



HAL
open science

Comportement mécanique et métallurgique des aciers dans le domaine de la fatigue oligocyclique : étude des phénomènes et application à la croissance des fissures

Henri-Paul Lieurade

► **To cite this version:**

Henri-Paul Lieurade. Comportement mécanique et métallurgique des aciers dans le domaine de la fatigue oligocyclique : étude des phénomènes et application à la croissance des fissures. Matériaux. Université Paul Verlaine - Metz, 1978. Français. NNT : 1978METZ005S . tel-01775533

HAL Id: tel-01775533

<https://hal.univ-lorraine.fr/tel-01775533>

Submitted on 24 Apr 2018

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



AVERTISSEMENT

Ce document est le fruit d'un long travail approuvé par le jury de soutenance et mis à disposition de l'ensemble de la communauté universitaire élargie.

Il est soumis à la propriété intellectuelle de l'auteur. Ceci implique une obligation de citation et de référencement lors de l'utilisation de ce document.

D'autre part, toute contrefaçon, plagiat, reproduction illicite encourt une poursuite pénale.

Contact : ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr

LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10

http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php

<http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm>

THESE PRESENTEE A L'UNIVERSITE DE METZ

FACULTÉ DES SCIENCES DE METZ

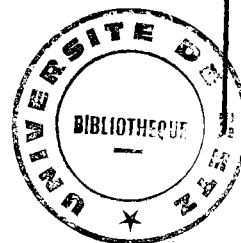
Pour obtenir le grade de Docteur es-Sciences Physiques

par Henri-Paul LIEURADE

SUJET DE LA THESE : Comportement mécanique et métallurgique des aciers dans le domaine de la fatigue oligocyclique - Etude des phénomènes et application à la croissance des fissures.

SOUTENUE LE 8 SEPTEMBRE 1978 DEVANT LA COMMISSION D'EXAMEN

M. J. de FOUQUET
MM. C. BATHIAS
B. BAUDELET
A. CONSTANT
H. de LEIRIS
A. PINEAU
G. PLUVINAGE
G. POMEY
P. RABBE



BIBLIOTHEQUE UNIVERSITAIRE - METZ	
N° inv.	19780125
Cote	SM ₃ 78/5
Loc	Magasin

AVANT - PROPOS

Le travail présenté dans cette thèse a été effectué dans les laboratoires de l'Institut de Recherches de la Sidérurgie Française (IRSID), à St-Germain-en-Laye.

Les différentes recherches dont ce mémoire fait la synthèse ont bénéficié tour à tour de la compétence et de l'aide bienveillante de nombreux chercheurs et techniciens que je voudrais remercier ici : Mme D. BENOIT, MM. C. AMZALLAG, A. BAUS, H. BUTHOD, J. BOURGEOT, A. CAREL, G. GALLET, T. HERSANT, M. LENA, Y. MEYZAUD, B. MICHAUT, P. PARNIERE, P. RABBE, L. ROESCH, B. THOMAS, M. TRUCHON, C. VALLET, J.M. VERSTAVEL, M. WYSEUR.

La collaboration efficace et désintéressée qu'ils m'ont offerte à cette occasion a permis que s'établisse un climat propice au développement de ce travail.

Je remercie MM. L. COCHE, Directeur Général de l'IRSID et A. CONSTANT, Directeur des Laboratoires de St-Germain-en-Laye, pour m'avoir autorisé à publier ce travail et à le présenter sous forme de thèse, ainsi que M. G. PLUVINAGE, qui l'a accepté dans le cadre du Département des Sciences et Techniques Avancées de la Faculté des Sciences de l'Université de Metz.

Je remercie aussi particulièrement M. G. SANZ, Chef de la Division "Propriétés de l'Acier", pour l'intérêt qu'il a montré à ce travail et le soutien constant qu'il m'a apporté tout au long de sa réalisation, ainsi que M. G. POMEY, qui a bien voulu me guider lors de la rédaction du présent mémoire.

La majeure partie de ce travail a été effectuée dans le cadre de contrats entre l'IRSID et la C.E.E. (CECA), et l'IRSID et la D.G.R.S.T.

PLAN DE LA THÈSE

<u>NOMENCLATURE DES SYMBOLES UTILISES</u>	page
<u>INTRODUCTION</u>	1
1.- <u>MÉTHODES EXPÉRIMENTALES</u>	3
1.1. MATERIAUX UTILISES	3
1.2. METHODES D'ESSAIS	3
2.- <u>COMPORTEMENT MÉCANIQUE SOUS DÉFORMATION PLASTIQUE CYCLIQUE</u>	6
2.1. TRACE DES COURBES D'ECROUISSAGE CYCLIQUES : EFFET DE LA METHODE	6
2.2. INFLUENCE DU MODE DE SOLLICITATION	6
2.3. INFLUENCE DE LA TEMPERATURE D'ESSAI	9
3.- <u>PRÉVISION DU COMPORTEMENT EN FATIGUE OLIGOCYCLIQUE DES ACIERS DE CONSTRUCTION MÉCANIQUE</u>	15
3.1. PREVISION DES PHENOMENES D'ADOUCCISSEMENT ET DE DURCISSEMENT	15
3.2. ESTIMATION DE LA RESISTANCE A LA FATIGUE OLIGOCYCLIQUE	16
3.3. CONDITIONS D'AMORCAGE DES FISSURES DE FATIGUE A PARTIR DE DEFAUTS GEOMETRIQUES DIFFERENTS	17
4.- <u>ÉTUDE DES MÉCANISMES ET INTERPRÉTATION DES RÉSULTATS D'ESSAIS</u>	20
4.1. LE STADE D'ACCOMODATION - CAS DES ACIERS INOXYDABLES	20
4.2. L'ENERGIE DE DEFORMATION PLASTIQUE, MESURE DU DOMMAGE EN FATIGUE OLIGOCYCLIQUE	38
4.3. L'EVOLUTION DE LA STRUCTURE MICROSCOPIQUE DES ACIERS AUSTENITIQUES	51
4.4. L'ENDOMMAGEMENT CYCLIQUE AU COURS DE LA FISSURATION PAR FATIGUE	81
5.- <u>CONCLUSIONS GÉNÉRALES</u>	96
<u>RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES</u>	101

ANNEXES	109
- Comportement des aciers inoxydables austénitiques sous contrainte maintenue ou répétée ⁽⁶⁾ (par H.P. LIEURADE, P. RABBE et L. ROESCH) Mem. Sci. Rev. Met. (1972) n°11 p. 815 - 828.	109
- Influence de la structure métallographique d'un acier au Nickel - chrome - Molybdène sur son comportement en fatigue oligocyclique ⁽⁹⁾ (par G. GALLET et H.P. LIEURADE) Mem. Sci. Rev. Met. (1976) avril, p. 219 - 240.	123
- Comportement en fatigue oligocyclique des nuances d'aciers à très haute et moyenne résistance du type Maraging et 35 CD4 ⁽⁸⁾ (par G. GALLET et H.P. LIEURADE) CIT du CDS (1977) n°2 p. 413 - 438.	145
- Les méthodes d'essais en fatigue oligocyclique ⁽¹⁾ (par H.P. LIEURADE) Mécanique - Matériaux - Electricité (1976) novembre, p. 15-26 et C.I.T. du C.D.S. (1977) n° 1, p. 183-208.	171
- Relation entre les paramètres de fissuration et les caractéristiques cycliques d'une gamme étendue d'aciers ⁽⁶⁴⁾ (par A. BAUS, H.P. LIEURADE, B. MICHAUT, M. TRUCHON) Proc. 4th Int. Conf. Strength of Metals and Alloys et CIT du CDS (1978) n°2 p. 379 - 393.	183
- Prévision du comportement en fatigue plastique des aciers de construction mécanique à partir de leurs caractéristiques de tractions ⁽¹¹⁾ (par G. GALLET et H.P. LIEURADE) Rev. Met. (1978) janvier p. 37 - 49 et CIT du CDS 1978, n°2.	198
- Influence des conditions de sollicitation sur le comportement en fatigue oligocyclique d'aciers inoxydables austénitiques ⁽³⁾ (par C. AMZALLAG, P. RABBE, G. GALLET, H.P. LIEURADE) Mem. Sci. Rev. Met. (1978) mars, p. 161 - 173.	218

R E S U M E

Cette thèse est présentée sur la base d'un ensemble de travaux publiés dans des revues françaises et étrangères.

L'ensemble de ces travaux a pour thème le comportement des aciers soumis à des sollicitations cycliques dans le domaine des déformations plastiques.

Une première partie a pour but de résumer nos travaux concernant le comportement mécanique des aciers dans ce domaine, en particulier, l'évolution des caractéristiques mécaniques au voisinage de la limite d'élasticité et la résistance à la fatigue oligocyclique. Nous présentons l'influence de différents facteurs sur ce comportement mécanique :

- la méthode d'écrouissage cyclique
- le mode de sollicitation (effort ou déformation, etc...)
- la structure métallurgique initiale
- la température d'essai.

Une deuxième partie de ce texte est consacrée à la description de méthodes de prévision du comportement en fatigue oligocyclique des aciers de construction mécanique. Les méthodes que nous proposons doivent permettre :

- de prévoir l'adoucissement ou le durcissement des aciers soumis à des sollicitations cycliques élevées
- d'estimer la résistance à la fatigue oligocyclique ($\Delta\epsilon/2 = f(N)$), à l'aide de caractéristiques mécaniques simples
- de fournir avec une bonne approximation, la durée d'amorçage des fissures de fatigue, dans le cas de défauts géométriques.

Dans la dernière partie de ce travail, nous proposons et discutons différents mécanismes pour tenter d'interpréter les résultats que nous avons obtenus. Cette interprétation qui fait appel à des considérations aussi bien mécaniques que métallurgiques nous a conduit à réaliser divers essais (traction, microfluage..) et à effectuer différentes observations, à l'aide notamment de méthodes par rayons X, de mesures magnétiques et de la microscopie électronique.

Nous avons tenté de préciser les processus suivants :

- le stade d'accommodation dans le cas des aciers austénitiques
- l'évolution de la structure microscopique des aciers inoxydables
- le dommage produit par l'énergie de déformation plastique cyclique
- l'endommagement cyclique à la pointe d'une fissure au cours de sa propagation en fatigue.

Mots clés :

ACIERS
FATIGUE OLIGOCYCLIQUE
ECROUISSAGE
STRUCTURE METALLURGIQUE
METHODES DE PREVISION
AMORCAGE
FISSURATION.

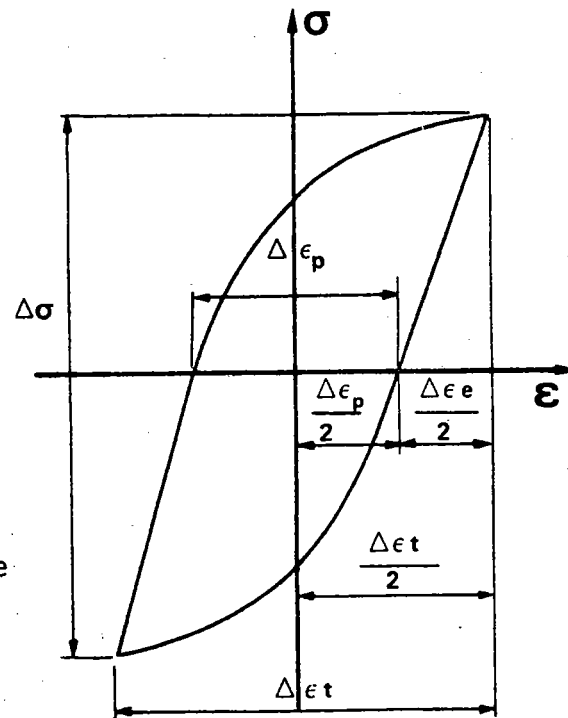
NOMENCLATURE DES SYMBOLES UTILISÉS

1.- CARACTÉRISTIQUES DE TRACTION

- E : module d'élasticité
 $R_{e0,2}$: limite d'élasticité à 0,2 % de déformation plastique
 R_m : résistance à la rupture
 A : allongement à rupture
 n : coefficient d'écroutissage monotone pour une déformation plastique comprise entre 0 et 2 %
 σ_1 : contrainte correspondant à une déformation plastique égale à 1 %
 σ_f : contrainte vraie à la rupture
 ϵ_f : déformation vraie à la rupture
 K_t : coefficient de concentration de contrainte ($= \sigma_{\max}/\sigma_{\text{nominal}}$)

2.- CARACTÉRISTIQUES DE FATIGUE

- (*) $\left\{ \begin{array}{l} \Delta\epsilon_e/2 : \text{amplitude de déformation élastique} \\ \Delta\epsilon_p/2 : \text{amplitude de déformation plastique} \\ \Delta\epsilon_t/2 : \text{amplitude de déformation totale} \\ \Delta\sigma/2 : \text{amplitude de la contrainte} \end{array} \right.$
- σ_a : id
 $R'_{e0,2}$: limite d'élasticité cyclique à 0,2 %
 n' : coefficient d'écroutissage cyclique
 exposant de la loi d'écroutissage cyclique
 $\Delta\sigma/2 = K' (\Delta\epsilon_p/2)^{n'}$
 $\dot{\epsilon}_t$: vitesse de déformation totale
 N_R : nombre de cycle à rupture
 σ'_f : ordonnée du point de la droite
 $\log(\Delta\epsilon_e/2) = f(\log N_R)$
 correspondant à $N_R = 1/2$ cycle
 (*) Valeurs au cycle stabilisé.



- ϵ'_f : ordonné du point de la droite
 $\log (\Delta \epsilon_p / 2) = f (\log N_R)$
 correspondant à $N_R = 1/2$ cycle
- K_f : facteur de réduction de la résistance en fatigue
- ΔW : énergie d'hystérésis par cycle
- W_f : énergie totale de déformation plastique à la rupture
- W_f^* : énergie totale à la rupture contribuant effectivement à l'endommagement par fatigue
- ΔW_0 : énergie anélastique par cycle correspondant au niveau de la limite de fatigue
- $R_S = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$: rapport de charge
- $R_\epsilon = \epsilon_{\min} / \epsilon_{\max}$: rapport de déformation

3.- THÉORIE DE LA DÉFORMATION PLASTIQUE

- ρ_m : densité moyenne de dislocations
- ρ_t : densité totale de dislocations
- T : température absolue (\cong K)
- $\dot{\epsilon}_p$: vitesse de déformation plastique
- ΔH : énergie d'activation
- K : constante de BOLTZMAN
- b : Vecteur de BÜRGERS
- v : vitesse moyenne de dislocations
- G : module de cisaillement
- γ : déformation en cisaillement
- τ : contrainte de cisaillement
- E_s : énergie emmagasinée

4.- CARACTÉRISTIQUES MÉTALLURGIQUES

- M_S : température de transformation martensitique
- M_D : température au-dessus de laquelle la transformation martensitique est possible par déformation plastique

- M_m : température au-dessous de laquelle on observe le micromaclage au cours de la déformation plastique
 γ_R : austénite résiduelle après un traitement de trempe
 $N_{\alpha'}$: nombre de cycle correspondant à l'apparition de la martensite α'
 γ : phase austénitique
 ϵ : phase martensitique

5.- CARACTÉRISTIQUES DE FISSURATION PAR FATIGUE

- da/dN : vitesse de fissuration (accroissement da de la fissure pendant dN cycles)
 ΔK : variation du facteur d'intensité de contrainte au cours d'un cycle de fatigue ($\Delta K = K_{max} - K_{min}$)
 ΔK_0 : valeur de ΔK correspondant pour une nuance donnée à $da/dN = 10^{-4} \text{mm/cycle}$
 C et m : constantes expérimentales de la loi de vitesse de fissuration $da/dN = C (\Delta K)^m$
 R_C^y : rayon de la zone plastifiée cyclique à la pointe de la fissure mesuré perpendiculairement au plan de fissuration.

INTRODUCTION

Si la majorité des pièces mécaniques sont calculées pour travailler à des niveaux de contrainte situées en-dessous de la limite d'élasticité, il peut arriver que dans certains cas, cette limite soit dépassée ; c'est le cas de réservoirs sous pression dans lesquels le métal subit des cycles charge-décharge successifs dans le domaine plastique ; c'est aussi le cas de pièces de véhicules autotractés (terrains accidentés, "nids de poule") ; c'est encore celui de certaines structures, telles que des éléments d'avions, de capacités ou d'équipements de transport, qui, sollicités en service dans le domaine élastique, peuvent contenir des petites régions qui se déforment plastiquement au cours des cycles de charge : entailles mécaniques (filetages, taraudages, trous, congés de raccordement), zones d'assemblage (cordons de soudure, rivets, etc...).

Dans ces différents cas d'ensembles mécaniques, soumis à des sollicitations élevées, parmi les questions qui se posent au métallurgiste comme au mécanicien, deux sont relatives au comportement en fatigue de la nuance d'acier à utiliser :

- quelles sont les propriétés mécaniques stables du métal après l'application de cycles de sollicitation élevée ?
- quelle est la durée de vie d'une pièce ou d'une structure soumise à de telles sollicitations ?

Cette thèse qui rassemble les résultats obtenus dans le domaine de la fatigue oligocyclique sur une gamme étendue d'aciers, tente de répondre à ces deux questions principales.

Pour aborder la première question, nous avons étudié l'influence sur différentes classes d'acier de la méthode d'écrouissage cyclique qui permet d'obtenir un état stabilisé du métal. Cette étude nous a conduits à relier les caractéristiques stables du métal à la structure métallographique de celui-ci.

La deuxième question nécessite d'introduire des essais à rupture effectués à amplitude de déformation imposée afin de relier la durée de vie à l'amplitude de déformation et à l'énergie d'hystérésis mécanique

produite au cours du cycle de déformation.

Ce type d'essai requiert des moyens importants et coûteux ; c'est pourquoi nous nous sommes attachés à relier les caractéristiques de fatigue oligocyclique à des paramètres qui peuvent être obtenus plus simplement pour prévoir le comportement des aciers dans ce domaine.

Dans une dernière phase, nous avons montré que les caractéristiques cycliques d'un matériau dans le domaine plastique sont à la base de l'endommagement par fatigue et permettent de rendre compte d'un certain nombre de mécanismes tels que l'amorçage d'une fissure de fatigue et sa loi de propagation ultérieure.

Ce mémoire repose d'une part sur sept publications mises en annexe dont il fait la synthèse, et sur la discussion des résultats obtenus. D'autre part, notre réflexion concernant ces résultats nous a amenés à présenter et à expliquer des résultats nouveaux, non publiés ; c'est le cas en particulier du chapitre 4.2 consacré à l'évolution de la structure microscopique des aciers austénitiques.

Nous espérons que les mécanismes développés permettront de mieux comprendre l'endommagement des aciers dans le domaine des sollicitations cycliques élevées.

1.- CONDITIONS EXPERIMENTALES

1.1 - MATÉRIAUX UTILISÉS

Les principales nuances étudiées sont des aciers à très haute résistance (35 NCD 16, Maraging) et à moyenne résistance (35 CD 4 et XC 38), essayés sous différents états de traitement thermique, ainsi que plusieurs nuances d'aciers inoxydables austénitiques.

Le traitement thermique ainsi que les principales caractéristiques mécaniques monotone et cycliques sont rassemblées dans le tableau I.

Nous avons déterminé les caractéristiques d'écrouissage cycliques d'un certain nombre d'autres nuances. Les caractéristiques de ces nuances sont rassemblées dans le tableau II.

De plus, dans la majorité des cas, les paramètres de la loi de PARIS, reliant la vitesse de fissuration par fatigue et l'amplitude, ΔK , du facteur d'intensité de contrainte :

$$da/dN = C (\Delta K)^m$$

ont été déterminées.

1.2 - MÉTHODES D'ESSAI ⁽¹⁾ en Annexe)

Tous les essais de fatigue ont été réalisés sur des machines électrohydrauliques à servo-commande.

Les éprouvettes d'essai, de partie utile cylindrique, étaient sollicitées sous des amplitudes de déformation longitudinale imposée, par l'intermédiaire de capteurs à jauges extensométriques.

Les cycles de déformation étaient soit de forme sinusoïdale soit de forme triangulaire.

Le détail de la mise en oeuvre des essais est décrit en Annexe.

TABLEAU - 1

TYPE D'ACIER	REPERE	TRAITEMENT THERMIQUE	R _m	R _e	A	n	R' _e	n'	c	m	K _O	C. 10 ⁸
				(N/mm ²)	(%)		(N/mm ²)				(MPa√m)	(mm/C)
35 NCD 16	A	875°C 1/2 h + /air + / - 196°C + 200°C 2 h	2100	1690	11,3	0,08	1415	0,14	0,77	2,7	25,0	1,7
	B	/air + 200 °C 2 h	1990	1425	12,9	0,13	1405	0,15		2,6	25,0	2,3
	C	/100° + 200°C 2 h	2075	1100	12,5	0,26	1415	0,15		2,5	24,5	3,4
	D	/air + / - 196°C + 500° 2 h	1530	1325	13,1	0,06	1015	0,12	0,76	2,1	24,0	12,6
	E	/air	2145	1125	10,4	0,28	1755	0,13				
35 CD 4	F	850°C 1/2 h + /air	980	610	16,0	0,13	586	0,18	0,65	2,8		
	G	/325°C 1 h + /air + 650° 1 h	900	795	15,0	0,08	455	0,17		2,9	32,0	0,4
	H	/huile + 400°C 1 h	1510	1350	9,0	0,05	990	0,13		3,1	20,0	0,9
	I	/huile + 600°C 1 h	1070	1000	14,0	0,06	605	0,17	0,71	2,3	30,0	4,0
XC 38	J	850°C 1/2 h + /air	720	455	19,6	0,25	390	0,19	0,47	3,5	27,0	0,1
	K	/eau + 600°C 1/2 h	850	740	15,0	0,13	495	0,16	0,63	2,7	28,0	1,2
MARAGING	L	825°C 1/2 h + /huile	1060	800	18,0	0,12	763	0,08				
	M	/huile = 450°C 4 h	1870	1835	11,0	0,03	1370	0,10	0,82	2,3	25,0	6,1
	N	/huile + 500°C 4 h	1920	1880	10,0	0,02	1380	0,10	0,78	2,1	27,0	9,9
	O	/huile + 550°C 4 h	1700	1625	15,0	0,02	1140	0,12		2,5	26,0	2,9
	P	/huile + 450°C 48 h	2070	2030	10,0	0,03	1480	0,10		1,8	24,5	31,6
Z 6 CND 17-12	Q	1100°C 1 h /eau	580	245	66,0	0,19	465	0,22	0,45	3,3		
Z 2 CND 17-13	R	id	500	210	66,0	0,08	237	0,37				
Z 4 CN 19-9	S	id	510	275	47,0	0,09	403	0,12				
Z 5 CND 19-10	T	id	530	270	47,0							
Z 5 CN 19-9	U	1100°C 1 h /eau	610	240	75,0							
Z 6 CN 18-10 T1	V		610	310	77,0							
Z 6 CND 18-12	X	1100°C 1 h /eau	590	235	75,0	0,10	255	0,36		6,7	30,0	1,3.10 ⁻⁶
	Y	brut de laminage à chaud	720	515	46,0	0,05	455	0,18		3,4	30,0	1,5.10 ⁻²

TABLEAU - 2

TYPE D'ACIER	TRAITEMENT THERMIQUE	R_m	R_e	A %	n	R'_e	n'	m	K (MPa \sqrt{m})	c 10 ⁸ (mm/C)
		(N/mm ²)				(N/mm ²)				
40 CDV 20	1010°C/air + 550°C 2h + 600°C 2 h 550°C 2h + 750°C 2 h	1710	1470	11,0	0,03	1355	0,10	2,9	24	1,0
		860	615	24,0	0,14	550	0,17	3,0	27	0,7
14 - 4 PH	1050°C/eau + 475°C 2 h /eau 550°C 2 h /eau	1395	1220	15,6	0,04	940	0,09	1,9	20	32,0
		1180	1110	16,9	0,11		0,07	2,5	25	5,3
9 % Ni	800°C/eau + 570°C	710	675	25,0	0,08	510	0,06	2,5	26	2,9
A 533 B			435		0,11	390	0,15	3,2		
Z 8 NCD 8-5	+ 620°C 7 h	670	650		0,10	510	0,16	2,3	30	4,0
C - Mn + Si C - Mn C - Mn	brut de laminage 850°C / brouillard d'eau id	1065	635	11,5	0,16	465 537	0,22	6,0	20	1,6 . 10 ⁻⁴
		1000	590	16,6	0,13		0,22	4,2	32	47 . 10 ⁻⁴
		1260	840	14,0	0,13		0,22	4,7	23	40 . 10 ⁻⁴

2.- COMPORTEMENT MECANIQUE SOUS DEFORMATIONS PLASTIQUES CYCLIQUES

2.1 - TRACÉ DES COURBES D'ÉCROUISSAGE CYCLIQUE ^(3,8,9) en Annexe)

L'étude de l'évolution de la relation contrainte-déformation, au cours des cycles de sollicitation, permet d'obtenir les caractéristiques stables du matériau (limite d'élasticité R_e' et coefficient d'érouissage n').

Différentes méthodes sont proposées ⁽²⁾, qui ont toutes pour but d'adapter le métal à des cycles de déformation alternée, de niveaux variables.

Nous avons montré que si les méthodes permettent d'obtenir des courbes d'érouissage cycliques voisines, dans le cas des aciers à très haute résistance ⁽⁸⁻⁹⁾ (repères A, B, C, D, E, M, N, O et P), l'écart entre les résultats augmente lorsque les caractéristiques mécaniques de l'acier diminuent ou qu'augmentent les capacités d'érouissage de celui-ci :

- les courbes obtenues par la méthode incrémentale sont fonction de la déformation maximale atteinte ;
- comme le montre la figure 1, dans le cas d'un acier inoxydable austénitique (repère Q), la courbe obtenue par la méthode utilisant une éprouvette par niveau et celle par paliers successifs passent alors par le maximum de la courbe d'érouissage déterminée par la méthode par incrément ⁽³⁾. Si l'on se fixe différents niveaux pour le maximum atteint lors des essais incrémentaux, on retrouve la même conclusion.

2.2 - INFLUENCE DU MODE DE SOLLICITATION ^(3,6,8,9) en Annexe)

2.2.1 - Cycles charge-décharge

Nous avons étudié l'influence de divers paramètres sur le comportement des aciers inoxydables austénitiques sous sollicitations répétées. Dans le cas de la limite d'accommodation qui est définie comme la contrainte

maximale dont l'application répétée finit par conférer au métal un comportement élastique ^(4,5), les résultats suivants ont été obtenus ⁽⁶⁾:

- la limite d'accommodation dépend de la forme des cycles de charge appliqués ; elle diminue avec la fréquence des cycles ;
- la déformation par cycle dépend de la contrainte maximale, de la forme et de la fréquence des cycles, mais dans tous les cas elle diminue au cours de l'essai et devient assez vite négligeable, même pour des valeurs maximales supérieures à la limite d'accommodation.
- une prédéformation augmente la limite d'accommodation, mais celle-ci ne se rapproche de la précharge que si la prédéformation est suivie d'un maintien sous contrainte ou d'un grand nombre de cycles.

A l'aide de ces résultats et d'observations annexes, on a pu expliquer l'existence de la limite d'accommodation par la compétition entre deux phénomènes : la consolidation du matériau due à l'application d'une contrainte cyclique dans le domaine plastique et la déformation entraînée par cette contrainte pendant une partie du cycle (cf. § 4.1)

2.2.2 - Influence de $R_\epsilon = \frac{\epsilon_{\min}}{\epsilon_{\max}}$

Nous avons étudié l'influence de R_ϵ dans des cas différents :

- assemblages soudés en acier doux ⁽⁷⁾
- aciers inoxydables austénitiques ⁽³⁾
- aciers à moyenne résistance ⁽⁸⁾
- aciers à très haute résistance ⁽⁹⁾

Pour les différentes nuances étudiées, nous n'avons pas observé un écart significatif entre les courbes d'écrouissage cycliques déterminées pour $R_\epsilon = 0$ (déformation répétée) et $R_\epsilon = -1$ (déformation alternée).

Une même conclusion a été obtenue pour les caractéristiques de résistance à la fatigue oligocyclique $\Delta\epsilon/2 = f(N)$, qui ne sont pas modifiées par R_ϵ .

Ces différentes observations montrent que, dans le domaine de la fatigue oligocyclique, un écrouissage monotone au cours de la première mise en charge, égal à deux fois l'amplitude de déformation appliquée en cours d'essai n'a pas d'effet significatif sur les propriétés cycliques.

2.2.3 - Cycles de contrainte ou de déformation alternée

Dans le cas des nuances d'aciers austénitiques stables (repères Q, R, T) nous avons montré⁽³⁾ que le mode de sollicitation, soit sous amplitude de contrainte alternée imposée, soit sous amplitude de déformation imposée, ne modifiait ni le tracé de la courbe d'écrouissage cyclique (figure 1), ni les caractéristiques de résistance à la fatigue oligocyclique dans le domaine $10^3 - 10^5$ cycles (figure 2).

Une même conclusion a été obtenue dans le cas d'assemblage soudés en croix⁽⁷⁾ en acier doux.

FIGURE 1 :

Tracé des courbes de traction monotone et d'écrouissage cyclique, à l'aide de différentes méthodes

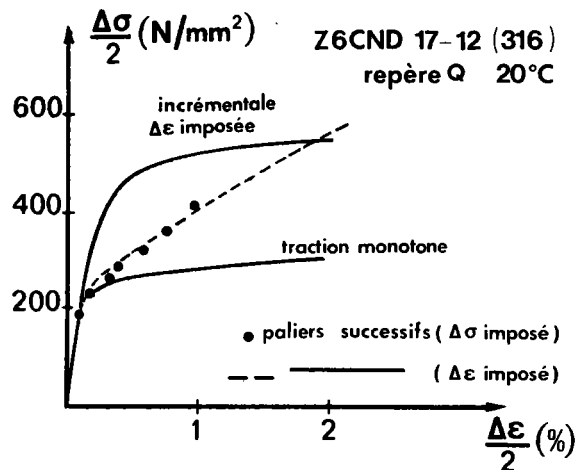
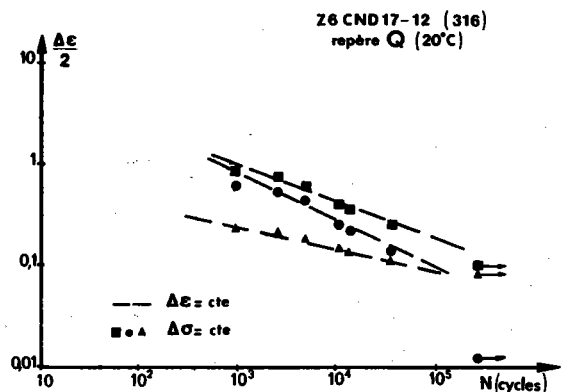


FIGURE 2 :

Courbes de résistance en fatigue oligocyclique



2.3 - INFLUENCE DE LA STRUCTURE MÉTALLURGIQUE INITIALE

(^{3,9,11}) en Annexe)

L'évolution des caractéristiques mécaniques cycliques est fonction de l'état initial de la solution solide conférée par le traitement thermique, qui peut être, soit à l'état recuit, soit à l'état préécroui⁽¹⁰⁾.

D'une manière générale, les aciers initialement à l'état recuit se durcissent progressivement jusqu'à atteindre un régime stable, tandis que pour les aciers initialement à l'état préécroui, on observe un adoucissement dès que le taux de prédéformation est supérieur à l'amplitude de la déformation cyclique imposée.

2.3.1 - Cas des aciers trempés et revenus

Dans le cas de phases stables, on observe généralement un adoucissement des aciers dont les structures sont écrouies naturellement par trempe et revenu. Cet adoucissement correspond à une diminution de la limite d'élasticité qui peut atteindre 30 %⁽¹¹⁾.

2.3.2 - Cas des aciers à "palier"

Lorsque les aciers possèdent une courbe de traction présentant un palier, on peut observer, pour des contraintes cycliques légèrement inférieures au niveau du palier une évolution du régime de déformation⁽¹¹⁾: au début de l'essai, le cycle d'hystérésis est fermé, en l'absence d'une composante plastique de la déformation.

Ce cycle s'ouvre ensuite progressivement (figure 3) avant de se stabiliser.

Nous avons montré, à l'aide d'une étude photoélasticimétrique, que des bandes de LÜDERS pouvaient se développer au cours des cycles, à partir des zones de concentration de contrainte présentes sur l'éprouvette d'essai (congé de raccordement, arêtes).

La disparition du palier sur la courbe d'érouissage cyclique ne permet pas de comparer directement R_{eL} à R'_e pour connaître la consolidation du métal. Par contre, nous avons montré que si on faisait cette comparaison pour des déformations supérieures à la longueur du palier, on retrouvait les mêmes conclusions (adoucissement ou durcissement) en fonction du traitement thermique que pour les aciers sans palier.

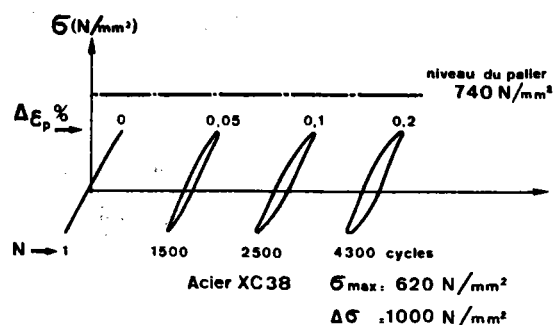


FIGURE 3 :

Evolution des cycles d'hystérésis pour des amplitudes de déformation correspondant à des contraintes inférieures au palier de la courbe de traction.

2.3.3 - Influence du corroyage dans le cas des aciers austénitiques

Dans le cas des nuances austénitiques (repères Q et T), nous avons montré que l'influence du corroyage en fatigue plastique était directement reliée à la ductilité du matériau⁽³⁾; celle-ci est plus faible dans le cas de la nuance moulée (T) pour laquelle on observe un durcissement sensiblement inférieur à celui de la nuance forgée (Q) ainsi qu'une résistance en fatigue oligocyclique.

2.3.4 - Influence de la teneur en carbone sur le comportement des aciers austénitiques

Sur des nuances austénitiques de composition voisine (repère Q et R) nous avons observé⁽³⁾ l'effet d'un abaissement de la teneur en carbone : quand la teneur en C passe de 0,06 à 0,02 %, l'effet du carbone agit dans le même sens et avec la même amplitude, dans le cas des courbes monotones ou cycliques.

2.3.5 - Effet du niveau de stabilité de la structure métallurgique

2.3.5.1 PRESENCE D'AUSTENITE RESIDUELLE

Lorsque le traitement thermique de trempe et de revenu conduit à une phase instable telle que l'austénite résiduelle dans le cas d'un acier 35 NCD 16, on peut observer un durcissement important ⁽⁹⁾.

En effet dans ce cas, il y a compétition entre l'adoucissement produit par la destruction de sous-structures instables de dislocations introduites lors de la trempe et le durcissement obtenu par la transformation austénite résiduelle → martensite au cours de l'écroutissage, qui conduit à une structure de dislocation stable.

La figure 4 montre que l'on peut avoir soit adoucissement de l'acier lorsque γ_R est faible (repère A), soit stabilité pour $\gamma_R = 7-8\%$ (repère B), soit encore durcissement, pour des teneurs supérieures (repère C).

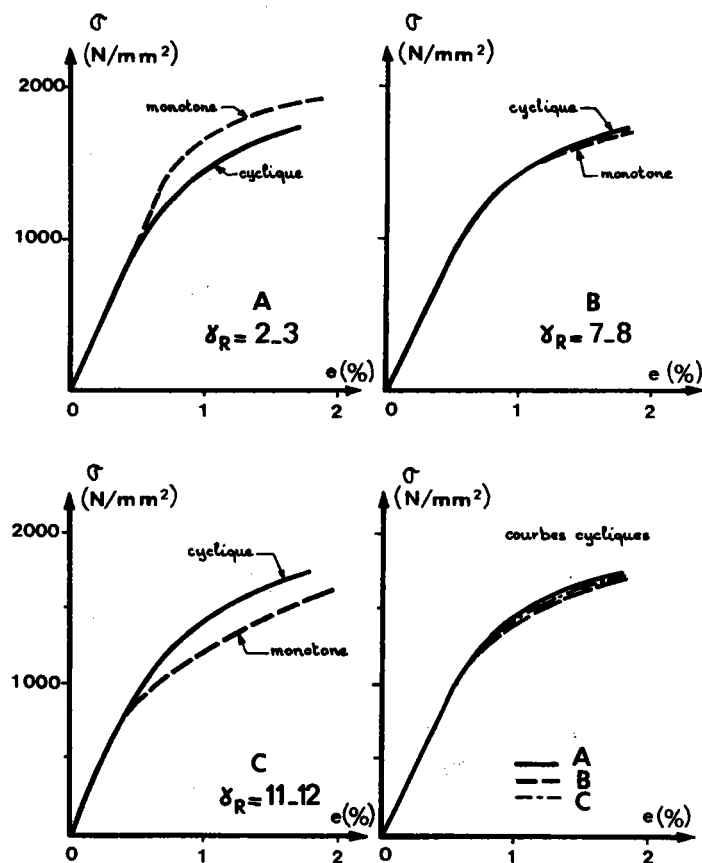


FIGURE 4 : Tracé des courbes de traction cyclique pour les états revenus à 200°C après différentes conditions de trempe.

Quelle que soit la teneur en γ_R , la courbe d'écroûissage cyclique est la même. Dans le cas de l'état C, nous avons étudié⁽⁹⁾ la destabilisation de l'austénite résiduelle formée lors du traitement thermique, dont la teneur initiale était égale à 11 %.

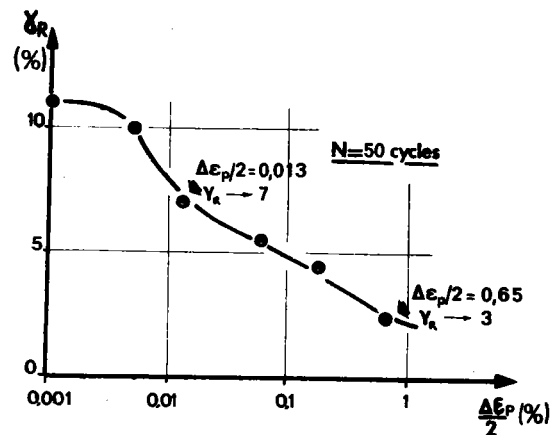
Cette destabilisation, fonction soit du nombre de cycles de déformation, soit de l'amplitude de déformation pour un même nombre de cycles, a été estimée à l'aide de mesures par rayons X, effectuées sur la surface des éprouvettes, en cours d'essai.

Nous avons montré que :

- pour un même niveau de déformation plastique cyclique, une destabilisation rapide de γ_R a lieu au cours des premiers cycles : pour $\Delta\epsilon_p/2 \sim 0,7$ %, les deux premiers cycles font disparaître 70 % de la teneur initiale de γ_R (figure 5).

FIGURE 5 :

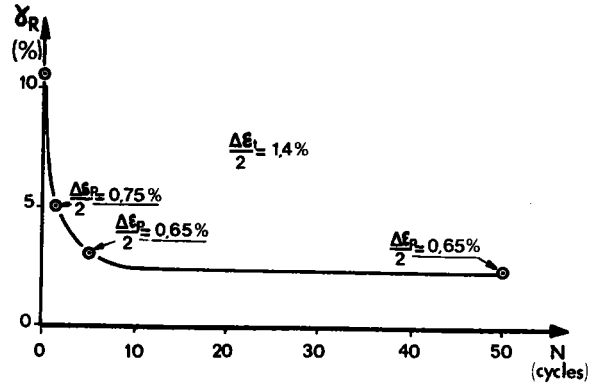
Destabilisation de l'austénite résiduelle, en fonction du niveau de déformation plastique cyclique atteint (état C).



- au bout d'un même nombre de cycle (50), la destabilisation de γ_R est fonction du niveau de déformation $\Delta\epsilon_p/2$ atteint (figure 6).

FIGURE 6 :

Destabilisation de l'austénite résiduelle en fonction du nombre de cycle (état C).



2.3.5.2 PRESENCE D'AUSTENITE DE REVERSION

L'austénite de réversion formée dans le cas d'un acier Maraging (état 0), au cours d'un revenu de survieillissement n'a pas d'influence sur les propriétés cycliques du métal⁽⁸⁾.

Nous avons montré que cette phase était parfaitement stable sous sollicitations plastiques cycliques.

2.3.5.3 NUANCES AUSTENITIQUES INSTABLES

Nous avons observé⁽³⁾ le comportement d'un acier inoxydable métastable à température ambiante (repère S).

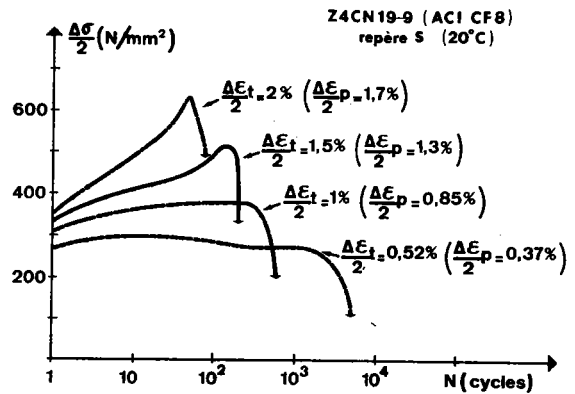
Pour tous les niveaux de déformation imposée, on observe un durcissement de l'acier, caractéristique des aciers austénitiques à l'état hypereutecté.

Néanmoins, à partir d'une déformation $\Delta\epsilon_p/2 = 1,3\%$, et après un certain nombre de cycles apparaît un durcissement secondaire (figure 7) qui est dû à la formation de martensite ϵ et α' que nous avons mis en évidence (cf. § 4.2).

Nous avons montré, à l'aide d'essais conduits jusqu'à rupture que la présence de ces phases martensitiques n'affectait pas sensiblement les propriétés de résistance à la fatigue oligocyclique par rapport aux nuances stables, du moins jusqu'à des teneurs en martensite α' de l'ordre de 15 %.

FIGURE 7 :

Variation de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles.

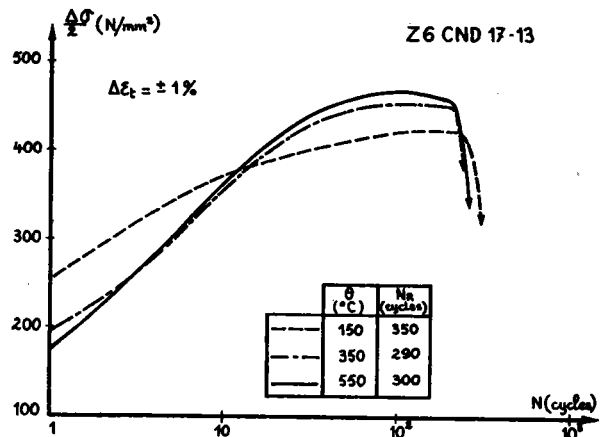


2.4 - INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE D'ESSAI DANS LE CAS DES ACIERS AUSTÉNITIQUES

Des essais de fatigue oligocyclique ont été effectués à 150, 350 et 550°C sur un acier inoxydable (repère Q). Nous avons pu expliquer l'effet peu significatif de la température d'essai sur les caractéristiques de résistance en fatigue oligocyclique, malgré une chute importante des caractéristiques de traction, par une augmentation du durcissement cyclique avec la température, résultat du phénomène de vieillissement sous déformation dû à la présence de carbone et d'azote interstitiels⁽¹²⁾ (figure 8).

FIGURE 8 :

Evolution de $\frac{\Delta\sigma}{2}$ en fonction de N pour différentes températures dans le cas d'éprouvettes en acier Q sollicitées avec $\Delta\epsilon_t = \pm 1\%$



3.- PREVISION DU COMPORTEMENT EN FATIGUE OLIGOCYCLIQUE DES ACIERS DE CONSTRUCTION MECANIQUE

Les essais de fatigue oligocyclique requièrent des moyens d'essais importants et coûteux. Il nous a donc semblé important de proposer des méthodes, basées sur les résultats d'essais simples, qui permettent de prévoir le comportement d'une gamme étendue d'aciers de construction.

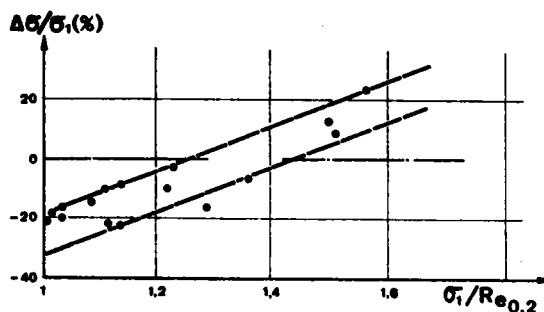
3.1 - PRÉVISION DES PHÉNOMÈNES D'ADOUCCISSEMENT OU DE DURCISSEMENT (⁽¹¹⁾ en Annexe)

Nous avons proposé de prendre comme critère le rapport $\sigma_1/R_{e0,2}$ où σ_1 est la contrainte correspondant à 1 % de déformation plastique sur la courbe de traction monotone.

Nous avons montré que lorsque σ_1/R_e est inférieur à 1,3 il y a adoucissement, tandis que si σ_1/R_e est supérieur à 1,5, il y a durcissement (figure 9).

FIGURE 9 :

Evaluation du taux d'érouissage $\Delta\sigma/\sigma_1$ en fonction de $\sigma_1/R_{e0,2}$
(σ_1 : contrainte correspondant à 1 % de déformation plastique sur la courbe de traction monotone).



3.2 - ESTIMATION DE LA RÉSISTANCE À LA FATIGUE OLIGOCYCLIQUE

(⁽¹¹⁾ en Annexe)

3.2.1 - Méthode d'approximation des courbes de MANSOON-COFFIN

Dans un premier temps, nous avons comparé les résultats expérimentaux obtenus sur une gamme d'acier ($850 < R_m < 2100 \text{ N/mm}^2$) aux courbes prédites à l'aide des méthodes proposées par la NASA⁽¹²⁾ (méthodes des quatre points - méthodes des pentes universelles) qui n'utilisent que des coefficients empiriques pour tracer les courbes $\Delta \epsilon = f(N)$.

La mauvaise concordance que nous avons obtenue, nous a amenés à proposer un nouveau critère :

- tracé de la droite $\log \Delta \epsilon_e / 2 = f(\log N)$:

cette droite est définie par deux points; le premier, situé à 10^7 cycles, dans le domaine de l'endurance est une évaluation⁽¹³⁾ de la limite de fatigue σ_D à partir des caractéristiques de traction de l'acier, obtenue empiriquement à l'aide d'un ensemble homogène de résultats d'essais de fatigue sur des aciers ($300 < R_m < 2100 \text{ N/mm}^2$) :

$$\sigma_D = 0,41 R_m + 2 A$$

$$\text{soit } \Delta \epsilon_e / 2 = (0,41 R_m + 2 A) / E \text{ pour } N = 10^7 \text{ cycles}$$

Le deuxième point est déterminé suivant le critère de MORROW⁽¹⁴⁾

$$\sigma_f' / E = \sigma_f / E \text{ pour } 1/2 \text{ cycle}$$

- tracé de la droite $\log \Delta \epsilon_p / 2 = f(\log N)$:

considérant que pour un grand nombre de matériau, on a $\Delta \epsilon_t / 2 = 0,01$, pour $N = 10^3$ cycles, on en déduit :

$$\Delta \epsilon_p / 2 = 0,01 - \Delta \epsilon_e / 2 \text{ pour } N = 10^3 \text{ cycles,}$$

après avoir déterminé $\Delta \epsilon_e / 2$ pour 10^3 cycles.

Le deuxième point de la droite a pour abscisse $2 N = 1$ et pour ordonnée $\epsilon_f' = \epsilon_f$.

Cette méthode d'approximation paraît en meilleur accord avec les résultats expérimentaux (figure 10) que les méthodes mentionnées plus haut.

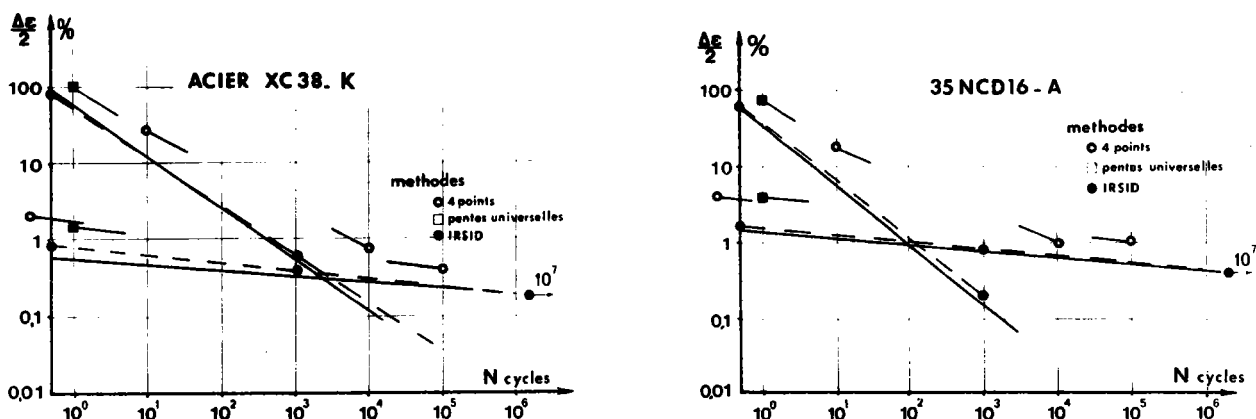


FIGURE 10 : Comparaison des différentes méthodes d'approximation avec les droites expérimentales sur un acier XC 38 ($R_m = 850 \text{ N/mm}^2$) et un acier 35 NCD 16 ($R_m = 2100 \text{ N/mm}^2$)

3.3 - CONDITIONS D'AMORÇAGE DES FISSURES DE FATIGUE À PARTIR DE DÉFAUTS GÉOMÉTRIQUES

Pour rendre compte des résultats d'essais d'amorçage, obtenus sur des éprouvettes entaillées, possédant différents rayons à fond d'entaille mécanique, nous avons été amenés⁽¹⁵⁻¹⁶⁾ à proposer un critère élastoplastique, basé sur l'hypothèse de NEUBER⁽¹⁷⁾ et qui utilise les résultats de fatigue oligocyclique.

Cette hypothèse conduit à considérer que le volume de métal situé à fond d'entaille subit des cycles effort-déformation qui suivent la relation suivante :

$$\Delta\sigma \cdot \Delta\epsilon = \text{constante}$$

Nous avons adopté comme critère :

$$\sqrt{E \Delta\sigma \cdot \Delta\varepsilon} = K_f \cdot \Delta\sigma_{\text{ nominale}}$$

qui permet de relier l'état de contrainte et de déformation local ($\Delta\sigma$, $\Delta\varepsilon$) à l'amplitude de contrainte nominale.

Pour développer cette analyse, nous avons franchi les étapes suivantes :

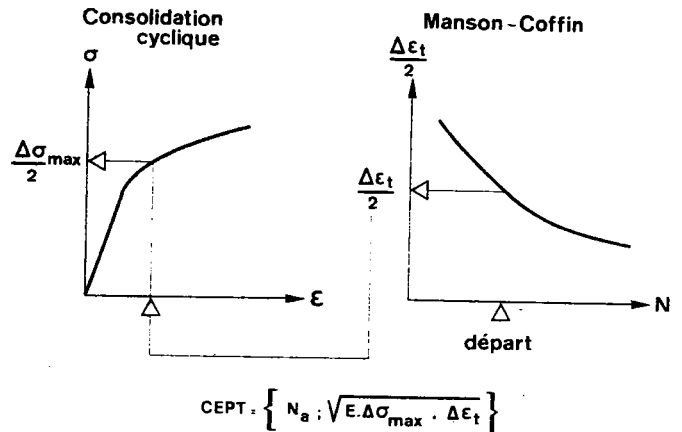
- à partir du nombre de cycles d'amorçage, N_a , obtenu expérimentalement, on calcule pour chaque essai la quantité

$$\sqrt{E \cdot \Delta\sigma \cdot \Delta\varepsilon}$$

au moyen des caractéristiques cycliques du métal (figure 11).

FIGURE 11 :
Détermination point par point de la courbe élasto-plastique d'amorçage (CEPT) qui permet d'obtenir le paramètre :

$$K_f^{EP} = \frac{\sqrt{E \cdot \Delta\sigma_{\text{max}} \cdot \Delta\varepsilon_t}}{\Delta\sigma_{\text{nom}}}$$



- on vérifie pour chaque configuration d'entaille la stabilité du rapport

$$\sqrt{E \cdot \Delta\sigma \cdot \Delta\varepsilon} / \Delta\sigma_{\text{nom}} = K_f^{EP}$$

en fonction de N_a .

- on choisit de caractériser chaque entaille par une moyenne des valeurs K_f^{EP} , obtenues pour une même valeur du coefficient K_t .

La figure 12 permet de comparer l'étendue des résultats exprimés :

- . soit en fonction de $\Delta\sigma_{nom}$.
- . soit en fonction de $K_f^{EP} \cdot \Delta\sigma_{nom}$.

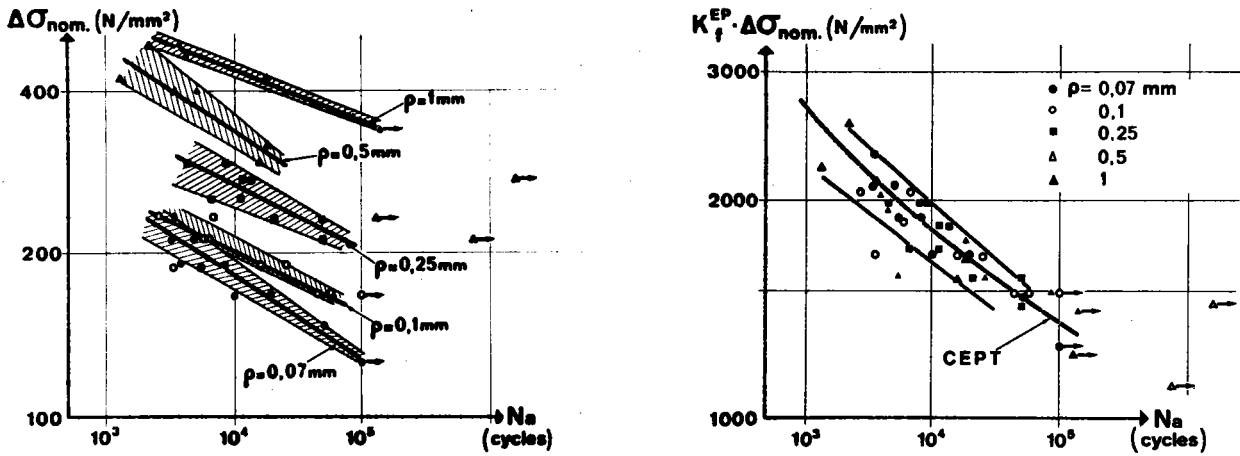


FIGURE 12 : Comparaison des résultats d'essais d'amorçage exprimés soit en fonction de la contrainte nominale soit à l'aide de :

K_f^{EP} (acier 35 NCD 16 - état D)

4.- ETUDE DES MECANISMES ET INTERPRETATION DES RESULTATS D'ESSAIS

4.1 - LE STADE D'ACCOMMODATION - CAS DES ACIERS AUSTÉNITIQUES

Conventionnellement on divise le stade d'accommodation en deux parties : la première partie correspond à une évolution rapide des propriétés (durcissement ou adoucissement) qui se produit au cours des premiers cycles de sollicitation, la seconde conduit à un régime de stabilisation auquel on fait correspondre une amplitude de contrainte à saturation $\Delta\sigma_s$.

Dans le cas des aciers inoxydables à l'état hypereffluant dont l'austénite est stable sous déformation, la première partie correspond à un durcissement important du matériau.

4.1.1 - Durcissement rapide

Comme le fait remarquer PINEAU⁽¹⁰⁾, les mécanismes qui se produisent au cours du durcissement rapide sont sensiblement les mêmes que ceux qui régissent l'écrouissage monotone : au cours de l'application des cycles de déformation, les dislocations existant initialement dans le métal ainsi que celles qui sont créées, s'accumulent dans des bandes de glissements primaires et sous l'effet de mécanismes de blocage locaux, de nouvelles sources appartenant tout d'abord au même système de glissement sont activées ; ceci conduit à augmenter la densité de dislocations et à diminuer la distance entre lignes de glissement.

Les contraintes augmentant, de nouveaux systèmes de glissement orientés initialement, de façon moins favorable, sont alors activés.

Dans le cas des aciers austénitiques à structure cubique faces centrées et à faible énergie de défauts d'empilement, ce processus peut conduire pour des niveaux élevés d'amplitude de déformation ou de température à un arrangement tridimensionnel en cellules⁽³⁾ dont THOMPSON⁽¹⁸⁾ a

décrit récemment les mécanismes d'apparition.

4.1.2 - Stabilisation

Après la période de durcissement rapide qui peut représenter 10 à 50 % de la durée de vie d'une éprouvette, on obtient généralement une saturation de l'amplitude de la contrainte, lorsque le métal est soumis à une amplitude de déformation imposée.

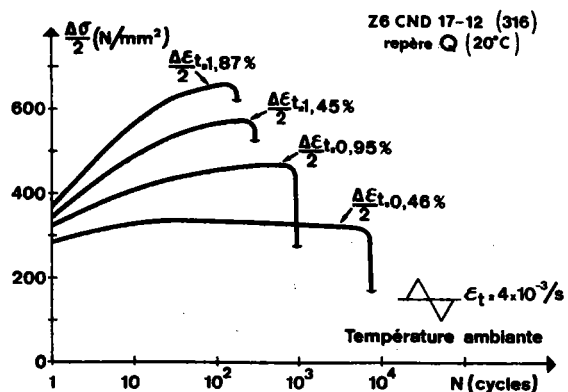
Ce régime d'équilibre, propre à l'endommagement par fatigue, au cours duquel la déformation continue à s'accumuler, sans augmentation de la contrainte, a été étudié par différents auteurs^(19,20).

Le modèle proposé par GROSSKREUTZ⁽²¹⁾ est basé sur le fait qu'à la saturation, l'amplitude de déformation appliquée est accommodée par le déplacement de dipôles et par le va-et-vient des dislocations entre les bandes de glissement, pour les faibles amplitudes, et entre les parois de cellules, à plus haute amplitude. L'approche de la saturation est donc le résultat d'un équilibre entre la densité des dislocations mobiles et la contrainte d'écoulement nécessaire pour déplacer celles-ci sur la distance moyenne de glissement.

La figure 13 présente l'évolution de $\Delta\sigma/2$ en fonction de N , pour différents niveaux de $\Delta\varepsilon_t/2$ ($R_\varepsilon = -1$), que nous avons obtenue sur la nuance Q.

FIGURE 13 :

Evolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles (essais sous déformation imposée)



Pour les amplitudes de déformation les plus faibles, la contrainte se stabilise rapidement, tandis que pour les amplitudes élevées, l'éprouvette se rompt avant que la contrainte se soit stabilisée. Dans ce dernier cas, nous pensons que l'on ne peut donc plus parler de contrainte de saturation, mais d'un régime de pseudo-saturation qui se traduit par une diminution progressive de l'accroissement de la contrainte à chaque cycle.

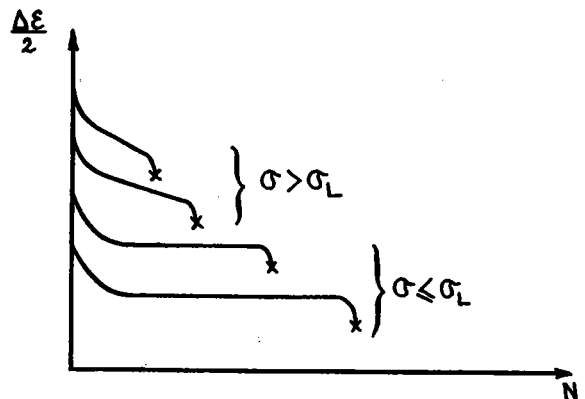
4.1.3 - Limite d'accommodation

Cette absence de saturation véritable des caractéristiques σ, ϵ peut se traduire par un allongement progressif du métal, quand il est sollicité, non plus sous une amplitude de déformation, mais sous une amplitude de contrainte imposée.

Ce phénomène peut être important dans le cas de la construction chaudronnée, où dans un appareil en service, le métal subit en général des cycles charge-décharge successifs, avec des périodes plus ou moins longues de maintien à différents niveaux de charge. On peut alors observer, dans certains cas, une déformation rémanente qui croît au cours des cycles.

Ce phénomène a amené PLENARD et ses collaborateurs^(4,5,22) à introduire la limite d'accommodation σ_L , qui est la contrainte maximale dont l'application répétée finit par conférer au métal un comportement élastique (figure 14).

FIGURE 14 :
Evolution schématique de l'amplitude de déformation en fonction de N (essais sous charge imposée).



Les méthodes de détermination de la limite d'accommodation sont décrites dans l'étude⁽⁶⁾ qui nous a permis de préciser l'influence de divers paramètres sur σ_L et d'une manière générale sur la déformation au cours d'un cycle charge-décharge avec ou sans maintien de charge.

La limite d'accommodation est donc la contrainte maximale pour laquelle la saturation du métal est atteinte dans une condition d'écroutissage donnée, au-dessus de cette contrainte on n'observe plus la saturation. Son évolution en fonction de différents types d'écroutissage permet de préciser les conditions d'équilibre de la microstructure du métal.

4.1.4 - Composantes de la contrainte à saturation σ_S

Par analogie avec le comportement en traction monotone et conformément à la théorie microscopique de la déformation plastique, on peut considérer que la contrainte d'écoulement σ_S est la superposition de deux types de contribution et peut donc être décomposée en deux termes :

$$\sigma_S = \sigma_i + \sigma^*$$

- σ_i est la contrainte nécessaire pour vaincre les champs de contrainte à longue distance ; elle est appelée contrainte moyenne interne ou contrainte de frottement et elle est le résultat de la multiplication des dislocations et des interactions de ces dislocations et du champ de contrainte lié à d'autres types de défauts.
- σ^* est la contrainte nécessaire pour vaincre les obstacles à courte distance : pour mettre une dislocation en mouvement, la contrainte appliquée doit d'abord surmonter la contrainte interne et c'est uniquement la différence $\sigma - \sigma_i$ qui détermine la vitesse de déplacement proprement dite de la dislocation⁽²³⁾.

Cette contrainte σ^* est pour cette raison appelée contrainte effective. Comme les fluctuations thermiques peuvent aider à vaincre des obstacles à courte distance, σ^* dépend de la température, T , et de la vitesse de déformation, $\dot{\epsilon}$.

De nombreuses études, effectuées en traction monotone, ont montré la dépendance de σ_i et de σ^* avec un certain nombre de paramètres.

D'une manière générale POLAK et col. ⁽²⁴⁾ partent de la relation suivante :

$$\sigma_s = \sigma_i \{ \epsilon_p, h(\rho_t, T, \dot{\epsilon}_p) \} + \sigma^* \{ \dot{\epsilon}_p, T, h(\rho_m) \}$$

La contrainte effective, σ^* , dépend de la vitesse de déformation plastique $\dot{\epsilon}_p$, de la température de déformation, T, et de l'histoire des déformations, par l'intermédiaire de la densité de dislocations mobiles.

La contrainte interne, σ_i , dépend de l'amplitude de la déformation plastique, ϵ_p , et de l'histoire de la déformation par l'intermédiaire de la densité totale de dislocations ρ_t et par l'arrangement des dislocations, qui sont influencées toutes les deux par T et $\dot{\epsilon}_p$.

De cette expression générale, et des observations expérimentales qui ont été faites sur des aciers à bas carbone, ces auteurs déduisent qu'à la saturation, σ_i dépend faiblement de T et de $\dot{\epsilon}_p$; en effet, comme la boucle d'hystérésis ne dépend pratiquement pas du nombre de cycles, l'évolution de la densité de dislocations mobiles est négligeable à la saturation. C'est pourquoi ils pensent qu'à la saturation, la relation suivante est une bonne approximation :

$$\sigma_s = \sigma_i (\Delta\epsilon_p/2) + \sigma^* (\dot{\epsilon}_p, T)$$

Il nous a donc paru important d'étudier l'influence de ces différents paramètres sur les composantes de la contrainte d'écoulement.

4.1.5 - Influence de divers paramètres sur σ_i et σ^*

Pour séparer la contrainte d'écoulement à saturation, σ_s , en ses composantes internes et effectives, différents essais peuvent être utilisés ⁽³³⁾ en particulier :

- essais de traction différentiels
- essais de relaxation
- essais de fluage

Sur les nuances U et V, du type Z 6 CN 18-9, nous avons réalisé des essais de relaxation ⁽⁶⁾.

Dans ces essais, la pente de la courbe $(-d\sigma/dt)$ est proportionnelle à la vitesse de déformation plastique, $\dot{\epsilon}_p$, de l'éprouvette.

4.1.5.1 EFFET DE LA VITESSE DE DEFORMATION

Compte-tenu des conclusions qui ont été précisées en 4.1.4, c'est la composante $\sigma^* = \sigma - \sigma_i$ qui varie en fonction de $\dot{\epsilon}_p$.

Les résultats que nous avons obtenus sur les nuances U et V sont reportées sur la figure 15 ; ils permettent d'obtenir les lois de fluage suivantes :

- nuance U : $\dot{\epsilon}_p = 4,27 \cdot 10^{-8} \sigma^{*2}$
- nuance V : $\dot{\epsilon}_p = 2,76 \cdot 10^{-8} \sigma^{*1,86}$

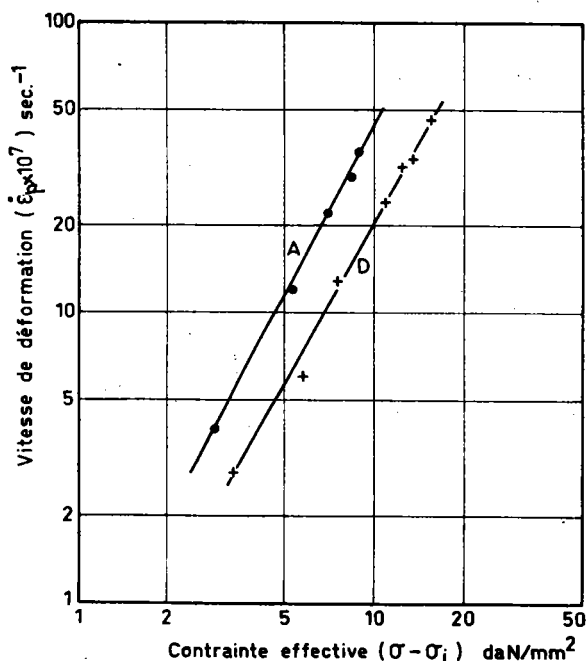
On peut écrire aussi :

$$\dot{\epsilon}_p = C (\sigma - \sigma_i)^m$$

On voit que σ_i est la contrainte en-dessous de laquelle $\dot{\epsilon}_p$ est rigoureusement nulle.

FIGURE 15 :

Influence du niveau de contrainte (exprimé ici à l'aide de la composante $\sigma - \sigma_i$) sur la vitesse de déformation des aciers U et V. Il s'agit d'une vitesse de déformation moyenne déduite d'essais de relaxation à la température ambiante.



4.1.5.2 EFFET D'UN ECROUISSAGE MONOTONE OU CYCLIQUE

ROESCH fait l'hypothèse⁽⁶⁾ que l'écrouissage produit d'une façon monotone ou cyclique modifie la contrainte interne, σ_i , mais ne change pas en première approximation la relation entre $\dot{\epsilon}_p$ et la contrainte effective $\sigma^* = \sigma - \sigma_i$ (facteur de proportionnalité, exposant).

Pour un niveau donné, σ , de la contrainte appliquée, σ^* et $\dot{\epsilon}_p$ seront d'autant plus faibles que σ_i sera plus élevé. Nous avons utilisé cette hypothèse pour apprécier l'effet durcissant produit dans certaines conditions par le cyclage.

Des essais de relaxation depuis une contrainte σ_M donnée ont été réalisés après la première mise en charge, puis après différents nombres de cycles de traction répétée jusqu'à la même contrainte, σ_M . On en déduit la vitesse de déformation moyenne $\dot{\epsilon}_p$ sous σ_M après différents nombres de cycles.

Nous constatons que cette vitesse diminue lorsque le nombre de cycle N augmente. Les lois de fluage indiquent que σ_i augmente progressivement avec N .

Nous avons donc utilisé ces équations pour calculer effectivement σ_i après différents nombres de cycles.

La figure 16 présente l'évolution de σ_i et de $\dot{\epsilon}_p$ en fonction de N .

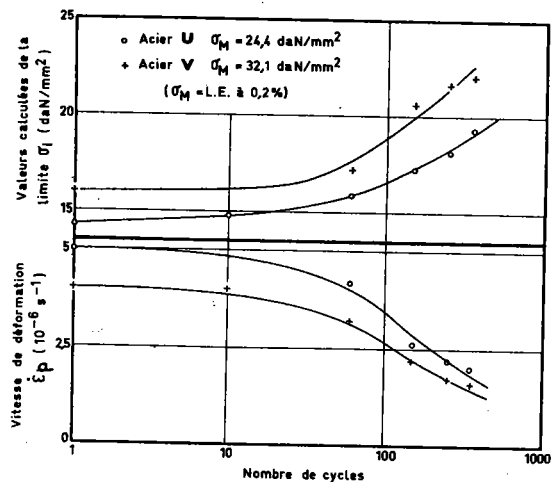


FIGURE 16 :

Evolution de la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_p$ sous σ_M et de la contrainte σ_i (calculée à partir de $\dot{\epsilon}_p$) en fonction du nombre de cycles de traction répétés (0 à σ_M).

Le même phénomène d'érouissage cyclique est observé lorsque l'on soumet le métal à des essais de relaxation successifs : mise en charge jusqu'à σ_M , relaxation jusqu'à σ_m , remise en charge à σ_M , nouvelle relaxation, etc...

A chaque relaxation, la vitesse de déformation plastique, $\dot{\epsilon}_p$ est plus faible qu'à la relaxation précédente et le temps nécessaire pour atteindre σ_m augmente dans de fortes proportions avec N (figure 17). Au cours de chaque cycle, le métal se durcit et se déforme donc moins vite au cycle suivant.

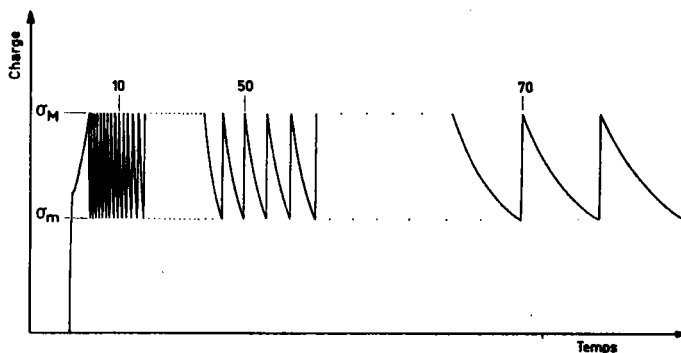


FIGURE 17 : Essais de relaxation de contrainte successifs. Dès que la contrainte a baissé jusqu'en σ_m , on exerce une traction pour la faire remonter jusqu'en σ_M et on la laisse de nouveau se relaxer. L'origine des contraintes est décalée ; en réalité $\sigma_M - \sigma_m$ ne représente qu'une faible fraction de la contrainte totale σ_M .

4.1.5.3 EFFET DE LA TEMPERATURE

A beaucoup de points de vue, l'influence de la température est équivalente à celle de la vitesse de déformation⁽²³⁾ : une augmentation de T produit les mêmes effets qu'une diminution de $\dot{\epsilon}_p$; ceci est la conséquence de la nature thermoactivée de la déformation plastique.

Les courbes de traction d'un métal, obtenues avec différentes vitesses et différentes températures peuvent toutes se ramener à une courbe unique, si on utilise le paramètre de ZENER-HOLOMON :

$$Z = \dot{\epsilon}_p \exp(\Delta H/KT)$$

où ΔH est l'énergie d'activation qui représente la contribution énergétique de σ^* lors du franchissement des obstacles localisés.

Pour une valeur donnée de Z , la contrainte correspondant à un état de déformation est indépendante de la combinaison $(\dot{\epsilon}_p, T)$ qui donne cette valeur de Z .

Comme les fluctuations atomiques, dues à l'agitation thermique, ne peuvent être possible de façon cohérente que sur une petite surface du plan de glissement, leur contribution n'est efficace que pour le franchissement des obstacles à courte distance qui constituent des barrières d'énergie suffisamment faibles (de l'ordre de KT).

C'est pourquoi, on peut considérer que les obstacles à grande distance sont athermiques (σ_i nécessaire pour les vaincre ne variera avec la température que comme le module d'élasticité) et que les obstacles à courte distance sont thermiques (σ^* pour les franchir variera fortement avec T). La contrainte σ^* fournit la différence d'énergie entre la hauteur des obstacles locaux et la contribution de l'agitation thermique. Elle dépend comme on l'a vu de $\dot{\epsilon}_p$ et de T .

Par ailleurs $\dot{\epsilon}_p$ est proportionnelle à la densité de dislocations mobiles ρ_m et à la vitesse moyenne des dislocations v , comme le montre la relation d'OROWAN :

$$\dot{\epsilon}_p = f b \rho_m v$$

où f est un facteur géométrique,

b est le vecteur de BÜRGERS

L'effet de la température est accentué dans le cas d'un vieillissement qui apparaît aussi bien dans le cas des aciers doux que pour les aciers austénitiques.

Ce durcissement est particulier aux alliages qui possèdent une énergie d'interaction entre les dislocations et les atomes d'impuretés.

Quand la température croît, l'apparition du durcissement secondaire devient plus favorable et l'interdépendance de la contrainte et de la vitesse de déformation $\delta \log \sigma / \delta \log \dot{\epsilon}_p$ change de signe (de positif à négatif),

indiquant une interaction entre atomes en solution interstitiels et dislocations, comme on peut l'observer sous déformation monotone.

Sur cette base, ABDEL-RAOUF⁽²⁵⁾ développe un paramètre qui met en évidence la relation entre l'érouissage cyclique, la température et la vitesse de déformation, en considérant les vitesses relatives des dislocations et des atomes interstitiels.

Il montre que le paramètre $\frac{T}{\dot{\epsilon}} \exp(-Q/RT)$ permet de déterminer le niveau de vieillissement dynamique par érouissage cyclique.

Le vieillissement dynamique agit jusqu'à une température⁽²⁶⁾ pour laquelle on n'observe plus qu'un processus de restauration dynamique qui dans le cas des aciers austénitiques se manifeste dès 600°C par la formation de sous-grains⁽²⁷⁾.

Cette restauration dynamique joue sur la densité totale des dislocations et sur la taille des cellules ; elle a un effet direct sur la valeur de la composante interne de la contrainte :

$$\sigma_i = \alpha G b \sqrt{\rho_t}$$

A vitesse de déformation élevée, l'accumulation des défauts de réseau devient supérieure au taux de restauration thermique et la croissance de σ_i correspond à la plus grande partie de l'augmentation de la contrainte.

4.1.6 - Application de ces mécanismes à l'interprétation du comportement des aciers inoxydables austénitiques

4.1.6.1 INTERPRÉTATION DE LA LIMITE D'ACCOMMODATION

Les considérations et les résultats que nous avons présentés au cours des paragraphes précédents nous permettent alors de préciser le comportement du métal au cours d'un essai de détermination de la limite d'accommodation.

Le paramètre physique est la déformation $\Delta \epsilon_N$ au cours du N^{ième} cycle : le métal ne s'allonge que dans la partie du cycle au cours de la-

quelle la contrainte est supérieure à la valeur instantanée de la contrainte interne σ_i . Celle-ci augmente avec N en raison du phénomène d'écroutissage dynamique.

Lorsqu'au cours du cycle N, le métal se trouve porté à la contrainte σ ($\sigma > \sigma_i(N)$), il se déforme à la vitesse

$$\dot{\epsilon}_p(\sigma) = C \{ \sigma - \sigma_i(N) \}^{m^*}$$

En combinant l'équation précédente et la loi $\sigma(t)$ du cycle, on peut calculer la déformation $\Delta \epsilon_N$:

$$\Delta \epsilon_N = \int_0^T \epsilon_N \{ \sigma(t), t \} dt \approx 2C \int_{\sigma_i(N)}^{\sigma_M} \{ \sigma - \sigma_i(N) \}^{m^*} \frac{dt}{d\sigma} \cdot d\sigma$$

où $T = 1/H$ est la période de sollicitation
et σ_M est la contrainte maximale du cyclage

Pour chaque forme de cycle, on connaît $dt/d\sigma$ et l'on peut écrire $\Delta \epsilon_N$ de façon explicite. En particulier dans le cas de cycles de forme triangulaire, on a :

$$\Delta \epsilon_N = \frac{C}{H (m^* + 1)} \cdot \frac{\{ \sigma_M - \sigma_i(N) \}^{m^* + 1}}{\sigma_M}$$

La déformation $\Delta \epsilon_N$ entraîne un durcissement du métal et au cycle $N + 1$, la contrainte σ_i prend une valeur $\sigma_i(N + 1)$ supérieure à $\sigma_i(N)$. De ce fait, comme le montre l'équation précédente $\Delta \epsilon_{N+1} < \Delta \epsilon_N$: quelle que soit σ_M , la déformation par cycle diminue au fur et à mesure que le nombre de cycles augmente.

Pour qu'il y ait accommodation (saturation) il faut que pour σ_M choisie, $\Delta \epsilon_N$ s'annule, c'est-à-dire que $\sigma_i(N)$ remonte jusqu'au niveau de σ_M .

Cela dépendra essentiellement de deux paramètres :

- l'écart initial entre σ_i et σ_M

- la forme d'érouissage (augmentation de σ_j avec $\Delta\varepsilon_p$, c'est-à-dire avec N)

Des calculs ont été faits avec ces hypothèses, mais les prédictions manquent de précision.

Pour les améliorer, il conviendrait de connaître la fonction $\sigma_j = f(\Delta\varepsilon)$ qui dépend d'un certain nombre de paramètres : niveau de σ_M , forme et fréquence des cycles, c'est-à-dire de la manière dont est obtenue la déformation $\Delta\varepsilon_p$, responsable du durcissement.

On peut remarquer de plus que la saturation intervient dans un domaine de contrainte où le métal commence à se déformer plastiquement : dans ce domaine, la déformation n'est localisée que dans certains grains, ce qui peut conduire à des différences notables d'une éprouvette à l'autre, en particulier, sur le nombre de cycles nécessaires pour atteindre la saturation.

De plus, on ne peut séparer la phase de déformation de son effet sur σ_j qui évolue au cours même d'un cycle et ne prend pas brutalement sa nouvelle valeur à la fin du cycle.

4.1.6.2 INFLUENCE D'UN ÉCROUISSAGE PRÉALABLE

a) Mécanismes

Un érouissage statique relève la valeur initiale, σ_{i0} , de la contrainte interne et modifie la courbe d'érouissage ($d\sigma/d\varepsilon$ initialement plus fort).

Un érouissage, avec maintien prolongé d'une ou plusieurs précharges, conduit à une déformation supplémentaire qui tend à rapprocher de plus en plus σ_{i0} de la précharge appliquée (σ_{i0} augmente avec N).

b) Applications

La limite d'accommodation qui augmente au moins aussi vite que σ_j variera donc dans le même sens.

D'une manière générale, tout facteur qui modifiera σ_{i0} entraînera une modification dans le même sens de la contrainte à saturation (vieillessement).

b1 Méthodes d'écrouissage cyclique :

Ces considérations peuvent s'appliquer pour expliquer l'influence de la méthode de détermination des courbes d'écrouissage cyclique.

On a vu, en effet, qu'après stabilisation, la relation $\sigma = f(\epsilon)$ d'un acier austénitique, possédant un taux d'écrouissage élevé, différerait en fonction de la méthode utilisée : la courbe obtenue par la méthode incrémentale est toujours supérieure à celle déterminée par la méthode où l'on applique des paliers successifs (figure 1) ; toutefois les deux courbes se rejoignent au niveau maximal atteint.

Nous pouvons expliquer ce phénomène par l'histoire subie par le métal qui, à chaque bloc d'environ 60 cycles, subit des amplitudes de déformation progressivement croissante puis décroissante ; dans ce cas, pour une amplitude de déformation donnée, le niveau de σ_i est supérieur à celui qu'il a lors d'un essai par paliers croissants, puisqu'il tient compte des écrouissages précédents, appliqués à des amplitudes de déformation supérieures.

b2 Cas d'un écrouissage par laminage à chaud :

Nous avons étudié l'effet d'un écrouissage d'environ 15 à 20 %, effectué sur un acier AISI 316, par laminage à chaud terminé à basse température ($\sim 900^\circ\text{C}$) pour laquelle les grains austénitiques restent écrouis.

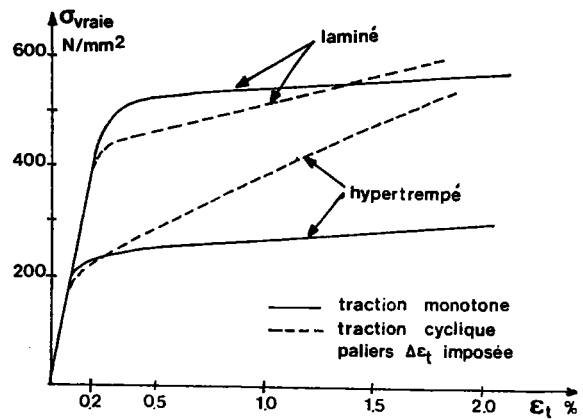
Le comportement cyclique de l'acier dans cet état (Y) d'écrouissage préalable a été comparé à celui obtenu sur la même nuance à l'état hypereutecté (X).

Les courbes d'écrouissage cyclique ont été déterminées par paliers successifs et comparées aux courbes de traction monotone (figure 18).

Pour les faibles déformations, on observe un léger adoucissement de l'état écroui tandis que l'état hypereutecté présente un durcissement par écrouissage cyclique très important.

FIGURE 18 :

Comparaison des courbes de traction monotone et cyclique des nuances X et Y (acier Z 6 CND 18-12)



Le tableau I rassemble les principales caractéristiques mécaniques des états X et Y.

Ces résultats montrent particulièrement l'effet d'une valeur initiale élevée de σ_{i0} qui modifie très sensiblement la courbe d'écrouissage cyclique (n' , R'_e).

Dans chaque cas, nous avons effectué des observations sur lames minces, qui montrent que σ_i est relié à la densité de dislocations :

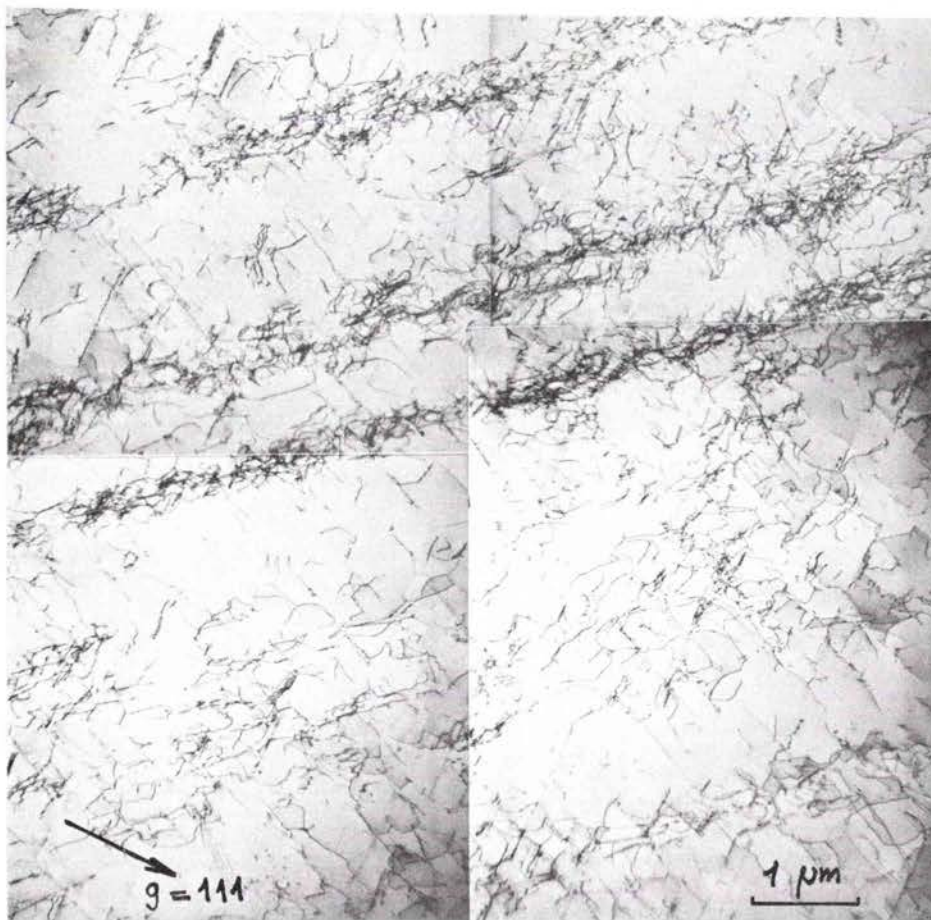
- avant sollicitation cyclique :

- . dans le cas de l'éprouvette à l'état X, la densité de dislocations (figure 19) obtenue après hypertrempe est faible.
- . à l'état Y, le métal est écroui et la densité de dislocations est élevée (figure 20). Ces dislocations sont arrangées en cellules parallélépipédiques rectilignes. Il existe aussi un certain nombre de dislocations à l'intérieur des cellules.

- après écrouissage cyclique :

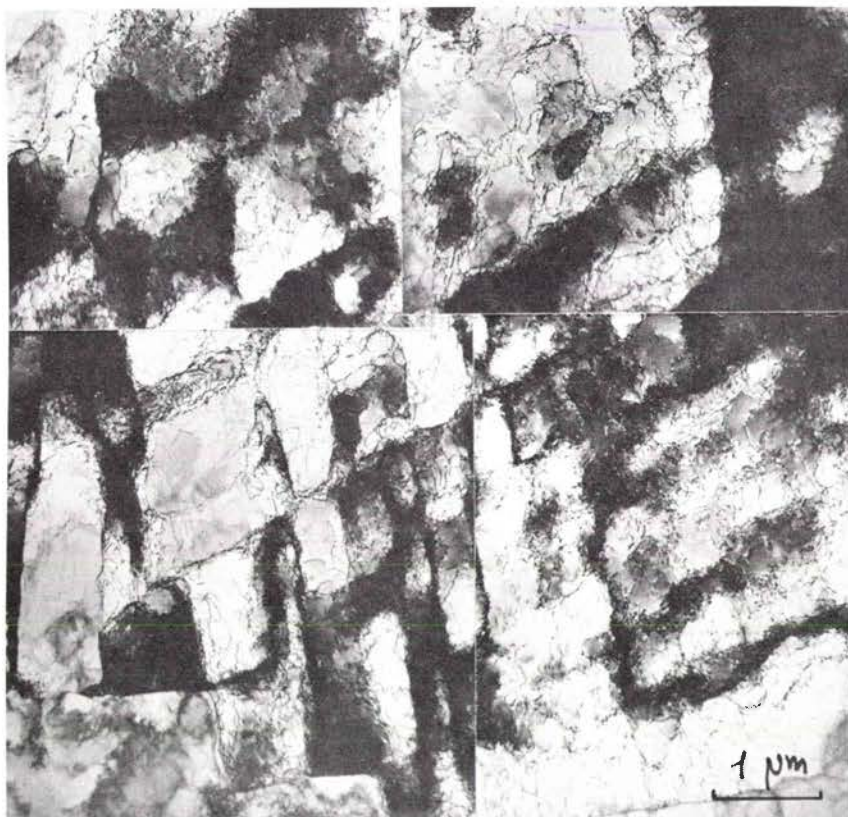
- . les dislocations dans l'éprouvette Y se sont réarrangées en cellules plus équiaxes (figure 21).
- . cette configuration est analogue à celle produite dans le cas de l'éprouvette à l'état X (figure 22).

On remarque toutefois que la taille des cellules pour l'état



x 14 000

Figure 19 - Configuration des dislocations de la nuance X (hypertrempée).

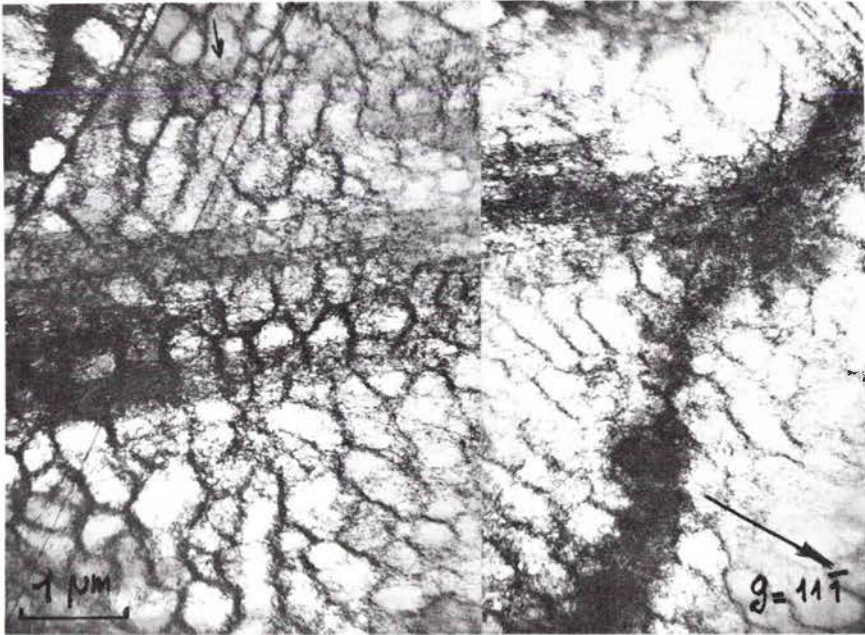


x 14 000

Figure 20 - Configuration des dislocations de la nuance Y (laminée à chaud).

