

論 文

UDC 669.14-413 : 669.14.018.292-15 : 669.14-412-147 : 620.178.7

調質鋼の強度と靱性におよぼす熱間圧延時の圧下比の影響*

渡 辺 征 一**・邦 武 立 郎***

The Influence of Reduction-Ratio in the Hot-Rolling on the Strength and Toughness of Quenched and Tempered Steel

Seiichi WATANABE and Tatsuro KUNITAKE

Synopsis:

The influence of reduction-ratio in the hot-rolling on the microstructure and mechanical properties of quenched and tempered low C, 3.5%Ni steel was investigated and the following conclusions were obtained;

The average γ grain size became finer with increasing reduction-ratio but, the grains were more elongated in their shape in the rolling-direction. With increasing reduction-ratio, the unit crack path (U.C.P.) observed in the fractured surface of longitudinal Charpy V-notch specimen became finer, while U.C.P. in the transverse specimen changed less evidently. The fracture appearance transition temperature in the longitudinal specimen behaved similarly to that of U.C.P. with increasing reduction-ratio. The difference in the unit crack path and shape of non-metallic inclusions between longitudinal and transverse direction brought about the directional difference in Charpy transition temperature.

The upper and lower yield point in the stress-strain curve separated more appreciably with increasing reduction-ratio from 1 to 8. This is due to the fact that the inhomogeneity in the cast structure such as micro-segregation was leveled out and consequently the difference of tensile strength at various locations disappeared.

Both columnar and equiaxed zones in the cast structure responded similarly to the reduction-ratio, but the quantity of non-metallic inclusion was larger in equiaxed zone with the consequence of somewhat inferior ductility in the latter. The orientation of reduction with respect to the columnar axis in the cast structure had no appreciable influence on the various properties.

1. 結 言

近年厚肉鋼板の使用傾向が増大し、これに対応してインゴットの大きさも大型化している。しかし偏析の増大あるいは鑄造組織の粗大化の観点からはインゴットの大型化には制限があろう。また連続鑄造技術の進歩に伴って連続鑄造スラブを用いて厚鋼板を製造する傾向にある。これらの技術においては圧下比の問題が重要な因子となる。圧下比と機械的性質の関係については従来から多くの研究があるがそれらは圧延のまま材かもしくは焼ならし材に関するものであつて焼入れ焼戻し材に関する研究は少ない。すなわち、従来の報告をまとめると次のようになる^{1)~9)}。

のようになる^{1)~9)}。

① 引張り強さ、降伏強さ、引張り延性は圧延方向（以下L方向）については圧下比の増加とともに向上し圧下比 3~6 で飽和する^{1)~4)}。

② 衝撃試験における吸収エネルギーについて、圧延異方性が存在しL方向の吸収エネルギー値は圧下比 4~6 までは圧下比とともに向上するが、直角方向（以下T方向）のそれは圧下比 2~3 まで良好となつた後圧下比の増加につれて劣化する^{3)~4)}。

③ 連続鑄造スラブを用いた実験でもほぼ同様の結果を得ている。しかし鋼塊が大型化すると最適な圧下比は高い方にずれる⁵⁾⁶⁾。

* 昭和 48 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 49 年 7 月 22 日受付 (Received July 22, 1974)

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratory, Sumitomo Metal Industries, Ltd. 1-3 Hondori Nishinagasu, Amagasaki 660)

*** 住友金属工業(株)中央技術研究所 理博 (Central Research Laboratory, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

Table 1. The chemical compositions of the material (wt %).

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Mo	Sol Al
0.09	0.24	0.61	0.009	0.010	0.05	3.74	0.15	0.039

Ladle analysis

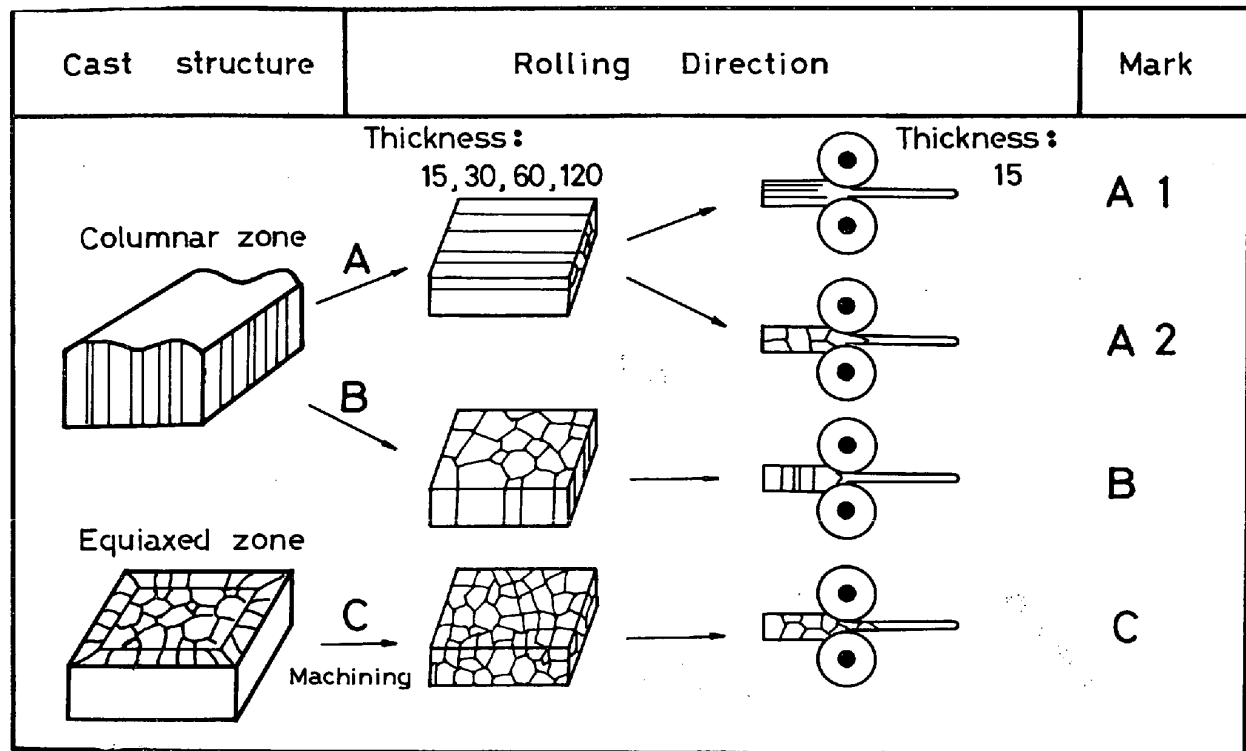


Fig. 1. The schematic diagram showing rolling procedures for various cast structures.

