

論 文

UDC 539.56 : 669.14-412-147 : 621.746.047 : 620.191.33

凝固組織を持つ種々の鋼の高温域における脆化特性*

鈴木 洋夫**・西村 哲**・山口 重裕**

Characteristics of Embrittlement in Steels above 600°C

Hirowo G. SUZUKI, Satoshi NISHIMURA, and Shigehiro YAMAGUCHI

Synopsis:

Hot ductility in steels was studied. Special emphases were placed on the effects of thermal history, strain rate and fracture mode in order to clarify the sensitivity of surface cracking during both continuous casting operation and direct hot rolling.

There exist three temperature regions where typical embrittlement is noticed, i.e., $T_m \sim 1200$ (I), $1200 \sim 900$ (II), and $\sim 700^\circ\text{C}$ (III). The cause of embrittlement in the region I is the existence of residual liquid film along the dendritic interfaces. The ductility was found to be independent of the strain rate. In the region II, the precipitation of finely distributed oxy-sulfides at the austenite grain boundary weakens the boundary strength, and thus overaging treatment such as slow cooling, holding for certain time, or slow rate of straining result in good ductility. On the other hand, the embrittlement in the III region is manifested by the slower strain rate of test. Controlling factors of this embrittlement are precipitation of oxides, sulfides and nitrides, precipitation of proeutectoid ferrite film along austenite grain boundary as well as grain boundary sliding. Detailed mechanism was discussed.

1. 緒 言

連铸々片の割れ性欠陥ないしは熱間圧延時の変形能に関する研究は、近年省エネルギー・省工程を目的とする連铸化比率の向上と直送圧延を達成させるために、ますます重要視されつつある。铸片割れに対する実験室的アプローチとしては高温引張りによる変形特性の解析と熱応力に関する理論的解析が代表的なものであるが、実操業で直面している割れの完全解を得るに至っていない。その理由の一つには、铸片が受ける熱履歴を想定した実験が難しく、鋼の高温域における変形機構、ならびに脆化因子の解明が必ずしも十分にはなされていなかつたことが挙げられる。連続铸造工程を冶金学的にみると、溶鋼の凝固に始まり、凝固殻の発達と同時に溶質原子の偏析・析出が進行する一方で熱応力が発生し、溶鋼静圧・ロール不整などに伴う機械的応力が重畳し表面割れ、あるいは内部割れをひき起こすと考えられているものの、これらの問題をより明確にするためには脆化の生ずる温度域、脆化支配因子、ならびに脆化の歪速度依存性など基本的な事象に関する検討も必要である。

このような観点から鋼の高温域における変形挙動を調

べた例としては ADAMS¹⁾、LANKFORD²⁾ の研究が代表的なものであり、また国内でも融点近傍の脆性を扱った研究³⁾⁴⁾⁵⁾とか、 $900 \sim 700^\circ\text{C}$ 温度域の脆化を論じたものが最近報告されている⁶⁾⁷⁾⁸⁾。しかしながら、铸片が受ける熱履歴を想定して凝固過程から 600°C にわたる広範囲の温度域における強度・延性変化を系統的に調べた例はみあたらない。

本稿では、溶融-凝固に引き続く冷却過程に生ずる特徴的な脆性に関して熱履歴、歪速度依存性ならびに破壊様式などに主眼を置いて調べた結果を述べる。

2. 実験方法

本実験の特徴の一つは、実際の連铸工程を再現させるため試料をいつたん溶融し、凝固に引き続く冷却過程の各温度で引張試験を行うことにより脆化挙動を調べた点にある。この目的のためグリーンブル試験機 (Fig. 1) を用いたが、本装置は一種の横型引張試験機で、直接通電による抵抗加熱によりあらかじめプログラムセットした広範囲の熱履歴が与えられる。また装置の一部を改良して、引張変形時の歪速度が広い範囲で変えられるようにした。以下に実験の諸元を述べる。

* 昭和 53 年 9 月本会講演大会にて発表 昭和 54 年 4 月 23 日受付 (Received April 23, 1979)

** 新日本製鉄(株)基礎研究所 (Fundamental Research Laboratories, Nippon Steel Corp., 1618 Ida Nakahara-ku Kawasaki 211)

Table 1. Chemical compositions of alloys (wt%).

Heat	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	Nb	N	O
A*	0.003	0.02	0.02	0.003	0.004	Tr	Tr	Tr	Tr	Tr	0.0015	0.004
B*	0.40	0.23	0.80	0.02	0.014	—	1.2	—	—	—	—	0.0015
C*	0.05	0.20	1.46	0.002	0.005	<0.01	—	—	—	—	0.0014	0.0028
D**	0.12	0.01	.38	0.014	0.012	0.06	—	—	—	—	0.0013	0.002
E**	0.06	0.27	1.6	0.016	0.003	0.03	—	0.2	—	0.04	0.006	0.003
F**	0.063	0.52	1.35	0.025	0.004	—	17.0	12.4	2.35	—	0.002	0.003

*: VIM, **: CC as cast

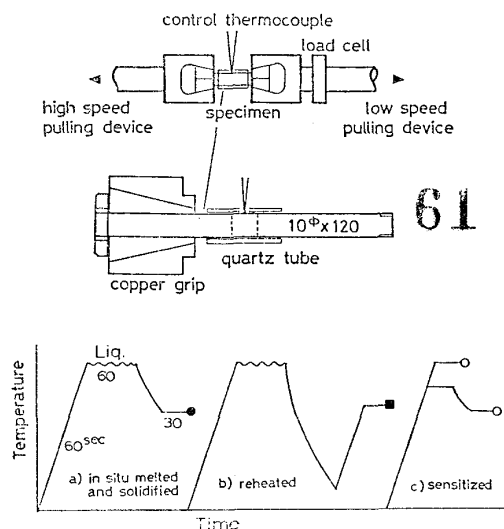


Fig. 1. Schematic view of tensile test and thermal cycles.

