論 文

鋼の疲労進行過程の静的ねじり試験法

による研究(第4報)*

(伸線後低温焼なましした鋼の場合)

上 田 太 郎** 田 中 政 夫**

Study on the Fatigue Process for Steel by the Method of Static Torsional Test (The 4th Report)

(Result for Low Temperature Annealed Steel after Cold Drawing)

by

Tarō UEDA and Masao TANAKA

(Faculty of Engineering, Osaka University)

In the present report, we have studied on the effect of low temperature annealing at 200 and 400°C upon the fatigue processes of cold drawn steel, mentioned in the 3rd report. The results obtained are as follows:

(1) The fatigue process in case of the repeated stress below the fatigue limit.

In low temperature annealed steel with high carbon content, the progress of fatigue does not occur with the increase of number of stress cycles.

In low temperature annealed steel with low carbon content, when the repeated stress is small, it does not occur, either. But when the repeated stress is near the fatigue limit, the fatigue progresses up to the stage of formation of submicroscopic cracks.

In this case, as the fatigue failure does not occur, it is considered that this process of formation of submicroscopic cracks stops within a certain extent.

These results described above have the same tendency with the case of cold drawn steel, mentioned in the 3rd report.

(2) The fatigue process in case of the repeated stress above the fatigue limit.

In the low temperature annealed steel with either high or low carbon content, the fatigue process is almost the same as in the case of cold drawn steel, mentioned in the 3rd report. But according to the annealed temperatures, the relative duration of fatigue stages differs respectively.

(3) The cycle ratio at the time of formation of submicroscopic cracks.

(a) In high carbon steel, it has a value of about 85% for cold drawn state, about 60% for annealed state at 200°C and about 70% for annealed state at 400°C. But in either case, it has no relation to the magnitude of repeated stress and shows a nearly constant value.

(b) The low temperature annealing after cold drawing makes it small for high carbon steel, but large for low carbon steel.

(Received Dec. 26, 1961)

1. 緒 言

¹⁾ 第3報では、伸線状態の高炭素鋼ならびに極軟鋼に繰返ねじり応力を与えた場合の疲労の進行過程を静的

ねじり試験法により研究した結果を述べたが、さきに²⁾³⁾報告したように、一般に伸線後低温焼なましするとひずみ時効硬化によりその強度が増大するので、実用には低温焼なましをして使用される場合が多い。

そこで、このような低温焼なまし伸線した高炭素鋼、ならびに極軟鋼の疲労の進行過程にどのような影

* 原稿受付 昭和36年12月26日、第4回材料試験連合講演会にて講演(昭35.9)

