

文 献

- 1) 山田: 日本機械学会誌, 31 (1928) 420
- 2) 田中, 梅川: 日本金属学会誌, 21 (1957) 221
- 3) S. Ono: Proc. First. Japan Cong. Tests.

Mat. (1958) 98

- 4) 中村: 日本金属学会誌, 21 (1957) 486
- 5) J. H. Hollomon, C. Zener: J. appl. Phys. 17 (1946) 82

軟鋼の静的引張試験に現われる脆性について*

(軟鋼の低温脆性に関する研究—III)

中 西 昭 —**

Fracture Characteristics on Tensile Test of Plain Carbon Mild Steel.

(Study of the cold brittleness of plain carbon mild steel—III)

Shōichi Nakanishi

Synopsis:

The normal tensile specimen and V-notched tensile specimen (so-called Tipper specimen) were cut out from the steel plate and mechanical properties were measured by statical tensile tests at various temperatures.

The results obtained were as follows:

1) The tensile strength of Tipper specimen at low temperature showed the same directionality with rolling direction as V-notched Charpy absorption energy did. It seems to the author that this tendency is one of the characters of brittle fracture.

2) While the elongation of each test piece showed the remarkable directionality in ally with rolling direction, the reduction of area of normal tensile specimens did not. That was, in normal tensile specimen, the plastic deformation which made the steel to be fractured in ductile manner seemed to be constant.

3) Directionality of elongation in Tipper specimen was the same as that of reduction of area. In other words, the plastic deformation that was necessary for brittle fracture of test pieces was mainly due to uniform elongation, not to local elongation.

4) The change of manner of fracture was explained by the modified Orowan-Ludwik curve and strain-hardening factor.

5) The energy of crack propagation was absorbed at the grain boundaries and the fine grain steel (air-cooled specimen) was more ductile than the coarse grain steel (furnace-cooled specimen). But at such high temperature as the cracked initiation resistance was high, directionality of grain size was not effective on the directionality of this resistance.

I. 緒 言

II. 実験方法ならびに結果

静的引張試験において、軟鋼に低温脆性が現われることは切欠試験の場合について Tipper など¹⁾²⁾によつて古くから知られていることである。熱延軟鋼板においてシャルピー衝撃値の方向性と組織との関連性について、第1報³⁾ならびに第2報⁴⁾において述べたが、静的引張試験についても、この関連性が存在するか否かを調査し、かつその結果について、応力—歪曲線より検討を加えた。

1) 実験方法

Table 1 に示すような化学成分を有する 16mm 厚さのセミ・キルド鋼を使用した。

試料作製に先立ち、試料全面に亘つて、超音波探傷を行ない、パイプ未圧着部、ならびにサルファーの強偏析

* 昭和 34 年 4 月本会講演大会にて発表

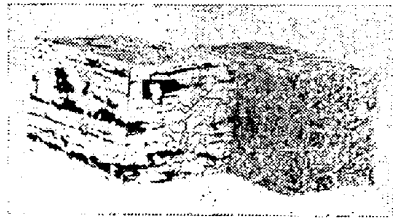
** 富士製鉄株式会社, 広畑製鉄所, 研究所

Table 1. Chemical composition of specimen.

	C	Si	Mn	S
%	0.17	0.08	0.62	0.027
	P	Cu	Cr	Sn
%	0.012	0.23	0.03	0.02

部による方向性などが実験結果に現われるのを防止するためにかかる部分を除去した。

試験片は鋼板を 930°C に 1 h 加熱後冷却することによりパーライト帯状組織を呈する試料 (A) と空冷することにより帯状組織を消失せしめた試料 (B) を作製 (Photo. 1 に組織を示す) 後、圧延方向に対して、 0° , 15° , 30° , 45° , 60° , 75° , 90° の各方向により採取した。



Furnace cooling Air cooling

Photo. 1. Microstructure of specimens.

