

.....
 論 文

UDC 539.434 : 669.14.018.44 : 669.15'24'26-194.56

18Cr-12Ni 鋼の高温疲れ特性*

山 崎 道 夫**

High Temperature Fatigue Properties of 18Cr-12Ni Steels

Michio YAMAZAKI

Synopsis:

Effects of the carbon content and heat treatment on fatigue properties of 18Cr-12Ni steels have been studied by the rotating-bending fatigue test at 600°C and 3 000 rpm. The results obtained are as follows.

- (1) The fatigue strength of the steel increases roughly twofold as the carbon content of the steel increases from 0.06 to 0.29% in weight.
- (2) As the carbon content of the steel increases, the effect of solution temperature on the fatigue strength becomes conspicuous.
- (3) The optimum solution temperature is the lowest one that gives a complete solution of carbide.
- (4) Slightly aged specimens give a higher fatigue strength than that of completely aged (maximum hardness) or unaged specimens.
- (5) Coaxing behaviors are also influenced by heat treatments, and the treatment to give the highest fatigue strength results in the greatest coaxing effect.
- (6) A coaxing process, which is interrupted before failure, can be utilized as a pre-treatment to improve the fatigue strength.
- (7) Grain sizes, amounts of undissolved or dissolved carbides, and the precipitation during fatigue are influenced by carbon contents of the steel and heat treatments, and from these aspects the fatigue properties described above can be explained qualitatively.

(Received June 23, 1972)

1. 緒 言

オーステナイト系耐熱鋼の高温疲れ強さに関する研究^{1)~10)}はかなり広く行なわれるようになってきたが、クリープ強度に関する研究に比して決して十分とはいえず、とくに成分や熱処理が高温疲れ強さにいかに影響するかという研究¹⁰⁾は少ない。

本研究はオーステナイト系耐熱鋼の基本と考えられる 18Cr-12Ni 鋼の高温疲れ強さにおよぼす含有炭素量、溶体化温度および時効時間の影響を実験したものである。さらにオーステナイト系鋼の高温疲れにおいては応力漸増効果 (Coaxing effect) が存在することが知られているので²⁾³⁾⁶⁾、応力漸増効果に対する上記のや金学的因子の影響を求め検討することとした。

2. 試料および実験方法

Table 1 に示したような、炭素量の異なる 3 種の鋼を用いた。これらは 100 kg 程度の大気中溶解材である。

これらの鋼を 16 mm の丸棒に鍛伸後、それぞれ、1 000°C、1 080°C、1 160°C および 1 250°C で 1hr 加熱水冷の溶体化処理を与え、その後 700°C×2hr+600°C×20hrの時効処理を行なった。また時効処理の影響を知るため一部の試料について時効処理を行なわない試験片および 700°C×20hr+600°C+20hr 時効した試験片を作製し試験した。時効処理の後半の 600°C×20hr という処理は、既報¹¹⁾のクリープ破断試験の結果と本報の疲れ試験の結果とを比較するために行なったものである。すなわち両試験とも 600°C で行なっているが、クリープ破断試験では加重前に 600°C で 20hr 予熱するが、疲れ試験ではほとんど予熱を行なわなかつたので両試験の条件の違いをなくすため疲れ試験片に 600°C×20hr の加熱を行なったのである。

* 昭和41年10月、昭和42年10月日本金属学会にて一部発表

昭和47年6月23日受付

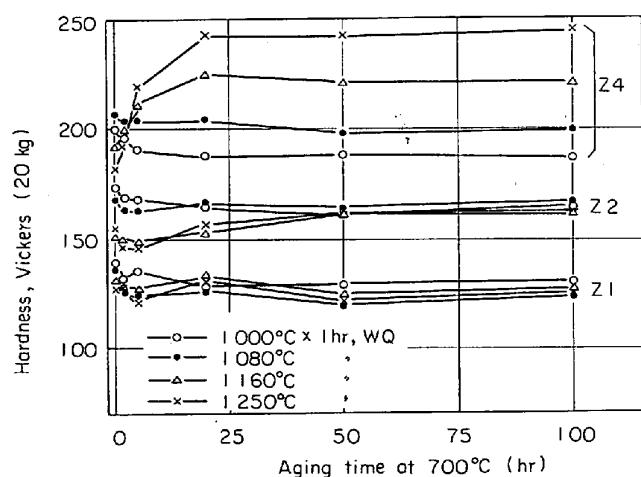
** 金属材料技術研究所 工博

Table 1. Chemical composition of steels used.

Steel	Chemical composition, wt%						
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
Z1	0.06	0.45	1.53	0.012	0.019	12.07	17.99
Z2	0.14	0.42	1.53	0.011	0.019	11.90	18.22
Z4	0.29	0.43	1.61	0.012	0.024	11.96	18.30

Table 2. Grain size number.

Steel	Solution temperature ($^{\circ}\text{C}$, $\times 1$ hr)			
	1 000	1 080	1 160	1 250
Z1	4	3	2	0
Z2	8	6	3	0
Z4	11	8	4	1

Fig. 1. Hardness change as a function of aging time at 700°C .

