
炭素鋼連铸材の融点近傍までの高温強度

Tensile properties of Continuously Cast Carbon Steels at Elevated Temperatures up to Their Melting Points

北岡 英就(Hidenari Kitaoka) 木下 勝雄(Katsuo Kinoshita) 江見 俊彦(Toshihiko Emi)

要旨：

低、中および高炭素鋼連铸スラブから切出した試験片をインストロン型引張試験機を用いて再加熱し、強度と延性を調べた。C濃度に応じて選択される試験温度において、鋼の強度は結晶組織に依存する。また、低温オーステナイト温度領域における延性は Mn/S 比にのみ依存するのに対し、融点直下における延性は C 濃度に依存する。

Synopsis：

Strength and ductility of steel solidifying in a continuous casting machine has been investigated for low-, medium- and high-carbon steel slab specimens reheated on an Instron type testing machine up to their melting points. Strength of steel is found to be related to the matrix structure at the test temperature selected consideration of the carbon content. The ductility in lower austenitic temperature selected in consideration of the carbon content. The ductility in lower austenitic temperature range is found depend only on its Mn:S ratio, whereas the ductility at sub-solidus temperature is found to be dependent to its carbon content.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

炭素鋼連铸材の融点近傍までの高温強度

Tensile Properties of Continuously Cast Carbon Steels at Elevated Temperatures up to Their Melting Points

北岡英就*
Hidenari Kitaoka

木下勝雄**
Katsuo Kinoshita

江見俊彦***
Toshihiko Emi

Synopsis:

Strength and ductility of steel solidifying in a continuous casting machine has been investigated for low-, medium- and high-carbon steel slab specimens reheated on an Instron type testing machine up to their melting points.

Strength of steel is found to be related to the matrix structure at the test temperature selected in consideration of the carbon content. The ductility in lower austenitic temperature range is found depend only on its Mn:S ratio, whereas the ductility at sub-solidus temperature is found to be dependent to its carbon content.

1. 緒 言

一般の熱延および冷延鋼帯向素材や厚鋼板向素材への連铸法の適用が完了し、ステンレス鋼をはじめとする高合金鋼、低合金鋼および高炭素鋼など特殊鋼の連铸が進められている¹⁾。これらの鋼種のうち、高炭素鋼は普通鋼と比較し、表皮下を含む表面割れおよび内部割れが発生しやすく、連続铸造に際しては1次ならびに2次冷却条件、铸込速度、モールドパウダー、铸型テーパーなどにつき、より厳しい操業管理が要求される。

割れの発生は、鋼種組成、温度、凝固組織、熱履歴、歪速度等に依存する鋼の脆化特性に密接に関係している。そこで、連铸铸片の割れ防止技術を確立するためには、上述の要因に対する鋼の脆化特性を明らかにすることが極めて重要である。

本報は、高炭素鋼連铸铸片の割れ防止技術を確立するための一助として、広い範囲でC濃度が異なる連铸スラブから試験片を採り、高温引張試験

を行い、鋼の高温における機械的性質に及ぼすC濃度の影響を検討した。

2. 試験方法

2.1 供試材

素材としては、Table 1に示すように、0.4%C鋼(No.2)、0.9%C鋼(No.3, 4)など高C鋼を主体に、比較材として低C鋼(No.1)厚板用40キロ鋼(No.6, 7)、およびパイプライン用鋼(No.5)を用いた。

引張試験片は、铸片割れ発生と関係の深い柱状デンドライト樹間の強度を調べる目的で、铸片表層部30mmの柱状デンドライト域から、試験片の軸方向が铸片の幅方向に一致するように採取した。

