

論 文

UDC 621.771.22 : 621.867.6 : 669.14.018.291 : 539.42.016 : 539.56

S35C の破壊靱性に及ぼす加工ひずみの影響および
テーブルローラの脆性破壊強度の評価*

正 岡 功**・高 瀬 磐 雄**

池 田 伸 三**・佐々木 良 一***

Effect of Working Prestrain on Fracture Toughness of S35C Steel
and Evaluation of Brittle Fracture Strength of Table Rollers

Isao MASAOKA, Iwao TAKASE, Shinzō IKEDA, and Ryōichi SASAKI

Synopsis:

The effect of working prestrain on the hardness, microstructure, strength, and fracture toughness of JIS S35C normalized steel has been investigated. The brittle fracture strength of mill working table rollers has also been discussed. The main results are summarized as follows:

- 1) The hardness of steel S35C increases with increasing working temperature and reduction in thickness because of work hardening and strain aging, and becomes maximum at a working temperature of about 300°C. The hardness of the surface layer of the table roller, therefore, remarkably increases after a long service.
- 2) Increasing the hardness results in an increase in strength, decrease in ductility, and shift of V-charpy impact transition temperature. Besides, it is found that it deteriorates fracture toughness. The fracture toughness decreases with increasing reduction in thickness by working. The specimens worked at 300°C show the lowest value.
- 3) The critical crack size for brittle fracture of table rollers whose fracture toughness in the surface is low is calculated using fracture mechanics. The method for preventing the brittle fracture of table rollers is established from these results.

1. 結 言

S35C は JIS 機械構造用鋼として広く使用されているが、テーブルローラの材質としても一般的である。しかし近年分塊圧延機が大型化するにつれてテーブルローラの直径も大きくなり、運転開始時など温度の比較的低い時期に数 mm の小さなヒートクラックを起点として破壊が起こり折損するケースがときどき問題となつている。テーブルローラは分塊圧延機の前後で高温に加熱された大型鋼塊を移動、運搬するもので、その表面は急速な加熱冷却が長期にわたつてくり返される。このためヒートクラックが発生し、これが長期間使用中にある程度進展するのはやむを得ないとしても、使用初期において数 mm の小さなヒートクラックから脆性破壊が発生し

ないように対処せねばならない。

そこで数年間使用したテーブルローラの材質を調査し脆性破壊の要因としてはローラ表面部における加工ひずみ脆化が大きく影響していることを明らかにした。ついで S35C の破壊強度に及ぼす加工の影響を明らかにし、テーブルローラの脆性破壊強度について検討した。

中炭素鋼の強度および靱性に及ぼす加工の影響は一般に知られており、加工度とともに硬さは上昇し、脆化する¹⁾。また寺沢ら²⁾、および寺井³⁾は高温保持中に塑性加工を与えるとより脆化を示す現象を報告している。しかし彼らは主としてシャルピー衝撃試験による切欠靱性の比較を行なつているにすぎず、今まで破壊靱性に関連した検討はほとんど行なわれていない。またテーブルローラの脆性破壊強度を加工ひずみ脆化と関連させて検討し

* 昭和50年4月本会講演大会にて発表 昭和51年1月21日受付 (Received Jan. 21, 1976)

** (株)日立製作所日立研究所 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi Ltd., 3-1-1 Saiwai-cho Hitachi 317)

*** (株)日立製作所日立研究所 工博 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi Ltd.)

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mo	N	O	H
S 35C	0.36	0.38	0.60	0.011	0.013	0.15	0.10	0.0082	0.0061	Tr

Heat treatment: Normalize (880°C, 12 hr→AC)

た報告もみられないので、この点に関する研究結果を取りまとめ報告する。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

本実験で用いた鋼はユニバーサル分塊圧延機用テーブルローラとして数年間使用した直径約 600 mm ϕ 、長さ約 3 m の S 35C 焼ならし材である。Table 1 はその化学成分を示す。

2.2 実験方法

まず数年間使用したテーブルローラの材質変化を調べた。特にローラ表層部を重点に表面から約 15 mm の深さまでのビッカース硬さおよび表面から 1 mm の深さのノッチをもつシャルピー衝撃遷移曲線ならびに NDT 温度の変化を把握した。NDT 温度は内部材とローラ表面の黒皮をそのまま残した表層部材について求めた。試験片寸法は ASTM の P-3 タイプ⁴⁾によつた。またクラックスタータビードはすべてローラ表面側におき、表層部材については黒皮の上においた。試験は NRL 型落重試験機を用い、落下エネルギー 34 kgm、試験温度 0~90 °C で実施した。

つぎにこのローラ表層部の硬さ変化を種々の加工ひずみを与えた試験片によつて模擬し、硬さ、組織、引張、衝撃、破壊靱性に及ぼす加工ひずみの影響を検討した。最後にこれらの結果をもとにしてテーブルローラの脆性破壊発生および伝播特性について考察を加えた。

硬さに及ぼす加工ひずみの影響はテーパつきの試験片を種々の温度で圧延することによつて調べた。この方法によれば一つの試験片で加工度を連続的に変えることが可能である。圧延はロール直径 330 ϕ の二段ロール圧延機により 20~600 °C で行ない、その後荷重 10 kg のビッカース硬さ計算で硬さを測定し、加工度との関係を求めた。

加工ひずみの影響をみるための引張およびシャルピー衝撃試験片は最終板厚を 18 mm となるよう所定の条件で圧延した素材から加工した。引張試験片は最も高い硬さの得られる 300 °C の圧延温度でそれぞれ 22.6% まで 5 種類に加工度を変え、平行部直径 10 mm、標点間距離 50 mm の丸棒試験片とした。試験は容量 10 t のインストロンタイプの試験機で、降伏点荷重まで 0.3%/

min のひずみ速度で行なつた。衝撃試験片は圧延温度 300 °C で 16% まで 4 種類に加工度を変えたものの他、常温で 11% の加工度を与えたものも追加した。JIS 4 号の V シャルピー衝撃試験片によつた。

