介在物の鍛伸とそれをつつむひずんでいないフェライトの晶出を認めたとき存在すると思う。すなわち、このとき鑄造組織→鍛造組織に変換したといつてよい。

その成形比は材質によって多少の変動はある。たとえば S55C 鋼材の場合は成形比 6~7 で明らかに変換を認めた。

539. 43. 082. 8:621. 357. 7

めっき法による金属の疲れ破損の研究*

大久保 肇**, 村上 澄男***, 細野喜久雄**

Examination of Fatigue Failure of Metals by Means of Electro-Plating Method

by Hajimu ŌKUBO, Sumio MURAKAMI, and Kikuo HOSONO

Fatigue fracture is studied for the α -brass of different grain size, varied from 0.04 mm to 1.5 mm. The shearing-strain concentrates intensely at the grain-boundaries for the brass of comparatively large grain size. But with the decrease of grain size, the strain concentration is gradually relieved. Results show that the factor governing the fatigue failure of specimens is not the nominal stress derived from usual theory of elasticity based on the assumptions of homogeneity and isotropy, but is the microscopically maximum shearing-stress occurring in specimens.

1. 緒 論

多くの場合金属材料は等質、等方質として取扱われているが、微視的には等質でも等方質でもないから、疲れ破壊の現象等を究明する際にはまず微視的応力分布またはひずみ分布を明らかにしなければならない。かりに材料の不均一性を考慮に入れて理論を立てようとしても、実際に存在する複雑な不均一性を明確にすることは困難であろう。この理由から、工業材料の不均一性を実験的に究明することが必要になってくるのである。従来この種の研究の多くは、すべり線の発生から破壊までの過程を顕微鏡的に観察したものにはすぎない。しかしながらすべり線の発生は金属の種類、結晶内の応力分布、結晶方位、粒界の状態あるいはきよう雑物、格子欠陥の分布等多数の因子によって左右される。一方疲れによる微視的き裂は、発達したすべり線上に発生するという実験的事実^{(1)~(4)}は、すべり線発生以前からその部分にはすでにき裂発生の何らかの素因が存在していたと考えることができよう。したがって、き裂発生の初期過程を解明するには、すべり線

が発生する以前から将来き裂が発生する点の挙動を観察しなければならない。

また金属の疲れ現象の中で實際上最も重要なのは疲れ破壊の条件である。疲れ破壊に関しては多くの法則ないし仮説が提案されているが、実際に利用されているのは巨視的応力条件をもとにした実験式である。しかしながら疲れ破壊は組織敏感な現象であるから、この問題を根本的に解決するには、材料内の微視的応力分布あるいはひずみ分布を考慮して取扱わねばならない。

すでに数年前に著者のひとりとはめっき法が金属の疲れ現象の研究に対して一つの有力な手段になり得ることを指摘している⁽⁵⁾。事実、疲れの進行とともに初期き裂が発生する箇所においてすべり線の発生発達の原因となるせん断ひずみの分布状態は、めっき法によって正確に測定できるのである。本論文は上述の問題をめっき法によって研究したものであって、 α 黄銅の試験片を用いて回転曲げ疲れ試験(2 200 rpm)を行なったのである。

2. め っ き 法

2.1 γ -N 曲線 めっき法についてはすでに多くの論文が発表されているが^{(5)~(16)}、この方法は銅め

* 昭和 36 年 11 月 12 日 第 39 期全国大会講演会において講演、原稿受付 昭和 36 年 11 月 15 日。

** 正員、名古屋大学工学部(名古屋市千種区不老町)。

*** 准員、名古屋大学大学院。

きした試験片に繰返し応力を与えて、そのときの繰返しひずみによってめっき層に生ずる組織変化あるいは表面に発生するはん点等を観測して、試験片表面のひずみを測定する方法である。ある一定の応力繰返し数でははん点が発生するためには、ある一定値以上のひずみ振幅が必要であって、それ以下のひずみ振幅でははん点が発生しない。このひずみの値はその繰返し数に対するひずみの限界値と呼ばれている。同一条件下でめっきされた試験片でねじりおよび回転曲げ疲れ試験を行なった結果によれば、はん点の発生は主としてめっき層に伝えられる繰返しせん断ひずみに支配される。めっき層は非常に薄いから(普通の実験では 10μ くらいのものを用いているが、 3μ くらいまで薄くすることが可能)、めっき層のひずみは試験片表面のひずみと全く同一であると考えてさしつかえない。したがって、めっき条件を一定にさえすれば、はん点発生までの応力繰返し数はめっき層の最大せん断ひずみのみによって決定されるから、最大せん断ひずみの限界値 γ は応力繰返し数 N によって定まることになる。その場合問題となるのは積算された応力繰返し数だけであるから、試験機は必ずしも連続運転を行なう必要がない。第 1 図は、後述の条件でめっきした 0.89 %炭素鋼のテーパ試験片を用いて求めた γ と N の関係曲線である(以下この曲線を γ - N 曲線と呼ぶ)。

