539.43:539.389.4

疲れ段階の分析と応力ひずみ履歴仕事*

佐々木 茂 美**

On the Relationship between the Fatigue Stages of Steel
and the Micro Stress-Strain Hysteresis Energies

by Shigemi SASAKI

In the previous paper, it was reported that the fatigue process being measured by the wire strain gauges of 3 mm in length on the micro stress-strain hysteresis loops was observed at three stages.

In this paper, the fatigue stages of steel was observed and concluded as follows:

(1) At the 1st stage, the yield point observed on hysteresis loop and the strain hardening varied.

(2) At the 2nd stage, slip and recovery varied.

(3) At the 1st stage, the fatigue damage was recovered at 600°C but at the 2nd stage it was not recovered.

(4) The microcrack started at the beginning of the 2nd stage.

(5) We proposed that the unstable state ξ and the metastable state η seemed to be produced by the distortion of crystal lattice, and micro hysteresis loops were caused by their accumulation.

(6) The fatigue lives were prolonged when the variance of ξ on the 1st stage and of η on the 2nd stage was minimized.

1. 緒 言

本報は、鋼材の疲れ過程におけるヒステリシスループの変化の原因等について検討したものである。

ループに関する従来の結果をみると、転位の移動ならびに変化と内部応力または内部エネルギーの変化等から初期段階のループを説明したもの⁽¹⁾⁽²⁾、一般のループを説明したもの^{(3)~(7)}、ならびにループの原因にはふれずにループの変化と疲労度との関係を論じたもの^{(8)~(15)}等が見受けられる。これらは、限定された現象をみごとに説明しているが、疲れ過程に表われるループ以外の諸挙動との関係等は説明していないように思われる。したがって不明の事項が多く、検討すべき問題が数多く残されている。

筆者は先に、不純物原子、空どうならびに転位等に起因する、格子ひずみの変化の結果としての、不安定状態 ξ ならびに準安定状態 η の生成蓄積が疲れ状態を示す、という筆者の疲れ機構の仮定から、ループ面積の諸変化が説明されることを示した⁽¹⁶⁾。

本報では、基礎的な問題として、ループ面積の変化

と疲れ過程に表われる他の諸挙動との関係ならびにそれらの原因等について検討することにした。

ヒステリシスループに関係する材料の巨視的諸挙動としては、降伏、すべり、ひずみ硬化、回復、マイクロクラック等の諸変化が考えられる。まずはじめにこれらの諸変化とループ面積との関係を実験的に比較検討して考察を加えた。その結果、疲れ過程の性質をある程度知ることができた。また上述の前報の仮定⁽¹⁶⁾が諸挙動の原因と考えられることなどが判明した。

以上により、ループ面積の変化の原因が定性的にわかりまたマイクロクラック、寿命ならびに疲れ進行程度との関係等も定性的に説明することができた。

2. 巨視的諸挙動の測定

ヒステリシスループの変化の原因を検討するための実験を行なうことにする。ループ面積に関係する材料の巨視的な変化現象としては、降伏、すべり、ひずみ硬化、回復、マイクロクラック等の諸挙動が考えられる。まずはじめに、これらの変化とループ面積の変化とがいかなる対応を示すかという点について実験的に検討した。

供試材の化学成分、試験片の形状、寸法ならびにひ

* 昭和 37 年 4 月 2 日 第 39 期通常総会講演会において講演、原稿受付 昭和 38 年 2 月 8 日。

** 正員、電気通信大学 (調布市小島町 14)。

ずみ測定用のひずみゲージ等は前報^{(16)~(18)}と同じものを使用した。略述すると、材料は0.07% C鋼で、19φの圧延丸棒より平行部11φの試験片に機械加工した。そして、#100番紙やすりにて研摩仕上してから910°Cで1時間の真空焼なまし処理を施した。使用した試験機は片持式回転曲げ疲れ試験機である。回転数は前報と同様^{(16)~(18)}、ひずみ測定の都合上、応力繰返し数約1000以上は3000rpmであり約1000以下は220rpmであった。なお実験はすべて室温の大気中で行なった。

