高張力鋼の制御圧延における基本的考え方

田 中 智 夫*

1. 緒 言

構造用鋼に要求される三要素、すなわち高強度、強靱性、良好な溶接性、を満足させる最良の方法は鋼の結晶粒を微細化することである。結晶粒微細化方法として熱間圧延、焼準、焼入れ-焼もどし、変態点上下のサイクル処理⁽¹⁾等が具体化、あるいは提案されている。これら諸方法による細粒化への努力は近年の加工熱処理の研究によって結実しつつある。とくにこの分野の一方法である制御圧延は鋼の成分、加熱条件、圧延条件を最適に選ぶことにより変態前および変態後の結晶粒の微細化をはかり、圧延のままで高強度、強靱性を有する鋼を製造する技術である。今日、原油および天然ガス輸送用大径ラインパイプ用厚板の製造のためにこの方法が広く用いられている。

通常の熱間圧延においては、高温域での圧延-再結晶の繰り返しによりオーステナイト (γ) 粒は細粒化される。これがフェライト (α) に変態するときは γ 粒界を核形成サイトとして α 粒が形成される。焼準後の変態においても状況は全く同じであり、相違点は変態前の γ 粒径がより細いことにある。これに対して制御圧延においては未再結晶安定 γ 域で強圧下を与えることに大きな特徴がある。未再結晶域での圧延により γ 粒内に変形帯が形成される。 γ/α 変態に際しては γ 粒界とともに変形帯が α 核の形成サイトとして働くために、結果として α 粒が微細化するのである。すなわち未再結晶域圧延による変形帯の導入により γ 粒が実質的に分割され、細粒化されるわけであり、このことが制御圧延を従来の圧延法、あるいは他の加工熱処理法と区別する本質的な相違点である。 γ 粒が分割されるという点では制御圧延材はマルテンサイト変態組織に類似する。

未再結晶域での圧延によりもたらされる不都合な点もある。たとえば γ 域で発達した圧延集合組織は α 組織に継承されるために、材質に異方性をもたらす。またミ

クロ組織、非金属介在物の繊維状化が材質の不均一性をもたらす。本稿では制御圧延の基本事項を述べ、つぎにそれに伴う材質上の諸特徴を概説することとする。

2. 強 化 機 構

降伏応力は Hall-Petch の関係式で表わせる。

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \quad (1)$$

ここで σ_0 は内部応力と呼ばれる項であるが、さらに細かい項に分割することができる。すなわち格子硬化 σ_{lh} 、固溶体硬化 σ_{sh} 、析出硬化 σ_{ph} 、転位硬化 σ_{dh} である。したがって

$$\sigma_y = \sigma_{lh} + \sigma_{sh} + \sigma_{ph} + \sigma_{dh} + k_y d^{-1/2} \quad (2)$$

ところで粒組織が大傾角粒と亜粒との混合組織から成る時の降伏応力は加算則が成立するので次式のごとくなる⁽²⁾⁽³⁾。

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} (1 - f_s) + k_s d_s^{-1/2} (f_s) \quad (3)$$

ここで f_s は亜粒が占める体積率、 k_y は大傾角粒のみから成る場合の σ_y の粒径依存係数、 k_s は全組織が亜粒からなる場合の σ_y の亜粒径依存係数、 d_s は亜粒径である。

Petch⁽⁴⁾ はまた延性-脆性遷移温度 T_{rs} が $d^{-1/2}$ に比例して減少することを示した。大傾角粒と亜粒の混合組織の T_{rs} は強度式 (3) と同様に加算則が成立するものとすれば

$$T_{rs} = \Delta T + A(\sigma_{ph} + \sigma_{dh} + d) - B d^{-1/2} (1 - f_s) - C d_s^{-1/2} f_s \quad (4)$$

となる。ここで ΔT は化学成分によってきまる値、 A 、 B 、 C は常数、 d は亜粒界に存在する転位による硬化量⁽⁵⁾、 d_s は大傾角粒の性質を有するいわば有効結晶粒であり、 d (大傾角粒径) $\geq d_s$ (有効結晶粒径) $\geq d_s$ (亜粒径) となる。式 (3)、(4) によれば σ_y を上げ T_{rs} を下げるためには大傾角粒 d を微細化するだけでなく大傾角粒内に亜粒を導入することが望ましい。析出硬化、転位硬化は T_{rs} を上昇させる項であるから必要最低限にとどめるべきである。

