

論 文

UDC 621.746.047 : 669.14-412 : 620.192.46 : 539.56.09

凝固点直下における鋼の脆化挙動について*

藤井 博務**・織田 昌彦**・大橋 徹郎***

川村 浩一**・浅野 鋼一***

On the Ductility of Steel near the Solidification Temperature

Hiromu FUJI, Masahiko ODA, Tetsuro OHASHI,

Koichi KAWAMURA, and Koichi ASANO

Synopsis:

As a part of the studies on the formation of the internal cracks in continuously cast slabs, the tensile properties of specimens sampled from various steel slabs were examined up to their solidification temperature and the effects of solute elements and solidification structure on the transition temperature from high to low ductility were investigated.

The results obtained are as follows.

(1) The mechanism of the abrupt transition to the low ductility is considered to be related to the melting of grain boundaries. The transition temperature, therefore, is lowered due to the increase of solute elements, and is also affected by the solidification structure of the specimen.

(2) The lower the transition temperature becomes, the more easily the internal cracks occur in the continuously cast slab.

1. 緒 言

連铸铸片はその铸造過程において、熱応力、バルジングおよびベンディングに伴う矯正応力など、各種の応力を受ける。これらの応力の解析は、有限要素法¹⁾などの手段により行なわれているが、きわめて複雑であり、その大きさなどについて十分に判明しているとはいえない。

これらの応力の単一、もしくは合成されたものが、鋼固有の限界耐力(限界歪、抗張力)を越えるとき、表面疵、内部割れなどの諸欠陥を生じる。したがって、欠陥生成機構の解析ならびにその低減を図るためには、前述の諸応力の解析のみならず、铸片の高温における基本物性値の測定を行う必要がある。

本報告では、铸片の高温物性値のうち、内部割れ発生機構解明の一助として行つた凝固脆性温度範囲の測定結果について報告する。

内部割れ発生機構に関連した高温引張試験は ADAMS²⁾や、LANKFORD³⁾により行なわれており、それぞれ P の濃化による液相線温度の低下、低融点硫化物の形成など

を高温引張試験での脆化の機構と考え、連铸片における内部割れも同様の機構であると推察している。ただ LANKFORD³⁾は、内部割れが凝固後のシェル内の 816~1204°C の領域で発生するとしており、著者ら⁴⁾が RI を使つて求めた結果、すなわち内部割れは凝固界面近傍で割れが発生し、凝固前面の濃化溶鋼が吸引されたものであるとする考えとは異なっている。

内部割れの発生が、鋼種ならびに凝固組織に依存していることから⁴⁾、本報告では、溶質成分および凝固組織の高温引張挙動におよぼす影響を調査し、内部割れ発生との関連性について考察した。

2. 実 験 方 法

2.1 供試片

溶質成分の影響を調査するため、円弧型連铸機(10.5 mR)により铸造された厚板用 Al-Si キルド 40 キロ鋼 50 キロ鋼(以下、厚板 40 キロ鋼、厚板 50 キロ鋼と略す)、冷延用極低碳素鋼の各铸片より、Fig. 1(a)の B に示すごとく、Loose side(铸片曲げ内側)の柱状デンドライト部より、柱状デンドライトの主軸方向に垂直の

* 昭和 50 年 10 月, 51 年 4 月, 52 年 4 月 本会講演大会にて発表
昭和 52 年 9 月 16 日 受付 (Received Sep., 16, 1977)

** 新日本製鉄(株)広畑製鉄所 (Hirohata Works, Nippon Steel Corp., Fujicho Hirohata-ku Himeji 671-11)

*** 新日本製鉄(株)広畑製鉄所 工博 (Hirohata Works, Nippon Steel Corp.)

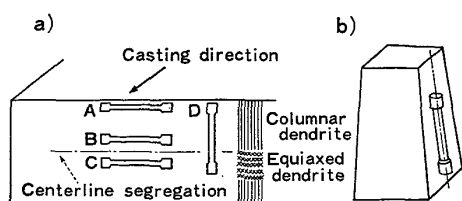


Fig. 1. Schematic illustration of sampling the tensile test pieces.

方向が引張方向になるように試験片を採取した。また比較材としての純鉄は、Fig. 1(b)に示すごとく、真空溶解炉で溶製鑄造した小型鋼塊より試験片を採取した。

また、鑄片の凝固組織の影響をみるため、厚板 40 キロ鋼についてのみ、Fig. 1(a)に示すごとく、前述の採取位置以外に、(A)は鑄片表面の微細な柱状デンドライト部、(C)は等軸デンドライト部より採取し、さらに引張破断させる位置は(B)と同じで、引張方向が主軸と平

行になる(D)を採取した。

なお供試片の化学分析結果を Table 1 に示す。

2.2 引張試験方法

2.2.1 引張試験機

引張試験を行つた試験機は、Thermal Restraint Simulator (以後、Thermorestor と呼ぶ) であり、Fig. 2 に示すごとく、本装置はプログラムコントロールにより試験片の温度、歪量、荷重の制御を行うものである。熱系は試験片に溶着させた熱電対の出力とプログラム発生器により与えられた温度指令との差をゼロとするように高周波発振器をデューティ制御させる自動制御系、およびプログラム発生器より与えられる冷却指令出力により加熱コイル内側から冷却ガスを試験片に吹き付ける装置などから構成されている。また力系は上下チャック間の距離を測定する差動トランスと下部チャックに組込まれている荷重検出子から、それぞれ変位および荷重信号を受信し、これとプログラム発生器より与えられる油圧制