2.2 引張試験方法

直径8mm 標点間距離25mmの試験片を、Fig. 1に示すようにインストロン型引張試験機にセット

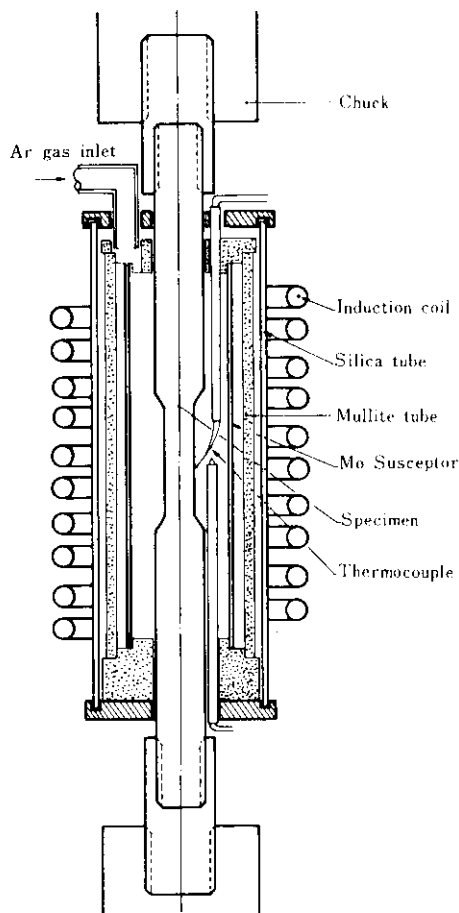
* 技術研究所製鋼研究室
*** 技術研究所製鋼研究室室長・理博
〔昭和55年4月23日原稿受付〕

** 技術研究所製鋼研究室主任研究員

Table 1 Chemical composition of continuously cast slab samples tested

(%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al _{sol}	N	Cr	Nb	V
No. 1	0.035	0.019	0.25	0.016	0.015	0.048	0.0040	—	—	—
No. 2	0.40	0.26	1.37	0.019	0.008	0.012	0.0068	—	—	—
No. 3	0.89	0.27	0.46	0.014	0.008	0.001	0.0058	0.18	—	—
No. 4	0.94	0.22	0.38	0.014	0.003	—	0.0039	1.16	—	—
No. 5	0.08	0.25	1.61	0.020	0.004	0.037	—	0.004	0.037	0.052
No. 6	0.13	0.21	0.62	0.021	0.011	0.002	—	—	—	—
No. 7	0.18	0.21	0.68	0.027	0.014	0.003	—	—	—	—

Fig.1 Sectional view of hot tension test apparatus²⁾

し、Ar 雰囲気下で誘導加熱した Mo サセプターにより試験温度まで昇温する²⁾。PR 13 熱電対を試験片の表面に接触させ、引張試験中の温度変動を自動制御により $\pm 1^\circ\text{C}$ に調整した。なお、試験片の表面と軸心部の温度は約 25°C 軸心部が低い、

本報での試験温度は、便宜的に表面温度で表示してある。

試験片は室温から所定の試験温度まで加熱し、10min 間保持後、クロスヘッド速度 1mm/min で破断まで変形した。さらに、 1150°C 、 1200°C の温度域において、クロスヘッド速度を $1\sim 500\text{mm/min}$ の範囲で変化させ、歪速度の影響について調べた。

3. 試験結果と考察

3.1 応力-歪曲線

一様伸びの仮定のもとに、応力 (σ)、歪 (ϵ) を (1) および (2) 式から求めた。

$$\sigma = \frac{P}{A_0} \left(1 + \frac{\Delta l}{l_0} \right) \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$\epsilon = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln \frac{l_0 + \Delta l}{l_0} \quad \dots\dots\dots (2)$$

P : 負荷引張荷重

A_0 : 試験片初期断面積

l_0 : 試験片標点距離

Δl : 伸び増分

低 C 鋼 (No.1)、高 C 鋼 (No.2 と 3) の $\sigma-\epsilon$ 曲線を Fig. 2, 3 に示す。

750°C 以下の低温域では C 濃度によって $\sigma-\epsilon$ 曲線が異なる。すなわち、例えば 750°C において比較すれば、 0.035% C 鋼 (No.1) では高歪域 ($\epsilon > 0.2$) で応力が引張強さ σ_{TS} (約 6.5kgf/mm^2) に達するのに対し、 0.4% C 鋼 (No.2) では低歪域 ($\epsilon < 0.1$) で応力が σ_{TS} (約 17.8kgf/mm^2) に達する。さらに C 濃度の高い、 0.9% C 鋼 (No.3) では高歪域

