

論 文

UDC 621.746.047 : 539.56.096 : 669.14-412-147 : 620.191.33

900~600°C 温度域における鋼の脆化特性

—連铸々片の表面横割れに関連して—

鈴木 洋夫*・西村 哲*・今村 淳*・中村 泰*²Hot Ductility in Steels in the Temperature Range between 900 and 600°C
—Related to the Transverse Facial Cracks in the Continuously Cast Slabs—

Hirowo G. SUZUKI, Satoshi NISHIMURA, Jun IMAMURA, and Yasushi NAKAMURA

Synopsis :

The embrittlement of carbon steels in the temperature range from 900 to 600°C was studied by the hot-stage tensile test as well as fractographic analyses, and the mechanism of formation of transverse facial cracks in the continuously cast steels was discussed in terms of this embrittlement. Factors affecting the embrittlement are the austenite grain size, the precipitates such as sulfide and oxide and the film-like proeutectoid ferrite formed along the austenite grain boundary. Thus, lowering the impurity content, refinement of the austenite grain and also slower rate of cooling are effective to minimize this embrittlement. However, the best way to have sound slabs is to avoid this poor ductility temperature region at the bending point.

1. 緒 言

連铸比率の向上、製造工程の連続化などを背景に無欠陥铸片の製造技術の確立が急務の課題となつている。铸片の割れ性欠陥の消長と関係する鋼の高温域における脆化挙動の概略は既に述べた¹⁾²⁾。すなわち、炭素鋼においては融点から 600°C 温度区間に3つの特徴的な脆化域が存在し、

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

(ii) II 領域は安定オーステナイト(γ)域で、硫化物、酸化物等の粒界析出に伴う粒界脆化で高速変形するほど脆化が顕著になる。

(iii) III 領域は 900~600°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 γ 粒界に沿つて生成するフィルム状の初析フェライト(α)が関与している。

ことなどを報告した。

特に、III 領域で生ずる脆化は低歪み速度の引張変形時に顕著になることから铸片の表面横割れと関連付けられるものと考えられる。すなわち、連続铸造におけるパルジング歪みに起因する歪み速度は $\sim 10^{-2}/s$ 、曲げ矯正点におけるそれは $\sim 10^{-4}/s$ であること³⁾⁴⁾や、曲げ矯正温度

を 850°C 以上に確保することにより低炭素鋼铸片の横割れ発生頻度が激減すること⁴⁾⁵⁾も III 領域の脆化と密接に関係していることを示すものである。しかしながら、铸片割れとの関係でこの脆化を論じた研究は少なく、脆化機構には不明な点が数多く残されていた。

この III 領域で生ずる脆化については 1960 年代から論じられており、SHERBY⁶⁾は γ 相から α 相への相変態に基づく鉄原子の自己拡散速度の差、すべり系の減少に基づく延性の不連続によるものと考察している。他方、Al ならびに Nb, V 添加鋼で脆化が顕著に生ずる^{7)4)7)~12)}ことから脆化原因として炭・窒化物の粒界析出に基づくことと考察している報告もある^{8)4)9)~12)}。さらにまた、Ni 基合金においても、800°C 近傍で低歪み速度変形時に脆化が生ずる¹⁰⁾ことから必ずしも γ - α 変態を伴わない鋼でも脆化する場合のあることを示唆している。これらの報告から III 領域の脆化には複数の要因が重畳していることが推察されるが、脆化機構解明のための実験事実が不足していることは否めない。

本報告では铸片割れ破面解析、ならびに 900~600°C 温度域で生ずる脆化 (以後は III 領域の脆化と呼ぶ) に対する成分・元素の影響、熱履歴依存性、変形様式、破壊様式などに注目して高温引張試験を行い、铸片の表面横割れの生成過程の解明を行つた結果とその防止策につい

昭和 53 年 10 月本会講演大会にて一部発表 昭和 55 年 10 月 13 日受付 (Received Oct. 13, 1980)

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

*² 新日本製鉄(株)基礎研究所 理博 (Fundamental Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)

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

Heat No.	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Nb	Ni	Cr
1 (P)*	0.003	0.02	0.02	0.003	0.004	—	0.0015	0.004	—	—	—
2 (Si-Mn)*	0.05	0.20	1.46	0.002	0.005	<0.01	0.0014	0.0028	—	—	—
3 (Al-K)**	0.12	0.01	0.38	0.014	0.012	0.06	0.0023	0.002	—	—	—
4 (Nb)**	0.06	0.27	1.6	0.016	0.003	0.03	0.006	0.003	0.04	0.2	—
5 (16 Cr)*	0.002	0.01	<0.01	0.002	0.001	—	—	—	—	—	16.1
6 (20 Ni)*	0.002	<0.01	<0.01	0.003	0.001	—	0.0013	0.0098	—	20.3	—

* VIM, ** CC as cast

て述べる。

2. 実験方法

2.1 実铸件の表面横割れ破面解析

湾曲型スラブ連铸機で铸造した低炭素 Al-Si キルド鋼に発生した表面横割れに関して光学顕微鏡による割れ近傍の微細組織の観察，ならびにシャルピー試験機を用いて割れ領域を人為的に開口して得た破断面の走査電顕観察を行った。

2.2 グリーブル試験

铸件，ならびに真空溶解鋼より 10 mmφ × 120 L の丸棒を切り出した。代表的な試料の化学組成は Table 1 に示す。グリーブル試験機は横型の高温引張試験機で直接通電による抵抗加熱方式を採用している。連続铸造を想定した熱履歴，すなわち，試料を一たん溶解した後の冷却過程で引張変形が行えるように工夫した。実験の詳細は既報¹⁾のとおりである。

2.3 インストロン型高温引張試験¹⁴⁾

試験機の構成はインストロン型試験機に Mo メッシュを熱素子とする高温炉，同温度制御系，高真空排気系などを組み込んだものである。試験片は 6 mmφ × 82 mm (平行部 25 mm 長さ) の丸棒試片である。1300°C × 3min の溶体化処理を施した後に各試験温度で 3min 保持して引張変形を行った。得られた荷重-変位曲線から真応力-真歪み曲線，真応力の温度，歪み速度依存性，加工硬化率等を電算機を用いて解析し，作図した。

3. 実験結果

3.1 铸件の表面横割れの破面

低炭素 Al-Si キルド鋼の铸件に発生した表面横割れ近傍の光学顕微鏡による観察結果の一例を Photo. 1 に示す。スムーズなγ粒界に沿って割れが伝播していることが特徴である。また，破断面の走査電顕による観察結果の一例を Photo. 2 に示す。γ粒界割れは微細なディンプルよりなり，そのディンプルの底面には析出物が存



Photo. 1. Photomicrograph of the transverse facial cracks in a continuously cast Al-Si killed steel showing austenite grain boundary fracture.