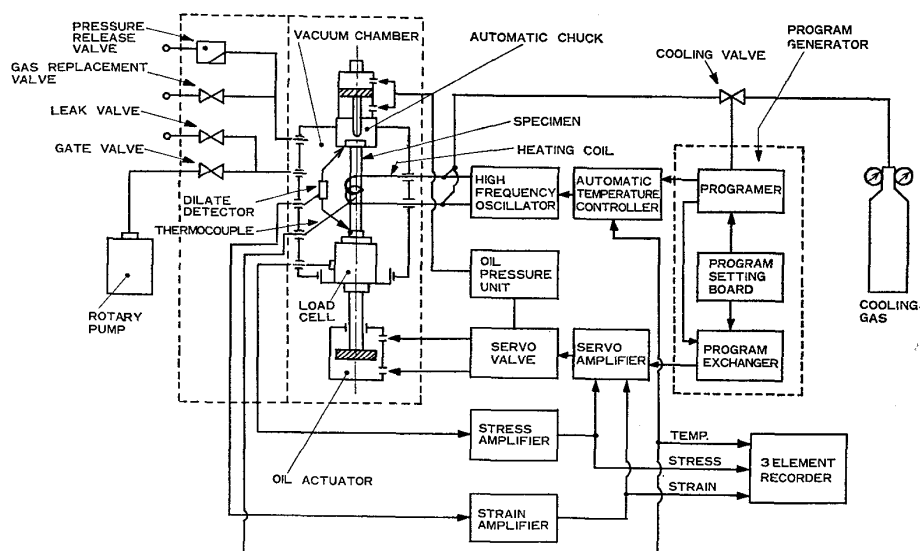


Fig. 2. Block diagram of weld thermal-restraint stress and strain-cycles simulator.

Table 1. Chemical compositions of tensile test pieces.

Type of steel		Composition (%)						Remarks
		C	Si	Mn	P	S	sol. Al	
40 kg/mm ² grade	normal [S]	0.15 ~0.16	0.12 ~0.15	0.62 ~0.67	0.012 ~0.020	0.015 ~0.020	0.005 ~0.010	
	low [S]	0.18	0.17	0.76	0.009	0.004	0.006	
50 kg/mm ² grade	without REM addition	0.18	0.51	1.48	0.012	0.009	0.024	
	with REM addition	0.18	0.41	1.35	0.019	0.017	0.026	T.REM 0.010~0.025
Ultra low [C]		0.019	0.02	0.39	0.010	0.010	0.012	
Pure iron		0.004	0.010	0.010	0.002	0.003	0.001	40 kg Ingot

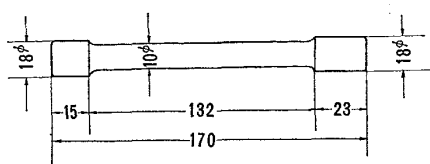


Fig. 3. Shape and size of the tensile test piece.

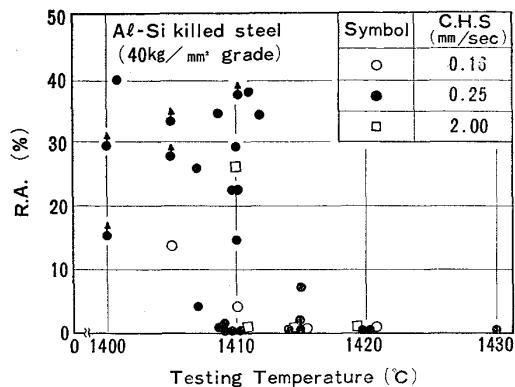


Fig. 4. Effect of testing temperature and strain rate on the ductility of continuously cast slabs.

御指令出力とに基づいて変位または荷重を選択的に制御する変位-荷重切替器、油圧発生器、サーボ弁などから構成されている。

2.2.2 加熱引張方法

引張試験片は、Fig. 3 に示すような形状であり、本試験片を室温から所定温度まで加熱し、2～3 sec保持後、一定のクロスヘッド速度で試験を行なった。引張条件を以下に示す。1. 加熱温度：1400～1500°C、2. 加熱速度：50±5°C/sec、3. 引張速度(クロスヘッド速度)：0.16, 0.25, 2.00, mm/sec、4. 最大変位長さ：5 mm、5. 雰囲気および冷却ガス：N₂ ガス。

3. 実験結果

3.1 破断時の絞り値

3.1.1 引張試験温度の影響

Fig. 4 に厚板 40 キロ鋼の高温引張りによる破断時の絞り値を示す。連铸鋼片において内部割れの発生する限界歪量については、従来より種々の値が報告されているが^{5)～10)}、たかだか2%以下であることから、本引張試験では高歪量の領域は行なわず、試験片の伸びが5 mmになった時点で引張試験を中止した。そのため未破断のものには、その時の絞り値を示し、各記号の上に矢印を付けた。したがって破断するまで引張りを行えば、その値よりも大きくなることを示すものである。

これによると、引張試験温度が1410°Cで絞り値がゼ

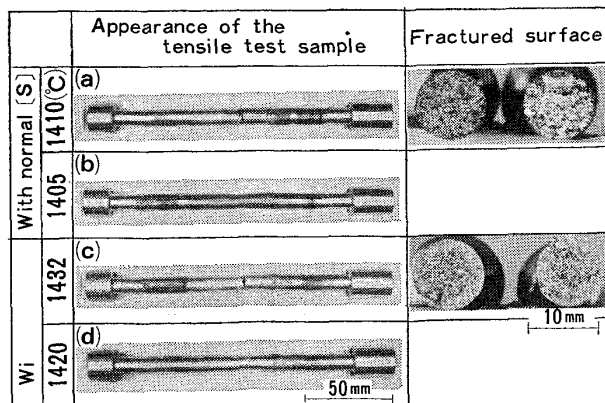
ロ、すなわち全く伸び変形が起こらず、脆性的に破断する現象がみられ、1420°C以上ではこの破断形態のみとなる。いっぽう、1407°C以下では、すべての試験片がある程度の絞り値を有しているのが認められる。

高絞り値を有する温度領域での試験は行なっていないが、従来の研究結果²⁾³⁾¹¹⁾を参考にすると、ほぼ100%の絞り値を有する温度から絞り値がゼロになる温度までの温度範囲は、かなり狭いものである。いま絞り値がゼロとなる温度を凝固脆性遷移温度(以下 B.T. 温度と略す)とすると、厚板 40 キロ鋼のそれは1410～1420°Cである。

また、クロスヘッド速度を0.16, 0.25, 2.00 mm/sの3水準に変えて引張試験を行なったが、B.T. 温度の変化は認められず、この範囲ではB.T. 温度への影響はないものと考えられる。ただB.T. 温度以下の試験温度において、引張速度の増大に伴い絞り値の増大している傾向がうかがえる。しかし本試験の目的とする温度では引張速度の影響のないことから、以後の試験は、0.25 mm/secの条件で行った。

Photo. 1 に厚板 40 キロ鋼と後述する低[S]材試験片の引張試験後の代表的な外観写真を示す。B.T. 温度以上の引張試験片(a), (c)では、全くくびれが生じていないのに対し、B.T. 温度以下の(b), (d)ではくびれが生じている。くびれている部分の長さは、約30 mmであり、クロスヘッド速度0.25 mm/secの引張条件では、変形部分の平均歪速度は、 8.3×10^{-3} (1/sec)である。

Fig. 5 に延性および脆性域における代表的なチャートを示す。荷重のチャートは、延性と脆性で全く異なったパターンを示しており、完全に脆性的破断をした(b)でも、0.25 kg/mm² 程度の引張強さを有していることがわかる。

Photo. 1. Appearance of samples and fracture surface of 40 kg/mm² grade Al-Si killed steel.