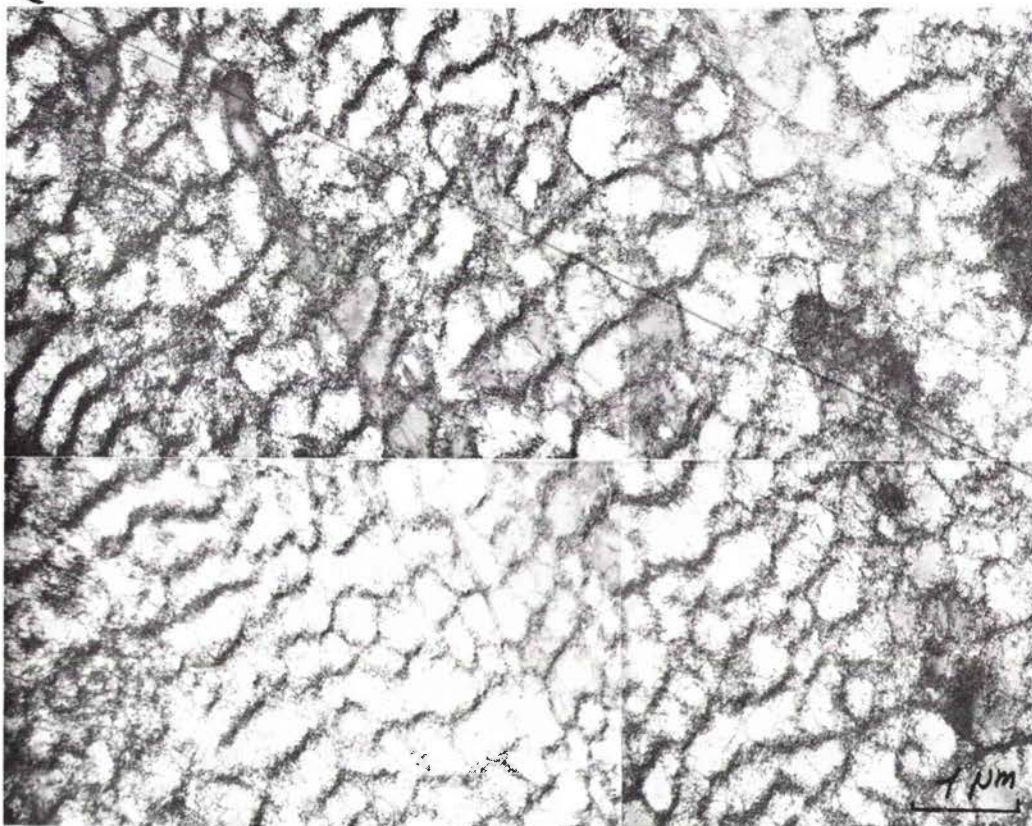
macles
mécaniques

Axe de l'éprouvette

coupe ($\bar{1}10$)

x 14 000

Figure 21 - Configuration des dislocations après sollicitations cycliques (nuance Y).



x 14 000

Figure 22 - Configuration de dislocations après sollicitations cycliques (nuance X).

laminé est plus petite en moyenne que celle des cellules observées dans l'éprouvette hypere trempée. Cette observation est cohérente avec le fait qu'à la fin des essais d'écrouissage cyclique, la contrainte d'écoulement de l'éprouvette à l'état Y est supérieure à celle de l'éprouvette à l'état X.

b3 Variation de R_ϵ :

Nous venons d'examiner deux cas pour lesquels nous n'observons pas de réversibilité des propriétés du métal, après écrouissage préalable ; nous avons pourtant montré un cas pour lequel l'écrouissage initial ne conduisait pas à un effet notable : il s'agit d'essais effectués avec $R_\epsilon = 0$ et $R_\epsilon = -1$. Pour $R_\epsilon = 0$ où au cours du premier 1/4 de cycle, on applique à l'éprouvette $2 \Delta\epsilon/2$, la contrainte atteinte σ_0 est supérieure à celle que l'on obtient pour $R_\epsilon = -1$; néanmoins σ_0 est inférieure à σ_s qui correspond à la stabilisation du cycle.

Cet écrouissage préalable permet donc d'atteindre plus vite le régime de saturation sans modifier les caractéristiques cycliques du métal.

4.1.6.3 INFLUENCE DES PARAMETRES DU CYCLE

La forme et la fréquence du cycle de déformation, ainsi que la présence d'un temps de maintien, agissent sur le temps pendant lequel le métal est soumis au cours de chaque cycle à une contrainte supérieure à σ_i et dans une mesure moindre sur le niveau de σ_i (figure 23).

Lorsque l'on passe du cycle triangulaire au cycle rectangulaire, pour une fréquence donnée, ou que la fréquence diminue, la déformation au cours du cycle devient plus grande. Ce résultat est particulièrement évident dans le cas des essais avec des cycles rectangulaires qui peuvent être considérés comme des essais de fluage répétés : comme dans le cas du cycle triangulaire, on peut écrire l'expression de la déformation $\Delta\epsilon_N$ sous la forme :

$$\Delta\epsilon_N = \frac{C}{2H} \{ \sigma_M - \sigma_i (N) \}^m *$$

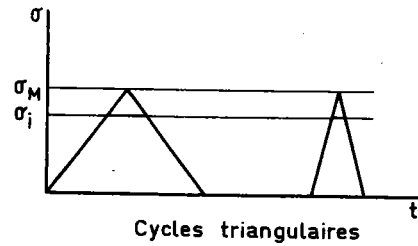
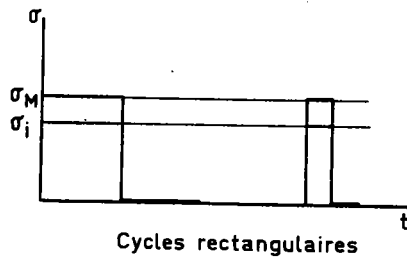
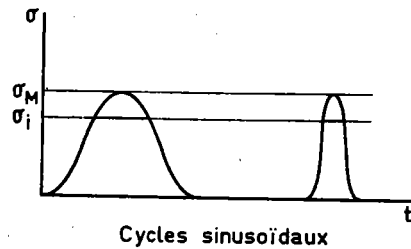


FIGURE 23

Schéma montrant l'influence de la forme et de la fréquence des cycles de traction répétée sur le temps pendant lequel le métal est soumis à une contrainte supérieure à σ_i . La déformation au cours du cycle est d'autant plus petite que ce temps est plus court.



Pour ramener la déformation par cycle à un niveau plus faible, il faut diminuer σ_M .

Dans le cas de cycles triangulaires, ROESCH ⁽⁶⁾ explique de manière équivalente l'influence de la mise en charge : lorsque la fréquence augmente et donc la vitesse de déformation, le niveau de la limite d'élasticité et la courbe $\sigma - \epsilon$ se décalent vers les contraintes plus élevées. L'augmentation de $\dot{\epsilon}$ se traduit par une augmentation de la composante effective σ^* .

4.1.6.4 INFLUENCE DE LA TEMPERATURE

L'effet de la température dans le cas des aciers inoxydables austénitiques stables provoque le comportement suivant :

- décroissance de la contrainte d'écoulement monotone dans le cas des faibles déformations.

- écrouissage cyclique d'autant plus important que la température de déformation est élevée, tout en restant inférieure à la température de restauration dynamique.

La figure 8 montre l'écrouissage que nous avons obtenu ⁽³³⁾ pour $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 1\%$ à des températures comprises entre 20 et 550°C, qui s'explique par le vieillissement dynamique sous déformation cyclique. Ce vieillissement dynamique tend à augmenter la composante thermique σ^* .

4.2 - L'ÉNERGIE DE DÉFORMATION PLASTIQUE, MESURE DU DOMMAGE EN FATIGUE OLIGOCYCLIQUE

4.2.1 - L'énergie de déformation plastique

L'étude de l'énergie emmagasinée dans un métal déformé a fait l'objet de nombreux travaux, aussi bien dans le cas de sollicitations monotones que cycliques.

4.2.1.1 CHARGEMENT MONOTONE

a) Modèles théoriques

. Avec le développement de la théorie des dislocations et dans le but d'apporter une explication au phénomène de consolidation au cours de la déformation plastique, différents travaux ont cherché à faire la part de l'énergie emmagasinée, E_s , dans le travail apporté au métal.

En particulier STROH ⁽²⁸⁾ considère que E_s est la somme, d'une part, des énergies d'interaction entre les dislocations d'un groupe, formées au cours de la consolidation, d'autre part, de l'énergie d'interaction à distance entre ce groupe et le groupe de dislocations de signe contraire situé dans un même plan de glissement.

L'énergie emmagasinée par unité de volume de métal déformé au taux γ et avec une contrainte de cisaillement τ est :

$$E_s = \frac{1}{2} \gamma \tau_0 \log (4e^{1/2} \cdot \tau / \tau_0)$$

où τ_0 est la contrainte critique de cisaillement nécessaire pour activer une source de longueur l : $\tau_0 = G b / \ell$
 (G : module de cisaillement, b : vecteur de BÜRGERS)

Ainsi selon STROH, l'énergie emmagasinée est à peu près proportionnelle à la déformation.

. Parallèlement à la théorie de la consolidation s'appuyant sur l'interaction à distance entre groupe de dislocations, d'autres théories ont vu le jour, ayant pour base commune les forces d'interaction à faible distance entre les dislocations se croisant au cours de la déformation :

- BASINSKI⁽²⁹⁾ pense que la contrainte critique est due aux forces d'interaction entre les dislocations primaires se déplaçant dans leurs plans et les dislocations qui se trouvent dans les plans d'intersection et qui forment la forêt de dislocations.
- KUHLMANN-WILSDORF⁽³⁰⁾ tient compte de tous les points dans le métal où la dislocation mobile rencontre un obstacle. Si l'on connaît la longueur moyenne libre de la dislocation entre deux obstacles, $\bar{\ell}$, on peut en déduire la contrainte critique de cisaillement τ :

$$\tau = \frac{G}{\pi} \frac{b}{K} \sqrt{\rho_F}$$

où ρ_F est la densité des dislocation de la forêt.

Ces dernières théories conduisent à une relation de la forme :

$$E_s = A (\tau^2 / G)$$

où A est une constante dont la valeur est différente en fonction du modèle d'arrangement et d'interaction des dislocations.

b) Mesures de E_s

Différentes méthodes permettent de mesurer l'énergie emmagasinée ;

ce sont soit des méthodes directes (mesures de l'énergie dégagée au cours de la recristallisation d'un échantillon déformé puis placé dans un calorimètre) soit des mesures indirectes (mesure de l'énergie calorifique dégagée par le métal pendant la déformation).

Comme l'ont montré récemment BAHOLLI et coll. ⁽³¹⁾ sur un cuivre polycristallin OFHC, la fraction emmagasinée de l'énergie fournie est relativement faible, de l'ordre de 5 % ; cette fraction tend à diminuer lorsque la température croît ($\epsilon_p > 10\%$) reflétant ainsi la tendance du métal à se saturer en énergie.

4.2.1.2 CHARGEMENT CYCLIQUE

Au niveau microscopique, la déformation plastique cyclique est reliée au mouvement des dislocations et la contrainte cyclique se rapporte à la résistance à leur déplacement. C'est pourquoi, la déformation plastique et la contrainte cyclique sont toutes les deux nécessaires pour qu'il y ait endommagement, en provoquant une dissipation de l'énergie mécanique.

De plus, dans le cas de niveaux de sollicitations élevés, pour lesquels on n'observe pas la stabilisation du métal, il y a généralement une compensation entre la hauteur et la largeur de la boucle d'hystérésis mécanique, de sorte que l'énergie de déformation plastique par cycle reste pratiquement constante au cours de l'essai : l'énergie de la boucle d'hystérésis plastique ΔW paraît mieux définie que $\Delta \epsilon_p$ ou $\Delta \sigma$.

Ainsi l'énergie de déformation plastique par cycle peut-elle être considérée comme une mesure de la somme de dommage de fatigue par cycle et la résistance à la fatigue d'un métal peut être caractérisé en terme de capacité à absorber ou à dissiper l'énergie de déformation plastique.

C'est pourquoi de nombreux auteurs ont cherché à utiliser l'énergie de l'hystérésis mécanique, non seulement pour tenter de rendre compte des mécanismes d'endommagement, mais surtout comme critère de dommage.

a) Travaux basés sur l'énergie fournie

- Dès 1911, BAIRSTOW ⁽³²⁾ décrit qualitativement le rôle de

l'énergie d'hystérésis dans le processus d'endommagement par fatigue.

- L'hypothèse de PALMGREN et MINER⁽³³⁾, concernant le dommage cumulatif en fatigue, a été introduite sur la base de l'énergie d'hystérésis absorbée par le métal.

- GEBERICH⁽³⁴⁾ a montré, au cours d'essai sous chargements séquentiels, que le travail absorbé était modifié par l'ordre des niveaux de contrainte, ce qui, d'après lui, rend bien compte des écarts à la loi de MINER observés.

- HANSTOCK⁽³⁵⁾ a mesuré l'énergie d'hystérésis totale requise pour la rupture par fatigue et a tenté de la relier à la durée de vie, à l'aide d'équations empiriques utilisant des constantes du métal.

- BENHAM⁽³⁶⁾ a mesuré, lui aussi, l'énergie totale de déformation plastique nécessaire à la rupture par fatigue, en fonction de la durée de vie. Dans sa conclusion, il indique qu'une relation fondamentale existe pour chaque matériau entre l'énergie totale à la rupture et la durée de vie, quel que soit le type de cycle (charge ou déformation).

- MORROW⁽¹⁴⁾ a relié quantitativement le comportement phénoménologique de la rupture par fatigue aux propriétés mécaniques cycliques d'un matériau, en considérant l'aire de la boucle d'hystérésis comme une mesure du dommage.

b) Notion d'énergie "endommageante"

Certains auteurs considèrent que toute l'énergie d'hystérésis mécanique ne conduit pas à un endommagement du métal ; en effet, des études ont montré qu'une hystérésis existait déjà en-dessous de la limite d'endurance ; cette hystérésis, produite par une déformation anélastique du métal ne peut être considérée comme endommageante en fatigue.

HANSTOCK⁽³⁵⁾ suggère l'équation suivante :

$$\sum_0^N \Delta E = C + DN$$

où ΔE est l'énergie d'hystérésis par cycle,
 N le nombre de cycles, et
 C et D sont des constantes ;

C est définie comme la quantité d'énergie qui cause la rupture, tandis que D est une quantité d'énergie qui ne contribue pas au processus de fatigue.

ENOMOTO⁽³⁷⁾ fait l'hypothèse que la rupture se produit sous chargement cyclique, quand l'énergie absorbée à chaque cycle, supérieure à un niveau non endommageant, s'accumule jusqu'à une valeur critique. Cette hypothèse tient compte des points suivants :

- l'énergie perdue par frottement interne, au-delà d'un certain niveau dans un cycle de contrainte, contribue à la rupture
- le niveau total d'énergie dissipée par unité de volume qui a contribué au processus de rupture est constant.

MARTIN⁽³⁸⁾ a présenté une théorie basée sur un matériau idéalisé, possédant un durcissement linéaire sous déformation. Il considère que seule l'énergie associée au durcissement sous déformation est endommageante en fatigue, que le dommage par cycle est constant et que l'énergie totale endommageante atteint la même valeur que celle mesurée lors d'un essai de traction monotone.

De son côté, HALFORD⁽³⁹⁾ a effectué une compilation de 1200 résultats d'essais et a montré que l'énergie d'hystérésis totale augmentait avec la durée de vie.

Afin d'utiliser un concept basé sur l'énergie dans le domaine de l'endurance limitée ($10^4 < N_R < 10^7$), CHANG et coll.⁽⁴⁰⁾ font les hypothèses suivantes :

- l'équation $\Delta\sigma/2 = K (\Delta\varepsilon_p/2)^{n'}$ reste valable dans le domaine étudié
- une portion de l'énergie d'hystérésis consommée pendant chaque cycle ne contribue pas effectivement à la rupture. Cette portion supposée constante pour un matériau donné est appelée

"énergie d'hystérésis d'endurance", ΔW_0 .

L'énergie d'hystérésis plastique reliée à la durée de vie est alors :

$$W_f^* = N (\Delta W - \Delta W_0)$$

Ces hypothèses lui permettent de rendre compte de nombreux résultats et en particulier d'essais sous contraintes combinées.

Des mesures calorimétriques ont été réalisées par GUREVICH et coll. ⁽⁴¹⁾ afin de séparer l'énergie absorbée de manière irréversible et l'énergie dégagée sous forme de chaleur.

Ces auteurs observent que l'énergie endommageante est indépendante du niveau de sollicitation et reste constante pour un métal donné.

4.2.2 - Expressions analytiques de l'énergie

Comme nous l'avons vu de nombreuses raisons, aussi bien théoriques que pratiques conduisent à utiliser le concept de l'énergie de déformation plastique en particulier :

- puisque l'énergie par cycle, ΔW , ne varie pratiquement pas durant un essai ($\Delta \epsilon$ et $\Delta \sigma$ évoluent inversement), ΔW paraît être un paramètre plus logique à utiliser.
- la relation linéaire entre $\log \Delta W$ et $\log N$, quel que soit N_R contraste bien souvent avec les couples de résultats $\log \Delta \epsilon_p / 2 - \log N_R$ qui ne suivent pas une relation linéaire pour tout N_R .

Pour rendre compte des résultats, on a recours à différentes relations.

De plus, un certain nombre de chercheurs ont proposé des expressions analytiques, permettant de relier les caractéristiques d'énergie mesurées aux constantes monotones ou cycliques du métal.

4.2.2.1 ENERGIE DE DEFORMATION FOURNIE

a) Forme de la boucle d'hystérésis

HALFORD⁽³⁹⁾ a montré qu'une boucle d'hystérésis mécanique pouvait être correctement représentée par une loi en puissance, pourvu que la contrainte et la déformation plastique soient mesurées à partir de la pointe de la boucle.

Il a pu établir ainsi la relation suivante :

$$\Delta W = 2 \sigma_a \cdot \Delta \varepsilon_p \left(\frac{1 - n'}{1 + n'} \right) \dots \dots \dots (1)$$

où σ_a est l'amplitude de contrainte de la boucle d'hystérésis et n' est le coefficient d'érouissage cyclique.

b) Expression de la durée de vie

A l'aide des relations suivantes :

- loi d'érouissage cyclique $\Delta \varepsilon_p / 2 = \varepsilon_f' (\sigma_a / \sigma_f')^{1/n'} \dots (2)$

- loi de MANSOON-COFFIN $\Delta \varepsilon_p / 2 = \varepsilon_f' (2 N_R)^c \dots \dots \dots (3)$

- loi de BASQUIN $\sigma_a = \sigma_f' (2 N_R)^b \dots \dots \dots (4)$

On peut obtenir la relation suivante qui relie N_R et ΔW :

$$(2 N_R)^{b+c} = \frac{\Delta W}{4 \sigma_f' \varepsilon_f' \left(\frac{c-b}{c+b} \right)} \dots \dots \dots (5)$$

c) Energie totale à la rupture

Puisque l'énergie par cycle est pratiquement constante pendant un essai, l'énergie totale peut être approchée par :

$$W_f = N_R \Delta W \dots \dots \dots (6)$$

4.2.2.2 ENERGIE ENDOMMAGEANTE

. MARTIN⁽³⁸⁾ et SCHNEIDER⁽⁴³⁾ considèrent qu'une partie de la boucle est endommageante ; cette partie correspond aux extrémités de la boucle qui sont limitées en contrainte par $\pm \sigma_e$ (limite d'endurance de l'éprouvette avec son état de surface, sa taille et ses défauts).

L'expression de ΔW qu'ils proposent est la suivante :

$$\Delta W = \Delta \sigma \cdot \Delta \varepsilon_p \cdot g(n, r) \dots \dots \dots (7)$$

$$\text{où } r = 2 \sigma_e / \Delta \sigma$$

et

$$g(n, r) = \frac{1-n}{1+n} - r + \frac{(1+r)^{1+1/n} - (1-r)^{1+1/n}}{(1+1/n) \cdot 2^{1/n}}$$

. CHANG et coll⁽⁴⁰⁾ combinent les relations (1), (2), (3), (4), et (6) et proposent :

$$W_f = 2 \frac{(1-n')}{(1+n')} \cdot \sigma_f \cdot \varepsilon_f \cdot (2 N_R)^{1-c(1+n')} \dots \dots \dots (7)$$

où σ_f et ε_f sont obtenus à partir d'une simple courbe de traction monotone.

Pour avoir l'énergie endommageante, conduisant à la rupture par fatigue, ces auteurs retranchent à W_f le terme $N \cdot \Delta W_0$ où ΔW_0 est l'énergie d'hystérésis correspondant à la limite d'endurance calculée.

4.2.3 - Application du concept d'énergie de déformation plastique aux aciers à très haute résistance

4.2.3.1 RELATION DUREE DE VIE-ENERGIE FOURNIE

a) Energie par cycle ΔW

. Dans un premier temps, nous avons mesuré les aires des cycles d'hystérésis au stade de saturation, à partir d'enregistrements effectués

en cours d'essais de fatigue oligocyclique sur une gamme d'aciers à structure de martensite revenue ou de bainite revenue : $1070 < R_m < 2100 \text{ N/mm}^2$.

Les couples de point $\Delta W - N$, correspondant aux états A à P, ont été reportés sur le diagramme bilogarithmique de la figure 24.a.

Malgré les différences de caractéristiques mécaniques et de propriétés de ductilité en fatigue (c et ϵ_f') des 6 états étudiés, les points expérimentaux se placent correctement autour d'une droite qui correspond à la relation suivante :

$$\Delta W = 3,2 \cdot N_R^{-0,85} \dots \dots \dots (8)$$

(J/mm³) (cycles)

. Dans le cas de l'acier 35 NCD 16 (état A et D), nous avons comparé (tableau 3) les valeurs de ΔW , mesurées à l'aide d'un planimètre et celles calculées par la relation (1).

TABLEAU 3 - Mesure de l'énergie par cycle
(Acier 35 NCD 16)

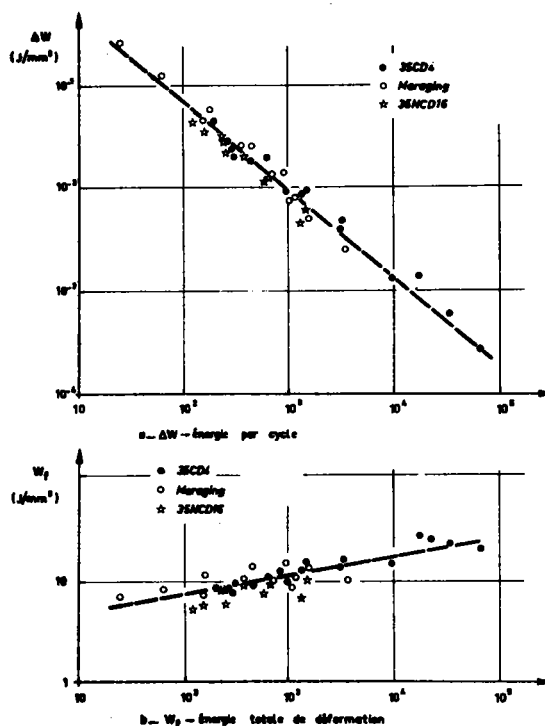
ETAT	$\Delta \epsilon_p/2$ (%)	σ_a (N/mm ²)	N_R (cycles)	ΔW (en 10^{-3} J/mm^3)		W_f (J/mm ³)	W_f^* (J/mm ³)
				mesuré	calculé		
A	0,76	1789	117	43,5	44,2	5,09	4,93
	0,66	1785	154	35,6	35,3	5,48	5,11
	0,43	1655	258	22,0	21,3	5,68	4,95
	0,25	1450	599	11,4	10,9	6,83	5,27
	0,11	1380	1320	4,6	4,5	6,07	5,24
D	0,89	1205	230	32,8	33,5	7,54	6,95
	0,80	1250	255	30,6	31,2	7,80	7,11
	0,55	1205	390	21,1	20,7	8,23	6,80
	0,35	1175	683	12,8	12,9	8,74	6,56
	0,18	1130	1522	6,0	6,3	9,86	4,57

Pour chaque essai, les valeurs mesurées et calculées ne diffèrent pas de plus de 10 %.

A l'aide de la seule courbe contrainte-déformation cyclique qui permet de calculer n' , d'une part, $\Delta\sigma/2$ stabilisé correspondant à $\Delta\epsilon/2$, d'autre part, il est donc possible d'obtenir une bonne approximation de l'énergie d'hystérésis dissipée par cycle, à l'aide de la relation (1).

FIGURE 24 :

Evolution de l'énergie de déformation plastique en fonction de la durée de vie.



b) Energie à rupture W_f

De la même façon nous avons reporté (figure 24.b) les couples de point $W_f (= N_R \cdot \Delta W) - N_R$ sur un même diagramme.

Pour les différents aciers étudiés, les points se rangent autour d'une droite qui permet d'écrire la relation suivante :

$$W_f = 3,2 N^{0,15} \dots \dots \dots (9)$$

(J/mm³) (cycles)

c) Discussion

. Les résultats précédents montrent que pour un même nombre de cycles à rupture, l'énergie par cycle ou l'énergie totale sont voisines pour les nuances étudiées.

On obtient ainsi une durée de vie de 10^3 cycles pour une énergie par cycle de 10^{-2} J/mm³ et une énergie totale d'environ 10 J/mm³. On peut

noter ainsi que l'énergie totale double lorsque l'on passe de 10^2 à 10^4 cycles.

Ces observations peuvent être rapprochées de la structure métallurgique des 6 états étudiés qui est du même type, martensite ou bainite revenues. Elles mettent en évidence l'importance de la dualité amplitude de contrainte-amplitude de déformation dans l'endommagement d'un métal.

Récemment, SANTNER et FINE⁽⁴⁴⁾ ont trouvé un comportement semblable dans le cas d'alliages d'aluminium vieillis par précipitation qui satisfont eux-aussi à une même relation $\Delta W = f(N_R)$.

Le rassemblement des résultats autour d'une même droite, obtenu dans les deux cas, contraste avec le nuage de points fourni par HALFORD et correspondant à des alliages divers.

. Dans la mesure où les nuances que nous avons étudiées sont représentatives, nous pouvons faire l'hypothèse que les relations (8) et (9) sont valables pour les aciers à l'état trempé et revenu dans la gamme $1000 < R_m < 2100 \text{ N/mm}^2$.

En combinant les relations (1), (2), et (8), nous pouvons exprimer la relation entre $\Delta \epsilon_p/2$ et N_R de la façon suivante :

$$\frac{1}{2} \Delta \epsilon_p = \left\{ \frac{1440}{k'} \cdot \frac{1+n'}{1-n'} \right\}^{1/(1+n')} \cdot (2 N_R)^{-0,85/(1+n')} \dots \quad (10)$$

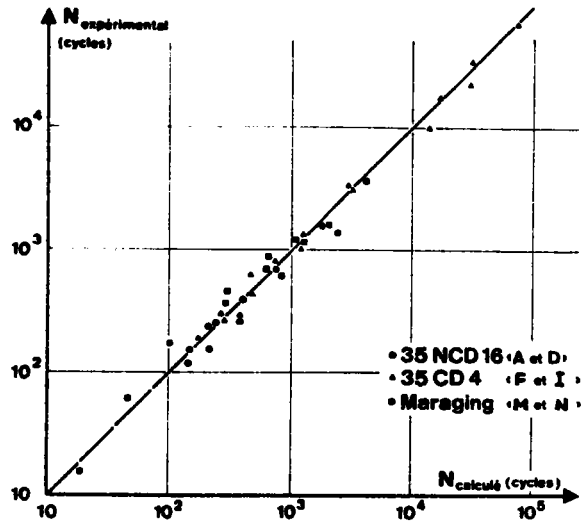
Cette relation permet de calculer directement la durée de vie N_R en fonction uniquement de la loi d'écrouissage cyclique (2) :

$$N_R = 2600 \left\{ \frac{1+n'}{k' (1-n')} \right\}^{1/0,85} \cdot \left(\frac{\Delta \epsilon_p}{2} \right)^{-(1+n')/0,85}$$

La comparaison des durées de vie calculées par l'expression précédente et celles obtenues expérimentalement au cours des essais de fatigue oligocyclique, montre un bon accord (figure 25).

FIGURE 25 :

Comparaison des durées de vie expérimentales et calculées



4.2.3.2 ENERGIE CONTRIBUANT A L'ENDOMMAGEMENT

Sur la figure 24.b, on observe une légère croissance de l'énergie totale en fonction du nombre de cycles à rupture. Cette observation corrobore le fait qu'une partie seulement de l'énergie de déformation plastique consommée correspond à l'endommagement par fatigue du matériau.

Comme CHANG⁽⁴⁰⁾, nous avons supposé que l'hystérésis anélastique n'endommagerait pas le métal.

Nous avons fait les hypothèses suivantes :

- la partie de l'énergie de déformation plastique fournie par cycle, qui n'endommage pas le matériau est constante au cours de l'essai.
- cette énergie anélastique, ΔW_0 , peut être calculée à l'aide de la relation (1) en supposant que la limite d'endurance du métal est atteinte en 10^7 cycles.
- ΔW_0 est indépendant de l'amplitude de déformation plastique ; c'est une constante pour un état métallurgique donné.

A partir de l'expression (7), $\Delta W = W_f/N_R$ peut s'écrire :

$$\Delta W = 4 \frac{(1 - n')}{(1 + n')} \cdot \sigma_f \cdot \varepsilon_f \cdot (2N)^{-c(1+n')} \dots\dots\dots (11)$$

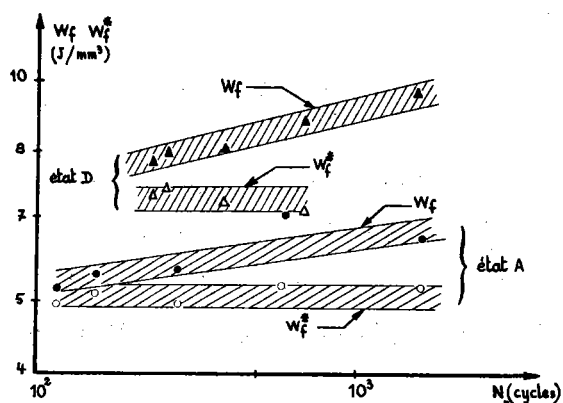
Connaissant les caractéristiques σ_f , ε_f , c et n' de chaque état, ΔW_0 s'obtient à partir de (11) pour $N_R = 10^7$ cycles.

L'énergie totale contribuant à l'endommagement W_f^* s'obtient alors par la relation :

$$W_f^* = W_f - N_R \Delta W_0 \dots\dots\dots (12)$$

On a reporté dans le tableau 3 les valeurs de W_f^* correspondant aux différents essais de fatigue oligocyclique effectués. Les résultats montrent que tandis que W_f croît avec N , W_f^* reste pratiquement constant (figure 26).

FIGURE 26 :
Evolution de l'énergie fournie W_f
et de l'énergie endommageante W_f^*
en fonction de N_R



4.2.3.3 ENERGIE DE TRANSFORMATION MARTENSITIQUE

Dans le cas de l'acier 35 NCD 16 (état C), contenant 11 % d'austénite résiduelle, nous avons vu (§ 2.3.5) que la destabilisation de γ_R était fonction à la fois de $\Delta\varepsilon_p$ et de N .

On peut penser que cette destabilisation dépend de l'énergie de déformation plastique absorbée au cours des premiers cycles.

Pour vérifier ce point, nous avons comparé⁽⁹⁾ les énergies correspondant à une destabilisation de l'austénite soit par le froid soit par déformation plastique cyclique :

- dans le cas de l'éprouvette sollicitée par $\Delta\varepsilon_p/2 = 0,65\%$ (figure 6), l'application du premier cycle conduit à une décomposition de

moitié environ de γ_R (10,5 → 5 %) ; au cours du deuxième cycle, on observe à nouveau une proportion semblable d'austénite décomposée (5 → 3 %).

L'énergie mécanique à chaque cycle, obtenue par la mesure de l'aire de la boucle d'hystérésis, est $45 \cdot 10^{-3} \text{ J/mm}^3$ soit 80 cal/at.g, environ.

- En reprenant les travaux de KRISEMENT et coll.⁽⁴⁵⁾ et de MEYZAUD et SAUZAY⁽⁴⁶⁾, on peut calculer l'abaissement de température qui conduit à une décomposition de moitié de γ_R : on obtient un refroidissement de 60°C pour le type d'acier et le domaine de température considérés qui conduit à une augmentation de l'énergie libre produite lors de la transformation austénite-martensite, d'environ 120 cal/at g.

Les énergies trouvées dans les deux cas sont du même ordre de grandeur.

On peut noter ainsi l'analogie du point de vue énergétique entre ces deux moyens de décomposer l'austénite résiduelle que sont : l'abaissement de la température et les sollicitations mécaniques répétées.

4.3 - L'ÉVOLUTION DE LA STRUCTURE MICROSCOPIQUE DES ACIERS INOXYDABLES AUSTÉNITIQUES

4.3.1 - Mécanismes de déformation

Lorsqu'on déforme par traction monotone un acier austénitique du type 18-10 à une température voisine de la température ambiante, plusieurs mécanismes de déformation peuvent intervenir, à savoir :

- le glissement de dislocations parfaites
- le glissement de dislocations imparfaites (avec création de défauts d'empilement étendus)
- le maclage mécanique
- une transformation de phase $\gamma \rightarrow$ martensite α (structure h.c.)
- une transformation de phase $\gamma \rightarrow$ martensite α' (structure c.c.):

cette transformation peut avoir lieu directement ou par l'intermédiaire de la martensite α' .

Les facteurs qui contrôlent l'apparition de l'un ou l'autre de ces processus sont :

- l'énergie de défaut d'empilement (EDE)
- l'énergie libre de structure c.f.c., c.c. et h.c.
- l'orientation cristallographique de l'austénite relative à la direction de la contrainte.

Dans un acier de composition donnée, l'énergie de défaut d'empilement diminue avec la température et l'austénite devient métastable vis à vis des structures h.c. et c.c.. Ainsi, le mécanisme de déformation varie en fonction de la température et de l'orientation de l'austénite. Dans le cas d'un monocristal, le diagramme, taux de déformation plastique - température, de la figure 27 présente schématiquement l'apparition des différents mécanismes.

- Dans la gamme de température ($> M_d$) où l'austénite est stable, l'énergie de défaut d'empilement est élevée, l'acier se déforme seulement par le glissement de dislocations parfaites. La densité de dislocations augmente avec le taux de déformation et, puisque le glissement dévié est facile quand l'énergie de défaut d'empilement est élevée, il se forme progressivement des enchevêtrements de dislocations, puis des configurations cellulaires. Au-dessous de la température critique pour le micromaillage, M_m , on observe des macles qui traversent des cellules de dislocation déjà formées. Le taux de déformation correspondant au début du maillage diminue progressivement avec la température.

Par ailleurs, la diminution de l'énergie de défaut d'empilement avec la température rend de plus en plus difficile le processus de glissement dévié ; ainsi, les configurations de dislocations observées au début de la déformation plastique sont-elles planaires et, lorsque le taux de déformation augmente, on observe la présence de défauts d'empilement étendus, puis l'apparition de micromacles.

- A plus basse température ($< M_d$), les défauts d'empilement

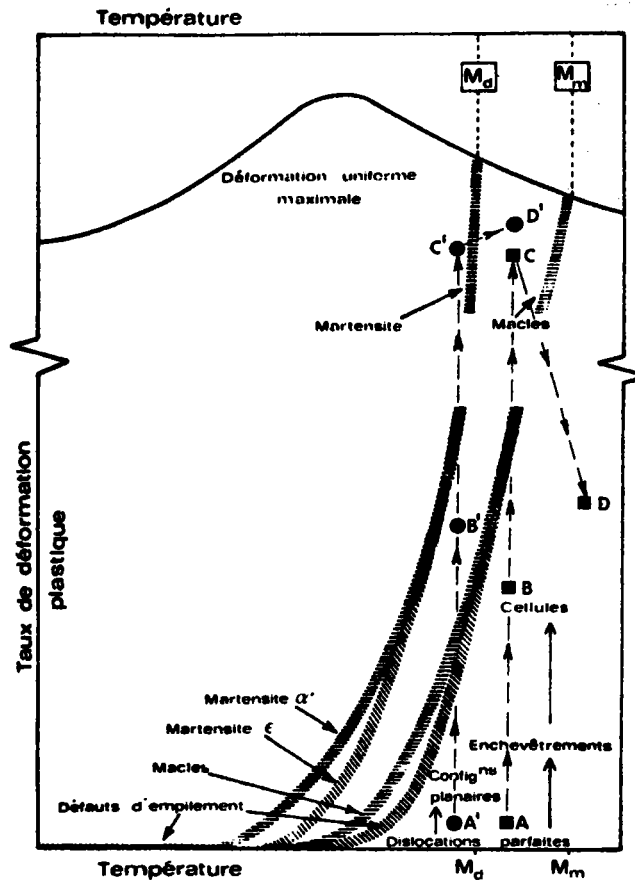


FIGURE 27 : Représentation schématique du mode de déformation dans les aciers austénitiques déformés en traction monotone en fonction de la température de l'essai et du taux de déformation (les courbes hachurées représentent l'apparition de différents modes de déformation quand le taux de déformation croît). Superposition sur ce diagramme de points correspondant aux observations effectuées sur lames minces prélevées dans des éprouvettes rompues par fatigue.

A, B, C, D : observations effectuées sur l'acier Z 6 CND 17-12 (repère Q)

A', B', C',

D' : observations effectuées sur l'acier Z 4 CN 19-9 (repère S)

apparaissent dès que la limite d'élasticité est franchie et il se forme des bandes de cisaillement qui sont constituées par un mélange de micromacles et de phase ϵ . En augmentant le taux de déformation, on voit apparaître des îlots de martensite α' qui se forment préférentiellement dans les bandes de cisaillement. La quantité de martensite α' augmente avec le taux de

déformation et, pour une température suffisamment basse, l'acier peut se transformer presque entièrement avant rupture.

Il est à souligner que dans un échantillon polycristallin, les configurations observées peuvent varier d'un grain à l'autre, en raison de l'influence de l'orientation et de l'hétérogénéité des déformations.

4.3.2 - Méthodes d'observation de la structure microscopique

4.3.2.1 NUANCES OBSERVEES

Pour rendre compte des mécanismes de déformation précédents dans le cas de structures sollicitées de manière cyclique, nous avons choisi d'étudier :

- un acier Z 6 CND 17-12 (repère Q)
- un acier Z 4 CN 19-9 (repère S)

Ces deux nuances sont dans un état initial hypereffé.

Plusieurs auteurs^(47 à 49) ont montré que des transformations martensitiques pouvaient être induites par des déformations plastiques dans un domaine de température au-dessus du point M_S où la transformation a lieu spontanément.

La température maximale à laquelle la transformation martensitique peut se produire par déformation plastique est le point M_D . Dans le domaine de température $M_S - M_D$, les transformations des aciers inoxydables austénitiques se traduisent par la formation de martensite α' (phase paramagnétique cubique corps centré), ainsi que dans certaines conditions de composition chimique et de température de martensite ϵ (phase amagnétique hexagonale compacte).

Afin d'avoir une idée du domaine de stabilité des nuances étudiées, nous avons considéré la température dite $M_{D 30}$ pour laquelle une déformation plastique de 30 % provoque une transformation austénite - martensite de 50 %. Cette température est calculée à partir de la relation proposée par ANGEL⁽⁵⁰⁾, où les éléments chimiques sont exprimés en pourcent.

de poids :

$$M_{d30} = 413 - 462 (C + N_2) - 9,2 Si - 8,1 Mn - 13,7 Cr - 9,5 Ni - 18,5 Mo$$

Le tableau 4 donne les valeurs théoriques de M_{d30} pour les nuances Q, R, S et T et montre que la nuance S est métastable à température ambiante.

TABLEAU 4 - Valeurs théoriques de M_{d30}

NUANCE	Q	R	S	T
M_{d30} (°C)	- 26	- 30	+ 12	- 43

4.3.2 - Conditions expérimentales

Pour ces deux aciers, nous avons observé les structures de déformations obtenues pour différentes amplitudes de déformation plastique, à température ambiante et à chaud, à l'aide de lames minces prélevées dans les éprouvettes rompues transversalement à l'axe de la sollicitation.

Dans tous les cas, les échantillons ont été fournis sous forme de cylindres de diamètre 3 mm, prélevés au coeur des éprouvettes de fatigue (sens long). Les cylindres ont été tronçonnés en disques qui ont été amincis pour réaliser les lames minces. Le plan des lames est donc perpendiculaire à la direction de la contrainte appliquée (figure 28).

Pour estimer la taille des cellules de dislocations, leurs contours ont été décalqués et un traitement à l'analyseur de texture donne la valeur de la traversée moyenne et l'écart-type sur cette valeur.

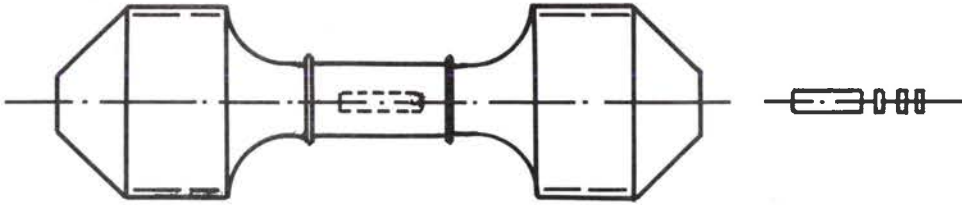
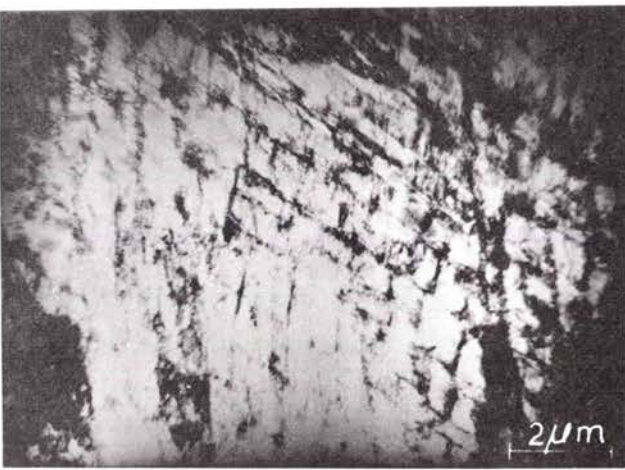
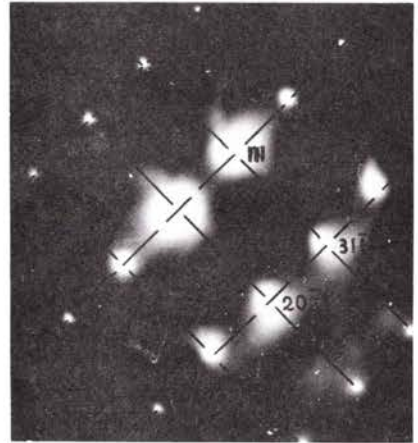


Figure 28 - Schéma de prélèvement des lames minces dans l'éprouvette de fatigue.



a)

[10 $\bar{1}$]
trace (111)
et (1 $\bar{1}$ 1)



b) Diagramme de diffraction électronique correspondant à a) Coupe (1 $\bar{2}$ 1) de l'austénite.



c)

x 14000



d) Cellules mal formées.

Figure 29 - Acier Z 6 CND 17-13 - Essai à 20°C - $\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = 0,17\%$
Dislocations empilées sur les plans {111} et zone où des cellules commencent à se former.

Nous avons précisé les caractéristiques de la méthode de mesure par ailleurs ⁽⁵¹⁾; sur chaque plage considérée, les traversées ont été mesurées selon deux directions perpendiculaires.

Cette méthode de mesure permet une estimation exacte de la taille moyenne ainsi qu'une estimation de la dispersion des résultats par le biais de l'écart-type. De plus le degré d'anisotropie de la structure peut être mis en évidence grâce aux directions de comptage choisies.

4.3.3 - Evolution de la structure de l'acier Z 6 CND 17-12 ⁽³³⁾

Les principales caractéristiques des éprouvettes étudiées sont rassemblées dans le tableau 5.

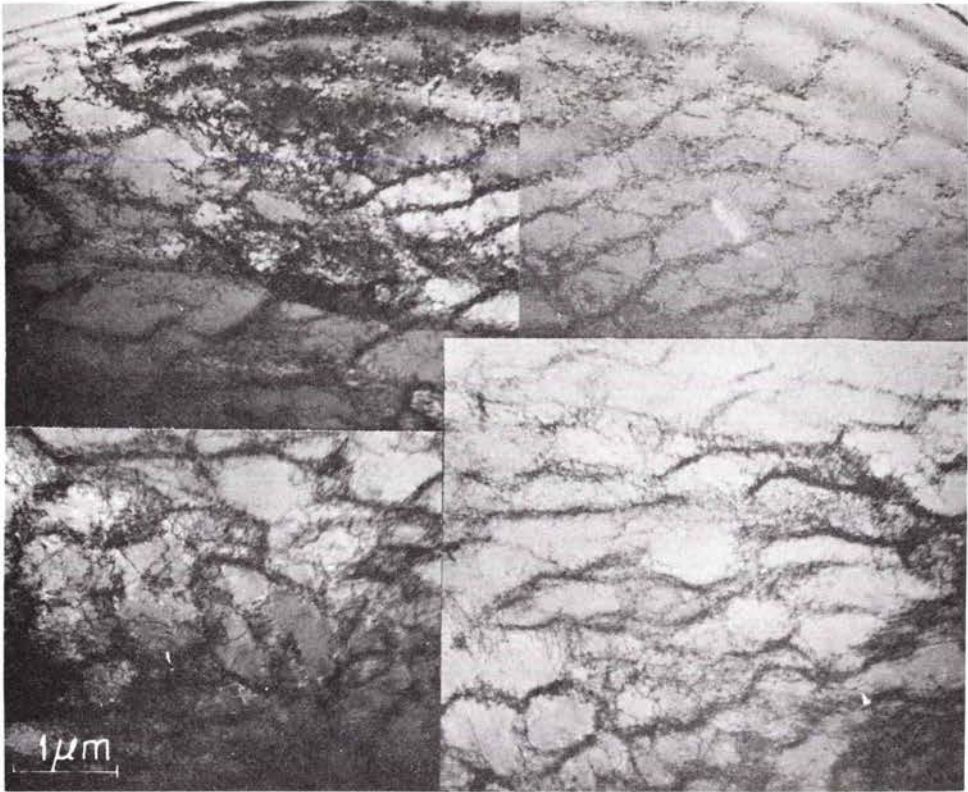
TABEAU 5 : Echantillons d'acier Z 6 CND 17-12 observés

TEMPERATURE DE L'ESSAI (°C)	$\frac{\Delta \epsilon_p}{2}$ (%)	$\frac{\Delta \sigma}{2}$ (N/mm ²)	N _R (cycles)
20	0,17	247	8720
	0,60	390	2174
	1,60	583	262
550	0,85	463	290

4.3.3.1 EXAMENS SUR LES ECHANTILLONS SOLLICITES A 20°C

$$\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = 0,17 \%$$

Dans ce cas on observe, en général, un regroupement des dislocations selon des directions qui sont les traces des plans {111} sur le plan de la lame mince (figure 29.a, b, c,). Il s'agit de la configuration planaire classique. Dans certaines zones (figure 29.d) on distingue un arrangement de dislocations qui tend à être cellulaire et peut être dû à une contrainte locale plus élevée.



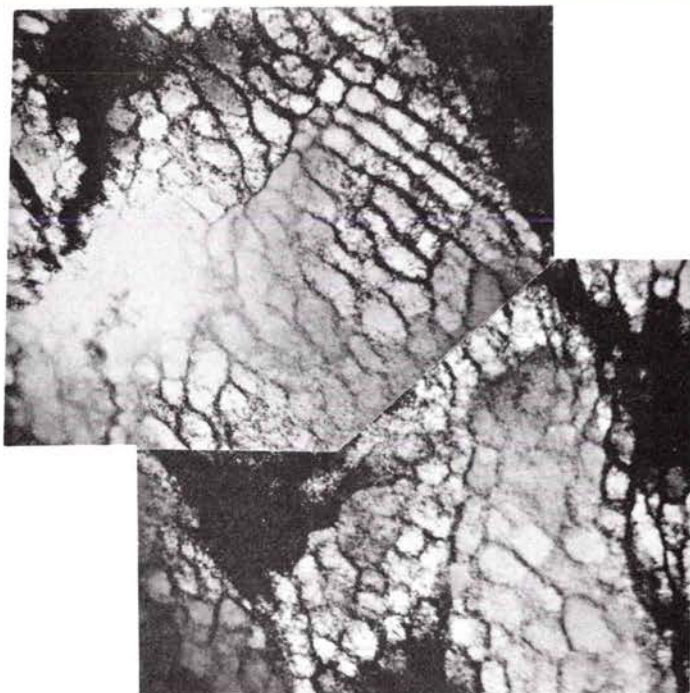
a) Structure de dislocations

(le bord de la lame se trouve vers le haut de la figure).

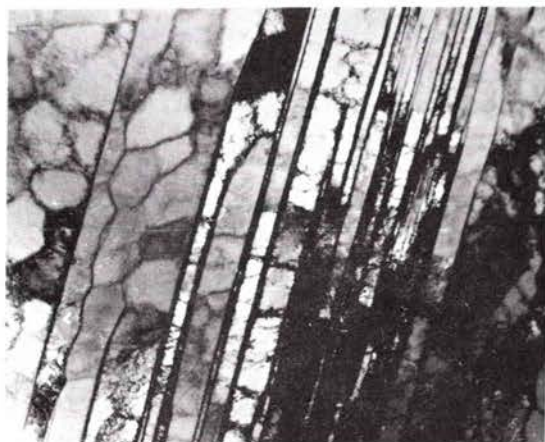


b) Maclage sur les plans {111}

Figure 30 - Acier Z 6 CND 17-13 - Essai à 20°C - $\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = 0,60 \%$



a) Cellules



b) Cellules + parois épaisses

1 μ m

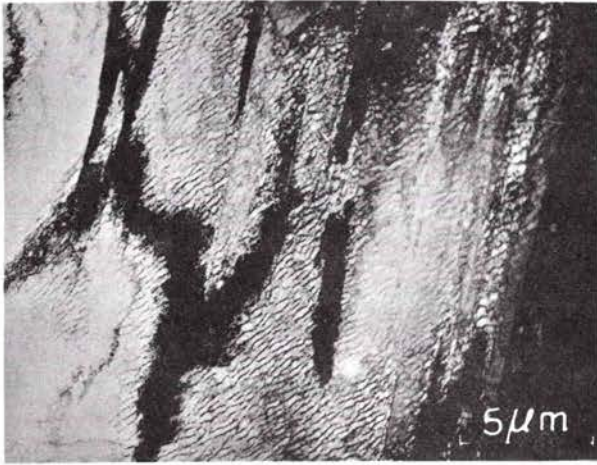


c) Macles, fond noir

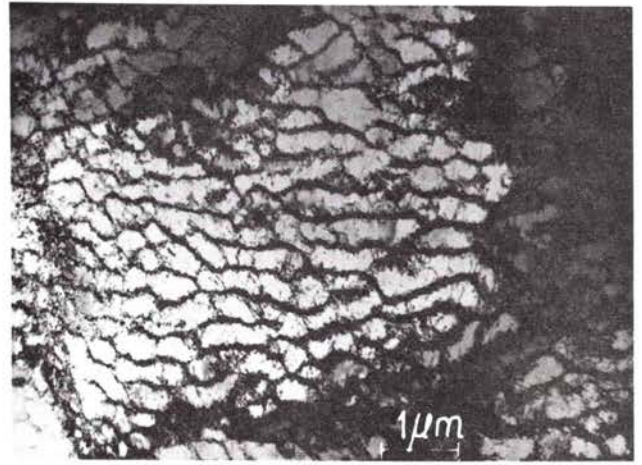


d) Macles, fond clair

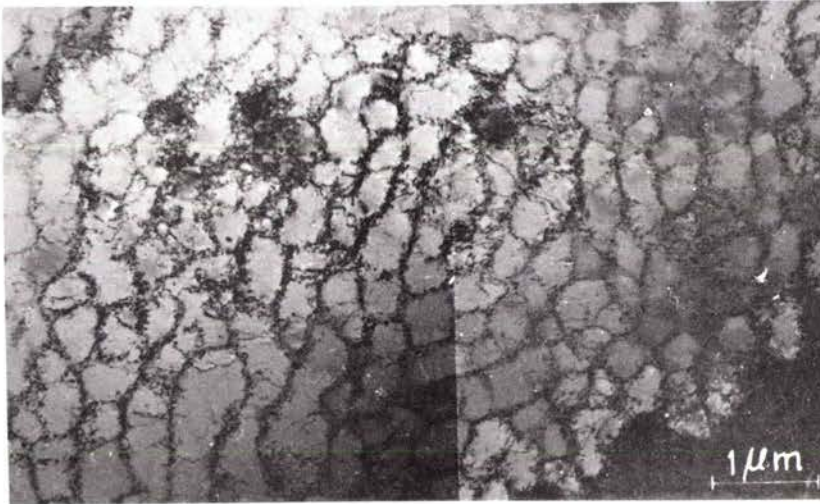
Figure ³¹ - Acier Z 6 CND 17-13 - Essai à 20°C - $\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = 1,60 \%$



a) Famille de plans {111} à forte densité de dislocations et cellules.



b) Cellules avec parois plus épaisses.



c) Cellules régulières

Figure 32 - Acier Z 6 CND 17-13 - Essai à 550°C - $\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = 0,85 \%$

TABLEAU 6 : Mesure des tailles de cellules

TEMPERATURE (°C)	$\frac{\Delta \epsilon_p}{2}$ (%)	$\frac{\Delta \sigma}{2}$ (N/mm ²)	L (μ)	σ	σ/L (%)
20	0,60	390	0,46	0,25	54
	1,60	583	0,30	0,17	57
550	1,00	463	0,29	0,16	54

4.3.4 - Evolution de la structure de l'acier Z 4 CN 19-9 ⁽⁵⁾

On a rassemblé dans le tableau 7 les principales caractéristiques des éprouvettes observées.

TABLEAU 7 : Echantillon d'acier Z 4 CN 19-9 observés

TEMPERATURE DE (°C)	$\frac{\Delta \epsilon_p}{2}$ (%)	$\frac{\Delta \sigma}{2}$ (N/mm ²)	N_r (cycles)
20	0,17	280	24625
	0,85	375	693
	1,70	630	77
320	2,05	407	130

Avant d'être découpés en disques, les cylindres prélevés à coeur des éprouvettes de fatigue ont été utilisés pour la mesure de l'intensité d'aimantation σ_s .

Le tableau 8 donne les teneurs respectives en ferrite δ et en martensite α' dans l'échantillon recuit et dans les échantillons ayant subi les essais de fatigue.

TABLEAU 8 : Dosage des phases ferro-magnétiques

$\frac{\Delta \epsilon_p}{2}$ (%)	σ_s ($\mu T \cdot m^3 kg^{-1}$)	$\frac{\sigma_s}{\sigma_s}$ (100 %)	PHASES MAGNETIQUES	
			Ferrite δ	Martensite α' (par différence)
0	17,3	0,091	9 %	0 %
0,17	17,0	0,089	9 %	0 %
0,85	17,1	0,090	9 %	0 %
1,70	42,5	0,223	9 %	13,3 %

La mesure de la teneur en α' pour l'échantillon sollicité à $\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = 1,70$ %, montre que l'acier repère S est métastable à température ambiante comme nous l'avons précisé au paragraphe 2.1.

4.3.4.1 REPARTITION DE LA FERRITE

Une coupe polie, perpendiculaire à la direction de déformation, a été réalisée à partir d'une éprouvette ayant subi une déformation $\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = 1,7$ %. La figure 33 nous montre les îlots de ferrite ; les joints de grains austénite-austénite n'ont pas été révélés. Une rapide estimation métallographique de la teneur en ferrite donne une valeur qui n'est pas en contradiction avec celle de 9 %.

4.3.4.2 EXAMENS DES ECHANTILLONS SOLLICITES A 20°C

$$\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = 0,17 \%$$

On observe (figure 34) des dislocations isolées ou en configurations planaires et des défauts d'empilement. Les plans de glissement sont des sections des plans cristallographiques du type $\{111\}$: suivant le grain, on observe un ou plusieurs systèmes de glissement actifs : l'hétérogénéité de la configuration s'explique par l'orientation variable d'un grain à l'autre entre les plans de glissement et la direction de la contrainte globale.

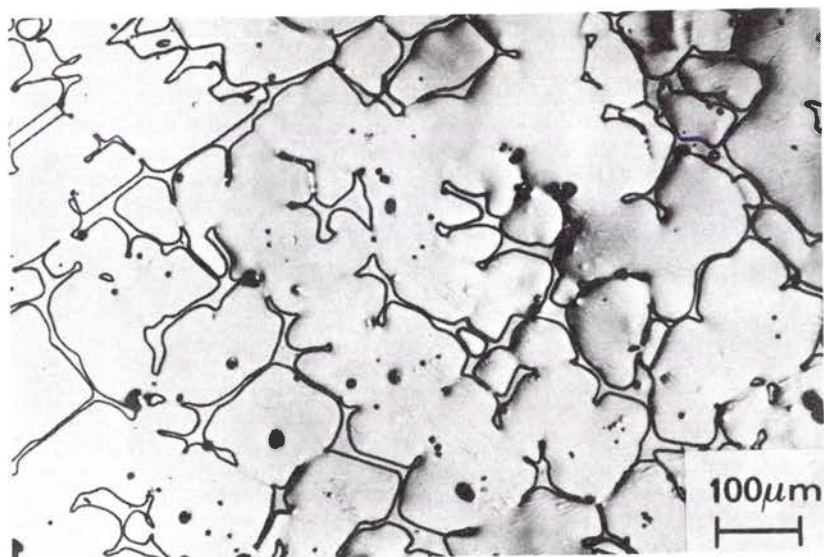
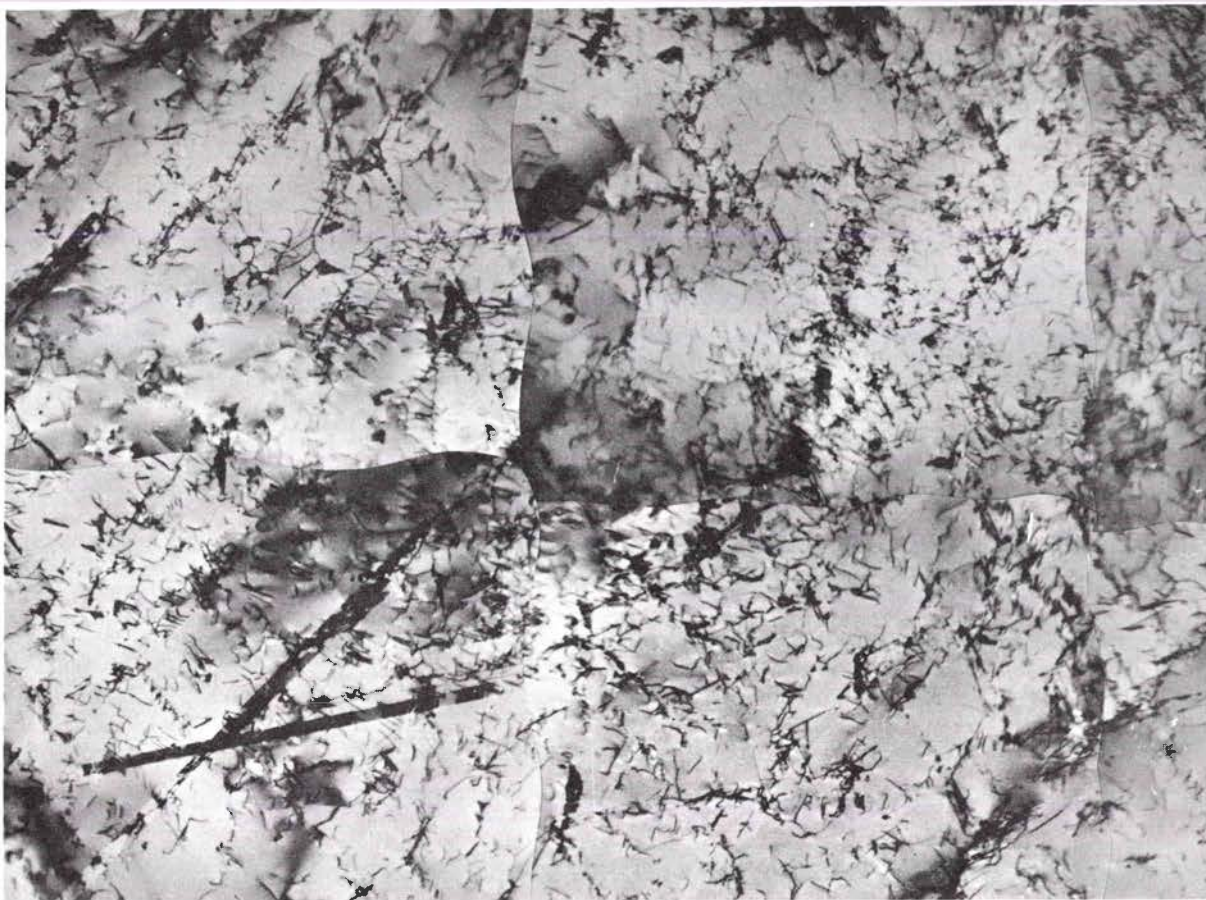


Figure 33 - Acier Z 4 CN 19-9 - Coupe polie mettant en évidence les îlots de ferrite δ (attaque électrolytique : acide oxalique en solution aqueuse).

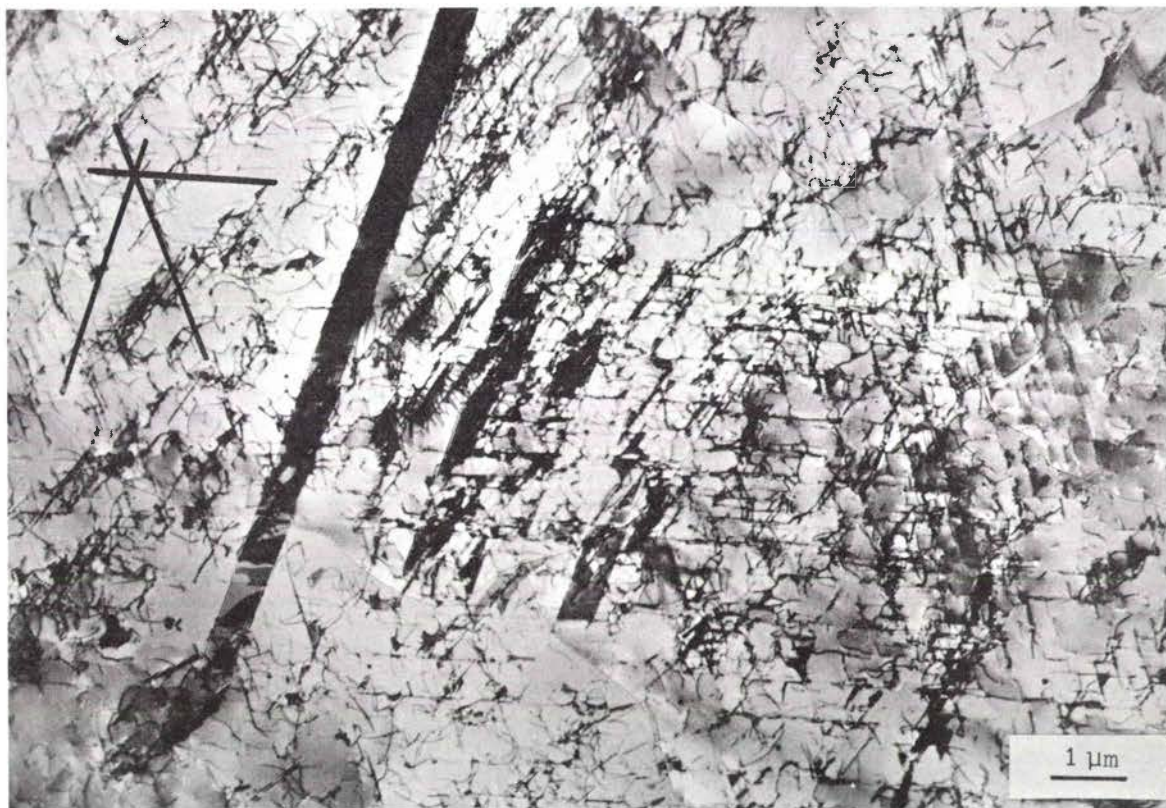


a) Dislocations parfaites empilées sur un plan cristallographique (111) . La direction indiquée est la trace, sur le plan de l'image, du plan $(111)_\gamma$.

Figure 34 - Acier Z 4 CN 19-9 - Observations sur lame mince d'un échantillon sollicité à 20°C - $\Delta\varepsilon_p / 2 = 0,17 \%$.



b) Dislocations parfaites empilées sur des plans cristallographiques $\{111\}$. On distingue quelques défauts d'empilement.



c) Empilements de dislocations sur les plans $\{111\}$. Les directions représentées sont les traces des plans $\{111\}$ sur le plan de l'image. Défauts d'empilement.

Figure 34 (suite) - Acier Z 4 CN 19-9 - Observations sur lame mince d'un échantillon sollicité à 20°C - $\Delta\varepsilon_p / 2 = 0,17\%$.

$$\cdot \frac{\Delta \epsilon_p}{2} = 0,85 \%$$

Comme dans le cas précédent, on observe une grande hétérogénéité de structure de grain à grain et même, parfois, dans un même grain (figure 35). La densité de dislocations est plus élevée que dans le cas précédent, et on rencontre soit des dislocations en configuration planaire, soit des arrangements de dislocations en cellules, dont la taille assez irrégulière est de diamètre supérieur à 1 μm .

$$\cdot \frac{\Delta \epsilon_p}{2} = 1,70 \%$$

On observe aussi, dans ce cas, une hétérogénéité des structures de déformation (figure 36) : on rencontre soit des cellules de dislocations dont le diamètre moyen est de l'ordre de 0,5 μm , soit des bandes de martensite ϵ et des îlots de martensite α' qui apparaissent, ou très clairs, ou très sombres, selon leur orientation cristallographique : ces particules paraissent avoir germé sur les lamelles ϵ .

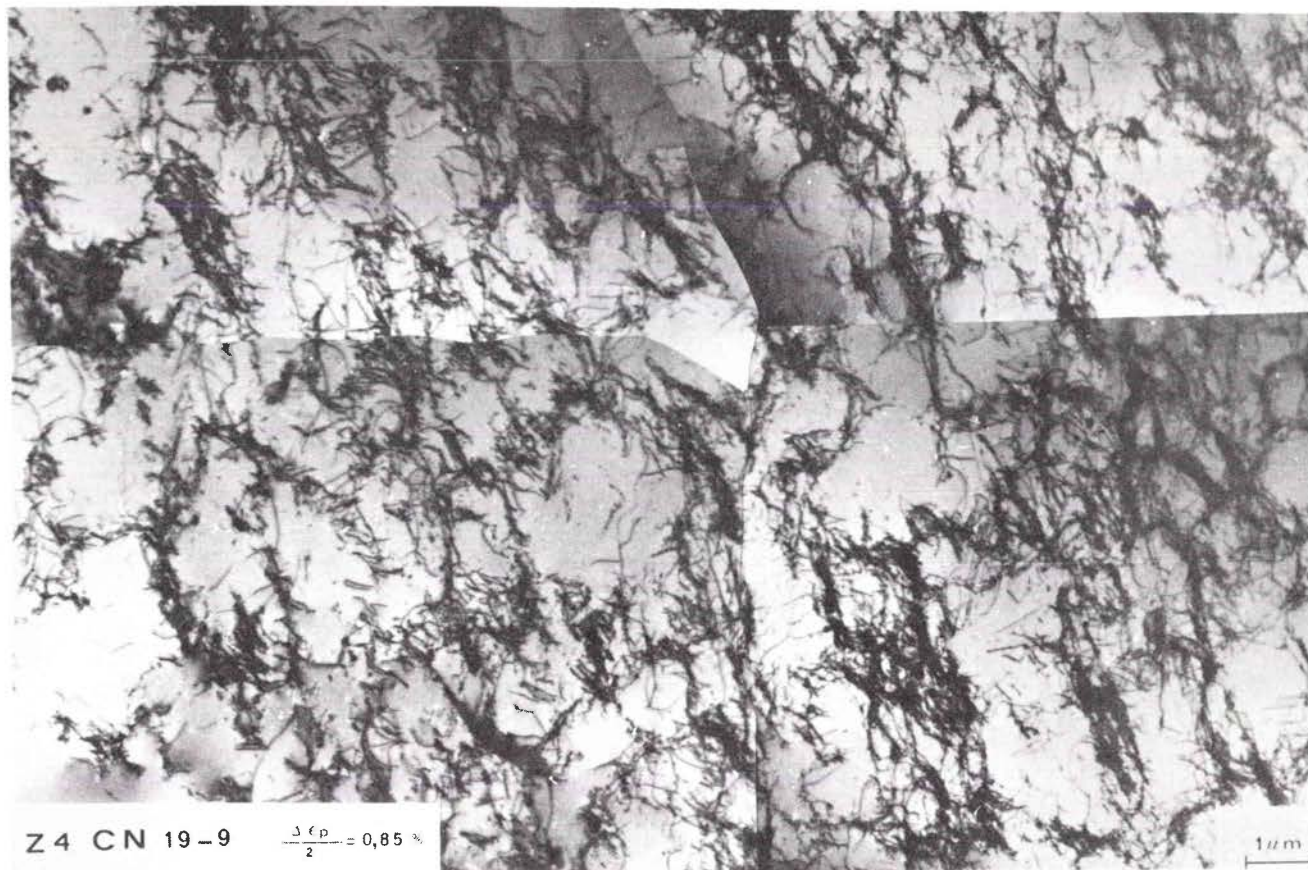
4.3.4.3 EXAMEN DE L'ECHANTILLON SOLLICITE A 320°C

La figure 37.a illustre la structure après fatigue de la ferrite δ . On y distingue des dislocations arrangées en cellules dont le diamètre moyen est de l'ordre de 0,3 μm .

Dans l'austénite, certaines plages ne contiennent que des dislocations groupées en cellules dont le diamètre moyen est de l'ordre de 0,5 μm (figure 37.b). Certaines zones contiennent des macles, parfois en très grand nombre (figure 37.c et d). La structure de déformation est donc hétérogène comme on pouvait s'y attendre dans un échantillon polycristallin. Les martensite ϵ et α' n'ont pas été mises en évidence.

4.3.4.4 EXAMEN COMPLEMENTAIRE

Les observations des lames minces que nous avons présentées, ont

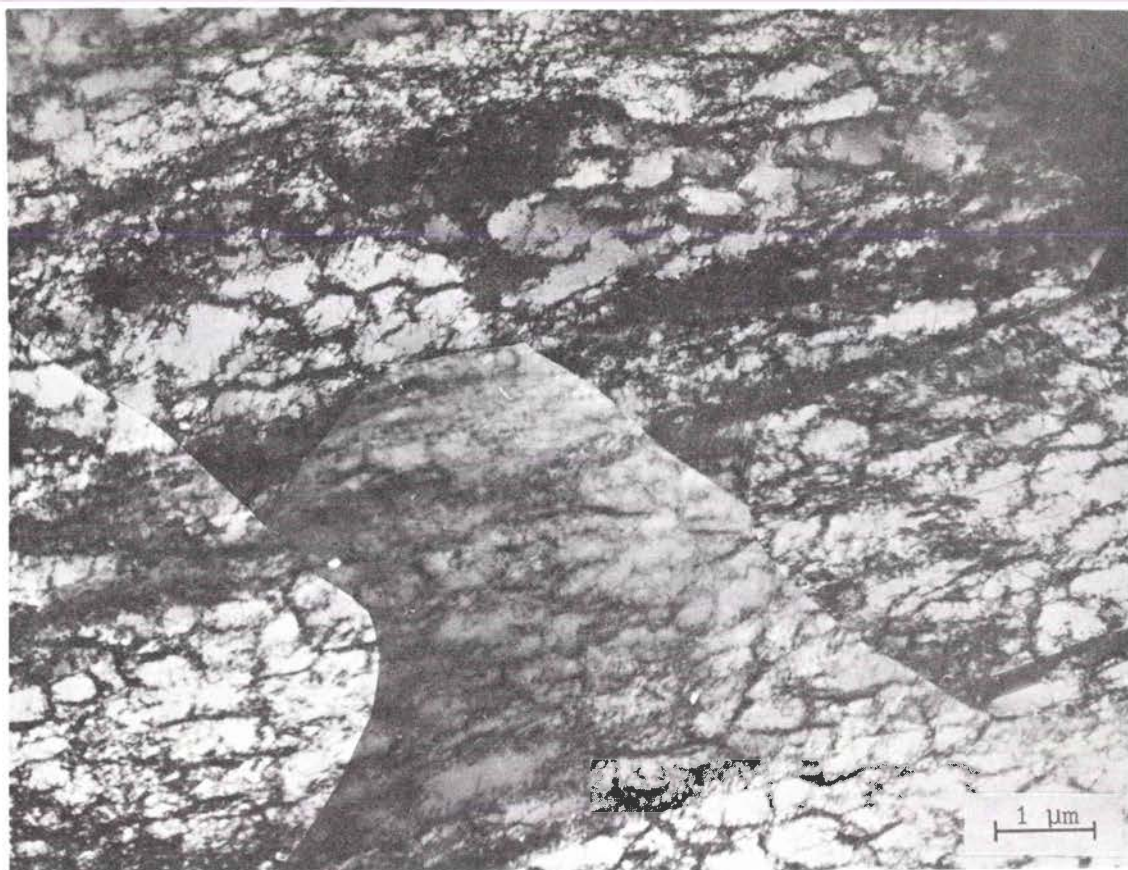


a) Dislocations parfaites arrangées en cellules.

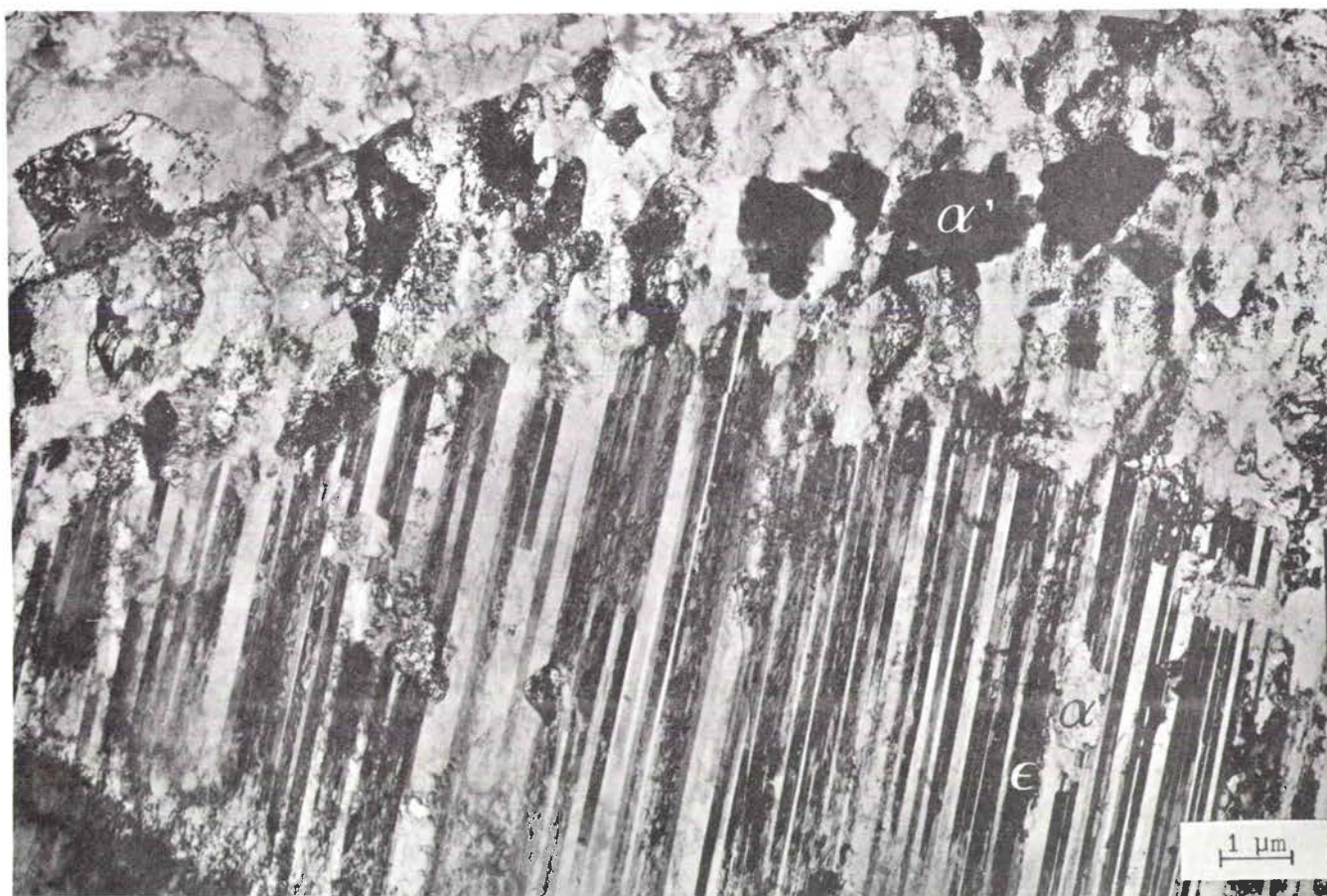


b) Dislocations parfaites empilées sur 2 plans cristallographiques $\{111\}$.

Figure 35 - Acier Z4 CN 19-9 - Observations sur lame mince d'un échantillon sollicité à 20°C - $\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = 0,85 \%$.

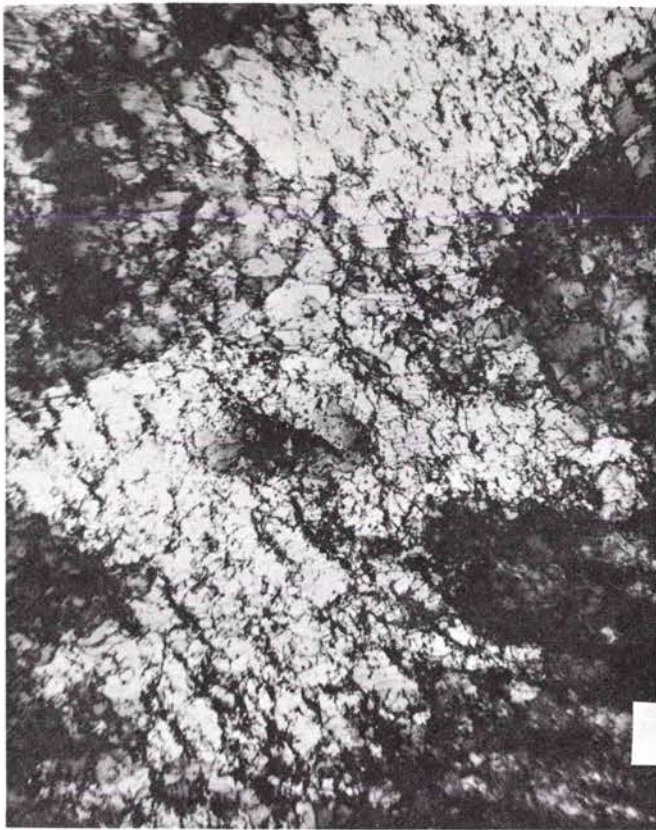


a) Cellules de dislocations de diamètre moyen 0,5 μm .

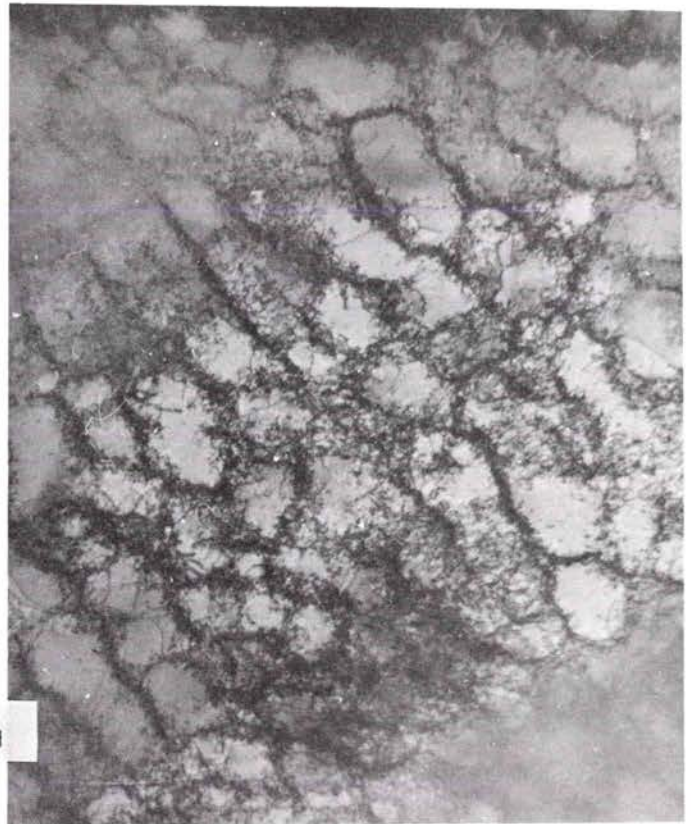


b) Îlots de martensite ϵ et α' , dislocations.

Figure 36 - Acier Z 4 CN 19-9 - Observations sur lame mince d'un échantillon sollicité à 20°C - $\Delta\epsilon_p / 2 = 1,70 \%$.



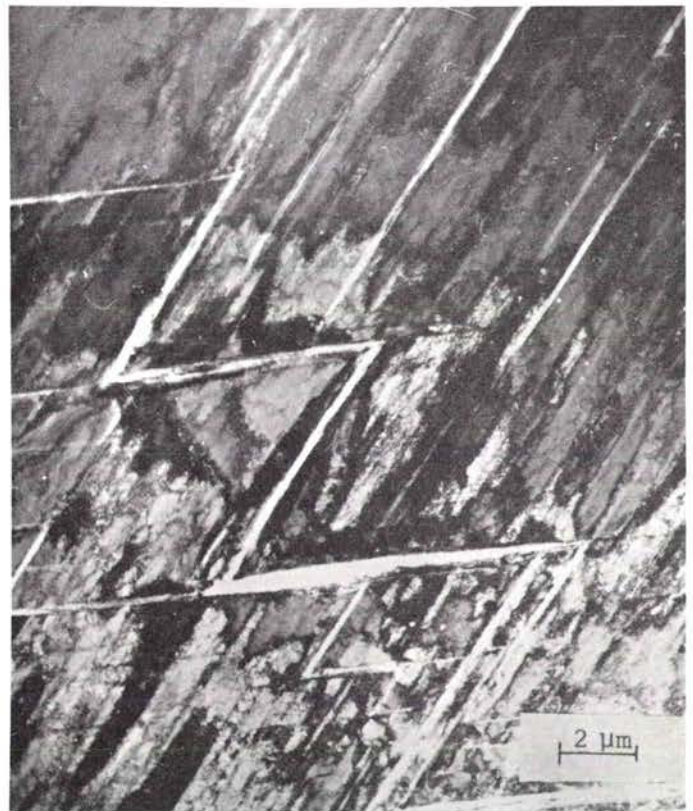
a) Cellules de dislocations dans la ferrite δ .



b) Cellules de dislocations dans l'austénite.



c) Macles de déformation sur le plan (111) de l'austénite.



d) Zone contenant un grand nombre de macles.

Figure 37 - Acier Z 4 CN 19-9 - Observations sur lame mince d'un échantillon sollicité à 320°C - $\Delta\epsilon_p / 2 = 2,05 \%$.

été faites avec un microscope électronique de 100 KeV.

Néanmoins, nous avons repris une des lames de l'échantillon déformé par fatigue ($\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = 0,85 \%$) à 20°C. Nous l'avons examinée au microscope électronique à 1 MeV (ONERA) afin d'observer des zones plus épaisses de la lame. La figure 38.a montre une plage austénitique voisine d'une bande de ferrite δ et déformée de façon inhomogène. La zone encore plus épaisse illustrée par la figure 38.b contient des dislocations qui se regroupent en cellules plus ou moins bien formées. On retrouve dans les zones épaisses les configurations observées plus près du bord de la lame : les observations à 100 KeV décrites précédemment semblent donc représentatives de la structure de l'acier.

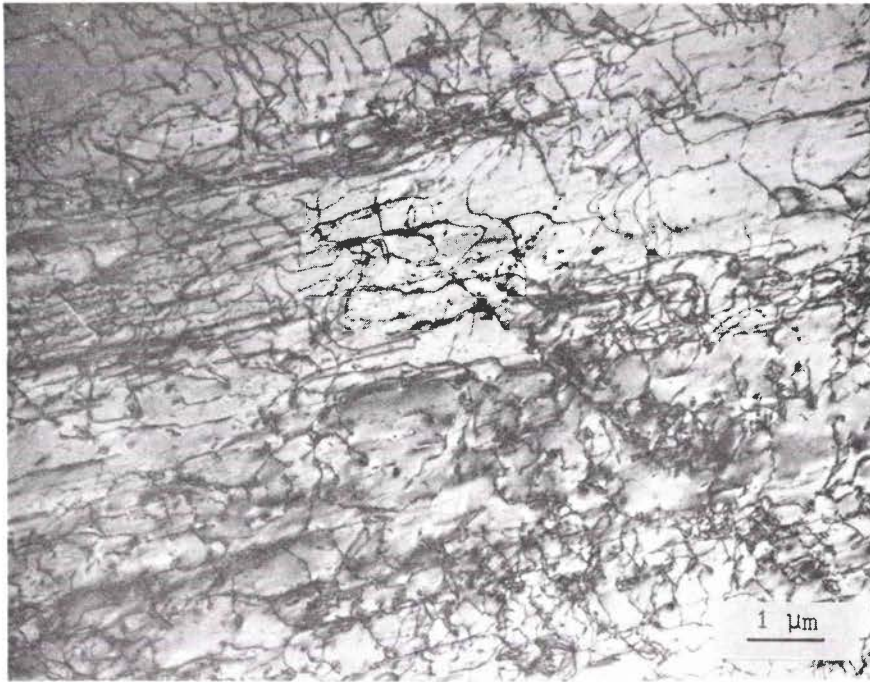
4.3.5 - Discussion des résultats

4.3.5.1 ACIER Z 6 CND 17-12 (repère Q)

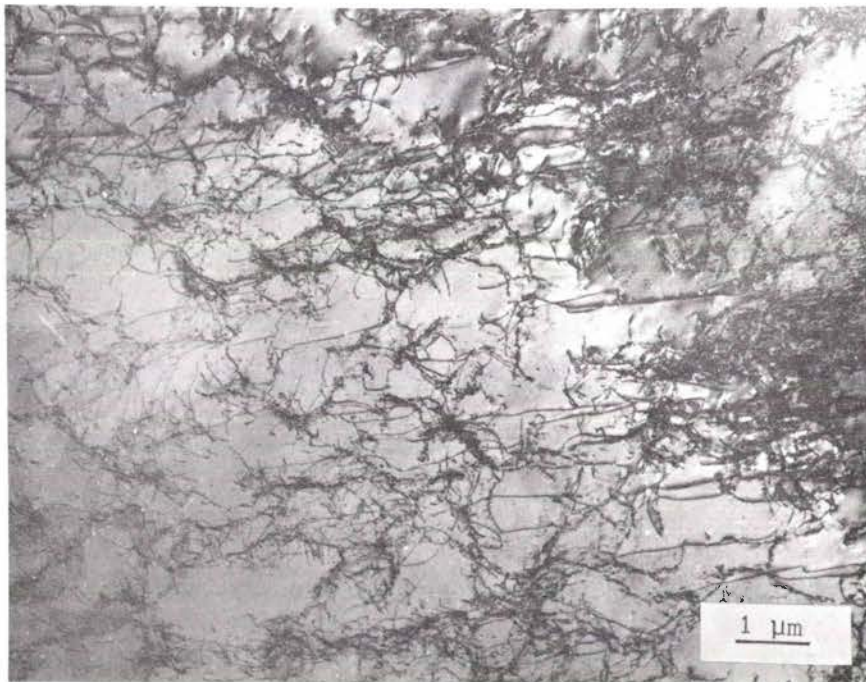
Les configurations observées sont tout à fait classiques, qu'elles soient planaires ou en cellules. On observe cependant des zones mixtes où la configuration est essentiellement cellulaire, mais avec la présence de zones planaires d'orientation $\{111\}$ où la densité de dislocations est plus élevée. Dans les grains où l'on observe ce phénomène, le plan $\{111\}$ actif est parallèle à la direction de la contrainte appliquée, ce qui favorise l'empilement des dislocations sur ce plan ; la contrainte est cependant suffisamment élevée pour que les cellules se forment par glissement dévié. Une situation intermédiaire entre cette configuration et un arrangement strictement cellulaire est illustré par la figure 31.b où les parois de cellules parallèles à un plan $\{111\}$ sont plus épaisses, alors que celles qui forment un grand angle avec ce plan ont une faible densité de dislocation.

Ce phénomène a été observé dans le cuivre par HANCOK et GROSSKREUTZ⁽²⁰⁾ qui montrent que dans certains cas le mode de déformation initial est planaire et que les cellules de dislocations se forment par la suite par épaissement des parois perpendiculaires aux plans activés initialement.

On remarque, par ailleurs, que la taille des cellules à la température ambiante et sa diminution quand la contrainte croît, sont des données



a) Zone proche d'une bande de ferrite δ .



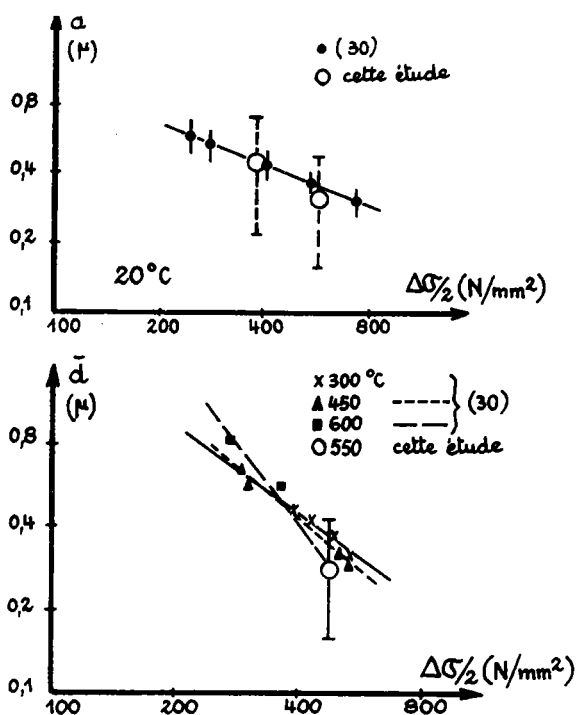
b) Zone épaisse, cellules de dislocations.

Figure 38 - Acier Z 4 CN 19-9 - Examen de l'austénite au microscope électronique à 1 MeV d'une éprouvette sollicitée à 20°C - $\Delta\epsilon_p / 2 = 0,85 \%$.

cohérentes avec celles relatives à l'acier 316 L, obtenues à différentes températures par PETREQUIN et coll. ⁽²⁷⁾ (figure 39).

FIGURE 39 :

Comparaison entre les mesures des tailles de cellules obtenues sur l'acier repère Q et celles données dans la référence (27)



4.3.5.2 ACIER Z 4 CN 19-9 (repère S)

Comme on pouvait s'y attendre, les structures observées dans le cas des éprouvettes sollicitées à la température ambiante sont semblables à celles observées dans des aciers inoxydables métastables tractionnés à une température un peu au-dessous de la température critique M_d correspondant à la transformation austénite \rightarrow martensite par écrouissage ⁽⁵²⁻⁵³⁾.

Pour des niveaux $\Delta\epsilon_p$ croissants on retrouve bien la même séquence de modifications structurales que l'on observe sur une éprouvette tractionnée à différents niveaux.

Il est intéressant à cet égard de comparer la consolidation observée au cours d'un essai de fatigue oligocyclique à celle que l'on obtient durant un essai de traction.

On sait en effet que l'influence de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$ sur

Le comportement plastique monotone des aciers inoxydables est important, elle se traduit par une augmentation du coefficient d'érouissage d'autant plus grande que la température de déformation se rapproche de M_s , dans le domaine $M_s - M_d$ ⁽⁵⁰⁾.

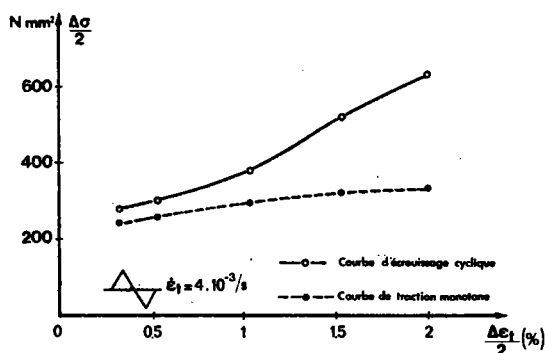
Des études récentes ^(54 à 59) ont porté sur le comportement cyclique des aciers austénitiques instables.

a) Erouissage cyclique
. essais à 20°C

Au cours d'essais de fatigue, effectués pour différents niveaux de déformation imposée, on a relevé l'évolution de l'amplitude de contrainte $\frac{\Delta \sigma}{2}$, en fonction du nombre de cycles (figure 7). Tandis que pour des niveaux de déformation inférieurs ou égaux à $\frac{\Delta \epsilon_t}{2} = 1\%$ ($\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = 0,85\%$) on observe une évolution comparable à celle d'une nuance stable à température ambiante, pour des niveaux de déformation supérieurs, on observe une augmentation du durcissement au bout d'un nombre de cycles compris entre 10 et 100.