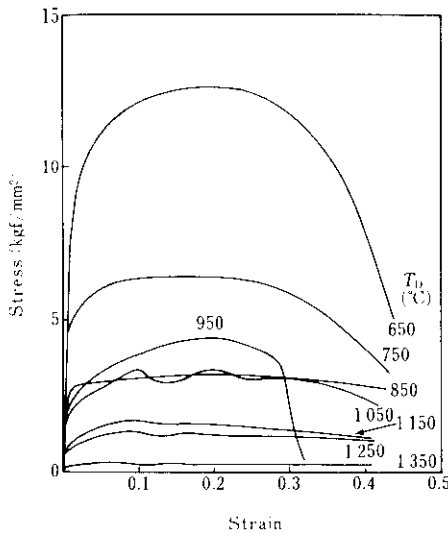


Fig. 2 Stress strain curves for No.1 low carbon steel

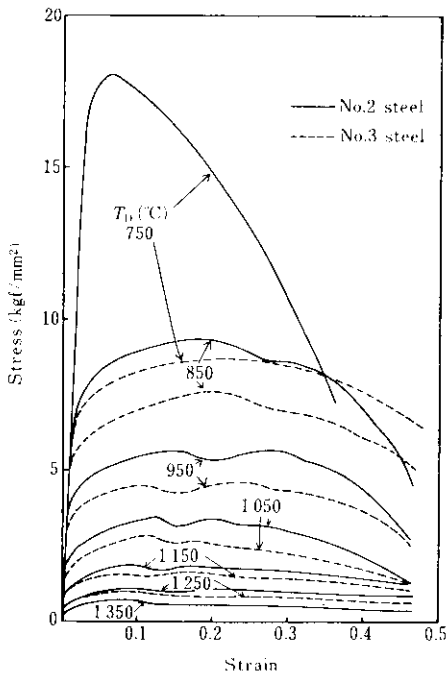


Fig. 3 Stress strain curves for No.2 and No.3 high carbon steel

($\epsilon > 0.2$)で σ_{TS} (約8.7kgf/mm²)に達する。このような低温域における引張強さとC濃度の関係については後述する。

一方、950℃以上の低温オーステナイト域では引張強さに及ばずC濃度の影響はほとんどみられないが、いずれの鋼種とも $\sigma-\epsilon$ 曲線の高歪域で応

力が鋸歯状に変動する。これは高温で γ 相が塑性変形するとき生ずる再結晶によるものである。

なお、No.1鋼の850℃における応力が950℃の応力より低いのは、この温度域が $\alpha+\gamma$ 2相域に相当するためである。

3.2 引張強さ

3.2.1 温度依存性

$\sigma-\epsilon$ 曲線から求めた0.4%歪に相当する $\sigma_{0.004}$ および σ_{TS} の値をまとめてTable 2に、 σ_{TS} の温度依存性をFig. 4にそれぞれ示す。

No.2鋼の σ_{TS} は、温度の降下とともに一様に増加する。この鋼の組成は、次式によりC当量 C_{eq} に換算すると、変態点がFe-C状態図の共析点近傍にあるため、測定した温度のほぼ全域にわたりオーステナイト強度を呈すると推察される。

$$C_{eq} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Si}{24} + \frac{\%Cn}{5} + \frac{\%Mo}{4} + \frac{\%Ni}{40} + \frac{\%V}{14} \quad \dots\dots\dots (3)$$

