

討26

制御圧延、制御冷却鋼の強度靱性と微細組織

日本鋼管(株)技術研究所

稲垣 裕輔

1. 緒言

制御圧延、制御冷却鋼の顕微鏡組織形成に関しては従来マクロなCCT線図にもとずいた議論は多数なされているが、変態の結晶学、形態学的見地に立脚した微視的な議論はほとんどなされていりなり。フェライト・パーライト変態は本来、核の生成、成長、衝突、変態界面における合金元素の分配濃化、母相の安定化という時間的にも空間的にも不均質な過程から構成されているが、強加工した γ 相からの変態においてさらに(1)、 γ 相が強い集合組織をもつ。(2)、方位によって変態速度がことなる。(3)、変態の方位関係の一部のバリエーションのみが選択される。という条件が付加されるため、変態後の α 相組織には強い優先方位をもった結晶粒集団が不均質に分布した状態が作り出される。このような加工 γ 相からえらるる変態組織の結晶学的特徴と不均質性を十分考慮に入れなくては制御圧延、制御冷却鋼の変形、破壊のミクロな素過程を理解しえないであろう。本論文では制御圧延、制御冷却鋼の顕微鏡組織形成過程を結晶学的に解明した結果を述べ、これにもとずいてこの鋼の強度、靱性を論じた。

2. 加工 γ 相

制御圧延鋼の加工 γ 相をもつとも特徴づけるものは展伸 γ 粒と「変形帯」である。図1において結晶粒を横断する二本の平行線ではさまれた領域は発見当初は変形双晶とも呼ばれたが¹⁾以後の多数の研究によって「変形帯」と断定され、以来10年間この名のもとに多数の解説も書かれこの名称は確立定着した感がある。しかし図1と変形帯説の論拠としてしばしば引用されるBarrett²⁾の強加工した F_2 の変形帯の写真の間には何の類似性もないし、また変形帯と称するにはあまりにも境界がシャープかつ直線的でコントラストがはつきりしすぎている。さらに図1で「変形帯」内部がたゞ一種類の直線性のよりマルテンサイト・バリエーションで占められていることも奇異な感じを与える。変形双晶は積層欠陥エネルギーの低い金属を低温で強圧延した場合に形成し合金型 γ 相圧延集合組織を発達させることと中がせまりことが特徴であるがこれらはいずれも制御圧延鋼の「変形帯」や集合組織の特徴とは合致しないのでこれらは変形双晶ではない。むしろ「変形帯」は圧延面から観察した場合黄銅の焼鈍双晶と酷似しており、中が広いこと、低下率で観察されるといふ特徴も考えると焼鈍双晶である可能性が強い。その実Bolling, Winegard³⁾が示した焼鈍双晶のすべてのタイプを制御圧延鋼においても確認できた。これらが γ 相の焼鈍双晶であることを結晶学的に証明することとこころみ。これは結晶方位がわかつた試料において双晶面が観察面上に生ずる交線の傾角を測定すれば可能となる。