Dans ce cas, nous avons donc tracé la courbe d'érouissage cyclique en reportant (figure 40) la contrainte maximale atteinte à chaque niveau de déformation imposée. Cette courbe fait apparaître une augmentation importante du coefficient d'érouissage cyclique, n' , au-delà de $\frac{\Delta \epsilon_t}{2} = 1\%$. Par contre, la courbe de traction monotone ne présente aucune discontinuité dans le même domaine de déformation.

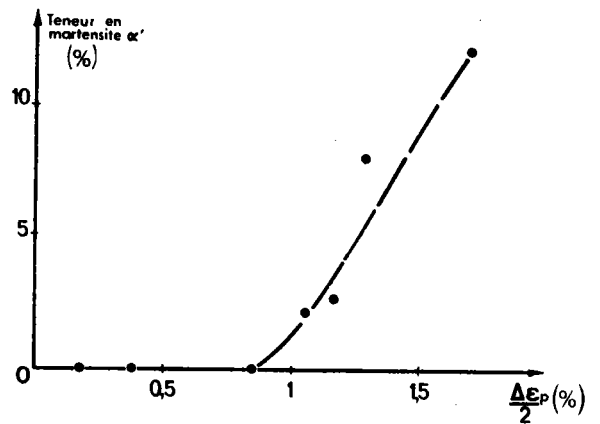
FIGURE 40 :
Comparaison des courbes monotones et cycliques (nuance S)



Afin de déterminer la quantité de phase martensitique transformée, nous avons prélevé, après rupture des éprouvettes, des cylindres de diamètre 2,5 mm, dans la partie déformée de manière homogène. Nous avons ensuite mesuré l'intensité d'aimantation à saturation (σ_s en $\mu T.m^3/kg$) sur ces cylindres de longueur 5 mm. Nous avons observé que la nuance S contenait initialement environ 8-9 % de ferrite, en faisant une première mesure sur un échantillon prélevé dans une éprouvette vierge. La figure 41 présente l'évolution du taux de martensite α' en fonction de la déformation plastique cyclique appliquée $\Delta\epsilon_p/2$.

FIGURE 41 :

Evolution de la teneur en phase α' en fonction de l'amplitude de déformation plastique cyclique, dans le cas de l'acier Z 4 CN 19-9 à température ambiante (mesure effectuée sur éprouvette rompue).



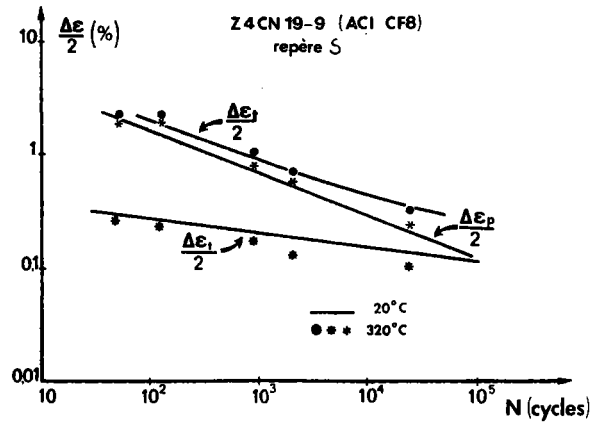
. essais à 320°C

Des essais de fatigue oligocyclique ont été effectués à 320°C, donc dans un domaine de température où l'acier est stable.

Si l'on compare les durées de vie obtenues à 20°C et à 320°C (figure 42), on observe des résultats comparables. La transformation martensitique au-delà de $\frac{\Delta\epsilon_p}{2} = 1\%$ ne paraît pas avoir d'influence sur la durée de vie. Ce résultat paraît en contradiction avec les résultats de HENNESSY et coll⁽⁵⁷⁾ et de BAUDRY et PINEAU⁽⁵⁸⁾ qui notent une altération de la résistance à la déformation plastique lorsqu'il y a transformation martensitique. On peut expliquer cette différence de comportement par le taux de martensite α' formé. Dans notre étude, les résultats correspondent à une teneur en martensite α' formée inférieure à 15 %, tandis que dans le cas des travaux de HENNESSY⁽⁵⁷⁾ la teneur à rupture est supérieure à 30 %.

FIGURE 42 :

Comparaison des courbes de résistance en fatigue oligocyclique de l'acier Z 4 CN 19-9 à 20° et 320°C



b) Ecrouissage monotone

Des éprouvettes (diamètre 5 mm) ont subi une traction à 20°C jusqu'à différents niveaux de déformation plastique rationnelle

$$\epsilon_r = \log_e (1 + \epsilon_p)$$

Nous avons déterminé chaque fois la teneur en phase magnétique, par mesure de l'intensité d'aimantation à saturation.

La figure 40 donne l'évolution de cette teneur en fonction de

ϵ_r :

- pour $\epsilon_r < 20 \%$, la teneur en phase magnétique correspond à la proportion de ferrite δ (8-9 %) existante initialement dans le métal.
- au-delà de $\epsilon_r = 20 \%$, on observe une augmentation de la phase magnétique qui indique la présence de martensite α' . On peut remarquer une dispersion importante des résultats traduisant l'hétérogénéité de la déformation. Cette hétérogénéité se manifeste au cours de l'essai de traction par une variation locale importante de la section de l'éprouvette.

c) Conditions d'apparition de α' (40)

A l'aide des résultats présentés sur les figures 7, 41 et 43, nous avons déterminé dans chaque cas les caractéristiques du début de la

transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$:

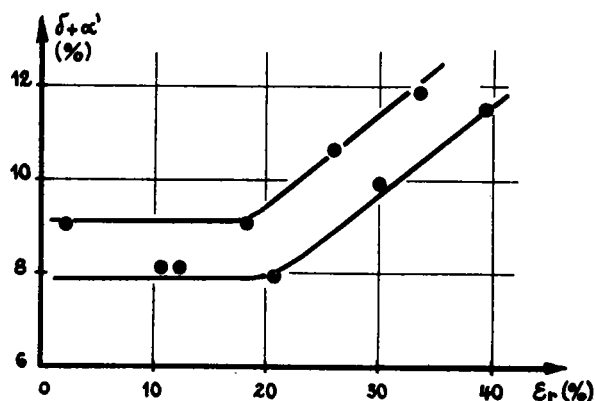
$N_{\alpha'}$: nombre de cycle à l'apparition de α'

ϵ_r et $2N \cdot \Delta\epsilon_p$: respectivement déformation rationnelle de traction et déformation plastique cumulée.

σ_r et $\Delta\sigma/2$: respectivement contrainte rationnelle et amplitude de contrainte

FIGURE 43 :

Evolution de la teneur des phases magnétiques en fonction de la déformation rationnelle de traction (repère S).



Le tableau 9 rassemble les valeurs obtenues.

TABLEAU 9 : Caractéristiques de début de transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$

TYPE D'ESSAI	$N_{\alpha'}$ (cycles)	$2N \cdot \Delta\epsilon_p$ ou ϵ_r (%)	$\frac{\Delta\sigma}{2}$ ou σ_r (N/mm ²)
traction	1/4	21	530
fatigue $(\frac{\Delta\epsilon_p}{2} = 1,7 \%)$	13	88	500
fatigue $(\frac{\Delta\epsilon_p}{2} = 1,3 \%)$	32	166	440

Les résultats montrent qu'au cours d'un essai de traction monotone, aussi bien que lors d'un essai de fatigue, les deux conditions suivantes sont nécessaires pour qu'il y ait apparition de martensite α' :

- la température d'essai doit être inférieure à M_d

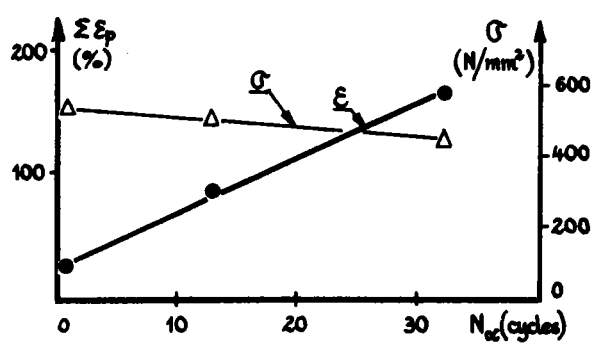
- l'amplitude de déformation monotone ou cyclique doit dépasser une valeur critique.

Ce résultat est conforme aux observations de BAUDRY et PINEAU⁽⁵⁸⁾ sur une nuance dans laquelle la transformation est plus abondante (apparition de phase α' dès le début de la déformation plastique monotone).

De plus, ces résultats semblent indiquer qu'il n'est pas possible de caractériser l'apparition de martensite α' par une mesure globale de la déformation cumulée (figure 44).

FIGURE 44 :

Variation de la déformation cumulée et de la contrainte d'écoulement en fonction de $N_{\alpha'}$



La contrainte d'écoulement, correspondant à l'apparition de α' , diminue relativement lentement quand $N_{\alpha'}$ augmente.

En fait, on peut penser que les conditions de transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$ sont liées, en particulier, lors de sollicitations cycliques, à des déformations importantes, localisées dans des grains favorablement orientés ; de telles déformations ne peuvent être totalement caractérisées par une mesure de la déformation macroscopique imposée à l'éprouvette.

De plus, comme le proposent BAUDRY et PINEAU⁽⁵⁸⁾, on peut ajouter que la densité de défauts et de bandes de cisaillement dans l'austénite et donc la densité de sites de transformation induits par la déformation, diminuent lorsque l'amplitude de déformation décroît. Aux plus faibles amplitudes de déformations ($\Delta \epsilon_p < 1\%$), la situation est telle que le durcissement à saturation de l'austénite est atteint avec un nombre réduit de sites de transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$; dans ce cas, la rupture se produit sans transformation significative de l'austénite.

d) Notion de réversibilité

d.1 Réversibilité de la déformation plastique

Comme nous l'avons précisé au paragraphe 4.2, toute l'énergie de la boucle d'hystérésis n'est pas utilisée pour endommager le métal. La majeure partie de cette énergie est consommée par le va-et-vient répété des dislocations ⁽⁶⁶⁾.

Récemment PINEAU et Coll. ⁽⁵⁹⁾ ont proposé une estimation de la réversibilité de la déformation plastique, en fonction seulement de l'amplitude de déformation. Cette estimation a été appliquée aux résultats précédemment obtenus ⁽⁵⁸⁾ sur une nuance austénitique à 18 % Cr, 6,5 % Ni, 0,18 % C.

Ces auteurs considèrent une déformation plastique cumulée effective, ϵ_{eff} , qui modifie effectivement la structure du métal et est utilisée à endommager celui-ci. Cette déformation effective peut s'écrire :

$$\epsilon_{eff} = \Delta\epsilon_p/2 + 2 N (1 - r) \Delta\epsilon_p$$

où r est appelé coefficient de réversibilité.

Pour le même nombre de cycles la déformation cumulée s'exprime par :

$$\epsilon_c = \Delta\epsilon_p/2 + 2 N \Delta\epsilon_p$$

PINEAU et coll. ⁽⁵⁹⁾ appliquent ces définitions aux conditions de transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$ et supposent que la transformation martensitique se produit à une valeur de ϵ_{eff} qui est indépendant de l'amplitude de déformation plastique et qui est égale à celle appliquée lors d'un essai de traction monotone.

Cette hypothèse implique qu'à une température donnée, les conditions nécessaires à la transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$ peuvent être entièrement décrites en terme de déformation ; ceci est grossièrement vérifié quand on considère la faible variation de la contrainte correspondant à l'apparition de α' .

Elle implique aussi que les substructures de dislocations produites aussi bien lors de l'essai de traction qu'au cours de l'essai de fatigue soient de même nature, ce que nous avons observé dans le cas de la nuance S.

Compte tenu de ces approximations, on peut exprimer r en fonction des deux relations précédentes :

$$r = (\epsilon_c - \epsilon_{eff\alpha'}) / (\epsilon_c - \Delta\epsilon_p/2).$$

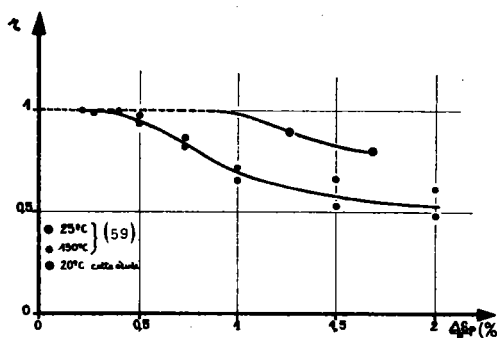
où $\epsilon_{eff \alpha'}$ est la déformation cumulée effective qui correspond à l'apparition de α' .

Nous avons reporté sur la figure 45 l'évolution de r en fonction de $\Delta\epsilon_p/2$, dans le cas de la nuance S, ainsi que les résultats obtenus par PINEAU et coll. (59) :

- les deux groupes de résultats présentent une évolution semblables : pour les faibles déformations, r tend vers 1 ; r diminue quand $\Delta\epsilon_p/2$ augmente.
- les résultats obtenus sur la nuance S sont situés dans un domaine de $\Delta\epsilon_p/2$ plus élevé, en raison du niveau de stabilité plus grand vis à vis de la nuance de comparaison.

FIGURE 45 :

Evolution du coefficient de réversibilité, r , en fonction de l'amplitude de déformation.



d.2 Réversibilité de l'énergie fournie

On peut aussi appliquer la notion de réversibilité à l'énergie de déformation plastique totale $W_f = N_R \cdot \Delta W$ (cf. paragraphe 4.2.).

L'énergie totale effective peut être définie par :

$$W_{eff} = (1 - r') W_f$$

Dans le tableau 10, nous avons reporté les valeurs de W_f et de $r' = 1 - W_{eff}/W_f$. Dans ce cas, ΔW a été obtenu, soit par la mesure de l'aire de la boucle d'hystérésis, soit à l'aide de la relation de HALFORD (cf. paragraphe 4.2.2.1).

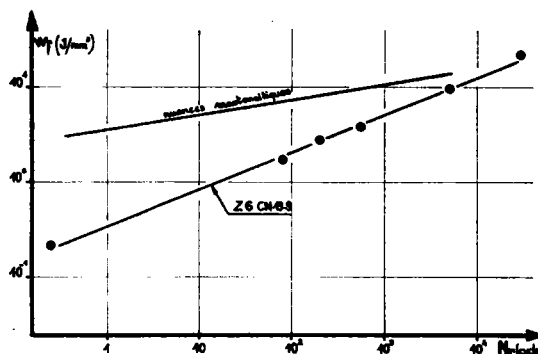
TABLEAU 10 : Energie totale à rupture

TYPE D'ESSAI	$\Delta \epsilon_p / 2$ (%)	$\Delta \sigma / 2$ (N/mm ²)	N_r (cycles)	W_f (J/mm ³)	r'	r
traction	40,0	760	1/4	0,21	0	0
fatigue	1,70	605	77	1,70	0,88	0,78
	1,30	500	200	2,80	0,93	0,88
	0,85	380	560	3,89	0,95	-
	0,40	235	4884	9,88	0,98	-
	0,23	162	27900	22,37	0,99	-

La figure 46 permet d'observer la différence entre l'évolution de W_f en fonction de N_r dans le cas d'une nuance austénitique et celle présentée au paragraphe 4.2.3 concernant des nuances martensitiques.

FIGURE 46 :

Evolution de l'énergie totale de déformation plastique avec le nombre de cycles à rupture.



Le tableau 10 montre que r et r' sont du même ordre, ce qui semble montrer que la transformation martensitique est un facteur important dans l'endommagement par fatigue de la nuance étudiée.

4.3.5.3 TRANSITION ENTRE LES DIFFERENTS MODES DE DEFORMATION

Des différences subsistent qualitativement entre les configurations observées en traction monotone et en écrouissage cyclique ; en particulier la finesse des parois de cellules observées en fatigue correspond à des angles de désorientation sensiblement plus faibles que dans le cas d'une traction monotone.

Par ailleurs, les conditions d'apparition (taux de déformation, contrainte d'écoulement) des différentes configurations ne sont pas les mêmes.

Néanmoins leur ordre de succession pour des amplitudes de déformation plastique ou des températures croissantes est le même en traction monotone ou en écrouissage cyclique.

En reprenant le diagramme de la figure 27 nous avons précisé grossièrement la position des structures observées :

- dans le cas des éprouvettes en acier stable (repère Q), la température ambiante se trouve entre M_d et M_m ; on passe successivement de A (configurations planaires) à B (enchevêtrement puis formation de cellules) puis à C (apparition du maillage) lorsque $\Delta\varepsilon_p$ croît. Si on fait croître la température (point D) les macles disparaissent : c'est ce que nous avons observé sur l'éprouvette sollicitée à 550°C.
- dans le cas des éprouvettes en acier métastable (repère S), la température ambiante est inférieure à M_d : on a observé successivement des configurations planaires (A') puis vu apparaître des macles (B') enfin pour les déformations élevées nous avons noté une transformation martensitique (C'). Cette transformation n'apparaît plus à 320°C (D'), température supérieure à M_d .

4.4 - L'ENDOMMAGEMENT CYCLIQUE AU COURS DE LA FISSURATION PAR FATIGUE

4.4.1 - Position du problème

Des raisons aussi bien théoriques que pratiques conduisent à essayer de relier la vitesse de propagation des fissures de fatigue da/dN avec d'autres propriétés du matériau.

Peu d'indication existe actuellement pour choisir rapidement un matériau résistant à la fissuration par fatigue. C'est pourquoi, il paraît important de corrélér les paramètres C et m de la loi de PARIS :

$$da/dN = C \Delta K^m$$

à des propriétés mécaniques simples du matériau.

Différents modèles et théories quantitatives concernant la fissuration par fatigue ont été proposées. Des synthèses de ces modèles ont été faites par SCHWALBE⁽⁶¹⁾, GUSTAFSON⁽⁶²⁾, GROSSKREUTZ⁽⁶³⁾. Ces modèles peuvent être classés en deux groupes :

- 1.- la fissuration par fatigue est dérivée directement des déformations plastiques à la pointe de la fissure qui créent des changements géométriques irréversibles.
- 2.- la fissuration par fatigue est la conséquence de l'endommagement du métal dans la zone plastifiée dû aux déformations plastiques cycliques.

Dans notre travail, nous nous intéressons au mécanisme d'endommagement mis en évidence par les modèles du second groupe, en partant de l'hypothèse postulée par RICE⁽⁶⁴⁾, et confirmée par BATHIAS et coll.⁽⁶⁵⁾ qui notent que le durcissement ou l'adoucissement de la zone plastifiée est essentiellement un processus de fatigue oligocyclique confinée sous des amplitudes de déformation plastique croissantes : près de la pointe de la fissure, les propriétés mécaniques sont alors sensiblement différentes des propriétés initiales du métal et la vitesse de fissuration qui en résulte dépend des propriétés cycliques de celui-ci.

C'est pourquoi, quelques auteurs ont cherché à relier les caractéristiques cycliques aux paramètres de fissuration ; nous avons précisé par ailleurs⁽⁶⁶⁾ les principaux travaux effectués dans ce domaine, notamment par TOMKINS⁽⁶⁷⁾, YOKOBORI⁽⁶⁸⁾, ANTOLOVICH⁽⁶⁹⁾, MORROW⁽⁷⁰⁾, HICKERSON et HERTZBERG⁽⁷¹⁾.

La vérification des différents modèles proposés repose bien souvent sur peu de résultats, généralement incomplets.

L'étude entreprise avait pour but, d'une part, de préciser les mécanismes d'endommagement à la pointe d'une fissure de fatigue, d'autre part, de relier les caractéristiques de fissuration et de fatigue oligocyclique, obtenus dans des conditions d'essais semblables, d'une gamme étendue d'aciers $500 < R_m < 2100 \text{ N/mm}^2$.

4.4.2 - Mécanismes d'endommagement par fatigue à la pointe de la fissure

4.4.2.1 MODIFICATION DE LA STRUCTURE METALLOGRAPHIQUE AU COURS DE LA FISSURATION

Dans le cas d'un acier doux du type E 36, dont les caractéristiques sont fournies par ailleurs⁽⁶⁶⁾, nous avons observé l'évolution de la structure :

- du métal sous-jacent à la fissure de fatigue
- du métal dans des éprouvettes soumises globalement à différentes amplitudes de déformation.

Ces observations sont décrites à la référence⁽⁶⁶⁾; nous n'en donnerons que les principales caractéristiques :

a) Evolution de la structure cellulaire sous la surface de fissuration

Pour observer le métal immédiatement sous-jacent à la fissure de fatigue, on a déposé électrolytiquement 1 à 2 mm de fer sur la surface de rupture d'une éprouvette du type CT d'épaisseur 20 mm, sollicitée globalement dans le domaine élastique, puis prélevé des lames minces, de façon à observer la zone de l'interface.

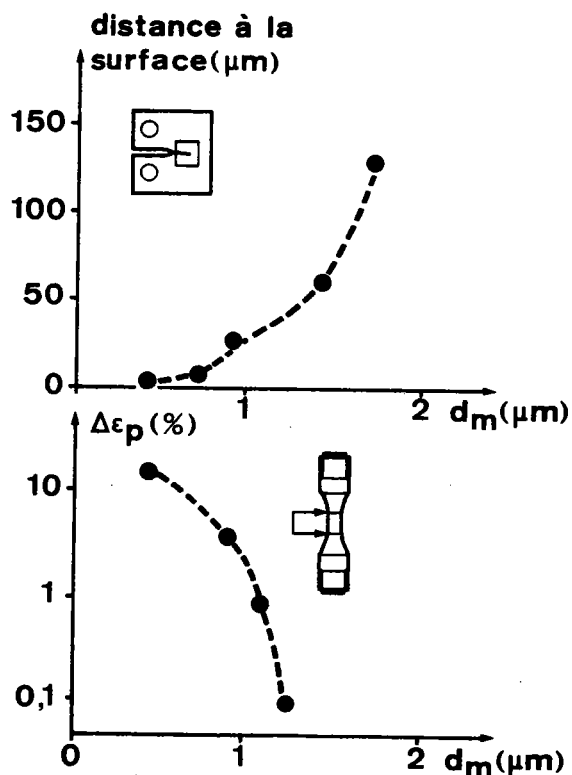
Grâce à la structure en bande de l'acier E 36, on a pu suivre l'évolution de la structure du métal depuis la surface de rupture jusqu'à environ 200 μm de cette surface, le long d'une bande de ferrite,

Les observations ont mis en évidence une structure de cellules

de dislocations bien formées dont la taille augmente quand on s'éloigne de la surface de rupture de l'éprouvette.

La taille moyenne des cellules a été mesurée à différentes distances de cette surface (figure 47.a).

FIGURE 47 :
Evolution de la taille moyenne des cellules de dislocation, d_m , en fonction, soit de la distance à la rupture (a), soit de la déformation plastique cyclique (b).



b) Variation de la taille des cellules de dislocations en fonction de $\Delta\epsilon_p$

D'un autre côté, nous avons réalisé des essais de fatigue oligocyclique sur des éprouvettes sollicitées à différents niveaux de $\Delta\epsilon$.

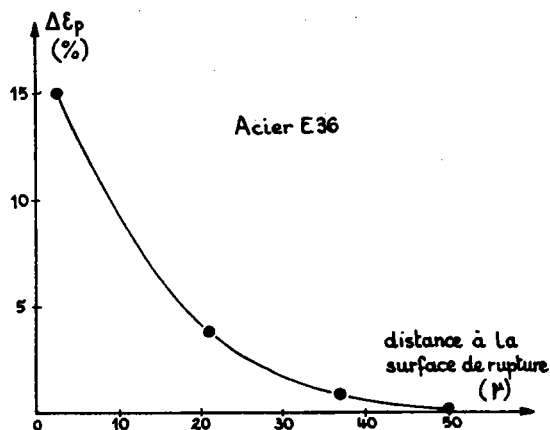
Les lames minces, prélevées à coeur des éprouvettes, ont montré une structure de dislocation dans la ferrite, voisine de celle observée sous la surface de fissuration.

La figure 47.b présente l'évolution de la taille moyenne, d_m , des cellules en fonction de $\Delta\epsilon_p$.

A l'aide de ces résultats, nous avons pu tracer le gradient de déformation plastique sous la surface de fissuration de l'éprouvette CT (figure 48).

FIGURE 48 :

Gradient de déformation plastique sous la surface de rupture.



Pour $\Delta \varepsilon_p \geq 0,1 \%$, nous obtenons une étendue de la zone plastifiée d'environ $50 \mu\text{m}$, où l'on observe des cellules de dislocations bien formées.

Si nous reprenons la représentation de l'"histoire" de la déformation à l'intérieur de la zone plastifiée proposée par HAHN et coll.⁽⁷²⁾ la région où $\Delta \varepsilon_p \geq 0,1 \%$ correspond à la zone plastifiée cyclique.

D'après RICE⁽⁶⁴⁾, le rayon de la zone plastifiée cyclique en contrainte plane, mesuré perpendiculairement à la surface de rupture s'exprime par :

$$R_c^y = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{\Delta K}{2 R_e} \right)^2$$

avec ΔK : la variation du facteur d'intensité de contrainte au cours d'un cycle

R_e : la limite d'élasticité du métal

D'après cette hypothèse, on obtient une valeur de ΔK égale à $26 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$, qui est voisine de celle correspondant à la zone de prélèvement de la lame mince ($30 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$) et équivaut à une vitesse de fissuration $da/dN \approx 10^{-4} \text{ mm/C}$.

4.4.2.2. EVOLUTION DU FACIES DE RUPTURE AU COURS DE LA FISSURATION PAR FATIGUE

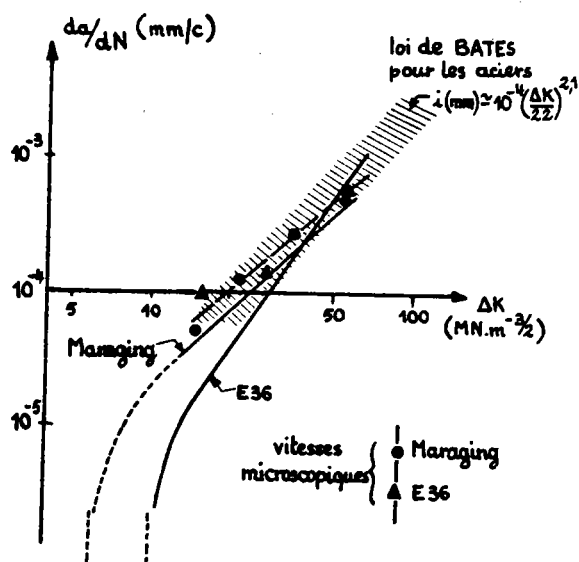
Des essais de fissuration ont été effectués sur un acier E 36 et sur un acier Maraging (repère P).

Dans chaque cas, on a mesuré la vitesse de fissuration dans le domaine de vitesse 10^{-5} à 10^{-3} mm/C.

a) Fissuration macroscopique

Les lois de PARIS des deux nuances ont été déterminées ⁽⁶⁶⁾. La figure 49 présente l'évolution de da/dN en fonction de ΔK .

FIGURE 49 :
Comparaison des vitesses de fissuration macroscopique et microscopique, da/dN , en fonction de ΔK pour les aciers E 36 et Maraging



b) Fissuration microscopique

Les surfaces de rupture ont été observées au moyen de répliques, au microscope électronique en transmission. Des mesures de l'interstrie ont été réalisées en différents points de la surface correspondant, à des niveaux étagés de ΔK .

Les résultats ont été reportés sur la figure 49 ; ils se placent au milieu de la bande de dispersion obtenue par BATES et CLARCK ⁽⁷³⁾ sur un

nombre important d'alliages. Ils sont en accord avec la régression calculée par ces auteurs qui donnent $m = 2$. De plus, un tel résultat a été trouvé par YOKOBORI et SATO⁽⁷⁴⁾ sur une nuance d'acier doux voisine de l'acier E 36.

Les écarts qui existent entre les lois de fissuration microscopiques et macroscopiques peuvent s'expliquer de diverses manières :

- . la propagation avec formation de stries est un phénomène très localisé sur le front de fissuration ; dans le cas de l'acier Maraging, on constate en effet un angle de désorientation de 20 à 30° par rapport au sens macroscopique de propagation et donc que la vitesse macroscopique correspond à une moyenne de vitesses microscopiques pondérées par l'angle de désorientation.
- . au mode de fissuration par stries, se superpose localement un mode statique de rupture⁽⁷⁵⁾. C'est ce que nous avons observé sur l'acier E 36⁽⁷⁶⁾, pour lequel il apparaît que la ferrite est très déformée au passage de la fissure, à la différence de la perlite : on observe la présence de cupules dont l'importance sur la surface de rupture croît en même temps que ΔK .

Cette importance de la superposition d'un mode de rupture statique dans certains alliages a été particulièrement étudiée par LINDLEY et coll.⁽⁷⁷⁾, GARRETT et coll.⁽⁷⁸⁾, ainsi que SCHWALBE⁽⁷⁹⁾.

Dans le cas d'un alliage Al Zn Mg, celui-ci précise le mécanisme de formation des cupules au voisinage du front de fissuration en fonction de l'intensité des contraintes.

4.4.3 - Relations entre paramètres de fissuration et caractéristiques cycliques

Les observations et les résultats que nous venons de relater montrent d'une manière particulièrement nette que le principal mécanisme de fissuration par fatigue correspond à un endommagement en fatigue oligocyclique confinée, à la pointe de la fissure.

C'est pourquoi, nous avons tenté de relier les paramètres de fissuration aux caractéristiques cycliques des aciers étudiés.

4.4.3.1 RELATION $m - n'$

A la suite d'une étude sur la fissuration d'aciers ferritiques et d'aciers austénitiques, BATHIAS, de FOUQUET et de LEIRIS⁽⁸⁰⁾ expliquent la différence de comportement de ces nuances en invoquant la nature de l'érouissage à fond de fissure, différent d'un acier à l'autre.

De la même façon LINDLEY et coll.⁽⁷⁷⁾ pensent qu'il faut relier les variations de l'exposant m entre les aciers à basse et à haute résistance avec les différences de caractéristiques d'érouissage de ces aciers.

Nous avons donc reporté sur un même diagramme les couples de point $m - n$ et $m - n'$ déterminés sur une gamme d'acier (tableau 1 et 2) qui ont été essayés à l'IRSID dans les mêmes conditions :

- m est l'exposant de la loi de PARIS pour $R_s = 0,1$
- n et n' ont été obtenus dans un même domaine de déformation :
 $0 < \epsilon_r$ ou $\Delta \epsilon_p / 2 < 2 \%$

Si les couples $m - n$ sont très dispersés (figure 50), par contre les couples $m - n'$ se regroupent dans une même bande qui montre qu'en moyenne, m augmente avec n' .

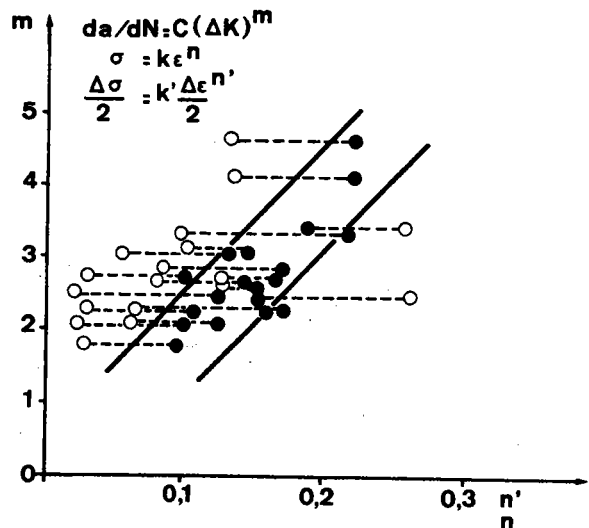


FIGURE 50 :

Relation entre m et n (ou n')
pour une gamme d'aciers

Les points se placent autour d'une droite passant par l'origine et d'équation :

$$m = 20 n'$$

4.4.3.2 RELATION m - c

ANTOLOVICH et coll.⁽⁶⁹⁾ donnent une analyse du processus d'endommagement à la pointe de la fissure qui conduit à relier l'exposant m de la loi de PARIS et l'exposant c de la loi de MANSON-COFFIN :

$$\Delta \epsilon_p / 2 = \epsilon_f' (2 N_R)^{-c}$$

La relation à laquelle ils aboutissent permet d'écrire :

$$m = - (2 + s) / c$$

où s est déduit de la relation entre le rayon de la zone plastifiée cyclique R_p^f et ΔK :

$$R_p^f = \alpha (\Delta K / R_e)^{2+s}$$

Les auteurs indiquent que s est une mesure de l'acuité de la fissure et tend vers zéro quand la fissure devient très aigüe.

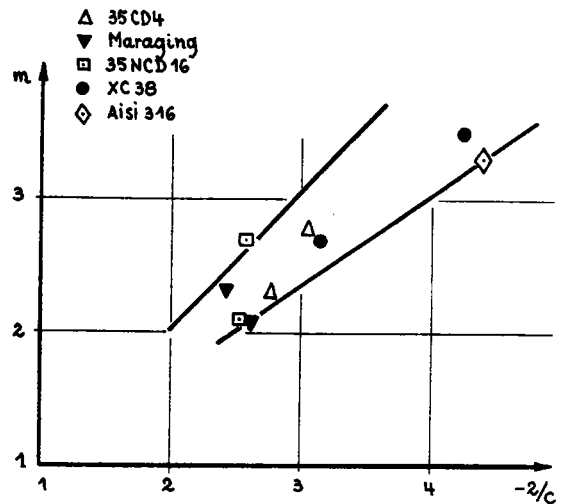
Sur le diagramme de la figure 51, nous avons reporté m en fonction de $-2/c$ pour différentes nuances d'aciers dont la limite d'élasticité est comprise entre 240 et 1415 N/mm².

On peut observer que $-2/c$ augmente avec m. Les résultats sont situés dans une bande de dispersion limitée inférieurement par la droite $m = -2/c$.

On voit qu'en général s n'est pas nul et tend vers zéro quand la ductilité du métal diminue (acier 35 NCD 16, acier Maraging) donc quand la sensibilité à l'entaille augmente ce qui est bien en accord avec les hypothèses d'ANTOLOVICH.

FIGURE 51 :

Comparaison entre les valeurs expérimentales de m et celles calculées à l'aide du modèle d'ANTOLOVICH (67).



4.4.3.3. CORRELATION $m - \log C$

Lorsqu'on étudie la variation des constantes C et m de la loi de PARIS, pour divers aciers et différents traitements thermiques, on s'aperçoit qu'en première approximation C diminue quand m augmente.

Elargissant les résultats obtenus par plusieurs auteurs sur des aciers à très haute résistance, nous avons obtenu⁽⁸¹⁾ une bonne corrélation entre $\log C$ et m (figure 52). La régression linéaire appliquée à 153 points donne :

$$\log C = - 1,35 m - 4,03$$

SANZ⁽⁸¹⁾ note que l'existence d'une telle loi est très importante, car elle montre que pour la gamme d'aciers étudiée, la vitesse de fissuration peut être décrite au moyen d'un seul paramètre m .

D'autres auteurs ont obtenu des relations semblables :

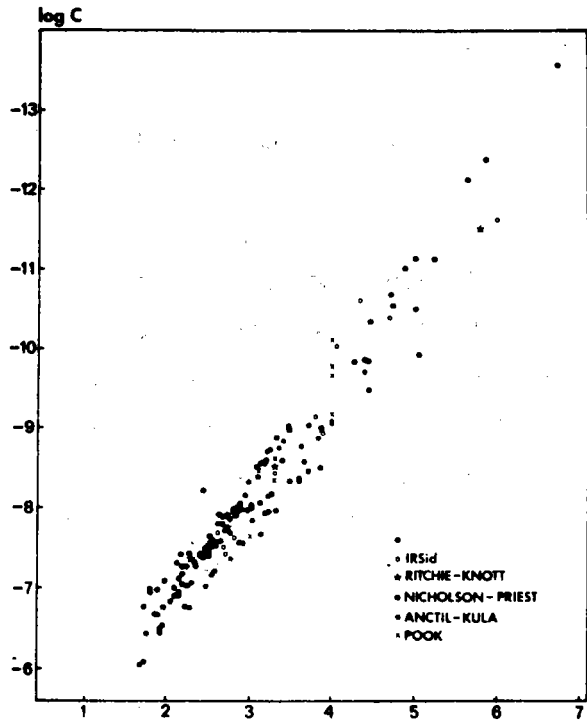
- KOSHIGA et KAWAHARA⁽⁸²⁾ proposent :
 - . pour les aciers à moyenne résistance ; $\log C = - 1,25 m - 4,30$
 - . pour les alliages d'aluminium ; $\log C = - 1,25 m - 4,00$

- NISHIOKA et coll⁽⁸³⁾ ont appliqué la corrélation à une gamme d'aciers au carbone et d'aciers alliés ; ils proposent :

$$\log C = - 1,34 m - 4,07$$

FIGURE 52 :

Corrélation entre les paramètres C et m de la loi de PARIS pour les points expérimentaux obtenus dans la référence (79) et des points obtenus par d'autres chercheurs.



- KITAGAWA et MIOUMI⁽⁸⁴⁾ obtiennent pour les aciers de construction et pour tous les métaux à structure cubique centrée :

$$\log C = - 1,24 m - 4,30$$

- NICOLLS⁽⁸⁵⁾ a récemment effectué une compilation de résultats de diverses provenances, obtenues pour des aciers ($435 < R_e < 1690 \text{ N/mm}^2$) pour lesquels m est compris entre 1,4 et 6,7
- BATHIAS et coll.⁽⁸⁶⁾ viennent d'étudier la validité d'une telle relation dans le cas de trois alliages d'Al, essayés dans des conditions d'essai extrêmement différentes (R_s , forme du cycle, type d'éprouvette, fréquence, environnement).

L'existence d'une relation linéaire entre log C et m montre que toutes les droites :

$$\log (da/dN) = m \log \Delta K + \log C$$

passent en moyenne par un même point ; cela justifie l'expression de la loi de PARIS que nous avons proposée⁽⁷⁶⁾ ;

$$da/dN = 10^{-4} (\Delta K / \Delta K_0)^m$$

où ΔK_0 est l'abscisse du point d'ordonnée 10^{-4} mm/C.

La relation empirique entre m et $\log C$ permet donc de faire l'hypothèse que le phénomène de fissuration par fatigue ne dépend que des capacités d'érouissage cyclique de l'acier et non de caractéristiques telles que la limite d'élasticité monotone ou cyclique, ou du rapport R'_e/R_m . Les tentatives que nous avons faites de relier ces caractéristiques aux paramètres de fissuration ont échoué car elles ne rendent pas compte du comportement du métal dans le domaine de déformation plastique dans lequel se produit l'endommagement cyclique.

4.4.4. - Discussion

4.4.4.1. ESTIMATION DE m

Le fait qu'en moyenne m augmente avec n' , dans le cas des nuances étudiées, est en accord avec la théorie de YOKOBORI⁽⁷⁴⁾, ainsi qu'avec les résultats de PINEAU et PELLOUX⁽⁵⁵⁾ et ceux obtenus par TOMKINS⁽⁸⁷⁾ sur des aciers austénitiques essayés à différentes températures.

La relation proposée par ANTOLOVICH et SAXENA⁽⁶⁹⁾, confirme celle que nous proposons, puisqu'elle exprime simplement que l'accélération m , de la fissuration par fatigue diminue lorsque la résistance du métal aux déformations plastiques élevées augmente.

Les relations entre c et m proposées par TOMKINS et MORROW :

$$c = 1 / (1 + 2n') \quad \text{ou} \quad c = 1 / (1 + 5n')$$

montrent en effet que c et n' varient de manière inverse.

Nous avons montré que m est relié à la capacité d'érouissage du métal : d'après ce qui précède, plus n' est élevé, plus la vitesse de fissuration en fatigue est faible ($da/dN \leq 10^{-4}$ mm/cycle) et plus son accélération est grande (m élevé).

En effet, la capacité d'érouissage du métal diminue au cours de la fissuration à ΔK croissant puisque l'amplitude de déformation plastique à la

pointe de la fissure augmente :

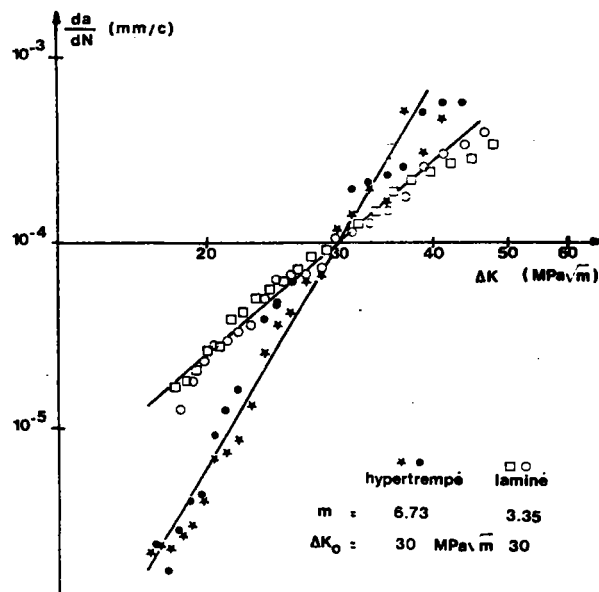
- dans le cas où n' est faible, cette capacité d'érouissage évolue relativement peu quand ΔK augmente, ce qui conduit à une faible accélération, m , du processus de fissuration ;
- dans le cas où n' est élevé, la capacité d'érouissage du métal diminue rapidement lorsque ΔK croît, ce qui conduit à une accélération élevée de la fissuration.

Au fur et à mesure que ΔK augmente et donc qu'augmente l'amplitude de déformation plastique à la pointe de la fissure, les capacités d'érouissage de deux aciers ayant des n' différents se rapprochent l'une de l'autre, de même les vitesses de fissuration tendent à être comparables.

Cette remarque est particulièrement bien vérifiée lorsque l'on s'intéresse à une même nuance sous différents états d'érouissage.

Sur le diagramme de la figure 53, on a reporté les vitesses de fissuration de l'acier Z 6 CND 18-12 à l'état X et Y.

FIGURE 53 :
Comparaison des vitesses de fissuration des nuances X et Y



Les droites se coupent effectivement pour $da/dN = 10^{-4}$ mm/C : l'état hypertrempé présente une pente m sensiblement supérieure à celle de l'état laminé à chaud.

Le tableau 11 rassemble les valeurs de m et de n' pour chaque état.

TABLEAU 11 : Paramètres de fissuration des nuances X et Y

REPÈRE	ÉTAT	n'	m expérimental	ΔK_0 (MPa \sqrt{m})	m* = 20 n' calculé
X	hypertrempé	0,36	6,7	30	7,2
Y	laminé à chaud	0,18	3,4	30	3,6

L'estimation m* de l'exposant de la loi de PARIS, calculée à l'aide n', confirme l'efficacité de modèle proposé.

Cependant ce modèle n'est applicable que dans le cas d'un mode de fissuration ductile (stries, cupules, déformation plastique); en effet n' ne rend pas compte d'un mode de rupture fragile (clivage, rupture intergranulaire, etc) qui vient se superposer le cas échéant au mode de rupture par fatigue.

Un exemple est donné au tableau 2 : il s'agit d'un acier au C + Mn + Si, à l'état brut de laminage, pour lequel on observe un exposant m élevé (= 6), correspondant à un faciès de rupture par fatigue sur lequel apparaissent des zones de clivage.

Dans ce cas, on obtient un écart important entre les valeurs de m expérimentale (= 6) et estimée (= 4,4).

4.4.2. RELATION en m et log C

Pour un niveau donné de ΔK , on peut considérer que da/dN reste constante dans un petit intervalle ; on peut alors calculer le nombre de cycles de propagation effectués pour un accroissement de la fissure égal au rayon de la zone plastifiée.

C'est un tel raisonnement qui a conduit HAHN et coll.⁽⁷²⁾ ainsi que BATHIAS et PELLOUX⁽⁶⁵⁾ à estimer le nombre de cycles de déformation effectués dans la zone plastifiée.

En reprenant l'analyse de MORROW⁽⁷⁰⁾, on peut supposer qu'un petit élément de volume situé à une distance x de la pointe de la fissure subit un dommage tel que :

$$\Delta\sigma \cdot \Delta\varepsilon = \Delta K^2 / (1 + n') \cdot \Pi \cdot E \cdot x$$

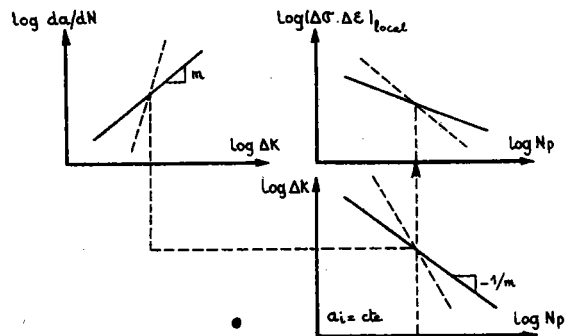
Par ailleurs plusieurs auteurs ont donné des lois empiriques concernant les courbes de résistance en fatigue oligocyclique :

- COFFIN⁽⁸⁸⁾ a montré que pour tous les matériaux ductiles, il y avait rupture à environ 2.10^3 cycles pour un même niveau de déformation plastique $\Delta\varepsilon_p = 0,5 \%$
- Récemment, nous avons vérifié⁽¹¹⁾ l'hypothèse de PETERSON⁽⁸⁹⁾ sur une gamme d'aciers à moyenne et haute résistante pour lesquels les courbes $\Delta\varepsilon_t/2 = f(2 N_R)$ se coupent toutes pour $N_R = 10^3$ cycles, $\frac{\Delta\varepsilon_t}{2} = 1 \%$.

Par analogie avec ces estimations, obtenues dans le cas d'essais effectués sous amplitude constante de déformation, on peut donner une explication concernant la relation linéaire entre m et $\log C$ qui se traduit en moyenne par l'intersection de toutes les droites de PARIS en un même point : pour les aciers ductiles, il existe une valeur $\Delta\varepsilon \cdot \Delta\sigma$ qui conduit à une même durée de vie de l'élément de volume élémentaire et donc pour un même ΔK on observe une même vitesse da/dN . La figure 54 schématise cette hypothèse.

FIGURE 54

Schéma explicatif de l'intersection des droites de PARIS en un même point.



Si toutes les droites de PARIS de pente m se coupent en un même point, les droites $\log \Delta K = f(\log N_p)$ de pente $-1/m$ se coupent aussi en un même point.

A une valeur ΔK donnée, correspond une valeur $\Delta\sigma \cdot \Delta\varepsilon$ et on observe l'intersection des courbes $\log \Delta\sigma \cdot \Delta\varepsilon = f(\log N_p)$ en un même point.

5.- CONCLUSIONS GENERALES

5.1 - SYNTHÈSE DES RÉSULTATS PUBLIÉS

Dans une première partie de ce mémoire consacré à l'étude du comportement en fatigue oligocyclique des aciers, nous avons fait la synthèse de nos travaux publiés, concernant des nuances ayant des structures métallurgiques très différentes : martensitiques, bainitiques, ferrito - perlitiques ou austénitiques, nous pouvons dégager de cette synthèse les points suivants :

a) *comportement mécanique sous sollicitations plastiques cycliques.*

- les courbes d'érouissage cyclique dépendent d'autant plus du type d'adaptation imposée au métal que l'adoucissement ou le durcissement est plus important et que la mémoire du métal à l'histoire des déformations subies est plus grande.

- l'influence de la $R_e = \epsilon_{\min}/\epsilon_{\max}$ n'est pas significative sur les propriétés de fatigue oligocyclique ; ceci revient à dire qu'un érouissage monotone modéré, effectué à la température ambiante est sans effet sur le comportement à la stabilisation des nuances étudiées.

- le mode de sollicitation, sous charge ou sous déformation imposée ne modifie ni la courbe d'érouissage cyclique, ni les caractéristiques de résistance à la fatigue oligocyclique, dans le domaine $10^3 - 10^5$ cycles.

- dans le cas des aciers inoxydables austénitiques, le concept de la limite d'accommodation n'est pas intrinsèque au métal. Il dépend en effet des conditions d'essai (forme des cycles de charge, fréquence, érouissage monotone ou cyclique préalable).

- les propriétés de fatigue oligocyclique dépendent pour une même nuance de la structure initiale de la solution solide, conférée par le

traitement thermique : dans le cas des aciers trempés et revenus, il y a compétition entre l'adoucissement produit par la destruction de la structure d'écrouissage produit par la trempe et le durcissement dû à la transformation d'une phase instable quand elle existe ; dans le cas des aciers austénitiques à l'état hypertrempé, on observe un durcissement important de la phase austénitique auquel peut s'ajouter un durcissement secondaire lorsqu'il y a formation de martensite α' et ϵ .

- dans le cas des nuances austénitiques, la température fait chuter les caractéristiques de traction monotone, par contre on observe un écrouissage cyclique d'autant plus important que la température est élevée. Ce phénomène, interprété comme un vieillissement sous déformation, permet de rendre compte de la bonne résistance à la fatigue oligocyclique de ces nuances, du moins dans le domaine de température où le fluage est insignifiant.

b) Evolution de la structure métallurgique

- la modification des structures ferritiques ou austénitiques se traduit, dans certaines conditions, par l'apparition d'une structure cellulaire de dislocation dont la taille d , dépend de l'amplitude de la déformation plastique cyclique $\Delta\epsilon_p/2$; d est d'autant plus faible que $\Delta\epsilon_p/2$ est plus grand.

- la déstabilisation d'une phase résiduelle instable est directement reliée à l'énergie mécanique (aire de la boucle d'hystérésis) apportée à chaque cycle de déformation.

c) Prédiction du comportement en fatigue oligocyclique

- Les phénomènes d'adoucissement ou de durcissement ainsi que les courbes de résistance à la fatigue oligocyclique $\Delta\epsilon = f(N_R)$, peuvent être prédites à l'aide de caractéristiques issues des courbes de traction monotone ou cyclique.

- le stade d'amorçage des fissures de fatigue, à partir d'entailles mécaniques de différentes formes peut être évalué en tenant compte du comportement local à fond d'entaille. Le critère élastoplastique proposé qui est obtenu à l'aide des propriétés de fatigue oligocyclique permet de

prévoir les durées de vie à l'amorçage pour une amplitude de contrainte nominale imposée.

5.2 - ÉTUDE DES MÉCANISMES ET INTERPRÉTATION DES RÉSULTATS

Dans une deuxième partie nous avons proposé un certain nombre de mécanismes, afin de rendre compte des résultats des essais que nous avons réalisés. A cette occasion nous avons présenté de nouveaux résultats permettant d'étayer ces mécanismes.

a) mécanisme d'accommodation

L'étude de l'évolution différente des composants σ_i (contrainte interne) et σ^* (contrainte effective) de la contrainte d'écoulement, en fonction des conditions d'essai (N, T, écrouissage préalable), nous a permis d'expliquer les caractéristiques principales du stade d'accommodation dans le cas des aciers inoxydables austénitiques. Nous avons montré à l'aide de deux exemples qu'il était possible de prévoir par le calcul le niveau de la limite d'accommodation connaissant, d'une part, la loi de fluage, $\sigma^* = f(\dot{\epsilon})$, d'autre part, l'évolution du σ_i avec $\Delta\epsilon_p$.

b) Energie de déformation plastique

Nous avons montré que l'énergie apportée par la déformation plastique cyclique pouvait être reliée d'une manière simple à l'endommagement du métal :

- dans le cas de structures martensitiques ou bainitiques revenues nous avons proposé une relation unique entre l'énergie fournie à chaque cycle et le nombre de cycles à rupture.

- dans le cas d'une nuance martensitique contenant initialement de l'austénite résiduelle, nous avons montré l'analogie du point de vue énergétique entre les deux moyens de décomposer l'austénite résiduelle que sont : l'abaissement de la température et l'application de sollicitations mécaniques répétées.

c) *Evolution de la structure métallurgique de nuances austénitiques*

- A l'aide d'observations microscopiques sur lames minces prélevées dans des éprouvettes sollicitées à différentes températures et sous des amplitudes de déformation étagées, nous avons montré que, qualitativement, l'ordre d'apparition des structures de dislocations observées après essai de fatigue est le même que celui qu'on obtient au cours d'un essai de traction monotone.

- Dans le cas d'une nuance métastable à la température de l'essai, nous nous sommes attachés à préciser les conditions d'apparition de la martensite α' soit sous déformation monotone soit sous écrouissage cyclique. Nous avons montré que dans tous les cas, les deux conditions suivantes sont nécessaires :

- . la température d'essai doit être supérieure à M_d .
- . l'amplitude de déformation monotone ou cyclique doit dépasser une valeur critique.

Comme les résultats indiquent qu'il n'est pas possible de caractériser l'apparition de α' par une mesure globale de la déformation cumulée, ni par l'énergie totale de déformation plastique, nous avons raisonné en terme de réversibilité de la déformation plastique, en reprenant la définition qu'en donnent PINEAU et Coll. (59). Nous avons montré que pour un niveau de déformation donné, le coefficient de réversibilité, calculé soit à l'apparition de α' soit à la rupture était du même ordre.

d) *Endommagement cyclique au cours de la fissuration*

A l'aide d'une étude de la microstructure qui se forme dans la zone plastifiée à fond de fissure, nous avons montré que le processus de fissuration par fatigue était essentiellement régi par un mécanisme d'endommagement en fatigue oligocyclique confinée. En utilisant les résultats d'essai de fissuration et d'écrouissage cyclique obtenus sur une gamme étendue d'acier, nous avons montré que l'accélération de la propagation d'une fissure de fatigue est directement reliée à la capacité d'écrouissage cyclique du métal. Cette accélération, m , augmente avec le coefficient d'écrouissage cyclique, n' ($m \approx 20 n'$).

A l'issue de ce travail concernant l'étude de la fatigue oligocyclique des aciers, nous sommes bien conscients qu'un certain nombre de problèmes ne sont pas encore résolus de manière satisfaisante, notamment dans le cas de la résistance à la fatigue dans le domaine des très hautes températures (interactions fatigue - fluage) ainsi que des effets d'endommagement sous sollicitations d'amplitudes variables. Les nombreuses études entreprises actuellement dans le monde qui montrent l'intérêt croissant que portent les chercheurs aussi bien que les industriels à l'étude des phénomènes d'écrouissage cyclique dans le domaine plastique, tentent de les résoudre.

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- (1) LIEURADE (H.P.)
Mécanique - Matériaux - Electricité (1976)
 Novembre, 15 et CIT du CDS (1977) n°1, p. 183
- (2) FELTNER (L.E.), LANDGRAF (R.W.)
 ASME, Paper n°69, DE 59 (1969)
- (3) AMZALLAG (C.), RABBE (P.), GALLET (G.), LIEURADE (H.P.)
 Mém. Sci. Rev. Mét. (1978) mars, p. 161
- (4) PLENARD (E.), BOUTAULT (J.)
 C.R. Acad. Sci. (1967), 264, p. 487
- (5) PLENARD (E.)
 Rev. Mét. (1968), 65, p. 845
- (6) LIEURADE (H.P.), RABBE (P.), ROESCH (L.)
 Mém. Sci. Rev. Mét. (1972) n°1 p. 815
- (7) LIEURADE (H.P.), HAIBACH (E.)
 Rev. Mét. (1978), Mars 1978, p. 177-191
- (8) GALLET (G.), LIEURADE (H.P.)
 CIT du CDS (1977) n°2, p. 413
- (9) GALLET (G.), LIEURADE (H.P.)
 Mém. Sci. Rev. Mét. (1976), avril, p. 219
- (10) PINEAU (A.)
Mécanique, Matériaux, Electricité (1976), nov/déc., p. 6-14
- (11) GALLET (G.), LIEURADE (H.P.)
 Rev. Mét. (1978), Janvier, p. 37

- (12) HALFORD (G.R.), MANSON (S.S.)
Symposium of fatigue, Londres (1967) p. 154
- (13) BUTHOD (H.), LIEURADE (H.P.)
Note intérieure IRSID
- (14) MORROW (J.D.)
ASTM STP 378 (1965), p. 45
- (15) BAUS (A.), LIEURADE (H.P.) SANZ (G.) TRUCHON (M.)
ASTM STP 631 (1977), p. 96
- (16) BAUS (A.), LIEURADE (H.-P.), SANZ (G.), TRUCHON (M.)
Mém. Sci. Rev. Mét. (1977), Oct. p. 565
- (17) NEUBER (H.)
J. Appl. Mech. (1961) vol. 28, n° 4, déc. p. 544
- (18) THOMPSON (A. W.)
Met. Trans. A. vol. 8A (1977), juin, p. 833
- (19) FELTNER (C. E.)
Phil. Mag. (1965), 12, p. 1229
- (20) HANCOCK (J. R.), GROSSKREUTZ (J. C.)
Acta. Met., (1969), 17, p. 77
- (21) GROSSKREUTZ (J. C.)
Phys. Stat. Sol. (6) 47, 11, (1971), p. 11
- (22) NISHIJIMA (S.)
Trans. Nat. Res. Inst. Met. (1969) vol. 11 n° 6, p. 24
- (23) ROESCH (L.)
Traité de métallurgie physique, chap. 33, Tome 5, Ed. "La Documentation Française" (1978)
- (24) POLAK (J.), KLESNIL (M.)
Mat. Sci. and Eng. (1976), 26, p. 157

- (25) ABEL-RAOUF (H.), PLUMTREE (A.), TOPPER (T. H.)
ASTM, STP 519 (1973), p. 28
- (26) GRUMBACH (M.), HENRY (G.) RABBE (CP.), MERCIER (A.)
Rev. Mét. (1971) avril, p. 245
- (27) BRUN (G.), GAUTHIER (J.P.), PETREQUIN (P.)
Mém. Sci. Rev. Mét. (1976), juillet, p. 461
- (28) STRÖH (A.N.)
Proc. Roy. Soc. (1953), p. 218
- (29) BASINSKI (Z.S.)
Phil. Mag. (1959), 4, p. 393
- (30) KULHMANN- WILSDORF (D.)
AIME (1962), 224, p. 1047
- (31) BAHOLLI (B.), GREGOIRE (P.), LIANG (W.K.)
Métaux Corros. Industrie, n° 569, Janv. 1973, p. 13-21
- (32) BAIRSTOW (L.)
Phil. Trans. Roy. Soc. London, série A, vol. 210 (1910) p. 35
- (33) MINER (M.A.)
Trans. ASME, vol. 67, (1945), p. A 159
- (34) GEBERICH (W.W.)
Syracuse Univ. Res. Inst. Dt n° Met. 575-594 T3 (1959)
- (35) HANSTOCK (R.F.)
Proc. Phys. Soc., vol. 59, (1947), mars, p. 275
- (36) BENHAM (P.P.), FORD (H.)
J. Mech. Eng. Sc. vol. 3, (1961), n° 2, p. 119
- (37) ENOMOTO (N.)
Proc. ASTM (1955) vol. 55, p. 903

- (38) MARTIN (D.E.)
Trans. ASME, vol. 83, (1961) série D, J. Basic Eng., p. 565
- (39) HALFORD (G.R.)
TAM. Report n° 265, Univ. Illinois, (1964), mai
- (40) CHANG (S.S.), PIMBLEY (W.T.), CONWAY (H.D.)
Exp. Mech., (1968), mars, p. 133
- (41) GUREVICH (S.E.), GAEVOI (A.P.)
Zavodskaya Laboratoriya vol. 39, (1973), sept., p. 1110
- (42) HALFORD (G.R.)
J. of Mat., 1, n° 1, (1966), mars, p. 3
- (43) SCHMIEDER (A.K.)
ASTM STP 462, (1970), p. 272
- (44) SANTNER (J.S.), FINE (M.E.)
Scripta. Met., vol. 11, (1977), p. 159
- (45) KRISEMENT (O.), HOUDREMONT (E.), WEVER (F.)
Rev. Met., (1954), n° 6, p. 401
- (46) MEYZAUD (Y.), SAUZAY (C.)
Mém. Sci. Rev. Met., (1972), nov., p. 763
- (47) THOMAS (B.)
Thèse, Paris (Orsay), (1968),
Mét. Corr. Ind. (1968), 44, p. 363 et 44, p. 405
- (48) LECROISEY (F.), PINEAU (A.)
Met. Trans. 3, (1972), p. 387
- (49) BLANC (G.), TRICOT (R.), CASTRO (R.)
Mem. Sci. Rev. Met., (1973), n° 7 - 8, p. 527

- (50) ANGEL (T.)
J. Iron and Steel Institute, (1954), mai, p. 165
- (51) LENA (M.), LIEURADE (H.P.), AMZALLAG (C.), RABBE (P.)
CIT du CDS, (1978), n° 5, p. 971
- (52) THOMAS (B.)
J. de Microscopie et de Spectroscopie électronique, (1976),
tome 1, p. 623
- (53) FELTNER (C.E.), LAIRD (C.)
Acta. Met., (1967), vol. 15, octobre, p. 1633
- (54) GRUMBACH (M.), HENRY (G.), RABBE (P.)
Rev. Met., (1971), avril, p. 245
- (55) PINEAU (A.G.), VAN SWAN (C.F.), PELLOUX (R.M.)
Scripta. Met., (1973), vol. 7, p. 657
- (56) CHANANI (G.R.), ANTOLOVICH (S.D.)
Met. Trans., (1974), janvier, p. 217
- (57) HENNESSY (D.), STECKEL (G.), ALSTETTER (C.)
Met. Trans., (1976), vol. 7A, p. 415
- (58) BAUDRY (G.), PINEAU (A.)
Mat. Sci. Eng., 28, (1977), p. 229
- (59) BAUDRY (G.), Mc LEAN (D.), PINEAU (A.)
Scripta. Met., 11, (1977), P. 987
- (60) KHULMANN - WILSDORF (D.), LAIRD (C.)
Mat. Sci. Eng., 28, 229, (1977)
- (61) SCHWALBE (K.H.)
Eng. Fract. Mech., (1974), vol. 6, p. 325

- (62) GUSTAFSON (C.G.)
Z. Metallkunde 66, (1976), p. 821
- (63) GROSSKREUTZ (J.C.)
Phys. Stat. Sol., (b), 47, (1971), p. 359
- (64) RICE (J.R.)
ASTM (1966), STP 415, p. 247
- (65) BATHIAS (C.), PELLOUX (R.M.)
Met. Trans., (1973), mai, 4, n° 5, p. 1265
- (66) BAUS (A.), LIEURADE (H.P.), MICHAUT (B.), TRUCHON (M.)
Proc. 4th Int. Conf. Strength of Metals and Alloys
C.I.T. du C.D.S., n° 2, (1978), p. 379
- (67) TOMKINS (B.)
Phil. Mag., nov. (1968), 18, n° 155, p. 1041
- (68) VOKOBORI (T.), AIZAWA (T.)
Rep. Res. Inst. for Strength and Fracture of Materials -
Tohoku Univ., (1973), 9, p. 65
- (69) ANTOLOVICH (S.D.), SAXENA (A.)
Eng. Fract. Mech., (1975), 7, n° 4, p. 649
- (70) MAJUMDAR (S.), MORROW (J.D.)
ASTM, (1974), STP 559, p. 159
- (71) HICKERSON (J.P.), HERTZBERG (R.W.)
Met. Trans., (1972), n° 1, p. 179
- (72) HAHN (G.T.), HOAGLAND (R.G.), ROSENFELD (A.R.)
Met. Trans., vol. 3, mai, (1972), p. 1189
- (73) BATES (R.C.), CLARK (W.G.)
Trans. ASM, (1969), juin, n° 2, p. 380

- (74) YOKOBORI (T.), SATO (K.)
Eng. Fract. Mech., (1976), 8, n° 1, p. 81
- (75) Mc CLINTOCK (F.A.)
"Fracture of Solids" Interscience Pub. (1963), p. 65
- (76) LIEURADE (H.P.), RABBE (P.)
Mém. Sci. Rev. Mét., 69, n° 9, (1972), p. 605
- (77) LINDLEY (T.C.), RICHARDS (C.E.), RITCHIE (R.O.)
Metallurgia and Metal Forming, sept., (1976), p; 268
- (78) GARRETT (G.G.), KNOTT (J.F.)
Met. Trans., vol. 6A, (1975), p. 1663
- (79) SCHWALBE (K.H.)
Eng. Fract. Mech., (1977), vol. 9, p. 547
- (80) BATHIAS (C.), DE FOUQUET (J.), DE LEIRIS (H.)
C.R. Acad. Sc., Paris, t. 274, 6 mars, (1972), série A, p. 867
- (81) BAUS (A.), CHARBONNIER (J.C.), LIEURADE (H.P.), MARANDET (B.)
ROESCH (L.), SANZ (G.)
Mém. Sci. Rev. Met., (1975), déc., p. 891
- (82) KOSHIGA (F.), KAWAHARA (M.)
doc. IIS - XIII, 738 - 74, (1974)
- (83) NISHIOKA (K.), HIRKAWA (K.), KITaura (I.)
The Sumitomo Search, n° 17, mai, (1977), p. 39
- (84) KITAGAWA (H.)
Proc. Japan US Seminar on defects in welded structures
Univ. Tokyo Press, (1973), p. 248
- (85) NICOLLS (E.H.)
Scripta Met., vol. 10, (1976), p. 295

- (86) BAÏLON (J.P.), MASOUNAVE (J.), BATHIAS (C.)
Scripta. Met., vol.11, (1977), Déc. p. 1101-1106
- (87) TOMKINS (B.)
Rep. UKAAEA, TRG n° 2686, (S), juin, (1975)
- (88) COFFIN (L.E.)
Appl. Mat. Res., 1, (B), oct., (1962), p. 129
- (89) PERTERSON (R.E.)
Mat. Res. Std., 3, (2), février, (1963), p. 122

Comportement des aciers inoxydables austénitiques sous contrainte maintenue ou répétée

par H.-P. LIEURADE (*), P. RABBE (***) et L. ROESCH (*)

Résumé

Dans cette étude, nous avons cherché à préciser l'influence d'un certain nombre de paramètres sur la déformation produite dans les aciers inoxydables austénitiques au cours de cycles charge-décharge successifs. Le comportement du métal dans ce type de sollicitation peut être représenté par une contrainte limite, appelée limite d'accommodation, et qui correspond à la contrainte en dessous de laquelle la déformation rémanente par cycle finit par s'annuler au bout d'un nombre de cycles plus ou moins élevé.

La limite d'accommodation, comme la déformation au cours d'un cycle de contrainte, dépend des conditions d'essais (forme et fréquence des cycles, maintien à la contrainte maximale) et de l'état du métal (hypertrempe, écrouissage simple, écrouissage cyclique...). Elle représente une fraction variable de la limite d'élasticité conventionnelle à 0,2 % (50 à 90 %) et varie dans le même sens que celle-ci; elle varie en particulier avec la vitesse de sollicitation et l'écrouissage.

A l'aide de ces résultats et d'observations annexes, on a pu interpréter l'existence de la limite d'accommodation par la compétition entre deux phénomènes : la consolidation due à l'application d'une contrainte cyclique dans le domaine plastique, et la déformation entraînée par cette contrainte pendant une partie du cycle. Cette interprétation permet de rendre compte de la plupart des effets observés et explique pourquoi la limite d'accommodation dépend beaucoup des conditions expérimentales.

INTRODUCTION

L'utilisation croissante des aciers inoxydables austénitiques, en construction chaudronnée notamment, a fait apparaître la nécessité de mieux connaître le comportement mécanique de ces aciers. Dans un appareil en service, le métal subit en général des cycles charge-décharge successifs avec des périodes plus ou moins longues de maintien aux différents niveaux de charge. Il peut d'autre part se trouver dans un état plus ou moins écroui (par suite de l'épreuve hydraulique par exemple). La déformation produite éventuellement dans le métal avec ces conditions de sollicitation ne peut pas être prévue à partir des seules caractéristiques de traction du métal à l'état hypertexturé. Si l'on veut éviter

toute déformation du métal, ou du moins en limiter l'amplitude, il est nécessaire d'analyser également le comportement du métal au cours de cycles charge-décharge successifs et de préciser l'influence du temps de maintien à la charge maximale. Un certain nombre d'aspects de la déformation plastique des aciers inoxydables austénitiques à l'état hypertexturé sont bien connus (1 à 6) :

- absence de crochet à la limite élastique et passage progressif du domaine élastique au domaine plastique ;
- forte capacité de durcissement par écrouissage, d'où il résulte que la charge de rupture est très supérieure à la limite d'élasticité conventionnelle à 0,2 % ;
- valeurs élevées de l'allongement réparti et de l'allongement à rupture ;

(*) Institut de Recherches de la Sidérurgie Française (IRSID), Saint-Germain-en-Laye.

(**) Actuellement au Service de Recherches Creusot-Loire à Unieux.

- transformation martensitique induite par l'écroutissage dans certaines conditions de déformation ;
- déformation sous charge (fluage) dès la température ambiante sous des contraintes relativement faibles.

Ces différents phénomènes jouent également un rôle important dans des modes de sollicitations plus complexes. Dans des essais charge-décharge répétés, la déformation rémanente produite au cours d'un cycle dépend d'un grand nombre de facteurs : niveau de la contrainte par rapport à la limite élastique, forme du cycle de contrainte, durée du cycle, état structural du métal, etc. Pour un métal et des conditions d'essais donnés, cette déformation évolue au cours du cyclage : lorsque le nombre de cycles augmente, la déformation par cycle diminue et, si la contrainte est inférieure à une certaine limite, elle finit par s'annuler. Ceci correspond au phénomène d'accommodation étudié par M^{me} Plenard et ses collaborateurs, principalement dans le cas des fontes, mais également dans celui des aciers inoxydables austénitiques (7, 8). La limite d'accommodation, introduite par ces auteurs, correspond à la contrainte de cyclage en dessous de laquelle les cycles effort-déformation se referment après un certain nombre de cycles de traction répétée. Au-dessus de cette limite, on continue à observer un léger allongement des éprouvettes à chaque cycle mais qui diminue avec le nombre de cycles : le métal ne s'accommode plus. On peut se demander ce que représente cette limite et dans quelle mesure elle permet de caractériser le comportement du métal sous sollicitation répétée.

Dans la présente étude, nous avons cherché à préciser l'influence de divers paramètres sur la limite d'accommodation et, d'une manière plus générale, sur la déformation au cours d'un cycle charge-décharge avec ou sans maintien de la charge. Parmi les paramètres étudiés certains sont relatifs aux conditions d'essai (forme et fréquence des cycles), d'autres au métal (nature, état d'écroutissage). A partir des caractéristiques de déformation plastique des aciers étudiés et de leur évolution au cours du cyclage, on peut interpréter simplement le phénomène d'accommodation ainsi que l'influence des paramètres précédents.

MÉTHODE EXPÉRIMENTALE

Aciers utilisés.

La plupart des essais ont été réalisés sur un acier austénitique du type Z 6 CN-18-09 (Acier A). A titre de comparaison certains essais ont été faits avec d'autres

TABLEAU I
Aciers utilisés.

Désignation	C %	Mn %	N %	Si %	Ni %	Cr %	Observations
A	0,055	1,71	-	0,35	9,25	19,1	$M_d = 15^\circ\text{C}$ % Ti = 0,57
B	0,011	1,08	0,039	0,56	10,7	18,8	
C	0,068	0,51	0,001	0,50	10,0	17,5	$M_d = -30^\circ\text{C}$
D	0,016	1,05	0,180	0,50	9,15	18,0	

aciers, plus ou moins stables vis-à-vis de l'écroutissage (tabl. I). Après un traitement de 1/2 h à 1 100 °C, les éprouvettes de traction ont été trempées à l'eau.

En plus des essais faits avec le métal dans l'état hypertrempé, un certain nombre de mesures ont été faites sur des éprouvettes écrouies à la température ambiante dans les conditions suivantes :

- Ecroutissage par traction jusqu'à une charge P_a correspondant à 10 % d'allongement ;
- Ecroutissage analogue à (a) suivi par 200 cycles de traction répétée avec P_a comme charge maximale (écroutissage cyclique).

Evaluation de la contrainte correspondant au début de la déformation plastique.

Pour l'étude envisagée, la limite d'élasticité conventionnelle à 0,2 % est insuffisante pour caractériser le début de la déformation plastique. Celle-ci correspond en effet à une déformation permanente déjà notable. Les études de microdéformation ont permis de préciser le comportement des métaux dans le domaine des très faibles déformations. On distingue en général trois domaines de déformation (9). L'étendue de ces domaines varie d'un métal à l'autre, mais on peut penser que dans l'ensemble les résultats s'appliquent à tous les métaux, en particulier aux aciers inoxydables. Le tableau II résume l'essentiel de ces résultats, qui sont également schématisés sur la figure 1.

TABLEAU II
Domaines de déformation plastique
(micro et macroscopique)

Domaine de déformation	Limite supérieure du domaine	Caractéristiques du domaine
Déformation élastique linéaire	Limite micro-élastique σ_E	Cycles charge - décharge fermés et infiniment plats
Domaine réversible mais non linéaire	Limite anélastique σ_A	Cycles charge - décharge fermés mais d'aire non nulle
Domaine de microdéformation plastique	Limite élastique macroscopique	Cycles charge - décharge non fermés
Déformation plastique macroscopique		Déformation dans tous les grains du polycristal

La limite σ_E est très faible pour tous les métaux (même pour ceux qui possèdent un crochet et un palier) et n'est détectable qu'avec un appareillage particulier. La limite σ_A est plus proche de la limite macroscopique et correspond à l'apparition de déformations dans cer-

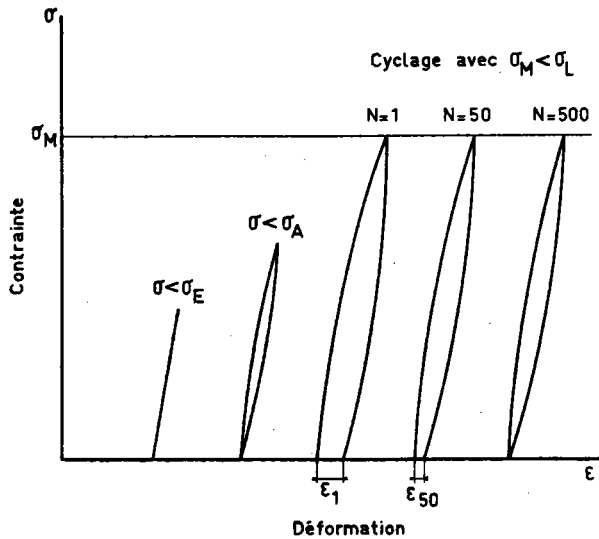


Fig. 1. — Influence du niveau de la contrainte sur la forme d'un cycle effort-déformation. Evolution de la forme d'un tel cycle lorsque la sollicitation est répétée (cas d'une contrainte σ_M inférieure à la limite d'accommodation). Les nombres de cycles indiqués sont arbitraires et destinés seulement à illustrer qualitativement le phénomène.

tains grains seulement. Sa valeur dépend évidemment de la sensibilité des moyens de mesure. Les déformations mises en jeu entre la limite anélastique et la limite macroscopique sont comprises entre 10^{-6} et 10^{-3} . Pour les aciers présentant un crochet, la microdéformation est la déformation qui se produit avant la limite élastique supérieure (embryons de bandes de Piobert-Lüders) et la limite macroscopique coïncide avec la limite élastique supérieure. Pour les aciers ne possédant pas de crochet, comme les aciers inoxydables austénitiques, la limite élastique macroscopique est en général inférieure à la limite conventionnelle $\sigma_{0,2\%}$, mais du même ordre de grandeur. On ne dispose pas de critères précis pour la situer sur une courbe de traction.

Plutôt que les grandeurs théoriques que nous venons d'introduire, nous utiliserons dans la suite du texte les limites « pratiques » suivantes :

— la limite de proportionnalité σ_P qui correspond à la contrainte à partir de laquelle la courbe de traction cesse d'être linéaire (enregistrement réalisé avec un extensomètre sensible) ;

— la contrainte σ_{RE} , voisine de σ_P , au-dessous de laquelle la vitesse de déformation des aciers est trop faible pour être mesurée dans un essai de fluage ou de relaxation de contrainte.

La figure 2 permet schématiquement de situer les différents paramètres précédents sur la courbe de traction du métal. Les valeurs données aux contraintes sont arbitraires, seule leur disposition relative est respectée. La courbure de la partie initiale du diagramme effort-déformation a été considérablement exagérée ; en réalité, cette courbure ne devient visible que lorsque σ dépasse σ_P .

Pour déterminer σ_P et σ_{RE} , nous avons employé les trois méthodes mentionnées plus haut.

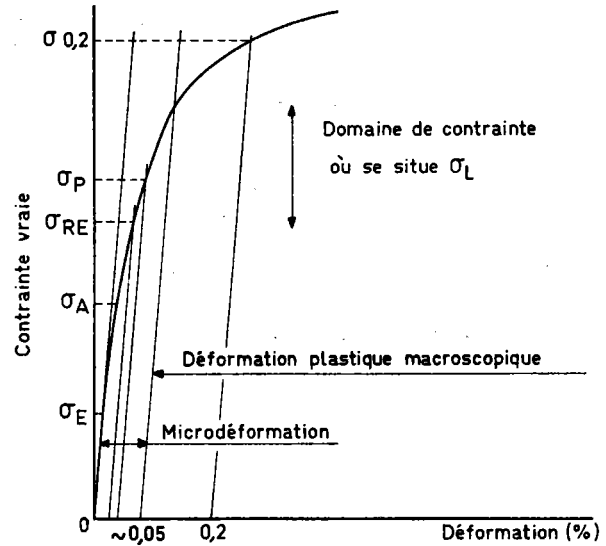


Fig. 2. — Représentation schématique du début d'une courbe de traction :

- σ_B : limite microélastique } non déterminées dans cette étude
- σ_A : limite anélastique }
- σ_{RB} : contrainte pour laquelle une déformation plastique est mise en évidence par les essais de relaxation.
- σ_P : limite de proportionnalité ($\epsilon \sim 2 \times 10^{-5}$).
- $\sigma_{0,2}$: limite d'élasticité à 0,2 %.

Essais de traction.

La limite σ_P est la contrainte à partir de laquelle l'écart de linéarité devient détectable sur une courbe de traction enregistrée avec un extensomètre sensible (amplification 1 000 des allongements). Dans nos conditions d'enregistrement σ_P correspond à une déformation de l'ordre de 2×10^{-3} % et se situe donc bien avant la limite conventionnelle à 0,2 %.

Les enregistrements obtenus révèlent de plus l'existence dans tous les aciers étudiés d'un domaine élastique linéaire bien défini pour $\sigma < \sigma_P$ avec un module d'Young de l'ordre de 20 000 daN/mm².

Essais de relaxation de contrainte.

Lorsqu'arrivé à un niveau de charge P_M , on arrête un essai de traction, la contrainte se relaxe : il y a relaxation de la machine et du montage, et poursuite de la déformation de l'éprouvette sous l'action de la charge appliquée. Au cours de cette déformation, le métal durcit par écrouissage et comme de plus la charge appliquée P diminue, la relaxation s'effectue sous vitesse décroissante (fig. 3). Le métal tend asymptotiquement vers un état caractérisé par P_i et ϵ_{∞} . La charge P_i au-dessous de laquelle le métal cesse de se déformer correspond à la limite élastique du métal dans l'état structural considéré. Cette méthode est cependant peu précise et nécessite une légère prédéformation du métal. Elle ne s'applique donc pas à l'état hypereffluant. On préfère procéder autrement.

La quantité ΔP dont la charge a diminué au bout d'un temps fixe (3 mn dans nos essais) dépend de P_M

(fig. 4). Aux faibles contraintes, l'éprouvette ne se déforme pas et l'on mesure la relaxation de la machine (portion linéaire à faible pente). Lorsque l'éprouvette commence à se déformer plastiquement ($P_M > P_{RE}$), ΔP croît plus vite avec P_M que dans le domaine précédent. Le point de transition, plus ou moins bien défini, correspond à la limite élastique σ_{RE} . Après une augmentation très rapide de ΔP avec P_M dans le domaine de la microdéformation ΔP se stabilise de nouveau dans le domaine plastique proprement dit. Cette méthode est légèrement plus sensible que l'essai de traction et les valeurs de σ_{RE} sont souvent un peu plus faibles que celles de σ_P (cf. Fig. 2).

Essai de fluage.

Si dans l'essai précédent, au lieu de laisser la contrainte se relâcher, on la maintient constante, le métal se déforme à une vitesse $\dot{\epsilon}$ qui décroît au cours du temps. En augmentant progressivement la charge et en notant à chaque fois la vitesse de déformation corres-

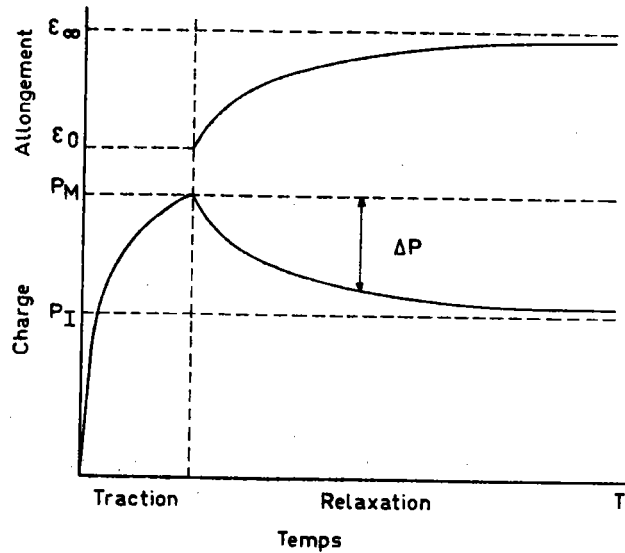


Fig. 3. — Essai de relaxation de contrainte. Evolution de la charge et de l'allongement au cours de l'essai.

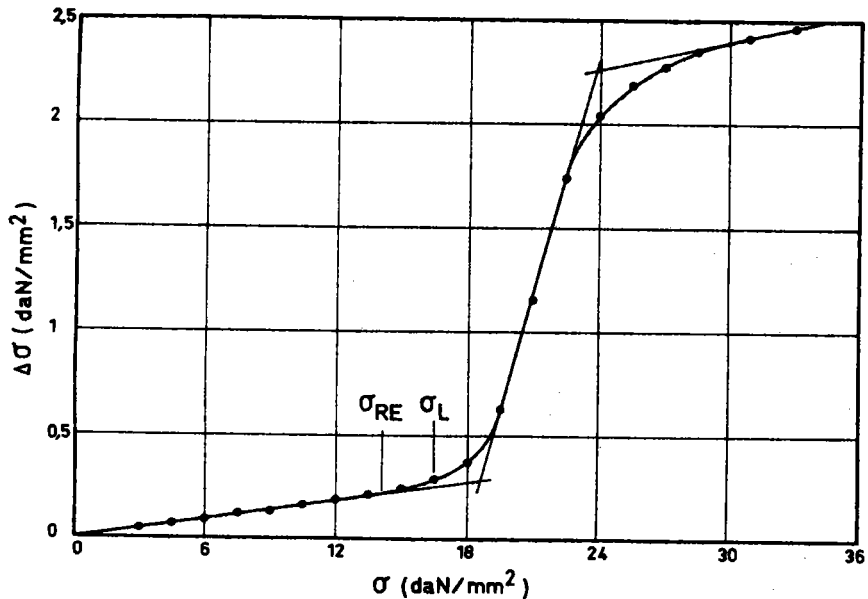


Fig. 4. — Essais de relaxation sous charge croissante. Influence du niveau de la contrainte sur la relaxation $\Delta\sigma$ obtenue en trois minutes.

pondante, on peut également définir la transition entre le domaine élastique et le domaine plastique : c'est la contrainte à partir de laquelle la vitesse de déformation de l'éprouvette devient détectable. Cette contrainte est évidemment du même ordre de grandeur que σ_{RE} et σ_P .

Détermination de la limite d'accommodation.

En faisant des essais de traction répétée avec une contrainte maximale σ_M supérieure à la limite anélastique σ_A , le cycle effort-déformation ne se referme pas,

du moins au cours des premiers cycles (définition de σ_A). La limite d'accommodation σ_L est la contrainte, supérieure à σ_A , en dessous de laquelle le cycle effort-déformation finit pas se refermer au bout d'un certain nombre de cycles en traction répétée (Fig. 1). On peut la déterminer en étudiant directement les cycles effort-déformation, mais il est plus commode d'utiliser la méthode des enveloppes dont le principe est schématisé sur la figure 5. La valeur de la limite d'accommodation dépend notamment de la sensibilité des moyens de mesure, puisqu'elle correspond au niveau de contrainte en dessous duquel la déformation résiduelle par cycle devient inférieure au seuil de détection de l'extensomètre.

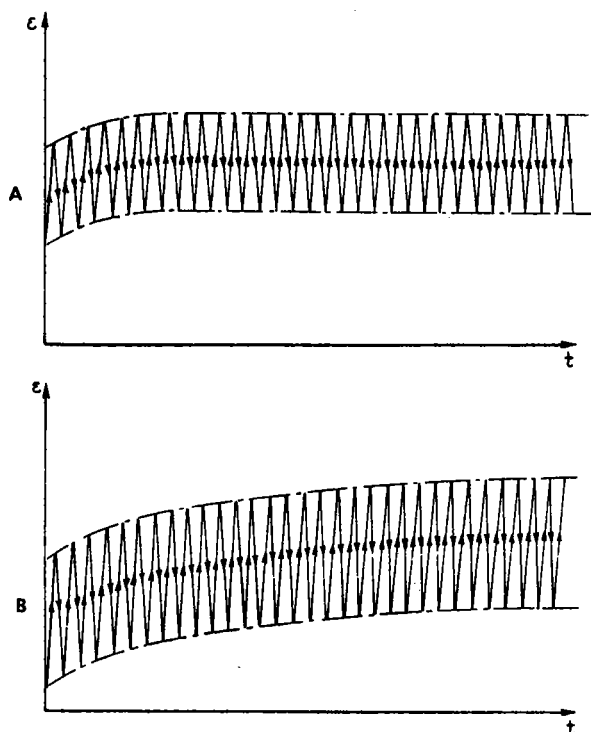


Fig. 5. — Méthode des enveloppes : évolution de l'allongement en fonction du temps pour des éprouvettes soumises à des cycles de traction répétée (contrainte imposée : 0 à σ_M).

A — $\sigma < \sigma_L$: le métal s'accommode.

B — $\sigma > \sigma_L$: le métal ne s'accommode pas, cependant la déformation par cycle va en diminuant.

Les déterminations de σ_L ont été faites soit au moyen d'une machine de traction munie d'un dispositif de cyclage en charge, soit au moyen d'un pulsateur électrohydraulique (MTS) dont le vérin double effet est commandé par l'intermédiaire d'une servovalve. Les systèmes de commande et d'asservissement en boucle fermée de cette dernière machine permettent de faire des cycles de charge répétée de forme et de fréquence bien définies, ainsi que des cycles avec différents temps de maintien à la charge maximale. Dans le cas des deux machines, l'allongement est mesuré au moyen d'un extensomètre à bobine inductive directement fixé sur l'éprouvette. La déformation mesurée par l'extensomètre est enregistrée en fonction du temps.

Il faut noter, d'autre part, que la détermination de la limite d'accommodation est une procédure itérative : le comportement du métal pour une contrainte maximale de cycle donnée permet de choisir la contrainte à employer avec l'éprouvette suivante. Il faut en moyenne une dizaine d'éprouvettes pour déterminer une limite d'accommodation dans des conditions d'essai fixées. L'interprétation de ces essais pose d'ailleurs un problème, étant donné que l'on n'est jamais sûr que l'accommodation, non atteinte après un certain nombre de cycles, ne serait pas obtenue si l'essai était poursuivi beaucoup plus longtemps. Des méthodes simplifiées ont été proposées pour une détermination plus rapide de la limite d'accommodation (10). Cependant l'expérimentation reste assez lourde et nécessite toujours des

moyens de mesure plus sensibles que ceux dont on dispose couramment dans les laboratoires industriels.

Des essais préliminaires ont montré que les limites d'accommodation obtenues dans des conditions analogues avec la machine de traction et le pulsateur sont identiques et que la dimension des éprouvettes utilisées avait une influence négligeable sur le résultat obtenu.

RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX

Limite d'accommodation dans l'état hypertrempé.

Valeurs obtenues pour les différents aciers.

Les caractéristiques de traction et la limite d'accommodation obtenue sur la machine de traction sont récapitulées dans le tableau III. La fréquence des cycles (forme sensiblement triangulaire) était toujours comprise entre 0,2 et 0,5 Hz. En plus des caractéristiques classiques, on a fait figurer dans le tableau III la limite de proportionnalité σ_P et la contrainte σ_{RE} .

TABLEAU III

Limite d'accommodation (σ_L) et caractéristiques de traction des différents aciers

Acier	σ_P	$\sigma_{0,2}$	R_m	A	Z	σ_{RE}	σ_L	$\sigma_L/\sigma_{0,2}$	σ_L/σ_{RE}
A	16	23,8	60,7	75	83	14,6	16,5	0,70	1,13
B	-	22,1	56,9	82	81	10,4	11,6	0,53	1,12
C	~ 10	21,2	~ 65	-	-	12,5	14,8	0,70	1,18
D	18	31,1	67,2	77	82	17,1	18	0,58	1,05

On peut noter que la limite d'accommodation est inférieure à la limite élastique conventionnelle, mais qu'elle est voisine de σ_P ou σ_{RE} . Par contre, le rapport $\sigma_L/\sigma_{0,2}$ est assez variable d'un acier à l'autre. Dans les aciers B et D dont on connaît la limite de fatigue (11), celle-ci est sensiblement plus élevée que la limite d'accommodation dans l'état hypertrempé.

Influence de la fréquence et de la forme des cycles de charge sur la limite d'accommodation.

L'influence de ces paramètres a été étudiée avec les trois formes de cycles $\sigma(t)$ suivantes :

- triangulaire (Δ),
- sinusoïdale (\sim),
- rectangulaire (\square).

Les valeurs trouvées pour la limite d'accommodation de l'acier A sont rassemblées dans le tableau IV.

TABLEAU IV

Limites d'accommodation (daN/mm²) de l'acier A pour différentes conditions d'essai

Forme des cycles	Fréquence des cycles			
	0,03	1	10	30
Λ	17,5	17,5	-	17,5
~	15,9	16,4	-	16,8
⌊	14,6	16,7	18	-

Les figures 6 à 8 montrent l'évolution, dans le cas de chaque forme de cycle, de la limite d'accommodation en fonction du logarithme de la fréquence. Dans l'intervalle de fréquence étudié, il semble y avoir une relation linéaire entre σ_L et $\log H$: σ_L augmente avec la fréquence. L'influence de la fréquence est la plus forte pour une forme de cycle rectangulaire. Elle est très peu marquée pour une forme de cycle triangulaire.

A une fréquence donnée, la limite d'accommodation varie en fonction de la forme du cycle. En moyenne, elle tend à diminuer lorsqu'on passe du cycle triangulaire au cycle sinusoïdal, puis au cycle rectangulaire. Aux fréquences élevées, la tendance paraît s'inverser, mais nos essais en nombre trop limité ne permettent pas de l'affirmer avec certitude. Quelles que soient les conditions d'essai, σ_L reste du même ordre de grandeur et certains des effets précédents sont à peine supérieurs à l'incertitude des mesures.

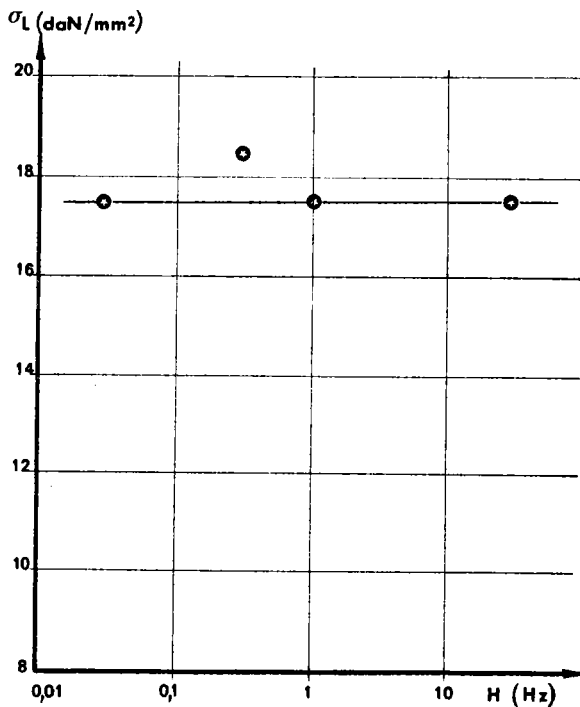


Fig. 6. — Influence de la fréquence (H) des sollicitations cycliques sur la limite d'accommodation de l'acier A. (cycles de forme triangulaire).

