
H形鋼のコントロールドローリング

Controlled Rolling of H-Shapes

中西 輝行(Teruyuki Nakanishi) 荒木 正和(Masakazu Araki) 人見 潔(Kiyoshi Hotomi) 小林 英司(Eiji Kobayashi)

要旨：

Al キルド鋼を使用してユニヴァーサルミルによりH形鋼のコントロールドローリングを実施した。仕上り温度により機械的性質が変化するが、そのほかに、H形鋼断面内位置により変形状態、圧延中の冷却速度が異なり、これがフェライト粒径、下部組織等の差となって断面内各位置の機械的性質を著しく変化させるということがわかった。これらの条件は圧延サイズ、設定温度により複雑に変化するものである。

Synopsis：

A controlled rolling on a universal mill has been performed of Al killed steel H-shapes. The experiments have revealed that the portions such as flange, flange edge, fillet and web have various deformation behaviour and cooling rate during the rolling depending upon rolling size and aimed finishing temperature. Such deformation behaviour and cooling rate, together with finishing temperature affect the mechanical properties of H-shapes through their influences on ferrite grain size and sub grain structure.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

H形鋼のコントロールドローリング

Controlled Rolling of H-Shapes

中西 輝 行*

Teruyuki Nakanishi

荒 木 正 和**

Masakazu Araki

人 見 潔***

Kiyoshi Hitomi

小 林 英 司****

Eiji Kobayashi

Synopsis:

A controlled rolling on a universal mill has been performed of Al killed steel H-shapes.

The experiments have revealed that the portions such as flange, flange edge, fillet and web have various deformation behaviour and cooling rate during the rolling depending upon rolling size and aimed finishing temperature. Such deformation behaviour and cooling rate, together with finishing temperature affect the mechanical properties of H-shapes through their influences on ferrite grain size and sub grain structure.

1. 緒 言

従来、鋼板に関するコントロールドローリングについては多くの実験研究^{1)~7)}が行われているが、形鋼に関して公表されたものはほとんどない。コントロールドローリングにおける圧延温度、圧下率は材料の強度および靱性を決定する重要な因子であるが、形鋼の場合断面内の温度分布が複雑であり、変形状態も断面内各位置により異なるため、鋼板圧延にない配慮が必要となる。ユニヴァーサルミルによりH形鋼のコントロールドローリングを行い、ウェブ部、フランジ部、フィレット部等の断面内位置による変形状態および温度の違いが断面内各位置の機械的性質に与える影響を調査した結果について以下に報告する。

2. 実験方法

再結晶、析出などの金属組織学的挙動の単純なAlキルド鋼を用いて、H形鋼のコントロールドローリングの機構を把握することを主目的とした実験をつぎのように実施した。

2.1 供 試 材

実験対象にはサイズの影響を明確にするため、細幅系列の $600 \times 200 \times 11 \times 17$ と広幅系列の $300 \times 300 \times 10 \times 15$ の2サイズを選んだ。供試材はどちらも商用鋼で、その成分を **Table 1** に示す。

Alキルド鋼のコントロールドローリングにおける金属組織学的挙動を温度との関係でとらえた模式図を **Fig. 1** に示す。CCT図より求めた

* 水島製鉄所管理部条鋼管理課掛長
*** 水島製鉄所管理部条鋼管理課

** 水島製鉄所管理部検査課掛長
**** 水島製鉄所管理部検査課

Table 1 Chemical compositions of steels

Size	C	Si	Mn	P	S	Ni	Al (%)
600×200	0.14	0.18	1.45	0.020	0.006	0.40	0.031
300×300	0.18	0.38	1.47	0.023	0.007	0.02	0.017

Temperature, °C	1200	1100	1000	900	800	700	600
Phase	γ					$\alpha + \gamma$	α
γ recrystallization	Recrystallized				Nonrecrystallized		
AlN	Soluble	Able to precipitate					
γ grain growth (equilibrium grain size μ)	200	50	40	40			

Fig. 1 Schematic diagram of metallographic behaviour of Al killed steel

A_{r3} 変態点は 730°C であるが、歪誘起変態点上昇⁸⁾により実際には 750°C 付近からフェライト (α) が析出し始めるため、 750°C 以上がオーステナイト (γ) 領域、 $750^{\circ}\sim 600^{\circ}\text{C}$ が ($\gamma + \alpha$) 2 相領域と推察される。 γ の加工再結晶は 850°C 以下になると起こらない³⁾。再結晶後の γ 粒成長は、 1100°C 以下では AlN の析出により抑制される⁹⁾。このため $1000^{\circ}\sim 900^{\circ}\text{C}$ の範囲における γ の加工再結晶後の平衡粒径は約 40μ となっている¹⁾。

2.2 圧延条件

実験圧延はすべて当社水島製鉄所大形工場¹⁰⁾のミルによって行った。コントロールドローリングの範囲を γ 非再結晶領域に限定し、圧延条件をつぎのように設定した。①加熱温度は 1250°C 、②BDミル (ブレイクダウンミル) 圧延は、ミル能力の点から 1100°C 以上、③Uミル (ユニヴァーサルミル) 前半圧延を γ 粒成長の抑制される 1100°C 以下、④Uミル前半圧延終了後の材料を所定温度まで待機させた後コントロールドローリングを行い、仕上り温度を $850^{\circ}\sim 700^{\circ}\text{C}$ の γ 非再結晶領域と ($\gamma + \alpha$) 2 相領域で変動させる。圧延条件の詳細を Table 2 に示す。600×200 材ではコントロールドローリング中の圧下率、仕上り温度をおおの3条件設定した。300×300 材では圧下率は1条件のみとし、仕上り温度をミル能力いっばいに拡大して5条件与えた。また 600×200材と 300×300 材のウェブでは鋼片から製品

Table 2 Rolling conditions

Size (mm)	Reduction (web/flange)						Temperature (°C)	
	Thickness (mm)			Reduction (%)			Heating	Finishing (flange ¼ B)
	After BD	Before CR	P	Total (BB~P)	U1	CR total (1 pass)		
600×200	71.0/110.0	20.0/31.2	11.0/17.0	92/86	72/72	45/45(16/16)	1 250	850
		18.0/27.9			75/75	39/39(13/13)		810
		16.0/25.1			77/77	31/32(10/10)		770
300×300	46.0/90.0	16.4/27.9	10.0/15.0	95/83	64/69	39/46(14/16)	1 250	930
				91/83				870
								810
								750
								720

BB: Beam blank

BD: Break down mill¹⁰⁾U1: Universal mill¹⁰⁾ (high temperature)

CR: Controlled rolling

P: Product

までの合計圧下率が異なるため、 300×300 材でウェブの薄い鋼片を用いて合計圧下率を 600×200 材と同じ条件にしたものを追加した。

2.3 調査項目および方法

2.3.1 温度測定

圧延中の材料の測温には、つぎに示す温度計を使用した。

- (1) バイロスコープ（自動光高温計）、IRP 千野製作所、ライン固定式および移動式
- (2) 工業用サーモグラフィ装置 JTG-1A 日本電子

温度計の校正は、バイロスコープと熱電対による同時測定および各温度計相互の同時測定により行った。

2.3.2 試験材採取位置

各試験材は Fig. 2 に示すフランジ端部、フランジ、フィレット、ウェブの4ヶ所から圧延方向に採取した。

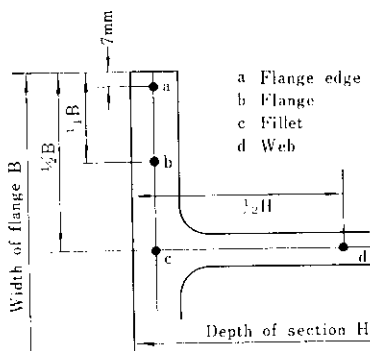


Fig. 2 Sampling positions of longitudinal test pieces in a cross section of H-shape

