

UDC 669.14.018.292 : 669.14-175.2 : 621.771.016.2  
: 539.4 : 539.5 : 669.15-194.2

論 文

低合金高張力鋼のオーステナイト・フェライト  
二相域圧延と機械的性質\*

橋本 保\*\*・沢村 武彰\*\*\*・大谷 泰夫\*\*\*\*

Mechanical Properties of High Strength Low Alloy Steel Controlled  
Rolled at Austenite and Ferrite Two Phase Regions

Tamotsu HASHIMOTO, Takeaki SAWAMURA, and Hiroo OHTANI

## Synopsis:

Changes in strength and toughness in conjunction with controlled rolling in austenite and ferrite two phase region were investigated.

The results are summarized as follows.

(1) Strength increased with the lowering of rolling temperature and the raising of rolling reduction in two phase region. This strengthening will be attributed to dislocation hardening and minimizing the subgrain and cell size in warm worked ferrite grains.

(2) Toughness is dependent on the rolling temperature at two phase region. Good toughness can be obtained by the rolling at temperatures where recovery and recrystallization of warm worked ferrite are recognized. But Charpy transition temperature is raised by rolling below these temperatures.

(3) The prior hot rolling just above  $A_{r3}$  temperature is effective to suppress the rise of Charpy transition temperature, even though the final rolling is carried out at temperature where no recovery occurs in deformed ferrite grains.

Because it promotes the separations which appear on fractured Charpy specimens. So in this case high strength and good toughness can be obtained.

## 1. 緒 言

鋼の強化法の一つにオーステナイト ( $\gamma$ ) とフェライト ( $\alpha$ ) の二相域圧延がある。DUCKWORTH<sup>1)</sup> らによる初期の研究では転位硬化による強化が期待されるが、Nb 鋼や低炭素鋼では靱性劣化の弊害も指摘され、むしろ二相域圧延をさせた  $A_{r3}$  点直上の 850~750°C の仕上げ圧延が最良とされていた。その後の制御圧延の研究により  $\gamma$  の未再結晶温度域で強圧下を加える低温圧延では、Nb 鋼でも細粒化による組織改善がなされ、最良の低温靱性は圧延仕上げ温度を 720°C 近傍まで下げた場合に得られることが報告された<sup>2)</sup>。実質的にはこの段階で軽度の  $\gamma + \alpha$  二相域圧延が実生産ベースで適用されるようになったと考える<sup>3)</sup>。次いで、MELLOY<sup>4)</sup> らは  $\gamma$ ,  $\gamma + \alpha$ ,  $\alpha$  域

を連続的に圧延する continuum rolling 法により鋼の強化と靱性の改善が可能であることを示した。

本報告は従来の  $\gamma$  域主体の制御圧延を  $\gamma + \alpha$  二相域まで拡大した時の圧延温度、圧下率が強度、靱性におよぼす影響を調査し、二相域圧延材の強化と脆化の関係を検討した結果である。 $\gamma$  域の圧延条件が  $\gamma$  から  $\alpha$  の変態挙動を左右することが知られており<sup>2)</sup>、本研究では特にこの点に着目し  $\gamma$  域圧延条件の変化によつて得られる二種類の  $\gamma + \alpha$  二相分布状態について調べた。すなわち  $\gamma$  の高温域圧延により再結晶した  $\gamma$  粒の粒界を初析  $\alpha$  の主たる析出サイトとする場合と、 $\gamma$  の未再結晶温度域の圧延により導入された未再結晶  $\gamma$  粒内の変形帯を析出サイトとして、微細  $\alpha$  が  $\gamma$  粒内に局在した形で生成する場合に分類し、二相域圧延材の挙動を検討した。

\* 昭和 50 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 53 年 10 月 25 日受付 (Received Oct. 25, 1978)

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

\*\*\* 住友金属工業(株)鹿島製鉄所 (Kashima Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

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

Table 1. Chemical compositions of steels tested (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	sol. Al	N	Others
Si-Mn	0.10	0.29	1.29	0.004	0.007	0.039	0.005	—
V	0.10	0.34	1.32	0.004	0.007	0.030	0.006	V 0.06
Nb	0.10	0.32	1.30	0.004	0.007	0.037	0.004	Nb 0.025

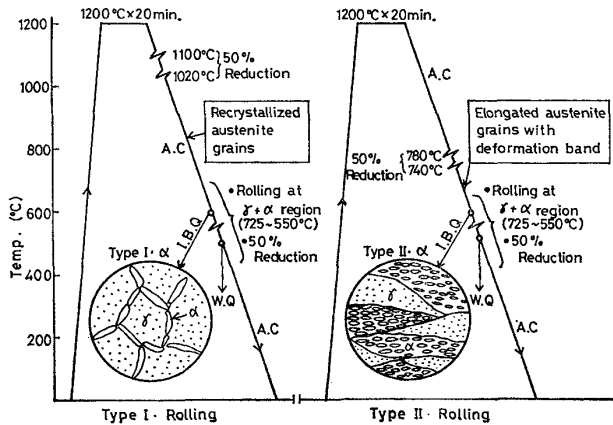


Fig. 1. Schematic illustration of rolling method of Type I and II, and morphology of ferrite ( $\alpha$ ) nucleation from austenite ( $\gamma$ ).

## 2. 実験方法

供試鋼の化学組成を Table 1 に示す。0.10C-1.3Mn の Si-Mn 鋼を基本に、析出強化と  $\gamma$  の再結晶抑制作用のある V, Nb 添加の 3 鋼種である。高周波炉大気中溶解の 200 kg 鋼塊を熱間鍛造により 20t×58w (mm) の角材に成形、切断後、試験に供した。

Fig. 1 に 2 種の圧延法とそれぞれに得られる  $\gamma$ ,  $\alpha$  の分布の模式図を示す。供試鋼を電気炉にて 1200°C に均熱後、Type I の圧延では  $\gamma$  粒の再結晶を目的として 1100 および 1020°C にて 1 パスあたり 5 mm の圧下により合計 50% の圧下を行った。Type II の圧延では  $\gamma$  の未再結晶温度域での変形帯導入を目的として 780 および 740°C にて Type I 圧延と同一条件の圧下を行った。この  $\gamma$  域圧延後の空冷中に Fig. 1 に模式的に示すように Type I の圧延では再結晶  $\gamma$  の粒界に初析  $\alpha$  が析出し (以後本文ではこのような  $\gamma$  粒界析出型の  $\alpha$  を Type I  $\cdot \alpha$  と呼ぶ)、Type II の圧延では未再結晶  $\gamma$  の粒内に微細  $\alpha$  が析出し、しかも変形帯の導入されない  $\gamma$  部にはこの微細  $\alpha$  が析出しないという局在型 (Type II  $\cdot \alpha$  と呼ぶ) の二相状態が得られる。このような二種の  $\gamma + \alpha$  分布あるいは  $\alpha$  域に相当する 725~550°C 間で 50% の圧下を 1 パスで行い板厚 5 mm の鋼板とした。更に二相域圧下率の影響を調べるためこの最終パス圧下率を 10, 25, 35% に変えた実験も行った。マイクロ組織変化を