まずはじめに、疲れ試験中の試験片の一部分(標点距離3mm)のヒステリシスループの変化を、前報と同様に、電気抵抗線ひずみ測定器により静的に測定した。

疲れ過程をループ面積の変化で表わした結果の一例が第1図である。図の縦軸の $(\sigma_p \lambda_n)/(\sigma_0 \lambda_0)$ はループ面積の変化割合を示したものである。 $(\sigma_0 \lambda_0)$ は最初のサイクルにおける全応力 $(\sigma_0 = 2\sigma_g)$ と全ひずみ λ_0 との積である。また $(\sigma_p \lambda_n)$ は、疲れ過程のあるサイクルにおけるループの応力軸方向の最大幅 σ_p と全ひずみ λ_n との積で、ループ面積に関係した値を示す(第2図参照)。

第1図

第2図

第1図の実験で測定されたヒステリシスループの形を示したのが第3図である。第1図ならびに後述の第11図の実験点の記号●, ○は第3図のA形を示し, ♯, ♯はB形, -●, -○はC形を示している。結局、前報と同様^{(16)~(18)}、疲れ試験中に観察されたヒステリシスループの形は、3形式の変化に分けられ、破断までに3形式が表われた。また第1図において、疲れ過程のループ面積の変化が、3段階変化に分けられること^{(16)~(18)}が本報の実験でも認められた。なお3段階変化と疲れ過程との関係その他は前報^{(16)~(18)}と全く同様であった。

2.1 すべりの変化 疲れ過程のループ面積の変化(第1図)とすべり線またはすべり帯の変化との関係を求めるため、ひずみ計の標点距離に相当する長さ3mmの試験片表面を、普通の金属顕微鏡によって観察した。第4図に実験結果の一例を示す。この場合、顕微鏡写真のフィルム膜面における倍率は200倍である。第5図はすべりの変化を数量的に知るために第4図等の実験結果をまとめ直したものの一例である。

図の縦軸には顕微鏡写真内に認められたすべり線またはすべり帯の長さの総和をとり、横軸には応力繰返し数を対数目盛でとって示した。ただし、縦軸の l_n は繰返し数 n におけるすべり線の長さ、 L_a はフェライト結晶粒の平均直径を示す。なお本報の場合には $L_a \approx 0.033$ mmであった。

図より、すべり線は寿命の約3%, または第1図に示した第2段階の初期、すなわちループ面積の最大値付近より認められ、繰返し数の増加とともにしだいに増加する傾向が認められた。すなわち、すべりは第1段階ではほとんど認められず、第2段階で著しかった。なお鉄のすべり線の発生点に関しては、Hempel⁽¹⁹⁾の実験でも、傾向的に、ほぼ同種の結果が得られている。

2.2 降伏点 σ_{sf} の変化 疲れ過程のループ面積の変化傾向を求めるために行なった実験結果を、ヒステリシスループから求められた降伏点 σ_{sf} (第2図参照)の変化で整理した結果が第6図である。図の縦軸は σ_{sf} の減少割合を示し、横軸には応力繰返し数を対数目盛で示した。ただし本報の実験では、いずれも

第3図

最初のサイクル ($n=1$) においてはヒステリシスループを描かず応力ひずみ関係は直線であった。しかし、応力繰返し数の増加とともに第 2 図のようなループを描くようになった。したがって第 2 図の σ_{sf} を便宜的に降伏点と称することにした。

第 6 図より σ_{sf} は疲れの初期段階で急激に減少し、しだいに一定値に落着く傾向が認められた。すなわち、第 1 図に示した疲れ過程の第 1 段階で降伏点の変化が著しく、第 2 段階ではごくわずかである。

2.3 マイクロクラックの変化 第 5 図の光学顕微鏡による表面観察からは、マイクロクラックの確認ができなかったので、Sinclair, Dolan らの方法⁽²⁰⁾を応用した再結晶法⁽¹⁸⁾により間接的にマイクロクラックの影響を調べた。すなわち応力 σ_g の疲れ試験のある繰返し数 n_1 で試験を中止し $600^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ の真空焼なましを行ない、引続き同じ応力で試験を続け n_2 で破断したとし、このときの n_2/N を求めた。ただし途中焼なまししない場合の σ_g の破断までの繰返し数を N とした。なお本報では、上記の再結晶温度程度の熱によっても回復されない被害を、便宜的に、マイクロクラックと称することにした。