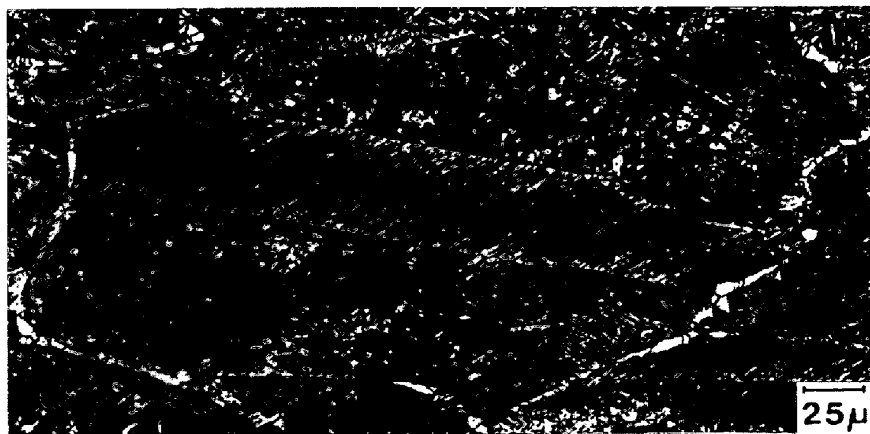


図1. 加工 γ 相中の焼鈍双晶

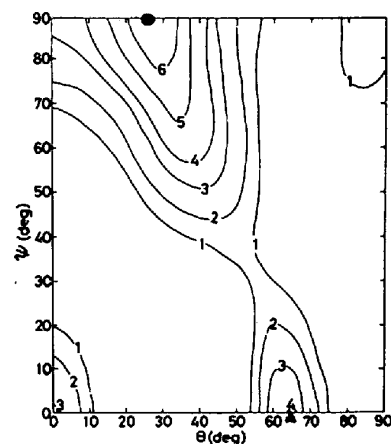


図2. 830°Cで12.5%圧延、水焼入れ後の集合組織($\phi=45^\circ$ 断面)

● {311}<011>, ▲ {322}<113>

制御圧延前から強い{332}<113>+{311}<011>集合組織をもつ0.1%C-1.3%Mn-0.04%Nb鋼を1150°Cに加熱後830°Cに冷却し1パスで12.5%圧延、水焼入れした。図3に示すように集合組織は制御圧延前と変りなかった。図3にこの試料の圧延方向に平行な断面(longitudinal section)上で測定した双晶境界と圧延方向のなす角度の頻度分布を示す。α相の{332}<113>, {311}<011>方位の母体は各々β相の{110}<112>, {112}<111>方位であるからこれらβ相方位の{111}双晶面が圧延方向に平行な断面上に生ずる交線が圧延方向となす角度を計算すると、{112}<111>方位では19.5°, 35.3°, 90°, {110}<112>方位では30°, 90°(その他、双晶面と観察面が一致する解がある。)とリウ値になる。これらを図3の圧延率12.5%の場合の実測角度分布と比較すると集合組織の広がりや12.5%の変形を考慮すれば両者はよく一致しているといえる。同じ試料を830°Cまたは790°Cで圧延率を変えて1パス圧延し、双晶の挙動をしらべるとこれらが「変形帯」でないことさらに明瞭になる。図4に示すように双晶密度は圧延温度に無関係に圧延率30%まで急増し、以後生成しなくなる。この場合双晶は粒界に核生成し中を一定に保ちつつ長さ方向に成長し、粒界に衝突すると成長を停止する。図3に示す双晶の長さ、中、双晶境界が圧延方向となす角度の頻度分布から双晶は圧延率30%以上では圧延方向に向って傾斜、伸延され、高圧延率では圧延方向に平行になりやすくなることガわかる。双晶境界近傍には不適合歪を生じ双晶境界上には多数のステップが形成される。これら焼鈍双晶は加工しないう試料ではまれにしか見出されな。これらは圧延前からすでに存在して圧延変形を与えると特定マルテンサイト・バリエーションのみが選択されるため、あるいは双晶境界の整合性が失われるためコントラストが明瞭になり観察されやすくなるという考えもある。しかしCr, Ni等積層々陥エネルギーを下げるような元素をほとんどふくまない低炭素鋼において焼鈍双晶が多発するとは考えがたい。むしろ粒界近傍の局所的な力集中が駆動力となってある種の粒界からこのような領域が形成され連続成長するようである。従来変形帯と考えていたものの大部分は焼鈍双晶であって本来の変形帯は、図5に示すものでは有りかと考えられる。

3. 結晶方位分布

3.1. 形成過程; 0.1%C-1.6%Mn-0.04%Nb-0.08%V鋼を800°Cで仕上圧延し空冷中の各温度から水焼入れしフェライト・パーライト変態の進行にともなう方位密度の変化をしらべた。図6に変態率と方位密度の関係を示す。

