

© 1985 ISIJ

低炭素鋼の初析フェライトの生成挙動および 2相域での延性

論文

牧 正志*・長道常昭*²・阿部直樹*³・田村今男*

Formation Behavior of Proeutectoid Ferrite and Hot Ductility in ($\alpha+\gamma$) Two Phase Region in Low Carbon Steels

Tadashi MAKI, Tsuneaki NAGAMICHI, Naoki ABE and Imao TAMURA

Synopsis:

Hot ductility of low carbon steels containing small amount of Nb or B was investigated with a Gleeble tensile machine. Special emphases were placed on the relation between the formation behavior of proeutectoid ferrite and the ductility in ($\alpha+\gamma$) two phase region in the specimens with different austenite grain sizes (100 μm and 350 μm). The morphology of statically precipitated ferrite changed with an austenite grain size. In the case of coarse austenite grains, film-like ferrite was formed along austenite grain boundaries, whereas globular ferrite was formed in the specimen with small austenite grain size. Even when the specimen was single phase austenite before tensile testing, ferrite was formed during tensile testing at a certain temperature range below A_{e3} . This dynamically precipitated ferrite exhibited very thin film-like network along austenite grain boundaries, irrespective of austenite grain size. These morphology and distribution of ferrite affected the hot ductility in ($\alpha+\gamma$) two phase region. The ductility became minimum under the condition in which the network structure of very thin film-like ferrite was formed. Such a structure was commonly obtained by the occurrence of dynamic precipitation of ferrite. The ductility in ($\alpha+\gamma$) two phase region was markedly influenced by austenite grain size, namely, it decreased with increase in austenite grain size.

1. 緒 言

鋼の連続铸造時には種々の割れが発生し、その原因の究明および対策がなされている。鈴木ら¹⁾は種々の鋼の溶融凝固材について広範な温度にわたる脆化挙動を研究し、凝固点近傍、1273 K 近傍および1173~873 K の三つの温度域で脆化がおこることを明らかにした。これらのうち最も低温の1173~873 K でおこる脆化は、連铸時の曲げ矯正点で生じる表面横割れの発生と密接に関連することが知られている²⁾。この脆化がおこる1173~873 K という温度範囲はオーステナイト (γ) 単相低温域から γ +フェライト (α) 2相域にわたっており、 γ 粒界上の種々の析出物と γ 粒界に沿って生成する初析 α が脆化に関与する^{3)~7)}。しかし現象が複雑であるため不明な点も多い。

例えば初析 α 生成による延性低下の程度は、 α の生成状況 (形態、分布、量など) により大きな影響をうけると考えられるが、従来の研究では試験温度間隔が50~100 K と粗かつたためにこの点に関してはいまだほと

んど明らかでない。そこで本研究は Nb または B を添加した低炭素鋼を用い、初析 α の生成挙動と延性の関係、およびこれらにおよぼす γ 粒径の影響を明らかにすることを主な目的としておこなった。

2. 実験方法

本研究に用いた試料は Nb または B を添加した低炭素鋼 (以下 Nb 鋼および B 鋼) でその化学組成を Table 1 に示す。高温延性試験には グリーブル (Gleeble) 試験機を用いた。10 mm 径の丸棒供試材を引抜加工したのち 6.3 mm 径の引張試験片を作製した。試片の加熱は通電加熱方式であり、試験片の酸化を防ぐために高純度アルゴンガス雰囲気中で高温引張試験をおこなった。高温変形時の組織を観察するためにグリーブル試験機に試片水冷用ノズルを取り付け、種々の歪み量の変形または破断後直ちに冷却水を噴射し試験片を急冷した。

高温延性試験の手順を Fig. 1 に示す。試片をグリーブル試験機に取り付けたのち、まず γ 化処理を施すため 1420~1633 K に加熱する。 γ 化条件は両鋼種にお

昭和 58 年 10 月本会講演大会にて一部発表 昭和 59 年 11 月 19 日受付 (Received Nov. 19, 1984)

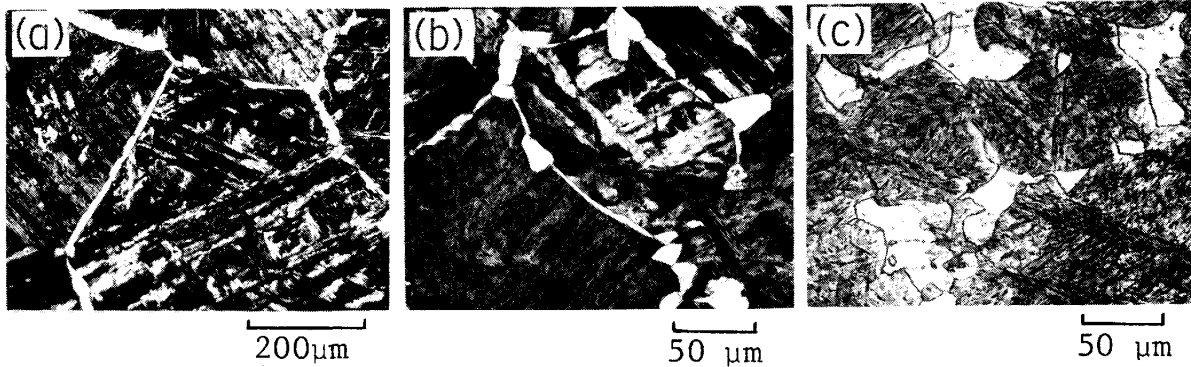
* 京都大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyoto University, Yoshidahonmachi Sakyo-ku Kyoto 606)

*² 京都大学大学院 (現:住友金属工業(株)) (Graduate School, Kyoto University, Now Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