実験結果の一例が第 7 図である。図の一点鎖線は $(n_1/N) + (n_2/N) = 1$ であり、上記の再結晶法の影響が

(a) $n=2 \times 10^4$ (b) $n=8 \times 10^4$

0.07% C 鋼, $910^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ 真空焼なまし
 $\sigma_g \approx 27 \text{ kg/mm}^2$ ($\times 360$)

第 4 図

無い場合を仮定して引いた線である。結果をみると、疲れ過程の初期段階または寿命の約 10% 付近から $(n_1/N) + (n_2/N) < 1$ となり寿命が短くなっていた。しかしその後は繰返し数比が増しても一点鎖線からの寿命減少程度はあまり変らなかった。したがって、マイクロクラックは第 2 段階の初期以後から発生し、伝ばは非常におそいと考えられる。なおこの結果は、高炭素鋼で特に著しく認められた傾向、すなわち、(1) ループ面積の変動の著しいものは寿命が短い、(2) ル

第 5 図

第 6 図

ープの形とループ面積の大小との間に規則性がある, 等⁽¹⁶⁾の原因がマイクロクラックの存在であることを示したものと考えることができる. またマイクロクラックの発生点に関する第7図の結果は, Sinclair ら⁽²⁰⁾, Thompson ら⁽²¹⁾の実験をもとにした従来の説^{(22)~(25)}と傾向的に一致している.

2.4 ビッカースかたさの変化 ひずみ計の標点

第 7 図

第 8 図

距離に相当する長さ 3 mm の試験片表面をビッカース微小かたさ計 200 g により測定した. その結果の一例が第8図である. なお図の実験点はそれぞれ約 25 点の平均値である.

図よりかたさ変化は疲れの初期段階において急激に増加することがわかる. そして, その後は一定値に落ち着くまたはごくわずかながらに増している. すなわち第1段階ではかたさ変化が著しく, 第2段階ではごくわずかである. なおこの結果は, 横堀⁽²²⁾, 安藤⁽²⁶⁾, Bullen ら⁽²⁷⁾の実験と傾向的に一致している.

2.5 熱の発生

回復の主原因として, 試験片の発熱が考えられる.

疲れ過程において, ひずみ計の標点距離に相当する長さ 3 mm の試験片の温度上昇を, サーミスタ式表面温度計により測定した. その結果の一例が第9図である.

図より, 温度上昇は第1段階ではごくわずかであるが, 第2段階では著しかった. なおこの結果は, 遠藤⁽²⁸⁾の実験値と傾向的に一致している.

以上により, 疲れの各段階の性質を現象的に知ることができた. またループ面積の変化傾向と他の諸挙動との関係等が判明した.

3. 検討ならびに考察

実験結果から得られた諸挙動を参考にして, ループ面積の変化の原因を考え, さらに寿命との関係ならびに疲れ進行程度との関係を検討することにした.

第 9 図

3-1 ループ面積の変化と巨視的諸挙動との関係

実験結果を比較検討するために、変化傾向を書移した結果が第 10 図である。疲れ初期のループ面積がしだいに増加する過程すなわち第 1 段階では、降伏点の減少とかたさの増加が著しかった。ループ面積がしだいに減少する過程すなわち第 2 段階では、すべり量の増加と温度上昇が著しかった。なお第 7 図の実験から、第 1 段階の被害は再結晶温度程度の熱により回復する性質を持ち、第 2 段階の被害は回復しない性質を有することが判明している。

なおヒステリシスループ、降伏、すべり、硬化、回復等の諸挙動のそれぞれの機構の解明に関しては、転位論説が有力であるが⁽⁴⁾⁽²⁹⁾、本報の場合すなわち多結晶の実用合金で回転曲げ疲れの場合の詳細は不明である。したがって本報では、基礎的な第 1 段階として、格子ひずみに関係した前述の仮定 (ξ ならびに η) を基礎にして検討を加えることにした。

3-1-1 第 1 段階 第 1 段階では、ヒステリシスループから求めた降伏点変化ならびにかたさ変化とループ面積の変化との関係を考えることにする。供試材に繰返し応力が作用して、確率的または統計熱力学的に、不純物原子、転位等の移動や生成が進行し、空どう等各種の格子欠陥が生成される。その結果、格子ひずみによる不安定状態 (原子が動きやすい) ξ ならびに準安定状態 (原子が動き難い) η が生成し蓄積されるものと仮定して考える。ただし、格子欠陥付近の状態を意味する。図の第 1 段階において、繰返し数とともにしだいにループ面積が増加するのは、 $(\partial \xi / \partial n) > (\partial \eta / \partial n)$ のためである。ただし n は応力繰返し数である。この理由は比較的安定な焼なまし材に繰返し応力が作用して、しだいに不安定状態に結晶格子をひずませるためである。すなわち、格子欠陥付近の原子のポテンシャルエネルギーが増加して、またはエネルギー障壁の高さが減少して、破壊の確率が増すためであると考えられる。