疲れ試験は容量 10 kg-m のクラウゼ型回転曲げ試験機を用いて主として 3 000rpm で行なつた。疲れ試験片は直径 6 mm, 平行部の長さ 30 mm で, 機械加工後エメリー紙で 04 番まで研磨を行なつた。試験片平行部中央表面に熱電対を 1 対取り付けスリッピングを通して测温し, 試験片表面の実際の温度が 600°C になるように炉温を調節した。加重時に $10\sim 30^{\circ}\text{C}$ 程度, 荷重が大きな場合には, 50°C 程度の温度上昇が起こるので, 炉温を予測される温度上昇分だけ低く設定しておいた。

3. 試験結果

3.1 粒度, 硬さおよび引張強さ

溶体化温度による結晶粒度番号の変化を Table 2 に示した。Z1 鋼には 1000°C の溶体化ですでに未固溶炭化物は見られないが, Z2 鋼では 1080°C , Z4 鋼では 1160°C が炭化物がほぼ完全に固溶化する温度である。

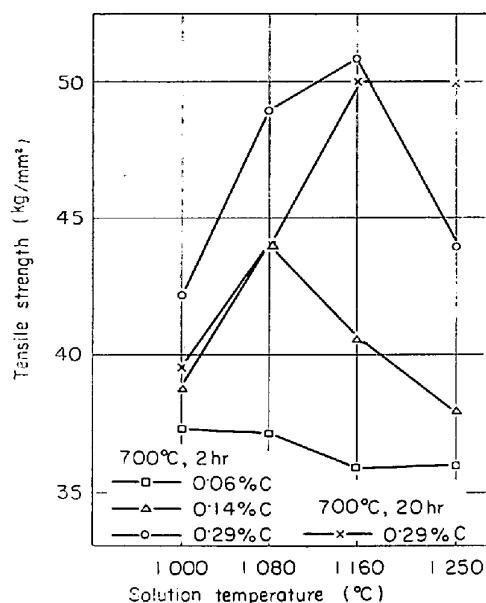
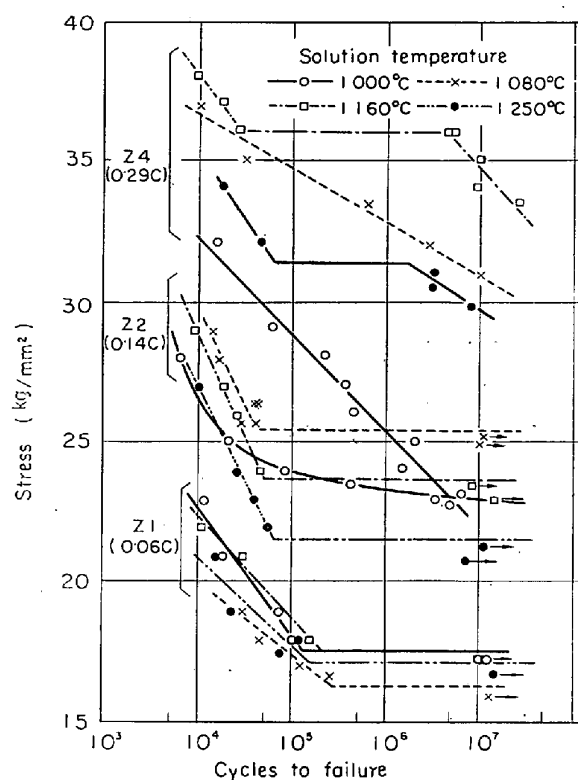
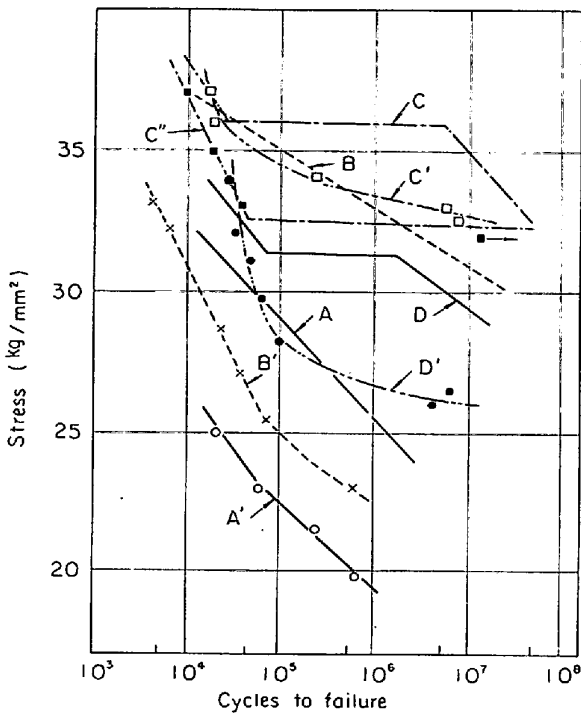
Fig. 2. Tensile strength at 600°C as a function of solution temperature.Fig. 3. S-N curves (600°C , 3 000 rpm) of steels Z1, Z2, and Z4 aged at $700^{\circ}\text{C}\times 2$ hr and $600^{\circ}\text{C}\times 20$ hr after solution treatments at the temperatures indicated in the figure for 1 hr.

Fig. 1 は常温の硬さにおよぼす溶体化温度と 700°C での時効の影響を示し, Fig. 2 は 600°C における引張強さを示す。



Sol. treat.	Aging		
	Unaged	700°C × 2 hr + 600°C × 20hr	700°C × 20hr + 600°C × 20hr
1000°C	—	A	A'
1080°C	—	B	B'
1160°C	—	C	C'
1250°C (× 1 hr, WQ)	—	D	D'

(Data points for A, B, C, and D are shown in Fig 3)

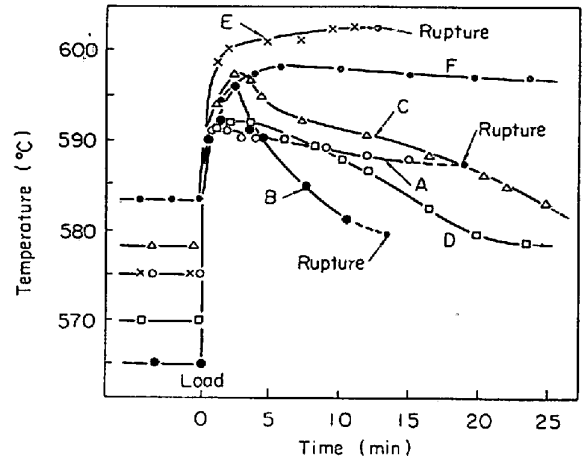
Fig. 4. S-N curves (600°C, 3000 rpm) of steel Z4 heat treated as shown above.

