

討34

669.112.227.3: 621.785.797: 539.4
二相域加工における変形挙動と組織変化

日本鋼管(株) 技術研究所 山本 定弘, 大北 智良
・大内 千秋

1. 緒言

強度と靱性を同時に向上させることのできる制御圧延技術の発展は目ざましいが、最近では圧延温度がより低温域に拡大し、 $\delta + \alpha$ の二相域で一定の圧下を付与することにより大幅に強靱化させる技術が展開されるようになってきた。⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾ この二相域圧延の強靱化の機構に関して従来、(1)集合組織の発達、(2) separationの発生頻度の上昇、の両面から検討されてきた。しかし、 $\delta + \alpha$ の二相域加工時の変形挙動及びそれに基づく組織変化の面からの詳細な検討は今だなされておらず、変態組織に基づく強化機構の解析も十分なされていない。二相域加工の特徴は一部変態したフェライトが圧延中に動的、静的な回復、再結晶に基づく組織変化を示すと同時に、未変態の著しく歪んだオーステナイトから拡散変態する点にある。本報告ではまず二相域圧延の圧延温度、圧下率等に伴う強度、靱性の変化の特徴を明らかにした上で、二相域加工時の変形挙動を高速圧縮試験機により調査した結果について述べる。二相域加工時の変形抵抗、フェライト単相の600~700℃における動的回復挙動及びその後の静的回復、再結晶挙動についても併せて検討した。

2. 実験方法

二相域圧延で得られる材質特性の検討は、実験室圧延機により圧延仕上り温度を800~600℃の範囲で変化させて調査した。用いた供試鋼は0.16% C-0.30% Si-1.40% Mn鋼及びX-70グレードの0.04% Nb-0.09% V鋼である。いずれの供試鋼とも圧延時のフェライト変態開始温度は740~750℃である。板厚20mmの圧延材から引張、シャルピー衝撃試験片を採取し、圧延方向、直角方向及び45°の方向の強度、靱性を調べた。一方、高速圧縮試験機による熱間変形挙動の検討には0.13% C-0.22% Si-1.45% Mn鋼及び0.05% C-0.17% Mn鋼を用いた。後者の鋼はフェライト単相下で二相域加工温度(600~700℃)での変形挙動を調べるべく用いた。圧縮試験片は6mm ϕ x 10mm長さであり、試験機は真空下での高周波誘導加熱装置を備えた全自動高速圧縮試験機である。歪速度は5~10/secであり、最大歪0.30の範囲で調査した。変形時の荷重、変位及び温度は電磁オシロに記録し、それに基づき真応力-真歪曲線を求めた。

3. 結果

3.1 二相域圧延材の機械的性質

二相域圧延材の強度と靱性は主として圧延仕上り温度と A_{rs} 点以下での累積的圧下率に強く依存するが、とくに強度の上昇は圧延中、圧延パス間に生成するフェライト量及びその加工条件に支配される。

図1はSi-Mn鋼での圧延仕上り温度に伴う機械的性質の変化を示すが、圧延仕上り温度が低下するに従い740℃以下の累積圧下率が增大する圧延条件を採

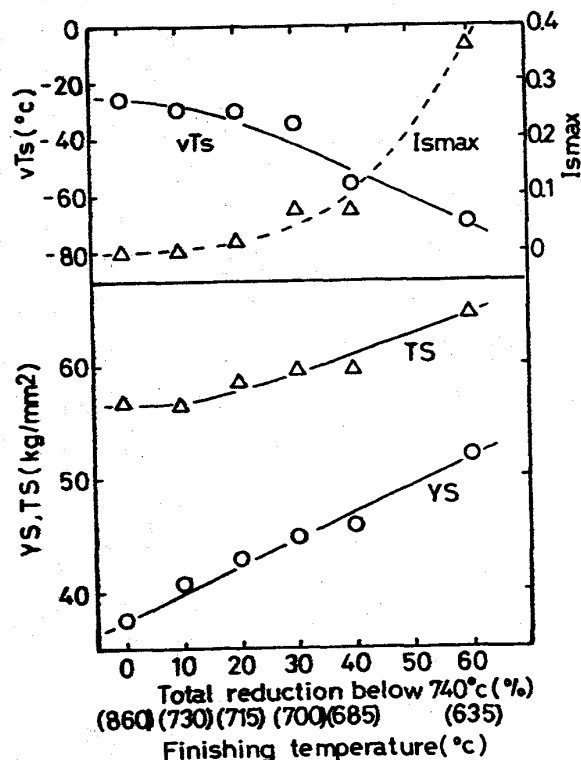


図1. 二相域圧延の圧延仕上り温度に伴う強度、靱性の変化, Si-Mn鋼

用している。60%の圧下率のもとで降伏強度、引張強さは各々14, 7 kg/mm² 上昇しており、特に降伏強度の上昇が顕著である。低温仕上りでは同時に靱性の向上も生じているが、これは separation の著しい増加を伴っている(本図での I_{smax} は単位面積当りの separation 長さの最大値を示す)。

