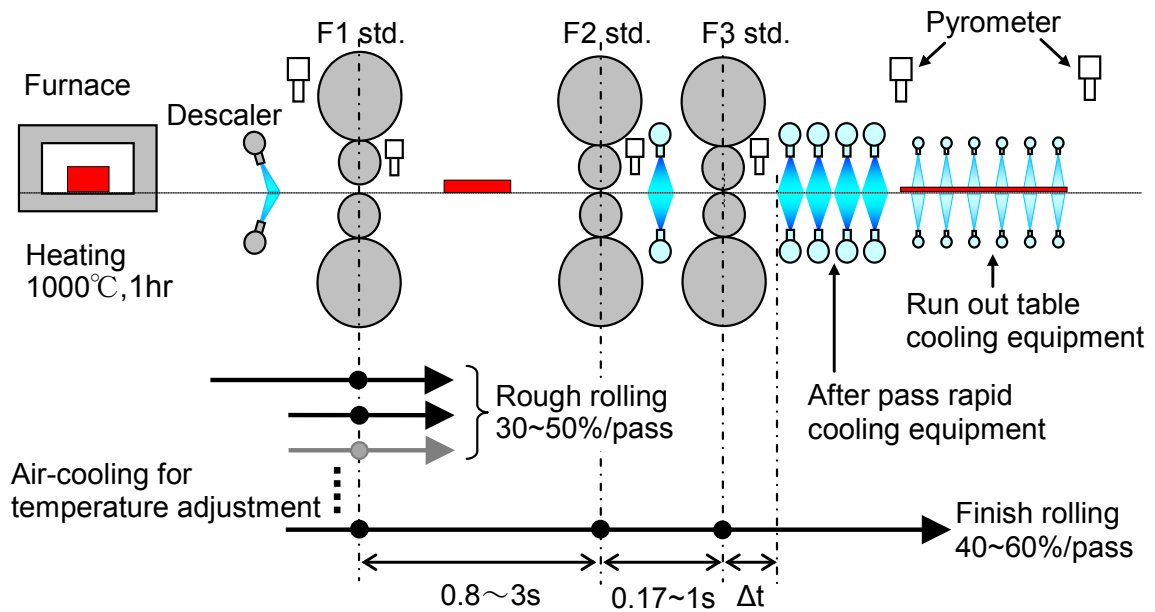


Fig. 2-2 Standard procedure of experiment

加熱後の組織を確認するため、炉から取り出した直後に水浸漬で室温まで急冷し、ピクリン酸でエッチングして光学顕微鏡で観察した例を Fig. 2-3 に示す。炉温 1000℃、1hr 加熱の標準条件では、加熱直後の γ 粒径はほぼ 200 μm 前後で安定していた。

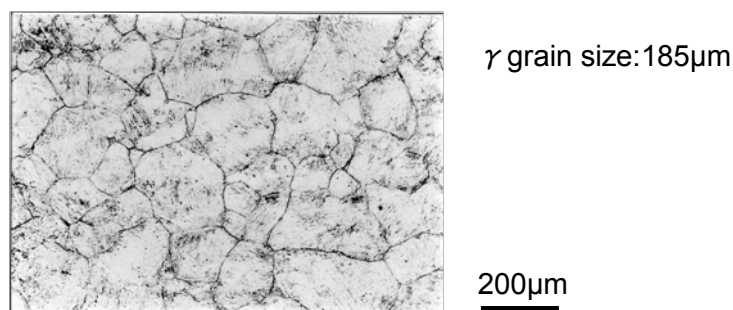


Fig. 2-3 Micrograph of specimen soaked (1000℃, 1h) and quenched

2.3 結晶粒微細化効果の基礎調査

短パス間時間多パス圧延による超微細粒鋼製造の可能性を明らかにするため、パス間時間および圧下率の影響を調査する予備実験を行った。

(1) 実験方法および条件

試験片は Table 2-3 に示した C-Mn 鋼である。仕上 3 パス(F1-F2-F3)の圧下率を 40-40-40%、50-50-50%、60-60-60%(以下、40% \times 3、50% \times 3、60% \times 3)の 3 水準とし、仕上板厚を 1.2mm で一定とした。F2-F3 パス間時間は F3 の速度を 75~200mpm の範囲で変更することで 0.5s から 1.7s まで変化させた。F3 出側温度を略一定の 810 \pm 10℃に揃えるために、F1 入側温度に加え F1 速度も温度調整手段として適宜変更した。よって F1-F2 パス間時間は一定ではなく、F2-F3 パス間時間と関連付けてもいない。圧延後にランアウトテーブル冷却装置にて 680℃まで水冷し、その後は大気中で放冷した。ランアウトテーブル冷却装置内での冷却速度は 200℃/s であった。

ここで、F3 出側温度 810 \pm 10℃は鋼種Aの A_{e3} 点(818℃)近傍温度として、また冷却停止温度 680℃は実機熱延ラインにおける低炭素鋼の代表的な水冷停止(巻取り)温度として設定したものである。

最初に行った実験(以下、Case 1)では、ランアウトテーブル冷却装置の最上流ヘッダから順に 680℃までの冷却に必要な数のヘッダを使用した。F3 のロール中心から最上流ヘッダまでの距離は一定(800mm)であったため、圧延後冷却開始時間(Δt)は F3 速度に応じて 0.22s から 0.58s まで変化している。ここで、F3 速度の変更が F2-F3 パス間時間と、 Δt の両方を同時に変えてしまっていることに着目し、次の実験(以下、Case 2)では F3 速度に応じて使用する冷却ヘッダ群を変えることで、 Δt が 1.0s 一定となるように調整した。

Table 2-4 Conditions for preliminary examination

Item	Conditions
Specimen size	30mm thick × 50mm wide × 70mm long
Reheating	Furnace temperature: 1000°C, Soaking time: > 1hr
Finish rolling	Reduction: 40%, 50%, 60% × 3 passes
	Finishing thickness: 1.2mm
	F3 rolling velocity: 75, 100, 150, 200mpm
	Pass interval: F1-F2: 0.8~3.0s, F2-F3: 0.5~1.7s
	Delivery temperature: 810±10°C
Water Cooling	Device: Run out table cooling
	Rolling-cooling interval Δt Case 1: 0.22~0.58s, (depending on rolling velocity) Case 2: 1.0s (fixed)
	Rate: 200°C/s
	Finishing temperature: 680°C

(2) 結果

圧下率とパス間時間の組み合わせを種々試みたが、圧延機能力の制約や、F3出側温度を810±10°C範囲に収める制約から、比較対象とし得る組み合わせ条件は限られた。圧下率を増加させると塑性変形相当分の加工発熱に加え、摩擦発熱も増加する。更に圧延速度が大きいとロールと試験片の接触時間が短くなるため、高温の試験片からほぼ室温に近いロールへの熱の移動が減少し、試験片温度が上昇する。すなわち、大圧下高速圧延の場合には試験片温度の上昇でF3出側温度が高くなり過ぎ、反対に小圧下低速圧延の場合は放冷やロールとの接触冷却でF3出側温度が低くなり過ぎてしまったため、結果として小圧下高速か大圧下低速でしか有効な試験にならなかった。

試験片の板幅方向断面において板厚方向に上表面から50 μ m(以下、表層)、1/4厚、1/2厚の3点でSEM観察を行い、ASTM切断法でフェライト粒径を調べた。これを整理した結果がFig. 2-4(Case 1)、Fig. 2-5(Case 2)である。また、Case 1においてフェライト粒が最も小さくなった条件(圧下率40%×3、F2-F3パス間0.5s)での組織写真と、最も大きくなった条件(圧下率60%×3、F2-F3パス間1.7s)での組織写真とをそれぞれFig. 2-6、Fig. 2-7に示す。

表層部の組織はフェライト粒径のばらつきが大きかったが、概して結晶組織は表層で細かく、1/4厚、1/2厚の順に粗くなった。最も細粒化した圧下率40%×3、F2-F3パス間0.5s条件の表層では、平均粒径は1.6 μ mとなった。供試材の鋼種を用い実機にて熱延薄鋼板を通常通り製造するとフェライト粒径は5~6 μ mとなり、それと比べれば顕著に細粒化されているが、1 μ mには到達していない。

パス間時間の短縮で細粒化する傾向は見られ、それは圧延後冷却開始時間 Δt を一定としたCase 2でも認められた。しかしCase 2での粒径は全般的にCase 1での粒径より粗く、パス間時間短縮による細粒化効果もやや不明瞭となった。

圧下率 40%×3 に対し、50%×3 と圧下率を増しても細粒化が促進されたとは言えず、60%×3 ではむしろ粗粒化し、実機通常製造材と大差ない粒径となった。

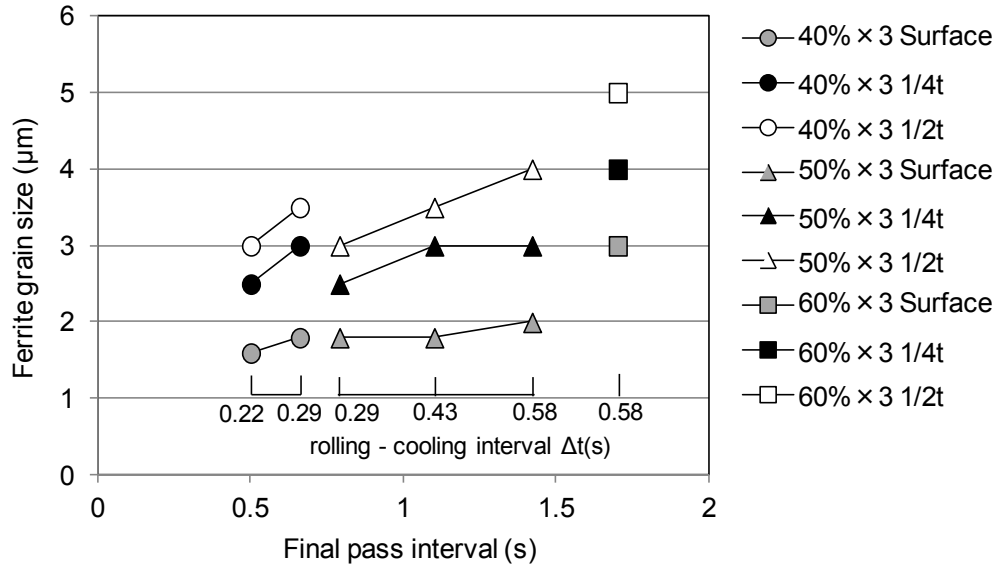


Fig. 2-4 Influence of final pass interval on ferrite grain size with varied Δt(Case1)

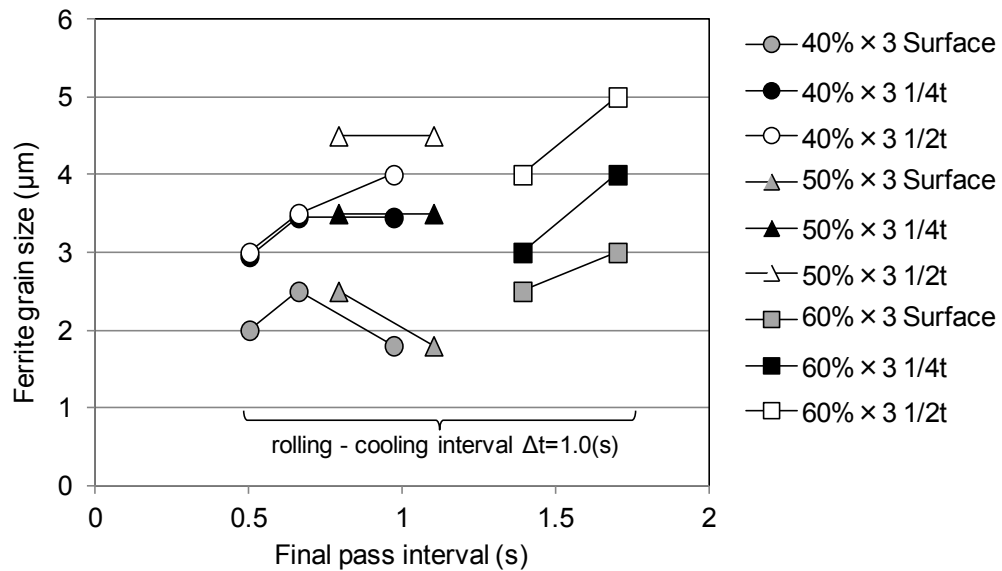


Fig. 2-5 Influence of final pass interval on ferrite grain size with fixed Δt (Case2)

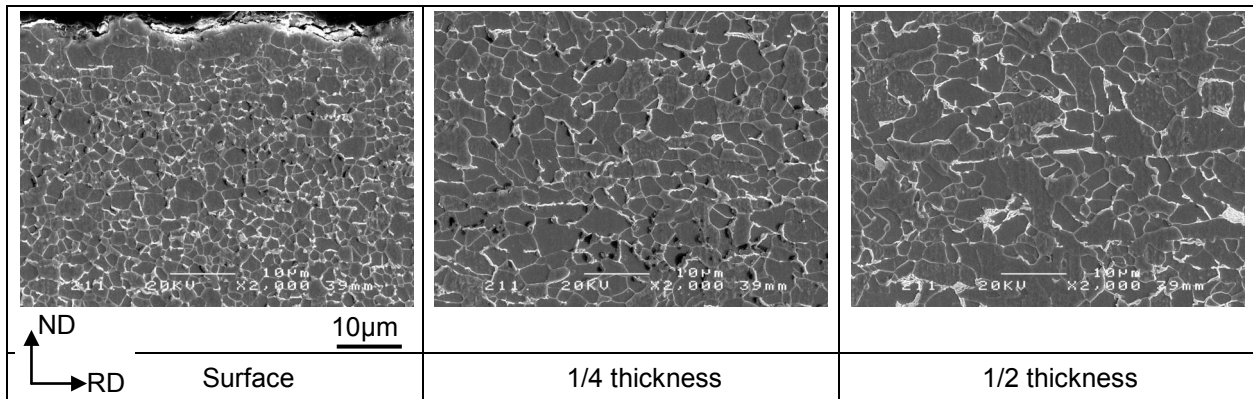


Fig. 2-6 SEM micrographs of rolled and water-cooled specimen
 (red.:40%×3, F2-3 interval:0.5s, Δt :0.22s)

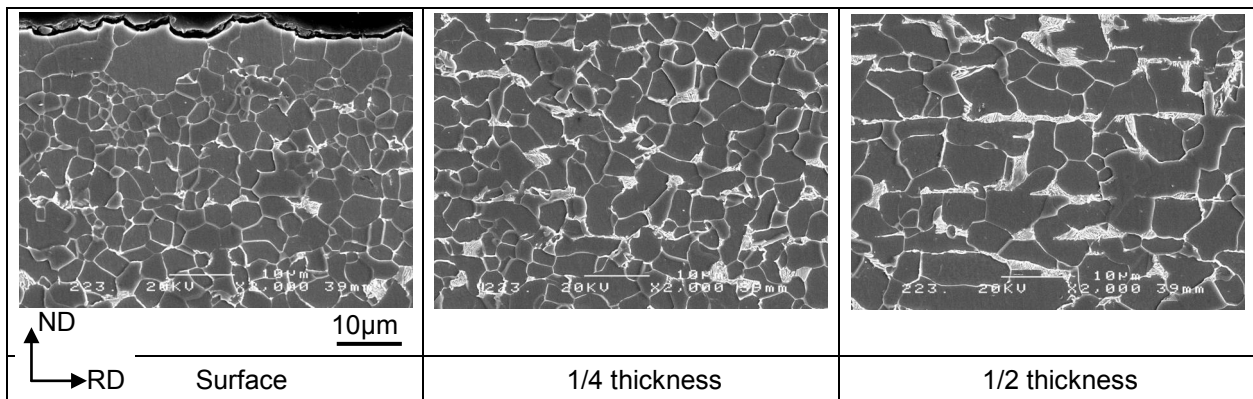


Fig. 2-7 SEM micrographs of rolled and water-cooled specimen
 (red.:60%×3, F2-3 interval:1.7s, Δt :0.58s)

(3) 考察

圧延後冷却開始時間 Δt を 0.22~0.58s の比較的短時間とした場合(Case 1)と 1.0s で固定とした場合(Case 2)とを比較すると、前者の方が細粒化する傾向が明確に現れた。冷却開始の遅延によって、圧延による再結晶で一旦小さくなった粒が成長したか、未再結晶状態で組織内に蓄積されたひずみが回復しフェライト変態の核生成サイトが減ってしまった等の要因が考えられる。ひずみの回復だとすれば、回復はひずみの蓄積が大きいほど速く進行するため、大圧下や短パス間時間による細粒化効果が特に Case 2 で不明瞭であることと附合する。また、F3 出側温度をほぼ揃えたとは言え、温度計測には遅れやばらつきもあり、厳密な圧延出口温度としては大圧下や短パス間時間の方が高めであったことも考えられる。粒成長も回復も共に高温ほど促進される作用であり、やはり大圧下や短パス間時間による細粒化効果を減じてしまう可能性がある。いずれにしても細粒化のためには Δt は短い方が良く、一定の温度まで早く下げるという点では冷却速度も大きい方が良い。特にパス間時間短縮を圧延速度の増加で図る本実験形態では、速度に応じてパス間時間と Δt が同時に変化してしまうため、 Δt は極力 0 に近付けるのが望ましい。

本試験では、圧下率と速度による圧延温度の変化が大きく、圧延出側温度を一定の範囲内に保とうとすると、圧下率とパス間時間の組み合わせに大きな制約を受けた。この制約を緩和するためには、パス間での温度調整手段も必要で、特に大圧下短パス間時間の条件では、短時間に大きな温度降下を実現する強力な冷却を必要とする。本実験でのパス間時間 0.5~1.7s は、上記の Δt の範囲 0.22~1.0s と同オーダであり、結晶組織への影響としても出側冷却と同様に考えられる。

大圧下高速圧延を前提として超微細粒鋼製造プロセスを考える上では、圧延パス毎に試験片の温度上昇を補償し、且つ加工ひずみによる細粒化作用を効率良く活用するためのパス間および最終パス直後の冷却が極めて重要な要素であることがわかった。

2.4 パス前後急冷を付加した細粒化条件探索

予備実験の結果を踏まえ、パス前後急冷装置を増設した上で、結晶粒微細化の最適条件をあらためて探索する実験を行った。

(1) パス前後急冷装置の性能確認

F2-F3 間およびF3 出側急冷装置では、1.5MPaの高圧水スプレーを用いることで極めて高い冷却能を実現している。F2-F3 間急冷の効果を調査した例をFig. 2-8に示す。30mm厚の試験片を1000℃まで均一に加熱した後、F1 での複数パス圧延で5mm厚、850℃に調整し、F2 で圧下率 50%、ロール周速 150mpmの圧延を実施。試験片温度を圧延機内外に設置した複数の放射温度計で計測し、スタンド間冷却の使用有無での温度変化を比較した。試験片温度はF2 圧延での加工発熱により約40℃上昇した後、急冷によって2.5mm厚の試験片が130℃冷却されたと推定される。同様にFig. 2-9はF3 出側急冷装置の効果を調査した例である。このケースでは8mm厚、840℃に調整した試験片をF2 出側で4mm、F3 出側で2mmとなるように圧延し、F2-F3 間およびF3 出側で急冷している。F2、F3 間では4mm厚の試験片が80℃冷却された。F3 出側の冷却は、温度計測定レンジの下限を超えないように使用ヘッド数を制限した結果であり、Fig. 2-9 中の2mm厚で185℃の温度降下は装置の冷却能力を表すものではない。但し、冷却速度としては400℃/s以上であったことは読み取れる。別に行った1.2mm厚材の冷却実験において、温度降下を冷却スプレー噴射領域の通過時間で除したところ、約1000℃/sの冷却速度であることを確認できた。この結果から計算で求めた試験片表面の熱伝達率は約6000W/m²Kであり、水浸漬冷却における600℃以上での熱伝達率が1200~2300W/m²K程度とされている²⁾のに比べ3倍近い高冷却能と言える。

なお、F3 出側急冷装置はF3 スタンドに隣接させたため、装置の最上流ヘッドから噴射された高圧水は、試験片に衝突した後に試験片表面を流れてロールまで達し冷却に寄与していると考えられ、圧延後冷却開始時間 Δt はほぼ0sに近い。但し二次流れによる冷却は、高圧水衝突による冷却より弱くなることも考慮し、高圧水衝突位置を基準に実験圧延速度の変更範囲も考慮して便宜上「 $\Delta t < 0.05s$ 」と表記する。

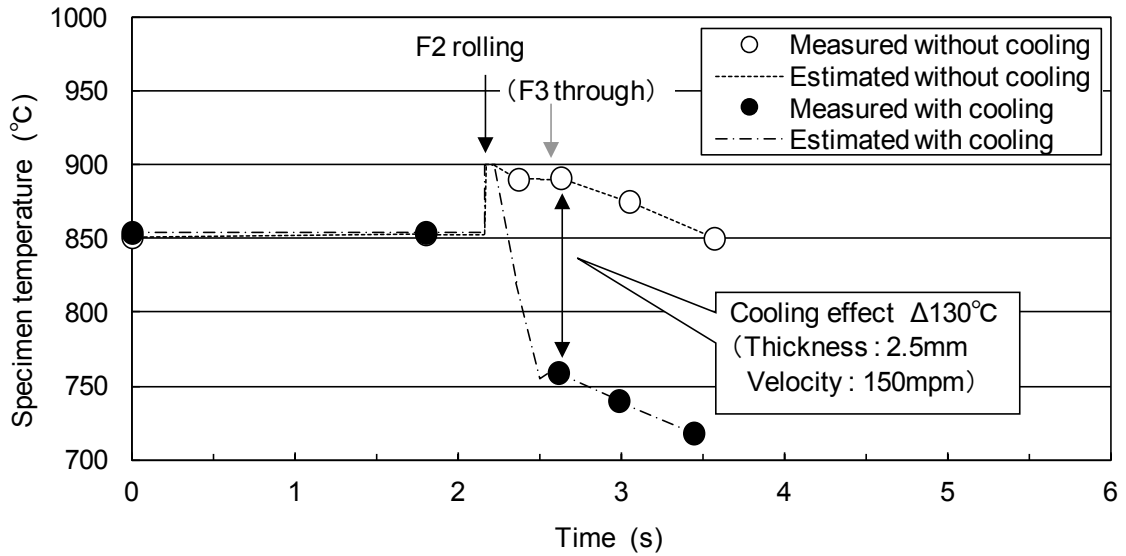


Fig. 2-8 Ability of inter pass cooling

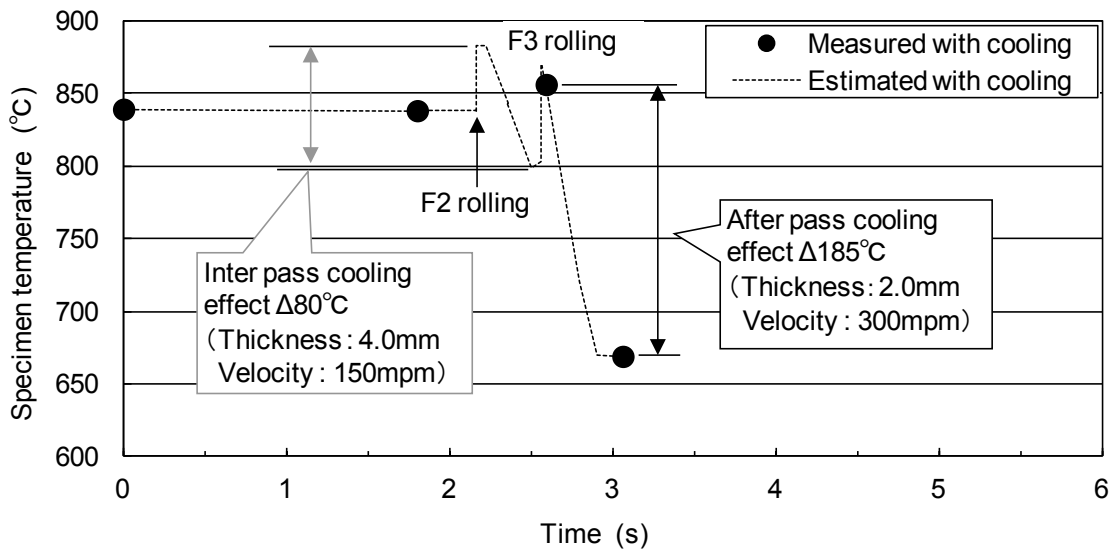


Fig. 2-9 Ability of after pass cooling

(2) 圧延温度の影響調査

パス前後急冷装置の導入により圧延温度の調整可能範囲を大幅に拡大できたため、圧延での温度上昇が顕著な大圧下、高速圧延の条件下で F3 出側温度が細粒化に及ぼす影響を調査した。

試験片は Table 2-3 に組成を示した C-Mn 鋼である。仕上 3 パス (F1-F2-F3) の圧下率を 50-50-55%、仕上板厚を 1.0mm、F2-F3 パス間時間を 0.6s で一定とし、F2-F3 急冷の条件を変更することで F3 圧延後温度を 740°C、820°C、910°C の 3 水準に変化させた。それぞれ冷却は装置能力の約 100%、約 50%、0%(不使用)に対応し、約 100%能力では 2.25mm 厚で 170°C 以上の温度降下があったものと推測される。

Table 2-5 Experimental conditions for rolling delivery temperature

Item	Conditions
Finish rolling	Reduction; F1:50%, F2:50%, F3:55%
	Finishing thickness: 1.0mm
	Pass interval: F1-F2:2s, F2-F3:0.6s
	Delivery temperature: 740, 820, 910°C
Water Cooling	Device: Inter-pass cooling, After-pass cooling
	Rolling-cooling interval Δt : <0.05s
	Rate: 1200°C/s
	Finishing temperature: 650°C

得られた組織の SEM 写真を Fig. 2-10 に示す。F2-F3 間急冷をせずに F3 出側温度が 910°C となったケースではフェライト粒径は表層で 2.3 μm であったが、F2-F3 間で適度に冷却し F3 出側温度を 820°C としたケースでは表層で 1.3 μm まで細粒化し、得られた組織はほぼ等軸粒であった。一方、F2-F3 間にてより強い冷却を行い F3 出側温度が 740°C となったケースでは、表層部が明瞭な加工組織となり、1/4 厚部はベイナイトが混じる組織となった。等軸で微細なフェライト組織を得るための F3 出側温度に最適点が存在し、本鋼種の場合はそれが 820°C 近傍であることが確認できた。本結果は圧延温度の影響調査として行った実験の代表例であり、他に F3 出側温度に影響を及ぼす種々の条件(F2 入側温度、圧下率配分、F2-F3 間速度)を変更する実験も行ったが、総じて F3 出側温度 800~830°C 範囲で最も微細かつ等軸のフェライト粒が得られる結果となった。

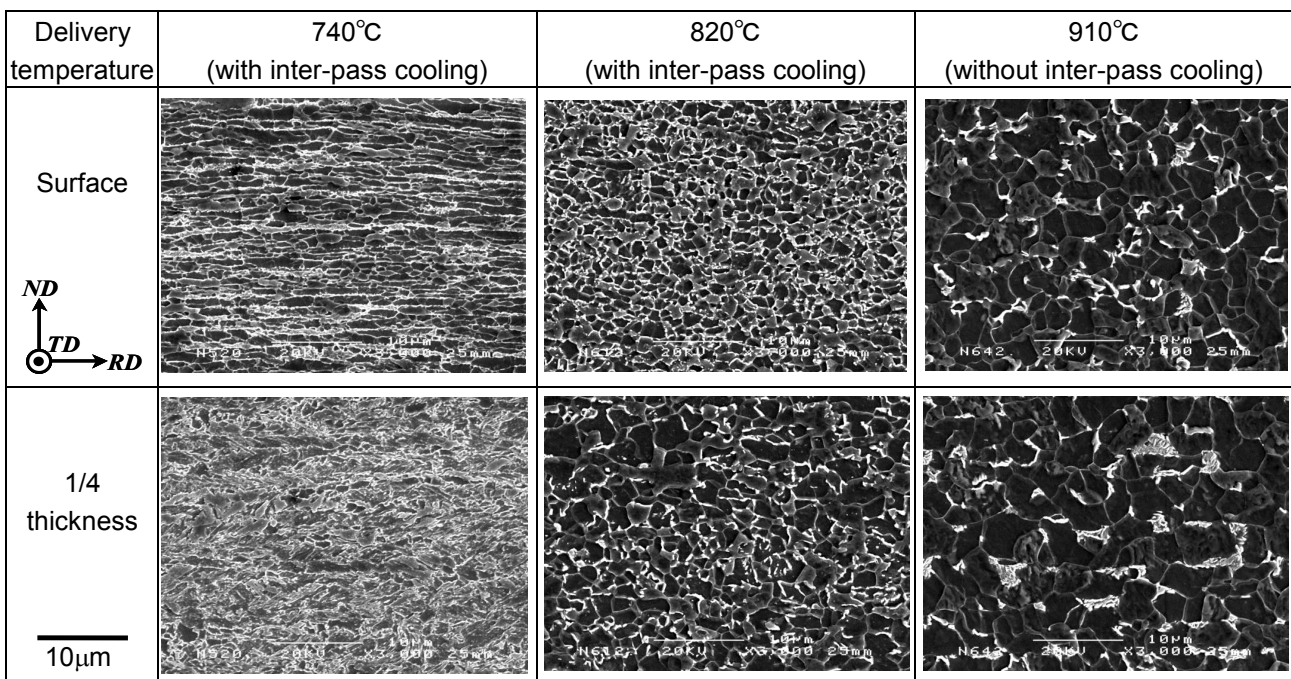


Fig. 2-10 SEM micrographs of rolled and rapidly cooled specimen (red.:50-50-55%, F2-3 interval:0.6s, $\Delta t < 0.05\text{s}$)

(3) F3 出側急冷停止温度の影響調査

仕上 3 パス(F1-F2-F3)の圧下率を 40-40-40%、仕上板厚を 1.2mm、F2-F3 パス間時間を 0.7s で一定とし、F3 出側急冷における使用ヘッダ数を調整することで急冷停止温度を 742℃、707℃、661℃、628℃の 4 水準に変化させた。

得られた組織の SEM 写真を Fig. 2-11 に示す。661℃までは急冷停止温度が低いほど細粒化が進み、628℃では 1/4 厚部にベイナイト組織が見られる。掲載はしていないが 1/2 厚部でも同様にベイナイト組織が見られた。

本結果は急冷停止温度の影響調査として行った実験の代表例だが、他の実験結果も合わせると、微細なフェライト組織を得るための最適温度は、本鋼種の場合は 650℃近傍であった。

Table 2-6 Experimental conditions for water cooling finishing temperature

Item	Conditions
Finish rolling	Reduction; F1:40%, F2:40%, F3:40%
	Finishing thickness: 1.2mm
	Pass interval: F1-F2:2s, F2-F3:0.7s
	Delivery temperature: 800℃±10℃
Water Cooling	Device: Inter-pass cooling, After-pass cooling
	Rolling-cooling interval Δt : <0.05s
	Rate: 1000℃/s
	Finishing temperature: 742、707、661、628℃

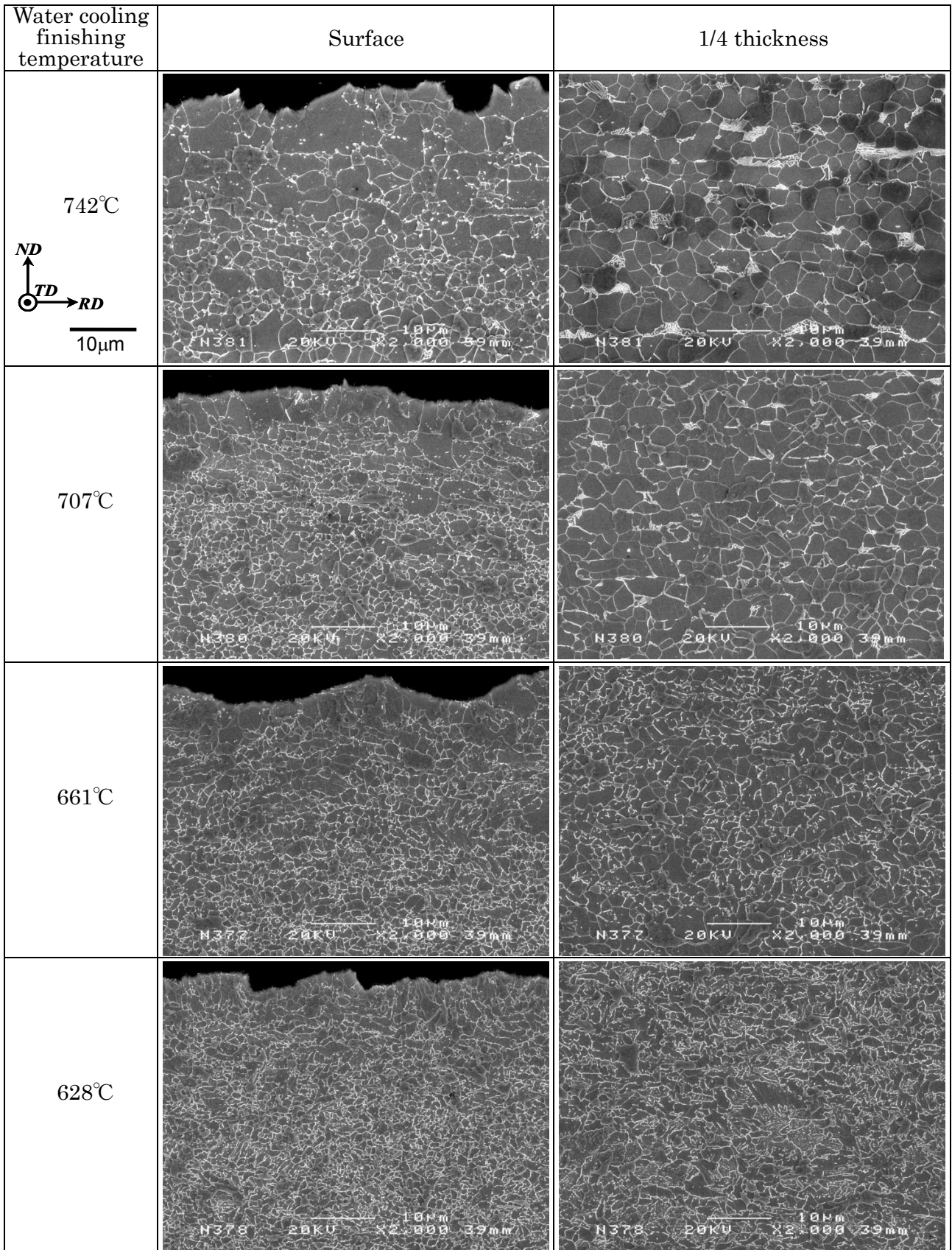


Fig. 2-11 Influence of water-cooling finishing temperature (red.:40%×3, F2-3 interval:0.7s)