2.3.3 試験項目

引張試験（円形断面5mm径）、2mm Vノッチシャルピー試験、顕微鏡組織観察および反転極点図法による集合組織の評価を行った。

3. 実験結果

3.1 コントールドローリング条件と機械的性質

3.1.1 圧延結果

圧延中の板厚変化と温度の関係を Fig. 3 に示す。BD ミルでの厚さの減少は少なく、Uミル前半圧延では復熱のため板厚減少の割に温度降下が非常に少ない。Uミル前半圧延終了後の待機時間は約2minであった。

600×200 材の CCT 図に両サイズのフランジの冷却曲線を併記して Fig. 4 に示す。いずれもフ

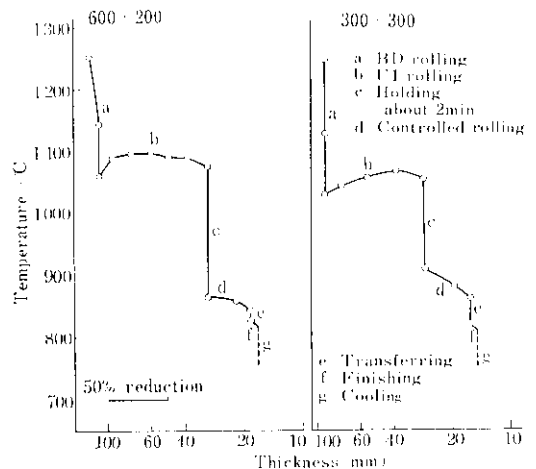


Fig. 3 Schematic relationship between rolling temperature and reduction at flange

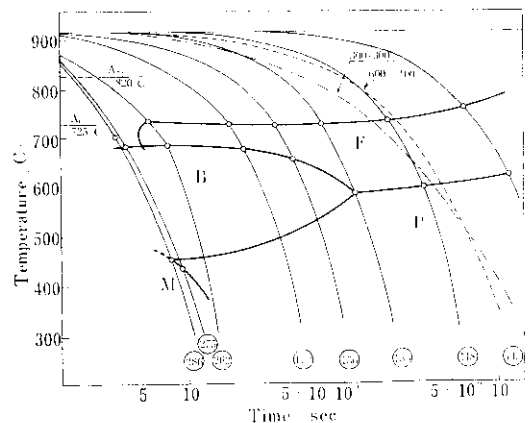


Fig. 4 An example of cooling curves (600×200 and 300×300 shapes) on CCT diagram of 600×200 shape

エライトーパーライト組織になる範囲の冷却速度である。

3.1.2 仕上り温度分布

各サイズの圧延仕上り温度の断面内分布を Fig. 5 に示す。仕上り温度は 600×200 材ではフィレット→フランジ→フランジ端部→ウェブの順に低くなっているが、 300×300 材ではフランジ端部の方がウェブの温度より低くなっておりサイズによる差が見られる。断面内の温度差は全体の仕上り温度が低いほうが小さい。

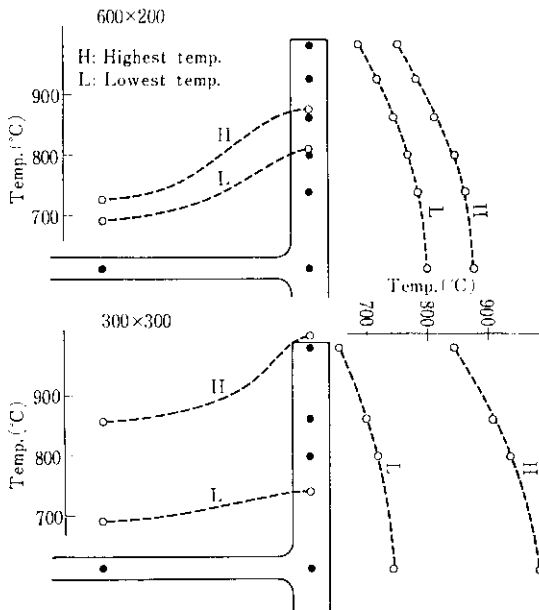


Fig. 5 Finishing temperature distribution in a cross section of H-shape

3.1.3 圧下率の影響

600×200 材について、圧延時間、冷却速度を一定にするため材料待機後の低温でのパス回数を3パスに固定し、各パスの圧下率を10%、13%、16%の3水準として圧延した。1パスあたり16%の圧下はミル能力の上限に近い。各圧下率での下部降伏点 (LYP)、脆性延性破面遷移温度 (T_{rs}) と仕上り温度の関係を Fig. 6 に示す。LYP、 T_{rs} とともに仕上り温度により変化しているが、圧下率の差による傾向は認められないため、今回の

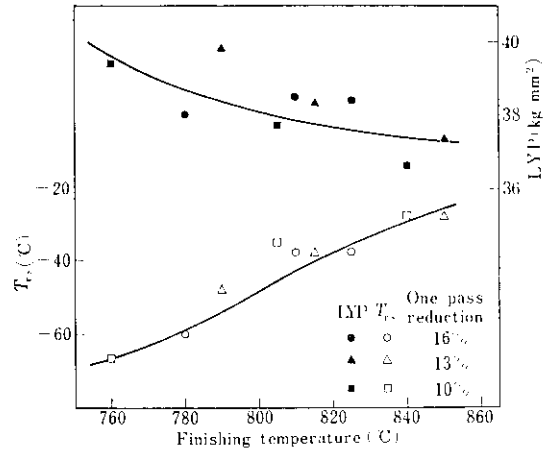


Fig. 6 Influence of reduction and temperature on Charpy transition temperature and lower yield point of flange (600×200 shape)

圧延条件の範囲では圧下率は機械的性質に影響しないものと判断する。

コントロールドローリングのパス回数を増加し、合計の圧下率をさらに増大して圧下率と機械的性質の関係を調査することは今後の重要な課題である。

3.1.4 仕上り温度の影響

600×200 材、 300×300 材両サイズでの仕上り温度と、LYP、 T_{rs} の関係を Fig. 7, 8 に示す。仕上り温度の低下とともに LYP は上昇、 T_{rs} は低下し、 850°C 以下の γ 非再結晶領域で顕著になる。そして T_{rs} は A_{rs} 変態点近くで極小値を示し、その後 ($\gamma + \alpha$) 域での変形量の増加に従い上昇する。LYP は A_{rs} 変態点以下で急激に上昇する。これらの傾向は鋼板の調査結果^{4,11,12)} とよく似ているが、断面内各位置別には同一の仕上り温度でも T_{rs} 、LYP とともに違った値を示すという特徴が見られる。

(1) フィレット

LYP は低く、 T_{rs} は高い。仕上り温度の低下により多少の強化、靱化の傾向は見られるが、他の部分の機械的性質変化量と比較すると非常に小さい。また 300×300 材で見られるように、仕上り温度 740°C ですでに T_{rs} が上昇しており、脆化の時期も非常に早い。

(2) フランジ端部

LYP は高く, T_{rs} は低い。特に T_{rs} は高温

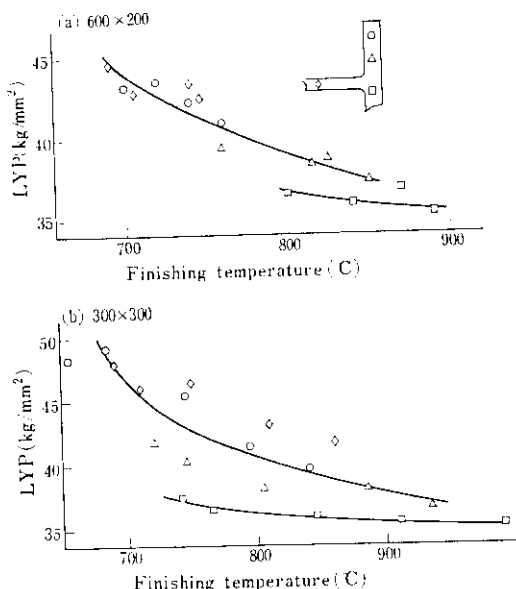


Fig. 7 Effect of finishing temperature on lower yield point at various positions in H-shape