次はこの仮定をもとにして、ループ面積の変化の原因ならびに諸挙動との関係をさらに詳細に検討することにした。

A) 降伏点 σ_{sf} の変化 ヒステリシスループから求めた降伏点が増加するのは、不純物原子、格子欠陥等に関係した上記の意味での

(1) ポテンシャルエネルギーの増加またはエネルギー障壁の減少と熱揺動とによる ξ の増加が原因であると考えられる。

なお後述の第 11 図に示したごとく、ループ面積が大きい場合ほど寿命が短く、内部になされた非可逆的

な仕事は大であり、材料が不安定であることは周知である⁽⁸⁾⁽¹⁶⁾。また ξ の増加は、不安定状態として、上記の意味での原子が動きやすくなったことを示している。したがって、

(2) (降伏点減少) $\propto (\xi \text{ 増加}) \propto (\text{ループ面積増加})$ と考えられる。なお第 1 段階の変化の特徴としては、

(3) 単一体または結晶構造単位としての変化である。その理由としては、(イ)すべり線が明確には認められない (第 5 図参照)。(ロ)再結晶温度程度の熱によって疲れ被害が回復される程度の変化である (第 7 図参照)。(ハ)第 1 図に示したごとく、ループの形が変化し難い⁽¹⁶⁾ (第 3 図参照)。なお第 7 図において疲れ被害が回復された試験片では、再結晶法の処理後の応力ひずみ関係は直線状を示してループを描かなかった。ただし処理後でしかも疲れ試験前の測定である。

B) ビッカースかたさ H_V の変化 ビッカースかたさの増加は、不純物原子、空どう、転位等の変化に関係した、格子ひずみに基く、

(1) 転位等の強制的な拘束またはひずみエネルギーの集積による η の増加が原因であると考えられる。なお熱揺動の影響ならびに不純物原子等の拡散の影響等⁽²⁹⁾は η の増加に密接な関係を有する。換言すれば、これらの総合結果として η の増加が定まりまたかたさ増加が定まるといえる。なお後述の第 11 図に示したごとく、ループ面積が小さいほど寿命がなが

第 10 図

く、一般に材料は安定であると考えられる⁽³⁾⁽¹⁶⁾⁽¹⁸⁾。また前述のごとく、 η の増加は欠陥付近の原子が動き難くなることを示している。したがって、

(2) (転位等の強制的な拘束大) $\propto (\eta \text{ 増加}) \propto (H_V \text{ 増加}) \propto (\text{ループ面積減少})$ となる。

(3) 単一体または結晶構造単位としての変化である。その理由は σ_{sf} の (3) の理由と同様である。

第1段階において、 σ_{sf} の変化ならびに H_V の変化等から推察される ξ ならびに η の蓄積値が、材料や周囲条件に関係したある値に達すると、欠陥付近の原子間の結合が破れて、または第7図のマイクロクラックが発生して、内部のエネルギー状態が変り、 $(\partial\xi/\partial n) < (\partial\eta/\partial n)$ となるので、ループ面積はしだいに減少すると考えられる。

この理由について考えてみる。一般にマイクロクラックは応力繰返し数の増加とともにしだいに成長するものと考えられる。したがって、繰返し数の代りにたとえば割れ核の大きさを置換えて考えることも可能である。一般に割れ核の成長とエネルギー変化との間にはエネルギーのピークが存在するとされている。したがって上記第10図の第1、第2段階の間のピークもエネルギー的には、類似の機構によると考えても大した誤りは無いと思われる。すなわち、図のピークは embryo の成長とエネルギー⁽²²⁾⁽²⁹⁾⁽³⁰⁾ または Griffith 割れの成長とエネルギー⁽²²⁾⁽²⁹⁾⁽³¹⁾ 等の関係と類似したエネルギー機構によるものである。ただし、ループ面積は上記のエネルギーに比例すると考えた場合のことである。したがって、ループ面積は最大値を経てマイクロクラックの成長とともにしだいに減少することになる。すなわち、より安定な状態にまたはエネルギー最小の状態に向かって変化する。ゆえに $(\partial\xi/\partial n) < (\partial\eta/\partial n)$ となる。