(4) F2-F3 パス間時間および圧下率の影響調査

F2-F3 間および F3 出側急冷を用いれば、大圧下高速圧延での細粒化効果を引き出せることが分かり、F3 出側温度および急冷停止温度の最適値も明確になった。同時に、圧下率 50%、F2-3 パス間 0.6s で表層部では 1 μ m に近い微細組織が得られることも明らかになった。そこで更なるパス間時間の短縮と圧下率の最適値を探索する実験を行った。

パス間時間の影響調査は、仕上 3 パス(F1-F2-F3)の圧下率を 50-40-50%、仕上板厚を 1.0mm とし、F2-F3 パス間時間を 0.17~1.0s の範囲で変更した。F2 の圧下率を 50%とした実験も行っているが、結果として 40%の方が若干ながらより細粒化したので、40%での結果のみ示す。

圧下率の影響調査は、F1,F2 の圧下率をそれぞれ 50%、40%で固定し、F3 の圧下率のみを 30~60% の範囲で変更した。仕上板厚を 1.0mm で揃えるために粗圧延の圧下率を変えて、F1 入側板厚を調整している。F2-F3 パス間時間は 0.17s で一定とした。

Table 2-7 Experimental conditions for F2-F3 pass interval and F3 reduction

Item	Conditions		
	Common	For pass interval	For reduction
Finish rolling	Reduction; F1: 50%, F2: 40%	F3: 50%	F3: 30~60%
	Finishing thickness: 1.0mm		
	Pass interval: F1-F2: 2s	F2-F3: 0.17~1.0s	F2-F3: 0.17s
	Delivery temperature: 820°C \pm 10°C		
Water Cooling	Device: Inter-pass cooling, After-pass cooling		
	Rolling-cooling interval Δt : <0.05s		
	Rate: 1200°C/s		
	Finishing temperature: 650°C		

得られた組織の SEM 写真を Fig. 2-12、Fig. 2-13 に、フェライト粒径を整理した結果を Fig. 2-14、Fig. 2-15 に示す。粒径は F2-F3 パス間時間が短くなるほど細かくなり、最短条件である 0.17s において、表層付近ではついに 1 μ m 以下の超微細粒が得られた。F3 の圧下率を変更した場合、30%~50%の範囲では圧下率が高いほど細粒化したが、60%では一転して粗粒化した。圧下率 60%では、加工発熱が大きい分、圧延バイト部での温度は高めではあったはずだが、50%圧下と比べてその影響が急に拡大するとは考えにくく、粗粒化の理由には不明な点も残る。

概して、パス間時間が短く、圧下率が高い程、加工ひずみの蓄積が進み細粒化に寄与したと考えられる。

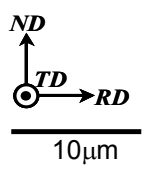
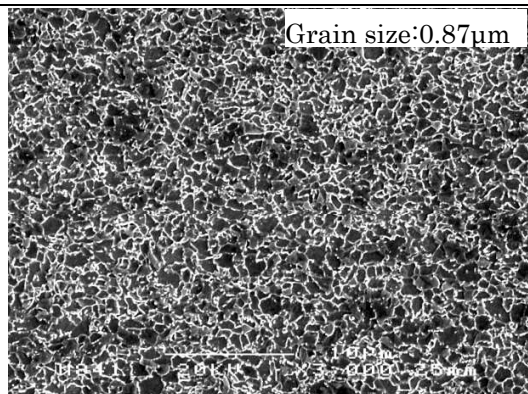
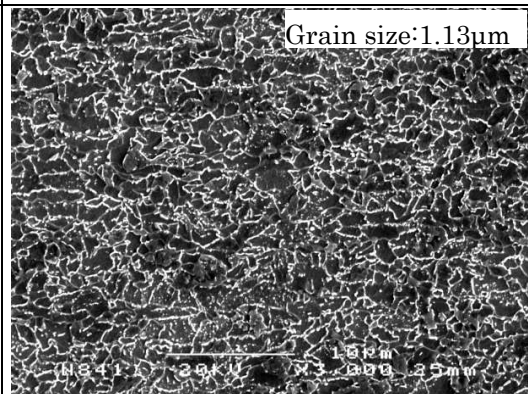
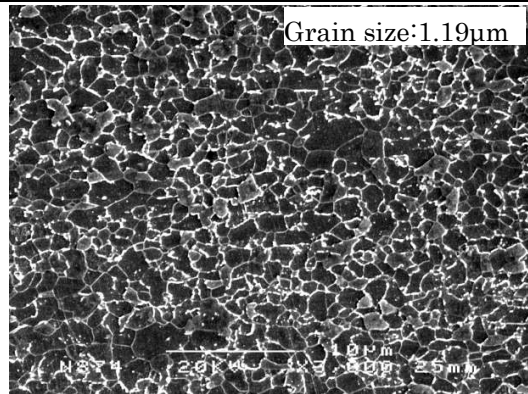
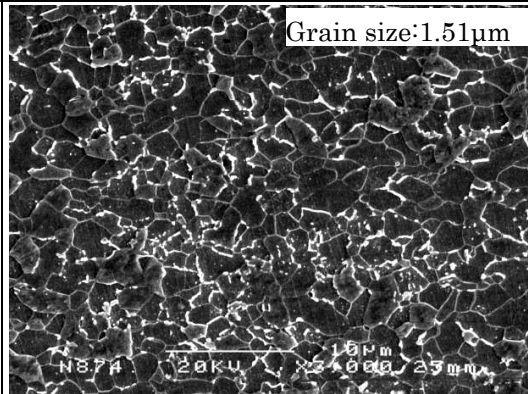
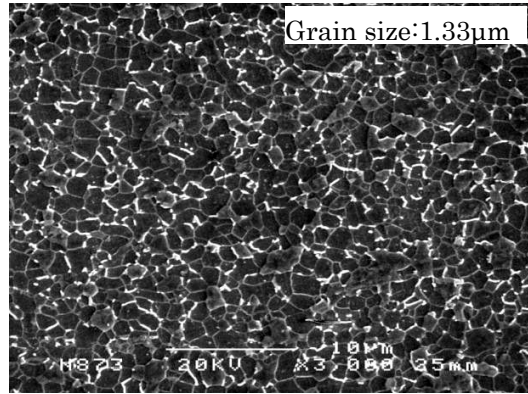
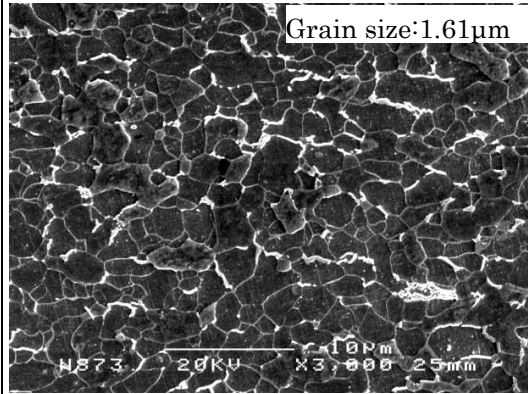
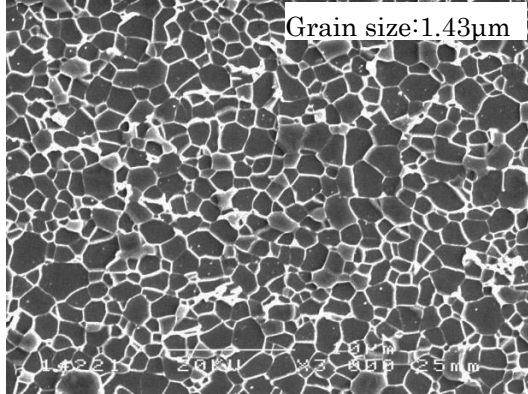
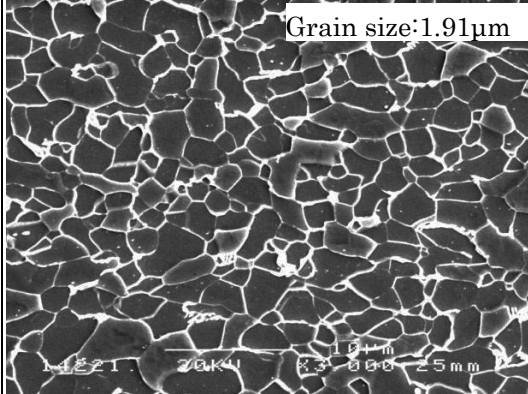
Pass interval (F2-F3)	Surface	1/4 thickness
0.17sec 	 Grain size:0.87µm	 Grain size:1.13µm
0.33sec	 Grain size:1.19µm	 Grain size:1.51µm
0.50sec	 Grain size:1.33µm	 Grain size:1.61µm
0.10sec	 Grain size:1.43µm	 Grain size:1.91µm

Fig. 2-12 Influence of final pass interval (red.:50-40-50%)

Reduction (F3)	Surface	1/4 thickness
30%		
40%		
50%		
60%		

Fig. 2-13 Influence of rolling reduction at F3 (red.:F1:50%, F2:40%, F2-F3 interval: 0.17s)

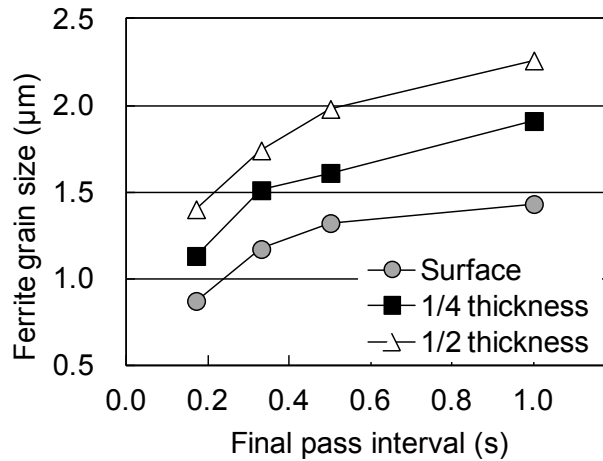


Fig. 2-14 Influence of final pass interval on ferrite grain size (red.:50-40-50%)

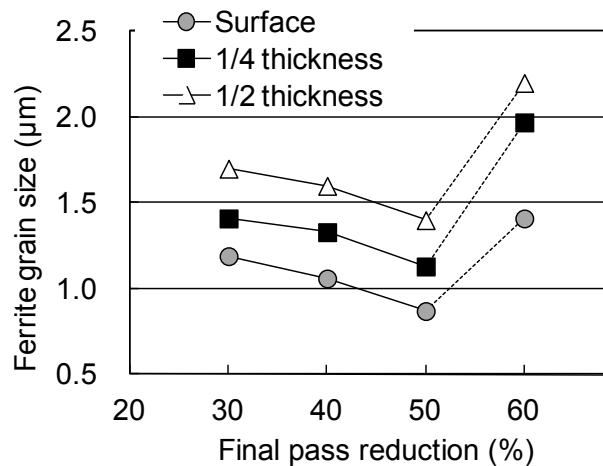


Fig. 2-15 Influence of final pass rolling reduction on ferrite grain size (F2-F3 interval: 0.17s)

(5) 仕上圧延前オーステナイト組織の影響調査

上述の条件探索では仕上圧延以降の圧下、冷却条件のみに着目していたが、その前段階の組織の影響を調査するため、加熱と粗圧延の条件を変更する試験を行った。加熱温度・時間を 1000°Cで 1hr(基準)と 950°Cで 0.75hr の 2 水準、粗圧延の総圧下率を 81%(基準)と 86%の 2 水準を設定し、基準の組み合わせに対し、粗圧延条件のみ変更したケースと、加熱・粗圧延の両条件を変更したケースについて調査した。それぞれのケースについて、粗圧延までで処理を中断してオーステナイト組織を調べる試験と、その後の仕上圧延、冷却まで処理を継続してフェライト組織を調べる試験とを対で行っている。仕上圧延は最も粒径が細かくなった圧下率 50-40-50%、F2-F3 パス間時間 0.17s で実施した。

仕上圧延前のオーステナイト組織は、粗圧延後終了後に室温までの急冷で焼入れして観察した。

Table 2-8 Experimental conditions for austenite grain before finish rolling

Item	Conditions
Specimen size	35mm,50mm thick × 50mm wide × 70mm long
Reheating	1) Temperature:1000°C、 Time : 1hr 2) Temperature: 950°C、 Time : 0.75hr
Rough rolling	a) Total reduction 81% (35mm→6.7mm, 3passes) b) Total reduction 87% (50mm→6.7mm, 4passes)

仕上圧延前のオーステナイト組織と仕上圧延・冷却後のフェライト組織の写真を Fig. 2-16~Fig. 2-18 に示す。粗圧延の総圧下率の増加により、粗圧延後仕上圧延前のオーステナイト粒径は表層部で30 μm から17 μm へ細粒化するが、対応する仕上圧延・冷却後のフェライト粒径はそれぞれ0.9 μm と1.0 μm であり、ほとんど変化していない。さらに加熱の低温、短時間化で仕上圧延前のオーステナイト粒を10 μm まで細かくしても、やはり最終的なフェライト粒径は変わらない。1/4厚部でも傾向は同じである。

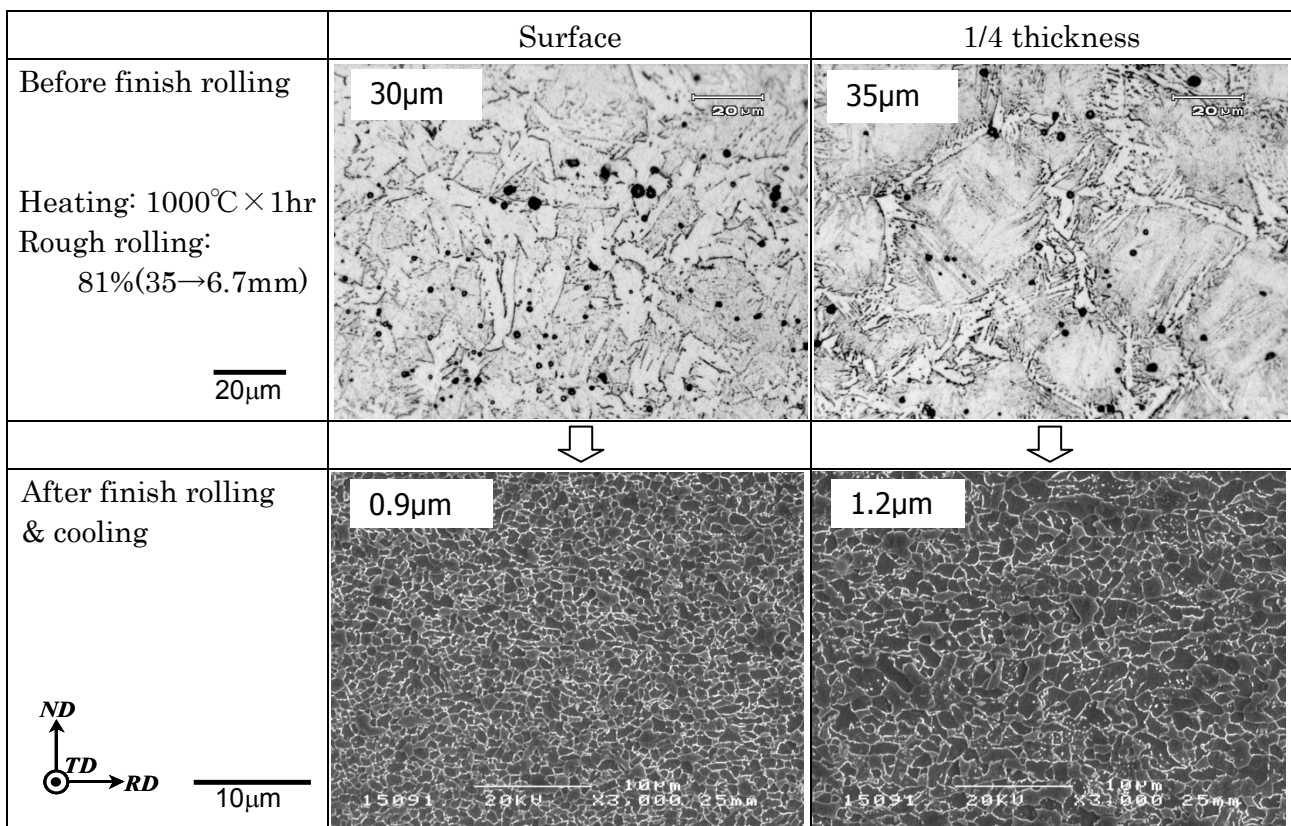


Fig. 2-16 Microstructure of before and after finish rolling (Soaking:1000°C,1hr, Rough rolling:81%)

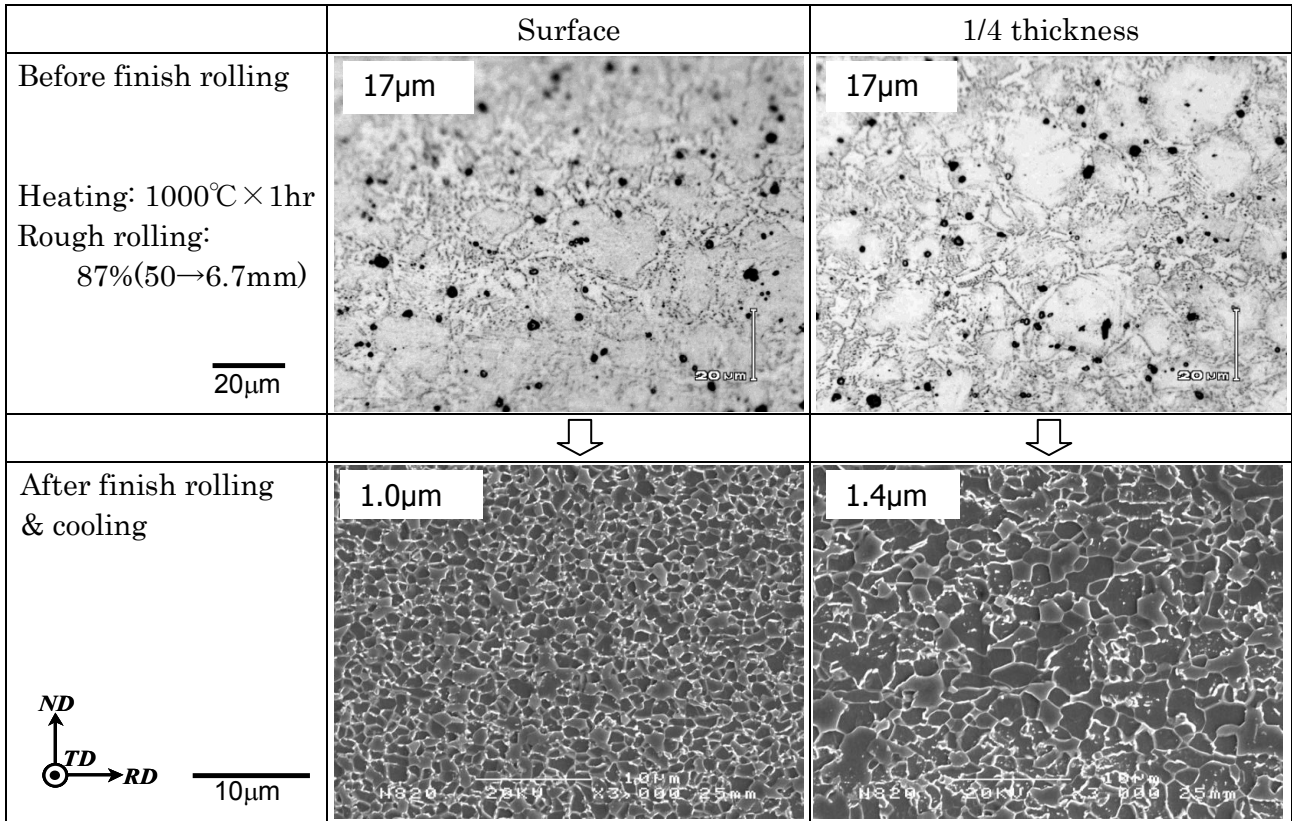


Fig. 2-17 Microstructure of before and after finish rolling
(Soaking:1000°C,1hr, Rough rolling:87%)

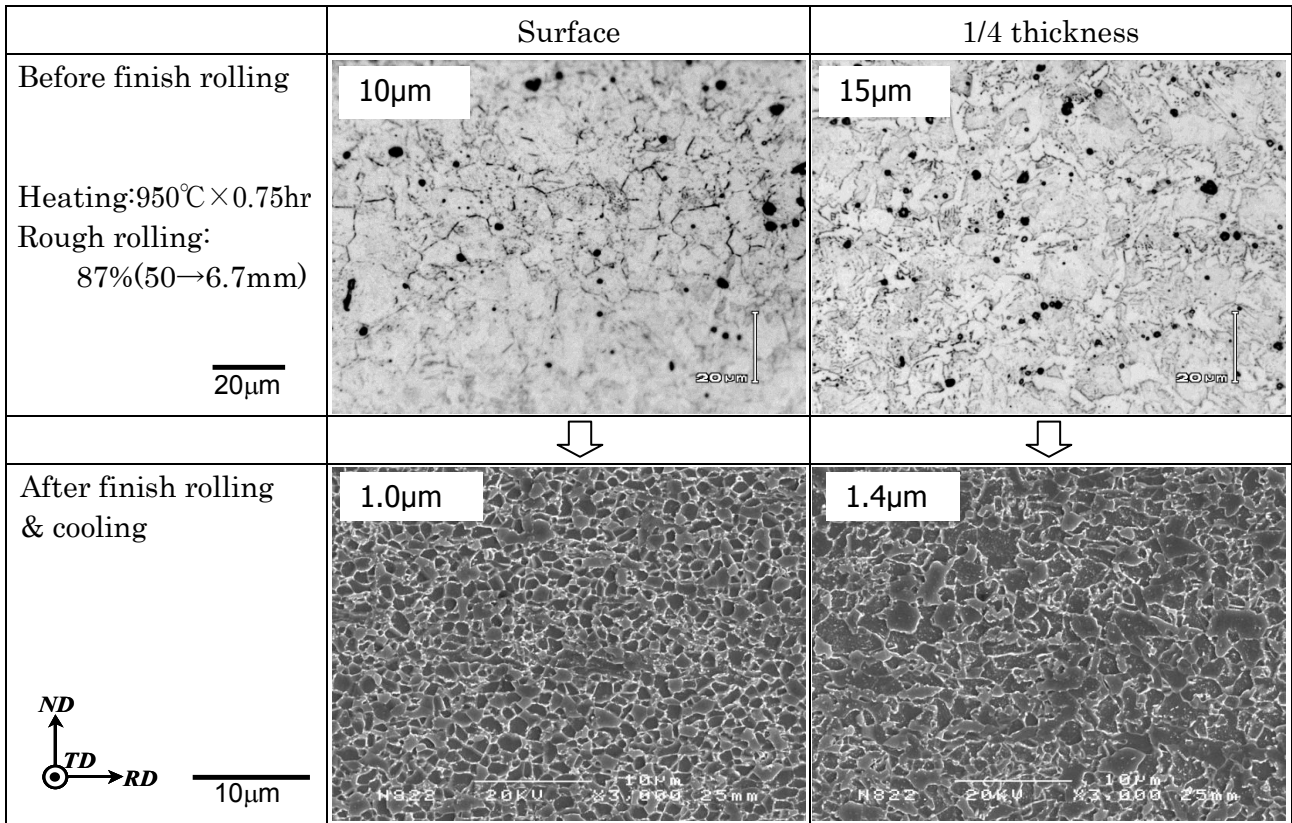


Fig. 2-18 Microstructure of before and after finish rolling
(Soaking:950°C,0.75hr,Rough rolling:87%)

(6) まとめと考察

基礎調査で確認された冷却の重要性を踏まえ、パス間および最終パス直後に極めて高い冷却能を有する急冷装置を設置し、これを活用した大圧下短パス間時間圧延による結晶粒微細化試験を行った。

圧延出側温度には最適値が存在し、圧延直後からの急冷を実施しても圧延出側温度が高過ぎれば粗粒化し、低過ぎれば表層では個々の結晶粒が扁平した層状組織、1/4厚、1/2厚ではベイナイト主体の組織となった。最も微細且つ等軸なフェライト組織が得られたのは圧延出側温度が820°C近傍の場合であり、供試材の Ae_3 点818°Cに近い温度となった。但しこれは最終パス直前の冷却による温度低下と、最終パスでの加工発熱による温度上昇の結果である。Fig. 2-19に仕上圧延3パス中の温度変化の計算例³⁾を示す。3パス圧下率は50-40-50%、最終パス間時間0.5sの例であるが、最終パス直前温度は一時的に760°Cまで低下していると考えられる。このケースでは等軸微細フェライト粒が得られたが、層状組織となった圧延出側温度740°Cのケースでは入側温度は更に低い680°C前後と考えられ、最終パス前にフェライト変態が生じた可能性が高い。別の見方をすると、等軸粒が得られた出側温度820°Cのケースでは最終パス直前の組織はオーステナイトだったと考えられる。

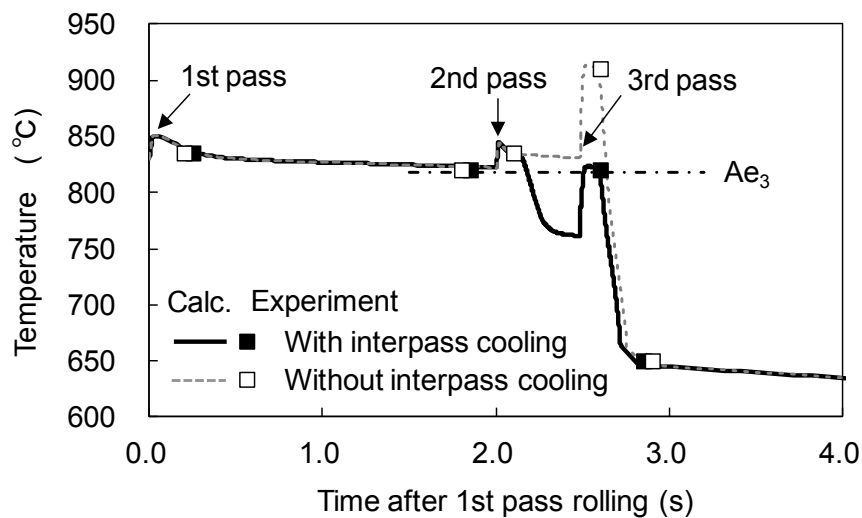


Fig. 2-19 Specimen temperature during finish rolling (red.:50-40-50%, F2-F3 interval: 0.5s)

圧延後急冷停止温度にも最適値が存在し、高過ぎれば粗粒となり、低過ぎれば1/4厚部、1/2厚部がベイナイト組織となった。高過ぎた場合には未変態オーステナイト粒あるいは変態後フェライト粒の成長が生じ、低過ぎた場合にはベイナイト変態が生じたと考えられる。但し、1/4厚、1/2厚でベイナイト変態が生じた場合でも表層部はフェライト組織であったことは注目すべきである。圧延後急冷時の板厚は1mmと薄い、冷却速度が極めて高いために、冷却停止の瞬間には板厚平均に比べ表層は30~40°C程度低く、その後複熱すると考えられる。より低温域に達する表層でベイナイト変態が生じない理由は、表層のフェライト組織が急冷の停止以前に既に生成していたためとしか考えられない。

大圧下高速圧延の領域での圧下率とパス間時間の最適値を探索した。その結果、3パス圧下率50-40-50%、最終パス間時間0.17sにおいて、表層部で1 μ m以下の超微細フェライト粒の創製に成功した。板厚平均でも1.3 μ mであり、等軸微細フェライト粒からなる薄鋼板のラボ製造ができた。

超微細組織が得られた条件探索の際の仕上第1パスは入側温度820 $^{\circ}$ C、圧下率50%、第2パスまでのパス間2sに固定していたため、第1パスの影響は明確にはできていないが、オーステナイト組織変化を計算してみると圧延後約1sでほぼ100%の再結晶が生じていたものと推定される³⁾。その一方で、第2-第3パス間は1s以下であったこともあるが、その短縮が明らかに最終フェライト組織微細化に寄与しており、第2-第3パス間では再結晶は完了せずひずみの残存、蓄積が生じたものと考えられる。

圧下率の更なる増加、パス間時間の更なる短縮も試みたが、今回用いた実験装置と供試材の組成では、上記の粒径が最小であった。本研究で対象としたプロセス形態では、パス間時間短縮は圧延速度の増加によって図られているため、圧下率増加、パス間時間短縮共に圧延による試験片温度の上昇に直結する。このために圧延ひずみの蓄積による細粒化効果が、温度上昇による負の作用である程度相殺されていく関係にある。したがって温度上昇を補償するパス間、パス後の急冷装置を増強すれば、細粒化効果を高められる可能性がある。また圧延における材料の温度上昇は加工発熱とロールへの抜熱のバランスで決まるため、ロール径と板厚の比率によって変化し、相対的にロール径を大きくすれば接触弧長が大きくなって抜熱が増すため、温度上昇自体が抑制される。これによっても細粒化効果を高められる可能性がある。

仕上圧延前のオーステナイト組織を細かくすることで仕上圧延・冷却後のフェライト組織を更に微細化する可能性を調査したが、オーステナイト粒を30~35 μ mから10~15 μ mに細粒化する程度では、最終的なフェライト組織にはほとんど影響が無かった。仕上3パストータルで85%の圧下をしているが、ここでの組織変化が最終フェライト組織に支配的な影響力を持つことが改めて確認された。

2.5 超微細粒鋼製造新プロセス(SSMR法)の位置付け

短パス間多パス大圧下圧延と急速冷却を組み合わせたプロセスを考案し、実験室規模ではあるが、超微細粒鋼の製造に成功した。TiやNbなどの合金元素を一切含まない単純組成鋼で、比較的大型の試験片を製造できたことは、世界初と言える成果だと考える。

大きな試験片を製造できるのは、原理的には試験片の長さが制約されない連続熱間圧延と連続冷却をベースとしたプロセスであるため、大量生産にそのまま展開できる技術だと言える。実際に、鋼材を900 $^{\circ}$ C以上に加熱し長時間保持した後、多パス連続圧延および冷却を行うという点では、薄鋼板製造用の実機熱延ラインと基本形態は同じであるが、本プロセスは、a)圧延最終段での複数パス大圧下、b)最終パス間の極短時間化、c)パス間冷却およびd)最終パス後0.05s以内からフェライト変態完了までの1000 $^{\circ}$ C/s以上の超急速冷却等の点で従来の熱延技術とは大きく異なり、特にb)、c)は他に類を見ない際立った特徴と言える。この新プロセスをSSMR(Super Short interval Multi-pass Rolling)法と名付けた。

参考までに、従来研究として前章で述べた中山製鋼所の熱延ミルにおける細粒鋼製造条件と、一般的な熱延ミルでの汎用鋼製造条件の一例とをSSMR条件と対比させてTable 2-9にまとめた。中

山ミルの条件は可能な限り文献^{4),5)}から読み取ったが、一部は推定値である。中山ミルの後段 3 スタンドには出側直近にカーテンウォール冷却があり、最終パス後もおそらく 0.1s以内に温度降下 50°C程度の急冷が行われているが、その後の 700°C以下までの冷却は一般的ミルよりもむしろ緩く、SSMR法の圧延後急冷とは全く異なる。

SSMR法は、熱間圧延の最終段階とそれに続く冷却に関するもので、その上流工程である鑄造スラブの再加熱から粗圧延までについて、本研究では実機プロセスを簡易的に模擬したのみである。但し今回用いた単純組成鋼について言えば、SSMR直前のオーステナイト粒径が実機の粗圧延後あるいは仕上圧延前段の粒径相当であれば、上流工程に関して実機と本研究との差異はないと考えられる。Fig. 2-20 に瀬沼等が熱間加工組織予測モデルを用いて計算した熱延仕上圧延中のオーステナイト粒径変化⁶⁾を示す。SSMR法で超微細粒フェライト組織が得られた際の最終 3 パス圧延の直前のオーステナイト粒は、Fig. 2-16 に示した通り 35 μm であり、瀬沼らの計算結果によれば、実機仕上 6 パス中 2 パス目直前の粒径にほぼ等しい。前述の通りSSMR直前のオーステナイト粒径の影響は小さく、厳密な議論はあまり意味を持たないが、たとえば実機熱延仕上ミルの第 2 スタンド以降のプロセスをSSMR法に置き換えられれば、超微細粒鋼の工業生産が実現することになる。

Table 2-9 Comparison of rolling conditions for grain refinement

	SSMR	Nakayama's Mill	Conventional Mill
Rolling reductions at the last 3 stands	50%-40%-50%	40%-44%-43%	30%-30%-20%
Final pass interval	0.17s	1.6s	0.5s
Inter pass cooling	$\Delta 80^{\circ}\text{C}$	$\Delta 60^{\circ}\text{C}$	Not applied
After pass cooling Start time Δt	<0.05s	1~1.4s (except for first $\Delta 50^{\circ}\text{C}$)	0.8s
After pass cooling Rate (to under 700°C)	1000°C/s	43°C/s (except for first $\Delta 50^{\circ}\text{C}$)	100°C/s
Grain size	0.9 μm	2.2 μm	5~6 μm

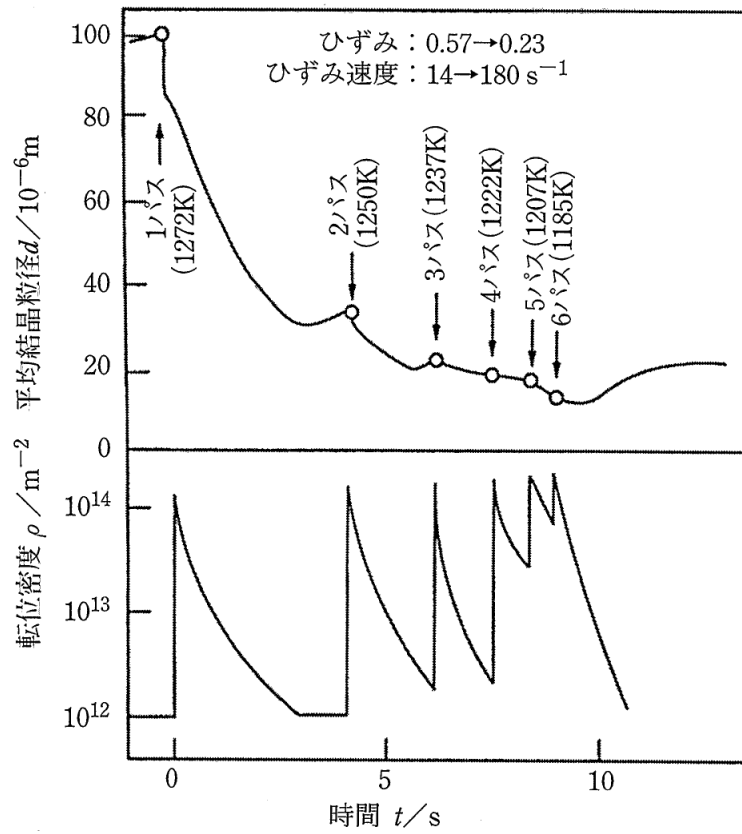


Fig. 2-20 Simulation of γ grain size and dislocation density changes during hot strip finish rolling⁶⁾

