

Title	18-8オーステナイト鋼の疲労挙動に関する基礎的研究
Author(s)	幡中,憲治
Citation	大阪大学, 1970, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://hdl.handle.net/11094/781
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

# 18-8オーステナイト鋼の疲労挙動 に関する基礎的研究

## 昭和44年12月

## 幡 中 憲 治

## 18-8オーステナイト鋼の疲労挙動 に関する基礎的研究

昭和44年12月

1.00

幡 中 憲 治

目 次

姲			謚													
/mg			um)								• • • • • • • • • • • • • •				•••••••••••••••	1
第	1	編		1	8	- 8	太一,	ステラ	「イト鋼	の巨視	的疲労	挙動	•••••••	·····	• • • • • • • • • • • • • • • • • • • •	. 3
	第	1	-	1	章	緒				•••••••••••••••	· · · · <b>· · · · · · ·</b> · · · · · ·	• • • • • • • • • • • •	•••••		·····	4
	第	1		2	章	疲	労過利	皇中の	変形と	温度上	昇につ	nt	• • • • • • • • • •	••••••••••••		6
		1	<del></del>	2	<u> </u>		試験;	方法			· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·		·····	·		- 6
		1		2	- 2		一定	応力期	属幅疲労	試験					·····	8
		1	_	2	- 3		二段	二重重	複疲労	試験に	おける	累積約	桑返し	数比		12
		1		2	- 4		二段	二重重	该疲労	におけ	る試験	片のフ	たわみ	,表面溜	1 1	
							度の	変化と	:疲労寿	命との	関連性	につい	nt		·····	14
		1		2	- 5	· .	小	括			·····	· · · · · · · · · · · · · · · ·		• • • • • • • • • • • • • • • •	"	20
	第	1	<u> </u>	3	意	疲	労き乳	裂の伝	、播挙動							22
		1	<u> </u>	3	- 1		試験	方法						<i>,</i> ,		22
		1		3	- 2		一定,	芯力振	幅疲労	試験中	のき裂	進展	曲線		· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·	23
		1		3	- 3		二段	二重重	複疲労	試験に	おける	き裂近	隹展曲	線と	•	
							累積	被害			, , , , , , ,		, , , , , , , , , , , , , , , , , , ,		· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·	26
		1		3	- 4		破面。	の電子	一頭微鏡	観察				· · · <i>, •</i> · · <b>· · · · ·</b> · · · · ·		30
		1		3	- 5		室温	と高温	【試験に	おける	Fract	togra	ıph y Q	つ相違に		
							対す	る検討	<b>†</b>					• • • • • • • • • • • • • • • • •		34
		1		3	- 6		累積	被害⊄	疲労き	裂進展:	過程か	らの村	<b></b>			37
		1		3	- 7		小	括						 	• • • • • • • • • • • • • • • • • • •	39
	第	1	<u> </u>	4 :	章	結	Ĩ	論			· · · · · · · · · · · · · · ·		<i></i>		·····	41

第	2	編			疲	労	ē.	裂の	発	生と	伝	播	の微	視	的挙重	力				•				44
	第	2		1	章	÷	緒			Ē	• • •						• • • • • • •	· · · · · · · · · · · · ·			•••••			45
	第	2		2	章	ł	疲	労 き	裂	発生	過	程	の微	視	的観察	Z								48
		2	—	2		1		試験	方	法										•••••		••••••••	. ,	48
		2		2	+	2	-	光学	顕	微鏡	お	L	び細	束	X線W	C L	る結	晶変活	形の	観察	· · · ·		. ,	51
		2	_	2	—	3		レフ	, iì	カ法	電	子。	頑微	鏡	観察									57
		2		2		4	-	考		察							····							63
		2		2		5		~!~		括		• • • •	,						• • • • • • • •				• .	67
	第	2		3	章		疲	労き	裂	近傍	Ø	結	晶変	形	の観察	ž	• • • • • • • • •			•••••	• • • • • • • • • •			69
		2		3		1		診験	方	法				,				, , . ,			·····	• • • • • • • • • • • • • • • • • • •		69
		2		3		2		s –	- N	曲線	お	ľ	び疲	労	き裂近	進展	曲線							71
		2		3		3	:	細束	X	線法	VC.	ŗ	る疲	労	き裂り	丘傍	の下	部組	織の					
								観察	Ę												<b>.</b>			73
		2		3		4		電子	顕	微鏡	V	プ	リカ	法	による	る疲	労き	裂近	傍の					
								結晶	変	形の	観	察	···.				• • • • • • • •					, <i>, ,</i> ,	• •	81
		2		3	-	5		破面	īΟ	電子	顕	微	鏡彽	察						•••••		· · · · · · · · · · · · ·		93
		2		3	_	6		考		察		• • • • •				· · · · · · · ·	•			· · · · · · ·				94
		2	_	3		7		小		括	•••						• • • • • • • • •	• • • • • • • • • • •	· · · <i>•</i> · · · ·		•••••		1	00
	第	2		4	章		高	温疲	ミ労	にお	け	る	結晶	変	形の額	見祭							1	02
		2		4	—	1		試験	き方	法				• • • • •						. <b></b>		· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·	1	02
		2		4		2		試験	装	置	• • • •					• • • • • • • •						• • • • • • • • • • •	1	03
		2		4		3		高温	I試	験に	お	け	るす	ーベ	り線の	の形	態	• • • • • • • • •				<b></b>	1	06
		2		4		4		考		察												• • • • • • • • • • • •	1	18
		2		4		5		小		括				••••;				• • • • • • • • • •					· 1	25
	第	2		5	章			結		論													1	27

第3	誦	ŧ		疲ら	<b></b>	過程中の	転位	の挙動		• • • • • • • • • • • • •			·····	• • • • • • • • • • • • • • • • • • • •	134
第	Ţ,Z	5	1	章	緒	ž		••••••		••••••				· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·	135
第		; —	2	章	事	云位組織	の観	察	· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·					• • • • • • • • • • • • • • • • • • • •	137
	3		2	?	1	試験方	法	•••••••••••••••••••••••••••••••••••••••			••••	••••••••••	• • • • • • • • • • • • • •		137
	3		2	- 2	2	実物薄	膜作	製法	·····		•••••••••••				139
	3	_	2	3	3	応力繰	返し	数に伴	う転位約	組織の	変化				143
	N)	. —	2	/	1	マイク	ロク	ラック	先端の	マルテ	ンサイ	トと			
						転位組	織		· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·	•••••••••			····•	********	178
	3		2	<u> </u>	5	考	察					• • • • • • • • • • • • • • • •			186
	3		2	- 6	5	小	括				••••••	• • • • • • • • • • • • • • • • • • • •			193
第	; 3		3	章	1	8 — 8	オー	ステナ・	イト鋼の	の疲労	機構に	関する			
					2	2,30	考察					·····		,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,	195
	3		3	1	l	疲労硬	化と	き裂の	発生		· . , ·				195
	3		3	- 2	2	疲労き	裂の	伝播		· · <i>· · · · · · · · · · ·</i> · · · · · ·			••••••		198
	3	_	.3	- 3	5	二段二	重重	複疲労(	におけ	る疲労	変形組	織			202
	3	, <u> </u>	3	— 4	ļ	小	括			• • • • • • • • • • • •					205
第	; 3	_	4	章		結	論								207
総				括							<i>.</i>		· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·		213
謝				辞		<b>.</b>			·	•••••		·····			217

極限設計の思想に基ずく機械構造物の高速化という最近の設計理念におい て、金属材料の機械的性質の中でも疲労強度が占める重要性はますます増大 するものと思われる、しかるに疲労現象は対象とする材料の金属組織学的因 子、外的な力学的要因の他に環境による物理化学的因子などに敏感に影響さ れるため非常に複雑である、したがって、これらの因子を有機的に結合して、 一般的に疲労現象を説明出来る理論の確立が強く望まれている。

現在, この目的に沿つて, 主として二つの立場, すなわち, 疲労現象を材料の力学的挙動から解明しようとする立場と, それを金属組織学的にとらえようとする立場の両方から研究が推し進められている. しかしながらこの両者はそれぞれ単独になされているがゆえに, その間には大きな Gap が生じているのが実情である

この解決策としては,両者を結びつけるような中間的領域の研究が望まれる とともに,力学的立場に属する研究もいわゆる材料の破断点を問題とするの ではなく破壊に至るまでの材料の疲労挙動を詳細に検討することが必要であ ろう.

疲労現象を疲労過程中の転位の挙動から微視的に究明しようとする試みが 多数なされてきた。この結果,交差すべりの容易な材料の,この方面の知識 については,ほぼ固定化した評価が可能になつた。しかし交差すべりが疲労 破壊に決定的な役割を果すことが知られていることとの関連において,これ の困難な材料についての転位挙動に関する情報は十分得られていないのが現 状である。さらに,このように疲労過程中に形成される転位組織をただ定性 的に提示するにとどまっている現在のこの方面の範疇を越えて,最も重要な, 転位組織と疲労破壊との関連性を,直接実験的に明らかにすることが,疲労破

- 1 -

壊の本質を検討するための急務と考えられる.

本研究は上に述べた諸点に留意して18-8オーステナイト鋼の疲労破壊 機構に詳細な検討を加えることを目的とする。18-8オーステナイト鋼は 実用金属材料のうちでは最も積層欠陥エネルギーが低い材料に属するという ことの他に,変形によるr→α変態という特殊性を有する。この特殊性を考 慮して18-8オーステナイト鋼の疲労現象を徴視的に追求した研究は皆無 といつてよい。そこで本研究では,まず最初にこの材料の疲労過程中の力学 的挙動を明らかにするとともに,疲労変形を,表面組織と転位組織の観察か ら徴視的に検討し,さらにき裂先端部分の直接観察を通じて,疲労き裂進展 とマルテンサイトとの関係を論じた。さらに18-8オーステナイト鋼の耐 熱材料としての重要性にかんがみその高温疲労変形を主として表面組織の観

本論文は3編より成り立つている。第1編では18-8オーステナイト鋼 の力学的疲労挙動を疲労過程中のたわみ変化と試験片表面温度の変化から明 らかにするとともに,疲労き裂進展曲線を求めることによりその疲労き裂伝 播挙動を論じた。第2編においてはその疲労変形を,表面組織を微視的に観 察することにより追求すると同時に特に疲労き裂先端近傍の変形組織をX線 的,電子顕微鏡的に詳細に検討した。さらに高温疲労変形が常温疲労変形に 比較して非常に特徴的であることを明らかにした。第3編は転位組織の観察 からの疲労変形の検討である。疲労過程中,応力繰返し数の増加につれて転 位組織がいかに変化するかを低応力疲労と高応力疲労の両方について明らか にするとともに、マイクロクラック先端部分の直接観察から疲労き裂はその 先端にマルテンサイトを生じつつ進行してゆくことを確認し,最後に18-8オーステナイト鋼の疲労機構に検討を加えた。

第

編

18-8オーステナイト鋼の巨視的疲労挙動

1

— 3 —

#### 第1-1章 緒 言

18-8オーステナイト鋼は耐蝕,耐熱用材料として最も一般的に使用さ れており,したがつて実用的見地からその疲労強度を検討した研究は数多い。 しかるに,疲労破壊の本質を検討するためには破壊という最終結果のみな らず,破壊に至る過程における材料の力学的挙動を知ることがより一層重要 なことと思われる。

従来この種の研究としては疲労過程中の曲げモーメントの変化を測定した もの、<sup>1)~4)</sup> 塑性ひずみおよび硬度の変化を測定したもの、<sup>5)</sup> 応力ー ひずみの履歴曲線から得られる塑性仕事の変化から疲労挙動を論じたもの、  $^{(),7)}$  それに疲労き裂進展曲線を求めたもの<sup>8)~10)</sup> 等が主なものであ ろう、

18-8オーステナイト鋼は非常に靱性に富み,また熱伝導率がどく低い という特徴を有する。それがゆえに疲労過程中に著るしい発熱を生ずること は以前から見出されていた<sup>11),12)</sup>が,この点についての詳細な検討は 未だに十分でない。そこで上記の応力ーひずみの履歴曲線の面積に相当する 塑性仕事を受けることにより生ずると考えられる疲労過程中の熱的挙動を明 らかにすることは18-8オーステナイト鋼の力学的疲労挙動解明の有効な 手段となるものと思われる。

疲労き裂の伝播挙動については寿命の大部分がき裂の伝播に費やされる切 欠き材について調べるのが都合が良い。従来から疲労き裂進展速度を求める 試みは種々なされているが、それがおそいと想像される低積層欠陥エネルギ ーを有する18-8オーステナイト鋼の場合についての研究はなされていな い。特にこの材料には先述したように平滑材においては疲労過程中に著るし い発熱を伴う特殊性がある。一方切欠き材では疲労変形による塑性域が切欠

- 4 --

き底のごく狭い領域に制限され,発生した熱がすぐ周囲に発散してしまう状態にあるのでこの試験片についてき裂の伝播挙動を調べることは,発熱が疲労強度に及ぼす影響を明らかにする上でも重要である.

近年,実際の設計上の要請から疲労による前履歴が材料のその後の疲労挙動 にいかに影響を及ぼすかという問題が盛んに論議されている。最終的には実 動荷重下にある構造物の疲労強度を知ることを目的としているが,それのみ ならずより基礎的な材料強度学的知見を得るためにも前履歴の効果を論ずるの は重要なことである。18-8オーステナイト鋼は著るしいCoaxing 効果 を有することが知られている。<sup>13)</sup>したがつてこの材料の疲労特性は前履 歴に特に敏感に影響を受けることが予想される。

本編では上記の観点に立ち,平滑試験片については疲労過程中の試験片の たわみ変化と試験片表面の温度変化を測定することによりその力学的挙動を 明らかにするとともに疲労変形による前履歴の影響を詳細に論じた.<sup>14),15)</sup> また切欠き試験片については疲労き裂進展曲線を求めることにより18-8 オーステナイト鋼の疲労き裂伝播挙動を明らかにするとともに一次応力によ って受けたき裂先端部分の前履歴がその後のき裂進展挙動にいかに影響する かを論じた.<sup>14),16)</sup>

--- 5 ---

新作 教育 建铅 素的 指数 小开

「自然の時代」への目録期に

第1-2章 疲労過程中の変形と温度上昇について~

1-2-1 試験方法

試験に用いた材料はSUS 表1-2-1 供試材料の化学成分(SUS27) (%)

27Bの18-8ステンレ ス鋼でその化学成分を 表1-2-1に示す。

С	Si	Mn	Р	S	Cu	Ni	Cr
0.06	0.7 6	1.66	0.028	0.011	0.0 9	9.3 5	18.80

とれに1100℃30分間加熱後,水冷の溶体化処理を施し,その後機械加 工により図1-2-1に示す試験片に仕上げた。疲労試験に際してはさらに 試験片表面を05#のエメリーペーバーで研摩して使用した。



図1-2-1 平滑試験片の形状と寸法

表1-2-2はこの材料の溶体 化処理後の室温における静機械 的性質である。

使用した疲労試験装置の概略 を図1-2-2に示す。すなわ

表 1 - 2 - 2 は この 材料の 溶体 表 1 - 2 - 2 供試 材料の 室温 に かける 静機 成 的 性質 (1100 ℃ から水冷)

引張	伸び	絞り	ビツカース
強さ			かたさ
(Kg∕må)	(%)	(%)	(100 <i>9</i> )
58	65	68	141

ち,上述の試験中の試験片の表面温度やたわみの連続測定が出来るように, 疲労試験機としては高温用小野式回転曲げ疲労試験機(回転速度は3600 r. p.m.)を図のように改造して使用した。高温疲労試験温度の制御は試験片

の発生熱による炉内温 度の変化を避けるため 電気炉 ②の炉壁で行な った。また。疲労試験 中の試験片の表面温度 は試験片中央部に0.3Ø のアルメル・クロメ ル熱電対をしばりつけ (その上を石綿にてお おってある). その出 力をスリップリング⑥ に導き,温度測定用コ ンバーター(または増 幅器) ⑰を経て、記録 計10にて検出した。 測 定にあたつてはシンク ロスコープにて、回転 時におけるスリップリ ング⑥とカーボンブラ シ⑦との接触状態が正 常であることを確認し



た。疲労試験中の試験

片のたわみは荷重棒⑨の垂直変位を測定することによって求めた。 本試験においてはこの荷重棒は負荷用ボールベアリング④に連絡されている から,荷重棒の変位の測定はこの荷重用ボールベアリングの位置の垂直変位 を測定していることになる。この負荷用ボールベアリングは疲労試験機の回転軸の左・右支点③よりそれぞれ200mmのところに位置し,負荷用ボールベアリング間の距離は550mmである。試験中の連続的なたわみ測定は上記荷重棒⑨にレバー⑩を取り付け,これに連結されている差動変圧器の出力は変位計⑱を経て,二連電子管式自動平衡記録計⑲に連続記録させた。

疲労試験は室温,400,500,600℃の各温度にて行なつた。あら かじめ疲労変形を受けたことによる前履歴の影響を検討するために二段二重 重複疲労試験を行ない,その時一次応力繰返し数比 $n_{1}N_{1}$ は0.25,0.50, 0.75の3種類,一次応力 $\sigma_{1}$ ,二次応力 $\sigma_{2}$ の疲労限 $\sigma w$ に対する応力比 は105,110,115の2~3種類を選んだ。

1-2-2 一定応力振幅疲労試験



図1-2-3 平滑試験片のS-N曲線

Mary Stranger and

 $\left\{ {{{\left\{ {{{{{\bf{n}}}}} \right\}}_{i}}} \right\}_{i=1}^{i}}, {{\left\{ {{{\bf{n}}}_{i}} \right\}}_{i}} \right\}_{i=1}^{i}}, {{\left\{ {{{\bf{n}}}_{i}} \right\}}_{i}}, {{\left\{ {{{\bf{n}}}_{i}} \right\}}_{i}}, {{\left\{ {{{\bf{n}}}_{i}} \right\}}_{i}}, {{\left\{ {{{\bf{n}}}_{i}} \right\}}_{i}}, {{\left\{ {{{\bf{n}}}_{i}} \right\}}_{i}} \right\}_{i=1}^{i}}, {{\left\{ {{{\bf{n}}}_{i}} \right\}}_{i}}, {{\left\{ {{{\bf{n}}}} \right\}}_{i}}, {{\left\{ {{{\bf{n}}}_{i}} \right\}}_{i}}, {{\left\{ {{{\bf{n}}}_{i}} \right\}}_{i}}, {{\left\{ {{{\bf{n}}} \right\}}_{i}}, {{{\left\{ {{{\bf{n}}} \right\}}_{i}}}, {{{\left\{ {{{\bf{n}}}} \right\}}_{i}}, {{{\left\{ {{{\bf{n}}}} \right\}}_{i}}}, {{{\left\{ {{{\bf{n}}}} \right\}}_{i}}, {{{\left\{ {{\bf{n}}} \right\}}_{i}}, {{{{\left\{ {{\bf{n}}} \right\}}_{i}}, {{{{\left\{ {{\bf{n}}} \right\}}_{i}}, {{{{\left\{ {{\bf{n}}} \right\}}_{i}}, {{{{{n}}}}, {{{{n}}}, {{{{n}}}, {{{{n}}}, {{{{n}}, {{{n}}, {{{n}, {{{n}}, {{{n}}, {{{n}, {{{n}, {{n}, {{n}, {{n}, {{{n}, {{{n}, {{n}, {{n}, {{{n}, {{n}, {{n}, {{{n}, {{{n}, {{n}, {{n}, {{n}, {{n}, {{n}, {{{n}, {{{n}, {{{n}, {{n}, {{{n}, {{{n}, {{{n}, {{$ 

室温、400,500,600°Cの各温度にて、一定応力振幅疲労試験を 行ない、求めたS-N曲線を図1-2-3に示す。各温度における疲労限は 図1-2-3より、それぞれ、23.8、19.9、18.3、17.1kg/mdとし た。時間強度域についてはいずれの温度においてもS-N曲線がかなり短寿 命側にかたより、約2×10<sup>5</sup>の繰返し数にて破断しないものは、以後 10<sup>7</sup>以上の繰返し数に耐えることが出来、このことは炭素鋼等の高温疲労 におけるS-N曲線と比較してきわめて特徴的である。

応力繰返し中の試験片の変形挙動を明らかにするため,500Cの温度で 疲労進行過程中のたわみ変化を測定した。

図1-2-4は段階的に増加す る繰返し応力を短時間ずつ与え てゆく漸増応力疲労試験の結果 求めた応力ーたわみ曲線を示す。 図は500℃における試験結果 で各応力繰返しを10秒間ずつ 与えて階段的に応力を増したと きのたわみの変化である。これ よりわかるように供試材の 500℃における疲労限18.3

kg/mmの応力では応力一たわみ



図1-2-4 漸増応力疲労試験における応力振幅 とたわみの関係

曲線はすでに弾性線とはかなりずれたところに位置しており、18-8オー ステナイト鋼では疲労限は降伏点より大きいことが認められる。

図1-2-5は500 ℃においてそれぞれ192 20.1, 21.0 kg/mm (疲労限の105.1.10 1.15倍の応力)の繰返 し応力を与えた場合の試 験片のたわみ変化を求め たものである。縦軸は前 に述べたように疲労試験 機荷重棒の垂直変位を, 横軸は破断繰返し数に対 する測定時の繰返し数の 比, すなわち繰返し数比 を示したものである。ま た,これ等の3応力は当 然塑性域応力であると考 えられるが,いずれの応



図1-2-5 一定応力振幅疲労過程中の試験片のたわ みと表面温度の変化

カにおいても応力を加えた直後,たわみは急激な増加を示し,その後極大値 を経て,繰返し数の増大とともに減少し,ある平衡極小値に達し定常状態を 続けるが,破断直前にまた急激な増加をする.そして,この途中減少の程度 は応力が低い程著るしい.

一方,18-8オーステナイト鋼の溶体化処理材の応力繰返し中の発熱状態 を知る目的で求めた試験片表面温度の測定結果を図1-2-5,図1-2-6に示す。図1-2-5は、500℃における結果をたわみ測定の結果と同

- 10-

時に示したものであり、図1-2-6は各温度における温度測定の結果のみ を示したものである。室温における結果を除く400°~600℃の温度に おいては、いずれも応力がわずか疲労限の1.15倍までの比較的低い応力に もかかわらず図のように非常に大きい発熱を伴う。



図1-2-6 一定応力振幅波労過程中の試験片表面温度の変化

これは上にも述べたように、この応力にてすでに塑性域に達していること、 18-8オーステナイト鋼の熱伝導率が非常に小さいこと等に起因している ものと考えられる。

一方,疲労限に対応する応力では、この温度上昇はわずか20℃ぐらいで 疲労試験中ほぼ一定である。すでに塑性域応力に達していると考えられるこ の応力でさほど著るしい発熱を生じないのは18-8オ-ステナイト鋼の繰 返し応力過程中の激しい加工硬化、ひずみ時効による材料の強化が原因する

-11-

ものと思われる。

室温を除く400°~600°Cの温度の場合は負荷後生じた塑性ひずみ,そ してそれに伴つて生ずる発熱は18-8オーステナイト鋼の激しい時効硬化 のために応力繰返しの増加とともに減少して,ある平衡値に達し,その後破 断前に急激に増加する。そして高応力の場合にはほとんど減少を示さずその まま破断に至る。

室温の場合はこれと全く異なった経過を示し、負荷直後の急激な温度上昇 はなく、応力をかけたときからある応力繰返し数までは比較的小さい一定の 勾配をもつて温度上昇し、その後急激に上昇して破断に至る。室温と高温に おけるこの挙動の差はオーステナイト鋼の室温における疲労耐久限は降伏点 よりも低いか、かりに高くてもごくわずかであると報告されている<sup>17)</sup> こ とに原因すると思われる。

1-2-3 二段二重重複疲労試験における累積繰返し数比

室温,400°, 500°,600℃ の各温度にて行なっ た二段二重重複繰返 し応力による疲労試 験結果を図1-2-7(a),(b),(c),(d)に 示す。これ等の図は、 この場合の疲労寿命 の評価基準として、 累積繰返し数比*∑n/N* 



を一次応力繰返し数比  $n_1 / N_1$  について整理 したものである.いず れの温度においても, 一次応力繰返し数比  $n_1 / N_1 = 0.25$ のとき はS n / Nの値は負荷 順序にあまり関係しな いが,若干応力増加

 $(\sigma_1 < \sigma_2)$  のときの方 が応力減少  $(\sigma_1 > \sigma_2)$ の場合より大なる傾向 にある。すなわち,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 約 S n / N = 1$ ,  $\sigma_2 \sigma_2 c t 約 S n / N = 1$ ,  $\sigma_1 > \sigma_2 c t 8 S n / N = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 8 S n / N = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 8 S n / N = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 8 S n / N = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 8 S n / N = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 8 S n / N = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 8 S n / N = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 8 S n / N = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 8 S n / N = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 8 S n / N = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 8 S n / N = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 8 S n / N = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_1 < \sigma_2 c t 1 = 1$ ,  $\sigma_2 c t 1 = 1$ ,

大,  $\sigma_1 > \sigma_2$ では1より小となる。そしてこの差は $\sigma_1 < \sigma_2$ のときの寿命増大 に起因し,  $n_1 / N_1 = 0.75$ のときは 0.50の場合に比較しこの傾向はさらに 顕著である。特に温度が500℃の場合は $\sigma_1 < \sigma_2$ のときの寿命が極端に大き



(*b*) 4 0 0 ℃



図1-2-7 二段二重重複疲労試験における累積繰返し数比

いものがある。

温度が600℃

のときは,Sn/N はだいたいにお

いて負荷順序に

影響を受けず約

Sn/N=1 と考え られる。18-

8オーステナイ

ト鋼のように、

高温における時

効硬化の著るし

い材料では疲労寿命は温度によって大きく影響を受け、累積繰返し数比の温度による変化もこの時効の量の多少に起因すると思われる。

# 1-2-4 二段二重重複疲労における試験片のたわみ,表面温度の変化と疲労寿命との関連性について

二段二重重複疲労試験中のたわみ変化を、温度が500℃、 $n_1/N_1=0.25$ , 0.50,075の場合につき測定した結果を図1-2-8(a),(b),(c),に、 示す、なお、たわみ変化と同時に、試験片表面温度を測定した結果も同時に 示す、また、温度が室温、400°、500°、600℃の各場合について、  $n_1/N_1 = 0.25$ ,050,075のときの試験片表面温度の変化曲線を、 図1-2-9(a),(b),(c),に示す、以上図1-2-8,図1-2-9はいず れも、横軸は応力を $\sigma_1$ から $\sigma_2$ に切り換えるまでは一次応力による破断繰返し 数 $N_1$ に対する測定時の繰返し数nの比、 $n/N_1$ であり、応力切り換え後は

- 14 ---



(d) 600°C

図1-2-7 二段二重重複疲労試験における累積繰返し数比

次応力繰返し数比 n./N, と二次応力による破断繰返 し数N,に対する二次応力に 切り換えた後の測定時にお ける二次応力の繰返し数 n の比。 n'/N,の和,すなわ  $5, (n, N, +n', N_2)$  C, これを累積繰返し数比とし て示す。まず図1-2-8 (a) (500°C,  $n_1 / N_1 = 0.25$ の場合)より、応力切り換 え後の二次応力によるたわ み変化および試料表面温度 は、応力切換え前のそれと 同じ一次応力によるたわみ および試料表面温度のほぼ 延長的変化をすることがわ かる.このことは図1-2-9 (a)に示す通り,温度が室温, 400°, 500°, 600°Cの各場 合につき n<sub>1</sub>/N<sub>1</sub>= 0.25 の条 件で二段二重重複疲労試験 を行なった時の試験片表面 温度についても言える。す なわち,



図1-2-8 500℃における二段二重重複 繰返し応力疲労過程中の試験片のたわみおよび表面温度の変化





 $\sigma_1 = 1.05 \sigma w$ ,  $\sigma_2 = 1.10 \sigma w と$ ,  $\sigma_1 = 1.10 \sigma w$ ,  $\sigma_2 = 1.05 \sigma w$ の場合試 験片表面温度は,応 力切り換え直後それ ぞれ上昇,あるいは 減少するが,その後 の挙動は一定応力振 幅  $\sigma_1 = 1.10 \sigma w$ ,  $\sigma_1 = 1.05 \sigma w$ のと





- 16 -











- 17 -

きの温度変化とほぼ同じである。このことは一次応力としてn<sub>1</sub>/N<sub>1</sub>=0.25 に 相当する一次応力繰返し数を受けたことの前履歴が材料に与える材料学的効 果は, σ₁ = 1.05 σ₩ のときとσ₁ = 1.10 σ₩ のときとではほとんど差がな いことを示すものと思われる.したがって、これは四/N= 0.25のときの 各温度において、 $o_1 > o_2$ のときと $o_1 < o_2$ のときとではSn / Nの値に顕著な差 がみられなかったことを説明する。図1-2-8(b),(c)の結果は以上の結果 と対照的で、 $\sigma_1 = 1.05 \sigma w$ ,  $\sigma_2 = 1.10 \sigma w$ のとき、応力切り換え後当然、 たわみの増加と、試験片表面温度の上昇がみられるが、その後のたわみと表 面温度の変化は,一定応力σ=1.10σωのときのたわみ変化あるいは温度 変化より相当小さな値となる. 逆に $\sigma_1$  = 1.10  $\sigma_w$ ,  $\sigma_2$  = 1.05  $\sigma_w$  のとき は、応力切り換え後、たわみの減少と試験片表面温度の減少がみられるが、 その後のたわみと表面温度の変化は一定応力 σ = 1.0 5 σw のときのたわみ 変化,試験片表面温度変化より大きな値を示す傾向にある。この傾向は図 1-2-9(b), (c)に示した結果についても言える。特に $\sigma_1 < \sigma_2 \ge \sigma_2 \ge \sigma_2$ とで  $\Sigma_n / N$ の値に非常に大きい差のある500Cの温度で $n_1 / N_1 = 0.50, 0.75$ の場合,それに400Cの温度で $n_1/N_1 = 0.50$ , 0.75の場合はこの傾向 が非常に顕著である、このことは一次応力の $\sigma_1 = 1.10 \sigma_w e_n/N_1 = 0.50$ , 0.75に相当する繰返し数だけ繰返したものより o1 = 1.05 ow を同じ一次 応力繰返し数比に相当する繰返し数だけ繰返したもののほうが,応力-ひず み曲線のヒステリシスループの面積減少に及ぼす効果の大きいこと、すなわ ち、後者の方が材料に及ぼす強化作用の大なることを示す。温度が600℃、  $n_1 / N_1 = 0.50$ , 0.75のときは、負荷順序によりSn / Nの値に顕著な差が 見られなかったが,このことは図1-2-9(b),(c)において応力切り換え後 の試験片表面温度変化が終局的には、 $\sigma_1 < \sigma_2$ 、 $\sigma_1 > \sigma_2$ の場合ともそれぞれ  $\sigma_1 = 1, 1, 0, \sigma_w$ ,  $\sigma_1 = 1, 0, 5, \sigma_w$ のときの試験片表面温度のほぼ延長的変化

-18-

をすることから説明できると思われる.温度が室温の場合については,

400°,500°,600°Cの場合のように,試験片表面温度変化が定常状態 を示さないちがいはあるが,応力変換後の試験片表面温度変化が $\sigma_1 < \sigma_2$ のと きの方が, $\sigma_1 > \sigma_2$ のときに比較して,かなり小さな値となり,このことより  $\sigma_1 < \sigma_2$ の場合のほうが寿命が大きくなることが説明できる.

