

論 文

UDC 669.14.018.292 : 621.771.237.016.2 : 669.15'292'293-194 :
669.15'74'782-194 : 620.186.5 : 669.112.228.1 : 539.55低炭素鋼における $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態域圧延効果の基礎的研究*

合田 進**・渡辺 國男***・橋本 嘉雄***

Effects of the Intercritical Rolling on Structure and Properties
of Low Carbon Steel

Susumu GOHDA, Kunio WATANABE, and Yoshio HASHIMOTO

Synopsis:

Recovery and recrystallization behavior of ferrite during and after intercritical rolling have been investigated in low carbon steel, using laboratory mill. The results obtained are as follows:

- (1) Dynamic recrystallization of ferrite occurs in the intercritical rolling with such a high reduction as about 80 per cent.
- (2) Dynamically recovered ferrite structure formed during the intercritical rolling is very stable as compared with that formed in the rolling below A_{r1} .
- (3) Fine ferrite-pearlite structure is obtained from austenite worked in the intercritical range.

Making use of these beneficial effects of the intercritical rolling, strong and tough steel can be produced by heating at reduced temperature, followed by the rolling both in the lower temperature range of austenite and subsequent intercritical range where the fraction of transformed ferrite is less than that of non-transformed austenite. It is also necessary, for this purpose, that the rolled products are air cooled or heat treated at the temperature below A_{r1} . The total rolling reduction being kept same, the properties of steel obtained by intercritical multipass rolling are nearly equivalent to those obtained by single pass rolling.

1. 緒 言

現在、圧延まの high strength 鋼を得る最も一般的な方法は、Nb, V などの添加鋼に制御圧延を行うものである。この圧延法に関する研究は極めて多く、種々の報告がなされているが、その目的とする強靱化はフェライト-パーライトまたはベイナイト組織の微細化が、次の手段により達成されるとするものである。(1)加熱、圧延の過程でオーステナイト(以下 γ と呼ぶ)粒を制御し、最終の再結晶粒を微細化する、(2) γ の未再結晶域での圧下率を高めることにより、 γ 粒界面積の増加・変形帯の導入をはかり、フェライト(以下 α と呼ぶ)の核生成サイトを増加させる。したがって、この圧延法は組織制御を γ 域での圧延を通して行うのが本来の形である。制御圧延の範囲を拡大して以下に述べる変態域圧延を含めて考えるものもあるが¹⁾、加工と変態の順序が変わり、組織が複雑に変化する変態域圧延法は制御機構から見て

別種の方法と考える方が適切であろう。

変態域圧延は圧延過程の一部の圧延温度が $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態域に入る圧延法($\gamma + \alpha$ 域または二相域圧延とも呼ばれている)である。しかし、一般には圧延温度が低下したためやむなく変態点以下で圧延される場合には、異常粗大粒の発生、混粒組織の生成、加工組織の残存、面内異方性の増大などが生じるため、このような圧延は材質劣化の原因となるので好まれていない。しかし、変態域圧延を利用しようという考えは古くからあり²⁾、最近でも種々の研究が報告されている。これらの研究で、変態域圧延による強度の上昇という利点は共通に認められているものの、靱性については、(1)劣化するとするもの³⁾⁴⁾、(2)強化のみで靱性は変わらないが、同程度の強度を得るためには炭素当量を下げられるという溶接性向上の利点を挙げるもの⁵⁾、(3)強靱化の効果が認められるものなどに分かれている。また、改善するとするものについても、その限界については必ずしも一致せ

* 昭和 52 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 53 年 9 月 27 日受付 (Received Sept. 27, 1978)

** 新日本製鉄(株)堺製鉄所 工博 (Sakai Works, Nippon Steel Corp., 1 Chikkoyawata-cho Sakai Osaka 590)

*** 新日本製鉄(株)堺製鉄所 (Sakai Works, Nippon Steel Corp.)

ず、特定条件下で特質を利用しようとしているようである^{6)~9)}。なお、変態域圧延後焼入れる加工熱処理法¹⁰⁾¹¹⁾、特に合金鋼における強靱化効果を強調するもの¹²⁾などもあるが、普通鋼の変態域圧延の効果さえも評価が一致していないのが現状である。その理由は変態域において加工される α 粒が加工中・後にどのような挙動をとるかについて十分な検討が行われていないためと考えられる。

一般に γ 鉄は高温での加工時に動的再結晶することがねじり試験などで調べられており¹³⁾、圧延時の再結晶についての検討もなされている¹⁴⁾。一方、 α 鉄は動的回復が容易であるため、一般に動的再結晶は起こり難く、また不純物元素の影響を受けやすいため、これに関する詳細な報告は高純度鉄についてあるのみで¹⁵⁾、商用鋼についての研究はないようである。

さらに、以上の高純度 α 鉄の動的再結晶の研究も α 単相域での実験であるので、 γ 鉄との共存状態にある変態域における α 鉄に関する研究は行われていない。著者らはこれらの点を考慮して、変態域における α 鉄の圧延中・後の回復・再結晶挙動の解明が変態域圧延の効果を利用するために不可欠であると考え、低炭素鋼について基礎的検討を行い有効な知見を得た。さらに、この結果を用いて機械的性質の試験を行い、従来 Nb, V などの添加を行って制御圧延で製造して来た高靱性高張力鋼を低炭素普通鋼の変態域圧延で製造し得る見通しを得た。

2. 圧延中・後のフェライトの回復・再結晶挙動

2.1 実験方法

供試鋼は転炉溶製の低炭素普通鋼を素材として用いた。成分を Table 1 に示す。圧延実験は素材から 20 t \times 50 w \times 50 l mm の試料を採取し、実験用二段圧延機

Table 1. Chemical composition of testing material (wt%).

C	Si	Mn	P	S	sol.Al	insol.Al	N
0.13	0.34	1.32	0.017	0.011	0.010	0.005	0.0032

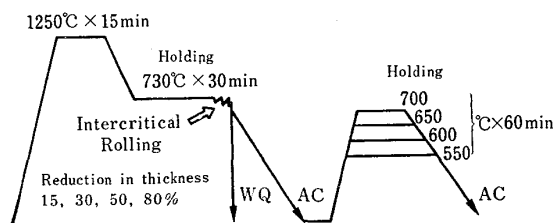


Fig. 1. Experimental process on the study of recovery and recrystallization during and after intercritical rolling.