以上の熱処理によつて、両試料中の非金属介在物の分布状態には差は見出されなかつた。

試験片形状は普通の引張試験片 (以下無ノッチ試験片と呼ぶ)、ならびに V ノッチ引張試験片 (ティッパー試験片、ノッチ部の巾を引張試験片と一致せしめ 35 mm にとつた。V ノッチの型状は 45° 、深さ 2 mm、尖端半径 0.25 mm) の二種類である。

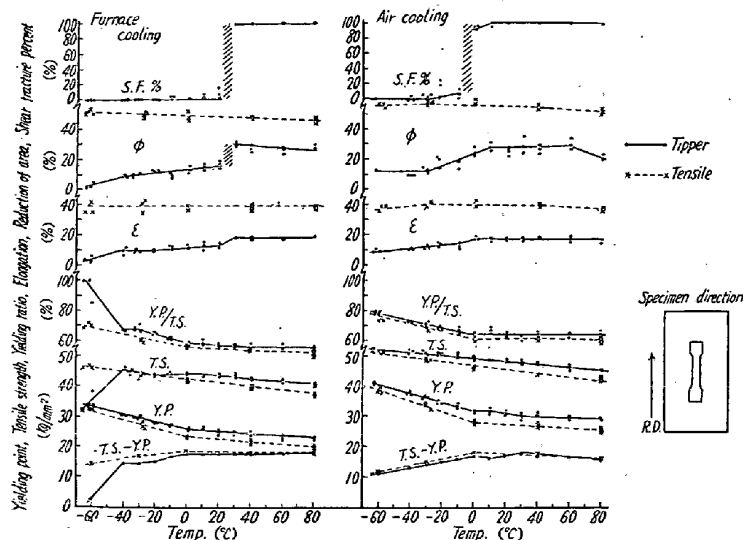


Fig. 1. Mechanical properties of tensile and Tipper test specimens.

試料は試験に先立ち、 0°C 以下はドライ・アイス・エチルアルコール液中で、 0°C 以上はその温度に保持した恒温水槽中に 30 mn 以上浸漬し、かつ試験片平行部はフェルトで包んで保温し、ノッチ部、並びにその相当部に熱電対を挿入し、外部よりクリップで押えて、 -60°C ~ $+80^{\circ}\text{C}$ の各温度で静的引張試験 (歪速度約 $0.27\%/s$) を行なつた。試験温度としては、その材料が降伏点を示す時の温度をもつて示したが、降伏開始まで温度変化はほとんど見られなかつた。

2) 実験結果

イ) 抗張力, 降伏点, 並びに降伏比

圧延方向に採取した試料については Fig. 1 に示すように、降伏点は温度降下にしたがつて上昇するが、その上昇割合は低温になる程いちじるしいようである。一方抗張力は温度降下とともに増大するが、破面が脆性、延性の両方の様相を呈する温度 (混合破面温度域) まで降下してくると、温度降下による抗張力の増加割合は少なくなり、温度がもつと低くなると抗張力の増加はほとんど見られず、一定値になつてくる。

したがつて、降伏比は混合領域に入ると、増大しだし、脆性破面温度になると、温度降下にしたがつて、その増加割合は大となり、遂に 100% に達する場合もある。

この場合、降伏点は無ノッチ、ティッパー両試験片間には、ほとんど差は見られず、僅かにティッパーの方が高い値を示す程度である。この関係は試料採取方向が異つても Fig. 2~3 に見られるように成立している。

試料採取方向と降伏点の間には、Fig. 4 に見られるようにティッパー、無ノッチ試験片ともに圧延方向並びに約 75° 方向に最大値を有するような方向性を取るが、特に無ノッチの試験片の方が顕著なる方向性を示しており、ノッチを入れることにより、その方向性はいちじるしく少なくなつていく。もちろん、この場合も空冷試料の方が、炉冷試料よりも高い降伏点を示している。

抗張力については、降伏比が急激に上昇し始める温度になるまでは、両試験片間の差は降伏点と同じくほとんど見られないが、混合破面温度域以下に入つてくると、無ノッチの方がティッパーに比して、幾分高い値を示すようである。

試料採取方向と抗張力の間には、Fig. 5 に見られるように無ノッチ試験片はほとんど、試験温度のいかに係らず、顕著なる方向性を示さないが、(唯空冷試料は僅かに方向性を示し、 30° 付近におい

