

# アルミニウム板材の疲労強さの異方性と集合組織

小原 嗣朗・武藤 範雄

## The Directionality of Fatigue Properties and the Texture in Aluminum Sheet.

By

Shiro KOHARA and Norio MUTO

**Abstract:** The fatigue properties of aluminum sheets in three different temper conditions, that is, full hard (H), half hard (1/2H), and soft (O), were investigated. The fatigue test was carried out using a sheet specimen stressed in repeated tensile load. The specimens were cut from the sheets in three different ways; parallel to the rolling direction, to the transverse direction, and to the 45° direction. The pole figures of the sheets were determined with an X-ray diffractometer. The specimen in the transverse direction showed the highest fatigue strength for the full hard and the half hard sheet, but the specimen in the 45° direction was the highest for the soft sheet. The observed differences between fatigue properties were related to the texture of the sheet. It was shown that the directionality of fatigue properties in sheet metals could be explained in terms of the behaviour of active slip systems in textured materials.

### 概 要

3種類の異なった材質、すなわち、硬質 (H材)、半硬質 (1/2H材)、軟質 (O材)、のアルミニウム板材の疲労特性について研究を行った。疲労試験は、平板試験片を用い、片振り荷重で行った。試験片は、板材の圧延方向、横方向、45°方向の3つの方向にそれぞれ平行になるように切出した。板材の極点図は、X線ディフラクトメーターによって決定した。硬質材と半硬質材の場合は、横方向の試験片の疲労強さが最も強かったが、軟質材の場合は45°方向の試験片が最も強かった。観察された疲労強さの差は、板材の集合組織と関連があった。金属の板材の疲労特性の異方性は、その集合組織の活動り系の挙動によって説明できることを明らかにした。

### 1. ま え が き

金属材料の圧延板には、圧延の過程で生じた結晶配向の方向性があり、これに伴って物理

的性質や機械的性質にも方向による差を生じる。したがって圧延板では、圧延方向と横方向では引張強さや伸びなどの値にかなり差があることが古くから知られている。また、疲労強さにも同様な差があることが認められている[1]。このような現象に対して、これまでは圧延板内部の結晶粒は圧延方向に延伸されていること、さらに不純物が結晶粒界に集まることなどを原因としてあげている[2][3][4]。もし、このようなことだけが原因であるならば、圧延板の疲労強さは、圧延方向はつねに横方向よりも強く、またその間の方向ではその中間の値になるはずである。しかし疲労強さに関しては、圧延方向と横方向に関する測定は行われているが、中間の方向に関する測定例はほとんどない。したがって、そのような説明が妥当であるか否かという点については、まだ十分検討されていないといえる。

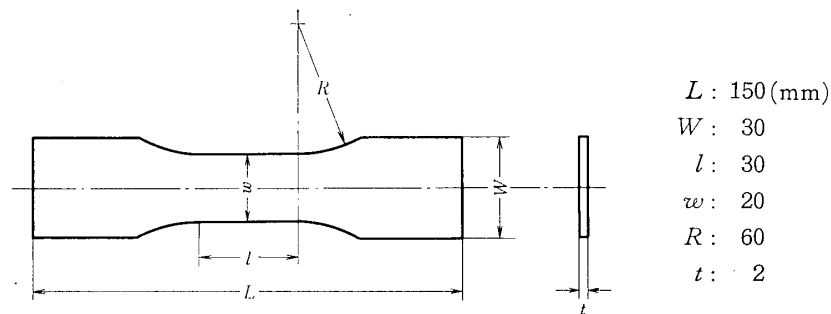
一方、多結晶体の結晶配向の異方性に関しては、X線回折による測定法が発達し、各種の金属材料の圧延板の集合組織が決定されている[5]。それにもかかわらず、圧延板の疲労強さの異方性を結晶学的な集合組織との関連において解明しようとする試みはまだほとんど行われていない。