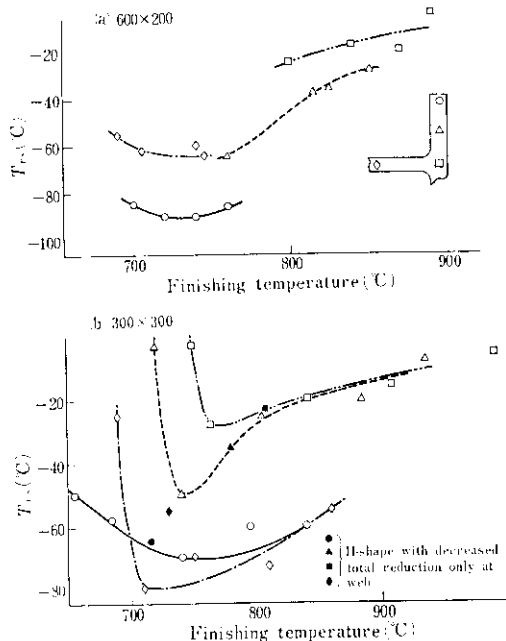


Fig. 8 Effect of finishing temperature on Charpy transition temperature at various positions in H-shape

仕上がりでも低い値を示し、仕上がり温度が低下して ($\gamma+\alpha$) 域にはいっても、他の位置のような極端な脆化は見られない。

(3) フランジ

通常の鋼板圧延と同様の挙動を示す。

(4) ウェブ

フランジと同様であるが、サイズによって傾向が違ふ。600x200 材の T_{rs} はフランジとほとんど同じ値を示しているが、300x300材ではフランジよりも低く、フランジ端部に近い値となっている。Fig. 8 に 300x300 材のウェブ合計圧下率を減少させた場合の結果も示してあるが、これは 600x200 材と同様にフランジ並の T_{rs} となっている。したがって 300x300 材と 600x200 材でのウェブの T_{rs} の差は合計圧下率の差に起因していると考えられる。

Fig. 9 に両サイズの各供試材のフランジの仕上がり温度に対応して断面内各位置の T_{rs} の値を示す。ウェブ、フランジともに T_{rs} が低い領域が最適であるとすれば 600x200 材では 770°~780° C,

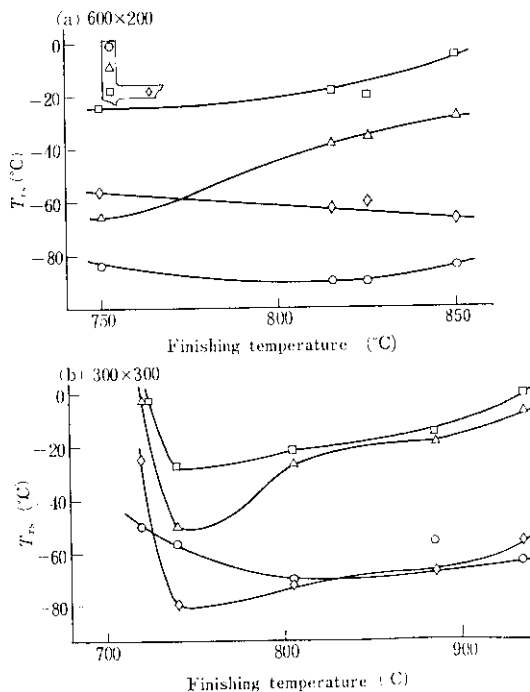


Fig. 9 Relation between T_{rs} of each portion and the finishing temperature at $1/4$ flange width

300×300 材では 740°C ぐらいとサイズにより最適温度が異なる。

3.2 結晶組織に及ぼす圧延条件の影響

3.2.1 α 粒径の変化

コントロールドローリングの目的は結晶粒を微

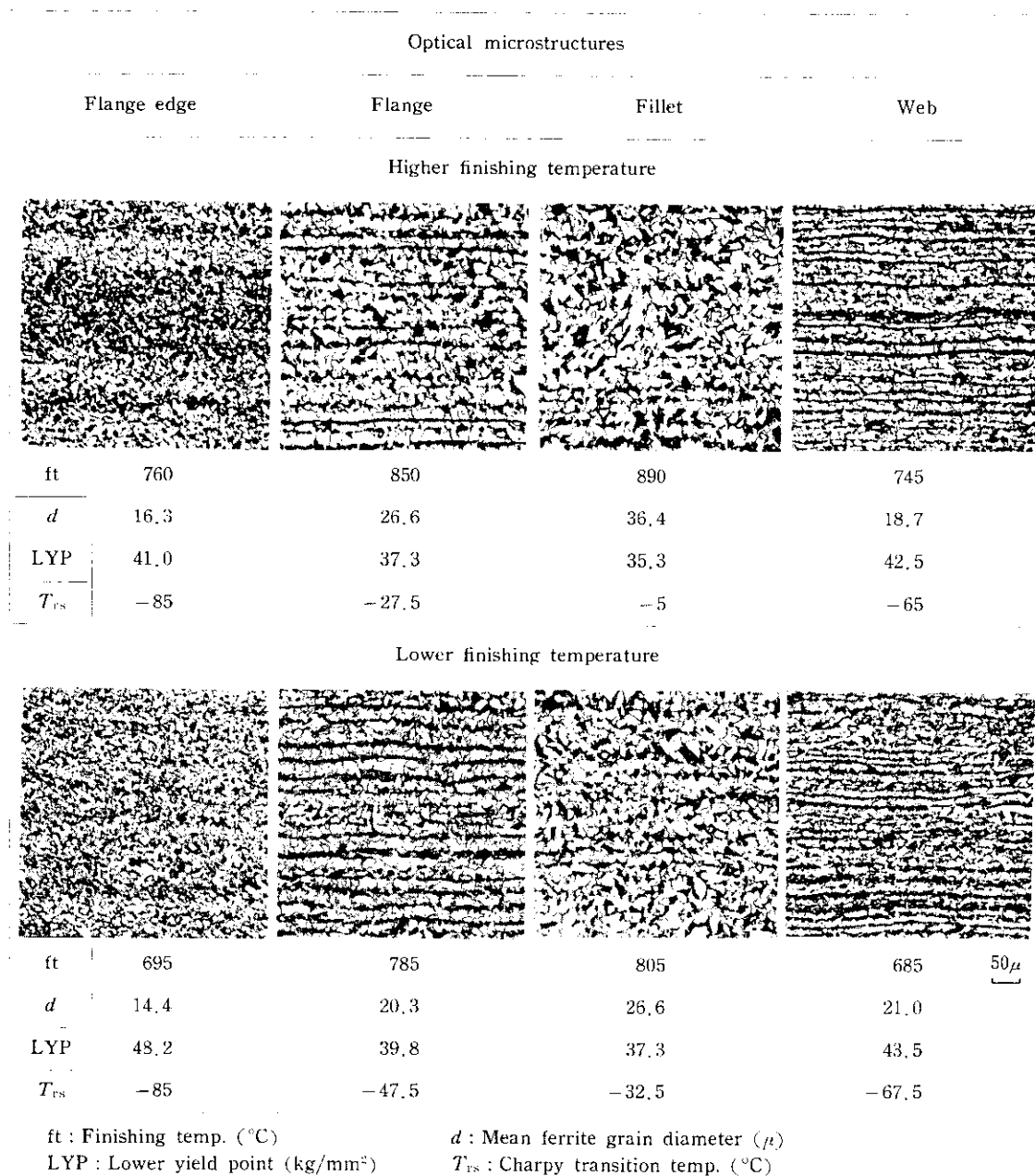


Photo. 1 Change in microstructures with finishing temperature at various positions in 600×200 shape