No.1鋼の σ_{TS} は、C当量から見た A_3 変態点より低温側で急に低下し、No.2鋼のオーステナイト強度のほぼ1/3になる。一方、C当量が共析点よ

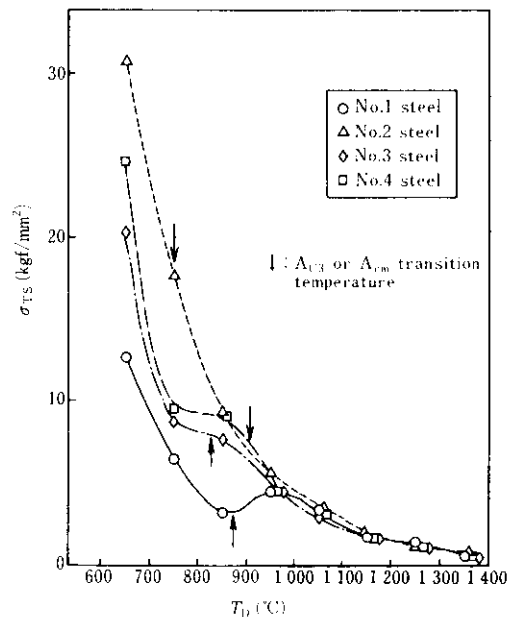


Fig. 4 Change of tensile strength σ_{TS} with test temperature T_D

Table 2 Change of 0.4% flow stress and tensile strength with test temperature

(kgf/mm²)

Steel	Stress	$T_D (^{\circ}\text{C})$									
		650	750	850	950	1050	1150	1250	1350	1400	1450
No. 1	$\sigma_{0.004}$	2.5	2.2	1.7	1.6	1.5	1.0	0.7	0.3	0.4	—
	σ_{TS}	12.7	6.5	3.2	4.5	3.4	1.7	1.4	0.6	0.5	—
No. 2	$\sigma_{0.004}$	3.2	2.4	2.3	1.8	1.7	0.9	0.6	0.4	0.3	0.3
	σ_{TS}	30.8	17.6	9.3	5.7	3.5	1.9	1.2	0.7	0.5	0.4
No. 3	$\sigma_{0.004}$	2.3	2.2	2.1	1.3	1.2	0.9	0.5	0.2	—	—
	σ_{TS}	20.3	8.6	7.6	4.5	2.8	1.6	1.0	0.3	—	—
No. 4	$\sigma_{0.004}$	2.8	2.2	1.8	1.9	1.1	1.1	0.6	0.2	—	—
	σ_{TS}	24.6	9.5	8.9	4.4	2.9	1.7	1.0	0.3	—	—

Steel	Stress	$T_D (^{\circ}\text{C})$									
		700	800	900	1000	1100	1200	1300	1400	1450	1470
No. 5	$\sigma_{0.004}$	2.8	3.1	2.1	2.4	2.3	1.1	0.6	0.4	—	—
	σ_{TS}	25.1	13.4	9.9	6.4	3.9	2.4	1.3	0.8	—	—
No. 6	$\sigma_{0.004}$	2.7	2.4	1.4	2.0	1.4	0.9	0.9	0.4	0.3	0.2
	σ_{TS}	14.9	6.9	5.4	4.6	3.2	2.0	1.3	0.8	0.6	0.5
No. 7	$\sigma_{0.004}$	2.6	2.7	2.3	1.7	1.2	1.0	0.7	0.5	0.3	0.2
	σ_{TS}	18.4	7.2	6.4	4.1	3.0	2.2	1.3	0.9	0.6	0.4

り大きい No.3 および No.4 鋼の σ_{TS} は、 A_{cm} 線より低温側でやはり低下するが、No.2 鋼がオーステナイト温度域にある 750°C では No.2 鋼のほぼ 1/2 である。

3-2-2 C 濃度の影響

高温強度に及ぼす C 濃度の影響を明らかにするため σ_{TS} と C 当量の関係を調べて Fig. 5 に示す。なお、図には A_3 および A_{cm} 変態温度ならびに固相線温度³⁾を付記した。

ここで特徴的なことは、先にも述べたように、 γ 固溶体自体の強度は大きい、共析点以下の C 濃度で γ 固溶体中に α 固溶体が析出した場合と、共析点以上の C 濃度で γ 固溶体中にセメントライトが析出した場合とのいずれの場合も高温強度が低下することである。したがって、C 当量が共析点に近い No.2 鋼が最も低温まで γ 固溶体としての強度を維持している。なお、 γ ループ内での強度は C 濃度にはほとんど依存しない。