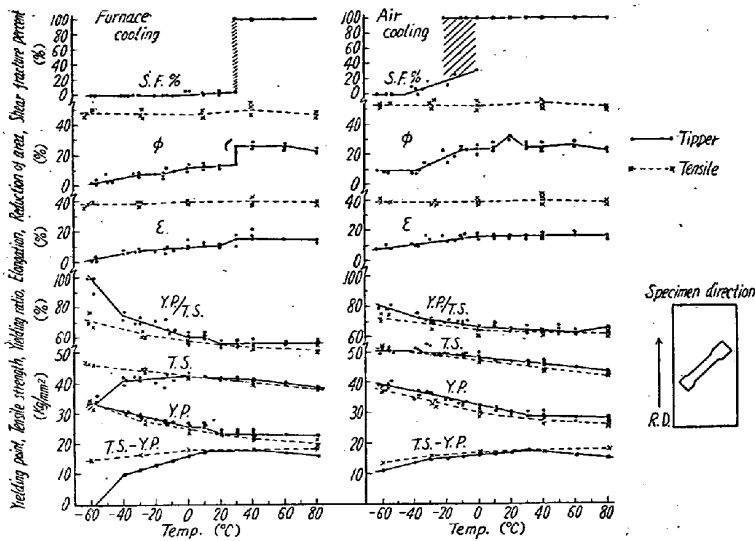


Fig. 2. Mechanical properties of tensile and Tipper test specimens.

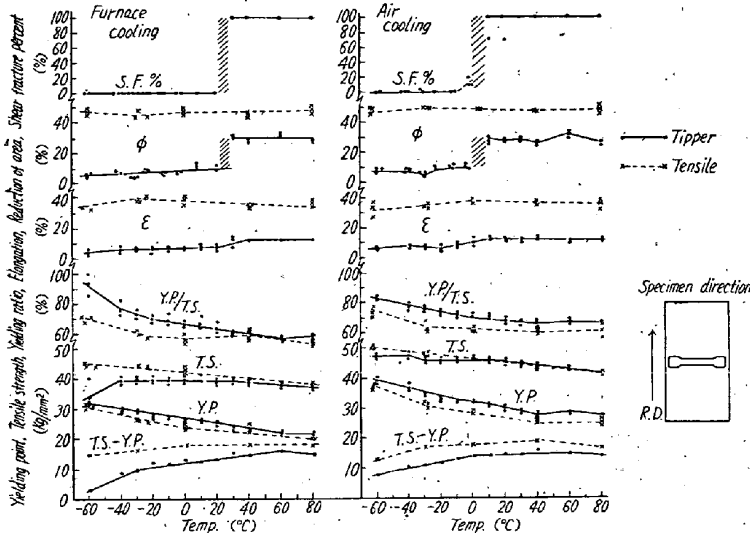


Fig. 3. Mechanical properties of tensile and Tipper specimens.

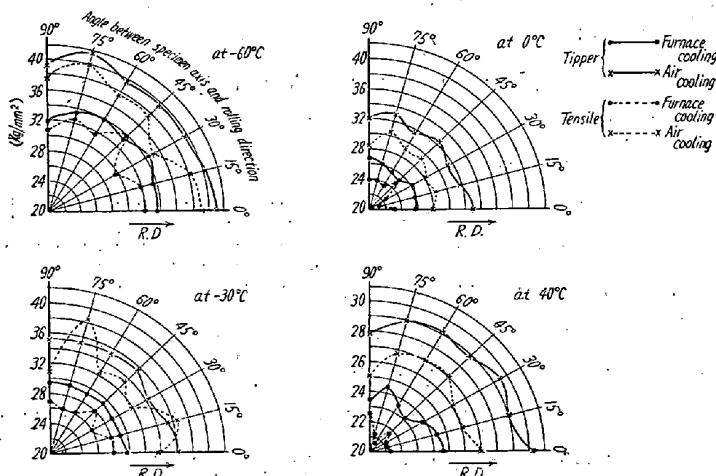


Fig. 4. Directionality of yielding points at various temperatures.

