鋼の疲労における時効の効果*

桜井 忠 一**

The Effect of Aging on the Fatigue of Steel

by

Tadakazu SAKURAI
(Himeji Technical College)

The mechanical properties, especially the fatigue strength of carbon steel are improved by the low-temperature quenching and the spheroidizing treatments, because of the diffusion of carbon and nitrogen atoms occurring in such a ferrite structure.

In the present paper, the investigation has been done to understand the effects of quench aging and that of strain aging on the fatigue strength of 0.04% and 0.59% carbon steels which were quenched at low temperature and spheroidized at 700°C. When the specimens were aged at 100°C, their hardness increased with aging time, and reached the maximum at about 40 min, regardless of their carbon contents and structures. In this case the maximum difference of hardness, named "Age-hardening-power", would be a measure of the ability of age-hardening of the material.

In the material with high age-hardening-power, the strength at the notch root region will be increased during repeated loading. This is explained from the fact that a fairly good agreement between the hardness distribution and the stress distribution on the section across the notch root is obtained in the spheroidized specimen with a high age-hardening-power, while the hardness of annealed steel remains unchanged.

The region resisting against the fatigue failure of notched specimen develops inward more and more during repeated loading in the structure which has high age-hardening-power, therefore the resistance to fatigue failure is raised. In the other hand, the fatigue notch coefficient β must be decreased with increasing age-hardening-power, $\Delta H_{\max}$, and the result obtained would be represented by the following equation for the stress concentration factor $\alpha=3.3$,

$$\beta = k_1 e^{-k_2 \Delta H_{\max}}$$

where k_1 and k_2 are constants depending on materials.

From the above, it may be concluded that if a material is capable of strain-aging, it has good fatigue strength, because in such a material, dislocation movements are impeded both by fine precipitates and by solute atoms anchored to them.

(Received March 12, 1957)

1. 緒 言

鋼の材質改善に対する熱処理効果としては、従来主として鉄の同素変態特性を利用する方法が行われており、加熱温度の高低による固溶炭素および窒素の溶解度変化に伴う析出硬化を応用する、いわゆる時効硬化現象は銅合金やアルミニウム合金などの非鉄合金材料の材質改善にすばらしい効果をもたらしてきたのであるが、現在のところ鋼に対してはあまり注目されておらず、ことに鋼の疲労強度に及ぼす影響については、ほとんど研究されたものがない状態にある。

鉄—炭素の状態図からわかるように、フェライトに対する炭素の溶解度曲線は常温から A_1 変態点までの各温度において炭素の溶解度を異にしており、常温で固溶する炭素量約 0.006%, A_1 変態点で最大の溶解量約 0.04% をもっている。したがって、この変化曲線を利用する適当な熱処理を与えることにより鋼の材質を改善することができる。この点に着目して筆者はこれに関する実験を進めてきた。その実際の処理方法として取り上げたのは“低温焼入”と名づけているもので、これは鋼のフェライト中にできるだけ多くの炭素（あるいは窒素）を固溶するために A_1 変態点直下の温度（約 700°C）に加熱してこれを急冷し、過飽和炭素（あ

* 原稿受付 昭和32年3月12日 昭和32年3月21日西原教授退官記念講演会において発表

** 正員 姫路工業大学

るいは窒素)を常温において固溶せしめるのである。この状態のものを放置しておくとき時間の経過につれて溶質原子の拡散が起り材質を変化せしめる。これが時効硬化現象である。すなわち、低温焼入処理は鋼を時効硬化しやすいような材質に変化する方法の一つである。この処理によって鋼の硬度、静的強度、衝撃強度および疲労強度などの機械的性質をいちじるしく改善することができた。

現在までに得た結果を要約すると次のようである。

(1) 低温焼入処理により鋼の強度を増加せしめようが、その焼鈍材に対する増加率は静的強度に比べて疲労強度におけるほうがはるかに大きく、増加の程度はフェライト量の多い低炭素鋼ほどいちじるしい。また、衝撃強度においては球状化組織のものがことに増加率が大きく400%以上を示しており、しかも炭素量の多い高炭素鋼ほど大きくなる。

(2) 切欠材の疲労強度は平滑材のそれに比べて一般に低い値を有するが、疲労強度の増加率は切欠材のほうがはるかに大である。

(3) 高炭素鋼における平滑材の疲労強度は球状化組織のものよりもソルバイト組織のほうが高い値を示すが、切欠材では反対に低温焼入温度の高いほうが大きな疲労強度を与える。

(4) また、この場合の疲労強度の増加率は、平滑材では低温焼入温度の高いほど低下するが、切欠材では反対に焼入温度の高いほど大きい (Fig. 1)。

以上の事実は、低温焼入処理によって炭素がフェライト中に過飽和に固溶することによって原因するもので、フェライト自身を強化するのみならず、このような組織をもつ鋼は繰返応力の作用によって時効硬化現象を起すから、疲労破壊に対する抵抗もいちじるしく増大すると考えられる。これらの点を明らかにするために2, 3の実験を行ったのでその結果を報告する。

2. 実験材料および材質調整

使用材料は0.04%および0.59%の2種の炭素鋼で、

Table 1.

