鉄鋼の疲労によるぜい化遷移温度の上昇のかたさによる検出*

佐藤千之助** 今村好男** 河原井 毅***

Determination of Increase in Brittle Transition Temperature
of Steel Due to Fatigue by Hardness Test

by

Sennosuke SATO, Yoshio IMAMURA and Takeshi KAWARAI

(Faculty of Engineering, University of Ibaraki, Hitachi)

In order to prevent brittle fracture of a structure, it is important to know how much the brittle transition temperature of a steel structure increases with cyclic loading. In a past, a number of investigations were carried out, for example, by means of the Charpy impact test. However, quantitative evaluation of the influence of fatigue stressing and cycling on the brittle transition temperature of steel have not yet been made clear. In this paper, the brittle transition temperature of a structural steel subjected to various degrees of fatigue was measured by the hardness testing method in which the brittle transition temperature can be defined as the intersection of the two straight lines in the plot of the logarithmic Vickers hardness *vs.* the reciprocal of absolute temperature.

The results obtained are summarized as follows:

- (1) When a constant fatigue stress S is repeated, the transition temperature of hardness ΔT_* increases with increasing number of stress cycles N and saturates to a certain value.
- (2) When a constant number of stress cycles N is repeated, ΔT_* increases with increasing repeating stress S .
- (3) The maximum increase of brittle transition temperature ΔT_{*max} appears in the fatigue limit.
- (4) An experimental formula relating ΔT_* with S and N is found to satisfy fairly well the measured data.

(Received July 14, 1975)

1 緒 言

多くの鉄鋼構造物の設計において、その使用中の繰返し応力の経過によってその材料のぜい化遷移温度がいかに変化するかはぜい性破壊防止のため重要な課題である。^{1,2)} そのため、従来しばしばシャルピ衝撃試験法や超音波減衰法などによって検討され、炭素鋼の衝撃値による遷移温度は繰返し応力や、繰返し衝撃によって高温側に移動する傾向のあることが報告されている。^{3)~6)} しかし、これらの破壊試験法によるときは、一連の応力および繰返し数の特性を検討するためにはかなり大形の疲労材から多数の試験片を採取せねばならず、^{1,7)} 一般性のある結論には達していない。

本研究におけるかたさによりぜい化遷移温度を測定する試みは、鉄鋼など体心立方晶金属の低温における引張試験において延性が急減する温度、すなわち、延

性遷移温度 T_d において破壊応力の温度依存性もまた急減するが、この温度を境としてかたさの温度依存性も変化することに着目して、かたさの遷移温度を求める方法である。^{8)~12)} この方法はなかば非破壊的に小さな試料でぜい化の温度依存性を細かに測定しうる利点がある。本研究はこのような応用の一例として、一般構造用圧延鋼板 SS 41 を用いて、円弧形に断面が変化する試験片を作成し、両振り引張圧縮疲労試験を行ない、繰返し応力と繰返し数のぜい化遷移温度に及ぼす影響を、疲労限の上下数段階の応力にわたって検討し、実験式を提出するものである。

2 実験方法

2・1 供試材料

実験に使用した鉄鋼素材は幅 100 mm、厚さ 16 mm の一般構造用圧延鋼板 SS 41 である。疲労試験片の作成にあたり、650℃、10 時間のひずみ取り焼なましを行なった。熱処理後の化学成分および機械的性質を Table I に示す。

* 原稿受理 昭和50年7月14日

** 正会員 茨城大学工学部 日立市中成沢町

*** 茨城大学工学部 日立市中成沢町

Table I. Chemical compositions and mechanical properties of tested steel (SS 41).