て低下が見られる。)一方、ティツパー試験については、 0°C 以上の温度において、圧延方向の値が高く、試料採取方向が圧延方向に対して 45° 以上になると、低下が見られ、特に圧延直角方向の値はいちじるしく低くなる。この場合、圧延方向の試料については、ティツパー試験片の方が無ノッチ試験片より高い値を示すが直角方向については、この関係は逆になつてくる。試験温度が下つてくると、かなり顕著な方向性を示してくる。すなわち、圧延方向より 15° 方向において、抗張力の急激な降下が見られ、その後 30° 、並びに 75° 付近に最大値を有し、 $45^{\circ} \sim 60^{\circ}$ 付近で抗張力が降下するような傾向を示している。この関係は先に報告⁴⁾したシャルピーの吸収エネルギーの方向性とよく似ており、脆性破断をする場合の一特性と思われる。

もちろん、空冷してパーライト帯状組織を消失せしめ、かつ、細粒になつた方が炉冷した試料よりも高い抗張力を示す点は前述の降伏点の場合と同様である。

ロ) 伸び率ならびに剪断破面率

延性破断領域において、伸び率が試験温度に無関係に一定値を示している点は Fig. 1~Fig. 3に見られる通りであるが、ノッチを入れることによりその値はいちじるしく低下している。したがって、無ノッチ試験片はこの試験温度範囲では、その値はほぼ一定である。

一方、ティツパー試験片は、混合破面域に入つてくると、温度の降下にしたがって、低下してゆくが空冷試料においては、漸減的な低下をするに反して炉冷試料では、混合破面域から脆性破面域（炉冷試料では、延性—混合—脆性の破面域の温度による変化が非常に狭い温度範囲で起る。）への転移点で急激な伸び率の減少が見られ、その後の温度降下による伸び率の低下割合は、かなり少なくなる。しかし温度がそれ以下に低下し、降伏比が、急激な上昇を示すような温度になると、伸び率も、ふたたび急激な減少を来し、降伏比 100%の場合になると、その値も数%に減少するようである。

この点は、剪断破面率の温度変化についても Fig. 1~Fig. 3に見られるように、ティツパー試験片では、炉冷試料において、ほとんど 1 温度範囲で 100%から 0%への転移が起るが、空冷試料では、漸減的な傾向にあり、特に 45° 方向試料について顕著である。

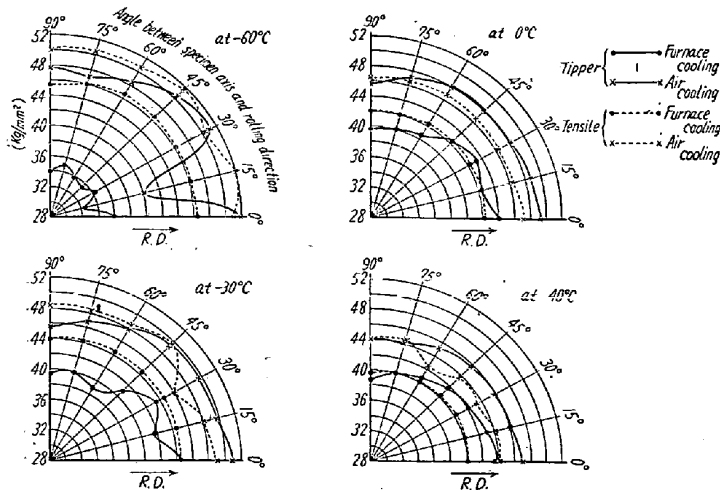


Fig. 5. Directionality of tensile strength at various temperatures.

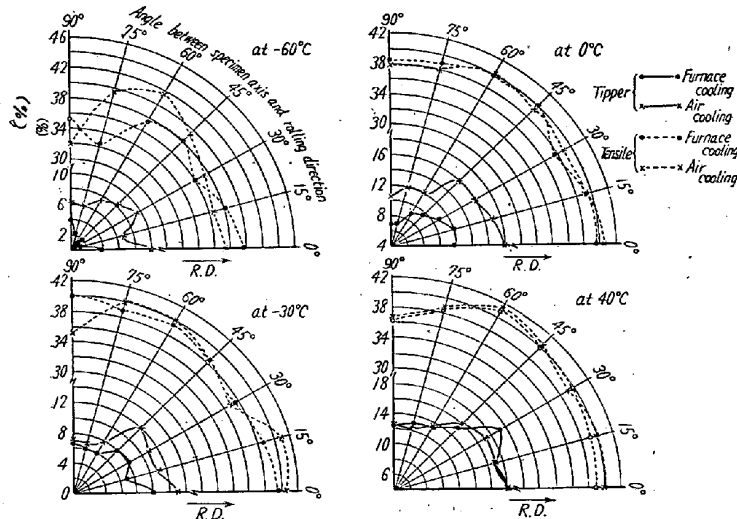


Fig. 6. Directionality of elongation at various temperatures.