細化することにある。圧延条件によって α 粒径がどのように変化しているのかを知るため各サンプルの顕微鏡組織観察により α 粒径 d を求めた。

(1) 圧下率の影響

コントロールドロリング時の圧下率と α 粒径の関係を Fig. 10 に示す。機械的性質と同様、 α 粒径でも圧下率の影響は見られない。

(2) 仕上り温度の影響

仕上り温度と $d^{-1/2}$ の関係を Fig. 11 に示す。仕上り温度の低下により微細化するが、その傾向は断面内位置によって異なり、フィレットは低温でも粗粒であるのに対しフランジ端部は細粒となっている。Photo. 1 に顕微鏡組織を示す。

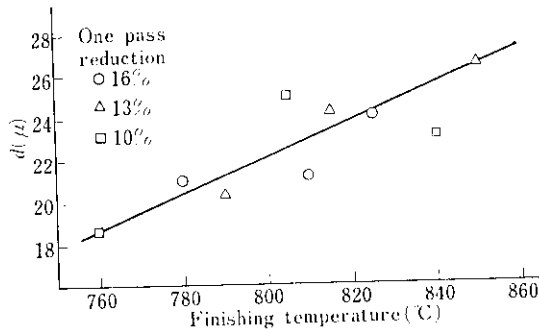


Fig. 10 Influence of reduction and temperature on mean ferrite grain diameter d in flange

3.2.2 集合組織の発達

稲垣らの結果¹³⁾では、コントロールドロリン

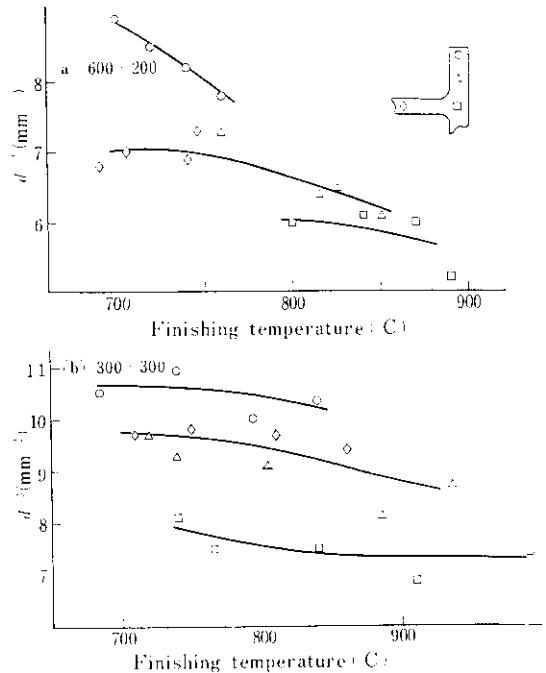


Fig. 11 Effect of finishing temperature on reciprocal square root of mean ferrite grain diameter $d^{-1/2}$

グ、特に低温域での圧延により $\{332\}\langle 113 \rangle$ を主方位にした集合組織が発達し、強度、靱性に寄与することが示されている。しかし本実験材の反転極点図法による調査結果を Table 3 に示すが、その傾向はない。今回の実験条件の範囲内では、 T_{rs} に影響するような集合組織の発達について考慮する必要はないと考える。

Table 3 Texture intensity of various planes perpendicular to the rolling direction (in arbitrary unit)

(a) 300×300

Position Fin. temp. (°C)	Flange edge	Flange	Fillet	Web	Flange edge	Flange	Fillet	Web
Plane	740	805	840	750	685	740	765	710
$\{110\}$	0.73	0.76	0.89	0.62	0.71	0.68	0.83	0.45
$\{200\}$	0.87	0.77	0.80	1.04	1.58	1.04	0.85	1.60
$\{211\}$	0.98	0.82	0.85	1.01	0.96	0.36	0.84	1.22
$\{222\}$	1.12	0.94	0.93	1.18	1.14	0.53	0.85	1.67
$\{332\}$	0.56	0.62	0.59	0.53	0.54	0.59	0.65	0.65

(b) 600×200

Position	Flange edge	Flange	Fillet	Web	Flange edge	Flange	Fillet	Web
Fin. temp. (°C)								
Plane	740	825	870	740	700	790	815	695
{110}	0.89	0.93	1.14	0.69	0.52	0.66	1.20	0.50
{200}	0.86	0.82	0.77	1.27	1.42	0.86	0.67	1.53
{211}	0.96	0.81	0.82	0.98	0.92	1.03	0.83	1.23
{222}	1.01	0.83	0.70	1.21	1.42	1.53	0.70	2.01
{332}	0.90	0.65	0.68	0.91	0.92	1.08	0.54	0.99

4. 考 察

4.1 α 粒径と機械的性質の関係

4.1.1 α 粒径と LYP の関係

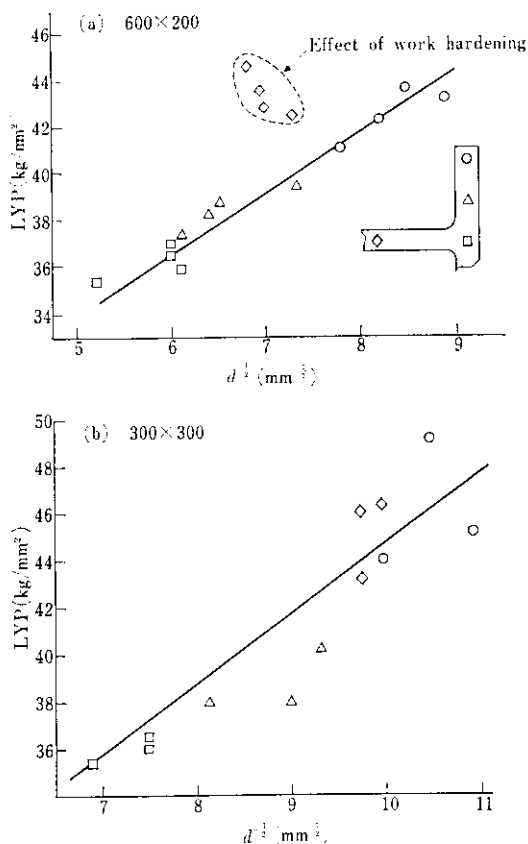


Fig. 12 Relation between lower yield point and reciprocal square root of mean ferrite grain diameter $d^{-1/2}$ at various positions in H-shape

α 粒径 d に関して、 $d^{-1/2}$ と LYP の関係を Fig. 12 に示す。よく知られるように、多結晶体の降伏応力は Hall-Petch の関係式^{14,15)} で表わされる。

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \quad (1)$$

600×200材のウェブは仕上り温度が低いため、加工硬化により直線から外れている。それを除くと両サイズともに勾配の等しい直線の上にのっている。したがって LYP の変化は α 粒径の変化で説明できる。

4.1.2 α 粒径と T_{rs} の関係

$d^{-1/2}$ と T_{rs} の関係を Fig. 13 に示す。衝撃試験においてセパレーション（試験片破面に見られる板面に平行な剝離）の発生が著しいウェブを