組織は硬さ測定用試験片を用いて観察した。5% Nital 液によつて腐食し光学顕微鏡で観察した。

破壊靱性に及ぼす加工度の影響は室温、200 °C および 250 °C で約 10%、ならびに 300 °C で約 17% まで 5 種類の加工ひずみを与えた切欠曲げ試験片によつて検討した。加工ひずみは Fig. 1 (a) に示すように素材を所定の温度に加熱しプレスにて与えた。切欠曲げ試験片寸法は Fig. 1 (b) に示す。加工ひずみを与えた素材を試験片に加工後パイプロフォア疲労試験機で切欠先端に疲労き裂を導入した。疲労き裂はそのときの応力拡大係数が求める破壊靱性値の 6 割以下となる荷重条件でいれ、どの場所においてもき裂は少なくとも 3 mm 以上になるようにした。また焼ならし材の破壊靱性は加工したものに比べてより高いので Fig. 2 に示すようなより大きな寸法の試験片を用いた。またこれについては主として表面を窒化 (525 °C, 30hr アンモニア中加熱) した窒化ノッチ試験片によつた。

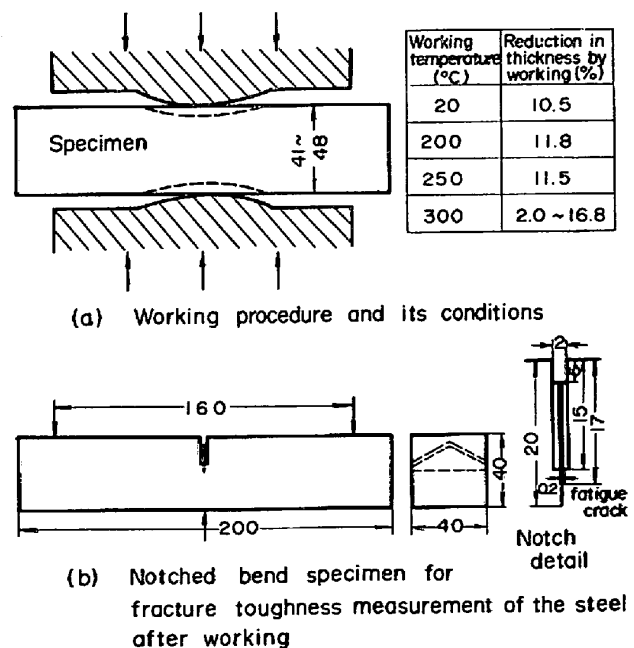


Fig. 1. Working procedure and dimension of worked bend specimen for fracture toughness measurement.

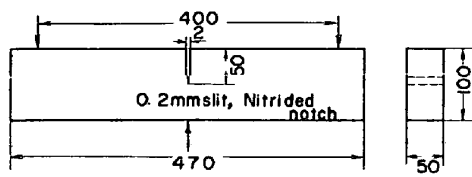


Fig. 2. Dimension of as-normalized bend specimen for fracture toughness measurement.

切欠曲げ試験は ASTM E399⁶⁾に準じて 0~120°C の温度で行なった。100°C までは試験片を温水浴中に 30 min 以上保持した後、そのまま荷重を加え試験した。120°C は油中で試験した。切欠部にはクリップゲージを取りつけ荷重-COD 曲線を描かせ、これから破壊靱性を計算した。試験時に起こる Pop-In 現象を明確に把握するためにき裂発生音 (A E) 検出装置をとりつけ、き裂発生点を知る上での参考とした。

破壊靱性の計算は(1)式によつた。また(2)式を満足したときこの値を K_{IC} とした。

$$K_Q = \sigma_Q Y_B \sqrt{C} \dots\dots\dots (1)$$

$$\sigma_Q = \frac{3P_Q L}{2BW^2}$$

$$Y_B = 1.93 - 3.07\left(\frac{C}{W}\right) + 14.53\left(\frac{C}{W}\right)^2 - 2.511\left(\frac{C}{W}\right)^3 + 25.80\left(\frac{C}{W}\right)^4, \quad B \geq 2.5\left(\frac{K_Q}{\sigma_Y}\right)^2 \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 C : 切欠長さ、 W : 試験片幅、

B : 試験片厚さ、 L : 曲げスパン

P_Q : 破壊発生荷重 (5% Secant line と荷重-COD曲線との交点の荷重以下で破壊あるいは Pop-IN を生じた場合はその点の荷重をとつて計算した。またこの交点を過ぎた後破壊発生したものも同様破壊発生点をとつた。(2)式を満足しないものは K_C 値とし図面では () で示した。

σ_Y : 降伏強さ

また今回用いたような炭素鋼では焼ならしのままで降伏強さが低いので高温ではより大きな試験片を用いないと K_{IC} が求められない。筆者らの1人はこのような場合でも 5% P_Q 点における COD の2倍以内で破壊が発生すれば COD アプローチ法を用いて限界 COD から妥当な K_{IC} を推定できることを示しており⁶⁾、このため本報においては破壊発生点から求めた限界 COD の比較も試みた。限界 COD ϕ_c は破壊発生点におけるクリップゲージの読み V_g から次式によつて求めた。ここで rotational factor r は同一の C/W で V_g/W の関数として実験的に求めた曲線⁷⁾を用いた。

$$\phi_c = \frac{V_g}{1 + \frac{C-Z}{r(W-C)}} \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 Z : ナイフェッジの厚さ

試験終了後、一部の試験片の破面を走査型顕微鏡によつて観察した。

3. 実験結果

3-1 テーブルローラ表層部の断面硬さ分布と加工による硬さ変化

Fig. 3 は使用ひずみテーブルローラの断面硬さ分布を示す。焼ならしのままの硬さはほぼ $H_V : 165$ であるが使用したローラの表面部はかなり硬化し、ごく表面では $H_V : 240$ にも達する高い値を示した。硬さは表面から内部にいくに従つて漸次低下し、表面下 10 mm 程度になると焼ならしのままの値に近くなつている。このような表面硬化の原因は熱応力や鋼塊の移動、転倒の際に起こる変形ひずみの蓄積の結果と考えられるが、各温度条件において1回の加工による硬化の影響をみたものが Fig. 3 の右図である。硬さは加工度の上昇とともに高くなるが、300~400°C で最も硬化し、これ以下およびこれ以上では硬化の程度は小さい。硬さの上昇はいずれも 10% 前後までは急激であるが、それ以上でゆるやかとなる。また歪時効の影響をみると常温で加工したものは 300°C、5hr の時効でさらに硬化し、逆に 300°C で加工したものは時効するとやや硬さの低下がみられている。実機のテーブルローラの温度履歴を測定すると、使用時ローラは 300°C 程度に上昇しており、最も硬化しやすい条件になつている。これから表層部では 300°C

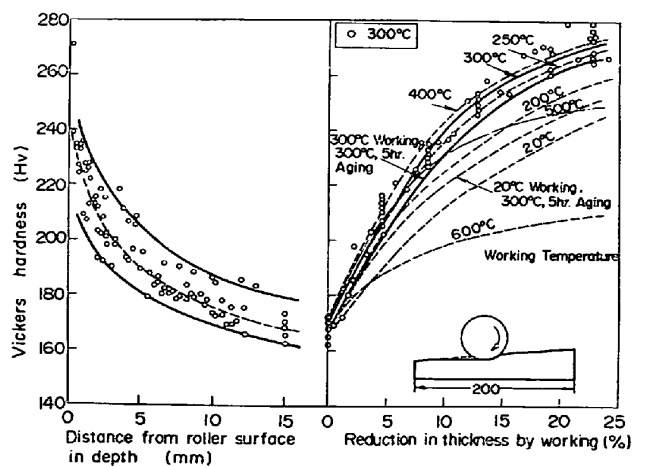


Fig. 3. Vickers hardness of surface part of S35C table roller after service of several years and relationship between Vickers hardness and reduction in thickness by working.