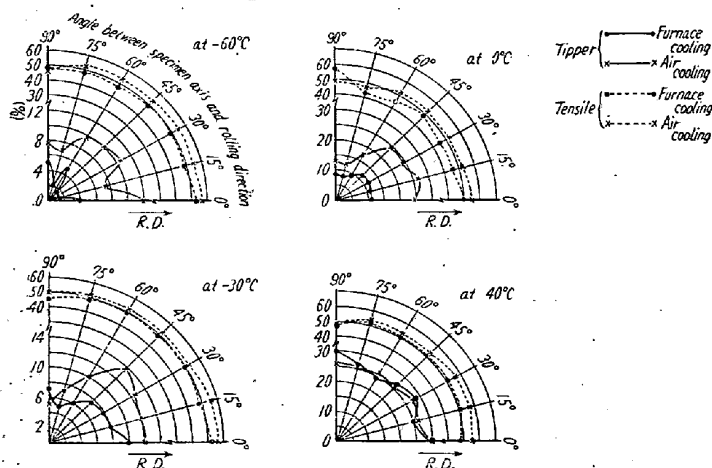


Fig. 7. Directionality of reduction of area at various temperatures.

方向性について見るに、Fig. 6に見られるように高温度においては、ティツパー試験片、無ノッチ試験片ともに、空冷試料、炉冷試料間の差は見当らず、直角方向より

圧延方向に試料軸が向くにしたがつて、伸び率は増大し、その途中に極大値を有するような方向性を示しているが、試験温度が低下してくると、熱処理による差が、特にティツパー試験片において、明瞭に見られる。すなわち炉冷試料において、その減少がいちじるしい。この点は炉冷試料が、空冷試料に比して、その脆化域への転移点が高温度にあることより考えて、当然のことと思われる。

ハ) 断面収縮率

無ノッチ試験片の断面収縮率は、Fig. 7に見られるように、ほとんど顕著な方向性を示さないが、特に試験温度が低下する程、その差は少なくなるようである。Fig. 6の伸び率がかなり明瞭な方向性を示していることより考えて、この点は、非常に興味がある。すなわち、無ノッチ試験片は、方向により、均一伸び率には、相違が見られるが、破壊時の断面における局部伸び率は、ほぼ一定値、換言すれば、破壊が起るための塑性変形量は無ノッチの場合、ほぼ一定と考えられる。

これに反し、ティツパー試験片の場合は、全く対照的に、断面収縮率の方向性と、伸び率の方向性と一致しており、特に 0°C 以下では、顕著である。すなわち脆性破壊を行なう場合は、破断面に破断に必要な塑性変形が、均一伸びで与えられ、その後、局部伸びをほとんど伴わないで破断する。もし、破断時に破断前に、破断面近傍で、局部伸びが起る場合は、当然破断形式は、延性破断となるべきである。

III. 考 察

静的引張試験における破断面形式は、つぎの三つの場合に類別される。

- 1) 完全脆性破断面を有する場合
 - イ) 降伏点以下の応力で破断が起る場合
ごく低温での引張に当る。
 - ロ) 降伏点以上の応力で破断が起る場合
急激な破断抗力の上昇がイ) の場合に較べて見られるが、この範囲内では破断抗力の値はほぼ一定である。
- 2) 延性—脆性の混合破断面を有する場合
破断抗力は1) ロ) の場合と大体同じ値を示す。
- 3) 完全延性破断面を有する場合
破断抗力は2) の場合に較べて減少する。

破壊機構の説明は、古くは Davidenkov ら⁵⁾ により与えられおり、静的切欠曲げ試験 に対しては、Klier ら⁶⁾ により、Davidenkov 曲線を修正して説明されているが、近年 Orowan⁷⁾ は Ludwik⁸⁾ の理論に改良を加えて、Kuntze⁹⁾ の提唱している分離による脆性破壊を生ずるに必要な塑性変形を与える最小の引張応力である Technical cohesive strength を示す曲線 C と、延性亀裂を生ぜしめるに必要な塑性変形を与える最小の引張応力の値を示す曲線 S の存在を提唱して、脆性破壊に先行して起る延性亀裂、並びに延性破壊に関しては、ほぼ完全な説明を与えているが、延性亀裂を伴わない完全脆性破壊現象については、満足な解答が与えられていない。