** 正員 大阪大学工学部

Table 1 Static properties of steel wires investigated

Group- ing	Initial state	Mechanical property	Annealing	Not annealed	Annealed at 200°C for 30 min	Annealed at 400°C for 30 min	Annealed at 600°C for 30 min	Annealed at 800°C for 30 min
High carbon steel wire (0.82%C)	As cold drawn with 86% reduc- tion of area	Wire diameter (mm)		1.70	1.70	1.70	1.70	1.70
		Tensile strength (kg/mm ²)		210	219	192	103	81.5
		Elongation (%) (<i>l</i> =50 mm)		3	1.5	6	7	15.5
		Contraction of area (%)		55	52	37.5	49	35
		Torsional strength (kg/mm ²)		166.5	172	152.5	100	76
		Number of torsion (<i>l</i> =30 mm)		9.3	6.8	8.1	11.3	8.1
		Vickers hardness (<i>P</i> =500g)		485	516	464	326	205
	As annealed at 200°C for 1/2h after cold draw- ing	Wire diameter (mm)		1.70	1.70	1.70	1.70	1.70
		Tensile strength (kg/mm ²)		219	218	188	104	81
		Elongation (%) (<i>l</i> =50 mm)		1.5	2.5	6.5	7	16
		Contraction of area (%)		52	51.5	37.5	49	34.5
		Torsional strength (kg/mm ²)		172	171.5	154	99	76
		Number of torsion (<i>l</i> =30 mm)		6.8	7.2	7.8	11.8	8.0
		Vickers hardness (<i>P</i> =500g)		516	506	455	320	208
	As annealed at 400°C for 1/2h after cold draw- ing	Wire diameter (mm)		1.70	1.70	1.70	1.70	1.70
		Tensile strength (kg/mm ²)		192	191	182	103	81
		Elongation (%) (<i>l</i> =50 mm)		6	6.5	7	7	15.5
		Contraction of area (%)		37.5	38.5	33.5	49.5	34.5
		Torsional strength (kg/mm ²)		152.5	152	136	98	77
		Number of torsion (<i>l</i> =30 mm)		8.1	8.2	7.3	11.8	7.9
		Vickers hardness (<i>P</i> =500g)		464	458	430	318	205
Low carbon steel wire (0.08%C)	As cold drawn with 86% reduc- tion of area	Wire diameter (mm)		1.705	1.705	1.705	1.705	1.705
		Tensile strength (kg/mm ²)		80	79.5	74	37.5	34.5
		Elongation (%) (<i>l</i> =50 mm)		4	4	8.5	35	35.5
		Contraction of area (%)		41	46	44.5	71	70
		Torsional strength (kg/mm ²)		56.5	57	58.5	46.5	43
		Number of torsion (<i>l</i> =30 mm)		20.3	20.0	21.8	23.4	22.8
		Vickers hardness (<i>P</i> =500g)		195	198	187	104	93
	As annealed at 200°C for 1/2h after cold draw- ing	Wire diameter (mm)		1.705	1.705	1.705	1.705	1.705
		Tensile strength (kg/mm ²)		80	76.5	74	37.5	34.5
		Elongation (%) (<i>l</i> =50 mm)		4	3.5	8.5	34	35
		Contraction of area (%)		46	40.5	47	72	71.5
		Torsional strength (kg/mm ²)		57	56	58.5	46.5	44
		Number of torsion (<i>l</i> =30 mm)		20.0	20.1	21.9	23.9	22.9
		Vickers hardness (<i>P</i> =500g)		198	198	188	101	92
	As annealed at 400°C for 1/2h after cold draw- ing	Wire diameter (mm)		1.705	1.705	1.705	1.705	1.705
		Tensile strength (kg/mm ²)		74	74	73.5	37.5	34.5
		Elongation (%) (<i>l</i> =50 mm)		8.5	8.5	9.5	35	35.5
		Contraction of area (%)		44.5	45.5	46	72.5	72
		Torsional strength (kg/mm ²)		58.5	59	58.5	47	43.5
		Number of torsion (<i>l</i> =30 mm)		21.8	21.9	21.9	24.3	22.7
		Vickers hardness (<i>P</i> =500g)		187	190	186	101	93

響を及ぼすかを、前報と同じ方法により究明することとした。低温焼なまし温度としては、最大静的強度の得られる200°Cと静的強度は多少減少するが加工ひずみがかかなり回復し、じん性が增大する400°Cを選んだ。

2. 供 試 材

供試材は第3報で述べた直径1.7 mm、引抜減面率86%の高炭素鋼線および極軟鋼線を、それぞれ200°C、400°Cで30分間低温焼なまししたものでTable 1はこれら各鋼線の静機械的性質である。これには各鋼線

Fig. 1 S-N curve for high carbon steel, as annealed at 200°C after cold drawing

を200, 400, 600, 800°Cで焼なまししたときの性質も併示し、後述の疲労の進行過程の考察における参考とした。

3. 伸線後低温焼なましした高炭素鋼の疲労の進行過程

Fig. 1 および 2 は本実験に供した伸線後200°Cおよび400°Cで低温焼なましした高炭素鋼線の両振ねじり疲労試験における S-N 曲線である。疲労限は200°C焼なまし材の場合は33.5 kg/mm²、400°C焼なまし材の場合は34.5 kg/mm²で伸線状態の28.5 kg/mm²に

Fig. 2 S-N curve for high carbon steel, as annealed at 400°C after cold drawing

Fig. 3 Effect of stress cycles and annealed temperatures upon the static torsional properties

