

# 高炭素鋼の高温延性に及ぼすバナジウムの影響

長道常昭\*・前原泰裕\*<sup>2</sup>・鈴木正道\*<sup>3</sup>・郡司好喜\*<sup>4</sup>

## Effects of Vanadium on Hot Ductility of High Carbon Steels

Tsuneaki NAGAMICHI, Yasuhiro MAEHARA, Masamichi SUZUKI and Koki GUNJI

### Synopsis :

Effects of V on hot ductility of a high C steel have been investigated by means of hot tensile testing in relation to hot cracking on the continuously cast slab surface. The ductility of the specimens initially solution-treated at high temperatures is largely reduced in slow strain rate deformation at temperatures ranging from  $\gamma/\alpha$  duplex to low temperature  $\gamma$  region. The ductility trough with the minimum value at temperatures just below the  $A_{e3}$  points, which are significantly lower than those in low C steels, is deepened and widened into high temperature region of 950°C by small amount of V addition. The embrittlement in  $\gamma$  region can be explained in terms of V(C, N) precipitation during the slow strain rate deformation; strain concentration within soft precipitation-free zones along  $\gamma$  grain boundaries induces microvoids by decohesion of densely line-uped precipitates at the boundaries from the matrix, and leads to the final fracture by their coalescence. The intergranular ductile fracture in  $\gamma/\alpha$  duplex phase region can be caused by the strain concentration in soft ferrite layers along  $\gamma$  grain boundaries in addition to the effect of the dynamic precipitation of V(C, N). Ductility improvement with an increase in the strain rate can be explained from V(C, N) precipitation and/or ferrite formation during deformation.

Key words : hot ductility ; high carbon steel ; continuously cast slab ; intergranular fracture ; dynamic precipitation ; vanadium carbonitride ; strain concentration.

## 1. 緒 言

連続铸造鑄片の表面疵との関連において、低合金低炭素鋼の低温  $\gamma\text{-}\gamma/\alpha$  二相域における高温変形については種々検討され、表面疵発生機構が炭・窒化物や初析フェライト ( $\alpha$ ) の析出挙動と密接に関係することが明らかにされてきた<sup>1)~13)</sup>。すなわち、高温域からの冷却過程における材料の延性は湾曲型連続铸造機で製造される鑄片の曲げあるいは曲げ矯正に相当する歪み速度である  $10^{-4}\sim 10^{-3}\text{ s}^{-1}$  の低歪み速度変形によつて大きく低下する。これは、変形中に Nb(C, N) や AlN などの炭・窒化物がオーステナイト ( $\gamma$ ) 粒内に析出 (動的析出) して  $\gamma$  粒内が硬化し<sup>7)8)12)14)</sup>、応力の負荷により  $\gamma$  粒界に沿つて生成した初析  $\alpha$  や無析出帯の軟らかい層に歪みが集中する結果、 $\gamma$  粒界上の析出物とマトリックスの界面に剝離によつて生じたボイドが早期に連結して破断

し  $\gamma$  粒界延性破壊を起こすためである<sup>4)5)7)8)12)</sup>。この場合、延性は  $\gamma$  粒径に依存するので<sup>12)15)16)</sup>、凝固、冷却中の  $\gamma$  粒成長挙動を通じて C や他の合金元素の影響を受ける<sup>12)16)17)</sup>。

しかし、これらの研究のほとんどが低炭素鋼に限られ、添加元素として Nb や Al の炭・窒化物の析出挙動とそれに起因する脆化挙動に着目して行われたものである<sup>1)~10)12)13)15)</sup>。Nb 同様析出硬化に有効な炭・窒化物生成元素であるバナジウム (V) を含む高炭素鋼においても、その動的析出を通じて熱間脆化が生じると予想されるが、それによる脆化の程度や条件の詳細は明らかでない。

そこで本研究では、条鋼用として需用の高い V 添加高炭素鋼の連続铸造鑄片の表面疵発生機構と条件を明らかにするため、高温延性に及ぼす V 添加の影響を V(C, N) の析出挙動に注目して検討する。

昭和 62 年 4 月 本会講演大会にて発表 昭和 63 年 2 月 29 日 受付 (Received Feb. 29, 1988)

\* 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 3 Oaza-Hikari Kashimamachi Kashima-gun Ibaraki pref. 314)

\*<sup>2</sup> 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

\*<sup>3</sup> 住友金属工業(株)小倉製鉄所 (Kokura Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

\*<sup>4</sup> 住友金属工業(株)研究開発本部 工博 (Research & Development Division, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

## 2. 実験方法

供試材の化学組成を Table 1 に示す。A 鋼は Al キルド鋼，B 鋼は V を添加し N を増量したもので，いずれも製造工場より断面が 400 mm × 300 mm のブルームとして入手した。これらの一部については，その表面および断面の顕微鏡組織観察によつて表面疵発生状況を調べた。

まず冷却中の  $\gamma \rightarrow \alpha$  変態挙動を把握するため，熱間鍛造と熱間圧延によつて直径 20 mm の棒鋼としたものより直径 2 mm，長さ 10 mm の小片を採取し，1300°C に 10 min 加熱した後 0.4°C/s で連続冷却中の  $Ar_3$  点および  $Ar_1$  点を熱膨張計 (Formastor-F) によつて測定した。その結果を ANDREWS の式<sup>18)</sup>から求めた  $Ae_3$  点と併せて Table 2 に示す。 $Ae_3$  点は V を添加した B 鋼の方がやや高いが， $Ar_3$  点， $Ar_1$  点は逆に A 鋼よりも B 鋼の方が若干低い。