【文献】

- 1) 佐々木保, 新城昭夫, 国重和俊, 沖田美幸, 江袋忠男 : 住友金属, 44-3(1992) p.23
- 2) 三塚正志 : 鉄と鋼, Vol. 79, No. 6 (1993) p.N405
- 3) 福島傑浩, 宮田佳織, 江藤学, 柳田明, 柳本潤 : 塑性と加工, Vol.54, No.625 (2013), p.148
- 4) 倉橋隆郎, 竹士伊知郎, 森本敬治, 柳本潤 : CAMP-ISIJ, 14 (2001), p.1157
- 5) 竹士伊知郎, 鳥塚史郎, 新富達也, 大谷崇, 津崎兼彰 : 塑性と加工, Vol.49, No.566 (2008), p.216
- 6) 瀬沼武秀, 末広正芳 : 塑性と加工, Vol.40, No.467 (1999), p.1146

第3章 SSMR法による超微細粒鋼板の組織と特性

3.1 組織の特徴

SSMRプロセスで得られた超微細粒組織の詳細な観察と集合組織解析を行った。供試材は鋼種A(Table 3-1)で、最も細粒化した圧延・冷却条件(以下、最微細粒化条件)を適用したものである。試験片の表層部および1/2厚部から薄膜を採取し、透過型電子顕微鏡(TEM)にて観察した。併せて抽出残渣分析により各部位でのセメンタイト(Fe_3C)析出量を定量し、それ以外の炭素がフェライト中に固溶しているものとして炭素固溶量を見積もった。またEBSDによる集合組織解析も行った。

Fig. 3-1にTEM明視野像およびフェライト(α)中の固溶炭素量を示す。表層部は等軸かつ微細なフェライト粒からなり、第二相としてセメンタイト(θ)が粒界面あるいは粒界三重点に析出している。更にフェライト粒内に明瞭な転位コントラストが観察されないことから、粒内の転位密度は非常に低いものと推察される。また、フェライト中の炭素固溶量は平衡固溶量(0.004mass%)レベルであり、表層部は熱的に安定な組織と考えられる。1/2厚部にはベイナイト(B)の混在が確認された。炭素量は表層部よりも多く、過飽和固溶しているが、これは混在しているベイナイト中に炭素が多く含まれているためと考えられる。

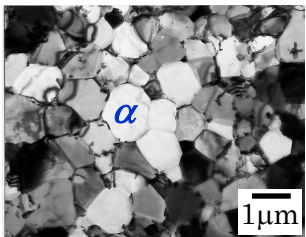
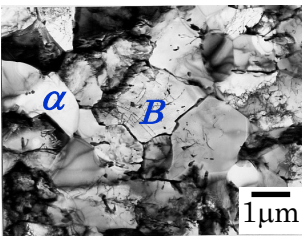
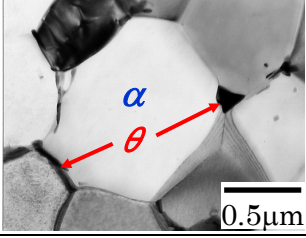
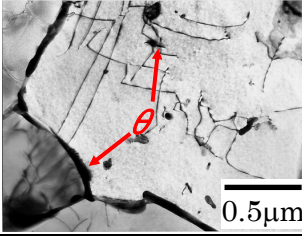
	Surface	1/2 thickness
TEM images		
		
C% in α grain	0.006mass%	0.045mass%

Fig. 3-1 TEM images and solute carbon concentration in ferrite grains of specimen (Steel A) manufactured by SSMR method

EBSDにより評価した集合組織解析結果をFig. 3-2に示す。解析は圧延時の板幅方向の断面(TD面)で行っており、組織の形態はTD面のものだが、結晶方位は後述するX線解析との比較のために板表面方向(ND)の解析値に換算表示してある。方位差 15° 以上の大角粒界は全視野で80%以上を占め、最も組織が微細な表層部では90%以上が大角粒界であった。また表層部と1/4厚部では異方性に顕著な差異は無く、両方とも $\{110\}$ 面が主方位であった。但し他方位の粒も比較的均一に分布

しており、異方性の大小を示す極点図上の最大強度(I_{max})は、一般的な熱延薄鋼板($I_{max}=2\sim3$)と比較してそれほど大きくない。1/2 厚部では他部位と集合組織が異なり、 $\{111\}$ 近傍に主方位を有している。この結果は表層および 1/4 厚部と 1/2 厚部とは組織形成機構が異なっている可能性を示唆している。

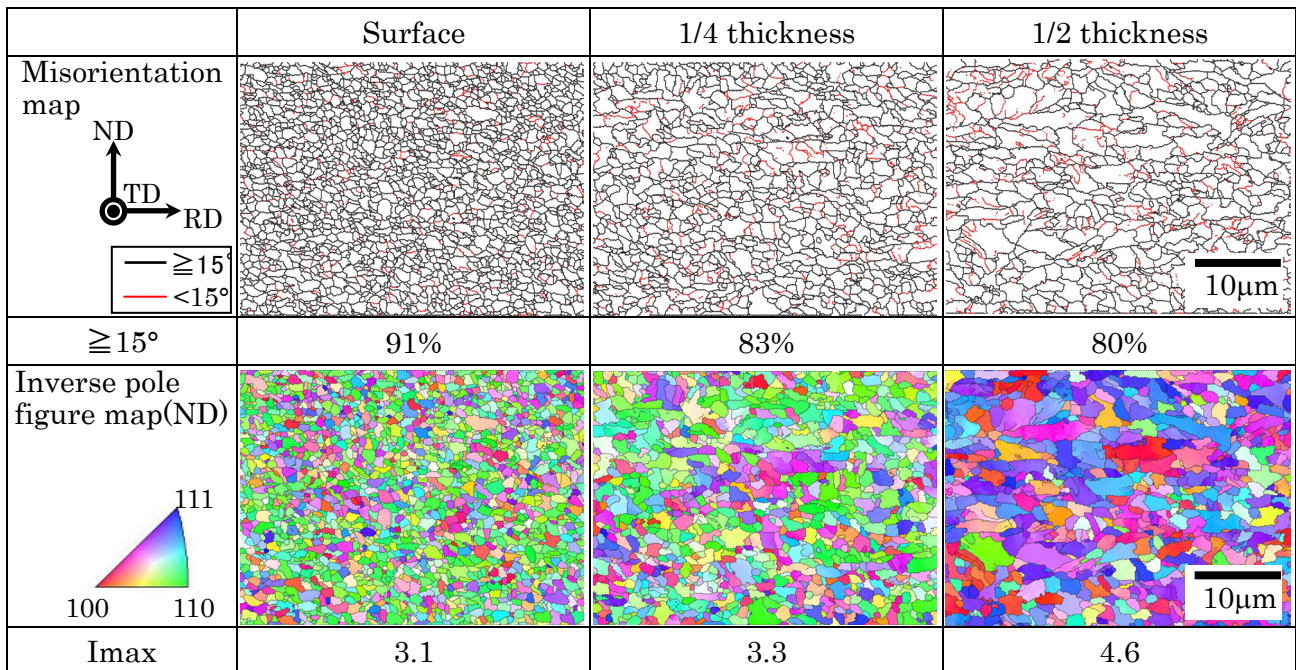


Fig. 3-2 Misorientation maps and inverse pole figure maps of specimen (Steel A) manufactured by SSMR method

3.2 超微細粒生成機構の基礎調査-1 C-Mn 鋼によるオーステナイト組織変化の調査

(1) 狙い

SSMR法における圧延直後の組織を調査するため、C-Mn鋼を用いて圧延直後急冷で焼き入れ(組織凍結)し、得られたマルテンサイト組織から変態前の旧オーステナイト組織を推定する試験を実施した。その際、圧延後冷却開始時間 Δt を変化させ、その影響も含めて調査した¹⁾。

(2) C-Mn鋼による圧延後組織凍結試験

供試材の組成を Table 3-1 に示す。先ず鋼種 A を用い、最微細粒化条件で圧延および急冷を行い、急冷停止温度のみを室温に変更して組織凍結する試験を行った。最微細粒化条件を SSMR 法の代表例という意味も含め、改めて Fig. 3-3 と Table 3-2 に示す。Table 3-2 中の R1~R3 は実際には F1 スタンドを用いた粗圧延の 3 パス、F1~F3 は仕上圧延の 3 パスを表す。

次に F3 出側急冷装置を使用しつつ、その冷却開始を少し遅らせて、すなわち Δt を長くして、組織への影響を調査する試験を行った¹⁾。ここでは鋼種 B を用いている。圧延条件を Table 3-3 に示す。 Δt 調整の都合から F3 の速度を低目に設定したため最終パス間時間は 0.6s とやや長い。圧延後急冷

を 650°C で止めてフェライト変態させて粒径を調べる試験と、そのまま室温まで急冷して組織凍結する試験を対で実施した。Δt は 0.05s ~ 0.5s の範囲で変更。Δt および急冷停止温度の変更は F3 出側急冷における使用ヘッダの位置および本数の選択によって行った。

Table 3-1 Chemical composition of specimen (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ae ₃
Steel A	0.15	0.01	0.75	0.020	0.002	0.022	0.0022	818°C
Steel B	0.10	0.05	1.11	0.018	0.003	0.017	0.0035	832°C

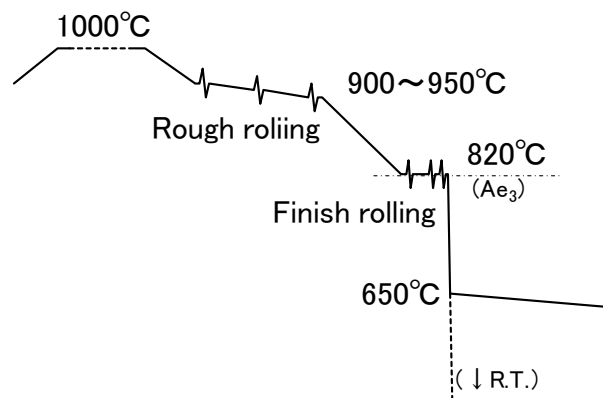


Fig. 3-3 Temperature condition of experiment (Typical conditions for Ultra-fine grain)

Table 3-2 Experimental conditions (Typical conditions for Ultra-fine grain)

	Soaking	R1	R2	R3	F1	F2	F3	Water cooling
Thickness	35mm	25mm	13mm	6.7mm	3.4mm	2.0mm	1.0mm	
Reduction	—	29%	48%	48%	50%	40%	50%	—
Interval	(1hr)	~60s	~10s	~10s	~30s	2s	0.17s	<0.05s (0.14s)
Temperature	1000°C	950°C	950~900°C		820°C	850~760°C		820°C 650°C
Rapid cooling	—						On	On (1200°C/s)

Table 3-3 Experimental conditions for microstructure change in C-Mn steel (B)

Item		Conditions
Finish rolling	Finishing thickness	1.2mm
	Reduction	F1: 40%, F2: 40%, F3: 50%
	F2-F3 pass interval	0.6s
	Delivery temperature	800°C±10°C
Water Cooling	Finishing temperature	650°C / Room temperature

鋼種 A を用いて組織凍結を行った場合の組織写真を Fig. 3-4 に示す。左側の急冷停止温度 650°C での組織は前出のものと同一である。1/2 厚部では組織の大半がマルテンサイトに焼き入れられた。一部に析出しているフェライト粒は元のオーステナイト粒の粒界に生じたものと考え、旧オーステナイト粒を推定した結果を図中に破線で示す。旧オーステナイト粒が圧延方向に伸長した加工粒であったことが分かる。1/4 厚部は 1/2 厚部に比べ析出したフェライト粒が多く約 50% を占めた。それでもなお、旧オーステナイト粒が圧延で伸長していた痕跡が見てとれる。これらに対し表層部では全体がフェライト組織となり、その粒径は 650°C 急冷停止で製造したのと同じ 1 μ m 以下の超微細粒となった。

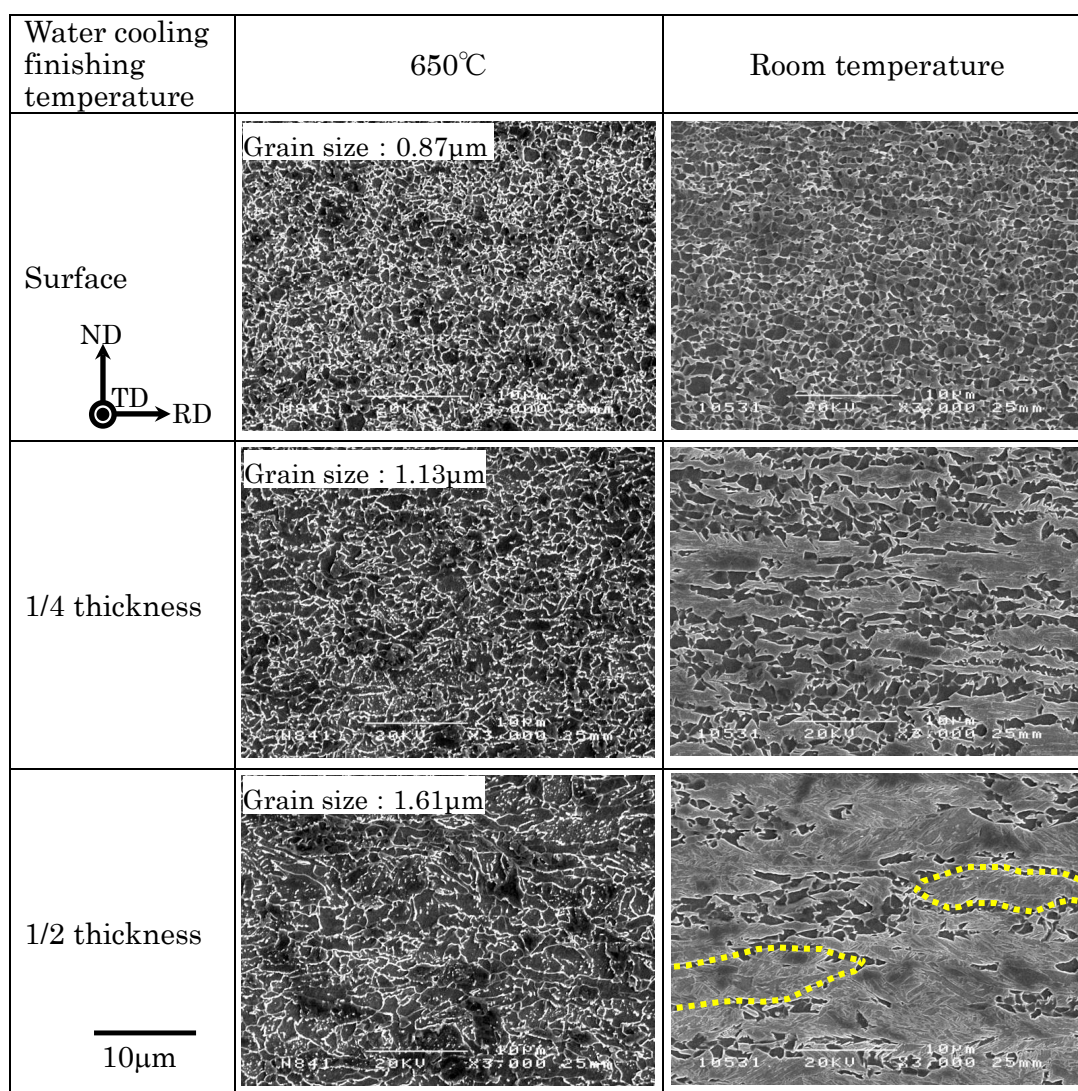


Fig. 3-4 SEM images of quenched specimen (steel A) manufactured by SSMR method

鋼種 B を用いて急冷開始温度 Δt を変更した試験の内、急冷停止温度 650°C でフェライト粒径への影響を調査した結果を Fig. 3-5 に示す。また Fig. 3-6 にその組織写真を示すが、(a)~(f)の符号は

Fig. 3-5 中に記した符号と対応させている。フェライト粒径は全般に鋼種 A の最微細粒化条件で製造したものよりも大きかったが、主に F2-F3 パス間時間が 0.6s と長かったことが影響していると考えられる。粒径は Δt の減少に従い小さくなり、特に 0.05s で表層部が顕著に微細化した。

Fig. 3-7 には室温まで急冷した組織写真を示す。1/2 厚部では Δt にかかわらずほぼ組織全体がマルテンサイトに焼き入れられた。旧オーステナイト粒を推定した結果を図中に破線で示すが、やはり旧オーステナイト粒が圧延方向に伸長した加工粒であったことが分かる。

表層部は 1/2 厚部に比べ析出したフェライト粒が多く、特に Δt が 0.05s の場合には焼きが入らず全体が 1.3 μm 程度の微細フェライト組織で占められた。また $\Delta t=0.3\text{s}$ の表層で観察される旧オーステナイト粒は 5 μm 程度の等軸粒で、圧延後に再結晶したものと考えられる。

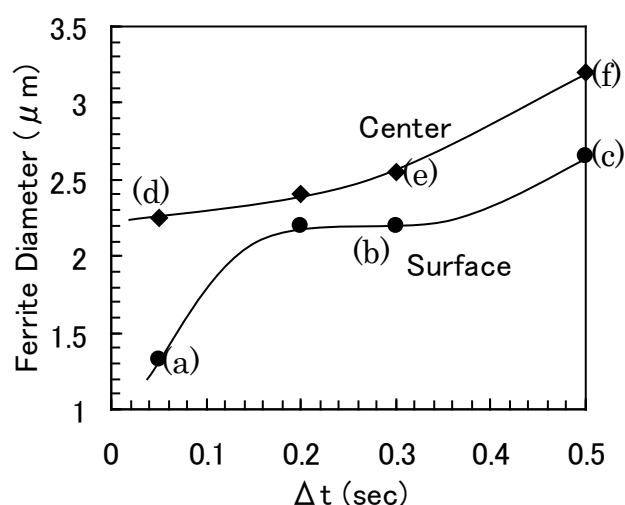


Fig. 3-5 Influence of Δt on α grain size of specimen (steel B) hot-rolled and rapidly cooled to 650°C¹⁾

(3) 考察

上記の結果より、SSMR 法で造られる微細組織の内、1/4 厚~1/2 厚部に関しては、圧延中はほぼオーステナイト単相で、急冷後に加工オーステナイト粒からフェライト変態したものである可能性が高い。従来から言われている加工ひずみによって高密度に導入された核生成サイトからの静的変態を基本とした細粒化機構と言える。 Δt の短縮によって細粒化が進んだ理由はひずみの回復が抑制されたためと考えられる。

表層部では全体が微細フェライト組織となったことは興味深い結果である。旧オーステナイト組織を観察できなかったため、このフェライト組織は圧延中から存在していた可能性は否定できない。Fig. 3-4 や Fig. 3-7(a) に示す通り、加工の痕跡が見られない等軸粒であることから、最終パス圧延前から存在していたとは考えにくい。圧延前からのフェライト組織が圧延中に再結晶したか、何人かの研究者が提唱^{2)~5)}しているように動的変態によって生成した可能性は残る。但し、Fig. 3-7(b) に示す通り 0.3s 後には粒径 5 μm 程度の旧オーステナイト粒が見られることから、もし圧延直後に 1 μm 程度のフェライト粒で占められていたとすると、わずか 0.3s の間に微細フェライト粒がオース

テナイトに逆変態し、且つ $5\mu\text{m}$ まで成長したことになり、極めて考えにくい。

仮に Fig. 3-7(b)の粒径 $5\mu\text{m}$ 程度オーステナイト粒はオーステナイトのまままで圧延後に再結晶したものとする。これと Fig. 3-7(e)とを比較すると、圧延後 0.3s の間に $1/2$ 厚部ではオーステナイトの再結晶が生じなかったのに対し表層部では再結晶が生じたことになる。試験片表層部には圧延時にロールとの摩擦による付加的せん断ひずみが入るため、主としてこれが再結晶を促進する要因になっていると思われる。 $\Delta t = 0.05\text{s}$ で表層部のみ顕著に細粒化する現象は、この急速な再結晶および同時進行する回復と深く関わり、 $\Delta t = 0.05\text{s}$ の圧延直後急冷がこれらを抑制する結果として超微細組織が得られると考えられる。

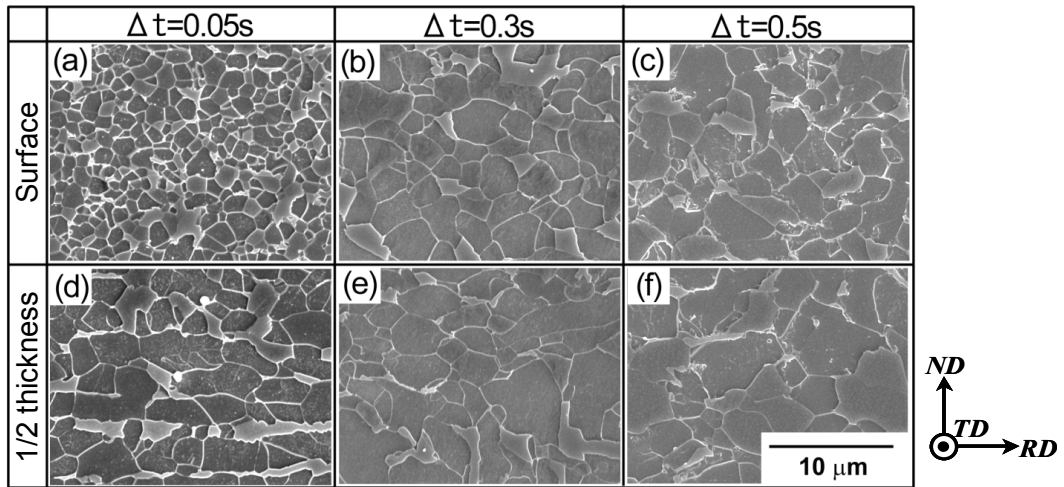


Fig. 3-6 SEM images of specimens (steel B) hot-rolled and rapidly cooled to 650°C ¹⁾

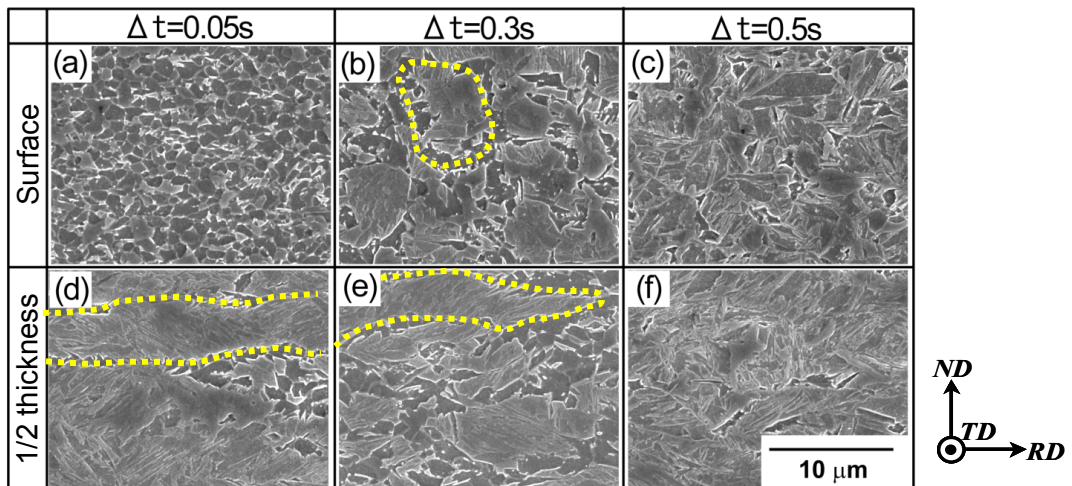


Fig. 3-7 SEM images of specimens (steel B) hot-rolled and quenched¹⁾

3.3 超微細粒生成機構の基礎調査-2 Ni-Fe合金によるオーステナイト組織変化の調査

(1) 狙い

SSMR法におけるひずみの蓄積、回復、再結晶挙動等を観察し、超微細粒組織の形成機構を明らかにする目的で、モデル合金として 70Ni-30Fe合金 (70.3mass%Ni-Fe) を用いた基礎検討を行った。70Ni-30Fe合金は室温までfcc構造が安定であり、その積層欠陥エネルギーは、C-Mn鋼のオーステナイト域の積層欠陥エネルギーと同等であると報告されている。したがって、C-Mn鋼のオーステナイト域での圧延組織形成機構やひずみ蓄積挙動を模擬するのに好都合なモデル合金として知られている^{6),7)}。

(2) Ni-Fe合金の回復挙動の調査

C-Mn 鋼(鋼種 A)と 70Ni-30Fe 合金の回復軟化速度を比較するため、Fig. 3-8 に示したように、加工フォーマスタを用いて、パス間時間を種々変更した 2 段圧縮試験を行い、1 段圧縮後の軟化率の変化から軟化速度を評価した。鋼種 A の 820°C における軟化速度は、70Ni-30Fe 合金の 900°C における軟化速度とほぼ同等である。したがって、鋼種 A の 820°C 近傍のオーステナイト域での転位蓄積挙動や軟化挙動は、70Ni-30Fe 合金の 900°C での圧延で再現できるものと判断した。

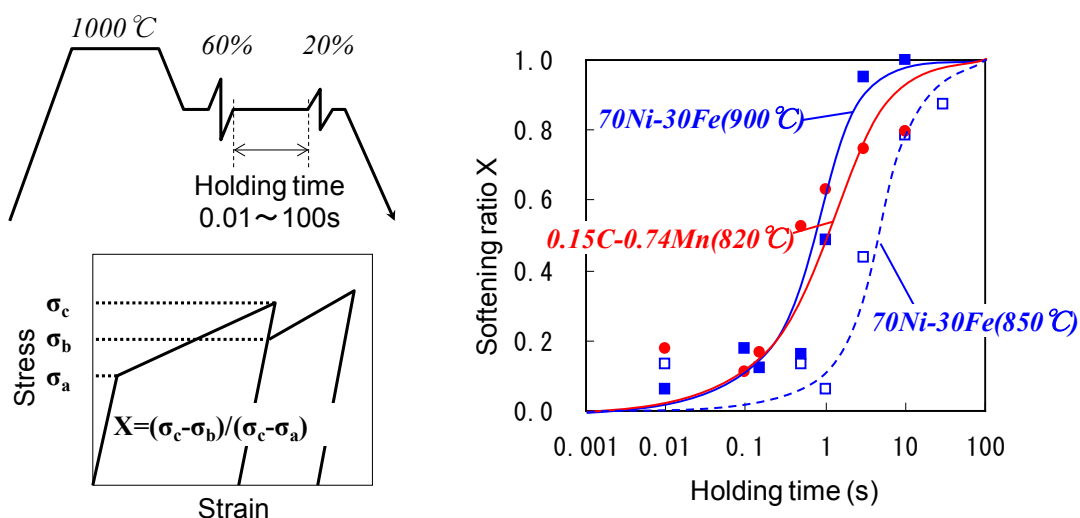


Fig. 3-8 Softening rate of C-Mn steel and 70Ni-30Fe alloy determined by 2-pass deformation test

(3) Ni-Fe合金による圧延試験

C-Mn 鋼での組織凍結試験と同様の手順で圧延、急冷試験を行った。試験片を炉温 1000°C で加熱・均質化処理し、粗圧延を経た後、F2-F3 パス間時間と F3 出側温度を変更した仕上圧延を行い、室温まで急冷した。F3 出側温度については、900°C を基準に 800°C、700°C と低下させた場合の影響を調査。F2-3 パス間時間は 0.17s を基準に、0.33s、1.0s と延長した場合の影響を調査した。

試験片の表層部、1/2 厚部から薄膜を採取し、TEM 観察に供した。さらに、それぞれの部位について X 線集合組織解析、EBSD 測定を行い、C-Mn 鋼超微細粒鋼との対応関係について解析を行った。

Table 3-4 Experimental conditions for microstructure change in 70Ni-30Fe alloy

Item		Conditions	
		For rolling temperature	For pass interval
Finish rolling	Finishing thickness	1.2~1.5mm	
	Reduction	F1: 50%, F2: 40%, F3: 50%	
	F2-F3 pass interval	0.17s	0.17s, 0.33s, 1.0s
	Delivery temperature	700°C, 800°C, 900°C±10°C	900°C±10°C
Water cooling	Finishing temperature	Room temperature	

得られた 70Ni-30Fe の光学顕微鏡写真を示す。F3 出側温度が 800°C 以下の場合、層状の加工組織を示すのに対し、F3 出側温度が 900°C になると層状組織が不鮮明になり、一部に再結晶粒が認められた。800°C と 900°C とでは組織形成過程がかなり異なっていたと考えられ、F2-3 間での組織変化の違いのみならず、F1-F2 パス間の 2s 間での回復や再結晶挙動も異なっていた可能性が高い。

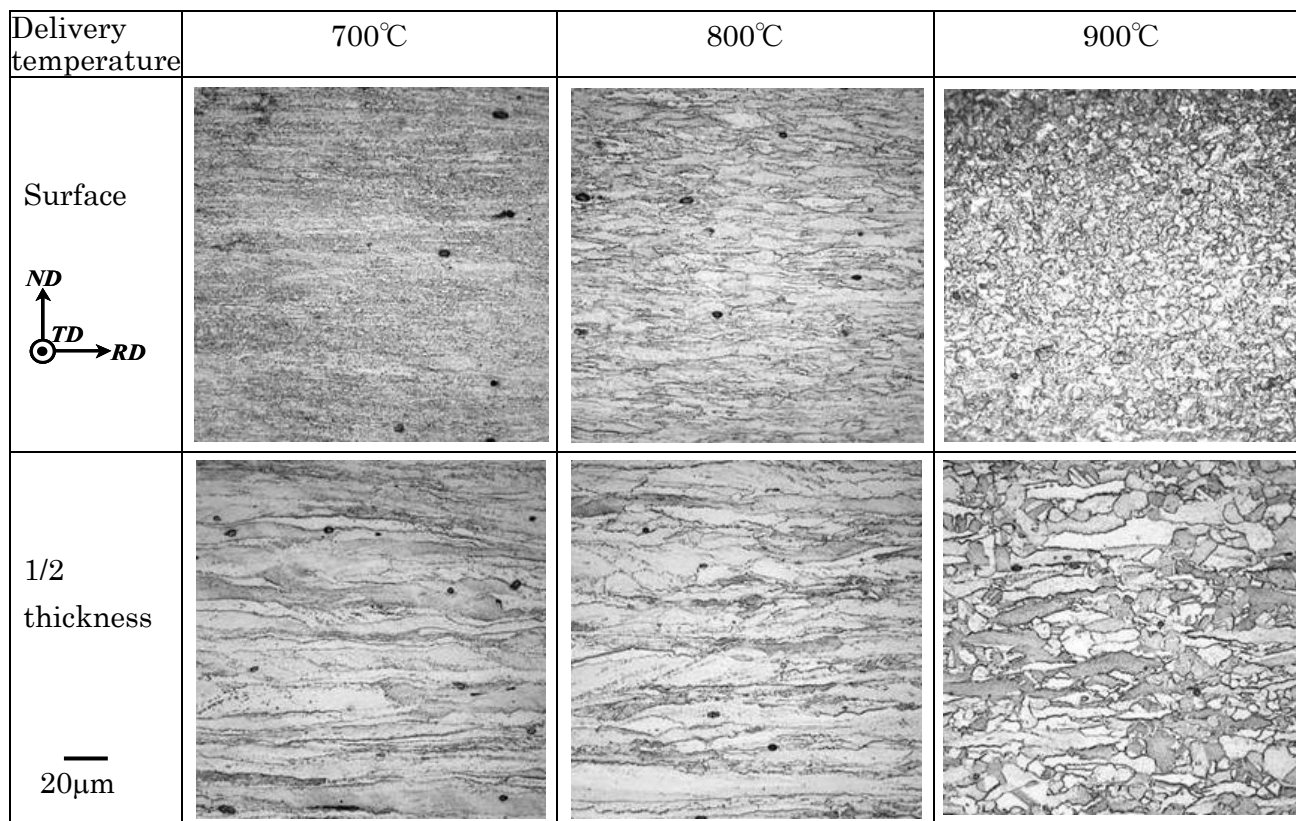


Fig. 3-9 Influence of rolling temperature on microstructure of 70Ni-30Fe alloy specimen

Fig. 3-10 には F3 出側温度 900°C のケースでの TEM 明視野像の一例を示す。表層組織は微細な転位セルを主体とし、一部に再結晶粒が認められた。平均転位セルサイズは表層部で 0.4 μm 、板厚中央部で 1.0 μm 、再結晶粒サイズは表層部で 0.6 μm 以下、板厚中央部で 1.3 μm 以下であった。すなわち、転位セルや再結晶粒のサイズは、C-Mn 鋼(鋼種 A)で得られた超細粒フェライト粒径とほぼ同等であった。

Fig. 3-11 には F3 出側温度 900°C で、最終パス間時間を変更した際の表層部の TEM 明視野像を示す。同様に一部に再結晶粒を含むものの転位セルを主体とした組織であり、パス間時間が短くなるに従い転位セルが微細化することが確認された。

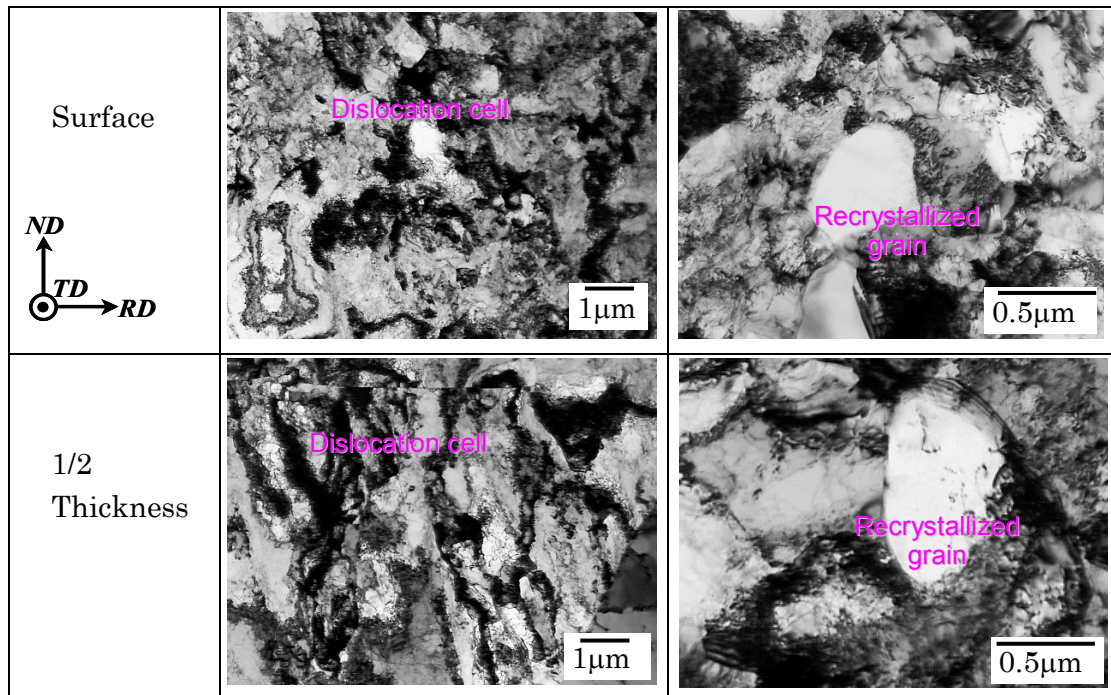


Fig. 3-10 TEM images of 70Ni-30Fe alloy specimen hot-rolled at 900°C and quenched