以上の結果を模式的に表わすと図1-2-10のようになる. すなわちこ れは二段二重重複疲労試験において一般的に累積繰返し数比が1より大とな る $\sigma_1 < \sigma_2$ の場合の試験片のたわみおよび試験片表面温度と,累積繰返し数比 が1より小となる $\sigma_1 > \sigma_2$ の場合のそれの代表的変化のようすを示したもので ある.

上に各場合について, 累積繰返し数比と二段二 重重複疲労試験における 試験片のたわみ変化,試 験片表面温度変化の関係 を述べたが,このような 二段二重重複疲労試験に おける累積繰返し数比が 負荷順序に大きく影響を 受け、しかもこれは試験



片のたわみおよび表面温度変化

中の試験片のたわみ挙動または塑性ひずみ挙動で説明できることは炭素鋼の 常温試験においてすでに河本ら<sup>18)</sup>また塑性疲労について河本ら<sup>19)</sup>中川ら<sup>20)</sup> により報告されている。負荷順序により,二段二重重複疲労試験中の試験片 のたわみ挙動,試験片表面温度挙動になぜ差が現われるかについては今後さ らに詳細な検討が必要である。

-19---

1-2-5 小 括

18-8オーステナイト鋼,SUS27Bを用いて室温,400<sup>%</sup>,500<sup>%</sup>, 600℃の温度における一定応力振幅疲労試験,二段二重重複疲労試験を行 ない次の結論を得た。

- (1) 18-8オーステナイト鋼の溶体化処理材は比較的低応力においても疲労試験中著るしい発熱を生ずる。一般に、高温においては試験片表面温度は負荷直後急激に上昇し、その後、繰返し数比約20%付近から著るしい時効硬化、加工硬化のために逆に温度は減少する。そして平衡温度に達し、さらに破断直前でまた上昇する。試験中の試験片のたわみも、この表面温度変化と全く同じ傾向の変化をする。室温では、ある応力繰返し数比のところまでは温度は一定の勾配をもって上昇し、その後急上昇して破断に至る。
- (2) 二段二重重複疲労試験における累積繰返し数比は、600℃の場合を除いて、 $n_1 / N_1 = 0.50$ , 0.75のとき、 $\sigma_1 < \sigma_2$ では1より大、 $\sigma_1 > \sigma_2$ では1より小である。この負荷順序による差は温度が500℃の場合特に顕著である。600℃ではほとんど負荷順序の影響がみられず、ほぼ  $S n / N \simeq 1$ である。また、 $n_1 / N_1 = 0.25$ のときいずれの温度に おいても負荷順序の影響がほとんどみられない。
- (3) 二段二重重複疲労試験における累積繰返し数比が負荷順序により異なる ことは二段二重重複疲労試験中の試験片のたわみ挙動と試験片表面温度の 変化から説明できる。すなわち、σ<sub>1</sub><σ<sub>2</sub>のときは、応力切り換え後の試験 片のたわみ、および試験片表面温度はσ<sub>2</sub>に等しい応力についての一定応力 振幅疲労試験におけるそれより小で、σ<sub>1</sub>>σ<sub>2</sub>の場合は、応力切り換え後の 試験片のたわみ、および試験片表面温度はσ<sub>2</sub>に等しい一定応力振幅疲労試 験におけるそれより大なる傾向がある。

- 20 -

(4) 負荷順序により、累積繰返し数比にあまり差のみられない温度600℃、 それに  $n_1 / N_1 = 0.25$ のときの応力切り換え後の試験片表面温度、およ びたわみは、処女材に等しい応力を負荷したときのそれにほぼ等しい傾向 がある。 第1-3章 疲労き裂の伝播挙動

1-3-1 試験方法

本研究に用いた18-8オーステナイト鋼の化学成分と室温における静機 械的性質は表1-2-1,1-2-2 に示したものと同じである.素材は1100℃,30 分間加熱後水冷の溶体化処理を行ない,これより機械加工によつて試験片を

の機械加工層(厚 さ約120μ,図 1-3-2)は, 化学研摩,電解研 摩にて除去した。

製作した。試験片

図 1 - 3 - 1 は 電解研摩後の試験 片の形状および寸 法を示したもので ある。なお図 1 - 3 - 2 は 機械加工のままの試験片切 欠き底における硬度変化を 示したものでこれより本試 験片における機械加工層の 厚さをほぼ 1 2 0 μ と判定 した。

使用試験機は高温小野式 回転曲げ疲労試験機(3600



図1-3-1 試験の形状と寸法



r, p, m)で,疲労き裂長さは疲労試験中の試験片のたわみ変化を,1-2 -1 に示したと同様に,差動変圧器で精密に測定することにより推定した. すなわち,あらかじめ各応力段階で,き裂長さとたわみとの関係曲線を求め ておき,これより,たわみを測定してき裂長さを連続的に知つた。なおこの 関係曲線を求める際のき裂長さの測定は,ある所要のたわみ量に達したとこ ろで除荷し,空転のまま600℃で2時間加熱し,その後常温で再負荷して 疲労破断させ,そのとき破面に観察される酸化着色部分を顕微鏡により読み とるという方法を採用した。

疲労試験は室温,500℃,および600℃の各温度で行なった。一定応力 振幅疲労試験および二段二重重複疲労試験における疲労き裂進展挙動は特に 室温,および600℃で検討を行なった。

なお、疲労破面の電子顕微鏡用試料の作製はクロムとカーボンの蒸着による二段レプリカ法で行ない、また破面のX線回折による検討は、疲労破壊に よる部分を確実に照射する意味で細束X線を使用した。この場合の照射面積 は約300μ<sup>φ</sup>の円であり、X線はCr Kαの特性X線である。

1-3-2 一定応力振幅疲労試験中のき裂進展曲線

室温,500℃,および600℃における一定応力振幅疲労試験のS-N 曲線を図1-3-3に示す。室温においては,N=10<sup>7</sup>付近でもS-N曲線 が水平にならないので疲労限が決定できなかつたが、500℃および600 ℃においてはN=10<sup>7</sup>付近でS-N曲線は水平となり、疲労限(10<sup>7</sup>) は それぞれ約140,11.3kg/mkと決定できた。

- 23 -



図1-3-3 切欠き試験片のS-N曲線



たわみ(4)

図1-3-4 き裂長さーたわみ曲線

24-

図1-3-4に室温および,600℃において求めたき裂長さーたわみ曲線 を示す。き裂長さとたわみの関係はいずれの温度および応力においても,き 裂長さが比較的短い期間では,ほぼ直線近似が成り立つが,それを越えると しだいにたわみの増加に対するき裂長さの増加が小さくなり,直線からずれ る傾向にある。

なおいずれの温度においても、応力が高くなるほど、たわみの増加に対す るき裂長さの増加の割合は小さくなる。

図 1 - 3 - 5

(a),(b)は図1 3-4のき裂長
 さとたわみの関係
 た,シシスの関係
 た,シシスの関係
 た,シンスの関係
 た,シンスの関係
 た,シンスの
 た,シンスの



図1-3-5 一定応力振幅疲労過程中のき裂進展曲線

労き裂進展過程は,初期のき裂進展速度の大きい期間,続いて比較的速度の 小さい定常状態の期間および破断直前のき裂の急速進展期間の三期に分けら れるのに対し, 600℃では, き裂は最初から比較的単調に進展する。室温 で求めた定常状態における疲労き裂進展速度は応力σ=190, 210,

- 25 -

2 3. Jkg/mhの 場合, それぞれ 1. 1 × 1 0<sup>-1</sup>, 1 9. × 1 0<sup>-1</sup>, 7. 8 × 1 0<sup>-1</sup>, mm / Cycle である.



(*b*) 600°C

図1-3-5 一定応力振幅波労過程中のき裂進展曲線

1-3-3 二段二重重複疲労試験におけるき裂進展曲線と累積被害。 室温における二段二重重複疲労試験中の疲労き裂進展曲線を図1-3-6 (a), (b) に示す。いずれも三種の応力,  $\sigma = 19.0$ , 210, および23.0 kg/mhの間で応力を変動させたもので, 図1-3-6(a)は, 一次応力 $\sigma_1$  が 二次応力 $\sigma_2$ より大なる場合, 図1-3-6(b)は $\sigma_1 < \sigma_2$ の場合の疲労き 裂進展曲線である。 $\sigma_1 > \sigma_2$ の場合(図1-3-6(a)) はいずれも疲労き 裂進展曲線上に,応力切換え後共通して,き裂進展の停留期間が認められる。 この現象は,すでにアルミニウム合金, 22),23) 炭素鋼 24) などで見出され ていたが,図1-3-6(a)より18-8オーステナイト鋼も同様な挙動を示 すことが認められる。なお,停留期間終了後の疲労き裂進展速度は同図に示 してある同応力の一定応力振幅疲労き裂進展曲線と比較して明らかな様に,

- 26 -



(a) o<sub>1</sub>>o<sub>2</sub>の場合



図1-3-6 室温における二段二重重複疲労過程中のき裂進展曲線・点線は 一定応力振幅疲労過程中のき裂進展曲線を,矢印は応力変換点 を示す.

図 1 - 3 - 7

は600℃にお ける二段二重重 複疲労を裂進展曲 線で $\sigma_1 > \sigma_2$ と  $\sigma_1 < \sigma_2$ の場合 ものである。  $\sigma_1 > \sigma_2$ の場合, 之に示した ものである。 () > () 表 に ない の場合, 本い 気能の 切換え 後 を 裂進展の停

留期間が認めら

れたが,600



図 1-3-7 600℃における二段二重重複疲労 過程中のき裂進展曲線

Cの場合は、二次応力に等しい一定応力振幅疲労のき裂進展とほぼ同じ挙動 をする。 $\sigma_1 < \sigma_2$ の場合は図1-3-7より室温試験の場合と同じく、応 力切換え後のき裂進展速度は、一定応力振幅疲労におけるそれより若干大き いようである。

図 1 - 3 - 8 は室温 および 6 0 0 C における二段二重重複疲労試験結果, および二段多重重複疲労試験結果,また室温における三段三重重複疲労試験 結果を累積繰返し数比Sn/Nで整理したものである.



累積繰返し数比上下

この図から切欠き材においては,第1-2章に述べた平滑材<sup>14)</sup>の場合と違って累積繰返し数比は応力負荷順序にあまり影響を受けないことが判る. すなわち室温試験における $q_1 = 1 \ 9.0 \longrightarrow q_2 = 2 \ 1.0 \ \text{Ms}/\text{md}$ の場合を除き他の応力における $q_1 < q_2$ 試験および三段の漸増応力試験においては累積繰返し数比  $Sn/N \sim 0.7 \sim 1.0$ である。 $q_1 > q_2$ 試験においては累積繰返し数比  $Sn/N \sim 0.7 \sim 1.0$ である。 $q_1 > q_2$ 試験において $q_1 = 2 \ 3.0 \longrightarrow q_2 = 2 \ 1.0 \ \text{Ms}/\text{md}$ のとき  $Sn/N \simeq 0.7 \sim 2.1 \ 2$ なる結果もあるが,他の $q_1 > q_2$ 試験および三段の漸減応力試験では  $Sn/N \simeq 0.7 \sim 1.1$  でほぼ直線被害法則が成立すると考えられる.600℃の高温試験においても, $Sn/N \simeq$ 。7 ~ 1.4 で応力負荷順序による特別な影響は認められない。二段二重重複疲労試験の結果は,室温の場合  $Sn/N \simeq 0.9 \sim 1.3$ ,600℃試験では $Sn/N \simeq 0.8 \sim 1.4$ で両者とも大体 $Sn/N \simeq 1.0 \ 2.5 \ 2.5 \ 2.5 \ 2.5 \ 2.5 \ 0.5 \$ 

- 29 -

図 1-3-8 切欠き試験片の累積繰返し数比

以上,累積繰返し数比を個々の場合について検討してきたが,いずれの場合もばらつきがあり,さらに詳細な検討が必要と思われる.しかし大体の傾向として本試験の結果から,累積繰返し数比は,応力負荷順序によらずほぼ 1.0で直線被害法則が成立するものと推定される.

1-3-4 破面の電子顕微鏡観察

図1-3-9は室温,500℃本よび600℃になける疲労破面のレプリ カ電子顕微鏡写真の一例を示したものである。500°,600℃の疲労破 面には、疲労破壊に特有とされている細いStriation が観察されるのに対 し、室温のそれには同図(a)に示すようにStriation は観察されず高温のも のとは全く異なった様相を呈するのが一般的である。室温におけるこの独特 な疲労破面は、後述するように、おそらく疲労破壊に伴って生ずる18-8 鋼のr→a変態により形成されるものと思われる。なお、同図(b)は室温試験 の破面に観察された Striation の唯一の例である。

二段二重重複疲労試験で破断した試験片の破面を電子顕微鏡レプリカ法で 詳細に観察し,応力切換え時における疲労き裂の位置状況を検討した。疲労 破面における応力切換え時の位置をレプリカ法で確実に判定することは困難 であるが,本研究では,疲労破面における Striation の幅が不連続的に変 化している位置が応力切換え時に相当すると推定した。なお,この応力切換 え時の推定に当つては,その不連続点の周辺を比較的広い範囲にわたつて観 察し,これが局部的な現象ではないことを確かめた。

室温における二段二重重複繰返し応力による疲労破面は図1-3-9 (a) において示したものと全く同様でStriation は観察されず、また破面にお ける不連続変化部分も見出すことはできなかつた。従がつて $\sigma_1 > \sigma_2$  の場 合のき裂の停留点に関する詳細な検討は不可能である。




(a) T=室 温 σ=2 1kg/ma

(b) T = 室 溫 $\sigma = 2 1 kg/ma$ 



(c)  $T = 500^{\circ}C$  $\sigma = 1.6.7 \text{ kg/mm}$ 

 $(d) T = 600°C + 3 \mu$  $\sigma = 1 3.7 \text{ kg/mm}$ 

図1-3-9 疲労破面の電子顕微鏡観察



(a) 5 0 0 °C ,  $\sigma_1 = 1$  6. 7 ->  $\sigma_2 = 1$  5. 3 kg / mm<sup>2</sup>



(b) 6 0 0 °C,  $\sigma_1 = 1$  2.5  $\rightarrow \sigma_2 = 1$  3.7 kg/mm

図1-3-10 高温における二段二重重複疲労試験の結果形成された 破面の*Striation* 



(c) 600℃,  $\sigma_1 = 1 2.5 \rightarrow \sigma_2 = 1 3.7 \text{ kg}/m\hbar$ 図1-3-10 高温における二段二重重複疲労試験の結果形成された 破面のStriation

図 1 - 3 - 10 (a) は 5 0 0 ℃ で  $\sigma_1$  = 1 6.7 →  $\sigma_2$  = 15.3 kg/ mdの 応力 切換え時のき裂先端位置に相当すると推定される部分の電子顕微鏡写真で, 低応力への切換え後 Striation はそれ以前のものと比較して非常に細くな っているのが判る.図1 - 3 - 10 (b) (c) はいずれも 6 0 0 ℃,  $\sigma_1$  = 1 2.5 →  $\sigma_2$  = 1 3.7 kg/ mdの応力変換を行なった場合の電子顕微鏡写真で ある.同図 (c) は特に応力切換え時のき裂先端位置と思われる点で,疲 労き裂進行の方向が交叉している例で,巨視的には切欠き底表面から試験片 の中心に向かって進行してゆくと思われる疲労き裂は微視的には,このよう に,枝分れして複雑な径路をとるものと思われる。図1 - 3 - 10 (a) (b) においてはいずれも応力切換え時のき裂先端位置と思われる不連続点には特 別な現象は認められず応力切換え後は直ぐ,それぞれの応力に相当する大き

- 33 -

さのStriation を残しながら疲労き裂は進行してゆく。これは600℃に おける二段二重重複疲労試験中のき裂が応力切換え後,一時き裂進展の停留 を示すことなく,直ぐ二次応力に相当するき裂進展速度で進行してゆくのに 対応するものと思われる。

## 1-3-5 室温と高温試験におけるFractographyの相違に対する検

#### 討

破面の電子顕微鏡観察で示したように,18-8オーステナイト鋼の疲労 破面は常温と高温とではようすを異にする。この相違は18-8オーステナ イト鋼の Strain induced martensitic transformation を考える ことによつて理解できる。従来から18-8オーステナイト鋼は冷間加工に より、マルテンサイト変態を生ずることは良く知られているが、疲労き裂進 行過程において,マルテンサイトが生ずるという報告はないように思う。図 1-3-11(a) (b) (c)は,室温,500℃および600℃において 疲労破断した試験片の破面からの X線回折写真である。いずれも、切欠き底か ら試験片の中心方向に400μ入つた位置における細束X線による回折像で ある、同図(a) における外側のリングは CrKa 線によるオーステナイトの {220}面からの回折像であるが、内側のリングはオーステナイトからの回折像と しては理解できず、体心立方晶のα相{211}面からの回折像として理解で きる.一方,同図(δ),(c)の500℃と600℃の高温試験における破 断面からは, (α) において見られた様なα相{211} 面からの回折像は 認められない、以上のことから18-8オーステナイト鋼の切欠き材は、室 温においては、疲労き裂進行過程中にマルテンサイトを生ずることが判る。 それが、疲労過程中の何時、どのようにして生ずるかについては、疲労き裂 先端部分の詳しい観察を行なうことにより 検討する必要があり, これにつ

- 34 -

いては第2編において述べる。なお高温試験において,このマルテンサイト が認められないのは,マルテンサイト変態におけるM<sub>d</sub>点がほぼ100℃前 後と報告されている<sup>25)</sup>ことから説明できる。室温における疲労破面の電 子顕微鏡観察でみられた大きな凹凸はマルテンサイトを示しているものと思 われる。

同じ室温における疲労試験でも平滑材の場合は全くようすが異なる. 1 — 2章 で述べた通り,平滑材の場合は,室温試験といえども破断時には試験 片の表面温度は500°~600℃に達する.<sup>14)</sup>,<sup>15)</sup>したがって疲労き裂 発生前の比較的初期の疲労変形により,仮りにマルテンサイトが生じても, それは疲労き裂の進展期間を含むその後の疲労過程において,逆に $\alpha \rightarrow \gamma$ 変 態する可能性があるので破面にはマルテンサイトは認められない.



(a) T = 室 溫 $\sigma = 2.1 \text{ kg/m²}$ 



(c)  $T = 6 \ 0 \ 0^{\circ}C$  $\sigma = 1 \ 3.7 \text{kg}/\text{mm}$ 

図1-3-11 破面から得られた  $C_r K \alpha$ 特性 X線回折写真



(a) T = 室 温 $\sigma = 2.1 \text{ kg/mn}$  (b) T = 5 0 0 °C $\sigma = 1 6.7 \text{ kg/mm}$ 

(c)  $T = 6 \ 0 \ 0 \ C$  $\sigma = 1 \ 3.7 \ kg/mm^{2}$ 



図1-3-12 平滑試験片のFractography と室温試験の破面から得られたX 線回折写真

(d) 室 温

 $\sigma = 2 1 \text{ kg}/m^2$ 

図1-3-12に各種温度における平滑材の破面のFractographyとその 室温試験における破面から得られたX線回折写真を示す。切欠き材の高温試 験において認められたと同じStriationが高温試験の破面にはもちろんの こと,室温試験のそれにも観察される。また切欠き材の室温試験で認められ たマルテンサイトは平滑試験片の破面には、形成されていないことがX線回 折写真よりわかる。

一方, 切欠き材においては, 平滑材と異なり疲労変形によつて生ずる塑性

域は、切欠き底および疲労き裂先端のごく限られた部分に存在するに過ぎ ないため、仮りに局部的な発熱があつても、ただちに周囲に発散して消滅し、 したがつてτ→α変態が可能となり、α相の組織が破面に残ることになる。

次に Striation の形成と温度との関係を検討してみよう。一般に高温に なるに従って、交差すべりが容易になることが知られている。<sup>26)</sup>一方、 Forsyth<sup>27)</sup> はアルミニウム合金の疲労破面に観察された独特のStriation の生成機構を比較的低応力のもとでおこる主すべり 面内の容易すべ りと、比較的困難ならせん転位の交差すべりとして説明している。このこと から積層欠陥エネルギーが非常に小さく、従がつて常温では交差すべりが極 めて困難な18-8オーステナイト鋼も高温では交差すべりが比較的容易に なり、その結果、レプリカ電子顕微鏡観察 でみられたように、積層欠陥エネルギ ーの高いアルミニウム合金と類似したStriation を示すものと思われる。 このように交差すべりの難易という観点から18-8オーステナイト鋼の疲 労機構は、室温と高温とでは、かなりようすが異なつていることが想像され、 この点については第2編にかいて詳細に検討する。

1-3-6 累積被害の疲労き裂進展過程からの検討

室温における二段二重重複疲労試験において $\sigma_1 > \sigma_2$ のとき応力切換え後, 一時,疲労き裂進展に停留期間が認められることについては従来から,炭素  $m^{2(2)}$ アルミニウム合金<sup>2(3)</sup>,<sup>2(4)</sup>等について知られている。そしてその原 因は,疲労き裂先端に一次応力による大きい圧縮の残留応力が生じ,これ が二次応力における疲労き裂進展を一時停止させると考えられている<sup>2(8)</sup>,<sup>29)</sup> 本研究における18-8オーステナイト鋼の場合には,この残留応力の他に 疲労過程中に形成されるマルテンサイトの効果を考慮に入れなければならな い、これについては第3編において検討する。

- 37 -

600℃の疲労試験においてはき裂進展の停留が認められなかったが、これは 一次応力によるき裂先端部分における圧縮の残留応力が高温のため解放され るのが主な原因と思われる。

次に室温における $\sigma_1 > \sigma_2$ 試験のときの累積繰返し数比と応力切換え直後 の一時的き裂進展の停留期間との関連性について検討する。一般的にはき裂 進展の停留期間が存在する $\sigma_1 > \sigma_2$ 試験の場合の方が、それが存在しない $\sigma_1$  $< \sigma_2$ 試験の場合よりも、累積繰返し数比が大きくなることが予想されるが、 実際には図1-3-8に示したように累積繰返し数比は応力負荷順序の影響をほ とんど受けない、このことについては、次のように考えることができる。



図1-3-13は,

い程大きいことになる。この観点のみから考えると, σ1<σ2試験の場合は

- 38 -

 $\sigma_1 > \sigma_2$  試験の場合よりも、累積繰返し数比は大きくなるはずであるが、 実際にはき裂先部分における残留応力や、金属組織学的要因が作用するので そのようにはならない。 $\sigma_1 > \sigma_2$  試験においてき裂の停留が認められるの にもかかわらず累積繰返し数比が大きくないのは、これによる正の効果が、 上記の応力が異なることによる疲労き裂伝播過程の差による負の効果と相殺 されるのが一つの原因と考えられる。

 $x^{*}, \sigma_1 < \sigma_2$  試験の場合については、逆に後者の正の効果が,応力切換 え後のき裂進展速度が処女材より若干早くなるという効果に打ち 消され,結果的に 累積繰返し数比は応力負荷順序に影響を受けないことに なるものと考えられる。上記のように $SnN \simeq 1$ となつて直線被害法則が成 立するのはあくまで結果論であつて、実際には疲労による被害は一層複雑な 挙動をすることが判る。 Manson 29) は応力負荷順序による疲労 寿命の差を、図1-3-13と同じようなき裂長さと繰返し数比との関係か ら説明している。ここでは平滑材と切欠き材とでは、その挙動があたかも相 反するような傾向をもつことが示されているが、これ等についてはさらに詳 細な検討が必要であろう。

1-3-7 小 括

18-8オーステナイト鋼の切欠き材について室温および高温における一 定応力振幅疲労試験および二段二重重複疲労試験を行ない,その疲労き裂進 展挙動を主として疲労き裂進展曲線と破面の電子顕微鏡およびX線による観 祭とから検討した。その主な結果をまとめると次のようになる。

(1) 疲労き裂の進展過程は室温においては、初期のき裂進展速度の大きい過程、次に比較的にそれの小さい定常過程、破断直前の急速進展過程に分けられるのに対し、600℃ではき裂は最初から比較的単調な進展過程をと

- 39 --

(2) 電子顕微鏡による疲労破面の観察によると500℃,600℃での疲労 破面にはアルミニウム合金,炭素鋼等で確かめられている疲労破面に特有 な Striation が形成されているのに対し,室温のそれにはこれが観察さ れず,高温試験の場合と全く異なつた独特な様相を呈する。そして疲労破 面のX線による観察により,室温のそれにはαーマルテンサイトが生じて いることが判明した。なお高温試験のそれに7→α変態が生ずる可能性が 考えられず,破面に観察されたきれいな Striation は積層欠陥エネルギ ーが極く低い18-8オーステナイト鋼が高温のために交差すべりが容易 になり、その結果形成されたものと考えられる。

ъ.