高温延性は高温引張試験によつて調査した。上述の熱間圧延材より圧延方向と平行に平行部の直径 8 mm，長さ 20 mm，肩部曲率半径 5 mm の丸棒引張試験片を採取した。これらを容量 2000 kgf のインストロン型引張試験機に取り付け，赤外線反射炉で 1300°C に加熱，10 min 保持して VN などの炭・窒化物の再固溶を図り， $\gamma$  粒を約 500  $\mu\text{m}$  と粗大にした後，約 0.4°C/s の冷却速度で 550~1100°C の所定の变形温度に降温，1 min 等温保持した。その後 0.03~500 mm/min の所定のクロスヘッド速度 (初期歪み速度 ( $\dot{\epsilon}$ ) にして  $2.5 \times 10^{-5} \sim 4.2 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ ) で破断まで等温変形した。試験は破面の酸化を防止するため流動 Ar ガス雰囲気中で行った。試験を終了したものについて光学顕微鏡による組織変化

Table 1. Chemical composition of the steels used (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	V	N
A	0.44	0.17	0.75	0.019	0.025	0.030	0.002	0.003
B	0.42	0.30	1.03	0.022	0.019	0.032	0.126	0.009

Table 2. Transformation temperature of the steels (°C).

Steel	$Ae_3$	$Ar_3$	$Ar_1$
A	771	720	638
B	791	710	623

$Ae_3$ : Calculated by using ANDREW'S formula<sup>18)</sup>

$Ar_3, Ar_1$ : Measured by dilatometer; the specimens were cooled continuously at a rate of 0.4°C/s after heating at 1300°C

の観察，走査型電子顕微鏡 (SEM) による破面観察，分析機能を備えた透過型電子顕微鏡 (TEM/STEM-EDX) による析出物の析出形態の観察と分析を行い，引張性質との関連について検討した。なお析出物の同定には TEM 内制限視野電子線回折と STEM-EDX モードによる X 線分析 および EPMA を併用した。

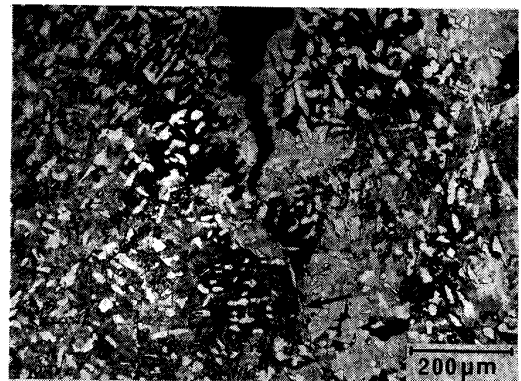


Photo. 1. An example of surface transverse crack in Steel B bloom. An arrow shows thin proeutectoid  $\alpha$  on the prior  $\gamma$  grain boundary.

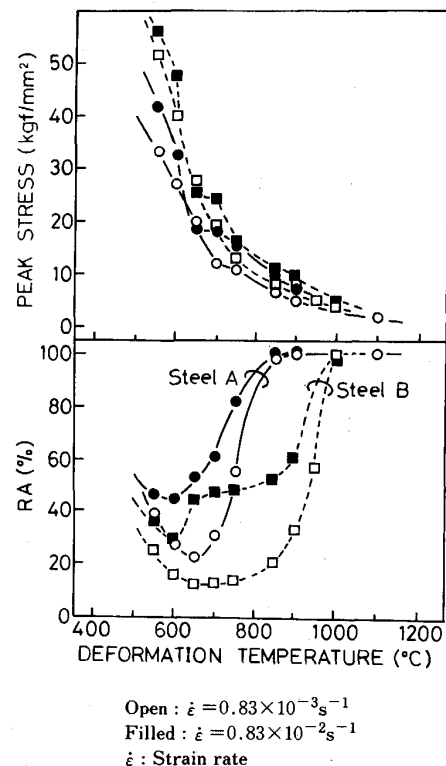


Fig. 1. Variation of tensile properties with deformation temperature in Steels A and B.

### 3. 実験結果

#### 3.1 実铸件の割れ近傍の顕微鏡組織

製造工場で得られた連続铸造ブルームの表面疵発生状況を観察すると、S 45 C クラスの比較材である A 鋼では表面疵が全く認められなかったが、V を添加した B 鋼では横ひび割れが多数観察された。Photo. 1 に B 鋼に生じた横ひび割れを含む縦断面の顕微鏡組織を示す。割れは旧  $\gamma$  粒界上の薄いフィルム状の初析  $\alpha$  (矢印) に沿って伝播している。

#### 3.2 引張性質

Fig. 1 に A, B 鋼を  $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ,  $0.83 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  で破断したときの引張性質におよぼす変形温度の影響を示す。 $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  で変形した場合、断面減少率 (RA) で示す A 鋼の延性は  $Ae_3$  点直下と思われる (Table 2)  $750^\circ\text{C}$  から低下し始め、 $650^\circ\text{C}$  で最小となるのに対し、V を添加した B 鋼が低延性を示す温度域は、明らかに  $\gamma$  域と思われる高温域にまで広がっている。 $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  と歪み速度が一桁大きくなると A, B 鋼いずれの延性も回復し、延性が最小となる温度は  $650^\circ\text{C}$  から  $600^\circ\text{C}$  へ低下している。しかし、低延性を示す温度域は、A 鋼では  $750^\circ\text{C}$  までであるが、B 鋼では  $900^\circ\text{C}$  までであり、 $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  で変形した場合と同様に、より高温側に大きく広がる。一方、真応力-真歪み曲線における極大応力 ( $\sigma_p$ ) は、A, B 両鋼ともに変形温度の上昇に伴い一様に低下し、全変形温度域で A 鋼よりも B 鋼の方が高