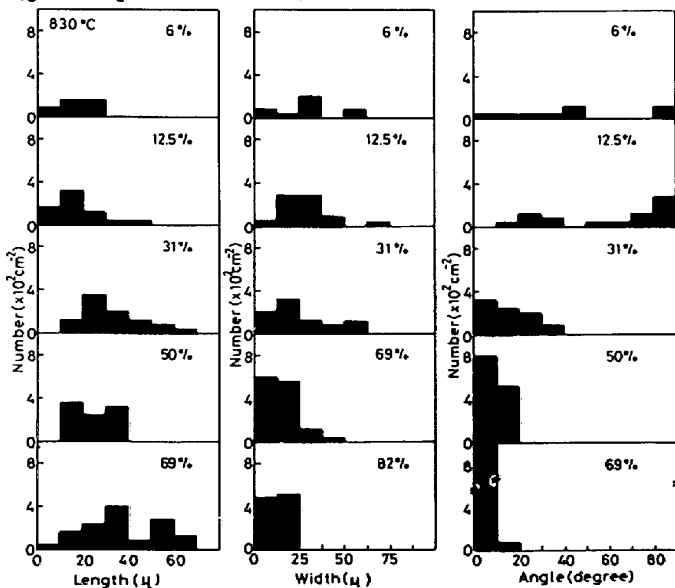


図3 830°Cにおける圧延率と双晶の長さ、中、および双晶境界と圧延方向のなす角度の関係

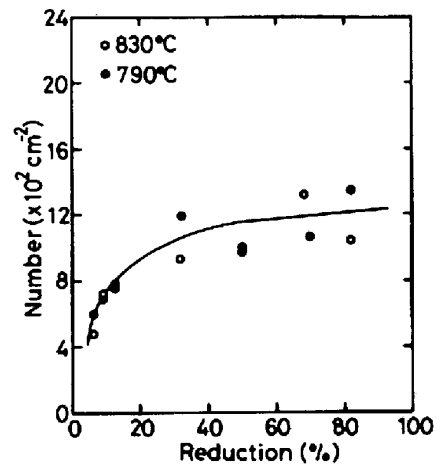


図4 圧延率と双晶密度の関係

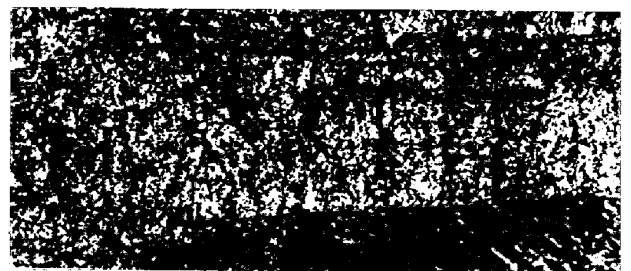


図5 圧延面上で観察した場合の変形帯

変態初期には $\{332\}K\{113\}$, $\{311\}K\{011\}$ 両方位とも急減する。これは γ 粒界に優先核生成したランダム方位の α 核の急速成長によって説明できる。すなわち加工を加えない場合でも γ 粒界は初析 α の優先核生成サイトとなり少くとも片方の γ 相と K-S の関係をもつ α 核が形成される。⁴⁾ 一方、加工した γ 相においては γ 粒界近傍は歪の適合条件を満足するために γ 粒内部とはことなつた方位へ結晶回転し歪の高い状態にある。このため γ 粒界における α の核生成はさらに一段と促進されこの領域の変形の不均一性に対応しランダムな方位の核が形成される。これらは γ 粒内部とは K-S の関係になつたため γ 粒内部へ急速成長できる。一方、変態後期には両主方位とも減少しなくなる。これは変態せずに残留してつた γ 粒内部の γ 相圧延主方位の部分がこの K-S の関係にある強い集合組織をもつた α 相に変態するためである。後期に変態した α 粒は島状パーライトと共存するので容易に識別できる。これらは集合組織の主方位と対応し $\{100\} \sim \{211\}K\{011\}$ 類似方位群からなる粗粒集団と $\{332\}K\{113\} \sim \{111\}K\{112\}$ 類似方位群からなる細粒集団から構成されており、各集団は圧延方向に帯状に展伸してつることガわかつた。

3.2. 初期 γ 粒径の影響

初期 γ 粒径が大きい場合は変形時の粒界拘束効果が粒内まで浸透せず粒内と粒界近傍で変形、結晶回転がことなる。また粒界 α 核の数が少く成長距離が長いので非整合境界をもつ方位の成長が有利となる。これら二つの効果によって集合組織はランダムになる。一方、 γ 粒径が小さい場合は粒界の拘束効果は粒内まで浸透し変形の均一性が高く高压延率の γ 相圧延集合組織がえられる。 γ 粒界の影響は本来変態しやすい $\{112\}K\{111\}$ 方位では小さく、変態しにくい $\{110\}K\{112\}$ 方位において顕著にあらわれる。このため後者から生成する $\{332\}K\{113\}$ α 方位は $\{311\}K\{011\}$ α 方位よりも初期 γ 粒径、圧延後の冷却速度の影響を受けやすい。