3.1.2 溶質成分の影響

[S]…厚板 40 キロ鋼で, [S]含有量だけを 0.004% に下げた試験片の破断時の絞り値を Fig. 6 に示す. 併記した前述の通常レベルの[S]含有量の試験片に比べ, 明らかに B.T. 温度が, 20°C 程度高温側へ移行しているのがわかる.

[C]…Fig. 7 に, 冷延用極低炭素鋼, 純鉄, そして比較の意味で厚板 40 キロ鋼の各試験片について, 破断時の絞り値を示す. これによると, 厚板 40 キロ鋼の B.T. 温度 (1410~1420°C) においても, 極低炭素鋼は, 未破断の領域であり, 大きな絞り値を有している. 試験温

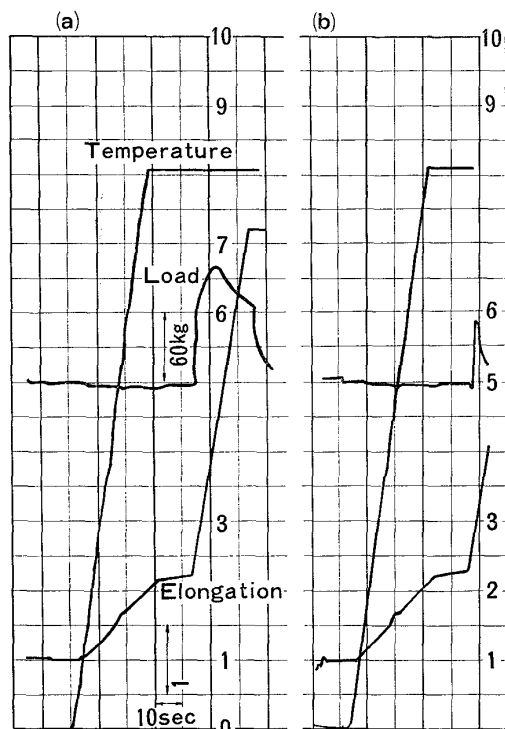


Fig. 5. Typical chart of tensile test in (a) ductile and (b) brittle region. (a) 1410°C, elongated, R.A.=38% (b) 1415°C, fractured, R.A.=0%.

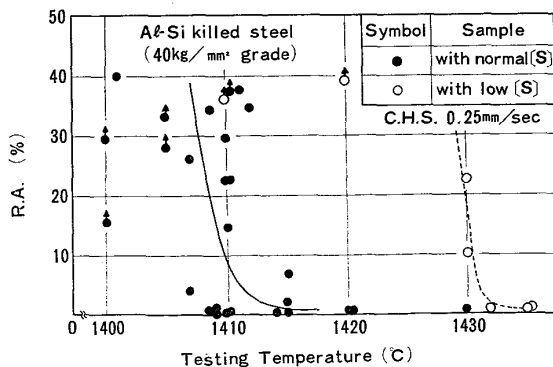


Fig. 6. Effect of sulfur content on the ductility at the high temperature.

度が 1475°C で初めて絞り値がゼロになっている. さらに純鉄では, 1500°C においても若干の絞り値を有しており, B.T. 温度は 1500°C よりも高いことがわかる.

このように厚板 40 キロ鋼, 極低炭素鋼, 純鉄の順に B.T. 温度が高くなっている原因は, Table 1 より明ら

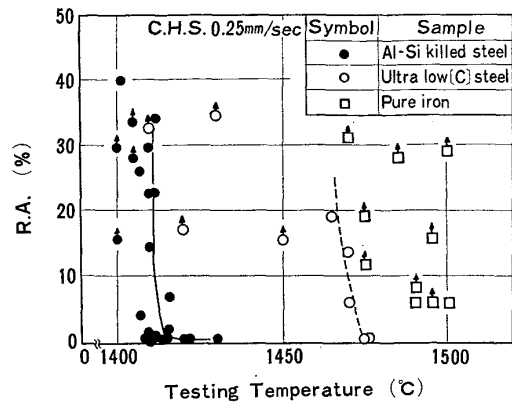


Fig. 7. Effect of carbon content on the ductility at high temperature.

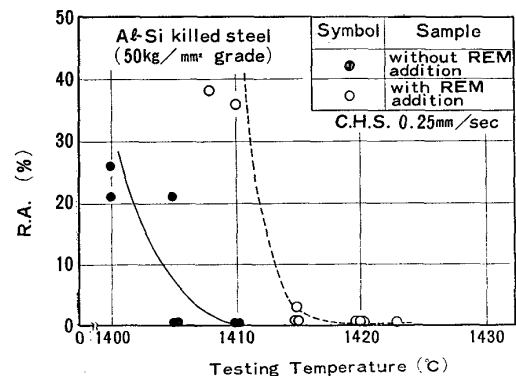


Fig. 8. Effect of REM-addition on the ductility at high temperature.

