

論 文

UDC 539.3 : 669.15-131.2

鋼の遅れ破壊強度に及ぼす冷間加工の影響*

福 井 彰 一**

The Influence of Cold Working on the Delayed Fracture Strength of Steel

Shoichi FUKUI

Synopsis:

To evaluate the influence of internal strain, separating it from the influence of microstructure, upon the change of delayed fracture strength of steel due to tempering after quench-hardening, the change of delayed fracture strength with cold-drawing and annealing after drawing was investigated for 0.38% C-0.95% Cr-0.18% Mo steel whose microstructure had been made to contain stable spheroidized carbides by annealing. The delayed fracture test was carried out in 0.1N-HCl solution by a cantilever type bending machine. The results are summarized as follows:

(1) The hardness and static bending strength of the steel increased and delayed fracture ratio (the ratio of delayed fracture limit to static bending strength) decreased gradually with increasing cold reduction in drawing.

(2) The delayed fracture limit reached a maximum value with the cold reduction of 16%. It is thought that the result is attributed to the cause that at that cold reduction the load carrying capacity of the steel balanced with the susceptibility to delayed fracture, both of which increased with increasing cold reduction of steel.

(3) The delayed fracture strength of the steel in short life region increased by cold working. It is thought that the result comes from the decrease of diffusion rate of hydrogen due to the trapping effect of lattice defects produced by cold working.

(4) The delayed fracture limit and delayed fracture ratio of cold-drawn steel increased with increasing annealing temperature gradually up to 300°C and rapidly over 300°C.

(5) The delayed fracture ratio varied in good correlation with the change of internal strain induced by cold working or annealing after that. It was suggested that microscopic internal strains play an important role in susceptibility to delayed fracture of steel.

(Received Mar. 1, 1972)

1. 結 言

冷間加工によつて鋼の水素吸収速度¹⁾, 水素吸収量¹⁾²⁾, 水素脆化感受性³⁾が増すことはよく知られている。いつぼう, 酸性腐食環境中における鋼の遅れ破壊では鋼が環境から吸収する水素の役割が重要なので, 冷間加工によつて鋼の遅れ破壊感受性も増すものと考えられる。

マルテンサイトの遅れ破壊感受性は炭素含有量が多いものほど大きく, 焼もどし温度の上昇につれて遅れ破壊感受性が減するが, これらは焼入れあるいは焼もどし過程における内部ひずみの変化が大きな役割を演ずることを示唆している⁴⁾。焼入鋼の焼もどしにおいては内部ひずみの変化と同時に炭化物の析出, 凝集などの金属組織

的变化が生ずるので, 焼入鋼の熱処理による遅れ破壊強度の変化挙動を理解するためには, これらの金属組織変化と内部ひずみ変化とを分離して検討することが必要である。そこで, 本報では十分な焼なましによつて安定な粒状炭化物を含む金属組織とした鋼について冷間加工ならびにその後の焼なましによる遅れ破壊強度の変化を調べたところ, 内部ひずみが鋼の遅れ破壊感受性を著しく高めることが明らかとなつたのでその結果について報告する。

* 昭和 43 年 4 月 本会講演大会にて発表

昭和 47 年 3 月 1 日 受付

** 大同製鋼(株)中央研究所

2. 供試材および実験方法

供試材は Table 1 に示す化学組成の鋼で、冷間引抜した直径 12 mm の丸棒として入手した市販材を 650°C で 5 hr 低温焼なましして Photo. 1 (a) に示すような粒状セメントイトの分散した金属組織とした。これを素材として冷間引抜によつて直径 11.0 mm, 9.0 mm, 7.6 mm および 6.4 mm とした。これらの引抜減面率はそれぞれ 16%, 31%, 43.5%, 60% および 71.5% である。引抜材の金属組織の一例を Photo. 1 (b) に示す。引抜減面率 71.5% のものについては焼なましによる遅れ破壊特性の変化を調べるために 100~600°C で 1 hr 加熱後空冷の焼なましを施したものを準備した。一例として 300°C で焼なましした場合の金属組織を Photo. 1 (c) に示す。