3. 制 御 圧 延

(1) 制御圧延の概要

図 1 に示すごとく制御圧延工程を概念的に 3 つの段階

* 川崎製鉄株式会社技術研究所薄板研究室長
Fundamentals for Controlled Rolling of High Tensile
Strength Steel; Tomo Tanaka (Sheet Section, Research
Laboratories, Kawasaki Steel Corporation, Chiba)
1977 年 12 月 12 日受理

に分けることができる^{(6)~(8)}。すなわち、高温の再結晶域での圧延、低温 γ の未再結晶域での圧延、および $(\gamma+\alpha)$ 2相域での圧延である。各段階が果たす冶金学的意味、とくに各段階での結晶粒組織の変化を以下に略述する。

図1 制御圧延は3段階から成ることを示す模式図と各段階圧延による粒組織の変化。

(i) 再結晶域圧延($\geq 950^\circ\text{C}$)

高温では圧延後の再結晶が急速に進行する。そこで加熱により粗大化した初期粒(200~500 μm)を圧延-再結晶の繰返しにより細粒化するのが再結晶域圧延の主たる目的であり、 $\sim 950^\circ\text{C}$ 以上の温度範囲がこの領域に属する。しかし再結晶域での圧延によって再結晶 γ 粒径は無限に減少するのではなく、化学成分と初期粒径で定まる限界値に到達する。再結晶域圧延は γ 粒径を再結晶によって微細化するための処理であり、いわば制御圧延のための準備段階である。通常の熱間圧延工程はこの再結晶域で圧延を終了している。

(ii) 未再結晶 γ 域圧延($950^\circ\text{C}\sim\text{Ar}_3$ 点)

安定 γ 域ではあるが低温になると圧延後の再結晶が困難になり(とくに Nb 含有鋼でこの傾向が顕著であり)、実質的に再結晶が抑制される。この未再結晶域での圧下量の増加につれて γ 粒の伸長化が起こるとともに粒内に多数の変形帯が導入される。 γ/α 変態時の α 核は γ 粒界とともに変形帯でも同等に起こる。すなわち未再結晶域圧延は変形帯の導入によって実質的に γ 粒を分割したことになる。マルテンサイトのごとく非拡散変態した場合には γ 粒の分割化が必然的に起こるが、拡散変態において γ 粒の分割化が起こるのは変形帯が導入された場合のみである。

上述のように γ/α 変態時まで加工状態を凍結しておくためには特別な合金元素すなわち Nb の存在が不可欠

である。実際には制御圧延が適用される鋼種には必ず Nb が添加されている。

(iii) $(\gamma+\alpha)$ 2相域圧延($< \text{Ar}_3$ 点)

Ar_3 点以下の $(\gamma+\alpha)$ 2相域で圧延すると、未変態の γ 粒はより一層伸長化し、粒内に変形帯が形成される。他方変態後の α 粒が圧下を受けると粒内にサブストラクチャが形成される。圧延後の冷却過程で前者は変態して微細なポリゴナル粒になるが、後者は回復状態にとどまるため内部に亜粒を含んだ α 粒となる。

すなわち2相域圧延材は大傾角粒と亜粒の混合組織になる。式(3)からも明らかのごとく亜粒を含む混合組織の強度は増大する。亜粒の形成はまた T_{rs} を低下させる効果もあるが(式(4)参照)、過度の圧下、あるいは低温側圧下は硬化項を不必要に増大させて T_{rs} を上昇させることになるので注意を要する。

(2) 再結晶域圧延($\geq 950^\circ\text{C}$)

圧延-再結晶の繰返しにより γ 粒を細粒化することが再結晶の容易な温度領域($\geq 950^\circ\text{C}$)での圧延の最大の目的である。図2は Si-Mn 鋼および Nb 鋼を1パス圧延したときの再結晶 γ 粒径と圧下量との関係を示したものである。圧下率の増加につれて再結晶粒径は急速に減少する。とくに $\sim 40\%$ までの圧下による細粒化の効果が著しい。これ以上の圧下量の増加による細粒化の効果は鈍化する。すなわち高温の再結晶域圧延によって到達し得る再結晶 γ 粒径には限度がある。この限界値は初期粒径と鋼の成分、とくに粒界移動に影響を与える析出物によって決まる。圧延温度の低下につれて再結晶粒径は減少するがその程度は微弱である。