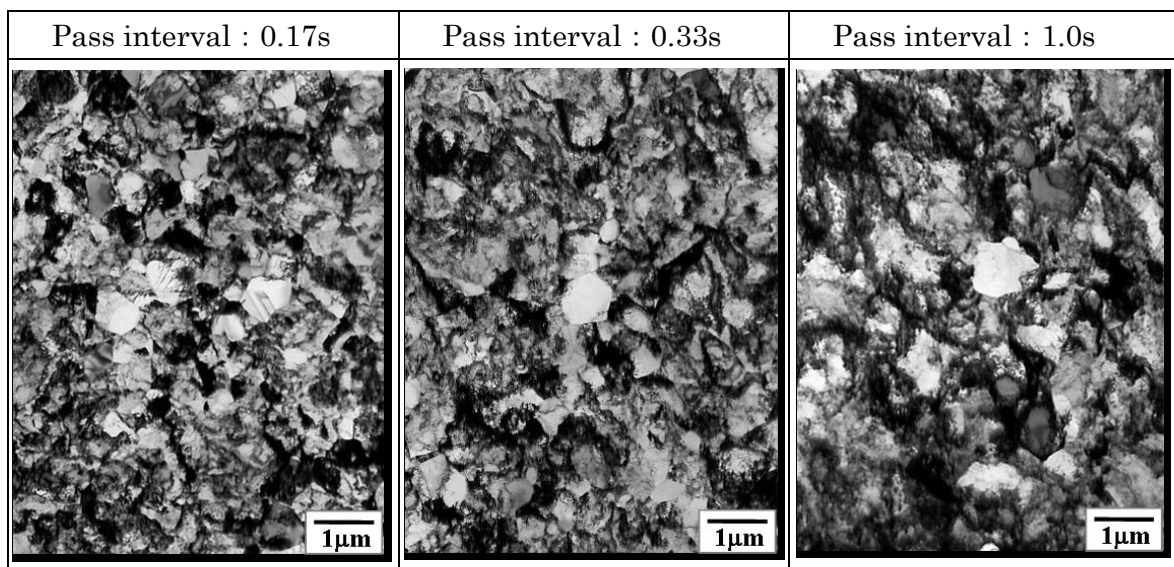


Fig. 3-11 Influence of final pass interval on microstructure near surface of 70Ni-30Fe alloy specimen hot-rolled at 900°C and quenched

Fig. 3-12 に、Ni-Fe合金およびC-Mn鋼(鋼種A)の表層部と 1/2 厚部について、X線回折による極点図測定から再計算して求めた結晶方位分布関数(ODF)の $\varphi_2=45^\circ$ 断面を示す。

70Ni-30Fe合金の 1/2 厚部は $\{110\}\langle 112\rangle$ および $\{112\}\langle 111\rangle$ を主方位とする純銅型の圧延集合組織⁹⁾を呈しているのに対し、表層部は $\{001\}\langle 110\rangle$ や $\{112\}\langle 110\rangle$ が主方位の特異な集合組織を示した。これらはせん断変形を強く受けた場合に発現する集合組織と定性的に一致する^{9),10)}。一方、1/2 厚部には若干見られるが、再結晶組織の主方位である $\{001\}\langle 100\rangle$ の強度は小さい。

C-Mn鋼の表層部の組織の主方位は $\{110\}\langle 112\rangle$ および $\{112\}\langle 111\rangle \sim \{113\}\langle 332\rangle$ 近傍に存在する。また 1/2 厚部の主方位は $\{001\}\langle 110\rangle$ 、 $\{112\}\langle 110\rangle \sim \{113\}\langle 110\rangle$ および $\{332\}\langle 113\rangle$ 近傍であった。70Ni-30Fe合金の集合組織と、C-Mn鋼の変態後集合組織とは概ねKurdjumov-Sachs(K-S)関係¹¹⁾で対応付けられる。その関係をTable 3-5 にまとめた。

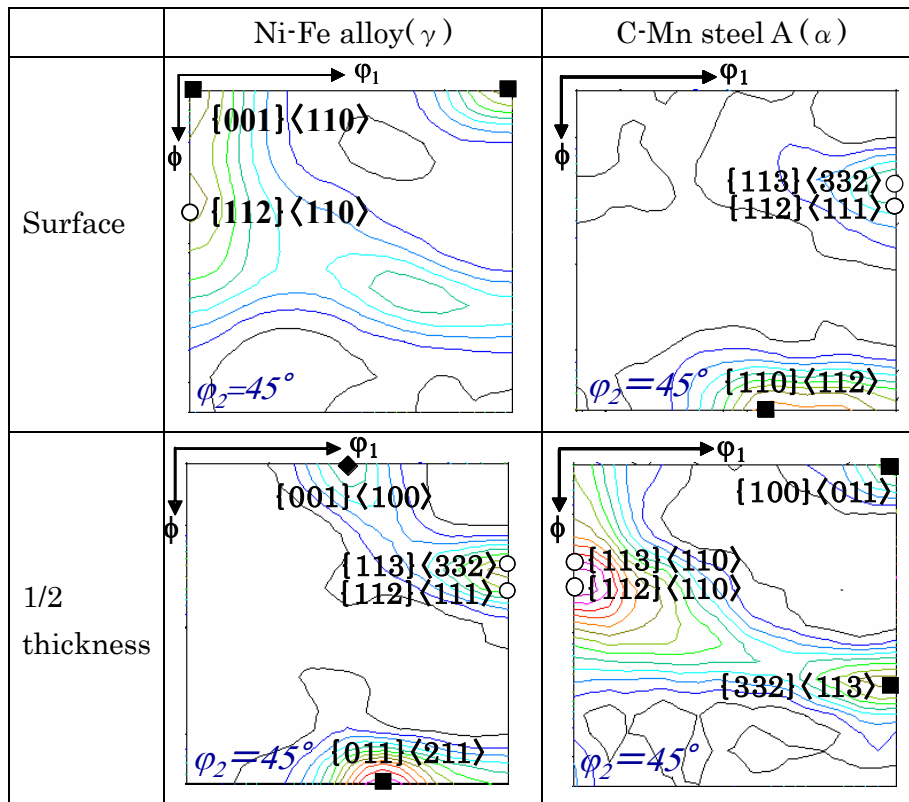


Fig. 3-12 ODF of 70Ni-30Fe alloy and C-Mn steel (A) manufactured by SSMR method

Table 3-5 Kurdjumov-Sachs orientation relations between austenite and ferrite

	Texture of Ni-Fe alloy (Austenite)	K-S relation	Texture of C-Mn steel (Ferrite)
Surface	$\{001\}\langle 110\rangle_{\gamma}$	→	$\{110\}\langle 112\rangle_{\alpha}$
	$\{112\}\langle 110\rangle_{\gamma}$	→	$\{112\}\langle 111\rangle_{\alpha}$ $\{113\}\langle 332\rangle_{\alpha}$
1/2 thickness	$\{110\}\langle 112\rangle_{\gamma}$	→	$\{332\}\langle 113\rangle_{\alpha}$ $\{001\}\langle 110\rangle_{\alpha}$
	$\{112\}\langle 111\rangle_{\gamma}$	→	$\{112\}\langle 110\rangle_{\alpha}$ $\{113\}\langle 110\rangle_{\alpha}$

(4) 考察

70Ni-30Fe 合金による F3 出側温度 900°C 条件での圧延は、オーステナイト組織変化の点で C-Mn 鋼(鋼種 A)の出側温度 820°C の圧延をほぼ模擬できていたと考えられる。圧延のひずみ蓄積によってオーステナイト粒内に転位セルが形成され、F2-F3 パス間時間が短いほどそのセルサイズが微細化し、パス間 0.17s ではほぼ 1 μ m レベルとなっていることが分かった。この微細転位セルや、わずかに生成したほぼ同サイズの再結晶粒が、C-Mn 鋼での 1 μ m の超微細フェライト粒と密接に関係しているはずである。すなわち、C-Mn 鋼で得られた超微細フェライト粒は、加工オーステナイト粒内の微細転位セルまたは微細な再結晶オーステナイト粒の粒界を核生成サイトとした変態で生成されたものと推定される。

X 線回折による集合組織調査の結果、70Ni-30Fe 合金のオーステナイト組織の主方位と C-Mn 鋼のフェライト組織の主方位は K-S 関係で対応づけられ、70Ni-30Fe 合金のオーステナイト組織は C-Mn 鋼の変態直前のオーステナイト組織とほぼ同じものと考えられる。したがって SSMR 法での圧延後急冷直前の組織は、未再結晶の加工オーステナイト組織であり、1/2 厚部は、典型的な圧延集合組織、表層部は強いせん断変形を受けた組織であると結論づけることができる。

3.4 超微細粒生成機構のまとめと考察

これまでの結果を元に、SSMR法によるC-Mn鋼の超微細フェライト粒の形成機構について整理する。SSMR法の特徴は 3 パス連続の大圧下圧延と最終パス直後(<0.05s)のAe₃点付近からフェライト析出温度域内の所定温度(たとえば 650°C)までの 1000°C/s以上の急速冷却にある。3 パス圧延直前のオーステナイト粒は 30~35 μ m程度の再結晶粒で、これは実機熱延ミル仕上圧延機列の前~中段の組織状態¹²⁾と変わらない。SSMR法の第 1 パスで 50%の大圧下を加えると、第 2 パスまでの 2s間ではほぼ全面的な再結晶が生じオーステナイト粒の微細化が進む。これはFig. 3-8 に示した 2 段加工時の軟化挙動からも推測できる。組織予測計算¹³⁾によれば、15~20 μ m程度の粒径となっている

可能性が高い。第2パスでも40%の大圧下を行うため急速に回復と再結晶が進むはずだが、パス間時間を短くすることで第3パス後の転位密度が高まり転位セルも微細化していることから、第2、第3パス間での回復と再結晶は部分的にしか生じていないと考えられる。Fig. 3-8の軟化挙動からもそれが示唆される。第3パス(最終パス)によって未再結晶のオーステナイト粒に更なる変形加工が加えられ、圧延直後焼き入れ試験片(Fig. 3-4、Fig. 3-7)の1/4厚、1/2厚部で見られたように大きく扁平変形し、且つ70Ni-30Fe合金の試験片(Fig. 3-10、Fig. 3-11)で観察されたように内部に微細な転位セルを有するオーステナイト粒となっている。圧延直後からの急速冷却により、その転位セルやオーステナイト粒界を核生成サイトとした変態が生じ超微細フェライト粒が生成されたと考えられる。焼き入れ試験の結果、表層はほぼ100%、1/4厚部で約50%、1/2厚部で約20%はマルテンサイトにならずフェライトとなった。これらは急冷中に変態したと考えられ、650°C付近で急冷を止める標準条件では、残りの部分が急冷停止後に変態しているはずである。急冷停止温度を変更した実験(Fig. 2-11)で停止温度が628°Cと低過ぎた場合に1/4部でベイナイトが混在した事象からもそれが裏付けられる。

焼き入れ時の820°Cから室温(20°C)までの冷却は約0.8sで完了しているが、それでも表層および1/4厚部で50%以上のフェライトが生成した。フェライト粒内の炭素固溶量も平衡量レベルであり、静的な拡散型変態が極短時間に生じたことになる。その急速な変態は、高度なひずみの蓄積で核生成サイトが高密度に生じフェライトが析出する際の炭素の拡散距離が短くて済むこと、1000°C/s以上もの極めて強い急冷で大きな化学自由エネルギー差が生じること等が寄与していると推察される。ひずみの点では、表層に近いほどロールとの摩擦による付加的せん断ひずみの影響を受けるため、相当塑性ひずみとして表層が1/2厚部より大きい。Fig. 3-13にSSMR最終パス圧延における塑性ひずみの板厚方向分布のFEM計算例を示した。圧延方向の伸びひずみ ϵ_x (=圧縮ひずみ $\cdot\epsilon_y$)は板厚のどの位置でもほぼ一定だが、せん断ひずみ γ_{xy} は1/2厚部で0、表層で最大となるため、相当塑性ひずみ ϵ_{eq} も1/2厚で最小、表層で最大の分布となる。更にせん断ひずみの付加で主ひずみの方向が変わったり、圧延バイト内で中立点を境にその方向が変わったりすることが、冶金的な意味での”ひずみの蓄積”に対し相当塑性ひずみ増分以上の特別な作用を及ぼしていることも考えられる。冷却の点でも表層に近いほど早く冷えるため、過冷度による変態の駆動力は大きいはずである。ひずみと冷却の影響度を切り分けることはできないが、SSMR法において板厚方向に結晶粒径の分布が生じ、特に表層が超微細粒となることは、その二つの複合作用によるものと考えられる。

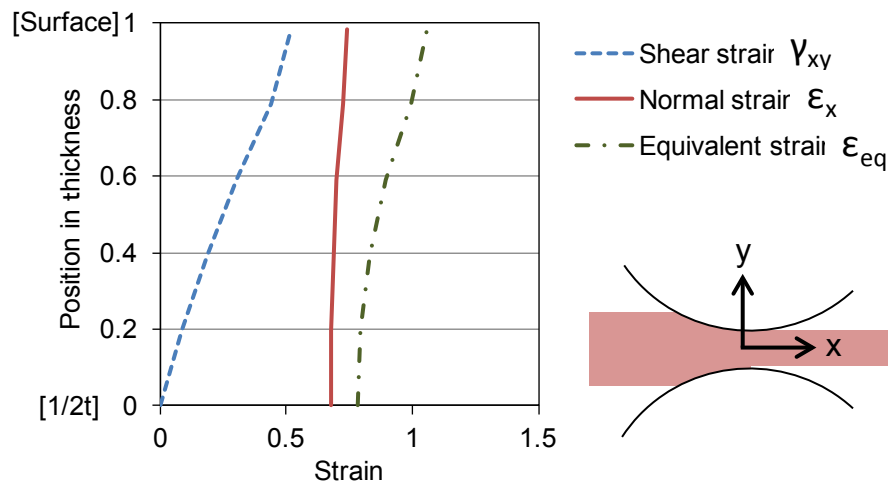


Fig. 3-13 Strain distribution in thickness after 50% reduction rolling
(Roll dia.:200mm, Delivery thickness:1mm, Friction coefficient:0.35)

SSMR法によるひずみの蓄積は、圧延や冷却に関わる設備条件が変われば、更に高められる可能性があることは前述した。但し最終2パスの圧下率の影響を改めて考えると、最微細粒化条件である40%-50%に対し、50%-50%でも40%-60%でも却って粗粒化する結果となっていて、特に後者での粗粒化は顕著だった(Fig. 2-15)。圧下率アップで加工発熱が増し、試験片温度が上昇したことが原因と考えられるが、 Ae_3 点近傍温度域でのひずみ蓄積は、温度変化の影響を受け易いことに注意する必要がある。

SSMR法は、第1章で紹介した矢田等の研究成果^{3),14)~17)}を発展させる形で考案された。矢田等は単純組成のC-Mn鋼を用い、安定オーステナイト温度域で圧下率1パスあるいは2パス連続加工を行い、加工後0.056sで焼き入れを行っている。特に圧下率50%、パス間0.2sの2パス連続加工と直後の急冷という一部の試験条件に対し、SSMR法の最微細粒化条件は結果的に極めて近いものとなった。但し推定される細粒化機構や、到達粒径は異なっている。

1パス大ひずみ加工で得られた微細フェライト粒の形成機構として矢田等は加工オーステナイトからの動的変態を提唱しているが、SSMR法では加工オーステナイトからの静的変態である。SSMR法の表層組織については動的変態で生じた可能性も検討したが、調査の結果、以下の理由からやはり静的変態であると結論付けた。

①圧延後0.05s以内からの焼き入れで1.3 μ mのフェライト粒が得られる圧延条件で、0.3s後からの焼き入れを行うと5 μ m程度の再結晶オーステナイト粒が見られる。前者のフェライト粒が圧延中に生成したと考え、圧延後即座に逆変態し、かつ Ae_3 点近傍温度で0.3sの間に5 μ mまで粒成長したことになり、極めて考えにくい。

②動的変態で得られたフェライト粒は、転位密度が高く、かつ粒内にセメンタイトが見られる³⁾。これに対してSSMR法での表層部のフェライト粒には転位や粒内セメンタイトは見られず、明らかに異なる(Fig. 3-14)。

また、細粒化効果の比較としては、矢田等のパス間 0.2s の 2 パス圧下試験の結果(Fig. 1-4)と、SSMR 焼き入れ試験(Fig. 3-4)での 1/4 厚部の結果との比較が適切だと思われる。矢田等の試験では粒径 2.5 μm 、フェライト分率 50%の結果を得ているが、SSMR 焼き入れ法では粒径 1.6 μm 、フェライト分率 50%である。これはほぼ等しい結果だと見することもできる。但し SSMR 法の場合には、更に 650 $^{\circ}\text{C}$ 急冷停止をすることで加工オーステナイトからより微細なフェライトが析出し平均粒径は 1.2 μm レベルとなる。粒径の直接比較はあまり意味をなさないが、圧縮と圧延の違い、SSMR 法で加えたパス間冷却、圧延直後急冷の途中停止などによって、細粒化効果がより高められたと考える。

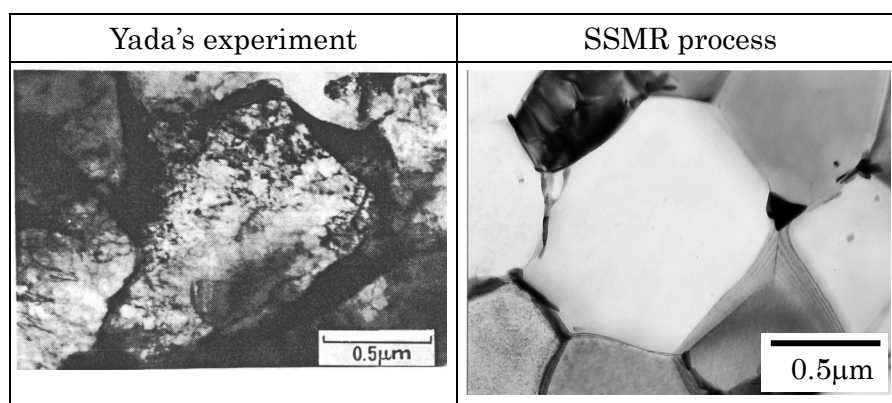


Fig. 3-14 Comparison of TEM images of Yada's specimen³⁾ and SSMR specimen

3.5 機械特性

(1) 引張強度と伸び

SSMR 法における圧延・冷却条件を変更することで、結晶粒径の異なる 1.2mm 厚の試験片を作成し、JIS-5 号型試験片を切り出して引張試験を行った。鋼種 A(Table 3-1)を用い 1/4 厚部の平均フェライト粒径を 1.2 μm から 4.5 μm まで変化させている。4.5 μm は同鋼種を実機熱延ミルにて通常条件で製造した場合の粒径に近い。よって以下では 4.5 μm の試験片を通常プロセス相当材とも表記する。1/4 厚部 1.2 μm は SSMR 法で最も微細粒化できたものであり、その表層部は 0.9 μm の超微細粒組織である。表層部から微小試験片を切り出しての特殊な引張試験も実施した。微小試験片の寸法は長さ、幅が JIS-5 号型試験片の約 1/7、厚みは 0.3mm である。

結果を Fig. 3-15 に示す。細粒化に伴い降伏応力が増加し、通常プロセス相当材の 400MPa が 1.2 μm 材では 650MPa となった。更に、表層の 0.9 μm 部分の降伏応力は 700MPa まで達していた。一方、従来から指摘されていた通り、細粒化するにつれて伸びは低下した。特に 0.9 μm 部分では加工硬化は全く見られなかった。但し、1.2 μm 材の JIS-5 号型試験の結果から分かる通り、微細粒鋼でも板厚全体の特性としては 15%以上の全伸び性能を有している。

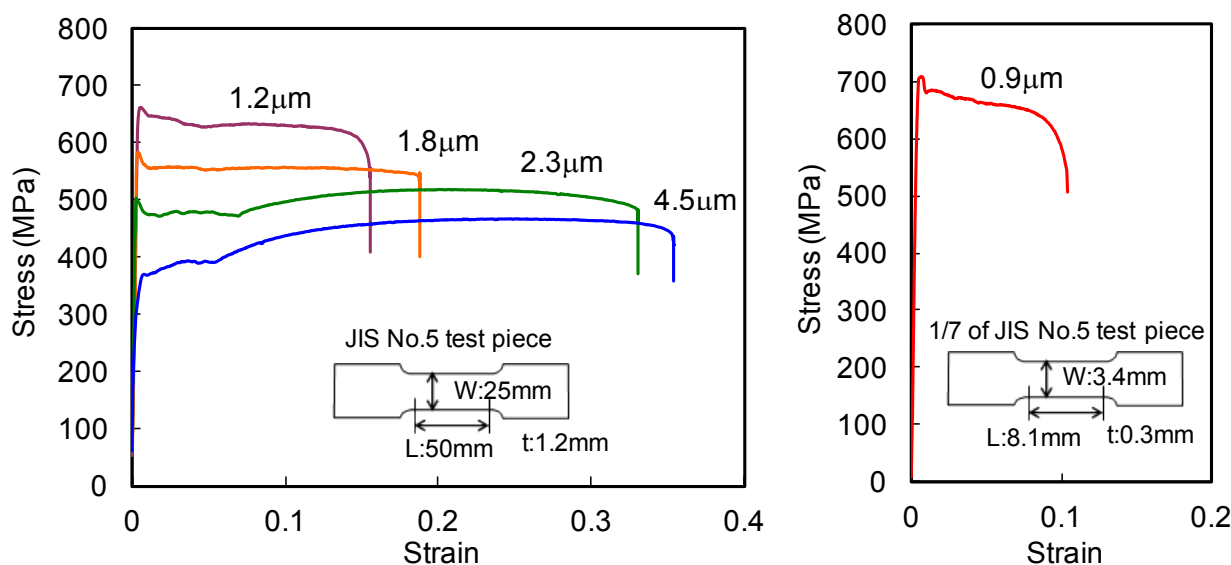


Fig. 3-15 Comparison of stress-strain curves in grain sizes

微小試験片のデータも含め、結晶粒径と降伏応力の関係を整理したものがFig. 3-16 である。図中には先導研究の鉄系スーパーメタルPJで得られたデータ¹⁸⁾も引用したが、そこにはMorrisonらが組成を広範囲に変えた鋼で調査した結果¹⁹⁾も含まれている。SSMR法で製造された微細粒鋼の降伏応力もHall-Petch則^{20),21)}に従い結晶粒径の $1/2$ 乗に比例しており、 $0.9\mu\text{m}$ 、 700MPa の点もほぼ同一線上にある。図中には、本試験で用いた鋼種Aの組成値(Mn, Si, Nの質量%)を用いたPickeringの式(3-1)²²⁾と、組成によらない高木らの式²³⁾を表わした直線も記載しているが、先導研究のデータも含め、特に細粒域では高木らの式が良く合っているようである。

$$\text{YS(MPa)} = 15.4(3.5 + 2.1[\text{Mn}\%] + 5.4[\text{Si}\%] + 23[\text{N}\%] + 1.13d^{-1/2}) \dots\dots(3-1)$$

微細粒鋼の延性をより詳細に調べるために、変形部長さを变化させた引張試験を実施した。標点間距離 GL は基準となる JIS-5 号型試験片の 50mm に対し、17mm、33mm、67mm と変化させ、平行部長さは GL の 1.2 倍としている。結果を Fig. 3-17 に示す。GL が短いほど伸び率が大きくなることは結晶粒径によらず共通しているが、 $1.2\mu\text{m}$ 材の方が GL を短くした際の伸び率の向上が著しく、GL を更に小さくして行けば、 $4.5\mu\text{m}$ 材と同じ点に収斂すると見られる。このことから、 $1.2\mu\text{m}$ 材は均一伸びでは劣るが、局部伸びに関しては $4.5\mu\text{m}$ 材とほとんど変わらないと推定される。

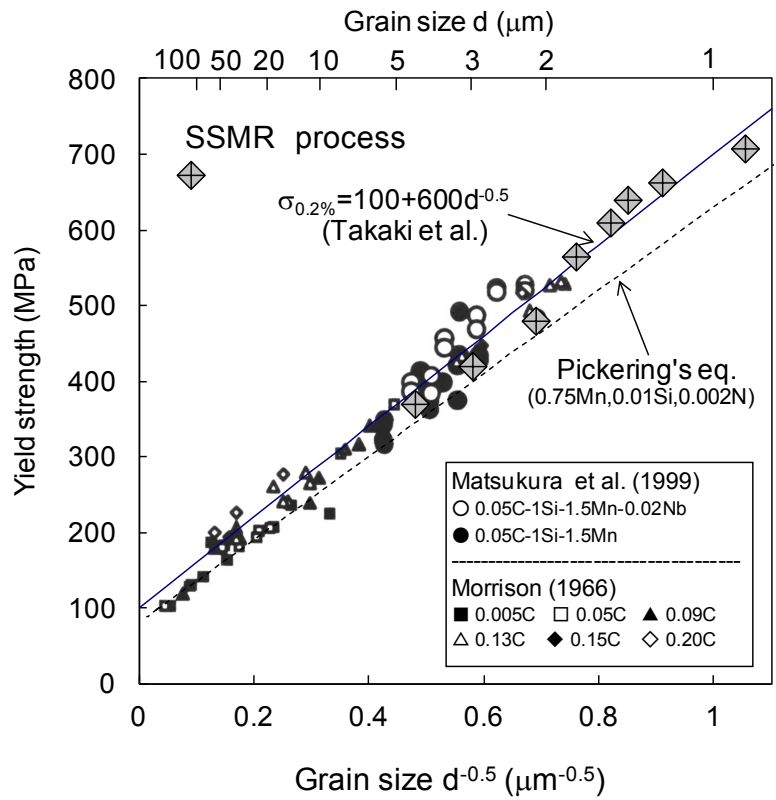


Fig. 3-16 Yield strength as a function of ferrite grain size

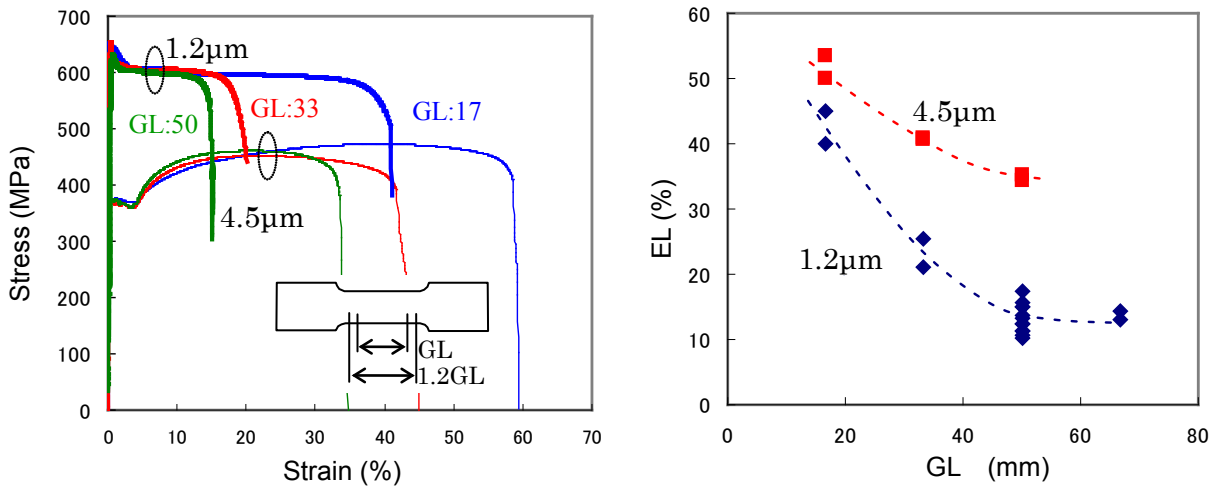


Fig. 3-17 Tensile test adopting varied gage length

(2) 穴広げ性

直径(d_0)10mm、クリアランス比 15%で穴を打ち抜き、穴広げ試験を行った。通常は鋼板の強度が上がると穴広げ性は低下するが、微細粒鋼板では、強度が上昇しても穴広げ性は低下せず、若干ではあるが改善傾向が見られた(Fig. 3-18)。

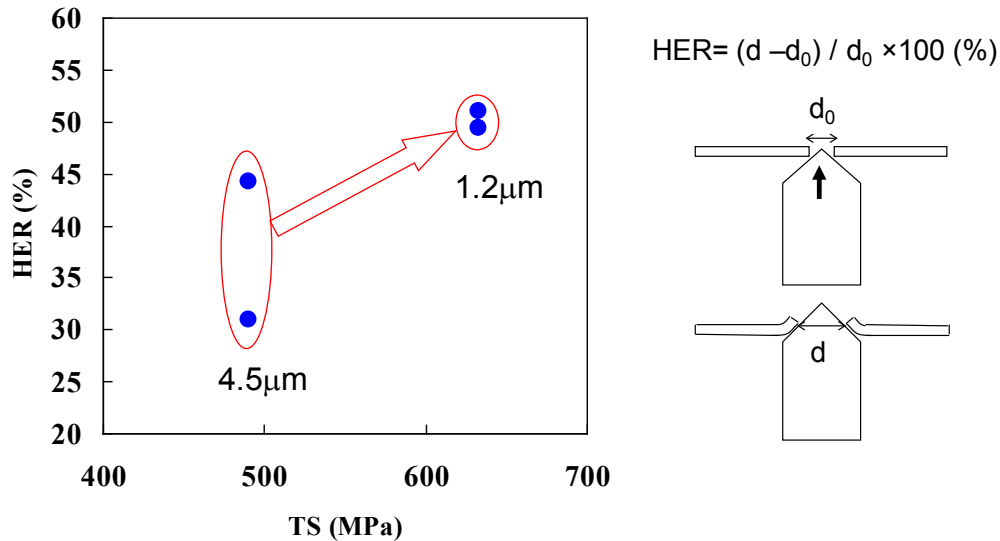


Fig. 3-18 Hole expandability

(3) 疲労特性

疲労試験は、平滑試験片を用い、応力比 0.05、周波数 10Hz で実施した。微細粒化による降伏点上昇にほぼ対応して疲労強度も上昇することが確認できた(Fig. 3-19)。

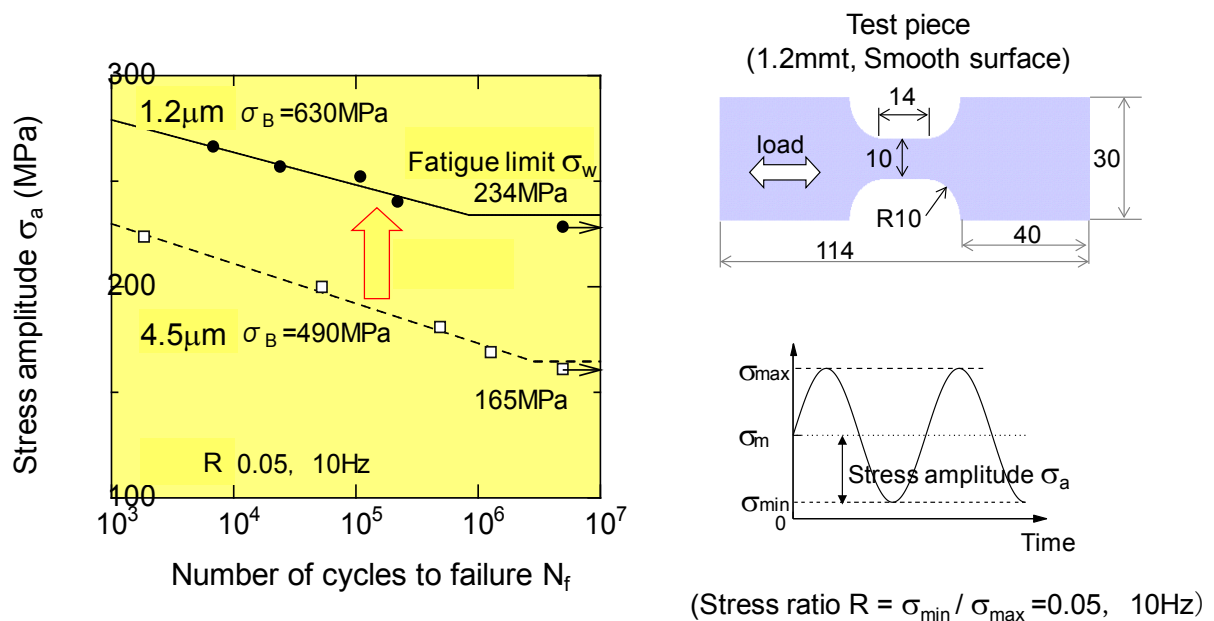


Fig. 3-19 Fatigue limit

(4) 靱性

シャルピー衝撃試験は、1.2mm厚の鋼板を8枚重ね合わせ、ボルトで固定した試験片にて実施した。深さ2mmのVノッチを入れている。微細粒鋼は液体窒素温度でも完全脆性破壊とはならず、延性脆性遷移温度(DBTT)は約50℃低下することが確認できた。また吸収エネルギーも向上した(Fig. 3-20)。微細粒鋼の先導研究では、細粒化に伴い遷移温度は低温化するが、吸収エネルギーは小さくなると報告されており^{24)~26)}、それとは異なる結果となった。但し、今回は薄板の重ね合わせという特殊な手法を用いており、SSMR法製造材の靱性が特別であるとは言い切れない。

(5) 曲げ性

密着曲げテストを行い、曲げ後の組織観察を行った(Fig. 3-21)。外縁部に亀裂は見られず、結晶組織は大きく伸長している。このことから、微細粒鋼が十分な局部延性を有していることが裏付けられた。

(6) 絞り加工性

Fig. 3-22 に示したダイとパンチを用いてカップ絞り試験を行ったところ、最大で絞り比 1.9 まで破断せずに成形できた。熱延鋼板としてはほぼ一般材並みの絞り加工性と言える。