- (3) 室温における二段二重重複繰返し応力による σ₁ < σ₂ 試験では応力切換え直後一時き裂進展の停留期間が認められるのに対し、 600℃においてはこれが観察されなかった。 600℃においては高温のため、き裂先端の残留応力が解放されるのが原因すると思われる。</p>
- (4) 累積繰返し数比は応力負荷順序にほとんど影響を受けない。このことについては、き裂先端における残留応力、金属組織学的要因の他に応力が異なることによる疲労き裂伝播過程の差を合わせて考えなければならない。

- 40 -

### 第1-4章 結 論

本編では,疲労現象を最終破断点のみから評価するだけでなく材料の疲労 過程中の力学的挙動を明らかにすることの重要性にかんがみ,18-8 オーステナイト鋼の疲労過程中の疲労変形挙動と疲労を裂伝播挙動を明らか にした。

 $18-8 \pm -2 \pm 1 + 300$  平滑材は疲労過程中,著るしく発熱を生ずる のでこの現象を試験片の表面温度を連続的に測定することにより検討し、この 挙動が疲労過程中の試験片のたわみ挙動と一致することを明らかにした。 ちにこれらの挙動は、疲労変形による前履歴を受けた試験片ではその後の疲 労過程にかいて、前履歴を受けなかつた場合と異なつた傾向を示し、この結 果から二段二重重複疲労にかける $\sigma_1 < \sigma_2$ ,  $\sigma_1 > \sigma_2$  試験で両者の間に疲 労寿命の差がある事実を説明できる。

疲労き裂伝播過程の検討に用いた切欠き試験片では,疲労変形によって生 する塑性域が切欠き底部のどく狭い部分に限られるため,疲労過程中の著る しい発熱は生じない.疲労き裂の進展曲線は,室温試験と高温試験では異な つた形態を示し,また,破面のFractographyも高温試験の疲労破面には特有 の規則正しいStriation が観察されたのに対し,室温試験の破面はそれと 全く異なつた不規則な凹凸のある組織を示した。細束X線による検討から, それは18-8オーステナイト鋼のT→α変態により生じたα相であること が判明した。一方,二段二重重複疲労試験における疲労寿命を疲労き裂の進 展曲線と疲労き裂長さ一繰返し数比曲線から論じた。

18-8オーステナイト 鋼の疲労破壊に重大な影響を及ぼすことが予想さ れるα相については、本編の破面の観察結果のみからでは不十分で以後にお いて疲労き裂先端付近の変形組織を詳細に観察することにより、α相が疲労

- 41 -

過程中のいつどのようにして形成されるかを明らかにしよう。

### 参考文献

- 1) W.A. Wood, J. Inst. Metals, <u>91</u> (1962~63) 225.
- 2) W.A.Wood and R.L. Segall, Proc. Roy. Soc., <u>A242</u> (1957) 180.
- 3) M. L. Ebner and W. A. Backofen, Trans. AIME, <u>215</u> (1959) 510.
- 4) T. H. Alden and W. A. Backofen, Acta Met., <u>9</u> (1961) 352.
- 5) R. B. Davies, J. Y. Mann and D. S. Kemsley, Proc. Intern. Congr. Fatigue of Metals (1956) 551.
- 6) N. J. Wadworth, Dislocation and Mechanical Properties of Crystals, Wiley. New York, 1957, P. 479.
- 7) 郡利矩, 佐々木茂美, 日本機械学会論文集, 29 (1963) 681.
- 8) N. E. Frost and D. S. Dugdale, J. Mech. Phys. Solids, 6
   (1958) 92.
- 9) H.W. Liu, Trans. ASME, Ser. D, 83 (1961) 23.
- 10) W. Weibull, Acta Met., 11 (1963) 745.
- 11) H. Wiegand und H. Speckhardt, Metalloberfläche, <u>20</u> (1966)
  165.
- 12) 柿内正昭, 姫路工業大学研究報告, 15(1965) 157.
- 13) 篠田軍治, 桜井忠一, 佐野忠雄, 川崎正, 泉久司, 日本金属学会誌,

<u>24</u> (1960) 645,

- 42 - .

- 14) 田中政夫, 幡中憲治, 材料, 17 (1968) 1009.
- K. Hatanaka, H. Kawabe and M. Tanaka, Technol. Rept.
   Osaka Univ., <u>19</u> (1969) 619.
- 16) 幡中憲治,川辺秀昭,田中政夫,材料,掲載予定
- 17) B. J. Cina, J. Iron and Steel Inst., <u>190</u> (1958)
  144.
- 18) 河本実,田中道七,柴田俊忍,唐橋芳徳,瀬戸達雄,日本機械学会論
   文集 <u>29</u> (1963) 40.
- 19) 河本実,中川隆夫,材料,14 (1965) 176.
- 20) 中川隆夫, 辻正幸, 材料, 17 (1968) 24.
- 21) 平修二,林建吉,日本機械学会論文集,33 (1967) 1.
- 22) 遠藤吉郎, 駒井謙一郎, 大西一男, 材料, 17 (1968) 78.
- 23) C. M. Hudson and H. F. Hardrath, NASA TN., D-960 (1961).
- 24) R. Plunkett and N. Viswanathan, Trans. AMSE, Ser. D, <u>89</u> (1967) 55.
- 25) T. Angel, J. Iron and Steel Inst., 177 (1954) 165.
- 26) L. M. Clarebrough and M. E. Hargreares, Progr. Metal Phys., <u>8</u> (1959) 1.
- 27) P. J. E. Forsyth, Acta Met., <u>11</u> (1963) 703.
- 28) J. Schijve and D. Broek, Aircraft Engineering, <u>34</u> (1962) 314.
- 29) S. S. Manson, Exp, Mech., <u>5</u> (1965) 193.

- 43 --

# 第 2 編

疲労き裂の発生と伝播の微視的挙動

第2-1章 緒 言

疲労き裂の発生と伝播の区別は難しい。すなわち、疲労き裂の伝播は、き 裂の先端にき裂が発生することによっておこるのであるから、疲労き裂の伝 播には、表面にき裂が発生する機構が直ちに応用されるように思われる。し かし、き裂はその幅が著るしく狭いため、その先端に起る応力、ひずみの集 中が非常に大きいので、たとえ高サイクル疲労でのき裂でも、き裂の先端に は低サイクル疲労の性質が強く現われ、表面におけるき裂の発生とは別途に 取り扱われているのが普通である。<sup>1)</sup>

疲労過程中に材料に生ずる種々の力学的,物理的性質の変化はき裂発生前に 結晶のすべりによつて生じた結晶変形と密接な関係があることが知られてい る.一方結晶体の疲労き裂は,応力繰返しによって生じた局部的な塑性変形 の繰返しが表面に,いわゆる Extrusion, Intrusionを形成し,<sup>2)</sup>~<sup>7)</sup> これが応力集中源となって発生すると考えられている.したがつて疲労き裂 発生前に材料が示す力学的挙動の原因を論じ,さらにそれに続いて起る疲労 き裂発生の機構を論ずるには,結晶表面の塑性変形の状態,すなわちすべり 線と結晶ひずみの形態を詳細に観察検討するのが欠くことのできない研究の 一側面であるといえる.

疲労き裂伝播機構の解明には疲労き裂先端に生ずる塑性域の性状の究明が まず第一である。現在この目的でなされている研究は主として細束 X線を用 いたものであるが、<sup>8)~11)</sup> 最終的にはき裂近傍の転位の直接観察が<sup>12,13)</sup> 最も有効な手段として望まれるところである。後者においては薄膜作製上の 困難さが伴うため、十分な結果が得られているとは思えないが、現在では疲労 き裂先端にはいわゆる Subgrain が形成され、その Subgrain boundary が 疲労き裂伝播のための優先的径路となり、<sup>14),15)</sup> しかもそのSubgrain

- 45 -

の発達の程度は, 積層欠陥エネルギーが大なるほど大である.<sup>8),15)</sup>とい うことが一般的に認められている.

しかしこれは主に交差すべりが可能な体心立方晶である鉄系金属材料と, 面心立方晶でも比較的積層欠陥エネルギーが大きいアルミニウム,銅等に関 する結果であつて,積層欠陥エネルギーが極めて小く,したがつて交差すべ りが非常に困難な材料に関してはこれ等の結果の該当性が疑問視されている<sup>1,4)</sup>

18-8オーステナイト鋼は積層欠陥エネルギーが最も低い金属材料の一 つである。実用的にも耐食,高温用材料として極めて重要な材料とされてい る。したがつて18-8オーステナイト鋼の疲労機構を究明することは低積 層欠陥エネルギーの金属材料の疲れ機構を解明することであり、学問的にも 実際的にも非常に興味深い。

16 高温になるに従がい交差すべりは次第に容易になることが知られている。 したがつて高温における疲労機構は室温におけるものよりかなり様子が異な ることが想像されるにもかかわらず、この方面の微視的研究はほとんど見当 らない。特に高温用材料としての18-8オーステナイト鋼の場合、高温疲 労機構の解明は一層重要なことと思われる。

さらに18-8 オーステナイト鋼には,他の材料に比較して特殊な,疲労過 程における7→α変態の可能性に関する問題がある。疲労き裂発生前の疲労 過程中におけるα相生成に関する報告<sup>17)</sup>はあるが,これとて十分なもので はなく,ましてや疲労き裂近傍においてこれを検討した研究はない。

本編は以上三つの観点から18-8オーステナイト鋼の疲労き裂発生と伝 播の機構を解明せんとしたものである。すなわち, 徴視的立場からは電子顕 微鏡レプリカ法を, またやや巨視的な意味では光学顕微鏡法を, そして両者 の中間的な領域には細束X線法をそれぞれ使用することにより, 18-8オ ーステナイト鋼の疲労破壊現象を, 表面の場所的, および結晶構造的な変形

- 46 -

の様相から追跡することを試みた。

- 第2-2章 疲労き裂発生過程の微視的観察

2-2-1 試験方法

本研究に用いた18-8オーステナイト鋼の化学成分と室温における静機 械的性質は表1-2-1, 1-2-2に示したものと同じである。

素材は1100℃,30分間加熱後水冷の溶体化処理を行ない、これより 機械加工によって、

40

環状切欠き試験片の形状と寸法

試験片を作製した。 試験片の機械加工 層は,化学研摩, 電解研摩により完 全に除去した。電 解研摩後の試験片 の形状,および寸 法を図2-2-1 に示す。

疲労試験機は高温

用小野式回転曲げ

疲労試験機(3600r. p. m.)を用い,疲労過程中の細束X線写真の撮影 およびレプリカ電子顕微鏡用試料の作製は,所要の繰返し数で疲労試験を中止, そのつど試験機から試験片を取りはずし,その切欠き底から行なつた。

電子顕微鏡観察用の試料はレプリカ膜にセルロースアセトプチラートを使用し、クロムを45°方向からシャドウイングすることによる二段カーボン レプリカ法にて作製した。使用した電子顕微鏡は日本電子製 Super Scope (加速電圧30KV) である。

- 48 -

細束 X線法により,同一結晶粒について,その変形の程度の応力繰返し数 依存性を検討した。実験に用いた X線発生装置は理学電機製4001型であ る。背面反射マイクロラウエカメラは図2-2-2に示すような機構によっ て,予め定めた試料の任意の点に精度よく(セッテイング精度±10µ)細 束 X線を照射することが出来る。実験に用いた特性 X線とその回折条件およ びマイクロラウエカメラの諸元は,表2-2-1のとおりである。なおフイルターに は、パナジウムの



平 $5^{10}$ は,この*Hirsch*の理論をもとに,これを変形して全方位差: $\beta$ . 格子ひずみ: $\Delta d / d$ について次式を導いている.

$$\beta = \frac{|C \circ s 2 \theta|}{2 s i n \theta} \cdot \frac{\Delta S_{T}}{R o} \qquad (2 - 2 - 1)$$

- 49 -

表2-2-1 X線回折条件およびマイクロラウエカメラの諸元

	特性X線	C r K α
使用特性X線	回折面	(220)
と回折条件	ブラツグ角	6 5°
	多重度因子	1 2
背面反射マイ	コリメータ	100μφ ダブルピンホール
クロカメラの	フイルムー試料間距離	7 mm
諸元	分解能	約 2 μ

- $\frac{\Delta d}{d} = \frac{\cos^2 2\theta}{\tan \theta} \cdot \frac{\Delta S_R}{2R_0} \qquad (2-2-2)$
- とこで $\triangle S_T = S_T S_{T_0}$

 $\triangle S_R = S_R - S_R$ 

- ST :はん点の接線方向のひろがり
- ST0 : Sr の初期値, すなわち無ひずみ状態のはん点の接線 方向のひろがり
- S<sub>R</sub> :はん点の半径方向のひろがり
- S<sub>R0</sub> : S<sub>R</sub> の初期値, すなわち無ひずみ状態のはん点の半径 方向のひろがり
- *θ* : ブラツグ角
- **Ro** : フイルムー試料間距離

本研究における全方位差:β,格子ひずみ:△d/d の解析はそれぞれ (2-2-1), (2-2-2)式によつた。

疲労試験温度は室温に加えて、マルテンサイトの生成を考えなくてよい

200℃で行ない,両者を比較検討した。

2-2-2 光学顕微鏡および細束X線による結晶変形の観察



図2-2-3 環状切欠き試験片のS-N曲線

図2-2-3は5<sup>R</sup>の環状切欠き試験片の室温,200℃におけるS-N 曲線である。室温におけるS-N曲線は平滑試験片のそれに比較して,時間 強度域についてはむしろ長寿命側に位置する。これは環状切欠きのため疲労 変形によつて生ずる塑性変形体積が平滑試験片の場合に比較すると,狭い領 域に制限されるため巨視的な発熱の影響が極く少ないためであろう。

- 51 -

図2-2-4 (a) は室温試験の $\sigma = 29 \text{ kg/mi}$ , N = 1.3×10<sup>5</sup> で, き裂が発生した直後における光学顕微鏡写真と,その同じ位置から得られた 細束 X線写真である。この位置における無ひずみ状態の回折はん点をも同図 に示す。この光学顕微鏡写真から,疲労き裂は,まず,結晶粒内の結晶粒界 近傍にPrimary slip line に沿つて発生し,その成長の過程においてす べり線をジグザグに横切りつつ,ほぼ最大引張,圧縮応力方向と直角方向に 進展してゆくのがわかる。このき裂発生時の結晶変形状態には,細束 X線回 折像からわかるように、Subgrain の形成は認められない。

回図(b)は結晶粒界に近接して疲労き裂が発生した例である。なか、この様な小さなき裂が環状切欠き底の周囲にわたつて多数発生し、繰返し数と 共に各々のき裂が成長し、互いに連絡することにより疲労破壊に至る。

図 2-2-5 は室温における σ = 30 kg/mdの回転曲げ疲労試験で、表面 組織と結晶変形状態が、応力繰返しと共にいかに変るかを示した光学顕微鏡 写真と、細束 X線写真である。光学顕微鏡写真より、疲労過程の比較的初期 (N=10<sup>4</sup>) に細いすべり線が多数生じ応力繰返し数の増加につれて、こ れが次第に太く鮮明になるが、その数はあまり変化しないことがわかる。こ のことから、応力繰返し過程における変形は、容易にすべることの出来る Pimary slip plane 内でのすべりの繰返しにより生ずることが示唆される。そ して X線的な結晶変形状態もほぼすべり線の形態と一致し、応力繰返し初期 のすべり線の発生と同時に大きい格子わん曲を示すが、以後の同一面内での すべりの繰返し過程においては、それは顕著な変化を示さない。

図 2 - 2 - 6は、全方位差βと格子ひずみ△d/dの変化を繰返し数比を 横軸にとつて示したものである。両方共、初期の急増期、それに続く平衡期、 それからき裂発生時における急増期の三期に分けられる。繰返し数比80% 付近の急増期は環状切欠き底の周囲に多数の微小き裂が発生し始める時期に

- 52 -







( a )





(*b*)

図2-2-4 疲労を裂発生時における光学顕微鏡写真とX線回折写真

 $\sigma = 2.9 \text{ kg} / mm^2$ ,  $N = 1.3 \times 1.0^5$ 



54 — -----

相当する。なお注目すべきこと は, βの値が炭素鋼の場合に比 較して1桁小さいことである。 すなわち18-8オーステナイ ト鋼の場合は,疲労変形による X線回折はん点の接線方向のひ ろがりが小さい特徴を有する。

図 2 - 2 - 7 は 2 0 0 ℃,  $\sigma = 25 kg/mkc かいて, 光学$ 顕微鏡組織と細束 X線の回折はん点が応力繰返し数と共に変化するようすを示す。繰返し数によるすべり線の変化は,室温試験の場合と同じであるが, すべり線の形態は著るしく異なる。すなわち,室温の細い直線的なすべり線に対して, 2 0 0 ℃では太い粗いすべり線が支配的である.詳細は、後の電子顕微鏡に



図2-2-6 疲労過程中の全方位差(β) と 格子ひずみ(△d/d)の変化

よる観察結果の項で述べるが、太いすべり線の中にはWavy なものが含まれている。

X線回折はん点は、室温の場合と比較して顕著な差はみられず、そのBroadening が応力負荷直後急増、続いて平衛状態に達する。そして、接線方 向のひろがりが小さいのも、室温の場合と同じである。



図 2 - 2 - 7 疲労過程中における表面組織とX線回折像の変化 T = 2 0 0 C,  $\sigma = 2 5 \text{ kg} / m \hbar$  2-2-3 レプリカ法電子顕微鏡観察

図 2 - 2 - 8 は、 σ = 2 9 kg/miの室温試験において、疲労を裂の成長の 極く初期(N = 1.5×10<sup>5</sup>) における疲労を裂近傍の電子顕微鏡写真であ る。光学顕微鏡観察より疲労を裂の発生は、すべり線を裂の形態をとること が明らかにされたが、この図より、そのことを一層詳細に確かめることが出 来る。また疲労を裂が結晶粒界を横切るときのき裂進展の径路は、明らかに 二つの結晶粒の相互の方位関係に密接に依存していることがわかる。すなわ ち結晶粒の主すべり線の方向に成長してきた疲労を裂は、結晶粒界近傍で隣 りの主すべり線の方向に近付くように、主すべり線をジグザグに切つて向き を換えて結晶粒界を横切り、最終的に隣の結晶粒の主すべり線の方向に進行 する。結晶粒界近傍で二重すべりが生じている時は、その方向転換は第二次 のすべり線方向に沿つてなされる傾向がある。この図に示すように、き裂成 長の極く初期においては、そのき裂先端部分には何ら複雑な変形は見られな い。

図2-2-9は、σ=25kg/mdの200℃試験におけるき裂先端部分の 電子顕微鏡写真で、疲労き裂は主すべり線を時々横切りつつも、結局は主す べり線の方向に進行することを示す。以上の観察結果から、疲労き裂の発生 と、極く初期におけるその伝播の径路は、主すべり線の影響を強く受け、従 がつて多結晶体においては各結晶軸方位に強く依存することが明らかになつた。 図2-2-10は、室温および200℃試験における結晶粒界近傍の変形 状態を示す電子顕微鏡写真である。室温試験におけるすべり線が細く直線的 であるのに対し、200℃のそれは太く、Wavy であるのが、光学顕微鏡に よる観察結果より一層明瞭に示されている。結晶粒内においては比較的単純 な Single Slip が支配的であるのに対し、粒界近傍で二重すべり、交差 すべりを含む複雑な変形挙動を示すことは両方の場合に共通している。疲労

**-** 57 -





図2-2-9 き裂先端部の変形組織

T= 2 0 0 °C ,  $\sigma=$  2 5 kg/mm , N= 9  $\times$  1 0  $^4$ 



(a) T=室温, σ=29kg/m³, N=1.5×10<sup>5</sup>
 図2-2-10 結晶粒界近傍におけるすべり線の形態



(b)  $T = 2 \ 0 \ 0 \ C$ ,  $\sigma = 2 \ 4_{kB} / m_{s}$ ,  $N = 9 \times 1 \ 0$ 

図2-2-10 結晶粒界近傍におけるすべり線の形態

- 61 -



(a) Coarse slip line

 $T = 2 \ 0 \ 0 \ C$ ,  $\sigma = 2 \ 5 \ kg/mm^2$ ,  $N = 9 \times 1 \ 0^4$ 



(b) Fine slip line T=室温,  $\sigma = 2.9 \text{ kg/mÅ}$ , N=1.5×10<sup>5</sup>

図2-2-11 すべり線の形態

き裂は粒界近傍に発生することが多いことから、その発生源は、二重すべり、 交差すべりによつて促進された、いわゆる Notch and peak topography による応力集中であると考えるのが妥当と思われる。

図2-2-11 (a) は、200C試験において観察された典型的なCoarse slip bands である。これはよく発達した Extrusion, Intrusion と思われ、最早、微視的き裂とみなして良い。同図(b)は、室温試験における 典型的なすべり線の例である。

2-2-4 考 察

積層欠陥エネルギーが疲労破壊機構に及ぼす影響については、これまでに 二、三研究が行なわれており、  $Mc \, Grath^{23}$ ) は種々の積層欠陥エネ ルギーを有するCu およびCu - Zn 合金について、主にすべり線の形態か ら疲労変形を論じ、高積層欠陥エネルギーを有する純銅の場合は、すべり線 は太く、Striation が著るしく発達し、隣のすべり線と互いにOverlapするのが観察されるのに対し、低積層欠陥エネルギーの65-35Cu - Zn合金では、細い、狭いすべり線が代表的であると述べている。後者の細い、 幅の狭い、しかも直線的なすべり線が低積層欠陥エネルギーを有する面心立 方金属の特徴と思われ、<sup>24)</sup> 18-8オーステナイト鋼の場合も、これがそ のまま当てはまる (2-2-11(b))。 なお、200℃試験の場合のすべり 線が太く、しかもかなりWavy であるのは、高温の影響で交差すべりがかな り容易になつた結果、<sup>16)</sup>、<sup>25)</sup> 転位源が直ぐ近接したすべり面上においても 活動することが可能になつたのが原因すると思われる、高温でのすべり線の 形態についての詳しい考察は第2-4章において行なり。

細束 X線により疲労変形を観察した図 2-2-4, 図 2-2-5 と図 2-2-7で回折班点がSubgrainの形成を示さず、しかも接線方向の広がり

— 63 —

が小さく,従がつて結晶の変形による方位差が,積層欠陥エネルギーが大き いアルミニウムや銅等の面心立方晶系の金属や体心立方晶である鉄系金属材 料のそれと様子が異なつているのも,このすべり線の形態と密接に関係して いる。

Honeycombe 26), 27) はカドミウムとアルミニウムの単結晶の引張試 を行ない稠密六方晶金属である前者は、100**%**のひずみを与えてもX線的 にアステリズムを示さないのに対し、アルミニウムの場合は、4%のひず みで顕著なアステリズムを示すことを報告している。 そしてアステリズムは、 変形帯と密接な関係があることを明らかにした。同様な結果は、西村、高村 ら<sup>28)</sup> によっても報告されている。要するに、アステリメムには結晶格子 の響曲が必要条件である。カドミウムの様に単なる主すべり面内でのすべり のみでは、アステリズムは現われない、塑性変形中、すべり面内で活動し ている転位がロッキングされ、そこに生ずる応力集中によって起るすべり面 の局部的な彎曲がアステリズムの形成には必要である。 29),30) 18-8オーステナイト鋼は、粒界近傍において複雑な変形状態を示す場合(図2 ー2-10)もあるが、一般的には図2-2-11(b)に示す単純な直線 的なすべり線の形態を特徴とする。き裂発生時における変形組織を示す図 2-2-4がその良い例で、このすべり線の形態は先述のカドミウムのそれ と大きな類似点を有している。従がって。18-8オーステナイト鋼におい ては.そのX線的アステリズムが比較的小さいということは十分に予想され るところである。

次に疲労き裂発生前における疲労過程中の18-8オーステナイト鋼のr →α変態の可能性について考える。r→α変態が生ずることが良く知られて いる冷間加工<sup>31)~33)</sup> による変形の場合と疲労変形の場合との相違は, 塑性変形の程度が後者においては比較的小さいこと、それに後者においては

- 64 -

応力繰返しに伴って 生ずる局部的な発熱があることの二点が主なものであ ろう。塑性変形の程度はα変態を生ずるのに必要なエネルギー量に,そして 発熱は Md 点に関係する。前者については, C ina<sup>32)</sup>が18-8ステ ンレス鋼は室温で5%の塑性ひずみを与えたとき5%以下のα量を,15% の伸びでは5~10%のα量がr中に生ずることを報告している。

疲労変形の場合, き裂発生前といえども, 局部的にはα変態を生するに十 分なひずみの集中は十分予想される. 後者の発熱に関しては, 第1-2 章で述べた平滑試験片の場合と異なり, 本研究において用いた環状切欠き試験 片では,疲労試験中切欠き底表面温度は応力σ=30kg/mdで約35℃であ り, この点に関するα変態に対する条件も満足されていることになる. ただ この表面温度は,切欠き底表面の平均的なものであり,応力繰返し中,局部 的に激しいひずみの集中を受けたところでは,瞬間的にはかなり大きい発熱 を生ずる可能性は十分考えられる.

- 65 -

最後に18-8オーステナイト鋼の疲労き裂発生機構について考えてみよ う.18-8オーステナイト鋼の疲労き裂がすべり線に沿つて発生すること は、図2-2-4と図2-2-8において示した通りである。低積層欠陥エ ネルギーを有する18-8オーステナイト鋼は、室温試験においては、発達 した Extrusion, Intrusion を示さないのが普通である。(図2-2 -11(b)).ただ結晶粒界においてすべりが制限され、その近傍に局部的 に大きい応力が生ずるため、交差すべりが非常に困難な材料といえども、粒界近 傍においては、交差すべりを含む複雑な変形形態を示す<sup>36)</sup>(図2-2-10).一方疲労き裂は主として粒界近傍に選択的に発生することを示した (図2-2-4)が、この事実は粒界近傍の菱形状態と密接な関係を有する と思われる。

応力繰返しの比較的初期に活動したすべり面内において続く応力繰返しに 応じてすべりが繰返され、その結果すべり線は次第にその強度を増す<sup>37)</sup>  $\sim$ 40) (図2-2-5, 図2-2-7).特に結晶粒界近傍においては、室 温においても、Extrusion、Intrusionが形成され(図2-2-10 (a))、そこにき裂が発生することになる。このように交差すべりが非常に困 難な18-8オーステナイト鋼の場合も、疲労き裂発生の機構は表面組織観 察から判断すると、積層欠陥エネルギーが比較的高い他の面心立方晶系金属 であるアルミニウム,41)鋼,3)、7)、42)~44) α黄鋼44)、45) 等 の場合と最終的には同じと考えられる。しかしこれについては、後で内部組 織の観察からさらに詳しく検討する。なお図2-2-8において、疲労き裂 近傍のすべり線内に小孔が観察されることは注目に値する。これはらせん転 位の切合いの結果出来た Jog の運動や、又正負の刃状転位の相互作用の 結果出来たVacancy が疲労過程中表面に拡散して生じたものと思われ、低 積層欠陥エネルギーを有する18-8オーステナイト鋼もすべり線内の極く

- 66 -
局部的には、アルミニウム<sup>2)</sup> や黄銅等<sup>44)</sup> と類似の挙動をすることを示 す。なお200℃試験では、交差すべりが比較的容易になつた結果、Extr usion, Intrusion が良く発達し、その疲労破壊機構が銅等のそれにます ます近付くことは十分予想されるところである。ただ室温試験,200℃試験 の両方の場合において,疲労き裂発生時において,鉄,アルミニウム等でX線 的に観察される Subgrain の形成は認められない。 この事実は主としてき 裂発生点近傍にやける疲労変形下部組織域の量に起因するものと思われる。 すなわち、アルミニウム、鉄等では疲労き裂近傍には比較的広い面積にわた って下部組織が発達しているのに対し、18-8オーステナイト鋼の場合は、 図2-2-8に示すようにき裂の極く近傍においてすら単純なすべり変形を 示すに過ぎない。したがって、この様な位置に200µ�の細束X線を照射 しても、疲労き裂発生点そのものの正確な情報は得ることが出来ない、これ をなすためには. 5μ<sup>φ</sup> 程度の極く限られた領域からの情報のみを検出でき る方法を用いる必要があり、これには現在では薄膜の電子顕微鏡による直接 観察の他に方法はない。これについては第3編において述べる。

2-2-5 小 括

18-8オーステナイト鋼の疲労き裂発生過程を検討するため,環状切欠 き試験片について,室温と200℃の温度で回転曲げ疲労試験を行ない,切 欠き底表面を光学顕微鏡,細束X線,電子顕微鏡レプリカ法で観察し,次の 結果を得た。

 細いすべり線が応力繰返しの極く初期に発生し、その後の応力繰返し はそのすべり線の強度を次第に強めることに寄与し、新しいすべり線を 発生させない。

2) 室温におけるすべり線は細い直線的な低積層欠陥エネルギーの金属材

- 67 --

料の特徴的形態を示す。200℃では、交差すべりが比較的容易になつ た結果、太い、かなり Wavy なすべり線を生ずる。なお、両方の場合共、 結晶粒界近傍において、二重すべり、交差すべりを含む 特に複雑な変 形が観察され、この領域 で  $E_{\alpha}$ trusion、 Intrusion を生ずること がある。

- 3) 細束X線により、疲労過程中の結晶の全方位差と格子ひずみを検討した結果、両方共、その変化の形態が初期の急増期、それに続く平衡期、それからき裂発生時における急増期の三期に分けられることがわかった。なお全方位差は鉄、アルミニウム等と比較すると一桁小さい特徴を示した。
- 4) 疲労き裂は粒界近傍において発達した Extrusion, Intrusion から発生するものと思われ、すべり線に沿つて発生する。そして発生直 後のき裂成長の極く初期には、時々すべり線を横切りつつも主としてす べり線に沿つて伝播し、結晶粒界近傍では隣の結晶粒との方位関係に依 存した進展径路をとる。
- 5) 疲労き裂発生領域約200 μ<sup>Φ</sup> からの細束 X線による情報では,Subgrain の形成は認められなかった。しかし18-8オーステナイト鋼 の場合は,鉄,アルミニウムの場合と異なり,疲労き裂近傍のいわゆる 下部組織域が非常に狭いので、この部分の詳細な検討を行なりには、さ らに局部的な領域のみから情報を得る必要がある。
- 6) レプリカ電子顕微鏡観察によれば、室温試験において、疲労き裂発生 前にはα相は認められない。しかし微小き裂が発生した時点におけるその 先端部分の観察など詳細は電子顕微鏡透過法による検討が必要である。

第2-3章 疲労き裂近傍の結晶変形の観察

2-3-1 試験方法

本試験に使用した18-8オーステナイト鋼は厚さ3㎜の板材でその化学成分, 納入状態における機械的性質を,それぞれ表2-3-1,表2-3-2に示す.