図2 再結晶 γ 粒径に及ぼす圧下率と圧延温度の影響。

高温の再結晶域でも圧延後必ずしも容易に再結晶が進行するものではない。再結晶を起こさせるためにはある値以上の圧下量を付加することが必要である。図3は Si-Mn 鋼および Nb 鋼について再結晶に必要な臨界圧

下率に及ぼす初期粒径と圧延温度の影響を示したものである。SM 鋼では臨界圧下率が小さく、また初期粒径、圧延温度の影響も微弱である。Nb 鋼では圧延温度の効果が大きく温度低下とともに臨界圧下率は急激に増大する。実際に 950°C では再結晶は完全に抑制される。また初期粒径が大きいと臨界圧下率は大きく、粒径の減少とともに臨界圧下率は減少する。以上要するに SM 鋼では再結晶は初期粒径の大小、圧延温度の高低にかかわらず容易に起こる。しかし Nb 鋼ではいかなる条件でも臨界圧下率はかなり高いため再結晶は簡単には進行しない。

図3 再結晶に必要な臨界圧下率に及ぼす初期粒径と圧延温度の影響。

図4はNb鋼の再結晶挙動に及ぼす圧延温度と圧下率の影響を示す⁽⁹⁾。圧下率に依存して再結晶域、部分的再結晶域、回復域の3領域に区分される。各領域を区分する臨界圧下率は圧延温度の低下とともに急激に増大する。再結晶域、部分的再結晶域、回復域に相当する圧下を付加したときの γ 粒組織を写真1に示す。再結晶域での圧延により全面積は再結晶して均一な細粒になる((c)参照)。部分的再結晶域での圧延により再結晶を起こした領域と再結晶はせず回復のみが進行した領域が生ず

図4 再結晶挙動および再結晶粒径に及ぼす圧延温度と圧下率の影響：0.03% Nb 鋼を 1250°C×20 min 加熱，1 パス圧延後水冷⁽⁹⁾。

る((b)参照)。回復域での圧延により多くの粒は回復するが部分的に巨大粒が生成する。すなわち低歪圧下により再結晶は起こらず回復と部分的に歪誘起粒界移動が起こるのである((a)参照)⁽¹⁰⁾。写真1に示した粒組織は本質的には時間が経過しても変わらず圧下率によってきまるものである。

図3および4に示したごとく再結晶に必要な臨界圧下率は著しく高いので、実際の圧延では圧下率/パス>臨界圧下率とすることは不可能である。しかし改善の策として部分的再結晶域で圧下を連続的に付加することにより細粒化と整粒化をはかることはできる。すなわちパス回数の増加につれて再結晶面積率が增大しついには全面積が再結晶を起こす。一度再結晶を起こして細粒化すれば以降の圧延-再結晶はより容易に進行する(図3参照)。これに反して回復域で圧延すれば歪誘起粒界移動による巨大粒が形成する⁽¹¹⁾。一度巨大粒が形成すれば以降の圧延過程でこれを消滅させることは至難のわざであり、最終組織に上部ベイナイト、あるいは粗粒 α をもたらし、材料の靱性を著しく害する⁽¹¹⁾。

図4に再結晶後の等 γ 粒径線を破線で示す。高圧下

写真1 0.035% Nb 鋼に 1 パス圧下を付与した場合の γ 粒組織。(a)圧下率=6%，回復域，(b)圧下率=15%，部分的再結晶域，(c)圧下率=30%，再結晶域

率側でこの曲線は横軸に平行になる。すなわち圧下率に無関係に圧延温度のみにより(ただし歪速度は一定)再結晶粒が決定されることは、この圧下域で動的再結晶[†]が起きていることを示すものである。圧下率の低下とともに等 γ 粒径線は水平から垂直に推移し、これに対応して再結晶挙動は動的再結晶から静的再結晶へと移行する。いずれにしても動的再結晶に必要な臨界圧下率は著しく高いので、歪速度が高いこととあわせて通常の熱間圧延条件下では動的再結晶は起こらない。したがって動的再結晶により再結晶粒を制御することは不可能と言っても過言ではない。