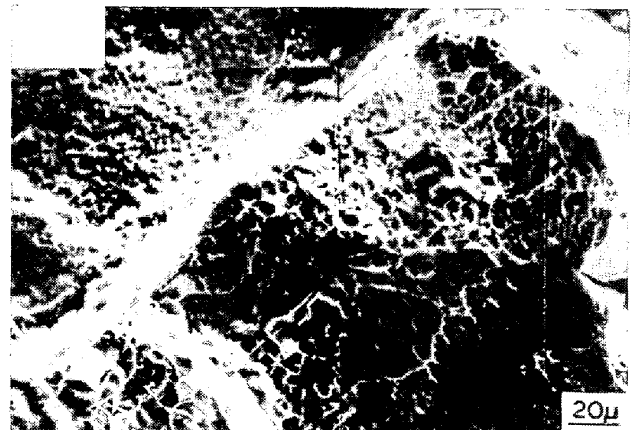


Photo. 2. Fractured surface of the transverse facial crack.

在しているものもある。

3.2 融点から 600°C 温度域における脆化挙動

低炭素 Al キルド鋼 (Al-K, Heat 3) を用いてグリーブル試験による低歪み速度 ($\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-3}/s$) の引張変形を行った際の断面収縮率 (RA) の温度依存性を Fig. 1 に示す。溶融材 (●印)，再熱材 (○印) とともに 1000~700°C 温度区間で著しい脆化を示す。この脆化温度域で引張破断した試料の破面はγ粒界割れであるが，高倍率で観察するとその破面は直径 5~10μm のディンプルよりな

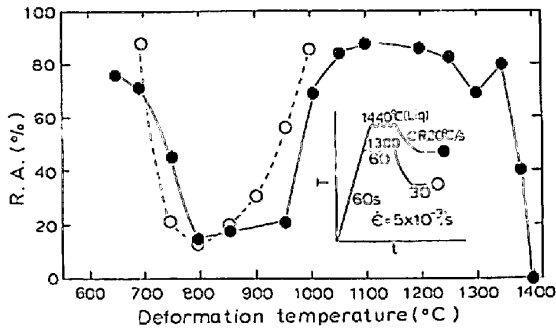


Fig. 1. Hot ductility for Al-killed steel (Heat 3).

り、そのディンプルの底面には硫化物、酸化物が存在している (Photo. 3)。この破壊様式は既に述べた実铸件の横割れ破面によく似ている。従つて、以後は1000°C以下の温度で低速変形時に生ずる脆化(Ⅲ領域脆化)に注目してその冶金的な特徴を述べる。

3.3 延性の歪み速度依存性

前報¹⁾で、この温度域の延性は歪み速度が小さくなるに従つて低下すること、S、O等の不純物含有量の少ないSi-Mn鋼(Heat 2)では脆化温度幅が狭いのに対して含Nb鋼(Heat 4)は広い温度域にわたつて脆化することなどを報じた。Fig. 2は γ 単相鋼(Fe-20Ni, Heat 6)のRAの歪み速度依存性を示す。 γ - α 変態を伴う鋼(Heat 2~4)と同様に歪み速度が小さくなるに従い延性は低下する。他方、 α 単相鋼(Fe-16Cr, Heat 5)では延性の歪み速度依存性は認められず、歪み速度が小さい場合にもこの温度域で良好な延性を示す(Fig. 3)。また、 γ - α 二相共存域の狭い電解鉄(Heat 1)もFe-16Cr合金と同じく脆化が生じない(後述するが、変形応力は

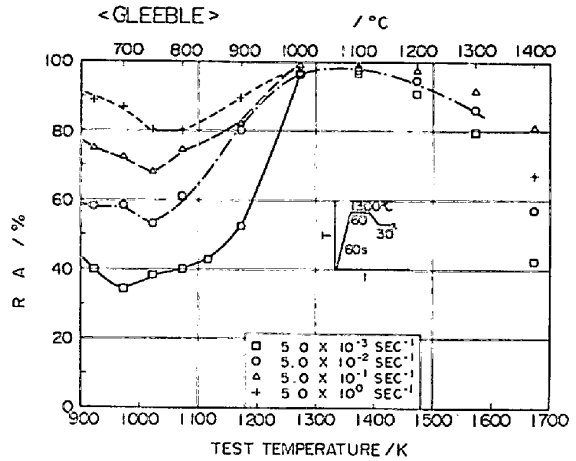


Fig. 2. Dependence of hot ductility on the strain rate and temperature in austenitic Fe-20 Ni alloy (Heat 6).

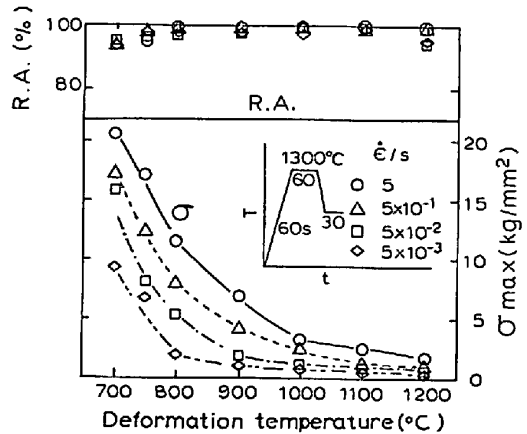


Fig. 3. Dependence of hot ductility and maximum strength on the strain rate and temperature in ferritic Fe-16Cr alloy (Heat 5) (Gleeble).