この研究は、アルミニウムの圧延板について、疲労強さの方向依存性と、結晶学的な異方性、すなわち集合組織の関係を明らかにすることを目的として行ったものである。

## 2. 実験方法

実験に用いた材料は純度 99.5% のアルミニウムである。市販の 2mm 厚の圧延板 (A1050P) の H 材 (硬質材), 1/2 H 材 (半硬質材), O 材 (焼鈍材) の 3 種の材質のものを求めて使用した。これらの板は、それぞれ加工度と焼鈍条件の組合せが異なるので、集合組織にも差がある。最初に、これらの板から圧延方向、横方向、45° 方向の試験片を切り出して、各種の機械的性質の測定を行って、その異方性を調べた。試験片の形状および寸法は第 1 図に示されているが、引張試験、疲労試験とも同じ形状のものを用いた。ただし、疲労試験の場合は、バフ研磨で表面仕上げをしたものを用いた。引張試験は、島津オートグラフ IM-100 型を用いて測定を行った。また疲労試験は、島津サーボパルサ EHF-10 型を用いて行った。試験方法は、引張-除荷を繰返す片振試験で、荷重は正弦波の形で変化させた。負荷の周期は 25 Hz で、全測定を通じて一定にした。

集合組織測定用の試験片は、2mm の板材から、機械研磨および化学研磨を併用して両面



第 1 図 試験片の形状および寸法

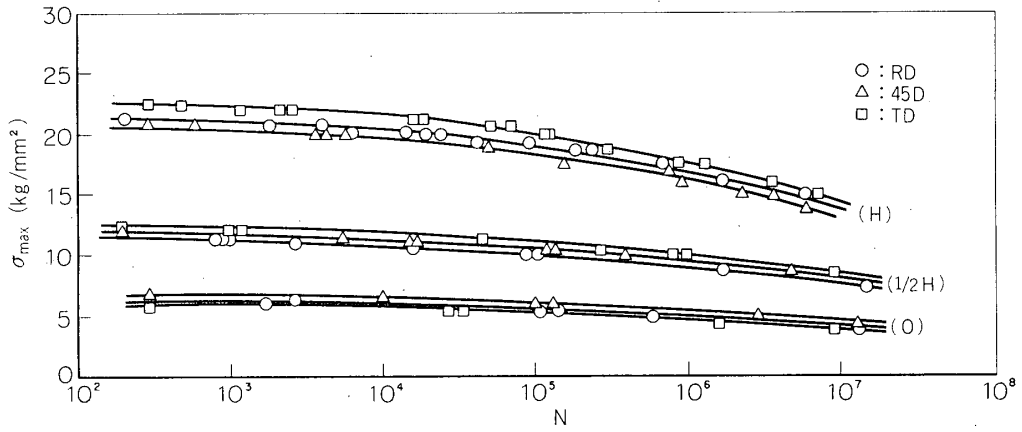
から厚さを減少させ、約 0.2 mm の厚さにした板から切出した。集合組織の決定は、X 線ディフラクトメーターを用いて、透過法の領域は Decker 法により、また反射法の領域は Schulz 法によって測定を行って、極点図を決定した。

### 3. 実験結果

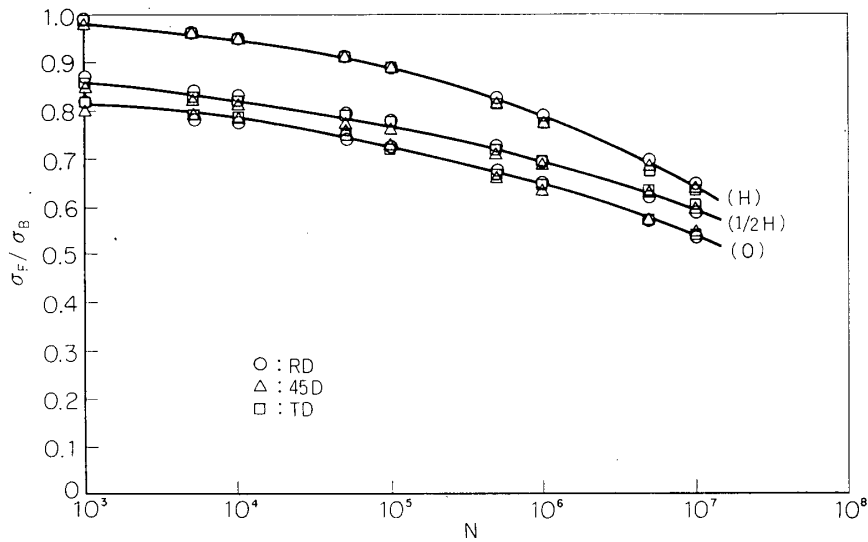
実験に用いた圧延板の機械的諸性質の測定結果を第 1 表に示す。これらの値は圧延方向 (RD)、横方向 (TD)、および 45° 方向 (45D) でかなり差があり、明らかに異方性が存在していることを示している。また、これらの材料は、圧延および焼なましの履歴が同一ではないから結晶粒の大きさや形状が異なっていると考えられる。写真 1 に各材料の結晶粒の顕微鏡写真を示す。O 材は大体等方的な結晶粒を示しているが、1/2H 材は少し、また H 材はさらに圧延方向に伸びた結晶粒を示している。つぎに、疲労試験の結果を第 2 図に示す。疲労強さは、H 材、1/2H 材、O 材の順に弱くなる。しかし、同じ材質のなかでは、H 材は TD、RD、45D の順に弱くなるが、1/2H 材は TD、45D、RD の順に、O 材は 45D、RD、TD の順に弱くなり、それぞれ異なっている。これらの疲労強さとそれぞれの方向の引張強さの比をとると第 3 図のようになり、この値は各材質とも各方向でそれほど差がないことが分る。このことは、各方向の疲労強さは各方向の引張強さに対してつねに大体一定の割合になることを示しているといえる。したがって、このことから推測すると、圧延方向、横方向、45° 方向などにおける変形の難易ということで、集合組織と疲労強さの間に何らかの関連性を見いだすことができると考えられる。また荷重を一定にした場合の伸びと繰返し回数との関係を第 4 図に示す。この図によると、繰返し回数による伸びの変化は O 材と 1/2H 材および H 材では方向による差が全く異なっているといえる。