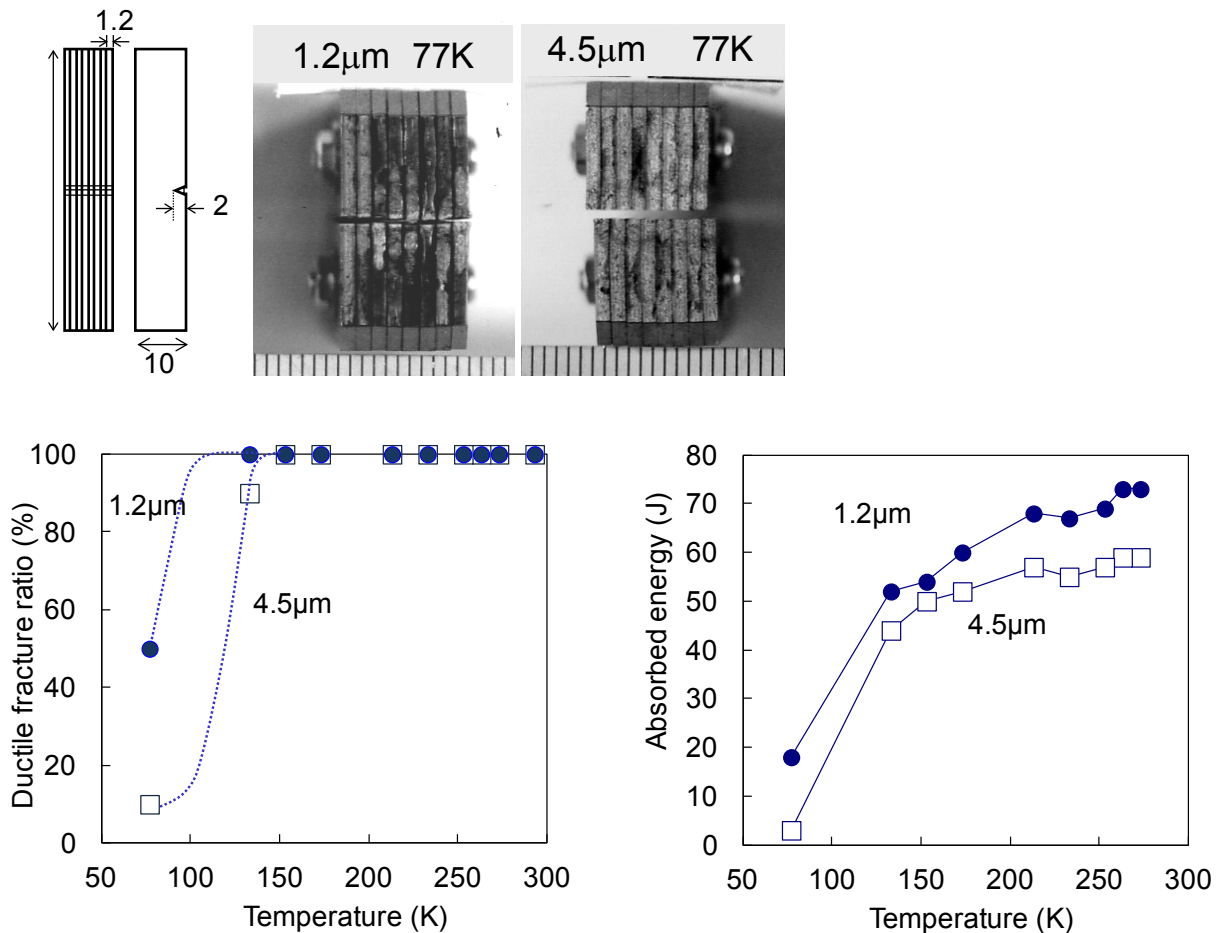


Fig. 3-20 Fracture toughness (result of Charpy impact test)

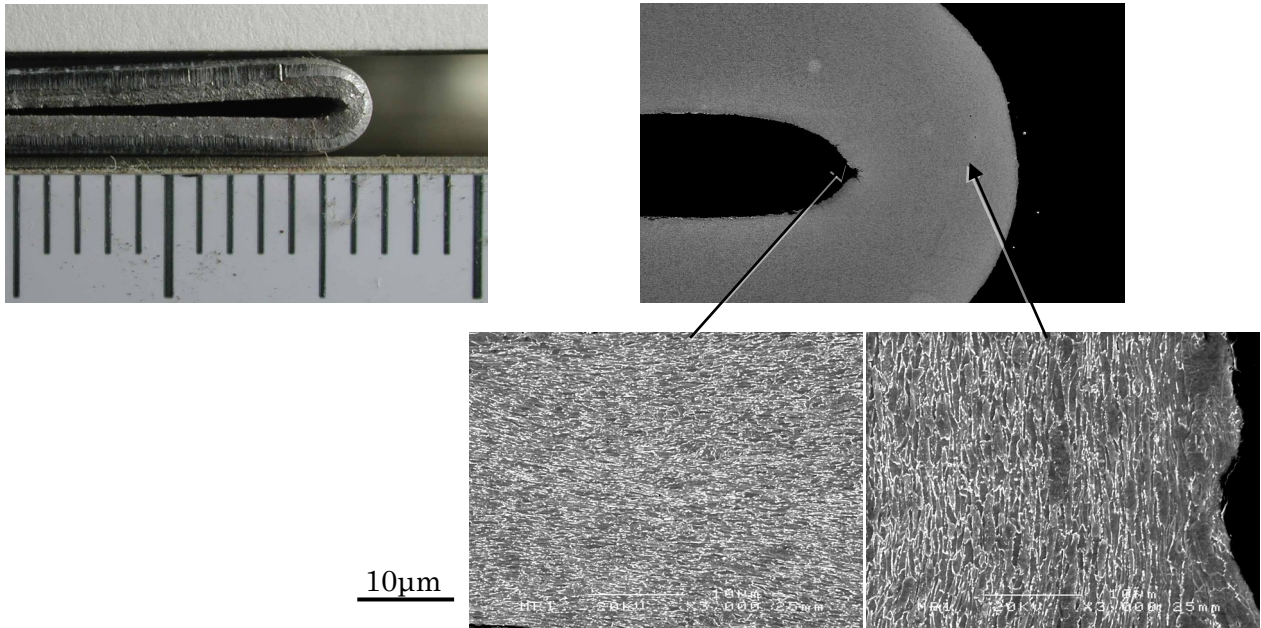


Fig. 3-21 Bending test and deformed microstructure



Fig. 3-22 Drawability

(7) 機械特性および二次加工性のまとめ

SSMR法で製造した 1/4 厚粒径 1.2 μm の微細粒鋼は、Hall-Petch 則^{20),21)}に従って降伏応力が増し、通常製法相当の粒径 4.5 μm 材が約 400MPaだったのに対し、650MPaまで強化されていた。更に表層部から切り出した粒径 0.9 μm の試験片の降伏応力は 700MPaであった。また、穴広げ性、疲労強度、靱性も向上した。

一方、伸びは細粒化するほど低下した。0.9 μm 試験片の S-S 特性に明瞭に現れた通り、加工硬化性が低下したために、均一伸びが小さくなったと考えられる。但し、局部延性は通常粒径材と変わらず、曲げ加工などの用途においては、一般の熱延薄鋼板と比べて遜色ない加工性を有していることが明らかになった。

【文献】

- 1) T.Tomoda, N.Imai, K.Miyata, S.Fukushima, M.Yoshida, M.Wakita, M.Etou, T.Sasaki, Y.Haraguchi and Y.Okada: ISIJ Int., Vol. 48, No.8, (2008), p.1148
- 2) R. Priestner: Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite, ed. by A. J. DeArdo, G.A. Rats and P. J. Wray, TMS-AIME Warrendale PA, (1981) p.455
- 3) H.Yada, Y.Matsumura and T.Senuma: Proc. Conf. Martensitic Transformations (1986) p.515
- 4) P. D. Hodgson, M. R. Hickson and R. K. Gibbs: Mat. Sci. Forum, 284-286, (1998) p.63
- 5) H. Beladi, G. L. Kelly and P.D. Hodgson: Mat. Trans., 45 (2004), p.2214
- 6) W. Charnock and J. Nutting, Mat. Sci. Journal, 1, (1967) p.123
- 7) P. J. Hurley, B. C. Muddle, P. D. Hodgson, C. H. J. Davies, B. P. Wynne, P. Cizek and M. R. Hickson, Mat. Sci. Forum, 284-286 (1998), p.159
- 8) P. J. Hurley, B. C. Muddle and P. D. Hodgson, Proc. Thermomechanical Processing of Steels, IOM communications, London, UK, (2000) p.476
- 9) M. Holschler, D. Raabe and K. Lucke: Acta Mater., 42 (1994), p.879
- 10) D. Raabe: J. Mater. Sci., 30 (1995), p.47
- 11) G. Kurdjomov and G. Sachs: Z. Physik, 64 (1930), p.325
- 12) 瀬沼武秀, 末広正芳: 塑性と加工, Vol.40, No.467 (1999), p.1146
- 13) 福島傑浩, 宮田佳織, 江藤学, 柳田明, 柳本潤: 塑性と加工, Vol.54, No.625 (2013), p.148
- 14) Y.Matsumura and H.Yada: The Metallurgical Soc. Tech. Paper, No.A86-28 (1986)
- 15) Y.Matsumura and H.Yada: Trans. ISIJ, Vol.27 (1987) p.492
- 16) H.Yada, Y.Matsumura and T.Senuma: Proc. THERMEC-88 ISIJ, Vol.1 (1988),p.200
- 17) 矢田浩, 瀬沼武秀, 村松義一: 鉄鋼の結晶粒超微細化部会報告書(1991),p.9
- 18) 忝倉功和・難波茂信: CAMP-ISIJ, Vol.12(1999), p.373
- 19) W.B.Morrison: Trans. ASM, 59 (1966), p.824
- 20) E.O. Hall: Proc. Phys. Soc., 64B (1951), p.747
- 21) N.J. Petch: J. Iron Steel Inst., 174 (1953), p.174
- 22) F. B. Pickering: 藤田利夫訳「鉄鋼材料の設計と理論」より (1981)
- 23) Y.Kimura and S.Takaki: Mater. Trans., JIM, 36 (1995), 289
- 24) 栗飯原周二: 第4回スーパーメタルシンポジウム講演集, (2001), p.17
- 25) 鳥塚史郎, 長井寿, 佐藤彰: 塑性と加工, Vol.42, No.483 (2001), p.287
- 26) 鳥塚史郎: ふえらむ, Vol.10, No.3 (2005), p.188

第4章 SSMR法における圧延負荷特性

4.1 多パス連続熱間圧延における材料の変形抵抗

(1) 調査方法

多パス連続熱間圧延における材料の変形抵抗特性を調査する目的で、単パス(1パス)および2パス連続圧延試験を行った。試験装置はFig.2-1、Table2-1に示したモデル熱間圧延シミュレータであり、単パス圧延にはF3スタンド、2パス圧延にはF2、F3スタンドを使用した。供試材は第2章の結晶粒微細化試験でも用いたC-Mn鋼(Table2-3)である。試験条件をTable 4-1に示す。結晶粒微細化試験では30~35mm厚の試験片を粗圧延2~3パス、仕上圧延3パスで圧下したが、本試験では仕上圧延での変形抵抗を精度良く調査する狙いから、粗圧延および仕上圧延1パス目を省略し予め4~8mm厚に機械加工した試験片を用いている。圧延による加工ひずみは入・出側板厚による対数ひずみ(ϵ)で表し、パス当たり0.22~1.2の範囲で変更。圧下率では20~70%に相当する。単パス試験では、ひずみ速度($\dot{\epsilon}$)の影響を調査するため、ひずみ(圧下率)に応じて圧延速度を調整し、50s⁻¹と130s⁻¹の2水準に揃えた。一方、2パス試験ではパス間時間を0.4~1.1sと変更することを優先したため、ひずみ速度は約20~200s⁻¹の範囲で変わっている。

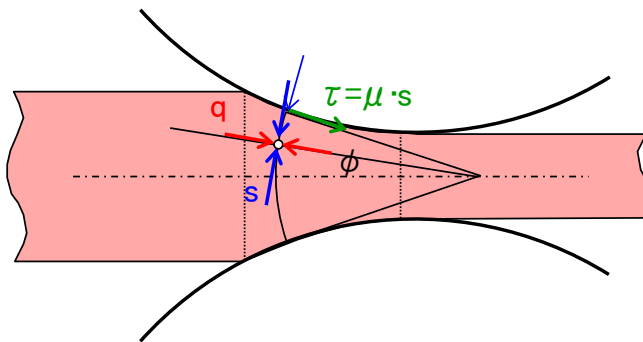
Table 4-1 Experimental conditions for deformation resistance of specimen

Item	Conditions
Specimen size	4~8mm thick × 80mm wide × max.300mm long
Reheating	Furnace temperature:1100°C, Soaking time: > 1hr
Finish rolling	Finishing thickness: 1.2~3.4mm
	Strain ϵ (Reduction): 0.22~1.2 (20~70%) / pass
	Strain rate $\dot{\epsilon}$: 50, 130s ⁻¹ (in 1-pass test)
	Pass interval: 0.4~1.1s (in 2-pass test)
	Delivery temperature: 800~850°C

変形抵抗は、Orowanの不均一変形理論¹⁾に基づく圧延荷重計算法を用い、圧延機の荷重計の実測値から平均変形抵抗として逆算した。Orowanの不均一変形(一般)理論の概要²⁾をFig. 4-1に示す。圧延荷重は、ロールバイト入口から出口までの塑性変形域にて、被圧延材各部の力の釣り合いと降伏条件を同時に満たす応力状態を差分法で解き、ロール面に作用する力の垂直方向成分を積算することで求められる。圧延荷重は、被圧延材の変形抵抗(Fig. 4-1中では k)、ロールと被圧延材間の摩擦係数 μ 、ロールバイト部の幾何学形状で決まる。一方、ロールは圧延の高荷重によって表面が弾性変形(扁平化)し、幾何学形状が変わることで圧延荷重に大きな影響を及ぼす。この相互作用を考慮するため、圧延荷重とロール変形の計算を交互に繰り返し、収束点を求めるのが一般的である。ロールの扁平変形は、円弧を保つことを仮定したHitchcockの式²⁾(Fig. 4-2)によって求めた。摩擦係数は、予め先進率測定試験(Fig. 4-3)によって調査し0.4とした。先進率も摩擦係数を仮定するこ

とでOrowanの不均一変形理論に基づいて圧延荷重と同時に算出できる。

被圧延材の変形抵抗は、本来はロールバイト内での変形中にも変化しているはずだが、これを一定値と仮定し、圧延荷重が実測値と一致するように算定したものが平均変形抵抗である。尚、以下では、平均変形抵抗の図中表記をMean deformation resistance、略号を k_{fm} としている。変形抵抗を平均変形抵抗と区別する必要がある場合には、Flow stress、 σ と表記した。どちらも単軸応力状態での値であり、変形抵抗 σ はここでは単軸降伏応力と同義である。なお、Fig. 4-1 中の k は平面ひずみ状態を前提とした拘束降伏応力である。



$$s = q + k \cdot \hat{w}(\lambda, \phi)$$

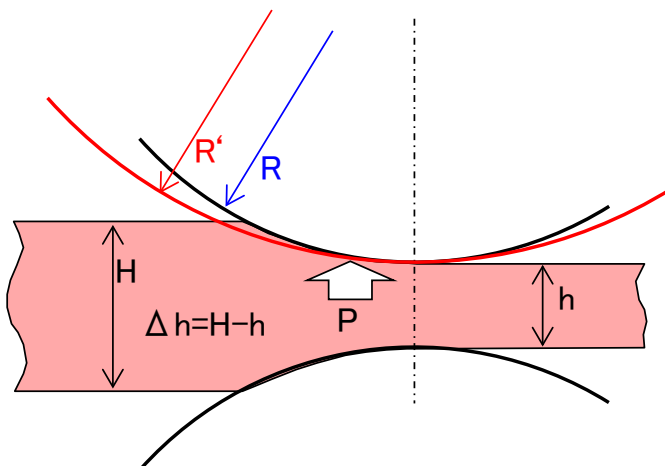
k : Constrained yield stress

Simultaneous equations for Orowan's function $\hat{w}(\lambda, \phi)$

$$\hat{w}(\lambda, \phi) \cong \frac{1}{2} \left\{ \frac{\sin^{-1} \lambda}{\lambda} + \sqrt{1 - \lambda^2} \right\} - \frac{\phi}{6} \lambda$$

$$\hat{w}(\lambda, \phi) = \pm \frac{\lambda}{2\mu} - \frac{q}{k}$$

Fig. 4-1 Schematic and equations of Orowan's general theory for rolling



Hitchcock's equation

$$R' = \left(1 + \frac{C}{\Delta h} P \right) R, \quad C = \frac{16(1 - \nu^2)}{\pi E}$$

R' : Flattened roll radius

R : Original roll radius

P : Rolling load /width

Fig. 4-2 Schematic and equations of Hitchcock's roll flattening model

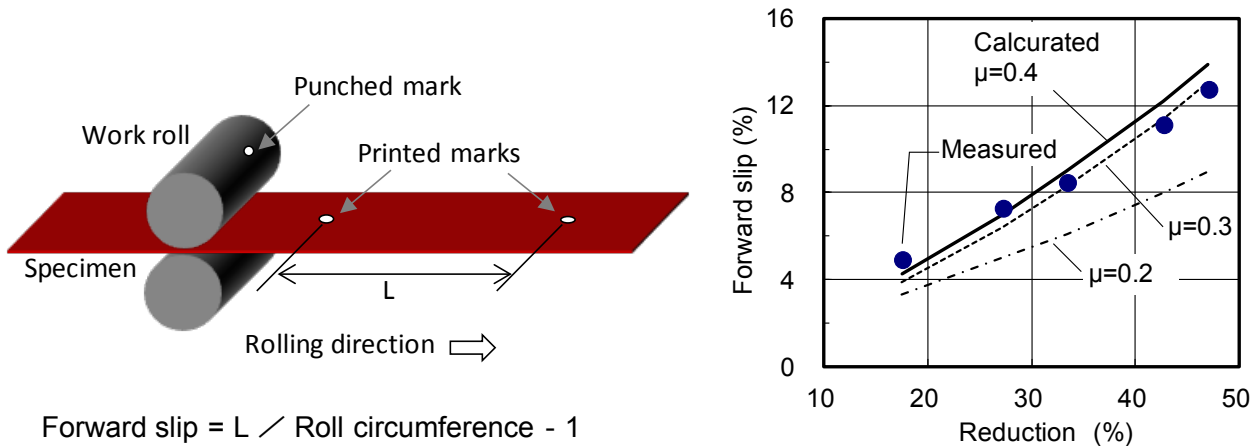


Fig. 4-3 Estimation of friction coefficient in rolling by forward slip measurement

(2) 単パス圧延における変形抵抗とひずみ速度依存性

単パス圧延時の k_{fm} をFig. 4-4(a)、(b)に示す。(a)と(b)の実験データは同じで、(a)には美坂の熱間平均変形抵抗式³⁾、(b)には近似式による計算値を付記してある。美坂の式を以下に示す。

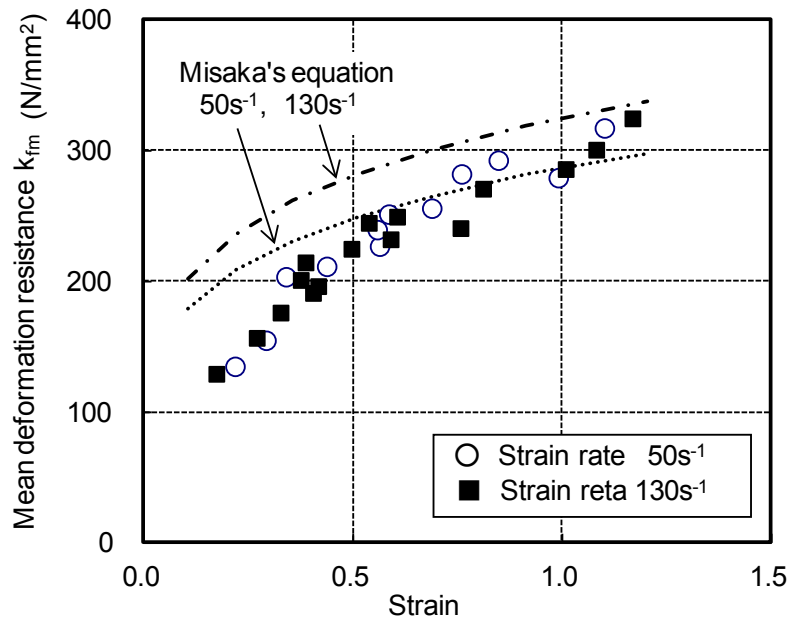
$$k_{fm}(\text{kg/mm}^2) = e^{\left(0.126 - 1.75(C\%) + 0.594(C\%)^2 + \frac{2851 + 2968(C\%) - 1120(C\%)^2}{T_k}\right)} \cdot \epsilon^{0.21} \cdot \dot{\epsilon}^{0.13} \quad \dots\dots(4-1)^3$$

式(4-1)にC量 0.15%、加工温度(T_k)1093Kを代入し、ひずみ速度 50s^{-1} 、 130s^{-1} に応じた計算値をそれぞれ点線と一点鎖線で表した。なお、式(4-1)で求められる k_{fm} の単位は kg/mm^2 であるため、Fig. 4-4(a)に挿入する際に N/mm^2 に換算してある。

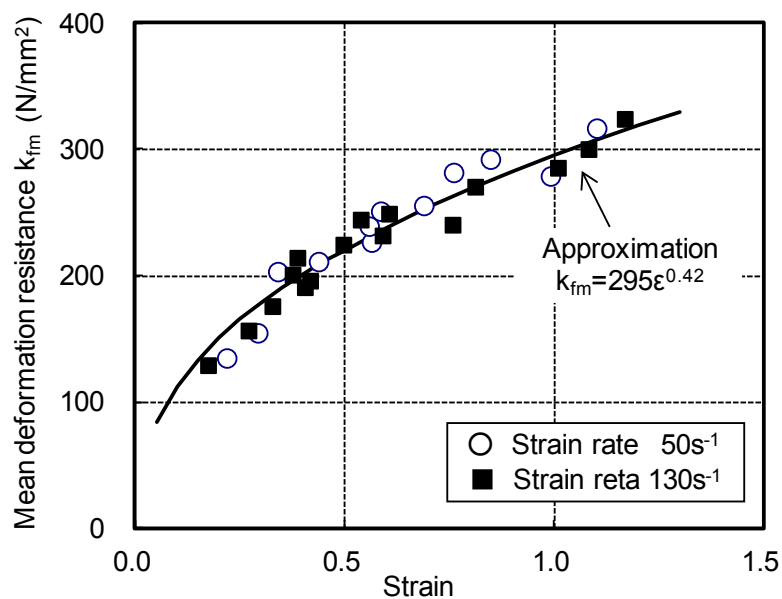
圧延ひずみの増加に伴い顕著な硬化が見られるが、ひずみ速度を変更した影響は本試験の条件範囲では見られなかった。従来から熱間圧延時の変形抵抗予測に用いられてきた美坂式と比較した場合(a)、ひずみが小さい領域では美坂式による予測値が過大となった。また、ひずみ速度の影響は、美坂式でも 130s^{-1} の方が 50s^{-1} より約 30N/mm^2 硬くなる程度と予測され、さほど大きくないことを確認した。

美坂の式を元に、ひずみ速度依存性を省略し、係数を調整して以下の k_{fm} 近似式(4-2)を作成した(Fig. 4-4(b))。

$$k_{fm}(\text{N/mm}^2) = 295 \cdot \epsilon^{0.42} \quad \dots\dots(4-2)$$



(a) with Misaka's equation



(b) with approximation

Fig. 4-4 Mean deformation resistance k_{fm} at 1-pass rolling

(3) 2パス連続圧延における変形抵抗

第1パスのひずみ(圧下率)を0.43(35%)に固定し、パス間を0.4s、0.6s、1.1sと変更した際の第2パスのひずみと k_{fm} の関係をFig. 4-5に示す。図中には比較のために第1パスの k_{fm} も併記しているが、その場合の横軸は第1パスでのひずみを指す。便宜上ここでは第1パスでの k_{fm} 値を k_{fm1} 、ま

た第2パスでの k_{fm} 値を k_{fm2} と表すこととする。概して k_{fm1} よりも k_{fm2} が大きく、ひずみが蓄積され、硬化していることが読み取れる。パス間時間が k_{fm2} に及ぼす影響は明瞭ではないが、僅かながらパス間時間が短い方が k_{fm2} が大きい傾向が見られる。

第1パスでのひずみ(圧下率)を0.22(20%)、0.43(35%)、0.69(50%)と変更し、パス間0.6sで2パス目の圧延を実施した際の第2パスのひずみと k_{fm2} の関係をFig. 4-6に示す。前図と同様に k_{fm1} を併記してある。第1パスのひずみの影響も顕著ではないが、僅かながら第1パスのひずみが大きい方が k_{fm2} が大きい。

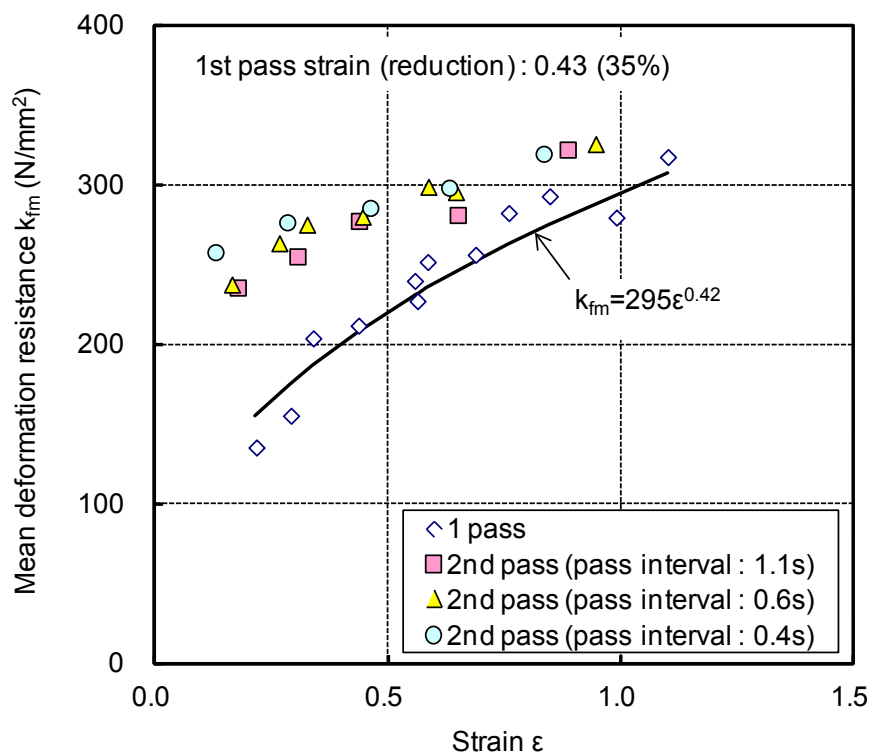


Fig. 4-5 Influence of pass interval on mean deformation resistance at 2nd pass rolling

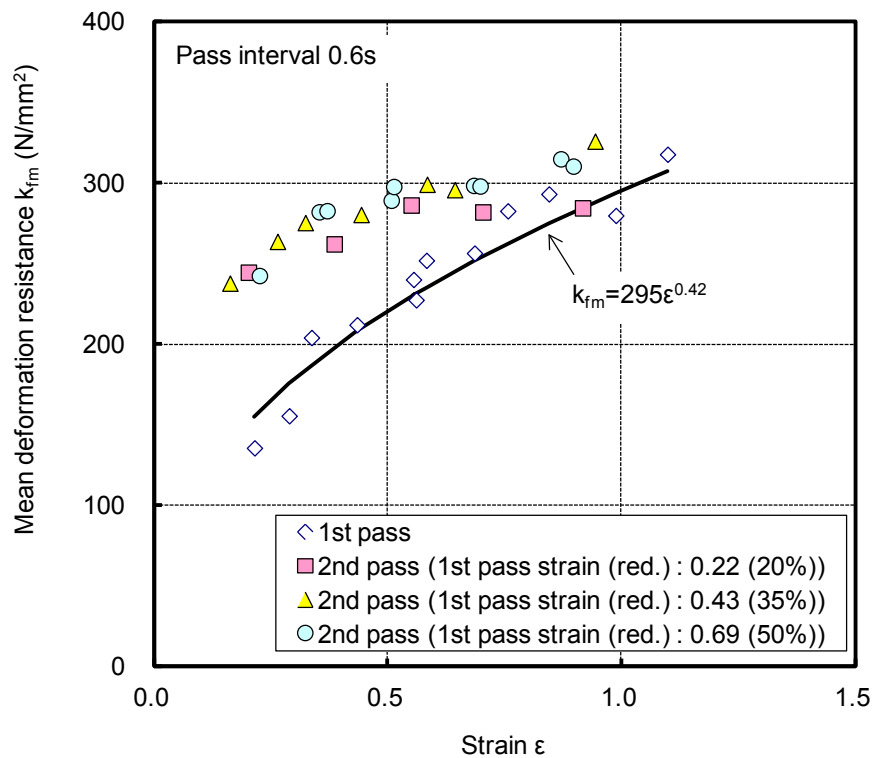


Fig. 4-6 Influence of 1st pass reduction on mean deformation resistance at 2nd pass rolling

(4) 2パス連続圧延におけるひずみ蓄積効果

上述の2パス連続圧延試験で得られた平均変形抵抗 k_{fm} から、第1パスで加えられたひずみが第2パスの圧延開始時点でどの程度残留していたかを算定した。加工硬化特性を正しく評価するには変形抵抗 σ に立ち返った検討が必要である。 σ も式(4-2)同様にひずみの指数関数で表されると仮定すれば、 σ と k_{fm} の関係は以下の式(4-3)、式(4-4)で表せる。

$$\sigma = A\varepsilon^n \quad \dots\dots(4-3)$$

$$k_{fm} = \frac{\int \sigma d\varepsilon}{\varepsilon} = B\varepsilon^n, \quad B = \frac{A}{n+1} \quad \dots\dots(4-4)$$

ここで、第2パス圧延開始時点での残留ひずみを ε_R 、第2パスで新たに付加されるひずみを ε_2 とすると、第2パスにおける降伏応力と平均変形抵抗 k_{fm2} の関係は模式的にFig. 4-7のように表される。

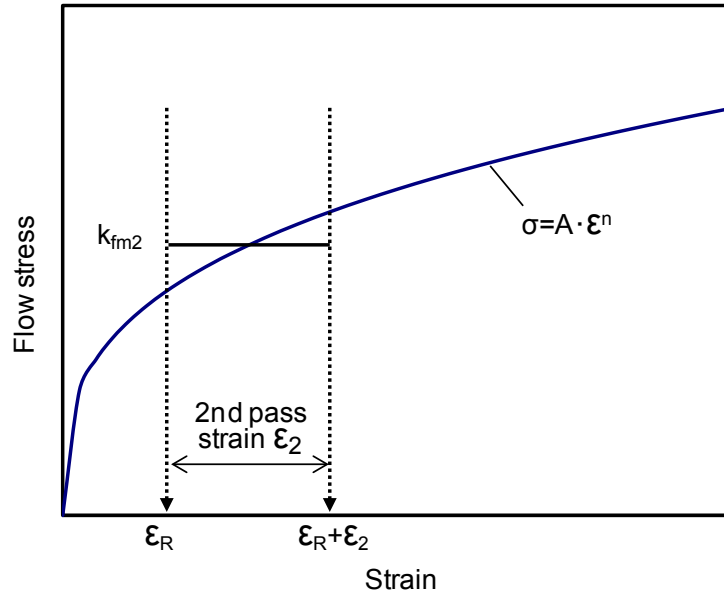


Fig. 4-7 Relationship between flow stress σ and mean deformation resistance k_{fm} at 2nd pass

また、 k_{fm2} は次式で表される。

$$k_{fm2} = \frac{\int_{\epsilon_R}^{\epsilon_R + \epsilon_2} \sigma d\epsilon}{\epsilon_2} = \frac{B\{(\epsilon_R + \epsilon_2)^{n+1} - \epsilon_R^{n+1}\}}{\epsilon_2} \dots\dots(4-5)$$

更に、残留ひずみ ϵ_R を、第1パスのひずみ ϵ_1 と残留率 R との積 $R \cdot \epsilon_1$ で表せば以下となる。

$$k_{fm2} = \frac{B\{(R \cdot \epsilon_1 + \epsilon_2)^{n+1} - (R \cdot \epsilon_1)^{n+1}\}}{\epsilon_2} \dots\dots(4-6)$$

以下、本試験の供試材の σ 、単パス圧延時の k_{fm} がそれぞれ式(4-3)、式(4-2)で近似できるものとして議論を進める。従って係数 B は295、 n は0.42、 A は419となる。

残留率 R を0.4と仮定して式(4-6)の計算結果を示したものが、Fig. 4-8、Fig. 4-9中の破線 $k_{fm2}(R=0.4)$ である。Fig. 4-8では第2パスの全データに対しひずみ残留率がほぼ0.4付近であったと読み取ることができる。Fig. 4-9では、第1パスのひずみ ϵ_1 を0.22、0.43、0.69と変化させたため、それぞれに対する $k_{fm2}(R=0.4)$ を一点鎖線、破線、点線で示した。 ϵ_1 が0.69の場合には、計算値 $k_{fm2}(R=0.4)$ は明らかに過大であり、実際の残留率は0.4よりも小さかったと考えられる。また、第1パスひずみ ϵ_1 の大きさに係わらず、第2パスひずみ ϵ_2 が大きいほど実験値が計算値 $k_{fm2}(R=0.4)$ から下方に乖離する傾向が見られるが、その要因は定かではない。