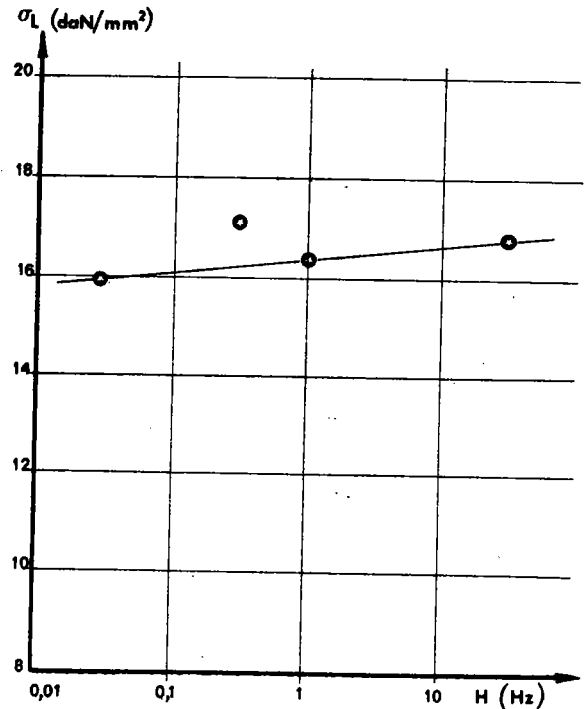


Fig. 7. — Influence de la fréquence sur la limite d'accommodation de l'acier A (cycles de forme sinusoïdale).

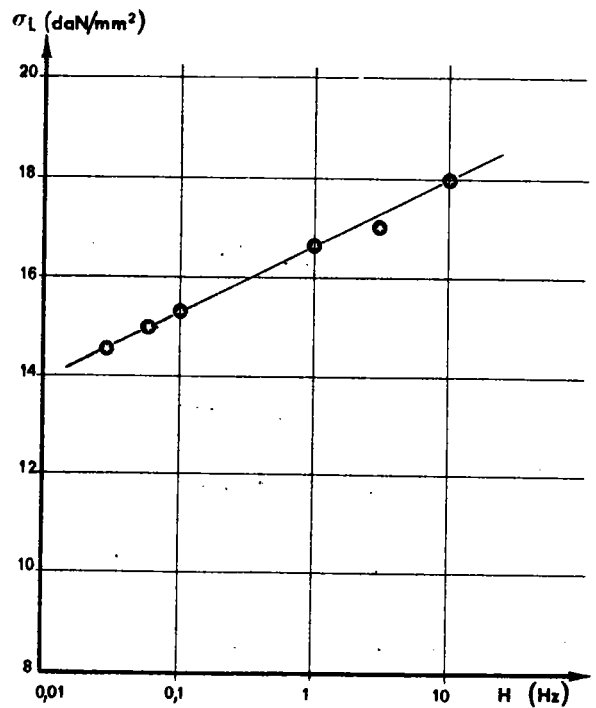


Fig. 8. — Influence de la fréquence sur la limite d'accommodation de l'acier A (cycles de forme rectangulaire).

Avec l'acier D des essais analogues ont été faits, mais de manière moins systématique. Le tableau suivant montre que la limite d'accommodation varie sensiblement de la même façon que celle de l'acier A en fonction des conditions de cyclage. Les différentes influences sont cependant assez peu accentuées et parfois masquées par la dispersion inhérente à ce type d'essai.

TABLEAU V

Limite d'accommodation de l'acier D
pour différentes conditions d'essais (daN/mm²)

Forme	Fréquence (Hz)	
	0,1	10
Δ	< 17,5	17
∩	16,7	17,3

Influence du temps de maintien θ à la charge maximale.

Dans le cas des cycles rectangulaires, on a gardé le temps de maintien à la charge minimale constant et égal à 3,5 s et l'on a fait varier le temps de maintien θ à la charge maximale. Pour l'acier A on a reporté sur la figure 9 les résultats suivants :

θ (s)	0,05	0,5	8,5	60,5
σ_L (daN/mm ²)	18	16,7	15,3	14,5

Lorsque θ augmente, σ_L diminue. Cet effet est tout à fait comparable à celui de la fréquence pour cette forme de cycle.

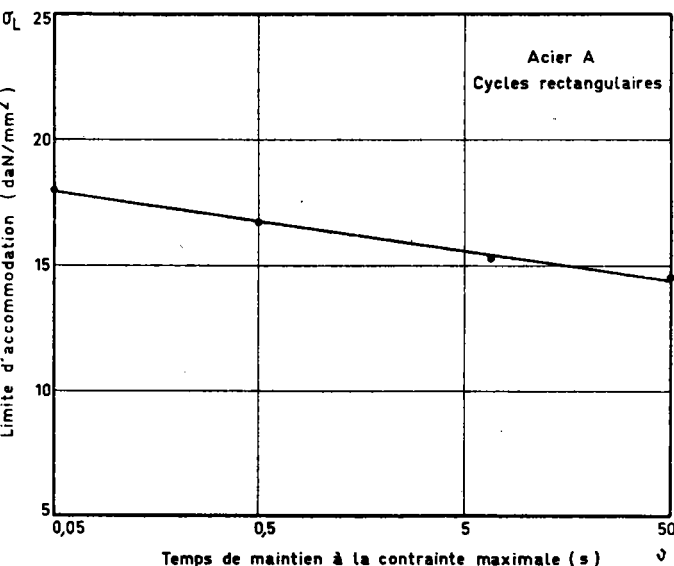


Fig. 9. — Influence du temps de maintien à la contrainte maximale sur la limite d'accommodation de l'acier A (cycles de forme rectangulaire).

Evolution de l'allongement au cours du cyclage (Acier A).

Pour $\sigma \leq \sigma_L$, l'allongement cumulé des éprouvettes se stabilise au bout d'un nombre plus ou moins grand de cycles. Pour $\sigma > \sigma_L$ le métal continue à se déformer un peu à chaque cycle. Le tableau suivant indique la variation de l'allongement total des éprouvettes sollicitées sous une contrainte maximale de 23,5 daN/mm² (voisine de la limite élastique à 0,2 % de l'acier). On s'est volon-

tairement placé bien au-dessus de σ_L pour mettre en évidence les variations dimensionnelles qui peuvent résulter d'une mise en charge cyclique dans des conditions particulièrement sévères.

TABLEAU VI

Allongement cumulé des éprouvettes (%)
($\sigma_M = 23,5$ daN/mm²)

N° du cycle	Cycles rectangulaires	Cycles triangulaires	Cycles triangulaires
	0,1 Hz	0,1 Hz	0,5 Hz
1	0,33	0,27	0,25
2	0,41	0,33	0,27
3	0,46	0,36	0,28
4	0,49	0,39	0,29
5	0,53	0,41	0,29
10	0,62	0,47	0,32
15	0,67	0,51	0,33
75	0,90	0,68	0,40
100	0,94	0,72	0,42

L'allongement porté dans ce tableau est l'allongement total sous la charge maximale. On peut remarquer qu'il est sensiblement différent au premier cycle pour les trois formes de cycle. Ceci est dû aux faits suivants :

- la vitesse de montée en charge est différente d'une forme de cycle à une autre,
- selon la fréquence et la forme du cycle, une déformation plastique plus ou moins grande, due à l'application prolongée des contraintes dans la partie supérieure du cycle se rajoute à la déformation qui se produit lors de la mise en charge seule.

Le tableau VI montre que l'allongement total augmente avec le nombre de cycles. On remarque cependant que :

- l'allongement par cycle diminue progressivement et au bout d'un grand nombre de cycles il devient insignifiant (même pour $\sigma \gg \sigma_L$, après $n = 200$, $\epsilon = (2 \text{ à } 5) \times 10^{-8}$ par cycle),
- l'allongement progresse 1,3 fois moins vite avec des cycles triangulaires qu'avec des cycles rectangulaires de même fréquence,
- l'allongement par cycle diminue lorsque la fréquence des sollicitations augmente (ou que leur durée diminue).

Les courbes obtenues pour $\sigma > \sigma_L$ ont toujours une concavité tournée vers le bas : l'allongement par cycle ne se stabilise pas et la déformation, loin de s'accélérer au cours du cyclage, tend à se ralentir de plus en plus. Ce point a en particulier été vérifié pour $\sigma_M = 46$ daN/mm², ce qui dans l'acier A correspond à un allongement de 10 % au cours du premier cycle. Malgré cela, l'allongement au cours du 100^e cycle devient inférieur à 10^{-5} . On peut alors se demander si en se plaçant à une contrainte légèrement inférieure à la limite de fatigue en sollicitations répétées, on ne tendrait pas vers un état quasi accommodé après un très grand nombre de cycles, sans pour autant risquer une rupture par fatigue. Cette contrainte serait nette-

ment plus élevée que la limite d'accommodation donnée dans les tableaux précédents.

Influence des conditions d'essai sur le nombre de cycles avant accommodation.

Selon les conditions d'essai (fréquence, forme de la sollicitation), la fermeture des cycles effort-déformation pour $\sigma_M = \sigma_L$ est obtenue après un nombre de cycles très variable. Le tableau VII rassemble nos observations à ce sujet.

Dans tous les cas, le nombre de cycles nécessaires pour atteindre l'état accommodé augmente avec la fréquence, alors que le temps d'essai correspondant diminue. Pour une fréquence donnée, ce nombre ne dépend pas de façon significative de la forme du cycle. Pour σ_M voisin de σ_L , on effectue en réalité un nombre de cycles bien plus grand que celui indiqué dans le tableau VII : il faut s'assurer que l'on a bien dépassé (ou non) σ_L . Le tableau VII montre qu'il est difficile

TABLEAU VII

Nombre de cycles et temps d'essai nécessaires pour atteindre l'état accommodé lorsque $\sigma_M = \sigma_L$; Influence des conditions d'essai

Fréquence	Forme de cycle	Nombre de cycles	Temps (mn)
0,03	Λ	60 à 190	100
	~	30 à 220	120
	\sqcap	20 à 120	70
0,3	Λ	150 à 300	20
	~	110 à 330	20
	\sqcap	80 à 260	14
1	Λ	700 à 1000	17
	~	100 à 200	4
	\sqcap	400 à 800	13
10	\sqcap	4000 à 4400	7
30	Λ	7000 à 20000	11
	~	500 à 8000	5

de fixer à priori un nombre de cycles lorsqu'on cherche à déterminer σ_L : un métal qui ne paraît pas accommodé après 200 ou 500 cycles peut encore se stabiliser.

Influence d'un écrouissage préalable.

Un écrouissage unique ou répété augmente aussi bien la limite élastique conventionnelle que la limite d'accommodation (12). Pour préciser cet effet dans le cas des aciers étudiés, nous avons écroui une série d'éprouvettes de 10 % en traction. La limite d'accommodation a été déterminée aussitôt après l'écrouissage.

Pour une autre série d'éprouvettes, la déformation de 10 % a été suivie de 200 cycles de traction répétée, la charge maximale étant égale à la charge à la fin de l'écrouissage de 10 %. Les résultats obtenus pour σ_L dans ces différents cas sont rassemblés dans le tableau VIII (contraintes vraies en daN/mm²). La limite élastique à 0,2 % après écrouissage est peu différente de la contrainte σ_a atteint lors de cet écrouissage.

La limite d'accommodation σ_L déterminée après écrouissage augmente dans tous les cas, mais reste plus faible que la contrainte utilisée lors de la précharge. Dans le cas d'une précharge cyclique, σ_L devient très proche de σ_a . Par rapport à une précharge unique, on constate que le cyclage fait augmenter σ_{RE} et entraîne un assez grand décalage entre σ_L et σ_{RE} . Après un écrouissage simple σ_L , σ_a (nouvelle limite élastique) et σ_{RE} sont sensiblement dans le même rapport qu'à l'état hypotempéré.

La forme et la fréquence des cycles ont une influence analogue à celle qui a été constatée dans le cas du métal hypotempéré :

- quand la fréquence augmente, la limite d'accommodation augmente pour le signal rectangulaire, mais reste sensiblement constante pour le signal triangulaire,
- avec les cycles rectangulaires on obtient une limite d'accommodation plus faible qu'avec des signaux triangulaires,
- l'écrouissage de 10 % provoque un relèvement plus marqué de σ_L dans le cas des signaux triangulaires que des signaux rectangulaires.

TABLEAU VIII

Influence d'un écrouissage par traction sur la limite d'accommodation (contraintes en daN/mm²)

Acier	Conditions de l'écrouissage	Contrainte atteinte σ_a	Conditions d'essai	σ_{RE}	σ_L	σ_L/σ_a	σ_L/σ_{RE}
A	10 % unique	41,2	\sqcap 0,3 Hz	21,3	20	0,48	0,94
A	"	41,2	\sqcap 0,1 Hz	21,3	18,5	0,45	0,87
A	"	41,2	Λ 0,3 Hz	21,3	27	0,65	1,27
A	"	41,2	Λ 3 Hz	21,3	27	0,65	1,27
A	"	45,0	Λ 0,3 Hz	26,9	28,3	0,62	1,05
A	10 % + 200 cycles	45,0	Λ 0,3 Hz	29	41,7	0,90	1,44
B	10 % unique	40	"	25,3	32,4	0,81	1,44
C	"	47,1	"	34	42,1	0,89	1,23
D	"	53,7	"	30	29,8	0,55	1,00

Observations annexes.

Etude de la limite élastique. Effet du cyclage.

Le tableau IX regroupe un certain nombre de valeurs obtenues dans l'acier A et l'acier D après différents traitements.

TABLEAU IX
Limites d'élasticité (daN/mm²)

Acier	Traitement subi	σ_{RE}	σ_P	$\sigma_{0,05\%}$	$\sigma_{0,2\%}$
A	Hypertrempé	14,6	15	22	24,3
A	" + 400 cycles ($\sigma_M = 17$)	-	18	22,5	24,5
A	" + écrouissage 10 %	26,9	-	44,7	45,3
A	" + " + 200 cycles ($\sigma_M = 46$)	31,4	-	43,8	45,1
D	Hypertrempé	-	18	27,2	31,8
D	" + 400 cycles ($\sigma_M = 18$)	-	20	28,2	31,8
D	" + écrouissage 10 %	-	26	47,2	52,5
D	" + " + 200 cycles	-	25	49,3	52,8

Les essais en nombre limité faits jusqu'à présent mettent en évidence les tendances suivantes :

- un écrouissage préalable relève σ_P plus ou moins fortement selon les aciers. Si cet écrouissage est suivi d'un cyclage sous la même charge maximale, σ_P et σ_{RE} sont augmentés d'une quantité supplémentaire.

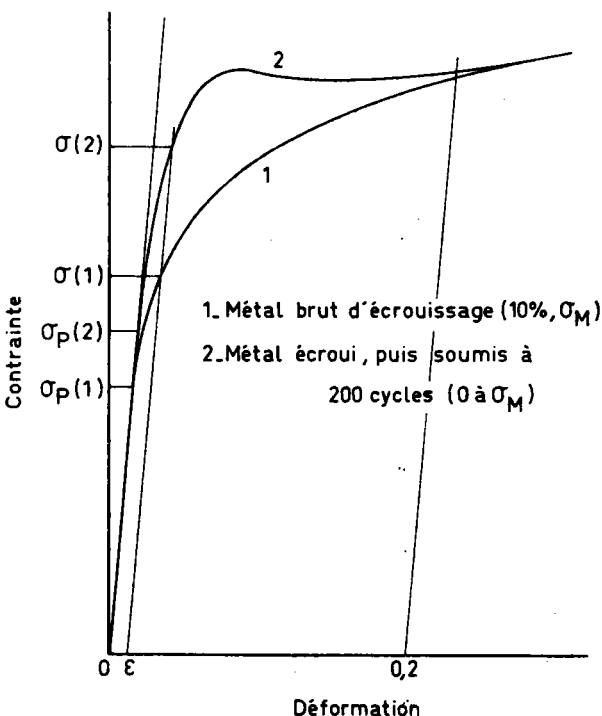


Fig. 10. — Influence du cyclage sur la forme du début des courbes de traction (ici d'un métal écroui de 10 % par traction). La contrainte de cyclage était égale à la contrainte en fin d'écrouissage. La limite élastique à 0,2 % est voisine de σ_M dans les deux cas; le cyclage ne modifie que la forme de la première partie des courbes de consolidation.

— De manière générale, que ce soit au cours de l'essai d'accommodation ou lors d'une précharge cyclique, le cyclage élève plus ou moins nettement σ_P et modifie de façon significative la forme de la courbe de microdéformation : après cyclage le durcissement entre σ_P et $\sigma_{0,2}$ est plus rapide : le début de la déformation macroscopique peut être marqué par une légère déconsolidation avec un court palier ; la courbe rejoint ensuite celle du métal non cyclé (fig. 10).

Etude de la relation entre la contrainte et la vitesse de déformation. Effet du cyclage.

Dans les essais de relaxation, la pente de la courbe de relaxation ($-\dot{\sigma}/\dot{\epsilon}$) est proportionnelle à la vitesse de déformation plastique $\dot{\epsilon}$ de l'éprouvette. On peut donc soit calculer $\dot{\epsilon}$ à partir des courbes $P(t)$, soit la déterminer directement à partir de l'enregistrement $\epsilon(t)$ (extensomètre fixé sur l'éprouvette). Pour $\sigma < \sigma_{RE}$, la déformation plastique de l'éprouvette est nulle ou trop faible pour être détectée. Pour $\sigma > \sigma_{RE}$, nous avons mesuré $\dot{\epsilon}$ en fonction de σ par les deux méthodes. Avec un dispositif de maintien de la charge, on pourrait faire du fluage proprement dit et obtenir d'une autre manière la relation entre $\dot{\epsilon}$ et σ dans le domaine qui nous intéresse ici. Dans tous ces essais (relaxation, fluage), $\dot{\epsilon}$ varie en fonction du temps et nous avons arbitrairement choisi de mesurer la vitesse de déformation moyenne au cours des deux premières minutes d'essai. Les données fournies par l'acier A et l'acier D ont été reportées sur un diagramme logarithmique

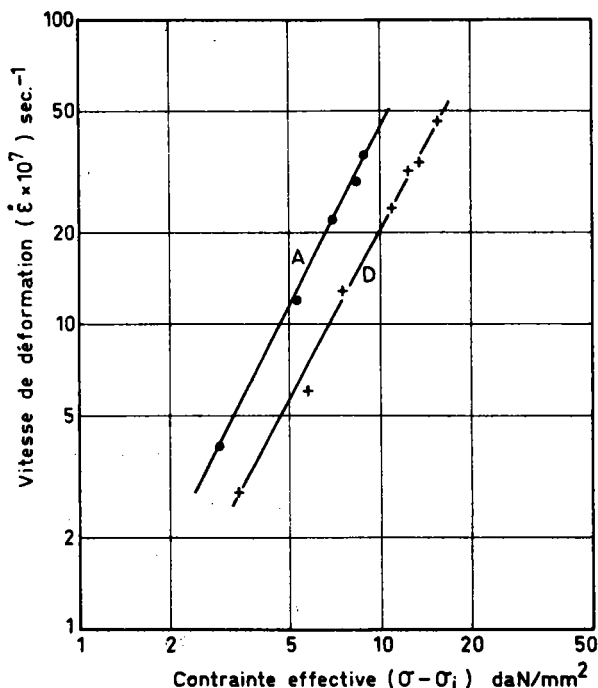


Fig. 11. — Influence du niveau de contrainte (exprimé ici à l'aide de la composante $\sigma - \sigma_i$) sur la vitesse de déformation des aciers A et D. Il s'agit d'une vitesse de déformation moyenne déduite d'essais de relaxation à la température ambiante.

(fig. 11). On obtient les lois de fluage suivantes :

$$\text{Acier A : } \dot{\epsilon} = 4,27 \times 10^{-8} (\sigma - \sigma_i)^2 \quad [1]$$

$$\text{Acier D : } \dot{\epsilon} = 2,76 \times 10^{-8} (\sigma - \sigma_i)^{1,86} \quad [2]$$

σ_i est la contrainte en dessous de laquelle $\dot{\epsilon}$ est rigoureusement nulle ; elle est donc un peu inférieure à σ_{RE} et a été estimée dans chaque cas à partir de l'ensemble de nos observations. L'écroissage (avec ou sans cyclage) modifie la contrainte interne σ_i , mais ne change pas la relation entre $\dot{\epsilon}$ et la contrainte effective ($\sigma^* = \sigma - \sigma_i$) (facteur de proportionnalité, exposant). Pour un niveau donné de la contrainte appliquée (σ), σ^* et $\dot{\epsilon}$ seront d'autant plus faibles que σ_i sera plus élevé. Nous avons utilisé ce fait pour apprécier l'effet durcissant produit dans certaines conditions par le cyclage.

Des essais de relaxation depuis une contrainte σ_M donnée ont été faits après la première mise en charge, puis après différents nombres de cycles de traction répétée jusqu'à la même contrainte σ_M . On en déduit la vitesse de déformation moyenne $\dot{\epsilon}$ sous σ_M aux différents moments du cyclage. On constate que cette vitesse diminue lorsque le nombre de cycles n augmente. Les équations [1] et [2] montrent que ceci veut dire que la contrainte interne σ_i augmente progressivement avec n . Nous avons utilisé ces équations pour calculer effectivement σ_i à diverses étapes du cyclage (tabl. X, fig. 12).

Les valeurs précédentes sont surtout destinées à illustrer le phénomène mais ne prétendent pas constituer des mesures précises des différentes grandeurs considérées. De même les équations données plus haut ne doivent pas être utilisées sans précautions. On peut en particulier songer à d'autres formes de la loi de fluage $\dot{\epsilon}(\sigma, t)$.

Le même phénomène de consolidation cyclique est observé lorsque l'on soumet le métal à des essais de

TABLEAU X

Mesure de la vitesse de déformation sous la contrainte σ_M après différents nombres de cycles de traction répétée.

Valeurs de σ_i déduites de cette vitesse de déformation (Eq. 1 et 2).

	n	1	10	60	150	250	350
Acier A $\sigma_M = 24,4$ daN/mm ²	$\dot{\epsilon} (s^{-1}) \times 10^6$	4	4	3,2	2,2	1,7	1,6
	$\sigma_i (daN/mm^2)$	14,3	14,8	15,9	17,2	18,1	18,3
Acier D $\sigma_M = 32,1$ daN/mm ²	$\dot{\epsilon} (s^{-1}) \times 10^6$	5	-	4,2	2,6	2,2	2
	$\sigma_i (daN/mm^2)$	16	-	17,2	20,6	21,6	22

relaxation successifs : mise en charge jusqu'à σ_M , relaxation jusqu'en σ_m , remise en charge à σ_M , nouvelle relaxation, etc. A chaque relaxation, la vitesse de déformation est plus faible qu'à la relaxation précédente et le temps nécessaire pour atteindre σ_m augmente dans de fortes proportions avec n (fig. 13). Au cours de chaque cycle le métal se consolide et se déforme donc moins vite au cycle suivant.

INTERPRÉTATION DE LA LIMITE D'ACCOMMODATION

Le phénomène d'accommodation se produit dans un domaine de contrainte où le métal commence à se déformer plastiquement. Bien que l'on soit en dessous de la limite élastique à 0,2 %, la contrainte maximale appliquée produit une très faible déformation permanente, au moins au cours des premiers cycles. Cepen-

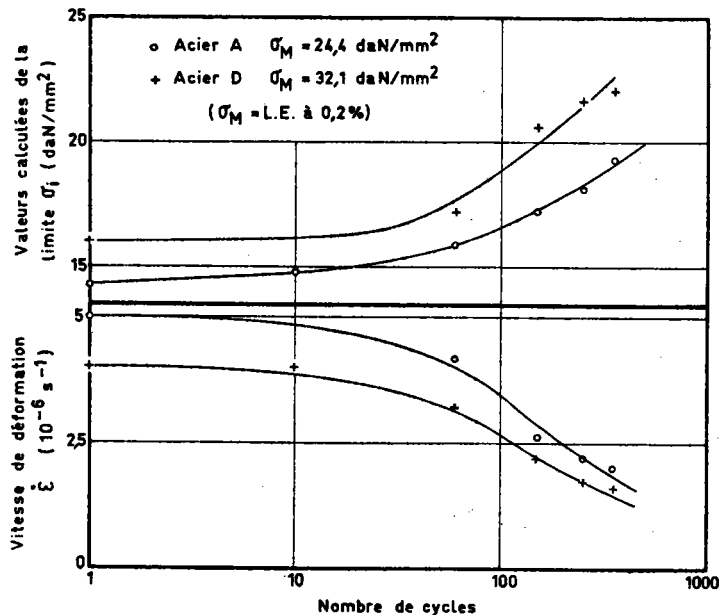


Fig. 12. — Evolution de la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ sous σ_M et de la contrainte σ_i (calculée à partir de $\dot{\epsilon}$) en fonction du nombre de cycles de traction répétée (0 à σ_M).

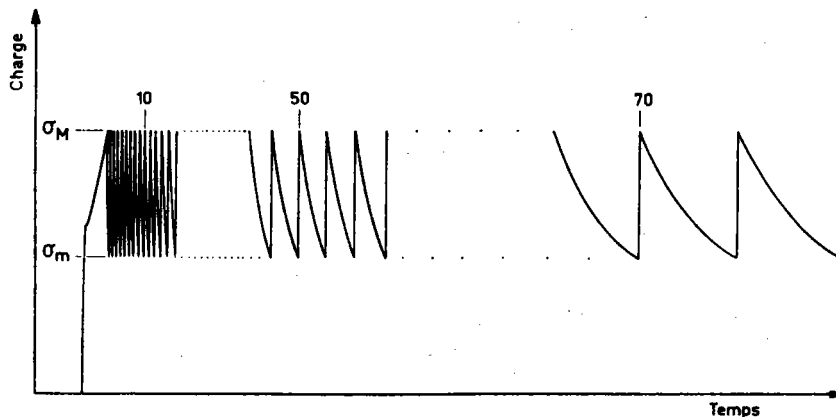


Fig. 13. — Essais de relaxation de contrainte successifs. Dès que la contrainte a baissé jusqu'en σ_m , on exerce une traction pour la faire remonter jusqu'en σ_M et on la laisse de nouveau se relaxer. L'origine des contraintes est décalée; en réalité $\sigma_M - \sigma_m$ ne représente qu'une faible fraction de la contrainte totale σ_M .

dant pour $\sigma \leq \sigma_L$, cette déformation finit par s'annuler au bout d'un certain nombre de cycles. La raison principale en est que le métal se consolide au fur et à mesure qu'il se déforme. Au-dessus de σ_L , cette consolidation devient trop faible par rapport à la contrainte appliquée et le métal continue à s'allonger un peu à chaque cycle.

Les résultats des paragraphes précédents permettent de préciser le comportement du métal au cours de l'essai d'accommodation. Le paramètre physique à considérer est la déformation $\Delta \epsilon_n$ au cours du $n^{\text{ème}}$ cycle. Le métal ne s'allonge que dans la partie du cycle au cours de laquelle la contrainte est supérieure à la valeur instantanée de la contrainte interne (ou à sa mesure pratique qui est σ_I ou σ_{RE}). Cette contrainte interne augmente avec n en raison du phénomène de consolidation dynamique. Lorsque, au cours du cycle n , le métal se trouve porté à la contrainte σ ($\sigma > \sigma_i(n)$), il se déformera à la vitesse :

$$\dot{\epsilon}(\sigma) = C [\sigma - \sigma_i(n)]^{m^*} \quad [3]$$

En toute rigueur il faudrait tenir compte du ralentissement du fluage au cours du temps et utiliser une équation donnant $\dot{\epsilon}(\sigma, t)$ en fonction de σ , σ_i et du temps. Pour une interprétation qualitative on peut cependant raisonner sur une vitesse de déformation moyenne et se contenter de valeurs assez approximatives pour C et m^* notamment.

En combinant l'équation [3] et la loi $\sigma(t)$ du cycle, on peut calculer $\Delta \epsilon_n$:

$$\Delta \epsilon_n = \int_0^T \dot{\epsilon}_n[\sigma(t), t] dt \approx 2C \int_{\sigma_i(n)}^{\sigma_M} [\sigma - \sigma_i(n)]^{m^*} \frac{dt}{d\sigma} d\sigma \quad [4]$$

$\Gamma = 1/H$ est la période des sollicitations et σ_M la contrainte maximale du cyclage. Pour chaque forme de cycle on connaît $dt/d\sigma$ et l'on peut écrire $\Delta \epsilon_n$ de façon explicite :

$$\text{cycles rectangulaires : } \Delta \epsilon_n = \frac{C}{2H} [\sigma_M - \sigma_i(n)]^{m^*} \quad [5]$$

$$\text{cycles triangulaires : } \Delta \epsilon_n = \frac{C}{H(m^* + 1)} \frac{[\sigma_M - \sigma_i(n)]^{m^* + 1}}{\sigma_M} \quad [6]$$

La déformation $\Delta \epsilon_n$ entraîne une consolidation du métal et au cycle $n + 1$ la contrainte σ_i prend une valeur $\sigma_i(n + 1)$ supérieure à $\sigma_i(n)$. Ainsi que le montrent les équations [5] et [6], la déformation $\Delta \epsilon_{n+1}$ sera de ce fait inférieure à $\Delta \epsilon_n$: la déformation par cycle diminue au fur et à mesure que le cyclage se poursuit. Pour qu'il y ait accommodation, il faut que pour la contrainte σ_M choisie, $\Delta \epsilon_n$ s'annule, c'est-à-dire que σ_i remonte au niveau de σ_M . Ceci dépendra essentiellement de l'écart qui existe initialement entre σ_i et σ_M et de la forme de consolidation (augmentation de σ_i avec ϵ , c'est-à-dire avec n). D'après les études de microdéformation, l'on sait que la consolidation $d\sigma/d\epsilon$ est beaucoup plus rapide dans ce domaine que dans celui de la déformation macroscopique. Dans les conditions de sollicitation utilisées ici, la forme de la relation $\sigma_i(\epsilon)$ n'est cependant pas connue. En réalité le durcissement en traction répétée dépend de trop de paramètres et on ne peut espérer le représenter par une formule simple (niveau de σ_M , forme et fréquence des cycles, c'est-à-dire la manière dont est obtenue la déformation ϵ responsable du durcissement). On se trouve de plus dans un domaine où la déformation n'est localisée que dans certains grains et d'une éprouvette à l'autre il peut y avoir des différences assez sensibles. On comprend ainsi que le nombre de cycles nécessaire pour atteindre l'accommodation soit assez variable d'un essai à l'autre (pour des conditions d'essai identiques). Il est d'autre part arbitraire de séparer la phase de déformation et son effet sur σ_i : en réalité σ_i évolue au cours même du cycle et ne prend pas brutalement sa nouvelle valeur à la fin du cycle. Le modèle devrait donc être formulé de manière plus rigoureuse. Cependant ce qui précède suffit pour expliquer qualitativement le phénomène d'accommodation.

Si l'on fait un essai d'accommodation sur un acier dont la contrainte interne est initialement σ_{i_0} et que la contrainte maximale du cyclage est σ_M , on peut avoir trois cas :

a) $\sigma_M < \sigma_{i_0}$: même au premier cycle l'éprouvette ne s'allonge pas et les cycles d'hystérésis sont tous fermés.

b) σ_M légèrement supérieur à σ_{i_0} : la déformation au cours du premier cycle sera faible, mais dans ce domaine $d\sigma/d\varepsilon$ est très élevé et comme σ_{i_0} est proche de σ_M , la contrainte interne deviendra égale à σ_M au bout de quelques cycles et le métal sera accommodé.

c) σ_M nettement supérieur à σ_{i_0} : la déformation au cours des premiers cycles sera assez élevée et σ_i augmente assez vite avec n , mais ensuite $\Delta\varepsilon_n$ devient de plus en plus faible et σ_i n'augmente plus que très lentement : σ_i n'atteindra pas σ_M .

La limite d'accommodation σ_L correspond à la transition entre les comportements b) et c). En principe il est possible de la calculer si l'on connaît bien les relations $\dot{\varepsilon}(\sigma)$ et $\sigma_i(\varepsilon)$.

Le phénomène d'accommodation peut donc être considéré comme la superposition de deux processus : une *déformation plastique* qui se produit dans toute la partie du cycle où la contrainte est supérieure à σ_i et une *consolidation* qui rend le métal de moins en moins déformable. Un essai d'accommodation est en fait un essai de fatigue plastique oligocyclique avec superposition d'une contrainte moyenne de traction. La consolidation en régime cyclique est différente de l'écroutissage en déformation statique, mais on peut définir une courbe de traction *dynamique* qui a la même allure qu'une courbe de traction statique. Avec des sollicitations alternées, la déformation produite au cours de la partie positive du cycle est compensée par la déformation en sens inverse lors de la partie négative du cycle et on n'observe que le phénomène de consolidation. Dans le cas d'essais répétés il n'y a de déformation que dans un sens et il en résulte un allongement de l'éprouvette à chaque cycle.

DISCUSSION DES RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX

Les idées développées ci-dessus permettent d'expliquer au moins qualitativement la plupart des effets mis en évidence lors des mesures de limite d'accommodation.

Influence de la composition de l'acier.

La nature de l'acier intervient de plusieurs manières :

- La valeur initiale de σ_i (ou de σ_p) varie avec la composition et le traitement de l'acier (durcissement de solution solide, nature et densité des défauts réticulaires).

- La consolidation $\sigma_i(\varepsilon)$ peut avoir une forme très variable d'un acier à l'autre ; elle est en particulier influencée par la tendance de l'austénite à se transformer au cours de l'écroutissage (cette transformation se traduira également par une contribution supplémentaire à la déformation au cours du cycle).

- Les constantes qui interviennent dans les lois $\dot{\varepsilon}(\sigma)$ et même la forme de ces lois sont en général différentes d'un acier à l'autre.

La limite d'accommodation qui est fixée par un équilibre entre ces différents phénomènes dépendra donc de la nature de l'acier et pourra se situer à un niveau variable entre σ_i et $\sigma_{0,2}$.

La relation entre σ_p et σ_L ne devrait pas trop surprendre. Dans les deux cas, il s'agit de la première manifestation de phénomènes de plasticité et les moyens de détection sont comparables. Il est vrai que les conditions d'apparition de cette plasticité sont différentes, si bien qu'il n'y a pas de raisons pour que $\sigma_p = \sigma_L$.

Influence d'un écroutissage.

Un écroutissage statique relève la valeur initiale de la contrainte interne (σ_{i_0}) et modifie la forme de la courbe de consolidation ($d\sigma/d\varepsilon$ initialement plus fort). Un écroutissage avec maintien prolongé de la précharge ou avec cyclage conduit à une déformation supplémentaire qui tend à rapprocher de plus en plus σ_{i_0} de la précharge appliquée. La limite d'accommodation qui augmente au moins aussi vite que σ_i variera donc dans le même sens. D'une manière générale, tout facteur qui modifiera σ_{i_0} entraînera une modification dans le même sens de σ_L (vieillessement...).

Influence de la sensibilité de l'extensomètre.

Ce facteur est important, car il peut introduire des variations apparentes de σ_L en fonction de la fréquence des cycles. En pratique, on considère en effet que $\sigma_M = \sigma_L$ lorsque l'enveloppe est horizontale, c'est-à-dire que la déformation par cycle est inférieure au seuil de détection de l'extensomètre. Comme la déformation par cycle dépend des conditions d'essai, l'enveloppe paraîtra horizontale pour des valeurs de σ_M différentes, selon la forme et la fréquence des cycles. Dans les comparaisons faites plus haut, nous avons toujours opéré dans des conditions où cet effet ne risquait pas d'introduire d'erreur.

Influence des paramètres du cycle (forme, fréquence, maintien à σ_M).

Ces paramètres agissent sur le temps pendant lequel le métal est soumis au cours de chaque cycle à une contrainte supérieure à σ_i et, dans une mesure moindre,

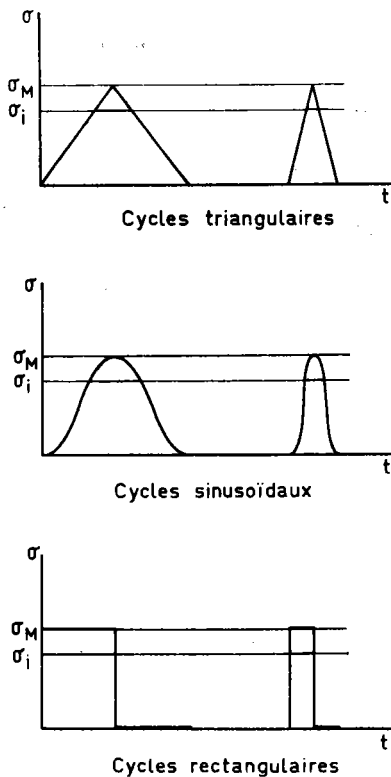


Fig. 14. — Schéma montrant l'influence de la forme et de la fréquence des cycles de traction répétée sur le temps pendant lequel le métal est soumis à une contrainte supérieure à σ_i . La déformation au cours du cycle est d'autant plus petite que ce temps est plus court.

sur le niveau de σ_i (fig. 14). Lorsque l'on passe du cycle triangulaire au cycle rectangulaire (pour une fréquence donnée), ou que la fréquence diminue, la déformation au cours du cycle devient plus grande. Ce résultat est particulièrement évident dans le cas des essais avec signaux rectangulaires, qui peuvent être considérés comme des essais de fluage répétés. Pour ramener la déformation par cycle à un niveau plus faible, il faut diminuer σ_M .

Dans le cas des cycles triangulaires (traction répétée) on peut expliquer de manière équivalente l'influence de la fréquence des cycles, en considérant l'influence de la vitesse de mise en charge sur la limite élastique et la courbe de déformation (fig. 15). A la vitesse supérieure, l'ensemble de la courbe est décalé vers les contraintes plus élevées et la contrainte σ_M produit une déformation ε_2 inférieure à la déformation ε_1 obtenue pour une vitesse de sollicitation inférieure.

Les mêmes effets expliquent, au moins en partie, la différence de pente des courbes $\sigma_L - \log H$ lorsque l'on passe des cycles triangulaires aux cycles rectangulaires. Dans le premier cas, la déformation par cycle est toujours faible et varie proportionnellement moins avec la fréquence que dans le deuxième cas. Pour les signaux rectangulaires, non seulement la déformation par cycle est plus élevée, mais encore elle varie de façon très sensible lorsque le temps de maintien à σ_M augmente (cf. équations [5] et [6]). Il faudrait sans

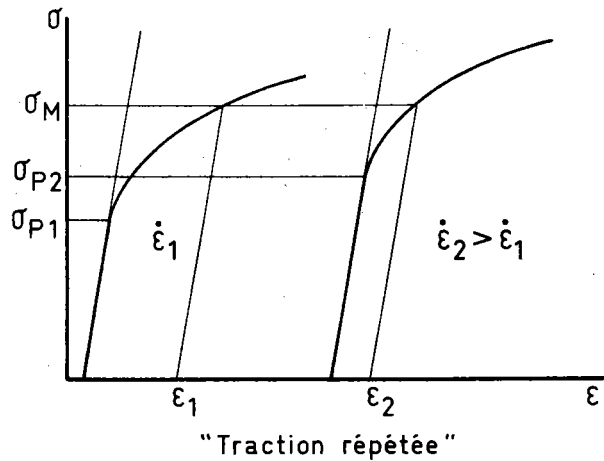


Fig. 15. — Influence de la vitesse de montée en charge (c'est-à-dire de la fréquence des cycles de forme triangulaire) sur la forme des courbes $\sigma - \varepsilon$ et la déformation correspondant à une contrainte σ_M donnée.

doute également prendre en considération d'autres phénomènes négligés jusqu'ici (temps d'incubation au fluage, relaxation inverse lors de la décharge et du séjour à $\sigma = 0$, influence de la vitesse de montée en charge sur σ_P , réarrangement des dislocations et autres modifications se produisant à la décharge et au repos...).

CONCLUSION

Les essais effectués ont permis de mettre en évidence l'influence de divers paramètres sur le comportement des aciers inoxydables austénitiques sous sollicitations répétées. Pour la limite d'accommodation, notamment, les résultats suivants ont été obtenus :

- la limite d'accommodation dépend de la forme des cycles de charge appliqués ;
- elle diminue avec la fréquence des cycles, mais dans une proportion qui dépend de la forme des cycles ;
- la déformation par cycle dépend de la contrainte maximale, de la forme et de la fréquence des cycles, mais dans tous les cas elle diminue au cours du cyclage et devient assez vite négligeable, même pour des valeurs de la contrainte maximale supérieures à la limite d'accommodation ;
- le nombre de cycles et le temps au bout desquels l'acier est accommodé dépendent de la fréquence d'essai ;
- une prédéformation augmente la limite d'accommodation, mais celle-ci ne se rapproche de la précharge que si la prédéformation est suivie d'un maintien sous contrainte ou d'un cyclage prolongé.

A l'aide de ces résultats et d'observations annexes, on a pu expliquer l'existence de la limite d'accommodation par la compétition entre deux phénomènes : la

consolidation du matériau due à l'application d'une contrainte cyclique dans le domaine plastique, et la déformation entraînée par cette contrainte pendant une partie du cycle. Ce modèle physique rend bien compte des effets observés et explique pourquoi l'on ne peut pas obtenir une valeur unique bien déterminée de σ_L dans un acier donné. Le fait que la limite d'accommodation soit toujours voisine de la contrainte pour laquelle le métal commence à se déformer plastiquement découle directement de ce modèle. Enfin, il faut noter que, sur le plan pratique, la limite d'accommodation est une grandeur assez longue et délicate à mesurer. Sa valeur dans l'état hyperefforté n'a qu'un intérêt limité, puisque par écrouissage on peut l'augmenter dans des proportions notables. De plus, même pour des sollicitations supérieures à la limite d'accommodation, on tend vers un état quasi accommodé où la déformation par cycle devient très faible.

La plupart des phénomènes qui ont été observés ici en traction répétée jouent également un rôle en sollicitation alternée (cas de la fatigue plastique oligocyclique). L'importance de la consolidation est plus grande dans ce dernier cas et des courbes de traction dynamiques ont déjà été tracées pour de nombreux matériaux. Cependant l'influence de facteurs comme la forme et la fréquence des cycles sur cette courbe a encore peu été étudiée. Certaines des idées développées ci-dessus devraient permettre d'interpréter notamment le comportement des aciers austénitiques en fatigue plastique sous sollicitations alternées. Dans ce cas, d'autres effets sont cependant également à prendre en considération.

M. CRUSSARD (Pechiney). — Comment se place σ_P par rapport à σ_E et σ_A ?

M. ROESCH. — A ma connaissance, on n'a pas encore fait de mesures de microdéformation dans le cas des aciers inoxydables austénitiques et notre appareillage n'était pas tout à fait assez sensible pour permettre d'en faire. Les valeurs de σ_E et σ_A ne sont donc pas connues. Le domaine des microdéformations s'étend

de $\varepsilon = 5 \times 10^{-7}$ à 5×10^{-4} et σ_P correspondant à $\varepsilon \approx 5 \times 10^{-5}$, on peut cependant penser que σ_P se situe bien dans le domaine des microdéformations, mais à un niveau bien supérieur à σ_E et très probablement aussi à σ_A . La détermination de σ_A nécessite l'enregistrement, à forte amplification, des cycles effort-déformation et la prise en considération des phénomènes se produisant lors de la décharge. Pour la détermination de σ_P , nous n'avons pas procédé de cette manière (à cause de notre appareillage).

Remerciements

Une grande partie des déterminations de limite d'accommodation sur machine MTS a été faite par M. A. Chevalier au cours d'un stage qu'il a fait à l'IRSID. Le personnel des sections Déformation - Rupture et Fatigue, et plus particulièrement MM. G. Gallet et M. Blanadet, ont d'autre part activement participé à l'ensemble des essais. Nous tenons à remercier toutes ces personnes pour leur concours dans cette étude.

BIBLIOGRAPHIE

- (1) R. CASTRO et J. J. de CADENET. — *Rev. Mét.*, **63** (1966), 903.
- (2) R. CASTRO, R. TRICOT et D. ROUSSEAU. — Colloque sur les mécanismes de durcissement des aciers, Zürich, Mai 1969.
- (3) D. ROUSSEAU, G. BLANC, R. TRICOT et A. GUEUSSIER. — *Mém. Scient. Rev. Mét.*, **67** (1970), 315.
- (4) M. HUBERT, J. C. COLIN et C. MESSAGER. — *Rev. Mét.*, **68** (1971), 81.
- (5) H. GERBEAUX, P. BERTHET et A. MICHEL. — *Soudage et Techn. Connexes*, **25** (1971), 285.
- (6) 14^e Colloque de Métallurgie de Saclay, juin 1971.
- (7) E. PLENARD et J. BOUTAULT. — *C. R. Acad. Sci.*, **264** (1967), 487.
- (8) E. PLENARD. — *Rev. Mét.*, **65** (1968), 845.
- (9) C. J. McMAHON, Jr. — *Microplasticity*, Adv. Mat. Res. Vol. 2. Interscience Publ., New-York, 1968.
- (10) E. PLENARD et J. BOUTAULT. — *C. R. Acad. Sci.*, **272** (1971), C177.
- (11) P. RABBE et A. MERCIER. — *Rev. Mét.*, **68** (1971), 67.
- (12) E. PLENARD et S. NISHIJIMA. — *Fonderie*, **277** (1969), 169.

DISCUSSION

M. CRUSSARD (Pechiney). — Comment se place σ_P par rapport à σ_E et σ_A ?

M. ROESCH. — A ma connaissance, on n'a pas encore fait de mesures de microdéformation dans le cas des aciers inoxydables austénitiques et notre appareillage n'était pas tout à fait assez sensible pour permettre d'en faire. Les valeurs de σ_E et σ_A ne sont donc pas connues. Le domaine des microdéformations s'étend

de $\varepsilon = 5 \times 10^{-7}$ à 5×10^{-4} et σ_P correspondant à $\varepsilon \approx 5 \times 10^{-5}$, on peut cependant penser que σ_P se situe bien dans le domaine des microdéformations, mais à un niveau bien supérieur à σ_E et très probablement aussi à σ_A . La détermination de σ_A nécessite l'enregistrement, à forte amplification, des cycles effort-déformation et la prise en considération des phénomènes se produisant lors de la décharge. Pour la détermination de σ_P , nous n'avons pas procédé de cette manière (à cause de notre appareillage).

influence de la structure métallographique d'un acier au nickel-chrome-molybdène sur son comportement en fatigue plastique

G. Gallet - H.-P. Lieurade (*)

Communication présentée aux " Journées Métallurgiques d'Automne 1974 " organisées par la Société Française de Métallurgie.

Certaines régions d'une pièce mécanique fortement sollicitée peuvent être le siège de déformations plastiques, à l'occasion notamment d'une variation importante du profil (congés de raccordement, épaulement) ou au droit des points d'assemblages de la pièce (trous, soudure).

C'est pourquoi, lorsqu'on veut obtenir un fonctionnement correct d'un assemblage mécanique composé de telles pièces, les caractéristiques mécaniques classiques (R_e) ne suffisent plus pour prévoir un bon dimensionnement des pièces. On a alors recours aux caractéristiques mécaniques cycliques du matériau, que l'on est amené à déterminer à l'aide de sa courbe de consolidation cyclique.

L'acier du type 35 NCD 16 est utilisé en particulier dans la construction aéronautique pour la fabrication de pièces maîtresses (trains d'atterrissage), souvent sollicitées à des niveaux de contrainte élevés. La présente étude porte sur le comportement de cet acier lorsqu'il est soumis à des amplitudes de déformation cycliques dépassant notablement le domaine élastique.

Pour déterminer une courbe de consolidation cyclique, plusieurs méthodes peuvent être utilisées. Dans une première partie de ce travail, on a étudié l'influence de ces différentes méthodes sur les résultats obtenus et on a discuté les avantages technologiques de chacune.

Dans une seconde étape, à l'aide de traitements thermiques appropriés on a cherché, d'une part, à obtenir avec l'acier 35 NCD 16 une gamme étendue de caractéristiques mécaniques ($1100 < R_e < 1700 \text{ N/mm}^2$), d'autre part, à faire varier la teneur en austénite résiduelle de cet acier. L'analyse des caractéristiques cycliques stables du matériau a permis de préciser :

- l'influence de la teneur en austénite résiduelle sur l'évolution de la courbe contrainte-déformation en fatigue plastique ;
- l'effet du traitement thermique sur la stabilité des propriétés mécaniques vis-à-vis de la déformation plastique cyclique.

L'étude de la déstabilisation de l'austénite en fonction, d'une part, du niveau de l'amplitude de la déformation cyclique imposée, d'autre part, du nombre de cycles pour un niveau donné de déformation, a pu être effectuée à l'aide de mesures par rayons X.

(*) IRSID, Saint-Germain-en-Laye.

Les conclusions de cette partie de l'étude ont permis de rendre compte des résultats d'essais de fissuration par fatigue réalisés sur des éprouvettes d'acier 35 NCD 16 ayant subi les mêmes traitements, en reliant en particulier la vitesse de fissuration au mode de déformation appliqué en chaque point du plan de la fissure de fatigue.

Dans une dernière partie, des essais de fatigue oligo-cyclique à amplitude de déformation imposée ont été effectués jusqu'à rupture. Les résultats de ces essais ont permis de tracer les droites de Manson-Coffin et de calculer les paramètres de la loi reliant l'amplitude de déformation plastique à la durée de vie.

Enfin, on a cherché à relier l'énergie moyenne de déformation par cycle ΔW ainsi que l'énergie totale W au nombre de cycles à rupture.

INTRODUCTION

Les charges en service de plus en plus élevées et les coefficients de sécurité de plus en plus réduits qui sont imposés lors de la conception des pièces mécaniques soumises à des sollicitations cycliques nécessitent la connaissance précise du comportement des matériaux utilisés en construction mécanique.

On sait en effet que les propriétés mécaniques (limite d'élasticité, coefficient d'érouissage) d'un matériau tel que l'acier sont sensiblement modifiées par l'application de cycles de sollicitations élevées, même en petit nombre. L'acier peut alors soit durcir, soit s'adoucir. Pour illustrer ce phénomène, la figure 1 représente un enregistrement des contraintes effectué sur une pièce conçue pour travailler en dessous de sa limite d'élasticité. Si certains cycles (1) atteignent des niveaux de contrainte voisins et même (a, b) dépassent parfois R_e , on peut assister, comme c'est le cas de la figure, à un adoucissement du matériau, donc à un abaissement de la limite d'élasticité, jusqu'à R'_e . Les niveaux de contrainte élevés a à h peuvent alors provoquer des déformations permanentes préjudiciables à l'utilisation correcte de la pièce.

Le diagramme de la figure 2 porte en abscisse les déformations maximale (e_M) et minimale (e_m) qu'une pièce, faisant partie d'un ensemble mécanique, peut supporter sans bloquer cet ensemble.

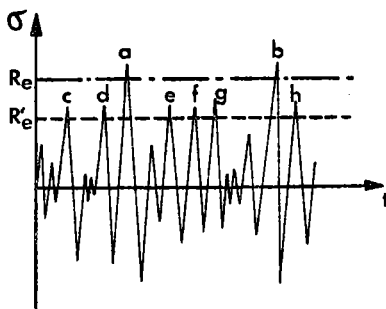


Figure 1. — Relevé de contraintes en service voisines de la limite d'élasticité.

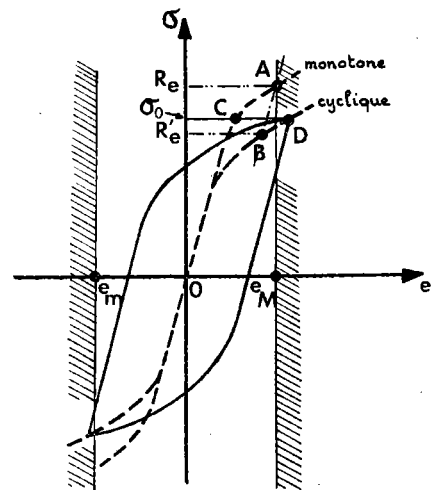


Figure 2. — Comportement d'un matériau qui s'adoucit sous l'effet de déformations cycliques.

En pointillé, on a fait figurer la courbe de traction classique (monotone) et le niveau de limite d'élasticité (R_e), ainsi que la courbe de traction et la limite d'élasticité cyclique (R'_e) obtenues au bout d'un certain nombre de cycles.

Si dans ce cas d'adoucissement du matériau ($R'_e < R_e$) le dimensionnement de la pièce a été basé sur R_e , un cycle de niveau $\sigma_0 < R_e$ conduira à une déformation supérieure à e_M et à la mise hors service de l'assemblage.

Il est donc important de déterminer les nouvelles relations effort-déformation, qui rendent compte des modifications dans le comportement des matériaux dès qu'ils sont soumis à des sollicitations cycliques. A l'aide de ces relations, il devient alors possible de définir avec certitude le niveau de contrainte maximale admissible correspondant à des conditions correctes de fonctionnement d'un ensemble mécanique.

Par ailleurs certaines structures, telles que des éléments d'avion, des réservoirs sous pression ou des équipements de transport, qui sont sollicités en service dans le domaine élastique, peuvent contenir des petites régions qui se déforment plastiquement au cours des cycles de charge : entailles mécaniques (filetages, taraudages, trous, congés de raccords), zones d'assemblage (cordons de soudure, rivets).

Les niveaux élevés des sollicitations engendrées dans ces zones de concentration de contrainte risquent de conduire alors à des ruptures pour un petit nombre de cycles qu'il est nécessaire de connaître avec précision.

Les essais de fatigue oligo-cyclique permettent la connaissance des durées de vie de pièces et de structures soumises à de telles sollicitations et la détermination des lois donnant le nombre de cycles à rupture correspondant à des taux de déformation plastique cyclique imposés.

La présente étude porte sur le comportement en fatigue plastique à amplitude de déformation imposée d'un acier du type 35 NCD 16. Ce type d'acier a déjà fait l'objet de travaux dans le domaine de la fatigue pour de grands nombres de cycles (2) et de la fissuration par fatigue (3).

CARACTÉRISTIQUES DE L'ACIER

Composition chimique

Le tableau I présente la composition chimique de la coulée étudiée.

TABLEAU I : Composition chimique (en %)

C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	P	S
0,373	0,399	0,291	4,51	1,8	0,516	0,009	< 0,005

Traitement thermique

Cet acier a été étudié sous cinq états. Le tableau II présente les traitements thermiques effectués après austénitisation à 875°C pendant 30 mn. On a reporté sur ce tableau les teneurs en austénite résiduelle (γ_r) déterminées par dilatométrie différentielle et par diffraction des rayons X.

Caractéristiques mécaniques

Le tableau III réunit les caractéristiques mécaniques obtenues par traction sur des éprouvettes de diamètre 4 mm, à la vitesse de 0,08 %/s.

TABLEAU II : Traitements thermiques subis après austénitisation à 875°C pendant 1/2 heure

Etat	Traitement thermique	γ_r (%)
A	Refroidissement air + trempe — 196°C, 1/2 h, + revenu 200°C, 2 h.	2-3
B	Refroidissement air + revenu 200°C, 2 h.	7-8
C	Refroidissement au four à 100°C + revenu 200°C, 2 h.	11,5 12,5
D	Refroidissement air + trempe — 196°C, 1/2 h, + revenu 500°C, 2 h.	0
E	Refroidissement air	8-9

TABLEAU III : Caractéristiques mécaniques en traction

Etat	$Re_{0,2}$ (N/mm ²)	Rm (N/mm ²)	A (%)	Z (%)
A	1 690	2 100	11,3	48,0
B	1 425	1 990	12,9	48,5
C	1 100	2 075	12,5	42,7
D	1 325	1 530	13,1	50,5
E	1 125	2 145	10,4	35,2

CONDITIONS EXPÉRIMENTALES

Au cours de cette étude, la majorité des essais ont été effectués à amplitude de déformation totale imposée.

Eprouvettes d'essai

La figure 3 présente les dimensions des trois types d'éprouvettes à têtes filetées utilisées :

— éprouvette de longueur utile : 18 mm utilisée pour les essais à rupture. Le rapport longueur

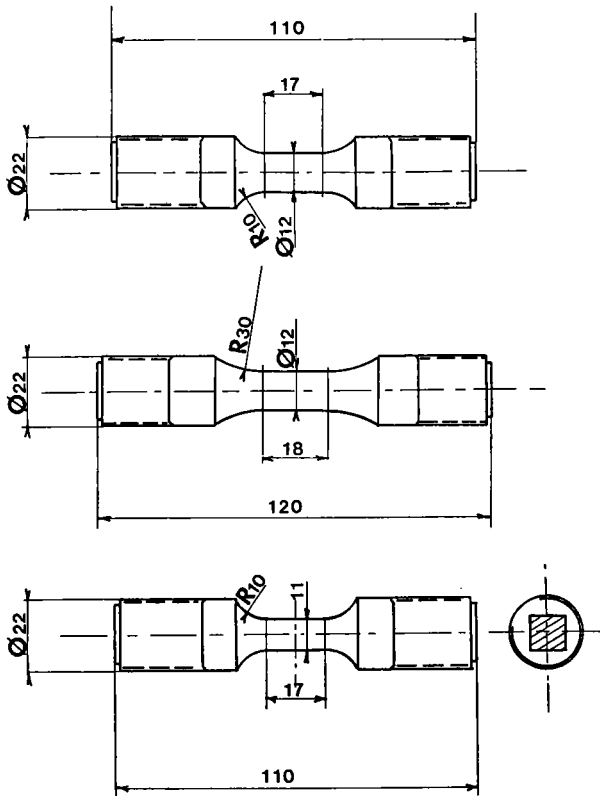


Figure 3. — Epruvettes d'essais de traction-compression utilisées pour les essais de fatigue plastique.

utile/diamètre est suffisamment faible pour éviter le flambage dans le domaine de déformation étudié. Les congés de raccordement sont suffisamment grands pour éviter la rupture à l'angle de raccordement ;

— éprouvette de longueur utile : 17 mm, plus compacte, utilisée pour la détermination des courbes de traction cyclique et permettant d'atteindre des amplitudes de déformation totale de l'ordre de 4 % ;

— éprouvette de section carrée, employée lors des mesures d'austénite résiduelle en cours de cyclage (longueur utile : 17 mm).

Dispositif d'essai

Les éprouvettes d'essai (fig. 4) sont fixées à la machine d'essai par l'intermédiaire d'un assemblage dont l'axialité est contrôlée (excentricité inférieure à 0,05 mm). La figure 5 présente le montage d'une éprouvette sur laquelle est fixé un capteur mesurant la déformation longitudinale. Ce capteur à jauges extensométriques est double et permet donc une mesure moyenne de la déformation. Ses deux parties sont reliées par des clips et des ressorts qui sautent aisément lors de la rupture de l'éprouvette. La distance entre les couteaux est de 15 mm.

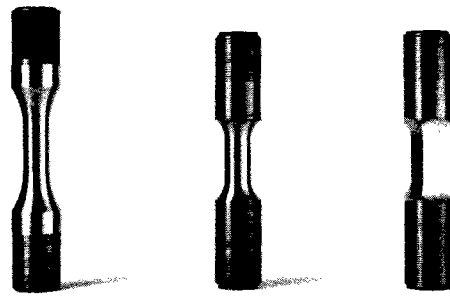


Figure 4. — Epruvettes d'essais de fatigue plastique.

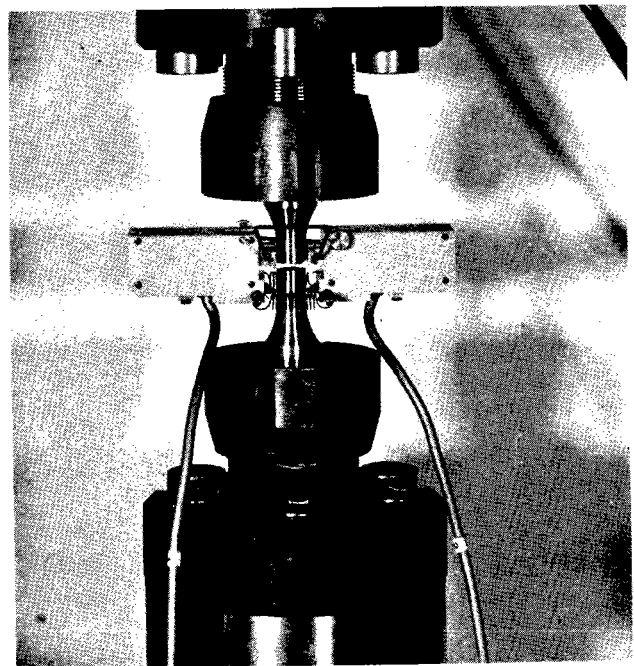


Figure 5. — Fixation de l'éprouvette sur la machine d'essai et du capteur sur l'éprouvette.

La machine d'essai est une machine électrohydraulique à servo-commande MTS de ± 250 kN, équipée d'un suiveur de courbe permettant d'imposer la loi de variation du maximum et du minimum du cycle imposé.

DÉTERMINATION DES CARACTÉRISTIQUES CYCLIQUES

La première partie de ce travail est consacrée à l'étude de l'évolution de la relation contrainte-déformation, en particulier au voisinage de la limite d'élasticité.

Le tracé de la courbe de traction cyclique ainsi que la détermination des caractéristiques cycliques (R'_e , n' , k') ont été effectués sur tous les états présentés au § « Traitement thermique ».

Méthode de tracé des courbes de traction cyclique.

Dans un premier temps, on a étudié, pour l'état A, l'influence de la méthode sur la détermination de la courbe cyclique. En effet, plusieurs méthodes sont proposées (4) pour déterminer la « courbe de traction cyclique », obtenue après stabilisation des caractéristiques mécaniques. Ces méthodes, sensiblement différentes, ont toutes pour but d'adapter le métal étudié à des cycles de déformation totale alternée (traction-compression) de niveaux variables, imposés par la machine d'essais.

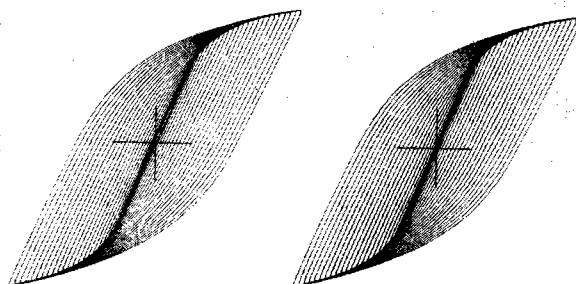
Tous les essais ont été effectués ici avec une variation sinusoïdale du cycle de déformation, à la vitesse moyenne de déformation $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-3}/s$.

Méthode par incrément

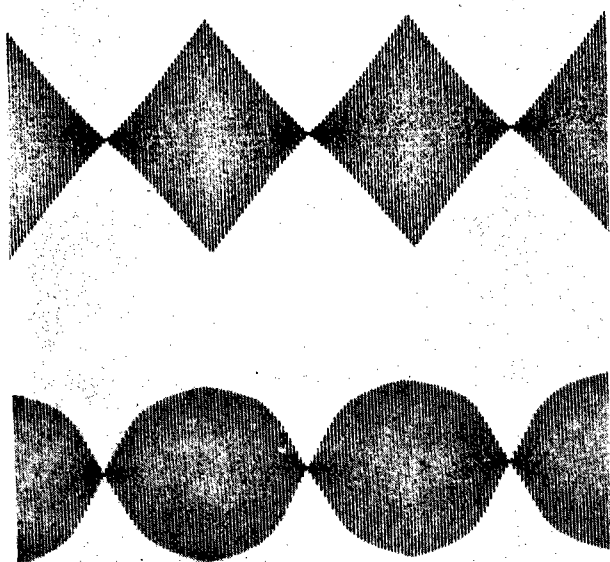
Dans cette méthode, qui nécessite l'usage du suiveur de courbe, on fait subir au métal une succession de blocs d'amplitude de déformation croissante puis décroissante. La figure 6 a montre la variation de la contrainte obtenue. La courbe de traction cyclique

est alors le lieu des maxima des boucles d'hystérésis mécanique (fig. 6 b) correspondant à la stabilité du matériau. Généralement, cette stabilité est atteinte au bout de 3 ou 4 blocs d'environ 60 cycles. Dans le cas du traitement A, on observe (fig. 6 c) un adoucissement de l'acier.

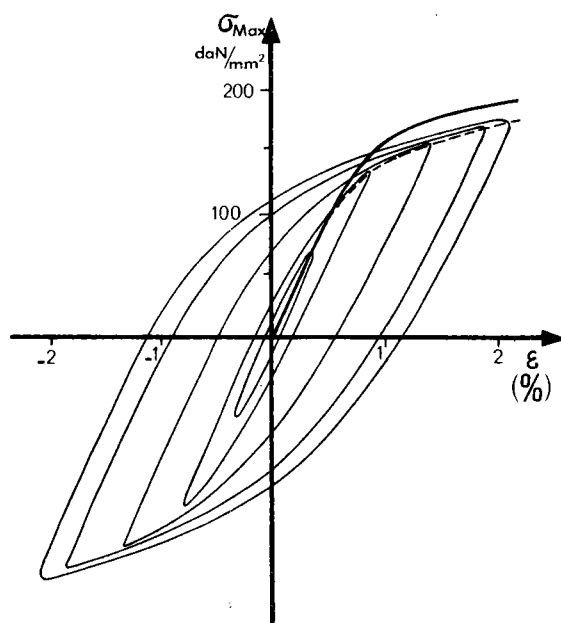
La courbe de traction cyclique obtenue par cette méthode servira de référence lors de la comparaison avec les méthodes suivantes.



b) Evolution des boucles d'hystérésis σ (ordonnée), $\epsilon = \Delta l/l_0$ (abscisse).



a) Variation en fonction du temps de la déformation imposée (en bas) et de la contrainte (en haut).



c) Tracé de la courbe cyclique en pointillé ; en trait plein : courbe de traction monotone.

Figure 6. — Détermination de la courbe de traction cyclique : méthode par incrément de déformation.

Méthode utilisant une éprouvette par niveau

Dans ce cas on trace la courbe de traction cyclique point par point (fig. 7). Chaque point représente le maximum de la boucle d'hystérésis obtenu sur une éprouvette après stabilisation de la contrainte.

On n'observe pas d'écart significatif entre cette méthode et celle par incrément.

Méthode par paliers successifs

On n'utilise ici qu'une seule éprouvette qui est sollicitée à différents paliers croissants de déformation (fig. 8). A chaque palier, on attend qu'il y ait stabilisation de la contrainte avant d'enregistrer le cycle stable, puis de passer au palier suivant.

Là encore il n'y a pas de différence sensible entre cette méthode et celle par incrément.

Traction après cyclage

Après avoir utilisé la méthode par incrément et donc adapté le métal à une amplitude de déformation variable, on peut, après stabilisation de la contrainte et retour à une déformation et une contrainte nulle, effectuer un essai de traction (fig. 9).

Dans ce cas la courbe de traction cyclique est située légèrement au-dessus de la courbe obtenue par incrément. Pour une déformation plastique donnée, les contraintes sont supérieures d'environ 5%. Cet écart a été observé aussi pour les états E et C.

Demi-boucle d'hystérésis

On peut aussi appliquer directement à une éprouvette une amplitude de déformation élevée (fig. 10). La boucle d'hystérésis stable est alors reportée sur un système d'axe dont l'origine est le minimum de la

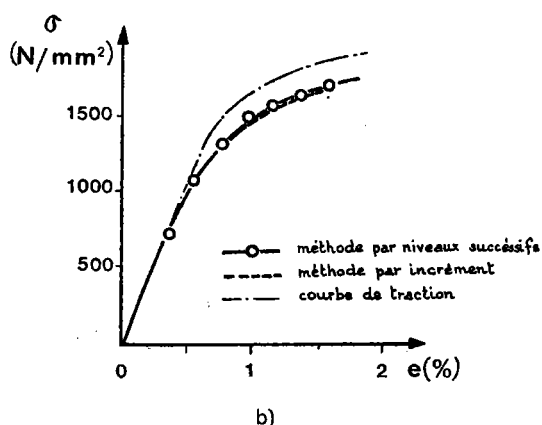
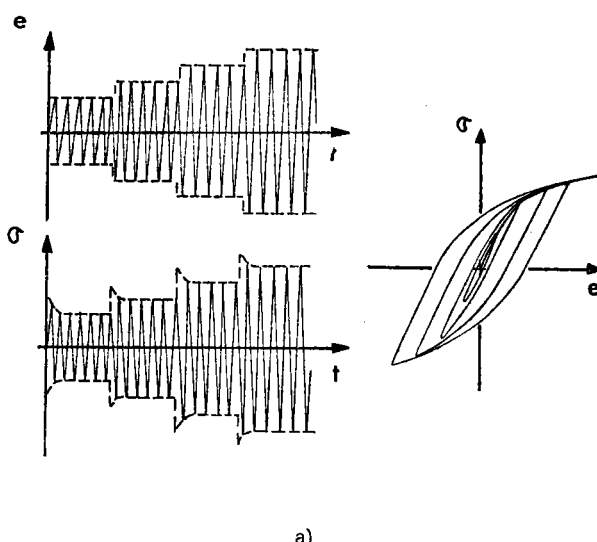
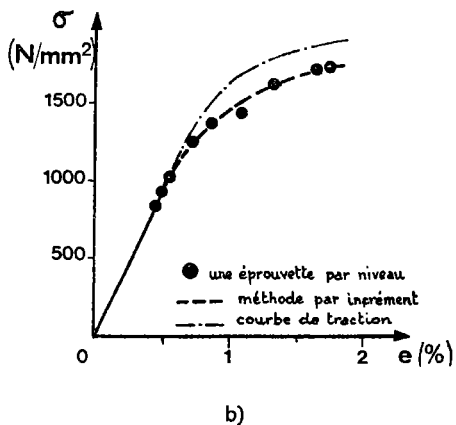
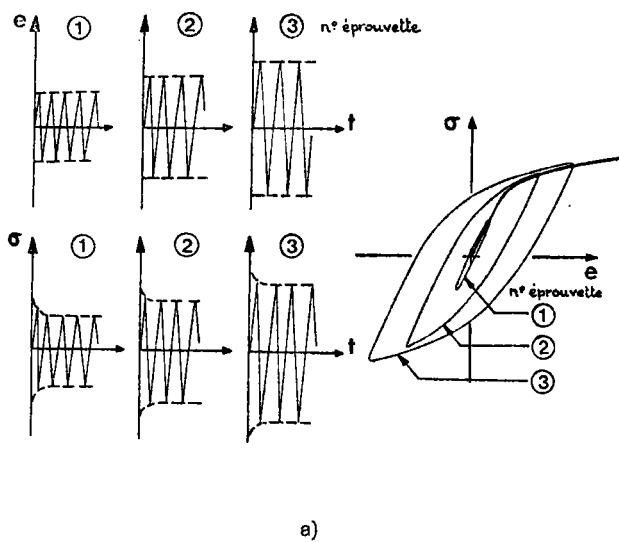


Figure 7. — Détermination de la courbe de traction cyclique : méthode d'essai utilisant une éprouvette par niveau de déformation imposé.

Figure 8. — Détermination de la courbe de traction cyclique : méthode d'essai par paliers successifs sur la même éprouvette.

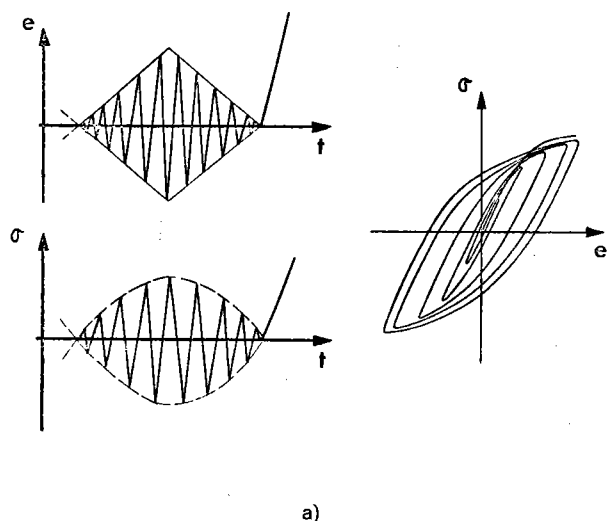


Figure 9. — Détermination de la courbe de traction cyclique par un essai de traction après cyclage.

boucle et les échelles sont divisées par 2. Si l'on reporte alors sur ce système d'axe la courbe cyclique obtenue par la méthode par incrément, on observe entre celle-ci et la partie montante (compression → traction) du cycle un écart du même ordre que celui observé avec la courbe de traction avec cyclage.

Influence des conditions d'essais

Premier cycle de déformation

La comparaison des courbes de traction cycliques obtenues avec un départ au premier cycle soit en traction soit en compression n'a pas montré de différence.

Vitesse de déformation

La courbe de traction cyclique a été déterminée à l'aide de la méthode par paliers successifs, pour deux valeurs de vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 2.10^{-3}/s$, équivalente à celle pratiquée dans le § « Méthode de

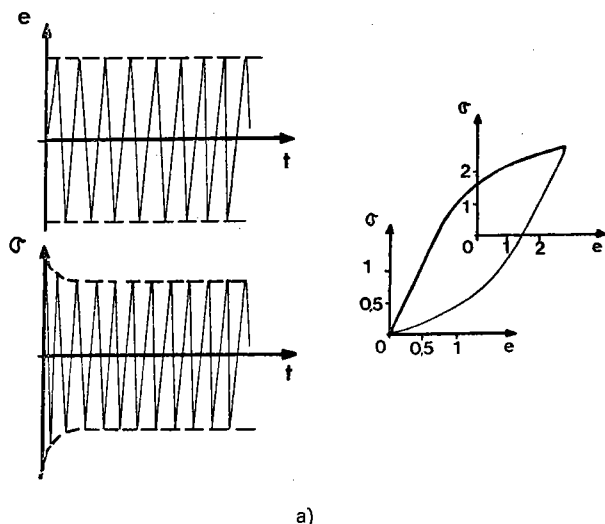


Figure 10. — Détermination de la courbe de traction cyclique à l'aide de la portion de la boucle d'hystérésis correspondant à la partie montante du cycle.

tracé... cyclique » et $\dot{\epsilon} = 6.10^{-4}/s$. Pour avoir une vitesse de déformation constante pendant tout l'essai, la variation du cycle était triangulaire.

Les points d'essais sont reportés sur la figure 11 et ne font pas apparaître un écart significatif entre les deux vitesses de déformation.

Ces résultats corroborent ceux trouvés par Abdel-Raouf et al. (4) sur un acier extra-doux Ferrovac E (0,007 % C) pour des vitesses de déformation comparables.

Forme du cycle de déformation

On a comparé la courbe cyclique obtenue au § « Vitesse de déformation » pour un cycle triangulaire avec $\dot{\epsilon} = 2.10^{-3}/s$ à celle déterminée pour un cycle sinusoïdal avec une même vitesse moyenne de déformation.

La figure 12 rassemble les résultats obtenus qui ne présentent pas, là non plus, un écart significatif.

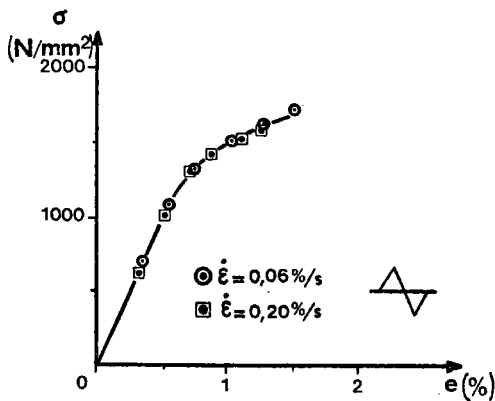


Figure 11. — Influence de la vitesse de déformation sur le tracé de la courbe de traction cyclique.

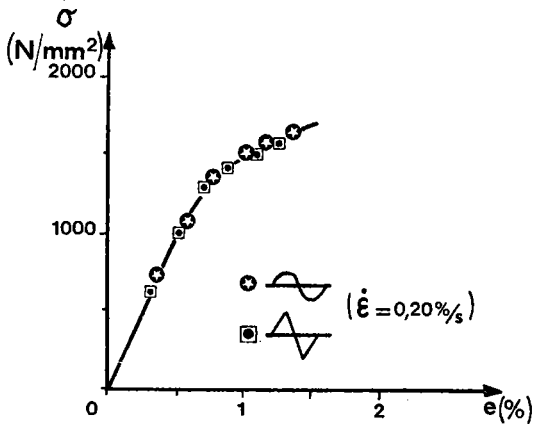


Figure 12. — Influence de la forme du cycle de déformation sur la détermination de la courbe de traction cyclique.

Influence du traitement thermique

On a déterminé les courbes cycliques correspondant aux 5 états présentés au tableau II avec la méthode par incrément, pour un cycle de forme sinusoïdale à la vitesse moyenne de déformation $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-3}/s$.

Le choix de cette méthode est justifié pour plusieurs raisons, en particulier pour sa simplicité d'emploi et le peu de cycles qu'elle requiert (200 à 300 cycles). Cette méthode nécessite de plus une seule éprouvette et donne des résultats équivalents à ceux obtenus avec la méthode utilisant une éprouvette par niveau, soit une dizaine d'éprouvettes pour la détermination correcte de la courbe cyclique.

Enfin, la façon d'adapter le métal par croissance et décroissance successives de l'amplitude de défor-

mation se rapproche plus des conditions de service d'une pièce que l'application d'une amplitude de déformation constante jusqu'à stabilisation.

Tracé des courbes de traction cyclique

Sur la figure 13 on a reporté sur des diagrammes séparés les courbes de traction cyclique comparées aux courbes de traction monotones des états A, B et C qui ont subi le même revenu à 200°C pendant 2 heures, mais qui diffèrent par le type de trempe préalable. Ces courbes représentent la moyenne d'au moins 2 essais. La dispersion entre les courbes déterminées selon la méthode par incrément est extrêmement faible (environ 1%). On observe pour le traitement A (fig. 13 a) un adoucissement important, une bonne stabilité pour le traitement B (fig 13 b) et un durcissement pour le traitement C (fig. 13 c).

Il est intéressant de noter (fig. 13 d) que les courbes cycliques obtenues sont très voisines alors que les courbes de traction monotones étaient très différentes.

Sur la figure 14 on a reporté les courbes de traction cycliques des états D et E. Pour l'état revenu à 500°C, pendant 2 h (D), on observe un net adoucissement tandis que pour l'état simplement trempé à l'air (E) il y a durcissement.

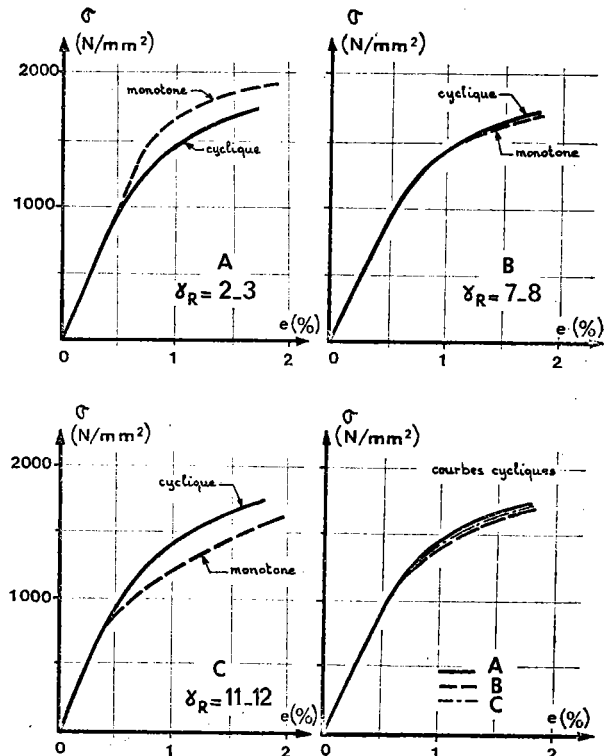


Figure 13. — Tracé des courbes de traction cyclique pour les états revenus à 200°C après différentes conditions de trempe.

Figure 14. — Tracé des courbes de traction cyclique pour l'état revenu à 500°C (D) et l'état brut de trempe (E).

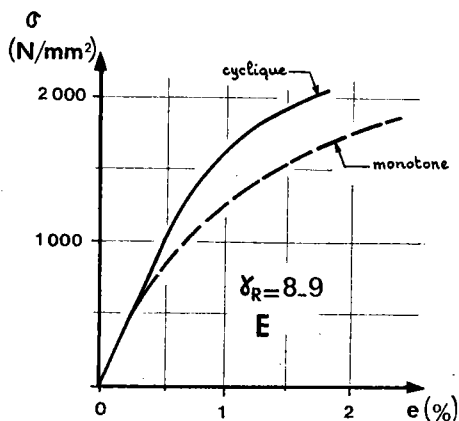
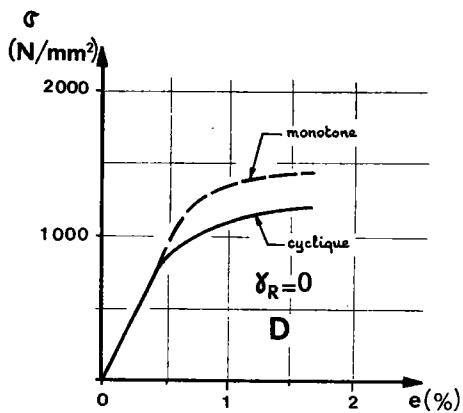


TABLEAU IV : Comparaison des caractéristiques mécaniques cycliques et monotones

Etat	$Re_{0,2}$ (N/mm ²)	$R'e_{0,2}$ (N/mm ²)	n	n'	k (N/mm ²)	k' (N/mm ²)
A	1 690	1 415	0,078	0,144	2 760	3 470
B	1 425	1 405	0,125	0,150	3 125	3 580
C	1 100	1 415	0,260	0,152	5 445	3 685
D	1 325	1 015	0,060	0,122	1 945	2 160
E	1 125	1 755	0,275	0,128	6 235	3 895

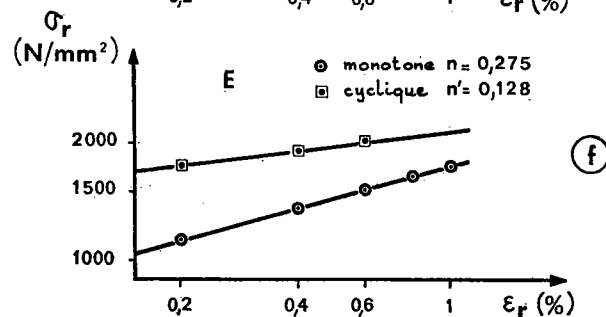
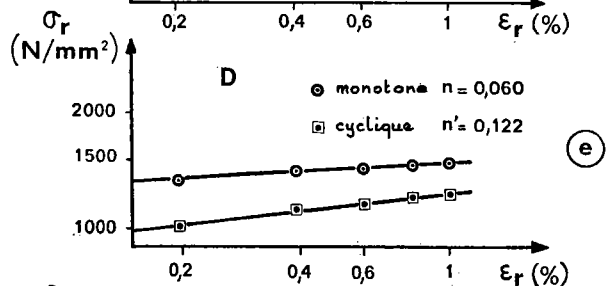
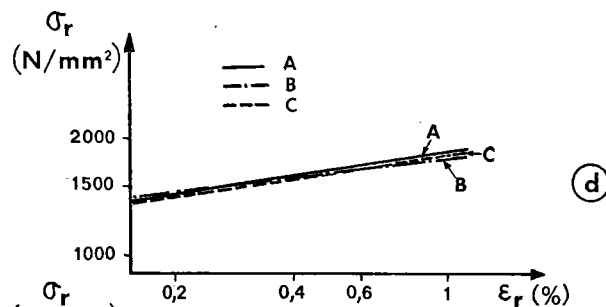
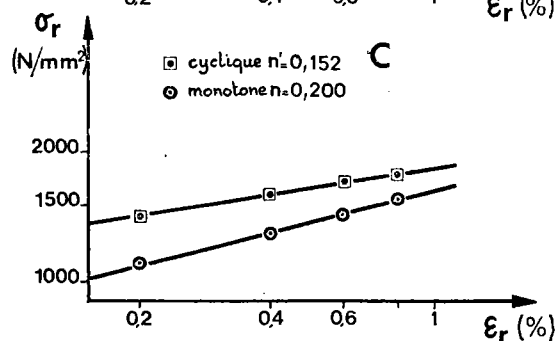
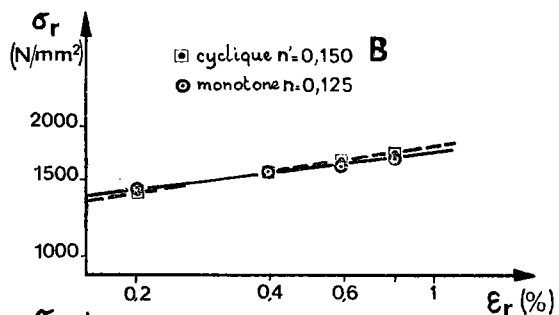
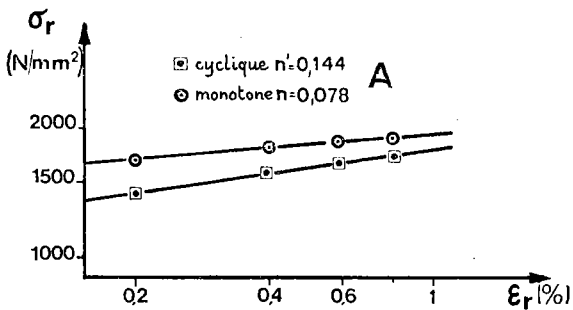


Figure 15. — Détermination des lois de consolidation monotone et cyclique.

Le tableau IV permet de comparer les limites d'élasticité monotone (R_e) et cycliques (R'_e) obtenues sur les 5 états.

Pour A, la chute de limite d'élasticité à 0,2 % est d'environ 16 %, pour D de 23 %. Pour C, l'augmentation de la limite d'élasticité est d'environ 29 %, pour E de 36 %.

On peut noter que, pour tous les états, la courbe de compression cyclique obtenue après stabilisation présente des caractéristiques plus élevées que la courbe de traction cyclique. Par exemple, pour A on a $R'_{e\text{ traction}} = 1414 \text{ N/mm}^2$ et $R'_{e\text{ compression}} = 1520 \text{ N/mm}^2$.

Ce phénomène se retrouve sur les caractéristiques monotones (2) et montre une fois encore le bon comportement à la compression de l'acier 35 NCD 16.

Détermination des coefficients d'érouissage

On a reporté sur des échelles logarithmiques (fig. 15) la contrainte rationnelle $\sigma_r = \frac{F}{S_0} (1 + e_p)$ (F : effort enregistré ; S_0 : section initiale de l'éprouvette ; e_p : déformation plastique mesurée) en fonction de la déformation vraie

$$\epsilon_r = \log_e (1 + e_p).$$

La loi de consolidation monotone $\sigma = K \epsilon^n$, ainsi que la loi de consolidation cyclique $\sigma = K' \epsilon'^m$ ont été déterminées pour tous les états étudiés.

La figure 15 d, ainsi que le tableau IV où sont reportées les valeurs de n, n', k et k' montrent que les caractéristiques cycliques ($R'_{e,n}$, n' et k') obtenues pour A, B et C sont très voisines : $1403 < R'_{e,n} < 1414 \text{ N/mm}^2$, $0,144 < n' < 0,152$, et $3472 < k' < 3687 \text{ N/mm}^2$.

RÉSISTANCE A LA DÉFORMATION CYCLIQUE

La deuxième partie de cette étude correspond à l'analyse d'essais à rupture effectués sous des amplitudes de déformation imposées.

Paramètres mesurés

La figure 16 présente, dans le cas du traitement D, l'évolution de la contrainte au cours des cycles pour 3 niveaux de déformation totale imposés. Cette évolution présente 3 stades classiques :

- 1) au cours des 10 premiers cycles, chute importante de la contrainte (adoucissement de l'acier) ;
- 2) décroissance lente de la contrainte, occupant plus de 90 % de la durée de vie ;
- 3) chute rapide de la contrainte conduisant à la rupture.

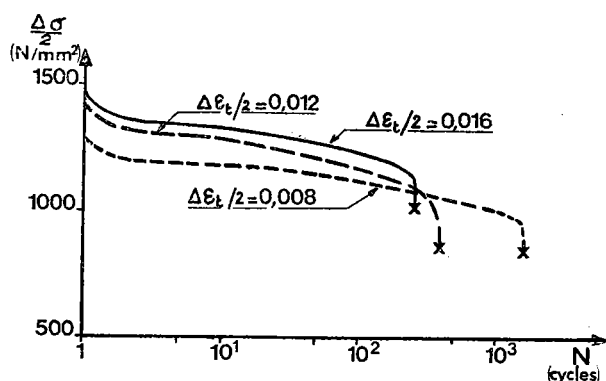


Figure 16. — Evolutions de la contrainte en fonction du nombre de cycles pour différents niveaux d'amplitude de déformation (traitement A).

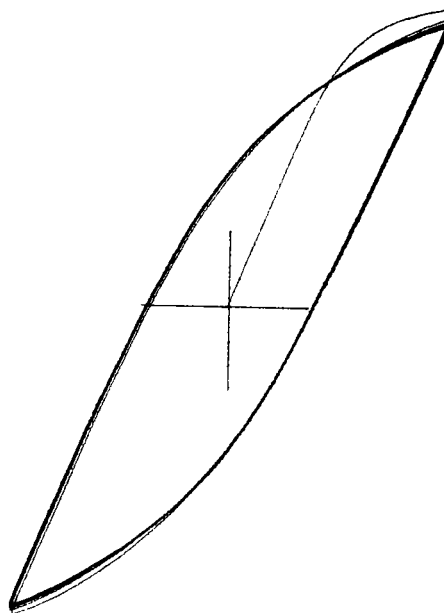


Figure 17. — Modification de la boucle d'hystérésis au cours des premiers cycles d'essais.

Si l'amplitude de variation de la déformation totale $\Delta \epsilon_t$ reste constante au cours de l'essai puisqu'elle est imposée, il n'en est pas de même de la déformation plastique et par suite de la déformation élastique : la boucle d'hystérésis subit en effet des modifications importantes (fig. 17).

On a donc choisi de déterminer la déformation plastique ϵ_p et la déformation élastique ϵ_e sur le 50^e cycle enregistré. Le cycle correspond au niveau moyen de contrainte au deuxième stade d'évolution de celle-ci.

Pour chaque essai les valeurs de

$$\epsilon_t = \frac{\Delta \epsilon_t}{2}, \quad \epsilon_p = \frac{\Delta \epsilon_p}{2} \text{ et } \epsilon_e = \frac{\Delta \epsilon_e}{2}$$

ont été reportées (fig. 18) sur un diagramme bilogarithmique

$$\epsilon = f(N).$$

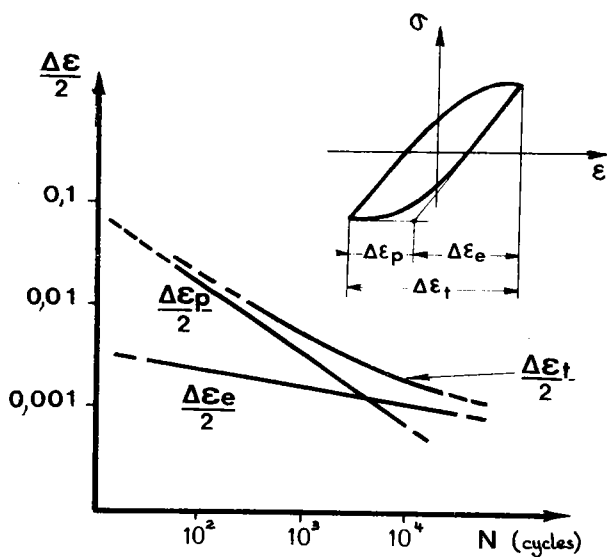


Figure 18. — Paramètres mesurés et diagramme $\Delta \epsilon = f(N)$.

