

討 6 鋼の高温変形特性と鋳片割れ感受性

新日本製鐵(株)大分製鐵所・鈴木洋夫, 山本利樹

基礎研究所 西村 哲

生産技術研究所 中村 泰

1. 緒言： 近年の省エネルギー、省力化による生産性の向上の要請に応じて連続鋳造による鋳片の製造比率は飛躍的に向上した。さらに連鋳と圧延を直結した連鋳-直送圧延(CC-DR)や熱片を保熱炉に装入した後に圧延するいわゆるホットチャージ圧延(CC-HCR)も実機化され始めている⁽¹⁾⁻⁽²⁾。このような連鋳や直送圧延に際しての開発項目の1つはいかにして無欠陥鋳片をつくるかにある。図1は湾曲型連鋳機と割れの発生位置を模式的に示す。写真1は内部割れ破面の1例を示す。溶鋼静圧やロール不整などによる鋳片バルジング、および曲げ矯正歪などにより凝固先端のデンドライト樹間に亀裂が生じ引張応力のもとにその亀裂が拡大したものであり、いわゆる固相-液相界面の脆化である⁽³⁾。写真2は表面横割れの1例で、 γ 粒界に沿って割れている。

2. 高温域における粒界破壊の理論： 上述した2例にみられるように鋼の高温域における脆性破壊はいずれの場合も粒界に沿って起ることが特徴である。粒界脆性は(a)粒界に液膜が存在する場合、(b)粒界に割れ起点となる析出物や不純物元素の偏析が生じそのために粒界の凝集力が低下する場合とがある。現象論としては理解されつつある⁽⁴⁾が、鋼種、熱履歴ならびに変形条件などにより脆化挙動が変わるため理論的な解明は今後の課題の1つである。ここでは低速変形時に粒界すべりと粒界からのボイドの生成-連結による粒界破壊を考察したRaj-Ashbyの理論⁽⁵⁾を簡単に紹介する。

図2に示すような引張応力(σ_∞)のもとに粒界に 2ℓ の間隔でボイド(曲率半径 r)が規則的に生成し、これらのボイドが拡散により成長する場合を考える。これらのボイドが成長-連結し破断に至ることから破断に要する時間 t_r を求めると次式が得られる。

$$t_r = \frac{3\sqrt{\pi}}{32} \cdot \frac{kT}{\Omega D_B \delta} \cdot \frac{1}{\sigma_\infty \rho^{3/2}} \cdot \frac{F_v(\alpha)}{F_B^{3/2}(\alpha)} \cdot \int_{A_{min}}^{A_{max}} \frac{dA}{f(A)} \quad (1)$$