*³ 京都大学工学部 (現:トヨタ自動車(株)) (Faculty of Engineering, Kyoto University, Now Toyota Motor Co., Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of steels investigated. (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Nb	V	B	N	Al
Nb steel	0.12	0.26	1.40	0.016	0.007	0.038	0.039	...	0.0038	0.034
B steel	0.19	0.25	0.98	0.018	0.018	0.0016	0.005	0.039



(a) Nb steel : $D_{\gamma}=350 \mu\text{m}$ (1573 K, 60 s \rightarrow 973 K, 300 s \rightarrow W.Q.), (b) Nb steel : $D_{\gamma}=100 \mu\text{m}$ (1420 K, 60 s \rightarrow 973 K, 300 s \rightarrow W.Q.)
 (c) B steel : $D_{\gamma}=100 \mu\text{m}$ (1573 K, 60 s \rightarrow 1010 K, 300 s \rightarrow W.Q.)

Photo. 1. Optical micrographs of proeutectoid ferrite in specimens with different austenite grain size in Nb steel and B steel.

いて平均 γ 粒径 (D_{γ}) が $100 \mu\text{m}$ または $350 \mu\text{m}$ になるように, Nb 鋼では 1420 K , 60 s ($D_{\gamma}=100 \mu\text{m}$) または 1573 K , 60 s ($D_{\gamma}=350 \mu\text{m}$), B 鋼では 1573 K , 60 s ($D_{\gamma}=100 \mu\text{m}$) または 1633 K , 600 s ($D_{\gamma}=350 \mu\text{m}$) とした. γ 化処理後, $880 \sim 1180 \text{ K}$ の種々の温度[†]まで冷却速度 10 K/s で冷却し, それぞれの所定の温度に達した後 60 s または 300 s 保持し, 歪み速度 $2 \times 10^{-2} / \text{s}$ で引張試験^{†2}をおこなった.

延性は破断後の試片より求めた断面減少率で評価した. 種々の変形の段階から水冷した試験片を用い, 光学顕微鏡組織観察および走査電顕による破面観察をおこなった. 顕微鏡組織観察は引張り軸に平行な面で観察し, 腐食液は 5% ナイタルを用いた.

3. 実験結果

3.1 初析 α の生成挙動

3.1.1 静的析出 α の形態

両鋼種について γ 化処理後種々の温度で恒温変態さ

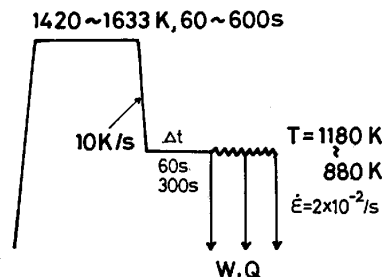


Fig. 1. Thermal cycle used for investigation of hot ductility.

せたときの初析 α の形態を観察した結果, 初析 α はいずれの場合も変態初期には γ 粒界に優先的に生成するが, その形態, 分布の様相が γ 粒径によつて大きく変化することが明らかになった. 初析 α 量が比較的少ない場合の顕微鏡組織の例を Photo. 1 に示す. 白い部分が初析 α であり, 黒く腐食された部分が変態温度で γ であつた領域である. ただしこの γ は恒温保持温度から急冷されてマルテンサイト変態をおこなっているため, Photo. 1 ではこの部分はラスマルテンサイト組織になっている. γ 粒径が $350 \mu\text{m}$ と大きい場合には (a) (Nb 鋼) に示すように初析 α は γ 粒界に沿つて薄くフィルム状に生成し, 変態量が少なくても γ 粒界のほとんどが α によりおおいつくされる. B 鋼においても同様の傾向が認められた. 一方, γ 粒径が $100 \mu\text{m}$ と比較的小さい場合には (c) (B 鋼) に示したように γ 粒界に生成した初析 α は塊状を呈する. この場合, α 生成量が比較的多くなつても α におおわれていない γ 粒界が存在する. 同様の傾向は (b) に示した Nb 鋼においても観察されるが, Nb 鋼の場合には塊状 α に加えて粗粒

[†] 2 相温度域での一定温度に保持した場合の試験片の表面と中心部の温度を測定したところ, 中心部の方が表面よりも 7 K 高かつた. (この温度差の保持時間による影響は, 短時間については詳細に測定していないが, 少なくとも約 10 s 保持以降は保持時間に依存せず一定であつた.) しかし 2 相域に保持した後急冷した試片の断面を組織観察した結果, 6.3 mm 径のうち表面層約 0.2 mm のみが α 量がやや多く生成しており温度低下の影響が認められたが, この表面層以外の試片内部はほぼ均一な組織であり, 表面の温度低下が組織におよぼす影響はほとんど無視できると考えられる. 本実験では試験温度制御は試片表面温度でおこなつたが, 論文中で温度はすべて試料中心部温度で表示してある.

^{†2} クロスヘッド速度 0.3 mm/s で引張試験をおこなつた. 歪み速度は, 試片の均熱帯の長さが約 15 mm であつたことから, 変形部長さ 15 mm として求めたものである.