い。また、同一鋼種では  $\sigma_p$  は歪み速度の大きい方が高い。

Fig. 2 に  $\gamma/\alpha$  二相域である  $650^\circ\text{C}$  と低温  $\gamma$  域である  $900^\circ\text{C}$  における A, B 両鋼の引張性質におよぼす歪み速度の影響を示す。 $900^\circ\text{C}$  で変形すると A 鋼の延性は歪み速度によらずいずれも高い値を示すが、B 鋼の延性は歪み速度の低下に伴い一様に減少する。一方、同温

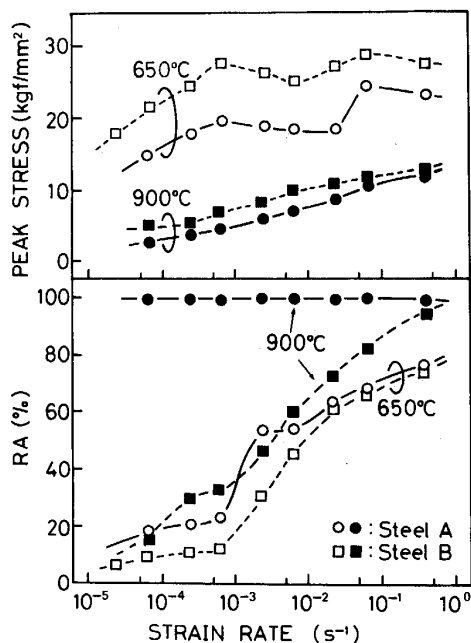
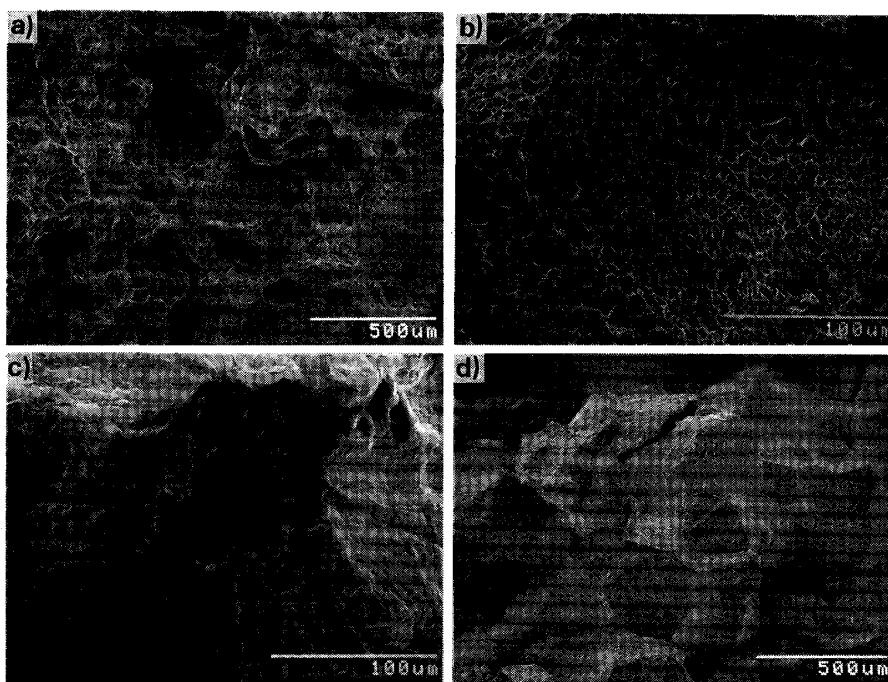


Fig. 2. Variation of tensile properties with strain rate in Steels A and B deformed at  $650^\circ\text{C}$  and  $900^\circ\text{C}$ .



a) Steel A,  $650^\circ\text{C}$   
b) Higher magnification of a)  
c) Steel A,  $900^\circ\text{C}$   
d) Steel B,  $900^\circ\text{C}$

Photo. 2. Fracture surfaces of the specimens deformed at  $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .

度での  $\sigma_p$  は A, B 両鋼とも歪み速度の低下につれて一様に減少し, 測定した全歪み速度域で B 鋼の方が A 鋼よりも約  $2 \text{ kgf/mm}^2$  大きな値を示す.  $650^\circ\text{C}$  で変形したときの延性は,  $900^\circ\text{C}$  におけるそれよりも低く,  $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  を境にこれ以下では大きく脆化し, それ以上では延性は急激に上昇している.  $\sigma_p$  については全歪み速度域で B 鋼の方が A 鋼よりも  $5 \sim 9 \text{ kgf/mm}^2$  高いが, その歪み速度による変化には類似した挙動が認められる. すなわち低延性を示した歪み速度が  $0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  以下の变形では, 歪み速度の低下に伴い  $\sigma_p$  は減少するが, 歪み速度がこの値を超えると  $\sigma_p$  は歪み速度にほとんど依存しなくなる.