比べかなり大きい。これは低温焼なましによる時効硬化に基づくものである。なおさきにも報告したように、400°C 焼なまし材の静的強度は200°C 焼なまし材に比べ少し低下するにもかかわらず、ねじり疲労限はやや上昇するが、この現象は本実験でも確認された。

次に、このような $S-N$ 曲線を示す供試材についてそれぞれ Fig. 1 および 2 の点線で示す繰返応力、すなわち 200°C 焼なまし材の場合は 29.4 kg/mm² (I' 試験片), 32.0 kg/mm² (J' 試験片), 34.2 kg/mm² (K' 試験片), 36.7 kg/mm² (L' 試験片) および 42.8 kg/mm² (M' 試験片), 400°C 焼なまし材の場合は 31.8 kg/mm² (I'' 試験片), 37.2 kg/mm² (J'' 試験片), 39.5 kg/mm² (K'' 試験片) および 43.0 kg/mm² (L'' 試験片) の各繰返応力を図の×印の繰返数まで繰り返し、それら各繰返数における疲労の進行状況を静的ねじり試験法により追究した。以下にその実験結果の代表例として、それぞれ疲労限以下および以上の繰返応力を与えた場合について各一例ずつ示すこととする。

Fig. 3 は、200°C 低温焼なまし材に疲労限より 4% 低い繰返応力 32.0 kg/mm² を与えた J' 試験片の結果である。この場合は、(1) 図より見られるように繰返数が増大しても、破断ねじり回数にほとんど変化なく、また繰返応力を与えた後、焼なまししてその変化を調べても、繰返数増大による変化はほとんど認められない。また、(2) 図からも破断ねじり回数は焼なましにより焼なまし前の 6.8 回から 7.2 回 (200°C 焼なまし), 7.8 回 (400°C 焼なまし), 11.8 回 (600°C 焼なまし), 8.0 回 (800°C 焼なまし) と漸次変化するが、32.0 kg/mm² の繰返応力を 10×10^4 , 50×10^4 , 70×10^4 , 100×10^4 繰り返してもこの値はほとんど変わらないことが認められる。なお、(2) 図の斜線で示した破断ねじり回数の範囲は繰返数零における試験片 5 本のばらつき範囲を示したものである。(3) および (4) 図は同じくねじり強さの変化でねじり強さは 200, 400, 600, 800°C で焼なましすると焼なまし前の 172 kg/mm² から 171.5, 154, 99, 76 kg/mm² へと漸次減少するが、

Fig. 4 Effect of stress cycles and annealed temperatures upon the static torsional properties

これらの値の繰返数増大による変化は破断ねじり回数
の変化と同じくほとんど認められず、(4)図では各繰
返数の曲線がほとんど重なってしまうので繰返数零の
曲線のみ示した。したがって、疲労限以下の応力を与
えた場合はその応力が疲労限に近い値であってもほと
んど疲労の進行は起こらないと考えられる。

Fig. 4 は 200°C 低温焼なまし材に疲労限より 28 %
高い繰返応力 42.8 kg/mm^2 を与えた M' 試験片の結
果である。この場合の疲労破断時の繰返数は約 8.5×10^4
で疲労の進行過程はその途中の繰返数 2×10^4 (繰
返数比 24 %), 4×10^4 (47 %), 6×10^4 (71 %) およ
び 8×10^4 (94 %) において検討した。(1)図より破断ね
じり回数は繰返数 4×10^4 付近まではあまり変化せず、
その後 6×10^4 においてやや急激に、 8×10^4 において
激減するのが認められる。繰返応力を与えた後焼な
ましした結果においても大体同傾向の変化をするが、繰
返数 6×10^4 では焼なまししたもののほうがむしろ大
きな減少を示す。(2)図の破断ねじり回数対焼なまし
温度曲線からも繰返数 6×10^4 および 8×10^4 における
この破断ねじり回数の減少が明らに認められる。
なお、繰返数 4×10^4 において多少破断ねじり回数が
減少するが、600°C 焼なましでその減少が認められ
ないため、この減少は疲労による微小クラックの発生を
意味しない。(3)および(4)図のねじり強さの変化も