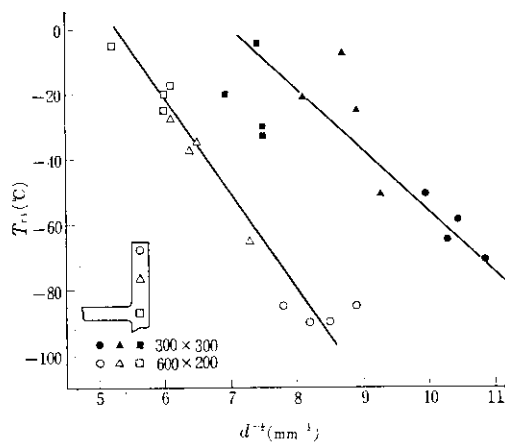


Fig. 13 Relation between Charpy transition temperature and reciprocal square root of mean ferrite grain diameter $d^{-1/2}$

除くと、両サイズともに直線関係が見られ、 α 粒の微細化に従って T_{rs} が低下していると考えることができる。しかし圧延寸法により絶対値および勾配に差が認められ、 600×200 材の方が α 粒径は大きいのに T_{rs} が低くなっている。 $d^{-\frac{1}{2}}$ の単位変化量に対する T_{rs} の変化量は 600×200 材で -29°C 、 300×300 材で -19°C である。これは Irani ら¹⁶⁾ のパーライト分率 p (%) を考慮した(2)式に 600×200 材、 300×300 材のおおの点算法により求めたパーライト分率 (20, 25%) を代入して求めた値 -8°C 、 -7°C および松原ら¹⁷⁾ の Al キルド鋼での調査結果 -10°C に比較すると、非常に大きい。

$$T_{rs} (^{\circ}\text{C}) = 36 + \frac{690 - 190d^{-\frac{1}{2}}}{3.5 + p} \quad \dots\dots\dots (2)$$

したがって、 T_{rs} は定性的には α 粒径と関係しているとみられるが、圧延寸法による勾配、絶対値の違い等は α 粒径だけでは説明できず、ほかに要因があると考えられる。

4.2 T_{rs} 支配因子の考察

4.2.1 T_{rs} とパーライト・バンド組織の関係

パーライト・バンド組織がクラック・アレスタやクラック・ディバイダとして作用し²⁾、 T_{rs} により影響を与えるといわれているので、これについて検討した。バンド組織の発生原因には諸説があるが、本実験の範囲で確認した結果ではバンド数は鋼片からの合計圧下率と密接な関係を有する。

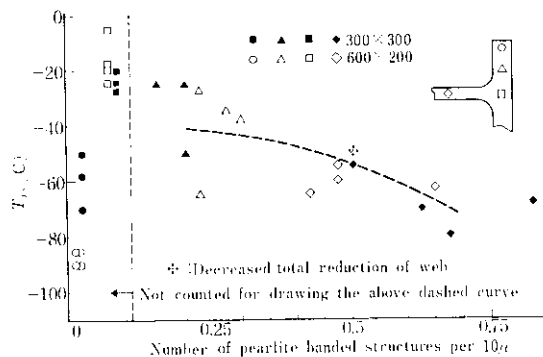


Fig. 14 Relation between number of pearlite banded structure and Charpy transition temperature

Fig. 14 にバンド数と T_{rs} の関係を示す。バンド数のとくに少ない例を除き、バンド数の増加に伴い T_{rs} が低下する傾向がある。さらに 300×300 材のウェブ合計圧下率を減少させた供試材については、バンド数の減少、 T_{rs} の上昇が見られ、合計圧下率 $\rightarrow$ バンド数 $\rightarrow T_{rs}$ という形でバンド数は T_{rs} を決定している 1 要因と考えることができる。しかしバンド数の増加とともに α 粒の微細化も生じており、バンド数が単独で T_{rs} を決定しているという判断はできない。また統計的な分析でも T_{rs} と α 粒径の関係にみられる圧延寸法による差は、バンド数では説明できないことがわかった。

4.2.2 T_{rs} と破面単位の関係

上記以外に T_{rs} に影響を与える因子を検討するため、衝撃試験片の脆性破面単位の観察を行った。試料はすべて約 80% の脆性破面率をもつものを選び、走査型電子顕微鏡で観察した。その例を Photo. 2 に示す。

フェライト・パーライト組織の破面単位の評価は寺崎らの方法¹⁸⁾を参考にして行った。Fig. 15 に脆性破面単位 l に関して $l^{-\frac{1}{2}}$ と T_{rs} の関係を示す。 α 粒径と T_{rs} の関係とは異なり両サイズとも同一直線上にのっている。直線の勾配は邦武

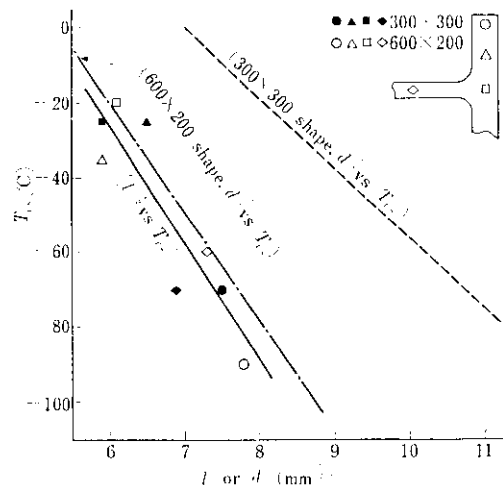
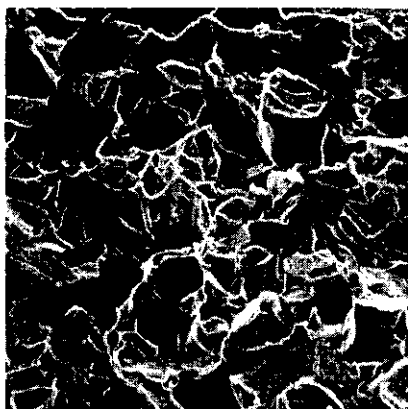


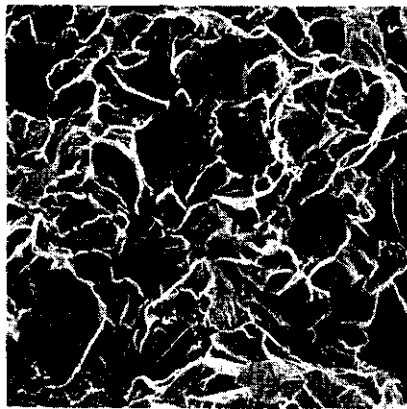
Fig. 15 Relation between Charpy transition temperature and reciprocal square root of mean unit crack path $l^{-\frac{1}{2}}$ at various positions in H-shape

300×300

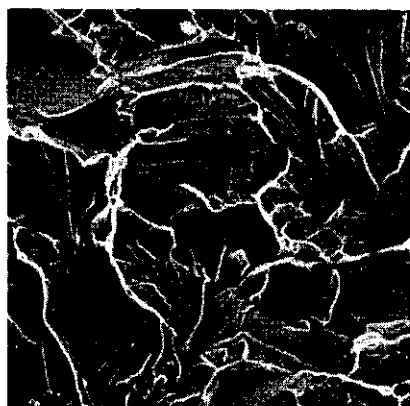


Rolled size : 300×300
 Position : Flange edge
 Finish. temp. : 740°C
 Test temp. : -80°C
 $l^{-\frac{1}{2}}$: 7.5 mm $^{-\frac{1}{2}}$

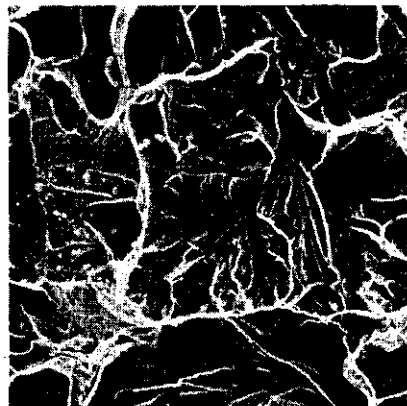
600×200



Rolled size : 600×200
 Position : Flange edge
 Finish. temp. : 740°C
 Test temp. : -100°C
 $l^{-\frac{1}{2}}$: 7.8 mm $^{-\frac{1}{2}}$