(ロール寸法: 380 ϕ \times 400mm) を用いて、Fig. 1 に示す工程で圧延速度は 20 rpm で行つた。また、試料には熱電対を埋込み、加熱から圧延・冷却の全熱履歴を測温記録した。圧延前に 730°C で一旦炉中に保持したのは試料の表面、内部の温度差から変態量が材料内部で異なることを避けるためである。この場合の変態点は Ar_3 点が 780°C、 Ar_1 点が 630°C である。圧延は変態域 1 パスで圧下率を変えて行つたが、圧延後(1)直後水焼入れ(2)室温まで空冷、(3)一旦室温まで空冷後 550~700°C の温度範囲で 1 h の再熱処理を行つた。(1)は圧延

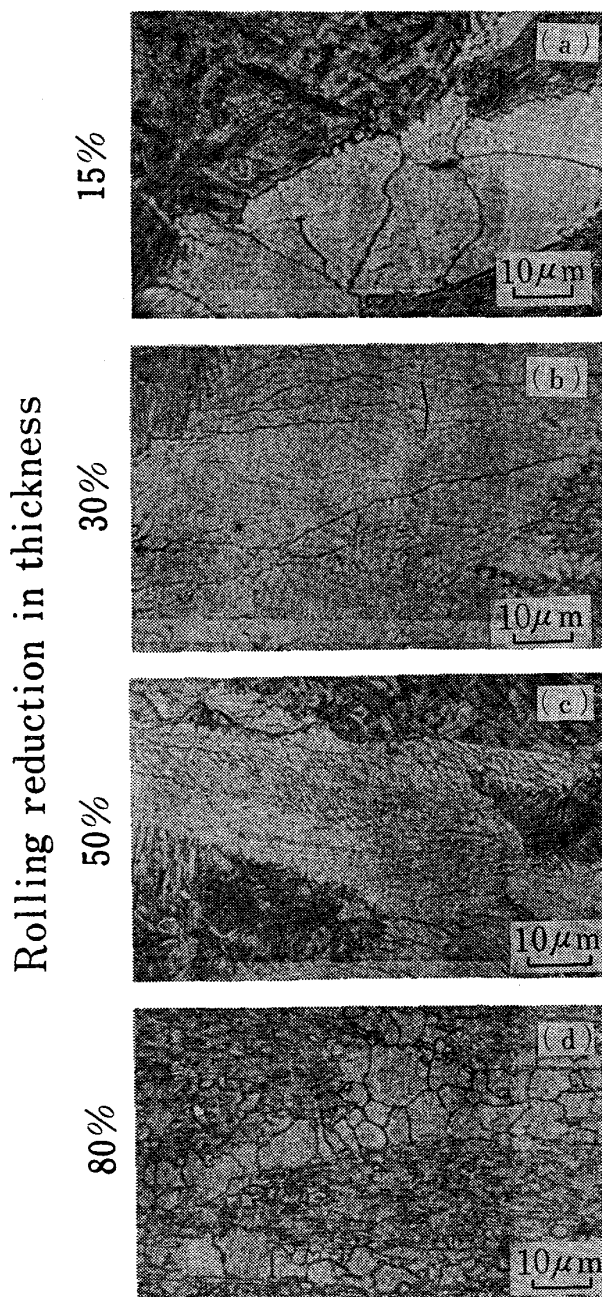


Photo. 1. Microstructures of specimens water quenched after intercritical rolling at 730°C.

直後での α の回復・再結晶挙動を、(2)は圧延された γ から変態した後の組織を、(3)は圧延された α の熱処理による変化を調べることを目的とした。圧延材の調査のため光学顕微鏡および電子顕微鏡による組織観察および硬度測定(ピッカース, 5kg)を行った。

2.2 実験結果および考察

Photo. 1 に 730°C で圧下率(a)15, (b)30, (c)50 (d)80% で圧延後焼入れた試料の光学顕微鏡組織を示す。変態域で圧延された α と、 γ として圧延され急冷に

より、マルテンサイトに変態した部分が認められる。 α 粒内には圧下率 15~50% の場合亜粒界が観察され、サブグレインの数は圧下率とともに増加する。特に 50% のときは動的回復がほとんどの粒で起こっている。これに対し、圧下率が 80% になると、 α 粒内の下部組織(substructure)は消滅し、全体としては延伸した元の α 粒の中に完全に再結晶したと見られる小さいポリゴナルな α 粒が出現する、これが圧延中に起こった動的再結晶であるか、圧延直後焼入れまでの 1 s 以内の時間に起こった静的再結晶であるかについては後述する。

次に、730°C で変態域圧延後室温まで空冷した試料の顕微鏡組織を Photo. 2(a)~(d)に示す。 α として圧延された部分の組織は焼入れ材と同じである。一方 γ として圧延された部分は α とパーライトに変態するが、圧下率が低い場合には Widmanstätten 状フェライトが多く見られるのに対し、圧下率の上昇とともに変態組織は微細になり上記形状の α 粒は消滅する。特に、80% 圧下後空冷の場合に得られる α 粒は粒度番号 12 以上の細粒になっており、変態域における γ の圧延による細粒化効果は極めて著しいことがわかる。

次に、変態域圧延により生じた α の動的回復組織が圧延後の熱処理においてどう変化するかを調べるため、熱処理前後の組織を同一箇所と比較した例を Photo. 3 に

