低温焼入による鋼の材質の変化について*

(第8報 鋼の時効硬化能と切欠疲労強度)

桜井 忠一** 川崎 正**

On the Changes of the Properties of Steel Caused by Low-Temperature Quenching

(8th Rep. The Notch Fatigue Strength of Steel and its Age-hardening Power)

by

Tadakazu SAKURAI and Tadashi KAWASAKI
(Himeji Technical College)

Having studied the fatigue strength of the low-temperature quenched carbon steel, we found that the strain-age hardening of ferrite played an important rôle in preventing the fatigue failure. It is natural that the high strength or hard materials, which have great resistance against slip, should have high fatigue resistance, because the first stage of fatigue failure appears to proceed by particularly fine slips in individual crystals.

But this criterion seems to be not always correct on the notch fatigue strength of the low-temperature quenched steel. The notch fatigue strength of the low-temperature quenched steels is greater, in spite of their low strength and hardness, than that of tempered ones, because of their high age-hardening power.

Even though fine slips are produced by comparatively low repeated-stresses in the low-temperature quenched steel, whose ferrite has a high age-hardening power, the slipped region should be strengthened by strain-aging, and may endure the higher repeated-stress without fracture. This tendency is more remarkable in the sharp notched specimen, since the aging phenomenon is markedly accelerated by the high localized stress at the root of notch.

The notch endurance limit of carbon steel for rotary bending fatigue was calculated on the basis of the strain-age hardening of ferrite, and the following formula was obtained,

$$\log(0.25 - 0.058\alpha_k) + 0.77 \log(1/\eta - 1) = 0.05\Delta H_{\max} - (2.04 - 0.169\alpha_k),$$

where α_k is the geometrical stress concentration factor, η is the notch sensitivity index, and $\Delta H_{\max}$ is the age-hardening power of the ferrite and defined as the maximum increase in hardness caused by quench-aging at 100°C.

Using the above formula, the notch fatigue limit of carbon steel can be calculated without the fatigue test, when the α_k , $\Delta H_{\max}$ and also σ_w' (the endurance limit of plane specimen) are given.

A fairly good agreement between the calculated and the observed endurance limit is obtained. This agreement proves that the above theory is almost correct. (Received May 10, 1958)

1. 緒 言

金属材料の疲労強度は材料の弾性限とか硬度, すなわち, すべりに対する抵抗の高いものほど高いと考えられている。疲労破壊が結晶粒内における微視的すべりの進展によっておこるものとすれば, この考えは当

然のこのように思われる。しかし鋼を A_1 点直下より焼入れて(低温焼入), 炭素とか窒素をフェライト中に過飽和に固溶せしめて, フェライトの時効硬化能を高くすると, 静的強度はわずかしか高くなるが, 疲労強度はいちじるしく高くなる (Table 1 参照)。この点に関して実験を行ったおもしろい結果を挙げると,

* 原稿受付 昭和33年5月10日, 昭和33年5月16日当協会第7期総会講演会で発表

** 正員 姫路工業大学

*** 時効, ことにひずみ時効をおこしやすいかどうかを表わすもので, 時効硬化能の大なるものほど時効しやすい。文献6)参照。

Table 1

0.59%C Steel.

Treatment	Structure	Hardness DPN (500 gr)	Static strength			Age-hard. power $\Delta H_{\max}$	Endurance limit (kg/mm ²)
			yield pt. (kg/mm ²)	prop. limit (kg/mm ²)	tensile st. (kg/mm ²)		
Annealing	Lamella pearlite	203	32.0	25.0	72.8	1	27.2
L.T.Q.	"	239	33.0	15.5	76.1	15	29.9
500°C Tempering	Sorbite	337	89.0	73.6	110.6	3	41.4
600°C Tempering	"	266	—	63.3	80.4	11	38.5
Spheroidizing	Spheroidal carbide	248	57.1	53.1	74.0	16	33.4

次のとおりである (Table 2 参照).