(1) 供試鋼の化学組成と試料形状

供試鋼の化学組成を Table 1 に示す。鋼 A~C は真空溶解材，鋼 D~F は連続铸造材である。試験片の寸法は 10 mm φ × 120 mm L の丸棒であるが，真空溶解鋼の場合には熱延板の圧延方向と，また連铸片の場合には表層部の柱状晶域から铸造方向と各々試片の長さ方向が一致するように切り出した。

(2) 各種の熱履歴

Fig. 1 (a) に示すように試料をいつたん溶解し，凝固に引き続き冷却過程の所定の温度で引張度形を行う工程（以下，熔融材と呼ぶ）を基本とし，昇温速度は 25° C/s，冷却速度は 20° C/s，引張前の保定時間は必要に応じて変化させた。熔融帯域（長さ 12 mm）を保持するために 10.2 mm φ × 30 mm L の石英管を試料に装着した。石英管からの試料汚染は無視しうる程度であることを化学分析により確認している。なお，比較の目的で熔融-凝固後ある温度まで冷却した後の再加熱-引張り（Fig. 1 (b)）とか受け入れ材の再加熱-引張り（Fig. 1 (c)），以下，再熱材と呼ぶ）を行った。

(3) 試料温度制御

試料表面中心部に二対の PR-13 熱電対を点溶接し，

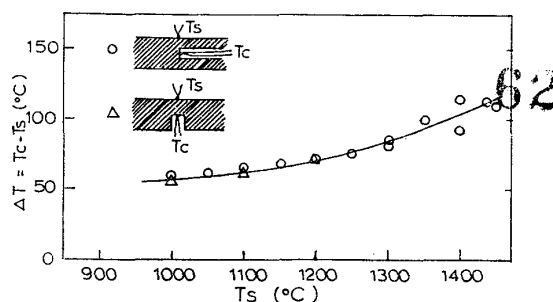


Fig. 2. Temperature difference between interior and outer surfaces of 10 mm diameter specimen (0.1%C-steel).

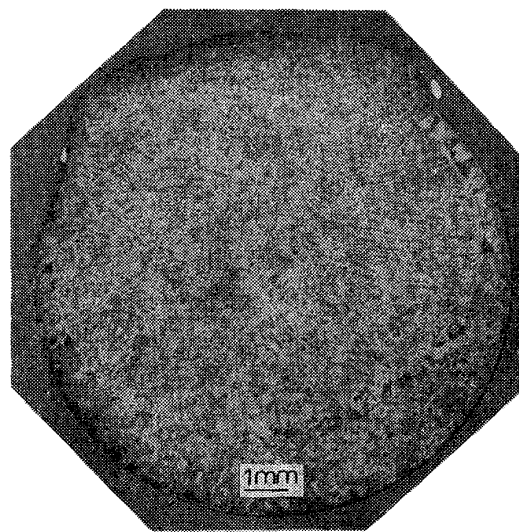


Photo. 1. As cast structure of 0.1%C-steel melted and solidified at 20° C/s.

一対は温度制御用に，他は测温用に供した。

(4) 引張変形

高速変形 (≥2/s) には空圧駆動方式を用い，低速度形 (≤0.5/s) には著者らが開発した低速モータを駆動源とする引張器具を用いた。なお，本実験における平均歪速度 (ε̇) は試料の均一変形帯長を 10 mm として求めた。強度，ならびに延性値の指標としては引張強さ，断面収縮率の各々を求めて高温域における特性値として注目した。

(5) 試料の表面と軸芯部の温度差

炭素鋼 (0.1% C) を用い，Fig. 2 に示すように試料

軸に垂直あるいは平行に 3 mmφ の穴を開け、PR-13 熱電対を点溶接して軸芯部と表面の温度を同時に測定した。加熱温度が高くなるにつれて軸芯と表面との温度差は大きくなるが、本稿での試験温度は便宜的に表面温度で表示してある。

(6) 凝固形態

Photo. 1 には 0.1% C 鋼を 1485°C で溶融した後、20°C/s で室温まで冷却した際に得られる凝固組織を示す。軸芯に向かって柱状晶が発達している。なお、本実験においては凝固時の引け巣の生成を防止するために、凝固時に 1~2% の圧縮歪を与えている。

3. 実験結果および考察

3.1 融点近傍の脆化 (Tm(融点)~1200°C)

3.1.1 強度・延性の変化の熱履歴依存性

連铸々片の柱状晶域より切り出したオーステナイト系ステンレス SUS 316 鋼 (Table 1, 鋼 F) を用い、溶融-凝固-引張りと再加熱-引張りを行つた際に得られた断面収縮率、ならびに引張強さの温度変化を Fig. 3 に示す ($\dot{\epsilon} = 5/s$)。この Fig. 3 に例示したごとく高温域での変形挙動 (特に延性変化) は熱履歴に著しく敏感で、特に溶融材においては融点近傍とか低温域でも著しく脆化するものが多い (炭素鋼については後述する)。したがつて、連続铸造とか、直送圧延あるいは溶接のごとく溶融-凝固の熱履歴を経る過程での割れを問題にする場合には Fig. 1 (a) に示す溶融-凝固に引き続く冷却過程での割れ感受性を調べる必要がある。

3.1.2 破壊様式

上述した SUS 316 鋼の融点近傍での破壊形態を観察した結果を Photo. 2 に示す。溶融材は 1420°C で溶かし、冷却過程の 1350°C で引張破断したもの、再熱材

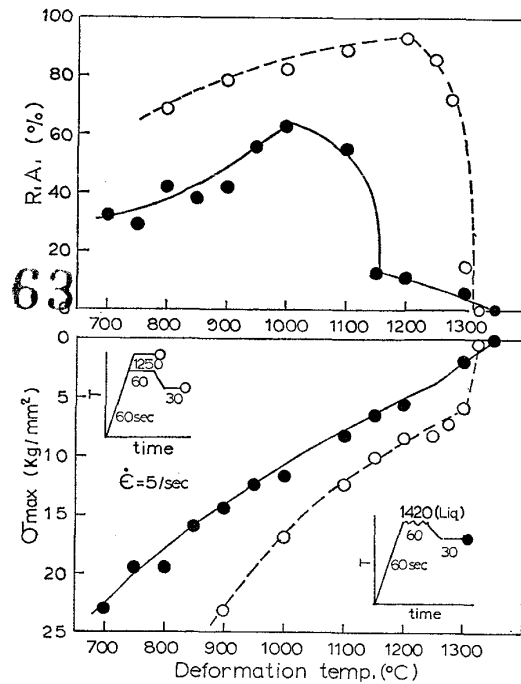


Fig. 3. Hot ductility and strength curves for the austenitic stainless steel (Heat F).