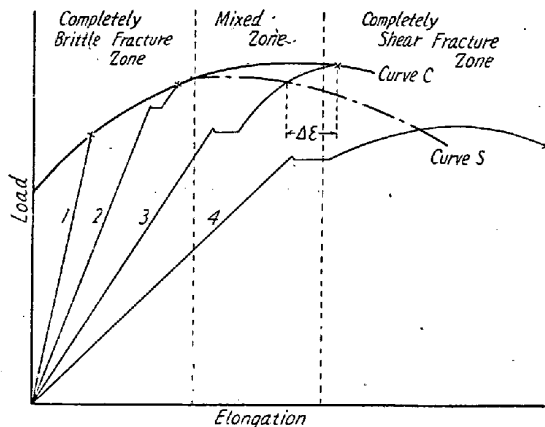


Fig. 8. Modified Ludwik-Orowan diagram of failure for static tensile test.

静的切欠引張試験に対しては Fig. 8 のように、曲線 S が曲線 C と交わると考えると、この点もよく説明される。すなわち、静的引張試験の場合の応力-歪曲線がかなり立っている場合（歪硬化係数が大の時）は、先づ応力-歪曲線は曲線 C と交わる。この点で、この材料は脆性破壊をするが、この点の応力が降伏点以下の場合が 1) イ) に相当し、曲線 (1) のようになる。降伏点以上の場合、途中で降伏現象を起してから完全脆性破壊をする。（曲線 (2) のような応力-歪曲線を示す。）

Orowan¹⁰⁾ によると、切欠効果により、切欠基部における降伏点は、約 2～3 倍にまで上るから、温度低下と切欠の両方の効果により、曲線 (1) の降伏点は、普通の引張試験の場合より、かなり高い値を示していると思われる。

歪硬化係数がこれより小さい場合には、応力-歪曲線は、先づ曲線 S と交わり、この点で延性亀裂が発生し始める。その後曲線 C に交わる点で、脆性破壊に破壊形式が変わり、変形を伴わずに脆性破断する。Δε はこの場合延性亀裂発生後、脆性破壊に転移するまでの伸び率、すな

わち塑性変形量である。

歪硬化係数が、もつと小さい場合には、応力-歪曲線は S 曲線と交わり、この点で延性亀裂が発生、その後、応力が増大すると、この亀裂が生長するが、曲線 C より低い応力で破断を完了する。

歪硬化係数は当然試験温度に影響され、温度低下につれて、応力-歪曲線は曲線 (4) より曲線 (1) の方に変る筈である。すなわち、延性破断-混合破断-脆性破断と変つてゆく。この傾向は切欠効果により一層促進される。

方向性について見るに、切欠を入れることにより、伸びおよび、断面収縮率は、非常に劣下し、かついちじるしい方向性を示しているが、これは Fig. 9

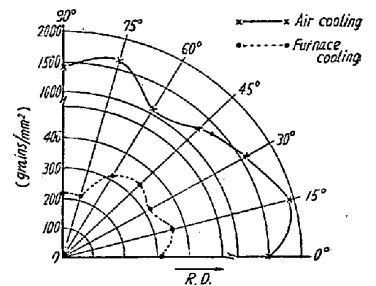


Fig. 9. Grain size distribution.

面（すなわち、破断面）の粒度と方向性の関係と、ティツパーに見られる上記二種のもの方向性とは、よく似た挙動をしている。この点より考えて、ティツパーのように、破断過程中、亀裂伝播に破断エネルギーの大部分を消費する場合、伝播に対する抵抗は、結晶粒界において行なわれる部分が、かなりの量をしめていることを意味すると考えられ、特に、混合破面温度域以下においては、空冷、炉冷による結晶粒の大きさの差が、方向性並びに、両試料間の差を支配すると考えられる。一方高温になると、亀裂発生抵抗が高くなるので、結晶粒度による方向性は、結果に表われ難くなるものと思われる。