破断ねじり回数のそれと相似の変化をする。

以上より M' 試験片の疲労進行状況は繰返数 4×10^4
まではまだ微小クラックの発生が起こっていない段階
であるが、繰返数 6×10^4 ではかなり疲労が進行して
すでに微小クラックの発生が起こっている段階である
とみなすことができる。したがって、微小クラックが
発生し始める繰返数は大体この二つの繰返数の中間、
 5×10^4 付近にあると考えられる。

Fig. 5 は 400°C 低温焼なまし材に疲労限より 8 % 低
い繰返応力 31.8 kg/mm^2 を与えた I'' 試験片の結果で
ある。(1)図よりこの場合も繰返数増大による破断ね
じり回数の変化はわずかで、また繰返応力を与えた後
200, 400, 600, 800°C で焼なまししても繰返数増大に
よる各破断ねじり回数の変化は小さい。これは(2)図
からも明白で 200~800°C で 30 分間焼なましすると、
焼なまし前 8.1 回であった破断ねじり回数が漸次 8.2
回, 7.3 回, 11.8 回, 7.9 回と変化するが、繰返応力を
与えたための変化はあまりなく、ただ繰返数 70×10^4
および 100×10^4 でやや破断ねじり回数が減少する傾
向にあるのが認められるのみである。しかしこの減少
も 600°C の焼なましによりほとんど消失するので、こ
の段階はまだ微小クラックの発生段階でないことが推
察される。(3)および(4)図のねじり強さの変化曲線
からは繰返応力の影響は認められない。

Fig. 5 Effect of stress cycles and annealed temperatures upon the static torsional properties

以上 I' 試験片の試験結果から疲労限以下の繰返応力を与えた場合は 200°C 低温焼なまし材の J' 試験片の場合と同じく繰返数が增大しても疲労進行はほとんど認められず、ただ J' 試験片の場合に比べ繰返数が大になれば繰返応力による加工硬化段階が少し認められる程度である。

Fig. 6 は 400°C 低温焼なまし材に疲労限より 25 % 高い繰返応力 43.0 kg/mm² を与えた L'' 試験片の結果であるが、Fig. 4 に示した 200°C 低温焼なまし材の場合と同一傾向の結果を示す。すなわち、繰返数 8×10^4 (繰返数比 62 %) までは繰返数が增大しても破断ねじり回数およびねじり強さにはほとんど変化なく、したがって疲労進行は起こらないが、それ以後の繰返数 10×10^4 (繰返数比 77 %) では急激な変化を示すので、疲労は繰返数 8×10^4 以後ですみやかに進行するものと考えられる。繰返数 10×10^4 では既にクラック成長段階にある。

以上は伸線後 200°C および 400°C で低温焼なましし

た高炭素鋼の疲労の進行過程を、疲労限以下および以上の各繰返応力を与えた実験結果の各一例について示したにすぎないが、その他の各試験片の場合も大体これらと同じような結果を示し、これらの結果を総合して低温焼なまし材の疲労進行過程は次のように考えられる。

200°C および 400°C 焼なまし材いずれの場合も疲労限以下の繰返応力を受けるときは疲労進行はほとんどなく、ただ 400°C 焼なまし材の場合繰返数の大なるところで、繰返応力による加工硬化の影響が認められる程度である。しかし疲労限以上の繰返応力を受けるときは、ある一定繰返数までは疲労進行はほとんどなく、以後急激に微小クラックの発生が起こり、これが成長して疲労破断する過程をたどる。そうして本実験より求めたこの場合の各試験片の微小クラック発生時の繰返数と繰返応力との関係を示すと、Fig. 7 および 8 のようになる。これらの図より微小クラックが発生し始める繰返数比は 200°C 焼なまし材では約 60 %, 400°C

Fig. 6 Effect of stress cycles and annealed temperatures upon the static torsional properties

焼なまし材では約70%で伸線状態における約85%に比べ小さな値を示す。しかし繰返応力の大小により微小クラック発生時の繰返数比にほとんど差異のないことは伸線状態の高炭素鋼の結果と同じである。