材 (Photo. 1(a)) にみられるようなフィルム状 α も一部生成する傾向がある。このような同じ変態温度で生成した α でも、その形態や分布が γ 粒径によつて変化することは今までほとんど報告がみあたらない。この原因については明らかではなく詳細については検討中であるが、後述するようにこのような α の形態、分布の相違は延性低下に大きな影響をおよぼす。

3.1.2 動的析出 α の形態と特徴

Ae_3 点^{†3}以下の温度では初析 α の生成の駆動力が発生するが、実際に α が生成するにはある程度の時間(潜伏期)を必要とする。 Ae_3 点近傍の高温側では潜伏期が長いために短時間の恒温保持では初析 α は生成せず、準安定 γ 状態で存在する。しかし、このような準安定 γ を変形すると、初析 α の生成がはやめられる結果、変形中に α 生成がおこることが本研究において観察された。変形中に生成する α をここでは動的析出 α とよび、3.1.1 で示した無荷重下での単なる恒温保持によつて生成する α (静的析出 α) と区別する。現象を明確にするために、静的 α 析出と動的 α 析出がおこる温度域の関係を Fig. 2 に模式的に示す。変形前のある一定時間の恒温保持の間に初析 α (静的析出 α) が生成する上限の温度を T_1 とした場合、変形中に動的 α 析出がおこるため変形破断後の試験片には T_1 より高温の T_2 まで α 生成が認められるようになる。図中 T_2 と T_1 の間の温度域(領域②)では動的 α 析出のみがおこり、 T_1 以下の温度域(領域③)では変形前に静的析出 α が一部存在し、変形中に動的 α 析出がおこる。変形前の恒温変態での保持時間が長くなるほど T_1 は高温側へ移行する (Ae_3 点に近づく)。本論文では領域②および③つまり T_2 以下の温度域を ($\alpha + \gamma$) 2相域とよぶことにする。

Photo. 2 に B 鋼 ($D_\gamma = 100 \mu\text{m}$) における 1010 K での変形中に生成した動的析出 α の光顕組織の例を示す。変形前の組織 (1010 K, 60 s 保持) が (a) であり、ごくわずかの塊状を呈した静的析出 α が γ 粒界3重点に生成している (それゆえ、この場合は Fig. 2 における T_1 直下の温度での変形に対応する)。これを $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-2}/\text{s}$ で変形破断後直ちに急冷したときの組織を (b) に示す。破断後の試片 ((b)は破断部近傍の組織) では γ 粒界のほぼ全面が 3~7 μm 厚さの初析 α によりうめつくされている。さらに、(b)中矢印で示したように γ 粒内の焼鈍双晶境界にも初析 α が生成している。(b)の試料では破断までに要した変形時間は 25 s であつた。(a)の状態(変形前)からさらに 25 s の恒温保持を追

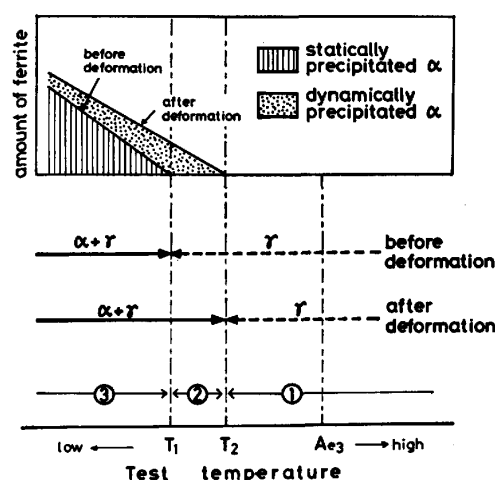
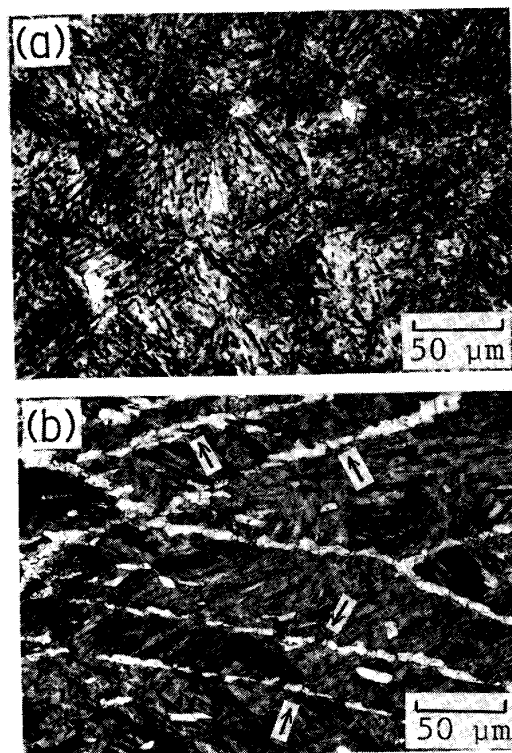


Fig. 2. Schematic illustration showing the change in ($\alpha + \gamma$) region by dynamically precipitated ferrite during tensile deformation.



(a) before tensile testing (1573 K, 60 s \rightarrow 1010 K, 60 s \rightarrow W.Q.)
(b) after fracture (R.A. = 70%)

Photo. 2. Optical micrographs of dynamically precipitated ferrite formed during tensile deformation at 1010 K at strain rate of $2 \times 10^{-2}/\text{s}$ in B steel ($D_\gamma = 100 \mu\text{m}$).

加した場合、つまり 1010 K で 85 s の恒温保持をおこなつたときの組織を観察したところ(a)とほとんど変化がなく、この 25 s の保持の間に生成する静的析出 α の量は極めて少なかつた。それゆえ、(b)で観察された α は変形によつて $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が促進された結果、変形中に生成したものと結論できる。本試料では、1010 K での

^{†3} ANDREWS⁹⁾ の式によつて本研究に用いた鋼の Ae_3 点を計算すると、Nb 鋼で 1123 K, B 鋼で 1112 K である。

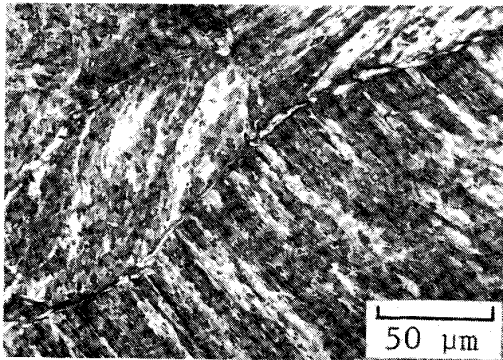


Photo. 3. Optical micrograph of dynamically precipitated ferrite formed during tensile deformation at strain rate of $2 \times 10^{-2}/s$ in Nb steel ($D_T = 350 \mu m$). (1573 K, 60 s \rightarrow 980 K, 60 s \rightarrow tensile test at 980 K (R.A. = 53%) \rightarrow W.Q.)