表2-3-1 供試	料の化学成分	(%)
-----------	--------	-----

с	Si	Mn	Р	S	Ni	Cr
0.06	0.69	1.65	0.032	0.008	9.21	1 8.3 2

表2-3-2 供試材料の静機械的性質

引張強さ	伸	Ũ	硬	废	
kg∕m <sup>™</sup>	M		Hv (1009)		
58.3	62.2		1	56	

この板材を60°のV型切り欠きに機械加工後,アルゴンガス中で,1200℃,2時間加熱後,水冷の溶体化処理を施した。

その後 エメリーペーバーで酸化膜を除去し、さらにエメリーペーバーに よる加工層を化学研摩、電解研摩により溶去し、最後に電解腐蝕を施した。 用いた試験片の最終寸法を図2

◆3-1に示す。なお, この時 の平均結晶粒径は約180μで ある。

疲労試験はシエンク式平面曲 げ疲労試験機で行ない,結晶変





- 69 -

形の観察は,必要に応じて疲労試験を中止し,そのときの疲労き裂近傍の変 形を,光学顕微鏡法,細束X線ラウエ法,電子顕微鏡レプリカ法で調べるこ とにより行なった。電子顕微鏡レプリカ法は,2-2-1で述べたものと同じ である。細束X線法は,X線発生装置として理学電機製回転対陰極X線発生 装置,ロータユニットRU-3型,細束X線カメラは東芝製直視型マイクロ カメラCU-072型を使用することにより行なった。

図2-3-2には直視型マイクロビームカメラの構造図を示した。同図においてX線焦点Fより発生したX線束は、反射対物レンズの光軸と同軸上にお



図 2-3-2 直視型マイクロビームカメラ構造図

かれた,2つのコリメータS<sub>1</sub>,S<sub>2</sub>を通つて50 μØ の細束に絞られ,試料 面に照射される。したがつて本装置を使用することにより,試料の極小部 分にX線を投射し,その部分よりのX線回折像を撮影すると同時に,試料を 全く動かさずに同一部分の光学顕微鏡像を観察,記録することができる。 表2-3-3に細束X線背面反射ラウエ写真,ディバイ写真を撮影したとき の回折条件を示す.

試験応力は主として $\sigma = 2.8 \text{ kg} / m h$ ,  $\sigma = 3.3 \text{ kg} / m h$ の二種類について行

- 70 -

なつた.

- Д	- ゲン	ット	C r	露出時間	5 h r
管	電	圧	4 0 K V	有効焦点	130µ¢
管	電	流	7 () m A	スリット	50μ¢×67mm
試料 間の	ーフイ 距離	ЛЬ	14 <i>mm</i>	*回折面	(220)

表2-3-3 X線回折条件

\*特性X線の場合

2-3-2、S-N曲線および疲労き裂進展曲線

本試験において得られた S-N曲線を図 2-3-3に示す。図 2-3-4 には応力  $\sigma = 2.8 \text{ kg/m}$ ,  $\sigma = 3.3 \text{ kg/m}$ のときの疲労き裂進展曲線を示す。 破断繰り返し数はそれぞれ 8.1 × 10<sup>5</sup>, 1.5 × 10<sup>5</sup> である。一般に 疲労き裂進展曲線は初期のき裂進展速度の大きい部分,それから比較的それ の小さい定常状態,および破断直前の急速進展期間の三段階に分けられるが 図 2-3-4 からもこの傾向は明らかである。これと同じ結果はすでに18  $\Rightarrow 8 \pi - \pi \tau \tau \tau$  1 m の回転曲げ疲労試験中の疲労き**裂**進展曲線で得られて いる。 46),47) なお  $\sigma = 2.8 \text{ kg/m}$ ,  $\sigma = 3.3 \text{ kg/m}$ の定常状態にお ける疲労き裂進展速度は、図 2-3-4 からそれぞれ 4.8 × 10<sup>-3</sup> m / cycle,4.9 × 10<sup>-5</sup> m / cycle である.

- 71 -







図2-3-4 切欠き試験片の平面曲げ疲労におけるき裂進展曲線

— 72 —

2-3-3 細束X線法による疲労き裂近傍の下部組織の観察

細束 X線ディバイ法では、かりに疲労き裂上に X線を照射しても、そのき 裂が入つている結晶粒からの情報が得られるとは限らない。一方、第2-2 章において18-8オーステナイト鋼の疲労き裂発生時の結晶変形を観察し たとき、疲労き裂近傍のいわゆる下部組織域が非常に狭いことを指摘した。し たがつて18-8オーステナイト鋼の疲労機構解明には、疲労き裂を含む結 晶粒そのものの変形状態を詳細に検討することが必要かと思われる。この目 的で本研究では主として細束 X線ラウエ法を採用した。

図2-3-5 (a) (b) (c)と図2-3-6 (a) (b) (c)はそれぞれ  $\sigma = 28$  $kg/m で N = 2 \times 10^4$ , N = 6. 5 × 10<sup>4</sup>のときの光学顕微鏡写真と, き裂を含む結晶粒からのラウエ班点である。丸印はX線照射位置を示す。図2 -3-5(d)にはその結晶粒の軸方位を示している。まず2-3-5にお いて同一結晶粒内の異った位置からの回折班点を比較してみょう。(A) のき裂上からの回折班点には,特に {311}, {110}面において激 しい変形が観察されるのに対し、この位置から150 μ離れたBからのもの にはほとんどアステリズムは認められない。そしてき裂上からの班点は、こ の部分においてSubgrain が形成されていることを示している。しかしこ の班点の分離の状態は鉄とかアルミニウムのそれのごとき Sharp な分離の ようすと異なって、かなり不明瞭である。このことは、18-8オーステナイ ト鋼の場合は鉄, アルミニウムに比較してSubgrain の形成が不完全であ ることを示す。一方Bからの回折班点には何ら班点の分離は認められない。 このように、表面組織的には一様に二重すべりを生じている同一結晶粒内に おいて著るしい不均一変形が観察されることは非常に興味深いことであり。 この点からも下部組織の詳細な検討には。一つの結晶粒の平均的情報ではな く、き裂近傍のごく局部的な情報を検出する必要がある。図2-3-6はき

- 73 -



(a) 光学頭微鏡による表面組織の観察



(d) 結晶1の軸方位

{ 1 1 1 }



{311}



{ 1 1 0 } (b) 位直(Aからの回折像





- { 3 1 1 } { 1 1 0 } { 1 1 1 }
  - (c) 位置 Bからの回折像

図2-3-5 疲労き裂を含む結晶粒内の不均一変形

 $\sigma = 2.8 \text{ kg/mm}^2$  , N = 2 imes 1 0  $^4$ 



( a) 光学顕微镜による表面組織の観察



{311}



{110} {111} (b) 位置ほからの回折像





{311}



{ 1 1 0 }



{ 1 1 1 }

(c)位置®からの回折像

図2-3-6 疲労き裂を含む結晶粒内の不均一変形  $\sigma = 2.8 \, \text{kg/mm}, \qquad N = 6.5 \times 10^{4}$ 

裂がその結晶粒を通過して、き裂長さが ℓ = 1. 0.6 mm になつた場合の、図 2-3-5と同一結晶粒、同位置からの回折班点を示し、応力繰り返し数に よる結晶粒の変形状態の変化を示す.

2 - 3 - 7 (a) は  $\sigma = 3.3 \text{ kg}/\text{m}$ ,応力繰り返し数  $N = 5.5 \times 10^4$ , き裂長さ ℓ = 2.54 ™のときの疲労き裂先端をよびその近傍の光学顕微鏡 写真である。数字は結晶粒の番号であり、丸印はX線照射位置を示す。き裂 進展径路は図2-3-5(a) 。図2-3-6(a) にずいても示されてい るようにほとんど貫粒型で、この写真でき裂先端付近で粒界を通過している のはむしろ例外に属する。2-3-7 (b) (c) は光学顕微鏡写真で激 しい多重すべりが観察される。疲労き裂が通過後の結晶粒からの回折写真で ある。図2-3-7(b)において連続的なディバイ環が観察されることは 注目に値する。これは一つの結晶粒からの回折像である。したがつてその回 折像が連続的なリングをなすことは、その照射位置において多結晶が形成さ れていることを意味する。一方。この位置におけるディバイ環は、Cァの特 性X線によるオーステナイトからの回折像としては解釈することができない。 ここで18-8オーステナイト鋼のγ→α変態に注目しなければならない。 そしてこの回折環はα相の(211)面からのCr-Kα線による回折像と して理解できた。以上の結果から18-8オーステナイト鋼の切り欠き材の 常温における疲労過程中に、その疲労き裂近傍にはマルテンサイトの多結晶 体が生じていることが判明した。また同図において,地であるオーステナイ ト相の激しい変形が観察されるのに対して図2-3-7 (c) においては, そのアステリズムは小さく,図2-3-5,図2-3-6と同じように,同 一結晶粒内における不均一変形が観察される。図2-3-7 (d)は, き裂 先端がその結晶粒界を進行している結晶粒からの回折像である。この場合に も同図( b )で観察されたと同じように、マルテンサイトからの回折像と考





(a) 光学頑微鏡写真







(C)

(b) デイバイ班点

図 2-3-8 疲労き裂をふくむ結晶粒内における不均一変形  $\sigma=3.3 \text{ kg/m}$ , N=5.5×10<sup>4</sup> えられる 連続リングが見られるとともに、オーステナイト相からの回折班 点は、激しい変形のために非常に不鮮明になつている。

次に結晶粒内の場所的な不均一変形を、特性 X線 C r - K a を用いて追跡 した結果を図 2 - 3 - 8 に示す。同図 (a) は図 2 - 3 - 7 (a) の結晶粒 1 の拡大光学顕微鏡写真で、X線回折写真撮影位置を明示するものである。同図(b) は、図 (a) から得られたデイバイ班点で (A) (B) (C) はそれぞれ図 (a) 中のA, B, Cの各領域に対応することを示している。この写真から 疲労き裂の場所から遠ざかる程、ディバイ班点の広がりは小さく、変形の程 度が少なくなることがわかる。 (A) (B) では図 2 - 3 - 5, 図 2 - 3 -6においてみられたと類似の不明瞭なSubgrain の形成が認められるが、(c) にやいてはそれはほと

んど認められない.図 2-3-9はこの結果 から第2-2章(2-2-1)式を用いて全 方位差βを計算し,そ れをき裂からの距離に 対してプロットしたも のである.これによる とき裂近傍のX線的結 晶変形はき裂から約



50µで急激に減少し,100µではほとんどなくなつている。

図 2-3-10は疲労き裂先端部分から得られた細束 X 線ラウエ写真である。各結晶粒の軸方位を同時に示す。いずれも非常に激しい変形のため、班点はかなり不鮮明になつている。1の形晶粒の {111} 面においてわずか



疲労き裂先端部分から得られたX線回折線

図2-3-10

に Subgrainの形成が認められるが、他の回折像にはこれが認められない。 これは低積層欠陥エネルギーを有する材料の特徴的様相と思われる。しかし この結果をもって疲労き裂先端に Subgrain が形成されないと判断するのは 早計である。これは X線的には Subgrain が明瞭に検出できなかったことで あって、これをさらに正確に確かめるためには疲労き裂先端部分のごく局部 的な変形組織の検討が必要であろう。これについては第3編の電子顕微鏡透 過法の項で検討が加えられるであろう。

2-3-4 電子顕微鏡レプリカ法による疲労を裂近傍の結晶変形の観察 図2-3-11、図2-3-12は18-8オーステナイト鋼の典型的な 疲労き裂、およびその近傍の変形状態を示す電子顕微鏡写真である。それぞ れσ=28kg/ml, σ=33kg/mlの応力の 繰返しの 結果 観察されたもの であるが,両図において認められるき裂部分の盛り上っている部分が細束X 線で確かめられたαーマルテンサイトに相当するものと思われる。この盛り 上がりの両側が地であるオーステナイト相であり、そこでは激しくしかも直 線的に二重すべりを生じているのが観察される。それに対し、マルテンサイ トと考えられる部分にはすべり線は全く観察されず、両側のオーステナイト 相とは全く異質な様相を呈している.しかもこの部分からオーステナイト相 への移行は全く不連続である。このマルテンサイトと思われる部分の幅は応 力が高い程大きくなり,応力σ=28kg/m為,σ=33kg/màの場合につい てそれぞれ 8 μ, 1 4 μ程度である。き裂の両側のオーステナイト相部分の 変形状態は,二重すべりを含む直線的なすべり線が認められる程度で。きわ めて単純である。体心立方晶である鉄系金属材料。それに面心立方晶でも。 漬層欠陥エネルギーの高いアルミニウム等で観察されているき裂近傍の副結

- 81 -



 $\sigma = 2 8 \text{kg/mi}$ ,  $N = 3.3 \times 10^{5}$ 

図2-3-11 彼労き契およびその近傍の変形組織



図 2-3-12 疲労き裂やよびその近傍の変形組織

 $\sigma = 3.3 \, \mathrm{kg}/\mathrm{mm}$  , N = 1.0  $^4$ 

晶粒形成などの複雑な変形と比較すると、この単純な変形はクロススリップ が困難な、積層欠陥エネルギーがごく低い金属の特徴を示しているものと思 われる。

18-8オーステナイト鋼の疲労き裂進展径路は貫粒型である。図2-3 —13 (a) (b)に結晶粒界を通過する疲労き裂やよびその近傍の変形状 態を示す。疲労き裂伝播過程においても、き裂発生直後の微少き裂の場合と 同様,疲労き裂は結晶粒界付近で複雑な挙動を示す。図(a)は粒界近傍にお いて疲労き裂進行経路が複雑に変化している例で、これは第2-2章で述べた 粉界近傍における複雑な変形形態とも関連し,結晶粒界がき裂の進展に 対して強い抵抗を示すものと思われる。しかしこの場合,全体としてはき裂 は粒界において不連続的にその進行方向を変えることなくほぼ直線的に進んでいる。 図(b) は粒界に達したところでき裂がその進行方向を変えている例である。 完全に疲労き裂伝播過程に入ると、き裂は発生過程においてみられるような Crystallographic な 挙 動を示すことがなくなり、すべり線の方向にも また結晶の方位にもほぼ無関係に進行する傾向がある。したがつて結晶粒界 がき翌進展方向に及ぼす影響は非常に複雑である。結晶粒界近傍において特 に複雑な変形形態が観察されるのはき裂伝播過程においても同様である。図 2-3-14 (a) (b) は粒界近傍において観察された,激しい二重すべ りの例であり、図2-3-15(a)(b)は典型的な交差すべりの例であ る。また図2-3-16は疲労き裂近傍に生じた交差すべりを示す。18-8オーステナイト鋼といえども、このように局部的には交差すべりを起すが しかし、これが原因で鉄とかアルミニウム等でみられるような Rumple な変 形形態を示すことはない。

図2-3-17(a)(b)(c)は疲労き裂先端部分の微視的変形組織 を示す、結晶粒界近傍において変形が特に複雑であるということは、これま



図2-3-13 結晶粒界をつらぬく疲労き裂近傍の変形組織  $\sigma = 2.8 \text{ kg/ml}$ , N=3.3×10<sup>5</sup> (a)



 $\sigma = 2 \text{ Bkg/mil}$ ,  $N = 3.3 \times 1.0^{5}$ 



**(**b**)** 

図 2-3-14 結晶粒界近傍の変形組織  $\sigma = 2.8 \text{ kg/mm}$ , N=  $6.5 \times 1.0^{-4}$ 



(a)



(*b*)

図 2 - 3 - 15 疲労き裂近傍に観察された交差すべり  $\sigma = 2.8 \text{kg/m}$ , N = 10<sup>5</sup> - 88 -



## 図 2 - 3 - 1 6 疲労き裂近傍における交差すべり $\sigma = 2.8 \text{ kg/ 論}$ , N = 10<sup>5</sup>



図2-3-17 疲労き裂先端部分の変形組織  $(a) \quad \sigma = 2 8 k_B \sqrt{wk}$  $N = 1 0^5$ 



疲労き裂先端部分の変形組織 (b)  $\sigma = 2 8 \text{ kg/m}^3$ N = 2 × 1 0<sup>4</sup> 図2-3-17



図2-3-17 疲労を裂先端部分の変形組織

でに再三強調しているところであるが、図(a)は、その粒界近傍にき裂先 端が位置している例で、ここでは交差すべりを含むかなりRumple な儀相が 認められる。一方、図(b)(c)はいずれもき裂先端が結晶粒体に位置して いる場合の例で、図(a)と様子が全く異なっている。すなわち図(b)にお いてはその先端付近で多重すべりを生じているものの、変形は直線的でかな り単純である。そして疲労き裂は、そのすべり線の方向に無関係に進行して いる。図(c)は激しい二重すべりの中にマルテンサイトと思われる盛り上 りが観察される例である。いずれにしても18-8オーステナイト鋼ではき 裂先端部分には電子顕微鏡的にみて、鉄などで見られるSubgrainの形成は みられず、変形の様式が極めて単純な特徴を有する。そして疲労き裂はその 先端が連続的に成長するのではなく、き裂先端部分において不連続に発生した 微小き裂が除々に連結して進展してゆくことがこれらの観察結果よりわかる。

2-3-5 破面の電子顕微鏡観察

破断後の試料破面から得られた Fractography を図2-3-18(a)(b)に、 またそれの破面からのCrの白色 X線による細束 X線写真を同図 (c) に示 す。破面は規則正しい Striation を示さず、第1-3章で述べた切り欠き 材の回転曲 げ疲労による破断面と類似の不規則な凹凸の激しい様相を呈する。 また X線写真に観察される一番内側の連続リングは先述のα相 { 211 } 面 からの回折像である。この様に室温における切り欠きを有する板材の平面曲 げ疲労試験においても破面にα-マルテンサイトが生じていることがわかる。 図2-3-11, 図2-3-12で観察されたき裂部分のマルテンサイトが 破面に認められたものと思われる。

図 2-3-1 9 は第 2-2章の環状切り欠き材の回転曲げ疲労試験の結果 得られた Fractographyで、(a) (b) はそれぞれ室温試験、 200℃試

- 93 -

験の破面に相当する. (a) では図 2-3-18 (a) (b) と類似な不規 則な組織を示すが, (b) では規則正しい Striation が観察される. 環状 切り欠き材の室温試験では試験片の温度上昇はほとんど認められないことは 第2-2章で述べた. 一方200℃試験の場合,零囲気温度が明らかに $M_d$ 点以上であるから, この場合は $r \rightarrow \alpha$ 変態の可能性は考えられない. このよ うな破面の形態と $r \rightarrow \alpha$ 変態との間の密接な関連性は第1-3章で述べたの と同じである。

2-3-6 考 察

従来の疲労き裂伝播に関する研究としては,き裂の伝播速度と負荷応力の 関係を取り扱かつた巨視的な研究<sup>48)~51)</sup> および伝播機構をモデル化し て解析した理論的な研究が多い。<sup>52)~54)</sup> しかし,疲労破壊の本質を極 めるためには,疲労き裂先端およびその近傍の変形組織を微視的,結晶組織学 的に明らかにすることがより一層の急務であろう。

疲労き裂伝播過程は微視的には二段階に分けられることが知られている。 <sup>55)</sup> Stage 1は疲労き裂発生過程の延長とみなされるもので、疲労き裂 が発生直後、それがすべり線に沿つて伝播する段階であつて、これは本論文 の場合、前章の図2-2-8に示された状態に相当する。Stage 2 はき裂 がある程度成長して (Holden <sup>9)</sup> によると疲労限付近の応力で約50 μ 程度) その応力集中でき裂先端部分に形成された Subgrain boundary に 沿つて進行する段階で、その進行方向はすべり線の方向に依存せず、ほぼ最 大引張応力方向に直角である。この過程中に破面に疲労破壊特有のStriation が形成されることになる。前者については前章にかける疲労き裂発生 の過程<sup>56)</sup> で論じたもので、本章で述べるのは18-8オーステナイト鋼 にかける後者の伝播過程に関するものである。き裂先端にかける Subgrain

- 94 -



(a)



(b)



図2-3-18 疲労破面の 做視的觀察  $\sigma = 2.8 \text{ kg/mm}$ (a), (b) Fractography

(c)X線回折写真



(a) T=室 温,  $\sigma = 2.9.0 \text{ kg/mm}$ 



(b)  $T = 2 \ 0 \ 0^{\circ}C$ ,  $\sigma = 2 \ 3.0 \ \text{kg/mm}$ 

図2-3-19 環状切り欠き試験片のFractography

の形成の難易は、積層欠陥エネルギーの大小に大きく依存することが一般に 知られている。<sup>8),12)</sup> したがつて、疲労き裂伝播速度も積層欠陥エネルギー が支配的因子となる。<sup>15),57)</sup> たとえば、  $McEvily^{57}$ 等は種々 の銅合金について積層欠陥エネルギーとき裂伝播速度との関係を論じ、Cu -7.3Al合金(積層欠陥エネルギーr=5)がα黄銅(r=16)より、 引張強さは前者の方が後者より弱いにもかかわらず、疲労き裂伝播速度が小 さいことを報告している。

ここで問題になるのは極く低い積層欠陥エネルギーを有する材料における 疲労き裂先端の変形組織である。Grosskreutzら<sup>4)</sup>は非常に積層欠陥エ ネルギーが低い材料ではき裂先端においてさえSubgrainは形成されず, アルミニウム等とは異なった疲労破壊機構をとる可能性があることを示唆し ている。このような材料ではき裂先端においてSubgrain が形成されるに 十分な応力集中が生ずる以前にすべり面に沿う脆性破壊が起る可能性がある からである。

鉄鋼材料の内では最も積層欠陥エネルギーが低い材料の一つである18-8 オーステナイト鋼の場合,疲労き裂部分に不完全なSubgrainが形成されて いることがX線的に確かめられた(図2-3-5,図2-3-6).低積層 欠陥エネルギーの材料においてもき裂近傍において必ずしもSubgrainが 形成されないわけではないということである。したがってGrosskreutzら の推論は必ずしもあてはまらない。ただ18-8オーステナイト鋼の場合, Subgrain とき裂伝播の機構の関係を論ずる前に図2-3-7 (b) (d) 図2-3-11,それに図2-3-12に示されているき裂部分のマルテン サイトに言及しなければならない。

次に疲労き裂先端部分のマルテンサイトについて検討してみよう、X線的 には 図 2 - 3 - 7 (d) において, き裂 先 端 部 の 結 晶 粒 からマルテ

- 97 -

ンサイトが検出されている。図2-3-17 (a) (b) (c) のき裂先端 部分の電子顕微鏡観察によると、図(a)の場合、特に激しいRumplingが 観察され、α相の生成を示唆する。すなわち、き裂先端部分において細長い 感りトりがすべり線と交わつているところですべり線のずれが観察される. この事実はこの盛り上がりがマルテンサイトであることを示す。また図 (c) では不連続的に発生した微小を裂の間にそれが認められる。 また第3編で 詳述するが, 疲労によって生じた 微小き裂先端の 透過 電子顕 微鏡 観察に おいて#相の生成を確認していることと合わせてき裂先端部分にあらかじめ マルテンサイトが生じていることは確実である。大手658) は18-8オー ステナイト鋼の切り欠き材の室温における回転曲げ疲労試験で,切り欠き底 の塑性域部分にマルテンサイトが生ずるが、成長した疲労き裂先端部分には それが生じないことを報告している。しかしこれは光学顕微鏡による観察結 果であつて、き裂先端の約10 # 程度の極く局部的な現象を とらえていると はいい難い。X線的に検出されたSubgrain はこのマルテンサイトの外側 に形成されると考えられる。き裂近傍およびその先端近傍の電子顕微鏡観察 でSubgrain が認められないのは、表面組織と内部組織が必らずしも一致 しないことを示している。これについては第3編における転位の観察から詳 細に検討を加えるつもりである。このように18-8オーステナイト鋼の室 温における疲労破壊機構は、き裂先端部にマルテンサイトが形成されるとい う特殊性から、他の金属のそれと根本的に異なることが示唆される。 疲労き 裂はマルテンサイトの脆性 破 壊 の 繰返し過程で進行する。図2-3-18 の Fractographyで示された不規則な $\alpha$ ーマルテンサイトの凹凸は, その脆 性破壊の痕跡を示していることになる。マルテンサイトとSubgrain の結 晶学的な関係、それにマルテンサイトの破壊が検討されなければならない。 詳しいことは第3編において述べるが、き裂の進展径路とマルテンサイトの

破壊との間には密接な関係があるように思われる。Stage 2 の伝播過程に おいてはき裂はすべり線の方向にほとんど無関係である。マルテンサイトが 多分にNoncrystallographicな破壊形態をとることから,<sup>59),60)</sup>この ことは定性的には説明できると思われる。

一方,疲労き裂近傍の塑性域はそのき裂が存在する一結晶粒内の局部的な 部分のみに限られ,他の金属に比較して非常に小さい.

図 2-3-19(b) の 200℃試験の破 面は規則正しい Striation を を示したが、この事実は零囲気温度が $M_d$  点以上の 200℃では 18-8オ -ステナイト綱も他の高積層欠陥エネルギーの金属と同様の疲労破壊様式を とることを示しているものと思われる.すなわち,室温においてさえ、18-8オ-ステナイ ト鋼の疲労き裂近傍に、不完全ながらも Subgrain が認められたので、200 ℃では室温の場合にくらべて交差すべりが容易になる結果、当然 Subgrain の形成は可能である。図のきれいな Striation は、疲労き裂が Subgrain boundary に沿つて進行した跡を示しているものと思われる。

このStriationの形成機構につき二三の報告がなされている. 55), 57),61) Laird<sup>61)</sup>は、き裂の進行はき裂底がき裂を開く方向に変形する際、大 きい塑性変形を起して破断し、破断した部分は引張りに続く圧縮過程により再 び押し縮められ、1回の引張によって進展した長さごとに溝状の痕跡を残しつつなさ れることを示している。これに対して Forsyth<sup>55)</sup>はらせん転位の交差すべりを主 体としたモデルを提案している。第1-3章にやける、高温にやける切り欠 き材のFractography に温度依存性が認められたことから判断してもStriation は前者の、いわば幾何学的な過程によって形成されると考えるよ りもやはり後者の機構で形成されると考えた方が良いように思われる。一つ のStriation が応力繰返しの 1サイクルに対応することが主にアルミニ ウム合金について確認され。36, 55, 62) これがき裂伝播過程の解析に実

- 99 -

用されているが, 18-8 オーステナイト鋼の場合, 図1-3-5 (b) の き裂伝播曲線と, 図1-3-9 (d) の破面の電子顕微鏡写真との比較から 1つの Striation の形成には少なくとも1回以上の応力繰返し が必要で あることがわかる. Valluri <sup>63)</sup>は, き裂進展に潜伏期が存在 す ることを指摘しており, 18-8オーステナイト鋼の場合もこれがあてはま るものと思われる.