一方、高温域では C 濃度の増加とともに δ 固溶体に対する固相線、包晶線および γ 固溶体に対する固相線の順に凝固温度が低下するため、強度の臨界温度、すなわち Zero strength temp.⁴⁾ は高 C 側で減少すると予想される。しかし、Fig. 5 から明らかなように、強度の臨界温度に到達するまでは、同一温度で比較して、強度に対する C 濃度の影響は少ないと考えられる。

3-2-3 歪速度の影響

引張強さに及ぼす歪速度の影響を、1150°C、1200°C について Fig. 6 に示す。

高 C 鋼についても、高温強度の歪速度依存性は低 C 鋼や厚板鋼と同等であり、歪速度が $10^{-3}/s^{-1}$ から $10^{-1}/s^{-1}$ へ増加すると強度は約 2 倍となる。高温変形における強度と歪速度の関係式⁵⁾、

$$\dot{\epsilon} = A(T) \sigma^m \quad \dots\dots\dots (4)$$

$\dot{\epsilon}$: 歪速度

σ : 強度

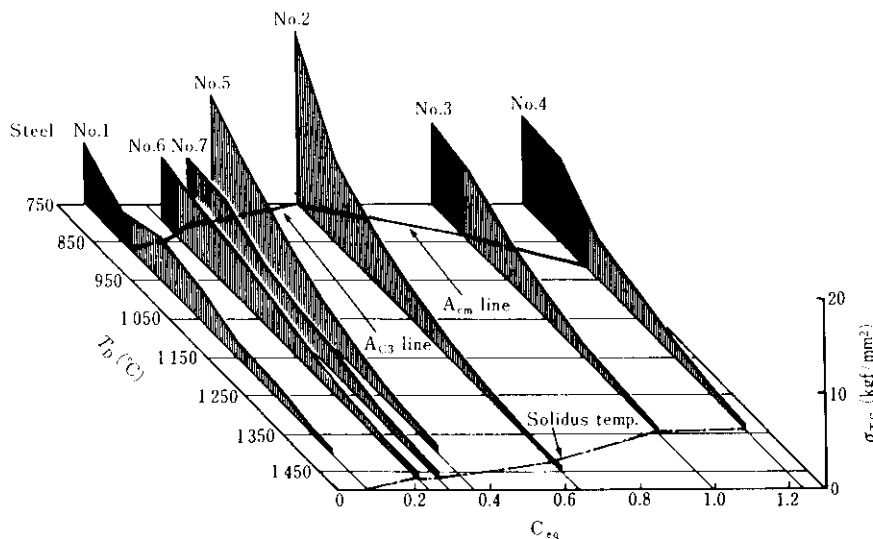


Fig.5 Dependence of tensile strength on temperature and carbon equivalent

$A(T)$, m : 定数

を用いて m 値を求めた結果, いずれの鋼種とも約 5 であって, 文献値⁵⁾と一致する。

3.3 延 性

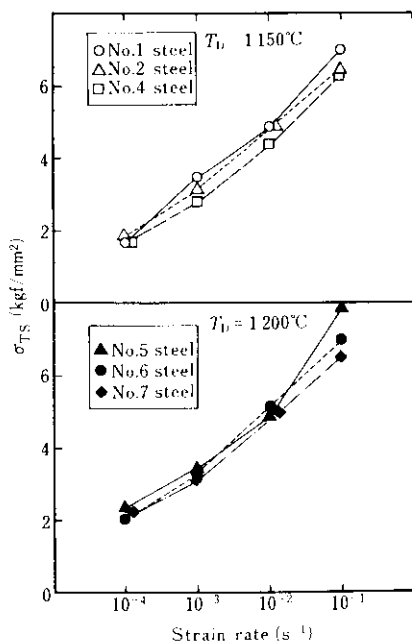
3.3.1 C 濃度の影響

延性 (R.A.) の C 当量に対する依存性を Fig. 7 に示す。いずれの鋼においても三つの脆化温度領域⁶⁾が存在することがわかる。すなわち,

- (1) γ 固溶体と α 固溶体の二相共存域あるいは γ 固溶体とセメントの二相共存域における脆化,
- (2) 低温の γ 固溶体における脆化,
- (3) 固相線温度近傍での脆化である。