は 1325°C に加熱し、その温度で破断したものを示す。前者においてはデンドライト界面で破断しており、しばしばその界面に残溶鋼が存在している。他方、再熱材においてはオーステナイト粒界割れを示す。破壊に至る過程を詳細に観察した結果によれば、再熱材ではまず粒界近傍が溶融し、引張応力下で粒界に void が生成し、溶融域の拡大と同時に粒界に沿つて void が成長し最終的な破断に至つている。したがつて、Fig. 3 の融点近傍の延性に注目した場合、溶融材における延性の立ち上り温度 (TR.A=0, Zero ductility temp.) は凝固がかなり進行して、固相同士が互いに連絡し固相の変形が開始する温度を、また再熱材における延性低下開始温度は粒界

66

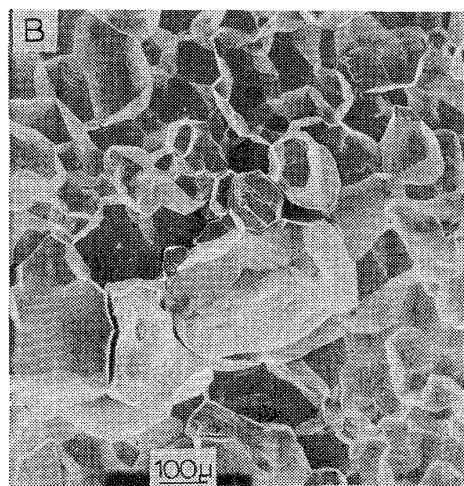
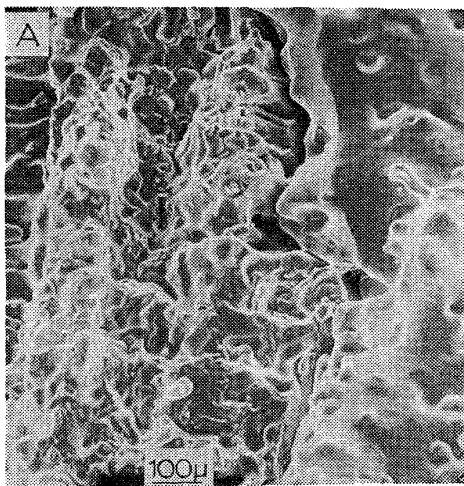


Photo. 2. Fracture surface of the austenitic stainless steel (Heat F), fractured at 1350°C on cooling (A) and 1325°C on heating (B).

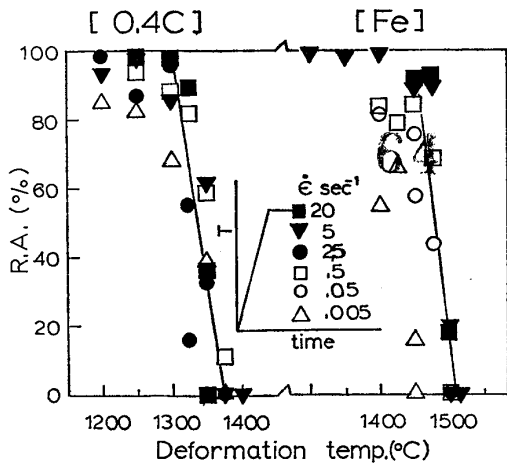


Fig. 4. Strain rate dependence of near-melting temperature ductility of the electrolytic iron (Heat A) and 0.4C steel (Heat B).

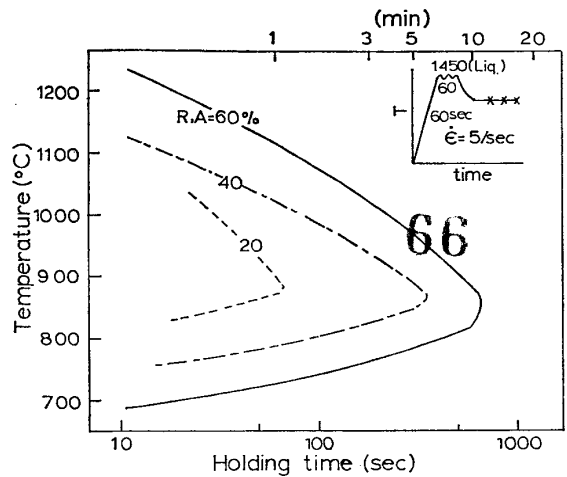


Fig. 6. Effect of holding in the temperature range between 1200 and 800°C on the hot ductility for the plain carbon steel (Heat D) subjected to the melting treatment.

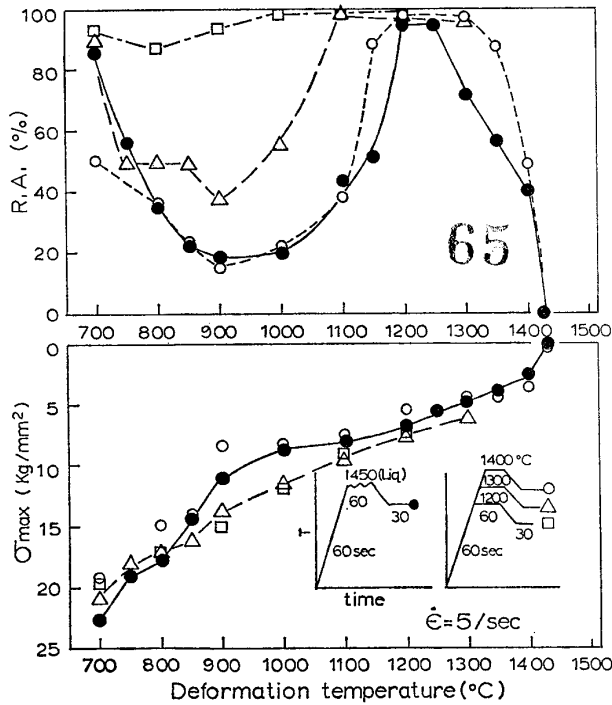


Fig. 5. Hot ductility and strength curves for the plain carbon steel (Heat D) subjected to various thermal cycles ($\dot{\epsilon}=5/s$).

