

低炭素鋼板の組織および \bar{r} 値に及ぼす 変態点近傍圧下の影響

中村 隆彰*・江坂 一彬*²・中村 充*³

Influence of Reduction Near Transformation Temperature on Microstructure and \bar{r} -value of Low Carbon Steel

Takaaki NAKAMURA, Kazuyoshi ESAKA and Mitsuru NAKAMURA

Synopsis : Changes in microstructure of steels deformed near the A_{r3} transformation temperature and the effect of reduction on the Lankford value of low carbon steels were studied. Conclusions obtained are as follows:

1. Equiaxed ferrite grains are produced by high-reduction rolling near the A_{r3} temperature, and the deformation temperature range for the equiaxed ferrite expands with increasing reduction.
2. Ferrite grain size number after the high-reduction rolling is in proportion to logarithm of the Zener-Hollomon parameter. Numerical model for the prediction of steel microstructure indicates that austenite grains undergo dynamic recrystallization after the high-reduction rolling.
3. On a commercial basis, the high-reduction rolling was achieved in the final three stands with a reduction more than 50% near the A_{r3} temperature at each rolling pass. Average \bar{r} -value of the steel sheets produced is approximately 1.0 and fairly isotropic. Elongation of the sheets is relatively higher than that of commercial steel sheets produced through conventional reduction. Carbon was found to have little effect on the average \bar{r} -value of the sheets produced with high reduction; the average of \bar{r} -value is constantly 1.0 even though the carbon content is changed from 30 ppm to 0.05 mass%.

Key words : \bar{r} -value; dynamically recrystallization; hot rolling; high reduction; prediction model; transformation temperature.

1. 緒言

加工用薄鋼板としては、通常、冷延鋼板が用いられており、熱延鋼板は冷延の素材用に製造されることが多い。主に冷延鋼板が用いられるのは、

①冷延-焼鈍工程によって、使用目的に適した優れた加工性を持つ材質を得ることができる。

②薄手(約2.0mm以下)熱延鋼板に比べ、厚み精度や表面性状に優れ、また材質のばらつきも小さい、ことに起因している。

しかし、近年の製鋼技術の向上により、熱延までもかなり高い加工性を有する、炭素量10ppm程度の高純度鋼板の大量製造が可能となり、さらに圧延技術の進歩によって板厚0.8mmまでの熱間圧延も可能になる¹⁾。

板厚が薄くなると、熱延の仕上げ工程での温度低下が大きくなり、その後段の圧延中にオーステナイト(γ)からフェライト(α)変態が生じる。この α 域での加工に起因する加工組織の残存や、表層での粗大粒の発生によって、熱延鋼板の加工性が劣化する。この対策として、鋼中に $C\mu$ 、

B^3)を添加することにより、母材の A_{r3} 変態点を下げ、薄手熱延鋼板の材質劣化を防止する研究が行われている。

鋼材の材質特性は、通常、延性や深絞り性によって評価される。熱延鋼板は、冷延鋼板に比べ、延性の点では余り遜色はないものの、深絞り性に劣っており、このことが熱延製品の加工用鋼材としての利用を妨げている。熱延鋼板は、通常 γ 域で圧延された後、冷却過程で変態して α 組織になるが、その \bar{r} 値は、一般用冷延鋼板の持つ1.0-1.2程度に対し、0.8-0.9程度である。

熱延鋼板の深絞り性の向上については、IF鋼(Interstitial atom Free Steel)を十分な潤滑の下で、600-800°Cの極低温圧延を行うことによって高い深絞り性が得られることが多数報告されている⁴⁻⁶⁾。これは、冷延-焼鈍工程で起こる $\{111\}$ 面方位の発達を高温の α 域で起こさせる方法で、この方法を実機で実現するためには、 α 域圧延時の表層部の剪断歪による集合組織の影響を回避するための潤滑方式、 α 域で圧延されたフェライトを再結晶させるための焼鈍工程の改造が必要となる。

S. Senらは、C-Mn-Nb, C-Mn-V系の鋼を用いて、圧延時の歪量の増加とともに1-3 μ mの微細 α 粒が多数できた

平成10年11月2日受付 平成11年4月1日受理 (Received on Nov. 2, 1998; Accepted on Apr. 1, 1999)

* 新日本製鐵(株)大分技術研究部(Oita R&D Lab., Nippon Steel Corp., 1 Oaza-Nishinosu Oita 870-8566)

*² 新日本製鐵(株)大分技術研究部(現:(財)日本品質保証機構)(Oita R&D Lab., Nippon Steel Corp., now Japan Quality Assurance Organization)

*³ 新日本製鐵(株)室蘭製鐵所(Muroran Works, Nippon Steel Corp.)