3・1・2 第2段階 第10図から、第2段階ではすべり量の増加、温度上昇ならびにマイクロクラック(第7図参照)等とループ面積との関係ならびにそれぞれの原因について検討することにする。

第2段階における η 増加の主因は熱揺動による回復であると考えられる。

A) 温度上昇 発熱または温度上昇の微視的な機構は不明である。しかし

(1) ξ の大部分すなわち位置のエネルギーとして保有されるもの以外の大部分のエネルギーが熱になるものと考えられる。そして、試験片の温度上昇ならびに試験温度が回復による η 増加に関係すると考えられる。すなわち、回復は熱揺動による速度過程として、原子が最初の状態にまたはより安定な位置にもどることで

ある⁽²⁹⁾。したがって、格子欠陥付近の原子の

(2) ポテンシャルエネルギーが減少する。またはエネルギー障壁の高さが増加する。すなわち、 η が増加することになる。 η の増加は原子が安定状態にもどることを示し、また後述の第11図に示したごとく、ループ面積が小さいほど寿命がながく材料は安定である⁽³⁾⁽¹⁶⁾⁽¹⁸⁾。したがって、

(3) (発熱増加) $\propto$ (回復増加) $\propto (\eta \text{ 増加}) \propto (\text{ループ面積減少})$ と考えられる。

B) すべり線またはすべり帯の変化 すべりが増加するのは、上記の意味での、

(1) ポテンシャルエネルギーの増加またはエネルギー障壁の減少と熱揺動とによる ξ の増加とが原因であると考えられる。なお第8図のかたさ測定結果から推定されるように、転位等の強制的な拘束に基づく η の増加は少ないものと考えられる。また第2段階でも、第1段階の σ_{sf} の変化の場合と同様に、 ξ の増加は、格子欠陥付近の原子が動きやすくなることを示している。また後述の第11図のごとく、ループ面積が大きいほど寿命が短く材料は不安定である⁽³⁾⁽¹⁶⁾。したがって、

(2) (すべり増加) $\propto (\xi \text{ 増加}) \propto (\text{ループ面積増加})$ と考えられる。

なお第5図等より、疲れ過程のすべり量の変化等は第2段階で著しいので、次の特性を有すると考えられる。

(3) 集合体または結晶構造の群挙動としての変化である。その理由としては、(イ) すべり線が認められる(第5図参照)。(ロ) 再結晶温度程度の熱では疲れ被害が完全には回復されない(第7図参照)ほどの大きさである。(ハ) ループの形が変化する⁽¹⁶⁾(第1図参照)。

C) マイクロクラックと疲れ過程 以上の実験結果と考察を基礎にして、マイクロクラックと疲れ過程との関係を考察する。

(1) 低炭素鋼では、マイクロクラックはヒステリシスループに鈍感である。その理由としては、本報で取扱うマイクロクラックは、(イ) 光学顕微鏡による観察では認められない程度の微細な割れである。(ロ) その程度のマイクロクラックに応力が集中したとしてもきわめて局部的である。(ハ) 割れ自体は原子間の結合力が零である。したがって応力を分担しない。以上であるから、したがって低炭素鋼でしかもマイクロクラックの数が少ない間は、平均値としてのループ面積にはおそらく顕著な影響を与えないだろうと推定される。ただし割れ周囲の塑性域またはエネルギー変化が

大きくなれば当然ループ面積に関係するはずである。

(2) マイクロクラック発生までの期間が第1段階である。すなわち、以上により第1段階では、集合体または群挙動としての ξ はほとんど無く、転位等の強制的な拘束による η が大であった。したがって、マイクロクラックは存在しないと考えられる。

(3) マイクロクラックの成長伝ばの段階が第2段階である。すなわち、第2段階では集合体または群挙動としての ξ が大で、転位等の強制的な拘束による η はわずかであった。したがって、マイクロクラックの成長伝ばが起っている。

(4) マイクロクラックの成長の要素は、応力集中部分のポテンシャルエネルギーの増加と熱揺動とである。ゆえに温度高く、応力集中が大きく、活性化エネルギーの小さいほど割れの成長は大である^{(1)(22)(29)~(31)}。