IV. 結 言

静的引張試験の場合、材料の荷重-伸び曲線と Ludwik-Orowan の線図の関係より、破断時に表われる脆性-混合-延性の三種の破面の出現条件を、ある程度説明し得ると思われる。

応力-歪曲線は、もちろん、温度、切欠効果などによつて、変るものであるが、一方、材料の熱処理によつてもかなり変ることが考えられる。また亀裂伝播中の抵抗も結晶粒の小さい程大になる。すなわち、適当な熱処理条件により、パーライト帯状組織を消失せしめ、かつ細粒にした時に、軟鋼の静的切欠靱性を増大せしめることができると思われる。

終りに臨み、本研究遂行に当り、種々御鞭達を賜わつ

た。富士製鉄・広畑製鉄所葛原研究所長並びに鶴野副長に、また直接実験を行なつていただいた中木村、横田の両氏に深甚なる感謝を献げる次第であります。

(昭和 34 年 9 月寄稿)

文 献

- 1) C. F. Tipper: Welding Journal, (1950) p. 50-s
- 2) C. F. Tipper, J. F. Baker: The institute of Mech. Eng. (1955) Oct. p. 24
- 3) 中西昭一: 鉄と鋼, Vol. 42 (1956) No.9 p. 837
- 4) 中西昭一: 鉄と鋼, Vol. 43 (1957) No.3 p. 359
- 5) N. N. Davidenkov, E. M. Shevandin: Journal. Tech. Physics IV, (1934)
- 6) E. P. Klier, F. C. Wagner, M. Gensamer: Welding Journal, (1949) p. 50-s
- 7) E. Orowan: Trans. Inst. Eng. Shipbuild. Scotland, (1945) p. 165
- 8) P. Ludwik: Elements of Technological Mechanics (109)
- 9) W. Kuntze: Arch. Eisenhüttenwesen 2 (1928) p. 109
- 10) E. Orowan: Fracture and Strength of Solids, Reports on Progress in Physics, 12 (1949) p. 185

18-8 Ti ステンレス鋼のクリープ特性*

寺 井 庄 治**

Creep Properties of 18-8 Chromium-Nickel Stainless Steel with Titanium.

Shoji Terai

Synopsis:

Creep-rupture tests up to about 10,000h., were carried out with the type 321 stainless steel in the two solution-treated conditions (1050°C W.Q. and 1200°C W.Q.) at 600, 650 and 700°C.

Stresses and rupture times showed good straight-line relationship up to about 1000 h., but beyond that point the line inclined downward. This tendency was more prominent for 1050°C W. Q. specimens. Solution-treatment at 1200°C gave higher rupture strengths for the whole testing conditions. The difference of rupture strength between these two heat treatments was increased with higher temperature and longer time.

The shapes of creep curves showed marked difference too. 1200°C W.Q. specimens were fractured suddenly without any large creep. On the contrary, 1050°C W.Q. specimens revealed relatively large creep from the early stage and fractured after large elongation.

Microstructure of 1050°C W.Q. specimens fractured at about 2500h. or longer showed the prominent precipitation of σ phase at grain boundaries.

I. 緒 言

18-8 Ti ステンレス鋼は最近高温高圧用鋼管として蒸気温度 570°C 級の大型発電用ボイラや石油精製装置などに広く使用されるようになった。これらは通常 10 年程度の寿命が見込まれるので高温強度も 10⁵ h の強度が相当の信頼性をもつて明らかにされねばならない。この材料の高温強度に関する報告は少なくないが^{1)~9)}、長時間試験の成績は少なく、また報告されている値も相当大きな開きがあり、その変動の原因も明らかにされていない。著者は実用的見地から、とくに長時間試験に重点をおいてクリープ特性についての試験を行なつた。

II. 供 試 材

供試材の化学成分を Table 1 に示した。いずれも塩基性弧光炉で熔解されたもので、ASTM TP 321 に合格する組成を有し、Ni はフェライトが出ないよう高めの値になつている。試験は主として供試材 B について行なつた。

クリープ試験片は平行部外径 6mm と 10mm の 2 種類を用いた。径 100mm の丸鋼を鍛造、径 25 および

* 昭和34年4月本会講演大会にて発表

** 住友金属工業株式会社、鋼管製造所