ことを報告している⁷⁾。これは、変態点近傍での強圧下により異常組織の防止、 α 粒の増加、さらに集合組織のランダム化が促進され、深絞り性が向上する可能性のあることを示している。本研究は、これらの事実を踏まえ、熱延鋼板のF値の向上を目的として、変態点近傍での圧下によって起こる組織の変化について検討を行ったものである。

2. 熱間加工による組織変化

2.1 実験方法

熱間加工で得られる α 組織に及ぼす炭素量、および熱間加工条件の影響を調べるため、13mmに熱間圧延されたTable 1が示す炭素量を持つ5種類の真空溶解鋼から、 $10^4 \times 15^4 \times 200^1$ mmの試験片が切り出された。この試験片を圧縮型の熱間加工シミュレーター⁸⁾によって、1000°Cに加熱後3min保持した後、1000°Cから700°Cの各温度範囲で1パス85%圧下実験、および950°Cから700°Cで累計85%の多パス圧下(連続熱延シミュレーション)を加え、圧下後0.5s以内で直ちに水冷した。

なお、 A_{r3} 変態点の変態点測定装置(Formaster)を用い、950°Cで5min加熱した後、5°C/sで冷却する条件で測定した。Table 2に1パス、Table 3に多パスのパススケジュールを示す。

実験終了後、試験片の長さ方向の断面観察を行い、 α 粒径と面積率を測定した。等軸 α 粒は、アスペクト比2.0以内と定義し、400倍の組織写真から該当する α 粒界をマーキングして、粒の個数および面積を画像解析装置を用いて選別、計測し、体積率および円形相当の α 粒径を算出した。等軸 α 粒以外の組織として、炭素量が多い鋼種を高温で加工し冷却した場合にできる低温変態相や、変態点以下で加工される場合にできる加工 α は、写真のマーキング時点で

Table 1. Chemical compositions of specimens (mass%).

NO	C	Si	Mn	P	S	Al	N	A_{r3} (°C)
A	0.002	0.017	0.25	0.003	0.002	0.051	0.0038	900
B	0.016	0.020	0.25	0.004	0.004	0.049	0.0012	875
C	0.040	0.009	0.25	0.003	0.002	0.045	0.0026	845
D	0.070	0.020	0.24	0.004	0.003	0.047	0.0012	830
E	0.110	0.009	0.25	0.003	0.003	0.047	0.0024	799

Table 2. Deformation conditions for single-pass.

Condition	Single-pass
Draft (%)	85
Strain rate (s^{-1})	10, 100
Deformation temperature (°C)	700 ~ 1000
Cooling start time after deformation (s)	0~0.5

Table 3. Deformation conditions for multi-pass.

Condition	Pass schedule				
	1	2	3	4	5
Draft (%)	40	38	32	28	17
Strain rate (s^{-1})	64	130	214	326	334
Interval (s)	1.1	0.67	0.47	0.33	
Final temperature (°C)	700 ~ 950				
Cooling start time after deformation (s)	0~0.5				

外されるため、等軸 α の測定から外される。

2.2 実験結果および考察

Fig. 1-aは、1パス85%の圧下で得られた鋼板中の等軸 α 粒の占積率に及ぼす加工温度の影響を、炭素量を助変数として示したものである。炭素量が0.02%以下の鋼種では、 A_{r3} 変態点以上の γ 域で加工を終了すると、全量等軸 α になる。圧延温度が変態点以下の場合には加工 α 量が増加するため、低温になる程、等軸 α は減少する。 A_{r3} 変態点以上の温度で圧延が終了した炭素量0.02%以上の材料では、圧延温度が高いほど γ 粒が成長して大きくなり、 α 変態を起こし難くなって、等軸 α 量は少ない。また、圧延温度が変態点温度より低くなるにつれ、加工組織の増加により、等軸 α 量は減少する。いずれの鋼種でも、最も等軸 α 占積率が高くなる加工温度は A_{r3} 変態点付近となっている。Fig. 1-bは、多パスの圧下で得られた結果を示す。1パスの場合に比べ、炭素量0.04%以上で等軸 α 量が減少しており、炭素量0.11%材では、等軸 α 占積率は70%を下回っている。

Fig. 2は、各鋼種における等軸 α 占積率70%以上が得られる圧下温度域、およびFormasterにより実測された A_{r3} 変態点の変化を示す。高温で圧下後急冷した場合に生成する