2.2 めっき条件 めっきを行なう際にはまず試験片を酸化クロム粉末で念入りにバフ仕上をし、さらに炭酸カルシウム粉末でみがいて脱脂した後、シアン化第一銅を主体とするアルカリ性溶液で基礎めっきする。次に再び炭酸カルシウム粉末で表面をみがき、硫酸銅を主体とする酸性溶液でめっきするのである。めっき液の組成およびめっき条件は第 1 表に示すとおりである。

第 1 図 γ - N 曲線

3. き裂発生点の予知

単結晶および多結晶金属に対して、すべり線の発生からき裂の発生、破壊に至る過程に関してはすでに多くの文献が発表されている。しかしながら現在までのところ、金属が疲れによって破損する箇所を実際に予知する方法については何らの文献も発表されていない。単結晶の場合には、すべり方向のせん断応力が一定値に達するとすべりが起り、かつ最大のすべりを生じた面上に初期き裂が発生すると言われている⁽¹⁷⁾。また多結晶金属の場合にも初期き裂は太くなったすべり線の中に発生するとか⁽¹⁾、あるいは電解研摩してもなお残るようないわゆる persistent slip band の中から発生すると報告されている^{(2)~(4)}。

もしこれらの実験の諸結果が正しいものとするれば、き裂の発生箇所ははん点が初期に発生する箇所と当然一致しなければならないことになる。したがって、めっき法によってき裂の発生する箇所をすべり線が発生する以前に予知することが可能になる。

3.1 実験方法 実験に使用した材料は冷間引拔後焼もどした α 黄銅であって、結晶粒の大きさ 0.04 mm 、直径 19 mm のものを第 2 表に示した熱処理によって結晶粒の大きさを、 $0.1, 0.9, 1.5\text{ mm}$ に調質したものである。なお結晶粒の大きさは ASTM Designation, E 79-49 T によって定めた。第 2 図はこの実験で用いた試験片の寸法を示す。

第 1 表

アルカリめっき		酸性めっき	
シアン化第一銅 CuCN	23 g	結晶硫酸銅 CuSO ₄ ·5H ₂ O	250 g
無水炭酸ナトリウム Na ₂ CO ₃	10 g	硫酸 H ₂ SO ₄	80 g
シアン化ナトリウム NaCN	30 g	蒸留水 H ₂ O	1 000 cc
蒸留水 H ₂ O	1 000 cc		
めっき温度	30°C	めっき温度	23°C
めっき時間	20 min	めっき時間	20 min
電流密度	0.06 A/dm ²	電流密度	3 A/dm ²
浴電圧	0.4~0.6 V	浴電圧	0.5 V

第 2 表

結晶粒大きさ mm	熱 処 理
0.04	
0.1	700°C 2h 保持 後 空中 冷却
0.9	800°C 5h 保持 後 空中 冷却
1.5	800°C 5h 保持 後 空中 冷却 再び 800°C 5h 保持 後 空中 冷却

第 2 図

まず試験片を前述の条件でめっきし、小野式回転曲げ疲れ試験機にかけて一定の繰返し応力 σ_1 を与える。次にひずみの集中によってめっき層内に部分的にめっき粒の成長が起り始めた後、電解研磨を施しさらにグラード液でエッチングする。そしてめっき粒の成長が著しい箇所、すなわちひずみが集中する箇所をマークする。この試験片にさらにしばらくの間同一の繰返し応力 σ_1 を与えて、その後のめっき粒の成長のようすを観察する。次に電解研磨によってめっき層を除去して素地金属の表面を出し、電解腐食によりエッチングを行なう。めっき層の粒の成長は、素地金属の表面にすべり線が発生するよりもはるかに小さな応力、繰返し数で発生するから、このときの素地金属表面には何らの変化も起っていない。次に、この試験片に σ_1