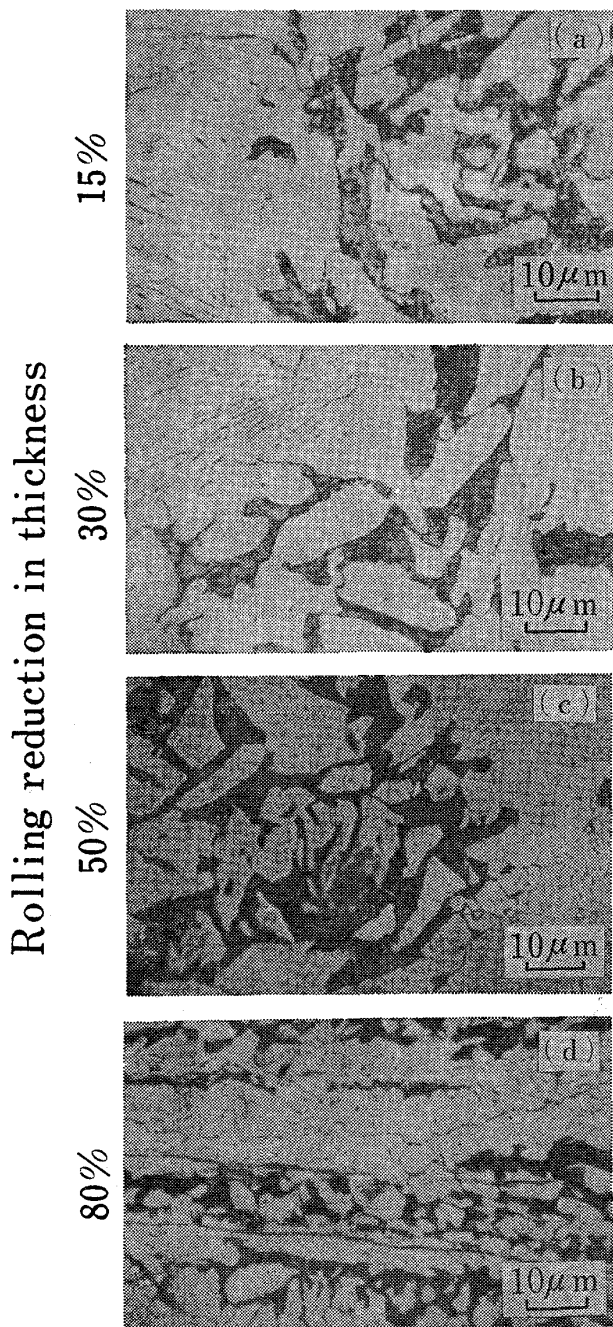


Photo. 2. Microstructures of specimens air cooled to RT after intercritical rolling at 730°C.

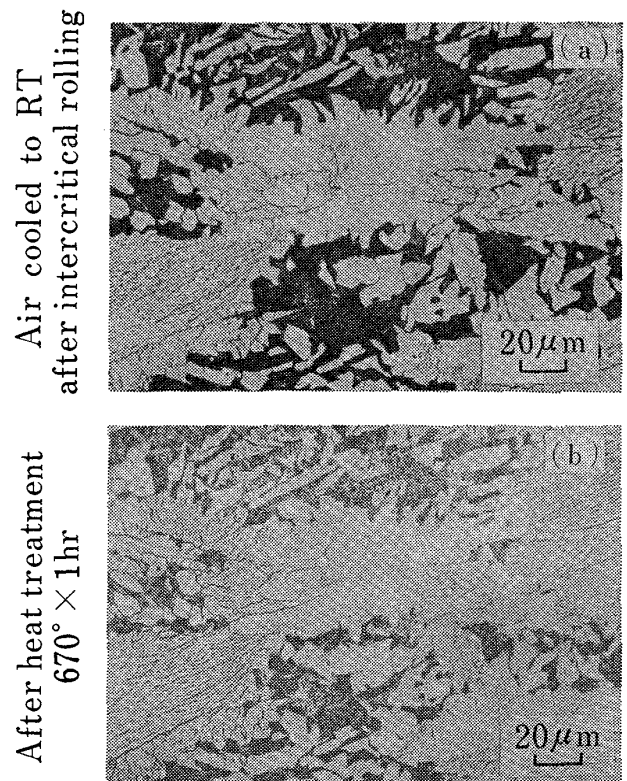


Photo. 3. Effect of heat treatment on microstructure of intercritically rolled steel.

示す。(a)は730°Cで圧下率50%の変態域圧延後室温まで空冷したもので、(b)はこれをさらに670°C 1hの熱処理後の顕微鏡組織であるが、変態域圧延時に形成された動的回復組織は極めて安定であり、粒界移動、新しい粒の生成、亜粒界の消滅などの変化はほとんど見られない。Fig. 2は変態域圧延後空冷材の熱処理による硬度変化を α 域圧延後空冷材の場合(圧下率はいずれも50%)と比較したものである。ここで、 α 域圧延材はより低温で加工されているため加工組織が多く存在し、圧延ままおよび650°C以下の熱処理に対しては変態域圧延材より高いレベルにあるが、650°Cをこえる熱処理で静的再結晶による軟化が進行し、700°Cでは硬度が逆転する。変態域圧延材は既に示したように回復組織が主で700°C以下の熱処理では変化せず、残存する転位が消滅する程度で軟化が小さいと思われる。

また、参考のため α 域圧延で形成される下部組織の熱処理による変化を圧下率を変えて調べた結果をFig. 3に示す。図では、3% nitalで10s間エッチしたときに現れる亜粒界を含む粒の面積率を熱処理条件に対してプロットした。圧延まま、600°C処理では圧下率が高いほどこの割合が高いが、600~650°Cの熱処理温度で関係は逆転し、700°Cでは圧下率が高いほど再結晶が進んでいる。これは冷間加工一再結晶の場合によく知られている機構と同様に考えてよいが、変態域圧延の場合は下部組織がはるかに安定であり、圧下率と再結晶速度については同様の考え方ができないと推論される。

以上、変態域圧延における動的回復 α は極めて安定で

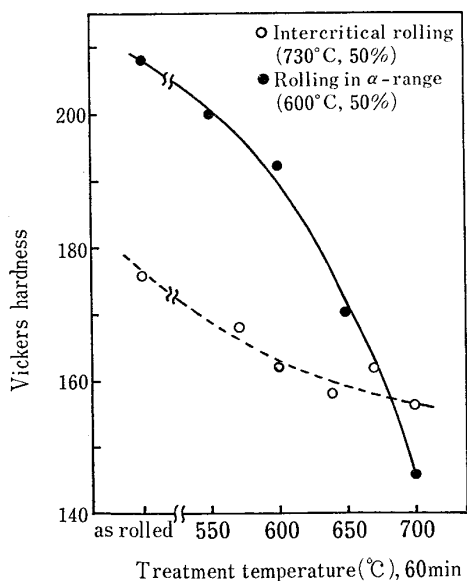


Fig. 2. Change of Vickers hardness with heat treatment temperatures after rolling in intercritical and α -range.

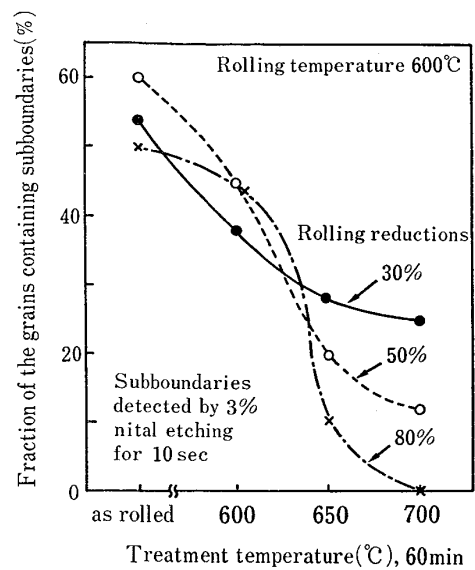


Fig. 3. Change in the fraction of the grains containing subboundaries with heat treatment temperatures after rolling in α -range with various rolling reductions.