(1) フェライトの時効硬化能を高めると、硬度や静的強度が低くても疲労強度、ことに切欠疲労強度はいちじるしく高くなる。

(2) 時効硬化能の高い材料は切欠の形状係数 α_k が大きい場合に α_k の小さいものよりも疲労強度はかえって高くなる。

(3) 時効硬化能の高いものほど切欠底において疲労破壊に抵抗する領域の幅 ε_0 が大きくなる。

(4) 低温焼入による疲労強度の増加率は α_k の大きいものほどいちじるしい。

以上の結果から鋼の疲労破壊に対してはフェライトのすべり抵抗のみならず、その時効硬化能がきわめて重要な役割を果していることが明らかになった。このような立場から鋼の切欠耐久限を求める実験式を誘導して、切欠係数 β_k および曲げ切欠耐久限 σ_{wk}' を計算し実験値と比較検討してみた。

2. 実験方法および結果

用いた試料は0.04%~0.80%C炭素鋼熱間圧延棒材で、その熱処理ならびに実験方法は、これまでに発表した報告に詳細を述べてあるので、ここで説明することをはぶく。熱処理後の試料の結晶粒度はいずれも約学振 No. 7 である。

時効硬化能とはフェライトが時効によって強化される能力を示すもので、この研究では100°Cで焼入時効させた場合の硬度の最大増加量 $\Delta H_{\max}$ で表わすことにした。各処理材の $\Delta H_{\max}$ を Table 1 に示した。この表には静的強度および平滑材の耐久限をも示してある。

(1) $\Delta H_{\max}$ と ε_0

切欠材が繰返荷重をうける場合には、切欠底からある一定の距離 ε_0 の点における応力が平滑材の耐久限⁴⁾⁵⁾に等しくなったとき疲労破壊がおこると考えてよい。焼鈍材では鋼の炭素量とか切欠の形状係数にはほぼ無関係に ε_0 の値は一定であって、約 0.05 mm 程度の⁴⁾⁵⁾ものである。形状係数が3.30の切欠をもった0.59%C鋼の焼鈍材および球状化材が、それぞれ耐久限に相当

Fig. 1 Stress distribution at the root of notch

する荷重をうけた場合に、切欠底断面における応力分布を Neuber の式から計算した結果を Fig. 1 に示した。Table 1 および 2 に示したように、低温焼入あるいは球状化処理によって、耐久限の増加は平滑材に比べて切欠材におけるほうがはるかに顕著であるから、Fig. 1 において球状化材では ε_0 の値は焼鈍材よりもいちじるしく大きくなる。このように ε_0 の値が大きくなるのは、繰返荷重中に切欠底がひずみ時効によって強化され、疲労破壊に抵抗する領域の幅が広がったことを意味するものである。

切欠材が繰返荷重をうけると、切欠底にもっとも高い応力が集中しているから、すべりはまず切欠底でおこる。材料の時効硬化能が高い場合には、すべりがおこったところはひずみ時効によって強化され、同じ場所ですべりが繰返えされることなく、応力サイクルが進むにつれて、さらに内部ですべりが起る。すべりがおこればひずみ時効によって強化されるから、繰返荷重中にすべりが起ったところは順次強化されてゆく。したがって、材料の時効硬化能が高いと、ひずみ時効による強化領域、すなわち疲労破壊に抵抗する領域が、切欠底から次第に内部に向って広がってゆく。

これが球状化材のように時効硬化能の大きなものでは ε_0 が大きくなる原因の一つである。

もちろん、時効硬化能が低い場合でも、加工硬化のためにすべったところは強くなり、また、いっぽう、すべりがおこると（塑性域ができるから）応力分布も変り、高い集中応力の山が低くなって、応力サイクルの進むにつれて、内部でもすべりはおこる。しかし、加工硬化が飽和すると、切欠底における狭い領域ですべりが進展して疲労破壊がおこる。時効硬化能の高いものでは加工硬化のみならず時効硬化によってもフェライトは強化され、これらによる硬化が飽和した場合には、強化領域 (ε_0) は時効硬化能の低いものよりもいちじるしく広いので、疲労破壊に対する抵抗が高くなる。