単なる静的保持によつて変態量が増した場合の静的析出 α の形態は Photo. 1(c) に示したような大きい塊状であり、動的析出 α は Photo. 2(b) のようにその形態、分布が大きく異なるのが特徴である。

Photo. 3 は Nb 鋼 ($D_T = 350 \mu m$) での動的析出 α の例を示す。試験前にはごくわずかの α が生成しているのみであつたが、変形後は 1~3 μm 厚さの極めて薄い動的析出 α が γ 粒界をほぼおおいつくて生成している。また、ここでは示していないが、Photo. 2(b) に示した B 鋼と同様に Nb 鋼においても動的析出 α は γ の焼鈍双晶境界に沿つても生成することが認められた。変形を施さない場合には、 α は γ 粒界のみが優先的な核生成場所であり、焼鈍双晶境界には生成しない。なお、静的析出 α の場合でも熱間加工により加工硬化した γ 状態から生成する場合には、 γ の焼鈍双晶境界上にも核生成することは知られている⁹⁾。

以上のような観察結果より得られた動的析出 α の特徴をまとめると次のようになる。Fig. 2 の領域②または領域③の高温側で、変形前は γ 単相またはごくわずかの静的 α が生成し γ 粒界の大部分はまだ α が存在していない場合に生成する動的析出 α は、 γ 粒径の大小を問わず γ 粒界および焼鈍双晶境界に沿つて非常に薄くフィルム状に生成し網目状 α 組織になる。このような動的 α 析出は従来の研究では見すごされていたようでほとんど注目されていなかったが、後述するように延性低下に極めて大きな作用をおよぼすものである。なお、Fig. 2 の領域③の比較的低温側、つまり変形前にかんりの量の静的析出 α が生成してすでに γ 粒界のほとんどが α によりうめつくされているような場合には、変形中に動的 α 析出はおこるのであろうが、既存の静的析出 α との区別が組織観察では困難なためにその生成

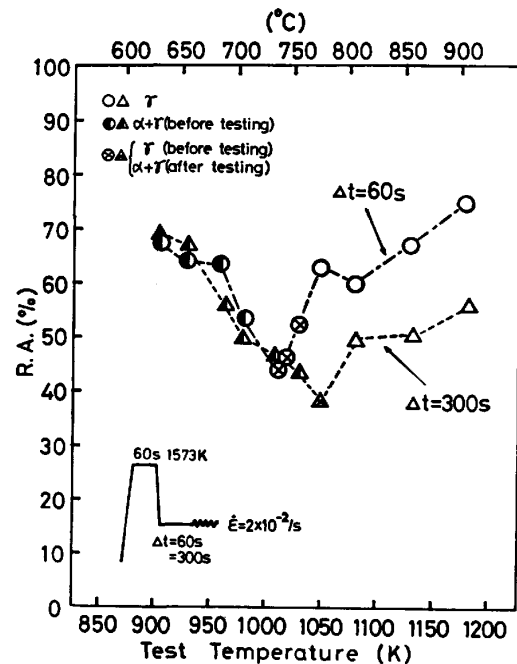


Fig. 3. Hot ductility for Nb steel ($D_T = 350 \mu m$).

挙動は本研究では明らかにできなかった。

3.2 ($\alpha + \gamma$) 2 相域での延性

3.2.1 2 相域での延性の一般的特徴

Fig. 3 は Nb 鋼 ($D_T = 350 \mu m$) の延性におよぼす試験温度の影響について、 γ 化温度から各試験温度まで冷却した後の保持時間 Δt を 60 s と 300 s にしたときの結果を示す。図中、高温側の白抜きデータの γ 単相域 (Fig. 2 の領域①)、低温側での Δ 、 \bullet は変形前にすでに初析 α が静的に生成している温度域 (領域③) での延性を示す。一方、 \triangle や \otimes は変形前には γ 単相であつたのが変形破断後の組織観察によつて動的析出 α が認められた場合 (領域②) のデータである。 γ 単相域の延性は試験温度低下とともに減少しているが、2 相域になると延性低下が急激になり、さらに 2 相域での試験温度が低くなるにつれて延性の回復がみられる。ここで強調すべきことは、2 相域での延性が最低となる温度が ($\alpha + \gamma$) 温度域の γ 単相域との境界近傍の高温側に存在していることであり、このような温度域は動的 α 析出のみがおこる温度域になつている。

試験前の保持時間 Δt が長くなるほど 2 相域の脆化が高温側へ拡張すると同時に、延性最小値も小さくなる。2 相温度域が高温側へ拡張するのは、長時間保持になるほど $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の確率が増してくるので Fig. 2 の T_1 (従つて T_2 も) が高温側へ移行するためである。

($\alpha + \gamma$) 2 相域変形で脆化した試片の破面は、巨視的には γ 粒界割れと同じ様相を示すが微視的には γ 粒界に沿つて生成した α が変形を受けたディンプル状破