これより切欠半径 0.1 mm, 深さ 1 mm の V 型環状切欠をもつ直径 6 mm の遅れ破壊試験片を削り出し遅れ破壊試験に供した。遅れ破壊試験は既報⁵⁾ の片持曲げ方式とし、0.1 規定 HCl 水溶液を滴下して行なつた。また遅れ破壊試験片と同形の試験片について静曲げ試験を行なつた。試験結果は弾性式による表皮最大曲げ応力の値で整理した。

遅れ破壊試験片の軸を含む縦断面を被検面として X 線の幅拡がりを測定した。測定はデイクラクトメータにより、対陰極として Co, フィルターとして Fe を用い、

Table 1. Chemical composition of steel used.

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
0.38	0.31	0.71	0.013	0.021	0.18	0.08	0.95	0.18

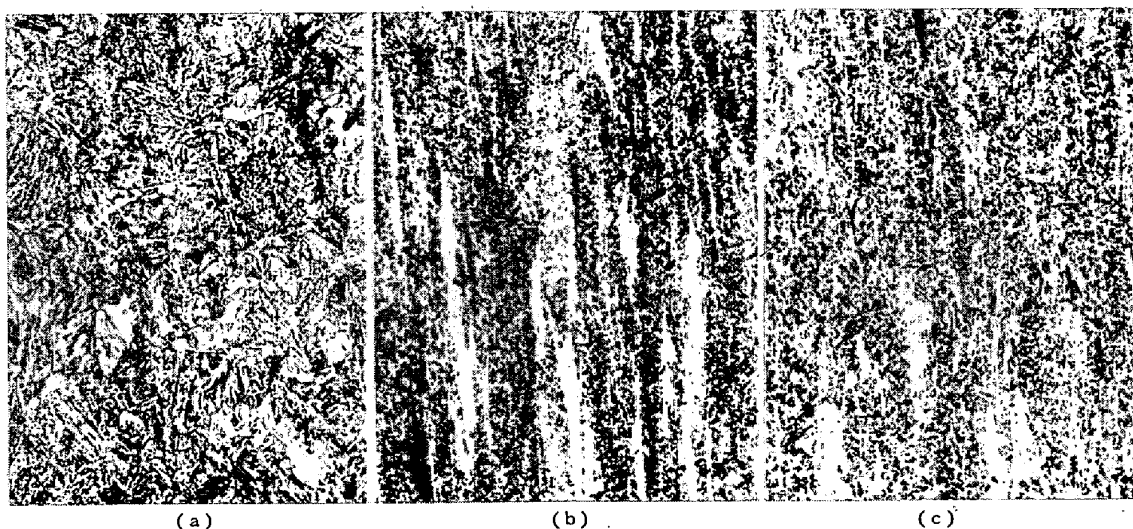


Photo. 1. Microstructure of steel, (a) as annealed, (b) cold drawn to 71.5%, and (c) annealed at 300°C after cold drawing to 71.5%. Nital, ×600 (4/7)

管電圧 35 kV, 管電流 10 mA の条件とし, {110} および {220} 回折線を画かせ, その幅拡がりを求めた。K_{α1}, K_{α2} の分離は RACHINGER の方法⁶⁾により, K_{α1} 線の積分幅を求めた。回折線の形状を Gauss 型と仮定して試料の積分幅 B, 焼なましした純鉄試料のそれを b とすると試料の真の積分幅 β は (1) 式で与えられる。

$$\beta = (B^2 - b^2)^{1/2} \dots \dots \dots (1)$$

HALL によると解析的な意味での粒子径 L, ひずみ ε と β との間には (2) 式が成立するという⁷⁾。

$$(\beta \cos \theta / \lambda)^2 = (1/L)^2 + (4\epsilon)^2 (\sin \theta / \lambda)^2 \dots \dots (2)$$

