

鋼の高温における脆化特性と力学的挙動

解説

牧 正 志*

Embrittlement and Mechanical Behavior of Steels at High Temperatures

Tadashi MAKI

1. はじめに

高温下では原子の拡散がおこるので、連続鋳造や熱間圧延の工程中、種々の熱履歴に対応して偏析、析出、変態がおこり組織が刻々変化していく。さらに、変形の最中にも回復・再結晶、析出、変態がおこる場合がある。このような金属学的諸現象は高温変形時の力学的性質に複雑な影響を及ぼす。

近年、連続鋳造（以下連鋳）の分野では主として割れ発生防止の観点から、また熱間圧延の分野では制御圧延と関連し主として組織制御および変形抵抗の観点から、それぞれ鋼の高温変形特性に関する研究が活発に行われるようになり、多くのデータが蓄積されている。高温変形時の力学的特性に及ぼす因子は極めて多様であり、外的（加工）因子として温度、変形速度、加工度、加工履歴、熱履歴などが、内的（材料）因子として合金元素、不純物、金属組織、介在物、析出物などがある。高温での強度や延性は歪み速度の影響を大きく受ける。通常の熱間圧延では歪み速度は $10^0 \sim 10^2/s$ 程度と大きいのに対し、連鋳時におこる変形、例えば曲げ矯正点での歪み速度は $10^{-4}/s$ 程度と非常に小さい。それ故、両者の力学的性質は同じ温度であつても通常大きく異なる。

本稿では、最近の研究をもとに、広範な歪み速度における鋼の高温変形時の脆化特性と力学的挙動について、主として金属学的諸現象との関連に重点を置いてとりまとめる。なお、連鋳および熱間圧延時の力学的挙動の全般を知るには、鉄鋼基礎共同研究会の報告書¹⁾²⁾が参考になる。

2. 高温変形に付随する金属学的現象およびそれらと力学的性質との関係

2.1 動的再結晶

変形中におこる回復、再結晶を動的回復、動的再結晶とよぶ^{3)~5)}。たとえ熱間変形の場合であつても変形後の無荷重下でおこるものは静的回復、静的再結晶である。オーステナイト (γ) 組織の場合（炭素鋼の γ 領域や γ

系鋼）には動的再結晶がおこる^{6)~9)}。一方、フェライト (α) 組織の場合には一般に動的回復のみがおこり動的再結晶はおこらないといわれているが¹⁰⁾、動的再結晶をおこすという報告¹¹⁾もあり、いまだ統一の見解は得られていない。

動的再結晶がおこる場合の真応力-真歪み曲線は Fig. 1 (a) のようになり、極大応力 (σ_p) を示したのち軟化し、その後応力一定の定常変形を示す。動的再結晶は極大応力を示す歪み (ϵ_p) よりやや小さい歪みで開始し、 ϵ_s で全面が動的再結晶組織になる。 ϵ_p は動的再結晶出現のひとつの目安となる。 ϵ_p や ϵ_s は加工温度 (T) と歪み速度 ($\dot{\epsilon}$) により変化する。 T と $\dot{\epsilon}$ の間には互換性があり、通常、Zener-Hollomon 因子 Z ($Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp(Q/RT)$) で表示されることが多い。ここに Q は高温変形の見かけの活性化エネルギーである。 T と $\dot{\epsilon}$ の種々な

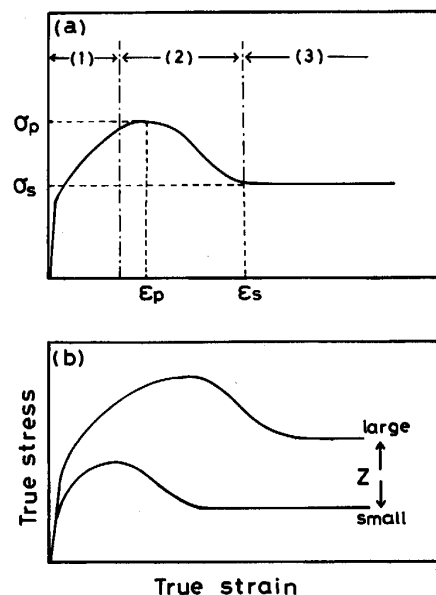


Fig. 1. Schematic illustration of true stress (σ)-true strain (ϵ) curve for dynamic recrystallization (a) and the effect of Z (Zener-Hollomon parameter) on σ - ϵ curve.

昭和 62 年 12 月 9 日受付 (Received Dec. 9, 1987) (依頼解説)

* 京都大学工学部教授 工博 (Faculty of Engineering, Kyoto University, Yoshidahonmachi Sakyo-ku Kyoto 606)

Key words: steels; brittleness; continuous casting; hot rolling; dynamic recovery; dynamic recrystallization; microstructure; fracture mechanics; hot crack; plastic deformation; strain rate.

組合せの変形条件下で現象を論ずる場合には、 Z 因子を用いると便利である。真応力-真歪み曲線におよぼす Z の影響を Fig. 1 (b) に示す。高 Z 変形になるほど(つまり $\dot{\epsilon}$ が大きくなるほど、または T が低いほど) ϵ_P や ϵ_S が大きくなり、動的再結晶がおこるのに大きい歪みを要するようになる。このことは、変形中におこる再結晶の開始、進行に要する時間とその間に生じる歪み量の関係を考えると定性的に説明できる⁴⁾。つまり、ある一定の T で変形した場合、 $\dot{\epsilon}$ が大きいほど (Z が大きいほど) 再結晶に要する時間までに大きく変形されてしまい、 ϵ_P や ϵ_S が大きくなる。また、 $\dot{\epsilon}$ が一定の場合、 T が低いほど (Z が大きいほど) 再結晶の開始、進行に要する時間が長くなるのでその間に大きく変形される結果、 ϵ_P や ϵ_S が大きくなるわけである。