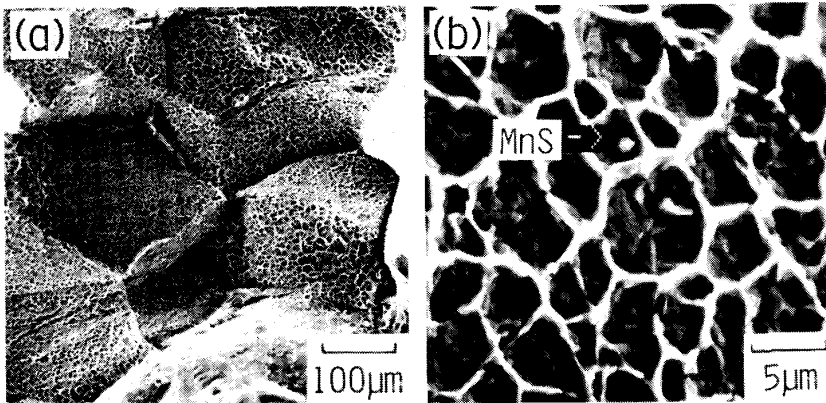


Photo. 4. Scanning electron micrographs showing austenite grain boundary fracture by tensile deformation at ($\alpha + \gamma$) region in Nb steel ($D_\gamma = 350 \mu\text{m}$). (1 573 K, 60 s \rightarrow 1 018 K, 60 s \rightarrow tensile test at 1 018 K at strain rate of $2 \times 10^{-2}/\text{s}$)

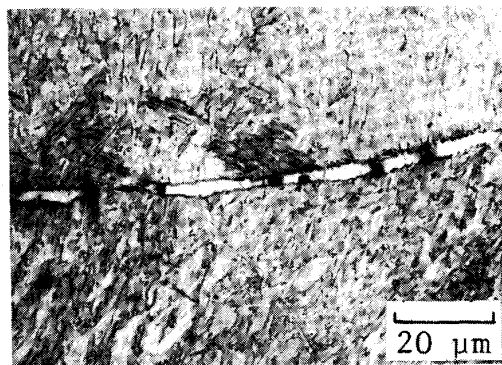


Photo. 5. Optical micrograph showing the formation of voids in film-like ferrite along austenite grain boundary in Nb steel ($D_\gamma = 350 \mu\text{m}$). (1 573 K, 60 s \rightarrow 1 010 K, 300 s \rightarrow tensile test at 1 010 K at strain rate of $2 \times 10^{-2}/\text{s}$)

面を呈することが知られている¹⁾⁵⁾⁶⁾。本研究においても Photo. 4 (a) に示すように粒界延性破壊を呈することが確認された。Photo. 4 (b) は (a) を拡大した組織であるが、ディンプル底部の多くに析出物が存在している。これらの同定を EPMA によつておこなつた結果、例えば写真中矢印で示した析出物は MnS であつた。MnS 以外に AlN も認められた。なお、両鋼種について種々の条件で変形破断した試片について調べたが、いずれの場合もディンプル底部に存在する析出物は MnS および AlN であり、少なくとも本研究に関する限り Nb や B を含む析出物は認められなかつた。Photo. 5 は γ 粒界に沿つて生成した α 相内でのボイドの発生を示す光顕組織の一例であり、試片破断部よりやや内側の領域での組織である。小さなボイドが薄いフィルム状 α 内に多く生成しているのがわかる。他の領域での組織観察により、このような小さなボイドが成長、合体して巨視的に γ 粒界に沿う割れになることが確認された。

3.2.2 2相域の延性におよぼす γ 粒径の影響

γ 粒径を $100 \mu\text{m}$ と $350 \mu\text{m}$ に変化させたときの2相域での延性変化を Fig. 4 (Nb 鋼) および Fig. 5 (B

鋼) に示す。図中の各データの印 (Δ , \triangle など) は Fig. 3 と同じ意味で用いてある。いずれの場合も前述のように2相温度域の高温側で延性が最低になつている。さらに、 γ 粒径が大きい方が全体に延性が低下しており、2相域での延性低下も著しい。粗粒 ($D_\gamma = 350 \mu\text{m}$) の場合は、両鋼種ともに2相域では大きな延性低下がみられる。細粒 ($D_\gamma = 100 \mu\text{m}$) の場合には、B 鋼では延性は2相域で最小になるもののそのときの延性は比較的良く、2相域でかなり大きな延性低下が認められる Nb 鋼とやや異なる傾向を示す。

なお、 γ 単相域での延性も γ 粒径が大きい場合にはいずれの鋼も延性は悪いが、細粒になると延性は良くなる傾向があり、特に B 鋼ではきわめて良い延性を示す。

4. 考 察

4.1 2相域での脆化機構とそれにおよぼす因子

初析 α 生成による脆化機構については、すでに報告

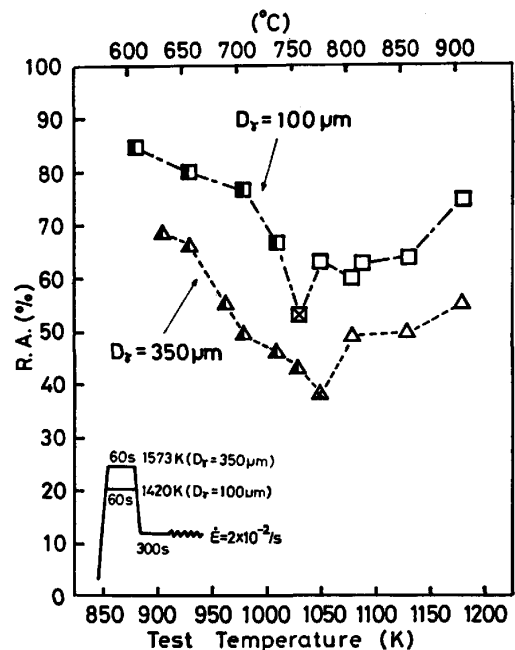


Fig. 4. Effect of austenite grain size on the hot ductility for Nb steel.