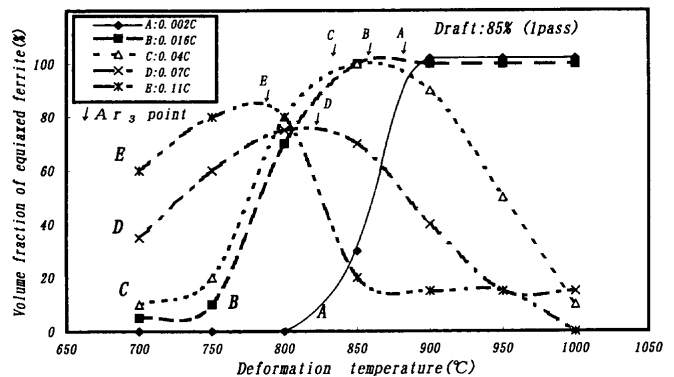


Fig. 1-a. Relation between volume fraction of equiaxed ferrite and 1-pass deformation temperature.

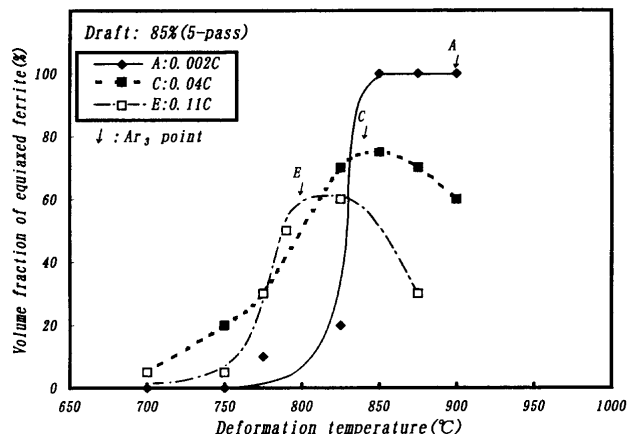


Fig. 1-b. Relation between volume fraction of equiaxed ferrite and 5-pass deformation temperature.

低温変態相(Second phase)が30%以上現れる場合や、加工α相が現れる場合は、加工性が低下することから、図中の両相の領域を破線で区別した。

Fig. 3は等軸α主体の領域で得られた炭素量と等軸α粒

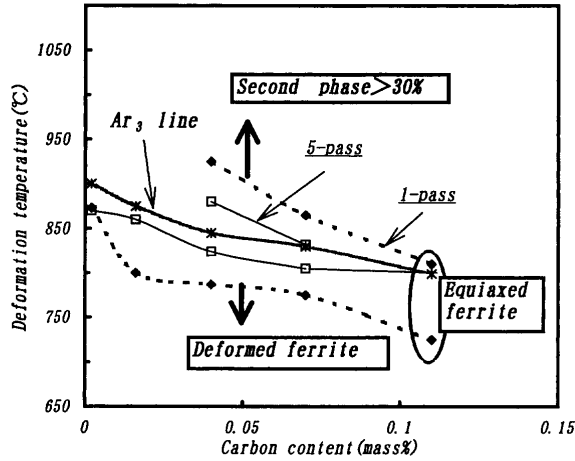


Fig. 2. Influence of carbon content on deformation temperature range for equiaxed ferrite.

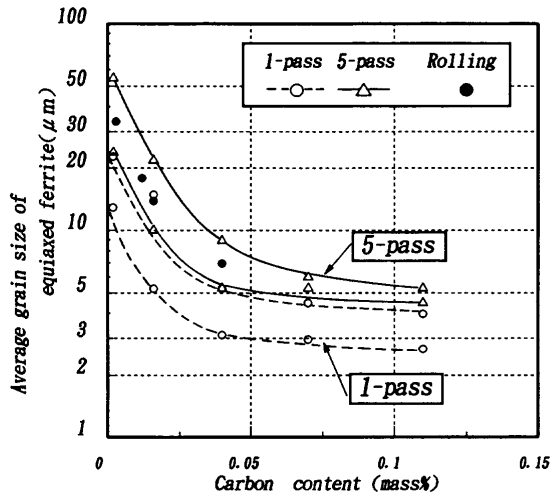


Fig. 3. Influence of carbon content on average grain size of equiaxed ferrite after deformation and rolling.