TABLEAU V : Résultats des essais à rupture

Etat	$\frac{\Delta \epsilon_t}{2}$ (%)	$\frac{\Delta \epsilon_p}{2}$ (%)	$\frac{\Delta \epsilon_e}{2}$ (%)	σ_a (N/mm ²)	N (cycles)
A	1,70	0,76	0,94	1 795	117
	1,61	0,66	0,95	1 785	154
	1,31	0,43	0,88	1 655	258
	1,09	0,25	0,84	1 450	599
	0,84	0,11	0,73	1 380	1 320
	0,69	0,04	0,65	1 290	2 925
	0,66	0,03	0,63	1 360	2 528
	0,57	0,01	0,56	1 020	9 094
	0,46	—	0,46	900	35 000*
	0,40	—	0,40	750	420 000*
D	1,54	0,89	0,65	1 205	230
	1,44	0,80	0,64	1 250	255
	1,21	0,55	0,66	1 205	390
	0,99	0,35	0,64	1 175	683
	0,78	0,18	0,60	1 130	1 522
	0,56	0,05	0,51	975	4 661
	0,46	0,01	0,45	885	15 271

(*) Essais effectués à amplitude de charge imposée.

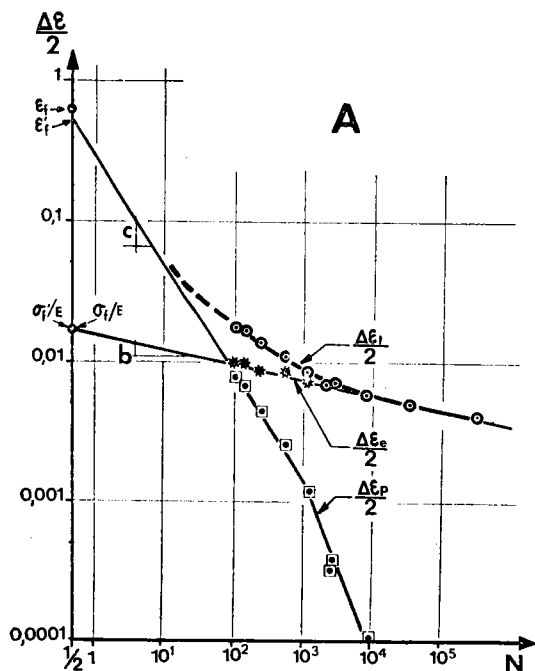


Figure 19. — Durée de vie en fonction des déformations élastique, plastique et totale. Traitement A (revenu à 200°C).

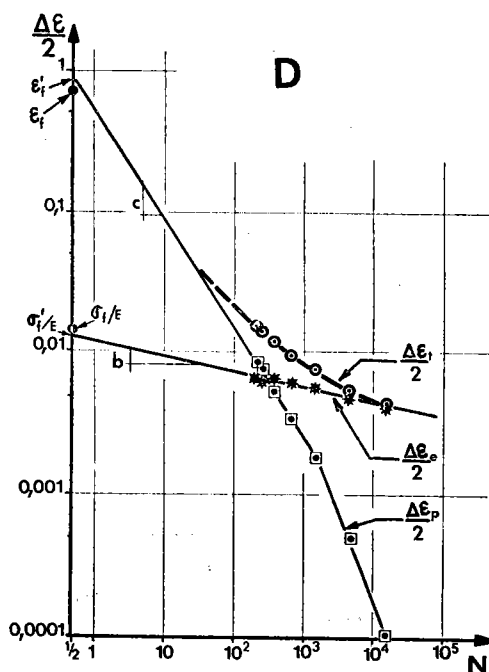


Figure 20. — Durée de vie en fonction des déformations élastique, plastique et totale. Traitement D (revenu à 500°C).

Résultats obtenus sur les traitements A et D

Durée de vie en fonction de la déformation

On a reporté sur le tableau V, ainsi que sur les figures 19 et 20, les résultats des essais à rupture obtenus sous amplitude de déformation imposée, dans le cas des traitements A et D. Les points correspondant à la déformation élastique se placent sur une droite de pente b (b < 0). Le coefficient b est appelé exposant de résistance à la fatigue (5). La déformation élastique pour un demi-cycle correspond à σ'_f/E où E est le module d'Young, et σ'_f est appelé coefficient de résistance à la fatigue. σ'_f est la contrainte vraie, suffisante pour provoquer la rupture en une alternance. Elle est voisine de la valeur statique $\sigma_f = F_r/S_f$, où F_r est l'effort provoquant la rupture, S_f la section finale à rupture, R_m la résistance à rupture et A l'allongement en %. σ_f/E a été porté sur l'axe des déformations situé à $N =$ demi-cycle.

Les points correspondant à la déformation plastique se placent sur une droite de pente c (c < 0). Le coefficient c est appelé « exposant de ductilité en fatigue ». Le niveau de déformation ϵ'_f pour un demi-cycle est appelé « coefficient de ductilité en fatigue ». Ce coefficient est la déformation vraie qui provoque la rupture en une alternance. ϵ'_f est voisin du coefficient statique ϵ_f

$$\epsilon_f = \log_e \frac{S_0}{S_f} = \log_e \left[\frac{100}{100-Z} \right],$$

où S_0 et S_f sont respectivement les sections initiale et finale de l'éprouvette et Z la striction en %.

Les points correspondant à la déformation totale, imposée au cours de l'essai, se placent sur une courbe asymptotique aux droites « élastique » et « plastique » :

— dans le domaine des fortes déformations, les points d'essais tendent à se placer sur la droite « plastique » de pente c ;

— dans le domaine des faibles déformations, les points sont situés sur la droite « élastique » de pente b.

Le tableau VI rassemble les valeurs de ϵ_f et σ_f ainsi que les caractéristiques de fatigue ϵ'_f , σ'_f , b, c et N_t (« durée de vie de transition » pour laquelle $\Delta \epsilon_p = \Delta \epsilon_e$), pour les 2 états étudiés (A et D).

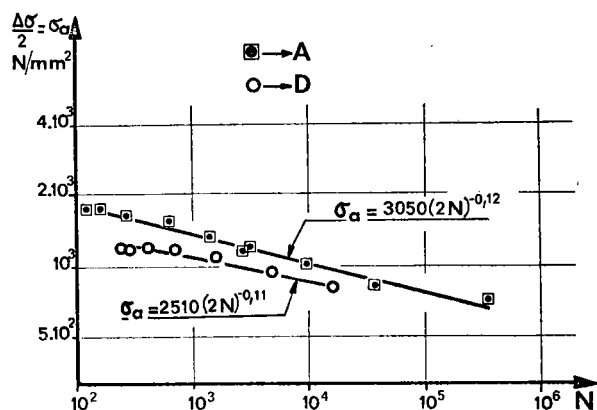


Figure 21. — Variation de l'amplitude de contrainte $\Delta\sigma/2 = \Delta\epsilon_e/2$, E, en fonction du nombre de cycles à rupture.

Expression des lois de résistance à la fatigue oligocyclique.

PROPRIETES DE RESISTANCE EN FATIGUE.

Sur la figure 21, on a reporté sur un diagramme $\Delta \sigma/2 = f(N)$ les points d'essai des états A et D tels que

$$\sigma_a = \frac{\Delta \sigma}{2} = \frac{\Delta \epsilon_e}{2} E$$

où $\frac{\Delta \epsilon_e}{2}$ est l'amplitude de déformation élastique et E le module d'élasticité. Les points d'essai se placent sur une droite (droite « élastique ») qui vérifie la loi de Basquin (7), dont l'expression est la suivante :

$\sigma_a = \sigma'_f \cdot (2N)^b$.

PROPRIETES DE DUCTILITE EN FATIGUE

Sur la figure 22, on a reporté sur un diagramme $\Delta \epsilon_p/2 = f(N)$ les points d'essais des états A et D.

Les points d'essais où $\Delta \epsilon_p/2 > 10^{-3}$ s'alignent sur deux droites pratiquement parallèles (pente c $\approx 0,76$) qui vérifie l'équation proposée par Manson (8) :

$$\Delta \epsilon_p/2 = \epsilon'_f \cdot (2N)^c$$

TABLEAU VI : Caractéristiques de fatigue

Etat	ϵ_f	ϵ'_f	σ_f (N/mm ²)	σ'_f (N/mm ²)	b	c	N_t (cycles)
A	0,63	0,58	3 150	3 050	-0,12	-0,77	95
D	0,70	0,84	2 600	2 510	-0,11	-0,76	300

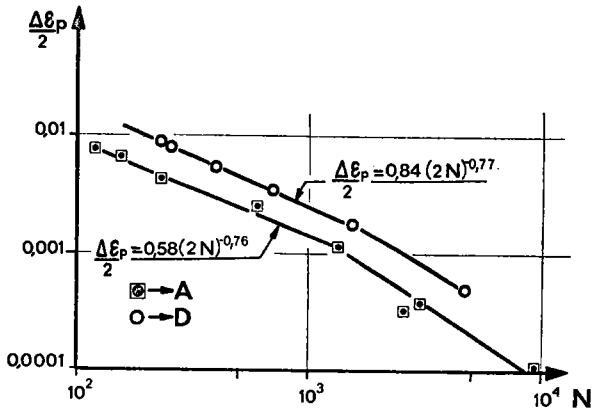


Figure 22. — Variation de l'amplitude de déformation plastique $\Delta \epsilon_p/2$ en fonction du nombre de cycles à rupture.

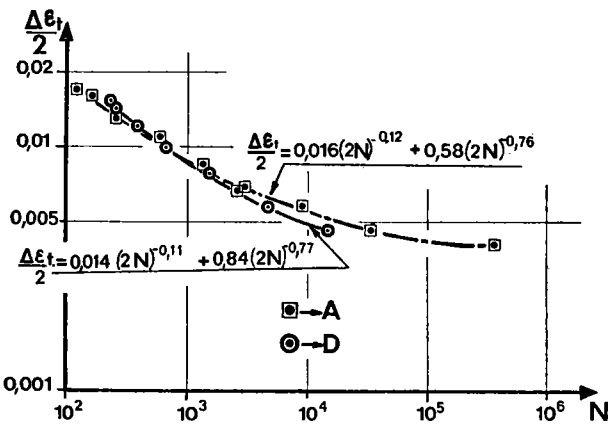


Figure 23. — Variation de l'amplitude de déformation totale, en fonction de la durée de vie.

RELATION ENTRE LA DEFORMATION TOTALE ET LA DUREE DE VIE.

Sur la figure 23 on a superposé les résultats d'essais exprimés en amplitude de déformation totale — nombre de cycles à rupture, obtenus avec l'état A et l'état D. Les courbes passant par les points peuvent s'exprimer sous la forme :

$$\begin{aligned} \Delta \epsilon_t/2 &= \Delta \epsilon_e/2 + \Delta \epsilon_p/2 \\ &= \frac{\sigma'_f}{E} \cdot (2N)^b + \epsilon'_f (2N)^c \end{aligned}$$

La forme numérique de cette équation est :

— pour l'état A :

$$\frac{\Delta \epsilon_t}{2} = 0,016 (2N)^{-0,12} + 0,58 (2N)^{-0,76}$$

— Pour l'état D :

$$\frac{\Delta \epsilon_t}{2} = 0,014 (2N)^{-0,11} + 0,84 (2N)^{-0,77}$$

Il est intéressant de noter que, malgré les différences observées entre les caractéristiques mécaniques cycliques des états A et D, le comportement de ces deux états sous une déformation totale est très voisin ; le traitement A, de caractéristiques mécaniques plus élevées, se comporte mieux que D pour des déformations cycliques élastiques (fig. 21) donc dans le domaine de l'endurance classique, par contre le traitement D, plus ductile, supporte de plus grandes déformations plastiques, pour un même nombre de cycles à rupture (fig. 22).

Pour mettre en évidence l'importance du coefficient de ductilité ϵ'_f , on a reporté (fig. 24) l'amplitude de déformation plastique cyclique $\Delta \epsilon_p$, rapportée à ϵ'_f , en fonction de la durée de vie N. Tous les points correspondant à $\Delta \epsilon_p/2$ supérieur à 0,1 % se placent sur une même courbe d'équation :

$$1/2 \Delta \epsilon_p/\epsilon'_f = (2N)^{-0,76}$$

En raison du comportement semblable des traitements A et D, ϵ'_f est alors nécessaire pour comparer la résistance à la fatigue oligo-cyclique de ces deux états.

La figure 25 illustre le comportement des états A et D, en présentant le faciès de rupture macroscopique obtenu dans chaque cas pour des déformations totales imposées équivalentes.

L'éprouvette à l'état A, rompue au bout de 250 cycles, présente une lunule de fatigue de diamètre environ 2,5 fois plus petit que dans le cas de l'éprouvette à l'état D, rompue à un même nombre de cycles, mais sollicitée par une amplitude de déformation plastique 2 fois plus grande que celle appliquée à l'éprouvette à l'état A.

On remarque ainsi le bon comportement de l'état A pour des déformations élastiques importantes et une meilleure résistance à la déformation plastique pour l'état B.

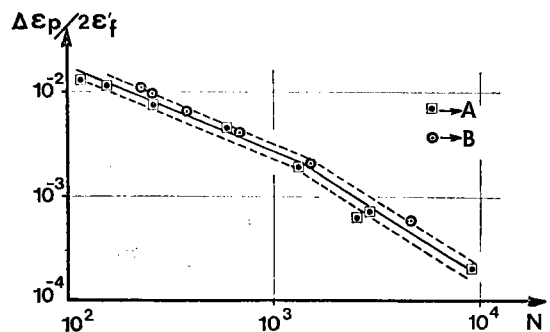


Figure 24. — Variation du rapport $\Delta \epsilon_p/\epsilon'_f$ en fonction du nombre de cycles à rupture.

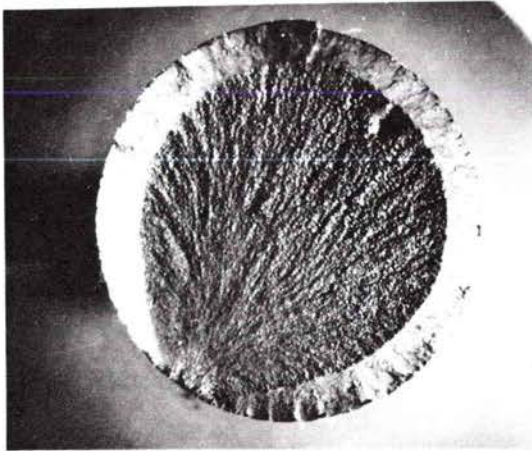
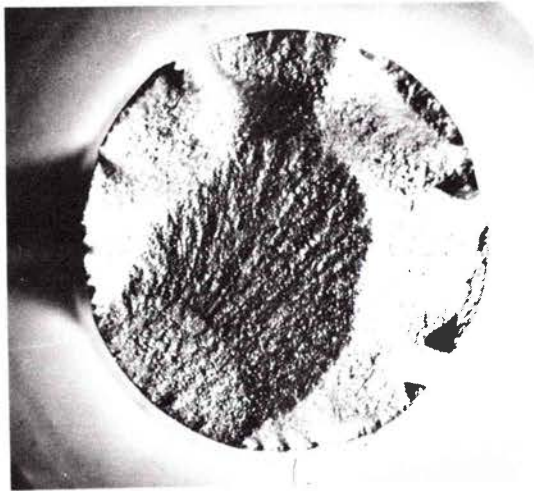
a) Traitement A : $\Delta \epsilon_p/2 = 0.43 \%$ b) Traitement D : $\Delta \epsilon_p/2 = 0.89 \%$

Figure 25. — Faciès de rupture d'éprouvettes sollicitées en fatigue plastique. Rupture pour 250 cycles environ.

Energie dissipée

De nombreux chercheurs (9) (10) (11) (12) ont cherché à utiliser l'énergie de l'hystérésis mécanique comme critère de dommage en fatigue.

On sait qu'en effet, au niveau microscopique, la déformation plastique cyclique est liée au mouvement des dislocations et la contrainte cyclique se rapporte à la résistance à leur déplacement.

C'est pourquoi la déformation plastique cyclique et la contrainte cyclique sont toutes les deux nécessaires pour qu'il y ait endommagement, en provoquant une dissipation de l'énergie mécanique.

Ainsi, l'énergie de déformation plastique par cycle peut être considérée comme une mesure de la somme de dommage de fatigue par cycle et la résistance à la fatigue d'un métal peut être caractérisée en terme de capacité à absorber et à dissiper l'énergie de déformation plastique.

Il est possible de relier l'énergie de déformation plastique par cycle ainsi que l'énergie totale de déformation à rupture à la durée de vie.

TABLEAU VII : Energie de déformation cyclique

Etat	$\Delta \epsilon_p/2$ (%)	σ_n (N/mm ²)	ΔW (10 ⁻³ J/mm ³)		N (cycles)	W_f (J/mm ³)
			mesuré	calculé		
A	0,76	1 795	43,5	44,2	117	5,09
	0,66	1 785	35,6	35,3	154	5,48
	0,43	1 655	22,0	21,3	258	5,68
	0,25	1 450	11,4	10,9	599	6,83
	0,11	1 380	4,6	4,5	1 320	6,07
D	0,89	1 205	32,8	33,5	230	7,54
	0,80	1 250	30,6	31,2	255	7,80
	0,55	1 205	21,1	20,7	390	8,23
	0,35	1 175	12,8	12,9	683	8,74
	0,18	1 130	6,0	6,3	1 522	9,86

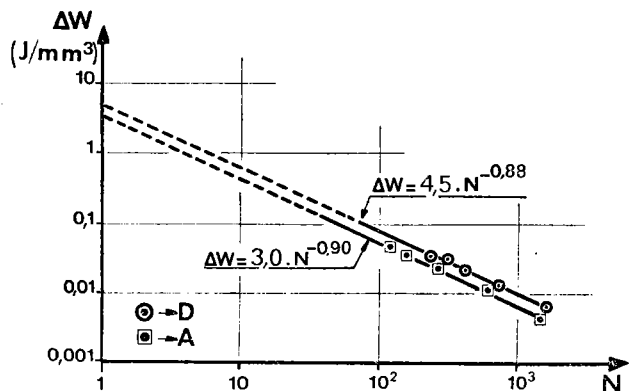


Figure 26. — Evolution de l'énergie de déformation plastique par cycles en fonction du nombre de cycles à rupture.

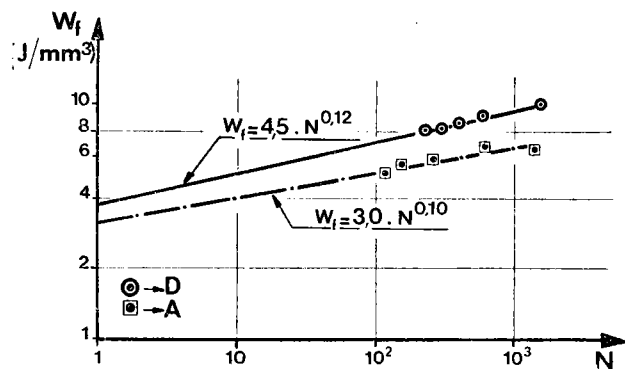


Figure 27. — Variation de l'énergie totale de déformation plastique en fonction du nombre de cycles à rupture.

Les aires des cycles d'hystérésis stables (50° cycle) ont été mesurées sur les enregistrements effectués au cours des essais de fatigue oligo-cyclique.

Dans le cas des traitements A et D, le tableau VII rassemble d'une part, les mesures des aires des cycles d'hystérésis correspondant à l'énergie dissipée par cycle, ΔW (exprimé en J/mm^3), d'autre part, les valeurs de l'énergie totale de déformation à rupture $W_f = \Delta W \cdot N$ (N nombre de cycles à rupture au niveau de déformation considéré). Il est à noter que l'on a supprimé les résultats correspondant aux très bas niveaux de déformation plastique, en raison du manque de précision des mesures effectuées.

On a reporté les résultats précédents sur des diagrammes bilogarithmiques, respectivement $\Delta W - N$ (fig. 26) et $W_f - N$ (fig. 27).

Dans le premier cas (fig. 26), on observe une décroissance de l'énergie par cycle ΔW lorsque le nombre de cycles N augmente. Les points s'alignent

sur des droites et la relation entre ΔW (en J/mm^3) et N (en cycles) peut s'écrire :

- pour l'état A : $\Delta W = 3,0 \cdot N^{-0,90}$
- pour l'état B : $\Delta W = 4,5 \cdot N^{-0,88}$

Par contre, on observe (fig. 27) une croissance de l'énergie totale à rupture W_f , lorsque N augmente. En coordonnées bilogarithmiques les points se placent autour d'une droite et la relation entre W_f (en J/mm^3) et N (en cycles) s'écrit :

- pour l'état A : $W_f = 3,0 \cdot N^{0,10}$
- pour l'état B : $W_f = 4,5 \cdot N^{0,12}$

Essais complémentaires

Sur la figure 28, on a reporté d'une part quelques résultats d'essais de fatigue oligo-cyclique effectués sur les traitements A, B et C, d'autre part le tracé des courbes et droites de la figure 19, correspondant respectivement à l'évolution de $\Delta \epsilon_e/2$, $\Delta \epsilon_c/2$ et $\Delta \epsilon_p/2$ pour l'état A sollicité en déformation totale alternée ($R_\epsilon = \frac{\epsilon_{min}}{\epsilon_{max}} = -1$).

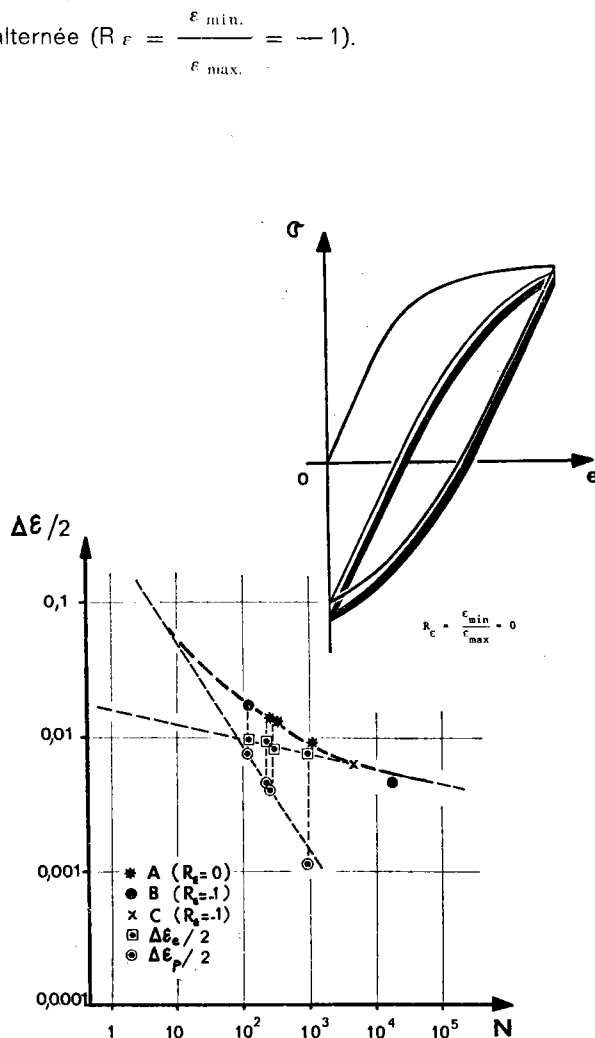


Figure 28. — Résultats d'essais de fatigue oligo-cyclique effectués pour $R_F = -1$ et $R_F = 0$.

On peut remarquer tout d'abord que les 3 essais correspondant aux états B et C se placent correctement autour des courbes et droites de l'état A. Ces résultats ne sont pas surprenants, si l'on considère la similitude des caractéristiques cycliques (R'_e , n') des états A, B et C.

Par ailleurs des essais de fatigue oligo-cyclique en déformation totale répétée ($R_\varepsilon = 0$) ont été effectués sur des éprouvettes à l'état A.

Le schéma de la *figure 28* présente l'évolution de la boucle d'hystérésis au cours des premiers cycles : cette évolution tient compte, d'une part, de l'adoucissement du métal qui tend à acquérir des caractéristiques mécaniques stables, d'autre part, de la relaxation de la contrainte moyenne qui tend vers une valeur nulle (13).

Les résultats des essais effectués à $R_\varepsilon = 0$, reportés sur le diagramme $\Delta \varepsilon_p/2 - N$ se placent correctement autour des courbes moyennes des résultats obtenus pour $R_\varepsilon = -1$.

DISCUSSION

Déstabilisation de l'austénite résiduelle

Quelles que soient les conditions de trempe on a vu (§ « Détermination des caractéristiques cycliques ») que pour une même température de revenu (200°C), les caractéristiques mécaniques obtenues après adaptation à la déformation plastique cyclique étaient sensiblement les mêmes, alors que les caractéristiques « statiques » initiales étaient très différentes, en raison des teneurs plus ou moins élevées en austénite résiduelle conférées par le traitement thermique.

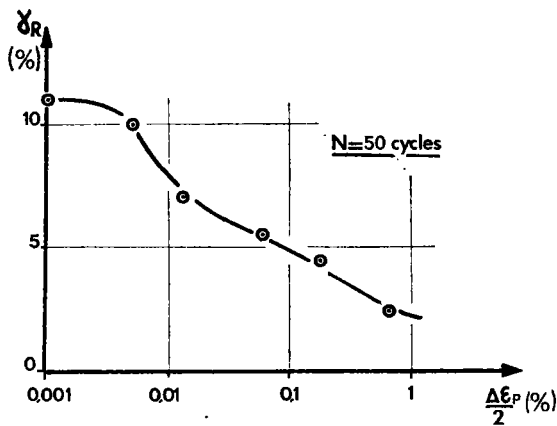


Figure 29. — Déstabilisation de l'austénite résiduelle, en fonction du niveau de déformation plastique cyclique atteint (état C).

En effet, on observe une compétition entre l'adoucissement produit par la destruction de sous-structures instables de dislocations introduites à l'occasion de la transformation austénite-martensite, lors de la trempe, et le durcissement dû à la transformation austénite résiduelle \rightarrow martensite, au cours de l'écroissage produit par les cycles de fatigue, qui conduit à une structure de dislocation stable.

Dans le cas de l'état A ($\gamma_R = 2-3\%$), c'est l'adoucissement qui l'emporte avec une chute de la limite d'élasticité conventionnelle R_e de 17 %, tandis que pour l'état C ($\gamma_R = 11-12\%$) il s'agit d'un durcissement de 22 %. Dans le cas de l'état B ($\gamma_R = 7-8\%$), la réorganisation des dislocations conduit à un état relativement stable (chute de R_e de 1,5 %).

Si l'on s'intéresse à l'ensemble des états étudiés, c'est l'état D ($\gamma_R = 0$) qui s'adoucit le plus (chute de R_e de 23 %).

Déstabilisation de l'austénite résiduelle en fonction de $\Delta \varepsilon_p/2$.

Averbach et al. (14) ont étudié sur un acier du type AISI 2340 trempé et revenu ($\gamma_R = 6\%$) l'évolution de l'austénite résiduelle au cours d'un essai de traction.

Ils ont détecté une baisse mesurable de la teneur en austénite résiduelle γ_R pour des niveaux de déformation plastique très faibles ($\varepsilon_p = 0,1\%$).

A l'instar de ces auteurs, on a mesuré sur une éprouvette à l'état C ($\gamma_R = 11\%$) l'évolution de γ_R en fonction de niveaux successifs de $\Delta \varepsilon_p/2$ croissants. A chaque niveau, l'éprouvette a subi 50 cycles, nombre de cycles pour lequel on observe la stabilisation de la boucle d'hystérésis.

Pour cette étude, des éprouvettes de section carrée ont été utilisées (fig. 3 et 4), les faces planes permettant de faire des impacts de rayons X suffisants dans la région soumise aux déformations cycliques.

La *figure 29* montre que, même pour un niveau de déformation plastique très faible ($\Delta \varepsilon_p/2 = 0,013\%$), on observe déjà une chute importante de γ_R qui passe de 11 à 7 %. De plus, la déstabilisation de l'austénite au bout d'un même nombre de cycles est fonction du niveau de déformation plastique cyclique $\Delta \varepsilon_p/2$ et on trouve $\gamma_R < 3\%$ pour $\Delta \varepsilon_p/2 = 0,65\%$.

Par ailleurs, pour connaître la contribution de chaque portion d'un cycle de déformation plastique à la déstabilisation de l'austénite résiduelle, on a effectué sur deux éprouvettes différentes à l'état B ($\gamma_R = 8\%$), respectivement un quart de cycle en traction (essai de traction jusqu'à $\varepsilon_t = 1,4\%$) et un quart de cycle en compression (essai de compression jusqu'à $\varepsilon_c = -1,4\%$).

Pour l'éprouvette sollicitée en traction, γ_R passe de 8 à 5 %, tandis que pour l'éprouvette sollicitée

en compression on n'observe pas d'évolution mesurable de γ_R .

Ces résultats permettent d'affirmer que la déstabilisation de l'austénite résiduelle se produit au cours de la partie du cycle où l'on a une déformation plastique en traction.

Déstabilisation de l'austénite résiduelle en fonction du nombre de cycles.

Des mesures de teneur en austénite résiduelle effectuées par diffraction des rayons X sur des éprouvettes à l'état A, B et C après stabilisation à l'aide de la méthode par incrément ($\epsilon_{t \text{ max.}} = 1,6\%$) ont donné des résultats comparables ($\gamma_R < 3\%$).

Par la même méthode de mesure, on a suivi l'évolution de la teneur en austénite résiduelle γ_R d'une éprouvette à l'état C au cours des cycles de déformation plastique.

La figure 30 présente l'évolution de γ_R , mesurée avant essai (11%), après 1 cycle (5%), 2 cycles (3%) et 60 cycles ($< 3\%$), pour une amplitude de déformation totale $\Delta \epsilon_t/2 = 1,4\%$ qui correspond à une déformation plastique $\Delta \epsilon_p/2 = 0,65\%$.

On constate donc, pour ce niveau de déformation, une déstabilisation rapide de l'austénite au cours des cycles, à laquelle correspond une évolution parallèle de la boucle d'hystérésis mécanique.

Par ailleurs, on a sollicité une éprouvette, à l'état C ($\gamma_{R \text{ initial}} = 11\%$) sous $\Delta \epsilon_t/2 = 0,6\%$ ($\Delta \epsilon_p/2 = 0,013\%$). Après rupture pour 5250 cycles, on a obtenu $\gamma_R \ll 3\%$; cette mesure a été faite loin de la zone de rupture.

On a donc précisé les points suivants :

— pour un niveau donné d'amplitude de déformation, on observe une déstabilisation rapide de

l'austénite au cours des premiers cycles, à laquelle correspond une évolution parallèle de la boucle d'hystérésis mécanique ;

— la déstabilisation de l'austénite résiduelle est d'autant plus lente que l'amplitude de déformation plastique appliquée est faible ;

— quelle que soit l'amplitude de déformation appliquée, on observe toujours la disparition de l'austénite résiduelle au bout d'un nombre de cycles plus ou moins longs.

Energie de transformation martensitique

Meyzaud et Sauzay (15) ont montré que dans le cas des aciers peu alliés, un abaissement de température de 60°C permet de décomposer la moitié de l'austénite résiduelle, du moins tant que l'on reste au-dessus de -120°C .

Par ailleurs, en reprenant les travaux de Krisement et al. (16) on peut indiquer qu'un refroidissement de 60°C conduit à une augmentation de l'énergie libre produite lors de la transformation austénite \rightarrow martensite, d'environ 120 cal/atg.

Dans le cas de l'éprouvette sollicitée sous $\Delta \epsilon_p/2 = 0,65\%$, nous avons vu qu'après le premier cycle il y a décomposition de la moitié environ de l'austénite résiduelle initiale (10,5 \rightarrow 5%) et qu'après le deuxième cycle il y a à nouveau une proportion semblable d'austénite décomposée (5 \rightarrow 3%).

L'énergie mécanique à chaque cycle, obtenue par la mesure de l'aire de la boucle d'hystérésis, est $45 \cdot 10^{-3} \text{ J/mm}^3$, soit 80 cal/atg, environ. Cette énergie mécanique est du même ordre de grandeur que l'énergie libre qui, par un abaissement de température, permet de déstabiliser la même proportion d'austénite.

On peut noter ainsi l'analogie du point de vue énergétique entre ces deux moyens de décomposer l'austénite résiduelle que sont l'abaissement de la température et les sollicitations mécaniques répétées.

Propagation des fissures de fatigue

Mécanisme d'endommagement à fond de fissure

La figure 31 proposée par Bathias (17) montre schématiquement quelles sont les déformations que subit un point situé dans le plan d'une fissure de fatigue (fig. 31 a). Loin de la fissure (A), la déformation est élastique, à l'intérieur de la zone périphérique (B à C), la déformation cyclique reste élastique, c'est-à-dire que les cycles contrainte-déformation sont fermés. En revanche, la déformation plastique monotone due à l'ouverture de la fissure augmente régulièrement de M à R.

A l'intérieur de la zone plastifiée centrale (C, D, E, F) l'amplitude atteint 2 R, et il y a déformation plastique cyclique. En effet, si l'on considère (fig. 31 b) un cycle triangulaire en traction répétée, on suppose

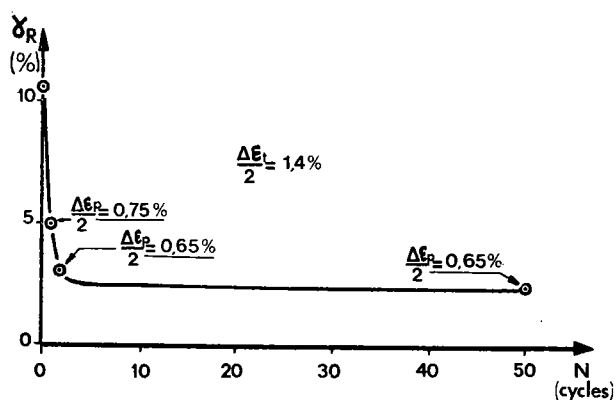
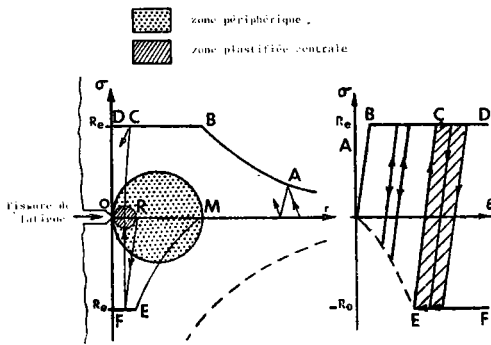
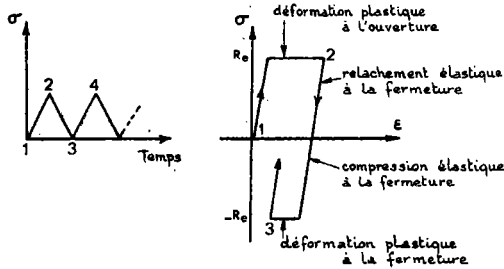


Figure 30. — Déstabilisation de l'austénite résiduelle, en fonction du nombre de cycles (état C).



a) Contraintes et déformations dans le plan de la fissure.



b) Formation de la zone plastifiée à fond de fissure.

Figure 31. — Mécanisme d'endommagement à la pointe d'une fissure de fatigue.

que, lors de l'ouverture de la fissure, il y a plastification dès que la limite d'élasticité R_0 est atteinte localement et que, lors de la fermeture, c'est une amplitude de la contrainte égale au double de R_0 qui induira une nouvelle déformation plastique à l'intérieur de la zone plastifiée pendant l'ouverture de la fissure.

Un point situé dans le plan de la fissure de fatigue est donc sollicité par des cycles de déformation d'amplitude croissante, qui confèrent au métal des caractéristiques cycliques stables, telles qu'elles ont été définies au chapitre « Détermination des caractéristiques cycliques ». En effet, le nombre total de cycles de déformation plastique dans la zone plastifiée centrale, qui peut être estimé par le rapport de la taille de la zone plastifiée et de la vitesse de fissuration, est en général de l'ordre de 10^2 à 10^3 , dans un grand domaine de vitesse (18).

Vitesse de fissuration

La vitesse de fissuration da/dN (da : variation de la longueur de la fissure pendant dN cycle) peut

être définie par la relation suivante (3) :

$$\frac{da}{dN} = 10^{-4} \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_0} \right)^m$$

où ΔK est la variation du facteur d'intensité de contrainte au cours du cycle,

ΔK_0 et m sont des constantes expérimentales.

Certains auteurs (19) ont montré que ΔK_0 et m sont reliés aux caractéristiques cycliques (R'_e , n') qui existent dans la zone plastifiée centrale, tandis que ΔK_0 et m sont indépendants des caractéristiques mécaniques « monotones ».

Sur un diagramme bilogarithmique $da/dN - \Delta K$ on a tracé (fig. 32) les lois de variation de la vitesse de fissuration en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte, pour les états A, B et C.

Ces lois ont été déterminées pour $R = F_{min}/F_{max} = 0,1$ sur des éprouvettes compactes de traction du type CT 20, à l'aide d'un suiveur de fissure à courants de Foucault (20).

On peut considérer sur la figure 32 que les droites correspondant aux états A, B et C sont les mêmes, compte tenu de la dispersion des résultats d'essai effectués dans chaque cas sur au moins 2 éprouvettes.

Cette similitude dans les résultats de vitesse de fissuration peut paraître surprenante si on observe les différences importantes entre les caractéristiques mécaniques « monotones » des états A, B et C :

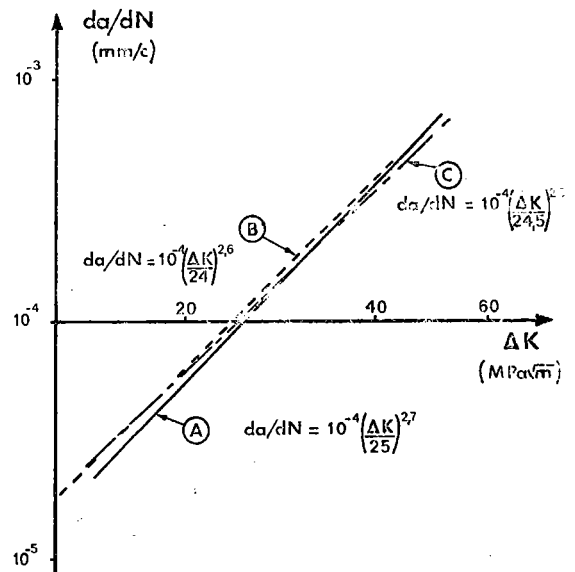


Figure 32. — Variation de la vitesse de fissuration da/dN en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK , pour les états A, B et C.

R_e varie entre 1 691 et 1 098 N/mm² et n passe de 0,078 à 0,260 ; par contre, ces résultats semblent logiques si on tient compte des caractéristiques cycliques : en effet, dans ce cas, on a affaire à des valeurs très voisines : $1\ 403 < R'_e < 1\ 414$ N/mm² et $0,144 < n' < 0,152$.

Evaluation du comportement d'un métal soumis à la fatigue plastique.

Stabilité

Une indication de la réponse cyclique d'un métal peut être obtenue en se servant du coefficient d'écroutissage monotone n (13) : un coefficient n élevé conduit à un durcissement cyclique (cf. état E), un coefficient faible provoque un adoucissement cyclique (cf. état D). Une valeur de n voisine de 0,1 correspond à un comportement stable (cf. état B).

Constantes de fatigue oligo-cyclique (ϵ'_f , σ'_f , b et c)

De nombreux auteurs (11) (13) ont remarqué que ϵ'_f et σ'_f étaient souvent proches des valeurs statiques :

$$\epsilon_f = \log_e \left[\frac{100}{100 - Z} \right] \text{ et } \sigma_f = F_t / S_f$$

où Z est la striction (en %), R_m la résistance à la rupture et A l'allongement (en %).

Si l'on compare sur le tableau V, ϵ_f et ϵ'_f , d'une part, σ_f et σ'_f , d'autre part, obtenus pour les états A et D, on obtient des différences inférieures à 20%.

Au sujet des variations relatives de n' et de ϵ_f , σ_f , b , c , Feltner et al. (21) notent :

— si l'on veut augmenter la résistance à la contrainte cyclique (solicitation sous charge imposée), il convient de diminuer n' puisque lorsque n' diminue, σ_f croît et b diminue ;

— si l'on veut augmenter la résistance à la déformation plastique cyclique, il vaut mieux augmenter n' , puisque lorsque n' croît, ϵ_f croît et c décroît.

Par ailleurs, à l'aide de concepts énergétiques, Morrow (11) a montré que b était relié à n' par l'expression :

$$b = - n' / (1 + 5 n')$$

De la même façon, il a proposé pour c :

$$c = - 1 / (1 + 5 n')$$

Ce qui conduit à $n' = b/c$.

Le tableau VIII présente les valeurs expérimentales et calculées de b , c et n' .

Les différences entre les valeurs calculées et les valeurs expérimentales varient entre 10 et 30 % pour b et c et sont inférieures à 5 % pour n' .

TABLEAU VIII
Valeurs calculées et expérimentales de b , c et n'

Etat		A	D
b	expérimental	-0,12	-0,11
	calculé	-0,08	-0,08
c	expérimental	-0,77	-0,76
	calculé	-0,58	-0,62
n'	expérimental	0,144	0,122
	calculé	0,142	0,126

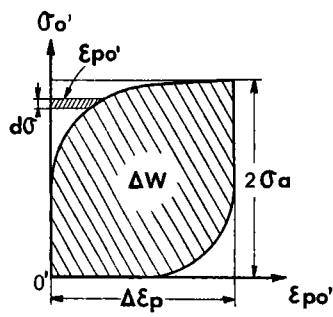
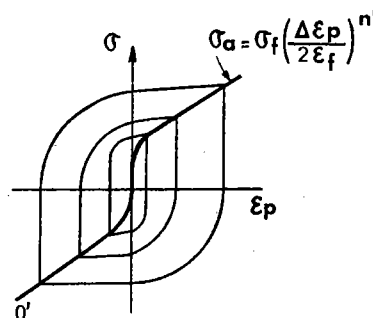


Figure 33. — Boucles d'hystérésis mécanique ($\sigma - \epsilon_p$) schématisées.

Energie de déformation plastique

Halford (22) s'est aperçu qu'une boucle d'hystérésis mécanique pouvait être représentée correctement par une fonction en puissance, pourvu que la contrainte et la déformation plastique soient mesurées à partir de la pointe de la boucle. Il a pu établir ainsi (fig. 33) à partir de nouvelles coordonnées σ'_0 et ϵ_{p0}' menées de O' , une fonction de la forme :

$$\epsilon_{p0}' = \Delta \epsilon_p \left(\frac{\sigma'_0}{2 \sigma_a} \right)^{1/n'}$$

où n' est le coefficient d'érouissage cyclique ; on a vu, en effet (chap. « Méthode de tracé... cyclique ») que la courbe d'hystérésis complète donnait une bonne approximation de la courbe cyclique.

L'aire de la boucle d'hystérésis ΔW correspond à la différence entre le rectangle, $2 \sigma_a \Delta \varepsilon_p$, et les deux petites surfaces entre la boucle et le rectangle :

$$\Delta W = 2 \sigma_a \Delta \varepsilon_p - 2 \int_0^{2 \sigma_a} \varepsilon_{po}' d \sigma$$

Si, dans cette équation, on remplace ε_{po}' par l'expression précédemment trouvée et que l'on intègre, on obtient après réduction :

$$\Delta W = 2 \sigma_a \Delta \varepsilon_p \left(\frac{1 - n'}{1 + n'} \right)$$

Le tableau VII rassemble les valeurs de ΔW mesurées et calculées à l'aide de cette relation. Les écarts obtenus sont inférieurs à 10 %.

Connaissant n' , d'une part, l'amplitude de contrainte et de déformation plastique du cycle stable, d'autre part, il est possible d'avoir une bonne approximation de l'énergie de déformation plastique dissipée par cycle, à l'aide de la relation précédente.

CONCLUSIONS

Les résultats présentés au cours de cette étude ont été obtenus sur un acier du type 35 NCD 16, à l'état brut de trempe et à l'état trempé et revenu (température de revenu 200 et 500°C). Dans le cas du revenu à 200°C, on a fait varier les conditions de trempe de manière à obtenir les propriétés mécaniques différentes, corrélativement avec la teneur en austénite résiduelle γ_R .

Dans une première partie, on a déterminé les caractéristiques cycliques (R'_e , n' , k') de tous les états étudiés. On a mis ainsi en évidence les points suivants :

— Pour un état donné, quelle que soit la méthode de détermination mise en œuvre, on obtient une même courbe cyclique, qui correspond à la stabilisation de l'acier.

— On n'observe aucune influence de la vitesse de déformation cyclique, lorsque celle-ci est multipliée par 3, ni de la forme du cycle de déformation (triangulaire ou sinusoïdal).

— Dans le cas des états revenus à 200°C, quelles que soient les conditions de trempe, donc quelle que soit la teneur initiale en γ_R , on obtient une même courbe cyclique, donc des caractéristiques cycliques équivalentes : pour γ_R faible (2-3 %), on observe un adoucissement cyclique de l'acier, pour γ_R élevé (11-12 %) il y a durcissement, pour $\gamma_R = 7$ % les

caractéristiques mécaniques restent relativement stables.

— L'état brut de trempe ($\gamma_R = 9$ %) conduit à un durcissement cyclique important, accompagné par un niveau de ductilité sensiblement plus faible ($Z = 35$ %) que pour les autres traitements.

Dans une deuxième partie, on a présenté les résultats des essais de fatigue oligo-cyclique effectués sous amplitude de déformation totale imposée, dans le cas des états revenus à 200 et à 500°C.

Les expressions numériques des lois de résistance à la fatigue oligo-cyclique ont été données à l'aide de relations entre, d'une part, les amplitudes de contrainte $\Delta \sigma/2$, de déformation plastique et de déformation totale et, d'autre part, le nombre de cycles à rupture. On a pu ainsi montrer les aptitudes de chaque état à résister à la fatigue oligo-cyclique : les résultats d'essai exprimés en déformation totale sont comparables, mais si l'état revenu à 200°C se comporte mieux pour des déformations élastiques cycliques élevées, l'état revenu à 500°C supporte de plus grandes déformations plastiques cycliques.

Par ailleurs, on a pu relier l'énergie de déformation plastique par cycle ΔW et l'énergie totale de déformation W_f à la durée de vie N et donner des expressions numériques de ces relations.

De plus quelques essais ont pu montrer, d'une part, que dans le cas de l'état revenu à 200°C les conditions de trempe ne conduisent pas à des résultats à rupture sensiblement différents, d'autre part, qu'il y a une influence négligeable de R_e

$$= \frac{\varepsilon_{\min.}}{\varepsilon_{\max.}} \quad (-1 < R_e < 0).$$

Dans une troisième partie, on a étudié la déstabilisation de γ_R en conditions cycliques et on a pu montrer que :

— la déstabilisation de γ_R ne se produit qu'au cours de la partie du cycle de déformation plastique en traction ;

— pour un même niveau de déformation plastique cyclique, on observe une déstabilisation très rapide de γ_R au cours des premiers cycles : pour $\Delta \varepsilon_p/2 \neq 0,7$ %, les deux premiers cycles font disparaître 70 % de la teneur initiale de γ_R ;

— au bout d'un même nombre de cycles (50), la déstabilisation γ_R est fonction du niveau de déformation plastique $\Delta \varepsilon_p/2$ atteint, pour une valeur très faible de $\Delta \varepsilon_p/2$ (0,013 %) on observe déjà une chute d'environ 30 % de γ_R .

En considérant le mécanisme de déformation plastique au voisinage d'une fissure de fatigue conduisant à des caractéristiques cycliques stables, on a pu relier les lois de fissuration exprimées à l'aide des concepts de la mécanique de la rupture et détermi-

nées sur les états revenus à 200°C après différentes conditions de trempe.

Enfin, en comparant les valeurs mesurées expérimentalement des caractéristiques cycliques, des constantes de fatigue oligo-cyclique ainsi que de l'énergie de déformation plastique par cycle, aux valeurs calculées à l'aide d'expressions proposées par différents auteurs, on a pu justifier certaines approximations de ces paramètres.

Remerciements

Les résultats donnés dans ce texte ont été obtenus dans le cadre d'un contrat de recherche passé avec la Délégation Générale à la Recherche Scientifique et Technique que nous tenons à remercier.

Nous voulons aussi remercier MM. Carel et Meyzaud pour leur collaboration, ainsi que toutes les personnes qui ont participé à cette étude.

bibliographie

- 1 FELTNER (L.E.). — Communication privée.
- 2 LIEURADE (H.P.), BOUCHER (A.), RABBE (P.). — Influence de certains paramètres mécaniques et métallurgiques sur l'endurance d'aciers du type 35 NCD 16, *Revue Métallurg.*, 71, n° 5 (1974), 423-435.
- 3 LIEURADE (H.P.), RABBE (P.). — Etude à l'aide de la mécanique de la rupture, de la vitesse de fissuration en fatigue d'une gamme étendue d'aciers, *Mém. Sc. Rev. Métallurg.*, 69, n° 9 (1972), 605-621.
- 4 FELTNER (L.E.), LANDGRAF (R.W.). — Selecting materials to resist low cycle fatigue. *ASME*, n° 69, DE 59 (1969).
- 5 ABDEL-RAOUF (H.), PLUMTREE (A.), TOPPER (T.H.). — Effects of temperature and deformation rate on cyclic strength and fracture of low-carbon steel. *Publication ASTM, STP*, 519 (1973), 28-57.
- 6 RASKE (D.T.), MORROW (Jo Dean). — Mechanics of materials in low cycle fatigue testing. *Publication ASTM, STP*, 465 (1969), 1-25.
- 7 BASQUIN (O.H.). — The exponential law of endurance tests. *Proceedings Am. Soc. Testing Mats*, 10, Part II (1910), 625-630.
- 8 MANSON (S.S.). — Machine design. *M.A.D.E.A.*, 7 (1960), 139.
- 9 INGLIS (N.P.). — Hysteresis and fatigue of Wöhler rotating cantilever specimen. *The metallurgist* (février 1927), 23-27.
- 10 MINER (M.A.). — Cumulative damage in fatigue. *Trans., Am. Soc. Mech. Engrs*, 67 (1945), A 159.
- 11 MORROW (Jo Dean). — Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals.
- 12 BUI-QUOC (Thang). — Cyclic stress, strain and energy variation under cumulative damage tests in low-cycle fatigue. *J. of Testing and Evaluation*, 1, n° 1 (janv. 1973), 58-64.
- 13 LANDGRAF (R.W.). — The resistance of metals to cyclic deformation. *Publication ASTM, STP*, 467 (1970), 3-36.
- 14 AVERBACH (B.L.), LORRIS (S.G.), COHEN (M.). — Stress-induced transformation of retained austenite in hardened steel. *Trans. of the A.S.M.*, 44 (1952), 746-757.
- 15 MEYZAUD (Y.), SAUZAY (C.). — Préviation des pourcentages d'austénite résiduelle à l'aide des courbes de transformation en refroidissement continu des aciers. *Mém. Sc. Rev. Métallurg.*, 69 (nov. 1972), 763-774.
- 16 KRISEMENT (O.), HOUDREMONT (E.), WEVER (F.). — Contribution à la thermodynamique de la transformation austénite-martensite dans les alliages fer-carbone. *Revue Métallurg.*, 51, n° 6 (1954), 401-410.
- 17 BATHIAS (C.), SERTOUR (G.). — Metallurgical aspects of fatigue and fracture toughness. *Publication A.G.A.R.D.*, R 610 (déc. 1973), 77.
- 18 BATHIAS (C.), PELLOUX (R.M.). — Fatigue crack propagation in martensitic and austenitic steels. *Met. Trans.*, 4 (mai 1973), 1265-1273.
- 19 HICKERSON (J.P.), HERTZBERG (R.W.). — The role of mechanical properties in low-stress fatigue crack propagation. *Met. Trans.*, 3 (1972), 179-189.
- 20 LIEURADE (H.P.), RABBE (P.). — Application de la mécanique de la rupture à l'étude de la vitesse de propagation des fissures de fatigue. *Compte rendu du XV^e Colloque de Métallurgie de Saclay* (1972), 255-296.
- 21 FELTNER (C.E.), BEARDMORE (P.). — Strengthening mechanisms in fatigue. *Publication ASTM, STP*, 467 (1970), 77-112.
- 22 HALFORD (G.R.). — The energy required for fatigue. *J. of Materials*, 1, n° 1 (mars 1966), 3-18.

discussion

M. RABBE (Creusot-Loire, Unieux) - Les traitements thermiques A, B et C conduisent à la même charge de rupture mais à des limites d'élasticité différentes. Or, on ne constate pas de différences entre les courbes de consolidation cyclique. N'est-il pas surprenant que ces courbes ne dépendent pas davantage de la limite d'élasticité du matériau ?

M. LIEURADE - Les différences observées entre les limites d'élasticité des traitements A, B et C sont dues aux conditions de trempe qui conduisent à des teneurs différentes en austénite résiduelle. Comme nous l'avons montré, cette austénite se décompose au cours des premiers cycles de fatigue.

Ceci explique que l'on obtienne des courbes d'écroutissage cycliques voisines puisqu'elles correspondent à un état stable du matériau et donc à des teneurs très faibles en austénite.

M. PETREQUIN (C.E.N. Saclay, Gif-sur-Yvette) - La courbe de consolidation cyclique n'est pas directement comparable à la courbe de traction du matériau. En effet, elle est le lien des états (contrainte, déformation) par lequel le métal passe à chaque cycle. Alors que la courbe de traction représente l'évolution continue de l'état du matériau. La courbe qui, au cours d'un essai de fatigue, correspond à la courbe de traction est la courbe qui limite le cycle d'hystérésis ; cette courbe ne s'exprime pas, en général, par une loi puissance ($\sigma = k \epsilon^n$) pour les fortes valeurs de ϵ . Cependant, pour les faibles déformations, une loi puissance peut être utilisée. Dans ces conditions, la courbe de consolidation cyclique et la courbe qui limite le cycle stable se

déduisent aisément l'une de l'autre (elles ont le même exposant). Ce fait est illustré par la *figure 10* que vous avez présentée où il était net que la courbe qui limite le cycle d'hystérésis différait notablement de la courbe de consolidation cyclique déterminée par les autres méthodes.

M. de GELAS (Ugine-Aciers) - Avez-vous contrôlé l'homogénéité de la déformation longitudinale de l'éprouvette sur sa partie utile ?

M. LIEURADE - Nous n'avons pas mesuré l'homogénéité de la déformation longitudinale de l'éprouvette. Néanmoins, nous pouvons supposer que cette déformation est homogène car, d'une part, le domaine de déformation plastique dans lequel les essais ont été effectués ($< 1\%$) est nettement inférieur à l'allongement homogène ($> 4\%$), d'autre part, la structure de l'acier est très fine et homogène.

M. de GELAS - Comment avez-vous déterminé la contrainte σ'_r de rupture en un demi-cycle ? Comment expliquez-vous qu'elle diffère notablement de la contrainte de rupture statique σ_r à l'inverse de l'hypothèse admise par de nombreux auteurs ?

M. LIEURADE - La détermination de σ'_r a été faite par extrapolation de la « droite élastique », jusqu'à 1/2 cycle qui a pour ordonnée σ'_r/E . Les différences observées entre σ_r et σ'_r peuvent s'expliquer par une imprécision dans le tracé de la « droite élastique » en raison d'un manque de points d'essais effectués sous des fortes déformations correspondant à de très faibles nombres de cycles ($N < 10^6$).



**U. 231 - P. 544 - U. 522. - Comportement en fatigue oligocyclique
de nuances d'aciers à très haute et moyenne résistance
du type maraging et 35 CD 4 (*)**

par G. GALLET et H.-P. LIEURADE (IRSID, Saint-Germain-en-Laye)

Rapport IRSID P 282, septembre 1976

RÉSUMÉ

Dans le cas d'ensembles mécaniques soumis à des sollicitations cycliques élevées, parmi les questions qui se posent au métallurgiste comme au mécanicien, deux sont relatives au comportement en fatigue de la nuance d'acier à utiliser :

- Quelles sont les propriétés mécaniques stables du matériau après l'application de cycles de sollicitations élevées ?
- Quelle est la durée de vie d'une pièce ou d'une structure soumise à de telles sollicitations ?

Nous avons tenté de répondre à ces deux questions dans le cas d'aciers à très haute et moyenne résistance, dans différents états de traitement thermique.

Pour répondre à la première question, nous avons étudié l'influence de la méthode de détermination de la courbe d'écrouissage cyclique dans le cas d'acier à moyenne résistance ($R_m \sim 1000 \text{ N/mm}^2$). Reprenant alors les conclusions d'un précédent travail effectué sur un acier à très haute résistance du type 35 NCD 16, nous avons aussi déterminé les caractéristiques des deux types d'aciers, étudiés à l'état trempé et trempé et revenu.

Ces essais ont mis en évidence une évolution importante des caractéristiques mécaniques et en particulier de la contrainte correspondant à 0,2 % de déformation (limite d'élasticité cyclique) et du coefficient d'écrouissage cyclique.

La deuxième question nous a conduit à réaliser des essais à rupture effectués à amplitude de déformation imposée; nous avons déterminé les lois reliant respectivement les amplitudes de déformation élastique, plastique et totale appliquées à la durée de vie des éprouvettes. Par ailleurs, nous avons pu relier le nombre de cycles à rupture à l'énergie de l'hystérésis mécanique produite, d'une part, à chaque cycle et, d'autre part, pendant la vie de l'éprouvette.

(*) Communication présentée aux Journées d'Automne 1975 de la Société Française de Métallurgie.

Les résultats présentés dans ce texte ont été obtenus dans le cadre d'un contrat de recherche passé avec la Délégation Générale à la Recherche Scientifique et Technique (DGRST).

Dans une troisième partie, nous avons relié le coefficient d'écroûissage n à l'exposant m de la loi de vitesse de fissuration $\frac{da}{dN} = C. (\Delta K)^m$.

Enfin, nous avons précisé la stabilité de l'austénite de réversion vis-à-vis des déformations plastiques cycliques dans le cas d'une nuance d'acier maraging.

INTRODUCTION

Au cours de leur utilisation en service, certaines pièces mécaniques peuvent subir des surcharges suffisamment importantes pour que les contraintes dépassent la limite d'élasticité. Il est important de connaître l'effet de ces surcharges accidentelles sur les caractéristiques mécaniques du matériau, qui peut soit s'adoucir, soit se durcir. Des niveaux de contrainte élevés peuvent alors provoquer des déformations préjudiciables à l'utilisation correcte de la pièce.

Différentes méthodes d'essai permettent de tracer la courbe de traction cyclique du matériau et ainsi de rendre compte de cet effet de durcissement ou d'adoucissement du matériau.

Ces méthodes d'essais sont sensiblement différentes et il convient de déterminer l'influence de ces méthodes ainsi que des différents paramètres tels que le niveau moyen du cycle de déformation sur l'évolution des caractéristiques mécaniques cycliques.

En plus des caractéristiques mécaniques stables de l'acier dans un état donné, il est important de connaître la résistance à la déformation cyclique, dès que l'on désire calculer la durée de vie de pièces hautement sollicitées.

En outre, dans le cas d'une pièce dont la majeure partie de sa vie se déroule en propagation, il paraît intéressant de relier cette propagation aux caractéristiques mécaniques cycliques acquises dans la zone plastifiée à la pointe de la fissure. En fait, différents auteurs, [1] à [3], ont cherché à corréliser l'exposant m de la loi de vitesse de fissuration, proposée par Paris, avec le coefficient d'écroûissage cyclique; néanmoins, leurs conclusions divergent.

Le présent travail tente de répondre à ces différentes préoccupations dans le cas de deux aciers de construction mécanique, du type 35 CD 4 et maraging à 18 % de nickel.

*
* *

I. - CARACTÉRISTIQUES DES ACIERS

1.1. - Composition chimique.

Le tableau I présente la composition des deux nuances étudiées.

1.2. - Traitement thermique.

Ces nuances d'aciers ont été étudiées soit après austénisation et refroidissement à l'air, soit à l'état trempé et revenu. Dans ce dernier cas, on a fait varier la température de revenu de manière à avoir un échelonnement des caractéristiques mécaniques.

TABLEAU I

Compositions chimiques des deux nuances étudiées

Acier	C %	Mn %	Si %	Ni %	Cr %	Mo %	Co %	P %	S %	Ti %	Al %
35 CD 4	0,310	0,804	0,330		1,03	0,27		0,023	0,027		
Maraging	0,0148	0,027	0,075	18,18	0,082	4,88	8,42	0,005	0,006	0,305	0,069

- Acier 35 CD 4.

Toutes les éprouvettes ont subi une austénisation à 850°C pendant 30 mn suivie de :

- A 1 : refroidissement à l'air; cet état correspond à une structure bainitique;
- A 2 : trempe isotherme à 325°C, maintien de 1 h, refroidissement à l'air suivi d'un revenu à 650°C (refroidissement à l'air); ce traitement confère à l'acier une structure de bainite revenue;
- A 3 : trempe à l'huile suivie d'un revenu à 400°C pendant 1 h, refroidissement à l'air; l'acier a une structure de martensite revenue,
- A 4 : trempe à l'huile suivie d'un revenu à 600°C pendant 1 h, refroidissement à l'air; la structure obtenue est une martensite revenue.

- Acier maraging.

Toutes les éprouvettes ont subi une austénisation à 825°C pendant 30 mn suivie d'une trempe à l'huile.

- B 1 : état trempé;
- B 2 : état trempé et revenu à 450°C pendant 4 h suivi d'un refroidissement à l'air;
- B 3 : état trempé et revenu à 500°C pendant 4 h suivi d'un refroidissement à l'air;
- B 4 : état trempé et revenu à 550°C pendant 4 h suivi d'un refroidissement à l'air;
- B 5 : état trempé et revenu à 450°C pendant 48 h suivi d'un refroidissement à l'air.

Les états revenus pendant 4 h sont situés respectivement au pic de durcissement et de part et d'autre de ce pic. B 2 correspond à l'état sous-vieilli, B 3 au maximum de durcissement et B 4 à l'état survieilli; ce dernier possède une structure contenant environ 15 % d'austénite de réversion. L'état B 5 (revenu à 450°C) correspond au maximum de durcissement pour la durée de revenu de 48 h.

*

* *

1.3. - Caractéristiques mécaniques.

Le tableau II rassemble les caractéristiques mécaniques obtenues en traction sur des éprouvettes de 4 mm de diamètre à la vitesse de 0,08 %/s. Dans le cas de l'acier 35 CD 4 à l'état A 1, les essais de traction ont été effectués sur des éprouvettes de même diamètre (15 mm) que celles essayées en fatigue plastique, pour tenir compte de l'effet de la variation des vitesses de refroidissement entre le coeur et la peau de l'éprouvette.

TABLEAU II

Caractéristiques mécaniques en traction

Acier	Etat	$R_{e0,2}$ N/mm ²	R_m N/mm ²	A %	Z %
35 CD 4	A 1	610	980	16	40
	A 2	795 (*)	900	15	70
	A 3	1350 (*)	1510	9	58
	A 4	1000 (*)	1070	14	66
Maraging	B 1	800	1060	18	77
	B 2	1835	1870	11	62
	B 3	1880	1920	10	61
	B 4	1625	1700	15	62
	B 5	2030	2070	10	61

(*) Limite d'élasticité inférieure.

II. - CONDITIONS EXPÉRIMENTALES

Au cours de cette étude, les essais de fatigue plastique ont été effectués avec une variation sinusoïdale du cycle de déformation totale imposé, à une vitesse moyenne de déformation de $2 \cdot 10^{-3}$ /s.

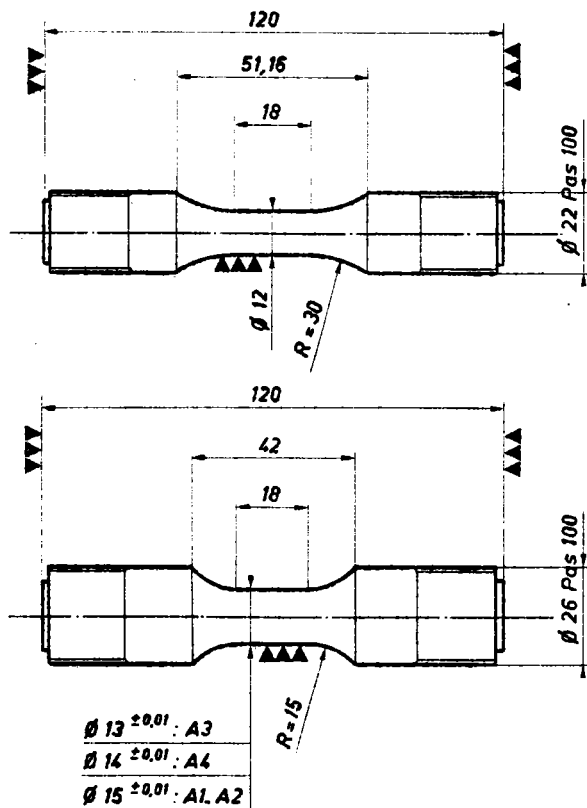


Fig. 1. - Eprouvettes d'essai.

2.1. - Eprouvette d'essai.

La figure 1 présente les deux types d'éprouvettes à têtes filetées utilisées.

Dans le cas de l'acier maraging, l'éprouvette d'essai a été prélevée dans des barres de 22 mm de diamètre; elle possède un diamètre utile de 12 mm et une longueur calibrée de 18 mm. Le rayon de raccordement de la partie cylindrique aux têtes d'amarrage est suffisamment grand (30 mm) pour éviter les ruptures en dehors des couteaux du capteur de déformation.

Les éprouvettes en acier 35 CD 4 ont été prélevées dans des barres de 30 mm de diamètre. Elles ont une forme plus compacte. Le diamètre de la partie utile est choisi entre 13 et 15 mm, en fonction des caractéristiques mécaniques conférées par chaque traitement thermique et de la capacité de la machine d'essai de fatigue, de manière à imposer les déformations les plus grandes possibles, tout en évitant le flambage de l'éprouvette.

L'usinage de finition de toutes les éprouvettes a été réalisé par rectification transversale en plongée, avec balayage parallèlement à l'axe de l'éprouvette afin de supprimer les traits d'usinage. La vitesse de rotation de la meule de 300 mm de diamètre et de grain 80 (38 A 80 L 8 V) était de 2800 tr/mn pour une vitesse de rotation de l'éprouvette de 250 tr/mn.

2.2. - Dispositif d'essai.

Le dispositif d'essai est le même que celui qui a été décrit précédemment [4] : les éprouvettes d'essai sont fixées à la machine par l'intermédiaire d'un assemblage qui permet un désalignement des têtes inférieur à 0,05 mm.

Un capteur double à jauges extensométriques de 15 mm de base est fixé sur l'éprouvette par l'intermédiaire de clips et de ressorts.

L'éprouvette est montée sur une machine électro-hydraulique à servo-commande MTS de 150 kN, équipée d'un suiveur de courbe (*Data-track*) permettant d'imposer la loi de variation du maximum et du minimum du cycle imposé.

*
* *

III. - DÉTERMINATION DES CARACTÉRISTIQUES CYCLIQUES

La première partie de ce travail a été consacrée à l'étude de l'évolution de la relation contrainte-déformation, en particulier, au voisinage de la limite d'élasticité.

Le tracé de la courbe de traction cyclique ainsi que la détermination des caractéristiques cycliques (R_e' , n' , k') ont été effectués sur tous les états présentés au paragraphe 1.2.

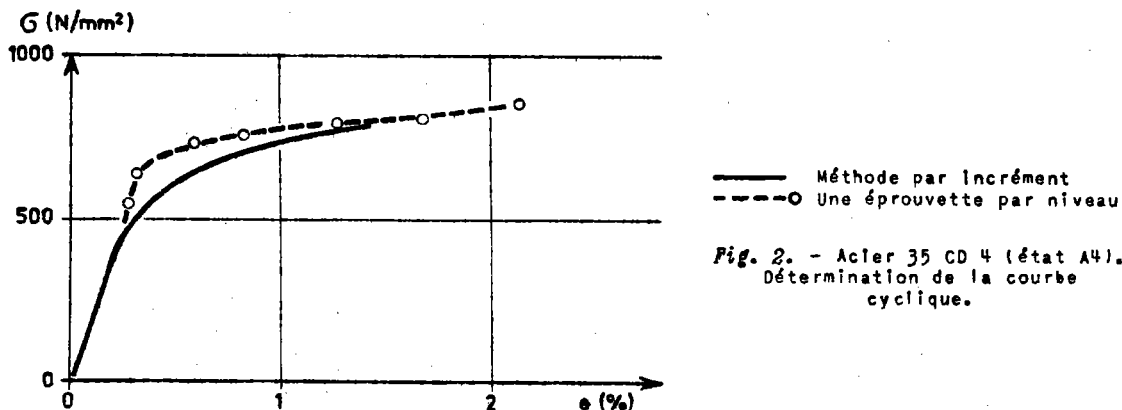
3.1. - Méthode de tracé des courbes de traction cyclique. Cas de l'acier 35 CD 4.

Au cours de la précédente étude consacrée au comportement d'un acier du type 35 NCD 16 en fatigue plastique, nous avons étudié l'influence de la méthode de détermination sur le tracé de la courbe cyclique. Nous avons alors conclu que dans le cas d'un acier à très haute résistance ($R_m = 2000 \text{ N/mm}^2$), les différentes méthodes proposées (méthode par incrément, méthode utilisant une éprouvette par niveau, méthode par paliers successifs, traction après déformation cyclique) conduisaient à des courbes cycliques voisines.

Dans le présent travail, nous avons cherché à savoir si les conclusions précédentes pouvaient être étendues à un acier à moyenne résistance ($R_m = 1000 \text{ N/mm}^2$). Comme dans le cas de l'acier 35 NCD 16, nous avons utilisé successivement les mêmes méthodes dans le cas de l'acier 35 CD 4 à l'état A 4.

Ces méthodes, sensiblement différentes, ont toutes pour but d'adapter le métal étudié à des cycles de déformation totale alternée (traction-compression) de niveaux variables, imposés par la machine d'essai.

- Avec la méthode par incrément, on fait subir au matériau une succession de blocs d'amplitude de déformation croissante puis décroissante comportant chacun environ 60 cycles. La courbe de traction cyclique déterminée par cette méthode est le lien des maximums des boucles d'hystérésis mécanique correspondant à la stabilité du matériau. Conventionnellement, on trace la courbe cyclique à l'aide du quatrième bloc.



La figure 2 compare cette courbe cyclique avec celle obtenue point par point par la méthode qui utilise une éprouvette par niveau. Chaque point représente alors le maximum de la boucle d'hystérésis, après stabilisation de la contrainte. En fait, comme le montre la figure 3, on n'observe jamais une stabilisation complète de l'amplitude de la contrainte $\Delta\sigma/2$: les points correspondent à l'amplitude de contrainte enregistrée vers 100 cycles. Ce niveau, qui correspond à l'amplitude de contrainte moyenne au cours de l'essai, avant qu'une fissure importante n'apparaisse, est atteint dès que le premier stade d'évolution rapide de la contrainte est achevé.

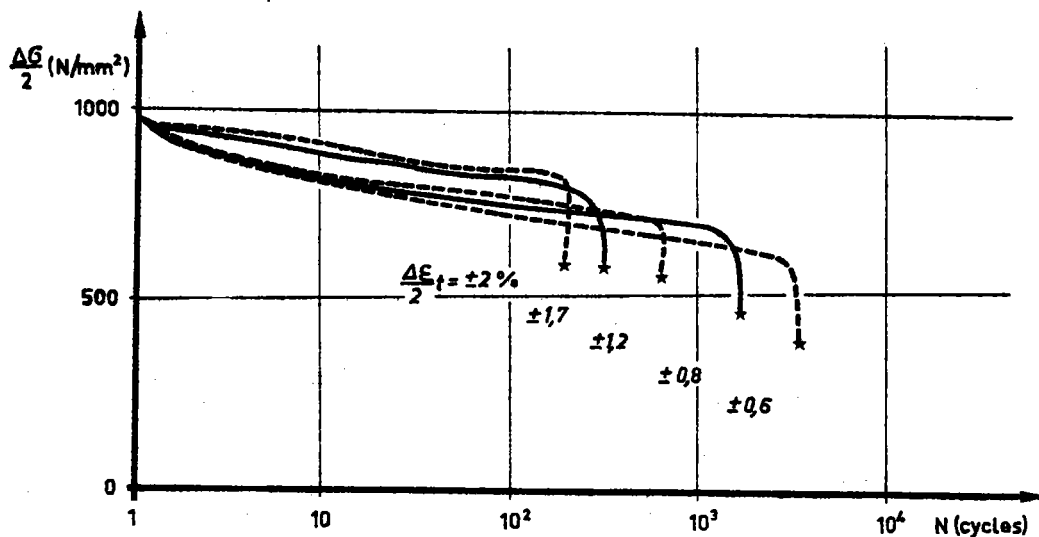


Fig. 3. - Acier 35 CD 4 (état A4). Evolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles pour différents niveaux de déformation totale imposée.

On peut noter que, pour les faibles déformations plastiques, la courbe déterminée en utilisant une éprouvette par niveau est sensiblement plus élevée que celle obtenue avec la méthode par incrément : pour une déformation plastique de 0,2 %, la contrainte passe de 605 à 770 N/mm², soit un écart d'environ 20 %.

Si, pour une déformation donnée, on compare les niveaux de contrainte atteints pour différents nombres de cycles et le niveau de contrainte mesuré sur la courbe déterminée par la méthode par incrément, on s'aperçoit que l'écart n'est plus que d'environ 5 % lorsque l'on atteint la moitié de la vie de l'éprouvette.

- La figure 4a compare la courbe obtenue par incrément avec celle obtenue aussi avec une seule éprouvette sur laquelle on applique des niveaux de déformation successifs. Dans cette méthode, à chaque palier on attend qu'il y ait stabilisation de la contrainte avant d'enregistrer le cycle stable puis de passer au palier suivant.

On retrouve ici un écart du même ordre que pour la méthode qui utilise une éprouvette par niveau.

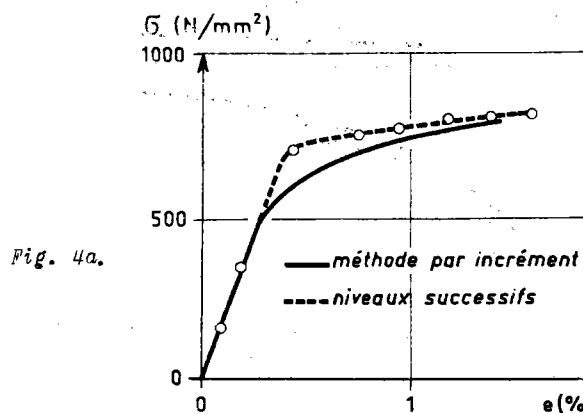


Fig. 4a.

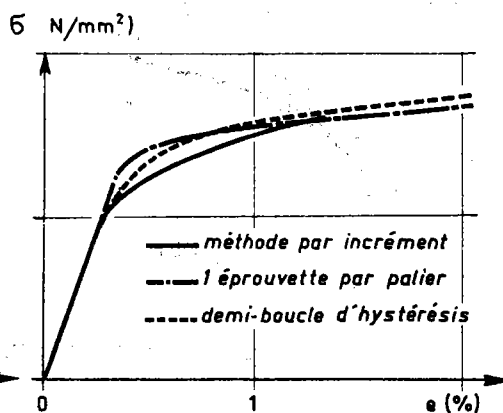


Fig. 4b.

Fig. 4. - Courbe de traction cyclique de l'acier 35 CD 4 (état A4) : influence de la méthode de détermination.

- On peut aussi appliquer directement à une éprouvette une amplitude de déformation élevée. La boucle d'hystérésis stable est alors reportée sur un système d'axes dont l'origine est le minimum de la boucle et les échelles divisées par deux. Sur la figure 4b, on a reporté sur ce système d'axes la courbe cyclique obtenue par la méthode par incrément et celle déterminée avec une éprouvette par niveau. La courbe représentative de la demi-boucle d'hystérésis se place entre les deux autres pour les faibles déformations plastiques et les dépasse pour les déformations plastiques supérieures à 0,8 %.

3.2. - Influence des conditions d'essai.

De manière conventionnelle, la détermination de la courbe cyclique "effort - déformation" est effectuée pour un rapport de déformation totale $R_c = \frac{\epsilon_{\min}}{\epsilon_{\max}} = -1$.

Pour étudier l'influence de R_c , nous avons sollicité un certain nombre d'éprouvettes avec un rapport $R_c = 0$, c'est-à-dire avec un allongement minimal nul de l'éprouvette.

Sur le diagramme de la figure 5, nous avons reporté les points $\left(\frac{\Delta\sigma}{2}, \frac{\Delta\epsilon_t}{2}\right)$ correspondant à la stabilisation des éprouvettes essayées, ainsi que la courbe établie par la même méthode (une éprouvette par niveau) pour $R_c = -1$. Les points se placent sur la courbe et montrent un effet négligeable de R_c sur le tracé de la courbe de traction cyclique.

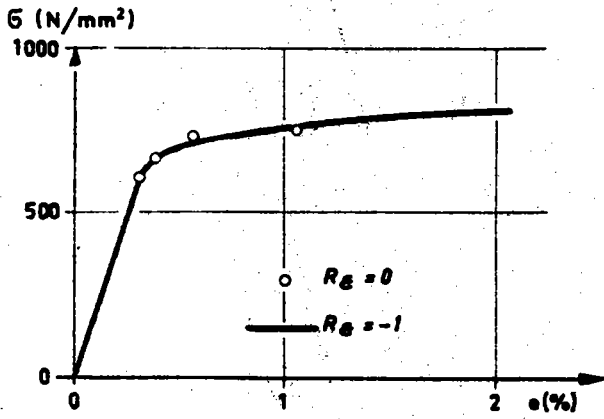


Fig. 5. - Influence du rapport de déformation R_d sur le tracé de la courbe cyclique de l'acier 35 CD 4 (état A4).

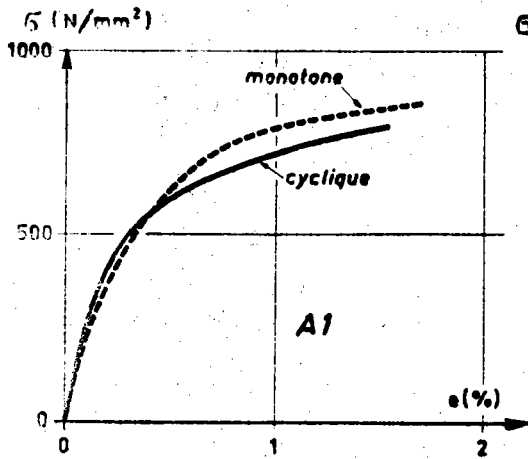


Fig. 6a. - Etat A1 : austénisation avec refroidissement à l'air.

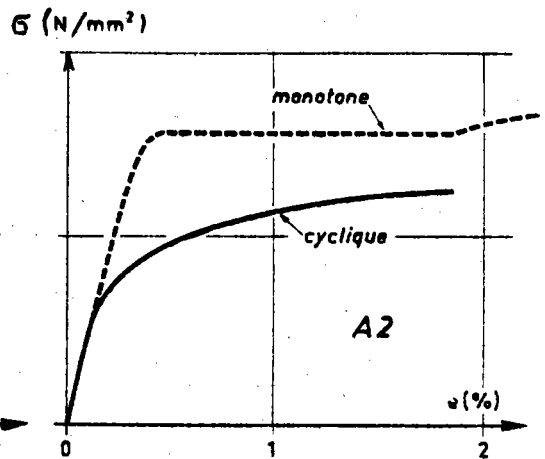


Fig. 6b. - Etat A2 : trempe étagée et revenu à 650°C.

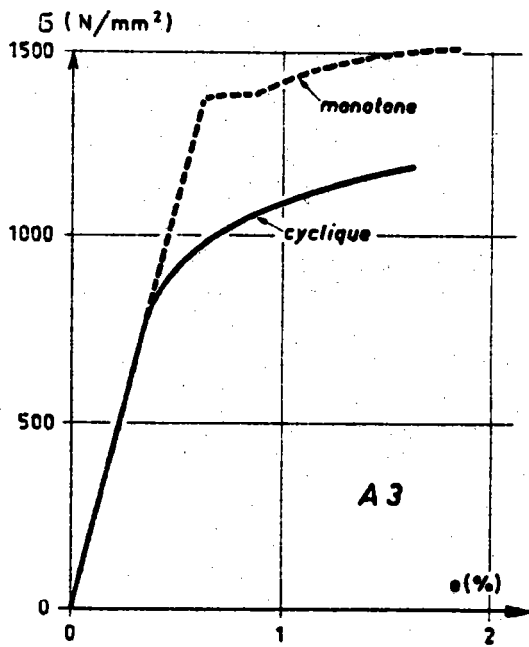


Fig. 6c. - Etat A3 : trempe à l'huile et revenu à 400°C.

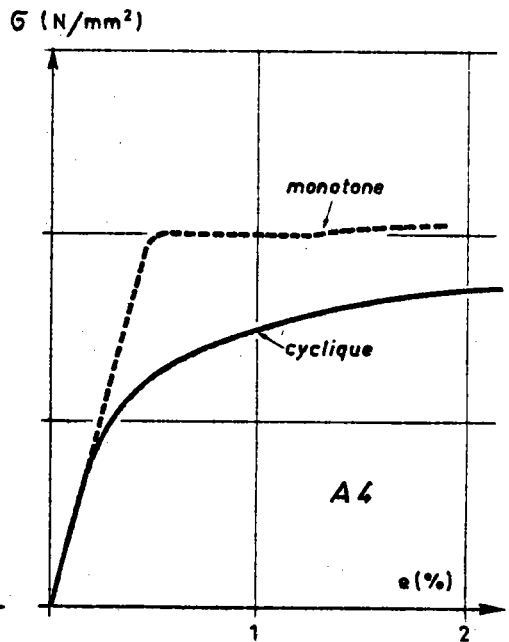


Fig. 6d. - Etat A4 : trempe à l'huile et revenu à 600°C.

Fig. 6. - Acier 35 CD 4. Tracé des courbes cycliques.

3.3. - Tracé des courbes de traction cyclique.

Pour comparer les courbes de traction monotone et cyclique, nous avons choisi d'utiliser la méthode par incrément. En effet, dans cette méthode, la façon d'adapter le métal par croissance et décroissance successives de l'amplitude de déformation se rapproche plus des conditions de service d'une pièce que l'application d'une amplitude de déformation constante jusqu'à stabilisation. De plus, cette méthode, qui n'utilise qu'une seule éprouvette, est d'un emploi simple et ne requiert que peu de cycles (300 environ).

Les figures 6 et 7 comparent, pour chaque état, les courbes de tractions monotone et cyclique, respectivement pour les aciers 35 CD 4 et maraging.

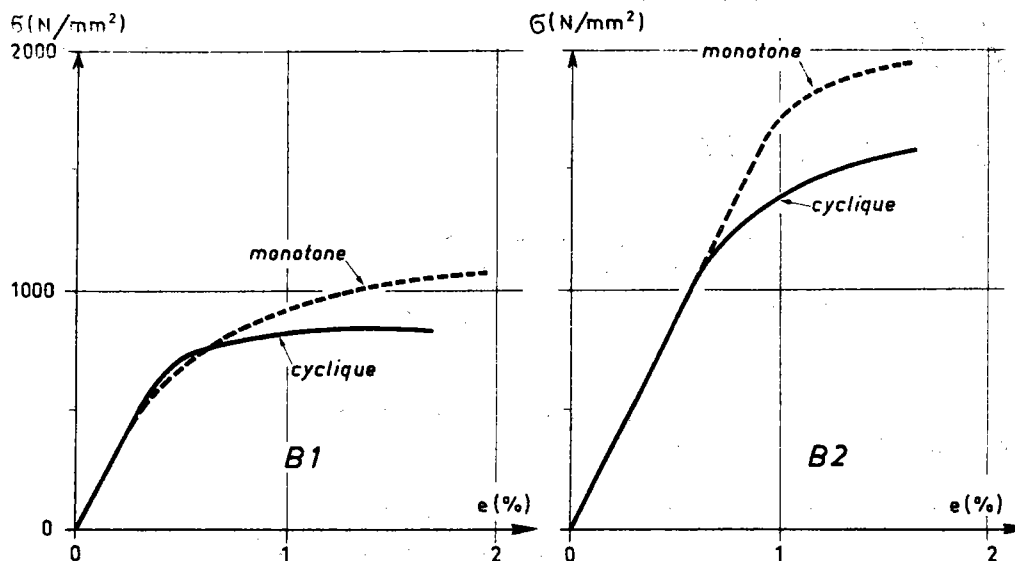


Fig. 7a. - Etat B1 : austénisation avec refroidissement à l'air.

Fig. 7b. - Etat B2 : trempe et revenu de 4 h à 450°C.

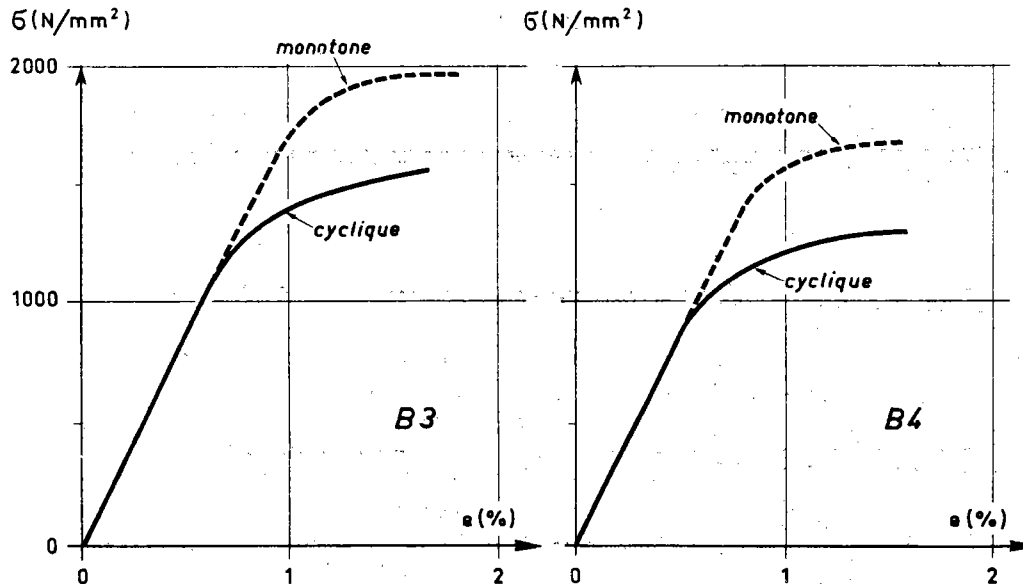


Fig. 7c. - Etat B3 : trempe et revenu de 4 h à 500°C.

Fig. 7d. - Etat B4 : trempe et revenu de 4 h à 550°C.

Fig. 7. - Acier maraging. Tracé des courbes cycliques.

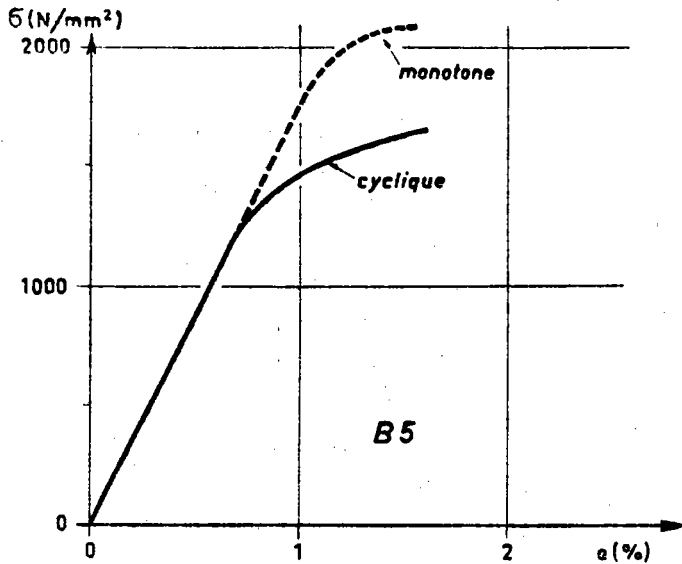


Fig. 7e. - Etat B5 : trempe et revenu de 48 h à 450°C.

Fig. 7. - Acier maraging. Tracé des courbes cycliques.

- Acier 35 CD 4.

Pour tous les traitements étudiés, on observe un adoucissement de l'acier.

Le tableau III permet de comparer les caractéristiques mécaniques monotones et cycliques suivantes :

- la limite d'élasticité monotone $R_{e0,2}$ et cyclique $R'_{e0,2}$;
- les paramètres n, k de la loi de consolidation monotone $[\sigma_r = k \cdot (\epsilon_r)^n]$ et n', k' de la loi de consolidation cyclique (σ_r et ϵ_r sont respectivement la contrainte et la déformation rationnelle).

TABLEAU III

Acier 35 CD 4

Comparaison des caractéristiques mécaniques monotones et cycliques

Acier	Etat	$R_{e0,2}$ N/mm ²	$R'_{e0,2}$ N/mm ²	n	n'	k N/mm ²	k' N/mm ²
35 CD 4	A 1	610	586	0,125	0,175	1470	1770
	A 2	795 (*)	455	0,084	0,170	1385	1165
	A 3	1350 (*)	990	0,054	0,130	1935	2145
	A 4	1000 (*)	605	0,062	0,170	1345	1725
Maraging	B 1	795	763	0,120	0,080	1780	1245
	B 2	1835	1370	0,029	0,104	2210	2640
	B 3	1880	1380	0,023	0,099	2200	2500
	B 4	1625	1140	0,021	0,122	1850	2440
	B 5	2030	1480	0,028	0,095	2435	2680

(*) Limite d'élasticité inférieure.

Comme les courbes de traction des états A 2, A 3 et A 4 présentent un palier, il n'est pas possible de comparer directement $R_{e'_{0,2}}$ à R_e (limite d'élasticité au palier), pour mesurer le taux d'adoucissement dû aux déformations plastiques. Nous avons donc mesuré, dans ce cas, la chute de contrainte pour une déformation plastique supérieure à celle correspondant à une longueur du palier : 1 % pour A 2 et A 4, 1,5 % pour A 3. Pour ces niveaux de déformation, l'adoucissement correspond à une chute de la contrainte d'environ 20 % dans le cas des trois états trempés et revenus; néanmoins, le classement donné par les niveaux de R_e est conservé.

Par contre, l'état correspondant au traitement de refroidissement à l'air après austénisation (A 1) présente une bonne stabilité au voisinage de la limite d'élasticité.

L'étude de la variation du coefficient d'érouissage, due aux déformations cycliques, montre que dans le cas des états traités, le coefficient d'érouissage passe d'une valeur relativement faible (0,06) à une valeur plus élevée (0,13 - 0,17). L'évolution la moins sensible est obtenue pour l'état A 1 : dans ce cas, la valeur de n' (0,175) est voisine de celle obtenue pour les deux états revenus à 600 et 650°C.

Si l'on compare (fig. 8) les courbes de traction cyclique des quatre états étudiés, on s'aperçoit que si l'état revenu à 400°C présente les meilleures caractéristiques, le traitement A 1 est équivalent ou même supérieur aux états revenus respectivement à 600°C et 650°C.

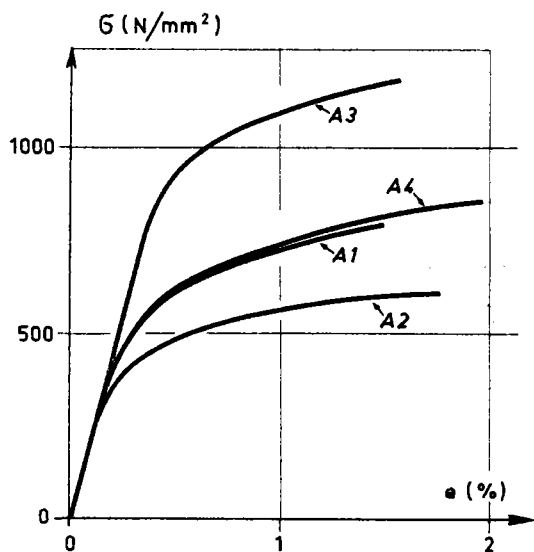


Fig. 8. - Acier 35 CD 4. Influence du traitement thermique sur les courbes cycliques.