3.1.3 ループ面積の変化の原因について 以上の検討から次のことがいえる。ループ面積が大になる理由は、降伏点の減少傾向としてのポテンシャルエネルギーの変化 ξ_r ならびにすべり量の増加傾向としてのポテンシャルエネルギーの変化 ξ_s 等によるものである。これらの和として得られる不安定状態 ξ がループ面積の増大傾向を示すと考えられる。したがって、

$$\xi = \xi_r + \xi_s + A \quad \dots\dots\dots (1)$$

ただし A は定数

他方ループ面積が小さくなる理由は、硬化傾向としてのポテンシャルエネルギーの変化 η_H ならびに温度と仕事に関係した回復としてのポテンシャルエネルギーの変化 η_R 等である。これらの差として得られた準安定状態 η がループ面積の減少傾向を示すと考えられる。したがって、

$$\eta = -\eta_H - \eta_R - B \quad \dots\dots\dots (2)$$

ただし B は定数

前報⁽¹⁶⁾と同様、ループ面積 F は ξ と η の和のよるとして(3)式のごとく結果を検討してみた。

$$F = \xi + \eta, \quad \eta < 0 \quad \dots\dots\dots (3)$$

これらの結果が第10図である。(3)式の F と第1図に示した実験値の F とは定性的または傾向的に一致している。結局、(3)式はループ面積の変化の原因を、現象的に、あるいは定性的に、表わしたものと考えることができる。なおマイクロクラックの成長による表面エネルギー、ひずみエネルギー等の変化は上記の平均値としての(1)ならびに(2)式の ξ と η に含まれている。

以上により、疲れ過程の第3段階を除いた各段階の

性質と変化とをある程度知ることができた。また前述の疲れ機構の仮定を基礎にして、疲れ過程における諸挙動とループ面積の変化との関係が説明された。結局、ループ面積の変化の原因は、前報と同様⁽¹⁶⁾ ξ ならびに η の増加であることが推論された。

3.2 寿命との関係 疲れ過程と寿命との関係を、以上のことをも含めて、今一度考えることにする。

疲れ過程のループ面積の変化傾向と寿命との関係を、種々の場合について^{(16)~(18)} まとめて示したのが第11図である。図は、いずれも(a)~(d)に記入された条件で実験がなされた。そして×印点で破断した。

第 11 図

使用したゲージ, ループの測定法, 実験点の説明その他は第1図と同一である。(a)は0.47% C 鋼で応力振幅のみが異なる場合, (b)は0.12% C キルド鋼で応力振幅と材料は等しいが, 寿命ならびにループ面積の大きさに差異の生じたもの, (c)は0.18% C キルド鋼で熱処理状態を変えて(C, N 固溶原子の量を増減して)時効の起りやすさを変化させたものである。すなわち, K-14は時効が起り難い場合, K-12は時効が起りやすい状態のものである。(d)は0.18% C キルド鋼で疲れ試験中の発熱(温度上昇)の影響を調べた結果である。K-4は室温の大気中で疲れ試験が行なわれ, 第9図のごとき温度上昇がある場合, K-8は一定温度8°Cに油浴して⁽¹⁷⁾疲れ試験を行なったものである。なお上記の(a), (b), (c)はいずれも室温の大気中で実験が行なわれた。

図において, それぞれの場合について調べてみた。疲れ過程において(a)~(d)にみられるように^{(16)~(18)}, 1) 第1段階のループ面積の増加割合が小さいほど寿命がながい, 2) 第2段階のループ面積の減少割合が小さいほど寿命がながい, 3) ループ面積が全般的に小さいものほど寿命がながい。

3.2.1 第1段階 応力集中部の格子ひずみが少ないほど, または ξ の増加が少ないほど, 前述の(3)式等より疲れ被害は小で寿命がながいはずである。第11図に示したごとく応力, 材料, 熱処理(時効), 温度等の条件を変えた場合の実験結果はいずれもループ面積の増加割合の小さいほど寿命がながかった^{(16)~(18)}。したがって両者は矛盾しない。