	Chemical composition (%)						
	C	Si	Mn	P	S	Cu	N ₂
Steel I	0.04	0.08	0.27	0.008	0.011	0.15	0.0076
Steel II	0.59	0.18	0.59	0.011	0.020	0.10	0.0039

その化学成分をTable 1に示す。各試料は所定の処理を施す前にあらかじめ脱炭や酸化の影響を考慮して、素材をA₃変態点以上50°Cの温度で40分間焼ならしを行い、次に、これを同一温度で焼鈍した。所定の処理は次のように行った。

(1) 低温焼入処理 (LTQ)

焼鈍材を700°Cで100分間加熱後0°Cの氷水中に焼入れ約2時間0°Cに保つ。(パーライト組織)

(2) 球状化処理

焼鈍材をA₃変態点以上30°Cの温度で15分間加熱、室温の水中に焼入れて急冷した後、700°Cで100分間再加熱し、これを0°Cの氷水中に焼入れる。(球状化組織)

(3) 焼入焼戻処理

焼鈍材をA₃変態点以上30°Cで15分間加熱して室温の水中に焼入れた後、500°Cおよび600°Cで再加熱して100分間保持し、これを0°Cの氷水中に急冷する。(ソルバイト組織)

以上の各熱処理を与えた材料を所定の寸法に仕上げた。その形状寸法をFig. 2に示す。図中(a)試験片は引張歪時効用、(b)は焼入時効用および(c)は疲労試験用のものである。

Fig. 1.

(a) Strain-age specimen

(b) Quench-age specimen

(c) Fatigue specimen

Fig. 2.

また、各試験片における時効は次のように行った。

(i) 焼入時効

100°C の沸騰水中で加熱し各時間ごとの微小硬度の変化を測定する。

(ii) 静的引張荷重による歪時効

引張試験機で約 8% の引張加工を加え荷重を 0 にもどした後、100°C の沸騰水中で加熱し微小硬度の時間的変化を測定する。

(iii) 繰返荷重による歪時効

0.04% 炭素鋼の球状化材につき小野式回転曲げ疲労試験機を用い、常温で疲労限度 (27.5 kg/mm^2) 以上の応力 28.7 kg/mm^2 , 30.7 kg/mm^2 および 35.0 kg/mm^2 に対し、それぞれ 3.77×10^6 , 8.38×10^5 および 3.68×10^5 の繰返数を与えたものを 100°C の沸騰水中で加熱し微小硬度の時間的変化を測定する。

3. 実験結果およびその考察

(1) 時効硬化能

Fig. 3 は 0.04% および 0.59% 炭素鋼に、上記各処理を施した試験片を 100°C 焼入時効させたときの時効の進行度 (時効中の任意の時間における硬度の変化量を ΔH , 最高の変化量を $\Delta H_{\max}$ とするとき $(\Delta H/\Delta H_{\max}) \times 100\%$ で表わす) を示す。横軸は時効時間 (min), 縦軸は時効進行度 (%) を表わしてある。この結果によると、炭素量が異なっても、また、組織が球状か層状か、あるいはソルバイトであるかの差異にもかかわらず、時効の進行過程にはあまり大きな変化は認められず、大体焼入後 30~50 分後、最高の硬度に達するようである。このことから、鋼の時効現象はフェライト中に含まれる炭素 (あるいは窒素) の拡散に基づくと考えられる。

鋼が時効によって強化する程度を、いかなる量によって表わすのが合理的であるかは研究を要する問題で

Fig. 3.

Fig. 4.

Fig. 5.