より大きな応力 σ_2 をかけて疲れ試験を行ない、さきにマークした箇所の変化を観察する。めっき層表面のはん点発生は、めっき粒の成長に基くものであるから、本実験でははん点の代りにめっき層内の粒成長を観察したのである。これは顕微鏡観察を容易にするばかりでなく、微細なひずみの不規則な分布まで詳しく観察できるからである。

3.2 めっき法による疲れ過程の観察 結晶粒の大きさを異にする前述の各材料に対して各数回ずつ同一の実験を行なって観察した。第3～6図には結晶粒を異にする材料からなる試験片の代表的顕微鏡写真を示した。図において N_1 は応力 σ_1 における繰返し数、 N_2 は応力 σ_2 における繰返し数を表わす。

まず結晶粒の大きさが 1.5 mm の試験片に対して

(a) $\sigma_1 = 8 \text{ kg/mm}^2$, $N_1 = 0.30 \times 10^6$

(c) (b) の 下 地

(b) $\sigma_1 = 8 \text{ kg/mm}^2$, $N_1 = 1.00 \times 10^6$

(d) $\sigma_2 = 8.3 \text{ kg/mm}^2$, $N_2 = 1.00 \times 10^6$

第 3 図 結 晶 粒 大 き さ 1.5 mm (その 1)

は、 $\sigma_1=8 \text{ kg/mm}^2$ 、繰返し数 $N_1=0.30 \times 10^6$ で停止した。このとき、めっき層表面にはまだはん点は発生していないが、めっき層内部のせん断ひずみの大きいところにはすでに粒成長が起っている〔第 3 図(a)〕。さらに同じ繰返し応力を $N_1=1.00 \times 10^6$ まで与えて観察すると、粒成長はひずみの大きなところに線状に集中して起り、とくにひずみの大きいところは黒く変色している〔同図(b)〕。この試験片を電解研磨して

(e) (d) の 拡 大

(f) $\sigma_2=8.3 \text{ kg/mm}^2$, $N_2=3.95 \times 10^6$

第 3 図 結晶粒大きさ 1.5 mm (その 2)

めっき層を除去し素地金属の表面を出すと同図(c)に示すようになる。この段階ではまだすべり線は発生していない。図示のように粒成長がとくに顕著なのは最大せん断応力方向の結晶粒界であることがわかる(図中矢印は試験片の軸方向を示す)。次にこの試験片にさらに $\sigma_2=8.3 \text{ kg/mm}^2$ の繰返し応力を与えた。比較的少ない繰返し数ですべり線が発生しはじめたが、初期すべり線は例外なく初期に粒成長が起った箇所から発生している〔同図(d)〕。図示のようにすべり線は交差すべりあるいは多重すべりの形で起っている。同図(e)は(d)の部分拡大したものであるが、これらの箇所にはすでに persistent slip band や初期き裂が発生している。Iの部分では粒成長は素地金属の結晶粒内で直線状に発生しているが、このような場合には初期き裂もまたその箇所から発生している。

初期すべり線、および初期き裂のほとんどが粒界に発生するのは、その部分のせん断ひずみがとくに大きいためである。なお、この試験片は素地金属の表面を出してから、 $N_2=3.95 \times 10^6$ で破壊した。

第 4 図は結晶粒の大きさ 0.1 mm の場合の顕微鏡写真である。この場合にも前例と類似な結果が得られた。しかし素地金属の結晶粒が小さくなると粒界へのひずみ集中は緩和され、粒成長は粒界へ著しく集中しなくなる。このような場合にはすべり線が粒内にも分布して発生することが多い。図(a)の中央部に生じた粒成長は、図(c)の中央部の結晶粒上に発生しているが、これは素地金属に初めから存在したきずによって生じたものである。したがって、その後の粒成長はかえって他の部分のほうに著しく〔図(b)〕、最初に persistent slip band の発生したのは図(a)できずの左上の粒成長が生じた箇所である。

素地金属の結晶粒がいっそう小さくなると(0.04 mm) 結晶粒界へのひずみの集中はいっそう緩和され、粒成長が粒界に沿って発達しない場合がいっそう多くなる(第 5 図)。このような場合には図示のように、すべり線が粒成長の著しい一つの結晶粒内全体にわたってだいたい一様に分布する。しかしながら、このような場合でも persistent slip band および初期き裂はいずれも初期に粒成長が起ったところから発生している。この試験片はすべり線が発生して間もなく破壊した。