あることが確認された。次に、730°Cで80%圧下後焼入れた試料中の再結晶 α についてその機構を明らかにしよう。従来 α は γ に比べて、上昇運動、交差すべりなどの転位の移動が容易なため、その再配列に伴う回復も容易で、再結晶に必要な歪エネルギーに達する前に回復して再結晶に至らないといわれている。一方、 α の動的再結晶に関してはGLOVERとSELLARSが純度の異なる鉄について、ねじり試験により検討している¹⁵⁾。彼等は再結晶の判定を応力-歪曲線から行っているが、最初のピーク応力または定常状態に達するまでの歪 ϵ_m をZENER-HOLLOMONのパラメータ $Z = \dot{\epsilon} \exp(-Q/RT)$ (ここで $\dot{\epsilon}$, Q , R , T はそれぞれ歪速度, 熱間変形の活性化エネルギー, 気体定数, 絶対温度を表す。)に対して、Fig. 4のように再整理している。図中、VMは真空溶解鉄、ZRは帯溶融鉄を示すが、模式図から明らかなようにZ値がVMでは 5×10^{12} 以上で動的再結晶から動的回復に遷移する。ZRはこの図のみからでは明らかなでないが、組織観察により再結晶から回復に遷移するZ値は約 $10^{15} s^{-1}$ であると述べている。なお、図中に本研究で求めた再結晶が起こる臨界歪量(ϵ_c)を示す。変形様式の違いおよび初析 α と通常の α という違いはあるが、高純度鉄、特にVMでは動的再結晶が起こり得ないようなZ値で再結晶が起こっている。したがって、本研究における再結晶が動的回復に引き続く静的再結晶とも考えられるのでその可能性を検討した。

Fig. 5は同じくGLOVERらの行った α 鉄の静的再結晶に関する研究¹⁶⁾において、ねじり試験により定常状態

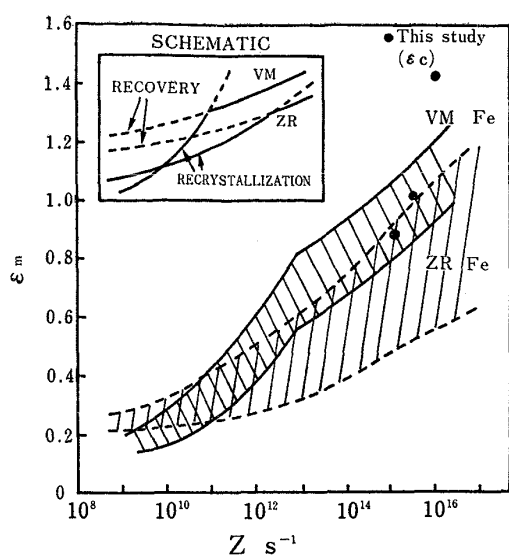


Fig. 4. Dependence of strain (ϵ_m) to the initial peak stress or to the onset of steady state on Z for vacuum-melted and zone-refined iron.
[Glover and Sellars: Met. Trans., 4 (1973), p. 765]

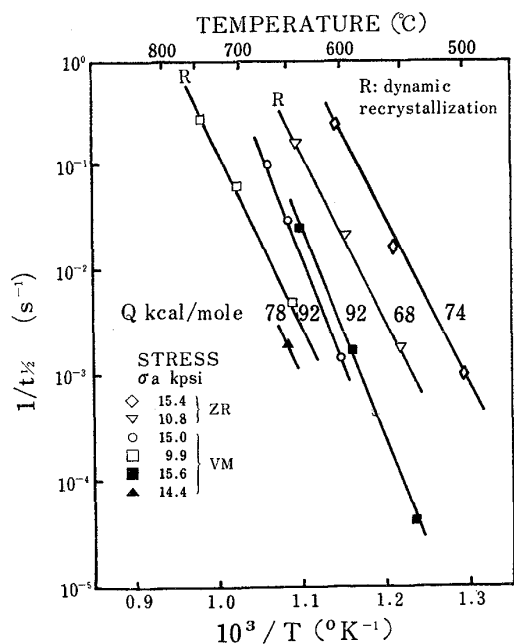


Fig. 5. Effect of temperature on the rate of recrystallization of zone-refined and vacuum-melted irons.
[Glover and Sellars: Met. Trans., 3 (1972), p. 2271]

に達するまで加工した後に加工を止め、その後起こる静的再結晶速度と温度の関係を示したものである。ここで再結晶速度は再結晶分率が50%に達するまでの時間 $t_{1/2}$ の逆数で表されており、比較的純度の悪いVM鉄の定常状態応力 σ_a が15.6 ksiの場合に得られる直線

を730°Cまで外挿すると $t_{1/2}$ は0.23 sになる。これは、本実験で圧延後焼入れに要する時間以内にあり、一見動的回復後の静的再結晶とみてもよいように思われる。しかし、前述したごとく変態域圧延で得られる回復フェライトが極めて安定であるのに対し、上記外挿は再結晶が容易な純鉄を α 域で加工した場合のものであることを考慮すれば、むしろ微視構造の変化、すなわち動的再結晶と静的再結晶の区別の直接的証拠である結晶粒内の転位構造の差に注目すべきものと思われる。Photo. 4 (a), (b)はそれぞれ730°Cで63および77%の圧下率で圧延後焼入れた試料の電子顕微鏡写真である。(a)は光学顕微鏡で回復組織と判定される組織に対応しており、典型的な下部組織の発達がみられる。(b)はPhoto. 1の圧下率80%の場合の例に対応しており、明らかに大きく成長したサブグレイン中に存在する転位は再結晶時に圧延により導入された転位とみることができ、動的再結晶の直接的証拠と考えられる。さらに付言するとこの転位が焼入れによる周囲のマルテンサイト生成に伴う歪で導入されたものでないことは焼入れに関しては同等な条件である(a)の中には見出されないことか

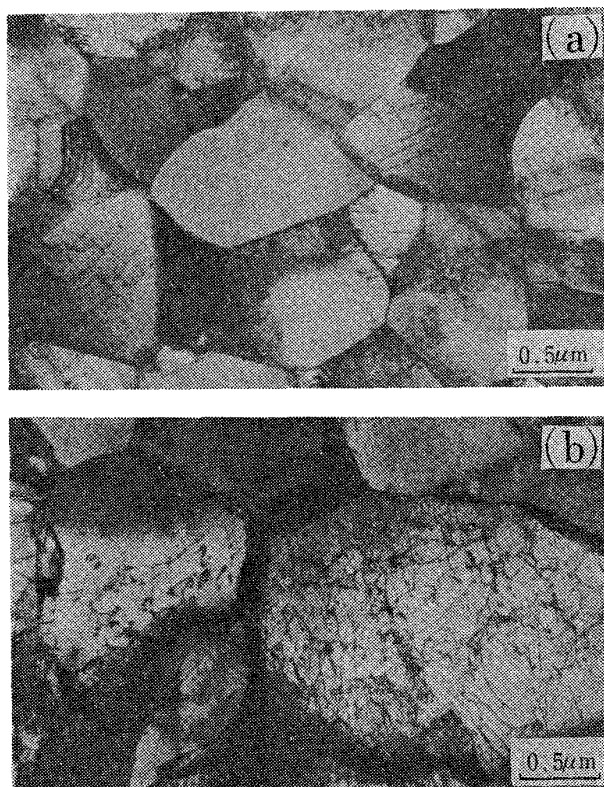


Photo. 4. Electronmicrographs of (a) dynamically-recovered ferrite (Rolling reduction: 63%, Strain rate: $\sim 10 \text{ s}^{-1}$) and (b) dynamically-recrystallized ferrite (Rolling reduction: 77%, Strain rate: $\sim 12 \text{ s}^{-1}$).