ここに λ は X 線の波長, θ は Bragg 反射角である。(2) 式に {110} および {220} 回折線のそれぞれの測定値を代入してひずみ ε を求めた。

3. 実験結果

Fig. 1 に冷間加工率による遅れ破壊曲線の変化を示す。焼なましのままの試料では, ごく破断寿命の短い領域での遅れ破壊強度の低下が著しいが, さらに負荷応力を下げると急激に破断寿命が長くなる。これに対して冷間加工を施した試料では静曲げ強度が上昇するとともに短寿命域における遅れ破壊強度も上昇して, 負荷応力の低下にとまらなう寿命の増加の割合は焼なましのままの試料よりもむしろ大きく, 遅れ破壊曲線の勾配はゆるやかである。しかし冷間加工した試料では長寿命域での遅れ破壊強度の上昇は短寿命域におけるほど大きくはなく, 冷間加工率が 31% をこえるものでは遅れ破壊強度は焼なましのままのものよりもむしろ低くなつてしまう。

いずれの加工率の試料でも長時間側では遅れ破壊曲線はほぼ水平となつているが, さらに長時間のところまで再び傾斜しているものもある。この領域は全面腐食による

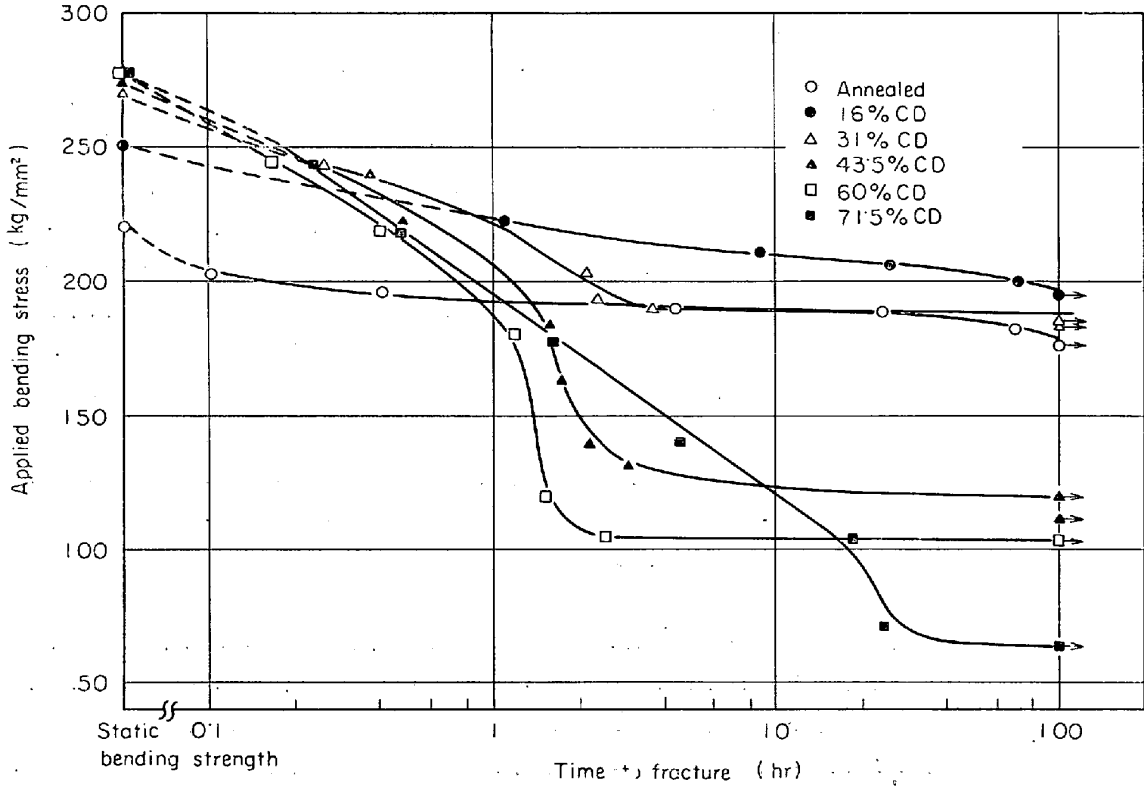


Fig. 1. Delayed fracture curves in 0.1 N-HCl for cold drawn steels.