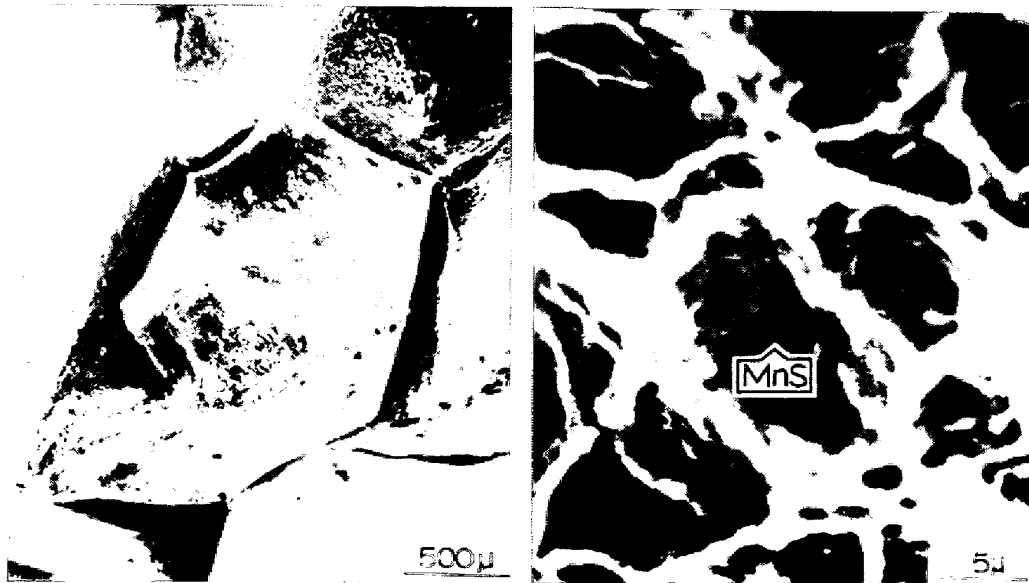


Photo. 3. Fracture appearance obtained by the Gleeble test. Pulled at 750°C and $\dot{\epsilon}=5 \times 10^{-3}/s$ on the way of cooling from the melting temperature (Heat 3).

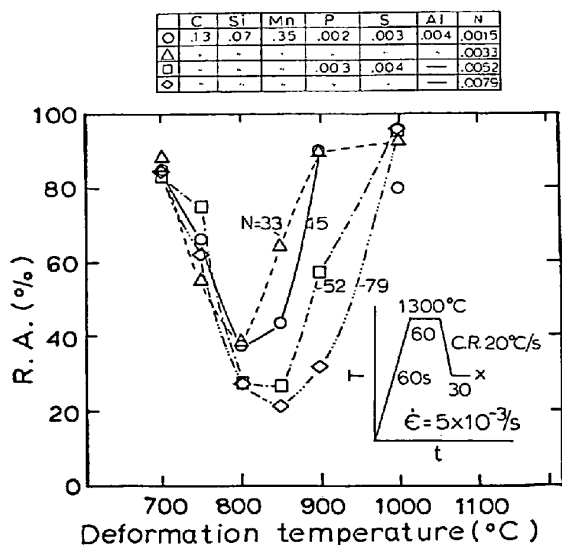


Fig. 4. Effect of nitrogen on the hot ductility in low carbon steels (Gleeble).

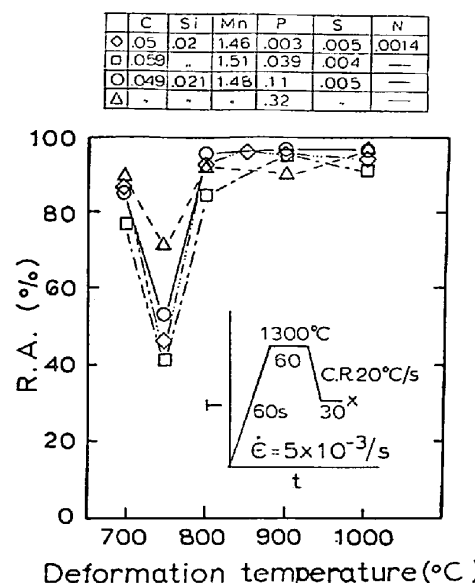


Fig. 6. Effect of phosphorus on the hot ductility in low carbon steels (Gleeble).

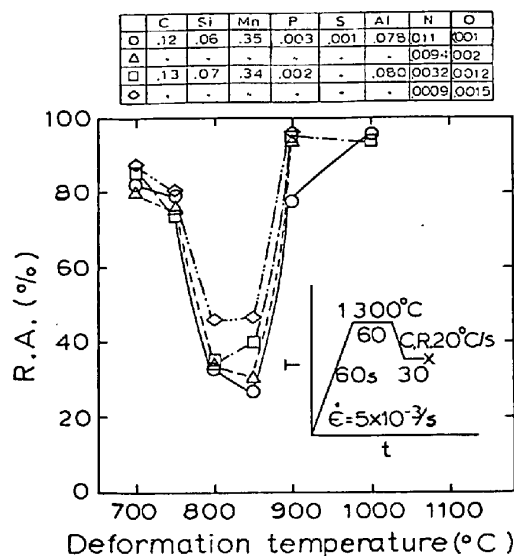


Fig. 5. Effect of nitrogen and aluminum on the hot ductility in low carbon steels (Gleeble).

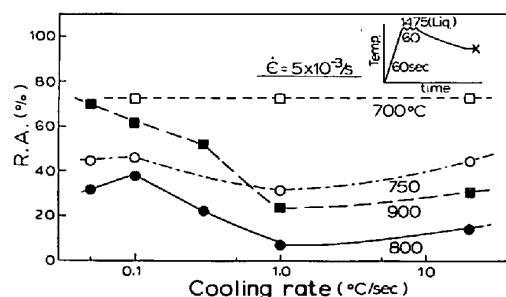


Fig. 7. Effect of the cooling rate on the embrittlement in 900~700°C range (Heat 3) (Gleeble).