3.2 疲れ試験の結果

Fig. 3は各試料の600°CでのS-N曲線におよぼす溶体化温度の影響を示す(時効は700°C×2hr+600°C×20hr). 疲れ強さには炭素量が大きな影響を与え、かつ高炭素材ほど溶体化温度の影響を大きく受けることがわかる. Fig. 4はZ4鋼について時効を700°C×20hr+600°C×20hrとしたときの600°Cでの疲れ強さをFig. 3の700°C×2hr+600°C×20hrの場合と比較して示したものである. 1160°C溶体化の場合は時効をまったく行わない場合(S-N曲線C'')も示した.

3.3 加重時の温度上昇およびその後の温度降下

Fig. 5は、炉の温度設定を変えずに加重時の試料表面の温度上昇およびその後の温度降下を測定した結果である. 試験片の1サイクルごとの塑性変形量が時間とともに変化しなければ単位時間内の発熱量も変化せず、試験片の温度は時間とともにある一定値に近づくであろう. しかし、もし時間とともに加工硬化と析出硬化が進行し1サイクルごとの塑性変形量がしだいに小さくなればいつたん上昇した試験片の温度は再び降下するはずと考え



Curve	Steel	Sol. treat.	Aging	Stress (kg/mm²)
A	Z 2	1160°C × 1hr WQ	A	23
B	Z 4	"	"	35
C	"	"	B	32
D	"	1080°C × 1hr WQ	A	33
E	"	"	B	27
F	"	1000°C × 1hr WQ	"	21.5

Aging A : 700°C × 2 hr + 600°C × 20hr
Aging B : 700°C × 20hr + 600°C × 20hr

Fig. 5. Temperature change of specimens after cyclic loading at 3000 rpm, while furnace temperature is unchanged.

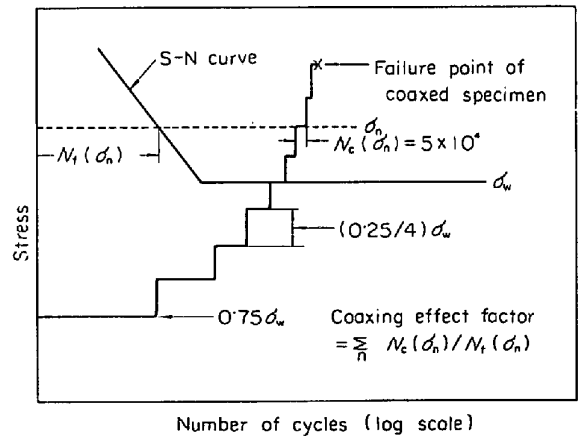


Fig. 6. Coaxing process and the definition of coaxing effect factor. n shows the numerical order of coaxing steps, and $N_c(\sigma_n)$ is number of cycles at σ_n and taken as 5×10^4 for all the steps except for the one at which failure occurs.

られる. Fig. 5は溶体化温度が高く時効温度が低いほど、つまり固溶炭素量が高いほど温度降下が大きくなり硬化の進行が著しいことを示している. 固溶炭素量が高いほど、析出を伴わない単なる加工硬化が顕著に大きくなるということは考えられないので、上記の結果は析出硬化(実際には歪を伴うので歪時効硬化)によるものと解釈しうる.

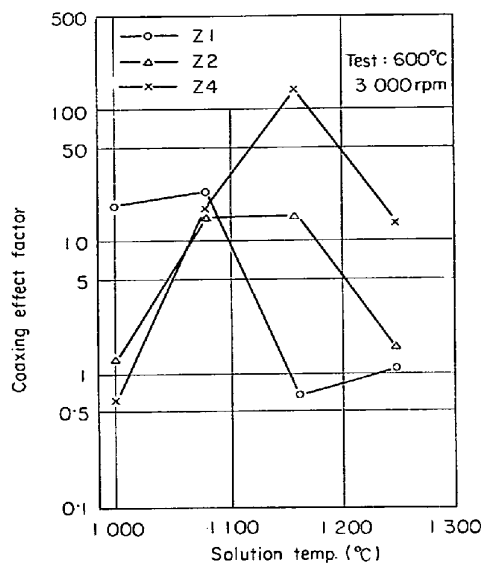


Fig. 7. Coaxing effect factor as a function of solution temperature. (Aging : 700°C×2hr+600°C×20hr, solution time : 1hr)

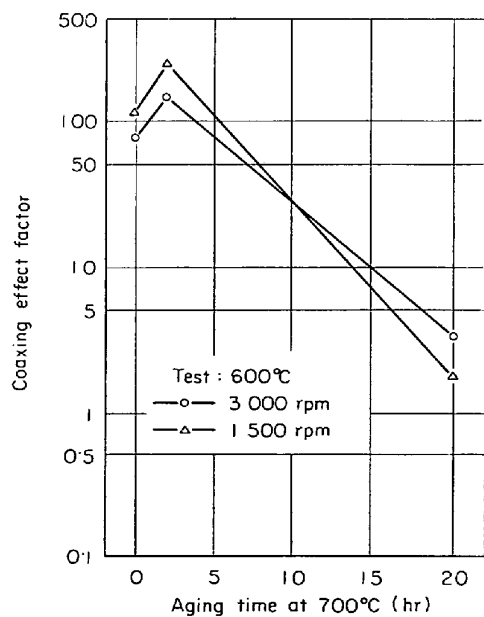
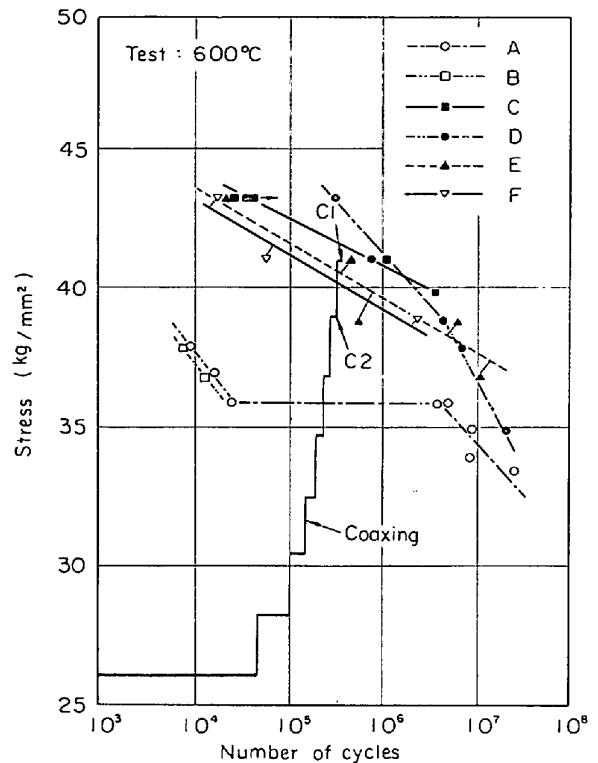