3.3 考察 めっき法によれば persistent slip band の発生する位置、したがって初期き裂の発生する点を正確に予知することができる。このことは疲れの初期段階を観察して疲れ機構を解明するための有力な手段としてめっき法が利用できることを示すものである。

たとえば銅⁽¹⁸⁾, 銅合金⁽¹⁹⁾, ニッケル⁽¹⁸⁾, ニッケル合金⁽¹⁸⁾, 金⁽⁴⁾ 等については, 疲れき裂が双晶境界に発生することが報告されているが, 現在のところその理由については詳しいことはわかっていない. しかしながら本実験の結果から, これは双晶境界のような直線的な境界ではせん断ひずみの集中がとくに著しいためであると結論できる.

せん断ひずみの集中の最も大きいのは最大せん断応力に平行でかつ試験片表面に垂直な粒界である⁽¹⁹⁾. 一方, 本実験の結果, このような粒界ではめっき粒の

成長が著しく, 初期き裂が発生することが結論された. これは, すべり線からき裂が発生するためには表面に垂直方向のすべり変位が必要であるという説⁽²⁰⁾とも一致していて興味深い.

4. 初期き裂の検出ならびに伝ばの観察

すでに述べたように, めっき法によれば微小な粒界にわずかに集中するひずみさえも容易に検出することができる. き裂の先端における応力集中は粒界への応力集中に比べてはるかに大きい. したがって, 銅めっ

第4図 結晶粒大きさ 0.1 mm.

きした試験片を用いて疲れ試験を行なえば、き裂が発生した箇所のめっき面にはき裂の先端における大きな応力集中のため著しくはん点が発生する。そこで、結晶粒の大きさが 1.5 mm の α 黄銅の試験片の表面をまず電解研磨し、これに $\sigma_1=8.5\text{ kg/mm}^2$ の繰返し応力を与えて回転曲げ疲れ試験を行ない、繰返し数 $N_1=0.95\times 10^6$ でその表面を観察した。表面の数箇所ではすでにすべり線が生じてかなり太くなっており、

一部には初期き裂を生じていた。この試験片にめっきして、 σ_1 より小さい繰返し応力 $\sigma_2=7.5\text{ kg/mm}^2$ を与えた。 σ_2 を比較的小さく選んだのは、粒界におけるひずみ集中によってはん点模様が発生することを避けるためである。第 6 図にめっき後の各段階における顕微鏡写真を示した。き裂の進行が一時停留したような場所ではその付近が著しく変色しているのですぐに見分けることができる。同図(d)および(e)を比較す

第 5 図 結 晶 粒 大 き さ 0.04 mm

第 6 図 微小き裂伝ぱのようす

ればわかるように、めっき層が強く変色しているところでは必ず素地金属面にき裂が発生している。このようにめっき法を用いればき裂の検出、その伝ば等の観察が容易である。

この実験では便宜上結晶粒の大きい材料を用いてめっき層表面のはん点を観察したが、電解研磨を施しめっき層を十分薄くして粒成長を観察すれば、微小なひずみ集中も正確に観察することができるから、微小な結晶粒の材料に生ずる微小き裂の検出および伝ばの観察も容易に行なうことができる。

5. ひずみ集中度と疲れ限度の関係

従来の実験結果によれば、黄銅の疲れ限度は最大せん断応力によって決まると言われている⁽²¹⁾。ここで最大せん断応力というのは従来の弾性論による巨視的せん断応力のことである。しかしながら実際の金属は多結晶であるから、その内部の応力は微視的にはきわめて不規則な分布をしている。

疲れ破壊が組織敏感な現象である以上、疲れ強さに関する研究は微視的応力分布あるいはひずみ分布の究

明なくして進めることはできない。しかしながら、この方面の研究は現在のところきわめて不十分である。多結晶金属である実際の材料でも、き裂の発生は各結晶粒のすべり方向のせん断応力によって支配されるものと考えてさしつかえない。したがって疲れ限度は試験片に実際生ずるせん断ひずみの分布と密接な関係があるはずである。両者の関係を明らかにするために次の実験を行なった。