④ 圧下比と機械的性質の関係については casting 時のミクロ偏析および casting 組織が重要であるが、圧下によつて casting 組織等が破壊されて、延性、靱性が改善される⁷⁾。

⑤ 調質鋼において圧下比の高い範囲では圧延による異方性が生じる原因は主として介在物の形状に帰することができる⁸⁾⁹⁾。

本研究では焼入れ焼もどし鋼について、熱間圧延時の圧下比による引張性質、衝撃性質の変化、圧延異方性を求め、これと微視組織との関連を検討した。特に衝撃試験片の破面における破壊の様相や介在物の形状変化に注目した。あわせて鋼塊の casting 組織に対する圧下方法（圧下比、圧延方向）の影響の有無についても検討した。

2. 実験方法

供試材は 3.5% Ni 鋼でその化学成分を Table 1 に示す。25 トン電気炉で溶製し 2.4 t 角型インゴットに上注ぎ法で casting 込んだ。インゴットについて偏析および casting 組織を検査する目的で、断面を切断して鋼塊調査を行なった。マクロ腐食試験結果にもとづいて柱状晶および等

軸晶を識別し、これらの組織を適当な大きさに切り出し圧延素材とした。圧延素材の厚さは各々 15, 30, 60, 120 mm で最終板厚 15 mm に圧延することによつて圧下比各々 1, 2, 4, 8 の鋼板を得ることができる。圧延方法は Fig. 1 に示すが、柱状晶、等軸晶について casting 組織とその圧延の仕方の差が明瞭になるように留意している。すなわち記号 A1 は柱状晶の柱を伸ばす方向に、記号 A2 は柱に直角方向に、記号 B は柱を押しつぶす方向に圧下をかけている。また記号 C は等軸晶である。圧延素材厚さ 60 mm, 120 mm のものについてはロールの能力の制限から鍛造によつて 30 mm まで落として圧延しているが、その鍛造方向は Fig. 1 に示す圧延方向と同一に行なっている。鍛造あるいは圧延スケジュールは Table 2 に示すとおりである。熱処理は、930°×1 hr WQ+625°C×1 hr WQ の焼入れ焼戻し処理を行なった。引張試験片は平行部の径 8.5 mm、標点間距離 50 mm である。衝撃試験片は JIS 4 号衝撃試験片である。またリニアアルナリシス法によつて γ 粒径を測定するとともに介在物長さも測定した。衝撃試験片破面については走

Table 2. Forging and rolling schedules for various reduction-ratios.

Initial thickness	Final thickness	Reduction ratio	Forging and rolling pass schedule
15 mm	15 mm	1	As machined
30	15	2	Heating temp. 1 250°C Rolling 30 $\xrightarrow{1\,000^\circ\text{C}}$ 25 $\xrightarrow{950^\circ\text{C}}$ 20 $\xrightarrow{900^\circ\text{C}}$ 15t
60	15	4	Heating temp. 1 250°C: Forging 60 $\xrightarrow{1\,250/1\,050^\circ\text{C}}$ 30t Rolling 30 $\xrightarrow{1\,000^\circ\text{C}}$ 25 $\xrightarrow{950^\circ\text{C}}$ 20 $\xrightarrow{900^\circ\text{C}}$ 15t
120	15	8	Heating temp. 1 250°C: Forging 120 $\xrightarrow{1\,250/1\,050^\circ\text{C}}$ 30t Rolling 30 $\xrightarrow{1\,000^\circ\text{C}}$ 25 $\xrightarrow{950^\circ\text{C}}$ 20 $\xrightarrow{900^\circ\text{C}}$ 15t

Table 3. Chemical compositions of various locations of ingot. Weight of ingot: 2.4 t.

Location	Chemical composition (wt %)									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Sol Al	N
a, b, c, d,										
a. 1	0.11	0.26	0.62	0.007	0.009	3.70	0.25	0.18	0.043	0.006
a. 2	0.11	0.26	0.62	0.006	0.008	3.75	0.26	0.18	0.045	0.006
a. 3	0.11	0.25	0.62	0.007	0.008	3.74	0.26	0.18	0.041	0.005
b. 1	0.11	0.26	0.62	0.006	0.009	3.72	0.27	0.18	0.045	0.006
b. 2	0.11	0.26	0.62	0.006	0.009	3.73	0.26	0.17	0.043	0.005
b. 3	0.11	0.27	0.62	0.008	0.008	3.71	0.26	0.18	0.045	0.005
c. 1	0.10	0.27	0.62	0.008	0.009	3.73	0.26	0.17	0.045	0.005
c. 2	0.10	0.27	0.62	0.008	0.008	3.72	0.26	0.16	0.046	0.005
c. 3	0.10	0.27	0.60	0.006	0.008	3.72	0.25	0.16	0.048	0.005
d. 1	0.10	0.27	0.62	0.006	0.009	3.70	0.27	0.16	0.048	0.005
d. 2	0.10	0.26	0.61	0.008	0.008	3.69	0.27	0.16	0.046	0.005
d. 3	0.10	0.26	0.62	0.006	0.008	3.66	0.26	0.16	0.048	0.005

査型電子顕微鏡で破面単位を測定した。また集合組織の有無を調べるために X 線逆ポール法で反射強度を測定した。

3. 実験結果

インゴットの各位置の化学成分は Table 3 のとおりであるが、各成分共マクロ的な偏析の存在は認められない。鑄造組織を識別するために、インゴットの各位置を横切断しマクロ腐食を行なつて Table 3 に示すような鑄造組織となつてゐることを確かめた。Photo. 1 に Table 3 の図における d の位置のマクロ組織を示す。介在物清浄度は Fig. 2 に示すとおりである。インゴット

の中央部において若干介在物が多いようである。インゴットの位置では底部において介在物量がやや多くなる傾向にある。この結果に基づいてインゴットミドル部から柱状晶組織を、ボトム部から等軸晶組織を切り出した。加工を加えていないので、これら介在物はすべて C 系としてカウントした。しかし介在物の色および形状から判断してアルミナ系は少ない。

3.1 引張り試験におよぼす圧下比の影響

引張り強度におよぼす圧下比の影響を Fig. 3 に示す。 σ_b および σ_y (下降伏点) とともに圧下比 4 で飽和して、それ以上圧下比を上げても強度は上昇しない。Fig. 3 には柱状晶および等軸晶の両方を示しており、2 kg/mm² 程

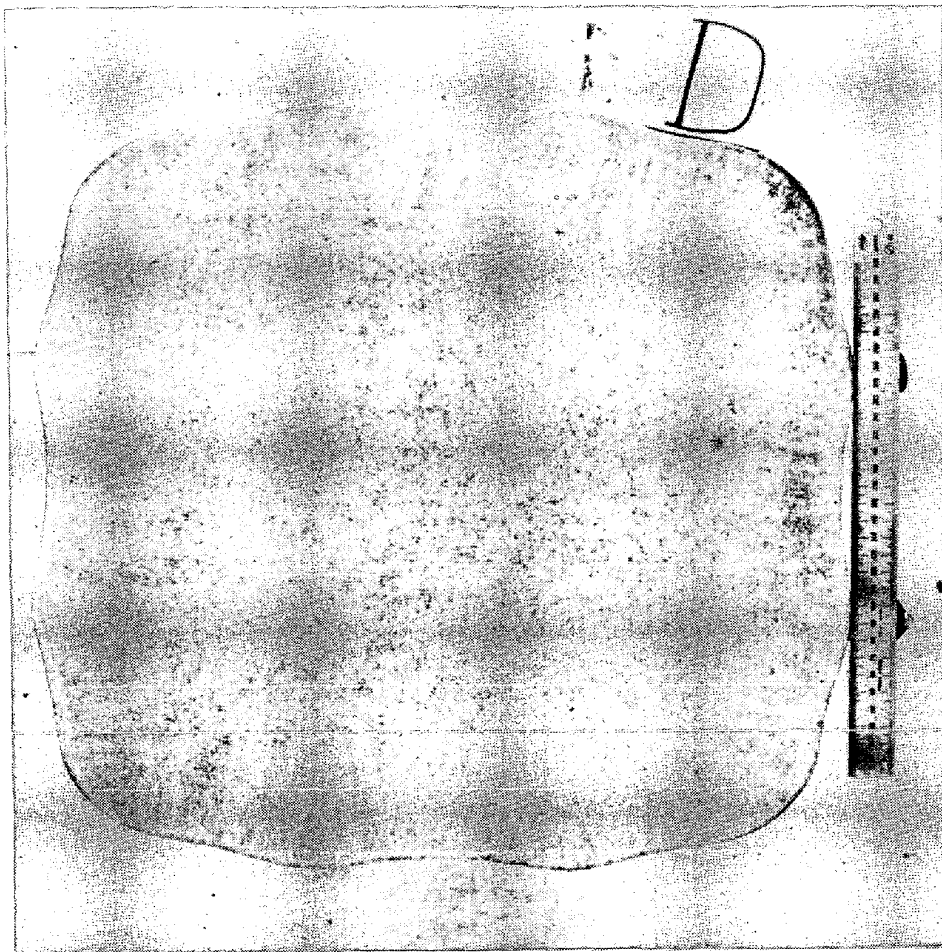


Photo. 1 . Macrostructure at location d in Table 3.