あるが、いまかりに、時効による硬度の変化量で表わしうるものとし、その最大のものを“時効硬化能”と名づけておく。この硬化能はフェライト中に過飽和に固溶している溶質原子 (炭素あるいは窒素) の量が多いほど大きい値をとるはずである。Fig. 4 は 0.59% 炭素鋼を焼入後 500°, 600° および 700°C で再焼入したものを 100°C で焼入時効したときの微小硬度の時間的変化を示し、最高硬度は焼入温度の高いほど大きく現われている。これは低温焼入温度が高いほどフェライト中に固溶する炭素量が多いことによるもので、したがって、時効硬化能が大きいことを表わす。

また、Fig. 5 は 0.04% 炭素鋼の L.T.Q. 材および球状化材の 100°C における焼入時効と常温で 8% の引張加工を加えたときの 100°C における歪時効との結果を比較したものである。歪時効の場合でも焼入時効と同様、時効曲線の形には大きな差異がなく、約 40 分間で最高硬度に達することがわかる。

疲労試験においては、試験片が絶えず繰返荷重の作用を受けているから、低温焼入材のように過飽和炭素などを多量に含んでいる材質のものでは、繰返荷重中に時効を起すと考えられ、したがって、時効硬化能の大きいものほど疲労強度の増加する程度も大きいはずである。Fig. 1 の曲線 notched

は 0.59% 鋼の切欠試験片における低温焼入材の焼入温度と疲労限度の増加率との関係を示したもので、切欠底に作用する大きな集中応力のために、繰返荷重中にいちじるしい時効硬化を起し、低温焼入温度の高いものほど増加率が大きく現われている。

(2) 時効進行速度

Fig. 4 および Fig. 5 からわかるように、時効によって硬度が最高に達するまでの時間は時効温度によって異なるが、この時間 t は材質や時効の種類にはあまり関係がなく、一般に時効温度が高いほど短くなるものである。

Nabarro の研究によると t と時効温度 T (絶対温度) との間には次の関係が成り立つことを述べている。すなわち、

$$\log t^{-1} = c_1 - \frac{c_2}{T} \quad (1)$$

ここで c_1 および c_2 は材料による定数で、Fig. 2 の実験結果から計算すると、炭素鋼に対し $c_1 = 7.9$ および $c_2 = 4200$ となる。

(1) 式の関係が疲労試験中の時効にもあてはまるかどうかを考えてみよう。100°C 時効における t を上の実験結果から平均 40 分と仮定すると、常温時効のときの炭素および窒素に対して (1) 式から計算して約 28 日となる。しかるに、使用した疲労試験機の回転数は 1700 r.p.m. であるから、たとえば、鋼の疲労限度を決定に必要な応力繰返数 10^7 を与えるには約 4 日かかる。したがって、この間にはたして時効が完了するかいなか疑問であるが、(1) 式ならびに Fig. 4 および Fig. 5 の結果はいずれも時効中に応力の作用がない場合のものであり、実際の疲労試験においては試験片はたえず応力の繰返作用を受けている点が異なっている。応力が作用すると、もちろんそれによって時効は促進される。⁴⁾ すなわち、(1) 式の計算は疲労試験のように応力の作用がある場合の時効にはあてはまらない。

そこで、応力をも考慮に入れた速度論の助けをかりて考えてみる。いま時効現象の進行過程の速度を r とすると、

$$r = \frac{KT}{h} \cdot e^{-\frac{\Delta F - c\sigma}{KT}} \quad (2)$$

なる式が与えられている。ここで K = Boltzmann の定数 $= 1.38 \times 10^{-16}$ erg/mol $^\circ K$, h = Plank の定数 $= 6.62 \times 10^{-27}$ erg/sec, T = 絶対温度, ΔF = 活性化エネルギー, σ = 応力, c = 温度および材料による定数である。この式によると、 e の果乗に $-c\sigma$ の応力の項が含まれている。したがって、もし応力が作用しているときは活性化エネルギーが小さくなって時効が促進され、(1) 式から計算した t の値よりもかなり早く時効

Fig. 6.

が完了することが予想できる。Wert⁶⁾ の計算によると、 α -鉄中に固溶する炭素の歪時効の活性化エネルギーは応力の働かない場合には $\Delta F = 20100$ cal/mol であるといっているが、筆者の行った応力時効に関する実験から求めた活性化エネルギーは約 9000 cal/mol となり、⁷⁾ 応力作用があると活性化エネルギーが相当小さくなっていく。この値の差が応力その他の影響によると考えられる。この点を明らかにするために 0.04% 炭素鋼の球状化材につき 700°C で低温焼入したままのものと、焼入後 28.7 kg/mm 2 の応力を 3.77×10^6 だけ繰返した後のものについて 100°C における時効曲線を求めた結果の一例を Fig. 6 に示す。図から次のことがわかる。すなわち、繰返荷重を受けていないものの硬度の時間的変化は Fig. 5 と同様、約 40 分後最高硬度を示すが、繰返荷重を受けた後のものは時効曲線がほぼ直線となり、ほとんど硬度の変化がみられない。このことは明らかに繰返荷重中に時効が完了したことを示すものである。また、両者の最高硬度にかなりの差が認められるが、これは応力の作用のもとに時効を起すため、いわゆる常温応力時効処理を受けた場合のものと同じような結果になると考えられる。したがって、疲労試験後の硬度の増加は加工硬化と時効硬化との両作用の影響である。