(3) 未再結晶域圧延(950°C~Ar₃)

未再結晶域で圧延する目的は γ 粒を伸長化するとともに粒内に多数の変形帯を導入することにより、 γ/α 変態時の変態核形成サイトを増大させることにある。このような変形状態を凍結させるためには圧延後の再結晶を著しく遅滞させ実質的に再結晶を抑制させるような状態を実現させることが必要である。固溶 Nb はまさにこのような効果を発揮し得る最も理想的な合金元素である。Nb の再結晶抑制効果については多くの報告^{(12)~(20)}があるがここでは著者ら⁽²¹⁾の結果を図 5 に示す。Al キルド鋼、V 鋼に比して Nb 鋼の再結晶開始、終了時間がともに著しく大きい。当然のことながら圧下量が大になると再結晶の終了時間は短くなる。V、Nb はともに強力な炭化物形成元素であるが前者には再結晶抑制効果がなく、後者に著しい抑制効果があるのは γ 域での固溶量の相違によるものである。Nb の再結晶抑制効果は変形前に固溶状態にあるときのみ発揮されるものであり、加熱温度が低く未固溶状態にあるときは抑制効果は皆無である。Nb の抑制作用は変形により導入された転位を析出サイトとして Nb(C,N) が析出する、すなわち歪誘起析出⁽¹⁴⁾⁽¹⁹⁾⁽²²⁾による転位の固着、あるいは/および析出物による再結晶核の粒界移動の阻止によるものと考えられる。固溶 Nb による drag 効果も考えられないわけ

ではないが抑制作用に及ぼす V と Nb の間の大きな差を考慮すれば、その効果は微弱であろう。

写真 2 は未再結晶域で圧延された γ 粒組織およびそれを一部変態させて初析 α を形成させた組織を示す。圧延により γ 粒が伸長されるとともに、粒内に変形帯が形成される((a)参照)。変形帯の本質は不明であるが形態的には近接する 2 本の直線として観察され粒界に終端を持つ場合が多いが、ときには粒内に止端を示す場合もある。変態時の初析 α は γ 粒界とともに変形帯でも形成される((b)参照)。すなわち γ/α 変態に際しては変形帯は γ 粒界と同等の役割を果たしている。したがって未再結晶域圧延による変形帯の導入により γ 粒は実質的に幾つかのブロックに分割されたことと同等である。再結晶域圧延により達成し得る細粒化には限度のあることはさきに述べた。再結晶粒の限界値を打ち破ってさらに γ 粒の分割化をはかるのが未再結晶域圧延の、しいては制御圧延の最大の目的であり、特徴である。写真 2 (b)では γ 粒界、変形帯とは独立に粒内に初析 α の形成されているのが観察される。このような独立粒も当然 α 粒の微細化に寄与している。

図 5 各鋼種の再結晶開始および終了に及ぼす変形温度と圧下率の影響。

写真 2 未再結晶 γ 域圧延による γ 粒組織(a)および初析 α 粒の形成サイト(b)。

[†] 変形と再結晶が同時に進行する過程を動的再結晶と呼ぶ。これに対して変形後に再結晶核の発生とその成長により進行する過程を静的再結晶と呼ぶ。動的再結晶が起こるときは $d^{-1} \propto \log Z$ (ここで d は再結晶粒径、 Z は Zener-Hollomon のパラメーターであり $Z = \dot{\epsilon} \exp Q/RT$: $\dot{\epsilon}$ は歪速度、 Q は鉄原子の自己拡散の活性化エネルギー、 R はガス常数、 T は変形温度である) が成立する。

未再結晶域圧延に伴い γ 粒の伸長, したがって γ 粒界面積の増加が起こる. しかしそれ以上に変形帯密度の増加が顕著に起こる. すなわち未再結晶域圧延による α 変態核形成サイト増加への寄与は変形帯が主であり γ 粒の伸長化は従である⁽⁹⁾⁽²³⁾.