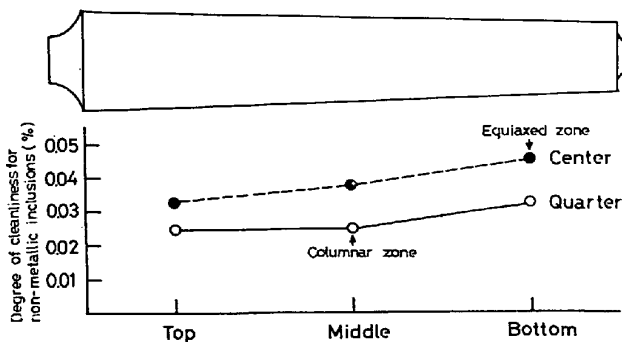


Fig. 2. The degree of cleanness for non-metallic inclusions at various locations of ingot.

度等軸晶の強度が低い。また圧延異方性（L-T 方向の差）はない。柱状晶における他の圧延方法の結果も同様である。本実験を通じて鑄造組織の差、圧延方法の差の強度におよぼす影響は小さいことが判明している。絞りにおよぼす圧下比の影響を Fig. 4 に示すが、大きな圧延異方性が生じている。L 方向は圧下比が増大するにつれて RA も増加し圧下比 4 程度で飽和する傾向を示すのに対し T 方向は圧下比の増大につれ低下する。柱状晶

と等軸晶を比較すると等軸晶の絞り値は低く、特に圧下比が 1 の時に差が大きい。これは Fig. 2 に示すように介在物の清浄度の差に起因しているものと考えられる。圧下比の影響は強度、延性ばかりでなく、応力-歪曲線にも影響する。Fig. 5 は圧下比を変えた時応力-歪曲線がどのように変化するか示したものである。圧下比 1 の時滑らかなカーブで降伏が生じるのに対し圧下比が増加するにつれ、不連続な降伏現象となり、上下降伏点が分離してくる。この現象は圧延方向によらず L 方向でも、T 方向でも観察される。降伏現象におよぼす圧下比の影響については考察において述べる。

3.2 衝撃試験におよぼす圧下比の影響

Fig. 6 に吸収エネルギーにおよぼす圧下比の影響を示す。L 方向では圧下比 2 で急激に吸収エネルギーが上昇し、それ以上圧下比を上げても吸収エネルギーは上昇せず飽和する。これに対し T 方向では圧下比=2 まで吸収エネルギーが増加するものと初めから単調に低下するものとあるが、単調に低下するのは見かけだけで途中増加する領域があつてそれを越えて圧下比が増えても吸収エ

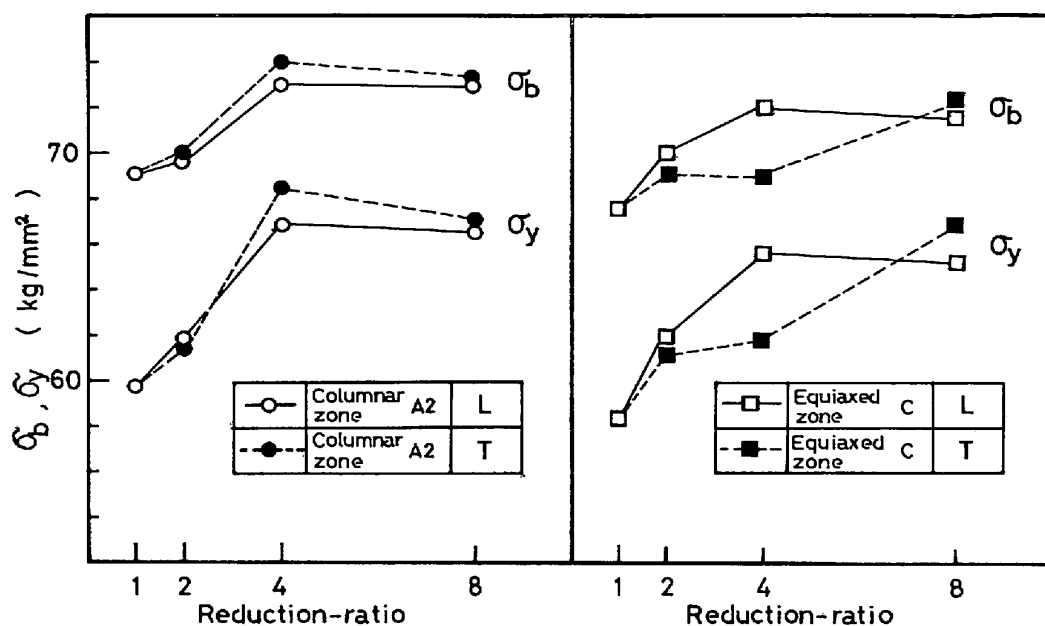


Fig. 3. Influence of reduction-ratio on tensile strength and yield strength for columnar and equiaxed zone after quenching and tempering.

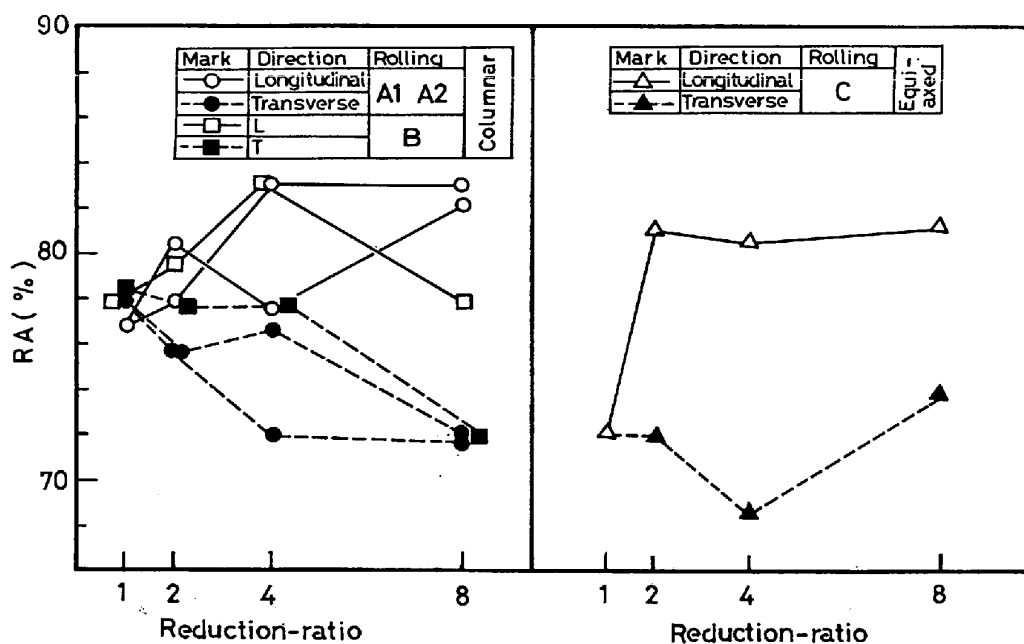


Fig. 4. The influence of reduction-ratio in the hot-rolling on reduction of area in the tensile test.