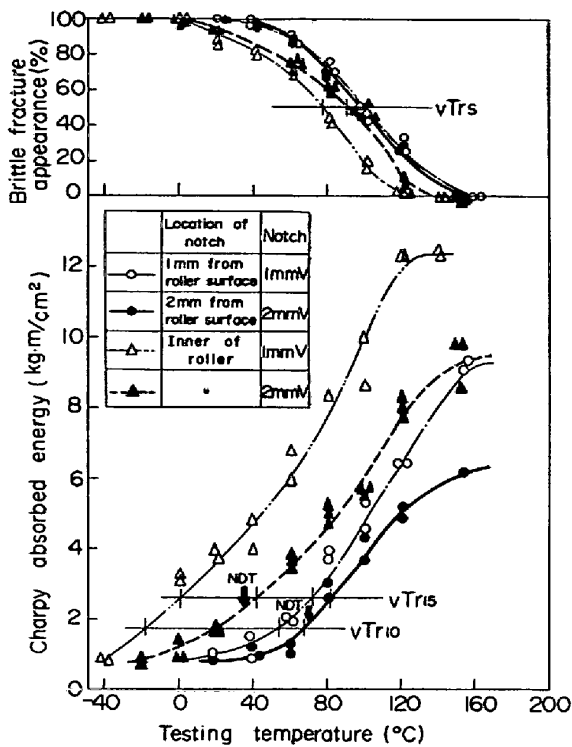


Fig. 4. Charpy impact transition curves and NDT temperature of surface and inner parts of S35C table roller after the service of several years.

で 10% 程度の加工に相当するひずみを受けていると考えられる。

3.2 テーブルローラ表層部の衝撃試験および落重試験結果

Fig. 4 はローラ表層部の衝撃遷移曲線および NDT 温度を内部のそれらと比較して示したものである。表層部の標準 2 mm V ノッチ試験片による衝撃値遷移温度は内部のそれに比べて約 40°C 高く、また vE_{max} も低く、表層部が脆化していることがわかる。この場合の切欠先端部の位置は表面下約 2 mm であるが、より硬さの高い表面下 1 mm に切欠先端を位置させた 1 mm V ノッチで比較すると表層部の脆化がより顕著に現われており、脆化は表面に近いほど著しい。なお 1 mm V ノッチの遷移曲線が 2 mm V に比べて低温側に移行しているのは材質変化よりも切欠形状による影響の方が大きいためである。

表層部の NDT 温度はローラの黒皮表面にクラックスタータービドをおいて求めたものであるが、内部より 35~40°C 高温側になつており、脆化の様相が顕著である。

このようにテーブルローラ表層部は使用中青熱温度領域における加工ひずみを受け、加工硬化とひずみ時効による硬化が重畳されて脆化してくるものと考えられる。

3.3 組織、引張および衝撃試験結果に及ぼす加工ひずみの影響

実験テーブルローラ表層部の脆化は使用条件と関連して表層部の温度と加工ひずみの影響が大きくいっていることがわかった。そこで試験片に加工ひずみを与えてテーブルローラ表層部の硬化を模擬させ、組織および機械的性質に及ぼす加工ひずみの影響をみた。

Photo. 1 は 20°C および 300°C で加工した顕微鏡組織を示す。焼ならしの母材はフェライト+パーライト組織を示すが、加工度 10% では組織変化がみられず、20% 加工するとフェライトが若干つぶされて伸びている。しかし加工温度による差はみられない。

Fig. 5 は引張特性に及ぼす加工の影響を示す。引張強さおよび降伏強さ (0.2% 耐力) は加工度の上昇とともに顕著に増加する。しかもその増加は加工度 10% 前後までが特に著しく、硬さ変化と一致する。降伏強さの増加は引張強さの増加より大きく、加工度の増すにつれて引張強さとの差は次第に小さくなる。伸びおよび絞り率は加工度の増加とともに減少する。特に伸びは低い加工度のうちから顕著に低下する。また引張強さは温度上昇につれて漸次低下するが、その依存性は小さい。

Fig. 6 は衝撃遷移曲線に及ぼす加工の影響を示す。加工したものの遷移曲線は焼ならし材に比べ著しく高温側に移行しており、最高吸収エネルギーも低下している。

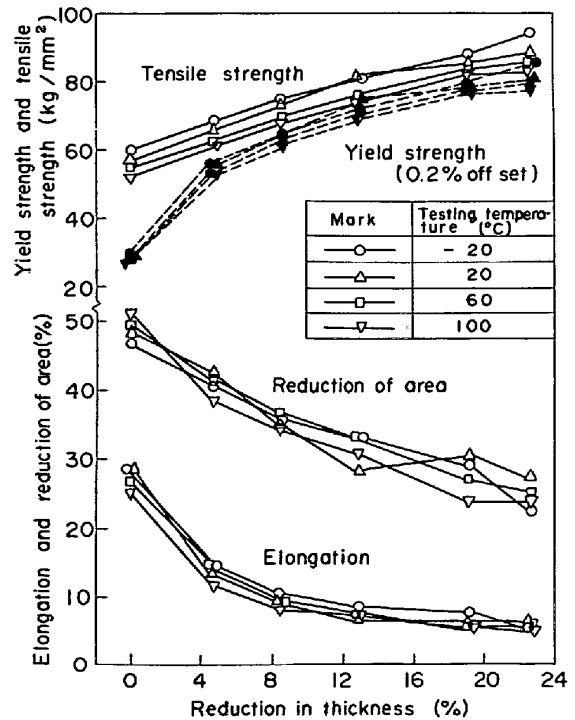


Fig. 5. Relation between tensile properties and reduction in thickness of worked S35C steel.