いっぽうにおいて、ひずみ時効中に応力が働いている場合には応力が高いほど時効は促進される。Fig. 2 はその一例で、0.04%C 極軟鋼焼鈍材に常温で約9%の引張加工を与えた後、0~31.1 kg/mm² の引張応力を加えたまま、150°C でひずみ時効させた場合の時効硬化曲線である。図のように応力が働いていると時効は促進され、応力が高いほど時効による硬化量も大きく、また、時効時間も早くなる。

そこで、切欠底に働く応力が高いほど、いいかえれば、 α_k の大きいほど切欠底における時効硬化もいちじるしくなり、したがって、 ε_0 は大きくなる。

以上のことから ε_0 は $\Delta H_{\max}$ が大きいほど、また、

Fig. 2 Strain-aging curves of 0.04%C steel under various stress level at 150°C

Fig. 3 ε_0 plotted as a function of $\Delta H_{\max}$

Fig. 4 Constans a against α_k

α_k が大きいほど大きくなるはずで、これを示したものが Fig. 3 である。図は一例として 0.59%C 鋼の場合で、 α_k をパラメーターとして ε_0 と $\Delta H_{\max}$ との関係を示すもので $\log \varepsilon_0$ は $\Delta H_{\max}$ の増加によって直線的に増加しているから次の式が成立する。

$$\log \varepsilon_0 = a + b \Delta H_{\max} \quad (1)$$

ここで、 a は材料の組織および α_k によって定まる定数で、 b は材料に関係するが、 α_k には無関係で、0.59%C 鋼では図より $b = 0.05$ となる。

定数 a と α_k との関係を調べてみると Fig. 4 のようになる。 $\alpha_k = 1.67$ の場合には $\Delta H_{\max}$ に対する ε_0 の測定点がばらつき、 $\log \varepsilon_0$ と $\Delta H_{\max}$ の直線を引くことが困難であったので、 $\alpha_k = 1.67$ に対する a の値を

正確にとれない。そこで簡単のために、Fig. 3 の点線で示したように、 a と α_k との間には直線的な関係が成立するものと仮定すると、Fig. 4 より

$$a = -(2.04 - 0.169 \alpha_k)$$

したがって、(1)式は次のようになる。

$$\log \varepsilon_0 = -(2.04 - 0.169 \alpha_k) + 0.05 \Delta H_{\max} \quad (2)$$

あるいは、

$$\varepsilon_0 = e^{0.115 \Delta H_{\max} - (4.69 - 0.389 \alpha_k)} \quad (2')$$

Fig. 3 の点線は(2)式から計算したものである。

(2) β_k と ε_0

切欠材において ε_0 が増すと切欠疲労強度は高くなるのであるから、 ε_0 が大きいものほど β_k は小さくなる。 β_k に対する考察を行うにあたっては、いろいろな α_k を用いているので切欠感度係数 η を導入するのが便利である。すでに知られているように η は

$$\eta = \frac{\beta_k - 1}{\alpha_k - 1}, \quad 0 < \eta < 1 \quad (3)$$

で与えられるものとする。

β_k は切欠の幾何学的性質のみならず材質によって変るものであるから、 η も材質によって変化する係数である。そこで η と ε_0 との関係を論ずるに際し、次の仮定を設ける。

Table 2

0.59%C Steel.

1	2	3	4	5	6	7	8	9
Geometrical stress concentration factor, α_k	Treatment	ε_0 (mm)	Notch endurance limit σ_{wk} (kg/mm ²)			Fatigue strength reduction factor, β_k		Notch sensitivity η
			Obs.	Calc.	Diff.	Obs.	Calc.	
1.67	Annealing	—	15.5	16.9	1.4	1.75	1.61	1.120
	L.T.Q.	0.006	18.0	21.6	3.6	1.67	1.38	1.000
	500°C, Tempering	—	—	26.0	—	—	1.59	—
	600°C, Tempering	0.155	28.6	26.2	2.4	1.34	1.47	0.507
	Spheroidizing	0.075	22.9	24.7	1.8	1.46	1.35	0.687
2.25	Annealing	0.035	13.3	13.0	0.3	2.04	2.10	0.833
	L.T.Q.	0.170	20.0	18.5	1.5	1.49	1.61	0.393
	500°C Tempering	—	—	19.8	—	—	2.07	—
	600°C, Tempering	0.060	20.5	21.8	1.3	1.87	1.76	0.695
	Spheroidizing	0.140	21.0	21.3	0.3	1.59	1.57	0.472
3.30	Annealing	0.043	11.3	11.0	0.3	2.41	2.48	0.612
	L.T.Q.	0.175	20.3	21.0	0.7	1.47	1.42	0.205
	500°C, Tempering	0.040	16.8	17.7	0.9	2.46	2.32	0.635
	600°C, Tempering	0.100	20.9	23.3	2.4	1.84	1.65	0.364
	Spheroidizing	0.230	25.2	24.4	1.2	1.32	1.37	0.139