エネルギーは低下するものとする。柱状晶、等軸晶ともにこの傾向は変わらず、両者の間の差異はわずかに等軸晶のエネルギーが低いことだけである。Fig. 7は vT_s におよぼす圧下比の影響を示すものである。L方向の vT_s は圧下比が高くなるにつれ急激に低下して圧下比4で飽和している。これに対しT方向の vT_s は吸収エネルギーの場合と同様に2程度の圧下比までは若干 vT_s は低下するがそれ以上圧下比を増してもほとんど変化せず圧下

比に対しては鈍感である。等軸晶の vT_s は柱状晶に比べ若干高いが柱状晶における圧延方向の差異（柱状晶の軸に対する圧下方向の差異；Fig. 1のA₁, A₂, B参照）は vT_s に表われていない。

3.3 ミクロ組織におよぼす圧下比の影響

Photo. 2にミクロ組織を示す。焼入性が高いのでマルテンサイト組織となつている。このため焼入れままの引張り強さは120~125 kg/mm²程度である。圧下比1→

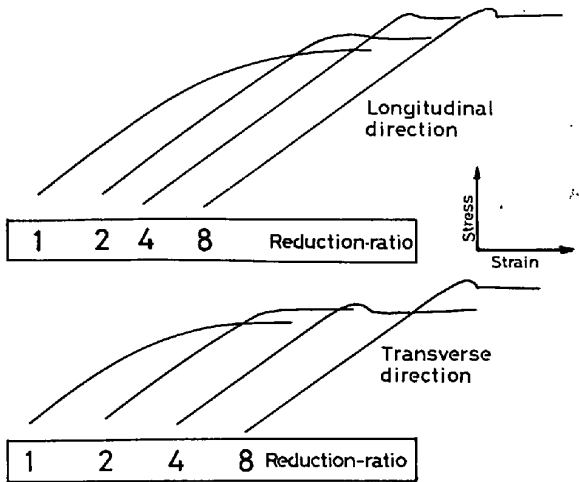


Fig. 5. Influence of reduction-ratio in the hot-rolling on yielding phenomena in nominal stress-strain curve after quenching and tempering.
strain rate : 10%/min
gauge length : 50 mm

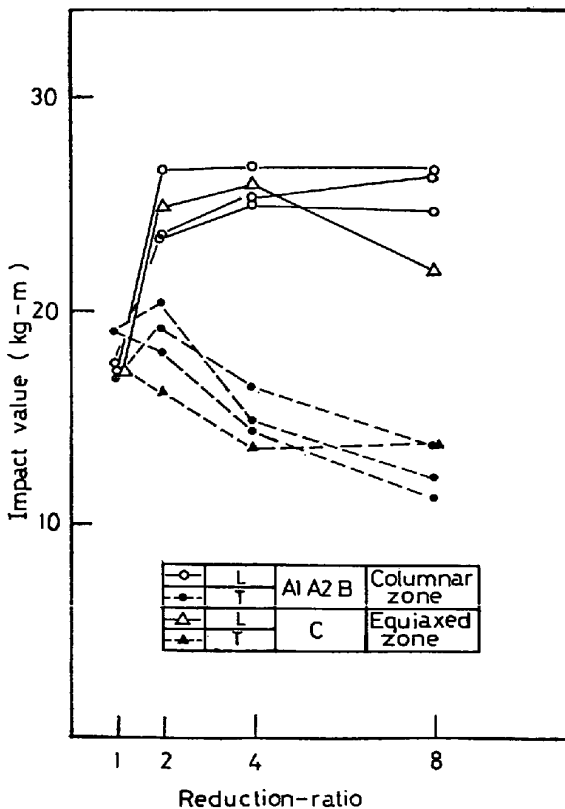


Fig. 6. Influence of reduction-ratio on impact value of Charpy V-notch impact test.
Test temperature 0°C.

2→4と増加するにつれて組織は微細となっている。
Fig. 8に γ 粒径におよぼす圧下比の影響を示すが、圧下比1→2→4と増加するにつれ γ 粒径 $70\mu \rightarrow 35\mu$ に微

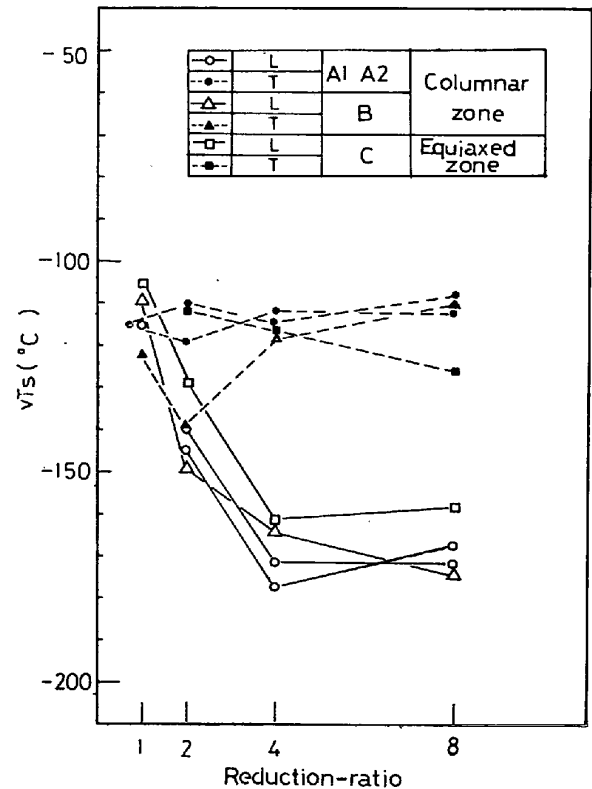


Fig. 7. Influence of reduction-ratio on transition temperature of Charpy V-notch test.

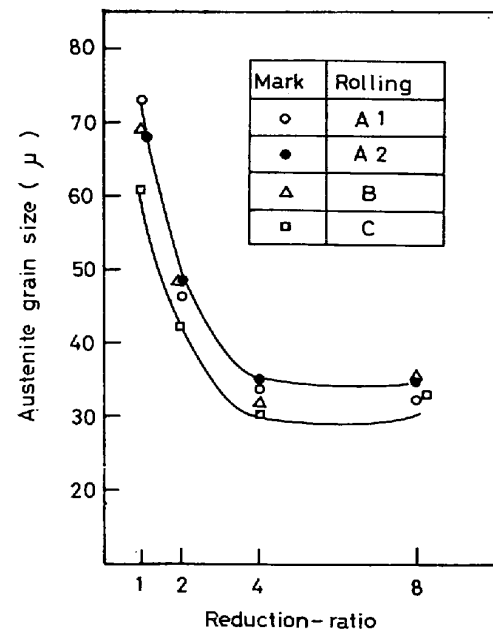


Fig. 8. Influence of reduction-ratio on average austenite grain size for various cast structure.