γ - α 変態域で不連続を生ずる)。さらに、Si-Mn 鋼でも C が 0.4% を越えると脆化が生じなくなる。これらの結果から、Ⅲ領域で低速変形時に脆化の生ずる成分系は γ 単相鋼と γ - α 二相共存域の比較的広い低炭素Si-Mn 鋼 (Cが0.05~0.4% 範囲) であることが判明した。

3.4 脆化に対する微量元素の影響

Ⅲ領域の脆化感受性を最も高める元素は S, O, N である。S, O については、既に Fig. 1, Photo. 3 に示したように、脆化温度幅を広げ、破面上に硫化物、酸化物が存在することからも明らかである。N の効果については Fig. 4 に一例を示す。窒化物形成元素を含まない低炭素鋼においても N を 0.005% 以上添加すると脆化温度幅が広くなり、より高温域から延性が低下する。なお、窒化

物形成元素である Nb^(10,12) や B⁽¹⁶⁾ が共存すると脆化はより顕著になるが、Al の共存は熱履歴と Al 含有量によつて異なり必ずしも脆化感受性を上げない場合もある。一例として真空溶解鋼を用いて Al=0.08% 添加で N を変化させた際の挙動を Fig. 5 に示す。Fig. 4 の N 単独の場合と比較すると脆化温度幅は Al 添加で狭められている。従来の結果³⁾¹¹⁾ と必ずしも一致していない点である。Fig. 6 は P の脆化への影響を示す。現行の商用鋼に含まれている 0.01~0.04% の範囲では P は脆化に関与していない。しかしながら、0.3% 添加すると脆化を軽減する作用がある。なお、これら個々の元素の挙動、ならびに他の元素の効果については別途報告する予定である。

3.5 冷却速度の影響

Ⅲ領域の脆化に対する冷却速度の影響について述べる。Fig. 7 は Al-K 鋼 (Heat 3) を一たん熔融した後引張温度までの冷却速度を変えた際の RA の値を示

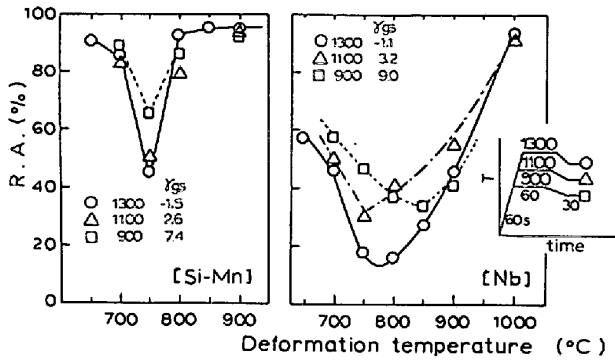


Fig. 8. Effect of γ_{gs} on hot ductility in Si-Mn steel (Heat 2) and Nb containing steel (Heat 4) (Gleeble).

す。冷却速度を遅くすることにより脆化温度幅が狭くなり、脆化の谷も浅くなるが、0.05°C/sのごとき超緩冷却を行っても脆化そのものを解消することは難しい。徐冷効果はS, O等の不純物含有鋼の方が高純度成分鋼に比べて大きい。

3.6 オーステナイト粒度の影響

III領域の脆化に対するオーステナイト粒度(γ_{gs})の影響を調べるために最高加熱温度を変えることにより粒度調整を行った。Si-Mn鋼(Heat 2), ならびに含Nb鋼(Heat 4)の結果をFig. 8に示す。細粒化することにより脆化は軽減されるが、 $\gamma_{gs}=9(d \approx 15 \mu$ 直径)まで細粒化しても脆化は解消されていない。粒度微細化法としては冷却途中で $\gamma-\alpha$ 変態をくり返す方法があり、含Nb鋼の場合には Ac_3 点以上と Ar_1 点以下で3~4回 $\gamma-\alpha$ 変態をくり返すことにより脆化が緩和される(RA

>60%になる)。Fig. 8に示した単純再加熱で細粒化した場合より効果がある。その理由として熱履歴の違いによるNbCNの析出挙動の違いが挙げられるが詳細は不明である。連続鋳造においては二次冷却帯域での冷却水の制御により可能となる手法の一つであろう。

3.7 変形様式

III領域の脆化機構を調べる目的でインストロン型引張試験により γ 相と α 相の塑性変形様式の検討を行った。Fig. 9はAl-K鋼(Heat 3)の真応力-真歪み曲線を示す。また、Fig. 10はFe-20Ni合金(Heat 6)の結果を示す。Al-K鋼の γ 域(1000°C以上)、Fe-20Ni合金の1000°C以上の温度では応力-歪み曲線が振動している(動的再結晶による¹⁶⁾)のに対してAl-K鋼の α 域(800°C以下)、およびここには示していないがFe-16Cr合金では全温度域にわたってスムーズな曲線(動的回復による¹⁶⁾)を示す。Fe-20Ni合金に注目すると1000°C以下の低温度域では動的再結晶が生じにくくなり(応力-歪み曲線に振動が生じない)、そのために延性は急激に低下する。すなわち、粒界に応力が集中しその結果粒界すべり変形を助長し粒界脆化をもたらす。Al-K鋼では動的再結晶の起こる下限温度と $\gamma-\alpha$ 変態の開始温度が重なり、その結果延性が極端に悪くなっている(850°C)。なお、Fig. 9~10に示したインストロン型引張試験結果は脆化を示す温度域にずれのみられるものもあるが、脆化挙動は既に示したグリーブル試験結果(Fig. 1~2)とよく対応している。Fig. 11は電解鉄(Heat 1)の最

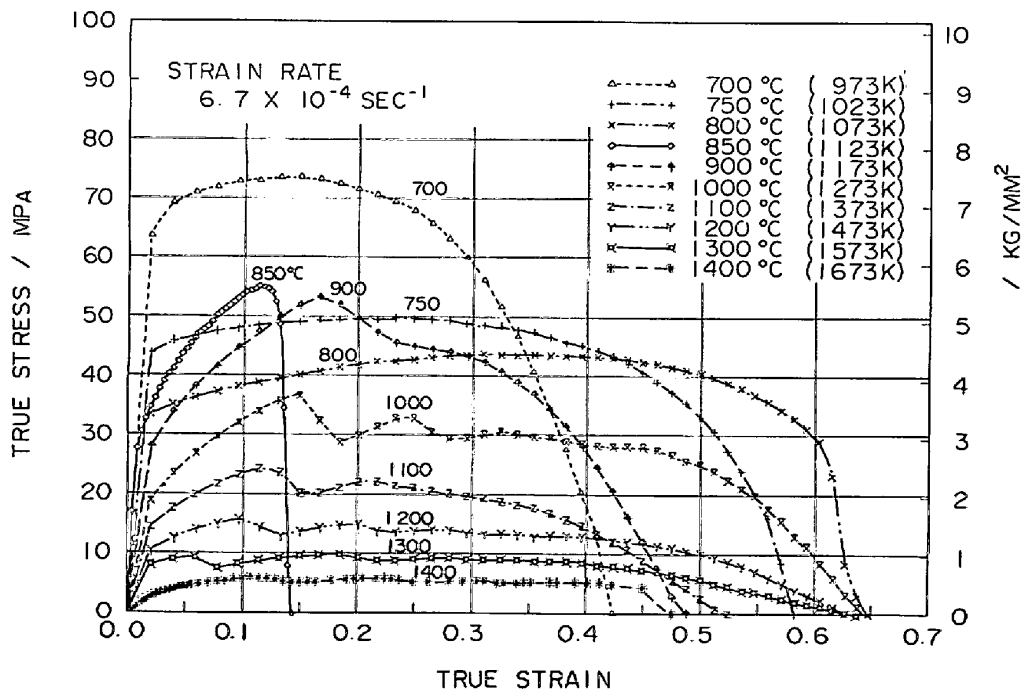


Fig. 9. True stress-true strain curves for Al-killed steel (Heat 3) (Instron type test).