(a) Chemical compositions (%)

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	P	S
0.12	0.25	0.50	0.14	0.18	0.12	0.020	0.024

(b) Mechanical properties

Upper yield point (kg/mm ²)	Lower yield point (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Reduction of area (%)
34.0	33.7	48.1	63.2

2・2 疲労試験片およびかたさ試験片の採取

Fig. 1 は本研究に用いた円弧形に断面が変化する引張圧縮疲労試験片を示す。この試験片によるときは同一荷重の繰返し数 N に対して、一連の応力レベルの疲労部分を系統的に採取することができる。この試験片にローゼンハウゼン型疲労試験機により引張圧縮両振り疲労試験を行なった。Fig. 2 は引張圧縮両振り疲労試験によって得られた、いわゆる $S-N$ 線図である。静的な引張試験の場合は $N=0.25$ として図示してある。かたさ試験片は図の黒丸のところから16個採取し、かたさの遷移温度に及ぼす応力 S と繰返し数 N の影響を検討した。なお、かたさ測定面は応力ならびに圧延方向に直角で、応力一様と考えられる $12 \times 30 \text{ mm}^2$ の面積を有するもので、精密切断機により疲労試験片から所定の寸法に切り出した。かたさ試験片をエメリー紙1000番まで研摩し、ついでパフ研摩し、最終的に電

Fig. 1. Shapes of contour type fatigue specimen and hardness specimen.

Fig. 2. Tension-compression fatigue diagram of SS 41. (Black points show the measured positions.)

解研摩により鏡面に仕上げ、200℃ないし-196℃（液体窒素温度）の間の数十点の温度でかたさの測定を行なった。

2・3 かたさによるぜい化遷移温度

低温におけるビッカースかたさの測定方法については他に述べた。本研究における試験温度は200℃ないし-196℃の間で、かたさ圧子の荷重は1個の試験片に数十点の圧痕を作るよう、いずれも10 kgで行なった。試験片の温度の測定はC-A熱電対(0.2 ϕ)を用い、自動平衡型記録計に導き温度が充分安定してから測定を行なった。この熱電対は試験片表面下1 mmのところに0.5 mm径のドリル穴に埋め込まれた。圧痕の測定はすべて室温において行なった。

かたさと温度の関係は、かたさの対数 $\ln H_V$ と絶対温度の逆数 $1/T$ の関係を図示すると1本の直線で表わされず、後述の多くの実験が示すように2個の折れ点をもつ3段の折れ線で表わされる。このようなかたさの折れ線はそれぞれの段階におけるかたさの温度依存性に差異があり、その変形機構が異なることを示すと考えられる。その変形機構の遷移温度が折れ点であり、高温側を第1遷移温度、低温側を第2遷移温度と称し、それぞれ T_* 、 T_{**} の記号をつける。¹³⁾¹⁴⁾

このかたさの温度依存性と Hahn や Wessel による鉄鋼の引張性質との対応を検討すると、かたさの T_* は破壊応力と断面収縮率がある温度以下で急激に低下する、いわゆる延性遷移温度 T_d に対応し、さらに低温の T_{**} は降伏応力と破壊応力が等しく、微視クラックの生じた結晶粒が多くなり、降伏が開始するとただちに破壊が伝ばする温度に特徴づけられる、いわゆるぜい性遷移温度 T_b に対応する。このような対応は著者らの鉄鋼およびタングステンやモリブデンについての比較試験により支持され、計装シャルピ試験による衝撃破壊過程の機構のデータとの比較実験からも推定された。¹⁰⁾¹¹⁾

3 実験結果および考察

3・1 疲労によるかたさの変化

Fig. 3 (a)~(d)はかたさ測定温度 t をパラメータとして繰返し数 N によるビッカースかたさ H_V の変化を各繰返し応力 S について示したものである。これによると疲労限 ($S_e=19.7 \text{ kg/mm}^2$) よりも充分に低い応力 $S=10 \text{ kg/mm}^2$ の場合(a)ではかたさがほとんど変化しないが、疲労限に近い場合(b)では $N=10^4$ 以上で硬化しはじめ、 $N=10^5$ オーダで飽和に達した後軟化する。このような傾向は温度が低いほど少ない繰返し数で硬化しはじめ飽和値に達するようにみえる。また $N=10^6$ 以上においては最初のかたさ値よりも軟化する。疲労限以上の(c)および(d)の場合は繰返し応力により硬化し、飽和現象は現われず低温ほど硬化が著しい。し

Fig. 3. Change of Vickers hardness as function of number of cycles.