4. 伸線後低温焼なましした極軟鋼の疲労の進行過程

Fig. 9 および 10 は伸線後 200°C および 400°C で低温焼なましした極軟鋼線の両振ねじり疲労試験における $S-N$ 曲線で、疲労限は 200°C 焼なまし材の場合 14 kg/mm², 400°C 焼なまし材の場合 13.5 kg/mm² で伸線状態における 13 kg/mm² に比べやや大である。疲労の進行過程はそれぞれ図の点線で示す繰返応力、すなわち 200°C 焼なまし材の場合は 12.1 kg/mm² (i' 試験片), 14.3 kg/mm² (j' 試験片), 15.0 kg/mm² (k' 試験片), 15.9 kg/mm² (l' 試験片) および 17.5 kg/mm² (m' 試験片), 400°C 焼なまし材の場合は 12.4 kg/mm² (i'' 試験片), 14.0 kg/mm² (j'' 試験片), 15.3 kg/mm² (k'' 試験片) および 17.0 kg/mm² (l'' 試験片) の各繰返応力を×印点まで繰り返すことによって究明した。

以下にその実験結果の代表例として、疲労限以下と以上の繰返応力を与えた場合について各一例ずつを示すことにする。

Fig. 11 は 200°C 焼なまし材に疲労限より 14% 低い繰返応力 12.1 kg/mm² を与えた i' 試験片の実験結果である。この場合は繰返数 1×10^6 における静的ねじり試験結果を測定したにすぎないが、(1) 図より破断ねじり回数はこの繰返しによりやや減少するのが認め

Fig. 7 Curve of overstress vs. cycle ratio N'/N for high carbon steel, as annealed at 200°C after cold drawing.

Where, N = Number of cycles to fatigue fracture

N' = Number of cycles to formation of submicroscopic cracks

Fig. 8 Curve of overstress vs. cycle ratio N'/N for high carbon steel, as annealed at 400°C after cold drawing

Fig. 9 $S-N$ curve for low carbon steel, as annealed at 200°C after cold drawing

Fig. 10 $S-N$ curve for low carbon steel, as annealed at 400°C after cold drawing

られる。また供試材を 200, 400, 600, 800°C で焼なましすると引抜加工ひずみの回復, 再結晶軟化などの現象が起こるため破断ねじり回数は焼なまし前の 20・0 から 20・1, 21・9, 23・9, 22・9 に変化するが, これらの値に及ぼす 1×10^6 の繰返しの影響は (2) 図より見られるように 200, 400°C 焼なましでは焼なまし前と同

じでやや減少させる傾向にあり, 600, 800°C 焼なましではこれがほとんど認められない傾向にある。よってこの場合 1×10^6 の繰返しにより繰返荷重による加工硬化の過程は進行するが, 微小クラックの発生まで進展しないことが推察される。(3) および (4) 図のねじり強さの変化からは 1×10^6 の繰返しを与えた影響

Fig. 11 Effect of stress cycles and annealed temperatures upon the static torsional properties

Fig. 12 Effect of stress cycles and annealed temperatures upon the static torsional properties

はほとんど認められない。

Fig. 12 は 200°C 焼なまし材に疲労限よりわずかに高い繰返応力 14.3 kg/mm^2 を与えた j' 試験片の結果である。疲労破断時の繰返数は約 98×10^4 で疲労進行はその途中の繰返数 10×10^4 (繰返数比 10 %), 50×10^4 (51%), 70×10^4 (71 %) および 90×10^4 (92 %) において検討した。破断ねじり回数は(1)図に示すように繰返数の増大とともにしだいに減少し、疲労破断近くでは繰返し前に比べ相当大きな減少を示す。繰返荷重を与えた後、焼なましした結果においても大体同様の傾向を示す。これらの結果を(2)図より見るときは、繰返数 10×10^4 では 600°C および 800°C で焼なましすると破断ねじり回数は繰返しを受けない試験片のそれと大体同一値を示すが、繰返数 50×10^4 およびそれ以上ではもはや同一値を示さず相当小さな値を示す。したがってこの場合、繰返数 10×10^4 における破断ねじり回数の減少は繰返荷重による加工硬化の影響と考えられ、また繰返数 50×10^4 およびそれ以上の繰返数における破断ねじり回数の減少は微小クラックの発生およびその成長が原因であると推察される。それゆえ、これらの結果からこの場合の微小クラックの発生点は繰返数 10×10^4 と 50×10^4 との間にあるものと考えられる。(3)および(4)図のねじり強さの変化では破断ねじり回数のような明りょうな変化は認められないが、繰返数の増大とともにわずかながらねじり強さは減少する。