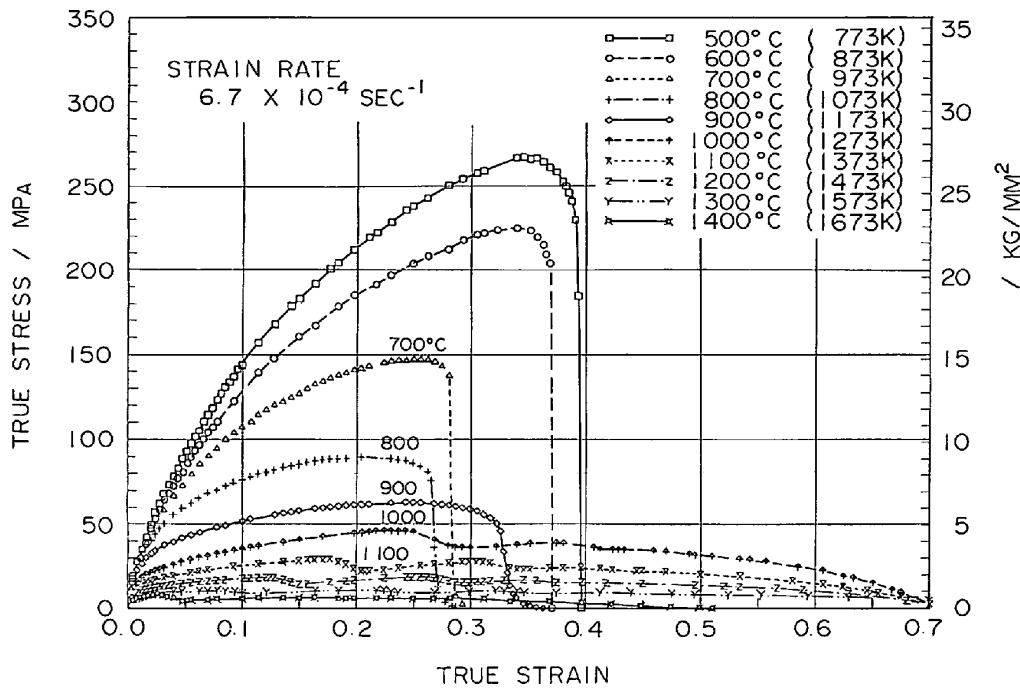


Fig. 10. True stress-true strain curves for Fe-20 Ni alloy (Heat 6) (Instron type test).

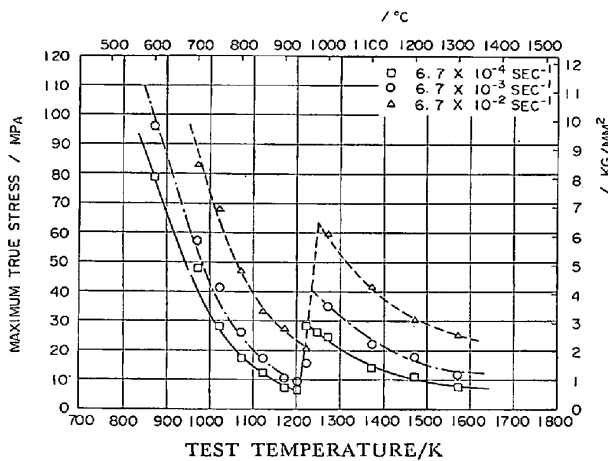


Fig. 11. Dependence of maximum true stress on temperature and strain rate in electrolytic iron (Heat 1) (Instron type test).

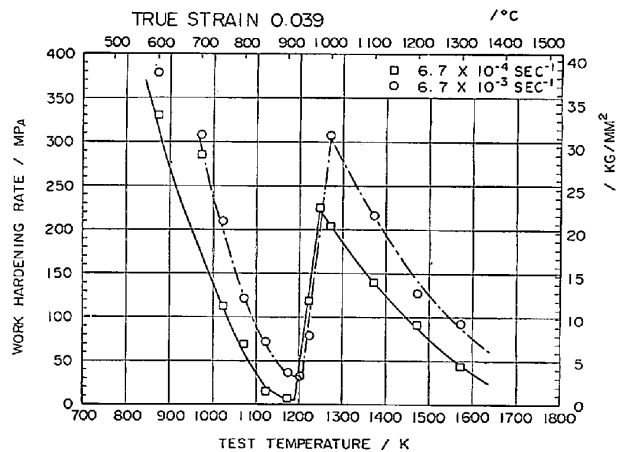


Fig. 12. Dependence of work hardening rate on temperature and strain rate in electrolytic iron (Heat 1) (Instron type test).

大真応力の温度依存性を、また Fig. 12 は加工硬化率の温度依存性を示す。同一温度 (例えば 900°C に外挿) で比較すると α 相の変形応力、加工硬化率ともに γ 相に比べて格段に小さい。

3.8 破壊様式

Photo. 4 は Fe-20Ni 合金を 750°C で引張破断した際の破面の横断面組織と破面を示す。 γ 粒界割れであるが、破面にすべり線も観察されることから粒界すべりを主体とする粒界破壊である。一方、Photo. 5 は含 Nb 鋼 (Heat 4) を用いて 750°C で引張変形 ($\dot{\epsilon}=6.7 \times 10^{-4}/s$) を行い変形を中断させながら割れの伝播過程を調べたものである。変形の初期 ($\epsilon=5\%$) に γ 粒界で