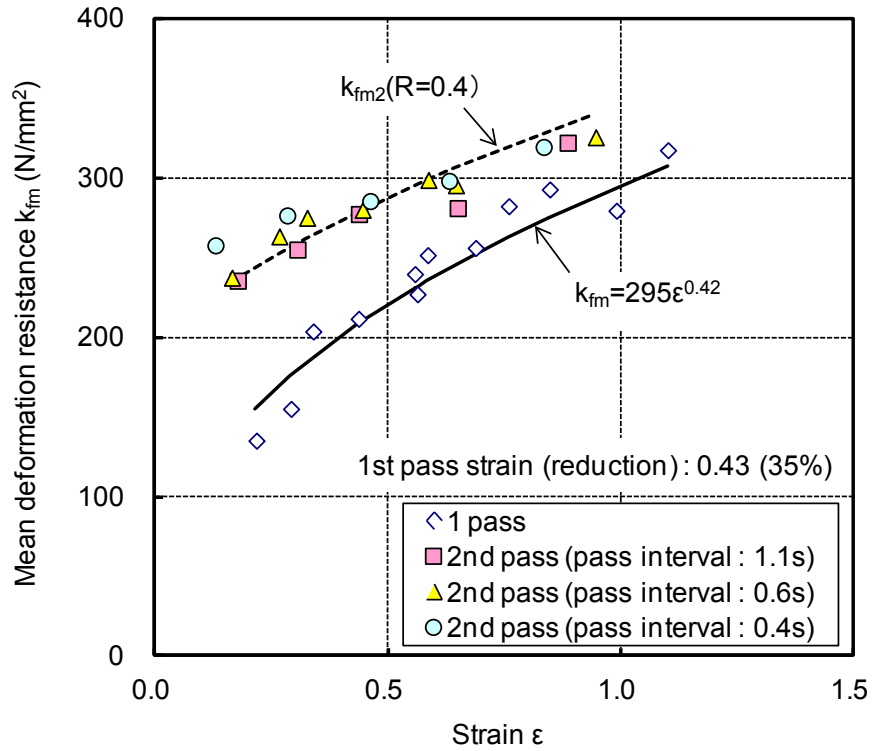


Fig. 4-8 Comparison of calculated k_{fm2} with experiment for pass interval influence at 2-pass rolling test

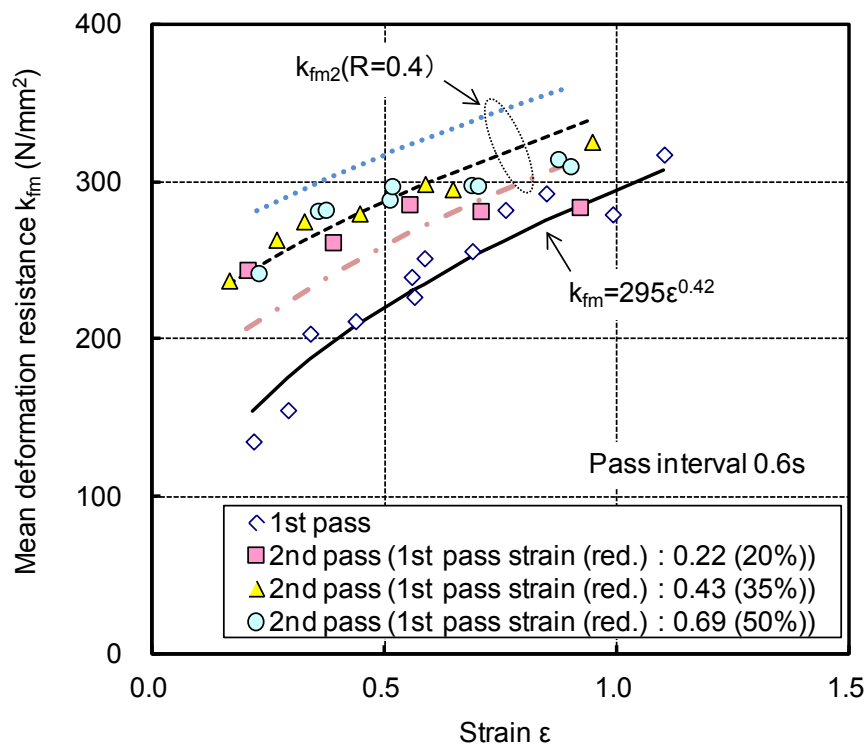


Fig. 4-9 Comparison of calculated k_{fm2} with experiment for 1st pass strain influence at 2-pass rolling test

2パス連続圧延試験における第1パスひずみ ϵ_1 は、上記では、それぞれ初期板厚とロールギャップ設定で決まる固定値として扱っていたが、個々の圧延荷重実績を用いて圧延機の弾性変形を考慮すると、若干のばらつきが生じていた。見直した ϵ_1 と第2パスの k_{fm2} 実績値から式(4-6)で逆算した残留率 R との関係をFig. 4-10に示す。 ϵ_1 が大きいほどひずみ残留率が低下する傾向が見られ、熱間圧延において大きなひずみを加えるほど回復が早く進む現象が表わされていると考えられる。

但し、特に ϵ_1 が小さい場合に R のばらつきが大きく、パス間時間の影響等を考慮しても R の変動要因は解明できなかった。そもそも単パス圧延時の k_{fm} を式(4-2)で近似した時点である程度の誤差を含んでおり、圧延荷重から k_{fm} を逆算する際に用いる摩擦係数も、今回は固定値0.4を用いたが、実際には変動している可能性がある。圧延荷重実績から全てを推定する本手法でひずみ蓄積効果に関する詳細な議論をするためには、試験手法、精度の改善が求められる。

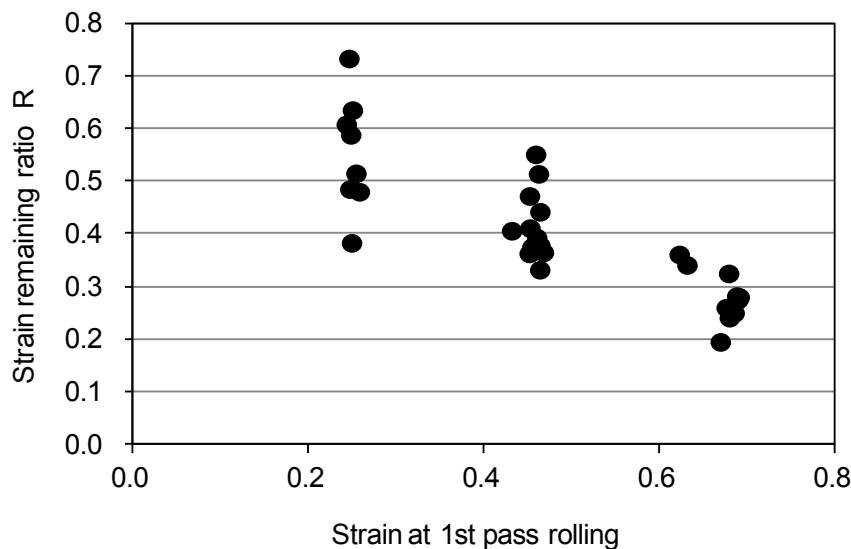


Fig. 4-10 Influence of 1st pass rolling strain on strain remaining ratio

(5) SSMR法における変形抵抗と多パス圧延変形抵抗特性の簡易的整理

SSMR最終パスの k_{fm} は、310~350N/mm²であった。直前パスとの2パス連続圧延と捉えると ϵ_1 が0.51、 ϵ_2 が0.69である。上記同様にひずみ残留率 R を算定したところ0.5~0.6となった。この k_{fm} および R はFig. 4-9、Fig. 4-10に示した値に近いが、若干大き目である。パス間時間が0.17sと短いためにひずみの蓄積効果が高まったためと考えられる。

多パス連続圧延における変形抵抗を予測するには、本来なら、これまで述べてきた通り、前パスまでのひずみの残留を考慮した計算が必要である。しかし、ひずみ残留率は前パスひずみやパス間時間等の諸条件で変わるため、その推定は容易ではない。一方、圧延負荷を評価して工業生産用圧延機の仕様を検討する上では、簡易的な変形抵抗の予測手段が望まれる。そこで、2パス連続圧延試験の結果をあえてひずみが100%蓄積されるとの仮定の下、全ひずみと k_{fm} との関係として整理してみた。結果をFig. 4-11に示す。すると、1パス圧延試験の結果から求めた式(4-2)と係数は異なる

が、同様の指数関数式(4-7)でほぼ近似できることが分かった。低ひずみ域では若干の過大評価となっているものの、設備仕様検討には十分に活用できる。

$$k_{fm}(N/mm^2) = 284 \cdot \epsilon^{0.32} \dots\dots(4-7)$$

Fig. 4-11 中にはSSMR法で超微細粒鋼板を製造した際の最終パスでの k_{fm} も付記してある。SSMR最終パスの全ひずみを仕上3パス分の累積値としたケースが図中の●プロットである。また、全ひずみを最終およびその直前の2パス分の累積値としたケースが図中の○プロットである。近似式は、全ひずみを2パス累積値とすると過小評価、3パス累積値とすると過大評価となった。3パス中の第1、第2パスの間隔は2sであり、ここでの100%のひずみ蓄積を想定するには無理があるかも知れない。しかし、いずれにしても、SSMR最終パスの k_{fm} はほぼ近似曲線の近傍に有る。

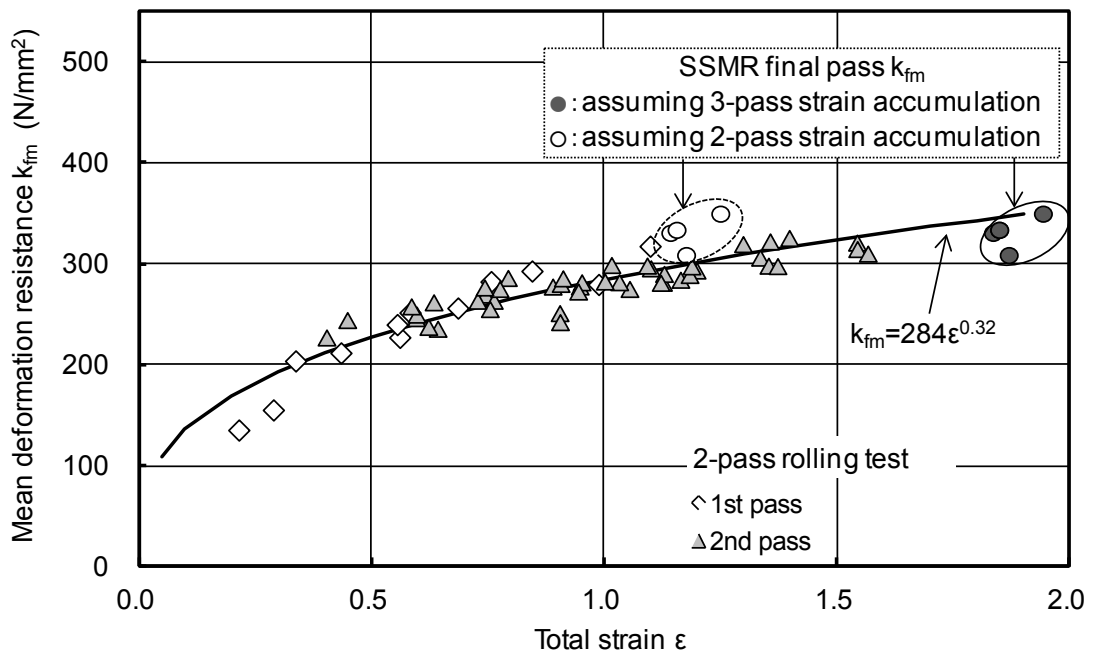


Fig. 4-11 Mean deformation resistance coordinated with total strain

(6) 低温域 1 パス強圧下法とSSMR法の圧延負荷の比較

超微細粒鋼製造法の先導研究である鉄系スーパーメタルPJ^{4)~12)}において、加工温度 700℃以下、ひずみ 1.5(圧下率 80%)以上の低温域強圧下圧延が試みられ、微量のNb、Tiを添加したSM490 相当鋼で超微細粒鋼板を製造できたと報告されている。その際の圧延荷重値⁸⁾から摩擦係数を 0.4 と仮定して k_{fm} を逆算したところ、400~450N/mm²であった。

検証のために、本研究で使用しているモデル熱間圧延シミュレータにおいて、SM490 鋼を用い、圧延温度が k_{fm} に及ぼす影響を調査した。圧延ひずみ(圧下率)が 0.5~1.0(40~63%)、仕上板厚が 2.2

～2.7mmの単パス圧延である。摩擦係数を0.4として k_{fm} を求めた結果をFig. 4-12に示す。圧延温度は入側、出側の平均値を用いている。圧延平均温度700℃の場合、 k_{fm} はやはり約450 N/mm²となった。一方、圧延平均温度が800℃であれば、 k_{fm} は約300 N/mm²である。鋼種やひずみ蓄積状態の違いがあり、単純には比較できないが、SSMR法の最終パスにおける入・出側平均温度も約800℃で、 k_{fm} は310～350N/mm²であり、本試験結果とほぼ一致している。

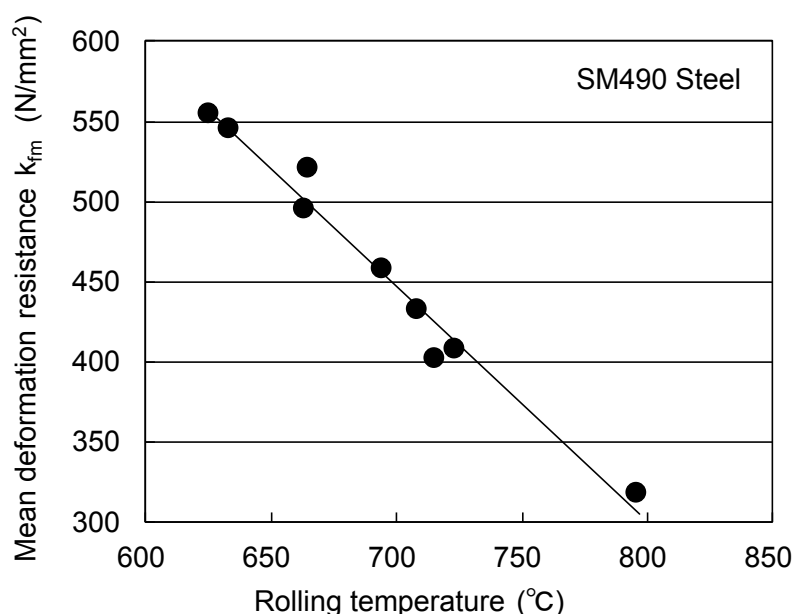


Fig. 4-12 Influence of rolling temperature on mean deformation resistance of SM490 steel

上記で求めた k_{fm} 値を元に、低温域1パス強圧下法とSSMR法での圧延荷重を比較評価した(Fig. 4-13)。低温域1パス強圧下法を代表する条件として、 $k_{fm}=450\text{N/mm}^2$ 、圧下率80%。SSMR法の代表条件として、 $k_{fm}=350\text{N/mm}^2$ 、圧下率50%。また、その中間条件として $k_{fm}=350\text{N/mm}^2$ 、圧下率80%を設定した。ロール径は工業生産用圧延機を想定した700mmとしている。

まず、圧延温度を上げて k_{fm} を450N/mm²から350N/mm²に下げることによって、圧延荷重を約25%軽減できる。加えて圧下率を80%から50%に下げることによって圧延荷重を更に約50%軽減できる。総じてSSMR法なら、低温域1パス強圧下法における圧延負荷を約60%軽減できることになる。

但し、通常の薄板熱間圧延ライン仕上圧延機列における圧延荷重は、大きくても20kN/mm程度である。大幅に軽減されたSSMR法の圧延荷重でも、まだなお高レベルである。特に出側板厚が薄く、板厚/ロール径比が小さい場合の圧延荷重は大きく、ロール径の変更や摩擦係数の低減が必要となる。

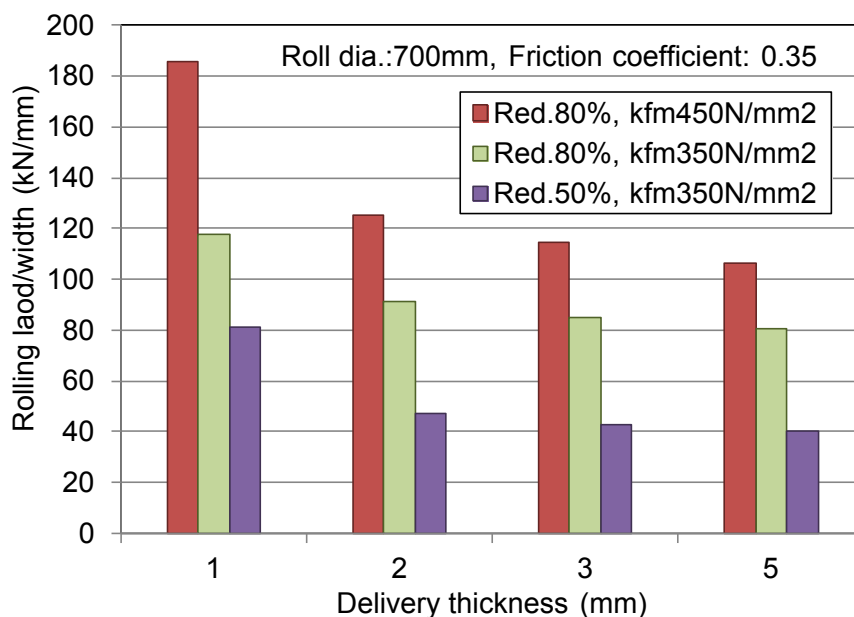


Fig. 4-13 Comparison of rolling load by k_{fm} and reduction

4.2 SSMR法における潤滑の効果

(1) 試験方法

SSMR法に潤滑圧延を導入した場合の圧延負荷軽減効果を調査した。ロールと被圧延材の間に潤滑油を引き込ませて摩擦を軽減する潤滑圧延は、冷間圧延では一般的だが、熱間圧延では主にロールの肌荒れ抑制等の限定的な目的でしか使われておらず、積極的に摩擦係数を下げたための潤滑はあまり行われていない。そこで、モデル熱間圧延シミュレータに潤滑油供給装置を設置し、SSMR相当の高負荷熱間圧延における潤滑の効果を調べる試験を行った。

Fig. 4-14に潤滑装置の概略を示す。市販されている水溶性の圧延潤滑油を0.5%濃度で予め水と混合しておき、密閉容器に圧縮空気の内圧を加え、スプレーノズルからロールの圧延入側面へ噴出させた。

圧延試験は2通りの方法で行っており、試験-1では、圧下率を20~60%の範囲で変更し、潤滑の有無による先進率の変化から、摩擦係数の変化を推定した。先進率測定および摩擦係数推定にはFig. 4-3に示した方法を用いた。圧延前の試験片板厚は5.9mm、温度は800℃で一定とした。

試験-2では、SSMR最終パス条件で圧延荷重の軽減効果を検証した。第2章で述べた細粒化条件探索試験では、試験片の幅は50mmであったが、ここでは荷重軽減効果を正確に把握するために、210mm幅の試験片を用いている。そこにはSSMR法の大規模化の可能性をより高精度に検証する狙いも込めた。

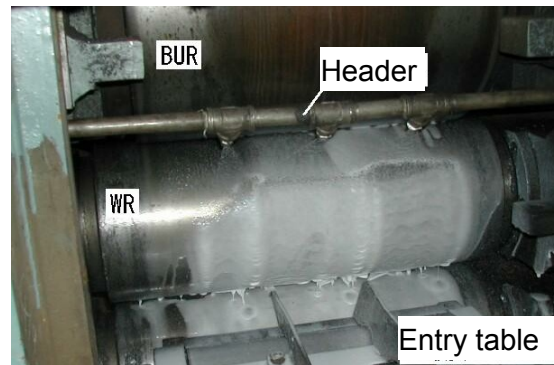
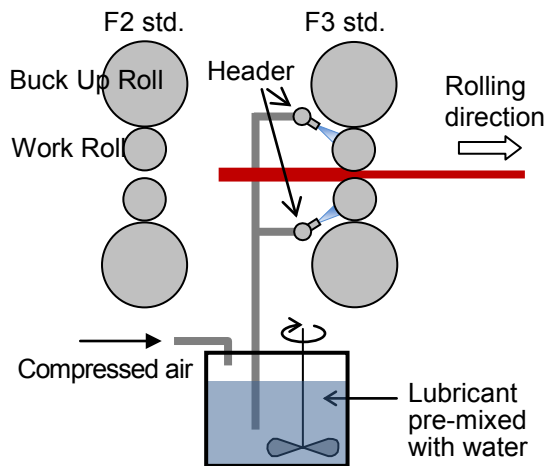


Fig. 4-14 Schematic of lubrication equipment

Table 4-2 Experimental conditions for lubricated rolling

Item		Conditions
Lubricant	Type	Commercial lubricating oil for hot strip mill Water-soluble
	Concentration	0.5%
Roll	Type	Tool steel SKD61
	Diameter	220mm
	Roughness	Ra: 0.3 μ m
Specimen		0.15%C-0.75%Mn steel (Steel A)
Rolling conditions Test-1	Specimen size	5.9mm thick \times 100mm wide
	Reduction	20~60%
	Temperature	800 $^{\circ}$ C
Rolling conditions Test-2 (SSMR final pass)	Specimen size	2.0mm thick \times 210mm wide
	Reduction	50%
	Temperature	780 $^{\circ}$ C

(2) 結果

試験-1の結果を Fig. 4-15 に示す。先進率測定値から推定される無潤滑圧延時の摩擦係数(μ)はほぼ 0.4 であるのに対し、潤滑を実施した圧延では 0.2 以下まで低下した。

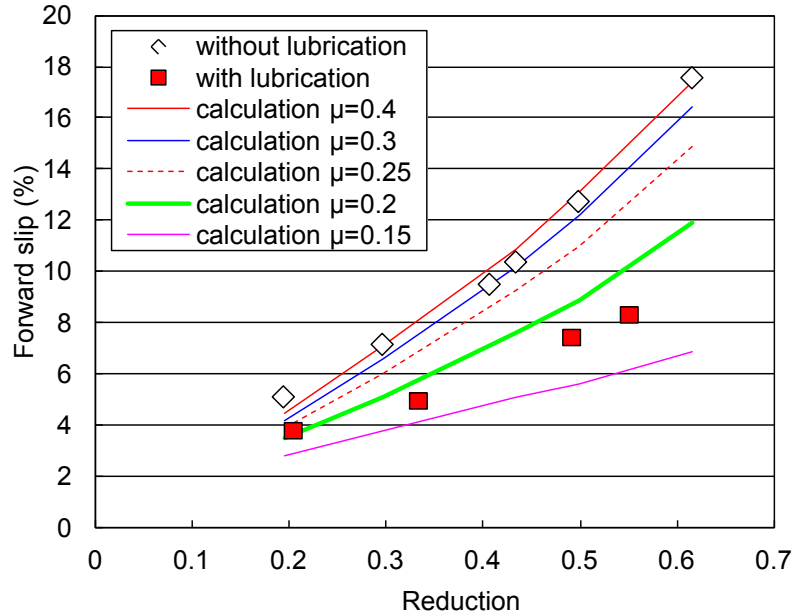


Fig. 4-15 Influence of lubrication on forward slip and friction coefficient μ in rolling

試験-2 で SSMR 最終パス条件で圧延した際の圧延荷重を時間経過として Fig. 4-16 に示す。無潤滑では 2350kN であった圧延荷重が、潤滑時には 1550kN まで、約 35%低減した。圧延中の荷重はほぼ一定で、潤滑の影響で不安定化することはなかった。圧延後半でやや荷重が増加する傾向は無潤滑圧延にも見られ、試験片温度の変動などに起因するものと考えられる。

ちなみに圧延の開始および終了時に荷重が緩やかに立ち上がり、立ち下がるのは、試験片の先端および後端部の平面形状が矩形ではなく、先細りしているため、つまり圧延幅が先・後端で狭くなっているためである。試験-2 は SSMR 条件であり、35mm 厚の素材から粗圧延および仕上圧延 1,2 パスを経て 2mm 厚まで加工された試験片をそのまま最終パスに通している。前圧延の過程で試験片の先後端には一般に tongue と呼ばれる平面形状が形成されていた。

また、非圧延時の荷重が 0 ではなく、しかも無潤滑圧延時と潤滑圧延時で異なっているのは、圧延機ロールギャップの事前締め込みによるものである。本試験で用いた圧延機の剛性は約 1000kN/mm であり、2300kN の荷重がかかれば 2.3mm ロールギャップが広がってしまう。従って出側板厚が 1.0mm となる圧延をするには、圧延前のロールギャップを-1.3mm に設定しておく必要がある。これは事前に圧下装置によって荷重を負荷し、圧延機に 1.3mm 分の弾性変形を生じさせておくことに相当する。圧延機の剛性は実際には非線形で特に低荷重域で小さいので単純計算はできないが、非圧延時の荷重はこの事前締め込みの程度を反映している。本試験でのロールギャップ設定は、無潤滑の場合も潤滑の場合も、圧下率が 50%となるように数回の予備圧延によって試行錯誤的に行った。

SSMR最終パスでの試験片の平均変形抵抗 k_{fm} は 350N/mm²であることが分かっているため、無潤滑時および潤滑時の圧延荷重から摩擦係数を逆算したところ、それぞれ 0.35 と 0.15 であった。試験-1 の結果とも、ほぼ一致している。

潤滑による荷重軽減効果を活用することで、SSMR 法で 300mm 幅の試験片を製造することにも成功した(Fig. 4-17)。

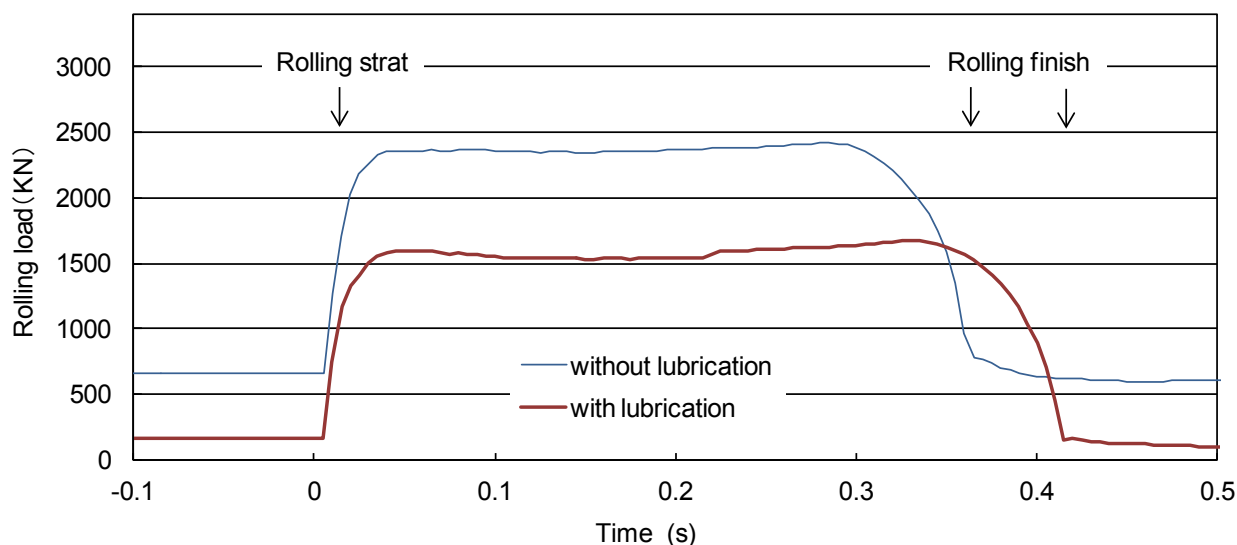


Fig. 4-16 Effect of lubrication on rolling load at SSMR final pass

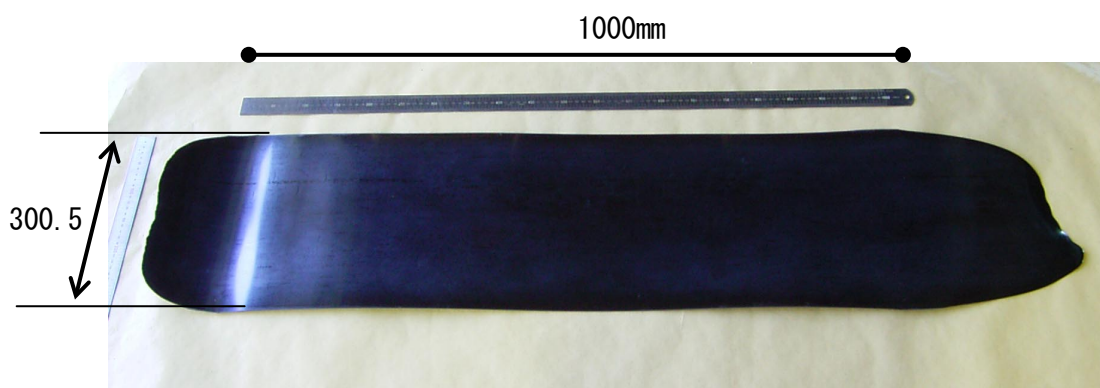


Fig. 4-17 300mm wide specimen rolled with lubrication

(3) 潤滑圧延の適用限界

潤滑圧延において、油種や濃度を変更すれば、摩擦係数を更に低減できる可能性はある。しかし摩擦係数を下げ過ぎると被圧延材がロールバイトに噛み込まないという問題が生じる。Fig. 4-18はそれを模式的に示したものである。ロール径 D 、被圧延材の厚さ H 、ロールギャップ G から噛み込み角 α が定まるが、被圧延材の先端がロールに接触した際に被圧延材に作用する水平方向力の関係から、摩擦係数 μ が $\tan\alpha$ 以上でないと、被圧延材はロール間に引き込まれない。実際には被圧延材先端の角部が直角であるとは限らないし、反り等もあり、模式図通りの幾何学関係にはならないが、噛み込み限界を粗く議論する際には良く用いられる考え方である。

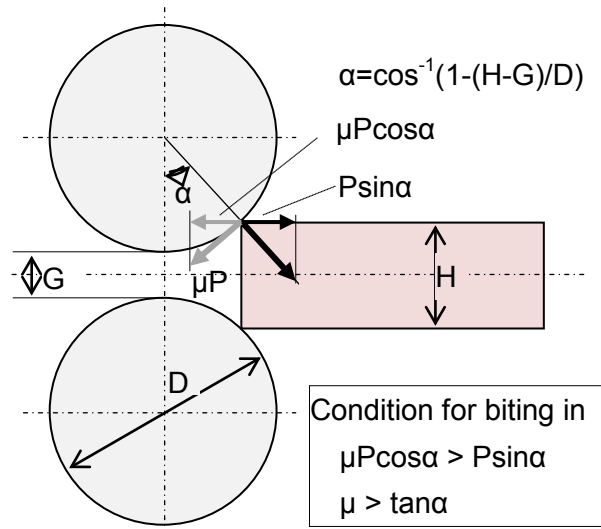


Fig. 4-18 Relationship between biting angle α and friction coefficient μ

前述の SSMR 最終パス圧延では、 $D=220\text{mm}$ 、 $H=2\text{mm}$ 、 $G=0\text{mm}$ (事前締め込み考慮)であり、 $\tan \alpha$ は 0.136 となる。圧延荷重から逆算された摩擦係数が 0.15 であり、ほぼ噛み込み限界に近い低摩擦係数だったことが分かる。

工業生産規模の圧延機で潤滑圧延を実施する場合の噛み込み限界について試算した。ロール径 D は 700mm、出側板厚を 1~5mm とし、圧下率を 80% と 50% に設定して入側板厚 H を変更した。圧延機の剛性は仮置きすることも可能だが、そもそも潤滑前提での圧延荷重を特定できないので、ここでは圧延機の弾性変形補償は無視し、ロールギャップ G は出側板厚に等しいものとした。

計算した噛み込み限界摩擦係数 $\tan \alpha$ を Fig. 4-19 に示す。圧下率 80% の強圧下では噛み込み角が大きくなるため、高い摩擦係数が必要となり、摩擦係数 0.15 の潤滑圧延を適用できるのは出側板厚が 2mm 未満の場合に限られる。更に、実際には圧延機の弾性変形補償分だけ噛み込み時のロールギャップ G が小さくなるため、限界摩擦係数はもう少し高いと考えるべきである。圧下率が 50% であれば、限界摩擦係数は 80% に比べほぼ半減し、潤滑による摩擦低減の余地は大きくなる。実験ではロール径が 220mm だったため入側板厚 2mm、出側板厚 1mm の条件でも限界摩擦係数が大きくなってしまったが、実機を想定したロール径 700mm で、摩擦係数 0.15 程度の潤滑であればほぼ問題ない。但し本来の圧延負荷軽減の視点では、ロール径は極力小さいことが望まれるため、高負荷圧延における最適ロール径を検討する際には注意を要する。

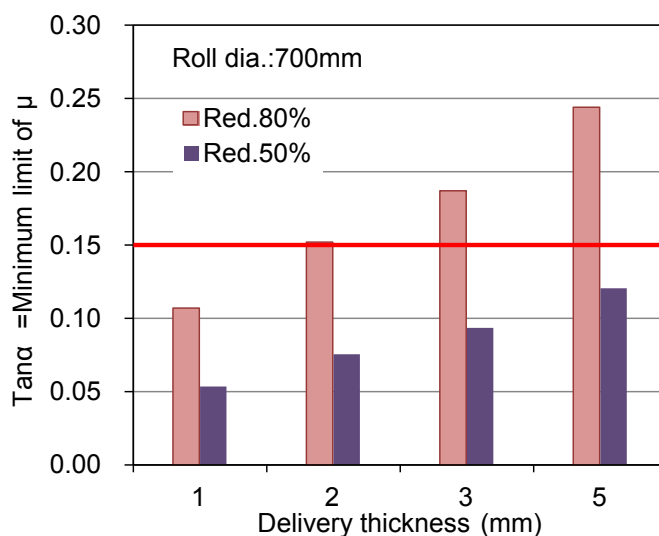


Fig. 4-19 Minimum limit of friction coefficient μ for roll biting

4.3 SSMR法における圧延負荷のまとめ

超微細粒組織の創製に成功した C-Mn 鋼(Table2-3)を対象に、モデル熱間圧延シミュレータ (Fig.2-1、Table2-1)を用いて熱間での変形抵抗を調査した。圧延温度 800℃～850℃では、圧延で付与されるひずみに応じて変形抵抗が増す加工硬化特性が認められたが、ひずみ速度依存性は見られず、圧延荷重から逆算される平均変形抵抗は、ほぼひずみの指数関数(式(4-2))で近似できることが分かった。

2パス連続圧延を行うと、第2パスにおける平均変形抵抗は明らかに第1パスより大きく、第1パスのひずみが大きいほど、またパス間時間が短いほど第2パスでの平均変形抵抗は大きくなり、極短パス間時間多パス圧延でのひずみ蓄積の効果が示唆されたが、第1パスひずみやパス間時間による差異は僅かだった。更に、平均変形抵抗の近似式(4-2)を元にした簡易計算によって第1パスひずみの残留率を求め、20～70%との結果を得たが、ばらつきが大きかった。総じて、圧延荷重から逆算される平均変形抵抗にもひずみ蓄積を反映したと考えられる変化は見られるものの、第2章で示した結晶組織への影響ほど明確なものではなかった。

多パス圧延の2パス目以降の平均変形抵抗を推測する上で、逐一ひずみ残留率を考慮することは困難であったため、ひずみを単純に加算した全ひずみで2パス連続圧延試験の結果を整理したところ、係数を調整した別の指数関数式(4-7)でほぼ近似できることが分かった。超微細粒鋼製造時のSSMR最終パスの平均変形抵抗は 310～350N/mm²であり、この値も全ひずみを代入した近似式(4-7)の計算値に近い。