動的再結晶が開始、完了する歪み量と Z の関係の一例として 18 Ni マルエージ鋼の γ 域変形の結果を Fig. 2⁶⁾ に示す。通常の鋼の熱間圧延では歪み速度が大きいので、動的再結晶をおこさせるには約 1150°C 以上の高温でしかも 1 パス圧下率 50~70% という大圧下が必要である¹²⁾。それゆえ、1 パス圧下率 20~30% 程度の熱間圧延では加工硬化状態 (Fig. 1 (a) の領域 (1)) にある。このような加工硬化 γ は圧延パス間もしくは圧延終了後に静的再結晶がおこる¹³⁾。一方、連铸の際にうける変形のように歪み速度が非常に小さい場合には動的再結晶は比較的低温、低歪みでおこる可能性がある。

動的再結晶の出現におよぼす材料因子の影響に関する従来の報告をまとめると次のようになる。①炭素鋼において C 量が増加するほど極大応力 (σ_P) が低下し、動的再結晶は促進される⁸⁾。②Nb 添加により σ_P や ϵ_P が大きくなり、動的再結晶の出現は大きく遅らされ

る⁷⁾⁹⁾¹⁴⁾。この場合、後述する Nb (CN) の動的析出が関与する。③Cr, Mo, Si, Ni, Mn の添加により動的再結晶は抑制される。これらの効果は Mo が最も大きく、Ni は Mo の 1/40 程度と最も小さい¹⁵⁾。④過共析鋼で γ 中に比較的大きい球状セメンタイト粒子が存在している場合には ϵ_P が小さくなり、動的再結晶の出現がはやめられる¹⁶⁾。⑤初期粒径が小さくなるほど ϵ_P が小さくなり、動的再結晶がおこりやすい⁹⁾¹⁷⁾。

動的再結晶がおこると、変形中に絶えず結晶粒界が移動するため粒界上でのポイド発生、成長が抑えられるので、一般に熱間延性が増大するという報告が多い¹⁸⁾。しかし、 γ 系ステンレス鋼の研究において γ 粒界近傍で動的再結晶がおこると高温延性が低下するという報告もあり¹⁹⁾、今後詳細に検討する必要がある。さらに、動的再結晶は 2 相ステンレス鋼の超塑性現象の出現に対し重要な役割を果たしているという報告がある²⁰⁾。

2.2 動的析出と歪み促進析出

炭窒化物生成元素を含む鋼では、凝固直後の γ や高温 γ 域に再加熱した場合には合金元素は γ 中に固溶しているが、温度低下にともない固溶度が減少し γ 域でも合金炭窒化物が生成するようになる。一般に無加工材の γ では析出開始に要する時間が長い、加工硬化組織になると析出が早められ²¹⁾²²⁾、Fig. 3 に示したように析出開始線が短時間側に移行する。これは、変形により γ 中に導入された転位が析出の核生成サイトとなるため、核生成速度が大きくなったことが主因である。それ故、通常の冷却速度では γ 中での析出がおこらないような場合でも、熱間変形によつて析出が容易におこるようになる。この現象は Nb (CN) や AlN の析出で認められている。この場合、現象的には Fig. 3 に示したように動的析出と歪み促進 (誘起) 析出に区別される。歪み速度が小さい場合には変形に要する時間が長いので変形中に析出がおこるようになる。これを動的析出という。一方、歪み速度が大きい場合には変形が短時間で完了するので変形中に析出する時間的余裕がなく、変形後に析出が急速におこる。これを歪み促進 (誘起) 析出といい、Nb 鋼の制御圧延でみられる重要な現象である。なお、Nb (CN) の析出開始線のノーズ温度は約 900°C 近傍にある。

Nb 鋼において Nb (CN) の動的析出がおこると動的再結晶が抑制され¹⁴⁾²³⁾、歪み促進析出がおこると熱間加工後の静的再結晶が抑制される²⁴⁾²⁵⁾。これは微細な析出物による粒界のピン止め効果のためである。WEISS および JONAS²³⁾ により、0.035% Nb-0.05% C 鋼を 875°C で変形した場合、歪み速度が $10^0/s$ 程度以上では動的析出はおこらないが、 $10^{-1}/s$ 程度以下では Nb (CN) の動的析出がおこることが認められている。

2.3 動的 α 変態と歪み促進 α 変態

γ を Ar_3 点以下に冷却すると初析 α が生成するが、前

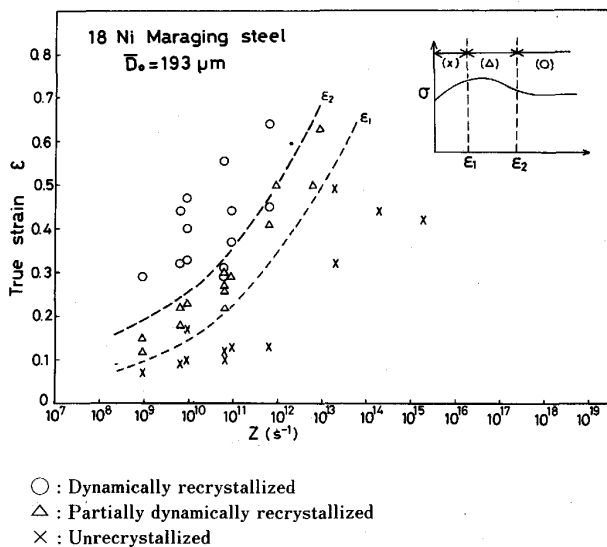


Fig. 2. Relationship between high temperature deformation structure of austenite and deformation conditions (Z and ϵ) for the 18 Ni maraging steel⁶⁾. ($Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$, $Q = 330 \text{ kJ/mol}$)

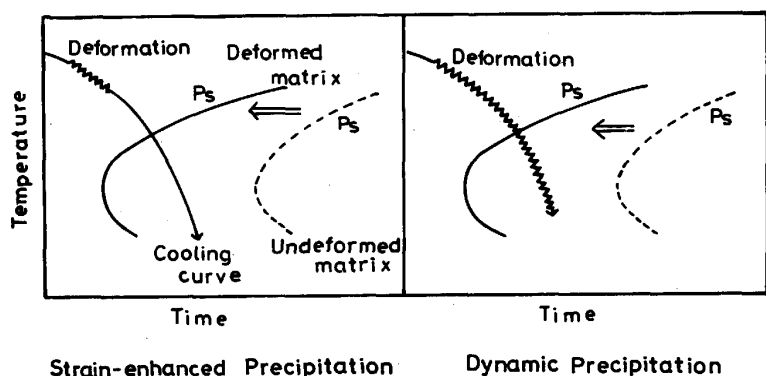


Fig. 3. Schematic illustration of CCT curves showing the comparison between strain-enhanced precipitation and dynamic precipitation.