第 1 表 実験に用いたアルミニウム圧延板の機械的性質とその異方性

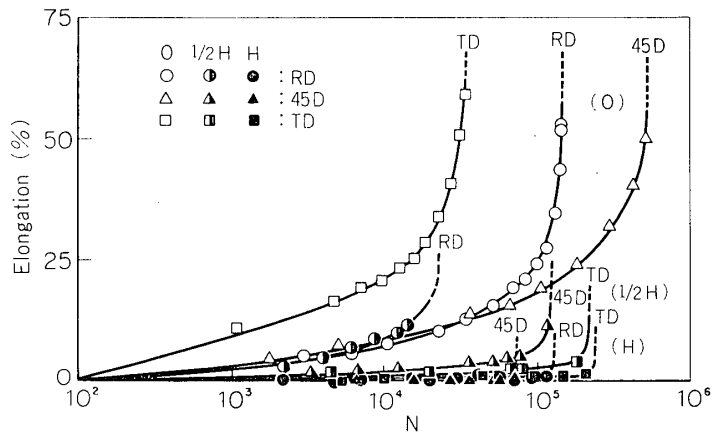
材 料	耐 力 $\sigma_Y$ (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ $\sigma_B$ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸 び $\epsilon$ (%)	疲労強さ, $\sigma_F$ (kg/mm <sup>2</sup> )		$\sigma_F/\sigma_B$		r 値	n 値	硬さ (Hv)	
				10 <sup>6</sup>	10 <sup>7</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>7</sup>				
O	RD	4.2	7.6	54.8	4.9	4.2	0.65	0.55	0.890	0.243	22.7
	45D	4.9	8.2	62.4	5.3	4.6	0.65	0.56	0.330	0.278	
	TD	4.0	7.2	53.3	4.6	3.9	0.64	0.54	0.920	0.212	
1/2H	RD	10.7	13.0	13.6	9.1	7.7	0.70	0.59	0.365		40.1
	45D	11.8	13.8	9.6	9.5	8.3	0.69	0.60	0.718		
	TD	12.3	14.2	9.4	10.0	8.7	0.70	0.61	0.539		
H	RD	19.0	21.4	7.8	17.0	13.7	0.79	0.66	0.320		57.4
	45D	18.5	20.8	7.8	16.3	13.3	0.77	0.64	0.760		
	TD	19.3	22.1	7.2	17.7	14.4	0.79	0.66	0.867		