Fig. 8. Coaxing effect factor of steel Z4 solution treated at 1160°C×1hr. Specimens shown as aged for 2hr or 20hr at 700°C were further aged at 600°C for 20hr, while specimens shown as aged for null hr at 700°C were not at all aged.

3.4 応力漸増効果 (コーキシング効果)

Fig. 6 に示したように応力漸増試験の最低応力は耐久限あるいは 10^7 破壊応力 (σ_w と記す) の 75% の応力とし、各段の応力増加幅は最小応力から、 σ_w まで 4 段で達するようにした。各段での繰返し数、 N_c は 5×10^4 とした。破断が起こる最終段での繰返し数は一般



- A : S-N curve of virgin material at 3000 rpm.
- B : S-N curve of virgin material at 1500 rpm (two data points only).
- C : S-N curve at 1500 rpm after coaxing until point C1 at 1500 rpm.
- D : S-N curve at 3000 rpm after coaxing until point C1 at 1500 rpm.
- E : S-N curve at 3000 rpm after coaxing until point C2 at 1500 rpm.
- F : S-N curve at 3000 rpm after coaxing until point C2 at 3000 rpm.

Fig. 9. S-N curves of steel Z4 after interrupted coaxing as a pre-treatment. Heat treatment before fatigue test : 1160°C×1hr WQ, 700°C×2hr+600°C×20hr.

にこれより小さくなる。応力漸増効果の程度を表わすため、 n 番目の応力 σ_n で処女材を試験したときの破断繰返し数 $N_f(\sigma_n)$ で N_c を割つた値を累積した値、

$$\sum N_c / N_f(\sigma_n)$$

を応力漸増効果率と定義し用いることとした。応力漸増効果がなければこの値はほぼ 1 となる。

Fig. 7 は各鋼の応力漸増効果率と溶体化温度の関係を示す。時効は 700°C×2hr+600°C×20hr である。

Fig. 8 は Z4 鋼 (1160°C×1hr 溶体化) の応力漸増効果率におよぼす時効の影響を示している。この図には、3000rpm での結果のほか 1500rpm での結果を示してあるが、この場合第 1 段目の応力と応力増加幅は 3000rpm の S-N 曲線を用いて計算している。

以上の応力漸増効果率の測定では試験片が破断するまで応力を増加させたが、Fig. 9 には応力漸増処理を途中

まで行ないその後あらためてS-N曲線を求めた結果を示した。材料はZ4鋼を $1160^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ 溶体化水冷後 $700^{\circ}\text{C} \times 2\text{hr} + 600^{\circ}\text{C} \times 20\text{hr}$ 時効したものである。曲線AとBが普通のS-N曲線で、Aが3000rpm、Bが1500rpmで試験した場合である。C1とC2は応力漸増処理の終点(未破断)を示しており、それぞれの点まで応力を階段状に増加させた。C2点までは1500と3000rpmで処理した両方の場合があるが、C1点までは1500rpmのみで処理した。曲線C、D、E、Fは図中に説明したように上記の応力漸増処理後のS-N曲線であり、その中には応力漸増処理の繰り返し数は含まれていない。Fig. 9の結果は応力漸増処理が鋼の疲れ強さを上昇させる処理として有望であることを示している。また、応力漸増効果は疲れ中の析出によつて生じるものであるから、その効果の大きさに対して繰り返し速度がかなり影響することが考えられた。しかし、Fig. 9にみられるように、その効果はほとんどなく、疲れ中の析出に対しては繰り返し数が決定的な影響を持ち、時間的な効果は小さいことが示された。

Photo. 1は疲れ試験後の鋼の背面反射X線回折写真である。応力漸増処理したもの(d)は、普通の疲れ試

験で破壊したもの(bとc)より高い応力を受けているにもかかわらず回折はん点のぼけが少なく塑性変形量が少ない。これは応力漸増処理では高温疲れ中の歪時効による析出が普通の疲れ試験によるよりも有効に生じていることを示すと考えられる。