径の関係を示す。Fig. 3から、α粒径は、炭素量が多くなるほど細粒化している。またFig. 2から、等軸α生成量の多い加工温度範囲は、Ar₃変態点近傍である。同一鋼種において総圧下率が同じであれば、圧下を集中させた1パス圧下の方が等軸αが得られる温度範囲は広く、その粒は細粒になる。一方、圧下を分散させると温度範囲は狭まり、粒径も大きくなる。Fig. 4はその組織例を示す。最終圧下温度および累計圧下率が同一であっても、多パス圧下したものより、1パス圧下の場合に得られる組織の方がはるかに細粒になっていることがわかる。

これは、多パス圧下ではパス間時間中に歪の回復が起こり歪蓄積量が減少するのに対し、1パスのみの場合には加工による歪量そのまま作用するため核生成サイトが増加し、再結晶が起こり易くなるためである。なお、実験室圧延機で5パスの実圧延を行った結果得られたα粒径は、Fig. 3が示すように、熱間加工シミュレーターで得られた多パス加工の結果と同じであった。

一般にγ域の加工では動的再結晶が起こることが知られており、(1)式のように温度補償歪速度因子Zと、最大変形応力(σ_p)との関係として表わすことが多い⁹⁾。

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

ここに、ε̇は歪速度(s⁻¹)、Qは鉄の活性化エネルギー、Rはガス常数、Tは加工温度(K)、m、Aは常数である。

動的再結晶は加工温度が高いほど、歪速度が小さいほど、起こり易い。しかし、本実験でシミュレートしている熱間連続圧延のように歪速度が大きい場合には、動的再結晶は起こり難くなる。

動的再結晶が起こったかどうかの判定として、動的再結晶粒径dをZで整理することが知られている。動的再結晶が起こる場合、(log d)と(log Z)の間には直線関係が成立する¹⁰⁾。

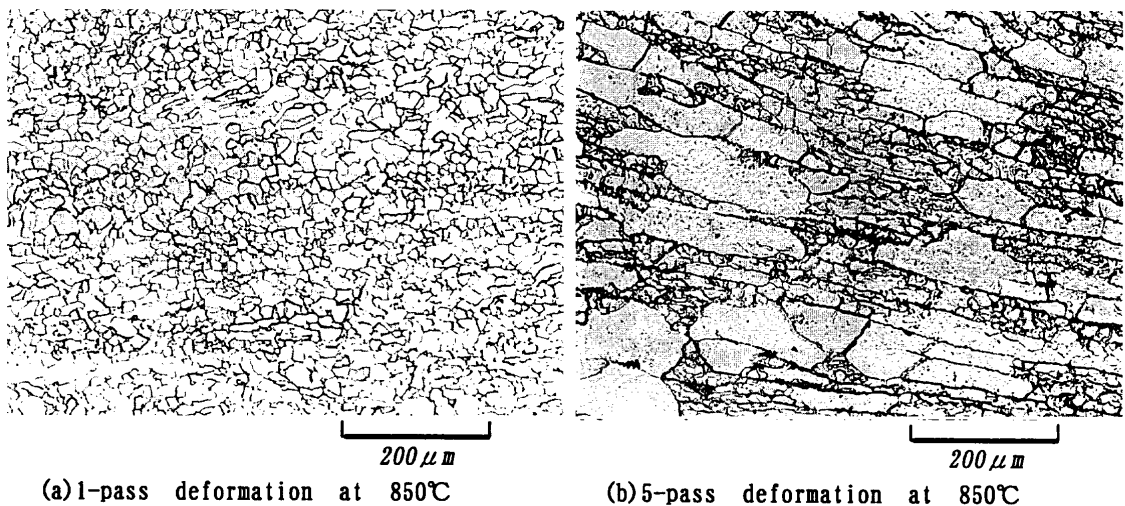


Fig. 4. Microstructures of steel C after deformation and quenching.

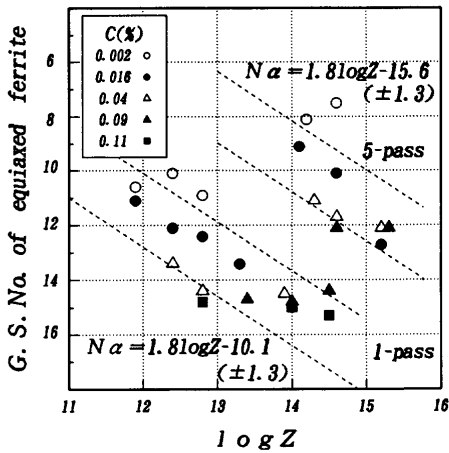


Fig. 5. Relation between $\log Z$ and grain size number (G.S. No.) of equiaxed ferrite.