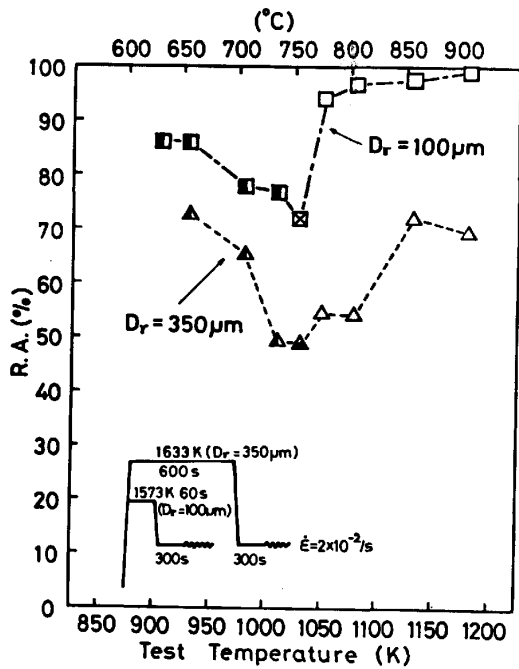


Fig. 5. Effect of austenite grain size on the hot ductility for B steel.

があるとおりの^{1)3)~7)}そして本研究においても確認されたように、 γ 粒界に沿って生成した α 相に変形が集中するために α 中に多くのポイドが発生しそれらが成長、合体して割れとなり、 α 相中を優先的に伝播して破断にいたるものである。 α 相に変形が集中するのは、2 相領域のような高温では α の変形応力が γ の変形応力の数分の 1 と小さいためである⁸⁾¹⁰⁾。 α 中でのポイドの発生は、MnS や AlN などの析出物 (これらは α 生成前にすでに γ 粒界上に生成したものが α 変態後そのまま α 相中へ受け継がれたものであろう) を起点として起こる。ポイドの合体によつて生じた割れが破断までに至るには、割れの優先的伝播経路となる α の分布状態、形態が重要な要因となる。つまり、 γ 粒界のほとんどが α によりおおいつくされ網目状を呈する場合に割れは容易に伝播し大きな脆化がおこる。しかも網目状の α フィルムの厚さが薄いほど脆化の程度が大きくなる⁹⁾。

GRÄF と HORNBÖGEN¹¹⁾ は析出硬化した合金が粒界近傍に軟らかい無析出帯を生じるとき、変形はこの粒界に沿った無析出帯に集中するため容易に破断に至るとし、その破壊の簡単なモデルを示し、破断伸びを無析出帯の厚さと結晶粒径の関係で示している。本研究における γ 粒界に沿う網目状 α フィルムを彼らの無析出帯に対応するとみなすと、($\alpha + \gamma$) 2 相域での変形は無析出帯を含む析出硬化材の変形と類似している。そこで彼ら¹¹⁾ のモデル (ひずみに対する一種の混合則の適用) を本研究の場合に適用すると

$$\epsilon = \frac{d}{D_\gamma} \epsilon_\alpha + \frac{D_\gamma - d}{D_\gamma} \epsilon_\gamma \dots\dots\dots (1)$$

となる。ここに ϵ は試片全体のひずみ、 ϵ_α および ϵ_γ はそれぞれ α 相、 γ 相でのひずみ、 d は γ 粒界に沿って生成した α 相の平均厚さ、 D_γ は平均 γ 粒径である。いま γ と α の変形の不均一度 ($\epsilon_\gamma / \epsilon_\alpha$) を P で表すと (1) 式は次のようになる。

$$\epsilon = \left\{ \frac{d}{D_\gamma} + P \left(1 - \frac{d}{D_\gamma} \right) \right\} \epsilon_\alpha \dots\dots\dots (2)$$

一般に 2 相温度域では γ に比べて α の方が変形応力が小さく加工硬化も小さいので、 α 相にひずみが集中するため $P < 1$ の値となる。この場合、変形の不均一度が大きくなるほど P は小さな値を示す。破壊の原因となるポイドの発生、合体は α 相中でおこるので、変形により ϵ_α がある臨界の値 $\epsilon_{\alpha f}$ (α 相の破断ひずみ) に達したときに試片は破断すると考えると、そのときの試片全体の破断ひずみ ϵ_f は

$$\epsilon_f = \left\{ \frac{d}{D_\gamma} + P \left(1 - \frac{d}{D_\gamma} \right) \right\} \epsilon_{\alpha f} \dots\dots\dots (3)$$

となる。この式は、 α の厚さが小さいほど、 γ 粒径が大きいほど、ひずみの不均一度が大きいほど (つまり $P (= \epsilon_\gamma / \epsilon_\alpha)$ が小さいほど)、そして α 相の延性 ($\epsilon_{\alpha f}$) そのものが小さいほど、破断時の延性が小さくなることを意味しており、定性的ではあるが従来得られている結果および本研究の結果を説明することができる。

α の厚さは α 変態量および α の形態と関連する。2 相域でも試験温度が低くなるほど延性が回復していくのは、試験温度低下とともに静的析出 α の量が多くなり、 α の平均厚さが大きくなるためである。 γ 粒径の大きい粗粒材では静的析出 α は γ 粒界に沿って薄くフィルム状に生成する傾向が強いため、 α 生成量が少なくても比較的容易に薄い網目状 α 組織になりやすい (Photo. 1 (a)) ため脆化が顕著になる。一方、細粒材では個々の α が γ 粒界上に塊状に生成するために (Photo. 1 (b), (c)), すべての γ 粒界が α によりおおいつくされるにはかなり多量の α を必要としそのときの平均の α の厚さは大きくなるために脆化の程度は粗粒材に比べて全体的に小さい。さらに、Photo. 2, 3 で示したように、変形前は γ 単相またはごくわずかの静的析出 α が生成した状態で変形中に動的 α 析出がおこる場合には、 γ 粒径の大小にかかわらずわずかの α 生成量で容易に γ 粒界に沿った網目状 α 組織を形成し、しかもそれらが静的析出の場合には得られないような薄い α フィルムとなるので極めて大きな脆化がおこる。