観察するため最終圧延直前に氷食塩水、圧延直後に水焼入れ処理を行った。使用した熱間圧延機はロール直径 250 mm  $\phi$ , ロール回転数は 40 rpm である。この場合二相域圧延時の平均歪速度は 21 s<sup>-1</sup> であつた。

空冷材からは平行部 2t×6w×20GL (mm) の L 方向微小引張試験片を採取し、インストロン型試験機を用いて 5mm/min, の引張速度で試験した。又 L 方向より 4t×10w×55L (mm) の 2mmV ノッチシャルピー衝撃試験片を採取し、試験後の破面遷移温度を求めた。

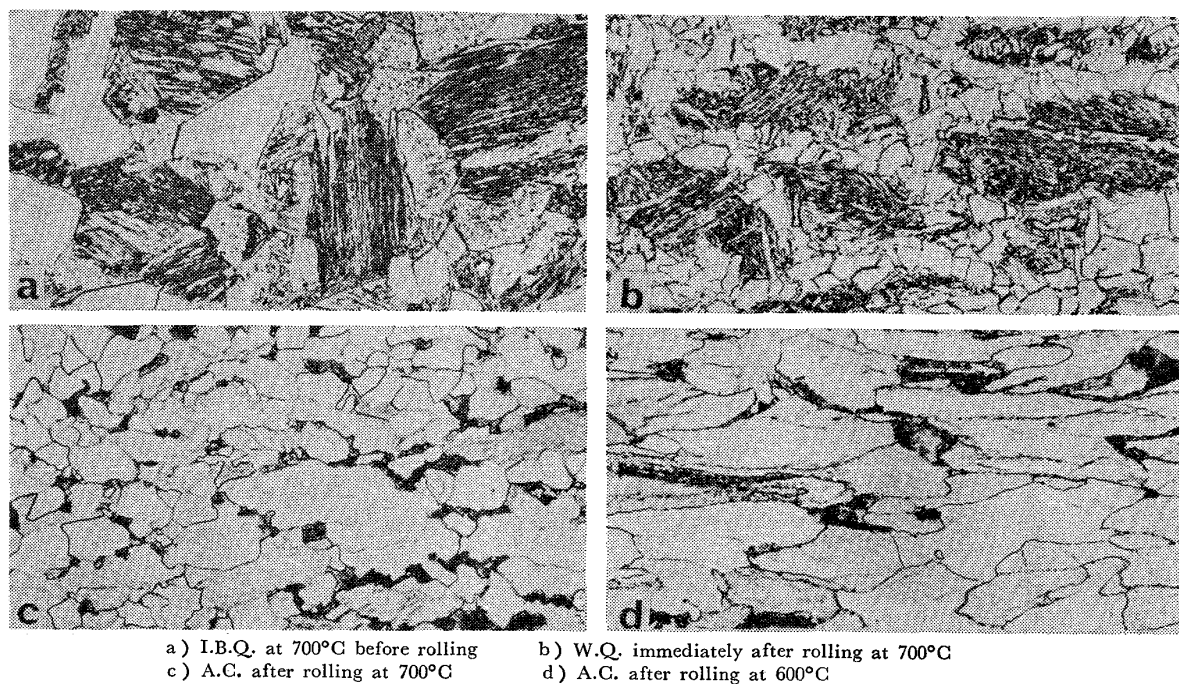
なお、以後の本文中にてまぎらわしい場合を除き単に圧延温度、圧下率あるいは圧延条件のみの表示は 725~550°C の二相域圧延を意味することとし、 $\gamma$  域圧延の場合はその旨表示することにする。