Rolled size : 300×300
 Position : Fillet
 Finish. temp. : 840°C
 Test temp. : -40°C
 $l^{-\frac{1}{2}}$: 5.9 mm $^{-\frac{1}{2}}$



Rolled size : 600×200
 Position : Fillet
 Finish. temp. : 870°C
 Test temp. : -30°C
 $l^{-\frac{1}{2}}$: 6.1 mm $^{-\frac{1}{2}}$

l : Mean unit crack path

Photo. 2 Examples of the brittle fracture surface and determined mean unit crack path

らが Ni-Cr-Mo 系のフェライト-ベイナイト鋼で調査した結果¹⁹⁾とよく合っている (Fig. 16参

照)。

したがって T_{rs} と $d^{-\frac{1}{2}}$ の関係で見られる圧延

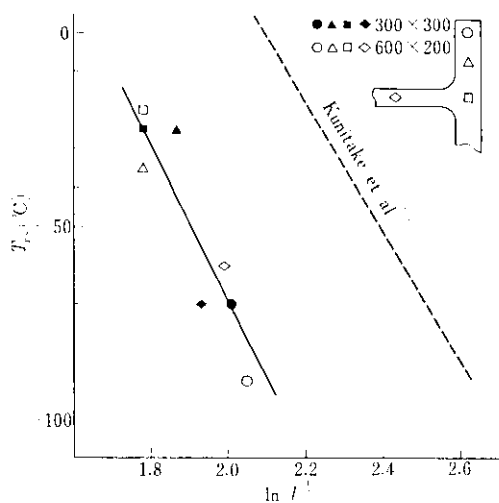


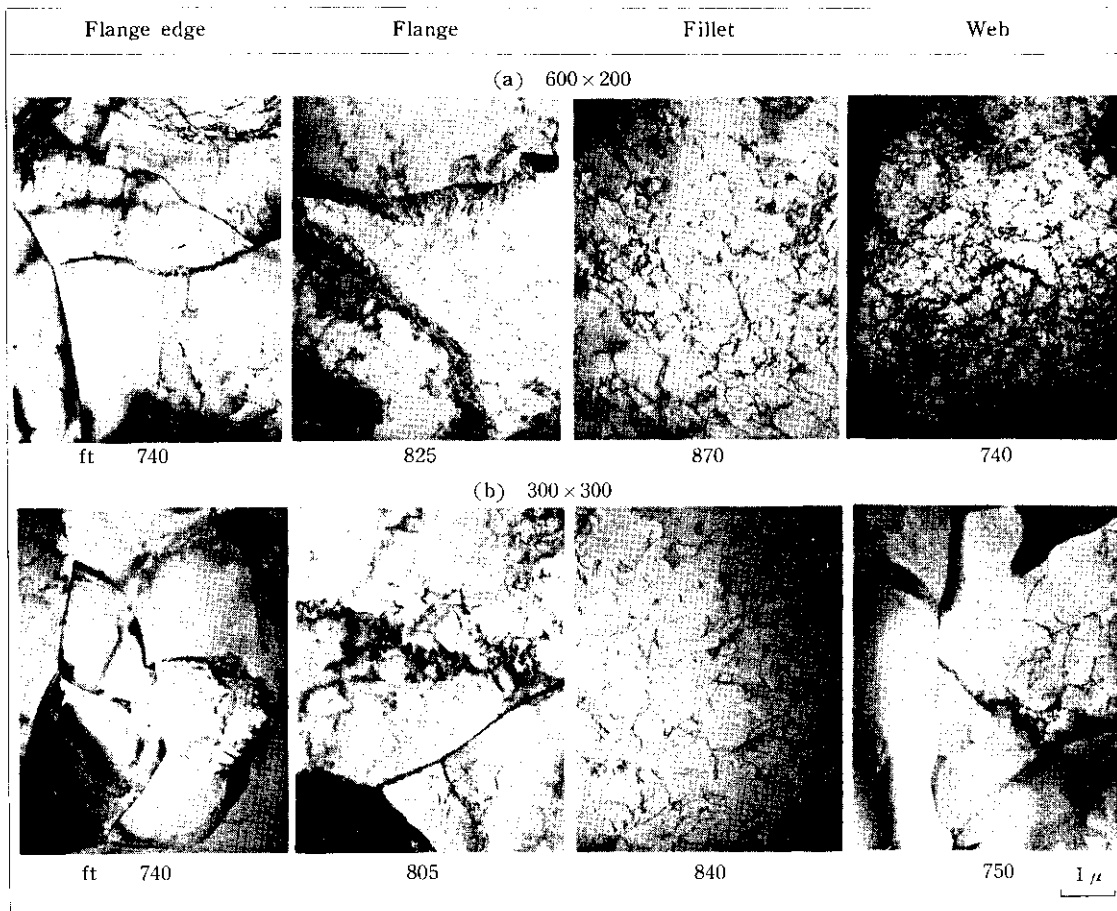
Fig. 16 Relation between mean unit crack path l (mm) and Charpy transition temperature

寸法による勾配、絶対値の差は、マトリックスの強度差ではなく近接 α 粒間の結晶方位関係に圧延寸法による差が表われているものと考えられる。

4.2.3 下部組織観察結果

($\gamma + \alpha$) 領域の圧延により T_{rs} は上昇するが、断面内各位置により上昇時期、上昇量について異なった傾向を示した。これは各位置の圧延条件により下部組織が異なっているためと考えられる。これを確認するために供試材より薄膜を作成し、透過型電子顕微鏡による下部組織の観察を行った。Photo. 3 にその例を示す。

($\gamma + \alpha$) 領域で加工を受けたのはフランジ端部とウェブであるが、フランジ端部は転位密度が低くサブグレインの発達が多い回復した組織となっ



ft: Finishing temperature (°C)

Photo. 3 Transmission electron micrography at various positions in H-shape

ている。ウェブはサイズにより異なり、冷却速度の大きい600×200材では転位密度が高くほとんど回復は見られないが、300×300材では回復しサブグレインが見られる。したがって特にフランジ端部が $(\gamma+\alpha)$ 域の圧延でも脆化しにくい傾向を示したのは、回復しやすい圧延条件であったためと考えられる。

4.3 断面内位置による機械的性質変化の原因

同一仕上り温度でも断面内各位置で LYP, T_{rs} が違い、これが α 粒径、下部組織の差によるということがわかったが、この差の原因として、コントロールドローリングにおける断面内各位置の変形状態と圧延中の温度降下量の違いについて考察した。

4.3.1 変形状態の違い

H形鋼はユニヴァーサルミルおよびエッジャーミルにより圧延される。前者はウェブ、フランジの厚さの減少を、後者はフランジ端部の成形、フランジ幅の制御を行うものである。これらの圧延により断面内各位置ごとに変形状態が異なっている。日下部ら²⁰⁾はプラスチックモデルにより断面内のメタルフロー調査結果を示している。筆者らはさらにフランジ端部の変形状態をつかむため、300×300材で圧延中の材料をかみ止めて得られたサンプルを調査した。この結果を Table 4 に示す。これを整理するとつぎのようになる。

(1) ウェブ、フランジ

圧下スケジュールどおりの板厚減少で、鋼板圧延と同様な変形をしている(1方向圧延)。

(2) フィレット

直接ロールによって圧延されて板厚が減少するのではなく、他の部分に引張られて断面積が減少するデッドメタル的な変形をしている(デッドメタル変形)。

(3) フランジ端部

ウェブ、フランジと同様な板厚減少に加えて、エッジャーミルによる幅方向の圧延があり、それによる局所的な板厚増加分を次パスで圧延するための圧下率の増大がある(強度の2方向圧延)。