### 3.3 破壊形態

A, B 鋼を  $650^\circ\text{C}$ ,  $900^\circ\text{C}$  の両温度において  $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  で破断したときの破面を Photo. 2 に示す. A 鋼の  $650^\circ\text{C}$  の変形においては粒界破壊 (Photo. 2 a), 詳細に観察すると粒界破面上に浅いディンプルを伴った  $\gamma$  粒界延性破壊が大部分を占めていることがわかる (Photo. 2 b). B 鋼を  $650^\circ\text{C}$  で変形したときも同様の破壊形態が認められた. 変形温度を低温  $\gamma$  域である  $900^\circ\text{C}$  に上げると, A 鋼の破壊形態は典型的な粒内延性破壊へ移行するが (Photo. 2 c), B 鋼の破面は  $650^\circ\text{C}$  で変形した場合と同様に  $\gamma$  粒界延性破壊を呈していた (Photo. 2 d).

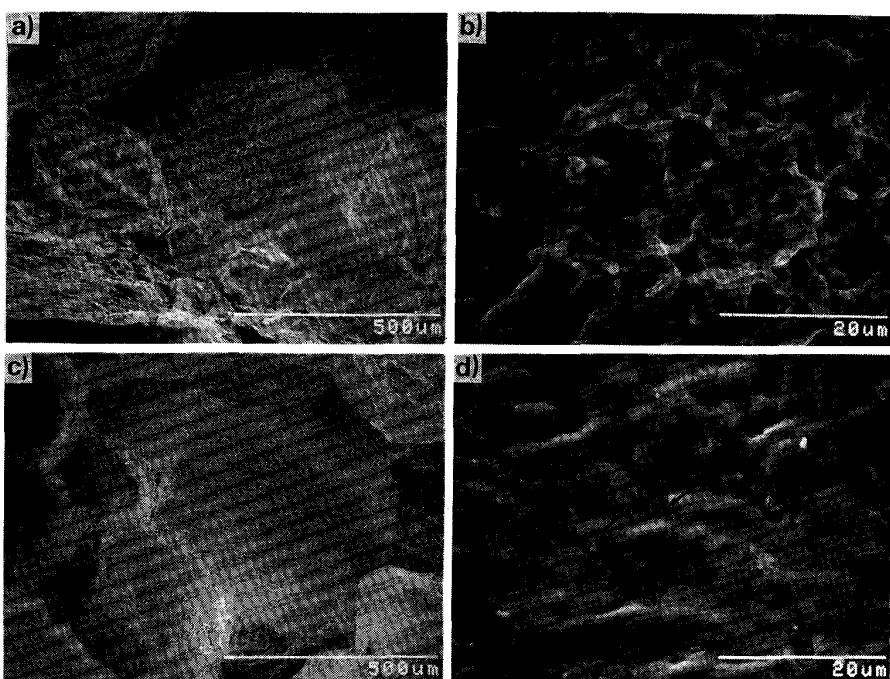
B 鋼を  $900^\circ\text{C}$  で破断したときの破壊形態におよぼす歪み速度の影響を Photo. 3 に示す. 歪み速度が  $0.83 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  と大きい場合, 粒内延性破壊の混入も認めら

れるが (Photo. 3 a) の矢印, 歪み速度が  $0.83 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  に減少すると  $\gamma$  粒界破壊のみが観察されるようになる (Photo. 3 c). 粒界破面をさらに詳細に観察すると, 比較的大きな歪み速度の变形では浅いディンプルが形成されるのに対し (Photo. 3 b), 低歪み速度变形ではディンプルはさらに浅くなり剝離破面に近くなっている (Photo. 3 d). なお Photo. 3 d) 中に矢印で示した破面上の直径  $1 \mu\text{m}$  以上の粗大な析出物は, EPMA で分析の結果, MnS であることがわかった. しかしこれらは粗大で数も少ないことから脆化には直接関係しないと考えられる<sup>19)</sup>.

### 3.4 破断面近傍の組織

Photo. 4 に両鋼を  $0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  の歪み速度で引張破断した試料の破面近傍の縦断面組織と変形温度との関係を示す. A 鋼を  $850^\circ\text{C}$  で変形した場合 (Photo. 4 b)) を除いて割れは  $\gamma$  粒界上に生成した初析  $\alpha$  (白い部分) に沿っており,  $\gamma$  粒界破壊を呈している (Photo. 4 a), c)). B 鋼を  $850^\circ\text{C}$  で変形すると変形温度が  $A_{e3}$  点以上であることから明らかであるが, 割れ近傍の  $\gamma$  粒界には  $\alpha$  は生成していない (Photo. 4 d)). なお A 鋼の  $\gamma$  粒は変形温度が  $650^\circ\text{C}$  よりも  $850^\circ\text{C}$  の場合の方が微細になつてはいるが, これは破断までに大きな歪みが与えられた結果  $\gamma$  相が動的再結晶を起こしたためであろう (Photo. 4 b)).

Photo. 5 には両鋼を  $650^\circ\text{C}$  で引張破断した試料の破面近傍の縦断面組織と歪み速度の関係を示す. 両鋼とも歪み速度が  $0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  の場合,  $750^\circ\text{C}$  で変形し



a), b)  $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$   
c), d)  $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

Photo. 3. Effect of strain rate on the pattern of fracture surface of Steel B deformed at  $900^\circ\text{C}$ . An arrow in a) indicates transgranular ductile fracture. Arrows in d) show coarse sulfide particles identified by EPMA.