梅本らは、 γ 粒径(D_γ)と、 α 粒径(D_α)の関係について冷却速度(CR)を変えて調査を行い、次の関係が成立することを報告している¹¹⁾。

$$D_\alpha = 5.7CR^{-2.6}D_\gamma^{0.46} \dots\dots\dots (2)$$

本実験で用いた材料は、低炭素鋼であるため γ 粒の凍結が困難であるが、冷却時の厚みおよび冷却条件は同一で行っているため、(2)式のCRは常数となる。従って、常数をBとしてまとめると、

$$\log(D_\alpha) = 0.46 \log(D_\gamma) + B \dots\dots\dots (3)$$

と表わすことができる。従って、 $\log(D_\gamma)$ と $\log(D_\alpha)$ とは直線関係が成り立つ。そこで、本実験で得られた α 粒径とZパラメーターとの関係を求め、これをFig. 5に示す。なお、 ϵ 、 T はTable 2, 3に示す最終歪速度、および圧下温度を用いた。

この結果によれば、粒径とZとの間には直線関係が認められ、この傾きは、1パス、多パスともほぼ同じである。また同一Zに対して、1パス圧下の方が5パス圧下より粒径は小さい。

動的再結晶は低Z変形(高温・低歪速度)ほど、小さな変形量で起こるが、高Z変形(低温・高歪速度)ほど粒径が細かくなるとされている¹²⁾。しかし、高Z変形では動的再結晶は起こり難く、この条件で動的再結晶を起こすためには極めて大きな加工度が必要である。本実験では1パス圧下の方が、粒径が細かくなっている。これは、多パス圧下条件は高歪速度ではあるが、加工度が小さいために十分な動的再結晶を起こせなかったが、1パスの加工度は85%と非常に高かったため、高Z変形条件でも動的再結晶を起こし、非常に微細な粒径が得られたと推察される。従来、通常の熱延連続圧延操業では動的再結晶は起こり難いとされているが、未再結晶 γ 域(A_{r3} 変態点直上近傍)での歪累積効果や γ 粒の微細化によって、高Z変形条件でも上述

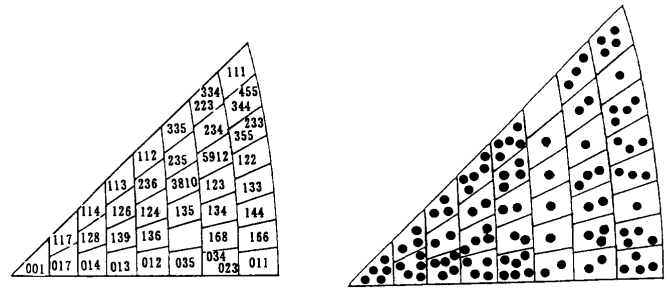


Fig. 6. Transformation texture from dynamically recrystallized γ after deformation by 1-pass 75% at 950°C.

の1パス高加工度の場合と同様の効果が期待できる。このため、実操業の多パス圧延で動的再結晶を起こすためには、特に後段での圧延を高速かつ大圧下圧延で行う必要がある。

動的再結晶粒の結晶方位については、遠藤らがNi多結晶体について電子チャンネルング像(ECP; Electron channeling pattern)を用いて調査した結果によれば、特定な方位を持つ粒界がなく、ランダム粒界であることが、動的再結晶の特徴として捉えられている¹³⁾。

Fig. 6は、本実験材を1パス75%で圧下し、直ちに急冷してECPを調べた面方位結果を示す。本実験のサンプルは、圧縮により得られたもので、粒界方位関係の確認はできなかった。しかし、大圧下で得られた結晶粒は、様々な面方位に分布している。この結果は、大圧下圧延によって得られたと考えられる動的再結晶 γ 粒は、変態後にランダムな α 粒になる可能性を示唆している。S. Senらは、圧延で大きな歪を加えることにより、歪誘起変態が起こるとしているが⁷⁾、 γ 域での大圧下を行う場合には、同時に動的再結晶を引き起こして変態するため、一層ランダム化が進むものと考えられる。

3. 実圧延試験

3.1 実験方法

2章の基礎実験によって、変態点近傍で大きな加工を加えることにより、等軸 α 量が最も高くなることが判明した。しかも、これは γ の動的再結晶を起こし、結晶方位をランダム化している可能性がある。熱間圧延でこのように、微細な等軸 α 粒が得られれば、加工性向上が期待できる。そこで、圧延実験を行い、その材質を調査した。

Table 4の示すF-I成分の鋼材を250 mmから60, 40, 30 mmに熱間圧延し、それぞれ幅150 mm, 長さ250 mmの実験室圧延用試片を作成した。この材料を1250°Cの加熱炉中で60 min保持し、Table 5が示す圧下スケジュールで実験室のタンデム圧延機による多パス圧延を行った。圧延後、直ちに窒素ガス雰囲気中の加熱炉に挿入し、550, 650, 750°Cの各温度で60 min保持した後、室温まで空冷した。

実験終了後、圧延方向(L)、幅方向(C)、45°方向(D)のJIS5号引張試験片を作成し、 r 値の測定を行った。

さらに、Table 4に示すK成分のAl-K鋼スラブを用いてTable 6に示す圧延スケジュールによって工場実験を行い、圧延されたコイルの各箇所での r 値、伸び等の材質特性評価を行った。

Table 4. Chemical compositions of specimens (mass%).