かし, 比較的疲労限に近く低温の場合(c)は硬化の飽和現象が認められる。

疲労過程における室温のかたさ変化については疲労⁽⁷⁾¹⁵⁾現象の予測を目的として多くの研究がなされている。

一般的には焼なまし材では硬化し, 冷間加工材では軟化し, 繰返し数の増加につれて次第に硬化する傾向が認められている。本研究によれば疲労限の前後でかたさ変化に特徴があり, これが低温ではさらに顕著に現われることがわかる。

3・2 ビッカースかたさの温度依存性

Fig. 4 (a), (b)に繰返し応力 S および繰返し数 N をパラメータとしてかたさの温度依存性の測定例を示す。いずれも2個の折れ点をもつ3段の直線で表わされる。2・3で述べたように, これらの折れ点がかたさの第1遷移温度 T_* および第2遷移温度 T_{**} を表わす。疲労試験を行なうまえの焼なまし材($S=0$, $N=0$)遷移温度は $T_{*0}=-90^\circ\text{C}$, $T_{**0}=-148^\circ\text{C}$ に現われている。なお, 100°C 以上では青熱ぜい性の傾向が現われ, かたさが温度の上昇につれ上昇する。これは低温ぜい性とは別の炭素鋼の中の溶質原子の拡散に関する時効現象の影響と考えられるから, ここでは除外しておくことにする。

Fig. 4. Relations between logarithmic Vickers hardness and reciprocal of absolute temperature subjected to repeating stress.

疲労試験片では S および N の影響を受けて, そのかたさの温度依存性を表わす曲線は左上方に移動し, その遷移温度 T_* , T_{**} は左上方すなわち高温側に移行する傾向がある。

3・3 繰返し応力によるかたさの遷移温度の変化

Fig. 5 (a), (b)はFig. 4 (a), (b)に示したピッカースかたさの温度依存性を示す曲線から求めた疲労試験片

Fig. 5. (a) Relation between the increase of the first brittle transition temperature ΔT_* and repeating stress S for constant number of cycles N . (b) Relation between the increase of the first brittle transition temperature ΔT_* and the number of cycles N for constant of repeating stress S .

のぜい化遷移温度の上昇 $\Delta T_* = T_* - T_{*0}$ について、それぞれ S および N をパラメータとして図示したものである。実線は後述の実験式による結果を示す。同様にして $\Delta T_{**} = T_{**} - T_{**0}$ についての結果を Fig. 6 (a), (b)に示す。Fig. 5 (a), (b)の実験結果によると、繰返し数 N が一定であれば応力 S の増大につれて遷移温度の上昇 ΔT_* は大となる。また応力 S が一定であれば N の増大につれて ΔT_* は大となる。最大の遷移温度の変化は本実験の場合約 26°C で、疲労限 ($S_e = 19.7$ kg/mm²) 付近の応力 20 kg/mm² の繰返しの場合に現われる。Fig. 5 (b)によると繰返し応力 S を一定としたとき、疲労限付近に対応する応力を境にしてその曲線の傾向が変わる。すなわち、疲労限に近い 20 kg/mm² の繰返し応力を受けたものは繰返し数 N の増大に伴って $N = 10^4 \sim 10^5$ から急に ΔT_* が増大するが、さらに N が増大しても ΔT_* は各応力値で定まる一定の有限値に漸近する。このことは疲労限以下の応力では繰返し数がいくら増しても破断することがないから、 ΔT_* にはある有限値が存在すると推定できるであろう。20 kg/mm² よりも大きな繰返し応力では、ある有限の繰返し数で破断するから ΔT_* の増大には図の破線で示すような限界値が存在する。繰返し数 N を一定としたときは応力 S の増大に伴って ΔT_* はほぼ直線的に増大し、飽和する傾向がみられない。疲労破断面においてはかたさの温度依存性の測定が困難であるが、Fig. 2 の S - N 線図における疲労破壊応力と繰返し数からそれぞれの限界を推定すると Fig. 5 の破線で示すような限界線が得られる。これらの曲線の傾向から ΔT_* の増大に最も影響を及ぼすものは、繰返し数としては $10^3 \sim 10^5$ オーダで、 $N = 10^6$ 以上では ΔT_* の飽和点が存在することは疲労限の存在と対応するものであろう。なお、低温側の第 2 遷移温度の上昇 $\Delta T_{**} = T_{**} - T_{**0}$ も Fig. 6 (a), (b)からわかるように繰返し数 N および繰返し応力 S の増大に伴って増大するが、その変化は比較的少なく 8°C 以内にとどまる。

Fig. 6. (a) Relation between the increase of the second brittle transition temperature ΔT_{**} and repeating stress S for constant number of cycles N . (b) Relation between the increase of the second brittle transition temperature ΔT_{**} and the number of cycles N for constant of repeating stress S .