3.3. 焼鈍双晶境界の影響

変形を加えない焼鈍双晶境界には α 核は生成しなかつたが強圧延した場合は双晶境界も歪の適合条件を満足せねばならずその近傍は硬化し α 核の生成サイトとなる。圧延により双晶境界の表面積が増大することこの機構による α 核の生成を促進する。この場合も双晶が位置する γ 粒の変態のしやすさと双晶境界における歪の適合条件に応じて α 核の生成が γ 粒界よりおおい場合、 α 核が双晶の内側または外側のみに形成される場合などがみとめられた。

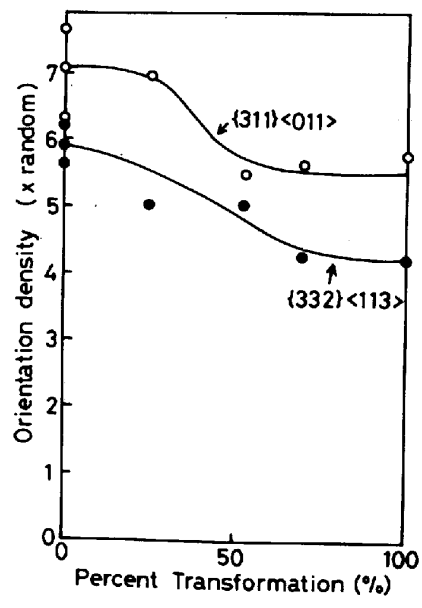


図6 γ ライト- α 変態にともなう集合組織の変化

3.4. 仕上温度の影響

($\gamma+\alpha$) 2相域で仕上圧延するとすでに変態してつた α (その大部分は変態初期に γ 粒界に生成したランダム方位の α 粒である。)は加工を受け α 相の圧延集合組織を形成し下部組織をふくむようになる。この

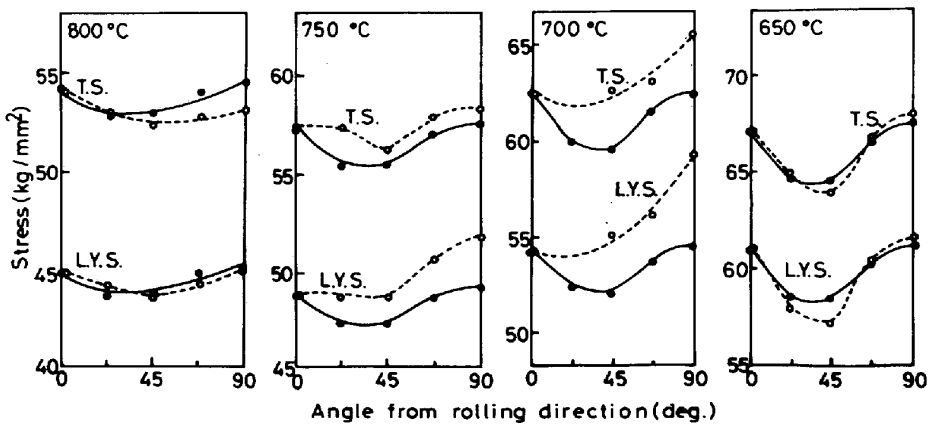


図7 集合組織から計算した降伏強度、抗張力の面内異方性(実線)と実測結果(破線)の比較(図中の温度は仕上温度を示す。)