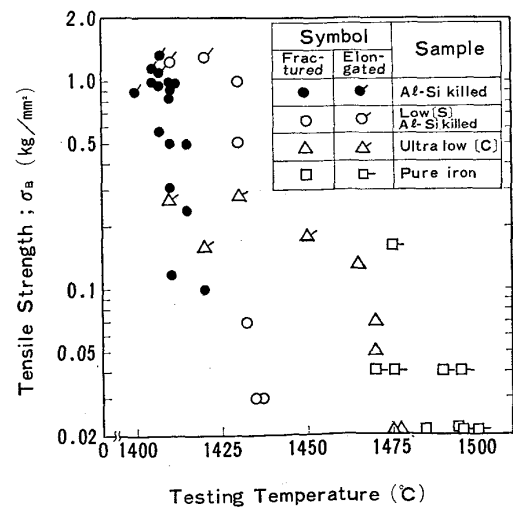


Fig. 9. Tensile strength for each type of steel.

かなごとく溶質元素濃度であり、極低炭素鋼と厚板 40 キロ鋼の低[S]材との成分比較より、特に[C]含有量の影響の大きいことがうかがえる。

[REM]... Fig. 8 に厚板 50 キロ鋼の REM (Rare Earth Metal の略) 添加材と比較材の破断時の絞り値を示す。図より、REM 添加材の B.T. 温度が、 10°C 程度高くなっているのがわかる。Table 1 の分析結果によると、[S]含有量は REM 添加材の方が高くなっており、前述の[S]含有量の B.T. 温度に与える影響を考慮すれば、REM の B.T. 温度に与える影響の大きいことが推定される。

Sample A

Sample B

Sample C

25mm

Photo. 2. Solidification structure of continuously cast slab by the bow type machine.

Fig. 9 に厚板 40 キロ鋼とその低[S]材、冷延用極低炭素鋼、純鉄の各試験温度の引張強さ σ_B を示す。厚板 40 キロ鋼の σ_B は、B.T. 温度である $1410\sim 1420^{\circ}\text{C}$ で急激に小さくなっており、低[S]材の場合も 1430°C 近傍で約 1 kg/mm^2 から約 0.03 kg/mm^2 に低下している。一方冷延用極低炭素鋼では、B.T. 温度以下の温度における σ_B が厚板 40 キロ鋼に比べ小さくなっており、高温になるにしたがって σ_B が減少し、B.T. 温度の 1475°C 近傍で、同様に急激な σ_B の低下が認められる。

純鉄については、B.T. 温度まで試験を行っていないため、上記のような現象を確認していないが、当然存在するものと思われる。

3.1.3 凝固組織の影響

円弧型連铸機により铸造された铸片は、Photo. 2 に示すごとく、等軸 dendrait 領域が Fixed side (铸片曲げ外側) に片寄った凝固組織を有している。この写真は厚板 40 キロ鋼铸片の凝固組織であり、試験片採取要領のところで述べたごとく、この特徴ある組織の各位置から試験片を採取し、引張試験を行った。その結果を Fig. 10 に示す。既述したごとく、粗大な柱状晶部より採取した試験片(B)の B.T. 温度が $1410\sim 1420^{\circ}\text{C}$ であるのに対し、铸片表面の微細な柱状 dendrait 部の(A)は、約 1430°C 、そして等軸 dendrait 部の(C)は、さらに若干高い B.T. 温度を示している。また引張破断する位置は(B)と同じで、引張方向を dendrait 主軸と平行にした(D)は、(B)とほぼ同じ B.T. 温度を示している。

前述したごとく、B.T. 温度が溶質成分の影響を大きく受けることから、(A)、(B)、(C)の各铸片位置での化学分析を行い、Table 2 に示すような結果を得た。表より、各位置での成分含有量の差はほとんどなく、Fig. 10 のような結果は、試験片の凝固組織の違いによるものと

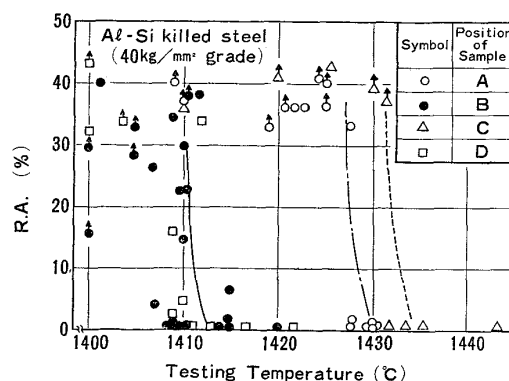


Fig. 10. Effect of solidification structure on the ductility at high temperature.

Table 2. Chemical compositions of various solidification structure in slab.

Position of sample	Composition (%)					
	C	Si	Mn	P	S	sol. Al
(A) Fine cellular dendrite	0.159	0.114	0.62	0.0205	0.0122	0.009
(B) Coarse cellular dendrite	0.160	0.112	0.62	0.0215	0.0125	0.009
(C) Equiaxed dendrite	0.161	0.121	0.61	0.0215	0.0122	0.008

考えられる。

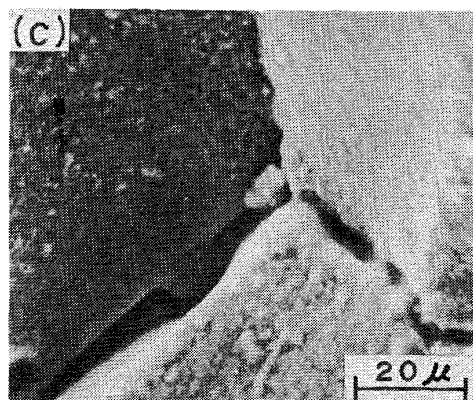
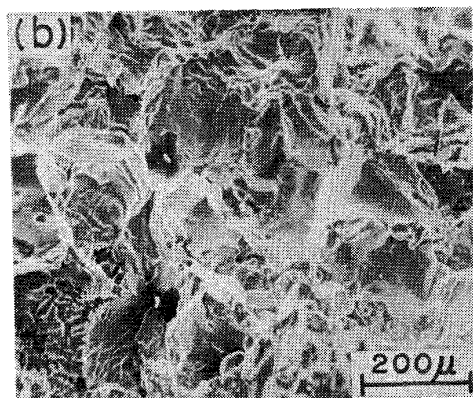
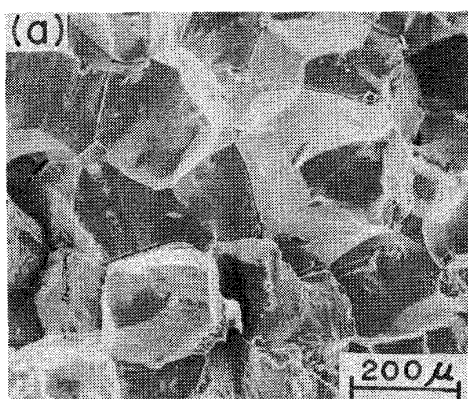


Photo. 3. Scanning electron micrographs of fracture surface of specimens of 40 kg/mm² grade Al-Si killed steel. (a) 1415°C, R.A.=0%, (b) 1407°C, R.A.=26%, (c) magnified (a) 10 diameters.