 $Q_{1} \in \mathbb{C}^{n}$ 

2-3-7 小 括

18-8オーステナイト鋼の Stage 2の疲労き裂伝播過程を, 主として 疲労き裂近傍の変形組織を詳細に観察することにより検討した。その主な結 果を列挙すれば次のようになる。

- 1) 18-8オーステナイト鋼は非常に積層欠陥エネルギーの小さい材料で あるにもかかわらず,疲労き裂の近傍にSubgrain が形成される。しか しこれは高積層欠陥エネルギーを有する他の面心立方晶系金属,鉄などに みられるように、X線的にはっきり分離した点としては見分けられず、 かなり不完全なSubgrain であるという特徴を有する。また、レブリ カ電子顕微鏡観察ではこのSubgrain の存在は認められず、このこと は表面組織と、内部組織とが必ずしも一致しないことを示す。
- 2) X線的に検出される疲労き裂近傍の塑性域は、そのき裂が存在する I結 晶粒内の局部的な部分のみに限られ、他の金属に比較して非常に小さい。 したがってその検討には細束 X線ディバイ法よりも、その結晶のみから

正確に情報が得られるラウエ法の方が適した方法と言える。

 疲労き裂およびその先端部分にαーマルテンサイトが形成されている。
 このことはX線的にも、電子顕微鏡的にも確かめられた。したがって疲労き裂はその先端にマルテンサイトを形成しつつ進行してゆくことになる。

このことから18-8オーステナイト綱の疲労破壊機構は他の金属のそれと 全く異なっていることが予想される。

- 4) 破面の電子顕微鏡および細束×線による観察から、室温試験のそれは、 Striationのない、不規則な凹凸の激しい様相を呈し、これが疲労き 裂部分から検出されたと同じαーマルテンサイトであることがわかった。 一方、200℃試験のそれには規則的なStriationが観察された。1 8-8オーステナイト鋼の高温試験における1つのStriationは必ず しも1回分の応力繰り返しに対応せず、1つのStriationの形成には1回以上の応力繰り返しが必要である。
- 5) 室温試験における疲労き裂近傍で、しかも特に結晶粒界近傍において明 りような交差すべりが観察された。

第2-4章 高温疲労における結晶変形の観察

2-4-1 試験方法

真空中で18-8オーステナイト鋼および純度99.99%のアルミニウムの 高温疲労試験を行なつた。試験に供した18-8オーステナイト鋼の化学成 分および納入時における室温における静機械的性質を,表2-4-1,表2 -4-2に示す。

表2-4-1 供試材料の化学成分(SUS27)(3)(3)

С	Si	Mn	Р	S	Ni	Cr
0.06	0.80	1.82	0.035	.0.008	9.10	1.8.29

表2-4-2 供試材料の静機械的性質

弓 仮長強さ kg/mᢥ	伸 び %	硬 度 Hv (1009)
6 2.2	61.8	156

試験片の成形はプレスによる打抜きと切欠き部のシエーバー加工により行な つた.18-8オ-ステナイト鋼は1080℃で15分間加熱後油冷の溶体化処理,アルミニ ウムは空気中で300℃,10分間加熱後炉冷の完全焼鈍を施した。18-8オ ーステナイト鋼の溶体化処理時の酸化漠はエメリーペーバーにより除去し, それによる加工層は化学研摩により完全に除去した。いずれの試料について も電解研磨後,電解腐食を施したので疲労過程中の組織変化の観察が可能 である.電解腐食後の試験片の最終寸法を図2-4-1に示す.

表面組織の観察は主として電子顕微鏡レプリカ法によった。その仕様は第 2-2章で述べたものと同じである。注意は主としてき裂先端部分の詳細な
観察に注がれた。

疲労試験はパイブレー ターによる共振型疲労試 験機で行なった。共振周 波数は18-8オーステ ナイト鋼については145 ~155c/s, アルミニ ウムについては180~ 250c/sである。試 作した真空装置など試験 機についての詳細は次の



2-4-2 で述べる. 試験温度は18-8オーステナイト鋼は300℃, 500℃の二種類, アルミニウムについては室温と130℃である。なお 18-8オーステナイト鋼の500℃, アルミニウムの130℃はいずれも T/Tm ≒043に相当しており積層欠陥エネルギーの大小が高温渡労変形 に及ぼす影響を検討するために好都合である。

2-4-2 試験装置

高温での試験片表面の酸化を防ぐため真空中高温用疲労試験機を製作した。 その外観を図2-4-2に、またその概略図を2-4-3に示す。試験機本 体は⑦のバイブレーターで、⑪の低周波数発振器の周波数を適当に調整するこ とにより試験片を共振状態で振動させることができる。加熱はたて型円筒炉②で 行ない、試験温度の制御はその炉壁に固定された熱電対⑧により検出された 温度を制御器 ⑫で自動調整することにより行なった。なお、試験片の加熱に より試験機本体が温度上昇するのを防ぐために試験機のHead 部にウオータ

- 103 -



図 2-4-2 真空中高温疲労試験機の外観



図2-4-3 真空中高温用疲労試験幾の既略図

ー ジャケット⑥を設け、これに循環水を流すとともに試験機の駆動軸④は 熱伝導率の低いガイシ⑤で間接的に接合されている。真空中試験は試験機全体 にベルジャー⑨をかぶせ、この中を排気ボンブ③で排気することにより行な った。500℃加熱時の真空度は3×10 「Torr.であった。500℃に おける20分間程度の試験では試験片表面の酸化を防ぐにはこの真空度で十 分であった。図2-4-4に本試験で繰返し曲げ応力を与えるために採用した 振動型を示した。切欠き部で最大振幅となるような二次の振動型である。



図2-4-4 振動型



図2-4-5 軸方向の変位および応力分布 試験片にこのような振動を与えたときの試 験片の軸方向の変位分布および応力分布を 求めた例を図2-4-5に示した。

一般に,一端固定の片持はりに満振動を 与えたときの試験片の変位は次式のように 求められる.

$$y = \frac{A}{\cos m + \cos hm} \left\{ (\cos m + \cos hm) (\cos \frac{mx}{\ell} - \cosh \frac{mx}{\ell}) + (\sin m - \sinh m) (\sin \frac{mx}{\ell} - \sinh \frac{mx}{\ell}) \right\} (2 - 4. - 1)$$

とこに, y:固定端からxの距離にある位置での変位

A:定 数

ℓ:試験片の長さ

m:振動型に依存する定数

また,固定端からxの距離にをる部分の表面における最大引張応力ox ≈ は(2-4-1)式の二次微分として次式により算出することができる。

$$\sigma_x = \frac{Ft}{2} \cdot \frac{\partial^2 y}{\partial x^2} \qquad (2-4-2)$$

ここに. t:試験片の厚さ

E:縦弾性係数

2-4-3 高温試験におけるすべり線の形態

図2-4-6に300℃における典型的なすべり変形のようすを示す。 第2-2章に示した室温試験および200℃試験の場合のすべり線と比較 して一層強度の強いExtrusion , Intrusion を生じている。高温に なるにしたがってこのように太いすべり線が非常に密に発生するようにな る。そしてこの激しいExtrusion , Intrusion が疲労き裂の発生源 となる。図2-4-7はこの例を示したものでIntrusion内において発 生したき裂が結晶粒界を横切って隣の結晶粒へ成長してゆくのがわかる。



 $\boxtimes 2-4-6 \quad \mathfrak{R} \mathbb{E} \mathcal{L} \mathcal{L} \mathbb{E} x t rusion \\ \mathbb{T} = 5 \ \square \mathbb{C} \quad , \quad \sigma = 2 \ 4 \ \mathrm{kg/ml} \quad , \quad \mathrm{N} = 9.8 \times 1 \ \square^{5}$ 



図 2-4-7 Intrusion における疲労を裂の発生 T=300℃,  $\sigma=2.4 \text{ kg/mm}$ , N=9.8×10<sup>5</sup>

との隣の結晶粒はその結晶軸方位がおそらく二重すべり発生の向きであると 思われ. 強度の強いすべりを示さずむしろ二重すべりを含むRumple な様 相を呈しており,従って粒内における疲労き裂はすべり線の向きに無関係に 進展している。図2-4-8は明瞭な交差すべりが観察された例である。高 温になると交差すべりが容易になることは第2-2章で述べたとおりである が、この写真はそのことを明瞭に裏付けている、そして交差すべりを含む太 いすべり帯内にかなり明瞭な結晶の微細化構造が認められる。(同図矢印)。 こうした微細化構造の形成は特に結晶粒界近傍において顕著である。これは 室温試験にやいて粒界近傍において特に複雑な変形形態が観察されたと同じ 理由によるものと思われる。図2-4-9は結晶粒界に極く近接してき裂が 発生した例である。この場合、粒界近傍に認められるすべり線の交叉によっ て微細化組織が形成され。そこに疲労き裂が発生したものと考えられる。例 えば同図において粒界近傍の口部においてすべり線が著るしく交叉し、そこに 激しい結晶のみだれが観察されるが、疲労き裂はこのような場所に優先的に 発生するものと考えられる。なお、この図で結晶粒界そのものにも不連続的 にき裂が発生しているのが認められる。しかし300℃試験の場合とのよう な粒界き裂は支配的ではない。図2-4-10(a) (b) は疲労き裂近傍の変 形組織を示し、疲労過程中試験片の同位置から得られたレプリカ電子顕微鏡 写真である。すなわち応力σ=24kg/mdで(α)は応力繰返し数N=6.4× 10<sup>5</sup>. (b) はN=9.8×10<sup>5</sup> のときの変形組織である。すでにき裂が 通過した後の写真なのでき裂先端付近の疲労過程中の変化のようすはわから ないが、その近傍の変形の繰返し。数依存性が明瞭に認められる。 すなわちPrimary slip plane によるものと思われる右下から左上方向に斜めに走っ ているすべり線は応力繰返し数によってその太さと波状性を増している。この すべり線の数の増加は顕著ではない。 Secondary slip plane による



図 2-4-8 結晶粒界近傍に生じた交差すべり T=300℃ ,  $\sigma$ =24kg/m<sup>3</sup> , N=6.4×10<sup>5</sup>



図 2-4-9 結晶 新男近傍に かけるき裂の発生 T=300℃、  $\sigma$ =24kg/mik, N=6.4×10<sup>5</sup>



(a) N =  $6.4 \times 10^{5}$ 図 2 - 4 - 10 疲労き裂近傍の変形組織 T = 300 ℃,  $\sigma = 24$  kg / mm<sup>2</sup>

- 112 -



(b) N=9.8×10<sup>5</sup> 図 2-4-10 疲労き裂近傍の変形組織 T=300℃、 $\sigma$ =24kg/mÅ すべり線は、その数、強度ともに著るしく増大し、これが一次すべり線と相互 作用して全般的に Rumpling な変形組織を示す原因となつている。 き裂部 そのものには顕著な変化は認められないが、ただき裂が進行した瞬間に形成 されると思われるその左右の盛り上がりの部分にその後の変形により生じた すべり線が認められる。これは第2-3章で述べた室温試験のどきのき裂のマ ルテンサイト部分には認められなかった現象である。なか Branching crackは繰返し数の増加により何の変化も示さず、それが停留性のき裂である ことを示している。 き裂は一部、結晶粒界の極く近傍をそれに沿つて進行す る傾向が強く認められるが、粒界そのものを伝播することはなくき裂進展径 路としては貫粒型である。そしてその進行方向はすべり線の向きに沿う傾向 は認められるがそれに強く制限されることはない。

図 2 - 4 - 1 1 は 5 0 0 C 試験で粒界に沿ってき裂が発生した例である. 3 0 0 C までではき裂は粒界近傍に かいてすべり線が複雑に交叉したところ に発生することが多いが、5 0 0 C になると粒界が優先的なき裂の発生地点 となる。5 0 0 C にかける疲労き裂近傍 かよびその先端の変形組織を図 2 -4 - 1 2 に示す。そこには複雑な結晶の微細化構造が認められ、この温度で は 1 8 - 8 オーステナイト鋼のき裂伝播 機構は鉄、アルミニウムなどのそれ にかなり近づいていることが予想される。すべり線の形態そのものは 3 0 0 C の場合と大差がない。き裂伝播径路は貫粒型と粒界型の混合である。1 8 - 8 オーステナイト鋼の 5 0 0 C 試験では疲労過程中の時効硬化が考えられ る。これは C r 炭化物の析出によるもので、この例を図 2 - 4 - 1 3 に示す。 同図に たいてすべり線 や結晶粒界に球形の析出物が観察される。このような 析出物がすべり変形に対する強い抵抗となり時効硬化の原因となる。図 2 -4 - 1 4 (a) (b) はそれぞれ 3 0 0°, 5 0 0 C 試験により発生したき 婴先端部分から得られた細束 X線による回折写真である。班点の分離は

- 114 --



図 2 - 4 - 1 1 結晶粒界におけるき裂の発生 T=500℃、 $\sigma$ =20kg/mik, N=1.0×10<sup>6</sup>



図 2 - 4 - 1 2 疲労き裂先端 なよびその近傍の変形組織 T = 5 0 0 °C,  $\sigma$  = 2 0 kg/mÅ, N = 1.0 × 1 0  $^{6}$ 



図2-4-13 すべり線中の析出物 T=500℃、  $\sigma$ =20kg/m, N=1.0×10<sup>6</sup>



(a)  $T = 3 \ 0 \ 0 \ C$  $\sigma = 2 \ 4 \ kg / m \mathring{m}$  $N = 9.8 \times 1 \ 0^{-5}$ 



(b)  $T = 5 \ 0 \ 0 \ C$  $\sigma = 2 \ 0 \ kg / mm^{2}$  $N = 1.0 \times 1.0^{6}$ 

図2-4-14 疲労き裂先端部から得られたX線回折写真

Subgrain の形成を示唆しこれは例えば図2-4-12の表面観察で認め られたき裂近傍およびその先端近傍の結晶の微細化構造に対応していると思われる。

### 2-4-4 考 察

Ronay<sup>64)</sup> は70/30 α 黄銅について, またStegman ら<sup>65)</sup> はニッ ケルについて室温および高温疲労試験を行ない, 主として表面の光学顕微鏡 組織観察からすべり線の形態およびき裂発生位置の温度依存性をかなり詳し く検討している。そして高温における疲労変形が室温のそれに比較してすべ り線が波状性に富み, しかもその間隔が狭いのを特徴とすること, そして高 温になる程き裂発生位置は粒内から粒界へ移行することを明らかにしている。

18-8オーステナイト鋼は上記二種類の金属のいずれよりも積層欠陥エ ネルギーが小さく、したがって室温試験における変形は強く主すべり面のみ に制限され 数細なそして直線的なすべり線の形態を示すことは第2-2章で 述べた。高温におけるすべり変形がその強度と波状性を増すことはRonay ら、Stegman らの報告と一致している。この原因は高温のために交差すべ りが容易になつた結果と考えるのが良い。300℃で容易に交差すべりが生 ずることは例えば図2-4-8で確かめられており、応力繰返しによりこの ような交差すべりがすべり面内において生ずれば例えばMott<sup>4)</sup>の機構によ りExtrusion、Intrusionを形成すると同時に図2-4-6、図2-4 -7に示すようにすべり線は太くなり、その結果すべり線間の間隔も狭くな る。そしてこのようにして発達したIntrusionからき裂が発生している事 実は18-8オーステナイト鋼も高温では他の高積層欠陥エネルギーを有す る金属にその疲労変形機構が似てくることを示している。き裂伝播過程につ いても同様なことが言える。例えば図2-4-12に示した疲労き裂近傍の徴 細化構造は低積層欠陥エネルギーの材料の室温試験では認められない。

-- 118 --

Ormerod 66) はアルミニウム、銅,ニッケルについて高温ねじり試験 を行ない。高温では形成されるSubgrain の大きさは大きくなり、しかも Subgrain houndary が明瞭になることを報告している。図2-4-12 の微細化構造は、18-8オーステナイト鋼についてこのことを裏付けたも のと思われる。高温疲労ではき裂発生と伝播が結晶粒界型になることが知ら れている。64),65),67) また、クリープ試験で高温では粒界破断が支 配的であることが知られ、高温ふん囲気中では一般に結晶粒界が弱くなるこ とが認められている。68) 高温での粒界の強さは変形速度に大きく依存する ので変形速度が遅いクリーブの場合と高速変形である疲労の場合とは直接比 較にならないが、高温になるにしたがい結晶粒界が疲労被害を受け易くなる ことは十分予想される。18-8オーステナイト鋼の場合、き裂の発生は 500℃で粒界において優先的となるがき裂の伝播は必ずしも粒界型でない。 これは高温による粒界の弱化を打消す粒界へのクローム炭化物による時効硬 化が強く影響していると思われる。例えば平滑材の600℃疲労試験におい て疲労過程中試験片はその発熱により約700℃になつているにも拘らず破 壊は粒内破断であった<sup>47),69)</sup> = ッケル<sup>65)</sup>は550℃すなわちT/Tm ≒ D.48で完全な粒界破断を示すという報告と比較すると18-8オーステ ナイト鋼は融点に対する粒内→粒界破断の遷移温度が高いことがわかる。

18-8オーステナイト鋼は面心立方晶金属のうちで最も積層欠陥エネル ギーが低い金属に属することは再三強調していることであるが、この金属に おける高温疲労変形は常温試験のそれに比較してRumpling およびすべり線 の波状性を増すものの、依然として主すべり面におけるすべりの優位性を示 すすべり線の方向性が明瞭に認められた。高温における疲労変形をさらに明 らかにするために、18-8オーステナイト鋼とは逆に最も積層欠陥エネル ギーが高い金属材料の一つであるアルミニウムの室温および高温疲労変形を

- 119 -

主としてすべり線の形態から検討した。図2-4-15(a), (b), (c) はそれぞれ室温試験で認められた変形帯,マイクロクラックそれに典型的な すべり線を示す。図2-4-16は疲労き裂およびその近傍の変形細織を示 す。同じ面心立方晶金属でもアルミニウムは18-8オーステナイト鋼と全 く異なり、室温試験の場合でもその変形組織はかなり大きい  $R_{umpling}$  を 示すと同事にすべり線もWavyである。そして図2-4-16からわかるよ うに疲労き裂近傍にはかなり明瞭な微細化構造が認められる。 これらは全て 高積層欠陥エネルギーを有する金属材料の特徴的様相である。130℃にお ける疲労き裂先端およびその近傍の変形状態を図2-4-17 (a).(b) (c) に示す。この温度はT/Tm=0.43で18-8オーステナイト鋼の 500℃に相当する。同図 (a) のき裂近傍には、アルミニウムの高温疲労 変形の典型的な様相が観察される。面心立方晶金属としてのすべり系が不明 瞭な程の激しい波状的変形形態はむしろ体心立方晶金属のそれに似ている。 同図(b),(c)は疲労き裂先端に形成された明瞭な下部組織を示す。その 一つの大きさは約1.5~3 μであり、これは常温におけるアルミニウムの  $Subgrainの大きさが約2\mu^{70}$ であるという報告と一致している。した がってその微細化構造の一つ一つがそれぞれ Subgrain に相当しているも のと考えられる。疲労き裂はそのSubgrain boundary を縫って進行して ゆく様子が明瞭に示されている。

以上のアルミニウムの室温および高温における疲労変形の観察からアルミ ニウムの疲労変形の温度依存性は18-8オーステナイト鋼の場合と全く同じ であることがわかる。ただアルミニウムはもともと高積層欠陥エネルギーを 有する材料であるがためにその高温における変形形態は体心立方晶のそれに 近づく、そして疲労き裂伝播過程がいわゆる従来のSubgrain の形成、そ れからSubgrain boundary に沿うき裂進展という機構に良く一致するこ

-120 -

とがわかる.要するに高温疲労においては高温ゆえに交差すべり,転位のジョグの*Climb* が容易になり,またジョグの切り合いによって生ずる空孔の移動が容易になることによって疲労変形が室温の場合とかなり異なっていることは注意を要する.

18-8オーステナイト鋼では高温と室温における疲労き裂伝播機構が根本的に異なつていることが予想される。すなわち,高温疲労においてはき裂 先端近傍におけるマルテンサイトの形成が全く考えられない。この場合き裂 はいわゆる Subgrain boundary cracking のごく普通の進展機構により 伝播していき,これに対し室温疲労ではマルテンサイトの脆性的破壊により き裂は進展してゆくものと思われる。



(a) 変形帯



(b) 微視的き裂の発生



図2-4-15 アルミニウムの特労変形組織 T=室温, N=1.8×10<sup>6</sup>



- 123 -



(b) N = 1.3 × 1 0 <sup>6</sup>



(c)  $N = 2.0 \times 10^{6}$ 

図 2 - 4 - 1 7 アルミニウム の疲労き裂先端 およびその近傍の変形組織 T = 130°C 2-4-5 小 括

真空中で18−8オーステナイト鋼,それに純アルミニウムの高温疲労試 験を行ない,主としてすべり線の形態からそれらの高温疲労変形を検討した。 試験温度は前者については300°, 500℃,後者については室温および 130℃である。得られた結果をまとめると次の様になる。

- 1) 18-8オーステナイト鋼,アルミニウムの両方とも高温では室温と 比較してすべり線の形態は著るしく異なる。すなわち低積層欠陥エネルギ ーを有する前者は室温では主すべり面のすべりにより形成された直線的 な間隔の広い,細いすべり線を示すのに対し,高温では太い,Wavyな すべり線が支配的となる。また特に、疲労き裂近傍,結晶粒界近傍には Rumple な変形形態が観察される。一方,高積層欠陥エネルギーを有 する後者の高温疲労では主すべり面の活動によるすべり方向が不明瞭に なる程その波状性が増しむしろ体心立方晶金属に近い変形形態を示す。 高温疲労変形の形態も積層欠陥エネルギーに大きく依存している。
- 18-8オーステナイト鋼の高温疲労によるき裂近傍にはかなり発達 した微細化構造が観察され、18-8オーステナイト鋼はいわゆるSubgrain boundary cracking のき裂伝播機構によりき裂が進展して ゆくものと思われる。アルキニウムの高温疲労でSubgrain boundary に沿つてき裂が進展してゆく過程が明瞭に観察された。
- 3) 18-8オーステナイト鋼の500℃試験では疲労き裂は結晶粒界に 優先的に発生することが明らかになった。300℃試験の場合は粒界近 傍において交差すべりを含むすべり線が複雑に干渉し合つた場所にかな り明瞭な微細化構造が形成されそこにき裂は発生する。
- 4) 18-8オーステナイト鋼の高温における疲労き裂伝播機構は室温の 場合のそれと全く異なっていることが予想される。

- 125 -

すなわち高温ではき裂先端においてマルテンサイトは形成されない。

.

## 第2-5章 結 論

本編では18-8オーステナイト鋼の疲労変形,それに疲労き裂の発生と 伝播の機構に,表面組織を,主としてレプリカ電子顕微鏡と細束X線で詳細 に観察することにより,検討を加えることを目的としている。

18-8オーステナイト鋼の疲労変形は低積層欠陥エネルギー材料として の特徴を示し,直線的ないわゆる Planar slip line が支配的である。し かし高温疲労では,交差すべりが容易になるため多分にWavy な形態を示す。 そしてExtrusion, Intrusionが著るしく発達する。室温疲労,高温疲 労のいずれの場合も結晶粒界は変形に対する強い抵抗体として作用しその近傍では 特に複雑な変形状態が観察される。なおX線的変形については,格子ひずみ, 全方位差は疲労過程のごく初期に急増した後平衡状態を経て疲労き裂発生前 に再び急増する傾向を示す。

疲労き裂は複雑な変形形態を示す結晶粒界近傍においてSlip band crack として発生する。その後き裂伝播はすべり線に沿ういわゆるstage 1型 の 伝播過程を経てすべり線の方向にほとんど無関係に進行するstage 2に 移 行する。この段階においては、疲労き裂およびその先端部分からレプリカ電 子顕微鏡的にも細束X線的にもαーマルテンサイトが検出された.疲労破面の Fractography と細束X線観察から検出されたマルテンサイトもこれと同 じものであった。したがって18-8オーステナイト鋼の室温試験における 疲労破壊機構は他の金属のそれと全く異なっていることが示唆される。従来 からいわれている疲労き裂近傍のSubgrain については、18-8オース テナイト鋼の場合、レプリカ電子顕微鏡観察では、それは認められないが、 細束X線的には不明りような回折はん点の分離が認められることから、内部 組織には不完全なSubgrain が形成されていることが予想できる。高温疲労 試験では室温試験の場合と全く異なり,疲労き裂部分におけるマルテンサイトの形成は認められず,また疲労き裂近傍からは電子顕微鏡的にもX線的にもSubgrainの形成が認められたことからこの場合の疲労破壊機構は高積層欠陥エネルギー材料のそれとぼぼ同じであることが予想される。高温疲労変形の特徴は高温のため交差すべりが容易になることに起因するが,このことが高積層欠陥エネルギーを有する純アルミニウムについても確かめられた。すなわちアルミニウムの高温疲労変形はほとんど体心立方晶系金属である鉄の疲労変形に近い形態を示したが,これは高温においてますます交差すべりが容易になったことを示すものである。

#### 参考文献

- 1) 石橋正, 材料, 13(1964) 577.
- 2) P. J.E. Forsyth, Proc. Roy. Soc., <u>A242</u> (1957) 198.
- 3) A. H. Cottrell and D. Hull, Proc. Roy. Soc., <u>A242</u> (1957) 211.
- 4) N. F. Mott, Acta Met., <u>6</u> (1958) 195.
- 5) A. J. McEvily and E. S. Machlin, Fracture, Tech. Press of MIT and John Wiley and Sons, New York, 1959, P. 450.
- 6) P. J. E. Forsyth, Nature, Lond, 171 (1953) 172.
- 7) D. Hull, J. Inst. Metals, 86 (1957) 425.
- 8) 辛島誠一,及川洪,小倉次夫,日本金属学会誌,<u>31</u>(1967) 669.
- 9) J. Holden, Phil. Mag., 6 (1961) 547
- 10) 平修二, 林建吉, 日本機械学会論文集, 32 (1966) 389.
- 11) 平修二, 林建吉, 日本機械学会論文集, 33(1967) 1.
- 12) 辛島誠一,及川洪,小倉次夫,日本金属学会誌,<u>31</u>(1967) 674.
- 13) L. E. Murr and P. J. Smith, Trans. AIME, <u>233</u> (1965)
   755.
- 14) J. C. Grosskreutz and P, Waldow, Acta Met., <u>11</u> (1963)
   717.
- 15) D. H. Avery and W. A. Backofen, Fracture of Solids, Interscience, 1962, P. 339.
- 16) L. M. Clarebrough and M. E. Hargyeares, Progr. Metal

- 129 -

Phys., 8 (1959) 1.

- 17) 蒲池一義, 平戸義人, 前田太郎, 星野和夫, 第7回X線材料強度に関するシンボジウム前刷(1968)116.
- 18) P. B. Hirsch and J. N. Kellar, Acta Cryst., <u>5</u> (1952) 162.
- 19) P. B. Hirsch, Acta Cryst., 5 (1952) 168.
- 20) P. Gay, P. B. Hirsch and A. Kelly, Acta Met., <u>1</u> (1953) 315.
- 21) P. Gay, and A. Kelly, Acta Cryst., 6 (1953) 165.
- 22) P. Gay and A. Kelly, Acta Cryst., 6 (1953) 172.
- 23) J. T. McGrath and R. C. A. Thurston, Trans. AIME, 227 (1963) 645.
- 24) D. H., Avery and W. A. Backofen, Acta Met., <u>11</u> (1963) 653.
- 25) P. R. Swann and J. Nutting, J. Inst. Metals, <u>90</u> (1961~62) 133.
- 26) R. W. K. Honeycombe, J. Inst. Metals, <u>80</u> (1951~52)
  45.
- 27) P. Gay and R. W. K. Honeycombe, Proc. Phys. Soc., <u>A64</u> (1951) 844.
- 28) H. Nishimura and J. Takamura, J. Tech. Rep. Engg. Res., Kyoto Univ., <u>2</u> (1952) 139.
- 29) K. Yamaguchi, Sci. Papers Inst. phys. Chem. Research, <u>11</u> (1929) 223.
- 30) J. M. Burgurs, Rroc. Phys. Soc., 52 (1940) 23.

31) B. Cina, J. Iron and Steel Inst., <u>177</u> (1954) 406.
32) B. Cina, J. Iron and Steel Inst., <u>179</u> (1955) 230.
33) T. Angel, J. Iron and Steel Inst., <u>177</u> (1954) 165.
34) 正木順一, 北本俊雄, 桜井忠一, 材料, <u>17</u> (1968) 34.