図6は γ 粒組織の有効粒界面積と変態後の α 粒度との関係を示す⁽⁹⁾. ここで有効粒界面積とは γ 粒界と変形帯の和を意味する. α 粒径は有効粒界面積の増加とともに減少する. 再結晶域圧延材に比して未再結晶域圧延材の α 粒径は小さくかつ粒界面積の増加に伴う粒径の減少率も大である. これは後者では有効粒界の外に粒内に独立に α 粒が形成すること, またこの傾向は圧下量の増加(蓄積歪の増加)につれて増大することを意味する.

図6 0.03%Nb鋼における有効 γ 粒界面積と α 粒度との関係⁽⁹⁾ ($10^3 \text{ m}^{-1} = \text{mm}^2 \cdot \text{mm}^{-3}$).

(4) ($\gamma + \alpha$) 2相域圧延

再結晶域圧延で到達した γ 粒径の限界値を乗り越えてさらに細粒を得るためには未再結晶域圧延が必要である. しかし未再結晶域圧延の場合も到達 γ 粒径に限界値があり, $\sim 60\%$ の圧下でその限界値に到達する⁽⁸⁾. この限界値を突破するための処理が2相域での圧延である. 図7は2相域圧下率と強度, 靱性, $\{100\}$ 集合組織との関係を示す. $\sim 10\%$ の圧延により強度は急激に増大するが, それ以上の圧延では強度増加率は通減する. 遷移温度 vT_{rs} および吸収エネルギー E_{SA100} (延性破面率100%を示す最低温度における吸収エネルギー)は圧下率の増加につれて減少する. 2相域圧延材のミクロ組織を写真3に示す. 2相域圧下率が零(したがって変態前の γ 粒組織が写真2(a)相当)から変態する場合はミクロ組織は転位密度の低い大傾角 α 粒から成り立つ((a), (b)参照). 2相域圧延により光学顕微鏡的には再結晶粒と

図7 強度, 靱性, 集合組織に及ぼす($\gamma + \alpha$) 2相域圧下率の影響.

写真3 ($\gamma + \alpha$) 2相域圧延によるサブストラクチャの形成.
(a), (b)は2相域圧下率=0%, (c), (d)は2相域圧下率=30%

“温間加工粒”の混合組織((c)参照), 電子顕微鏡的には大傾角 α 粒と亜粒の混合組織から成り立つ((d)参照). 前者は圧延後に γ/α 変態した粒, 後者は変態後に圧延された粒組織である. 2相域圧延材は大傾角粒-亜粒の混合組織であるために式(3), (4)に従って強度増加と vT_{rs} の低下が起こる. とところで2相域圧延によって必ず vT_{rs} が低下するというものではない. 式(4)の右辺の第2項(硬化項)が第4項(亜粒項)よりも大になるような条件下では2相域圧延により, vT_{rs} の上昇が起こるのである⁽²⁴⁾. したがって2相域圧延にさいしては過度の圧下, 過度の低温圧延を避けて亜粒形成による強度の増加のみをねらうのがよい. 具体的には Ar_3 点直下で $\sim 10\%$ の圧延をすることが望ましい. 図7によれば圧下率の増加につれて vT_{rs} , E_{SA100} は減少する. その主たる原因は $\{100\}$ 集合組織の発達に帰せられるものであるがそのことは次章で詳述する.

4. 制御圧延材の性質

同一炭素当量で比較した場合制御圧延材が通常の熱間圧延材より強度が高く、また焼入-焼戻し材より遷移温度ははるかに低く、すぐれた特性を示す⁽²¹⁾。しかし制御圧延特有の欠点もまた存する。

制御圧延は未再結晶 γ 域で強圧下を与え、さらに必要に応じて2相域で若干の圧下を与える。このことが制御圧延材に集合組織の発達と、それに伴う材質の異方性をもたらすことになる。すなわち未再結晶 γ 域圧延により圧延集合組織が強く発達し、これが変態後の α 相に継承される。 $(\gamma+\alpha)$ 2相域圧下を付加すると γ 相の圧延集合組織に α 相の圧延集合組織が重畳するため集合組織はより強まる⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾。

図8は集合組織の発達におよぼす2相域圧下の影響を3次元表示で示す。三者は基本的には類似の集合組織を

図8 $(\gamma+\alpha)$ 2相域圧下材に発達する集合組織の3次元表示 ($\phi=45^\circ$ 断面)。
(a)0%, (b)10%, (c)60%
● {100}<110>, ■ {112}<110>, ▲ {554}<225>