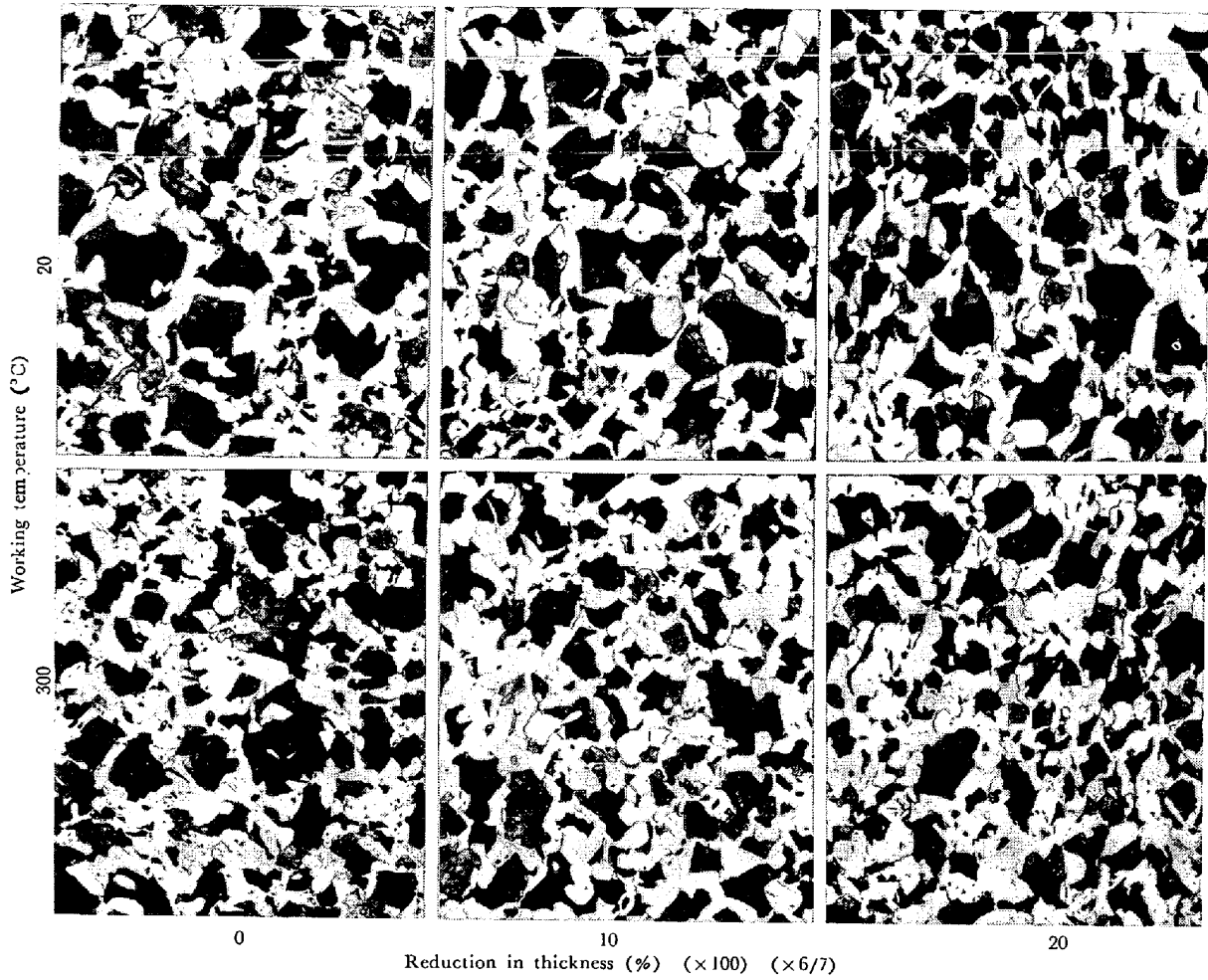


Photo. 1. Effect of working temperature and reduction in thickness on microstructure of S35C steel.

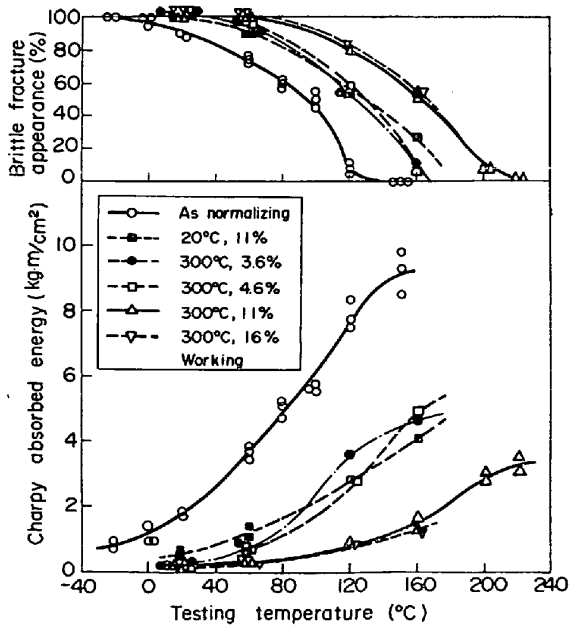


Fig. 6. Effects of working conditions on V-Charpy impact transition curves of S35C steel.

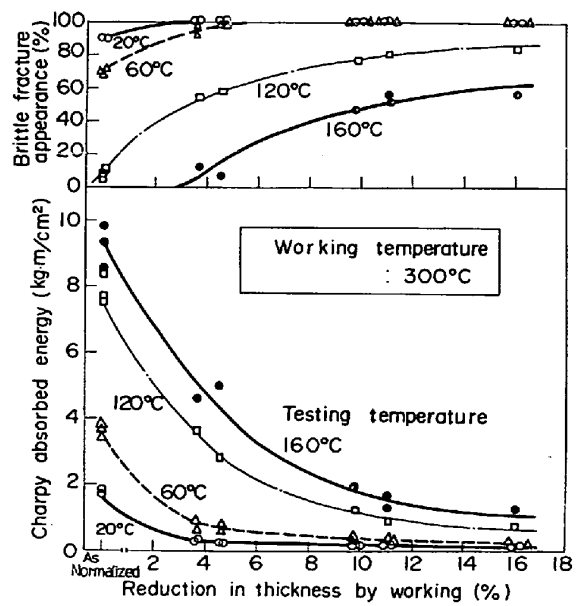


Fig. 7. Effect of reduction in thickness on V-Charpy impact properties of S35C steel.