(a) 時効硬化能が非常に高く、繰返荷重中にどれほどでも ε_0 が増加しうるものでは $\beta_k \rightarrow 1$, すなわち $\eta \rightarrow 0$. このような材料では時効硬化能がいちじるしく高いので、切欠があってもその影響はないことになる.*

(b) 時効硬化能がほとんど 0 で、切欠底において時効による材料の強化がおこらないものでは $\varepsilon_0 \rightarrow 0$. したがって、 $\beta_k = \alpha_k$ すなわち $\eta \rightarrow 1$.**

この仮定を数式で表わすと、

$$\lim_{\eta \rightarrow 0} \varepsilon_0 = \infty, \quad \lim_{\eta \rightarrow 1} \varepsilon_0 = 0 \quad (4)$$

(4) 式の条件を満足する η と ε_0 の関係式のなかで、もっとも簡単なものの一つは

$$\varepsilon_0 = c(1/\eta - 1)^n \quad (5)$$

と書くことができる。ここで c および n は定数である。

(5) 式の両辺の対数をとって書き替えると、

$$\log \varepsilon_0 = K + n \log (1/\eta - 1), \quad K = \log c \quad (6)$$

すなわち $\log \varepsilon_0$ と $\log (1/\eta - 1)$ との間には直線的な関係が成立することになる。

これを確めるために各試料について ε_0 と η とを求め、その値を Table 2 に、また、 $\log \varepsilon_0$ と $\log (1/\eta - 1)$ との関係を Fig. 5 に示した。図のように測定点は互いに平行な直線上にのっており (6) 式が成立することを示している。したがって、上述の二つの仮定もかなり正しいものとみてよい。

0.59%C 鋼以外の試料については $\alpha_k = 1.67$ および

Fig. 5 ε_0 plotted as function of $(1/\eta - 1)$

2.25の切欠材に対する実験結果がないので断定はできないが、 $\alpha_k = 3.30$ の場合に測定点が炭素量には関係なく一つの直線上に乗っているため、(6)式は一般に炭素量には無関係に成立するものと思われる。

さて、Fig. 5 の各直線は互いに平行であるから、定数 n は試料の炭素量および α_k には関係なく一定となり、図から $n = 0.77$ が得られる。

定数 c は α_k によって定まるもので、 c と α_k との

* 0.04%C 極軟鋼を低温焼入すると $\alpha_k = 3.30$ の場合このことがほぼ実現したが、詳細は後報にゆずる。

** 完全な焼鈍材で、 α_k が分枝点より小さい場合にはこのことはほぼ成立する。

*** 0.59%C 以外の試料については目下実験中である。

Fig. 6 Constant c against α_k

関係を調べると Fig. 6 のようになって直線関係が得られる。よって Fig. 6 から

$$c = 0.25 - 0.058\alpha_k$$

したがって、(5)あるいは(6)式は次のようになる。

$$\epsilon_0 = (0.25 - 0.058\alpha_k)(1/\eta - 1)^{0.77} \quad (7)$$

あるいは、

$$\log \epsilon_0 = \log(0.25 - 0.058\alpha_k) + 0.77 \log \left(\frac{1}{\eta} - 1 \right) \quad (8)$$