## 3. 実験結果

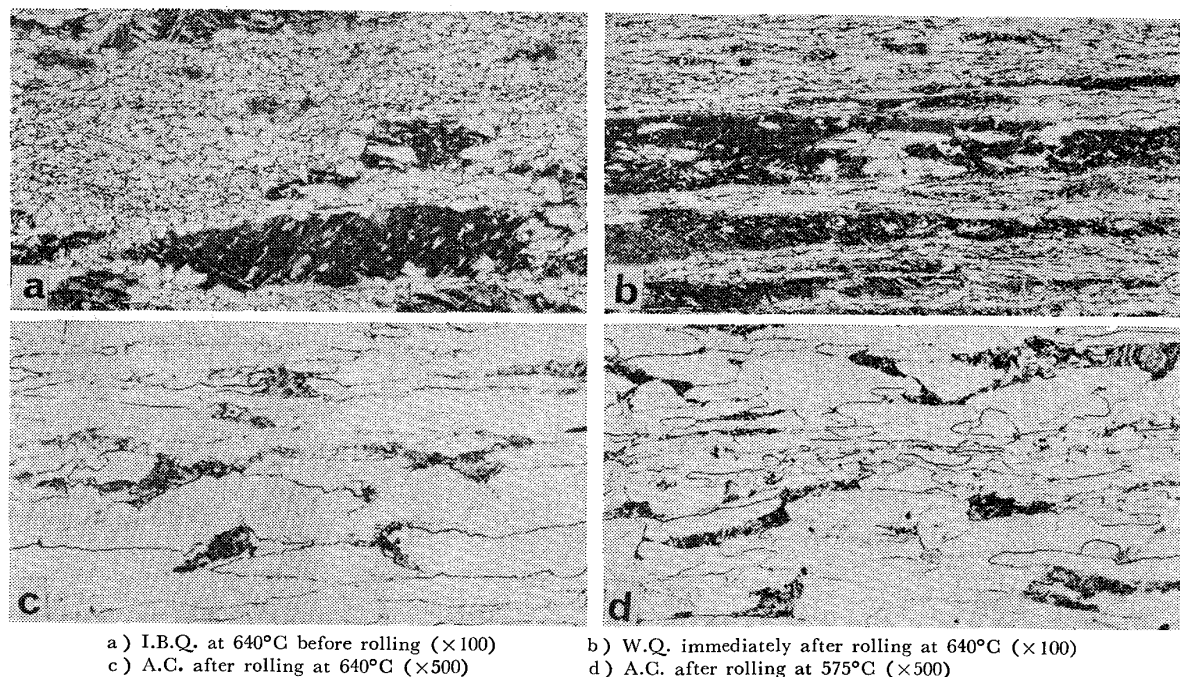
### 3.1 ミクロ組織の変化

二相域圧延直前、直後の焼入材および空冷材の光学顕微鏡観察を行った。Photo. 1 は Si-Mn 鋼の Type I 圧延法の一例で、(a) の 700°C 圧延直前の二相分布は再結晶  $\gamma$  粒界に初析  $\alpha$  が析出し、2 章で定義した  $\gamma$  粒界析出型の Type I  $\cdot \alpha$  の形態である。700°C での 50% 圧下 (b) によりこの初析  $\alpha$  は再結晶し、未変態  $\gamma$  部は伸延した状態になる。ただし、空冷材 (c) には鋼板内の温度、加工歪の不均一のためか一部には加工のままの  $\alpha$  粒も残存し、また最終圧延時未変態  $\gamma$  粒から生成した比較的粗な  $\alpha$  粒との混合組織となる。Type I の圧延では再結晶  $\alpha$  は 680°C より高温の圧延で認められた。それ以下の圧延温度では (d) の 600°C 圧延材のように加工方向に伸延されたままの  $\alpha$  粒である。Photo. 2 に Nb 鋼の Type II 圧延の一例を示す。(a) の 640°C 圧延直前の組織は未再結晶  $\gamma$  の粒内に局在した微細  $\alpha$  粒 (Type II  $\cdot \alpha$ ) と伸延のままの  $\gamma$  粒との混合組織であり、640°C 圧下直後の  $\alpha$  粒 (b) は圧延により伸延したままである。ただし、Type I の圧延と同様 725~680°C の圧延では再結晶  $\alpha$  粒も認められた。このように二相域圧延材には光学顕微鏡の大きさでは再結晶  $\alpha$ , 変形のままの  $\alpha$ , 加工を受けない  $\alpha$  の 3 種が混在する。これらの圧延温度との詳細な関係は後述の Fig. 7 に示す。

通常の  $\gamma$  域圧延を主体とした制御圧延との違いとして



a) I.B.Q. at 700°C before rolling      b) W.Q. immediately after rolling at 700°C  
 c) A.C. after rolling at 700°C      d) A.C. after rolling at 600°C  
 Photo. 1. Microstructure of Si-Mn steel before and after 50% rolling at 700 and 600°C  
 in Type I rolling method. ( $\times 500$ )



a) I.B.Q. at 640°C before rolling ( $\times 100$ )      b) W.Q. immediately after rolling at 640°C ( $\times 100$ )  
 c) A.C. after rolling at 640°C ( $\times 500$ )      d) A.C. after rolling at 575°C ( $\times 500$ )  
 Photo. 2. Microstructure of Nb steel before and after 50% rolling at 640 and 575°C  
 in Type II rolling method.

Photo. 1 の 700 と 600°C, Photo. 2 の 640 と 575°C の各圧延材で比較されるように, 二相域圧延では圧延温度を低下しても平均 $\alpha$ 粒径を細かくできない. これは前述のように $\alpha$ の再結晶温度が約 680°C 以上であり本実験の場合この温度以上では再結晶 $\alpha$ 粒の占める比率が少ないからである. 別途求めた 680°C での $\alpha$ の生成率は 5~30% の範囲であつた. 加えて二相域圧延では未変

態 $\gamma$ 部には変形帯の生成が認められないことがある. これは二相域圧延では変形抵抗の小さい $\alpha$ 粒のほうに圧延歪が集中しやすいからと考えられるが, このため $\alpha$ の生成核の少ない未変態 $\gamma$ 部からは粗大 $\alpha$ が得られることになる.

### 3.2 二相域の圧延条件と機械的性質

Fig. 2 に Type I, II の両圧延にて二相域 50% 圧延

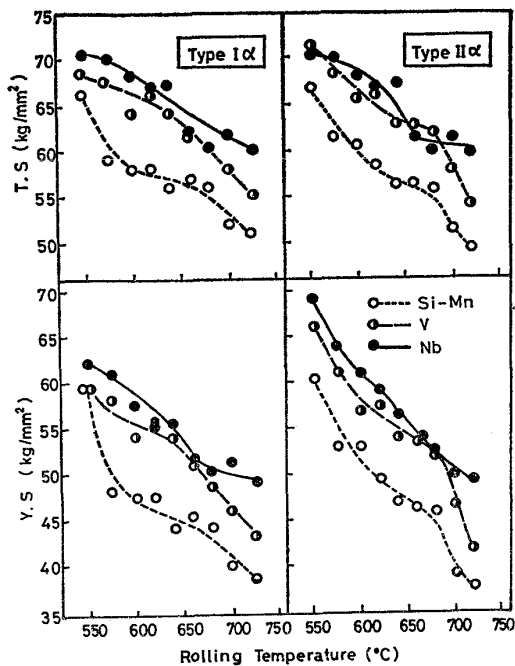


Fig. 2. Effect of 50% rolling temperature on tensile and yield strength of plate rolled at  $\gamma + \alpha$  region in Type I and II rolling method.

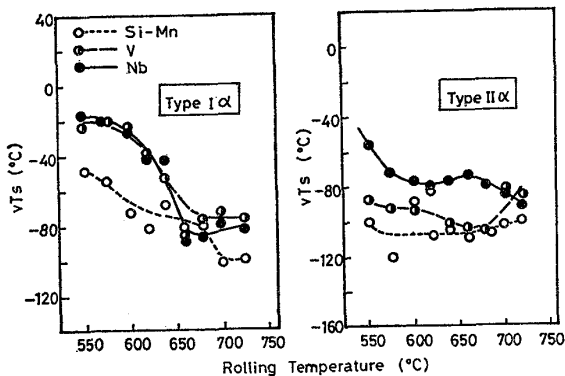


Fig. 3. Effect of 50% rolling temperature on Charpy fracture appearance transition temperature of plate rolled at  $\gamma + \alpha$  region in Type I and II rolling method.

温度と引張性質の関係を示す。引張強さ (TS) および降伏強さ (YS) は鋼種・圧延法を問わず圧延温度の低下とともに単調増加し、二相域圧延が鋼の強化に有効であることを示している。Fig. 3 に同じくシャルピー破面遷移温度 ( $vT_s$ ) の変化を示す。Type I  $\cdot \alpha$  の  $vT_s$  は 725~650°C 近傍まで圧延温度により変わらず、この圧延温度以下になると急激に劣化する。一方、Type II  $\cdot \alpha$  では圧延温度による  $vT_s$  変化はほとんど認められず、わずかに Nb 鋼の 550°C 圧延から  $vT_s$  劣化の傾向が現れている。このように Type I  $\cdot$  II の  $\gamma$  域圧延法の違いは靱性変化に対しては顕著な差を示した。

二相域圧下率を 0~50% 間で変化した場合の強靱性を

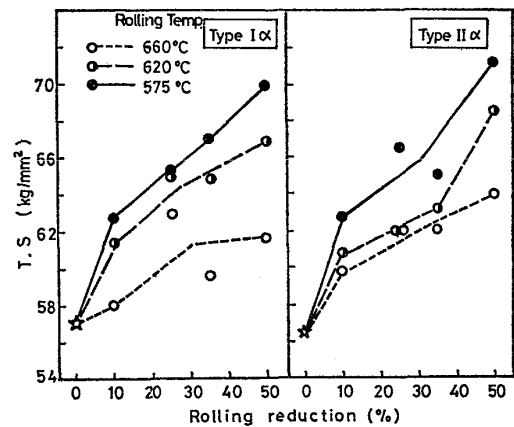


Fig. 4. Effect of rolling reduction on tensile strength of Nb steel plate rolled at  $\gamma + \alpha$  region in Type I and II rolling method.