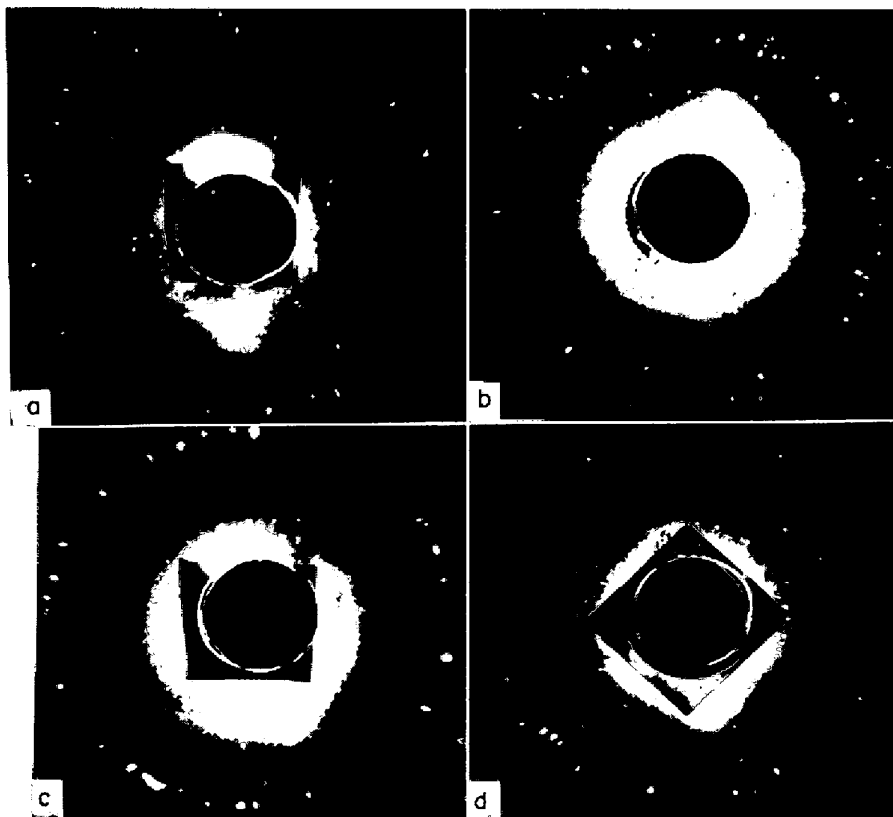
4. 考 察

4.1 考察の基礎となることから

本実験においては材料の炭素量、溶体化温度、時効時間を変えているので、固溶状態の炭素量、析出炭化物と未固溶炭化物の量および結晶粒度がたがいに関連しながら変化している。

常温および高温疲れ中の歪時効による析出硬化が疲れ強さに大きな影響を与えることが知られており、また耐久限の出現や応力漸増効果もこれによつて説明されている^{2)6)10)12)~15)}。すなわち、繰り返し応力によつて生じた転位あるいはすべり帯へ析出が起きるのでその後の疲れ被害の進行が最も有効に抑えられ、またある応力以下では疲れ中の析出によつて疲れ被害の進行が停止し耐久限が現われると考えられている。

本実験の条件下で疲れ試験中に析出が進行することは



(a) As heat treated, (b) Ruptured at 33.5kg/mm^2 (2.39×10^7 cycles), (c) Ruptured at 38.0kg/mm^2 (9.5×10^3 cycles), and (d) Ruptured by coaging with the maximum stress of 45kg/mm^2 , (b), (c) and (d) taken at about 0.5mm from the specimen surface.

Photo. 1. X-ray back reflection photographs of steel Z4 solution treated at $1160^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ and aged at $700^{\circ}\text{C} \times 2\text{hr}$ and $600^{\circ}\text{C} \times 20\text{hr}$. CrK_{α} , beam = $0.5\text{mm}\phi$.

試験後の試験片の光学顕微鏡観察から明らかであるが、回転曲げ試験では析出が表面に集中するため電顕観察は行なえなかつた。しかし、その析出が塑性変形を有効に抑制していることは Fig. 5 の試験片の温度降下が固溶炭素量が多いほど大きいことから示されている。

未固溶炭化物は析出物的に有効に作用する場合と、非金属介在物的に有害に作用する場合が考えられる。介在物的に有害であるのは地の強度が高く¹⁶⁾、介在物がたとえば $8\ \mu\text{m}$ 以上のように大きい場合¹⁷⁾である。本実験の材料ではその硬さや引張強さおよび残留炭化物の大きさ ($2\sim 3\ \mu\text{m}$) から考えて有害には作用していないと考えられる。

疲れ強さにおよぼす結晶粒度の影響に関する文献によれば、調査した範囲^{18)~22)}では、細粒材の方が疲れ強さが大きい。本実験においては、溶体化温度によつて粒度とともに炭化物の固溶化の程度も変化するので複雑であるが、それについては次節以下で述べることにする。

なお、観察した範囲で本実験の試験片はすべて粒内破断であつた。

以上述べたことを考慮に入れながら本実験結果に定性的な考察を加えることにする。

4.2 Fig. 3 の結果について

炭素量が多くなると疲れ強さが溶体化温度によつて大きな影響を受けるようになるのは、高炭素材ほど溶体化温度によつて粒度と固溶炭素量が大きく変化するためと考えられる。しかし、低炭素の Z1 鋼でも Table 2 に示したように粒度番号が 4 から 0 に変化しており、決して小さな変化とはいえないにもかかわらず、S-N 曲線はあまり大きな変化を示していない。これは、単なる粒度変化の影響が高温になるほど小さくなるという報告¹⁸⁾と一致する。

炭素量の多い鋼では炭化物の固溶化がほぼ完全になる溶体化温度、すなわち Z2 鋼では 1080°C 、Z4 鋼では 1160°C で疲れ強さが最高となり、それ以上溶体化温度を上昇すると疲れ強さが低下する。固溶炭素量が多いほど、かつ結晶粒が細かいほど疲れ強さが大きいと考えられると、固溶化が完了する最低の温度付近で疲れ強さが最大になることが説明される。つまり、たとえば Z4 鋼の場合、溶体化温度 1160°C と 1250°C とを比較すると両者はともに固溶炭素量は同じであるが、後者の粒度は前者の粒度より大であるので後者の疲れ強さは前者のそれより低下していることが理解される。しかしながら、低炭素の Z1 鋼の場合には粒度の影響があまりなかつたのであるから、高炭素の場合のみ粒度の影響が大きいということになるが、その理由は不明でさらに研究を要する。

1000°C あるいは 1080°C で溶体化処理した Z2 鋼と Z4 鋼の疲れ強さを比較すると Z4 鋼のほうが高い。溶体化温度が低いから両鋼とも固溶炭素量は同じであるが、Z4 鋼は Z2 鋼より残留炭化物が多くかつ細粒である。残留炭化物の効果は小さいとすると、Z4 鋼の疲れ強さが Z2 鋼のそれより大きいことは、再び、炭素含有量が多いときには粒度の効果が大きく現われることを示している。