ら明らかであろう。

3. 変態域圧延材の機械的性質におよぼす製造要因の影響

3.1 実験方法

前章で得られた知見を鋼の強靱化に利用するため室内実験により機械的性質におよぼす変態域圧延の効果を検討した。供試鋼および実験用圧延機は前章と同じものを使用した。圧延素材は $20t \times 60w \times 150 \sim 300l$ mm とし、仕上板厚は $6 \sim 12$ mm に変えた。加熱・圧延条件は Fig. 6 に示すとおりであるが、次の各要因について調査した。

- ① 加熱温度 ($950 \sim 1250^\circ\text{C}$, 各 1 h)
- ② γ 域圧延温度 ($760 \sim 950^\circ\text{C}$, 各 40%)
- ③ 変態域圧延前等温保持温度 ($600 \sim 760^\circ\text{C}$, 各 0 および 30 min)
- ④ 変態域圧延圧下率 (0~50%)
- ⑤ 圧延後空冷途中等温保持 ($300 \sim 700^\circ\text{C} \times 1$ h) または室温まで空冷または一旦室温まで空冷後焼もどし ($500 \sim 700^\circ\text{C} \times 1$ h)。

なお、各要因調査のためには他の条件を一定しておく必要があるが、このために採用した条件は次の通りである。すなわち、加熱温度： 950°C 、 γ 域圧延： 800°C 40% 圧下、変態域圧延： 730°C で 30 min 等温保持後、50% 圧下、圧延後熱処理：空冷途中 600°C 1 h 保持、仕上板厚： 6 mm。

圧延材の試験には引張試験では試料を 5 mm に減厚した JIS13B 号試験片を、シャルピー試験では 2 mmV ノッチ 5 mm サブサイズ試験片を用いた。組織は光学顕微鏡および一部電子顕微鏡で調査した。

3.2 実験結果および考察

変態域圧延材の機械的性質におよぼす各要因の影響は次のとおりである。

3.2.1 加熱温度の影響

Fig. 7 に加熱温度と降伏点、引張強さおよび $v\text{Trs}$ の関係を示す。圧延後 600°C 処理の場合、強度は加熱温

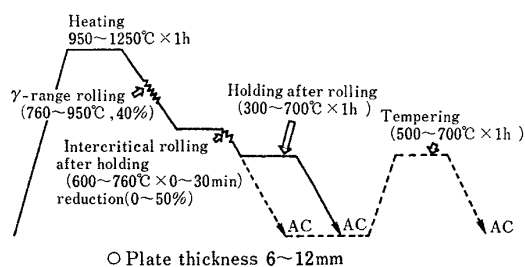


Fig. 6. Heating and rolling conditions, and thermal histories after rolling.

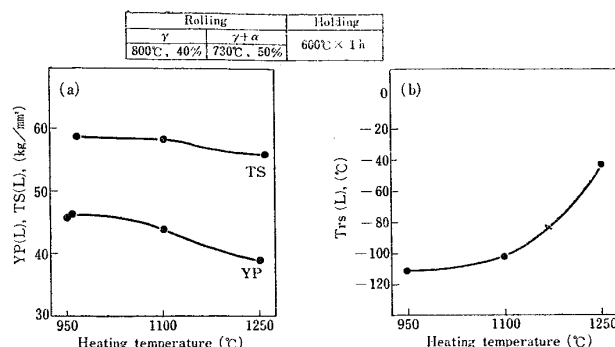


Fig. 7. Relation between heating temperature and mechanical properties; (a) yield point and tensile strength, and (b) Charpy FATT.

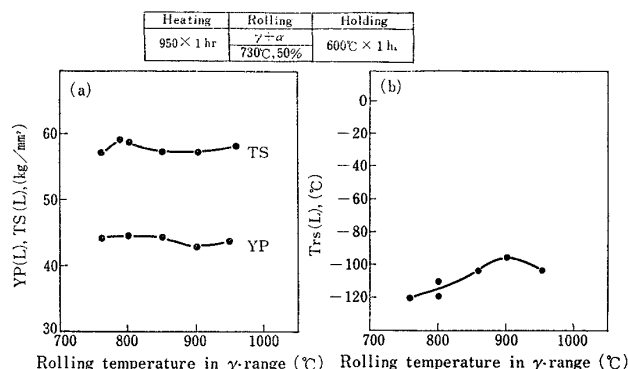


Fig. 8. Relation between rolling temperature in γ -range and mechanical properties; (a) yield point and tensile strength, and (b) Charpy FATT.

度の低下につれて若干増大し、 $v\text{Trs}$ は低くなる。特に、 1100°C 以下では -100°C 以下の良好な靱性が得られる。一方、 1250°C では靱性の劣化程度が大きいがこれは γ 粒の粗大化が大きな原因であり、 800°C 40% の γ 域圧延では十分な γ の細粒化が達せられないためと考えられる。

3.2.2 γ 域の圧延条件の影響

γ 域の圧延開始温度と強度、靱性の関係を圧延後空冷途中保持温度が 600°C の場合について Fig. 8 に示す。降伏点は γ 域の圧延温度の低下につれて若干上昇、 $v\text{Trs}$ は低下する。 γ 域の圧延温度は加熱温度とともに変態域圧延材の靱性に大きく影響するが、これは γ 粒の微細化および延伸による粒界面積の増加に続く α の核生成サイトの増加による α の細粒化に基づくものと考えられる。

3.2.3 変態域の圧延条件の影響

変態域圧延前の等温保持温度と引張試験値・靱性の関係を Fig. 9 に示す。ここで、圧延前の保持は材料内の温度を均一にする目的で 30 min 行っている。この図で

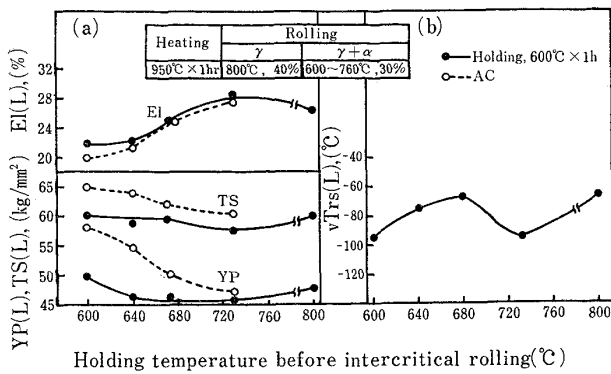


Fig. 9. Relation between holding temperature before intercritical rolling and mechanical properties; (a) tensile properties and (b) Charpy FATT.