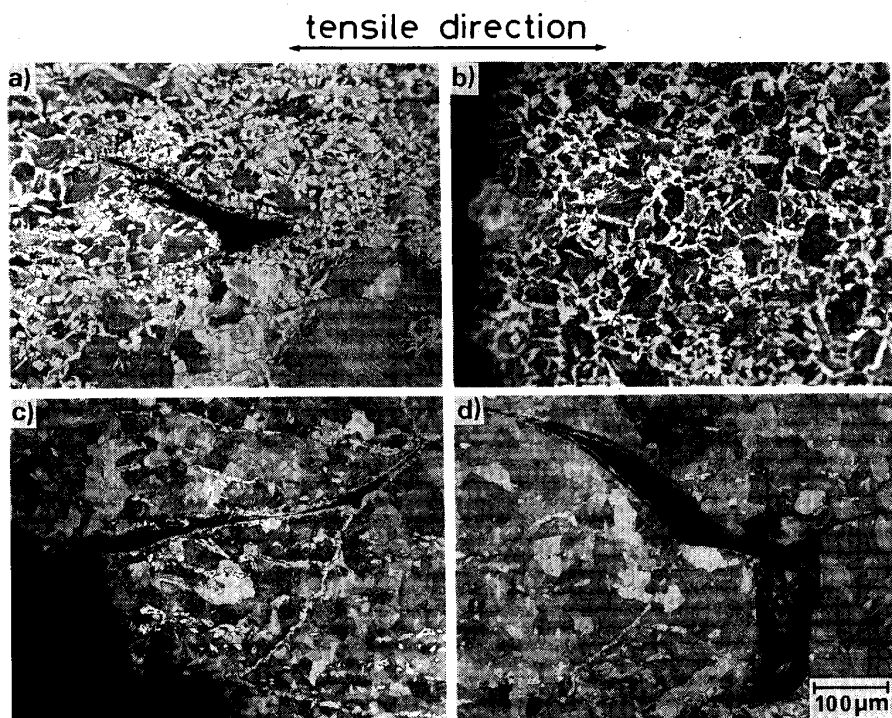


Photo. 4. Microstructures in the vicinity of the fracture surfaces on the longitudinal cross sections of the specimens deformed at  $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .

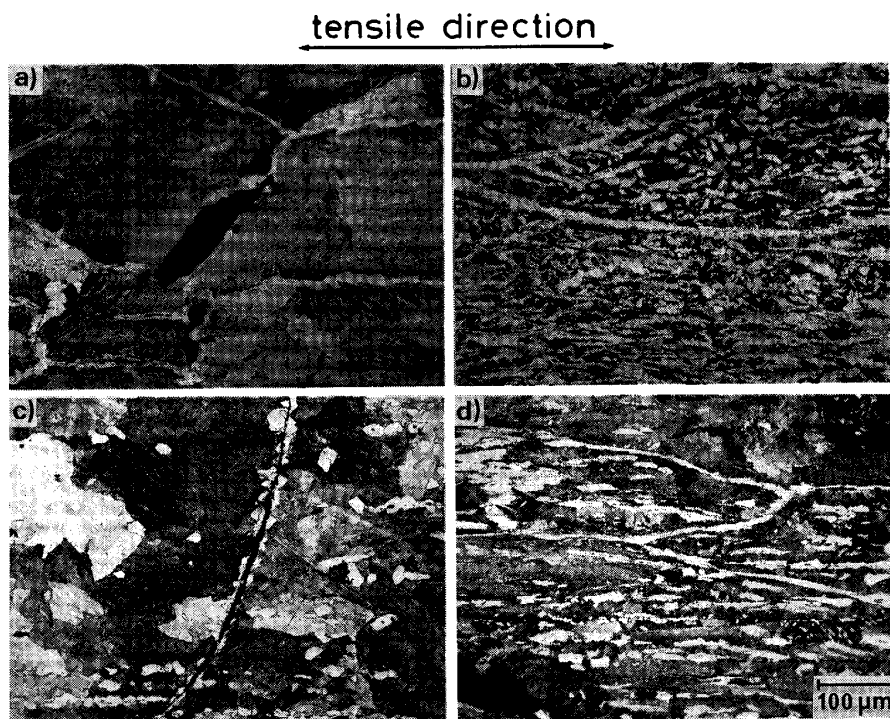


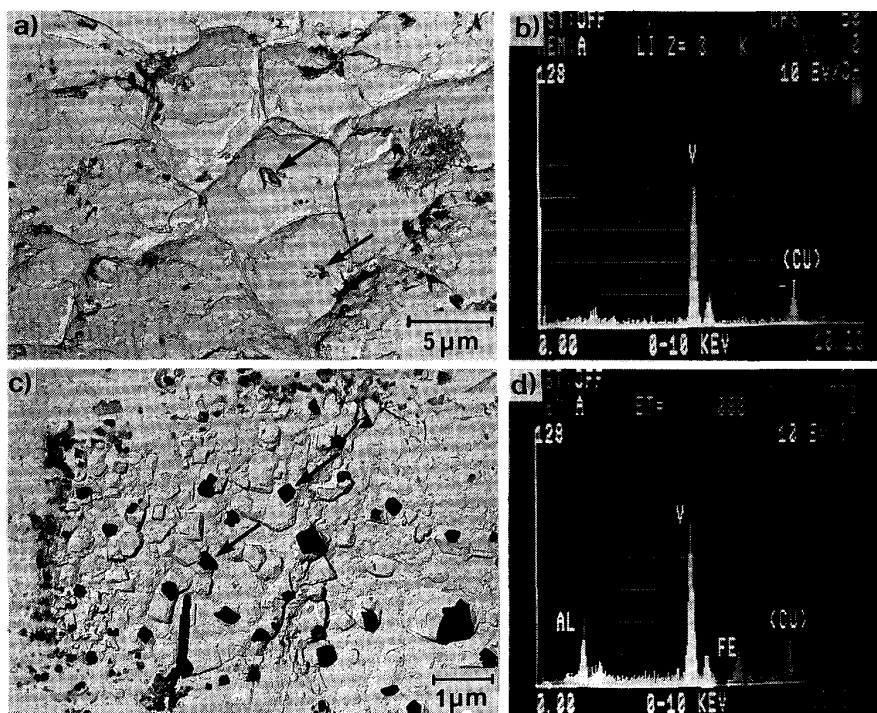
Photo. 5. Microstructures in the vicinity of the fracture surfaces on the longitudinal cross sections of the specimens deformed at 650°C.