4.3.2 圧延中の温度降下量の違い

コントロールドローリングは3パスで行い、約1minを要する。この間に各部分の温度は下がってくるが、その冷却速度は位置によって異なる。仕上り温度が同じであっても、コントロールドローリングの開始温度が違えば機械的性質も変化するはずである。Table 5 に圧延時の断面内各位置の温度を支配する要因を示す。

(1) 圧延開始時の各部の温度

コントロールドローリング開始時の温度は、ライン上で材料を待機させている間の輻射による温度降下により決まる。フランジ端部は他の部分の輻射の影響がなく、冷却速度は大きいため低温となる。ウェブは板厚が薄いために冷却速度が大きい、広幅サイズでは形状の効果により細幅サイズと比較して冷却速度が小さい。したがって細幅サイズのウェブは低温になり、広幅サイズのウェブは比較的高温となっている。

(2) 圧延中の温度降下量

圧延中には、前記の輻射による温度降下に加えて、ロール冷却水による抜熱、変形による復熱を考える必要がある。フランジ端部は変形が非常に大きいため、復熱により温度降下が小さくなる。ウェブはロール冷却水がたまりやすく、板厚もさらに薄くなるために温度降下量は非常に大きくなる。ただし広幅サイズのウェブは、形状の効果により細幅のものほど大きくはならない。フランジ、フィレットはフランジ端部とウェブの中間的な温度降下量となる。

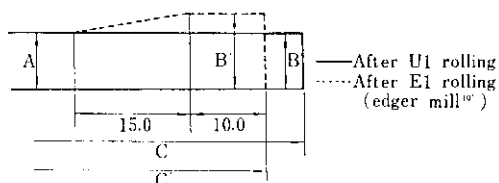
Fig. 17 にコントロールドローリング中の断面各位置の温度降下量を模式的に示す。

以上の結果により、フランジ端部は2方向の強度の変形と等温的な加工により α 粒は微細化し、強度、靱性ともに良好となり、フィレットは変形状態がデッドメタル的であるために α 粒が粗大で、強度、靱性ともに劣るという解釈が可能である。

Table 4 Influences of edger and universal rolling on reduction in the flange edge (300×300 shape)

Pass No.	Rolling	Thickness (mm)		Width (mm) C, C'	Reduction (%)		
		A	B, B'		Thickness		Width (mm) C, C'
					A	B, B'	
8	U1	27.9	27.9	310			
9	U1	23.4	23.4	310	16.1	16.1	
	E1	23.4	26.7	305			10.0
10	U1	19.6	19.6	305	16.2	26.6	
11	U1	16.4	16.4	305	16.3	16.3	
	E1	16.4	18.3	301			8.0
12	Uf	15.0	15.0	301	8.5	18.0	
Total					46	58	17

Uf : Final universal rolling

**Table 5** Temperature drop rate at various positions in H-shape

Position		By radiation during holding		Initial temperature of CR	During CR				
		Dependent on thickness	Dependent on shape		By radiation		By roll coolant	By recuperation	Total
					Dependent on thickness	Dependent on shape			
Flange edge		O	+	Much lower	O	+	O	—	—
Flange		B	B	B	B	B	B	B	B
Fillet		O	—	Higher	O	—	O	+	O
Web	Column type	+	—	Lower	++	—	++	O	+
	Beam type	+	O	Much lower	++	+	++	O	++

CR : Controlled rolling

B : Basic level for each item

O : Same as base

+ : Larger than base

— : Smaller than base

++ : Much larger than base

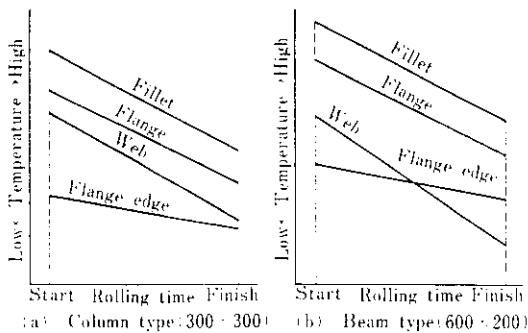


Fig. 17 Schematic cooling curves at various positions in H-shape during controlled rolling

5. モデル実験

前述の解釈を確認するためにモデル実験を実施した。実験方法および結果を Fig. 18~20 にまとめて示す。

Type	Corresponding position	Deformation procedure
A	Web or flange	(25×25) → (12.8×35.0)
B	Filletlet	(25×25) → (21.2×21.2)
C	Flange edge	(25×25) → (12.8×25.0)

--- Deformation plane
() Cross section (mm)

Fig. 18 Deformation types in model experiment

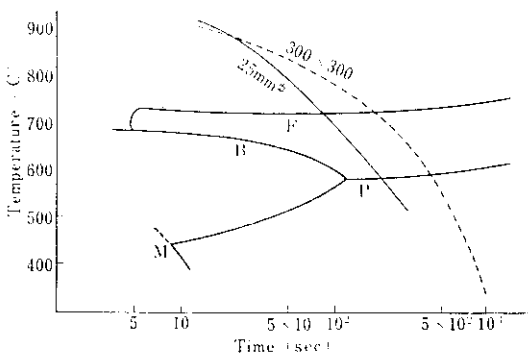


Fig. 19 Cooling curve of 25mm cubic specimen on CCT diagram (cf. Fig. 3)

5.1 供試材および実験方法

供試材は300×300の実験材と同一溶鋼の素材から25×25×25mmのブロックを切り出し、焼ならし(910℃)したものを使用した。供試材を所定の温度(950℃)に加熱した後に、100t圧縮試験機によりおのおのの温度、変形履歴に従い加工、冷却して組織の観察を行った。加工、冷却中の冷却速度を小さくするために、アスベスト布による保温を行った。冷却速度は Fig. 19 に示すとおりフェライト-パーライト組織になる範囲であるが、実際の製品の冷却速度よりは大きいため、 α 粒径は実際の製品と比較して小さくなる。

モデル実験条件の決定に際し配慮した事項を以下に示す。

(1) 変形状態

変形状態は前記考察結果よりつぎの3種類とした。

(A) フランジ、ウェブタイプ：1方向の加工のみを行う。

(B) フィレットタイプ：正方形断面に成形し、その減面率をフランジ、ウェブタイプと等しくする。

(C) フランジ端タイプ：フランジ、ウェブタイプと同様に板厚減少を行うが、板厚方向の加工の間に幅方向の加工を行い、試料の幅を初期の25mmのままとする。

(2) 変形中の冷却速度

(a) 1回の加熱のみで加工を完了する。

(b) 加工の間に再熱の工程を入れることにより等温的にする。

5.2 実験結果および考察

Fig. 20 に組織写真を示す。変形状態の違う3つのタイプでは α 粒径に明瞭な差があり、フランジ端タイプ(Ⅲ)が最も細粒であり、フィレットタイプ(Ⅱ)は粗粒となっている。また等温的に変形を加えたもの(Ⅴ)は同一仕上り温度、同一変形状態のもの(Ⅳ)より細粒になっている。