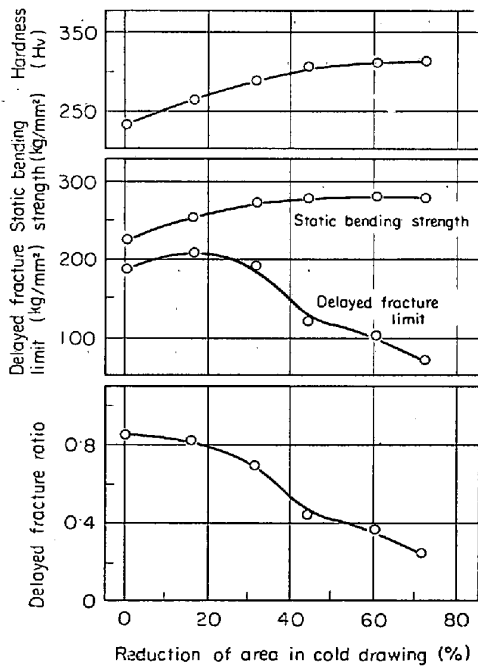


Fig. 2. The change of hardness, static bending strength and delayed fracture characteristics with cold reduction.

試験片直径の減少の影響が顕著になりはじめたところと判断されるので⁵⁾, 遅れ破壊曲線がほぼ水平部を示したところの応力値を遅れ破壊限度とした。

Fig. 2 は冷間加工率によるかたさ, 静曲げ強度, 遅れ

破壊限度および遅れ破壊限度比の変化を示したものである。遅れ破壊限度比は遅れ破壊限度と静曲げ強度の比の値で, 材料の遅れ破壊に対する抵抗性の尺度として採用したものである。Fig. 2 によると遅れ破壊限度比は冷間加工率の上昇につれてしだいに低下し, 遅れ破壊感受性は冷間加工率によつて増大することを示すが, 遅れ破壊限度は加工率 16% 付近で最大値を示す。これは静曲げ強度あるいはかたさの加工率による変化にみられるように加工率の小さいところではこれらの値は急激に増加するが, 遅れ破壊限度比で表わされるように遅れ破壊感受性の増加はゆるやかなため, 材料の載荷能力の増大と遅れ破壊感受性の増加による遅れ破壊強度の低下とがちょうどこの加工率で平衡に達したためと考えられる。

Fig. 3 は加工率 71.5% に冷間引抜した試料の焼なましによる遅れ破壊曲線の変化を示す。短時間域での遅れ破壊強度は静曲げ強度との関連で複雑な変化を示すが, 遅れ破壊限度は一般に焼なまし温度の上昇につれて増加する傾向を示している。

Fig. 4 は焼なまし温度によるかたさ, 内部ひずみおよび遅れ破壊限度比の変化を示したものである。焼なまし温度の上昇につれて, かたさははじめしだいに上昇していくが, 400°C 付近で最大を示したのち低下する。内部ひずみと遅れ破壊限度比とは焼なまし温度の上昇につれてちょうど逆の変化を示し, 300°C 付近まではゆるや