- 35) 小切間正 č, 平山 俊成, 日本 金属学会 昭和 4 4 年度 秋期 大会 講演前 刷, (1969) 163.
- 36) J. C. Grosskreutz, Fatigue An Interdisciplinary Approach, Syracuse Univ. Press, 1964, P. 27.
- 37) G. C. Smith, Proc. Roy. Soc., <u>A</u>242 (1957) 145.
- 38) T. H. Alden and W. A. Backofen, Acta Met., 9 (1961) 352.
- 39) W. A. Wood, Fatigue in Aircraft Structures, Academic Press, New York. 1956, P. 1.
- 40) N. Thompson, N. J. Wadsworth and N. Louat, Phil. Mag., <u>1</u> (1956) 113.
- 41) P. J. E. Forsyth, J. Inst. Metals, 82 (1953) 449.
- 42) D. Hull, J. Inst. Metals, <u>84</u> (1955) 527.
- 43) E. E. Laufer and W. N. Roberts, Phil, Mag., <u>14</u> (1966) 65.
- 44) W. A. Wood, S. McK. Cousland and K. R. Sargant, Acta Met., <u>11</u> (1963) 643.
- 45) W. A. Wood, Fracture, Wiley, New York, 1959, P. 412.
  46) 幡中憲治, 川辺秀昭, 田中政夫, 材料, 掲載予定.
- 47) K. Hatanaka, H. Kawabe and M. Tanaka, Technol. Rept. Osaka Univ., 19 (1969) 619

- 48) N. E. Frost and D. S. Dugdale, J. Mech. Phys. Solids, <u>6</u> (1958) 92.
- 49) P. C. Paris and F. Erdogan, Trans. ASME, Ser.D, <u>85</u> (1963) 528.
- 50) A. J. Brothers and S. Yukawa, Trans. ASME, Ser. D, <u>89</u> (1967) 19.
- 51) N.E.Frost, International Conference on Fracture, Sendai, (1965) 1433.
- 52) A. K. Head, Phil Mag., 44 (1953) 925.
- 53) J. Weertman, International Conference on Fracture, Sendai, (1965) 153.
- 54) B. Tomkins, Phil. Mag., <u>18</u> (1968) 1041.
- 55) P. J. E. Forsyth, Acta Met. <u>11</u> (1963) 703.
- 5 6) 幡中憲治,川辺秀昭,山田朝治,第13回材料研究連合講演会前刷 (1969) 19.
- 57) A. J. McEvily and R. C. Boettner, Acta Met.,

<u>11</u> (1963) 725.

- 58)大手敏,村松正光,石田昭夫,材料,<u>18</u>(1969)62.
- 59) U. H. Lindborg and B. L. Averbach, Acta Met., <u>14</u> (1966) 1.
- 60) U. H. Lindborg, Acta Met., 16 (1968) 889.
- 61) C. Laird and G. C. Smith, Phil. Mag., 7 (1962) 847.
- 62) P. J. E. Forsyth and D. A. Ryder, Aircraft Engineering, 32 (1960) 96.
- 63) S. R. Valluri, Acta Met., 11 (1963) 759.

- 64) M, Ronay, W. H. Reimann and W. A. Wood, Trans. AIME. 233 (1965) 298.
- 65) R. L. Stegman and M. R. Achter, Trans. AIME, <u>239</u> (1967) 742.
- 66) H. Ormerood and W. J. McG. Tegart, J. Inst. Metals, 92 (1963~64) 297.
- 67) M. J. May and R. W. K. Honeycombe, J, Inst. Metals, 92 (1963~64) 41.
- 68) H. Conrad, Mechanical Behavior of Material at Elevated Temperature, (1961) P.218
- 69) 田中政夫, 幡中憲治, 材料, 17 (1968) 1009.
- 70) J. C. Grosskreutz, J. Appl. Phys., 34 (1963) 372.

# 第 3 編

# 疲労過程中の転位の挙動

第3-1章 緒 言

透過電子顕微鏡による金属の内部構造に関する研究は、 1 9 5 6 年に Bollmann<sup>1)</sup>が電解研摩法により実物薄膜を作製し、転位像を観察すること に成功して以来、金属材料の変形と破壊の機構解明に多大な寄与を成してき た. 1959年, Hirsch 6<sup>2)</sup>により、これが金属材料の疲労過程 中の転位の挙動の観察に応用されて以来疲労のこの分野に関する研究は非常 に多数報告されてきた。それによると疲労変形を受けた金属材料の内部組織 はDislocation dipole や Dislocation loop からなる Dislocation cluster, 3) ~7) それに明確な Cell structure<sup>8)</sup>~14) の形 成を特徴とするとされている。そして Cell structure の形成は応力 (ひ ずみ)振幅<sup>3)</sup>の大きさと面心立方晶系金属では積層欠陥エネルギー<sup>8),15)</sup>, 16) に依存することが知られている。体心立方晶系金属の場合は面心立方

品系金属よりすべり系が多い関係上,疲労過程中の*Cell structure*の形成はより一般的である。<sup>9)~13)</sup> このように疲労変形に特有な転位組織に 関する情報はかなり豊富になったが,ただそれを提示するにとどまつている のが現状である。さらに一歩進んで転位組織と疲労破壊との関連性を実験的 に追求することこそ最も重要なことと思われる。

前編で, 積層欠陥エネルギーが非常に低い金属材料としての18-8オー ステナイト鋼の疲労変形を表面の微視的すべり線の形態から検討した. 従来, 表面組織と内部組織の対応性については必ずしも明りような結論は得られて をらず<sup>2)</sup>,したがつて低積層欠陥エネルギーの材料という観点から18-8 オーステナイト鋼の疲労過程中の転位の挙動を検討することは, 金属材料の 疲労破壊機構の解明の上からも重大なことと思われる. これまでにこの方面 の研究はほんの数編報告されているにすぎない。すなわち Hirsch 6<sup>2)</sup>

- 135 -

は10<sup>7</sup>以上の寿命を有する低応力疲労においては Dislocation loop は形成されず積層欠陥の patch から なる Band がすべり帯の中に観察さ れたことを報告し、また Segall 6<sup>7)</sup>は5×10<sup>4</sup>の疲労寿命を有する比 較的高応力域で他の高積層欠陥エネルギーを有する金属材料に類似した Elongated disloction loop を観察した。一方 Vingsbo<sup>17)</sup>は高応力 疲労における 9×10<sup>4</sup>の応力繰返し数で Dislocation dipole, Dislocation loop とともに、明確な Cell structure を観察した。

以上のように、同じ高応力疲労においても低積層欠陥エネルギーを有する オーステナイト系ステンレス鋼の疲労過程中の転位の挙動に関しては必ずし も一致した見解は得られていない。そこで、本編では、18-8オーステナ イト鋼の疲労過程中の転位の挙動を低応力疲労と高応力疲労の両方の場合に ついて詳細に検討するまた、巨視的疲労き裂発生直前に多数発生するマイクロク ラック先端近傍の転位組織を詳細に観察することにより、転位組織と疲労破 壊との関連性を追求するとともに、その先端部分に形成されているマルテン サイトと疲労き裂伝播挙動との関係を論ずる。 第3-2章 転位組織の観察

3-2-1 試験方法

主として室温における疲労過程中の転位組織の観察を行なった。 表3-2-1 供試材料の化学成分 (SUS27) (%)

С	Si	Mn	Р	S	Ni	Cr
0.06	0.80	1.67	0.034	0.010	9.42	1 8.5 8

表3-2-2 供試材料の静機械的性質

引張強さ	伸	び	硬	度
kg/nnn	%		Hy	(100 <i>9</i> )
6 3. 5	5 7.	1	1	52

疲労試験に使用した材料 はSUS27の厚さ1째 の板材でその化学成分, それに納入状態における 機械的性質をそれぞれ表 3-2-1,表3-2-2 に示す.試験片は図3-2-1の形状寸法に機械 加工後.アルゴンガス中



図3-2-1 試験片の形状と寸法

で1100℃,30分間加熱後油冷の溶体化処理を施した。その後エメリーペ ーバーで酸化度を除去し、さらにエメリーペーバーによる加工層を片面のみ について化学研摩,電解研摩により溶去し、最後に電解腐食を施した。電解 腐食後の試験片の厚さは約850μである。このときの平均結晶粒径は約

- 137 -

100 μ である。

使用した試験機はシエンク式平面曲げ疲労試験機(1800C. P. m.) で 対象にした応力段階は24,36kg/miで,この応力における疲労寿命はそれ ぞれ13×10<sup>6</sup>,12×10<sup>5</sup>である。前者が低応力疲労,後者が高応力疲 労に相当すると考えてよい。S-N曲線の大略を図3-2-2に示す。転位 組織の観察は低応力疲労については,応力繰返し数、N=10<sup>4</sup>,10<sup>5</sup>,2× 10<sup>5</sup>,4×10<sup>5</sup>,7×10<sup>5</sup>,10<sup>6</sup>,高応力疲労についてはN=5×10<sup>3</sup>, 10<sup>4</sup>,2×10<sup>4</sup>,4×10<sup>4</sup>,10<sup>5</sup>のところで疲労試験を中止し、それぞ



破断繰返し数

図3-2-2 S-N 曲 線

れの試験片について行ない疲労進行過程中の転位の挙動を明らかにした。このうち特に低応力疲労における10<sup>6</sup>,高応力疲労における10<sup>5</sup>の応力繰返し数を受けた試験片には長さ約200μ程度のマイクロクラックが多数発生
しており、これよりマイクロクラック先端近傍の転位組織の観察が可能であった。またその他に長さ7 mm程度の巨視的き裂が成長した試験片の先端付近からの薄膜観察を,低応力, $\sigma = 30 \text{ kg/mm}$ の中応力,それに高応力について行ない疲労破壊直前の転位組織を検討した。

また一部引張破断後の試験片から薄膜を作製し内部組織の直接観察を行ない, これと疲労変形によるそれとを比較検討した。

使用した電子顕微鏡は加速電圧100KVの日本電子製JEM6A型である。

3-2-2 実物薄膜作製法

薄膜の電子顕微鏡観察は一に良好な薄膜の製作にかかっている。 加速電圧100KVの電子顕微鏡で鉄系材料の内部組織を観察する場合厚さ約 2000Å以下の薄膜が必要とされている。本試験の場合,素材が850μと 相当厚いので良好な薄膜を得るために次の三段階の手順をふんだ。

所要の応力繰返し数を負荷 した試験片はそのチャック 部の片方を図3-2-3の 形状にマイクロカッターで 注意深く切断後,電解腐食 を施した面のみを,ビニー ルテープをはりつけること により厳重に保護する。そ してまず第1段階としてそ の反対側の面に化学研摩を



図3-2-3 切断後の試験片の形状と寸法

施し板厚を200~300µにする。その後ビニールテープをアセントにて 溶法するが、その時ビニールテープは化学研摩液の電解腐食面への浸入を完

表3-2-3 化学研摩条件

化学研摩液	H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> :	6000	液	溫	約20℃
	НСℓ	3 5 c c			
	HF	10.00			
	H <sub>2</sub> O	10 <i>cc</i>			

全に防いでいることが確認された。この時の化学研摩条件を表3-2-3に す。第2段階としての予備研摩には図3-2-4に示すジェット式電解研摩 法を用いた。

図において陰極は5 mm¢のガラス製ノズ ルの中を通された 0.4 mm の白金線で あり, 陽極はステン レス製ピンセツトで 間接的に固定された 試験片である。 すな わち試験片とピンセ ットは電気的に絶縁 されており、陽極に 通ずる白金線が細い ボリ塩化ビニル管の 中を通されてピンセ ットの片足に取り付 けられ, 試料はこの



図 3-2-4 ジェット式電解研奏法

- 140 -

白金線の先端と絶縁物で覆われたピンセットの他の片足とではさまれている。 電解研摩はなるべく一様な厚さの膜になる様,電流密度,電圧,白金陰極線と 試料との間隔,電解液流量などを注意深く調節しつつ,化学研摩を施した面 のみについて行なう。このときの試験片の電解研摩部は凹型形状となり, 予備研摩後の試験片の凹部の厚さは50 μ以下である。なお試料は上下,左 右任意の位置に移動調節出来るようになっている。予備研摩における最適電 解研摩条件を表3-2-4に示す。

表3-2-4 予備研摩条件

電解液	HClO4	1 容	電	圧	4 0 V
	C <sub>2</sub> H <sub>5</sub> OH	1 容	電	流	1 A∕ <i>c</i> ᡥ
液 温	室温				

最終段階の仕上げ研摩にはBollmann 法を採用した。この装置の概略を 図3-2-5 に示す。陰極としては18-8ステンレス鋼板を図のようにビ ーカーの底に沈め陽極としての試験片は予備研摩のとき用いたと同じピンセ ットではさんで陰極とほぼ垂直になるように固定する。このときピンセット のつかみ部は電解液の外に位置している。仕上げ研摩は予備研摩にて成形し た凹部に微細な孔が生ずる瞬間を以て終了する。この瞬間は試験片を介して 目の反対側に位置した Lamp の光がその小孔を通じて肉眼に認められること により判断する。この小孔の周囲が電子顕微鏡観察可能領域である。仕上げ 研摩の電解速度は約14 μ/mmであり、研摩開始後約2~20分間で小孔が 認められることから判断して、この薄膜は試験片表面から約25 μ以内の位 置から採取されたものと考えられる。疲労試験時の試験片厚さが約850 μ であるからこの薄膜観察からは最大応力が作用した領域からの情報が得られ るものと考えられる。このときの電解研摩条件を表3-2-5に示す。



図 3-2-5 仕上げ研修法

表3-2-5 仕上げ研摩条件

電解液	HC(O	60 cc	電	圧	2 5 V
	С Н <sub>3</sub> СООН	440 cc	電	流	0. 1 A / cm
			液	温	10°C

薄膜の切り出しは次のようにして行なう。すなわち仕上げ研摩後の薄膜部 分の両面をバラフインで覆い、その後片面のみについて小孔を中心にして直 径約3㎜<sup>Φ</sup>の円周にわたって針でバラフィンを除去する。この状態の試験片 を化学研摩液中に浸せば、その円周部分のみが溶去され、その結果円形の薄 膜が試験片から切り出されることになる。この操作の略図を図3-2-6に、 またこの時の化学研摩条件を表3-2-6に示す。

切り出された薄膜は最後にパラフィンやその他の付着物除去のため洗浄さ

- 142 -

れる。すなわち 80 C の J / u + v + v + v2回, さらに 75 Cのエチルアルコール 中で 1回の洗浄を行 なうことによりこの 目的を完全に達す ることが出来る。こ の薄膜試料を銅製 Double grid (50 × 100 mesh) に はさんで電子顕微鏡 の検鏡用試料とする。



図3-2-6 薄膜試料の切出し

表3-2-6 薄膜切出し時における化学研摩条件

化学研摩液	$H_2 O_2$	3 () cc	
	нсℓ	17.5 cc	
	ΗF	5 <i>cc</i>	
	H <sub>2</sub> O	4 2.5 cc	
液温	約20℃		

3-2-3 応力繰返し数に伴う転位組織の変化

従来から高応力疲労と低応力疲労ではその疲労変形機構が異なると言われ ている。<sup>18)</sup> 第2編における18-8オーステナイト鋼の電子顕微鏡レプ リカ法,それに細束X線法による結晶変形の観察からこれらの間にはほとんど 差がないことが認められたが、本試験ではさらに厳密を期するため主として 上記の二つの応力段階について疲労過程中の転位の挙動を詳細に検討した。

溶体化処理後の疲労試験前の試験片から得られた18-8オーステナイト

鋼の標準オーステナイト組織を図3-2-7 (a) (b) (c) に示す. (a) (c) においては転位は全く認められない。(b) では積層欠陥のフ リンジが観察されるとともに結晶粒界にごくわずかの転位がからんでいるの が認められる。これらの結果より本試験における溶体化処理は十分初期の目 的を達していることがわかる。

図 3-2-8 (a) (b) (c) は  $\sigma = 24 \text{ kg/m}$ , N=10<sup>4</sup>の 疲労過 程中ごく初期の転位組織である。(a) は積層欠陥 Bundle を示す。低積層 欠陥エネルギーを有する18-8オーステナイト鋼はすでによく知られてい るように、変形により容易に完全転位が例えば次式に示すようにショックレ ーの部分転位に分解してその間に積層欠陥を生ずる。

$$\frac{a}{2}\left[10\overline{1}\right] \rightarrow \frac{a}{6}\left[2\overline{1}\overline{1}\right] + \frac{a}{6}\left[11\overline{2}\right] \qquad (3-2-1)$$

疲労変形が進行するにつれてこのような積層欠陥はますます発達してくる. 同図(b)(c)は疲労過程初期の典型的な転位組織である.この直線的転位配列はい わゆる{111}面の単純なすべり変形に対応しているものと思われる。 このように 疲労初期においては転位密度は低く、しかもその転位は一方向直線的に配列す るのが特徴である。そして Dislocation loop の形成は認められない。 図 3 - 2 - 9 (a) (b) (c) (d) は $\sigma = 2.4 \text{ kg/m}, N = 1.0^5$ の応力を繰 返したときに生じた転位組織である。

図(a) は Foil 面(110) を観察したもので積層欠陥のフリンジ,そ れにTangle した転位が〔I10〕方向に配列しているのがわかる。この場 合(111) 面又は(111) 面のすべり面が活動した結果を示しているも のと思われるが,図3-2-8(a)の観察結果と比較してこの場合は積層 欠陥近傍において転位密度の増加が観察されるのが特徴である。同図(b)

は、結晶粒界近傍の転位組織でここではすでにDislocation loop の形 成が認められる。低応力疲労の初期段階における直線的。一方向性の転位配 列は表面におけるすべり線の形態と比較的よく対応する。このことはHirsch<sup>2</sup>らの観察結果と一致する。しかし粒界近傍においてはこのことが必ず しも当てはまらず、同図 (b) においてみられるように転位配列はかなりそ の規則性を欠く。これは粒界近傍において特に複雑な変形が観察されたレプ リカ電子顕微鏡観察結果に対応するものと思われる。 同図 (c) では積層欠 陥に複雑にからんだ転位が観察されるとともにそれに転位がPile upしてい る様子を示す。このように一度形成された積層欠陥は他の転位の運動を強く 制限する傾向が強い。同図(d)はいわゆる転位のBand structure であ る。 Band 内には Disloca tion loopが多数認められる。 図 3-2-10 (a) (b) (c)  $d\sigma = 24 \text{kg}/\text{m}$ , N=4×10<sup>5</sup> の場合の転位組織で ある。この段階では転位密度もかなり上昇し同図(a)においては Tilt boundary の形成が認められる。この組織はCell 形成の途中の状態を示し ているものと思われる。同図(b)は〔111〕方向に方向性をもつて配列し たBand structure である。図3-2-9 (a) に示した組織よりさらに **積層欠陥にからむ転位の数が増大しているのが観察される。 同図(c)は疲** 労過程中に形成されたHexagonal dislocation network である。次に  $\sigma = 2.4 \text{ kg/m}$ , N = 7 × 10<sup>5</sup> における転位組織を示す。この段階は力学 的にはすでに疲労硬化が飽和状態に達し、 しかもかなりその 終盤に 達 した頃 に相当するものと思われる。図 3-2-11 (a) (b) は典型的なBand structure である。同図 (a) には (111) 面か (111) 面のどちら かのすべり面の活動により形成されたと思われる Trace が観察される。そ してこれにほぼ平行に成長した Hexagonal network が認められる。そし て Band structure の一部はこれら Hexagonal network にからんだ転付

- 145 -

から形成されている。そしてBand structure は必ずしも一方向でなくわ ずかの角度をなした三方向の配列から成つている。この転位組織は Cell Structure への移行期にあるものと思われる,図(b)のBand は明らか に〔110〕方向に並んでいる。 (a).(b) 図ともその Band structure 内に多数の Elongated dislocation loop が観察される。図3-2-12 (a) は積層欠陥に Pile up した転位群を示す。図3-2-9 (c) でも観察されたように積層欠陥はこのように他の転位の運動を強く阻み. その結果同図(b)に示されるような積層欠陥にからんだ転位群がしばしば 観察される。図3-2-13 (a), (b) は粒界近傍の転位組織を示す。図 (a) では粒界を隔てて二本のすべり線が観察され、これには明らかにレプ リカ電子顕微鏡観察による表面組織との対応が認められる。図())は (110) 面の観察結果で〔110〕方向のTrace が観察されるととも に「112]「112]方向の Dislocation band が認められ、これは表 面観察における多重すべりに対応している。また粒界にどく近接した領域に Square cross grid およびそれのHexagonal network への成長途上 の状態。それに完全なHexagonal network が連続的に配列しているのが 表面組織観察において、結晶粒界近傍が特に複雑な変形形態 わかる。 を示すことは再三強調したことであり、これらは転位組織と良い対応を示す。 図 3 - 2 - 1 4 (a)(b) はいずれも Cell structure 形成の途中と思わ れる転位組織である。いずれにもDislocation loop から成る発達した Dislocation patch が認められる。また特に同図 (a)においてはDislocation dipole, またそれから形成されたと思われる Elongated dislocation loop array が観察される。図 3-2-15は (211) 面上(O<sup>1</sup>])方向に明瞭に配列した転位組織である。そしてその方向は多 分表面のすべり線のそれに一致しているものと思われる。転位はLarge ang-

- 146 -

le tilt boundary に pile up している。図3-2-16から図3-2 -18は $\sigma=24$ kg/m, N=10<sup>6</sup>のときの転位組織である。この段階で は試験片表面の多くの場所にすでにマイクロクラックの形成が認められる。 図3-2-16は薄膜にした後に Foil 面と傾いた面に形成されたNetwork とそのDislocation network が移動した後に形成された積層欠陥を示す。 このようなフリンジはRuffら19) により報告されており、この場合疲労 変形組織とは直接関係ない。しかしこのフリンジの向きから転位の配列方向 を知ることが出来る。図3-2-17 (a)(b) には $\sigma = 2.4 \text{ kg/m}$  にお ける疲労過程中最も転位密度が高い状態に属する転位組織を示す。複雑に Tangle した転位とともに、かなりCell に近いDislocation patch が 観察される。この応力段階ではマトリツクスにおいては不明瞭なCell structure を形成する。この状態を疲労過程中の最終的転位組織と考えてよい。 粒界近傍において発達したBand structure が図 3-2-18に見られる。 また同図にはDislocation dipole およびそれがPinching off して形 成されたと思われるElongated dislocation loop が認められるが、こ れは図3-2-14(a)の場合と同様、良く知られているJohnston,Gi-20) の機構により形成されたものであろう。Bandの中にはDislocalman tion loop からなる Dislocation patch が認められる.

以上破断繰返し数が約 $1.3 \times 10^6$ と予想される低応力 $\sigma = 2.4 \text{kg/mh}$ の 疲労過程中の転位組織を詳細に観察してきた。その結果をここでまとめてお こう。繰返し応力に伴う転位組織の変化は次のようになる。初期における Dislocation bundle (図3-2-8 (b))は次にFragmentation<sup>2</sup>1) を起し次第に Band structure を形成するようになる。







( b )



( c )





( a )



( *ð* )



( c )

図 3 -2-8 低応力疲労過程中の転位組織。 $\sigma = 24 \text{ kg/mm}$ 、N  $= 10^4$ 



( a )

Grain boundary



( )

図3-2-9 低応力疲労過程中の転位 組織 σ=24kg/mi,N=10<sup>5</sup>

- 150 -



(C)



(d)図 3 -2-9 低応力疲労過程中の転位組織  $\sigma=2.4 \text{ kg/m²}$  , N=10<sup>5</sup>

- 151 -



( a )



E1117 ( b )

Hexagonal dislocation network



( c )

図 3 -2-10 低応力疲労過程中の転位組織  $\sigma = 2.4 \text{ kg/mm}$  , N = 4  $\times$  1 0 <sup>5</sup>

Hexagonal dislocation network



( a )

図 3-2-11 低応力疲労過程中に形成された Band structure  $\sigma = 24 \text{ kg/ml}, N = 7 \times 10^{5}$ 



( b )

図 3-2-11 低応力疲労過程中に形成された Band structure  $\sigma = 2.4 \, \text{kg/m}$ , N=7×10<sup>5</sup>







図 3 -2-12 低応力疲労過程中に形成された積層欠陥とそれにからんだ転位群  $\sigma = 2.4 \text{ kg/mm}$ , N = 7  $\times$  10 <sup>5</sup>



( a )

図 3-2-13 低応力疲労過程中における結晶粒界近傍の転位組織  $\sigma = 24 \text{ kg/ml}, N = 7 \times 10^5$ 



 $\sigma=2~4\,{\rm kg}/{\rm mn}$  ,  $N=7\times10^{5}$ 



( a )



( b ) 低応力疲労過程中の転位組織 図 3-2-14  $\sigma\!=\!2~4\,\mathrm{kg}/\mathit{ml}$  ,  $N\!=\!7\,\times$  1 C  $^{5}$ 



図 3 - 2 - 15 低応力疲労過程中の転位組織  $\sigma = 2.4$  頃/n前 , N = 7  $\times 1.0^{5}$ 

- 159 -



図 3 - 2 - 16 低応力疲労過程中の転位組織  $\sigma = 2.4_k$ g/m<sup>2</sup> , N = 1.0<sup>6</sup>



 $\sigma = 2.4 \text{ kg/mm}$  , N = 1.0 <sup>6</sup>

0

- 161 -



図3-2-18 低応力疲労過程中に形成された,発達した

Band structure  $\sigma=2~4\,{\rm kg}/{\rm num}$  , N = 1 0  $^6$ 

- 162-

とれは 特に 繰返 し変形の 初期に 積層欠陥を生じた場合はこれに も つれるような形で成長する (図 2-3-9(a)). そしてその方向は主すべり 面で ある { 1 1 1 } 面のTrace の方向に一致する.  $N = 10^{\circ}$  ですでに この Band 内には Elongated dislocation loop が認められる. (図 3 -2-9(b)(d)).その後の疲労過程はこの Band structure の発達に費やさ れている. すなわちBand を構成するジョグやキンクを含む複雑にTangle した転位は次第にその転位密度を増し, また Dislocation loop の数も 増加する (図 3-2-1 1(a), (b), 図 3-2-18). またこの過程で Dislocation dipole がしばしば観察される (図 3-2-1 4(a), 図 3-2 -18).  $N = 10^{\circ}$  になるとこの Band の方向性がかなり乱れその形状は かなり Cell に近くなる(図 3-2-17(a), (b)), 試験片の多くの場所にすで にマイクロクラツクが発生しているこの最終的状態にやいては $\sigma = 24 \log / m m$ にかけるマトリックスにおける転位組織は不明瞭ながらも Cell structure を示す.