3.2 破面観察

厚板 40 キロ鋼試験片の代表的な破面の走査電顕写真を Photo. 3 に示す。a) の B.T. 温度以上における破面は、いわゆる rock candy 状の粒界破面を呈しており下の拡大写真(c)に見られるごとく粒界部分に空洞が形成されており、粒界溶融が生じたと考えられる。

一方、b) に示すごとく B.T. 温度以下の場合には、結晶粒はかなり変形しており、粒界は延性的に破壊していることがうかがえる。

厚板 40 キロ鋼および 50 キロ鋼試験片の破面は、Photo. 3 のいずれかの破面パターンを示している。

冷延用極低炭素鋼と純鉄の B.T. 温度直下の破面写真を Photo. 4 に示す。冷延用極低炭素鋼の場合も、厚板 40 キロ鋼と同様 rock candy 状の粒界破面を示しているがその結晶粒はかなり大きくなっている。また純鉄の場合は、スムーズな丸みのある破面を呈している。

3.3 破断面近傍の組織

厚板 40 キロ鋼の破面近傍の顕微鏡組織を Photo. 5 に示す。組織はフェライトとベイナイトとの混合組織を示しており、これは破断後の冷却速度によるものと考えられ、また破断は、初析フェライト相の析出したオーステナイト粒界に沿っていることから、前述の rock candy 状の粒界は、加熱時のオーステナイト粒界であることがわかる。

Photo. 6 に破面近傍における研磨後ならびにデンドライト腐食後の写真を示す。デンドライト組織写真で白く見える部分がデンドライト樹間であり、破面ないし割れがこの部分に沿って発生していることが2枚の写真を比較することによりわかる。したがって、破断はデンドライト樹間に存在するオーステナイト粒界に沿って起こっていると推定される。そこで、引張試験片を採取した厚板 40 キロ鋼試験片のセルラーデンドライト領域における一次ならびに二次のアームスペーシングと、引張試験片の破面近傍でのオーステナイト結晶粒の大きさを(A), (B), (C), (D)の各試験片位置について調査した結果、引張破断方向との関係から判断すれば、一次アームスベ

ーシングと密接な関係にある(A),(B)および二次アームスペースと関係のある(D)の試料のオーステナイト結晶粒径は、それぞれ対応するアームスペースより小さいことが判明した。したがって(A),(B),(D)いずれの場合もデンドライト樹間に必ず一つ以上のオーステナイト粒界の存在していることがわかる。また(C)については、一次、二次双方のアームスペースとの関係を考慮すべきであるが、いずれのアームスペースよりもオーステナイト結晶粒径が小さく、前述と同様のことがいえると考えられる。

4. 考 察

4.1 加熱引張方法について

本報告の引張試験方法は、試験片を室温から固相線近

傍の温度まで再加熱して引張りを行なうものであり、凝固時に起こる内部割れとは、熱履歴が異なっている。この点については、渡辺ら¹¹⁾のごとく、再溶解した後、試験温度まで下げて引張った場合の方が、B.T. 温度は低くなるとの報告もあるが、我々は再溶解・凝固の過程に伴い凝固組織・ミクロ偏析などが実際の鋳片と大きく異なること、および温度測定の困難さを危惧し、再加熱の方法で B.T. 温度の測定を行なった。事実、本調査で試験片の凝固組織の影響のあることも判明し、再溶解・凝固による引張試験方法も、必ずしも良いとは言えないと考える。

高周波誘導加熱により、試験片を約 30 sec 程度の短い時間で引張試験温度まで加熱したが、これは加熱時の溶質元素の拡散をできるだけ小さくしようとしたためであ

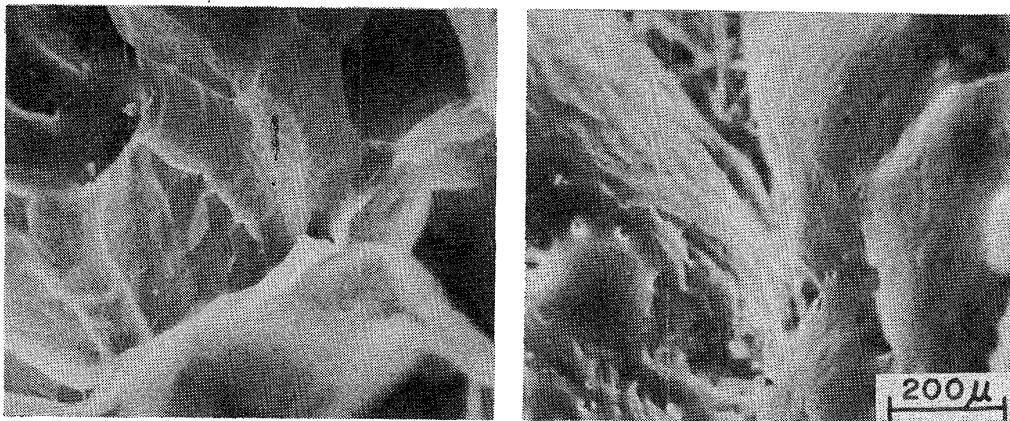


Photo. 4. Scanning electron micrographs of fracture surface of specimens. (a) Ultra low carbon steel; 1470°C, R.A.=5.9% (b) Pure iron; 1495°C, R.A.=5.9%.