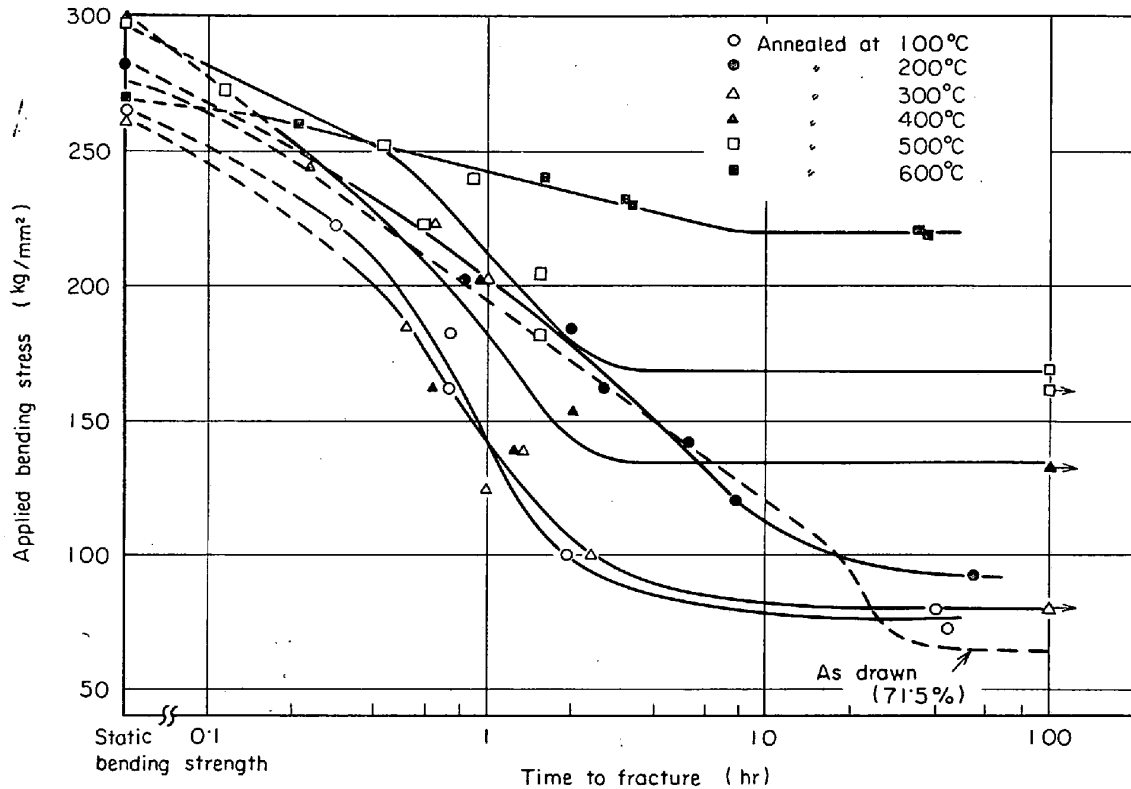


Fig. 3. Delayed fracture curves in 0.1 N-HCl for cold drawn and annealed steels.

かにそして 300°C をこえると急激に変化している。

4. 考 察

冷間引抜きによって鋼中には微視的内部ひずみを生じて硬化すると同時に巨視的内部応力分布を生ずる。通常の冷間引抜きでは巨視的内部応力分布は表層部では引張応力を、また内部では圧縮応力となるのがふつうであり、引張応力から圧縮応力へと転換する位置は断面積比で 50% よりも表層寄りとなる⁸⁾。本実験に用いた遅れ破壊試験片では直径 11.0 ~ 6.4 mm の冷間引抜材から切欠部直径 4 mm の試験片を削り出しているので、巨視的内部応力は解放されていると考えてよい。

冷間加工率の上昇に伴うかたさの上昇は内部ひずみの増加を示すものと考えられるが、遅れ破壊限度比は冷間加工率の上昇につれて低下し、内部ひずみの増加に対応して変化することがわかる。内部ひずみと遅れ破壊限度比との対応は冷間加工後焼なましした試料について直接的に確かめられた。

冷間加工により鋼の水素吸収量が増加し¹⁾²⁾、また水素脆化感受性も増すが³⁾、長時間の遅れ破壊試験では試験片は飽和水素濃度に達し、さらに冷間加工によつて水素脆化感受性も増大していることが遅れ破壊限度比の低下をもたらすものと考えられる。これに対して静曲げ強