NO	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ar ₃ (°C)
F	0.003	0.017	0.10	0.005	0.003	0.066	0.0022	896
G	0.012	0.013	0.15	0.006	0.004	0.052	0.0028	864
H	0.041	0.009	0.29	0.012	0.014	0.042	0.0030	833
I	0.051	0.005	0.30	0.014	0.011	0.012	0.0029	789
K	0.031	0.007	0.20	0.003	0.014	0.051	0.0023	834

Table 5. Schedule of laboratory rolling test.

Final draft(%)	Pass schedule in thickness (mm)						
	1	2	3	4	5	6	7
5.5	-	36.0	21.6	13.0	5.8	2.6	1.2
3.0	37.9	21.6	9.7	5.8	3.5	2.4	1.7
Rolling speed (m/min)	60	60	105	170	90	170	170

Table 6. Schedule of mill scale rolling test.

Bar thickness (mm)	Pass schedule in thickness (mm)					Final outletting velocity (m/min)
	1	2	3	4	5	
56	32.1	16.9	8.5	4.0	1.9	654

3・2 実験結果および考察

3・2・1 実験室圧延

圧延した熱延鋼板の組織の違いを知るために、Fig. 7に各条件で圧延後空冷したF鋼の断面組織を示す。またFig. 8はF鋼の結晶粒度と仕上げ温度との関係を示す。Ar₃変態点温度近傍の仕上げ圧延では、圧下率が高いほど細粒になり、極低炭素鋼でも10μm程度になる。圧延温度が変態点温度より低い場合には、高圧下材でも板厚中心部に加工組織起因の粗大粒が認められる。仕上げ温度が高くなると高圧下材では結晶粒が大きくなり、通常圧下材では細粒になる傾向があり、900°C以上ではほぼ同程度の粒径になっている。なお、圧延後焼鈍を行った場合、750°Cの処理では、微細結晶粒部分が粗大化し、650°C以下では組織変化はなかった。

Fig. 9は、圧下率、圧延温度を変えて圧延した各材料の r 値を示した図である。変態点近傍以上で大圧下圧延したものは、いずれも r 値がほぼ1.0以上になっている。このことから、一定以上の圧下率、圧延温度の確保によってランダム化が起こり r 値が約1.0になることが推定される。

開発された材質予測モデルを用いれば、各圧延終了後の組織状態が推定可能である¹⁴⁾。本実験において圧延直後の組織状態を推定するため、圧延条件に基づいて各圧延後の組織占積率を計算によって予測した。Fig.10はその例を示