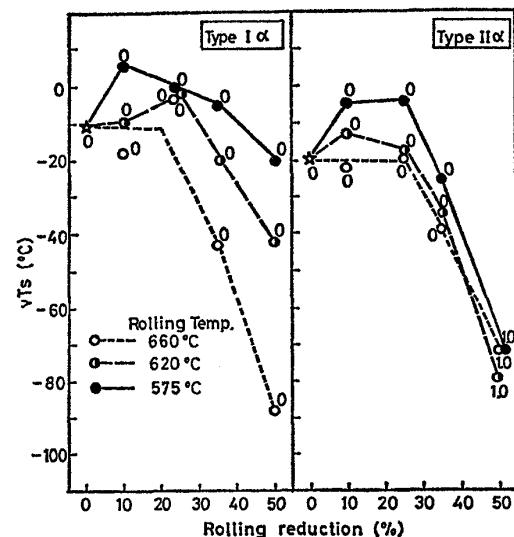


Fig. 5. Effect of rolling reduction on Charpy fracture appearance transition temperature of Nb steel plate rolled at  $\gamma + \alpha$  region in Type I and II rolling method. Digits show the numbers of separation in fractured specimen.

調べた結果、TS, YS の強度は圧延の Type  $\cdot$  鋼種を問わず圧下率の増大とともに単調増加した。その一例として Fig. 4 に Nb 鋼の TS 変化を示す。他方、圧延温度と同様に圧下率による  $vT_s$  変化は複雑であり、Fig. 5 に Nb 鋼の例を示す。両圧延とも圧下率 0% 材に比し 10~25% の軽圧下では一たん  $vT_s$  が劣化し、かつ圧延温度の低いほどこの劣化も大きい。しかし 35~50% の圧下率では  $vT_s$  が改善の傾向を示し、しかも Type I 圧延では圧延温度依存性が大きく、Type II 圧延ではこの圧延温度依存性がまったく認められない差異を示した。このような傾向は鋼種を問わず同じであった。図中の添字はシャルピー破面に認められたセパレーション (層状

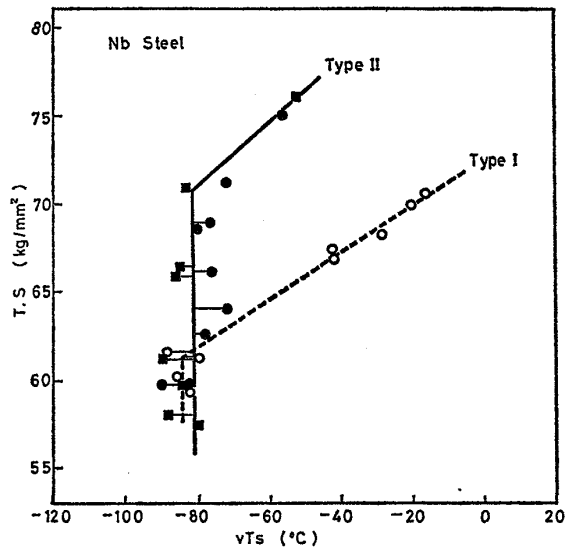


Fig. 6. Relation between tensile strength and Charpy fracture appearance transition temperature in Nb steel, 50% rolled at  $\gamma + \alpha$  region in Type I and II rolling method. Results of Type II are plots of 2 charges having similar chemical compositions.