次に $\sigma = 3$  6kg/m,  $Nf = 1.3 \times 10^{\circ}$ の高応力疲労過程中の転位組織 を示そう。この場合は $5 \times 10^{3}$ というきわめて初期で非常に発達した Band Structure (図3 - 2 - 19(a))が認められ、それは主として多数の Dislocation loop から構成されている。またレプリカ電子顕微鏡観察から 複雑な変形形態が確かめられた双晶境界近傍ではすでに明瞭 な Elongated subgrain が観察される( 同図(b)).なお結晶粒内においては同図(a)の組織 が代表的である。高応力疲労の初期における Band structure は低応力 疲労の初期におけるそれが明らかな一次元的な方向性を持つのに比較すると かなり二次元的である。図 $3 - 2 - 20 \sim 203 - 2 - 22$ は $N = 10^{4}$ にお ける転位組織を示す。図3 - 2 - 20は Dislocation loop の Patch で ある。Band structure から Cell への移行期にある組織かと思われる。

- 163-

図 3 - 2 - 2 1 は疲労変形により生じた Stacking fault bundle<sup>22), 23)</sup> である。粒界近傍に形成された不完全な Subgrain を図 3-2-2 2(a)(b) に示す。隣同志のBand structure が互にLink up してElongated subgrain を形成しつつある。図 3-2-2 3(a)(b) は  $N = 2 \times 10^4$ のと きの粒界近傍の Subgrain を示す。同図(b)はその一部の拡大写真で、これ より Cell wall は非常に細い Dislocation loop の集合体であること がわかる。図 3 - 2 - 2 2におけるCell wall にかなりのDislocation tangle が観察されたことからすると Cell wall は応力繰返し数とともに Loop で構成される割合が増すものと考えられる。Cell wall の配列方向 は {100}, {110}, {111} 面といった低次の面にそう傾向が強 いことが報告されている。23 この場合 Foil 面は (1 1 0 ) 面で, Cell wall は主として〔110〕、〔112〕方向に沿っていることはこのことを裏付けるものである。 $N = 4 \times 10^4$  における転位組織を図3-2-24 (a)(b)、図3-2-25に示す。図3-2-24は粒界近傍における組織であ るが、Subgrain はますます明瞭な形を整えてくること認められる。そし てCell wall が細い Dislocation loop から成っているのは図3-2 -23の場合と同じである。一方結晶粒内における転位組織が図 3-2-25 に示されている。粒内における組織は粒界近傍におけるそれとかなり異なり Subgrain は形成されていない。Band structure から Cell structure への過渡期にあり Dislocation loopに混ってかなりの Dislocation tangle が認められる。図 3-2-26,図 3-2-27はN=10°における転位組織である。この段階においては試験片に多数のマイク ロクラックが発生しており、その転位組織には粒界(図3-2-26)のみ ならず粒内においてもかなり明瞭な Cell structure が認められる (図 3 - 2 - 2 7(a)(b)

- 164-



and Reality

( a )

Cell structure

図3-2-19 高応力疲労過程中に形成された転位組織。 $\sigma$ =36kg/mm , N=5×10<sup>3</sup>

(*b*)



図 3-2-20 高応力疲労過程中の転位 組織  $\sigma = 3.6 \text{ kg/mm}$ N=10<sup>4</sup>



図 3 - 2 - 2 1 高応力疲労過程中の転位組織  $\sigma = 3 6 \log / m\hbar$ N = 1 0 4

Grain boundary



( a )



(b)

図 3 -2-22 高応力疲労過程中の転位組織  $\sigma=3.6 \text{ kg/mm}$ , N  $= 1.0^{-4}$ 

- 167 -





( b)

図 3-2-23 高応力疲労過程中に形成された結晶粒界近傍 のCell structure $\sigma=3.6 kg/mm^{2}$ , N=2×10<sup>4</sup>

- 168 -



(a)



(b)

図 3 - 2 - 2 4 高応力疲労過程中に形成された Cell structure  $\sigma = 3.6 \text{ kg/m}^{2}$ , N = 4 × 1 0<sup>4</sup>

\_ 169 \_\_



図 3 - 2 - 2 5 高応力疲労過程中の転位組織  $\tau = 3.6 \text{ kg/mm}$ , N = 4 × 1 0 <sup>4</sup>



図 3-2-26 高応力疲労過程中,結晶粒界近傍に形成された Cell structure  $\sigma=3.6 \text{ kg/m}$ , N=10<sup>5</sup>

- 171-



以上高応力における疲労過程中の転位組織を通観してきたが、その結果を まとめると次のようになる。高応力疲労の場合は低応力疲労の場合と異なり  $N=10^{3}$ の極めて初期のうちに結晶粒界近傍にElongated cell structure が形成される (図3-2-19(b)) . しかし結晶粒内では主として Dislocation loop から成る発達したBand structure が支配的であ る。応力繰返し数の増加とともに結晶粒界近傍のCell structure は明確 な形をとるようになるとともにCell wall における Dislocation loop の割合が増加する (図3-2-24(a)(b), 図3-2-26) . そして粒内の 転位組織はBand structure から次第にCell structure へ移行する形 態を示し、多数のマイクロクラツクが観察されるN=10<sup>5</sup>ではDislocation on loop から成るかなり明瞭なCell を形成する (図3-2-27(a)(b)) . 以上のようにマトリツクスにおける転位組織は、主として Dislocation tangle から成る Structure を主体とする低応力疲労に比較して,高 応力疲労ではDislocation loop から成る Cell structure が支配的で **多り**両者の間にはかなりの差が認められる。

次に中心応力段階として $\sigma = 30 \text{ kg}/mk$  で $Nf = 3.6 \times 10^{5}$  と予想さ れる条件で疲労試験を行ない、 $N = 3.1 \times 10^{5}$  のところで巨視的き裂が7 mm に成長した試験片についてそのき裂の前方から採取された試料の観察結果 について述べよう。図 3 - 2 - 28(a)(b)は結晶粒界近傍の転位組織である。 同図(a)においてはDislocation loop から成るかなり明瞭な Cell structure が認められるが(b)では Joggy dislocation tangle が多数認め られ、Band structure からCell structure への過渡期の組織と解釈 すべきである。同図(a)におけるCell wall が〔110〕、001〕方向 に沿う傾向が強いのはこのCell が〔110〕方向に沿つたBand structure から成長してきたことを示唆する。図 3 - 2 - 29(a) B(c)は結晶粒内

- 173 -




 $\sigma = 3.0 \text{ kg/mm}$ , N=3,1×10<sup>5</sup>

## 図3-2-29 中応力段階渡労過程中の転位組織

( *a* )



 $\sigma = 30 \text{ kg/mh}$  ,  $N = 3.1 \times 10^{5}$ 3-2-29中応力段階疲労過程中の転位組織

X



 $\sigma = 3 \text{ Dkg/mil}$  ,  $N = 3.1 \times 1 \text{ D}$ 

177 -

における Band structure である。図(a)では積層欠陥にからんだ転位が観 察されるとともに Band の方向に対して直角方向にのびた Dipole 本 よびそのDipole が Pinching off して形成されたと思われるElongat\_ ed dislocation loop が観察される。同図(b)は低応力疲労における図3 -2-11(a)に示した転位組織と良く似ている。Tilt boundary や Twist boundary 23), 24) が認められるが、これは後の過程において Cell structure を形成するとき重要な役割を果すのであろう。このように 図 (a) (b) の転位組織は低応力型に似ていることがわかる。それに対して同図 (c) は Dislocation loop の数が多いこと、それに Band の方向性が かな り不明瞭になり Cell structure への移行期にあると思われることなどから 例えば図 3-2-20の組織との類似性が認められ、むしろ高応力型に属す る。

以上の中応力段階における結晶粒界近傍,および結晶粒内における転位組 織観察結果から,中応力段階では転位組織も低応力型と高応力型の両方の性 質を合わせ持つことが判明した。

3-2-4 マイクロクラック先端のマルテンサイトと転位組織

疲労き裂先端部分のレプリカ電子顕微鏡観察からその部分にマルテンサイ トと思われる盛り上がりが確かめられた。これを更に詳細に検討するために 疲労き裂先端部分の電子顕微鏡直接観察を試みた。なお,いわゆる巨視的き 裂先端の直接観察はその部分の薄膜の製作が技術的に困難であるため事実上 不可能である。そこで本試験においてはマイクロクラック先端近傍の転位組織 を観察し,その結果から巨視的き裂先端部分の変形組織を類推する方法を採 用した。また,この結果から疲労き裂発生過程における変形組織が詳細に検 討出来るのはもちろんのことである。まず始めにその観察結果について述

- 178 -

べよう.

 $\sigma = 3.8 \text{ kg} / m$ の高応力疲労におけるマイクロクラック先端近傍の転位 組織とその部分の制限視野電子回折写真を図る-2-30に示す。同図 (a) でき裂先端約2µにわたつてNeedle structure 25, 26 が観察され る。これは明らかなマルテンサイト組織で疲労変形の結果生じたマイクロク ラック先端においてγ→α変態が生じていることがわかる。図(b)における電 子回折写真にはτ相とα相の両方の回折班点が認められる。この解析に用い た $\alpha$ 相の格子定数は $\alpha_{\alpha}^{\alpha}$ =2866 $\hat{A}^{27}$ であり、これは前編における細束 X線回折像の解析に用いたものと同じである。き裂の向きは(110)の Foil 面で [ 1 1 ] 方向であり { 1 1 1 } 面の Trace の向きに一致して いる。これは3-2-3において観察したBand structure の向きと同じ である。さらにこの事実は前編のき裂発生はSlip band crack の形態を とるというレプリカ 電子顕 微鏡観察結果を確認するものである。 図3ー 2-31,図3-2-32にはそれぞれ $\sigma$ =30,24kg/mlにおけ るき裂先端付近の変形組織と電子回折写真を示す。この両者においては明瞭 からの回折班点が認められる。一般には18-8オーステナイト鋼の変態の 結果生じたマルテンサイトには双晶欠陥は存在しないとされており, 25), 26), 28) 図3-2-31, 図3-2-32の例はマルテンサイトが多数 の転位から構成されている例と思われる。

次にき裂近傍の転位組織を観察しよう。図3-2-33は $\sigma=36$ kg/m におけるマイクロクラック近傍の転位組織である。明瞭なElongated subgrain が形成されている。3-2-3で観察した結晶粒界近傍のマトリック スにおけるCell structure に比較してCell wall が細く明確であると 共にCell 内にはほとんど転位は認められず、すでに完全なSubgrainとし

- 179 -





(a)



(b) 図3-2-31 マイクロクラック先端の内部組織と制限視野電子回折写真  $\sigma = 3.0 \text{ kg/nm}$ , N=3.1×10<sup>5</sup>

- 181 -





図 3 - 2 - 3 3 マイクロクラック 近傍の Cell structure  $\sigma = 3.6 \text{ kg/m}$ , N=10<sup>5</sup>

- 183 -



図 3-2-34 マイクロクラック近傍の転位組織  $\sigma=3$  Okg/mm , N=3.1×1 0<sup>5</sup>

- 184 -



 $\sigma=2~4\mathrm{kg}/\mathrm{mm}$  , N=10  $^6$ 

- 185 -

ての形態を示している。 Subgrain boundary の両側においてあまり 明瞭 なContrast が認められないのは Subgrain 間にほとんど方位差がないこ とを示す。50 またこの場合の Subgrain sizeは約 2  $\mu$ でマトリックス にお けるそれより小さくなっている。これは疲労過程中におけるSubgrainの Fragmentation 31) を示唆するものであろう。き裂は[110]方向に ほぼ直線的に進行しており、必ずしも Subgrain boundary に沿う傾向は みられない。しかしElongated subgrain の長軸方向はその向きに 一致 している。この場合もき裂はGrain boundary の近くで発生していること に注意しなければならない。 $\sigma = 30 \text{ kg/ m}$ の場合のき裂近傍の組織を図3 ー 2 - 3 4 (a) (b)に示す。 同 図 (a)(b) においては 図 3 - 2 -33のもの程明瞭な Subgrain は形成されていない。しかし Cell st-が観察される。また図(b)において明らかなようにこの場 ructure 合もき裂は $\{111\}$ 面Traceと思われる方向に直線的に走ってい る 。 図 3 - 2 - 35 は低応力疲労σ=24kg/mmのときのき裂近傍の転 位組織である。ここにおいてもやはりCell structure が認められる。 3 - 2 - 3のマトリックスにおける観察では低応力疲労の場合 Cell structureはかなり不明瞭であったが、き裂先端の高応力集中域にはこのように高 応力疲労の場合と同じような明確な $C_{ell}$  structure が形成されること がわかる。

以上の観察結果よりマイクロクラック 先端には $\alpha$ ーマルテンサイトが形成されること、そしてその近傍の転位組織はかなり明瞭な *Cell structure* から成っていることが判明した。

3-2-5 考 案

面心立方金属の変形による転位組織が積層欠陥エネルギーに依存すること

は多くの研究者により明らかにされている。4),5),7),15),23),24),32), 33) それによると低積層欠陥エネルギーを有する金属は変形によりいわゆ るCell structure を形成し難く、転位は {1+1} 面 Trace の方向性 をも って配列する傾向が強い。そして変形による転位密度の増加は低積層欠陥エ ネルギーを有する金属の方が大きい 5).一方。疲労破壊は Cell structu re と密接な関係を有していることが多くの人により強調されている.16),31) 18-8オーステナイト鋼はWhelan 34) によれば積層欠陥エネルギー: r = 1.3 ergs / cm で面心立方晶系金属のうちでは非常に低い部類に属する ことは再三強調していることである。したがって疲労変形により Cell'structure は非常に形成され難い金属材料ということになる、著者は第2編に おいて18-8オーステナイト鋼の室温試験における表面組織の電子顕微鏡 観察からすべり線の形態は低積層欠陥エネルギー金属材料に特有ないわゆる Planar slip band 32), 33), 35) を示すこと、またき裂近傍においても 鉄、アルミニウム等で観察される Subgrain などがみられず比較的単純な 変形組織を示すことを明らかにした。一方を裂を含む結晶粒の細束X線ラウ エ法による観察結果から、き裂の極く近傍には明瞭な方位差を有しない不完 全なSubgrainが形成されていることを確かめた。そしてき裂近傍における 表面組織と内部網緯が必ずしも一致しないことが確かめられた。き裂のごく 近傍における変形組織については後で検討するととにして、ここでは疲労過 程中におけるマトリックスにおける転位組織と積層欠陥エネルギー、それに 表面組織との関連性について述べよう。

一般に疲労変形により Cell structure が形成されるか否かは上記の積 層欠陥エネルギーの他に応力振幅に大きく依存する。例えば高積層欠陥エネ ルギーを有ずるアルミニウム ( $r = 2 \ 0 \ 0 \ ergs / m$ ) においてさえ、低応力 疲労に属する N =  $1.8 \times 1.0^6$  で破壊した試験片においては Cell structu-

- 187 -

re は形成されないことが報告されている.<sup>3)</sup> 一方r=15 ergs/cd 程度と 思われるCu-7.5 pct Al では、ひずみ振幅 $\triangle \epsilon_p = 0.05$ , Nf = 100 のLow cycle fatigue においてさえCell structure は形成されない <sup>32)</sup>. Cu-7.5 pct Altsりわずかに積層欠陥エネルギーが大きいオース テナイト系ステンレス鋼については、ごく低応力疲労ではDislocation loop さえ認められず<sup>2)</sup> 高応力疲労においてこれが形成され<sup>7)</sup>, さらに Cell structure も観察された.<sup>17)</sup> また $\triangle \epsilon p = 0.02$ , Nf = 10<sup>6</sup> 程度の低応力振幅に属する78°K,300°K 試験では積層欠陥を非常に多く 含む組織が認められた。<sup>36)</sup>

疲労変形による転位組織を論ずるにあたってはその観察場所に考慮が払わ れなければならない。例えばアルミニウムより積層欠陥エネルギーが低いAl  $-1pct Mg 合 \oplus 37$  および 銅<sup>38)</sup>の低応力 試験においていわゆる Persistent slip band 内には明瞭な Cell structure が形成される。この 場合マトリツクスにおいては低応力疲労に特有なBand structure が観察 されているのに対し, Persistint band 内の Cell structure は応力 繰返しによりここに局部的な応力集中が働き。そのために高応力疲労型の転 位組織が形成されたものと解釈することが出来る。本試験における18-8 オーステナイト鋼の低応力疲労の場合、マトリックスにおいては不完全なCe-11 structure が形成されたが、き裂先端付近のいわゆる高応力集中 域 にはさらに明確なCell structure が生ずることが十分予想される...これ については後に述べることにしよう。高応力疲労の場合は結晶粒界近傍にお いて疲労過程の極めて初期のうちに Cell structure が形成されるのは結 晶粒界がStress raiser<sup>14</sup>の役割を果すからであろう。このことは 第2 編で疲労き裂は結晶粒界近傍において発生することが確かめられたことと密 接に関係している。高応力疲労過程の初期に Cell structure が形成され

- 188 -

ることはMcGrath  $6^{37}$  がAl-1pct Mg 合金で疲労寿命の約10%に 相当する応力繰返し数のところでCell structure を観察した事実と一致する.

次に疲労変形により形成された Cell structure と引張変形による それ とを比較してみよう。図3-2-36(a)(b)は引張破断後の試験片から得ら れた転位組織である。両者のCell structure に三つの大きい相違点が認 められる。まず第1にCellの大きさが前者の方が後者より大きいことが認 められる。すなわち前者の場合約2uであるのに対し後者では0.5 u程度であ る。→般にCell size は応力と温度に依存し、応力が低い程また温度が高 い程それは大きくなる。32) このことと、疲労変形は引張変形に比較して X 線によるアステリズムの広がりが小さい特徴を有すること<sup>39)</sup>を合わせて考 えれば第1の相違的は理解される。第2にCell structure の形態が前者 において明確である。これは例えば圧延加工により形成された Rough Cell structure がその後の応力繰返しによる転位の再配列のため次第に明確な Cell structureの形を整えてくること32から、引張変形の場合に比較 して Cell 内において転位密度の小さい Cell structure が18-8オー ステナイト鋼の疲労変形により形成されることは理解されよう。なやここで 注意すべきことは18-8オーステナイト鋼の疲労変形によるCell structure は鉄や高積層欠陥エネルギー材料であるアルミニウムなどのそれに比 較するとCell wall の幅が大きく、Subgrain 内にもかなりの転位が認め られる不完全Cell structure である特徴を有することが電子顕微鏡 観察 からわかる。これは前編の細束 X線 観察の回折班点の分離が不完全であると いう結果と一致する。この相違は交差すべりの難易の差から説明出来る。第3 点は Cell wall を構成する転付の相違である。引張変形による Cell wa-11 が主としてJoggy tangled dislocation から成つているのに対し

- 189 -



( *b* ) 図3-2-36 引張変形によって生じた 図3-2-37 双晶における転位組織 Cell structure

 $\sigma = 3 0 \text{ kg}/\text{mm}$ N = 3.1  $\times$  1 0 <sup>5</sup> 疲労変形の場合はそれは主としてDislocation loopから成っている. これは疲労変形においては応力繰返しのため転位の切り合いの頻度が引張変 形に比べて大きく, JoP, Dipole それに Loopの形成が容易であるためと考えら れる。例えば疲労過程の初期のTangled dislocation が応力繰返し数の 増加とともにしだいにDislocation loopに変化する傾向があるのも同じ 理由によるものと考えられる。なお、18-8オーステナイト綱の低応力疲 労ではDislocation loopが形成されないという報告<sup>2)</sup>があるが、本 試験における $Nf = 10^{\circ}$ 程度の低応力疲労では発達したDislocation looopが形成されることがわかる。

次に表面組織と内部組織との関連性について述べる。表面組織の形態と内 部組織が対応するためには18-8オーステナイト鋼の転位組織は直線的な 形態を示さなければならない。このような転位組織は主として低応力疲労の 場合に多く認められ、これがすべり線に対応したことは前述のとおりである。 図 3-2-37は双晶付近の転位組織で、これなど明らかにすべり線の形態 に一致している。高応力疲労におけるCell structure は必ずしも表面組 織に対応しない。McGrathら 37 や Laufer ら 38 の報告のように発達し た Slip band 内にのみCell structure が形成されるということはなく、 それはむしろ粒界近傍の多重すべり域に形成される。

疲労過程中にマトリックスにおいてはマルテンサイトの形成は認められな かった。前編の細束 X線により検出されたαーマルテンサイト<sup>40)</sup>は疲労き 裂部分。およびそれから10μ以内の極めて限られた領域からのものであっ た。18-8オーステナイト鋼の疲労過程においては疲労き裂発生直前まで マルテンサイトは考慮に入れなくて良いと思われる。

き裂の発生および伝播過程の Stage 1 ではActive slip plane に沿う Slip band crack type が支配的であるとされている。 41), 42)

18-8オーステナイト鋼は低積層欠陥エネルギー材料であるためすべり系 は強く制限され、したがつて転位組織も {111}面 Trace のみに配列す る傾向が非常に強いことが明らかにされたが、このような転位の配列はS1p band crack type のき裂発生をますます促進することになろう。この 事実はレプリカ電子顕微鏡観察<sup>43)</sup>,それにマイクロクラック近傍の電子顕 微鏡網察により実際に確かめられた。き裂の発生位置(Stage ] のき裂伝 播の径路を含む)とSubgrain boundary との間には直接的な関係は認め られなかつた。すなわち図3-2-**33**,図3-2-**35**で明らかに観察さ れたようにき裂はSubgrain boundary に沿って進行することはない。-方,疲労き裂伝播過程のStage 2 では疲労き裂はSubgrain boundary に沿つて進行するのであろうことが示唆されている。8),15) 疲労破面に観 察される Striation はその結果形成されたものである。しかし18-8オ ーステナイト鋼の室温試験の破面にはマルテンサイトの不規則な凹凸の激し い 組織が 編察 された. 44) このことは マイクロクラック 先端に 認められた  $\alpha$ ーマルテンサイトを考慮すれば理解出来る。すなわち疲労き裂はその先端に マルテンサイトを生じつつ進展してゆくことになる。これは第2編における レブリカ電子顕微鏡観察結果をさらに確認するものである。したがつて18-8オーステナイト鋼のき裂先端部分に形成されているのであろう Subgrain はStage 2の段階においてもき裂進展に直接寄与しないものと考えられる。 ただ低積層欠陥エネルギー材料であるのにもかかわらず室温試験において Subgrain が形成されたということは高温試験の場合ももちろんそれが形 成されるということであり、したがつてMa 点以上の温度での18-8オー ステナイト鋼の疲労を裂伝播機構は他の高積層欠陥エネルギーを有する材料 のそれと同じであることを示唆するものであろう。

- 192 -

3-2-6 小 括

18-8オーステナイト鋼の疲労過程中の転位の挙動を明らかにするため, 低応力,高応力段階の両方について種々の応力繰返し数を加えた試験片の電 子顕微鏡直接観察を行なうとともに、巨視的き裂が発生する直前の試験片か ら薄膜を作ることによりマイクロクラック先端近傍の転位組織の観察を行な い次の結果を得た。

- (1) 低応力疲労過程中の転位組織はまず、初期の { 1 1 1 } 面Trace の方向性を有する Dislocation bundle の形成に始まり応力繰返し数の増加 とともにそれが Dislocation loop から成る Band structure に変化 する。き裂発生直前においてはその Band structure の { 1 1 1 } 面 Trace の方向性がかなり不明瞭になると同時に Band 間を Link upする 転位が観察され、不完全ながらも Cell structure が形成される。なお Band structure は疲労変形により生じた積層欠陥に転位がしだいに Pile up, Tangle して成長する場合が多い。
- (2) 高応力疲労では繰返し数比10%以内の疲労過程初期に結晶粒界近傍に かいて Cell structure が形成され,繰返し数の増加に対してはそれは 外観上明確な変化を示さない。しかし Cell wall を構成する転位は Jog- gy tangled dislocation からしだいに Dislocation loop に変化 してゆく傾向がある。一方、結晶粒内では初期に Dislocation loopを 主体とする発達した多数の Band structure が形成され,疲労過程中 それらはしだいに Link up しつつ疲労き裂発生直前においてはかなり明 瞭な Cell structure に発達する。
- (3) 破断繰返し数Nf = 3.5×10<sup>5</sup> と予想される中応力段階で疲労き裂が 発生した試験片からは観察場所によって低応力型と高応力型の両方の転位

— 193 —

組織が観察された, すなわち Cell structure が観察されると同時に Joggy tangled dislocation の比率の多い Band structureも形成される.

- (4) 疲労過程中 Band structure の Band 間がTilt boundary や Twist boundary により Link up され、それが次第に発達してCell structure に変化してゆく傾向が認められた。
- (5) 疲労過程中たくさんの Dipole が形成され、それが Pinching off し て Elongated dislocation loop が形成される様子がしばしば 観察 された。これはJohnston - Gilman の Dislocation loop 形成機構 を 支持するものである。
- (6) マイクロクラック先端部にはαーマルテンサイトが形成されていることが判明した。前編におけるき裂先端部分の細束X線観察,レプリカ電子顕微鏡観察結果を合わせて考えれば、疲労き裂はその先端においてもr→α変態を誘起しつつ進行してゆくものと思われる。
- (7) 高応力疲労ではもちろんのこと、低応力疲労の場合でも疲労き裂先端近 傍では  $C_{ell}$  structure が形成されていることが判明した。
- (8) 表面組織と内部組織は低応力疲労の { 1 1 1 }面Trace を持つ比較的直線的な転位配列を持つ場合に対応性が認められた。しかし高応力疲労のCell structure とすべり線の形態は必ずしも一致しない。
- (9) 引張変形により形成された Cell structure と疲労変形によるそれとの間には次のような相違点が認められる。すなわち後者は前者に比較して Cell size は大きく、Cell wall の転位構成は Joggy tangled dislocation より Dislocation loop の割合が大きく、さらに Cell内 の転位密度が小さく、Cell structure としての形態がより明確である。

## 第3-3章 18-8オーステナイト 鋼の疲労機 構に関する 2,3 の考察

3-3-1 疲労硬化とき裂の発生

疲労き裂は疲労硬化が飽和したところで発生する。したがつて疲労き裂発 生は疲労硬化と密接に関係している。ここではレプリカ電子顕微鏡観察, 細束 X線観察それに透過電子顕微鏡観察の結果をもとにして, 18-8オーステ ナイト鋼の疲労硬化過程を検討するとともに疲労き裂の発生について考えて みよう。



図3-3-1 疲労過程中の表面組織の変化

図3-3-1は疲労過程中のすべり線の形態の変化を図式的に示したもの である。応力繰返しのごく初期に細い強度の弱い直線的なすべり線が急に発 生する。 この時結晶粒界はすべり変形に対して強い抵抗を示すため, この 近傍領域には多重すべりが観察される(図(a)). 応力繰返し数の増加と共に各々のすべり線は太くなり、それにつれてその強 度を増す。このとき結晶粒内の他の場所に新らしくすべり線が発生するとい うことはない。このことはすべり変形は応力の繰返しに応じて同じすべり面 内で行なわれていることを意味する。そしてすべり線の強度の増加は、すべ り線内においてMott type<sup>45),46)</sup>のクロススリップそれにRandom walk type<sup>16)</sup>のすべりが繰り返された結果であろう(図(b)).き裂発生 直前ではこのすべり線はますます発達するとともに、いわゆる Extrusion, Intrusion の形態を示す。またこの時すべり線内にたくさんの小孔が観察 される。疲労き裂はこの Intrusion 部において発生する(図(c)). これは Intrusion のNotch effect と解釈して良い。すべり線内に発生した小孔 は鉄系材料で観察されたものよりかなり小さく、これが直接き裂発生の因と なるとは思われないが、発生直後のき裂はこれらを連ねる形で成長してゆく。 上述の図3-3-1(a)(b)(c)の状態を今かりにStage 1,2.3と呼ぶことにしよう。

転位組織的には Stage 1 は Dislocation bundle の形成時期に相 当 する。ここでは、転位同志の相互作用は考えなくて良く、転位は {111} 面 Trace に沿って配列している。X線的にはこのような転位の発生のため格 子ひずみ。全方位差が急増する (図 2-2-6) 。 Dislocation dipole, Dislocation loop の形成は Stage 2 に当ると思われる。すなわちこの 時期では Dislocation bundle は Band structure に発達し、しかも その Band の構成転位は、 Joggy tangled dislocation からしだいに Dislocation dipole と Elongated dislocation loop の割合が増 す。一方低応力振幅における疲労硬化の原因を Dislocation loop の割合が増 す。一方低応力振幅における疲労硬化の原因を Dislocation loop Vaca ncy それに Vacancy cluster のような比較的小さな格子欠陥による Friction stress だとする考え方は多数の研究者により報告されている<sup>3,16</sup> 32,35,39,47)。上記のような18-8オーステナイト鋼の Stage 2 にあ ける転位の挙動はこれを裏付けるものであろう。この段階までは転位の運動

- 196 -

はほとんど主すべり面のみに限られていると思われ, X線的には回折班点の 形はStage 1 の場合とをまり差がみられない一種の平衡状態を示す。たく さんのBand structure のBand 間を Link up させるようなすべり系 を活動させるような非常に高い応力状態にあるのが Stage 3 に相当すると 思われる。再三強調するように非常に積層欠陥エネルギーの低い18-8オ ーステナイト鋼の場合, 交差すべりが非常に困難なため Cell structure を形成するよう転位が活動するためには非常に高い応力が必要とされるため。 このような応力状態になる以前に主すべり面における Cleavage crack の 発生による応力の緩和が十分に予想された。しかし実際には非常に高い応力 集中部には明確な Subgrain が形成されていた。X線的に測定した格子 ひ ずみ, 全方位差はこの段階で急上昇する。

疲労き裂の発生とSubgrain boundaryの関係については不明な点 が 多い。本試験における疲労き裂(マイクロクラック) 近傍の転位組織の観 察結果によると、き裂部分に明確な Subgrain が形成されているにもかかわ らずき裂はその粒界に沿ってはいない。この場合厳密にはき裂の発生位置で はなく、き裂の伝播径路を観察していることになるが、 マイクロクラック でしかも伝播過程といえどもその Stage1に属していることからこれはき裂発 生過程の観察であると考えてよいかと思われる。一般にき裂伝播過程のStage 2 ではき裂は Subgrain boundary に沿って進行するとされている。 このことからすると Subgrain boundary はき裂発生に対しても優先的場 所となることが予想される <sup>18)</sup>: このき裂発生位置の矛盾に対する解答 は持ち合わせていない。しかし18-8オーステナイト鋼に関する限り、き 裂が { 111 } 面Trace に沿つて発生していたことからSubgrain boundary aryの強さよりも主すべり面のCleavage crackに対する強度の方が弱かった と判断すべきであろう。Stage 2 型 のき裂伝播径路についてもそれが Subgrain voundary であるといった確実な実験的根拠がないのが現状である。 これに関する現在のSpeculationを実際に確かめるためにもまず疲労き裂 発生と Subgrain voundary との関係を正確に実験的に究明することこそ 急務と思われる。なぜならこれに対しては現在では薄膜の電子顕微鏡直接観 察が唯一の手段であり、そのための薄膜の製作上、き裂伝播より、き裂発生 に関する実験がより容易と思われるからである。