図2は Nb-V 鋼での同様な結果で、面内異方性を検討したものである。本圧延条件は 900°C 以下での累積圧下率を 80% と一定に採り、圧延パス回数を変化させることにより圧延仕上り温度を調整している。45° 方向が最も強度が低く、かつ靱性も劣るが、二相域圧延による各方向の強度上昇は、Si-Mn 鋼以上に著しい。同一圧延条件での強度、靱性の面内異方性は集合組織に基づいて説明されているが、⁽⁵⁾ 二相域圧延による全体的な高張力化は、大部分加工されたフェライトに基づくと考えられる。

図1, 2 の場合とも圧延仕上り温度の低下は二相域での累積圧下率の増加を伴っているが、同時に圧延中に生成するフェライト量が増加している。すなわち $\delta + \alpha$ の二相域圧延材の変態組織は、加工されたフェライトと未再結晶部分のオーステナイトから変態した未加工のフェライトとパーライトとの混合組織である。

Si-Mn 鋼でのこれら各組織の体積率の圧延仕上り温度に伴う変化を光学顕微鏡で調査した結果を図3に示す。パーライト量は不変であるが、加工されたフェライトは圧延仕上り温度の低下に伴い比例的に増加しており、635°C の仕上りでは 40% 以上を占める。写真1には二相域圧延材の薄膜電顕観察結果の例を示すが、加工されたフェライトのサブ組織は圧下率の増大、圧延仕上り温度の低下に伴い転位密度が増加し、またセル状組織を示すようになる。さらに写真1(a)(b)の比較から明らかなように、Nb, V を含む鋼ではより回復の遅滞したサブ組織を示しており、これはこれら微量元素が炭窒化物として析出したことに基づくと考えられる。すなわち二相域圧延による高張力化は Nb, V を含む鋼種でより顕著であるが、これは圧延中に加工された組織の静的回復、再結晶の抑制と炭窒化物の析出強化の相乗効果と考えられる。

以上の結果から、二相域圧延による高張力化は加工されるフェライトの諸条件に支配されると考えられ、以下では熱間変形挙動の面から検討する。

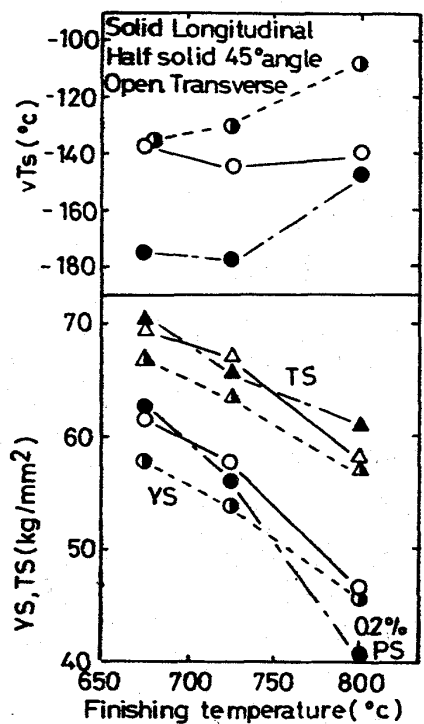


図2. 強度、靱性の面内異方性、Nb-V 鋼

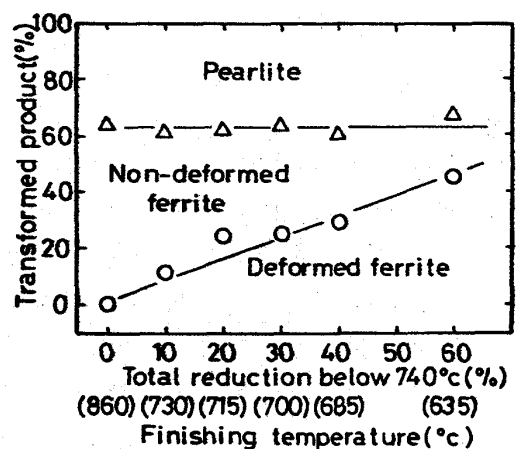


図3. 圧延仕上り温度に伴う組織変化、Si-Mn 鋼



写真1. 二相域圧延材の薄膜電顕組織、 ω Si-Mn 鋼, 685°C 仕上
(b) Nb-V 鋼, 675°C 仕上

3.2 熱間変形挙動と組織変化

低合金鋼のオーステナイトは動的再結晶を示すことが知られているが、熱間圧延のような高歪速度及び限定されたパス圧下率の範囲では、動的再結晶までに至らないことが確認されている。一方フェライトの高温変形は、高純鉄で動的再結晶が生じるとの報告もあるが、一般的には動的回復に支配された変形挙動を示す。図4にはSi-Mn鋼の650℃から900℃における応力-歪曲線を示す。900℃に5分加熱後、各試験温度で1分保持後、歪速度7/secで試験している。γ+αの二相域である650~750℃の

flow curveの特長は、低歪側での急激な応力の上昇と高歪側での応力の飽和傾向にみられる。図5はパーライト量が極めて少ない軟鋼のフェライト単相下での変形挙動を示す。0.10以上の歪で応力の飽和する傾向はあるものの、本試験条件下では定常応力レベルにまで達していない。