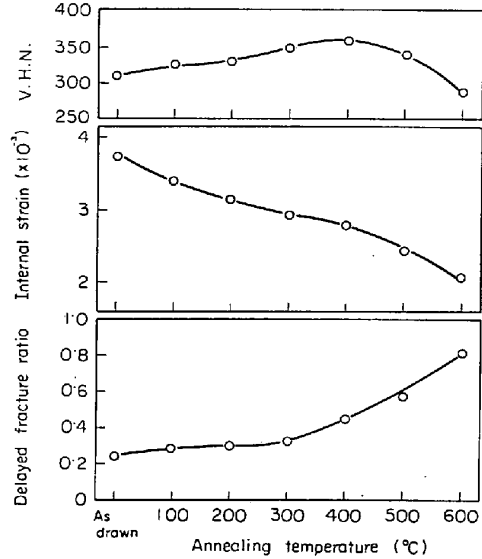


Fig. 4. The change of hardness, internal strain and delayed fracture ratio with annealing temperature of cold drawn steel.

度に近い高応力負荷の場合の遅れ破壊寿命は冷間加工によつて長くなることがわかつた。静曲げ強度の増加として認められるように、冷間加工によつて材料の載荷能力は増すのであるが、他方 Fig. 1 に示すように短寿命域における遅れ破壊曲線の勾配は焼なまし材よりも冷間加工材のほうがゆるやかであること、つまり Fig. 1 にお

る負荷応力を静曲げ強度との比の値で整理しても、負荷応力比が高いところでは冷間加工材のほうが遅れ破壊寿命が長いことから、高応力を負荷した場合の遅れ破壊寿命が冷間加工によつて増大することは載荷能力の増大によるものではないと考えられる。同様な現象は焼入れ焼もどし材においても認められている。すなわち、焼もどし温度が低く、内部ひずみの大きい状態のほうが高温で焼もどして十分に内部ひずみを減じた状態よりも短時間領域での遅れ破壊強度が高い⁴⁾。酸性環境中における遅れ破壊では試験片の表面から侵入した水素が3軸応力性最大の位置に拡散してきて、その位置の応力状態において破壊発生に必要な水素量に達するとき裂を生じ、さらにこの初期き裂の前面に生じた応力集中部への水素の集積をまつてき裂の成長が行なわれるものと考えられる。遅れ破壊き裂の発生および成長の時間依存性は水素の拡散が律速過程であることを示している⁹⁾。冷間加工によつて導入された格子欠陥は水素を捕捉してその拡散速度を減ずる¹⁰⁾。高応力負荷で破断寿命が短い領域では、冷間加工によつて水素脆化感受性が増加することよりも、むしろ破壊の発生に必要な量の水素が破壊発生起点に到達し、集積するための時間が長くなることの効果により大きな役割を占めるために冷間加工によつて遅れ

破壊寿命が延長するものと思われる。これに対して、遅れ破壊限度付近の比較的負荷応力が低い場合には破壊発生起点における水素濃度が高まるのに十分な時間があるので、水素の拡散速度よりもむしろ材料の水素脆化感受性が遅れ破壊強度を支配するものと考えられる。負荷応力が高い場合に比べて負荷応力が低い場合は、き裂の成長速度が破断寿命に対してより大きな影響をもつと考えられる。遅れ破壊き裂の階段的成長過程において脆い材料ほど一段のき裂がより大きく成長することから⁹⁾、低応力負荷時における遅れ破壊寿命については冷間加工による鋼の靱延性の減少も考慮する必要がある。

冷間加工した鋼の焼なましに際して、かたさは400°C付近で最大値を示しているが、本供試材のように分散した炭化物粒を含む鋼では完全に転位のピン止めが行なわれるには炭化物粒が再固溶するような高温での加熱が必要で、350~400°Cの加熱によつてかたさの最高値に達するという¹¹⁾¹²⁾。一方内部ひずみは最高かたさが得られるよりもやや低い300°C以上での焼なましにより急激に減少しはじめるという報告がある¹³⁾。本研究における内部ひずみ測定結果においても焼なまし温度が300°Cをこえると内部ひずみの減少が顕著となる傾向を示している。