α フィルムの厚さが同じなら γ 粒径が大きくなるほ

脆化は顕著になることが(3)式より推察される。本研究では γ 粒径は再加熱による γ 化温度によつて変化させ350 μm を粗粒材としている。しかし、実際の連铸時の γ 組織は溶融状態からの凝固組織であるため本研究での粗粒材よりもさらに粗大な γ 粒になつており、その結果初析 α の生成による脆化が連铸材では非常に起こりやすい組織状態にあるといえる。

ひずみの不均一度は変形温度および歪み速度により変化する。つまり、 α と γ の変形応力の温度依存性が異なり、 α の方が γ よりも温度上昇による変形応力の低下が大きいため⁵⁾¹⁰⁾、変形温度が高くなるほど γ と α の強度差が大きくなり変形の不均一度が増大する。それゆえ、2相域でも高温になるほど、たとえ α 量や分布が同じであつても、 α 生成による脆化作用は大きくなる。本研究では歪み速度の影響については調べていないが、高速変形(例えば $\dot{\epsilon}=10/\text{s}$ 程度)になると2相域でも脆化はほとんどおこらなくなる¹⁾⁵⁾⁶⁾。これは変形応力の歪み速度依存性は α の方が γ よりも大きいため¹²⁾、高速変形になると γ と α の強度差が小さくなり変形の不均一度が小さくなるためと考えられている¹⁾⁵⁾⁶⁾。

α 相の破断延性($\epsilon_{\alpha f}$)は主としてポイド発生 of 起点となる析出物の量、大きさ、分布状態などにより左右されるであろう。本研究で確認された破面ディンプル底部の析出物(MnSおよびAlN)は、 α 生成前にすでに γ 粒界上に析出したものが変態後 α 中へ受け継がれたものと考えられる。なお、 γ 単相域でも低温になると一般に延性は低下し、しかもこの低下の程度の大きいものほど2相域での脆化の程度も大きい傾向がみられる。 γ 単相域と2相域での脆化機構は異なる^{1)3)~7)}、つまり2相域での脆化が上述のように主として α 相への変形の集中によるポイドの発生によるのに対し、 γ 単相域での脆化は主として γ 粒界すべりによるポイドの発生によるので、両領域での脆化の程度は本来無関係なものはずである。それにもかかわらず、実際には γ 単相低温域での脆化の大きいものほど2相域での脆化も大きくなるという傾向が一般に現れるのは、両脆化機構において γ 粒界析出物および γ 粒径が共に脆化に対して同じ作用をおよぼすためであろう。

なお、本研究でのNb鋼とB鋼の結果を比較してみると、2相域での延性はNb鋼の方が全体にやや小さい傾向にあつた。しかし細粒材においては大きな差がみられる。これはNb鋼の場合はPhoto. 1(b)に示したように細粒材においても静的析出 α が一部フィルム状に生成する傾向があるためと考えられる。またNb鋼の場合は変形中に γ 粒内にNb(CN)の動的析出がおこ

り⁶⁾⁷⁾、 γ 相が強化される結果 α と γ の変形の不均一度がB鋼に比べて大きくなるのが全体的に2相域での延性が低下している一因とも考えられる。両鋼での延性の相違は2相域よりもむしろ γ 単相域で顕著にみられた。しかし本研究では γ 単相域での延性挙動およびその原因については詳細な研究をおこなっていないので詳しい議論はできない。

4.2 動的析出 α の特徴および延性におよぼす作用

動的 α 析出現象は A_{e_3} 点以下の温度での変形によるひずみによつて変態が促進されることによりおこるものである。静的 α 析出の場合でも熱間圧延によつて加工硬化した γ では $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が促進されることは、制御圧延の研究でよく知られている¹³⁾。この場合は圧延温度は通常 A_{e_3} 点以上でおこなわれる。一方、本研究のように変形を A_{e_3} 点以下の温度でしかも歪み速度が比較的小さくて変形にある程度の時間を要する場合には、ひずみによつて促進された $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が変形中におこるわけである。著者らのひとり¹⁴⁾は、未再結晶 γ 域での圧延により加工硬化した γ からのパーライト変態のkineticsについて研究し、加工によつて変態速度が大きくなることの主因が γ 粒界上での核生成速度の増大によるもので、成長速度は加工によつてほとんど影響をうけないことを明らかにした。動的 α 析出の場合も同様に、変形によつて γ 粒界上の α の核生成速度が増加することにより変態がはやめられたものであろう。Photo. 2, 3に示したように動的析出 α は γ 粒界上に多くの細かい α が生成、合体する結果薄いフィルム状を示すという組織観察からも、 γ 粒界上での核生成速度が増加したことが推察される。それゆえ、Fig. 2の領域②(変形前 γ 単相域)または領域③(2相域)の高温域のように α 生成場所となる γ 粒界が変形前に多く存在している場合には、 γ 粒界上での動的 α 析出現象が明瞭に認められる。一方、領域③の低温域のように変形前にほとんどの γ 粒界がすでに多量の静的析出 α によつて占められている場合には、Photo. 2, 3などで示したような γ 粒界上でのフィルム状動的析出 α は生成し得ない。この場合には、動的析出 α は既存の静的 α 粒と γ との界面などに核生成する可能性が考えられるが、動的析出 α と変形前から存在していた静的析出 α とを区別することが組織観察では困難であつたため、詳細は明らかではない。