先導研究における低温域1パス強圧下圧延における平均変形抵抗は、文献⁸⁾情報および類似鋼の温度変更圧延試験により約 450N/mm²と推定された。SSMR法の平均変形抵抗を 350N/mm²としてシミュレーションを行ったところ、圧延負荷は変形抵抗差によって約 25%、圧下率差(80%と 50%)によって約 50%軽減され、総合で約 60%下げられることが判明した。

潤滑によって、無潤滑時に比べ摩擦係数を 0.35 から 0.15 まで下げることができ、圧延荷重は約 35%低減できた。潤滑圧延は 1 パス強圧下法にも適用できるが、噛み込み限界を考慮すると適用可能条件範囲は大幅に限定される。

【文献】

- 1) E.Orowan: Proc. Instn. Mech. Engr., (1943), p.140
- 2) 板圧延の理論と実際, 日本鉄鋼協会編, (1984), p.41
- 3) 美坂桂助, 吉本友吉: 塑性と加工, Vol.8, No.79 (1967-8), p.414
- 4) スーパーメタルの技術開発 成果報告書(平成 10 年度～13 年度) (1999～2002)
- 5) スーパーメタルの技術開発 鉄系メゾスコピック組織制御材料創製技術成果報告書(2001)
- 6) 大歪加工圧延プロセス実現のための技術課題の調査報告書(2001)
- 7) 足立吉隆, 富田俊郎, 日野谷重晴: 鉄と鋼, Vo.85, No.8(1999),p.620
- 8) 藤岡政昭, 阿部義男, 萩原行人, 新倉正和, 足立吉隆, 姿倉功和, 細田卓夫, 間淵秀里: CAMP-ISIJ, Vol.13(2000), p.458
- 9) 第 3 回スーパーメタルシンポジウム講演集, (2001),p.13
- 10) 第 4 回スーパーメタルシンポジウム講演集, (2001),p.17
- 11) M.Niikura, M.Fujioka, Y.adachi, A.Matsukura, T.Yokota, Y.Shirota and Y.Hagiwara: “New Concepts for Ultra Refinement of Grain Size in Super Metal Project”, Journal of Materials Processing Technology, 117(2001),p.341
- 12) 萩原行人, 新倉正和, 下斗米道夫, 阿部義男, 城田良康: 塑性と加工, Vol.42, No.484(2001),p.251

第5章 SSMR法の工業生産化の検討

5.1 高負荷圧延用圧延設備の設計制約

(1) 高負荷圧延に対する設備上の制約

SSMR法を工業生産に適用する場合に圧延設備(以下、実機)に求められる基本性能とその実現性を検討した。

4段圧延機の耐荷重性能は、ワークロール(WR)とバックアップロール(BUR)の強度でほぼ決まり、その耐荷重性能に合わせて、圧延機各部とモーターを含めた駆動系が設計される。Fig. 5-1に検討すべきロール各部の強度を模式的に示した。圧延の反力(圧延荷重)はWRからBURへ伝わり、BURの軸受を介して压下装置やハウジングに伝わる。ここで強度上の制約となるのは、WRが被圧延材と接する部分での耐面圧性能、WRとBURが円筒同士で接する部分のHertz面圧¹⁾への耐性、BUR軸の付け根(ネック)部の曲げ応力に対する耐性である。また、ロール回転の駆動系では、WR軸と駆動軸とを接続するユニバーサルジョイントの耐疲労強度などが制約条件となる。

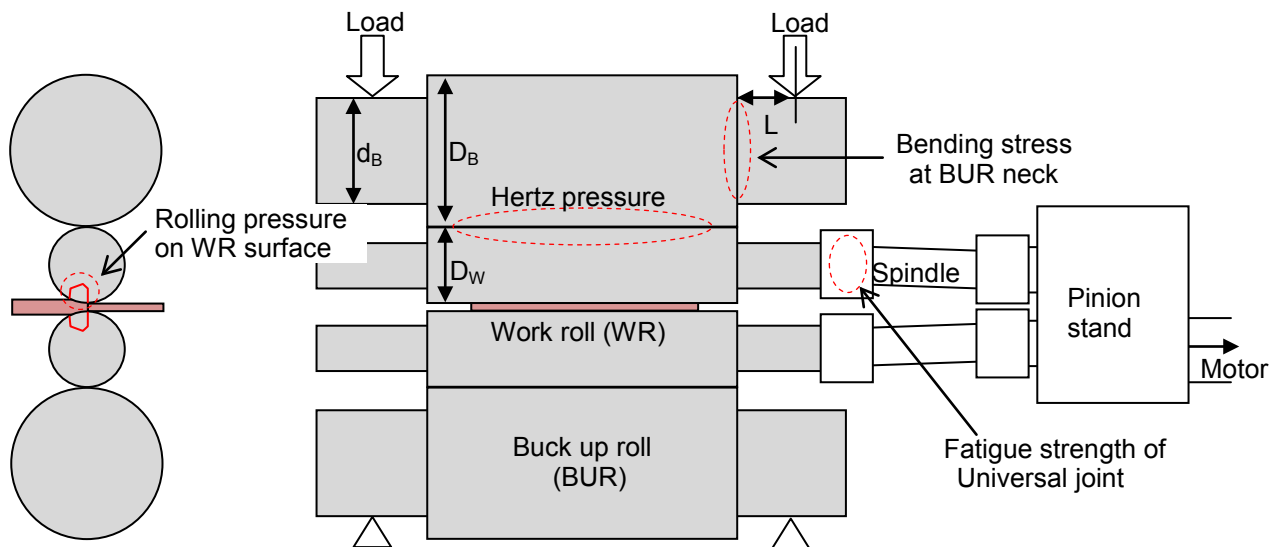


Fig. 5-1 Schematic of 4-high mill and noteworthy points for heavy load rolling

一方、圧延負荷(荷重・トルク)は、WR径と摩擦係数に強く依存する。まずは、前提となる圧延機の体格を決めた上で、圧延荷重の軽減目標を立て、WR径と摩擦係数の組み合わせを検討することとした。

極短パス間時間の連続圧延を実現するために、最終2スタンドは近接配置しなければならず、圧延機が大型化することは好ましくない。また、既存薄板熱延ラインの仕上圧延機列を改造して適用するケースでは、極力既存の圧延機に近い寸法であることが望まれる。そこでBUR径を一般的な仕上圧延機の例に倣って1500mmとし、BURのネック強度で制約される最大荷重を求めた。

ネック部に掛かる最大応力 σ_{maxB} は、圧延荷重 P 、モーメントアーム L 、軸径 d_B から下式で表わさ

れる²⁾。

$$\sigma_{\max B} = \frac{P \cdot L}{2} \cdot \frac{32}{\pi \cdot d_B^3} \cdot \alpha \quad \dots\dots(5-1)$$

ここで、 α は応力集中係数である。 α を 1.5 とし L を 500mm とすれば下式となる

$$\sigma_{\max B} \cong 3820 \frac{P}{d_B^3} \quad \dots\dots(5-2)$$

軸部の許容応力を σ_B として、最大許容荷重を求める式に変換すれば以下となる。

$$P_{\max} \cong \frac{\sigma_B \cdot d_b^3}{3820} \quad \dots\dots(5-3)$$

一般的には軸径 d_B は胴径 D_B の75%前後である。また通常のロール軸材質での許容応力 σ_B は150~200N/mm²とされる²⁾。従って D_B を1500mmとし、 σ_B は安全側を見て150N/mm²とれば、 P_{\max} は約56000kNとなる。この圧延機で仮に1850mm幅の製品まで圧延するとすれば、単位幅荷重は約30kN/mmである。

この単位幅荷重30kN/mmを目安として、SSMR最終パスを対象に適正WR径を求めるための圧延荷重計算を行った。計算手法は前章でも述べたOrowanの不均一変形理論³⁾とHitchcockのロール扁平式⁴⁾を用いたものである。摩擦係数 μ は潤滑圧延を仮定し、0.15とした。結果はFig. 5-2に示した通りで、単位幅荷重を30kN/mm以下とするためには、出側板厚が3mmであればWR径は750mm以下、板厚が2mmであればWR径は680mm以下、板厚1mmでは520mm以下にする必要がある。

WR径500mmのケースでのロールバイト内の面圧分布の計算結果をFig. 5-3に示す。ロールバイト内での山型の面圧分布は、フリクションヒルと呼ばれ、ロール周速と被圧延材の速度が等しくなる中立点を境に摩擦によるせん断応力の方向が反転し、水平方向の圧縮力が作用するために形成される。相対的にロールが平板に近くなる出側板厚1mmのケースではフリクションヒルが極めて高く、中立点での最大面圧は2500N/mm²にも達している。

熱延仕上圧延の後段スタンドで通常用いられている高合金グレンロールの接触面圧の限界は2350N/mm²とされており²⁾、1mm材圧延時の最大面圧は極めて厳しい負荷と言わざるを得ない。但し、環境調和型超微細粒鋼創製基盤技術開発PJ⁵⁾の中で開発されたスーパーサーメットロール(熱延用超硬ロール)^{6)~7)}であれば、2500N/mm²の高面圧にも耐えられるとされており、そのような新型ロールの実用化を前提に、接触面圧の許容限界を2500N/mm²と設定することにした。

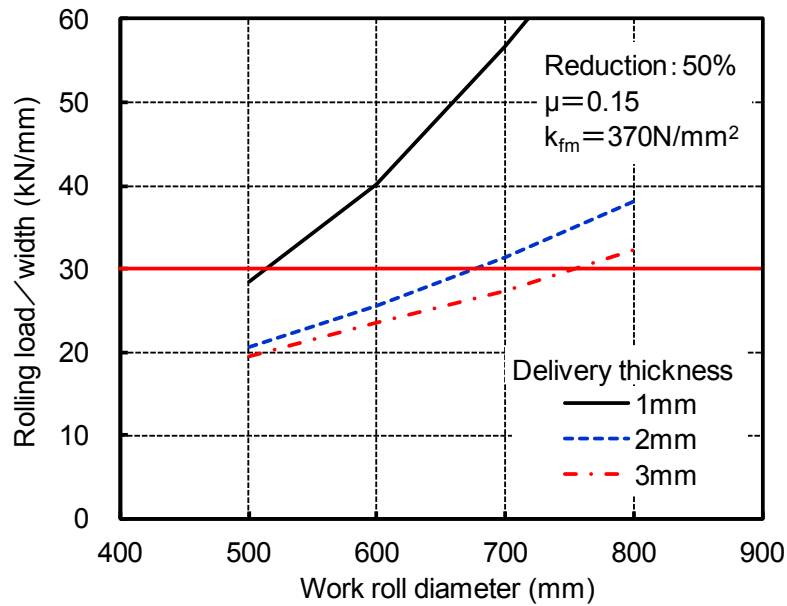


Fig. 5-2 Relationship between rolling load and work roll diameter at SSMR final pass

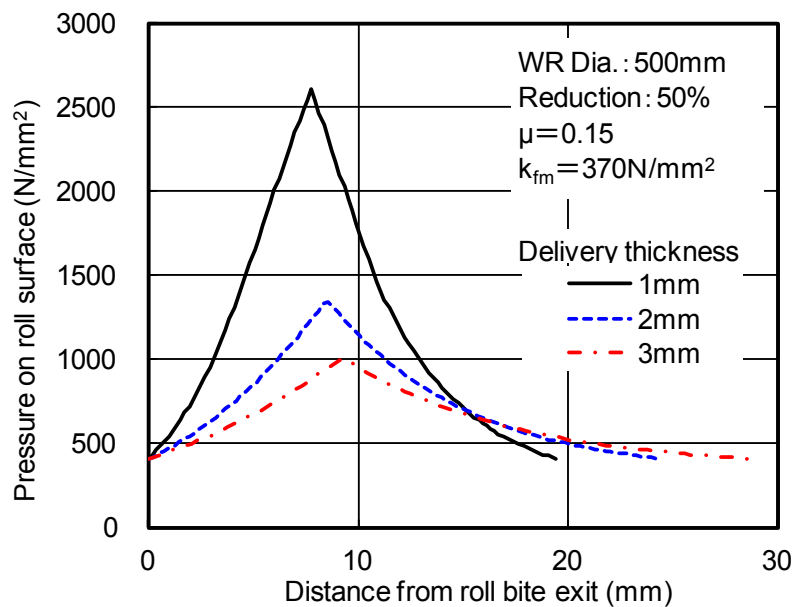


Fig. 5-3 Pressure distribution on roll surface during SSMR final pass rolling

ロール強度に関するもう一つの課題が、WR、BUR間のHertz面圧である。Fig. 5-4 にHertz面圧の模式図、式(5-1)に最大面圧 P_{max} の計算式¹⁾を示す。式(5-4)の係数はポアソン比を 0.3 とした場合のものである。式(5-4)を用い、ロールのヤング率 E_1, E_2 を鋼製ロールの標準値である 206kN/mm^2 とし、BUR半径 R_2 を 750mm (直径 1500m)、WR半径 R_1 を $250\sim 400\text{mm}$ (直径 $500\sim 800\text{mm}$)として、Fig. 5-2 の単位幅荷重(P/L)の計算結果に対応するHertz面圧を求めたものがFig. 5-5 である。Hertz面圧は荷重が一定であればロール径が大きいくほど小さくなるものだが、WR径を大きくした場合の

圧延荷重の増加が著しいため、結果としてWR径が大きいほどHertz面圧も大きくなった。特に出側板厚 1mmの圧延でのHertz面圧は極めて大きく、WR直径 500mmでも 2334N/mm²である。また出側板厚 2mmの場合でもWR直径を 800mmとすると 2291N/mm²となる。いずれも既存ロール材質では耐面圧の限界に近く、Hertz面圧の視点からも適切な圧延条件の選定が必要であることが確認された。

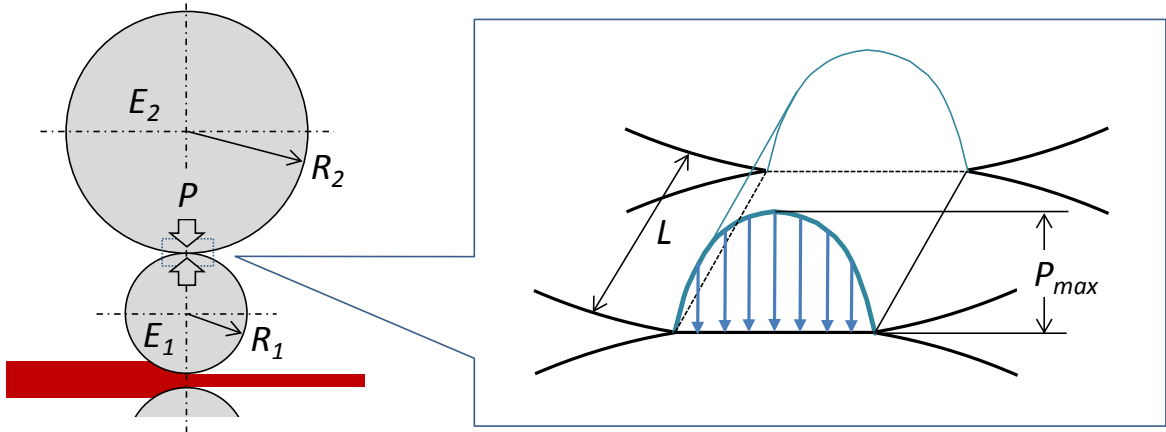


Fig. 5-4 Schematic of Hertz pressure between work roll and buck up roll

$$P_{max} = 0.591 \sqrt{\frac{P}{L} \left(\frac{E_1 \cdot E_2}{E_1 + E_2} \right) \left(\frac{R_1 + R_2}{R_1 \cdot R_2} \right)}$$

.....(5-4)

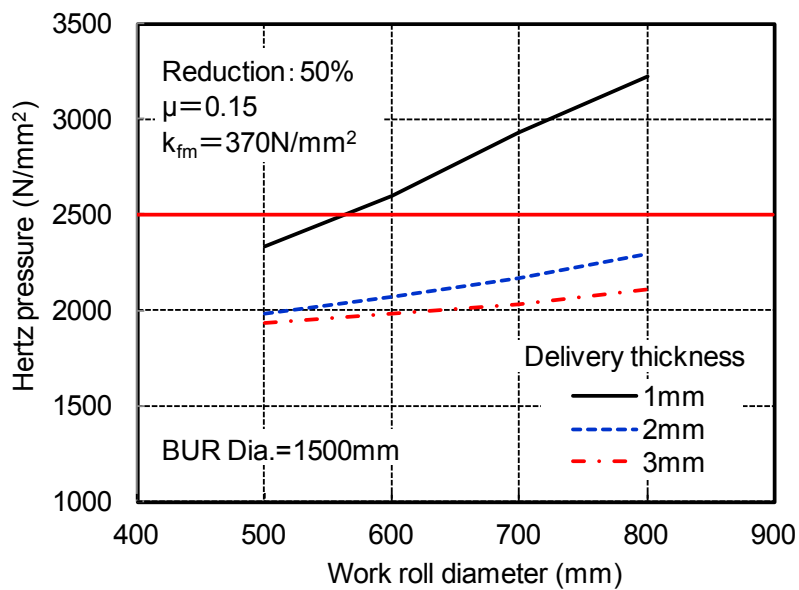


Fig. 5-5 Hertz pressure between work roll and buck up roll at SSMR final pass rolling

(2) 圧延負荷シミュレーション

SSMR 法では仕上圧延の最終 3 パスを 40%~50%の圧下率で圧延することになるが、通常の仕上圧延機列後段の圧下率は 20~30%程度である。パス当たりの圧下率を高める分、通常のミルに比べスタンド数を減らせることになる。よって、仕上圧延機列全体をコンパクト化することも含めて設備仕様を検討することにした。一般的な薄板熱延ミルでは、粗圧延で 30~50mm 厚としたバーを 6~7 スタンドの仕上圧延機で圧延し、主として 1.2~6mm 厚の薄板にしている。ここでは、粗圧延板厚を 20~30mm にできると想定し、4 スタンドで 1.2~6mm 厚に仕上げることを想定した。もし粗圧延厚を薄目にするのに支障があれば、4 スタンドの上流側に 1 スタンドを追加すれば済むことである。

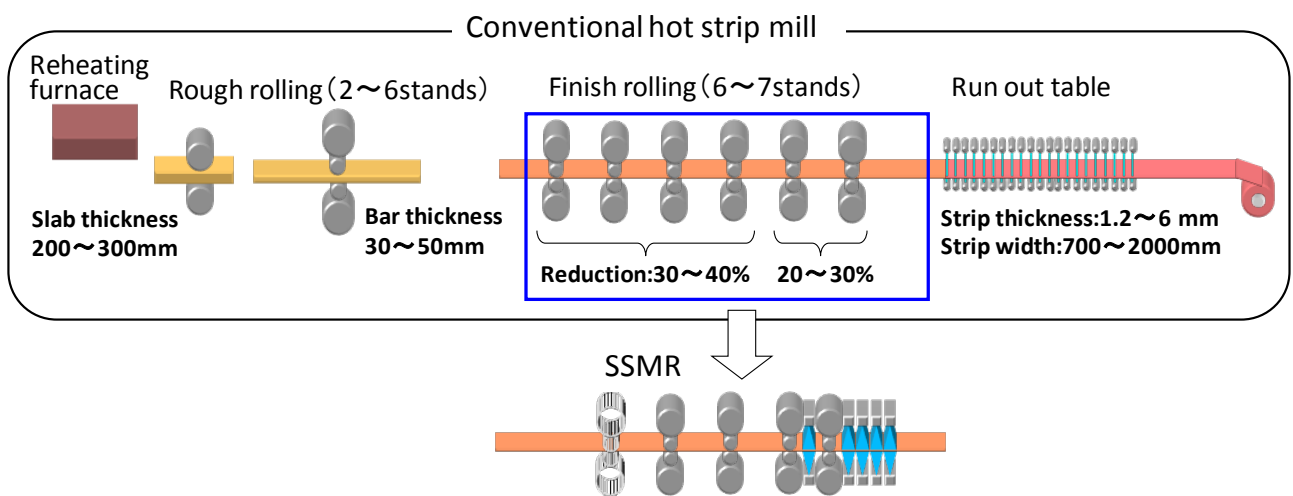


Fig. 5-6 Displacement of finishing train of conventional hot strip mill to SSMR equipment

Fig. 5-7 に各スタンドの圧下率と出側板厚の設定案(パススケジュール案)を示す。このパススケジュールに基づいて各スタンドの圧延荷重を計算した結果がそれぞれ第 1~4 スタンドに対応した Fig. 5-8~Fig. 5-11 である。平均変形抵抗は、細粒化試験で用いた C-Mn 鋼(Table2-3)用の近似式(4-7)で算出し、ひずみには第 1 スタンドから当該スタンドまでの累積ひずみを用いた。

Fig. 5-8~Fig. 5-11 において○でマークしてある条件が、スタンド毎に統一的に採択できるロール径と摩擦係数である。これを一覧表として Table 5-1 にまとめた。スタンド毎に統一したのは、実際の製造では、仕上板厚が変わる度にロール径や潤滑状態を変えることが容易でないことに配慮している。Fig. 5-7 のパススケジュールにおいて、第 3、第 4 スタンドの圧下率は結晶粒微細化のために 50%に固定したが、第 1、第 2 スタンドの圧下率は圧延荷重計算を繰り返し、各スタンドの負荷が適正範囲に収まるように試行錯誤的に定めたものである。たとえば 1.2mm 厚仕上で、第 2 スタンドの圧下率が大きいのは、第 1 スタンドの負荷を軽減するためである。また、上流スタンドでロール径を大きくし、摩擦係数も高めに選定しているのは、噛み込み性を考慮したためである。入側板厚が大きい上流スタンドでは、噛み込み角が大きく、噛み込み限界摩擦係数も大きくなる。噛み込み限界摩擦係数を試算してみると、第 1 スタンドで 0.22~0.24、第 2 スタンドで 0.18~0.20 であり、ロール径も摩擦係数もこれ以上小さくする余地はほとんどなかった。

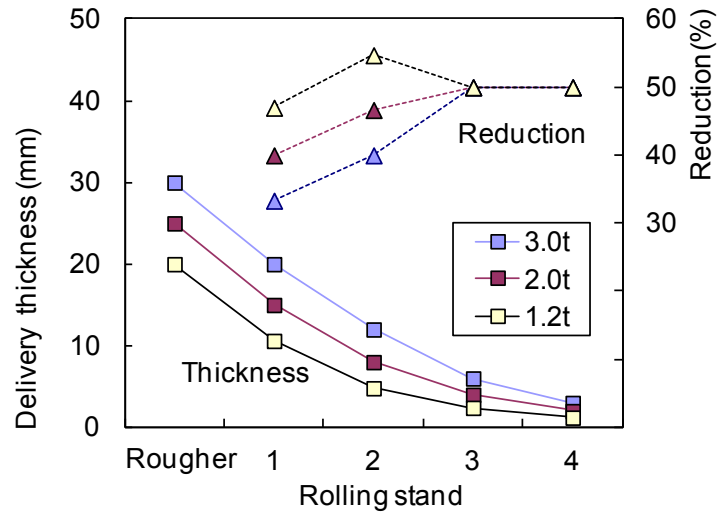


Fig. 5-7 Pass schedule for 4-stand finishing mill

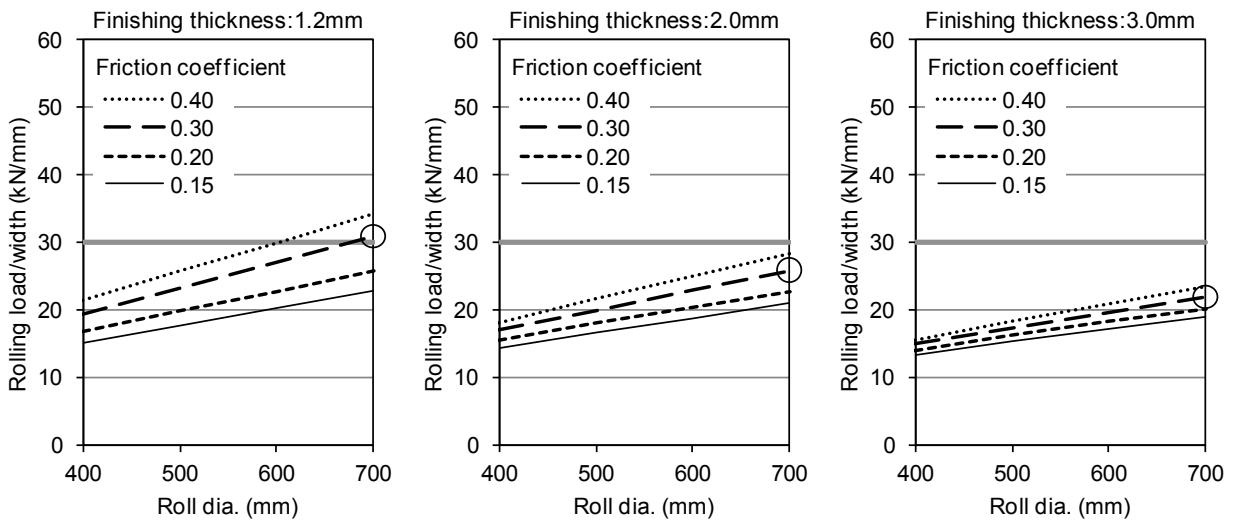


Fig. 5-8 Influence of roll diameter and friction coefficient on rolling load at No.1 stand

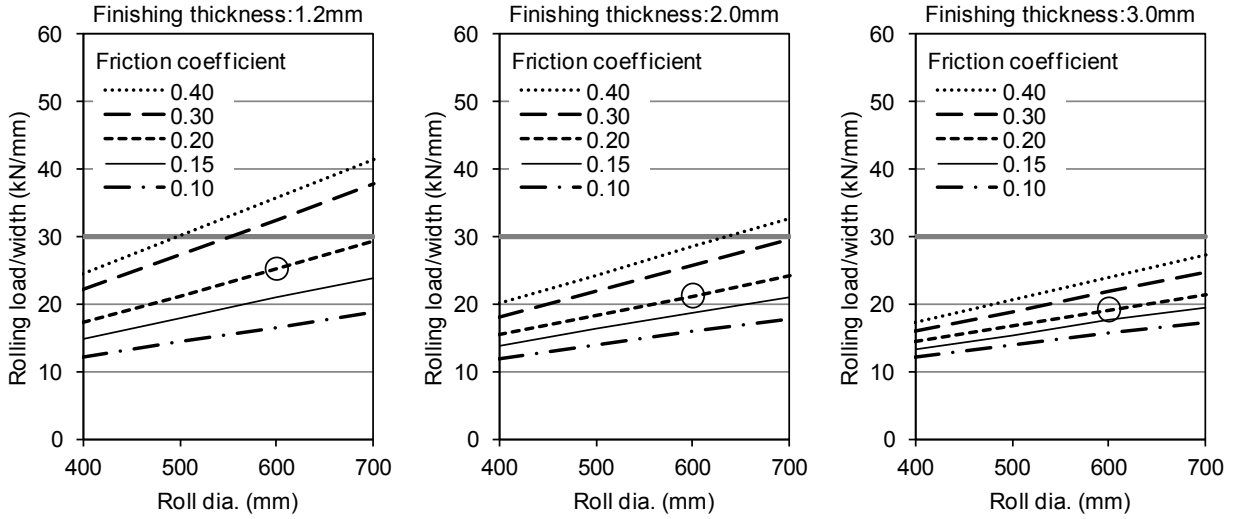


Fig. 5-9 Influence of roll diameter and friction coefficient on rolling load at No.2 stand

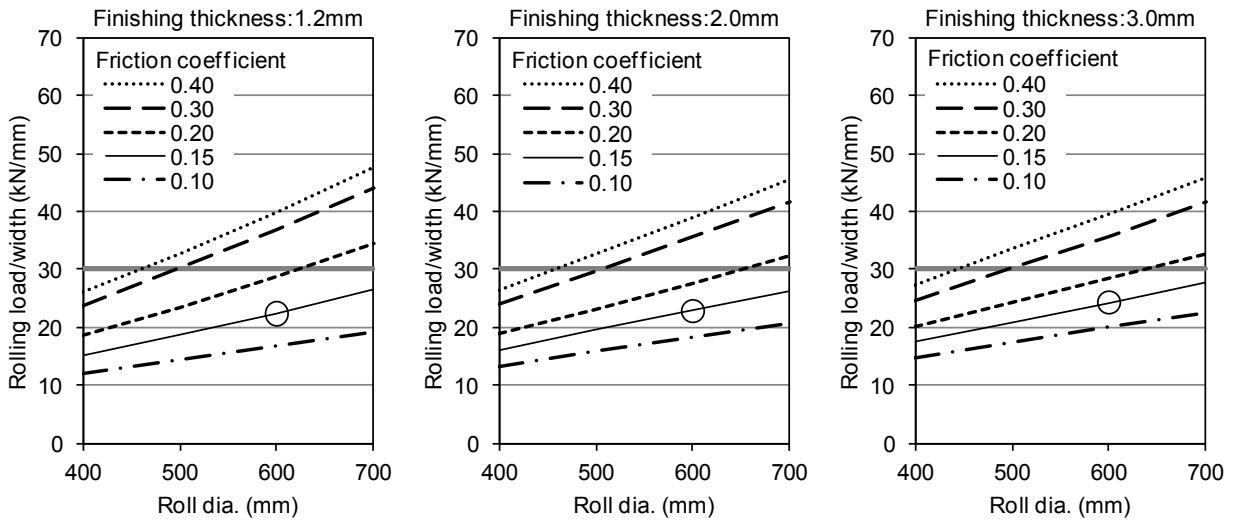


Fig. 5-10 Influence of roll diameter and friction coefficient on rolling load at No.3 stand

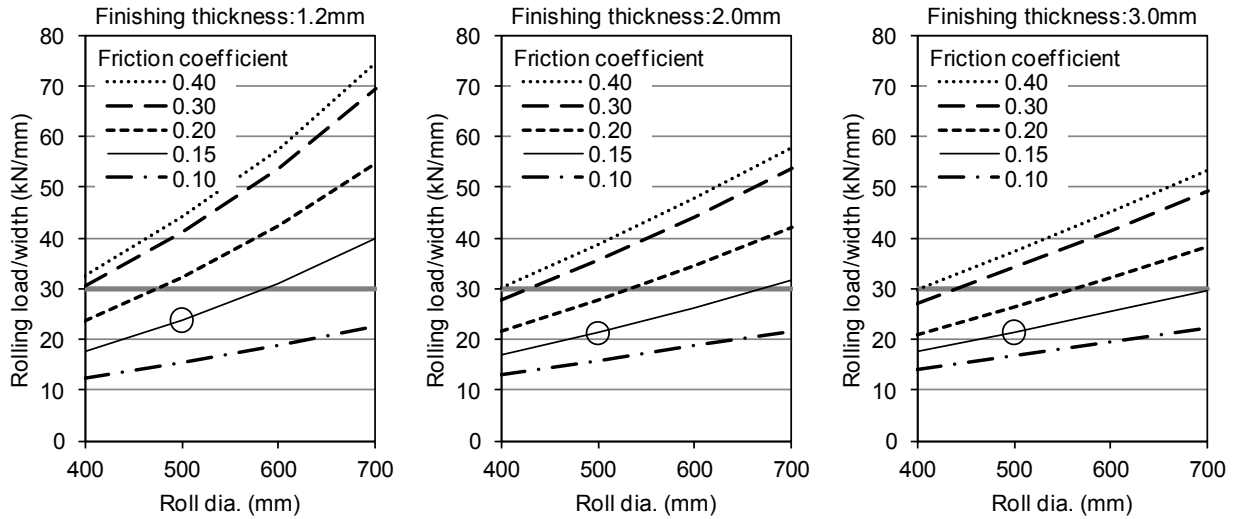


Fig. 5-11 Influence of roll diameter and friction coefficient on rolling load at No.4 stand

Table 5-1 Basic conditions for studying rolling mill specification

Stand	WR diameter	Friction coefficient
1	700mm	0.30
2	600mm	0.20
3	600mm	0.15
4	500mm	0.15

(3) スタンド間距離と圧延速度の想定

SSMR 法では、最終 2 スタンドの圧延機の近接配置が必須である。BUR 径 1500mm 規模の圧延機の近接化は 3m が限界と考えられ、第 3、第 4 スタンド距離を 3m とし、他のスタンドは既存の熱延仕上ミルの例にならって 5.5m と想定した。そのスタンド配置案を Fig. 5-12 に示す。最終スタンドの圧下率を 50% とし、最終パス間を 0.2s 以下するためには、最終スタンド圧延速度を 1300m/min(mpm) 以上としなければならないが、この速度自体は既存ミルと同等である。

Fig. 5-13 に各スタンドの速度とその直前のパス間時間の想定値を示す。

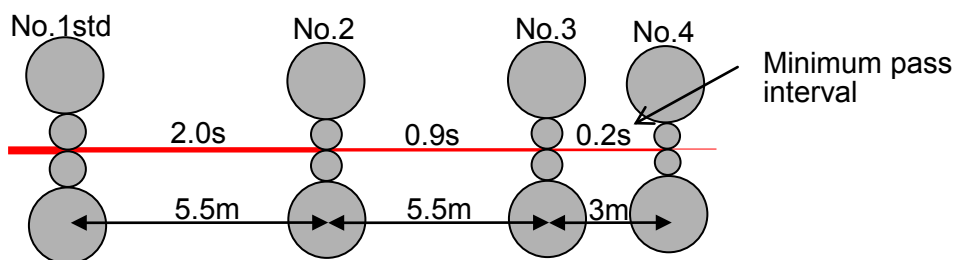


Fig. 5-12 Rolling stand layout plan

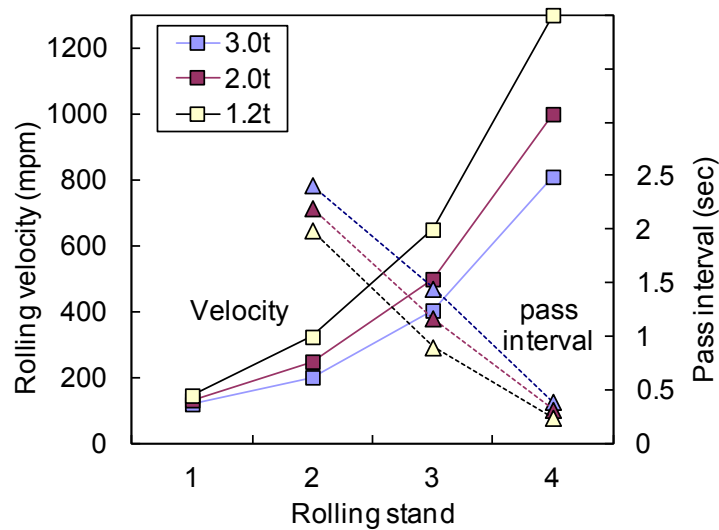


Fig. 5-13 Assumption of rolling velocity and pass interval

5.2 実機設備の基本設計案

(1) 圧延負荷と設備の基本仕様案

Fig. 5-7 のパススケジュール、Fig. 5-13 の各パス速度、Table 5-1 のロール径、摩擦係数条件の下で、モーターパワーを含めた圧延負荷計算を改めて実施し、設備制約との比較を行った。ここでは板幅を 1500mm と置いている。圧延荷重、WR 最大面圧、WR-BUR 間 Hertz 面圧、圧延トルク、モーター容量に関する計算結果を Fig. 5-14～Fig. 5-18 に示す。