3.2.2 第2段階 温度上昇ならびにポテンシャルエネルギーの増加, または η ならびに ξ の増加が少ないほど, 応力集中部の格子ひずみが少なくまた疲れ被害も少ない。実験結果は, ループ面積の減少割合の少ないほど, 第11図に示したごとくいずれも寿命がながかった^{(16)~(18)}。したがって両者は矛盾しない。結局熱揺動ならびに格子ひずみの少ないほどまたは η_R ならびに ξ_s を小にする条件ほど寿命が延びることになる。すなわち, 寿命をながくするためには, 前述と同様温度, 応力, 材料, 熱処理(時効)等により η_R を小さくすれば良い^{(16)~(18)}。なお疲れ限度の存在等は前報で報告したが, 本報と同じ立場から説明された⁽¹⁶⁾。なお詳細な検討は別報で報告の予定である⁽³²⁾。

以上により, ループ面積の変化と寿命との関係が説明された。

4. 結 論

低炭素鋼材の室温における疲れ過程を分析し, ヒス

テリンスループの変化の原因を知るための実験と検討を行なった。結論のおもなものは次のごとくである。

鋼材の疲れ過程を標点距離3mmで測定したヒステリンスループの変化で表わしたところ, 3段階に分けられること等が本報でも判明した。

(1) 第1段階ではヒステリンスループから求められた降伏点変化とかたさ変化が著しかった。

(2) 第2段階ではすべり量の変化と温度上昇が著しかった。

(3) 第1段階の疲れ被害は600°Cの熱により回復するが, 第2段階では回復しない。

(4) マイクロクラックは第2段階の初期に発生する。そしてヒステリンスループには鈍感である。

(5) 以上の巨視的諸挙動の原因は, 格子ひずみによる, 不安定状態 ξ ならびに準安定状態 η の変化であると考えられる。

(6) ヒステリンスループの変化の原因は ξ ならびに η の変化であると考えられる。

(7) ξ は主として降伏とすべり量に関係し, η は主として回復とひずみ硬化に関係する。

(8) 第1段階では ξ , 第2段階では η の変化割合の少ないほど疲れ寿命はながい。

以上により, ループ面積の変化の原因と降伏, すべり, ひずみ硬化, 回復等との関係が判明した。またマイクロクラック, 寿命との関係等も定性的に知ることができた。

終りに, 本報の一部は防衛大学校において行なわれた。本研究の遂行に当りご指導とご援助をいただいた防衛大学校教授 郡利矩博士に厚く感謝申し上げます。また文献調査等種々の便宜を与えられた岡崎 登助教授にもお礼申し上げます。なおご指導ならびにご援助いただいた電気通信大学教授 田中 栄博士に厚く感謝申し上げます。また実験に協力された今玉利真司ら学生諸君にも感謝する次第である。これらの方々のご好意によって本報が完成された。

文 献

- (1) たとえば A.H. Cottrell, *Dislocation and Plastic Flow in Crystals*, (1953), 111, Oxford; 横堀, 材料強度学, (昭30), 239, 技報堂。
- (2) 鶴戸口・岡村, 材料試験, 10-99 (昭36-12), 994。
- (3) N. Thompson & others, *J. Inst. Metals*, 84 (1955), 73。
- (4) J.C. Fisher et al. Eds., K. Lücke & A. Granato, *Dislocation and Mechanical Properties of Crystals*, (1956), 425, John Wiley。
- (5) W.P. Mason, *ASTM*, STP No.237 (1958), 36。
- (6) H. Schenck & others, *Arch. Eisenhüttenw.*, 31-11 (1960), 695。
- (7) T.S. Kê & C.K. Wang, *Scientia Sinica*, 11-9(1962), 1195; 11-11 (1962), 1481。