たとき (Photo. 4 a), c))と同様に  $\gamma$  粒界上に生成した初析  $\alpha$  に沿って割れが伝播しているが (Photo. 5 a), c)), 歪み速度が一桁大きくなると  $\gamma$  粒が引張軸方向に伸長し  $\gamma$  粒内に生成する初析  $\alpha$  の量が多くなる (Photo. 5 b), d)).

### 3.5 析出物の形態

歪み速度  $0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  での変形によって著しく

低い延性を示して破断した B 鋼 (Fig. 1) の破面からカーボン二段レプリカ法によつて抽出した析出物を TEM/STEM により観察した. 結果の一例を Photo. 6 に示す. 矢印で示すように 650°C で破断した試料の破面上の各ディンプルの底部に (Photo. 6 a)), また 900°C で破断した試料の破面一面に (Photo. 6 c)) それぞれ直径数 100 nm の析出物が存在しており, これらは



a), b) Deformed at 650°C  
c), d) Deformed at 900°C

Photo. 6. STEM micrographs of V(C, N) particles extracted from fracture surfaces and their EDX analyses in Steel B deformed at  $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ . Arrows show V(C, N) particles.



Photo. 7. Extraction replica image of a Steel B specimen deformed at 650°C at  $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ , showing V(C, N) precipitation within the matrix. Dark areas are due to lamellar precipitation of cementite formed during cooling from the deformation temperature.

TEM 内制限視野回折と STEM-EDX モードによる X 線分析を併用することにより V(C, N) であることが確認された。

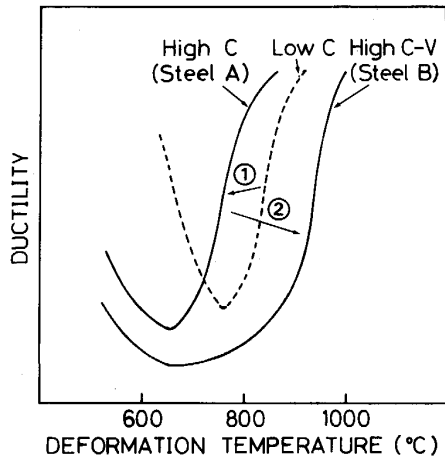
Photo. 7 には、変形温度 650°C、歪み速度  $0.83 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$  で破断した B 鋼の破断部近傍の縦断面よりカーボン二段レプリカ法によつて抽出した  $\gamma$  粒内の析出物を TEM で観察した結果を示す。なお黒く見える部分は層状に析出したパーライトであり、 $\gamma$  域での破断後の冷却時に生成したものである。矢印で示すように約

10 nm の微細な析出物がセメントタイトの多い領域にも分散しており、 $\gamma$  粒内に一様に分布していたものであることがわかる。これらの析出物は TEM 内の制限視野電子線回折により V(C, N) であることが確認された。B 鋼を 900°C で変形したときも 650°C における変形と同様の V(C, N) の析出が観察された。

#### 4. 考 察

A, B 両鋼を低歪み速度で変形したときの延性の変形温度による変化を模式的に Fig. 3 に示す。なお図中には著者の一人らが低炭素である以外はその他の合金元素の添加量が A 鋼 とほぼ等しい鋼を用いて得た結果<sup>7)</sup>も破線で併せて示した。低炭素鋼を低温  $\gamma \sim \gamma/\alpha$  二相域で低歪み速度変形すると  $Ae_3$  点直下から延性が低下し始めるが、高炭素鋼の延性低下開始温度は低炭素鋼のそれよりも低温側にある (Fig. 3 ①)。 $\gamma/\alpha$  二相温度域における脆化原因のひとつが  $\gamma$  粒界上に生成したフィルム状の初析  $\alpha$  であることから (Photo. 4 a), Photo. 5 a)), この原因は  $\gamma/\alpha$  変態開始可能温度である  $Ae_3$  点が C 量の増加によつて低下したためと考えられる。

V を添加した高炭素鋼においても延性が最小となるのは  $\gamma/\alpha$  二相域であるが、脆化域は高温側まで大きく広がる (Fig. 3 ②)。延性の最小値は低炭素鋼、高炭素鋼、V 添加高炭素鋼の順に低くなる。これは母相である  $\gamma$  相の変形応力が C の増量によつて大きくなり、 $\gamma$

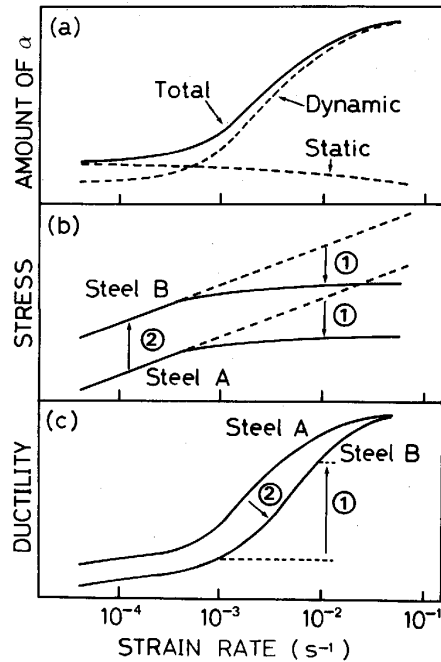


- ① Lowering of the ductility trough temperature region due to increase of C
- ② Broadening and deepening of the ductility trough due to dynamic precipitation of V(C, N)

Fig. 3. Schematic illustration showing effects of C and V on the temperature dependence of hot ductility.