第2図 S-N 曲線

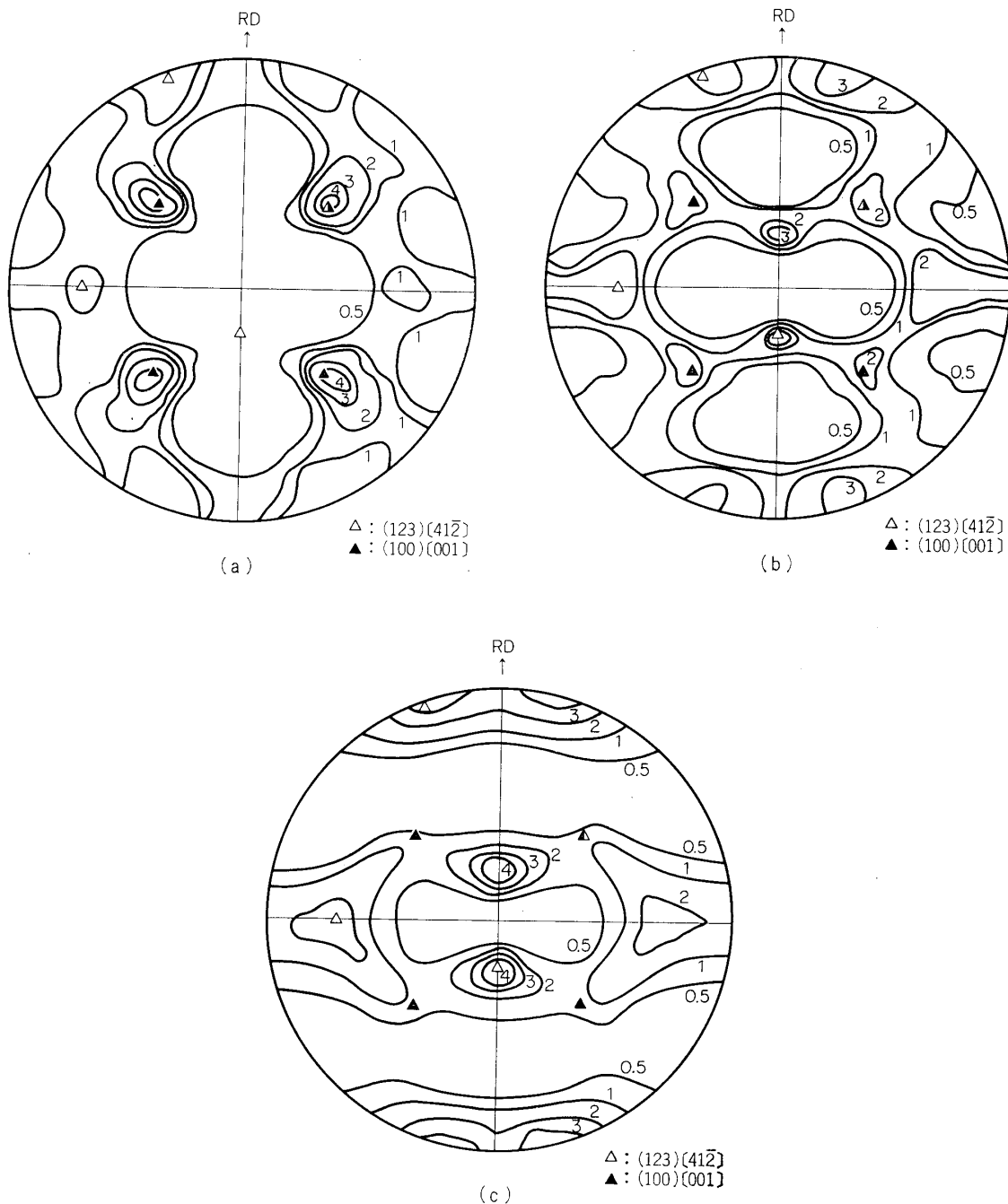


第3図  $\sigma_F/\sigma_B$  のくり返し数に対する変化



第4図 疲労試験中の試験片の伸びの変化

( $\sigma_{max}$ , H: 19.0 kg/mm<sup>2</sup>, 1/2H: 10.5 kg/mm<sup>2</sup>, O: 5.5 kg/mm<sup>2</sup>)



第 5 図 実験に用いたアルミニウム圧延板の(111) 極点図. (a) O材, (b) 1/2H, (c) H材

つぎに、各材料の(111)極点図を第5図に示す。この図から明らかなのは、H材は典型的な圧延集合組織を示し、いわゆる(123)[412]型であるといえる。O材は立方体集合組織が主方位で、(100)[001]型といえるが、これに(123)[412]型が多少存在している。一方1/2H材は、この両者の混在型といえる。したがって、変形の際の挙動も、H材とO材はそれぞれ特有な挙動を示し、1/2材はそれらの中間の挙動を示すものと考えられる。