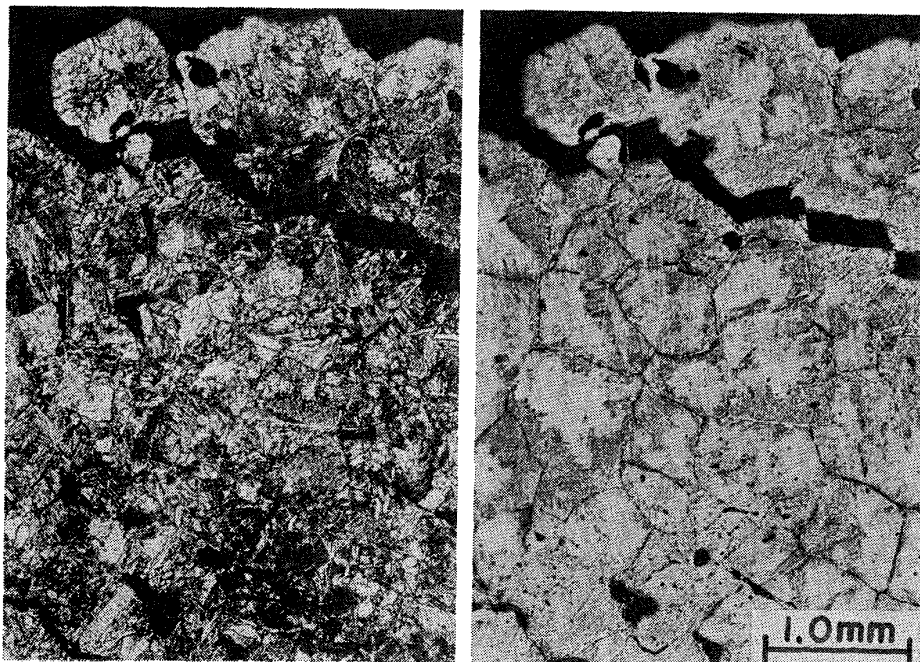


Photo. 5. Metallographic structure of the longitudinal section near the fracture surface of specimen of 40 kg/mm² grade Al-Si killed steel, etched with (a) nital and (b) picric acid + benzensulfonic acid.

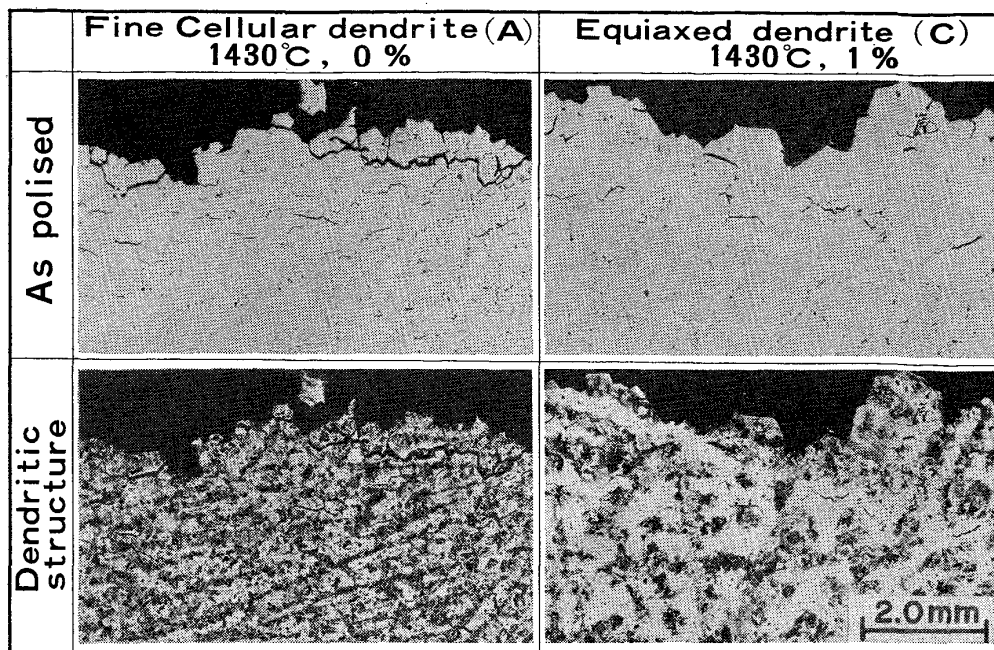


Photo. 6. Relation between the position of cracks near the fracture surface and dendritic structure of specimens of 40 kg/mm² grade Al-Si killed steel.

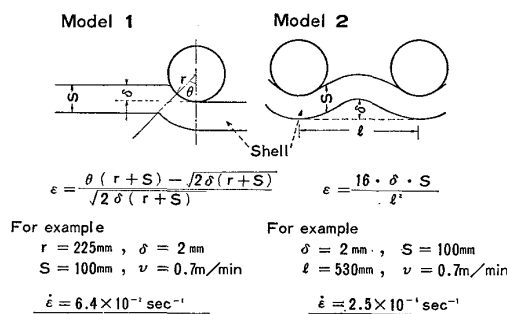


Fig. 11. Maximum (Model 1) and minimum strain model (Model 2) for correction of bulging in order to decide C.H.S.

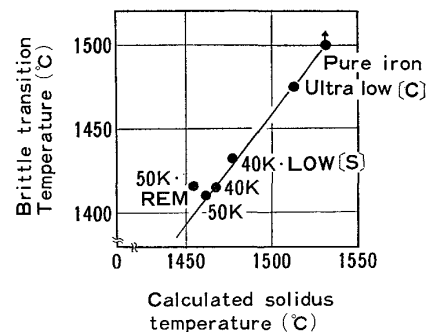


Fig. 12. Relation between observed transition temperature and calculated solidus temperature.