ポイドが生成し、変形が進むに従いポイドの成長-連結が起こり、最終的にはディンプルを伴った γ 粒界に沿う破壊が生じている。破壊様式の他の一例として粒界すべりとポイドの連結による粒界割れとが重畳して生じている例を Photo. 6 に示す。これは Al-K 鋼とはほぼ同一組成を持つ真空溶解鋼の 750°C 引張 ($\dot{\epsilon}=5 \times 10^{-3}/s$) 破面である。Photo. 6 の (a) は横断面組織であり、(b)、(c) は破面であるが、注目すべきことは (a) の ㊸ に示すフィルム状の初析フェライト域での破面はディンプル状の破壊様式を示し、そのディンプルの底には硫化物、酸化物が存在している。それに対して (a) の ㊹ に示す

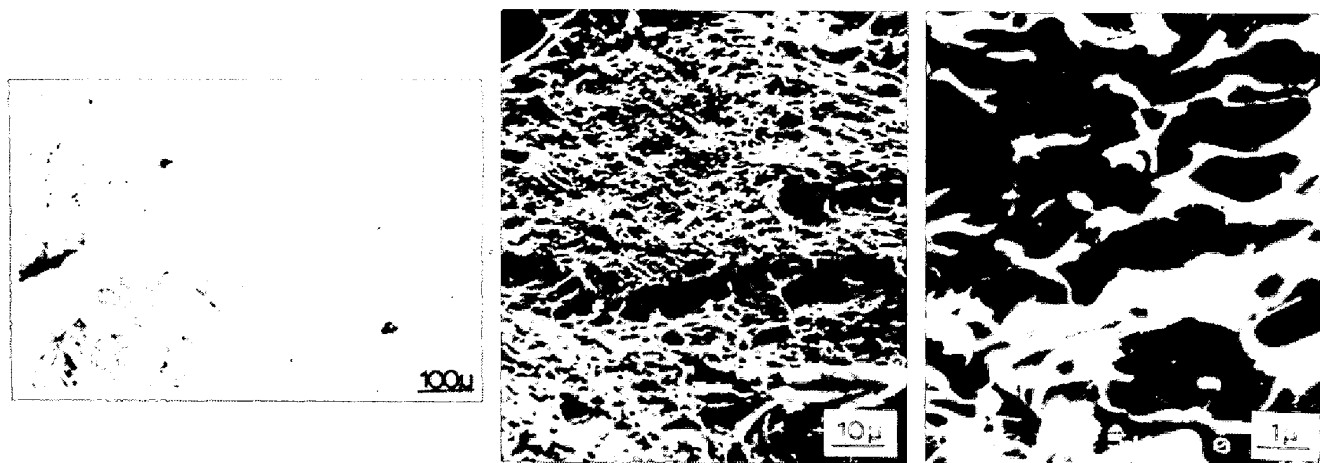


Photo. 4. Grain boundary fracture due to grain boundary sliding in Fe-20Ni alloy. Pulled at 750°C and $\dot{\epsilon}=5 \times 10^{-3}/s$ on the way of cooling from 1300°C.

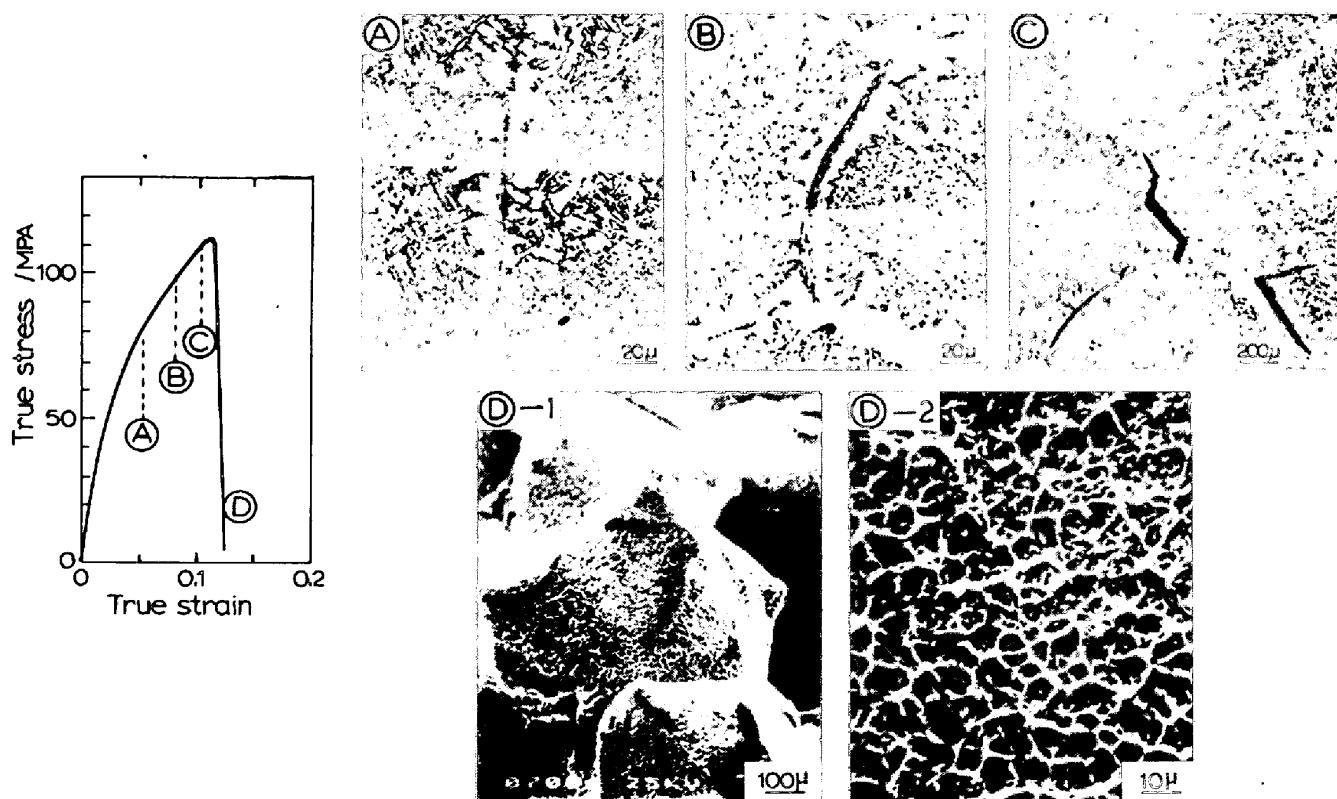


Photo. 5. Grain boundary fracture due to the formation and coalescence of voids in Nb containing steel (Heat 4). Tensile test was interrupted at A, B, C, and D points in the s-s curve and fracture mode was observed.