溶融開始温度をそれぞれ意味する。

3.1.3 延性の歪速度依存性

高純度電解鉄 (鋼A), および 0.4C 鋼 (鋼B) を用い, 融点近傍の延性変化に対する歪速度依存性を調べた. Fig. 4 には再熱材の結果を示す. この Fig. 4 から明らかなように融点近傍の延性は歪速度に依存しない. なお, 溶融材においても同様の結果を得た. 3.1.2 で述べたように融点近傍における脆化が粒界面, あるいはデンドライト界面における液膜の存在によるとすれ

ば, 延性が歪速度に依存しないのも当然の帰結であろう.

3.2 オーステナイト域 (1200~900°C) における脆化

3.2.1 熱履歴依存性

Table 1 に示す鋼D (低炭素鋼) を用い, 再熱材で最高加熱温度を種々変化させた場合と溶融材の強度・延性変化を Fig. 5 に示す ($\dot{\epsilon}=5/s$). 最高加熱温度を高めるにしたがい 1200~800°C 温度域において脆化が顕著に生ずる. 再熱材でも最高加熱温度が 1400°C の場合 (○印) と溶融材 (●印) とはほぼ同程度の強度・延性を示しているが, その理由はこの鋼を 1400°C に加熱した場合には試料の軸芯部が一部溶融し, 脆化に寄与する不純物元素は一部液相へ溶解し, さらに残りの部分は固溶するためと考えられる.

この温度域の脆化は最高加熱温度のみならず, その後の熱履歴にも著しく敏感である. 例えば, 溶融材においても溶融-凝固に引き続く冷却過程の冷却速度を小さくするとか, 冷却途中に保定処理を施すとか, あるいは Ar₁ 点直下まで冷却した後再加熱を行うことにより脆化を軽減しうる. Fig. 6 はその一例で, Fig. 5 と同一の鋼Dを用い, 溶融-凝固に引き続く冷却途中の 1200~700°C 間で恒温保定を行つた際の等延性曲線である ($\dot{\epsilon}=5/s$). 等延性曲線は逆C曲線を示し, この鋼におけるノーズは 900°C に位置している. 1100°C では 80s, 900°C では 500s, 700°C では 30s の保定を行うことにより 60% 以上の断面収縮率が得られる (保定による脆化の緩和効果).

この温度域における脆化の第二の特徴は S, O などの鋼中含有不純物量に著しく敏感なことが挙げられる. 例

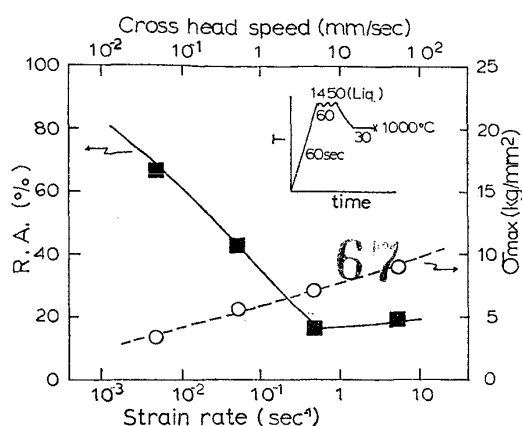


Fig. 7. Strain rate dependence of ductility and strength at 1000°C for the plain carbon steel (Heat D) subjected to the melting treatment.

えば、Fig. 6 に示したような鋼中のS含有量が0.01%以上で、Mn/S比の低い鋼においては脆化が著しいが、S, Oの鋼中含量を0.01%以下に抑えた真空溶解鋼(鋼A, C)では脆化が生じない。同様の結果はLANKFORD²⁾もすでに示しておりSを減ずるか、Mnを添加してMn/S比を高めた場合には脆化が生じにくくなる。

3.2.2 延性の歪速度依存性

Fig. 5 と同一の鋼Dを用い、熔融-凝固-冷却の途中、1000°Cで種々の変形速度で引張変形した際の強度・延性変化をFig. 7に示す。歪速度が小さくなるにしたがって延性が向上する(脆化が緩和される)。この結果は、炭素鋼において、S, O含有量が多く、あるいはMn/S比の低い鋼で認められたものであるが、S, O含有量の少ない鋼(例えば鋼A, C, E)においては溶融材でも1200~900°C温度域の延性は歪速度に依存せず、断面収縮率は70%以上の値を示す($\dot{\epsilon}=5 \times 10^{-3} \sim 20/s$ 範囲)。なお、LANKFORD²⁾は鋼Dと同様な成分系で1200~900°C温度域の脆化は歪速度に依存しないことを報じており、本実験結果と相違する点である。

3.2.3 脆化原因

この温度域の脆化原因を調べるために引張試片の破面観察・分析を行った。Fig. 6に示す脆化挙動と対応づけるため、代表的な試料の走査電顕による破面観察結果をPhoto. 3に示す。断面収縮率20%の試料の破面はほとんどがオーステナイト粒界割れを示す。他方、60%以上の値を示す試料の破面は粒内のディンプル(dimple)に移行している。低延性材の粒界割れを詳細にみると数 μ 直径のディンプルよりなり、その固々のディンプル内には0.2~0.5 μ 直径の析出物が存在していることが確認される(Photo. 3 A, B)。これらの析出物個々につい