したがって同一仕上り温度での断面内位置による α 粒径の差は、断面内位置による変形状態の違いおよび加工中の冷却速度の違いによるものであ

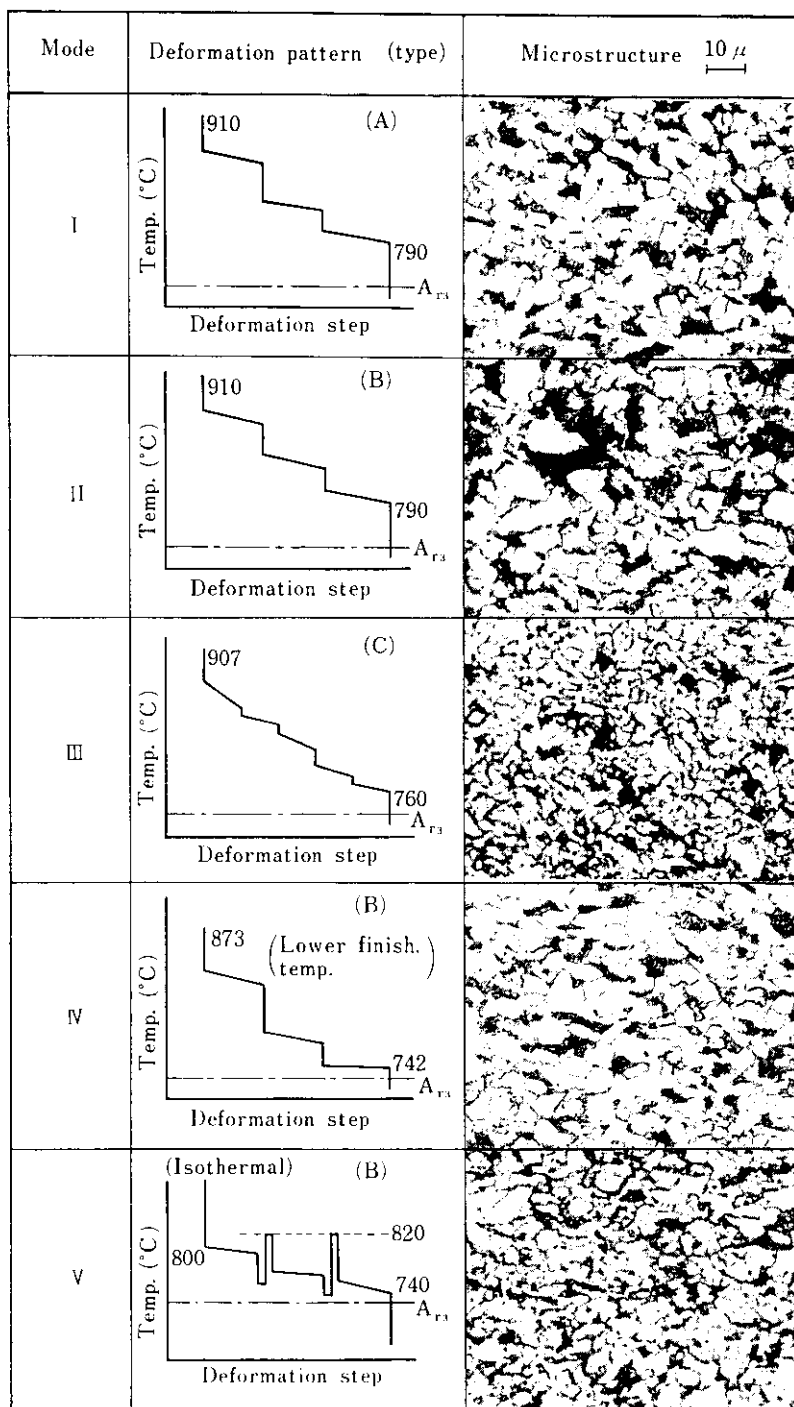


Fig. 20 Effect of deformation modes on microstructures

ることが確認できる。

変形状態の影響により粗粒となっている部分を細粒化し、機械的性質を向上させるには、全体の圧下率を増大しなければならないが、現状では困難である。またフランジ端部のコントロールドロリング時の温度は、 A_{rs} 変態点近くになるため、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時の発熱も加わり等温的な条件がしやすい。

6. 結 論

低炭素 Al キルド鋼で H 形鋼のコントロールドロリングを行い、圧延条件と機械的性質の関係を調査した結果、つぎのことがわかった。

(1) 仕上り温度の変化にしたがい LYP, T_{rs} が変化するが、その傾向は断面内位置により異なる。また仕上り温度が同一の場合の LYP, T_{rs} の値も断面内位置により異なる。

(2) フェライト結晶粒径 d も仕上り温度に従い変化し、その傾向は LYP, T_{rs} の変化と対応する。

(3) T_{rs} と $d^{-\frac{1}{2}}$ の関係ではサイズによる差がある。 T_{rs} との定量的な対応は α 粒径より破面単位の大さのほうの方が明瞭であるため、 T_{rs} の変動機構を明確にするには近接 α 粒間の結晶方位関係などに関する詳細な調査を必要とする。また $(\gamma + \alpha)$ 領域の加工により脆化する傾向が断面内位置により異なるのは、下部組織の回復程度の差として説明できる。

(4) 断面内位置による α 粒径、下部組織の違

いはコントロールドロリング中の各位置の変形状態の違いおよび圧延中の温度降下量の違いによる。その詳細を以下に述べる。

(a) フランジ端部：2 方向圧延であり、変形量が大きく圧延中の温度降下量が小さいため、微細 α 粒となり高強度、高靱性である。また $(\gamma + \alpha)$ 域で圧延しても回復しやすく脆化しにくい。

(b) フィレット：デッドメタル的な変形をしているため粗 α 粒となり、低強度、低靱性である。仕上り温度が低下しても細粒化の傾向は小さく、 A_{rs} 変態点以下になると極端に脆化する。

(c) フランジ、ウェブ：鋼板圧延と同じ圧延条件であり、フランジ端部とフィレットの中間的な挙動を示すが、ウェブはサイズにより鋼片からの合計圧下率、コントロールドロリング中の温度降下量が異なるため、機械的性質もサイズにより違った値を示す。

(5) 断面内各位置におけるコントロールドロリング条件の違いは、製品サイズ、設定仕上り温度により複雑に変化するため、H 形鋼のコントロールドロリングを実施する時はつぎの項目を十分に把握しておく必要がある。

(a) そのサイズでの断面内仕上り温度分布

(b) 断面内各位置における鋼片からの合計圧下率

(c) コントロールドロリング中の断面内各位置の変形状態および温度降下量

参 考 文 献

- 1) 田中、榎並：鉄と鋼，58 (1972) 13, 1775
- 2) 福田、橋本、国重：鉄と鋼，58 (1972) 13, 1832
- 3) 小原、重松：鉄と鋼，58 (1972) 13, 1893
- 4) K. J. Irvine, T. Gladman, J. Orr and F. B. Pickering : JISI, 208 (1970), 717
- 5) 関根、丸山：鉄と鋼，59 (1973), A45
- 6) 福田、橋本：鉄と鋼，60 (1974), S563
- 7) I. Kozasu : Trans. ISIJ, 12 (1972) 3, 241
- 8) 田畑、田中、波戸村：鉄と鋼，60 (1974) 4, S560
- 9) 盛、時実：鉄鋼と合金元素 (上)，(1966)，〔誠文堂新光社〕
- 10) 田村：川崎製鉄技報，4 (1972) 2, 183

- 11) W. E. Duckworth, et al : JISI, 203 (1965), 1108
- 12) 田中, 波戸村, 田畑 : 川崎製鉄技報, 6 (1974) 4, 522
- 13) 稲垣, 栗原, 小指 : 鉄と鋼, 61 (1975) 7, 991
- 14) E. O. Hall : Proc. Phys. Soc., B64 (1951), 747
- 15) N. J. Petch : JISI, 173 (1953), 25; Averbach et al. : Fracture, (1959) 54, [Wiley]
- 16) J. J. Irani, D. Burton, J. D. Jones and A. B. Rothwell : ISI Pub., 104 (1967), 110
- 17) 松原, 大須賀, 小指, 束田 : 鉄と鋼, 58 (1972) 13, 1832
- 18) 寺崎, 大谷 : 鉄と鋼, 58 (1972) 2, 293
- 19) 邦武, 寺崎, 大森 : 鉄と鋼, 58 (1972) 13, 1877
- 20) 日下部, 平沢 : 第48回圧延理論部会資料, (1973)