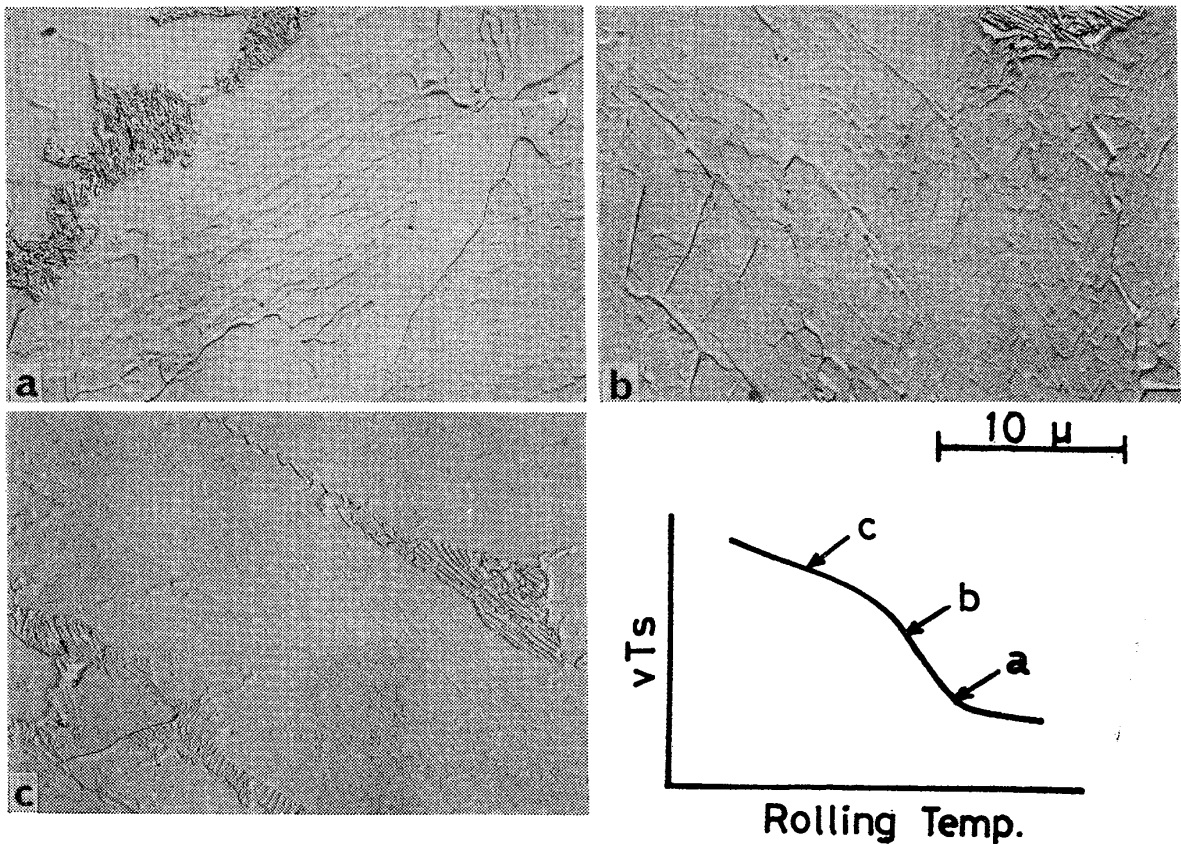
剥離)の本数である。Type II・ $\alpha$ の50%圧下材にの

みこのセパレーションが生成していた。4章にて後述するが、このセパレーションは加工 $\alpha$ の $vT_s$ に対してその脆化を抑制する作用をなし、Type II  $\alpha$ の50%圧下材が圧延温度依存性を示さないことの一因と考える。

以上の二相域圧延材の強靱性変化をわかりやすくするために Fig. 6 に Nb 鋼の二相域圧延温度が変化した場合の  $TS-vT_s$  関係を図示する。二相域圧延にて  $vT_s$  不変で  $TS$  のみが増加する領域から、脆化をともなつた強化へと移行する傾向が示されている。そして Type II 圧延のほうがこの脆化への移行がより低い圧延温度まで生じにくいことが本実験で明らかとなつた。このため Type II 圧延では良好な  $vT_s$  のまま Type I 圧延より約  $10\text{kg/mm}^2$  も高い  $TS$  レベルが得られる。

### 3.3 電子顕微鏡による下部組織観察結果

加工 $\alpha$ の下部組織と  $vT_s$  変化の関係を電子顕微鏡観察により調べた。Photo. 3 に Si-Mn 鋼の Type I・ $\alpha$  の圧延後空冷材の二段レプリカ法による観察結果を示す。(a)は  $vT_s$  の良好な  $700^\circ\text{C}$  圧延材であり、加工 $\alpha$ 中には細かなサブグレイン (subgrain) が認められる。 $vT_s$  の劣化しはじめた(b)の  $680^\circ\text{C}$  圧延材の加工 $\alpha$ 中の圧



a : Subgrains (air cooled after rolling at  $700^\circ\text{C}$ )  
 b : Cell structure on the recovery (air cooled after rolling at  $680^\circ\text{C}$ )  
 c : Deformed structure as rolled (air cooled after rolling at  $600^\circ\text{C}$ )

Photo. 3. Change in substructure of deformed ferrite in Si-Mn steel rolled with 50% reduction at  $\gamma + \alpha$  region in Type I rolling method.



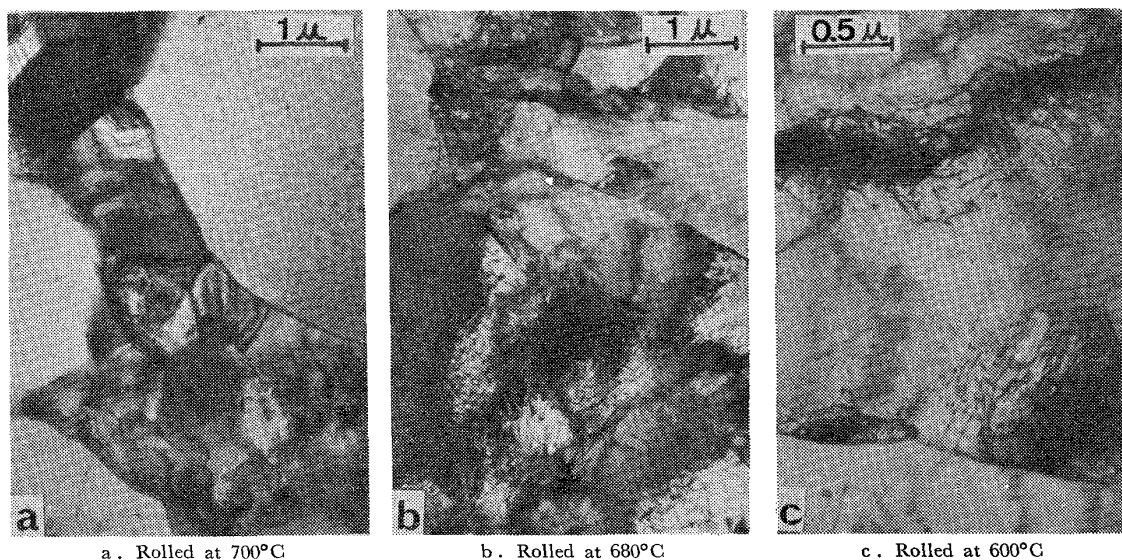


Photo. 4. Change in dislocation cell and wall of deformed ferrite in air cooled Si-Mn steel rolled with 50% reduction at  $\gamma + \alpha$  region in Type I rolling method.

延組織は(a)と比較すると完全なサブグレインまで致つていない、やや角ばつた wavy な亜粒界へと変化している。更に  $vT_s$  の劣化の著しい(c)の 600°C 圧延材では(a)(b)のような亜粒界状の下部構造は認められず 1~2  $\mu$  間隔のすべり線状の圧延組織が方向性を有して残存している。同一材の薄膜による直接観察の結果を Photo.4 に示す。加工  $\alpha$  中には高密度の転位群からなるサブグレイン、セル構造が認められ、これらのセルの形状および大きさは Photo. 3 の二段レプリカ観察時のそれぞれの下部組織と一致し、Photo. 3 の下部組織は圧延温度によつて形状こそ異なるが高い転位密度を有す亜粒界、圧延組織であることがわかつた。また Photo. 3, 4 の対比より加工  $\alpha$  の回復の程度も知ることができる。700°C の加工  $\alpha$  は亜粒界の形状、転位の集積度も他材とは明瞭に異なり転位の再配列をともなつた回復組織である。しかもこの空冷材と圧延直後の焼入材とで下部組織に差がないことから動的回復と考えられる。一方の 600°C 圧延材がこれと対照的に圧延のままの状態である。そして 680°C 圧延材の状態がこれら動的回復、圧延のままの中間状態であり、700°C 圧延材に比し、セル境界は不明瞭でかつ全体の転位密度も高く、静的な回復の進行が完全に終了していない状態と考えられる。

Type I, II 両圧延での二相域圧延温度と加工  $\alpha$  の下部組織変化の関係を Fig. 7 に示す。加工  $\alpha$  の組織分類は再結晶  $\alpha$  (図中記号 R), Photo. 3-(a) のようなサブグレイン形成(P), 同じく(c)に対応する圧延のままの組織(S)および P と S の中間で写真(b)のような圧延組織が wavy な不完全回復組織(RC)に別けた。図中には  $\gamma \rightarrow \alpha$  変態温度の影響を知るため、別に行つた 0.15C