Fig. 13 は 400°C 焼なまし材に疲労限より 8 % 低い繰返応力 12.4 kg/mm^2 を与えた i' 試験片の結果である。(1)図より破断ねじり回数は繰返数の増大とともに

にやや減少する傾向にある。そうして繰返応力を与えた後焼なましした結果においても大体同一傾向を示す。またこれらの結果を(2)図の破断ねじり回数対焼なまし温度曲線より見るときは、この場合繰返応力が疲労限以下であるにもかかわらず、微小クラック発生段階まで疲労進行することが認められる。すなわち、破断ねじり回数の変化より考察して 70×10^4 付近の繰返数で微小クラックが発生することが認められる。このような疲労限以下の繰返応力を繰り返しても試験片に微小クラックが発生することはさきに述べた伸線状態の極軟鋼に疲労限より 7 % 低い繰返応力を与えた場合にも認められたところである。そうしてこの場合、疲労破断しないからこのように微小クラックが発生してもある程度でその進展が止まるものと考えられる。

Fig. 14 は 400°C 焼なまし材に疲労限より 4 % 高い繰返応力 14.0 kg/mm^2 を与えた j' 試験片の結果である。疲労破断時の繰返数約 96×10^4 までの途中の 4 繰返数でその疲労の進行過程を追究したが、これらの結果より j' 試験片では大体 20×10^4 (繰返数比 21 %) の繰返数で微小クラックの発生することが推察される。そうしてこれより以前が繰返荷重による加工硬化の段階、以後が微小クラックの成長段階とみなされる。

以上は実験結果の一例として極軟鋼線の 200°C および 400°C 焼なまし材に疲労限以下および以上の繰返応力を与えた場合、各一つずつを示したにすぎないが、他の実験結果も大体これらと同様の傾向を示し、これらより伸線後低温焼なましした極軟鋼の疲労の進行過程は次のように考えられる。

Fig. 13 Effect of stress cycles and annealed temperatures upon the static torsional properties

すなわち、疲労限以下の繰返応力を与えた場合は繰返荷重による加工硬化の過程が進行するのみであるが、繰返応力が疲労限に近づく、伸線状態の極軟鋼の場合と同じく、微小クラック発生段階まで疲労進行する。疲労限以上の繰返応力を与えた場合は繰返荷重による加工硬化、微小クラックの発生、クラックの成長の過程をたどり最後に疲労破断する。そうして微小ク

ラックが発生し始める繰返数比も伸線状態の極軟鋼の場合と同じく非常に小さな値を示す。Fig. 15 および 16 は本実験結果より求めた 200°C および 400°C 焼なまし材の繰返応力と微小クラック発生時繰返数比との関係を示したもので、いずれもその繰返数比は 15~20% の値を示し、伸線状態の 10% 付近に比べればやや大きい、Fig. 7 および 8 に示した低温焼なましした

Fig. 14 Effect of stress cycles and annealed temperatures upon the static torsional properties

Fig. 15 Curve of overstress vs. cycle ratio N'/N for low carbon steel, as annealed at 200°C after cold drawing

Fig. 16 Curve of overstress vs. cycle ratio N'/N for low carbon steel, as annealed at 400°C after cold drawing

高炭素鋼のそれに比べれば非常に小さい。

5. 総 括

前報に引き続き伸線後 200°C および 400°C で低温焼なましした高炭素鋼および極軟鋼の疲労の進行過程を静的ねじり試験結果より考察し、伸線状態の鋼の結果と比較検討した。これらの結果を総括すると次のとおりである。