Fig. 3 で各鋼を通じ未固溶炭化物がないと knee を伴つた耐久限が現われる。篠田ら²⁾ は疲れ中の析出によつて耐久限が現われることを説明し、著者も疲れ被害の進行と疲れ中の析出の関係からこれについて考察した¹⁵⁾。未固溶炭化物の存在が疲れ中の析出の状態を悪くすることも考えられるが、knee が出なくなることはそれによつてはうまく説明できない。そこで疲れの被害論によつてつぎのように考えよう。疲れの被害論においては、繰返し数とともに試験片の中に何らかの被害量 D が増加していき、それがその材料によつて定まるある量、 D_f に達すると破壊が起こると考える。応力などの試験条件が変化しても D_f は一定で、高応力では 1 サイクルごとに蓄積される被害量が多くなるので破壊が低繰返し数で生じることになる。なお、被害論においては、被害量 D の物理的な意味については考えない。さて、Fig. 10 は文献¹⁵⁾と同様の図であるが、疲れ中の析出を伴う場合について、繰返し数の増加とともに被害量 D がしだいに増

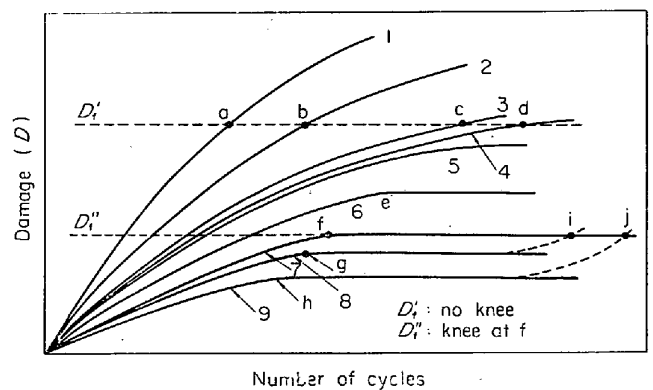


Fig. 10. Schematic expression of fatigue damage (D) as a function of number of cycles. Stress decreases in the order of curves 1 to 9, D_f' and D_f'' are assumed amounts of damage at failure, and the damaging rate (slope of curves) decreases as the number of cycles increases, becoming zero at a certain number of cycles with stresses below a critical level (curve 5). Overaging causes failures at points i and j even below the stress to yield a knee.

加していく様子を図式的に示したものである。曲線 1 から 9 の順に応力が低下していく。被害の進行速度（曲線の勾配）は疲れ中に生じる析出によつてしだいに低下していくが、ある応力（曲線 5）より下では被害の進行がある繰返し数以上では停止する。Fig. 10 の一連の繰返し数-被害量曲線に対して、破断の起こる D_f 、つまり D_f が相対的にどこにあるかは今の段階では任意である。そこで、Fig. 3 の S-N 曲線の knee の現われ方を説明できるような D_f の位置を探してみよう。破断が起こる被害量を D_f' とすると (Fig. 10) 点 a~d で破断が起こるが、これらは応力の低下とともに高繰返し数側に徐々に移行し耐久限は現われるが knee は現われない。これに反し、破断が起こる被害量を D_f'' とすると曲線 7 の f 点では破断が起こるが、応力がわずかに低い曲線 8 では破断が起きず、結局 f 点が knee となる。つまり knee が生じるような状態では、破断が起こる被害量は相対的に D_f'' のようなレベルにあると考えられる。そこで Fig. 10 の破断被害量を D_f'' とした状態を、たとえば Fig. 3 の、Z2 鋼を 1080°C で溶体化した場合（未固溶炭化物がほとんどなく knee が現われる）と考えよう。これに対して Z4 鋼を 1080°C で溶体化すると固溶炭素量は Z2 鋼を 1080°C で溶体化した場合とほとんど同じであるが未固溶炭化物のため細粒化しており、かつ未固炭化物による強化も加わつて、Fig. 10 の 1~9 の各曲線の傾斜が小さくなる。つまり、破断被害量を Fig. 10 の D_f'' と同じ高さにしておいて各曲線の勾配を小さくした図を描いて考えればよいわけであるが、ここでは破断被害量と各被害曲線との相対的な関係のみが問題であるから、この場合は逆に破断被害量が D_f' まで上昇した場合と同様とすることができる。破断被害量が D_f' の高さにあるときは前述のように knee が出ないので、Z4 鋼を 1080°C で溶体化したときに knee が現われないことが説明できる。

Z4 鋼を完全に溶体化した場合には、S-N 曲線にいつたん knee を伴う水平部が現われるが高繰返し数になるとまた破断が起こる。これは長時間の試験の加熱により過時効が起こることによると考えられ、Fig. 10 の曲線 8 と 9 で長時間後に再び被害が増加し始め点 i, j で破断が起こるものとして説明しよう。これが Z4 鋼のみに起こる理由としては、炭素量が高く析出物間隔が小さいため拡散による析出物の粗大化が起きやすいことが考えられる。

4.3 Fig. 4 の結果について

Fig. 3 は 700°C×2hr+600°C×20hr という軽い時効（時効 A と呼ぶ）を与えた場合であつた。これに対し

Fig. 4 は 700°C×20hr+600°C×20hr という、より長時間の時効（時効 B と呼ぶ）を Z4 鋼に与えた場合で、すべての溶体化温度に対して時効 B は時効 A より疲れ強さを低下させる。（後述のように高応力側での例外はある。）

1000°C と 1080°C の溶体化の場合は B 時効材の常温硬さ (Fig. 1) と 600°C の引張強さ (Fig. 2) は A 時効材より低下しており、したがつて疲れ強さも B 時効材の方が低いのはむしろ当然であろう。1160°C および 1250°C で溶体化した場合には A 時効材より B 時効材の硬さの方が大きい。両者の S-N 曲線を見ると (Fig. 4 の C と C', D と D'), $2 \times 10^4 \sim 3 \times 10^4$ 回以下の少ない繰返し数で破断するような高応力では後者の方が強いが、応力が低くなると逆転する。これはつぎのように解釈される。破断時間が短い場合には疲れ試験中の析出が十分に生じる前に被害が破断被害量 (D_f) に達するので、試験前の状態の強さが高い方が寿命が長い。低応力になると次第に疲れ試験中の析出が有効になる時間的余裕が生じ逆転すると考えられる。