写真2. 鋳片表面横割れの光学顕微鏡組織

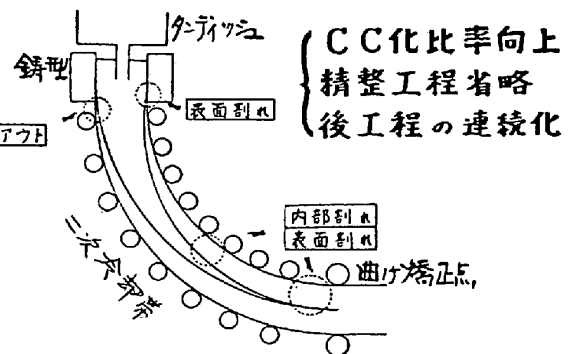


図1. 湾曲型連鋳機の模式図

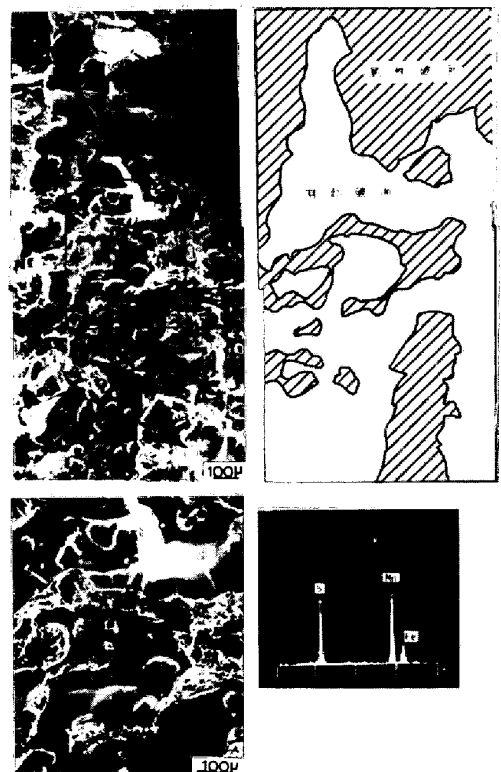


写真1. 鋳片の内部割れ破面

また、粒界でのボイドの核生成頻度 $\dot{\rho}$ は

$$\dot{\rho} = \frac{4\pi\gamma}{\Omega^{\frac{4}{3}}\sigma_n} \cdot DB\delta \left(1 + \frac{\sigma_n\Omega}{kT}\right) \cdot (\rho_{\max} - \rho) \cdot \exp\left[-\frac{4\gamma^3 Fv(\alpha)}{\sigma_n^2 kT}\right] \quad (2)$$

で与えられる。粒界に析出物が存在する際にはその界面に働らく力 σ_n は次式で与えられる。

$$\sigma_n = \frac{kT}{1.6\Omega} \cdot \frac{P\dot{\epsilon}d}{Dv(1+5\delta DB/PDv)} \quad (3)$$

- ここに、
- Ω : 原子容
- DB : 粒界拡散係数
- δ : 粒界厚み
- ρ : 粒界面でのボイドの密度
- γ : 母材の表面エネルギー
- P : 析出物の直径
- Dv : 粒内拡散係数
- $\dot{\epsilon}$: 歪速度
- d : 結晶粒径

$Fv(\alpha) = \pi/3 \cdot (2 - 3\cos\beta + \cos^3\beta)$: 粒界析出物の形状に依存するボイドの体積にかかる係数

$FB(\alpha) = \pi \sin^2\beta$: 粒界析出物の形状に依存するボイドの面積にかかる係数

$A = r^2 \ell^2$: 単位面積に占めるボイドの面積

$$f(A) = \frac{(1-A)/\sqrt{A} \cdot \{1 - (r_c/r)(1-A)\}}{0.5 \ln 1/A - 3/4 + A(1-A/4)}$$

これらの理論式を用いて計算した銅合金における破断時間と温度と歪速度の関係を図3に示す。歪速度が小さくなると破断時間の極小値を示す温度は低温側に移行する。また、ここには示さないが結晶粒を微細にすることにより破断時間が低温側、より長時間側に移行することなどが示され、実験結果とも定性的に合致するものもある。(6)

3. 融点から 600°C 温度域における鋼の脆化の特徴

著者ら(7)は炭素鋼およびステンレス鋼の高温域における脆化特性を広範囲に調べた結果、脆化の歪速度依存性、破壊様式の違いから融点から600°C温度域を3つの区間に分けられることを明らかにした。図4、表1にまとめて示したが、Ⅰ領域は液相線温度から1200°C範囲で、主に液相が関与する脆化、Ⅱ領域は1200~900°C域で安定オーステナイト域、Ⅲ領域は炭素鋼では γ - α 変態域がおのこの対応する。

表1. 高温域における鋼の脆化の特徴

領域	温度域 (°C)	脆化原因	脆化特性・原因と対策
Ⅰ	$T_m \sim 1200$	① on cooling 欠陥の存在 デンドライト界面への析出 ② on heating 粒界脆化 低熔点化合物	セル、デンドライト界面脆化 (\downarrow R.A. 多い)
Ⅱ	1200 ~ 900	① 硫化物、炭化物、炭・窒化物 などの粒界析出・(割析) ② 再結晶の粒界	オーステナイト粒界 (\downarrow R.A. \downarrow 引張)
Ⅲ	900 ~ 600	① 硫化物、炭化物、炭・窒化物 などの粒界析出・(割析) ② 再結晶の粒界・粒界析出 ③ オーステナイト粒界に付着して 生成するフィラム状割析フェ ライト (Si-Mn 質)	オーステナイト粒界 (一部 γ - ライト粒界) (\downarrow R.A. \downarrow 引張)

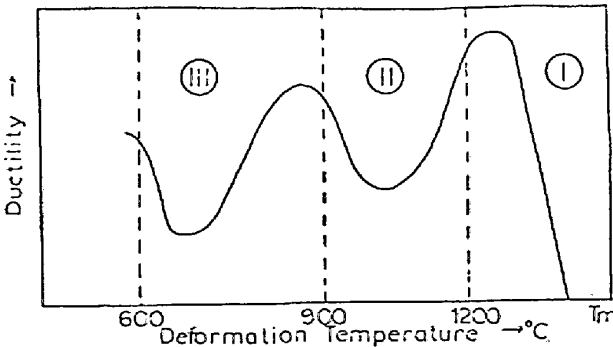


図4. 炭素鋼の高温延性の温度変化 (模式図)