る。引張試験後、試験片は急冷しており引張試験温度におけるオーステナイト結晶粒径が、Photo. 5 に示すごとく明瞭に観察される。この結晶粒径が試験片半径方向で一定となるような試験片径であれば、表面と内部での温度差が小さいと考えられる。予備試験の結果、本試験では試験片径を 10 mm に設定した。

クロスヘッド速度は、鋳片のバルジング矯正時の歪速度の大きさを Fig. 11 に示すごとく、2つのモデルの間中であると考えて決めた。すなわち、バルジング量 δ を次のロールで圧延すると考えたモデルと、シェルを弾性体としたモデルの間中であるとした。試験片の変形帯の長さは約 30 mm であり、クロスヘッド速度 0.16, 0.25, 2.00 mm/sec の条件では、平均歪速度はそれぞれ、 5.3×10^{-3} , 8.3×10^{-3} , $6.7 \times 10^{-2} \text{sec}^{-1}$ となる。

4.2 高温引張試験の脆化機構について

破面の走査電顕写真に結晶粒界の溶融したと思われるパターンが観察されること、また割れが常にデンドライト樹間に沿っていることから、高温引張試験における脆化機構は、結晶粒界の溶融であろうと推定され、したがって、B.T. 温度はミクロ偏析の影響を大きく受けると考えられる。ちなみに、高温引張試験により求めた各鋼種（試験片位置 B）の B.T. 温度とその試片の成分より (1) 式によつた固相線温度の関係を Fig. 12 に示す。

$$T_{SL} = (\text{Fe-C 状態図の固相線温度}) \\
- 20.5[\% \text{Si}] - 6.5[\% \text{Mn}] \\
- 2[\% \text{Cr}] - 11.5[\% \text{Ni}] - 5.5[\% \text{Al}] \\
- 500[\% \text{P}] - 700[\% \text{S}] \dots \dots \dots (1)$$

各鋼種とも B.T. 温度は、算出固相線温度より 30~55

°C 低くなっているが、ほぼ同一直線にのることより、B.T. 温度と固相線温度とが密接な関係にあることを示している。算出固相線温度より B.T. 温度の低い理由は、鋳片のデンドライト内凝固においては、樹間への溶質元素の濃化が著しく促進され、一方向凝固でいう Terminal Transient 領域になり、固相線温度が(1)式では表わせないためと考えられる。

REM 添加材で、直線より上方へずれているが、これは固相線温度を大きく下げる [S] が REM と反応し、より高融点の REM-Sulphide ないし REM-Oxysulphide の形態になるためである。

また、凝固組織に依存した Fig. 10 のような B.T. 温度の違いは、凝固組織に基づくミクロ偏析の違いによるものと考えられる。すなわち、前述したごとく、B.T. 温度は結晶粒界の溶質元素濃度により決まるものであり、(A)微細柱状デンドライト部および(C)等軸デンドライト部のミクロ偏析の程度が、(B)粗大柱状デンドライト部のそれに比較して小さいため¹³⁾、その結果として B.T. 温度が高くなったこと、および(B)と(C)の場合には、凝固組織の違いに基づく粒界の溶融帯の分布の違いも考えられ、この点については、今後さらに検討する必要がある。(D)が(B)とほとんど同じ B.T. 温度を示したことについては、厚板 40 キロ鋼の場合、一つのセルラードンドライトの横断面に占めるデンドライト主軸の面積の割合が小さいために、主軸方向に引張った影響が明瞭でなかったものと思われる。

B.T. 温度がミクロ偏析に依存すると考えると、引張試験片の加熱速度に依存するはずであり、木下¹⁴⁾の測定した B.T. 温度が我々の結果より高くなる理由は、間接加熱のため加熱時間が長くなるためと思われる。

B.T. 温度近傍で引張強さ σ_B が急激に落ちていることも、結晶粒界の溶融が高温引張試験における脆化機構であることを示すものである。すなわち、以下に示すごとく σ_B が毛細管作用による結晶粒界の溶融相の負圧力に基づくと考え、B.T. 温度以上で σ_B がゼロにならないこと、また温度上昇に伴う σ_B の急激な低下に対する説明が可能となる。

高温引張試験においては、溶融相の部分に融液の補給はないため、溶融相の拡大すなわち固相の分離が起こるためには、溶融相内に Fig. 13 に示すごとく、気泡を生じる必要がある¹⁵⁾。この気泡と溶融相との界面の曲率半径 R は、溶融相の D の 1/2 より大きくならない。なぜなら融液は固相をよくぬらしており、その接触角はゼロに近いからである。そこで、溶融相内の負圧を $-\Delta p$ 、融液の表面張力を γ_L 、気泡の内圧を p_0 とすると、毛細管の

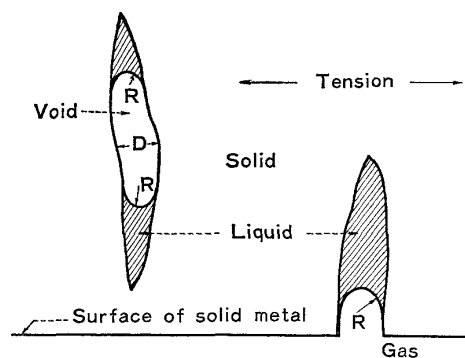


Fig. 13. Schematic illustration of the tensile strength attributed to the surface tension of liquid film.

原理より

$$-\Delta p = (2\gamma_L/R) - p_0 \geq (4\gamma_L/D) - p_0 \quad \dots\dots\dots (2)$$

が成り立つ。表面張力 γ_L の値は、溶鋼温度および成分に依存するが、1400°C 近傍での測定結果はない。そこで先ず温度補正としては、 $-0.43 \text{ dyne/cm} \cdot ^\circ\text{C}$ の値を用い、かつ[S]の濃化も考慮して、KOZAKEVITCH ら¹⁷⁾の値をもとに $\gamma_L = 1.3 \times 10^{-4} \text{ kg/mm}$ と仮定した。また、溶融相の厚み D は、以下のようにして求めた。すなわち溶鋼を二元系状態図で近似し、その溶質元素の平衡分配係数を k_0 、純鉄の融点を T_0 、この系の固相線温度を T_s 、試験温度を T とすると、その温度における固相の体積 V_s と液相の体積 V_L との比率は次式で与えられる。

$$\frac{V_L}{V_s} = \frac{k_0}{(1-k_0)} \left(\frac{T-T_s}{T_0-T} \right) \quad \dots\dots\dots (3)$$

一方、溶融現象はオーステナイト結晶粒界で生じており、この結晶粒の半径を r 、溶融相の厚みを Δr とすると V_s と V_L の比は、 Δr が r に比べ十分小さい時は、(4)式で与えられる。

$$V_L/V_s = 3\Delta r/r \quad \dots\dots\dots (4)$$

(3)、(4)式より次式の関係が得られ、 Δr すなわち(2)式中の D が試験温度 T の関数として与えられることになる。

$$\Delta r = D/2 = \frac{r}{3} \cdot \frac{k_0}{1-k_0} \cdot \frac{T-T_s}{T_0-T} \quad \dots\dots\dots (5)$$