細化するがそれ以上圧下比を上げて微細化せず飽和する。 γ 粒径の測定面は板厚方向と圧延方向で決まる面で、リアルアナリシスの走査の方向はランダムになるよう平均化してある。鑄造組織、圧延方向によらず、オ

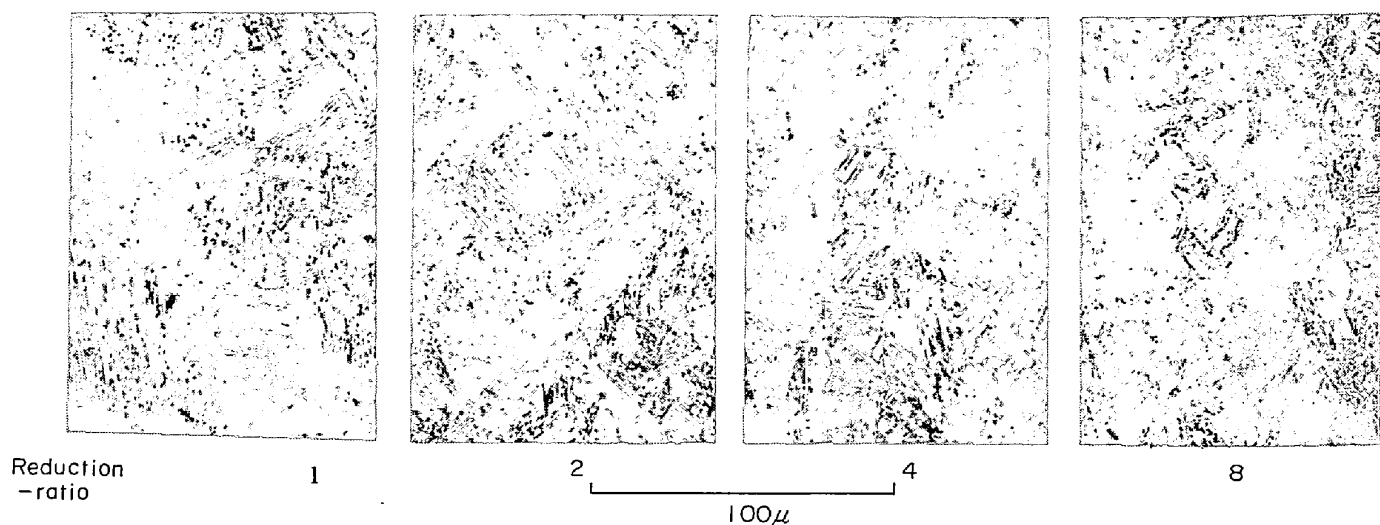


Photo. 2. Microstructure for reduction-ratio 1, 2, 4 and 8.

Austenite grain size becomes finer by increasing reduction-ratio.

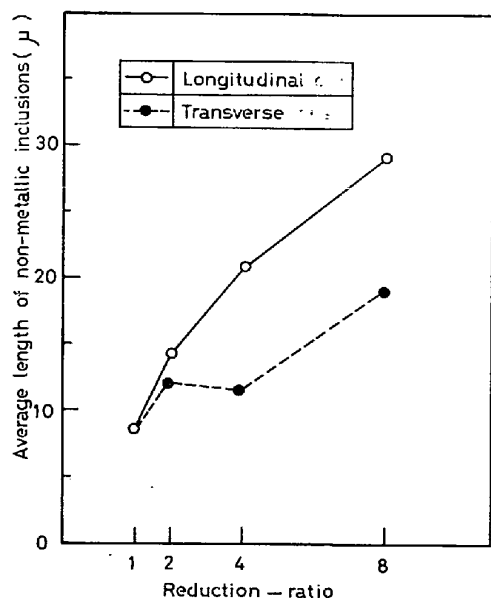


Fig. 9. Influence of reduction-ratio on average length of non-metallic inclusions for longitudinal and transverse directions.

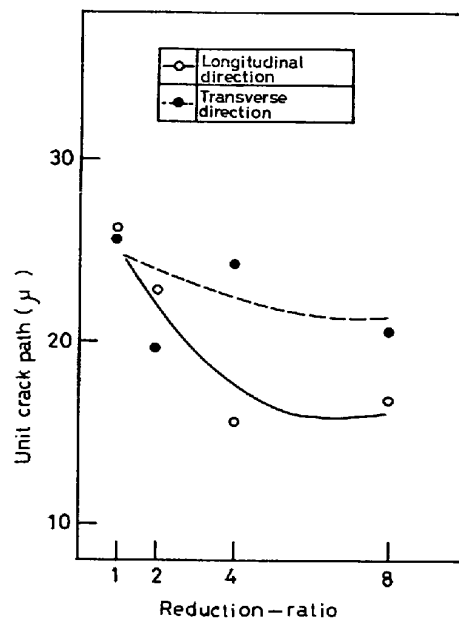


Fig. 10. Influence of reduction-ratio on unit crack path on the quasi-cleavage fracture surface of Charpy specimens.

ーステナイト結晶粒の大きさは 10μ のパラツキの範囲に入りよい一致を示すが、等軸晶の組織は比較的微細で特に圧下比の小さいところで顕著である。柱状晶だけで比較するとパラツキは 5μ 以内になり γ 粒径は圧延方向には依存しないことがわかる。

3.4 介在物長さにおよぼす圧下比の影響

Fig. 9 に見かけの介在物平均長さにおよぼす圧下比の影響を示す。圧下比が大になるにつれ L 方向、T 方向ともに介在物は伸展するが、L 方向により長く伸展する^{10)~15)}。圧下比 4~8 では両者の差は $7\sim 10\mu$ に達する。介在物長さの差は衝撃性質の異方性に大きな影響を持つ

ものと考えられる。

3.5 破面単位におよぼす圧下比の影響

記号 A2 のものについてシャルピー衝撃試験における脆性破面を走査型電顕で観察した結果を Photo. 3 に示す。圧下比が高くなるにつれ破面単位は微細となっているが L 方向と T 方向で大きく異なることが解る。破面の写真についてリアルアナリシス法で破面単位を測定した結果を Fig. 10 に示す。 γ 粒径と同じように L 方向については圧下比 2~4 の範囲で急激に破面単位は微細になるがそれ以上圧下比を上げても微細化しない。T 方向



(a) Transverse

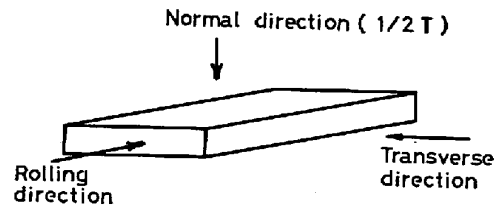


(b) Longitudinal

50 μ

Photo. 3. Quasi-cleavage fracture appearance for reduction ratio 8. (a) and (b) are those of transverse and longitudinal directions, respectively. Test temperature, -196°C .