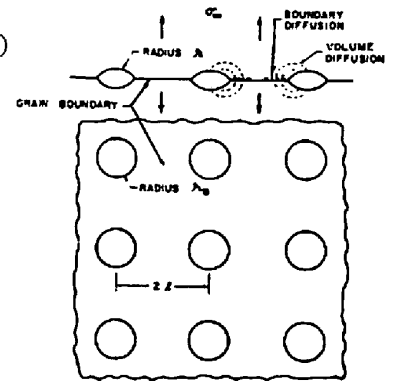


図2. 粒界での規則的なボイドの配列(4)

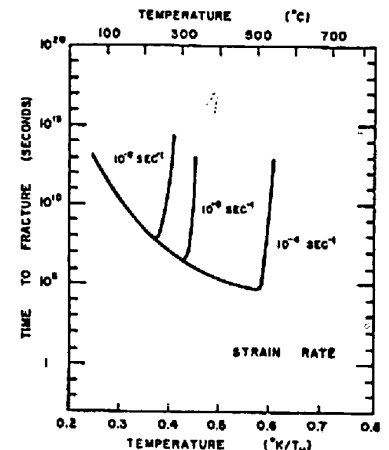


図3. 破断時間に対する歪速度と温度の影響(4)

3.1 I 領域の脆化

この温度域の脆化の特徴は、

(a) 再熱法では γ 粒界割れを示すのに対して溶融法ではデンドライト界面割れを示す。いずれの場合も液膜

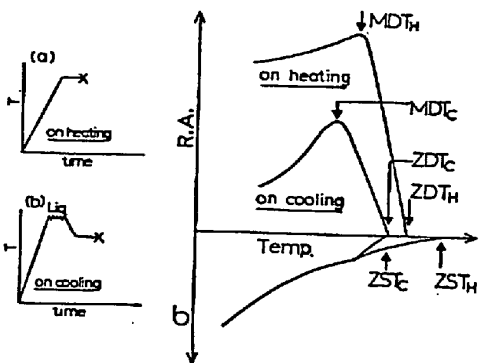


図5. 脆化の評価パラメーターの定義

が関与した脆化である。
(b) 脆化は歪速度に依存しないものが多い。
(c) 割れ感受性の指標として図5に示すような特性値を定義できる。これらの値はC, P, S, Bなどの元素量に依存し、その量が増すほど低下する(割れ易くなる)(図6)。

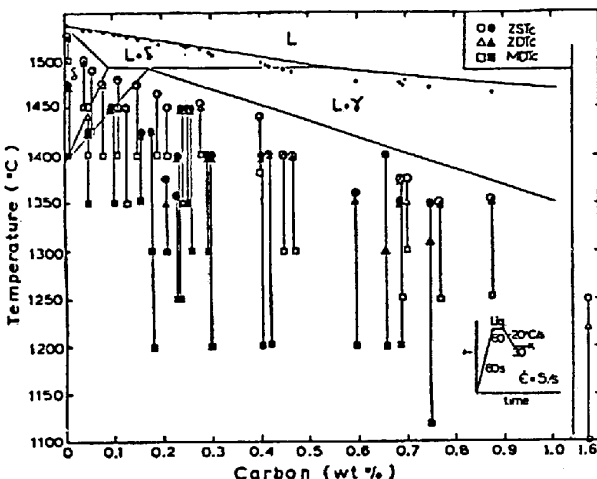


図6. ZST_C, ZDT_C, MDT_Cと炭素量の関係

Fe-C 2元合金では0.1~0.15%の包晶線領域に脆化の特異性は認められない。脆化の著しいステンレス鋼等においてはZST_CとZDT_Cの差が大きく、かつ $\Delta T = ZST_C - MDT_C$ が100°C以上となる(図7)。