TYP E	Steel	50% Rolling Temperature (°C)				Symbol
		700	650	600	550	
Type I $\alpha$	0.10C-Si-Mn	R, P		RC	S	
	0.05C-Si-Mn	R	P	RC	S	
	0.10C-V	R, P		RC	S	
	0.10C-Nb	R	P	RC	S	
	0.05C-V-Nb	P	RC		S	
Type II $\alpha$	0.10C-Si-Mn	R	P	RC	S	
	0.10C-V	R	P	RC	S	
	0.10C-Nb	R	P	RC	S	

Fig. 7. Relation between recrystallization or recovery behaviour of deformed ferrite and 50% rolling temperature at  $\gamma + \alpha$  region in Type I, II rolling method. And its effect on Charpy fracture appearance transition temperature.

と 0.05C 鋼の結果も併記する。Fig.7 より 3つの傾向がうかがえる。一つは Type I  $\cdot \alpha$  の圧延にて、0.15C 鋼と 0.10C-Nb 鋼が再結晶、サブグレイン形成の R, P 領域が約 50°C ほど低い圧延温度まで拡大されていることである。これは両鋼の  $\gamma \rightarrow \alpha$  の変態温度が低く、同一圧延温度では他鋼よりも少量の  $\alpha$  が大きな歪を受けたことになり、ちょうど加工度の影響に相当する傾向を示すものと考えられる。次に V, Nb の添加鋼がこの二例を除くと、R  $\cdot$  P 領域が Si-Mn 鋼よりも 25°C 程度高温の圧延温度域にあり、V, Nb 析出物による回復の抑制作用が示されていることがある。三つめの傾向は Type I  $\cdot \alpha$  に比し、Type II  $\cdot \alpha$  の圧延のほうが P  $\cdot$  RC の回復を示す領域が 50°C ほど低温圧延側へ拡大されていることである。これは Type II 圧延のほうが細粒  $\alpha$  を生じやすく、細粒鋼ほど再結晶・回復の核が多いのでその限界温

度が低温度側へ拡張されたものと考えられる。又、Fig. 7 中には Fig. 3 の圧延温度による  $vT_s$  変化と対応させて韌性の良好な領域と脆化域を識別した。Type I・ $\alpha$  の場合には R・P 領域、即ち加工  $\alpha$  が再結晶、回復組織を有する場合のみ良好な韌性が維持されている。再結晶、動的回復により、格子歪のような加工による脆化要因が緩和されたからであろう。一方 Type II・ $\alpha$  の圧延ではまったく下部組織の形態に関係なく、前者では脆化を示した RC, S 領域でも良好な韌性が維持されている。二相域圧延材の韌性変化は加工  $\alpha$  の組織変化のみでは説明できないことが判明した。

#### 4. 考 察

##### 4.1 二相域圧延の強化作用

$\gamma + \alpha$  二相域圧延により鋼は著しく強化され、①圧延温度が低いほど、②圧延加工度の大きいほど、強化は進む。そこで、Fig. 2 で求めた Type II 圧延での圧延温度と強度の関係を、加工  $\alpha$  量と強度との関係に置き換えた結果を Fig. 8 に示す。ここで加工  $\alpha$  量は二相域圧延直前の焼入組織から求めた  $\alpha$  量を用いた。加工  $\alpha$  量と強度とは直線関係が認められ、二相域圧延にて圧延温度を低下した場合の強化は加工  $\alpha$  の量によつて支配され、その強化度は加工  $\alpha$  の 10% 体積率あたり 3~3.5kg/mm<sup>2</sup> であることがわかった。

二相域圧延材の強化機構については①サブグレイン、

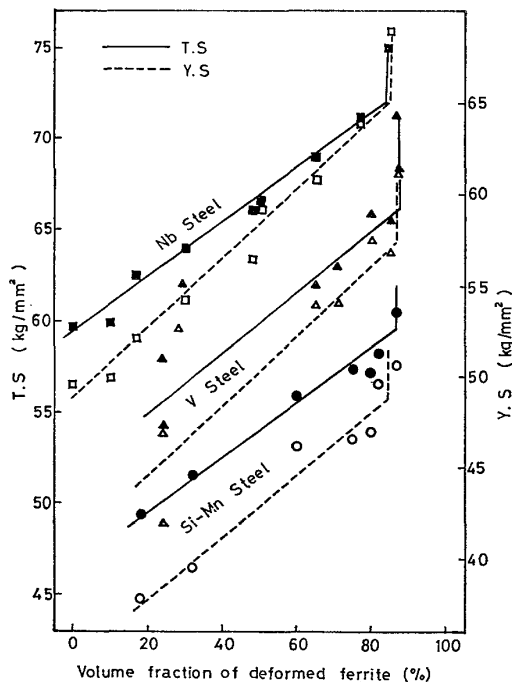


Fig. 8. Relation between volume fraction of deformed ferrite and tensile properties of steels 50% rolled at  $\gamma + \alpha$  region in Type II rolling method.

セルなどによる細粒化<sup>3)5)</sup>、②転位硬化<sup>4)</sup>が主体と考えられ、③V, Nb の析出強化の促進も可能性がある。田中ら<sup>3)</sup>は 710°C での 10% 圧延では②の転位強化は認められず各因子の消去法より、約 5kg/mm<sup>2</sup> のサブグレインによる YS 上昇を推定している。又、MANGONONら<sup>5)</sup>は加工  $\alpha$  が 100% サブグレインを生じた時のサブグレインによる YS 上昇 ( $\Delta\sigma_{SG}$ ) を求め、 $\Delta\sigma_{SG} = 12.8 + 1.39 d^{-1/2}$  (kg/mm<sup>2</sup>,  $d$  はサブグレインサイズ) の関係を示した。本実験での平均的な  $d$  の値として Photo. 4 より  $d = 1.5\mu$  をこの式に代入すると  $\Delta\sigma_{SG}$  は約 48kg/mm<sup>2</sup> であり、10% あたりの加工  $\alpha$  量に換算すると約 4.8kg/mm<sup>2</sup> となる。これは本実験の 10% 加工  $\alpha$  量による強度上昇率 3~3.5kg/mm<sup>2</sup> と比較的一致している。又、加工  $\alpha$  の量は不明だが田中らの求めたサブグレインによる強化度とも三者はよく合っている。加工  $\alpha$  の強度上昇としてサブグレイン、セル形成による微視的細粒強化作用の大きいことがわかった。ただし、②の転位硬化も、一般には転位密度 ( $\rho$ ) の平方根で強化に寄与するとされており、Photo. 4 の加工  $\alpha$  部の  $\rho$  の増加をみると決して無視できない。しかも HOLI<sup>6)</sup> の解析によると  $\rho$  の大きいものはセルサイズも小さくなることからサブグレインの大きさ、およびそのセル wall、セル内のトータル  $\rho$  の関係は相互作用を有し正確には分離できないことになる。結局のところ、約 3.5kg/mm<sup>2</sup> の加工  $\alpha$  増量による強化も、圧延温度が高くて再結晶や動的回復する場合には細粒強化が主体であり、回復が遅延する圧延温度になると転位硬化主体へと移り変わる性格のものであるが、たまたま加工  $\alpha$  量によつて Fig. 8 のように一義的に整理されたと考えられる。強化因子のバランスがくずれるとこの勾配、直線性も変わるだろう。次に析出物の影響としては、Fig. 2 の圧延温度と強度との関係で、V, Nb 鋼が 600~650°C 近傍で Si-Mn 鋼よりも強度上昇が大きく、回復の抑制作用としての影響のほうが強く現れているようである。