Table 4. X-ray intensity for various Miller-indices planes of steel plate rolled by reduction-ratios 4 and 8



Miller index	Reduced iron	Intensity				Intensity ratio to reduced iron			
		Reduction-ratio				Reduction-ratio			
		4		8		4		8	
		Trans.	Roll.	Norm.	Norm.	Trans.	Roll.	Norm.	Norm.
110	190.4	293.8	219.0	158.0	168.0	1.54	1.15	0.83	0.88
200	26.0	25.0	28.7	39.7	37.6	0.96	1.10	1.53	1.45
211	50.0	47.0	52.0	56.8	53.0	0.94	1.04	1.14	1.06
310	16.0	15.0	16.0	15.0	15.0	0.94	1.01	1.03	0.94
222	3.5	2.5	4.3	6.3	5.0	0.71	1.22	1.80	1.43
321	13.8	15.0	15.0	14.0	13.5	1.09	1.08	1.02	0.97
420	51.3			39.0	39.5			0.76	0.77
332	43.1			55.6	50.6			1.29	1.18
521	39.1			30.5	32.5			0.78	0.83

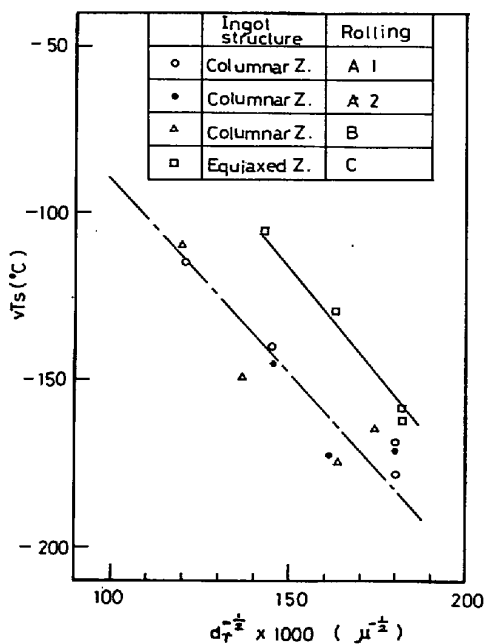


Fig. 11. Relation between transition temperature and austenite grain size for longitudinal directions.

についてはバラツキの範囲内ではほぼ一定で、圧下比の影響はないか、もしあつてもわずかにようにみえる。

3.6 集合組織におよぼす圧下比の影響

圧延後に焼入れ焼戻し処理を施しているので集合組織が強いことは考え難いが念のため集合組織を X 線逆ボ

ール法で測定した。測定した面は Table 4 の図に示すような 3 方向の面である。同時に還元鉄の反射強度も測定しており、この組織はランダムであるから還元鉄の反射強度に対する各面指数の反射強度の比が集合組織生成度の目安を与える。Table 4 では $\{110\}_\alpha$ が Trans. 方向に若干強く出ているが、圧延まま材の強度比と比較すると非常に小さくほとんど集合組織は存在していないとみなすことができる。

3.7 vT_s と組織の関係

圧下比が増加すると L 方向の vT_s が低下するが、その冶金的背景を調べるために γ 粒径、介在物長さ、破面単位等を測定した。 vT_s とこれらの関係を以下において検討する。Fig. 11 に L 方向の vT_s と γ 粒径 d_T の関係を示す。L 方向の vT_s と $d_T^{-1/2}$ とは良い対応関係を示している。この勾配から γ 粒径が 40μ から 30μ に微細化した場合 (ASTM G. S. No 6.3→7.2) 約 23°C vT_s が低下する。また等軸晶と柱状晶を比較すると同一の γ 粒径で約 25°C 程度柱状晶の vT_s が良好である。これは介在物量の影響と考えられる。柱状晶ではどのような圧延方法で圧延しても差はなく γ 粒径のみで決まるようである。これに対し T 方向では Fig. 7 および Fig. 8 からわかるように γ 粒径が微細化しても vT_s は変化せず別の因子を考える必要がある。近年、破壊の単位として $\{100\}_\alpha$ を微小な角度内で共有する大きさと定義しこの領域が破

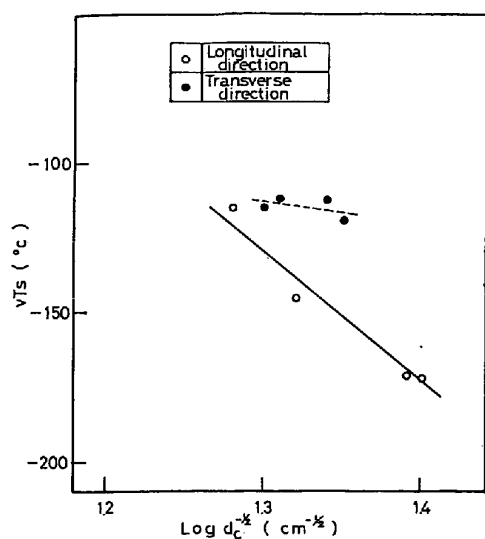


Fig. 12. Relation between transition temperature and unit crack path for longitudinal and transverse directions.

壊の発生-伝播-停止の単位になつており、この単位 (dc) と vT_s との間には実験的に良好な相関関係があることが示された¹⁶⁾。Fig. 12 に vT_s とこの破面単位との関係を示す。L 方向については破面単位と vT_s は良い対応があり、また勾配は $400^\circ\text{C}/\log(\text{cm}^{-1/2})$ であり大谷ら¹⁶⁾ の報告する値 $360^\circ\text{C}/\log(\text{cm}^{-1/2})$ と比較的良く一致する。一方 T 方向の vT_s を破面単位で整理すると、 γ 粒径で整理した場合と異なり、横軸の幅が狭くなり正確な直線が引き難くなる。

しかし Fig. 10 に示すように同一圧下比で T 方向の破面単位が L 方向のそれより大きいこと、および Fig. 12 に示すように同一破面単位で比較すると T 方向の vT_s は L 方向のそれより劣ることの 2 つの特徴がある。

4. 考 察

4.1 ミクロ組織におよぼす圧下比の影響

熱間圧延時 γ 域で加工された γ 粒は再結晶するか、あるいは再結晶しがたい場合は伸展された γ 粒の状態のままフェライト+パーライトもしくはベイナイトに変態する。本実験の場合、圧下比が低いこと¹⁷⁾および成分的に再結晶しがたく¹⁸⁾、かつ焼入性が高いので圧延後空冷することによつて伸展した粒のままベイナイト変態する。この時圧下比が大きい程ベイナイトのバンドル* も微細化する。焼入れする際、再加熱すると前組織としてのベイナイトが微細な程、生じる γ 粒も微細となる。したがつて平均値としての γ 粒は微細となる。しかしながら上記プロセスをとつて γ 粒が微細化されることから、 γ 粒

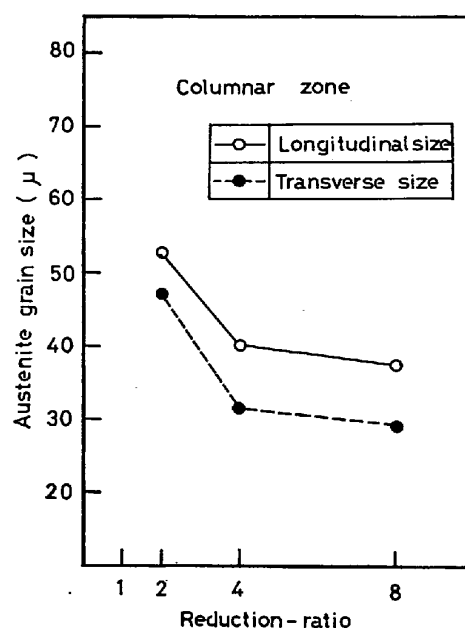


Fig. 13. Austenite grain size for longitudinal and transverse directions.