B 時効材に knee が現われないのは*、Fig. 10 を用いて、1080°C で溶体化した Z2 鋼に knee が現われ、1080°C で溶体化した Z4 鋼に knee が現われないことを説明したのと同様、疲れ前の析出硬化により Fig. 10 の各曲線の勾配が減少し、破断被害量が相対的に D_f' になつたものとして理解される。

Fig. 4 にはさらに、Z4 鋼を 1160°C で溶体化し時効しないで疲れ試験を行なつた場合（曲線 C'）が示されている。この場合疲れ試験前の析出による強化がまつたくないため疲れ試験中の析出が有効に作用するまでの間に疲れ被害がかなり進行するので C と C' より弱くなつてはいるが、疲れ中の析出は十分に起こるので応力を下げれば knee を伴つた耐久限が現われる。

なお、著者は別論文¹⁰⁾において Fig. 4 の C と C' の S-N 曲線を被害論を用いて解析し、固溶状態の炭素、疲れ試験前の時効により析出した炭化物、高温疲れ中に析出した炭化物の効果を算定し、後者は前 2 者に比して約 10 倍（1 重量 % の炭素当たり）の効果があることを示した。

4.4 応力漸増効果に関する一般的な考察

疲れ試験中の析出によつて応力漸増効果が現われる原因について考えてみよう。この効果が疲れ試験中の至時効によることはかなり一般的に認められており²⁾³⁾⁶⁾¹²⁾、析出硬化によつて材料の弱点が優先的に順次強化されて

* B 時効材でも全炭素量 (0.29%) のほぼ 50% はまだ固溶していることが格子定数の測定から知られる。したがつて固溶炭素が少ないため knee が出ないとはいえない。

いくためと説明されている²⁾。ここではこの考えをもう少し掘り下げつぎの2つに分けて考えてみよう。

4.4.1 応力漸増効果の第1の機構

材料内各部の塑性変形が開始する応力に大小の分布があり、応力漸増処理の低応力段階で変形抵抗の小さい部分に変形するとする。この変形した部分(すべり帯)へ析出が起き周囲の地から固溶炭素が拡散し析出が続行する。この拡散の濃度勾配は、より高い応力を与えてより多くの部分が近接して塑性変形した場合には各部分の低濃度域がたがいに重なり合うため小さく、低応力で塑性変形領域の間隔が大きく各変形領域の間に初期のマトリックスの炭素濃度が残つていれば濃度勾配は前の場合より大きいので、低応力では弱い部分がとくに大幅に強化されることになる。

4.4.2 応力漸増効果の第2の機構

疲れ被害の進行速度は疲れ中に起こる析出硬化によって次第に小さくなっていく。疲れ被害の進行速度および疲れ中の析出速度はともに応力が高くなると増大するが、前者の速度は応力の増大とともに急速に増加するのに対し、後者は塑性変形によって析出が生じた後は拡散によって律速されるからある応力で起こりはじめ以後応力を上昇させてもそれほど増大しない性質のものと考えられる。このような両者の相互関係から、被害の進行速度に比較して析出の進行速度が大きい低応力範囲で繰り返し応力を与えれば応力漸増効果が現われることになる。この機構では前述の第1の機構と異なり変形が開始する応力が試験片の部分によって異なるという仮定は必要でない。

以上の2つの機構のどちらで本実験の応力漸増効果の結果が説明されるかをつぎの4.5節と4.6節で考えるが、そこでの説明は直接実験的に確認されたものとはいえず仮説の段階にあることに注意されたい。

4.5 Fig. 7の結果について

700°C×2hr+600°C×20hr 時効の場合の応力漸増効果におよぼす溶体化温度の影響を示す Fig. 7を見ると、未固溶炭化物のある細粒材(Z2, Z4鋼の1000°C溶体化材)および完全固溶温度以上に温度を上げた粗粒材の効果が小さくなる傾向があり、ほぼ完全な固溶が得られる温度で溶体化した中間粒度のもの(Z1鋼1000°C, 1080°C, Z2とZ4鋼, 1080°C, 1160°C)の効果が大きい。

未固溶炭化物を含む細粒材はその炭化物の周囲や粒界上への析出が多く、変形した部分(すべり帯)への優先析出が抑制されるため応力漸増効果が小さいものと考えられる。これは前節で述べた2つの機構の両者について

いえることである。

つぎに完全溶体化温度以上に溶体化温度を上昇させると応力漸増効果が小さくなることを第1の機構から考える。第1の機構では材料内部に塑性変形が開始する応力に大小の分布があることを仮定しているが、これは別の表現でいえば転位源が始動する応力に大小の分布があることになる。転位源は一般的にいつて何らかの格子欠陥であるから、その欠陥の程度(たとえばフランク・リード源の長さ)と密度は材料が最終的に加熱される最高温度(この場合溶体化温度)の影響を受け、その温度が高いほど欠陥の程度したがって転位源が活動を始める応力はある一定の見かけの平衡値に落ちつき、転位源間の差が小さくなっていくことが考えられる。したがって第1の機構による応力漸増効果は小さくなる。さらに、転位源の数が減少すれば、たとえ全転位源が活動するような応力を始めから与えても、各転位源から生じた一群の転位(すべり帯)の間隔が大きいため、地から各すべり帯へ向かつての固溶炭素の拡散が相互に影響しあつて固溶炭素の濃度勾配が減少することがなくなると考えられる。したがって応力漸増処理で低い応力を与えて一部の転位源のみを始動させたとしても、そこへ向かつての拡散が、全転位源が同時に活動したときより大きくなることはなく、応力漸増効果は現われない。つまり高温溶体化は、転位源の活動しやすさの差を小さくすること、および転位源の密度を少なくすることにより第1の機構による応力漸増効果を小さくする。