繰返し応力の遷移温度に及ぼす影響については、上田、⁴⁾田中のVノッチシャルピ衝撃試験による実験があるが、それによると軟鋼板（リムド鋼，0.15% C，降伏点 29 kg/mm²）の場合，繰返し数の増大とともに遷移温度が上昇し，またその上昇度は繰返し応力の大なるほど顕著になる傾向がある．疲労限以下の繰返し応力を与えた場合，遷移温度は繰返し数の増大に伴いその上昇度が飽和する傾向にある．疲労限の50%の繰返し応力を与えた場合はほとんど上昇しない．本実験結果をかれらの実験結果と比較すると，供試材料および疲労試験条件が異なるが同様の傾向を示しているのがわかる．さらに，榎木らのS20C炭素鋼，片振り疲労材に対する超音波減衰法による実験結果とも傾向的に一致している．上述のような疲労限付近の応力の繰返しによって遷移温度の上昇が飽和する現象は興味ある事柄であり，このような疲労試験片を用いてぜい化遷移の試験を行なえば，その最大の温度上昇を検出できる可能性がある．

つぎに Fig. 5 (a), (b)より疲労によるぜい化遷移温度の変化には次のような特性が認められる．すなわち，(i) $4T_*$ の増加は $\log N$ のある区間で急に起こる．(ii) $S \leq S_e$ の範囲において， $N \rightarrow \infty$ のとき， $N-4T_*$ 曲線は各 S で定まる有限値に漸近する．(iii) $S-4T_*$ 曲線はほぼ直線である．(iv) $N=0$ または $S=0$ のとき $4T_*=0$ ．(v)変化は単調かつ連続である．上記の(i), (ii), (iv)および(v)を満足する関数としては榎木らと同形の逆正接関数が考えられ， $4T_*$ ， N および S の関係は次式によって近似的に表わされる．

$$4T_* = a + b \tan^{-1}(c \log N + d) \quad (1)$$

ここで， a ， b ， c および d は後述のように応力 S を含む材料の定数である．(iii)，(iv)から

$$N \rightarrow \infty \text{ のとき， } 4T_* = kS \quad (2)$$

ここで， k は直線のこう配で定数である．(iv)の条件から

$$N \rightarrow 0 \text{ のとき， } 4T_* = 0 \quad (3)$$

(2)，(3)の関係を(1)式に代入して

$$4T_* = a \pm (\pi/2)b = kS \quad (4)$$

$$4T_* = a \mp (\pi/2)b = 0 \quad (5)$$

ただし，(4)，(5)式の符号は $c > 0$ ならば上側， $c < 0$ ならば下側をとるものとし複号同順である．これらの関係を(1)式に代入して整理すると

$$\tan\{(24T_*/kS - 1)\pi/2\} = |c| \log N \pm d \quad (6)$$

各応力 S について実験結果と(6)式による近似が最もよくなるように k を定め，そのときの c および d を求め， c ， d を S の関数として表わせば $4T_*$ ， S および N の間の実験式が定められる．Fig. 5 (a), (b)の実験点を用い上記の方法により， a ， b ， c および d の値を求めると，

$$\left. \begin{aligned} a &= \pm \pi/2 \cdot b = kS/2 = 0.68 S \\ c &= 2.71 - 0.155 |S - S_e| \\ d/c &= -6.53 + 0.089 S \end{aligned} \right\} \quad (7)$$

ここで， $S_e = 19.7 \text{ kg/mm}^2$ である．(7)式を(1)式に代入して整理すると，

$$4T_* = 0.68 S \left[1 + \frac{2}{\pi} \tan^{-1} \{ (\log N + 0.089 S - 6.53) \times (2.71 - 0.155 |S - 19.7|) \} \right] \quad (8)$$