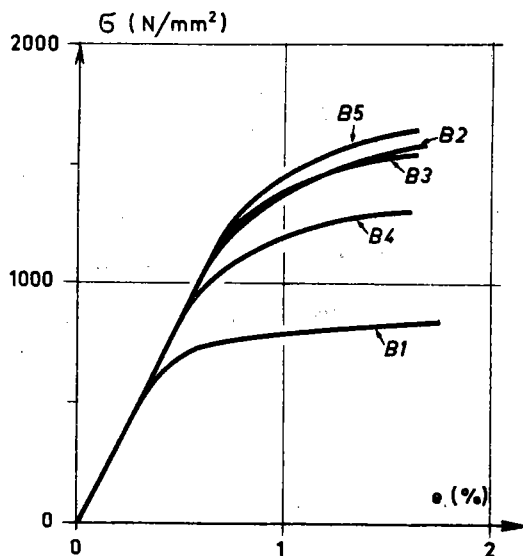


Fig. 9. - Acier maraging. Influence du traitement thermique sur les courbes cycliques.

- Acier maraging.

Comme dans le cas de l'acier 35 CD 4, on observe un adoucissement pour tous les traitements étudiés (fig. 7).

Pour tous les états revenus, on observe (tableau III) un abaissement de la contrainte à 0,2 % variant entre 25 et 30 %; le classement des aciers par la limite d'élasticité reste inchangé dans le domaine de la fatigue plastique.

Dans le domaine des faibles déformations plastiques, l'état trempé (B 1) est relativement stable; par contre, il s'adoucit sensiblement pour les plus fortes déformations.

Sous l'effet des déformations plastiques répétées, le coefficient d'érouissage, très faible dans le cas des états trempés et revenus, tend vers une valeur voisine de 0,1.

Sur la *figure 9*, on a reporté les différentes courbes de tractions cycliques obtenues. On peut noter que les courbes correspondant aux traitements B 2, B 3 et B 5 sont très voisines : l'écart entre les valeurs de $R'_{e_{0,2}}$ est inférieur à 10 %.

*
* *

IV. - RÉSISTANCE À LA DÉFORMATION CYCLIQUE

La deuxième partie de cette étude a été consacrée à l'analyse d'essais à rupture effectués sous des amplitudes de déformation imposées.

4.1. - Paramètres mesurés.

La *figure 10* présente l'évolution de la contrainte au cours des cycles pour différents niveaux de déformation totale, dans le cas de l'acier maraging (état B 3). Cette évolution présente trois stades : une évolution importante de la contrainte pendant les dix premiers cycles, puis une décroissance lente de la contrainte, occupant plus de 90 % de la durée de vie, enfin une chute rapide de la contrainte conduisant à la rupture.

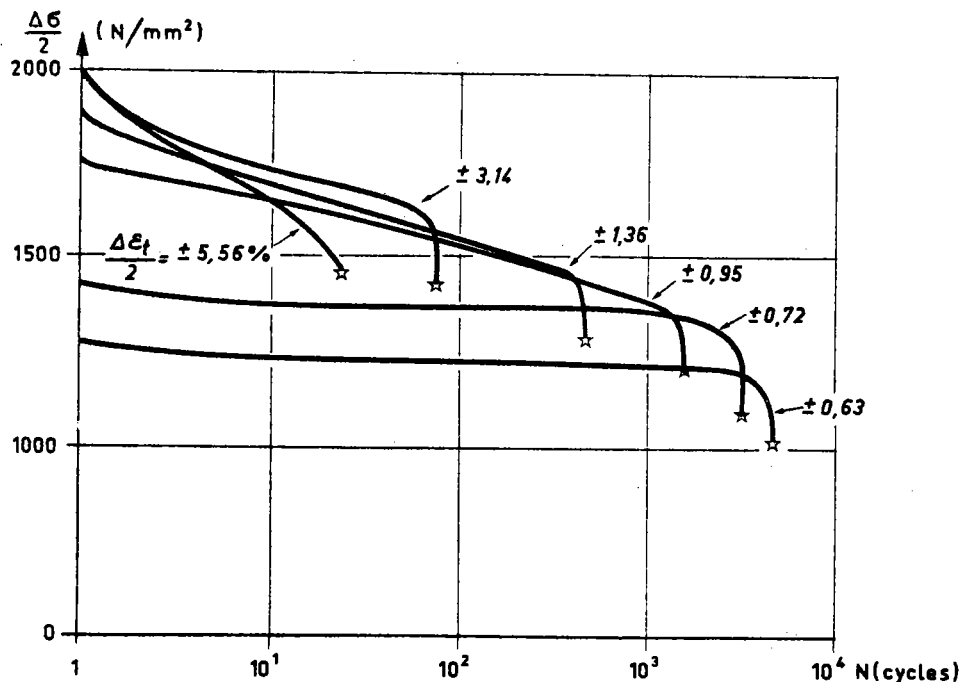


Fig. 10. - Acier maraging (état B3). Evolution de la dernière amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles, pour différents niveaux de déformation totale imposée (en %).

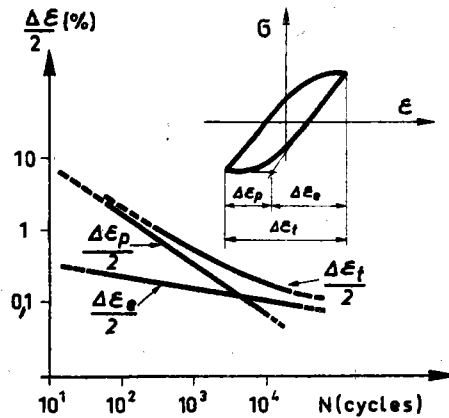
Si l'amplitude de déformation totale $\Delta\epsilon_t$ reste constante au cours de l'essai, puisqu'elle est imposée, l'amplitude de déformation plastique $\Delta\epsilon_p$ évolue au cours des cycles, de même que l'amplitude de déformation élastique $\Delta\epsilon_e$.

On a donc choisi de mesurer $\Delta\epsilon_p$ et $\Delta\epsilon_e$ sur la boucle d'hystérésis qui correspond au 50^e cycle. Au cours de ce cycle, on atteint le niveau moyen de contrainte du 2^e stade.

Pour chaque essai, on a reporté les valeurs de $\Delta\epsilon_t/2$, $\Delta\epsilon_p/2$ et $\Delta\epsilon_e/2$ sur un diagramme bilogarithmique : $\frac{\Delta\epsilon}{2} = f(N)$ (*fig. 11*).

Fig. 11. - Paramètres mesurés et diagramme

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = f(N).$$



4.2. - Résultats des essais de fatigue oligocyclique.

- 4.2.1. Durée de vie en fonction de la déformation.

Les essais de fatigue à rupture sous amplitude de déformation totale imposée ont été effectués sur l'acier 35 CD 4 (états A 1, A 4) et l'acier maraging (états B 1 et B 3). On a reporté sur les figures 12 à 15 les points correspondant aux résultats obtenus pour $R_{\varepsilon} = -1$:

- Les points correspondant à la déformation élastique se placent sur une droite de pente b (exposant de résistance à la fatigue). La déformation élastique pour un demi-cycle correspond à σ_f'/E , où E est le module d'Young et σ_f' le coefficient de résistance à la fatigue.

- Les points correspondant à la déformation plastique se placent sur une droite de pente c (exposant de ductilité en fatigue). Le niveau de déformation ε_f' pour un demi-cycle (coefficient de ductilité en fatigue) est la déformation vraie qui provoque la rupture en un demi-cycle.

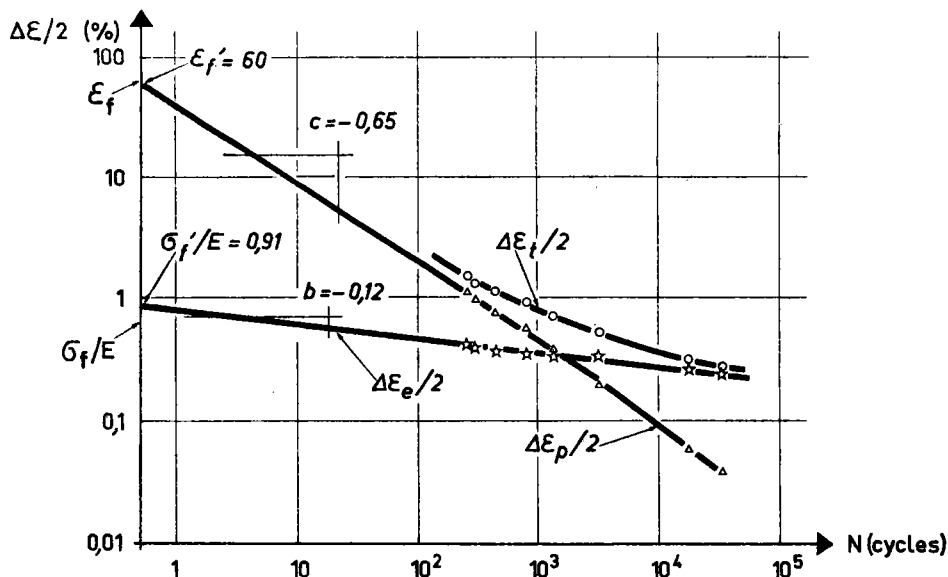


Fig. 12. - Acier 35 CD 4 (traitement A1 : austénisation avec refroidissement à l'air). Durée de vie en fonction des déformations élastique, plastique et totale. Résultats pour $R_{\varepsilon} = -1$.

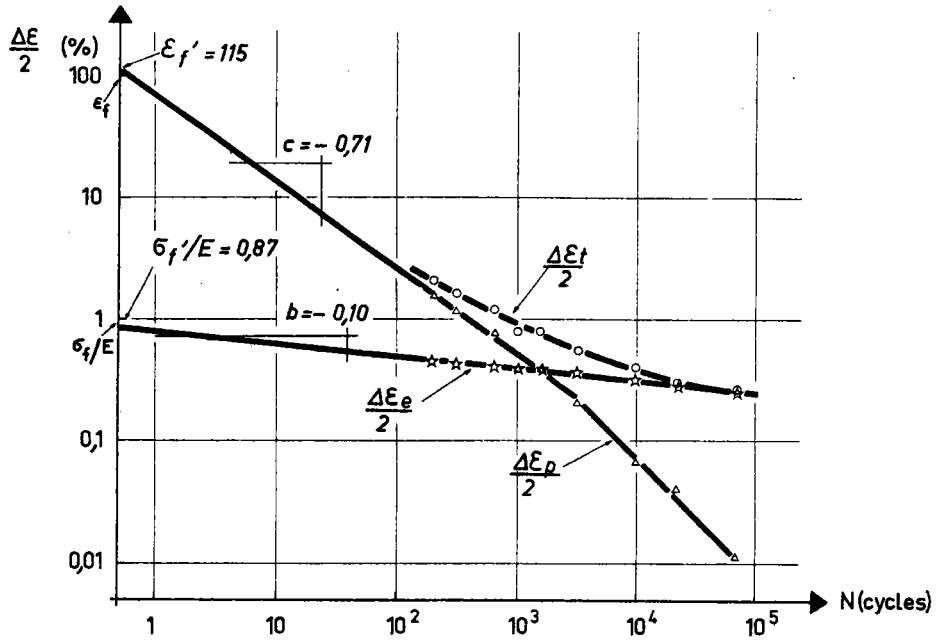


Fig. 13. - Acier 35 CD 4 (traitement A4 : trempé à l'huile et revenu de 1 h à 600°C). Durée de vie en fonction des déformations élastique, plastique et totale. Résultats pour $R_C = -1$.

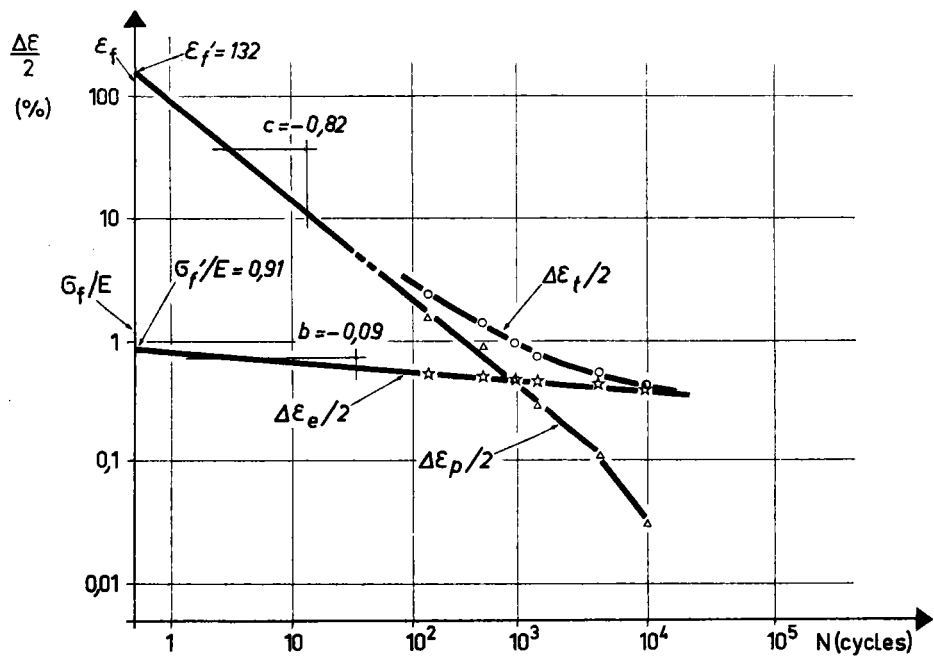


Fig. 14. - Acier maraging (traitement B1 : trempé). Durée de vie en fonction des déformations élastique, plastique et totale. Résultats pour $R_C = -1$.

- Les points correspondant à la déformation totale se placent sur une courbe asymptotique aux droites "élastique" et "plastique".

Le tableau IV rassemble les valeurs de σ_f^I , ε_f^I , b et c ainsi que les coefficients statistiques σ_f , ε_f obtenus à l'aide d'un essai de traction.

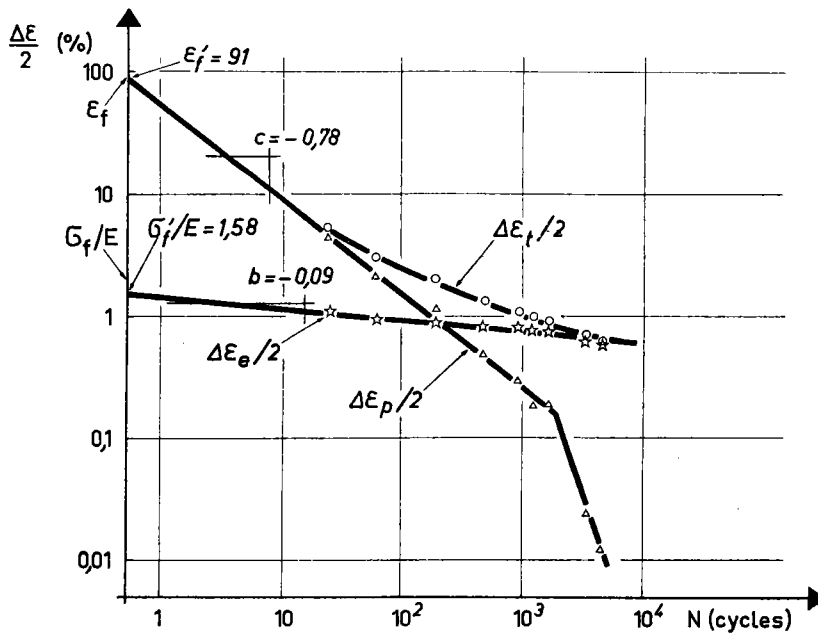


Fig. 15. - Acier maraging (traitement B3 : trempe et revenu de 4 h à 500°C).
Durée de vie en fonction des déformations élastique, plastique et totale.
Résultats pour $R_E = -1$.

TABLEAU IV

Caractéristiques de fatigue oligocyclique

Acier	Traitement	ϵ_f %	ϵ'_f %	σ_f/E	σ'_f/E	b	c
35 CD 4	A 1	63	60	0,68	0,91	-0,12	-0,65
	A 4	107	115	0,97	0,87	-0,10	-0,71
Maraging	B 1	144	132	1,23	0,91	-0,09	-0,82
	B 3	95	91	2,09	1,58	-0,09	-0,78

- 4.2.2. Expression des lois de résistance à la fatigue oligocyclique.

- a. Propriétés de résistance en fatigue.

Sur le diagramme $\frac{\Delta\sigma}{2} = f(N)$ de la figure 16, on a reporté les points d'essai des quatre états étudiés.

En coordonnées bilogarithmiques, les points s'alignent et vérifient la loi de Basquin [5] :

$$\sigma_a = \sigma'_f \cdot (2N)^b.$$

Pour les différents traitements étudiés, les droites se décalent approximativement parallèlement à elles-mêmes dans le même ordre que le niveau de résistance mécanique (R_m); les états A 1, A 4 et B 1 sont très voisins, tandis que B 3 a des caractéristiques sensible-

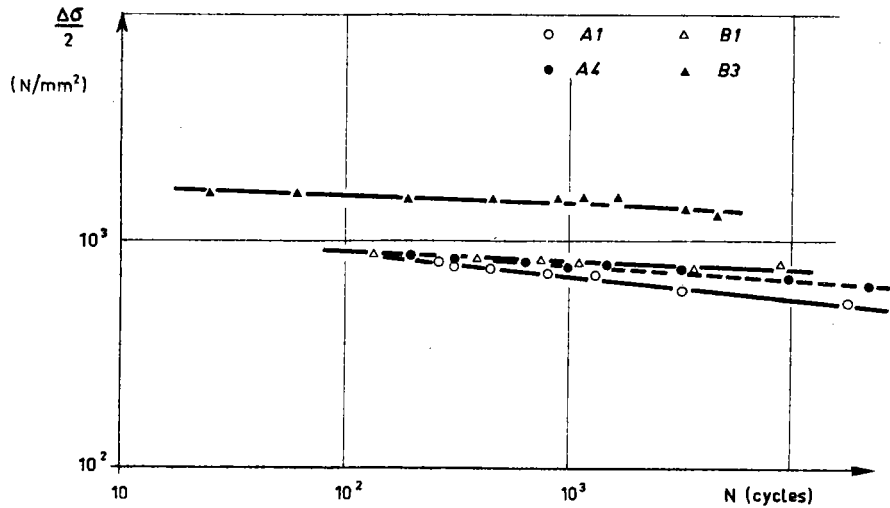


Fig. 16. - Variation de l'amplitude de contrainte $\Delta\sigma/2$ en fonction du nombre de cycles à rupture.

ment plus élevées : pour un même nombre de cycles à rupture, $\frac{\Delta\sigma}{2}$ est environ deux fois plus grand pour B 3 que pour les autres états.

- b. Propriétés de ductilité en fatigue.

Sur la figure 17, on a superposé les résultats d'essais correspondant à l'amplitude de déformation plastique en fonction du nombre de cycles à rupture. Sur un diagramme bilogarithmique, les points s'alignent et vérifient l'équation proposée par Manson [6] :

$$\Delta\varepsilon_p/2 = \varepsilon_f' \cdot (2N)^c.$$

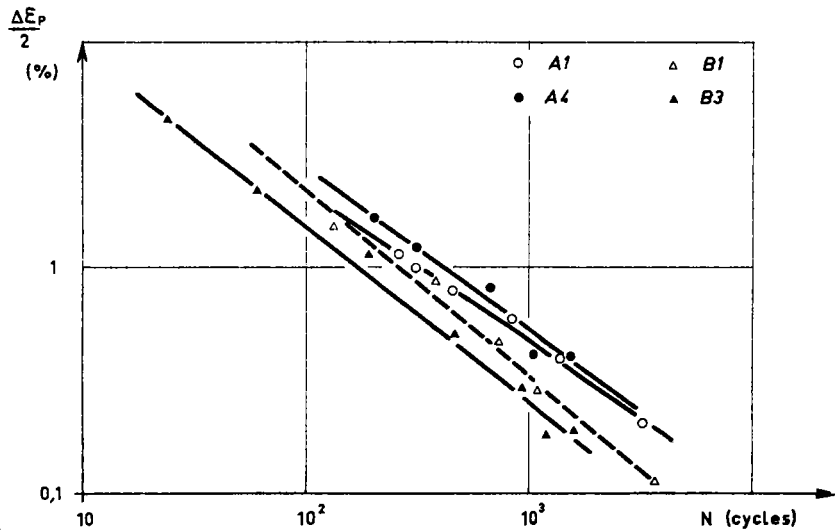


Fig. 17. - Variation de l'amplitude de déformation plastique $\Delta\varepsilon_p/2$ en fonction du nombre de cycles à rupture.

En fonction du traitement thermique, les droites se décalent à peu près parallèlement à elles-mêmes dans un ordre inverse de celui obtenu pour $\frac{\Delta\sigma}{2} = f(N)$.

Pour une durée de vie donnée, le classement des déformations plastiques admissibles ($\Delta \varepsilon_p$) est le même que celui des allongements (A).

- c. Relations entre la déformation totale et la durée de vie.

On a reporté sur la figure 18 les résultats obtenus sur A 1, A 4, B 1 et B 3, exprimés en $\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = f(N)$.

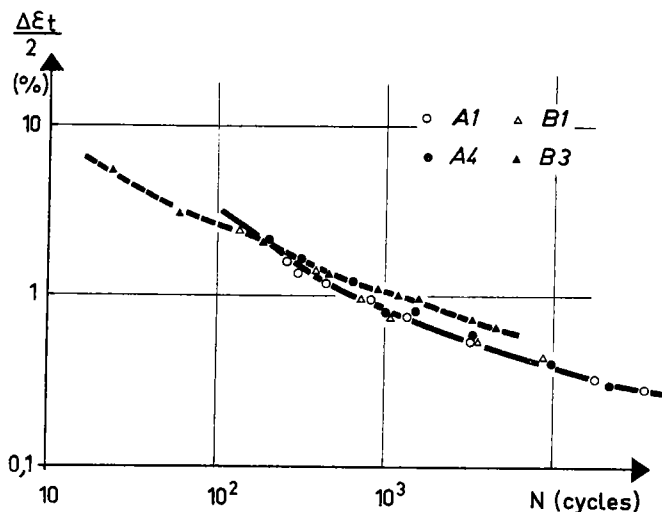


Fig. 18. - Variation de l'amplitude de déformation totale $\Delta \varepsilon_t/2$ en fonction de la durée de vie.

Les courbes passant par les points peuvent s'exprimer sous la forme :

$$\Delta \varepsilon_t/2 = \Delta \varepsilon_e/2 + \Delta \varepsilon_p/2 = \frac{\sigma_f'}{E} \cdot (2N)^b + \varepsilon_f' \cdot (2N)^c.$$

On peut remarquer que, pour un même nombre de cycles, l'écart entre les quatre états est sensiblement plus faible lorsqu'il est exprimé en déformation totale : pour 10^3 cycles, le rapport entre les limites de la bande des résultats est de 2 lorsque l'on raisonne en $\Delta \varepsilon_p/2$ et de 1,3 pour $\Delta \varepsilon_t/2$. En effet, $\Delta \varepsilon_t/2$ rend compte du comportement d'un matériau à la fois dans le domaine élastique (résistance) et dans le domaine plastique (ductilité).

Il n'est pas possible de séparer les courbes correspondant aux états A 1, A 4 et B 1. Par contre, l'état B 3 paraît avoir un compromis résistance-ductilité meilleur, en particulier pour les durées de vie les plus grandes.

*
* * *

V. : DISCUSSION

5.1. - Influence du rapport de déformation $R_\varepsilon = \frac{\varepsilon_{\min}}{\varepsilon_{\max}}$.

On a reporté les points d'essais effectués pour $R_\varepsilon = 0$ sur le diagramme $\Delta \varepsilon/2 = f(N)$ de la figure 19, sur laquelle on a tracé les courbes obtenues pour $R_\varepsilon = -1$ (fig. 12). Les points correspondant aux essais effectués en déformation répétée se placent correctement sur les courbes déterminées en déformation alternée [4].

Ces résultats, qui mettent en évidence que R_ε est sans influence sur le comportement d'un acier en fatigue oligocyclique, confirment ceux de Dubuc et al. [7].

En effet, comme nous l'avons montré au paragraphe 3.2, l'évolution de la boucle d'hys-

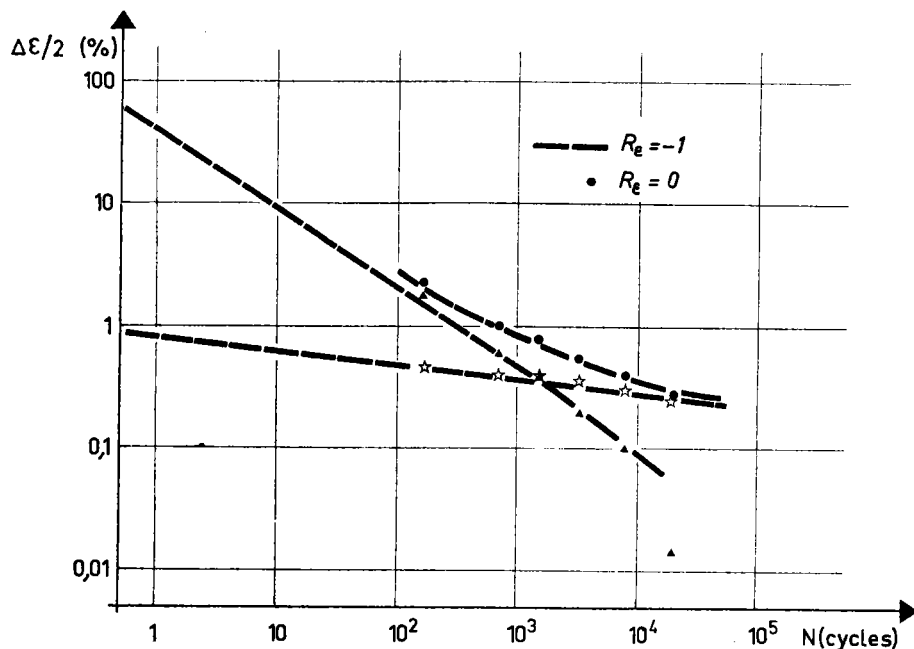


Fig. 19. - Acier 35 CD 4 (état A4). Superposition des résultats des essais effectués pour $R_{\epsilon} = 0$ sur les courbes obtenues pour $R_{\epsilon} = -1$.

térésis est très rapide au cours des premiers cycles; cette évolution tient compte non seulement de l'adoucissement du métal, qui tend à acquérir des caractéristiques mécaniques stables, mais surtout de la relaxation de la contrainte moyenne, qui tend rapidement vers une valeur nulle. C'est pourquoi la courbe de traction cyclique, obtenue après quelques centaines de cycles, est la même quelle que soit R_{ϵ} . De la même façon, lors d'un essai à rupture, l'évolution rapide de la boucle d'hystérésis au cours des premiers cycles est suffisamment rapide pour qu'il n'y ait pas d'influence de R_{ϵ} sur la durée de vie des éprouvettes.

Ces résultats confirment ceux obtenus précédemment [4] sur un acier du type 35 NCD 16.

*
* *

5.2. - Stabilité de l'austénite de réversion.

Comme nous l'avons signalé au paragraphe 1.2, la nuance d'acier maraging revenue pour 550°C pendant 4 h possède environ 15 % d'austénite de réversion.

Différents auteurs [8] [9] ont montré que cette phase austénitique, très riche en élément d'alliage (en particulier Ni), était très stable. Legendre [9] précise qu'un séjour dans l'azote liquide pendant 8 h ne modifie pas les caractéristiques mécaniques mesurées après un revenu à 650°C .

Pour étudier la stabilité de l'austénite de réversion dans le cas de sollicitations cycliques, nous avons mesuré la teneur en austénite de réversion d'une éprouvette avant et après stabilisation de la contrainte suivant la méthode incrémentale avec $\Delta\epsilon_p = 1,6\%$ ($\Delta\epsilon_t = 3,2\%$).

Les mesures effectuées par diffraction des rayons X n'ont pas montré de différences sensibles et ont confirmé la grande stabilité de l'austénite formée au cours du revenu à 550°C .

Tout comme pour les caractéristiques mécaniques classiques, la présence de l'austénite de réversion ne paraît pas modifier l'évolution des caractéristiques mécaniques au cours de l'essai : lors de l'application d'une déformation plastique cyclique, l'acier subit un adoucissement comparable à celui obtenu pour des températures de revenu plus faibles qui ne conduisent pas à l'apparition d'austénite. La figure 7d montre en effet une diminution du niveau de contrainte à 0,2 % d'environ 30 % quand on passe de la courbe de traction monotone à la courbe cyclique.

Ce comportement peut être opposé au comportement obtenu [4] dans le cas d'un acier 35 NCD 16 possédant initialement une teneur en austénite résiduelle égale à 12 %. Dans ce cas, l'austénite résiduelle, en se transformant au cours des premiers cycles, conduit au durcissement de la structure.

*
* *

5.3. - Energie de déformation plastique.

Il est possible de relier l'énergie de déformation plastique cyclique à la durée de vie, en utilisant soit l'énergie par cycle ΔW , soit l'énergie totale à rupture $W_f = \Delta W \cdot N$ (N = nombre de cycles à rupture au niveau considéré).

Halford [10] a présenté sur un diagramme $W_f = f(N)$ 1200 points expérimentaux correspondant à une grande variété d'alliages. Les résultats présentés sont extrêmement dispersés : pour un même nombre de cycles à rupture, les limites de la bande de dispersion sont dans un rapport 100. En dépit de cette large dispersion, l'auteur note que W_f augmente sensiblement quand N augmente.

- De notre côté, nous avons reporté sur les diagrammes " $\Delta W - N$ " et " $W_f - N$ " des figures 20 les points représentatifs des états A 1, A 4, B 1 et B 3 ainsi que ceux correspondant à l'acier 35 NCD 16 revenu à 200°C et 500°C [4].

Malgré les différences de caractéristiques mécaniques des six nuances représentées (R_m varie de 1070 à 2100 N/mm²), sur le diagramme " $\Delta W - N$ " (fig. 20a) les points expérimentaux se placent correctement autour d'une droite qui correspond à la relation suivante entre ΔW et N :

$$\Delta W = 3,2 \cdot N^{-0,85}.$$

(J/mm³) (cycles)

- De la même manière, la droite moyenne passant entre les points " $W_f - N$ " (fig. 20b) correspond à la relation suivante :

$$W_f = 3,2 \cdot N^{0,15}.$$

(J/mm³) (cycles)

Comme Halford, on observe une légère croissance de l'énergie totale en fonction du nombre de cycles à rupture.

Ce résultat montre que, pour un même nombre de cycles à rupture, l'énergie par cycle ΔW ou l'énergie totale W_f sont voisines pour les nuances étudiées.

On obtient ainsi une durée de vie de 10³ cycles pour une énergie par cycle de 10⁻² J/mm³, et une énergie totale d'environ 10 J/mm³. On peut noter aussi que l'énergie totale double lorsque l'on passe de 10² à 10³ cycles.

Ces différentes observations s'expliquent par le fait que les six nuances ont des structures voisines de martensite ou bainite, qui nécessitent un même endommagement par fatigue pour une durée de vie donnée.

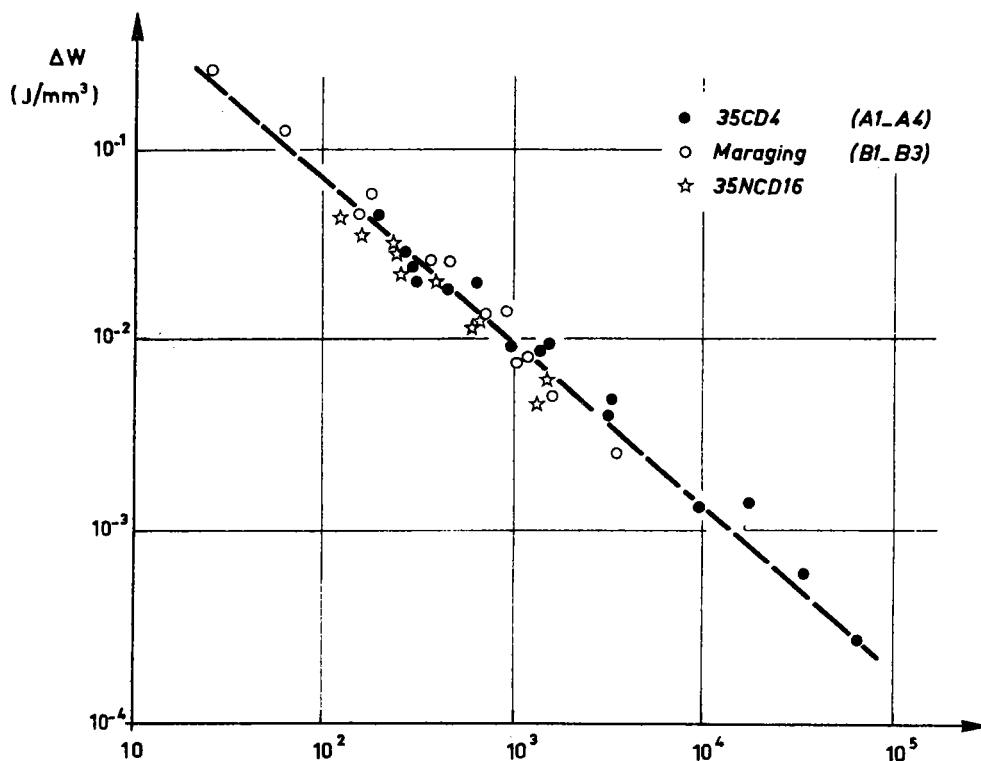


Fig. 20a. - Diagramme " ΔW (énergie par cycle) - N (nombre de cycles à rupture au niveau considéré)".

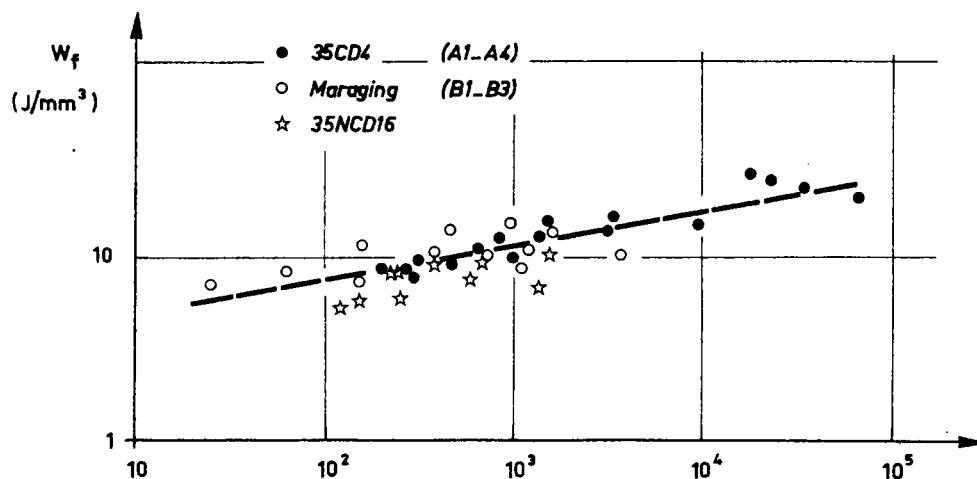


Fig. 20b. - Diagramme " W_f (énergie totale de déformation) - N (nombre de cycles à rupture au niveau considéré)".

Fig. 20. - Evolution de l'énergie de déformation plastique en fonction de la durée de vie.

5.4. - Evaluation des paramètres de fatigue oligocyclique.

Différents auteurs [11] [12] ont remarqué que ϵ_f' et σ_f' étaient souvent proches des valeurs statiques :

$$\varepsilon_f = \log_e \frac{100}{100-Z} \quad \text{et} \quad \sigma_f = F_f/S_f$$

où Z est la striction (en %), F_f la charge vraie à rupture et S_f la section finale.

Le tableau IV compare les valeurs de ε_f et ε_f' , d'une part, et de σ_f/E et σ_f'/E , d'autre part. Les écarts entre ε_f et ε_f' sont très faibles (entre 4 et 8 %), tandis que la différence entre σ_f/E et σ_f'/E peut atteindre 25 %.

Les coefficients b et c ont été reliés par différents chercheurs au coefficient d'écroutissage cyclique n' :

- A l'aide de considérations énergétiques, Morrow [12] a proposé les relations suivantes :

$$b = -n'/(1+5 n') \quad c = -1/(1+5 n'). \quad (1)$$

- Considérant que toute la vie d'une éprouvette de fatigue plastique se déroule dans le domaine de la fissuration, Tomkins [11] propose de son côté :

$$b = -n'/(1+2 n') \quad c = -1/(1+2 n'). \quad (2)$$

- Halford [10] fait entrer l'exposant a de la relation entre le nombre de cycles et l'énergie de déformation plastique à rupture dans les expressions suivantes donnant b et c :

$$b = n' \cdot (a-1)/(1+n') \quad c = (a-1)/(1+n'). \quad (3)$$

Le tableau V compare les valeurs expérimentales de b et c à leurs valeurs calculées.

TABLEAU V

Comparaison entre les valeurs expérimentales
et les valeurs calculées de b et c

Etat	Valeurs de b				Valeurs de c			
	Essai	Calcul			Essai	Calcul		
		Relation (1)	Relation (2)	Relation (3)		Relation (1)	Relation (2)	Relation (3)
A 1	-0,12	-0,09	-0,13	-0,11	-0,65	-0,53	-0,74	-0,61
A 4	-0,10	-0,09	-0,13	-0,12	-0,71	-0,54	-0,75	-0,71
B 1	-0,09	-0,07	-0,07	-0,07	-0,82	-0,71	-0,86	-0,88
B 3	-0,09	-0,07	-0,08	-0,08	-0,78	-0,67	-0,83	-0,80

Les valeurs de b et c calculées à l'aide des relations (2) et (3) sont voisines de celles obtenues expérimentalement et permettent d'obtenir avec une bonne approximation les expressions numériques des relations entre le nombre de cycles à rupture et l'amplitude de déformation appliquée.

5.5. - Fatigue plastique et fissuration par fatigue.

Lorsqu'il y a fissuration par fatigue dans le cas d'un métal sollicité dans le domaine élastique, il existe à la pointe de la fissure deux zones plastifiées, l'une monotone due à l'augmentation des déformations au voisinage de la fissure, l'autre cyclique dans laquelle se produit l'endommagement par fatigue [13]. Bathias et al. [14] notent que le durcissement ou l'adoucissement de la zone plastifiée sont essentiellement un processus de fatigue oligocyclique sous des amplitudes de déformation plastique croissantes. Près de la pointe

de la fissure, la limite d'élasticité cyclique est très différente de la limite d'élasticité monotone initiale. La vitesse de fissuration qui en résulte est aussi indépendante des caractéristiques mécaniques monotones.

C'est pourquoi différents auteurs, [1] à [3], ont cherché à relier les caractéristiques cycliques aux paramètres de fissuration :

- Tomkins [1] propose une théorie applicable aux métaux ductiles basée sur le fait que la fatigue est principalement un processus de fissuration. Pour cela, il utilise une méthode qui tient compte de la contribution des contraintes plastiques de cohésion à la pointe de la fissure. Dans le cas d'un essai sous amplitude de contrainte $\Delta\sigma$, il aboutit à la relation suivante :

$$\frac{da}{dN} = A \cdot \Delta\sigma^{(2n'+1)/n'} \cdot a,$$

da est la progression de la fissure pendant dN cycles, n' est le coefficient d'érouissage cyclique.

Le modèle de Tomkins ne s'applique que dans le cas de matériaux sollicités entièrement dans le domaine plastique. Dans le cas d'une éprouvette de fissuration sollicitée globalement dans le domaine élastique, le modèle de Tomkins [15] ne peut pas s'appliquer; il paraît difficile de trouver un modèle basé sur le même mécanisme qui rende compte de l'état des contraintes et des déformations dans ce cas.

TABLEAU VI

Caractéristiques cycliques et paramètres de fissuration de différents aciers

Acier	Etat	$R'_{e_{0,2}}$ N/mm ²	n'	n	m	ΔK_0 MPa. \sqrt{m}
35 CD 4	A 2	455	0,170	0,084	2,9	32
	A 3	990	0,130	0,054	3,1	20
	A 4	605	0,170	0,062	2,3	30
Maraging	B 2	1370	0,104	0,029	2,3	25
	B 3	1380	0,099	0,023	2,1	27
	B 4	1140	0,122	0,021	2,5	26
	B 5	1480	0,095	0,028	1,8	24,5
35 NCD 16	A	1415	0,144	0,078	2,7	25
	B	1405	0,150	0,125	2,6	25
	C	1415	0,152	0,260	2,5	24,5
	D	1015	0,122	0,060	2,1	24
Acier à rails	DT	466	0,218	0,133	4,2	32
	EDT	537	0,217	0,130	4,7	23
XC 38	E 1	390	0,185	0,254	3,5	27
	E 2	495	0,163	0,125	2,7	28

- Yokobori et al. [3] présentent une théorie cinétique utilisant la dynamique des dislocations pour tenter de rendre compte des phénomènes de fissuration par fatigue. De leur côté, ils obtiennent la relation suivante :

$$m = \frac{2 n'}{1 + n'} \cdot (\alpha + 1) + \frac{1}{1 + m'}$$

où m est l'exposant de la relation de Paris, qui relie la vitesse de fissuration $\frac{da}{dN}$ à

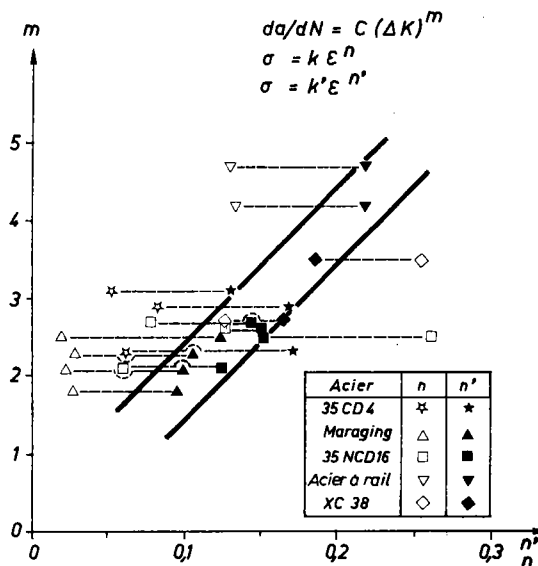
l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte au cours du cycle :

$$\frac{da}{dN} = 10^{-4} \cdot \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_0} \right)^m$$

et α est l'exposant de la relation entre la contrainte appliquée et la vitesse de dislocation.

Sur le tableau VI, nous avons reporté les caractéristiques cycliques R_e' et n' ainsi que les paramètres de fissuration m et ΔK_0 pour différents types d'aciers; outre les nuances d'aciers de cette étude, nous avons ajouté un acier du type 35 NCD 16 [4] [16] sous différents états, deux nuances d'acier à rails [17] ainsi qu'un acier du type XC 38 sous deux états : recuit (E 1) et trempé et revenu à 600°C (E 2).

Fig. 21. - Relation entre n, n' et m pour différents types d'aciers.



Sur le diagramme de la figure 21, nous avons reporté, pour chaque nuance, les points "m - n" et "m - n'". On peut faire les remarques suivantes :

- Les points (m - n) sont très dispersés : ainsi, pour m = 2,5, on a n = 0,021 (B 4) et n = 0,260 (C). Par contre, les points (m - n') se regroupent : pour m = 2,5, on a n' = 0,122 (B 4) et n' = 0,152 (C).

Pour les nuances présentées, l'amplitude de variation de n est 0,249 et celle de n' est 0,119. En fait, n' varie ici entre 0,1 et 0,2, tandis que n est compris entre 0 et 0,3.

- En moyenne, lorsque n' augmente, m augmente. Les points se placent autour d'une droite passant par l'origine, d'équation : m = 20 n'.

Le fait que m augmente avec n', dans le cas des nuances étudiées, est en concordance avec la théorie de Yokobori ainsi qu'avec les résultats de Pelloux et al. [13] [18] et ceux obtenus par Tomkins [19] sur des aciers austénitiques essayés à différentes températures; par contre, il infirme les résultats de Hertzberg et al. [2].

CONCLUSIONS

Les résultats des essais de fatigue plastique sous déformation imposée effectués sur des aciers du type 35 CD 4 et maraging, étudiés sous différents états de traitement thermique, ont permis de tirer les conclusions suivantes :

- 1. Pour tous les états trempés ou trempés et revenus, on observe un adoucissement des caractéristiques mécaniques après adaptation cyclique; dans le cas de l'acier 35 CD 4, la chute de contrainte, mesurée à l'aide des courbes de traction monotone et cyclique, pour 1 ou 1,5 % est de l'ordre de 20 %; dans le cas de l'acier maraging, l'abaissement de la limite d'élasticité varie entre 25 et 30 %.

Ce comportement n'est pas modifié par la présence d'une teneur en austénite de réversion de 15 %, obtenue dans le cas de l'acier maraging lors d'un revenu à 550°C pendant 4 h. En effet, l'austénite de réversion est très stable vis-à-vis de la déformation plastique cyclique.

L'acier 35 CD 4 à l'état austénisé puis refroidi à l'air présente, par contre, une bonne stabilité.

- 2. Des essais à rupture sous déformation imposée ont été réalisés sur quatre états dont les résistances mécaniques varient entre 980 et 1 920 N/mm². Pour une durée de vie donnée, on observe un rapport maximal entre les résultats des différents états égal à 2 si on exprime ces résultats en amplitude de déformation plastique; ce rapport tombe à 1,3 si les résultats sont exprimés en amplitude de déformation totale.

- 3. Le rapport $R_c = \frac{\epsilon_{\min}}{\epsilon_{\max}}$ n'a aucune influence tant sur les caractéristiques cycliques ($R_{e'_{0,2}}$, n') que sur les propriétés de résistance à la fatigue oligocyclique.

- 4. Les résultats des essais à rupture ont été exprimés en fonction de l'énergie de déformation plastique.

Pour tous les états qui correspondent à des structures martensitiques ou bainitiques, un nombre de cycles à rupture donné correspond à une même énergie par cycle.

- 5. Le mécanisme de fissuration par fatigue conduit à utiliser les caractéristiques cycliques pour rendre compte des différences observées dans les lois de fissurations; à l'aide des résultats obtenus sur 15 nuances, nous avons montré que l'exposant m de la loi de vitesse de fissuration augmentait avec le coefficient d'érouissage cyclique n' .

BIBLIOGRAPHIE

- [1] TOMKINS (B.). Analyse de la propagation d'une fissure de fatigue. (Fatigue crack propagation. An analysis). *Philosophical Magazine*, novembre 1968, 18, n°155, p. 1041-1065.
- [2] HICKERSON (J.P.), HERTZBERG (R.W.). Rôle des caractéristiques mécaniques dans la propagation des fissures de fatigue sous faible charge. (The role of mechanical properties in low-stress fatigue crack propagation). *Metallurgical Transactions*, janvier 1972, 3, n°1, p. 179-189.
- [3] YOKOBORI (T.), AIZAWA (T.). Remarques sur la théorie cinétique de la propagation des fissures de fatigue. (Some note to the kinetic theory of fatigue crack propagation rate). *Report of the Research Institute for Strength and Fracture of Materials, Tohoku University*, 1973, 9, p. 65-67.

- [4] GALLET (G.), LIEURADE (H.P.). Influence de la structure métallographique d'un acier au nickel-chrome-molybdène sur son comportement en fatigue plastique. *Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie*, avril 1976, 76, n°4, p. 219-240; Rapport IRSID RE 236.
- [5] BASQUIN (O.H.). Loi exponentielle des essais d'endurance. (The exponential law of endurance tests). *Proceedings of the A.S.T.M.*, 1910, 10, part II, p. 625-630.
- [6] MANSON (S.S.). Tracé des machines. (Machine design). *M.A.D.E.A.*, 1960, 7, p. 239.
- [7] DUBUC (J.) et al. Evaluation des critères de tracé de capacités à pression concernant l'influence de la contrainte moyenne dans la fatigue oligocyclique. (Evaluation of pressure vessel design criteria for effect of mean stress in low-cycle fatigue). *Proceedings of the first International Conference on pressure vessel technology, Delft, 1969, part II, p. 1253-1266.*
- [8] MAEDER (G.), CIZERON (G.), LACOMBE (P.). Etude dilatométrique des transformations structurales d'un acier maraging à 18 % de nickel au cours de cycles thermiques cumulés à vitesse rapide. *Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie*, mars 1969, 66, n°3, p. 179-188.
- [9] LEGENDRE (P.). Quelques propriétés des aciers du type maraging. *Cobalt*, décembre 1965, n°29, p. 171-180.
- [10] HALFORD (G.R.). Energie requise pour les ruptures de fatigue. (The energy required for fatigue). *Journal of Materials*, mars 1966, 1, n°1, p. 3-18.
- [11] LANDGRAF (R.W.). Résistance des métaux à la déformation cyclique. (The resistance of metals to cyclic deformation). [Dans : Achievement of high fatigue resistance in metals and alloys]. *A.S.T.M.*, 1970, STP 467, p. 3-36.
- [12] MORROW (J.). Energie de déformation plastique cyclique et fatigue des métaux. (Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals). [Dans : Internal friction, damping and fatigue of metals]. *A.S.T.M.*, 1965, STP 378, p. 45-87.
- [13] RICE (J.R.). Mécanique de la déformation à la pointe d'une fissure et de la propagation de cette fissure par fatigue. (Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue). [Dans : Fatigue crack propagation]. *A.S.T.M.*, 1966, STP 415, p. 247-309.
- [14] BATHIAS (C.), PELLOUX (R.M.). Propagation de fissures de fatigue dans les aciers martensitiques ou austénitiques. (Fatigue crack propagation in martensitic and austenitic steels). *Metallurgical Transactions*, mai 1973, 4, n°5, p. 1265-1273.
- [15] TOMKINS (B.). Conversation privée.
- [16] BAUS (A.) et al. Etude par la mécanique de la rupture de la ténacité, de la fissuration en fatigue et de la fissuration en corrosion sous contrainte d'aciers à très haute résistance. Rapport IRSID P 240, août 1975, 88 p. - *Circulaire d'Informations Techniques du C.D.S.*, 1976, 33, n°7-8, p. 1703-1774.
- [17] BAUS (A.), LIEURADE (H.P.). Endurance en torsion et résistance à la fissuration par fatigue de trois nuances d'aciers à rails. Rapport IRSID RE 297, avril 1975, 35 p. - *Circulaire d'Informations Techniques du C.D.S.*, 1976, 33, n°2, p. 435-457.
- [18] PINEAU (A.G.), VAN SWAN (L.F.), PELLOUX (R.M.). Courbes "contrainte cyclique - défor-

mation" d'un acier inoxydable austénitique dans l'intervalle M_s - M_d . (Cyclic stress-strain curves of a stainless austenitic steel in the M_s - M_d range). *Scripta Metallurgica*, 1973, 7, n° 6, p. 657-660.

- [19] TOMKINS (B.). Développement, pour des applications pratiques, de modèles de propagation de fissures de fatigue à chaud. (The development of fatigue crack propagation models for engineering applications at elevated temperatures). Rapport UKAAEA, n° 2686 (S), juin 1975.
-

Les méthodes d'essai en fatigue oligocyclique

par H.P. LIEURADE
IRSID

Le bon dimensionnement des pièces mécaniques hautement sollicitées nécessite de connaître avec précision le comportement en service des matériaux.

Ce texte présente les principales méthodes qui permettent de répondre aux préoccupations des constructeurs :

- détermination des caractéristiques mécaniques stables du matériau ;
- tracé des courbes de résistance à la déformation plastique cyclique ;
- influence de la température sur la durée de vie en fatigue oligocyclique ;
- simulation du comportement des éprouvettes entaillées.

LOW CYCLE FATIGUE TESTING

The good design of highly stressed mechanical components requires the accurate knowledge of the service behaviour of materials.

This report gives the main methods permitting to solve the problems of designers :

- determination of the mechanical properties of the material after cyclic stabilization ;
- plotting of resistance to plastic deformation curves ;
- effect of temperature on the life on low cycle fatigue ;
- simulation of notched parts behaviour.

INTRODUCTION

Les charges en service de plus en plus élevées et les coefficients de sécurité de plus en plus réduits qui sont imposés lors de la conception des pièces mécaniques soumises à des sollicitations cycliques, nécessitent la connaissance précise du comportement des matériaux utilisés en construction mécanique.

Certaines régions d'une pièce mécanique fortement sollicitée peuvent être alors le siège de déformations plastiques, à l'occasion notamment d'une variation importante du profil (congés de raccordement, épaulement) ou au droit des points d'assemblages de la pièce (trous, soudure).

Deux questions se posent donc au métallurgiste comme au mécanicien, lors du choix de la nuance d'acier à utiliser :

- Quelles sont les propriétés mécaniques stables du matériau après l'application de cycles de sollicitations élevées ?
- Quelle est la durée de vie d'une pièce ou d'une structure soumise à de telles sollicitations ?

On sait, en effet, que les propriétés mécaniques (limite d'élasticité, coefficient d'écrouissage) d'un matériau tel que l'acier sont sensiblement modifiées par l'application de cycles de sollicitations élevées, même en petit nombre. L'acier peut alors, soit durcir, soit s'adoucir, par rapport à son comportement en sollicitation monotone.

Il est donc important de déterminer les nouvelles relations effort-déformation, qui rendent compte des modifications dans le comportement des matériaux dès qu'ils sont soumis à des sollicitations cycliques.

A l'aide de ces relations, il devient alors possible de définir avec certitude le niveau de contrainte maximale admissible correspondant à des conditions correctes de fonctionnement d'un ensemble mécanique.

Par ailleurs, les essais de fatigue oligocyclique permettent la connaissance des durées de vie de pièces et de structures soumises à des sollicitations élevées et la détermination des lois donnant le nombre de cycles à rupture correspondant à des taux de déformation plastique cyclique imposés.

1 – MOYENS D'ESSAIS

Par rapport aux essais classiques d'endurance où il est généralement suffisant de mesurer et de contrôler la charge appliquée, les essais de fatigue plastique nécessitent l'introduction d'un nouveau paramètre : la déformation du métal.

Pour tous les types d'essai de fatigue oligocyclique, il est toujours nécessaire de mesurer la déformation de l'éprouvette et souvent de l'imposer à celle-ci. C'est pourquoi ce type d'essai requiert un matériel important et souvent coûteux.

1.1 LES MACHINES D'ESSAIS

Les essais de fatigue oligocyclique sont effectués en traction-compression, soit à charge imposée, soit à déformation imposée, soit encore en imposant à une fonction donnée de la contrainte et de la déformation de garder une valeur fixe pour chaque cycle de sollicitation.

Pour pouvoir réaliser de tels essais, il est nécessaire de disposer d'une machine possédant une boucle d'asservissement.

Les machines électro-hydrauliques à servocommande sont particulièrement bien adaptées à ce type d'essai.

Pour ces machines, la sollicitation est appliquée à l'éprouvette par un vérin hydraulique piloté par une servo-valve. Cette servo-valve reçoit un signal du générateur de fonction, modulé par l'armoire de commande et corrigé à chaque instant par la fonction d'erreur entre le signal de commande et le signal de retour provenant du capteur de mesure.

Les essais de fatigue oligocyclique sont le plus souvent effectués à des fréquences faibles ($< 0,1$ Hz) pour éviter tout échauffement parasite de l'éprouvette et avec un cycle de forme triangulaire, pour avoir une vitesse constante de mise en charge ou de déformation.

1.2 EPROUVETTES D'ESSAI

1.2.1 Types d'éprouvette

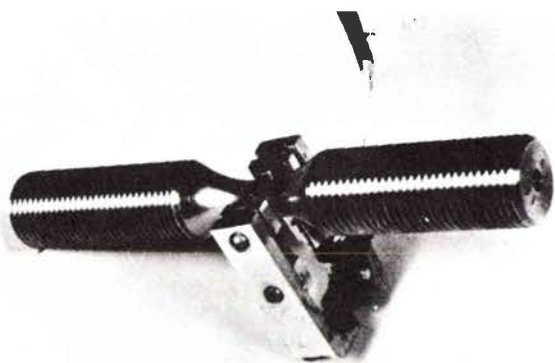
La majorité des essais de fatigue oligocyclique nécessitent d'appliquer une sollicitation dans le domaine plastique en compression. C'est pourquoi on a recours le plus souvent à des éprouvettes très compactes, dont le rapport «longueur-utile-diamètre (ou largeur)» est suffisamment faible (< 2) pour éviter le flambage.

— Epreuves à tige filetée

C'est le type d'éprouvette le plus répandu : la partie utile est, soit cylindrique (figure 1a), soit de forme torique (figure 1b). Dans le premier cas, la déformation de l'éprouvette est



a) base de mesure longitudinale



b) base de mesure diamétrale

Figure 1 : Epreuves d'essais de fatigue à têtes filetées

mesurée suivant l'axe de la sollicitation, dans le second, on mesure la variation du diamètre transversalement à la sollicitation imposée. Pour éviter la rupture dans les filets on choisit généralement une section filetée de 3 à 5 fois plus grande que la section utile. D'un autre côté, les congés de raccordement doivent être suffisamment grands pour éviter la rupture à l'angle de raccordement.

— Epreuves plates (figure 2)

Pour éviter le flambage de l'éprouvette lors du passage en compression, il est indispensable de placer de part et d'autre de l'éprouvette des contreforts. Pour permettre à l'éprouvette de s'allonger librement, une plaque anti-friction est placée entre l'éprouvette et le dispositif évitant le flambage.

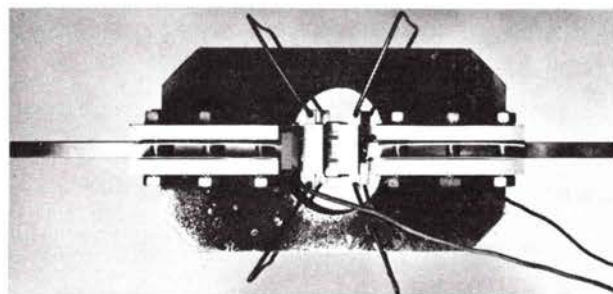


Figure 2 : Dispositif anti-flambage dans le cas d'une éprouvette plate

1.2.2 Amarrage des éprouvettes

L'amarrage des éprouvettes nécessite certaines précautions de manière à éliminer des composantes en flexion qui peuvent augmenter les possibilités de flambage de l'éprouvette.

C'est pourquoi il est recommandé avant chaque essai, de vérifier l'axialité des têtes d'amarrage dont les défauts d'alignement doivent être réduits ($< 0,05$ mm).

Pour permettre un alignement optimal, certains expérimentateurs utilisent un amarrage par métal de WOOD (1). L'éprouvette montée sur la machine, le métal est introduit dans les mors à l'état liquide et permet lors de sa solidification d'avoir un amarrage de l'éprouvette sans contraintes parasites.

1.3 DISPOSITIFS DE MESURES DES EFFORTS ET DES DEFORMATIONS

1.3.1 Capteur de force

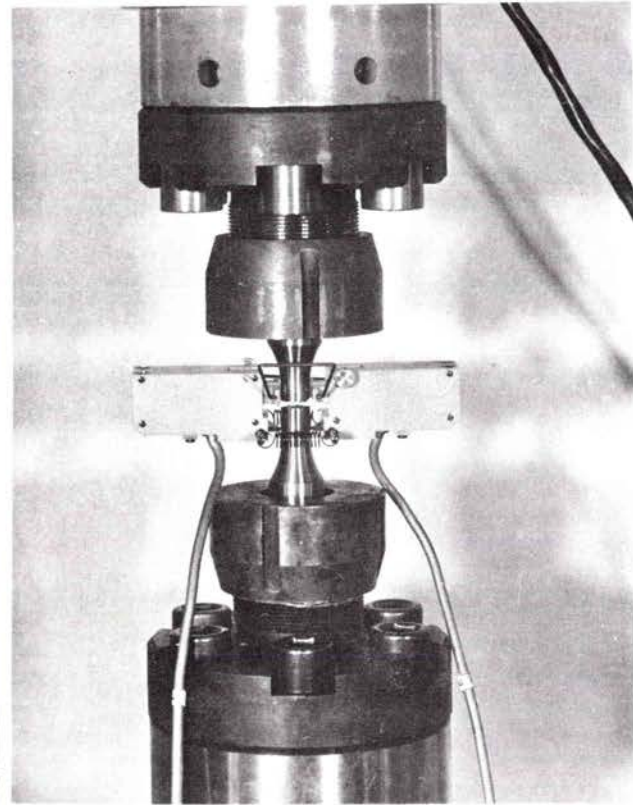
Les efforts sont le plus souvent mesurés à l'aide d'une cellule de charge placée en bout d'amarrage de l'éprouvette. Ces cellules sont composées, soit de capteur à jauge de déformation, soit de capteur à variation d'induction.

1.3.2 Capteur de déformation

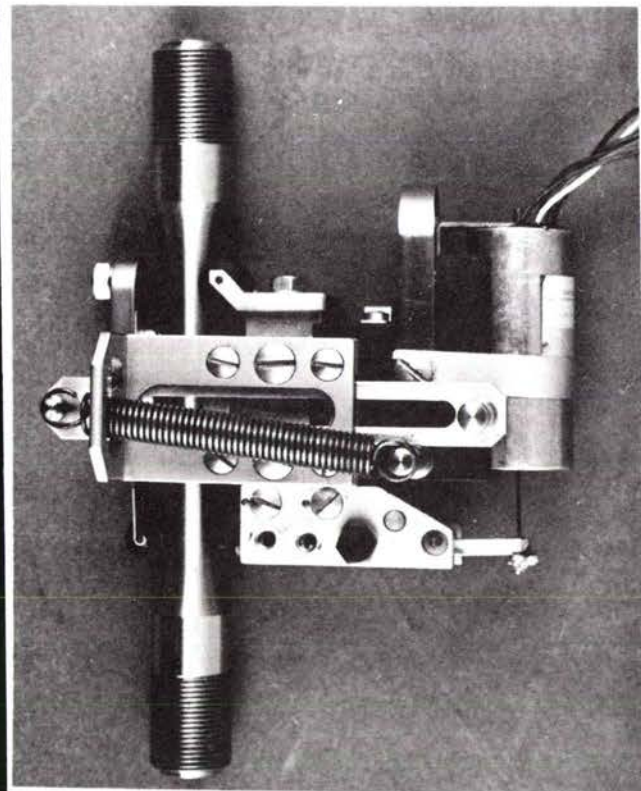
Il existe deux types d'extensiomètres (2) permettant de mesurer la déformation de l'éprouvette, les uns sont fixés directement sur les éprouvettes, les autres sont sans contact.

— Extensiomètres fixés à l'éprouvette (figure 3)

Différents types existent dans le commerce qui utilisent, soit des jauges de déformation, soit des bobines d'induction. Ces capteurs délivrent une tension électrique qui varie linéairement en fonction de l'écartement des couteaux appliqués sur l'éprouvette et donc de l'allongement de cette dernière. Leurs caractéristiques principales sont une dérive négligeable dans le temps, un étalonnage statique satisfaisant, une erreur d'hystérésis négligeable et une réponse en fréquence correcte jusqu'à 20 Hz. Pour éviter le glissement des couteaux du capteur, soit lors de la mise en charge, soit lors des premiers cycles on peut, soit coller sur l'éprouvette un ruban adhésif que transpercent les couteaux du capteur, soit après le montage du capteur sur l'éprouvette, disposer un vernis aux points de contacts couteaux-éprouvette.



a) capteur double, à jauge de déformation



b) capteur à bobine d'induction

Figure 3 : capteur d'allongement utilisé en fatigue dipocyclique

— Extensomètres sans contact

Ce sont généralement des extensomètres optiques utilisant, soit la lumière ordinaire, soit un faisceau laser.

1.3.3 Cas des éprouvettes toriques

Dans le cas où l'on impose l'amplitude de déformation diamétrale, $\Delta\epsilon_d$, les résultats d'essais sont souvent analysés en fonction de l'amplitude de déformation longitudinale totale $\Delta\epsilon_t$, de la manière suivante :

$$\Delta\epsilon_t = \frac{\Delta\sigma}{E} \left(1 - \frac{\nu_e}{\nu_p}\right) + \frac{\Delta\epsilon_d}{\nu_p}$$

où ν_e et ν_p sont respectivement les coefficients de Poisson élastique et plastique du matériau.

$\Delta\sigma$ l'amplitude de contrainte

E le module d'Young.

1.4 DISPOSITIFS D'ESSAIS A CHAUD

Pour simuler le comportement en fatigue oligocyclique de matériaux travaillant à chaud dans le domaine plastique, il est indispensable d'effectuer les essais aux températures de service. L'éprouvette est chauffée, soit par un four à résistance, soit par induction en utilisant une petite bobine alimentée par un générateur à haute fréquence et refroidie par eau (figure 4).

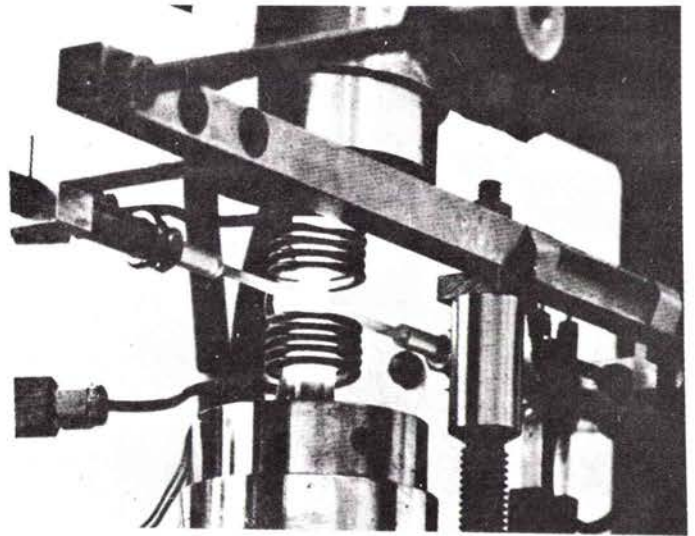


Figure 4 : Dispositif d'essai à chaud

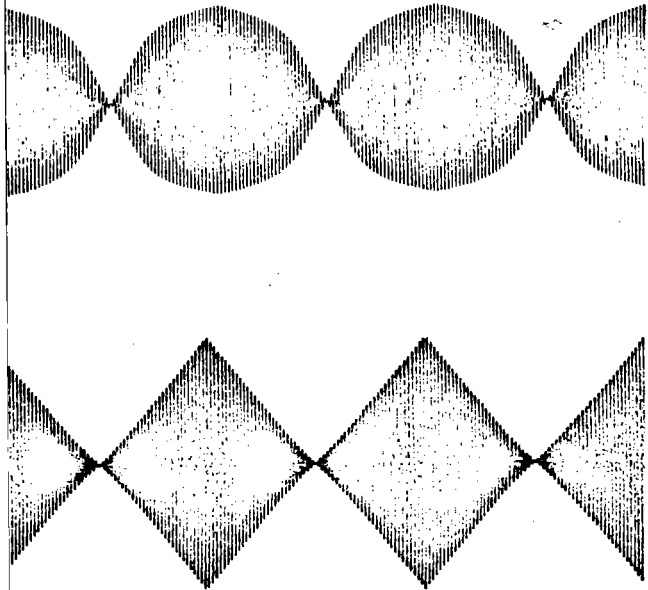
Dans le premier cas, les couteaux placés sur l'éprouvette sont solidaires de barres de renvoi sans dilatation qui permettent de mesurer la déformation de l'éprouvette en dehors du four.

Dans le cas du chauffage par induction, ce sont deux couteaux en alumine permettant la mesure de la variation du diamètre de l'éprouvette.

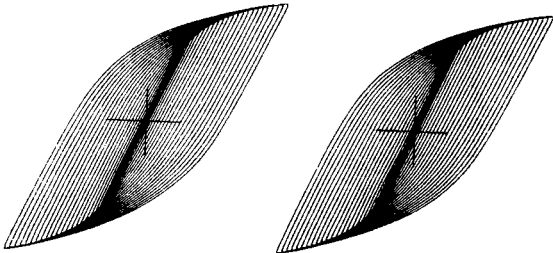
2 – COURBES D'ECROUISSAGE CYCLIQUES

L'étude de l'évolution de la relation contrainte-déformation au cours des cycles de sollicitation, en particulier au voisinage de la limite d'élasticité fait souvent l'objet de beaucoup d'intérêt de la part des constructeurs. En effet, le tracé de la courbe cyclique permet de déterminer des caractéristiques cycliques stables du matériau, telles que la limite d'élasticité R'_e et le coefficient d'écrouissage n' .

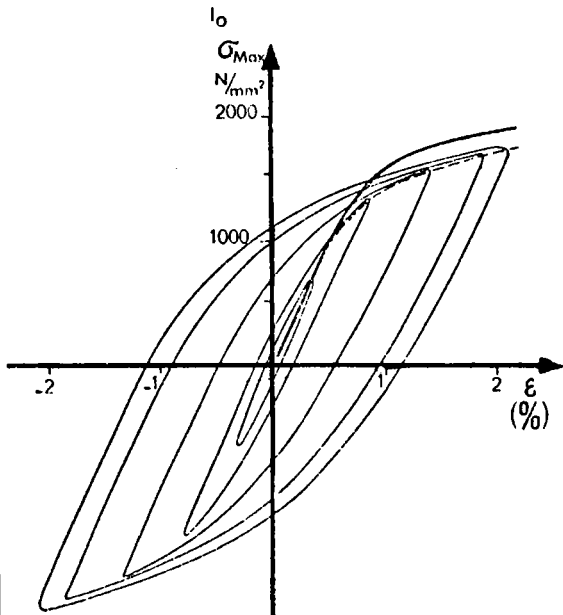
2.1 METHODE DE DETERMINATION



Variation en fonction du temps de la déformation imposée (en bas) et de la contrainte (en haut).



Evolution des boucles d'hystérésis σ (ordonnée), $e = \Delta l$ (abscisse)



Tracé de la courbe cyclique en pointillé :
Tracé de la courbe de traction monotone, en trait plein.

5 : Détermination de la courbe de traction cyclique : méthode par incrément de déformation.

Plusieurs méthodes sont proposées (3) pour déterminer la «courbe de traction cyclique», obtenue après stabilisation des caractéristiques mécaniques. Ces méthodes, sensiblement différentes, ont toutes pour but d'adapter le métal étudié à des cycles de déformation totale alternée (traction-compression) de niveaux variables, imposés par la machine d'essais.

a) Méthode par incrément

Dans cette méthode, qui nécessite l'usage du suiveur de courbe, on fait subir au matériau une succession de blocs d'amplitude de déformation croissante puis décroissante. La figure 5a présente la variation de la contrainte obtenue. La courbe de traction cyclique est alors le lieu des maximums des boucles d'hystérésis mécanique (figure 5b) correspondant à la stabilité du matériau. Généralement cette stabilité est atteinte au bout de 3 ou 4 blocs d'environ 60 cycles. Dans le cas de l'acier présenté, on observe (figure 5c) un adoucissement de l'acier.

b) Méthode utilisant une éprouvette par niveau

Dans ce cas, on trace la courbe de traction cyclique point par point (figure 6). Chaque point représente le maximum de la couche d'hystérésis obtenu sur une éprouvette après stabilisation de la contrainte.

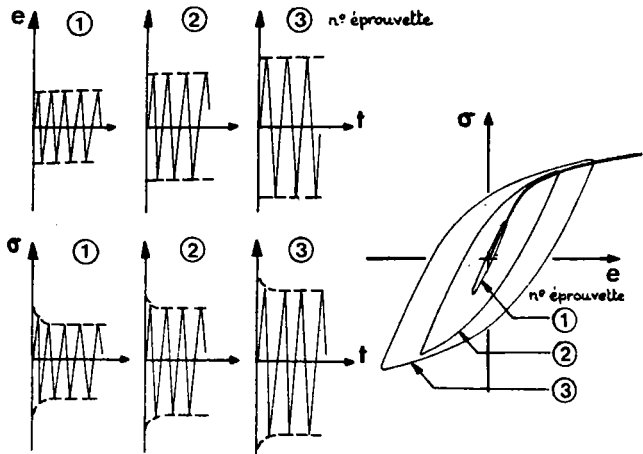


Fig. 6 : Détermination de la courbe de traction cyclique : méthode d'essai utilisant une éprouvette par niveau de déformation imposé.

c) Méthode par paliers successifs

On n'utilise ici qu'une seule éprouvette qui est sollicitée à différents paliers croissants de déformation (figure 7).

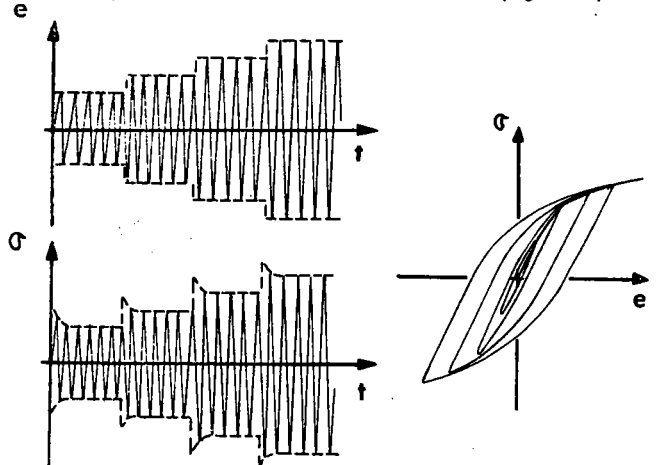


Fig. 7 : Détermination de la courbe de traction cyclique : méthode d'essai par paliers successifs sur la même éprouvette.

A chaque palier on attend qu'il y ait stabilisation de la contrainte avant d'enregistrer le cycle stable, puis de passer au palier suivant.

d) Traction après cyclage

Après avoir utilisé la méthode par incrément et donc adapté le métal à une amplitude de déformation variable, on peut, après stabilisation de la contrainte et retour à une déformation et une contrainte nulle, effectuer un essai de traction (figure 8).

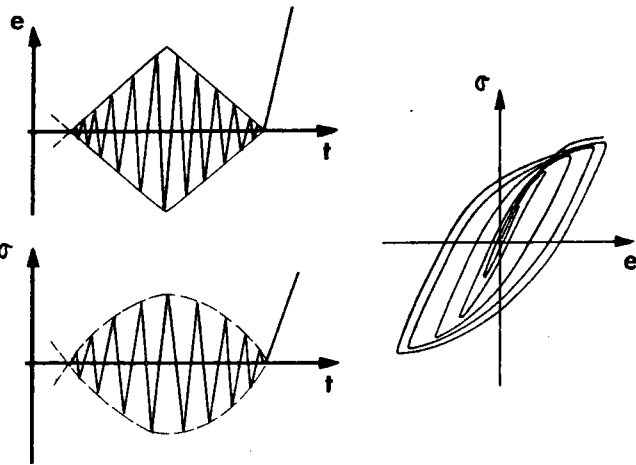


Fig. 8 : Détermination de la courbe de traction cyclique par un essai de traction après cyclage.

e) Demi-boucle d'hystérésis

On peut aussi appliquer directement à une éprouvette une amplitude de déformation élevée (figure 9). La boucle d'hystérésis stable est alors reportée sur un système d'axe dont l'origine est le maximum de la boucle et les échelles sont divisées par 2.

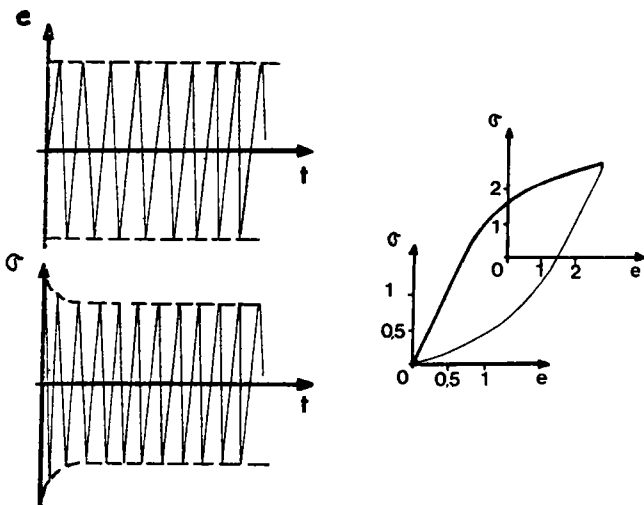


Fig. 9 : Détermination de la courbe de traction cyclique à l'aide de la portion de la boucle d'hystérésis correspondant à la partie montante du cycle.

2.2 COMPARAISON DES METHODES DE DETERMINATION

Des études récentes effectuées à l'IRSID sur une gamme étendue d'aciers (4) (5) ont montré l'influence de la méthode sur le tracé des courbes d'érouissage cyclique effectué jusqu'à une déformation totale de $\pm 2\%$.

— dans le cas des aciers à très haute résistance ($R_m \sim 2.000$ N/mm²) trempés et revenus, qui s'adouissent en cours

d'essai, les trois premières méthodes donnent des résultats comparables (figure 10).

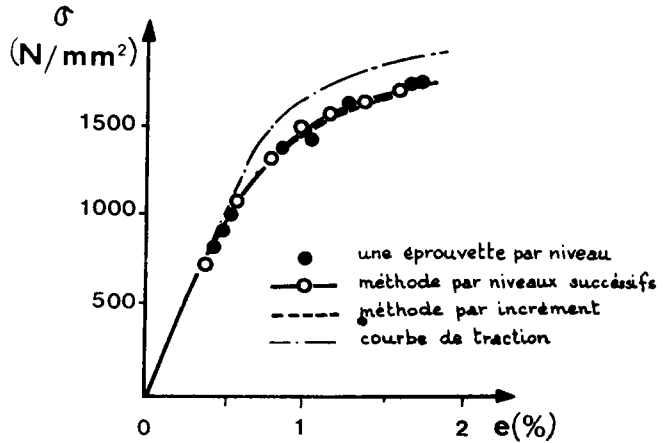


Fig. 10 : Acier 35 NCD 16 ($R_m \sim 2000$ N/mm²).

Influence de la méthode de détermination de la courbe cyclique.

dans le cas des aciers à moyenne résistance ($R_m \sim 1.000$ N/mm²), on peut noter que, pour les faibles déformations plastiques, les courbes déterminées en utilisant une éprouvette par niveau et celle par niveaux successifs sur une même éprouvette sont sensiblement plus élevées que celles obtenues avec la méthode par incrément (figure 11).

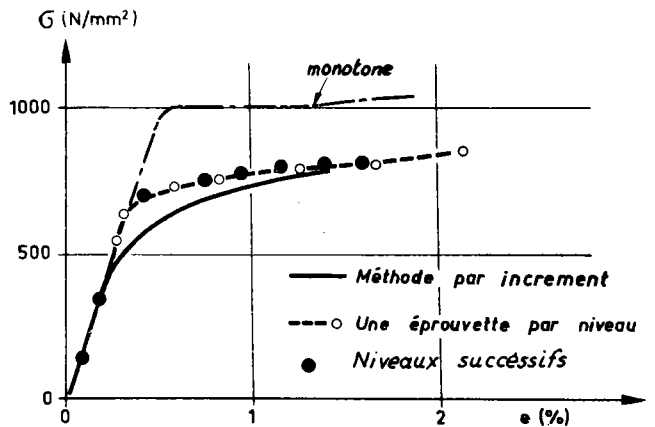


Fig. 11 : Acier 35 CD 4 ($R_m \sim 1000$ N/mm²).

Influence de la méthode de détermination de la courbe cyclique.

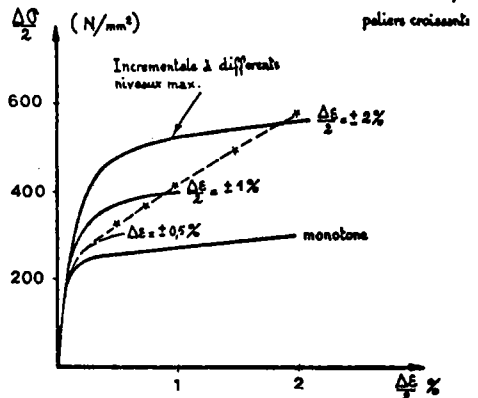


Fig. 12 : Comparaison de la courbe cyclique tracée par paliers successifs (pointillé) et par la méthode incrémentale pour différents niveaux de $\Delta \epsilon_t$ (acier Z 6 CND 17-12).

— dans le cas d'un acier inoxydable du type Z 6 CND 17-12 (AISI 316), on observe un durcissement important (figure 12). Les courbes déterminées par incrément sont fonction de la déformation maximale atteinte. Les courbes obtenues par les méthodes b) et c) passent alors par les maximums des courbes d'érouissage cyclique déterminés par la méthode par incrément.

2.3 DEPOUILLEMENT DES RESULTATS

Pour déterminer les paramètres k' et n' de la loi d'érouissage cyclique :

$$\sigma_r = k' \epsilon_r^{n'}$$

on reporte sur un diagramme bilogarithmique la contrainte rationnelle :

$$\sigma_r = \frac{F}{S_0} (1 + e_p)$$

où F est l'effort enregistré

S_0 la section initiale de l'éprouvette

e_p l'allongement plastique mesuré

en fonction de la déformation vraie : $\epsilon_r = \log_e (1 + e_p)$

k' et n' sont respectivement l'ordonnée à l'origine et la pente de la droite passant par les points.

2.4 INFLUENCE DES PARAMETRES D'ESSAI (à température ambiante)

2.4.1 — Fréquence et forme du cycle de charge

Dans le cas des essais effectués à température ambiante, on n'observe pas par une influence significative de la fréquence ou de la vitesse de déformation ni de la forme du cycle, sur le tracé de la courbe d'érouissage cyclique (6).

L'effet de la vitesse de sollicitation peut cependant être important dans le cas d'essais effectués à température élevée. Dans ce cas, les phénomènes de fluage ou de relaxation viennent se superposer aux mécanismes de fatigue plastique (7).

2.4.2 — Rapport de déformation $R_\epsilon = \frac{\epsilon_{min}}{\epsilon_{max}}$

De manière conventionnelle la détermination de la courbe cyclique effort-déformation est effectuée pour un rapport de déformation totale

$$R_\epsilon = \frac{\epsilon_{min}}{\epsilon_{max}} = -1$$

Pour étudier l'influence de R_ϵ on peut solliciter une éprouvette avec un rapport $R_\epsilon = 0$, c'est-à-dire avec un allongement minimal nul de l'éprouvette.

Le schéma de la figure 13 présente l'évolution de la boucle d'hystérésis au cours des premiers cycles : cette évolution tient compte, d'une part, de l'adoucissement du métal qui tend à acquérir des caractéristiques mécaniques stables, d'autre part, de la relaxation de la contrainte moyenne qui tend vers une valeur nulle (8).

Sur le diagramme de la figure 13, nous avons reporté les points $(\frac{\Delta\sigma}{2}, \frac{\Delta\epsilon_t}{2})$ correspondant à la stabilisation des éprou-

vettes essayées en acier 35 CD 4 (revenu 600°C), ainsi que la courbe établie par la même méthode (une éprouvette par niveau) pour $R_\epsilon = -1$. Les points se placent sur la courbe et montrent un effet négligeable de R_ϵ sur le tracé de la courbe de traction cyclique.

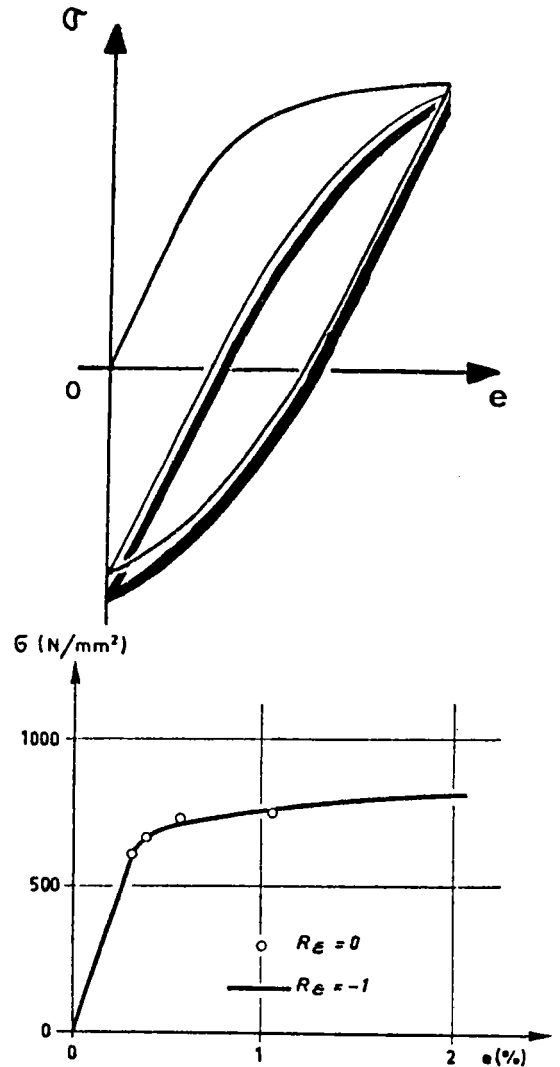


Fig. 13 : Influence du rapport de déformation R_ϵ sur le tracé de la courbe cyclique. Acier 35 CD 4 (revenu 600°C).

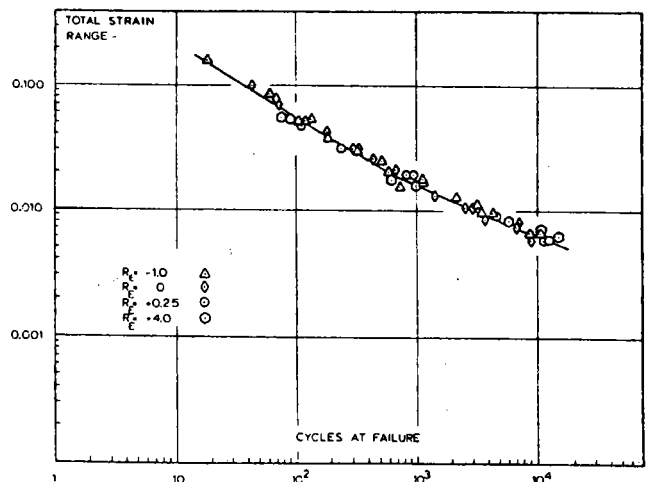


Fig. 14 : Influence de R_ϵ sur la courbe $\epsilon = f(N)$ d'un acier à 9% Ni.

3 – COURBES DE RESISTANCE A LA FATIGUE OLIGOCYCLIQUE

Ces courbes, tracées à partir d'essais de fatigue à rupture, sont appelées ainsi «courbes de MANSON-COFFIN». Elles permettent de déterminer les lois qui relient respectivement les amplitudes de déformation élastique, plastique et totale appliquées, à la durée de vie des éprouvettes.

3.1 PARAMETRES MESURES

La figure 15 présente l'évolution de la contrainte au cours des cycles pour différents niveaux constants de déformation totale, dans le cas d'un acier maraging à l'état revenu 500°C pendant 4 h. Cette évolution présente 3 stades : une diminution importante de la contrainte pendant les dix premiers cycles, suivie d'une décroissance plus ou moins lente, occupant plus de 90 % de la durée de vie, enfin une chute rapide de la contrainte conduisant à la rupture.

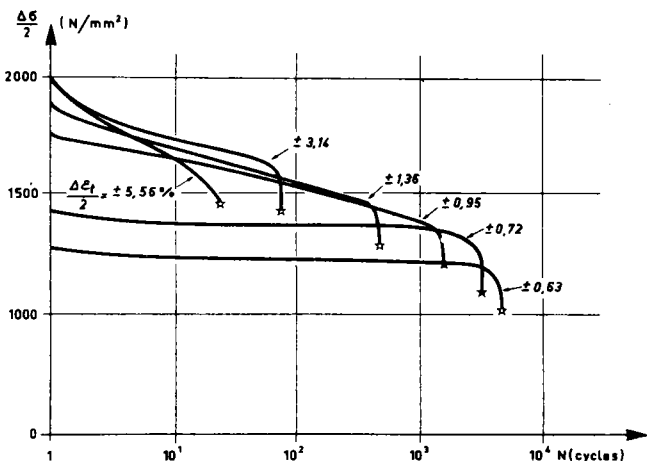


Fig. 15 : Evolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles pour différents niveaux de $\Delta\epsilon_t$ imposée. Acier maraging (revenu 500°C, 4 h).

Si, le plus souvent, l'amplitude de déformation totale $\Delta\epsilon_t$ reste constante au cours de l'essai, puisqu'elle est imposée, l'amplitude de déformation plastique $\Delta\epsilon_p$ évolue au cours des cycles de même que l'amplitude de déformation élastique $\Delta\epsilon_e$.

Pour rendre compte de l'influence des amplitudes de déformation plastique et élastique sur la durée de vie des éprouvettes, on est conduit à définir une boucle d'hystérésis mécanique de référence sur laquelle on mesure ces paramètres.

- Pour les faibles déformations qui conduisent à des durées de vie supérieures à 200 cycles, on choisit généralement la boucle d'hystérésis correspondant au 50e cycle.
- Dans le cas des fortes déformations, on convient de prendre le cycle qui correspond à la moitié de la chute ou de l'accroissement de l'amplitude de contrainte.

On reporte ensuite les valeurs de $\frac{\Delta\epsilon_t}{2}$, $\frac{\Delta\epsilon_p}{2}$ et $\frac{\Delta\epsilon_e}{2}$ sur un diagramme bilogarithmique : $\frac{\Delta\epsilon}{2} = f(N)$ (figure 16).

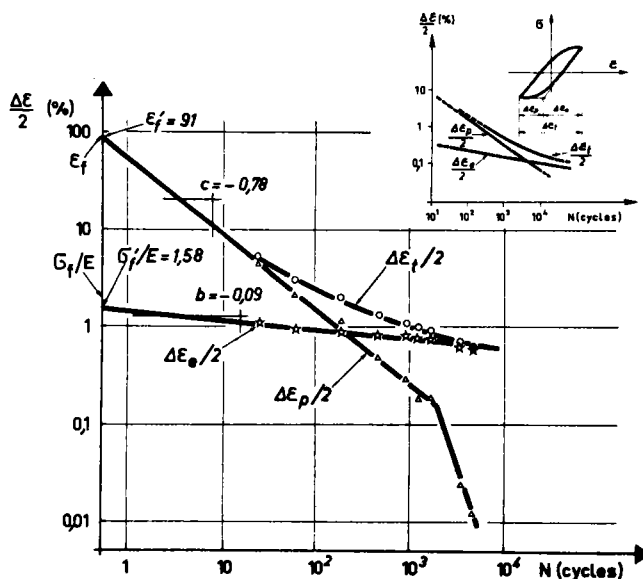


Fig. 16 : Durée de vie en fonction des déformations élastiques, plastique et totale. Acier maraging (revenu 500° 4 h).

3.2 DETERMINATION DES LOIS DE RESISTANCE A LA FATIGUE OLIGOCYCLIQUE

3.2.1 Durée de vie en fonction de la déformation

Sur le diagramme $\frac{\Delta\epsilon}{2} - N$ (nombre de cycles à rupture) de la figure 16 on a reporté, pour chaque éprouvette en acier maraging (revenu 500°C), les niveaux de $\frac{\Delta\epsilon_t}{2}$, $\frac{\Delta\epsilon_p}{2}$ et $\frac{\Delta\epsilon_e}{2}$ mesurés sur la boucle d'hystérésis de référence en fonction de la durée de vie :

- les points correspondant à la déformation élastique se placent sur une droite de pente b (exposant de résistance à la fatigue). La déformation élastique pour 1/2 cycle correspond à σ_f'/E où E est le module d'Young et σ_f' le coefficient de résistance à la fatigue ;
- les points correspondant à la déformation plastique se placent sur une droite de pente c (exposant de ductilité en fatigue). Le niveau de déformation ϵ_f' pour 1/2 cycle (coefficient de ductilité en fatigue) est la déformation vraie qui provoque la rupture en un demi-cycle
- les points correspondant à la déformation totale se placent sur une courbe asymptotique aux droites «élastique» et «plastique».