## 4. 考 察

この研究では、一方向負荷の片振り疲労試験のみ行ったが、一般に疲労破壊の機構に関しては、交番負荷の場合が考えられている。しかし微視的な機構は、一方向負荷の場合も共通するものがあると考えられる。疲労試験中の試験片の伸びの変化をみると、初期には少しずつしだいに増加するが、後期には急激に増加して破断に至る(第4図)。これは初期の段階は微細なじり変形の集積と、それに続く微小なクラックの発生と成長の過程に相当し、後期の段階は試験片を横切って破断に至るクラックの伝播の過程に相当するであろう。堀ら[6][7]も、アルミニウムおよび銅の片振りの疲労試験において、試験片の歪が繰返し数に対して第4図の曲線と同じように変化することを観察している。また荷重が小さくて疲労破壊が起らない場合は、後期の急激な歪の増加が現われないことを報告している。このような過程のきわめて初期の段階は、単純なじり変形であろう。したがって、じりやすい方位の結晶粒の存在比が疲労による変形の生じやすさ、すなわち疲労強さを決めるといえる。板材の集合組織を表わす極点図は、そのような結晶粒の存在比を定性的にはあるが示している。最初に○材の極点図であるが、これは第5図(a)に示すように(100)[001]型の集合組織をもっている。この集合組織に対して、圧延方向、横方向および45°方向に引張応力を加えた場合の結晶のじり変形を考えてみる。一般に単結晶に外力が加わってじり変形を生じる場合、じり面上のせん断応力はつぎのように表わされる。