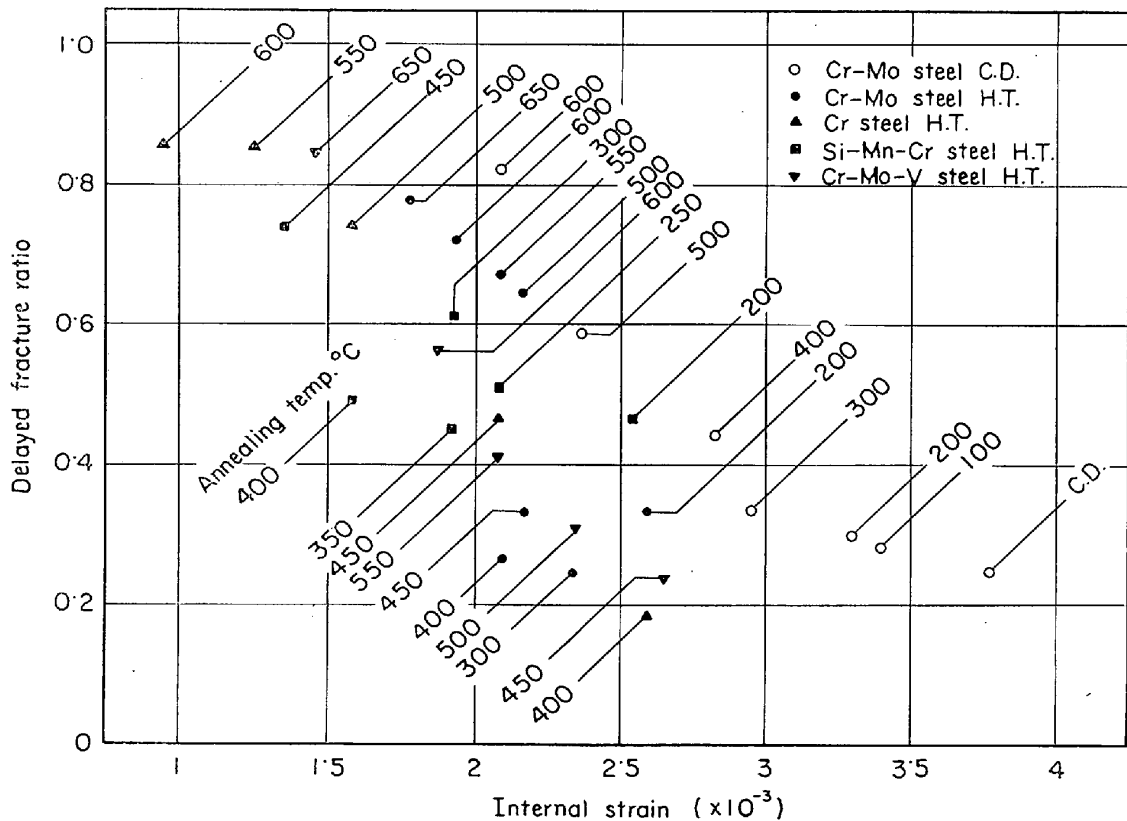


Fig. 5. The relationship between internal strain and delayed fracture ratio for cold drawn steel and heat treated steels.

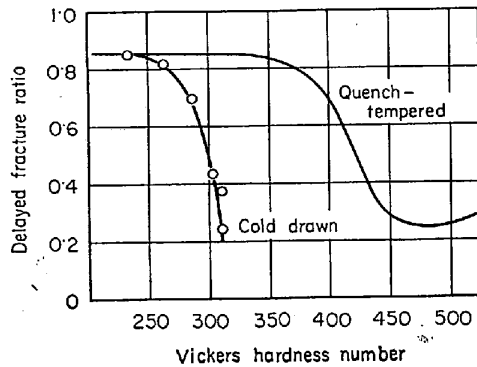


Fig. 6. The relation between hardness and delayed fracture ratio for cold drawn steel and quench-tempered steel.