3.2.2 Expression des lois de résistance à la fatigue oligocyclique

— Propriétés de résistance en fatigue

La droite «élastique» permet de déterminer les coefficients b et σ_f' de la relation :

$$\frac{\Delta\epsilon_e}{2} = \frac{\sigma_f'}{2} (2N)^b$$

qui peut s'écrire aussi suivant la loi de BASQUIN (9) :

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma'_f (2N)^b$$

— Propriétés de ductilité en fatigue

La droite « plastique » permet de connaître les coefficients c et e'_f de la relation de MANSON (10) :

$$\frac{\Delta\epsilon_p}{2} = \epsilon'_f (2N)^c$$

— Relation entre la déformation totale et la durée de vie

La courbe représentative de la déformation totale en fonction de la durée de vie a pour équation :

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = \frac{\Delta\epsilon_e}{2} + \frac{\Delta\epsilon_p}{2} = \frac{\sigma'_f}{2} (2N)^b + \epsilon'_f (2N)^c$$

3.3 INFLUENCE DES CONDITIONS D'ESSAIS

3.3.1 Fréquence et forme du cycle de sollicitation

Différents auteurs (5) (11) (12) ont étudié l'influence de la vitesse de déformation et la forme du cycle de sollicitation et ont montré qu'à température ambiante ces paramètres n'avaient pas d'influence significative sur les durées de vie des éprouvettes, à condition que la fréquence d'essai soit suffisamment faible pour éviter un échauffement notable de l'éprouvette.

3.3.2 Rapport de déformation R_e

Dans le cas d'éprouvettes en acier à 9 % Ni, DUBUC et coll. (13) ont fait varier R_e entre -1 et +4 et n'ont pas trouvé d'influence notable de ce paramètre (figure 14). Ces résultats ont été confirmés sur des aciers à très haute et moyenne résistance par GALLET et LIEURADE (4) (5).

En effet, comme nous l'avons montré au § 2.4.2, l'évolution de la boucle d'hystérésis est très rapide au cours des premiers cycles ; cette évolution tient compte non seulement de l'adoucissement du métal qui cherche à acquérir des caractéristiques mécaniques stables, mais surtout de la relaxation de la contrainte moyenne qui tend rapidement vers une valeur nulle. C'est pourquoi la courbe de traction cyclique, obtenue après quelques centaines de cycles, est la même quel que soit R_e . De la même façon, lors d'un essai à rupture, l'évolution rapide de la boucle d'hystérésis au cours des premiers cycles est suffisamment rapide pour qu'il n'y ait pas d'influence de R_e sur la durée de vie des éprouvettes.

3.4 ENERGIE DISSIPEE

De nombreux chercheurs (14 à 17) ont cherché à utiliser l'énergie de l'hystérésis mécanique comme critère de dommage en fatigue.

On sait qu'en effet, au niveau microscopique, la déformation plastique cyclique est liée au mouvement des dislocations et la contrainte cyclique se rapporte à la résistance à leur déplacement.

C'est pourquoi la déformation plastique cyclique et la contrainte cyclique sont toutes les deux nécessaires pour qu'il

ait endommagement, en provoquant une dissipation de l'énergie mécanique.

Ainsi l'énergie de déformation plastique par cycle peut être considérée comme une mesure de la somme de dommage de fatigue par cycle et la résistance à la fatigue d'un métal peut être caractérisée en terme de capacité à absorber et à dissiper l'énergie de déformation plastique.

Il est possible de relier l'énergie de déformation plastique par cycle, ainsi que l'énergie totale de déformation à rupture à la durée de vie.

Pour chaque essai, on peut mesurer l'énergie par cycle en planimétrant l'aire de la boucle d'hystérésis correspondant au cycle de référence. Cette énergie par cycle, ΔW , ainsi que l'énergie totale de déformation à rupture $W_f = \Delta W \cdot N$ (N : nombre de cycles à rupture au niveau considéré), exprimées en J/mm^3 , sont reportées sur les diagrammes bi-logarithmiques de la figure 17, dans le cas de différentes nuances d'aciers à très haute résistance (5).

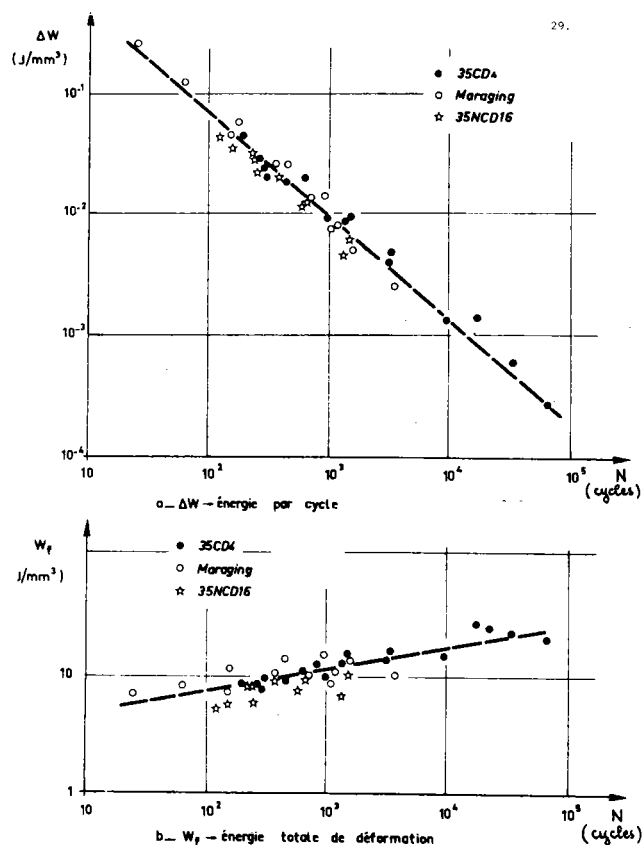


Fig. 17 : Evolution de l'énergie de déformation plastique en fonction de la durée de vie.

Dans le premier cas, on observe une décroissance importante de l'énergie par cycle, ΔW , lorsque le nombre de cycles N augmente.

Par contre, on observe une légère croissance de l'énergie totale à rupture W_f , lorsque N augmente.

Dans ce cas, les points s'alignent sur des droites d'équation :

$$\Delta W = A \cdot N^{a-1}$$

et

$$W_f = A \cdot N^a$$

où $A = 3,2 \text{ J/mm}^3$ et $a = 0,15$

Au lieu de mesurer l'aire de la boucle d'hystérésis mécanique du cycle de référence, on peut aussi utiliser la relation proposée par HALFORD (18) :

$$\Delta W = \Delta \sigma \cdot \Delta \epsilon_p \left(\frac{1-n'}{1+n'} \right)$$

Connaissant n' , d'une part, l'amplitude de contrainte et de déformation plastique de cycle de référence, d'autre part, il est possible de connaître avec une bonne précision l'énergie de déformation plastique dissipée par cycle, à l'aide de la relation précédente.

4 - CAS DES ESSAIS A HAUTE TEMPERATURE

Depuis plusieurs années, de nombreux travaux portent sur le comportement des matériaux et en particulier des aciers inoxydables soumis à des déformations plastiques cycliques appliquées à haute température.

4.1 COURBES D'ECROUISSAGE CYCLIQUE

Le premier domaine d'application de ces recherches est consacré à l'étude de l'évolution de la relation contrainte-déformation, en particulier au voisinage de sa limite d'élasticité.

JASKE et ses collaborateurs (19) ont déterminé les courbes cycliques d'un acier inoxydable du type 304, entre 20 et 700°C. Ils ont mis ainsi en évidence l'influence des conditions d'essais et en particulier de la vitesse de déformation et du niveau de déformation maximal atteint au cours de l'adaptation du métal. De la même manière, BERLING et SLOT (20) ont montré qu'à haute température les caractéristiques cycliques de l'acier AISI 304 et en particulier $R'_{e0,2}$

diminuent quand la vitesse de déformation décroît d'un facteur 10 à 100 et que la température augmente de 430 à 816°C.

Pour rendre compte de l'effet de la fréquence d'essai ν à une température donnée, COFFIN (21) (22) a proposé la relation suivante, entre l'amplitude de contrainte $\Delta \sigma$ et l'amplitude de déformation plastique $\Delta \epsilon_p$, correspondant au cycle stabilisé :

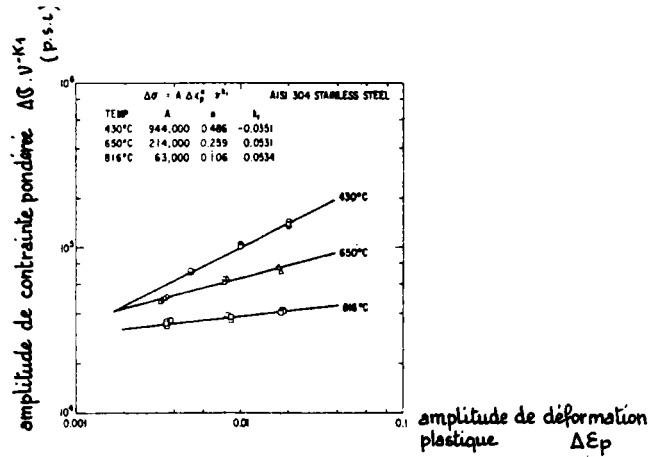
$$\Delta \sigma = A \Delta \epsilon_p^{n'} \nu^{k_1}$$

L'intérêt de cette relation est montré sur le diagramme de la figure 18 où on a reporté les points $\Delta \sigma \cdot \nu^{-k_1}$ qui correspondent pour chaque valeur de $\Delta \epsilon_p$ à des fréquences comprises entre $4 \cdot 10^{-3}$ et $4 \cdot 10^{-5}/s$. A chaque température d'essai les points s'alignent bien sur une même droite, quelle que soit la fréquence d'essai.

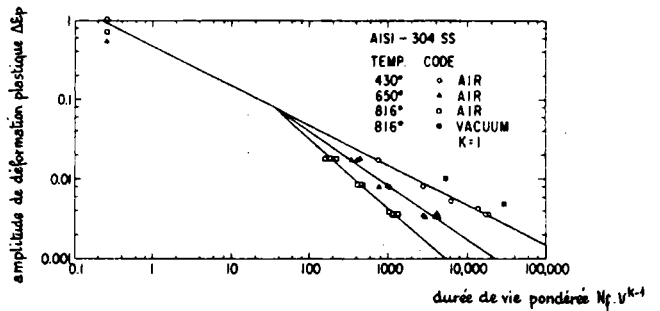
4.2 COURBES DE RESISTANCE A LA FATIGUE OLIGOCYCLIQUE

Dans le cas d'essais à rupture, différentes études ont montré que la vitesse de déformation (fréquence) (20) et les temps de maintien exerçaient une influence prononcée sur le comportement des aciers inoxydables en fatigue oligocyclique à température élevée (21).

L'introduction du temps de maintien au maximum de déformation du cycle de fatigue ainsi que la diminution de la vitesse de déformation réduisent la durée de vie en fatigue : le taux de la réduction est alors relié à l'effet combiné de la durée du



Interaction de la fréquence et du niveau de contrainte sur l'amplitude de déformation plastique à différentes températures et différentes fréquences.



Représentation des résultats d'essai sur un diagramme amplitude de déformation-durée de vie modifié par la fréquence.

Figure 18 : Résultats d'essai de fatigue oligocyclique à haute température.

temps de maintien et de la diminution de la vitesse de déformation. Essentiellement, toutes les études publiées sur ce sujet confirment ces effets dont l'importance dépend de différents facteurs tels que la nature du métal, la température, l'amplitude de déformation et la forme du cycle de déformation. Dans ce cas, la durée de vie dépend de la position du temps de maintien au cours du cycle (traction ou compression).

Généralement les résultats sont exprimés à l'aide d'une relation dérivée de la loi de MANSON-COFFIN (24 à 26) :

$$\Delta \epsilon_p = C (N \nu^{k-1})^{-\beta} \text{ où } \nu = \frac{1}{t'_c + t_h}$$

avec t'_c : temps pour 1/2 cycle

t_h : durée de maintien à chaque cycle.

Sur le diagramme $\Delta \epsilon_p = f(N \nu^{k-1})$ de la figure 18b on a reporté les points des essais à capture obtenus à différentes températures sur un acier du type 304 pour 3 vitesses de déformation $4 \cdot 10^{-3}$, $4 \cdot 10^{-4}$ et $4 \cdot 10^{-5}/s$. Pour chaque température

les points s'alignent bien sur des droites, montrant ainsi la validité de la relation proposée par COFFIN.

De même COFFIN exprime l'amplitude de déformation élastique par la relation :

$$\Delta \epsilon_e = \frac{\Delta \sigma}{E} = \frac{A'}{E} N^{-\beta'} \nu k'_1$$

où $A' = AC^{n'}$ $\beta' = \beta^{n'}$ et $k'_1 = \beta^{n'} (k - 1) + k_1$

5 - SIMULATION DU FOND D'ENTAILLE (27)

Certains éléments de structure sollicités dans le domaine élastique possèdent souvent des discontinuités mécaniques où le niveau de contrainte peut dépasser le domaine élastique. C'est pourquoi une analyse élastoplastique du champ de contrainte et de déformation est essentiel pour prédire valablement la durée de vie des pièces. De nombreuses analyses ont été proposées ; celle de NEUBER (28) apparaît la plus intéressante.

Dans son étude, NEUBER relie l'amplitude de charge cyclique d'une pièce entaillée à la contrainte et la déformation vraie au fond de l'entaille et il estime alors la durée de vie de la pièce entaillée à partir de courbes $\sigma - \text{Nou } \epsilon - N$ obtenues sur éprouvettes lisses. La règle de NEUBER est la suivante :

$$K_t^2 = K_\sigma \cdot K_\epsilon$$

où K_t est le facteur de concentration de contrainte dans le modèle élastique du comportement du matériau.

K_σ est le facteur de concentration de contrainte dans le modèle élasto-plastique.

K_ϵ est le facteur de concentration de déformation dans le même modèle.

Cette formule a été modifiée par MORROW et coll. (29) en remplaçant K_t par le coefficient d'effet d'entaille K_f . La règle de NEUBER modifiée devient alors :

$$K_f^2 = K_\sigma \cdot K_\epsilon$$

A l'aide de cette relation, ces auteurs ont vérifié sur un alliage d'aluminium qu'il est possible de simuler avec une bonne précision sur éprouvettes lisses des essais sur éprouvettes entaillées, connaissant le coefficient K_f de celles-ci. Ils ont notamment montré que pour une éprouvette entaillée essayée sous une contrainte nominale $\Delta \sigma_{nom}$ inférieure à la limite d'élasticité, le fond d'entaille est soumis à un état de contrainte-déformation tel que :

$$(\Delta \sigma \cdot \Delta \epsilon \cdot E)^{1/2} = K_f \cdot \Delta \sigma_{nom} = \text{constante}$$

A titre d'exemple, la figure 19 reproduit l'évolution des cycles en cours d'essai, selon le modèle de TOPPER (29). Les cycles sont disposés entre deux branches d'hyperboles que l'auteur considère comme stables au cours de l'essai.

On observe un parfait accord entre la courbe $(\Delta \sigma \cdot \Delta \epsilon \cdot E)^{1/2} = f(N)$ obtenue sur éprouvettes lisses (figure 20) et la courbe $(K_f \cdot \Delta \sigma_{nom}) = f(N)$ déterminée sur éprouvette entaillée. D'après TOPPER et coll. (30) la méthode proposée est limitée à la prédiction de l'amorçage des fissures ou de la rupture finale dans le cas où le stade de fissuration est négligeable. C'est à partir d'une analyse semblable que récemment, BAUS et coll. (31) ont étudié l'amorçage des fissures de fatigue sur des éprouvettes en acier à très haute résistance possédant des défauts de formes et de dimensions différentes. Le critère élasto-plastique qu'ils proposent, basé sur les résultats

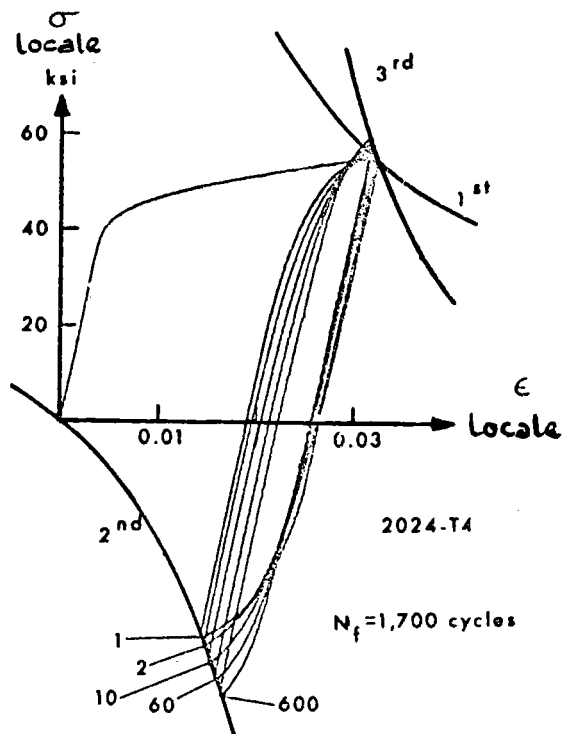


Fig. 19 : Enregistrement de la simulation par éprouvette lisse du comportement élasto-plastique d'une entaille.

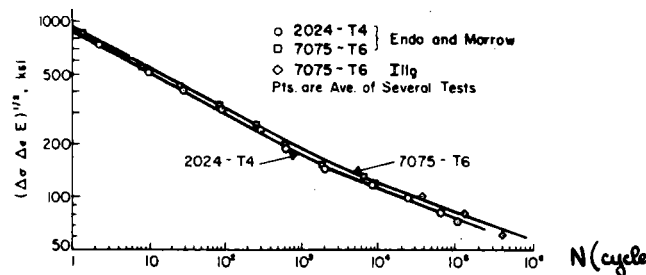


Fig. 20 a : Résultats sur éprouvettes lisses.

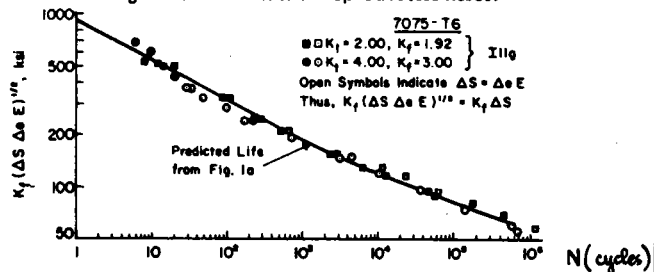


Fig. 20 b : Comparaison des résultats obtenus sur éprouvettes entaillées et de la courbe prédite à partir d'essai sur éprouvettes lisses (fig. 21 a).

de fatigue oligocyclique obtenus sur éprouvettes lisses rend bien compte des résultats obtenus sur les éprouvettes entaillées.

CONCLUSION

Les résultats d'essais de fatigue oligocyclique répondent aux besoins actuels des constructeurs lorsqu'ils ont à concevoir des pièces ou des structures sollicitées globalement dans le domaine plastique (réservoirs sous pression, train d'atterrissage)

ou comportant des discontinuités mécaniques (trous soudure), sièges d'une concentration des contraintes.

Dans ces types d'essai, il est nécessaire de mesurer et souvent d'imposer l'amplitude de déformation à l'éprouvette. C'est pourquoi ces essais requièrent des machines d'essais et une instrumentation perfectionnées et donc coûteuses.

Différentes méthodes permettent de rendre compte du comportement des matériaux hautement sollicités en service :

— le tracé de la courbe d'érouissage cyclique permet d'utiliser pour le calcul des structures des caractéristiques stables vis-à-vis des déformations cycliques ;

— la déformation des paramètres de la loi de MANSON-COFFIN :

$$\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = \epsilon_f^c (2 N)^b$$

rend possible la prédiction des nombres de cycles à rupture, N , en fonction de l'amplitude de déformation plastique, $\Delta \epsilon_p$, subie par la pièce ou la structure ;

— dans le cas de pièces entaillées, il est possible de prévoir avec précision leur durée de vie, à l'aide de résultats d'essais obtenus sur de simples éprouvettes lisses.

BIBLIOGRAPHIE

- (1) FELTNER (C.E.), MITCHELL (M.R.) — Basic Research on the Cyclic Deformation and Fracture behavior of materials — Publication ASTM STP 465, p. 27-60 (1969).
- (2) HANDBOOK of Fatigue Testing — Publication ASTM STP 560 (1974).
- (3) L.E. FELTNER, R.W. LANDGRAF — Selecting Materials to Resist Low Cycle Fatigue — ASME, Paper n° 69, DE 59, (1969).
- (4) G. GALLET, H.P. LIEURADE — Influence de la Structure métallographique d'un acier au Nickel Chrome-Molybdène sur son comportement en fatigue plastique — Rapport IRSID RE 236 — Mem. Scient. Rev. Met. Avril 1976, p. 219-240.
- (5) G. GALLET; H.P. LIEURADE — Comportement en fatigue oligocyclique de nuances d'aciers à très haute et moyenne résistance du type Maraging et 35 CD4 — Rapport IRSID RE 000 — C.I.T. du C.D.S. (à paraître).
- (6) BENSON (D.K.), HANCOUK (J.R.) — The Effect of Strain Rate on the Cyclic Response of Metals — Met. Trans. Vol. 5, Août 1974, p. 1711-1715.
- (7) ABDEL-RAOUF (H.), PLUMTREE (A), TOPPER (T.H.) Effects of Temperature and Deformation Rate on Cyclic Strength and Fracture of Low-Carbon Steel — Publication ASTM STP 519 (1973, P. 28-57).
- (8) R.W. LANDGRAF — The Resistance of Metals to Cyclic Deformation — Publication ASTM, STP 467 (1970), P' 3-36.
- (9) O.H. BASQUIN — The exponential law of endurance tests. — Proceedings am. Soc. Testing Mats, vol. 10, Part. II (1910) p. 6250630.
- (10) S.S. MANSON — Machine Design — M.A.D.E.A. 7, (1960), p. 139.
- (11) MASSARELLI (L), RANUCCI (D.) — Influenza della frequenza e della forma d'onda del carico sulla fatica oligociclica — Metallurgia Italiana — Oct. 70
- (12) GUCER (D.E.), SAPA (M.) — Frequency Effects in Low-Cycle Fatigue — Metallurgical Transactions vol. 1, Nov. 1970, p. 3075-3081.
- (13) DUBUC (J.), VANASSE (J.R.), BIRON (A.), BASERGUI — Evaluation of Pressure Vessel design criteria for Effect of Means stress in Low-Cycle Fatigue. — Proceedings of the 1 Int. Conf. on pressure Vessel Technology (Delft 1969) part II, p. 1253-1266.
- (14) INGLIS (N.P.) - Hysteresis and Fatigue of WOHLER Rotating Cantilever Specimen — The metallurgist Février 1927, p. 23-27
- (15) MINER (M.A.) — Cumulative Damage in Fatigue — Transactions, Am. Soc. Mechanical Engrs vol. 67, (1945) p. A 159.
- (16) MORROW (J.D.) — Cyclic Plastic Strain Energy and Fatigue of Metals.
- (17) BUI-QUOC (T.) — Cyclic Stress, Strain and Energy Variation under Cumulative Damage Tests in Low-Cycle Fatigue — Journal of Testing and Evaluation, vol. 1, Janv. 1973, p. 58-64.
- (18) G.R. HALFORD — The Energy Required for Fatigue — Journal of Materials, Vol. 1, n° 1 (Mars 1966) p. 3-18.
- (19) C.E. JASKE, H. MINDLIN, J.S. PERRIN — Cyclic stress-strain behaviour of two alloys at high temperature Publication ASTM STP 519, (1973) p. 13-27.
- (20) J.T. BERLING, T. SLOT — Effect of temperature and strain rate on low cycle fatigue resistance of AISI 304, 316 and 348 stainless steels — Publication ASTM STP 549, p. 3-30.
- (21) L.F. COFFIN — The effect of frequency on the cyclic strain and low cycle fatigue behaviour of cast udimet 500 at elevated temperature — Metallurgical Transactions, Vol. 2, (1971), p. 3105.
- (22) L.F. COFFIN — Fatigue at high temperature — Publication ASTM STP 520, (1973), p. 5-34.
- (23) CF. CHENG, C.Y. CHENG, D.R. DIERKS, R.W. WEEKS — Low-cycle fatigue behaviour of types 304 and 316 stainless steel at LMFBR operating temperature — Publication ASTM STP 520, (1973), p. 355-364.
- (24) J.B. CONWAY, J.T. BERLING, R.H. STENTZ — Strain rate and holdtime saturation in low-cycle fatigue : design-parameter plats — Publication ASTM STP 520, (1973), p. 637-647.
- (25) S.S. MANSON — Fatigue : a complex subject — Sample.

simple approximations Experimental Mechanics, Vol. 5, n° 7, Juillet 1965, p. 193-226.

- (26) S.S. MANSON — The challenge to unify treatment of high temperature fatigue. A partisan proposal based on strain range partitioning — Publication ASTM STP 520, (1973), p. 744-782.
- (27) L.F. COFFIN, R.M. GOLDHOFF — Predictive testing in elevated temperature fatigue and creep : status and problems — Publication ASTM STP 515, (1972), p. 22-74.
- (28) Effect of Notches on low-cycle Fatigue (a literature Survey) — Publication ASTM STP 490, Mai 1972.
- (29) NEUBER (H.) Theory of stressconcentration for shear strained prismatical bodies with arbitrary non-linear

stress-strained low — Journal of applied mechanics Vol. 28, n° 4, déc. 1961, p. 544-550.

- (30) MORROW (J.D.), WETZEL (R.M.), TOPPER (T.H.) — Laboratory simulation of structural fatigue behaviour — Publication ASTM STP 462 (1970), p. 74-91.
- (31) TOPPER (T.H.), WETZEL (R.M.), MORROW (J.D.) — Neuber's Rule Applied to Fatigue of Notched Specimen Journal of Materials JMLSA, Vol. 4, n°1, Mai 1969, p. 200-209.
- (32) BAUS (A.), LIEURADE (H.P.), SANZ (G.), TRUCHON (M.) — Etude de l'amorçage des fissures de fatigue sur des éprouvettes en acier à très haute résistance possédant des défauts de formes et de dimensions différentes — Rapport IRSID P 260 — Revue de métallurgie (à paraître).

CARNET DE L'INGENIEUR

2ème EXPOSITION DE L'ASSEMBLAGE :

ASSEMBLAGE EXPO 77

La deuxième exposition de l'assemblage, ASSEMBLAGEXPO se tiendra de nouveau à Paris du 1er au 4 Mars 1977.

Créée en 1975, à l'initiative de la revue «ASSEMBLAGES» cette manifestation avait permis aux participants de faire le point sur les techniques de l'assemblage : fixations mécaniques, colles et adhésifs, soudage.

Des conférences : Une trentaine de conférences prononcées par les plus grands spécialistes français permettront de faire le point sur les nouvelles techniques d'assemblages et leurs applications. Parmi les thèmes sélectionnés par le comité d'organisation : Comportement des assemblages à hautes et basses températures, corrosion des assemblages et incompatibilités, sollicitations mécaniques des assemblages, mise en oeuvre de l'assemblage, etc...

Une exposition : ASSEMBLAGEXPO 77 permettra aux participants de prendre contact directement avec les sociétés françaises et étrangères susceptibles de résoudre leurs problèmes.

Pour recevoir toute information sur cette manifestation s'adresser à :

TECHNOEXPO 8, rue de la Michodière — 75002 PARIS —
Tél. : 073.15.90/95 — Téléx : 210550 systele Paris extension 135.

1er CONGRES MONDIAL DES ENGRENAGES

Le Congrès se tiendra au Centre International de Paris les 22, 23 et 24 Juin 1977 sous la Direction Scientifique de l'Institut de l'Engrenage et des Transmissions (I.E.T.), Argenteuil (FRANCE) et sous le patronage d'EUROTRANS, du SYNECOT, du C.E.T.I.M., de l'A.G.M.A. et de l'A.S.M.E.

Cinq thèmes en 80 sessions constituent le programme :

- I — Géométrie et calcul de résistance
- II — Lubrification et détérioration de surface
- III — Matériaux et traitements de surface
- IV — Fabrication et contrôle
- V — Réalisation et application

Les conférences et les débats seront traduits simultanément en français, anglais et allemand.

Le Congrès Mondial des Engrenages aura lieu pendant la durée du Salon International des Transmissions Hydrauliques, Pneumatiques, Mécaniques et des Composants de la Construction de Machines et Equipements «MECANELEM» (20 - 25 Juin 1977 — Palais de la Défense — PARIS/PUTEAUX).

Pour informations, prière de s'adresser à :

SEPIC-ENGRENAGES — 40, rue du Colisée — 75008 PARIS
Tél. : 359.42.50.

U. 230. – Relation entre les paramètres de fissuration et les caractéristiques cycliques d'une gamme étendue d'aciers (*)

par A. BAUS, H.P. LIEURADE, B. MICHAUT et M. TRUCHON
(IRSID, Saint-Germain-en-Laye)

Rapport IRSID P 267 bis, juillet 1977

RÉSUMÉ

Dans une première partie de ce travail, nous avons vérifié que le mécanisme d'endommagement en fissuration par fatigue est essentiellement un processus de fatigue oligocyclique.

Pour cela nous avons étudié, plus particulièrement dans le cas d'un acier doux du type AFNOR E 36, l'évolution de la structure métallographique au voisinage de la fissure.

Nous avons ensuite comparé la sous-structure de dislocation à celle obtenue sur des éprouvettes lisses soumises à des amplitudes de déformation plastique imposées.

Ces observations nous ont permis de relier, dans une deuxième partie de l'étude, les paramètres de la loi de vitesse de fissuration aux caractéristiques mécaniques stabilisées au cours des essais de fatigue plastique, pour une gamme étendue d'aciers.

INTRODUCTION

Il existe des raisons aussi bien théoriques que pratiques pour tenter de relier la vitesse de propagation des fissures de fatigue da/dN avec d'autres propriétés du matériau. En effet, un problème important auquel se trouvent confrontés les ingénieurs d'études est la sélection de matériaux qui résistent à la fissuration par fatigue. Peu d'indications existent actuellement pour choisir rapidement un matériau résistant à la fissuration; c'est pourquoi il est important de relier les paramètres c et m de la loi de Paris :

$$\frac{da}{dN} = c \cdot (\Delta K)^m \quad (1)$$

(où ΔK est la variation du facteur d'intensité de contrainte au cours d'un cycle de chargement) à des propriétés mécaniques simples du matériau.

Différents modèles concernant la fissuration par fatigue ont été proposés. Ces modèles peuvent être divisés en deux groupes : les uns relient la fissuration à la croissance de l'ouverture cyclique à la pointe de la fissure, [1] à [4], les autres font intervenir des mécanismes d'endommagement à fond de fissure.

(*) Communication présentée à la Quatrième Conférence internationale sur la résistance des métaux et alliages, Nancy, 30 août-3 septembre 1976.

En effet, lorsqu'il y a fissuration par fatigue dans le cas d'un métal sollicité dans le domaine élastique, il existe à la pointe de la fissure deux zones plastifiées, l'une monotone, due à l'augmentation des déformations au voisinage de la fissure, l'autre cyclique, dans laquelle se produit l'endommagement par fatigue [5]. Bathias et al. [6] notent que le durcissement ou l'adoucissement de la zone plastifiée est essentiellement un processus de fatigue oligocyclique sous des amplitudes de déformation plastique croissantes. Près de la pointe de la fissure, la limite d'élasticité cyclique est très différente de la limite d'élasticité monotone initiale. La vitesse de fissuration qui en résulte est aussi indépendante des caractéristiques mécaniques monotones.

C'est pourquoi différents auteurs ont cherché à relier les caractéristiques cycliques aux paramètres de fissuration :

- Tomkins [7] propose une théorie applicable aux métaux ductiles, basée sur le fait que la fatigue est principalement un processus de fissuration. Pour cela, il utilise une méthode qui tient compte de la contribution des contraintes plastiques de cohésion à la pointe de la fissure. Dans le cas d'un essai sous amplitude de contrainte, $\Delta\sigma$, il aboutit à la relation suivante :

$$\frac{da}{dN} = A \cdot \Delta\sigma^{(2n' + 1)/n'} \cdot a, \quad (2)$$

où da est la progression de la fissure pendant dN cycles, n' est le coefficient d'érouissage cyclique.

Le modèle de Tomkins ne s'applique que dans le cas de matériaux sollicités entièrement dans le domaine plastique. Dans le cas d'une éprouvette de fissuration sollicitée globalement dans le domaine élastique, le modèle de Tomkins [8] ne peut pas s'appliquer; il paraît difficile de trouver un modèle basé sur le même mécanisme qui rende compte de l'état des contraintes et des déformations dans ce cas.

- Yokobori et al. [9] présentent une théorie cinétique utilisant la dynamique des dislocations pour tenter de rendre compte des phénomènes de fissuration par fatigue. De leur côté, ils obtiennent la relation suivante :

$$m = \frac{2n'}{1+n'} \cdot (\alpha + 1) + \frac{1}{1+n'}, \quad (3)$$

où m est l'exposant de la relation de Paris, qui relie la vitesse de fissuration $\frac{da}{dN}$ à l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte au cours du cycle :

$$\frac{da}{dN} = 10^{-4} \cdot \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_0} \right)^m, \quad (4)$$

et α est l'exposant de la relation entre la contrainte appliquée et la vitesse de dislocation.

- Antolovich et al. [10] donnent une analyse qui permet de relier l'exposant m de la relation (1) à l'exposant c de la loi de Manson-Coffin :

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \varepsilon_f' \cdot (2N)^c, \quad (5)$$

où $\Delta\varepsilon_p$ = amplitude de déformation plastique

ε_f' = coefficient de ductilité en fatigue

N = nombre de cycles.

La relation à laquelle ils aboutissent permet d'écrire :

$$m = - \frac{2 + s}{c}, \quad (6)$$

où s est un petit nombre qui est une mesure de l'acuité d'entaille et tend vers zéro quand la fissure devient très aiguë.

- Morrow et al. [11] considèrent que la fissuration par fatigue correspond à une succession d'amorçages qui se produisent dans des petits éléments de métal situés à la pointe de la fissure, dont la taille est reliée à la microstructure du matériau. L'analyse de ces auteurs, basée sur l'endommagement cumulatif qui est évalué à l'aide des propriétés de fatigue oligocyclique du matériau, leur permet d'estimer les vitesses de fissuration d'une gamme étendue d'aciers.

- Hickerson et Hertzberg [12] relient la résistance à la fissuration par fatigue de divers alliages avec d'autres caractéristiques mécaniques et ils notent que le coefficient d'écrouissage cyclique n' , la limite d'élasticité cyclique R_e' et le module d'élasticité sont des paramètres importants.

La vérification des différents modèles proposés repose bien souvent sur peu de résultats, le plus souvent incomplets.

La présente étude a pour but, d'une part, de préciser les mécanismes d'endommagement à la pointe d'une fissure de fatigue et, d'autre part, d'analyser les résultats de fissuration et de fatigue oligocyclique, obtenus dans des conditions d'essais semblables, d'une gamme étendue d'aciers ($500 \text{ N/mm}^2 < R_m < 2100 \text{ N/mm}^2$).

*
* * *

I. - CONDITIONS EXPÉRIMENTALES

I.1. - Aciers étudiés.

Les principales observations microscopiques ont été effectuées sur un acier du type AFNOR E 36 à l'état normalisé dont la composition chimique est la suivante :

C = 0,21 %	Si = 0,22 %	N = 0,006 %
Mn = 1,38 %	Al = 0,08 %	Nb = 0,030 %

Les caractéristiques mécaniques de cet acier sont les suivantes :

R _m = 570 N/mm ²	R _{eo,2} = 420 N/mm ²	A = 28 %
--	---	----------

En outre, nous présentons les caractéristiques cycliques ainsi que les paramètres de fissuration pour les types d'aciers suivants :

- aciers à très haute résistance : 35 NCD 16, maraging, 40 CDV 20, 14-4 PH
- aciers à moyenne résistance : 35 CD 4, XC 38, A 533 B, acier à rail
- acier inoxydable : Z6 CND 17-12 (AISI 316).

Les caractéristiques de ces aciers (composition chimique, traitement thermique, propriétés mécaniques) ont été présentées en détail dans de récentes publications, [13] à [17].

I.2. - Méthodes d'essais de fatigue.

Sur chacun des aciers étudiés, deux types d'essais de fatigue ont été réalisés : des essais de fissuration par fatigue, afin de déterminer la vitesse macroscopique de fissuration, et des essais de fatigue plastique sous amplitude de déformation imposée.

Les essais de fissuration ont été réalisés sur des éprouvettes du type ASTM compact CT 20 sur un pulsateur électrohydraulique à servocommande de 1250 kN.

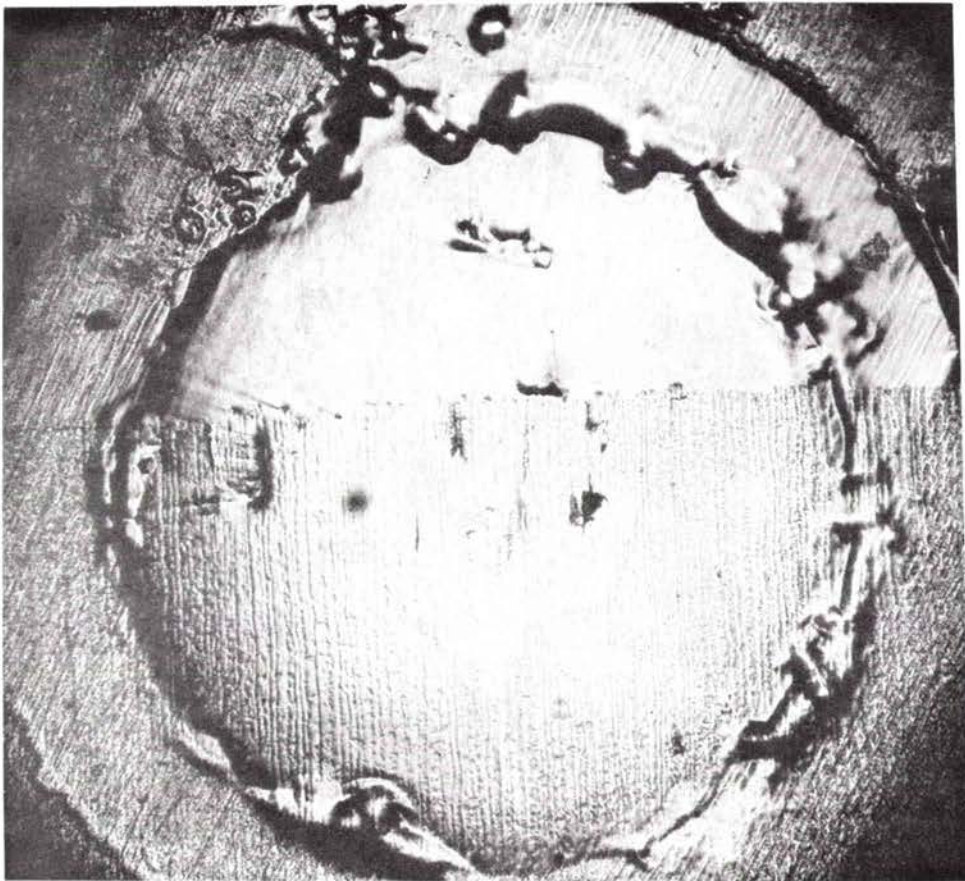
Les caractéristiques cycliques ($R_{eo,2}$, limite d'élasticité cyclique à 0,2 %, n' coef-

ficient d'érouissage cyclique, c exposant de ductilité en fatigue) ont été mesurées à l'aide de d'essais sous amplitude de déformation totale longitudinale imposée, effectués sur des éprouvettes cylindriques à tête filetée de diamètre compris entre 12 et 15 mm et de base de mesure 15 mm.

II. - MODIFICATION DE LA STRUCTURE MÉTALLOGRAPHIQUE AU COURS DE LA FISSURATION

Le matériau choisi pour cette étude est l'acier E 36 au niobium. Deux types d'examens de microscopie électronique en transmission sur lames minces ont été essayés. Dans le premier cas, on a découpé une lame de 1 mm d'épaisseur dans le plan perpendiculaire au plan de la fissure et en s'arrangeant pour que la pointe de la fissure soit au centre de la lame. Après polissage papier à 0,10 mm et polissage électrolytique dans un dispositif à double jet, on a pu observer ainsi des zones voisines de l'extrémité de la fissure, à environ 200 μm de celle-ci.

Pour observer le métal immédiatement sous-jacent à la fissure de fatigue, on a déposé électrolytiquement 1 à 2 mm de fer sur la surface de rupture d'une éprouvette CT 20, puis découpé la lame mince de façon à observer la zone de l'interface (*fig. 1*).



Dépôt de fer
électrolytique

← Niveau de la surface
de rupture

Fig. 1. - Préparation d'une lame mince prélevée dans une éprouvette de fissuration en acier E 36.

L'acier E 36 possède une structure en bandes de ferrite et de perlite, comme le montrent les figures 2.

Fig. 2a. - Grossissement : 1200.

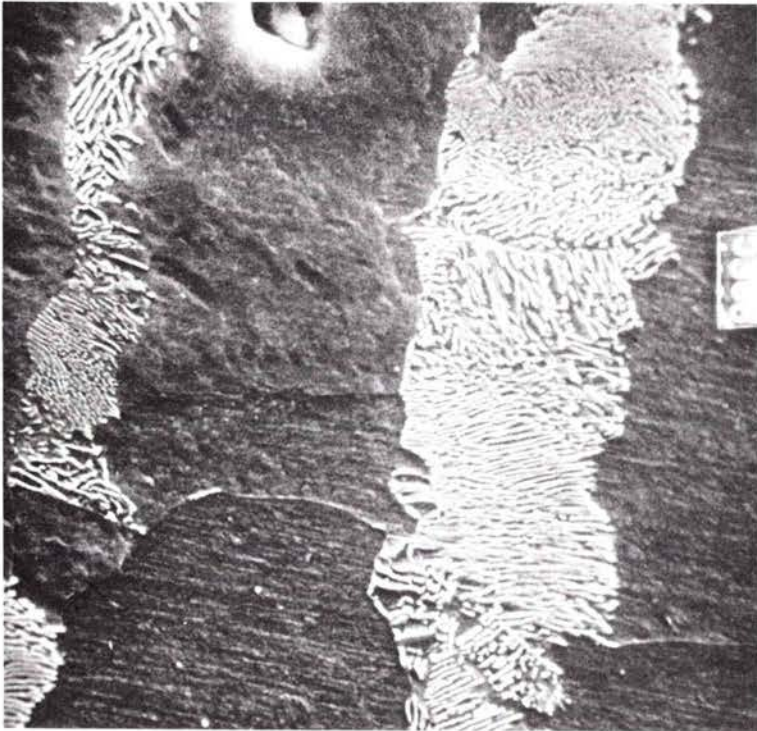


Fig. 2b. - Grossissement : 1500.

Fig. 2. - Coupe métallographique de l'acier E 36 perpendiculairement au sens de laminage. Structure en bandes de ferrite-perlite.

Grâce à cette structure en bandes, on a pu suivre le dommage par fatigue depuis la surface de rupture jusqu'à environ 200 μm de cette surface le long d'une bande de ferrite.

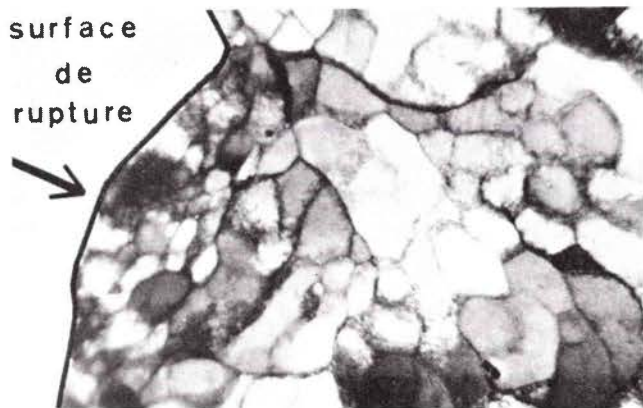
Les deux types d'observations se recourent bien et les résultats suivants sont obtenus :

- Dans les 100 premiers microns, on observe dans la ferrite des cellules de fatigue bien formées, dont la taille croît lorsqu'on s'éloigne de la surface de rupture (*fig. 3a*).

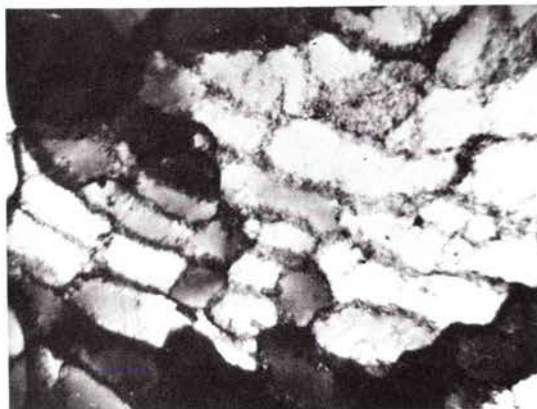
- Au-delà, apparaissent des écheveaux de dislocation qui sont l'amorce des parois de cellules, mais sont encore larges et peu denses.

- Plus loin encore, il y a dans certains grains favorablement orientés quelques dislocations enchevêtrées (*fig. 3b*).

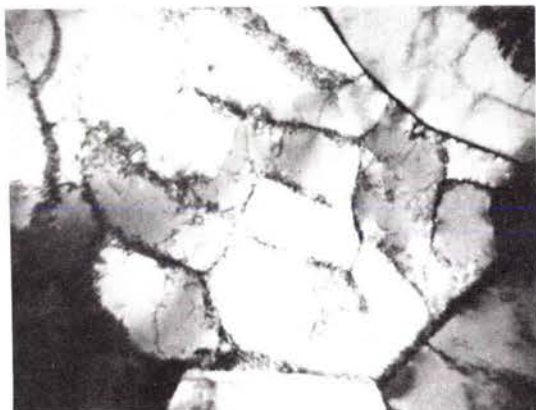
- La perlite voisine des grains de ferrite est peu déformée : il y a en effet peu de dislocations entre les lamelles de cémentite.



2 μm



à 25 μm



à 60 μm



à 130 μm

Fig. 3a. - Jusqu'à 130 μm sous la surface de rupture.

Fig. 3. - Evolution de la structure microscopique sous la surface de rupture par fatigue (acier E 36).

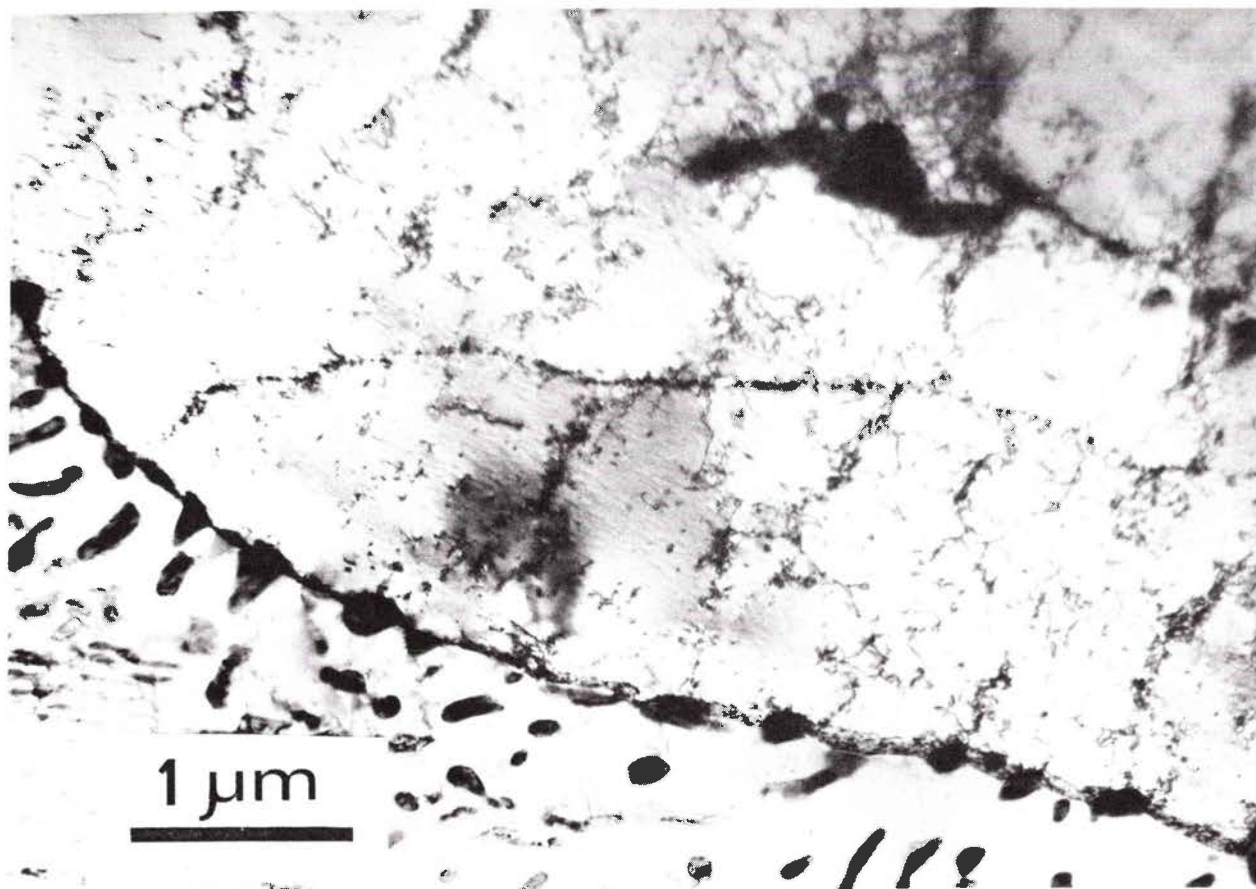


Fig. 3b. - A 200 μm sous la surface de rupture.

Fig. 3. - Evolution de la structure microscopique sous la surface de rupture par fatigue (acier E 36).

La taille des cellules de dislocations formées a été mesurée à différentes distances de la surface de rupture, à l'aide d'un analyseur de texture (T.A.S.). Dans les plages observées, on a supposé la structure homogène.

Le paramètre choisi pour exprimer la taille des cellules est la mesure de la traversée moyenne des cellules [18]. Cette mesure ainsi que celle de la variance de la distribution ont été faites dans quatre directions (0° , 45° , 90° et 135°).

Les résultats ne montrent pas une anisotropie significative des cellules de dislocation mesurées; le tableau I rassemble les tailles moyennes d_m des cellules, ainsi que l'écart-type, à différentes distances de la surface de rupture.

TABLEAU I

Evolution de la taille d_m des cellules
sous la surface de rupture (acier E 36)

Distance à la surface	μm	2	7	25	60	130
d_m	μm	0,43	0,70	0,94	1,37	1,66
Ecart-type	μm	0,19	0,30	0,41	0,78	0,65

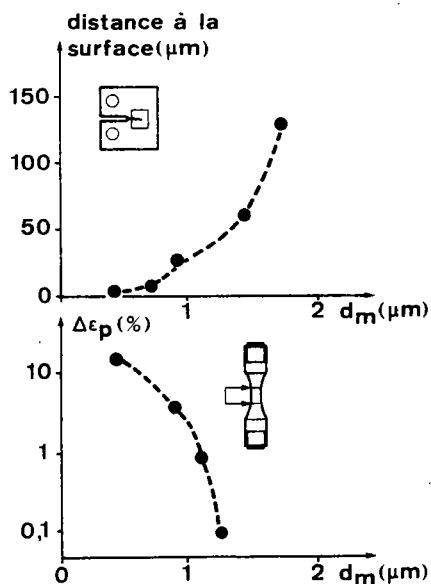


Fig. 4a. - En fonction de la distance à la surface de rupture.

Fig. 4b. - En fonction de la déformation plastique cyclique.

Fig. 4. - Evolution de la taille moyenne d_m des cellules de dislocation en fonction de la distance à la surface de rupture ou de la déformation plastique cyclique.

La figure 4a présente la variation de d_m en fonction de la distance à la surface de rupture.

*
* *

III. - VARIATION DE LA TAILLE DES CELLULES DE DISLOCATION EN FONCTION DE L'AMPLITUDE DE DÉFORMATION PLASTIQUE

Des éprouvettes en acier E 36 ont été soumises à des amplitudes de déformation totale imposée. Après rupture, la structure de ces éprouvettes a été observée par lames minces prélevées dans la zone déformée de manière homogène.

Le tableau II rassemble, pour chaque éprouvette, les amplitudes de déformation totale et plastique ainsi que la taille moyenne des cellules de dislocation formées. Ce tableau montre qu'en moyenne la taille de cellule diminue lorsque la déformation plastique augmente (fig. 4b).

Comme dans le cas des lames minces prélevées sous la surface de fissuration, on observe une dispersion importante des résultats provenant de plusieurs lames minces pour chaque niveau de déformation.

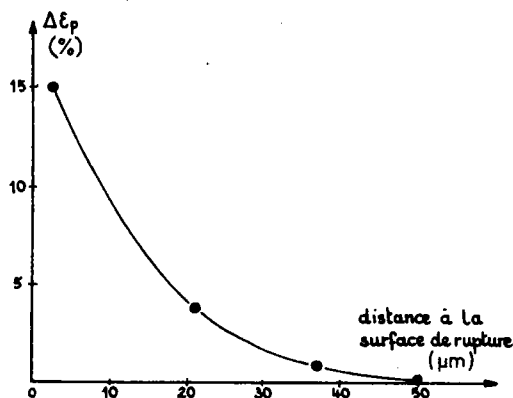
TABLEAU II

Relation entre $\Delta\varepsilon$ et d_m

$\Delta\varepsilon_t$	%	0,35	1,2	4,3	16
$\Delta\varepsilon_p$	%	0,10	0,8	3,7	15
d_m	μm	1,25	1,10	0,90	0,45

A l'aide des résultats reportés sur les figures 4a et 4b, on peut tracer la variation de l'amplitude de la déformation plastique en fonction de la distance à la surface de rupture (fig. 5).

Fig. 5. - Gradient de déformation plastique sous la surface de rupture (acier E 36).



La taille de la zone plastifiée, environ 50 μm, correspond au domaine où l'on observe des cellules de dislocation bien formées.

IV. - EVOLUTION DU FACIÈS DE RUPTURE AU COURS DE LA FISSURATION

4.1. - Fissuration macroscopique.

Dans le cas des aciers E 36 et maraging (revenu 48 h à 450°C), on a mesuré la vitesse de fissuration dans le domaine 10^{-5} à 10^{-3} mm/cycle et on a déterminé le seuil de non-propagation en considérant qu'il est obtenu quand da/dN devient inférieur à 10^{-6} mm/cycle. Les résultats sont rassemblés dans le tableau III et sur la figure 6.

TABLEAU III

Caractéristiques de fissuration

Acier	$\frac{da}{dN}$ mm/cycle	ΔK_S $MN.m^{-3/2}$
Maraging	$10^{-4} \left(\frac{\Delta K}{24} \right)^{1,8}$	6
E 36	$10^{-4} \left(\frac{\Delta K}{29} \right)^{2,9}$	10,2

4.2. - Fissuration microscopique.

Les surfaces de rupture ont été observées au moyen de répliques de carbone, au microscope électronique en transmission. On a pris soin de repérer, d'une part, le sens macroscopique de propagation de la fissure par rapport au porte-objet du microscope et, d'autre part, la situation géographique du point observé pour retrouver la valeur de ΔK à cet endroit.

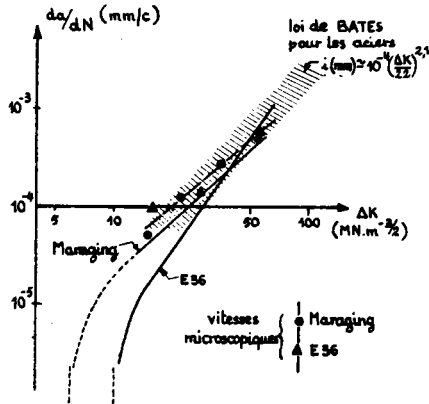


Fig. 6. - Comparaison des vitesses de fissuration macroscopiques et microscopiques da/dN en fonction de ΔK pour les aciers E 36 et maraging.

Les mesures de l'interstrie réalisées sur les surfaces de rupture donnent des résultats comparables pour les deux aciers et se trouvent en bon accord avec la régression de Bates et Clark [19], obtenue sur un nombre important de matériaux. Cette régression donne pour m une valeur voisine de 2. Un tel résultat est trouvé par Yokobori et Sato [20] sur une nuance d'acier voisine de l'acier E 36. Ces auteurs montrent que l'interstrie est proportionnelle à $\Delta K^{2,0}$ quelle que soit la fréquence d'essai.

Les écarts qui existent entre les lois de fissuration microscopique et macroscopique peuvent s'expliquer de diverses manières :

- a. La propagation avec formation de stries est un phénomène très localisé sur le front de fissuration. On constate, en effet, que les stries sur l'acier maraging peuvent être désorientées de 20 à 30° par rapport au sens macroscopique de propagation, et donc que la vitesse macroscopique mesurée correspond à une moyenne des vitesses microscopiques pondérées par l'angle de désorientation.

- b. Au mode de fissuration par stries, il peut se superposer localement un mode statique de rupture [21]. C'est ce que l'on constate sur l'acier E 36, où il apparaît que la ferrite est très déformée au passage de la fissure, à la différence de la perlite. Dans les deux cas, l'exposant m rend compte alors de la capacité du matériau à résister à la déformation plastique cyclique.

*
* *

V. - RELATIONS ENTRE PARAMÈTRES DE FISSURATION ET CARACTÉRISTIQUES CYCLIQUES

Les essais ainsi que les observations que nous venons de présenter montrent d'une manière particulièrement nette que le principal mécanisme de fissuration par fatigue correspond à un endommagement en fatigue oligocyclique. C'est pourquoi nous avons tenté de relier les paramètres de fissuration aux caractéristiques cycliques des aciers étudiés.

Sur le diagramme de la figure 7, nous avons porté l'exposant m de la loi de vitesse de fissuration (1) en fonction du coefficient monotone n ou cyclique n' de la loi d'écrouissage :

$$\sigma = K \cdot (\epsilon_p)^n \quad \text{ou} \quad \Delta\sigma = K' \cdot (\Delta\epsilon_p)^{n'}$$

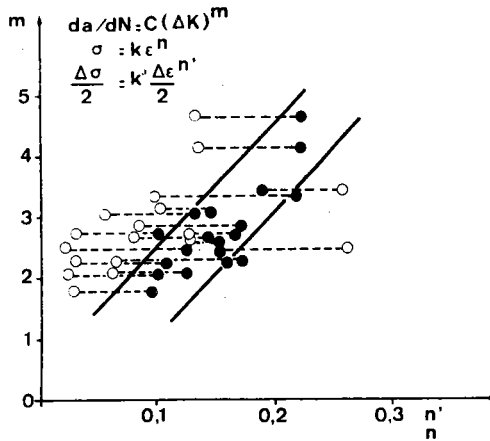
Les coefficients n et n' ont été déterminés dans un même domaine de déformation :

$$0 < \epsilon_p < 2 \%$$

On peut remarquer les points suivants :

- Les couples " $m - n$ " sont très dispersés : à une même valeur de m peuvent correspondre des valeurs de n dans un rapport 10.

Fig. 7. - Relation entre m et n (ou n') pour une gamme d'aciers.



- Par contre, les couples "m - n'" se regroupent dans une même bande.

Pour les nuances étudiées, l'amplitude de variation de n est voisine de 0,25, tandis que celle de n' est réduite de moitié environ.

- La bande de résultats montre qu'en moyenne lorsque n' augmente, m augmente. Les points se placent autour d'une droite passant par l'origine, d'équation :

$$m = 20 n'.$$

*

* *

VI. - DISCUSSION

6.1. - Evolution de la microstructure.

L'évolution inverse de la taille de cellule avec l'amplitude de la déformation plastique a été montrée par différents auteurs, aussi bien sur des aciers ferritiques [22] qu'austénitiques [23] [24].

Si la taille des cellules de dislocations ne paraît pas reliée à la taille de grain initiale, elle peut être modifiée par la présence d'une deuxième phase telle que la perlite, dans le cas des aciers à bas carbone.

De même, différents auteurs [25] [26] ont montré que la taille des cellules de dislocation diminuait sous la surface de fissuration par fatigue. En particulier, dans le cas d'un acier à bas carbone (0,05 % C), Davidson et al. [26] relie le diamètre des "sous-grains" observés par contraste cristallographique à la distance de la fissure. Pour une même distance, la taille des sous-grains est environ trois fois plus grande que la taille des cellules de dislocation observées sur l'acier E 36. Cet écart peut être expliqué soit par la différence des taux de phase perlitique, soit par la définition de la quantité mesurée ("sous-grains" dans un cas, taille de cellules dans l'autre).

6.2. - Estimation de m.

Le fait qu'en moyenne m augmente avec n' dans le cas des nuances étudiées est en concordance avec la théorie de Yokobori [20] ainsi qu'avec les résultats de Pelloux et al. [27] et ceux obtenus par Tomkins [28] sur les aciers austénitiques essayés à différentes températures; par contre, ce résultat semble infirmer les résultats de Hertzberg et al. [12], qui obtiennent une évolution de m inversement proportionnelle au produit E.n' sur une large gamme de métaux et d'alliages.

Notre étude montre donc que l'accélération de la fissuration est directement reliée à la capacité d'érouissage cyclique des aciers.

Par ailleurs, nous avons montré dans une étude récente [13] que pour les aciers à moyenne et haute résistance, la relation suivante est bien vérifiée entre les paramètres c et m de la loi (1) :

$$\log c = -1,35 \cdot m - 4,03 \quad (7)$$

Pour un acier donné, en prenant $m = 20 n'$ et en utilisant la relation (7), on peut obtenir ainsi une expression approchée de la loi de vitesse de fissuration.

En reprenant l'analyse d'Antolovich et al. [10], nous avons exprimé m en fonction de l'exposant de ductilité en fatigue.

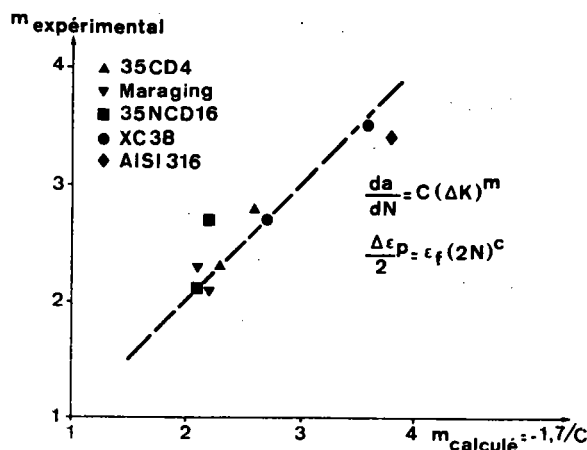


Fig. 8. - Comparaison entre les valeurs expérimentales de m et celles calculées à l'aide du modèle d'Antolovich [10].

La figure 8 compare les valeurs expérimentales de m à celles calculées à l'aide d'une relation voisine de (6) :

$$m = -\frac{1,7}{c}$$

La bonne concordance observée entre les résultats théoriques et expérimentaux paraît logique, puisqu'elle exprime simplement que l'accélération de la fissuration par fatigue diminue lorsque la résistance du métal aux déformations plastiques élevées augmente.

*
* * *

CONCLUSION

A l'aide d'observations microscopiques effectuées sur un acier doux du type E 36, nous avons montré que le phénomène de fissuration est essentiellement régi par un mécanisme de fatigue oligocyclique :

- La microstructure observée directement sous la surface de fissuration est du même type que celle obtenue dans le cas d'essais de fatigue oligocyclique, à amplitude de déformation imposée.
- La taille des cellules de dislocation observées dans les cent premiers microns sous la surface de rupture tend à augmenter lorsqu'on s'éloigne de la fissure.
- En étalonnant les dimensions de ces cellules avec celles obtenues lors d'essais de fatigue oligocyclique effectués à différents niveaux de déformation, nous avons obtenu le gradient de déformation au voisinage de la fissure.

Nous avons pu relier ensuite l'exposant m de la loi de vitesse de fissuration à diffé-

- rents paramètres cycliques d'une gamme étendue d'aciers ($400 \text{ N/mm}^2 < R_e < 1500 \text{ N/mm}^2$) :
- m augmente avec n' coefficient d'écrouissage cyclique ($m \neq 20 \text{ n}'$)
 - m varie de manière inversement proportionnelle avec c exposant de ductilité en fatigue ($m \neq -\frac{1,7}{c}$).

BIBLIOGRAPHIE

- [1] McEVILY (A.M.), JOHNSTON (T.L.). Le rôle du glissement dans la rupture fragile et la fatigue. (The role of cross-slip in brittle fracture and fatigue). *International Journal of Fracture Mechanics*, 1976, 3, p. 45-74.
- [2] McCLINTOCK (F.A.). Discussion concernant l'influence de la structure métallurgique sur le mécanisme de la propagation de fissures de fatigue. (Discussion on influence of metallurgical structure on the mechanisms of fatigue crack propagation). [Dans : Fatigue crack propagation]. A.S.T.M., 1966, STP 415, p. 170.
- [3] PELLOUX (R.M.). Propagation de fissures de fatigue-corrosion. (Corrosion-fatigue crack propagation). Proceedings of International Conference on Fracture, Brighton, 1969, P. 731-744.
- [4] GARRETT (G.G.), KNOTT (J.F.). Influence d'un écrouissage cyclique et de l'indice COD sur la propagation des fissures en cours de fatigue. (On the influence of cyclic hardening and crack opening displacement (COD) on crack advance during fatigue). *Metallurgical Transactions*, juin 1976, 7 A, n° 6, p. 884-887.
- [5] RICE (J.R.). Mécanique de la déformation à la pointe d'une fissure et de la propagation de cette fissure par fatigue. [Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue]. [Dans : Fatigue crack propagation]. A.S.T.M., 1966, STP 415, P. 247-309.
- [6] BATHIAS (C.), PELLOUX (R.M.). Propagation de fissures de fatigue dans les aciers martensitiques ou austénitiques. (Fatigue crack propagation in martensitic and austenitic steels). *Metallurgical Transactions*, mai 1973, 4, n° 5, p. 1265-1273.
- [7] TOMKINS (B.). Analyse de la propagation d'une fissure de fatigue. (Fatigue crack propagation. An analysis). *Philosophical Magazine*, novembre 1968, 18, n° 155, p. 1041-1065.
- [8] TOMKINS (B.). Conversation privée.
- [9] YOKOBORI (T.), AIZAWA (T.). Remarques sur la théorie cinétique de la propagation des fissures de fatigue. (Some note to the kinetic theory of fatigue crack propagation rate). *Report of the Research Institute for Strength and Fracture of Materials*, Tohoku University, 1973, 9, p. 65-67.
- [10] ANTOLOVICH (S.D.), SAXENA (A.). Modèle de propagation de fissures de fatigue. (A model for fatigue crack propagations). *Engineering Fracture Mechanics*, 1975, 7, n° 4, p. 649-652.
- [11] MAJUMDAR (S.), MORROW (J.D.). Corrélation entre la propagation des fissures de fatigue et les caractéristiques de fatigue oligocyclique. (Correlation between fatigue crack propagation and low cycle fatigue properties). [Dans : Fracture toughness and slow-stable cracking]. A.S.T.M., 1974, STP 559, P. 159-182.

- [12] HICKERSON (J.P.), HERTZBERG (R.W.). Rôle des caractéristiques mécaniques dans la propagation des fissures de fatigue sous faible charge. (The role of mechanical properties in low-stress fatigue crack propagation). *Metallurgical Transactions*, janvier 1972, 3, n° 1, p. 179-189.
- [13] BAUS (A.) et al. Etude par la mécanique de la rupture de la ténacité, de la fissuration par fatigue et de la fissuration par corrosion sous contrainte d'aciers à très haute résistance. Rapport IRSID RE 240, août 1975, 88 p.; *Circulaire d'Informations Techniques du C.D.S.*, 1976, 33, n° 7-8, p. 1703-1774.
- [14] BAUS (A.), LIEURADE (H.P.). Endurance en torsion et résistance à la fissuration par fatigue de trois nuances d'aciers à rails. Rapport IRSID 297, avril 1975, -35 p.; *Circulaire d'Informations Techniques du C.D.S.*, 1976, 33, n° 2, p. 435-457.
- [15] GALLET (G.), LIEURADE (H.P.). Influence de la structure métallographique d'un acier au nickel-chrome-molybdène sur son comportement en fatigue plastique. Rapport IRSID RE 236; *Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie*, avril 1976, 76, n° 4, p. 219-240.
- [16] GALLET (G.), LIEURADE (H.P.). Comportement en fatigue oligocyclique de nuances d'acier à très haute et moyenne résistance du type maraging et 35 CD 4. Rapport IRSID P 282, septembre 1976; *Circulaire d'Informations Techniques du C.D.S.*, 1977, 34, n° 2, p. 413-438.
- [17] RABBE (P.) et al. Influence des conditions de sollicitation sur le comportement en fatigue oligocyclique d'aciers inoxydables austénitiques. *Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie* (à paraître).
- [18] HERSANT (T.), JEULIN (D.), PARNIERE (P.). Notions de base de morphologie mathématique utilisées en métallographie quantitative. Rapport IRSID 322, janvier 1976, 84 p.; *Circulaire d'Informations Techniques du C.D.S.*, 1976, 33, n° 6, p. 1449-1515.
- [19] BATES (R.C.), CLARK (W.G. jr). Fractographie et mécanique de la rupture. (Fractography and fracture mechanics). *Transactions of the A.S.M.*, juin 1969, 62, n° 2, p. 380-389.
- [20] YOKOBORI (T.), SATO (K.). Influence de la fréquence sur la vitesse de propagation des fissures de fatigue dans un alliage d'aluminium et un acier SM 50. (The effect of frequency on fatigue crack propagation rate and striation spacing in 2024-T3 aluminium alloy and SM.50 steel). *Engineering Fracture Mechanics*, 1976, 8, n° 1, p. 81-88.
- [21] McCLINTOCK (F.A.). Plasticité de la propagation des criques de fatigue. (On the plasticity of the growth of fatigue cracks). [Dans : *Fracture of solids*]. Metallurgical Society Conferences, A.I.M.E., volume 20, New York, Londres, Interscience Publishers, 1963, p. 65-102.
- [22] ABDEL-RAOUF (H.), TOPPEN (T.H.), PLUMTREE (A.). Influence de la grosseur de grain et de la température sur la résistance cyclique et la rupture du fer. (Effects of grain size and temperature on the cyclic strength and fracture of iron). [Dans : *Fatigue at elevated temperatures*]. A.S.T.M., 1973, STP 520, p. 300-310.
- [23] CHALLENGER (K.D.), MOTEFF (J.). Caractérisation de la sous-structure de déformation de l'acier inoxydable 316 fortement sollicité en fatigue à chaud. (Characterizations of the deformation substructure of AISI 316 stainless steel after high strain fatigue at elevated temperatures). *Metallurgical Transactions*, juin 1972, 3, n° 6, p. 1675-1678.

- [24] BRUN (G.), GAUTHIER (J.P.), PETREQUIN (P.). Etude de la fatigue oligocyclique d'un acier Z 2 CDN 17-12 (type AISI 316 L). *Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie*, juillet-août 1976, 73, n° 7/8, p. 461-483.
- [25] AWATANI (J.), KATAGIRI (K.), SHIRAIISHI (T.). Microstructures autour de la tête des fissures de fatigue se propageant lentement dans le fer. (Microstructures around the tips of fatigue cracks growing at a low rate in iron). *Metallurgical Transactions*, juin 1976, 7A, n° 6, p. 807-810.
- [26] DAVIDSON (D.L.) et al. Zones à la pointe de fissures de fatigue dans un acier à bas carbone. (Fatigue crack tip zones in low carbon steel). *International Journal of Fracture*, 1976, 12, p. 579-585.
- [27] PINEAU (A.G.), VAN SWAN (L.F.), PELLOUX (R.M.). Courbes "contrainte cyclique - déformation" d'un acier inoxydable austénitique dans l'intervalle M_s - M_d . (Cyclic stress-strain curves of a stainless austenitic steel in the M_s - M_d). *Scripta Metallurgica*, 1973, 7, n° 6, p. 657-660.
- [28] TOMKINS (B.). Développement, pour des applications pratiques, de modèles de propagation de fissures de fatigue à chaud. (The development of fatigue crack propagation models for engineering applications at elevated temperatures). Rapport UKAAEA, TRG n° 2686 (S), juin 1975.
-

**U. 230 - U. 522. - Préviation du comportement en fatigue plastique
des aciers de construction mécanique
à partir de leurs caractéristiques de traction (*)**

par G. GALLET et H.-P. LIEURADE (IRSID, Saint-Germain-en-Laye)

Rapport IRSID P 294, avril 1977

RÉSUMÉ

Dans un premier temps, nous présentons l'influence du traitement thermique sur le durcissement ou l'adoucissement des aciers soumis à des déformations plastiques cycliques. Cette influence peut être résumée de la manière suivante :

- la formation d'une phase instable (austénite résiduelle) au cours du traitement thermique se traduit par un durcissement ultérieur de l'acier soumis à des déformations plastiques cycliques;
- la formation de phases stables au cours d'un traitement de trempe et revenu provoque généralement un adoucissement de l'acier qui correspond à un abaissement de la limite d'élasticité qui peut atteindre 30 %;
- l'état trempé ou l'état recuit conduit le plus souvent à un durcissement cyclique important de l'acier;
- pour les aciers dont la courbe de traction possède un palier (XC 38, 35-CD 4), on observe la disparition de ce dernier.

De plus, nous montrons qu'il est possible de prévoir correctement le comportement (durcissement ou adoucissement) des nuances d'acier étudiées à l'aide des caractéristiques de traction ($R_{e0,2}$, R_m , n).

A l'aide d'essais sous déformation imposée, conduits jusqu'à rupture des éprouvettes, dans le domaine de la fatigue oligocyclique ($10 \text{ cycles} < N < 10^5 \text{ cycles}$), nous avons déterminé sur les différentes nuances les lois reliant les amplitudes de déformation plastique $\Delta \epsilon_p$ et élastique $\Delta \epsilon_e$ à la durée de vie N .

Nous montrons que les droites "plastiques", $\Delta \epsilon_p = f(N)$, se classent dans le même ordre que les allongements A , tandis que les droites "élastiques" $\Delta \epsilon_e = f(N)$ se classent de la même manière que les résistances mécaniques R_m .

Afin d'estimer les paramètres de résistance à la déformation cyclique, nous proposons une méthode de prédiction qui permet de tracer, avec une bonne précision, des droites "élastiques" et "plastiques", en utilisant seulement les paramètres mesurés sur la courbe de traction monotone.

(*) Les résultats présentés dans ce rapport ont été obtenus en majeure partie dans le cadre d'un contrat de recherche passé avec la Délégation Générale à la Recherche Scientifique et Technique (contrat n°73-7-1574).

NOMENCLATURE DES SYMBOLES UTILISÉS (fig. a et b)

Caractéristiques de traction.

- E** : module d'élasticité (en N/mm^2)
R_{eo,2} : limite d'élasticité à 0,2 % de déformation plastique (en N/mm^2)
R_{eL} : limite d'élasticité inférieure (correspondant au palier)
 σ_1 : contrainte correspondant à 1 % de déformation plastique en traction
R_m : résistance à la rupture (en N/mm^2)
A : allongement à rupture (en %)
- Z** : striction (en %)
n : coefficient d'écroutissage monotone pour une déformation plastique comprise entre 0 et 2 %
- ϵ_f** : déformation vraie à rupture $\epsilon_f = \log_e \frac{100}{100-Z}$
 σ_f : contrainte vraie à rupture $\sigma_f = F_f/S_f$
 F_f = charge à la rupture,
 S_f = section finale.

Caractéristiques cycliques.

- $\Delta\epsilon_e$ (*)** : amplitude de la déformation élastique
 $\Delta\epsilon_p$ (*) : amplitude de la déformation plastique
 $\Delta\epsilon_t$ (*) : amplitude de la déformation totale
 $\Delta\sigma$ (*) : amplitude de la contrainte
R'_{eo,2} : limite d'élasticité cyclique à 0,2 %
n' : coefficient d'écroutissage cyclique, exposant de la loi d'écroutissage cyclique :

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = K' \cdot \left(\frac{\Delta\epsilon_p}{2} \right)^{n'}$$

- $\Delta\sigma_1$** : différence en contrainte entre les niveaux de contrainte des courbes de traction monotone et cyclique pour 1 % de déformation plastique
N : nombre de cycles à rupture
b : exposant de résistance en fatigue oligocyclique
 σ'_f : coefficient de résistance en fatigue oligocyclique

b et σ'_f sont les coefficients de la relation de Basquin :

$$\frac{\Delta\epsilon_e}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot (2 N)^b$$

- c** : exposant de ductilité en fatigue
 ϵ'_f : coefficient de ductilité en fatigue
 c et ϵ'_f sont les coefficients de la relation de Manson-Coffin :

$$\frac{\Delta\epsilon_e}{2} = \epsilon'_f \cdot (2 N)^c.$$

(*) Valeurs au cycle stabilisé.

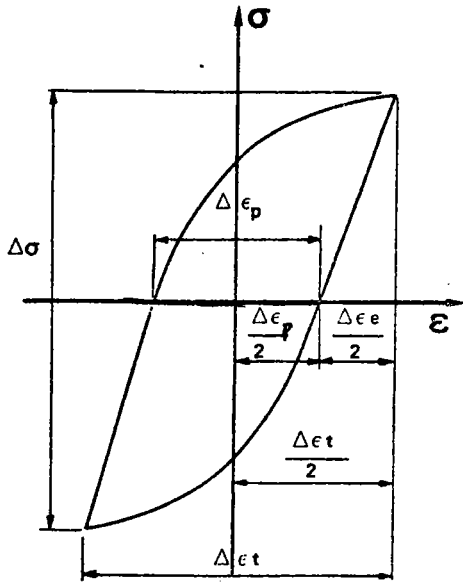


Fig. a.

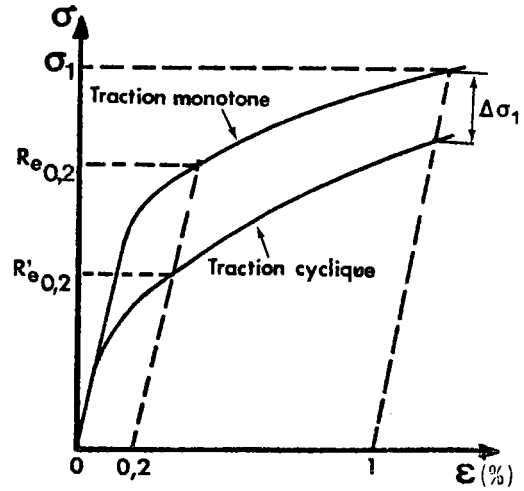


Fig. b.

INTRODUCTION

Si la majorité des pièces mécaniques sont calculées pour des niveaux de contraintes situés en dessous de la limite élastique, il peut arriver que, dans certains cas, cette limite soit dépassée : c'est le cas de pièces de véhicules autotractés (terrain accidenté, nids de poule). C'est aussi le cas de certaines structures, telles que des éléments d'avion, des réservoirs sous pression ou des équipements de transport, qui, sollicités en service dans le domaine élastique, peuvent contenir des petites régions qui se déforment plastiquement au cours des cycles de charge : entailles mécaniques (filetages, taraudages, trous, congés de raccordements), zones d'assemblage (cordons de soudure, rivets).

Les propriétés mécaniques (limite d'élasticité, coefficient d'écrouissage) d'un matériau tel que l'acier sont alors sensiblement modifiées par l'application de cycles de sollicitations élevées, même en petit nombre. L'acier peut, soit durcir, soit s'adoucir, par rapport à son comportement en sollicitation monotone.

De plus, l'application de sollicitations cycliques sortant du domaine élastique conduit à des durées de vie relativement faibles (inférieures à 10^5 cycles).

Les essais de fatigue oligocyclique permettent de déterminer les nouvelles relations "effort - déformation" qui rendent compte des modifications dans le comportement des matériaux dès qu'ils sont soumis à des sollicitations cycliques, ainsi que les lois donnant le nombre de cycles à rupture correspondant à des taux de déformation plastique cyclique imposés.

Cependant, les essais de fatigue oligocyclique sont généralement coûteux, car ils requièrent des moyens d'essais importants. C'est pourquoi, dans la présente étude, nous faisons la synthèse des résultats qui ont été obtenus à l'IRSID sur une gamme d'aciers utilisés en construction mécanique, en précisant les conclusions générales qui se dégagent de ces résultats. Les traitements thermiques effectués sur ces aciers sont rassemblés au tableau I.

Par ailleurs, il est important de relier les caractéristiques mécaniques classiques obtenues à partir d'un simple essai de traction aux caractéristiques cycliques déterminées au

TABLEAU I

Traitements thermiques des aciers étudiés

Type d'acier	Etat	Traitement thermique	R _m N/mm ²
35 NCD 16	A	Austénisation 875°C 1/2 h + refroidissement air + trempe -196°C 1/2 h + revenu 200°C 2 h	2100
	B	refroidissement air + revenu 200°C 2 h	1990
	C	refroidissement au four à 100°C + revenu 200°C 2 h	2075
	D	refroidissement air + trempe -196°C 1/2 h + revenu 500°C 2 h	1530
	E	refroidissement air	2145
35 CD 4	A1	Austénisation 850°C 30 mn + refroidissement air	980
	A2	trempe isotherme à 325°C 1 h + refroidissement air + revenu 650°C 1 h	900
	A3	trempe huile + revenu 400°C 1 h	1510
	A4	trempe huile + revenu 600°C 1 h	1070
XC 38	D1	Austénisation 850°C 30 mn + refroidissement air	720
	D2	trempe à l'eau + revenu 600°C 30 mn	850
Maraging	B1	Austénisation 825°C 30 mn + trempe huile +	1060
	B2	revenu 450°C 4 h	1870
	B3	revenu 500°C 4 h	1920
	B4	revenu 550°C 4 h	1700
	B5	revenu 450°C 48 h	2070

cours des essais de fatigue oligocyclique et de prévoir ainsi le comportement des aciers soumis à des sollicitations cycliques élevées.

* * *

I. - MÉCANISME D'ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE OLIGOCYCLIQUE

Dans le cas d'un essai effectué sous amplitude de déformation imposée, l'évolution de la contrainte au cours du temps se présente généralement en trois stades :

- 1. Augmentation ou diminution rapide de la contrainte au cours des premiers cycles.

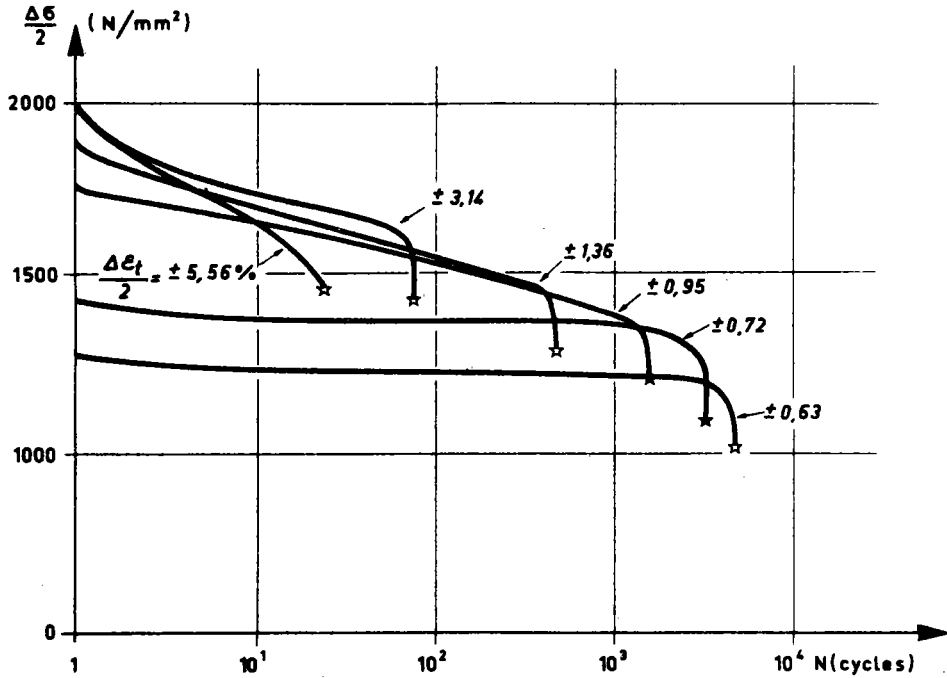


Fig. 1. - Acier maraging, état B2 (revenu 4 h à 500°C). Evolution de la demi-amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles, pour différents niveaux de déformation totale imposée (en %).

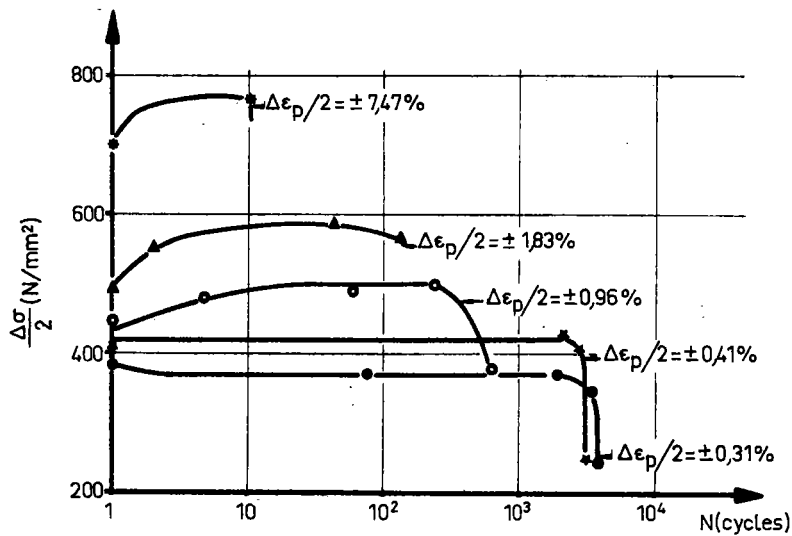


Fig. 2. - Acier XC 38, état D1 (austénisé puis refroidi à l'air). Evolution de la demi-amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles, pour différents niveaux de déformation totale imposée (en %).

- 2. Evolution lente ou stabilisation de la contrainte pendant la plus grande partie de la vie de l'éprouvette.
- 3. Chute rapide, la contrainte conduisant à la rupture.

Les figures 1 et 2 présentent les deux cas les plus fréquents : pour l'acier maraging [1] à l'état trempé et revenu, on observe un adoucissement, tandis que pour l'acier XC 38 qui a subi un traitement de refroidissement à l'air après austénisation on observe un durcissement.

Ces phénomènes d'adoucissement ou de durcissement sont fonction des matériaux ainsi que de leur traitement thermique, comme nous le verrons au chapitre II. D'une manière générale, les matériaux durcis par écrouissage ou qui possèdent des structures hors d'équilibre à température ambiante, tendent vers des caractéristiques mécaniques plus stables au cours des déformations cycliques.

*
* *

II. - EVOLUTION DES CARACTÉRISTIQUES MÉCANIQUES CYCLIQUES

2.1. - Méthodes d'essais.

Ces méthodes, sensiblement différentes, ont toutes pour but d'adapter le métal étudié à des cycles de déformation totale alternée (traction-compression) de niveaux variables, imposés par la machine d'essais [2].

Le tracé de la courbe d'écrouissage cyclique passant par le maximum des cycles d'hystérésis stabilisés par les déformations plastiques permet, à l'instar de la courbe de traction monotone, de déterminer $R'_{e0,2}$, n' et k' .

2.2. - Influence de la structure métallurgique.

L'évolution des caractéristiques mécaniques cycliques est fonction de l'état initial de la solution solide qui peut être, soit à l'état recuit, soit à l'état précroui [3].

D'une manière générale, les aciers initialement à l'état recuit se durcissent progressivement jusqu'à atteindre un régime stable, tandis que pour les aciers initialement à l'état précroui, on observe un adoucissement dès que le taux de prédéformation est supérieur à l'amplitude de la déformation cyclique imposée.

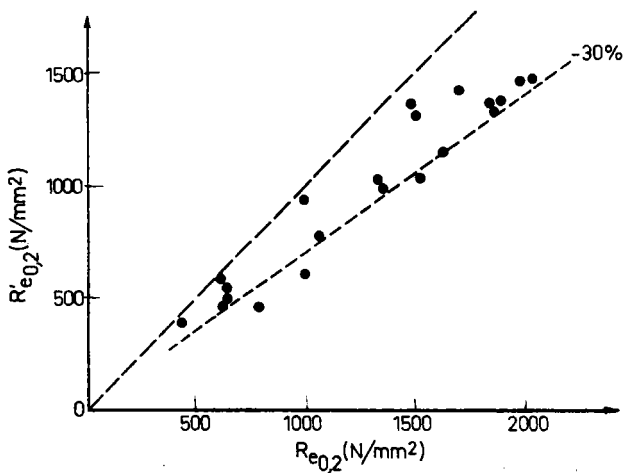


Fig. 3. - Comparaison des niveaux de limites d'élasticité monotone et cyclique.

- 2.2.1. Cas des aciers trempés et revenus.

Dans le cas de phases stables, on observe généralement un adoucissement des aciers dont les structures sont écrouies naturellement par trempe et revenu. Cet adoucissement correspond à une diminution de la limite d'élasticité qui peut atteindre 30 %.

La figure 3 compare les niveaux de $R_{e0,2}$ et $R'_{e0,2}$ sur une gamme d'aciers à l'état trempé et revenu [1] [4].

- 2.2.2. Cas d'une phase instable.

Lorsque le traitement thermique de trempe et de revenu conduit à une phase instable telle que l'austénite résiduelle dans le cas d'un acier 35 NCD 16, on peut observer un durcissement important.

En effet, dans ce cas, il y a compétition entre l'adoucissement produit par la destruction de sous-structures instables de dislocation introduites par la transformation austénite-martensite pendant la trempe, et le durcissement dû à la transformation austénite résiduelle → martensite au cours de l'écrouissage, qui conduit à une structure de dislocation stable.

Ce durcissement n'apparaît donc que dans les phases initiales. Une phase stable, telle l'austénite de réversion (15 %) dans le cas de l'acier maraging à l'état survieilli, ne paraît pas avoir d'influence sur $R'_{e0,2}$, qui est inférieure de 30 % environ à la limite d'élasticité conventionnelle R_e , comme dans le cas d'autres états ne conduisant pas à la présence d'austénite de réversion.

- 2.2.3. Cas des aciers à "palier".

Lorsque les aciers possèdent une courbe de traction "monotone" présentant un palier, on peut observer, pour des contraintes cycliques légèrement inférieures au niveau du palier, une évolution du régime de déformations : au début de l'essai, le cycle d'hystérésis paraît fermé, en l'absence d'une composante plastique importante de la déformation (fig. 4). Le

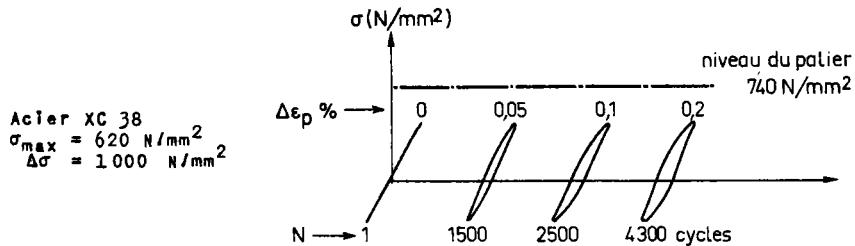


Fig. 4. - Evolution des cycles d'hystérésis pour des amplitudes de déformation correspondant à des contraintes inférieures au palier de la courbe de traction.

cycle d'hystérésis s'ouvre ensuite progressivement, puis se stabilise. Dans le cas d'un essai correspondant à une contrainte maximale supérieure au niveau du palier, ce dernier n'apparaît plus dès le deuxième cycle.