の形状の異方性が生じることが期待される。Fig. 13 はリニアアナリシス法で γ 粒度を測定する際、走査の方向を L 方向 (Longitudinal size) と T 方向 (Transverse size) にとつた時の γ 粒径を示す。両者の γ 粒径の差は約 10μ あり、 γ 粒径の絶対値と比較して大きなものである。このような γ 粒径の差が生じる原因は伸展した形のまま γ がベイナイト変態し、かつ再加熱の際それを引き継ぐように γ 化するからと考えられる。マルテンサイトやベイナイト等のラス組織を持った前組織を徐加熱すると前の γ 粒を引き継ぐように γ 化する現象は良く知られているが^{19)~21)}、本研究の供試合金成分 3.5 Ni-0.25 Cr-0.20 Mo においても十分に前の γ 粒を引き継ぐことは期待される。その際の前の γ 粒は熱間圧延によつて伸展した γ 粒で、圧下比が高い程 γ 粒は微細になつている。これらの前組織を 100% 引き継ぐことはないとしても、幾分かは伸展した γ 粒を引き継ぐと見なすことができる。したがつて破面単位の異方性はすべての鋼種にあてはまることではない。

4.2 引張試験におよぼす圧下比の影響

Fig. 5 に示したように圧下比の増加につれ、応力-歪曲線における上降伏点と下降伏点の分離が明確となる。このような現象の原因の 1 つとして偏析が影響している可能性が強い。すなわちミクロ偏析が存在するために降伏強さの高い部分と低い部分が局所的に生じ、応力を大きくしていくと降伏強さの低い部分から順に降伏していくために、滑らかな、上下降伏点の分離しない応力-歪

* ベイナイトにおいてそのフェライトがほぼ同一結晶方位を示す領域

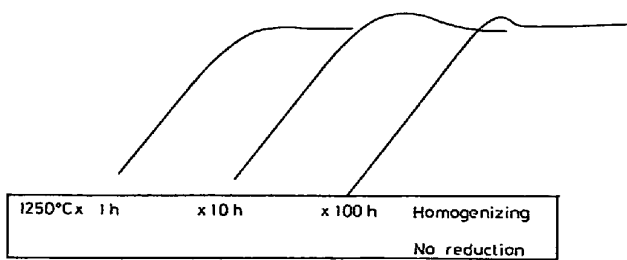


Fig. 14. Influence of soaking time on yielding phenomena in nominal stress-strain curve.

strain rate : 10%/min
gauge length : 50 mm

曲線が得られると考えられる。

この推測を検討すべく鑄造組織を切り出して 1250°C で 1 hr, 10 hr, 100 hr の拡散焼ならし処理を行なった後、同じように焼入れ焼戻し処理を行なった。これらについて引張試験を行なうと Fig. 14 に示すように、1250°C での保持時間が長くなるにつれて、応力-歪曲線において上下降伏点がはつきり現われてくることが解った。100 hr 保持したものは圧下比 8 の応力-歪曲線に匹敵する位上下降伏点が分離する。したがって Fig. 5 に示すような圧下比が上昇するにつれて上下降伏点が分離する現象はミクロ偏析の消失に起因すると考えられる。

強度に対しては、圧下比の上昇につれ強度も上昇するが圧下比 4 程度で飽和してそれ以上圧下をかけても増大

しない。また絞りに対しては圧下比の増大とともに異方性が生じてくるが、これらと拡散焼ならしを行なった材料を比較すると Fig. 15 に示すようになる。拡散焼ならしをした材料は 1250°C×1 hr で強度については飽和していると考えられる。この強度は圧下比 1 のものより高いが、圧下比 4~8 のものより低い。圧下比 4~8 の強度値に対する不足分は、空隙の圧着、 γ 粒の微細化等の要因が圧下をかけたものに有利であるからと考えられる。絞りについては拡散焼ならし処理をしても圧下比 1 の値とほとんど同じであることからミクロ偏析は絞りに何の影響も持たないことが解る。絞りに異方性が生じるのは介在物の形状に起因すると考えられる。引張り延性は介在物の体積率だけで決まるものではなく、形状にも大きな影響を受ける。以上から、圧下比を増すことによってミクロ偏析が消失しその結果上下降伏点の分離が起き、かつ強度を上昇させるが、絞り等の延性にはミクロ偏析は影響せず、介在物の量および形状が重要であることが解った。

4.3 衝撃試験におよぼす圧下比の影響

CINA らによれば γ 粒度と T_s はよい対応を示し粒度番号を 1 だけ微細化すると T_s は 15~20°C 良好になる。本論文において L 方向の γ 粒度番号を 1 だけ微細化することによって約 23°C T_s が良好になるので CINA らの結果とよく一致している。しかしながら T 方向につ

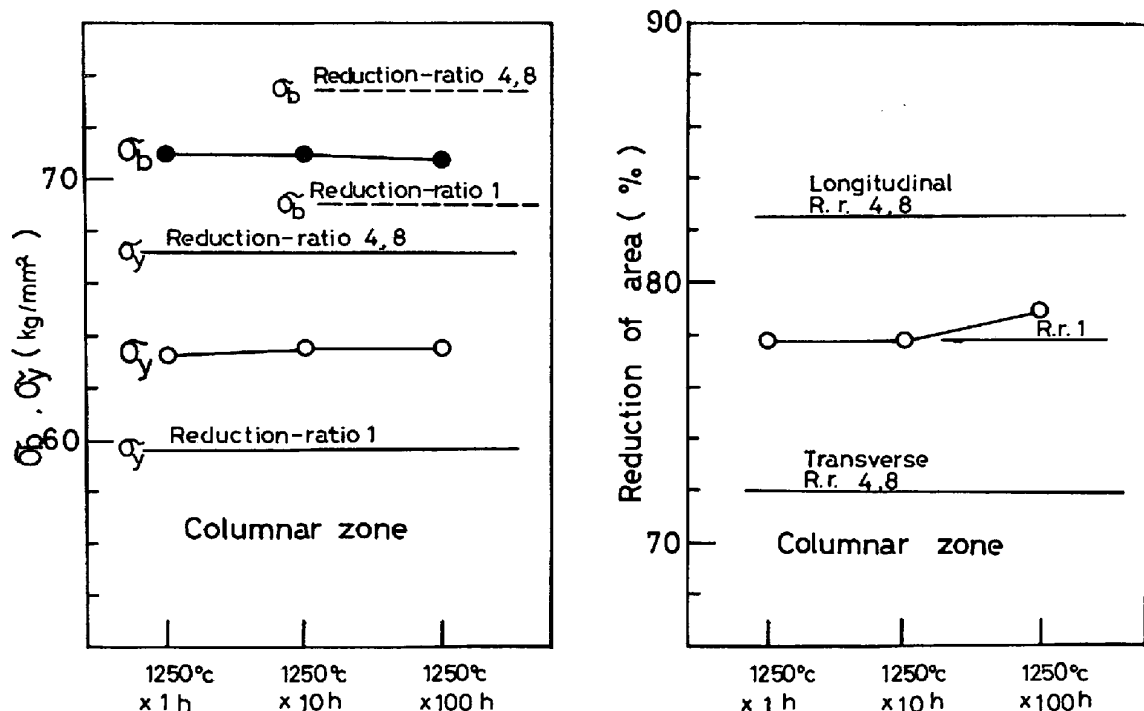


Fig. 15. Tensile strength, yield strength and reduction of area for specimens homogenized at 1250°C (Columnar zone).