(3) 切欠耐久限の計算

以上に時効硬化能と ϵ_0 との関係および切欠係数と ϵ_0 との関係を述べたが、(2)式と(8)式より ϵ_0 を消去すると次の式が得られる。

$$\begin{aligned} \log(0.25 - 0.058\alpha_k) + 0.77 \log(1/\eta - 1) \\ = 0.05 \Delta H_{\max} - (2.04 - 0.169\alpha_k) \end{aligned} \quad (9)$$

この式は時効硬化能と η との関係で、 $\Delta H_{\max}$ は Table 1 に示したように、 100°C における焼入時効曲線から簡単に求められるから、 $\Delta H_{\max}$ と α_k がわかると(9)式から η が計算できる。 η が求まると(3)式から β_k が計算できる。そこで平滑材の耐久限 σ_w' がわかっておれば、切欠耐久限 σ_{wk}' は

$$\sigma_{wk}' = \sigma_w' / \beta_k \quad (10)$$

から計算できる。すなわち $\Delta H_{\max}$ および α_k がわか

Fig. 7 β_k against α_k , circular marks are observed values and each curve is calculated curves. Dotted straight line denotes $\alpha_k = \beta_k$

っておれば、いちいち疲労試験を行わなくても(9)式を用いて切欠耐久限を計算によって求めることができる。

Table 1 に示した結果を(9)式に用いて β_k および切欠耐久限を計算した結果をそれぞれ Table 2 の第8行および第5行に示した。また、Fig. 7 は α_k と β_k との関係で、それぞれの曲線は計算によって求めたものである。この図および Table 2 に示したように、計算値と実測値とはかなりよく一致している。Table 2 の第6行は耐久限の計算値と実測値との差を示したものである。

3. 考 察

以上のように材料のすべり抵抗、すなわち硬度や静的強度のほかに、時効硬化能を高くすれば鋼の疲労強度がいちじるしく高くなり、ことに切欠疲労強度に対しては時効硬化能がきわめて重要な役割を演じていることが明らかになった。

Table 2 に示したように α_k の大きなものでは硬度や静的強度の低い低温焼入材のほうが、焼入焼戻材よりも切欠疲労強度が高いことは従来の考えからすれば矛盾のように思われるが、繰返荷重中にフェライトの強化に対して時効硬化がいちじるしく寄与していることを考えると、別に矛盾ではないわけである。このことは炭素量の異なる試料についても同様の結果が得られた。

また、(2)式が示すように ϵ_0 が α_k の大きいほど大きくなることを考えると、Table 2 に示したように、時効硬化能の高いものでは α_k が大きい場合に α_k の小さいものよりも切欠耐久限がかえって高くなることも別に不思議ではない。

一般に機械部品のほとんどすべてが切欠をもっているから、機械用材料としての炭素鋼は時効硬化能を高くして使用することが、きわめて有効であると考えられる。したがって、低温焼入は実用上利用価値が高いと思われるが、いわゆる普通の焼入と同様に寸法効果の問題がある。この点については今後の研究にまきたいと思う。

次に、Table 2 の計算値と実測値とはかなりよく一致しているが、なかには両者に相当な相違があり、誤差の最大は約10%に達するものもあるが、このくい違いのおもなる原因は、(i) 結晶粒度およびフェライトパスの影響、(ii) パーライトあるいは炭化物による応力集中を無視していること、ならびに(iii) 残留応力の影響が考えられるが、これらの点についても詳細は今後の研究にまきたいと思う。ただ低温焼入による残留応力は繰返荷重中に大部分が減衰あるいは消滅するから、この場合、特に重要なものではなからう。

4. 結 言

鋼のひずみ時効硬化の立場から切欠耐久限を計算によって求める方法を述べ、その計算値は実測値とかなりよく一致することがわかった。この一致は以上に述べた考えがほぼ正しいことを裏書するものである。