は変態域圧延の圧下率は 30% 一定とし、圧延後の熱処理条件は空冷途中 600°C 1 h 保持と空冷ままの 2 条件の結果を示している。ただし、圧延前等温保持温度 600°C の場合は α 域圧延であり、また参考のため γ 域のみで圧延した 800°C の場合も示した。圧延温度が低下すると、空冷ままでは降伏点、引張強さが高くなるが、600°C 1 h 保持の場合には変化が小さい、伸びは圧延温度の低下につれて小さくなるが、この場合は圧延後の処理条件の影響はほとんどない。一方、靱性は γ 域のみで圧延を終了した場合に比べて、変態率が約 40% の 730°C で圧延すると $vTrs$ の改善が大きい。しかし、さらに低い 670°C になると靱性改善効果はほとんどなくなり、さらに温度が下がると $vTrs$ は再び低下するがこの場合はセパレーションの発生が著しく吸収エネルギーが低下する (670°C: vEo 7.7kgm, 640°C vEo 6.2kgm)。次に、Fig. 9 と同一条件で、変態域圧延前保持温度の変化による $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の割合を水焼入れ試料について調べた結果を Fig. 10 に示す。 $vTrs$ が最も低くなる 730°C の変態率は 40% 程度である。したがって、靱性改善効果には変態域で加工された γ から生成する微細 α の影響が大きく、圧延時の未変態 γ の割合が 50% 以上あることが必要であると考えられる。

次に変態域圧下率と降伏点、引張強さおよび全伸びの関係を Fig. 11 に、圧下率と靱性の関係を Fig. 12 に示す。ただし、圧延後の熱処理は 600°C 1 h および空冷ままとし、その他は基準条件どおりとした。降伏点、引張強さは空冷ままでは圧下率 30% までは増加するが 50% では逆に減少するのに対し、600°C 処理では圧下率が増すにつれて逆に低下する。また、伸びは強度とほぼ逆の傾向を示す。靱性に関しては、 vEo は圧下率 30% までは改善されるが、これを越えると低下傾向を示し、その程度は空冷ままが大きく、空冷材を 600°C 1 h 熱

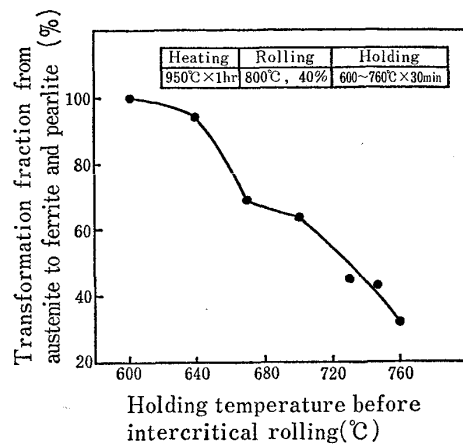


Fig. 10. Relation between transformation fraction and holding temperature before intercritical rolling.

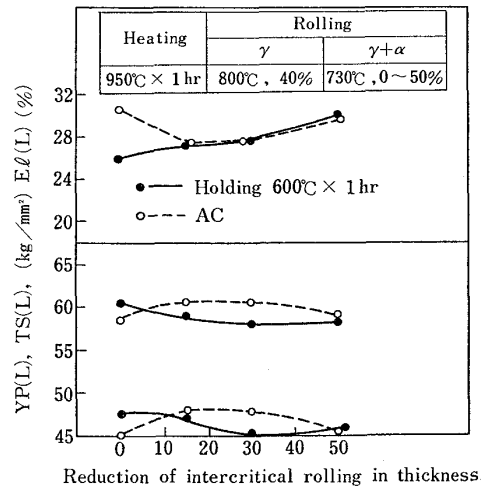


Fig. 11. Relation between reduction of intercritical rolling and tensile properties.

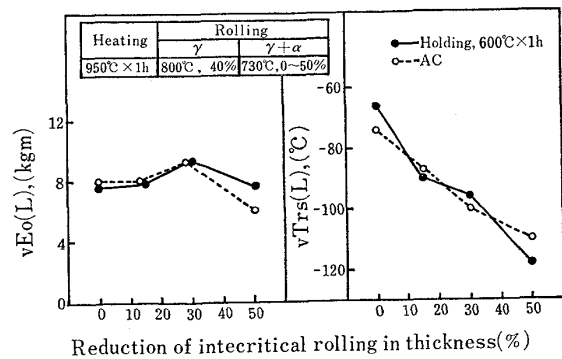


Fig. 12. Relation between reduction of intercritical rolling and $vEo(L)$, $vTrs(L)$.

処理すれば靱性が改善されるようである。一方、 $vTrs$ は圧下率とともに一様に低下し、圧延後の処理条件の影響はほとんどない。変態域圧延時の最適な圧下率は吸収エネルギーと遷移温度の両者を考慮すべきである。Photo.