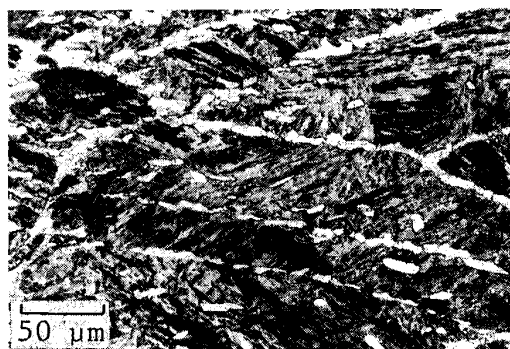


Photo. 1. Optical micrograph of dynamically transformed ferrite formed along austenite grain boundaries and annealing twin boundaries during tensile deformation ($T = 737^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-2}/\text{s}$, $\epsilon = 50\%$) in 0.19% C steel²⁷⁾.

述の析出と同様に高温変形により γ が加工硬化組織になると α 核生成サイトが増すため α 変態が早められる²⁶⁾。この場合も、変形中に初析 α が生成する動的 α 変態と変形後におこる歪み促進 α 変態に分けられる。前者は低歪み速度変形で、後者は高歪み速度変形でおこる。動的 α 変態は後述するように連鋳時の曲げ矯正点での延性低下と密接に関連する。Photo. 1²⁷⁾ は 0.19% C 鋼における 737°C での引張変形中に生成した動的変態による初析 α の顕微鏡組織の例である。静的保持の場合の初析 α は通常 γ 粒界上に大きく塊状に生成するが、動的 α 変態の場合は写真のように γ 粒界や焼鈍双晶境界に沿って非常に薄くフィルム状に生成する傾向が強い。それ故、動的 α 変態がおこると、変態量が少なくても α が γ 粒界をうめつくし、静的保持では得られないような薄い網目状 α 組織を形成するのが特徴である²⁷⁾。

熱間圧延の場合には、変形時間が短いため動的 α 変態はおこりにくく、 γ 低温域変形により得られる加工硬化 γ の歪み促進 α 変態が重要になってくる。この場合は、 A_{r3} 点の上昇²⁸⁾ や焼入れ性の低下²⁹⁾ などが問題となる。

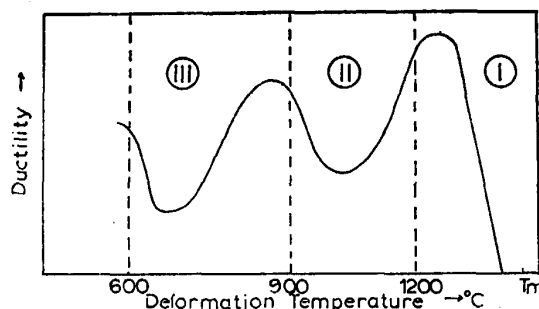


Fig. 4. Schematic illustration of ductility troughs appearing in hot tensile test³²⁾.

2.4 動的歪み時効

軟鋼を $150 \sim 300^{\circ}\text{C}$ 付近で $10^{-4} \sim 10^{-1}/\text{s}$ の歪み速度で引張試験をすると鋸歯状の応力-歪み曲線を示す。これは動的歪み時効によるもので、移動転位と溶質原子 (C および N) との相互作用 (P-L 効果) によっておこる。動的歪み時効がおこる温度域は $\dot{\epsilon}$ に依存し、 $\dot{\epsilon}$ が大きくなるほど高温側へ移行する。軟鋼では $\dot{\epsilon} = 10^2 \sim 10^3/\text{s}$ のとき約 $500 \sim 650^{\circ}\text{C}$ でおこるようになる³⁰⁾。 γ 系ステンレス鋼においても Cr や Mo の置換型溶質原子の作用でおこる³¹⁾。

3. 高温での脆化特性

高温では種々の原因により機構の異なる脆化がおこるが、いずれも粒界割れをおこすのが特徴である。粒界割れは粒界結合力の低下による剥離、または粒界あるいは粒界近傍での応力、歪みの集中によるポイドの形成、成長、合体によりおこる。粒界割れを支配する因子は粒界もしくはその近傍の性質と粒内変形抵抗の大きさであり、これらは化学組成や加工履歴、熱履歴により大きく影響をうける。粒界の性質は粒界偏析、粒界上での析出物や変態相の生成、粒界の形状、結晶粒径などにより変化し、これらによって粒界結合力、粒界すべり、粒界移動、粒界および粒界近傍での応力や歪みの集中などの様相が変化する。一方、粒内変形抵抗は主として粒内析出によって変化する。

鈴木ら³²⁾³⁷⁾ は再熱材および連鋳鋼片の熱履歴を再現

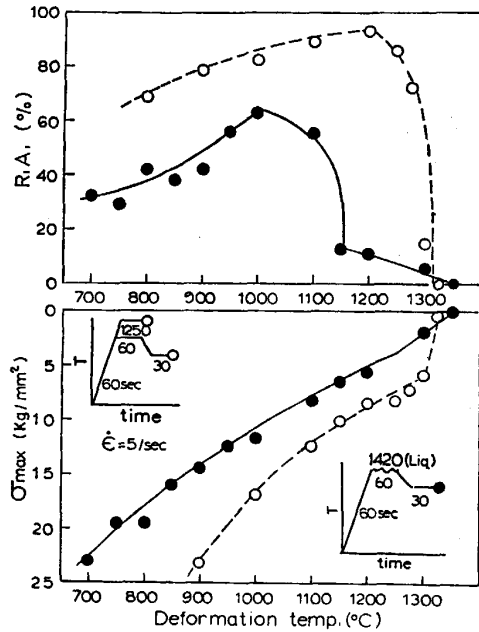


Fig. 5. Hot ductility and strength curves for the austenitic stainless steel (17.0Cr-12.4Ni-2.35 Mo-0.063C) ($\dot{\epsilon} = 5/s$)³².