て特性X線を用いて分析した結果、Fe-Mn-O, Fe-Mn-S, ならびにAl-Oの信号が検出された(Photo. 3 E, F, G)。Feの信号の一部は地鉄からのものと考えられるが、これらの析出物は(Fe, Mn)O, (Fe, Mn)S, Al_2O_3 と推定される。1200°Cで引張破断した破面は粒内ディンプルよりなり、かつ破面近傍の横断面の光学顕微鏡観察では粒界には析出物もほとんど確認されなかつた。さらに、1100~900°C温度域で長時間保定して延性の向上した試料の破面も粒内ディンプルに移行しており、そのディンプル内に存在する硫化物、酸化物は数 μ 直径まで成長しており、粒子間隔もまばらになっている(Photo. 3 C, D)。また800°C以下の低温域で引張破断($\dot{\epsilon}=5/s$)した際にも破面の大半は粒内ディンプルよりなり、観察にかかる析出物のサイズは大きく(2~5 μ 直径)、数も少ない。

これらの結果から、1200~900°C温度域における脆化原因は次のように考えられる。すなわち、熔融-凝固-冷却過程の1150~900°C温度域において過飽和に存在するS, Oはオーステナイト粒界に(Fe, Mn)S, (Fe, Mn)Oの形で析出し、この状態で引張応力が加わった場合もつとも低い延性を示す。しかしながら、凝固-冷却時の冷却速度を小さくすると、1200~900°C温度域でも恒温保定を施すことによりこれらの析出物の粗大化が進み、脆化に寄与しなくなる。また、いつたん Ar_1 点直下まで冷却した後に再加熱処理を施すと析出物は粒内にとり残されて無害となる。さらに、最高加熱温度を1200°C以下にした際には、これら脆化に寄与する析出物は粒内に固定されており無害となる。歪速度を小さくした場合にも脆化は緩和される(Fig. 7)が、その際の破面も粒界割れから粒内のディンプルに移行している。したがって、この場合にも変形中に析出物の粗大化が生じ、粒界割れ感受性を低めていることが一つの原因と考えられる。

3.4 900~700°C温度域における脆化

3.4.1 延性の歪速度依存性

この温度域は低炭素鋼では γ - α 変態域、また γ 単相鋼では再結晶開始温度近傍で、かつ粒界すべりも起こり始める温度である。この領域の脆化の最大の特徴は低速度形ほど脆化が顕著になることで、すでに述べた、より高温域の脆化と本質的に相違する点である。さらに、低速変形ほど脆化が顕著になることから、鑄片割れのうちの横割れとか端部割れ現象と密接な関連がありその脆化挙動は近年注目されている点である。一例として、Fig. 8にはTable 1に示す鋼Cを用いて再加熱-引張りにより断面収縮率の温度・歪速度依存性を調べた結果を示

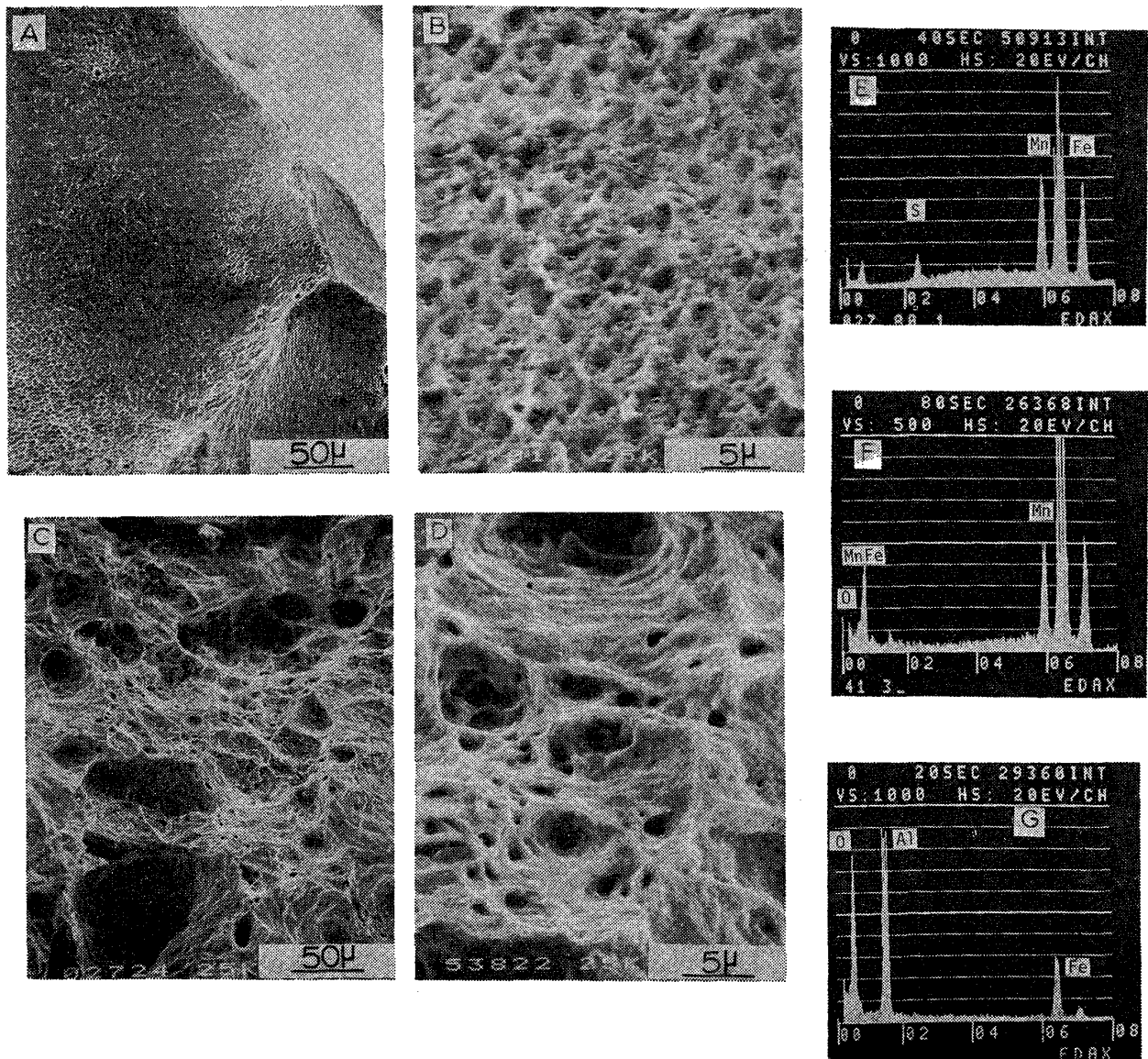


Photo. 3. Austenite grain boundary fracture (A, B) and transgranular dimple fracture (C, D) taken from the plain carbon steel (Heat D).