いてはL方向の傾向と異なり Fig. 7, Fig. 8 によれば γ 粒が微細化しても νT_s は改善されない。破面単位で整理するとT方向の破面単位は圧下比を上げててもL方向ほどには微細化せず、したがって Fig. 12 において横軸の $\log dc^{-1/2}$ の値の範囲は狭くなり確定した直線を引きたい。同一の破面単位例えば $\log dc^{-1/2} = 1.32$ において (圧下比 2 に相当する) L方向とT方向の νT_s の差は約 25°C である。Fig. 9 によれば介在物の平均長さの差は圧下比 2~4 で約 7μ であるから、この νT_s における異方性を介在物の長さの差に帰すると $3.5^\circ\text{C}/1\mu$ という値になる。介在物の長さの差の νT_s におよぼす影響を調査した天明ら⁹⁾ の研究によれば、 $3.7^\circ\text{C}/1\mu$ としておりよく一致する。したがってL方向とT方向の同一破面単位における νT_s の差を主として介在物の差に帰することができよう。しかしながら同一圧下比でT方向の破面単位がL方向のそれに比べ粗大になることは介在物の長さの差だけでは説明しがたい。Fig. 13 によれば γ 粒はL方向に伸展した形状をとりL方向とT方向の γ 粒径の差は $5\sim 10\mu$ 存在する。L方向のシャルピー試験片のクラックの進む方向はT方向であり γ 粒の微細な方向に対応する。したがって破面単位においても粒径の方向差が生ずることが期待される。Fig. 10 および Fig. 13 から方向差を考慮して γ 粒径と破面単位の間係をもとめると Fig. 16 のようになる。L方向、T方向共にほぼ同一の関係を示している。したがって破面単位の異方性が生じるのは γ 粒が圧延方向に伸展しているからと考えられる。

4.4 鑄造組織と圧延方向の影響

柱状晶に対する圧延の圧下方法 (圧下比, 圧延方向) を変えたとき引張性質, 衝撃性質に大きな差はあらわれない。このような機械的性質にはもつとミクロなデンドライト組織が影響しているものと考えられる。等軸晶と柱状晶の差が大きいのも同様な理由によると考えられるが、等軸晶では介在物の量が柱状晶にくらべ少し多いために絞りおよびシェルフの吸収エネルギーにおける差として現われている。

5. 結 言

3.5% Ni 鋼の焼入れ焼もどし組織の微視組織と機械的性質におよぼす鑄造組織, 圧延方法および圧下比の影響を調査して次の結論を得た。

1) 圧下比を上げることによつて, 引張り強さ, 降伏点は向上するが, 圧下比 4 程度で飽和する。この傾向は鑄造組織, および柱状晶における圧延方向, また圧延方向に対する試験片, 採取方向 (L-T 方向の差) に無関係である。

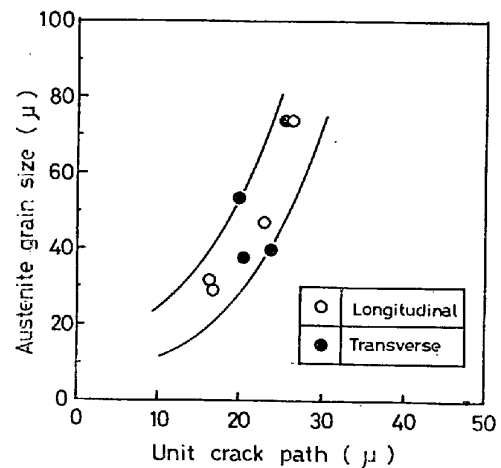


Fig. 16. Relation between austenite grain size and unit crack path.

2) 圧下比を上げることによつて応力-歪曲線において上下降伏点が分離するようになる。また拡散焼ならしを長時間行なうほど上下降伏点の分離が顕著になる。上下降伏点が分離するのは鑄造組織およびミクロ偏析が圧延によつて破壊され, 均一な組織となるためと考えられる。

3) 引張り延性 (RA) は圧下比を上げることによつてL方向は上昇するが, T方向は低下する。また介在物量の多い等軸晶部の延性は柱状晶部に比べて低い。拡散焼ならしを行なつてミクロ偏析を除去しても延性は変化しないので, 引張り延性にはミクロ偏析は関係せず, 介在物の量, 形状のみが影響すると考えられる。

4) 圧下比を上げることによつて強度が上昇するのは上記ミクロ偏析の消失の他に空隙の圧着, 組織の微細化等が原因していると推測される。

5) 圧下比を上げることによつてL方向の衝撃値, 破面遷移温度は良好となり圧下比 4 程度で飽和するがT方向の衝撃値は圧下比 2 までは増加するが, それ以上圧下比を上げてても低下する。破面遷移温度も圧下比 2 まで下がるが, それ以上の圧下比で変化しないかやや劣化する。

6) 圧下比を上げることによつて平均 γ 粒度は微細化し, L方向の破面単位も微細化するがT方向の破面単位は圧下比が大きくなつてもL方向ほどには微細化しない。

7) νT_s と破面単位は, L方向についてはよい対応を示す。同一破面単位でL方向の νT_s がT方向のそれより良好なのは介在物の形状に起因している。また同一の圧下比でT方向の破面単位がL方向のそれより粗大なのは γ 粒が圧延方向に伸びて扁平になつていいることがその原因と考えられる。 γ 粒が扁平になるためには圧延後再

結晶しにくいことと、圧延後空冷することによりマルテンサイトあるいはベイナイトなどのラス状の組織となることが必要で焼入れ時再加熱したとき、もとの γ 粒を引きつぐことがその原因と考えられる。したがって破面単位の異方性は比較的焼入性の大きい鋼種について起こる現象である。

おわりに本論文の発表を許可された住友金属工業(株)専務取締役中央技術研究所長池島俊雄博士に深く感謝いたします。また破面単位の測定について御指導たまわった同所主任研究員寺崎富久長博士、本実験の立案にご助言いただいた同所研究員大谷泰夫氏ならびに本研究にご協力いただいた同所黒田健二氏に深謝の意を表します。

文 献

- 1) W. COUPETTE: Stahl u. Eisen, 61 (1941), p. 1013, 1036
- 2) 伊丹: 鉄と鋼, 22 (1936) 8
- 3) G. CHARPY: Engineering, (1918) Sept. 20
- 4) 斎藤: 鉄と鋼, 10 (1942), p. 542
- 5) 長谷部, 井関, 浜中, 中村: 住友金属, 24(1970) 1, p. 79
- 6) 大黒, 涌島, 深谷, 佐藤: 鉄と鋼, 47 (1961), p. 1594
- 7) 大和田, 江原: 鉄と鋼, 58 (1972) 4, p. 119
- 8) 天明, 市之瀬, 田中, 山田: 鉄と鋼, 59 (1972) 11, p. 162
- 9) 天明, 田中, 大内, 谷: 鉄と鋼, 59 (1973) 4, p. 136
- 10) T. J. BAKER and J. A. CHARLES: JISI, 211 (1973), p. 187
- 11) A. BROWNRIGG and F. M. CHAMBERS: JISI, 208 (1970), p. 1078
- 12) R. KIESSLING: J. Metals, 1969 Oct. 48
- 13) J. L. MIHELICH J. R. BELL, and M. LORCHYNSKY: JISI, 209 (1971), p. 469
- 14) T. J. BAKER and J. A. CHARLES: JISI, 210 (1972), p. 702
- 15) P. J. MAUNDER and J. A. CHARLES: JISI, 206 (1968), p. 705
- 16) 大谷, 寺崎, 邦武: 鉄と鋼, 58 (1972) 3, p. 62
- 17) R.A.P. DJAIC and J. J. JONAS: JISI, 210 (1972), p. 256
- 18) D. DULIEU and J. J. IRANI: JISI, 206 (1969), p. 308
- 19) D. WEBSTER and G. B. ALLEN: JISI, 200 (1962), p. 520
- 20) 本間: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 119
- 21) 邦武, 渡辺: 鉄と鋼, 61 (1975) 1, p. 96
- 22) B. CINA and P. JUBB: JISI, 191 (1959), p. 329