残された二、三の問題もあろうが、低温焼入は機械材料としての炭素鋼の強度改善に対しては実用的な面でも有効な処理法の一つであると思われる。

本研究に対して絶えず御懇篤なる御指導を賜りました大阪大学教授篠田軍治先生に厚く御礼申し上げます。また、鋼材を提供下された川崎製鉄株式会社兵庫工場の作田裕宣、菅野薫両氏に謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) R. Cazaud, *Fatigue of Metals*, Chapman and Hill Ltd. (1953)
- 2) M.S. Hunter and W.G. Fricke, *Proc., ASTM*, **55**, 942 (1955)
- 3) W.A. Wood, *Fatigue in Aircraft Structures*, Academic Press, New York p. 1 (1956)
- 4) T. Ishibashi and T. Uryu, *Repts. Research Inst. App. Mech. Kyushu Univ.*, **IV**, No. 16, 107 (1956)
- 5) 桜井, 川崎, 日本機械学会論文集, **131**, 439 (1957)
- 6) 桜井, 川崎, *ibid.*, No. 143, 532 (1958)
- 7) M.S. Paterson, *The Failure of Metals by Fatigue*, A Symposium Melbourne, 309 (1946)
- 8) 石橋正, 金属の疲労と破壊の防止, 養賢堂 (1954)
- 9) T. Yokobori, *J. App. Mech.*, **24**, No. 1, 77 (1957)
- 10) 平, 北野, 材料試験, **7**, 552 (1958)
- 11) 平, 村上, *ibid.*, **7**, 591 (1958)

ASTM Standards より

Index to ASTM Standards (1957) よりペイントに関するものを第8巻第64号(昭和34年1月号)ペイント特集に掲載したが、すべてを紹介しえなかったので、ここに続報する。

NAVAL STORES.

Bituminous Materials, Sampling (D 140-55)	BS, 3
Definitions Relating to (D 804-57)	57 BSS, 4
Dipentens, Sampling and Testing (D 801-57)	57 BSS, 4
Dipentene, Specifications for (Proposed). <i>Proc.</i> , Vol. 52; also special compilation of "ASTM Standards on Paint, Varnish, Lacquer, and Related Products," September, 1952.	
Distillation of Gasoline, Naphtha, Kerosine, and Similar Petroleum Products, Test for (D 86-56)	56 BSS, 3, 4, 5
Flash Point by Tag Closed Tester, Test for (D 56-56)	56 BSS, 4, 5
Pine Oil, Sampling and Testing (D 802-57)	57 BSS, 4
Pine Oil, Specifications for (Proposed)	<i>Proc.</i> , Vol. 52
Pine Tars and Pine-Tar Oils, Sampling and Testing (D 856-49)	BS, 4
Rosin,	
Acid Number, Tests for (D 465-51)	BS, 4
Ash in, Test for (D 1063-51)	BS, 4
Crystallization Tendency of Guffi Rosin, Test for (Proposed)	<i>Proc.</i> , Vol. 55
Iron in, Test for (D 1064-51)	BS, 4
Sampling and Grading (D 509-55)	BS, 4
Specifications for (Proposed). <i>Proc.</i> , Vol. 52; also special compilation of "ASTM Standards on Paint, Varnish, Lacquer, and Related Products," September, 1952.	
Saponification Number, Test for (D 464-51).	BS, 4
Softening Point by Ring and Ball Apparatus, Test for (E 28-51 T)	BS, 4, 6
Toluene Insoluble Solid Matter in, Test for (D 269-52)	BS, 4
Unsaponifiable Matter, Tests for (D1065-56)	BS, 4
Unsaponifiable Matter in, Alternate Method, Test for (Proposed). <i>Proc.</i> , Vol. 50; also special compilation of "ASTM Standards on Paint, Varnish, Lacquer, and Related Products," September, 1952.	
Volatile Oil in, Test for (889-50)	BS, 4
Rosin Acids in Fatty Acids, Test for (D 1240-54)	BS, 4
Rosin Oils, Tests for (D 1131-53)	BS, 4
Tall Oil, Tests for (D 803-55 T)	BS, 4
Tall Oil Skimmings, Tests for (Proposed)	<i>Proc.</i> , Vol. 55
Turpentine, Sampling and Testing (D 233-57)	57 BSS, 4
Turpentine, Spirits of, Spec. for (D 13-51)	BS, 4
Water in Liquid Naval Stores, Test for (D 890-51)	BS, 4