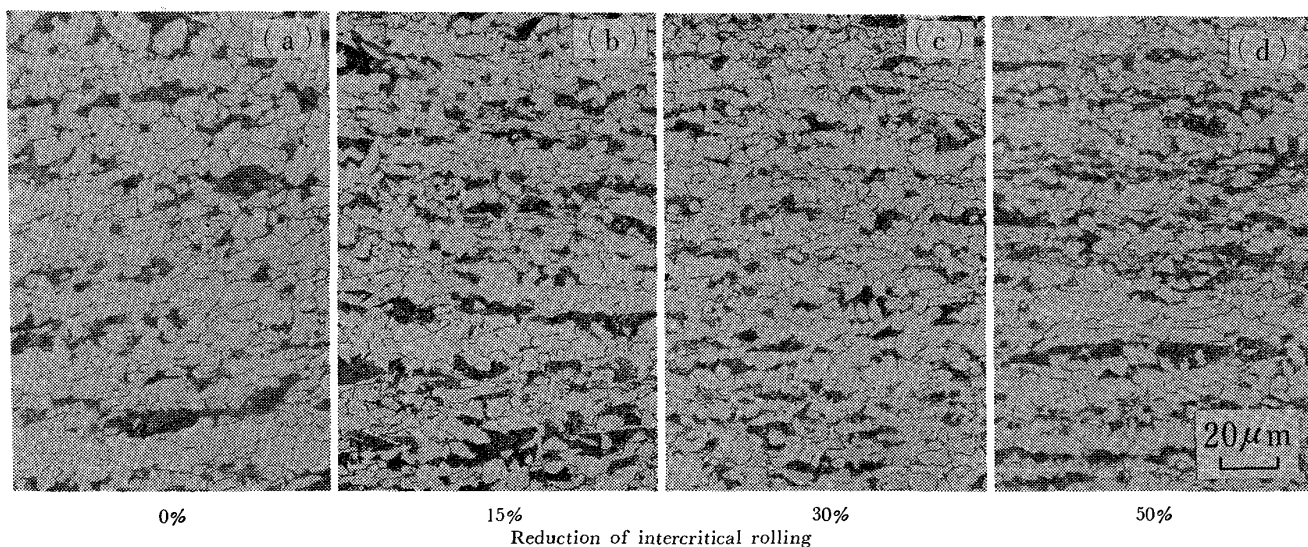


Photo. 5. Change of microstructures with rolling reduction.
 (heated $950^{\circ}\text{C} \times 1\text{h} \rightarrow 40\%$ reduction at $800^{\circ}\text{C} \rightarrow$ held 30 min)
 (at $730^{\circ}\text{C} \rightarrow$ intercritical rolling \rightarrow held 1 h at $600^{\circ}\text{C} \rightarrow \text{AC}$)

5 (a)~(d)に圧下率を変化させた場合の光学顕微鏡組織を示す。圧下率が0から50%に増加すると α の粒度番号は約11.5番程度から12.5番程度になる。また、変態域圧延により下部組織の発達することが認められる。

3.2.4 変態域圧延後の冷却・熱処理条件の影響

変態域圧延後の熱処理条件の機械的性質におよぼす影響を Fig. 13 に示す。圧延条件は基準条件どおりとし、圧延後は空冷途中保持および一旦室温まで空冷後焼もどしを $300 \sim 700^{\circ}\text{C}$ で行つた。熱処理温度が 650°C から 500°C まで低下すると、空冷途中保持・焼もどし材ともに降伏点、引張強さは 100°C 当り約 5 kg/mm^2 上昇するが、さらに低温になると強度上昇は飽和する。伸びは強度と逆の変化を示す。また、 $v\text{Trs}$ は 600°C 以下の熱処理に対しては良好な値を示すが、 650°C 以上では劣化している。本鋼種の圧延後の Ar_1 点は 630°C 付近にあり、ほぼ 630°C 以下で熱処理することが良好な靱性を得るために必要である。

3.2.5 累積圧下の影響

以上の実験では γ 域、変態域とも各1パス圧延とし、それぞれの圧延条件の影響をできるだけ単純化した、しかし、ミル圧延機において1パス50%というような大圧下をとることは困難なことが多く、同じ全圧下率を得るためには小さい圧下率で多パス圧延されるのが普通である。したがって、変態域圧延法を実用化するためには、ミル圧延に近いドラフト・スケジュールを用いて、1パス圧延で得られた強靱化効果が累積圧下によつても得られるかどうかの検討が必要である。そのため、圧延

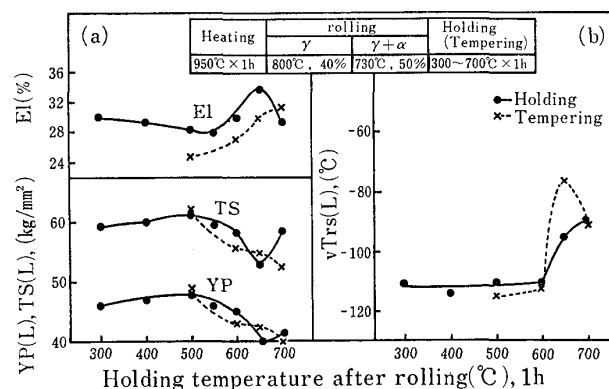


Fig. 13. Relation between holding temperature after rolling and mechanical properties; (a) tensile properties and (b) Charpy FATT.

開始温度を 730°C 、パス回数1~8パスで全圧下率が34~36%になる圧延実験を行つた。圧延条件および材質試験結果を Table 2 に示す。ここでパス回数以外の材質影響要因としてパス回数が増すほど圧延温度範囲が低温まで、すなわち変態率が高い領域まで広がることが挙げられる。このため、36%1パスの場合を除いて2パス以上ではパス回数が増えるほど降伏点・引張強さは上昇する。しかし、伸びは1パスの場合を除いてほぼ同等で、靱性も2パスの場合を除いてほぼ同等のレベルにある。この結果から見ると、変態域の多パス圧延により強度が上昇することはあつても、靱性が劣化することはなく累積圧下の影響は同一の圧下率の1パス圧延の場合からほぼ推定できるといえよう。

Table 2. Effects of multipass rolling on mechanical properties.

Heating temperature °C×1h	Rolling temperature °C	Reduction per pass %	Number of passes	Total reduction %	Tensile test			Charpy impact test	
					YP(L) kg/mm ²	TS(L) kg/mm ²	El(L) %	vTrs(L) °C	vEo(L) kgm
950	730-645	5	8	34	45.6	59.8	26.5	-82	7.8
950	730-685	10	4	34.5	42.9	58.3	25.5	-72	7.8
950	730-710	15	3	33.5	40.7	57.5	26.5	-76	7.3
950	730-715	20	2	36	39.9	56.5	27	-86	12.1
950	730	36	1	36	45.7	61.0	31	-77	8.4