##### 4.2 加工 $\alpha$ の韌性に対するセパレーションの役割

3.3 節で示したように二相域圧延材の韌性変化は、Type II 圧延の結果のように加工  $\alpha$  の再結晶、回復挙動のみでは説明できなかった。又  $vT_s$  とよい相関があるといわれているシャルピー破面の破面単位<sup>7)</sup>を Si-Mn 鋼の 700, 600°C 圧延材で測定したが、Type I 圧延材では板厚方向で約 8 $\mu$ 、Type II 圧延材にて約 7 $\mu$  と、その圧延温度による差はなかった。サブグレイン、セル構造が 1 個の破面単位を構成するまでには致らない小傾角粒界であるからと考えられる。

そこで新しい韌性因子としてシャルピー破面のセパレ

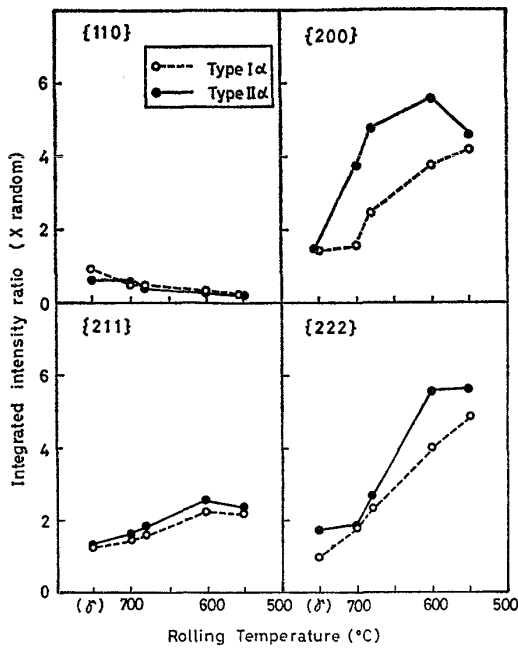


Fig. 9. Change in X-ray reflection intensity with 50% rolling temperature in Si-Mn steel rolled at  $\gamma + \alpha$  region in Type I, II rolling method.

ーションに注目した。Fig. 3 の各圧延温度材のシャルピー破面を観察すると、Type I 圧延ではまったくセパレーションが発生しないのに、Type II 圧延ではすべてにフルカーブ中で最大1~2本(ノッチ底から他端までの貫通われを1本とする)のセパレーションが認められた。制御圧延材でのこの種のセパレーションは{100}〈011〉集合組織発達に起因し、板面に平行な{100}面での脆性破壊が主破面の破壊に先行して起こるため破壊の三軸応力を緩和するので $vT_s$ を下げる効果がある。

このセパレーションの生成傾向の差がType IとII圧延での脆化挙動を異なつたものにしてしていると考えられる。そこでFig. 9に両圧延材のX線による各結晶面からの反射強度の変化を求めた結果を示す。Type I 圧延材は{100}集合組織の発達がType II 圧延に比し大幅に遅れていて、セパレーションの生成しにくいことがわかる。この理由として二点考えられる。{100}集合組織は $\alpha$ の加工によつて生じやすい。未再結晶 $\gamma$ 域の圧延により多数の変形帯を生ずるType II 圧延では $\gamma \rightarrow \alpha$ の変態進行が早く、同一圧延温度ならばType II 圧延のほうが加工 $\alpha$ の量が多いことになり集合組織も発達しやすい。あるいは $\gamma$ 域での圧延の影響が $\alpha$ の集合組織にも影響をおよぼすことが知られており<sup>8)</sup>、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態点直上の未再結晶 $\gamma$ 域の強加工で生成するType II  $\alpha$ のほうが集合組織への影響を受け継ぎやすいことも考えられる。

次に $\alpha$ の加工とセパレーションの関係を明瞭にするた

めV鋼にて以下の実験を行つた。冷間加工は鋼の靱性を劣化するといわれているので、あらかじめ{100}集合組織によりセパレーションを生成する制御圧延鋼板と全くセパレーションを生成しない鋼板を冷間圧延した場合、両者の脆化挙動が異なることが予想された。冷間圧延前の供試材として、セパレーション材は930°C加熱、78%圧下の700°C仕上材、セパレーションなし材は950°C加熱、69%圧下の780°C仕上材と930°C×60minの焼ならし材を用いた。18tmmの供試鋼を所定の冷間加工度まで圧延したのち2/3サブサイズのL方向2mmVシャルピー試験片を採取した。結果をFig. 10に示す。

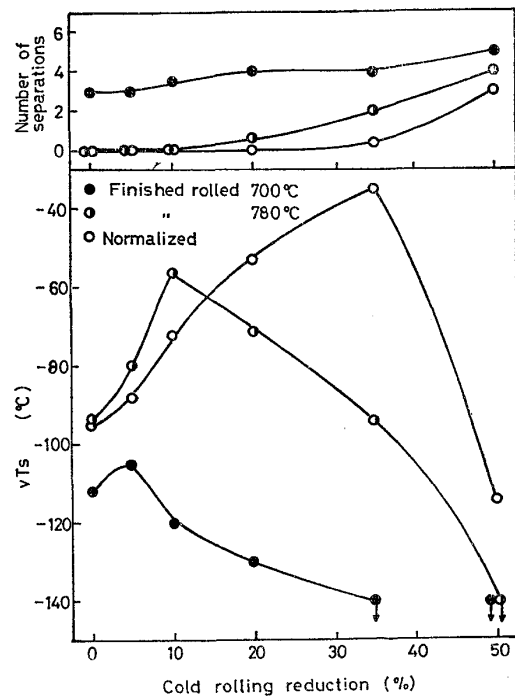


Fig. 10. Changes in Charpy fracture appearance transition temperature and number of separations with cold rolling reduction in V steels subjected to three different treatment.