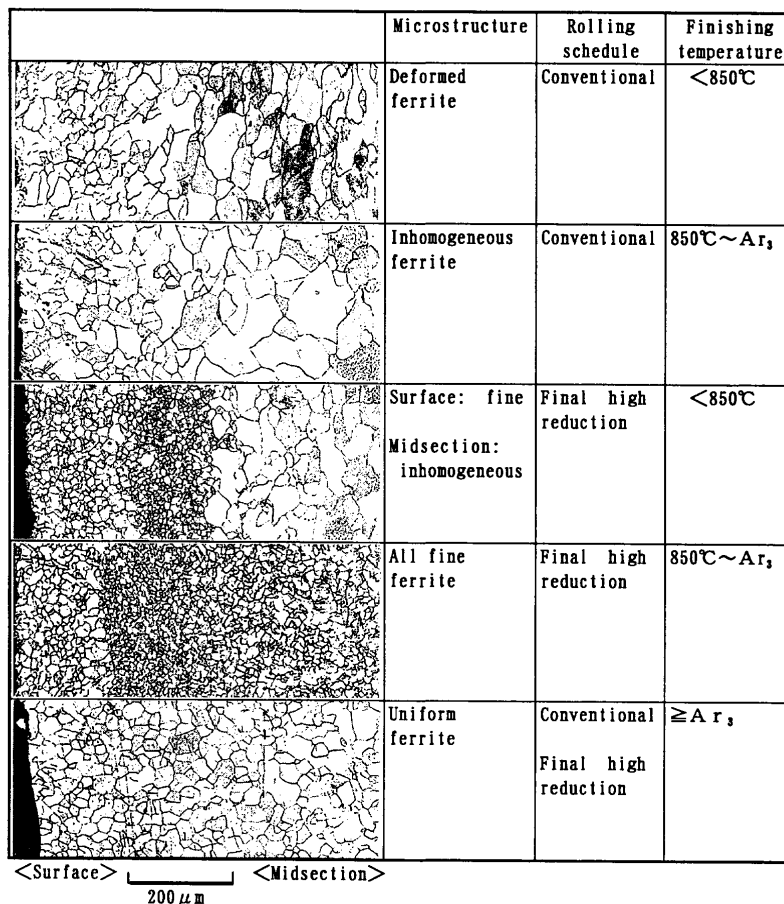


Fig. 7. Influence of rolling conditions on microstructures of steel F.

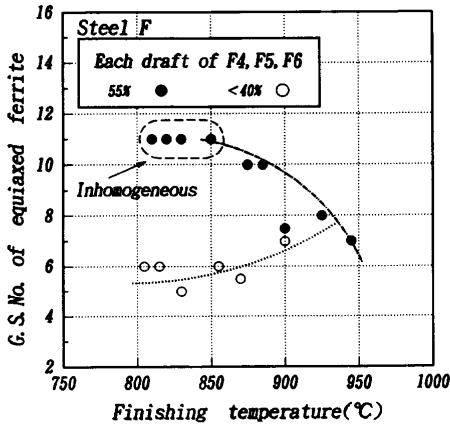


Fig. 8. Relationship between grain size number (G.S. No.) of equiaxed ferrite and finishing temperature. (steel F)

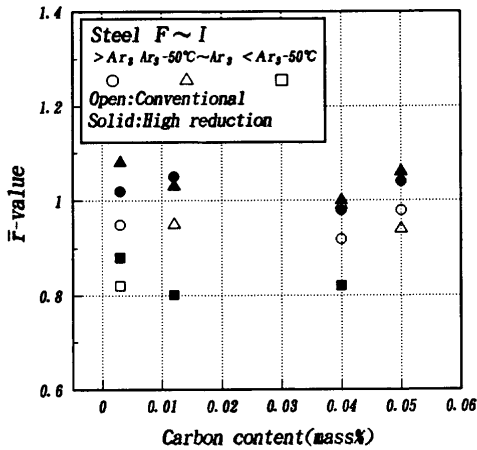


Fig. 9. Influence of carbon content on \bar{r} -value of steels changed rolling conditions.

す。圧延開始後5パス目まで動的再結晶占積率は30~40%であるが、最終圧延後に90%程度まで増加し、そのまま変態している。最終圧下で、急激に動的 γ の比率が上昇しているのは、最終圧下までに繰り返された圧延-再結晶により、最終圧延前の γ 粒自体が微細化して、動的再結晶を起こしやすい環境となったためと思われる。この結晶粒の変態後、熱延鋼板の \bar{r} 値が1.0になったことは、多量の動的再結晶 γ が変態してランダムな α 粒になったことに起因すると思われる。

3.2.2 実機圧延結果

工場実験では、全体の圧下率を高めるため仕上圧延前の鋼材の厚み(パー厚)を高くし、5パスの仕上げ圧延を行った。Fig.11は、これにより得られた、長手方向の圧延が安定した2箇所の r 値を示す。また、Table 7は、材質一覧を示す。

どの位置の \bar{r} 値も1.0を超えており、異方性も小さくなっている。また伸びも約50%程度が得られており加工用材料として、良好な値が得られている。

以上のように、実圧延においてもAr₃変態点温度近傍で

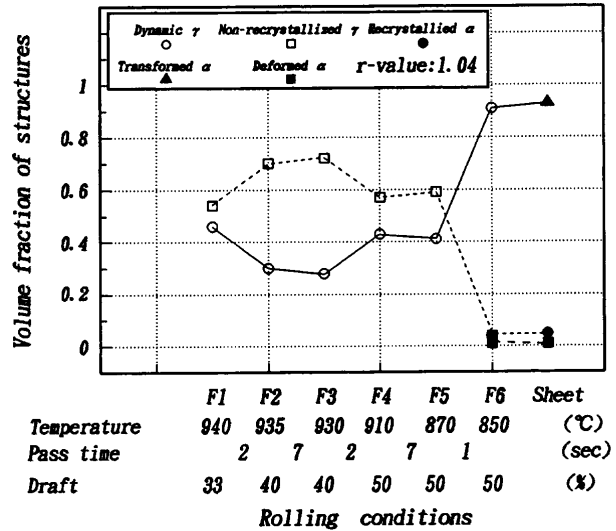


Fig. 10. Calculated volume fraction of structures after hot rolling of each stands.