鋼中の内部ひずみがどのような機構によつて遅れ破壊強度に寄与するのかは明らかではないが、Fig. 5にも示すように内部ひずみと遅れ破壊限度比との間には強い相関が認められる。図中には焼入れ焼もどしを施した各種の鋼の値も併記したが、低温焼もどし領域で焼もどしたものは同等な内部ひずみ量に対して、そのほかのものより遅れ破壊限度比は低い。これらの異常点を除くと、冷間加工材と熱処理材の両者ともほぼ同様な内部ひずみ遅れ破壊限度比関係を示すのは興味深い。

他方、Fig. 6はかたさと遅れ破壊限度比との関係を示すものであるが、これによると同等なかたさでも熱処理材にくらべて冷間加工材は著しく遅れ破壊限度比が低いことがわかる。冷間加工材がおもに内部ひずみによつてかたさを維持しているのに対して高温で焼もどした熱処理材では炭化物の微細分散による強化が大きな部分を占めている。このことから内部ひずみによる強化は遅れ破壊強度の面からは不利な強化方法であることがわかる。

5. む す び

粒状炭化物を含む鋼について冷間加工およびその後の焼なましによる0.1規定HCl水溶液環境中における遅れ破壊特性の変化について調べた結果、つぎのことがわかった。

- 1) 冷間加工率の増加に伴い、かたさおよび静曲げ強度は上昇し、遅れ破壊限度比はしだいに減少した。
- 2) 遅れ破壊限度は冷間加工率約16%で最大を示した。これは冷間加工による載荷能力の増大と遅れ破壊感受

性の増大とがこの加工率で平衡に達した結果と考えられる。

- 3) 冷間加工により短寿命域での遅れ破壊強度は上昇した。これは冷間加工による水素の拡散速度の減少によつて説明できる。
- 4) 冷間加工材の遅れ破壊限度および限度比は焼なまし温度の上昇につれて300°Cまではゆるやかに、そして300°Cをこえると急激に増加した。
- 5) 遅れ破壊限度比の変化は冷間加工あるいはその後の焼なましによる内部ひずみの変化と関連して変化し、微視的内部ひずみが鋼の遅れ破壊感受性に対して重要な役割をもつことを示唆した。

終わりに臨み、本研究の発表を許可し、ご鞭撻下さいました大同製鋼(株)中央研究所長浅田千秋博士ならびに終始ご指導、ご鞭撻下さいました東京工業大学田中実教授に厚くお礼申し上げます。またX線回折技術に関してご協力下さった大同製鋼(株)中央研究所上原紀興氏に謝意を表します

文 献

- 1) L. S. DARKEN and R. P. SMITH: Corrosion, 5 (1949), p. 1
- 2) U. V. BHAT and H. K. LLOYD: JISI, 165 (1950), p. 382
- 3) N. J. GRANDT and J. L. LUNDSFORD: Iron Age, 175 (1955) 22, p. 92
- 4) 福井: 鉄と鋼, 55 (1969) 2, p. 151
- 5) 福井, 浅田: 鉄と鋼, 54 (1968) 12, p. 1299
- 6) RACHINGER: J. Sci. Instrument, 25 (1948), p. 254
- 7) F. W. JONES: Proc. Roy. Soc., A 116 (1938), p. 16
- 8) A. MURAMATSU and S. FUKUI: Proceedings of 1st Japan Congress on Testing Materials, (1958), p. 61
- 9) A. R. TROIANO: Trans. ASM, 52 (1960), p. 54
- 10) R. C. FRANK: Internal Stress and Fatigue in Metals, Proceedings of the symposium on internal stress and fatigue in metals, (1959), p. 411, Elsevier Publishing Co.
- 11) E. T. STEPHENSON and M. COHEN: Trans. ASM, 54 (1961), p. 72
- 12) D. V. WILSON and B. MINTZ: Trans. ASM, 54 (1961), p. 728
- 13) B. MINTZ and D. WILSON: JISI, (1966) Feb., p. 91