Fig. 7の結果は第2の機構ではうまく説明できない。

4.6 Fig. 8の結果について

Fig. 11である温度での溶体化状態で転位源を始動させる応力が曲線aのように分布しているとしよう。析出によってこの応力分布は高応力側へ移るが、軽い時効で

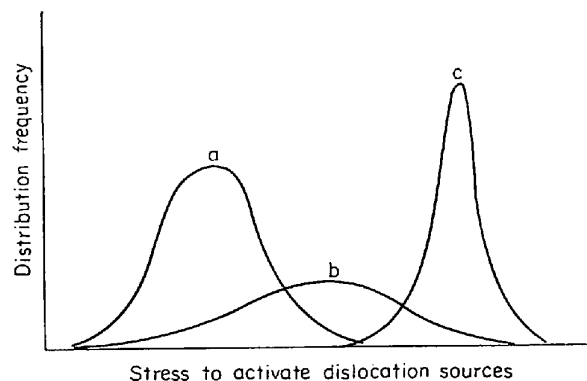


Fig. 11. Stresses to activate dislocation sources at various degrees of precipitation hardening (schematic); a: as solution treated, b: slightly aged, and c: completely hardened.

は析出によつて強化されない転位源が存在するであろうし、強化される程度もまちまちでその分布は曲線bのように広がるであろう。十分に時効するとどの転位源も完全に強化され、曲線cのような分布にならう。これは転位源としてフランク・リード源を考えるとつぎのように理解される。転位源への析出がなければ転位源が始動する応力は bowing-out する応力で決まり、それは転位源の長さによつていろいろな値をとる。ところが析出によつて転位源が十分強くピン止めされると、転位源を構成している転位が動き出す応力が bowing-out する応力より大となり、かつそれは転位源の長さによらなくなる。

以上のようにして Fig. 8 の結果も応力漸増処理効果に関する第1の機構によつて説明されることになる。しかし、第2の機構も同時に作用しているかもしれないということは上述の議論からは否定できない。

5. 結 論

18Cr-12Ni 鋼の 600°C における回転曲げ疲れ強さを含有炭素量、溶体化温度、時効時間を変えて測定しつぎの結論を得た。

(1) 炭素量が増すと疲れ強さは溶体化温度の影響を大きく受ける。炭化物の固溶化が完全になるべく低い溶体化温度がよい結果を与える。

(2) 時効時間の影響は0.29% C 鋼についてのみ行なつたが、完全に溶体化した場合には 700°C×2hr(+600°C×20hr) という軽度の時効を与える方が高温度疲れ強さは高い。

(3) 応力漸増効果もある溶体化温度とある時効時間で最大となり、その条件は最大の疲れ強さが得られる条件と一致している。

(4) 応力漸増処理を前処理として利用すると疲れ強さの増加が得られる。

(5) 以上の結果は、粒度、未固溶炭化物の量、固溶炭化物の量、疲れ中に起こる析出、転位源の分布などが鋼の炭素含有量、熱処理により変化する様子から定性的に説明しうる。

おわりに、種々ご討論いただいた岩元兼敏・元材料強度研究部長(現、久留米工専)に深く感謝いたします。

また、実習生として実験に従事された平尾茂樹氏(現、後藤鍛工)、梅沢文明氏(現、会田鉄工)および松浦茂光氏(現不二サッシ工業)に感謝いたします。

文 献

- 1) 材料試験 10 (1961), No 96, 高温疲労に関する特集号
- 2) 篠田, 桜井, 佐野, 川崎, 泉: 日本金属学会誌, 24 (1960) 10, p.645
- 3) 塚本, 川崎, 細江: 鉄と鋼, 47 (1961) 3, p.561
- 4) N. P. ALLEN and P. G. FORREST: "The Influence of Temperature on the Fatigue of Metals", Proc. of the International Conference on Fatigue of Metals, London, New York, 1956, p. 327 (ASME)
- 5) E. E. BALDWIN, G. J. SOKOL, and L. F. COFFIN, JR: Proc. ASTM, 57 (1957), p. 567
- 6) 川崎, 泉, 吉村, 鎌田: 日本金属学会誌, 29 (1965), p. 508
- 7) 平, 小寺沢: 材料試験, 9 (1960) 84, p. 550
- 8) T. SAKURAI, J. MASAKI, and T. KITAMOTO: 9th Japan Cong. Test. Mat., Proc., (1966), p.7
- 9) J. A. DUNSBY: Proc. ASTM, 65 (1965), p. 736
- 10) 塚本, 川崎, 細江: 鉄と鋼, 48 (1962) 1, p. 38
- 11) 山崎: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 743
- 12) G. M. SINCLAIR: Proc. ASTM, 52 (1952), p. 743
- 13) 横堀: 材料強度学, 岩波全書 (1963), p. 189(岩波)
- 14) J. C. LEVY: Metallurgia, 56 (1957), p. 71
- 15) M. YAMAZAKI: Proc. of ICSTIS, II (1971), p. 1 200 (鉄鋼科学技術国際会議 プロシーディングス), または 金属材料技術研究所 研究報告, 15 (1972) 3, p. 19
- 16) 横堀: 材料強度学, (1955), p. 209 (技報堂)
- 17) 川田, 中沢, 児玉: 機械学会論文集, 29 (1963), p. 1 674
- 18) N. H. G. DANIELS and J. E. DORN: ASTM STP No 196, (1956), p. 94
- 19) J. E. BREEN and J. R. LANE: Trans. ASM, 46 (1954), p. 1 021
- 20) 結城, 梶川, 坪田: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 648
- 21) H. HENDUS and G. KRAUSS: Z. Metallk., 46 (1955), p. 716
- 22) 横堀: 材料強度学, (1955), p. 210 (技報堂)