図9 強度および遷移温度の試験片方向依存性: (a)未再結晶 γ 域圧下材, (b) $(\gamma+\alpha)$ 2相域圧下材。

示すが、2相域圧下率の増加につれて集合組織はより強まる。未再結晶域圧下により $\{112\}<110>$ と $\{554\}<225>$ が微弱ながら発達する。2相域圧下により(i) $<110> // RD$ ($<110>$ 軸が圧延方向に平行な結晶群)集合組織, (ii) $<100> // ND$ ($<100>$ 軸が板面に垂直)集合組織, (iii) $<111> // ND$ ($<111>$ 軸が板面に垂直)集合組織, (iv) $\{554\}<225>$ を中心とした $<110> // TD$ ($<110>$ 軸が圧延方向と直角)集合組織が重畳して発達する。これら4種の集合組織のうち(iii)と(iv)は材質の異方性にほとんど影響を与えないが(i)は面内異方性を強く惹き起こし⁽²⁷⁾⁽²⁸⁾, (ii)は板厚方向を著しく脆化する。

図9は強度、 σ_{Trs} に及ぼす引張試験方向の影響を示す。未再結晶域圧下材の強度、 σ_{Trs} の方向依存性は小であり、これは微弱な集合組織(図8(a))とよく対応する。

2相域圧下材では $90^\circ(T)$ 方向の強度が高くこれについて $0^\circ(L)$ 方向が高く、 $45^\circ(D)$ 方向は最低となる。他方 σ_{Trs} はD方向で高く、L、T方向で低い値を示す。一般に強度が減少すると σ_{Trs} は低下するものであるが、2相域圧下材のD方向は強度が低く σ_{Trs} は高い。これは明らかに集合組織に由来する面内異方性の結果である。

図8によれば2相域圧下材では $\{211\}<110>$ を中心とした $<110> // RD$ が強く発達する。稲垣ら⁽²⁷⁾によれば、これに近い方位を持つ単結晶の強度はD方向で最低、次いでL、T方向の順に高くなる。他方 σ_{Trs} はD、L、T方向の順序で減少する。このことは観察結果とよく合致する。

制御圧延材において材質の面内異方性以上に深刻な問題は $\{100\}$ 集合組織の発達に由来する板厚(Z)方向の劈開破壊強度の低下、したがって低温靱性の劣化である。図10は2相域圧延材のL、Z方向の衝撃特性を示したものである。Z方向の σ_{Trs} はL方向のそれよりも著しく高温側にある。L方向試験片の σ_{Trs} からZ方向の σ_{Trs} に至る温度範囲でL方向試験片には板面に平行に剥離(セパレーション)⁽²¹⁾が発生するとともに、温度上昇に伴い吸収エネルギーの上昇がみられる。これに対して未再結晶域圧下材ではL、Zの方向差はずっと少なく、かつ2相域圧下材に比して前者の σ_{Trs} は高温側に、後者の σ_{Trs} は低温側にある。またセパレーションの発生数も少ない。すなわち制御圧延材ではZ方向の靱性低下の代償としてL、T方向の靱性の

図10 $(\gamma+\alpha)$ 域圧下材の衝撃特性。

向上が得られている。セパレーションは伸長した MnS をクラックの発生源とし、{100}クラスターおよび/あるいはパーライトおよびペーナイトバンドを伝播サイトとして惹起される現象である。希土類元素(REM)⁽²⁹⁾あるいは Ca⁽³⁰⁾添加による S 系介在物の球状化(介在物形状制御)、バンド組織の分散化⁽³¹⁾、未再結晶域での圧延終了(図 8 およ 9 参照)、はセパレーションの発生をかなりの程度に抑制することが出来る。

5. む す び

制御圧延は、(i)再結晶域圧延、(ii)未再結晶 γ 域圧延、(iii) $(\gamma+\alpha)$ 2 相域圧延の全段階を最適に制御して所期の強度靱性を得る方法である。制御圧延については幾多の研究にもかかわらず不明の点も多い。Nb による再結晶の遅滞化の原因、Nb の析出挙動、変形帯の本性と γ/α 変態への影響、亜粒の靱性に与える影響等の解明は今後の問題として残されている。また強い mechanical fiber 組織を持ち Z 方向の犠牲において L, T 方向の靱性改善を果たしているとき制御圧延材の破壊力学的研究は今後の重要な検討課題である。