5.1 実験方法 3.1 で用いたのと同じ材料に対して回転曲げ疲れ試験を行なった。第3表は実験に用いた各材料の機械的性質を示す。

まず、めっきした試験片を用い、回転曲げ応力 σ_1 を与えて各材料のせん断ひずみの集中度を求めた。それには試験機の運転をこきざみに停止して、はん点が発生しはじめる繰返し数 N_1 を求めるのである。つぎに第1図の $\gamma-N$ 曲線によって初期はん点の発生点のせん断ひずみ、すなわち、その試験片における最大のせん断ひずみ γ が求まる。一方巨視的には試験片表面は単軸応力状態にあると考えられるので、公称せん断ひずみ γ_n は試験片に与えた繰返し応力 σ_1 から計

第 3 表

結 晶 粒 大 き さ mm	0.04	0.1	0.9	1.5
試 験 片 番 号	No.101~108	No.109~115	No.116~121	No.122~127
縦 弾 性 係 数 kg/mm ²	12.29×10 ³	12.47×10 ³	12.37×10 ³	12.47×10 ³
剛 性 率 kg/mm ²	4.58×10 ³	4.65×10 ³	4.61×10 ³	4.65×10 ³
降 伏 点 kg/mm ²	10.2	5.6	4.2	3.9
引 張 強 さ kg/mm ²	35.8	32.1	29.5	29.1
絞 り %	71	72	77	79
伸 び %	56	70	80	76

第 4 表

結晶粒大きさ mm	試験片番号	ひ ず み 集 中 率				疲 れ 限 度			
		直 径 d_1 mm	公称応力 σ_1 kg/mm ²	はん点発生繰 返し数 N_1	備 考	直 径 d_2 mm	試験応力 σ_2 kg/mm ²	破壊までの繰 返し数 N_2	備 考
0.04	No. 101	12.90	12.00	74.0×10 ⁴		10.47	17.6	124×10 ⁴	
	102	12.90	12.00	73.5		10.40	16.6	184	
	103	13.01	12.00	74.0		10.45	18.3	81	
	104	—	—	—		10.49	15.0	870	
	105	—	—	—		10.48	15.8	1 199	
	106	—	—	—		10.47	16.2	1 700	未 破 壊
0.1	No. 109	12.85	9.76	70.0		10.51	13.5	287	
	110	13.00	9.76	70.0		10.48	13.0	1 178	
	111	12.97	9.76	64.0		10.47	12.0	377	
	112	—	—	—		10.52	11.0	870	
	113	—	—	—		10.49	11.6	1 700	未 破 壊
0.9	No. 116	12.92	7.35	65.9		10.49	9.5	601	
	117	12.92	7.35	68.7		10.45	10.0	110	
	118	12.88	7.35	65.2		10.48	9.2	738	
	119	12.87	7.35	65.5		10.54	9.8	521	
1.5	No. 122	12.99	6.68	73.8		10.48	8.9	932	
	123	12.98	6.68	74.0		10.47	9.4	487	
	124	12.85	6.68	73.9		10.49	9.2	1 477	
	125	12.95	6.68	74.2		10.51	9.6	2 970	

算できる. 両者の比 γ/γ_n は試験片に生ずる最大のせん断ひずみと公称せん断ひずみの比, すなわちひずみ集中率になる. 第4表は結晶粒の大きさが 0.04, 0.1, 0.9, 1.5 mm の各試験片にそれぞれ公称応力 σ_1 12.00, 9.76, 7.35, 6.68 kg/mm² を与えて求めた結果である. 結晶粒が大きくなるほどせん断ひずみの集中率が大きくなることからわかる. 繰返し応力 σ_1 が試験片の表面に大きな塑性ひずみを起すほど大きいと, γ/γ_n は厳密な意味でのひずみの集中率からかけ離れた値をとるであろう. しかしながら, 静的曲げ試験で弾性係数とひずみの関係を求めた結果, ここで与えた応力の範囲内では γ/γ_n は近似的に弾性変化とみなされるひずみ集中率を表わすことが確かめられた.

次に前記の材料に対して, 繰返し数 5×10^6 に対する時間疲れ限度を求めた. 本実験では試験片素材の都合上, 直径 13 mm の試験片を用いて初期はん点が発生する応力繰返し数を求め(約 0.70×10^6), せん断ひずみ集中率を定めた後, 疲労した部分を除去する目的で試験片の表面を切削して直径 10.5 mm にしたものを用いてその材料の疲れ限度を求めた. ひずみ集中率を測定した際の応力繰返し数は疲れ試験の場合に比べて著しく小さい. 試験片がかなりの疲れをうけた後でもその表面層を除去すれば残りの材料は処女試験片と同じ疲れ寿命をもつと言われている⁽³⁾. また黄銅, アルミニウムでは過小応力の影響は認められないことが報告されている⁽²²⁾. したがって前記の試験片を用いて求めた疲れ限度は処女試験片を用いて求めた値と一致するものと考えてさしつかえない.