(1) および (2) の脆化への C 濃度の影響は明らかでない。一方, (3) の脆化は, 従来, 延性消失温度と固相線温度の関係⁷⁾として知られており, C 濃度に著しく依存する。Fig. 8 に抗張力消失温度 (ZST), 延性消失温度 (ZDT) および最大延性温度 ($T_{RA\max}$)⁸⁾ の C 濃度依存性を示す。なお Fig. 8 では, 各温度を試験片軸心温度で表示した。ZST は算出液相線温度 (T_L) と算出固相線温度 (T_S) の中間に, また ZDT はほぼ T_S 近傍に, さらに $T_{RA\max}$ は T_S より約 20 ないし 40°C 低温側に位置していて, C 濃度の増加とともに ZST と ZDT あるいは $T_{RA\max}$ との温度幅は増加する。

延性消失温度における破面を Photo. 1 に示す。破面上にデンドライトチップと推定される凹凸が

Fig.6 Strain rate dependence of tensile strength at 1150 and 1200°C for the steels listed in Table 1

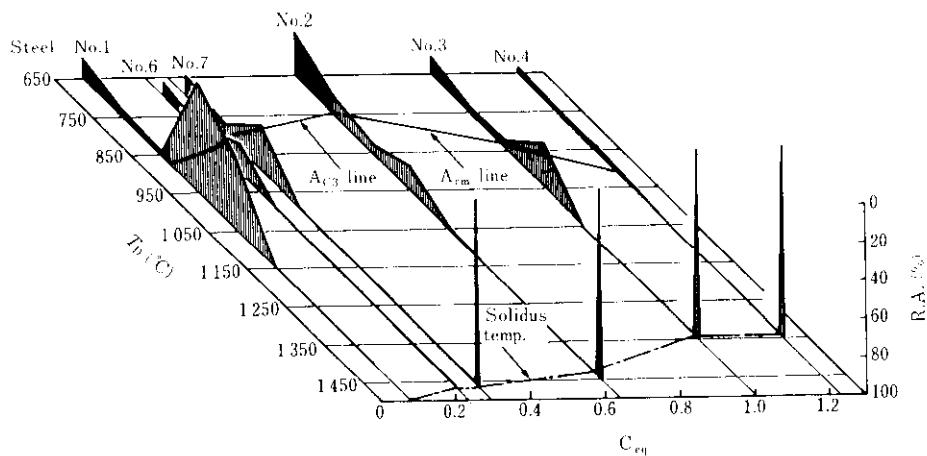


Fig. 7 Dependence of ductility on temperature and carbon equivalent

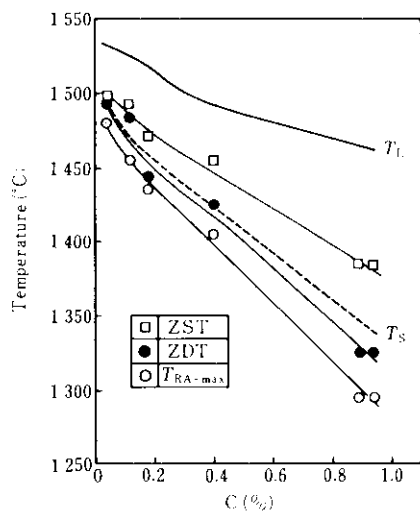
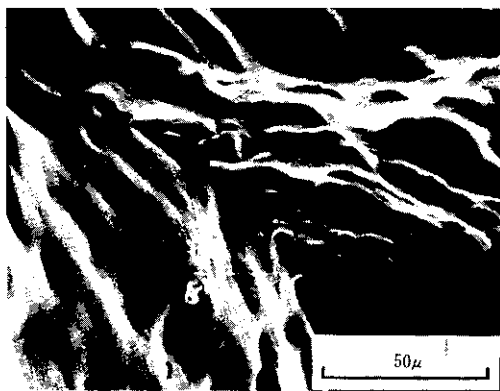