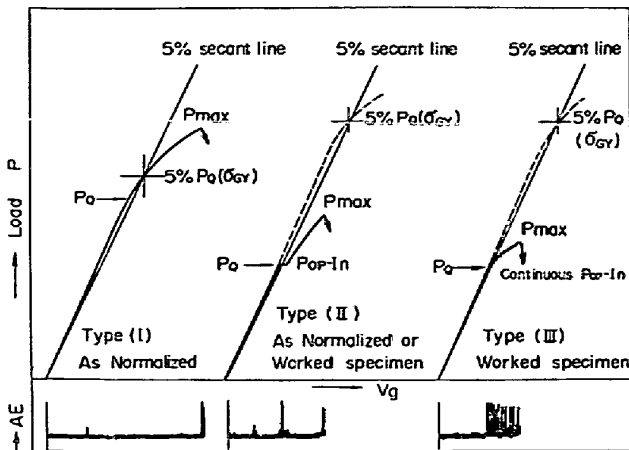


Fig. 8. Typical load-COD curves in notched bend tests.

この程度は加工度の高いものほど顕著であり、また常温での加工に比べ 300°C で加工したものが著しい脆化を示している。Fig. 7 は 300°C で加工したものの衝撃値および脆性破面率に及ぼす加工度の影響を示したもので、加工度 10% 程度までの脆化が著しいことを示している。

3.4 破壊靱性に及ぼす加工ひずみの影響

Fig. 8 は破壊靱性を求めるために行なつた切欠曲げ試験における代表的な荷重-COD 曲線の型を示したものである。焼ならしのみでは 40°C 以上で Type (I) を示し 20°C 以下で Type (I) となつた。これは高温になるほど高い破壊靱性を示すため破壊せずに変形してしまふためと考えられる。これに対し、加工したものの破壊様式はすべて Type (I) および (II) となつた。加工度 4% 未満のものは Type (I)、4% 以上のものは Type (II) を示し、低荷重領域から微少な Pop-In が連続的に生じて破壊に至つた。これは加工を行なうと降伏強さが上昇し、塑性変形に支配される全面降伏荷重は高くなり、これによつて起こる 5% P_Q 点は当然上昇するわけであるが、これより低い荷重で Pop-In を生じて破断に至ると解釈できる。このためここでは Pop-In を生じた荷重 (P_Q) を破壊発生点として整理した。この様相は AE の発生挙動からも明らかであり、き裂の発生点と考えられる P_Q 点で明瞭な AE が検出された。

Fig. 9 はこの結果求めた破壊靱性 K_{IC} に及ぼす加工ひずみの影響を加工度で表わしたものである。また Fig. 10 は限界 COD ϕ_c に及ぼす加工度の影響を示す。いずれも焼ならしのみではかなり高い破壊靱性を示すが加工ひずみを与えると急激に低下することがわかる。特に加工度 4~5% までが著しく、それ以後漸次低下を示

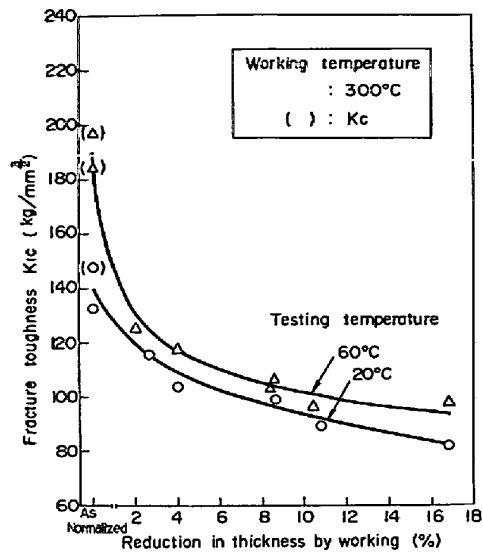


Fig. 9. Effect of reduction in thickness on fracture toughness of S35C steel.

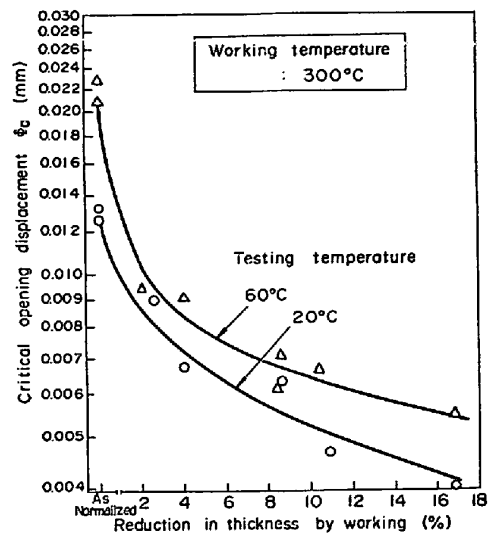


Fig. 10. Effect of reduction in thickness on critical crack opening displacement of S35C steel.

し、試験温度 60°C では約 10% 以上、20°C では約 6% 以上の加工度で K_{IC} が 100 kg/mm^{3/2} 以下にまで低下する。

Fig. 11 は焼ならしのみおよび加工ひずみを各種条件で与えた試験片の K_{IC} の温度依存性を示す。焼ならしのみにおいては 40°C 以上でかなり高い K_{IC} を示すが、加工ひずみを与えたものはこれらの温度でいずれも低い値であり、300°C で 10% 加工したものの K_{IC} は 80°C でも 105 kg/mm^{3/2} と低い。またこの K_{IC} の低下は室温で加工したものに比べ、加工温度が高くなると著しくなる。これは室温での加工が加工硬化による脆化であるのに対し、200~300°C で加工したものは炭素鋼

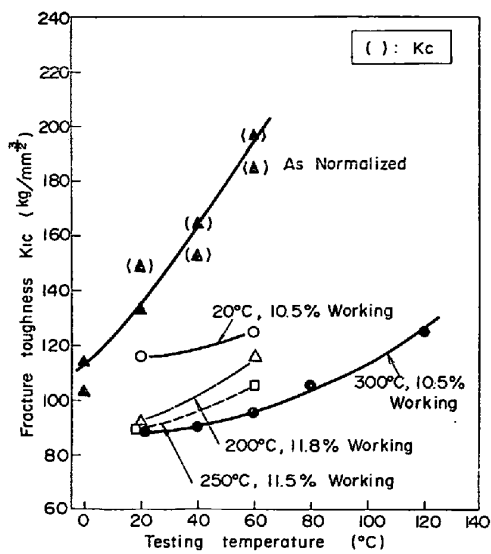


Fig. 11. Effect of working conditions and testing temperature on fracture toughness of S35C steel.