より高温ないしは低歪速度、高歪の加工条件において得られる定常応力を示す変形条件下での動的回復組織では、安定なsub grainの形成が認められてきたが、本試験条件下ではセル状の転位配列を示す動的回復の段階であり、二相域圧延材の加工されたフェライトのサブ組織と対応している。650℃と700℃では0.3の歪のflow stressが、2.5 kg/mm²程異なるが、これに対応して動的回復組織の差が生じている。

動的回復組織を有するフェライトの常温での強度を把握するために、650℃と700℃で最大0.30までの歪に圧縮した試料を加工後0.10秒以内に急冷し、硬度測定を行った。図6(a)に結果を示す。歪量に伴う硬度上昇は、初期フェライト

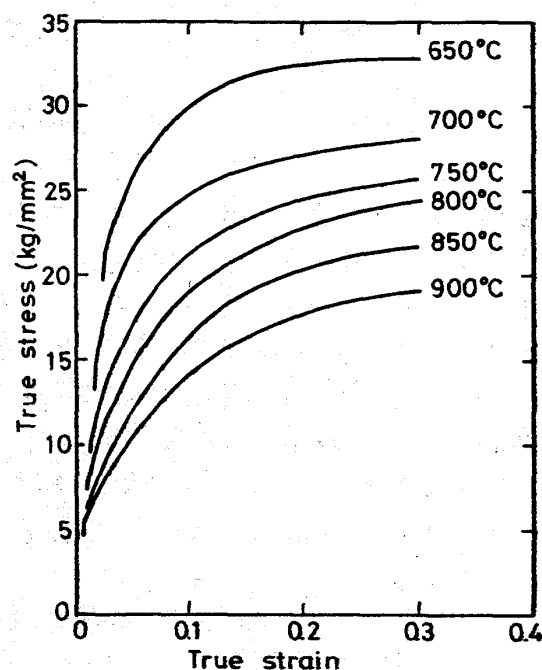


図4 応力-歪曲線の変形温度による変化, Si-Mn鋼, 7/sec.

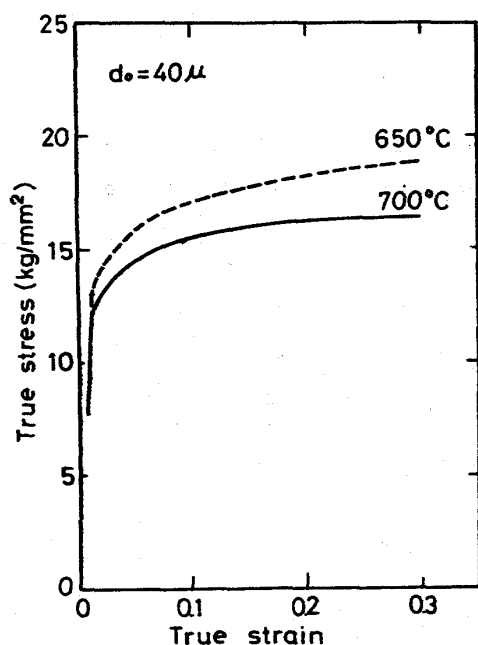


図5 軟鋼フェライトの応力-歪曲線
初期粒径40μm, 7/sec.