Holding after rolling 600°C×1h

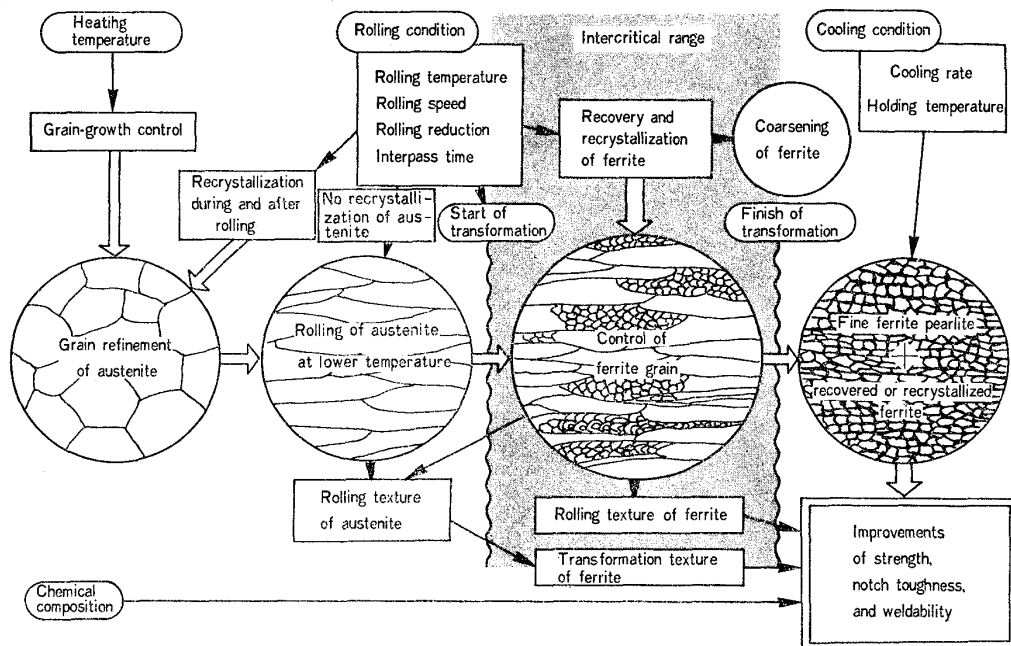


Fig. 14. Metallurgy of intercritical rolling in low carbon steel.

4. 変態域圧延の強靱化機構

以上に述べた変態域圧延材の材質におよぼす諸製造要因の影響をまとめて、Fig. 14 に示す。従来の制御圧延は圧延温度範囲が γ 域に限定されているため、制御因子は比較的少なくその効果についてもかなりはつきりしている。これに対し、変態域圧延は主要な制御項目として変態域における α 結晶粒の制御が加わっているのでこの要因への配慮が必要である。次に各制御段階の支配要因について述べよう。

まず加熱温度は初期 γ 粒の粗大化防止のため、また圧延温度範囲が全体として低目にソフトする変態域圧延においてはディレー時間を短くするためにも低目にすることが望ましい。 γ の細粒化はさらに γ の加工—再結晶を繰返すことにより得られるが、次の未再結晶域圧延で生

じる延伸 γ を小さくするためにもこれらの手順が必要である。 γ 未再結晶域圧延は初析 α の核生成サイトを多くし、変態域圧延時の α 粒をできるだけ小さくするために必要である。また、 α 粒制御のためにはある程度圧下率を高くする必要があるが、この制御は基本的には2・2に述べた動的回復・動的再結晶を利用して行われる。もつとも、実際のミル圧延においては1パス大圧下を行うことはほとんど不可能であり、累積圧下効果を利用することは今後の検討をまたなければならない。圧延後の処理については変態域圧延の強靱化効果が失われないような冷却速度・保持温度を選ぶ必要がある。すなわち、変態域で圧延された γ から生じた組織が微細な α とパーライトのままであるためには保持温度を Ar_1 以下にすることが必要である。また、冷却速度は極端におそくなると加工された γ が再結晶したり、 α の静的再結晶による

粗大化の可能性があるので好ましくない。変態域圧延は以上の金属学的要因の組合せにより鋼の強靱化をはかる加工熱処理法として、積極的に利用し得る技術であると考えられる。

5. 結 論

低炭素鋼における変態域圧延効果の基礎的研究から次の諸点が結論される。

(1) 変態域圧延において、加工された α は温度・圧下率の組合せにしたがって種々の組織になる。特に、従来高純度鉄についてのみ報告されていた α の動的再結晶が商用鋼においても起こると考えられる。

(2) 変態域における圧下率が比較的小さいときは α の動的回復が起こるが、この組織は低温の α 域で圧延したときに得られる回復組織に比較して極めて安定である。変態域圧延による強化として亜粒界強化が考えられ、これに α の細粒化による強化が加わっていると思われる。

(3) 低炭素鋼を変態させて得られる初析フェライトを730°C付近で加工しても、動的回復が十分起こるので靱性に悪影響を与えない。

(4) 変態域で γ として圧延された部分から変態後に得られる α とパーライト組織は非常に細粒であり、変態域圧延材の高切欠靱性の原因と考えられる。

(5) 変態域圧延前の加熱温度、 γ 域での圧延温度はいずれも低温になるほど圧延まま材の靱性が向上する。これは変態域で加工を受ける初析 α ができるだけ細粒であつたほうがよいということを示すものである。

(6) 変態域圧延の材質におよぼす効果は1パスの圧下率と全圧下率が同じになるよう多パスで行つてもほぼ等しくなる。このことは変態域圧延をミル圧延に適用し

て同等の強靱化効果が得られることを示していると考えられる。

文 献

- 1) たとえば田中智夫, 波戸村太根生, 田畑綽久: 川崎製鉄技報, 6 (1974), p. 522
- 2) R. W. VANDERBECK: *Welding J.*, 37 (1958), p. 114-s
- 3) たとえば R. PHILLIPS and J. A. CHAPMAN: *JISI*, 204 (1966), p. 615
- 4) G. R. SPEICH and D. S. DABKOWSKI: *The Hot Deformation of Custenite*, ed. by J. B. BALLANCE (1977), p. 557 (AIME)
- 5) J. H. LITTLE, J. A. CHAPMAN, W. B. MORRISON, and B. MINTZ: *Proc. 3rd Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys*, 1 (1973), p. 80
- 6) 橋本 保, 福田 実: 鉄と鋼, 61 (1975), S 670
- 7) 橋本 保, 福田 実: 鉄と鋼, 61 (1975), S 671
- 8) 田中智夫, 田畑綽久, 波戸村太根生: 鉄と鋼, 61 (1975), S 672
- 9) G. GAUTHIER and A. LE BON: *Rev. Mét.*, 75 (1978), p. 145
- 10) R. A. GRANGE: *Proc. 2nd Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys*, 3 (1970), p. 861
- 11) M. L. BERNSHTEIN, P. D. ODESSKII, and G. B. KORNEEVA: *Steel in USSR*, (1972), p. 914
- 12) E. SNAPE and N. L. CHURCH: *J. Metals*, 24 (1972), p. 23
- 13) たとえば C. ROSSARD and P. BLAIN: *Rev. Mét.*, 55 (1958), p. 573
- 14) H. SEKINE and T. MARUYAMA: *Proc. 3rd Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys*, 1 (1973), p. 85
- 15) G. GLOVER and C. M. SELLARS: *Met. Trans.*, 4 (1973), p. 765
- 16) G. GLOVER and C. M. SELLARS: *Met. Trans.*, 3 (1972), p. 2271