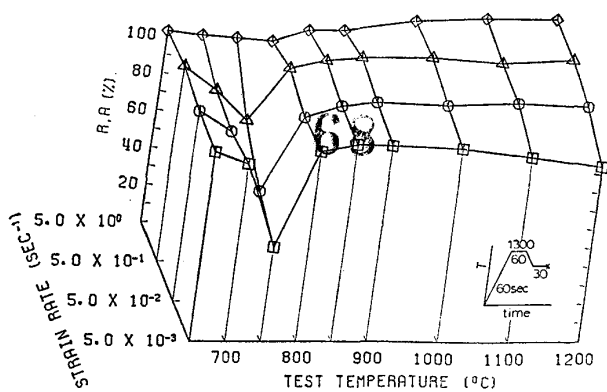


Fig. 8. Dependence of ductility on the strain rate and test temperature ranged from 1 200 to 650°C for the low carbon steel (Heat C).

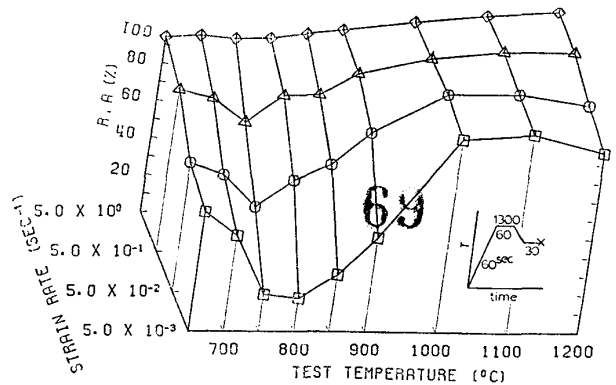


Fig. 9. Dependence of ductility on the strain rate and test temperature for the Nb bearing steel (Heat E).

す。750°Cに延性の最小値が存在し、歪速度を小さくするほど延性が低い値を示すようになる。別途、熱膨張計を用いて20°C/sで冷却時の A_{r3} 変態温度を測定したところ757°Cという値を得ている。したがって、延性の最小値を示す温度と γ - α 変態が開始する温度とはよく対応している。

3.4.2 成分系ならびに添加元素の影響

この温度域の脆化の第二の特徴は成分系ならびに添加元素に敏感なことである。Fig. 9には含Nb鋼(鋼E)の延性の歪速度依存性を示す。Fig. 8に示した低炭素鋼と同じく延性の最小値は750°Cに位置するものの、低速変形ほど脆化の生ずる温度幅は拡大している。なお、この鋼の A_{r3} 点は620°Cである。したがって、みかけの変態温度より高温域から脆化が生じている。含Nb鋼における結果はBERNARDら⁹⁾によつて一部論じられているように γ - α 変態以外にオーステナイト域でのNbCNの析出に伴う再結晶の遅滞効果が関与しているものと考えられる。

さらに、高純度電解鉄(鋼A)ではこの温度域で脆化は生じないが、 γ 単相鋼(鋼F)ではFig. 8~9に示す炭素鋼同様に低速変形により脆化が認められるようになる。また、炭素鋼においてもS, Oなどの含有量の多い鋼(例えば鋼D)では脆化の生ずる温度幅は広くな

ることを見出している。

3.4.3 破壊様式と脆化原因

まず、破壊の進行過程を調べた結果を述べる。含Nb鋼(鋼E)の750°C変形($\dot{\epsilon}=5 \times 10^{-3}/s$)の途中、変形を中断しながら組織変化を調べた。変形の初期にはオーステナイト粒界に沿つてvoidが生成しており、他の場所では粒界すべりも観察された。さらにこれらのオーステナイト粒界近傍にはフィルム状の初析フェライトが生成しており、破断直前まで変形を進めた場合にはvoidが連結し、一部はいわゆるウェッジ型の粒界割れを示す(Photo. 4)。破断した試料の破面を走査電顕により観察した結果をPhoto. 5に示す。低倍率ではオーステナイト粒界割れを示すが、高倍率でみるとそれらは微細なデンプルよりなり、そのデンプル個々の底部に析出物が存在している。ここに示すのは(Fe, Mn)S, (Fe, Mn)Oと同定されたものである。なお、Fig. 8に示す鋼Cの脆化材の破壊様式もよく似ているが、含Nb鋼に比べて個々のデンプルサイズが大きい。各温度・歪速度で破断した試料の破面近傍の光学顕微鏡観察の結果、次のことが確認された。低速度形で延性の最小値を示す組織(鋼Cでは750°C)は、粗大なオーステナイト粒界に沿つてフィルム状の初析フェライトが生成しており、変形はほとんどこの拘束されたフェライト域で生じ