させた溶融材を用い、鋼の融点から 600°C に至る広範な温度域における高温延性について系統的な研究をおこない、Fig. 4³²⁾ に示すような三つの脆化領域が存在することを明らかにした。以下、彼らの示した脆化領域に従ってそれぞれの特徴について述べていく。

3.1 融点近傍での脆化 (第1領域脆化)

この脆化は鋼の融点近傍から約 1200°C にかけてみられるもので、液体が関与する破壊であり、連鑄の内部割れや表面縦割れと密接に関連する。Fig. 5³²⁾ に γ 系ステンレス鋼の例を示す。再熱材 (○) では融点近傍で急激に延性が低下するのに対し、溶融材 (●) では凝固点以下かなり広い温度域で脆化が認められる。破面は再熱材では γ 粒界割れ、溶融材では樹枝状晶界面に沿った割れであり、再熱材と溶融材では脆化原因が異なる。つまり、再熱材では加熱時に γ 粒界の一部が溶融することにより延性の低下がおこるのに対し、溶融材においては溶鋼の凝固がある程度進行して固相同志が互いに連結することにより有限の延性が生じると考えられている²³⁾。両者の脆化温度域の相違は、再熱材の場合には変態を経ているために γ 粒界のミクロ偏析が軽減され γ 粒界溶融温度が高いのに対し、溶融材は初晶の粒界のミクロ偏析が高く固相温度が大きく低下するためであろう。

溶融材の延性が出現する温度を ZDT (Zero ductility temperature) といい、融点近傍の脆化感受性を評価する指標となる。ZDT が低いほど割れ感受性が高い。Fe-C 合金における ZDT と T_s (固相線温度) の間には $ZDT = 1.14 T_s - 231$ という関係が報告されており³⁴⁾、C

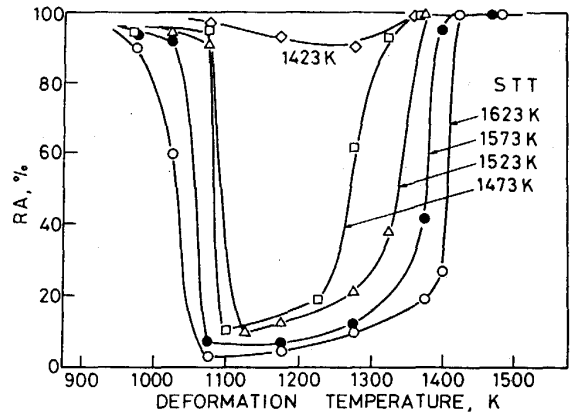


Fig. 6. Effect of solution-treatment temperature (STT) on the hot ductility for the 0.05% C steel ($\dot{\epsilon} = 2.3/s$)³⁵.

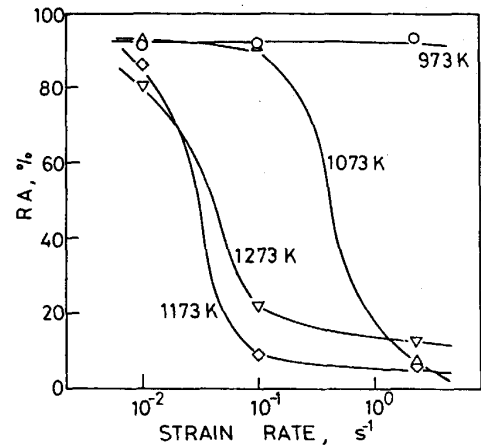


Fig. 7. Variation of hot ductility with strain rate and deformation temperature for the 0.05% C steel (solution treated at 1300°C)³⁵.

量の増加とともに ZDT は単調に低下していく。また、B, O, S, P などの不純物元素が多くなるほど ZDT は低下する³⁴⁾。この第1領域脆化は歪み速度にはほとんど依存しない。

3.2 γ 域 (1200~900°C) での脆化 (第2領域脆化)

第2領域脆化の特徴^{32)~35)}をまとめると次のようになる。①溶融材もしくは γ の高温域 (約 1200°C 以上) に一度加熱した場合にのみ出現する (Fig. 6)³⁵⁾。1150~1200°C 以下での再加熱材にはこの脆化は認められない。②歪み速度が大きいときにのみ脆化が現れ、 $10^{-2}/s$ 程度以下の低歪み速度では脆化はおこらない (Fig. 7)³⁵⁾。それ故、この脆化は熱間圧延時には変形能と関連して問題になるが、連鑄時の割れとの関連性はほとんどない。③凝固後もしくは高温 γ 域再熱後からの冷却速度を小さくするか、変形前に安定処理を施すと延性は急激に回復し、脆化が軽減される (Fig. 8)³⁶⁾。④ γ 粒界割れであり、浅いデンプル模様を呈する粒界延性破面と粒界剥離による平滑な破面の2とおりが観察され