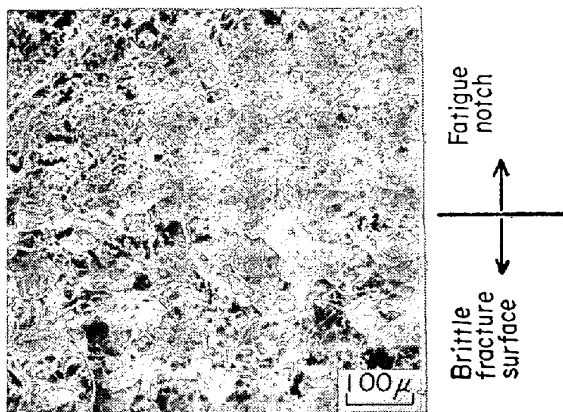


Photo. 2. Microfractography of fracture surface of fracture toughness bend test specimen worked at temperature of 300°C, 10.8% reduction in thickness and tested at temperature of 20°C.

の青熱脆性領域であり、加工硬化にひずみ時効が重畳されているためと考えられる。

また試験温度の依存性をみると、 K_{IC} は試験温度とともに上昇するが、加工したものは焼ならしのままのような顕著な温度依存性を示さなくなる。

また低応力破壊したものの破面はすべて 100% 脆性破面を示した。高温になると幾分 Shear lip の形成がみられたが、焼ならしのままのものは 60°C でき裂底に延性破面がみられた。Photo. 2 は 300°C で 10.5% 加工した試験片の 60°C における破面のフラクトグラフィである。疲労き裂底よりただちにへき開破壊を生じている様相が明瞭である。

このように炭素鋼において高温でのひずみは脆性破壊

強度に悪影響を与える。これは S35C がひずみ時効脆化に対する感受性が高いためであり、鋼中に含まれる窒素に影響される⁸⁾のでこの点のコントロールが重要であろう。

4. 検 討

4.1 破壊靱性と硬さおよび衝撃値との関係

Fig. 3 で示したように硬さは加工度の上昇とともに増し、この増加量は加工温度 300°C まで温度が高くなるにつれて著しくなる。一方破壊靱性 K_{IC} は Fig. 9~11 で示したように加工度および加工温度の上昇につれ低下を示す。したがってこの両者の関係から硬さと破壊靱性の関係が求められる。Fig. 12 はこの関係を示すが、200~300°C で加工した試験片の K_{IC} は同一試験温度において硬さの上昇とともに漸次低下し加工温度に関係なく一つの曲線で示される。また常温で加工したものは同一硬さにおいても K_{IC} はやや高くなっているが近い値である。

破壊靱性と硬さの関係は一般には必ずしも相関がないが同一鋼種においてここで示したような限られた条件においては相関するので、この結果からローラ表層部の異常硬化部について K_{IC} を推定することが可能と考えられる。同一鋼種について Fig. 12 のような関係を求めておけばテーブルローラ表層部の硬さを測定することによりその部分の K_{IC} が求められ、経年変化に対する対策が可能となろう。

つぎに Fig. 13 は今回実験した範囲内で求めた K_{IC} と V シャルピー吸収エネルギーとの関連を示したものである。破壊靱性を 1 つ 1 つ実験的に求めることは大変であるので、簡便な V シャルピー衝撃試験からある程度推

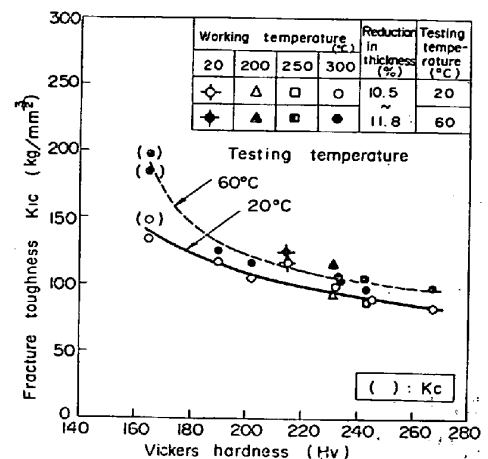


Fig. 12. Relationship between fracture toughness and vickers hardness of as-normalized and worked S35C steel.

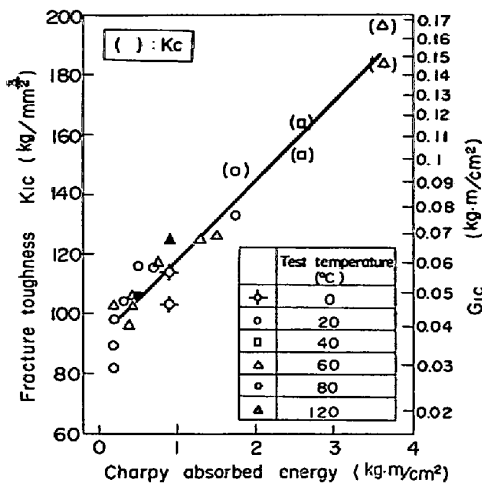


Fig. 13. Relationship between fracture toughness and V-Charpy impact absorbed energy.

測できれば品質管理面で大いに利用できる。Fig. 13の結果から大ざつぱには衝撃値が増せば K_{IC} が増加する傾向を示すが、吸収エネルギーが 1 kgm/cm^2 以下ではその相関は比較的ばらつきが大きい。このことはVシャルピー吸収エネルギーが靱性を示す尺度として用いられているが、0.25Rの切欠からの発生に要するエネルギーとその後のシャーリップなども含む伝播に要するエネルギーとを加えた複雑な値であるためと考えられる。しかし工学的に、例えば $K_{IC} 140 \text{ kg/mm}^{3/2}$ 以上欲しい場合には吸収エネルギーを 2 kgm/cm^2 以上にするように品質管理などには利用できよう。

今まで K_{IC} と V シャルピー吸収エネルギーとの関係は BARSOM および ROLFE⁹⁾, CORTEN および SAILORS¹⁰⁾ 伊藤ら¹¹⁾, 田中ら¹²⁾などが報告している。彼らはほとんど原子炉圧力容器用鋼や高張力鋼を対象として求めたものであるが、お互に一致した関係は示してなく、それぞれの鋼種にしぼつて考えなくてはならないのが通説になつている。Fig. 13 の関係は吸収エネルギー 2 kgm/cm^2 以下の範囲で CORTEN および SAILOR の関係式に近い値になつている。