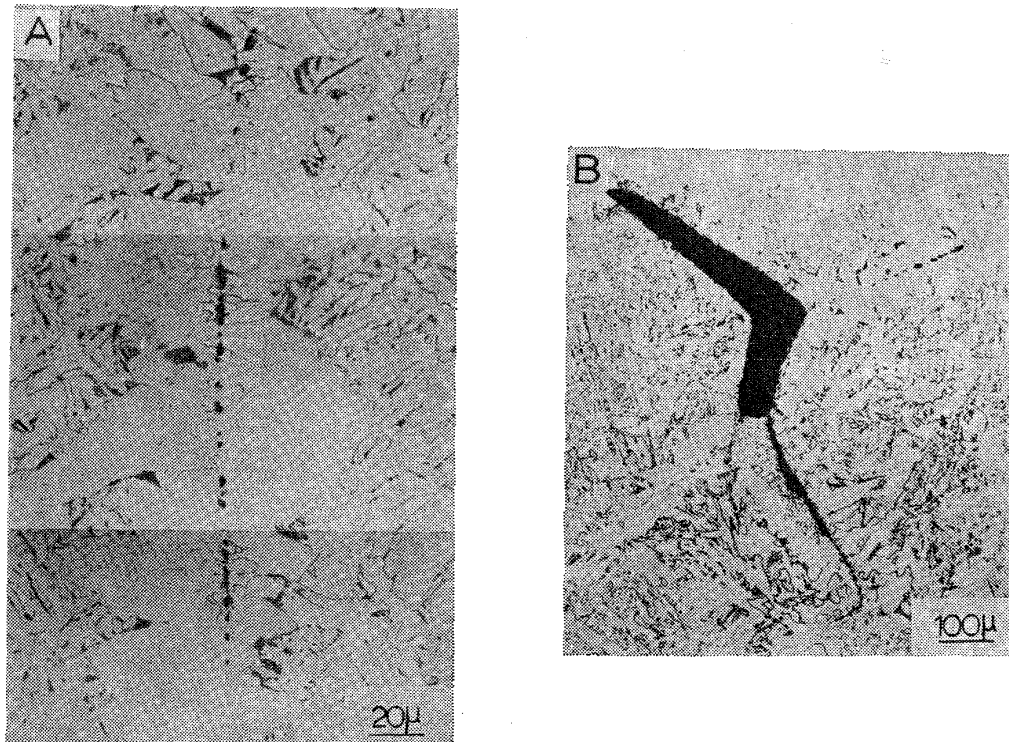


Photo. 4. Optical micrographs showing void formation (A), and wedge type crack (B) at prior austenite grain boundary, taken by interruption of tensile test (750°C, $\dot{\epsilon}=5 \times 10^{-3}/s$) for the Nb bearing steel (Heat E).

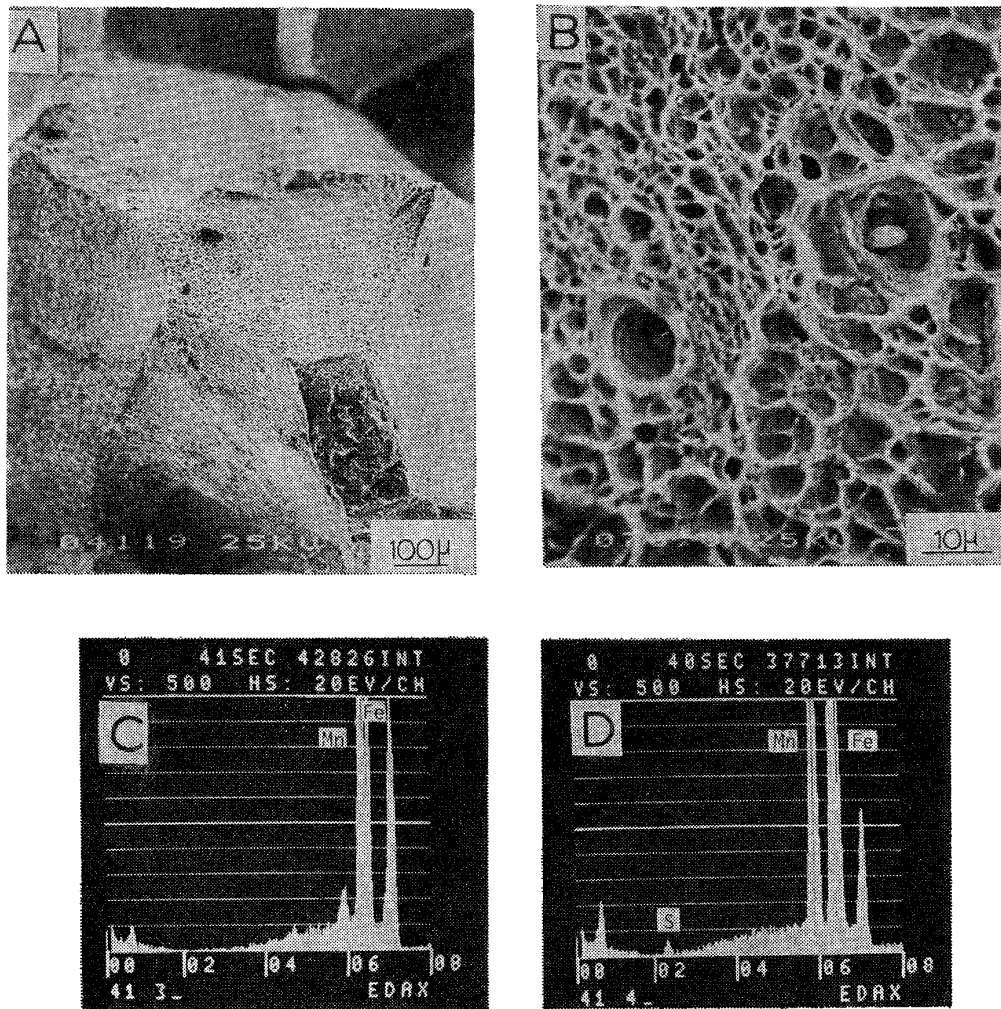


Photo. 5. Fracture surfaces and characteristic X-ray spectra showing (Fe, Mn)S, and (Fe, Mn)O precipitates at the bottom of fine dimple. Tensile tested at 750°C and $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-3}/s$ for the Nb bearing steel (Heat E).