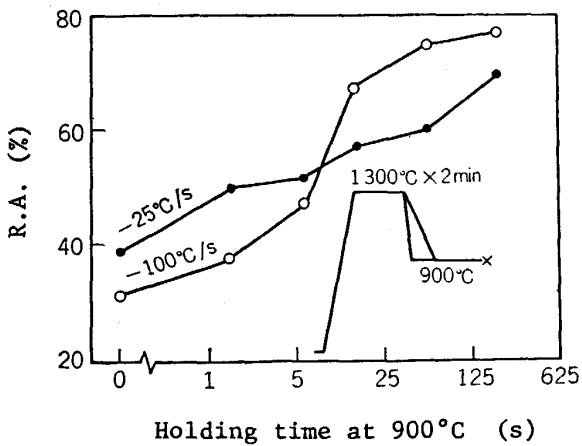


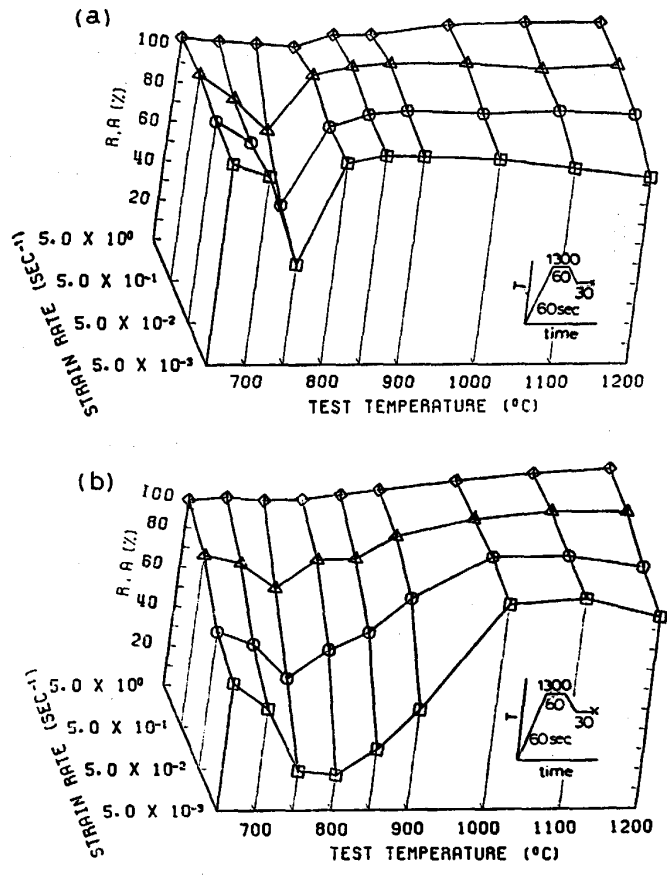
Fig. 8. Variation of hot ductility with holding time at deformation temperature before tensile test at 900°C for the 0.66% C steel ($\dot{\epsilon} = 5/s$)³⁶⁾.

る。⑤S, P, Oなどの不純物が増すほど脆化が顕著になる。

この脆化は古くからSの多い鋼でみられる赤熱脆化または過熱脆化と呼ばれていた現象である³⁶⁾。脆化の主要原因は高温 γ 域で固溶していたS, Oが温度低下とともに過飽和になり(Fe, Mn)S, (Fe, Mn)Oとして γ 粒界上に析出するためである³²⁾。 γ 粒界上の析出物は応力下でボイドの発生場所になりこれらが成長、合体して粒界破壊をひきおこすが、この場合、析出粒子の数が多くサイズが小さいほど脆化が起りやすくなる³⁷⁾³⁸⁾。それ故、粒界上の析出粒子の粗大化がおこると脆化にそれほど寄与しなくなる。冷却速度を小さくしたり保定処理により脆化が軽減されるのはこのためである。なお、粒界上の析出以外に、動的もしくは歪み促進析出により粒内に硫化物が微細に析出し粒内が強化されること、および粒界近傍にPFZ(無析出帯)が形成され粒界近傍の歪み集中が助長されることも脆化原因の一つと考えられている³⁵⁾。Sと同様にP量が増してもこの領域の脆化が起りやすくなる。しかし、Pによる脆化は溶融材のみに現れること、さらにC量が約0.25%以上の場合にのみ起り、Sの作用とは傾向が大きく異なるようである³⁴⁾。

3.3 γ 低温域および($\alpha + \gamma$)2相域での脆化(第3領域脆化)

900°C~700°C近傍で現れる第3領域脆化の特徴^{27)32)33)39)~46)}として次の点があげられる。①歪み速度が小さいときのみ脆化が現れ、高歪み速度になるとほとんど脆化はおこらない(Fig. 9)³²⁾。これは前述の第2領域脆化と対照的である。それ故、この脆化は主として連铸時の変形と関連し、熱間圧延の際にはあまり問題にならない。特に連铸時の曲げ矯正点で発生する表面横割れと密接に関連する。②Si-Mn鋼では脆化は750°C近傍の比較的狭い温度域でのみおこるのに対し、Nb鋼



a) 0.05% C steel b) Nb bearing steel (0.12% C, 0.04% Nb)
Fig. 9. Variation of hot ductility with strain rate and deformation temperature³²⁾.

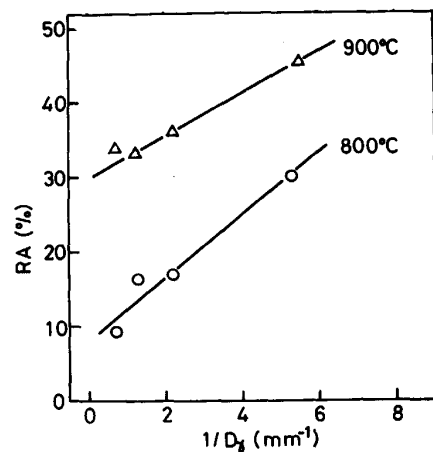


Fig. 10. Variation of hot ductility at 800 and 900°C with austenite grain size (D_γ) for the Nb bearing steel (0.12% C, 0.05% Nb). (Solution treated at 1100~1350°C, $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-3}/s$)⁴³⁾