文 献

- (1) R.A.Granger : Met.Trans., **2**(1971), 65.
- (2) A.W.Thompson : *ibid.*, **8A**(1977), 833.
- (3) R.L.Bramfitt and A.R.Marder : *Proceedings of the Conference; Processing and Properties of Low Carbon Steel*, AIME, (1973), 191.
- (4) N.G.Petch : *Fracture*, Ed. by B.L.Averbach, The M.I.T. Press, Cambridge, Massachusetts, (1959), 54.
- (5) T.Gladman, D.Dulieu and I.D.McIvor : *Proceedings of Microalloying 75*, Union Carbide Corp., New York, (1975), 32.
- (6) 田中智夫, 波戸村太根生, 田畑紳久 : 川崎製鉄技報, **6**(1974), 522.
- (7) T.Gladman and D.Dulieu : *Metal Science*, **8**(1974), 167.
- (8) T.Tanaka, T.Tabata, T.Hatomura and C.Shiga : *Proceedings of Microalloying 75*, Union Carbide Corp., New York, (1975), 107.
- (9) I.Kozasu, C.Ouchi, T.Sampe and T.Okita : *ibid.*, 120.
- (10) 波戸村太根生, 田中智夫 : 鉄と鋼, **62**(1976), S 648.
- (11) T.Tanaka, T.Funakoshi, M.Ueda, J.Tsuboi, T.Yasuda and C.Utahashi : *Proceedings of Microalloying 75*, Union Carbide Corp., New York, (1975), 399.
- (12) 大森靖也 : 日本金属学会誌, **30**(1966), 1164.
- (13) G.A.Wilber, J.R.Bell, J.H.Bucher and W.J.Childs : *Trans.Met.Soc.AIME*, **242**(1968), 2305.
- (14) J.D.Jones and A.B.Rothwell : *ISI Publication*, **108**(1968), 78.
- (15) J.N.Cordea and R.E.Hook : *Met. Trans.*, **1**(1970), 111.
- (16) K.J.Irvine, T.Gladman, J.Orr and J.B.Pickering : *J.Iron Steel Inst.*, **208**(1970), 717.
- (17) L.Meyer, H.Buehler and F.Heisterkamp : *Thyssen Forschung*, **3**(1971), 10.
- (18) I.Kozasu, T.Shimizu and H.Kubota : *Trans.ISIJ*, **11**(1971), 367.
- (19) 関根 寛, 丸山忠克 : 鉄と鋼, **58**(1972), 1424.
- (20) 田中智夫, 榎並稔一 : *ibid.*, **58**(1972), 1775.
- (21) 田中智夫 : 塑性と加工, **18**(1977), 381.
- (22) 田中智夫, 波戸村太根生, 田畑紳久 : 鉄と鋼, **62**(1976), S 207.
- (23) 関根 寛, 丸山忠克, 川島善樹果 : *ibid.*, **60**(1974), S 557.
- (24) P.Repas : *Proceedings of Microalloying 75*, Union Carbide Corp., New York, (1975), 387.
- (25) 波戸村太根生, 田畑紳久, 田中智夫 : 鉄と鋼, **62**(1976), S 211.
- (26) 田中智夫, 田畑紳久 : 鉄と鋼に投稿.
- (27) 稲垣裕輔, 栗原 極, 小指軍夫 : 鉄と鋼, **61**(1975), 991.
- (28) 小指軍夫, 稲垣裕輔 : 日本金属学会会報, **15**(1976), 261.
- (29) L.Luyckx, J.R.Bell, A.McLean and M.Korchynsky : *Met.Trans.*, **1**(1970), 3341.
- (30) H.Pircher and W.Klapdar : *Proceedings of Microalloying 75*, Union Carbide Corp., New York, (1975), 232.
- (31) 丁子 武, 矢野二郎, 上杉浩之, 井上正敏, 三輪親光, 森 徳明, 渡辺修司 : 鉄と鋼, **63**(1977), S 793.