(2)式の p_0 の値は $(4\gamma_L/D)$ に比較し十分小さいことから、これは無視でき、(5)式と組み合わせると、

$$-\Delta p \geq \frac{6(1-k_0)\gamma_L}{rk_0} \cdot \frac{T_0-T}{T-T_s} \quad \dots\dots\dots (6)$$

$-\Delta p$ は引張強さ σ_B に相当することになる。Fig. 9 に示した厚板 40 キロ鋼の測定結果と(6)式より求まる値を比較する。計算に当たり [S]、[P] を含む多成分系の k_0 値が不明であるので、 $k_0 = 0.10, 0.15, 0.20$ の 3

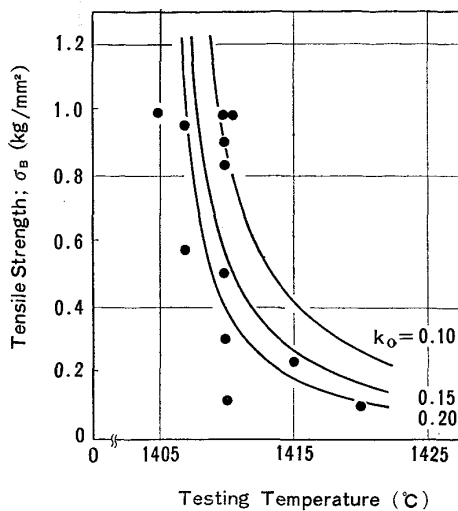


Fig. 14. Comparison between the tensile strength calculated from equation (6) and that measured in 40 kg/mm² grade Al-Si killed steel.

水準について試算した。なお、 r としては破面近傍のオーステナイト結晶粒の半径より 200μ 、 $T_0=1534^\circ\text{C}$ 、 $T_S=1405^\circ\text{C}$ とした。計算結果は Fig. 14 のようになり、実測結果を十分説明しうることがわかる。これらのことより、高温引張試験における脆化機構は、結晶粒界の溶融であると推定できる。

4.3 内部割れとの関係

B. T. 温度以上の温度領域は Brittle Temperature Range と呼ばれており¹⁸⁾、極めて延性が低く、この領域を冷却中の金属に凝固収縮や外部応力などが加わると、それに抗しきれずに割れが発生する。連铸々片の内部割れが、凝固界面近傍で発生する⁴⁾ことから、この凝固脆性温度領域での割れと考えられる。

高温引張試験結果より、厚板 40 キロ鋼の低[S]材では、B. T. 温度が約 20°C 程度高くなっており、通常の[S]含有量の铸片よりも内部割れが発生しにくいと考えられる。事実[S]量を下げることにより、内部割れ発生頻度が下っている⁴⁾。同様に[C]についても含有量の低下とともに、内部割れ発生限界の铸造速度が高くなっており¹⁹⁾、Fig. 7 に示す[C]含有量の低下に伴い B. T. 温度が高くなることと対応している。したがって、高温引張試験による B. T. 温度からその铸片の内部割れの発生のしやすさを予想することができると考えられる。

5. 結 言

連铸々片の固相線近傍の引張試験により、铸片内部割れと関係の深い凝固脆性遷移温度の測定を行い、以下の結論を得た。

1) 凝固脆性遷移温度は、铸片の溶質成分の影響を受け、固相線温度と密接な関係にある。

2) 凝固脆性遷移温度は、試験片の凝固組織の影響を受け、铸片表面の微細な柱状デンドライト部および等軸デンドライト部の凝固脆性遷移温度の方が、铸片中心部近傍の粗大な柱状デンドライト部のそれより高くなっている。

3) 高温引張試験における脆化機構は、デンドライト樹間に存在する試験温度における結晶粒界の溶融である。

4) 内部割れの発生しやすさと、凝固脆性遷移温度とが、対応しており、凝固脆性遷移温度の低下に伴い内部割れは発生しやすくなっている。

文 献

- 1) 反町健一、江見俊彦：鉄と鋼，63(1977)，p. 1297
- 2) C. J. ADAMS: Open Hearth Proceeding, 54 (1971), p. 290
- 3) W. T. LANKFORD, JR: Met. Trans., 3(1972), p. 1331
- 4) 藤井博務、大橋徹郎、広本 健：鉄と鋼，62 (1976)，p. 1813
- 5) 松坂 矯、桐原誠信、吉岡孝利、渡辺 潔、木村智明：鉄と鋼，60(1974)，S 454
- 6) 山崎大蔵、角井 洵、長沼 静、山田義和：学振 19委 9863 (1975)
- 7) 新山英輔、堀口 穰、木村智明、西村貞夫：鉄と鋼，62(1976)，S 94
- 8) 宮村 紘、越智昭彦、金丸和雄、金子信義：鉄と鋼，62(1976)，S 482
- 9) 藤井博務、大橋徹郎、広本 健：鉄と鋼，62 (1976)，S 484
- 10) 村上勝彦、榊井 明、宮下芳雄：鉄と鋼，63 (1977)，S 147
- 11) 渡辺 潔、吉岡孝利、桐原誠信、松坂 矯：溶接学会講演概要 (第14集) (1974)，p. 8
- 12) 平居正純、金丸和雄、森 久：学振 19委 8837 (1968)
- 13) 塗 嘉夫、北村 修、大橋徹郎、広本 健：学振 19委 10033 (1977)
- 14) 木下勝雄、河西悟郎、江見俊彦：鉄と鋼，62 (1976)，S 505
- 15) 沖 進、铸物，39(1967)，p. 159
- 16) B. C. ALLEN and W. D. KINGERY: Trans. AIME, 215(1959)，p. 30
- 17) P. KOZAKEVITCH and G. URBAIN: Mém. Sci. Rev. Mét., 58(1961)，p. 517
- 18) J. C. BORLAND: B. W. J., 7(1960)，p. 508
- 19) 藤井博務、大橋徹郎、織田昌彦、広本 健：鉄と鋼，61(1975)，S 469