$$\tau = \frac{F}{A} \cos \phi \cos \lambda$$

$F$ : 外力

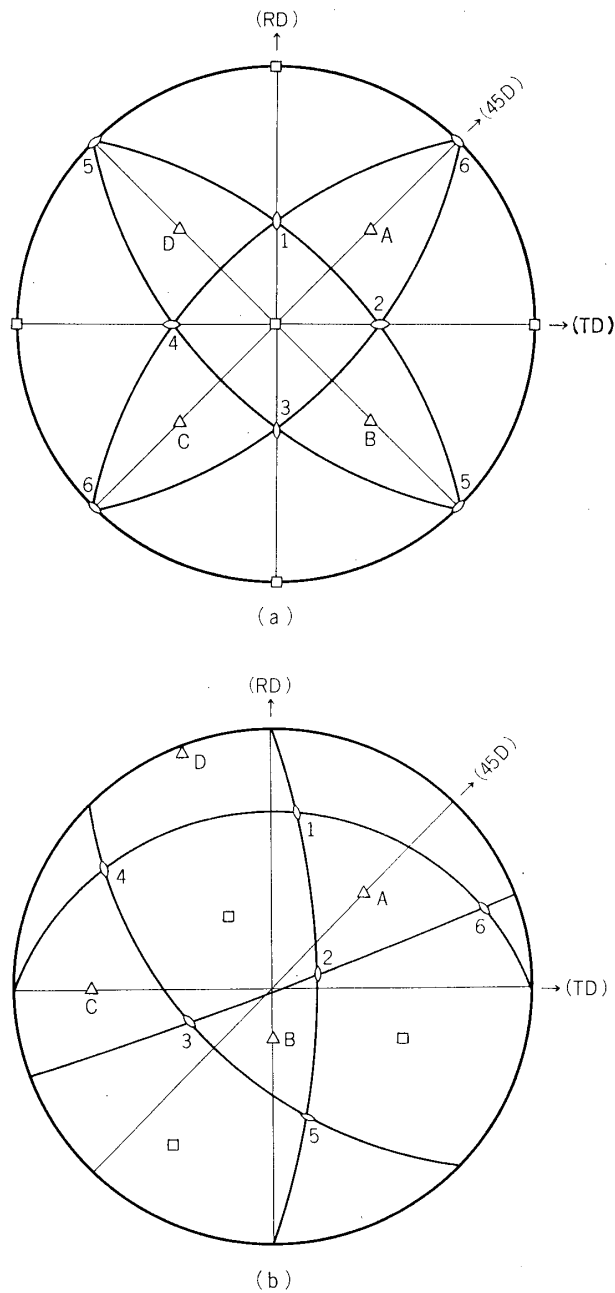
$A$ : 結晶の断面積

$\phi$ : 引張軸とじり面の法線のなす角

$\lambda$ : 引張軸とじり方向のなす角

この式で  $\cos \phi \cos \lambda$  の値は、そのじりの難易を決める因子となり、Schmid factor とよばれている。(100)[001]型集合組織のじり系は第6図に示すようであるが、圧延方向、45°方向、横方向の引張応力に対する各じり系の Schmid factor を第2表に示す。これから明らかかなように、この型では圧延方向と横方向の引張応力に対し、活動じり系は全く同じ関係になる。しかし45°方向の引張応力に対しては、活動じり系の数も少なく、Schmid factor の値も少し小さい。したがって、この方向の引張応力に対してはじり変形を生じ難い。このような考え方がある程度妥当であることは、写真2に示すような疲労により生じたじり線の解析からも明らかである。このように疲労の初期の段階で、引張方向に対してある特定の傾きをもつじり線のみが現われているということは、じりやすい方位、すなわち、Schmid factor の大きい方位の結晶粒のみが最初にじり変形を生じることを示すものである。

Forsyth [8],[9] は多結晶体のアルミニウム合金の疲労におけるき裂の伝播は2つの過程を経て起こることを示した。すなわち、き裂が最大せん断応力の作用する面に平行に成長する Stage I の段階と、最大引張応力の方向に垂直な面に沿って成長する Stage II の段階である。アルミニウムの場合、き裂は Stage I では {111} 面に平行で  $\langle 110 \rangle$  方向に成長が起り、Stage II では {100} 面に平行に成長が起こることが認められている [8]。したがっ



第 6 図 じり系の表示. (a) (100)[001] 方位, (b) (123)[412] 方位

て,  $\{111\}$  面および  $\langle 110 \rangle$  方向が最大せん断応力の方向に近いほど Stage I の条件は満足され, また  $\{100\}$  面が最大引張応力の方向と直交する関係に近いほど Stage II の条件は満足される. Stage I に関しては, すでに説明した事柄がこの内容に相当する. Stage II に関しては, (100)[001] 型集合組織の場合は, 圧延方向と横方向に引張応力が加わる場合が上の条件を満足する. しかし,  $45^\circ$  方向の場合は,  $\{100\}$  面は最大引張応力の方向に対して  $45^\circ$  の傾斜をもつことになる. このようなことが, (100)[001] 型の集合組織をもつ材料では  $45^\circ$

第 2 表 各集合組織に対する荷重方向と Schmid factor の値

方 位	向き系	荷 重 方 向			方 位	向き系	荷 重 方 向		
		RD	45 D	TD			RD	45 D	TD
(100)[001]	3 A	0.408	0.408	0	(123)[41 $\bar{2}$ ]	3 A	0.135	0.466	0.337
	4 A	0	0.408	0.408		4 A	0.312	0.127	0.458
	5 A	0.408	0	0.408		5 A	0.463	0.331	0.119
	1 B	0.408	0	0		1 B	0.352	0.208	0
	4 B	0	0	0.408		4 B	0.205	0.043	0
	6 B	0.408	0	0.408		6 B	0.130	0.247	0
	1 C	0.408	0.408	0		1 C	0	0.500	0.130
	2 C	0	0.408	0.408		2 C	0	0.215	0.171
	5 C	0.408	0	0.408		5 C	0	0.269	0.195
	2 D	0	0	0.408		2 D	0.204	0.246	0.201
3 D	0.408	0	0	3 D	0.097	0.140	0.062		
6 D	0.408	0	0.408	6 D	0.320	0.386	0.318		

← (圧延方向) →



(O)



(1/2H)



(H)

写真 1 各材料の結晶粒の形状



写真 2 疲労により生じた向き線

↑ (荷重方向)  
↓

方向の疲労強さが最も強いということに対する説明となるであろう。

つぎにH材の場合は、第5図(c)に示すように (123)[41 $\bar{2}$ ]\* 型の集合組織を示し、向き系は複雑になる。(123)[41 $\bar{2}$ ] 型の向き系は第6図(b)に示されている。これらの向き系について圧延方向、45° 方向、横方向の引張応力に対する Schmid factor を計算すると第2表のようになる。この場合、45° 方向は活動向き系も多く、最も向き変形を生じやすいといえる。これに対して圧延方向と横方向は、それぞれ活動しない向き系を生じる点も含めてほとんど同等であるが、横方向の方が Schmid