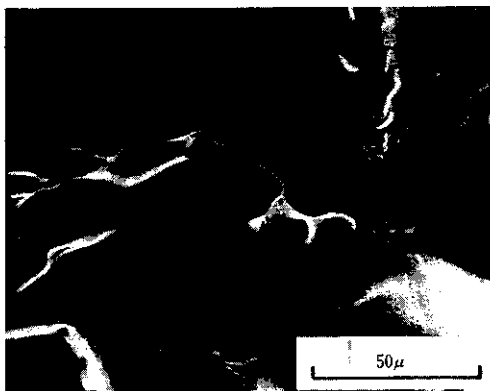
Fig. 8 Zero ductility temperature as a function of carbon content for the steels listed in Table 1

認められ、延性消失温度においてはデンドライトの樹間で破断することがわかる。

一方、高C鋼スラブに発生したコーナー表皮下縦割れの一例を Photo. 2 に示す。Photo. 2 は、スラブ短辺シェルのコーナーから 2cm はなれた位置で、表皮下 5mm より内部に発生した割れである。割れ部のマイクロ組織から明らかなように、割れはデンドライト 1 次枝の樹間に沿って伝播し、その中に濃化溶鋼を吸引し、部分的にボイドが形成されて割れとなっている。したがって、コーナー表皮下割れは、内部割れと同様、凝固界面近傍で発生することがわかる。この種の割れは、厚鋼板素材や熱延鋼帯用素材の低C鋼に比較し、中Cあるいは高C鋼において多く発生する。その理由は、



No. 2 steel



No. 3 steel

Photo. 1 Scanning electron micrographs of fracture surface of specimens of medium and high carbon steels

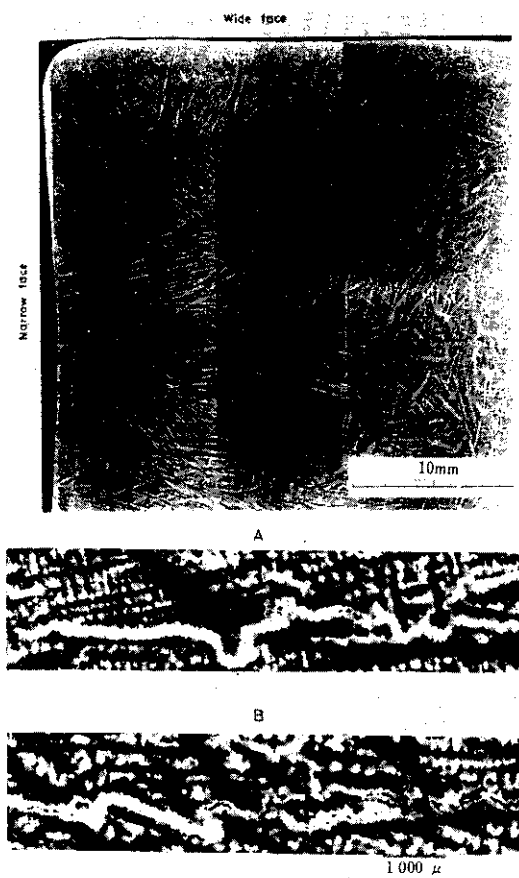


Photo. 2 Microphotographs of longitudinal corner cracks observed in a high carbon steel slab

Fig.8 から、割れ感受性の指標として、 $\Delta T'$ ($\equiv ZST - ZDT$) および $\Delta T''$ ($\equiv ZST - T_{RA-max}$)⁸⁾ を求めると、いずれも高 C 域で C 濃度とともに増加する。すなわち、連铸スラブの凝固に際し、二

相共存層はある固相率に達するとシェルとして剛性を持つが、温度が ZDT あるいは T_{RA-max} になるまでは延性が無いかあるいは低い状態にある。 $\Delta T'$ あるいは $\Delta T''$ が大きくなり冷却速度が一定であれば、この状態に滞在する時間が増え割れが増加すると考えられる。