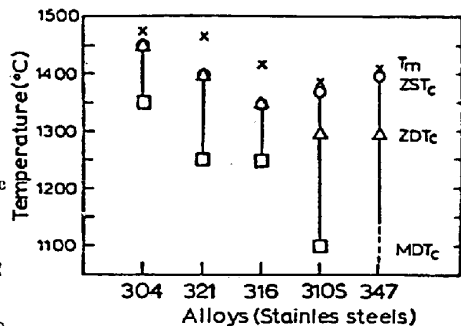


図7. ステンレス鋼の脆化度の大きさ

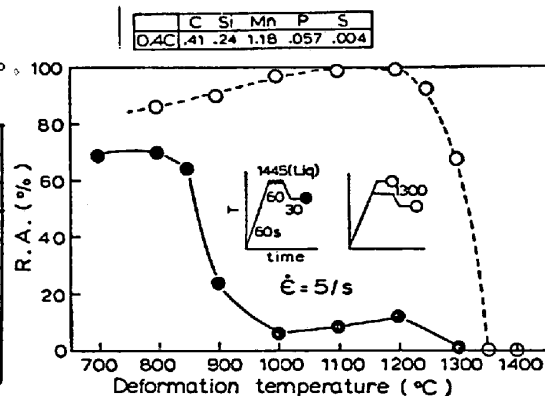


図8. Pを含む0.4C鋼の熱間延性におよぼす熱履歴の影響

3.2 II 領域の脆化

この温度域の脆化の特徴は (a)脆化に寄与する主なる元素はS, O, Pであり、これらの元素が γ 粒界に析出(偏析)することによる粒界脆化である。(b)S, Oによる脆化はそれらの元素の固溶限以上の温度に加熱した際にその後の冷却過程で生ずる。一方、Pによる脆化は試料をいったん溶融した際の冷却過程でのみ生ずる(図8)。(c)Sによる脆化はMnが0.7%以下の場合に生じ易くなるが、冷却過程の冷却速度を小さくするか、冷却途中に1200~900°C温度域で保定処理を施すか、引張変形時の歪速度

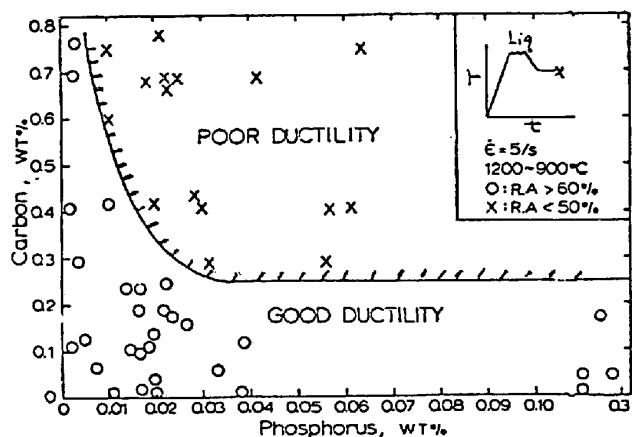


図9. 熱間脆性におよぼすCとPの関係

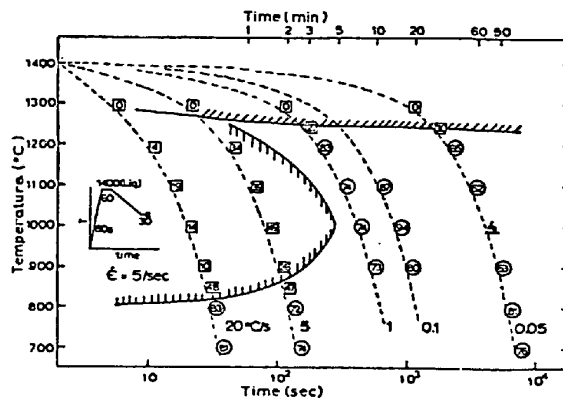


図10. Pを含む0.7C鋼の熱間脆性におよぼす冷却速度の影響

を小さくすることにより軽減ないしは解消される。(d) Pによる脆化はC含有量が増すほど著しくなる(図9)。これは凝固時の相変態(L→ δ , γ)と関係するものである。Pによる脆化もS同様に、冷却過程の冷却速度を小さくするか、冷却途中で保定するか、歪速度を小さくすることにより軽減ないしは解消される(図10)。また急冷した場合にも脆化域より低い温度にいったん冷却し再熱しても脆化は軽減される。

3.3 III領域の脆化

(a)この温度域の脆化の最大の特徴は低速変形ほど脆化が顕著になることであり、高速変形の場合には脆化しない(図11)。従って、最近では連続鋳造時の鋳片表面割れとの関係で多くの報告がなされている(8)~(12)。(b)脆化はCを0.05~0.5%含む炭素鋼や γ 系ステンレス鋼で生じ、極低炭素鋼や α 系ステンレス鋼では生じにくい。(c)脆化に有害な元素はS, O, N, Nbが代表的なもので条件によってはAl, Ti, Bも脆化に関与する。(d)脆化原因としては γ 粒界すべりと γ - α 変態に伴って生成するフィルム状の初析フェライトが主であり、 γ 相の再結晶温度を上げる元素や、 γ 粒界への析出物は脆化を促進させる。脆化の模式図は図12に示す。