試験片は酸化クロム粉末で念入りに仕上げ, 回転曲げ試験によって繰返し応力 σ_2 と破壊までの繰返し数 N_2 との関係を求めたのである. 第7図はこの場合のウェーラ曲線で, この曲線から繰返し数 5×10^6 に対する時間疲れ限度 σ を求めた. 実験結果は第4表に示したとおりである.

5.2 せん断ひずみ集中率と疲れ限度の関係 第4

第7図 ウェーラ曲線

表に示すように, 試験片の結晶粒の大きさが増すにしたがって疲れ限度は低下する. これは, 結晶粒の大きい場合にはその粒界に著しいひずみ集中が起るためである(結晶粒の大きさ 1.5 mm のときは公称ひずみの 2.1 倍のひずみが集中する). また結晶粒の著しく小さい試験片でき裂の発生とほとんど同時に破壊するのは, ひずみ分布がだいたい一様であるためいったんき裂が発生するとその進行が妨げられることなく伝播するためであろう.

第8図は横軸に結晶粒の大きさ l mm をとり, 縦軸にはせん断ひずみの集中率の逆数 $S^{-1} = \gamma_n/\gamma$, および疲れ限度 σ に相当する最大せん断応力 $\tau = \sigma/2$ に比例する量 τ/τ_0 をとった. τ_0 はひずみ集中率が1の材料に対する疲れ限度に相当する τ であるが, 実際には結晶粒が最小の材料, 0.04 mm に対して τ/τ_0 が S^{-1} と一致するものとしてその値を定めた. 図からせん断ひずみの集中率と結晶粒の大きさとの関係を求めると近似的に次式で表わされることがわかる.

$$S^{-1} = a + bl^{-1/2}$$

ただし a, b は定数で, $a = 0.42, b = 0.085$ である. この式がぜい性破壊強さと結晶粒の大きさの関係を表わす Petch⁽²³⁾ の式と同一の形であることは興味深い. また図からわかるように, γ_n/γ と τ/τ_0 はだいたい一致している. これは α 黄銅では, 試験片に生ずる最大せん断応力が結晶粒の大きさに無関係なある一定値に達すると疲れ破壊が起ることを示すものである. したがって材料の疲れ限度を支配するものは, 従来の弾性理論をもとにした巨視的応力ではなくて, 試験片に実際生ずる微視的的最大せん断応力であることがわかる.

6. 結 言

結晶粒の大きさ 0.04, 0.1, 0.9, 1.5 mm の α 黄銅に対して回転曲げ疲れ試験を行なった. 実験の結果, 疲れによってめっき層に初期粒成長の起った箇所

第8図 結晶粒の大きさとひずみ集中率および疲れ限度の関係

には必ずすべり線が発生し、これらのすべり線の中に疲れき裂が発生することを確かめた。したがってめっき法が、すべり線発生以前の疲れの初期段階において疲れき裂が発生する箇所を予知するのに応用できることがわかった。また結晶の大きい材料ほど粒界へのせん断ひずみの集中が著しく、結晶粒が小さくなるほど粒界へのひずみ集中が緩和されることがわかった。

まためっき法は、微小き裂の検出およびその伝播の観察にも有効に応用できることを確かめた。

最後に結晶粒の大きさとせん断ひずみの集中度および疲れ限度の関係を求め、材料の疲れ限度を支配するものは試験片に実際に生ずる微視的的最大せん断応力であって、材料が等質、等方質であるとの仮定をもとにした従来の弾性理論による巨視的応力ではないとの結論に達した。

終りに臨み、本実験で使用した黄銅材を供与された住友軽金属工業会社の畑 栄一氏に感謝するとともに、本研究は文部省試験研究費の補助を受けたものであることを記して感謝の意を表する。