γ - γ 粒界面での割れは(b)の⑥に示すように粒界すべり破面を呈している。

4. 考 察

4.1 III 領域の脆化機構

3章で述べた実験結果からIII領域の脆化機構は次のように考えられる。すなわち、動的再結晶の生じにくくなる γ の低温域(1000°C以下)では γ 粒界に応力集中が

生じ粒界すべり変形を助長し粒界三重点に割れが発生する。その際に粒界に析出物が存在すると析出物と母相との界面にポイドが発生し一層割れやすくなる。 γ - α 変態の生ずる炭素鋼においてはこのポイドの成長と競合して γ 粒界からフィルム状の初析フェライトが生成する。3.7節で述べた通り、 γ 相に比べてこの初析フェライト相の変形応力は1/4程度の低い値を持つために変形はこの α 域に集中する。さらにまた、この α 相は加工硬化率

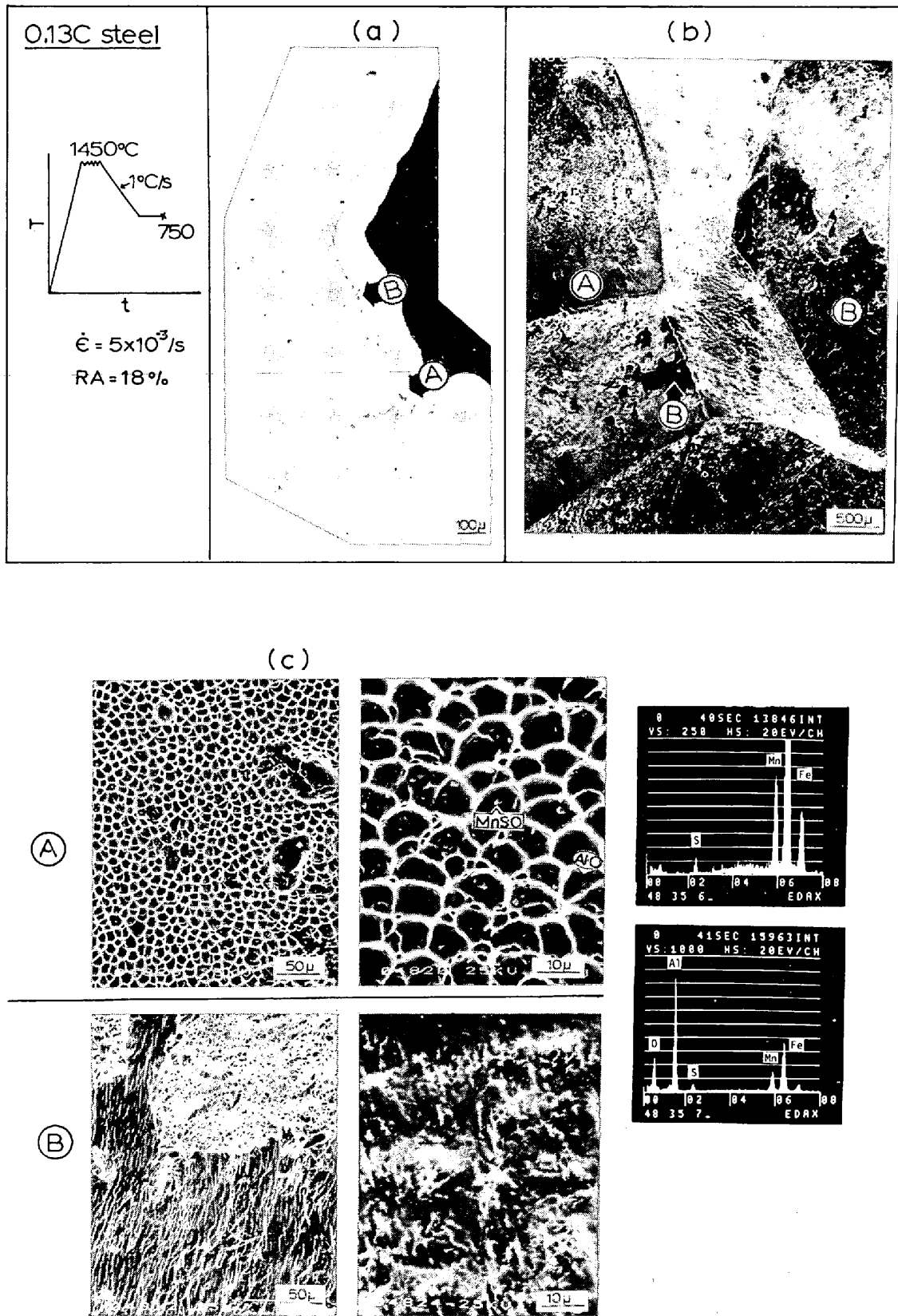


Photo. 6. Grain boundary fracture composed of two modes, i. e., grain boundary sliding and void coalescence. Pulled at 750°C and $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-3} / s$ on the way of cooling from the melting temperature using vacuum melted heat with the similar chemical composition with Heat 3.

が格段に小さいために変形の局所化が増々進みこの α 相で最終破断が生ずるために網目状のディンプルパターンを示す。従つて、 γ - α 変態に伴つて γ 粒界に沿つてフィルム状の初析フェライトの生成する炭素鋼(通常Cが0.05~0.4%の範囲)ではすべてこのような脆化が生じるものと考えられる。電解鉄(Heat 1)のごとく γ - α 二相域の極端に狭い鋼では γ 粒界に沿つてフィルム状の初析フェライトが生成しにくいために脆化は生じにくい。なお、 γ 単相鋼で650°Cで延性が回復してくる理由は粒界すべりが生じにくくなるためであろう¹⁷⁾。また、Al-K鋼、含Nb鋼、Si-Mn鋼でも700°C以下の温度で一たん延性が回復する理由は γ - α 変態が進み α 相の体積率が増加するために変形の局所化が起こりにくくなるためと考えられる。

Ⅲ領域の脆化は歪み速度に依存し、高歪み速度の引張変形($\dot{\epsilon} > 0.5/s$)の場合に脆化が生じにくくなる理由は γ 相の低温域でも動的再結晶が生じやすく、粒界すべり変形が抑制されるためであろう。また、 γ - α 変態により粒界にフィルム状の初析フェライトが生成した状態でも高歪み速度の変形の場合にはこの α 領域への応力集中が生じにくく、母相の γ も同程度に変形するためと考えられる。この考えは変形組織の観察からも裏付けられている。