(I) 疲労限以下の繰返応力を与えた場合の疲労の進行状況

高炭素鋼の場合は繰返数増大による疲労進行はほとんど起こらない。ただ 400°C 焼なまし材のように焼なまし温度が高いときに繰返数大なるところで、若干繰返荷重による加工硬化の段階が認められる程度である。

極軟鋼の場合は繰返応力が疲労限より相当低いときは繰返数が増大しても疲労はあまり進行しないが、疲労限に近いときは微小クラックの発生段階まで進行する。しかし疲労破断が起こらないので、この微小クラックの発生はある程度で停止するものと考えられる。

以上の結果は前報で述べた伸線状態の鋼のそれとほとんど同一傾向にある。

(II) 疲労限以上の過大応力を与えた場合の疲労の進行状況

高炭素鋼、極軟鋼いずれの場合もその疲労進行状況は前報で述べた伸線状態の鋼の場合とほとんど同一で、高炭素鋼の場合は疲労破断近くのある繰返数まで疲労

進行はほとんど認められず、以後急激に微小クラックが発生成長するのに反し、極軟鋼の場合は繰返しの初期に微小クラックが発生し、これが漸次成長して疲労破断する。ただこれらの各過程の開始の時期を少し異にするだけである。

(III) 微小クラックが発生し始める繰返数比

a) 高炭素鋼の伸線状態では 85 % 付近、200°C 低温焼なまし状態では 60 % 付近、400°C 低温焼なまし状態では 70 % 付近の値を示す。極軟鋼の伸線状態では 10 % 付近、200°C および 400°C 低温焼なまし状態ではいずれも 15~20 % 付近の値を示す。いずれの場合も繰返応力の大きさにはあまり関係なくほぼ一定の値を示す。

b) 低温焼なまし材においても伸線材の場合と同じく高炭素鋼に比べ極軟鋼のほうがはるかに小さい値を示す。

c) 伸線後の低温焼なましは高炭素鋼では伸線状態より小さな値に、極軟鋼では大きな値にする。

終りにのぞみ供試材の提供をいただいた住友電気工業株式会社ならびに日本鉄線株式会社に対し深く感謝する。

参 考 文 献

- 1) 上田, 田中, 材料試験, **11**, 106, 440 (1962)
- 2) 上田, 田中, 材料試験, **9**, 84, 569 (1960)
- 3) 上田, 田中, 材料試験, **9**, 85, 624 (1960)

(472 頁より)

金 属 材 料

鉄の 600°C クリープ中における副結晶の形成 (Substructure Formation in Iron during Creep at 600°C) E. Garofalo, L. Zwell, A.S. Keh and S. Weissmann, Acta Metallurgica, Vol. 9, p. 721/729 (1961)

第 1 期および第 2 期クリープ中に起こる組織変化は、副結晶の形成、すべり変形、粒界のずりが相互に関係するが、この研究はこれらの組織変化を鉄について、高分解能 X 線、光学顕微鏡および電子顕微鏡を用いて調べている。まず、2.5 mm 径の純鉄の針金を真空中、応力 550 kg/cm² で負荷した後組織と X 線観察を行ない Weissmann の方法による X 線解析によって、副結晶粒界および粒内の転位密度を求めている。また、

2 000~3 000 Å の薄板の電子顕微鏡透過法による転位の直接観察も行ない、X 線によるものと一致する結果を得ている。別に Rachinger の方法によってクリープ前後の結晶粒の伸びを測定している。

それらの結果、(1)クリープひずみが増しても副結晶粒の大きさは一定に保たれる、(2)クリープ中に副結晶粒内の転位は副結晶粒界に掃かれる、(3)副結晶粒内に転位の集積は見られない、(4)副結晶の形成によるひずみは巨視的ひずみの 5 %、結晶粒の変形によっては同じく 25~30 % のみを説明することができる、(5)残りのひずみは粒界に沿う void の形成による、(6)副結晶が全変形に寄与する割合は一定でなくひずみとともに増す、などを結論している。(本田和男)

(503 頁へ)