3.3.2 Mn/S 比の影響

高温延性と鋼中 Mn/S 比の関係を Fig. 9 に示す。低温 γ 固溶体における脆化の程度は Mn/S 比の低下とともに大きくなっている。この温度域における脆化の特徴は、LANKFORD⁹⁾ や鈴木ら⁶⁾ が詳細に報告しているように、鋼中 S, O など不純物量に著しく敏感なことである。すなわち、脆化機構は、過飽和に存在する S, O がオーステナイト粒界に (Fe, Mn) S や (Fe, Mn) O の形で析出し、この状態で応力が負荷されると析出物が応力集中源となり、空隙の発生・合体により微小割れに至り、割れが連結して破断を生ずる。したがって、割れ感受性の高い鋼種においては、十分脱酸、脱硫するか、あるいは Mn 濃度を高め臨界 Mn/S 値を確保することが重要である。

4. 結 言

高 C 鋼の連铸に際して問題となる、割れ感受性の高い原因を明らかにする目的から、高温引張試験を行い以下のことがわかった。

(1) C 鋼の γ 固溶体における強度は C 濃度に依存

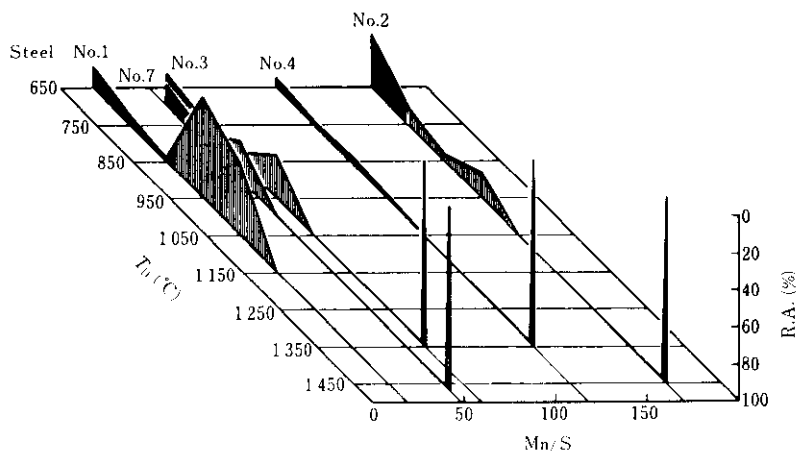


Fig.9 Dependence of ductility on temperature and Mn/S ratio

せず、 γ 固溶体に α 固溶体あるいはセメンタイトが析出すると強度が低下する。したがって、C 当量で共析点近傍の組成の鋼が最も低温まで強度が高い。

(2) 鋼の $\Delta T'$ ($\equiv ZST - ZDT$) および $\Delta T''$ ($\equiv ZST - T_{RA \cdot max}$) は高 C 域で C とともに増加し、冷却

速度が一定であれば、この状態に滞在する時間が増え割れが増加すると考えられる。

(3) 低温 γ 固溶体における脆化は Mn/S 比に依存する。したがって、高 C 鋼の場合も十分脱硫するか、Mn 濃度を高め臨界 Mn/S 比を確保することが重要である。

参 考 文 献

- 1) 反町ら：川崎製鉄技報，12 (1980) 3，
- 2) K. Kinoshita, et al.: Int. Conf. Solidification and Casting, Preprint 2 (1977) 43, 845 (Univ. Sheffield)
- 3) 平居ら：学振 19 委凝固現象協議会 19 委-8837 (1968, 12)
- 4) 江見ら：第 4 回鋼機懇話会資料 (1979, 7)
- 5) J. J. Jones: Met. Rev. (1969) 14, 1
- 6) 鈴木ら：鉄と鋼，65 (1979) 14, 56
- 7) 藤井ら：鉄と鋼，64 (1978) 14, 50
- 8) 鈴木ら：“鋼の高温変形能”，シンポジウム「鉄鋼の高温変形挙動」，鉄鋼基礎共同研究会・高温変形部会編，(1979)，P. 132，日本学術振興会/日本金属学会/日本鉄鋼協会共催
- 9) W. T. Lankford Jr.: Met. Trans. 3 (1972), 1331