次にいわゆる低応力疲労と高応力疲労の疲労機構が全く異なるという<sup>18)</sup> ことに対し、本試験の転位組織観察結果をもとに考察する。高応力における 疲労変形ではいわゆる発達したSubgrainが形成され疲労き裂はSubgrain boundaryに発生するのに対し、低応力疲労ではDisiocation loopを含 むBand Structure が発達し、また表面組織的にはNotch and peak topography によるSlip band crack が主体であるといわれている。  $18 - 8 \pi - 2 \pi + 7 + 9$ 鋼の両応力段階における疲労過程中の転位組織を詳 細に観察した結果、疲労き裂発生直前の段階では両者の転位組織にほとんど 差が認められないことが判明した。そこにいたる過程においては両者の転位 の挙動にかなり差があることは前述のとおりであるが、巨視的疲労き裂発生 直前においては前者において明確、後者では不明確という差はあるにしても、 いずれの場合もCell structure が形成されていた。そして疲労き裂の発 生も、両方とも  $\{111\}$ 面Trace に沿うSlip band crack であった。 このように18-8オ-2 \pi + 1 + 鋼の場合は従来いわれている両者におけ る疲労き裂発生機構の差は考えなくて良いと思われる。

3-3-2 疲労き裂の伝播

疲労き裂伝播過程を $Stage_1$  と $Stage_2$  とに分けて考えよう。図 3 - 3 -2は $Stage_1$  におけるき裂伝播過程の観察結果を模式的に示したもので

-198 -

ある。Slip band crack として発生したき裂が結晶粒界を横切って隣の 結晶粒に進むときのき裂の進展径路に注意する必要がある。粒内を主すべり 面におけるすべりによって生じたすべり線に沿って進行してきたき裂は結晶 粒界近傍において向きをかえ,そこに発生した二次すべり面によるすべり線 を径由して隣の結晶粒にいたり、以後はこの結晶粒における主すべり線に沿 って成長する。このように18-8オーステナイト鋼の場合, Stage 1 に おけるき裂進展はすべり線に沿って進む傾向が特に強い。転位組織的にも転 位は {111} 面 Trace 内に強く制限される傾向が認められたが、これは き裂の進展状態と密接に関係があり、低積層欠陥エネルギー材料の特徴を 示すものであろう。この過程においてもき裂の進展径路と Subgrain boundary との間には何らの直接的関係はないと思われる。電子顕微鏡観察で認 められたようにき裂に先行して {1 1 1 } 面 Trace に沿ってマ ルテンサ イトが形成されるので、き裂はこの中を進行していくことになる。なおこの 場合き裂の長さが短かく、したがってその先端における応力集中は比較的小 さいのでマルテンサイトの形成はき裂の進行面である {1 1 1 } 面のみに制 限されるから,き裂進行径路もこの面のみに限られることになると思わ れる。

き裂伝播過程 Stage 2 になると事情が非常に異なってくると思われる。 この段階におけるき裂先端部分の電子顕微鏡直接観察は事実上不可能である のでこの部分の転位組織に関する正確な知織は得られていない。本研究の場 合、Stage 1におけるき裂先端の転位組織の観察結果から Stage 2 における き裂先端部分のそれを類推することにする。この段階における疲労き裂伝播 径路はすべり線,双晶境界それに結晶粒界にほとんど無関係 で あ る の が 特徴である。これは Stage 2 におけるき裂が長いためこの先端部分における 応力集中が Stage 1 のき裂先端のそれに比較して大きく、したがってその

-- 199--



図 3-3-2 Stage 1型き裂の伝播



## 図3-3-3 Stage 2型き裂の伝播

先端における塑性域はかなり大きくなつていることが予想される. これは Stage 1におけるき裂先端部分の電子顕微鏡観察結果(図2-2-8) と Stage 2におけるそれ(図2-3-17(a))とを比較してみれば明らか であ ろう.図3-3-3はStage 2におけるき裂先端部分の変形組織を模式 的 に示したものである. き裂先端部にはStage 1において認められたより,広 い領域にわたつてマルテンサイトが形成されているだろうし(図2-3-17 (a),またその外周には明りような Subgrainが形されている. このように マルテンサイトが一つのすべり線の範囲を越えた領域にわたっているので, き裂進展経路は非常に複雑になってくる. これを論ずるにはマルテンサイト の破壊について検討を行なり必要がある.

Lindborg らは 0.3 % Cを含む炭素鋼<sup>48)</sup>とオーステナイト系ステンレス鋼<sup>49)</sup> についてマルテンサイトの破壊を結晶学的に研究した。そして前者の焼入れ により生じたマルテンサイトも後者におけるStrain induced martensite も Martensite needle を横切る貫粒型でき裂は進行し、その 破壊 は特定の面によるものではなくむしろ Non-orystallographic な形態を 示すことを明らかにした。そして18Cr11N・鋼<sup>\*</sup>は変形により600 ~1000Å,またときには1 $\mu$ m程の粒度を有するマルテンサイトを生じ、破壊 はき裂部においてα変態が完全に終了した後におこることを確かめた。すなわ ちα変態は破断時におこるのではなく破壊に先行してき裂先端の塑性域部分に 形成されるのである。18-8オーステナイト鋼の疲労き裂先端部分はこれと同じ 状態になっているものと思われる。また Low<sup>50)</sup>はマルテンサイトの破断面

\*積層欠陥エネルギーはNi 含有量とともに増加する。したがって本試験に 使用した18-8オーステナイト鋼は18 Cr 11 N i 鋼より積層欠陥エネ ルギーは低く変形による $r \to \alpha$ 変態を起こしやすい。

- 201 -

を電子頭微鏡で観察しているが、図1-3-9(a)それに2-3-18(a),(b) に示した疲労破面はこの結果によく似ている。以上の結果から18-8 = 3 = 27ナイト鋼の疲労き裂伝播径路はマルテンサイトのNon-crystallographic な破壊形式に大きく依存していることが予想される。

次にマルテンサイトとその周囲に存在する Subgrain の関係が吟味されな ければならない。Breedis <sup>51)</sup> はやはりオーステナイト系ステンレス鋼に ついて 種々の転位組織がマルテンサイト変態におよぼす影響を検討し、変 形後-196℃に焼入れることによっては Cell structure を有するもの はα変態量がむしろ少ないことを報告している。疲労過程においては連続変 形過程における変態なので、これと事情は異なると思うけれども、き裂先端 において Subgrain 組織がどのようにしてマルテンサイトに変態するのか。 またマルテンサイトの外側の Subgrain Boundary はマルテンサイトの破 壊に先立つて微小き裂の優先的発生場所となり得ないかどうかなどの詳しい 検討が今後さらに必要であろう。

変形によるマルテンサイトの変態量は温度の上昇とともに減少する. Ang el<sup>52)</sup>は18-8オーステナイト鋼のBulk 材で100℃以上における変形 ではマルテンサイトは発生しなかったとしている. しかるに彼の理論的計算 によればオーステナイトとマルテンサイトの熱力学的平衡温度は約370℃ であり, この温度まではき裂の先端など局部的に非常に激しい変形を受けて いる場所ではマルテンサイトは十分に生じ得ることになる.

3-3-3 二段二重重複疲労における疲労変形組織

第1編の平滑試験片の二段二重重複疲労試験の疲労変形挙動について金属 組織学的に考えてみよう。疲労過程中の転位組織を観察した結果では、高応 力疲労では疲労過程中のごく初期からCell structure が形成されるのに

- 202 -

対し、低応力疲労ではマイクロクラックの発生という最終段階までそれは 形成されなかった、疲労き裂の発生に対しては*Cell structure* は直接関 係しないことが判明したが、低応力疲労の場合、この組織の形成をもって疲 労き裂発生の直前の状態であることの一応のめやすとすることができる。そ して平滑試験片の場合、マイクロクラックが発生すると試験片はすぐ破断 に至るから、その寿命を論ずるにはき裂発生前の転位の挙動のみを考えれば よいことになる、さてこの転位の挙動から $\sigma_1 < \sigma_2$ の場合が $\sigma_1 > \sigma_2$ の場 合より疲労寿命が大きいことを定性的に説明できる。図3-3-4で縦軸は 疲労過程中の転位組織の変化状態を示す。



図3-3-4 疲労過程中の転位組織変化の応力依存性

すなわち焼鈍状態における転位がほとんど観察されない状態からしだいに Dislocation bundle, Dislocation band stuctureへと発達し、マ イクロクラックの発生時に相当するCell structureの形成で疲労寿命 が終ると仮定している。まず $\sigma_1 < \sigma_2$ の場合を考えよう。今かりに一次応 力繰返し数比 $n_1 / N_1$  で応力を $\sigma_2$ に切換えるとしよう。このとき試験片に は  $D_1$ という転位組織が形成されており、この組織は高応力では一次応力繰 返し数比 $n'_1 / N'_1$ のところで形成される転位組織と同じである。 このとき もちろん $n_1 / N_1 > n'_1 / N'_1$ である。、応力切換え後この試験片は  $1 - n'_1 / N'_1$ の疲労寿命を有することになる。逆に $\sigma_1 > \sigma_2$ の場合、高応力疲労における  $n_1 / N_1$ では  $D_2$  という転位組織が形成され、この組織は低応力疲労では繰 返し数比 $n''_1 / N''_1$ のところで形成されるものと同じである。そしてこの 試 験片は後に  $1 - n''_1 / N''_1$ の疲労寿命を残していることになる。このとき  $n''_1 / N''_1 > n_1 / N_1 > n'_1 / N'_1$  の疲労寿命を残していることになる。このとき  $n''_1 / N''_1 > n_1 / N_1 > n'_1 / N'_1$  の彼労寿命を残していることになる。このとき  $n''_1 / N''_1 > n_1 / N_1 > n'_1 / N'_1$  の彼労寿命を残していることになる。このとき  $n''_1 / N''_1 > n_1 / N_1 > n'_1 / N'_1$  の彼労寿命を残していることになる。このとき  $n''_1 / N''_1 > n_1 / N_1 > n'_1 / N'_1$  のなう方の場合の累積繰返数比 $n_1 / N_1 + (1 - n'_1 / N'_1)$  は後者の場合の累積繰返数比 $n_1 / N_1 + (1 - n'_1 / N'_1)$  は後者の場合の累積繰返数比 $n_2 / N_1 + (1 - n'_1 / N'_1)$  したがって前者の場合の累積繰返し 本したが、実際には試験片自体が発熱のため 高温になっているため炭化物析出による時効効果が大きく影響すると思われ る、疲労過程中の転位と炭化物の相互作用については今後の課題としたい。

 $Wood^{18}$ は70-30黄銅について応力変動がき裂の発生に非よぼす影響を表面組織的に研究した。そして $\sigma_1 < \sigma_2$ のとき、応力切換え後、低応力で成長したマイクロクラックは急激に成長し、そして速く破断に至り $\sigma_1 < \sigma_2$ の場合の方が $\sigma_1 > \sigma_2$ のときより疲労寿命は短くなることを示唆した。しかしこの結果はすでにマイクロクラックが発生した後の試験片を問題にしており、これでもって平滑試験片の累積繰返し数を論ずるのは不適当かと思われる。なぜなら前述のとおり平滑試験片ではき裂発生後の寿命は全寿命のほんの数%にすぎず、この場合疲労き裂発生前の試験片の疲労変形状態が問題にされなければならないからである。

切欠き試験片のσ₁ >σ₂ 試験 における応力切換え直後のき裂の停留につ

- 204 -

いては,従来き裂先端部分における圧縮の残留応力がその原因であるといわ れてきた。18-8オ-ステナイト鋼の場合もこのことが当てはまると思わ れるが,この場合き裂先端に生ずるマルテンサイトのため,この効果はさら に強調されると思われる。すなわちき裂先端におけるr→a変態のとき生ず る体積増加のため,マルテンサイトは周囲のr相から強い圧縮方向の拘束を 受けることになる。したがってき裂先端部分に大きい圧縮の残留応力が生ず ることになる。このように一次の高応力でき裂先端に発生する圧縮の残留応 力の効果は他種金属の場合より大きいであろう。

3-3-4 小 括

これまでの詳細な疲労変形の観察結果をまとめる意味でこれを模式的に表現し、これと転位組織との関係を検討するとともに今後の指針についても述べた、主な結果は次のようになる。

- X線的に観察される格子ひずみと全方位差の疲労過程初期における急 増期はDislocation bundle からBand structure への移行期に, そしてそれらの平衡期および微視的き裂発生時の急増期はそれぞれBand Structureの発達期とCell structureの形成期に相当する。
- 2) 18-8オーステナイト鋼の場合, Subgrain boundary はき裂の 優先的発生場所ではなく、き裂は {111}面Traceの方向に走ってい ることから、これは主すべり面における Cleavage crackの形で発生 するものと思われる。なお今後、他の高積層欠陥エネルギーを有する材 料について疲労き裂発生と Subgrain voundary との関連性を詳細に 検討してゆく必要があると思われる。
- 3) 18-8オーステナイト鋼では高応力疲労においても低応力疲労においても疲労き裂発生直前の転位組織はほぼ同じ状態と考えてよい。従来

-205-

からいわれている両者の場合の疲労き裂発生機構の違いを考えるのは不 必要と思われる。

- 4) 疲労き裂の伝播機構は次のようになる。すなわち stage 1 ではき裂は {111} 面 Trace に沿い,その面内にマルテンサイトを形成しつ つ進行する。Stage 2 におけるき裂は,その先端に生ずる応力集中が Stage 1 のき裂のそれに比較して大きいためマルテンサイトの形成領 域も広いと思われる。き裂はマルテンサイトに対してNon-crystallographic に貫粒型で進行すると思われる。
- 5) 平滑試験片の二段二重重複疲労試験の疲労寿命を転位組織の挙動から 定性的に説明できた。切欠き試験片におけるσ1>σ2 試験の応力切換え 直後のき裂の停留はき裂先端のマルテンサイト形成による圧縮残留応力 の増加により説明できると思われる。なお応力が変動する場合の微視的 疲労挙動の究明は今後に残された大きな課題の一つであろう。

## 第 3 一 4 章 結 論

本編では、18-8オーステナイト鋼の疲労過程中の転位組織とマイクロ クラック先端部分の変形組織を直接観察するとともに、この結果と第2編に おける疲労変形表面組織の観察結果とを合わせ考えることによって18-8オ ーステナイト鋼の疲労き裂発生と伝播の機構に検討を加えた。また一部、第 1編の応力変動を伴う場合の疲労挙動に対しても金属組織学的な面から考察 を加えることを試みた。

疲労過程中の転位の革動には低応力疲労と高応力疲労の場合とでかなりの 差がみられた. すなわち前者では疲労過程のごく初期に Dislocation bun dleが形成され, これが応力繰返し数とともに次第にDislocation dipole, Elongated dislocation loop から成るBand structure, さら にCell structure に変化していくのに対し、高応力疲労ではかなり初期 に発達した Band structure が形成されるとともに、特に結晶粒界近傍で はCell structure が認められる。これらは疲労過程の進行とともに、次 第にDislocation loop から成る明りようなCell structure に発達す る。そしてマイクロクラック発生時には両者共にほぼ同じCell structureを示す。き裂はこのようなCell structure 中で発生するが, Cell wa-11 が必ずしも優先的発生場所とならず、むしろき裂は主すべり面におけ るCleavage crackの形で発生する。これは低積層欠陥エネルギー材料の 特徴を示しているものと思われる。一方,そのき袈先端部分にはマルテンサ イトが認められることから、き裂はその先端にマルテンサイトを生じつつ進 行してゆくことになる。Stage 1では、レプリカ電子顕微鏡観察で確かめら れたように { 111 } 面 Trace に沿う Slip band crack 型の進行形態を 示すが Stage 2においては、き裂先端部分における高い応力集中のためマル

テンサイトの形成は一つの {111} 面のみにとどまらずその形成領域が広 がるため,その進展径路はすべり線の方向に無関係な複雑な形態を示す。い ずれの場合も,き裂は,マルテンサイトのNon-crystallographic な貫 粒破壊を通じて進行してゆくと思われる。この結果,疲労破面には凹凸の激 しい不規則なマルテンサイトの組織が認められることになる。

応力変動を伴う場合の疲労挙動が,疲労過程中の転位挙動とき裂先端にお けるマルテンサイトの形成から定性的に説明できたが,これに関してはさら に詳細な検討が望まれる。 参考文献

- 1) W. Bollmann, Phys. Rev., <u>103</u> (1956) 1588.
- 2) P. B. Hirsch, P. G. Partridge and R. L. Segall, Phil. Mag., <u>4</u> (1959) 721.
- 3) R. L. Segall and P. G. Partridge, Phil. Mag., <u>4</u> (1959) 912.
- 4) R. L. Segall, Electron Microscopy and Strength of Crystals, Wiley, 1963. P. 515
- 5) G. W. J. Waldron, Acta Met., 13 (1965) 897.
- 6) C. E. Feltner, Phil. Mag., <u>8</u> (1963) 2121.
- 7) R. L. Segall, P. G. Partridge and P. B. Hirsch, Phil. Mag., <u>6</u> (1961) 1493.
- 8) J. C. Grosskreutz and P. Waldow, Acta Met., <u>11</u> (1963) 717.
- 9) J.T. McGrath and W.J. Bratina, Phil. Mag., <u>12</u> (1965) 1293.
- 10) M. Klesnil and P. Luka's, J. Iron and Steel Inst., 203
   (1965) 1043.
- 11) P. Lukáš and M. Klesnil, Czech. J. Phys., <u>14</u> (1964)
  600.
- 12) P. Lukáš, M.Klesnil und P. Ryš, Z.Metallkunde, <u>135</u>
   (1956) 109.
- 13) M. Klesnil, M. Holzmann, P. Lukáš and P. Ryš. J. Iron and Steel Inst., <u>203</u> (1965) 47.
- 14) S. Weissmann, A. Shrier and V. Greenhut, Trans. ASM.

- 209 -

59 (1966) 709.

- 15) 辛島誠一,及川洪,小倉次夫,日本金属学会誌,<u>31</u>(1967)
   669.
  - 16) D. H. Avery and W. A. Backofen, Fracture of Solids, Interscience, 1962, P. 339.
  - 17) O. Vingsbo, Phil. Mag., 17 (1968) 441.
  - 18) 例之ばW. A. Wood, S. Mck. Cousland and K. R. Sargant, Acta Met., <u>11</u> (1963) 643.
  - 19) A. W. Ruff and H. G. F. Wilsdorf, Acta Met., <u>13</u> (1965) 694.
  - 20) W. G. Johnston and J. J. Gilman, J. Appl. Phys., <u>31</u> (1960) 632.
  - 21) J. R. Hancock and J. C. Grosskreutz, Acta Met., <u>17</u> (1969) 77.
  - 22) M. J. Whelan, P. B. Hirsch and R. W. Horne, Proc. Roy. Soc., <u>A240</u> (1957) 524.
  - 23) P. R. Swann, Electron Microscopy and Strength of Crystals, Wiley, 1963, P. 131.
  - 24) P. B. Hirsch, Internal Stresses and Fatigue in Metals, Elsevier . New York, 1958. P. 139.
  - 25) P. M. Kelly and J. Nutting, J. Iron and Steel Inst., <u>199</u> (1961) 199.
  - 26) P. M. Kelly, Electron Microscopy and Strength of Crystals, Wiley, 1963. P. 917.
  - 27) H. M. Otte, Acta Met., 5 (1957) 614.

- 210 -
28) 西山善次,清水謙一,日本金属学会誌,<u>27</u>(1963)497.
29) 西山善次,清水謙一, 铁と鋼, <u>50</u>(1964)2215.

- 30) S. J. Basinski, Z. S. Basinski and A. Howie, Phil. Mag., <u>19</u> (1969) 899.
- 31) 例定ば J. C. Grosskreutz, J. Appl. Phys., <u>34</u> (1963) 372, Fatigue - An Interdisciplinary Approach, Syracuse Univ. Press, 1964. P. 27.
- 32) C. E. Feltner and C. Laird, Acta Met., 15 (1967) 1633.
- 33) C. E. Feltner and C. Laird, Trans. AIME, <u>242</u> (1968) 1253.
- 34) M. J. Whelan, Proc. Roy. Soc., <u>A249</u> (1959) 114.
- 35) D. H. Avery and W. A. Backofen, Acta Met., <u>11</u> (1963) 653.
- 36) L. E. Murr and P. J. Smith, Trans. AIME, <u>233</u> (1965) 755.
- 37) J. T. McGrath and G. W. J. Waldron, Phil. Mag., 9 (1964) 249.
- 38) E. E. Laufer and W. N. Roberts, Phil. Mag., <u>14</u> (1966) 65.
- 39) W. A. Wood and R. L. Segall, Proc. Roy. Soc., <u>A242</u> (1957) 180.
- 40) 幡中憲治,中川紀寿,川辺秀昭,山田朝治,日本材料学会第18期総会学術 講演会前刷, (1969) 87.
- 41) A. J. McEvily and R. G. Boettner, Acta Met., <u>11</u> (1963)
  725.

- 42) P. J. E. Forsyth, Acta Met., 11 (1963) 703
- 43) 幡中憲治,川辺秀昭,山田朝治,第13回材料研究連合講演会前刷,
  - (1969) 19.
- 44) 幡中憲治,川辺秀昭,田中政夫,材料,揭載予定。
- 45) N. F. Mott. Acta Met., 6 (1958) 195.
- 46) A. J. McEvily and E. S. Machlin, Fracture, Technology Press and Wiley. New York, (1959). P. 450.
- 47) R. K. Ham and T. Broom, Rroc. Roy. Soc., <u>A251</u> (1959) 186.
- 48) U. H. Lindborg and B. L. Averbach, Acta Met., <u>14</u> (1966) 1583.
- 49) U. H. Lindborg, Acta Met., <u>16</u> (1968) 889.
- 50) J. R. Low, Fracture, Technology Press and Wiley, New York, 1959, P. 68
- 51) J. F. Brieedis, Acta Met., 13 (1965) 239.
- 52) T. Angel, J. Iron and Steel Inst., 177 (1954) 165.

括

本論文は実用金属材料のうちでは最も積層欠陥エネルギーが低く,しかも 変形による r→α変態という特殊性を有する18-8オーステナイト鋼の疲 労挙動を徴視的に追求することにより,その疲労破壊機構を明らかにすると ともに低積層欠陥エネルギーを有する材料の疲労機構に示唆を与えようとし たものである。

本研究の結果明らかになった事柄は、各編、各章の小括にまとめたので。 ここではそれらを通観し、概要を記して総括とする.

第1編 18-8オーステナイト鋼の巨視的疲労挙動

第1-1章では,疲労現象を最終破断点のみから評価するだけではなく, 材料の疲労過程中の力学的挙動を明らかにすることの重要性を述べ本編にお ける研究の意義と目的にいて述べた。

第1-2章では,平滑試験片の疲労過程中の発熱現象を明らかにするとと もに,その疲労挙動を,疲労過程中の試験片表面温度の変化それに試験片の たわみ変化を測定することにより追求した。そして二段二重重複疲労試験に おける疲労寿命が試験中における試験片表面温度,それにたわみ挙動からよ く説明できることを示した。

第1-3章では、切欠き材の疲労き裂伝播挙動を主として疲労き裂の進展 曲線と破面の電子顕微鏡および細束×線による観察とから検討した。疲労き 裂の進展曲線は、室温試験と高温試験では異なった形態を示し、また破面の Fractography も高温試験のそれには疲労破面特有の規則正しいstriation が観察されたのに対し室温試験の破面には不規則を凹凸のあるマルテン サイトの組織が観察された。一方、二段二重重複疲労試験における疲労寿命

- 213 -

長さ

を疲労き裂進展曲線と疲労き裂一繰返し数比曲線とから論じた。

第1-4章は本編の結論で18-8オーステナイト鋼の疲労過程中の特殊 な力学的挙動について述べるとともに疲労過程中に形成されるマルテンサイトの重大性を示唆した。

第2編 疲労き裂の発生と伝播の微視的挙動

第2-1章は本編の緒言で18-8オーステナイト鋼の疲労挙動を明らか にし前編において検出されたマルテンサイトを正しく評価するためには、疲 労き裂発生前および発生後の疲労変形組織を徴視的に観察,検討することが 必要であることを述べた。

第2-2章では主として疲労き裂発生過程を, 電子顕微鏡レブリカ法, 細 束 X線法により検討した。 それによると, 室福試験にかけるすべり線は低積層 欠陥エネルギー材料の特徴である Planar slip line を示すのに対し 2000 試験では交差すべりが比較的容易になつた結果 Wavy なすべり線形 態を示す。そしていずれの場合も結晶粒界近傍で二重すべり, 交差すべりを 含む特に複雑な変形が観察され, 疲労き裂はこの場所にかいて Slip band crack として発生する。X線的にはこの段階で格子ひずみ, 全方位差が急 増する。

第2-3章では疲労き裂およびその先端部の変形組織を徴視的に観察した 結果その部分にはαーマルテンサイトが形成されており、またそれとともに 不完全ながらも Subgrain が形成されていることを明らかにした。これより 疲労き裂はその先端にマルテンサイトを生じつつ進展してゆくことが示唆さ れた。

第2-4章では18-8オーステナイト鋼の高温疲労変形を徴視的に追求 するとともに比較の意味で純アルミニウムの高温疲労変形を検討した。18-

- 214 -

8オーステナイト鋼は低積層欠陥エネルギー材料であるにもかかわらず高温 ではきわめて発達した Extrusion, Intrusion を形成し,疲労き裂部分に も明りような Subgrain が認められることから高温では他の高積層欠陥エネ ルギーを有する材料とほぼ同じ疲労挙動を示すことを明らかにするとともに, アルミニウムは高温では体心立方晶系金属に似た変形組織を示すことを確か めた。

第2-5章は結論であり、18-8オーステナイト鋼の疲労機構の特異性に について述べるとともに疲労き裂の発生と伝播の関連性をいっそう明確にした。

第3編 疲労過程中の転位の挙動

第3-1章は緒言であり前編までの表面組織の検討に加えて,疲労変形によって生じた内部組織の微視的観察の必要性を説くとともに疲労き裂の発生と内部組織との関係を直接実験的に確かめることの重要性を論じた。

第3-2章では18-8オーステナイト鋼の疲労過程中の転位組織とマイ クロクラック先端部分の変形組織を直接観察することによってそのき裂発生 と伝播の機構に検討を加えた。すなわち疲労過程中の転位の挙動は、低応力 疲労と高応力疲労の場合とでかなりの差がみられ前者では疲労過程のごく初 期にDislocation bundle が形成されこれが応力繰返し数とともにDisk ocation dipole, Elongated disloction loop からなる Band structure, さらに Cell structure に変化してゆくのに対し、高応力疲労 では、かなり初期に発達した Band structure が形成されるとともに等に 結晶粒界近傍においては Cell structure が認められた。そしてマイクロ クラック発生時には両者ともほぼ同じ Cell structure を示した。き裂は このような Cell structure 内で発生するが Cell wall が必ずしもその

- 215 -

優先的発生場所とならず、むしろき裂は主すべり面におけるCleavage crackの形で発生することが明らかになった。一方、そのき裂先端部分にはマル テンサイトが形成されていることを直接確かめた。

第3-3章では、これまでの疲労変形の微視的観察結果をまとめる意味で これらを模式的に表現してさらに詳細な検討を加えることによって18-8 オーステナイト鋼の疲労破壊機構を明らかにするとともに今後解決すべき問 題点についても言及した。

第3-4章は結論で18-8オーステナイト鋼の疲労き裂はすべり面のCleavage crack として発生しその後はマルテンサイトの破壊を通じて成 長してゆくことを確認した.

216 -

謝

辞

終りに,本研究実施に当り終始御懇篤な御指導と御鞭撻をいただいた恩師, 山田朝治教授に対して心より謝意を表すとともに,しばしば有益な御教示を 賜わつた副島吉雄教授,田中義信教授,築添正教授,津和秀夫教授,菊川真 教授,粟谷丈夫教授,藤田広志教授,田中政夫教授,高村正治助教授,川辺 秀昭助教授,ならびに精密工学科の諸先生方に対して厚く感謝の意を表しま す.

また,実験を行なう際に種々御教示いただいた芳井熊安氏をはじめ山田研 究室の方々に厚くお礼申し上げます.

さらに貴重なる実験材料の提供をいただきました日本治金工業株式会社に 対し厚く謝意を表します。