(3) 時効硬化能と切欠疲労強度

(2) 式からわかるように、作用応力が大きいほど活性化エネルギーが小さくなり時効が起りやすいのであるから、切欠材の疲労のように切欠底に大きな応力が集中する場合には、平滑材に比べて疲労強度の増加率が大きいことは当然である。Fig. 7 は 0.59% 炭素鋼の切欠材を疲労試験後注意深く切欠底を通る断面から切断して、その断面上の微小硬度の分布状態を測定した結果である。

球状化材、すなわち時効硬化能の大きい材質のものでは切欠部分の応力分布と類似した硬度分布となり、切欠底が繰返荷重中にいちじるしく強化され、平滑材に比べて疲労強度の増加率が高くなることを示すものである。これに対し時効硬化能の小さい焼鈍材では疲

Fig. 7.

労試験後の硬度分布は断面にはほぼ一様となり、繰返荷重の作用を受けても材料は強化されないことを表わしている。

切欠材が繰返荷重を受ける場合には、切欠底から一定の距離 ϵ_0 の点における応力が平滑材の疲労限度に達するとき疲労破壊が起ると考えられている⁸⁾。球状化材のように時効硬化能の大きいものでは、切欠底に作用する大きな集中応力のために荷重の繰返しとともに切欠底から内部に向かって漸次材質が強化されてゆくから、疲労亀裂発生に抵抗する領域、すなわち、 ϵ_0 が増加してゆくと考えることができる。その増加の程度は時効硬化能の大きい材質のものほど大きいはずである。Fig. 8の実線は0.59%炭素鋼につき ϵ_0 の対数値と時効硬化能 $\Delta H_{\max}$ との関係を示したもので、 $\Delta H_{\max}$ の増加に従って $\log \epsilon_0$ は、ほぼ直線的に増加している。

Fig. 8.

ϵ_0 が大きくなれば切欠疲労強度は増大し、したがって、切欠係数 β は反対に小さくなってゆくはずである。Fig. 8の点線は時効硬化能と β との関係を示したもので、硬化能の増加につれて $\log \beta$ はほぼ直線的に低下してゆくことがわかる。この直線を式で表わすと、

$$\beta = k_1 e^{-k_2 \Delta H_{\max}} \quad (3)$$

となり、ここで k_1 および k_2 は材質によって定まる定数である。この式から β がわかれば平滑材の疲労限度から切欠材の疲労限度を近似的に求めることができる。ただし、(3)式は切欠の形状係数がほぼ $\alpha = 3.3$ の場合であって α の異なるものについては今後の実験に待たねばならない。

4. 結 言

最近、発達してきた金属結晶格子に関する転位論的説明によると、時効による材質の強化は析出微粒子によって転位の運動が妨げられる析出硬化現象と、溶質原子の移行によって転位が固定されるとする歪時効現象のいずれかによるもので、前者は静的強度を高めるが疲労強度にはあまり影響しないと考えられている説もある⁹⁾。したがって、以上の実験結果から鋼の低温焼入による疲労強度、ことに切欠がある場合の強度増加も主として後者の歪時効によるものであろうから、鋼の疲労強度を改善するには歪時効が起りやすい材質にすることが必要と考えられる。このためには低温焼入、特に球状化処理を行うことが最も効果的である。なお、時効速度の進行に対する応力の影響、すなわち、(2)式の定数 c の決定については今後さらに実験を進める予定である。

注：—

- 1) 桜井、川崎、日本材料試験協会第5期総会前刷(1956)、および日本機械学会岡山臨時大会前刷(1956)
- 2) G.M. Sinclair, Proceedings, A.S.T.M. Vol. 52, p. 743 (1952) and Vol. 55, p. 866 (1955)
- 3) F.R.N. Nabarro, Rep. strength of Solid, p. 38 (1948), Phys. Soc., London.
- 4) 桜井、川崎、泉、日本金属学会誌, 20, p. 300 (1956)
- 5) W. Kauzmar, AIME Metals Technology, Tech. Pub. No. 1301 (1941)
- 6) C.A. Wert, Physical Review, Vol. 79, p. 601 (1950)
- 7) 桜井、川崎、泉、日本金属学会第38回大会講演概要(1956)
- 8) 石橋、金属の疲労と破壊の防止、(1954)養賢堂
- 9) Litherland Teed, Fatigue and Fracture of Metals, p. 252 (1952) Wiley Co.