- (8) B.J. Lazan & T. Wu, *Proc. ASTM*, **51** (1951), 649; L.T. Demer & B.J. Lazan, *Proc. ASTM*, **53** (1953), 839.
- (9) P.G. Forrest & H.J. Tapsell, *Proc. Inst. Mech. Engr.*, **168** (1954), 763.
- (10) J. Salokangas, *Proc. IUTAM*, (1955), 235.
- (11) D.E. Martin & J. Brinn, *Proc. ASTM*, **59** (1959), 677.
- (12) C.E. Feltner & J.D. Morrow, *Trans. ASME*, Ser. D, **83-1** (1961), 15.
- (13) D.E. Martin, *Trans. ASME*, Ser. D, **83-4** (1961), 565.
- (14) 河本・田中, 材料試験, **10-88** (昭36-1), 28.
- (15) 永井, 材料試験, **10-95** (昭36-8), 604.
- (16) 郡・佐々木, 機械学会論文集, **29-200** (昭38-4), 681.
- (17) 郡・佐々木, 材料試験, **11-106** (昭37-7), 434.
- (18) 佐々木, 本論文集 1507ページ; 郡・佐々木, 機械学会第38期東京秋期講演大会前刷集, No.28 (昭35-10), 81; 機械学会第38期通常総会議演会前刷集, No.37 (昭36-4), 59.
- (19) たとえば Averbach, et al. Eds., M. Hempel, *Fracture*, (1959), 376, John Wiley & Sons.
- (20) G.M. Sinclair & T.J. Dolan, *Proc. 1st U.S. Nat. Congr. Appl. Mech.*, (1952), 647.
- (21) N. Thompson & others, *Phil. Mag.*, Ser. 8, **1** (1956), 113.
- (22) 横堀, 材料強度学, (昭30), 技報堂.
- (23) たとえば Averbach et al. Eds., A.H. Cottrell, *Fracture*, (1959), 20, John Wiley & Sons.
- (24) G. Sines et al. Eds., T.J. Dolan, *Metal Fatigue*, (1959), 29, McGraw-Hill.
- (25) G. Sines et al. Eds., R. H. Christensen, *Metal Fatigue*, (1959), 376, McGraw-Hill.
- (26) 安藤・西野, 機械学会論文集, **23-131** (昭32-7), 495.
- (27) F.P. Bullen & others, *Proc. Roy. Soc. Lond.*, Ser. A, **210** (1953), 332.
- (28) 遠藤・ほか2名, 機械学会論文集, **24-147** (昭33-11), 767.
- (29) 日本金属学会編, 転位論の金属学への応用, (昭32), 丸善.
- (30) たとえば J.C. Fishere & others, *J. Appl. phys.*, **19** (1948), 775; D. Turnbull & J.C. Fishere, *J. Phys. Chem.*, **17-1** (1949), 71; B. Chalmers Ed., J.H. Hollomon & D. Turnbull, *Progress in Metal Physics*, **4** (1953), 333, Pergamon; T. Yokobori, *J. Phys. Soc. Japan*, **10** (1955), 368.
- (31) たとえば A.A. Griffith, *Phil. Trans. Roy. Soc.*, **221** (1920), 163; H.A. Elliott, *Proc. Phys. Soc. Lond.*, **59** (1947), 208; B. Chalmers & R. King Eds., N.J. Petch, *Progress in Metal Physics*, **5** (1954), 1, Pergamon.
- (32) 佐々木, 機械学会諏訪地方講演会前刷, 講演番号6 (昭38-10).

624.078.8:620.171.5:539.4.013

リブ補強に関する研究*

(第4報 台形リブすみ肉部の応力集中)

西岡 邦夫**, 久光 脩文**

Research on the Reinforcement by the Rib

(4th Report, The Stress Concentration at the Reentrant Corner of Trapezoidal Rib)

by Kunio NISHIOKA and Nobuyoshi HISAMITSU

The authors have studied the stress concentration at the reentrant corner of trapezoidal rib under pure bending by the two dimensional photoelastic method. Thus the influence of the fillet radius at the reentrant corner, the thickness of member and the height of rib on the stress concentration factor were clarified.

The results obtained were as follows:

(1) The stress concentration factor decreased gradually with the increase of height of rib so long as the height was relatively large, and the stress concentration factor decreased drastically when the height of rib became small.

(2) The stress arised in the rib increased with the decrease of height of rib. Below a certain height, the maximum stress in the rib exceeded the one at the reentrant corner of rib. This critical height of rib increased as the fillet radius or the thickness of member increased.

1. 緒 言

第1~3報^{(1)~(3)}においては、構造物の互に直交する

* 昭和38年4月2日 第40期通常総会議演会において講演, 原稿受付 昭和38年5月9日.

** 正員, 住友金属工業会社中央技術研究所(尼崎市西長洲本通1の3).

部材に直角三角形リブを補強した場合を取上げ, 純粹曲げによるリブ付根すみ肉部の応力集中におよぼす種々の因子の影響を明らかにした. これらの場合の光弾性しまを観察すると, 三角形リブの頂部付近に零次の干渉しまが認められ, 純粹曲げが作用していることか