上述の考えに基づくとⅢ領域の脆化に対する微量元素の影響を次のように区分することができる。すなわち、 γ 域での動的再結晶を抑制する元素(Nb, V)、粒界析出を生ずる元素(S, O, N)、フィルム状の初析フェライトを出しやすくする元素(N)はいずれも脆化を促進し、 A_{r3} 変態点を上げフィルム状の初析フェライトを出しにくくする元素(P)は脆化を抑制すると考えられる。なお、冷却速度を遅くした場合にはFig. 7に示したように脆化が緩和されるが、その理由は徐冷却により粒界に析出する析出物の粗大化が進み割れ起点になりにくくなることと粒界より初析フェライトが生成しやすくなるためと考えられる。

4.2 鋳片の表面横割れ感受性の軽減策

鋳片の表面横割れはグリーブル試験におけるⅢ領域の脆化で再現することができた。Ⅲ領域の脆化そのものがC=0.05~0.4%の範囲の炭素鋼では γ - α 変態と密接に関係しているために鋼に固有の脆化である。従つて、この脆化を解消することは難しく、現行の湾曲型連鋳機ではこの脆化域を回避した操作を行うのが最も好ましい。本研究結果から割れ発生を極力低減する方策を要約すると以下の諸点が挙げられる。

(i) S, O, N等の不純物元素の低減、ないしTi,

Zr, Caなどの適量添加による炭・窒化物、硫化物、酸化物の粒界析出の抑制。

(ii) 徐冷却による粒界析出の抑制、ないしは粒界析出物の粗大化。

(iii) 冷却-復熱の意図的なくり返しによる γ 粒の微細化

(iv) 曲げ矯正点での高歪み速度変形。

5. 結 言

実鋳片の表面横割れ破面の解析、グリーブル試験等による炭素鋼の高温域における脆化機構の解明を行い次の諸点を明らかにした。

(i) 鋳片表面に生ずる横割れはディンプルを伴つた γ 粒界割れである。

(ii) この割れはグリーブル試験により再現可能である。すなわち、試料を一たん溶融した後の冷却過程ないしは高温域(1300°C以上の)溶体化処理後の900~700°C温度域で $10^{-2}/s$ 以下の低歪み速度の引張変形時に生ずる γ 粒界に沿う割れと同一のものである。

(iii) この温度域で生ずる脆化は歪み速度に強く依存し、低速変形ほど顕著になる。

(iv) 脆化の温度幅、谷の深さは成分系・元素に依存し、 γ 単相鋼や γ - α 変態により粒界にフィルム状の初析フェライトを生ずる炭素鋼(C0.05~0.4%)で認められる。 γ - α 変態域の狭い電解鉄や α 単相鋼では脆化しない。

(v) S, O, Nは脆化温度幅を広げる。Pは0.3%添加すると脆化を抑制する。

(vi) 脆化は γ_{gs} に依存し、細粒鋼ほど脆化が軽減される。

(vii) 徐冷却することにより脆化は軽減される。

(viii) 破壊様式は γ 粒界に沿う割れで、粒界すべり変形によるものと、 γ 粒界でのvoidの生成と γ 粒界から生成するフィルム状の初析フェライト域での局部変形が重畳しているものがある。

(ix) Ⅲ領域の脆化機構は次のように考えられる。動的再結晶の生じにくくなる γ の低温域で外部から引張応力が負荷されると粒界で応力集中が生じ粒界すべり変形により粒界三重点に割れが発生する。その際に析出物が粒界に存在するとその析出物と母相との界面でポイドが生じより割れやすくなる。 γ - α 変態を伴う炭素鋼においてはこのポイドの成長と競合して γ 粒界からフィルム状の初析フェライトが生成する。 γ 相に比べてこの α 相の変形応力、加工硬化率ともに小さい値を持つために外部応力はこの α 相に集中し、その領域で最終破断が生ず

る。

(x) 鋳片の表面横割れ防止策としては S, O, N 等の不純物元素の低減, γ 粒の微細化, 冷却速度を遅くすることなどが効果的であるが, 脆化そのものが鋼に固有な性質を持つているために脆化域を回避した操業を行うことが抜本的対策となる。

最後に, 本研究の遂行に当たり終始有益な助言をいただいた基礎研究所長 岡田秀弥博士, 第二基礎研究室長 阿部光延博士, 大分製鉄所製鋼部長 河野拓夫博士に深く感謝の意を表します。さらに, 電算機によるデータ解析に協力いただいた宮崎武志研究員に深く感謝いたします。

文 献

- 1) 鈴木洋夫, 西村 哲, 山口重裕: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 2038
- 2) 鈴木洋夫, 中村 泰: 日本金属学会会報, 18 (1979), p. 748
- 3) G. BERNARD, J. P. BIRAT, B. CONSEIL, and J. C. HUMBERT: *Rev. Met.*, 75 (1978), p. 467
- 4) 飯田義治, 守脇広治, 上田典弘, 垣生泰弘: 鉄と鋼, 59(1973), S89
- 5) 大野唯義, 大橋徹郎, 有馬良士, 広本 健: 鉄と鋼, 62(1976), S91
- 6) O. D. SHERBY: *Met. Eng. Quarterly*, 2(1962), p. 2
- 7) C. G. CARLSSON: *Jernkont. Ann.*, 148 (1964), p. 152
- 8) 長谷部茂雄, 古賀敏昭, 矢村 隆, 筋川義和: 鉄と鋼, 58(1972), S221
- 9) 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
- 10) 松本和明, 大内千秋: 鉄と鋼, 64(1978), S286
- 11) 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
- 12) B. MINTZ and J. H. ARROWSMITH: *Metals Technol.*, 6 (1979), p. 25
- 13) 梶間 透, 竹村 右: 鉄と鋼, 62(1976), S200
- 14) 今村 淳, 鈴木洋夫, 宮崎武志: 鉄と鋼, 66 (1980), S804
- 15) 鈴木洋夫, 山本広一, 井上 泰, 大野恭秀, 野田直孝: 鉄と鋼, 66(1980), S803
- 16) 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, 日本鉄鋼協会, (1972-2), p. 19
- 17) 堀内 良: 鉄鋼基礎共研高温変形部会資料, 第15回 (1980. 5)