4.2 テーブルローラの脆性破壊強度に関する考察

テーブルローラは大型鋼塊を移動、運搬、転倒する際に受ける荷重、長期間の使用中にローラ表面に発生するヒートクラックおよび表層部の硬化による材質劣化などが組み合わされて脆性破壊が発生しやすくなる。そこでこれを破壊力学アプローチを用いて検討する。破壊力学によれば破壊発生条件はき裂先端の応力拡大係数 K とその部分の材質の破壊靱性 K_{IC} とから (4) 式で示される。

$$K \geq K_{IC} \dots\dots\dots (4)$$

ここで K は構造物の形状、応力、き裂形状および寸法などによつて決まるが、テーブルローラの場合は直径 600 mm もの大きなローラの表面に微小な半楕円状のヒートクラックがある場合を考えればよい。この表面き裂の深さはローラ直径に比べればごく小さいので、深さ t_1 の半楕円表面き裂が存在する無限板にき裂と直角方向に一樣応力 σ が加わる場合の応力拡大係数 K_I の簡略式¹³⁾ が近似的に用いられる。

$$K_I = M_e M_p \frac{\sigma \sqrt{\pi t_1}}{\phi} \dots\dots\dots (5)$$

ここで M_e : KOBAYASHI らの Elastic Magnification Factor¹³⁾

M_p : KOBAYASHI らの Plastic Magnification Factor¹³⁾

$$\phi = \int_0^{\pi/2} \sqrt{1 - \frac{C^2 - t_1^2}{C^2} \sin^2 \theta} d\theta$$

c : き裂長さの半分, t_1 : き裂深さ

Fig. 14 は (4) および (5) 式を用いて計算した応力 σ : 30 および 35 kg/mm^2 における K_{IC} と限界き裂深さの関係を示す。破壊の生ずる限界き裂寸法は破壊靱性の大きいほど、また応力の低いほど、降伏点の高いほどより大きくなる。しかしさきにも述べたようにテーブルローラの表層部は使用中に著しく硬化し K_{IC} が低下するので、実際にはこれを考慮した脆性破壊強度の考察が必要である。

まずローラ表層部の引張および降伏強さは加工による硬さと引張および降伏強さの関係が Fig. 15 に示すような関係にあるので、Fig. 3 の表層部断面硬さ分布から推定することができる。Fig. 16 はこの結果求めたローラ表層部の引張および降伏強さの分布である。焼ならしのままの母材の引張強さ約 56 kg/mm^2 , 降伏強さ 29 kg/mm^2 に比べて表面下 10 mm 以内はかなり高くなるこ

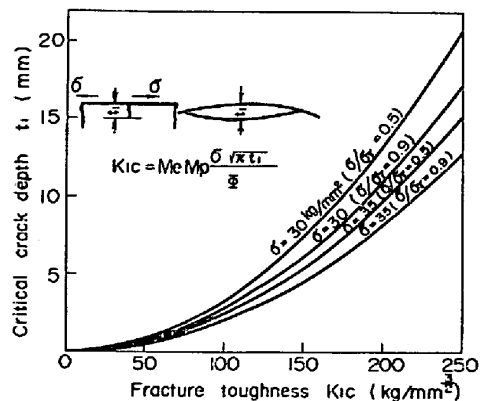


Fig. 14. Relation between fracture toughness and critical crack depth in the surface part of a table roller.

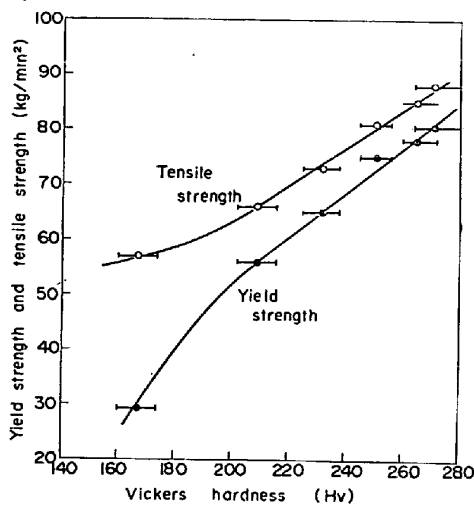


Fig. 15. Relation between yield strength, tensile strength and Vickers hardness of S35C steel.

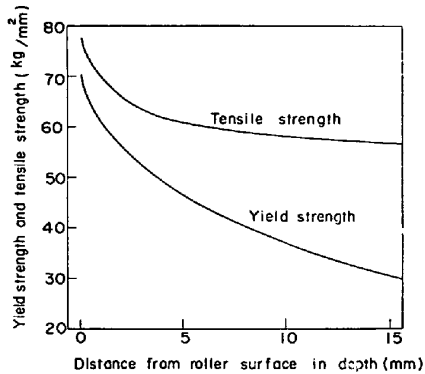


Fig. 16. Estimation of yield strength and tensile strength in roller surface from the hardness distribution in Fig. 3 using the strength-hardness relation of Fig. 15.

とがわかる。

一方ローラ表層部各位置における破壊靱性はFig. 3におけるローラ表層部の硬さ分布とFig. 12における硬さと破壊靱性の関係から求めることができる。

表面き裂のあるテーブルローラの脆性破壊発生は(4)式で示したように、(5)式で示した K_I の値が上述した方法によつて求めた表面下各位置における各温度での破壊靱性値より大きくなる時に起こる。Fig. 17はこの関係を示す図の1例である。ここではローラ表層部に加わる応力 σ が20~40 kg/mm²の場合を示した。また K_{IC} は20°Cと60°Cの値および120°Cの予想値を示した。 K_I 値はき裂の大きくなるにつれて急激に増加し応力の高い場合がより著しい。一方 K_{IC} はローラ表面が加工ひずみの影響を受けて低いが、内部にいくにしたがつて上昇する。これは温度の高いものがより著しい。ここでき裂深さに対する K_I の上昇は K_{IC} の増加に比べ

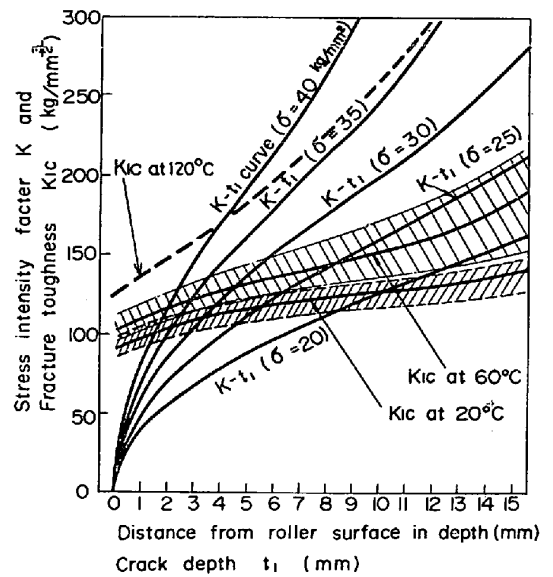


Fig. 17. Fracture toughness as a function of distance from roller surface in depth and stress intensity factor K as a function of crack depth in roller surface.