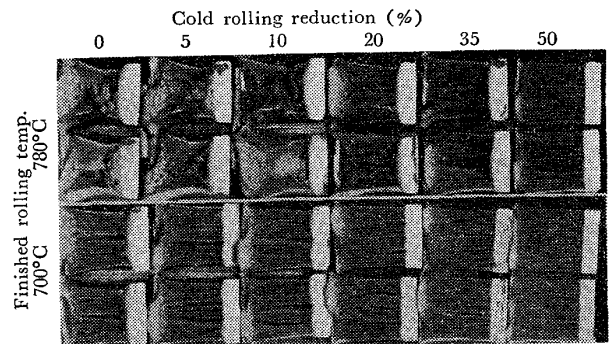


Photo. 5. Separations on fractured Charpy specimens introduced by cold rolling at two types of controlled rolled V bearing steel.



700°C 仕上材は熱間圧延のまま破面中に3本のセパレーションを発生するが (Photo. 5), 冷間加工度の増加とともにセパレーション本数が増加し  $vT_s$  も改善される。一方, 780°C 仕上, 焼ならしの両材は冷間加工度 0% ではセパレーションが発生せず, 冷間加工度の増加とともに  $vT_s$  は一たん劣化するが, 破面中にセパレーションが発生しだす加工度から  $vT_s$  は改善された。780°C 仕上材が焼ならし材よりも低い加工度からセパレーションを発生するのは熱間圧延時の {100} 集合組織を有していたからであろう。このように冷間加工ままで回復組織を生じない場合にもセパレーションがむしろ低温靱性の改善に寄与していること, および  $\gamma$ ,  $\alpha$  の加工履歴も  $\alpha$  の加工によるセパレーションの発生の容易さに関係していることが本実験により確認された。

すなわち, 二相域圧延材の靱性変化は次のようにまとめられる。加工  $\alpha$  が再結晶またはサブグレインや動的な回復組織を示す圧延温度では良好な靱性を示すが, 圧延温度が下がり, 下部構造が回復組織を示さない状態は低温靱性はよくない。ところが Type II 圧延のように {100} 圧延集合組織が発達した場合には一方でセパレーションの発生がおこり, 破壊の三軸応力が緩和されるために脆化組織の悪影響が遮蔽され, 良好な靱性が維持されるものと考えられる。又, 加工度の増加もこのような傾向を促進するだろう。このような考えに対して, BRAMFIT<sup>9)</sup> は二相域圧延による板面に平行な面での {111} 集合組織の発達に  $\alpha$  のすべり変形を促進するので靱性によいことを報告している。Fig. 9 に示すように本実験でも {111} 集合組織の発達がみられるが, 本報はセパレーションの発生を促進する {100} 集合組織の発達を重視する点で異なる。二相域圧延材の低温靱性に対しては加工  $\alpha$  の回復, 再結晶の他にセパレーションの重要性<sup>10)</sup> があり, 特に後者は回復組織を生じないような低温域圧延での良好な靱性の維持に有益であると考えられる。

## 5. 結 論

$\gamma + \alpha$  二相域圧延での鋼の強度と靱性の関係を, 再結晶  $\gamma$  からの  $\alpha$  の析出 (Type I  $\cdot \alpha$ ) と, 未再結晶  $\gamma$  からの  $\alpha$  の析出 (Type II  $\cdot \alpha$ ) の二種の二相分布状態にわけて検討し, 次の結果を得た。

(1) 二相域圧延にて圧延温度を低く, 加工度を大きくするほど強度は上昇する。強度増加は加工  $\alpha$  の体積率で整理され, 加工  $\alpha$  の体積率 10% あたり約 3.5kg/mm<sup>2</sup> の強度上昇を示した。加工  $\alpha$  の再結晶・回復温度域では

サブグレイン, セル構造による細粒化が, 未回復温度域では転位硬化が強化の主体と考える。

(2) 二相域圧延温度が 725~650°C 間であれば加工  $\alpha$  は再結晶又は動的回復組織となり靱性も良好である。圧延温度が低くなり回復組織が得られないと, Type I  $\cdot \alpha$  の圧延の場合には靱性が劣化するが, Type II  $\cdot \alpha$  の場合には靱性劣化は生じない。

(3) 同一圧延温度ならば, 二相域圧下率が大きいほど靱性は良好となる。

(4) Type II  $\cdot \alpha$  の加工  $\alpha$  が低い二相域圧延温度まで良好な靱性を維持するのは, 細粒  $\alpha$  の加工により回復の限界温度が低いことおよび, セパレーションを生成しやすいことによるものであろう。Ar<sub>3</sub> 変態点直上の未再結晶  $\gamma$  域での圧延が  $\gamma \rightarrow \alpha$  変態を促進し, 加工  $\alpha$  の量を増すことにより {100} 集合組織が発達しやすい。これはシャルピー試験にて板面に平行な層状の割れ (セパレーション) となつて破壊の三軸応力を低下させる。圧延温度が下がつて, 脆化のままの組織となつてもこの脆化を遮蔽して良好な靱性を維持させる作用を有す。

終わりに本研究の発表を許可いただいた中央技術研究所所長小田尚輝博士に深く感謝致します。また本研究の遂行にあたり助言を賜つた研究所次長 行俊照夫博士, 主任研究員 故福田実博士, 強力に実験を推進いただいた三塚清一氏に深謝致します。

## 文 献

- 1) W. E. DUCKWORTH: J. Met., Aug. (1966) p. 915
- 2) 福田 実, 橋本 保, 国重和俊: 鉄と鋼, 58 (1972) 13, p. 1832
- 3) T. TANAKA, N. TABATA, T. HATOMURA, and C. SHIGA: Proceedings of Micro Alloying 75 (1975), Washington p. 107
- 4) G. F. MELLO and J. D. DENNISON: Proceedings 3rd. Conf. on Strength of Metals and Alloys (1973) 1, p. 60
- 5) P. L. MANGONON Jr. and W. E. HEITMANN: Proceedings of Micro Alloying, 75 p. 59
- 6) D. L. HOLT: J. Appl. Phys., 41 (1970), p. 3197
- 7) H. OHTANI, F. TERASAKI, and T. KUNITAKE: Trans. ISIJ, 12 (1972), p. 118
- 8) たとえば I. KOZASU: Trans. ISIJ, 12 (1972) 3, p. 1629
- 9) B. L. BRAMFIT and R. A. MADER: Processing and Properties of Low Carbon Steel (1973), p. 191 [AIME]
- 10) D. N. HAWKINS: Metals Technology, 3 (1976) 9, p. 417