Dans le cas des aciers "à palier", il n'est donc plus possible de comparer directement $R'_{e0,2}$ à R_{eL} pour mesurer le taux d'adoucissement ou de durcissement dû aux déformations plastiques. Il convient donc de mesurer dans ce cas (fig. 5) la chute de contrainte pour une déformation supérieure à celle correspondant à la longueur du palier. Pour ces niveaux de déformation, l'adoucissement dans le cas des états trempés et revenus correspond à un taux d'adoucissement comparable à ceux obtenus sur des aciers sans palier à l'état trempé et revenu.

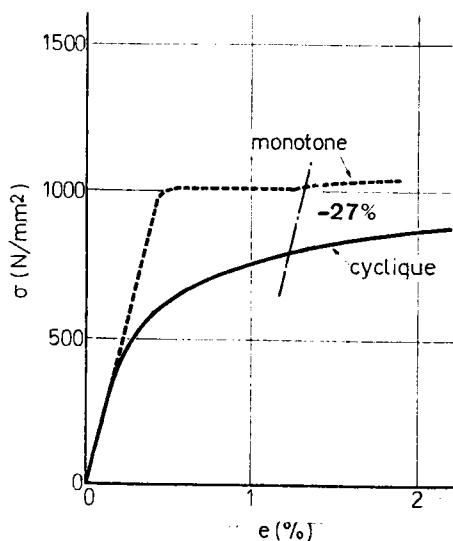


Fig. 5. - Acier 35 CD 4, état A4 (revenu à 600°C). Comparaison des courbes de traction monotone et cyclique.

2.3. - Niveau du coefficient d'érouissage cyclique.

L'application de déformations plastiques cycliques tend à modifier sensiblement la loi d'érouissage des aciers, dans le domaine de déformation $\pm 2\%$.

Au cours des premiers cycles de déformations, le coefficient d'érouissage cyclique évolue rapidement, de manière à se placer dans une bande comprise entre 0,1 et 0,2, quel que soit son niveau initial n .

La figure 6 compare les niveaux de n et n' obtenus sur une gamme d'aciers dont la résistance est comprise entre 900 et 2100 N/mm².

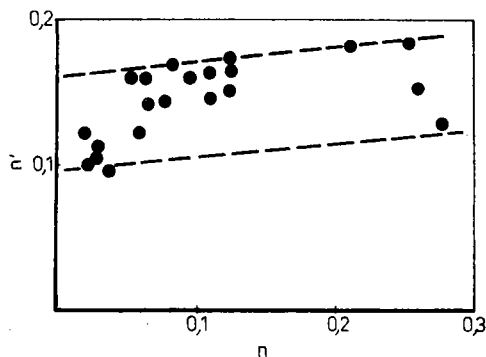


Fig. 6. - Comparaison des coefficients d'érouissage monotone et cyclique.

2.4. - Prévion des phénomènes d'adoucissement ou de durcissement.

Selon Smith, Hirschberg et Manson [5], l'adoucissement se produit lorsque $R_m/R_{e0,2} < 1,2$, tandis que le durcissement apparaît pour $R_m/R_{e0,2} > 1,4$. Dans le cas où le rapport est compris entre 1,2 et 1,4, l'un ou l'autre des phénomènes d'adoucissement et de durcissement peut être observé.

A la suite de l'examen de nombreux matériaux, Morrow [6] constate que si la valeur de n est supérieure à 0,1, le durcissement ou la stabilité apparaît; par contre, si $n < 0,1$ l'adoucissement se produit au cours du cyclage du matériau.

TABLEAU II

Analyse des critères d'érouissage

Acier (*)	Etat (*)	Smith, Hirschberg, Manson		Morrow		Expérience	$\sigma_1/R_{e0,2}$	$\frac{\Delta\sigma_1}{\sigma_1}$ %
		$R_m/R_{e0,2}$	Prévision	n	Prévision	Observation		
35 NCD 16	A	1,24	↘	0,078	↘	↘	1,14	- 9
	B	1,40	incertain	0,125	↗ ou stable	stable	1,23	+ 2,5
	C	1,89	↗	0,260	↗ ou stable	↗	1,50	+13
	D	1,15	↘	0,060	↘	↘	1,11	-10
	E	1,90	↗	0,275	↗	↗	1,56	+24
35 CD 4	A1	1,60	↗	0,125	↗ ou stable	stable	1,36	- 7
	A2	1,12	↘	0,084	↘	↘	1,14	-23
	A3	1,11	↘	0,054	↘	↘	1,12	-22
	A4	1,09	↘	0,062	↘	↘	1,01	-21
XC 38	D1	1,58	↗	0,254	↗	↗	1,51	+10 (+)
	D2	1,15	↘	0,125	↗	↘	1,22	-10 (+)
Maraging	B1	1,33	↘	0,120	↘ ou stable	↘	1,29	-16
	B2	1,02	↘	0,029	↘	↘	1,09	-15
	B3	1,05	↘	0,023	↘	↘	1,04	-20
	B4	1,02	↘	0,021	↘	↘	1,04	-17
	B5	1,02	↘	0,028	↘	↘	1,02	-19

(*) Cf. le tableau I.
 (+) $\Delta\sigma$ pour $\Delta\varepsilon_p = 1,5\%$.

Dans le tableau II nous avons rassemblé les valeurs de $R_m/R_{e0,2}$ et n pour une gamme étendue d'aciers décrite en annexe; nous avons indiqué les phénomènes de durcissement par une flèche montante ↗ et d'adoucissement par une flèche descendante ↘.

Dans la majorité des cas, les prévisions sont en bon accord avec l'expérience; toutefois, nous constatons que les prédictions ne sont pas toujours vérifiées.

En effet les critères considérés utilisent des caractéristiques, telles que R_m et n, déterminées en dehors du domaine de déformation ($< 2\%$) où est défini le durcissement ou l'adoucissement.

Nous avons donc introduit une nouvelle définition du critère en prenant le rapport $\sigma_1/R_{e0,2}$ dont les paramètres se situent dans le domaine de déformation plastique correspondant à l'expérience.

Afin de déterminer la valeur fictive de $R_{e0,2}$ dans le cas d'un acier à palier, nous avons procédé à une extrapolation à partir de la formule classique $\sigma = k \cdot (\epsilon_p)^n$. Les calculs des rapports $\sigma_1/R_{e0,2}$ ont été reportés sur le tableau II et semblent être plus cohérents (par rapport aux deux autres critères) si nous comparons les valeurs calculées avec l'expérience.

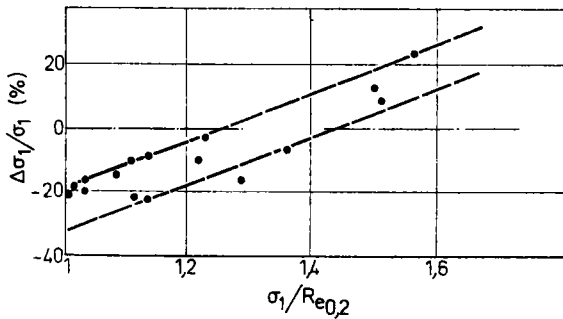


Fig. 7. - Evaluation du taux d'érouissage $\Delta\sigma/\sigma_1$ en fonction de $\sigma_1/R_{e0,2}$ (σ_1 = contrainte correspondant à 1 % de déformation plastique sur la courbe de traction monotone).

On observe un adoucissement lorsque $\sigma_1/R_{e0,2}$ est inférieur à 1,3, et un durcissement lorsque $\sigma_1/R_{e0,2}$ est supérieur à 1,5. De plus, nous avons reporté dans le tableau le taux d'érouissage cyclique $\Delta\sigma_1/\sigma_1$ qui correspond à une augmentation ou une diminution de la contrainte cyclique pour une déformation plastique de 1 %. La figure 7 montre que $\Delta\sigma_1/\sigma_1$ augmente avec $\sigma_1/R_{e0,2}$.

*
* * *

III. - ESTIMATION DE LA RÉSISTANCE À LA FATIGUE OLIGOCYCLIQUE

3.1. - Expressions des relations entre l'amplitude de déformation et la durée de vie.

La résistance à la fatigue oligocyclique d'un acier est généralement étudiée à l'aide d'essais de fatigue en traction-compression sous des amplitudes de déformation imposées. Les résultats des amplitudes de déformation élastique, plastique et totale qui correspondent au cycle d'hystérésis stable sont reportés sur un diagramme bilogarithmique " $\Delta\epsilon - N$ " (fig. 8), où N est le nombre de cycles à rupture et $\Delta\epsilon$ la déformation totale.

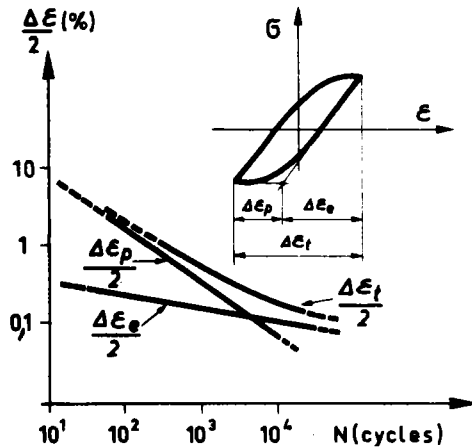


Fig. 8. - Paramètres mesurés et diagramme $\Delta\epsilon/2 = f(N)$.

Les points correspondant à l'amplitude de déformation élastique se placent sur une droite qui vérifie la relation de Basquin [7] :

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma_f' \cdot (2N)^b \quad \text{soit} \quad \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} \cdot (2N)^b.$$

Les points correspondant à l'amplitude de déformation plastique se placent sur une droite qui vérifie l'équation proposée par Manson [8] :

$$\Delta\varepsilon_p/2 = \varepsilon_f' \cdot (2N)^c.$$

Les points correspondant à la déformation totale appliquée à l'éprouvette se placent sur une courbe d'équation :

$$\frac{\Delta\varepsilon_t}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} \cdot (2N)^b + \varepsilon_f' \cdot (2N)^c.$$

*
* *

3.2. - Position relative des droites élastiques et plastiques en fonction des caractéristiques des aciers.

Pour une même déformation totale, des matériaux ductiles et fragiles ne présentent pas la même réponse en contrainte. La figure 9a nous montre les différentes formes de cycle d'hystérésis, ainsi que l'allure générale des courbes de Manson-Coffin pour des matériaux fragiles, résistants ou ductiles [9].

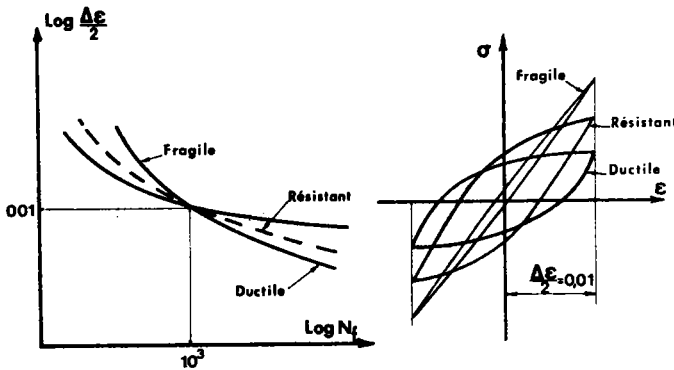


Fig. 9a.

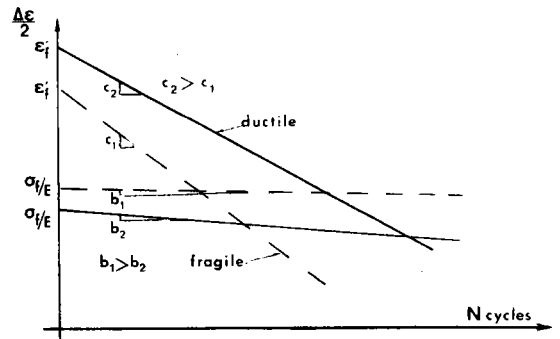


Fig. 9b.

Fig. 9. - Influence des propriétés mécaniques sur la résistance à la fatigue oligocyclique.

L'examen de la figure 9b montre que la droite élastique d'un matériau fragile se situe au-dessus de celle d'un matériau ductile. En effet, σ_f' est relié à R_m et σ_f' ductile est inférieur à σ_f' fragile; de plus, la pente b ductile est plus petite ($b < 0$) que b fragile.

Pour la droite plastique, le phénomène inverse se produit, car ε_f' est relié à l'allongement et la valeur ε_f' ductile est supérieure à ε_f' fragile; de même, la pente c ($c < 0$) est plus grande pour un matériau ductile que pour un matériau fragile.

Pour les durées de vie courtes, nous constatons l'importance de la déformation plastique et de la ductilité. Un matériau qui a une ductilité élevée aura une bonne tenue dans le domaine de la fatigue plastique (cas des fortes déformations); au contraire, en fatigue classique, la composante élastique devient prédominante et montre le rôle de la rigidité.

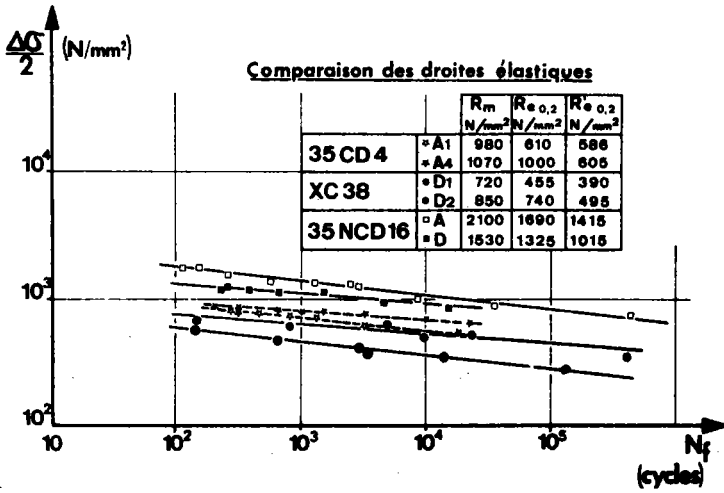


Fig. 10a. - Comparaison des droites élastiques.

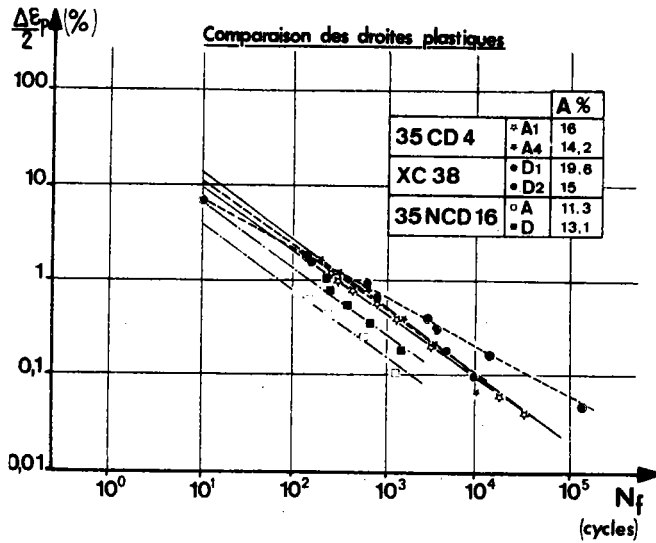


Fig. 10b. - Comparaison des droites plastiques.

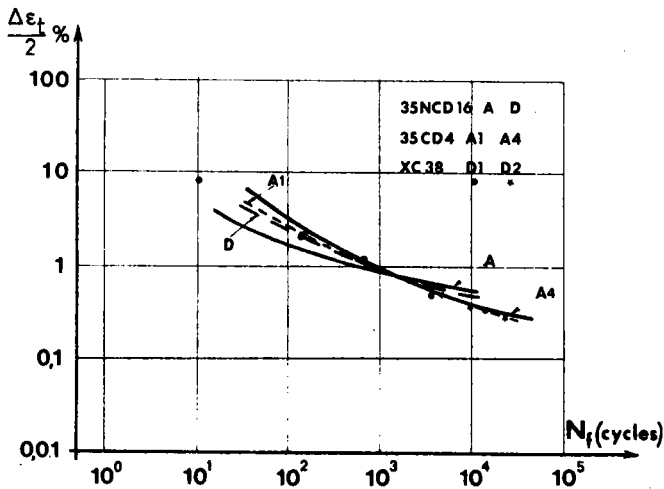


Fig. 10c. - Comparaison des courbes $\Delta\epsilon_t = f(N)$.

Fig. 10. - Comparaison des droites "élastiques" et "plastiques", ainsi que des courbes $\Delta\epsilon_t = f(N)$ pour différents aciers.

Un matériau qui possède une résistance élevée aura donc des propriétés de fatigue classique élevées.

- 3.2.1. Comparaison des droites élastiques.

Si nous reportons sur la *figure 10a* le diagramme des amplitudes de contrainte en fonction du nombre de cycles à rupture (loi de Basquin), nous observons que l'ordre de succession des droites qui expriment la résistance possède la même séquence (états A, D, A₄, A₁, D₁ et D₂) que les caractéristiques cycliques $R_{e0,2}$ et monotones R_m . Par contre, un classement en fonction de la limite d'élasticité monotone ne se vérifie pas.

- 3.2.2. Comparaison des droites plastiques.

Dans une seconde analyse, nous avons également reporté sur un même diagramme les droites dites plastiques pour tous les états étudiés jusqu'à rupture (*fig. 10b*). Pour un nombre de cycles donné, nous obtenons la séquence D₁, D₂, A₁, A₄, D et A, qui montre que la capacité de déformation cyclique évolue dans le même sens que l'allongement à rupture A%.

- 3.2.3. Comparaison des courbes totales.

Il est intéressant également de comparer les courbes dites "totales" qui expriment la capacité de déformation élastique et plastique.

Si nous observons la *figure 10c*, nous constatons que toutes les courbes se croisent au voisinage du point de coordonnées $\Delta\epsilon_t/2 = 0,01$ et $N = 10^3$ cycles, comme le signale Morrow [10].

Si les courbes totales se coupent en un point, cela ne signifie pas que les droites élastiques et plastiques qui la composent se coupent également pour $N = 10^3$. En effet, la convexité de la courbe n'est pas orientée de la même façon suivant les aciers : nous savons, d'après les études antérieures [1], que le nombre de cycles du point de transition défini par l'intersection des droites élastiques et plastiques est environ 10^2 cycles pour l'acier 35 NCD 16 état A, et 10^4 cycles pour l'acier XC 38 état D₁.

*
* *

3.3. - Evaluation des paramètres de fatigue oligocyclique.

Différents auteurs [11] [12] ont remarqué que ϵ_f' et σ_f' étaient souvent proches des valeurs statiques ϵ_f et σ_f .

Le *tableau III* compare les valeurs de ϵ_f et ϵ_f' , d'une part, et de σ_f/E et σ_f'/E , d'autre part. Les écarts entre ϵ_f et ϵ_f' sont très faibles (entre 4 et 8 %), tandis que la différence entre σ_f/E et σ_f'/E peut atteindre 25 %.

D'un autre côté, les coefficients b et c ont été reliés par différents chercheurs au coefficient d'écrouissage cyclique n' :

- A l'aide de considérations énergétiques, Morrow [13] a proposé les relations suivantes :

$$b = -n'/(1 + 5n') \quad c = -1/(1 + 5n') \quad (1)$$

- Considérant que toute la vie d'une éprouvette de fatigue plastique se déroule dans le domaine de la fissuration, Tomkins [14] propose de son côté :

$$b = -n'/(1 + 2n') \quad c = -1/(1 + 2n') \quad (2)$$

TABLEAU III

Acier	Traitement	ϵ_f	ϵ'_f	σ_f/E	σ'_f/E	b	c
		%	%	%	%		
35 CD 4	A1	63	60	0,68	0,91	-0,12	-0,65
	A4	107	115	0,97	0,87	-0,10	-0,71
Maraging	B1	144	132	1,23	0,91	-0,09	-0,82
	B3	95	91	2,09	1,58	-0,09	-0,78
35 NCD 16	A	63	58	1,26	1,64	-0,11	-0,77
	D	70	84	0,92	1,16	-0,10	-0,76

- Halford [15] fait entrer l'exposant a de la relation entre le nombre de cycles et l'énergie de déformation plastique à rupture dans les expressions suivantes donnant b et c :

$$b = n' \cdot (a - 1) / (1 + n') \quad c = (a - 1) / (1 + n'). \quad (3)$$

Le tableau IV compare les valeurs expérimentales de b et c à leurs valeurs calculées.

TABLEAU IV

Acier	Etat	b				c			
		Essai	Calcul			Essai	Calcul		
			Formule (1)	Formule (2)	Formule (3)		Formule (1)	Formule (2)	Formule (3)
35 CD 4	A1	-0,12	-0,09	-0,13	-0,11	-0,65	-0,53	-0,74	-0,61
	A4	-0,10	-0,09	-0,13	-0,12	-0,71	-0,54	-0,75	-0,71
Maraging	B1	-0,09	-0,07	-0,07	-0,07	-0,82	-0,71	-0,86	-0,88
	B3	-0,09	-0,07	-0,08	-0,08	-0,78	-0,67	-0,83	-0,80
35 NCD 16	A	-0,11	-0,08	-0,11	-0,11	-0,77	-0,58	-0,78	-0,79
	D	-0,10	-0,08	-0,10	-0,10	-0,76	-0,62	-0,80	-0,78

Les valeurs de b et c calculées à l'aide des relations (2) et (3) sont voisines de celles obtenues expérimentalement et permettant d'obtenir avec une bonne approximation les expressions numériques des relations entre le nombre de cycles à rupture et l'amplitude de déformation appliquée.

*
* *

3.4. - Méthodes d'approximation des courbes de Manson-Coffin.

Comme nous l'avons déjà indiqué, les essais de fatigue oligocyclique sont longs et

coûteux. En effet, bien que le nombre de cycles à rupture soit relativement faible ($N < 10^5$ cycles), les fréquences d'essai sont faibles (inférieures à 1 Hz) de manière à éviter l'échauffement de l'éprouvette et à pouvoir enregistrer les cycles d'hystérésis mécaniques.

C'est pourquoi de nombreux expérimentateurs ont cherché à limiter le nombre des essais. Dans un premier temps, Manson a proposé le diagramme bilogarithmique, qui permet d'aligner les résultats exprimés en amplitude de déformation plastique. La dispersion des résultats étant relativement faible dans ce domaine, il est possible de tracer la relation $\Delta \epsilon_p = f(N)$ avec un petit nombre d'essais.

D'autres tentatives de prédiction des courbes de fatigue oligocyclique ont été faites afin d'éviter de réaliser un seul essai de fatigue plastique. Nous les présentons ici, rapidement, avant de les confronter aux résultats expérimentaux.

- 3.4.1. Méthode des quatre points.

Cette méthode, mise au point à la NASA par Manson et Halford [16], définit le tracé des droites élastiques et plastiques à partir de la connaissance de quelques caractéristiques monotones.

Le premier point de la droite élastique, situé à un quart de cycle, a pour ordonnée $2,5 \cdot \sigma_f / E$; le deuxième point de la droite correspond à 10^5 cycles, d'ordonnée $0,9 \cdot R_m / E$.

La droite plastique est déterminée par un point à 10 cycles dont l'ordonnée est égale à $1/4 \cdot (\epsilon_f)^{0,75}$. Le deuxième point est situé à 10^4 cycles, d'ordonnée :

$$\Delta \epsilon_p = \frac{1}{1,91} \cdot \left(0,0132 - \frac{\Delta \epsilon_e}{2} \right)$$

où $\Delta \epsilon_e$ est la déformation élastique correspondant à 10^4 cycles.

- 3.4.2. Méthode des pentes universelles.

Dans une deuxième méthode d'estimation, Manson [8], après de nombreux essais effectués sur les matériaux les plus divers, émet les hypothèses suivantes :

- la droite élastique a une pente moyenne b égale à -0,12;
- la droite plastique a une pente moyenne c égale à -0,6;
- pour $N = 1$, la valeur de ϵ_f' est égale à $(\epsilon_f)^{0,6}$ pour la droite plastique, tandis que $\sigma_f' / E = 3,5 \cdot R_m / E$ pour la droite élastique.

- 3.4.3. Application des méthodes de prédiction.

Nous avons appliqué les méthodes d'approximation des droites plastiques et élastiques, suivant les critères énoncés au chapitre précédent, à une gamme étendue d'aciers. Deux exemples sont donnés sur les figures 11.

Nous constatons une nette surestimation de la position des droites élastiques et plastiques, comme le signalent également Hotta et al. [17].

En fait, il paraît difficile de définir les droites élastiques et plastiques à rupture seulement avec l'aide des caractéristiques mécaniques monotones. C'est pourquoi nous avons fait figurer sur les diagrammes des figures 11 les courbes calculées à partir du critère suivant :

- *Tracé de la droite élastique* : Cette droite est définie par deux points :
 - Le premier, situé à 10^7 cycles dans le domaine de la fatigue classique, est une évaluation [18] de la limite de fatigue σ_D à partir de caractéristiques mécaniques :

$$\sigma_D = 0,41 \cdot R_m + 2A \quad \text{soit} \quad \frac{\Delta \epsilon_e}{2} = \frac{0,41 \cdot R_m + 2A}{E} \quad \text{pour } N = 10^7 \text{ cycles.}$$

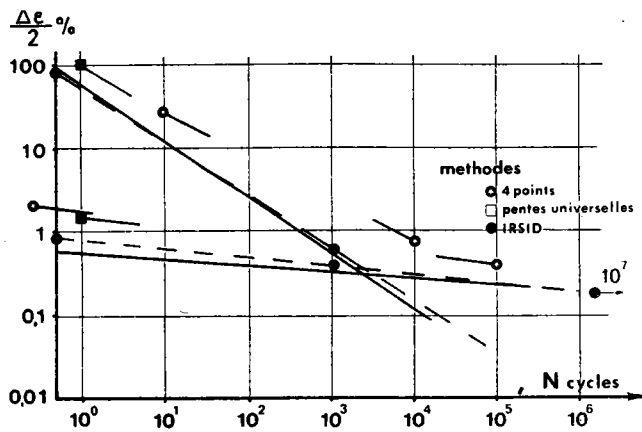


Fig. 11a. - Acier XC 38, état D2 ($R_m = 850 \text{ N/mm}^2$).

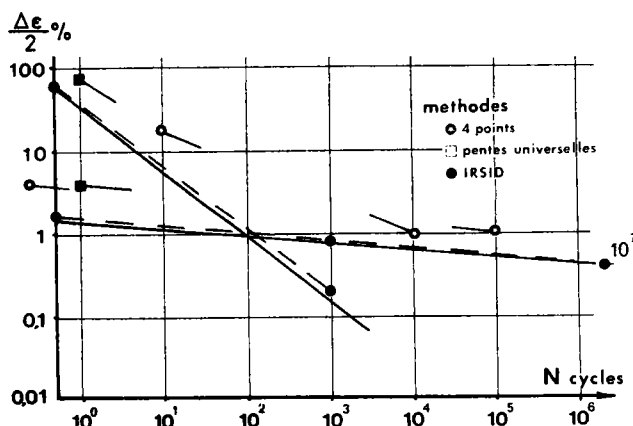


Fig. 11b. - Acier 35 NCD 16, état A ($R_m = 2100 \text{ N/mm}^2$).

Fig. 11. - Comparaison des différentes méthodes d'approximation avec les droites expérimentales sur un acier XC 38 ($R_m = 850 \text{ N/mm}^2$) et un acier 35 NCD 16 ($R_m = 2100 \text{ N/mm}^2$).

- Le deuxième point de la droite élastique est déterminé suivant le critère de Morrow [13] $\sigma_f' = \sigma_f$ pour $N = 1/2$ cycle.

- Tracé de la droite "plastique" : Considérant que, pour un grand nombre de matériaux, les droites "totales" se coupent en $\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = 0,01$ et $N = 10^3$ cycles et que

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_t}{2} - \frac{\Delta \varepsilon_e}{2}, \text{ nous obtenons l'ordonnée :}$$

$$\Delta \varepsilon_p = 0,01 - \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} \quad \text{pour } N = 10^3 \text{ cycles}$$

après avoir déterminé $\frac{\Delta \varepsilon_e}{2}$ pour la même durée de vie.

Le deuxième point de la droite est déterminé pour $2N = 1$ avec l'égalité

$$\varepsilon_f' = \varepsilon_f \text{ proposée par Morrow [13].}$$

La méthode d'approximation que nous proposons paraît en meilleur accord avec les résultats expérimentaux que les méthodes proposées par Manson.

3.5. - Utilisation de l'énergie de déformation plastique.

Nous avons montré dans une précédente étude [1] que, dans le cas d'acier possédant une structure métallographique de martensite ou bainite, on obtenait une même relation entre l'énergie moyenne par cycle ΔW et le nombre de cycles à rupture (fig. 12) :

$$\Delta W \text{ (J/mm}^3\text{)} = 3,2 \cdot N^{-0,85}.$$

En reprenant l'analyse de Halford [16], nous pouvons écrire :

$$\Delta W = \Delta \epsilon \cdot \Delta \sigma \cdot \frac{1 - n'}{1 + n'};$$

la loi d'écrouissage cyclique s'exprime sous la forme :

$$\frac{\Delta \sigma}{2} = k' \cdot \left(\frac{\Delta \epsilon}{2} \right)^{n'}.$$

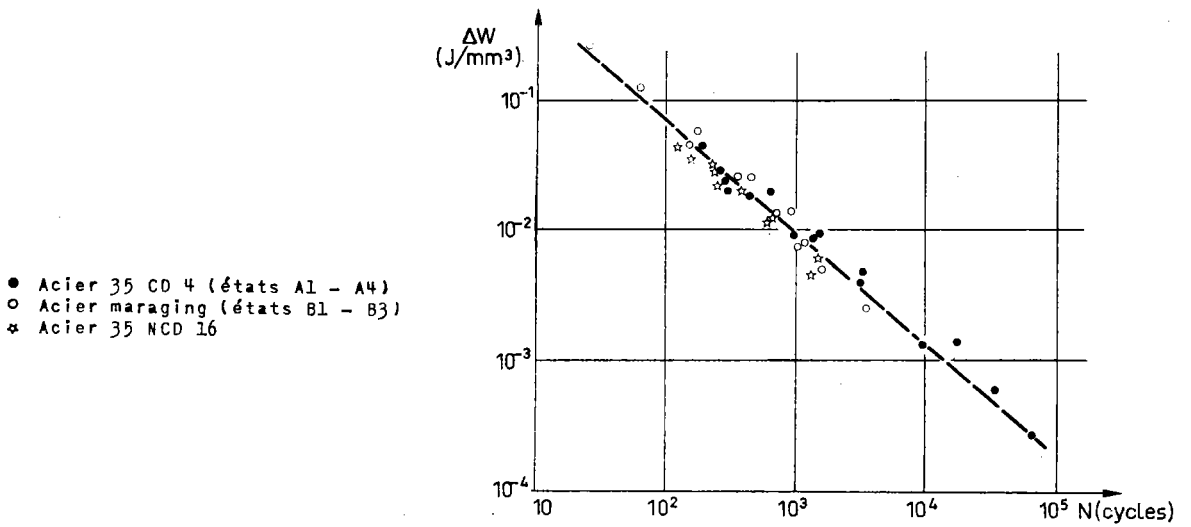


Fig. 12. - Evolution de l'énergie par cycle en fonction de la durée de vie.

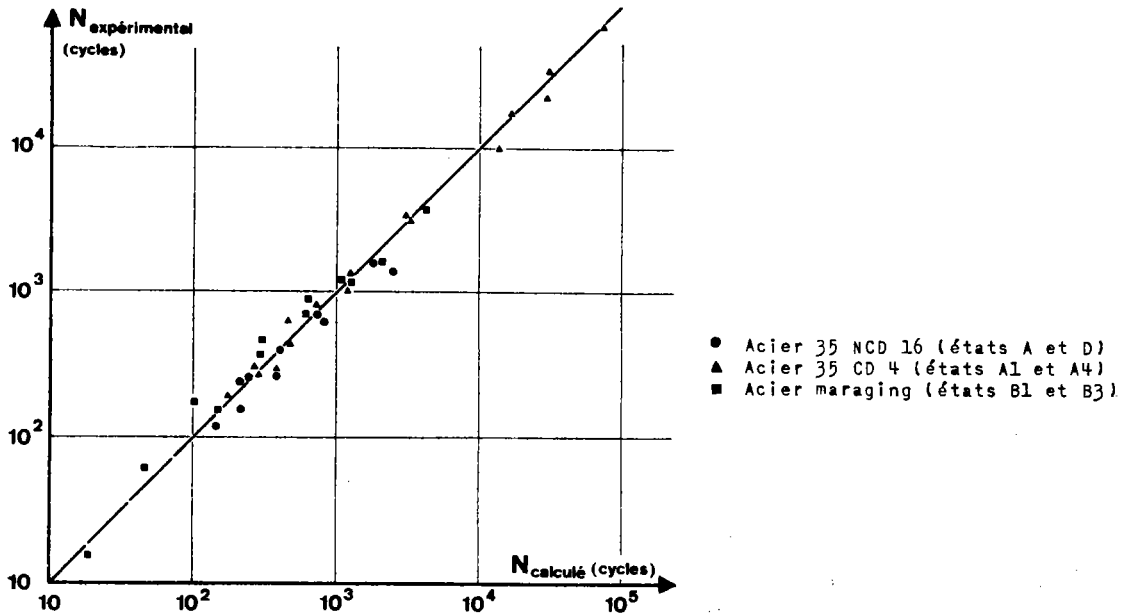


Fig. 13. - Comparaison des durées de vie expérimentales et calculées.

Les trois relations précédentes permettent d'obtenir la relation entre l'amplitude de déformation plastique $\frac{\Delta \epsilon_p}{2}$ et le nombre de cycles à rupture :

$$\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = \left[\frac{1440}{k'} \cdot \frac{1+n'}{1-n'} \right]^{1/(1+n')} \cdot (2N)^{-0,85/(1+n')}$$

Cette relation permet de calculer la durée de vie N (en nombre de cycles) en fonction seulement de la loi d'érouissage cyclique :

$$N = 2600 \left[\frac{1+n'}{k' \cdot (1-n')} \right]^{1/0,85} \cdot \left(\frac{\Delta \epsilon_p}{2} \right)^{-(1+n')/0,85}$$

La figure 13 compare les durées de vie calculées par l'expression précédente et obtenues à l'aide d'essais sur des nuances d'acier 35 NCD 16, 35 NCD 4 et maraging dont la résistance mécanique est comprise entre 1070 et 2100 N/mm². Un excellent accord est obtenu pour ces nuances possédant des structures voisines de martensite et de bainite.

*
* * *

CONCLUSIONS

Au cours de cette étude nous avons tenté de préciser les caractéristiques générales du comportement en fatigue plastique d'une gamme étendue d'aciers ($700 \text{ N/mm}^2 < R_m < 2100 \text{ N/mm}^2$).

En fonction de la structure conférée par le traitement thermique, une nuance d'acier peut s'adoucir, se durcir ou garder des caractéristiques mécaniques stables :

- L'état trempé et revenu conduit généralement à un adoucissement de l'acier, qui conduit à un abaissement de la limite d'élasticité à 0,2 % de déformation qui peut atteindre 30 %. Ce comportement peut être modifié par la présence d'une teneur suffisante en phase instable (austénite résiduelle). Dans tous les cas, le coefficient d'érouissage n évolue en cours d'essai et tend vers une valeur n' comprise entre 0,1 et 0,2.

- L'état recuit ou simplement trempé conduit à un durcissement cyclique important.

Nous avons analysé un certain nombre de critères qui permettent de prédire le comportement cyclique de l'acier. En particulier, le rapport $\sigma_1/R_{e0,2}$ permet de prévoir si l'acier durcira ($\sigma_1/R_{e0,2} > 1,5$) ou s'adoucira ($\sigma_1/R_{e0,2} < 1,3$) sous sollicitations cycliques.

L'application de déformations plastiques cycliques conduit à des ruptures au bout d'un faible nombre de cycles ($< 10^5$ cycles). Nous avons cherché à estimer les lois reliant l'amplitude de déformation plastique au nombre de cycles à rupture.

Les méthodes de prédiction que nous proposons utilisent les caractéristiques de traction monotones ($R_m, A \%$) et cycliques (n', k'). Elles rendent mieux compte des résultats expérimentaux obtenus à l'IRSID que celles proposées par Manson et Halford (méthode des quatre points et méthode des pentes universelles).

BIBLIOGRAPHIE

- [1] GALLET (G.), LIEURADE (H.-P.). Comportement en fatigue oligocyclique de nuances d'aciers à très haute et moyenne résistance du type maraging 35 CD 4. Rapport IRSID P 282, septembre 1976. - *Circulaire d'Informations Techniques* du C.D.S., 1977, 34, n° 2, p. 413-438.
- [2] LIEURADE (H.-P.). Les méthodes d'essais en fatigue oligocyclique. Rapport IRSID P 251, février 1976, 32 p. - *Circulaire d'Informations Techniques* du C.D.S., 1977, 34, n° 1, p. 183-208.
- [3] PINEAU (A.). Mécanismes d'accommodation et de fissuration en fatigue oligocyclique. *Mécanique Matériaux Electricité*, novembre-décembre 1976, n° 323/324, p. 6-14.
- [4] GALLET (G.), LIEURADE (H.-P.). Influence de la structure métallographique d'un acier au nickel-chrome-molybdène sur son comportement en fatigue plastique. Rapport IRSID RE 236. *Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie*, avril 1976, 76, n° 4, p. 219-240.
- [5] SMITH (R.W.), HIRSCHBERG (M.H.), MANSON (S.S.). Comportement des matériaux à la déformation cyclique dans le domaine des durées de vie courtes et moyennes. (Fatigue behavior of materials unter strain cycling in low and intermediate life range). N-63-14250; NASA-TN-D-1574, avril 1963, 56 p.
- [6] MORROW (J.). Energie de déformation plastique cyclique et fatigue des métaux. (Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals). [Dans : Internal friction, damping and fatigue of metals]. A.S.T.M., 1965, STP 378, p. 45-87.
- [7] BASQUIN (O.H.). Loi exponentielle des essais d'endurance. (The exponential law of endurance tests). *Proceedings of the A.S.T.M.*, 1910, 10, part II, p. 625-630.
- [8] MANSON (S.S.). Tracé des machines. (Machine design). *M.A.D.E.A.*, 1960, 7, p. 239.
- [9] RASKE (D.T.), MORROW (J.). Mécanique des matériaux pour les essais de fatigue oligocyclique. (Mechanics of materials in low cycle fatigue testing). [Dans : Manual on low cycle fatigue testing]. A.S.T.M., 1969, STP 465, p. 1-25.
- [10] MORROW (J.), JOHNSON (T.A.). *Materials Research and Standards*, janvier 1965, 5, n° 1.
- [11] POMEY (G.), RABBE (P.). Relations entre les caractéristiques mécaniques, la forme des éprouvettes et l'endurance en flexion rotative d'aciers au carbone et au chrome-molybdène. *Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie*, mars 1970, 67, n° 3, p. 151-164.
- [12] LANDGRAF (R.W.). Résistance des métaux à la déformation cyclique. (The resistance of metals to cyclic deformation). [Dans : Achievement of high fatigue resistance in metals and alloys]. A.S.T.M., 1970, STP 467, p. 3-36.
- [13] Cf. [6].
- [14] TOMKINS (B.). Analyse de la propagation d'une fissure de fatigue. (Fatigue crack propagation. An analysis). *Philosophical Magazine*, novembre 1968, 18, n° 155, p. 1041-1065.
- [15] HALFORD (G.R.). Energie requise pour les ruptures de fatigue. (The energy required for fatigue). *Journal of Materials*, mars 1966, 1, n° 1, p. 3-18.
- [16] HALFORD (G.R.), MANSON (S.S.). Méthode d'estimation du comportement des matériaux à la fatigue oligocyclique à chaud. (A method of estimating high-temperature, low-cycle fa-

tigue behavior of materials). [Proceedings, International conference on thermal and high-strain fatigue]. Londres, Metals and Metallurgy Trust, 1967, p. 154.

- [17] HOTTA (T.) et al. (Nippon Steel Corporation). IIS, DOC XIII 63-2, Tokyo, janvier 1971.
 - [18] BUTHOD (H.), LIEURADE (H.-P.). Note intérieure IRSID.
 - [19] INGLIS (N.P.). Hystérésis et fatigue d'éprouvettes de torsion Wöhler en porte-à-faux. (Hysteresis and fatigue of Wöhler rotating cantilever specimen). *The Metallurgist*, février 1927, p. 23-27.
 - [20] THANG-BUI-QUOC (B.). Variations de l'amplitude de la contrainte, de l'amplitude de la déformation et de l'énergie plastique dans les essais de fatigue oligocyclique cumulée. (Cyclic stress, strain and energy variation under cumulative damage tests in low-cycle fatigue). *Journal of Testing and Evaluation*, janvier 1973, 1, n°1, p. 58-64.
-

influence des conditions de sollicitation sur le comportement en fatigue oligocyclique d'aciers inoxydables austénitiques

C. Amzallag, P. Rabbe (*), G. Gallet, H.-P. Lieurade (**)

Communication présentée aux « Journées Métallurgiques d'Automne 1976 », organisées par la Société Française de Métallurgie.

Les aciers inoxydables austénitiques sont très largement utilisés pour la construction d'appareils fonctionnant à haute température, notamment des réacteurs nucléaires.

Dans les conditions de service, ces matériaux sont soumis à des cycles de contrainte et de température (arrêt, démarrage, montée en puissance) et à des maintiens isothermes et isobares. Les composants à haute température sont alors soumis à des contraintes thermiques assez importantes pour causer des déformations plastiques locales. Ces dernières conduisent, selon leur intensité, soit à une adaptation élastique, soit à une fatigue thermique qui peut amener des ruptures en un nombre assez faible de cycles.

Les déformations produites dans le métal avec ces conditions de sollicitation ne peuvent être prévues à partir des seules caractéristiques de traction du métal à l'état hypereffluant. Si l'on veut éviter toute déformation du métal ou du moins en limiter l'amplitude, il est nécessaire d'analyser également le comportement du métal au cours de cycles de sollicitations successifs.

Nous avons ainsi étudié le comportement de différents aciers inoxydables austénitiques forgés et moulés sous contraintes répétées et sous déformations alternées imposées. Nous avons comparé différentes méthodes expérimentales et examiné l'influence de plusieurs paramètres d'essai sur l'écaillage cyclique et la résistance en fatigue oligocyclique (type de sollicitation, température d'essai, fréquence).

(*) Creusot-Loire, Centre de Recherches d'Unieux, Firminy.

(**) IRSID Saint-Germain-en-Laye.

NOMENCLATURE DES SYMBOLES UTILISES

Caractéristiques de traction

- E : module d'élasticité (en N/mm²).
- R_{e0,2} : limite d'élasticité à 0,2 % de déformation plastique (en N/mm²).
- R_m : résistance à la rupture (en N/mm²).
- A : allongement à rupture (en %).
- n : coefficient d'érouissage monotone pour une déformation plastique comprise entre 0 et 2 %.

Caractéristiques cycliques

- (*) $\Delta\epsilon_e/2$: amplitude de la déformation élastique.
- (*) $\Delta\epsilon_p/2$: amplitude de la déformation plastique.
- (*) $\Delta\epsilon_t/2$: amplitude de la déformation totale.
- $\Delta\sigma/2$: amplitude de la contrainte.
- R'_{e0,2} : limite d'élasticité cyclique à 0,2 %.
- n' : coefficient d'érouissage cyclique, exposant de la loi d'érouissage cyclique

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = K' \left(\frac{\Delta\epsilon_p}{2} \right)^{n'}$$

$\dot{\epsilon}_t$: vitesse de déformation.

Caractéristiques métallurgiques

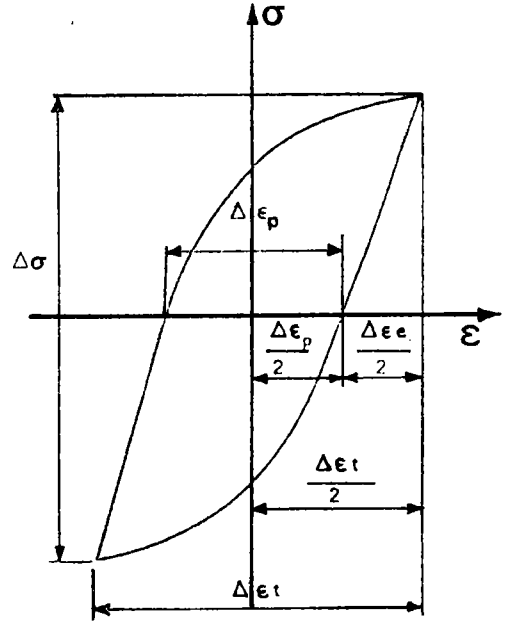
- M_s : température de transformation martensitique.
- M_d : température au-dessus de laquelle la transformation martensitique est impossible par déformation plastique.
- M_m : température au-dessous de laquelle on observe le micromaillage au cours de la déformation plastique.

INTRODUCTION

Aciers utilisés

Les aciers inoxydables austénitiques sont très utilisés pour la construction d'appareils fonctionnant aussi bien à froid qu'à chaud.

(*) Valeurs au cycle stabilisé.



Dans le cas de la construction chaudronnée, le métal subit, en général, des cycles charge-décharge successifs avec des périodes plus ou moins longues de maintien aux différents niveaux de charge. La déformation produite éventuellement dans le métal avec ces conditions de sollicitation ne peut pas être prévue à partir des seules caractéristiques de traction du métal à l'état hyperefflué. Si l'on veut éviter toute déformation du métal, ou du moins en limiter l'amplitude, il est nécessaire d'analyser le comportement du métal au cours des cycles charge-décharge successifs.

Dans le cas de certains appareils sous pression, les structures sont soumises à des régimes transitoires qui peuvent provoquer un endommagement par fatigue : les fissurations par fatigue apparaissent dans des régions où existent des discontinuités géométriques qui sont le siège de concentrations de déformation. En ces points, la déformation locale est commandée par la déformation d'ensemble des régions voisines qui restent élastiques. La valeur de la contrainte dans ces régions a un rôle secondaire vis-à-vis de la fatigue ; c'est la déformation totale à chaque alternance $\Delta\epsilon_t$ qui est à prendre en considération et qui est à comparer avec des résultats d'essais de fatigue, où l'on contrôle la déformation et non la contrainte, c'est-à-dire où l'on maintient à une même valeur l'amplitude de la variation de la déformation (1).

Dans la présente étude, nous avons cherché à préciser l'influence de différentes conditions d'utilisation en service sous sollicitations cycliques d'une gamme d'aciers inoxydables austénitiques.

TABLEAU I: Composition chimique (en %)

Repère	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	Sn	N ₂
A	0,061	1,62	0,46	0,023	0,031	10,9	17,3	2,35	0,270		0,023
B	0,022	1,80	0,38	0,020	0,021	13,3	17,0	2,25	0,032		0,032
C	0,034	0,71	0,68	0,010	0,024	8,5	19,7	0,12	0,098	0,008	0,046
D	0,039	0,83	1,00	0,012	0,024	9,7	19,2	2,39			0,045

CONDITIONS EXPERIMENTALES

Aciers utilisés

Afin de rendre compte du comportement des aciers austénitiques sous sollicitations cycliques, nous avons étudié 4 nuances d'aciers :

- Z 6 CND 17-12 (AISI 316) - état forgé - Acier A
- Z 2 CND 17-13 (AISI 316 L) - état forgé - Acier B
- Z 4 CN 19-9 (ACI CF 8) - état moulé - Acier C
- Z 5 CND 19-10 (ACI CF 8 M) - état moulé - Acier D

La température de forgeage des aciers A et B était environ de 1 200°C et le taux de corroyage égal à 225.

Composition chimique

La composition chimique des aciers étudiés est indiquée dans le tableau I.

Traitement thermique

Ces quatre nuances, sous forme de rond de diamètre 30 mm, ont été austénitisées à 1 100°C pendant 1 h, puis hypereffrées à l'eau.

Caractéristiques mécaniques

Le tableau II rassemble les caractéristiques mécaniques en traction à l'ambiante des aciers étudiés à l'état hypereffré.

TABLEAU II: Caractéristiques mécaniques

Repère	R _{e0,2} (N/mm ²)	R _m	A (%)	Z
A	245	580	66	80
B	210	500	66	75
C	275	510	47	80
D	270	530	47	74

Méthodes d'essais

Les essais de fatigue ont été réalisés en traction compression sur des pulsateurs électrohydrauliques MTS de ± 10 et ± 25 tonnes avec des éprouvettes cylindriques à têtes filetées.

A l'aide de ces machines à servocommande, les essais ont été effectués, soit à amplitude de déformation imposée, soit à amplitude de charge imposée.

Dans tous les cas, la mesure de la déformation a été effectuée en utilisant des capteurs de déformation longitudinaux, la base de mesure étant comprise entre 8 et 15 mm et le diamètre utile compris entre 7,5 et 15 mm.

Les essais à température élevée ont été réalisés à l'aide d'un four ouvrant à résistances électriques. Dans ce cas, la température des éprouvettes était relevée grâce à un thermocouple Chromel-Alumel, attaché au centre de la partie utile par un cordon d'amiante.

INFLUENCE DU MODE DE SOLlicitATION

Définitions

Nous avons considéré deux modes de sollicitations : soit sous contrainte imposée, soit sous déformation imposée.

Accommodation

Dans le cas d'essais charge-décharge répétés, la déformation rémanente produite au cours d'un cycle dépend d'un grand nombre de facteurs : niveau de la contrainte par rapport à la limite élastique, forme du cycle de contrainte, durée du cycle, état structural du métal, etc... Pour un métal et des conditions d'essai donnés, cette déformation évolue au cours du cyclage : lorsque le nombre de cycles augmente, la déformation par cycle diminue, et, si la contrainte est inférieure à une certaine limite, elle finit par s'annuler : on dit que le métal « s'accommode ». La limite d'accommodation introduite par Mme Plenard

et al. (2-3) correspond à la contrainte de cyclage en-dessous de laquelle les cycles effort-déformation se referment après un certain nombre de cycles de traction répétée. Au-dessus de cette limite, on continue à observer un léger allongement des éprouvettes à chaque cycle, mais qui diminue avec le nombre de cycles : le métal ne s'accommode plus.

Une étude récente (4) a permis de rendre compte des limitations du concept de « limite d'accommodation » :

— la limite d'accommodation dépend des principaux paramètres d'essais : forme du cycle de charge, fréquence du cycle, etc...,

— la déformation résiduelle par cycle dépend de la contrainte maximale, de la forme et de la fréquence des cycles, mais dans tous les cas elle diminue au cours du cyclage et devient assez vite négligeable, même pour des valeurs de la contrainte maximale supérieure à la limite d'accommodation,

— une prédéformation augmente la limite d'accommodation, mais celle-ci ne se rapproche de la précharge que si la prédéformation est suivie d'un maintien sous contrainte ou d'un cycle prolongé.

Adaptation

Lorsque l'on soumet un acier austénitique à l'état hypereffort à une amplitude constante de déformation, l'écroutissage cyclique se traduit par un durcissement important de l'acier au cours des premiers cycles. En-dessous d'un certain niveau de déformation imposée, on constate en général que le cycle d'hystérésis mécanique devient stable, l'acier « s'adapte » à la déformation imposée. Dans certains cas, au-delà d'un niveau de déformation précis, la contrainte augmente à chaque cycle, il n'y a plus d'adaptation de l'acier.

Caractéristiques mécaniques cycliques

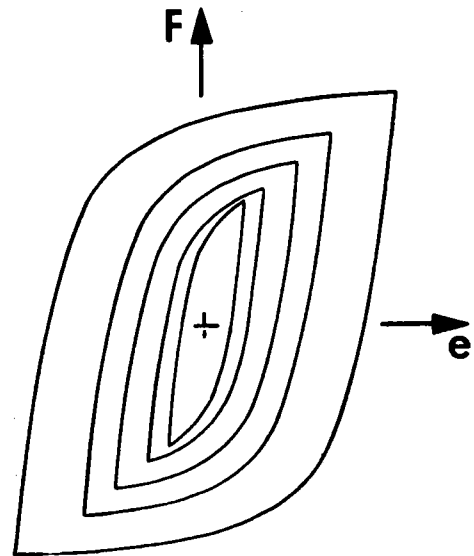
Lorsqu'un matériau est soumis à des sollicitations cycliques élevées, les propriétés mécaniques classiques issues d'un essai de traction ne suffisent plus à caractériser ce matériau. Il convient alors de déterminer ses propriétés mécaniques cycliques. Différentes méthodes d'essais peuvent être utilisées (5).

Dans la présente étude, nous avons utilisé la méthode par paliers successifs qui consiste à appliquer à une même éprouvette une série de niveaux d'amplitude de déformation ou de contrainte croissantes imposées et à enregistrer à chaque niveau le cycle stabilisé. La figure 1 présente les cycles stables obtenus en imposant, respectivement, des efforts ou des déformations alternés.

Les courbes d'écroutissage cyclique, obtenues en plaçant les maxima des cycles d'hystérésis stables sur un diagramme $(\Delta\sigma/2) - (\Delta\varepsilon/2)$, sont reportées sur la figure 2 dans le cas de l'acier A.



a) Essais sous $\Delta\sigma = Cte$.



b) Essais sous $\Delta\varepsilon = Cte$.

Figure 1. — Enregistrement des cycles d'hystérésis mécaniques stables.

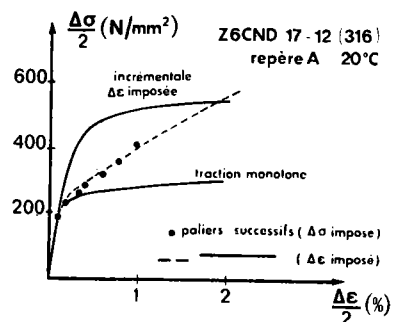


Figure 2. — Tracé des courbes de traction monotone et d'écroutissage cyclique (sous charge ou déformation imposée).

Les courbes obtenues sous déformations ou sous efforts imposés se superposent et montrent ainsi que le mode de sollicitation n'influe pas sur le tracé de la courbe d'érouissage cyclique. Une conclusion identique a été obtenue sur la nuance B. La courbe de traction monotone $\sigma = f(\epsilon)$ reportée sur la figure 2 permet de juger de l'importance de l'érouissage des aciers austénitiques. Dans le domaine de déformation étudié, le coefficient d'érouissage passe de $n = 0,1$ environ lors d'un essai de traction à $n' = 0,4$ environ après cyclage.

Dans le cas de la méthode d'essai par incrément de déformation où l'on applique une succession de blocs de cycles de déformation croissants, puis décroissants, le tracé de la courbe d'érouissage cyclique est sensiblement différent. Dans ce cas, le lieu des maxima des cycles d'hystérésis dépend de la plus grande amplitude de déformation appliquée.

Résistance à la fatigue oligocyclique

L'application de sollicitations cycliques élevées conduit à la rupture en un petit nombre de cycles.

Le diagramme $(\Delta\epsilon/2) - N$ de la figure 3 permet de rendre compte de la tenue de l'acier A en fatigue oligocyclique.

Sur ce diagramme sont reportés les paramètres $\Delta\epsilon_e$ et $\Delta\epsilon_p$ du cycle d'hystérésis stable en fonction du nombre de cycles à rupture pour différentes amplitudes de déformation $\Delta\epsilon$, ou de contrainte $\Delta\sigma$ imposées.

Dans le domaine de 10^3 à 10^5 cycles à rupture, on peut observer l'équivalence des résultats obtenus, soit sous charge alternée imposée, soit sous déformation imposée.

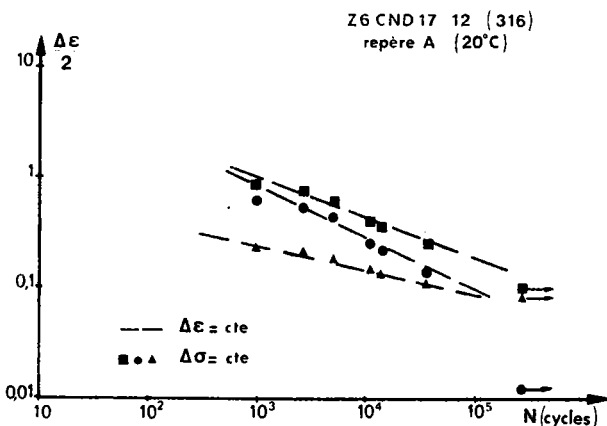


Figure 3. — Courbes de résistance en fatigue oligocyclique de l'acier Z 6 CND 17-12 à température ambiante.

Cette conclusion permet d'avancer que la déformation généralement importante, appliquée au cours du premier cycle dans le cas d'essais sous amplitude de contrainte alternée imposée, est sans effet significatif sur la résistance à la fatigue oligocyclique des aciers austénitiques stables à la température d'essai.

INFLUENCE DE LA STRUCTURE METALLURGIQUE

Influence du corroyage

Il est difficile de comparer, toutes choses égales par ailleurs, des nuances industrielles moulées et forgées. En effet, l'obtention de caractéristiques satisfaisantes dans chaque cas conduit, généralement, à des compositions chimiques sensiblement différentes. C'est le cas des nuances A (forgée) et D (moulée) dont l'analyse chimique entre dans la fourchette des aciers AISI 316. La nuance forgée présente une résistance à la traction légèrement supérieure à celle de la nuance moulée, mais surtout une ductilité sensiblement meilleure. En effet, l'allongement passe de 66 % dans le cas de la nuance A à 47 % dans le cas de la nuance D.

Si l'on compare les caractéristiques de traction monotone et d'érouissage cyclique (fig. 4 a), on peut observer un durcissement de la nuance moulée (D) inférieur à celui de la nuance forgée.

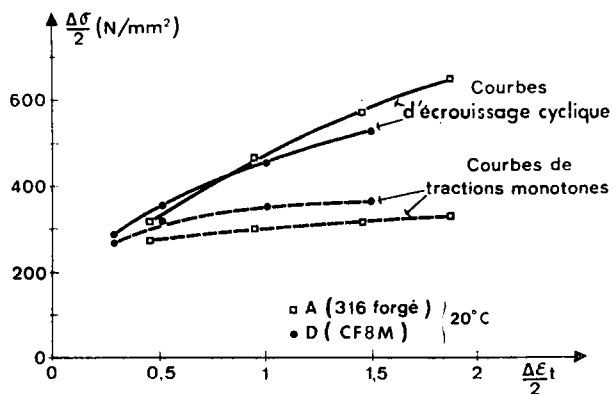
Cette baisse du niveau de ductilité est caractéristique des nuances moulées, en raison même de la différence entre les tailles du grain austénitique. Elle correspond à des caractéristiques de résistance en fatigue oligocyclique sensiblement moins élevées que dans le cas d'une nuance forgée. Pour un niveau donné de déformation totale imposée, on peut observer, en effet, une durée de vie de 2 à 3 fois supérieure dans le cas de la nuance forgée (fig. 4 b).

Influence de la teneur en carbone

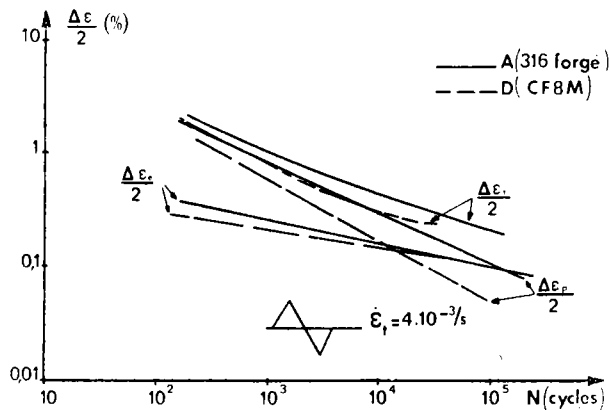
Les nuances A (AISI 316) et B (AISI 316 L) se distinguent principalement par leur différence de teneur en carbone, 0,061 % pour A et 0,022 % pour B. Les nuances industrielles à basse teneur en carbone telles que la nuance B sont élaborées afin d'améliorer la résistance à la corrosion intergranulaire.

La diminution de la teneur en carbone se traduit inévitablement par une baisse sensible de la résistance à la traction d'environ 15 %, mais n'a aucun effet sur la ductilité : l'allongement à rupture est le même pour les nuances A et B.

La figure 5 a compare les courbes de traction monotone et d'érouissage cyclique. On observe simple-

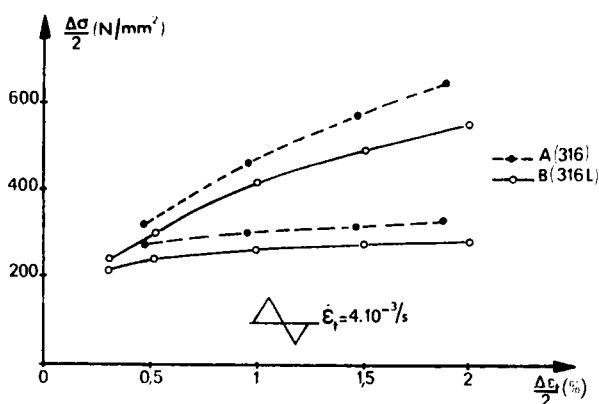


a) Courbes de traction monotone et d'écrouissage cyclique des nuances A et D.

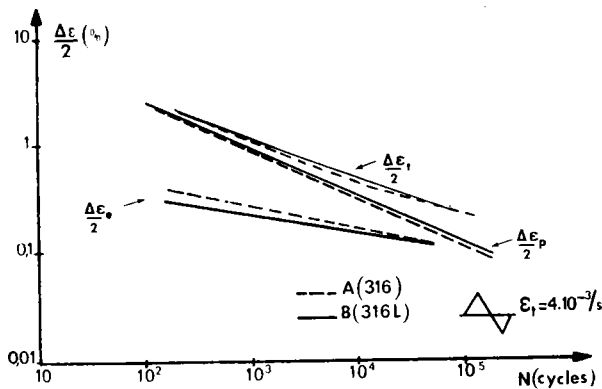


b) Courbes de résistance à la fatigue oligocyclique des nuances A et D.

Figure 4. — Influence du corroyage sur les caractéristiques de fatigue plastique.



a) Courbes de traction monotone et d'écrouissage cyclique des nuances A et B.



b) Courbes de résistance en fatigue oligocyclique des nuances A et B.

Figure 5. — Influence de la teneur en carbone sur les propriétés de fatigue plastique à température ambiante.

ment un décalage des courbes entre les nuances A et B, le durcissement étant sensiblement le même pour les deux nuances.

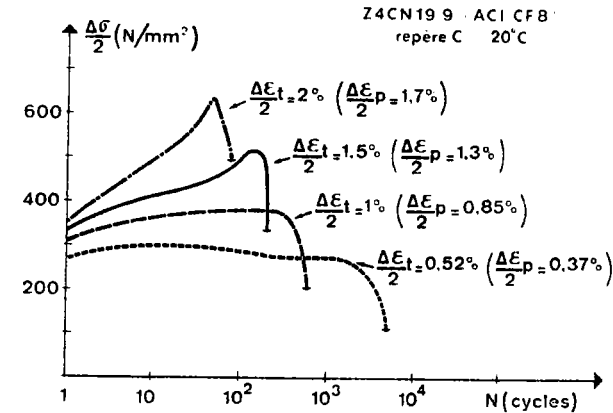
Les caractéristiques de résistance en fatigue oligocyclique sont équivalentes pour A et B, en particulier les relations $\Delta\epsilon_i = f(N)$ et $\Delta\epsilon_p = f(N)$ (fig. 5 b).

On peut noter cependant que, compte tenu du niveau de résistance mécanique plus faible de la nuance B, pour une même durée de vie, on observe dans ce cas des niveaux $\Delta\epsilon_e$ plus faibles que pour la nuance A.

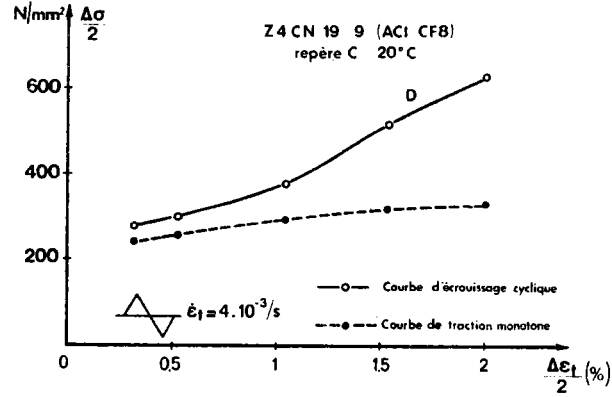
Influence de la stabilité de l'austénite

Plusieurs auteurs (6 à 9) ont montré que dans le domaine de température $M_s - M_d$, la transformation martensitique peut être introduite par déformation plastique. Dans ce domaine de température, les transformations des aciers inoxydables austénitiques se traduisent par la formation de martensite α' , ainsi que de martensite ϵ , dans certaines conditions de composition chimique et de température.

Des études récentes (10 à 15) ont porté sur le comportement cyclique des aciers austénitiques instables.



a) Variation de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles.



b) Tracé des courbes de traction monotone et d'écrouissage cyclique à température ambiante.

Figure 6. — Evolution des propriétés de fatigue oligocyclique de l'acier Z 4 CN 19-9 à température ambiante.

Afin d'avoir une idée du domaine de stabilité des nuances que nous avons étudiées, nous avons considéré la température dite M_{d30} pour laquelle une déformation plastique de 30 % provoque une transformation austénite - martensite de 50 % (9).

Le tableau III donne les valeurs théoriques de M_{d30} pour les nuances étudiées.

TABLEAU III: Valeurs théoriques de M_{d30}

Nuance	A	B	C	D
M_{d30} (°C)	-26	-30	+12	-43

Seule la nuance C (ACI CF8) est métastable à température ambiante.

Au cours d'essais à rupture, effectués pour différents niveaux de déformation imposée, on a relevé l'évolution de l'amplitude de contrainte $\Delta\sigma/2$, en fonction du nombre de cycles (fig. 6 a). Tandis que pour des niveaux de déformation inférieurs ou égaux à $\Delta\epsilon_t/2 = 1\%$ ($\Delta\epsilon_p/2 = 0,85\%$) on observe une évolution caractéristique des aciers inoxydables, stables à température ambiante, pour des niveaux de déformation supérieurs on observe une augmentation du durcissement au bout d'un nombre de cycles compris entre 10 et 100.

Dans ce cas, nous avons donc tracé la courbe d'écrouissage cyclique en reportant (fig. 6 b) la contrainte maximale atteinte à chaque niveau de déformation imposée. Cette courbe fait apparaître une augmentation importante du coefficient d'écrouissage

cyclique, n' , au-delà de $\Delta\epsilon_t/2 = 1\%$. Par contre, la courbe de traction monotone ne présente aucune discontinuité dans le même domaine de déformation.

Afin de déterminer la quantité de phase martensitique transformée, nous avons prélevé, après rupture des éprouvettes, des cylindres de diamètre 2,5 mm dans la partie déformée de manière homogène. Nous avons ensuite mesuré l'intensité d'aimantation à saturation (σ_s , en $\mu T \cdot m^3/kg$) sur ces cylindres de longueur 5 mm. Nous avons observé que la nuance C contenait initialement environ 9 % de ferrite, en faisant une première mesure sur un échantillon prélevé dans une éprouvette vierge. La figure 7 présente l'évolution du taux de martensite α' en fonction de la déformation plastique cyclique appliquée $\Delta\epsilon_p/2$.

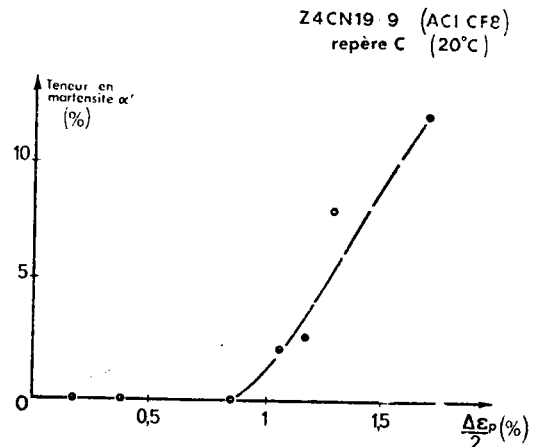


Figure 7. — Evolution de la teneur en phase α' en fonction de l'amplitude de déformation plastique cyclique, dans le cas de l'acier Z 4 CN 19-9 à température ambiante (mesure sur éprouvette rompue).

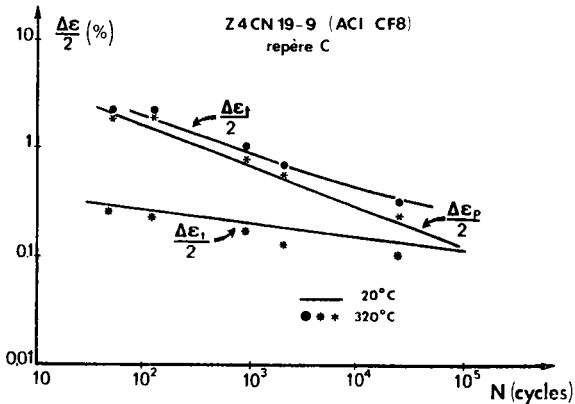


Figure 8. — Comparaison des courbes de résistance en fatigue oligocyclique de l'acier Z 4 CN 19-9 à 20 et 320°C.

Des essais de fatigue oligocyclique ont été effectués à 320°C, donc dans un domaine de température où l'acier est stable. Si l'on compare les durées de vie obtenues à 20 et 320°C (fig. 11), on observe des résultats comparables. La transformation martensitique au-delà de $\Delta\epsilon_t/2 = 1\%$ ne paraît pas avoir d'influence sur la durée de vie. Ce résultat paraît en contradiction avec les résultats de Hennessy et al. (13) qui notent une altération de la résistance à la déformation plastique lorsqu'il y a transformation martensitique. On peut expliquer cette différence de comportement par le taux de martensite α' formée inférieure à 15 %, tandis que dans le cas des travaux mentionnés la teneur mesurée après rupture était supérieure à 30 %.

INFLUENCE DES CONDITIONS D'UTILISATION EN SERVICE

Les aciers inoxydables austénitiques sont utilisés dans des conditions de température, de fréquence et de temps de maintien variables en fonction de leurs applications.

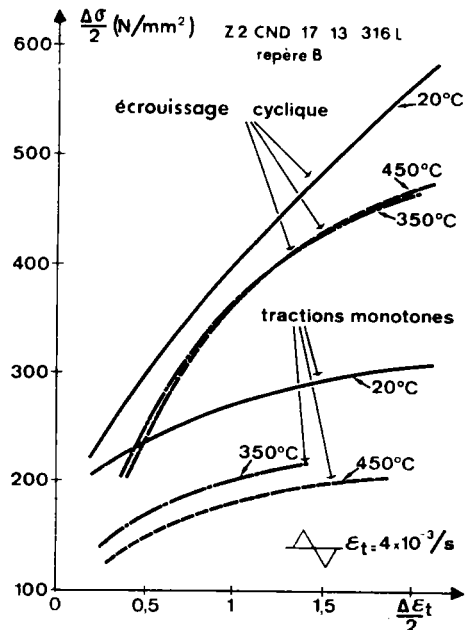
Influence de la température

L'effet de la température sur la résistance à la déformation plastique est conditionnée par l'importance du fluage.

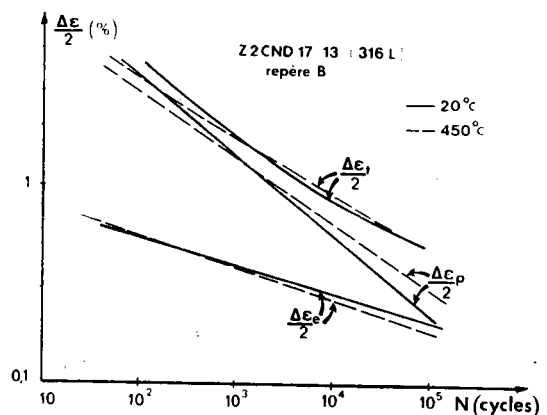
Jusque vers des températures de l'ordre de 550°C, le fluage est relativement faible dans le cas des aciers inoxydables austénitiques.

Nous avons étudié la nuance B dans le domaine de température 20-450°C. La figure 9 a présente l'évolution des courbes de traction monotone et d'écroutissage cyclique à 20, 350 et 450°C. On peut remarquer que la température a un effet plus marqué sur les

courbes d'écroutissage monotone que sur les courbes d'écroutissage cyclique. De plus, on observe à 350 et 450°C un plus grand durcissement du matériau qu'à température ambiante. Ce phénomène d'augmentation du durcissement cyclique à chaud a été interprété par plusieurs auteurs (10-15) comme un phénomène de vieillissement accompagnant la déformation, dû à la présence des atomes de carbone et d'azote en solution interstitielle qui s'opposent au mouvement des dislocations.



a) Tracé des courbes de traction monotone et d'écroutissage cyclique à 20, 350 et 450°C.



b) Tracé des courbes de résistance en fatigue oligocyclique à 20 et 450°C.

Figure 9. — Comparaison des caractéristiques de fatigue plastique de l'acier Z 4 CND 17-13 à 20, 350 et 450°C.

Les résultats des essais de fatigue oligocyclique (fig. 9 b) montrent un faible écart entre les courbes obtenues à 20 et 450°C.

Différents auteurs (16 à 19) ont étudié le comportement à plus haute température des aciers AISI 316 et AISI 304. Pour une amplitude de déformation imposée, ils trouvent une réduction de la durée de vie d'autant plus importante que la température croît.

Effet de la fréquence et de la vitesse de déformation

Les essais que nous avons réalisés à température ambiante sur la nuance A pour des vitesses de déformation $\dot{\epsilon}_1 = 4 \cdot 10^{-3}/s$ et $8 \cdot 10^{-5}/s$ n'ont montré aucune différence significative sur les durées de vie. Ce résultat confirme les conclusions obtenues par plusieurs auteurs dans des domaines de températures allant jusqu'à 500°C.

EVOLUTION DE LA STRUCTURE MICROSCOPIQUE EN FONCTION DE LA TEMPERATURE ET DE LA DEFORMATION PLASTIQUE CYCLIQUE

Mécanismes de déformation

Le mécanisme de déformation des aciers inoxydables austénitiques varie en fonction de la température et de l'orientation de l'austénite. Dans le cas d'un monocristal, le diagramme, taux de déformation plastique - température, de la figure 10 présente schématiquement l'apparition des différents mécanismes.

- Dans la gamme de température ($> M_d$) où l'austénite est stable, l'énergie de défaut d'empilement est élevée, l'acier se déforme seulement par le glissement de dislocations parfaites. La densité de dislocations augmente avec le taux de déformation et, puisque le glissement dévié est facile quand l'énergie de défaut d'empilement est élevée, il se forme progressivement des enchevêtrements de dislocations, puis des configurations cellulaires. Au-dessous de la température critique pour le micromaillage, M_m , on observe des macles qui traversent des cellules de dislocation déjà formées. Le taux de déformation correspondant au début du maillage diminue progressivement avec la température.

Par ailleurs, la diminution de l'énergie de défaut d'empilement avec la température rend de plus en plus difficile le processus de glissement dévié ; ainsi, les configurations de dislocations observées au début de la déformation plastique sont-elles planaires et, lorsque le taux de déformation augmente, on observe la présence de défauts d'empilement étendus, puis l'apparition de micromacles.

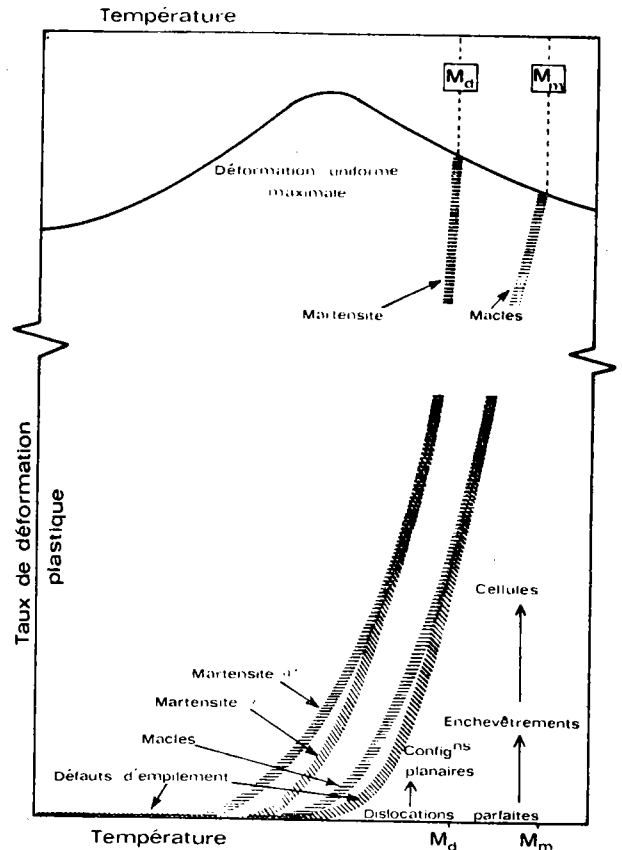


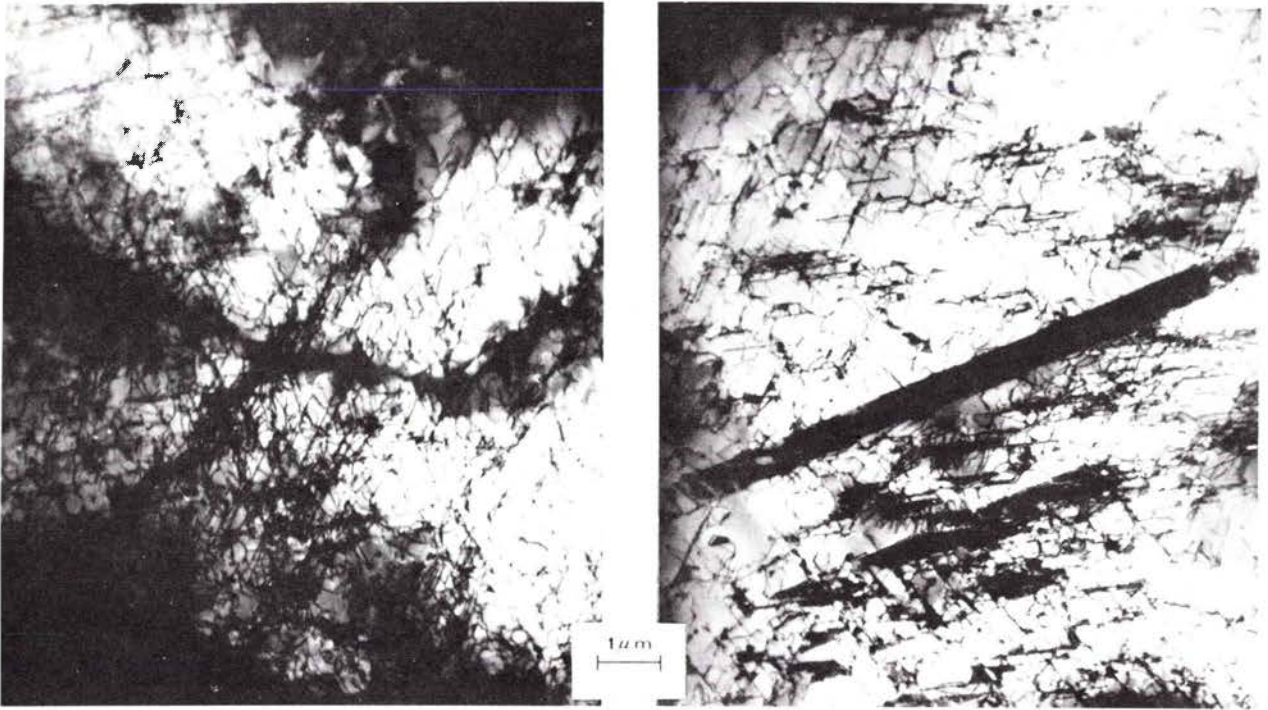
Figure 10. — Illustration schématique de l'apparition des différents mécanismes de déformation en fonction de la température dans le cas des aciers inoxydables austénitiques.

- A plus basse température ($< M_d$), les défauts d'empilement apparaissent dès que la limite d'élasticité est franchie et il se forme des bandes de cisaillement qui sont constituées par un mélange de micromacles et de phase ϵ . En augmentant le taux de déformation, on voit apparaître des îlots de martensite α' qui se forment préférentiellement dans les bandes de cisaillement. La quantité de martensite α' augmente avec le taux de déformation et, pour une température suffisamment basse, l'acier peut se transformer presque entièrement avant rupture.

Il est à souligner que dans un échantillon polycristallin les configurations observées peuvent varier d'un grain à l'autre, en raison de l'influence de l'orientation et de l'hétérogénéité des déformations.

Observations microscopiques

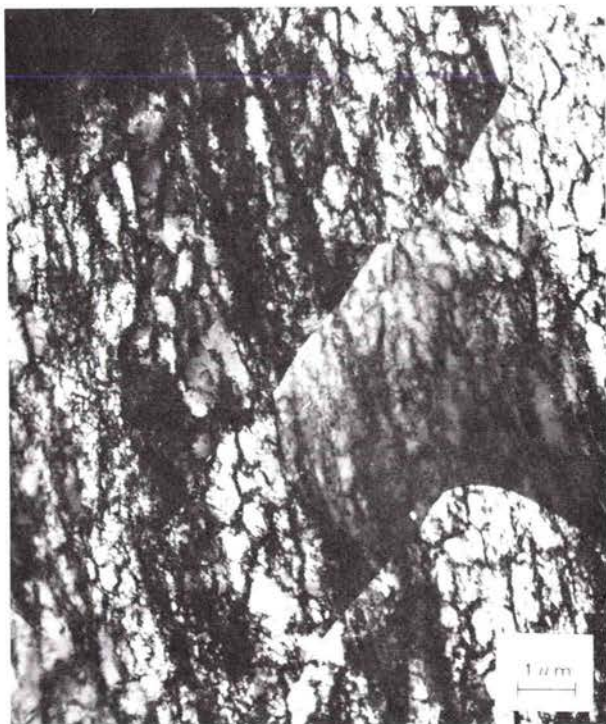
Nous avons observé les structures de déformation obtenues en fatigue oligocyclique, à l'aide de lames



a) $\Delta\varepsilon_p/2 = 0,17\%$: dislocation en configurations planaires et défauts d'empilement.



b) $\Delta\varepsilon_p/2 = 0,85\%$: arrangement des dislocations en cellules (gauche) et en configuration planaire (droite).



c) $\Delta\epsilon_p/2 = 1,7\%$: arrangement des dislocations en cellules (gauche) et apparition d'îlots de martensite α' sur les bandes de martensite ϵ (droite).

Figure 11. — Observations sur lames minces de l'acier Z 4 CN 19-9 sollicité à température ambiante sous déformation plastique cyclique.

minces prélevées transversalement dans des éprouvettes de l'acier C. Ces éprouvettes ont été sollicitées sous déformation imposée, à température ambiante. Comme nous l'avons noté au paragraphe « Influence de la stabilité de l'austénite », la température M_d de la nuance C n'a pas été déterminée expérimentalement (M_{d30} théorique = 12°C) ; compte tenu de la composition chimique de l'alliage, M_d semble comprise entre 50 et 100°C.

La structure de déformation a été étudiée pour trois niveaux de la déformation plastique cyclique, $\Delta\epsilon_p/2$: 0,17 — 0,85 et 1,70 %.

— Pour $\Delta\epsilon_p/2 = 0,17\%$, les mesures magnétiques ne mettent en évidence que les 9 % de ferrite initiale sur les lames minces ; on observe (fig. 11 a) des dislocations isolées ou en configurations planaires et des défauts d'empilement. Les plans de glissement sont des sections des plans cristallographiques du type (111) : suivant le grain, on observe un ou plusieurs systèmes de glissement actifs : l'hétérogénéité de la configuration s'explique par l'orientation variable d'un grain à l'autre entre les plans de glissement et la direction de la contrainte globale.

— Pour $\Delta\epsilon_p/2 = 0,85\%$, les mesures magnétiques ne mettent pas non plus en évidence la présence de la phase α' (fig. 7). Comme dans le cas précédent, on observe une grande hétérogénéité de structure de grain à grain et même, parfois, dans un même grain (fig. 11 b). La densité de dislocations est plus élevée que dans le cas précédent, et on rencontre soit des dislocations en configuration planaire, soit des arrangements de dislocations en cellules, dont la taille assez irrégulière est de diamètre supérieur à 1 μm .

— Pour $\Delta\epsilon_p/2 = 1,70\%$, les mesures magnétiques détectent la présence de 13 % de martensite α' . On observe aussi, dans ce cas, une hétérogénéité des structures de déformation (fig. 11 c) : on rencontre soit des cellules de dislocations dont le diamètre moyen est de l'ordre de 0,5 μm , soit des bandes de martensite ϵ et des îlots de martensite α' qui apparaissent ou très clairs, ou très sombres, selon leur orientation cristallographique : ces particules paraissent avoir germé sur les lamelles ϵ .

Les configurations observées dans les éprouvettes de fatigue sont semblables à celles que l'on rencontre dans des éprouvettes sollicitées en traction monotone pour des déformations plus élevées (20-21).

Si l'on fait correspondre aux contraintes maximales atteintes au cours du cyclage (fig. 6 a), les déformations correspondantes sur la courbe de traction monotone, on obtient des déformations en traction monotone, nettement plus élevées, pour lesquelles de telles configurations sont observées.

En première approximation, les structures de déformation observées dans la partie de déformation homogène de l'éprouvette sur les aciers inoxydables austénitiques paraissent donc reliées, essentiellement, au niveau de contrainte maximale atteint lors du durcissement réalisé, soit au cours d'un essai de traction monotone, soit au cours d'un essai de fatigue oligocyclique.

CONCLUSION

Au cours de cette étude, nous avons dégagé un certain nombre de caractéristiques du comportement en fatigue oligocyclique d'aciers inoxydables du type Z 6 CND 17-12 (repère A), Z 2 CND 17-13 (repère B), Z 4 CN 19-9 (repère C) et Z 5 CND 19-10 (repère D) :

1) dans le cas des nuances austénitiques stables, nous avons montré que le mode de sollicitation, soit sous amplitude de contrainte alternée imposée, soit sous amplitude de déformation imposée, ne modifiait pas le tracé de la courbe d'écrouissage cyclique ainsi que les caractéristiques de résistance à la fatigue oligocyclique, dans le domaine $10^3 - 10^5$ cycles ;

2) l'influence du taux de corroyage joue sur le comportement en fatigue oligocyclique par l'intermédiaire de la ductilité du matériau qui est plus faible dans le cas d'une nuance moulée (D) pour laquelle on observe un durcissement sensiblement inférieur à celui de la nuance forgée (A), ainsi qu'une résistance en fatigue oligocyclique plus faible ;

3) le durcissement cyclique d'une nuance à bas carbone (B) est équivalent à celui d'une nuance classique (A). On observe seulement un décalage vers le bas des courbes de traction monotone et d'écrouis-

sage cyclique. Les caractéristiques de résistance en fatigue oligocyclique sont comparables ;

4) dans le cas d'une nuance métastable à l'ambiante (C), on observe une augmentation de l'écrouissage cyclique au-delà d'une amplitude de déformation plastique voisine de $\Delta\varepsilon_p/2 = 0,9\%$. Cette augmentation est due à l'apparition de phases martensitiques ε et α' qui augmentent avec le taux de déformation. Les teneurs relativement faibles en martensite α' transformée ($< 15\%$) ne conduisent pas à une altération sensible de la résistance à la fatigue oligocyclique par rapport aux nuances stables ;

5) l'élévation de la température d'essai a un effet plus important sur les courbes de traction monotone que sur les courbes d'écrouissage cyclique ; ceci se traduit par une augmentation de durcissement cyclique avec la température qui peut être expliquée par un phénomène de vieillissement sous déformation. Les caractéristiques d'écrouissage cyclique, de même que la résistance à la fatigue oligocyclique, sont peu affectées par la température dans le cas de la nuance B, dans le domaine 20-450°C ;

6) les structures microscopiques observées dans le cas de la nuance C, sur des lames minces prélevées dans des éprouvettes sollicitées sous différentes amplitudes de déformation plastique, sont semblables à celles rencontrées dans des éprouvettes sollicitées en traction monotone pour des niveaux de déformation nettement plus élevés.

Remerciements

Les essais concernant les aciers forgés ont été réalisés avec l'aide de la D.G.R.S.T., tandis que les essais concernant les aciers moulés ont été exécutés dans le cadre d'un contrat avec la Société Framatome.

Nous tenons à remercier tout particulièrement la D.G.R.S.T. et la Société Framatome pour cette aide.

Nous voulons remercier aussi MM. M. Lena et B. Thomas pour leur importante contribution à ce travail.

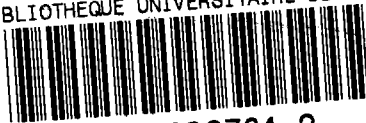
bibliographie

- 1 AMZALLAG (C.), RABBE (P.), PELLISSIER-TANSON (A.). — Journée d'Etude organisée par le GAMI et la S.F.M. (17 mars 1976).
- 2 PLENARD (E.), BOUTAULT (J.). — *C.R. Acad. Sci.*, 264, série C (1967), 487-489.
- 3 PLENARD (E.). — *Rev. Met.*, 65, n° 12 (1968), 845-862.
- 4 LIEURADE (H.P.), RABBE (P.), ROESCH (L.). — *Mem. Sci. Rev. Mét.*, 69, n° 11 (1972), 825-828.
- 5 GALLET (G.), LIEURADE (H.P.). — *Mem. Sci. Rev. Mét.*, 73, n° 4 (1976), 219-240.
- 6 THOMAS (B.). — Thèse, Paris (Centre d'Orsay) (1968).

- 7 LECROISEY (F.), PINEAU (A.). — **Met. Trans.**, 3 (1972), 387-396.
- 8 BLANC (G.), TRICOT (R.), CASTRO (R.). — **Mem-Sci. Rev. Mét.**, 70, n° 7-8 (1973), 527-554.
- 9 ANGEL (T.). — **J.I.S.I.** (mai 1954), 165-174.
- 10 GRUMBACH (M.), HENRY (G.), RABBE (P.). — **Rev. Mét.**, 68, n° 4 (1971), 245-258.
- 11 PINEAU (A.G.), van SWAM (L.F.), PELLOUX (R.M.). — **Scripta Met.**, 7 (1973), 657-660.
- 12 CHANANI (G.R.), ANTOLOVICH (S.D.). — **Met. Trans.**, 5 (janvier 1974), 217-229.
- 13 HENNESSY (D.), STECKEL (G.), ALTSTETTER (C.). — **Met. Trans.**, 7.A. (mars 1976), 415-424.
- 14 FRANKE (G.), ALSTETTER (C.). — **Met. Trans.**, 7.A. (novembre 1976), 1719-1726.
- 15 POMEY (G.), GRUMBACH (M.), RABBE (P.). — **Rev. Mét.**, 64, n° 5 (1967), 447-460.
- 16 KANAZAWA (K.), YOSHIDA (S.). — Proc. of the 1971 int. conf. on mech. behaviour of materials, vol. 2, p. 530-539.
- 17 CHENG (C.F.), CHENG (C.Y.), DIERCKS (D.R.), WEEKS (R.W.). — **Publication ASTM STP**, 520 (1973), 355-364.
- 18 BERLING (J.T.), SLOT (T.). — **Publication ASTM STP**, 459 (1969), 3-30.
- 19 SAHEB (R.E.), BUI-QUOC (T.). — Proc. int. conf. on creep and fatigue in elevated temperature applications - Sheffield (avril 1974), p. 186.
- 20 THOMAS (B.). — Rapport IRSID P 276 — **J. de microscopie et spectroscopie électronique**, 1 (1976), 623-636.
- 21 FELTNER (C.E.), LAIRD (C.). — **Acta Met.**, 15 (octobre 1967), 1633-1653.



BIBLIOTHEQUE UNIVERSITAIRE DE METZ



022 098784 2