Fig. 2の領域②あるいは領域③の高温域で動的 α 析出がおこる場合には、静的析出 α では得られないような薄いフィルム状 α が網目状に生成するので極めて大きな脆化作用を示す。ただし、領域②でも T_1 から高温

になるにつれて動的 α 生成がおこるのにより大きなひずみ (つまり, より長時間) が必要になる. それゆえ, γ の変形がかなり進んだのちに動的 α 析出がおこる場合には結果的には大きな延性低下にはならない. 一方, 領域③のように試験前にすでに静的 α 析出がおこっている場合には, 温度が低くなるほど静的析出 α の量が多くなり γ 粒界上に生成する動的析出 α が少なくなるので動的析出 α による脆化作用はほとんどなくなる. それゆえ, 変形前には γ 単相もしくはごくわずかの静的析出 α が存在しており, 変形開始後なるべくはやい時期 (小さいひずみ量で) に動的 α 析出が γ 粒界上におこるような温度 (Fig. 2 の T_1 近傍の温度) において, 最も大きな脆化がおこることになる.

動的析出 α の場合, γ 粒界以外に γ の焼鈍双晶境界上にも α が薄くフィルム状に生成するようになり, 割れの発生場所, 伝播経路が増すことも脆化をより大きくする要因のひとつとして挙げられよう. また, Fig. 2 の領域②で動的 α 析出がおこると結果的により高温で α が生成したことになり, 前述のように 2 相域での α と γ の変形の不均一度がますます大きくなるためさらに脆化を助長することになる.

γ 粒径が小さいときでも, 動的 α 析出がおこる場合には Photo. 2 に示したように α は薄くフィルム状に生成する. この場合には動的 α 析出による延性低下作用は粗粒材のときと同じ程度になるであろうが, (3) 式に示したように同じ厚さの α フィルムが生成しても粒径が小さいと α 相へのひずみ集中度が小さいために粗粒材ほどの脆化がおこらないものと考えられる.

5. 結 論

Nb または B を添加した低炭素鋼を用い, 平均 γ 粒径を $100 \mu\text{m}$ および $350 \mu\text{m}$ と変化させた場合について種々の温度で引張試験 (歪み速度 $2 \times 10^{-2}/\text{s}$) をおこない, 特に初析 α の生成挙動と延性の関係に重点をおいて研究した. 得られた主な結果は次のとおりである.

(1) 静的に生成する初析 α の形態, 分布は γ 粒径によつて変化する. 細粒 ($100 \mu\text{m}$) のときは塊状 α が γ 粒界上に比較的孤立して生成するのに対し, 粗粒 ($350 \mu\text{m}$) になると γ 粒界に沿つて薄くフィルム状に生成する. この傾向は両鋼種において同様に認められたが, Nb 鋼の場合は細粒になつても塊状 α に加えて一部フィルム状 α が生成する.

(2) 変形前には γ 単相であつても Ae_3 点以下のある温度域では変形中に α が生成する. このような動

的析出 α は γ 粒界および焼鈍双晶境界に沿つて非常に薄くフィルム状に生成し, 変態量が少なくても α が容易に γ 粒界をうめつくすため, 静的析出では得られないような薄い網目状 α 組織を形成する.

(3) 初析 α 生成による脆化は, 従来の報告にあるように γ 粒界に沿つて生成した α 相に変形が集中する結果, α 相中でボイドの発生, 合体がおこり割れが α を優先的に伝播していくことによりおこることが確認された. 初析 α が γ 粒界に沿つた網目状を呈し, しかも α がフィルム状にできるだけ薄く生成するときに脆化が最も顕著におこる. 動的 α 析出がおこるとこのような条件が容易に満たされるので大きな脆化をひきおこす. それゆえ, ($\alpha + \gamma$) 2 相域での延性は ($\alpha + \gamma$) / γ 境界近傍の高温側の温度域で最小となる.

(4) 2 相域での延性は γ 粒径依存性が大きく, γ 粒が大きくなるほど脆化の程度が大きい. これは γ 粒径が大きいほど静的析出 α が薄くフィルム状に生成する傾向があること, および α 相への変形の集中度が大きくなることによる.

(5) Nb 鋼の方が B 鋼に比べて 2 相域, γ 単相域いずれの場合も延性は低下するが, その程度は γ 単相域で顕著であり 2 相域では小さい.

最後に, 本研究は鉄鋼基礎共同研究会「連続鑄造における力学的挙動部会」における分担研究の一部であり, 森勉部会長をはじめ各委員による有益な討論と助言を得たことを記し, 感謝の意を表します.

文 献

- 1) 鈴木洋夫, 西村 哲, 山口重裕: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 2038
- 2) 野崎 努, 松野淳一, 村田賢治, 大井 浩, 児玉正範: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1503
- 3) 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
- 4) B. MINTZ and J. M. ARROWSMITH: Met. Technol., 6 (1979), p. 24
- 5) 鈴木洋夫, 西村 哲, 今村 淳, 中村 泰: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 1180
- 6) C. OUCHI and K. MATSUMOTO: Trans. ISIJ, 22 (1982), p. 181
- 7) Y. MAEHARA and Y. OHMORI: Mater. Sci. Eng., 62 (1984), p. 109
- 8) K. W. ANDREWS: JISI, 203 (1965), p. 721
- 9) 稲垣裕輔: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 412
- 10) 酒井 拓, 大橋正幸: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 2000
- 11) M. GRÄF and E. HORNBÖGEN: Acta Metall., 25 (1977), p. 883
- 12) 五弓勇雄, 木原諄二: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 837
- 13) 田中智夫, 田畑綽久: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1353
- 14) 梅本 実, 大塚秀幸, 田村今男: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 238