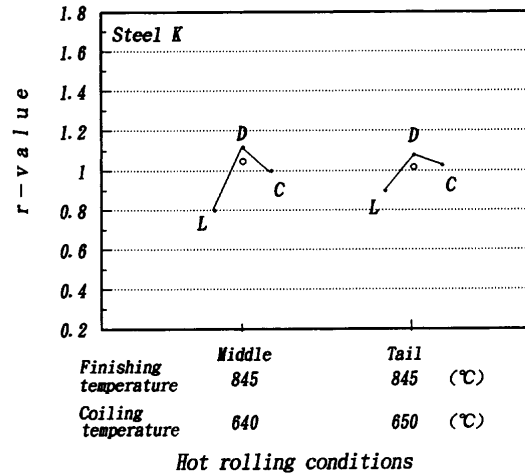


Fig. 11. r -value of steel K rolled by high reduction on a commercial mill.

Table 7. Mechanical properties of high reduction steel sheet.

Sample position	\bar{r} -value	YS (MPa)	El (%)
Coil middle	1.04	205	51.8
Coil tail	1.02	229	48.8

大圧下を加えることにより、異方性が小さく、1.0を超える \bar{r} 値を有する鋼板が製造可能であり、これは大圧下圧延による γ の動的再結晶、それに続く変態によって結晶方位のランダム化が進められたためと考えられる。

4. 結言

変態点近傍での加工による組織変化を明確にするため、この温度近傍の組織、 \bar{r} 値に及ぼす圧下率の影響について検討した結果、以下の結論が得られた。

(1) 圧下率の増加により、等軸 α が得られる加工温度範囲が広がる。この温度範囲は変態点温度近傍に存在す

る。

(2) 大圧下で得られる結晶粒径は、Z因子との相関がみられる。また、圧延条件を材質予測モデルで計算すると、大圧下によって得られる組織は、動的再結晶を起こしていると考えられる。

(3) 実圧延で得られた大圧下圧延材の r 値は、1.0程度で、異方性も小さく伸びも高かった。また、大圧下による鋼板の r 値に及ぼす炭素量の影響は認められず30 ppmから0.05%までのいずれも、 r 値はほぼ1.0となった。

文 献

- 1) H.Nikaido, S.Isoyama, N.Nomura, K.Hayashi, K.Morimoto and H.Sakamoto: *Kawasaki Steel Giho*, **28** (1996), 224.
- 2) M.Morita, T.Tohno, T.Kato and O.Hashimoto: *Kawasaki Steel Giho*, **23** (1991), 280.
- 3) M.Miyahara, N.Nakajima, K.Kuramoto, T.Ebine, K.Kameno and

- I.Kokubo: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **36** (1986) 3, 61.
- 4) T.Senuma, H.Yada, Y.Matsumura and K.Yamada: *Tetsu-to-Hagané*, **73** (1987), 156.
- 5) S.Hashimoto and T.Yakushiji: *Tetsu-to-Hagané*, **74** (1988), 1617.
- 6) S.Hashimoto: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **39** (1989) 3, 73.
- 7) S.Sen and R.Priestner: *Trans. Indian Inst. Met.*, **37** (1984) 5, 485.
- 8) H.Yada, N.Matsuzu, K.Nakajima, K.Watanabe and H.Tokita: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **23** (1983), 100.
- 9) 酒井 拓, 大橋正幸: 鋼の熱間加工の金属学, 高温変形部会編, 日本鉄鋼協会, 東京, (1982), 43.
- 10) 古林英一: 鋼の熱間加工の金属学, 高温変形部会編, 日本鉄鋼協会, 東京, (1982), 66.
- 11) M.Umemoto, Z.H.Guo and I.Tamura: *Mater. Sci. Technol.*, **3** (1987), 249.
- 12) 田村今男, 牧 正志, 赤坂耕一: 鋼の熱間加工の金属学, 高温変形部会編, 日本鉄鋼協会, 東京, (1982), 123.
- 13) T.Endo, H.Fukutomi and T.Kishi: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), 2097.
- 14) K.Esaka, J.Wakita, M.Takahashi, O.Kawano and S.Harada: *Seitetsu Kenkyu*, **321** (1986), 92.