場合α相の方位によって下部組織の入りやすさはことなる。一方、未変態部すなわちγ粒内部の強いα相圧延集合組織をもつ部分からはこれとK-Sの関係にある強い集合組織をもった歪の少ないα粒が生成される。0.1%C-1.3%Mn-0.03%Nb-0.07%V鋼を700℃で仕上圧延した場合、歪の少ないα粒は大部分が{111}~{332}〈113〉方位であり{311}〈011〉方位は少なかった。このことは前者の母相{110}〈112〉よりも後者の母相{112}〈K111〉の方が変態しやすく⁵⁾より高温で変態を完了しさらに圧延変形を受けたことを意味するものと考えられる。このように方位によって変態速度がことなるために初期γ粒径が大きい場合はgrain by grain transformationが起り混粒組織を示す。このような形成機構を反映して(γ+α)二相域圧延材では下部組織をふくむ部分とふくまない部分で結晶方位分布がことなる。

3. 5. 冷却速度の影響; 合金元素量が低い場合は冷却速度を早めると粒界析出が十分成長する以前にγ粒内部にα核が生成するために合金元素は均一に分配され集合組織は強い。合金元素量が高い場合はγ粒内部はパーサイトやマルテンサイトに変態するが、その分散はα核の分布によって支配される。

4. 強度、靱性

4. 1. 強度: 集合組織からBishop-Hillの理論をもちいて計算した降伏応力の面内異方性と実測値はγまたはα単相で仕上圧延した場合はよく一致するが二相域で仕上圧延した場合は90°方向で実測値が計算値より高くなり一致がゆるい。図7は0.1%C-1.3%Mn-0.03%Nb-0.07%V鋼の例を示す。結晶粒形状、下部組織にはこの不一致を説明しうるほどの異方性はなかった。二相域圧延材では下部組織をふくまない細粒の{111}類似方位群と下部組織をふくむ粗粒の{100}~{211}〈011〉類似方位群が圧延方向にバンド状に展伸し、バンド内ではky(Hall-Petch係数)が小さく、バンドごとに降伏応力がことなることを考慮する必要がある。

4. 2. 靱性: 制御圧延鋼のセパレーションは極低S化、Ca添加による介在物形状制御をおこなっても消失しないことから集合組織に起因すると考えられ圧延面に平行な{100}面の集積度と関連づけて議論されてきた。しかしこの考えでは同じ試料でも試験方向を変えて試験するとセパレーションの発生量が著しく変化する事実を説明できない。一方、最近セパレーションの発生をステンレス鋼のリジングと同じく類似方位集団が構成するバンド組織の塑性異方性によって説明しようとする試みがある。⁶⁾しかしこのモデルではセパレーションが試験方向が延性、板厚方向が脆性を示す温度域のみで発生するという独特の温度依存性を説明できない。また同じ試料を二相域で圧延した場合よりもα単相域で圧延した方が集合組織は強いがセパレーションはかえって減少するという事実も説明できない。これは単にバンド組織の結晶方位のみを考慮し、各々のバンドがその方位によって結晶粒度、下部組織に大きな差異を有し、バンドごとに局所的な降伏応力、脆性破壊応力、延性がことなる事実を無視しているためである。

5. 結論

制御圧延、制御冷却鋼の顕微鏡組織は優先方位をもった加工α相が方位ごとにことなつた速度で変態するというマトリクス本来の変態とγ粒界からのα核の生成の競合過程によって形成される。前者の過程からは圧延方向に展伸した粗粒の{100}~{211}〈011〉類似方位領域と細粒の{332}〈113〉~{111}〈112〉類似方位領域が形成され、とくに二相域圧延した場合のこの種の鋼の強度、靱性に種々の特異性をもたらしめている。

最後に、本研究の遂行にあたり終始、御教示、御討論頂いた東京大学工学部阿部秀夫教授、焼鈍双晶に関して御討論頂いた京都大学工学部田村今男教授に深く感謝申し上げます。

6. 文献

- (1). 関野昌蔵, 森直道, 田向 陵; 鉄と鋼, 58(1972), p.1044. (2). C.S.Barrett; Structure of Metals, McGraw Hill, New York, 1952, p.372. (3). G.F.Bolling and W.C.Winegard; J.Inst.Metals, 86(1957/58), p.492.
- (4). A.D.King and T.Bell; Met.Trans., 6A(1975), p.1419 (5). H.Imagaki; Trans. ISIJ., 17(1977), p.166.
- (6). 松田昭一, 川島善樹, 関口昭一, 岡本正幸; 鉄と鋼, 68(1982), p.435.