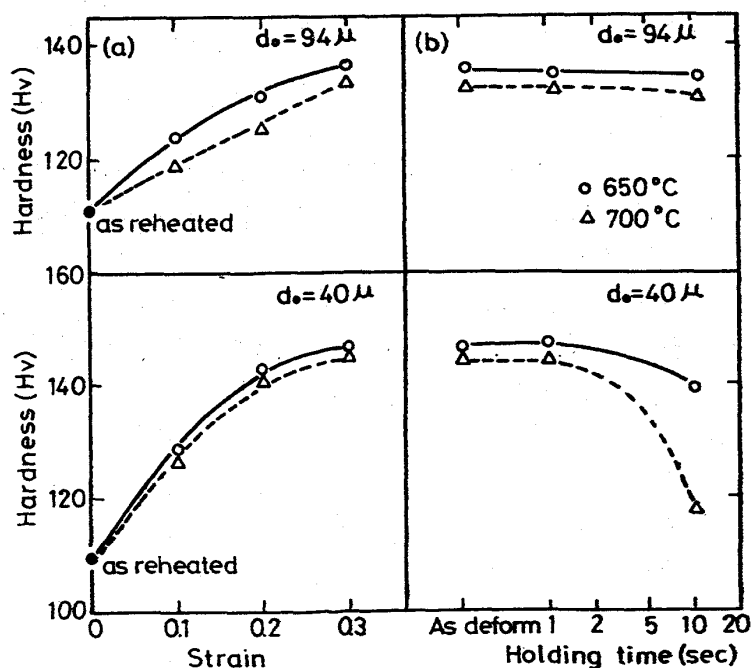


図6 加工ひずみ及び加工後の保持時間に伴う硬度変化
0.05C-0.17Mn鋼, d_0 初期粒径

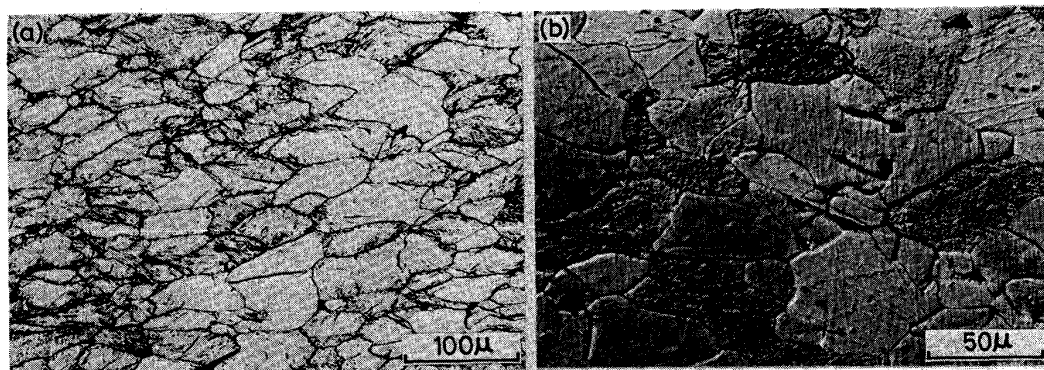


写真2. フェライトの加工組織及び恒温保持による再結晶, 軟鋼, 700°Cで0.3歪まで加工。(a)加工後急冷 (b)10秒保持, 干渉コントラスト

粒径によりやや異なるが、歪0.30で約25~35の硬度上昇を示しており、また加工温度が650°Cと700°Cの場合の差は小さい。この硬度上昇は引張強さに換算して8~11 kg/mm²になる。本鋼種を冷間圧延により同等の歪を与えた時の硬度上昇は約60であり、動的回復組織の約2倍である。図6(b)は各温度で歪0.3に加工後、加工温度に保持した後急冷した場合の硬度変化を示している。

フェライト粒径が94 μmの場合には圧延パス間程度の保持時間ではほとんど再結晶は進展しないが、細粒鋼の700°Cの場合には写真2(b)に示すように再結晶が進展し、硬度の低下が生じる。しかし650°Cでは硬度の低下が少なく、二相域圧延材の程度が圧延後より温度により広範囲に変化する原因として、このような静的回復・再結晶挙動が影響していると考えられる。

4. まとめ

二相域圧延による高強度化、高靱化の概要とその組織上の特長を述べ、特に高張力化の機構に関連して、二相域加工の変形挙動及びフェライトの動的回復と静的な回復、再結晶挙動について述べた。二相域圧延材の機械的性質は動的回復組織を適切に制御することにより、一層向上させることが可能と考えられるが、一方ではオーステナイト及びフェライトの高温変形挙動に関して、さらに基礎的知見の積み重ねが必要と思われる。

参考文献

- 1) G.P. Speich and D.S. Dabkowski ; The Hot Deformation of Austenite, AIME (1977), 557
- 2) T. Tanaka, N. Tabata, T. Hatomura and C. Shiga ; Proceedings of Micro alloying 75 (1976), 88
- 3) 合田, 渡辺, 橋本 ; 鉄と鋼, 63-11 (1977), S796
- 4) 福田, 沢村, 橋本 ; 鉄と鋼, 63-4 (1977), S283
- 5) 柏垣, 栗原, 小指 ; 鉄と鋼, 61-7 (1975), 9910
- 6) G. Glover and C.M. Sellars ; Met. Trans. 3 (1972), 2271
- 7) G. Glover and C.M. Sellars ; Met. Trans. 4 (1973), 765
- 8) 大北, 大内 ; 鉄と鋼, 63-4 (1977), S178
- 9) 作井, 酒井, 沢田 ; 日本金属学会誌, 40-12 (1976), 1284