30
132

ている。しかしながら、フェライト変態の進行した状態 (700°C 以下) とか、あるいは高速変形を行つた場合にはオーステナイト粒界近傍への応力集中が生じておらず、試料全体が均一変形している。

これらの結果から、脆化の機構は次のように考えられる。炭素鋼、あるいは含 Nb 鋼においてオーステナイト粒界に硫化物とか炭・窒化物が析出した状態で引張応力が負荷されると、これらの析出物が応力集中源となり、void の生成→成長→連結が生ずる。この過程で粒界すべり変形が生ずると void の成長が促進される。また、粒界に沿つての初析フェライトの析出は変形を粒界近傍に局所化させる作用をもつ。γ に比べ α の変形応力が数分の一 (同一温度で) である¹⁰⁾ こともこの考えを支持するものであろう。さらにまた、含 Nb 鋼のようにみかけの Ar₃ 温度より高温域から脆化の生ずる理由の一つは変形中に NbCN の析出が生じ再結晶が難しくなる⁹⁾ ことに加えて、変形により γ-α 変態が促進される¹¹⁾ ことも挙

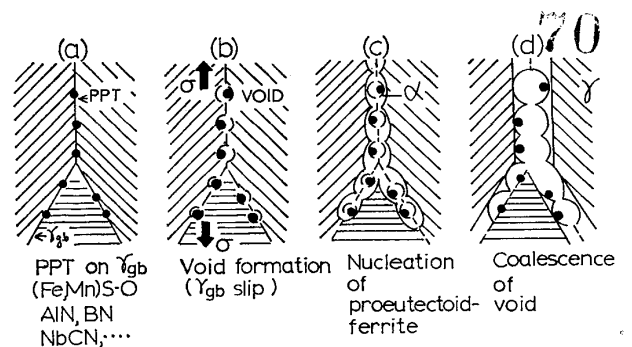


Fig. 10. Schematic presentation of grain boundary embrittlement in the temperature range between 900 and 700°C.

げられる。Fig. 10 には炭素鋼における粒界脆化の過程を模式図的に示した。この考えにしたがえば高純度の電解鉄 (鋼 A) のようにオーステナイト粒界に初析フェライトがフィルム状に生成しにくい合金では脆化が生じにくくなることも十分説明できる。さらに、細粒化処理鋼においても脆化が生じにくくなることも容易に推察され

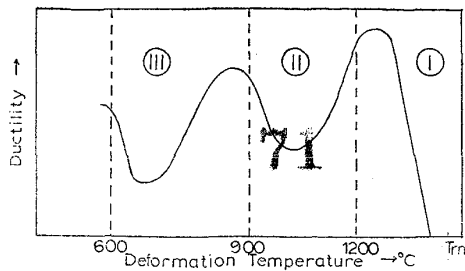


Fig. 11. Schematic presentation of ductility troughs appearing in hot tensile test.

る。しかしながら、 γ 単相鋼 (鋼 F) における脆化の主原因は上述の考えでは説明できない。非鉄合金における同様な脆化現象¹²⁾、ならびに高温クリープで認められている粒界すべり¹³⁾¹⁴⁾と類似の機構で生ずる脆化の可能性があり、今後検討を進める必要がある。

4. 結 言

連铸々片における割れ機構の解明の一助として、代表的な鋼を用い、铸片が受ける熱履歴を想定した溶融-凝固に引き続く冷却過程での引張試験を行い、高温域で生ずる脆化特性を検討した。

(1) 融点から 600°C までの温度域において生ずる脆化は、その脆化の生ずる温度域と脆化の特徴から三つの領域に区分できる。Fig. 11 には延性変化を模式図で示した。

(2) 領域 I は融点近傍で、液相が関与する脆化であり、延性は歪速度に依存しない。

(3) 領域 II は安定オーステナイト域で、硫化物、酸化物の粒界析出に伴う粒界脆化で、高速変形ほど脆化が顕著となる。溶融材は再熱材に比べて割れ感受性が高いが、冷却速度を小さくするとか、冷却途中 1200~900°C 間で恒温保持を施すことにより感受性を低めることができる。

(4) 領域 III は 900~700°C 温度域で、低速変形ほど

脆化が著しい。この脆化には種々の粒界析出物とオーステナイト粒界に沿って生成するフィルム状の初析フェライト、ならびに粒界すべりなどの要因が関与している。

本研究の遂行に当たり終始有益な助言をいただいた当社生産研電磁センター速水哲博所長、当所・中村泰室長、岡田秀弥所長に深く感謝の意を表します。さらに、電算機によりデータ表示をしていただいた当所・宮崎武志研究員、グリーンブルによる引張実験に協力いただいた松宮徹氏、光橋一美氏に厚く感謝します。

文 献

- 1) C. J. ADAMS: Proc. National Open Hearth, 54 (1971), p. 290
- 2) W. T. LANKFORD, Jr: Met. Trans., 3(1972), p. 1313
- 3) 藤井博務, 織田昌彦, 大橋徹郎, 広本 健: 鉄と鋼, 62(1976), S 93
- 4) 木下勝雄, 河西悟郎, 江見俊彦: 鉄と鋼, 62 (1976), S 505
- 5) 水上秀昭, 北川 融, 村上勝彦, 川和高穂, 宮下芳雄: 鉄と鋼, 64(1978), S 149
- 6) 長谷部茂雄, 古賀敏昭, 矢村 隆, 筋川義和: 鉄と鋼, 58(1972), S 221
- 7) 松本和明, 大内千秋, 天明玄之輔: 鉄と鋼, 63 (1977), S 722
- 8) 寺崎富久長, 山中和夫, 大谷泰夫, 小田光雄, 吉原正裕: 鉄と鋼, 64(1978), S 719
- 9) G. BERNARD, J. P. BIRAT, B. CONSEIL and J. C. HUMBERT: Rev. Mét., 75 (1978), p. 1353
- 10) 酒井 拓: 鉄鋼基礎共研高温変形部会編, 鉄鋼の高温変形挙動 (進歩総説), 日本鉄鋼協会 (1979-2), p. 19
- 11) 田中智夫, 田畑綽久: 鉄と鋼, 64(1978), p. 1353
- 12) 大森正信, 榊原安英, 金子講治, 吉永芳豊: 例えば日本金属学会誌, 40(1976), p. 802
- 13) 渡辺忠雄: 日本金属学会報, 12(1973), p. 883
- 14) 須藤 一: 学振耐熱金属材料 123 委員会研究報告 18(1977), p. 261