4. 鋳片割れ防止策

以上に述べた結果から冶金学的要因による鋳片割れの防止策としてはいずれの脆化域をも解消させるか、軽減させるか、または操業条件を適正化することによりこれらの脆化域を回避せればよいことが結論される。図13は大分製鐵所で実施している無欠陥鋳片製造の考えの1例である。鋼中に含まれるP, S, O等の不純物元素を低減することによりI, II領域の脆化を軽減し、かつ2次冷却帯域を徐冷却して曲げ矯正点域の温度を900°C以上に高温出片することによりIII領域の脆化を回避している。なおこの方策は後工程に高温の鋳片を搬送できることから省エネルギーのメリットも大きい。

引用文献:

- (1) 藤沢二次夫, 河野拓夫, 島孝次: 鉄と鋼, 67(1981), S 947, 図13.
- (2) 蜂矢整生, 中島浩衛, 山口武和: 鉄と鋼, 68(1982), S 209,
- (3) 森久: 鉄鋼基共研, 凝固部会報告「鉄鋼の凝固」1978,
- (4) 須藤一: 鉄鋼基共研, 高温変形部会報告「鋼の熱間加工の金属学」, (1982) P 249,
- (5) R.Raj and M.F.Ashby: Acta Met., 23 (1975), 653, (6)堀内良: 引用文献(4)の P 241,
- (7) 鈴木洋夫, 西村哲, 山口重裕: 鉄と鋼, 65(1979), P 2038, (8) 大野唯義, 大橋徹郎, 有馬良士, 広本健: 鉄と鋼, 62(1976), S 91, (9)野崎努, 松野淳一, 村田賢次, 大井浩, 児玉正範: 同上, 62 (1976), P 1503, (10)松本和明, 大内千秋, 同上, 64(1978), S 286, (11)山中和夫, 寺崎富久長, 大谷泰夫, 小田光雄, 吉原正裕: 同上, 65(1979), P 1410, (12) B. Mintz and J.H.Arrowsmith: Metals Technol., 6(1979), 25

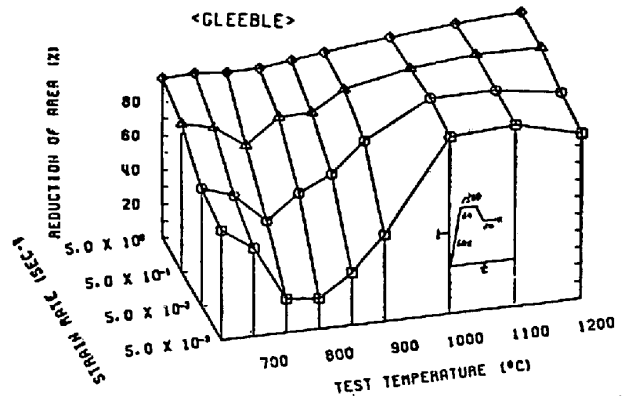


図11. 含Nb鋼のIII領域の脆化におよぼす $\dot{\epsilon}$ の影響

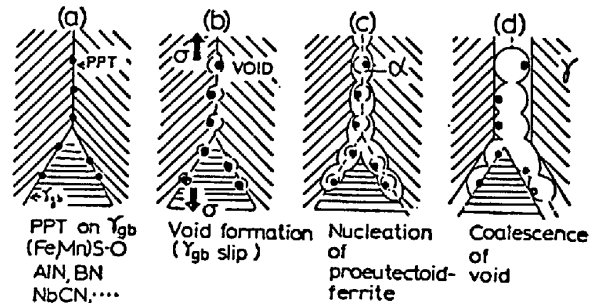


図12. III領域の脆化の模式図

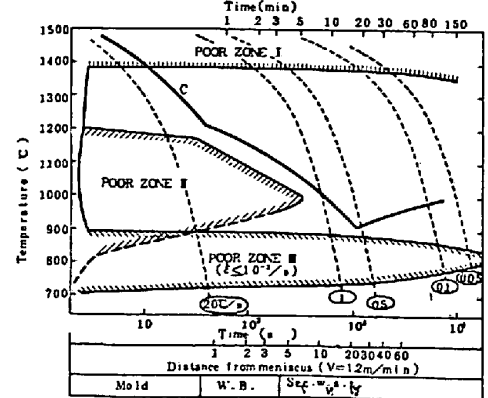


図13. II, III領域の脆化を回避して無欠陥鋳片を製造するための最適冷却曲線(低炭素A1キルド鋼の場合)の一例