粒界上に生成した初析  $\alpha$  との応力差が大きくなって歪み集中の度合いが増加するためであり、更に  $\gamma$  粒内に動的析出した V(C, N) がこの応力差を助長するためと考えられる。

$\gamma/\alpha$  二相域の脆化には  $\gamma$  粒内に析出する  $\alpha$  相も歪み集中に対して重要な意味をもつと考えられる。Fig. 2 に示した A, B 両鋼の  $\gamma/\alpha$  二相域における引張性質と  $\alpha$  析出量におよぼす歪み速度の影響を模式的に示すと Fig. 4 のようになる。両鋼ともに  $\dot{\epsilon} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  を境にこれ以下では大きく脆化し、それ以上では延性は急激に回復する (Fig. 4 c)。一方、 $\sigma_p$  については低延性を示した  $\dot{\epsilon} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  以下では歪み速度の低下につれて  $\sigma_p$  は減少するが、歪み速度がこの値を超えると  $\sigma_p$  は歪み速度によらずほぼ一定となる (Fig. 4 b)。この現象は  $\alpha$  の析出量の相違によつて説明できる。すなわち、歪み速度が増大すると変形温度に保持されている時間が短くなるため静的に析出する  $\alpha$  量は若干減少するが、動的に析出する  $\alpha$  量は歪み速度が  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  を超えると急激に増加する (Photo. 5)。その結果静的に析出した  $\alpha$  と動的に析出した  $\alpha$  を合わせた全体の  $\alpha$  量は動的に析出した  $\alpha$  の析出量と類似した歪み速度依存性を示すようになる (Fig. 4 a)。歪み速度が  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  を超えると軟らかい  $\alpha$  の析出量が急激に増加し歪み誘起析出によつて  $\gamma$  粒内にも生成する (Photo. 5) ため、図中の ① で示すように延性が大きく回復し  $\sigma_p$  がほぼ一定になると考えられる。V を添加すると図中の ② で示すように  $\gamma$  粒内に微細な V(C, N) が析出して (Photo. 7) 粒



- ① Effect of  $\gamma/\alpha$  transformation
- ② Effect of V(C, N) precipitation

Fig. 4. Schematic illustration showing strain rate dependence of  $\gamma/\alpha$  transformation and tensile properties in  $\gamma/\alpha$  duplex phase region.

内を硬化するが、 $\gamma$  粒界上に析出した V(C, N) がボイドの発生源となつて (Photo. 6 a) 脆化を助長するため高炭素鋼 (A 鋼) よりも延性が低下すると思われる。

次に  $\gamma$  域での脆化について考える。低温  $\gamma$  域で高炭素鋼 (A 鋼) を変形すると、その延性は歪み速度によらず高い値を示し (Fig. 2)、粒内延性破壊を呈して破断する (Photo. 2 c)。高炭素鋼に V を添加して低温  $\gamma$  域で変形すると、歪み速度の減少に伴い延性は低下し (Fig. 2)、破壊形態は粒内延性破壊から剥離破面に近い粒界延性破壊へと移行する (Photo. 3)。この原因は以下のように考えられる。すなわち、高歪み速度変形では V(C, N) の動的析出が生じにくく変形が  $\gamma$  粒界と粒内にほぼ均等に加わるため破面は粒内延性破壊を呈する。これに対し、低歪み速度変形では  $\gamma$  粒内が微細な V(C, N) の動的析出により硬化し、 $\gamma$  粒界上に V(C, N) が析出することによりその周囲に生じると推定される軟らかい無析出帯<sup>20)</sup>へ歪みが集中する結果<sup>15)</sup>、粒界上の V(C, N) 粒子から多数のボイドが形成され (Photo. 6 c)、それらが早期に連結して破断に至るため、破面は  $\gamma$  粒界延性破壊を呈する。この場合も Nb(C, N) や AlN の動的析出による脆化機構<sup>7)8)12)</sup>がそのまま適用できると考えられる。

以上のように、 $\gamma/\alpha$  二相域および低温  $\gamma$  域のいずれの

Table 3. Precipitation hardening due to V (C, N) precipitates in Steel B specimens deformed at a strain rate of  $0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .

	650°C	900°C
$\mu$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$1.3 \times 10^4$	$4.0 \times 10^3$
$b$ ( $\mu\text{m}$ )	$2.9 \times 10^{-4}$	$3.7 \times 10^{-4}$
$\lambda$ ( $\mu\text{m}$ )	0.14	0.50
$\tau_{\text{calc}}$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	26.4	3.0
$\tau_{\text{obs}}$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	5.0~9.0	2.0

脆化に対しても V(C, N) の  $\gamma$  粒内析出による硬化が重要な意味をもつことがわかる。そこで両温度域において V 添加による変形応力の上昇が析出硬化のみによつて説明できるかどうかについてさらに検討を加えた。析出硬化を定量的に評価するために種々のモデルが提唱されているが、ここでは析出粒子である V(C, N) の直径よりも粒子間の距離の方が大きいので (Photo. 6, 7), 転位が析出粒子を切ることはできずと仮定して OROWAN のモデルを適用した。すなわち、OROWAN のモデル<sup>21)</sup> による応力の増加量  $\tau_{\text{calc}}$  は、

$$\tau_{\text{calc}} = \mu b / \lambda$$

で与えられる。

ここで、 $\mu$ ,  $b$  はそれぞれ母相の剛性率とバーガース・ベクトル、 $\lambda$  は析出粒子間距離である。なお  $\tau_{\text{obs}}$  は Fig. 2 より求めた V 添加による応力の増加量の実測値である。

結果の一例を Table 3 に示す。低温  $\gamma$  域では計算値が実測値とほぼ等しいことから、この温度域での析出硬化が OROWAN のモデルで説明できることがわかる。これに対して  $\gamma/\alpha$  二相域変形では実測値は計算値より相当低い。これは、変形中に応力の小さい  $\alpha$  が生成するため、V(C, N) の析出による応力の増加を軽減したため (Fig. 4) と考えられる。

## 5. 結 論

連続铸造铸片の表面疵との関連において、低温  $\gamma$ ~ $\gamma/\alpha$  二相域における高炭素鋼の高温延性におよぼす V の影響について検討した。

(1) 高炭素鋼では低炭素鋼に比べて  $A_{e3}$  点が低下するので、 $A_{e3}$  点直下を極小とする低歪み速度変形時の脆化温度域が低温側へ移行する。

(2) V 添加鋼では応力が加えられると V(C, N) が  $\gamma$  粒界のみならず  $\gamma$  粒内にも動的微細析出して粒内を硬化するので、 $\gamma$  粒界に沿う軟らかい無析出帯や初析  $\alpha$  に歪みが集中し、粒界析出物とマトリックスとの界面剝離

によつて生じたボイドが早期に合体、最終破断に至るので  $\gamma$  粒界延性破壊を伴う脆化温度域は低温  $\gamma$  域まで大きく広がる。

(3) この脆化機構は Nb(C, N) や AlN の動的析出によるものと類似しており、 $\gamma$  粒界破面上のディンプルは、 $\gamma/\alpha$  二相域では比較的深い、 $\gamma$  域では特に歪み速度を  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$  まで下げると非常に浅くなる。

(4) V(C, N) の析出による  $\gamma$  粒内硬化は、 $\gamma$  域では OROWAN のモデルによつて説明できるが、 $\gamma/\alpha$  二相域では変形中の  $\gamma \rightarrow \alpha$  変態が関与するので複雑となる。

(5)  $\gamma/\alpha$  二相域、 $\gamma$  域のいずれにおいても歪み速度を上げると延性は急激に回復する。これは上述の V(C, N) の動的析出が抑制されるうへ、 $\gamma/\alpha$  二相域において加工誘起された  $\alpha$  が  $\gamma$  粒内にも析出して上述の脆化が緩和されるためである。

## 文 献

- 1) W. T. LANKFORD: Metall. Trans., 3 (1972), p. 1331
- 2) G. BERNARD, J. P. BIRAT, B. CONSEIL and J. C. HUMBERTS: Rev. Metall., 75 (1978), p. 467
- 3) B. MINTZ and J. M. ARROWSMITH: Met. Technol., 6 (1979), p. 24
- 4) 鈴木洋夫, 西村 哲, 山口重裕: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 2038
- 5) K. YAMANAKA, F. TERASAKI, H. OHTANI, M. ODA and M. YOSHIHARA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 20 (1980), p. 810
- 6) C. OUCHI and K. MATSUMOTO: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 22 (1982), p. 181
- 7) Y. MAEHARA and Y. OHMORI: Mater. Sci. Eng., 62 (1984), p. 109
- 8) Y. OHMORI and Y. MAEHARA: Trans. Jpn. Inst. Met., 25 (1984), p. 160
- 9) J. R. WILCOX and R. W. K. HONEYCOMBE: Met. Technol., 11 (1984), p. 217
- 10) H. G. SUZUKI, S. NISHIMURA, J. IMAMURA and Y. NAKAMURA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 24 (1984), p. 169
- 11) 牧 正志, 長道常昭, 阿部直樹, 田村今男: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 1367
- 12) Y. MAEHARA, K. YASUMOTO and Y. OHMORI: High Temp. Technol., 3 (1986), p. 13
- 13) W. T. NACHTRAB and Y. T. CHOU: Metall. Trans. A, 17 (1986), p. 1995
- 14) I. WEISS and J. J. JONAS: Metall. Trans. A, 10 (1979), p. 831
- 15) Y. OHMORI and T. KUNITAKE: Met. Sci., 17 (1983), p. 325
- 16) Y. MAEHARA, K. YASUMOTO, Y. SUGITANI and K. GUNJI: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 25 (1985), p. 1045
- 17) 安元邦夫, 長道常昭, 前原泰裕, 郡司好喜: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 1738
- 18) K. W. ANDREWS: J. Iron Steel Inst., 203 (1965), p. 721
- 19) K. YASUMOTO, Y. MAEHARA, S. URA and Y. OHMORI: Mater. Sci. Technol., 1 (1985), p. 111
- 20) J. A. TODD and P. LI: Metal. Trans. A, 17 (1986), p. 1191
- 21) E. OROWAN: Symp. on Internal Stresses (1948), p. 451 [Inst. Metals, London]