やAlを多く含む鋼では脆化の程度が大きくなるとともに、脆化温度域が約900°C程度まで拡大する(Fig. 9)³²⁾。③ γ 粒界に沿った割れであるが、破面は浅いディンプル模様を呈する粒界延性破面である。④900°C以下の γ 域で変形前に保定処理を施すと、保持時間が長く

なるほど延性は低下する。この傾向も第2領域脆化の場合と逆である。⑤初期 γ 粒径の影響が大きく、粒径が大きいほど脆化が著しい (Fig. 10)⁴³⁾。

第3領域脆化は金属組織的には γ 単相の低温域でおこる脆化と $(\alpha + \gamma)$ 2相域でおこる脆化の二つに分けられ、それぞれ脆化の原因が異なる。このうち、初析 α 生成によりおこる2相域(約750°C近傍)での脆化はすべての鋼で程度の差はあれ必ずおこるのに対し、 γ 低温域での脆化はNb鋼やAlキルド鋼の場合に出現するものである。Fig. 9 (b)のNb鋼の低歪み速度試験で脆化温度域が広がっているのは、これら二つの脆化が連続しておこっているためである。

γ 低温域での脆化の主要原因は高温で固溶していたNbやAlが静的もしくは動的に γ 粒界上にNb(CN)やAlNとして析出することによる。 γ 粒界上の析出物がボイドの発生場所になるという点では第2領域脆化と同じである。ただ、NbやAlの炭窒化物は硫化物に比べより低温で析出がおこるために約900°C以下の低温 γ 域で脆化がおこったものである。粒界割れをひきおこす要因として、 γ 粒界すべりが指摘されている⁴¹⁾。しかし、最近、前原、大森ら⁴²⁾⁴⁷⁾は、炭窒化物は動的析出により γ 粒界に加え粒内にも微細に生成し、粒界近傍にはPFZ(無析出帯)が形成されることを見出し、変形が軟かいPFZに集中すること、しかもこれが粒内析出物による粒内強化によつていつそう助長されることが脆化の原因であると報告している。歪み速度が大きくなると、粒界すべりや動的析出がおこりにくくなるので脆化が軽減される。変形前の保定処理を施すと通常延性が低下し、第2領域脆化のような延性回復がおこらないのはNb(CN)やAlNの析出が遅く、さらに粗大化も遅いためである。なお、Nb添加によつて γ 低温域で脆化がおこる理由として、動的再結晶の抑制⁴⁰⁾⁴⁶⁾や粒界析出物による粒界移動の阻止⁴⁴⁾なども考えられている。

$(\alpha + \gamma)$ 2相域でおこる脆化は、 γ 粒界に沿つて生成した初析 α に歪みが集中し、 α 中に多くのボイドが発生しそれらが成長・合体して割れに至るためである。2相域のような高温では、低歪み速度の場合 α の変形応力が γ の変形応力の数分の1と小さい⁸⁾⁴⁰⁾ため、 α 相に変形が集中する。ボイドの発生はMnSやAlN、Nb(CN)などの析出物(これらは初析 α 生成前に γ 粒界上に析出したものが α 相へ受け継がれたものである)を起点としておこる。脆化の程度は変形が集中する初析 α の形態、サイズにより影響される。初析 α が γ 粒界上に塊状に生成するよりも、薄くフィルム状に生成した場合に脆化が大きくなる。しかも、フィルム状 α の厚さが薄いほど脆化の程度が大きい⁴¹⁾。変形前は γ 単相状態であるが変形中に動的 α 変態がおこるような条件(Ae_3 と Ar_3 の間の温度)で最も延性が小さくなる²⁷⁾。これは前述したように動的変態により生成した α は変態量

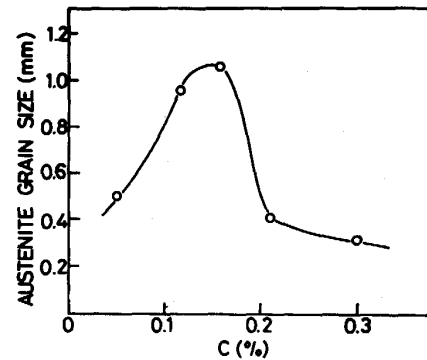


Fig. 11. Variation of austenite grain size with carbon content of steels subjected to the melting treatment⁴³⁾.

が少なくとも容易に γ 粒界に沿つた薄い α フィルムの網目状組織を形成するためである。2相域でも温度が低下すると初析 α 量が増し、フィルム状 α の厚さが増すために延性が上昇していく。初期 γ 粒径が大きいほど、フィルム状 α の厚さが一定ならば α 相への歪み集中度が増すために脆化は著しくなる²⁷⁾。さらに、 γ 粒界上に生成する初析 α の形態が γ 粒径により変化し、同一鋼でも細粒の場合は塊状 α が生成するのに対し、粗粒では薄いフィルム状を呈する傾向が強くなる²⁷⁾⁴⁸⁾。このことも γ 粒径増大による脆化促進の一因であろう。歪み速度が大きくなると2相域でも脆化がほとんどおこらなくなるのは、変形応力の歪み速度依存性が α の方が γ よりも大きいために高速変形になると両相の強度差が小さくなり³⁰⁾、変形の不均一度が小さくなるためと考えられている。

このように第3領域脆化は γ 粒界に沿つて形成された母相 γ よりも軟質な領域(動的析出により形成される γ 粒界に沿つたPFZ、または γ 粒界上に生成するフィルム状 α)に歪みが集中することにより起こる現象であり、粒界析出物の存在によつてボイドの発生が助長される。この場合、 γ 粒径が大きいほど割れ感受性が大きい。凝固材の γ 粒径はC量により変化し、Fig. 11⁴³⁾に示すように0.12~0.14% Cで γ 粒径が最も大きくなる⁴³⁾⁴⁹⁾。

第3領域脆化を軽減させるには、 γ 低温域での脆化に関してはNb(CN)やAlNの動的析出を防止し、静的析出をおこさせそれらを粗大化させるのが有効である⁵⁰⁾。このためには、冷却速度を極めて小さくするか、または高温で前加工を施し冷却中に歪み促進析出をおこさせることが必要である⁵¹⁾。また、NbやAlを含む鋼において、低N化あるいはNを固定する微量Ti添加は延性を顕著に改善する⁴¹⁾。2相域での脆化は初析 α が生成する限り本質的に避けられない脆化である。

4. 高温変形抵抗

高温変形応力 (σ) は温度 (T), 歪み速度 ($\dot{\epsilon}$) および歪み量 (ϵ) の関数であり, 一般に次のような式で表せることが知られている^{52)~54)}.

$$\sigma = A \cdot \epsilon^n \cdot \dot{\epsilon}^m \cdot \exp(B/T)$$

ここに, n : 加工硬化指数, m : 歪み速度依存指数, A, B : 変形条件によつて決まる定数である.