(8)式の計算結果は前述のように Fig. 5 (a), (b)の実線として示したが，図のように(8)式は広い範囲の疲労条件に対して充分近似できるものと考えられる．

4 結 論

以上一般構造用圧延鋼板 SS 41 を例として引張圧縮繰返し応力を加えた場合，疲労によるぜい化遷移温度の変化をビッカースかたさによって調べた結果次のようなことが明らかとなった．

(1) 疲労過程によるかたさの変化は疲労限応力の前後では繰返し数の増加につれて硬化し，飽和の後軟化する．しかし疲労限よりも小さい応力繰返しでは硬化が少なく，疲労限よりも大きい応力繰返しでは硬化が著しい．これらの現象は低温では顕著に現われる．

(2) かたさの第1遷移温度の上昇 $4T_*$ は，繰返し数 N が一定のときは繰返し応力 S の増加とともにほぼ直線的に増加し，疲労限応力のとき最大値 $4T_{*max} = 26^\circ\text{C}$ であった．

(3) S 一定のときは N の増加とともに $4T_*$ は増加する．疲労限以下の応力では $N = 10^4 \sim 10^5$ から $4T_*$ が著しく増加するが，さらに N が増加すると各応力値で定まる一定の有限値に漸近する．疲労限以上の応力では $4T_*$ は N の増加とともに増加する．

(4) かたさの第2遷移温度の上昇 $4T_{**}$ も S および N の増加によって上昇するが，その変化は比較的少なく 8°C 以内である．

(5) $4T_*$ ， S および N の関係を実験式としてまとめ，広い範囲の疲労条件に対しよく近似しうる実験式を得た．

以上かたさの温度依存性の測定からぜい化遷移温度を調べた．その結果は従来断片的になされてきたVノッチシャルピ衝撃試験や超音波減衰法などによる結果と傾向的に一致する．このかたさによるぜい化検出法は，試料が小さくてすみ，実験方法も比較的簡単であることを考えるときわめて実用的な方法であるといえる．

(昭和45年11月6日 日本機械学会日立地方講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) ヴェ・ペ・ラリオノフ，“静的及び繰返し荷重下における鋼の耐寒性”(1969)ナウカ出版所
- 2) Trudeau, L. P., "Radiation Effects on Toughness of Ferritic Steels for Reactor Vessels", p.167(1964)

- ASM, USAEC, Roman and Littlefield Inc., New York
- 3) MacGregor, C.E., and N. Grossman, *Welding J.*, **27**, 3, 132 (1948).
- 4) 上田太郎, 田中政夫, *材料試験*, **11**, 233 (1962).
- 5) 遠藤吉郎, 永井欣一, *材料試験*, **8**, 143 (1959).
- 6) 榎木義一, 明石 一, 寺石 稔, 藤井太一, *材料*, **18**, 702 (1969).
- 7) 横堀武夫, 市川昌弘訳, イワノワ, “金属の疲労破壊” (1970) 丸善
- 8) 佐藤千之助, 奥 達雄, *日本機械学会論文集*, **34**, 1 (1966).
- 9) 佐藤千之助, 奥 達雄, 柚原俊一, 薄井 光, *材料*, **16**, 876 (1967).
- 10) Sato, S., T. Oku, S. Yuhara, and A. Usui, First International Conf. on Pressure Vessel Technology, Delft, Part II, p.679 (1969).
- 11) 佐藤千之助, 奥 達雄, 今村好男, *日本機械学会誌*, **73**, 1490 (1970).
- 12) 佐藤千之助, 江田泰幸, *材料*, **23**, 866 (1974).
- 13) Hahn, G.T., *et al.*, *Welding J.*, 367 (1959), *J. Iron and Steel Inst.*, **8**, 634 (1962).
- 14) Wessel, E.T., *Trans. ASTM*, **56**, 540 (1956).
- 15) Tetelman, A.S., and A.J. McEvily, Jr., “Fracture of Structural Materials”, p.348 (1967) John Wiley & Sons, Inc., New York