て著しいので、き裂が成長すると両者の交わる点で脆性破壊が発生すると解釈できる。これから脆性破壊が発生するときのき裂深さは温度が低いと小さいが、温度が高くなると大きくなり、 $\sigma : 30 \text{ kg/mm}^2$ では60°Cの場合約4.5 mmであるが120°Cになるともはや破壊が発生しなくなる。

これらの関係から脆性破壊が発生しないよう限界き裂寸法を大きくするためには、 K_{IC} の高い温度で使用することおよび K_{IC} の高い鋼種を用いることが効果的である。Fig. 17には120°Cにおける K_{IC} 推定曲線も示したが、この温度ではもはや $\sigma : 30 \text{ kg/mm}^2$ で破壊は生じない。また応力を低めることも効果がある。図には $\sigma : 35$ および40 kg/mm²の値も計算してあるが、実際には30 kg/mm²以下の応力で使用されており、応力が低いと限界き裂寸法はより大きくなる。

また長期間使用されて表面に生ずる残留応力はその使用状態で大きさが多少異なるが、10 kg/mm²程度であり、き裂寸法がローラ直径に比べて極めて小さいので残留応力は表層部に生ずる外応力と同様に考えて加算して考えればよい。たとえばFig. 17で60°Cにおいては平均の K_{IC} で考えた場合、応力30 kg/mm²では4.5 mmのき裂で破壊が発生することになるが、残留応力が10 kg/mm²あれば外応力20 kg/mm²で破壊発生すると考えてよい。

さらにS35Cは今まで述べてきたようにひずみ脆化を起こしやすくローラ表層部が脆化しやすいので、特に

温度の低いうちには過激な条件で使用することはさけた方がよい。このような条件においてもより高い K_{IC} の得られる鋼種について引きつづき研究中である。

5. 結 言

S35C焼ならし材の破壊靱性に及ぼす加工度および加工温度の影響を明らかにし、表面硬化によつて破壊靱性の低下したテーブルローラの脆性破壊強度を検討した。結果を要約すると次のようになる。

(1) テーブルローラの表層部は使用中 300°C 程度まで上昇するため長期間使用による加工ひずみで著しく硬化し、Vシャルピー吸収エネルギーの低下およびNDT温度の上昇が起こる。

(2) S35Cの硬さは加工度の上昇および加工温度の上昇とともに高くなる。これは加工温度 300°C 前後で最大となる。また常温で加工したものの硬さは 300°C で時効すると高くなる。

(3) 組織に及ぼす加工温度の影響はみられず、また加工度 10% 程度では変化ない。しかし加工度 20% 程度は若干つぶされて伸びる。

(4) 引張強さおよび降伏強さは加工度の上昇とともに顕著に増加し、伸びおよび絞りは低下する。加工度 10% までが著しい。衝撃遷移温度は加工度の増加で著しく上昇し、これは加工温度の高い方が顕著である。

(5) 破壊靱性は焼ならしのままでは高いが、加工ひずみを与えると加工度の増加にしたがい著しく低下する。また加工温度の上昇とともに低下し、300°C で加工したものが最も低い破壊靱性を示す。

(6) 破壊靱性と加工による硬さおよびシャルピー吸収エネルギーとの関係はほぼ一つの曲線で示すことができる。これより同一鋼種においてローラ表層部断面硬さ分布がわかれば表面部分の破壊靱性の推定が可能である。

(7) テーブルローラ表層部の硬化によつて表層部の

破壊靱性は低下する。ローラ表層部にき裂がある場合の応力拡大係数と表面硬化によつて低下した破壊靱性との関係から各応力および温度レベルにおけるテーブルローラの脆性破壊発生条件および限界き裂寸法を定量的に求めた。常温付近では脆性破壊の生ずる限界き裂寸法はやや小さいので注意が必要であるが、120°C 以上の温度では残留応力も含めた応力 35 kg/mm² 以下でもはや脆性破壊が発生しなくなる。

最後に以上の研究を行なうにあたり御指導を賜つた当社日立工場機械設計部福井部長補佐、林主任技師、日立研究所飯塚部長の諸氏に深甚なる謝意を表する。

文 献

- 1) Metals Handbook Vol. 1(1961), p. 72
- 2) 寺沢, 大谷, 吉田, 寺井: 造船協会論文集, 第 109 号 (1961), p. 317
- 3) 寺井: 溶接学会誌, 31(1962), p. 355
- 4) ASTM E208-69: ASTM Standards, Part 31 (1973), p. 597
- 5) ASTM E399-72: ASTM Standards, Part 31 (1972), p. 955
- 6) 正岡, 国谷: 溶接学会昭和 50 年度秋季全国大会講演概要, 第 17 集, (1975), p. 158
- 7) 正岡, 国谷, 島貫: 溶接学会昭和 50 年春季全国大会講演概要, 第 16 集, (1975), p. 282
- 8) 今井, 石崎: 金属学会誌, B14 (1950) 5, p. 42
- 9) J. M. BARSOM and S. T. ROLFE: Impact Testing of Metals, ASTM STP 466, (1970), p. 281
- 10) H. T. CORTEN and R. H. SAILORS: T. & A. M. Report No. 346 (1971)
- 11) 伊藤, 田中, 佐藤: 日本造船学会論文集, 131 (1972), p. 335
- 12) 田中, 野田: 溶接学会昭和 48 年度秋季全国大会講演概要, 第 13 集 (1973), p. 268
- 13) A. S. KOBAYASHI and W. L. MOSS: Proc. 2nd Int. Conf. on Fracture (1969), p. 31
- 14) たとえば, 吉識, 金沢, 町田: 造船協会論文集, 113 (1963), p. 125