圧延荷重は、もともと 1850mm幅での荷重がBUR軸のネック強度の許容範囲に収まることを前提にロール径、摩擦係数等の基本圧延条件を設定していたので、1500mm幅の圧延であればその点の問題はない。Fig. 5-15 の最大接触面圧は 1.2mm仕上の第 4 スタンドで最大値 2500N/mm²となっている。これは、高性能ロール⁶⁾⁷⁾の使用を前提とした限界値 2500N/mm²と等しく、かろうじて実現可能範囲内にあると言える。Fig. 5-16 のWR-BUR間Hertz面圧は、適切なロール径選定により各スタンド共ほぼ 2000N/mm²前後となり、既存のロール技術で対応可能な範囲にある。上述の通り第4スタンドのWRは1.2mm仕上時の被圧延材との接触面圧の点から高性能ロールとせざるを得ないが、BURを通常材質にできる点はロールの運用、管理上の負担を増さずに済み、有意義である。圧延トルク(Fig. 5-17)は、市販のユニバーサルジョイントの耐疲労強度限界に近い。ユニバーサルジョイントとは、Fig. 5-1 に図示した通り、WRに駆動トルクを伝える自在継ぎ手のことであり、その外径をWR直径以下とする必要があることから、しばしば圧延機能力の制約要因となる。すなわち、所定の板厚、压下率の圧延を行う際、所要圧延トルクも荷重同様にWR径が小さいほど小さくて済むが、WR径を小さくすればユニバーサルジョイントの外径も小さくなり、WRに伝達可能なトルクが小さくなってしまふという関係にある。WR接触面圧のように単位幅あたりの圧延負荷を規制せざるを得ない課題と異なり、圧延トルクの伝達限界は被圧延材の幅方向積算値で考えれば良く、板幅を規制すれば設備制約の範囲内の負荷に抑えることができる。今回の基本仕様検討において板幅を 1500mmと想定した根拠はここにある。1.2mm仕上の第 1 スタンドにおける圧延所要

トルクは、直径 700mmのWRで用いることができる外形 650mmのユニバーサルジョイントの耐疲労強度限界に対し、板幅 1500mmでわずかに下回る結果となった。Fig. 5-18 の圧延パワーは圧延トルクと回転数の積であり、後段スタンドほどトルクは小さくなる半面、圧延速度が増して回転数が大きくなるため、結果として後段ほど大きくなっている。本図の場合、図中の横線は設備制約ではなく、150%過負荷使用を前提にモーター仕様を選定する際の目安として記入したものである。以上の検討結果から求められた設備の基本仕様案をTable 5-2 にまとめた。

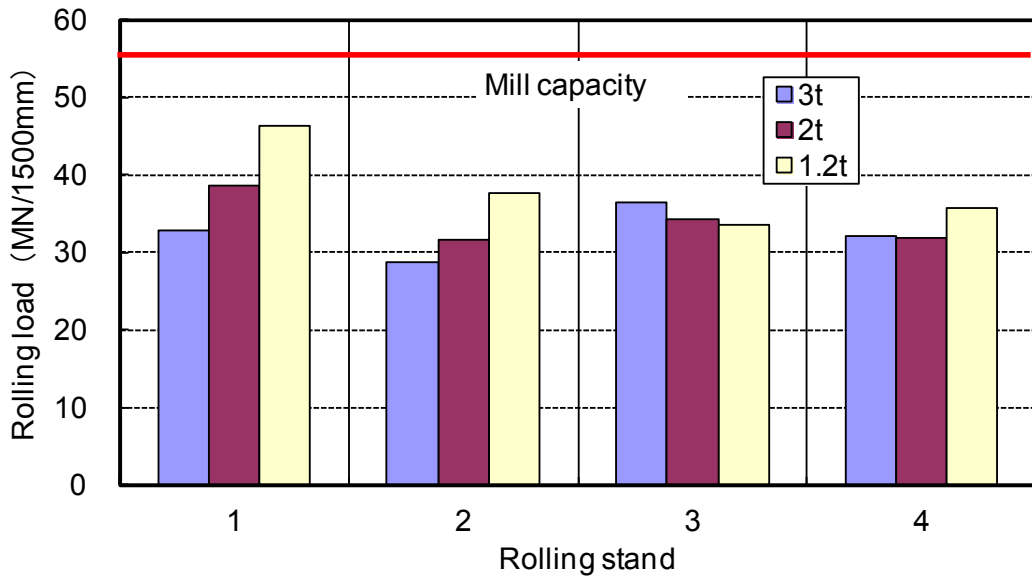


Fig. 5-14 Required value and limitation by equipment about rolling road

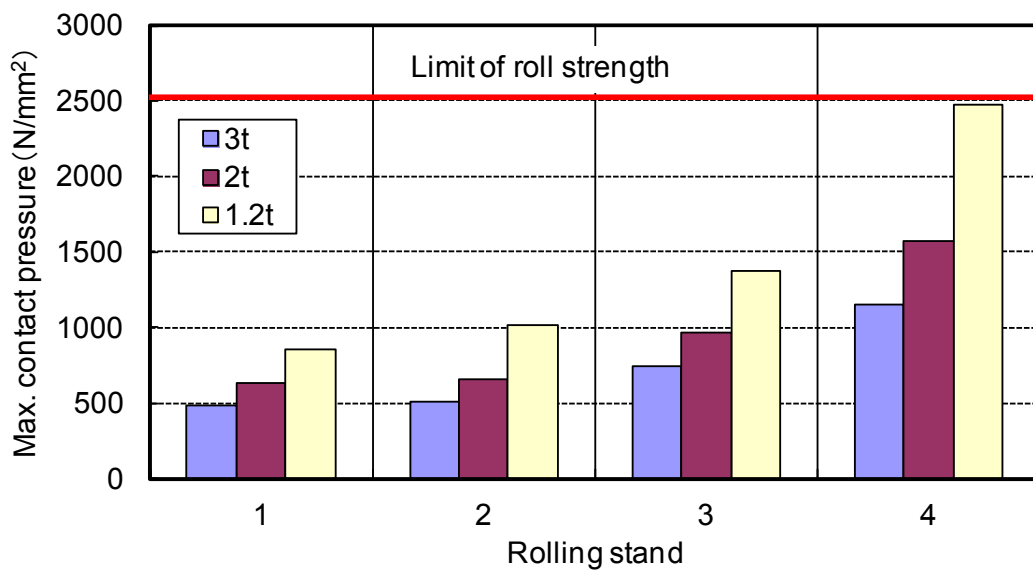


Fig. 5-15 Required value and limitation by equipment about maximum contact pressure on roll

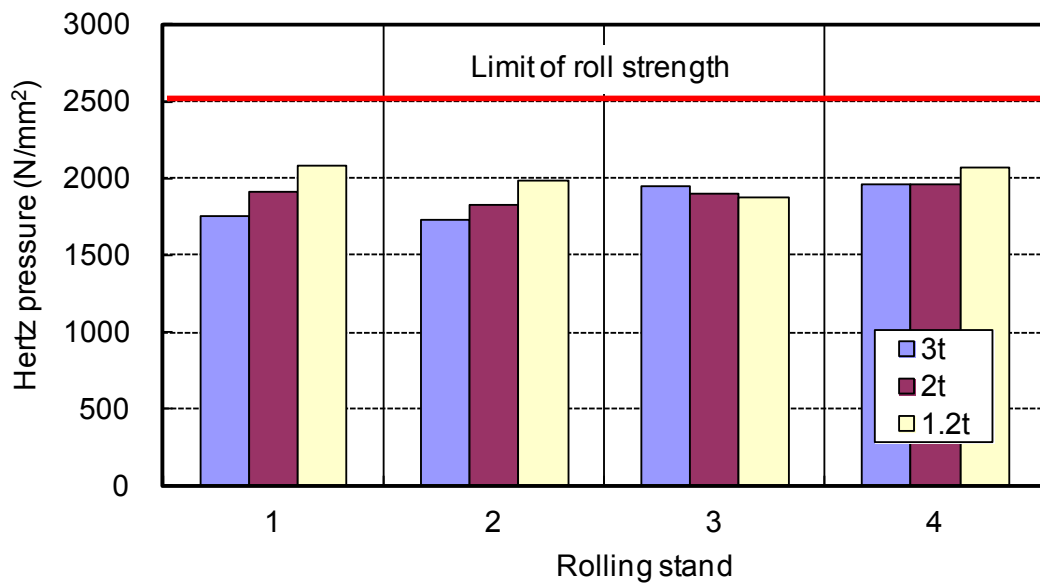


Fig. 5-16 Required value and limitation by equipment about hertz pressure on roll

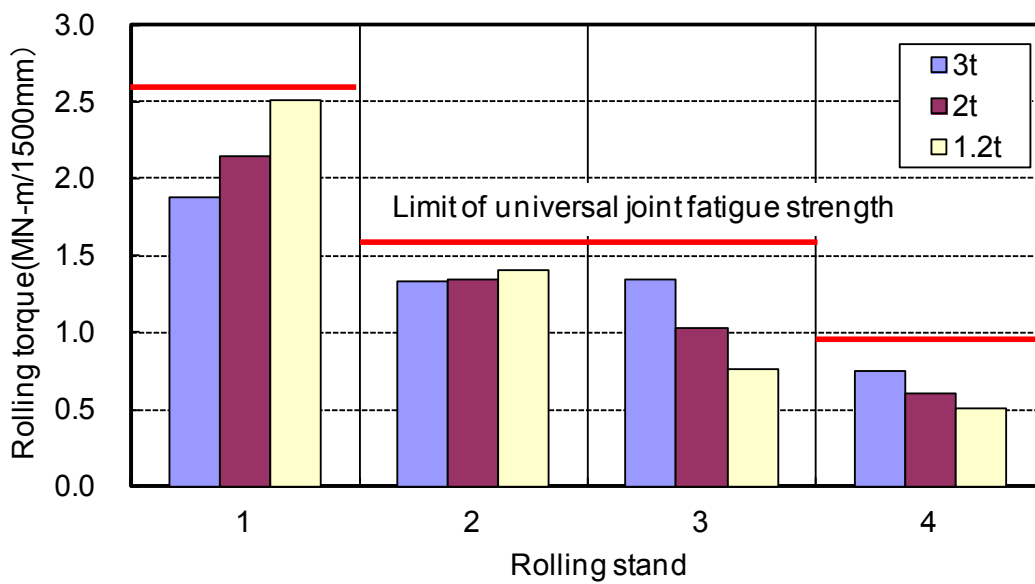


Fig. 5-17 Required value and limitation by equipment about rolling torque

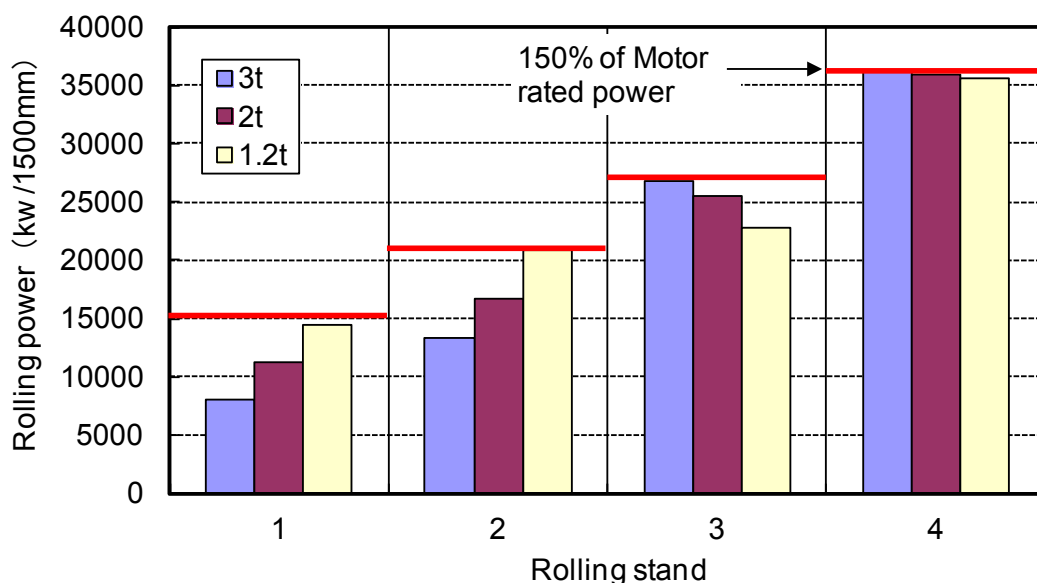


Fig. 5-18 Required value and limitation by equipment about motor power

Table 5-2 Basic specification of finishing mill for SSMR process

Stand	WR Dia. (mm)	Max. load (MN)	Motor		Max. velocity (mpm)	Universal joint	
			Power (kW)	Base Torque (kN-m)		Dia. (mm)	Fatigue limit (kN-m)
1	700	56	10000	2626	200	650	2538
2	600	56	14000	1578	400	550	1558
3	600	56	18000	1078	750	550	1558
4	500	56	24000	696	1300	450	902

(2) 実機設備の基本設計案

実機設備を設計するにあたり、Table 5-2 の圧延機主仕様に加え、Table 5-3 に示す諸元も考慮した。

圧延荷重は、圧延機の上部と下部を繋ぐハウジングポストと呼ばれる 4 本の支柱に、引張力として作用する。ハウジングポストの許容引張応力を一般的な設計基準⁸⁾に合わせて鋳鋼材の最大許容値 150MPa の 1/5 にあたる 30MPa とし、最大圧延荷重を 56MN とすれば、必要とされるハウジングポストの断面積は一本あたり約 0.47m² 以上である。ここで、第 3、第 4 スタンドの極近接化配置の可否について検討した。想定した第 3、第 4 スタンドのロール芯間距離は 3000mm である。直径 1500mm の BUR を抜き差し可能とするために、ハウジングの内幅は少なくとも 1700mm 程度は必要である。第 3 スタンド下流側ポストと第 4 スタンド上流側ポストをほぼ隣接させるとして、そのポスト 2 本分として残された圧延ライン方向長さは 1300mm ということになる。この関係を Fig. 5-19 に図示した。ポスト 1 本の断面積 0.47m² 以上とライン方向長さ 650mm 以下の二条件は、たとえばポストの断面形状を 600mm × 800mm とすれば両立し、そのようなハウジングは設計可能である。但し、通常の薄板熱延ミルのスタンド間(ロール芯間)距離は 5500mm であり、スタンド間に

は被圧延材の弛みを吸収し、かつ被圧延材に所定の張力を付与するための昇降式ローラー(ルーパー)が設置されている。第3、第4スタンドを隣接させるとルーパーは設置できない。被圧延材の弛み吸収と張力の保持は、第3、第4スタンドの速度バランスの厳密な制御によって担保せざるを得ず、被圧延材の速度はロール周速のみならず圧下率、先進率の影響も受けるため、変形抵抗や摩擦係数の正確な予測に基づく高精度な圧延制御技術が求められることになる。そのような圧延制御技術の開発は今後の課題とし、実現できることを前提として設備設計を進めた。また、圧延機にはロールの入・出側に被圧延材の先端を誘導するためのガイド類が設けられており、ロール交換の際にはロールから離れ、退避する構造となっている。スタンド間は、この退避空間としても利用されている。したがって、スタンドを隣接させる際には、ガイド類のコンパクト化とハウジング内で退避可能な新たな機構の設計も前提となる。

油圧圧下装置は圧延機の上部か下部のどちらかで、BURの左右の軸受とハウジングの間に設け、圧延荷重に抗して被圧延材を挟む上下WRの間隙、すなわち圧延後板厚を調整するための油圧シリンダーである。左右それぞれで28MN以上の押力を有すれば良い。たとえばシリンダーの内径を1010mmとし、油圧を35MPaとすれば28MNの押力を生じさせることができ、そのような油圧圧下装置は設計可能である。

第4スタンド用のモーターには24000kWもの出力が求められている。単体で24000kWのモーターを設計することも可能だが、既存の12000kWのモーター2機を連結する方法もあり、その方がモーターの外径を小さくすることができ、第3、第4スタンドを近接配置する上でも好都合となる。

以上の検討結果を踏まえ、エンジニアリング会社に委託して実機設備の基本設計を行った。作成された図面の一部がFig. 5-20、Fig. 5-21である。これによって、SSMR法を工業生産に適用するための設備が建設可能であることを検証できた。

Table 5-3 Additional specification for SSMR mill design

Item	Specification	Remarks
Size of housing post	600L×800W mm	Cross section $\geq 0.47\text{m}^2$ Tensile strength $\leq 30\text{MPa}$
Hydraulic cylinder for screw down	Pressure : 35MPa Cylinder bore:1010mm ϕ	alike as conventional equipment
BUR diameter	1500mm ϕ	Hertz pressure $\leq 2500\text{MPa}$ Max. stress at neck $\leq 200\text{MPa}$
Motor capacity and layout	12000kW×2 (tandem) [5000mm wide×7000mm long] / motor	1)12000kW motor has already existed. 2)avoidance of large diameter
Minimum Distance of rolling stand	3000mm	Width of window : 1700mm Width of housing post : 600mm×2
Rapid water cooling equipment	Located close to the final rolling stand Pressure : 1.5MPa	about 200 °C cooling down just after rolling

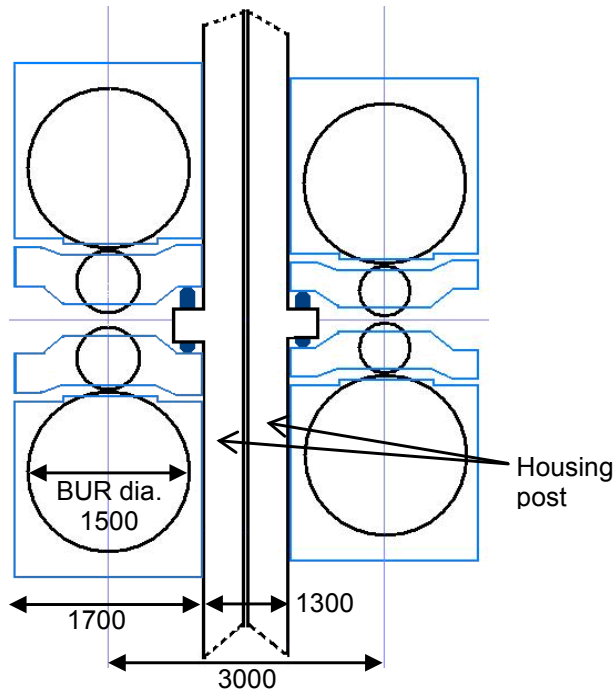


Fig. 5-19 Minimum distance of rolling stands

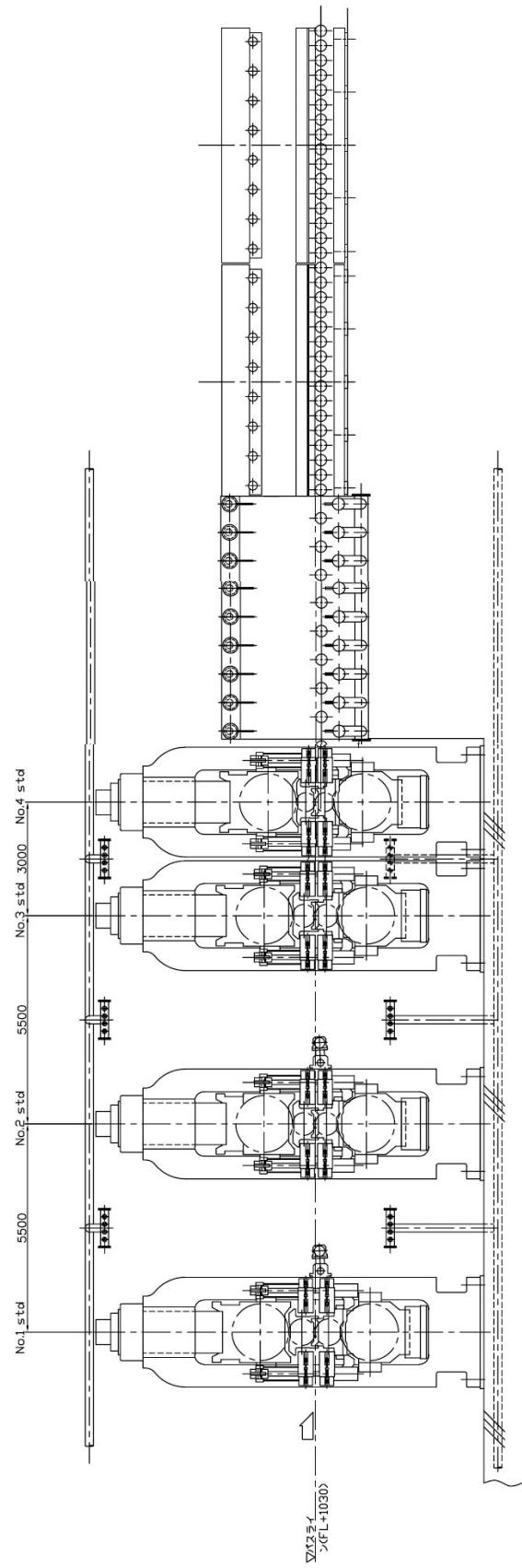


Fig. 5-20 Elevation of finishing mill for SSMR process

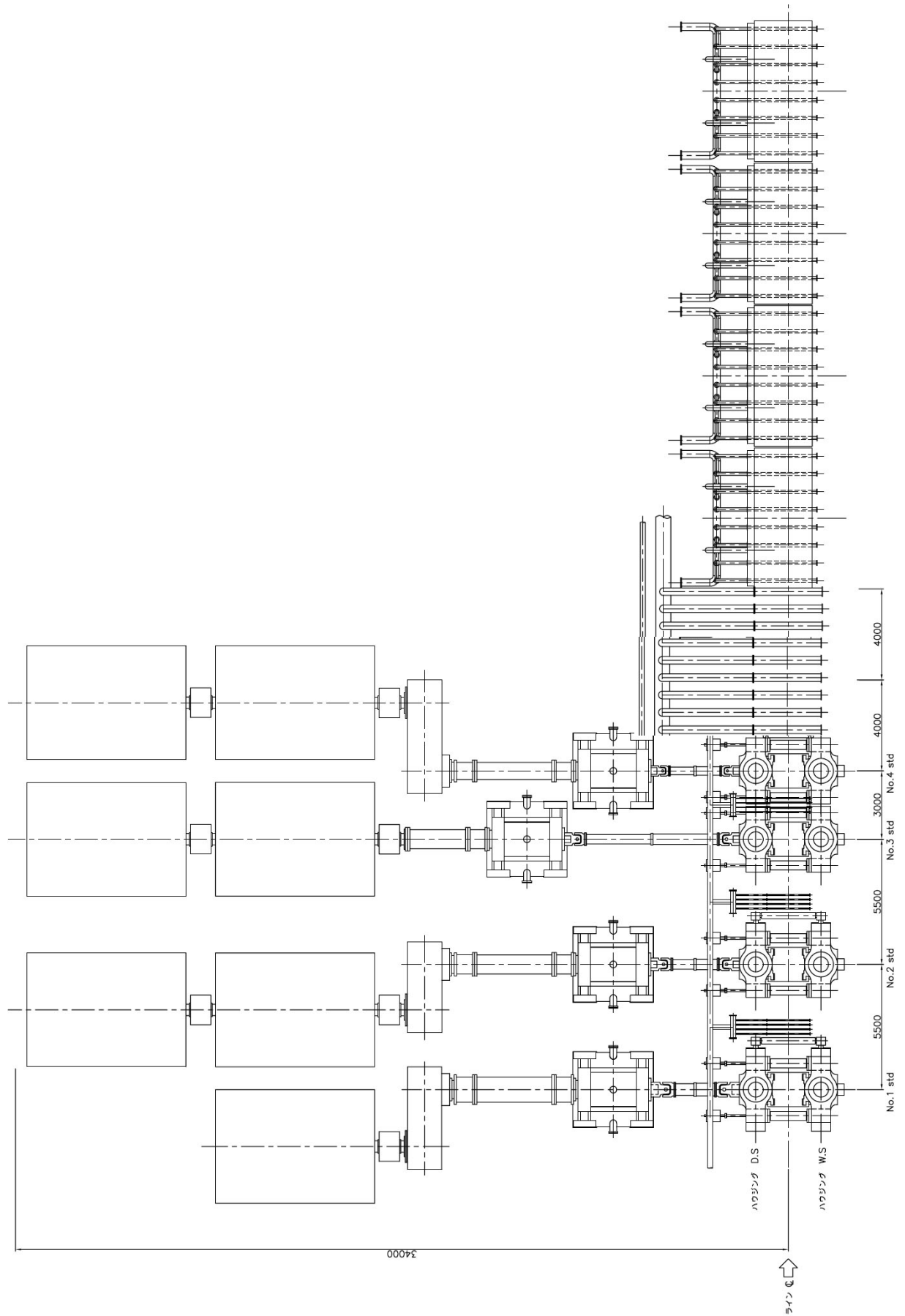


Fig. 5-21 Plan of finishing mill for SSMR process

【文献】

- 1) 赤堀公彦：塑性と加工：Vol.6, No.53, (1965), p.329
- 2) 大歪加工圧延プロセス実現のための技術課題の調査報告書(JRCM 発行 平成 13 年 12 月 31 日)
- 3) E.Orowan: Proc. Instn. Mech. Engr., (1943), p.140
- 4) 板圧延の理論と実際, 日本鉄鋼協会編, (1984), p.41
- 5) M.Kiuchi: ISIJ Int., Vol. 48, No.8, (2008), p.1133
- 6) 神谷欣宏, 服部敏幸, 佐野義一, 福島傑浩, 江藤学, 佐々木保: CAMP-ISIJ, Vol.19 (2006), p.993
- 7) 福島傑浩, 江藤学, 佐々木保, 服部敏幸, 池田治朗, 伊原馨: 塑性加工春季講演大会講演論文集 (2007) p.49
- 8) 井上俊夫著, 圧延設備の理論と実際, 技報堂, (1960), p.17

第6章 総括

近年、地球環境問題の解決および安心・安全社会の構築の観点から、鉄鋼材料の高強度化が強く求められている。鋼材強度を増す手段の一つが結晶粒の微細化であり、鋼材のリサイクル性を損なう合金元素添加に頼らない点が改めて注目され、粒径 $1\mu\text{m}$ 以下の超微細粒鋼の製造方法に関する研究が 1990 年代後半から活発に行われてきた。

結晶粒微細化でよく用いられる方法は、鋼片を熱間圧延する際に所定の温度域で強圧下し、その加工ひずみによってオーステナイトの再結晶を促進したり、逆に再結晶を抑制して、粒内のオーステナイト/フェライト変態の核生成サイトを高密度化したりするものである。最近の先導研究では、微量添加元素(Ti,Nb)含有鋼を 700°C 以下の過冷オーステナイト温度域にて圧下率 80%で強圧下圧延することにより超微細組織を得ている例が有るが、この方法では圧延負荷(荷重、トルク)が過大なため、鉄鋼業の大規模生産への適用は困難であった。そこで、本研究では、圧延負荷を大幅に軽減できる新たな超微細粒鋼製造プロセスの研究開発に取り組み、以下の成果を上げた。

(1) 超微細粒鋼板製造新プロセス(SSMR法)の構築 —第2章—

工業生産設備の 1/4 規模の圧延機 3 基を近接配置した熱間圧延装置を用い、単純組成鋼(0.15%C-0.75%Mn)を供試材として実験を行った。初期の試験にてパス間時間短縮のために圧延を高速化したところ、加工発熱による試験片の温度上昇が大きくなり、これが細粒化を阻害することが判明した。そこで、水浸漬法の 3 倍以上の高冷却能力を持つ高圧水スプレー方式の急冷装置を考案し、圧延機間および最終圧延機直後に設置して、高速多パス圧延と急冷を組み合わせた新プロセスを構築した。新プロセスの細粒化効果は著しく、表層部 $0.9\mu\text{m}$ 、平均 $1.3\mu\text{m}$ の超微細結晶粒からなる $1.0\sim 1.2\text{mm}$ 厚の薄鋼板を造ることに成功した。その主要件は、最終 3 パス圧下率 50%-40%-50%、最終パス間 0.17s とその間での約 60°C の温度低下をもたらす冷却、 A_{e3} 点近傍の最終パス出側温度(820°C)、圧延直後から 650°C までの 1000°C/s 以上の急速冷却である。これを SSMR(Super Short interval Multi-pass Rolling)法と呼ぶことにした。Ti,Nb等の添加元素を一切含まない単純組成で超微細フェライト組織を創製できたことは、世界初の成果である。

(2) SSMR法における超微細粒生成機構および超微細粒薄鋼板の特性の解明 —第3章—

超微細組織の形成機構は、特に最終 2 パスの短パス間圧延によってオーステナイト組織に高度にひずみが蓄積され、一部で微細な再結晶粒が生成すると共に、未再結晶粒内には微細な転位セル構造が形成され、これを核生成サイトとして最終パス直後の急冷中にフェライト変態が生じたものと解明された。これは先導研究で提唱されていたフェライトの連続再結晶や動的変態等の細粒化機構とは異なり、むしろ既存の TMCP(制御圧延、制御冷却)技術の延長上にあるが、TMCP による細粒化は $4\sim 5\mu\text{m}$ までと言われており、細粒化効果には大きな差異がある。

細粒化により Hall-Petch 則に従って降伏応力が増し、通常製法では約 400MPa であるのに対し試験片表層部では 700MPa 、板厚平均でも 650MPa まで高強度化した。均一伸びは低下したものの局部伸びは通常製法材とほとんど変わらず、一般的な鋼材用途には十分な加工性を有していることが分かった。

(3) SSMR法における圧延負荷と潤滑による負荷軽減効果の確認 —第4章—

変態点 Ae_3 近傍温度域での多パス連続圧延では、熱間加工であってもひずみの蓄積による加工硬化が生じ、2パス連続圧延における第2パスの平均変形抵抗は、第1パスよりも大きくなった。平均変形抵抗がひずみの指数関数で近似できると仮定の下で簡易的に第1パスひずみの残留率を計算したところ、20~70%との結果を得たが、ばらつきが大きく、圧延荷重から逆算される平均変形抵抗のみでひずみの蓄積効果を議論するには、実験精度の更なる改善が必要であることが分かった。

先導研究における低温域1パス強圧下法(700℃以下、圧下率80%以上)とSSMR法との圧延負荷の比較を行った。SSMR法最終パスにおける鋼材の平均変形抵抗は350MPa以下であり、同材を700℃以下で圧延する場合の平均変形抵抗は450MPa程度と推定された。この変形抵抗差によって圧延負荷は約25%減少。更に圧下率を80%から50%に軽減することでも圧延負荷は50%減少する。低温域1パス強圧下法に比べ、総じて圧延負荷を40%以下に軽減できた。また、SSMRにおける潤滑圧延の効果を調査した結果、摩擦係数を0.35から0.15まで下げられ、潤滑によっても上記から更に約35%の負荷軽減が可能であることが判明した。

(4) SSMR法工業生産適用の可能性を検証 —第5章—

SSMRプロセスは工業生産用の薄板熱間ライン仕上圧延機列の後段以降への適用が想定される。通常は、仕上後段の圧下率は20~30%、最終パス間は0.5s程度であり、最終パスの約1s後から100~200℃/sの冷却を行っているため、SSMRの適用には圧延機の圧下能力増強、最終2スタンドの近接化、急冷装置設置等の設備改造が必要となる。圧下能力増強を有効活用するために通常は6スタンド以上の仕上圧延機列を4スタンドにコンパクト化するケースを想定し、圧延負荷と圧延機仕様を検討した結果、ロールを適性範囲で小径化し、かつ潤滑圧延を行うことで、既存の設備技術の範囲内で圧延機を設計できること、すなわちSSMRプロセスが工業化可能であることを検証できた。

以上の通り、超微細粒薄鋼板を工業生産するための新たなプロセスSSMR法を提示し、それが設備技術的にも実現可能範囲にあることを示すことができた。

但し本研究は、供試材を単純組成鋼に限定し、微細フェライト組織を創製することのみを狙うなど、プロセスの基本部分のみを対象としたものであり、様々な応用、展開の余地が残されている。実際に本技術を活用する際には、より優れた特性を鋼材に付与するための合金元素の添加や組織の複相化など、種々の冶金手段を組み合わせることも可能である。今後の応用研究の領域は広い。

謝 辞

本論文のとりまとめに際し、終始懇切丁寧な御指導をいただいた岡山大学大学院自然科学研究科教授瀬沼武秀博士、また有益なご教示を賜りました同研究科教授多田直哉博士、教授岸本昭博士、准教授竹本嘉利博士に対し、深く感謝の意を表します。

本論文をまとめる機会を与えていただくとともに、種々御高配下さった新日鐵住金株式会社顧問小川茂博士、技術開発本部プロセス研究所長浜田直也博士にも深く感謝いたします。

本研究の実施において、新日鐵住金株式会社顧問戸崎恭之博士、フェロー五十嵐正晃博士、当時同社ロー岡田康孝博士には、深い御理解と共に御指導と御支援を賜りました。厚く御礼申しあげます。また、実験や解析の推進にあたって、新日鐵住金株式会社技術開発本部プロセス研究所一貫プロセス研究部主幹研究員の福島傑浩氏、先端技術研究所基盤メタラジー研究部長河野佳織博士、同部主幹研究員脇田昌幸氏、鉄鋼研究所薄板研究部主任研究員吉田充氏、同社名古屋製鐵所品質管理部主幹今井規雄博士、同社鹿島製鐵所設備部主幹原口洋一氏、日鉄住金テクノロジー株式会社鹿島事業所参与佐々木保氏、同社尼崎事業所統括主幹富田俊郎博士、その他、当時旧住友金属工業株式会社にて薄板のプロセス、材料研究に携わっておられた多くの方々から、多大なる御支援、御協力を頂きました。厚く御礼申し上げます。

本研究は、NEDO の助成を受けて JRCM によって統括、実施された環境調和型超微細粒鋼創製基盤技術開発 PJ(PROTEUS-PJ)の一部でもあります。同 PJ のリーダーを務められた東大名誉教授木内学博士を始め、NEDO、JRCM および同 PJ に対して御指導、御協力を頂いた多くの方々にも深く感謝いたします。