高温変形時に動的再結晶がおこる場合の極大応力 (σ_p) や定常応力 (σ_s) および動的回復がおこる場合の定常応力 (σ_s) は, 通常のクリープ変形の場合と同様に次式が成立する^{3)5)52)~54)}.

$$\dot{\epsilon} = A \cdot \sigma^n \cdot \exp(-Q/RT)$$

または $Z = A \cdot \sigma^n$ ここに Z は Zener-Hollomon 因子, A, n' は変形条件に依存しない定数である. 応力指数 n' は動的再結晶がおこる場合には 5~6 前後の値が多い. なお, σ_p や σ_s は初期粒径には依存せず Z のみによつて一義的に決まる.

高温変形応力は合金元素の添加により, 固溶強化および析出強化にもとづいて変化する. 高温での固溶強化の程度は合金元素の種類によつて程度の差はあるが, 一般に合金元素量が増すほど変形応力は大きくなる⁵²⁾⁵⁵⁾⁵⁶⁾. それ故, 合金元素を多量に含む高合金鋼では固溶強化のために変形応力が高くなり, その結果, 割れ感受性も増す. C 量の高温変形応力に及ぼす影響は, 熱間圧延相当の歪み速度ではほとんど無視できる⁵⁷⁾⁵⁸⁾. 一方, 低歪み速度では約 1.0% C まで C 量増加とともに変形応力が低下するという一種の固溶軟化現象が認められている⁸⁾. 動的歪み時効や動的析出がおこれば変形応力は高くなる.

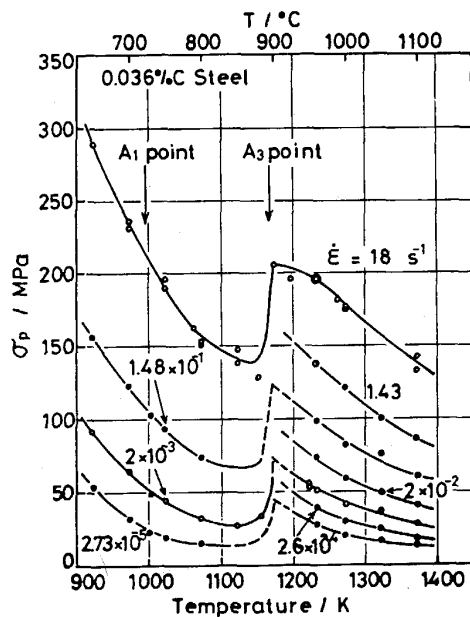


Fig. 12. Variation of maximum flow stress (σ_p) with strain rate for the 0.036% C steel⁸⁾.

($\alpha + \gamma$) 2 相域変形では両相の変形応力の差およびそれらの歪み速度依存性が問題になる. Fig. 12⁸⁾ は酒井らにより得られた 0.036% C 鋼の種々の温度での最大変形応力に及ぼす歪み速度の影響の結果である. A_3 点直下で急激な変形応力の低下が認められ, γ の方が α よりも変形抵抗が大きいことが分かる. A_3 点での両相の変形応力の差は最大応力で比較する限り歪み速度が大きくなつても消滅しない⁸⁾⁵⁹⁾. しかし, 歪み量が 0.1~0.2 程度と比較的小さいときの α と γ の Flow stress を調べた結果³⁰⁾ では, 低歪み速度では Fig. 12 と同様に $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態による変形応力の低下が認められるが, $10^2/s$ 程度的高速変形になると A_3 点での変形応力の不連続が消滅し, A_3 点近傍でも両相の変形応力の差が無くなる. 高速変形によつて α の変形応力が大きく上昇する原因として C や N 原子による動的歪み時効が指摘されている³⁰⁾. このように, ($\alpha + \gamma$) 2 相域での α と γ の変形応力の歪み速度依存性は, 最大変形応力で比較する場合と加工硬化段階(歪み量が比較的小さい段階)の Flow stress で比較する場合で傾向が異なるので注意を要する.

5. おわりに

鋼の高温変形時の力学的特性について, 主として熱履歴に対応しておこる金属組織変化および変形中におこる金属学的現象との関連に重点をおいて従来の研究結果をまとめた. 連铸に関連する凝固後冷却中の割れの基本的な機構については多くの研究の結果, ほぼ明らかになったと思われる. しかし, 熱間圧延に関しては連铸と直結化されることにより, 凝固偏析が大きくしかも粗大 γ 粒組織を持つ铸片が対象になり, しかも連铸時にうけた熱履歴により生じる組織変化(例えば炭窒化物などの析出)がそのまま熱間圧延に受け継がれることになる. このような铸片を対象にした熱間圧延時の力学的性質に関する研究は少なく, 今後の重要な課題である.