文 献

- (1) F.P. Bullen, A.K. Head, & W.A. Wood, *Proc. Roy. Soc. Lond.*, Ser. A, **216** (1953), 332.
- (2) N. Thompson & N. Wadsworth, *Phil. Mag.*, **7-45** (1954), 223.
- (3) N. Thompson, N. Wadsworth, & N. Louat, *Phil. Mag.*, **1** (1956), 113.
- (4) N. Wadsworth & J. Huchings, *Phil. Mag.*, **3** (1958), 1154.
- (5) 大久保, 機械の研究, **10** (昭 33), 971.
- (6) 大久保, 機械の研究, **5** (昭 28), 663; **6** (昭 29), 191; **7** (昭 30), 514; **9** (昭 32), 371; **11** (昭 34), 641.
- (7) H. Okubo, *J. Appl. Phys.*, **24**(1953), 1130; *Memoirs Fac. Engng. Nagoya Univ.*, **6** (1954), 23.
- (8) H. Okubo, & S. Satō, *J. Appl. Mech.*, **22** (1955), 193.
- (9) H. Okubo & K. Takai, *J. Appl. Mech.*, **23** (1956), 478.
- (10) M. Suzuki, *Proc. 6th Japan Nat. Congr. Appl. Mech.* 1956, (1957), 103; *J. Inst. Metals*, **85** (1956-57), 206.
- (11) H. Okubo & S. Kikuchi, *J. Appl. Mech.*, **24** (1957), 313.
- (12) H. Okubo & N. Nozaki, *Nature*, **180**(1957-9), 604; *J. Electrochemical Soc.*, **105** (1958), 384.
- (13) M. Suzuki, *Z. Metallkde*, **48** (1957), 395.
- (14) 佐藤・森川, 材料試験, **8** (昭 34), 161.
- (15) H. Okubo, *First All-Union Congress on Theoretical and Applied Mechanics of USSR*, Moscow, January 27~February 3, 1960. *Inostranaja Literatura*, N 4 (1960), 119. still in press; *10th International Congress for Theoretical and Applied Mechanics*, Stresa-Italy, Aug. 31~Sept. 7, 1960; *AS ME Meeting*, Milwaukee, Oct. 12, 1960.
- (16) H. Okubo, S. Murakami, & K. Hosono, *J. Inst. Metals*, to be published.
- (17) H.J. Gough, S.J. Wright, & D. Hanson, *J. Inst. Metals*, **36** (1926), 173.
- (18) D.S. Kemsley, *J. Inst. Metals*, **85** (1956), 153.
- (19) H. Okubo, *Memoirs Fac. Engng., Nagoya Univ.*, **11** (1959), 1.
- (20) W.A. Backofen, *Fracture* (1959), 435, John Wiley & Sons.
- (21) 西原・河本, 機械学会論文集, **7-29** (昭 16-11), I-85.
- (22) T. J. Dolan, J.H. MacClow, & W.J. Craig, *Trans. ASME*, **72** (1951), 113.
- (23) N.J. Petch, *J. Iron Steel Inst.*, **174** (1953), 25; *Progress in Metals Physics*, **5**, Chap. I (1954), 1.

通産省・JIS 工場の審査基準緩和検討

工業技術院では、JIS 表示許可品目に対する生産技術審査要領に、新たに外注管理規定の項目を追加する改訂作業にのりだし、関係者、とくに金属熱処理加工など下請的性格の強い業界から、その動きが注目されている。

これまでの審査項目は社内規格、全般製品規格、製造作業標準、設備管理規定など 12 項目にわたっており、外注加工は原則として認められなかった。したがって外注依存度の高い機械関係の JIS 指定品目製造工場は、か働率が悪くても加工設備を設置しなければならないといったケースが多く、加工技術が専業者にくらべて見劣りしたり、製品価格もコスト高になるなどの面があった。

これは現在通産省および中小企業庁がすすめている機械工業振興臨時措置法、中小企業種別振興法にもと

づく特定業種の育成とは、うらはらの状態ともなっている。とくに熱処理業界の場合は機械工業振興法の特定業種であり、その専門家が必要とされているにもかかわらず、JIS 表示許可品目に対する審査要領には逆に専業者の需要を脅かす項目があり、大きな問題となっていた。

このようなことから日本金属熱処理工業会はもとより、通産省もこれの改訂についてかねがね工技院側に申入れていたが、こんど機械規格課で本格的改訂作業にはいったものである。現在同課では JIS 指定 177 品目(機械規格課関係だけ)のうち、軸受ボール、測定工具(ゲージ類)など特殊なものを除いた指定品目に対する審査要領について個々に調査検討しながら、外注管理規定の項目追加をすすめているが、年度内には全作業を完了する予定である。(服部敏夫)