\* 厳密にいうと (123)[41 $\bar{2}$ ] 方位ではなく、普通 near (123)[41 $\bar{2}$ ] として表示されている方位である。ここでは“near”を省略した表示で扱っているが、内容は near (123)[41 $\bar{2}$ ] 方位を意味する。



factor の値が少し小さい。このことは横方向が最もたがり変形を生じ難く、したがって、横方向、圧延方向、 $45^\circ$  方向の順にたがり変形を起し難いことを示すものである。これはまた、第 2 図の H 材の S-N 曲線の方法による差と一致している。

$1/2$ H 材の場合は、集合組織は第 5 図(b)に示すように  $(123)[41\bar{2}]$  型と  $(100)[001]$  型が混在している。したがってたがり変形に対する挙動も両者の重なり合ったものとなるだろう。そしてこの場合、どちらの挙動がより強く現われるかということは、両者の存在比によって左右されるであろう。この実験に用いた  $1/2$ H 材は極点図 (第 5 図(b)) からみると、 $(123)[41\bar{2}]$  型の方が多いと考えられる。したがって、第 2 図の S-N 曲線は横方向が最も強い。しかし、 $(100)[001]$  型の影響も全く 0 ではないので、 $45^\circ$  方向が圧延方向より強くなっている。このように、集合組織を考慮することによって圧延板の疲労強さの方向依存性を説明することができる。

H 材の場合、写真 1 に示すように結晶粒はかなり圧延方向に延伸している。したがって、これまでの説明によれば、横方向の疲労強さは必然的に弱いはずであるが、実際は第 2 図に示すように横方向が最も強い。従来の説ではこのような現象を説明することは困難である。

LeMay ら [10] は、圧延板の疲労強さの異方性と集合組織の関係を明らかにしようと試みた。彼らは、最大せん断応力の働く方向と  $(111)$  極点図上の極点の集積との関係から論じているが、そのような方法では荷重の方向とたがり面の法線との関係が分るのみで、たがり方向との関係は明らかではない。したがって、圧延方向と横方向のみでなく  $45^\circ$  方向も含めると説明が不十分になる。

最後に、金属材料の集合組織というものは、集合組織のみを単独に変化させることはできない。集合組織は冷間、あるいは熱間加工の条件と焼きなましの条件によって変化するものであるから、必然的に結晶粒径や転位密度などの金属材料の内部的な変化を伴う。したがって、ここで述べていることは、集合組織の異なる材料の間の疲労強さの比較を論じているのではなくて、ある集合組織をもつ材料の疲労強さの方位依存性を論じているのであるということに注意する必要がある。

## 5. ま と め

アルミニウムの圧延板の疲労強さの方位依存性について実験を行った結果、つぎのような結論が得られた。

- (1) アルミニウム圧延板の疲労強さは、圧延方向、 $45^\circ$  方向、横方向でそれぞれ異なる。その強さは、従来考えられているように必ずしも圧延方向が最大ではなく、横方向あるいは  $45^\circ$  方向の方が強い。
- (2) このような疲労強さの方位依存性は、圧延板の集合組織とそれから導かれるたがり系の関係を考慮することによって説明することができる。

1974 年 4 月 30 日 材料部

## 参 考 文 献

- [1] H. F. Moore: University of Illinois Bulletin, 1924, 142.
- [2] J. T. Ransom, R. F. Mehl: Proceedings ASTM, **52**, 1952, 779.
- [3] R. L. Templin: Proceedings ASTM, **54**, 1954, 641.
- [4] M. L. Ebner, W. A. Backofen: Trans. ASM, **48**, 1956, 872.
- [5] G. Wassermann, J. Grewen: Texturen metallischer Werkstoffe, Springer-Verlag, 1962.
- [6] 堀, 古城: 日本金属学会誌, **85**, 1971, 677.
- [7] 堀, 古城, 菅沼: 軽金属, **20**, 1970, 429.
- [8] P. J. E. Forsyth: Acta Metallurgica, **11**, 1963, 703.
- [9] C. A. Stubbington, P. J. E. Forsyth: Metallurgia, **68**, 1966, 15.
- [10] I. LeMay, K. D. Nair: Trans. ASME, **92 D**, 1970, 115.