文 献

- 1) 連続鑄造における力学的挙動(連続鑄造における力学的挙動部会)(日本鉄鋼協会編)(1985)
- 2) 鋼の熱間加工の金属学(日本鉄鋼協会編)(1982)
- 3) H. J. McQUEEN and J. J. JONAS: Plastic Deformation of Metals, ed. by R. J. ARSENAULT (1975), p. 393 [Academic Press]
- 4) 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 2073
- 5) 酒井 拓: 日本金属学会会報, **22** (1983), p. 1036
- 6) 牧 正志, 赤阪耕一, 奥野耕二, 田村今男: 鉄と鋼, **66** (1980), p. 1659
- 7) T. MAKI, K. AKASAKA and I. TAMURA: Proc. Int. Conf. on Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite, AIME, Pittsburgh (1981), p. 217
- 8) 酒井 拓, 大橋正幸: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 2000
- 9) C. OUCHI and T. OKITA: Trans. Iron Steel Inst, Jpn, **22** (1982), p. 543
- 10) C. OUCHI and T. OKITA: Thans. Iron Steel Inst, Jpn, **23**

- (1983), p. 128
- 11) T. MAKI, S. OKAGUCHI and I. TAMURA: Proc. 6th Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys, 1 (1982), p. 529 [Pergamon Press]
 - 12) C. OUCHI, T. SAMPEI, T. OKITA and I. KOZASU: The Hot Deformation of Austenite, ed. by J. B. BALLANCE, AIME, New York (1977), p. 316
 - 13) 大内千秋: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 2081
 - 14) 前原泰裕, 邦武立郎, 藤野充克: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 2182
 - 15) 大内千秋, 大北智良: 文献 2), p. 115
 - 16) I. TAMURA, F. Z. LI and T. MAKI: Proc. 4th Heat Treating Conf., Nanjing, China (1987) 印刷中
 - 17) L. BLAZ, T. SAKAI and J. J. JONAS: Met. Sci., 17 (1983), p. 609
 - 18) L. A. NORSTRÖM: Scand. J. Metall., 6 (1977), p. 269
 - 19) 大森靖也, 前原泰裕: 日本金属学会昭和 60 年秋季大会講演概要 (1985), p. 338
 - 20) 前原泰裕: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 1722
 - 21) 田中智夫, 榎並禎一: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1775
 - 22) J. J. JONAS and I. WEISS: Met. Sci., 13 (1979), p. 238
 - 23) I. WEISS and J. J. JONAS: Metall. Trans. A, 10 (1979), p. 831
 - 24) 関根 寛, 丸山忠克: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1424
 - 25) S. S. HANSEN, J. B. VANDER. SANDE and M. COHEN: Metall. Trans. A, 11 (1980), p. 387
 - 26) 梅本 実, 大塚秀幸, 田村今男: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 238
 - 27) 牧 正志, 長道常昭, 阿部直樹, 田村今男: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 1368
 - 28) 田中智夫, 田畑純久: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1353
 - 29) 小松原望, 渡辺征一: 熱処理, 24 (1984), p. 201
 - 30) 五弓勇雄, 木原諄二: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 837
 - 31) K. TSUZAKI, T. HORI, T. MAKI and I. TAMURA: Mater. Sci. Eng., 61 (1983), p. 247
 - 32) 鈴木洋夫, 西村 哲, 山口重裕: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 2038
 - 33) 鈴木洋夫, 中村 泰: 日本金属学会会報, 18 (1979), p. 748
 - 34) H. G. SUZUKI, S. NISHIMURA and Y. NAKAMURA: Trans. Iron Steel Inst., Jpn., 24 (1984), p. 54
 - 35) K. YASUMOTO, Y. MAEHARA, S. URA and Y. OHMORI: Mater. Sci. Technol., 1 (1985), p. 111
 - 36) 須藤 一: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 696
 - 37) 堀内 良, 大塚正久: 日本金属学会会報, 22 (1983), p. 293
 - 38) 森 勉: 文献 1), p. 75
 - 39) 山中和夫, 寺崎富久長, 大谷泰夫, 小田光雄, 吉原正裕: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1410
 - 40) 鈴木洋夫, 西村 哲, 今村 淳, 中村 泰: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 1180
 - 41) C. OUCHI and K. MATSUMOTO: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 22 (1982), p. 181
 - 42) Y. MAEHARA and Y. OHMORI: Mater. Sci. Eng., 62 (1984), p. 109
 - 43) Y. MAEHARA, K. YASUMOTO, Y. SUGITANI and K. GUNJI: Trans. Iron Steel Inst., Jpn., 25 (1985), p. 1045
 - 44) G. A. OSINKOLU, M. TACIKOWSKI and A. KOBYLANSKI: Mater. Sci. Technol., 1 (1985), p. 520
 - 45) D. N. CROWTHER and B. MINTZ: Mater. Sci. Technol., 2 (1986), p. 951
 - 46) D. N. CROWTHER and B. MINTZ: Mater. Sci. Technol., 2 (1986), p. 1099
 - 47) Y. OHMORI and Y. MAEHARA: Trans. Jpn., Inst. Met., 25 (1984), p. 160
 - 48) 飴山 恵, 皆川昌紀, 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, 74 (1988) 9, 掲載予定
 - 49) 安元邦夫, 長道常昭, 前原泰裕, 郡司好喜: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 1738
 - 50) 前原泰裕, 安元邦夫, 友野 宏, 大森靖也: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 1373
 - 51) 安元邦夫, 前原泰裕, 長道常昭, 友野 宏: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 1381
 - 52) C. M. SELLARS and W. J. MCG. TEGART: Int. Metall. Rev., 17 (1972), p. 1
 - 53) 加藤健三: 材料, 30 (1981), p. 315
 - 54) 大森正信: 文献 2), p. 177
 - 55) W. J. MCG. TEGART and A. GITTINS: Trans. Iron Steel Inst., Jpn., 23 (1983), p. 1
 - 56) 大内千秋, 大北智良: 日本金属学会会報, 18 (1979), p. 432
 - 57) J. L. ROBBINS, O. C. SHEPARD and O. D. SHERBY: Trans. Am. Soc., Met., 60 (1969), p. 205
 - 58) M. J. STEWART: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 23 (1983), p. 47
 - 59) 大森正信, 植竹伸二, 和高 潔: 文献 2), p. 207